



UNIVERSITAT
POLITÈCNICA
DE VALÈNCIA

“Estudio de la influencia sobre la
microestructura y las propiedades mecánicas de
la altura de fabricación para la aleación
Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología
aditiva Electron Beam Melting”

Realizado por: Ing. Javier Delgado Gordillo

Tutor: Dr. Vicente Amigó Borrás

Subdirector del Dep. Ingeniería Mecánica y de Materiales

INDICE

1. Introducción	4
2. Objetivo	8
3. Fundamentos Teóricos.....	9
3.1 Tecnología Electron Beam Melting	12
3.2 Aleación Ti6Al4V Eli	20
3.3 Estado de la Técnica.....	30
4 Planificación Experimental	45
5 Desarrollo Experimental.....	53
5.1 Materia prima	54
5.1.1 Caracterización granulométrica del polvo	55
5.1.2 Caracterización microestructural del polvo	59
5.2 Fabricación con Electron Beam Melting.....	63
5.3 Preparación de las muestras	71
5.4 Ensayos mecánicos y análisis microestructural y fractográfico	78
6 Resultados y discusión.....	88
6.1 Caracterización Mecánica de las probetas	88
6.1.1 Ensayos de Compresión.....	89
6.1.2 Ensayos de Tracción	93
6.2 Análisis fractográfico (Microscopía Electrónica de Barrido)	99
6.3 Análisis microestructural (Microscopía Óptica).....	102
6.4 Discusión general de resultados.....	110
7 Conclusiones.....	117
8 Futuras líneas de investigación	119
9 Referencias y documentación de consulta.....	120
9.1 Referencias	120

9.2	<i>Documentación de consulta</i>	123
10	<i>Anexos</i>	126
	<i>Anexo 1 Granulometría: Result analysis report</i>	126
	<i>Anexo 2 Granulometría: Sample Data report</i>	127
	<i>Anexo 3 Imágenes de las metalografías sin atacar</i>	128
	<i>Anexo 4 Imágenes de las metalografías atacadas</i>	136
	<i>Anexo 5 Gráficos de compresión</i>	160

1. Introducción

En la actualidad, la globalización está dando lugar a una nueva revolución industrial, con una diversificación sin precedentes de la producción, los productos y los servicios. Este hecho está afectando económicamente a todos los países y regiones, siendo los nuevos países emergentes los que parecen tomar mayor ventaja, explotando su mano de obra barata.

De forma simultánea está emergiendo una nueva economía basada en el conocimiento, con profundos efectos en los mercados, la sociedad y la tecnología. Esto está provocando que la producción se centre en productos y servicios de alto valor añadido, obligando a la progresiva incorporación de un alto nivel de conocimiento en todos los niveles del sistema productivo^[1].

El mercado progresivamente demanda producto personalizados y con reducidos plazos de entrega. Prestándose especial atención a la reducción de los tiempos de puesta en el mercado y retrasos en la entregas. Junto a una alta capacidad de adaptación a las modas cambiantes del mercado.

Como consecuencia de este progresivo éxodo de la fabricación extensiva de piezas a terceros países, la continua reducción de los ciclos de vida y la personalización de los productos y servicios, hace que la industria europea y por ende

la española se vea obligada a adaptarse rápidamente. Este hecho implica una reducción de los volúmenes de producción a tan solo unas pocas unidades de alto valor añadido (ej. piezas aeronáuticas), cuando no, productos unitarios totalmente personalizados, como es el caso de los productos sanitarios (implantes, ortesis, etc.).

Ante este desafío, ha surgido un nuevo concepto de fabricación, que se está posicionando en el mercado como pieza clave a la hora de dar respuesta a estos requerimientos, gracias a su gran libertad de diseño, la ausencia de utillaje y su rápida capacidad de respuesta. Estas son las denominadas “tecnologías de fabricación aditiva”: Procesos de unión de materiales para crear objetos, usualmente capa a capa, a partir de datos en 3D de un modelo, de forma opuesta a las técnicas de fabricación sustractiva [2].

Sin embargo, hoy en día sectores de gran impacto en la sociedad como el de automoción, el aeronáutico o biomedicina imponen no solo requerimientos geométricos o de forma, sino también mecánicos y microestructurales, lo que hace necesario profundizar de forma exhaustiva en la determinación de las propiedades mecánicas y características metalográficas de los productos obtenidos mediante procesos aditivos.

Asumiendo dicha necesidad, la presente tesis de máster pretende analizar la influencia del procesado del material

Ti6Al4V (material de gran aplicación en sectores altamente exigentes como son el de aeronáutico o el biomédico) mediante la tecnología aditiva “Electron Beam Melting” sobre sus propiedades mecánicas y microestructurales.

Y de forma concreta afrontará el estudio del grado de influencia de la temperatura del área de trabajo (entorno a 650-700°C), el tiempo de permanencia y su relación directa con su posición en el eje Z, sobre la variación de la microestructura del Ti6Al4V Eli y como consecuencia sobre de las propiedades mecánicas finales.

Es necesario aclarar que el hecho de que las condiciones de procesado impongan una temperatura dentro del rango 650-700°C en el área de trabajo (temperaturas propias de procesos como el recocido, etc.) hace que la microestructura de las piezas fabricadas pueda ser condicionada. Si además añadimos que el proceso de fabricación se basa en la adición de material capa a capa, esto implica que en función de la altura a la que se fabrique la pieza, está permanecerá mayor o menor tiempo sometida a altas temperaturas (para fabricaciones multi-pieza) y por tanto, su microestructura se encontrará condicionada, siendo diferentes en función de Z. Del mismo modo, una única pieza de elevada longitud puede presentar una variación de la microestructura a lo largo de su geometría en función de la altura. Esta variación es provocada por la diferencia de tiempos al que cada zona de la pieza está sometida a la temperatura de

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting

trabajo, generando una heterogeneidad en sus propiedades mecánicas finales.



2. Objetivo

La presente tesis de máster se centra en la evaluación de la tecnología de fabricación aditiva EBM. Y de forma concreta, su objetivo principal es analizar el efecto o influencia del propio proceso de fabricación (polvo metálico fundido capa a capa por un haz de electrones) y las condiciones de trabajo (alto vacío y temperatura del área de fabricación próxima a 650-700°C aprox.) sobre la microestructura del material Ti6Al4V Eli procesado y por tanto, sobre sus propiedades mecánicas finales. Ambos factores tendrán una influencia sobre el tamaño de grano y su microestructura, tanto de forma local, como su variabilidad en función de la altura (debido al proceso aditivo), lo que debe repercutir de forma directa en las propiedades mecánicas resultantes.

Para su consecución, se pretende evaluar la variación de la microestructura, las propiedades mecánicas y la tipología de la fractura en función de la altura. Estos estudios se llevarán a cabo mediante; ensayos mecánicos; tracción y compresión para determinar propiedades mecánicas. Y metalográficos; microscopía óptica para el análisis microestructural y microscopía electrónica de barrido (SME) para el análisis fractográfico. De ellos se espera extraer información relevante para el conocimiento del proceso.

3. Fundamentos Teóricos

La continua evolución de un mercado voluble como el actual, su tendencia a la reducción de tiempos de fabricación y plazos de entrega, del número de piezas a fabricar (pequeñas y medianas tiradas), de la reducción de los ciclos de vida de los productos centrados en modas y la tendencia a la obtención de productos de alto valor añadido, hace necesaria una evolución de los sistemas de producción actuales hacia modelos más versátiles y flexibles, que aseguren los requerimientos de los sectores más exigentes.

Esta tendencia del mercado está provocando una rápida evolución de las tecnologías. Muestra de ello, es la evolución exponencial de las tecnologías de fabricación aditiva que en un plazo de apenas veinte años (Fig. 1), se han posicionado como una respuesta factible y fiable, tanto desde un punto de vista técnico como económico para un amplio rango de productos de tirada corta, geometría compleja y alto valor añadido. Claros ejemplos son los productos personalizados de tirada corta y alto valor añadido solicitados en biomedicina o en el sector aeronáutico. ^[3]

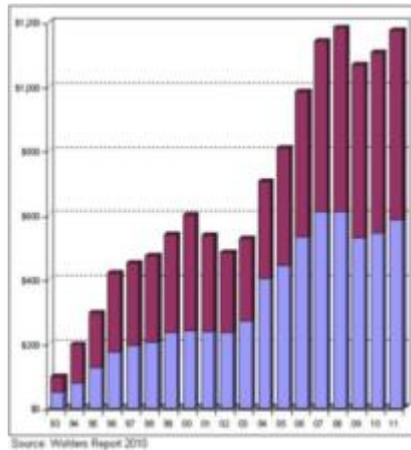


Fig. 1. El gráfico muestra los ingresos (\$) de servicios por fabricación aditiva a nivel mundial. La parte inferior indica los productos y la parte superior indica los servicios.

Esta evolución abre nuevas vías al desarrollo de productos novedosos con características hasta ahora impensables. Pero para entender las ventajas que este tipo de tecnologías pueden aportar, es necesario contextualizarlas frente a los actuales métodos de fabricación.

Las tecnologías de fabricación pueden ser clasificadas según el método de obtención de su geometría^[4,5]:

TECNOLOGÍAS SUSTRATIVAS: Se entiende por tecnologías sustractivas al conjunto de técnicas, tecnologías y métodos que para la obtención de la geometría requerida utilizan herramientas que desbistan un bloque de partida y cuya limitación la determina la limitación física del alcance de la herramienta de desbaste.

TECNOLOGÍAS CONFORMATIVAS: Se entiende por tecnologías conformativas a todo aquel conjunto de técnicas, tecnologías y métodos que para la obtención de la geometría es necesaria la fabricación previa de una preforma (moldes, utillajes, etc.). La geometría del producto obtenido es un calco de la preforma, estando limitada a la capacidad de su obtención mediante métodos sustractivos.

TECNOLOGÍAS DE UNIÓN: Se entiende por tecnologías de unión al conjunto de técnicas, tecnología y métodos que permiten la obtención de piezas 3D a partir de la unión de dos o más elementos de forma física, química o mecánica. (Ej.: Soldadura, adhesivos, tornillos, etc.)

TECNOLOGÍAS ADITIVAS: Se entiende por fabricación aditiva al conjunto de técnicas, tecnologías y métodos que permiten la fabricación rápida, flexible y competitiva de piezas –ya sean prototipos, moldes, matrices o productos finales– directamente a partir de información electrónica (software CAD 3D), mediante la adición -capa a capa- de material metálico, polimérico o cerámico.

Aun cuando esta clasificación es bastante somera y puede estar sujeta a muchas consideraciones, es posible extraer una visión general de las capacidades de las tecnologías aditivas frente al resto. Sin embargo, es necesario profundizar mucho más dentro de este concepto, ya que cuando aludimos a

“tecnología de fabricación aditivas” se engloba una gran cantidad de tipologías de máquinas con sus características propias y muy diferentes entre ellas (materiales, condiciones de fabricación, forma de procesado, etc.) y que condicionarán los productos resultantes.

Existe una gran variedad de tecnologías como se ha comentado previamente, las cuales pueden ser clasificadas atendiendo a muchos y muy variados criterios. Un criterio bastante general permite clasificarlas en función de los materiales procesados. Atendiendo a este criterio tendríamos tres grandes grupos; tecnologías capaces de procesar materiales metálicos, cerámicos o poliméricos.

Una de las tecnologías aditivas de mayor relevancia en el procesado de material metálico es la Electron Beam Melting (EBM), sobre la que versará la presente tesis de máster.

Para entender la problemática que se pretende estudiar en la presente tesis de máster primordial profundizar en el concepto y modo de fabricación de dicha tecnología aditiva.

3.1 Tecnología Electron Beam Melting

ELECTRON BEAM MELTING (EBM): Es una tecnología aditiva capaz de obtener piezas tridimensionales

mediante la fusión -capa a capa- de material metálico conductor en formato polvo a partir de un archivo 3D.

El principio de fusión consiste en la emisión de un chorro de electrones desde la parte superior, que funde selectivamente una capa de material en polvo (esférico de 45-100 μm para reducir riesgos de explosión) depositado previamente en una plataforma de trabajo (Fig.2).

Los electrones proceden de un filamento de tungsteno (wolframio) y son emitidos a mitad de la velocidad de la luz. La función de control de la posición del haz de electrones en el área de trabajo la ejercen bobinas (coils) posicionadas en los laterales que generan campos magnéticos.

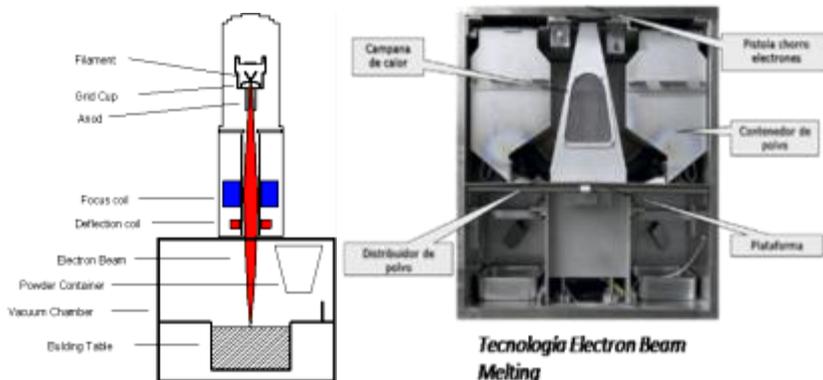


Fig. 2 Tecnología EBM

Por otro lado, para habilitar el camino del chorro hacia la plataforma de trabajo y evitar su desviación y pérdida de focalización, en la cámara de trabajo es necesario crear vacío a

10^{-4} mbar que se establece mediante una bomba de vacío situada en la parte trasera de la máquina. El sistema de vacío es muy parecido al sistema utilizado en la soldadura al vacío.

El vacío favorece enormemente la buena fusión del metal procesado. Sin presencia de oxígeno durante la fusión, las propiedades mecánicas obtenidas son mucho mejores. Debido a ello, desde el principio la tecnología de EBM (Fig. 2) se ha especializado en la fusión de aleaciones no férricas como Ti6Al4V o evoluciones posteriores como el Ti6Al4V Eli, material sometido a estudio en la presente tesis de máster.

La placa de fabricación, de acero austenítico, está situada sobre el polvo (buen aislante térmico), sin fijación alguna. Por debajo de ella está situado un termopar que mide la temperatura de la plataforma. **La temperatura de la placa de trabajo es de 650-700°C** (esto indica que la temperatura de la pieza debe ser superior durante el procesado debido a la limitada evacuación del calor a través del polvo). Gracias a la elevada temperatura del área de trabajo, el polvo suelto en el aire termina sedimentándose en las paredes interiores de la campana, por lo que no hay peligro de contaminación de la máquina por polvo. Este hecho resulta muy importante en la fabricación de implantes.

VENTAJAS DESTACABLES

- Capacidad de **procesar** cualquier **material conductor eléctrico**.
- Tecnología rápida, breve plazo de entrega gracias a la elevada potencia de **chorro de 3000W**.
- **La temperatura de polvo ronda 650-700°C**, implicando menor salto térmico respecto a la temperatura de fusión mejoran las propiedades mecánicas y la microestructura de las piezas.
- **Las piezas tienen alta pureza** debido al procesado en vacío.
- Inversión nula en utillajes: Estas tecnologías fabrican productos directamente del CAD, **no utilizan utillajes**.

CARACTERÍSTICAS TÉCNICAS DE LA TECNOLOGÍA: Las características técnicas de la propia tecnología; Electron Beam Melting (EBM) van a condicionar las futuras fabricaciones, por tanto, han de ser tenidas en cuenta en los diseños a plantear. Los más destacables se muestran en la tabla 1:

Volumen del tanque	[mm ³]	250x250x200 (380)
Tamaño de pieza máximo	[mm]	200x200x180 (350)
Precisión dimensional	[mm]	+/- 0.4
Velocidad de trabajo	[cm ³ /min]	hasta 60
Grosor de capa	[mm]	0.05-0.2 (valor medio a 0.1)

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting

Distribución de tamaño de polvo	[μm]	45-100
Potencia de haz	[W]	3.500-4.000
Temperatura de la plataforma	[$^{\circ}\text{C}$]	650-700
Presión de vacío durante la fabricación	[mbar]	10^{-3} - 10^{-4}

Tabla 1. Características técnicas de la Tecnología EBM

A la hora de definir los parámetros de procesado de la tecnología Electron Beam Melting, aparecen una gran variedad de ellos. Aún cuando detallarlos todos sería una tarea ardua y profusa, a continuación se indican, a modo de ejemplo, algunos de los que, para el autor del presente trabajo (usuario también de la tecnología EBM), son los parámetros más relevantes y que influirán de forma directa en las propiedades finales del producto fabricado. Indicar que estos parámetros pueden ser diferentes para las diferentes zonas de pintado (contorno, interior, etc.).

Velocidad de pasada del haz: El haz de electrones se desplaza por el área de fabricación a una determinada velocidad. Este parámetro es denominado “**Speed function**” y condicionará la cantidad de energía que se aporta por cm^3 .

Potencia del haz de electrones: la potencia del haz viene determinada por la cantidad de electrones emitidos desde el filamento de Wolframio y por tanto, relación directa de la intensidad. El parámetro que nos permite controlar la intensidad y por tanto, la potencia se denomina “**Goal Current**” y

condicionará junto a la velocidad de desplazamiento del haz, la cantidad de energía que se aporta por cm^3 .

Diámetro del foco: Es posible controlar el diámetro del foco dentro del rango de valores, medidos en miliamperios, entre 0 y 200 mA. A mayor valor en mA mayor diámetro del haz de electrones. El parámetro de máquina es denominado “**Focus Offset**” (Fig.3 superior).

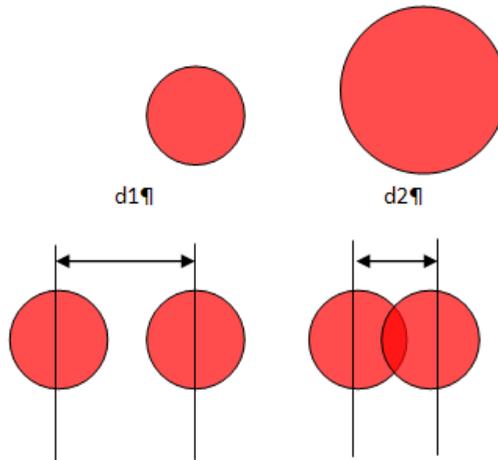
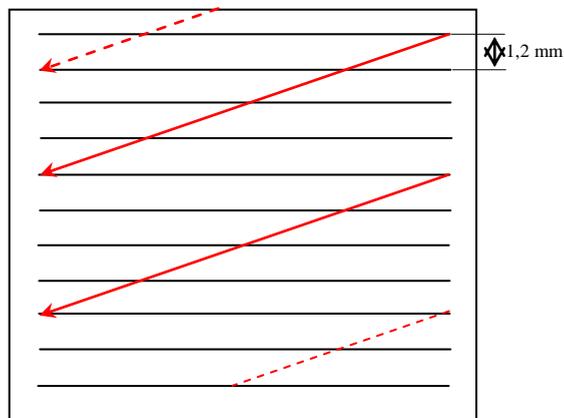


Fig.3 Superior: Concepto del parámetro “Focus Offset” Inferior: Concepto del parámetro “Line Offset”

Separación entre haces: El haz de electrones trabaja siguiendo unas líneas patrón en el área de trabajo. El parámetro “**Line Offset**” regula la distancia entre 2 líneas contiguas, de modo que entre una pasada del haz y la siguiente puede quedar un espacio como en d_1 (Fig.3 inferior izquierda) ó las pasadas pueden solaparse como en d_2 (Fig.3 inferior derecha). El valor estándar suele ser 1.2 mm.

Ordenación de los haces durante el precalentamiento: A su vez, la placa de fabricación está dividida en líneas por donde pasa el haz de electrones, el parámetro “**Line Order**” (Fig. 4) controla en qué orden se realizan las líneas del área de trabajo durante el precalentamiento. Por tanto, controla el tiempo que transcurre entre que una línea es calentada y cargada negativamente hasta que el haz pasa por las líneas adyacentes.

Gracias a este parámetro podemos controlar la temperatura de precalentamiento del polvo antes del fundido y por tanto, del área de trabajo. Si el tiempo es demasiado breve se produce “SMOKE”, efecto causado por la repulsión generada entre los electrones emitidos por el haz y la carga negativa generada en la capa en la pasada previa.



Placa de fabricación 144 x 144 mm

Fig.4 Parámetro “Line Order”

De la información anteriormente mostrada podemos destacar a nivel general que;

- **Debido a que el área de fabricación está calefactada (650-700°C) –el material está aglomerado-** no existe la necesidad de generar soportes, ya que el mismo material actuará como *soporte volumétrico (volume support)* y por tanto, no es necesario tenerlo en cuenta en el diseño.
- Al procesar los materiales mediante un **haz de electrones de muy alta potencia (3000 w) es necesario, sin embargo, tener en cuenta la evacuación de la temperatura**, diseñando las piezas de forma que las zonas más volumétricas se encuentren lo más próximas a la placa de fabricación.
- Debido también a la necesidad de **evacuar dicha temperatura**, es **obligatorio introducir a lo largo de la superficie estructuras** (similares a los soportes) para dicha eliminación que denominamos *soporte ‘barquillo’ (wafer support)*.
- Es necesario añadir que aun cuando la tecnología está capacitada para obtener huecos o cavidades (estructuras tridimensionales) entorno a 0.4 mm, la posibilidad de **extraer el polvo de las cavidades** (el polvo se encuentre aglomerado a 650-700°C) **se hace imposible para una profundidad por encima de 10 mm.**

EL TITANIO Y SUS ALEACIONES

Características de las aleaciones de titanio

El titanio es el único metal ligero que presenta dimorfismo¹, ya que en estado puro su estructura compacta hexagonal (fase α) presenta una transformación alotrópica a 882° C, pasando a una microestructura cúbica centrada en el cuerpo (fase β) [6]. En equilibrio, la estructura β es inestable a temperaturas menores a 882° C, descomponiéndose de nuevo en la fase α al enfriar el titanio por debajo de la temperatura de transición (Fig. 5).

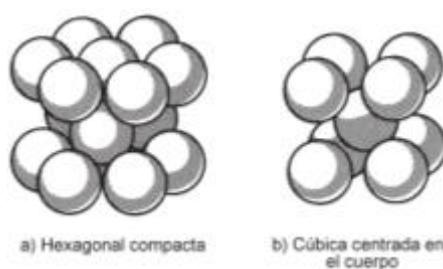


Fig.5 Estructuras cristalinas [7]

Esta transformación ofrece la posibilidad de obtener aleaciones con microestructuras de tipo α , β ó $\alpha+\beta$, dependiendo de los elementos aleantes que estabilizan una u otra fase (Fig. 6.).

¹ El dimorfismo es la propiedad de un material de poseer dos sistemas cristalinos, si el cambio en estructura es reversible, entonces el cambio polimórfico se conoce como alotropía.

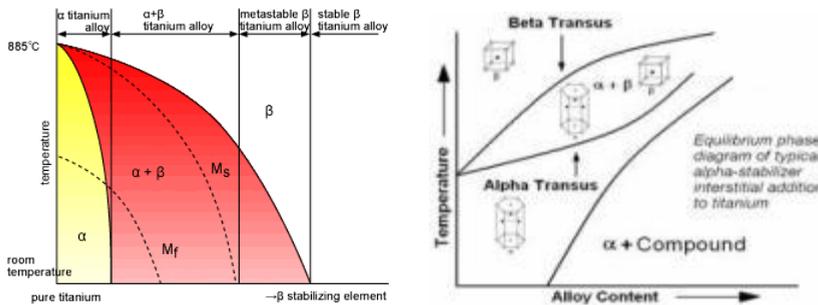


Fig. 6 Diagrama de equilibrio para el titanio (imagen de la izquierda) [8] y diagrama de fase para la aleación Ti6Al4V (imagen de la derecha) [9]

Según la capacidad de los aleantes para estabilizar la fase α ó β , se definen tres tipos de aleaciones de titanio: las aleaciones tipo α , aleaciones tipo $\alpha+\beta$ y aleaciones β . Las aleaciones tipo α/β se suelen clasificar a su vez en casi- α , cuando tiene una estructura esencialmente a α temperatura ambiente, y casi- β , cuando la estructura a temperatura ambiente es mayoritariamente β .

La manipulación de estas variaciones cristalográficas mediante adición de aleantes y procesos termomecánicos da lugar a un amplio rango de aleaciones y propiedades.

Efecto de los aleantes

Los diagramas de equilibrio del titanio con estos aleantes se muestran en la Fig. 7. Los elementos que estabilizan la fase α son aquellos que incrementan la temperatura a la cual la fase α es estable (Fig. 7. a). Los elementos más importantes que se comportan de esta manera son el aluminio, el oxígeno, el

carbono, y el nitrógeno. Los elementos que estabilizan la fase β son los que permiten que sea estable a temperaturas menores de la temperatura de β -transus (Fig. 8. b). Destacan como aleantes β el vanadio, el molibdeno y el Tántalo. Otro grupo de aleantes que estabilizan la fase β son los que forman sistemas eutectoides con el titanio (Fig. 7. c).

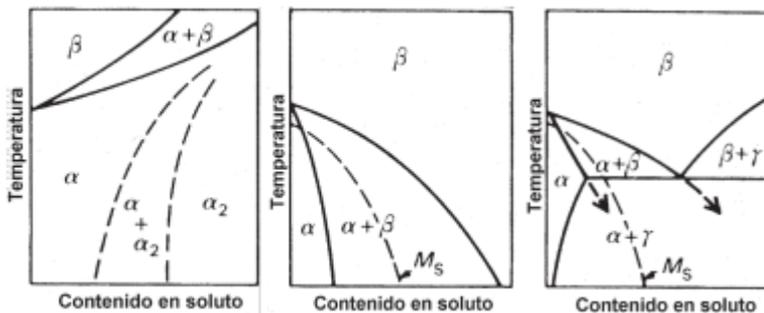


Fig. 7. a: α -estabilizante, b: β -estabilizante y c: β -eutectoides

Entre estos aleantes destacan el hierro, el manganeso, el cromo, el cobalto, el níquel, el cobre y el silicio. Dentro de las aleaciones β -eutectoides, la adición de pequeñas cantidades de cobre en el titanio permite la obtención de una aleación que responde al tratamiento de envejecimiento, ya que la solubilidad del cobre en el titanio a temperatura ambiente es muy reducida. Por ello, esta aleación puede ser forjada en frío en una condición relativamente dúctil, y ser posteriormente endurecida mediante un tratamiento térmico de envejecimiento.

Clasificación de las aleaciones

A partir de los diagramas de equilibrio que presenta el titanio aleado con diferentes aleantes, la realización de una clasificación de las aleaciones de titanio es inmediata, según el tipo de fase que presenta la estructura de la aleación a temperatura ambiente.

Se denominan aleaciones α , aquellas que presentan una estructura α a temperatura ambiente. El efecto de los aleantes usados en estas aleaciones es generalmente el de producir un aumento de la temperatura de β -transus. El titanio comercialmente puro (cp.) se clasifica dentro de este grupo (tabla 2).

	Composición [wt%]					
	N	C	O	Fe	H	Ti
Grado 1	0,03	0,10	0,18	0,20	0,0125	bal.
Grado 2	0,03	0,10	0,25	0,30	0,0125	bal.
Grado 3	0,05	0,10	0,35	0,30	0,0125	bal.
Grado 4	0,05	0,10	0,40	0,50	0,0125	bal.

Tabla 2. Clasificación de las aleaciones de Ti según su composición

Las aleaciones β son aquellas en las que la estructura a temperatura ambiente es fase β . El efecto del aleante es conseguir estabilizar la fase β de la aleación a temperatura ambiente.

Se denominan aleaciones α/β a aquellas aleaciones de titanio en las que la estructura del material consiste en una mezcla de

fase α y fase β . La aleación Ti6Al4V se clasifica dentro de este grupo.

A continuación se muestra una tabla con los aleantes más comunes para el titanio y el tipo de aleación que generan. En ella se indica también las características que cada tipo de aleación presenta. [10, 7]

Elementos α -estabilizantes	Elementos neutros	Elementos β -estabilizantes		
		β -isomorfos	β -eutectoides	
Aluminio	Circonio	Molibdeno	Cobre	
Gaio	Estaño	Volframio	Manganeso	
Oxígeno	Silicio	Vanadio	Cromo	
Carbono		Tántalo	Hierro	
Nitrógeno		Niobio	Cobalto	
			Niquel	
			Hidrógeno	
Tipo de aleación				
α	casi α	$\alpha + \beta$	casi β	β
<p style="text-align: center;"> Densidad \longrightarrow Respuesta al tratamiento térmico \longrightarrow Resistencia a la tracción \longrightarrow Conformabilidad \longrightarrow \longleftarrow Comportamiento a fluencia \longleftarrow Resistencia a la corrosión \longleftarrow Soldabilidad </p>				

Tabla 3. Elementos aleantes, tipología de microestructura generada y sus características.

La aleación Ti6Al4V

El Ti6Al4V es la aleación de titanio de uso más común, tal y como se ha indicado anteriormente. Su formulación varía ligeramente según el estándar o el fabricante escogido. En la tabla 4 se presenta una comparación de los márgenes para la composición del Ti6Al4V por diferentes normativas.

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting

	Composición [wt%]							Ti
	Al	V	Fe	C	O	N	H	
UNE-7301	5,5-6,5	3,5-4,5	0,25	0,08	0,13	0,05	0,012	bal.
ISO 5832-3	5,5-6,75	3,5-4,5	0,30	0,08	0,20	0,05	0,015	bal.
ASTM F136	5,5-6,5	3,5-4,5	0,25	0,08	0,13	0,05	0,012	bal.

Tabla 4. Composición del Ti6Al4V por diferentes normativas

Cuanto mayor es el contenido en oxígeno, nitrógeno, aluminio o vanadio, mayor es la resistencia, y a la inversa, cuanto menor es su contenido, mayor es la tenacidad a fractura, la ductilidad, la resistencia a la corrosión inducida por tensión y la velocidad de propagación de grieta (tabla 5).

PHYSICAL PROPERTIES OF COMMERCIALLY PURE TI & Ti6Al4V-ELI

	Commercially Pure Titanium	Ti6Al4V-ELI
Grade Designation	Grades 1-4	Grade 23
Yield Strength	170-655 MPa	760-795 MPa
Minimum Tensile Strength	240-550 MPa	825-860 MPa
Melting Point	1668 deg C	1635-1670 deg C
Density	4.51 g/ cm ³	4.42 g/ cm ³
Specific Strength	53-122 kN m/kg	187-195 kN m/kg
Fatigue Strength (10 ⁷ cycles)	88-425 MPa	500-600 MPa
Hardness	120-265 HB	330 HB
Elastic Modulus	103-107 GPa	100-130 GPa

Tabla 5. Comparativa entre el titanio comercial puro y el Ti6Al4V Eli en estudio ^[11]

El Ti6Al4V se usa frecuentemente con una microestructura mill-annealed, la cual presenta una buena combinación de resistencia, tenacidad, ductilidad y resistencia a la fatiga. El límite elástico mínimo varía desde 760 a 895 MPa, dependiendo

del proceso, tratamiento térmico y composición química (principalmente oxígeno) del material.

Al enfriar lentamente desde temperaturas donde todo el material está en fase β , se genera una estructura laminar de placas a de Widmanstätten, con una mayor tenacidad a fractura y mayor resistencia a la corrosión inducida por tensión y a la fluencia, y una menor velocidad de propagación de grieta. A veces se realiza un recocido de recristalización en los materiales trabajados, el cual mejora la ductilidad y la vida a fatiga. Las aleaciones α/β permiten obtener una estructura martensítica α' con celda hexagonal al ser enfriadas rápidamente desde temperaturas superiores a la temperatura de β -transus en la que los granos originales de fase β quedan perfectamente delimitados. A diferencia de los aceros, el efecto de endurecimiento producido por la martensita es reducido, debido al gran tamaño de grano y a la inexistencia de supersaturación por átomos intersticiales. O bien $\alpha'+\alpha$ si se enfría desde 900°–1.000°C. Estas estructuras sirven como punto de partida a diferentes tratamientos térmicos.

Microestructuras

Como aleación $\alpha+\beta$, el Ti6Al4V puede presentar diferentes composiciones de fases α y β , dependiendo del tratamiento térmico y del contenido en elementos intersticiales. Los parámetros típicos de red para la fase α (HC) en el Ti6Al4V son

$a = 2,925 \text{ \AA}$, $c = 4,670 \text{ \AA}$. Estos parámetros pueden variar ligeramente, ya que dependen de la composición química de la fase α . La fase β es estable a temperatura ambiente sólo si está enriquecida con más de un 15% en peso de vanadio. Este enriquecimiento se obtiene al enfriar lentamente por debajo de 750°C , y se suele conseguir un 10% de fase β . El parámetro de red para la fase β (BCC) en condiciones estables es $a = 3,190 \text{ \AA}$. Al igual que la fase α , este parámetro varía con el contenido en aleantes.

El Ti6Al4V puede adquirir gran variedad de microestructuras, según el tratamiento termomecánico empleado. La microestructura se puede clasificar en varias categorías, destacando la equiaxial, la martensítica, la laminar y la bimodal (mezcla de equiaxial y laminar) ^[11, 12].

Microestructura equiaxial

Las estructuras equiaxiales se obtienen tras trabajar mecánicamente el material en el rango de temperaturas $\alpha+\beta$. Un recocido posterior a temperaturas menores a la temperatura de inicio de martensita (por ejemplo 700°C) produce una microestructura formada por granos finos de α y β , denominada mill-annealed (Fig. 8), si bien esta estructura depende mucho del trabajado, previo del material. Durante el proceso de recocido, la microestructura consta de fase α \square primaria y de fase β . Al enfriar el material, la fase α \square primaria no se transforma, por lo

que mantiene su morfología original, pero la fase β sí que se transforma, con una estructura final dependiente de la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de recocido.

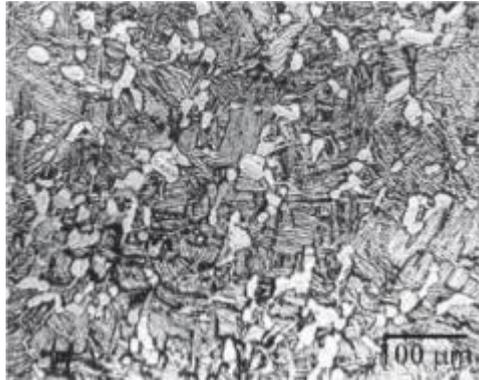


Fig. 8 Estructura Equiaxial del Ti6Al4V

Si la temperatura de recocido es más alta, la fase β se transforma a fase α secundaria con estructura laminar, y se obtiene una estructura formada por granos α y regiones laminares finas, denominadas con el término ‘ β -transformada’, si bien el término se refiere a paquetes laminares de α secundaria. La estructura así obtenida se denomina microestructura dúplex (Fig. 8).

Microestructura martensítica

La estructura martensítica se obtiene por enfriamiento rápido o temple desde temperaturas superiores a β -transus, lo que genera la estructura de transformación masiva martensita dando lugar a la fase α' o martensita hexagonal no termoelástica y la fase α'' o

martensita ortorrómbica termoelástica, causante de las propiedades de memoria de forma.

Esta microestructura, mostrada en la figura 9, es acicular o finamente laminar y tiene parámetros de red similares a los de la fase α .



Fig. .9 Estructura martensítica del Ti6Al4V

Microestructura laminar o de Widmanstätten

Las estructuras laminares o de Widmanstätten se obtienen por enfriamiento lento desde temperaturas superiores a β -transus hasta la región bifásica. La ralentización del proceso de enfriamiento permite una difusión controlada entre las fases α y β cuando la temperatura disminuye por debajo de β -transus y la fase α comienza a nuclear en los bordes de grano β , produciéndose un crecimiento de la fase α en forma de láminas, como puede observarse en la figura 10. La estructura laminar resultante se compone de gruesas placas de fase α y finas placas

de fase β , unidas formando paquetes o colonias. Esta estructura es llamada fase α laminar, estructura de Widmanstätten o bien tipo cesta.

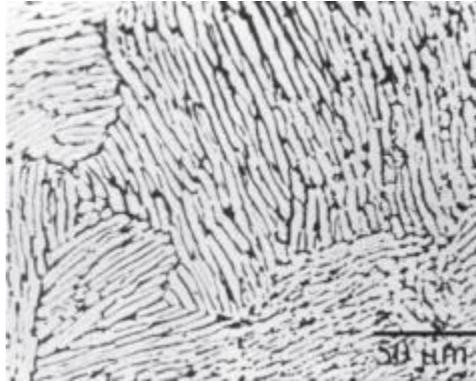


Fig.10 Estructura Equiaxial del Ti6Al4V

Microestructura bimodal

Las microestructuras bimodales consisten en granos α aislados en una matriz β transformada. Se obtienen con un recocido a 950°C , seguido de un temple en agua, y un envejecimiento a 600°C . Se consigue entonces un grano α de $15\text{--}20\ \mu\text{m}$ de diámetro aislado por fase β retransformada. Sin embargo, si se envejece a 650°C se produce la descomposición precipitados de la fase β en granos de fase α .

3.3 Estado de la Técnica

En la actualidad se está dedicando gran esfuerzo por parte de un elevado número de centros de investigación, universidades y fabricantes de tecnología y materiales en la determinación de las

condiciones que rigen el proceso de fabricación aditiva y su influencia en la microestructura y sobre todo, en las propiedades mecánicas finales de los productos obtenidos, ya sean poliméricos, metálicos o incluso cerámicos.

En la literatura no existe demasiada documentación relacionada con el procesado de Ti6Al4V Eli mediante EBM, aunque sí abundante información relacionada con el estudio de las propiedades que la aleación de Ti6Al4V presenta tras su procesado con la misma tecnología

La presente tesis de máster recoge el testigo de investigaciones recientes sobre el Ti6Al4V.

Y de forma más concreta de las investigaciones que se han centrado en la influencia en las propiedades finales de las condiciones de trabajo (área de trabajo a 650-700°C aprox.) en el procesado de Ti6Al4V mediante la tecnología EBM. Y que ha de conducir a un posterior proceso de estandarización necesario para que este tipo de tecnologías puedan ser asumidas por sectores tan exigentes como el aeronáutico o el de biomedicina como una vía alternativa o solución novedosa para producción de una gran variedad de sus productos.

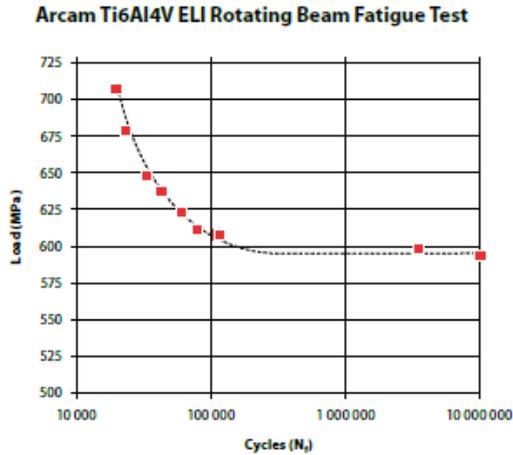
Como punto de partida para conocer el avance de la investigación respecto al tema sometido a estudio, es necesario partir de la información aportada por el propio fabricante de la

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting

tecnología que, en base a sus estudios, aporta información sobre las propiedades mecánicas y microestructurales del material Ti6Al4V Eli procesado mediante EBM.

A continuación se exponen las propiedades mecánicas y térmicas suministradas por el fabricante de la tecnología para el material Ti6Al4V Eli (tabla 6), objeto del presente estudio (Propiedades ARCAM AB) ^[13].

Material	<u>Ti6Al4V Eli</u>
Ensayo de tracción	
	(1)
Modulo de Young [MPa]	120
Límite elástico [MPa]	930
Resistencia máxima a la tracción[MPa]	970
Reducción en sección de espécimen ensayado [%]	50
Elongación [%]	16
TEST DE FATIGA	
Diagrama (S-N) Fatiga	
(1)	
Stress [MPa]	Número de ciclos [-]
600 (tras HIP)	>10.000.000



Test de dureza

Dureza superficial [HRC]	32	Sin post-tratamiento
---------------------------------	-----------	-----------------------------

Tabla 6. Propiedades mecánicas y térmicas suministradas por ARCAM AB

Estos datos frente a la norma americana ASTM F136 se plasma en la siguiente tabla ^[13]:

MECHANICAL PROPERTIES

	Arcam Ti6Al4V ELI*	Ti6Al4V ELI Required**
Yield Strength (Rp 0,2)	930 MPa	795 MPa
Ultimate Tensile Strength (Rm)	970 MPa	860 MPa
Rockwell Hardness	32 HRC	30–35 HRC
Elongation	16%	>10%
Reduction of Area	50%	>25%
Fatigue strength @ 600 MPa	>10,000,000 cycles	>1,000,000 cycles
Modulus of Elasticity	120 GPa	114 GPa

* Typical ** ASTM F136

The mechanical properties of materials produced in the EBM process are comparable to wrought annealed materials and are better than cast materials.

Tabla 7. Propiedades mecánicas del fabricante frente a los requerimientos de la norma ASTM F136 para el Ti6Al4V ELI

Se indica que las piezas fabricadas mediante la tecnología EBM presentan una microestructura mejor que la obtenida por colada, ya que contiene una fase α lamelar con largos granos de fase β con mayor densidad y un tamaño de grano significativamente más fino, gracias al rápido proceso de enfriamiento de la piscina de fundida.

El área de trabajo se mantiene a una temperatura elevada durante toda la construcción lo que provoca que las piezas obtenidas presenten de forma natural una estructura propia de un tratamiento **de** o habría que decir recocido^[14] (Fig. 11).

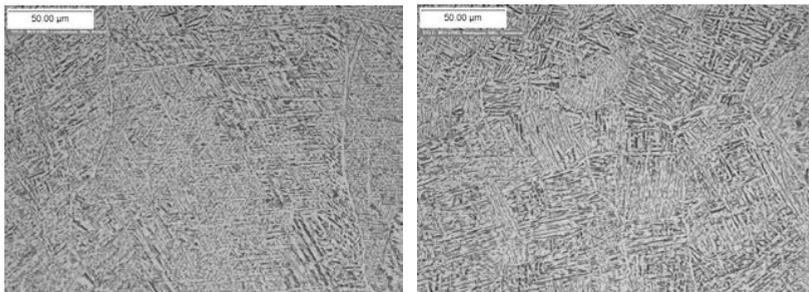


Fig.11 Micrografía longitudinal del material de ARCAM AB Ti6Al4V ELI a 500x. Micrografía transversal del material de ARCAM AB Ti6Al4V ELI a 500x.

Como se puede observar, es exigua la información aportada sobre la influencia de la temperatura del área de trabajo en la microestructura, sin existir una vinculación directa entre su ubicación en el eje “Z” y dichas propiedades.

Sin embargo, esta influencia ha sido estudiada con mayor profundidad en posteriores investigaciones, tanto para la

aleación Ti6Al4V Eli como para la aleación Ti6Al4V (asumimos como comparables los resultados obtenidos, por la similitud entre ambas aleaciones).

El departamento de Ingeniería Industrial de la “Materials Science and Engineering, Faculty of North Carolina State University” centró su investigación en analizar la influencia, sobre la microestructura del Ti6Al4V procesado por EBM, de los diferentes modos de fabricación utilizadas (parámetros) para la definición de los contornos y el interior de las piezas. En dicho estudio se tuvo en cuenta la influencia sobre la microestructura de la elevada temperatura del área de fabricación.

En la investigación se asume la existencia de un gradiente de temperatura desde la superficie de la pieza fabricada hasta la placa de fabricación. Como condición de contorno se considera una temperatura de placa de fabricación próxima a los 850°C.

A partir de 882°C (conocida como $T^{\alpha \beta}$ Transus) comienza a producirse una transformación alotrópica donde la estructura se transforma de un empaquetamiento hexagonal compacto α -Ti a una estructura cúbica centrada en caras β -Ti en toda la pieza.

Por tanto, se puede concluir que durante toda la fabricación las piezas fabricadas están sometidas a temperaturas por encima de β Transus. Enfriándose toda la pieza una vez finalizada la

fabricación, lo que genera una estructura propia de colada, principalmente compuesta por una estructura acicular α -Ti formada a partir de granos β -Ti epitaxiales que solidificaron inicialmente. Incluso apareciendo fase α -Ti alrededor de los granos β -Ti.

Como conclusión, se expone que cualquier pieza bajo estas condiciones se encuentra fuertemente influenciada por la geometría frente al efecto capa que es despreciable. Datos de dureza obtenida HV 285-300 (HRC 28-30) ^[15].

Relevantes son también las investigaciones realizadas por el grupo multi-departamental liderados por L.E. Murr de la “University of Texas at El Paso, El Paso” sobre el Ti6Al4V procesado por EBM.

Una de ellas, toca la temática en estudio en la presente tesis, centrándose en el estudio comparativo sobre el comportamiento mecánico y microestructural del Ti6Al4V procesado mediante EBM y colada. Para ello, se fabricaron probetas cuyas dimensiones eran 1.2 cm de diámetro y 6.8 cm de longitud. Estas probetas fueron sometidas a ensayos de microdurezas microscopía óptica y electrónica.

De los resultados obtenidos, podemos destacar que las probetas fabricadas mediante EBM (trabajando a 60 kV, generando una densidad de energía de 10^2 kW/cm² y una

temperatura del área de trabajo de 750°C) presentaban una microestructura típicamente Widmanstätten, principalmente formada por placas aciculares en toda su longitud. Siendo significativo, que el tamaño de las placas de fase α aumentaban de tamaño, desde la base de las probetas hasta la superficie de las mismas, con la consiguiente influencia en los valores de dureza de las diferentes zonas, como se muestra en la tabla siguiente. [16,17]

Material	HV ^a (GPa)	HV (average) (GPa)	HRC	HRC (average)	YS ^b (GPa)	UTS ^b (GPa)	Elongation ^b (%)	Average dimple ^c diameter (μm)
Ti-6Al-4V Grade 5 powder	–	5.0	–	–	–	–	–	–
EBM-1 (top) (coarse α -plates)	3.6	3.8	37	40	1.15	1.20	25	4.54
EBM-1 (bottom) (finer α -plates)	3.9	–	42	–	–	–	–	–
EBM-2 (top) (fine/coarse α -plates)	3.6	4.1	49	50	1.10	1.15	16	4.26
EBM-2 (bottom) (finer α -plates)	4.6	–	50	–	–	–	–	–
Wrought-1 (coarse α -plates)	–	3.8	–	48	1.17	1.23	12	5.24
Wrought-2 (equiaxed α / β)	–	4.3	–	52	1.22	1.29	14	8.07
Ti-6Al-4V ASTM Grade 5 nominal	–	–	–	37	0.90	1.00	15	–

^a HV [Vickers hardness] for 25 gf (0.25 N) load at 10 s dwell. 1 HV=0.01 GPa.
^b YS (0.2% engineering offset yield stress), UTS, and Elongation (%) were obtained from tensile testing at 20 °C at a strain rate of $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.
^c Measurements using line intercept in enlarged views of Figs. 11 and 12.

Tabla 8. Propiedades mecánicas obtenidas para la EBM y colada

Continuando la línea de investigación, este grupo ha publicado otro estudio donde evaluaban los parámetros de proceso y su influencia en la microestructura del Ti6Al4V para EBM.

En cuanto a lo que atañe a la presente tesis de máster, la información más relevante se centró en conclusiones que mostraban la coincidencia con anteriores publicaciones.

Según este estudio, aparecían grandes granos de fase α en la parte superior de las probetas frente al tamaño más reducido de

los obtenidos en la base de las probetas. Con la consiguiente diferencia en dureza (mayor dureza en la base respecto a la parte superior de la fabricación). En dicho estudio se argumenta que este efecto era debido a la diferencia en la gestión térmica (variación de los índices de enfriamiento). En la misma línea para estructuras con un elevado índice de enfriamiento como es el caso de las espumas o estructuras espaciales tridimensionales aparecía placas de una fase α' martensítica de mayor dureza que la fase α acicular, debido al menor espesor de las placas generadas. ^[18]

Con posterioridad se ha continuado estudiando el comportamiento microestructural del Ti6Al4V frente a la temperatura del área de trabajo.

En la “University of Sheffield” ampliaron los conocimientos al respecto, realizándose una investigación para evaluar la transferencia térmica y la influencia sobre la microestructura de la variación de la temperatura del área de trabajo dentro del rango 600-700°C. Temperaturas por encima y por debajo de este rango fueron desestimadas, unas por alcanzarse una pobre sinterización y el aumento de las cargas negativas de las partículas con el consiguiente efecto de repulsión durante la actuación del haz de electrones (factores cruciales del modo de trabajo de la tecnología EBM, como ya se expone en el apartado de “Tecnología Electron Beam Melting” en fundamentos Teóricos) y otras por las deformaciones que se

generaban en la pieza debidas a la expansión térmica y el continuado refundimiento del la piscina fundida.

Para ello, se fabricaron probetas cilíndricas cuyas dimensiones eran (80 x 10 mm o.d.) mediante EBM (trabajando a 60 kV, generando una densidad de energía de 10^2 kW/cm²).

Por otro lado, se diseñaron probetas cilíndricas de menores dimensiones (20 mm x 20 mm en sección y <10 mm en altura) para observar la influencia de la altura en la microestructura. De los resultados obtenidos del análisis del índice de transferencia térmica (410K/s) y del estudio de probetas de dimensiones 2, 5 y 18 mm de altura (Fig.12), se concluyó, que si la temperatura del área de trabajo era inferior a las Ms² y presentaba un índice de transferencia térmica elevado, se producía una variación de la microestructura apareciendo una nueva fase α' martensítica de mayor dureza debido a la alta velocidad de enfriamiento de las piezas, siendo los granos de tamaños muy reducidos.

“Ms” fue estudiado por Gil Mur, donde define que la fase α' martensítica desaparece aproximadamente a 700°C, produciéndose una descomposición parcial a 600°C. ^[19]

² Temperatura de inicio de la transformación martensítica.

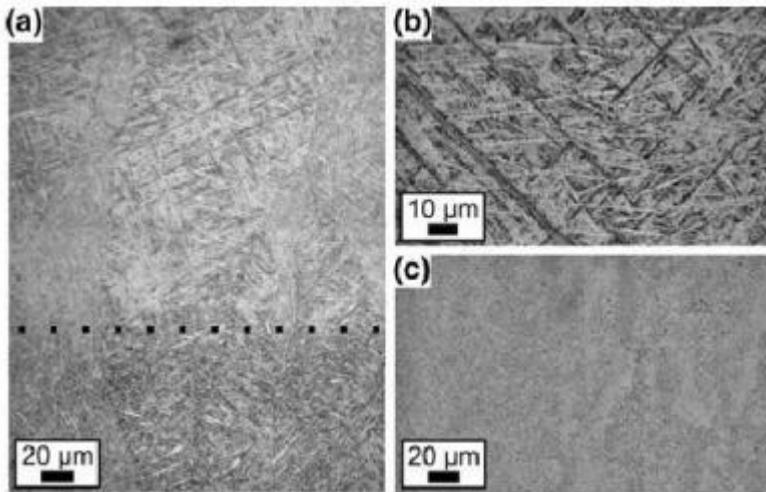


Fig. 12. Evidencias de α' en el material procesado por EBM: (a) transición desde la microestructura $\alpha+\beta$ por difusión a α' sin difusión en una altura de 5mm; (b) α' en una muestra de 2mm de altura; (c) estructura fina y difusional de $\alpha+\beta$ en una muestra de 18 mm de altura.

Y que la microestructura de los demás especímenes, fabricados mediante EBM, presentaban una estructura columnar de granos β delimitados por fase α y en el interior de los granos de fase β aparecía un transformado de $\alpha+\beta$ con morfología de colonia y Widmanstätten (similar a la obtenida mediante un tratamiento de envejecimiento). A diferencia de otros procesos de fabricación aditiva no era posible diferenciar entre capas; observándose como dicha estructura se extendía a través de varias capas (solo se estudiaron probetas de altura 10 mm). También se destacó que la naturaleza columnar de los granos β era consecuencia directa del gradiente de temperatura en la dirección Z. Se añade a su vez que el efecto aislante del polvo sobre las piezas fabricadas y las características conductoras de la placa de fabricación (acero), favorecían un enfriamiento

longitudinal, generando la consiguiente estructura columnar masiva de granos β .

De forma específica se pudo observar el grado de influencia en la microestructura de la variación de la temperatura del área de trabajo (cuatro fabricaciones a diferentes temperaturas, con un incremento progresivo del tamaño de los granos β y su carácter columnar), como se muestra en la figura 13^[20].

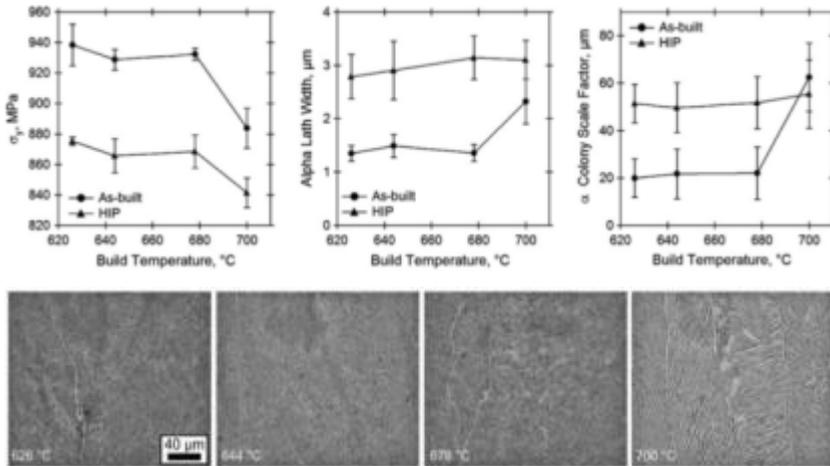


Fig. 13. Comparación a diferentes temperaturas del área de trabajo: micrografías de las piezas tras ser fabricadas mediante la EBM

Como muestran las publicaciones mencionadas anteriormente, la investigación ha sido más profusa para Ti6Al4V que para Ti6Al4V-ELI fabricado por EBM. Sin embargo también es posible encontrar publicaciones que han estudiado este material. En ellos queda patente la proximidad microestructural de ambos materiales pulverulentos y sobre todo

su comportamiento microestructural bajo su procesamiento mediante la tecnología EBM.

Según la publicación realizada por “Medical Modeling LLC (Golden, CO)” y “Engineering Consulting Services, Inc. (Prior Lake, MN)”. Si se observa la microestructura del Ti6Al4V-ELI fabricado por EBM (Fig. 14). Esta puede ser descrita como una microestructura lamelar de fases $\alpha+\beta$ finamente dispersas. Las áreas claras representan la fase α y las áreas oscuras la fase β del material, y matriz original. La microestructura indica que el material se ha enfriado desde la región β . La dispersión de la matriz α fina representa un enfriamiento rápido, definiendo la microestructura tipo cesta Widmanstätten ^[11].

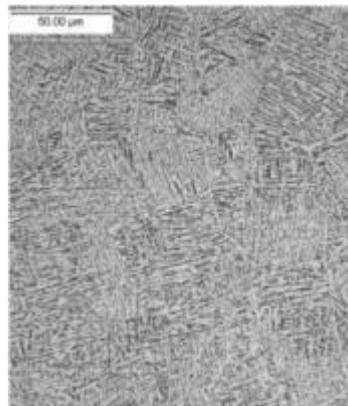


Fig. 14. Microestructura del ti6Al4V ELI obtenida por EBM.

La forma y el tamaño de los granos α es una función de la velocidad a la que se enfría el material desde la región β . La microestructura observada indica que el material procesado por

EBM experimenta una velocidad de enfriamiento similar a la de un “enfriamiento al aire” después de la fusión ^[21].

Las micrografías llevadas a cabo en ese estudio también indican que los granos β preferentes son un poco alargados y paralelos a la dirección de fabricación.

También se observa que los granos α se encuentran en los límites de grano de β . Característica típica de la aleación Ti6Al4V ELI que ha sido enfriada de la región de la fase beta (β) ^[11]. Una temperatura superior a los 600°C durante todo el procedimiento generará que la microestructura $\alpha+\beta$ se envejezca naturalmente durante el proceso.

Muchas otras investigaciones han sido acometidas en pro de conocer el microestructural del Ti6Al4V y Ti6Al4V Eli procesado EBM, aunque los anteriormente mencionados son los de mayor relevancia e impacto por su proximidad al objetivo de la presente tesis de máster.

De las publicaciones arriba mencionadas se puede concluir que, aun cuando se ha tratado de forma indirecta la influencia de la temperatura del área de trabajo sobre las propiedades respecto a la dirección Z (probetas de tamaños no superiores a 10 mm, evaluándose solo la parte superior e inferior, sin estudiar alturas intermedias), en ninguna de ellas se evalúa de forma concreta la variación de las propiedades mecánicas y microestructurales en

función de la variación de la altura en piezas de gran longitud y la influencia del tiempo de permanencia sometido a dichas temperaturas del Ti6Al4V ni su variante Ti6Al4V Eli procesado mediante EBM.

Por lo que, partiendo de la información recopilada anteriormente, se pretende afrontar **el estudio del grado de influencia de la temperatura (entorno a 650-700°C), el tiempo de permanencia en el área de trabajo y su relación directa con su posición en el eje Z, sobre la variación de la microestructura del Ti6Al4V Eli y como consecuencia sobre de las propiedades mecánicas finales.**

4 Planificación Experimental

La aleación Ti6Al4V Eli, cuya microestructura es α - β , el efecto de temperaturas próximas al límite de β transus puede provocar fenómenos que van desde la liberación de tensiones internas, a temperaturas bajas y periodos cortos, hasta la aparición de precipitaciones secundarias, difusiones y recristalizaciones, para temperaturas muy próximas a β transus (siempre dentro de la zona α - β) y periodos algo más largos. Este hecho queda patente en procesos de recocido de recristalización que suele hacerse en aleaciones de tipo α - β calentándolo unas 2 horas a unos 700°C. Al enfriar lentamente se produce una transformación de β a α - β con una morfología denominada “mill-annealed” constituida por granos equiaxiales de fase α redondeados por placas de Widmanstätten α redondeadas por fase β no transformada [22].

Con el fin de determinar el grado de influencia que, la temperatura del área de trabajo (alrededor de 650-700°C) y el tiempo que el material está sometida a esta temperatura, tienen sobre: las fases presentes (α - β), su distribución, composición de los precipitados secundarios, tamaños de grano, etc., se ha planificado la fabricación de 8 barras en la aleación Ti6Al4V Eli. Esta fabricación se realizará manteniendo fijos los parámetros indicados por el fabricante de la tecnología; velocidad de pasada del haz, potencia del haz de electrones, diámetro del foco, separación entre haces, ordenación de los

haces durante el precalentamiento, etc. (tanto para los contornos como el interior de las barras) hasta alcanzar la altura máxima de aprox. 300 mm y un diámetro 10 mm (Fig. 15). Permitiendo estudiar la influencia de la altura y la temperatura durante el proceso de fabricación sobre la microestructura y sus propiedades mecánicas.



Fig. 15. Diseño realizado mediante el software de diseño 3D Solid Works

Aunque se conoce por bibliografía la influencia que el volumen del espécimen tiene sobre las propiedades mecánicas a la hora de ser sometido a un tratamiento térmico (a mayores volúmenes, mayor tiempo de tratamiento), esta variable no va a ser estudiada en la presente tesis.

Y por ello, se ha determinado unas dimensiones reducidas que permitan asegurar la no influencia del volumen en el presente estudio, garantizando un comportamiento homogéneo en el plano X-Y (debido a la conductividad de titanio y para un diámetro de 10mm se asume que toda la pieza está a una temperatura homogénea durante todo el proceso de fabricación)

A partir de estas barras se obtendrán una serie de probetas para la realización de una batería de ensayos donde se evaluará las propiedades metalográficas y mecánicas (dureza, módulo de Young, resistencia a la rotura, tenacidad, etc.) de una forma cuantitativa debido a la influencia de la temperatura y el tiempo de permanencia en el área de trabajo en función de su posición en altura (punto en el eje Z) para el material Ti6Al4V Eli procesado por EBM.

De forma previa a la fabricación de las barras arriba mencionadas, se planificó el análisis granulométrico y metalográfico del polvo sin procesar (microscopía óptica y electrónica) mediante un proceso de embutición y ataque del polvo. Todo ello con el fin de determinar su granulometría y distribución.

A continuación se detallan las características de los ensayos planificados para las probetas fabricadas:

Las probetas que serán utilizadas, deben ser, por tanto, las procedentes de los ensayos de tracción para estudiar las zonas de fractura.

Ensayos mecánicos: Con ellos se pretende determinar la variación de las propiedades mecánicas en función de la temperatura y el tiempo de permanencia sometido a dicha temperatura. Las propiedades a estudiar serán las más

representativas: Módulo de elasticidad, coeficiente de Poisson, límite elástico, carga de rotura y alargamiento máximo.

Ensayos de compresión: Para su realización se fabricaron tres barras de longitud 300 mm y diámetro 10 mm en Ti6Al4V Eli. Estas se cortarán en cilindro de altura de 12 mm (Fig 19) (Diámetro/Longitud=1,2) según norma ASTM E9 -09 “Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature”. Estos ensayos sirvieran de forma complementaria a los ensayos de tracción para la determinación de la variación de las propiedades mecánicas principales (Módulo de elasticidad, coeficiente de Poisson, límite elástico, etc.) en función de la temperatura y el tiempo de permanencia en el área de trabajo (función a su vez de la altura).

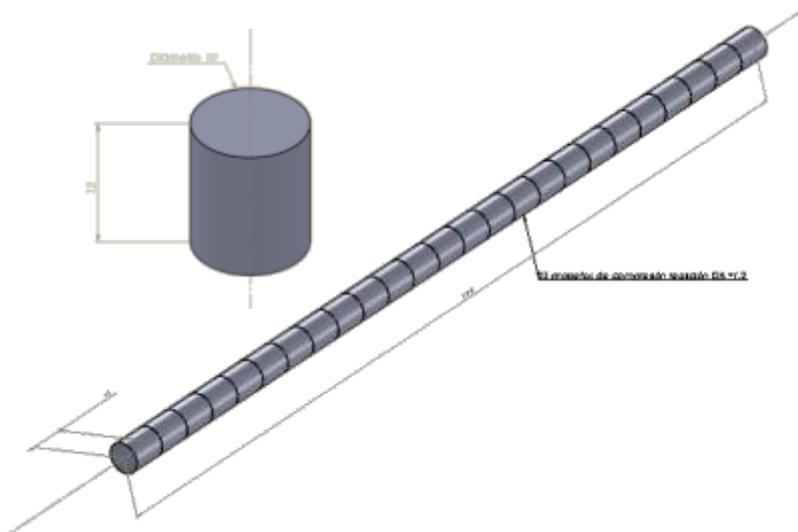


Fig. 16 Posicionamiento de las probetas de compresión en la barra original

Ensayos tracción: Serán fabricadas tres barras de 300 mm de longitud y 10 mm de diámetro de las que obtendrán cuatro probetas de tracción por barra (como se muestra en la figura 18). Las dimensiones de las probetas (Fig. 16) y las condiciones de ensayo se definieron de acuerdo a la norma UNE EN ISO 6892-1: 2011.

- Longitud total: $L_m=74$ mm
- Diámetro de mordaza 10 mm.
- Longitud de la zona de mordaza 18 mm.
- $L_c= 31.5$ mm zona de rotura y medida de elongación con extensómetro.
- $L_p= 38$ mm zona rotura más radios de acuerdo.
- $R_o= 4^\circ$ Radio de acuerdo.
- Radio de la sección de rotura 2.25 mm.

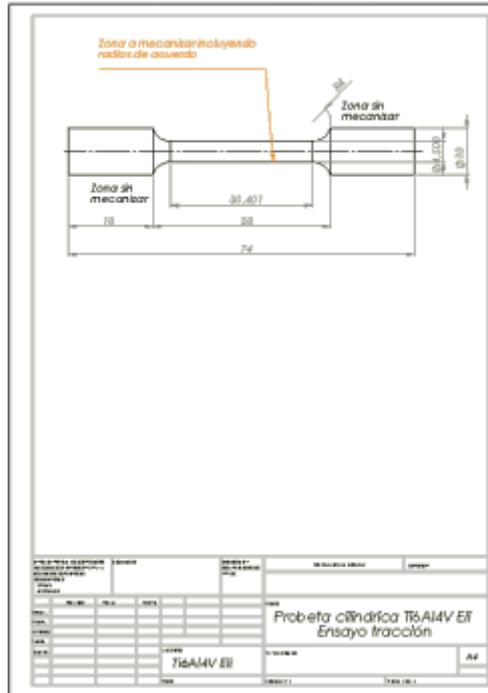


Fig.17 Plano de la probeta de tracción para mecanizar

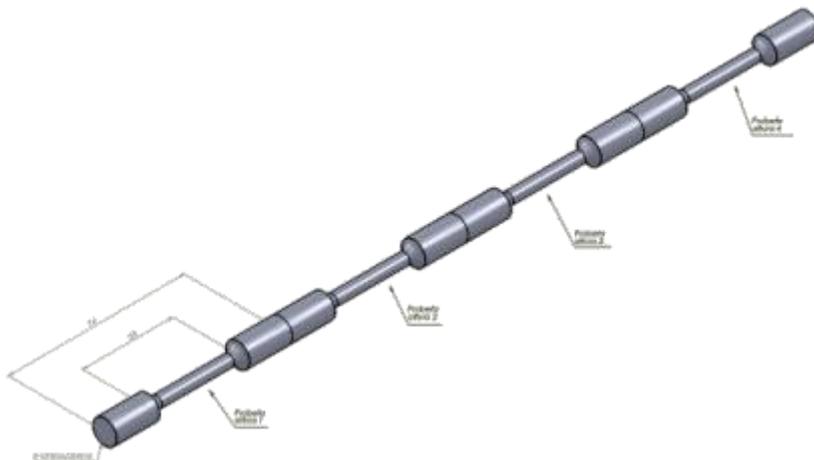


Fig. 18 Posicionamiento de las probetas de tracción en la barra original

Como se observa en la imagen superior la disposición de las probetas de tracción van a condicionar la información que

podremos extraer. Ya que solo podemos fabricar cuatro probetas a partir de cada barra, solo será posible conocer cómo se comporta el material en las cuatro zonas de rotura de cada probeta. De esta manera, podremos conocer la evolución de las propiedades a lo largo de la altura. Aunque la información puede ser reducida, por lo que de forma complementaria se han planificado la realización de ensayos de compresión que han de cubrir la información que no pueda ser extraída de los ensayos de tracción.

Ensayos metalográficos: Los ensayos metalográficos permitieran determinar las características de la microestructura en función de la temperatura y el tiempo sometida a la misma. Se determinará: Tamaño y dirección de grano, distribución de precipitados, morfología y composición de dichos precipitados, etc. Para ello se realizará un análisis metalográfico mediante microscopía óptica.

Microscopía óptica: Serán fabricadas dos barras de 300 mm de longitud y 10 mm de diámetro de las que obtendrán segmentos de longitud 30 mm en Ti6Al4V Eli (Fig. 19). Estas secciones se cortarán longitudinalmente, procediéndose a su embutición y pulido, para seguidamente ser estudiados metalográficamente mediante un microscopio óptico. Mediante un análisis de imagen se determinará las características de las fases presentes, disposición de las mismas, la distribución de los precipitados si existen, etc.

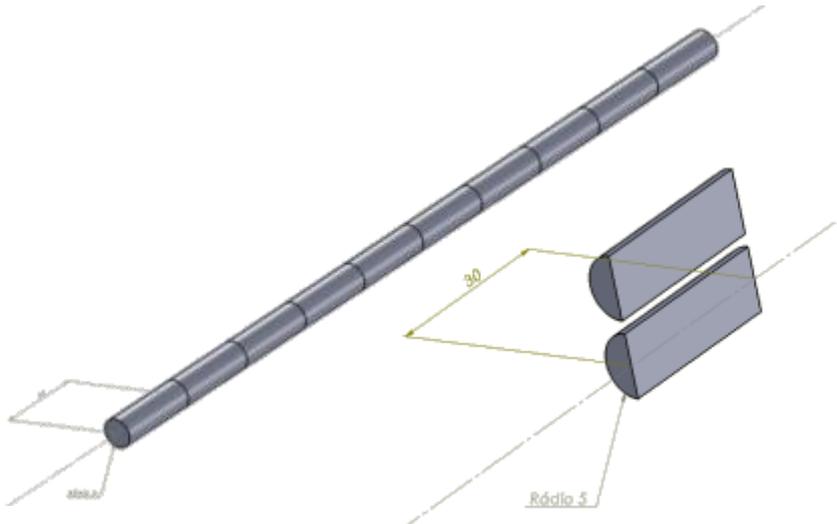


Fig. 19. Diseño barra para la obtención de las muestras para microscopía

Microscopía electrónica de Barrido: Este tipo de ensayo permite obtener información de zonas mucho más reducidas, por lo que se analizarán las zonas de la fractura procedente de los ensayos de tracción, que son de alto interés por mostrar características metalográficas relevantes respecto a su tipología de rotura.

5 Desarrollo Experimental

El objetivo final de la presente tesis de máster se centra en la determinación de la influencia de la altura y la temperatura sobre el material Ti6Al4V Eli procesado mediante EBM.

Para la consecución de dicho objetivo se han planificado ensayos que fueron detallados en el apartado anterior, pero como paso previo a la realización de dichos ensayos es necesario disponer de dicho material con las características necesarias para su procesabilidad mediante la tecnología EBM.

Las características del polvo utilizado (Ti6Al4V Eli suministrado por el proveedor de material y fabricante de la tecnología ARCAM AB) deben ser analizadas previamente, de forma que podamos conocer su composición, distribución, etc. antes de ser procesado.

Tras este análisis previo procedemos a definir geometría a fabricar (definida en el apartado 4) y parámetros de fabricación de las barras de Ti6Al4V Eli (apartado 5.2) para un adecuada evaluación de las propiedades en estudio.

Y por último, es necesario la preparación de las muestras a partir de las barras fabricadas mediante EBM de forma que dicho material pueda ser ensayado mediante los diferentes

procedimientos arriba mencionados (mecanizado, embutición, pulido, etc.)

En el presente epígrafe se detallará el procedimiento de análisis del polvo, su procesado, preparación de las muestras y ensayo de la aleación de Ti6Al4VEli mediante los diferentes procedimientos planificados. También se detallará el material y los equipos utilizados para alcanzar los fines propuestos.

Todas estas etapas y los ensayos descritos en el apartado de planificación experimental, se llevaron a cabo en función de los equipos y las técnicas de caracterización disponibles, tanto en el departamento de Material de la Universidad Politécnica de Valencia, como en las instalaciones de Instituto Tecnológico Metalmecánico AIMME. Obteniendo con ello, un completo estudio de las características mecánicas, morfológicas y microestructurales.

5.1 Materia prima

Para la fabricación de las probetas se ha utilizado materia prima suministrada por el mismo proveedor de la tecnología – ARCAM AB-. En este caso una aleación α - β de Ti6Al4V Eli (Grado 23) en formato pulverulento y esférico, obtenido a partir de un proceso de un proceso de atomización por gas. Su tamaño de partícula está comprendido entre 45 y 100 micras para evitar

riesgos de explosión en los procesos de manipulación. Su composición se muestra en la figura 20.

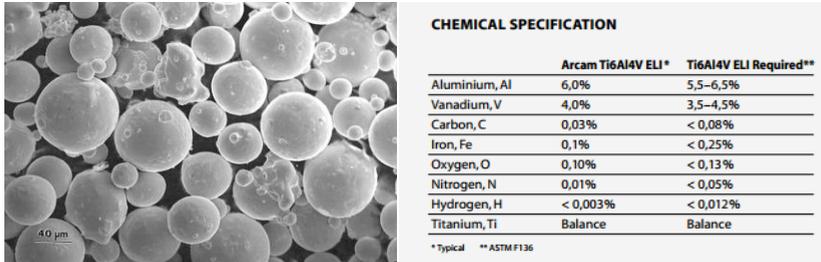


Fig. 20 Imagen del polvo y datos cedidos por el fabricante [13]

Aún cuando se disponía de los datos indicados por el fabricante, como se muestra en la figura 22, se consideró necesaria la realización de un estudio pormenorizado del material de partida, como ha sido propuesto en la planificación experimental y se expone a continuación.

A nivel general, indicar que esta tecnología puede fundir todo material que sea un conductor eléctrico y que no tenga excesiva conductividad térmica. Los materiales procesables mediante la tecnología Electron Beam Melting modelo A2 hasta el momento son Ti6Al4V, Ti6Al4V ELI (Extra Low Interstience), Ti Grade 2 y CoCr ASTM F75 (63%Co+28.5%Cr+6%Mo). Aunque esta lista se está ampliando apareciendo intermetálicos como el TiAl.

5.1.1 Caracterización granulométrica del polvo

A partir de una pequeña cantidad de polvo de Ti6Al4V Eli (Fig. 21) se realizó un estudio granulométrico. Destinándose otra pequeña cantidad para su embutición y estudio metalográfico mediante microscopía óptica y electrónica (SEM).

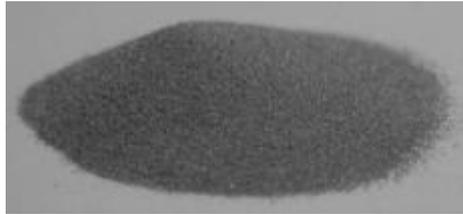


Fig. 21 Polvo sin procesar procedente del fabricante ARCAM AB

Equipo para granulométrica del polvo

En este estudio se utilizó el equipamiento del departamento de Material de la Universidad Politécnica de Valencia, donde se llevaron a cabo el estudio.

El equipo utilizado fue “Mastersizer 2000” (Fig. 22). Este equipo utiliza la técnica de difracción de láser para medir el tamaño de las partículas. Se realiza la medición de la intensidad de la luz dispersada cuando un rayo láser pasa a través de una muestra de partículas dispersas. Esta información se analiza para calcular el tamaño de las partículas que creó el modelo de dispersión.



Fig. 22 Equipo Mastersizer 2000

El equipo se compone de tres elementos principales:

Banco óptico. Una muestra de polvo dispersada pasa a través del área de medida del banco óptico, donde un haz de láser ilumina las partículas. Es entonces cuando una serie de detectores miden con precisión la intensidad de la luz dispersada por las partículas dentro de la muestra, en un amplio rango de ángulos.

Unidades de dispersión de muestra (accesorios). La muestra es controlada previamente mediante unas unidades que garantizan que las partículas se introducen en la zona de medición del banco óptico a la concentración correcta y en un estado adecuado y estable de dispersión.

Software. El software “Mastersizer 2000” controla el sistema durante el proceso de medición y analiza los datos de dispersión para calcular una distribución de tamaño de partícula.

Resultados de la granulometría del polvo

A partir de la muestra de polvo sin procesar, se procedió al estudio granulométrico planificado. Bajo las condiciones que se indican en el anexo 1 y 2 se obtuvo una tabla de porcentajes y una curva de distribución de los tamaños de las partículas presentes en el polvo.

Size (µm)	Volume In %
50.238	9.91
56.368	12.52
63.246	14.08
70.963	14.09
79.621	12.58
89.337	9.97
100.227	6.92
112.468	4.07
126.191	1.98
141.589	0.39
158.866	0.00
178.250	0.00
200.000	0.00
224.404	0.00
251.785	0.00
282.508	0.00
316.979	0.00
355.656	0.00

Distribución en porcentajes, correspondientes a los tamaños de partícula con mayor presencia en la muestra de polvo.

Tabla 9 Distribución de tamaños de partículas en el polvo sin procesar

Como se puede observa en la tabla 9 los tamaños de partículas más presentes en la muestra y por tanto, en el polvo de partida, son los que presentan un tamaño comprendido en el rango que va desde 50 a 90 micras. Este hecho queda patente en la campana de Gauss que define dicho rango, mostrado en la figura 23.

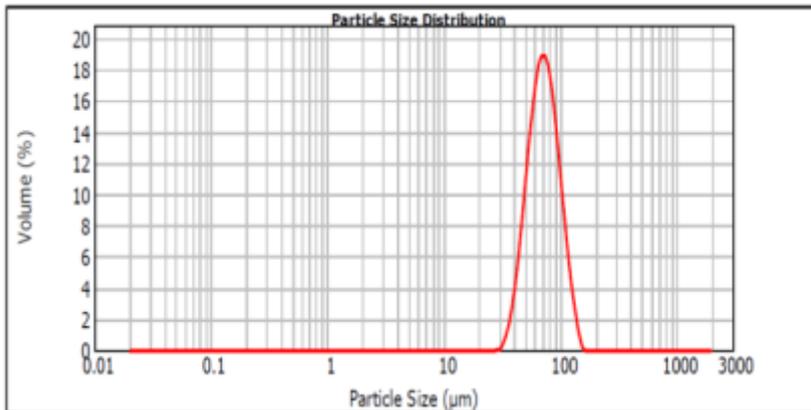


Fig. 23 Gráfico de la Distribución de tamaños de partículas en el polvo sin procesar

5.1.2 Caracterización microestructural del polvo

A su vez se realizó la preparación y estudio microestructural de otra pequeña cantidad de polvo. La parte de preparación de la muestra se detallará en el apartado correspondiente de

A continuación se muestran los resultados en imágenes procedentes de los estudios metalográficos de la materia prima a partir de la microscopía óptica y electrónica.

Microscopía Óptica

Para el estudio de microscopía, los polvos aportados fueron embutidos y sometidos a una preparación metalográfica, al objeto de obtener una superficie perfectamente pulida (imagen 24). Esta superficie fue analizada mediante el equipo de ensayo;

un Microscopio Metalográfico Nikon LV100POL, como ya se indicó en el apartado de “desarrollo experimental”.



Fig. 24 Polvo embutido, pulido y metalizado

De dicho estudio se obtuvieron las siguientes imágenes (Fig. 25, 26, 27, 28 y 29) a 100 y 200 aumentos. En ellas se puede observar una cierta heterogeneidad en el tamaño de partícula, hecho contrastado a través del estudio granulométrico. Del mismo modo, es destacable la geometría esférica de las partículas, características de su proceso de obtención; Atomización por gas.



Fig. 25 y 26 Metalografías del polvo a 100 aumentos.

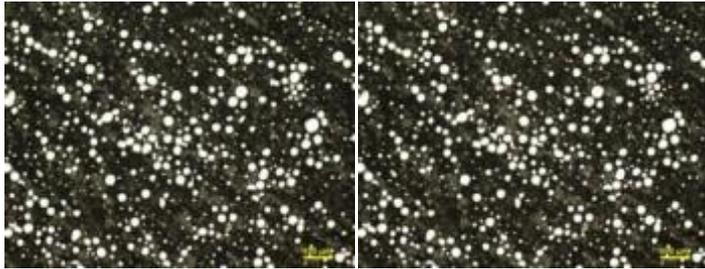


Fig. 27 y 28 Metalografías del polvo a 100 aumentos.

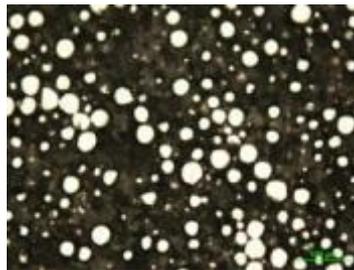


Fig. 29 Metalografía del polvo a 200 aumentos.

Microscopía Electrónica de Barrido

En el estudio por microscopía electrónica de barrido se partió del mismo polvo embutido y pulido utilizado en el estudio mediante microscopía óptica. En este caso, como ya se indicó en el apartado de desarrollo experimental sobre la superficie fue depositado un recubrimiento de oro para favorecer la conductividad del material.

El equipo de ensayo utilizado fue el microscopio electrónico de barrido JEOL JSM 6400 provisto de microanálisis por fluorescencia de rayos-X mediante discriminación de energías INCA.

De este estudio se obtuvieron las imágenes siguientes (Fig. 30, 31 y 32) a 50, 100 y 500 aumentos. En ellas se puede observar la heterogeneidad en el tamaño de partícula y su geometría esférica, características ya mencionada en el apartado anterior.

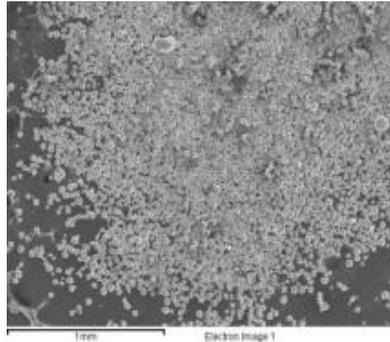


Fig. 30 Imagen del polvo a 50 aumentos.

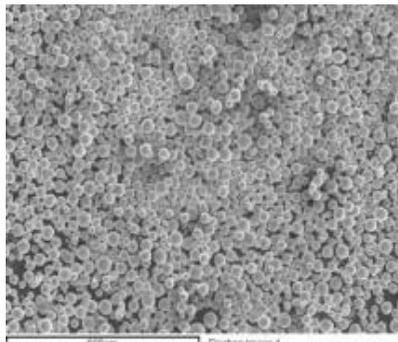


Fig. 31 Imagen del polvo a 100 aumentos.

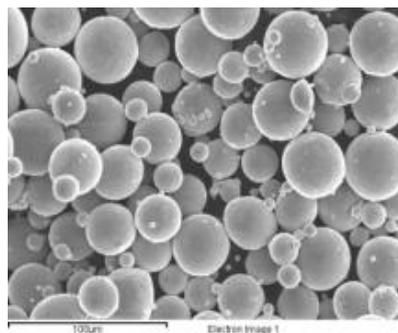


Fig. 32 Imagen del polvo a 500 aumentos.

5.2 *Fabricación con Electron Beam Melting*

La tecnología de fabricación aditiva Electron Beam Melting modelo A2 (Fig.33) cuyo concepto ha sido expuesto en el apartado de fundamentos teóricos de la presente tesis de máster, fue la seleccionada para procesar el material Ti6Al4V Eli.



Fig.33 Máquina EBM de ARCAM AB. Modelo A2.

En el presente apartado se detallará tanto el material y sus características, como la tecnología utilizada, sus parámetros de proceso y las etapas del proceso de fabricación de las 8 probetas cilíndricas verticales de altura equivalente a la máxima que la tecnología de fabricación permite (aprox. 300 mm) y perfil circular de 10 mm en Ti6Al4V Eli (Fig. 34).



Fig. 34 barra fabricadas mediante EBM en Ti6Al4V ELI

En el proceso de fabricación interviene diferentes etapas que condicionarán el resultado final obtenido. A continuación de mostrarán las condiciones en las que se ha realizado la fabricación de las ocho barras cilíndricas a partir de las cuales se obtendrán las diferentes probetas para cada tipo de ensayo previsto.

En el presente apartado definiremos, por tanto, las características básicas que han sido definidas en la presente tesis, desde la concepción, hasta la fabricación de las probetas que han de ser ensayadas. Definiéndose los parámetros de proceso, condiciones de contorno y las características propias de proceso de fabricación y post-proceso hasta obtener las ocho barras de Ti6Al4V Eli mediante EBM.

Parámetros de trabajo

La fabricación de las probetas se realizó utilizando los parámetros propuestos por el fabricante ARCAM AB. Como ya se indicó en el apartado 3.1 existen una gran variedad de parámetros sujetos a control para la fabricación mediante la tecnología Electron Beam Melting. Alguno de ellos son: la corriente de fundición, diámetro del foco y la función de velocidad que controla la potencia del haz, el foco del haz y la velocidad del mismo. Estos valores pueden ser variados tanto para el interior de la pieza a fabricar como para su contorno.

En esta fabricación se trabajó con una la corriente de fusión del haz de 10 mA, un foco de desplazamiento de 17 mA (diámetro del haz $\sim 455 \mu\text{m}$), y velocidades de 188 mms^{-1} . Estos valores utilizados son orientativos se consideran los parámetros normales de funcionamiento para fundir Ti-6Al-4V Eli (definidos por el fabricante).

Condiciones de trabajo

Las barras fueron construidas directamente sobre una placa de acero inoxidable y dentro de un área de trabajo calentada a (1033 K placa 760° C), depositándose el polvo en capas de $100 \mu\text{m}$ de espesor, con una temperatura de compilación en el rango de 923 K a 973 K (650° C a 700° C).

Procesado

El material ha seguido el proceso estándar para su manipulación. Partiendo del diseño de la probeta definido, se ha sometido al proceso de fabricación que a continuación se detalla:

Etapa 1- Preparación de la fabricación: Como ya se indicó, ya disponemos del diseño (mediante el software de diseño 3D Solid Works) de las barras a fabricar. Estos archivos (8 barras) deben ser exportados en formato STL para que podamos montar la fabricación a través del software Magics donde definiremos las posiciones de las barras en la placa y los soportes para una adecuada transmisión térmica.

Una vez definida la posición y los soportes, el archivo obtenido es importado al software “EBM build assembler” (Fig. 35) donde se definirán; el material (Fig. 36), los parámetros de fabricación (parámetros arriba indicados; temperatura del área de trabajo, etc.) (Fig. 37).



Fig. 35 y 36 Build Assembler y pantalla de definición de material, etc.



Fig. 37 Definición de parámetros de fabricación



Fig. 38 y 39 Definición de las condiciones de trabajo

Una vez definidas las condiciones de trabajo, posiciones, etc. (Fig. 38 y 39) procedemos al simulado del proceso -como se muestra en la imagen inferior- donde podremos evaluar, tiempos de trabajo y detectar cualquier problema de fabricación (Fig. 40).

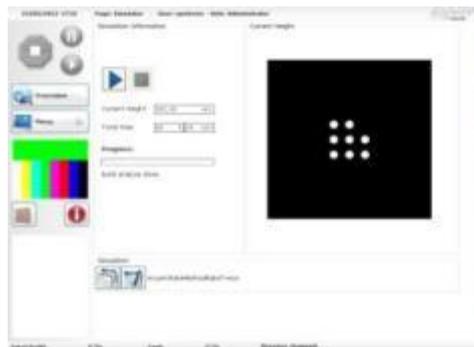


Fig. 40 Simulador de la fabricación para estimación de tiempo

Etapa 2- Fases de fabricación: Ya disponemos del archivo de fabricación que puede ser enviado a la EBM A2 para su fabricación.

Este proceso sigue un esquema similar al mostrado en la figura 41.

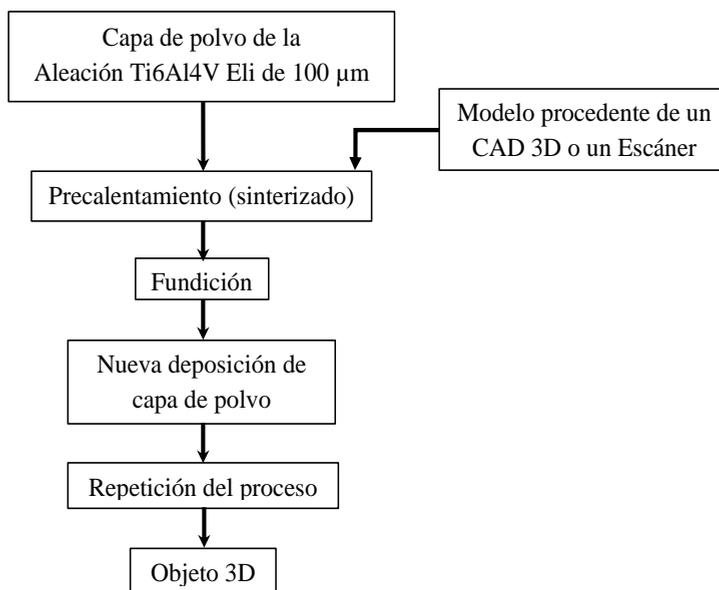


Fig. 41 Diagrama de flujo del procesado de un objeto 3D mediante EBM.

El paso inicial es precalentar el área de trabajo (Fig. 42) según los parámetros definidos. En esta etapa se realizan varias pasadas de forma que tanto el material como el área de trabajo alcanzan la temperatura de trabajo (650° C a 700° C).

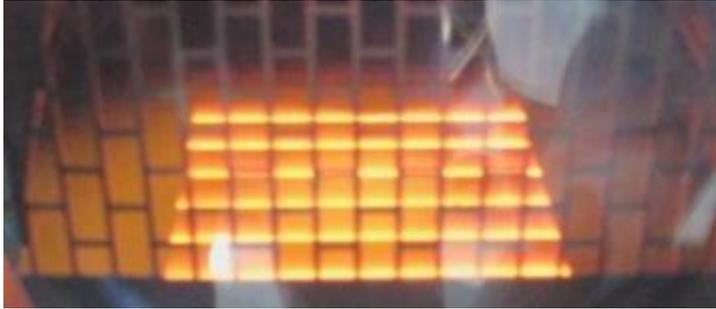


Fig. 42 Proceso de precalentado del área de trabajo

El siguiente paso es el fundido de las secciones correspondiente de cada geometría bajo los parámetros definidos previamente. Realizándose la deposición de la siguiente capa de material en polvo Ti-6Al-4V Eli, que representa el punto de partida de un nuevo proceso de precalentado y fundido hasta obtener la geometría deseada (Fig. 43).

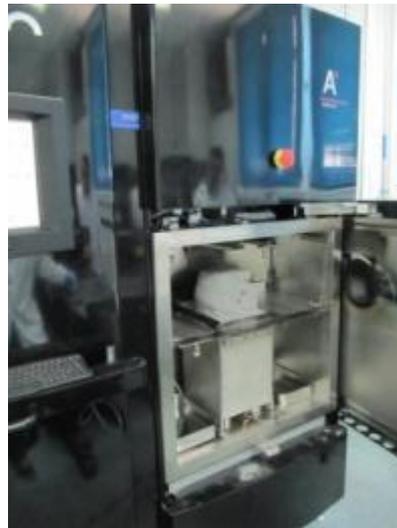


Fig. 43 Fabricación finalizada

Etapa 3- Post-proceso: En esta etapa se procede a la eliminación del material semi-sinterizado (Fig. 44) que rodea a las probetas recién fabricadas, debido a la elevada temperatura del área de trabajo. Este proceso se realiza utilizando una arenadora que proyecta material Ti6Al4V Eli.



Fig. 44 Proceso de eliminación del polvo semi-sinterizado

Una vez finalizado dicho proceso ya disponemos de las barras deseadas (Fig. 45) y ya solo es necesario proceder al mecanizado o corte de de dichas barras para la realización de los ensayos provistos.



Fig. 45 Ocho barras de Ti6Al4V ELI fabricadas mediante la EBM

5.3 *Preparación de las muestras*

Una vez realizada la fabricación de las probetas, disponemos del material suficiente para la obtención de las geometrías requeridas necesaria para su estudio mediante metalografía o para ser ensayadas mecánicamente.

Según lo planificado, tres de las barras serán destinadas a ser ensayadas mediante tracción, otras tres para ser ensayadas mediante compresión y por último, las restantes para su estudio metalográfico.

Etapa de corte

El proceso de preparación de las muestras a ensayar parte de una etapa de corte que definirá la geometría de las futuras muestras. Esta variará en función del destino de cada muestra como fue definido en el apartado de planificación experimental.

En la presente tesis la preparación de las muestras, se llevó a cabo partiendo del corte de las mismas mediante una cortadora de precisión Accutom-5 de Struers, mostrada en la figura 46. El disco de corte utilizado fue de baquelita con deposición de SiC como abrasivo, de 150 mm de diámetro. El aparato dispone de un microprocesador que permite el control del sistema de posicionamiento de la muestra así como las velocidades de avances y la del disco. La velocidad de avance utilizada fue

variada entre 0.05 y 0.150 mm/s, mientras que el corte se realizó con una velocidad angular constante de 3000 rpm. Se utilizó en todos los cortes recirculación de fluido refrigerante (aditivo de Trietanolamina, suministrado por Struers, en una parte por 33 de agua destilada).



Fig. 46. Cortadora de precisión Accutom-5.

Probetas de Compresión

A partir de la realización de cortes longitudinales se obtuvo la geometría definitiva para los ensayos de compresión. Dicha geometría (Fig. 16 “planificación experimental”) fue definida y mecanizada siguiendo la norma; ASTM E9 - 09 “Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature”, manteniendo una proporcionalidad en sus dimensiones de $H/D=1.2$ (H: altura de la probeta de compresión, D: diámetro de la probeta de compresión). A partir de las tres

barras de Ti6Al4V Eli, se obtuvieron veintiuna probetas por cada barra (debido al material perdido por el corte).

Es necesario destacar la gran relevancia de la etapa de corte para la obtención de las probetas de compresión, cuyas superficies deben ser totalmente paralelas para evitar distribuciones asimétricas de carga.

Probetas de Tracción

Los cortes y dimensiones se definieron de forma que fuera posible obtener el mayor número de probetas posible, ateniéndonos a las limitaciones impuestas por la longitud disponible, por los equipos de ensayo, los equipos de mecanizado y por de la norma (Fig. 17 y 18).

Lo que obligó a realizar cuatro cortes por barra que definía la longitud definitiva de las probetas.

Muestras para Metalografía

Sin embargo, en el caso de las probetas metalográfica fueron necesarios cortes transversales y longitudinales para la obtención de la geometría deseada (Fig. 19 “planificación experimental”).

Es necesario enfatizar que esta etapa es crucial en el proceso de análisis microestructural, ya que el corte de las muestras puede producir deformación superficial de las mismas y alterar los resultados de la observación. Por otro lado, un exceso en el tiempo de desbaste, puede producir formación del metal distorsionado y rayas profundas en la matriz. Esto puede provocar, entre otros, problemas de enfoque en el microscopio óptico.

Etapa de preparación de los especímenes

Probetas de Compresión

En el caso de las probetas de compresión, no fue necesaria ninguna etapa posterior de preparación, por lo que procedieron a ser ensayadas.

Probetas de Tracción

Las probetas destinadas a ser ensayadas por tracción, como ya se comentó conllevaban una mayor complejidad geométrica y por tanto, fue necesaria una etapa posterior de torneados para alcanzar las dimensiones deseadas.

En este caso las 12 probetas (cuatro probetas por cada barra de Ti6Al4V Eli) fueron mecanizadas mediante un torno manual (Fig. 47) siguiendo la norma UNE EN ISO 6892-1: 2011, manteniendo la proporcionalidad en sus dimensiones.



Fig. 47 Torno utilizado para el torneado de las probetas de tracción

Muestras para Metalografía

Un estudio metalográfico supone un análisis a nivel microscopio de la superficie de las muestras, para lo cual deben ser embutidas, desbastadas, pulidas y atacadas superficialmente.

Según lo expuesto, las muestras fueron embutidas en una resina termoplástica de polimetacrilato de metilo utilizando una prensa de embutición en caliente LaboPress-3 de Struers, mostrada en la figura 47. Aunque solo fue embutida una mitad debido al reducido espacio en la embutidora (Fig.50).



Fig 48. Embutidora LaboPress-3.

Durante el proceso, la prensa hidráulica aplica una carga de 15 kN durante 6 minutos y mediante un elemento calefactor se mantuvo la temperatura a 180°C durante ese tiempo. A continuación, el sistema se enfría con flujo de agua durante 8 minutos, tiempo suficiente como para que la resina polimerice y solidifique. Como resultado se obtiene un conjunto de 10 muestras en resina de 28 mm de diámetro y entre 10 y 20 mm de altura, dependiendo en este caso de la cantidad de resina utilizada y del tamaño de la muestra a embutir.

Las muestras embutidas fueron desbastadas utilizando una desbastadora LaboPol-21 de Struers, mostrada en la figura 49, iniciando el desbaste con papel de lija de carburo de silicio N° 500 (<23 μm) y N° 1000 (<10 μm). Con un equipo análogo se pulieron con paños utilizando pasta de Al_2O_3 con un tamaño de

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting

partículas inferior a $1\ \mu\text{m}$ y de $0.05\ \mu\text{m}$. Un pulido final fue realizado en suspensión de Al_2O_3 denominado OPS.



Fig. 49 Desbastadora/Pulidora LaboPol-21

La razón de la utilización de un número de etapas de pulido reducido como de un tiempo de pulido mínimo (suficiente para obtener unos resultados satisfactorios) se debe a la intención de evitar los defectos en la preparación metalográfica mencionados anteriormente.



Fig. 50 Muestras sin atacar y atacada con el reactivo Kroll

Tras el proceso de pulido las probetas fueron sometidas a un análisis microscópico, siendo posteriormente sometidas a un ataque superficial con el reactivo “Kroll”, con una proporción de 100mL de agua +1-3 ml de HF + 2-6 ml HNO₃, de modo que fuera posible su análisis microestructural (Fig. 50).

5.4 ensayos mecánicos y análisis microestructural y fractográfico

Ensayos de Compresión

Las probetas procedentes de la etapa de corte se sometieron a los ensayos de compresión previstos en el apartado de planificación experimental.



Fig. 51 Máquina de ensayos de compresión INSTRON modelo 1343

Los ensayos se realizaron en una prensa universal de ensayos INSTRON modelo 1343 mostrada en la figura 52, provista de una célula de carga de 50 kN y a una velocidad de cruceta de 1,5 mm/min.

Las cargas aplicadas y los desplazamientos fueron registrados mediante ordenador, obteniéndose las características resistentes y compresión de rotura. A partir de estos resultados se analizará la evolución de las propiedades en la altura, así como el posible efecto sobre las propiedades que pueda introducir las temperaturas del proceso de producción.

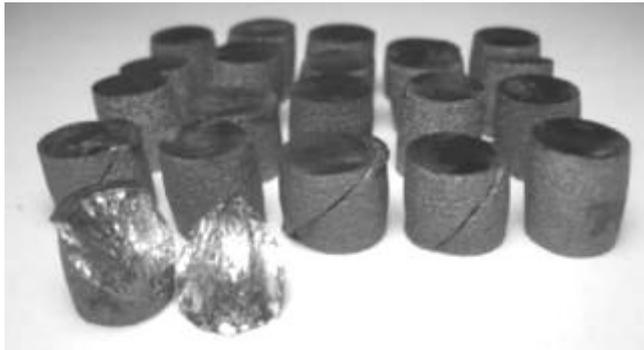


Fig. 52 Probetas ensayadas a compresión de la barra 1 fabricada con EBM.

Los ensayos de compresión son ampliamente utilizados en el sector metal-mecánico aunque por sus características permiten obtener una menor información respecto a los ensayos de tracción. Sin embargo, en ocasiones –como es el caso actual- la información que suministran puede complementar a otros ensayos (en nuestro caso la aportada por los ensayos de

tracción) en situaciones en las que es difícil o imposible obtener las probetas de tracción necesarias.

Ensayos de Tracción

Las probetas procedentes de la etapa de corte y torneado se sometieron a los ensayos de tracción previstos en el apartado de planificación experimental.

Los ensayos se realizaron en una prensa universal de ensayos INSTRON 4204 mostrada en la figura 53, provista de una célula de carga de 50 kN y a una velocidad de cruceta de 2,5 mm/min. Las cargas aplicadas y los desplazamientos fueron registrados mediante ordenador, obteniéndose las características resistentes y de alargamiento de rotura. A partir de estos resultados se analizará la evolución de las propiedades en la altura, así como el posible efecto sobre las propiedades que pueda introducir las temperaturas del proceso de producción.



Fig. 53 Máquina de ensayos INSTRON 4204

Los ensayos de tracción son un procedimiento de análisis totalmente estandarizado para la evaluación de las propiedades mecánicas de los materiales tanto metálicos como poliméricos. Este tipo de ensayo está muy extendido debido a la gran cantidad de información que de un único ensayo es posible extraer. En este caso las dimensiones pretenden, acordes a las premisas impuestas por la norma, adecuarse a las dimensiones de las barras fabricadas e intentar obtener el mayor número de probetas por barra posible (Fig. 54), de modo que se pueda aumentar la información a obtener.



Fig. 54 Probetas de tracción tras su ensayo

Análisis fractográfico

Una vez realizados los ensayos de tracción, se realizaron ciertos cortes de algunas zonas de fractura, utilizando la tecnología mostrada previamente para los cortes de las barras originales (Fig. 46).

Estas muestras fueron sometidas a un estudio metalográfico con el fin de conocer la tipología de la rotura que se estaba produciendo. Analizando la existencia de defectología interna y su influencia en el comportamiento mecánico.

Dicho estudio metalográfico fue realizado mediante microscopía electrónica de barrido SEM. Indicar que también se utilizó SEM para el estudio del polvo expuesto en el apartado de “Materia Prima”.

Mientras que para el estudio fractográfico no fue necesaria una preparación especial de los especímenes, el caso del polvo conllevó un proceso previo de embutición, desbaste y pulido similar a la utilizada en metalografía (se utilizaron los mismos equipos).

Una vez preparada la muestra de polvo tal como se indicó previamente, solo se necesitó seguir algunos pasos adicionales relativamente sencillos para su observación mediante microscopía electrónica de barrido.

Debido a su montaje en la resina, fue necesario establecer un puente conductor constituido por un recubrimiento con una suspensión de oro, suficiente como para permitir el paso del haz de electrones y su análisis morfológico del material (Fig. 50).

Para la observación se utilizó un microscopio electrónico de barrido (SEM) JEOL JSM 6300 (Fig. 55) equipado con una microsonda de análisis por energías dispersivas de rayos X Link de Oxford Instruments. En todos los casos, las condiciones normales de trabajo fueron de 20 kV y 15 mm de distancia de la muestra.



Fig. 55 Microscopio electrónico de barrido JEOL JSM 6300.

Se describe esta técnica como una herramienta fundamental para la caracterización de la microestructura. Esta caracterización se puede realizar gracias a que esta técnica permite a) resolver estructuras finas, observar la morfología y revelar la topografía de las partículas mediante el modo de electrones secundarios, b) determinar la distribución de los elementos constituyentes mediante mapeo a partir de los espectros característicos de las muestras, aprovechando el modo de electrones retrodispersados, ya que elementos de diferente peso atómico proporcionan un contraste distinto, c) realizar el microanálisis de los elementos constituyentes y d) la observación fractográfica aprovechando la ventaja que el microscopio electrónico de barrido aporta gracias a su amplio rango de aumentos y gran profundidad de campo.

En el primer caso, la observación microscópica, tanto en el modo de electrones secundarios como en el de electrones retrodispersados, de una sección en estado de pulido del material y preparado tal como se mencionó en el primer párrafo de este apartado, permite resolver con mayor precisión que en el microscopio óptico. En el modo de electrones retrodispersados, como se mencionó anteriormente, se puede realizar in-situ análisis semicuantitativos de rayos X sobre zonas de interés que puedan proporcionar una información muy valiosa sobre la presencia de elementos o fases que puedan influir en las propiedades mecánicas, mediante mapeo a partir de las energías dispersivas de cada elemento constituyente.

En el segundo caso, y como se mencionó en párrafos anteriores, la capacidad de generar una mayor profundidad de campo es una ventaja que posee este equipo sobre la microscopía óptica y permite de esta manera, la observación de topografías bastante irregulares sin perder la resolución. Esta técnica resulta una herramienta muy importante en el análisis fractográfico, ya que nos ayuda a determinar el comportamiento en fractura del material (ductilidad/fragilidad) así como los mecanismos de ésta, íntimamente relacionados con las características microestructurales de la aleación.

Análisis metalográfico mediante microscopía óptica

Se utilizó el microscopio óptico Nikon Microphot FX, mostrado en la figura 56, para revelar las características morfológicas del Ti6Al4V Eli con una resolución de hasta 1000 aumentos, tanto en modo de campo claro como en campo oscuro, permitiendo éste último, la observación de porosidades en el material, entre otras características.



Fig. 56 Microscopio óptico Nikon Microphot FX.

La microscopía óptica es la técnica sobre la que se han desarrollado las bases fundamentales de la metalografía, siendo una de las herramientas más utilizada en la determinación microestructural. Este hecho, se ve potenciado gracias a la posibilidad de utilizar otras técnicas, además de la de

iluminación directa por luz normal, que lo convierten en una herramienta más versátil y completa.

Aparte de la iluminación en campo claro, que es la más usual, están la iluminación en campo oscuro, la iluminación con luz polarizada y el contraste interferencial de Nomarski.

6 Resultados y discusión

El presente apartado reúne los resultados más reseñables de cada uno de los ensayos a los que ha sido sometida la aleación Ti6Al4V Eli procesado bajo las condiciones definidas en la planificación experimental.

Los resultados mostrados corresponden a los resultados procedentes de los ensayos mecánicos; compresión y tracción y el estudio fractográfico de las roturas procedentes de tracción.

Toda esta información será plasmada mediante datos o gráficas que expongan la información de la forma más clara. Además se indicarán brevemente los cálculos implicados en la obtención de dichos datos o gráficos para una mayor comprensión de los mismo y su reproducibilidad.

6.1 *Caracterización Mecánica de las probetas*

A la hora de determinar el comportamiento mecánico del material procesado bajo las condiciones previamente descritas, se considero someter al mismo a ensayos de tracción y compresión (Planificación).

Los ensayos de tracción permiten alcanzar un elevado conocimiento del comportamiento del material a nivel mecánico. Sin embargo, la necesidad de la obtención de una

geometría compleja y mucho más másica que la necesaria para compresión, hace necesaria la reducción del número de probetas de tracción a fabricar al mínimo posible, sin merma ostensible en la información obtenida. De este modo, se propuso fabricar cuatro probetas por barra lo que permitiría obtener una visión más general del comportamiento del material, complementándose dicha información con la aportada por la cuantiosa cantidad de probetas de compresión sometidas a ensayo (21 por barra).

Gracias a esta información será posible conocer dichas propiedades y por tanto, conocer la influencia de la temperatura del procesado y la altura.

6.1.1 Ensayos de Compresión

Se han tratado los datos obtenidos de los ensayos de compresión, de forma que se obtengan gráficos por cada ensayo y se han calculado los valores medios del modulo de Young y Límite Elástico por cada tres probetas de las tres barras fabricadas mediante EBM en Ti6Al4V Eli.

Para la realización de los ensayos de compresión se prepararon tres probetas por cada altura, cada una procedente de una barra diferente. En este caso las probetas ensayadas fueron 21 por barra, obteniendo sus gráficos correspondientes de tensión-deformación (Fig. 57, 58, 59 y 60). De dichos gráficos

es posible extraer menos información que en el caso de la tracción, determinándose tan solo los valores del módulo de Young y límite elástico.

A continuación se muestran tan solo cuatro de los 21 gráficos generados a partir de los ensayos (tres por cada altura):

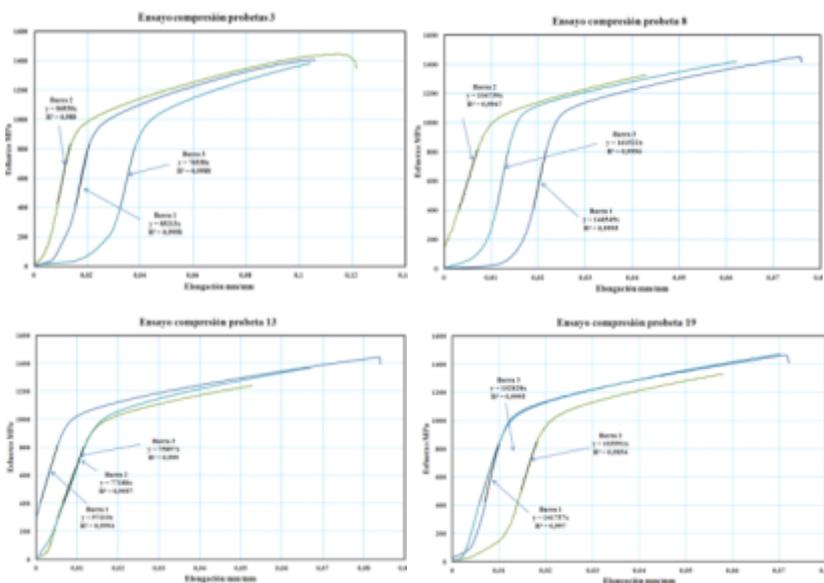


Fig. 57, 58, 59 y 60 Gráficos tensión deformación de las probetas de compresión 3, 8, 13 y 19 de las 3 barras. De izquierda a derecha y de arriba abajo

De la información precedente los gráficos es posible determinar el valor promedio del módulo de Young y el límite elástico y su desviación típica correspondiente para cada altura. Si estos valores los representamos en un gráfico (Fig. 61 y 62) respecto a la altura de fabricación obtendremos su variación respecto a la misma. Si se calculan las líneas de tendencia para cada parámetro respecto a la altura, podemos disponer de un

valor cuantitativo que nos permita estimar la existencia de una tendencia.

Todos ellos, han sido representados en los gráficos que se muestran a continuación:

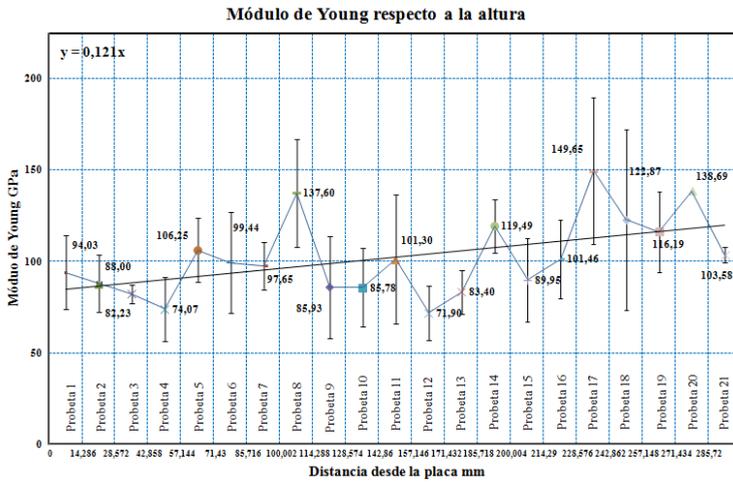


Fig. 61 Gráfico de compresión correspondiente al modulo de Young frente a la altura de las 3 barras.

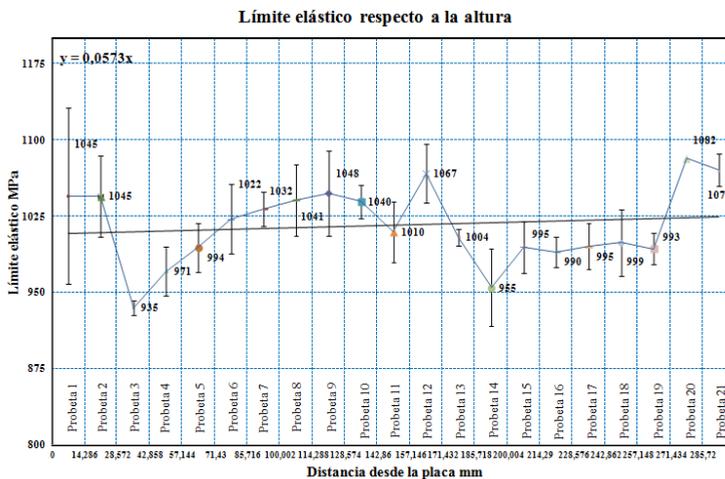


Fig. 62 Gráfico de compresión correspondiente al límite elástico frente a la altura de las 3 barras.

Indicar que toda esta información permite definir ya un comportamiento claro a lo largo de toda la altura fabricada. Se observa que no existe una variación ostensible de las propiedades estudiadas a lo largo de la altura de fabricación por lo que dicha característica junto a la temperatura del área de fabricación no son de gran relevancia. Aunque se observa que la línea de tendencia obtenida para el límite elástico muestra una ligera tendencia creciente en sus valores (este hecho debe ser analizado con cautela debido a las desviaciones importantes de sus valores).

A un nivel más cuantitativo el módulo de Young se acota entorno a valores de 71,06 y 149 GPa y el límite elástico entre 935 y 1070 MPa. Son destacables las grandes desviaciones observadas (reducidos límites elásticos) que pueden achacarse a defectos o porosidades internas encontradas en el material.

Por último, añadir que aun cuando no se han estudiado alargamientos, ni estricciones por las características del ensayo, sí que es reseñable que algunas probetas han llegado a la fractura muestra una rotura de tipo dúctil (Fig. 63).

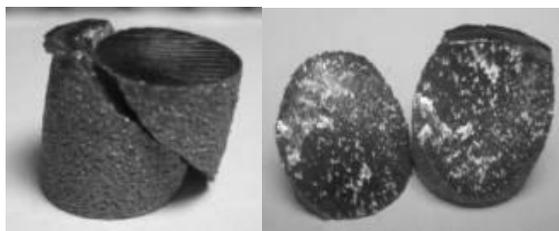


Fig. 63 Probeta de compresión tras ser ensayada. Rotura dúctil en ángulo de 45° debido a los esfuerzos cortantes.

6.1.2 Ensayos de Tracción

Del mismo modo que en los ensayos de compresión, para la realización de los ensayos de tracción se prepararon tres probetas por cada altura, cada una procedente de una barra diferente. Estas probetas fueron ensayadas y se obtuvieron sus gráficos correspondientes de tensión-deformación (mostrados a continuación en la Fig. 64, 65, 66 y 67), obteniéndose a partir de las mismas, los valores del módulo de Young, límite elástico, tensión máxima, alargamiento y estricción.

A continuación se muestran los gráficos generados a partir de los ensayos (tres por cada altura).

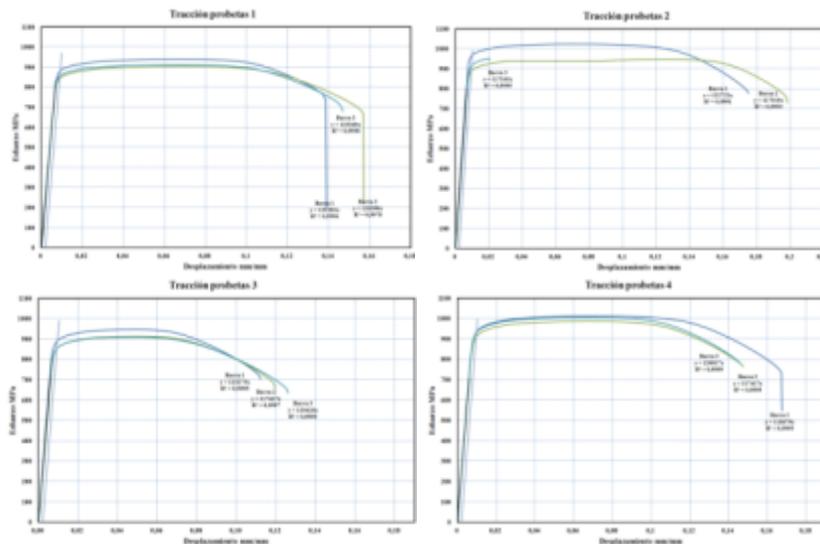


Fig. 64, 65, 66 y 67 Gráficos tensión deformación de los ensayos de tracción de las 3 barras. De izquierda a derecha y de arriba abajo

Al igual que en los ensayos de compresión, de la información procedente los gráficos obtenidos es posible determinar el valor promedio del módulo de Young y su desviación típica correspondiente para cada altura (se asume que el valor corresponde al centro geométrico de las probeta). Si estos valores los representamos en un gráfico respecto a la altura de fabricación obtendremos su variación respecto a la misma y determinar si se observa alguna tendencia.

Del mismo, es posible determinar los valores promedio y sus desviaciones típicas para cada altura de parámetros como el límite elástico o la tensión máxima, alargamiento y estricción (Fig. 68, 69, 70, 71 y 72). Si del mismo modo que en compresión, se calculan las líneas de tendencia para cada parámetro respecto a la altura, podemos disponer de un valor cuantitativo que nos permita estimar la existencia de una tendencia.

Todos ellos, han sido representados en los gráficos que se muestran a continuación.

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting

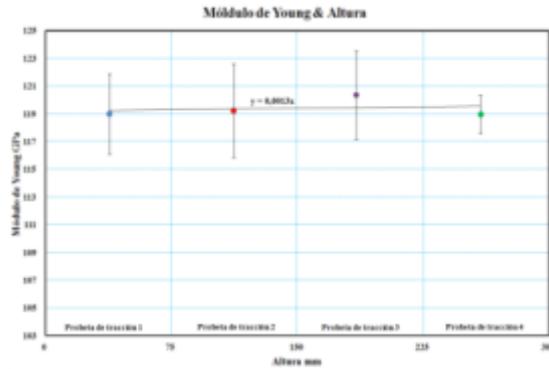


Fig. 68 Gráfico correspondiente al modulo de Young frente a la altura de las 3 barras.

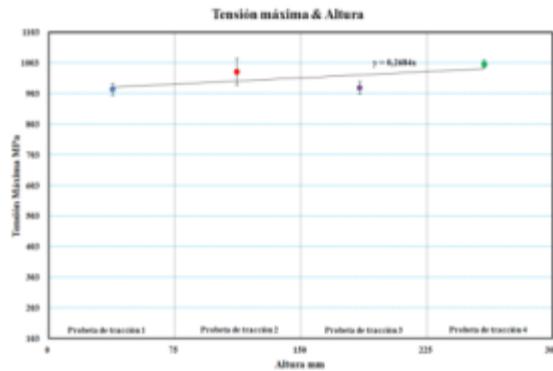


Fig. 69 Gráfico correspondiente a la tensión máxima frente a la altura de las 3 barras.

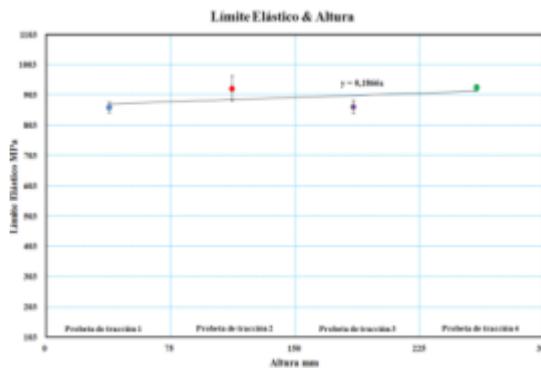


Fig. 70 Gráfico correspondiente al límite elástico frente a la altura de las 3 barras.

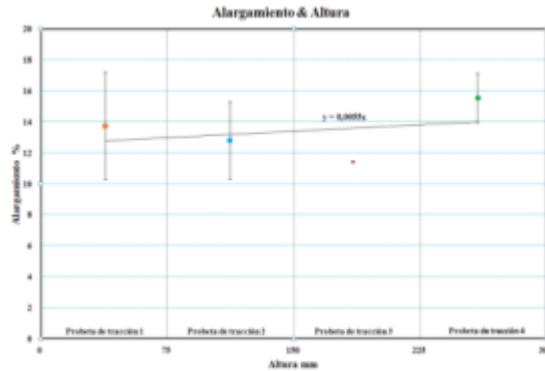


Fig. 71 Gráfico correspondiente alargamiento frente a la altura de las 3 barras.

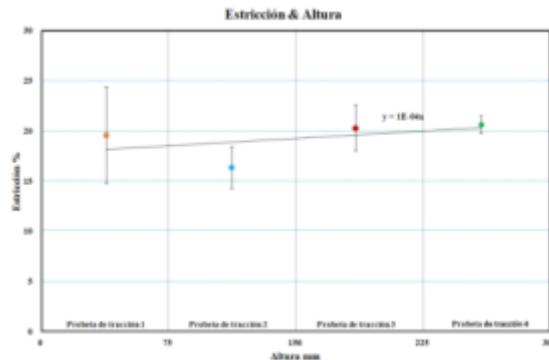


Fig. 72 Gráfico correspondiente a la estricción frente a la altura de las 3 barras.

Los resultados obtenidos en los ensayos de tracción corroboran información procedente de los ensayos de compresión. Mostrando la reducida influencia de la altura y la temperatura del área de fabricación sobre dichas propiedades mecánicas. Se observa una gran similitud entre los valores obtenidos para diferentes alturas. Este hecho se evidencia por los reducidos valores de las pendientes obtenidos para cada línea de tendencia en cada uno de los gráficos Aunque al igual que sucedía en los ensayos de compresión, es posible observar una leve tendencia creciente en sus valores, sobre todo en los correspondientes al límite elástico y la tensión máxima, siendo

menos reseñable esta tendencia en cuanto al alargamiento y estricción.

Reseñable es también la caída en los valores del límite elástico y el aumento de la fragilidad (reducción del área comprendida bajo la gráfica) para las probetas fabricadas a la altura de 225 mm (asumimos el valor para el punto medio de la probeta). Lo que a priori no tiene una justificación clara, pudiendo ser debida a una variación puntual en las condiciones de fabricación a esa altura.

Aunque a nivel general es importante destacar que se observa unos porcentajes de estricción y alargamientos elevados lo que indica, un comportamiento dúctil del material, muy propio de tratamientos térmicos como el recocido.

A un nivel más cuantitativo, los valores obtenidos giran en torno a; el módulo de Young entre valores de 117,1 y 121,2GPa; el límite elástico entre 848 y 970MPa; tensión máxima entre 903 y 1024MPa; el alargamiento entre 10,14 y 17,05%; encontrándose la estricción entre valores de 14,11 y 23,15%.

Indicar que los valores medios del límite elástico de tracción y compresión difieren ligeramente (siendo el de compresión ligeramente superior), aunque como anteriormente se ha comentado la gran desviación existente en los datos procedentes

de los ensayos de compresión no permite alcanzar conclusiones claras.

Si realizamos una comparativa entre los valores alcanzados y los aportados por el fabricante, se observan ciertas divergencias pero dichas discordancias se encuentran dentro de rangos atribuibles a errores introducidos en los ensayos y a cierta defectología del material (porosidad interior).

Sin embargo, si realizamos una comparativa de los resultados obtenidos por la “University of Texas at El Paso, El Paso” [16], podemos concluir que los valores son coherentes y no se observa grandes desviaciones entre ambos. Ejemplos son los valores obtenidos por la univ. of Texas para la elongación: 16-25% o del módulo elástico: 1.15-1.20 GPa (todos los datos de dicha investigación se muestran en la tabla 8, pág. 33).

En cualquier caso, los valores obtenidos a lo largo de toda la longitud fabricada se encuentran dentro de los límites permitidos por la norma ASTM F136 (tabla 7 “estado de la técnica”) para su aplicación en implantes quirúrgicos. A excepción de los valores de estricción que se encuentran por debajo de los exigidos aunque muy próximos.

6.2 *Análisis fractográfico (Microscopía Electrónica de Barrido)*

Según lo planificado, los ensayos de tracción fueron realizados según norma y posteriormente sus fracturas fueron estudiadas mediante microscopía electrónica SEM para poder conocer la tipología de la fractura y su concordancia con los resultados procedentes de los ensayos de tracción y compresión.

En el presente apartado se muestran algunas de las roturas y se analizará el tipo de rotura (Fig. 73).



Fig. 73 Corte de la zona de fractura de una probeta de tracción.

Como se puede observar a continuación (Fig. 72, 73, 74 y 75), las roturas obtenidas de los ensayos de tracción muestran una rotura de tipología claramente dúctil. Observándose una clara deformación plástica previa a la rotura.

Si analizamos detenidamente las cuatro imágenes 73, 74, 75 y 76, puede verse claramente como la rotura es de tipo copa-

cono propia de materiales dúctiles. Donde se observa una zona de rotura por desplazamiento en ángulos de 45° respecto a la dirección de tracción debido a los esfuerzos cortante. Y otra zona donde pueden observarse pequeños orificios correspondientes al proceso de nucleación, crecimiento y coalescencia de microvacíos en el centro del espécimen lo que genera una superficie opaca propia de las roturas dúctiles. Estas nucleaciones podrían haberse formado en las porosidades interiores observadas en los análisis microestructurales realizados al material mediante microscopía óptica.

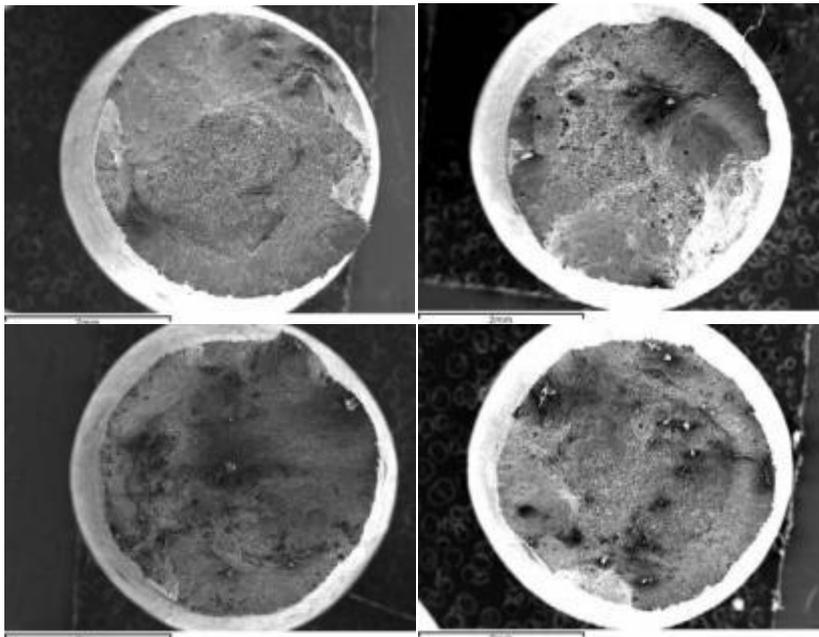


Fig. 73, 74, 75 y 76 Metalografía de las zonas de fractura de las probetas de tracción. De izquierda a derecha y de arriba abajo.

A continuación se exponen varias zonas donde se muestra con mayor detalle las características de la rotura ya mencionadas.

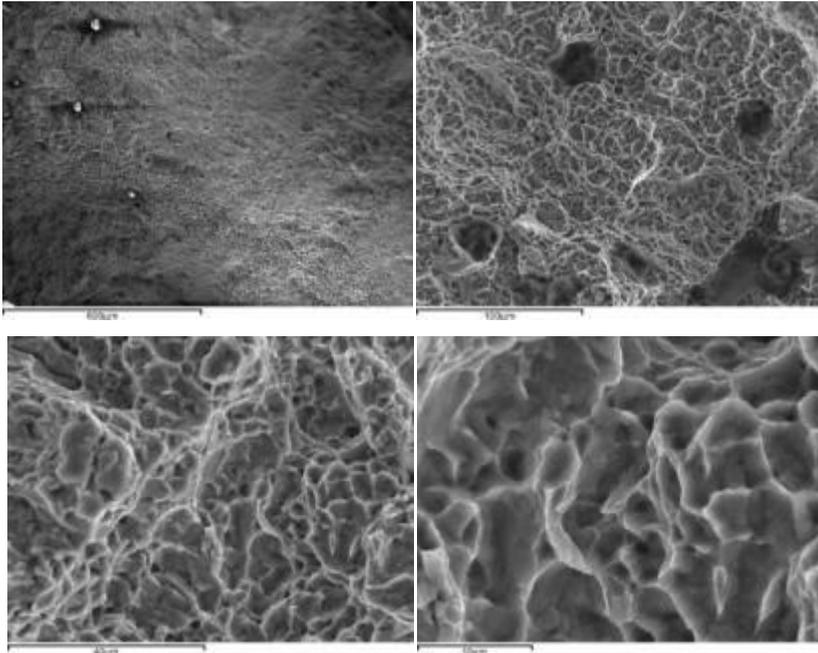


Fig., 77, 78, 79 y 80 Metalografía de las zonas de fractura de las probetas de tracción a diferentes aumentos. De izquierda a derecha y de arriba abajo.

Se puede observar como en las zonas centrales aparecen microrifícios propios del proceso de nucleación (Fig. 79). Estas cavidades pueden coalescer y generar otras de mayor tamaño como se observa en la figura 78. Esta aseveración es corroborada por investigaciones anteriores realizadas sobre probetas de Ti6Al4V mediante EBM como la realizada por “University of Texas at El Paso, El Paso”.^[17] Aunque esos orificios de mayor tamaño también podrían deberse a

porosidades internas del material generadas durante el proceso de fabricación y que puede justificar los valores más bajos del límite elástico.

Estas imágenes corresponden a diferentes probetas sometidas a tracción, donde es difícilmente apreciable diferencias relevantes en el tipo de rotura, siendo en todas ellas claramente de tipología dúctil. Indicar por último que este tipo de roturas son propias de materiales sometidos a procesos de recocido o ablandamiento.

6.3 *Análisis microestructural (Microscopía Óptica)*

El análisis óptico constó de dos parte; una inicial en la que se observaron las probetas embutidas con la superficie pulida sin atacar. De esta manera fue posible conocer la existencia de porosidad interior cerrada que se extendía a lo largo de toda la longitud de la probeta, como se muestra en las figura 81, 82, 83 y 84.

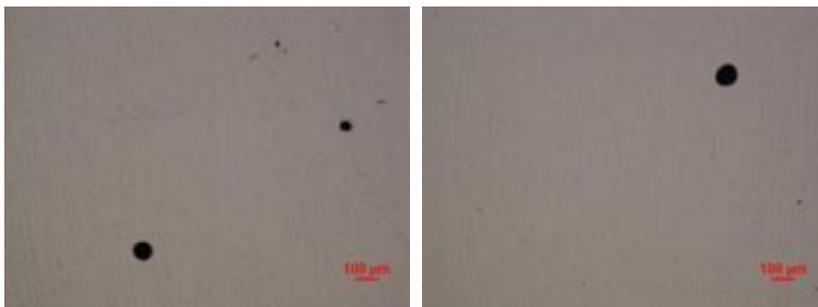


Fig. 81 y 82 Metalografías sin atacar probetas 1 y 4 De izquierda a derecha.

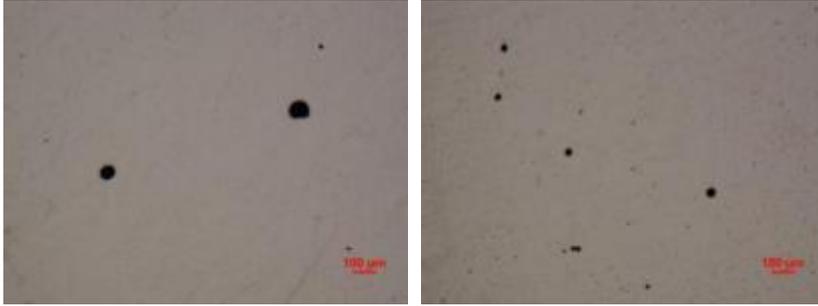


Fig. 83 y 84 Metalografías sin atacar probetas 7 y 10. De izquierda a derecha.

Como se puede observar en las imágenes 85, 86, 87 y 88, se observa porosidad aislada sin interconexión entre los poros, con una variabilidad de tamaños amplia, yendo desde 10 μm hasta valores próximos a 100 μm . Este hecho puede condicionar los resultados mecánicos, ya que la existencia de porosidad interior puede favorecer la aparición de desviaciones y valores de resistencia inferiores a lo esperado.

Tras este análisis inicial, se procedió a atacar la superficie de modo que fuera posible descubrir el tipo de estructura, tamaño de grano, etc.

Las siguientes imágenes, correspondientes a las probetas 1, 4, 7 y 10, muestran la existencia de dos fases claramente diferenciadas, donde la más clara corresponde a la fase α y la más oscura a la fase β . Ambas se distribuyen a lo largo de la piezas formando láminas. Se puede observar como se está produciendo un crecimiento longitudinal de los granos a lo largo de la dirección de fabricación. Mostrando que los granos de fase

β generados durante el enfriamiento a temperaturas superiores a la β transus, se han formado epitaxialmente siendo de tipo columnar. Del mismo modo, se observa que las dimensiones de los granos superan el espesor que debía tener una capa, por lo que no es posible diferenciar las capas de fabricación.

Ambas evidencias pueden ser atribuidas al proceso de enfriamiento durante la fusión del material en las capas superiores y que debido a la reducida conductividad del material en estado pulverulento, tiende a evacuarse en la dirección de fabricación, desde las capas superiores, recién fundidas mediante el haz de electrones, hacia la placa base por gradiente térmico. Este hecho ha sido observado y expuesto por otras investigaciones previas; entre ellas la “University of Texas at El Paso, El Paso”, la “Materials Science and Engineering, Faculty of North Carolina State University” o “University of Sheffield” [16, 18, 20, 23]



Fig. 85 y 86 Metalografías atacadas probetas 1 y 4. De izquierda a derecha.

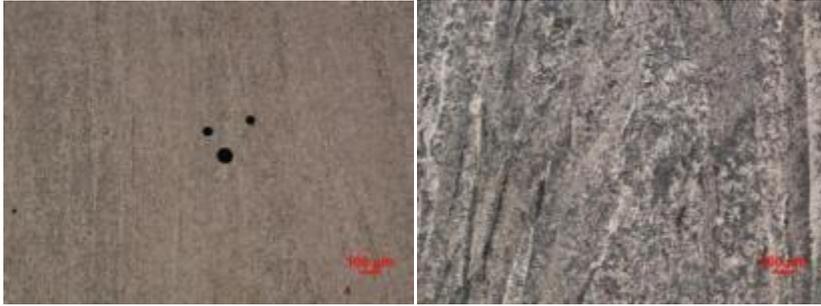


Fig. 87 y 88 Metalografías atacadas probetas 7 y 10. De izquierda a derecha.

Si realizamos un estudio pormenorizado, es posible reconocer la microestructura que se está generando en las diferentes partes de la barra, según su distancia desde la placa de fabricación.

De esta forma, se puede observar como a lo largo de toda la barra, se han formado claramente las fases α y β formadas a partir de los granos β (microestructura cúbica centrada en cuerpo obtenida a temperaturas superiores a la β transus).

La probeta 1, la más cercana a la placa, presenta una transformación desde la fase β , donde la fase α , acicular o finamente laminar, se ha empezado a formar alrededor de las láminas de la fase β , con una disposición mayoritariamente ortogonal (propia de la estructura cúbica de la que procede), debido presumiblemente a un enfriamiento rápido desde la β transus. Su causa puede venir dada por el elevado índice de transferencia de calor entre el material recién fundido y la placa.

Este hecho se muestra en la figura 89 derecha, donde las pequeñas láminas de α se distribuyen casi ortogonalmente.

Añadir que en las primeras capas de fabricación es probable incluso que debido al gradiente existente se formase α' martensita, este hecho ha sido observado y expuesto por otras investigaciones previas como la realizada por “University of Texas at El Paso, El Paso” o “University of Sheffield” [18,20]. Sin embargo, esta estructura ha desaparecido y puede ser debido al proceso recocido al que está sometida esta zona durante la fabricación en las sucesivas capas (aprox. 650-700°C durante 3 ó 4 horas).

Sin embargo, es necesario destacar la aparición de disposiciones, que ya se asemejan a las estructuras laminares o de Widmanstätten (imagen 68 izquierda). Debido a la elevada temperatura del área de fabricación y el calor evacuado desde las capas superiores hacia la placa, que favorecen la difusión de la fase α a disposiciones algo más ordenadas (láminas formando 120°).

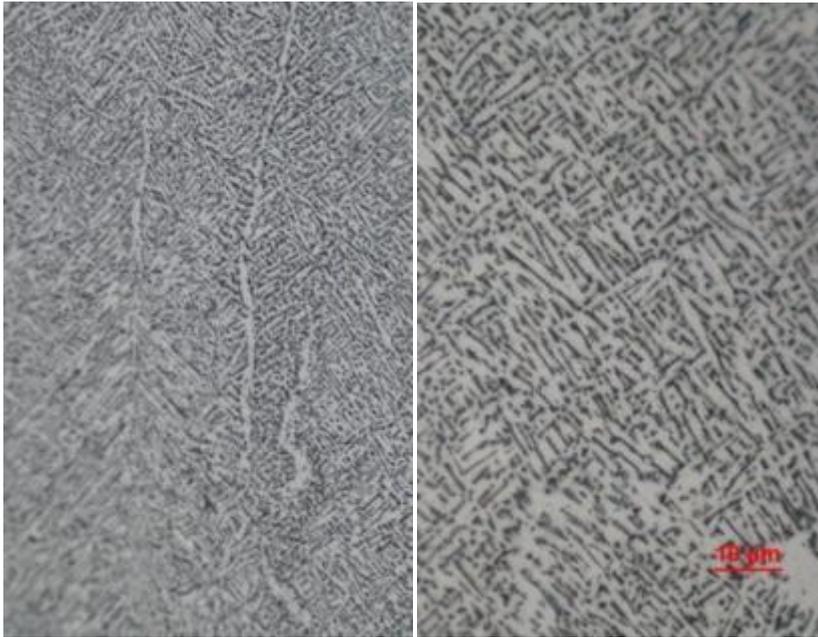


Fig. 89 Metalografía de la probetas 1 a 500 y 1000 aumentos. De izquierda a derecha.

El proceso de formación de estructuras más ordenadas se incrementa conforme ascendemos en la dirección de fabricación. Las probeta 4 muestra (Fig. 90) como ya ha empezado a formarse una microestructura claramente laminar o de Widmanstätten en los bordes de grano, donde se observa una disposición en ángulos de 120° de las láminas de fase α , alrededor de la fase β preexistente. Esto es achacable a la pérdida de influencia de la transferencia de calor hacia la placa frente al efecto de recocido debido a la temperatura del área de fabricación conforme nos alejamos de la placa.

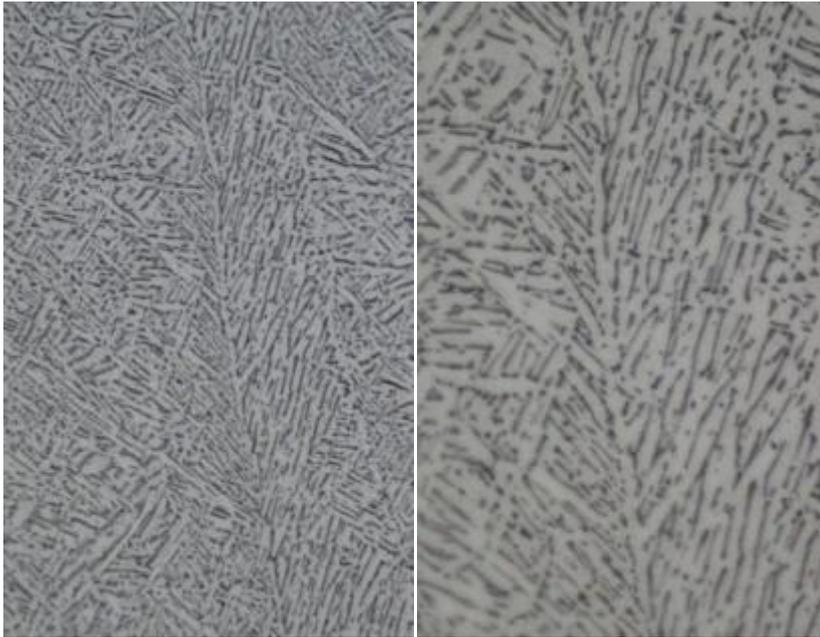


Fig. 90 Metalografía de la probetas 4 a 500 y 1000 aumentos. De izquierda a derecha.

Si continuamos ascendiendo podemos observar como en la probeta 7 (Fig. 91) las láminas de la fase α empiezan a incrementar su grosos levemente y aparecen grandes acumulaciones de fase α en los bordes de grano, reduciéndose el espesor de las láminas de fase β . Todo ello es justificado por el incremento de la influencia del efecto recocido, debido a la elevada temperatura del área de trabajo. Este hecho ha sido observado y expuesto por otras investigaciones previas, entre ellas la “Unviersity of Texas, El Paso” [16,17,18].



Fig. 7910 Metalografía de la probetas 7 a 500 y 1000 aumentos. De izquierda a derecha.

Por último, si nos aproximamos a las zonas más alejadas de la placa de fabricación (Fig. 92), se observa como la estructura es típicamente laminar o Widmanstätten, con gruesas láminas de fase α y formaciones de fase α en los antiguos bordes de grano β , siendo las láminas de fase β mucho más delgadas que en las zonas próximas a la placa. Sin embargo, no se observa una variación ostensible respecto a la microestructura y tamaños observados en la probeta 7, por lo que es probable que el efecto de la temperatura del área de fabricación en el tiempo deje de ser determinante sobre la microestructura obtenida.



Fig. 92 Metalografía de la probetas 10 a 500 y 1000 aumentos. De izquierda a derecha.

6.4 *Discusión general de resultados*

La investigación acometida en la presente tesis de máster partió de una premisa que presuponía una elevada influencia de la temperatura de trabajo sobre la microestructura y que bajo dicho efecto dicha microestructura variaría ostensiblemente en función del tiempo de permanencia bajo esas condiciones de contorno (área de fabricación 650-700°C). Bajo dicho planteamiento se han realizado ensayos y estudios metalográficos para determinar la existencia de dicha influencia y su grado. Llegándose a los resultados expuestos anteriormente.

Si son analizados los resultados obtenidos de los análisis metalográficos podemos destacar la existencia de una leve

variación microestructural, observándose unas colonias de microestructura $\alpha+\beta$ laminar con disposición ortogonal en zonas muy próximas a la placa de fabricación, que evolucionan rápidamente hacia una estructura típicamente laminar o Widmanstätten, que ya no variará hasta las zonas más alejadas de la placa. Únicamente son destacables ciertos engrosamientos de las láminas de fase α y acumulaciones de dicha fase en los antiguos bordes de grano. De estos resultados podemos concluir que en dicho proceso de fabricación están interviniendo dos procesos bien diferenciados.

Por un lado, el proceso de “recocido” del material fundido debido a la elevada temperatura de fabricación. Y por otro, el proceso de enfriamiento debido al elevado gradiente de temperatura existente entre la superficie de la pieza recién solidificada y la placa a menor temperatura. Este hecho se ve potenciado debido al efecto aislante que ejerce el polvo semi-sinterizado que rodea la pieza.

Ambos procesos están interviniendo de forma simultánea, sin embargo, la influencia que sobre la microestructura tiene la transferencia térmica entre la pieza y la placa es mucho más elevada al inicio de la fabricación, ya que la distancia entre zona fundida (aprox. 1000°C) y placa (precalentada a 650-700°C) es muy reducida, generando un gradiente de temperatura muy elevado, lo que provoca un enfriamiento muy rápido.

Si este efecto es analizado según lo expuesto en la publicación de Gil Mur, donde define que la fase α' martensítica desaparece aproximadamente a 700°C , produciéndose una descomposición parcial a 600°C ^[19] (Fig.93), es posible suponer la aparición de martensita en la zona más próxima a la placa.

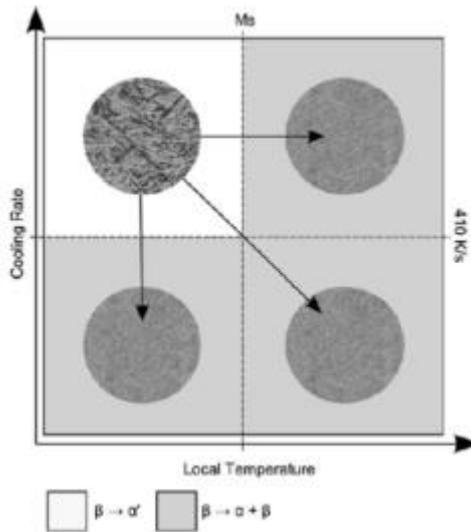


Fig. 93 Gráfico que muestra la evolución de la microestructura en función de la velocidad de enfriamiento y la temperatura.

Sin embargo, esta estructura no es perceptible en las metalografías, observándose únicamente la aparición de láminas de α en una disposición ortogonal acordes con la estructura cubica de la fase β de la procede.

En contraposición, el efecto de la temperatura del área de fabricación en dicha etapa del proceso (inicio de la fabricación) es muy reducida debido a la falta de tiempo para que dicha

temperatura –inferior a la β transus- provoque la difusión propia del proceso de recocido.

Sin embargo, a medida que la fabricación continua, la transferencia térmica se reduce ostensiblemente, reduciéndose, por tanto, su efecto en la velocidad de enfriamiento del material.

Por el contrario, el aumento del tiempo de permanencia en el área de fabricación se amplía y por tanto, la influencia que sobre la microestructura tiene el proceso de recocido. Al mismo tiempo, este efecto se verá potenciado por el incremento de la temperatura media de la zona fabricada, debido a la limitada evacuación de calor de la placa de acero respecto a la propia aleación de titanio (Fig. 94), lo que ralentizará su enfriamiento [19], tendiendo a la homogenización de la temperatura en toda la pieza.

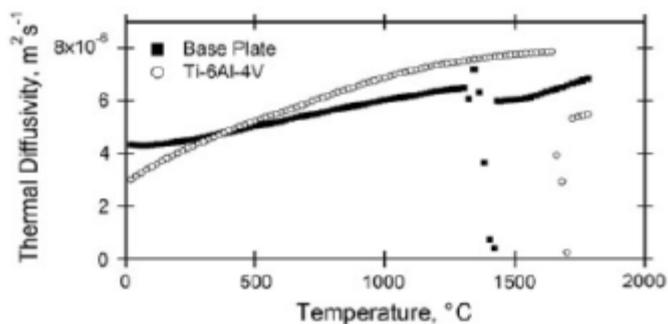


Fig. 94 A temperaturas superiores a 400°C la aleación de titanio presenta mayor difusión térmica que el acero austenítico de la placa de fabricación.

Todo lo anterior contribuirá a disponer de mayor tiempo a temperaturas idóneas para que la fases α - β se posicionen en

disposiciones y orientaciones mucho más estables como es la laminar o Widmanstätten.

De esta forma, en las zonas martensíticas que posiblemente se generaron al principio del proceso, la fase α comienza a difundir apareciendo amplias zonas de fase α ortogonal y reducidas colonias de estructura laminar o Widmanstätten. Ello se justifica por el mayor volumen másico de las probetas y el mayor tiempo de residencia a elevadas temperaturas de la zona inicial, lo que favorece la difusión de la fase α , como ya se ha argumentado.

Del mismo modo, zonas con microestructura laminar se ven favorecidas al engrosamiento de las láminas de fase α y a la aparición de acumulaciones de dicha fase en los bordes de grano como sucede en las zonas más alejadas de la placa de fabricación.

Por tanto, aun cuando existe una ligera diferencia estructural, el proceso de recocido al que está sometida la pieza debido, por un lado, a la propia temperatura del área de fabricación y por otro, a la acumulación de calor en las zonas más alejadas de la placa, realiza un proceso de homogenización y ablandamiento de la microestructura a lo largo de toda la pieza, uniformizando las propiedades mecánicas. Siendo apenas perceptible la aparición de martensita en los inicios del proceso tanto en contenido como en su efecto sobre las propiedades.

Todos estos planteamientos, quedan corroborados con los resultados de los ensayos mecánicos y fractográfico, que muestran claramente la poca variación de las propiedades mecánicas en la dirección de la fabricación y porcentajes de alargamiento y estricción elevados. Observándose ciertas tendencias de poca relevancia que podrían ser justificadas debido a las elevadas desviaciones típicas de los ensayos de compresión y al número reducido de ensayos de tracción.

Si analizamos los resultados y conclusiones alcanzadas dentro del contexto de las demás líneas de investigación acometidas por diferentes centros de relevancia a nivel internacional en la material, se observa una concordancia y coherencia, tanto en resultados como en las conclusiones alcanzadas, lo que avala la presente investigación. Destacando el aporte que la presente tesis de máster genera al ampliar el espectro de conocimiento sobre el comportamiento de la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting.

Por último, destacar la relevancia de los resultados desde un punto de vista industrial, ya que permiten asegurar que las propiedades mecánicas, dentro de unas determinadas dimensiones geométricas y condiciones de trabajo, se mantendrán y por tanto, es posible asegurar el comportamiento homogéneo de toda la pieza, hándicap importante que presentan las actuales

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting

tecnologías de fabricación aditiva y Electron Beam Melting en concreto, para su aceptación por determinados sectores industriales como es el caso del biomédico o el aeronáutico.



7 Conclusiones

A continuación se muestran las conclusiones más destacables alcanzadas en la presente tesis de máster a partir de los resultados de los ensayos y análisis correspondiente:

- Es posible concluir que no existe una clara influencia de la altura de fabricación para espesores reducidos sobre las características microestructurales y mecánicas del material Ti6Al4V Eli.
- Los ensayos de compresión no han aportado, como se esperaba, una idea clara de la variación de las propiedades, ya que presentan una gran dispersión de valores y desviaciones elevadas.
- Se observa la existencia de porosidad interna inconexa, cuyos tamaños oscilan de 1 a 100 μ m, lo que puede generar desviaciones en las propiedades mecánicas del material ensayado.
- Las propiedades mecánicas del Ti6Al4V Eli obtenidas están dentro de los rangos exigidos por la norma ASTM F136.
- No se observa una clara variación ni en las propiedades mecánicas ni en las microestructuras estudiadas debida al tiempo de permanencia en el área de fabricación.
- Se observa una estructura generalizada de tipo $\alpha+\beta$ laminar formada a partir de los granos β . Donde las láminas de α se distribuyen a lo largo de los bordes de grano β .

- Se observa un crecimiento de los granos de tipo columnar debido probablemente al flujo térmico en dicha dirección.
- Se observa el efecto de recocido debido al tiempo de permanencia del material a temperaturas próximas a 700°C. Dicho efecto tiende a homogeneizar la estructura cristalográfica en toda la pieza.
- Se observa un cierto efecto de enfriamiento rápido en las zonas próximas a la placa de fabricación, debido al gradiente térmico generado entre placa y la piscina de metal fundido. Como muestra la estructura $\alpha+\beta$ ortogonal propia de un enfriamiento rápido desde una disposición cúbica centrada de cuerpo de la fase β (por encima de β transus). Aunque su efecto desaparece rápidamente conforme aumenta el tiempo de fabricación.
- Se observa un ligero engrosamiento de las láminas de fase α conforme aumenta la altura de fabricación sin influencia relevante en las propiedades mecánicas. Y que puede ser justificado por las desviaciones en los resultados.
- El comportamiento del material es claramente dúctil como muestran las fracturas y sus elevados índices de estricción y alargamiento.
- Se puede intuir la formación de martensita en las fases iniciales del proceso de fabricación de donde podrían haber evolucionado las láminas ortogonales de $\alpha+\beta$ observadas debido a un proceso de difusión posterior causado por la permanencia a una elevada temperatura durante todo el proceso de fabricación.

8 Futuras líneas de investigación

Como continuación del estudio actual, podría ser interesante el análisis del tamaño de grano que se está formando debido al proceso.

Una propuesta de mayor envergadura sería la línea de investigación centrada en el estudio de la influencia de la volumetría de la pieza en su microestructura y sus propiedades teniendo en cuenta las condiciones de contorno. En ella se analizaría la relación de la volumetría con la transferencia térmica (gradiente) y el efecto recocido.

Por otro lado, sería interesante el estudio de nuevos materiales y comprobar la influencia del proceso aditivo EBM sobre sus microestructuras.

9 Referencias y documentación de consulta

9.1 Referencias

1. SRA Manufature 2006 “Assuring the future of manufacturing in Europe”
2. ASTM F2792 – 10 e 1 Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies.
3. Terry Wohlers; “Wohlers Report 2010”. Estado de la Industria. Informe anual de progreso mundial. ISBN 0-9754429-6-1. <http://wohlersassociates.com>
4. Micromanufacturing Engineering and Technology. Chapter 1. Page 8. Written by Yi Qin.
5. “Fabricación Aditiva”. Documentos COTEC sobre oportunidades tecnológicas. Fundación COTEC para Innovación tecnológica.
6. Boyer, R., Welsch, G., and Collings, E. W., Material Properties Handbook: Titanium Alloys, ASM International, Materials Park, OH, 2003.
7. Titanium: A Technical Guide. M.J. Donachie.
8. <http://www.api-iws.org/welding-repair-of-titanium-condensate-tie-rod.html>. Indonesian Welding Society.
9. <http://www.sumitomometals.co.jp/e/titanium/alloy.html>. Material Variety of Titanium Alloy Products. Sumitomo Metals.

10. Techniques de l'Ingenieur. Matériaux Métalliques. J. Debane et Col. Ed. Istra, París, 1996.
11. Boyer, R., Welsch, G., and Collings, E. W., Material Properties Handbook: Titanium Alloys, ASM International, Materials Park, OH, 2003.
12. Polmear I.L., Light Alloys, Metallurgy of the light metals (3rd edition), ISBN 0-340-63207-0, ed. Arnold Great Britain, pp 248-314 (1995).
13. ARCAM-Ti6Al4V-ELI-Titanium-Alloy.pdf. ARCAM EBM System by ARCAM AB®. www.arcam.com.
14. ARCAM-Ti6Al4V-Titanium-Alloy.pdf. ARCAM EBM System by ARCAM AB®. www.arcam.com.
15. . Denis Cormier, Harvey West, Ola Harrysson, and Kyle Knowlson. "Characterization of thin walled ti-6al-4v components produced via electron beam melting". North Carolina State University Department of Industrial Engineering. Raleigh, NC 27695-7906 (2004).
16. Murr. L.E., Esquivel, E.V., Quinones, S.A., Gaytan, S.M., Lopez, M.I., Martinez, E.Y., Medina, F., Hernandez, D.H., Martinez, E., Stafford, S.W., Brown, D.K., Hoppe T., Meyers, W., Lindhe, U. and Wicker, R.B. (2009a). "Microstructures and mechanical properties of electron beam-rapid manufactured Ti-6Al-4V biomedical prototypes compared to wrought Ti-6Al-4V". Materials Characterization, 60: 96-105.
17. Murr, L.E., Quinones, S.A., Gaytan, S.M., Lopez, M.I., Rodela, A., Martinez, E.Y., Hernandez, D.H., Martinez,

- E., Medina, F., and Wicker, R.B. (2009b). “Microstructure and mechanical behavior of Ti-6Al-4V produced by rapid-layer manufacturing for biomedical applications”. *Journal of Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2: 20-32.
18. L. E. Murr, S. M. Gaytan F. Medina, E. Martinez, D. H. Hernandez, L. Martinez M. I. (2009). Effect of build parameters and build geometries on residual microstructures and mechanical properties of ti-6al-4v components built by electron beam melting (EBM).
19. F.X. Gil Mur, D. Rodriguez, and J.A. Planell: *J. Alloys Compd.*, 1996, vol. 234, pp. 287–89.
20. S.S. AL-BERMANI, M.L. BLACKMORE, W. ZHANG, and I. TODD “The Origin of Microstructural Diversity, Texture, and Mechanical Properties in Electron Beam Melted Ti-6Al-4V” DOI: 10.1007/s11661-010-0397-x. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2010.
21. A. Christensen, A. Lippincott, R. Kircher. Qualification of Electron Beam Melted (EBM) ti6al4v-eli For orthopaedic implant Applications. Medical Modeling LLC (Golden, CO), Engineering Consulting Services, Inc. (Prior Lake, MN)
22. Conrado Aparicio Bádenas, Daniel Rodríguez Rius. Deposito legal B-29.186-2001 ISBN 84-8301-480-7.
23. Validating the ARCAM AB EBM Process as an Alternative Fabrication Method for Titanium-6Al-4V

Alloys. Brendon Stuart Bass. A thesis submitted to the Graduate Faculty of North Carolina State University.

9.2 *Documentación de consulta*

- LAURA CATALINA CÓRDOBA ROMÁN. “Relación entre microestructura y resistencia a corrosión de la aleación biocompatible Ti6Al4V deformada en caliente”. UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA FACULTAD DE MINAS.
- ANDY CHRISTENSEN, AL LIPPINCOTT, AND RYAN KIRCHER: Medical Modeling LLC (Golden, CO), -Engineering Consulting Services, Inc. (Prior Lake, MN). “QUALIFICATION OF ELECTRON BEAM MELTED (EBM) Ti6Al4V-ELI FOR ORTHOPAEDIC IMPLANT APPLICATIONS”.
- T. VILARO, C. COLIN, and J.D. BARTOUT: “As-Fabricated and Heat-Treated Microstructures of the Ti-6Al-4V Alloy Processed by Selective Laser Melting”. DOI: 10.1007/s11661-011-0731-y. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2011.
- 2004 ASM International. ASM Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures (#06044G) Prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee.

- F.J. Gil, A. Crespo, J.M. Manero, D. Rodriguez y J.A. Planell. “Mejora de la resistencia al desgaste de titanio y sus aleaciones utilizados para prótesis articulares”. *Biomecánica*, 10 (2), 2002, pp. 20-37.
- Vicente Escuder, V. Amigó Borrás, F. Romero Sanchis, A. Bautista y J.M. Torralba. “Evaluación de la microdureza en aleaciones ti-6al-4v obtenidas por sinterización de polvos. Influencia del tratamiento térmico”. VIII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos, Gandia 2002.
- Estudio de las aleaciones de Titanio: Ti-Beta21 S y Ti-6242 S.
- M. VANDERHASTEN, L. RABET AND B. VERLINDEN. “Ame high temperature deformation of Ti6Al4V at low strain rate” Association of Metallurgical Engineers Serbia and Montenegro: UDC:669.280’5’11’292-152.5=20.
- Wooten, J. (2008). Electron beam melting manufacturing of flight hardware for the Navy UCAS program. Paper presented at SAE meeting in South Carolina, Oct, 2008. Contact <johnwooten1877@att.ent>.
- Applied metallography. G.F. Vander Voort. Van Nostrand Reinhlod Company, 1996.
- Metal Handbook, Ninth Edition. Vol.: Properties and selection: Nonferreus alloys and pure metals. ASM International, Metals Park, Ohio 44073, 1987.

- P. Tarín y I. Goñi. Estudio metalográfico y de las transformaciones en titanio y aleaciones mediante técnicas de análisis térmico. V Asamblea General del CENIM. (1981) 124.
- J.A. García Poggio, P. Tarín y E. Suárez. Estudio de las transformaciones estructurales de diversas aleaciones de Titanio. VI Asamblea General del CENIM (1985). 9.

10 Anexos

Anexo 1 Granulometría: Result analysis report



Result Analysis Report

Sample Name: Ti64 ELI
Sample Source & type:
Sample bulk lot ref:

SOP Name:
Measured by: Administrador
Result Source: Measurement

Measured: jueves, 28 de junio de 2012 13:00:36
Analysed: jueves, 28 de junio de 2012 13:00:37

Particle Name: Default
Particle Rt: 1.520
Dispersant Name: Water

Accessory Name: Hydro 2000SM (A)
Absorption: 0.1
Dispersant Rt: 1.330

Analysis model: General purpose
Size range: 0.020 to 2000.000 um
Weighted Residual: 0.467 %

Sensitivity: Normal
Obscuration: 11.91 %
Result Emulation: Off

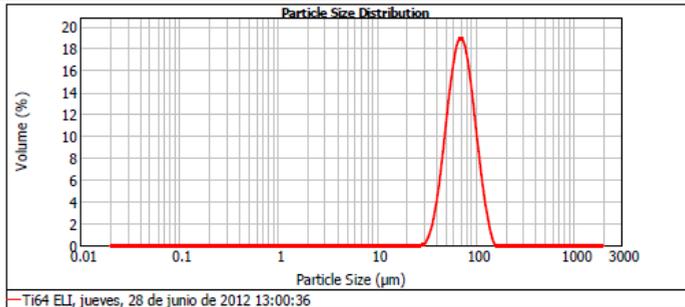
Concentration: 0.1200 %Vol
Specific Surface Area: 0.0889 m²/g

Span : 0.813
Surface Weighted Mean D[3,2]: 67.698 um

Uniformity: 0.255
Vol. Weighted Mean D[4,3]: 74.173 um

Result units: Volume

d(0.1): 47.667 um **d(0.5):** 70.969 um **d(0.9):** 105.371 um



Size (µm)	Volume in %										
0.050	0.00	0.142	0.00	1.002	0.00	7.096	0.00	50.238	3.91	355.656	0.00
0.022	0.00	0.189	0.00	1.125	0.00	7.962	0.00	56.368	12.52	399.052	0.00
0.025	0.00	0.178	0.00	1.262	0.00	8.934	0.00	63.246	14.09	447.744	0.00
0.028	0.00	0.200	0.00	1.416	0.00	10.024	0.00	70.963	14.09	502.377	0.00
0.032	0.00	0.224	0.00	1.589	0.00	11.247	0.00	79.621	12.59	562.677	0.00
0.036	0.00	0.252	0.00	1.783	0.00	12.619	0.00	89.337	9.97	632.466	0.00
0.040	0.00	0.283	0.00	2.000	0.00	14.153	0.00	100.237	6.92	709.627	0.00
0.045	0.00	0.317	0.00	2.244	0.00	15.887	0.00	112.468	4.07	796.214	0.00
0.050	0.00	0.356	0.00	2.518	0.00	17.825	0.00	126.191	2.09	893.367	0.00
0.056	0.00	0.399	0.00	2.825	0.00	20.000	0.00	141.589	0.99	1002.374	0.00
0.063	0.00	0.448	0.00	3.170	0.00	22.440	0.00	159.866	0.00	1124.683	0.00
0.071	0.00	0.502	0.00	3.597	0.00	25.179	0.00	179.250	0.00	1261.915	0.00
0.080	0.00	0.564	0.00	3.991	0.00	28.251	0.00	200.000	0.00	1415.682	0.00
0.089	0.00	0.632	0.00	4.477	0.00	31.658	0.09	224.424	0.00	1598.656	0.00
0.100	0.00	0.710	0.00	5.024	0.00	35.566	0.64	251.795	0.00	1792.502	0.00
0.112	0.00	0.796	0.00	5.637	0.00	39.905	1.91	282.508	0.00	2000.000	0.00
0.126	0.00	0.893	0.00	6.325	0.00	44.774	4.03	316.979	0.00		
0.142	0.00	1.002	0.00	7.096	0.00	50.238	6.62	355.656	0.00		

Operator notes:

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting

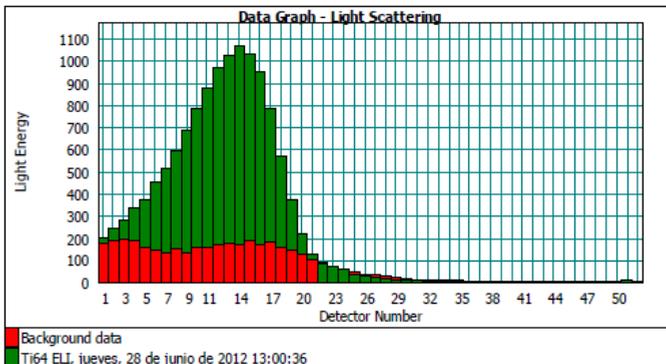
Anexo 2 Granulometría: Sample Data report



Sample Data Report

Sample Name: Ti64 ELI SOP Name: Measured: jueves, 28 de junio de 2012 13:00:36
 Sample Source & type: Measured by: Administrador Analysed: jueves, 28 de junio de 2012 13:00:37
 Sample bulk lot ref: Result Source: Measurement

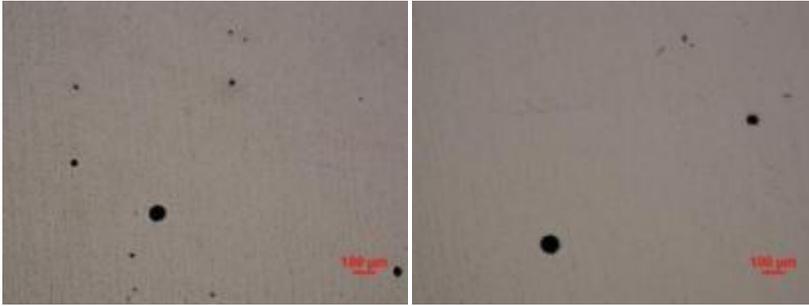
Accessory Name: Hydro 2000SM (A) Obscuration: 11.91 %
 Background integration time: 10000 mS Measurement integration time: 10000 mS Background measured: jueves, 28 de junio de 2012 12:58:18



No	Background	Signal	Data	No	Background	Signal	Data	No	Background	Signal	Data
0	51979.930	45791.672	11.905	18	156.166	704.697	567.123	36	4.380	5.555	1.724
1	174.980	354.210	200.082	19	145.934	504.552	375.991	37	3.571	4.528	1.382
2	184.149	411.776	249.550	20	124.838	331.053	221.077	38	2.927	3.701	1.122
3	197.558	455.043	281.005	21	105.260	224.782	132.053	39	2.394	3.069	0.961
4	188.918	497.423	332.758	22	87.036	162.466	85.791	40	1.884	2.480	0.821
5	153.088	510.045	375.183	23	74.759	137.803	71.944	41	1.375	1.910	0.699
6	147.960	580.941	450.596	24	60.234	112.124	59.061	42	0.932	1.448	0.627
7	134.984	631.267	512.353	25	49.225	83.703	40.338	43	0.382	0.793	0.456
8	151.047	728.173	595.109	26	40.691	64.090	28.243	44	0.264	0.751	0.519
9	132.780	801.455	694.483	27	33.310	51.390	22.045	45	0.165	0.389	0.235
10	153.930	919.776	794.172	28	25.749	38.439	15.756	46	0.110	0.323	0.220
11	156.216	1012.903	875.294	29	20.819	30.253	11.913	47	0.027	2.167	1.615
12	171.337	1119.958	999.019	30	16.175	23.058	8.808	48	0.569	1.950	1.433
13	178.568	1184.892	1027.582	31	13.108	18.164	6.616	49	0.179	0.451	0.294
14	173.327	1219.518	1066.828	32	10.043	13.736	4.889	50	0.147	0.407	0.270
15	190.881	1199.782	1031.605	33	8.046	10.747	3.659	51	0.000	0.000	7.652
16	170.608	1100.747	950.451	34	6.397	8.363	2.728	52	0.000	0.000	1.204
17	180.325	944.062	785.205	35	5.311	6.840	2.162				

Operator notes:

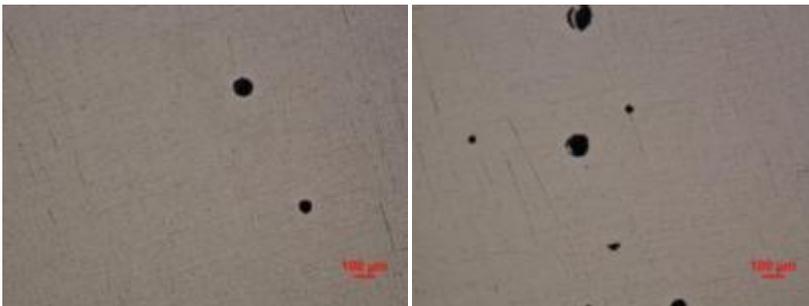
Anexo 3 Imágenes de las metalografías sin atacar



Metalografías de la probeta 1 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 1 a 50 aumentos

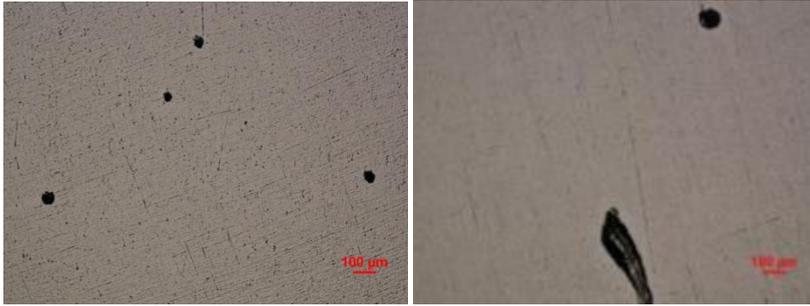


Metalografías de la probeta 2 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 2 a 50 aumentos

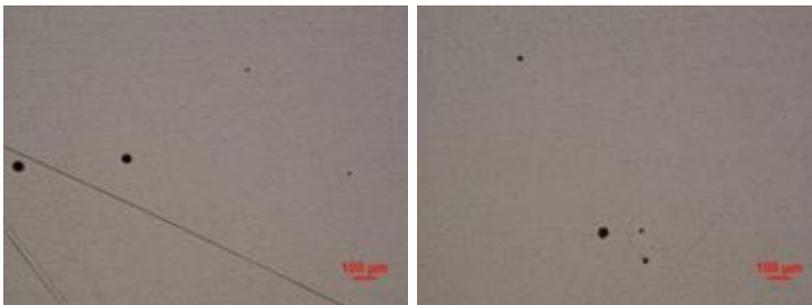
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probeta 2 a 50 aumentos



Metalografías de la probetas 2 y 3 a 50 aumentos. De izquierda a derecha.

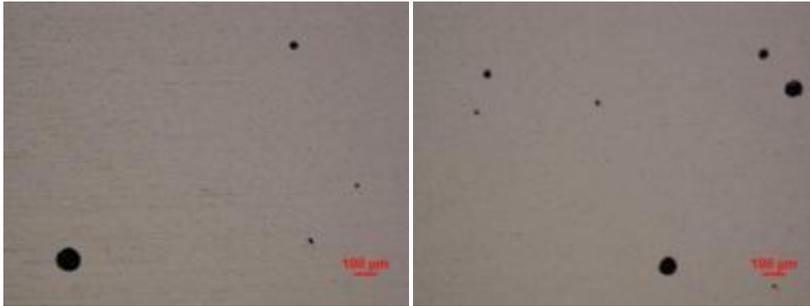


Metalografías de la probeta 3 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 3 a 50 aumentos

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probeta 3 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 4 a 50 aumentos.

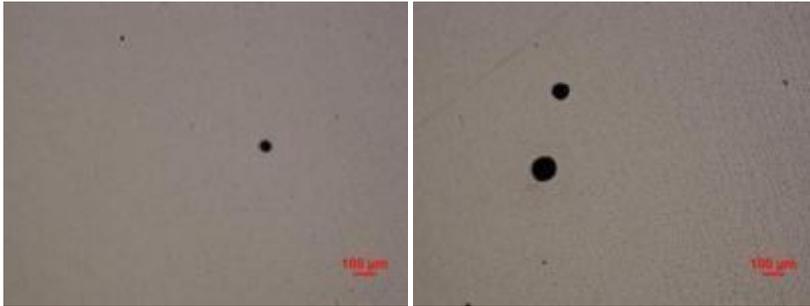


Metalografías de la probeta 4 a 50 aumentos



Metalografías de la probetas 4 y 5 a 50 aumentos. De izquierda a derecha

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probeta 5 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 5 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 6 a 50 aumentos.



Metalografías de la probeta 6 a 50 aumentos

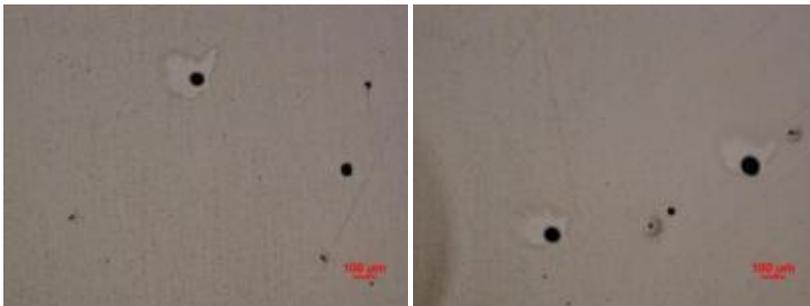
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probetas 6 y 7 a 50 aumentos. De izquierda a derecha



Metalografías de la probeta 7 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 7 a 50 aumentos



Metalografías de la probetas 7 y 8 a 50 aumentos. De izquierda a derecha

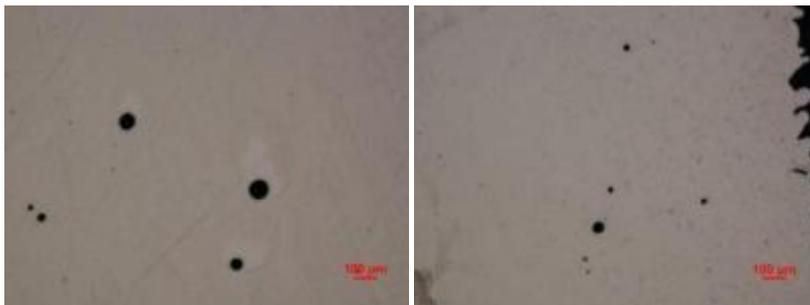
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



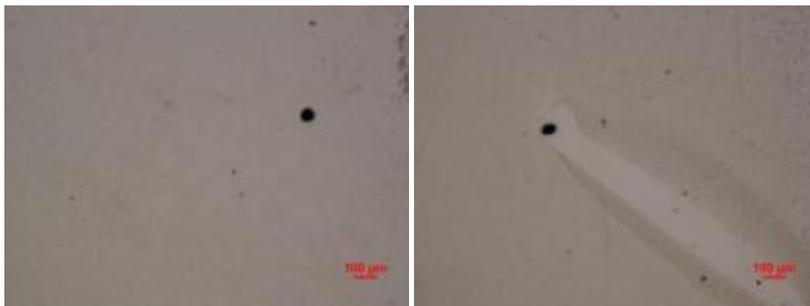
Metalografías de la probeta 8 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 8 a 50 aumentos

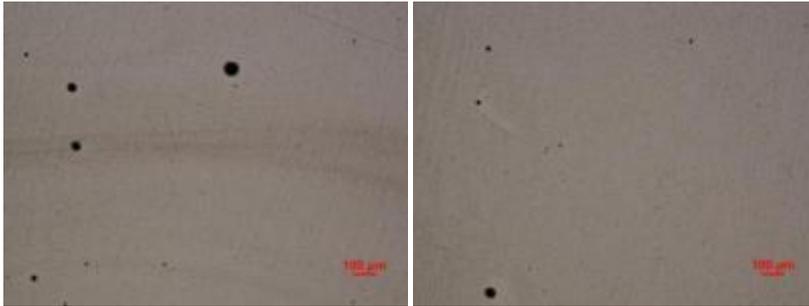


Metalografías de la probetas 8 y 9 a 50 aumentos. De izquierda a derecha



Metalografías de la probeta 9 a 50 aumentos

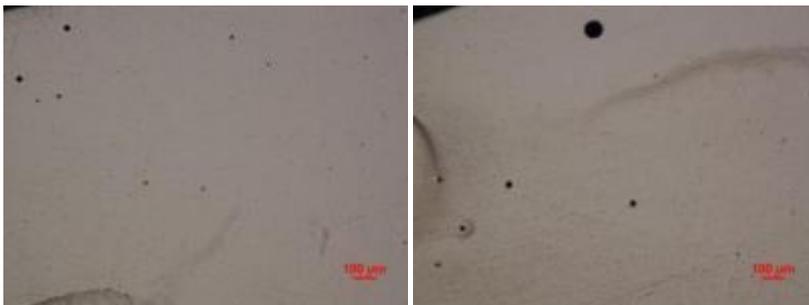
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probeta 9 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 9 a 50 aumentos



Metalografías de la probetas 9 y 10 a 50 aumentos. De izquierda a derecha



Metalografías de la probeta 10 a 50 aumentos

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probeta 10 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 10 a 50 aumentos

Anexo 4 Imágenes de las metalografías atacadas



Metalografías de la probeta 1 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 1 a 50 aumentos

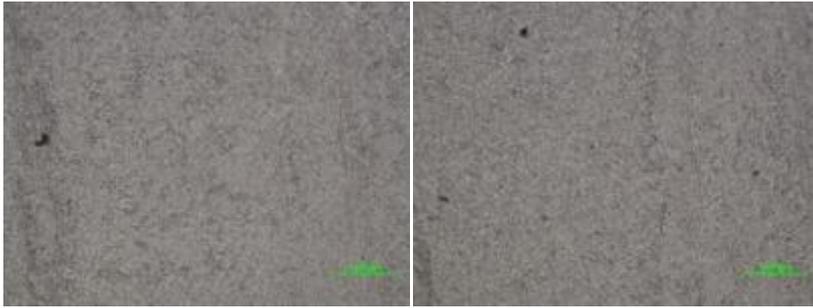


Metalografías de la probetas 1 a 50y 100 aumentos. De izquierda a derecha

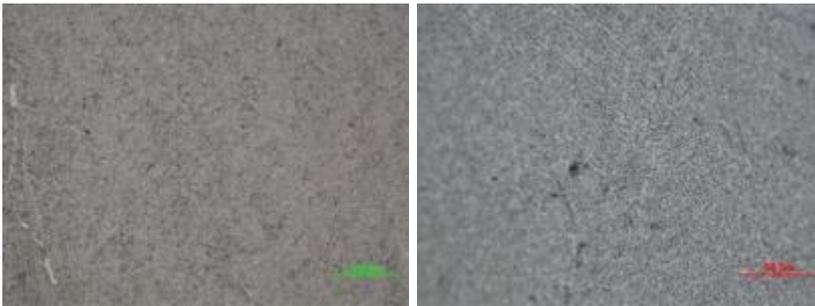


Metalografías de la probeta 1 a 100 aumentos

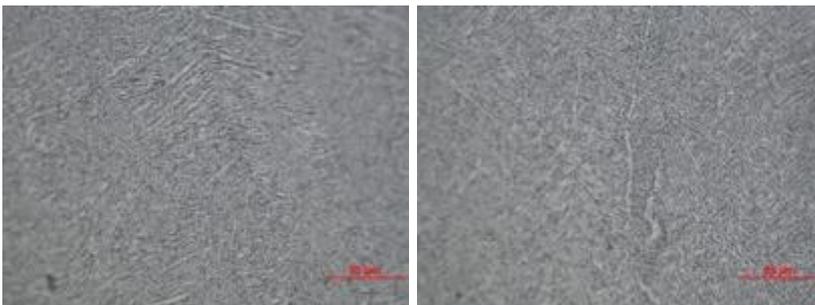
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



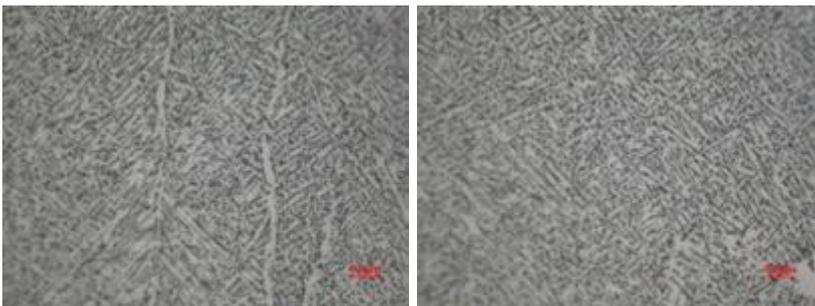
Metalografías de la probeta 1 a 200 aumentos



Metalografías de la probeta 1 a 200 y 500 aumentos. De izquierda a derecha

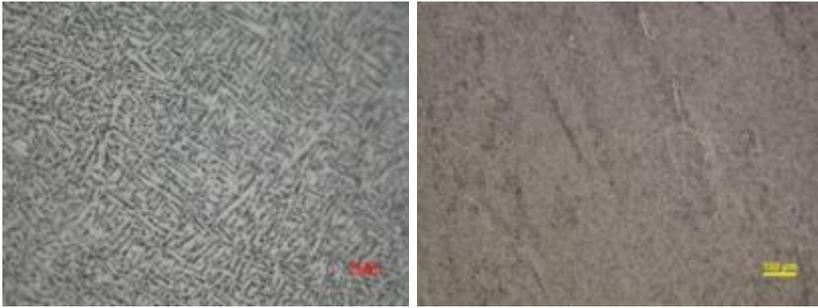


Metalografías de la probeta 1 a 500 aumentos

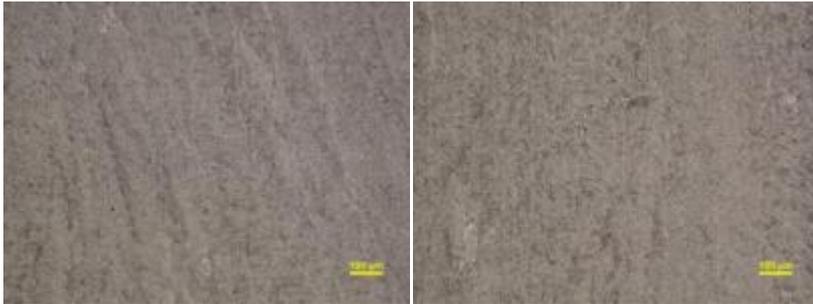


Metalografías de la probeta 1 a 1000 aumentos

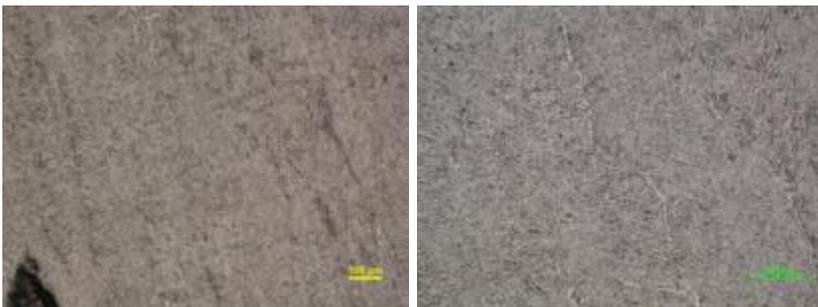
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



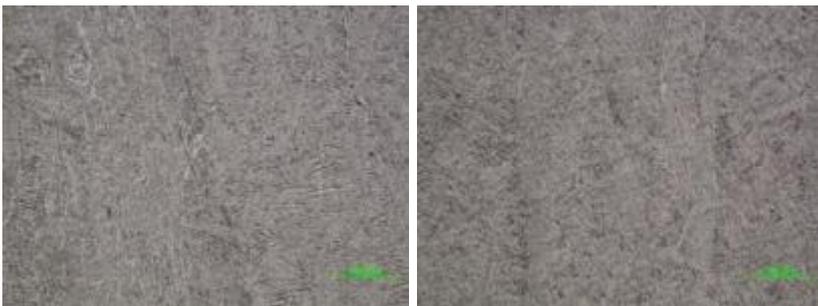
Metalografías probeta 1 a 1000 aumentos y probeta 2 a 100 aumentos. De izquierda a derecha



Metalografías de la probeta 2 a 100 aumentos.

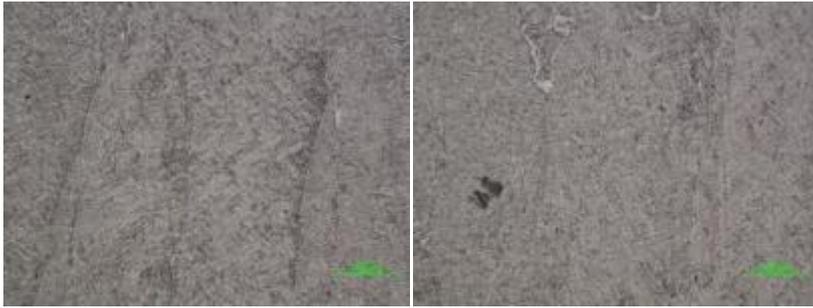


Metalografías de la probeta 2 a 100 y 200 aumentos. De izquierda a derecha

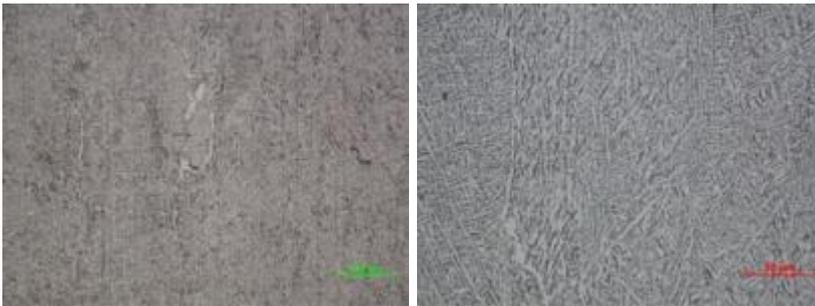


Metalografías de la probeta 2 a 200 aumentos

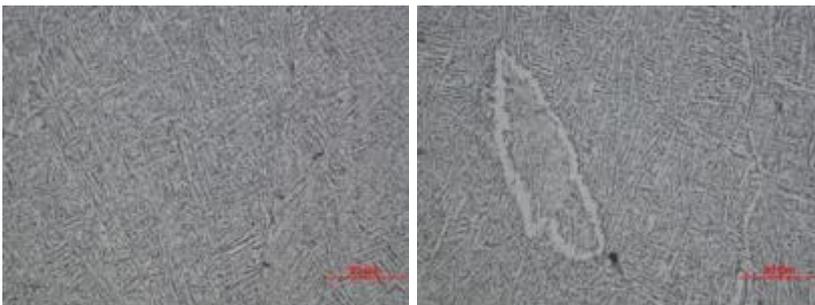
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



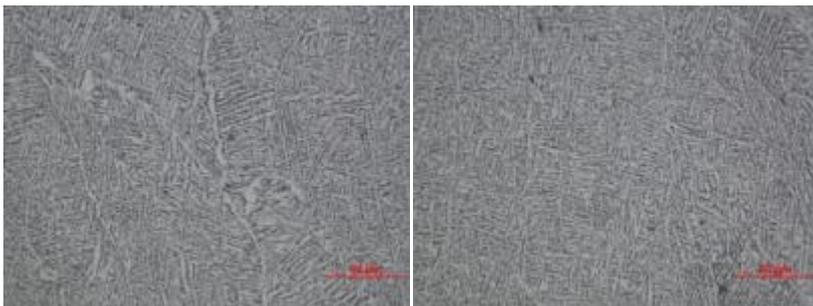
Metalografías de la probeta 2 a 200 aumentos



Metalografías de la probeta 2 a 200 y 500 aumentos . De izquierda a derecha

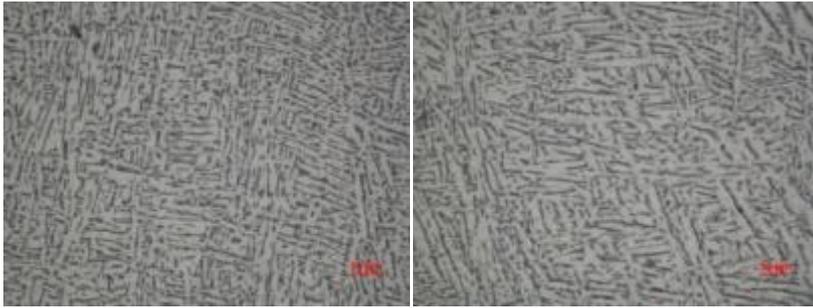


Metalografías de la probeta 2 a 500 aumentos

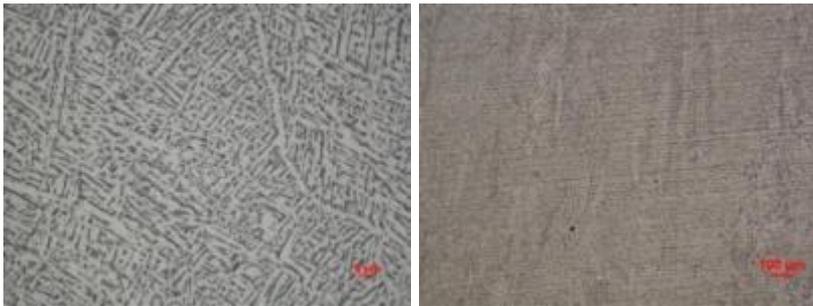


Metalografías de la probeta 2 a 500 aumentos

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probeta 2 a 1000 aumentos



Metalografías probeta 2 a 1000 y 3 a 50 aumentos. . De izquierda a derecha

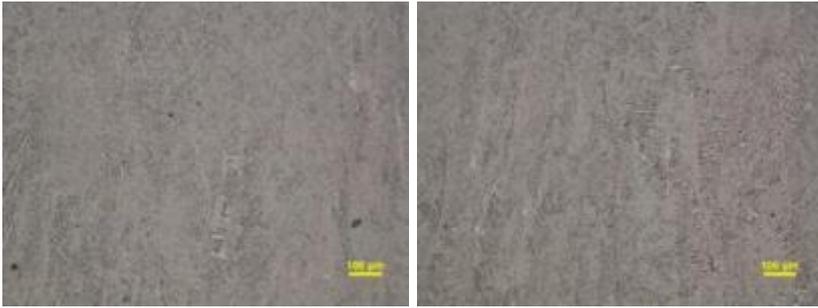


Metalografías de la probeta 3 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 3 a 50 y 100 aumentos. De izquierda a derecha

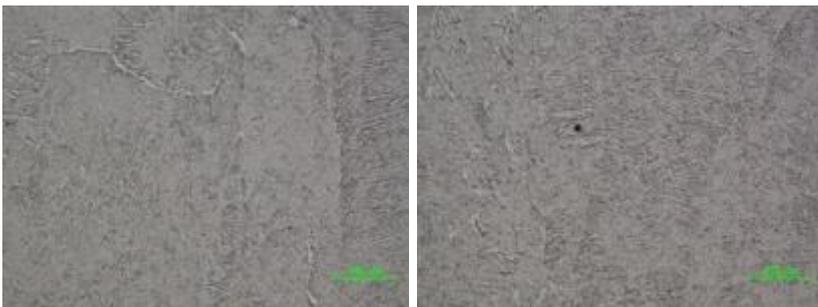
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



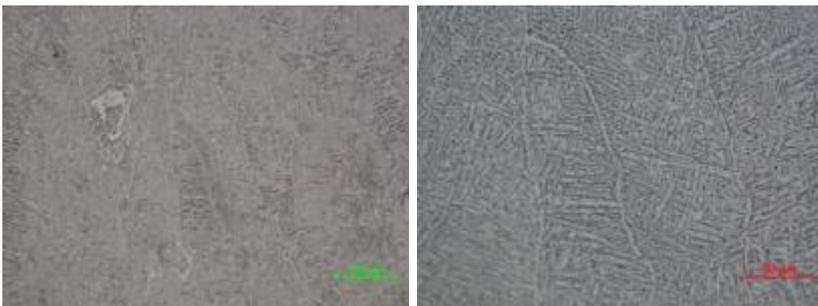
Metalografías de la probeta 3 a 100 aumentos



Metalografías de la probeta 3 a 100 y 200 aumentos. De izquierda a derecha

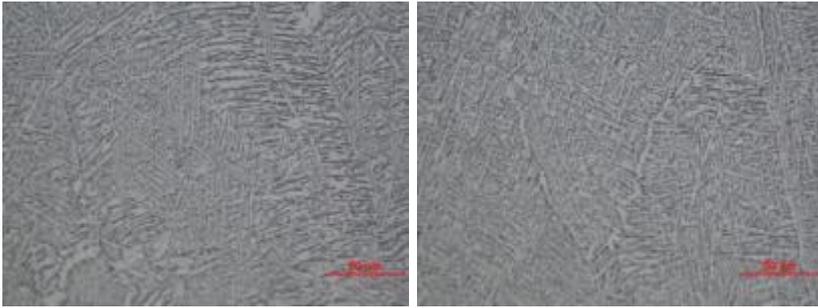


Metalografías de la probeta 3 a 200 aumentos

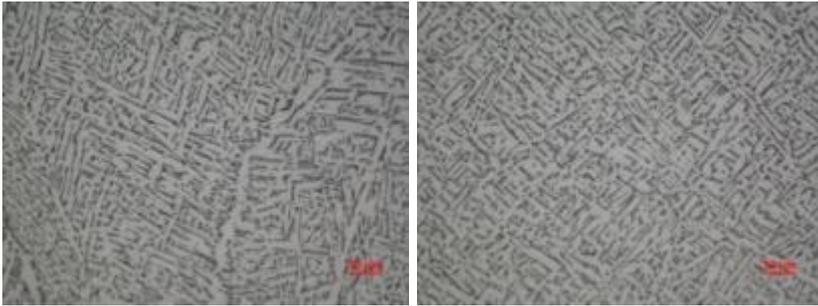


Metalografías probeta 3 a 200 y500 aumentos. De izquierda a derecha

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probeta 3 a 500 aumentos



Metalografías de la probeta 3 a 500 aumentos.

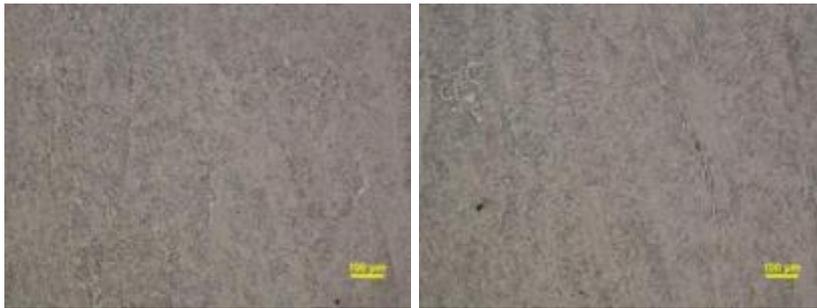


Metalografías de la probeta 4 a 50 aumentos

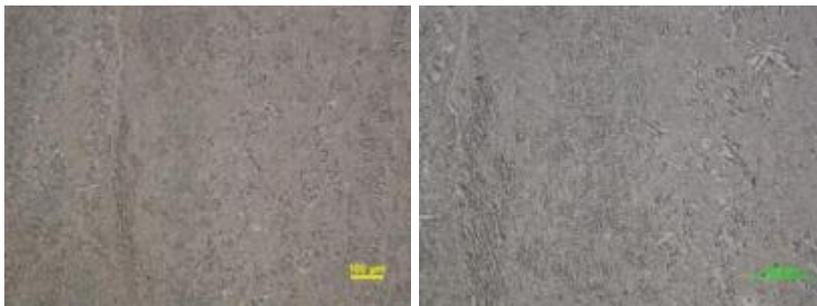


Metalografías de la probeta 4 a 50 aumentos

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



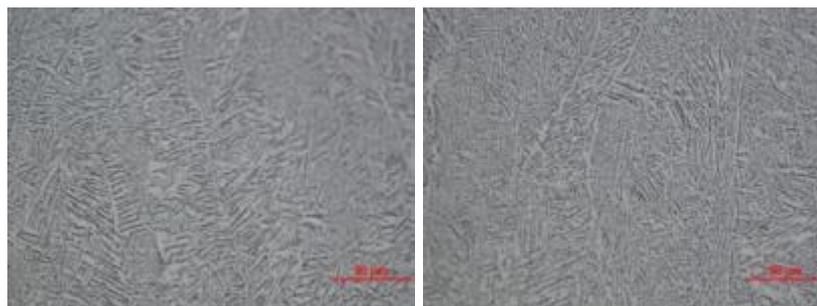
Metalografías de la probeta 4 a 100 aumentos.



Metalografías de la probeta 4 a 100 y 200 aumentos. De izquierda a derecha

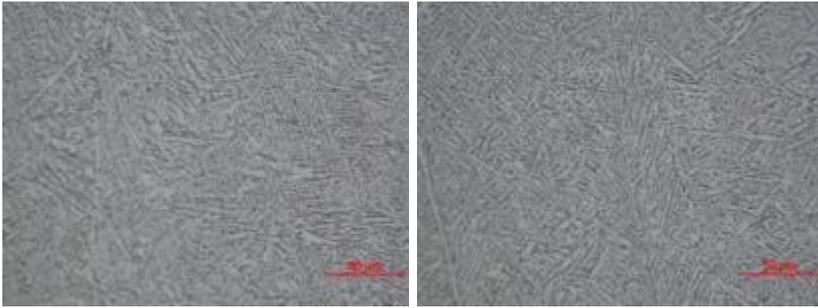


Metalografías de la probeta 4 a 200 aumentos

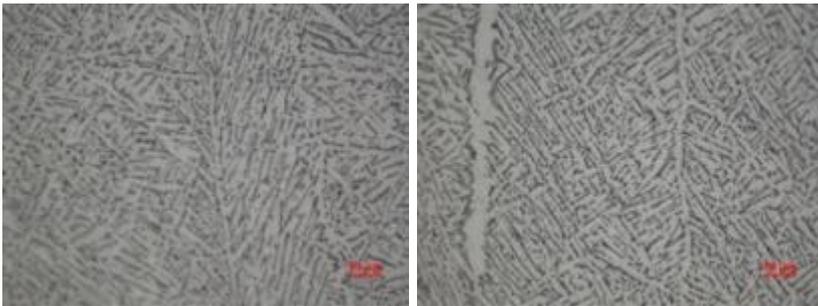


Metalografías probeta 4 a 500 aumentos

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probeta 4 a 500 aumentos



Metalografías de la probeta 4 a 1000 aumentos.

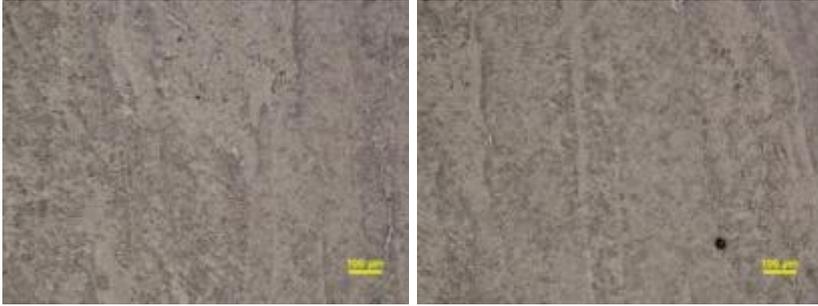


Metalografías de la probeta 5 a 50 aumentos

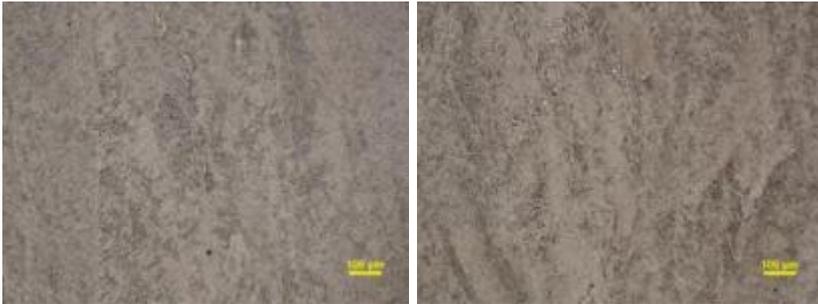


Metalografías de la probeta 5 a 50 aumentos

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probeta 5 a 100 aumentos



Metalografías de la probeta 5 a 100 aumentos

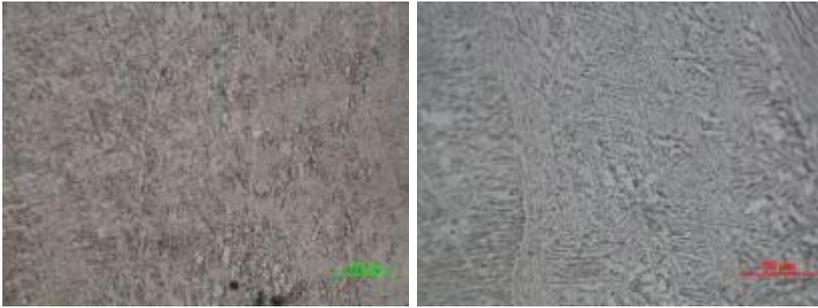


Metalografías de la probeta 5 a 200 aumentos

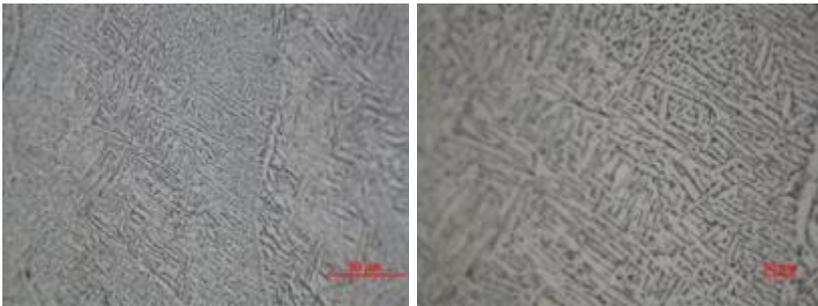


Metalografías de la probeta 5 a 200 aumentos

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probeta 5 a 200 y 500 aumentos. De izquierda a derecha



Metalografías de la probeta 5 a 500 y 1000 aumentos. De izquierda a derecha



Metalografías probeta 5 a 1000 y la probeta 6 a 50 aumentos. De izquierda a derecha



Metalografías de la probeta 6 a 50 aumentos

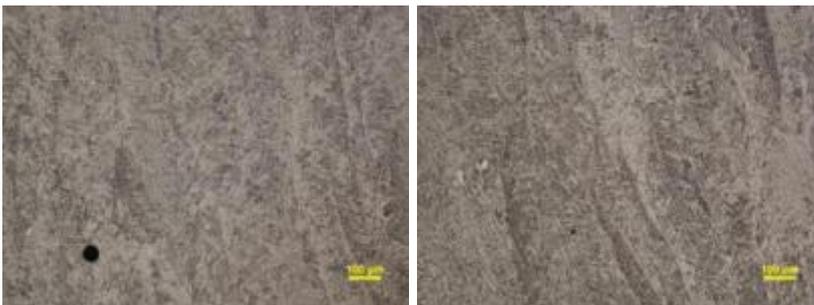
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probeta 6 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 6 a 50 y 100 aumentos. De izquierda a derecha.

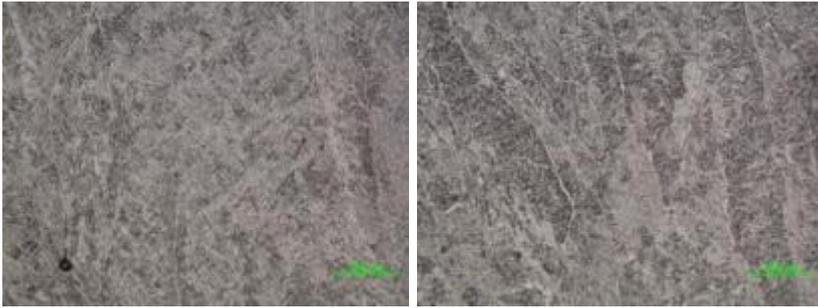


Metalografías de la probeta 6 a 100 aumentos

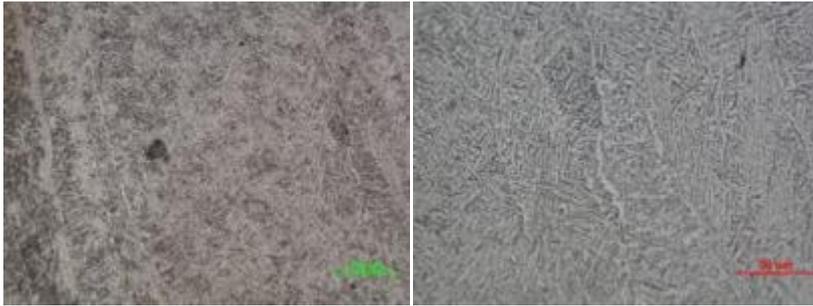


Metalografías de la probeta 6 a 100y 200 aumentos De izquierda a derecha

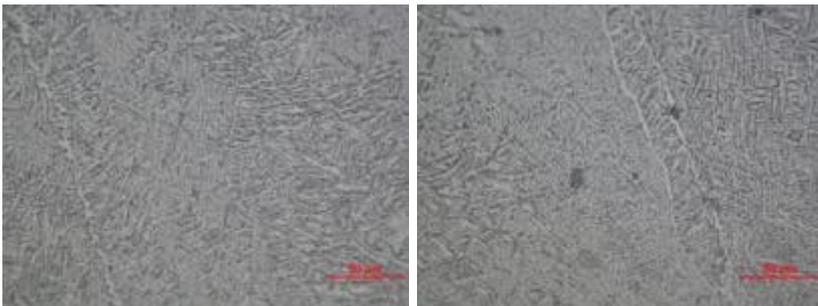
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



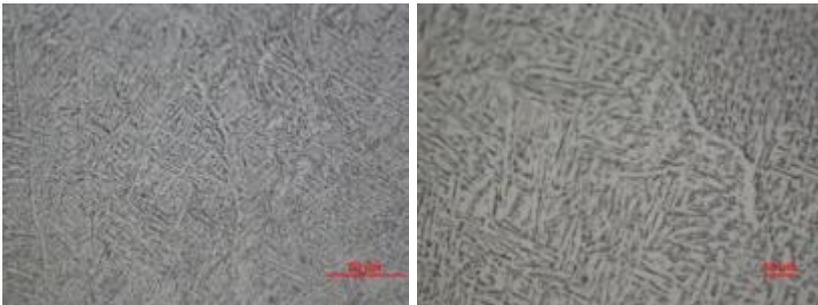
Metalografías de la probeta 6 a 200 aumentos



Metalografías de la probeta 6 a 200 y 500 aumentos. De izquierda a derecha

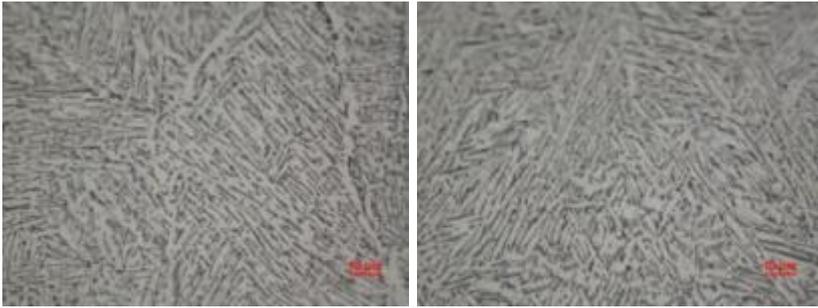


Metalografías probeta 6 a 1000 aumentos



Metalografías de la probeta 6 a 50 aumentos De izquierda a derecha

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



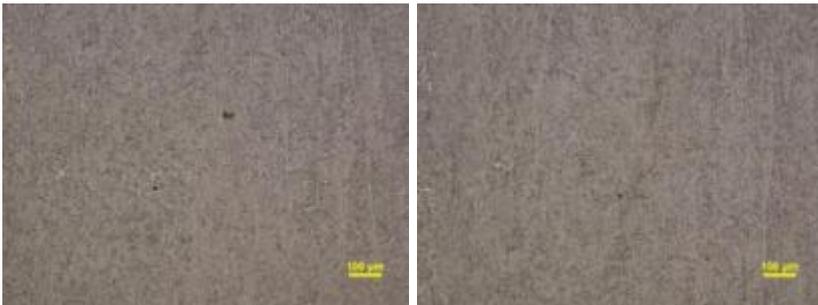
Metalografías de la probeta 6 a 1000 aumentos. De izquierda a derecha



Metalografías de la probeta 7 a 50 aumentos

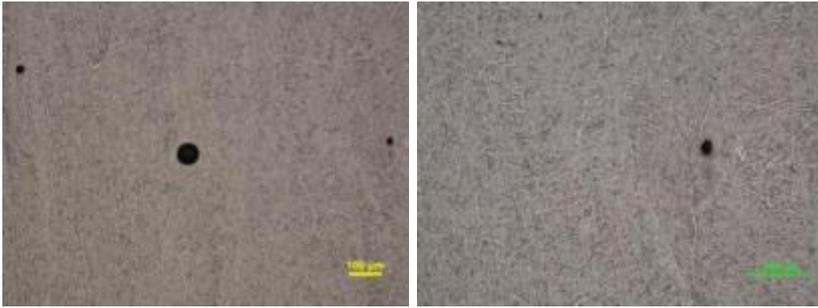


Metalografías de la probeta 7 a 50 y 100 aumentos De izquierda a derecha

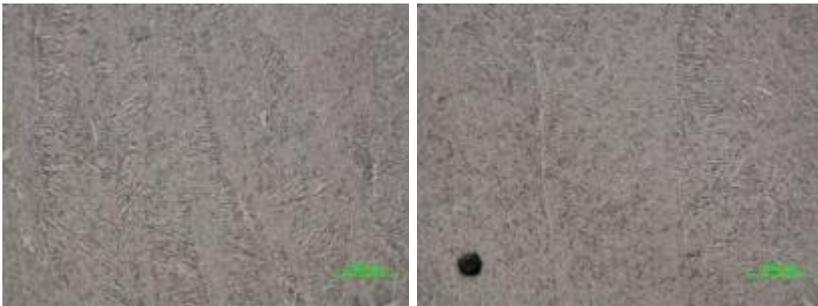


Metalografías de la probeta 7 a 100 aumentos

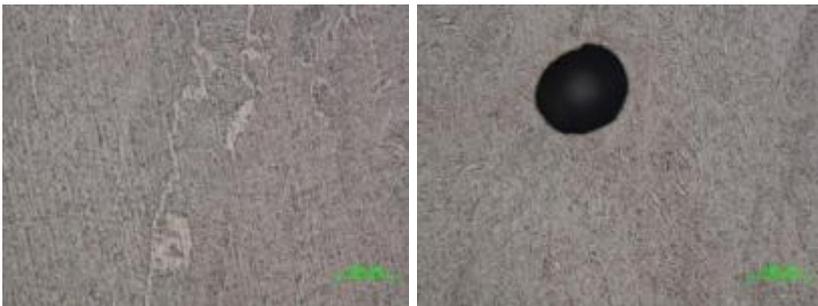
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



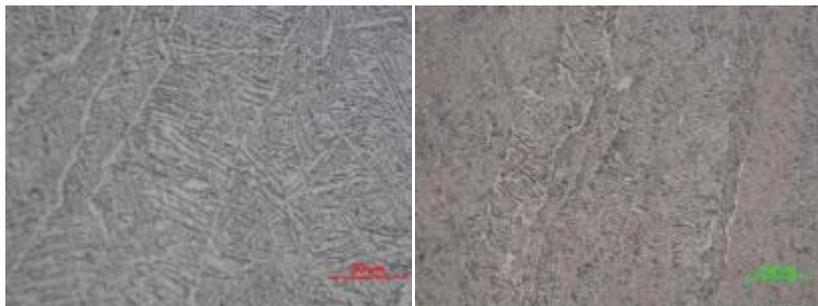
Metalografías de la probeta 7 a 100 y 200 aumentos De izquierda a derecha



Metalografías de la probeta 7 a 200 aumentos

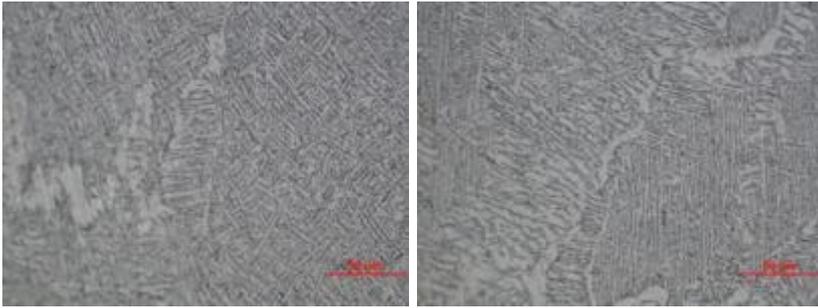


Metalografías de la probeta 7 a 200 aumentos

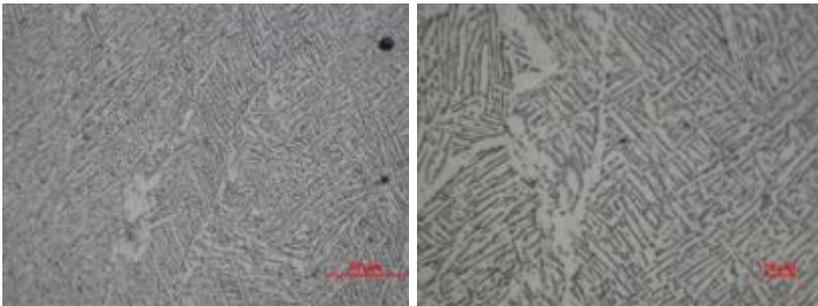


Metalografías de la probeta 7 a 200 y 500 aumentos De izquierda a derecha

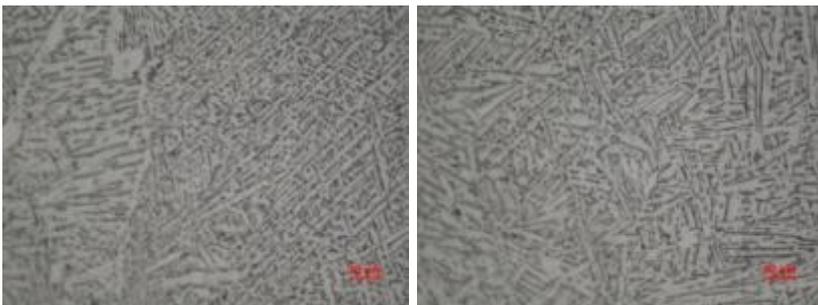
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probeta 7 a 500 aumentos



Metalografías de la probeta 7 a 500 y 1000 aumentos De izquierda a derecha

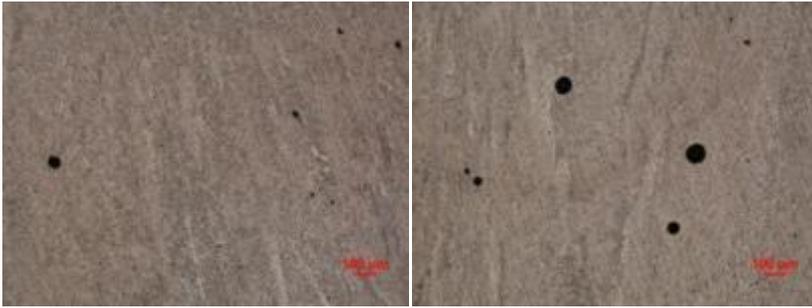


Metalografías de la probeta 7 a 1000 aumentos.

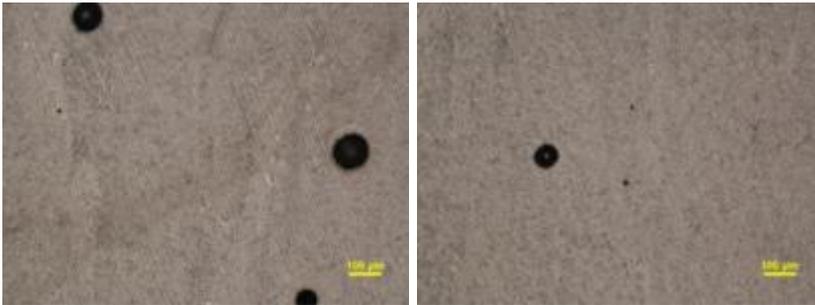


Metalografías de la probeta 8 a 50 aumentos

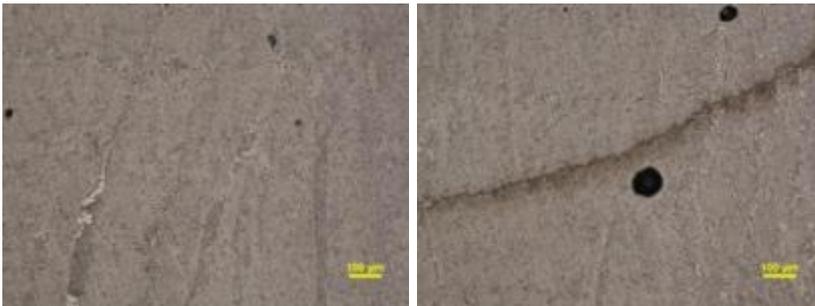
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probeta 8 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 8 a 100 aumentos

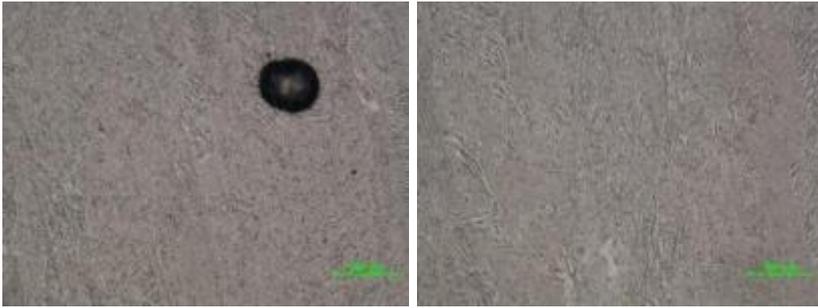


Metalografías de la probeta 8 a 100 aumentos

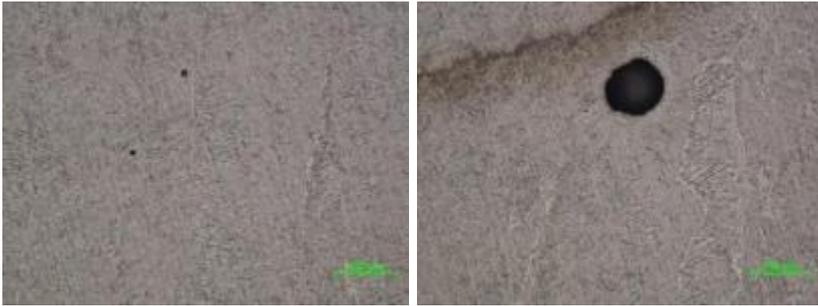


Metalografías de la probeta 8 a 100 y 200 aumentos. De izquierda a derecha

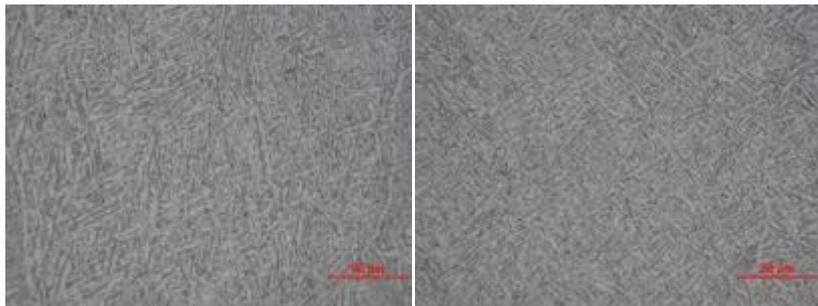
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



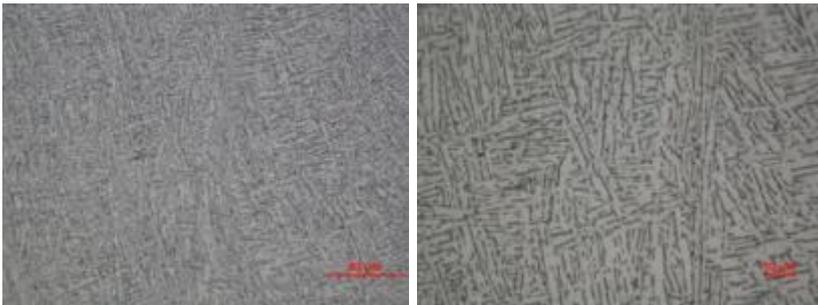
Metalografías de la probeta 8 a 200 aumentos



Metalografías de la probeta 8 a 200 aumentos

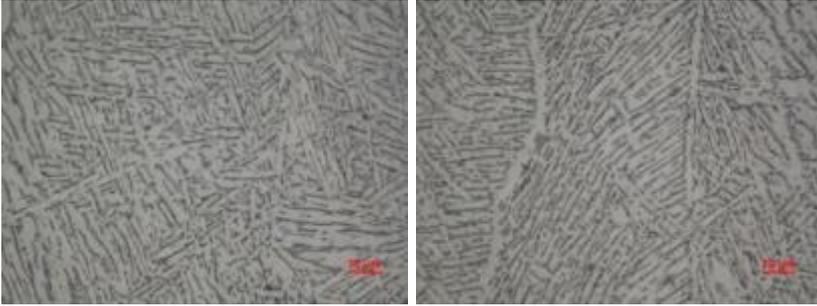


Metalografías probeta 8 a 500 aumentos.



Metalografías de la probeta 8 a 500 y 1000 aumentos De izquierda a derecha

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



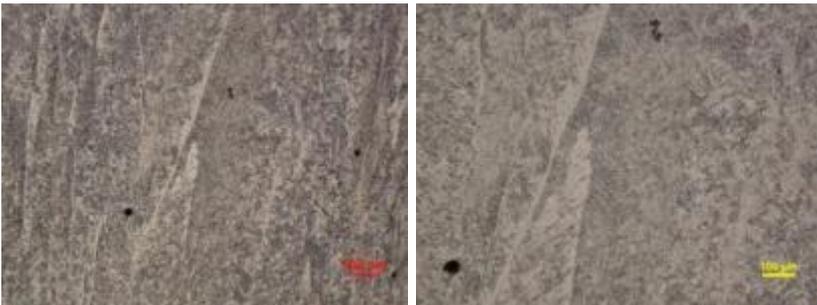
Metalografías de la probeta 8 a 1000 aumentos



Metalografías de la probeta 9 a 50 aumentos



Metalografías de la probeta 9 a 50 aumentos

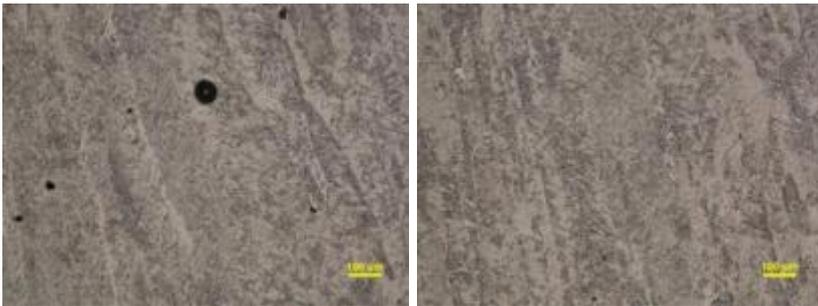


Metalografías de la probeta 9 a 50 y 100 aumentos De izquierda a derecha

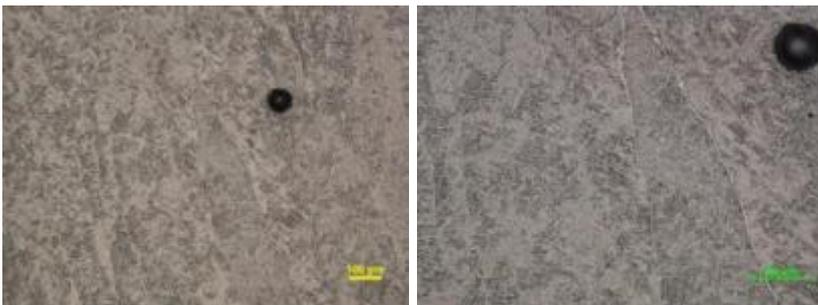
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



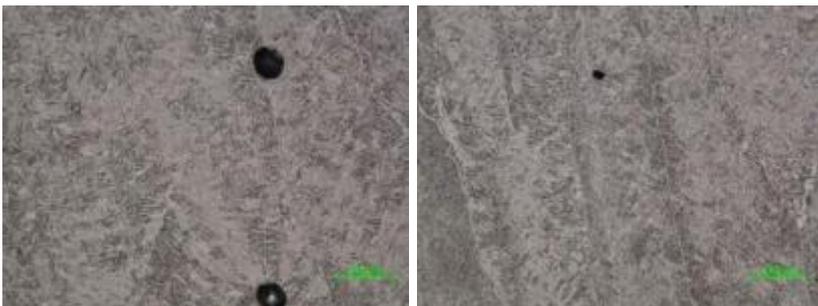
Metalografías de la probeta 9 a 100 aumentos



Metalografías de la probeta 9 a 100 aumentos

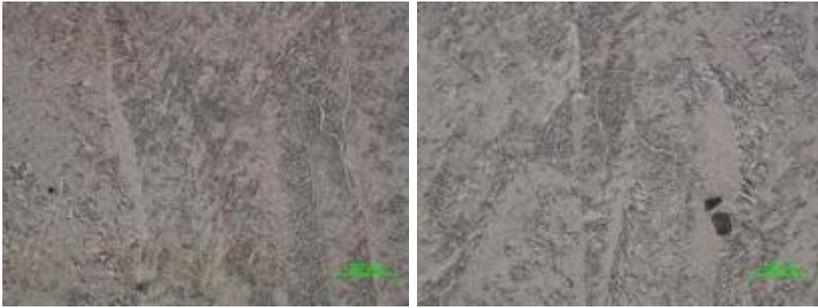


Metalografías de la probeta 9 a 100 y 200 aumentos De izquierda a derecha



Metalografías de la probeta 9 a 200 aumentos

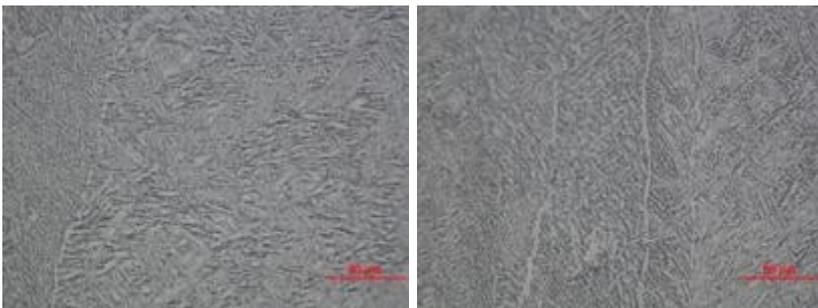
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



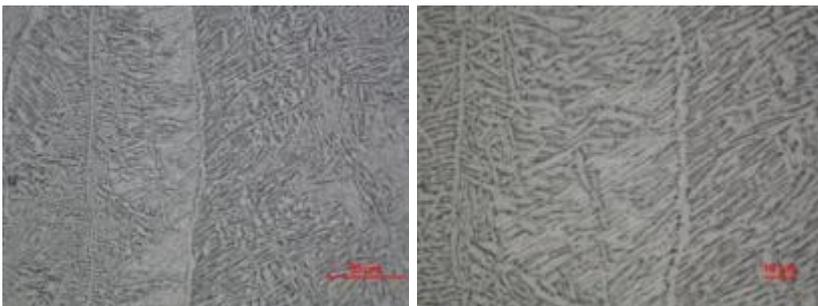
Metalografías de la probeta 9 a 200 y 500 aumentos De izquierda a derecha



Metalografías de la probeta 9 a 500 aumentos

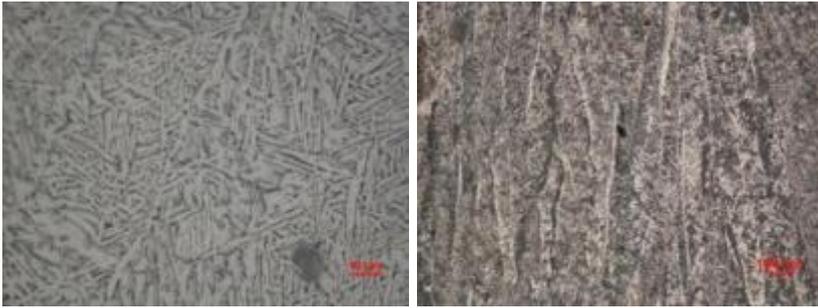


Metalografías de la probeta 9 a 500 aumentos

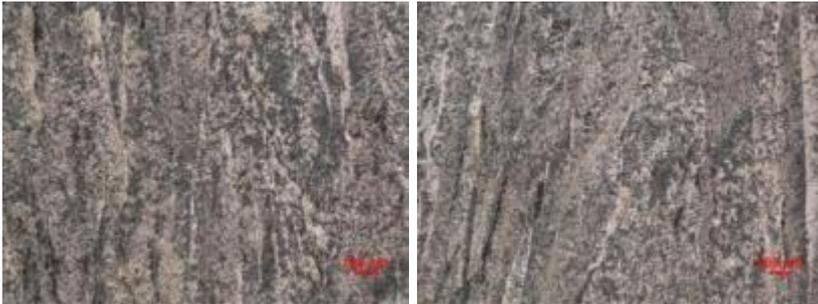


Metalografías de la probeta 9 a 1000 aumentos

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



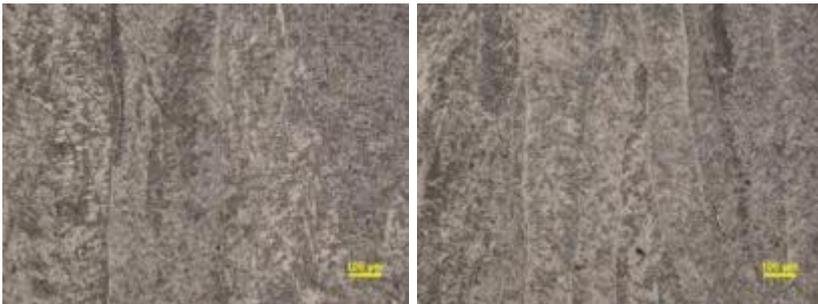
Metalografías probeta 9 a 1000 y probeta 10 a 50 aumentos De izquierda a derecha



Metalografías de la probeta 10 a 50 aumentos

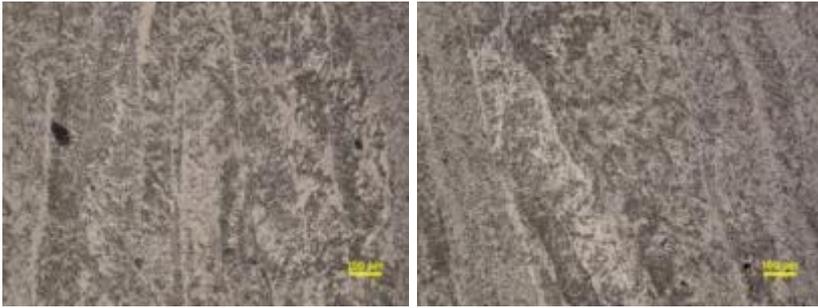


Metalografías de la probeta 10 a 50 y 100 aumentos. De izquierda a derecha

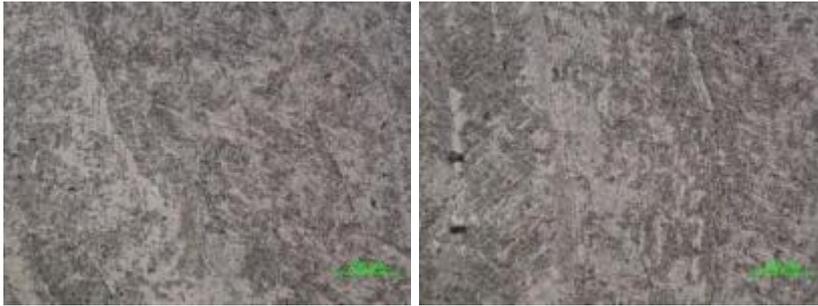


Metalografías de la probeta 10 a 100 aumentos

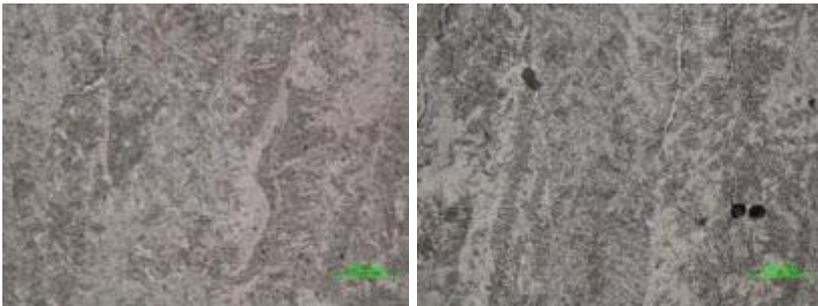
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



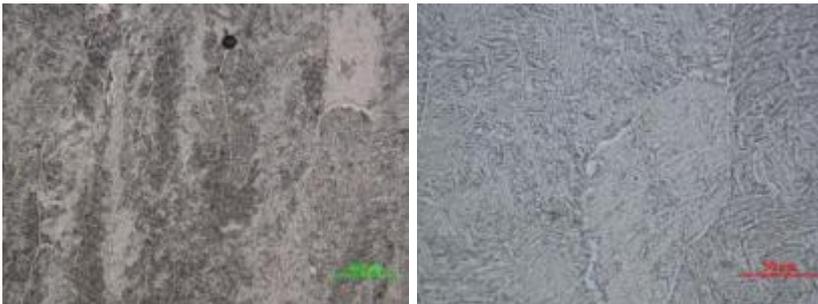
Metalografías de la probeta 10 a 100 aumentos



Metalografías de la probeta 10 a 200 aumentos

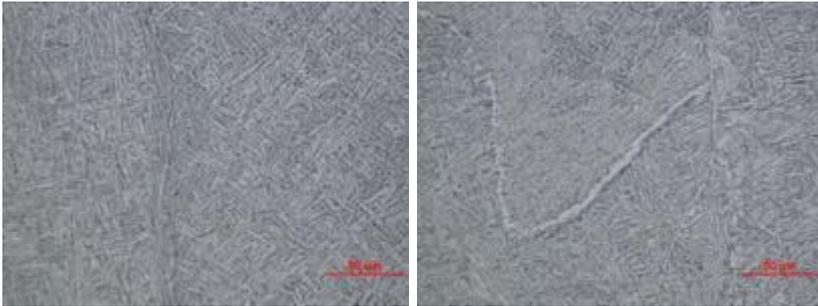


Metalografías de la probeta 10 a 200 aumentos

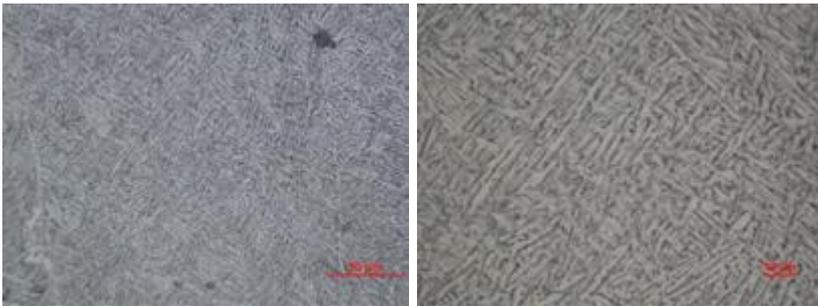


Metalografías de la probeta 10 a 200 y 500 aumentos De izquierda a derecha

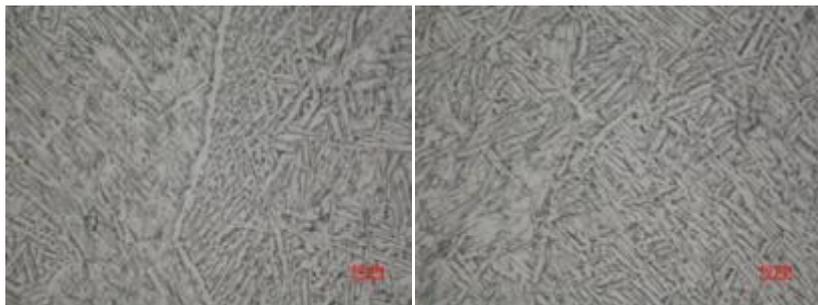
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Metalografías de la probeta 10 a 500 aumentos.

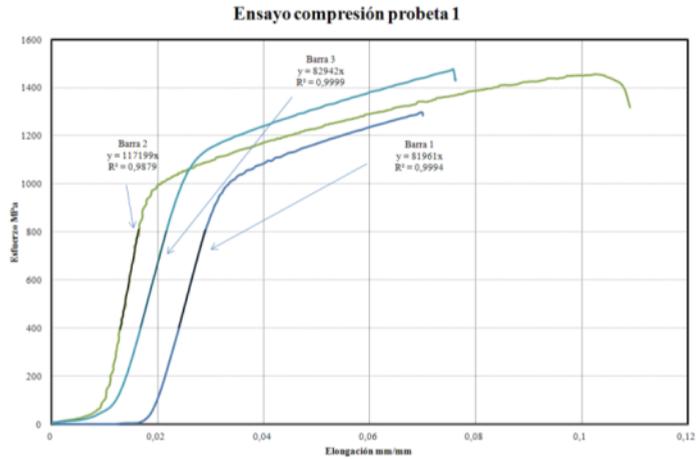


Metalografías de la probeta 10 a 500 y 1000 aumentos. De izquierda a derecha

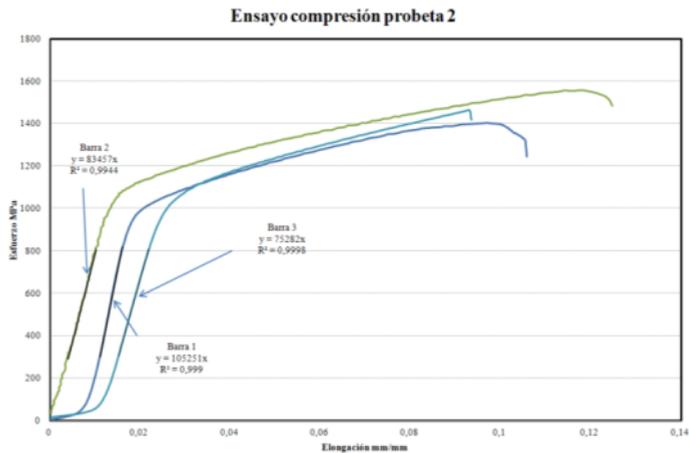


Metalografías de la probeta 10 a 1000 aumentos.

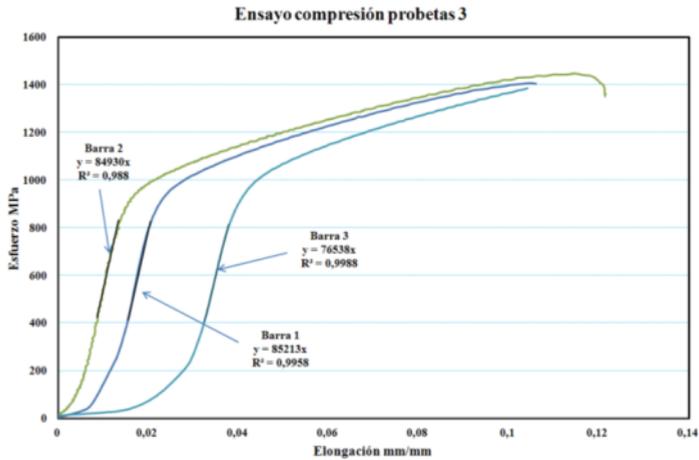
Anexo 5 Gráficos de compresión



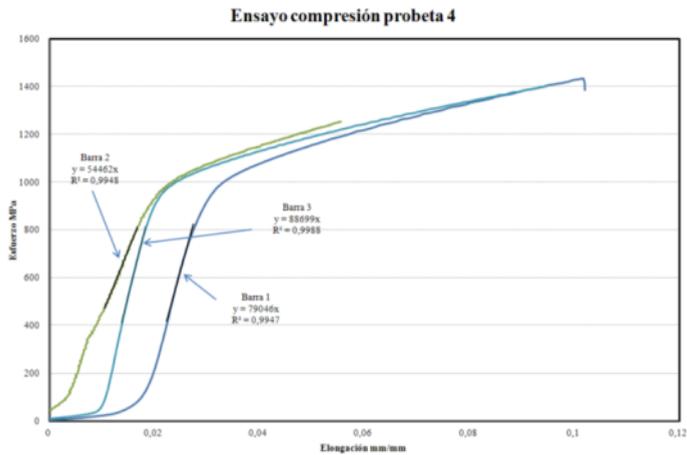
Gráficos tensión deformación de las probetas 1 de compresión de las 3 barras



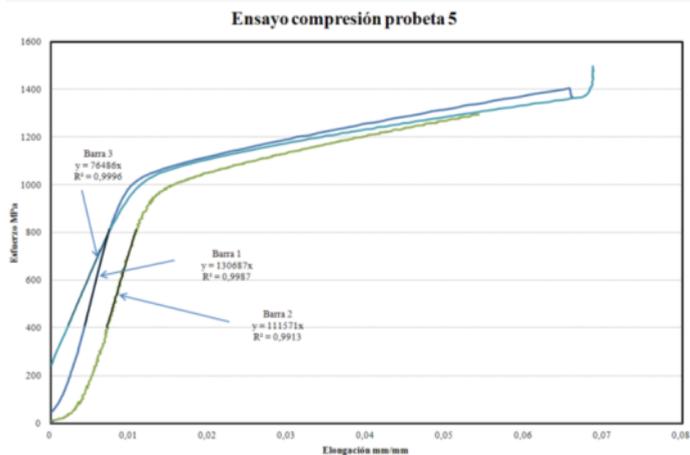
Gráficos tensión deformación de las probetas 2 de compresión de las 3 barras



Gráficos tensión deformación de las probetas 3 de compresión de las 3 barras

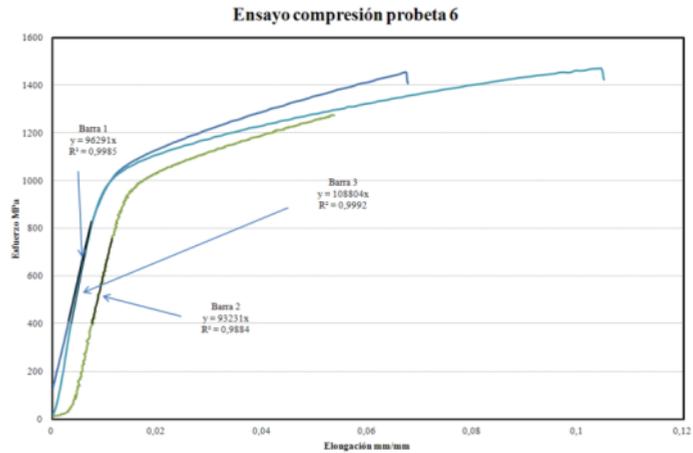


Gráficos tensión deformación de las probetas 4 de compresión de las 3 barras

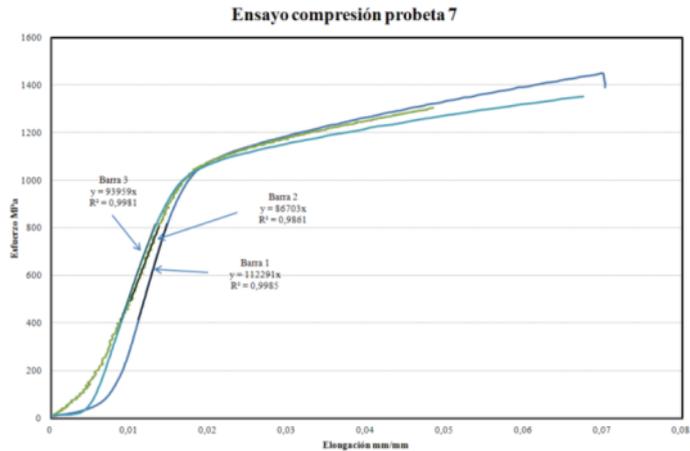


Gráficos tensión deformación de las probetas 5 de compresión de las 3 barras

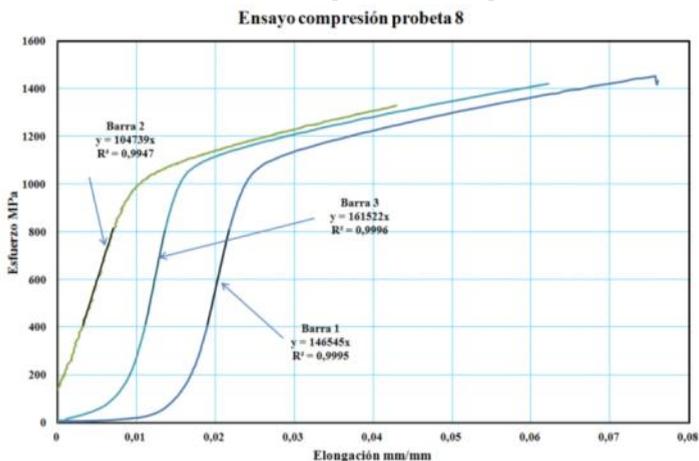
Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



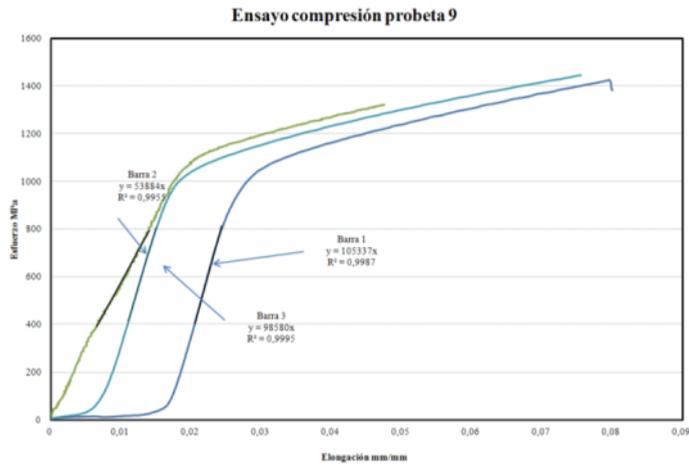
Gráficos tensión deformación de las probetas 6 de compresión de las 3 barras



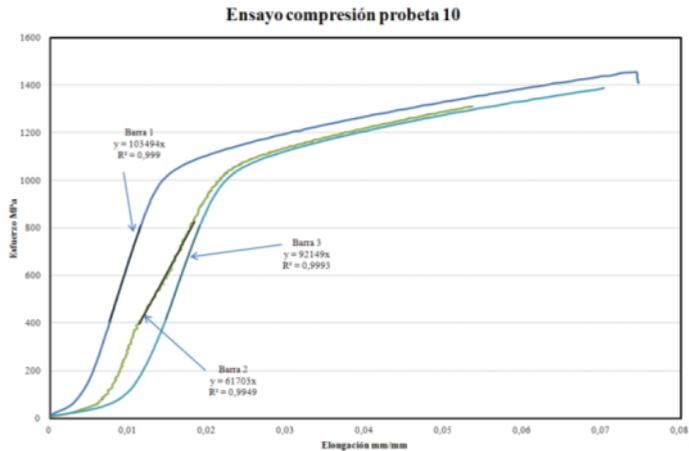
Gráficos tensión deformación de las probetas 7 de compresión de las 3 barras



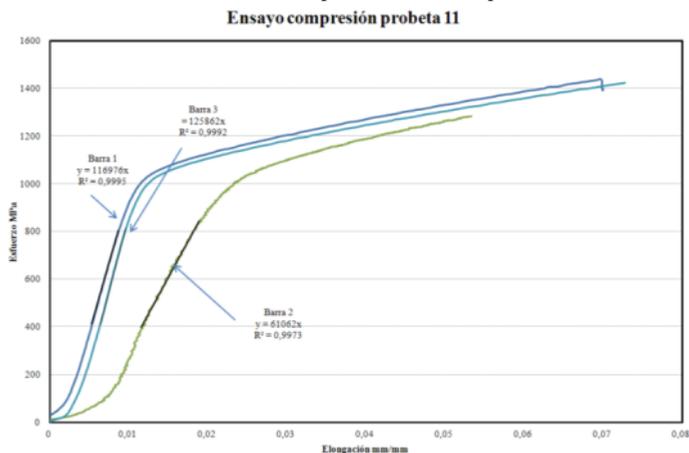
Gráficos tensión deformación de las probetas 8 de compresión de las 3 barras



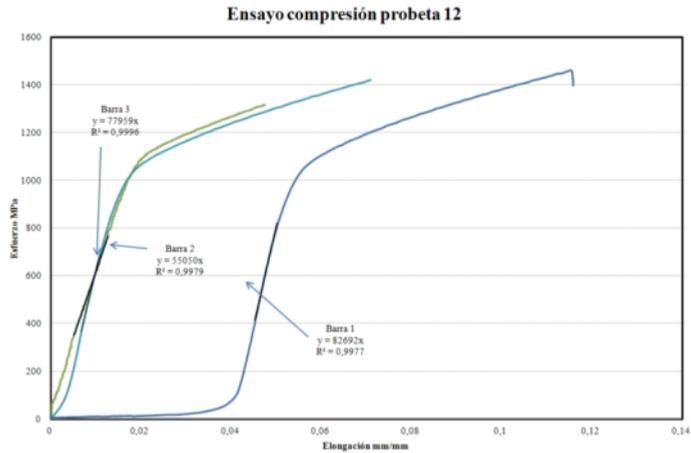
Gráficos tensión deformación de las probetas 9 de compresión de las 3 barras



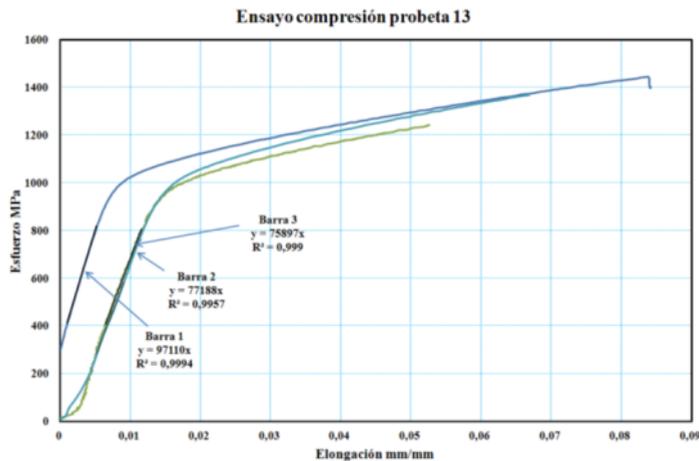
Gráficos tensión deformación de las probetas 10 de compresión de las 3 barras



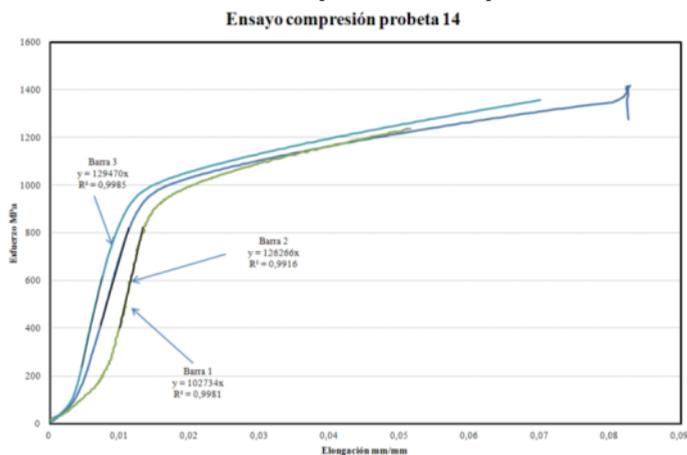
Gráficos tensión deformación de las probetas 11 de compresión de las 3 barras



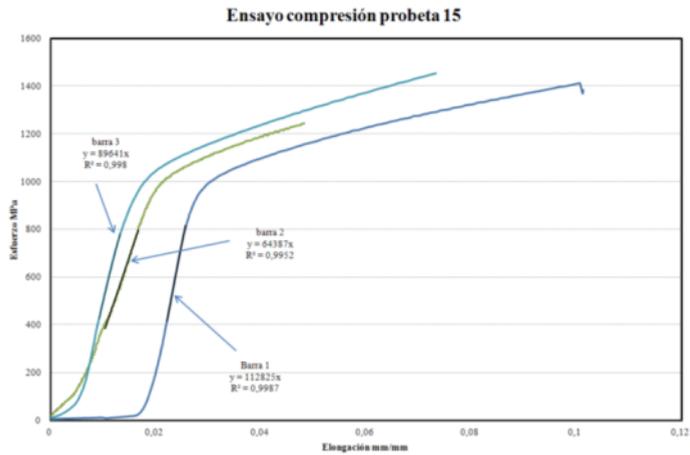
Gráficos tensión deformación de las probetas 12 de compresión de las 3 barras



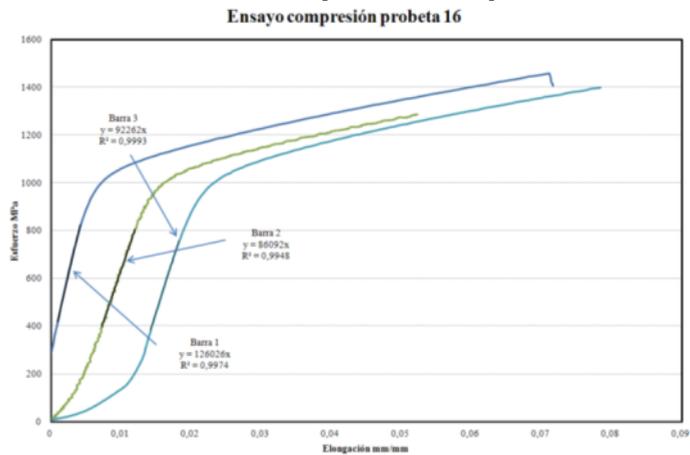
Gráficos tensión deformación de las probetas 13 de compresión de las 3 barras



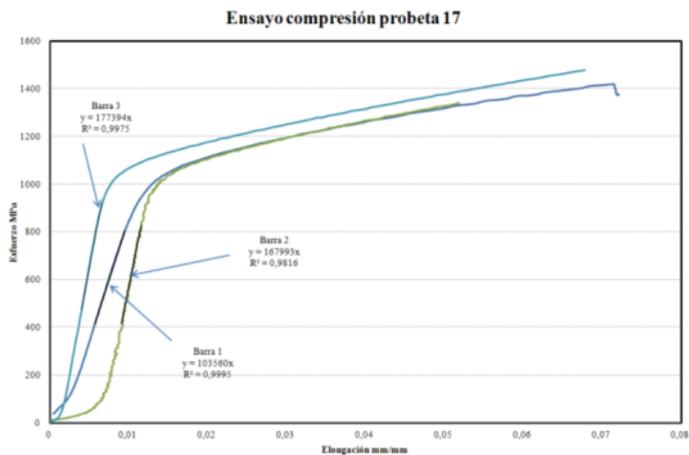
Gráficos tensión deformación de las probetas 14 de compresión de las 3 barras



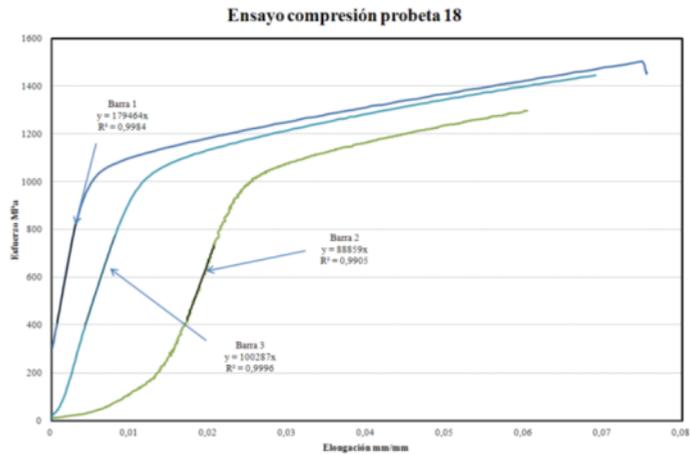
Gráficos tensión deformación de las probetas 15 de compresión de las 3 barras



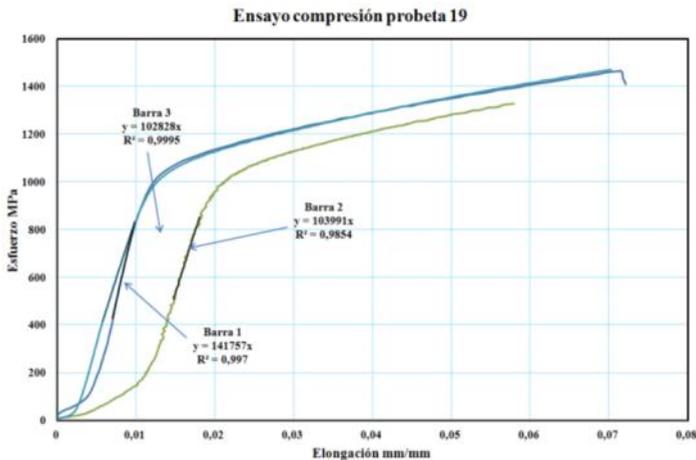
Gráficos tensión deformación de las probetas 16 de compresión de las 3 barras



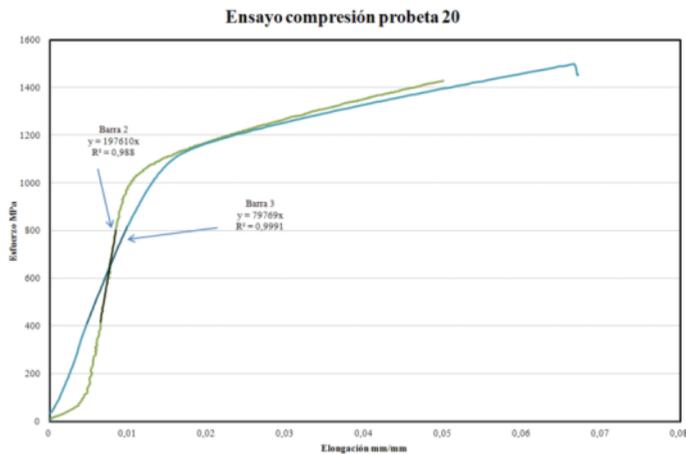
Gráficos tensión deformación de las probetas 17 de compresión de las 3 barras



Gráficos tensión deformación de las probetas 18 de compresión de las 3 barras

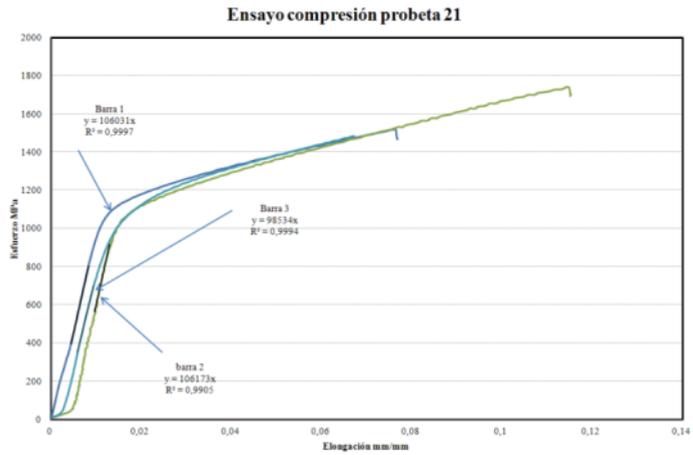


Gráficos tensión deformación de las probetas 19 de compresión de las 3 barras



Gráficos tensión deformación de las probetas 20 de compresión de las 3 barras

Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting



Gráficos tensión deformación de las probetas 21 de compresión de las 3 barras