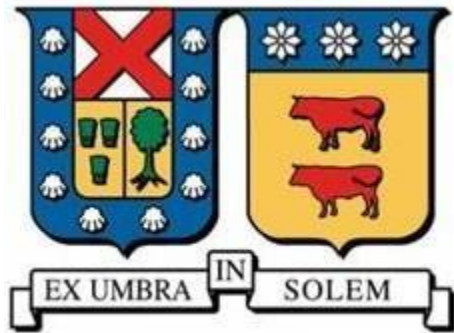


# UNIVERSIDAD TECNICA FEDERICO SANTA MARIA

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA Y DE MATERIALES

VALPARAÍSO – CHILE



## ESTUDIO DE PRE-FACTIBILIDAD TÉCNICA Y ECONÓMICA DE LA MANUFACTURA ADITIVA POR HAZ DE ELECTRONES COMO MÉTODO DE FABRICACIÓN DE PRÓTESIS MÉDICAS A PARTIR DE POLVOS DE TI-6AL-4V.

Memoria presentada por:

**HERNÁN FELIPE LEONIDAS VALENZUELA ARANCIBIA**

Como requisito para optar el título de:  
INGENIERO CIVIL METALÚRGICO

Profesora Guía:  
KAREM EVA TELLO ARAYA

2020

## **Agradecimientos**

En primer lugar, quisiera agradecerles a mis padres Marcela y Leonidas, quienes me han acompañado y apoyado en este y todos mis proyectos personales a lo largo de mi vida, dándome la libertad para poder tomar mis propias decisiones siempre de la mano con un consejo preciso y sincero. A mis hermanos, gracias también a ustedes por todo su apoyo.

A mis queridos amigos Ian Kenchington y Nicolás Reyes, quienes fueron los pilares más importantes para poder esclarecer la manera de poder levantar este proyecto y cuya ayuda fue de lo más esencial en los momentos más oscuros de esta memoria.

A mis profesores del departamento de metalurgia y materiales por los años de enseñanza, en particular a mi profesora guía Karem Tello, muchas gracias por su paciencia y capacidad para ordenar y canalizar mis ideas.

Al coro de cámara de la universidad, y en particular a su director Julio Felipe Molina, en quien encontré un maestro, un amigo y un cómplice. Muchas gracias a todos ustedes, convirtieron una segunda casa en un segundo hogar.

A mis amigos de la universidad, a Víctor Robles, Luis Osses, Juan Sánchez, Paulo Urrea, Brian Nolan, Carlos Schwarzenberg, Solange Vega, a todos quienes hicieron este proceso una etapa tan bella y más llevadera.

A quienes aún permanecen en mi vida y quienes solo estuvieron un tiempo, a todos los que estuvieron y guardaré por siempre en mi corazón, muchas gracias a todos ustedes.

Finalmente, quisiera agradecer a Federico Santa María, el prócer de nuestra universidad y quien tuvo un sueño del que pude ser parte, muchas gracias a usted también.



3.3.4.2	Caracterización de piezas de Ti-6Al-4V construidas por EBM ....	41
3.3.4.2.1	Comportamiento térmico.....	41
3.3.4.2.2	Defectos y limitaciones .....	42
3.3.4.2.3	Porosidad.....	43
3.3.4.2.4	Rugosidad superficial As-Built .....	45
3.3.4.2.5	Esfuerzos residuales.....	48
3.3.4.2.6	Respuesta microestructural .....	50
3.3.4.2.7	Fase $\beta$ primaria.....	51
3.3.4.2.8	Evolución del tamaño de grano.....	56
3.3.4.2.9	Propiedades mecánicas.....	58
3.3.4.2.10	Tracción .....	58
3.3.4.2.11	Efectos de fases y tamaño de grano en las propiedades de tracción	60
3.3.4.2.12	Contaminación por oxígeno .....	62
3.3.4.2.13	Anisotropía.....	63
3.3.4.2.14	Propiedades de fatiga .....	64
3.3.4.2.15	Influencias de la microestructura en las propiedades de fatiga. .....	68
3.4	Dispositivos médicos.....	70
3.4.1	Introducción .....	70
3.4.2	Clasificación de dispositivos médicos .....	72
3.4.3	Requerimientos especiales .....	74
3.4.3.1	Biocompatibilidad .....	74
3.4.3.2	Requisitos estructurales .....	75
3.5	Manufactura convencional .....	77

3.5.1	Fundición .....	77
3.5.2	Pulvimetalurgia .....	78
3.5.3	Conformado .....	79
3.5.4	Mecanizado.....	80
3.6	Manufactura convencional de biomateriales metálicos .....	81
3.7	Comparación entre huesos humanos y estructuras de porosidad controlada .....	83
3.8	Avances de EBM en biomateriales ortopédicos .....	86
3.9	Evaluación económica .....	91
3.9.1	Introducción .....	91
3.9.2	Anteproyecto.....	93
CAPÍTULO 4: CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES .....		98
REFERENCIAS.....		100
ANEXO.....		106

## RESUMEN

Se realizó una evaluación de pre-factibilidad técnica y económica sobre la manufactura aditiva por haz de electrones (electron beam melting, EBM) como método de fabricación de prótesis médicas a partir de polvos de Ti-6Al-4V. A nivel técnico, en general, se logró alcanzar los mínimos exigidos por la norma ASTM F137-13 en cuanto a propiedades mecánicas (860 (MPa) de UTS, 795 (MPa) de esfuerzo de fluencia, y 10% elongación) y microestructura de piezas de Ti-6Al-4V fabricadas por EBM as-built. No obstante, defectos de fabricación como porosidad indeseada y rugosidad deben tratarse para alcanzar los mínimos a través de control de parámetros, tamaño de polvo de materia prima y post-tratamientos termomecánicos para evitar fallas por fatiga. Otro problema a nivel técnico es que existe inconsistencia en los resultados obtenidos dada la sensibilidad a la variación de variables y parámetros de proceso, tales como tamaño de polvo, velocidad de escaneo, energía de entrada, entre otros.

Se planteó un anteproyecto para evaluar una planta manufacturera de prótesis de reemplazo de cadera total no cementada de Ti6Al4V fabricadas a través de EBM. Se estudiaron 3 casos: el primer caso consideró un subsidio total de la inversión inicial, y el segundo y tercer caso consideraron un préstamo a 3 y 5 años respectivamente para pagar la inversión inicial. Los valores de VAN obtenidos en (CLP) son \$511,614,432, \$56,159,555 y \$74,365,903 correspondiente al primer, segundo y tercer caso respectivamente. Los valores de TIR obtenidos son 33.9%, 16.6% y 17.3% correspondiente para el primer, segundo y tercer caso, respectivamente. La inversión inicial se recupera en 3 años y 1 mes para el primer caso, 5 años y 7 meses para el segundo caso, y 5 años y 9 meses para el tercer caso. Se puede concluir que existe viabilidad económica, sin embargo, existen condiciones que condicionan esta viabilidad económica, tales como la alta inversión inicial y un horizonte largo de retorno de inversión en los casos planteados, por lo que se requiere un estudio más completo.

## ABSTRACT

A technical and economic pre-feasibility evaluation was carried out on additive manufacturing by electron beam (electron beam melting, EBM) as a method of manufacturing medical prostheses from Ti-6Al-4V powders. At a technical level, in general, it was possible to reach the minimum requirements of the ASTM F137-13 standard in terms of mechanical properties (860 (MPa) of UTS, 795 (MPa) of yield stress, and 10% elongation) and microstructure of Ti-6Al-4V parts manufactured by EBM as-built. However, manufacturing defects such as unwanted porosity and roughness must be addressed to achieve the minimum through parameter control, raw material powder size and thermomechanical post-treatments to avoid fatigue failures. Another problem at a technical level is that there is inconsistency in the results obtained given the sensitivity to the variation of variables and process parameters, such as powder size, scanning speed, input energy, among others.

A preliminary project was proposed to evaluate a manufacturing plant of uncemented total hip replacement prostheses of Ti6Al4V manufactured through EBM. 3 cases were studied: the first case considered a total subsidy of the initial investment, and the second and third case considered a loan of 3 and 5 years respectively to pay the initial investment. The NPV values obtained in (CLP) are \$ 511,614,432, \$ 56,159,555 and \$ 74,365,903 corresponding to the first, second and third cases respectively. The IRR values obtained are 33.9%, 16.6% and 17.3% corresponding to the first, second and third cases, respectively. The initial investment is recovered in 3 years and 1 month for the first case, 5 years and 7 months for the second case, and 5 years and 9 months for the third case. It can be concluded that there is economic viability, however, there are conditions that condition this economic viability, such as high initial investment and a long investment return horizon in the cases raised, which is why a more complete economic study is required.

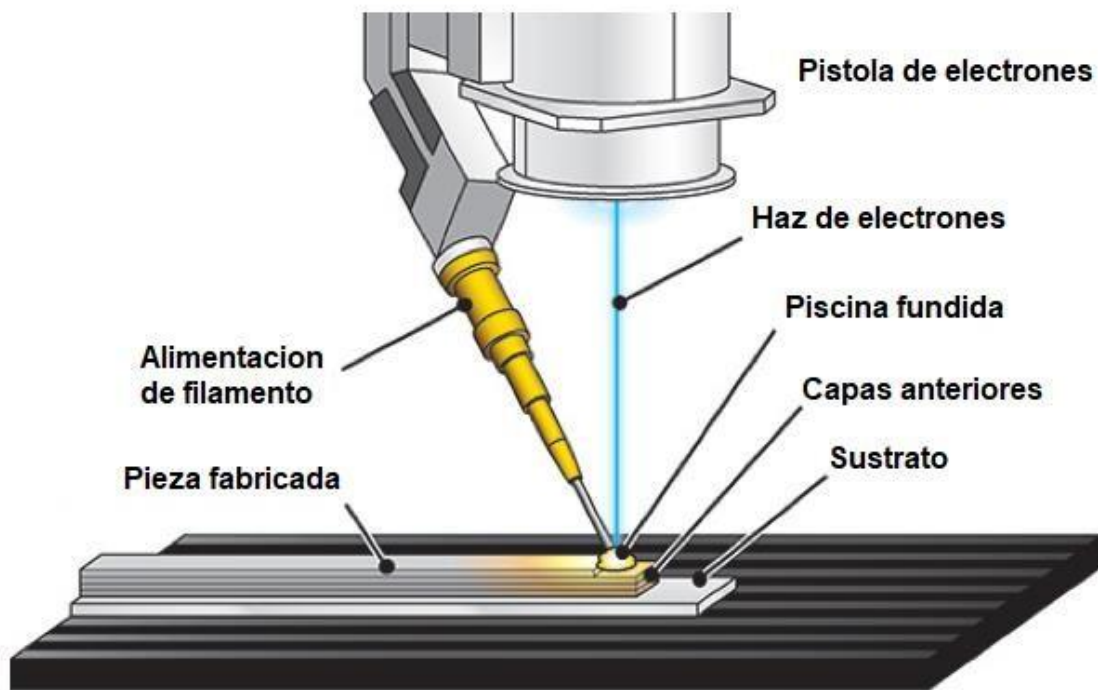
# CAPÍTULO 1: INTRODUCCIÓN GENERAL

## 1.1. Introducción

El estudio de materiales a lo largo de la historia se ha enfocado en buscar continuamente formas eficaces de fabricación de productos con características adecuadas según la aplicación del producto. Hoy, más que nunca, lo anterior significa elegir un proceso de manufactura eficiente en términos de materiales, tiempos, recursos, equipos y energía, considerando además el menor impacto ambiental. Esto no siempre es posible, ya que los métodos convencionales de fabricación poseen niveles de ineficiencia, tales como: alto gasto energético asociado al proceso de fundición o la gran cantidad de maquinaria presentes en un circuito de conformado, por ejemplo. Lo anterior significa que estos procesos usualmente son poco rentables a menos que se hable de grandes volúmenes de producción y con la menor variación dimensional del producto en lo posible. Sumado a lo anterior, se tienen grandes cantidades de material perdido en estos procesos, en donde la razón buy-to-fly (masa de materia prima v/s masa de materia en el producto final) puede incluso llegar a ser 20:1 [1].

En este contexto, la manufactura aditiva se presenta como una alternativa viable y atractiva. Los métodos de fabricación por manufactura aditiva presentan una buena eficiencia de recursos, versatilidad al poder trabajar con una amplia variedad de materiales y configuraciones de diseño que se adecuan al material con el que se trabaja y al producto que se busca fabricar.

Las distintas tecnologías de fabricación por manufactura aditiva varían en muchos sentidos, pero todas estas tecnologías comparten el mismo principio: una serie de capas del material superpuestas que se adhieren una sobre la otra sucesivamente, y van creando la tercera dimensión al superponer estas capas. En la Figura 1 se ilustra un sistema de manufactura aditiva metálica por haz de electrones en el cual un material de aporte (filamento) es fundido y depositado en varias capas.



*Figura 1: Ilustración genérica de un sistema manufactura aditiva por de haz de electrones. Se utiliza un material de aporte que se va depositando por capas sobre un sustrato*

En el caso de la manufactura aditiva por fusión metálica las tecnologías más relevantes son la fusión de lecho de polvos (Powder Bed Fusion, PBF) y deposición de energía directa (Direct Energy Deposition, DED), que se diferencian principalmente en que en PBF una capa de polvo de una aleación metálica se coloca en la mesa de trabajo y, posteriormente, se aplica energía fundiendo los polvos selectivamente; mientras que en DED, que utiliza el material en forma de polvo o de filamento, se aplica energía que funde el material de trabajo y se van creando las capas del producto en forma sucesiva, similar a lo que ocurre en los procesos de soldaduras. La tecnología PBF se destaca en particular por su alta definición y bajos ciclos térmicos en comparación con DED, Estas características la hacen atractiva para productos de bajos volúmenes con alta calidad de detalle [2]. El proceso PBF, ver Figura 2, consiste en la utilización de una fuente de energía (láser o haz de electrones) para fundir partículas de la aleación metálica que se

desea fabricar. Esto ocurre dentro de una cámara hermética la cual puede estar llena de un gas protector (si se utiliza láser como fuente de calor) u operar en atmósfera vacío (si se utiliza haz de electrones como fuente de calor). Un rodillo deposita una primera capa homogénea de polvo metálico sobre el sustrato. Posteriormente, la máquina escanea el área de la primera capa y localiza la superficie que debe atacar dado un ruteo diseñado a través de un diseño asistido por computadora (CAD). Dicha superficie es atacada por la fuente de calor con muy alta precisión, fundiendo sólo las partículas que se encuentren en el lugar. Posteriormente, el rodillo deja una segunda capa homogénea de igual grosor que la primera capa sobre esta y el proceso vuelve a ocurrir como se describió anteriormente. De esta manera, se logra “levantar” la tercera dimensión del producto por una superposición sucesiva de capas de material. Cabe destacar que dentro de la cámara existe muy baja o nula cantidad de oxígeno, agua, y otros gases que se consideren nocivos para el proceso de manufactura, por lo que resulta ideal para fabricar productos con metales altamente reactivos, como es el caso del titanio. Usualmente, estas tecnologías son capaces de fabricar volúmenes pequeños, menores a  $0.03 \text{ (m}^3\text{)}$  [3], alcanzan resoluciones muy finas de hasta  $200 \text{ (}\mu\text{m)}$  [2] y tasas de deposición que van desde los 20 a los 80  $\text{(cm}^3\text{/h)}$  [4].

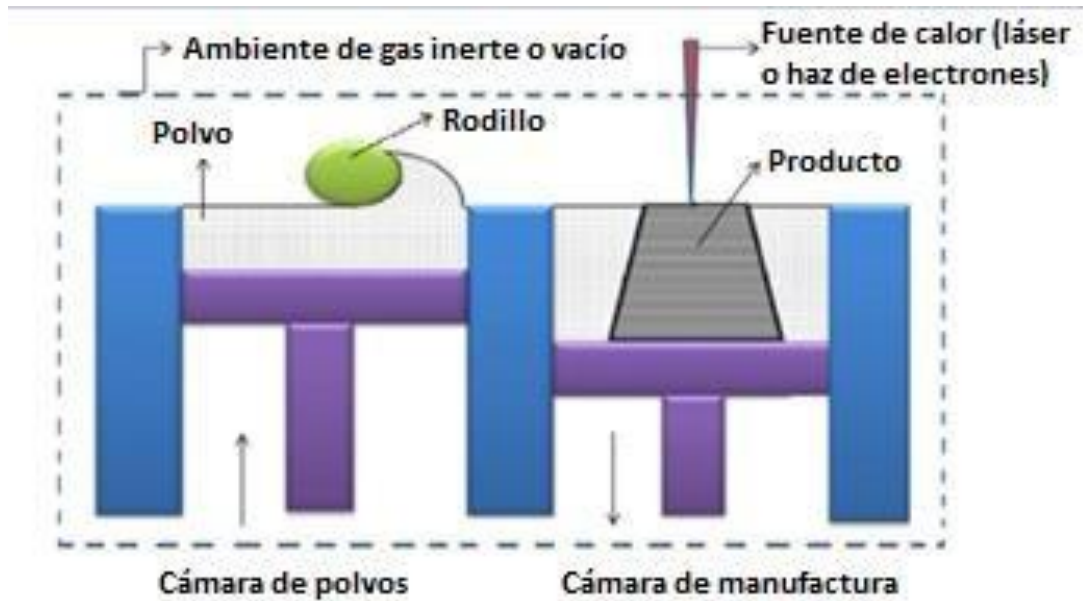


Figura 2: Esquema genérico de un sistema de PBF

## 1.2. Definición del problema

Dado el avance en el estudio de las tecnologías referentes a la manufactura aditiva, se planteó realizar un estudio de prefactibilidad técnica para la fabricación de un producto por manufactura aditiva, comparando sus características con métodos convencionales de fabricación (fundición y conformado). Por disponibilidad de información se escoge como material de estudio una aleación de titanio del tipo Ti6Al4V, y, en particular, el producto implantes médicos de titanio, dado los volúmenes bajos de producción y alta personalización del producto.

Posteriormente, se contrastó el anteproyecto de una planta fabricante de implantes de titanio por manufactura aditiva con el método de provisión actual en Chile para concluir la viabilidad de esta tecnología en este contexto dado.

## **1.3. Objetivos**

### **1.3.1. Objetivo general**

Evaluar la prefactibilidad técnica y económica de la manufactura aditiva de aleaciones de titanio por haz de electrones para fabricar prótesis médicas.

### **1.3.2. Objetivos específicos**

1. Analizar métodos de manufactura aditiva que utilizan la fusión de aleaciones metálicas para fabricar prótesis médicas y sus variables de proceso más relevantes.
2. Analizar las propiedades mecánicas y químicas de productos obtenidos por manufactura aditiva por haz de electrones con productos obtenidos por métodos convencionales.
3. Realizar un estudio de escritorio para evaluar la viabilidad económica de la manufactura aditiva por haz de electrones para fabricar prótesis médicas.

## **CAPÍTULO 2: METODOLOGÍA DE TRABAJO**

Se realizó una revisión crítica de la bibliografía relacionada con la aleación Ti-6Al-4V que incluyó un estudio de las microestructuras esperadas tras procesos de fabricación y tratamientos térmicos, enfatizando en las fases presentes y las propiedades mecánicas específicas según uso, y las restricciones que existen al trabajar con dicha aleación. Para lograr esto se estudió 10 artículos de bibliografía entre los que destacan “Titanium and titanium alloys” de C. Leyens y M. Peters, y “ASM HANDBOOK Volume 2: Properties and Selection: NonFerrous Alloys and Special-Purpose Materials” de ASM INTERNATIONAL.

Adicionalmente, se realizó un estudio intensivo de las técnicas históricas y actuales de la manufactura aditiva, las propuestas que se han llevado a cabo para distintas configuraciones y los materiales involucrados en cada uno de estos. Para esto se consideraron 12 artículos de bibliografía que abarcan trabajos desde el año 2000 al 2020.

Se complementó la información recolectada con normas referentes a la aleación Ti-6Al-4V para usos de implantes médicos, con el fin de comparar con estas normas las microestructuras, propiedades mecánicas, y estado general del producto tras el proceso de manufactura aditiva. Para esto se utilizan 28 artículos de bibliografía, que abarca trabajos desde el año 2006 al 2020.

Para realizar la evaluación económica se estableció, el mercado de importación de implantes médicos en Chile y se realizó una comparación con los mercados de importación a nivel latino americano. Para lo anterior, las fuentes de información utilizadas fueron [5], [6], [7] y entrevistas con profesionales de la salud del área de la traumatología. Se diseñó un anteproyecto para determinar la viabilidad de construir una planta de fabricación de implantes médicos de titanio en Chile. Para esto realizó un estudio de escritorio que permitió tener una noción preliminar si esta tecnología es competitiva en la actualidad nacional, y se realizaron 3 casos de flujo de caja con un horizonte de 10 años, donde el primer caso considera un subsidio

total de la inversión inicial, el segundo y tercer caso consideran préstamo a 3 y 5 años, respectivamente, para pagar la inversión inicial.

## CAPÍTULO 3: RESULTADOS

### 3.1 Aleaciones de titanio

El titanio (Ti) posee características interesantes, entre las que se puede mencionar: (i) elevada resistencia mecánica específica y elevada resistencia a la corrosión, esta última dada la formación de una capa protectora de óxido estable que se forma en su superficie; (ii) baja densidad,  $4.51 \text{ (g/cm}^3\text{)}$  y que corresponde a la mitad de la densidad del acero, lo cual permite su uso en aplicaciones donde se requiere ahorro de energía (industria aeroespacial y aeronáutica) [8]. Todas estas características hacen del titanio atractivo para un amplio abanico de industrias, desde la aeroespacial, la industria química hasta la medicina [9].

El titanio posee dos formas cristalográficas: una estructura cristalina hexagonal compacta (en inglés hexagonal close packed, hcp) estable a temperatura ambiente llamada fase alfa,  $\alpha$ . Al elevar la temperatura a  $882 \text{ (}^\circ\text{C)}$ , la fase  $\alpha$  se transforma en una estructura cúbica centrada en el cuerpo (en inglés body centered cubic, bcc) llamada fase beta,  $\beta$ . [10]

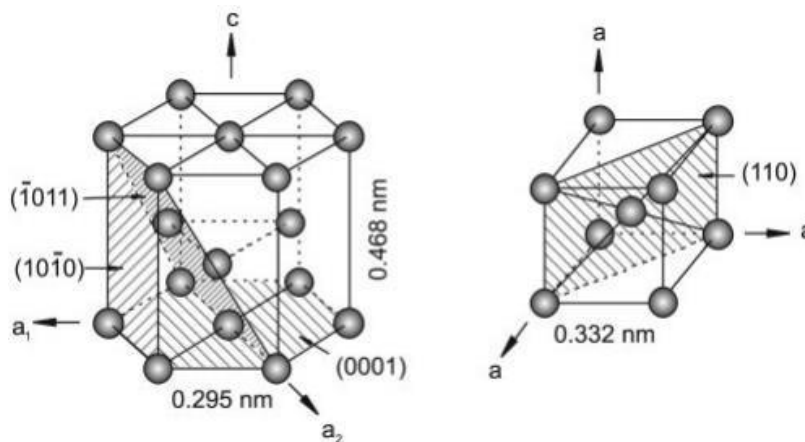


Figura 3: Estructura cristalina de la fase  $\alpha$  hcp y  $\beta$  bcc [7]

Con la adición de elementos aleantes y tratamientos térmicos es posible estabilizar la fase  $\beta$  a temperatura ambiente, como consecuencia, el titanio y las aleaciones de titanio se vuelven sensibles a tratamientos térmicos, lo que permite manipular la distribución, proporción y morfología de las fases  $\alpha$  y  $\beta$  presentes, y así también las

propiedades mecánicas. A groso modo, se puede clasificar a las aleaciones de titanio en tres categorías: aleaciones  $\alpha$ , aleaciones  $\beta$ , y aleaciones  $\alpha$ - $\beta$  [9].

La Figura 4 ilustra en detalle las distintas fases que se obtienen al agregar estabilizadores de  $\beta$  isomorfa [10], donde se observa que a medida que se agregan estabilizadores de  $\beta$  la temperatura de  $\beta$  transus disminuye, al mismo tiempo que la temperatura de inicio de la formación de martensita (martensite start,  $M_s$ ) también disminuye. Con una cantidad mínima de estabilizadores de  $\beta$  ( $\beta_c$  en la Figura 4) se logra estabilizar fase  $\beta$  metaestable, lo que coincide con la disminución de  $M_s$  a temperatura ambiente, impidiendo la formación de martensita a temperatura ambiente. Similarmente, con una cantidad mínima de estabilizadores de  $\beta$  ( $\beta_s$  en la Figura 4), se logra estabilizar fase  $\beta$  estable, lo que coincide con la disminución de  $\beta$  transus a temperatura ambiente, impidiendo el cambio de fase  $\beta \rightarrow \alpha$ .

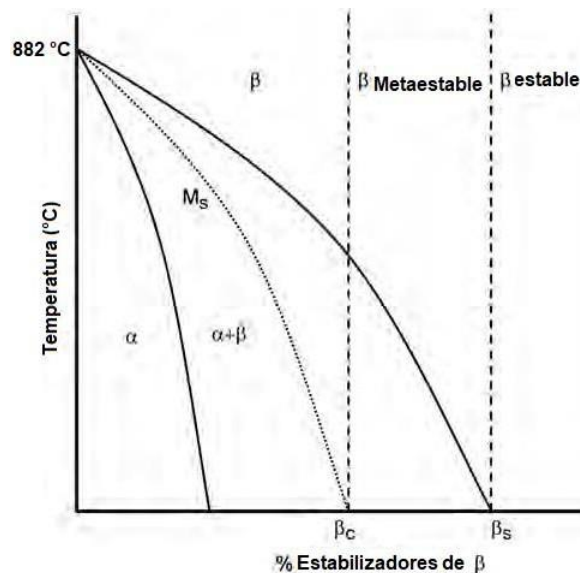


Figura 4: Diagrama de fases de titanio ilustrativo del efecto de estabilizadores de  $\beta$  isomorfa [9].

Las aleaciones  $\alpha$  contienen elementos aleantes estabilizadores tales como el aluminio (Al) o el estaño (Sn). Estas aleaciones poseen buena resistencia al creep y se prefieren para aplicaciones a alta y baja temperatura, dado que estas aleaciones no poseen una transición dúctil-frágil en impacto. Además, se caracterizan por tener buena resistencia mecánica, ductilidad, tenacidad y

soldabilidad. Sin embargo, tienden a presentar mayores defectos en trabajos de forja en comparación con las aleaciones  $\beta$ , y no pueden ser endurecidos por tratamientos térmicos pues la fase  $\alpha$  es una fase estable, por lo tanto, sus propiedades mecánicas se modifican controlando el tamaño de grano a través de velocidades de enfriamiento de tratamientos térmicos, y/u orientando los granos si se le produce deformación plástica. Normalmente son utilizados en estado de recocido o recristalizado para eliminar esfuerzos residuales de producción [9], [10]. El aluminio es el principal estabilizador de la fase  $\alpha$  en las aleaciones de titanio, el cual además aumenta la resistencia a la tracción y la resistencia al creep. Para evitar la formación de la fase  $Ti_3Al$  (ver Figura 5), también llamado  $\alpha_2$ , se limita la cantidad de este elemento aleante a 6% pues este compuesto intermetálico  $Ti_3Al$  se asocia a fenómenos de fragilidad.

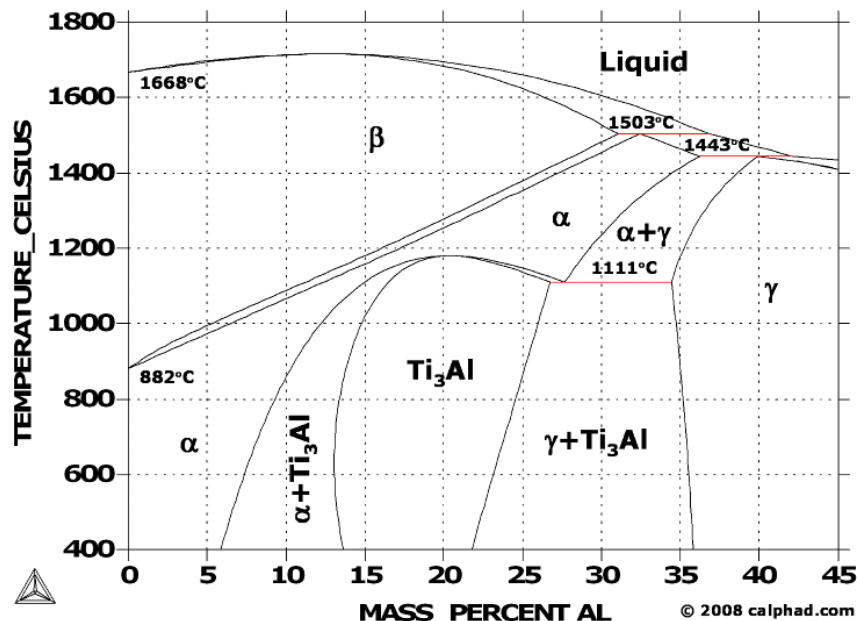


Figura 5: Diagrama de fases de Titanio - Aluminio. [11]

La Ecuación 1 es importante porque permite visualizar el efecto de otros elementos aleantes y de impureza en la formación de fases frágiles como el  $Ti_3Al$ . Por lo tanto, es necesario controlar la composición de elementos aleantes y, sobretodo, controlar el contenido de oxígeno.

$$Al_{eq} = Al\% + \frac{1}{3} * Sn\% + \frac{1}{6} * Zr\% + 10 * O\% < 9\% \quad (1)$$

El Sn también es un estabilizador de fase  $\alpha$  que logra retardar la cinética de transformación  $\alpha \rightarrow \beta$ , pero en menor medida comparado con el aluminio, y se utiliza a menudo en conjunto con el aluminio para lograr mayores endurecimientos sin fragilidad. Otros elementos aleantes que favorecen la fase  $\alpha$  y la estabilizan al elevar la temperatura de  $\beta$ -transus son galio (Ga), germanio (Ge), carbono (C), oxígeno (O) y nitrógeno (Ni). En particular, el carbono (C) amplía el campo  $\alpha$ - $\beta$ . [9].

Los grados de titanio comercialmente puro (cp) difieren principalmente en el contenido de oxígeno ya que, como elemento de aleación intersticial, aumenta drásticamente la resistencia a la vez que produce una reducción de la ductilidad. Por lo tanto, para alcanzar los niveles de resistencia requeridos de los grados de titanio cp, se alea intencionalmente con oxígeno (O), mientras que otros elementos como el carbono (C) y el hierro (Fe) se consideran impurezas introducidas en la aleación durante el proceso de fabricación de extracción y refinación del metal [9].

Las aleaciones  $\beta$  poseen excelente forjabilidad, templabilidad y respuesta a tratamientos térmicos dado que logran estabilizar fase  $\beta$  a temperatura ambiente con el uso de estos estabilizadores de  $\beta$ , lo que permite morfologías distintas en la microestructura, a diferencia de las aleaciones  $\alpha$ . Es posible retener completamente la fase  $\beta$  con la suficiente cantidad de estabilizadores de  $\beta$  y enfriamientos adecuados, pero usualmente se agregan pequeñas cantidades de estabilizadores de  $\alpha$  para precipitar pequeñas cantidades de  $\alpha$  que ayuden a endurecer estas aleaciones [9]. Las aleaciones  $\beta$  contienen elementos aleantes estabilizantes que tienden a bajar la temperatura de cambio de fase  $\alpha \rightarrow \beta$ , promoviendo el desarrollo de la fase  $\beta$  a temperatura ambiente. Los estabilizadores de  $\beta$  se dividen en dos grupos, los estabilizadores de  $\beta$  isomorfa y los estabilizadores de  $\beta$  eutectoide. En el primer caso, se obtiene una fase  $\alpha$  isomorfa desde la descomposición de una fase  $\beta$  metaestable, y en el segundo caso se obtiene un microconstituyente de  $\alpha + \beta$ , es

decir una forma eutectoide de  $\alpha$  y una forma compuesta de titanio con otro elemento aleante. Los estabilizadores de  $\beta$  isomorfa son elementos completamente miscibles en la fase  $\beta$ , tales como molibdeno (Mo), vanadio (V), tantalio (Ta) y niobio (Nb). Los estabilizadores de  $\beta$  eutectoide provocan una transformación eutectoide a lo más 335 ( $^{\circ}\text{C}$ ) por debajo de la temperatura de transformación alotrópica (882 ( $^{\circ}\text{C}$ )), entre ellos manganeso (Mn), hierro (Fe), cromo (Cr), cobalto (Co), níquel (Ni), cobre (Cu) y silicio (Si). En particular, el silicio ayuda a mejorar el comportamiento al creep al segregar a dislocaciones y prevenir el escalamiento de dislocaciones. Algunos de estos estabilizadores de  $\beta$  eutectoide, como el níquel o el hierro, promueven la descomposición rápida de  $\beta$  a este eutectoide, mientras que otros como el hierro o manganeso, retardan esta descomposición [9]. Dicha transformación eutectoide tiene la forma  $\beta \rightarrow \alpha + A_xB_y$  [10].

La Figura 6 esquematiza la influencia de los elementos aleantes en los diagramas de fase de aleaciones de titanio, y lo anteriormente expuesto.

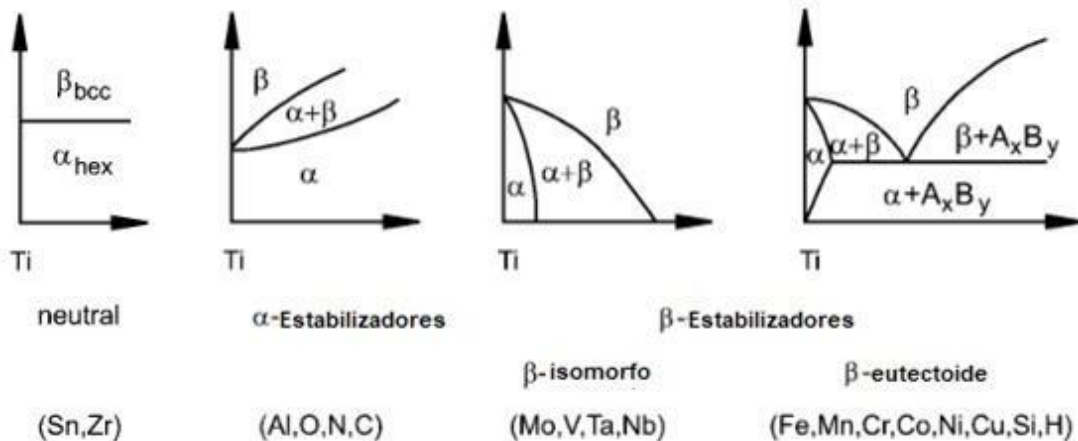


Figura 6: Esquema de la influencia de elementos aleantes en diagrama de fases de aleaciones de titanio [10].

Además, existe una tercera categoría que corresponde a las aleaciones  $\alpha$ - $\beta$ , las cuales son una mezcla de las fases  $\alpha$  y  $\beta$ , y contienen entre 10% a 50% de la fase  $\beta$  a temperatura ambiente. En general, estas aleaciones tienen buena respuesta a

la forja. Por otra parte, sus propiedades pueden ser modificadas a través de tratamientos térmicos ya que contienen fase  $\beta$ , lo anterior se logra manipulando la cantidad y morfologías de la fase  $\beta$  presente. Estos tratamientos consisten en templar la aleación desde la región  $\alpha$ - $\beta$  o incluso sobre la  $\beta$  transus, seguido de un envejecimiento, donde la respuesta al tratamiento térmico es función de la velocidad de enfriamiento, por lo que se puede esperar heterogeneidad en la pieza si es que esta presenta secciones muy gruesas. Por lo anterior, la respuesta microestructural de estas aleaciones es función directamente de la cantidad de estabilizadores de  $\beta$ , la temperatura a la que se realiza el tratamiento térmico y la tasa de enfriamiento que se aplica [10].

Entre las aleaciones  $\alpha$ - $\beta$ , la aleación Ti-6Al-4V, a la cual se le denominará Ti64 en este trabajo, es por mucho la aleación de titanio más popular. Más del 50% de todas las aleaciones que se utilizan actualmente son de esta composición y esto se debe a dos razones: (i) el buen equilibrio de sus propiedades y (ii) es la aleación de titanio desarrollada y probada más intensamente, lo que es una gran ventaja, especialmente en la industria aeroespacial, el mayor usuario de esta aleación [10]. Además de lo anterior, está la categoría de elementos neutros, que sólo tienen una muy pequeña influencia en la temperatura de  $\beta$ -transus, pero endurecen las fases  $\alpha$  y  $\beta$  a través de solución sólida, entre ellos el estaño (Sn), circonio (Zr). Tanto el estaño (Sn) y el circonio (Zr) mejoran la soldabilidad. En particular, el Zr tiende a mejorar la homogeneización de precipitados finos de siliciuros. Ambos elementos presentan una biocompatibilidad aceptable y se utilizan en aleaciones de titanio tipo  $\beta$  modernas a través de endurecimiento por solución sólida [10]. La Tabla 1 presenta una comparativa de ciertas propiedades entre los distintos tipos de aleaciones de titanio.

*Tabla 1: Comparativa cualitativa de propiedades entre tipos de aleaciones de titanio, donde 1 es el nivel más bajo y 6 el nivel más alto. [10]*

<b>Propiedades</b>	<b><math>\alpha</math></b>	<b><math>\alpha</math>-<math>\beta</math></b>	<b><math>\beta</math></b>
Densidad	5	5	2
Resistencia mecánica	2	5	6
Ductilidad	4	5	4

Tenacidad	5	3	4
Resistencia al creep	5	4	2
Comportamiento a la corrosión	6	5	4
Comportamiento a la oxidación	6	4	2
Soldabilidad	5	4	2
Deformabilidad en frío	1	2	3

La Figura 7 presenta la curva de transformación en enfriamientos continuos (CCT) de una aleación de Ti64 a distintos enfriamientos, donde  $\alpha''$  corresponde a martensita,  $\beta_m$  corresponde a  $\beta$  metaestable, la nariz demarca la región bifásica  $\alpha+\beta$ ,  $\alpha_{sec}$  corresponde a una fase  $\alpha$  formada desde  $\alpha''$ , mientras que  $\beta_{dep}$  corresponde  $\beta$  formada previamente sobre la  $\beta$  transus [12].

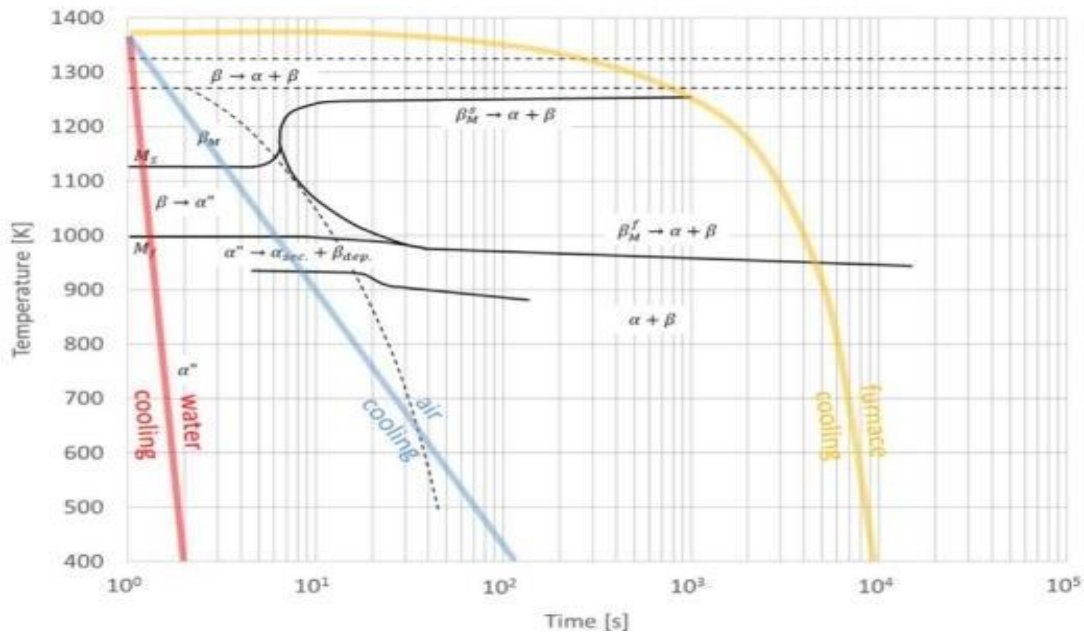


Figura 7: Diagrama de fase de transformación en enfriamiento continuo de Ti-6Al-4V

La Tabla 2 resume las distintas fases resultantes a distintas tasas de enfriamiento ilustrada en el diagrama de fase de transformación en enfriamiento continuo (continuous cooling transformation, CCT) presentado anteriormente.

Tabla 2: Respuestas microestructural de Ti-6Al-4V a tasas de enfriamiento, curvas referentes a la Figura 7.

Tasa de enfriamiento, ( $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ )	Ti-6Al-4V
--	-----------

48 - 18 (curva roja)	$\alpha''$
8- 10 (curva azul)	$\alpha + \alpha'' + \beta$
1.2 - 0.004 (curva amarilla)	$\alpha + \beta$

Además de la clasificación anterior, se agregan ciertas subcategorías dado los porcentajes presentes entre ambas fases. Las aleaciones casi- $\alpha$  son las clásicas aleaciones de titanio de alta temperatura, ya que combina el excelente comportamiento de fluencia de las aleaciones alfa con la alta resistencia de las aleaciones  $\alpha$ - $\beta$ , limitando su temperatura superior de trabajo a aproximadamente 500 a 550 (°C) [10]. Similar al caso anterior, aleaciones  $\beta$  con pequeñas cantidades de estabilizadores de  $\alpha$  son llamados aleaciones casi- $\beta$ , las cuales presentan mejor tenacidad a la fractura que las aleaciones  $\alpha$ - $\beta$ , pudiendo lograr mejores resultados en tratamientos térmicos con secciones gruesas [9]. La Figura 8 resume una comparación general de propiedades entre los tipos de aleaciones mencionados anteriormente [10].

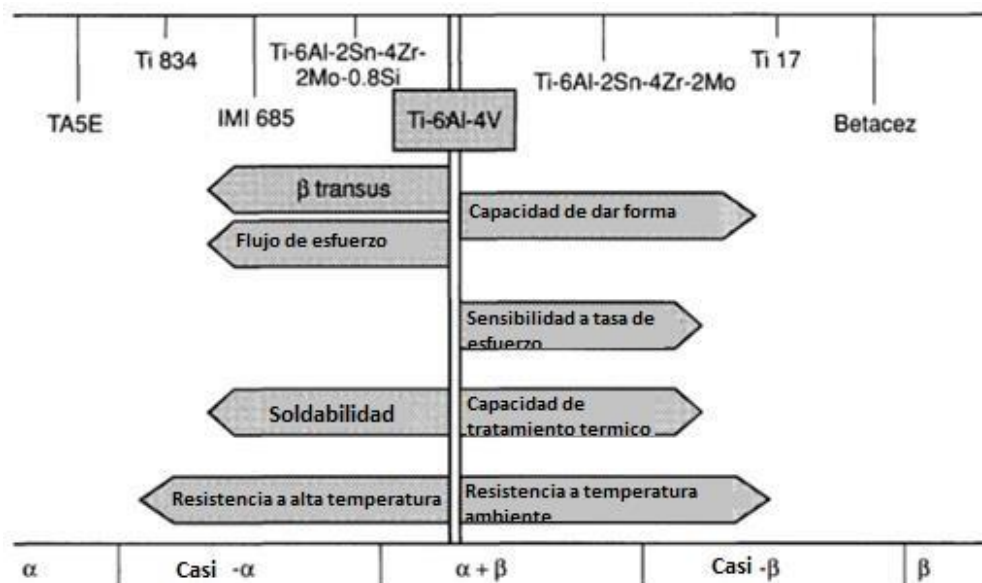


Figura 8: Comparación de distintos tipos de aleaciones de titanio.[9]

### 3.2 Transformaciones de fases: respuesta a tratamiento térmico

La base de la manipulación microestructural en los tratamientos térmicos de aleaciones de titanio se centra en la transformación  $\beta \rightarrow \alpha$  que ocurre durante el enfriamiento, ya sea por vía transformación difusional o vía transformación martensítica, lo cual depende de la composición química de la aleación y la velocidad de enfriamiento. Entre los microconstituyentes más relevantes se encuentran:

- Fase ( $\alpha$ ): estructura cristalina hcp, estable bajo los 882 °C en titanio puro [10].
- Fase ( $\beta$ ): estructura cristalina bcc, fase que es estable desde 882 (°C) hasta la temperatura de fusión de titanio puro. Se puede estabilizar a temperatura ambiente a través de la adición de elementos aleantes estabilizadores de  $\beta$  [10].
- Fase ( $\alpha'$ ): martensita hexagonal, es una estructura de  $\alpha$  supersaturada en solutos y en desequilibrio, producida por una transformación adifusional de  $\beta$  producto de un enfriamiento rápido, la cual posee una apariencia de agujas rectas bien definidas, lo cual a menudo la hace difícil de distinguir de la  $\alpha$  con morfología acicular.[9]
- Fase ( $\alpha''$ ): martensita ortorrómbica, es una estructura de  $\alpha$  supersaturada de solutos y en desequilibrio producida por una transformación adifusional de  $\beta$  producida al aumentar el contenido de estabilizadores de  $\beta$  tales como Mo, Ta o Nb [9]. Esta fase se produce con frecuencia a través de una transformación inducida por cargas, por lo que juega un papel central en los comportamientos de memoria de forma y pseudoelásticos observados en las aleaciones  $\beta$  metaestables [13].

La respuesta microestructural que se obtiene en las aleaciones metálicas depende fuertemente de la temperatura, tiempo, tasas de enfriamiento y, grado y modo de deformación plástica, entre otros factores específicos. En el caso particular de la aleación Ti64, es posible producir una gran variedad de microestructuras según el tratamiento térmico y/o termomecánico que se le aplique. Se explicará el desarrollo microestructural en esta aleación con la ayuda de la Figura 9, que presenta un diagrama de fase pseudo binario de Ti-6Al-V.

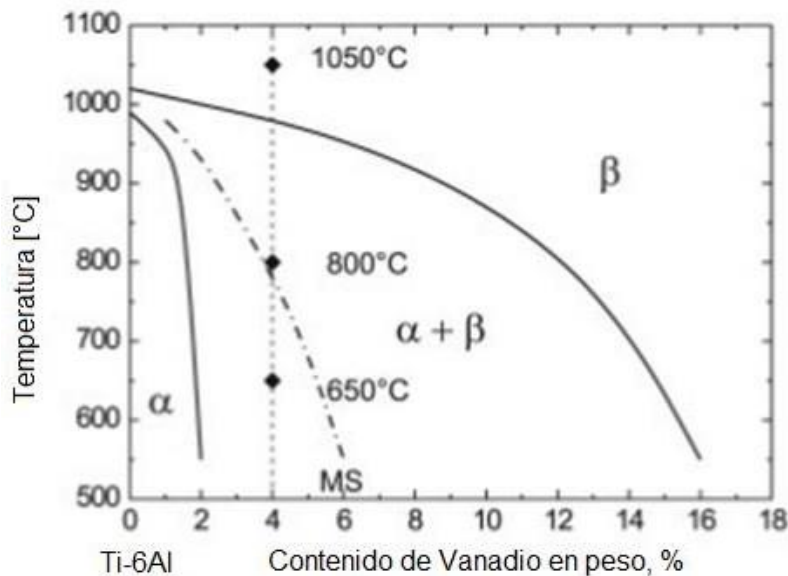


Figura 9: Diagrama de fase ternario esquemático Ti-6Al-V [10]

Si la aleación se calienta a 1050 (°C) y luego se enfría lentamente se producirá una microestructura laminar de fase α con fase β entre láminas (ver Figura 10a). Por otra parte, si la tasa de enfriamiento es lo suficientemente alta puede ocurrir una transformación adifusional y generar una estructura martensítica cuya microestructura consiste en α' con morfología de aguja (ver Figura 10b).

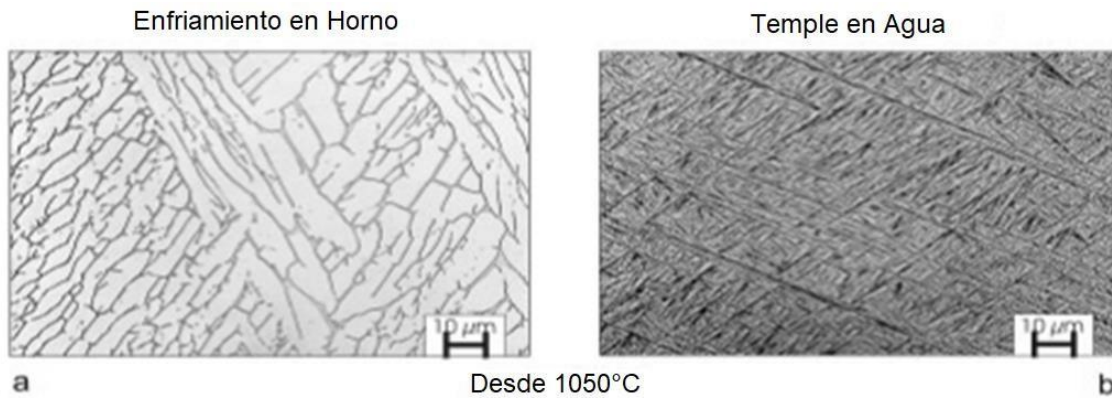


Figura 10: Microestructura de Ti-6Al-4V tras enfriamiento lento (a) y temple en agua (b) desde 1050 [°C] [10].

Si la aleación Ti64 se calienta a 800 (°C) y se enfría lentamente (ver Figura 11c) la microestructura sigue siendo laminar de fase  $\alpha$  con fase  $\beta$  entre láminas, como en el caso anterior, pero el grosor de las láminas de  $\alpha$  es mayor y existe una fracción volumétrica menor de  $\beta$  comparado con la Figura 10a. Mientras que si se temple desde los 800 (°C) la microestructura es principalmente de fase  $\alpha$  de morfología laminar, con una pequeña fracción de martensita  $\alpha'$  entre la fase  $\alpha$  (ver Figura 11d).

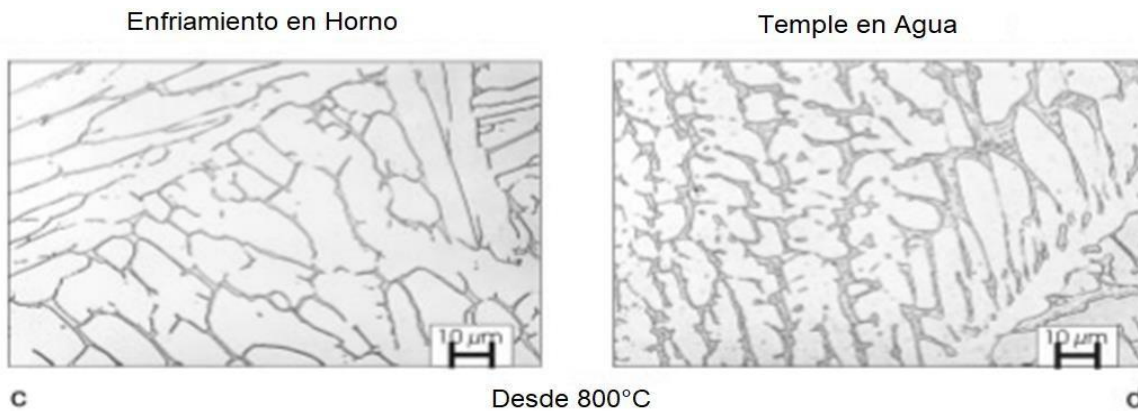


Figura 11: Microestructura de Ti-6Al-4V tras enfriamiento lento (c) y temple en agua (d) desde 800 [°C] [10].

Al calentar la aleación Ti64 a 650 °C, temperatura que se encuentra bajo la  $M_s$ , no existe un cambio de fase adifusional, sin importar si se enfría lentamente (Ver Figura 12e) o si se enfría rápidamente (ver Figura 12f), por lo que en ambos casos se

encuentra una microestructura que sigue siendo laminar de fase  $\alpha$  con fase  $\beta$  entre láminas.

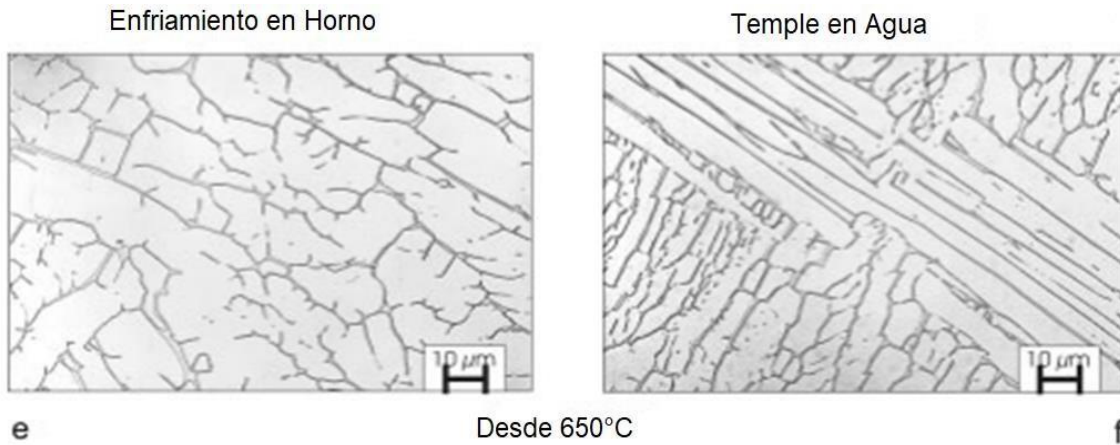


Figura 12: Microestructura de Ti-6Al-4V tras enfriamiento lento (e) y temple en agua (f) desde 650 [°C][10].

A diferencia de las estructuras laminares, las microestructuras equiaxiales son el resultado de un proceso de recristalización, por lo que la aleación debe deformarse plásticamente en el campo  $\alpha+\beta$  para poder deformarse en frío posteriormente. Tras el recocido de solución subsequencial a temperaturas en el campo  $\alpha+\beta$ , se genera una microestructura recristalizada y equiaxial. La temperatura del recocido de solución determina en sí misma la fracción de volumen de  $\alpha$  primario y al aumentar el tiempo del recocido de solución se engrosa la microestructura. La Figura 13a muestra una estructura equiaxial fina, mientras la Figura 13.b muestra una estructura equiaxial gruesa [10].

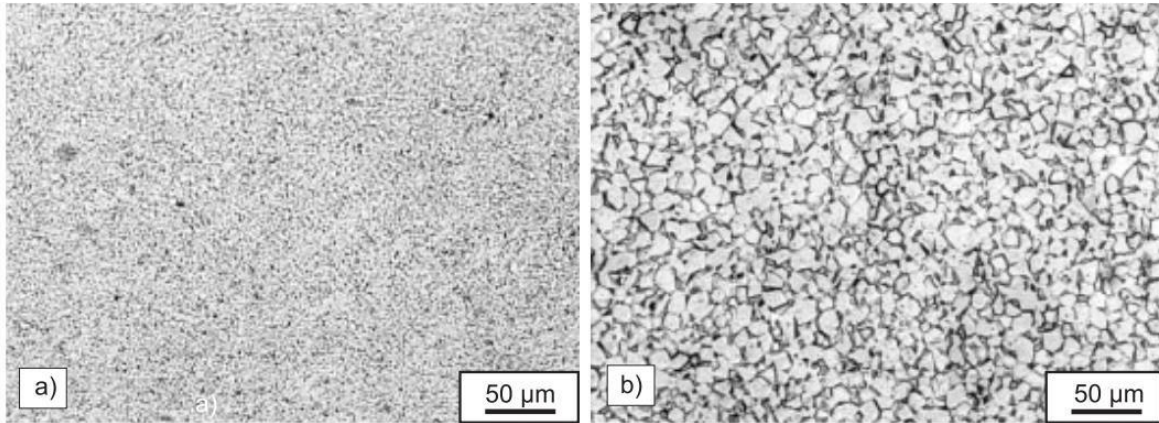


Figura 13: Microestructuras equiaxiales de Ti-6Al-4V mediante recristalización. [10]

Un recocido de solución debajo de la temperatura  $\beta$ -transus da como resultado una microestructura bimodal, que consiste en estructura de  $\alpha$  primaria equiaxial dentro de una matriz laminar de  $\alpha+\beta$ . En este mismo sentido, se puede considerar que las microestructuras bimodales son una combinación de microestructura laminar y equiaxial, por lo que combinan las ventajas de ambas estructuras, exhibiendo un perfil de propiedades bien equilibrado [10].

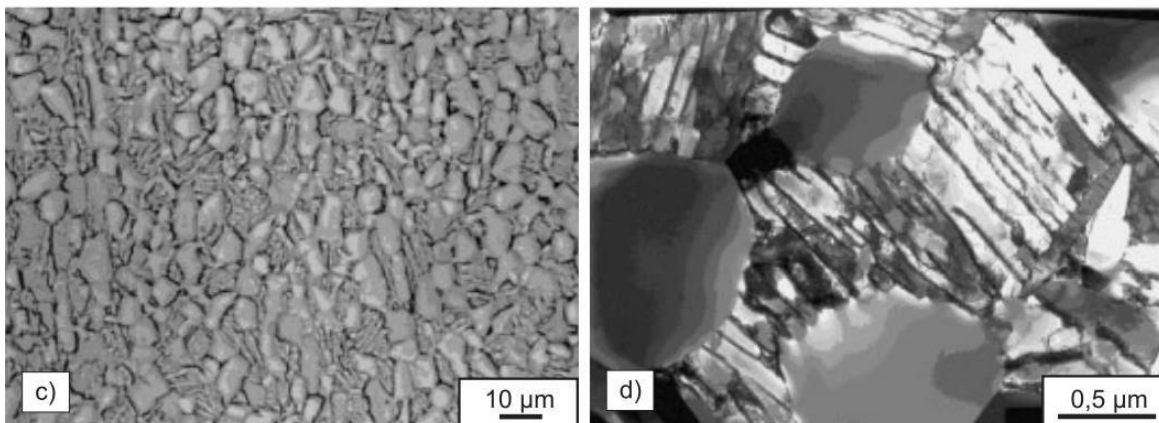


Figura 14: Microestructura bimodal de Ti-6Al-4V mediante recristalización. [10]

### 3.3 Manufactura aditiva

#### 3.3.1 Introducción manufactura aditiva

La manufactura aditiva, conocida en forma abreviada como AM (en inglés, Additive Manufacturing) tiene como principio que un modelo, generado mediante un software de diseño asistido por computadora (CAD), se puede fabricar directamente sin la necesidad de planificación del proceso. Si bien en la práctica esto no es tan simple como se presenta, la tecnología AM simplifica significativamente el proceso de producir objetos 3D complejos directamente a partir de modelos CAD. Otros procesos de fabricación requieren un análisis cuidadoso y detallado de la geometría de la pieza para determinar aspectos tales como el orden en el que se pueden fabricar las diferentes características, herramientas y procesos que se deben utilizar y tipo de accesorios adicionales que pueden ser necesarios para completar la pieza, en cambio, la manufactura aditiva sólo necesita algunos detalles dimensionales básicos y una pequeña comprensión sobre cómo funciona el equipo de AM y los materiales que se utilizan [14].

En AM la pieza se fabrica agregando material capas sobre capas. Cada capa es una sección transversal delgada de la pieza derivada del modelo CAD original. Como cada capa debe tener un grosor finito, la pieza resultante será una aproximación de los datos originales, por lo que cuanto más delgada sea cada capa, más cerca estará la pieza fabricada a la diseñada inicialmente [14]. La Figura 15 corresponde a un mapa conceptual que ilustra el orden y etapas de un proceso genérico de manufactura aditiva, el cual es aplicable a la gran mayoría de las tecnologías de AM.

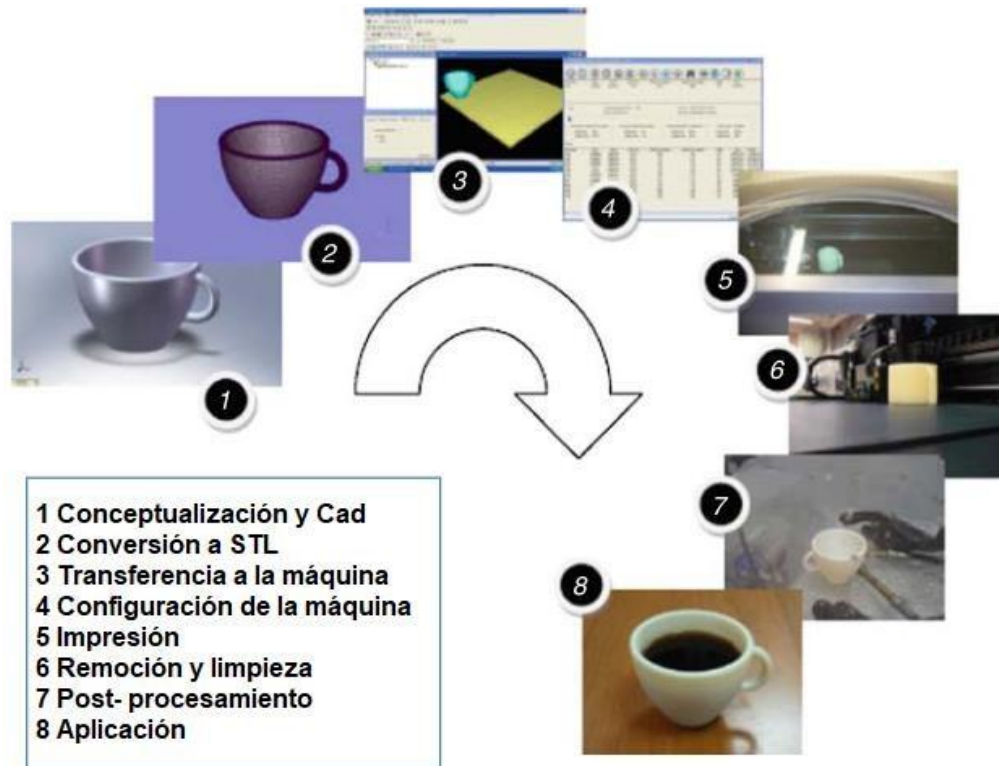


Figura 15: Mapa conceptual de etapas generales de la manufactura aditiva [14]

Las tecnologías de manufactura aditiva difieren entre sí principalmente por los materiales que son capaces de utilizar, por cómo se forman las capas de material y, además, cómo se unen dichas capas. En detalle, también se puede clasificar más profundamente especificando el estado en que procesa el material (líquido, pastoso, sólido, como suspensión sólida en líquido, entre otros), temperatura de trabajo, presencia de atmósfera protegida, entre muchas especificaciones más. El método más común de impresión 3D utiliza filamentos de polímero y se conoce como modelado de deposición fundida (Fused Deposition Modelling, FDM). Otros métodos de manufactura aditiva son: (i) fusión de lecho de polvo (Powder Bed Fusion, PBF), (ii) impresión por inyección de tintas (Inkjet Printing), (iii) elaboración de contornos (Contour Crafting), (iv) estereolitografía (Stereolithography, SLA), (v) deposición de energía directa (Direct Energy Deposition, DED) y (vi) manufactura de objetos laminados (Laminated Object Manufacturing, LOM) de los cuales se desprenden la mayoría de las tecnologías de AM [2].

### **3.3.2 Introducción de manufactura aditiva por fusión metálica**

Particularmente, entre las tecnologías de manufactura aditiva por fusión metálica hay dos tecnologías que son las más utilizadas: la deposición directa de energía (DED) y la fusión de lecho de polvo (PBF). A continuación se describen ambas.

### **3.3.3 Deposición directa de energía (Direct Energy Deposition, DED)**

DED usa una fuente de energía (láser o haz de electrones) que se enfoca directamente en una pequeña región del sustrato y también se usa para fundir una materia prima (polvo o filamento) simultáneamente. A continuación, el material fundido se deposita y se une al sustrato fundido o la capa anterior, para luego solidificar. DED se conoce como el nombre general de varias tecnologías, tales como modelado de red diseñado con láser (laser engineered net shaping, LENS), conformado de sólidos con láser (Laser Solid Forming, LSF), fabricación de luz dirigida (Directed Light Fabrication, DLF), deposición directa de metal (Direct Metal Deposition, DMD), y manufactura aditiva por arco con filamento (Wire Arc Additive Manufacturing, WAAM) [2].

Este método permite la deposición de múltiples ejes y múltiples materiales al mismo tiempo, utilizando múltiples boquillas. Además, DED se puede combinar fácilmente con procesos sustractivos convencionales, como por ejemplo mecanizado. Esta técnica se usa comúnmente con aleaciones de titanio, aleaciones de níquel (Inconel), aceros inoxidables, aleaciones de aluminio y otras aleaciones relacionadas para aplicaciones aeroespaciales [2].

En general, DED se caracteriza por altas velocidades de impresión y volúmenes de trabajo muy grandes. Sin embargo, tiene una precisión menor, una calidad de superficie inferior y puede fabricar piezas menos complejas en comparación con los procesos de PBF. Otra diferencia entre los métodos DED y PBF es que no se usa lecho de polvo en DED y la materia prima se funde antes de la deposición, de forma similar a FDM pero con una cantidad extremadamente mayor de energía para fundir

metales, por lo que puede ser útil para reparar y reequipar piezas fabricadas para las que las tecnologías de PBF está limitada [2].

Por lo tanto, DED se usa comúnmente para componentes grandes con baja complejidad y también para reparar componentes más grandes. DED puede reducir el tiempo y el costo de fabricación y proporciona excelentes propiedades mecánicas, microestructura controlada y control de composición preciso. Este método se puede utilizar para reparar motores de turbina y otras aplicaciones de nicho en diversas industrias, como la automotriz y aeroespacial [2].

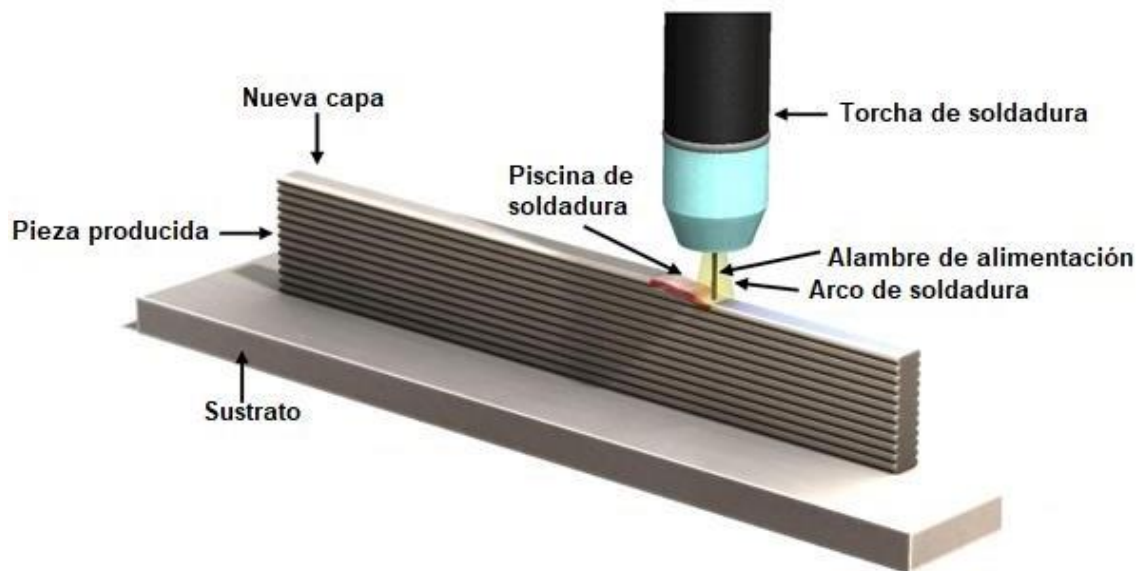


Figura 16: Esquema de WAAM

### 3.3.4 Fusión de lecho de polvo (Powder Bed Fusion, PBF)

PBF consiste en que capas delgadas de polvos muy finos se esparcen y empaquetan en una plataforma. Los polvos de cada capa se funden con un haz de energía, que puede ser: (i) haz de electrones si es fusión por haz de electrones (electron beam melting, EBM) o (ii) láser si es fusión selectiva por láser (selective laser melting, SLM). Las capas posteriores de polvos se depositan con un rastillo sobre las capas anteriores y adhieren a través de fusión utilizando el haz de energía hasta construir la pieza 3D final. Posteriormente, los excesos de material de polvo se retiran a través de una aspiradora o a través de un arenado, se reciclan y se

llevan a cabo otros procesos. La distribución del tamaño del polvo y empaquetamiento, que determinan la densidad de la pieza impresa, son los factores más cruciales para la eficacia de este método [2].

En un proceso de PBF como primer paso el modelo CAD 3D diseñado de la pieza requerida generalmente se corta en muchas capas de cuyo grosor depende de la tecnología que se esté utilizando. Luego, los datos cortados se convierten a un formato de archivo de estereolitografía (.stl) y se cargan en el software de preparación de archivos, generalmente proporcionado en un equipo de AM. Luego, este software asigna los parámetros de procesamiento, calcula los soportes físicos de ser necesarios y genera los controles de motor necesarios para producir la pieza fabricada según el modelo 3D diseñado [13], [2], [15].

Antes de que comience el proceso de manufactura, se distribuye uniformemente una fina capa de polvo metálico fino sobre una placa de sustrato metálico fijada a una mesa de indexación que se desplaza en el eje vertical (Z); es este depósito de polvo no consolidado el que se conoce como lecho de polvo. El proceso SLM se lleva a cabo dentro de una cámara de construcción en la que se mantiene una atmósfera inerte mediante un flujo continuo de gas argón o nitrógeno; esto es para mantener los niveles de oxígeno por debajo de 500 [ppm], el límite aproximado requerido para evitar la oxidación del metal, mientras que el proceso de EBM se lleva a cabo en un ambiente al vacío. El polvo también se puede precalentar para ayudar en la fusión deseada, para lo cual EBM utiliza un haz de electrones de baja potencia mientras que SLM normalmente precalienta la base desde el sustrato [13], [2].

En estos procesos el lecho de polvo es escaneado por un rayo enfocado de alta potencia o haz de electrones, dependiendo de la tecnología. Estos haces de energía controlados se rigen por una sección transversal correspondiente calculada a partir del modelo CAD. La fusión resultante del polvo logra la fusión del lecho de polvo con la placa de sustrato metálico, después de lo cual se construye una capa sucesiva bajando la placa metálica una distancia correspondiente al grosor de la rebanada objetivo (típicamente del orden de 50 ( $\mu\text{m}$ )), en la cual la siguiente capa

de polvo se extiende sobre el lecho. En ambos sistemas, el sistema de deposición de polvo generalmente consiste en un rodillo o un raspador, que permite que se deposite uniformemente sucesivas capas de polvo. El haz de energía luego escanea el lecho de polvo nuevamente, consolidando otra capa y fusionándose con la capa previamente fusionada. De esta manera, la máquina SLM construye la pieza 3D requerida en un método capa por capa agregando sucesivamente otra capa de polvo sobre la capa derretida, hasta que la pieza requerida esté completamente terminada [13], [2].

Finalmente, las diferencias básicas entre ellos son de la naturaleza del haz de energía que se utiliza para fundir el polvo, que es un rayo de electrones para EBM y un rayo láser para SLM, y la naturaleza de la cámara en que trabajan, siendo una atmósfera inerte por la presencia de nitrógeno o argón en el caso de SLM y una cámara de vacío en el caso de EBM [13]. En la Tabla 3 se comparan equipos típicos de SLM y EBM que especifican diferencias entre ambas tecnologías.

*Tabla 3: Comparación entre los equipos Realizer SLM50 y Arcam EBM S12 [16].*

<b>Parámetro</b>	<b>Realizer SLM50</b>	<b>Arcam EBM S12</b>
Ambiente	Argón	Vacío ( $10^{-4}$ - $10^{-5}$ [mbar])
Pre calentamiento [°C]	200 (soporte de construcción resistivo)	650-750 (calentamiento del lecho por haz de electrones desenfocado)
Potencia máxima de haz de energía [W]	120	3500
Spot de haz de energía [ $\mu\text{m}$ ]	30-250	200-1000
Grosor promedio de capa [ $\mu\text{m}$ ]	20-100	50-200
Velocidad de escaneo [m/s]	0.3-0.1	>1000

Las Tabla 4 y Tabla 5 comparan respectivamente ventajas y desventajas de las tecnologías EBM y SLM como métodos de fabricación.

*Tabla 4: Ventajas y desventajas de EBM [13].*

<b>Ventajas</b>	<b>Desventajas</b>
EBM permite una libertad geométrica extrema	EBM funciona sólo en polvos conductores (es decir, polvos metálicos)
Se pueden producir piezas a medida a partir de imágenes tomográficas	Procesar al vacío es tecnológicamente complicado

Las rutinas de optimización topológica se aplican sin costo adicional	Los defectos microestructurales, específicamente los poros, se observan con frecuencia.
Productos huecos y con porosidad controlada se producen fácilmente	Las propiedades mecánicas dependen en gran medida de los parámetros de procesamiento
Los ensamblajes multicomponente se pueden producir en un solo paso	Las propiedades mecánicas son a menudo anisotrópicas.
El tiempo y el costo de comercialización son más cortos que para las técnicas de fabricación convencionales	Desmontar las piezas terminadas de la plataforma de construcción es laborioso
La generación y conversión de energía son más eficientes que en SLM	Eliminar el polvo parcialmente sinterizado de las piezas acabadas requiere mucho tiempo y energía
Se pueden diseñar nuevas aleaciones y estructuras debido a velocidades de enfriamiento extremadamente rápidas	Es posible que se requiera un acabado de la superficie para reducir la rugosidad de la superficie.
Las tasas de construcción son muy altas	
El procesamiento al vacío es apropiado para metales reactivos	
Las propiedades mecánicas de las piezas acabadas son comparables a las de las piezas forjadas y fundidas.	
Las piezas de EBM tienen una forma casi neta	
Las tensiones residuales en las piezas EBM son menores que en SLM	

*Tabla 5: Ventajas y limitaciones de SLM [13].*

<b>Ventajas</b>	<b>Desventajas</b>
Libertad de diseño (complejidad)	Costoso (no apto para producción en masa)
Implantes específicos para el paciente de alta precisión	Restricciones dimensionales
Reducir el tiempo de comercialización	Tasas de construcción de piezas más lentas
Requisitos mínimos de post-procesamiento y montaje	Difícil de eliminar las partículas de polvo sin fundir de las piezas fabricadas
Mejor calidad de productos terminados y rendimiento de carga mecánica comparable de	Los rayos láser de alta potencia evaporan polvos de bajas temperaturas de fusión

A continuación, se describirán las tecnologías de EBM y SLM, pertenecientes a las tecnologías de fusión de lecho de polvo.

#### **3.3.4.1 Fusión por haz de electrones (EBM)**

La tecnología EBM se desarrolló a partir de 1995 y estuvo disponible comercialmente por Arcam AB (Suecia) a partir de 2002, quien hasta el día de hoy es su único proveedor. A pesar de su historia relativamente reciente, la EBM ha atraído una gran atención en diferentes industrias, incluidas la aeroespacial y la biomedicina [13].

Las técnicas de AM, EBM entre ellas, han reducido significativamente el tiempo y el costo de comercialización en comparación con las técnicas de fabricación convencionales, como el mecanizado, la fundición y la soldadura, por lo tanto, son muy adecuados para la fabricación de prototipos, piezas de trabajo únicas o producciones de pequeño volumen. Así, EBM permite una libertad geométrica sin precedentes, que no se puede lograr al mecanizar o fundir. Por ejemplo, el enfoque de construcción capa por capa de EBM es particularmente apropiado para fabricar piezas huecas y geometrías porosas complicadas. La flexibilidad del diseño permite optimizar la relación resistencia/peso, limitar el costo de fabricación y producir conjuntos de piezas múltiples, piezas cerradas y piezas entrelazadas. Los cambios de diseño rápidos se pueden aplicar fácilmente, lo que permite una producción flexible y estrategias de personalización masiva. Además, en principio, los productos resultantes de EBM tienen una forma casi neta en relación al diseño original [13].

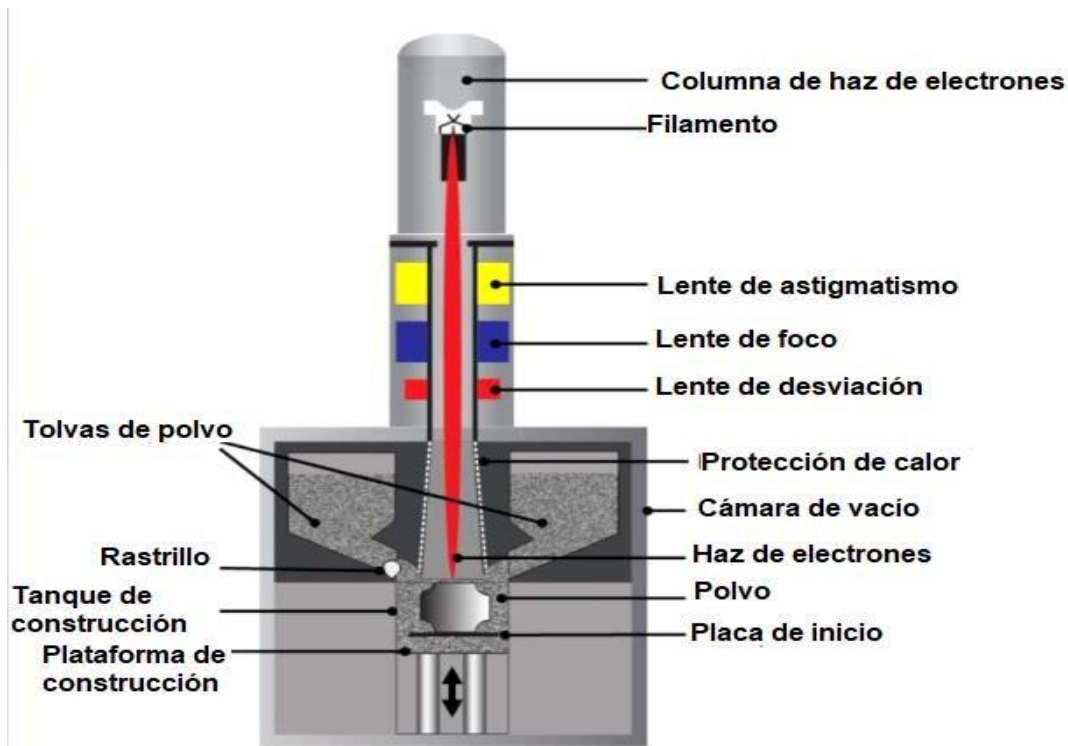


Figura 17: Esquema de un sistema EBM estándar [13].

La Tabla 6 entrega parámetros de la materia prima que se deben considerar y variables del proceso de EBM más relevantes.

Tabla 6: Parámetros y variables de proceso de la materia prima y equipo en el proceso de EBM [13]

Materia prima	Equipo de EBM
Tamaño y morfología de partícula	Potencia del rayo (Beam power)
Conductividad térmica	Distancia entre cordones (hatching distance)
Absorbilidad	Velocidad de escaneo (Scan Speed)
Reflectividad	Grosor de capa
Calor específico	Altura de capa
Temperatura de fusión	Tamaño del lugar atacado (spot size)
Viscosidad	Material metálico del sustrato
Tensión superficial	Temperatura de trabajo
Composición química	Vacío de cámara
Impurezas	Desplazamiento del foco del haz (Beam focus offset)

Los inconvenientes de las técnicas de procesamiento tradicionales al trabajar con Ti y sus aleaciones se superan con métodos de AM, especialmente aquella asociada a la oxidación del Ti dado que EBM aporta una atmósfera de vacío en la cámara de construcción. Además, las piezas de Ti y Ti64 fabricadas por EBM ya son completamente densas en el estado as-built (del inglés, “tal como se construyó”, sin tratamiento térmico) y, por lo tanto, no necesitan ningún proceso de infiltración secundario [13].

Se han informado resultados contradictorios en la literatura sobre el comportamiento mecánico de las piezas de EBM en comparación con las piezas fabricadas tradicionalmente. No obstante, las propiedades mecánicas de las piezas fabricadas con EBM pueden ser tan elevadas como las de las contrapartes forjadas y pueden superar las de las piezas de fundición a presión [13].

#### **3.3.4.1.1 Proceso de manufactura aditiva por haz de electrones (EBM)**

El principio de solidificación de EBM se considera análogo a la soldadura, mientras que el principio de funcionamiento de una máquina EBM es similar al de un microscopio electrónico de barrido (SEM) [10]. En EBM, el filamento de tungsteno incandescente o el cátodo de hexaboruro de lantano ( $\text{LaB}_6$ ) dentro la pistola de haz de electrones emite una nube de electrones que se aceleran y se dirigen al lecho de polvo a una velocidad cercana a la mitad de la velocidad de la luz. El diámetro del haz de electrones emitido por el filamento de tungsteno se ensancha sensiblemente al aumentar la potencia del haz (más de 1 (kW)), mientras que el haz producido por el cátodo  $\text{LaB}_6$  es muy estable hasta los 3 (kW). Sin embargo, el cátodo de  $\text{LaB}_6$  puede sufrir fácilmente “eventos de humo” (del inglés “smoke events”, dispersión incontrolada de partículas de polvo fino cargadas en la cámara como resultado de fuerzas electrostáticas repulsivas) y puede usarse casi exclusivamente para procesar polvos de Ti. Tras la colisión, los electrones de alta velocidad transfieren su energía cinética a las partículas metálicas. La energía cinética se transforma inmediatamente en energía térmica que funde el polvo

metálico. La conversión es energéticamente eficiente, lo que reduce el consumo de energía y los costes de mantenimiento en comparación con el SLM. Sin embargo, el procesamiento por medio de un haz de electrones requiere que el polvo sea conductor de electricidad, limitando la aplicabilidad del EBM solo a metales y aleaciones metálicas. Incluso en presencia de materias primas conductoras, existe el peligro de que se produzcan eventos de humo y con ello la interrupción del proceso de construcción [13].

El haz de electrones se controla mediante dos bobinas magnéticas. La primera bobina funciona de manera similar a una lente magnética que enfoca el haz y corrige su diámetro. La segunda bobina mueve el rayo al punto de destino en la capa de polvo. Dado que no se requieren partes mecánicas móviles para desviar el haz, el haz de electrones se puede mover sin inercia y la velocidad de exploración puede ser tan alta como  $10^3$  (m/s) (en los equipos más recientes,  $10^5$  (m/s)). La rápida velocidad de escaneo, junto con una alta profundidad de penetración del haz de electrones, da como resultado velocidades de construcción rápidas, hasta 60 ( $\text{cm}^3/\text{h}$ ) [13].

El proceso debe realizarse al vacío para evitar colisiones entre electrones y moléculas de aire o gas. Los niveles de presión típicos son  $10^{-3}$  (Pa) en pistola de electrones y  $10^{-1}$  (Pa) en la cámara de vacío. Sin embargo, durante el proceso de fusión, se inyecta una baja presión de gas inerte, (idealmente helio, pero usualmente argón por costos), en la cámara de vacío para evitar la acumulación de cargas eléctricas en el polvo. Al final del proceso de construcción, la pieza permanece dentro de la cámara llena de helio para enfriarse in situ a temperatura ambiente. Cuando la pieza terminada se retira de la cámara de construcción, se encuentra rodeada y cubierta con polvo aglomerado, que se denomina "polvo separable". Para quitarlo, la pieza debe ser pulida con chorro de arena, generalmente con el mismo polvo utilizado en la fabricación de EBM [13].

Aunque tecnológicamente complicado, trabajar en atmósfera de vacío ofrece dos ventajas. En primer lugar, el proceso tiene una alta eficiencia energética de hasta un 95%, lo que significa que EBM es, en principio, unas 10 veces más eficiente

energéticamente que SLM. Además, la atmósfera de vacío permite manipular polvos metálicos reactivos, incluido el Ti y sus aleaciones, cuyo tratamiento es difícil mediante técnicas convencionales debido a su alta afinidad por el oxígeno. La cámara de construcción incluye el tanque de construcción con una placa base ajustable que se mueve a lo largo del eje Z (también conocido como "eje de crecimiento"), dos alimentadores de polvo y un sistema de rastrillo, que es responsable de esparcir el polvo en capas delgadas y uniformes [13].

En EBM hay muchos parámetros de escaneo y estrategias que pueden variarse para producir piezas completamente densas y para implementar cambios deseados en las estructuras o microestructuras de la capa de polvo. Estos incluyen voltaje y corriente del haz, enfoque, velocidad de escaneo y secuenciación de escaneo [13]. El procesamiento de cada capa de polvo implica tres operaciones básicas, a saber (i) esparcimiento del polvo, (ii) precalentamiento y (iii) fusión.

#### **3.3.4.1.1 Esparcimiento de la capa de polvo**

La primera capa de polvo se aplica sobre una placa de construcción que se precalienta a una temperatura ligeramente más alta que la temperatura de construcción. La placa suele estar hecha de acero inoxidable, pero para producciones de alta pureza, la composición del material de la placa base y la composición del material de alimentación deben ser lo más parecidas posible. Esto también reduce la cantidad de esfuerzos residuales que son potencialmente causadas por contracciones diferenciales entre la placa base y la pieza construida. Posteriormente, el polvo se precalienta y se funde selectivamente punto por punto por el haz de electrones que se mueve según el diseño predefinido. Después de la consolidación, la plataforma se mueve hacia abajo a lo largo del eje Z y se extiende otra capa de polvo fresco sobre la anterior mediante el mecanismo de rastrillado. El grosor de cada capa de polvo suele estar en el rango de 50 - 150 ( $\mu\text{m}$ ). El espesor de la capa de polvo se elige en función del espesor deseado de la capa fundida y solidificada, teniendo en cuenta que la densidad del polvo suelto es

aproximadamente un 50% menor que la densidad del material consolidado correspondiente]. Además, existe una tendencia general a las capas más delgadas, ya que el espesor de la capa afecta la resolución y la rugosidad superficial de la pieza acabada, sin embargo, la disminución del grosor de las capas aumenta el tiempo necesario para construir la pieza [13].

#### **3.3.4.1.1.2 Precalentamiento**

El ciclo térmico de EBM incluye un importante paso de precalentamiento. El haz de electrones desenfocado escanea repetidamente la capa de polvo a baja potencia y alta velocidad de escaneo [13]. Como consecuencia del precalentamiento, el polvo se sinteriza parcialmente para mantener a las partículas de polvo en su lugar durante la siguiente etapa de fusión. Según el modelo propuesto por Weiwei *et al.* [17], durante el precalentamiento del polvo de Ti64, las partículas se sinterizan parcialmente en agregación cúbica, es decir, las partículas satélite más pequeñas se funden, actuando como un aglutinante para ayudar a crear enlaces metalúrgicos entre partículas más grandes. Se confirmó experimentalmente que estas partículas satélites conectan partículas esféricas grandes y crean un esqueleto tridimensional, que es lo suficientemente fuerte como para resistir el impacto del haz de electrones durante el procesamiento. Sin embargo, durante este estudio no se detectó el crecimiento del cuello entre partículas que es una característica típica de la sinterización. Sin embargo, otro estudio realizado por Gong *et al.* [18], el cual fue llevado con diferentes condiciones de procesamiento, mostró que algunas partículas de Ti64 están parcialmente sinterizadas y se forman cuellos como consecuencia del precalentamiento durante el proceso de EBM. Se observó estrechez tanto en el plano de trabajo como en las superficies laterales. Además de crear un esqueleto tridimensional preliminar, el precalentamiento tiene otras ventajas. Debido a la sinterización parcial, se mejora la conductividad eléctrica del lecho de polvo lo que ayuda a prevenir inestabilidades como eventos de humo [13].

Durante el proceso de construcción, el paso de precalentamiento repetido para cada capa de polvo también mantiene la temperatura dentro de la cámara de construcción. Como beneficio adicional del precalentamiento, la sinterización parcial aumenta la resistencia estructural del lecho de polvo y, por lo tanto, reduce la necesidad de soportes para estructuras sobresalientes. La temperatura de precalentamiento es dependiente del material, pudiendo ser tan baja como 300 (°C) para el cobre puro y tan alta como 1100 (°C) para algunas fases intermetálicas de aleaciones refractarias a base de níquel. Sin embargo, no existe una correlación directa entre la temperatura de construcción y la temperatura de fusión del polvo de materia prima[13].

Otras variables pueden afectar la temperatura y la estrategia de precalentamiento, incluida la naturaleza y el espesor de la capa de óxido que podría estar presente en la superficie de las partículas de polvo, la cinética de formación de precipitados y el comportamiento mecánico de la aleación. Por ejemplo, se requiere calentar a una temperatura muy alta para aquellas aleaciones que son propensas a la propagación de grietas y fracturas [13].

### **3.3.4.1.1.3 Fusión**

Después del precalentamiento, la velocidad de escaneo se reduce a aproximadamente 4 (m/s) para fundir selectivamente el polvo y construir gradualmente un material sólido. La estrategia de fusión es diferente entre áreas internas y contornos. Por lo general, las áreas internas se procesan mediante sombreado y la dirección del haz se invierte de una línea a otra y luego se gira 90° de una capa a otra. Los contornos a menudo se funden de manera diferente, donde el haz salta entre puntos adyacentes en el contorno de acuerdo con un patrón predefinido. Esto con el fin de reducir la rugosidad de la superficie [13].

En esta etapa, el desarrollo de una fase líquida promueve la solidificación mediante mecanismos de flujo de líquido. Además, el metal líquido humedece el polvo circundante y esto puede atraer más partículas para que se empapen en la masa

fundida. Así, la etapa de fusión está significativamente influenciada por el ángulo de contacto (humectación) de la fase líquida tanto en las partículas sólidas circundantes como en el material previamente fundido y solidificado. Se deben controlar varios parámetros para optimizar el paso de fusión, incluida la potencia del haz, la velocidad de escaneo, el desplazamiento del foco del haz (“beam focus offset”), la distancia entre cordones adyacentes (“hatching distance”) para las áreas internas y el número de contornos [13].

Los parámetros del proceso pueden ser ajustados manualmente por el operador o pueden configurarse de acuerdo con algoritmos predefinidos desarrollados por el fabricante, los cuales se aplican generalmente para piezas gruesas o densas, pero se prefiere la configuración manual para piezas complicadas con características finas, como estructuras con porosidad controlada [13].

### **3.3.4.2 Caracterización de piezas de Ti-6Al-4V construidas por EBM**

#### **3.3.4.2.1 Comportamiento térmico**

Los procesos de AM implican fenómenos complejos, que se ven afectados por un grupo de parámetros del proceso, como son la potencia, la velocidad de escaneo, la estrategia de escaneo, la altura de capa, entre otros. La interacción entre un haz de electrones y los polvos precursores también se basa en la capacidad de absorción, las propiedades físicas, el tamaño y la forma de las partículas. En estas circunstancias, la densidad de energía de entrada aproximada  $E$  (en  $J/m^3$ ) se utiliza para proporcionar un punto de partida básico para la comparación entre diferentes procesos de AM [19]. Donde  $E$  es la densidad de energía absorbida dada por la Ecuación 2.

$$E = \frac{a * P}{v * h * t} \quad (2)$$

En EBM la disipación de calor se basa típicamente por la conducción a través de los polvos no fundidos que rodean la pieza. La pérdida de calor a través de la radiación también juega un papel, pero puede despreciarse en comparación con la conducción. Se estima que la temperatura en la piscina fundida está en un rango de 1900-2700 (°C) en los procesos de EBM. También se estima que la velocidad de enfriamiento durante este proceso está en el rango de  $10^3$  y  $10^5$  (K/s) [20], [21]. Aunque la velocidad de enfriamiento en Ti64 fabricado con EBM está en una escala similar a la de DED y SLM, el comportamiento térmico de las piezas construidas con EBM es diferente ya que tiene una temperatura de construcción alta en el rango de 600-750 (°C), actuando a su vez como un proceso de tratamiento térmico [19].

### 3.3.4.2.2 Defectos y limitaciones

Todos los procesos de AM tienen limitaciones intrínsecas, incluido el riesgo de porosidad, presencia de rugosidad superficial, alta afinidad con el oxígeno y tensiones residuales de tensión. Estas restricciones imponen un efecto perjudicial severo sobre las propiedades mecánicas de las piezas en estado as-built. El proceso EBM todavía presenta algunas de estas limitaciones, como la rugosidad residual de la superficie, los defectos de las piezas como porosidad indeseada, la inestabilidad del proceso y la inconsistencia de la calidad [19]. Algunos valores típicos de defectos comparativos entre los procesos de EBM y SLM se presentan en la Tabla 7, en particular la porosidad (%Vol), la rugosidad Ra ( $\mu\text{m}$ ) (Ver ANEXO), y esfuerzos residuales  $\sigma$  (MPa).

Tabla 7: Porosidad cuantificada, rugosidad superficial y esfuerzos residuales en piezas as-built de Ti-6Al-4V fabricadas SLM y EBM [19].

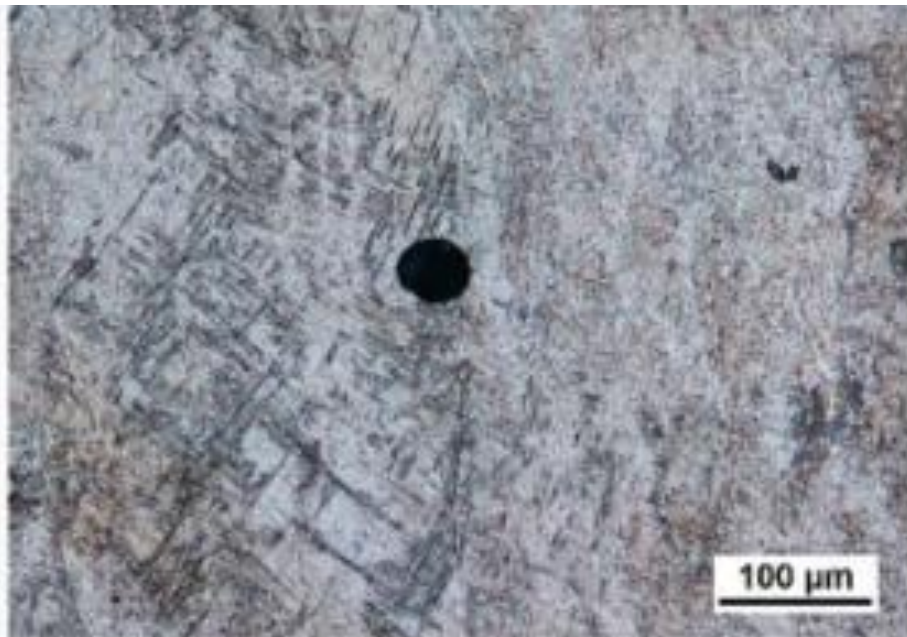
Proceso	Porosidad (%Vol)	Ra ( $\mu\text{m}$ )	Esfuerzos residuales, $\sigma$ (MPa)
<b>EBM</b>	0.1 - 0.3	25 - 131	Muy bajo
<b>SLM</b>	0.1 - 0.5	5 - 40	100 - 500

### 3.3.4.2.3 Porosidad

En teoría, las técnicas de AM pueden producir una estructura completamente densa, pero parámetros operacionales no óptimos podrían dar como resultado porosidad indeseada. Se han estudiado estructuras porosas controladas para adaptar las propiedades mecánicas de las piezas fabricadas. En el caso de Ti64, tales aplicaciones que utilizan los poros incluyen aquellas para abordar el "efecto de protección a los esfuerzos" (en inglés "Stress shielding effect", reducción de la densidad ósea por reabsorción del cuerpo como resultado de la disminución de la tensión típica del hueso mediante un implante) en implantes que soportan carga y para atenuar los impactos. Sin embargo, los poros no controlados en Ti64 fabricado con AM deterioran las propiedades del material [19]. La forma y orientación de los poros influyen fuertemente en la ductilidad [22], y es probable que los poros se conviertan en sitios de nucleación de microgrietas. [23], [24].

La porosidad también se ha caracterizado en muestras de EBM. Ackelid y Svensson [25] encontraron una porosidad del 0.17% en piezas de EBM conforme a su construcción, estimando que el tamaño de los poros oscilaba entre 50-300 ( $\mu\text{m}$ ). Para eliminar los poros, las piezas as-built fabricadas por métodos de AM comúnmente se someten a un post-tratamiento. Sin embargo, un tratamiento térmico solo no puede provocar el cierre de los poros. Se encontró que sólo HIP (sigla del inglés "Hot Isostatic Pressure", post-tratamiento de alta presión y temperatura aplicado a piezas fabricados desde polvos que busca eliminar defectos porosos como resultados de fabricación y alivio de tensiones. La Figura 39, disponible en ANEXO, muestra un ciclo típico de HIP, el cual tiene un efecto positivo en la reducción de la porosidad. Por ejemplo, la fracción de volumen de poros se puede reducir de 0.08% a 0.01% después de HIP, reduciendo a su vez el tamaño de los poros [19].

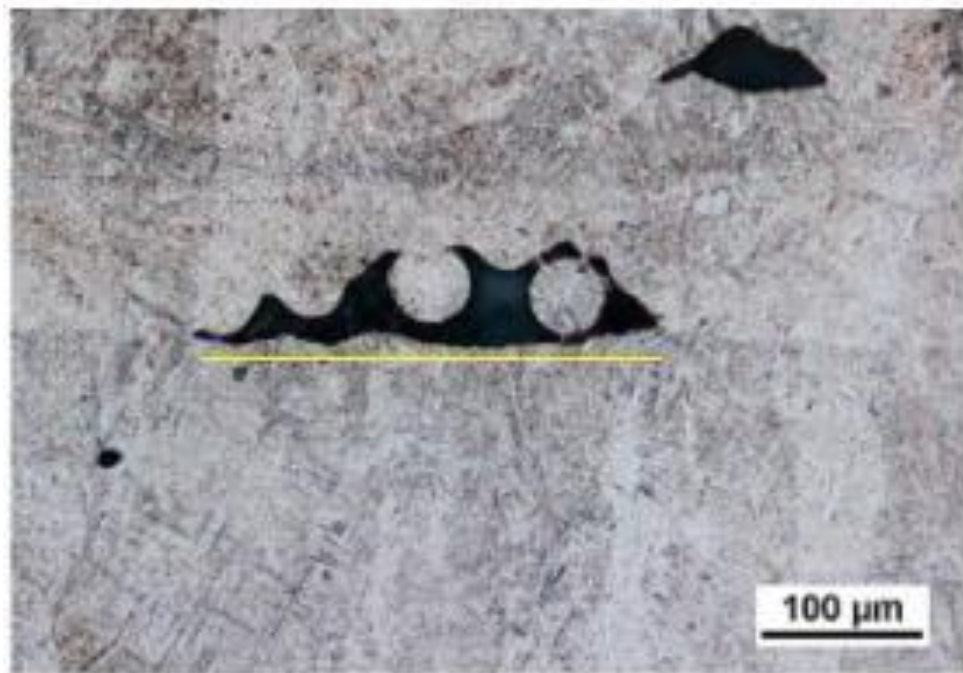
En los productos manufacturados con AM prevalecen dos tipos de poros: poros de gas y poros sin fusión. Los poros de gas (ver Figura 18) suelen tener una forma esférica/elíptica con un diámetro aproximado 1-100 ( $\mu\text{m}$ ), distribuidos aleatoriamente en el material. Esta forma redonda de estos poros indica que se formaron debido al atrapamiento de gas en el baño fundido que no escapó durante la solidificación. Por esta razón se prefieren los polvos metálicos densos a los polvos tipo esponja como materia prima para los procesos de AM, ya que esta estructura hueca de los polvos esponjosos introduciría fácilmente poros de gas. Por lo general, reducir la velocidad de escaneo y aumentar la potencia de haz de electrones reduce la formación de poros de gas hasta cierto punto, pero no logra eliminarlos por completo [19].



*Figura 18: Poro de gas producido en una pieza de Ti-6Al-4V construida por EBM[19].*

A diferencia de los poros de gas, los poros por falta de fusión (ver Figura 19) tienden a ser más grandes y muestran una forma de cuña irregular o una forma de listón con puntas afiladas en dos extremos. Estos poros se distribuyen generalmente en la interfaz de dos capas adyacentes, dejando grietas planas de interfaz delgada. Los poros por falta de fusión se producen principalmente debido a la desviación de

las condiciones óptimas de fusión, como la energía insuficiente que intenta fusionar una cantidad excesiva de polvos, lo que resulta en fusión inadecuada y unión débil entre capas [16]. El eje corto de los poros sin fusión normalmente se alinea paralelamente en la dirección de construcción. Cuando se exponen a cargas, particularmente bajo la carga de tracción uniaxial paralela a la dirección de construcción, las puntas afiladas de estos poros son propensas a concentrar esfuerzos, lo que lleva a fallas prematuras [16].



*Figura 19: Poro por falta de fusión producido en una pieza de Ti-6Al-4V construida por EBM [16], la línea amarilla indica el eje corto alineado paralelamente en la dirección de construcción.*

En comparación con los poros de gas, los poros por falta de fusión afectan más al rendimiento de los productos fabricados con AM, pero se consideran evitables, siendo una forma eficaz de reducir este tipo de poros el aumento de la densidad de energía de entrada del proceso,  $E$  (Ver Ecuación 2.)

#### **3.3.4.2.4 Rugosidad superficial As-Built**

La rugosidad de la superficie depende de muchas variables, incluido el tamaño del polvo, el diámetro del spot, la geometría de la pieza a construir y varios parámetros

de procesamiento, especialmente el espesor de la capa. En promedio, la rugosidad superficial es mayor para las piezas de EBM que para las piezas de SLM con valores típicos de Ra se acercan a 25-35 ( $\mu\text{m}$ ) para EBM y 10-12 ( $\mu\text{m}$ ) para SLM, aunque se esperan valores más altos para polvo de mayor tamaño. [19].

Algunos autores consideran que el acabado de la superficie de las piezas as-built es comparable al de la fundición en arena de precisión y, por lo tanto, algunas operaciones secundarias de mecanizado o rectificado pueden ser suficientes para refinar la superficie. No obstante, este tema aún está en debate. Por ejemplo, el estudio de Cooke y Soons [26] demostró que los errores en la precisión geométrica de las piezas EBM son al menos 1 orden de magnitud mayores que los de las piezas mecanizadas y también se sabe que la rugosidad de la superficie de las piezas as-built se ve fuertemente afectada por el tamaño de las partículas de materia prima. La superficie se vuelve más irregular a medida que aumenta el tamaño de las partículas.

Al comparar la rugosidad de la superficie entre las piezas Ti64 fabricadas con SLM y EBM, se concluye que las diferentes velocidades de escaneo, tamaños de polvo y la altura de capa deben ser responsables de las diferentes rugosidades de la superficie. La Figura 20 muestra las morfologías de la superficie externa de las muestras de Ti64 construidas vertical y horizontalmente por SLM y EBM. Como se muestra claramente, la superficie construida con EBM tiene más polvos parcialmente derretidos adheridos mientras que la superficie construida con SLM es mucho más suave. En cuanto a las piezas construidas horizontalmente, la superficie curva formada por pasos consecutivos de EBM (Figura 20d) muestra un patrón más "ondulado" en comparación con el de las piezas construidas por SLM (Figura 20b). Como el efecto de escalón está asociado con el ancho de cordones y la distancia entre cordones EBM aparentemente crea una piscina fundida más amplia, lo que es perjudicial para crear una superficie lisa. Además, el valor de rugosidad superficial de las partes de EBM está muy cerca del tamaño de partícula de polvo; por lo tanto, los polvos más finos mejorarían la calidad de la superficie de las piezas de EBM [19].

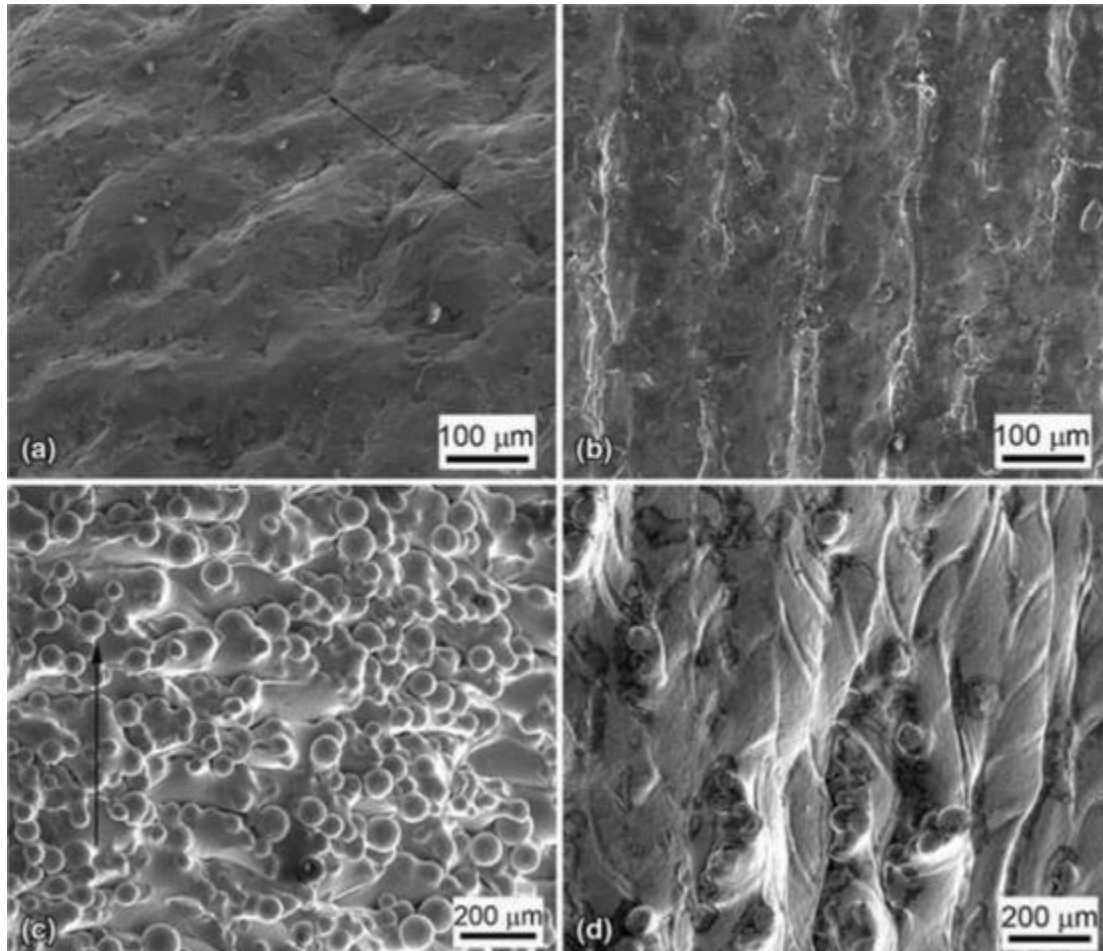


Figura 20: Morfología de la superficie externa de (a) un espécimen SLM construido longitudinalmente, (b) un espécimen SLM construido horizontalmente, (c) un espécimen EBM construido longitudinalmente, (d) un espécimen EBM construido horizontalmente. Para muestras longitudinales, la flecha muestra la dirección de la construcción mientras que, para las muestras horizontales, la dirección de la construcción es perpendicular al plano de la imagen [19].

En el estudio de Li *et. al* [27] se resumieron tres razones para la formación de rugosidad superficial: (i) el efecto de escalera relacionado con el aumento del número de capas, (ii) la adherencia de polvos parcialmente fundidos a la superficie externa, y (iii) la existencia de poros abiertos y regiones no completamente fundidas, por lo que se plantea que la rugosidad de la superficie varía con los parámetros de procesamiento. La rugosidad de la superficie disminuye con una disminución en la velocidad de alimentación del polvo pero con un aumento en la velocidad de escaneo [28]. Además, un conjunto adecuado de valores de distancia de entre

cordones alisaría efectivamente la superficie. Por lo que una superposición más grande de capas disminuye la rugosidad de la superficie [29], [30].

Sin embargo, cabe señalar que la optimización de los parámetros de deposición solo puede aliviar el problema de la rugosidad de la superficie hasta cierto punto. El método más eficaz para disminuir la rugosidad de la superficie es pulir la superficie. Las piezas pulidas exhiben una mayor deformación que las piezas as-built, esto se debe a la eliminación mecánica de defectos críticos en la superficie, que inducen la concentración de esfuerzos y actúan como iniciadores de grietas [31]. En aplicaciones reales, casi todas las piezas producidas por AM requerirán algún tipo de post-procesamiento para suavizar la superficie, como mecanizado o ataque químico [19].

#### **3.3.4.2.5 Esfuerzos residuales**

Los procesos de AM, en particular los procesos de AM basados en láser, son propensos a una cantidad significativa de esfuerzos residuales inducidos debido a sus grandes gradientes de temperatura inherentes que normalmente son del orden de  $5 \times 10^4$  (K/cm) en la AM de láser de Ti64. Los esfuerzos residuales finales aumentan con el aumento del número de capas, y el valor máximo siempre se produce en o cerca de la superficie libre de la última capa depositada. El perfil de esfuerzos residuales se compone de una gran cantidad de esfuerzos de tracción en la región superior de la pieza, cuyo valor depende del límite elástico de la pieza [32] y posteriormente en compresión debido al proceso de calentamiento y enfriamiento propio del proceso (ver Figura 21).

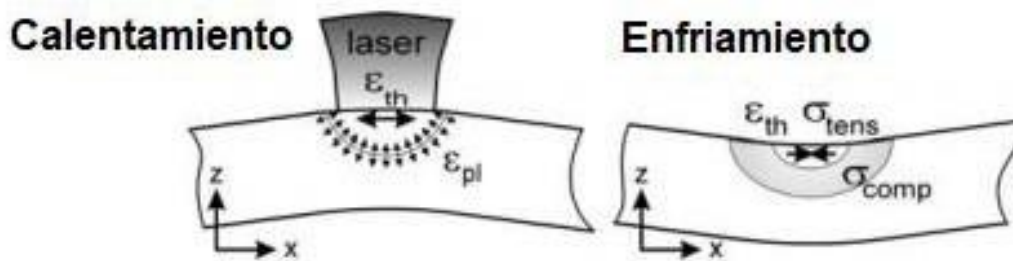


Figura 21: Perfil lateral de esfuerzos residuales, dirección de construcción en el eje  $x$ .  $\epsilon_{th}$  es deformación térmica,  $\epsilon_{pl}$  es deformación plástica,  $\sigma_{tens}$  es esfuerzo de tracción y  $\sigma_{comp}$  es esfuerzo de compresión [32].

Con la adición de nuevas capas sobre las capas previamente construidas, los esfuerzos de tracción se convierten en esfuerzos de compresión debido a los ciclos térmicos posteriores por la deposición de cada capa. La estrategia y largo de deposición también tienen una gran influencia en los niveles de esfuerzos residuales. Los investigadores han observado que los esfuerzos residuales son mayores a lo largo de la dirección de escaneo que en la dirección perpendicular debido al mayor gradiente térmico a lo largo de la dirección de escaneo, creando una distribución anisotrópica de esfuerzos en la pieza final. Además, los esfuerzos residuales también aumentan con la longitud de exploración. Los esfuerzos residuales contribuyen a la formación de grietas y deformaciones en la pieza, lo que lleva a la desconexión de estructuras del sustrato y grietas en las piezas terminadas. Estas fallas siempre causan consecuencias inmediatas y catastróficas, comprometiendo la precisión geométrica y vida útil de la pieza. Por lo tanto, las piezas construidas con SLM pueden requerir estructuras de soporte para restringir la flexión o distorsión durante la fabricación por la influencia de esfuerzos residuales. Dado que los esfuerzos residuales se originan por gradientes térmicos, una forma de aliviarlos es a través de un tratamiento térmico de alivio de tensiones a alta temperatura [19].

El estudio de Vastola *et al.* calculó sistemáticamente los esfuerzos residuales formados en EBM de Ti64 de un cordón único variando la temperatura de

precalentamiento del lecho de fusión, y encontraron que la temperatura de precalentamiento del lecho tiene el impacto más significativo sobre los esfuerzos residuales. Cuantitativamente, cada incremento de 50 (°C) en la temperatura de precalentamiento muestra una reducción de esfuerzos residuales de 20% aproximadamente. El proceso de EBM mantiene una temperatura de construcción de 600-750 (°C) durante todo el proceso de impresión. En general, se necesitan aproximadamente 5 horas para lograr un alivio completo de tensiones a esta temperatura, mientras que los ciclos de deposición de EBM duran en su mayoría más de 5 horas, por lo tanto, al contrario de los procesos DED y SLM, está ampliamente aceptado que los esfuerzos residuales pueden ser insignificantes en el proceso de EBM [19].

#### **3.3.4.2.6 Respuesta microestructural**

En EBM se produce una fase dual  $\alpha + \beta$ , en la que listones de  $\alpha$  tienen una longitud y un grosor promedio de 1 - 3 ( $\mu\text{m}$ ) y 0.5 - 1 ( $\mu\text{m}$ ), respectivamente, mientras que las plaquetas  $\beta$  tienen un grosor de aproximadamente 0,1 ( $\mu\text{m}$ ) [19]. El estudio de Al-Bermani *et al.* [20] detectó una pequeña fracción volumétrica de martensita  $\alpha'$  mezclada con la fase  $\alpha$ . Esta fase  $\alpha'$ , según el autor, se formó principalmente en partes pequeñas o en la superficie de un componente grande donde la velocidad de enfriamiento es alta. Una pieza de Ti64 producida por EBM (ver Figura 22) muestra una microestructura similar a la de la condición de recocido (ver Figura 23), presentando listones de  $\alpha$  un espesor de aproximadamente 1 ( $\mu\text{m}$ ) [33].

La diferencia predominante que distingue a EBM de SLM es su alta temperatura de construcción. Esta alta temperatura de construcción tiene un efecto sustancial en la evolución de la microestructura, porque actúa como un tratamiento térmico en el proceso de la martensita  $\alpha'$ , descomponiendo  $\alpha'$  en la microestructura  $\alpha + \beta$  de equilibrio, aprovechando la alta temperatura de construcción y la baja velocidad de enfriamiento [19].

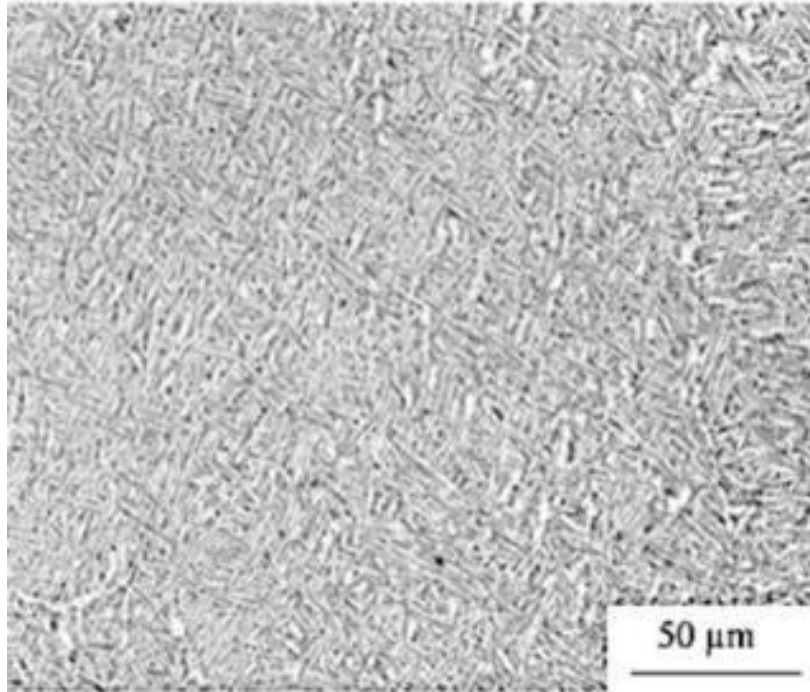


Figura 22: Microestructura de Ti-6Al-4V construida con EBM, vista paralela a la dirección de construcción. La fase  $\alpha$  se presenta de color blanco, mientras que la fase  $\beta$  se presenta de color negro.

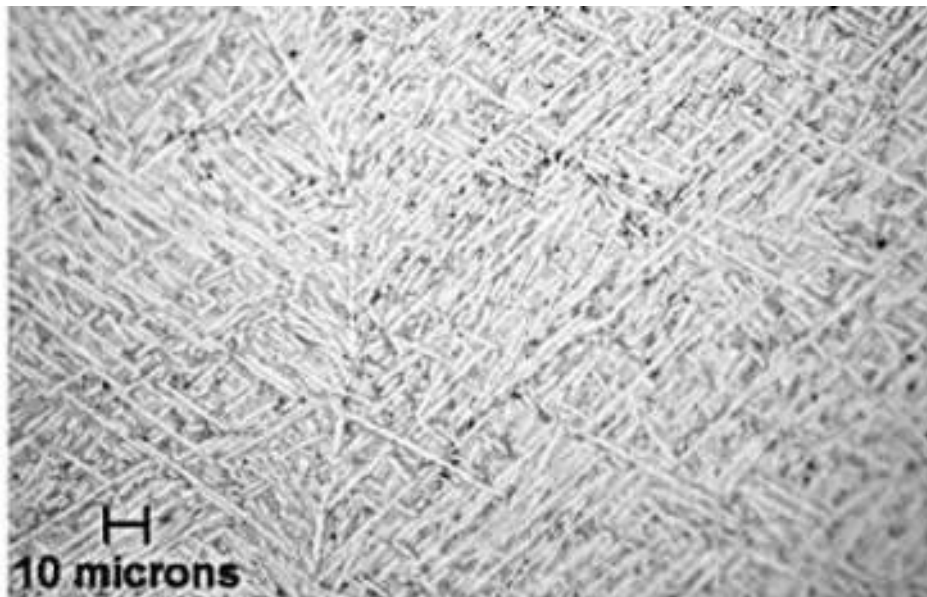


Figura 23: Microestructuras ópticas de Ti-6Al-4V en estado de recocido, 940 (°C) durante 1 (h). La fase  $\alpha$  se presenta de color blanco, mientras que la fase  $\beta$  se presenta de color negro.

### 3.3.4.2.7 Fase $\beta$ primaria

En teoría, el crecimiento de un grano es opuesto al gradiente máximo de temperatura en el frente de solidificación. La fase  $\beta$  tiene una estructura bcc, cuya dirección de crecimiento preferencial es  $\langle 001 \rangle$ . La Figura 24 muestra una referencia de las direcciones según los índices de Miller.

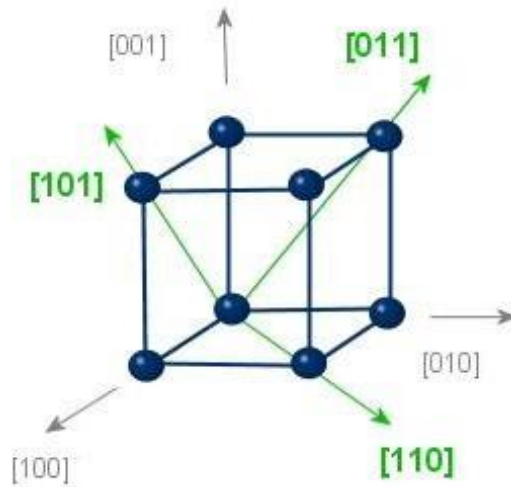


Figura 24: Índices de Miller [34].

Bajo la condición de solidificación direccional, el grano  $\beta$  debería crecer a lo largo de la orientación  $\langle 001 \rangle_{\beta}$  preferida. Como la dirección  $\langle 001 \rangle_{\beta}$  es generalmente perpendicular a la dirección de construcción, se cree que la dirección general del flujo de calor en los procesos de AM es perpendicular al sustrato, lo cual es causado por el flujo de calor conductor hacia abajo y la transferencia de calor por convección hacia afuera. Sin embargo, el eje  $\langle 001 \rangle_{\beta}$  en realidad está inclinado desde  $N_z$ , que es la dirección normal (perpendicular) vertical a la dirección de construcción, hasta cierto punto con pequeñas oscilaciones de ángulo, lo que indica la complejidad del comportamiento térmico de AM [19]. La Figura 25 muestra las direcciones de referencia.

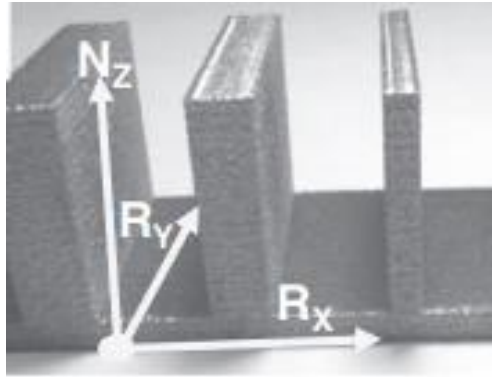


Figura 25: Direcciones de referencia en proceso EBM.  $R_y$  y  $R_x$  son las direcciones de construcción,  $N_z$  es la dirección vertical perpendicular a las direcciones de construcción [21].

Se sabe que los procesos de AM son técnicas capa por capa superpuestas y adyacentes. La disipación de calor de una piscina fundida se produce a través del sustrato, la pista y la capa anteriores, así como la atmósfera circundante. Aunque la pérdida de calor a través del sustrato domina la mayor parte de la disipación de calor, otras dos vías también juegan un papel. Para comprender el crecimiento de los granos  $\beta$  a fondo, el comportamiento térmico que se produce en los procesos de AM debe analizarse cuidadosamente desde las pistas individuales hasta las estructuras aglomeradas finales. Para una sola capa, los cordones adyacentes se generan escaneando el rayo láser en direcciones opuestas. Tomando la sección trasera de la piscina de fusión, por ejemplo, existen dos direcciones  $\langle 001 \rangle_\beta$  con un ángulo de inclinación opuesto a la dirección  $N_z$ , que es la dirección normal (perpendicular) vertical a la dirección de construcción. Lo anterior se esquematiza en la Figura 26 [19].

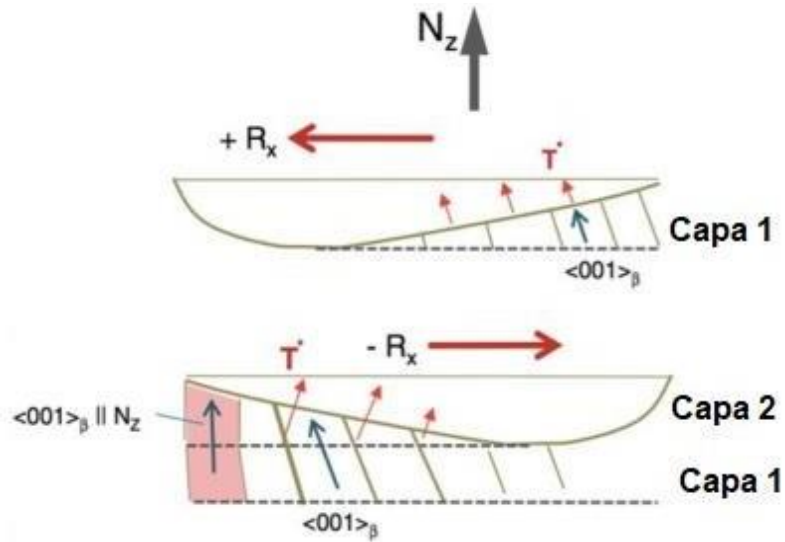


Figura 26: Esquema del crecimiento del grano  $\beta$  a lo largo del gradiente térmico [21].

Tras la solidificación de la piscina fundida, la masa fundida se transformará primero en dendritas de la fase  $\beta$  (primaria) y, posteriormente, cuando la temperatura se acerque a la temperatura solidus, se forman las fases  $\alpha/\alpha'$  dentro de los granos de  $\beta$  cuando la temperatura desciende por debajo de  $\beta$ -transus. El tamaño, la forma y la distribución de estos granos de  $\beta$  definitivamente afectarán la morfología de las fases  $\alpha/\alpha'$ , así como el comportamiento del material. En todas las muestras de Ti64 fabricadas con AM, se observó que las estructuras columnares de grano  $\beta$  dominan la microestructura, tal como se observa en la Figura 27 [19].

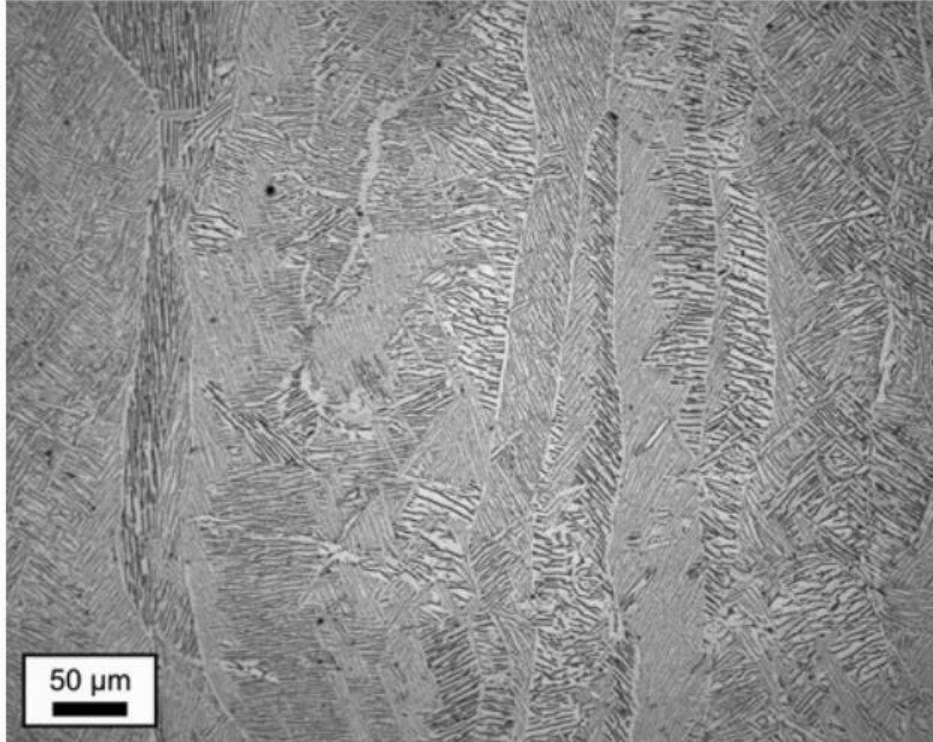


Figura 27: Microestructura de una pieza de Ti-6Al-4V construida por EBM, vista perpendicular a la dirección de construcción. [20]

Se realizó una investigación exhaustiva para reconstruir la estructura y la textura del grano  $\beta$  primario basada en los datos de difracción por retrodispersión de electrones. Estos estudios demostraron una fuerte textura de fibra  $\langle 001 \rangle_{\beta} // N_z$  de granos  $\beta$  prior con el eje longitudinal paralelo a la dirección de construcción en piezas de Ti64 construidas por EBM. El estudio de Antonyamy *et al.* [21] se enfocó en la influencia de la forma de los componentes en la microestructura y textura de los granos  $\beta$  mediante la construcción de varias estructuras utilizando EBM. Sólo los granos que crecieron cerca del sustrato o limitados por el grosor de la pieza exhibieron una morfología cúbica dominante y cúbica rotada  $45^\circ$ , de lo contrario, los granos  $\beta$  anteriores crecieron predominantemente alineándose con la dirección  $\langle 001 \rangle_{\beta} // N_z$  libres de geometrías fabricadas. Todas estas microestructuras presentan granos  $\beta$  columnares que se extienden sobre secciones transversales multicapa. El tamaño de los granos  $\beta$  varían de 1 a 20 (mm) de largo y de 0,2 a 4 (mm) de ancho. Estos granos  $\beta$  son obviamente mucho más altos que el espesor de la capa.

Aparentemente, el crecimiento epitaxial debe haber tenido lugar a través de la nucleación en la superficie superior de la capa anterior mediante procesos de fusión y resolidificación [18]. La Figura 28 muestra un esquema de las distintas estructuras de grano  $\beta$  que se forman durante un proceso de PBF.

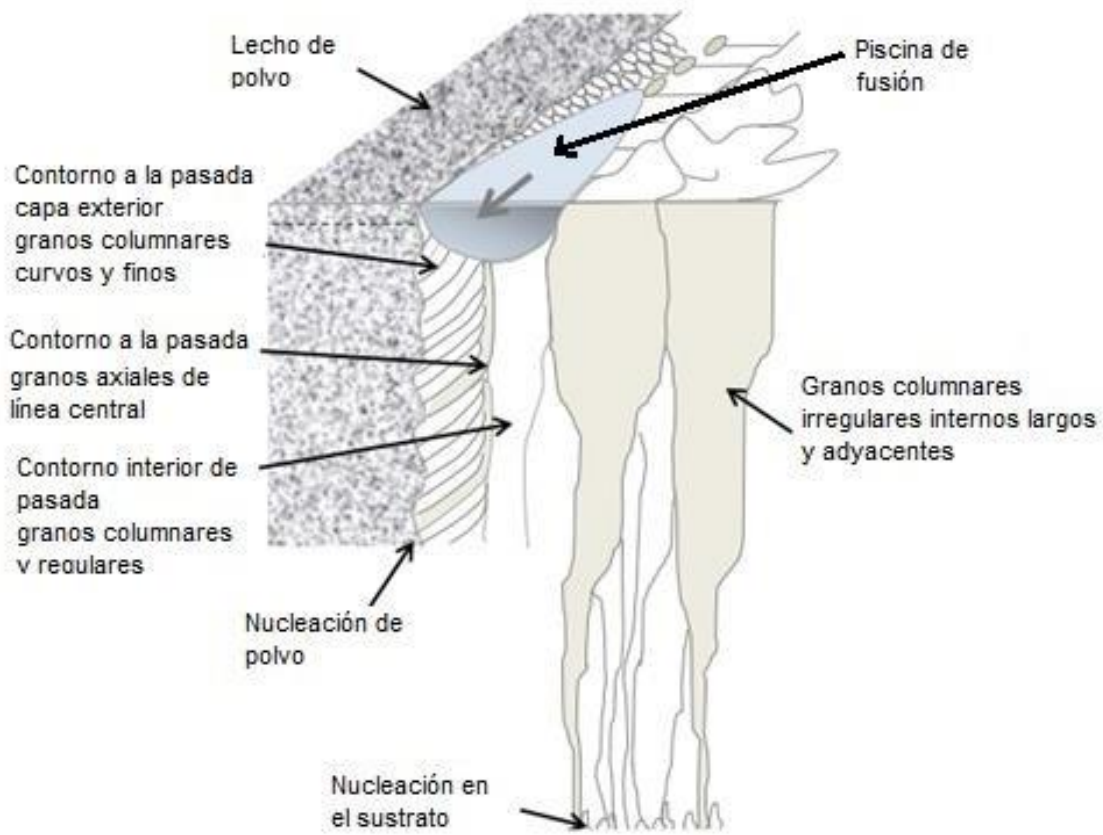


Figura 28: Diagrama que muestra las diferentes estructuras de grano  $\beta$  superficiales generados en contornos a la pasada y en estructuras superpuestas adyacentes a la pasada. [21]

### 3.3.4.2.8 Evolución del tamaño de grano

El tamaño de grano de la martensita  $\alpha'$  y las láminas de  $\alpha + \beta$  aumenta con el aumento de la densidad de energía de entrada. Dado que las técnicas de AM son procesos capa por capa, una parte de la capa inferior y adyacente se derretirá al depositar una capa nueva. Los múltiples ciclos térmicos darán como resultado un engrosamiento de los granos en las zonas superpuestas. Este fenómeno también se aplica a diferentes porciones de una pieza alta. Debido a que Ti64 tiene una

conductividad térmica muy baja de aproximadamente 7 (W/mK) a temperatura ambiente, el calor se acumulará con un mayor número de capas, lo que conducirá a una temperatura más alta y una velocidad de enfriamiento más lenta en la zona superior de las piezas de Ti64 construidas con SLM y EBM [19].

En el proceso EBM, la sensibilidad del grosor del listón  $\alpha$  a la temperatura de construcción es clara. Al ajustar la corriente de precalentamiento, la temperatura de precalentamiento de la cámara de construcción se puede cambiar de 600 (°C) a 750 (°C). El efecto de la temperatura de construcción en la escala de colonias de  $\alpha$  se muestra en la Figura 30. Con el aumento de la temperatura de precalentamiento, el grosor de listones de  $\alpha$  aumenta. El efecto de engrosamiento está de acuerdo con el recocido realizado a diferentes temperaturas (ver Figura 29A 600 (°C), el engrosamiento del listón de  $\alpha$  no es significativo y es casi independiente del tiempo, mientras que las temperaturas más altas (700 - 800 (°C)) aumenta drásticamente el grosor del listón de  $\alpha$  y el efecto de engrosamiento aumenta con el aumento del tiempo [19].

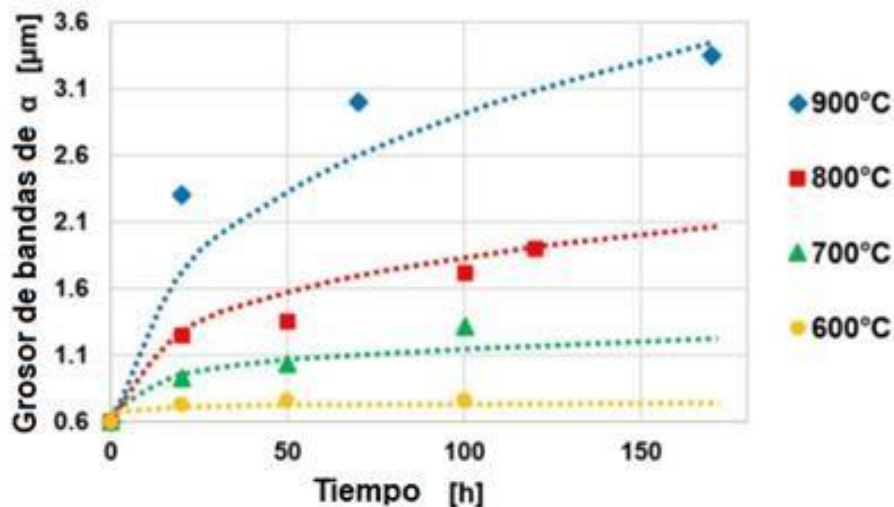


Figura 29: Valores experimentales (puntos) y calculados (líneas punteadas) del espesor de los listones de  $\alpha$  en función del tiempo de envejecimiento y la temperatura [19]

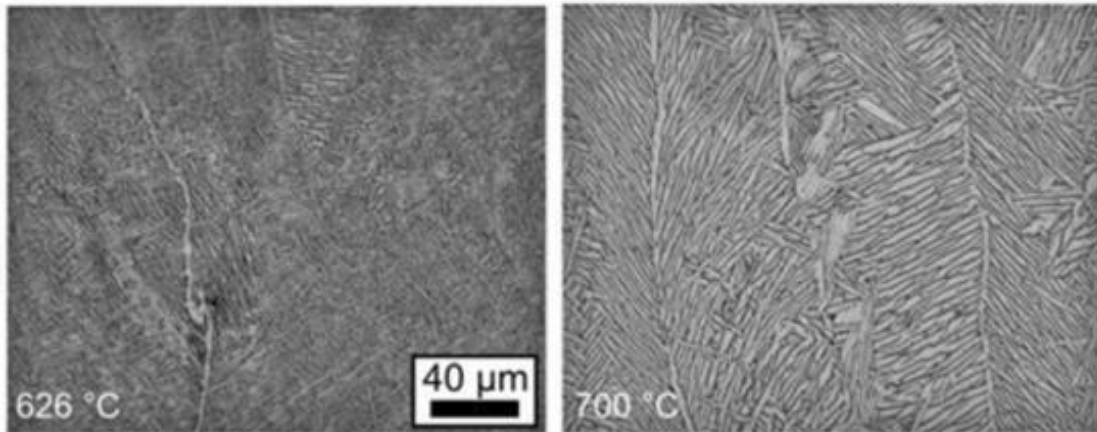


Figura 30: Efecto de la temperatura de construcción en la escala de colonias  $\alpha$  [20].

#### 3.3.4.2.9 Propiedades mecánicas

Una consideración crucial en cualquier técnica de AM es si se pueden lograr propiedades competitivas o mejoradas del material en comparación con los componentes fabricados mediante métodos de fabricación tradicionales. Las propiedades mecánicas, en particular las propiedades de tracción y fatiga, son las propiedades más utilizadas para evaluar el rendimiento de los materiales Ti64 que soportan cargas.

#### 3.3.4.2.10 Tracción

La aleación Ti64 posee una notable velocidad de deformación y sensibilidad a la temperatura. Con el aumento de la temperatura, desde temperatura ambiente a 1173 (K), la resistencia disminuye en aproximadamente un 60%. La razón asociada con este fenómeno es que el aumento de temperatura reduce la densidad de dislocaciones y, por lo tanto, reduce la resistencia mecánica. [19]

La Tabla 8 proporciona un resumen de propiedades de ensayo de tracción obtenidas en piezas de Ti64 fabricadas por EBM, en comparación con las producidas mediante métodos de fabricación tradicionales y condiciones de post-procesamiento. Analizando los resultados, se puede observar el carácter

heterogéneo de las propiedades mecánicas, tanto en distintas orientaciones como secciones internas o externas que, en general, se logran alcanzar valores similares al resto de piezas de Ti64 construidas por EBM. Sin embargo, los valores entregados alcanzan valores similares a otros métodos de fabricación, como conformado, fundición o forja, y en general logran alcanzar los mínimos que exige la norma ASTM F136, es decir UTS de 860 (MPa), esfuerzo de fluencia de 795 (MPa) y una elongación del 10%.

*Tabla 8: Propiedades de tracción para piezas de Ti-6Al-4V construidas con EBM, productos de Ti-6Al-4V forjados, fundidos, tratados térmicamente y con HIP. Las orientaciones longitudinal y horizontal indican muestras extraídas en direcciones paralelas y perpendiculares a la dirección de construcción, respectivamente. [19]*

PROCESO	CONDICIÓN	ORIENTACIÓN DE PRUEBA	UTS, (MPA)	ESFUERZO DE FLUENCIA, (MPA)	ELON G., (%)
EBM	As-built, sin mecanizado	Longitudinal	851 ± 19	812 ± 12	3.6 ± 0.9
EBM	As-built, sin mecanizado	Horizontal	833 ± 22	783 ± 15	2.7 ± 0.4
EBM	As-built, mecanizado, sección interna	Longitudinal	1032.9 ± 12.9	984.1 ± 8.5	9 ± 2.9
EBM	As-built, mecanizado, sección externa	Longitudinal	1008.6 ± 15.2	961 ± 7.1	7.1 ± 3.4
EBM	As-built, mecanizado, sección interna	Horizontal	1029.7 ± 7	982.9 ± 5.7	12.2 ± 0.8
EBM	As-built, mecanizado, sección externa	Horizontal	1017.4 ± 4.9	966.5 ± 5.3	12.2 ± 2.0
EBM	As-built, mecanizado	Longitudinal	972 ± 14	845 ± 9	14.2 ± 1.5
EBM	As-built, mecanizado	Horizontal	976 ± 11	846 ± 7	15.0 ± 2.0
EBM	As-built, mecanizado	Longitudinal	1045	970	10.9
EBM	As-built, mecanizado	Longitudinal	1073 – 1116	1001 – 1051	11 – 15 a
EBM	As-built, mecanizado	Horizontal	1032 – 1066	973 – 1006	12 – 15
EBM	As-built, mecanizado	Longitudinal	928 ± 9.8	869 ± 7.2	9.9 ± 1.7

<b>EBM</b>	As-built, mecanizado	Horizontal	978 ± 3.2	899 ± 4.7	9.5 ± 1.2
<b>EBM</b>	As-built, sin mecanizado	-	790 ± 10	740 ± 10	2.2 ± 0.3
<b>EBM</b>	Recocido, mecanizado	-	837 – 918	741 – 842	3 – 9
<b>EBM</b>	HIP, mecanizado	-	817 – 918	723 – 817	3 – 9
<b>EBM</b>	Alivio de tensiones, mecanizado	-	885 – 1015	778 – 943	3 – 9
<b>CONFORMADO</b>	-	Longitudinal	942 ± 8	836 ± 9	12.5 ± 1.2
<b>CONFORMADO</b>	-	Horizontal	933 ± 7	832 ± 10	13 ± 1.5
<b>CONFORMADO</b>	-	-	1063	966	13.8
<b>CONFORMADO</b>	-	-	870 ± 10	790 ± 20	18.1 ± 0.8
<b>CONFORMADO</b>	-	-	995	930	14
<b>CONFORMADO</b>	-	-	960 ± 10	880 ± 3	14 ± 4.1
<b>FORJA</b>	Recocido suave	-	1030	970	16
<b>FORJA</b>	Recocido suave	-	1006 ± 10	960 ± 10	18.37 ± 0.88
<b>FUNDICIÓN</b>	-	-	980	865	13.5
<b>FUNDICIÓN</b>	-	-	875 ± 10	750 ± 2	4.5 ± 0.2
<b>ASTM F136</b>	-	-	>860	>795	>10

### 3.3.4.2.11 Efectos de fases y tamaño de grano en las propiedades de tracción

Las propiedades mecánicas de Ti64 dependen en gran medida de su microestructura, incluidas las fases constituyentes, el tamaño de los granos, la textura de los granos de  $\beta$  primaria y la presencia de defectos. Entre estos factores, la estructura cristalina que cambia de una fase a otra juega un papel importante en la definición de las propiedades de Ti64 [19]. Galarraga *et al.* [12] estudiaron las propiedades mecánicas de resistencia mecánica (UTS), esfuerzo de fluencia (YS) y ductilidad (%EL) para diferentes tipos de microestructuras de Ti64. Los resultados se presentan en la Figura 31, que muestra que la martensita  $\alpha'$  tiene el valor de resistencia mecánica más alto entre todas las microestructuras. La resistencia de la

microestructura columnar  $\alpha + \beta$  es mayor que la de  $\alpha + \beta$  equiaxial. Sin embargo, la resistencia y la ductilidad exhiben tendencias contrastantes. La martensita  $\alpha'$  en forma de aguja fina tiene una importante reducción de plasticidad. Además, el mismo estudio informó una evolución similar de la dureza a la de UTS para diferentes microestructuras.

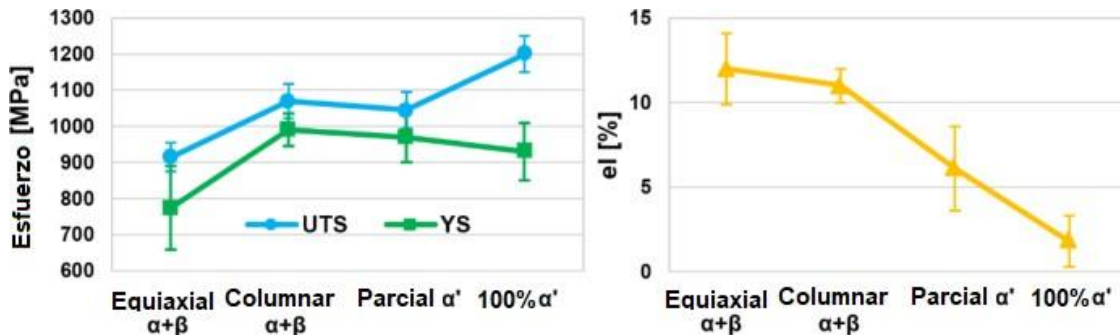


Figura 31: Valores de resistencia última (UTS), límite elástico (YS) y alargamiento (el) para diferentes microestructuras de Ti-6Al-4V relacionadas con diferentes velocidades de enfriamiento. Equiaxial  $\alpha + \beta$ , columnar  $\alpha + \beta$ , parcialmente  $\alpha'$  y 100%  $\alpha'$  corresponden a las condiciones de enfriamiento en horno, construido con EBM, enfriamiento por aire y enfriamiento por agua, respectivamente [19] [12].

A diferencia de los procesos de AM basados en láser, la alta temperatura de construcción en el proceso de EBM descompondrá la martensita  $\alpha'$  en  $\alpha + \beta$  y también eliminará los esfuerzos térmicos. En tales circunstancias, la resistencia final de las piezas de EBM depende en gran medida del grosor del listón  $\alpha$  en la microestructura laminar  $\alpha + \beta$  equilibrada. La Figura 32 refleja la relación entre las propiedades de tracción y el espesor del listón de  $\alpha$ . Con el aumento del espesor de los listones de  $\alpha$ , el límite elástico (YS) disminuye porque un listón de  $\alpha$  más gruesa aumenta la distancia de deslizamiento efectivo y, por lo tanto, reduce el límite elástico. Se observa un ligero aumento en el alargamiento cuando el grosor de los listones de  $\alpha$  aumenta de 0,5 ( $\mu\text{m}$ ) a 10 ( $\mu\text{m}$ ) y luego el alargamiento disminuye continuamente a medida que aumenta el espesor de los listones de  $\alpha$ . Cabe señalar que el UTS está casi libre de la influencia del espesor de los listones de  $\alpha$  [19].

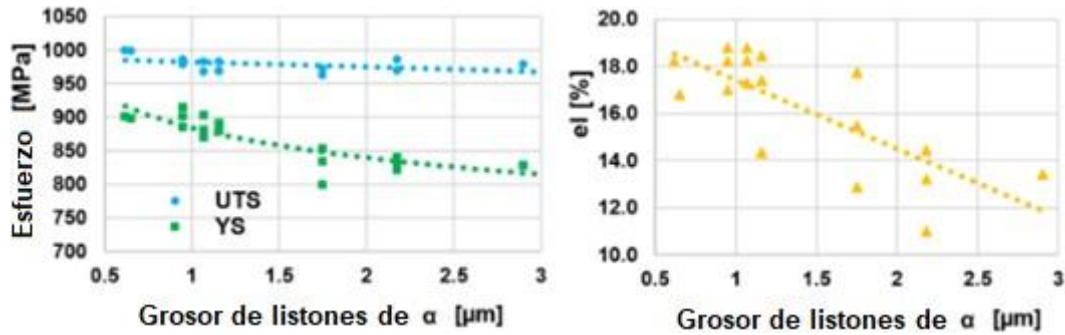


Figura 32: Valores de resistencia última (UTS) y límite elástico (YS) y alargamiento (el) versus espesor de malla  $\alpha$  y correlaciones empíricas. Las desviaciones estándar son 50 (MPa) para UTS y 72 (MPa) para YS y 2.5% para el [19] [12].

### 3.3.4.2.12 Contaminación por oxígeno

Dado que la cámara de construcción para EBM solo se bombea a aproximadamente  $10^{-4}$  -  $10^{-5}$  (mbar), algunas moléculas de oxígeno, nitrógeno y agua todavía estarían presentes [19]. El trabajo de de Formanoir *et al.* [31] señala que el contenido de oxígeno en las piezas construidas por EBM es superior al 0.23%, además detecta también una cantidad excesiva de oxígeno en el polvo reciclado.

Además de la influencia sobre la dureza, el oxígeno y el nitrógeno también se conocen como estabilizadores de fase alfa y fortalecerán y estabilizarán la fase alfa. En deformación, anclan dislocaciones y afectan el comportamiento en tracción del material [19]. Este efecto se demuestra por un ligero aumento en el UTS y el esfuerzo de fluencia, pero una disminución en la ductilidad. El estudio de Carroll *et al.* [35] informó que una adición del 0.0124(%) en peso de O da como resultado un aumento de 9 (MPa) y 16 (MPa) en el UTS y esfuerzo de fluencia, respectivamente. Al mismo tiempo, la introducción de oxígeno compromete la deformación plástica al reemplazar la estructura dúctil de cuello con una morfología de cuasi-clivaje relativamente frágil [19]. Cuando el contenido de oxígeno asciende al 10% o más, la muestra de soldadura mostró pequeños signos de deformación plástica y el modo de fractura cambió completamente de dúctil a frágil [36]. Para evitar la contaminación por oxígeno, se debe utilizar protección durante el uso de polvos y limitar el reciclaje de los polvos, considerando que el contenido de oxígeno en los polvos aumenta durante la manipulación y el reciclaje [31].

### 3.3.4.2.13 Anisotropía

Los componentes Ti64 construidos con AM muestran una anisotropía significativa en las propiedades de tracción en diferentes orientaciones. Las piezas traccionadas con orientaciones longitudinales (perpendicular a la dirección de construcción) generalmente tienen un UTS e YS de 20 - 30 (MPa) más bajos que las muestras horizontales (paralelo a la dirección de construcción), pero el alargamiento aumenta en aproximadamente un 2% [19].

Las propiedades macromecánicas en direcciones longitudinal y horizontal están asociadas con la microestructura anisotrópica: los granos  $\beta$  columnar alargados y la presencia del límite de grano  $\alpha$ . Los granos  $\beta$  crecen longitudinalmente a lo largo de la dirección de construcción con una longitud de aproximadamente 20 (mm), mientras que el grosor de estos granos  $\beta$ -prior es sólo de varios cientos de micrómetros. A lo largo del eje largo del grano  $\beta$ , se forma una capa delgada de límite de grano  $\alpha$ , delineando los granos  $\beta$  [19]. La presencia de estas fases  $\alpha$  de límite de grano destruye la integridad de la microestructura y se comporta como un conector de banda débil. El límite de grano  $\alpha$  tiende a servir como un camino a lo largo de los límites de grano  $\beta$  anteriores, a lo largo del cual el daño puede acumularse preferentemente [37].

La Figura 33 muestra el comportamiento de anisotropía de los componentes Ti64 producidos con AM que están sujetos a las cargas de tensión aplicadas a lo largo de las direcciones horizontal y longitudinal (Figura 33.a y Figura 33.b respectivamente). Cuando se exponen a esfuerzos en la dirección horizontal, las cargas de tracción se ejercen sobre los ejes cortos de los granos  $\beta$  y el límite del grano  $\alpha$  actuando para separar los granos  $\beta$  adyacentes. Por el contrario, los ejes largos de los granos  $\beta$  y todo el límite del grano  $\alpha$  están sujetos a los esfuerzos de tracción longitudinales. Por lo tanto, la microestructura anisotrópica predispone a las

probetas horizontales mucho más fácilmente a fallar en comparación con las probetas longitudinales. En consecuencia, las muestras longitudinales tienden a tener un valor de alargamiento más alto. Sin embargo, si en las muestras prevalecen poros sin fusión, la situación es inversa [19].

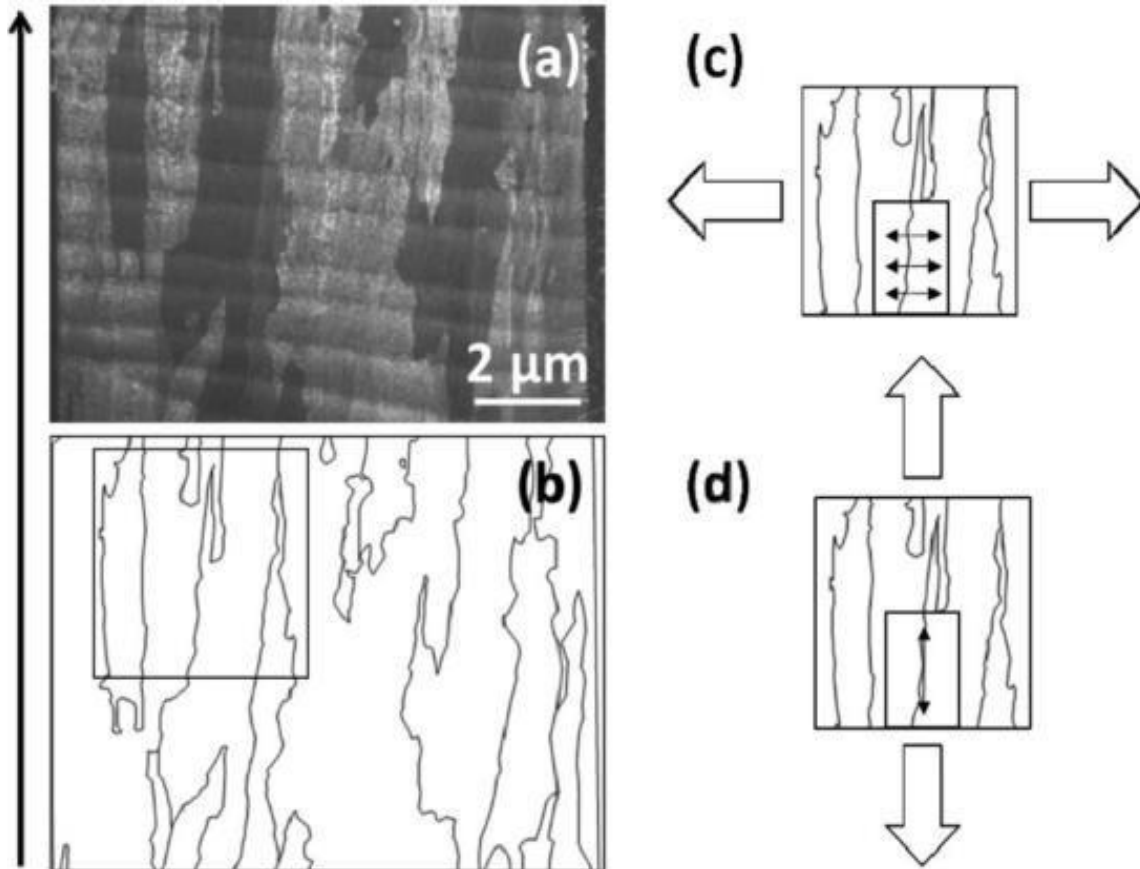


Figura 33: Esquema que ilustra el comportamiento anisotrópico de piezas Ti-6Al-4V producidos por AM sujetos a esfuerzos de esfuerzos aplicados a lo largo de (a) direcciones horizontal y (b) longitudinal.

#### 3.3.4.2.14 Propiedades de fatiga

La falla por fatiga, debido al daño causado por cargas cíclicas, es uno de los modos de falla más comunes. Por ejemplo, los compresores Ti64 y los álabes de las turbinas en motores de aviones o automóviles están sujetos a cargas cíclicas de alta frecuencia con frecuencias superiores a 1 (kHz). La estimación de los

rendimientos a la fatiga generalmente se realiza mediante la adopción de enfoques de vida de trabajo según el esfuerzo aplicado (S-N) o según la deformación ( $\epsilon$ -N), donde N indica los ciclos hasta la falla. El factor de intensidad de esfuerzo antes de que se propague la fisura (umbral de propagación de la fisura,  $\Delta K_{th}$ ) y el límite de fatiga antes de la propagación de la fisura (esfuerzo umbral,  $\Delta\sigma_w$ ) son dos parámetros típicos que caracterizan la iniciación de grieta microscópica, mientras que los ciclos hasta la falla son generalmente características macroscópicas para el comportamiento a la fatiga [38]. Es necesario señalar que la razón de esfuerzo (razón entre esfuerzo mínimo y esfuerzo máximo en un ciclo de carga en una prueba de fatiga, R) afecta el límite de fatiga [19].

Para evitar la discrepancia causada por diversas condiciones R, Li *et al.* [27] define  $\sigma_{eff}$  en términos del valor máximo real de la tensión aplicada ( $\sigma_{max}$ ) en un R dado para normalizar diferentes valores de R, que está representado por:

$$\sigma_{eff} = \sigma_{max} * \left( \frac{1 - R}{2} \right)^{0.28} \quad (3)$$

El mecanizado de la superficie es necesario para las piezas construidas por AM, ya que los defectos de la superficie deteriorarán el rendimiento a la fatiga. En comparación con EBM, las piezas Ti64 en estado as-built construidas fabricadas por SLM tienen un  $\Delta\sigma_w$  más alto pero un  $\Delta K_{th}$  más bajo, lo que indica que los procesos de AM basados en láser producen mayor resistencia a la fatiga, pero menor tenacidad a la fatiga que EBM. Después de los tratamientos térmicos de recocido y de alivio de tensión, el valor de  $\Delta K_{th}$  de las piezas Ti64 fabricadas con SLM aumenta con el aumento de temperatura, y es comparable a las piezas as-built fabricadas por EBM. En comparación con otros métodos de post-procesamiento, HIP mejora drásticamente tanto la resistencia a la fatiga como la tenacidad a la fatiga, ya que HIP puede reducir eficazmente los poros indeseados, que se conocen como puntos de inicio de grietas.

Al comparar las propiedades en fatiga obtenidas por ensayos de fatiga realizadas en dirección horizontal y vertical respecto a la dirección de construcción revelan se una ligera diferencia en los valores de  $\Delta\sigma_w$  y  $\Delta K_{th}$ , indicando que la estructura anisotrópica de piezas de Ti64 construidas por AM también afecta las propiedades de fatiga [19].

*Tabla 9: Propiedades de fatiga de piezas de Ti-6Al-4V fabricadas por EBM As-built en comparación con piezas Ti-6Al-4V fabricadas convencionalmente y post-tratadas [19].*

Proceso	Condición	Orientación de prueba	R	$\Delta\sigma_w$ (MPa)	$\Delta K_{th}$ (MPa $\cdot\sqrt{m}$ )
<b>EBM</b>	As-built, mecanizado	Longitudinal	0.3	-	4.0 - 4.8
<b>EBM</b>	HIP, mecanizado	Longitudinal	0.3	-	4.7 - 5.1
<b>EBM</b>	As-built, mecanizado	Horizontal	0.3	-	3.4 - 5.0
<b>EBM</b>	As-built, mecanizado	Horizontal	0.1	-	3.8
<b>EBM</b>	HIP, mecanizado	Horizontal	0.3	-	4.8 - 5.0
<b>EBM</b>	As-built, mecanizado	-	0.1	340	-
<b>EBM</b>	As-built, mecanizado	-	0.1	200 - 250	-
<b>EBM</b>	Alivio de tensiones, mecanizado	-	0.1	200 - 250	-
<b>EBM</b>	HIP, mecanizado	-	0.1	550 - 600	-
<b>Conformado</b>	-	-	-1	600	-
<b>Conformado</b>	-	-	-1	630 - 680	-
<b>Forja</b>	-	-	-1	425	13
<b>Forja</b>	Recocido suave	-	-1	590 - 605	9
<b>Forja</b>	Tratamiento por solución	-	-1	590	10
<b>Forja</b>	Tratamiento por solución	-	0	-	7
<b>Forja</b>	Recocido suave	-	0	-	4.4 - 4.7
<b>Forja</b>	Tratamiento por solución	-	0	-	4.9 - 5.2
<b>Forja</b>	Tratamiento por solución	-	0.7	-	3
<b>Forja</b>	Recocido suave	-	0.7	-	2.4
<b>Forja</b>	Tratamiento por solución	-	0.7	-	2.4
<b>Forja</b>	Recocido suave	-	0.1	-	4.4
<b>Fundición</b>	As-built	-	0.1	150 - 270	-
<b>Fundición</b>	Mecanizado	-	0.2	230 - 380	-
<b>Fundición</b>	Recocido	-	0.3	430	-

Los principales factores que causan falla por fatiga revelados en la literatura son aplicables a los productos fabricados con todos los métodos de fabricación: calidad de la superficie, las tensiones residuales, los poros y la microestructura [27]. Las Figura 34, Figura 35 y Figura 36 muestran defectos típicos iniciadores de grieta por fatiga.

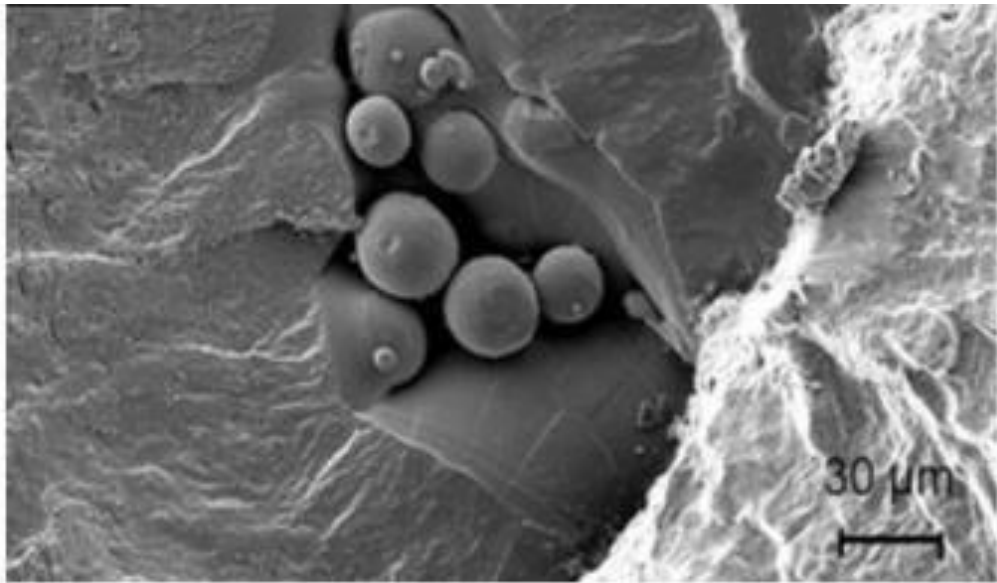


Figura 34: Partículas de polvo de Ti-6Al-4V con falta de fusión en la superficie externa [39]

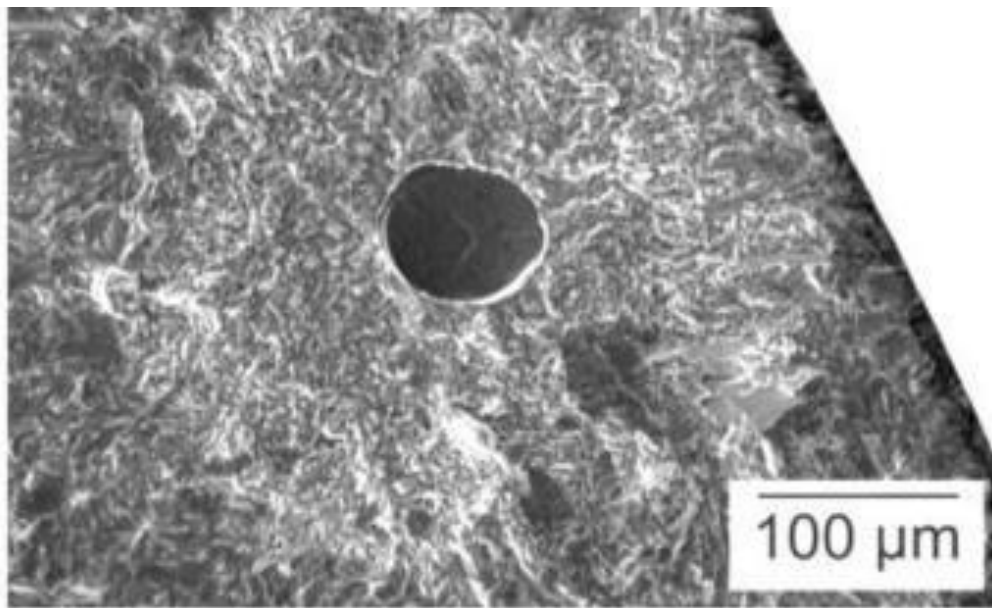


Figura 35: Poro de gas interno en piezas de Ti-6Al-4V [39]

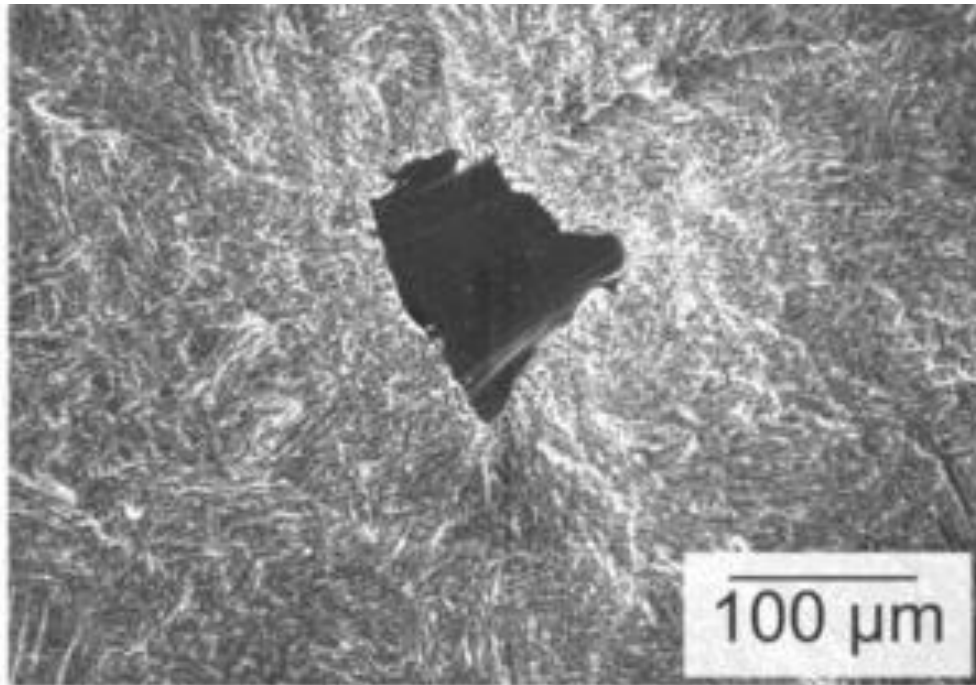


Figura 36: Poro causado por falta de fusión en piezas de Ti-6Al-4V [39]

#### 3.3.4.2.15 Influencias de la microestructura en las propiedades de fatiga

En comparación con de Ti64 construidas por EBM, las piezas del mismo material construidas por SLM en estado as-built tienen mayor resistencia a la fatiga ( $\Delta\sigma_w$ ) pero menor tenacidad a la fatiga ( $\Delta K_{th}$ ). La superior resistencia a la fatiga del Ti64 fabricado con SLM debería ser el resultado de la presencia de martensita  $\alpha'$  fina, que contiene una alta densidad de dislocaciones. Junto con el impedimento adicional del movimiento de dislocación causado por la estructura fina, el efecto de fortalecimiento de la dislocación se mejora sacrificando deformación plástica. Después del recocido de la microestructura SLM inicial, se observa un aumento de  $\Delta K_{th}$  al mismo nivel de piezas construidas con EBM debido a la descomposición de la martensita  $\alpha'$  y la eliminación de esfuerzos residuales [19].

En cuanto a la microestructura  $\alpha + \beta$ , de manera similar a la resistencia a la tracción, el comportamiento a la fatiga mejora con la disminución del tamaño de la fase  $\alpha$  disminuya [16]. Un aumento del 20% en la resistencia a la fatiga (aproximadamente 500-600 (MPa)) cuando el grosor de los listones de  $\alpha$  disminuye de 10 ( $\mu\text{m}$ ) a 1 ( $\mu\text{m}$ ) [40].

En piezas que estén libres de defectos de iniciación de grietas la localización de deformación plástica se convierte en el nuevo candidato para la iniciación de grietas. Generalmente, se sabe que una microestructura fina tiene una mayor resistencia a la fatiga. Una razón es que los límites de grano impiden la localización de deformación plástica. En Ti64 con una microestructura  $\alpha + \beta$ , la localización de deformación plástica predomina en la fase  $\alpha$  [19].

El estudio de Polasik [41] confirmó este fenómeno al mostrar que la nucleación de grietas comienza en la fase  $\alpha$  en forma equiaxial y laminar en ausencia de defectos. Coincidentemente, Zhai *et al.* [42] demostró además que la interacción de la grieta con listones de  $\alpha$  finas es la razón principal para el desarrollo de la grieta. A medida que aumenta la fuerza impulsora de la punta de la grieta ( $\Delta K$ ), la grieta se propaga y comienza a interactuar con  $\beta$ . A medida que disminuye el espesor de la fase  $\alpha$ , aumenta la resistencia a los listones largos de deformación plástica, aumentando la resistencia a la iniciación de grietas por fatiga

## **3.4 Dispositivos médicos**

### **3.4.1 Introducción**

Un dispositivo médico es cualquier dispositivo destinado a ser utilizado con fines médicos para restaurar la función. Los dispositivos médicos generalmente se desarrollan para beneficiar a los pacientes y facilitar a los profesionales de la salud a diagnosticar y tratar a los pacientes con precisión, y así ayudar a superar lesiones y enfermedades, mejorando así su calidad de vida. Estos dispositivos médicos deben probarse como seguros y efectivos antes de que las autoridades gubernamentales reguladoras del país respectivo permitan su comercialización, comercialización y eventual aplicación en una función clínica. La seguridad de los dispositivos médicos puede validarse abordando los riesgos potenciales asociados con su uso previsto. Estos riesgos asociados también gobiernan la cantidad de pruebas necesarias para establecer las vías reguladoras de estos dispositivos médicos. Como regla general, solo se puede permitir un aumento de los riesgos asociados si también hay un aumento en concordancia del beneficio potencial para el paciente [13].

Es difícil establecer una definición global precisa de dispositivo médico debido a la presencia de numerosas autoridades reguladoras gubernamentales en todo el mundo que gestionan y controlan el mercado de dispositivos médicos en sus respectivos países. Sin embargo, en general, aparte de los medicamentos, todos los instrumentos, aparatos, materiales, máquinas, aparatos, implantes, reactivos o calibradores in vitro, software u otros artículos similares relacionados con la medicina pueden considerarse dispositivos médicos. Esto incluye productos como equipo de capital complejo, como equipos de quirófano, equipos de diagnóstico por imágenes, máquinas de rayos X, escáneres de imágenes por resonancia magnética, dispositivos electrónicos avanzados, implantes de oído, corazones

artificiales y otros dispositivos implantables; dispositivos simples y de bajo riesgo, tales como vendas y bastones [13].

Las diversas autoridades gubernamentales reguladoras de cada país regulan los dispositivos médicos clasificándolos en diferentes clases según el uso previsto, la complejidad del diseño, las características y los posibles peligros relacionados con la seguridad. Cada autoridad reguladora define estas clases de dispositivos médicos de diferentes formas; sin embargo, estos dispositivos generalmente se clasifican en clases I, II y III y IV según la gravedad de los riesgos asociados para sus usuarios, tal como es el caso de Chile [13].

Un biomaterial puede definirse como una sustancia natural o sintética que puede introducirse en el tejido corporal como parte de un dispositivo médico implantado o usarse para reemplazar completamente un órgano, restaurar funciones y facilitar la curación de los pacientes después de una lesión o enfermedad [13].

En este sentido, los metales, la cerámica, los polímeros, el vidrio e incluso los tejidos naturales se pueden utilizar para crear un biomaterial como dispositivo médico. Estos materiales se pueden diseñar en piezas, revestimientos, espumas y telas para su uso en una variedad de dispositivos médicos, incluidos implantes ortopédicos y dentales, válvulas cardíacas, lentes de contacto, endoprótesis coronarias, placas para huesos y tornillos. Dependiendo de las diferentes características, los biomateriales se pueden emplear como materiales candidatos para diversas aplicaciones médicas. Por ejemplo, los biomateriales metálicos se utilizan en ortopedia, odontología y otras aplicaciones de carga; los biomateriales a base de polímeros se utilizan para la ingeniería de tejidos blandos; dependiendo de la naturaleza, los materiales cerámicos también se utilizan para aplicaciones de implantes bioinertes y bioactivos; y finalmente se utilizan biomateriales compuestos basados en metales, polímeros y cerámicas para mejorar las propiedades biológicas y la resistencia mecánica [13].

### 3.4.2 Clasificación de dispositivos médicos

Estas clasificaciones de dispositivos médicos se basan en su grado de invasión, el uso previsto por el fabricante del dispositivo médico, la duración del uso y el riesgo para el paciente, y están clasificados por las autoridades reguladoras gubernamentales, como la FDA estadounidense o el Ministerio de Salud chileno. [13]

En Estados Unidos, la FDA define que los dispositivos médicos en tres clases ascendentes según el nivel de riesgo e invasión en el paciente. Los dispositivos de Clase I presentan un riesgo mínimo para el usuario y, a menudo, tienen un diseño más simple que los dispositivos médicos de Clase II o Clase III; El 47% de los dispositivos médicos en general se incluyen en esta categoría y el 95% de estos están exentos del proceso regulatorio. Los dispositivos médicos de clase II se consideran invasivos menores, aún externos y de relativamente corto plazo; sin embargo, el riesgo para el usuario es mayor que el de los dispositivos médicos de Clase I; El 43% del total de dispositivos médicos se incluyen en esta categoría. Por último, los dispositivos médicos de Clase III generalmente mantienen o mantienen la vida, están implantados o presentan un mayor riesgo de enfermedad o lesión que los dispositivos médicos de Clase I y Clase II; El 10% de los dispositivos médicos se incluyen en esta categoría. [13]

En Chile, el Ministerio de Salud, a través de los artículos N° 20 del reglamento N° 825, define cuatro categorías según el riesgo asociado a su uso [43]:

*Tabla 10: Ejemplos de dispositivos médicos según clase.[44]*

Clase	Nivel de Riesgo	Ejemplos
I	Bajo	Collares cervicales, vendajes, camas clínicas, frascos para recolectar orina, estetoscopios, etc.
II	Moderado	Guantes quirúrgicos, prótesis dentales removibles, lentes de contacto, etc.

III	Elevado	Preservativos, bombas de infusión, máquinas de anestesia, equipos de diálisis, etc.
IV	Crítico	Válvulas cardíacas, Dispositivos Intrauterinos, implantes, y etc

Además, los controles regulatorios de cada categoría según el artículo N°21 del mismo reglamento:

#### Clase I:

1. Identificación del producto, del fabricante y del distribuidor, especificación de sus características incluyendo rotulado del envase, instructivo interno y lote con número y código, y descripción de su funcionamiento. [43]
2. Declaración de materiales: lista de las partes y materias primas usadas en la fabricación, sus ensayos químicos y evaluación biológica, si corresponde. [43]
3. Antecedentes de esterilización y almacenaje, si corresponde métodos de esterilización y controles respectivos; fecha de vencimiento y condiciones de almacenaje. [43]
4. Antecedentes nacionales o extranjeros que avalen la calidad del producto y/o de su producción. [43]
5. Evaluación del funcionamiento, si corresponde, según normas oficiales de la República de Chile y a falta de ellas por las que apruebe el Ministerio de Salud, a proposición del Instituto, sobre la base de normas de organismos internacionales o estatales extranjeros especializados. [43]
6. Certificado para propósitos de exportación otorgado en el país de origen, autorizado por la autoridad estatal correspondiente y debidamente legalizado, en el caso dispositivos médicos que se importen a Chile. [43]

#### Clase II:

1. Todas las de la clase I. [43]
2. Certificados de fabricación según sistema de calidad: modelo de aseguramiento de calidad en la producción, instalación y servicio, NCh-ISO- 9002 o GMP. [43]

Clase III:

1. Todas las de la clase I. [43]
2. Literatura científica que respalde al producto. [43]
3. Estudios efectuados por el fabricante que demuestren la efectividad y seguridad del producto. [43]
4. Certificado de fabricación según sistema de calidad: modelo de aseguramiento de la calidad en el diseño, desarrollo, producción, instalación y servicio, NCh-ISO 9001 o GMP. [43]

Clase IV:

1. Todas las de la clase III. [43]
2. Estudios realizados en grupos de pacientes representativos. [43]
3. Estudio de todos los riesgos inherentes al uso del dispositivo. [43]
4. Estudios biológicos realizados por el fabricante con relación al dispositivo. [43]

### **3.4.3 Requerimientos especiales**

#### **3.4.3.1 Biocompatibilidad**

La biocompatibilidad de cualquier dispositivo médico depende de su capacidad para funcionar con una respuesta adecuada del huésped durante su uso previsto en el cuerpo. En este contexto, la interacción entre el entorno huésped, la función del dispositivo médico y sus diversas características, como las propiedades mecánicas, la resistencia a la corrosión, la estabilidad química y las reacciones fisicoquímicas, gobiernan la biocompatibilidad del dispositivo médico implantado [13].

En particular, la respuesta biológica del dispositivo médico implantado varía con cualquier cambio posterior a la implantación en el entorno del huésped o en el material del propio dispositivo médico. En general, estas respuestas biológicas variables de los dispositivos médicos dependen de muchos factores, tales como las

propiedades químicas y físicas del biomaterial metálico; los tipos y ubicaciones de los tejidos del huésped que interactuarán con el implante; la duración de la exposición al implante; las características de la superficie del dispositivo médico implantado; la cantidad y naturaleza de las sustancias que se eluyen del dispositivo médico debido a la corrosión y el desgaste; y finalmente, el diseño del dispositivo médico y las fuerzas aplicadas sobre él durante las condiciones de carga. Por lo tanto, el desarrollo de dispositivos médicos biocompatibles implica rigurosos procedimientos de prueba de acuerdo con las normas prescritas ISO y ASTM antes de ser aprobados para ensayos clínicos [13].

Generalmente, la biocompatibilidad de los biomateriales metálicos está asociada con su compatibilidad con los tejidos circundantes y del huésped; sin embargo, en un espectro más amplio, la biocompatibilidad de los dispositivos médicos también abarca su diseño y configuraciones geométricas. Los diseños subóptimos de dispositivos médicos, como los reemplazos de articulaciones, también pueden provocar fracasos clínicos. Otro aspecto de la biocompatibilidad de los dispositivos médicos es la aparición de cambios post-implantación en sus estructuras, que pueden ocurrir debido a la corrosión, la fatiga o la carga sobre estos implantes artificiales. Por tanto, la biocompatibilidad de los productos sanitarios debe considerarse una propiedad dinámica, con la conciencia de que cualquier producto sanitario que se implante hoy en el cuerpo como producto biocompatible puede no serlo en el futuro [13].

### **3.4.3.2 Requisitos estructurales**

Los requisitos estructurales de varios productos sanitarios dependen de sus aplicaciones y funciones para su uso previsto. Los implantes no solo deben adaptarse a la anatomía e imitar las propiedades mecánicas de los tejidos del huésped, sino que también deben poseer la resistencia adecuada para permitir un manejo eficaz durante la cirugía de fijación clínica. Sin embargo, los biomateriales

metálicos existentes que se utilizan comúnmente para la fabricación de dispositivos médicos, como las aleaciones de Co-Cr, aceros inoxidable y aleaciones de Ti, son mucho más rígidos que el hueso humano. Por ejemplo, el módulo de Young de hueso cortical es 10 - 30 (GPa), que es significativamente más bajo que las aleaciones de Co-Cr (200-220 (GPa)), 316L (190 - 200 (GPa)) y muchas aleaciones de Ti (100 - 110 (GPa)). Tal desajuste en los módulos de Young entre el tejido óseo y los implantes metálicos da como resultado una cantidad desproporcionada de la carga mecánica sobre el tejido óseo en lugar de ser absorbida por el implante, lo que provoca un efecto "Stress shielding effect" ya que el hueso experimenta niveles de estrés anormalmente bajos, volviéndose más débil. En consecuencia, esto provoca el fracaso clínico del implante debido a una reabsorción ósea significativa y al aflojamiento del implante, que luego requiere cirugías de revisión adicionales complicadas, dolorosas y costosas. Para resolver este problema se han realizado grandes esfuerzos para desarrollar nuevos biomateriales metálicos que posean un módulo elástico bajo junto con una alta resistencia para la ingeniería del tejido óseo [13].

## 3.5 Manufactura convencional

### 3.5.1 Fundición

El material inicial se calienta lo suficiente para llevarlo a un estado líquido o a un estado pastoso pero fluido en un horno o fuente de calor. Este material se vierte en un molde donde se solidifica, adoptando la forma de la misma. El diseño del proceso debe considerar cambios volumétricos por cambios de estado y transformaciones de fase en estado sólido, usualmente utilizando un criterio de sobre dimensionamiento del 2%. Además, se utilizan criterios para la utilización de montantes, volúmenes extras para evitar contracciones volumétricas indeseables por diseño en la pieza [45]. La Tabla 11 resume ventajas y desventajas generales de este medio de fabricación.

*Tabla 11: Ventajas y desventajas de fundición [45].*

<b>Ventajas</b>	<b>Desventajas</b>
Permite la fabricación de piezas con formas complejas que incluyan vacío en su interior.	Limitaciones en control de defectos, como porosidad o acabado superficial.
Se trabaja tanto con volúmenes pequeños como grandes. Es adecuado para producción en serie.	Riesgos laborales para el trabajador por manejo de material fundido.
Una vez finalizado el proceso de fundición, el producto consigue la forma y dimensiones requeridas, necesita poco post-tratamiento.	Problemas ambientales debido a los gases emitidos a la atmosfera y residuos al suelo.
Trabaja con aleaciones no aptas para conformado o soldadura.	

En la actualidad, las aleaciones de titanio no se trabajan a través de este método dado que pueden ser muy reactivas tanto con el medio como con el molde, lo que encarece la manufactura por este método dada la necesidad de un ambiente protector para evitar su oxidación, por lo que se prefieren otros métodos de

fabricación.

### 3.5.2 Pulvimetalurgia

El polvo fino metálico o cerámico es prensado en una matriz a alta presión, adoptando la forma de la misma. Pero esta pieza carece de las características necesaria para su utilización, por lo que es necesario calentarla a una temperatura por debajo de su punto de fusión, en un proceso de sinterización, para que las partículas individuales se cohesionen adecuadamente [45]. La Tabla 12 resume ventajas y desventajas generales de este medio de fabricación.

*Tabla 12: Ventajas y desventajas de pulvimetalurgia [45].*

<b>Ventajas</b>	<b>Desventajas</b>
Se produce la forma final, eliminando la necesidad de operaciones de acabado.	Los equipos y herramientas son muy costosos, por lo que es necesario un alto nivel de producción
Apenas existen residuos, aprovechándose casi el 97% de material en el producto.	Alto costo de compra, manipulación y almacenaje de polvos metálicos.
Es posible fabricar componentes con niveles específicos de porosidad.	Existen limitaciones de forma, debido a la dificultad en la fluencia de materiales
Permite procesado de determinados materiales que no pueden procesarse por otros métodos.	Heterogeneidad de densidad en geometrías complejas.
Permite geometrías y resoluciones muy finas.	Volúmenes bajos de producción
Procesos automatizables	No es posible eliminar la porosidad completamente.

Actualmente este es un proceso que se puede utilizar fabricación de piezas de titanio dado que es posible disminuir la reactividad del titanio al trabajar a temperaturas de sinterización y no de fusión. Sin embargo, este método se encuentra limitado por la complejidad y formas que pueden adoptar las piezas fabricadas dado el método de prensado que se utiliza, además que las propiedades mecánicas se pueden ver mermadas en las piezas sinterizadas respecto a sus

pares fundidos dado que la porosidad interna no es posible eliminarla completamente, creando discontinuidades y concentradores de esfuerzos.

### 3.5.3 Conformado

Una aleación dúctil es posible de deformar con la aplicación de fuerzas que superen su esfuerzo de fluencia. La ductilidad del material es necesaria para evitar la rotura del mismo durante la deformación y, con objeto de aumentar esta propiedad, se suele calentar el material utilizado. Este tipo de procesos suele aplicarse a metales, incluyéndose los procesos sobre chapa metálica. El metal caliente está en estado plástico y es conformado rápidamente por presión en una o varias direcciones simultáneas [45]. La Tabla 13 resume ventajas y desventajas generales de este medio de fabricación.

*Tabla 13: Ventajas y desventajas de conformado [45].*

<b>Ventajas</b>	<b>Desventajas</b>
Es posible reducir considerablemente la porosidad	En caliente, es posible una rápida oxidación en la superficie
Es posible destruir impurezas en forma de inclusiones	No pueden lograrse tolerancias estrechas.
Buenas propiedades mecánicas, y en general homogéneas.	Alto costo de equipos y mantención
En caliente, es menor la cantidad de energía requerida para deformar	No siempre es posible trabajo en frío, sobre todo si se presentan esfuerzos residuales.
En frío, es posible lograr mayores cambios en la resistencia mecánica	No permite versatilidad.

El conformado en caliente, en conjunto con la forja, es el método convencional de trabajo para la fabricación de piezas de titanio, con el que se deforma para dar forma a la pieza final que se busca obtener. El mayor que tiene este método fabricación a la hora de trabajar con titanio es la cantidad de material de desecho, el cual normalmente hay que reprocesarlo para evitar contaminación de elementos del

ambiente. Otro problema que tiene este método de fabricación al trabajar con titanio es la cantidad de procesamiento que se necesita para llevar a cabo la pieza final, encareciendo su producción y solo volviéndose rentable al trabajar con grandes volúmenes. A lo anterior se suma la poca versatilidad de trabajo, ya que se trabaja en serie, por lo que los cambios de diseño implican una inversión importante.

### 3.5.4 Mecanizado

Procesos de remoción de material, mediante los cuales se quita el exceso de material a la pieza de partida para obtener la geometría final. Los procesos tradicionales son el torneado, fresado y similares, aplicados sobre metales sólidos, generalmente utilizando herramientas de corte y abrasión, sin embargo, existen procesos dentro de esta categoría que emplean láser, haz de electrones, erosión química o descargas eléctricas [45]. La Tabla 14 resume ventajas y desventajas generales de este medio de fabricación.

*Tabla 14: Ventajas y desventajas de mecanizado [45].*

<b>Ventajas</b>	<b>Desventajas</b>
Amplia gama de materiales de trabajo	Alto residuo de material
Variedad de formas y características geométricas	Alto consumo de tiempo
Precisión dimensional con tolerancias muy finas, menores a 0.025 (mm)	Peores propiedades mecánicas que conformado
Alta calidad superficial, con resoluciones cercanas a los 0.4 (mm)	

Entre los métodos de fabricación actuales la manufactura sustractiva, una variante del mecanizado, toma importancia. Consiste en trabajar con una pieza de titanio pre-existente la cual, a través del uso de un diseño asistido por computadora (CAD) y un equipo computarizado con una fresadora integrada que es guiado por dicho CAD, remueven material hasta lograr la forma final. Este método resulta atractivo pues permite gran versatilidad de trabajo con menor inversión que los métodos

anteriores, gran resolución de trabajo, y control de microestructuras previo al trabajo con menor post-procesamiento a comparación de otros métodos. El inconveniente principal de este método de fabricación con aleaciones de titanio es la alta cantidad de deshecho asociado a la fabricación de una pieza y que debe ser reprocesado para utilizarse, lo cual al tratarse de un material costoso puede suponer un problema.

### **3.6 Manufactura convencional de biomateriales metálicos**

La manufactura convencional de biomateriales metálicos posee dos grandes rutas, diferenciándose en el estado de la materia prima del producto. Polvos metálicos pasan a través de procesos de pulvimetalurgia donde se aplica presión y temperatura para llegar a la forma y calidad final, mientras que el material fundido puede pasar directamente a una colada con la forma final del producto, o pasar a un estado intermedio de barra o lingote para tomar la forma final a través de procesos de conformado. En la mayoría de los casos, los procesos de fundición y conformado necesitarán un tratamiento de mecanizado para alcanzar la calidad superficial deseada [46]. La Figura 37 ilustra lo anteriormente mencionado.

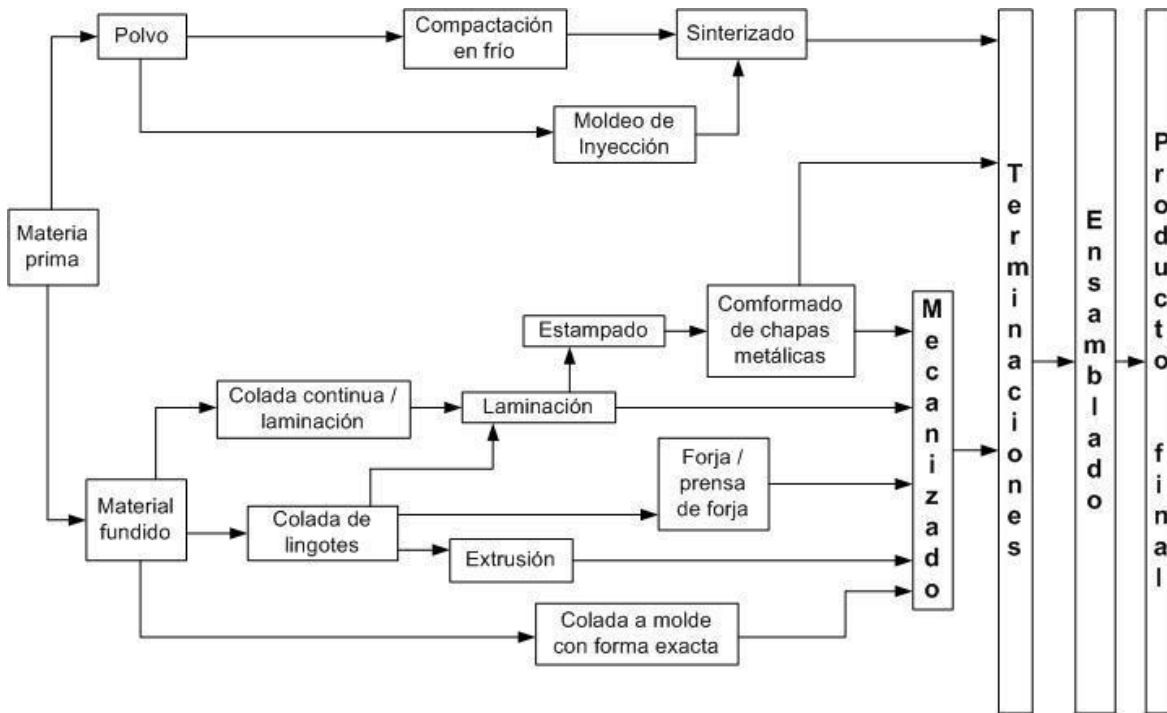


Figura 37: Esquema de manufactura convencional de biomateriales metálicos.

En particular, la etapa de terminaciones se refiere a todo proceso posterior al esquema principal, desde post-tratamientos adicionales hasta control de calidad final, limpieza y esterilización. Ensamblado es la unión de todas las partes que componen al producto final [46].

Tradicionalmente, los implantes, se fabrican en una serie de operaciones en un taller de máquina herramienta convencional. En el caso de los vástagos de prótesis de cadera, se utiliza un torno multifuncional para fresar y esculpir el cuerpo del vástago. A continuación, la pieza cónica se mecaniza mediante una operación de torneado. Por último, el esmerilado y el pulido manual se utilizan para satisfacer los requerimientos de una gran superficial en áreas específicas [47].

Los procesos de fabricación convencionales, como el conformado y la fundición, provocan un desperdicio sustancial de material a través de los desechos porque a menudo requieren métodos sustractivos para lograr la geometría deseada eliminando material de una pieza más grande. Como consecuencia, la cantidad de

material de desecho con el mecanizado puede llegar al 85% [48]. Por ejemplo, el enfoque convencional para producir implantes de rodilla personalizados se basa en el mecanizado de control numérico por computadora (CNC) a partir de una barra, pero el desperdicio de material puede llegar al 80% para un solo implante [49]. En cambio, el EBM, que se basa en un enfoque aditivo, minimiza el desperdicio de materia prima, especialmente si el polvo de materia prima se recicla correctamente. Comparativamente, el estudio de Cronskär *et al.* [47] estimó que la cantidad de material desperdiciado para producir siete vástagos de cadera por EBM, si se anidaban en la misma impresión, era el 24% del peso total de los implantes, en el que el 7% se utilizó para los soportes y el 17% se perdió para estructura de soporte y pérdida de polvo.

### **3.7 Comparación entre huesos humanos y estructuras de porosidad controlada.**

La EBM se aplica a menudo para realizar scaffolds (implantes con estructuras de porosidad controlada) hechos a medida para adaptarse a la anatomía local y las funciones en la región de implantación. Dado que la materia prima en polvo está expuesta localmente a velocidades extremas de calentamiento y enfriamiento, los componentes metálicos experimentan condiciones físicas y químicas de no equilibrio. De este modo, las propiedades de los materiales locales pueden diseñarse y adaptarse a necesidades específicas mediante nuevos fenómenos metalúrgicos [13].

Las Tabla 15 y Tabla 16 entregan un compilado de propiedades mecánicas en compresión de huesos humanos corticales (compacto, alrededor de 5% porosidad) y esponjosos (alrededor de 90% de porosidad), respectivamente, mientras que la Tabla 17 deja un registro aproximado de propiedades mecánicas en tracción de huesos humanos corticales. En el primer caso el módulo elástico ronda el valor de 24 (GPa), mientras que en el segundo desciende a cerca de 0,03 (GPa). En el tercer

caso, el módulo elástico en tracción de los huesos humanos corticales desciende a cerca de 17 (GPa) en comparación de su homólogo en tracción.

Tabla 15: Propiedades compresivas de los huesos corticales humanos. N es el número de huesos analizados y n es el número de muestras obtenidas de ellos [50].

Tejido	Edad	N	n	UTS (MPa)	E (GPa)
Osteón de tibia	57 / 61	2	2	-	22.5
Laminas intersticiales de tibia	58 / 61	2	2	-	25.8
Fémur	20 - 89	19	95	194	17.6
Tibia	30 - 89	11	38	194	28.0

Tabla 16: Propiedades compresivas de los huesos esponjosos humanos. N es el número de huesos analizados y n es el número de muestras obtenidas de ellos; 395 muestras para módulo elástico, 183 muestras para resistencia máxima y deformación máxima [50].

Tejido	Edad	N	n	UTS (MPa)	E (GPa)	$\epsilon$ (%)	$\rho$ (g/cm)
Vértebra Lumbar [hombre]	14 - 89	60	32	4.6	0.06	6.7	0.2
Vértebra Lumbar [mujer]	15 - 89	60	32	2.7	0.04	6.1	0.2
Cabeza de tibia [hombre]	16 - 89	60	32	3.9	0.03	8.3	0.22
Cabeza de tibia [mujer]	17 - 89	60	32	2.2	0.02	6.9	0.22
Tibia	16 - 83	31	395 / 183	8.8	0.64	2.2	0.45
Vertebra (vertical)	15 - 87	42	84	2.5	0.07	7.4	-
Vertebra (horizontal)	15 - 87	42	84	0.9	0.02	8.5	-
Tibia proximal	59 - 82	9	121	5.33	0.45	-	0.29
Fémur	58 - 83	10	299	7.36	0.339	-	0.5
Espina lumbar	15 - 87	42	40	2.45	0.07	-	0.24
Espina lumbar	71 - 84	3	231	1.55	0.02	-	0.19

Tabla 17: Propiedades de tracción de los huesos corticales humanos. N es el número de huesos analizados y n es el número de muestras obtenidas de los huesos analizados [50].

Tejido	Edad	N	n	UTS (MPa)	E (GPa)	$\epsilon$ . (%)	$\rho$ (g/cm)
Fíbula	41.5	17	20	100	19.2	2.1	1.91
Fíbula	71	17	16	80	15.2	1.19	1.73
Húmero [hombre]	15 - 89	64	27	149	15.6	2.2	1.77
Húmero [mujer]	15 - 89	64	16	151	16.1	1.9	1.72
Tibia	41.5	17	67	106	18.9	1.76	1.96
Tibia	71	17	34	84	16.2	1.56	1.83
Tibia	20 - 89	28	123	156	23.8	3.09	-

Fémur	41.5	17	35	12	14.9	1.32	1.91
Fémur	71	17	35	68	13.6	1.07	1.85
Fémur	15 - 89	64	29	141	15.2	2	1.9
Fémur [mujer]	15 - 89	64	30	134	15	1.80	1.8
Fémur	20 - 89	33	178	132	16.8	2.83	-

Dada la diferencia entre estos módulos elásticos de los huesos humanos y el módulo elástico convencional de una estructura totalmente densa de Ti64, aproximadamente 112 (GPa), se ha hecho un esfuerzo por desarrollar estructuras porosas que logren hacer trabajar de mejor manera ambos materiales. La Tabla 18 muestra propiedades mecánicas de piezas de Ti64 construidas por EBM estructuras con porosidad controlada, donde se logra efectivamente reducir la diferencia entre los módulos elásticos de los huesos humanos y una estructura de esta aleación.

*Tabla 18: Propiedades mecánicas de compresión de piezas con porosidad controlada de Ti-6Al-4V fabricadas con EBM. La orientación de prueba es con respecto a la dirección de construcción.*

Forma celda unitaria	Porosidad (%)	E (GPa)	$\sigma_{max}$ (MPa)	Orientación de prueba
Dodecaedro rómbico	75	2	40	-
Enrejado de diamante	80	1.6 +- 0.3	29.3 +- 0.8	Paralelo
		0.9 +- 0.1	21.0 +- 0.7	Perpendicular
Enrejado de diamante	60 - 87	0.4 - 6.5	16.3 - 118.8	Paralelo
Dodecaedro rómbico	62 - 86	0.89 - 6.34	12.4 - 1.8	Perpendicular
Dodecaedro rómbico	62 - 83.8	-	20 - 90	Perpendicular
Dodecaedro rómbico	58 - 88	0.5 - 6.5	10 - 100	Perpendicular
Estructura de colmena	66.3 +- 2.1	2.5 +- 0.5	116 +- 10	Paralelo
Estructura rayada	60	12.9 - 0.9	148.4 +- 3.5	Paralelo
		3.9 - 2.1	127.1 +- 29.2	Perpendicular
Cubica	49.75 - 70.32	0.57 - 2.92	7.28 - 163.02	Perpendicular
Cubica	58 - 88	0.5 - 15	20 - 200	Perpendicular
Enrejada	88.8 - 94.7	0.025 - 0.079	2.21 - 6.01	Paralelo
		0.05 - 0.21	2.28 - 8.78	Perpendicular
Estructura G7	58 - 88	0.5 - 5	8 - 80 a	Perpendicular
Esponja celular sólida	55 - 82	0.75 - 9.97	-	Perpendicular
Esponja celular hueca	55 - 89	0.48 - 9.77	-	Perpendicular
Esponja estocástica	90.08 - 91.65	0.19 - 0.49	3.8 - 4.5	Perpendicular

### **3.8 Avances de EBM en biomateriales ortopédicos**

Aunque las aleaciones de Ti se procesan convencionalmente mediante colada de lingotes, forja, pulvimetalurgia y laminación en caliente, estos métodos tradicionales no son adecuados para fabricar geometrías muy complicadas, como las que se requieren para prótesis artificiales de rodilla, articulaciones de cadera, placas de huesos craneales, etc. Por otra parte, la producción de estructuras porosas tridimensionales utilizando métodos convencionales como la espumación o la pulvimetalurgia fue particularmente desafiante para las aleaciones a base de Ti hasta la llegada de AM. De hecho, las técnicas de fundición no son adecuadas para fabricar Ti celular debido a la alta temperatura de fusión y la fuerte afinidad química por los gases atmosféricos. Además, el Ti fundido es químicamente reactivo con la mayor parte de los materiales del molde. En cuanto a la pulvimetalurgia, se pueden fabricar estructuras con poros dispuestos aleatoriamente y una amplia variedad de tamaños, pero esta técnica ofrece una flexibilidad limitada para controlar los volúmenes de poros y la distribución de la porosidad en la estructura final. Además, los scaffolds de metal sinterizado son delicados, con poca resistencia a la fatiga incluso bajo cargas bajas. Por el contrario, el enfoque capa por capa de EBM resuelve el problema de las formas complejas, haciendo posible además producir implantes personalizados a partir de datos específicos del paciente y tomografías computarizadas [13].

El desarrollo de métodos de fabricación AM permite la producción de implantes ortopédicos con geometría personalizada para adaptarse a la anatomía del paciente y con propiedades personalizadas para imitar el comportamiento del tejido óseo. La cirugía plástica de defectos (del inglés “defect”, prótesis parcial que reemplaza una porción del hueso de la quijada) maxilares y mandibulares como consecuencia de accidentes, malformaciones congénitas, cánceres y defectos después del tratamiento de la necrosis ósea es particularmente problemática. Exige la recuperación de funcionalidades complicadas relativas a la ingesta oral, el habla,

las vías respiratorias libres, la masticación y el restablecimiento de la apariencia original de los rasgos faciales del paciente [13].

Por el contrario, EBM y otros métodos de AM pueden ofrecer implantes faciales personalizados por el paciente. Esto se debe a que la tomografía computarizada de las partes intactas del cráneo se puede utilizar para crear las formas que se adapten perfectamente a las necesidades biomecánicas y estéticas del paciente. Además, un material sólido con capacidad de carga y una estructura porosa se puede conectar e integrar en una sola pieza [51].

El estudio de Suska *et al.* [51] demostró la viabilidad de utilizar EBM para reconstruir la prótesis parcial mandibular de un paciente con un período de seguimiento exitoso de al menos 9 meses. Después de diseñar una réplica ósea digital de la porción mandibular, se utilizó un prototipo de polímero para la planificación y el ajuste prequirúrgicos. El implante final fue producido por EBM usando polvo atomizado con plasma Ti64 ELI. Todas las superficies que miran hacia los tejidos blandos se pulieron con precisión, mientras que la superficie interior de las placas no se pulió para facilitar la fijación con tornillos. El implante redujo significativamente el tiempo de la operación quirúrgica, reduciendo así los costos clínicos y los riesgos de infección. Este nuevo enfoque mejoró los resultados estéticos con respecto a las técnicas de injerto tradicionales, acortó el período de recuperación post-operatoria y mejoró la autoestima del paciente. La coexistencia de superficies lisas y secciones porosas promovió la interacción del implante con tejidos blandos y tejidos duros, respectivamente. Sin embargo, persisten las preocupaciones sobre el resultado a largo plazo de esta nueva técnica, sobre el costo y la disponibilidad del equipo de EBM para la práctica quirúrgica habitual.

Otro estudio [52] propuso un flujo de trabajo racional para diseñar una prótesis mandibular personalizada basada en una estructura enrejada optimizada mediante la combinación de reconstrucción 3D y técnica de EBM. Se adquirieron y elaboraron

imágenes médicas preliminares de tomografía computarizada del cráneo de un paciente para obtener un modelo digital en 3D de la mandíbula sin el tejido blando. Este modelo anatómico se transformó en un modelo CAD. Se retiraron los dientes del modelo y se aplicó una interpolación lineal para suavizar las superficies externas. Posteriormente, el modelo CAD se mezcló en elementos tetraédricos en un tamaño casi uniforme, se transformó en una estructura enrejada y se optimizó en base al principio biónico de uniformidad de tensión durante la masticación. La estructura optimizada obtenida se alisó para minimizar los bordes y esquinas afilados y luego se fabricó por EBM. Después de la implantación de la prótesis mandibular, la herida se curó por completo. La radiografía demostró que la prótesis estaba correctamente fijada sin aflojamiento e infección en un postoperatorio de 6 meses. Los rasgos faciales se mantuvieron simétricos y las funciones masticatorias y del lenguaje se restauraron por completo.

Como parte de una cooperación con Arcam con el objetivo del desarrollo de Ti fabricado por EBM, Harrysson *et al.* [53] investigó placas óseas de paredes delgadas diseñadas a medida para la corrección de la pendiente de la meseta tibial. El acabado de la superficie provocó una variabilidad en el espesor final de las placas EBM, pero todas las placas eran más delgadas que las comerciales. A diferencia de las placas convencionales cuyo tamaño y forma están estandarizados, las placas específicas del paciente no necesitaban un modelado manual para adaptarse a la anatomía del paciente, lo que reducía el tiempo de cirugía y el riesgo de inicio de grietas.

Como se mencionó anteriormente, Cronskär *et al.* [47] demostró la ventaja económica de la EBM para producir prótesis de vástago de cadera personalizadas, especialmente si se procesan varias piezas al mismo tiempo en el mismo trabajo. La rutina de fabricación partió de la reconstrucción tridimensional del canal femoral a partir de imágenes de tomografía computarizada. Se aplicaron enfoques de umbral apropiados para resaltar el hueso que queda después del raspado

quirúrgico. El modelo digital resultante del canal femoral podría usarse como referencia para diseñar el vástago de la cadera utilizando un software CAD. En la ruta “imagen-producto”, este paso inicial de manipulación de imágenes médicas permite el diseño de archivos CAD, el modelado paramétrico y la optimización virtual de la forma de la pieza. Si es necesario, el modelo CAD se puede modificar para adaptarse a posibles anomalías anatómicas, como diferentes longitudes de las piernas o fémures muy deformados. El modelo también se puede convertir en una estructura enrejada para reducir la rigidez del vástago con el fin de minimizar el efecto de protección contra tensiones. El archivo CAD se convierte finalmente a formato (.stl) para su finalización y posterior impresión mediante EBM. Un trabajo en un equipo EBM industrial puede acomodar simultáneamente alrededor de 15-20 vástagos, lo que representa una ventaja sustancial con respecto al procesamiento convencional mediante mecanizado CNC. Además, en EBM, el tiempo de fabricación de varias piezas en el mismo trabajo no es proporcional al número de piezas. Por ejemplo, en el mismo estudio se calculó que el tiempo de construcción para 7 y 14 implantes de vástago es de 36 y 38 horas, respectivamente, porque el tiempo de construcción se rige por el número de capas procesadas en el trabajo y no por el volumen total o el número de piezas.

Un estudio de Imanishi y Choong [54] informaron del primer ejemplo de prótesis de calcáneo producida por MBE. A pesar de la complicada geometría, el implante personalizado se correspondía perfectamente con el astrágalo y el cuboides supervivientes y el paciente pudo volver a caminar descalzo 5 meses después de la cirugía.

Yang *et al.* [55] investigó la osteointegración de tornillos Ti64 con una superficie rugosa producida por EBM en comparación con tornillos Ti convencionales con una superficie lisa. Después de 6 semanas de implantación en vértebras cervicales de oveja, todos los tornillos estaban rodeados de tejido fibroso. Después de 12 semanas, el tejido fibroso había sido reemplazado por tejido óseo. El contacto

hueso-tornillo fue satisfactorio independientemente de la rugosidad de la superficie de los tornillos, pero el tejido óseo recién formado sólo podía crecer en los espacios de los tornillos producidos por EBM, no en los tornillos con una superficie lisa. El número trabecular fue significativamente mayor para los tornillos rugosos que para los lisos, especialmente después de 12 semanas. La resistencia máxima de extracción fue la misma para ambos tipos de tornillos, pero el torque máximo de extracción de los tornillos rugosos fue mayor que el requerido para los tornillos lisos. Para esta aplicación específica, la alta rugosidad de la superficie que se deriva de la EBM es ventajosa para mejorar el rendimiento biomecánico de los tornillos lisos de Ti convencionales. Por otro lado, es interesante observar que los implantes mecanizados con CNC a menudo carecen de una topografía superficial adecuada, porque las superficies acabadas son demasiado lisas para permitir una fijación biológica adecuada. Por ejemplo, la parte medial de los vástagos mecanizados con CNC se pulveriza rutinariamente con polvo de Ti para aumentar la rugosidad de su superficie. Luego, la parte medial se recubre con hidroxiapatita para promover el crecimiento óseo [47]

### 3.9 Evaluación económica

#### 3.9.1 Introducción

Hacia el año 2018 el mercado global de la manufactura aditiva estaba valuado en 9,900 millones de dólares, y se estimaba que para el año 2024 este creciera a 34,800 millones de dólares. Factores como la facilidad en el desarrollo de productos personalizados, la reducción del costo de fabricación y el tiempo de inactividad del proceso, las inversiones gubernamentales en proyectos de impresión 3D y el desarrollo de nuevos materiales de impresión 3D de grado industrial están impulsando el crecimiento de la industria de la impresión 3D. Actualmente, la tendencia en las aplicaciones de impresión 3D está pasando de la creación de prototipos a la fabricación de piezas funcionales en varias verticales, como la automotriz, médica, aeroespacial y de bienes de consumo. La muestra la cuota de mercado que representaba cada una de las tecnologías hacia el año 2018.

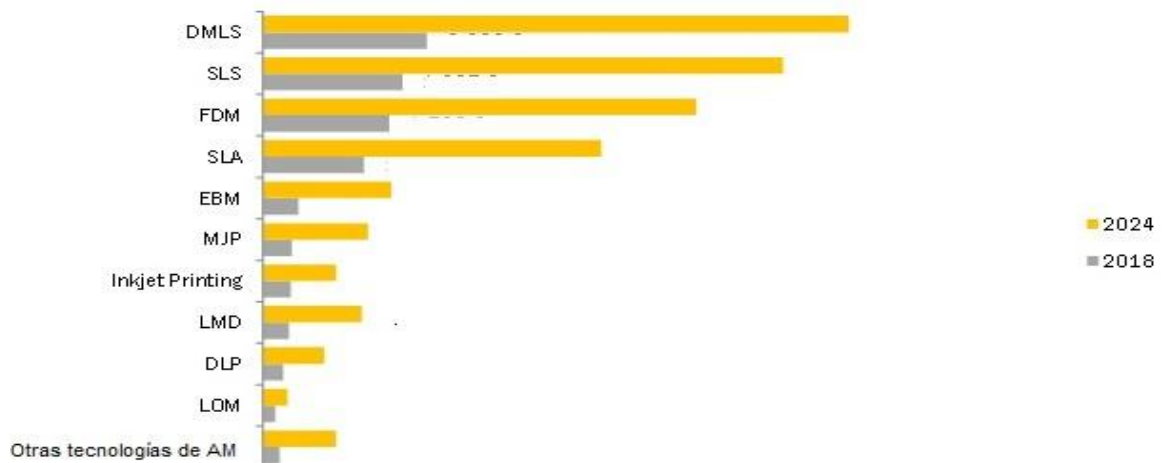


Figura 38: Cuota de mercado de tecnologías de AM a nivel mundial en el año 2018 y proyecciones a 2024 [7].

En Chile, la importación de prótesis implantables ortopédicas es la práctica más común para obtenerlas, dado que no existen productores a nivel nacional de este tipo de producto. Los principales proveedores son Zimmer Biomet, DePuy Synthes,

Stryker, y Smith & Newpew, las cuales abren filiales en distintos países o hacen alianzas con empresas nacionales, normalmente distribuidoras de insumos médicos o clínicas, para la llegada a hospitales y el cliente final.

A nivel latino americano, Johnson & Johnson (EEUU) era líder en la industria de tecnología médica hacia el año 2014 y se proyectaba que continuaría en el primer lugar entre las compañías de la industria ortopédica en los próximos años por medio de su filial DePuy Synthes, seguido de Stryker (15.8% cuota mercado), Zimmer Biomet (12.7% cuota mercado), Medtronic, Smith & Nephew, Anthrex, NuVasive, Globus Medical, Wright Medical Group y Tornier, quienes completan los 10 mayores exportadores hacia Latino America de dispositivos ortopédicos, todos de origen estadounidense, excepto Smith & Newpew, que tiene origen en el Reino Unido [6]. La situación que ocurre en Chile se refleja en gran parte de Latino América, existe un fuerte flujo de importación de dispositivos ortopédicos desde países extranjeros, principalmente Estados Unidos, siendo los tres principales productos son los dispositivos para reemplazo total de rodilla, reemplazo total de cadera y reemplazo de hombro [6]. Las Tabla 22 y Tabla 23 entregan cifras de 2014 de la cuota de mercado de importaciones en Latino América y exportaciones hacia Latino América, respectivamente.

*Tabla 19: Importaciones en Latino América de dispositivos ortopédicos, 2014 [6].*

<b>País Importador</b>	<b>(USD)*10<sup>6</sup></b>	<b>%</b>
Brasil	\$264.627	36,59%
México	\$189.554	26,21%
Colombia	\$139.136	19,24%
Argentina	\$44.362	6,13%
Chile	\$34.273	4,74%
Perú	\$19.058	2,64%
Venezuela	\$10.080	1,39%
Ecuador	\$6.951	0,96%
Bolivia	\$6.037	0,83%
Uruguay	\$5.861	0,81%
Paraguay	\$3.246	0,45%
	\$723.185	100,00%

Tabla 20: *Exportaciones hacia Latino América de dispositivos ortopédicos, 2014* [6].

<b>País Exportador</b>	<b>(USD)* 10<sup>6</sup></b>	<b>%</b>
EEUU	\$331.396	45,82%
Otros países de Europa	\$152.256	21,05%
Alemania	\$76.417	10,57%
China	\$59.563	8,24%
Demás países	\$26.393	3,65%
Italia	\$23.260	3,22%
Brasil	\$15.300	2,12%
Corea del Sur	\$9.461	1,31%
Taiwán	\$8.768	1,21%
Otros países de Lat.Am.	\$6.143	0,85%
Japón	\$6.099	0,84%
India	\$3.827	0,53%
Canadá	\$2.829	0,39%
México	\$1.319	0,18%
Otros países de Asia	\$154	0,02%
	\$723.185	100,00%

Dos casos exitosos de escalado industrial en biomedicina de producción en serie de copas acetabulares a base de titanio fabricadas a través de EBM son las empresas europeas LimaCorporate S.p.A. y AdlerOrtho S.p.A ambas de origen italianas [13]. Por otra parte, la empresa Fico Alemana, empresa Argentina, comenzó la producción de prótesis de cadera total no cementadas a partir de Ti64 utilizando tecnología EBM y un post-tratamiento de HIP, siendo la primera productora latinoamericana de este producto a escala industrial [56].

### 3.9.2 Anteproyecto

Se plantea el anteproyecto de una planta manufacturera de prótesis de reemplazo total de cadera no cementada a partir de polvos de Ti64 a través de la tecnología EBM. Para esto, se plantea en primer lugar un análisis FODA:

Como fortalezas se plantean: (i) el conocimiento metalúrgico crítico que se puede llevar a cabo por un ingeniero a cargo, y las conexiones al mundo académico a

través de la USM, (ii) las ventajas inherentes de la tecnología AM, como lo son el diseño libre y fácilmente personalizable, ahorro en término de materiales, y en particular que el mercado exige volúmenes bajos lo cual se adapta perfectamente a una tecnología de AM, (iii) EBM por otra parte se considera muy adecuado técnicamente para trabajar con Ti64. (iv) Una vez dentro del mercado, las barreras de entrada son altas dada la cantidad de certificaciones que se necesitan y el tiempo que conllevan. (v) Además, este tipo de tecnología permite no solo trabajar con este tipo de prótesis, sino que también podría trabajarse otro tipo de productos, como tornillos de Ti64 para operaciones de cadera, componentes de Ti64 de prótesis de reemplazo total de rodilla, entre otros, por lo que por economía de alcance también podrían abarcarse estos mercados.

Entre las oportunidades de este proyecto se consideraron (i) el crecimiento en el mercado de prótesis a nivel nacional y el mercado de la manufactura aditiva a nivel mundial y (ii) al no haber productores de prótesis implantables ortopédicas en Chile esto se considera una ventaja competitiva.

Las debilidades de este proyecto son claras: (i) la alta inversión inicial por el costo del equipo y el tipo de tecnología es el mayor inconveniente de este proyecto, (ii) a pesar de que a nivel industrial ya hay casos exitosos de prótesis implantables, la bibliografía confirma que la inconsistencia de los resultados en los productos es una problemática real.

Las amenazas de este proyecto se establecen principalmente (i) por la competencia, en la posibilidad en que, por los mismos principios de economías de alcance, estos conglomerados ya establecidos abarquen este mercado a través del enfoque de EBM. (ii) También existe la posibilidad que estos conglomerados creen alianza con una entidad como Fico Alemana, quien ya produce este producto con las mismas características, y lo importen hacia Chile. (iii) Por otra parte, los largos periodos de mora en pagos del sistema de salud y de certificación del producto, dado los

requisitos que se exigen por ley en Chile, pueden poner en problemas al ejercicio de la empresa. La Tabla 21 expone de manera resumida el análisis FODA.

Tabla 21: Análisis FODA

Fortalezas	Oportunidades	Debilidades	Amenazas
Conocimiento metalúrgico	Mercado de prótesis en crecimiento	Alta inversión inicial	Economía de alcance de conglomerados ya establecidos
Conexiones académicas USM	No hay productores en Chile	Inconsistencia en los resultados de los productos	Expansión de conglomerados a importar el mismo producto desde Argentina
Diseño libre y fácilmente personalizable	Mercado de AM en crecimiento		Fuerte dependencia de importaciones
Buy-to-fly bajo comparado con métodos convencionales			Mora en pagos por sistemas de salud
EBM muy adecuado para trabajar con Ti64 y con volúmenes bajos			Largos tiempos de certificación
Altas barreras de entrada			
Facilita economías de alcance			

Para la evaluación de proyecto se toman algunas consideraciones: (i) producto principal y único una prótesis de cadera no cementada de Ti64 construida con un equipo ARCAM EBM A2. (ii) El valor de la prótesis de cadera utilizada como referencia se estima que un 75% es atribuible a piezas de Ti6Al4V construibles con EBM, por lo que se considera un 75% del total al valor final del producto (Detalle de la cotización disponible en ANEXO). (iii) Dado que el peso de una prótesis de cadera oscila entre 1 - 2 (lb) [57], es decir, entre 0,45 - 0,91 (kg), se considera un peso de 553 (g) por pieza, correspondiente a 125 (mL) considerando una densidad de 4420 (kg/m<sup>3</sup>) de la aleación [58]. (iv) Tasa de impresión de 69.24 (g/h) [47]. (v) El valor del insumo principal, los polvos de Ti64 grado 5 se le estima un excedente del 24% del total necesario por pérdida de material [47]. (vi) Al valor del equipo de EBM se le hace un sobre cargo del 25% ya que se estima desde una cotización de un equipo usado que incluye todos complementos de trabajo. (vii) Para todas las

importaciones se considerará un recargo en impuestos de aduana del 30%. (viii) Se toma el factor de conversión de (USD) a (CLP) de 769, y un factor de (EURO) a (USD) de 1.19 para todas las conversiones [59]. (ix) La depreciación de equipos se estima en 10 años, por lo que se considerará un horizonte de 10 años, con una tasa de oportunidad de proyecto de 15%. (x) El impuesto a la renta utilizado es del 27%, correspondiente a la industria en Chile, y (xi) se estima una tasa de inflación de 3,00% anual de Chile [60] con la cual se ajustan los valores de ingresos y egresos. (xii) El lugar de trabajo no necesita demasiado espacio, pero si debe con requerimientos de sanidad para evitar cualquier tipo de contaminación.

(xiii) El equipo de trabajo se estima de 5 personas, que trabajará en un horario de trabajo (xiv) de 8 horas diarias, 5 días a la semana. (xv) Se proyecta manufacturar y vender 30 prótesis de cadera al mes, buscando cubrir 4% del mercado actual, aproximadamente 8600 prótesis de cadera anuales [5]. (xvi) Por último, no se considerarán ningún tipo de post-tratamiento termomecánico para las evaluaciones. La Tabla 22 resume todas las consideraciones y suposiciones iniciales del proyecto.

*Tabla 22: Cuadro resumen de consideraciones para evaluación del anteproyecto.*

<b>INVERSIÓN INICIAL</b>	<b>\$537.829.133</b>	<b>(CLP)</b>
<b>INGRESOS</b>		
PRÓTESIS DE CADERA	\$1.231.336	(CLP/unidad)
<b>EGRESOS</b>		
<b>COSTOS OPERACIONALES</b>		
COSTO INSUMOS	\$5.888.733	(CLP/mes)
SUELDOS (MENSUAL)	\$1.000.000	(CLP/empleado)
COSTO ELECTRICIDAD	\$366.080	(CLP/mes)
<b>COSTOS NO OPERACIONALES</b>		
ARRIENDO	\$3.000.000	(CLP/mes)
OTROS	\$3.000.000	(CLP/mes)
DEPRECIABLES TOTALES	\$393.124.743	(CLP)
<b>OTRAS CONSIDERACIONES</b>		
POLVO DE TI-6AL-4V GRADO 5	232	(USD/kg)
TASA DE CAMBIO	769	(CLP/USD)
	1,19	(EURO/USD)
DENSIDAD POLVO	4.420	(kg/m <sup>3</sup> )
ELECTRICIDAD	59	(CLP/kWh)
POTENCIA ARCAM EBM A2	7	(kWh)

Para la evaluación de proyecto se consideraron 3 casos. El primer caso consiste en lograr el subsidio total de la inversión inicial, sin considerar tener que regresar dicha suma, esto podría lograrse con la alianza de un conglomerado privado o una entidad gubernamental. El segundo caso consiste en la obtención de un préstamo a 3 años con una tasa de interés del 15% anual para pagar la inversión inicial. El tercer y último caso consiste en la obtención de un préstamo a 5 años con una tasa de interés del 15% anual para pagar la inversión inicial. Los resultados más relevantes de cada caso se presentan en la Tabla 23 (Ver ANEXO para el detalle).

*Tabla 23: Tabla resumen de casos estudiados para evaluación de proyecto.*

	<b>Caso 1</b>	<b>Caso 2</b>	<b>Caso 3</b>
<b>VAN</b>	\$511.614.432	\$56.159.555	\$74.365.903
<b>TIR</b>	33,9%	16,6%	17,3%
<b>PAYBACK</b>	3 años, 1 meses	5 años, 7 meses	5 años, 9 meses

Analizando los resultados obtenidos, se concluye lo siguiente: considerando que se plantea que cada valor de VAN es positivo, y cada valor de TIR sobrepasa tasa de oportunidad del 15% que se planteó como diseño del anteproyecto, se puede establecer viabilidad. Sin embargo, los valores no son atractivos, ya que el VAN en segundo y tercer caso no sobrepasan el 15% de la inversión inicial en un horizonte de 10 años, además de lograr el retorno de dinero en más de 5 años y medio. Si bien el primer caso logra valores atractivos de VAN y TIR, este es el caso menos probable porque considera solamente el costo de operación por lo que no debería ser considerado para tomar una decisión de negocios. Además, ningún caso considera un incremento paulatino en la cuota de mercado, economías de alcance, ni consideraciones como alianzas importantes. Por lo anterior, se debe realizar un análisis más profundo y completo.

## **CAPÍTULO 4: CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES**

La manufactura aditiva a través de la tecnología de EBM es capaz de producir piezas de geométricas muy finas y complejas como lo son las prótesis implantables ortopédicas, además de ser capaz de trabajar con materiales tan complejos como el titanio, y la promesa de poder llevar a cabo prótesis personalizadas para cada paciente hacen del EBM un atractivo único para el mercado de la ortopedia.

A nivel de exigencias mecánicas, piezas de Ti64 producidas por EBM en general logran alcanzar los mínimos en que exige la norma ASTM F136-13, además, la microestructura resultante en estado as-built es totalmente comparable con el estado en recocido de los estados conformado y es consecuente con lo que exige la misma norma. Sin embargo, los mayores inconvenientes de esta tecnología son el acabado superficial, los defectos de producción como las porosidades indeseadas y la inconsistencia en los resultados entre productos por variabilidad de en parámetros de proceso. Si bien cierta rugosidad se exige para aumentar la osteointegración de los implantes al hueso, los defectos mencionados pueden provocar inicio de grieta por fatiga, lo que hace necesario llevar a cabo post-tratamientos que se encarguen de dejar en buen estado superficial los productos y disminuir el volumen porcentual de poros presentes en la pieza.

A nivel económico, el mercado mundial de las tecnologías de manufactura aditiva está en crecimiento y proyecta seguir en crecimiento a través de todo el tipo de tecnologías que abarca y materiales que pueden utilizar. Por otra parte, el mercado de productos implantables ortopédicos de alta resistencia se hace cada vez más atractivo por el envejecimiento a nivel mundial, por lo que se estima que la manufactura aditiva tendrá un enorme crecimiento en esta área. El análisis económico revela que, si bien los resultados de los casos planteados entregan viabilidad económica, estos no resultan atractivos, esto dado a la gran inversión inicial que se necesita, el tiempo necesario para la devolución de la inversión inicial

(PAYBACK) está por sobre 5 años y medio y el horizonte de 10 años se considera demasiado largo para los resultados de VAN que no superan el 15% al compararlos con la inversión inicial. Dicho esto, ningún caso considera aumento en la producción, ya que el equipo propuesto puede producir 15 - 20 implantes simultáneos en una impresión, lo cual no necesariamente se volvería más lenta la impresión por el carácter de no linealidad de esta tecnología [47], por lo que apuntar a una mayor cuota de mercado es completamente factible, al menos desde lo técnico.

Se recomienda buscar la manera de hacer más consistentes los resultados de las tecnologías de EBM, ya sea a través de desarrollo de estrategias o mejoras técnicas en los equipos para evitar variaciones caso a caso. Por otra parte, la aleación Ti64 es la principal aleación metálica en implantes ortopédicos y seguirá siéndolo en los próximos años, sin embargo, existe inquietud respecto a una posible intoxicación por vanadio y aluminio, por lo que se recomienda hacer este mismo tipo de análisis con otro tipo de aleación que no provoque estas inquietudes. Siguiendo la idea anterior, en los últimos años las aleaciones tipo  $\beta$  han logrado un atractivo dado que existen aleaciones de este tipo que logran módulos elásticos de menos de la mitad que el Ti64, lo que podría beneficiarse en conjunto con un estudio de estructuras porosas como las presentadas en este trabajo. Finalmente, se recomienda hacer un estudio económico más completo y profundo de factibilidad sobre el mercado nacional de prótesis implantables ortopédicas y la manufactura aditiva en conjunto considerando todos los requerimientos técnicos, rutas de importación para insumos y alianzas específicas con entidades del medio, utilizando distintas tecnologías y materiales, pues la tendencia es que el mercado crecerá mucho en los próximos años.

## REFERENCIAS

- [1] S. Seong, O. Younossi, B. Goldsmith, T. Lang, and M. Neumann, "Titanium: Industrial Base, Price Trends, and Technology Initiatives," *Titan. Ind. Base, Price Trends, Technol. Initiat.*, 2018, doi: 10.7249/mg789.
- [2] T. D. Ngo, A. Kashani, G. Imbalzano, K. T. Q. Nguyen, and D. Hui, "Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges," *Compos. Part B Eng.*, vol. 143, no. February, pp. 172–196, 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.02.012.
- [3] W. E. Frazier, "Metal additive manufacturing: A review," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 23, no. 6, pp. 1917–1928, 2014, doi: 10.1007/s11665-014-0958-z.
- [4] S. Bose, D. Ke, H. Sahasrabudhe, and A. Bandyopadhyay, "Additive manufacturing of biomaterials," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 93, pp. 45–111, 2018, doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.08.003.
- [5] Statista and M. Mikulic, "Number of hip replacements in select countries 2017," 2019. <https://www.statista.com/statistics/283234/number-of-knee-replacements-in-selected-countries/>.
- [6] El Hospital, "PANORAMA DE LA INDUSTRIA DE TECNOLOGÍAS PARA ORTOPEDIA," 2016. <https://www.elhospital.com/temas/Panorama-de-la-industria-de-tecnologias-para-ortopedia+112015>.
- [7] Marketsandmarkets, "3D Printing Market by Offering (Printer, Material, Software, Service), Process (Binder Jetting, Direct Energy Deposition, Material Extrusion, Material Jetting, Powder Bed Fusion), Application, Vertical, Technology, and Geography - Global Forecast to 2024," 2017. <https://www.marketsandmarkets.com/Market-Reports/3d-printing-market-1276.html>.
- [8] C. Cavallo, "Steel vs. Titanium - Strength, Properties, and Uses." <https://www.thomasnet.com/articles/metals-metal-products/steel-vs-titanium-strength-properties-and-uses/#:~:text=Elemental titanium is a silver,the> "light

metal” category.&text=Titanium is difficult to weld,treated to increase its strength.

- [9] ASM INTERNATIONAL, *ASM HANDBOOK Volume 2: Properties and Selection: NonFerrous Alloys and Special-Purpose Materials*, vol. 2. 1992.
- [10] C. Leyens and M. Peters, *Titanium and titanium alloys*. 2003.
- [11] mobasherazmi, “Titanium-Aluminum (Ti-Al) Phase Diagram,” 2014. <https://msetab.wordpress.com/author/mobasherazmi/>.
- [12] H. Galarraga, R. J. Warren, D. A. Lados, R. R. Dehoff, M. M. Kirka, and P. Nandwana, “Effects of heat treatments on microstructure and properties of Ti-6Al-4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM),” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 685, no. February 2018, pp. 417–428, 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.01.019.
- [13] C. Wen, “Metallic Biomaterials Processing and Medical Device Manufacturing,” *Elsevier*, 2020.
- [14] I. Gibson, D. W. Rosen, and B. Stucker, *Additive Manufacturing Technologies*. 2010.
- [15] R. Singh *et al.*, “Powder bed fusion process in additive manufacturing: An overview,” *Mater. Today Proc.*, vol. 26, pp. 3058–3070, 2019, doi: 10.1016/j.matpr.2020.02.635.
- [16] B. Wysocki, P. Maj, R. Sitek, J. Buhagiar, K. J. Kurzydłowski, and W. Świeszkowski, “Laser and electron beam additive manufacturing methods of fabricating titanium bone implants,” *Appl. Sci.*, vol. 7, no. 7, pp. 1–19, 2017, doi: 10.3390/app7070657.
- [17] H. Weiwei, J. Wenpeng, L. Haiyan, T. Huiping, K. Xinting, and H. Yu, “Research on pre-heating of titanium alloy powder in electron beam melting technology,” *Rare Met. Mater. Eng.*, vol. 40, pp. 2072–2075, 2011.
- [18] X. Gong and K. Chou, “Characterization of sintered Ti-6Al-4V powders in electron beam additive manufacturing,” in *Proceedings of the ASME 2013 International Manufacturing Science and Engineering Conference*, 2013, pp. 10–14.

- [19] S. Liu and Y. C. Shin, "Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy : A review," *Mater. Des.*, vol. 164, p. 107552, 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2018.107552.
- [20] S. S. Al-Bermani, M. L. Blackmore, and W. Zhang, "The Origin of Microstructural Diversity, Texture, and Mechanical Properties in Electron Beam Melted Ti-6Al-4V," *Metall. Mater. Trans.*, 2010.
- [21] A. A. Antonyamy, J. Meyer, and P. B. Prangnell, "Effect of build geometry on the  $\beta$ -grain structure and texture in additive manufacture of Ti6Al4V by selective electron beam melting," *Mater. Charact.*, vol. 84, pp. 153–168, 2013.
- [22] 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," *Metall. Mater. Trans.*, 2011.
- [23] N. Biswas, J. L. Ding, V. K. Balla, D. P. Field, and A. Bandyopadhyay, "Deformation and fracture behavior of laser processed dense and porous Ti6Al4V alloy under static and dynamic loading," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 549, pp. 213–221, 2012.
- [24] P.-H. Li, W.-G. Guo, W.-D. Huang, Y. Su, X. Lin, and K.-B. Yuan, "Thermomechanical response of 3D laser-deposited Ti–6Al–4V alloy over a wide range of strain rates and temperatures," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 647, pp. 34–42, 2015.
- [25] U. Ackelid and M. Svensson, "Additive manufacturing of dense metal parts by electron beam melting," 2009.
- [26] A. L. Cooke and J. A. Soons, "Variability in the geometric accuracy of additively manufactured test parts," 2010.
- [27] P. Li, D. H. Warner, A. Fatemi, and N. Phan, "Critical assessment of the fatigue performance of additively manufactured Ti–6Al–4V and perspective for future research," *Int. J. Fatigue* 85, 2016.
- [28] M. Resch, A. F. H. Kaplan, and D. Schuoecker, "Laser-assisted generating of three-dimensional parts by the blown powder process," 2001.
- [29] A. F. H. Kaplan and G. Groboth, "Process Analysis of Laser Beam Cladding," *J. Manuf. Sci. Eng.*, 2000.

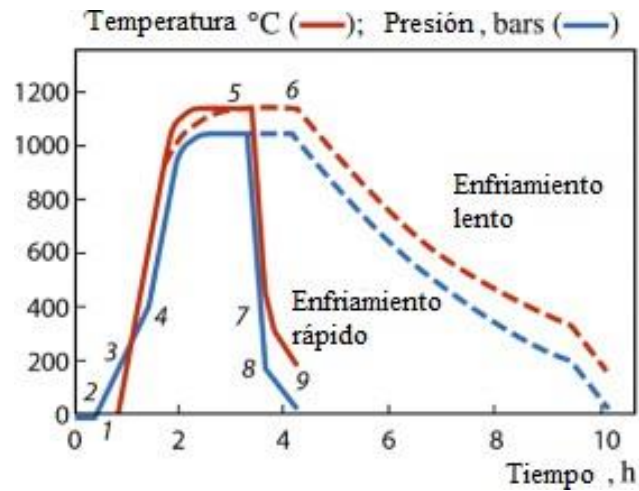
- [30] J. Mazumder, D. Dutta, N. Kikuchi, and A. Ghosh, "Closed loop direct metal deposition: art to part," *Opt. Lasers Eng.*, 2000.
- [31] C. de Formanoir, S. Michotte, O. Rigo, L. Germain, and S. Godet, "Electron beam melted Ti-6Al-4V: Microstructure, texture and mechanical behavior of the as-built and heat-treated material," *Mater. Sci. Eng.*, 2016.
- [32] P. Mercelis and J. P. Kruth, "Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting," *Rapid Prototyp. J.*, 2006.
- [33] M. Koike *et al.*, "Evaluation of Titanium Alloys Fabricated Using Rapid Prototyping Technologies-Electron Beam Melting and Laser Beam Melting," *Materials (Basel)*, 2011.
- [34] NOVA Electronic Materials LLC, "Miller Indices." .
- [35] B. E. Carroll, T. A. Palmer, and A. M. Beese, "Anisotropic tensile behavior of Ti-6Al-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing," *Acta Mater.*, 2015.
- [36] X. Li, J. Xie, and Y. Zhou, "Effects of oxygen contamination in the argon shielding gas in laser welding of commercially pure titanium thin sheet," *J. Mater. Sci.*, 2005.
- [37] M. Simonelli, Y. Y. Tse, and C. Tuck, "Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti-6Al-4V," *Mater. Sci. Eng.*, 2014.
- [38] S. Beretta and S. Romano, "A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes," *Int. J. Fatigue*, 2017.
- [39] J. Günther *et al.*, "Fatigue life of additively manufactured Ti-6Al-4V in the very high cycle fatigue regime," *Int. J. Fatigue*, vol. 94, pp. 236-245, 2017.
- [40] G. Lütjering and A. Gysler, "Fatigue: a critical review," in *G. Lütjering, U. Zwicker, W.Bunk (Eds.) Titanium'84: Science and Technology, Proc. 5th World Conference on Titanium*, 1984, pp. 2065-2083.
- [41] A. K. Polasik, "The role of microstructure on high cycle fatigue lifetime variability in Ti-6Al-4V," 2014.

- [42] Y. Zhai, H. Galarraga, and D. A. Lados, "Microstructure, static properties, and fatigue crack growth mechanisms in Ti-6Al-4V fabricated by additive manufacturing: LENS and EBM," *Eng. Fail. Anal.*, 2016.
- [43] Ministerio de Salud, "DECRETO SUPREMO 825 REGLAMENTO DE CONTROL DE PRODUCTOS Y ELEMENTOS DE USO MEDICO," 1998.
- [44] Instituto de Salud, "Dispositivos Médicos." <http://www.ispch.cl/dispositivos-medicos#:~:text=Los Dispositivos Médicos se regulan,Nº 825%2F98>.
- [45] Soluciones Constructivas ANMACRI, "FABRICACIÓN DE PIEZAS METÁLICAS," 2020. <https://www.obrasmetal.com/servicios/fabricacion-piezas-metalicas>.
- [46] B. Basu, *Biomaterial for bone tissue engineering applications*. 2016.
- [47] M. Cronskär, M. Bäckström, and L.-E. Rännar, "Production of customized hip stem prostheses—a comparison between conventional machining and electron beam melting (EBM)," *Rapid Prototyp*, 2013.
- [48] L. Ladani and L. Roy, "Mechanical behavior of Ti-6Al-4V manufactured by electron beam additive fabrication," *Conf. ASME 2013 Int. Manuf. Sci. Eng. Conf. collocated with 41st North Am. Manuf. Res. Conf.*, 2013.
- [49] O. Harrysson and D. Cormier, "Direct fabrication of custom orthopedic implants using electron beam melting technology," *Adv. Manuf. Technol. Med. Appl.*, 2006.
- [50] L. Zhang and L. Chen, "A Review on Biomedical Titanium Alloys: Recent Progress and Prospect," vol. 1801215, pp. 1–29, 2019, doi: 10.1002/adem.201801215.
- [51] F. Suska *et al.*, "Electron beam melting manufacturing technology for individually manufactured jaw prosthesis: a case report," *J. Oral Maxillofac. Surg.*, vol. 74, 2016.
- [52] R. Yan *et al.*, "Electron beam melting in the fabrication of three-dimensional mesh titanium mandibular prosthesis scaffold," *Sci. Rep.*, vol. 8, 2018.
- [53] O. Harrysson *et al.*, "Evaluation of titanium implant components directly fabricated through electron beam melting technology," in *in: R. Venugopalan*,

*M. Wu (Eds.), Materials and Processes for Medical Devices Conference, 2006, pp. 15–20.*

- [54] J. Imanishi and P. F. M. Choong, “Three-dimensional printed calcaneal prosthesis following total calcaneotomy,” 2015.
- [55] J. Yang *et al.*, “Biomechanical and histological evaluation of roughened surface titanium screws fabricated by electron beam melting,” *PLoS One*, vol. 9, 2014.
- [56] Grupo Alemana, “Único tallo STD no cementado desarrollado en Latinoamérica con Tecnología EBM de impresión 3D trabecular.” <https://grupoalemana.com/Cyclon2cementless.pdf>.
- [57] Beaumont, “Hip Prosthesis.” <https://www.beaumont.org/treatments/hip-prosthesis#:~:text=The weight of the implant,the weight in your hip>.
- [58] ASM, “Titanium Ti-6Al-4V (Grade 5), Annealed.” <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=MTP641>.
- [59] TransferWise, “Currency Converter.” <https://transferwise.com/gb/currency-converter/usd-to-clp-rate?amount=1000>.
- [60] Datos macro, “IPC de Chile.” <https://datosmacro.expansion.com/ipc-paises/chile#:~:text=La tasa de variación anual,es del 2%2C8%25>.
- [61] engineer on a disk, “Roughness Characterization.” .

## ANEXO



*Figura 39: Típico ciclo de HIP.*

*Tabla 24: Cotización de referencia, efectuado al año 2017.*



<b>Base System</b>				
<u>Qty.</u>	<u>Art.No.</u>	<u>Item</u>	<u>Unit price</u>	<u>Price</u>
1	102671	Arcam A2 (used) - R1084	€ 295.000	€ 295.000
1	102484	Powder Recovery System (PRS Ti) - NEW	€ 34.000	€ 34.000
1	104168	Powder Handling Trolley - NEW	€ 14.900	€ 14.900
1	102509	Consumables Start Pack (A2) - NEW	€ 5.000	€ 5.000
2	102391	Explosion-protected vacuum cleaner - NEW	€ 3.900	€ 7.800
1	102349	Water Cooling System EU & ROW - NEW	€ 5.400	€ 5.400
<b>System Total</b>				<b>€ 362.100</b>
<b>Services</b>				
1	752094	Freight	€ 5.000	€ 0
1	752108	Certification training, Level 1 @ Arcam		€ 0
1	752099	Certification training, Level 1 @ Client	€ 5.000	€ 0
1	752098	Installation	€ 7.500	€ 0
12	752095	Base Support & Maintenance Agreement	€ 2.900 / month	€ 34.800
12	752111	<u>Maintenance discount during warranty</u>	<u>-€ 1.300 / month</u>	<u>-€ 15.600</u>
<b>Total 1st year</b>				<b>€ 19.200</b>
<b>Total Services</b>				<b>€ 19.200</b>
<b>Materials</b>				
100	430944	Arcam Ti6Al4V powder	€ 150 / kg	€ 15.000
<b>Gran Total</b>				<b>€ 396.300</b>

$$VAN = -I_0 + \sum_{t=1}^T \frac{1}{(1+i)^t} \quad (4)$$

$$0 = -I_0 + \sum_{t=1}^T \frac{1}{(1+TIR)^t} \quad (5)$$

$$0 = -I_0 + \sum_{t=1}^{PAYBACK} \frac{1}{(1+i)^t} \quad (6)$$

Roughness Average (del inglés, rugosidad media) representa un promedio de la rugosidad en una superficie de muestra de longitud  $l$  desde una superficie de referencia, ya sea a través de muestras de alturas (ver Figura 40) o ya sea a través de muestra de áreas (ver Figura 41).

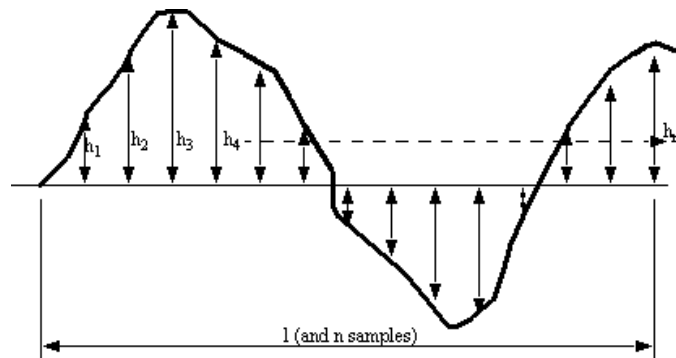


Figura 40: Esquema ejemplo de cálculo de  $Ra$  a través de altura,  $h_i$  es la altura muestra,  $n$  es la cantidad total de muestras,  $l$  es la longitud del espacio de muestras [61].

**Roughness Average ( $Ra$ )** (7)

$$= \left(\frac{1}{n}\right) * \sum_{i=1}^n h_i$$

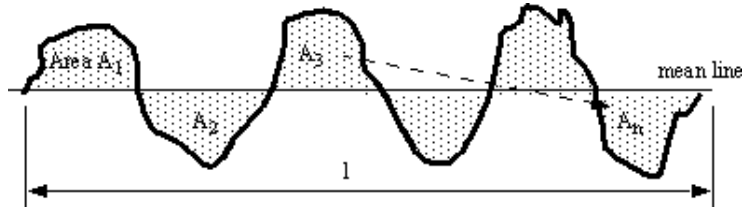


Figura 41: Esquema ejemplo de cálculo de  $R_a$  a través de través de área,  $A_i$  es la altura muestra,  $n$  es la cantidad total de muestras,  $l$  es la longitud del espacio de muestras [61].

**Roughness Average ( $R_a$ )**

(8)

$$= \frac{1}{l} * \sum_{i=1}^n A_i$$

Tabla 25: Detalle de caso 1 (subsidio total de inversión inicial), en millones de (CLP).

<b>Invers. inicial</b>	<b>Tasa inflación</b>	15%		
		<b>VAN</b>	<b>TIR</b>	<b>Payback</b>
\$538	3,00%	512	33,9%	3 años, 1 mes

		0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
<b>Ingresos</b>	<b>Venta implantes de cadera</b>		304	470	483	496	510	523	536	550	563	576
<b>Egreso</b>	<b>Costos operacionales</b>		-113	-116	-119	-122	-126	-129	-132	-136	-139	-142
	<b>Costos no operacionales</b>		-74	-76	-78	-81	-83	-85	-87	-89	-91	-94
	<b>Margen bruto</b>		118	278	285	293	301	309	317	325	333	340
\$393	<b>Depreciación</b>		-40	-42	-43	-44	-45	-46	-48	-49	-50	-51
	<b>Utilidad antes de impuestos.</b>		77	236	243	249	256	263	269	276	283	289
27,00%	<b>Impuesto a la renta</b>		21	64	66	67	69	71	73	75	76	78
	<b>Flujo neto s/dep.</b>		56	172	177	182	187	192	197	202	206	211
\$393	<b>Depreciación</b>		40	42	43	44	45	46	48	49	50	51
	<b>Flujo neto c/dep.</b>	-538	97	214	220	226	232	238	244	250	256	262

Tabla 26: Detalle de caso 2 (préstamo a 3 años de inversión inicial), en millones de (CLP).

<b>Invers. inicial</b>	<b>Tasa inflación</b>	15,0 0%		
		<b>VAN</b>	<b>TIR</b>	<b>Payback</b>
\$538	3,00%	\$56	16,6 %	5 años, 7 meses

		0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
<b>Ingreso</b>	<b>Venta implantes de cadera</b>		304	470	483	496	510	523	536	550	563	576
<b>Egreso</b>	<b>Costos operacionales</b>		-113	-116	-119	-122	-126	-129	-132	-136	-139	-142
	<b>Costos no operacionales</b>		-74	-76	-78	-81	-83	-85	-87	-89	-91	-94
	<b>Préstamo</b>		-185	-190	-195							
15,00%	<b>Intereses préstamo</b>		-83	-53	-24							
	<b>Margen bruto</b>		-150	35	66	293	301	309	317	325	333	340
\$393	<b>Depreciación</b>		-40	-42	-43	-44	-45	-46	-48	-49	-50	-51
	<b>Utilidad antes de impuestos.</b>		-191	-7	24	249	256	263	269	276	283	289
27,00%	<b>Impuesto a la renta</b>		0	0	6	67	69	71	73	75	76	78
	<b>Flujo neto s/ dep.</b>		-191	-7	17	182	187	192	197	202	206	211
\$393	<b>Depreciación</b>		40	42	43	44	45	46	48	49	50	51
	<b>Flujo neto c/dep.</b>	-538	-150	35	60	226	232	238	244	250	256	262

Tabla 27: Detalle de caso 3 (préstamo a 5 años de inversión inicial), en millones de (CLP).

<b>Invers. inicial</b>	<b>Tasa inflación</b>	15,00 %		
		<b>VAN</b>	<b>TIR</b>	<b>Payback</b>
\$538	3,00%	\$74	17.3%	5 años, 9 meses

		0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
<b>Ingreso</b>	<b>Venta implantes de cadera</b>		304	470	483	496	510	523	536	550	563	576
<b>Egreso</b>	<b>Costos operacionales</b>		-113	-116	-119	-122	-126	-129	-132	-136	-139	-142
	<b>Costos no operacionales</b>		-74	-76	-78	-81	-83	-85	-87	-89	-91	-94
	<b>Préstamo</b>		-111	-114	-117	-120	-124					
15,00%	<b>Intereses préstamo</b>		-83	-64	-46	-28	-8					
	<b>Margen bruto</b>		-76	100	122	145	169	309	317	325	333	340
\$393	<b>Depreciación</b>		-40	-42	-43	-44	-45	-46	-48	-49	-50	-51
	<b>Utilidad antes de impuestos.</b>		-117	58	79	101	124	263	269	276	283	289
27,00%	<b>Impuesto a la renta</b>		0	16	21	27	33	71	73	75	76	78
	<b>Flujo neto s/ dep.</b>		-117	42	58	74	90	192	197	202	206	211
\$393	<b>Depreciación</b>		40	42	43	44	45	46	48	49	50	51
	<b>Flujo neto c/dep.</b>	-538	-76	84	100	118	136	238	244	250	256	262