

Tratamientos térmicos de estructuras tipo giroide fabricadas en Ti6Al4V por manufactura aditiva

Heat treatments on a Ti6Al4A giroid-type structure fabricated by additive manufacturing

Luis Kevin Ayala Gastelum¹, Jorge Corona-Castuera^{1*}, John Henao², Carlos A. Poblano-Salas¹, Juan Carlos Castro Sandoval¹

¹CIATEQ A.C., Av. Manantiales 23-A, Parque Industrial Bernardo Quintana, El Marqués, Querétaro, 76246, México.

²CONACyT-CIATEQ A.C., Av. Manantiales 23-A, Parque Industrial Bernardo Quintana, El Marqués, Querétaro, 76246, México.

* jcorona@ciateq.mx

Resumen

El Ti6Al4V es una de las aleaciones de titanio más utilizadas por sus propiedades físico- mecánicas y químicas para diferentes aplicaciones industriales, entre las que se incluyen la industria biomédica y la aeronáutica. En el presente trabajo se presenta la fabricación por manufactura aditiva DMLS de una estructura tipo giroide en Ti6Al4V que presenta potencial para aplicaciones estructurales. Las muestras de estructura tipo giroide fueron sometidas a tratamientos térmicos (TT) de solubilizado y envejecido (910°C/8h/WC) y recocidos (800°C/4h, 850°C/3h, y 870°C/2h, con enfriamientos en aire). Adicionalmente, el estudio incluye el análisis metalográfico de las muestras antes y después de los tratamientos térmicos aplicados. Los resultados revelan que se produce la precipitación de fases estables y/o metaestables según el tipo de tratamiento térmico aplicado a las muestras. Se realizaron pruebas de las propiedades mecánicas de las muestras antes y después del tratamiento térmico con el fin de correlacionar la microestructura obtenida con las propiedades mecánicas inducidas en el material. Se encontró que la dureza, módulo elástico, y punto de fluencia dependen del tipo tratamiento térmico aplicado; por ejemplo, se presenta un incremento de dureza y reducción en ductilidad de las muestras estudiadas con un TT de envejecido.

Abstract

Ti6Al4V is one of the most widely used titanium alloys due to its physical-mechanical and chemical properties for different industrial applications, including the biomedical and aeronautical industries. In the present work we present the fabrication by DMLS additive manufacturing of a gyroid-type structure in Ti6Al4V that shows potential for structural applications. The gyroid-type structure samples were subjected to thermal treatments (TT) of solubilizing and aging (910°C/8h/WC) and annealing (800°C/4h, 850°C/3h, and 870°C/2h, with air cooling). Additionally, the study includes the metallographic analysis of the samples before and after the heat treatments applied. The results reveal that precipitation of stable and/or metastable phases occurs depending on the type of heat treatment applied to the samples. Tests of the mechanical properties of the samples before and after heat treatment were carried out in order to correlate the microstructure obtained with the mechanical properties induced in the material. It was found that the hardness, elastic modulus, and yield point depend on the type of heat treatment applied; for example, an increase in hardness and a reduction in ductility of the samples studied with an aging TT is presented.

Palabras clave:

Manufactura aditiva, Estructura giroide, Tratamientos Térmicos, Pruebas mecánicas, DMLS

Keywords:

Additive manufacturing, Gyroid-type structure, heat treatment, mechanical tests, DMLS

Introducción

Las aleaciones de titanio son conocidas por su aplicación en una amplia gama de componentes industriales, tales como álabes, sujetadores, anillos y discos, entre otros. Las aleaciones de titanio también se utilizan en piezas para motores de alto rendimiento como engranes, bujes, tornillos etc. En la industria biomédica, por su biocompatibilidad, estas aleaciones también se utilizan en implantes tales como tornillos, placas, o dispositivos ortopédicos [1].

En años recientes la manufactura aditiva (MA) se ha posicionado como una alternativa para la producción de piezas de aleaciones de titanio, en particular, para aquellas piezas con alto valor agregado y difíciles de fabricar por métodos con-

vencionales de manufactura. La MA de metales por cama de polvos es un proceso mediante el cual se utilizan datos CAD 3D del modelo de la pieza a fabricar y, mediante la energía de un rayo láser que barre la superficie de un depósito, se promueve la fusión de los polvos metálicos finos capa sobre capa [2]. Hoy en día, uno de los mayores focos de atención en el desarrollo de piezas de titanio por manufactura aditiva se centra en el desarrollo de piezas con una alta relación volumen/peso para optimización topológica de estructuras y en sistemas de enfriamiento con entramados complejos [3].

Las estructuras celulares conocidas como triplemente periódicas (TPMS) son un tipo de metamaterial que pueden pre-

sentar propiedades físicas y mecánicas diferentes a aquellas que exhiben los materiales en bulto de similar composición. Dentro de este tipo de estructuras TPMS se encuentran las estructuras tipo giroide que consisten en arreglos tridimensionales con superficies mínimas que no contienen líneas rectas [4]. La MA aditiva resulta ideal para la fabricación de este tipo de estructuras puesto que es posible fabricar el modelo 3D a partir de una ecuación matemática que representa la superficie TPMS y convertirla en lenguaje de máquina para su fabricación. En años recientes, se han desarrollado trabajos de investigación asociados a la metodología de obtención de las estructuras TPMS para manufactura aditiva [5-7]. Por ejemplo, gracias a la complejidad geométrica y el tipo de porosidad interna, se han realizado intentos para la fabricación de este tipo de estructuras mediante procesos como la lixiviación, la formación de espuma con gas y la separación de fases seguida de liofilización [8-12]. Aunque debido a la forma, el tamaño y la conectividad de los poros, difícilmente se pueden controlar por estos métodos. En este sentido, la manufactura aditiva a través del diseño de la estructura por computadora permite el control de sus características, lo que resulta en estructuras con topologías hechas a la medida para las aplicaciones que se requieran. Algunos autores reportan que, debido a las bajas densidades, unas de las aplicaciones de las TPMS son de tipo estructural donde se requiera el diseño de componentes ligeros y rígidos. Así mismo, también se han propuesto en aplicaciones de amortiguación y absorción de impacto, gracias a sus bajos esfuerzos y grandes deformaciones bajo esfuerzos de compresión [13,15].

En trabajos previos, se ha empleado la manufactura aditiva de Sinterizado Directo de Metal por Laser (DMLS) para la fabricación de estructuras tipo giroide. En este proceso inciden parámetros de fabricación tales como la densidad de energía volumétrica, la velocidad de escaneo del láser y el espesor de capa de polvo, entre otros, sobre la microestructura y propiedades mecánicas de las piezas obtenidas [16,17]. Así mismo, estudios enfocados a la fabricación de estructuras TPMS sugieren que el tipo de estructura, la fracción de volumen y el tamaño de la celda son los principales factores que influyen en la factibilidad para su fabricación por DMLS [18]. Rajagopalan et al. [19] reportaron entramados de TPMS primitivos de Schwarz mediante la combinación de los procesos de MA e inyección, y la capacidad de estos entramados para asemejarse a formas biológicas. Melchels et al. [20] fabricaron estructuras TPMS tipo giroide para ingeniería de tejidos mediante MA. En particular, Melchels et al. [21] revelaron que las estructuras tipo giroide de Schöen pueden mostrar una permeabilidad 10 veces superior en comparación con un material que posee una arquitectura de poros aleatorios [21-22]. Aunque las estructuras TPMS han sido estudiadas por algunos autores y han demostrado ser de gran interés para diferentes tipos de aplicaciones (por ejemplo, para sistemas de absorción de energía e ingeniería de tejidos [22]), son pocos los trabajos publicados que han investigado la propiedades mecánicas en función de la microestructura de los de estructuras TPMS tipo giroide en

Ti-6Al-4V fabricados por DMLS, con el fin de comprender mejor su comportamiento mecánico y optimizar su uso para diversas aplicaciones.

El presente trabajo se enfoca en el estudio del efecto de tratamientos térmicos de solubilizado, envejecido y recocido sobre las propiedades mecánicas de estructuras tipo giroide en Ti-6Al-4V obtenidas mediante DMLS a partir de parámetros de fabricación previamente optimizados. El presente estudio incluye el análisis metalográfico antes y después de los tratamientos térmicos con el fin de comprender el impacto de la microestructura obtenida en los tratamientos térmicos sobre las propiedades mecánicas de este tipo de estructuras.

Metodología Experimental

Fabricación de muestras

La estructura tipo giroide seleccionada para la fabricación por MA en el presente trabajo fue obtenida a partir de la siguiente ecuación:

$$F=(\cos x)(\sin y)+(\cos y)(\sin x)+(\cos z)(\sin x)-t \quad Ec.1$$

En donde t corresponde a un factor de espesor de la estructura. La ecuación 1, fue empleada para obtener un modelo de las muestras en formato STL por medio del software MATLAB y, posteriormente, para la fabricación aditiva con la tecnología DMLS.

Se utilizó polvo de Ti-6Al-4V comercial, con morfología esférica y con un tamaño de partícula promedio de 40 μm (EOS, GmbH). Las piezas con estructura tipo giroide fueron fabricadas con el equipo EOSINT M280, empleando parámetros de fabricación estándar y un espesor de capa de 60 μm . Se fabricaron un total de 30 muestras, con dimensiones de 30 mm diámetro y 60 mm de altura con una capa de 0.5 mm de espesor que cubre al cilindro, la cual emula de cierta manera un hueso, en la parte exterior la parte cortical y en el interior la parte esponjosa o trabecular que conforma la estructura celular.

Un primer lote de 15 muestras fueron usadas para realizar 4 tratamientos térmicos, con 3 repeticiones cada uno más las muestras sin tratamiento. Este primer lote de muestras fue posteriormente sometido a pruebas de compresión de acuerdo a la norma ISO 13314 [23]. El segundo lote de muestras se utilizaron para realizar pruebas de fatiga una vez seleccionado y aplicado un tratamiento térmico de entre los 5.

Tratamientos térmicos

En el presente trabajo se plantearon los siguientes tratamientos térmicos (TT):

TT1. corresponde a un TT de solubilizado, enfriamiento rápido y envejecido, la primera parte se lleva a cabo a 910°C durante 8 horas con enfriamiento en agua (a temperatura ambiente), la segunda parte a 750°C por 4 horas con enfriamiento en horno a 20°C. ver **Figura 1-a**.

TT2. corresponde a un TT de recocido, que consiste en elevar la temperatura a 800°C por 4h con enfriamiento al aire (AC) a temperatura ambiente, ver **Figura 1-b**.

TT3. corresponde a un TT de recocido a 850°C por 3h con AC, ver **Figura 1-c** y,

TT4. corresponde a un TT de recocido a 870°C por 2h con AC, ver **Figura 1-d**.

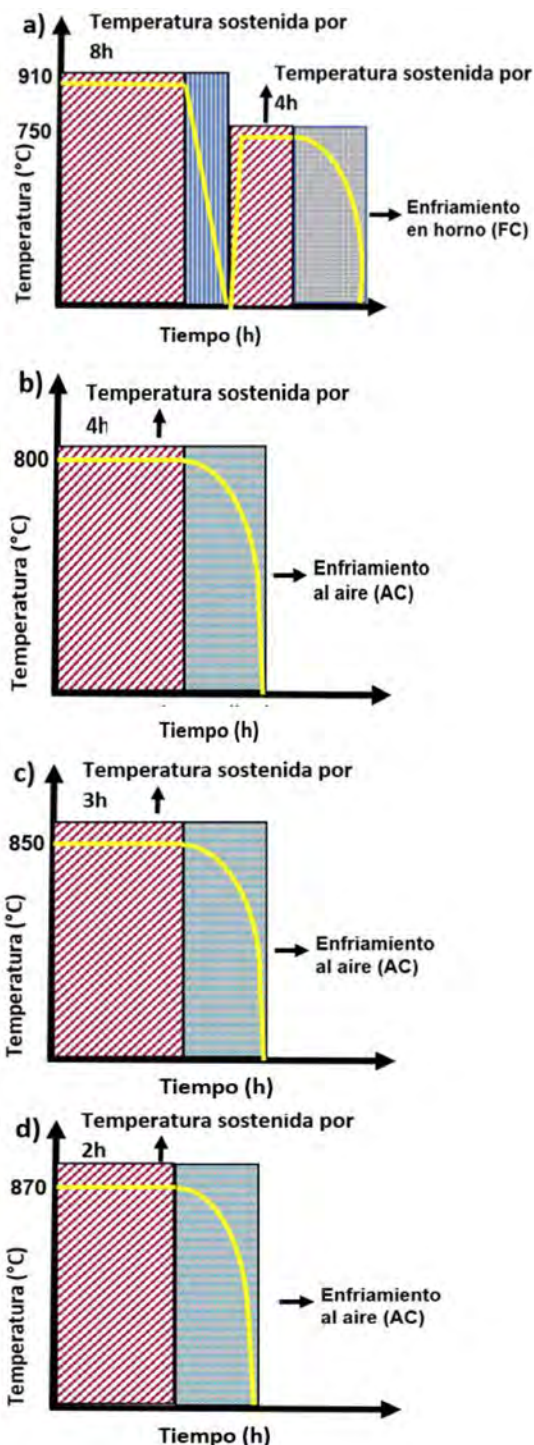


Figura 1: Esquema de los distintos tratamientos térmicos empleados: a) Solubilizado - envejecido, b) Recocido a 800°C por 4 h, c) Recocido a 870°C por 2 h, d) Recocido a 850°C por 3 h.

Los TT se realizaron en un horno tubular safterm STGC-80-12 de 400 mm de largo con un diámetro de 80 mm a una tasa de calentamiento de 10 °C/min en atmósfera de argón a un flujo de 600 ml/min.

Metalografía de muestras cilíndricas

La preparación de las muestras obtenidas por DMLS para su análisis metalográfico se realizó a través de cortes de la sección media de las diferentes muestras mediante una cortadora por gravedad de disco de diamante Struers Minitom a 500 rpm, el desbaste superficial con papel lija se realizó con distintos números de papel (P800,1500,2400,4000).

Posteriormente, se realizó el pulido superficial empleando paños de preparación metalográfica y pasta de diamante de 1 μm . El desbaste y pulido se realizaron en una pulidora semi-automática (Struers Labpol- 20) a 500 rpm con un flujo de agua constante sobre la muestra. La microestructura de las muestras se reveló mediante ataque químico por inmersión empleando reactivo de Kroll (H_2O -100ml, HF -2ml, HNO_3 -6ml). El tiempo de inmersión de la superficie pulida a espejo de las muestras fue de 25 segundos, con posterior lavado con etanol y agua. Finalmente, se tomaron imágenes de la microestructura en la superficie de las muestras preparadas mediante microscopía óptica (Union Tokyo Bi-13238) a 400x y 200x de magnificación, respectivamente.

Pruebas de micro dureza

Se realizaron mediciones de micro dureza Vickers (LECO M-400-HI) aplicando una carga de 1000 gf (HV1000) con un tiempo de aplicación de 15 segundos. Se realizaron 6 mediciones por muestra, las cuales fueron tomadas a lo largo de la zona central y perimetral de cada una de estas como se puede ver en la **Figura 2**. Finalmente, los valores reportados para cada muestra corresponden a un promedio de los valores de dureza registrados en los distintos puntos.

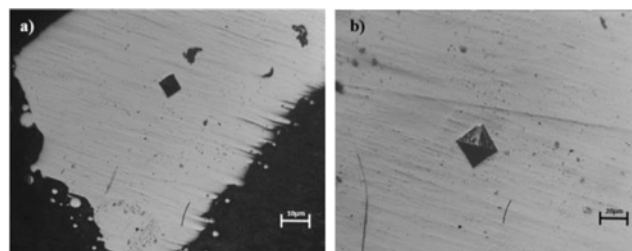


Figura 2: Indentaciones tomadas en diferentes puntos de la muestra a) contorno de la muestra (100X) b) centro de la muestra (200X)

Pruebas de compresión

Las pruebas de compresión se realizaron en una máquina de prueba universal (Shimadzu UH-X/FX) siguiendo la norma ISO 13314 [23], a una velocidad de avance del cabezal de 3.6 mm/min y con 3 repeticiones. Los ensayos se realizaron sobre muestras sin TT y en muestras con TT. Con la finalidad de realizar la medición de la deformación de las muestras se usó un video extensómetro (MTS modelo: Manta) con lente de 25 mm a una frecuencia 17 Hz. Para la medición con el

video extensómetro se pintaron puntos de referencia sobre una de las caras longitudinales de las muestras a una distancia de 10 mm entre cada punto. Debido a las dimensiones de las muestras, las pruebas de compresión se detuvieron hasta alcanzar un porcentaje mayor al 60% de deformación en las muestras analizadas.

Resultados y Análisis

Fabricación

En la **Figura 3** se puede observar la topología característica de este tipo de metamateriales con superficies suaves y porosidad interconectada. Las tapas solidas en los externos de las muestras fueron fabricadas intencionalmente con el objetivo de tener una superficie plana al momento de realizar los ensayos de compresión poder sujetar la muestra estas tapas son de 10 mm, ver **Figura 3 b**.

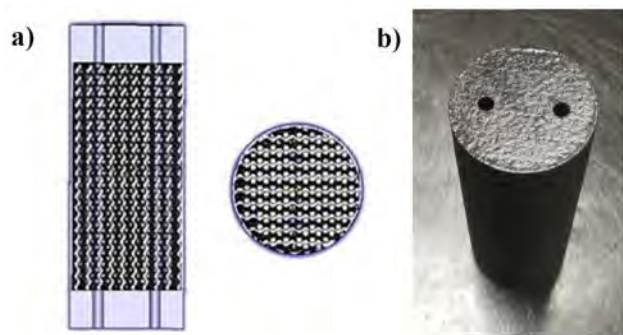


Figura 3: a) Modelo CAD de muestra cilíndrica con estructura interna tipo giroide fabricada por DMLS en Ti6Al4V, b) Muestra cilíndrica fabricada

Metalografía

Sin tratamiento

El análisis metalográfico de las muestras obtenidas en el presente estudio revela que estas presentan una microestructura tipo martensítica acicular (α') dentro de los granos columnares de la fase β tal como se puede observar en la **Figura 4**. Se conoce que la martensita es una fase metaestable que se produce debido al enfriamiento rápido de la fase β .

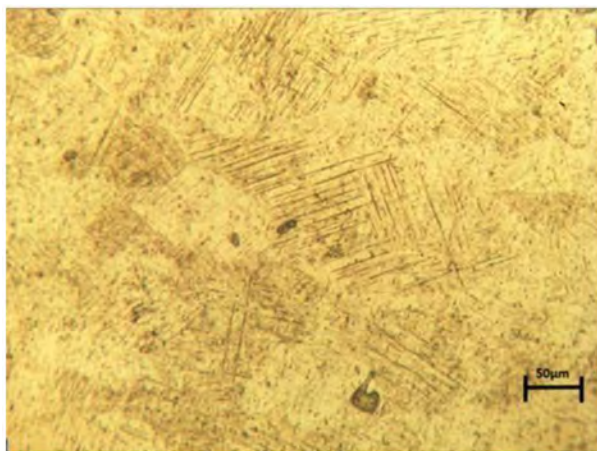


Figura 4.- Microestructura presente en las muestras sin tratamiento térmico, la fase α' se observa como láminas entrelazadas entre sí, a 200X.

La transformación martensítica ocurre sin difusión ni cambios de composición química, correspondiendo a un fenómeno de tipo cinético. En DMLS, la incidencia del haz láser sobre el lecho de polvo resulta en una entrada de calor concentrada por tiempos de interacción cortos, lo que promueve altas velocidades de enfriamiento entre el depósito de cada capa. Las capas de material procesado en DMLS se someten a repetidos ciclos térmicos de calentamiento y enfriamiento durante la fabricación, lo que da lugar a la formación de granos columnares. Estudios previos demuestran que los granos columnares disminuyen la ductilidad y favorecen la falla intergranular [24].

Tratamiento térmico de solubilizado y envejecido

En la **Figura 5** se presenta la microestructura obtenida en las muestras con TT1. Los resultados revelan que la microestructura es similar a la Widmanstätten en granos de fase β . El tamaño de grano promedio calculado según la norma ASTM E112-96 [25] fue de 0.0304 mm, lo cual es mayor que el tamaño de grano calculado para las muestras sin TT (0.0280 mm aprox). Es importante destacar que la temperatura mayor a 900°C no afectó la estabilidad de la fase β , promoviendo fenómenos de difusión que resultaron en el crecimiento de grano. Se conoce que a temperaturas entre β -transus y 700 °C, la nucleación de partículas α primarias se produce en los límites de grano. Las estructuras aciculares crecen posteriormente después de la nucleación α primaria, pero exhiben dos características diferentes, es decir, capas de fase α planas debido al cambio de volumen y listones de Widmanstätten distribuidos en los granos de fase beta [26].

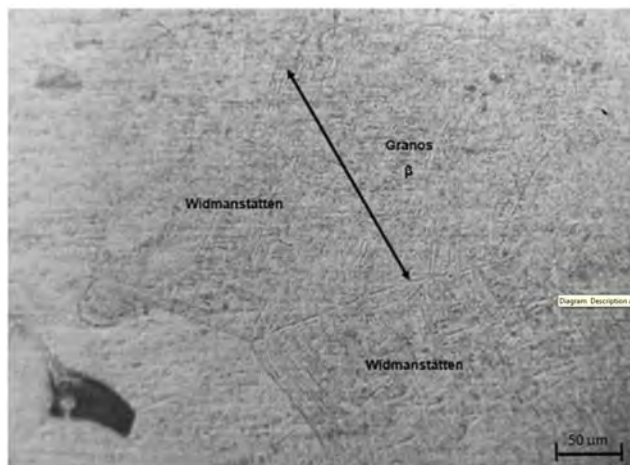


Figura 5.- Microestructura obtenida en las muestras con tratamiento de 910°C-8h-WC/750- 4h-FC. A 200x.

Tratamientos térmicos de recocido

Las muestras sometidas a los distintos tratamientos de recocido en el presente estudio muestran una microestructura similar entre sí, caracterizándose por la presencia de las fases α (laminar) y la fase β (irregular). Se sabe que al aumentar la temperatura existe una estabilidad de la fase β ; a temperaturas entre 760 y 800 °C, la fase martensítica puede sufrir una descomposición, lo que permite obtener una microestructura refinada después del enfriamiento lento, pues se tiene el

tiempo suficiente para que se produzca la difusión de fases en el material [27]. Al subir la temperatura a 800°C, 850°C y 870°C, y después enfriar al aire a temperatura ambiente, la descomposición de la fase martensítica da como resultado la formación de colonias de fase α , ver **Figura 6**. El tamaño de estas colonias depende principalmente del tiempo de permanencia a la temperatura establecida, aun por encima de las rapideces de enfriamiento, siendo estas colonias las que generan un cambio en el tamaño de los granos de β [17,28]. Se

conoce que la formación de las colonias de fase α sigue un proceso en el cual α nuclea y crece en los límites de grano de la fase β en forma de láminas [29]. Desde el punto de vista mecánico, la presencia de las colonias dentro de los granos de fase β sirve como obstáculo en contra de la propagación de micro-grietas [29,30]. Las propiedades mecánicas de este tipo de microestructura están fuertemente ligadas al tamaño de las colonias de α ; en este estudio, el tratamiento térmico a 800°C resultó en colonias de fase α con longitudes entre los 6 μ m y 7 μ m, ver **Figura 6**, mientras que, con un TT a temperaturas de 850°C, las muestras presentaron una disminución en las longitudes de las colonias de fase α con valores entre 3 μ m y 4 μ m, ver **Figura 7**. Así mismo, con un TT a temperaturas de 870°C, las muestras resultaron con longitudes de colonias con valores entre 4 μ m y 5 μ m, ver **Figura 8**.

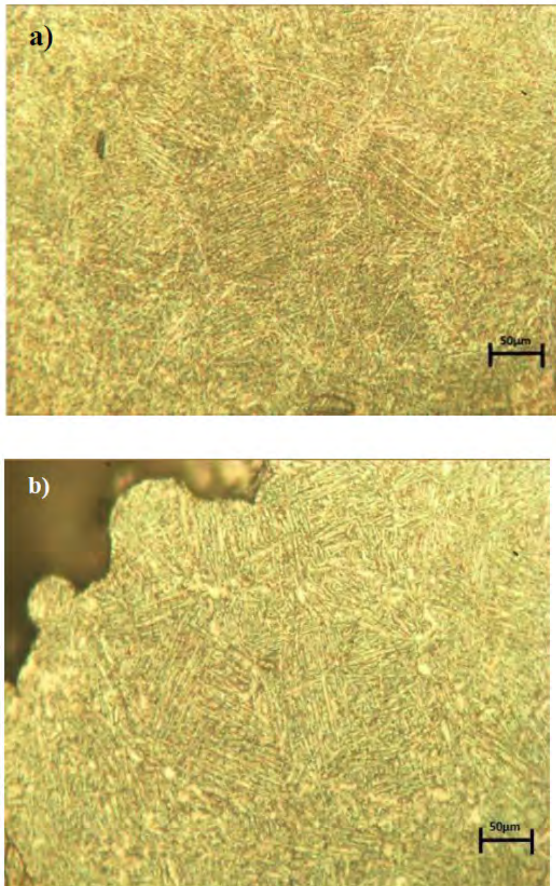


Figura 6.- Microestructura obtenida en las muestras sometidas a recocido a 800°C/4h/ enfriamiento al aire. A 200x a) centro de la muestra, b) Contorno de la muestra.

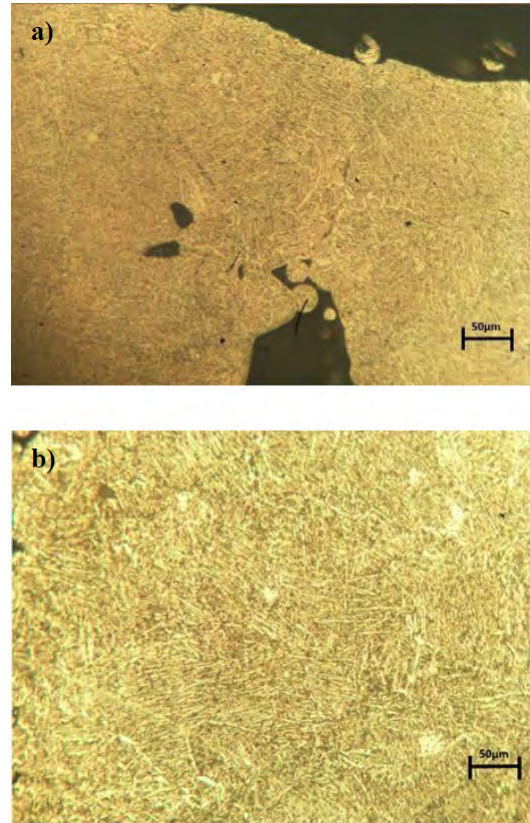


Figura 7.- Microestructura obtenida del recocido a 850°C/3h/ enfriamiento al aire con aumento de 200x a) contorno de la muestra b) centro de la muestra.

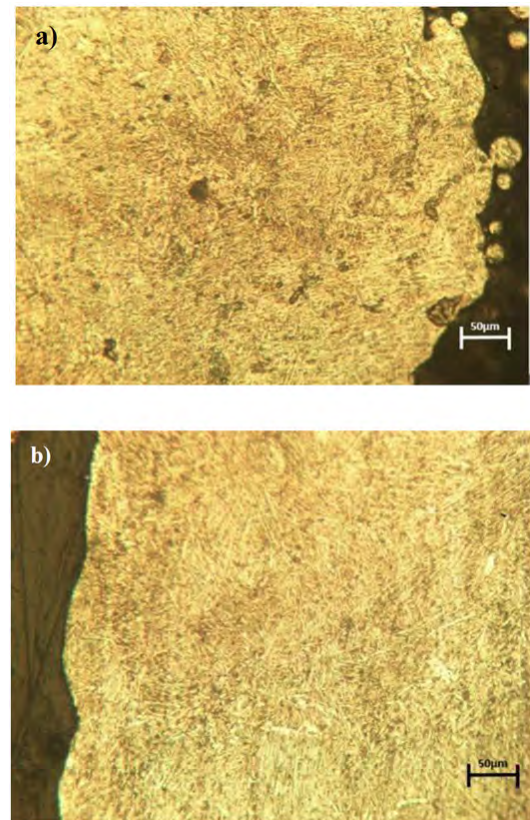


Figura 8.- Microestructura obtenida del recocido a 870°C/2h/ enfriamiento al aire con aumento de 200x a) centro de la muestra, b) contorno de la muestra.

Pruebas de micro-dureza Vickers.

Los resultados de los valores de dureza de las muestras sin TT y con TT se presentan en la **Figura 9**.

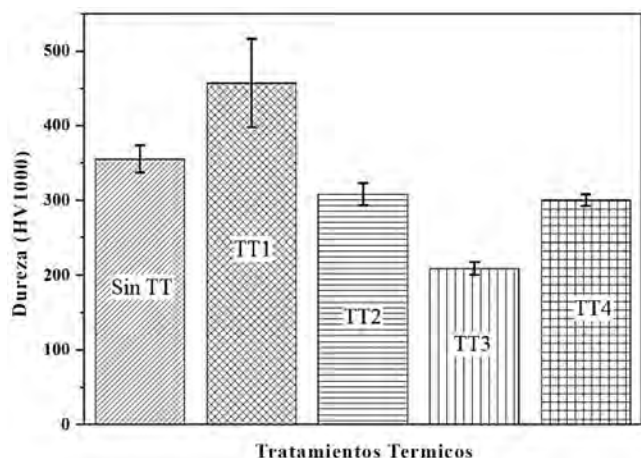


Figura 9.- Dureza Vickers de las muestras evaluadas en función del tratamiento térmico.

Los resultados de las pruebas de dureza muestran que los tratamientos de solubilización–envejecido (TT1) aumentan significativamente la dureza del material con respecto al material sin TT (355 HV) y a los TT de recocido, alcanzando un valor de dureza de 457 HV, el cual es dos veces mayor a los valores alcanzados por el tratamiento de recocido a 850°C (TT3) con un valor de dureza de 209 HV. Los tratamientos de recocido TT2 y TT4 presentaron valores de dureza 308 HV y 300 HV, respectivamente; Es importante destacar que el TT1 promueve el aumento de la dureza del material, principalmente por la presencia de microestructura Widmanstätten distribuida en los granos de la fase β . De hecho, se conoce que los tratamientos térmicos de solubilizado y envejecido en aleaciones de titanio son comúnmente empleados para lograr una mayor dureza y resistencia mecánica; por el contrario, los TT2, TT3 y TT4 son usados cuando se requiere una disminución de la dureza y una mayor ductilidad, como es el caso del TT3 al presentar una disminución del tamaño de granos esta presenta una reducción en su dureza resultado del cambio en su microestructura [17,30].

Pruebas de compresión

Los resultados de las pruebas de compresión para las diferentes muestras con y sin TT se presentan en las curvas ingenieriles de esfuerzo vs deformación en la **Figura 10**. Las muestras con el TT1 no se muestran en esta gráfica debido a su alta fragilidad en la prueba. Las muestras sin TT presentan una elongación aproximada de 50%, para las muestras con TT2 la elongación fue de 60%, para TT3 y para el TT4 56% en promedio. De acuerdo con la normativa ISO 13314 en el apartado 3.10, se realizaron los cálculos del módulo elástico, considerando entre el 20- 70% del límite de proporcionalidad de la zona elástica. Para las muestras sin tratamiento térmico se obtuvo un valor de ($E_{st} = 5.6$ GPa) para recocido a 800°C TT2 ($E_{800} = 5.4$ GPa), para 850°C TT3 ($E_{850} = 4.9$ GPa) y para TT4 870°C ($E_{870} = 5.2$ GPa).

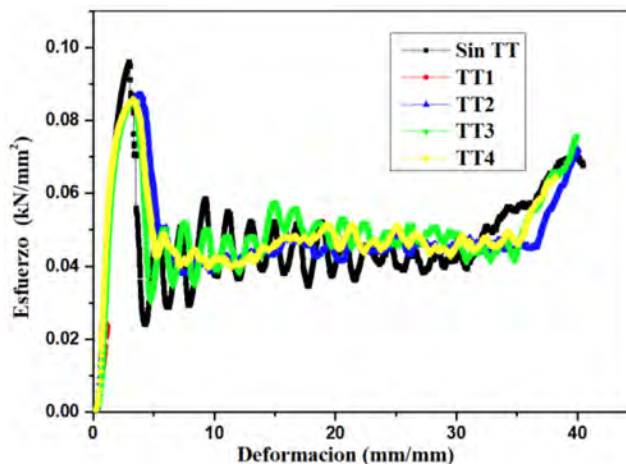


Figura 10.- Comparación de las gráficas Esfuerzo-Desplazamiento de los distintos tratamientos térmicos.

Discusión

Con base en los resultados obtenidos a partir del análisis de la microestructura, las muestras sin tratamiento térmico contienen una gran cantidad de la fase α' , una dureza por arriba de 350 HV y una menor ductilidad comparada con las muestras tratadas térmicamente. Se observa que la mejora de las propiedades mecánicas en este tipo de estructuras requiere el uso de un postratamiento para poder lograr la descomposición de la fase α' , esto con el fin de emplearse en aplicaciones como la de los implantes biomédicos de acuerdo con la norma ASTM 1472 [31]. Los recocidos produjeron una descomposición total de la fase martensítica al obtener una fase α laminar + β irregular, cada uno de los recocidos presentó diferentes tamaños de láminas de α . El ensanchamiento y alargamiento de las láminas de α se debe principalmente al tiempo de sostenimiento del tratamiento térmico, dejando demostrado que el aumento en la temperatura no es proporcional a ciertas propiedades mecánicas si no el tiempo de permanencia. Aquellos TT con mayor tiempo de sostenimiento presentaron un mayor tamaño de las láminas de α . Por otro lado, el incremento de tamaño de los granos de β mejora la resistencia y la oposición del crecimiento de microfracturas [32]. Los tratamientos TT3 y TT4 a 850°C y 870°C presentaron un módulo elástico y una ductilidad muy similar.

El TT2 de Recocido de 800°C presentó la mejor microestructura con la reducción de la interfaz α/β en las láminas de α y un aumento en el tamaño de los granos, por consecuencia una mejora en la ductilidad, Al presentar un aumento en el tamaño de los granos en la microestructura favorece la resistencia mecánica al impedir el crecimiento de grietas intergranulares en los límites de grano de la microestructura, además de conseguir un módulo elástico en el rango del módulo elástico del hueso femoral fresco en sección longitudinal (entre los 5,800 MPa y los 6,230 MPa), al igual que la dureza y la ductilidad el módulo elástico también está ligado a la microestructura resultante del material. [33,34].

Las muestras cilíndricas cuentan con una capa exterior con un espesor de 0.55 mm que asemeja la capa de hueso cortical. Por lo tanto, presenta una resistencia adicional comparada con la estructura sola, elevando el módulo hasta los 5 GPa. Como referencia se puede ver en la **Figura 11** el efecto de la carcasa o capa exterior comparando las gráficas esfuerzo-deformación de una muestra cubica de 30x30x30 mm con una estructura giroide similar a la analizada en este estudio [22] sin tratamiento térmico y sin capa exterior.

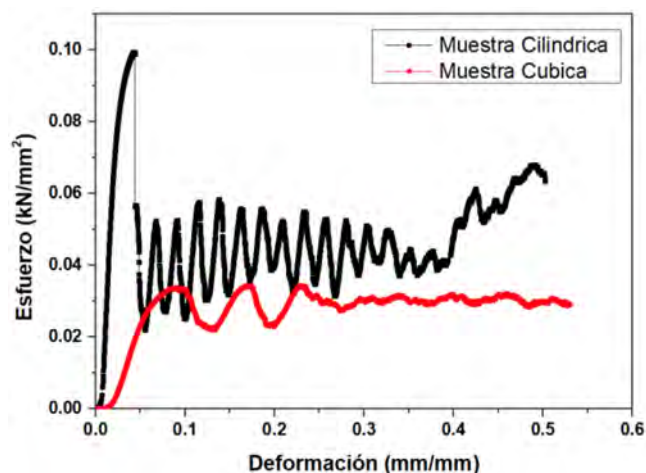


Figura 11.- Curvas esfuerzo-deformación de una muestra cubica con un GSC3T6 con una muestra cilíndrica con un GSC3T5.7 Sin tratamientos térmicos.

Conclusiones

Las probetas cilíndricas con estructura celular de giroide simple fabricadas por el proceso DMLS, contienen la fase martensita (α'), en todo su volumen, debido a los altos gradientes térmicos a los que está sometida durante el proceso de fabricación, Esa microestructura no es aceptable para aplicaciones biomecánicas, de acuerdo con la norma ASTM 1472, pero es posible reconfigurarla por medio de un tratamiento térmico.

Se probaron diferentes variantes de TT a las probetas cilíndricas con estructura celular tipo giroide simple, fabricadas por el proceso DMLS, el TT2 (recocido a 800°C por 4 horas con enfriamiento al aire) resultó con mejor microestructura α laminar + β irregular presentando láminas de α entre 6-7 μm , que están vinculadas con la mejora de propiedades mecánicas, como se observó en las gráficas esfuerzo vs. desplazamiento.

Con el TT2 se presentan una reducción en la dureza (308 ± 4 HV) y el módulo elástico (5.4 GPa) en comparación a las muestras sin TT con una dureza de (355 ± 5 HV) y un módulo elástico de 5.6 GPa. Esta reducción representa beneficios para las propiedades de ductilidad, cualidades buscadas para la implementación en prótesis de cadera las cuales se ajustan mejor al módulo y propiedades mecánicas del hueso femoral en su conjunto.

El tratamiento térmico solubilizado con envejecido no es apto para su implementación con estructuras tipo giroide simple debido a que se encontró una microestructura con alto

contenido de α' y una alta dureza (457 HV); en estas condiciones el material se vuelve frágil y propenso al desarrollo de fracturas.

Agradecimientos

Los autores agradecen al Programa de Becas Nacionales de CONACYT por el apoyo brindado en el proyecto. Agradecimientos al programa de posgrados de CIATEQ AC y al PI-CYT (Posgrado Interinstitucional en Ciencia y Tecnología) por el apoyo a la realización del presente trabajo al Dr. Jorge Corona y al Dr. John Henao. Agradecimiento al programa "Investigadores por México" proyecto 848.

Referencias

- [1] Agapovichev, A., Sotov, A., Kokareva, V., & Smelov, V. (2018). *Possibilities and limitations of titanium alloy additive manufacturing*. MATEC Web of Conferences, 224, 01064. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201822401064>
- [2] Gharekhani, S., Mehrali, M., Yarmand, H., Metselaar, H. S. C., Adib Kadri, N., & Osman, N. A. A. (2015, 20 junio). *A review on powder-based additive manufacturing for tissue engineering: selective laser sintering and inkjet 3D printing*. Science and Technology of Advanced Materials, 16(3), 033502. <https://doi.org/10.1088/1468-6996/16/3/033502>
- [3] Froes, F. H., & Dutta, B. (2014). *The additive manufacturing (AM) of titanium alloys* (Vol. 1019, pp. 19-25). Trans Tech Publications Ltd.
- [4] Schoen, A. H. (1970). *Infinite Periodic Minimal Surfaces Without Self-Intersection*. National Aeronautics and Space Administration (NASA) Tech, Washington, DC (Note no. D-554).
- [5] Niinomi, M., (2002). *Recent Metallic Materials for Biomedical Applications*. Metallurgical Transactions A 33, 477-486.
- [6] Ryan, G., Pandit, A., Apatsidis, D.P., (2006). *Fabrication methods of porous metals for use in orthopaedic applications*. Biomaterials 27, 2651-2670
- [7] Maconachie, T., Leary, M., Lozanovski, B., Zhang, X., Qian, M., Faruque, O., & Brandt, M. (2019, diciembre). *SLM lattice structures: Properties, performance, applications and challenges*. Materials & Design, 183, 108137. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.10.137>
- [8] Liao, C. J., Chen, C. F., Chen, J. H., Chiang, S. F., Lin, Y. J., & Chang, K. Y. (2001). *Fabrication of porous biodegradable polymer scaffolds using a solvent merging/particulate leaching method*. Journal of Biomedical Materials Research, 59(4), 676-681. <https://doi.org/10.1002/jbm.b.10001>

org/10.1002/jbm.10030.

- [9] Mooey DJ, Baldwin DF, Suh NP, Vacanti JP, Langer R. Novel(1996) approach to fabricate porous sponges of poly (D, L-lactic-coglycolic acid) without the use of organic solvents. *Biomaterials* ; 17:1417–1422.
- [10] Nam YS, Yoon JJ, Park TG.(2000). “A novel fabrication method of macroporous biodegradable polymer scaffolds using gas foaming salt as a porogen additive” . *J Biomed Mater Res*; 53:1–7
- [11] Schugens Ch, Maquet V, Grandfils Ch, Jerome R, Teysie Ph. (1996) “Polylactide macroporous biodegradable implants for cell transplantation. II. Preparation of polylactide foams by liquid– liquid phase separation” . *J Biomed Mater Res* ; 30:449–461
- [12] S. A. Yavari, S. M. Ahmadi, B. Pouran, J. Schrooten, H. Weinans, and A. A. Zadpoor,(2014) “Relationship between unit cell type and porosity and the fatigue behavior of selective laser melted meta- biomaterials,” *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.*, doi: 10.1016/j.jmbbm.2014.12.015.
- [13] Heinel P, Rottmair A, Korner C, Singer RF.(2007).“Cellular titanium by selective electron beam melting”. *Adv Eng Mater* 2007; 9:360–4.
- [14] Li X, Wang CT, Zhang WG, Li YC.(2009). “Fabrication and characterization of porous Ti6Al4V parts for biomedical applications using electron beam melting process. *Mater Lett* ; 63:403–5.
- [15] Tovar, C. I. A., Castuera, J. C., Salas, C. A. P., & Rodríguez, Á. S. (2018). Diseño de estructuras celulares base acero inoxidable con propiedades similares a las del hueso humano (cellular structure design base stainless steel with similar properties like the human bone). *Pistas Educativas*, 40(130).
- [16] Venegas Cadenas, E. M. (2021, junio). “Tratamiento térmico y caracterización de una estructura celular de ti6al4v obtenida por manufactura aditiva” (TFG). CICA-TA-IPN, Querétaro.
- [17] Hussein, A., Hao, L., Yan, C., Everson, R., & Young, P. (2013). Advanced lattice support structures for metal additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(7), 1019-1026.
- [18] Rajagopalan, S., Robb, R. (2006). Schwarz meets Schwann: Design and fabrication of biomorphic and durataxic tissue engineering scaffolds. *Medical Image Analysis*, 10(5), 693–712. <https://doi.org/10.1016/j.media.2006.06.001>.
- [19] Melchels, F. P., Domingos, M. A., Klein, T. J., Malda, J., Bartolo, P. J., & Huttmacher, D. W. (2012). *Additive manufacturing of tissues and organs*. *Progress in Polymer Science*, 37(8),1079–1104. <https://doi.org/10.1016/j.progpolymsci.2011.11.007>
- [20] Melchels, F. P., Barradas, A. M., van Blitterswijk, C. A., de Boer, J., Feijen, J., & Grijpma, D. W. (2010). *Effects of the architecture of tissue engineering scaffolds on cell seeding and culturing*. *Acta Biomaterialia*, 6(11), 4208–4217. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2010.06.012>
- [21] Yáñez, A., Herrera, A., Martel, O., Monopoli, D., & Afonso, H. (2016). *Compressive behaviour of gyroid lattice structures for human cancellous bone implant applications*. *Materials Science and Engineering: C*, 68, 445– 448.<https://doi.org/10.1016/j.msec.2016.06.016>.
- [22] ISO 13314 (2011) *Mechanical testing of metals, Ductility testing, Compression test for porous and cellular metals* , 2011-12, <https://www.iso.org/standard/53669.html>.
- [23] J. Yang, H. Yu, J. Yin, M. Gao, Z. Wang, and X. Zeng,(2016). “Formation and control of martensite in Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting,” *Mater. Des.*, vol. 108, pp. 308–318, doi: 10.1016/j.matdes.2016.06.117.
- [24] ASTM-E112, (1996), *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*, E04.08.
- [25] Carrozza, A., Aversa, A., Fino, P., & Lombardi, M. (2021). *A study on the microstructure and mechanical properties of the Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo alloy produced via Laser Powder Bed Fusion*. *Journal of Alloys and Compounds*, 870, 159329.
- [26] F. Abe, K. Osakada, M. Shiomi, K. Uematsu, and M. Matsumoto,(2001) “The manufacturing of hard tools from metallic powders by selective laser melting,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 111, no. 1–3, pp. 210–213, doi: 10.1016/S0924-0136(01)00522-2.
- [27] Z. Liang, Z. Sun, W. Zhang, S. Wu, and H. Chang,(2019). “The effect of heat treatment on microstructure evolution and tensile properties of selective laser melted Ti6Al4V alloy,” *J. Alloys Compd.*, vol. 782, pp. 1041–1048, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.12.051
- [28] L. Facchini, E. Magalini, P. Robotti, A. Molinari, S. Höges, and K. Wissenbach,(2010). “Ductility of a Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting of prealloyed powders,” *Rapid Prototyp. J.*, vol. 16, no. 6, pp. 450– 459, doi: 10.1108/13552541011083371.
- [29] R. Wanhill, S. Barter,(2012) “Fatigue of Beta Processed and Beta Heat-treated Titanium Alloys,” *Fatigue Beta Process. Beta Heat-treated Titan. Alloy.*, pp. 1–7, doi: 10.1007/978-94-007-2524-9.

- [30] ASTM F1472 (2014), *Standard Specification for Wrought Titanium-6Aluminum-4Vanadium Alloy for Surgical Implant Applications*. pp 1-2, <https://tienda.aenor.com/norma-astm-f1472-20a-107618>
- [31] Becker, T. (2018). *Selective Laser Melting Produced Ti-6Al-4V: Post-Process Heat Treatments to Achieve Superior Tensile Properties*. *Materials*, 11(1), 146. <https://doi.org/10.3390/ma11010146>.
- [32] Ashman R.B., Cowin S.C., Van Buskirk W.C., Rice J.C. (1984). "A continuous wave technique for the measurement of the elastic properties of cortical bone". *Journal of Biomechanics*; 17: 349 - 361.
- [33] Meunier a., Riot O., Christel P., Katz J.L., Sedel L. (1989). "Inhomogeneities in anisotropic elastic constants of cortical bone". *Ultrasonics Symposium*. 1015-1018.