

L-PBF で造形した準安定 β 型 Ti 合金におけるヤング率の変化

Changes in Young's Modulus in Metastable β -Type Ti Alloys Developed by
Laser-Powder Bed Fusion

宮澤 啓太郎・小笹 良輔・内芝 旭祥・清水 佑太・中野 貴由

Keitaro MIYASAWA, Ryosuke OZASA, Akiyoshi UCHISHIBA, Yuta SHIMIZU and Takayoshi NAKANO

L-PBF で造形した準安定 β 型 Ti 合金におけるヤング率の変化Changes in Young's Modulus in Metastable β -Type Ti Alloys Developed by Laser-Powder Bed Fusion

宮澤 啓太郎*・小笹 良輔*・内芝 旭祥*・清水 佑太*・中野 貴由*

Keitaro MIYASAWA, Ryosuke OZASA, Akiyoshi UCHISHIBA, Yuta SHIMIZU and Takayoshi NAKANO

(Received 17 July 2025, Accepted 23 July 2025)

It is essential to develop biomedical implant materials with low Young's modulus for alleviating stress shielding arising from the gap of Young's modulus between metal materials and bone tissue. Metastable β -type titanium alloys offer promising characteristics, including good biocompatibility, specific strength, corrosion resistance, and low Young's modulus. Among these alloys, Ti-Nb alloy system exhibits low Young's modulus when e/a is in the range of 4.26 ~ 4.30, that was reported in previous studies using single crystal. The purpose of this study was to clarify whether Young's modulus decreases in Ti-42Nb (wt.%) alloy, where $e/a = 4.27$, developed even by laser-powder bed fusion (L-PBF) by comparing the Young's modulus of Ti-42Nb alloy and Ti-15Mo-5Zr-3Al (wt.%) alloy. This study revealed that Ti-42Nb alloy has lower Young's modulus than Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy when fabricated by L-PBF, demonstrating the validity of Ti-42Nb alloy as a material for biomedical implant with low Young's modulus.

Key Words: Metal 3D Printing, β -Type Titanium Alloy, Crystallographic Texture, Young's Modulus, Nanoindentation

1. 緒言

金属 3D プリンティング (3DP) の 1 種であるレーザ粉末床溶融結合 (Laser-Powder Bed Fusion: L-PBF) 法は、高い自由度で形状を作製¹⁾できることに加えて、材質の制御^{2), 3)}をも可能とする革新的な材料創製プロセスである。こうした L-PBF 特有の特徴を活かしたモノづくりが世界的に推進されており、L-PBF で作製した製品の実用化が始まっている^{4), 5)}。整形外科分野では、患者の骨格形態や骨形状に対応するため、患者ごとにカスタマイズした医療用デバイスの製造が強く求められている。中でも、埋入初期から骨と調和して機能性を発揮すべき骨・骨関節インプラントの製造において、L-PBF に対する期待は極めて高い。実際に、L-PBF が得意とする微細かつ高い寸法精度での造形技術を活かして、階層型一方向配向溝構造として Honeycomb Tree Structure (HTS) を搭載した骨質制御型椎間スパーサーが開発され、その医療応用が進められている^{6), 7)}。

整形外科分野では長年にわたり、応力遮蔽を抑制するための低ヤング率と構造材料として身体を支えるための高強度を兼ね備える医療用デバイスの創製が望まれている。中でも、準安定 β 型 Ti 合金の一種である Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金 (wt. %) は、優れた生体親和性、比強度や耐食性、低いヤング率を有する⁸⁾。本合金は ISO による薬事承認を受けており^{9), 10)}、その実用化がすでに始まっている。しかしながら、Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金のヤング率 (約 80 GPa)¹¹⁾ は皮質骨の

ヤング率 (10 ~ 30 GPa)¹²⁾ との乖離が大きいと、骨組織程度の低いヤング率をもつ材料の創製が求められている。

本研究では、準安定 β 型 Ti 合金のさらなる低ヤング率化に向けて、2 元系 Ti-Nb 合金に着目した。一般的に、2 元系 Ti-X 合金 (X は β 相安定化元素) のヤング率は、1 原子あたりの平均価電子数 (e/a) によって整理することができ、 e/a の低下とともにヤング率は低下傾向を示す¹³⁾。ただし、低 e/a の状態では同時に、体心立方 (body-centered-cubic: bcc) 構造が不安定となり、 ω 相や α'' 相などの硬質相が析出することにもなる¹⁴⁾。これに対して、Ti-Nb 合金は $e/a = 4.26 \sim 4.30$ 付近で特異的に低ヤング率化することが単結晶を用いた研究により示されている¹⁵⁾。この Ti-Nb 合金における特異的なヤング率の低下は、Ti 元素と Nb 元素による特有の結合挙動に起因するものと考えられている¹⁶⁾。しかしながら、こうした特異的な低ヤング率化が L-PBF 造形した Ti-Nb 合金においても生じるかについての検討は十分にされていない。

そこで本研究では、Ti-42Nb 合金 (wt.%) ($e/a = 4.27$) と Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金 ($e/a = 4.10$) に対して L-PBF 法を適用することにより、各造形体におけるヤング率を明らかにすることを目的とする。

2. 実験方法

ガスアトマイズ法により作製した Ti-42Nb 合金粉末 (TANiOBIS GmbH, Germany) と Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金粉末

* 大阪大学大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 (〒 565-0871 大阪府吹田市山田丘 2-1)

Division of Materials and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, The University of Osaka (2-1 Yamadaoka, Suita, Osaka 565-0871, Japan)

(Osaka Titanium Technologies, Japan) を原料粉末として用いた。L-PBF 装置 (EOS M 290, EOS, Germany) により、アルゴンガス雰囲気下において、5 mm×5 mm×10 mm サイズの直方体試料を造形した。プロセスパラメータのうち、両合金ともにレーザ出力 (P) は 360 W、走査速度 (v) は 1200 mm/s、積層厚さ (t) は 0.06 mm とし、レーザ走査間隔は Ti-42Nb 合金にて 0.08 mm、Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金にて 0.1 mm とした。レーザの走査方向は全ての層において X 方向に沿って往復走査を行う $\pm X$ スキャンストラテジーとした (Fig. 1)。試料の観察面はレーザ走査方向である X 方向に対して鉛直な断面 (YZ 断面) とした。鏡面研磨後の試料断面をデジタルマイクロスコプ (DSX1000, Olympus, Japan) により撮像し、取得した観察像に対して画像解析ソフト Image J (NIH, USA) を用いることで緻密度を解析した。電界放出型走査電子顕微鏡 (Field Emission-Scanning Electron Microscope: FE-SEM; JEM-6500F, JEOL, Japan) に搭載した電子後方散乱回折 (Electron Backscatter Diffraction: EBSD; NordlysMax3, Oxford Instruments, UK) により相分布図と極点図を取得した。さらに、Ti-42Nb 合金と Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金の熱物性を JMatPro[®] (Sente Software, UK) を用いて算出した。ヤング率を測定するため、ナノインデンテーション試験 (ENT-1100, Elionix, Japan) を実施した。圧子には Berkovich 型のダイヤモンド圧子を用いた。荷重を 50 mN、保持時間を 30 s と設定した。弾性率 E_{IT} の算出には Oliver and Pharr 法¹⁷⁾ を用いた。具体的には、荷重-変位曲線から求めた荷重と変位の変化割合を示す S と接触投影面積 A_p を用いて、試料の弾性変形および圧子の弾性変形を含む弾性率である複合弾性率 E_r を以下の式 (1) より算出した。

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2} \frac{S}{\sqrt{A_p}} \quad (1)$$

さらに、複合弾性率 E_r から測定試料の弾性率 E_{IT} を式 (2) より算出した。

$$E_{IT} = \frac{1 - \nu_s^2}{\frac{1}{E_r} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}} \quad (2)$$

なお、 ν_s は試料のポアソン比 (0.03)、 E_i は圧子の弾性率 (1140 GPa)、 ν_i は圧子のポアソン比 (0.07) とした。除荷過程では、試料の弾性変形のみが生じるものと仮定すると、弾性率 E_{IT} と試料のヤング率は等価であるとみなすことができる。したがって、本研究では E_{IT} を各試料のヤング率とみなした。各造形体におけるヤング率の統計学的有意性を判定するため、一元配置分散分析後に Tukey 法により多重比較検定を実施した。 $P < 0.01$ を有意水準とした。

3. 実験結果と考察

3.1 各造形体における微細組織

Fig. 2 には、作製した造形体の外観と YZ 断面におけるデジタルマイクロスコプ像を示す。両合金ともにポアなどの欠陥はほとんど観察されない。実際に定量解析をした結果、Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金は 99.98%、Ti-42Nb 合金は 99.97% もの高い緻密度を示した。以上の結果より、両合金ともに適切なプロセスパラメータでの造形に成功したことが確認された。

Fig. 3 (a)、(b) には、SEM-EBSD から得られた両合金の相分布図を示す。本研究では空間分解能 1 $\mu\text{m}/\text{pixel}$ での SEM-EBSD 観察を実施したが、それ以上のサイズに成長した ω 相や α'' 相は見られず、bcc 構造をもつ β 相が主たる構成相であることが明らかになった。Duan らは、L-PBF 造形した Ti-12Mo-6Zr-2Fe 合金の α'' 相の粒子径は 78 nm であると報告した¹⁸⁾。さらに、Chen らは、L-PBF 造形した Ti-6Mo-5.5Cr-1Co-0.1C 合金の ω 相は 1.85 nm であると報告した¹⁹⁾。本研究で造形した両合金の主たる構成相が β 相であることに相違はないものと考えられるが、透過電子顕微鏡や走査型透過電子顕微鏡などの高空間分解能観察法により、 α'' 相や ω 相などの形成状態を今後確認しておく必要がある。

Fig. 3 (c)、(d) には Ti-42Nb 合金と Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金の β 相における $\{001\}$ 極点図、Fig. 3 (e)、(f) には $\{011\}$ 極点図をそれぞれ示す。両合金ともにレーザ走査方向で

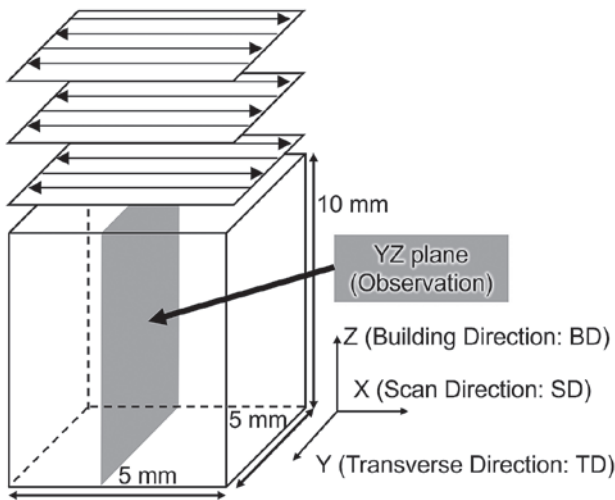


Fig. 1 Schematic illustration of $\pm X$ scan strategy and the observation plane in this study.

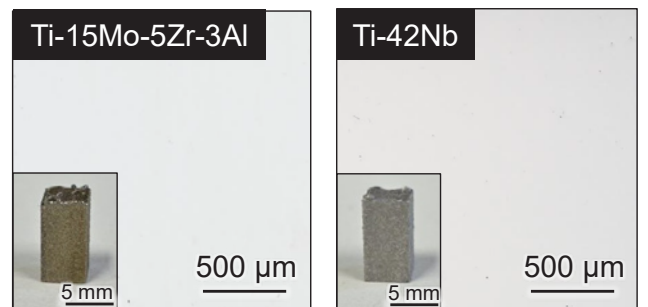


Fig. 2 Images of appearance and the cross-section observed in the YZ-plane of Ti-15Mo-5Zr-3Al and Ti-42Nb specimens.

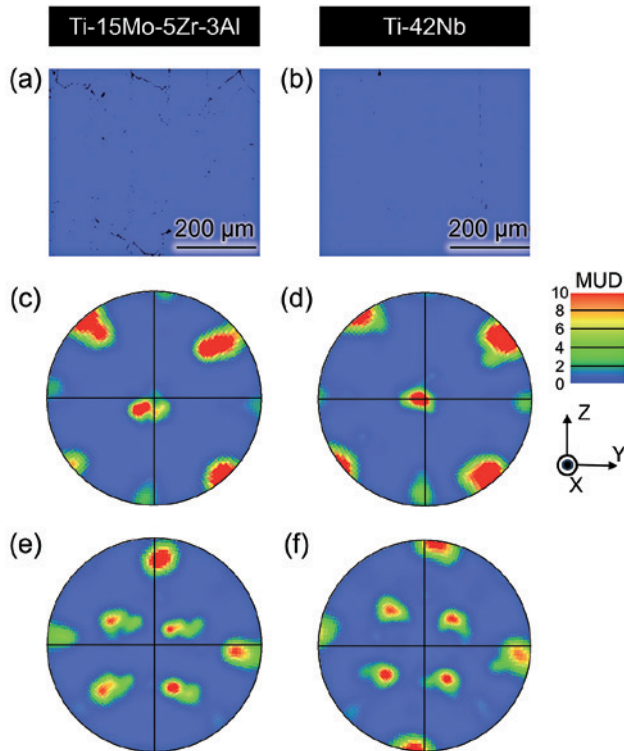


Fig. 3 (a,b) Phase maps of Ti-15Mo-5Zr-3Al and Ti-42Nb alloys developed by L-PBF. In (a) and (b), blue and red colors indicate bcc and hcp structures, respectively. (c,d) {001} pole figures, and (e,f) {011} pole figures.

ある x 軸に沿って $\langle 100 \rangle$ 、造形方向である z 軸に沿って $\langle 011 \rangle$ が優先的に配向化している様子が理解される。このように、両合金ともに単結晶様の組織を形成したことを明らかにした。こうした L-PBF による単結晶様組織の形成は、Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金において先行研究により報告²⁰⁾がなされている。Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金に対して、 $P = 360$ W、 $v = 1200$ mm/s の条件でレーザーを走査する場合、レーザー照射により形成される溶融池はレーザー走査方向に沿って長い尾を引いた形状となる (Fig. 4 (a))²¹⁾。熱流は溶融池外縁の法線方向に沿って外方向に生じ (Fig. 4 (b))、固液界面の移動はそれと逆向き平行方向に生じることになる。したがって、当該合金の溶融池内部での固液界面移動は、レーザー走査方向に対してはほとんど生じずに、レーザー走査方向の x 軸に鉛直な断面 (YZ 断面) 内にて二次元的に生じる²¹⁾。この際に成長する柱状デンドライト組織は、YZ 断面内にて z 軸から約 45° 傾斜した方向に沿って、溶融池の左右両側からおおよそ対称に成長する。ここで、立方晶系の結晶構造をもつ金属材料の多くは、 $\langle 100 \rangle$ 方位を結晶の優先成長方向とする²²⁾。したがって、 $\pm X$ スキャンストラテジーを Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金に適用する場合、 $\langle 100 \rangle$ が左右の溶融池から z 軸に対して $\pm 45^\circ$ 傾斜した方向に優先成長することにより、 z 軸に沿って $\langle 011 \rangle$ が配向化するものと理解されている (Fig. 4 (c))。

ここで、熱流方向を規定する溶融池の形状は、レーザー照

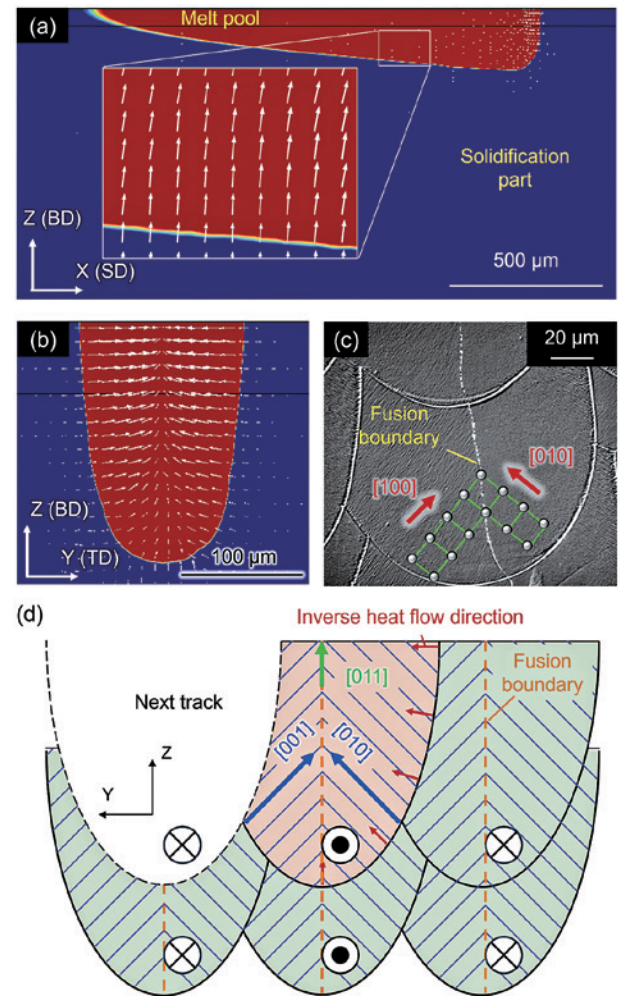


Fig. 4 Mechanism of the development of the crystallographic texture in Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy. Melt pool and inverse heat flow directions occurred in the (a) XZ- and (b) YZ-planes. This figure was cited Ref.²¹⁾ with a minor modification. (c) SEM-BSE image of the cross-section of YZ plane. The red arrows indicate the direction of the columnar dendrite elongation. This figure was cited Ref.³⁾ with a minor modification. (d) Schematic illustration of the texture formation by employing the $\pm X$ scan strategy. The blue arrows represent the direction of the columnar dendrite elongation.

射による入熱挙動とレーザー通過後の抜熱挙動の両方による影響を受ける。本研究における入熱条件に注目すると、Ti-42Nb 合金と Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金に対するレーザー出力、レーザー走査速度、積層厚さは同様であり、レーザー走査間隔のみが異なる。先行研究の Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金に対する有限要素法を用いた熱拡散シミュレーションにより、本研究で用いたプロセスパラメータにおいては、特定位置にレーザーを照射する際には、直前のレーザー照射にて投入された熱は十分に抜熱されていることが報告されている²¹⁾。したがって、レーザー走査間隔の違いは、両合金における入熱挙動と溶融池形状に大きな影響を及ぼさないものと考えられる。さらに、両合金の熱物性は同程度である (Table 1)。したがって、両合金ともに同様の入・抜熱挙動が生じ、Ti-42Nb

Table 1 Thermal properties of Ti-15Mo-5Zr-3Al and Ti-42Nb alloys calculated by JMatPro software.

Thermal properties	Ti-15Mo-5Zr-3Al	Ti-42Nb
Solidus temperature [K]	1945	1962
Liquidus temperature [K]	2008	2125
Specific heat capacity of solid [$\text{J} \cdot (\text{kg} \cdot \text{K}^{-1})$]	715.5	616.4
Latent heat [$\text{kJ} \cdot \text{kg}^{-1}$]	301.1	288.3

合金の凝固時には、過去に報告された Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金²⁰⁾と同様の指向性をもつ熱流が生じたものと考察される。Ti-42Nb 合金における凝固時の熱流状態については、今後熱拡散シミュレーションにより検討する予定である。

一方で、熱流方向は溶融池外縁に対して法線方向であることを考慮すると、実際に形成された柱状デンドライト組織の成長方向は熱流方向と完全には一致しない (Fig. 4 (d))。これは、柱状デンドライト組織の成長が熱流方向ではなく、その他の因子により規定されることを意味している。したがって、両合金において z 軸に対して約 45° 方向に沿った $\langle 100 \rangle$ 方位の成長は熱流方向だけでは説明できない。溶融池の左右両側から成長してきた柱状デンドライト組織は溶融池のおおよそ中央付近で互いに会合する様子が観察される (Fig. 4 (c))。結晶方位の異なる結晶同士が隣接して成長する場合、両結晶により形成される粒界での結晶方位差が小さくなることで界面エネルギーが低下することが知られている³⁾。したがって、溶融池中央付近の会合界面における界面エネルギーの低下が駆動力となり、この界面での結晶方位差が最小となる z 軸に対して 45° 傾斜した方向への $\langle 100 \rangle$ 成長が、溶融池左右両側にて生じたものと考察される。一度、結晶方位が決定された後、それに引き続き形成される結晶粒は、隣接位置あるいは下層の既凝固部における結晶方位を引継ぎ、エビタクシアル成長により凝固が進行したものと考えられる²⁰⁾。

3.2 各造形体におけるヤング率の変化

Fig. 5 には各造形体に対するナノインデンテーション試験によるヤング率の測定結果を示す。Fig. 5 (a) は両合金に対する各方向からの試験により得られた荷重-変位曲線を示している。いずれも連続的な曲線を示しており、適切に試験を実施できたことが理解される。なお、本試験では最大荷重での保持時間を 30 s と設定することで、これ以降に押し込み深さの増加が生じないことをあらかじめ確認しているため、除荷開始直後のクリープや変位遅れによる誤差は生じないものと考えられる。Fig. 5 (b) には両合金の各方向からの試験により得られたヤング率値を示す。本研究で用いた Berkovich 型の圧子の場合、圧痕を二次元に投影した形状は三角形となるため、一般的に圧痕サイズは三角形の一辺の長さで表現される¹⁷⁾。今回実施した最大荷重 50 mN の本試験において、圧痕サイズは結晶粒

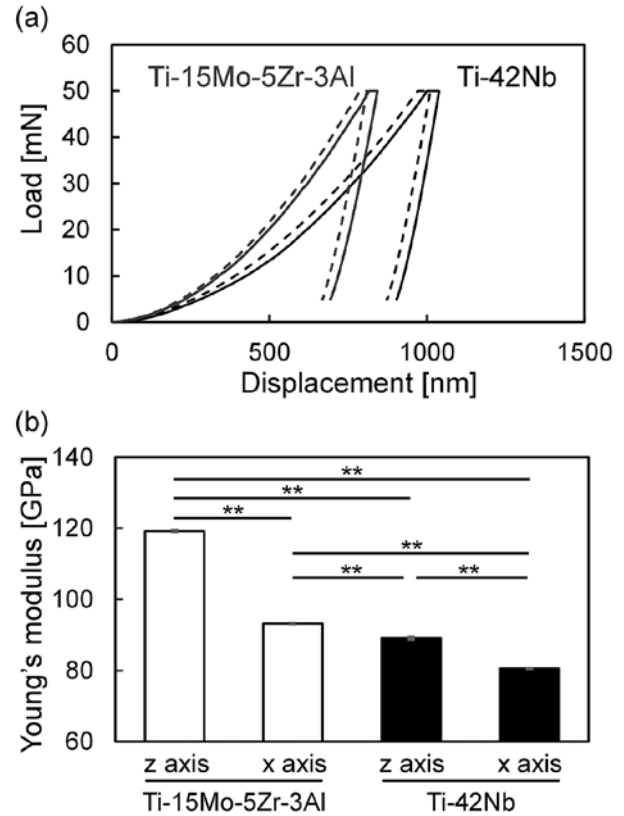


Fig. 5 (a) Load-Displacement curves of Ti-15Mo-5Zr-3Al and Ti-42Nb alloys obtained by nanoindentation test along the z- and x-axes. The dashed and solid lines represent the curves obtained along the z-axis and x-axis, respectively. (b) Young's modulus along each direction. **: $P < 0.01$.

よりも小さい $5 \mu\text{m}$ 以下であり、いずれのデータも結晶粒内にて取得されている。したがって、本試験により得られたヤング率には、各合金の各方向ごとの結晶粒径の違いは影響しないものと考えられる。ヤング率は、両合金ともに z 軸よりも x 軸において有意に低下した。これは、両合金ともに x 軸に沿って低ヤング率方位である $\langle 100 \rangle$ が優先配向化していることに起因するものと理解される。さらに、x 軸と z 軸に沿ったヤング率は、ともに Ti-42Nb 合金にて Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金よりも有意に低い値を示した (Fig. 5 (b))。これまでの報告において、2 元系 Ti-X 合金にて見出されている「 e/a - ヤング率」の相関関係は、多元系の β 型 Ti 合金に対しても適用して議論がなされている²³⁻²⁵⁾。したがって、あらゆる合金系がこの傾向に従うとすれば、Ti-42Nb 合金よりも低い e/a をもつ Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金は低いヤング率を示すはずである。しかしながら、本研究にて L-PBF 造形した Ti-42Nb 合金は、同様に造形した Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金よりも低いヤング率を示した。これらの結果から、単結晶材の場合¹³⁾と同様に、L-PBF で造形する場合であっても、Ti-42Nb 合金は特異的に低いヤング率を有することが示唆された。

ここで、Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金におけるヤング率の絶対

値に着目すると、先行研究にて同条件で L-PBF 造形した当該合金の $\langle 100 \rangle$ 方位に沿ったヤング率は、圧縮試験にて 69 GPa 程度と測定された¹⁸⁾。同様に、共鳴超音波分光法により得られた同造形体のヤング率は約 65 GPa であった²⁶⁾。これらの報告と比較すると、本研究で実施したナノインデンテーション法により得られたヤング率は、他の測定法よりも高い値を示した。金属材料におけるヤング率の測定値が、他の測定手法に比べてナノインデンテーション法にて過大評価される傾向については、いくつかの文献で報告されている^{27), 28)}。圧縮／引張試験は、試料に応力を加えることで生じるひずみを直接取得することでヤング率を測定する。さらに、共鳴超音波分光法は試料に超音波を直接照射することで弾性スティフネス係数を取得することができる。これらの手法は、試料から直接的にひずみや弾性スティフネス係数を取得し、ヤング率を測定する方法であるため、比較的誤差が生じにくい。ナノインデンテーション法では、荷重に対する荷重－変位曲線の除荷勾配 (S) と圧子接触面積 (A_p) を用いた計算によりヤング率が算出されるため、その過程で誤差が生じうる。金属試料の除荷時には、弾性変形により生じた変位が負に生じる (弾性回復) 一方で、残留応力の緩和や内部応力に起因した構造の局所的な変形により正の変位が生じる。その結果、本来の弾性回復のみから得られるべき荷重－変位曲線の勾配 (S) よりも急峻となるため、ヤング率が過大に評価される場合がある²⁹⁾。金属材料に対してナノインデンテーション法を適用する場合、ヤング率の絶対値は理想的な値と一致しない場合があるが、試料サイズと形状に制約が少ないうえ、場所ごとのヤング率を測定できることから、金属材料の種類や場所ごとの相対的なヤング率差を評価するための有用なツールであると言える。

本研究では、L-PBF で創製した Ti-42Nb 合金が、低ヤング率合金として知られる Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金よりも低いヤング率を示すことを明らかにした。したがって、Ti-42Nb 合金は、応力遮蔽低減のための低ヤング率化を設計コンセプトとした骨デバイス用材料として有用であると考えられる。今後の結晶集合組織のさらなる高度化とそれにとまなう $\langle 100 \rangle$ 配向の顕在化により、骨類似の約 30 GPa に近い低ヤング率を示す Ti-42Nb 合金の開発が期待される。

4. 結論

本研究では Ti-42Nb 合金および Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金を L-PBF により造形し、ナノインデンテーション法を用いたヤング率測定により両合金のヤング率を比較することで、Ti-42Nb 合金における特有の低ヤング率現象を確認し、以下の知見を得た。

- 1) L-PBF により創製した Ti-42Nb 合金と Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金の造形体は、いずれも 99.9% を超える高い緻密度を示した。
- 2) $\pm X$ スキャンストラテジーを適用することで、Ti-42Nb

合金と Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金の両造形体はいずれも、主に β 相から構成され、その β 相は x 軸に沿って $\langle 100 \rangle$ 、 z 軸に沿って $\langle 011 \rangle$ が優先配向化した単結晶様組織を形成した。

- 3) Ti-42Nb 合金造形体は、結晶方位に応じてヤング率の異方性を示し、低ヤング率方位である $\langle 100 \rangle$ が優先配向化する x 軸は、 $\langle 011 \rangle$ が優先配向化する z 軸よりも低値を有することを明らかにした。
- 4) Ti-42Nb 合金造形体は、Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金造形体よりも低ヤング率を示した。

謝 辞

本研究は、JST-CREST 革新的力学機能材料の創出に向けたナノスケール動的挙動と力学特性機構の解明 (ナノ力学) (JPMJCR2194) (研究総括: 伊藤耕三先生) の支援を受けて実施された。ここに謝意を示します。

参 考 文 献

- 1) C. -V. Funch and G. Proust: “Laser-based additive manufacturing of refractory metals and their alloys: A review”, *Additive Manufacturing*, **94** (2024), 104464.
- 2) X. Qi, X. Liang, J. Wang, H. Zhang, X. Wang and Z. Liu: “Microstructure tailoring in laser powder bed fusion (L-PBF): Strategies, challenges, and future outlooks”, *Journal of Alloys and Compounds*, **970** (2024), 172564.
- 3) T. Ishimoto, N. Morita, R. Ozasa, A. Matsugaki, O. Gokcekaya, S. Higashino, M. Tane, T. Mayama, K. Cho, H. Y. Yasuda, M. Okugawa, Y. Koizumi, M. Yoshiya, D. Egusa, T. Sasaki, E. Abe, H. Kimizuka, N. Ikeo, and T. Nakano: “Superimpositional design of crystallographic textures and macroscopic shapes via metal additive manufacturing—Game-change in component design”, *Acta Materialia*, **286** (2025), 120709.
- 4) Y. Cui, J. Li, S. Yim, K. Yamanaka, K. Aoyagi, H. Wang and A. Chiba: “Multi-material additive manufacturing of steel/Al alloy by controlling the liquid/solid interface in laser beam powder bed fusion”, *Additive Manufacturing*, **96** (2024), 104529.
- 5) N. Asnafi: “Application of Laser-Based Powder Bed Fusion for Direct Metal Tooling”, *Metals*, **11** (2021), 458.
- 6) A. Matsugaki, M. Ito, Y. Kobayashi, T. Matsuzaka, R. Ozasa, T. Ishimoto, H. Takahashi, R. Watanabe, T. Inoue, K. Yokota, Y. Nakashima, T. Kaito, S. Okada, T. Hanawa, Y. Matsuyama, M. Matsumoto, H. Taneichi and T. Nakano: Innovative design of bone quality-targeted intervertebral spacer: Accelerated functional fusion guiding oriented collagen/apatite microstructure without autologous bone graft, *The Spine Journal*, **23** (2023), 609-620.
- 7) T. Ishimoto, Y. Kobayashi, M. Takahata, M. Ito, A. Matsugaki, H. Takahashi, R. Watanabe, T. Inoue, T. Matsuzaka, R. Ozasa, T. Hanawa, K. Yokota, Y. Nakashima and T. Nakano: “Outstanding in vivo mechanical integrity of additively manufactured spinal cages with a novel “honeycomb tree structure” design via guiding bone matrix orientation”, *The Spine Journal*, **22** (2022), 1742-1757.
- 8) P. Pesode and S. Barve: “A review—metastable β titanium alloy

- for biomedical applications”, *Journal of Engineering and Applied Science*, **70** (2023), 25.
- 9) W. S. Lee, C. F. Lin, T. H. Chen and H.H. Hwang: “Effects of strain rate and temperature on mechanical behaviour of Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy”, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, **1** (2008), 336.
- 10) S. Komatsu, M. Ikeda, T. Sugimoto, K. Kamei, O. Maesaki and M. Kojima: “Aging behaviour of Ti- 15Mo-5Zr and Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy up to 573 K”, *Materials science & engineering. A*, **213** (1996), 61.
- 11) H. Koizumi, T. Ishii, T. Okazaki, M. Kaketani, H. Matsumura and T. Yoneyama: “Castability and mechanical properties of Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy in dental casting”, *J. Oral Science*, **60** (2018), 285-292.
- 12) W. Bonfield and M. D. Grynblas: “Anisotropy of the Young’s modulus of bone”, *Nature*, **270** (1977), 453-454.
- 13) E. S. Fisher and D. Dever : “Relation of the c’ elastic modulus to stability of b.c.c. transition metals”, *Acta Metallurgica*, **18** (1970), 265-269.
- 14) R. P. Kolli and A. Devaraj: “A review of metastable beta titanium alloys”, *Metals*, **8** (2018), 506.
- 15) M. Tane, T. Nakano, S. Kuramoto, M. Hara, M. Niinomi, N. Takesue, T. Yano and H. Nakajima: “Low Young’s modulus in Ti-Nb-Ta-Zr-O alloys: Cold working and oxygen effects”, *Acta Materialia*, **59** (2011), 6975-6988.
- 16) H. Shuluo, L. Jiuxiao, W. Yixue, Y. Dongye and W. Zhaomei: “Study on stability and elastic properties of β -TiX (X = Nb, Ta) alloys from first-principles calculations”, *Frontiers in Materials*, **9** (2022), 22.
- 17) W. C. Oliver and G. M. Pharr: “An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments”, *Journal of Materials Research*, **7** (1992), 1864-1883.
- 18) R. Duan, S. Li, B. Cai, W. Zhu, F. Ren and M. M. Attallah: “A high strength and low modulus metastable β Ti-12Mo-6Zr-2Fe alloy fabricated by laser powder bed fusion in-situ alloying”, *Additive Manufacturing*, **37** (2021), 101708.
- 19) X. Chen and C. Qiu: “Development of a novel metastable beta titanium alloy with ultrahigh yield strength and good ductility based on laser power bed fusion”, *Additive Manufacturing*, **49** (2023), 102501.
- 20) T. Ishimoto, K. Hagihara, K. Hisamoto, S. -H. Sun and T. Nakano: “Crystallographic texture control of beta-type Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy by selective laser melting for the development of novel implants with a biocompatible low Young’s modulus”, *Scripta Materialia*, **132** (2017), 34-38.
- 21) T. Todo, T. Ishimoto, O. Gokcekaya, J. Oh and T. Nakano: “Single crystalline-like crystallographic texture formation of pure tungsten through laser powder bed fusion”, *Scripta Materialia*, **206** (2022), 114252.
- 22) R. W. Messler: “Principles of Welding”, Wiley, NY, (2008).
- 23) P. Wang, L. Wu, Y. Feng, J. Bai, B. Zhang, J. Song and S. Guan: “Microstructure and mechanical properties of a newly developed low Young’s modulus Ti-15Zr-5Cr-2Al biomedical alloy”, *Materials Science and Engineering: C*, **72** (2017), 536-542.
- 24) Y. W. Zhang, S. J. Li, E. G. Obbard, H. Wang, S. C. Wang, Y. L. Hao and R. Yang: “Elastic properties of Ti-24Nb-4Zr-8Sn single crystals with bcc crystal structure”, *Acta Materialia*, **59** (2011), 3081-3090.
- 25) R. Karre, M. K. Niranjana and S. R. Dey: “First principles theoretical investigations of low Young’s modulus beta Ti-Nb and Ti-Nb-Zr alloys compositions for biomedical applications”, *Materials Science and Engineering: C*, **50** (2015), 52-58.
- 26) S. Higashino, D. Miyashita, T. Ishimoto, E. Miyoshi, T. Nakano and M. Tane: “Low Young’s modulus in laser powder bed fusion processed Ti-15Mo-5Zr-3Al alloys achieved by the control of crystallographic texture combined with the retention of low-stability bcc structure”, *Additive Manufacturing*, **102** (2025), 104720.
- 27) Y. -T. Cheng and C-M. Cheng: “Scaling approach to conical indentation in elastic-plastic solids with work hardening”, *Journal of Applied Physics*, **84** (1998), 1284-1291.
- 28) H. Gao, C-H. Chiu and J. Lee: “Elastic Contact Versus Indentation Modeling of Multilayered Materials”, *International Journal of Solids and Structures*, **29** (1992), 2471-2492.
- 29) D. Shuman, A. L. M. Costa and M. S. Andrade: “Calculating the elastic modulus from nanoindentation and microindentation reload curves”, *Materials Characterization*, **58** (2007), 380-389.

代表者メールアドレス

小笹良輔 ozasa@mat.eng.osaka-u.ac.jp