

レーザ粉末床溶融結合による BCC 型ハイエントロピー合金の in-situ 合金化
In-situ Alloying of High Entropy Alloys with Body-Centered Cubic Structure Developed by
Laser-Powder Bed Fusion

小 笹 良 輔・Gokcekaya Ozkan・中 野 貴 由
Ryosuke OZASA, Ozkan GOKCEKAYA and Takayoshi NAKANO

レーザー粉末床溶融結合による BCC 型ハイエントロピー合金の in-situ 合金化 In-situ Alloying of High Entropy Alloys with Body-Centered Cubic Structure Developed by Laser-Powder Bed Fusion

小笹良輔*・Gokcekaya Ozkan*・中野貴由*
Ryosuke OZASA, Ozkan GOKCEKAYA and Takayoshi NAKANO

(Received 23 June 2025, Accepted 7 July 2025)

While considerable attention has been attracted to high-entropy alloys (HEAs) owing to their excellent properties, the severe segregation of the constituent elements remains a common challenge in most of the HEAs. Recently, our group proposed that rapid cooling using laser-powder bed fusion (L-PBF) is valid to suppress elemental segregation of HEAs. Despite the advantages of L-PBF, the preparation of raw powder of HEAs for L-PBF via gas atomization is costly and time-consuming. To address this, in-situ alloying using L-PBF is now attempted in the world. This review paper explains our research on in-situ alloying of a nonequiatomic TiNbMoTaW refractory HEA with a body-centered cubic (BCC) structure using the mixed powder made from five types of pure metal powders. An overview of the challenges and the solutions of in-situ alloying for HEAs from the viewpoints of alloy design and L-PBF process are presented here.

Key Words: High Entropy Alloys (HEAs), Laser Powder Bed Fusion (L-PBF), In-situ Alloying, Rapid Solidification, Elemental Segregation

1. 緒言

Additive Manufacturing (AM)¹⁾あるいは3Dプリンティングは、材料を付加することにより任意形状の部材を作製可能な最先端プロセスである。中でも、レーザー粉末床溶融結合 (Laser-Powder Bed Fusion: L-PBF) は、レーザを原料粉末層上で走査して溶融池単位の局所での溶融/凝固を繰り返すことで高精度な形状制御を可能とする。近年筆者らのグループは、L-PBFを特有の超急冷・指向性温度場を創出するための凝固プロセスとして提案し、本手法を駆逐することで凝固組織や結晶集合組織などの材質と機能性の人為的制御に成功してきた。例えば、β型Ti基合金²⁾やNi基合金³⁾での結晶方位制御、α+β型Ti基合金での微細組織制御^{4),5)}、5・6元系ハイエントロピー合金 (High Entropy Alloys: HEAs) における元素偏析・相分離抑制^{6),7)}などL-PBF特有の材質制御を実現している。

こうしたL-PBFによる各合金の材質・機能性制御は、いずれも原料として合金粉末が使用されたものである。L-PBF用途の合金粉末はアトマイズ法により作製される場合が多く、合金鋳塊の作製や各アトマイズ装置の仕様に合わせた合金鋳塊の定型形状への加工など複数の前工程が必要となる。L-PBFが得意とするニアネットシェイプ造形がもたらす生産リードタイム短縮によるメリットを最大化するためには、前工程の合金粉末作製プロセスを省略するこ

とが有効となる。

こうした背景のもと、事前の合金化プロセスを必要とせず、L-PBFを用いて純金属の混合粉末をリアルタイムに合金化する in-situ 合金化が近年注目を集めている。実際に、L-PBFによる in-situ 合金化に関する学術論文の出版数は年々増加傾向にある (Fig. 1)。

本稿では、純金属の混合粉末を用いたL-PBFによる in-situ 合金化の課題とその解決に向けた方策、有用性について、筆者らが2元系Ti基合金および5元系HEAsを対象にこれまでに得た知見に基づき解説する。

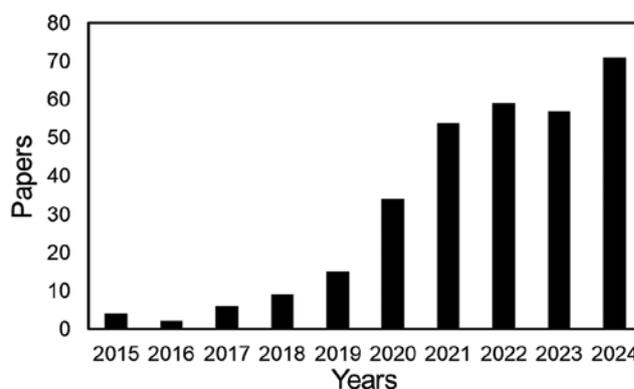


Fig. 1 Number of academic papers published on in-situ alloying using L-PBF (2015-2024) according to the Scopus.

*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)

2. L-PBF による 2 元系 Ti 基合金の in-situ 合金化

L-PBF は、一般的に Yb ファイバーレーザー ($\lambda = 1064 \text{ nm}$) による局所的な加熱による急速な入熱と抜熱を特徴とする。この際、 $100 \mu\text{m}$ 程度に集光されたレーザーを使用する場合が多く、最大溶融領域に対応する溶融池は、溶け込み幅がレーザー径と同程度の約 $100 \mu\text{m}$ 、溶け込み深さが数 $100 \mu\text{m}$ 程度となる。レーザーは高速走査されるため、原料粉末はレーザーにより瞬間的に加熱されて融点以上の温度に達し、その後は急速な抜熱にともない液相線温度にて凝固が開始し、固相線温度にて凝固が完了する。合金粉末を原料として用いる場合には、溶融対象の各元素同士の偏析領域は最大でも粉末粒子径以下であるため、各元素は溶解後に液相状態で容易に混合し、急冷凝固により構成元素のマクロな元素偏析を生じずに凝固することができる^{6,7)}。一方で、純金属粉末を用いた in-situ 合金化の場合、溶融対象の各元素は、L-PBF で推奨される $10 \sim 45 \mu\text{m}$ 程度の粒子径に対応した偏析領域を必然的にもつことになり、さらに各元素のレーザー吸収・反射・散乱挙動や融点はそれぞれ異なる。したがって、(1) 融点差が大きい元素の組み合わせでは低融点金属元素は溶融するものの高融点金属元素は未溶融になりうる、(2) L-PBF は急加熱かつ急冷プロセスであるため高温状態に維持される時間が短く、溶融状態で各元素同士が混合する前に凝固が完了する可能性がある、(3) 混合粉末の準備段階で各純金属粉末同士の混合が不十分であればマクロな濃度偏析が生じうる、などの懸念点を考慮する必要がある。すなわち、均一な元素分布をもつ合金を獲得するためには、溶融対象の合金を構成する元素は比較的融点の近い元素と適切な組成を選択することが有効となる。さらに、使用する純金属粉末の粒子径に応じて、均一合金化のために各元素に必要な元素拡散の距離が変化することも考慮すべきである。

Fig. 2 には、 $\text{Ti}_{80}\text{X}_{20}$ ($\text{X} = \text{Cr, Nb, Mo, Ta}$) (at. %) となるように調整した混合粉末に対し、 1.5 J/mm^2 (低エネルギー密度)、 3.0 J/mm^2 (高エネルギー密度) の各レーザー条件で得られた造形体の XRD 解析結果を示す⁸⁾。ここで、レーザーの面積エネルギー密度 (AED) はレーザー出力 ($P [\text{W}]$) をレーザー走査速度 ($v [\text{mm/s}]$) とピッチ幅 ($d [\text{mm}]$) で除することで計算される。なお、Ti、Cr、Nb、Ta、Mo の各粉末のメディアン径は、それぞれ $23.1 \mu\text{m}$ 、 $18.1 \mu\text{m}$ 、 $13.3 \mu\text{m}$ 、 $9.3 \mu\text{m}$ 、 $12.1 \mu\text{m}$ である。Ti-Cr 合金では、いずれのエネルギー密度においても BCC (Body-Centered Cubic) の結晶構造を有する β 相が形成する。さらに、Ti-Nb 合金と Ti-Ta 合金は β 相に加えてマルテンサイト組織からなる α'' 相を形成し、それらの相分率はエネルギー密度ごとに变化する。一方で、Ti-Mo 合金では β 相だけでなく Mo に由来する回折ピークが観察され、これは Mo 粉末の一部が未溶融状態で残存していることを意味する。このことは、エネルギー密度の増加にともない、Mo に由来するピークの強度が低下すると

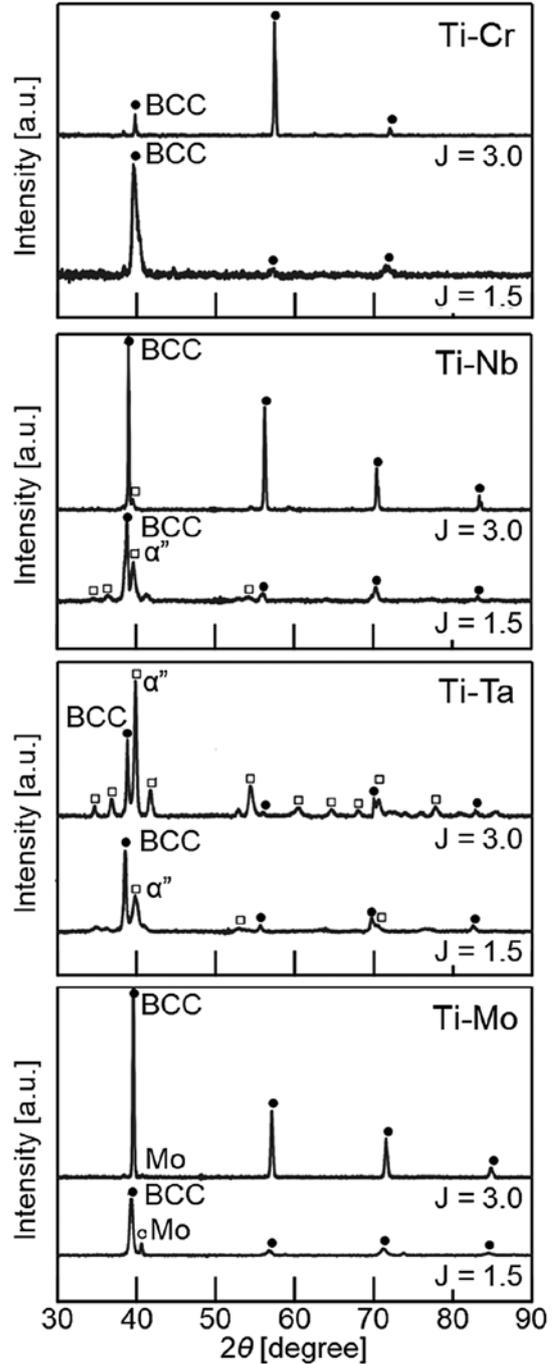


Fig. 2 XRD patterns of $\text{Ti}_{80}\text{X}_{20}$ ($\text{X} = \text{Cr, Nb, Mo, Ta}$) alloy (at. %) samples developed at energy densities of 1.5 and 3.0 J/mm^2 . This figure cited the paper⁸⁾ with minor modifications.

ともに β 相の格子定数が変化することからも理解される。ここで、設計組成にしたがい各元素が完全に溶解するものと仮定すると、結晶構造の安定性を表す指標⁹⁾である e/a (1 原子あたりの価電子数) は、Ti-Cr 合金と Ti-Mo 合金は 4.4 となるのに対して、Ti-Nb 合金と Ti-Ta 合金は 4.2 となる。したがって、Ti-Nb 合金と Ti-Ta 合金は BCC 構造の格子不安定性に起因して α'' 相を形成したものと考察される。

Fig. 3 には、in-situ 合金化により得られた $\text{Ti}_{80}\text{Cr}_{20}$ 合金 (at.

%)における結晶集合組織のレーザ走査速度依存的な変化を示す。なお、XRDおよびEBSD解析は、いずれもyz断面にて実施されている。L-PBFの±XYスキャン(層ごとにx方向とy方向に沿ったレーザ往復走査の繰り返し)を適用することで、本合金はレーザ走査速度に応じて異なる結晶集合組織状態を形成した。とりわけ、 $v=1200\text{ mm/s}$ ($AED=3.0\text{ J/mm}^2$)のレーザ条件での造形により、 $\langle 100 \rangle // x, y, z$ 軸を示す単結晶様組織が形成された。同様の結晶集合組織が、 β 型Ti基合金粉末を用いたL-PBF造形において獲得されている^{2), 10)}。単結晶様組織の獲得には、柱状晶の形成と下層からのエピタクシアル成長による柱状晶の発達と結晶方位の引継ぎが不可欠となる。融点差が大きい元素を含む合金をL-PBF造形する場合、十分に溶解しなかった高融点元素を含む化合物が起点となり、微細等軸粒が溶融池底部付近に形成される結果、下層から上方にかけての結晶のエピタクシアル成長が阻害される^{6), 11)}。Ti (1668°C)とCr (1907°C)は比較的近い融点をもつ元素同士であることから、各純金属粉末の混合粉末を原料として用いたin-situ合金化であっても、両元素が均一溶解することで、単結晶様組織の形成が実現されたものと理解される。このように、L-PBFは、in-situ合金化による純金属粉末からの合金作製のみならず、材質制御をも同時に実現できることが示された。

3. L-PBFによる5元系HEAのin-situ合金化

近年5種類以上の元素の組み合わせからなるHEAs¹²⁾が注目を集めている。理想的な固溶体のHEAsはコア効果¹³⁾により、特異的な高機能性を発現することが期待されている。これに対して、铸造により作製されたHEAsは元素偏析と相分離を生じることで本来の機能性を発揮できない場合がある。こうした中、筆者らの研究グループは、L-PBFによりBCC型HEAs粉末を急冷凝固することで造形体における元素偏析と相分離の抑制に成功した^{6), 7)}。しかしなが

ら、主に高融点元素から構成されるBCC型HEAs(例えばTi-Zr-Nb-Ta-Mo系)の合金粉末を製造できるメーカーは世界的に見ても少なく、粉末製造のコストが高いなどの課題があるため、合金粉末を使わずにHEAsのL-PBF造形を可能とするin-situ合金化に注目が集まっている。

HEAsをin-situ合金化するためには、最低でも5種類の融点や熱物性が異なる元素からなる混合粉末を溶解して凝固させる必要がある。この際、各元素間の融点の違いが元素偏析を生じる要因となり、これまでの報告の多くは元素偏析を抑制できていない¹⁴⁻²⁰⁾。こうした理由で、合金粉末に対して1種類の純金属粉末を追加した混合粉末によるHEAsのin-situ合金化に関する報告例がほとんどであった²¹⁻²⁴⁾。

筆者らは、熱力学計算を駆使して融点偏差(ΔT_m)と凝固温度範囲(液相線温度と固相線温度の差)を最小化したTi₁(NbMoTa)₂W_{0.5}合金²⁵⁾を用い、L-PBFの新たなレーザ走査法をin-situ合金化に適用することでHEAの創製を目指した。この際、Fig. 4に示すように、構成元素中で最も高融点のW(3422°C)については微細な粉末を用いることで、W粉末を溶解しやすくするための工夫をしている。

Fig. 5には、適用したレーザ走査法の模式図を示している。一般的なレーザ走査法は1層あたり同一箇所1度のみのレーザ走査が適用されるに対して、新手法は高融点元

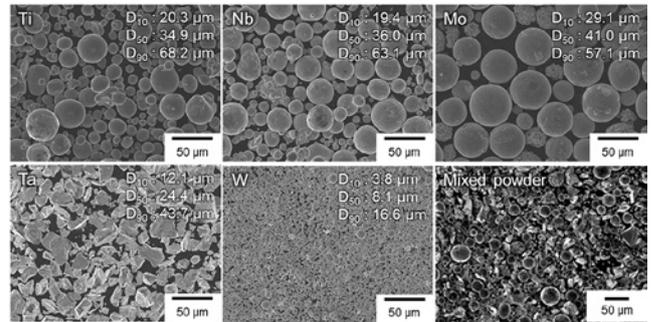


Fig. 4 SEM images of powders (Ti, Nb, Mo, Ta, and W). This figure cited the paper²⁷⁾ with minor modifications.

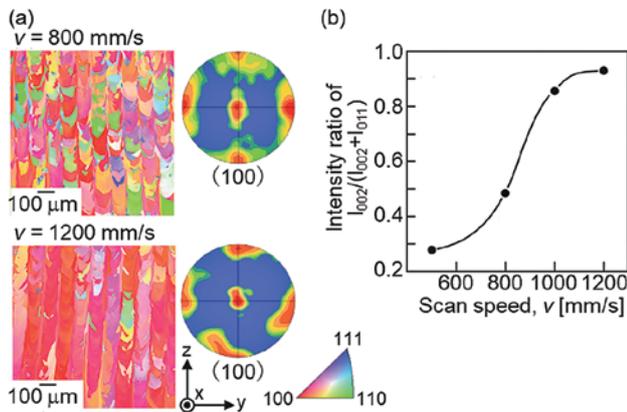


Fig. 3 Crystallographic texture obtained via in-situ alloying of Ti₈₀Cr₂₀ alloy (at. %) samples. (a) IPF maps and the corresponding (100) pole figures. (b) Scan speed-dependence of the degree of $\langle 100 \rangle$ orientation along the laser scanning axis (x). This figure cited the paper⁸⁾ with minor modifications.

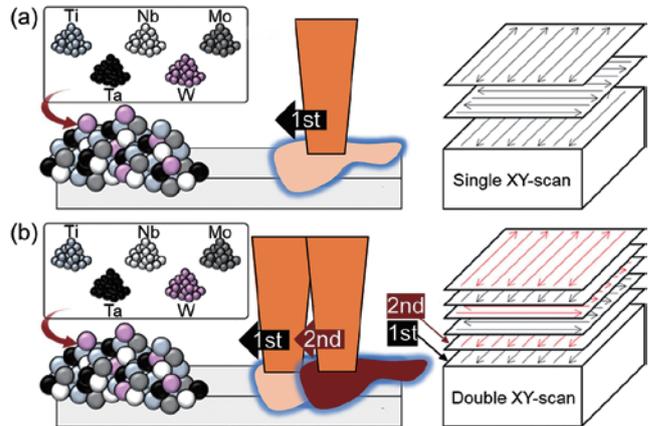


Fig. 5 Schematic illustrations of (a) single XY-scan and (b) double XY-scan for the mixed powder.

素の十分な溶解と元素同士の混合を目的に、造形プロセス中のさらなる高温化を目指し、1 度目のレーザー照射により加熱した後に 2 度目のレーザー照射により再加熱する。なお、レーザー条件は出力 ($P=240$ W)、ハッチ間隔 ($d=0.04$ mm)、積層厚さ ($t=0.02$ mm) を固定し、走査速度を $v=400$ mm/s あるいは 1000 mm/s とした。

Fig. 6 には、L-PBF の in-situ 合金化により作製した本 HEA と各原料粉末における XRD 解析結果を示している。S1000 条件 ($v=1000$ mm/s、レーザー 1 度走査) と D1000 条件 ($v=1000$ mm/s、レーザー 2 度走査) は、いずれも BCC 構造に由来する回折ピークに加えて、W、Mo、Ta、Nb といった高融点元素に由来する回折ピークが確認された。これは、両条件では高融点元素の溶解が不十分であることを意味している。一方で、S400 条件 ($v=400$ mm/s、レーザー 1 度走査) と D400 条件 ($v=400$ mm/s、レーザー 2 度走査) では BCC 構造に由来する回折ピークのみが認められた。

Fig. 7 には、各条件で作製した HEA の反射電子像、SEM-EDS 観察により取得した Ti および W の元素分布図を示す。S1000 条件と D1000 条件はともに、未溶融粉末に対応する W の偏析箇所とともに、W の偏析箇所とは別の箇所に特徴的なマーブル状の白～灰色の偏析帯が観察された。これは、一度溶解した各元素が液相状態で十分に拡散し混合する前に凝固が完了したことによるものと考察される。これに対して、S400 条件では W 偏析はほとんど観察されず、マーブル状の偏析帯も観察されなかった。さらに、D400 条件では SEM-EDS レベルの空間分解能で観察できる元素偏析は認められなかった。レーザー走査速度が 400 mm/s の条件は 1000 mm/s 条件よりも高いエネルギー密度条件となるため、より高温での造形が可能となる上、2 度目のレーザー照射によりさらに高温状態に昇温できるため、本条件では融点の異なるすべての金属粉末原料が溶解し液相状態で混合されるこ

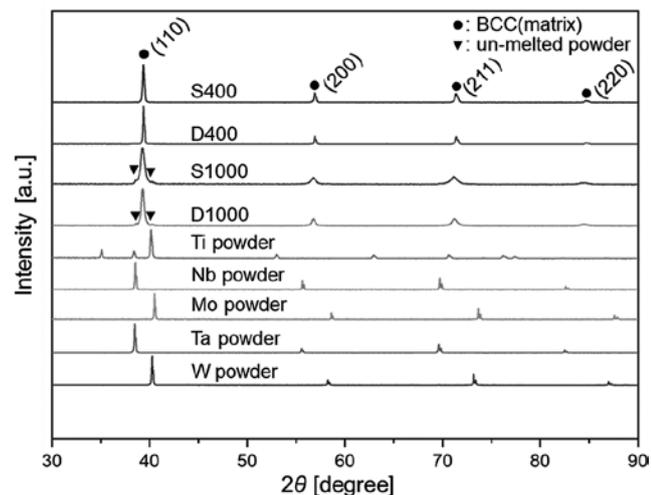


Fig. 6 XRD patterns of the $\text{Ti}_1(\text{NbMoTa})_2\text{W}_{0.5}$ HEA developed by in-situ alloying using L-PBF and each powder. This figure cited the paper²⁷⁾ with minor modifications.

とで、元素偏析が抑制された均質な 5 元系 HEA が形成されたものと理解される。

この際、D400 条件は造形方向に沿って $\langle 100 \rangle$ 方位が優先配向化した結晶集合組織を形成した (Fig. 8)。その形成機序は前項の Ti-Cr 合金と同様であり、レーザー照射により生じる熱流と系全体の界面エネルギー低下を駆動力にして結晶成長の方向が決定され、下層からのエピタクシアルな結晶成長を阻害する高融点元素を十分に溶解できたことで、D400 条件は結晶集合組織を獲得できたものと理解される。

こうして得られた HEA の力学特性を Fig. 9 に示す。in-situ 合金化により得られた本 HEA は、多元素の均一混合に基づく固溶体強化と結晶粒微細化、造形方向に沿った $\langle 100 \rangle$ の優先配向化により、純 Ti よりも顕著な高降伏

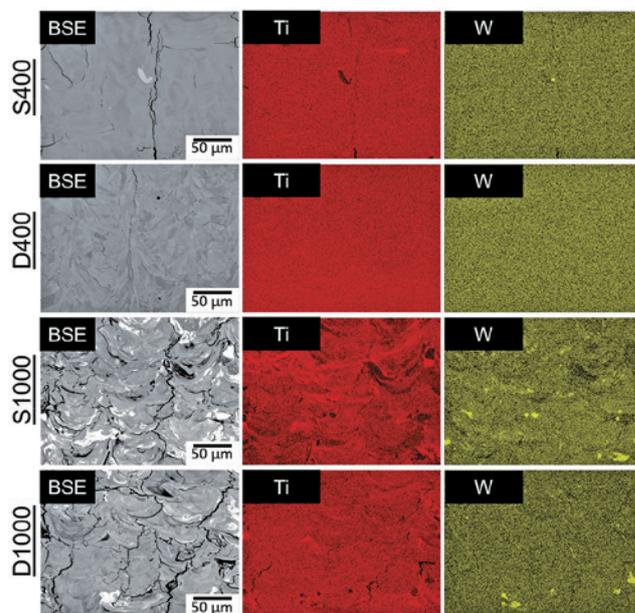


Fig. 7 SEM-BSE images and EDS elemental mapping for Ti and W of the condition of S400 (240 W, 400 mm/s single XY-scan), D400 (240 W, 400 mm/s, double XY-scan), S1000 (240 W, 1000 mm/s, single XY-scan), and D1000 (240 W, 1000 mm/s, double XY-scan). This figure cited the paper²⁷⁾ with minor modifications.

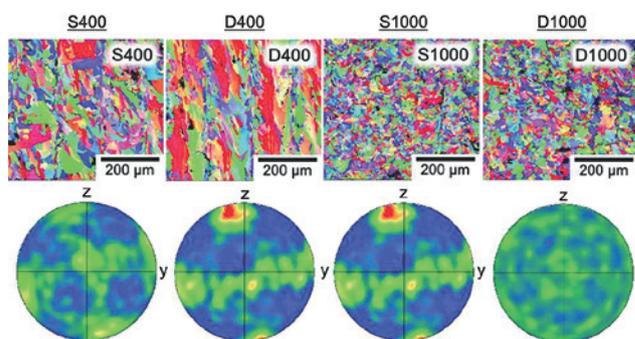


Fig. 8 The IPF maps projected along z-axis (building direction) and $\{100\}$ pole figures in each sample. This figure cited the paper²⁷⁾ with minor modifications.

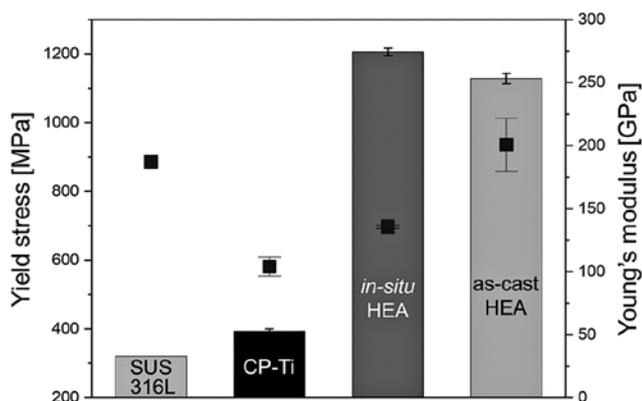


Fig. 9 Mechanical properties including yield stress and Young's modulus in each sample. Bar graphs and plots represent yield stress and Young's modulus of the samples, respectively. This figure cited the paper²⁷⁾ with minor modifications.

応力を示しつつ、 casting で作製した HEA や SUS316L ステンレス鋼と比較して、低ヤング率にもかかわらず高降伏応力を示した。構成元素の高い融点と構成元素間の大きい融点差により偏析の抑制が困難な HEA の in-situ 合金化であっても、高温化するための新たなレーザ走査法を導入することで、純金属粉末からの合金化と結晶集合組織、さらには形状制御を同時に実現できることを初めて実証した。in-situ 合金化の難易度が高い HEA において成功したことから、本手法は実用化材料を含む幅広い合金種に対して適用できることが期待される。

4. 結論

本稿では、L-PBF による 2 元系 Ti 基合金と 5 元系 HEA の in-situ 合金化における課題とその解決に向けた方策、さらには結晶集合組織を含む材質の制御について、合金設計とプロセスの両観点から解説した。従来の「合金化」「組織制御」「形状作製」からなる金属材料の製造プロセスに対して、L-PBF による in-situ 合金化は、これらをワンプロセスで実現することで生産のリードタイムや製造コストの削減に寄与するとともに、従来の材料創製法では実現できない超急冷かつ指向性をもつ温度場下での溶融凝固により、優れた機能性をもつ合金の創製できることから、新たな合金化手法としての有用性が認識されつつある。その一方で、レーザ照射にともなう各元素のレーザ吸収・反射・散乱挙動、異種元素間での熱伝導挙動、その後の凝固現象については未解明な部分が多いことから、今後の計算機シミュレーションや in-situ 温度場モニタリング技術を駆使した諸現象の理解が期待される。

謝辞

本稿で紹介した研究の一部は、日本学術振興会科学研究費補助金 (22H05288, 22H01812, 22K18310, 23H00235) ならびに 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) などの支援を受けて実施された。

参考文献

- 1) ISO/ASTM 52900 Additive manufacturing-General principles-Terminology.
- 2) 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 Mater.*, **286** (2025), 120709.
- 3) O. Gokcekaya, T. Ishimoto, S. Hibino, J. Yasutomi, T. Narushima and T. Nakano: "Unique crystallographic texture formation in Inconel 718 by laser powder bed fusion and its effect on mechanical anisotropy", *Acta Mater.*, **212** (2021), 116876.
- 4) H. Amano, T. Ishimoto, R. Sugauma, K. Aiba, S.-H. Sun, R. Ozasa and T. Nakano: "Effect of a helium gas atmosphere on the mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy built with laser powder bed fusion: A comparative study with argon gas", *Addit. Manuf.*, **48** (2021), 102444.
- 5) P. V. Cobbinah, S. Matsunaga, Y. Toda, R. Ozasa, M. Okugawa, T. Ishimoto, Y. Liu, Y. Koizumi, P. Wang, T. Nakano and Y. Yamabe-Mitarai: "Peculiar microstructural evolution and hardness variation depending on laser powder bed fusion-manufacturing condition in Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo", *Smart Materials in Manufacturing*, **2** (2024), 100050.
- 6) T. Ishimoto, R. Ozasa, K. Nakano, M. Weinmann, C. Schnitter, M. Stenzel, A. Matsugaki, T. Nagase, T. Matsuzaka, M. Todai, H. S. Kim and T. Nakano: "Development of TiNbTaZrMo bio-high entropy alloy (BioHEA) super-solid solution by selective laser melting, and its improved mechanical property and biocompatibility", *Scr. Mater.* **194** (2021), 113658.
- 7) O. Gokcekaya, T. Ishimoto, Y. Nishikawa, Y. S. Kim, A. Matsugaki, R. Ozasa, M. Weinmann, C. Schnitter, M. Stenzel, H. S. Kim, Y. Miyabayashi and T. Nakano: "Novel single crystalline-like non-equiatomic TiZrHfNbTaMo bio-high entropy alloy (BioHEA) developed by laser powder bed fusion", *Mater. Res. Lett.*, **11** (2023), 274-280.
- 8) T. Nagase, T. Hori, M. Todai, S. -H. Sun and T. Nakano: "Additive manufacturing of dense components in beta-titanium alloys with crystallographic texture from a mixture of pure metallic element powders", *Mater. Des.*, **173** (2019), 107771.
- 9) G. P. Tiwari and R. V. Ramanujan: "Review The relation between the electron to atom ratio and some properties of metallic systems", *J. Mater. Sci.*, **36** (2001), 271-283.
- 10) 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", *Scr. Mater.*, **132** (2017), 34-38.

- 11) M. Okugawa, Y. Ohigashi, Y. Furishiro, Y. Koizumi and T. Nakano: "Equiaxed grain formation by intrinsic heterogeneous nucleation via rapid heating and cooling in additive manufacturing of aluminum-silicon hypoeutectic alloy", *J. Alloys Compd.*, **919** (2022), 165812.
- 12) B. Cantor, I. T. H. Chang, P. Knight and A. J. B. Vincent: "Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys", *Mater. Sci. Eng. A*, **375-377** (2004), 213-218.
- 13) B. S. Murty, J. -W. Yeh and S. Ranganathan: "High-entropy alloys (1st ed.)", Elsevier, Amsterdam, (2014).
- 14) L. Farquhar, G. Maddison, L. Hardwick, F. Livera, I. Todd and R. Goodall: "In-situ alloying of CoCrFeNiX high entropy alloys by selective laser melting", *Metals*, **12** (2022), 456.
- 15) A. Grigoriev, I. Polozov, V. Sufiiarov and A. Popovich: "In-situ synthesis of Ti₂AlNb-based intermetallic alloy by selective laser melting", *J. Alloy. Compd.*, **704** (2017), 434-442.
- 16) W. Kong, S. C. Cox, Y. Lu, V. Villapun, X. Xiao, W. Ma, M. Liu and M. M. Attallah: "The influence of zirconium content on the microstructure, mechanical properties, and biocompatibility of in-situ alloying Ti-Nb-Ta based β alloys processed by selective laser melting", *Mater. Sci. Eng. C*, **131** (2021), 112486.
- 17) I. Polozov and A. Popovich: "Microstructure and mechanical properties of NiTi-based eutectic shape memory alloy produced via selective laser melting in-situ alloying by Nb", *Materials*, **14** (2021), 2696.
- 18) X. Sun, M. Chen, T. Liu, K. Zhang, H. Wei, Z. Zhu and W. Liao: "Characterization, preparation, and reuse of metallic powders for laser powder bed fusion: a review", *Int. J. Extreme Manuf.* **6** (2024), 012003.
- 19) J. Li, D. Ouyang, Q. Wang, Q. Teng, C. Cai and Q. Wei: "Achieving superior tensile strength of CoCrFeNiTi_{0.3} high-entropy alloy via in-situ laser powder bed fusion of CoCrFeNi and Ti", *Mater. Sci. Eng. A*, **886** (2023), 145649.
- 20) C. Guo, S. Wei, Z. Wu, P. Wang, B. Zhang, U. Ramamurty and X. Qu: "Effect of dual phase structure induced by chemical segregation on hot tearing reduction in additive manufacturing", *Mater. Des.*, **228** (2023), 111847.
- 21) M. Cagirici, P. Wang, F. L. Ng, M. L.S. Nai, J. Ding and J. Wei: "Additive manufacturing of high-entropy alloys by thermophysical calculations and in situ alloying", *J. Mater. Sci. Technol.*, **94** (2021), 53-66,
- 22) P. Chen, S. Li, Y. Zhou, M. Yan and M. M. Attallah: "Fabricating CoCrFeMnNi high entropy alloy via selective laser melting in-situ alloying", *J. Mater. Sci. Technol.*, **43** (2020), 40-43.
- 23) P. Chen, C. Yang, S. Li, M. M. Attallah and M. Yan: "In-situ alloyed, oxide-dispersion-strengthened CoCrFeMnNi high entropy alloy fabricated via laser powder bed fusion", *Mater. Des.*, **194** (2020), 108966.
- 24) D. Lin, J. Hu, R. Wu, Y. Liu, X. Li, M. J. SaGong, C. Tan, X. Song and H. S. Kim: "Multiscale plastic deformation in additively manufactured FeCoCrNiMox high-entropy alloys to achieve strength-ductility synergy at elevated temperatures", *Int. J. Plast.*, **183** (2024), 104142.
- 25) Y. S. Kim, R. Ozasa, K. Sato, O. Gokcekaya and T. Nakano: "Design and development of a novel non-equiatomic Ti-Nb-Mo-Ta-W refractory high entropy alloy with a single-phase body-centered cubic structure", *Scr. Mater.*, **252** (2024), 116260.
- 26) Y. S. Kim, O. Gokcekaya, A. Matsugaki, R. Ozasa and T. Nakano: "Laser energy-dependent processability of non-equiatomic TiNbMoTaW high-entropy alloy through in-situ alloying of elemental feedstock powders by laser powder bed fusion", *Materialia*, **38** (2024), 102241.
- 27) Y. S. Kim, O. Gokcekaya, K. Sato, R. Ozasa, A. Matsugaki and T. Nakano: "In-situ alloying of nonequiatomic TiNbMoTaW refractory bio-high entropy alloy via laser powder bed fusion: Achieving suppressed microsegregation and texture formation", *Mater. Des.*, **252** (2025), 113824.

代表者メールアドレス

小笹 良輔 ozasa@mat.eng.osaka-u.ac.jp