

金属 3D プリンティングの特異界面形成による カスタム力学機能制御学の構築 ～階層化異方性骨組織に学びつつ～

中野貴由^{1)†} 石本卓也^{**} 松垣あいら²⁾ 小笹良輔³⁾ ゴクチェカヤ オズカン³⁾
安田弘行¹⁾ 趙 研²⁾ 小泉雄一郎¹⁾ 奥川将行³⁾ 吉矢真人¹⁾ 藤井 進³⁾
多根正和^{***} 三好英輔^{****} 東野昭太^{*****}

1. はじめに

3D プリンティング (3DP), とりわけ粉末床溶融結合 (Powder Bed Fusion: PBF) 法はもはや, 従来の複雑三次元形状を持つ構造物の製造にとどまらず, 構造物内部の材質を作り込み, 材質に基づき機能を設計可能な手法⁽¹⁾⁻⁽³⁾として, その学術的価値を高めつつある. なぜなら, 3DP にて作製される金属部材の内部には, mm オーダーから nm, 場合によってはサブ nm オーダーに至る種々の階層的な界面構造が人工的にもしくは自己組織化的に構築され(図 1 左), それらは単なる「模様」ではなく, 力学機能にスケールを跨いで寄与を及ぼす「強化因子」であることが最近の研究で明らかになりつつある⁽¹⁾⁻⁽³⁾ためである. さらにこうした界面構造は, 3DP 特有の 100~数 100 μm スケールの微小な溶融池を単位とする layer-by-layer (造形方向への積層), track-by-track (層内でのレーザ走査)での溶融凝固の積み重ねに基づくことから, ほとんどの場合, 特有の方向性, 異方性を示す. それは, 骨組織が主応力方向に対して階層的異方性構造を示しつつ, 同方向に特化した異方的な力学機能を発現している事実⁽⁴⁾と類似している(図 1 右).

しかしながら, 骨組織の持つ階層的異方性構造と, 3DP 特異界面との大きな違いは, 骨組織が, 遺伝子に組み込まれた細胞やサイトカインといった生体内因子の統制されたはたらきによって応力方向への異方性構造と高強度を言わば必然的に獲得している⁽⁵⁾⁽⁶⁾一方で, 3DP にて形成される金属部材内部の界面構造は, 現状, 偶発的な形成に依存しているという点である. 3DP 特異界面の形成を人為的に制御可能とすることで, 形状と材質の同時制御を実現し, 形状のみによ

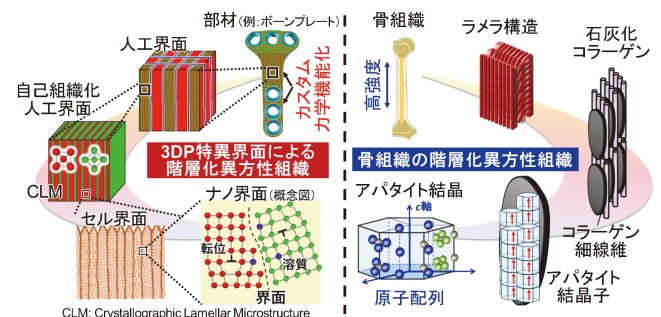


図 1 3DP 造形材中に導入される階層的特異界面と骨組織が持つ階層的異方性構造の類似性.

* 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻 & 大阪大学大学院工学研究科附属異方性カスタム設計・AM 研究開発センター; 1) 教授 2) 准教授 3) 助教 (*〒565-0871 吹田市山田丘 2-1)

** 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻; 特任教授 & 富山大学先進アルミニウム国際研究センター; 教授

*** 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻; 招聘教授 & 大阪公立大学大学院工学研究科機械系専攻; 教授

**** 大阪公立大学大学院工学研究科機械系専攻; 講師

***** 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻; 招聘教員 & 大阪公立大学大学院工学研究科機械系専攻; 助教

Custom Mechano-Functional Control by Formation of Specific Interfaces via Metal 3D Printing—Learning from Hierarchical Anisotropic Architecture in Bone; Takayoshi Nakano*, Takuya Ishimoto**, Aira Matsugaki*, Ryosuke Ozasa*, Ozkan Gokcekaya*, Hiroyuki Y. Yasuda*, Ken Cho*, Yuichiro Koizumi*, Masayuki Okugawa*, Masato Yoshiya*, Susumu Fujii*, Masakazu Tane***, Eisuke Miyoshi**** and Shota Higashino*** (*Division of Materials and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering & Anisotropic Design and Additive Manufacturing Research Center, Osaka University, Suita. **Division of Materials and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University, Suita & Aluminium Research Center, University of Toyama, Toyama. ***Division of Materials and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University, Suita & Division of Mechanical Engineering, Graduate School of Engineering, Osaka Metropolitan University, Sakai. ****Division of Mechanical Engineering, Graduate School of Engineering, Osaka Metropolitan University, Sakai. *****Division of Mechanical Engineering, Graduate School of Engineering, Osaka Metropolitan University, Sakai)

Keywords: additive manufacturing, powder bed fusion, peculiar interfaces, hierarchy, anisotropy, mechanical functions, strengthening, crystallographic texture

2023年10月2日受理 [doi:10.2320/materia.63.36]

る力学機能制御の限界を打破するとともに、力学機能とそのカスタム性を飛躍的に向上させることが可能となると期待している。

この達成に向け、現在推進している『カスタム力学機能制御学の構築』においては、3DP 特異界面性状のナノ～マクロなキャラクター化に基づく界面の定義、3DP 特異界面形成機構の解明、3DP 特異界面と変形媒体(転位や双晶)との相互作用機序解明とマクロ力学機能への寄与解明、異方性カスタム力学機能化のための3DP 特異界面の設計と実造形体への界面導入に取り組んでいる。

2. 熔融池単位の凝固を示す PBF 法特有の代表的な自己組織化界面

3DP 特異界面には、人為的に導入されるマクロな人工界面の下階層に、熔融池単位での熔融凝固という3DPの特徴に基づき形成される自己組織化界面である、①セル界面、②熔融池界面、③会合界面、④ラメラ界面が代表的に存在する。図2には、レーザーPBF(LPBF)によって作製した、FCC構造を示すIN718とBCC構造を示すTi-15Mo-5Zr-3Al造形体の、熔融池横断面での組織写真と造形方向に投影したInverse Pole Figure(IPF)マップを示す⁽³⁾⁽⁷⁾。スキャンストラテジー(SS)は、SS_Xを用いている。SS_Xとは、X方向へのレーザーの往復走査をすべての層に対して行うものである⁽⁷⁾。組織写真中には、①～④の各界面の存在部位を示している。これら界面は、試料断面の化学腐食によって明確に観察可能となり、界面での化学的な不均質性が示唆される。結晶方位の観点から見ると、セル界面、熔融池界面にはほとんど結晶方位差は存在せず、会合界面にはわずかな方位差が、ラメラ界面には明確な方位差が存在する。下記にそれぞれの界面の特徴をまとめる。

①セルは、LPBFで生じる 10^7 K/sにも及ぶ超急冷に基づ

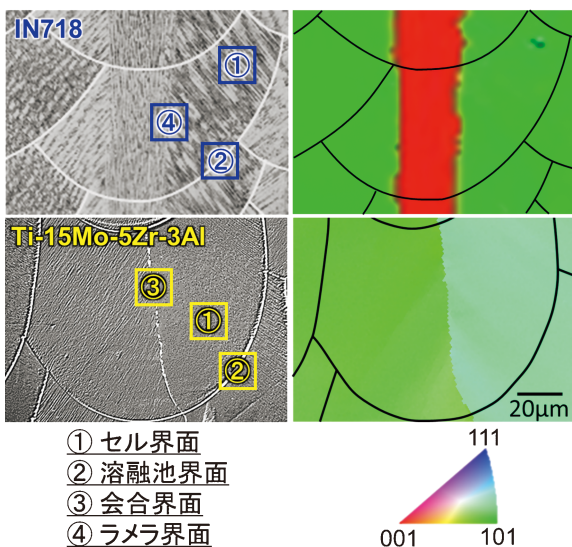


図2 3DP造形体材中に導入され得る、熔融池に基づく4つの代表的な界面構造。

き一次アーム間隔が微小化($\sim 1 \mu\text{m}$)したデンドライトであり、二次アームのないデンドライトとも呼ばれる。超急冷のため、通常の铸造プロセスで形成されるような凝固偏析が強く抑制されているものの、セル界面には溶質のマイクロ偏析が生じている⁽⁸⁾。さらには、セル界面には多数の転位が存在する。こうしたマイクロな不均一性を有するセル界面のナノ構造と、力学機能への寄与が明らかになりつつある。

②熔融池界面は、熔融池内での凝固の開始点、すなわち、固液界面の移動が熔融から凝固へと反転する部位である。したがって、熔融池界面では、高い温度勾配(G)とLPBF造形中では特異的に小さい凝固速度(R)という組成的過冷の生じ難い条件での凝固が生じ、平滑界面成長により局所的にセルが消滅する⁽⁸⁾とともに、下層や隣接する凝固部からのエピタキシャル成長が助長される。こうしたエピタキシャル成長は、後述の単結晶様集合組織やラメラ組織形成に必須である。

③会合界面は、熔融池の右半分、左半分から移動してきた固液界面が会合する部位である。会合界面はわずかな結晶方位差を含むが、単結晶様集合組織形成のカギとなる重要な界面であることが我々の研究から明らかになっている。すなわち、会合界面での結晶方位差が最小となるよう、積層にともなって結晶方位が自己調整される⁽⁹⁾ことで、強く配向化した結晶集合組織が形成される。図2の場合、立方晶の優先成長方位である $\langle 100 \rangle$ に伸長したセルが造形方向からおおよそ $\pm 45^\circ$ の角度(会合界面でおおよそ 90° の角度関係)で安定化することで、造形方向に $\langle 011 \rangle$ が配向した集合組織を形成する。

④ラメラ界面は、造型方向に $\langle 011 \rangle$ が配向した主層と、 $\langle 100 \rangle$ が配向した副層が交互に配置したラメラ組織に基づく⁽³⁾。ラメラ組織の周期はレーザーの走査ピッチに対応し、 $100 \mu\text{m}$ 前後と微細な範囲で制御可能であることから、本ラメラ組織は他の加工技術によっては導入することができない、LPBF法特有の組織と言える。前項で示した単結晶の間に、熔融池中央部にて造形方向にセルが平行に伸長した副層が挿入されている。副層は、熔融池底部がより水平であるほど、熔融池底部での鉛直下向きの熱流が支配的となることで、造形方向への $\langle 100 \rangle$ 成長が生じる結果形成される⁽³⁾。

これら3DP特異界面は、それ自体が直接力学機能に寄与するものと、特異組織形成を通じて間接的に寄与するものがある。こうした界面の力学機能への寄与について、現状公表可能な範囲で紹介する。

3. ラメラ界面による強化に基づく力学機能異方性の発現

3DP特異ラメラ界面の存在が、金属材料の強化に寄与することが明らかになった⁽³⁾。図3(a)に、IN718のas builtでの単結晶様組織およびラメラ組織における造形方向(0°)への引張降伏応力を示す。荷重軸 $\langle 100 \rangle$ 、 $\langle 011 \rangle$ におけるSchmid因子はいずれも0.41であることから、この降伏応力の差異をSchmid因子で説明することはできない。すなわち、主層/副層間の界面が、ラメラ試料での降伏応力の上昇の要因であ

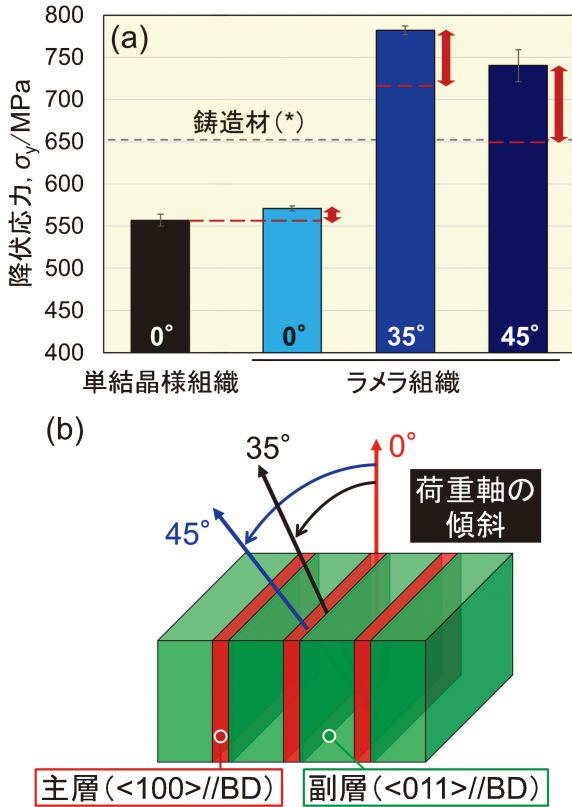


図3 IN718のas builtでの単結晶組織およびラメラ組織における引張降伏応力. 赤矢印でラメラ界面の効果による強化分を示す. *は、均質化+溶体化+時効熱処理後であることを示す. (CC-BY 4.0ライセンスのもとで出版されている文献(3)から改変引用)

ることが示唆される. この証明のため, ラメラ組織について荷重軸をラメラの面内にて造形方向に対して35°, 45°に傾斜(図3(b))させた場合の降伏応力を図3(a)に併記する. 荷重軸の傾斜によって, 主層/副層に対する荷重軸はそれぞれ, おおよそ<011>/<100>@0°, <111>/<211>@35°, <√211>/<√211>@45°となるため, Schmid 因子の変化に対応して降伏応力は変化する. 単結晶組織にて算出した見かけの臨界分解せん断応力(CRSS)を用いて荷重軸の変化の影響を除去した, 界面の存在による降伏応力の増分を図3(a)に両矢印で示す. 同一の界面であるにも関わらず, 荷重軸に依存してその降伏応力への寄与が変化した.

そこで, 隣接する結晶方位の異なる結晶 A-B 間での界面を通じたすべり変形の難易を示す応力伝達係数 N_{ij} を式(1)⁽¹⁰⁾によって算出した. なお, 記号の意味と詳細は文献⁽¹⁰⁾を参照されたい.

$$N_{ij} = (e_i^A \cdot e_j^B)(g_i^A \cdot g_j^B) + (e_i^A \cdot g_j^B)(e_j^B \cdot g_i^A) \quad (1)$$

応力伝達係数が1に近いほどすべり変形が伝達しやすく, 1より小さいほど界面でのすべりが伝達しにくいいため, 強度の上昇につながる可能性がある. 単結晶の場合, 応力伝達係数は1であるが, ラメラ試料の場合, 荷重軸の傾斜ともない主層/副層での主すべり系が変化するため, 0.82@0°, 0.65@35°, 0.65@45°と変化する. 図3(a)に示す降伏応力の

増分は, 応力伝達係数の変化と良く対応した. LPBF によって特異的に導入されたラメラ界面は, Ni 基超合金の強化機構としてはたらくのみならず, すべり変形の伝達に対する抵抗を介して力学機能の異方性発現の要因にもなることが明らかになった.

さらに, LPBF 材は熱処理を施していない as built 状態であるにもかかわらず, 時効処理により強化相である $L1_2-\gamma'$ ($Ni_3(Ti, Al)$), $D0_{22}-\gamma''$ (Ni_3Nb) を析出させた鋳造材⁽¹¹⁾よりも高い降伏応力を示し, 3DP 特異界面による力学機能への大きな寄与を明らかにした.

4. 単結晶組織-多結晶組織の作り分けと人工界面の形成

一方で, ラメラ組織や単結晶組織といった高配向化組織と, ランダム配向を示す多結晶組織を作り分けることは, 力学機能の異方性-等方性の発現のみならず, 人工界面導入のための要素となる組織の獲得に不可欠である. 従来のレーザー条件を広く網羅したプロセスマップの作成に基づくのではなく, サイバー空間でのシミュレーションを用いることで溶融池内での凝固挙動に基づき組織を予測することが可能となっている.

図4には, Ti-15Mo-5Zr-3Al におけるレーザー照射条件(レーザー出力 P と走査速度 v)と結晶集合組織形成との間をつなぐ凝固挙動(固液界面での温度勾配 G と凝固速度 R)を, 熱シミュレーションにて解析した結果⁽¹²⁾を示す. 同一の熱源関数を用い, 実際の P, v の条件にてレーザー照射した際の

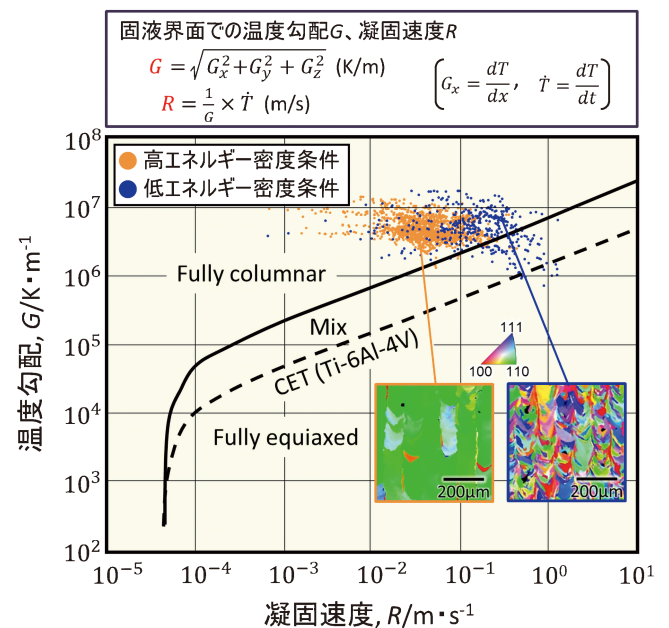


図4 β 型チタン合金における2種の造形条件に対する固液界面での温度勾配, 凝固速度の分布と, 対応する造形方向に投影した結晶方位マップ. 参考のため, Ti-6Al-4V合金の柱状-等軸遷移線と併記. (CC-BY 4.0ライセンスのもとで出版されている文献(12)から改変引用)

熱伝導と熱伝達に基づく温度分布の変化を計算している。高エネルギー条件 ($P=360\text{ W}$, $v=1200\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$) では強く配向化した単結晶様組織が、低エネルギー条件 ($P=180\text{ W}$, $v=1400\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$) ではより無秩序に配向化した多結晶組織が形成された。高 G ・低 R の凝固条件は組成的過冷が生じず平滑界面が安定であり単結晶様組織の形成に適しており、一方、低 G ・高 R の条件では組成的過冷が大きくなり核生成頻度が上昇し等軸組織が得られやすい⁽¹³⁾。高エネルギー密度条件での G , R の分布は、低エネルギー密度条件でのそれより相対的に左側(低 R 側)に位置し、単結晶様組織が得られやすい凝固条件になっており (Ti-6Al-4V 合金の柱状-等軸遷移線⁽¹⁴⁾を参照), これは、形成された結晶集合組織と良く対応する。こうした適切な凝固条件の下で、会合界面での結晶方位差の低減を駆動力とした結晶方位の自己調整が生じ、単結晶様の強い配向化が達成される⁽⁹⁾。したがって、会合界面は、それ自体は力学機能にほとんど寄与を及ぼさないと予想されるが、単結晶の形成を介して間接的に、後述のような力学機能異方性の発現に寄与する重要な 3DP 界面と言える。

このように、熱シミュレーションにより、造形パラメータ (P , v) と、実測が極めて困難な凝固挙動 (G , R) の関連性を構築することができ、結晶集合組織の形成を予測することが可能となった。この結果、種々の結晶集合組織を作り分けることが可能となり、**図 5** に示すように、組織に応じた力学機能 (この場合はヤング率) の異方性の発現を明らかにした⁽¹⁵⁾。さらに、こうした明確な集合組織の形成は、明瞭な人工界面の形成を可能とした。**図 6** に隣接する 2 つの区画でスキャンストラテジーを変化させ配向方位を変えることで、人工界面を導入した造形物の界面付近での結晶方位変化を示す。図 3 で示したラメラ界面に類似したシャープな界面が形成されている。このように、区画毎に異なる結晶集合組織を当てはめて種々の人工界面を形成可能であり、その組み合わせにより異なる弾性変形、塑性変形特性の設計が可能となると期待される。

一方で、単結晶生成に適した凝固条件であっても、凝固中に液相側で不均一核生成サイトが形成される場合には、単結晶が得られない。とりわけ、熔融池内部でも低温の熔融池底部、すなわち熔融池界面にて等軸粒が生成する。この場合は、下層や隣接部からのエピタキシャル成長が阻害され、会合界面の形成も生じないため、単結晶は形成されない。**図 7** は、TiZrNbTaMo 生体用ハイエントロピー合金 (Bio High Entropy Alloy: BioHEA) での例を示すが、熔融池界面に沿った微細な等軸粒が形成され、熔融池上部は熱流に依存して熔融池中央部に向かい放射状に成長した比較的大きな伸長粒が形成している (**図 7(a)**)⁽¹⁶⁾。結果として、2 種の結晶粒形態と配向性を示すバイモーダル組織となる (**図 7(a-c)**)。本合金は、超急冷の LPBF 下での造形でさえ顕著な偏析を生じ (**図 7(d, e)**)、高融点元素が濃化したデンドライト部がレーザー照射による急速昇温により融け残り⁽¹⁷⁾、不均一核生成サイトとしてはたらいとえられる (**図 7(f)**)⁽¹⁶⁾。このよ

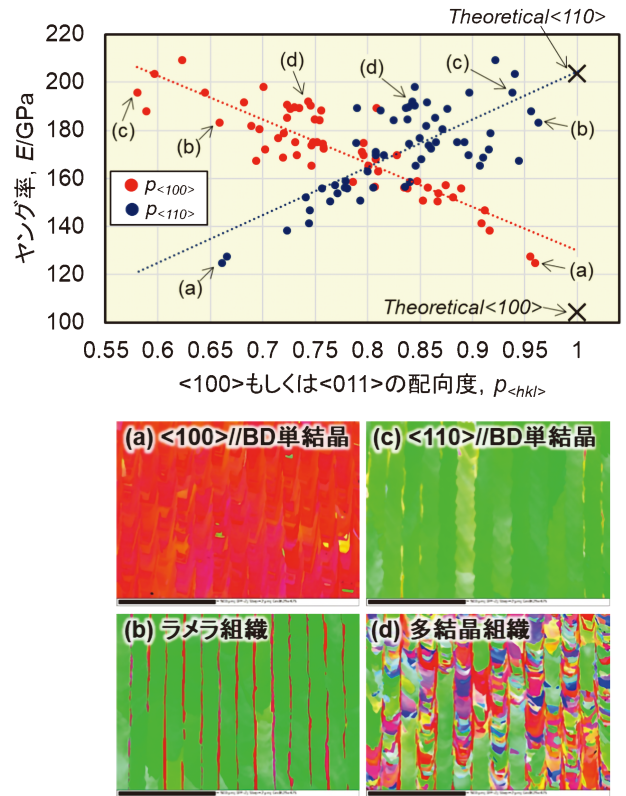


図 5 配向度とヤング率の関係、矢印で示した点(a-d)はそれぞれ下の IPF マップ(a-d)に対応している。(CC-BY 4.0 ライセンスのもとで出版されている文献⁽¹⁵⁾から改変引用)

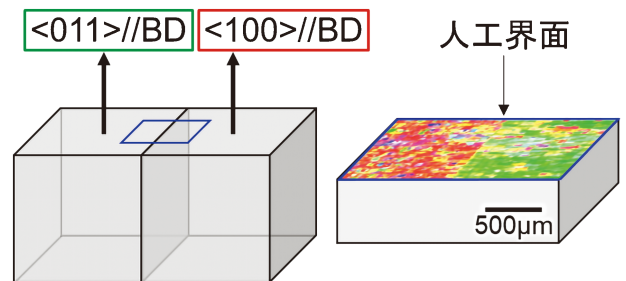


図 6 2 種の異なる単結晶様組織からなる人工界面。

うな材料の場合には、スキャンピッチを変化させることで微細粒の割合を変化させ、力学機能をカスタマイズすることが可能である⁽²⁾。一方、単結晶が必要な場合には、不均一核生成サイトを生じない合金設計が必要となる。

5. 3DP 特異界面による組織制御を念頭に置いた合金設計と高力学機能化の実現

カスタム力学機能制御の実現のためには、3DP 特異界面の形成を自在に操ることが必要である。そのためには、(i) レーザ条件やスキャンストラテジーといった 3DP プロセスパラメータの設計と、(ii) 合金設計を両輪とした組織制御が必須と言える。本項では、後者の取り組みでの成功例を紹介

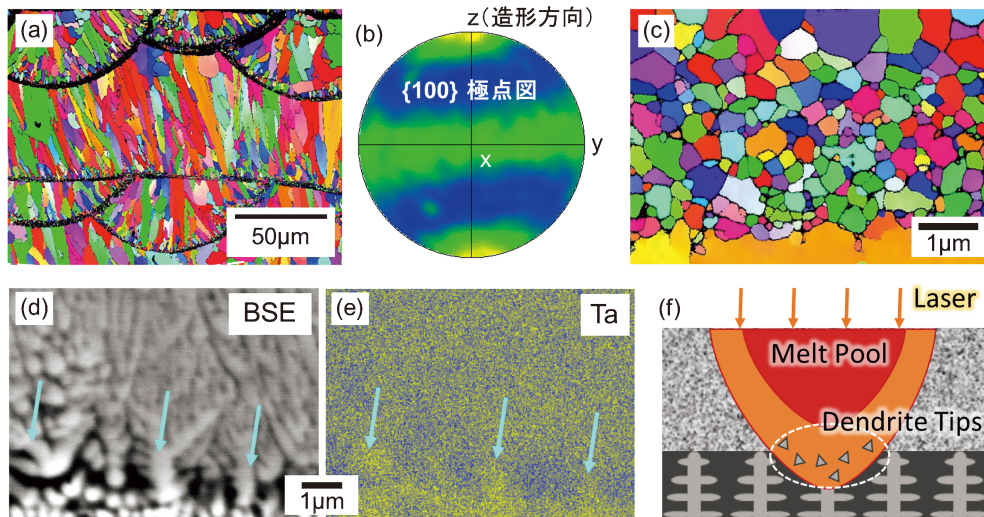


図7 LPBFで作製したTiZrNbTaMo BioHEA試料の微細構造。(a) yz断面で撮影したIPFマップと、(b) {100}がz方向に優先配向した繊維組織を表す極点図。IPFマップに見られる黒い線はクラックではなく、低倍率でのEBSD解析で菊池線が分析できなかった部分を示す。この部分には、(c)非常に微細な等軸結晶粒が存在する。等軸結晶粒形成の要因として、(d, e)顕著な偏析にともなう高融点元素(Nb, Ta, Mo)の濃化部が、(f)溶融時に融け残り不均質核生成サイトとしてはたらくことが考えられる。(CC-BY 4.0ライセンスのもとで出版されている文献(16)から改変引用)

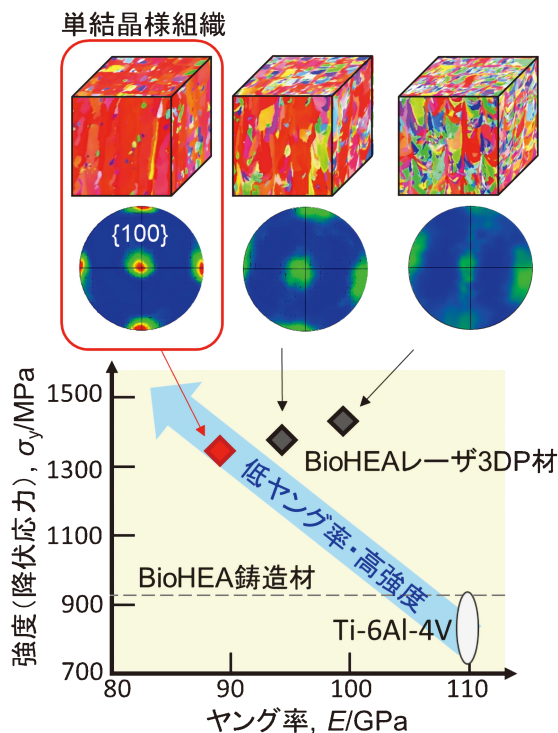


図8 偏析傾向を著しく低減する合金設計により、溶融池界面でのエピタキシャル成長を可能とし単結晶化を達成した。低ヤング率・高強度を同時に示すBioHEAが実現した。(CC-BY 4.0ライセンスのもとで出版されている文献(1)から改変引用)

する。

前項にて紹介したTiZrNbTaMo-BioHEAでは溶融池界面でのエピタキシャル成長が阻害され、会合界面の形成に至らないことで、単結晶化が実現されない。一方で、生体用金属材料に求められる低ヤング率は、単結晶化により<100>にお

いて達成可能である⁽¹⁸⁾。すなわち、溶融池界面でのエピタキシャル成長の阻害因子である不均一核生成サイト、すなわち偏析を抑制し単結晶化することが低ヤング率化の有効な戦略となる。

偏析傾向を最小限に抑えるため、液相線温度と固相線温度の差(ΔT)を小さく、さらに各元素の分配係数の1からの偏倚が小さくなるよう組成を設計し、上記組成にHfを添加したTiZrHfNbTaMo-BioHEAを提案した⁽¹⁾。本合金はTiZrNbTaMo-BioHEAと比較し、 ΔT は200 Kから50 Kへと低下し、分配係数も1に近づいた。その結果、設計通り、溶融池界面での等軸粒の形成が生じず、レーザー条件に依存した単結晶様組織から多結晶組織までの結晶集合組織制御が実現された(図8)。単結晶試料においては、<100>にて低ヤング率を示した。加えて、偏析の抑制はより均一な固溶体の形成につながり、固溶強化により、偏析を有する鋳造材の約1.4倍の降伏応力を発現した。単結晶化により、低ヤング率と高強度を兼ね備えた生体用合金の創製に成功した。さらに、本合金において未知の微細な界面の存在が最近明らかになり、そのキャラクター化と力学機能への寄与について、最先端分析とシミュレーションを駆使して解明に取り組んでいる。

6. おわりに

本稿では、2019年度に発足した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)(研究総括:伊藤耕三)に採択された『カスタム力学機能制御学の構築~階層化異方性骨組織に学ぶ~』における取り組み内容と進捗状況の一部について紹介した。3DPのポテンシャルは今や、トポロジー最適化がター

ゲットとするようなマクロな形状の製造を超え、熱源径や原料粉末のサイズスケールと同等もしくはそれを大きく下回る原子レベルでの界面形状をも人為的に制御できるところまで開拓されつつある。3DPを用いた、マクロ形状から、mm, メソ, nm スケールの界面構造まで含めた多階層界面構造最適化によるカスタム力学機能制御の実現はもはや絵空事ではない状況である。その実現に向けて、3DP 特異界面の性状, 形成機序, さらにはナノ~マクロ力学機能への寄与について, CREST 研究にて科学的な観点から明らかにする必要がある。さらに, 急冷凝固, 熱応力, 積層による熱影響といった 3DP 特有の課題に対して合金を設計する“Alloy Design for Additive Manufacturing”のコンセプト⁽¹⁹⁾を、3DP 特異界面の導入を指向した“Specific-Interface Design for Additive Manufacturing based on Nano-Mechanics”へと展開し, 合金設計の立場からもカスタム力学機能制御の実現性拡大を図りたい。

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)(研究総括：伊藤耕三)「カスタム力学機能制御学の構築~階層化異方性骨組織に学ぶ~」(JPMJCR2194)の支援を受けて実施された。

文 献

(1) 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: Mater. Res. Lett., **11** (2023), 274-280.
(2) Y. Ekubaru, O. Gokcekaya, T. Ishimoto, K. Sato, K. Manabe, P. Wang and T. Nakano: Mater. Design, **221** (2022), 110976.
(3) O. Gokcekaya, T. Ishimoto, S. Hibino, J. Yasutomi, T. Narushima and T. Nakano: Acta Mater., **212** (2021), 116876.
(4) T. Nakano, K. Kaibara, Y. Tabata, N. Nagata, S. Enomoto, E. Marukawa and Y. Umakoshi: Bone, **31** (2002), 479-487.
(5) T. Matsuzaka, A. Matsugaki and T. Nakano: Biomaterials, **279** (2021), 121203.
(6) A. Matsugaki, D. Yamazaki and T. Nakano: Mater. Sci. Eng. C, **108** (2020), 110391.
(7) T. Ishimoto, K. Hagihara, K. Hisamoto, S. H. Sun and T. Nakano: Scr. Mater., **132** (2017), 34-38.
(8) K. Sato, S. Takagi, S. Ichikawa, T. Ishimoto and T. Nakano: Materials, **16** (2023), 218.
(9) T. Ishimoto, K. Hagihara, K. Hisamoto and T. Nakano: Addit. Manuf., **43** (2021), 102004.
(10) J. D. Livingston and B. Chalmers: Acta Metall., **5** (1957), 322-327.
(11) D. Zhang, Z. Feng, C. Wang, W. Wang, Z. Liu and W. Niu: Mater. Sci. Eng. A, **724** (2018), 357-367.
(12) T. Ishimoto, R. Suganuma and T. Nakano: Mater. Lett., **349** (2023), 134835.
(13) J. D. Hunt: Mater. Sci. Eng., **65** (1984), 75-83.
(14) P. A. Kobryn and S. L. Semiatin: J. Mater. Proc. Technol., **135** (2003), 330-339.
(15) S. Hibino, T. Todo, T. Ishimoto, O. Gokcekaya, Y. Koizumi, K.

Igashira and T. Nakano: Crystals, **11** (2021), 1064.
(16) 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: Scr. Mater., **194** (2021), 113658.
(17) M. Okugawa, Y. Ohigashi, Y. Furishiro, Y. Koizumi and T. Nakano: J. Alloy. Compd., **919** (2022), 165812.
(18) M. Tane, S. Akita, T. Nakano, K. Hagihara, Y. Umakoshi, M. Niinomi, H. Mori and H. Nakajima: Acta Mater., **56** (2008), 2856-2863.
(19) J. N. Ghoussoub, S. Utada, F. Pedraza, W. J. B. Dick-Cleland, Y. T. Tang and R. C. Reed: Metal. Mater. Trans. A, **54** (2023), 1721-1729.

★★
中野 貴由

1992年3月 大阪大学大学院工学研究科 博士前期課程修了
1992年4月 大阪大学工学部 助手
1996年3月 博士(工学)(大阪大学)取得
1999年4月 大阪大学大学院工学研究科 講師
2001年4月 大阪大学大学院工学研究科 助教授
2008年4月 大阪大学大学院工学研究科 教授(現職)
2017年4月 大阪大学荣誉教授(Distinguished Professor)
2017年10月 日本学会会議 連携会員(24期・25期)
2021年4月 (公社)日本金属学会会長(2023年4月まで)
2023年10月 日本学会会議 会員(26期・27期)
現在 大阪大学大学院工学研究科附属異方性カスタム設計・AM 研究開発センターセンター長などを兼任

専門分野：生体材料学, 結晶塑性学, 3D プリント金属学
◎高温耐熱材料の塑性変形機構の解明に端を発し, 「異方性材料学」の学理構築のため, 多様な骨基質配向化機構研究, 金属 AM による異方性形状・材質制御に関する研究に従事。

★★

