

積層造形 (Additive Manufacturing) による 金属材料の高機能化

Additive Manufacturing for High Performance of Metallic Materials

中野貴由^{1,2,3,4,5}

NAKANO Takayoshi

Synopsis: Recently, metal additive manufacturing (AM) has been expected to realize high-performance metal products by controlling complex shapes and microstructures in metal materials. This review article focuses on the latest advanced findings found in the author's research group, which skillfully utilizes a powder bed fusion (PBF), and finally concludes that AM is an extremely promising future technology that can produce high added value in a wide range of fields including aerospace, medical, environmental, and automotive. Furthermore, AM has the potential to enable material-driven designs based on microstructural and crystallographic texture control.

Keywords: additive manufacturing (AM); 3D printing; powder bed fusion (PBF); metal powders; crystallographic texture; aerospace materials; biomaterials; highly corrosion-resistant materials; bone microstructure; intervertebral spacer

1. はじめに

Additive Manufacturing (AM; 付加製造、積層造形)¹⁾ は、材料を2次元面内で結合・接合し、積層することで3次元造形物を作製する最先端プロセスである。この基本概念は、1981年に日本の小玉氏によって発明された²⁾。その後、様々な方法、材料に対して研究開発が進められ、オバマ元大統領が2013年の一般教書演説で、「The 3D Printing that has the potential to revolutionize the way we make almost everything.」と示唆したことをきっかけに、世界中でAMブームがスタートした。それから10数年が経過した現在、AMは産業界、学术界を中心に広く浸透し、基礎学理の深まりとともに、様々な分野での社会実装が着実に進んでいる。

AMに関する学術論文出版数は年々加速度的な増加傾向にあり (Fig. 1 参照)、AMに関する展示会や国際会議が数多く開催され、学会やコンソーシアムが世界各国で設立

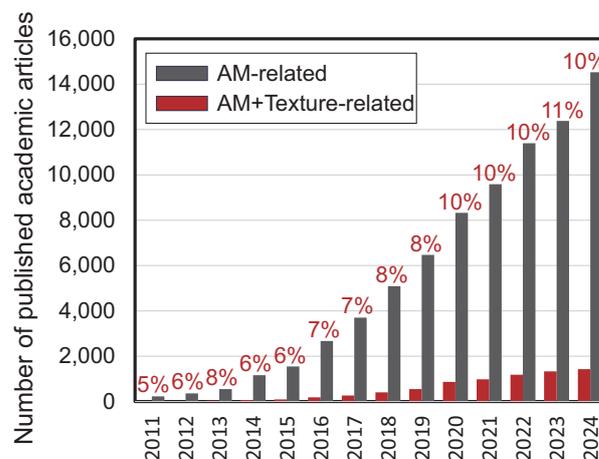


Fig. 1 Change in number of academic articles published per year on additive manufacturing and those related to texture since 2011. Searched by Scopus.

されている。毎年11月にフランクフルトで開催されるFormnextでは、世界最大のAM関連の展示会として広大な

1: 大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 教授 (栄誉教授)

2: 大阪大学 工学部・大学院工学研究科 教育研究評議員・副研究科長

3: 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・教授 (兼任)

4: 日本学術会議 会員 (第26期・27期)

5: 日本Additive Manufacturing学会 (日本AM学会) 会長

〒565-0871 大阪府吹田市山田丘2-1

E-mail : nakano@mat.eng.osaka-u.ac.jp

展示会場の中に1000社近い企業の展示ブースが整然と並んでいる。日本でも2025年4月1日より産学官の200機関以上が参画し、一般社団法人日本Additive Manufacturing学会[®] (日本AM学会) が設立³⁾された。AMは、欧米や中国、日本のみならず、近年では、南米やASEAN諸国にも急速にマーケットを拡大している。

金属材料を出発原料とする金属AMは、とりわけ航空宇宙、自動車、エネルギー、化学、医療・ヘルスケア、防衛・軍事に代表される幅広い産業分野での適用が進められている。デジタルツイン技術の発展とDX化の流れの中で、AMは複雑形状の製造、構造の自在なカスタム化、特定の力学的環境下での要求強度を維持しながらの大幅な軽量化などを具現化する手段として、従来のSubtraction Manufacturingにおいては困難とされてきた多くの課題の克服を可能としている。加えてグリーンイノベーション/カーボンニュートラル社会の実現という観点からも、AM技術の普及と活用に対する期待は大きい。

AMの中でも微細粉末を出発原料とする粉末床溶融結合 (Powder Bed Fusion: PBF) は、3次元複雑形状を高精度に造形するために開発された技術である。しかしながら、近年では形状のみならず、材質の重要性が認識され始めている。例えば、超急速溶融/凝固、積層ごとの製造、熱分布・残留応力の発生といったAM固有に発生する種々の状況に対応し、最適化された合金を設計するための「Alloy Design for AM」は、今後のAMによる材質制御の大きな流れとなっていくものと期待されている⁴⁾。

我々のグループは、金属材料の材質特性として、早い段階から材料組織、とりわけ結晶集合組織に着目し、その人為的制御を目指して世界に先駆けて研究を進めてきた。2017年に単結晶様の高配向化組織の形成と熱源のスキュンストラテジー (層ごとの熱源走査方向の組合せ) に基づいた配向方位の制御法を確立⁵⁻⁷⁾して以来、金属をはじめとする結晶性材料における結晶集合組織形成とそれに基づく高機能化を実現してきた⁸⁻²⁶⁾。その結果、近年のAM関連論文に占める結晶集合組織に関する論文割合は上昇傾向を示し、2020年以降には10%前後を推移し、偶発的な集合組織の形成から積極的かつ人為的な結晶集合組織の制御へと研究開発の軸足が移りつつある。今や、結晶集合組織制御は、AMにおける最も重要でホットな研究対象の一つと言っても過言ではない。

本稿では、我々のグループでこれまで得られた研究成果を中心に、金属AM、特に粉末を用いたプロセスとしてのPBFでの金属材料の組織制御・高機能化について最新の知見を解説するとともに、整形外科デバイスとして椎間スパーサーの臨床応用例について紹介する。

2. AMの種類

AMは、2009年のASTM²⁷⁾、2014年のISO^{28, 29)}に準拠すると、その製造法は7つの手法、(1) 粉末床溶融結合、(2) 結合材噴射 (Binder Jetting)、(3) 指向性エネルギー堆積 (Directed Energy Deposition; DED (レーザー利用の場合は, Laser Metal Deposition; LMD))、(4) シート積層造形 (Sheet Lamination)、(5) 液槽光重合 (Vat Photo-Polymerization)、(6) 材料押出 (Material Extrusion)、(7) 材料噴射 (Material Jetting)、に分類される。さらに、使用材料別に分類した場合には、(a) 金属AM、(b) セラミックスAM、(c) 樹脂AM、(d) ゲルAM、(e) 複合材料AM、(f) バイオ3Dプリンター (細胞3Dプリンター)、(g) フード3Dプリンターなど多彩である。AMの特徴は必要な部分を必要に応じて選択的に配置・固化もしくは固定化させることにある。その手法としては原料材料・粉末に対して、レーザービームや電子ビームなどを熱源として溶融/凝固させるものから、紫外線を含む光を用いて光重合反応により光硬化樹脂で造形体を作製する手法、さらにはバインダ中に粉末を分散させ、任意形状を造形後、熱処理によってバインダを除去することでセラミックスや金属造形体を作製する手法、さらにはその他の固定化法を利用する場合もあり、切削加工とは対峙するモノづくりシステムといえる。

AMは手法ごとに利点と欠点を持ち合わせており、当初のRapid Prototyping (RP) と呼ばれた時代には、比較的に利用しやすい樹脂による模型の設計・製造にとどまっていた。しかし、現在では融点が高く、造形が困難である金属やセラミックスにまでその適用範囲が広がっている³⁰⁾。金属やセラミックスは実際の工業製品としてその利用価値が高く、社会実装に向けた適用拡大がAM活用の可能性を大いに高めている。金属材料に適したAMとしては、電子ビームやレーザービームを熱源とし、金属粉末を出発材料とした粉末床溶融結合法 (それぞれ、PBF-EB/MとPBF-LB/M) が注目され、金属材料の複雑形状の付与と材質 (組織) パラメータの制御が可能となる。加えて、レーザービームなどを熱源に金属粉末・ワイヤを投入する指向性エネルギー堆積法 (DED) やアークを熱源として金属ワイヤを積み重ねていくWAAM (Wire and Arc Additive Manufacturing) が欧州を中心に開発されており、切削加工と組み合わせることにより高速な造形品の生産を可能としている。いずれも造形中に金属材料を溶融/凝固させることで任意形状の造形を可能とする技術であるが、前者は金属粉末を積層し選択的に溶融/凝固させる手法であるのに対し、後者は必要な部位に溶融金属を肉盛りのように配置していく手法である。以下に、粉末床溶融結合法と指向性エネルギー堆積法の概略を記述する。

2.1 粉末床溶融結合 (PBF) 法

Fig. 2 (a)には、粉末床溶融結合法により格子形状の金属造形体を作製する手順を示した模式図を示す³¹⁾。本手法は、最終形態の3次元CAD (3D-CAD) データから作成した2次元スライスデータに基づいて、電子ビーム (Fig. 2 (b)) やレーザービーム (Fig. 2 (c)) を走査し、一層分の金属粉末を選択的に溶融/凝固させ、その繰り返しにより多層を積層することで、3次元構造体を造形する。粉末床溶融結合法による金属材料の造形は、従来の鋳造法や切削加工法では困難であった複雑形状の構造体化や多孔質化、あるいは表面形状構築を高い精度で実現可能とする。

電子ビームやレーザービームといった熱源の違いは、それぞれ利点と欠点を有するが、両者を使い分けることで合金系や合金組成に合わせた金属造形体の創製が可能となる。Table 1には、電子ビームを熱源とするQ10 (Arcam社 (現GE社)) とレーザを熱源とするEOS M290 (EOS社) の装置性能の比較を示す。以下には、熱源の違いに由来する両手法の特徴をまとめる。

(1) 電子ビームは荷電粒子であることから電磁コイルを用いた偏光によりビームを走査 (Fig. 2 (b) 参照) する。一方で、レーザはガルバノメータによる走査 (Fig. 2 (c) 参照) を行うことから、最大ビーム走査速度は電子ビームでは3桁程度速い (Table 1 参照)。こうした高速度での走査により予加熱を実施することは、原料粉末を再

Table 1 Comparison of typical conditions between PBF-EB/M and PBF-LB/M.

Process condition	PBF-EB/M	PBF-LB/M
Equipment	Arcam Q10	EOS M 290
Heat Source	Electron beam (CeB ₆)	Yb fiber laser
Power	50 – 3000 W	0 – 400 W
Scanning speed	Max 8500 m/s	Max 7 m/s
Fabrication rate	< 80 cm ³ /h	5 – 20 cm ³ /h
Atmosphere	He 1×10^{-3} mbar	N ₂ , Ar (O ₂ < 0.1%)
Pre-heat	0 – 1100 °C	0 – 200 °C
Powder size	45 – 105 μm	10 – 45 μm

生利用可能な範囲でわずかにネッキングさせ、マイナス電荷の粉末粒子への帯電・反発によるスモーク現象の発生抑制や造形体のサポート削減につながる。同時に予加熱により造形中の造形物の温度変動を最小化し、膨張・収縮を抑制できることから、残留ひずみの低減と亀裂発生抑制にもつながる。一方、時効の影響を受けやすい金属材料では、予加熱による組織形成にともなう機能変化をともなう。例えば、時効硬化型アルミニウム (Al) 合金の一部では、過時効により強度低下がすすむ場合もある。

(2) 電子ビームは加速電圧に応じた波長の短い高速な電子線を熱源とすることから、金属材料表面にて80%以上の高いエネルギー吸収率を示す。一方で、レーザービームは金属材料に対する吸収率の波長依存性が強く (Fig. 3 参照)、金属AMの登場初期に広く利用されていた炭酸ガスレーザ (波長: 9.4~10.6 μm) は、チタン (Ti) や鉄

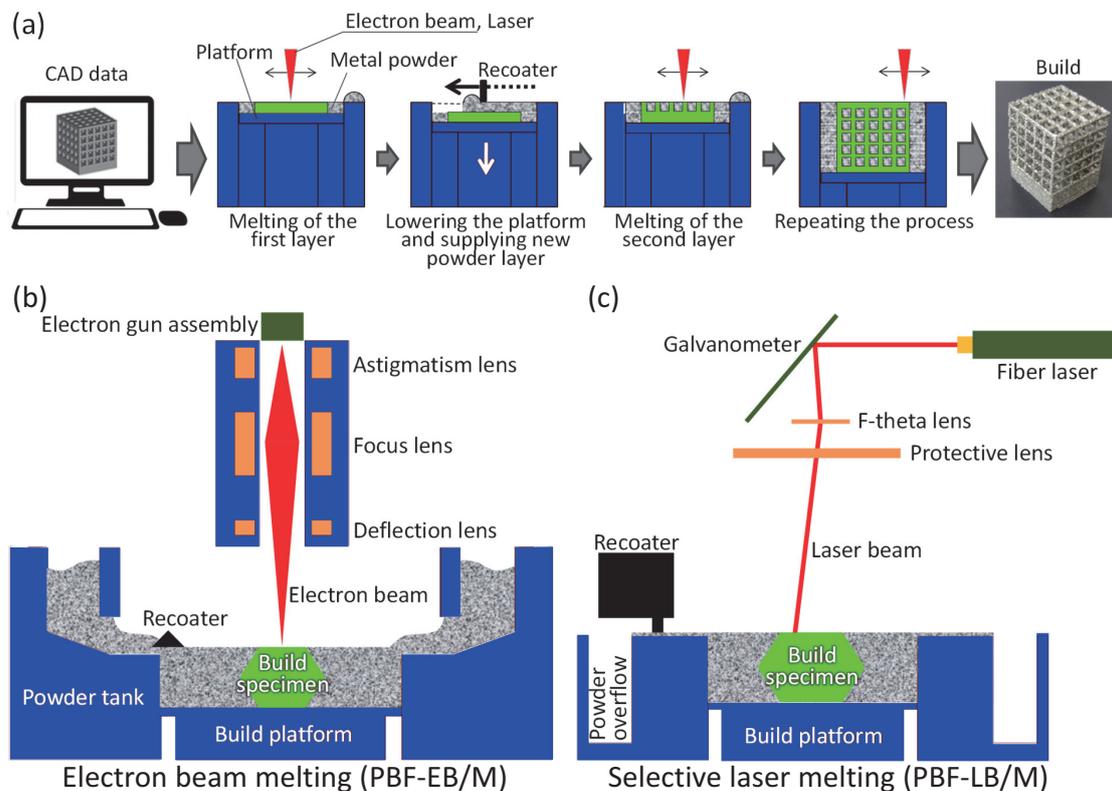


Fig. 2 Schematic illustrations of procedure and equipment configuration of powder bed fusion (PBF) process. (a) PBF procedures, equipment configuration of (b) electron beam PBF (PBF-EB/M) and (c) Laser-PBF (PBF-LB/M).

(Fe)、さらにはその合金に対しては比較的高い吸収率を示すものの、AlやAl合金では極めて低い吸収率を示すことから造形が困難であった。一方、最近のイッテルビウム (Yb) ファイバーレーザ (波長: 1.07 μm) のAM搭載は、ほとんどの金属材料の造形を可能とした。さらに金属粉末への照射では、レーザは多重散乱により複数回の吸収の機会を持つことから³²⁾、照射粉末のサイズ、形状、分布に依存して、実際にはFig. 3で示す吸収率よりも高効率でエネルギーが吸収される。こうしたエネルギー吸収率の違いから、電子ビームとレーザビームでは最適形状や高密度化を実現可能な走査速度領域やエネルギー密度が大きく異なる (Fig. 4参照)³³⁾。こうした最適プロセスパラメータの違いは、Fig. 5に示すように溶融池形状の形成とも深く関わり、後述するスキャンストラテジー制御による結晶集合組織の形成にも大きく影響を与える。エネルギー吸収率の低いPBF-LB/Mでは、溶融池は深く急峻であるのに対して、吸収率の高いPBF-EB/Mでは広くフラットな溶融池が形成される³³⁾。

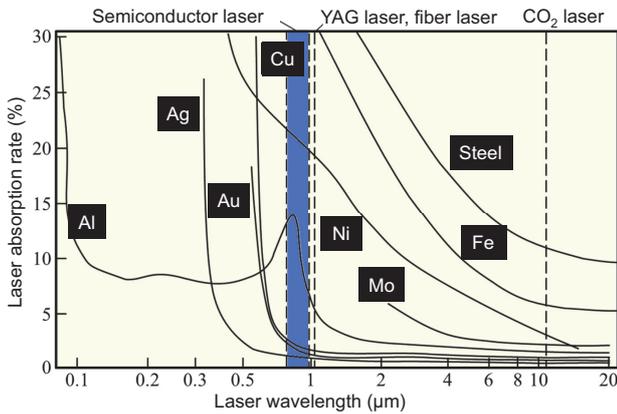


Fig. 3 Laser absorption rate of various metals as a function of laser wavelength.

(3) (2)に関連して、出発原料としての適正な粉末のサイズは、電子ビームで大きく (45~105 μm φ)、レーザビームでは小さい (10~45 μm φ)。これはエネルギー吸収率が電子ビームではレーザビームに比べ高く、電子ビームでは粉末間の反発によるスモーク現象を抑制しなければならないためである。さらに、粉末積層性は、アトマイズ法で作製した球状粉末が最適であるが、脆性材料の場合には不定形状の破碎粉末に対応する場合もある。造形体表面の造形精度は、粉末サイズに依存し、電子ビームよりもレーザビームで高くなる。(1)の走査速度差を考慮すると、造形速度は電子ビームでやや高いが、実際には粉末の積層速度が律速段階となることから、造形速度差は必ずしも大きくならない。

(4) 電子ビームはビームの直線性を保つために高真空とし、その後アルゴン (Ar) ガスに比べて熱伝達率の高いヘリウム (He) ガスを利用、もしくは負電荷を取り除くことでチャージアップ、さらにはそれにもなうスモーク現象を防止する³⁴⁾。結果として大気中の不純物ガスの混入が抑えられる。一方、レーザビームを用いる場合には、一旦真空にすることなく不活性ガス雰囲気下で造形することが多いが、最近ではレーザビームにおいても、真空引きを行う、もしくはシールド性を高めることで、不純物が低減された高純度な造形体が得られるようになっている。

(5) AMは原則として局所的な溶融/凝固現象を利用することから周囲への熱拡散が高速に進行し、 $10^5 \sim 10^8$ K/sという非常に大きな昇温と冷却の繰り返しになる^{35, 36)}。その結果、造形中の造形体での温度分布の時間変化は通常の凝固現象とは大きく異なる場合も多く、非平衡相の形成や析出物の分布、さらには急峻な温度勾配や高速な固液界面の移動により、特定方向への結晶方位の優先成長が発生する^{37, 38)}。一度溶解/蒸発した粉末の一部は

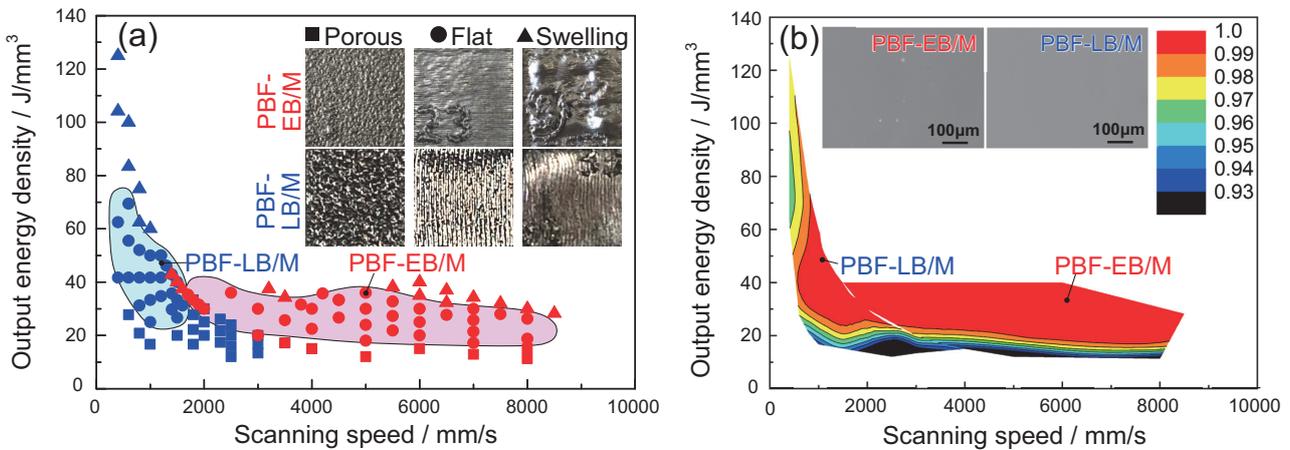


Fig. 4 The process map of (a) surface morphology and (b) relative density in PBF-LB/M and PBF-EB/M. Inserted pictures in (a) show the typical top surface morphology with porous, flat and swelling shape in the PBF-LB/M and PBF-EB/M-built samples, and those in (b) show the morphology of the pores in the PBF-LB/M and PBF-EB/M-built samples. The color in (b) represents the relative density of the build part, and the red color region means the relative density of the build part is over 99%. Modified from reference 33) (published under CC BY 4.0 license).

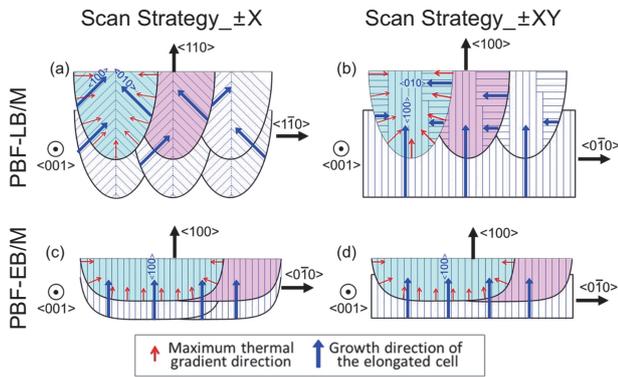


Fig. 5 Relationship between the crystallographic texture formation behavior and melt pool shape in the PBF-LB/M and PBF-EB/M. PBF-LB/M generates a narrow and deep melt pool, whereas PBF-EB/M generates a wide and shallow melt pool. Cell growth direction inside the melt pool and consequent crystallographic orientation, depending on the melt pool shape and scan strategy is shown. Modified from reference 33) (published under CC BY 4.0 license).

ブルームとして蒸発し、ヒュームとなり超微細粉末として残存することになる。比表面積の大きい活性な超微細粉末は発火し易いことから、その取り扱いには十分な注意が必要である。

以上、PBF法は電子ビームやレーザービームといった熱源に基づき選択的に原料金属粉末を熔融する手法であり、周囲の同組成の粉末を取り除くことで、造形体を創製する。除去粉末は90%以上を再利用できるよう、一般的には同一組成の粉末のみを利用する。さらに除去できない内包された粉末を積極的に利用するパウダー/ソリッド複合体³⁹⁾も提案されているが、大きく組成の異なる複合材料や傾斜材料の造形には不向きであり、高機能化には造形する部位ごとのプロセスパラメータを変化させることで場所により異なる組織を形成させる必要がある。

プロセスパラメータは、単位体積当たりのエネルギー密度 (E) で表現することが多く、出力 (P)、ビームの走査速度 (v)、走査間隔 (w)、積層厚さ (h) の関数として、式 (1) で表される (単位は J/m^3)⁴⁰⁾。

$$E = \frac{P}{v \cdot w \cdot h} \quad (1)$$

E は最適な造形体を作製するためのプロセスパラメータ選択の目安になる。

さらに電子ビームを熱源とする場合には、式 (1) の P は、加速電圧 (V) と電流値 (I) で (2) 式のように表される。

$$P = V \cdot I \quad (2)$$

ただし、 E はあくまでも単位体積に投入されるエネルギー量であり、周囲への放熱は考慮されていない。実際の造形物の形状・組織設計には熱伝導・熱伝達を考慮した熱

分布の制御が最も重要であり、特に熱源の走査により形成される熔融池形状、さらにはその周囲の熱勾配を含む温度分布の管理は必須となる。

2.2 指向性エネルギー堆積 (Directed Energy Deposition; DED) 法

PBF法が原料粉末を一定厚さに敷いた後、造形部分の粉末粒子を溶解/凝固させる手法であるのに対し、指向性エネルギー堆積法は、熱源を局部的に照射し、熔融池形成部分に、集中的に原料となる金属粉末もしくは金属ワイヤなどを投入し、造形部を熔融堆積させていく方法である (Fig. 6参照)^{27-29, 40)}。その結果、PBF法と同様にモールドレスで造形体を創製することができ、余分な粉末を造形物周囲に多く残留させないため、大量の粉末を回収する必要がない。したがって、供給する原料粉末の組成や供給量を変化させることで、組成傾斜した造形体や複合材料の造形を可能とする。本手法は表面コーティングや破損部分の補修に対して開発されてきたため、その多くは最終仕上げとして切削加工を行うことを前提にしている⁴¹⁾。造形精度は数mmオーダーと低く、内孔構造、多孔質構造といった複雑形状の造形には不向きである。一方で、出力を大きくすると同時に熔融池への原料投入量をほぼ比例的に増加させられるため、造形速度は高い。さらにアークを熱源とするWAAMもDED法の一つであり、連続的な金属ワイヤの投入で、高速度に金属材料を熔融・堆積させることができる。DED法は今後の発展が期待される金属AM手法の一つである。

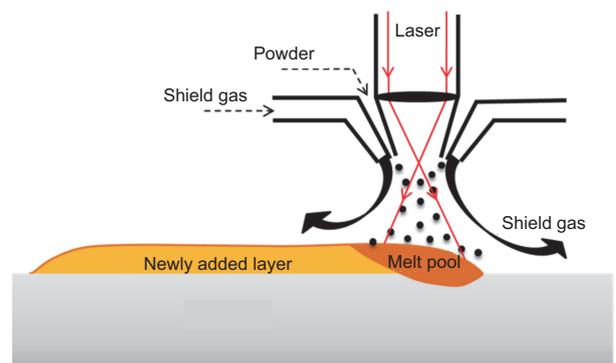


Fig. 6 Schematic illustration of directed energy deposition (DED) system with powder feed.

3. PBFにおける金属原料粉末特性の重要性

PBF法においては、何よりも高密度な緻密造形体を得ることが不可欠である。出発原料としての金属粉末の特性は、種々の粉末冶金的手法と同様に^{42, 43)}、PBFでのプロセス性能と造形体品質を左右する⁴⁴⁾。とりわけ、難造形性の材料においては、粉末特性が造形体品質に顕著な影

響を与える。

タングステン (W) は、その非常に高い融点 (3422° C) と熱伝導率、融体の高い粘性のため、Ballingをとめないながら急速に凝固する⁴⁵⁾。さらに、低温での粒界脆化のため、粒界での亀裂を生じることから、PBF法で造形することが非常に困難な材料の1つである⁴⁶⁾。

Fig. 7には、破砕法、ガスアトマイズ法、プラズマアトマイズ法で作製した粉末のSEM画像と、レーザ回折法で解析した粒径分布を示す。破砕粉末粒子は多角形であり凝集して二次粒を形成しているのに対し、アトマイズ粉末粒子は球形を示し、とりわけプラズマアトマイズ粉末粒子は真球に近くサテライト粒子がほとんど存在しない⁴⁷⁾。

プラズマアトマイズ粉末は、粉末の粒径、密度、流動性に関する解析結果 (Table 2) より、Hausner比 (=タップ密度/バルク密度) が1に近く、崩落角や安息角、表面フラクタルが小さいことから、高密度かつ流動性に優れる。すなわち、プラズマアトマイズ粉末は、高密度かつ均一な粉末床を形成することができる⁴⁷⁾。

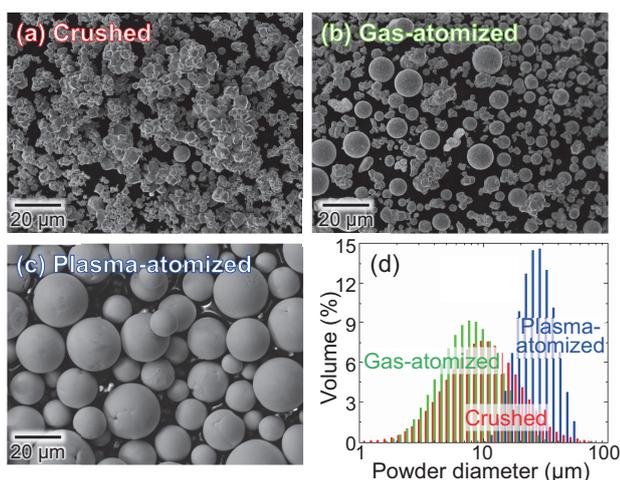


Fig. 7 Morphologies of (a) crushed, (b) gas-atomized, and (c) plasma-atomized tungsten (W) powders and (d) corresponding powder size distribution. Modified from reference 17) (published under CC BY 4.0 license).

Table 2 Characterization of routine, atomized, and plasma tungsten (W) powder samples in terms of size distribution, tapped density, and flowability. Modified from reference 17) (published under CC BY 4.0 license).

Measured characteristic	Crushed	Gas-atomized	Plasma-atomized
D_{10} (μm)	4.5	4.1	17.7
D_{50} (μm)	10.7	8.3	27.4
D_{90} (μm)	24.6	16.5	41.8
Bulk density (g/mL)	3.61	7.50	13.64
Tapped density (g/mL)	4.84	9.09	15.00
Hausner ratio	1.34	1.21	1.10
Avalanche angle (deg)	59.3	47.9	32.4
Rest angle (deg)	41.3	40.4	25.5
Surface fractal	4.25	2.99	2.21

Fig. 8には、3種類のW粉末を用いて作製した造形体の相対密度のレーザエネルギー密度依存性と、レーザエネルギー密度を375 J/mm³ (レーザ出力360 W、走査速度600 mm/s、ハッチ間隔0.08 mm、積層厚さ0.02 mm) に固定した場合の造形体断面のSEM画像、ならびにビッカース硬度を示す。造形体の緻密度は明らかに粉末特性に依存し、プラズマアトマイズ粉末で常に最高密度を示した。粉砕粉末では、低い粉末床密度に起因するマクロな欠陥が認められ、同時に低硬度を示す。一方、アトマイズ粉末においては、マクロな欠陥はほとんど存在しないが、造形方向 (BD) に平行な亀裂が発生しており、緻密化が阻害されている⁴⁷⁾。Fig. 8に示すような造形方向に平行な亀裂は、溶融池中央部にて造形方向に伸展する結晶粒の両側の高角度粒界に由来する。このような造形方向に伸長する<100>//BD結晶粒は、SUS316Lステンレス鋼⁴⁷⁻⁴⁹⁾やニッケル (Ni) 基合金^{13, 51)} においてもその形成が報告されており、溶融池底部の曲率半径が大きく下向き熱流が安定化する場合に高頻度で形成される¹³⁾。こうした<100>//BD結晶粒とそれともなう粒界の形成は、延性に優れる合金であれば強化に寄与する^{13, 48)}。一方で、Wのように粒界での亀裂発生は脆化の原因となることから、<100>//BD結晶粒の形成を回避する必要がある。

以上、粉末特性に由来する粉末床の密度や流動性は造形体の緻密度に直結する。造形体の品質向上に向けた最適な粉末開発は、金属AMにおける一丁目一番地である。

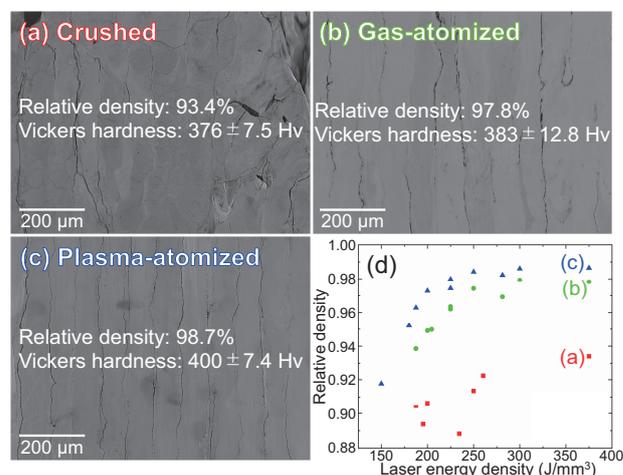


Fig. 8 (a-c) Scanning electron microscopy (SEM) images of the cross-section of as-built W samples with highest density and (d) the change in relative density as a function of laser energy density. Modified from reference 17) (published under CC BY 4.0 license).

4. AMによる高機能化のための外部/内部形状制御

AMは3次元造形体を単純形状から複雑形状まで制御可

能である。実際に、Fig. 9には様々な金属AMによる造形体を示すが、複雑な外部・内部形状、メッシュ形状、外部形状をカスタマイズしたソリッド形状、表面へのメッシュ形状の導入など3D-CADによる3次元形状を反映させることが可能である。AMにおいて、原材料が高分子やバインダを利用した金属粉末、セラミックス粉末の造形では、主として形状制御の手段としての利用が主たる目的となる。

AMにおける構造体の形状はAM特有の制限はあるものの任意の3次元形状の制御が可能である。その一例として、内部形状の最適化により等方性/異方性を含む要求される機能特性を発現させることを可能とする。



Fig. 9 Various metal AMed products. It is capable of fabricating complex external and internal geometry, mesh structure, solid body with customized external geometry, and mesh on solid surfaces, reflecting 3D design on CAD.

Fig. 10には、各辺に沿って $3 \times 3 \times 3$ の27個の立方体要素を任意に組み合わせ、パウダー（図中、黄色の部分）部とソリッド（図中、灰色の部分）部を緻密に組み合わせている。最適化設計に基づき外部・内部形状を制御することで、パウダー/ソリッド部分を選択的に配置した造形体でのヤング率は、あらかじめ設計・計算機シミュレーションにより予測できる^{39, 52)}。Fig. 10に示した構造体では、それぞれの軸に対して、3軸異方性のヤング率を示すことが期待される。実際の造形体においても3軸異方性が実現され、こうした内部構造制御による等方性/異方性発現は、荷重に平行な支柱の数と点・線・面接触により決定される^{39, 52)}。こうした内部構造の付与は構造体のマクロな力学機能を直接的に制御するため、金属AMの特長を活かした極めて有用な活用法といえる。

形状パラメータ制御は、トポロジー最適化により、任意のモデル入力変数から最適解を算出可能とし、特定の制約条件下での最適形状をシミュレーションにより生成できる。例えば、特定の荷重負荷下で寸法や体積の制限を設け、剛性が最大化するような形状が得られる。金属AMでは、微細な形状を有する構造体の作製が可能であるため、

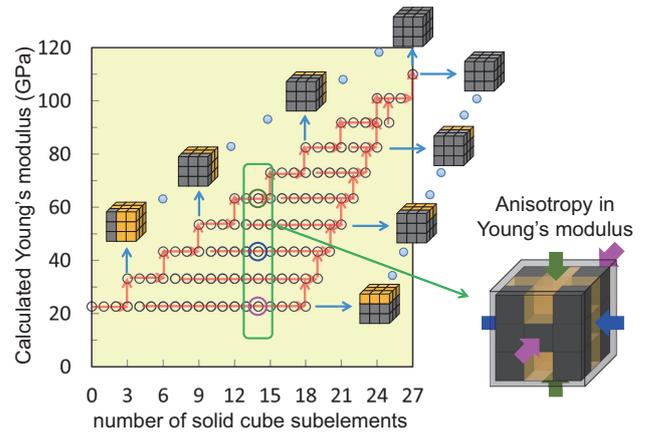


Fig.10 Possible Young's modulus variations as a function of the number of solid cube subelements when the subelement is composed of polycrystals, calculated using the Reuss and Voigt rules. The number of direction-dependent pillars dominates Young's modulus anisotropy. Modified from reference 52) (published under CC BY 4.0 license).

計算機シミュレーションの際の要素数が非常に多くなる場合には、トポロジー最適化と均質化法を相補的に用いて計算負荷を低減しつつ形状パラメータ制御を行うことも試みられている⁵³⁾。

さらに、金属AMの最大の特徴は、造形方向に沿って金属材料の積層と熱源の投入を繰り返し行うことにあり、その都度、積層面に垂直方向に繰り返し熱履歴が生じる。こうしたプロセスを利用することにより、積層方向に垂直な特異構造や特異組織の形成が可能となる⁵⁴⁻⁵⁶⁾。

Fig. 11には、Ti-6Al-4V合金に対して、電子ビームを熱源とするPBF-EB/Mにて投入エネルギー密度をCondition A→B→Cの順で低下させた場合の造形体積層断面のSEM像とそれに対応する応力-ひずみ曲線を示

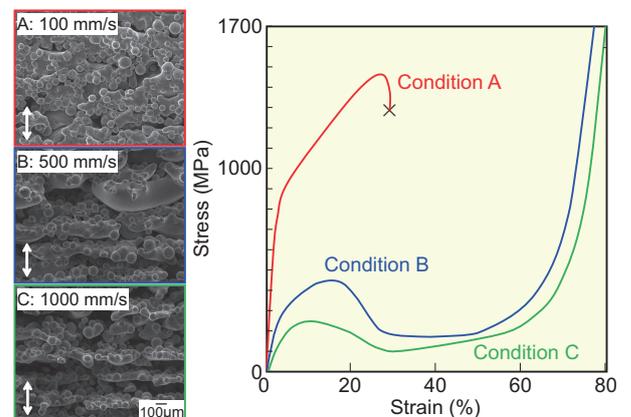


Fig.11 SEM images of the lateral surface of PBF-EB/M fabricated samples with scan speeds of 100 mm/s, 500 mm/s, and 1000 mm/s, and the corresponding compressive stress-strain curves. Arrows indicate the building and compression direction. Modified from reference 55) (published under free access condition).

す⁵⁵⁾。投入エネルギー密度を適切に低下することで、溶融/凝固部とネッキング粉末部がクラッド状に交互に積層したヘテロな特異構造が形成されるようになる。Condition B、Condition Cでは低応力で降伏現象を示し、その後のプラトー領域が広がることから、衝撃吸収性に優れた特異構造を持つクラッド材料が形成可能であることを示している⁵⁵⁾。

5. AMによる金属材料の高機能化のための骨類似階層構造の理解と特異界面の人為的制御

金属AMはもはや、従来の形状を制御した造形体の製造にとどまらず、サイバーフィジカルシステムを利用した巧みな温度場制御により、造形体内部の材質を作り込む新しい金属製造方法として位置づけられている⁵⁷⁾。材質制御は、形状制御と同時に金属材料の高機能化を導く手段^{13, 15, 16, 20, 24, 25)}として、その学術的価値のみならずモノづくり革新を引き起こす社会実装の手段としても存在感を高めている。なぜなら、金属AMにて作製される造形体内部には、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もしくは自己組織的に構築され (Fig. 12左図)、それらは単なる「模様」ではなく、力学機能にスケールを越えて寄与を及ぼす「強化因子」であることが最近の研究^{13, 25, 57-59)}で明らかになりつつあるためである。こうした界面構造は、金属AM特有の数10~100 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、生体における骨組織が主応力ベクトル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揮している事実⁶⁰⁾と類似している (Fig. 12右図)⁵⁷⁾。

しかしながら、骨組織の持つ階層的異方性構造と金属AM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ことに由来する^{61, 62)}。

例えば、生体骨基質の主要成分であるコラーゲンとアパタイト結晶に注目した場合、コラーゲン走行に対して、六方晶系のアパタイト結晶子のc軸はほぼ平行に配列する^{64, 65)}。さらに骨のコラーゲン/アパタイト配向化構造は、解剖学的部位に応じた*in vivo*での3次元応力分布、とりわけ主応力ベクトル群により大きく異なる。

Fig. 13に示すように、生体骨は部位に応じたユニークなアパタイトc軸配向性を示すこと、すなわち異方性材質

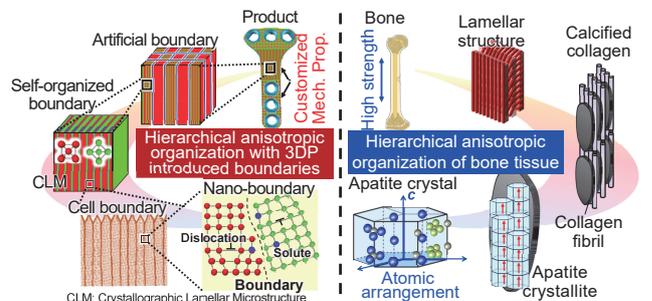


Fig.12 Similarity of AMed products with hierarchical specific boundaries to hierarchical anisotropic structures of bone tissue. Modified from reference 57).

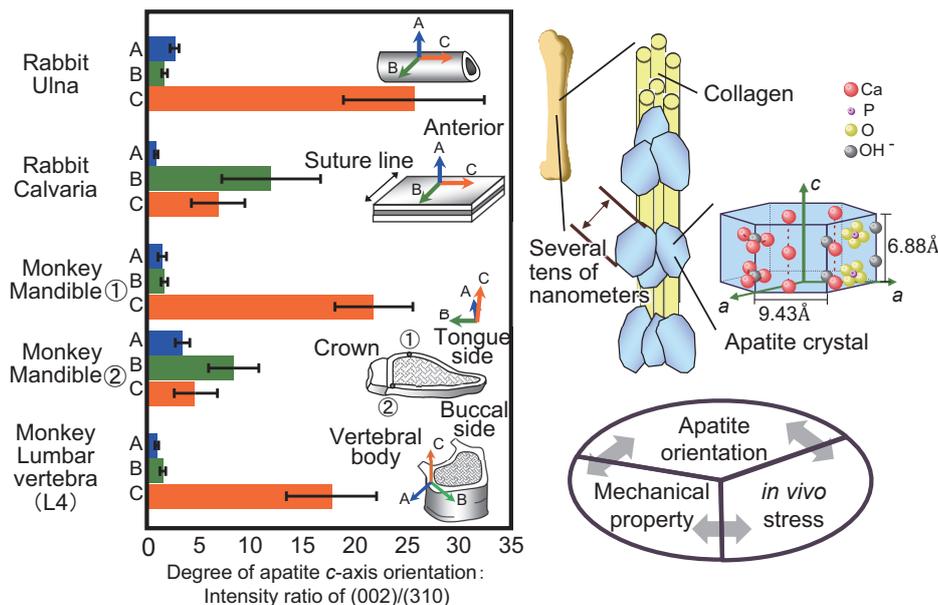


Fig.13 Variations of apatite orientation depending on the *in vivo* stress in each bone type and anatomical position. Degree of apatite c-axis orientation strongly depends on anatomical position of bone. Bone is dominantly composed of collagen and apatite which are regularly aligned. Modified from reference 60).

を保有・維持する^{60, 66-68)}。その主要なポイントとしては、(1) 尺骨、下顎骨、腰椎骨は、それぞれ骨軸方向、近遠心方向、頭尾軸方向に沿った1軸配向性を示すこと、

(2) 頭蓋骨は、骨面に沿った2次元配向性を示し、骨成長にも支配されること、(3) 咀嚼荷重の負荷される歯冠直下の下顎骨部での配向性は、咀嚼にともなう局所応力分布を反映し、局所的に変化すること、(4) 海綿骨は、骨代謝回転に応じて骨梁に沿ったパケットと関連し、 c 軸配向化が達成されること、などが挙げられる。つまり正常な皮質骨や海綿骨では、*in vivo* 応力に適応したコラーゲン/アパタイト優先配向性を示し、局所的な力学機能の必要性に応じた骨微細構造を構築する。特に、最大主応力ベクトル方向がその配向性を強く支配することから、配向性は応力成分の影響を強く反映する“骨質 (Bone Quality) 指標”となり、骨密度や骨量以上に生体骨の強度をはじめとする様々な機能性を決定づける支配因子といえる。

一方で、金属AMにて形成される金属造形体内部の界面構造は、骨中の遺伝子とは異なり、現状、偶発的な形成に依存しているという点である。金属AM特異界面の形成を人為的に制御するには、形状と材質の同時制御を実現し、形状のみによ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。

5.1 金属AM (PBF-LB/M) 特有の代表的な自己組織化界面

金属AM特異界面^{13, 57-59)}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/凝固という金属AM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。Fig. 14には、PBF-LB/M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造形体における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)

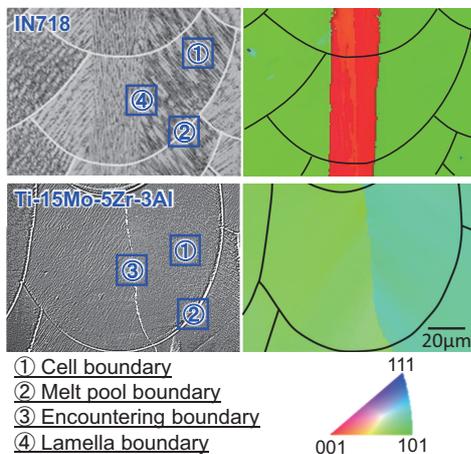


Fig.14 Four typical boundaries on the basis of melt pools that can be introduced into AM-fabricated products. Modified from reference 57).

マップを示す^{5, 13, 25)}。スキャンストラテジーは、 $\pm X$ を用いている。組織中には、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。

①セルは、PBF-LB/Mで生じる超急冷に基づ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、通常の鑄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ミクロ偏析が生じている^{13, 69-71)}。さらには、セル界面には高密度の転位が存在する。こうしたミクロな不均一性を有するセル界面での偏析と転位の集積はナノ構造と関連しつつ高強度化を促す^{13, 59, 71)}。

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 PBF-LB/M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^{69, 71)} 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となる。

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グループ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¹¹⁾ ことで、強く配向化した結晶集合組織が形成される。Fig. 14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 $\langle 011 \rangle$ が配向した結晶集合組織を形成する。

④ラメラ界面は、造形方向に $\langle 011 \rangle$ 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¹³⁾。ラメラ組織の周期はレーザ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、PBF-LB/M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 $\langle 100 \rangle$ 成長が生じることで形成される¹³⁾。

これら金属AM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。こうした界面は5.2節に示すように力学機能と密接に関係する。

5.2 ラメラ界面による高強度化

金属AM特異ラメラ界面の存在は、金属材料の強化に強く寄与する^{13, 48, 58)}。Fig. 15左図に、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<100>、<011>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、ラメラ造形体での降伏応力の上昇の要因であることが示唆される¹³⁾。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(Fig. 15右図)させた場合の降伏応力をFig. 15左図に併記する。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CRSS (Critical Resolved Shear Stress; 臨界分解せん断応力)を用いて荷重軸の変化の影響を除去し、界面の存在による降伏応力の増分を Fig. 15左図に両矢印で示す。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(3)⁷²⁾によって算出した。なお、記号の意味と詳細は文献(72)を参照されたい。

$$N_{ij} = (e_i^A \cdot e_j^B)(g_i^A \cdot g_j^B) + (e_i^A \cdot g_j^B)(e_j^B \cdot g_i^A) \quad (3)$$

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ため、強度上昇につながる。単結晶の場合、応力伝達係数は1であるが、ラメラ造形体の場合、荷重軸の傾斜にと

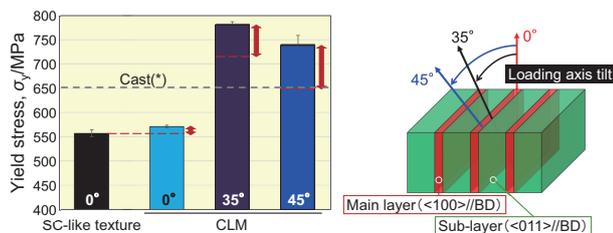


Fig. 15 Tensile yield stress in single-crystal (SC)-like and lamellar microstructures of as-built IN718 samples. Red arrows indicate strengthening due to the effect of the lamellar interface. * indicates the material was homogenized, solutionized, and aged. Modified from reference 13) (published under CC BY 4.0 license).

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。Fig. 15左図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。PBF-LB/M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は明らかである。

さらに、PBF-LB/M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 $L1_2-\gamma'$ (Ni₃(Ti,Al))、 $DO_{22}-\gamma''$ (Ni₃Nb)を析出させた鑄造材⁷³⁾よりも高い降伏応力を示すことから、金属AM特異界面が力学機能制御へ強く貢献することを意味している。

6. PBFによる結晶集合組織(結晶方位)制御

結晶集合組織(結晶方位の分布、集積)制御は、強度、延性、ヤング率、耐摩耗性等の機械的特性や、磁性、耐食性等の機能的特性を支配する重要な金属学的因子である。したがって、結晶集合組織を緻密に制御することで、異方性に基じた構造物の高機能化が可能となる^{13, 15, 16, 20, 24-26)}。結晶集合組織の制御には、等方的な特性を得るためのランダムな多結晶化と、異方的な特性を得るための単結晶化もしくは柱状晶組織形成という2つの方向性がある。これらを、要求に合わせて自在に制御していくことが高機能性材料創製には不可欠であり、AMこそがそれを実現するための強力なキラーアプリとなることが近年示されつつある。

結晶集合組織の発達には、溶融池での凝固条件(固液界面での温度勾配(G)、固液界面での移動速度(R))、溶融池形状とそれともなう熱流方向といったプロセス条件にともなう凝固挙動に加えて、結晶成長の優先方向やその多重度と対称性といった材料そのものの結晶学的特徴の重畳によって支配される。本章では、PBF-LB/Mにおける凝固条件、溶融池性状、材料の結晶学的特徴に依存した結晶集合組織の発達について紹介する。

6.1 凝固条件に依存した単結晶から柱状晶、そして多結晶への制御

一般に、単結晶を形成するには、固液界面での温度勾配を大きくし、固液界面移動速度を小さくすることで組成的過冷却の発生を抑制し、柱状一等軸遷移(Columnar-Equiaxed Transition: CET)線の外側に凝固条件を制御する。PBF-LB/Mにおいては、最近のデジタルツイン工学によるシミュレーションにおいて、凝固条件がCET線付近に位置することが予測されている^{74, 75)}。すなわち、造形時のレーザー条件(レーザー出力 P や走査速度 v)によって凝固条件を緻密に制御することで、単結晶、多結晶を作り分けることが可能である。

Fig. 16には、 β 型Ti合金における、単結晶と多結晶の形成ならびに、その際のレーザ条件と凝固条件の関係を示す²²⁾。Condition AはCondition Bと比較して、高出力・低速度の高エネルギー密度条件である。単結晶様組織が形成されたCondition Aでの G - R の分布は、多結晶組織が形成したCondition Bでのそれより低 R 側に位置し、相対的に平滑界面成長が実現されやすい凝固条件であることが理解される。 P 、 v の変化が G 、 R に与える影響について、温度場シミュレーションと統計学的手法を用いて解析すると、 P および v は、それぞれ R に対して負および正の影響を示し、 G に対する顕著な影響はない²²⁾。

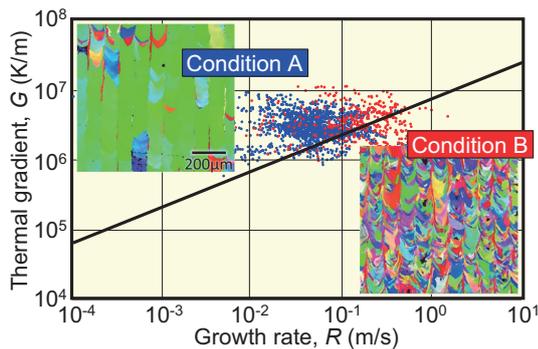


Fig.16 Distribution of thermal gradient and growth rate at the solid-liquid interface for two types of fabrication conditions in Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy, and the corresponding IPF maps. Condition A: $P = 360$ W, $v = 1200$ mm/s; Condition B: $P = 180$ W, $v = 1400$ mm/s. Modified from reference 22) (published under CC BY 4.0 license).

以上より、結晶集合組織はレーザ出力と走査速度によって制御可能であり、単結晶様の強配向化組織には、適度に高いレーザ出力と低い走査速度が、多結晶組織にはその逆のレーザ条件が、それぞれ必要となる。CET線の位置は、固相線/液相線温度差や核生成密度といった材料固有の特性によって材料ごとに異なるが、レーザ条件と単結晶-多結晶形成の傾向は種々の金属材料において一致する^{13, 49-51)}。レーザ条件を単結晶形成可能な範囲に調整すると、6.2節以降に示すように、溶融池性状や材料種に依存した結晶集合組織形成が可能となる。

6.2 立方晶系金属材料での結晶集合組織形成

結晶集合組織の形成挙動は、金属の結晶学的特徴によって大きく異なる。BCC構造やFCC構造を有する立方晶系金属材料においては、凝固過程における優先成長方向は、一般に $\langle 100 \rangle$ に平行であることが知られている。PBFにおいては、超急冷に基づき、 $\langle 100 \rangle$ に伸展した柱状セル組織もしくは2次デンドライトアームの発達しないデンドライト組織が発達する。AMにおける溶融池内の凝固過程については、エピタキシャル成長の影響が無視できる場合、柱状セル ($\langle 100 \rangle$) は溶融池の接線方向に対して垂

直な熱流方向に平行に成長する傾向がある^{76, 77)}。しかしながら実際には、下層および隣接する凝固部からのエピタキシャル成長を生じることから⁷⁸⁾、優先成長方向と溶融池形状 (熱流方向) および凝固部での結晶方位の兼ね合いによって最終的な結晶集合組織、優先配向方向が決定される¹¹⁾。言い換えれば、これらの幾何学的関係を人為的に調整することで、単結晶や繊維状集合組織、さらにはその配向方位を制御することが可能であり、熱源のスキャンストラテジーはそのための代表的なパラメータの1つである^{5, 6, 79)}。

Fig. 17には、 β 型Ti合金およびWにおけるPBF-LB/M造形体の結晶集合組織のスキャンストラテジー依存性を、Inverse Pole Figure (IPF) マップと $\{100\}$ 極点図にて示す^{5, 17)}。 β 型Ti合金のPBF-LB/M造形ではスキャンストラテジーに依存して配向方向が変化し、スキャンストラテジー $\pm X$ では $\{110\}z < 100 \rangle x$ 、スキャンストラテジー $\pm XY$ では $\{100\}z < 100 \rangle x$ なる結晶集合組織が形成する。一方、Wにおいては、 β 型Ti合金同様に立方晶系金属であるが、配向方位はスキャンストラテジーに依存せず、 $\{100\}z < 110 \rangle x$ 配向が形成される。

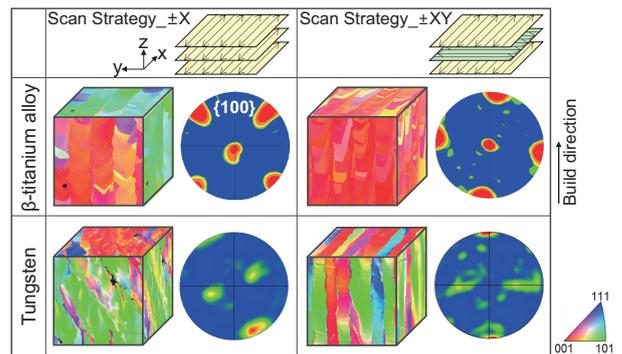


Fig.17 IPF maps and $\{100\}$ pole figure showing the difference in scan strategy dependence of the crystallographic texture of PBF-LB/M products between beta-titanium (Ti) alloy and tungsten (W). Modified from references 5, 17) (published under CC BY 4.0 license).

こうした配向方位の差異が生じる要因は、溶融池形状の観点から理解できる。 β 型Ti合金では溶融池は長いテール (尾) を有し、Wではテールはほとんど形成されず半球状の溶融池を呈する^{5, 17)}。この溶融池形状の差異は、両材料間の大きな融点と熱伝導率の違いに基づく。その結果、 β 型Ti合金では凝固 (結晶成長) がレーザ走査方向に垂直な yz 面内にて生じる。Fig. 18 (a,b) には、スキャンストラテジー $\pm X$ ならびに $\pm XY$ にて作製された造形体の yz 断面での化学腐食後の光学顕微鏡画像を示す。溶融池形状とセル組織が観察されるのは、凝固偏析のためである^{13, 69-71)}。溶融池の左右でセルの伸長方向が異なり、それぞれ造形方向に対して約 $\pm 45^\circ$ の角度を有し、溶融池の中央で左右の固液界面が約 90° の角度関係で会合する

(会合界面を白矢印で挟んで示す)。その結果、溶融池中央部にて角度差 (misorientation) の小さな結晶粒界がおおよそxz面内に存在している。つまり、PBF-LB/Mにおいて結晶方位は、溶融池中央部の会合界面での結晶方位差が小さくなるよう、すなわち界面エネルギーの低減を駆動力として自己調整される。結果として、 $\{110\}z\langle 100\rangle x$ が安定し、この方位は、隣接するもしくは次層の溶融池へと、side-branching (Fig. 18 (a,b)) の●で示したように、溶融池境界において、セルが成長方向を 90° 変えながらも結晶方位を保ちつつ凝固が生じ、エピタキシャル成長が可能となる。スキャンストラテジー $\pm XY$ では、レーザー走査方向がx方向 (溶融池内では $\langle 100\rangle // x$ 、 $\langle 011\rangle // y$ が安定方位) からy方向 ($\langle 100\rangle // y$ 、 $\langle 011\rangle // x$ が安定方位) へと交互に変わること、レーザー走査方向において凝固部での $\langle 100\rangle$ と前層の $\langle 011\rangle$ が競合する。 $\langle 100\rangle$ の成長速度が $\langle 011\rangle$ より大きいため⁸⁰⁾、 $\langle 011\rangle$ が淘汰され、2つの走査方向 (x、y方向) に $\langle 100\rangle$ が配向し、二次的にz方向に $\langle 100\rangle$ が配向することで、 $\{001\}z\langle 100\rangle x$ なる結晶集合組織が安定化する。結晶集合組織の積層中での安定化過程では、スキャンストラテジー $\pm X$ の場合と同様に、溶融池の横断面内での固液界面の会合部における結晶方位差の低減を駆動力とした結晶方位の調整がなされている。こうした結晶学的な対称性と優先成長方位の競合を駆動力にして、今では長いテールを引くような溶融池では、代表的な方位である $\langle 100\rangle$ 、 $\langle 011\rangle$ に加えて、 $\langle 111\rangle$ を結晶成長方向に制御することが可能になっている²⁵⁾。

Wの半球状の溶融池においては、凝固がxy面内にて生じる¹⁷⁾。純金属では偏析が生じないため、セルや溶融池形状の直接観察ができないが、結晶粒形状と温度場シミュレーションから凝固方向が推定可能である。スキャ

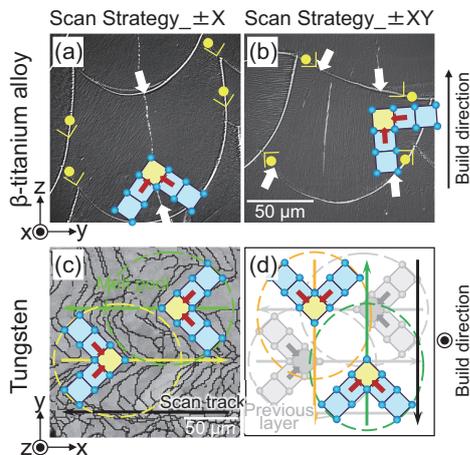


Fig.18 Comparison of solid-liquid interfacial growth directions of beta-titanium (Ti) and tungsten (W) in the melt pool governing the formation of scan strategy-dependent crystallographic textures. Modified from references 5, 17) (published under CC BY 4.0 license).

ンストラテジー $\pm X$ は、Fig. 18 (c) に示すように、xy面内でレーザー走査方向に対して $\pm 45^\circ$ 方向への $\langle 100\rangle$ 成長が生じ、中央部の会合界面を形成することで、 $\{100\}z\langle 110\rangle x$ なる結晶集合組織が形成する。この場合、スキャンストラテジー $\pm XY$ においても、Fig. 18 (d) に示すように、下層での結晶方位との格子対応が可能であり、両スキャンストラテジー間で配向方向の変化を生じない¹⁷⁾。

今回の例では、溶融池形状は金属種の物性によって変化したがる、レーザー走査条件や熱源のエネルギー分布によっても溶融池形状と結果としての結晶集合組織は可変である^{33, 81, 82)}。

6.3 六方晶系結晶系を有する金属材料における結晶集合組織形成

六方晶系に属する金属材料においては、立方晶の場合とは全く異なる結晶集合組織を示す。Fig. 19には、六方晶系C40構造を有するNbSi₂における集合組織のスキャンストラテジー依存性を示す¹²⁾。本合金の優先成長方向は $\langle 0001\rangle$ である。立方晶系の $\langle 100\rangle$ の多重度が正負を区別しなければ3であるのに対し、六方晶における $\langle 0001\rangle$ は多重度が1であり、低対称性である。すなわち、 $\langle 0001\rangle$ 周りの結晶方位は決定されず任意となり、単結晶様組織は形成されず、造形方向と平行に $\langle 0001\rangle$ 配向した繊維状集合組織を呈する。 $\langle 0001\rangle$ 周り (造形方向周り) の結晶方位は決定されないため、スキャンストラテジーに依存せず同様の結晶集合組織が発達する¹²⁾。ただし、六方晶系の場合でも、マグネシウム合金などに対しては対称性を考慮した特殊なスキャンストラテジーの適用により、単結晶様組織の形成が可能である⁸³⁾。

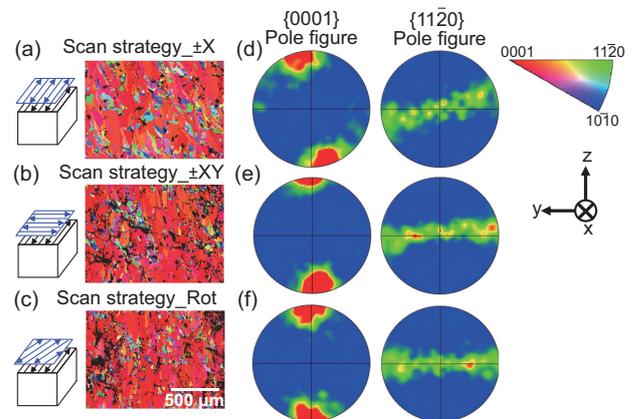


Fig.19 Scan strategy-dependent crystallographic texture formation in NbSi₂ with a hexagonal-based C40 structure. (a-c) IPF maps (projected in z-direction) and (d-f) the corresponding pole figures. Modified from reference 12) (published under CC BY 4.0 license).

7. PBFによる結晶方位ならびに組織制御に基づく高機能化

前項で述べた金属AMによる単結晶様を含む集合組織制御は、ヤング率をはじめとする力学機能の方位依存性を誘導し、同一素材であるにも関わらず用途に応じた物性値を選択することが可能となる。単結晶は従来法では作製に長時間を必要とするため、十分な形状・サイズが得られず、製品化には限界があったが、金属AMの出現により単結晶製品実現への期待が高まってきた。

例えば、単結晶化の実現は、応力遮蔽を抑制可能な低弾性骨インプラントを創製可能とする。BCC構造を有するβ型Ti合金は、多結晶体においても比較的低いヤング率を示すが、単結晶様化により結晶方位に依存したヤング率の異方性を発現し、Fig. 20に示すように、 $\langle 100 \rangle$ にて最小のヤング率値となる^{84, 85)}。さらに、ヤング率値 E_{100} とその異方性 E_{111}/E_{100} は1原子あたりの平均価電子数 e/a に依存し、次式のように算出される。 e/a が減少し、4に近づくにつれて E_{111}/E_{100} は大きくなり、 E_{100} は小さくなる (Fig. 20)。

$$E_{100} = \frac{9}{(1/B) + (3/c')} = \frac{(c_{11} - c_{12})(c_{11} + 2c_{12})}{c_{11} + c_{12}} \quad (4)$$

$$\frac{E_{111}}{E_{100}} = \left\{ 1 + \frac{3}{(1/B) + (3/c')} \left(\frac{1}{c_{44}} - \frac{1}{c'} \right) \right\}^{-1} \quad (5)$$

$$c' = 1.391 \times (e/a - 2)^{3.34} \quad (6)$$

e/a が4.10と小さく、ISOにより薬事認可⁸⁶⁾されたTi-15Mo-5Zr-3Al (mass%) 合金は多結晶体にて約85 GPaと低ヤング率を示す。さらに単結晶化により E_{100} は44.4 GPaまで低下する⁸⁵⁾。これは皮質骨のヤング率 (~30 GPa) に匹敵する低値であり、 $\langle 100 \rangle$ を長管骨

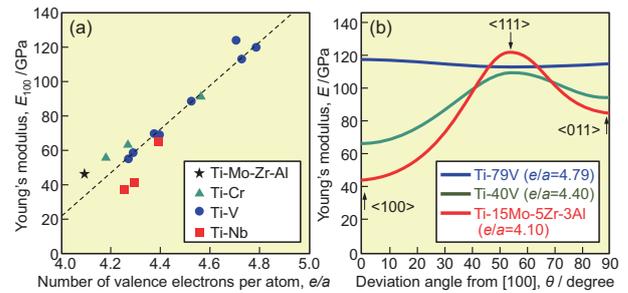


Fig.20 Changes of Young's modulus depending on the (a) number of valence electrons per atom (e/a) and (b) crystal orientation. Young's modulus of beta Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy decreases in the order of $\langle 111 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ and $\langle 100 \rangle$. Modified from references 84, 85).

長軸と平行方向に設置する場合でも応力遮蔽の抑制効果が期待される。

PBF-LB/Mを本合金に適用し、スキャンストラテジーによる結晶成長方位の選択性制御は、Fig. 21に示すように、造形体中での結晶方位制御を実現し、造形体の特定方向に低ヤング率の $\langle 100 \rangle$ を優先配向させることを可能とする⁵⁾。この場合、 $\langle 100 \rangle$ が優先結晶配向した方位においては、約69 GPaの低いヤング率を示している。一方、 $\langle 011 \rangle$ 優先結晶配向方向でのヤング率は約100 GPaであり、金属AMによる材質異方性を有する部材の造形が可能になる。さらなる結晶配向性の高集積化と軽元素の蒸発を考慮した最適組成制御により、ヤング率は単結晶の理論値に近づき、骨に類似したヤング率が達成できるものと期待される。

こうした異なる結晶方位は、金属AMでは部位ごとにスキャンストラテジーを制御することで導入が可能であるため、部位依存型特異組織の構築が可能である。例えば、

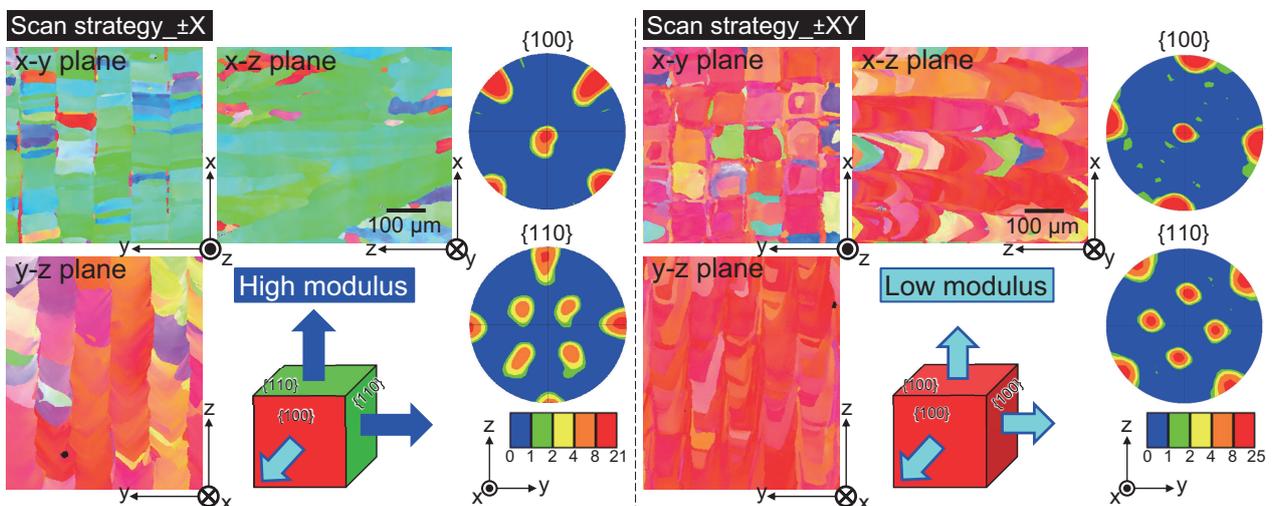


Fig.21 Selective control of crystal growth direction by scan strategy and the resulting low Young's modulus in the $\langle 100 \rangle$ orientation direction. Modified from reference 5) (published under CC BY 4.0 license).

Fig. 22には骨折固定部材の設計図と実際の造形体、ならびにFE-SEM-EBSD法により解析したIPFマップを示す。骨折部へ活用するボーンプレートにおいて、骨折部では応力遮蔽抑制のため低ヤング率方位とし、スクリュー固定部では比較的弾性率の高い方位を選択するなど要求する機能に応じた特性を付与することも可能となる^{15, 16)}。結果として合金組成を変えることなく、原子配列を制御することにより、場所によって発揮する機能が異なる、「あたかも骨として振舞う」かのような骨医療デバイスが実現できる。

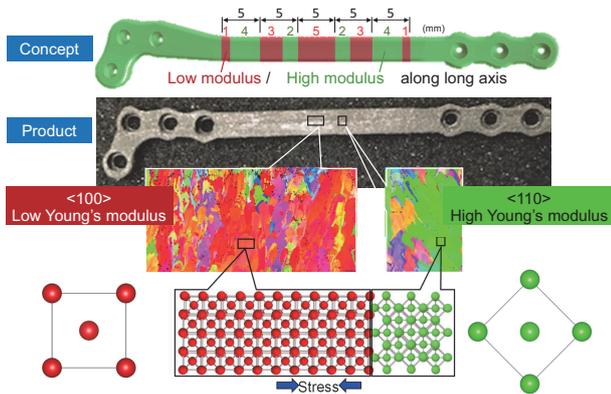


Fig.22 Conceptual illustration showing localized control of texture (mosaic-like texture) in bone plate and real product in which mosaic-like texture was developed, fabricated by PBF-LB/M. Modified from references 15, 16) (published under CC BY 4.0 license).

さらに、金属AM特有の凝固後の溶融池直下での熱影響は、局所的な繰返し熱処理効果を生じ、これを巧みに利用することで casting などでは得られない特異な金属組織を形成する。Fig. 23には、PBF-EB/Mにて造形したTi-48Al-2Cr-2Nb (at%) 金属間化合物の光学顕微鏡写真を示す⁵⁴⁾。造形体中では、等軸 γ 粒と γ/α_2 ラメラ組織からなるduplex組織とバンド状のニア γ 組織 (γ バンド) からなるラメラ構造が発達し、その周期性は造形時の積層厚さと一致する。さらに、特異ラメラ組織形成の結果、力学機能は強い異方性を示し、duplex/ γ バンド界面に対して荷重軸が 45° の角度を有するとき、 γ バンド部分がせん断変形を担うことで550 MPa以上の高い引張降伏力と、 casting 材では困難な2%を超える大きな室温伸びの両立が達成される⁵⁴⁾。

このように、金属AMは結晶集合組織や組織制御による

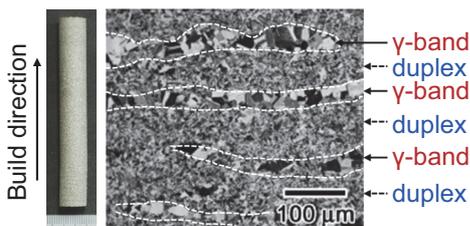


Fig.23 Microstructure of the vertical cross-section of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy sample fabricated by PBF-EB/M. Modified from reference 54).

高機能化に対して極めて有効な手法である。

8. Alloy Design for PBF-LB/M～単結晶様 BioHEAの創製～

AMは、微小な溶融池を単位とした超昇温/超急冷、再加熱といった特異な熱履歴により、既存合金にて、従来法では得られなかった新たな微細組織や機能性を実現している^{13, 54, 87)}。今後は、AMの特徴に合わせ、さらに最大限活用した合金設計により、新奇な機能性を生み出すための研究開発が推進されていくものと考えられる^{4, 88)}。

我々のグループは、新たな骨生体用金属材料として、BCC構造を有する5元系 (TiZr)_{30.43}(NbTaMo)_{13.04} BioHEAを創製した^{89, 90)}。 casting では避けることのできない偏析を抑制し (Fig. 24 (c)) 固溶強化を最大化するために、PBF-LB/Mの超急冷を活用することで、超高強度かつ生体適合性の良好な生体用金属を得ている⁷⁷⁾。しかしながら、骨に用いる金属材料として不可欠な低ヤング率化を図る必要があった。

低ヤング率化に向け、(a) 価電子帯に含まれる1原子あたりの全電子数 (VEC) の低減、(b) 単結晶化によるヤング率異方性化 (<100>での低ヤング率化) を同時に達成しなければならない²⁰⁾。(b) 単結晶化については、前述の5元系合金においては達成されていない (Fig. 24 (d))。これは、PBF-LB/Mの超急冷下においても偏析が完全に抑制できず、微細ではあるもののデンドライトが形成され (Fig. 24 (c))、高融点のデンドライト部が溶融池底部で溶け残ることで不均質核生成サイトとなり、等軸粒を生成することで (Fig. 24 (d)) 単結晶形成に不可欠な溶融池間のエピタキシャル成長を阻害したためである⁷⁷⁾。これを回避するため、固液共存領域の温度幅 ΔT ならびに平

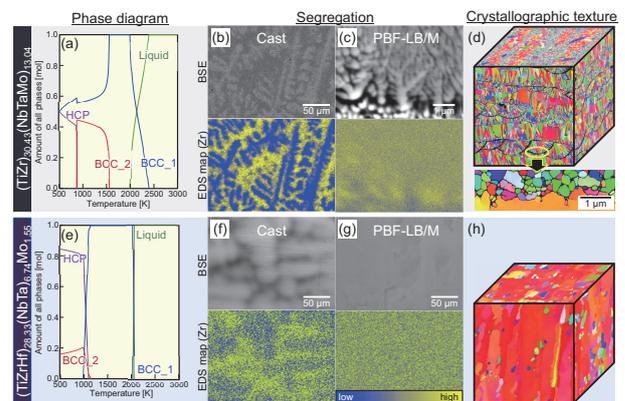


Fig.24 Microstructures of two types of BioHEA developed by cast and PBF-LB/M. (a) Phase diagram, microstructure of (b) casted and (c) PBF-LB/med materials, and (d) crystallographic texture of (TiZr)_{30.43}(NbTaMo)_{13.04} (at.%) alloy. (e) Phase diagram, microstructure of (f) casted and (g) PBF-LB/med materials, and (h) crystallographic texture of (TiZrHf)_{28.33}(NbTa)_{6.74}Mo_{1.55} (at.%) alloy. Modified from references 20, 77) (published under CC BY 4.0 license).

衡分配係数の1からの偏倚を低減し (Fig. 24 (e))、偏析傾向の抑制を図りつつ、(a) の条件も満足する組成として、6元系 (TiZrHf)_{28.33} (NbTa)_{6.74} Mo_{1.55} を設計した²⁰⁾。Δ*T*は約400 Kから50 Kへと、*VEC*は4.52から4.17へと、いずれも大幅に低減した。その結果、Fig. 24 (h) に示すように、多元系にもかかわらず、偏析にともなう熔融池境界部での等軸粒の形成は生じず、スキャンストラテジー±XYにおいてFig. 17で示したβ型Ti合金と同様の{100}_z<100>_x単結晶様組織を得ることができる。PBF-LB/Mで作製された単結晶BioHEAは、鑄造材の約1.4倍の1350 MPaを超える降伏強度と90 GPaを下回る低ヤング率、さらには純Tiと同等の生体適合性を示した²⁰⁾。すなわち複数の機能性を併せ持つ有用な金属バイオマテリアルが得られたことになる。本成果は、PBF-LB/Mの超急冷の特長を生かした高機能性材料創製の好例といえる。

9. PBF-LB/Mの超急冷特性を用いたステンレス鋼の耐食性の向上と高強度化

Fig. 25には、PBF-LB/Mの超急冷下にて造形されたSUS316Lオーステナイト系ステンレス合金の原子配列と力学機能、さらには0.9 mass% NaCl水溶液中でのアノード分極曲線を示す^{48, 50)}。造形体は結晶方位のそれぞれ異なる2つの層(主層、副層)からなるラメラ組織を形成する。

こうした特異ラメラ組織形成は、5.2節でも述べたように界面における応力伝達係数が1から低下するにしたがって界面でのひずみの伝達性が低下し、SUS316Lの高強度化へとつながる^{48, 50)}。さらに、副産物として、PBF-LB/Mでの金属AMの超急冷効果は、MnS系析出物や脱酸剤としての酸化物をはじめとする孔食の発生原因を排除することで、Fig. 25 (c) に示すように従来材を大幅に上回る耐食性を示すようになる。これは他の様々なステンレス鋼種でも確認されている。

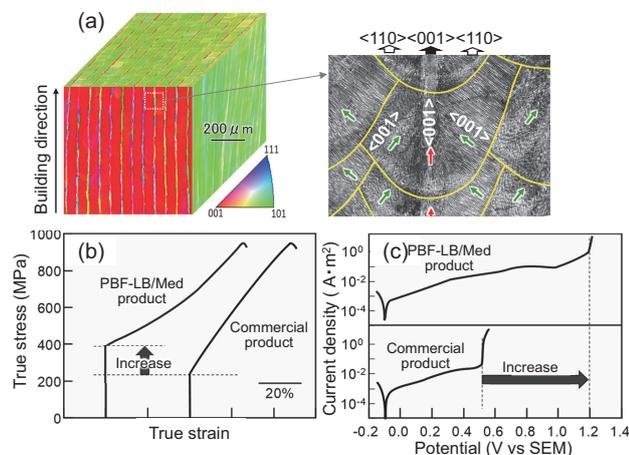


Fig.25 (a) Crystallographic texture, (b) mechanical properties, and (c) anode polarization curves of SUS316L stainless steel fabricated by PBF-LB/M. Modified from reference 48) (published under CC BY 4.0 license).

10. 最適条件探索のためのサイバー空間の利用

金属AMでの形状や材質制御において、造形時のプロセスパラメータの最適化が重要となる。しかしながら、最近の計算機シミュレーション技術の発達や計算速度の高速度化により、機能発揮する組織の構築までを包含したパラメータ予測・設計が必要とされている。試行錯誤によらない最適プロセスパラメータの設定には、計算機シミュレーションによる順問題の解析や深層学習を用いた逆問題解析が有効になる。

とりわけ熔融池形状は組織形成や結晶方位制御と深く関わっており、走査速度が速い場合には、熔融池は長いテールを引きつつ凝固が進行することから、拡散シミュレーションを中心とした精度の高いシミュレーションは組織予測をも可能とする。さらに、造形形状が不均一な場合には、プロセスパラメータを制御することで最適な造形を可能とする。この際、最も注目し制御すべき物理量は温度分布であり、温度分布の制御が熔融池形状や最終的な金属組織を決定する。式 (1) で示したエネルギー密度は入熱のみを考慮しており、熱伝導や熱伝達による抜熱は考慮されていない。したがって、プロセスパラメータを決定するための一つの目安にはなるが、決して十分であるとはいえない。そこで、熔融/凝固解析による熔融池近傍の温度分布や熱勾配、さらには固相/液相界面の移動速度等を見積ると同時に、フェーズフィールドシミュレーション等により組織の形成過程を予測することが有効である。加えて、計算時に必要とされる未知の物性値については、第一原理計算等を用いることで、最終的にはプロセスパラメータを実験的手法だけでなく計算機を用いたシミュレーションによりあらかじめ計算することが、AMプロセス設計において必要とされている。

例えば、熔融池周囲の温度分布を計算するための支配方程式は、固相/液相変化に伴う潜熱の発生を考慮した固体の熱伝導方程式を用いて式 (7) で表すことができる⁵³⁾。

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} - k \nabla^2 T = Q_{in} + Q_{lat} \quad (7)$$

ここで、 ρ は密度、 C_p は比熱、 T は温度、 k は熱伝導率、 Q_{in} はレーザー入熱量、 Q_{lat} は潜熱を表す。ここで、 Q_{lat} は凝固速度 V に比例するものとし、式 (8) となる。

$$Q_{lat} = CV = C \frac{\partial \phi}{\partial t} \quad (8)$$

ただし、 C は比例定数であり、 ϕ は熔融パラメータ (0 : 液相、1 : 固相) を示す。

$$\phi = f(T) \quad (9)$$

熔融パラメータ ϕ は、融点 T_m よりも小さい場合は1、大きい場合は0を取るものとし、融点近傍でこれらを滑らかにつなぐステップ関数 $f(T)$ で表されるものとする。

Fig. 26には、熱源のレーザビームをスキャンした際の温度分布を示す。繰り返しスキャンされるため、過熔融の場合には同一箇所が繰り返し溶解を受けることになる。一方でエネルギー密度が不十分な場合には、熔融温度まで粉末温度が到達しない。こうした計算機シミュレーション結果を用いることで、造形体の形状と組織制御の同時制御が可能になる。

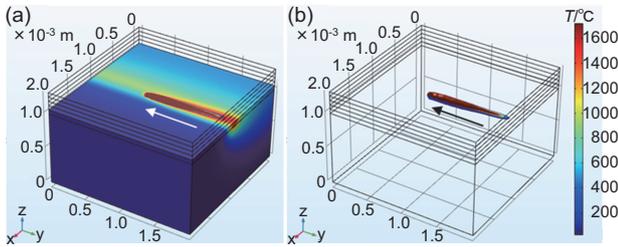


Fig.26 Temperature distribution after laser irradiation calculated thermal diffusion simulation.

さらに、計算機シミュレーションから得られた固相/液相界面の移動速度 (R) と温度勾配 (G) を用いることで凝固時に形成される組織が等軸晶から柱状晶、そして単結晶へと変化する境界をマップとして示すことができる。これはAMが熱拡散挙動を幅広い範囲で制御できることに由来する。合金の凝固マップではそれぞれの軸を R と G で描き、組成的過冷条件を考慮することで、平滑な固相/液相界面が維持される、もしくは液相中に固相核が発生するかを判別でき、 G/R は式 (10) で表される。

$$\frac{G}{R} = m_L C_0 \frac{k_0 - 1}{k_0} \frac{1}{D_L} \quad (10)$$

m_L は状態図の液相線勾配、 C_0 は溶質の初期濃度、 k_0 は平衡分配係数、 D_L は液相中の溶質元素の拡散係数である。 G/R が大きいほど、さらに左辺より右辺が小さいほど組成的過冷は発生し難い。つまり、組織形成は平衡分配係数や液相中の溶質元素の拡散係数からも影響を受けることから、AM時の完全な平衡状態ではない急冷状態でのシミュレーションには注意が必要である。ただし、こうした計算機シミュレーションによる組織予測はあらかじめプロセスパラメータを設定する基準を示唆するため、計算機シミュレーション技術の進歩は設計段階からの組織形成・機能発現の予測を通じ、AM装置の開発と同調しつつAM技術を発展させることが期待される。

11. PBF-LB/Mによる形状と材質組織の同時付与による高機能化

金属AMは、材質 (組織) パラメータと形状パラメータを同時に制御することができる画期的な手法である。これは選択的溶解/凝固を行う際のプロセスパラメータ (スキャンストラテジーなど) を制御できることに由来する。材質と形状はいずれも金属材料の機能を決定するための最

重要因子であり、特に両者の異方性・等方性を考慮しつつ機能制御することは、特定の方向に高機能性を発揮する製品を創製できる可能性を秘めている。

Fig. 27には、立方晶系において近年可能になった造形方向に $\langle 100 \rangle$ 、 $\langle 110 \rangle$ 、 $\langle 111 \rangle$ が優先配向化した単結晶様組織を獲得するためのスキャンストラテジーを示す²⁵⁾。それぞれの方位は、弾性率で極値を示す特徴的な方位であり、3つの方位を高配向化できることで、この材料が示し得る全ての弾性率を人為的に網羅できる。単結晶様組織形成の鍵になるのは結晶対称性であり、それぞれ造形方向に対し、4回回転軸、2回回転軸、3回回転軸をもつことから、 $\pm XY$ -Scan、 $\pm X$ -Scan、 $+120^\circ$ -Rotation Scanにより達成される。こうした単結晶様組織に加えて、ラメラ組織、多結晶組織の形成も可能であることから、金属AMにより自在な材質制御が可能となる^{25, 58, 70)}。

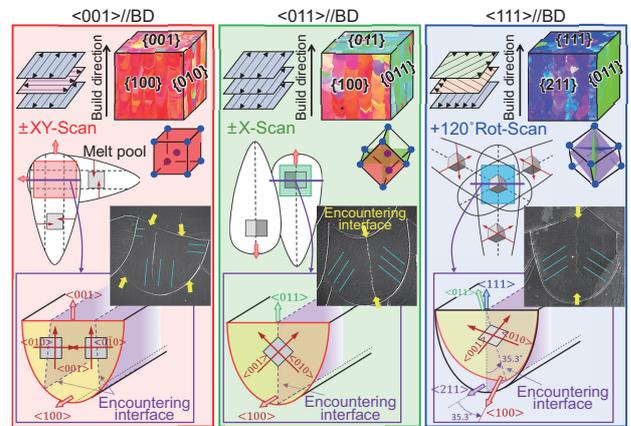


Fig.27 Scanning strategies for obtaining single-crystal-like textures with $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$ preferentially oriented in the building direction, which has recently become possible in metals with cubic crystal systems. The scan strategy is designed based on the $\langle 100 \rangle$ preferential growth in cubic metals and the rotational symmetry of crystals. Modified from reference 25) (published under CC BY 4.0 license).

さらに、形状は4章で述べたように3次元パズルのように27個の立方体の配置を自由にコントロールできるため^{25, 52)}、両者を組み合わせることによって人為的に形状と材質の自在な組み合わせから、異方性/等方性制御が可能になる。Fig. 28には計算機シミュレーションによる計算値と実際に造形した結果を示すが、両者は良い一致を示すとともに、形状のみ、材質のみの制御に加えて、形状と材質の制御によって、この場合、約6倍の異方性を発揮する (構造体模式図で、赤、緑、青の順で弾性率は上昇し、多結晶のグレーでは中間的な弾性値を示す)²⁵⁾。このことは、金属AMならではの形状・材質の同時制御が力学機能 (この場合は、弾性率) を自在に制御できることを意味している。これまでの加工法では、一定の材質を仮定して3D-CADによる形状設計によって部材の機能を設計しているのに対して、金属AMは材質まで制御できることが

ら、Fig. 29に示すように設計手法まで変革され、形状とともに材質を場所ごとに最適化するような形状と材質の両者の最適化を行うことが可能となる²⁵⁾。このことは、金属AMによって、“材料が設計の主役になる”ことを意味している。

12. PBF-LB/Mによる世界初の異方性骨基質を誘導する椎間スペーサーの開発と臨床応用

脊椎は、体幹を支持する極めて重要な骨部位であり、椎間スペーサーには疾患や外傷によって不安定化した椎体間を迅速に、力学的に固定化することが要求される。すなわち、スペーサー内部に力学機能に優れた骨組織を迅速に誘

導し、長期間維持する仕組みを、スペーサー自体に導入する必要がある。従来、臨床で使用されているスペーサーは、中央部に空洞が設けられたボックス型であり、隣接する椎体との骨癒合を促進するために空洞部に自家骨（患者自身の腸骨等から別途採取された骨）を移植する術式が長年ゴールドスタンダードとして世界的に定着している。しかしながら、健全な部位からの自家骨の採取を要するにもかかわらず、必ずしも良好な術後成績は得られておらず、初期固定不足によるスペーサーの沈み込み等の不具合例が多数報告されている。

高度な骨再生医療においても骨基質配向化誘導は不可能であるため^{67, 68, 91-93)}、こうした配向化特性を椎間スペーサーに実装するには、脊椎周辺環境下において骨基質配向

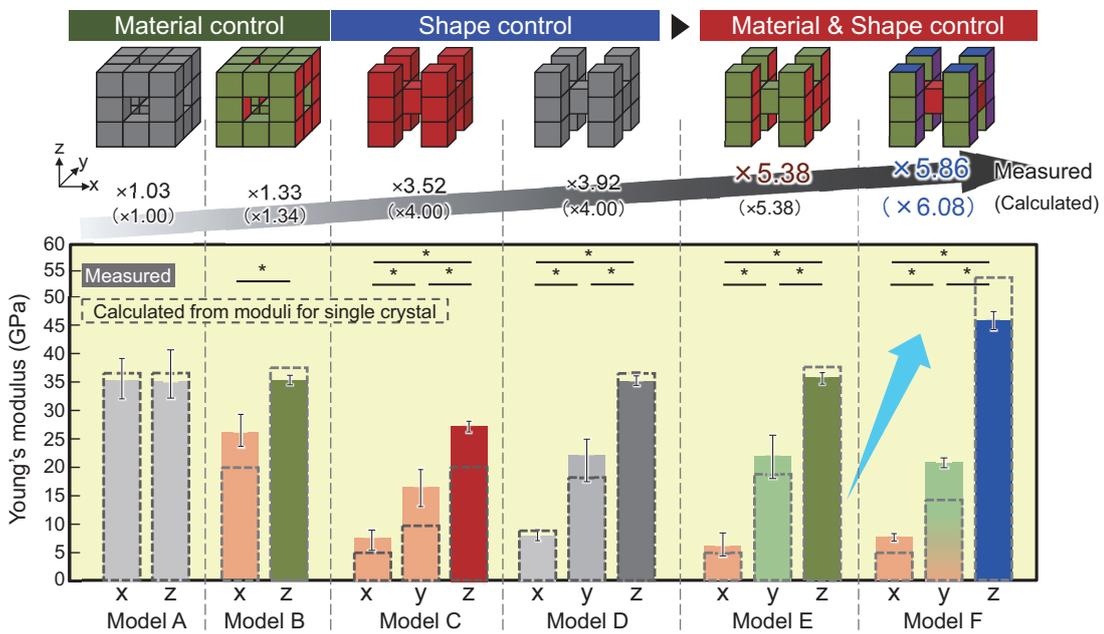


Fig.28 Variation and anisotropy in the Young's modulus of the 3D puzzle products. Color bars indicate measured values, and dashed lines indicate calculated values using Reuss and Voigt laws and moduli for single crystal. *: $P < 0.05$. Modified from reference 25) (published under CC BY 4.0 license).

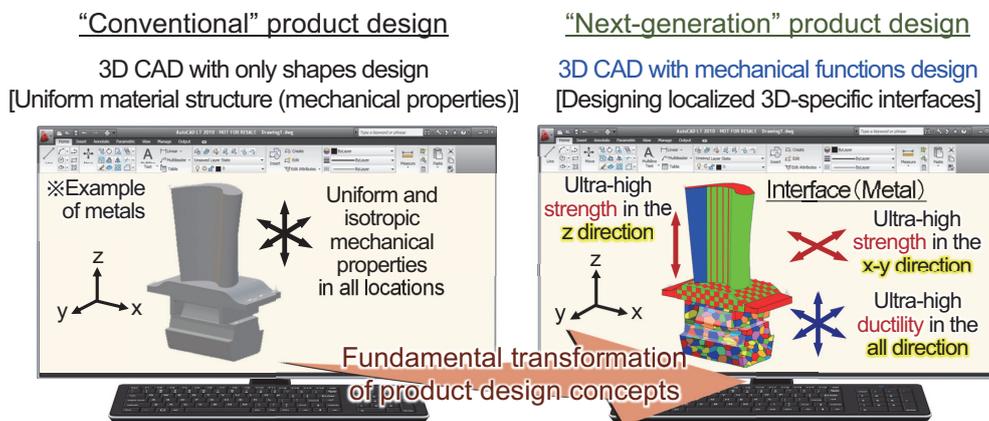


Fig.29 Next-generation product design via optimization of not only shape but also material properties using a novel 3D-CAD.

化誘導を実現するための多孔体デザインの最適化が不可欠となる。我々のグループは、配向溝を付与した基板において溝に沿った骨芽細胞が遊走・伸展し、骨基質の優先配向性が決定されることを見出している^{94, 95)}。さらに、表面最適化された多孔体構造によって、応力負荷作用による骨基質配向性が向上し、骨が健全に保たれることを発見している⁹⁶⁾。そこで、デバイス埋入初期には非荷重下で骨芽細胞を伸展・配向化誘導し、骨髄液の流動性を制御し、中長期では健全な骨質 (Fig. 13参照) 維持が可能となる階層性骨構造配向化設計により、Fig. 30に示す階層型一方向配向溝構造として“Honeycomb Tree Structure” (HTS) を考案した^{97, 98)}。金属AMを活用することで、空隙の構造制御と連通性、および力学強度も考慮した自由度の高い形状設計が可能となる。本デザインは、異方性基板上での骨芽細胞配列化とアパタイトを含む骨基質配向化、さらには骨中の応力感受細胞であるオステオサイトの応力シグナルの受信機構の基礎的知見を生かした原理に基づいており、骨基質 (コラーゲン/アパタイト) 配向化誘導の可能性を証明するため、ヒツジを用いた大型動物試験によって、その有効性を確認した。その結果、HTS内包の試験体は、従来型の約5倍程度の押出強度を発揮した。カルセイン蛍光染色による新生骨分布からは、HTSの試験体内部にまで誘導された新生骨組織が見られ、HTSの配向溝構造に沿って骨形成がなされており、かつ正常骨と類似した海綿骨の梁様形態であった。一方、自家骨埋入の従来型試験体では、新生骨は自家骨表面に局在しており、試験体内部には充填した自家骨が残存し、ランダムな骨配向となっていた (Fig. 31)⁹⁸⁾。さらに、HTSでは頭尾軸方向にコラーゲンが一軸優先走行しており、健全骨に類似した頭尾軸方向への強い骨基質配向化誘導を呈していることが確認された。HTSでは、試験体内部も外部の正常骨と同程度のアパタイト配向度を示しており、HTSの優れた骨基質の配向化誘導能が実証された。骨質治療用椎間スペーサーの原理が構築され、あたかも生体組織として振る舞う世界初の骨質制御型デバイスの誕生となった。

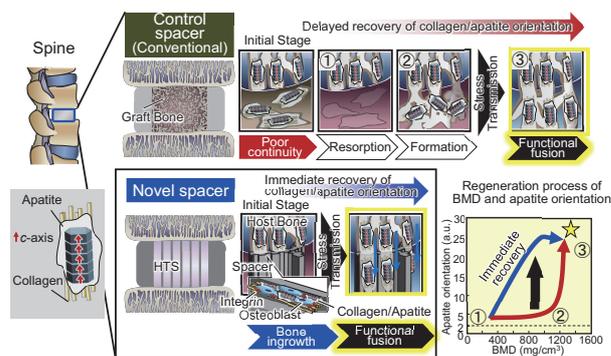


Fig.31 Schematic illustration of the potential advantage of the novel spacer, which guides bones with anisotropic collagen and apatite orientation in the through-pore and groove direction, resulting in stabilized vertebrae immobilization. Modified from reference 98) (published under CC BY 4.0 license).

2021年4月に厚生労働省の薬事承認を取得し、2021年6月に保険収載され、初期臨床では良好な骨癒合性が確認されている。2022年9月より大規模臨床応用を開始し、既に6000個以上 (2025年3月初旬時点) の金属AM製椎間スペーサーが患者へ埋入されている。

この世界初日本発の配向化誘導設計スペーサーは、「UNIOS® PL スペーサー」⁹⁹⁾としてPMDA認可を受け、帝人ナカシマメディカル株式会社 (現: ナカシマヘルスフォース株式会社) から販売されている。

13. (一社) 日本Additive Manufacturing学会の設立と今後の展望

2022年4月1日に、(公社) 日本金属学会 産学協創研究会の1つとして「AM研究会」が、筆者を委員長、前川篤氏 (大阪大学招聘教授、(株) シグママックス シニアフェロー、前・技術研究組合次世代3D積層造形技術総合開発機構 (TRAFAM) 理事長) を副委員長として発足した^{3, 100)}。本AM研究会には、日本を代表する産官学の主要なAM関連研究者、技術者が世話人として参画し、多数の構成員を擁する。

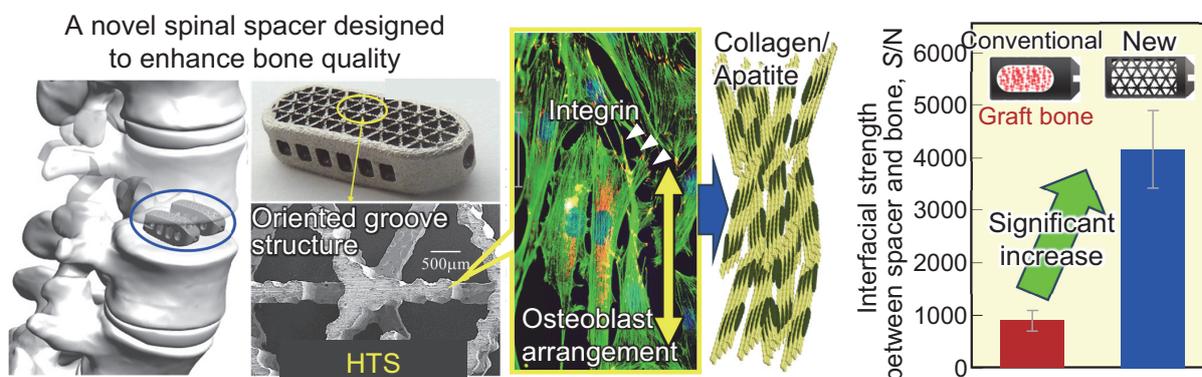


Fig.30 A novel spinal spacer with a Honeycomb Tree Structure (HTS) structure designed to enhance bone quality. Modified from reference 97) (published under CC BY 4.0 license).

本AM研究会は、我が国がAMを通じて世界のAMサイエンスを牽引するため、AM分野における基礎研究から研究成果の社会実装、さらにはそのシステム構築までをシームレスに、幅広く網羅し、産学官の分け隔てなく議論するための「場」を提供するために設立された。我が国のAM分野、AM関連材料分野のさらなる発展、日本発の優れた学術的研究成果の創出や高付加価値製品の実用化、さらには我が国での今後のAM分野の取り組みの方向性の議論・決定のため、多分野の有機的連携を促進する場として活用されている。そのため、AMに関連する「研究開発動向調査」、「定例研究会」、「定例セミナー」、「シンポジウム」等の行事を定期的に開催している。すでに、2022年度に3回の会合、2023年度に4回の会合、2024年度に4回の会合を開催し、企業、大学関係者を中心に毎回400～600名の参加者が集うことからわかるように、日本でのAMへの関心の高まりが窺えた。

これを契機に2025年4月には、一般社団法人 日本 Additive Manufacturing学会® (日本AM学会) を設立した。日本AM学会の最大のミッションは、「AMサイエンス」、「AMテクノロジー」、「AMビジネス」を3本柱に「AMアート」を横串にし、AMの学術・技術を醸成し、デジタル技術とAM技術が融合したデジタルものづくりを我が国に広く普及させることを目的としている。最終的には日本の産業競争力の強化につなげることを目指し、日本AM学会がAM研究開発を先導する予定である。そのためには、日本AM学会がハブとなり、(一社)日本AM協会、(一社)日本3Dプリンティング産業技術協会、(一社)日本溶接協会 3D積層造形技術委員会等の関連団体との強固な連携・協力体制のもと、産学官でのオールジャパンでのAMものづくりネットワークを構築していく必要がある。こうしたオールジャパンでの取り組みが、日本のAMを一つの基軸とした未来型モノづくりを強く先導するものと強く期待している。

14. おわりに

AMは、今後益々モノづくり分野での存在感を増し、金属材料を対象とした金属AMは、単に形状の制御に留まらず、溶融池形状や繰り返し熱処理に由来する材質制御をも可能とすることから、金属製品の特性を最大限にまで高機能化する革新的な手法となるものと期待している。金属材料において、その性能をつかさどるのは紛れもなく電子・原子・分子、結晶粒、第二相の配置、階層的界面によって構成されるミクロ・ナノレベルでの三次元構造である。金属AMによる材質制御は、我が国が世界を先導しているといっても過言ではなく、AMによる材質・形状の同時制御は“設計において材料が主役”になることで世界にイノベーションを引き起こすものと確信している。

謝辞

本技報の執筆の機会を与えていただくとともに、日本AM学会の理事としてAM技術の研究開発を支えていただいております、山陽特殊製鋼株式会社 取締役常務執行役員の柳本勝様に心より御礼申し上げますとともに、山陽特殊製鋼株式会社技報編集委員の皆様に感謝申し上げます。

なお本稿で紹介した研究の一部は、内閣府主導のSIP (戦略的イノベーション創造プログラム) 「革新的設計生産技術 (佐々木直哉PD)」 (管理法人: NEDO) (2014年度～2018年度) 「三次元異方性カスタマイズ化設計・付加製造拠点の構築と地域実証」、SIP「統合型材料開発システムによるマテリアル革命 (三島良直PD)」 (管理法人: JST) (2018年度～2022年度) 「Ni 基合金の3D 積層造形プロセスの開発」、JST-CREST (戦略的創造研究推進事業) 「ナノ力学」 (伊藤耕三PD) 「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～ (研究代表者: 中野貴由)」 (JPMJCR2194) (2021年度～2026年度)、日本学術振興会科学研究費補助金基盤研究 (S) 「骨異方性誘導のための「異方性の材料科学」の構築 (研究代表者: 中野貴由)」 (2018年度～2022年度) (No. 25220912) の支援によって実施されました。さらに、K Program (経済安全保障重要技術育成プログラム) 「高度な金属積層造形システム技術の開発・実証 (芦田極PD)」 (管理法人: NEDO) (2024年度～2028年度) 「高度な金属積層造形システム技術の開発・実証～オンサイト製造の実現に向けて～ (代表機関: 川崎重工業株式会社)」、ならびに「高性能・高機能な製品・部材製造を目的としたワイヤ・レーザDED方式金属AM技術の研究開発 (代表機関: 三菱電機株式会社)」により引き続き研究開発を進めて参ります。

文献

- 1) 中野貴由, 桐原聡秀, 近藤勝義, 西川宏, 田中学 (編著): デジタル化時代のAdditive Manufacturingの基礎と応用 (第2版), スマートプロセス学会, (2023), 1.
- 2) H. Kodama: Rev. Sci. Instrum., 52(1981), 1770.
- 3) 日本Additive Manufacturing学会: AMフューチャー, 1(2025) 1, 1.
- 4) A.T. Clare, R.S. Mishra, M. Merklein, H. Tan, I. Todd, L. Chechik, J. Li, M. Bambach: J. Mater. Proc. Technol., 299(2022), 117358.
- 5) T. Ishimoto, K. Hagihara, K. Hisamoto, S.-H. Sun, T. Nakano: Scr. Mater., 132(2017), 34.

- 6) S.-H. Sun, K. Hagihara, T. Nakano: *Mater. Des.*, 140(2017), 307.
- 7) K. Hagihara, T. Nakano, M. Suzuki, T. Ishimoto, S. Yalatu, S.-H. Sun: *J. Alloys Compd.*, 696(2017), 67-72
- 8) T. Nakano: Mechanical behavior, degradation, and testing of metals for biomedical devices, *Metals for Biomedical Devices-Second Edition* (edited by M. Niinomi et al.), Elsevier, (2019), 97.
- 9) T. Nagase, T. Hori, M. Todai, S.-H. Sun, T. Nakano: *Mater. Des.*, 173(2019), 107771.
- 10) O. Gokcekaya, N. Hayashi, T. Ishimoto, K. Ueda, T. Narushima, T. Nakano: *Addit. Manuf.*, 36(2020), 101624.
- 11) T. Ishimoto, K. Hagihara, K. Hisamoto, T. Nakano: *Addit. Manuf.*, 43(2021), 102004.
- 12) K. Hagihara, T. Ishimoto, M. Suzuki, R. Ozasa, A. Matsugaki, P. Wang, T. Nakano: *Scr. Mater.*, 203(2021), 1141111.
- 13) O. Gokcekaya, T. Ishimoto, S. Hibino, J. Yasutomi, T. Narushima, T. Nakano: *Acta Mater.*, 212(2021), 116876.
- 14) O. Gokcekaya, T. Ishimoto, T. Todo, P. Wang, N. Takayoshi: *Addit. Manuf. Lett.*, 1(2021), 100016.
- 15) T. Nakano, K. Hagihara: *Addit. Manuf. of Medical Devices*, ASM Handbook, 23A, *Addit. Manuf. in Biomedical Applications* (edited by R. J. Narayan et al.), ASTM International, (2022), 416.
- 16) K. Hagihara, T. Nakano: Control of anisotropic crystallographic texture in powder bed fusion additive manufacturing of metals and ceramics-A Review, *JOM*, 74(2022), 1760.
- 17) T. Todo, T. Ishimoto, O. Gokcekaya, J. Oh, T. Nakano: *Scr. Mater.*, 206(2022), 114252.
- 18) D. E. Jodi, T. Kitashima, Y. Koizumi, T. Nakano, M. Watanabe: *Addit. Manuf. Lett.*, 3(2022), 100066.
- 19) H.-J. Kim, K. Mori, T. Nakano, H. Yamashita: *Adv. Funct. Mater.*, 33(2023), 2303994.
- 20) O. Gokcekaya, T. Ishimoto, Y. Nishikawa, Y. S. Kim, A. Matsugaki, R. Ozasa, M. Weinmann, C. Schnitter, M. Stenzel, H. S. Kim, Y. Miyabayashi, T. Nakano: *Mater. Res. Lett.*, 11(2023), 274.
- 21) H.-J. Kim, K. Mori, T. Nakano, H. Yamashita: *ChemCatChem*, 16(2024), e202301380.
- 22) T. Ishimoto, R. Suganuma, T. Nakano: *Mater. Lett.*, 349(2023), 134835.
- 23) K. Mori, T. Fujita, H. Hata, H.-J. Kim, T. Nakano, H. Yamashita: *ACS Appl. Mater. Interfaces.*, 15(2023), 51079.
- 24) T. Nakano: *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, 1310(2024), 012013.
- 25) 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, T. Nakano: *Acta Mater.*, 286(2025), 120709.
- 26) H.-J. Kim, K. Mori, S. Ichikawa, T. Nakano, H. Yamashita: *Nature Commun.*, 16(2025), 2697.
- 27) ASTM Standard F2792-12a, *Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies*, (2009).
- 28) ISO 17296-3, *Standard on Additive Manufacturing*, (2014)
- 29) ISO/ASTM 52927, *Additive Manufacturing - General principles - Main characteristics and corresponding test methods*, (2024).
- 30) J. Deckers, J. Vleugels, J.-P. Kruth: *J. Ceram. Sci. Tech.*, 5(2014), 245.
- 31) T. Nakano, T. Ishimoto: *KONA Powder Particle J.*, 32(2015), 75.
- 32) C. D. Boley, S. A. Khairallah, A. M. Rubenchik: *Appl. Opt.*, 54(2015), 2477.
- 33) S.-H. Sun, K. Hagihara, T. Ishimoto, R. Suganuma, Y.-F. Xue, T. Nakano: *Addit. Manuf.*, 47(2021), 102329.
- 34) H. Amano, T. Ishimoto, R. Suganuma, K. Aiba, S.-H. Sun, R. Ozasa, T. Nakano: *Addit. Manuf.*, 48(2021), 102444.
- 35) Q. Jia, P. Rometsch, P. Kürnsteiner, Q. Chao, A. Huang, M. Weyland, L. Bourgeois, X. Wu: *Acta Mater.*, 171(2019), 118.
- 36) M. Okugawa, Y. Ohigashi, Y. Furishiro, Y. Koizumi, T. Nakano: *J. Alloys Compd.*, 919(2022), 165812.
- 37) A. Takase, T. Ishimoto, R. Suganuma, T. Nakano: *Scr. Mater.*, 201(2021), 113953.
- 38) A. Takase, T. Ishimoto, R. Suganuma, T. Nakano: *Addit. Manuf.*, 47(2021), 102257.
- 39) N. Ikeo, T. Ishimoto, T. Nakano: *J. Alloys Compd.*, 639(2015), 336.
- 40) T. Nakano: *Multi-dimensional Additive*

- Manufacturing (edited by S. Kirihara et al.), Selective laser Melting, Springer, ISBN 978-981-15-7910-3, (2020), 3.
- 41) I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker: 3D Printing, Additive Manufacturing Technologies - 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing (2nd ed.), Springer, (2015), 1.
- 42) H. Nakayama, K. Yamagami, H. Kyogoku, S. Komatsu: J. Jpn. Soc. Powder Powder Metallurgy, 44(1997), 427.
- 43) K. Shinagawa: J. Jpn. Soc. Powder Powder Metallurgy, 66(2019), 387.
- 44) S. Vock, B. Klöden, A. Kirchner, T. Weißgärber, B. Kieback: Prog. Addit. Manuf., 4(2019), 383.
- 45) X. Zhou, X. Liu, D. Zhang, Z. Shen, W. Liu: J. Mater. Proc. Technol., 222(2015), 33.
- 46) K.-L. Li, J.-H. Chen, C.-C. Zhao, Z.-J. Shen, W. Liu: Tungsten, 3(2021), 218.
- 47) O. Gokcekaya, T. Ishimoto, T. Todo, P. Wang, N. Takayoshi: Addit. Manuf. Lett., 1(2021), 100016.
- 48) S.-H. Sun, T. Ishimoto, K. Hagihara, Y. Tsutsumi, T. Hanawa, T. Nakano: Scr. Mater., 159(2019), 89.
- 49) T. Ishimoto, S. Wu, Y. Ito, S.-H. Sun, H. Amano, T. Nakano: ISIJ Int., 60(2020), 1758.
- 50) Y. Tsutsumi, T. Ishimoto, T. Oishi, T. Manaka, P. Chen, M. Ashida, K. Doi, H. Katayama, T. Hanawa, T. Nakano: Addit. Manuf., 45(2021), 102066.
- 51) S. Hibino, T. Todo, T. Ishimoto, O. Gokcekaya, Y. Koizumi, K. Igashira, T. Nakano: Crystals, 11(2021), 1064.
- 52) N. Ikeo, H. Fukuda, A. Matsugaki, T. Inoue, A. Serizawa, T. Matsuzaka, T. Ishimoto, R. Ozasa, O. Gokcekaya, T. Nakano: Crystals, 11(2021), 959.
- 53) 中野貴由：連載講座（チタンの基礎講座6）チタンのAdditive Manufacturing（付加製造），軽金属，67(2017)9, 470.
- 54) M. Todai, T. Nakano, T. Liu, H. Y. Yasuda, K. Hagihara, K. Cho, M. Ueda, M. Takayama: Addit. Manuf., 13(2017), 61.
- 55) N. Ikeo, T. Ishimoto, N. Hiramoto, H. Fukuda, H. Ogisu, Y. Araki, T. Nakano: Mater. Trans., 56(2015)5, 755.
- 56) K. Cho, H. Kawabata, T. Hayashi, H. Y. Yasuda, H. Nakashima, M. Takeyama, T. Nakano: Addit. Manuf., 46(2021), 102091.
- 57) 中野貴由, 石本卓也, 松垣あいら, 小笹良輔, ゴクチェカヤオズカン, 安田弘行, 趙研, 小泉雄一郎, 奥川将行, 吉矢真人, 藤井進, 多根正和, 三好英輔, 東野昭太：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～, までりあ, 63(2024)1, 36.
- 58) T. Mayama, T. Ishimoto, M. Tane, K. Cho, K. Manabe, D. Miyashita, S. Higashino, T. Kikukawa, H. Y. Yasuda, T. Nakano: Addit. Manuf., 93(2024), 104412.
- 59) H. Chen, D. Egusa, Z. Li, T. Sasaki, R. Ozasa, T. Ishimoto, M. Okugawa, Y. Koizumi, T. Nakano, E. Abe: Addit. Manuf., 102(2025), 104737.
- 60) T. Nakano, K. Kaibara, Y. Tabata, N. Nagata, S. Enomoto, E. Marukawa, Y. Umakoshi: Bone, 31(2002), 479.
- 61) T. Matsuzaka, A. Matsugaki, T. Nakano: Biomaterials, 279(2021), 121203.
- 62) A. Matsugaki, D. Yamazaki, T. Nakano: Mater. Sci, Eng. C, 108(2020), 110391.
- 64) W. J. Landis: Bone, 16(1995), 533.
- 65) T. Nakano, Y. Tabata, Y. Umakoshi: Texture and bone reinforcement, Encyclopedia of Materials: Science and Technology (Second Ed.), Elsevier, (2005), 1.
- 66) Y. Shinno, T. Ishimoto, M. Saito, R. Uemura, M. Arino, K. Marumo, T. Nakano, M. Hayashi: Sci. Rep., 6(2016), srep19849.
- 67) T. Nakano, T. Ishimoto, N. Ikeo, A. Matsugaki: Progress in Advanced Structural and Functional Materials Design, Advanced analysis and control of bone microstructure based on a materials scientific study including microbeam X-ray diffraction, Springer, (2012), 155.
- 68) T. Nakano: Part I Biological Tissues and Organ, Chapter I: Bone Tissue and Biomaterials Design Based on the Anisotropic Microstructure Advances in Metallic Biomaterials: Tissues, Materials and Biological Reactions (edited by M. Niinomi et al.), Springer, Vol.3, (2015), 3.
- 69) K. Sato, S. Takagi, S. Ichikawa, T. Ishimoto, T. Nakano: Materials, 16(2023), 218.
- 70) M. Okugawa, K. Saito, H. Yoshima, K. Sawaizumi, S. Nomoto, M. Watanabe, T. Nakano, Y. Koizumi: Addit. Manuf., 84(2024), 104079.

- 71) T. Kikukawa, T. Ishimoto, H. S. Kim, T. Nakano: Mater. Res. Lett., (2025), in press.
- 72) J. D. Livingston, B. Chalmers: Acta Metall., 5(1957), 322.
- 73) D. Zhang, Z. Feng, C. Wang, W. Wang, Z. Liu, W. Niu: Mater. Sci. Eng. A, 724(2018), 357.
- 74) Y. Miyata, M. Okugawa, Y. Koizumi, T. Nakano: Crystals, 11(2021), 856.
- 75) Y. Koizumi, M. Okugawa: ISIJ Int., 62(2022), 2183.
- 76) Y. Ekubaru, O. Gokcekaya, T. Ishimoto, K. Sato, K. Manabe, P. Wang, T. Nakano: Mater. Design., 221(2022), 110976.
- 77) T. Ishimoto, R. Ozasa, K. Nakano, M. Weinmann, C. Schnitter, M. Stenzel, A. Matsugaki, T. Nagase, T. Matsuzaka, M. Todai, H.-S. Kim, T. Nakano: Scr. Mater., 194(2021), 113658.
- 78) M.-S. Pham, B. Dovygytė, P. A. Hooper, C. M. Gourlay, A. Pigliano: Nature Commun., 11(2020), 749.
- 79) J. Marattukalam, D. Karlsson, V. Pacheco, P. Beran, U. Wiklund, U. Jansson, B. Hjörvarsson, M. Sahlberg: Mater. Design, 193(2020), 108852.
- 80) R.W. Messler: Principles of Welding, Wiley, New York, (2008), 1.
- 81) Y. Liu, K. Nose, M. Okugawa, Y. Koizumi, T. Nakano: Mater. Trans., 64(2023), 1135.
- 82) J. Bi, L. Wu, S. Li, Z. Yang, X. Jia, M.D. Starostenkov, G. Dong: J. Mater. Res. Technol., 26(2023), 4606.
- 83) R. Ozasa, Y. Kizawa, K. Hagihara, K. Sato, T. Tobata, T. Tokunaga, T. Nakano: under review.
- 84) M. Tane, S. Akita, T. Nakano, K. Hagihara, Y. Umakoshi, M. Niinomi, H. Nakajima, Acta Mater., 56(2008), 2856.
- 85) S.-H. Lee, M. Todai, M. Tane, K. Hagihara, H. Nakajima, T. Nakano: J. Mech. Behav. Biomed. Mater., 14(2012), 48.
- 86) ISO 5832-14:2007, Implants for surgery -Metallic materials- Part 14: Wrought titanium 15-molybdenum 5-zirconium 3-aluminium alloy, (2007).
- 87) J. Yang, H. Yu, J. Yin, M. Gao, Z. Wang, X. Zeng: Mater. Des., 108(2016), 308.
- 88) 中野貴由：金属三次元積層造形をはじめとする粉体粉末冶金学を基軸にした異方性材料組織制御に関する研究開発，粉体および粉末冶金，71(2024)12, 561.
- 89) M. Todai, T. Nagase, T. Hori, A. Matsugaki, A. Sekita, T. Nakano: Scr. Mater., 129(2017), 65.
- 90) Y. Iijima, T. Nagase, A. Matsugaki, P. Wang, K. Ameyama, T. Nakano: Mater. Des., 202(2021), 109548.
- 91) T. Nakano, K. Kaibara, Y. Tabata, N. Nagata, S. Enomoto, E. Marukawa, Y. Umakoshi: Analysis of hydroxyapatite (HAp) texture in regenerated hard tissues using micro-beam X-ray diffractometer technique, Proceedings of TETU-6 (Edited by Y. Ikada et al.), Elsevier, (2002), 954.
- 92) T. Nakano, K. Kaibara, T. Ishimoto, Y. Tabata, Y. Umakoshi: Bone, 51(2012), 741.
- 93) T. Ishimoto, T. Nakano, Y. Umakoshi, M. Yamamoto, Y. Tabata: J. Bone Miner. Res., 28(2013), 1170.
- 94) A. Matsugaki, G. Aramoto, T. Nakano: Biomaterials, 33(2012), 7327.
- 95) Y. Nakanishi, A. Matsugaki, K. Kawahara, T. Ninomiya, H. Sawada, T. Nakano: Biomaterials, 209(2019), 103.
- 96) Y. Noyama, T. Nakano, T. Ishimoto, T. Sakai, H. Yoshikawa: Bone, 52(2013), 659.
- 97) 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, T. Nakano: Spine J., 22(2022), 1742.
- 98) 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, T. Nakano: Spine J., 23(2023), 609.
- 99) UNIOS PL スペーサー (医療機器製造販売承認番号：30300BZX00111000) .
- 100) 日本Additive manufacturing学会 (日本AM学会) HP : <https://ji-am.jp/>