

特集記事・4

積層造形最前線

粉末床溶融結合 (PBF) 型金属付加製造 (AM) のデジタルツイン科学と超温度場材料創成学

Digital Twin Science of Metal Powder Bed Fusion Additive Manufacturing and Creation of Materials by Superthermal Field

大阪大学大学院工学研究科
マテリアル生産科学専攻
(同研究科附属異方性カスタム設計・
AM 研究開発センター [兼任]) 助教

奥川 将行
Masayuki Okugawa

大阪大学大学院工学研究科
マテリアル生産科学専攻
(同研究科附属異方性カスタム設計・
AM 研究開発センター [兼任]) 教授

小泉 雄一郎
Yuichiro Koizumi

大阪大学大学院工学研究科
マテリアル生産科学専攻
(同研究科附属異方性カスタム設計・
AM 研究開発センター [兼任]) 特任助教

柳 玉恒
Yuheng Liu

1 はじめに

デジタルツイン (Digital Twin : DT) は、装置などの種々のシステムのサイバー空間のレプリカであり、第4次産業革命 (Industrie 4.0)¹⁾, Society5.0, Connected Industryにおけるものづくりのデジタルトランスフォーメーション (Digital Transformation : DX) の重要な要素である。DTはシステムで発生する種々の現象の統計モデルと物理モデルで構成され、センサー信号に同期され、現象の予測、制御パラメータの最適化、部品交換スケジュールの推定などに利用される。筆者らは金属積層造形でも主流の粉末床溶融結合 (Powder-Bed Fusion : PBF) 型付加製造 (Additive Manufacturing :

AM) のDT構築を進めつつ、PBFで生じる特有の物理現象の解明に活用し、科学的な知見を得る「デジタルツイン科学 (Digital Twin Science : DTS)」を提案している (図1)²⁾。これまで、PBFのDT構築のための実験と計算機シミュレーションにてPBFにおける凝固が 10^7 K/m程度の巨大な温度勾配下での1 m/sにも及ぶ急速な結晶成長に特徴付けられることを見出した。この温度場は「超温度場」と定義され、超温度場における結晶成長に着眼して新材料を創成する研究が科研費学術変革領域研究 (A) 「超温度場材料創成学」としてはじまった。本稿では、DTSのコンセプトと、PBFのDTSにて得られた知見を紹介するとともに、「超温度場材料創成学」にて展開している研究とその将来展望を解説する。

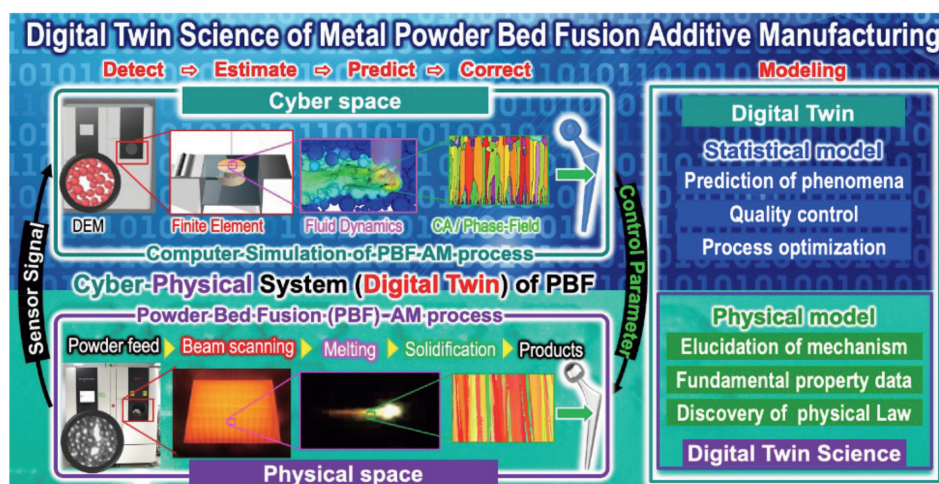


図1 粉末床溶融結合 (PBF) のデジタルツイン科学のコンセプト図 (DEM: discrete element method, CA: cellular automaton) (出典: 大阪大学小泉雄一郎研究室 ウェブページ²⁾) (Online version in color.)

2 積層造形のデジタルツイン科学

サイバーフィジカルシステム (Cyber-Physical Systems : CPS)¹⁾ は、サイバー空間 (情報世界) とフィジカル空間 (実世界) を統合したシステムである。DTは装置、環境、社会などの実世界のサイバー空間での複製であり、統計モデル、物理モデル、またはその両方によって構成される。物理モデルに基づく計算機シミュレーションは、実世界で発生する現象を再現するべく実行される^{1,3,7)}。気候、物流、工場、機械、装置などに適用され、故障予知、部品交換時期の最適化^{4,8)}などで活用される。積層造形は、デジタル制御された付加製造 (Additive Manufacturing : AM) いわゆる 3D プリンターを指す。信頼性の高い部材の製造のための DT の要素として PBF で発現する種々の現象の物理モデルによる数値解析が、統計モデルによるプロセス最適化と並行して進められている。物理モデルシミュレーションでは、経験的パラメータを暫定的に用いることもあるがその蓄積は真値の手掛かりになる。拡散係数が、拡散方程式の解が濃度分布の実測データと一致するように決定されるのと同様、フィッティング値が科学的に重要なデータとなる。データ間の矛盾は、新奇現象発見の好機ともなる。こうした考えから筆者らは DT を構築しつつ科学的に有意義なデータや知見を得ることを DTS と呼んでいる。次章からは、PBF に関わる計算機シミュレーションを DTS の視点で紹介し、DTS 研究の将来展望を説明する。

3 粉末床溶融結合 (PBF) 型付加製造 (AM)

PBF は金属に最も多く適用されている AM プロセスであり、通常数 mm から数百 mm のサイズの造形物が得られる。図2に示すように、「ビルドプラットフォーム」と呼ばれる金属平板上に粉末を敷き「粉末床」と呼ばれる粉末層を作る。造形物の3次元形状を、計算機にて一定間隔で水平にスライスした形状に沿ってレーザービーム (Laser Beam : LB) または電子ビーム (Electron Beam : EB) が走査され粉末床に

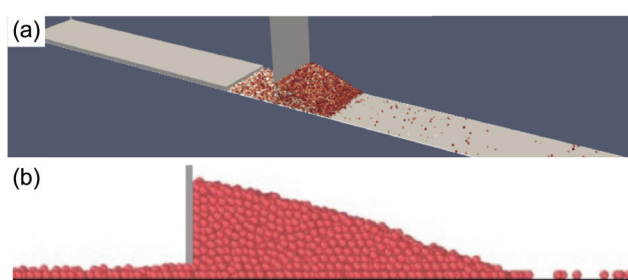


図2 DEMシミュレーションのスナップショット。(a) 鳥瞰図、(b) 断面図 (Online version in color.)

照射される。ビームが粉末粒子を溶融し緻密な層を形成する。1層分のビーム走査が完了すると、スライス厚さに対応する高さだけビルドプラットフォームが下降する。そこに新たに粉末層が形成され、1層上の水平断面スライス形状に沿って再度ビームが走査され、層内の粉末粒子が融合され下の層に結合される。この繰り返しで 3D 部材が造形される。

4 PBFプロセスの計算機シミュレーション

PBF の各工程の計算機シミュレーションがなされている。その前段階である AM のための設計 (Design for AM : DfAM) も含めると、(i) 部品設計^{9,10)}、(ii) 造形空間内のパーツの配置、(iii) サポートの設計、(iv) 熱応力による残留歪解析、(v) ワイヤや粉末などの原材料の供給、(vi) LB や EB による粉末の溶融および下層との融合過程、(vii) 凝固中の結晶成長、(viii) 相転移による微細組織の形成¹¹⁻¹⁵⁾ などがある。健全な造形物を得るには、各工程の最適化が必要であり、計算機シミュレーションが重要な役割を果たす。本報では主に (v)、(vi)、(vii) の事例を紹介する。

4.1 粉末床形成

PBF での欠陥形成回避には、粉末流動の理解は有用である。経験的には真球度が高く粒度分布が狭い粉末が均一な粉末層の形成に適しているとされるがその原因は解明されていない。その理由の一つに、粉末層形成が粉末粒子に埋もれた中で生じ、粉末粒子の挙動の観察が困難なことがある。個別要素法 (Discrete Element Method : DEM) は粉末挙動の可視化や解析を可能とする。粒子間に働く粘弾性力や摩擦力を計算しニュートンの運動方程式やオイラーの運動方程式に従って各粒子の運動を数値解析することで、土砂の流れ、ボールミル、サイロへ充填、粉末の混合など、粒子の集団挙動の解析のために開発された DEM は、PBF 中の粉末層形成への粒子径の影響の解析にも適用されている¹⁶⁻²¹⁾。

図2 (a) は、PBF における粉末層形成の DEM シミュレーションのスナップショットである。図2 (b) の断面図で示すように、実験的には観察困難な、粉末の堆積の内部の粒子の挙動を観察することができる。図3は、粒度分布が粉末床内の粉末粒子の分布に及ぼす影響を、DEM と実験で評価し比較した例である。粉末粒子の分布の傾向は、DEM によって定性的に再現される。しかし、充填率 (粉末粒子による被覆面積割合) には、シミュレーションと実験の間に有意差がある。その差の理由として、粒子間の粘弾性的相互作用に加えて、ファンデルワールス力などの凝集力、粒子/ベースプレート間の相互作用の重要性が示唆されている。DTS の視点

でさらに解析することで、科学的な見地から粉末粒子の流動性などの性質を深く理解できる。最近では、複数の球状粒子を連結して非球状粒子を模擬する多球法で真球度の影響を解析したり、充填率の高い粉末層の形成に適したブレードの形状を提案したりする研究が展開されている。

4.2 粉末床の溶融プロセス

PBF金属AMプロセスでは、LBやEBを用いた金属粉末の溶融、空隙を埋める熔融液の流動による緻密化、凝固を繰り返しながら製造する。溶融が不十分であったり、流動が不安定だと凝固後に空洞が残る欠陥となることがある。このような欠陥の発生を予測・回避するための計算機シミュレーションが報告されている。米国Lawrence Livermore国立研究所のKhairallahら²²⁻²⁴⁾は、スーパーコンピュータを用いた熱流体力学計算 (Computational thermal-fluid Dynamics : CtFD) により、PBFにおける粉末の溶融挙動をシミュレーションし、ボーリング (Balling)、デヌデーション (Denudation)、スパッタリング (Sputtering) などの欠陥の発生機構を解析した。熔融池表面の急峻な温度勾配に起因する表面張力の不均一による流れ (マランゴニ流) や蒸発反力が熔融金属の挙動に強く影響することを示した。金属の融体物性 (表面張力や粘性など) とPBFにおける溶融凝固挙動との関係は、プロセス条件最適化やPBFに適した新材料設計において重要である。仮想的に物性を変えてシミュレーションを行うことで、それぞれの物性値の与える影響を調べることも可能である。また、実験データと一致するシミュレーションでの計算パラメータから物性値を推定することも有用である。このような手法は、不確定なパラメータが複数あ

る場合には成立しないと思われるかも知れない。しかしながら、多変量解析では十分な予想ができないような、各パラメータと結果との間の非線形関係が、ニューラルネットで高精度に予想できることを考えると、これまでのように直接的な測定が必須と考えられていた物性値を、複数のシミュレーションと実験の比較から決定することは計算機の能力が向上するにつれて現実的な手法になると予想される。

図4は、PBFにおける溶融・凝固のマルチスケール計算の概念図である。CtFD計算の結果は、凝固・結晶粒成長のフェーズフィールド (Phase Field : PF) 計算の境界条件として使用される。現在は、CtFD計算からPF計算への弱連成計算を実施している。今後はマランゴニ対流によるデンドライトの溶断を考慮した等軸粒形成を模擬すべく、CtFD計算とPF計算の双方向の連成も必要である。計算用パラメータの拡充も必要である。溶質拡散律速の相変態を扱う場合は、拡散係数あるいは溶質移動度データと熱力学データから求められる相互拡散係数があればシミュレーションの実行はできる。無拡散変態や粒成長のシミュレーションで界面移動度がデータベースや文献に無い場合には分子動力学シミュレーションなどで評価する必要がある。

PBFでは凝固速度が特に大きいため、溶質原子の分配が少ない非平衡凝固が生じると考えられている。その金属材料に積層造形に使用される波長1060 nm程度のレーザーを照射した場合、レーザーは材料の極表面だけで吸収され局所的に沸点以上に温度が上昇して蒸発が生じ、その蒸発反力でキーホールが形成される。キーホール内面での反射と吸収を繰り返しながら深部まで溶融する。形成された熔融池がレーザーの走査に伴い移動することで緻密な造形物が形成されてい

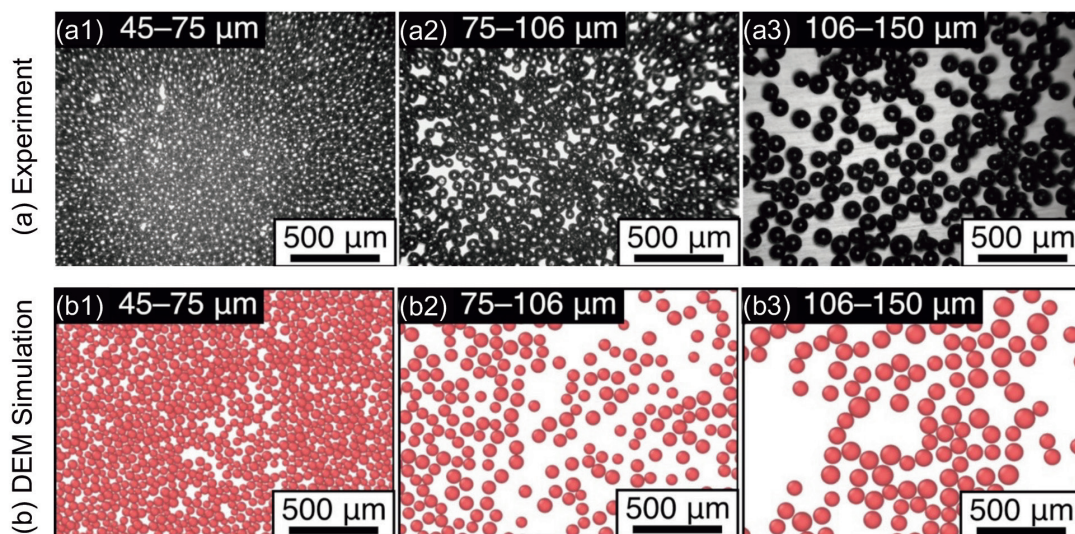


図3 粒子径範囲の異なる粉末のレーキ過程の実験と個別要素法シミュレーションで形成された粉末床の比較。(a) 実験、(b) DEMシミュレーション。粒子径範囲 (a1,b1) 45-75 μm 、(a2,b2) 75-106 μm 、(a3, c3) 106-150 μm (出典 : M Okugawa et al.¹⁸⁾, 軽金属学会より転載許可) (Online version in color.)

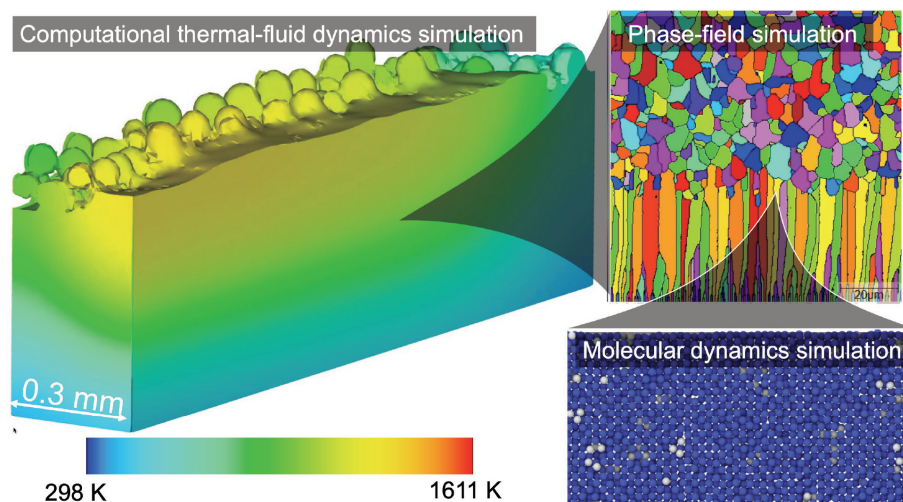


図4 PBFプロセスのマルチスケールモデリング (CtFDシミュレーション、PFシミュレーション、分子動力学法) のコンセプト図²⁾ (Online version in color.)

く、蒸発が激しくキーホール底部の空隙が融液で閉じられると気泡が残る。このような現象もCtFD計算で模擬できるが、溶融領域の形状を実験で観察されたものと比較して整合するよう吸収率を調整する必要がある。粉末が存在することによる実効的な反射率(吸収率)が異なる点については計算手法によっては粉末層を仮想的な物質で模擬すること多いが、CtFD計算ではRay Tracingにより直接的に模擬できる。

4.3 凝固・結晶成長

造形物の特性は、内部の微細組織や欠陥に依存する。微細組織が従来の工程で得られたものと異なれば特性も異なる。特性が低ければ実用に耐えない。逆に、従来のプロセスよりも優れた特性が得られる場合も多い。強度設計では一般に、等方的材料を仮定するため、AM材にも等方性を要求することが多い。一方、結晶配向を利用して単結晶材を得る研究もされている²⁵⁾。大阪大学異方性カスタム設計・AM研究開発センターでは、特に特定の方向への強度に優れた異方性材料が精力的に開発されており²⁵⁻²⁸⁾、骨に近い弾性率を持つ人工骨²⁵⁾や耐クリープ性に優れた単結晶タービン翼の製造を目指している²⁷⁾。

凝固組織は、固液界面の温度勾配(G)と凝固速度(R)により決定されると考えられている。Hunt²⁹⁾の柱状等軸遷移(Columnar-Equiaxed Transition: CET)のクライテリアに基づく凝固マップ(図5)の作成、これを用いた組織予測、所望の組織を形成する条件の導出が提案されている^{30,31)}。現状、凝固マップの2つの軸すなわち G と R の実測は不可能なため、凝固マップに基づく組織制御には計算機シミュレーションが不可欠である。溶融池表面の温度分布は、高速度赤外線カメラ³²⁾や2色法³³⁾などの遠隔温度測定法で測定可能だが凝固組織を決定する内部での G や R の直接測定は現在不

可能である。そのため測定した表面温度分布の時間変化を再現する数値シミュレーションの結果から推定する必要がある。有限要素法(Finite Element Method: FEM)は固液界面での G と R の推定に使われてきた^{31,34,35)}。LBやEBからの入熱による温度上昇と熱拡散による冷却を加味したエネルギー保存則を解くことで、温度分布の時間変化が求められる。過冷却が小さい場合 G は、温度 $T = T_m$ (T_m : 融点)の等値面上の温度の空間微分として求められる。 R は $T = T_m$ の等値面を追跡してその速度から直接評価できるが、融点直上から直下までの温度変化から冷却速度 dT/dt [K/s]を評価し、次式から R を求めることも多い。

$$R = - \left(\frac{dT}{dt} \right) \frac{1}{G} \quad \text{..... (1)}$$

評価した G , R の値と凝固組織との関係を凝固マップとしてデータベース化すれば、プロセスパラメータ(ビーム出力 P 、走査速度 V など)から凝固条件を推定することで微細組織を予測できる。このような順問題解析データを大量に蓄積しておけば、目的の微細組織を与える造形条件を逆問題解析で導出することができる。即ち、(i) 所望の微細組織が得られる凝固条件を求め、(ii) その凝固条件が得られる加工条件を求め、(iii) 微細組織と材料特性の関係のデータベースから必要な微細組織を導出し、所望の材料特性を有する部材を製造するプロセスを決定する逆問題を解くことで、形状と材質を同時に制御するPBFが実現すると期待される。筆者らは実験と計算機シミュレーションにより、以下の手順で凝固マップ作成の研究を進めている。

- (I) 金属バルクにLBまたはEBを様々な条件(P , V)で照射して溶融・凝固させ、得られた組織を観察する。
- (II) 同じビーム条件での融解・凝固過程の計算機シミュ

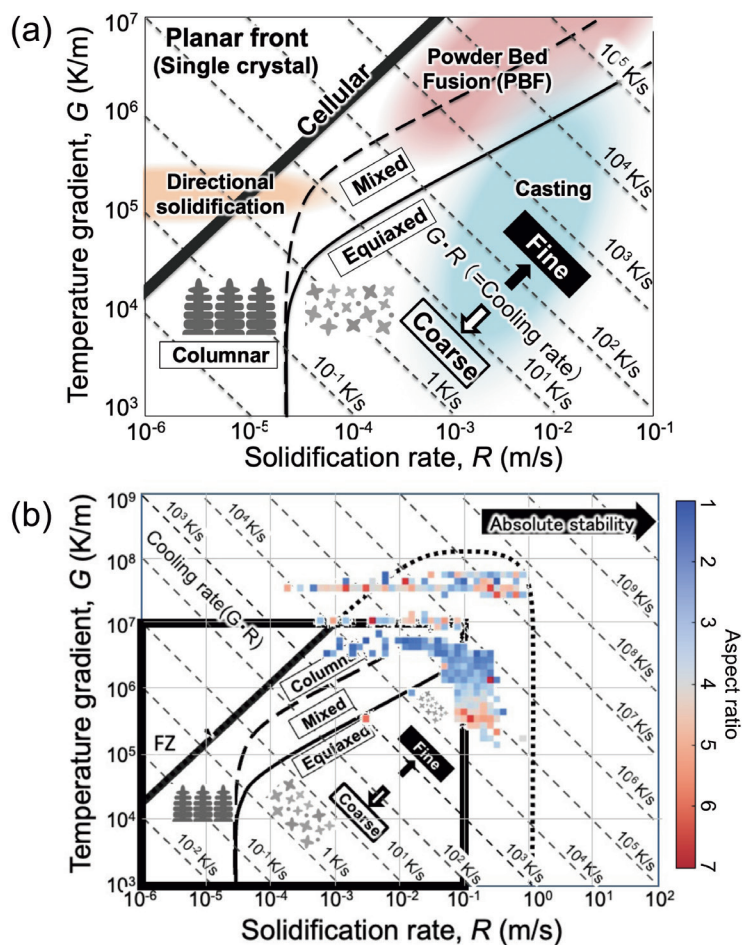


図5 Huntのcolumnar equiaxed transition (CET) に基づく組織制御のための典型的な凝固マップ：EB溶融316Lステンレス鋼のMiyataら³⁷⁾のデータポイントを用いた (a) 従来の凝固マップと (b) 拡張凝固マップ (Online version in color)

レーションを行い移動する固液界面に沿って G と R の分布を逐次評価し、融液領域全体から凝固に至るまで評価する。

(Ⅲ) 溶融ビード内の各位置にある G と R の組に対応する点を G - R 平面上にプロットする。

(Ⅳ) 対応する位置で得られた結晶粒組織により点を分類する。

(Ⅴ) G - R 空間を同種の微細組織（等軸または柱状）が得られる領域に分割する。

Miyataらの研究では、CtFDにて温度分布の変動を解析したところ、マランゴニ効果による流速が凝固組織に強く影響することが判明した^{36,37)}。Zhaoら³⁶⁾は、マランゴニ効果を加味した場合としない場合のCtFD計算結果の比較により、マランゴニ効果の重要性を顕在化させ、蒸発反力の無視できる真空中でも、溶融池表面に凹凸を生じること示した。図6は、316Lステンレス鋼のバルクにEB照射した場合のCtFDによる溶融池のシミュレーションのスナップショットである³⁷⁾。図7は、 $P=1200$ [W], $V=100$ [mm/s] のEB走査で形成し

た z 方向（造形方向）の結晶方位を示すEBSD方位マップ（図7 (a)）と対応する流速分布図（図7 (b)）である。溶融領域の外周付近に等軸晶が観察された。HuntのCETクライテリアによると、柱状晶形成には G が高い場合に発現し易い。しかし、316Lステンレス鋼で観察された組織と凝固条件の関係は、CETクライテリアで予測されるのとは逆であった。溶接分野では^{38,39)} デンドライトのフラグメンテーションによる等軸粒形成が提案されている。PBFの微小な溶融池内においても、 G と R が柱状晶形成条件にあったとしても、マランゴニ対流の影響により、デンドライトのフラグメンテーションとその輸送の効果で等軸粒が形成される可能性がある。

4.4 微細組織形成過程

凝固組織データの取得には実験観察が現実的である。しかし、CA (Cellular Automaton)^{12,40)} やPF法⁴¹⁻⁴³⁾ を用いた計算機シミュレーションによる組織形成のデータ取得も有用である。Gongら⁴¹⁾ はAMによる凝固組織形成のPF計算の最初の報告をした。ただしその計算で用い

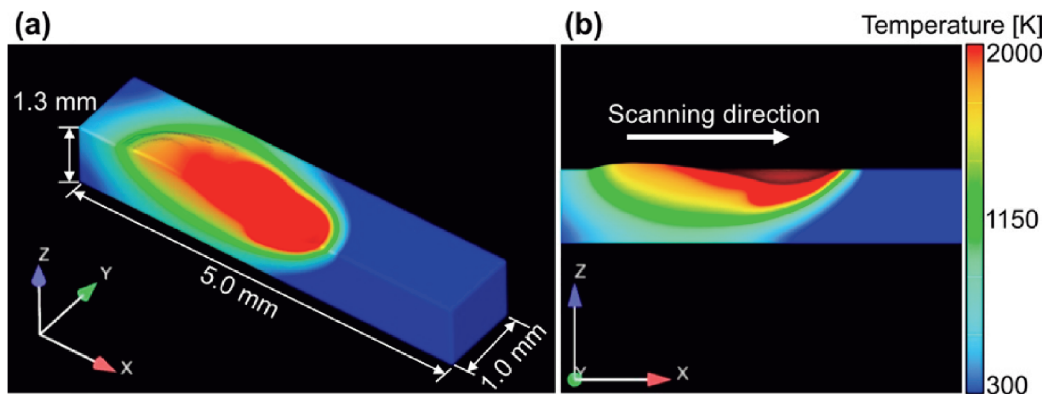


図6 プロセスパラメータ $P = 1200$ [W]、 $V = 100$ [mm/s] の316Lステンレス鋼への電子ビーム照射のCTFDシミュレーションのスナップショット。(a) 鳥瞰図、(b) 走査線中央に沿った垂直断面での側面図。色は温度を示す(出典: Y. Miyata ら³⁷⁾、CC-BYライセンスにて複製)(Online version in color)

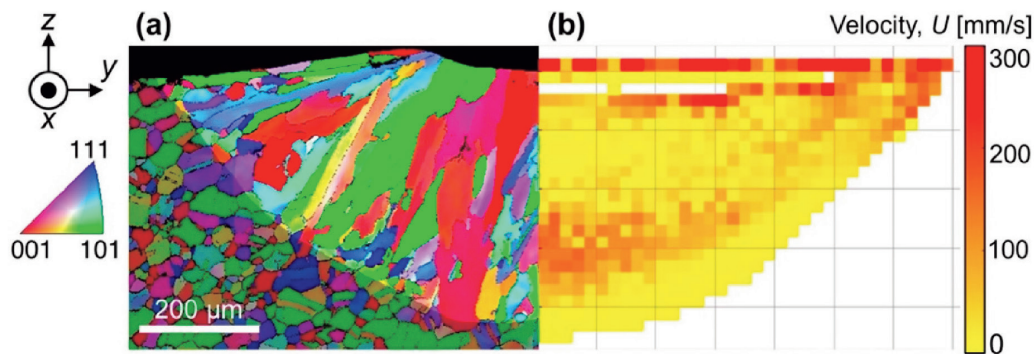


図7 電子ビームの走査で形成された316Lステンレス鋼の溶融領域の、(a) 凝固組織の(EBSD IPF マップ)と(b) CTFD計算で評価した固液界面での流速の分布の比較(出典: Y. Miyata ら³⁷⁾、CC-BYライセンスにて複製)(Online version in color)

た凝固条件はPBFの条件よりも鋳造の条件に近い。ドイツRWTH Aachen大学とFraunhofer ILTのグループは、PBFで発現する典型的な凝固条件 $G = 2 \times 10^7$ [K/m]、 $R = 0.04$ [m/s]、冷却速度 8×10^5 K/sにて急速凝固するIN718合金において⁴²⁾、セル組織のように見える二次アームのないデンドライトが生じることをPF法により示した。二次アームのないデンドライトは、優先成長方向(立方晶では $\langle 100 \rangle$)に成長する結晶のうち、二次アーム形成の前に一次アームが太って凝固が完了したもので、優先結晶方位と異なるセルと区別される。

PBFでは冷却速度が $10^3 \sim 10^7$ K/s以上と大きく、そのため、セルサイズは1 μm 程度以下と小さい。このような微細な組織の形成過程のシミュレーションでは差分格子サイズは0.1 μm 程度以下でなければならず、2次元でも溶融池全体の凝固組織のシミュレーションは困難である。この制約から、溶融池の一部分のみのシミュレーションが行われている^{41,43)}。一方、FEMによる温度分布変化評価CA法による組織形成シミュレーションを連成したCAFE法が鋳造分野で使用されてきた。米国Northwestern大学のWagnerら¹²⁾は動的モン

テカルロ(Kinetic Monte Carlo: KMC)法を組み合わせたCAFE法により溶融池内の3次元凝固組織を模擬した¹²⁾。ドイツFAU Erlangen-NürnbergのKörnerらはLBMを用いたCTFDで温度分布の時間変化を計算し、それをCA法と組み合わせてPBFの微細組織形成をシミュレーションした⁴⁴⁾。 β チタンのLB積層造形では、LB走査方向を一方に固定した場合、造形方向は $\langle 110 \rangle$ 方位にLB走査方向は $\langle 100 \rangle$ 方位に配向することが、阪大金属AMセンターのNakanoら²⁶⁾の研究で示されている。Kuboら⁴⁰⁾は、その組織をCA法により再現し、結晶配向の走査戦略依存性が、X方向のLB走査での凝固界面移動方向とY方向のLB走査の凝固界面移動方向の組み合わせで説明できることを示した。

Okugawaらは、PBFにおける組織形成の特徴は、凝固過程だけでなく急速な昇温過程にも現れることに注目している。図8は、Al-Si共晶合金の凝固組織を急速昇温冷却による結晶粒微細化の過程のPF計算の例である^{45,46)}。急速昇温では、高融点のSi相が固相として残留した状態で冷却されることでSi相が α -Al相の核生成サイトになり結晶粒が形成される様子を示している。同様の微細化が高融点晶出相を有する鉄鋼材料でも生じ得る。

5 今後の展望と超温度場材料創成学

PBFで発生する極限状態での凝固現象には、上記の現象以外にも多数の興味深い新奇現象がある。それらを追究することは、新たな学術の進展を必要とする。極限状態での凝固現象の中でも特に興味深い現象として、絶対安定性 (Absolute Stability : AS) による平滑固液界面の移動がある⁴⁷⁾。組成的過冷による固液界面の凹凸は成長速度が高い場合に生じるのに対し、ASは非常に高速な結晶成長において固液界面が平滑化する現象である。ASの発現は、液相拡散係数、融点、表面張力、潜熱、分配係数などの冶金学的特性により決まることが実証データは乏しい。ASは数m/s以上の成長速度で発現すると考えられるが、このような急速な凝固は一般的な凝固プロセスでは生じない。しかし、先述のとおりPBFでは1 m/sにおよぶ急速凝固が生じることが高速度カメラによる温度場解析とCtFD計算を用いた最近の研究で示された。また、PBFでの凝固条件は、ASのクライテリア近傍であることから、条件の調整や合金の設計によりASの発現を制御でき、偏析のない均質な単結晶の成長から、CETによる等軸化や、マランゴニ流による溶断の結果としての微細結晶粒まで造り分けられる可能性がある。PBF中に部位毎に制御可能な組織および制御可能な材料特性の範囲が広がる。

一方、そのような材料技術の活用には情報技術が重要となる。部位毎に材料や色を変えるAMの普及とともに3Dデータ規格を、従来のSTLから、部位毎の材料情報を含むAMF、FAV、3MFへの移行が検討されているが、同組成の合金でも組織・材料特性を制御するための造形条件をも含める必要があると予想される。DXがさらに進んだ将来のものづくり社会では、本稿で紹介した計算機シミュレーションや実験データの蓄積が重要となる。物理モデルに基づくシミュレーションはAMプロセスで発生する様々な現象の理解と予測、適切なプロセス条件に決定に役立つ。しかし、物理モデルシミュ

レーションは長時間を要することも多く、統計モデルによる高速な最適条件探索⁴⁸⁾も重要である。また、機械学習を物理モデルに取り入れた計算の高速化や、いわゆる、材料インフォマティクス、プロセスインフォマティクスの活用とモニタリングとの融合の今後のさらなる発展が求められる。

こうした背景の下、令和3年度科学研究費学術変革領域 (A) に「超温度場材料創成学：巨大ポテンシャル勾配による原子配列制御が拓くネオ3Dプリント (3DP)」が採択され、2021年10月より研究活動を開始した。本領域では、本稿で記したようにPBFで用いられるEBやLBによる局所加熱での発現が見出された 10^7 K/m以上にも及ぶ大きな温度勾配を「超温度場」と定義し、超温度場での結晶成長における未知現象に注目し、超温度場における原子配列制御を基軸とする研究を展開することで、新材料創成の学術的基盤を構築し、社会に大きく貢献することを目指している。これは、既存の積層造形に共通の特徴である、(i) CADデータからの直接的製造、(ii) 複雑形状部材を製造、(iii) 材料消費の低減などに加えて単結晶育成などの材質制御法として発展させるための基礎となる。本領域では、超温度場下での結晶成長を、凝固速度1 m/s以上にも及ぶ「高速エピタキシャル成長」やASの存在に注目して、先端的その場観察や分析などの実験科学およびシミュレーションや機械学習などの計算科学とデータ科学⁴⁹⁾の連携により解明すること、さらにそれらに必要な基礎物性測定^{50,51)}などにより得られる知見を基に、高品質単結晶の3DPなどの新技術の学術的基盤として超温度場材料創成学を構築することを目指している。研究対象は金属や合金だけでなく、セラミックス、半導体など種々の材料にも広げて展開し、広く材料科学の発展にも貢献する。これらの研究を図9に記すように、デジタル研究基盤グループ、先端計測観察グループ (その場観察・分析)、新材料創成グループ (超越的材料創成) が有機的に連携した研究体制を、大阪大学異方性カスタム設計・AM研究センター (センター長：中野貴由 教授) を中心とす

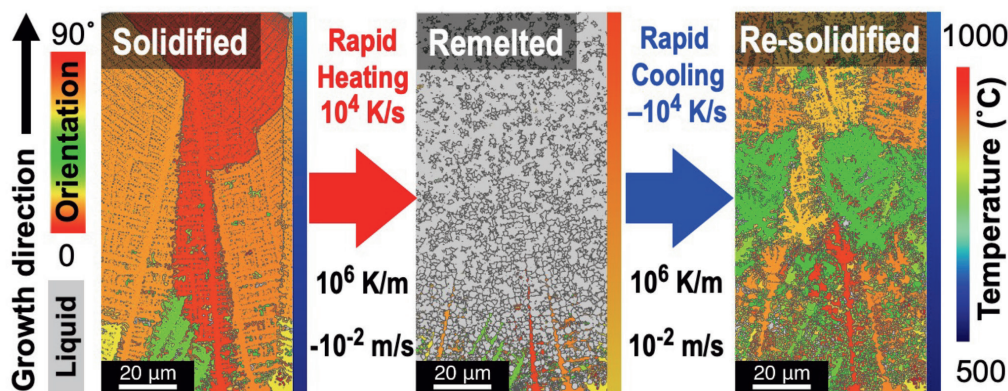


図8 Al-Si合金の急速昇温冷却による結晶粒微細化。鉄鋼材料でも同様の微細化があり得る。
(出典：M. Okugawa ら⁴⁵⁾、CC-BYライセンスにて複製) (Online version in color)

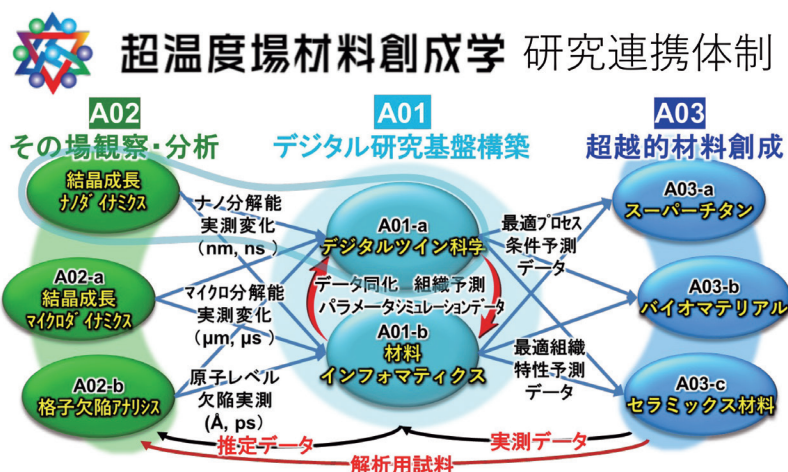


図9 超温度場材料創成学計画研究の連携体制図 (Online version in color)

る全国の大学、研究所が連携した運営体制で遂行している。図9のA01～A03の各計画研究の有機的連携により、超温度場に関わる未知現象を解明し、超温度場での原子配列形成を軸に、未踏領域での結晶成長の学術を展開するとともに、新材料創成に資する学術的基盤となる超温度場材料創成学を構築し、基礎、応用の両面での、発展と飛躍的な展開を目指す。

これらの領域における研究活動を通じて、異分野研究者との交流を推進し、未来の科学技術の発展を担う若手研究者の育成も重要なミッションとしている。2022年7月には、平均年齢39歳の16名の公募研究者も参画した。参画する研究者と研究する学生も含め若手研究者の研究力向上のための、データ科学スクールや、電子顕微鏡スクールもすでに実施した。今後は海外派遣や、国際共同研究を通じて世界で活躍する人材の育成にも取り組む。詳細については本領域のWebページをご覧ください。幸甚である。(http://www.mat.eng.osaka-u.ac.jp/super3dp/)

6 おわりに

「PBF型金属AMのDTSと超温度場材料創成学」と題して、PBFで発現する物理現象を、計算機シミュレーションと実験により解明して新材料創成するための研究の一端を紹介するとともに、学術変革領域研究(A)「超温度場材料科学」での研究を紹介させていただいた。本稿が積層造形の発展に貢献すれば幸いである。

謝辞

本稿で紹介した内容は学術変革領域研究(A)「超温度場材料創成学」をはじめとする科学研究費補助金(21H05192, 21H05193, 19K22063, 18H03834, 17H01329, 15K14154,

26289252)、ならびに内閣府SIP(戦略的イノベーション創造プログラム)「統合型材料開発システムマテリアル革命」の支援により遂行されたものである。本稿の執筆に際し、大阪大学大学院工学研究科異方性カスタム設計・AM研究開発センターならびに超温度場材料創成学参画者をはじめとする関係各位の皆様にご多大お世話になりました。ここに記し、心より感謝の意を表します。

参考文献

- 1) R.Rosen, J.Fischer and S.Boschert : IFAC-Papers OnLine, 52 (2019), 265.
- 2) KOIZUMI LAB., (n.d.), <http://www.mat.eng.osaka-u.ac.jp/msp3/>.
- 3) A.Rasheed, O.San and T.Kvamsdal : IEEE Access, 8 (2020), 21980.
- 4) O.Masmoudi, M.Jaoua, A.Jaoua and S.Yacout : J. Comput. Sci., 17 (2021), 525.
- 5) J.F.Olesen and H.R.Shaker : Sensors (Switzerland), 20 (2020).
- 6) Z.M.Çinar, A.A.Nuhu, Q.Zeeshan, O.Korhan, M.Asmael and B.Safaei : Sustain. 12 (2020).
- 7) S.Arena, I.Roda and F.Chiacchio : Appl. Sci., 11 (2021), 1.
- 8) H.Zhu : Sensors., 21 (2021), 1.
- 9) X.Wang, P.P.Zhang, S.Ludwick, E.Belski and A.C.A.C.To : Addit. Manuf., 20 (2018), 189.
- 10) Y.Koizumi, A.Okazaki, A.Chiba, T.Kato and A.Takezawa : Addit. Manuf., 12 (2016), 305.
- 11) Y.T.Tang, C.Panwisawas, J.N.Ghoussoub, Y.Gong, J.W.G.Clark, A.A.N.Németh, D.G.McCartney and R.C.Reed : Acta Mater., 202 (2021), 417

- 12) Y.Lian, S.Lin, W.Yan, W.K.Liu and G.J.Wagner : Comput. Mech., 61 (2018), 543.
- 13) M.Okugawa, Y.Miyata, L.Wang and K.Nose : J. Smart Process., 10 (2021), 208.
- 14) M.Okugawa, Y.Ohigashi, Y.Furushiro, Y.Koizumi and T.Nakano : J. Alloys Compd., 919 (2022), 165812.
- 15) M.Okugawa, D.Izumikawa and Y.Koizumi : Mater. Trans., 61 (2020), 2072.
- 16) Y.Zhao, Y.Koizumi, K.Aoyagi, K.Yamanaka and A.Chiba : Modeling and Simulation of Electron Beam Additive Manufacturing for Biomedical Co-Cr-Mo Alloy, in: Proc. Vis. JW 2016, (2016), 48.
- 17) Y.Zhao, Y.Koizumi, K.Aoyagi, K.Yamanaka and A.Chiba : Powder Technol., 381 (2021), 44.
- 18) M.Okugawa, Y.Isono, Y.Koizumi and T.Nakano : J. Jpn. Inst. Light Met., in press (2022), 291.
- 19) M.Y.Shaheen, A.R.Thornton and S.Luding, T.Weinhart : Powder Technol., 383 (2021), 564.
- 20) M.Markl and C.Körner : Powder Technol., 330 (2018), 125.
- 21) Y.Zhao, Y.Koizumi, K.Aoyagi, K.Yamanaka and A.Chiba : Mater. Today Proc., 4 (2017), 11437.
- 22) W.King, A.T.Anderson, R.M.Ferencz, N.E.Hodge, C.Kamath and S.A.Khairallah : Mater. Sci. Technol., (United Kingdom), 31 (2015), 957.
- 23) S.A.Khairallah, A.T.Anderson, A.Rubenchik and W.E.King : Acta Mater., 108 (2016), 36.
- 24) R.Shi, S.A.Khairallah, T.T.Roehling, T.W.Heo, J.T.McKeown and M.J.Matthews : Acta Mater., 184 (2020), 284.
- 25) T.Ishimoto, K.Hagihara, K.Hisamoto, S.H.Sun and T.Nakano : Scr. Mater., 132 (2017), 34.
- 26) S.H.Sun, T.Ishimoto, K.Hagihara, Y.Tsutsumi, T.Hanawa and T.Nakano : Scr. Mater., 159 (2019), 89.
- 27) K.Hagihara, T.Nakano, M.Suzuki, T.Ishimoto, Suyalatu and S.H.Sun : J. Alloys Compd., 696 (2017), 67.
- 28) M.Todai, T.Nakano, T.Liu, H.Y.Yasuda, K.Hagihara, K.Cho, M.Ueda and M.Takeyama : Addit. Manuf., 13 (2017), 61.
- 29) J.D.Hunt : Mater. Sci. Eng., 65 (1984), 75.
- 30) S.Bontha, N.W.Klingbeil, P.A.Kobryn and H.L.Fraser : Mater. Sci. Eng. A., 513–514 (2009), 311.
- 31) X.Ding, Y.Koizumi, D.Wei and A.Chiba : Addit. Manuf., 26 (2019), 215.
- 32) I.Zhirnov, C.Protasov, D.Kotoban, A.V.Gusarov and T.Tarasova : J. Therm. Spray Technol., 26 (2017), 648.
- 33) T.Furumoto, K.Oishi, S.Abe, K.Tsubouchi, M.Yamaguchi and A.T.Clare : J. Mater. Process. Technol., 299 (2022), 117384.
- 34) J.Gockel and J.Beuth : 24th Int. SFF Symp. - An Addit. Manuf. Conf. SFF 2013, (2013), 666.
- 35) J.Gockel, J.Beuth and K.Taminger : Addit. Manuf., 1 (2014), 119.
- 36) Y.Zhao, Y.Koizumi, K.Aoyagi, D.Wei, K.Yamanaka and A.Chiba : Addit. Manuf., 26 (2019), 202.
- 37) Y.Miyata, M.Okugawa, Y.Koizumi and T.Nakano : Crystals., 11 (2021), 856.
- 38) T.Campanella, C.Charbon and M.Rappaz : Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci. A, 35 (2004), 3201.
- 39) A.Hellawell, S.Liu and S.Z.Lu : JOM, 49 (1997), 18.
- 40) J.Kubo, Y.Koizumi, T.Ishimoto and T.Nakano : Mater. Trans., 62 (2021), 864.
- 41) X.Gong and K.Chou : JOM, 67 (2015), 1176.
- 42) G.Boussinot, M.Apel, J.Zielinski, U.Hecht and J.H.Schleifenbaum : Phys. Rev. Appl., 11 (2019), 1.
- 43) Y.Shimono, M.Oba, S.Nomoto, Y.Koizumi and A.Chiba : Solid Free. Fabr. 2017 Proc. 28th Annu. Int. Solid Free. Fabr. Symp. - An Addit. Manuf. Conf. SFF 2017, (2020), 1048.
- 44) A.Rai, M.Markl and C.Körner : Comput. Mater. Sci., 124 (2016), 37.
- 45) M.Okugawa, Y.Ohigashi, Y.Furushiro, Y.Koizumi and T.Nakano : J. Alloys Compd., (2022), 165812.
- 46) M.Okugawa, Y.Furushiro and Y.Koizumi : Materials (Basel)., 15 (2022), 6092.
- 47) W.W.Mullins and R.F.Sekerka : J. Appl. Phys., 35 (1964), 444.
- 48) K.Aoyagi, H.Wang, H.Sudo and A.Chiba : Addit. Manuf., 27 (2019), 353.
- 49) K.Sugiura, T.Ogawa and Y.Adachi : Adv. Theory Simulations., 2200132 (2022), 1.
- 50) M.Watanabe, Y.Takahashi, S.Imaizumi, Y.Zhao, M.Adachi, M.Ohtsuka, A.Chiba, Y.Koizumi and H.Fukuyama : Thermochim. Acta., 708 (2022), 179119.
- 51) M.Watanabe, Y.Watanabe, C.Koyama, T.Ishikawa, S.Imaizumi, M.Adachi, M.Ohtsuka, A.Chiba, Y.Koizumi and H.Fukuyama : Thermochim. Acta, 710 (2022), 179183.

(2022年10月7日受付)