

チタンならびにチタン合金の Additive Manufacturing プロセス

中野 貴由¹⁾ 石本 卓也²⁾

1. はじめに

3Dプリンタ(Additive Manufacturing(AM); 付加製造)は、材料を結合・接合することによって3次元物体を作製するプロセスである。その基本概念は1980年に小玉秀男氏により特許出願され、1981年に論文発表された¹⁾。ただし、特許審査請求を行わなかったため権利化はなされず、世界初の商用3Dプリンタとしては、Chuck Hull氏とRaymond Freed氏によって設立された3D Systems社から、1987年に樹脂を用いた装置が登場した。

金属3Dプリンタ(Metal AM)は1990年代に本格的な研究開発が進み、1992年にTexas大によりSLS(Selective Laser Sintering)が開発され、1995年には独EOS社がDLS(Direct Laser Sintering)方式の装置を製品化、その後2002年にはスウェーデンのARCAM社が電子ビーム溶融(Electron Beam Melting)方式の装置を製品化し、それ以来、治療用医療機器や輸送機器分野とりわけ航空宇宙分野への適用が世界規模で模索されるようになった。

3Dプリンタブームを加速させたのは、2013年のオバマ前大統領が一般教書演説にて、「3Dプリンタに代表される技術によって製造分野でのイノベーションを起こす」と言及したことによる。米国では、公的機関、民間企業、非営利団体の連携に基づくAmerica Makes(設立当時の名称はNational Additive Manufacturing Innovation Institute(NAMII))により、デジタルモノづくりにおける世界的イニシアチブ獲得のため、複数のプロジェクトが推進されてきた。

我が国においても2014年9月より経済産業省による「三次元造形技術を核としたものづくり革命プログラム(次世代型産業用3Dプリンタ等技術開発)」が始動し、2016年には技術研究組合次世代3D造形技術総合開発機構(TRAFAM)が設立され、国産AM装置の産業化推進が試みられた。さらに2014年から開始された内閣府の主導するSIP(戦略的イノベーション創造プログラム)の1つの課題である「革新的設計生産技術」では、AMによるモノづくり手法の研究・

開発が進み、2014年には大阪大学工学研究科附属異方性カスタム設計・AM研究開発センターが設立された。当センターは、個々に特徴のあるレーザと電子ビームという異なる熱源による金属AMを保有する、大学では国内唯一の拠点であり、現在でも、「異方性/等方性組織制御」、「カスタマイゼーション」を主眼とした金属AMによる形状・組織制御研究が進められている。2018年11月からはSIP「統合型材料開発システムによるマテリアル革命」の中の課題として、MI基盤と金属3Dプリンタでの造形技術開発が航空宇宙材料を中心に展開されている。

2. AMの特徴とこれからのデジタルモノづくりへの寄与

AMは、初期には試作品製造の手段としてRapid Prototypingと呼ばれ、その用途は主に造形の容易な樹脂による模型試作にとどまっていた。しかし、現在では、高融点で造形が困難な金属材料やセラミックスにまでその適用範囲が拡大している。ASTM²⁾によれば、AMは材料の結合方式に依存して7種に分類され、中でも直接金属溶融によるものは、金属粉末を出発材料とする粉末床溶融結合法(Powder Bed Fusion: 熱源によってEBM(Electron Beam Melting)とSLM(Selective Laser Melting)がある)、ならびに指向性エネルギー堆積法(Directed Energy Deposition)である。

AMの特徴は必要な部分を選択的に配置/固化させることにある。従来の切削加工による材料の成形が引き算によるモノづくりであるとするれば、AMは材料を付加することによる足し算によるモノづくりである。足し算方式によるモノづくりは、消費者の価値観の多様化に応える少量・多品種生産によるオンリーワン製品の供給に至適であり、IoT(Internet of Things)やAI(Artificial Intelligence)によるスマートファクトリーの実現、サイバー空間とフィジカル空間の融合を目指すSociety 5.0³⁾の実現を後押しするものとして期待が大きい。したがって、コモディティ化を生じている従来型の大量生産・大量消費(Mass Production)を脱却し、多品種生産

* 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻; 1)教授 2)准教授(〒565-0871 吹田市山田丘2-1)
Additive Manufacturing of Titanium and Titanium-based Alloys; Takayoshi Nakano and Takuya Ishimoto(Division of Materials and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University, Suita)
Keywords: additive manufacturing, customization, mechanical properties, microstructural control, simulation
2019年1月28日受理[doi:10.2320/materia.58.181]

を効率的に行うマスカスタマイゼーション実現へと直結するモノづくりシステムであると言える⁽⁴⁾。

3. 金属 AM プロセス

現在、世界で最も普及している金属 AM 手法は粉末床溶融結合法に基づくものである。図 1 には、粉末床溶融結合法により格子形状の造形体を作製する手順を模式的に示す⁽⁵⁾⁽⁶⁾。粉末床溶融結合法は電子ビームやレーザービームといった熱源を用いて選択的に原料金属粉末を溶融する手法であり、未溶融の粉末を取り除くことで複雑な造形体を創製する。内包された除去できない粉末を積極的に利用する Powder/Solid 複合体⁽⁷⁾も提案されている。除去した粉末は90%以上を再利用するため、基本的には、同一組成の粉末のみで造形することから、異なる組成の部分からなる複合材料や組成傾斜材料には不向きである。一方で、部位毎にプロセスパラメータを変化させることで局所的に異なる結晶粒組織や結晶方位を形成することが可能である。

プロセスパラメータは、一般に単位体積当たりのエネルギー密度(E)で表現され、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。

$$E = \frac{P}{v \cdot w \cdot h} \quad [\text{J}/\text{m}^3] \quad (1)$$

E は最適な造形体を作製するための最適ビーム条件決定の一つの手がかりにはなるが、周囲への熱の逃げは考慮されていない点で不十分である。実際の造形物の形状・組織制御には熱伝導と熱伝達を考慮しつつ、温度分布を時空間にて制御する必要があり、特に熱源の走査の方法、いわゆるスキャンストラテジー(Scan Strategy)により形成される溶融池の形状、さらにはその周囲の熱勾配を含む温度分布管理が重要となる。

4. 金属 AM をチタンならびにチタン合金へ適用する意義

チタンおよびチタン合金は比強度、耐熱性、耐食性などに優れるが、酸素を含む他元素との反応性が極めて高く、切削加工性は必ずしも良好ではない。そのためチタンおよびチタン合金にとって、不活性ガス(レーザー造形の場合)やわずかな He ガスを導入した真空雰囲気(電子ビーム造形)にて反応性を抑えて付加製造を可能とする金属 AM は最適な加工法といえる⁽⁶⁾。その利点としては、(1)AM はモールドレス造形法であるため造形体への汚染が少ない、(2)(ニア)ネットシェープでの造形が可能であるため、切削加工性の低いチタンおよびその合金において加工を最小限に留めることができる、(3)厳密な雰囲気制御により、酸素をはじめとする不純物の影響を著しく低減できる、(4)一体造形により部品点数を削減できるため、溶接部位を最小限にできる、(5)チタンおよびその合金は輸送機器や医療用デバイスといったカスタマイズ化が要求される少量・多品種生産の必要な製品での用途拡大が期待され、AM と IoT の組み合わせはマスカスタマイゼーションに対してのマッチングが良い、などが挙げられる。

例えば、人工関節の大部分は生体親和性の高いチタンおよびその合金からなり、その形状は現状では患者の平均骨格形状に基づき規定されている。しかし将来的には、個人の骨格形状に対応したカスタマイズ化が進むこと、さらには形状だけでなく後半に述べる内部構造や材質をも変化させることが要求され、究極的には患者の疾患の程度や投薬歴までを反映させたカスタム化に到達することが期待されている。以上のようにチタンおよびチタン合金における AM 利用の優位性から、多種のチタン、チタン合金に対する積層造形体の作製が試みられている。

金属 AM では、出発原料の組成調整が重要である。合金

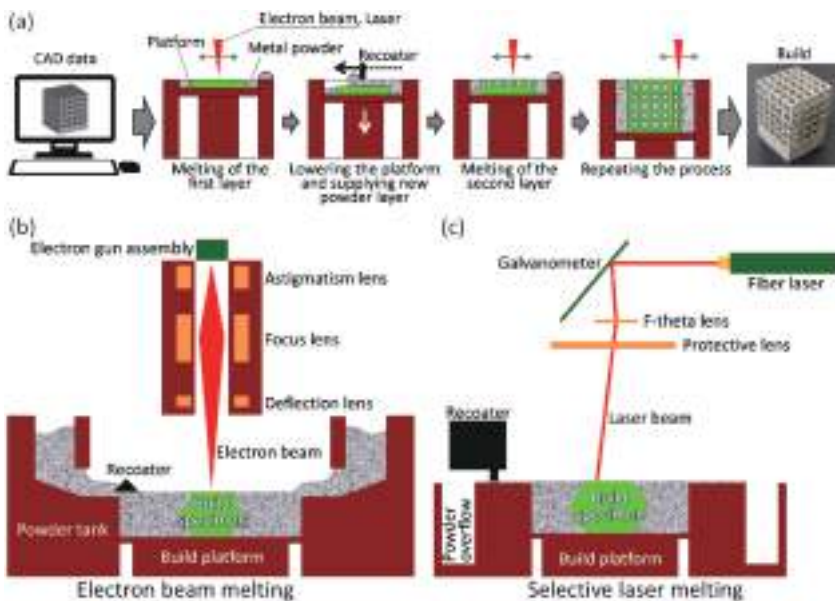


図 1 (a) 粉末床溶融結合法の模式図。(b) 電子ビーム、(c) レーザを熱源とした積層造形法の概略図。

中の各元素の蒸気圧や関連する融点に依存して造形体の組成変動が生じ、特に低融点元素の組成低下が認められる。さらに、とりわけチタン合金では、固溶酸素量の増加にも注意を払う必要がある。一般に一定の真空雰囲気場で造形する電子ビーム造形では、レーザービームを熱源にする場合に比べ、固溶酸素濃度の上昇が抑制されるが、製品としての規格組成を満足するためには、十分な品質・工程管理が必要となる。AMでは、造形に至る過程で合金作製、粉末化、造形体の作製において複数回の熔融/凝固を繰り返す必要性があり組成管理が困難となる。したがって、最終的な造形物の組成範囲を基準とし、初期の合金作製からの組成の変動を推算しつつ、組成決定を行うことが必要である。さらに造形パラメータの変化による組成変動をも考慮したAM特有の粉末造形技術の確立が急務となっている。合金粉末を利用せず、純粋粉末を混合して合金を直接造形する場合も考えられるが、混合の均一性、混合粉末の掃引性・造形性、さらには合金化の際の混合のエントルピー変化による発熱/吸熱量を考慮する必要がある。

5. 形状と材質(組織)の同時制御

AMは3次元形状を制御するための技術とみなされがちであるが、金属AMは、形状パラメータのみならず、材質(組織)パラメータを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/凝固を行う際の走査パラメータ(スキャンストラテジーなど)の制御に依る⁽⁸⁾⁻⁽¹⁰⁾。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、両者の異方性/等方性を考慮しつつ、発現すべき機能を制御することは、必要な方向に特に優れた機能性を発揮することを可能とする。

(1) 形状パラメータの制御

粉末を出発原料とする金属AMでは、構造体の形状は3次元CADを用いた設計に基づくことから、複雑で任意の3次元形状制御が可能である。形状制御は、外形状にとどまらず、内部形状(例えば多孔体形状)をも最適化可能であり、要求される機能特性を具現化することができる。

その一例として、図2には、EBMにより製造したTi-6Al-4V合金製の白蓋カップを示す。本白蓋カップにおける形状の特徴は、連通孔と微小突起(スパイク)を有するポラス構造であり、本来骨親和性の高いチタン合金に対して、形状パラメータ制御によりカップ深部までの新生骨の進入と骨のアンカー効果により骨-カップ間の結合力を高めている。

近年では、こうした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することにより達成され、特定の制約条件下にて最適形状をシミュレーションにより生成可能である。任意の荷重拘束下でサイズや体積の制約を設けることで、力学特性が最大化するような形状が算出されるが、現状では物性値の異方性を投入できないことが課題である。金属AMでは、微細な形状を有

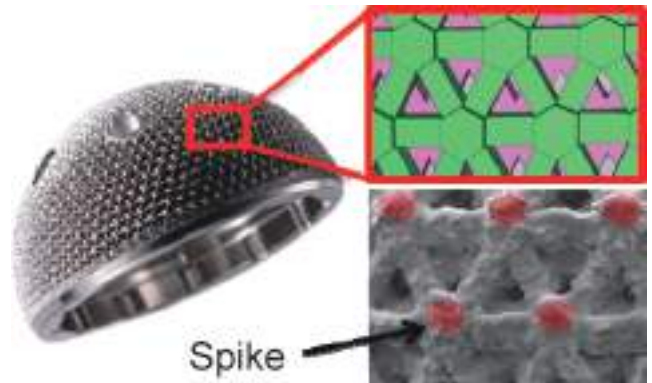


図2 多孔体形状を最適化した白蓋カップ(帝人ナカシマメディカル提供)。

する構造体の作製が可能であるため、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可能である⁽¹¹⁾。

(2) 材質(組織)パラメータの制御

金属AMは形状制御を可能にするだけでなく、熔融池単位での熱流束の特異な方向性や、積層ごとの繰返し造形による熔融/凝固と熱履歴による材質(組織)パラメータを制御できる有力な手段である。

(a) 低弾性β型チタン合金の組織・結晶方位制御

組織制御の中でも、結晶集合組織化や究極には単結晶化をおこなうことは、近年の金属AMでの注目すべき技術開発課題の一つである。単結晶化によりヤング率をはじめとする力学特性の方位依存性を生じ、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要し、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りつつある。

例えば、単結晶化の実現は、応力遮蔽を抑制可能な骨インプラントを創製できる。体心立方構造を有するβ型チタン合金は、多結晶でも比較的低い弾性率を示すが、単結晶化により結晶方位に依存した弾性率の異方性を発現し、 $\langle 100 \rangle$ にて最小のヤング率値となる⁽¹²⁾。さらに、ヤング率値 E_{100} とその異方性 E_{111}/E_{100} は1原子あたりの価電子数 e/a に依存し、 e/a が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。

例えば、 e/a が4.10と小さく、ISO 5832-14により規定⁽¹³⁾されたTi-15Mo-5Zr-3Al(mass%)合金は、多結晶にて約85 GPaとTi-6Al-4V(mass%)合金の110 GPaと比較して低ヤング率を示す。さらにTi-15Mo-5Zr-3Al合金の単結晶化により、理論的には E_{100} は44.4 GPaまで低下する⁽¹⁴⁾。これは皮質骨のヤング率(~30 GPa)に匹敵する低値であり、 $\langle 100 \rangle$ を長管骨長軸と平行方向に設置する場合には応力遮蔽の抑制が期待される。

本合金での、SLMにおけるスキャンストラテジーによる

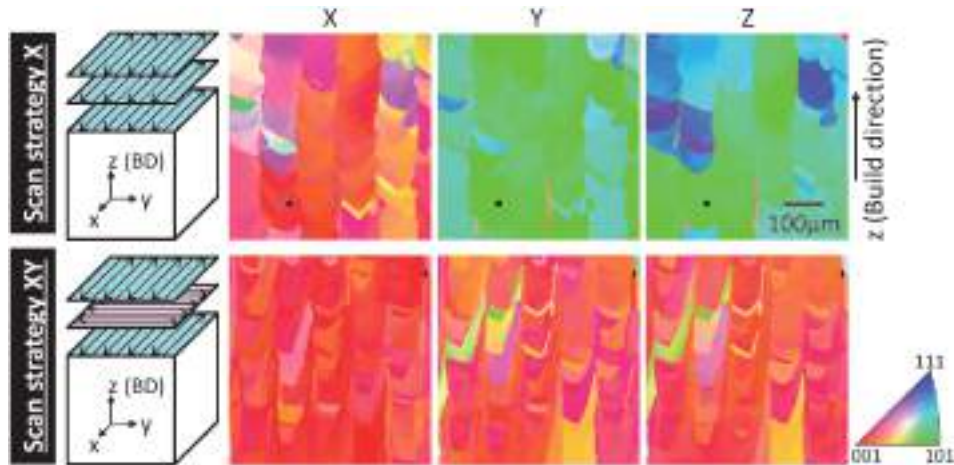


図3 SLMでのスキャン戦略による結晶配向方位の選択性制御. 文献(8)より改変引用.

結晶成長方位の選択性制御は、図3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⁽⁸⁾。この際、 $\langle 100 \rangle$ が優先結晶配向した方位においては低ヤング率を示し、 $\langle 011 \rangle$ 優先結晶配向方向では高値を示すことから、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。

(b) チタン合金(Ti-6Al-4V合金)の積層造形性、ならびに組織と力学特性

その広範な用途のため、金属AM適用の試みのほとんどがTi-6Al-4V合金に対するものである。造形的方式(EBM, SLM, LMD(Laser Metal Deposition))に依存して、熱源のエネルギー効率、予加熱の有無、造形時に選択可能なプロセスパラメータ範囲に基づき冷却速度が異なることから、造形体中の組織は大きく異なる。荷電粒子の電磁誘導で走査を可能とするEBMでは、700°Cを超える予加熱が可能であり、比較的小さな冷却速度のため、冷却過程で形成されるラス状 α 相(もしくは α' マルテンサイト相)は粗大化する。一方、予加熱のないSLMにおける冷却速度は他の方式と比べ高速で、微細な α' 相が出現することが特徴であり、プロセスマップは大きく異なる⁽¹⁵⁾。その上、温度変化により熱収縮と膨張を繰り返すことで、残留ひずみの蓄積は大きくなる。

Ti-6Al-4V合金を造形した際の力学特性は、こうしたAM方式の違いに依存して異なる⁽¹⁵⁾。 α' 相の存在するSLM造形体では高い強度と7%程度の低い伸びを示し、LMDでもほぼ同程度の機械的特性を示す。一方でEBMでは強度は低下するが、10%を超える伸びを発現する。いずれの造形体も鋳造材や展伸材よりも高強度を示すことが一般的であり、もはや金属AM法により造形されたTi-6Al-4V合金の力学的信頼性は高いレベルに到達している。

投入エネルギー密度の低い領域では不定形状ポアからなる多孔質化が認められ、液相焼結もしくは固相焼結の状態を呈する。エネルギー密度が高くなると、明瞭な溶融池跡が認められるようになる。ポアはエネルギー密度が高い場合であっても低い場合であっても発生することから、相対密度はエネ

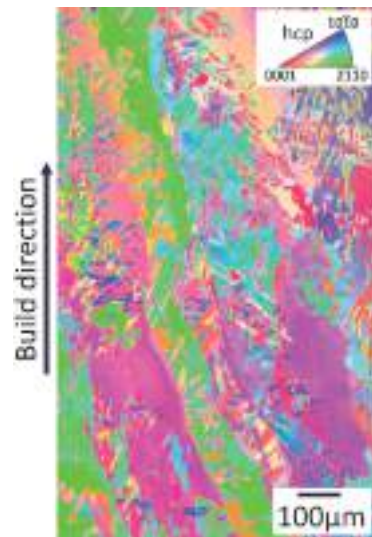


図4 Ti-6Al-4V合金のEBMにより形成された微細組織. 初晶 β 相の柱状晶組織形態を残しつつ大部分が α 相へと変態している。

ルギー密度に対して中間部で最適値を示すとともに、ほぼ100%に近い稠密体となる。こうした最適エネルギー条件ではラス状組織の粗大化や多孔質化が進行することなく、硬度は最大となる。Ti-6Al-4V合金AM材では、展伸材に比べてラス組織の緻密化が起こる。さらに、結晶粒そのもののサイズも造形材においては急冷により微細化されるため、鋳造材に比べて高強度化が進む。

Ti-6Al-4V合金AM材は、高温 β 相のマルテンサイト変態、さらにはそれに続く予加熱による熱処理により、残留 β 相とラス状の α (hcp)相からなる複合組織となる。ラス状 α 相は β 母相に対し、バーガースの方位関係を示し、式(2)の関係を持つ等価な12種類のバリエーションが成立する。

$$\{1\bar{1}0\}_\beta // \{0001\}_\alpha, \langle 111 \rangle_\beta // \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha \quad (2)$$

この際、液相から固相への変態時に形成される β 相は、積層方向に対して平行方向に柱状晶組織として伸長している

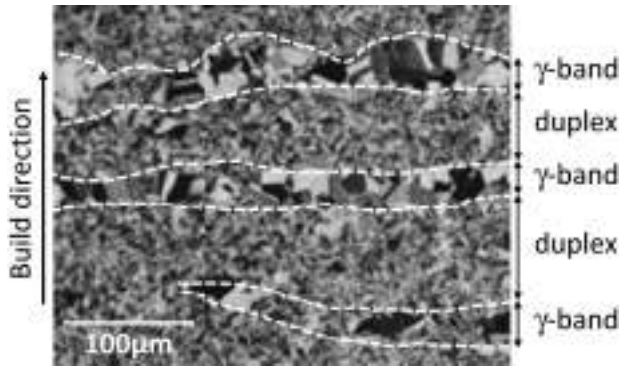


図5 EBM法にて造形したTi-48Al-2Cr-2Nb(at%)金属間化合物の光学顕微鏡写真。電子線照射による繰返しの昇温によりduplex組織と γ バンドからなる、特異層状構造が発達している。文献(7)より改変引用。

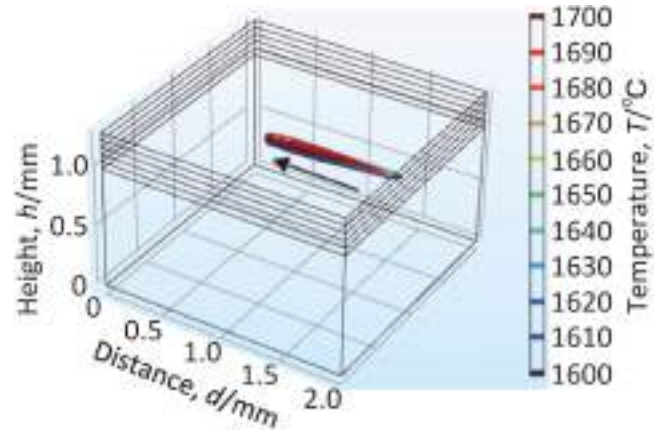


図6 熱源(レーザー)走査の際に形成される熔融池形状。ビーム条件に依存して温度分布、それともなう熔融池形状は変化する。

(図4)。

造形体内部のガス(EBMの場合でも真空に引いた後に、チャージアップに起因するスモーク現象を抑制するためHeガス等をわずかに導入する)を内包する残留ポアの除去のため、適切な条件でのHIP(Hot Isostatic Pressing)処理が行われる。しかし、HIP処理後に高温まで再加熱した場合には、再び内部ポアが復元されることから、耐熱材料のような高温使用では、HIP処理を過信することはできない⁽¹⁶⁾。ただし、HIP処理によりポアを消滅させた後のTi-6Al-4V合金造形体の疲労強度は、铸造材と展伸材の間に位置する。つまりTi-6Al-4V合金AM材は、ポアの消滅によるクラック形成確率の低減により、造形の室温での疲労特性は医療用ステムや輸送機器部品などでの使用にも耐えられるものであり、もはや試作品の域を越え、工業製品化が進んでいる。

(c) TiAl系金属間化合物の造形性と組織・力学制御

金属AM特有の凝固後の熔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铸造などでは得られない特異な金属組織を形成することを可能とする。図5には、EBM法にて造形したTi-48Al-2Cr-2Nb(at%)金属間化合物の光学顕微鏡写真を示す。造形体中では、等軸 γ 粒と α_2/γ ラメラ組織からなるduplex組織と γ バンドを含むニア γ 組織からなる層状構造が発達し、その周期性は造形時の積層厚さと一致する。特異層状組織の存在は、力学特性を異方性化し、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応力と、铸造材では困難な2%を超える大きな室温伸びの両立が達成される⁽¹⁷⁾。

このように、金属AMはチタン合金の材質制御においても極めて有効な手法であることが示されつつあり、形状の自在造形能力と合わせて、形状・材質同時制御による高機能製品の創製に大きく貢献する可能性を秘めている。

6. チタン合金造形体の最適条件探索のための計算機シミュレーション

チタンおよびチタン合金における造形体の作製にはプロセスパラメータの最適化が重要となる。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、パラメータ予測と設計が可能となりつつある。

図6には、熱源となるビームが移動する際に形成される熔融池形状を示す。例えば、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。こうした熔融池形状は後述するチタン材料の組織形成や結晶方位制御とも深く関わっており、正確な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。そこで、抜熱まで考慮しつつ、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もると同時に、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肝要である。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予め設計することが、AMにおいて必要とされている。

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/液相変化にともな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(3)で表すことができる。

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} - k \nabla^2 T = Q_{in} + Q_{lat} \quad (3)$$

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。 Q_{lat} は凝固速度 V に比例するものとする、式(4)が成立する。

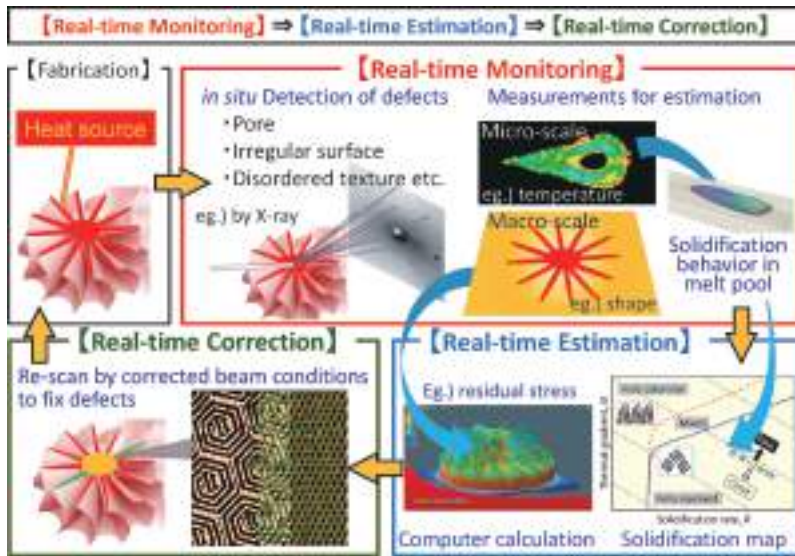


図7 造形品の品質管理のための、インプロセスリアルタイムモニタリングと補正システムの概念図。

$$Q_{\text{lat}} = CV = C \frac{\partial \phi}{\partial t} \quad (4)$$

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

$$\phi = f(T) \quad (5)$$

溶融パラメータ 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。造形中は繰り返しスキャンされるため、過溶融の場合には同一箇所が繰り返し溶融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、溶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の同時制御が可能になる。

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が熱拡散をある程度まで制御できることに起因する。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、もしくは液相中にて固相核が発生するかを判別でき、 G/R は式(6)で表される。

$$\frac{G}{R} = m_L C_0 \frac{k_0 - 1}{k_0} \frac{1}{D_L} \quad (6)$$

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 が大きいくほど、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においては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予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・機能発現予測をも可能とし、AM装置と相補的にAM技術を発展させることが期待される。

7. 今後必要となる研究開発～インプロセスによるモニタリング・品質管理～

3Dプリンタ技術そのものは、新方式や複合化(マルチビーム化や切削加工との組み合わせなど)が出現・淘汰され、造形の高速度化・大型化に加え、製品機能を設計段階で予測するための蓄積データ活用や定式化、自動化が今後進むことが期待される。その際、金属3Dプリンティングでは、溶接・接合・焼結の3次元化技術として捉えることで、既存学理の下、新規の技術基盤を構築する必要がある。

一方で、製造技術と同レベルで今後開発が求められるのは、「3D造形に特化した」CAD/CAM/CAEシステムの構築である。従来の形状制御技術はもちろん、3D造形ならではの高性能を製品に付与するには、その根源となる内部構造(微細組織)を部位に応じて適切に作り込むための順シミュレーション、さらに最終的に社会基盤技術としてまで3Dプリンタを発展させるには、必要な機能を直感的に誰にでも引き出すことができるような自動化・半自動化を可能とする逆シミュレーション手法の構築が強く求められる。

今後の課題として、造形製品の品質管理手法の確立がある。図7には、リアルタイムモニタリングでのインプロセスにおける品質管理・組織制御の例を示す。造形毎に、機能に直接つながるプロセスの健全性を“リアルタイム計測”し、即座に造形された組織や機能を“リアルタイム推定”、さらにはボイドのような欠陥の発生や意図した組織が形成されていない部位について直ちに、“リアルタイム補正”する一連の品質管理システムである。

その結果、造形完了時には検査や修正が完了し100%の品質が保証される金属AM技術となり、最高品質での部材製

造を可能とする究極のデジタルものづくりとなる。造形中に欠陥や結晶方位をリアルタイムでモニタリングし、異常検出時には即座に造形レシピを修正することで造形・検査・修正を同時進行させるため、(1)先端的解析とAIを活用したリアルタイム高速結晶方位モニタリング技術、(2)高速温度分布測定による欠陥分布推定技術、(3)欠陥消失・結晶方位補正のための造形用ビーム制御レシピのリアルタイム作成技術等を組み合わせるようになる。これにより、金属積層造形プロセスは、現在の半導体製造における多層積層構造の製造と同等以上の品質を保証する金属部材製造テクノロジーへと進化し、超スマート社会に向けたモノづくりの刷新を牽引することを可能とする。そのためには、金属AM技術に精通した、「Society 5.0」で目指す情報科学技術を駆使した設計・製造両過程を通じた高機能性の担保を可能とするための、3D-CAD/CAEに関する高度な専門技術を持つ技術者の養成が必要不可欠である。

8. おわりに

本稿では、金属AM研究開発の一般論、とりわけチタンおよびチタン合金のAM技術について紹介した。金属材料におけるAMは、単に形状の制御に留まらず、材質(組織)の制御をも可能とし、金属材料製品の特性を最大限にまで引き上げることが期待される。こうした新しいプロセスの一つとしてのAMは、反応性が高くカスタマイズ化が要求されるチタン材料にとっては極めて相性の良い技術であり、今後のチタン分野の牽引のプロセスとして期待される。同時に、チタン材料のみならず、アルミニウムおよびアルミニウム合金⁽¹⁸⁾、マグネシウムおよびマグネシウム合金⁽¹⁹⁾などの軽金属、さらにはチタンアルミナイドのような金属間化合物⁽¹⁷⁾にまでその適用範囲は広がっている。工業製品における多品種・大量生産(マスカスタマイゼーション)が今後の消費者のニーズに対応したモノづくりであるとするれば、AM技術の利用は不可避であり、チタン材料をはじめとする軽金属の新しい機能発現の可能性を広げると同時に、AMは計算機設計、情報科学、IoT、AIなどのSociety 5.0の重点項目と深く連携しつつ、第4次産業革命へとつながるような今後の研究・開発が大きく進む学際領域であるといえる。

本稿で紹介した研究の一部は、内閣府が主導する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」(管理法: NEDO)ならびに、「統合型材料開発システムによるマテリアル革命」(管理法: JST)、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)(JP18H05254)の支援によって実施された。

文 献

- (1) H. Kodama: *Rev. Sci. Instrum.*, **52**(1981), 1770-1773.
- (2) ASTM Standard F2792-12a, Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies (2009).
- (3) 内閣府科学技術政策: Society 5.0とは, https://www8.cao.go.jp/cstp/society5_0/index.html.
- (4) J. Hagel III, J. S. Brown, D. Kulasooriya, C. Giffi and M. Chen: The future of manufacturing: Making things in a changing world, Deloitte University Press, (2015).
- (5) T. Nakano and T. Ishimoto: *KONA Powder Particle J.*, **32** (2015), 75-84.
- (6) 中野貴由: *軽金属*, **67**(2017), 470-480.
- (7) N. Ikeo, T. Ishimoto and T. Nakano: *J. Alloys Compd.*, **639** (2015), 336-340.
- (8) T. Ishimoto, K. Hagihara, K. Hisamoto, S.-H. Sun and T. Nakano: *Scripta Mater.*, **132**(2017), 34-38.
- (9) K. Hagihara, T. Nakano, M. Suzuki, T. Ishimoto, Suyalatu and S.-H. Sun: *J. Alloys Compd.*, **696**(2017), 67-72.
- (10) S.-H. Sun, K. Hagihara and T. Nakano: *Mater. Design*, **140** (2018), 307-316.
- (11) J. Schwerdtfeger, F. Wein, G. Leugering, R. F. Singer, C. Korner, M. Stingl and F. Schury: *Adv. Mater.*, **23**(2011), 2650-2654.
- (12) M. Tane, S. Akita, T. Nakano, K. Hagihara, Y. Umakoshi, M. Niinomi and H. Nakajima: *Acta Mater.*, **56**(2008), 2856-2863.
- (13) ISO 5832-14:2007, Implants for surgery —Metallic materials —Part 14: Wrought titanium 15-molybdenum 5-zirconium 3-aluminium alloy (2007).
- (14) S.-H. Lee, M. Todai, M. Tane, K. Hagihara, H. Nakajima and T. Nakano: *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.*, **14**(2012), 48-54.
- (15) B. Dutta and F. H. Froes: *Metal Powder Rep.*, **72**(2017), 96-106.
- (16) S. Tammam-Williams, P. J. Withers, I. Todd and P. B. Prangnell: *Scr. Mater.*, **122** (2016), 72-76.
- (17) M. Todai, T. Nakano, T. Liu, H. Y. Yasuda, K. Hagihara, K. Cho, M. Ueda and M. Takayama: *Addit. Manufact.*, **13**(2017), 61-70.
- (18) F. Trevisan, F. Calignano, M. Lorusso, J. Pakkanen, A. Aversa, E. P. Ambrosio, M. Lombardi, P. Fino and D. Manfredi: *Materials*, **10**(2017), 76.
- (19) V. Manakari, G. Parande and M. Gupta: *Metals*, **7**(2017), 2.

★★
 中野貴由
 1992年 3月 大阪大学大学院工学研究科金属材料工学修士課程修了
 1992年 4月 大阪大学工学部材料物性工学科助手
 1996年 3月 博士(工学)(大阪大学)
 2008年 4月 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(現職)
 2014年12月 大阪大学工学研究科附属異方性カスタム設計・AM研究開発センター副センター長
 専門分野: 生体材料学・結晶塑性学
 ◎「異方性の材料科学」の構築に向け、耐熱性金属間化合物の異方性塑性挙動、生体骨組織の異方性組織の解析手法の確立、異方性インプラントデザイン、異方性組織構築メカニズムの解明などを行っている。
 ★★★



中野貴由



石本卓也