

特集記事・1

積層造形最前線

粉末冶金材料としての積層造形材料

—組織の数値化による機械的特性予測への試み—

Additive Manufacturing Materials as Powder Metallurgy Materials

—An Approach for Prediction of Mechanical Properties by Quantification of Microstructures—

九州大学
大学院工学研究院
教授尾崎由紀子
Yukiko Ozaki東北大学
大学院工学研究科
教授野村直之
Naoyuki Nomura九州大学
大学院工学府重田雄二
Yuji Shigeta大阪大学
接合科学研究所
教授近藤勝義
Katsuyoshi Kondoh九州大学
大学院工学研究院
助教荒牧正俊
Masatoshi Aramaki岡山大学
AI・数理データサイエンスセンター
教授大林一平
Ippei Obayashi九州大学
大学院工学研究院
教授品川一成
Kazunari Shinagawa1 粉末冶金材料としての
積層造形材料

本協会助成による研究会I（シーズ主導型）として採択された「AM材の構造因子の数値化と破壊強度」が2021年度より3年間の予定で活動を開始した。ここで、AMとはAdditive manufacturingの省略型であり、研究会申請にあたり加工技術と組織制御に関わるAM材料を扱うことから、2つの学術部会、主として塑性加工分野のフォーラムからなる「創形創質工学部会」、組織制御および特性評価の研究開発に関わる「材料の組織と特性部会」からご推薦をいただいた。AM技術は、2050年に向けた両部会ロードマップの中で、「3次元構造の高精度化を実現する型レス成形技術」（創形創質工学部会粉粒体フォーラム）、あるいは、部会間連携による「革新的微細構造制御技術」（材料の組織と特性部会）に該当する重要な要素技術のひとつである。本稿では、研究会立ち上げの背景と活動の内容、および達成目標についての概要を紹介する。

“AM”は、1970年代に最初の特許が出願され、1980年代に樹脂を対象とした装置開発が始まり、2010年代には樹脂のみならず、金属材料およびセラミックスの造形を対象とした実用化が急速に発展している。発展のターニングポイントは、米国オバマ大統領（当時）の一般教書演説で“Additive manufacturing (AM) as the key technology for successive

development of the industry in the US”としてクローズアップされ、10億USドルの投資を呼びかけた2012年とも言われる。実際に、例えば金属積層造形装置全世界出荷台数はおよそ198台（2012年）から1768台（2017年）と10年も経たない間に9倍近く伸びている¹⁾。日本においても第5期科学技術基本計画において「超スマート社会（Society 50）」実現のために不可欠な分野のうち、“新たなものづくりシステム”、あるいは“スマート生産システム”としてAMは位置付けられ（図1²⁾）、すでに多くのプロジェクトが立ち上げられた（表1）。



（出典：内閣府：第5期科学技術基本計画の概要
<https://www8.cao.go.jp/cstp/kihonkeikaku/5gaiyo.pdf> より）

図1 「超スマート社会(Society 50)」実現のために不可欠な分野
 (Online version in color.)

表1 我が国における金属積層造形技術に関する主なプロジェクト

プロジェクト	技術開発テーマ
次世代素材等レーザー加工技術開発プロジェクト(経済産業省)2010～2014	
次世代型産業用三次元造形システム技術開発(経済産業省) 2014～2018	
省エネルギー型製造プロセス実現に向けた三次元積層造形技術の開発・実用化事業(経済産業省) 2016～2018	
SIP革新的設計生産技術	3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 2014～2018
SIP革新的設計革新構造材料	革新的プロセスを用いた航空機エンジン用耐熱材料創製技術開発 2014～2018

表2 2030年AM市場予測

産業別	分野全体市場規模(2030年)	造形品市場規模(2030年)
航空宇宙	エンジン全体 5.7兆円(2020年)	約1,100億円
発電	火力発電全体 24兆円	約200億円
医療	5.9兆円(2020年)	約5,600億円
エレクトロニクス	200億円	10億円
自動車	自動車用金属部品全体 3.4兆円	ラジエータ 100億円 ターボ機 約500億円
ロボット	人工筋肉全体 1.9兆円	油圧方式 1,000億円
金型・工具	金型全体 >7兆円 ソリッド工具 0.8兆円	自動車金型 約650億円 金型全体 約7,000億円 ソリッド工具 約400億円
補修・部品ストック	航空 3.5兆円(OH含む) 建機 0.6兆円	航空 約175億円 建機 約34億円
メタマテリアル	7,000億円	約4,000億円

今や、樹脂や金属材料に止まらず、セラミックス、生体材料など、航空宇宙分野からナノ組織を制御したメタマテリアルなどの新材料開発に至るまで多様な市場での発展が期待されている(表2³⁾)。

一方AM技術の原料に着目すると、その出発原料の多くが粉末であり、「粉末冶金(Powder Metallurgy, PM) 工法」の発展型と見ることができる。本研究会は、粉末冶金材料という観点からAM材の構造と強度の関係を見直し、構造から機械的強度予測につなげるための手法提案を目標とするものである。

1.1 PM技術としてのAMプロセス

AMプロセスについては、すでに多くの総説⁴⁻⁶⁾や叢書の中でAMプロセスについて解説されている。既出の解説を参考に、図2にAMプロセスを系統図として整理した。いずれも、最終の造形物体の2次元(2D)断面を造形しつつこれを積層させて3次元(3D)造形体を得る工法である。槽内の液体光硬化樹脂を紫外線ビームによって重合・硬化しつつ積層させる液槽光重合法(Vat Photopolymerization, VPP)、造形材断面形状に切り取ったシート材を接着・積層するシート積層法(Sheet Lamination, SL)、熱溶融樹脂をノズルから

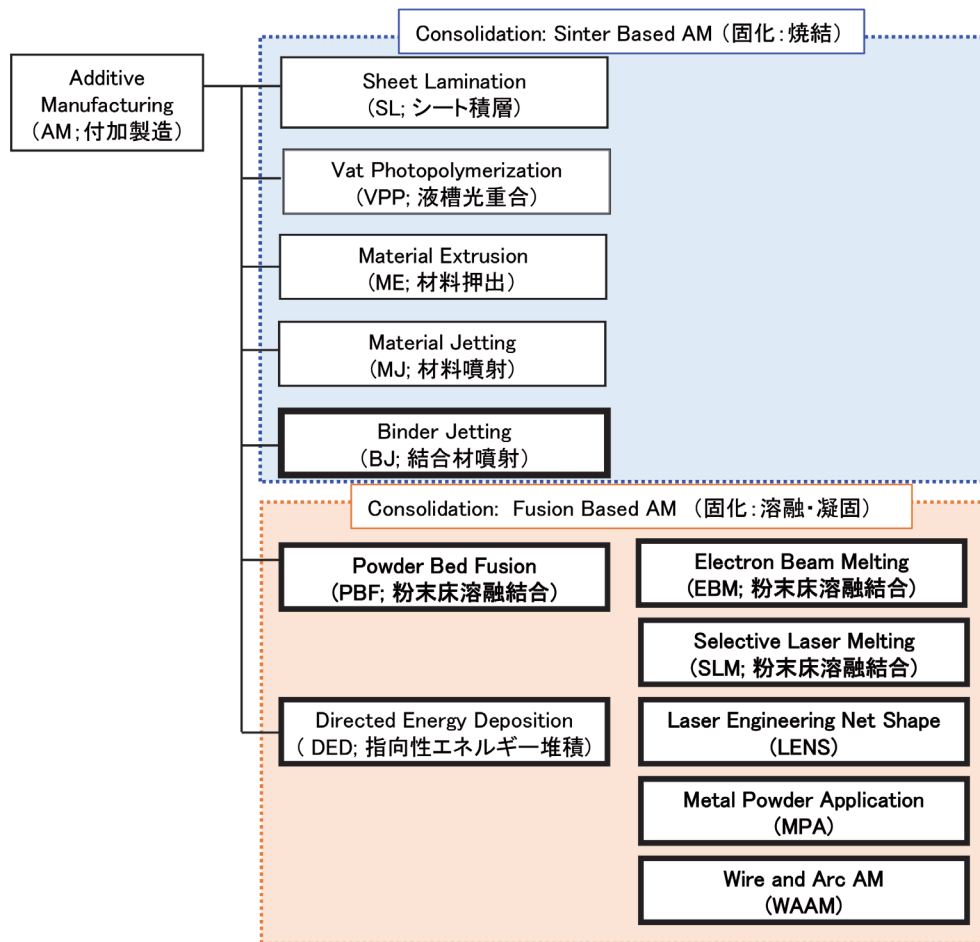


図2 AMプロセスの分類と特徴 (Online version in color.)

押出し、断面形状を一筆書きによって積層させる材料押出法 (Material Extrusion, ME)、光硬化性樹脂とワックスの混合物をノズル噴射すると同時に紫外線照射により直ちに硬化させながら積層する材料噴射法 (Material Jetting, MJ)、金属粉末床表面に、断面形状にバインダ (結合剤) を噴射し、積層する結合材噴射法 (Binder Jetting, BJ)、堆積された粉末 (粉末床、Powder bed) 表面にレーザーまたは電子ビームを照射し、断面形状を積層する粉末床熔融結合法 (Powder Bed Fusion, PBF)、金属粉末をターゲットに噴射しつつ積層、あるいは金属ワイヤーをアーク放電により熔融しつつ断面形状を積層する指向性エネルギー堆積法 (Directed Energy Deposition, DED) に分類される。この中で、VPP, CL, ME, MJにおいても樹脂中に原料粉末を分散させることにより樹脂以外の素材の造形が可能であり、造形後バインダとなる樹脂を除去し、焼結によって最終製品を得るため、BJと合わせて“Sinter based AM”と分類される場合もある (図2中、青色でハッチング)。これに対し、PBFは、粉末床表面をレーザーまたは電子ビームで熔融・凝固することによって固化されることから、“Fusion Based AM”と大別される (図2中、赤色

でハッチング)。Sinter based AM造形物は、造形後にバインダ除去および焼結の工程が必要であるものの、造形中の雰囲気制御および高エネルギービームが不要でユーティリティコストが低いメリットがある。さらに、粉末原料を熔融しないため、原料粉末の組成や粒径に応じた複合組織制御が可能であり、ヘテロ組織や金属ガラス粉末の固化などの検討が始まっている。一方の Fusion Based AM造形物は、エネルギービーム照射による熔融・凝固によって造形が完了し、凝固過程における結晶粒径や結晶配向の制御により、材料強度の調整が可能である。形状自由度に加え、強度制御の多様性から、実用化に向けた積層造形装置開発がなされ、航空宇宙分野、発電、医療、エレクトロニクス、自動車、ロボット等の分野において実用部品製造に向けた検討がなされている。

本研究会では、実用化の検討が進むFusion Based AMの中でも造形材の信頼性の要求が厳しい医療用造形材 (インプラント、ステントなど) に着目し、それら実用化検討で多用されているSLMを取り上げた (表2)。以後、SLM材を中心に説明を行う。

1.2 PM 材料の特徴組織（残留気孔およびヘテロ組織）と強度－SLM 材との共通点

まず金属 SLM 材料を議論する前に、その前提となる PM 材料の組織とその強度の考え方について述べたい。PM 材は、主として型に充填された粉末を圧縮等によって固め、さらに焼結する圧縮成形・焼結（Press and Sinter、以後 PS と記載する）法によって得られる。PS 法では粉末粒子相互の拡散接合によって固化させるため、得られる組織は、溶融金属を出発材料とするその他の工法（以後、これらを Ingot Material、IM と記載する）とは大きく異なる。その特徴は、粉末組成およびサイズ、加熱温度と時間に依存した“ヘテロ組織”と粉末粒子間の空隙に由来する“気孔の存在”であり、特に気孔は延性、靱性および疲労強度等の低下要因となっている⁷⁻¹⁴⁾。従って、気孔の影響低減のため、原料粉末微細化による粗大気孔の低減、高圧および/または加熱による高密度化圧縮成形、高温長時間焼結、焼結体の再圧縮などの高密度化プロセスが開発されてきた。

表3は、PM 分野で多用される Fe4Ni1.5Cu0.5M 部分合金銅粉焼結体の機械的特性の報告例¹²⁻¹⁴⁾を示す。密度の向上（気孔率の低減）により、引張強さは 800 MPa 程度、高密度材の浸炭熱処理によって 1400 MPa まで向上させることができるが、伸びおよび衝撃値は非常に低く、気孔の影響は無視できない。従ってその破壊機構は、気孔からのき裂発生⁷⁻¹¹⁾およびき裂進展経路の解析¹⁵⁻¹⁷⁾を中心に議論されてきた。これらの研究をもとに、延性破壊を例にとって PM 材の破壊を概括するならば、粗大かつ非球形の残留気孔の周縁への応力集中による気孔の開口もしくは合体によりき裂が発生し、低強度相（粗いパーライト相、あるいはオーステナイト相など）を経て気孔間を伝播するという過程として説明される。従って、気孔形態とその配置は、PM 材の強度と破壊を考える上

で極めて重要な位置を占める。一方、粉末を原料とする金属 SLM 材においても、粉末床表面の空隙や積層条件に起因する微細欠陥の存在が懸念され、PM 材と同様、破壊過程における影響の吟味が必要である。

2 SLM 材の組織の特徴と機械的強度への影響

2.1 結晶配向

図3に、SLM 材プロセスのイメージと、説明のために定義された空間座標軸を示す。レーザービームの走査面表面を xy 面、粉末充填およびビーム走査による溶融・凝固の繰り返しによる素材の積層方向を z 軸方向とする。造形時の現象は、レーザー溶接と同様、溶融・凝固で形成されるビードを積み重ねるイメージに近い。違いは、熱伝導度の低い粉末を対象とする SLM では、単位体積あたりより高いエネルギーの投入が必要な点である⁵⁾。図4に AlSi10Mg 合金の SLM において、ビーム照射による溶融、ビーム通過による凝固過程における凝固組織形成の模式図を示す（文献18より転載）。

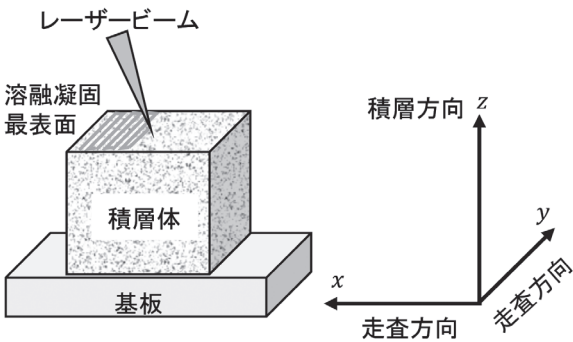


図3 SLM 積層造形イメージと積層材に対する空間座標

表3 Fe4Ni1.5Cu0.5Mo 部分合金銅粉焼結材料の機械的特性例

Graphite (mass%)	Sintering condition	Heat treatment	Sintered Density (g/cm ³)	TS (MPa)	EI (%)	Impact energy (J)	Ref.
0.6	1393 K, 1.8 ks In Endogas	-	7.12 7.29	745 845	- -	25 40	12)
0.3	1523 K, 3.6 ks in N ₂ -10%H ₂	-	7.35	1353	5.8	45	13)
	1523 K, 3.6 ks in N ₂ -10%H ₂	Carburized & Tempered	7.35	1424	1.1	35	
no data*	no data	-	7.0 7.4 7.5	570.6 745.2 784.4	2.1 4.6 6.5	- - -	14)

* 黒鉛量は明記されていないが、引張強さの値から約0.3 mass%と推定される。

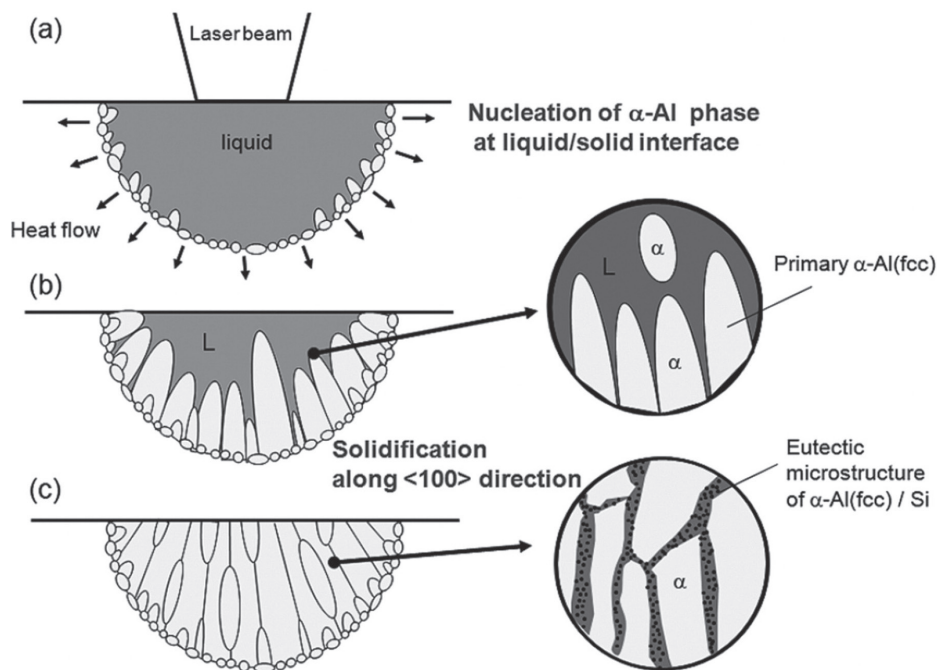


図4 レーザービーム照射位置における (a) 溶融、(b) および (c) 凝固過程の模式図 (文献18より転載)

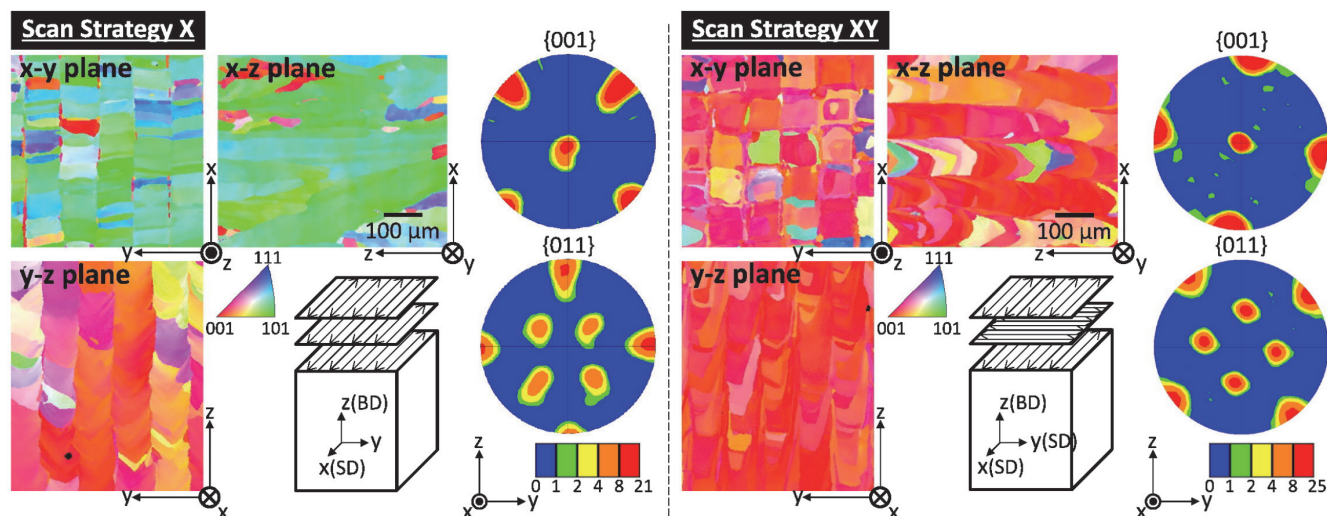


図5 Ti15Mo5Zr3Al-SLM材断面における結晶配向 (文献19より転載) (Online version in color.)

溶融時は熱伝導方向に等方的な粉末が溶融した“溶融池”が形成される (図4 (a))。ビームの通過後も熱伝導方向は粉末床に向かうため、凝固組織は溶融池の底からビーム中心に向かう放射状の凝固組織となる (図4 (b) および (c))。従って、SLM材の金属組織の特徴は、z軸方向への積層により、この凝固組織がユニットとなって積層した結晶配向の異方性が特徴となる。図5は、Ti15Mo5Zr3Al合金SLM材について、x, y, z軸各視野で得られた電子後方散乱回折 (EBSD) 像を示す (文献19より転載)。積層方向 (z軸方向) に優先配向 (成長)

した方位の結晶粒が確認できる。

2.2 微細欠陥

前述の通り、SLM材の組織の特徴として、微細欠陥の存在は重要である。図6は、Ni基スーパーアロイのSLM材断面に見られる微細欠陥の形態である (文献20より転載)。既溶融・凝固層とその上に形成された溶融部との間隙が残存した欠陥 (図6(a))、粗大粒子の影となってレーザーのエネルギーが伝達されず、未溶融で残存した微細粒子周辺の空隙 (図6(b))、

さらに原料粉末製造時に熔融液滴中に内包された気泡が残存した球形欠陥 (図6(c)) が確認される。この他にも、ビームエネルギーが高い場合に融液が激しく攪拌される過程で発生する細長いガス孔 (キーホール) が残存する場合もある²¹⁾。これらの微細欠陥に加え、熔融池底部境界面 (熔融池境界) は凝固組織の不連続面となるため、応力下では転位の蓄積箇所となり、ボイドの発生が予想される。原料粉末由来の欠陥 (図6(c)) 以外を除き、微細欠陥やボイドの形態と配置は結晶配

向と同様、積層条件に依存する。

2.3 機械的強度の異方性に対する結晶配向および欠陥の影響

図7は、Ti6Al4V合金SLM材の機械的強度に関する総説²²⁾中に示されたデータをもとに、引張強さおよび伸びの関係をプロットしたものである。引張応力を積層方向に垂直 (図7 (a)) および平行 (図7 (b)) に付与した場合を比較すると、積

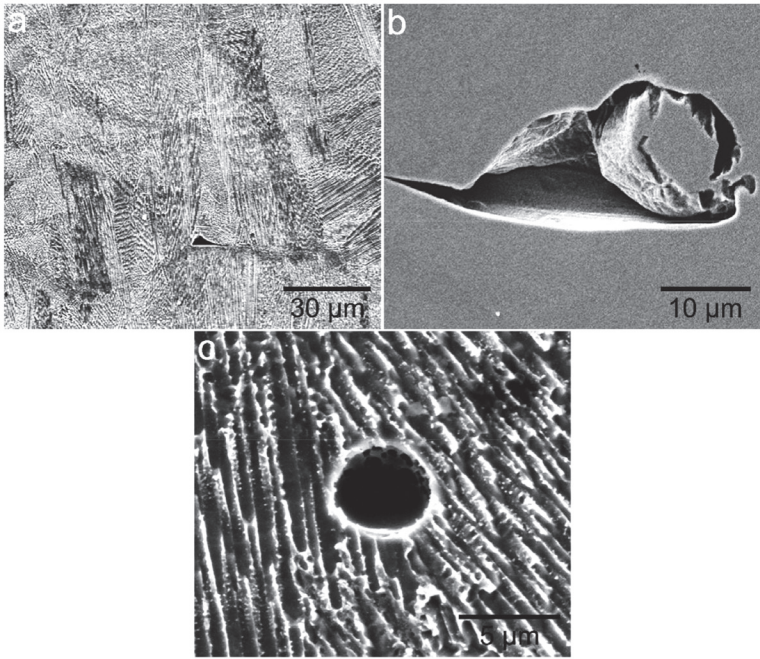


図6 Ni基スーパーアロイ SLM積層材中の欠陥: (a) 熔融池境界での欠陥、(b) 未熔融粒子周辺の残留気孔、(c) 粒子内先在気孔 (文献20より転載)

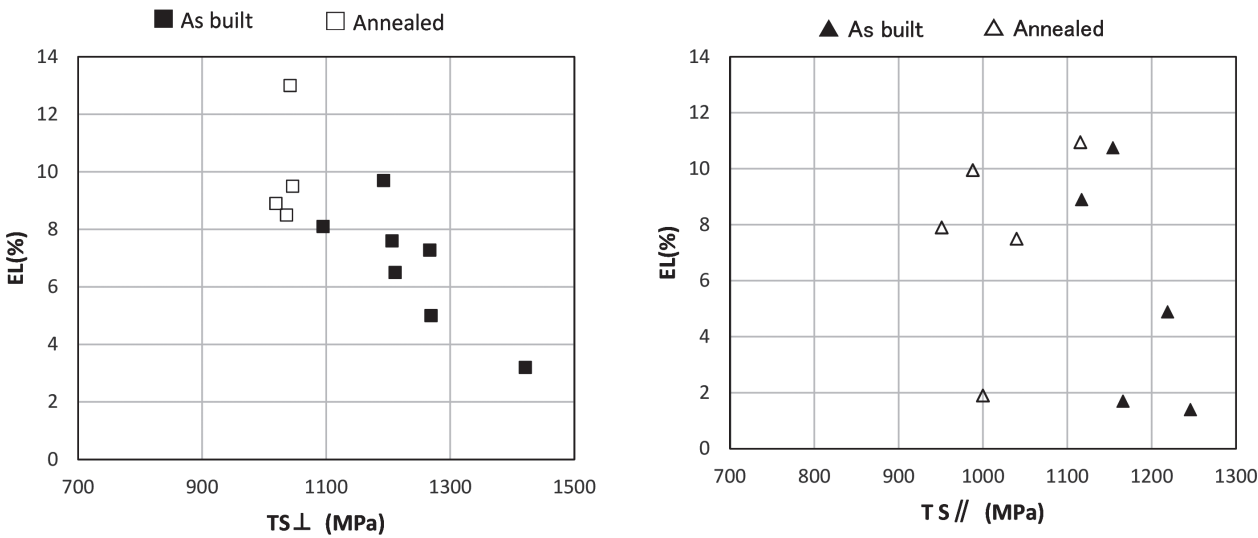


図7 引張方向に応じたTi6Al4V-SLM材の引張強さと伸びの関係: (a) ビーム走査面に平行、(b) ビーム走査面に垂直 (文献22のデータをもとに作図)

層方向に垂直な応力下での引張強さ、 $TS_{\perp}$ 、は伸びの増大とともに直線的に減少する。また、熱処理による残留ひずみの低減や結晶性の向上により直線に沿って $TS_{\perp}$ は増大している。一方、積層方向への応力下での引張強さ、 $TS_{\parallel}$ 、は、その絶対値が $TS_{\perp}$ よりも一様に低く、更に非常にばらつきが大きい。焼鈍によって $TS_{\perp}$ は増大するものの、強度と伸びのばらつきの減少は見られない。 $TS_{\parallel}$ の絶対値が低い理由は、結晶方位の違いによるものと考えられるが、ばらつきは熱処理によって変化しないことから、微小欠陥の形状と分布によるものとみなされる。このことは、SLMの機械的強度は、積層方向に応力が採用する場合、微小欠陥の存在形態に強く依存し、それによって機械的強度の予測が非常に困難であることが示唆される。

3 研究会での検討内容 —組織の空間配置の数値化による 機械的強度の予測

前章でSLM材の組織の特徴（マトリックス組織および微小欠陥）を述べ、機械的強度が組織、とりわけ微小欠陥に敏

感であり、それらは製造プロセスに起因することを説明した。図8にSLMプロセスを構成する要素とそれに関わるパラメータ（製造因子）をまとめた。これらの製造因子がSLM材の組織を決定し、組織が機械的強度などの特性因子を決定する（図9）。原理的には、所望の特性因子を実現するための製造因子が決定されれば、コンピュータ制御による製造が特徴であるSLM造形材の造形再現性の向上が可能となる（所謂、プロセス・インフォマティクス、PI）。そのためには、特性因子と製造因子を結ぶ中間データである構造因子の数値化が必須である。マトリックス組織は、結晶粒の形態や結晶方位解析、また欠陥形態はX線CTにより得られる欠陥の3D画像の画像解析により数値化することが可能となった。課題は、材料特性を支配するマクロ領域における集合体としての組織の数値化である。特に、微小欠陥の形状とその空間配置は、図7に示したごとく、機械的特性への影響が大きい。そこで、本研究会では、医療用途として、製品の信頼性が実用化の重要課題となっているTi-SLM材を対象として、マクロ領域における構造因子、特にPM材の観点から3D欠陥形態と配置に主眼をおいた組織の数値化を3年間の活動の最優先課題として活動を進めている。

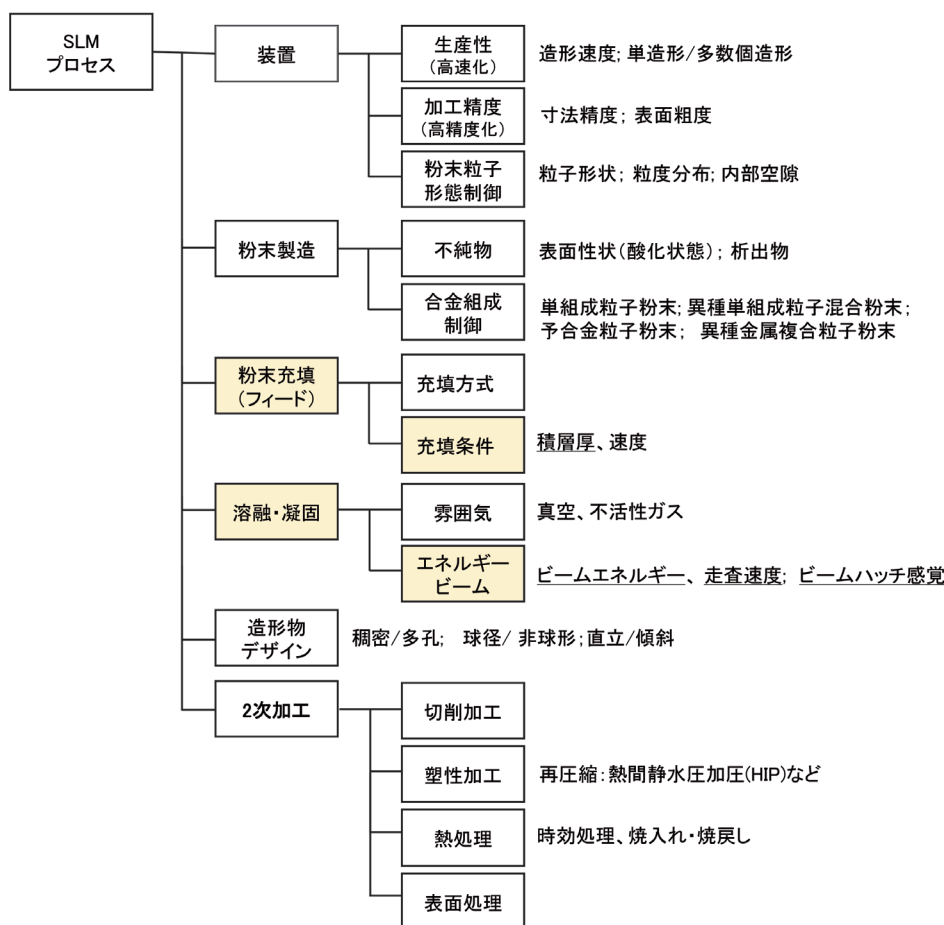


図8 SLMを構成するプロセス因子 (Online version in color.)

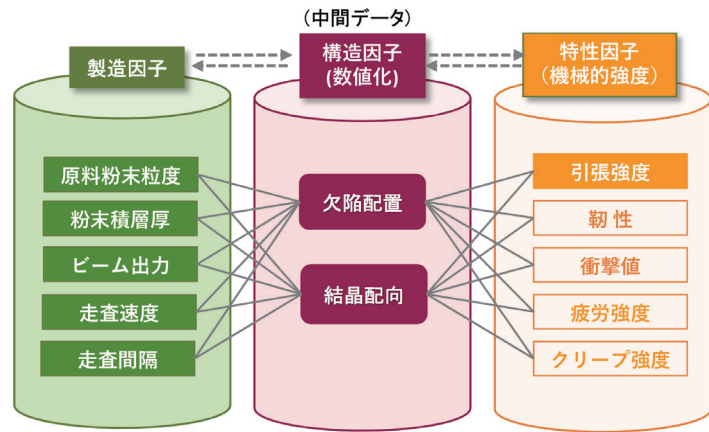


図9 SLM材の製造因子、構造因子および機械的強度 (Online version in color.)

3.1 3D欠陥配置の数値化—X線CT像への
パーシステント・ホモロジーの適用

材料強度のばらつきの原因である微細欠陥のマクロ領域における空間配置の数値化についての取り組みを紹介する。

実験材は、図8に示した構造因子のうち、下線を施した粉末積層厚、ビームエネルギー、走査速度、ハッチ間隔を変えて積層したSLM材を供試材とした。後に積層条件の影響を検討するため、熱ひずみ除去のための焼鈍は結晶粒成長が起こらない程度の低温の焼鈍に留めた。その後、積層方向に平行にスライスし、積層方向に応力を付与して引張試験を行いつつ、破断に至るまでの間、高輝度X線CT撮像を行い、欠陥の形状と配置の4D観測を実施している。図10にTi-SLM材のCT像の例を示す。得られたCT像を3D画像解析し、個々の重心座標、欠陥の体積、体積相当球直径、球形度(sphericity)として数値化し、その分布が得られる。さらに、全ての欠陥の重心座標が得られることから、位相幾何学を利用したデータ解析のための理論であるパーシステント・ホモロジー(PH)を適用し、欠陥群が空間に形成する局所的な“欠陥クラスター”を数値化することを試みている。1.2で述べた様に、PM材では気孔(欠陥)周辺は、応力集中領域となり、周辺気孔との相互配置がき裂発生と伝播を支配する。この観点から、SLM材においても欠陥の局所配置の把握は破壊の理解の上で非常に重要である。

ここでPHについて、同一平面上に分布する点群を扱う1次のパーシステント・ホモロジーを例にとって簡単に説明する(図11)。図中左の黒い球は、3D欠陥と同等の体積を持つ球(体積相当球)を示す(図11(a))。次いで、全ての体積相当球上に仮想球を置き、仮想的に膨張させる(図11(b)：図中黄色で示した空間が膨張体積を示す)。近接する3つの仮想球の接触によって内部に閉空間(“穴1”)が発生した時点(図11(c))における仮想球半径を、3つの欠陥を結んで

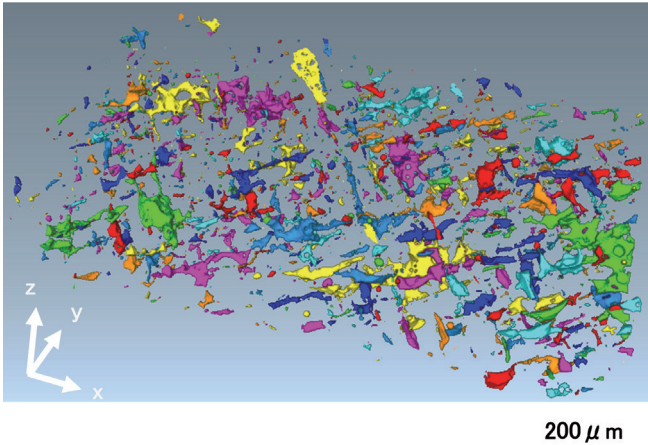


図10 高輝度X線CTによって得られたTi-SLM材の3D像の例(無負荷) (Online version in color.)

なるクラスター σ_1 に関する“Birth値、 b_1 ”と定義する。さらに仮想球を膨張させ続けると、“穴1”が消滅する(図11(d))。この時、3つの仮想球の半径を“穴1”が消滅するクラスター σ_1 の“Death値、 d_1 ”と定義する。これによって、仮想球の起点である3つの欠陥(体積相当球)の局所配置(クラスター σ_1)はBirth値およびDeath値の対(b_1, d_1)(パーシステント対, PP)として数値化することができる。観測されたすべての欠陥について、同じ操作を行えば、局所的な欠陥クラスターは散布図(1次のパーシステント・ダイアグラム, PD1)として数値化され、応力集中をもたらす欠陥クラスターは全て数値化される(図12)。ここで、1次とは点群に囲まれる空間の次元を示し、1次は点群の2D配置で囲まれる穴、2次は点群の3D元配置で囲まれる空洞に対応する。詳細は、解説を参照されたい^{23,24)}。

定性的には、PPを構成するBirth値はクラスター内隣接欠陥中心間距離の半分を表し、Death値は、クラスター内欠陥中心を結ぶ球半径に相当し、欠陥クラスターの大きさに対応するものと考えることができる。

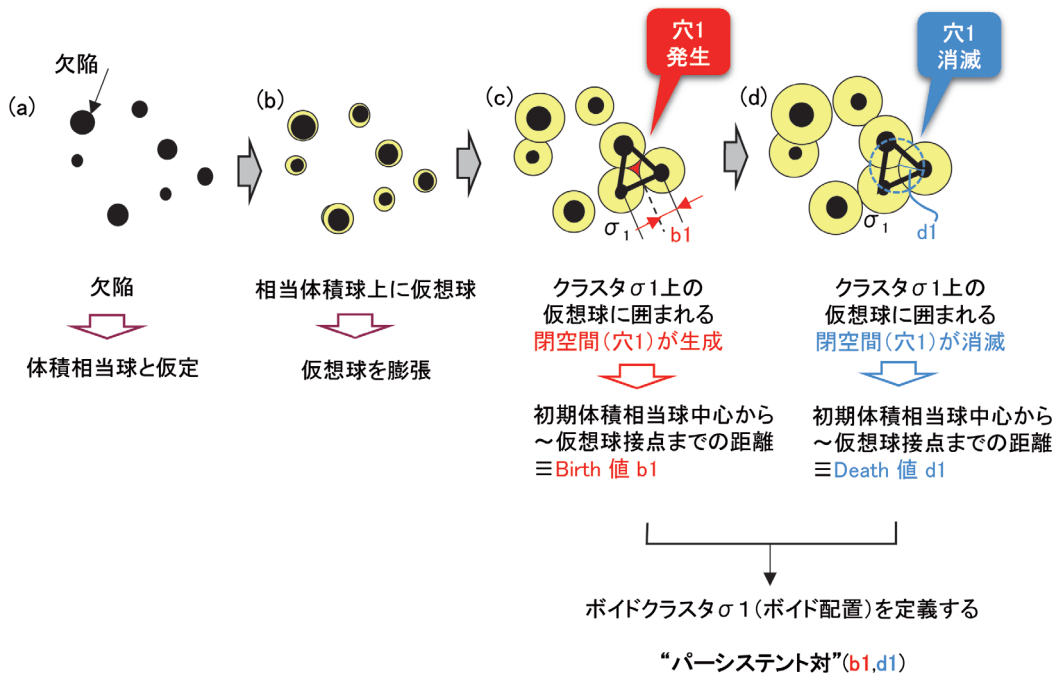


図11 1次のパーシステント・ホモロジーによる3D欠陥の2次元配置の数値化の原理 (Online version in color.)

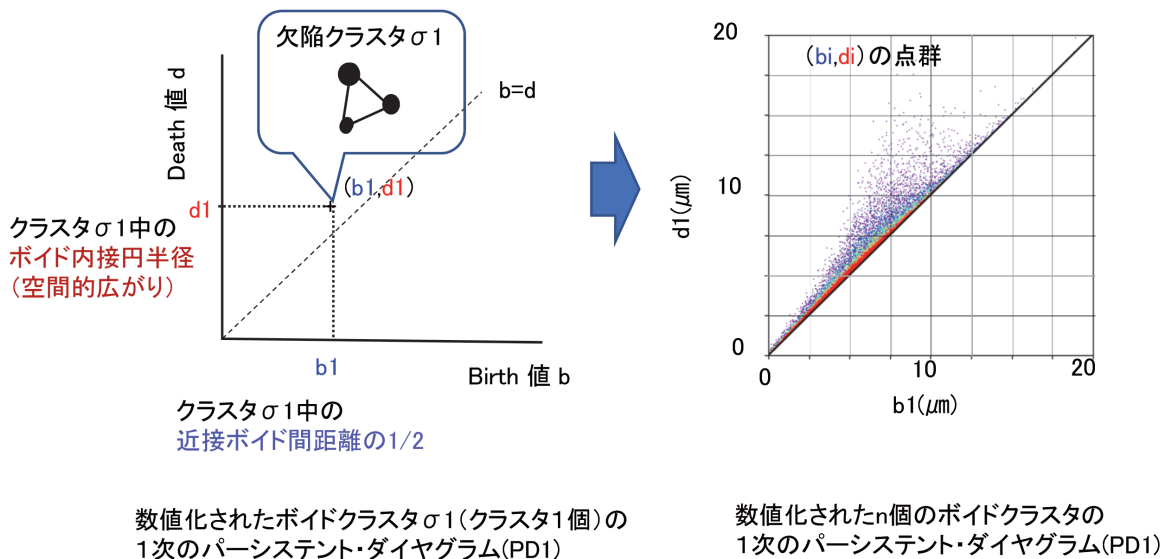


図12 1次のパーシステント・ホモロジーによる3Dボイド(欠陥)の2次元配置(クラスター)群の分布 (Online version in color.)

3.2 マトリックス組織の数値化

本研究では、欠陥配置に主眼をおいているものの、AM材では溶融・凝固条件の最適化によって気孔率低減が可能であり、マトリックス組織の機械的特性に対する影響は無視できない。すでに、金属組織の数値化に関する試みは、組織解析手法の発展とともに、3D組織観測を元にした組織の数値化の研究はすでに多くの解析がなされてきた。例えば、析出相の形態について、パーライト中のセメンタイトの球状化に伴う薄片の3D形態変化がX線CTによって可視化し、その形状

をガウス曲率/平均曲率として数値化されている²⁵⁾。これによって、セメンタイト薄片の形状変化に伴うガウス曲率/平均曲率の変化と、内在する穴の個数とを関係づけられ、セメンタイトの球状化過程が定量的に説明されている。

一方、結晶粒の配向の解析手法については、中性子線・X線トモグラフィー法、シリアルセクションング光学顕微鏡法、シリアルセクションング走査型電子顕微鏡 (SEM) 法、透過型電子顕微鏡トモグラフィー法、3Dアトムプローブ法など結晶粒単位の結晶方位を観測する手法が開発されてい

る。しかしながら、機械的特性と組織の関係を議論する場合には、応力分布を考慮した数百 μm ~1 mm程度の比較的広い領域の3D情報が必要であり、X線トモグラフィ法を利用した結晶方位分布の数値化が望ましい。既に、Ti6Al4V合金の疲労破壊過程のき裂先端をマイクロX線CT観測によって特定し、その近傍領域についてシリアルセクションングSEM法を適用し、連続するEBSD像を得ることによって、微小き裂先端での結晶粒の3D結晶配向が解明されている²⁶⁾。しかし、その対象領域はき裂先端領域に限定されており、より広い領域での3D結晶配向の決定は未解決の課題である。

この課題解決の参考となる先行研究として、2D組織へのPH適用例がある。画像の2値化がしやすい強磁性材料（イットリウム鉄ガーネット（YIG）薄膜）内の磁区構造についてPHが適用され、PD1上の散布図の変化として構造変化が定量的に議論され、原理的に2次元面内の構造配置の数値化が可能であることが示唆されている²⁷⁾。SLM材にこの手法を適用するならば、2D断面のEBSDによって得られる逆極点図方位（IPF）マップの利用も一案である。すなわち、IPF像の画像解析によって、観測視野内の結晶粒のサイズ、形状（円形度）、結晶方位を数値化し、さらに、画像解析によって、各結晶粒の重心座標が特定すれば、特定の結晶方位[hkl]の結晶粒を画像の2値化によって抽出し、それらについてPPを求めれば、結晶方位ごとのPD1を得ることが可能である。この

ように、広域の結晶配向状態の数値化手法についても研究会の検討事項として取り上げて行く。

3.3 構造因子からの機械的強度予測

上記の手法で数値化された構造因子のうち、3D欠陥配置については、X線CTによって得られる3D欠陥配置に3.1で述べた方法でPHを適用し、得られるPPを構造因子として数値化し、機械的強度との相関を解析する。さらに、製造因子および3D欠陥配置の構造因子を記述子として機械的強度を予測する機械学習法について調査・検討を行う。

一方で、結晶粒ごとの結晶方位の空間配置の数値化については課題が多いことを述べた。3.2で述べた位相解析手法の検討にあたり、まずはin-situ SEMによって引張破断過程のEBSD観測を行い、マクロなひずみに伴う結晶方位の2D配置の変化を観測し、延性破壊に伴う結晶方位分布の変化を観測し、結晶方位配置の数値化に適した観測領域の見極めとその手法について検討する。

4 研究会の体制および計画

研究会の推進体制を図13に示す。製造因子の選定およびTi-SLM材試作（東北大）、機械的強度の評価（九大）、X線CTによる欠陥配置の観測（九大）、破壊過程におけるき裂起点周

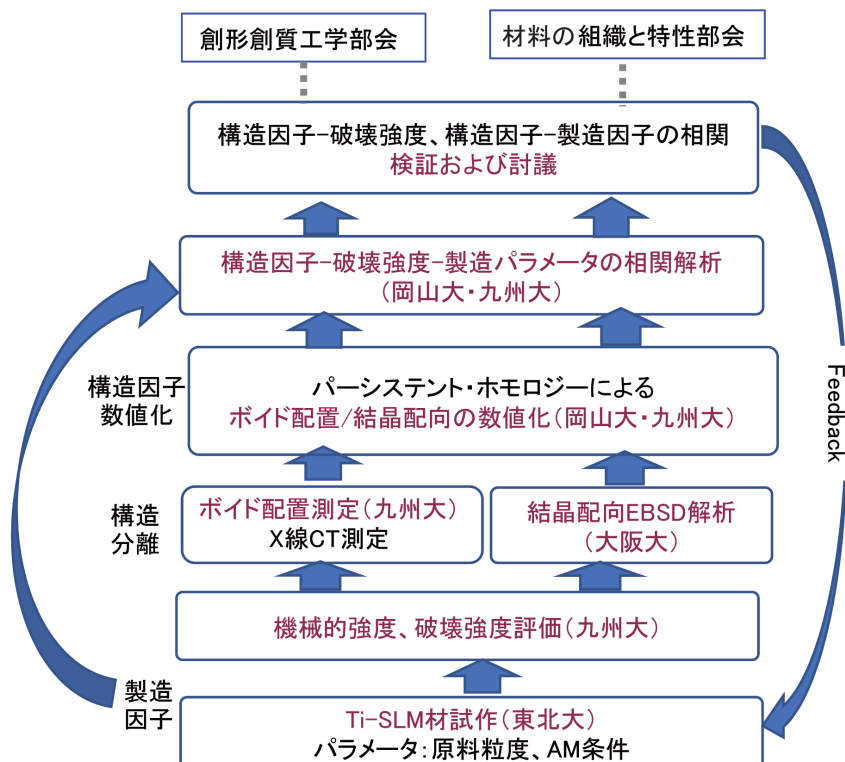


図13 研究会「AM材の構造因子の数値化と破壊強度」の推進体制 (Online version in color.)

辺の結晶配位観測 (阪大)、PHによる組織の数値化 (岡山大、九大) と複数の分野にわたるため、各グループで分担あるいはグループ間で協力して実験および解析を実施し、研究会全体で情報共有を行い、結果および方針について協議しつつ進めている。

本研究会は、2021年3月から2024年2月までの3か年にわたる活動である。研究会終了までにTi-SLM材について以下の点を明確化し、AM材のプロセス・インフォマティクス技術の構築の一助となる成果にまとめあげたいと考える。

(1) 位相解析による構造因子の数値化

- ・ X線CT像に基づく3D欠陥配置の位相幾何解析による数値化
- ・ In-situ SEM (EBSD) による延性破壊時の結晶方位の空間配位を可視化し、および位相幾何解析に必要な観測範囲の見極めと、結晶方位分布の数値化手法の提案

(2) 上記構造因子 (欠陥配置および結晶方位配置) と機械的強度の相関解析

(3) 製造因子および構造因子を記述子とした機械学習による機械的強度の予測手法の提案

AM技術は、「創形創質工学部会」および「材料の組織と特性部会」の他、粉末製造の領域は高温プロセスに関わり、結晶方位の評価、機械学習による特性予測など、さらに多くの分野に関わる。本研究会の成果は、講演大会において逐次報告予定であり、分野を超えた専門家の忌憚のないご意見を歓迎したい。

謝辞

本研究会をご推薦いただきました、日本鉄鋼協会、並びに同協会創形創質工学部会および材料の組織と特性部会関係各位のサポートに深謝の意を表する。また、研究会の準備段階から討議に参加し、研究推進にご協力いただいている研究会幹事および協力研究員各位、さらに材料試作および評価の実施にご協力いただいている各大学および参画企業からの参加者各位に感謝を申し上げる。

参考文献

- 1) Wohlers Reports 2018 : <https:// Wohlersassociates.com/resource/wohlers-report-2018-shows-dramatic-rise/>.
- 2) 内閣府 : 第5期科学技術基本計画の概要 : <https:// www8.cao.go.jp/cstp/kihonkeikaku/5gaiyo.pdf>.
- 3) NEDO : 技術戦略研究センターレポート TFC Foresight, 32 (2019), 8.
- 4) 小泉雄一郎, 千葉晶彦, 野村直之, 中野貴由 : まてりあ, 56 (2017), 686.
- 5) 中野貴由, 石本卓也 : まてりあ, 58 (2019), 181.
- 6) 京極秀樹 : 表面技術, 71 (2020), 677.
- 7) 徳永洋一 : 日本金属学会会報, 11 (1972), 353.
- 8) A.Salak : Ferrous Powder Metallurgy, Cambridge International Science Publishing, Cambridge, (1995).
- 9) H. Danninger and B. Weiss : J. Mater. Process. Tech., 143-144 (2003), 179.
- 10) A.Hadrboletz and B.Weiss: Int. Mater. Rev., 42 (1997) 1.
- 11) N.Chawla, D.Babic, D.Williams, J.J.Polasik, S.J.Marucci and K.S.Narashimhan : Adv. Powder Metall. Particulate Mater., 5 (2002), 104.
- 12) U. Engström : Proc.EuroPM2000, EPMA, (2000).
- 13) 尾崎由紀子, 宇波繁, 上ノ蘭聡: 川崎製鉄技報, 33 (2001), 170.
- 14) N.Chawla and J.J.Williams : Advanced in powder metallurgy, ed. by I.Chang and Y.Zhao, Woodhead Publishing Ltd., (2013), 459.
- 15) E.Dudrová and M.Kabátová : Powder Metall. Progress, 8 (2008), 59.
- 16) J.M.Torralba, L.Esteban, E.Bernardo and M.Campos : Powder Metall., 57 (2014), 357.
- 17) E.Dudrová and M.Kabátová: Powder Metall., 59 (2016), 148.
- 18) N.Takata, H.Kodaira, K.Sekizawa, A.Suzuki and M.Kobashi : Mater. Sci. Eng. A, 704 (2017), 218.
- 19) T.Ishimoto, K.Hagihara, K.Hisamoto, S.Sun and T.Nakano : Scr. Mater., 132 (2017), 34.
- 20) H. Wu, D. Zhang, B. Yang, C. Chen, Y. Li, K. Zhou, L. Jiang and R. Liu : J. Mater. Sci. & Tech., 36 (2020), 7.
- 21) 木村貴広, 中本貴之 : 軽金属, 66 (2016), 167.
- 22) S.Liu and Y.C.Shin : Materials and Design, 164 (2019), 107552.
- 23) 平岡裕章, 大林 一平 : まてりあ, 58 (2019), 17.
- 24) I.Obayashi, T.Nakamura and Y.Hiraoka : J. Phys. Soc. Jpn., 91 (2022), 091013.
- 25) Y.Wang, Y.Adachi, K.Nakajima and Y.Sugimoto : ISIJ Int., 52 (2012), 697.
- 26) M.Hassanipour, S.Watanabe, K.Hirayama, H.Li, H.Toda, K.Uesugi and A.Takeuchi : Mater. Sci. Eng. A, 751 (2019), 351.
- 27) 本武陽一, 水牧仁一郎, 工藤和恵, 福水健次 : スマートプロセス学会誌, 10 (2021), 108.

(2022年9月5日受付)