

氏による紫外線硬化樹脂を用いた光造形法が積層造形技術の 始まりと言われている。その後、2000年代半ば以降に高出力 ファイバーレーザーの開発や装置の性能向上、さらには粉末 製造技術やソフトウェア性能の向上により、積層造形技術を 実用的に金属に適用することが可能となった<sup>2)</sup>。

現在、3D造形材は航空産業から医療に至るまで広い範囲 での利用が期待されている。従来の金属加工法では困難で あった中空やラティスといった複雑な形状を造形することが 可能になり、軽量化・高性能化を見込める。また、工具を用 いた加工を必要としないことや材料である金属粉末を再利用 できることから、コストの削減にも貢献している。

兵庫県立大学金属新素材研究センター (https://www. u-hyogo.ac.jp/research/center/kinzoku.html) に、2019年 4月に図1に示す2台の3Dプリンターが導入された。1台は (a) レーザー型で松浦機械製のLumex Avance-25であり<sup>3)</sup>、 もう1台は(b)電子ビーム型の多田電機製TRAFAM要素 技術研究機である。私はレーザー型の松浦機械製のLumex Avance-25を用いて、SIPプロジェクト第2期統合型材料開 発システムによるマテリアル革命 (https://www.jst.go.jp/ 高温力学的特性と室温靭性の調査とその支配機構解明 | に関

式の選択的レーザー溶融法で3D造形を行う。最大出力400W のYbファイバーレーザーを搭載している。CO<sub>2</sub>レーザーと 比較して波長が短いため、材料の光吸収が高く、ビームの集 光サイズを小さくすることが可能である。

選択的レーザー・パウダーベッド・フュージョン (LPBF) 法は金属3Dプリンターのプロセスの中で、最も多く用いら れているプロセスである。LPBFの造形の原理は、図2に示す





図1 金属用3Dプリンター (a) 松浦機械製作所のLUMEX Avance-25<sup>3)</sup>、(b) 多田電機製 TRAFAM要素技術研究機(Online version in color.)



図2 選択的レーザー・パウダーベッド・フュージョン (LPBF) 法の 模式図

ように、1層が数+µmの金属粉末を高エネルギーレーザー ビームを移動させながら、一層ごとに溶融凝固させるプロセ スである<sup>1)</sup>。このプロセスを繰り返し、層を複数積み重ねる ことにより、任意の形状に3D造形を行うことが可能となる。 ガルバノスキャナーやファイバーレーザーを用いることで高 精度に3D造形を行うことが可能となり、造形表面が良好な 3D造形材を作製することができる。

一方、図3に積層造形における溶融池形成の模式図を示す が、溶融池は対流や照射位置の移動により楕円状になり、移 動していく。合金組成、ビーム出力Wと走査速度v、エネル ギー密度、不純物濃度で形態が変化する。ここでエネルギー 密度E(単位体積当たり)は、以下で表される。hはハッチン グピッチ、wは積層ピッチである。

 $\mathbf{E} = \frac{W}{vwh} \quad \mathrm{J/mm^3}$ 

一方、造形条件が不適切な場合、欠陥が発生する<sup>1)</sup>。例え ば、未溶融部分の発生、クラックの発生、さらには残留応力 が挙げられる。

溶融池の大きさは、レーザー走査速度とレーザー出力の関 数であり、溶融プール形状はその影響を受ける。溶融池内に は温度勾配が生じるが、それを小さくすることが均一な微細 組織構造を実現するための重要なパラメーターである<sup>4)</sup>。溶 融時の急速加熱と凝固時の急速冷却は、急峻な温度勾配を もたらし、熱残留応力の発生につながる。問題の解消には、 造形物の材質や形状に応じたパラメーターの選定が必要と なる<sup>5)</sup>。



図3 積層造形における溶融現象の模式図<sup>1,4)</sup> (Online version in color.)

#### 1.2 3D造形とNi合金

航空機産業においては燃費削減のために機体の重量をい かに軽くするかの努力が続けられている。今までは、アルミ、 CFRP、チタンなどの軽量材料の採用が主であったが、金属用 3Dプリンターの出現により部品のデザインによる軽量化が可 能となり、Ni合金がさらに積極的に適応される可能性がある。

Ni合金は成分によっては、溶解・鋳造・鍛造・切削による 作製が難しい場合もある。3D造形技術はこの問題点も解決 できる可能性がある。例えば、Inconel 718合金は高温下(最 大温度 700℃)において優れた強度、耐食性、クリープ強度 を有していることから航空部品などにも用いられる。

Inconel 718合金の組成は、Niを主成分とし、添加量の多 い順でCr, Nb, Mo, Tiなどが含まれている。Crは10~20% 添加して耐酸化性を向上させ、AlとTi, NbとTaは $\gamma'$ (Ni<sub>3</sub> (Al,Ti))や $\gamma''$ (Ni<sub>3</sub>Nb)のような強化析出物を形成させて高 温強度を上げる。B, Cなどは少量添加して偏析されること により結晶粒界を強化させる。また、Co, Cr, Mo, Wなどは 15%以下添加して固溶体 $\gamma$ を強化させる。加えて、Mo, W, Nb, Ti, TaなどはMC, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>などの炭化物を形成し、高温 強度を向上させる。また、その他の析出物として、laves相や ∂相が確認されている<sup>60</sup>。一方、熱伝導率の低さ、靭性の高さ などから工具親和性が高い。そのため切削性が悪く加工が困 難である。このことから任意の形状に造形が可能な3D造形は 好適な製造技術である。

また、ハステロイX合金は、Ni-Cr-Fe-Mo ベースの単相 オーステナイト合金で、Cr, Mo、およびWの固溶体強化に よって主に強度が得られ、炭化物析出も寄与する。γ'または γ"は析出しない。粒界に沿って析出する炭化物の一部は、高 温でのこれらの粒界強度を上昇させる<sup>7)</sup>。優れた耐酸化性と 耐腐食性により、この合金は、高度なガスタービンエンジン の非回転部品、高温ガス冷却原子炉、石油および化学産業な どの高温用途に適している<sup>8</sup>。しかし、溶解・圧延材は市販 されているものの凝固時に割れが生じやすいため、ESR溶解 が必要である。両Ni合金にとって、3D造形技術は相性の良 い製造技術と言える。

現在、金属3D造形材の組織<sup>9-11)</sup>、力学的性質<sup>12-22)</sup>、は研究 を行われていても、従来材であるESR溶製圧延材(溶圧材、 Wrought材)と比較した研究は多く見受けられない。筆者ら は、Inconel 718, Inconel 738, Hastelloy XといったNi合金の 造形パラメーターを変化させた3D造形材を作製し、その力 学的性質・組織を調査してきた。また、溶圧材においても同 様に力学的性質・組織を調査し、3D造形材と溶圧材を互い に比較し、その差異を明らかにしつつある。

本項では、筆者らの研究結果を中心に、3D 造形 Ni 合金の 特徴を解説する<sup>23-25)</sup>。

## 。 Ni合金の3D造形

#### 2.1 3D造形の流れ23)

使用粉末の特徴について述べる。使用した粉末は山陽特殊製 鋼製の Inconel 718, Hastelloy X粉末で化学組成を表1に示す。

粉末は、図4 (a) に示すように、直径が10~45 µmの範囲 の球形であり、粒度分布も良い。図4 (b) に示すように、いく つかの不規則な粒子も観察されたが、特段問題ではない。パ ウダーベッド方式のためには、流動性の良い粉末が必要であ り、粒度自体や粒度分布の均一性が必要とされる。

3D造形条件であるが、レーザービームの動きに関して、図 2と図3に示すように、スキャンパターン、ハッチングピッチ (走査間隔)、パワー(出力)、走査速度を決める必要がある。 また、粉末の直径に応じたパウダーベッドの降下距離、すな わち、パウダーベッド一層の深さも決める必要がある。例と して、Inconel 718の3D造形を説明する。図5に示すように、

表1 Hastelloy X と Inconel 718の組成

Elemen	Elements (wt%)		Cr	Мо	Со	Si	Mn	w	С	Fe	Nb	AI	Ti	В
Hastelloy X	Powder	47.4	22.6	9.20	1.56	0.31	0.03	0.57	0.07	18.3	0.00	0.09	0.01	0.002
	ESR melting	47.4	21.6	8.80	0.97	0.36	0.51	0.47	0.08	19.2	0.00	0.19	0.02	0.004
Inconel 718	Powder	51.9	19.2	3.06	0.01	0.20	0.19	0.00	0.04	18.7	5.20	0.61	0.87	0.006
	ESR melting	52.8	18.5	2.90	0.05	0.07	0.06	0.00	0.04	18.6	5.38	0.60	0.98	0.004





図4 Inconel 718粉末の形状<sup>23)</sup>、(a) 均一粒度分布の様子、(b) 不規則形態粒の存在の様子 (Online version in color.)



(a) Strategy

(b) Powder squeezing

(c) Laser fusion

図5 3D造形、(a) 造形パターンの決定、(b) 粉末の squeezing、(c) Laser fusion (Online version in color.)

90 度の双方向スキャンパターンを採用し、ハッチングピッチ 120 µmとし、一層50 µmとした。ベースプレートは、あらか じめ 50 ℃ まで予熱した。レーザー出力とレーザー走査速度 は、それぞれ 320 Wと 700 mm/sとした。チャンバー内は窒 素雰囲気とし、酸素分圧を0.3 体積%以下となるようにした。

造形パラメーター決定後、3D造形を行った。図5 (b) に示 す粉末をベッド上に敷きつめる動作 (squeezing)、図5 (c) に示すレーザー走査を行った。

完成したサンプルとベースプレートの写真を図6に示す が、15×15×8mmの造形材が外観上問題なく製造できた。ア ルキメデス法を使用して測定した密度は、すべての 3D 造形 材で 99.7%以上であった。

320W材のZ-X平面上におけるSEM観察の結果を図7に示 す。図7 (a), (b), (c) はそれぞれ試料中央部、試料右端部、 試料右端上部のSEM像である。

図7 (a) において、柱状組織が見られ、試料中央部に空孔 は見られるが、大きな欠陥はないと言える。図7 (b) におい て、直径約100 µmの円形の欠陥が見られた。

また、図7 (c) において、クラックや穴のような欠陥が見 られた。これは試料の上端に見られ、下端で見られなかった ことから3D造形の過程で下部は上部よりも長時間加熱され ることが影響し、緩やかに冷却されることから、クラックの 発生が少ないと考えられる。今回観察を行った320W材にお いて、欠陥は多く見られず、唯一観察された欠陥も試料のサ イズ (15×15×8mm)を考慮すると微小であるといってよい。

#### 2.2 3D造形材の組織・集合組織の特徴

## (1) Hastelloy X $^{24)}$

3D造形材の組織の特徴を理解するため、Hastelloy Xにつ いて、組織、集合組織、ホットクラックに関して、造形方向、 レーザーパワー、スキャンスピード、エネルギー密度、積層 パターン (strategy)<sup>25)</sup> から検討した。図8に示すEBSD像 は、上面 (X-Y面)と側面 (Y-Z面)の両方で行った。それぞ れ90°と45°のスキャンパターンで製造されたサンプル上面 (X-Y 平面)のIPF-Mapである。結晶粒径は、エネルギー密 度、レーザーパワー、スキャン速度によって変化するが、ス キャンパターンは45°の方が小さい。 また、図9に側面 (Y-Z面) のEBSD 像を示す。IPF-Mapよ り、造形方向に沿った支配的な結晶方位は、90°スキャンパ ターンのすべての製造条件で<001>方向であることが明らか である。

図8 (m)、(n)、(o) に示すように、造形パラメーター (レー ザー出力とレーザー走査速度)の組み合わせ、300W/600mm, 320mW/700mm, 370W/800mmという条件下では、レーザー 出力とレーザー走査速度の増加は結晶粒の微細化をもたらし た。エネルギー密度は、125J/mm<sup>3</sup>, 114J/mm<sup>3</sup>, 116J/mm<sup>3</sup>と 変化するが、エネルギー密度の低下は結晶粒の微細化をもた らす。しかし、116J/mm<sup>3</sup>の方が結晶粒径が小さいことを考え ると走査速度の影響が大きいとも言える。レーザー出力とエ ネルギー密度の両方の増加は溶融池が浅く広くし、冷却速度 が低下させ、結晶粒径は大きくさせると考えられる。一方、走 査速度が遅いほど凝固時間が長くなり、結晶粒径が大きくな る。結晶粒径を小さくするためには、エネルギー密度は小さ いほうがよく、さらに、走査速度が速いほうがよい。

90°スキャンパターンと45°スキャンパターンを比較する と、45°スキャンパターンの方が、同一面上での交点の数が 多くなる結果、多くの溶融池生成サイトの生成や部分溶融粒 が形成される<sup>25)</sup>、温度勾配の方向の変化につながる可能性も



図7 LPBF法で作製されたInconel 718 15×15×8mmの組織と3D 造形欠陥のSEM像、レーザー出力320 Wおよびレーザー走査 速度700 mm/s<sup>23)</sup>、(a)中央部、(b)右端部、(c)右端上部





図6 LPBF法で作製された Inconel 718 15×15×8mm およびベースプレート<sup>23)</sup> (Online version in color.)



図8 Hastelloy X 合金 3D 造形材の EBSD-IPF 像および粒界マップ、45°走査パターン (a,b) 300W/600 mm s<sup>-1</sup>、 (c,d) 320W/700 mm s<sup>-1</sup> (e,f) 370W/800 mm s<sup>-1</sup>。90°走査パターン (g,h) 300W/600 mm s<sup>-1</sup>、(I,j) 320W/700 mm s<sup>-1</sup> (k, I) 370W/800 mm s<sup>-1</sup> (m), (n), (o) エネルギー密度, レーザー出力, および, レーザー走査速度 と結晶粒径の関係<sup>25</sup> (Online version in color.)

ある。温度勾配の方向が頻繁に変わると、デンドライトの成 長方向の連続性が途切れることも報告されており、これらの 要因は結晶粒の微細化を引き起こすと考えられる。集合組織 に関しては、ほぼすべての製造条件で <001> 配向が結晶粒の 優先成長方向である。

(2) ホットクラック密度<sup>24)</sup>

図9に示すように、いずれの造形条件でもクラック(ホッ トクラック)が観察される。これは3D造形が急速溶解・急 速凝固現象であり、不可避と考えられる。

いずれの造形条件でも、造形体の密度は99.7%と十分高 く、未溶融などは十分少なかったと判断できる。その条件下 で、エネルギー密度が小さくなるほどホットクラック密度が 減少する、これは90°と 45°の両方のスキャンパターンで同 一傾向であった。また、45°の方がいずれの条件でも、ホット クラック密度は小さかった。これは、45度のスキャンパター ンでは応力集中が低下するためと考えられている<sup>25,26)</sup>。

#### (3) Inconel 718合金

Inconel 718 合金の3D 造形材の造形方向と溶圧材の圧延方向 に沿って測定された EBSD 像を、図11に示す。また、Spring-8 の2D 検出器 Pilatus で測定されたデバイシェラーリングの一部 を図10に併記する。これらの図から、3D 造形材は Hastelloy X 同様、凝固中の立方晶金属の容易な成長方向である 〈001〉方向 に沿った優先配向を示している<sup>26-32)</sup>。この優先配向は、最大温度 勾配 (G) の方向と平行かつ反対方向に発生する<sup>5)</sup>。

溶圧材の場合、結晶粒はランダムに配向している。結晶粒 の形態に関しては、3D造形材では造形方向に沿って柱状で あり、溶圧材ではほぼ等軸であった。急冷組織の特徴である 焼鈍双晶も観察された。ESR溶解+圧延で製造された直径



図9 Hastelloy X合金3D造形材のEBSD-IPFマップおよび粒界マップ、90°走査パターン (a,b) 300W/600 mm s<sup>-1</sup>、(c,d) 320W/700 mm s<sup>-1</sup> (e,f) 370W/800 mm s<sup>-1 24)</sup> (Online version in color.)

13mm×13mmの 棒 材 (Carpenter Technology cooperation 製) を比較材として用いた。

#### 2.3 3D造形材の転位密度<sup>23)</sup>

本研究では、試料内部の析出物に関する情報を正確に得る ために、大型放射光施設SPring-8(ビームラインBL46XU, BL19B2, BL08B2, BL28B2)の高輝度X線を用いた透過型X 線回折を行った。図12に測定系の模式図を示す。X線を透過さ せるために、試料の板厚は0.5 mmまで薄くした。入射X線のエ ネルギーは、30 keVとした。このため試験片は、ゴニオメーター 上にZ-Y面を入射X線に対し垂直となるように取り付けた。ま た、溶圧材はTD面が垂直になるように取り付けた。試料を透 過した回折X線を検出するために、ビームラインBL46XUでは、 試料後方に一次元検出器MYTHENを設置し測定を行った。

MYTHENは、回折角度2 $\theta$ の角度分解能が非常に高く、より精度の高いラインプロファイル解析が可能である。さらに、Spring-8の放射光は、X線の波長が短く(30keV, 0.41377Å)、引張試験を行いながらその場X線回折が可能である<sup>27-30)</sup>。

粒内の転位密度に関しては興味深い結果が得られた。 Spring-8で得られたX-ray line profileより、図12に示す修正 Williamson-Hall法と修正Warren-averbach法を用いて算出 した。その結果を表 2に示す。3D造形材の転位密度は、1.9× 10<sup>15</sup>m<sup>-2</sup>であったのに対し、溶圧材は2.3×10<sup>14</sup>m<sup>-2</sup>で、3D造形 材は溶圧材の約10倍の密度転位があった。図13に溶圧材 (a,



図10 ホットクラック密度とエネルギー密度、走査パターンとの関 係<sup>24)</sup> (Online version in color.)

b) と3D造形材 (c,d) のTEM 明視野像を示すが、3D造形材 の転位密度が高いことは明らかである。これは、TEM 観察結 果から、急速溶解・急速凝固・冷却過程でひずみが生じ、転 位転位が導入されたと考えられる。

# 2.4 3D造形材と溶圧材の力学的性質の比較、Spring-8の 放射光を用いた引張試験その場X線回折<sup>27)</sup>

Hastelloy Xの3D造形材と溶圧材の引張試験を行った結果を図14に示す。



図11 Inconel 7183D造形材および溶製圧延材の (a) EBSD-IPF像 (y-Z面)、(b) Spring-8 BL19B2 Pilatus 300K 検出器で測定された Debye-Scherrer ring<sup>23)</sup> (Online version in color.)



図12 引張試験その場透過X線回折SPring-8およびBL08B2。転位密度の計算に用いた修正Williamson-Hall法と修正Warren-averbach法<sup>27)</sup> (Online version in color.)

3D造形材の降伏点は630MPaで、溶圧材の460MPaに 比べて高い。引張強さは、3D造形材で810MPa、溶圧材で 840MPaと同等であった。一方、伸びは3D造形材は溶圧材の 半分程度で溶圧材が50%程度と高かった。組織が粗大である にもかかわらず、降伏点が高かった現象を解明するために、 図12に示すSpring-8の放射光を用いた引張試験その場X線 回折を行った。

図15に示すように、初期転位密度は、3D 造形材 (AM) と溶 圧材で、それぞれ、7.6×10<sup>14</sup>m<sup>-2</sup>, 3.0×10<sup>14</sup>m<sup>-2</sup>と3D 造形材が2 倍高く、降伏強度の高さを裏付けた。一方、到達転位密度は共 に、4.1×10<sup>15</sup>m<sup>-2</sup>であり、引張強さが同じであることも、転位密 度の観点から裏付けることができた。これ以上転位が蓄積で きないので、引張強さおよび伸びの限界となったのである。



3D造形技術は、従来の溶解や鍛造プロセスでは割れが生 じて製造できないという成分系でも、部材を製造できる。更 には、複雑形状品ができるなどのメリットがある。反面、粉 末が高価であり、生産性も高くないというデメリットもあ る。デメリットを乗り越えて広く実用化されるには、メタラ ジカル特性で3D造形でしか発現しないような特性を見出す ことが必要ではないかと思う。その研究には、Spring-8の高 輝度放射光を用いた引張試験その場X線回折は強力な武器に なると思う。今後高温特性へのその場X線評価を通じて、さ らに研究を進めてゆきたい。

表2 Inconel 718 3D 造形材 (AM) の転位密度, 溶解圧延材 (W) との比較<sup>23)</sup>

Material	$\rho (m^{-2})$	D (nm)	М	
AM IN 718	$1.85 \pm 0.24 \times 10^{15}$	34	0.47	
W IN 718	$2.24 \pm 0.18 \times 10^{14}$	206	0.37	



図13 Inconel 718 (a, b) 溶解圧延材 (W) および (c, d) 3D 造形材の TEM 明視野像<sup>23)</sup> (Online version in color.)







図15 Hastelloy X 合金3D造形材 (AM) および溶解圧延材 (W) の引 張変形中の転位密度変化。Spring-8BL46XUの引張試験その 場X線回折装置により測定<sup>27</sup> (Online version in color.)

#### 謝辞

3D プリンターの利用に当たり、兵庫県立大学金属系新素 材研究センター 山崎徹名誉教授 柳谷彰彦博士、東間清和 氏に感謝申し上げます。また、本研究は、SIP プロジェクト第 2期統合型材料開発システムによるマテリアル革命(https:// www.jst.go.jp/sip/p05/index.html)のもと行われた。SPring-8 の実験に関して、高輝度光科学研究センター、ロシャンタ ク マーラ博士、佐藤眞直博士に感謝します。SPring-8利用研究課 題番号 2020A1857, 2020A1758, 2021A1669, 2021A1621, 2021B1921, 2021B1858の成果である。

## 参考文献

- 技術研究組合次世代 3D 積層造形技術総合開発機構 (TRAFAM)編:設計者・技術者のための金属積層造形 技術入門,(2016),1.
- P.F.Jacobs and T.H.Pang:高速3次元成型の基礎,日経 BP出版センター,(1993),7.
- 3) 天谷浩一:計測と制御, 54 (2015), 421.
- (4)京極秀樹,池庄司敏孝: 図解 金属3D積層造形のきそ, 日刊工業新聞社, (2017).
- 5) T.DebRoy, H.L.Wei, J.S.Zuback, T.Mukherjee, J.W.Elmer, J.O.Milewski, A.M.Beese, A.Wilson-Heid, A.De and W.Zhang:Prog. Mater. Sci., 92 (2018), 112.
- 6)藤田利夫,柴田浩司:日本金属学会会報,16(1977),231.
- 7) H. M. Tawancy : J. Mater. Sci., 18 (1983), 2976.
- 8) L.F.Glasier Jr. : NASA Tech Brief., (1968), NUC-10302.
- 9) D.Tomus, T.Jarvis, X.Wu, J.Mei, P.Rometsch, E.Herny, J.-F.Rideau and S.Vaillant : Phys. Procedia, 41 (2013), 823.
- 10) G.Marchese, G.Basile, E.Bassini, A.Aversa, M.Lombardi, D.Ugues, P.Fino and S.Biamino : Materials, 11 (2018), 106.
- S.Pourbabak, M.L.Montero-Sistiaga, D.Schryvers, J.V.Humbeeck and K.Vanmeensel : Mater. Charact., 153 (2019), 366.
- 12) A.Keshavarzkermani, R.Esmaeilizadeh, U.Ali, P.D.Enrique, Y.Mahmoodkhani, N.Y.Zhou, A.Bonakdar and E.Toyserkani: Mater. Sci. Eng., (2019) 762, 138081.
- A.Keshavarzkermani, E.Marzbanrad, R.Esmaeilizadeh, Y.Mahmoodkhani, U.Ali, P.D.Enrique, N.Y.Zhou, A.Bonakdar and E.Toyserkani : Optic Laser. Technol, 116 (2019), 83.

- 14) Q. Han, R. Mertens, M. L. Montero-Sistiaga, S. Yang,
  R. Setchi, K. Vanmeensel, B. V. Hooreweder, S. L. Evans and H. Fan : Mater. Sci. Eng., 732 (2018), 228.
- 15) Q. Han, Y. Gu, R. Setchi, F. Lacan, R. Johnston, S. L. Evans and S. Yang : Addit. Manuf., 30 (2019), 100919.
- R.Esmaeilizadeh, A.Keshavarzkermani, U.Ali, Y.Mahmoodkhani, B.Behravesh, H.Jahed, A.Bonakdar and E.Toyserkani : J. Alloys Compd., 812 (2020), 152097.
- 17) N.J.Harrison, I.Todd, Mum and K.Taz : Acta Mater., 94 (2015) 8, 59.
- 18) D.Kong, X.Ni, C.Dong, L.Zhang, J.Yao, C.Man, L.Wang, K.Xiao and X.Li : Construct. Build. Mater., 221 (2019), 720.
- D.Tomus, Y.Tian, P.A.Rometsch, M.Heilmaier and X.Wu : Mater. Sci. Eng., 667 (2016), 42.
- 20) X.Ni, D.Kong, L.Zhang, C.Dong, J.Song and W.Wu:J. Mater. Eng. Perform., 23 (2019), 34.
- 21) M.L.Montero-Sistiaga, N.M.Dhansay, L.Bautmans, S.Nardone, T.H.Becker, J.-P.Kruth and K.Vanmeensel: Proceedings of European Conference on Structural Integrity of Additively Manufactured Materials (ESIAM19), Trondheim, Norway, (2019).
- M.L.Montero-Sistiaga, S.Pourbabak, J.V.Humbeeck, D.Schryvers and K.Vanmeensel : Mater. Des., 165 (2019), 107598.
- 23) K.Prasad, M.Obana, A.Ito and S.Torizuka : Mater. Charact., 179 (2021), 111379.
- 24) K. Prasad, M. Obana, Y. Ishii, A. Ito and S. Torizuka : Mechanics of Materials, 157, (2021), 103816.
- 25) I.Serrano-Munoz, T.Mishurova, T.Thiede, M.Sprengel, A.Kromm, N.Nadammal, G.Nolze, R.Saliwan-Neumann, A.Evans and G.Bruno : Sci. Rep., 10 (2020) 8, 14645.
- 26) P. Mercelis and J. P. Kruth : Rapid Prototyping, 12 (2006), 254.
- 27) K.Prasad, Y.Horita, A.Ito and S.Torizuka : Scr. Mater., 200 (2021), 113896.
- 28) H.Adachi, Y.Miyajima, M.Sato and N.Tsuji : Mater. Trans., 56 (2015), 671.
- 29)前田晃宏,鳥塚史郎,足立大樹:自動車技術会論文集,49(2018),857.
- 30) 安達節展,鳥塚史郎,足立大樹,伊東篤志:鉄と鋼,105 (2019),197.

(2022年9月22日受付)

890