研究論文

超硬合金粉末を用いたレーザ積層造形の微視組織形成過程

伊部 博之^{1,3*}, 加藤 雄太¹, 山田 純也¹, 加藤 正樹², 鈴木 飛鳥³, 高田 尚記³, 小橋 眞³

¹ (株)フジミインコーポレーテッド溶射材事業部, 〒509-0103 各務原市各務東町 5-82-28.

² あいち産業科学技術総合センター, 〒470-0356 豊田市八草町秋合 1267-1.

³ 名古屋大学大学院工学研究科物質プロセス工学専攻, 〒464-8603 名古屋市千種区不老町 1.

Formation Process of Microstructure in Laser Powder Bed Fusion with WC Cemented Carbide Powder

Hiroyuki IBE^{1,3*}, Yuta KATO¹, Jyunya YAMADA¹, Masaki KATO², Asuka SUZUKI³, Naoki TAKATA³ and Makoto KOBASHI³

¹Dept. Thermal Spray Materials, FUJIMI INCORPORATED, 5-82-28 Kakamihigashi-machi, Kakamigahara 509-0103, Japan.

²Aichi Center for industry and Science Technology, 1267-1 Akiai, Yakusa-cho, Toyota 470-0356, Japan.

³Dept. Materials Process Engineering, Graduate School of Engineering, Nagoya University, 1 Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya 464-8603, Japan.

Received February 29, 2020; Revised April 1, 2020; Accepted April 3, 2020

ABSTRACT

In this paper, the microstructure formation process of WC cemented carbide manufactured by Laser Powder Bed Fusion (LPBF) was investigated with WC/25 wt%Co agglomerated and sintered powder. The internal structure of the as-built cemented carbide specimen was categorized into two regions. The first region included many pores and a unique microstructure which was not observed from the samples fabricated with conventional manufacturing methods. In this region, W_2C and W_3Co_3C were formed due to a WC decomposition and an evaporation of graphite and Co during laser irradiation. On the other hand, the second region showed the similar microstructure to the conventional method. The microstructure of the first region revealed that the powder was completely melted during a laser scanning process. The precipitation process of W_2C , W_3Co_3C , and Graphite phase was considered with calculated liquidus projection of a C-Co-W ternary phase diagram.

KEY WORDS

WC-Co hardmetal, cemented carbide, additive manufacturing, laser-powder-bed-fusion (LPBF), microstructure

1 緒 言

3次元形状のデジタルデータ(3D CADデータ)をもとに物体を作製する付加製造(Additive manufacturing)技術の一つとして、粉末床レーザ溶融結合(Laser Powder Bed Fusion: LPBF)法が知られており、金属材料の適用が進んでいる¹⁻⁴⁾。超硬合金やサーメットは、高硬度や耐摩耗性が求められる各種金型や工具に広く利用されており⁵⁾、これらの材料を用いた積層造形法による生産技術の確立は産業界の多方面から望まれている。超硬業界が近年抱えている課題としては、構造物を作製する場合には小さなドリル等の工具でも、焼結体から削り出すために数日を要し、複雑な形状になるほど切削や研磨の加工費は高くなる⁶⁾。これらの課題が解決できる手段として、超硬合金のLPBF技術の確立が期待されている。LPBFを適用することで、プロセス全体として構造物を短納

期で作製でき、また、任意の構造物を作り出すことができるため、従来の切削加工では困難であった超硬部材内部に自由な空間を形成することが可能になる。これにより、超硬部材工具や金型の軽量化や部材内部の自由な位置に冷却用配管が設置できるため、性能や寿命が向上することが期待される。過去、LPBFによる超硬合金材料の造形は試みられているが、得られる積層造形体の相対密度は40%程度と低く、造形後の熱処理(焼結、または熱間静水圧プレス)によって相対密度を高める必要があるとされている⁷⁻¹⁰⁾。積層造形体の相対密度を高めるため、開放気孔を有する微細構造を生成し、続いて低融点ブロンズによる浸透によって封孔することにより、相対密度を96%まで高める試みもある¹¹⁾。しかし、高密度な積層造形体であっても、内部に顕著な亀裂が依然存在するため、実用的な工業化には至っていない⁷⁻¹¹⁾。LPBFによって作製された超硬積層造形体は硬度や強度等の機械的特性が不十分であり、その要因として、積層造形体内部に含まれる

* Corresponding author, E-mail: ibeh@fujimiinc.co.jp

気孔や W_2C や W_3Co_3C を代表とする η 相と呼ばれる脆性相が存在していることが報告されている¹²⁾。機械的特性を向上させるため、気孔や脆性相を抑制すること、すなわち積層造形体の組織制御が必要であることは明白だが、積層造形体の微視組織や結晶構造等の形成過程は明らかになっていない。

本研究では、LPBF 法における超硬合金造形体の気孔や脆性相発生のメカニズムを明らかにするため、超硬合金粉末 ($WC/25\text{ wt\%Co}$) を用いてレーザ照射条件と造形性 (ひび割れ、剥離) 及び相対密度の関係を調査した。次に、積層造形体の断面組織観察と化学組成および結晶構造の調査を行い、レーザ照射時の微視組織形成過程について議論する。

2 造形用粉末と実験方法

造形用粉末は株式会社フジミインコーポレーテッド製の「DAM-W1」を使用した。粉末の作製方法は WC (粒径 $1.5\text{ }\mu\text{m}$) と Co (粒径 $1.3\text{ }\mu\text{m}$) の原料粉末を準備し、スプレードライ法にて $WC/25\text{ wt\%Co}$ の顆粒状の造粒粉末を造粒し、真空脱脂焼結炉を用いて 1300°C にて焼結を行った後に分級を行った¹³⁾。平均粒子径 ($Dv50\%$) は約 $18\text{ }\mu\text{m}$ 、粒度分布の幅は $5\sim 25\text{ }\mu\text{m}$ の範囲になるよう調整した。造形用粉末のデータと粒子外観および断面 SEM 像をそれぞれ Table 1 および Fig. 1 に示す。レーザ粉末積層造形装置は 3D Systems 社製のレーザ型パウダーベッド方式三次元造形用プリンタ (ProX200, 3D Systems) を使用した。装置の概要構成を Fig. 2 に示す。造形条件については、レーザ出力及び走査速度と積層造形体の相対密度の関係を調査するため、レーザ出力 $15\sim 300\text{ W}$ 、レーザ走査速度 $100\sim 1200\text{ mm/s}$ に変化させ、ベースプレート SUS410 上に 10 mm の立方体を造形した。Table 2 に今回の実験における造形条件を示す。

本研究では、メルトプール観察を行うため、造形用粉末を真空脱脂焼結炉にて 1200°C で焼結して得られる仮焼結体に、レーザ出力 195 W 、走査速度 300 mm/s の条件にてレーザを 1 回走査した。放電加工にて切り出した積層造形体および、レーザを 1 回照射した造形用粉末の仮焼結体は機械研磨にて鏡面仕上げを施した。この試料表面をデジタルマイクロスコプ (VHX-5000, (株) キーエンス製) を用いて、積層造形体の外観を観察した。また、微組織観察および EDS 分析には、走査型電子顕微鏡 (Phenom ProX, Phenom World 製) を用いた。同試料の結晶構造解析には XRD (Ultima IV, (株) リガク) を使用した。粉末と積層造形体の化学組成はタンゲステンとコバルトを蛍光 X 線 (XRF-1800, 島津製作所製) にて、炭素は赤外線吸収法 (EMIA, 堀場製作所製) にて定量分析を実施した。

3 実験結果

3.1 レーザ照射条件と造形体の相対密度

本研究で実施したレーザ照射条件と積層造形体の相対密度の関係を Fig. 3 (a) に示す。レーザ出力が 225 W 以上、かつ、レーザ走査速度が 500 mm/s 以下の領域において、積層造形体の相対密度は高い値を示しているが、ベースプレートと積

Table 1 Powder data sheet provided by FUJIMI INCORPORATED.

Particle size $Dv\ 10\%$ [μm]	11.5
Particle size $Dv\ 50\%$ [μm]	17.9
Particle size $Dv\ 90\%$ [μm]	27.9
WC grain size [μm]	1.5
Apparent density [g/cm^3]	4.4
W [at%]	30.3
Co [at%]	36.7
C [at%]	33.0

Fig. 1 SEM image (a) Appearance of WC/Co particles, (b) Cross section of WC/Co Particles.

Fig. 2 Schematic illustration of the experimental equipment.

Table 2 Laser irradiation condition by ProX200 (3D Systems).

Laser power [W]	15~300
Scan speed [mm/sec]	100~1200
Scan pitch [mm]	0.1
Layer Thickness [mm]	0.03
Laser spot diameter [mm]	0.1
Atmosphere	Ar
Oxygen concentration [ppm]	500

層造形体の間に剥離が生じていたため、工具や金型等の製造には耐えられない。一方で、「未熔融、未形成」と示されている領域では、明らかな造形用粉末の熔融不足が確認され、積層造形体を形成することができなかった。「未熔融、未形成」で示される領域とベースプレートから積層造形体が剥離する領域の間において、良好な造形性を示すことが分かった。

次に、従来の金属積層造形で一般に使用される次式で表されるレーザの体積エネルギー密度¹⁴⁻¹⁸⁾を用いてレーザパラメーターの影響を調査した。

Fig. 3 (a) Relative density of each specimen depending on laser power P and scan speed v . (b) Relationship between relative density and laser energy density E_d .

$$E_d = P / (v \cdot S \cdot t) \quad (1)$$

ここで、 E_d はレーザの体積エネルギー密度 (J/mm³)、 P はレーザ出力 (W)、 v はレーザ走査速度 (mm/s)、 S はレーザピッチ幅 (mm)、 t は粉末一層の厚さ (mm)を表す。レーザの体積エネルギー密度と積層造形体の相対密度の関係をFig. 3 (b)に示す。本研究にて実施したレーザ照射条件の範囲において、積層造形体の相対密度はエネルギー密度に対して概ね正の相関が有り、エネルギー密度が高くなるほど高い相対密度が得られる。Fig. 3 (b)より、レーザ体積エネルギー密度が65~200 J/mm³の領域において、良好な造形性を示すことが明らかになった。積層造形体の評価には、ベースプレートからの剥離による造形不良を示さず、高い相対密度を示したレーザ出力195 W、走査速度300 mm/sの条件で作製された積層造形体を選定した。

3.2 積層造形体の外観および断面組織

積層造形体の外観および切断面をFig. 4 (a), (b)に示す。外観には目視で認識できる大きなクラックや欠け等は確認されず、断面写真からは全体的に均一な組織となっているが、気孔とみられる黒色部が点在している。

次に、積層造形体の断面SEM像をFig. 5 (a)に示す。積層造形体断面からは二つの組織形態が観察され、Fig. 5 (a)中の(1)で示した部分における同一視野 (Fig. 5 (b)) から、暗いコントラストで示される気孔が多い組織形態 (以降、Region 1と呼称する) と、Fig. 5 (a)中の(2)で示した部分における同

Fig. 4 (a) Appearance of the cemented carbide object (As Built). (b) Cross section of the cemented carbide object (Microscope image).

Fig. 5 (a) Cross section SEM image of the cemented carbide object. (b) High magnification SEM image of region 1. (c) High magnification SEM image of region 2.

一視野 (Fig. 5 (c)) から、明るいコントラストの粒子が多く確認される組織形態 (以降、Region 2と呼称する) が確認される。Region 1とRegion 2のSEM像およびその同一視野におけるEDSによるマッピング画像をFig. 6 (a)および(b)に示す。Region 1の暗部 (気孔) からは炭素が検出された。気孔周辺には、明るいコントラストの領域と中程度のコントラストの領域が見られ、明るいコントラストの領域は多くのタングステンを含んでいた。中程度のコントラストの領域からはタングステンとコバルトが検出された。このように、Region 1は従来の焼結法では見られない特異的な組織形態を示している。一方、Region 2においては、Fig. 6 (b)の(1)で示している明るいコントラストの粒子からはタングステンとカーボンが検出され、(2)からはコバルトが検出された。これは従来の粉末焼結法で作製される超硬合金の組織と類似している¹⁹⁾。

Fig. 6 SEM image and EDS mapping result of (a) region 1, (b) region 2.

Fig. 7 XRD patterns of powder and cemented carbide object (As Built).

3.3 超硬造形物の結晶構造

形態の異なる二つの組織を有する積層造形体の結晶構造を特定するため、XRD測定を実施し、相特定した結果をFig. 7に示す。造形用超硬粉末はWC (PDF# 01-084-5996)とCo (fcc) 相 (PDF# 01-071-4651) のみのピークが検出されたが、積層造形体からはWCとCo (fcc) 相に加えて、 W_2C (PDF# 01-071-6322), W_3Co_3C (PDF# 01-078-3750), グラファイト (PDF# 00-023-0064) に由来するピークが検出された。また、一部特定できないピークが確認されたが、これは特に炭素量が低い場合に形成される $Co_xW_yC_z$ に代表される $Co_3W_9C_4$ や Co_2W_4C の可能性が考えられる²⁰⁾。これらの相の特定に関しては今後の検証課題とする。

積層造形体から検出された W_2C , W_3Co_3C , グラファイトはFig. 6 (a)で示されるRegion 1に形成していると考えられる。Fig. 8にRegion 1の拡大SEM像を示す。Fig. 6で示され

Fig. 8 SEM image of region 1.

るEDS分析の結果から、明部はタングステンを多く含み、コバルトをあまり含まない。中程度のコントラストの領域はタングステンとコバルトを含む。また、暗部の気孔からはカーボンが検出されていた。したがって、Fig. 8における明部が W_2C 、中程度のコントラストの領域が W_3Co_3C であり、気孔の内壁にグラファイトが存在すると考えられる。一方、Region 2は従来製法で得られる超硬合金と同等の組織が得られているため、WCとCo (fcc) 相で構成されていると考える。

3.4 超硬合金のメルトプール観察および組成分析

Region 1およびRegion 2が形成される過程を検討するため、造形用粉末の仮焼結体にレーザ出力195 W、レーザ走査速度300 mm/sで1回のみレーザを照射して得られたシングルビードの断面観察を行った画像をFig. 9 (a)に示す。メルトプールは二層構造となっており、メルトプール中心から幅100 µmの組織は、WCとコバルトが混合され、気孔を含む組織形態となっており、Fig. 5 (b)で示されるRegion 1と類似した組織形態となっている。Region 1の幅100 µmは本研究におけるレーザスポット径とほぼ等しい。一方で、Region 1の周囲幅50 µmの組織構造は、Fig. 5 (c)で示されるRegion 2と同様な組織形態となっている。積層造形体の上端部のSEM像から (Fig. 9 (b)), 造形用粉末にレーザが照射された際に形成されるRegion 1とRegion 2が確認でき、Fig. 9 (a)のメル

Fig. 9 SEM image (a) Cross section of the melt pool on powder sintered bulk. (b) Cross section of the melt pool observed from As Built.

Fig. 10 (a) SEM image and (b) EDS Co element maps of the region 1 and 2 localized at boundaries observed in the WC/25 wt%Co LPBF-built sample.

トプール二層構造と一致することが確認された。従って、レーザ照射部近傍に Region 1 が形成され、そこから離れた位置に Region 2 が形成されたことが明らかとなった。

レーザ照射部直下の Region 1 は、WC が熔融するほどの高温に達しているため、コバルトの蒸発による化学成分の変化が予想される。そこで、Region 1 および Region 2 の境界部分の SEM および EDS によるコバルトのマッピング画像を Fig. 10 に示す。マッピング画像から Region 1 のコバルトは Region 2 より低いことが示唆される。EDS 分析結果よりタングステンとコバルトの原子パーセント比を算出した結果、Region 2 のタングステンとコバルトの比は 46:54 であり、これは蛍光 X 線法による積層造形体の化学組成の分析結果から算出されたタングステンとコバルトの比 48:52 とほぼ一致するが、Region 1 のタングステンとコバルトの比は 59:41 であり、コバルト量の減少が確認された。

4 考 察

4.1 熱力学的解析

積層造形体に形成されている異なる形態の Region 1 および Region 2 の組織形成過程を明らかにするため、既報の熱力学データベース²¹⁾を基に構成相および組織変化を予測する。本研究に用いた材料組成を C-Co-W 三元系とみなして作成した三元系計算状態図の液相投影図を Fig. 11 に示す。積層造形体の化学成分は W-34.3%Co-34.5%C であり、造形用粉末の化学成分 W-36.7%Co-33.0%C から大きな変化はなかった。

Fig. 11 Calculated liquidus projection of C-Co-W ternary system.

凝固に伴う結晶の形成過程を理解するため、100 at% Co から 47.5 at% W - 52.5 at% C (A) の垂直断面図を Fig. 12 に示す。Fig. 11 および Fig. 12 から積層造形体に初晶として晶出する結晶はグラファイトであり、この成分において冷却に伴う形成過程は、約 1250°C の固相線以下でグラファイト + WC + Co の三相域を呈しているが、この相領域では W₂C や W₃Co₃C は形成されない。しかし、本研究で得られた結果から Region 1 はレーザ照射に伴う炭素とコバルト量の減少を考慮して、冷却に伴う構成相の形成過程を考える必要がある。そこで、EDS 分析の結果 (Fig. 10) をもとに、Fig. 11 に示される 100 at% C から 59 at% W - 41 at% Co (B) の垂直断面図を Fig. 13 に示す。一例として Region 1 の化学組成を W-32.4%Co-21%C と仮定した場合の冷却に伴う形成過程は、約 2170°C で W₂C 相が初相として晶出し、約 1900°C 以下で、W₃Co₃C が第 2 相として形成してくる過程となっており、XRD にて同定された結晶相と一致する。よって、Fig. 13 において W₂C と W₃Co₃C の形成が予測される炭素量が約 13.0 ~ 22.0 at% の範囲であるときに、本研究で得られた結果とよく一致するが、Region 1 の微小領域における化学成分の正確な定量には至っておらず、今後さらなる検証が必要となる²²⁾。

Fig. 12 Cemented carbide compositions presented in the vertical section along tie-line (A) was presented in Fig. 11.

Fig. 13 Cemented carbide compositions presented in the vertical section along tie-line (B) was presented in Fig. 11.

Fig. 14 Calculated Scheil solidification sequence for W-38Co-17C studied: (a) solid phases at various temperatures, (b) component partitioning in liquid phase.

次に, Scheil の条件²³⁾における組成の凝固 (固相率の増加)に伴う (a) 各結晶相の割合と (b) 液相組成の予測を Fig. 14 に示す。Scheil の条件は, 液相内の原子拡散は十分速く, 原子は完全に混合され, 固相拡散は起こらず, 固/液界面に局所平衡が成り立つと仮定し, 冷却速度が速い場合の凝固現象を比較的良好に近似できる。2170°C から 1270°C までの範囲において, 液相から種々の固相の形成が予測される (Fig. 14 (a))。W₂C は冷却開始後, 約 2170°C から初晶として晶出され, その後, 1900°C から W₃Co₃C や WC の形成が始まる。固相率が 0.8 となる 1330°C から Co 相が形成され 1270°C で凝固が

Fig. 15 Schematic illustration of region 1 and 2 formation process.

完了する。W₂C は固相に至るまで一定分率で存在することが確認され, XRD にて W₂C が検出されていることとの整合性が確認された。しかし, Region 1 微小領域における各相の完全な特定には至っておらず, 今後さらなる検証が必要となる²²⁾。

固相率の増加に伴う液相中の化学成分の変化 (Fig. 14 (b)) は, 固相率が 0 から 0.8 までは W₂C, W₃Co₃C, WC の形成によって液相中のタングステンの減少とコバルトの増加が見られ, 炭素はほぼ一定となっている。固相率が 0.7 から 0.8 の間で液相中のコバルトの急激な上昇とタングステン及び炭素の減少が顕著となる。これは固相率が 0.7 に達するまでは W₃Co₃C の形成が支配的であり, 固相率が 0.7 から 0.8 の間は WC の形成が支配的になるためである。固相率 0.8 以上では Co 相の形成が支配的となることが理解できる。

4.2 微視組織形成過程微視組織形成過程

超硬粉末の積層造形における微視組織形成過程の模式図を Fig. 15 に示す。レーザ照射直下の超硬粉末は瞬時に加熱され液相に到達するが, WC が液相に到達する直前に WC は WC_{1-x} と炭素に分解することが知られている²⁴⁾。WC の分解に伴って発生した炭素もレーザに照射されることで気化して²⁵⁾雰囲気中に放出されるが, レーザ照射箇所の冷却速度は非常に速い²⁶⁾ため, 気化した炭素の一部が積層造形体内部に気孔として残留することが主要な要因と考えられる。一方で, 積層造形体内部に存在する気孔の要因としては, Fig. 1 (b) で示される粒子内部に存在する気孔も一因として考えられる。よって, Region 1 の特異的な組織は造形用粉末が融解した液相からの凝固過程で形成されていると考えることができる。超硬造形物が有する二つの組織は, レーザ直接照射部の液相から急冷されたことによって形成されたもの (Region 1) と, Region 1 からの熱移動で液相となったコバルトと固相の WC

の二相共存状態で進行した液相焼結によって形成されたもの (Region 2) と考えられる。

これまで得られた結果から、超硬合金積層造形体に含まれる気孔や脆性相を抑制し、機械的特性を向上させるためには、レーザ照射時の Region 1 形成を防ぐことが有効であり、WC が溶融しない温度域での造形条件設定が必要となる。造形用粉末と積層造形体の化学成分は同等であったため、同一組成と見なした時に、コバルトが液相となり、WC は固相で存在する 1270~2200°C の温度域 (Fig. 12) において Region 1 を形成することなく造形を実施できると考えられる。よって、レーザ照射部直下において Region 1 が形成されない温度域となるレーザ出力と走査速度を見出すことで、気孔や脆性相の形成を抑制可能であることが示唆された。

5 結 言

LPBF 法における超硬積層造形体のポアや脆性相発生メカニズムを明らかにするため、微視組織形成過程を検討した結果、以下の結論を得た。

- (1) 超硬合金 (WC/25 wt%Co) における、レーザ照射条件と造形物の相対密度はレーザ体積エネルギー密度で整理され、65~200 J/mm³ の範囲でひび割れ、剥離が起きない造形性を示した。
- (2) 超硬造形物には W₂C, W₃Co₃C, および気孔内壁にカーボンが検出される領域 (Region 1) と、WC 粒子と Co 相を主とする領域 (Region 2) が存在する。
- (3) レーザが直接照射された局所領域の WC および Co は液相となり、WC が熱分解されて発生する炭素を含む気孔および脆性相 (W₂C, W₃Co₃C) によって構成される Region 1 が形成される。
- (4) レーザが直接照射される Region 1 からの熱移動による造形用粉末中のコバルトの溶融によって焼結が進むことで、Region 2 が形成される。

謝 辞

本研究で得られた成果は、知の拠点あいち重点研究プロジェクト (II 期)「革新的金型製造技術の開発とその産業応用」及び (III 期)「積層造形技術の高度化と先進デザインの融合による高機能部材の創製」の支援によるものである。ここに特記して謝意を示す。

文 献

- 1) L. E. Murr, S. M. Gaytan, D. A. Ramirez, E. Martinez, J. Hernandez, K. N. Amato, P. W. Shindo, F. R. Medina, R. B. Wicker: *Journal of Materials Science & Technology*, **28** (2012) 1-14.
- 2) W. E. King, A. T. Anderson, R. M. Ferencz, N. E. Hodge, C. Kamath, S. A. Khairallah, A. M. Rubenchik: *Applied Physics Reviews*, **2** (2015) 041304.
- 3) W. J. Sames, F. A. List, S. Pannala, R. R. Dehoff, S. S. Babu: *International Materials Reviews*, **61** (2016) 1-46.
- 4) D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann: *Acta Materialia*, **117** (2016) 371-392.
- 5) F. H. Sun, Z. M. Zhang, M. Chen, H. S. Shen: *Diamond and Related Materials*, **12** (2003) 711-718.
- 6) T. Yamazaki: 18th CIRP Conference on Electro Physical and Chemical Machining (ISEM XVIII), *CIRP*, **42** (2016) 81-86.
- 7) J. P. Kruth, X. Wang, T. Laoui, L. Froyen: *Assembly Automation*, **23** (2003) 357-371.
- 8) J. P. Kruth, P. Mercelis, J. V. Vaerenbergh, L. Froyen, M. Rombouts: *Rapid Prototyping Journal*, **11** (2005) 26-36.
- 9) J. P. Kruth, G. Levy, F. Klocke, T. H. C. Childs: *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **56** (2007) 730-759.
- 10) X. C. Wang, T. Laoui, J. Bonse, J. P. Kruth, B. Lauwers, L. Froyen: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **19** (2002) 351-357.
- 11) S. Kumar: *Journal of Materials Processing Technology*, **209** (2009) 3840-3848.
- 12) E. Uhlmann, A. Bergmann, W. Gridin: 15th Machining Innovations Conference for Aerospace Industry, (2015) 8-15.
- 13) A. Nouri, A. Sola: *Journal of Advanced Manufacturing and Processing*, (2019).
- 14) T. Kimura, T. Nakamoto, *Materials Transactions*, **58** (2017) 799-805.
- 15) E. Liverani, S. Toschi, L. Ceschini, A. Fortunato: *Journal of Materials Processing Technology*, **249** (2017) 255-263.
- 16) H. Gong, K. Rafia, H. Guea, T. Starra, B. Stuckera: *Additive Manufacturing*, **1-4** (2014) 87-98.
- 17) Y. Bai, Y. Yang, D. Wang, M. Zhang: *Materials Science & Engineering*, **A703** (2017) 116-123.
- 18) G. Casalino, S. L. Campanelli, N. Contuzzi, A. D. Ludovico: *Optics & Laser Technology*, **65** (2015) 151-158.
- 19) J. M. Sánchez, A. Ordoñez, R. González: *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, **23** (2005) 193-198.
- 20) K. Kitamura, M. Kobayashi, K. Hayashi: *J. Jpn. Soc. Powder Powder Metallurgy*, **48** (2001) 621-628.
- 21) Armando Fernandez Guillermet: *METALLURGICAL TRANSACTIONS*, **20A** (1989) 935-956.
- 22) N. S. Lim, S. Das, S. Y. Park, M. C. Kim, C. G. Park: *Surface & Coatings Technology*, **205** (2010) 430-435.
- 23) W. Kurz, D. J. Fisher, *Fundamentals of Solidification*, third ed., Trans Tech, Switzerland, 1989.
- 24) A. S. Kurlov, A. I. Gusev: *Inorganic Materials*, **42** (2006) 121-127.
- 25) F. Kokai, K. Takahashi, M. Yudasaka, S. Iijima: *The Review of Laser Engineering Japan*, **28** (2000) 342-347.
- 26) M. H. Farshidianfar, A. Khajepour, A. P. Gerlich: *Journal of Materials Processing Technology*, **231** (2016) 468-478.