

研究論文

金属レーザー積層造形における高円形度ガスアトマイズ Ti-6Al-4V 合金粉末の造形性

中村 和也¹, 池庄司 敏孝², 関本 光一郎³, 奥村 鉄平³, 京極 秀樹^{2*}¹ 技術研究組合次世代 3D 積層造形技術総合開発機構近畿大学広島分室, 〒739-2116 東広島市高屋うめの辺 1 番.² 近畿大学次世代基盤技術研究所, 〒739-2116 東広島市高屋うめの辺 1 番.³ 大同特殊鋼株式会社技術開発研究所, 〒457-8545 名古屋市南区大同町 2 丁目 30.The Processability of Highly Spherical Gas-Atomized Ti-6Al-4V Alloy Powder
in Laser Powder Bed FusionKazuya NAKAMURA¹, Toshi-Taka IKESHOJI², Koichiro SEKIMOTO³, Teppei OKUMURA³ and Hideki KYOGOKU^{2*}¹ Kindai University Hiroshima Branch, Technology Research Association for Future Additive Manufacturing,
1 Takaya-Umenobe, Higashihiroshima 739-2116, Japan.² Fundamental Technology for Next Generation Research Institute, Kindai University, 1 Takaya-Umenobe, Higashihiroshima 739-2116, Japan.³ Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd., 30 Daido-cho 2-chome, Minami-ku, Nagoya 457-8545, Japan.

Received January 28, 2020; Revised March 3, 2020; Accepted March 18, 2020

ABSTRACT

The powder characteristics are one of the most important factors to affect the processability in additive manufacturing technology, especially in laser powder bed fusion. In this research, the influence of highly spherical gas-atomized Ti-6Al-4V alloy powder on the processability in laser powder bed fusion was investigated. The cubic specimens of highly spherical gas-atomized Ti-6Al-4V alloy powder were fabricated at various laser power and scan-speed using a laser powder bed fusion type machine with 1 kW fiber laser, and examined the density and surface roughness of the cubic specimens. As a result, the optimum fabrication condition was obtained using the process map evaluated by the density and surface roughness of the cubic specimen. The alloy fabricated at a laser power of 150 W and a scan speed of 700 mm/s showed the maximum relative density of 99.94% and the surface roughness, S_a , of about 5 μm . The tensile strength and elongation of the as-built alloy were more than 1300 MPa and 8%, respectively. It was thus found that the use of highly spherical gas-atomized powder greatly improves the density, surface roughness and tensile properties of the as-built alloy.

KEY WORDS

laser powder bed fusion, titanium alloy, gas-atomized powder, process map, mechanical properties

1 緒 言

金属積層造形技術は、他の加工法では難しい三次元複雑形状部品を一体化製造可能であることから、従来にはない新たな機能を付与できるとともに、製品の短納期化やコスト削減が可能となる。このため、近年新たな加工法として航空宇宙分野、医療分野などにおいて適用されてきている。材質的には、ステンレス鋼、ニッケル基超合金、チタン合金さらにはアルミニウム合金など、その適用範囲が拡大してきている。

チタン合金、とりわけ Ti-6Al-4V 合金は比強度が高く、耐食・耐熱性に優れることから航空宇宙分野や医療分野におい

て幅広く適用されているが、加工性に劣るため金属積層造形技術は重要な加工法の一つとなってきている。このため、粉末床溶融結合（以後、パウダーベッドと記述）方式や指向性エネルギー堆積方式による Ti-6Al-4V 合金に関する論文は多く発表されてきている¹⁾。本研究で対象としているレーザーパウダーベッド（以後、SLMと記述）方式による Ti-6Al-4V 合金の造形条件を検討した論文は、Dilip ら²⁾や Wang ら³⁾によって報告されている。Dilip ら²⁾は、ライン造形を行うことによりメルトプールの形状から空隙と組織の関係を検討している。Wang ら³⁾は、正規化したエネルギー密度とハッチピッチによるプロセスマップを利用して造形条件を検討し、組織と引張特性について明らかにしている。また、造形条件と

* Corresponding author, E-mail: kyogoku@hiro.kindai.ac.jp

組織や機械的性質を検討した論文⁴⁻⁷⁾、熱処理条件と組織や機械的性質を検討した論文⁸⁻¹³⁾などが多く報告されている。Xu ら⁹⁾は、造形体の形状などと組織変化について検討するとともに、組織と引張特性について明らかにしている。また、Galarraga ら¹¹⁾は、電子ビームパウダーベッド（以後、EBM と記述）方式ではあるが、冷却速度による組織変化と引張強度の関係について CCT 線図を用いて詳細に検討し、組織と引張特性の関係を明らかにしている。Brika ら¹³⁾は、通常利用されているガスアトマイズ粉末と円形度が高く流動性の良いプラズマアトマイズ粉末を用いて、粉末特性がレーザー積層造形体の密度、表面粗さ R_a および引張特性に及ぼす影響について詳細に検討し、プラズマアトマイズ粉末の造形体の方がガスアトマイズ粉末より密度、表面粗さ、さらには引張特性も優れると報告している。このように、粉末特性が積層造形における積層造形性に及ぼす影響を検討した例は少ない。

本研究においては、新たに開発したガスアトマイズ法により作製した円形度の高い Ti-6Al-4V 合金粉末を用いて、レーザーパウダーベッド方式の装置により造形条件の検討を行い、得られた造形体の密度を指標としたプロセスマップを作成するとともに、表面粗さも考慮して最適造形条件を検討した。最適造形条件により作製した造形体の密度、表面粗さおよび機械的性質について調査した。

2 実験方法

2.1 装置

本研究では、1 kW のシングルモードファイバーレーザーを搭載したレーザーパウダーベッド方式の要素技術研究機を使用しており、造形サイズは 250 mm × 250 mm × 180 mm である。本装置には、高速度カメラやサーモビューワを搭載可能となっている。

2.2 使用粉末

本研究では、大同特殊鋼製の特殊なアトマイズ装置により製造された Ti-6Al-4V 合金粉末を使用した。Table 1 に本粉末の成分を示す。本粉末は Fig. 1 に示すように、他のガスアトマイズ粉末の平均円形度 0.88 に比べて、平均円形度 0.945 の円形度の高い球状粉末である。なお、平均円形度は Malvern Panalytical 製 Morphologi G3 粒子画像計測装置を用いて計測した値である。また、粒度分布は d_{10} 15.3 μm 、 d_{50} (メジアン径) 20.3 μm および d_{90} 28.9 μm で、通常使用される粉末よりも粒径が小さい。

2.3 造形条件

造形条件は、ライン造形によりレーザー出力と走査速度の絞り込みを行った後、以下の造形条件でキューブ体の造形を行って、密度を指標としてプロセスマップを作成して、表面粗さを考慮して最適造形条件を検討した。造形条件は、次のとおりである。

- ・レーザー出力：100～200 W
- ・走査速度：500～800 mm/s
- ・積層厚さ：0.05 mm
- ・ハッチピッチ：0.12 mm

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V powder (mass %).

Ti	Al	V	Fe	O	N	H	C
Bal.	6.43	4.01	0.07	0.182	0.025	0.002	0.06

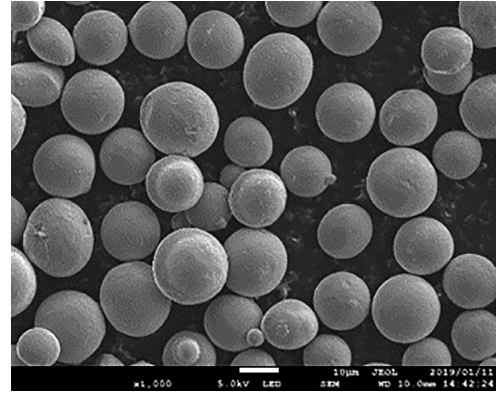


Fig. 1 SEM image of Ti-6Al-4V powder.

・走査パターン：90°交互に走査

また、造形条件の重要なパラメータであるエネルギー密度 E [J/mm^3] は、次式で計算した。

$$E = P/vht \tag{1}$$

P ：レーザー出力 [W]、 v ：走査速度 [mm/s]、 h ：ハッチピッチ [mm]、 t ：積層厚さ [mm]

2.4 測定方法

本研究では、表面粗さ測定を Zygo 製 Newview9000 により ISO25178 に準拠して行い、 S_a (算術平均高さ) および S_z (最大高さ) での評価を行った。密度はアルキメデス法により測定し、理論密度として通常利用されている 4.41 g/cm^3 を用いて相対密度を計算した。また、光学顕微鏡画像を画像処理して欠陥部分の面積の割合を欠陥率として定義した。

また、造形体の機械的性質は、積層面に対して 0° (水平)、45° および 90° (垂直) の 3 種類の造形方向で各々 3 本ずつ配置して造形した長さ 100 mm、直径 14 mm の丸棒から JIS 14A 号の引張試験片を加工して、引張試験を行った。

3 実験結果および考察

3.1 プロセスマップの作成

まず、最適な造形条件を見出すために造形条件の検討を行った。ライン造形およびキューブ造形の表面性状の結果から、レーザー出力 100～175 W、走査速度 500～800 mm/s を造形可能な条件とした。この結果を用いて積層厚さ 0.05 mm、ハッチピッチ 0.12 mm として、レーザー出力 4 水準および走査速度 4 水準でキューブ造形を行った。造形体の写真を Fig. 2 に示す。

エネルギー密度と造形体の相対密度の関係を Fig. 3 に示す。Fig. 3 (a) に示すレーザー出力に対応した変化をみると、相対密度はレーザー出力に大きく依存しており、レーザー出力が高くなるとともに密度は上昇している。しかし、レーザー出力

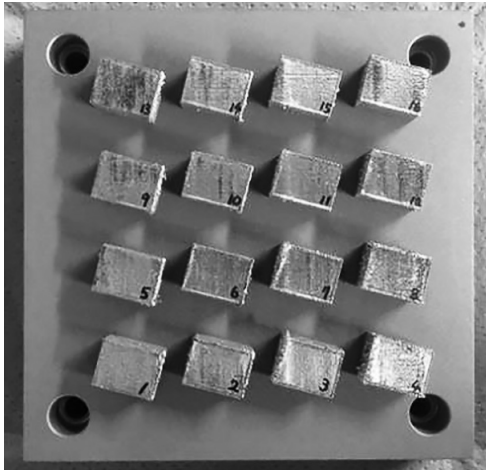


Fig. 2 Cubic specimens.

100 W から 150 W の範囲では、エネルギー密度の増加とともに密度低下の傾向がみられる。これは、これまででも報告^{14,15)}しているように、レーザ照射によるメルトプールの揺動に伴うガスの巻き込みやスパッタの発生による溶融不良などが原因と推察される。レーザ出力 175 W では最も高い密度を示しており、相対密度 99.9% 以上を示している。また、Fig. 3 (b) に示す走査速度に対応した変化をみると、走査速度の影響も大きく、各走査速度においてエネルギー密度の上昇とともに相対密度は増加しており、走査速度 600 mm/s から 800 mm/s の範囲では相対密度 99.8% 付近で飽和しているのに対して、走査速度 500 mm/s においては相対密度 99.9% 以上の値を示している。Brika ら¹³⁾は、メジアン径 (d_{50}) 35 μm 前後のガスアトマイズ粉末と円形度が高く流動性の良いプラズマトマイズ粉末を用いて、粉末特性が造形体の密度に及ぼす影響を検討している。この結果、円形度の高いプラズマトマイズ粉末の方が円形度の低いガスアトマイズ粉末より造形体の密度が高くなり、本研究の積層厚さ 0.05 mm に近い 0.06 mm では、プラズマトマイズ粉末では相対密度 99.5% に対して、ガスアトマイズ粉末では相対密度 99.3% と報告している。本研究においては、上述したように円形度が高くかつ粒

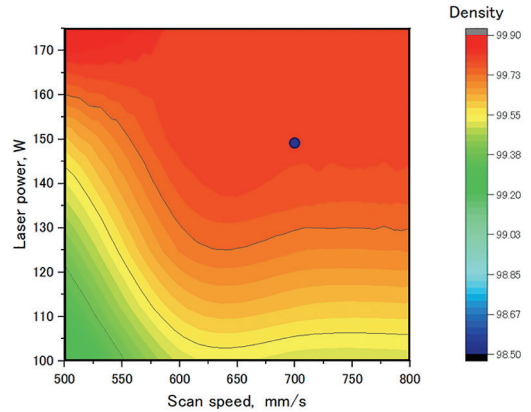


Fig. 4 Process map of laser power and scan speed evaluated by density.

径の小さい粉末 (メジアン径 20.3 μm) を使用したことから、Brika ら¹³⁾の結果より、造形体の相対密度が高くなったものと考えられる。

密度を指標としたレーザ出力と走査速度に対するプロセスマップを Fig. 4 に示す。この図からレーザ出力 150 W 以上、走査速度 600 mm/s 以上の広い範囲 (濃い赤色の部分) で高密度の造形体が得られることがわかる。Song ら⁵⁾は、ライン造形によるプロセスマップを作成しているが、低出力であるためキューブ造形によるプロセスマップは作成しておらず、引張特性までの検討は行っていない。また、Gong ら⁵⁾も、低出力での表面性状を指標としたプロセスマップを作成し、欠陥発生状況との関係を検討しているが、引張特性については検討していない。このようにキューブ造形によりプロセスマップを作成した例は Wang ら³⁾の報告などわずかである。

また、内部欠陥の状況について、Fig. 5 に示すように光学顕微鏡画像を画像処理して欠陥率を求めた。エネルギー密度に対する欠陥率から求めた相対密度の関係を検討した画像の例を Fig. 5 に示す。これからわかるように、エネルギー密度が低い 23.8 J/mm^2 においては欠陥が多く、欠陥率から換算した相対密度は 98.88% である。一方、最も欠陥率が低い、すなわち欠陥率から換算した相対密度が最も高い造形条件は、エネルギー密度 37.5 J/mm^2 (レーザ出力: 150 W, 走査

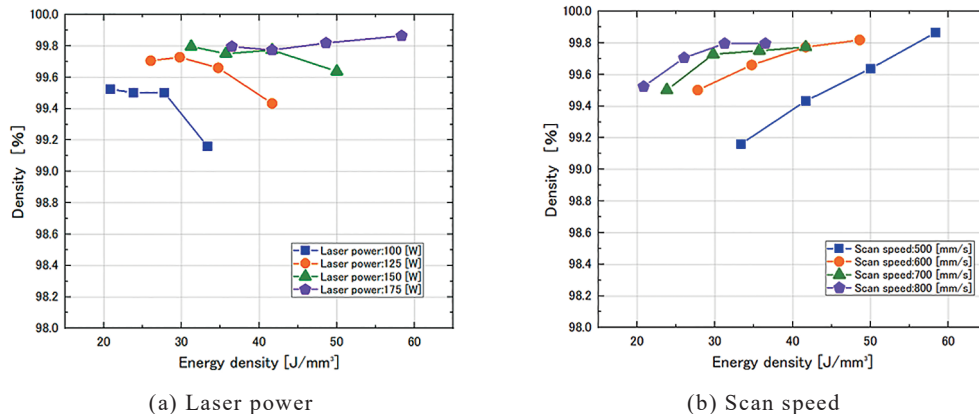


Fig. 3 Variation of relative density as a function of energy density. (a) Laser power (b) Scan speed.

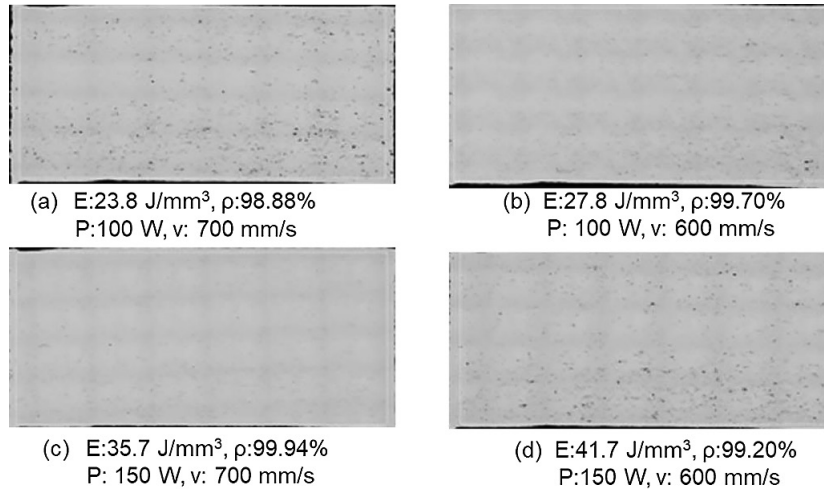


Fig. 5 Processed images of the as-built specimens by optical microscope.

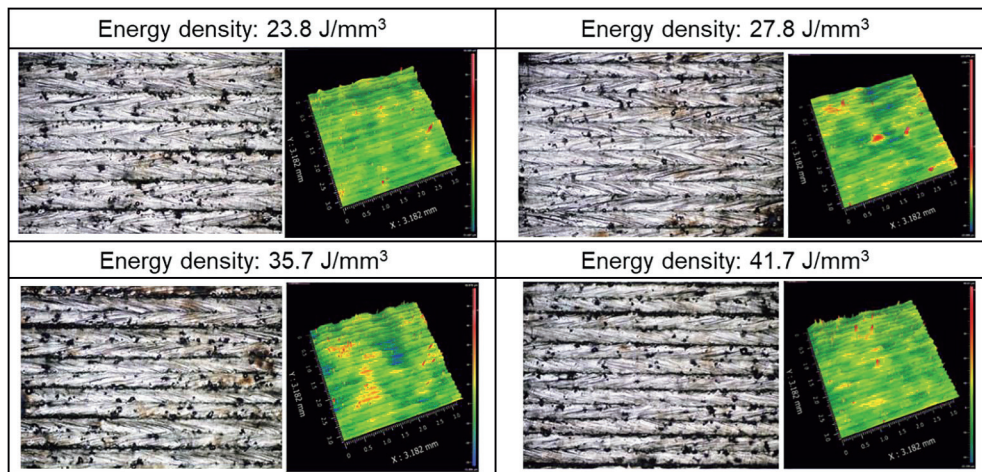


Fig. 6 Surface morphology of the as-built specimen.

Table 2 Surface roughness of the as-built specimen.

Laser power (W)	Scan speed (mm/s)	Layer thickness (mm)	Hatching pitch (mm)	Energy density (J/mm ³)	S _a (μm)	S _z (μm)
100	700	0.05	0.12	23.8	4.3	81.2
100	600	0.05	0.12	27.8	6.2	148.1
150	700	0.05	0.12	35.7	6.5	90.8
150	600	0.05	0.12	41.7	4.7	71.4

速度：700 mm/s) で、相対密度は99.94%の高密度を示し、アルキメデス法の値より若干高い値となった。エネルギー密度が高い41.7 J/mm³においては、欠陥率から換算した相対密度は99.20%でエネルギー密度37.5 J/mm³より低い値を示している。これは上述したように、メルトプールの揺動に伴うガスの巻き込みやスパッタの発生による溶融不良の発生が原因と考えられる。

このように、密度を指標とした結果からレーザー出力150 W、走査速度700 mm/sの条件において最も高い密度を示した。この結果をFig. 4のプロセスマップ上に黒丸で示しており、高密度の造形体が得られる領域に入っていることがわかる。

3.2 エネルギー密度と表面粗さの関係

次に、表面粗さを指標として造形条件を検討した。エネルギー密度 E を変化させた場合のキューブ上面の造形状態をSEM画像と表面粗さ計測画像としてFig. 6に示す。図中の枠内の数値はエネルギー密度である。また、Table 2にそれぞれのエネルギー密度に対する S_a (算術平均高さ) および S_z (最大高さ) を示す。Fig. 6において濃い赤色で示される部分は数値が高く、SEM画像からもわかるようにスパッタである。どの条件においても、スパッタが観察され、Table 2からわかるように最大高さ S_z の値として示され、レーザー出力100 W、走査速度600 mm/sにおいて大きな値となっている。

算術平均高さ S_a でみると、これらの条件ではほぼ $5 \mu\text{m}$ 前後の値を示している。単純には比較できないが、EOS M290 のデータシート¹⁶⁾の R_a の値は $5\sim 9 \mu\text{m}$ となっている。また、Brika ら¹³⁾の結果においても、円形度の高いプラズマトマイズ粉末およびガスアトマイズ粉末造形体の表面粗さ R_a の値は、それぞれ $5\sim 15 \mu\text{m}$ および $6\sim 25 \mu\text{m}$ となっており、円形度の高い粉末の造形体の方が表面粗さに優れていると報告している。このように、他の研究結果や商用機のデータシートの結果と比較しても、本研究で得られた造形体の表面粗さは小さな値となっており、優れた表面性状を示しているといえる。上述したように、これは本研究で使用した粉末の円形度が高く、粒径が小さいことに起因していると考えられる。

3.3 造形体の機械的性質

上述したように、密度を指標とした結果からも表面粗さを指標とした結果からも最適造形条件として、同様のレーザー出力 150 W 、走査速度 700 mm/s の造形条件が得られた。このため、レーザー出力 150 W 、走査速度 700 mm/s を最適造形条件として引張試験片用の丸棒を造形した。

レーザー出力 150 W 、走査速度 700 mm/s で積層厚さ 0.05 mm 、ハッチピッチ 0.12 mm として、Fig. 7 に示す引張試験片用の丸棒を造形した。丸棒のサイズは長さ 100 mm 、直径 14 mm である。積層面に対して 0° (水平)、 45° 、 90° (垂直) の3種類の造形方向で各々3本ずつ配置し造形した。

Table 3 にそれぞれの試験片3本の平均として引張試験結

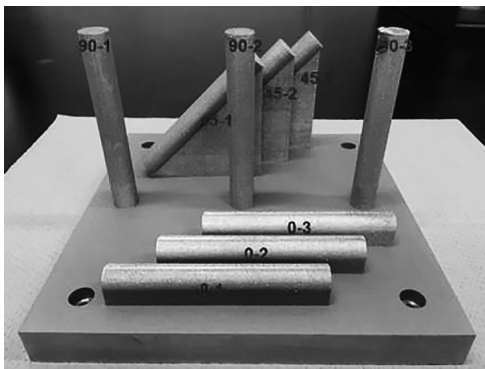


Fig. 7 As-built round bars for tensile test specimens.

果を示す。併せて、比較のために、EOS M290 のデータシート¹⁶⁾の結果、EBMの結果¹⁷⁾ならびにJIS H 4600規格を示す。なお、 90° の造形体のうち1本は造形中にサポート部で折れた試験片であるため平均から除外した。0.2%耐力および引張強さとも、JIS規格の値より大幅に高い値を示しており、またEBMによる値よりもかなり高く、商用機による値よりも高い値を示している。これに対して、伸びは8%前後で高い値を示しているが、JIS規格からは外れている。これは、他の報告¹⁷⁾にもあるように、EBMの場合には加熱されているため冷却速度が遅いものに対して、SLMでは加熱温度が低いことから冷却速度が速くなり組織が大きく異なるためと考えられる。Xu ら⁹⁾は、造形体の形状などと組織の関係を詳細に検討しており、針状の α' 相や $(\alpha + \beta)$ ラメラ層の大きさと引張特性の関係を明らかにしており、冷却速度が速いほど針状の α' 相が出やすく強度高くなることを明らかにしている。また、Galarraga ら¹¹⁾は、EBMではあるが、CCT線図を用いて組織と引張強さおよび伸びの関係を詳細に検討しており、冷却速度が組織変化に大きな影響を及ぼすことを明らかにしている。このように、SLMの場合にはEBMより冷却速度が速いことから、 α' 相が生成するため強度が高くなったと考えられる。

また、造形方向についてみると、0.2%耐力および引張強さとも、 90° 方向が最も高く、 45° 方向、 0° 方向の順に低くなった。これは、積層造形の位置に伴う冷却速度の違いによる組織の影響によるものと考えられる。Zhao ら¹⁸⁾は、SLMとEBMによる造形方向 0° (水平) および 90° (垂直) に対する組織と機械的性質の関係を詳細に報告している。SLMおよびEBMとも凝固時に造形方向に沿って β 相の柱状晶がエピタキシャル成長し、冷却過程でSLMの場合には冷却速度が速いため結晶粒内に α' マルテンサイト相の針状組織が生成されるのに対して、EBMの場合には微細な $(\alpha + \beta)$ 相が生成されると報告している。彼らの報告¹⁸⁾では、0.2%耐力および引張強さとも 90° 方向の方が 0° 方向より高くなると報告しており、本研究の傾向と一致している。これは、 β 相の柱状晶が造形方向に伸びていたため 90° 方向の方が高くなるのに対して、 0° 方向では結晶粒界に沿って破壊しやすいため低くなったと述べている。しかし、Liu ら¹⁾のレ

Table 3 Tensile properties of the as-built specimens.

Specimen		Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
This research	Horizontal (0°)	1123	1319	8
	45°	1185	1354	7.6
	Vertical (90°)	1227	1373	8.2
EOS data sheet ¹⁶⁾	Horizontal (0°)	1120 ± 80	1240 ± 50	10 ± 3
	Vertical (90°)	1140 ± 50	1290 ± 50	7 ± 3
EBM ¹⁷⁾	Horizontal (0°)	846 ± 7	976 ± 11	15 ± 2.0
	Vertical (90°)	845 ± 9	972 ± 14	14.2 ± 1.5
JIS H 4600		≥ 825	≥ 895	≥ 10

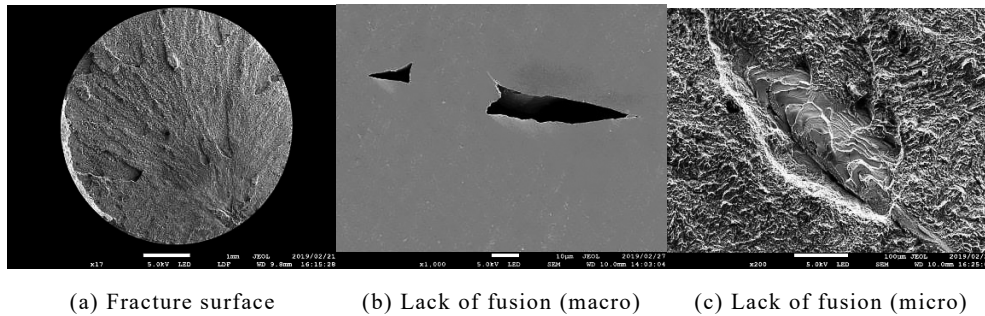


Fig. 8 Fracture surface after tensile test of the as-built specimen fabricated at 90° direction. (a) Fracture surface (b) Lack of fusion (macro) (c) Lack of fusion (micro).

ビューにおいては、0°方向の方が高いとの報告も多くある。この違いは、積層方向に対して垂直な面では欠陥が発生しやすかったことや走査パターンに伴う組織の違いによるものと推察される。

一方、伸びは平均ではほぼ同程度の値を示しているが、同条件の試験片でもバラツキも大きい結果となった。特に、造形面に対して90°方向の場合にはバラツキが大きいことから、積層間に溶融不良欠陥が存在していると予測される。Fig. 8に破断面の写真を示す。これからわかるように溶融不良欠陥が観察された。造形方向0°および45°方向では溶融不良欠陥が観察されなかったが、90°方向ではこのような溶融不良欠陥が発生したために、バラツキが発生したものと考えられる。このため、今後はハッチピッチなどの造形条件についても詳細な検討を行う必要がある。

また、Brikaら¹³⁾の引張試験結果では、円形度の高いプラズマアトマイズ粉末およびガスアトマイズ粉末の造形体とも0.2%耐力および引張強さについては、大きな違いはないのに対して、伸びは円形度の高いプラズマアトマイズ粉末の造形体がガスアトマイズ粉末の造形体より低く、それぞれ10%前後と7%前後の値と報告されている。本研究結果と比較すると、プラズマアトマイズ粉末の結果とほぼ同様の値を示している。

これまで述べてきたように、本研究で使用した粉末による造形体は、プラズマアトマイズ粉末の造形体の密度ならびに表面粗さより優れるとともに、プラズマアトマイズ粉末と同等の引張特性を示すことがわかった。これは、本研究で使用した粉末の円形度がプラズマアトマイズ粉末とほぼ同等で、かつ微細な粉末であるためと考えられる。

4 結 言

本研究においては、新たに開発したガスアトマイズ法により作製した円形度の高いTi-6Al-4V合金粉末を用いて、レーザーパウダーベッド方式の装置により造形条件の検討を行うとともに、得られた最適造形条件により作製した造形体の機械的性質について調査した結果、次のことがわかった。

- (1) エネルギー密度25~45 J/mm³の範囲で相対密度99.5%以上の高密度の造形体を造形でき、レーザー出力150 W、走査速度700 mm/sでは相対密度99.94%を示した。

- (2) 密度を指標としたプロセスマップを作成した結果、レーザー出力125 W~175 W、走査速度600~700 mm/sが高密度の造形体を作製可能な条件であることがわかった。画像処理による欠陥率と表面粗さの検討を併せて検討した結果、最適な造形条件はレーザー出力150 W、走査速度700 mm/sであることがわかった。
- (3) 最適造形条件により引張試験片用の丸棒を造形して引張試験を行った結果、引張強さ1300 MPa以上となり他の報告より優れる高強度の造形体を作製できたが、伸びは8%前後でJIS規格の値より低くなった。
- (4) 造形体の表面粗さはS_a 5 μm程度で、他の研究結果や商用機のデータシートの結果と比較しても小さな値となり、優れた表面性状を示した。
- (5) 本研究で使用した円形度の高い微細粉末の造形体では、他の研究において報告されているプラズマアトマイズ粉末の結果と比較すると、プラズマアトマイズ粉末の造形体の密度ならびに表面粗さより優れるとともに、プラズマアトマイズ粉末と同等の引張特性を示した。

このように、円形度の高い粒径の小さいガスアトマイズTi-6Al-4V合金粉末を用いることにより密度、表面粗さおよび引張特性に優れる造形体を得られることがわかった。

謝 辞

本報告は、経済産業省「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プリンタ技術開発)プロジェクトならびにNEDO「次世代型産業用3Dプリンタの造形技術開発・実用化事業」による研究成果である。ここに、経済産業省、国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)ならびに技術研究組合次世代3D積層造形技術総合開発機構(TRAFAM)の皆様へ深謝の意を表す。

文 献

- 1) S. Liu, Y. C. Shin: *Materials and Design*, **164** (2019) 107552.
- 2) J. J. S. Dilip, S. Zhang, C. Teng, K. Zeng, C. Robinson, D. Pal, B. Stucker: *Progress in Additive Manufacturing*, **2** (2017) 157-167.
- 3) Y. Wang, C. Kamath, T. Voisin, Z. Li: *Rapid Prototyping J.*, **24**

- (2018) 1469-1478.
- 4) L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. Van Humbeeck, J.-P. Kruth: *Acta Materialia*, **58** (2010) 3303-3312.
 - 5) B. Song, S. Dong, B. Zhang, H. Liao, C. Coddet: *Materials and Design*, **35** (2012) 120-125.
 - 6) H. Gong, K. Rafia, H. Gu, T. Starr, B. Stucker: *Additive Manufacturing*, **1-4** (2014) 87-98.
 - 7) T. Voisin, N. P. Calta, S. A. Khairallah, J.-B. Forien, L. Balogh, R. W. Cunningham, A. D. Rollett, Y. M. Wang: *Materials and Design*, **158** (2018) 113-126.
 - 8) B. Vrancken, L. Thijs, J.-P. Kruth, J. Van Humbeeck: *Journal of Alloys and Compounds*, **541** (2012) 177-185.
 - 9) W. Xu, E. W. Lui, A. Pateras, M. Qian, M. Brandt: *Acta Materialia*, **125** (2017) 390-400.
 - 10) H. Ali, H. Ghadbeigi, K. Mumtaz: *Materials Science & Engineering A*, **712** (2018) 175-187.
 - 11) H. Galarraga, R. J. Warren, D. A. Lados, R. R. Dehoff: *Materials Science & Engineering A*, **685** (2017) 417-428.
 - 12) H. Masuo, Y. Tanaka, S. Morokoshi, H. Yagura, T. Uchida, Y. Yamamoto, Y. Murakami: *Int. J. Fatigue*, **117** (2018) 163-179.
 - 13) S. E. Brika, M. Letenneur, C. A. Dion, V. Brailovski, *Additive Manufacturing*, **31** (2020) 100929.
 - 14) M. Araki, S. Kusakawa, K. Nakamura, M. Yonehara, T.-T. Ikeshoji, H. Kyogoku: *J. Jpn. Soc. Powder Powder Metallurgy*, **65** (2018) 383-388.
 - 15) H. Kyogoku, T.-T. Ikeshoji: *Mechanical Engineering Reviews*, **7** (2019), DOI: 10.1299/mer.19-00182.
 - 16) https://www.laserproto.com/wp-content/uploads/2017/10/Ti64_M290_Material_data_sheet_06-16_en.pdf.
 - 17) B. Wysocki, P. Maj, R. Sitek, J. Buhagiar, K. J. Kurzydowski, W. Swieszkowski: *Appl. Sci.* (2017), **7**, 657; doi: 10.3390/app7070657.
 - 18) X. Zhao, S. Li, M. Zhan, Y. Liu, T. B. Sercombe, S. Wang, Y. Hao, R. Yang, L. E. Murr: *Materials and Design*, **95** (2016) 21-23.