

電子ビーム積層造形法による β 相含有 γ -TiAl 合金の健全造形と組織制御

High Precision Manufacturing and Microstructure Control of
 β -containing γ -TiAl Alloy through Electron Beam Melting

趙 研・川端はじめ・尾堂裕隆・林 竜弘

安田弘行・竹山雅夫・中野貴由

Ken CHO, Hajime KAWABATA, Hirotaka ODO, Tatsuhiko HAYASHI,
Hiroyuki Y. YASUDA, Masao TAKEYAMA and Takayoshi NAKANO

電子ビーム積層造形法による β 相含有 γ -TiAl 合金の健全造形と組織制御High Precision Manufacturing and Microstructure Control of β -containing γ -TiAl Alloy through Electron Beam Melting

趙 研^{*,**}・川端はじめ^{*}・尾堂裕隆^{*}・林 竜弘^{*}
 安田弘行^{*,**}・竹山雅夫^{***}・中野貴由^{*,**}
 Ken CHO, Hajime KAWABATA, Hiroataka ODO, Tatsuhiro HAYASHI,
 Hiroyuki Y. YASUDA, Masao TAKEYAMA and Takayoshi NAKANO

(Received 5 February 2021, Accepted 26 February 2021)

The influences of input energy density determined by the processing parameters on structural integrity and microstructure of β -containing Ti-44Al-4Cr alloy rods fabricated by electron beam melting process were investigated. We found that it is important to control the input energy density to obtain the rods with good dimensional accuracy. Moreover, we also found that the microstructure of the rods depends strongly on the input energy density. The rods fabricated at higher energy densities show a uniform $\alpha_2/\beta/\gamma$ mixed structure. On the other hand, ultrafine α_2/γ lamellar grains and β/γ cells which are discontinuously precipitated at the grain boundary of the lamellar grains can be seen at lower energy densities. The unique ultrafine lamellar grains are originated from the massive grains formed upon rapid cooling. The strength and ductility of the alloys are closely related to the volume fractions of the ultrafine lamellar grain and the β/γ cells, respectively.

Key Words: Electron Beam Melting, Titanium Aluminides, Microstructure, Tensile Properties

1. 緒言

近年、金属 3D プリントなどの Additive Manufacturing (AM) 技術を用いた新しいモノづくりが注目を集めている¹⁻³⁾。特に、熱源として電子ビームやレーザーを使用し、3D-CAD データをもとにそれらを高速に走査することで金属粉末床を熔融・凝固・積層する粉末床熔融 (Powder Bed Fusion, PBF) 法は、難加工材のニアネット造形ができることから、航空宇宙分野や生体・医療機器分野などに使用される複雑かつカスタムな形状を有する金属部材の次世代製造プロセスとして期待されている^{4,6)}。また、PBF 法では、金属粉末床を熔融・凝固する際の入抜熱量制御やスキャンストラテジーにより熔融池の凝固速度やその近傍の温度分布を変化させることで同法特有の微細組織を得ることができる。そのため、PBF 法は、部材の形状制御のための手法としてだけでなく、部材の微細組織制御や力学特性向上のための手法としても有用である⁷⁻⁹⁾。これまで、PBF 法によるチタン合金¹⁰⁻¹²⁾、ニッケル合金¹³⁻¹⁵⁾、ステンレス鋼^{16), 17)}、ハイエントロピー合金¹⁸⁻²⁰⁾などの形状および微細組織制御に関する

研究が行われており、その実用化が急速に広がりつつある。

我々の研究グループでは、高出力の電子ビームを使用して真空下で造形を行う電子ビーム積層造形 (Electron Beam melting, EBM) 法に注目し、 γ -TiAl 合金製部材の形状および組織制御に関する研究を行ってきた。EBM 法では、電子ビームの走査速度や走査ピッチなどの造形条件を変化させることで (1) 式で表される投入エネルギー密度 (ED) を制御することができる。

$$ED = \frac{I \times U}{v \times h \times d} \quad (1)$$

ただし、 I はビーム電流、 U はビーム電圧、 v は走査速度、 h は走査ピッチ、 d は積層厚さである。この投入エネルギー密度は、熔融池温度や熔融池寿命、熔融池周辺の冷却速度などに大きな影響を及ぼすことが知られている^{21), 22)}。例えば、EBM 法を用いて Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金 (4822 合金) 造形体を作製した場合、投入エネルギー密度に応じた熔融池からの熱影響を受けることで、duplex 組織と γ バンドと呼ばれる等軸 γ 粒組織からなる特異なバンド状組織を得ることができる²³⁾。本バンド状組織を有する 4822 合金は、鋳造

* 大阪大学大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 (〒 565-0871 大阪府吹田市山田丘 2-1)

Division of Materials and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University (2-1 Yamada-oka, Suita, Osaka 565-0871, Japan)

** 大阪大学大学院工学研究科 異方性カスタム設計・AM 研究開発センター (〒 565-0871 大阪府吹田市山田丘 2-1)

Anisotropic Design & Additive Manufacturing Research Center, Graduate School of Engineering, Osaka University (2-1 Yamada-oka, Suita, Osaka 565-0871, Japan)

*** 東京工業大学 物質理工学院 (〒 152-8550 東京都目黒区大岡山 2-12-1)

Department of Materials Science and Engineering, School of Materials and Chemical Technology, Tokyo Institute of Technology (2-12-1, Ookayama, Meguro-ku, Tokyo 152-8550, Japan)

材の欠点である低い室温延性を克服し^{23),24)}、優れた疲労特性²⁵⁻²⁷⁾をも示すことから、航空機エンジンの低圧タービン翼への実用化が期待されている。

一方、同タービン翼には、4822合金よりもAl量を減らした上でCrなどのβ相安定化元素を添加したβ相含有γ-TiAl合金^{28),29)}の適用も検討されている。同合金は、β相の形態を最適化することで4822合金より優れた力学特性を示す^{29),30)}。しかし、EBM法を用いた同合金の造形に関する研究例は極めて少ない。本研究では、EBM製β相含有γ-TiAl合金の健全性、微細組織に及ぼす投入エネルギー密度の影響を明らかにすることを目的とした。また、微細組織の定量評価を通じて、力学特性に及ぼす微細組織の影響を調査した。

2. 実験方法

Ti-44Al-4Cr合金(at%, 44-4合金)インゴット(神戸製鋼所, Japan)よりガスアトマイズ法を用いて作製した平均粒径約70μmの合金粉末(大阪冶金興業, Japan)を用いてEBM法(Q10, Arcam EBM, Sweden)により寸法10×10×30mmの角柱試料を造形した(Fig. 1(a))。この時、ビーム電圧を60kV、積層厚さを90μmとし、走査ピッチを0.12、0.2、0.3、0.4mmと設定することで投入エネルギー密度を16.7~55.6J/mm³の範囲で変化させた。以降、各試料について、走査ピッチを用いて0.12mm材のように表記する。

造形まま試料について、鏡面研磨した縦断面を光学顕微鏡法(OM)および走査型電子顕微鏡法(SEM)を用いて観察し、画像解析することにより造形欠陥および微細組織の定量評価を行った。また、ナノインデンテーション法により各組織の硬さを測定した。この硬さ試験では、最大荷重を4.9mNとして各組織でそれぞれ25点以上測定を行い、それらの平均値を各組織の硬さとした。さらに、各角柱試料の長手方向を荷重軸方向としてFig. 1(b)に示す引張試験片を切り出し、室温引張特性を調査した。引張試験は、初期ひずみ速度を1.7×10⁻⁴s⁻¹として実施した。

3. 実験結果と考察

3.1 EBM造形体の健全性

Fig. 2(a)-(d)に各走査ピッチで造形した44-4合金造形体の写真を示す。最も投入エネルギー密度の高い走査ピッチ

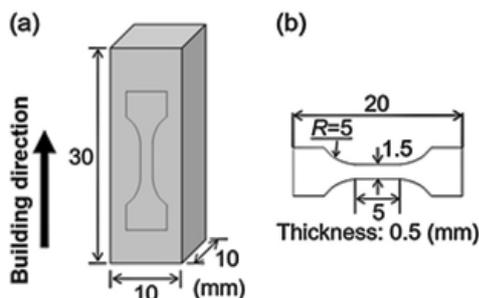


Fig. 1 Schematic drawings of the 44-4 alloy rods fabricated by the EBM (a) and the specimens for tensile tests.

0.12 mmで造形した場合(55.6 J/mm³, Fig. 2(a))、上面(造形面)に異常な盛り上がり認められたため造形を継続することが困難であった。しかし、Fig. 2(b)-(d)に示す通り、走査ピッチを0.2 mm以上に設定し、投入エネルギー密度を低下することで高さ30 mmまで継続して造形することが可能となった。さらに、0.2 mm材(33.3 J/mm³, Fig. 2(b))、0.3 mm材(22.2 J/mm³, Fig. 2(c))、0.4 mm材(16.7 J/mm³, Fig. 2(d))の寸法誤差(d_c)を比較すると、投入エネルギー密度の低下にともなって小さくなるのがわかる。特に最も投入エネルギー密度の低い0.4 mm材は、非常に高い寸法精度($d_c = 0.24$ mm)を有する。この様にEBM法における造形の成否および造形体の寸法精度は投入エネルギー密度に大きく依存する。これは、投入エネルギー密度が溶融池の対流や表面張力に大きな影響を及ぼすためである^{31),32)}。つまり、投入エネルギー密度が高すぎる場合、溶融池が不安定化することで形状制御が困難となる。一方、投入エネルギー密度が低すぎる場合、粉末の溶融不足による造形欠陥の形成が懸念される。そこで、0.2 mm材、0.3 mm材、0.4 mm材の縦断面をOM法により観察した(Fig. 2(e)-(g))。最も投入エネルギー密度の高い0.2 mm材の欠陥率(f_d)は、約0.2%と極めて低い。投入エネルギー密度の低下とともに f_d はわずかに増加するものの、0.4 mm材でも約0.6%であり、顕著な溶融不足は生じていない。これらのことから、投入エネルギー密度が16.7~33.3 J/mm³の範囲となるよう造形条件を設定することで、高い寸法精度と低い造形欠陥を両立した健全なEBM製β相含有γ-TiAl合金造形体を得られることが示された。

3.2 微細組織の投入エネルギー密度依存性

0.2 mm材と0.4 mm材の微細組織をFig. 3に示す。0.2 mm材(Fig. 3(a), (c))では、β/γ二相領域とα₂/γラメラ領域からなるα₂/β/γ混合組織が均一に形成されている。この混合

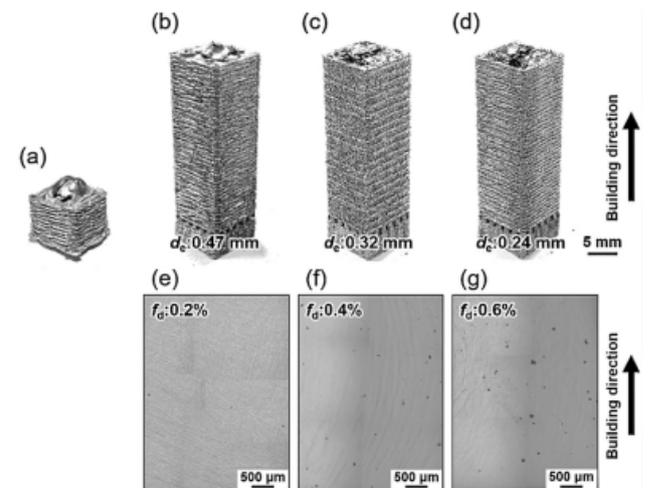


Fig. 2 The 44-4 alloy rods fabricated by the EBM at various scan pitches (a)-(d) and typical OM images of a cross section of the rods. (a) $h = 0.12$ mm, (b), (e) $h = 0.2$ mm, (c), (f) $h = 0.3$ mm and (d), (g) $h = 0.4$ mm.

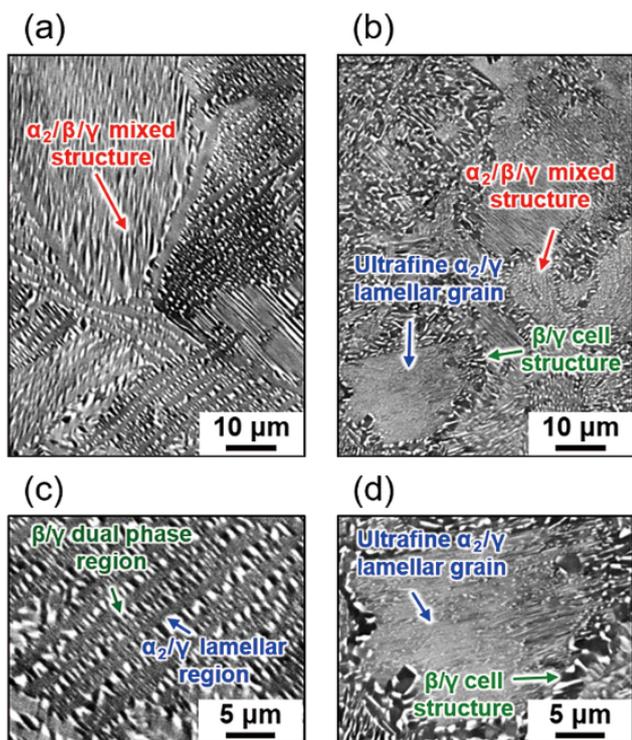


Fig. 3 Microstructure of the 44-4 alloy rods fabricated by the EBM at $h = 0.2$ mm (a) and 0.4 mm (b). Enlarged SEM images of the $\alpha_2/\beta/\gamma$ mixed structure in the rod fabricated at $h = 0.2$ mm (c) and the ultrafine α_2/γ lamellar grain and the β/γ cell structure in the rod fabricated at $h = 0.4$ mm (d).

組織は、鑄造材にも見られる組織であり、EBM 材においては、溶融池の凝固、冷却にともなう相変態 (Fig. 4 (a))³³⁾ により以下の 3 ステップを経て形成される。

ステップ I. 溶融池の凝固にともない β 単相組織が形成 (Fig. 4 (c) I)。

ステップ II. 冷却とともに $\beta + \alpha$ 二相領域に入ることによって β 単相組織が Cr リッチな β 相と Al リッチな α 相に相分離 (Fig. 4 (c) II)。

ステップ III. さらに冷却にともなって γ 相の析出が生じ、 β 相から β/γ 二相領域、 α 相から α_2/γ ラメラ領域がそれぞれ形成 (Fig. 4 (c) III)。

これに対して、より投入エネルギー密度の低い条件で造形した 0.4 mm 材では、 $\alpha_2/\beta/\gamma$ 混合組織とともに、 α_2/γ ラメラ粒とそのラメラ粒界を被覆する β/γ セル組織が見られる (Fig. 3 (b))。ここで特に興味深いのは、 α_2/γ ラメラ粒である。一般的な鑄造材のラメラ間隔は、約 300 nm から数 μm であるのに対して、本ラメラ粒のラメラ間隔は約 46 nm と圧倒的に微細である (Fig. 3 (d))。この超微細 α_2/γ ラメラ粒は、EBM 法の特徴の一つである極めて速い冷却速度によってもたらされる。投入エネルギー密度を低くすることにより、溶融池温度が低下するため、冷却速度はより高速となる (Fig. 4 (b))。このとき、前述のステップ II における β 単相組織からの β 相と α 相への相分離は生じにくくなり、一部の β 単相組織は α マッシュ変態³⁴⁾ により α 単相

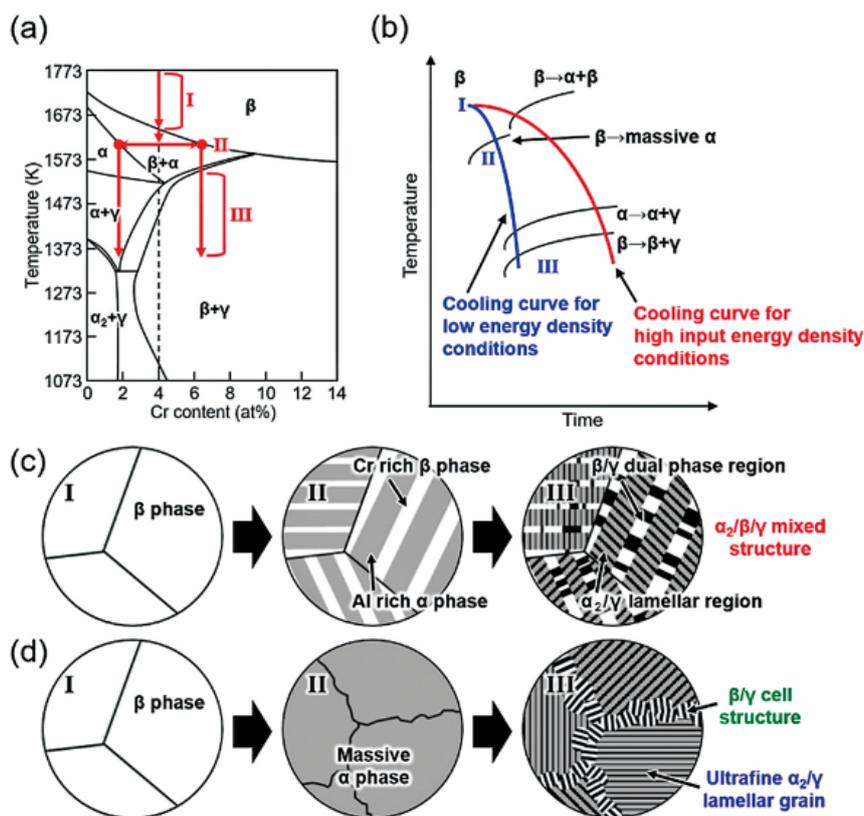


Fig. 4 Schematic drawings of phase diagram of Ti-44Al-Cr alloys as a function of Cr content (a), time-temperature-transformation (TTT) diagram of 44-4 alloy (b) and illustrations showing evolution of microstructure of the 44-4 alloy rods fabricated at high (c) and low (d) input energy density conditions.

組織となる (Fig. 4 (b), (d) II)。その後のさらなる冷却にともなう α 単相組織中に γ 相が析出することでラメラ組織が形成されるが、ここでも冷却速度が速いため、極めて微細なラメラ組織となる (Fig. 4 (d) III)。このように超微細 α_2/γ ラメラ粒を得るためには、EBM法の極めて速い冷却速度でしか得ることのできない α マツシブ変態を経ることが必要である。そのため、この超微細 α_2/γ ラメラ粒は、EBM材特有の組織であると言える。ラメラ粒界を被覆している β/γ セル組織 (Fig. 3 (d))は、 β 相含有 γ -TiAl合金特有の組織であり、 β 相安定化元素 (本合金ではCr)が過飽和に固溶したラメラ粒が $\beta + \gamma$ 二相領域に保持されることで、ラメラ粒界から不連続析出反応によって形成される。このセル組織は、約75%が γ 相で構成されており、TiAl合金の破壊靱性向上に有効であることが報告されている²⁹⁾。

Fig. 5に $\alpha_2/\beta/\gamma$ 混合組織 ($V_{\alpha_2/\beta/\gamma}$)、超微細 α_2/γ ラメラ粒 ($V_{\alpha_2/\gamma L}$)、 β/γ セル組織 ($V_{\beta/\gamma C}$)の体積率の投入エネルギー密度

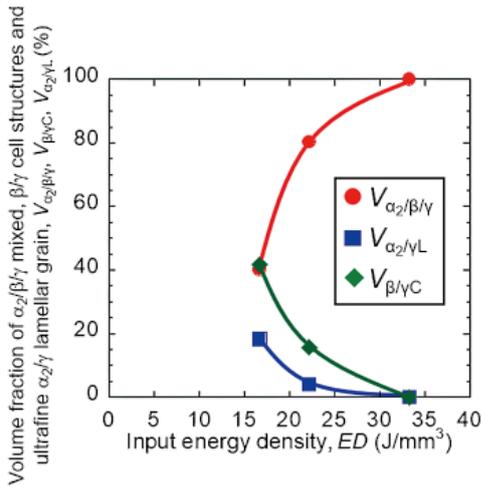


Fig. 5 Volume fraction of the $\alpha_2/\beta/\gamma$ mixed structure, the ultrafine α_2/γ lamellar grain and the β/γ cell microstructure as a function of the input energy density.

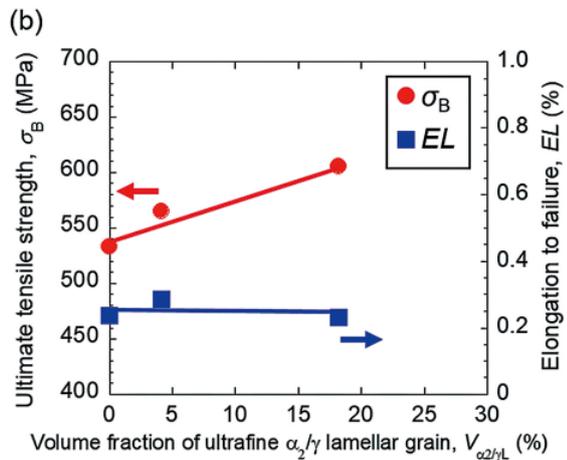
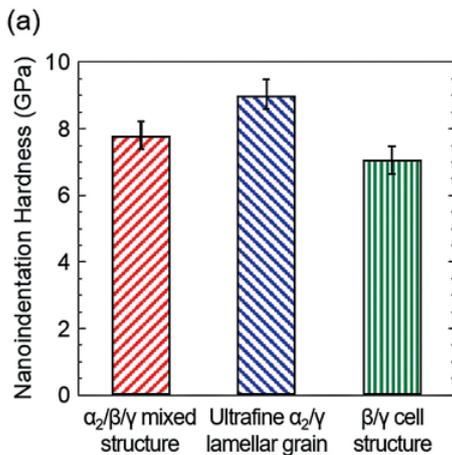


Fig. 6 Nanoindentation hardness of the $\alpha_2/\beta/\gamma$ mixed structure, the ultrafine α_2/γ lamellar grain and the β/γ cell structure in the 44-4 alloy rods fabricated by the EBM (a) and variations in σ_B and EL at room temperature of the 44-4 alloy rods fabricated by the EBM as a function of volume fraction of the ultrafine α_2/γ lamellar grain (b).

度依存性を示す。投入エネルギー密度が 33.3 J/mm^3 の場合、 $V_{\alpha_2/\beta/\gamma}$ は 100% であった。これに対して、投入エネルギー密度の低下とともに冷却速度は高速化するため α マツシブ変態の生じる割合は増加する。その結果、 $V_{\alpha_2/\gamma L}$ および $V_{\beta/\gamma C}$ は増加し、 $V_{\alpha_2/\beta/\gamma}$ は減少する。このように EBM 法において投入エネルギー密度に着目したプロセス設計を行うことで、健全な形状制御を実現できるだけではなく、 casting 材と同様のものから EBM 材特有のものまで、微細組織をも任意に制御することができる。

3.3 微細組織と力学特性の関係

所望の力学特性を有する β 相含有 γ -TiAl 合金製部材を EBM 法で造形するためには、各組織の力学特性を理解した上で、組織制御を行うことが重要である。Fig. 6 (a) に $\alpha_2/\beta/\gamma$ 混合組織、超微細 α_2/γ ラメラ粒、 β/γ セル組織のナノインデンテーション硬さを示す。超微細 α_2/γ ラメラ粒は、他の組織に比べて硬く、強化因子となることがわかる。これは、 γ -TiAl 合金のラメラ組織の強度とラメラ間隔にホールペッチの法則^{35), 36)}が成り立つためである。一方、 β/γ セル組織は、比較的に変形し易い微細な γ 相が多く含まれることから、硬さが最も低く、変形を担う組織と言える。

Fig. 6 (b) に 0.2 mm 材、0.3 mm 材、0.4 mm 材の室温最大引張強さ (σ_B) と破断伸び (EL) の $V_{\alpha_2/\gamma L}$ 依存性を示す。強化因子である $V_{\alpha_2/\gamma L}$ の増加にともなう σ_B は増加しているものの、室温延性は、 $V_{\alpha_2/\gamma L}$ が増加しても損なわれていない。一般的に強化因子の増加は、延性の低下を引き起こすため、これは特異な挙動と言える。この強度-延性トレードオフの克服は、超微細 α_2/γ ラメラ粒が増加した場合、その粒界を被覆する延性組織である β/γ セル組織も増えるために生じる。このように、EBM 法でしか得ることのできない特有の超微細 α_2/γ ラメラ粒と β/γ セル組織に着目した組織制御を行うことで、これまでにない優れた力学特性を示す β 相含有 γ -TiAl 合金製部材を実現することが可能になる。

4. 結論

本研究では、EBM法により作製した β 相含有 γ -TiAl合金造形体の健全性、微細組織について、投入エネルギー密度に着目して調査した。また、同造形体の微細組織と力学特性の関係についても定量的な解析をもとに調査し、以下の知見を得た。

- 1) 投入エネルギー密度を16.7～33.3 J/mm³の範囲とすることで、高い寸法精度と低い造形欠陥を両立することが可能である。
- 2) 投入エネルギー密度が高い場合、均一な $\alpha_2/\beta/\gamma$ 混合組織となる。一方、投入エネルギー密度を低下させると冷却速度が高速化することにより α マッシュ変態が生じ、EBM材特有の組織である超微細 α_2/γ ラメラ粒とそのラメラ粒を被覆する β/γ セル組織を得ることができる。
- 3) 超微細 α_2/γ ラメラ粒は、強化因子であり、その体積率を増加させることで造形体の強度を向上することができる。その際、同時に増加する β/γ セル組織は、延性低下の抑制に有効である。

謝辞

本研究は、内閣府総合科学技術・イノベーション会議の戦略的イノベーション創造プログラム(SIP)(管理法人:JST)によって実施された。

参考文献

- 1) W.E. Fraizer: "Metal Additive Manufacturing: A Review", *J. of Mater. Eng. and Perform.*, **23** (2014), 1917-1928.
- 2) D. Herzog: "Additive manufacturing of metals", *Acta Mater.*, **117** (2016), 371-392.
- 3) S. Singh, S. Ramakrishna and R. Singh: "Material issues in additive manufacturing: A review", *J. Manuf. Process.*, **25** (2017), 185-200.
- 4) L. Nickels: "AM and aerospace: An ideal combination", *Metal Powder Report*, **70** (2015), 300-303.
- 5) 中野貴由: *軽金属*, **67** (2017), 470-480.
- 6) W.S.W. Harun, M.S.I.N. Kamariah, N. Muhamad, S.A.C. Ghani, F. Ahmad and Z. Mohamed: "A review of powder additive manufacturing processes for metallic biomaterials", *Powder Technol.*, **327** (2018), 128-151.
- 7) T. Ishimoto, K. Hagihara, K. Hisamoto, S.H. Sun and T. Nakano: "Crystallographic texture control of beta-type Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy by selective laser melting for the development of novel implants with a biocompatible low Young's modulus", *Scr. Mater.*, **132** (2017), 34-38.
- 8) O. Gokcekaya, N. Hayashi, T. Ishimoto, K. Ueda, T. Narushima and T. Nakano: "Crystallographic orientation control of pure chromium via laser powder bed fusion and improved high temperature oxidation resistance", *Addit. Manuf.*, **36** (2020), 101624.
- 9) S.H. Sun, Y. Koizumi, S. Kurosu, Y.P. Li, H. Matsumoto and A. Chiba: "Build direction dependence of microstructure and high-temperature tensile property of Co-Cr-Mo alloy fabricated by electron beam melting", *Acta Mater.*, **64** (2014), 154-168.
- 10) N. Hrabe and T. Quinn: "Effects of processing on microstructure and mechanical properties of a titanium alloy (Ti-6Al-4V) fabricated using electron beam melting (EBM), Part 2: Energy input, orientation, and location", *Mater. Sci. Eng. A*, **573** (2013), 271-277.
- 11) N. Ikee, T. Ishimoto and T. Nakano: "Novel powder/solid composites possessing low Young's modulus and tunable energy absorption capacity, fabricated by electron beam melting, for biomedical applications", *J. Alloys Compd.*, **639** (2015), 336-340.
- 12) 石本卓也, 安富順平, 杉本昌太, 中野貴由: "レーザ積層造形法による β 型Ti-15Mo-5Zr-3Al合金の集合組織形成", *スマートプロセス学会誌*, **7** (2018), 229-232.
- 13) S.H. Sun, K. Hagihara and T. Nakano: "Effect of scanning strategy on texture formation in Ni-25 at.%Mo alloys fabricated by selective laser melting", *Mater. Des.*, **140** (2018), 307-316.
- 14) E. Chauvet, P. Kontis, W.A. Jägle, B. Gault, D. Raabe, C. Tassin, J.J. Blandin, R. Dendievel, B. Vayre, S. Abed and G. Martin: "Hot cracking mechanism affecting a non-weldable Ni-based superalloy produced by selective electron beam melting", *Acta Mater.*, **142** (2018), 82-94.
- 15) 岡田竜太郎, 野村嘉道, 井頭賢一郎, 中野貴由: "Additive ManufacturingプロセスによるNi基超合金のクリープ特性向上に向けた異方性組織制御", *スマートプロセス学会誌*, **8** (2019), 106-111.
- 16) S.H. Sun, T. Ishimoto, K. Hagihara, Y. Tsutsumi, T. Hanawa and T. Nakano: "Excellent mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel with a unique crystallographic lamellar microstructure via selective laser melting", *Scr. Mater.*, **159** (2019), 89-93.
- 17) T. Ishimoto, S. Wu, Y. Ito, S.H. Sun, H. Amano and T. Nakano: "Crystallographic Orientation Control of 316L Austenitic Stainless Steel via Selective Laser Melting", *ISIJ International*, **60** (2020), 1758-1764.
- 18) K. Kuwabara, H. Shiratori, T. Fujieda, K. Yamanaka, Y. Koizumi and A. Chiba: "Mechanical and corrosion properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy fabricated with selective electron beam melting", *Addit. Manuf.*, **23** (2018), 264-271.
- 19) P. Wang, P. Huang, F.L. Ng, W.J. Sin, S. Lu, M.L.S. Nai, Z.L. Dong and J. Wei: "Additively manufactured CoCrFeNiMn high-entropy alloy via pre-alloyed powder", *Mater. Des.*, **168** (2019), 107576.
- 20) T. Ishimoto, R. Ozasa, K. Nakano, M. Weinmann, C. Schnitter, M. Stenzel, A. Matsugaki, T. Nagase, T. Matsuzaka, M. Todai, H.S. Kim and T. Nakano: "Development of TiNbTaZrMo bio-high entropy alloy (BioHEA) super-solid solution by selective laser melting, and its improved mechanical property and biocompatibility", *Scr. Mater.*, **194** (2021), 113658.
- 21) D. Riedlbauer, T. Scharowsky, R.F. Singer, P. Steinmann, C. Körner and J. Mergheim: "Macroscopic simulation and experimental measurement of melt pool characteristics in selective electron beam melting of Ti-6Al-4V", *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **88** (2017), 1309-1317.
- 22) W. Kan, B. Chen, H. Peng, Y. Liang and J. Lin: "Formation of columnar lamellar colony grain structure in a high Nb-TiAl alloy by electron beam melting", *J. Alloys Compd.*, **809** (2019), 151673.

- 23) M. Todai, T. Nakano, T. Liu, H.Y. Yasuda, K. Hagihara, K. Cho, M. Ueda and M. Takeyama: "Effect of building direction on the microstructure and tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting", *Addit. Manuf.*, **13** (2017), 61-70.
- 24) M. Sakata, J.Y. Oh, K. Cho, H.Y. Yasuda, M. Todai, T. Nakano, A. Ikeda, M. Ueda and M. Takeyama: "Effects of heat treatment on unique layered microstructure and tensile properties of TiAl fabricated by electron beam melting", *Mater. Sci. Forum.*, **941** (2018), 1366-1371.
- 25) K. Cho, R. Kobayashi, J.Y. Oh, H.Y. Yasuda, M. Todai, T. Nakano, A. Ikeda, M. Ueda and M. Takeyama: "Influence of unique layered microstructure on fatigue properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloys fabricated by electron beam melting", *Intermetallics*, **95** (2018), 1-10.
- 26) K. Cho, R. Kobayashi, T. Fukuoka, J.Y. Oh, H.Y. Yasuda, M. Todai, T. Nakano, A. Ikeda, M. Ueda and M. Takeyama: "Microstructure and Fatigue Properties of TiAl with Unique Layered Microstructure Fabricated by Electron Beam Melting", *Mater. Sci. Forum.*, **941** (2018), 1597-1602.
- 27) 趙研, 安田弘行, 當代光陽, 上田実, 竹山雅夫, 中野貴由: "電子ビーム積層造形法により作製したTiAl合金の熱間等方圧加圧法による高温疲労特性改善", *スマートプロセス学会誌*, **9** (2020), 180-184.
- 28) T. Tetsui, K. Shindo, S. Kobayashi and M. Takeyama: "A newly developed hot worked TiAl alloy for blades and structural components", *Scr. Mater.*, **47** (2002), 399-403.
- 29) L.J. Signori, T. Nakamura, Y. Okada, R. Yamagata, H. Nakashima and M. Takeyama: "Fatigue crack growth behavior of wrought γ -based TiAl alloy containing β -phase", *Intermetallics*, **100** (2018), 77-87.
- 30) H. Clemens, W. Wallgram, S. Kremmer, V. Güther, A. Otto and A. Bartels: "Design of novel β -solidifying TiAl alloys with adjustable β /B2-phase fraction and excellent hot-workability", *Adv. Eng. Mater.*, **10** (2008), 707-713.
- 31) P. Karimia, E. Sadeghi, J. Ålgårdha and J. Andersson: "EBM-manufactured single tracks of Alloy 718: Influence of energy input and focus offset on geometrical and microstructural characteristics", *Mater. Charact.*, **148** (2019), 88-99.
- 32) Y. Zhao, K. Aoyagi, K. Yamanaka and A. Chiba: "Role of operating and environmental conditions in determining molten pool dynamics during electron beam melting and selective laser melting", *Addit. Manuf.*, **36** (2020), 101559.
- 33) A. Shaaban, H. Wakabayashi, H. Nakashima and M. Takeyama: "Phase equilibria among $\beta/\alpha/\alpha_2/\gamma$ phases and phase transformations in Ti-Al-Cr system at elevated temperatures", *Process. Manuf.*, **4** (2019), 1471-1476.
- 34) M. Kasthuber, T. Klein, B. Rashkova, I. Weißensteiner, H. Clemens and S. Mayer: "Phase transformations in a β -solidifying γ -TiAl based alloy during rapid solidification", *Intermetallics*, **91** (2017), 100-109.
- 35) Y. Umakoshi and T. Nakano: The role of ordered domains and slip mode of α_2 phase in the plastic behaviour of TiAl crystals containing oriented lamellae", *Acta Metall. Mater.*, **41** (1993), 1155-1161.
- 36) K. Maruyama, N. Yamada and H. Sato: "Effects of lamellar spacing on mechanical properties of fully lamellar Ti-39.4 mol%Al alloy", *Mater. Sci. Eng. A*, **319-321** (2001), 360-363.

代表者メールアドレス

安田弘行 hyyasuda@mat.eng.osaka-u.ac.jp