

ジェットエンジン軽量化に向けた $\beta$ 相含有 TiAl 合金の 3D プリンティング技術

3D Printing Technology of  $\beta$ -containing TiAl Alloy for Weight Reduction of Jet Engine

趙 研・安田弘行・竹山雅夫・中野貴由  
Ken CHO, Hiroyuki Y. YASUDA, Masao TAKEYAMA and Takayoshi NAKANO

ジェットエンジン軽量化に向けた $\beta$ 相含有 TiAl 合金の 3D プリンティング技術3D Printing Technology of  $\beta$ -containing TiAl Alloy for Weight Reduction of Jet Engine趙 研\*・安田弘行\*・竹山雅夫\*\*・中野貴由\*  
Ken CHO, Hiroyuki Y. YASUDA, Masao TAKEYAMA and Takayoshi NAKANO

(Received 28 February 2023, Accepted 15 May 2023)

In recent years, titanium aluminide (TiAl) alloys have replaced nickel-based superalloys in low-pressure turbine (LPT) blades of aircraft jet engines to improve the efficiency of the engines by reducing their weight. In addition, new  $\beta$  containing TiAl alloys that have an ordered  $\beta$  phase at service temperatures with mechanical properties superior to those of conventional alloys have been proposed. The next-generation TiAl alloys are likely to contribute to the advancement of more efficient aircraft jet engines. LPT blades of TiAl alloys are predominantly fabricated by precision investment casting. However, the surface oxidation and contamination from the crucible are significant concerns in the casting process. The surface layer containing oxide and contamination must be removed after the process. Thus, it is necessary to establish a new manufacturing process for TiAl LPT blades. The additive manufacturing process of electron beam powder fusion (EB-PBF) has attracted much attention for new fabrication process of TiAl LPT blades. In this article, we describe our research results on fabrication and microstructure control of  $\beta$  containing TiAl alloys by the EB-PBF process, as well as microstructure control techniques by heat treatment.

**Key Words:** Electron Beam Powder Bed Fusion, Titanium Aluminide, Microstructure Control, Mechanical Property

## 1. はじめに

気候変動問題を解決するためのカーボンニュートラル達成に向け、温室効果ガスの一つである CO<sub>2</sub> 排出量削減がエネルギー産業をはじめとする様々な分野で盛んに進められている<sup>1)</sup>。このような状況の中、航空機産業は、新型コロナウイルスのパンデミックによる一時的な需要低下から回復し、従来予測通りの成長率に戻りつつある<sup>2)</sup>。そこで、運航時の CO<sub>2</sub> 排出量削減に向けた燃費向上のため、航空機ジェットエンジンの軽量化が重要課題となっている。そのため、これまでタービン翼材料として使用されていた Ni 基超合金に代わる材料として TiAl 合金が注目されている<sup>3), 4)</sup>。同合金は、D0<sub>19</sub> 型構造の  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al 相、L1<sub>0</sub> 型構造の  $\gamma$ -TiAl 相、B2 型構造の  $\beta$ -TiAl 相から構成される複相金属間化合物である。その比重は、Ni 基超合金 (約 8.2 g/cm<sup>3</sup>) の約半分程度 (約 4.2 g/cm<sup>3</sup>) しかなく、800℃ 程度まで使用が想定される唯一の軽量耐熱合金である。これまで同合金の実用化に向け、相変態の理解に立脚した組織制御や変形挙動の理解に基づく力学特性の改善が世界中で行われてきた<sup>5-9)</sup>。その結果、General Electric 社の GEnx エンジンで低圧タービン翼に採用されたの皮切りに、TiAl 合金の航空機ジェットエンジンへの適用が広がっている<sup>10)</sup>。さらに近年では、Al 量

を減少させ、Nb や Mo、Cr などの  $\beta$  相安定化元素を添加することで、 $\beta$  相をも組織制御に利用できる  $\beta$  相含有 TiAl 合金が竹山氏らによって提案された<sup>11-13)</sup>。同合金は、熱間鍛造も可能な高強度 TiAl 合金として広く注目を集めている。例えば、GEnx エンジンで使用された Ti-48Al-2Cr-2Nb (48-2-2) 合金よりも優れた高温強度を示す Ti-43Al-4Nb-1Mo-01B (TNM) 合金が Clemens 氏らによって開発され、その実用化が検討されている<sup>14-16)</sup>。航空機ジェットエンジンのさらなる軽量化に向け、 $\beta$  相含有 TiAl 合金の重要性は、今後ますます高まるであろう。

現在、低圧タービン翼を含む TiAl 合金製部材は、主に精密鍛造法で製造されている<sup>17)</sup>。この時、TiAl 合金の特徴である高い活性により、表面の酸化や不純物混入が生じるため、鍛造材の表面は大きく切削する必要がある。しかし、同合金は、室温延性が低く、切削加工自体が非常に困難である。そのため、切削加工は、大量の材料ロス生じるとともに、製造コスト高騰の要因の一つとなっている。そこで、これらの問題を解決するため、TiAl 合金低圧タービン翼の新たな製造プロセスが求められている。

TiAl 合金製部材の新たな製造プロセスとして、Additive manufacturing (AM) 技術の一つである、粉末床溶融結合 (Powder bed fusion; PBF) 法が期待されている。PBF 法は、

\* 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)

\*\* 東京工業大学物質理工学院 材料系 (〒 152-8552 東京都目黒区大岡山 2-12-1-S8-8)

Department of Materials Science and Engineering, School of Materials and Chemical Technology, Tokyo Institute of Technology (S8-8, 2-12-1 Ookayama, Meguro-ku, Tokyo 152-8552, Japan)

3D-CAD データをもとにして熱源である電子ビームやレーザービームを高速に走査することで、薄い金属粉末床の選択的な溶融・凝固を繰り返し、それを積層することで、任意形状の三次元構造体を作製する手法である。中空構造など複雑な形状を有する部材も直接造形できることから、同法は部材の外部／内部形状制御ツールとして発展してきた。加えて、近年では、造形時のプロセス条件に依存する入抜熱の制御やスキャンストラテジー（熱源の走査方向制御）により、溶融池の形状や凝固速度、凝固方向、温度勾配、冷却速度を制御することで特異な微細組織を獲得できることが明らかになってきた<sup>18-23)</sup>。このことから、PBF 法は、外部／内部形状と微細組織（＝特性）を同時に制御可能な全く新しいモノづくり手法として、航空宇宙分野、医療機器分野、エネルギー分野、輸送機器分野など幅広い分野から大きな注目を集めている。特に、熱源としてエネルギー吸収効率がよく、高融点材料も溶融できる電子ビームを使用する電子ビーム粉末床溶融結合 (Electron beam-PBF; EB-PBF) 法は、真空中で直接造形を行うことから、TiAl 合金製部材の既存製造プロセスにおける問題点を解決可能な新製造プロセスの一つであるとされている。そのため、TiAl 合金の EB-PBF 造形については、航空機産業の盛んな欧米を中心に、世界中で精力的に研究開発が進められている<sup>24-27)</sup>。日本においても、内閣府が主導する戦略的イノベーション創造プログラム (SIP) 第1期「革新的構造材料」(2014.9～2019.3) とそれに続く、第2期「統合型材料開発システムによるマテリアル革命」(2018.11～2023.3) の中で EB-PBF 法による TiAl 合金低圧タービン翼の製造技術確立に関する研究開発が行われている。これらのプロジェクトでは、産官学連携により、EB-PBF 法のための新規合金の設計から高品質粉末の製造、健全タービン翼の造形、各種特性の評価に至るまで、基礎研究から社会実装までを見据えた一貫通貫の研究開発を実施している。我々の研究グループは、SIP 第1期にて実用 TiAl 合金である 48-2-2 合金<sup>28-32)</sup>、SIP 第2期にて  $\beta$  相含有 TiAl 合金の EB-PBF 造形に関する研究開発を行ってきた<sup>33), 34)</sup>。これらの研究では、EB-PBF 法を用いた形状制御だけではなく、同法による微細組織の制御、最適化にも着目し、健全かつ優れた力学特性を有する TiAl 合金低圧タービン翼の製造技術確立を目指した。本稿では、EB-PBF 製  $\beta$  相含有 TiAl 合金低圧タービン翼の製造に関する一連の技術について概説する。なお、48-2-2 合金への EB-PBF 法の適用に関しては、詳細な解説<sup>30), 35), 36)</sup> を参照されたい。

## 2. EB-PBF 法による健全造形技術

EB-PBF 法によって健全な造形体を得るためには、電子ビームの走査や積層に関する様々なプロセス条件を最適に設定することが重要である。主なプロセス条件としては、ビーム電流、走査速度、走査間隔、積層厚さ等があり、これらを組み合わせることで最適な条件が決定される。装置

メーカーが提供する合金粉末を使用する場合、合金種ごとに設定されている標準的なプロセス条件（造形レシピ）を利用することで比較的容易に健全な造形を行うことができる。しかし、独自合金の粉末を造形する場合、最適なプロセス条件を探索することから健全造形技術の開発はスタートする。この最適条件の探索では、式 (1) の投入エネルギー密度  $E$  が指標の一つとして用いられる。

$$E = \frac{VI}{vpt} \quad (1)$$

ここで、 $V$  はビーム電圧、 $I$  はビーム電流、 $v$  は走査速度、 $p$  は走査間隔、 $t$  は積層厚さである。 $E$  は健全造形のための最適プロセス条件の探索だけではなく、後述する組織制御においても重要な指標となる。

Fig. 1 に EB-PBF 法にて  $\beta$  相含有 TiAl 合金造形体を作製した際の寸法誤差  $E_d$  および欠陥率  $f_d$  と  $E$  の関係を示す<sup>33)</sup>。 $E_d$  を低減するためには、適切な範囲で  $E$  を低く設定し、溶融池内の対流や溶融池形状を安定化させる必要がある。しかし、過度な  $E$  の低下は、溶融不足を引き起こすため、 $f_d$  の増加が顕著となる。これらトレードオフの関係にある健全性の評価基準を両立させるためには、複数のプロセス条件で小型造形体を同時に造形するスクリーニング造形を繰り返す必要がある。例えば、Fig. 1 に示したデータを取得するため7回のスクリーニング造形と100個以上の造形体の評価を行っている。これは、EB-PBF 法による造形技術確立に不可欠な開発ステップであるものの、開発時間・コストが大きくなる要因の一つでもある。

そこで近年、我々のグループでは、ニューラルネットワークを用いた機械学習によって  $E_d$  と  $f_d$  を両立し得る最適プロセス条件を予測するシステムの開発にも取り組んでいる。本予測システムにより、 $E_d$  が  $\pm 0.3$  mm 以下、 $f_d$  が 0.2% 以下の健全な造形体を作製可能なプロセス条件を、提案条件に基づくわずか1回のスクリーニング造形によって得ることに成功している。今後、本予測システムのさらなる精度向上や適用合金の範囲拡大を進めることで、EB-PBF 法による健全造形技術確立の迅速化・低コスト化が期待される。

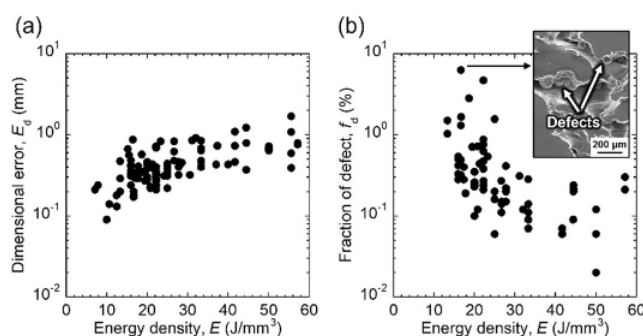


Fig. 1 Variations in  $E_d$  (a) and  $f_d$  (b) of  $\beta$ -containing TiAl alloys fabricated by EB-PBF as a function of  $E$ .

### 3. EB-PBF法による組織制御

EB-PBF法の特徴として、溶融池からの温度分布によってその近傍が熱影響を受けることが挙げられる。熱影響の温度域は造形する合金種によって変化するが、融点から予熱温度程度の範囲となる。さらに、この溶融池は、電子ビームの走査に伴って数1000 m/sの高速で移動する。そのため、溶融池およびその近傍の冷却速度は $10^6$  K/sにも達する。

β相含有TiAl合金をEB-PBF法で造形する場合、熱影響の温度域は融点から約1000°Cの範囲となる。同合金は、この温度域にて多くの相変態が生じることから、非常に複雑な微細組織が形成される。Fig. 2にEの異なるプロセス条件で造形したβ相含有TiAl合金の微細組織を示す<sup>33)</sup>。Fig. 2(a)は、比較的高いE(32 J/mm<sup>3</sup>)、(b)は比較的低いE(16 J/mm<sup>3</sup>)で造形した場合の微細組織である。高E条件では、白色コントラストのβ相と黒色コントラストのγ相を含むβ/γ二相領域と灰色コントラストのα<sub>2</sub>相とγ相からなるα<sub>2</sub>/γラメラ領域で構成されるα<sub>2</sub>+β+γ混合組織となる(Fig. 2(a))。この組織の形成過程は以下の通りである。

- ① 溶融池からの高温の熱影響によってβ単相組織が形成(Fig. 3(a)、(b)中の①)。

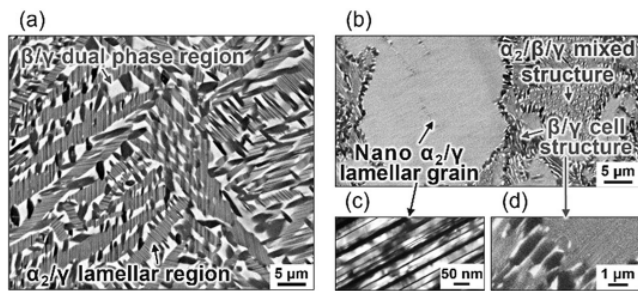


Fig. 2 Microstructure of β-containing TiAl alloys fabricated by EB-PBF at high (a) and low (b) E conditions. Enlarged SEM images of α<sub>2</sub>/γ nano lamellar grain (c) and β/γ cell structure in (b).

- ② 冷却にともなってβ単相組織がβ+α組織に相分離(Fig. 3(a)、(b)中の②)。この時、元素分配によって、β安定化元素はβ相に、Alはα相に濃化。
- ③ さらに熱影響温度の低下に伴い、β相、α相に対してそれぞれKurdjumov-Sachs、Blackburnの方位関係を持ってγ相が析出し、β/γ二相領域とα<sub>2</sub>/γラメラ領域が形成(Fig. 3(a)、(b)中の③)。

α<sub>2</sub>+β+γ混合組織は、 casting材にも見られる組織であるが、EB-PBF法を用いることで各相の粒径が5 μm以下の圧的に微細な組織を得ることができる。これは、冷却速度が速く熱影響を受ける時間が極めて短いためである。一方、低E条件では、α<sub>2</sub>+β+γ混合組織に加え、β/γセル状組織で粒界を被覆されたα<sub>2</sub>/γラメラ粒が形成する(Fig. 2(b))。このラメラ粒は、ラメラ間隔が十~数十 nm程度であることから、α<sub>2</sub>/γナノラメラ粒と呼んでいる。ナノラメラ粒のいびつな形状の粒界は、同組織がマッシブα変態によって形成したマッシブα粒を経て形成されること示唆している<sup>37)</sup>。その形成過程は、恒温変態曲線(模式図)を用いて、以下の通り理解される。

- ① 溶融池からの高温の熱影響によってβ単相組織が形成(Fig. 3(c)、(d)中の①)。
- ② 低Eに由来する冷却速度の高速化により、比較的反応速度の遅いβ→β+α変態が生じず、マッシブα変態が生じることでβ単相組織がマッシブα粒に変化(Fig. 3(c)、(d)中の②)。この時、β安定化元素はマッシブα粒中に過飽和に固溶。
- ③ 熱影響温度の低下により、マッシブα粒中にBlackburnの方位関係をもってγ相が析出しα<sub>2</sub>/γナノラメラ粒が形成。さらに、ラメラ粒界では不連続析出反応によりβ/γセル状組織が形成(Fig. 3(c)、(d)中の③)。

この組織形成過程でポイントとなるマッシブα変態は、 $10^4$  K/s程度の高速な冷却速度を必要とする。そのため、従

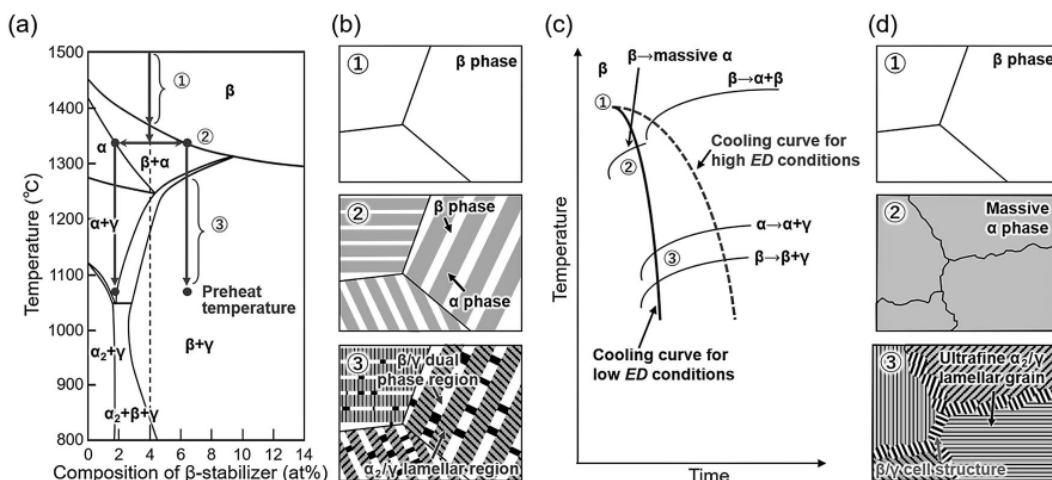


Fig. 3 Schematic drawings of phase diagram (a) and time-temperature-transformation (TTT) diagram (c) of β-containing TiAl alloys. Illustrations showing evolution of microstructures at the top surfaces of β-containing TiAl alloys fabricated by EB-PBF at high (b) and low (d) E conditions.

来の casting や熱処理にて同変態を得るのは困難である。このことから、 $\alpha_2/\gamma$  ナノラメラ粒は、安定的かつ継続的に超高速冷却が生じる EB-PBF 製合金に特異な微細組織であると言える。なお、 $\beta/\gamma$  セル状組織の特徴については、4 節にて詳述する。

Fig. 4 (a) に  $\alpha_2+\beta+\gamma$  混合組織 ( $V_{\alpha_2/\beta/\gamma}$ )、 $\alpha_2/\gamma$  ナノラメラ粒 ( $V_{\alpha_2/\gamma}$ )、 $\beta/\gamma$  セル状組織 ( $V_{\beta/\gamma}$ ) の体積率と  $E$  の関係を示す<sup>33)</sup>。 $E$  が増加するとともに冷却速度が遅くなるため、 $\alpha_2/\gamma$  ナノラメラ粒と  $\beta/\gamma$  セル状組織は減少し、 $\alpha_2+\beta+\gamma$  混合組織は増加する。さらに、Fig. 4 (b) に組織形態に関わらず造形体全体に含まれる  $\beta$  相 ( $V_\beta$ ) の体積率と  $E$  の関係を示す。 $V_\beta$  は、 $E$  と正の相関を有する。これは、 $E$  の増加にともなって溶融池からの温度分布が高温化することで、各組織中の  $\beta$  相割合が増加するためである。このように、EB-PBF 製  $\beta$  相含有 TiAl 合金の微細組織は、 $E$  に依存して形態やその体積率、各相の割合など変化する。これは、力学特性も  $E$  に依存することを示している。

Fig. 5 に EB-PBF 製  $\beta$  相含有 TiAl 合金の 750°C での最大引張強さ ( $\sigma_B$ ) と破断伸び ( $EL$ ) の  $E$  依存性を示す<sup>33)</sup>。高  $E$  条件ほど強化相である  $\beta$  相の体積率が高くなるため、高強度合金が得られる (Fig. 5 (a))。加えて、 $\beta$  相の少ない低  $E$  条件にて  $\sigma_B$  の低下が鈍化し一定となっている点にも注目いただきたい。低  $E$  条件で形成される  $\alpha_2/\gamma$  ナノラメラ粒が  $\beta$  相の減少を補う強化因子として作用することで、強度低下が抑制されている。近年では、より優れた強化能を示す

$\alpha_2/\gamma$  ナノラメラ粒を有する新合金も開発され、TNM 合金を超える高温強度、破壊靱性が達成されている。

EB-PBF 製  $\beta$  相含有 TiAl 合金に含まれる微細な  $\gamma$  相も力学特性に大きな影響を与える。 casting 材などに見られる粗大な  $\gamma$  相は、粒界破壊を起こすことで延性低下の原因となることが知られている。しかし、本来  $\gamma$  相は  $\alpha_2/\gamma$  ラメラ組織や  $\beta$  相に比べて容易に変形する。そのため、 $\alpha_2+\beta+\gamma$  混合組織あるいは  $\beta/\gamma$  セル状組織中の数  $\mu\text{m}$  程度の微細な  $\gamma$  相は延性因子として作用し、約 40% もの大きな  $EL$  をもたらす (Fig. 5 (b))。この優れた延性は、TiAl 合金の実用上の問題点の一つとされてきた破壊靱性の低さを克服できる可能性を示すものであり、EB-PBF 製合金の長所の一つである。

以上のように、EB-PBF 法によって  $\beta$  相含有 TiAl 合金を造形する場合、 $E$  を適切に制御することで、微細組織、力学特性を自在に制御することができる。これは、低圧タービン翼をはじめとする  $\beta$  相含有 TiAl 合金製部材の製造に同法を用いる重要な利点の一つである。

#### 4. 熱処理による組織制御技術

最適なプロセス条件で造形した EB-PBF 製  $\beta$  相含有 TiAl 合金の欠陥率は 0.2% 以下であり、静的な力学特性に影響を及ぼすことは少ない。しかし、疲労特性などの動的な力学特性は、微少な欠陥の影響を受けることがある。そのため、EB-PBF 製部材を実用に供する場合、欠陥をさらに低減するための等方圧加圧処理 (Hot isostatic pressing; HIP) 処理とその後の微細組織制御のための熱処理が必須となる。なお、既存の精密 casting 製低圧タービン翼についても、安全性の担保、力学特性の向上・均一化のため、これらのプロセスは不可欠とされている。

我々のグループでは、造形後の HIP および熱処理を念頭に、EB-PBF 製  $\beta$  相含有 TiAl 合金に対する熱処理による組織制御に関する技術開発も行っている。ここでは、強度と延性を両立するための不連続析出反応を利用した二段階熱処理について紹介する<sup>34)</sup>。本熱処理では、状態図上での領域が異なる二つの温度で熱処理を行うことで、強化因子である  $\alpha_2/\gamma$  ラメラ粒と延性因子である  $\beta/\gamma$  セル状組織の形態制御を行う (Fig. 6)<sup>34)</sup>。まず、一段階目の熱処理では、比較的高温に存在する  $\beta+\alpha$  領域で保持することで、粒界の一部に  $\beta$  相を含む等軸  $\alpha$  粒組織を形成させる。 $\beta$  相が等軸  $\alpha$  粒の粒界をピンニングするため、微細な EB-PBF 材の組織に由来する微細等軸  $\alpha$  粒が得られる。その後の冷却過程にて  $\gamma$  板が析出することで等軸  $\alpha$  粒は  $\alpha_2/\gamma$  ラメラ粒となる。この時、冷却速度が速いほど  $\gamma$  板の核生成頻度が増加するため、ラメラ間隔は微細となる。Fig. 6 (a) に 1300°C で 2 h 保持した後、空冷した合金の微細組織を示すが、ラメラ粒径は約 35  $\mu\text{m}$ 、ラメラ間隔は約 20 nm であった。なお、冷却過程で  $\beta$  相にも  $\gamma$  相が析出するため、粒界の  $\beta$  相は  $\beta/\gamma$  二相組織 ( $\beta/\gamma$  duplex structure) に変化する。次に二段階目の熱処理として、比較的低温の  $\beta+\gamma$  領域で保持する。1000°C

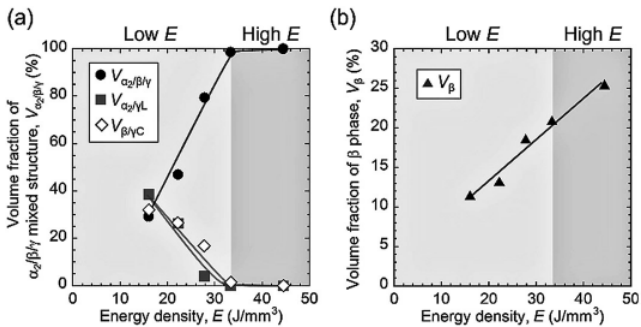


Fig. 4 Variations in microstructural factors as a function of  $E$ . (a)  $V_{\alpha_2/\beta/\gamma}$ ,  $V_{\alpha_2/\gamma}$  and  $V_{\beta/\gamma}$ , (b)  $V_\beta$ .

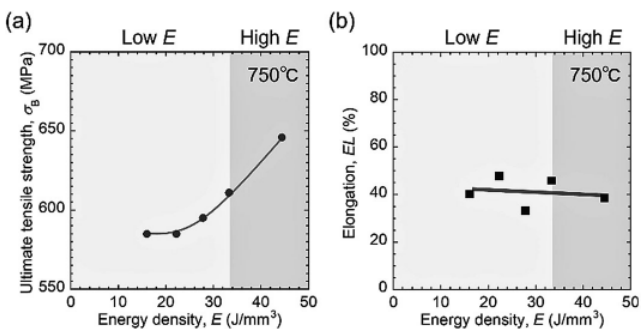


Fig. 5 Variations in  $\sigma_B$  (a) and  $EL$  (b) of  $\beta$ -containing TiAl alloys fabricated by EB-PBF as a function of  $E$ .

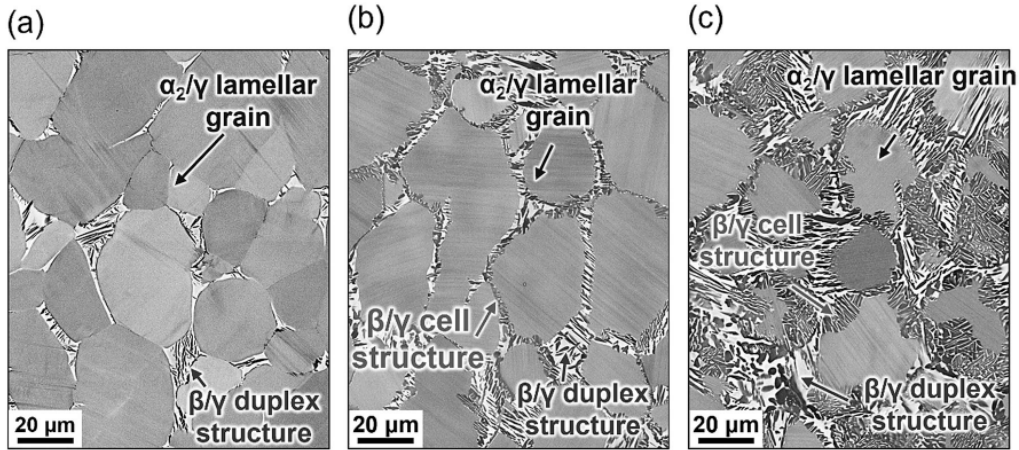


Fig. 6 Microstructure of β-containing TiAl alloys fabricated by EB-PBF subjected to the first heat treatment at 1300°C for 2 h (a) and the second heat treatment at 1000°C for 0.1 h (b) and 0.5 h (c).

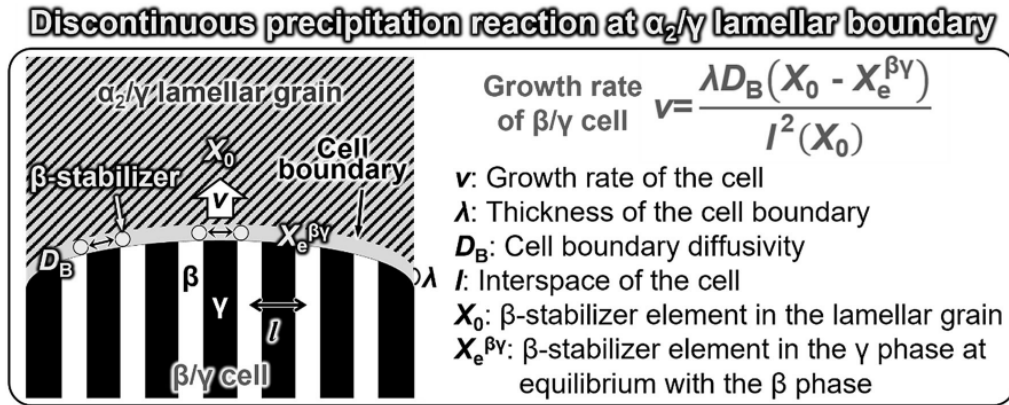


Fig. 7 Schematic drawing of discontinuous precipitation reaction at lamellar boundary of β-containing TiAl alloys.

で 0.1 h (0.1AG 材) および 0.5 h (0.5AG 材) 保持した際の微細組織を Fig. 6 (b) および (c) に示す<sup>34)</sup>。ラメラ粒界に β 相と γ 相からなるセル状組織が形成されており、熱処理時間の増加とともにその体積率は増加する。この β/γ セル状組織は、α₂/γ ラメラ粒に含まれる β 相安定化元素の過飽和度を駆動力とする不連続析出反応によって形成される β 相含有 TiAl 合金特有の組織である (Fig. 7)。β/γ セル状組織は、約 8 割が変形可能な微細 γ 相で構成されることから、延性因子として作用する。

Fig. 8 に 750°C での造形まま材と二段階熱処理材 (0.1AG 材、0.5AG 材) の最大引張強さと破断伸びを示す<sup>34)</sup>。ラメラ間隔の極めて微細な α₂/γ ラメラ粒が多く含まれるため、強度は大幅に向上する。特に、0.5AG 材は、β/γ セル状組織の体積率も高いため、約 40% の伸びを示し、660 MPa 以上の高い高強度と優れた延性の両立に成功している。

このように、複雑な相変態が生じる β 相含有 TiAl 合金の組織を制御し、力学特性を向上するためには、正確な状態図に基づく熱処理条件の設定が重要である。EB-PBF 製 β 相含有 TiAl 合金タービン翼の実現に向け、造形技術の向上はもとより、相変態や相平衡及ばす各種 β 相安定化元素、

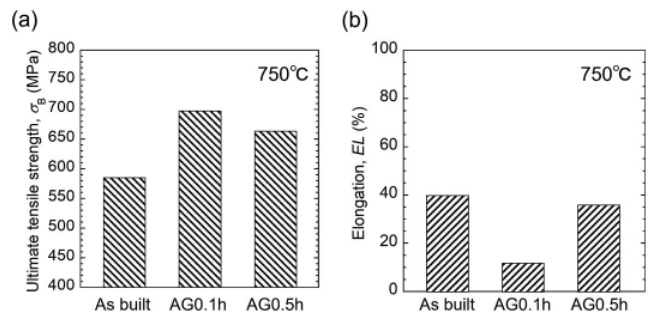


Fig. 8 σ<sub>B</sub> (a) and EL (b) of β-containing TiAl alloys fabricated by EB-PBF subjected to the heat treatments.

侵入型元素などの影響を理解した状態図の作成が進められており<sup>38)</sup>、さらなる精度向上が期待される。

### 5. EB-PBF による大型タービン翼の造形技術

EB-PBF による健全造形技術や組織制御技術の研究開発では、一般的に全長約 10 ~ 30 mm ほどの角柱材や円柱材といった二次的に等方的な形状を有する小型造形体を用いることが多い。しかし、β 相含有 TiAl 合金の使用が検討

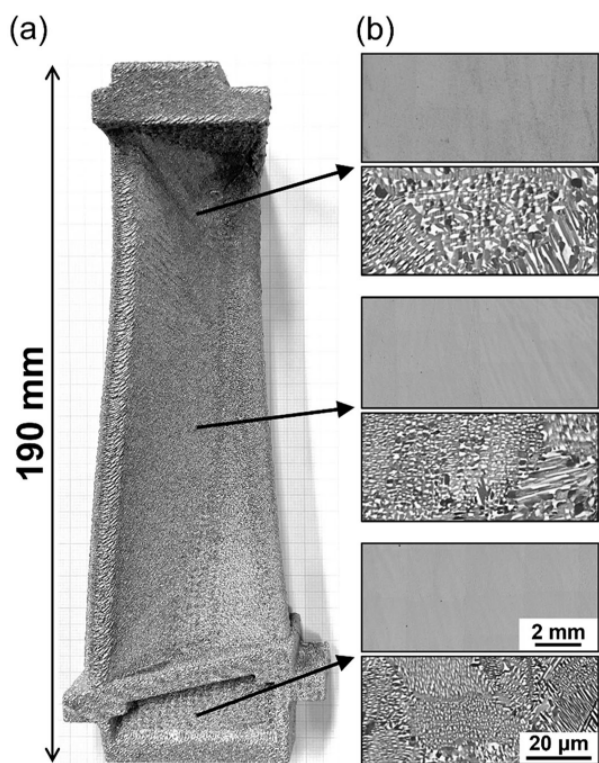


Fig. 9  $\beta$ -containing TiAl alloy low pressure turbine blade fabricated by EB-PBF (a) and optical microscopy and scanning electron microscopy images at each position (b).

されている低圧タービン翼は、航空機ジェットエンジンのタービン翼の中でも大型の部類であり、その全長は約 200 ~ 300 mm にもなる。さらに、その断面は、数十 mm の厚肉部と数 mm の薄肉部が混在した複雑形状である。健全造形に着目した場合、小型造形体にて最適化したプロセス条件は、基本的にそのまま大型タービン翼の造形に適用することができる。しかし、熔融池やその近傍の熱履歴に対して、より敏感に変化する微細組織を制御する場合、プロセス条件や造形方法の修正が必要となる。例えば、角柱材にて均一な  $\alpha_2+\beta+\gamma$  混合組織が形成される高  $E$  条件を用いてタービン翼を造形した際、薄肉部の一部で低  $E$  条件に特有の  $\alpha_2/\gamma$  ナノラメラ粒が形成されることがある。これは、厚肉部と薄肉部における入抜熱の変化に起因して組織形成時の冷却速度に差異が生じるためである。そこで、我々のグループでは、部位ごとのプロセス条件変更や造形体配置の最適化などにより、均一な微細組織を有する大型タービン翼の造形技術を確立した。Fig. 9 に全長 190 mm の EB-PBF 製タービン翼を試作した例を示す。どの部分においても熔融不足等による欠陥は見られず、緻密度は 99% 以上に達する。さらに、タービン翼全体が均一な  $\alpha_2+\beta+\gamma$  混合組織を有しており、高温強度、延性も均一であった。現在は、EB-PBF 製  $\beta$  相含有 TiAl 合金低圧タービン翼の実機への実装に向け、本タービン翼の疲労特性やクリープ特性といったより実用的観点からの力学試験を進めている。

## 6. おわりに

AM 技術の一つである EB-PBF 法による  $\beta$  相含有 TiAl 合金の健全造形技術と組織制御技術を紹介した。さらには、状態図の理解に基づいて設計した熱処理による粒界反応析出を利用した組織制御技術についても解説した。近年の目覚ましい技術進歩により、EB-PBF 法をはじめとする AM 技術を駆使することで、従来法では得ることのできない微細組織、優れた力学特性を有する部材を創製することが可能になってきた。しかし、その学術的な理解はまだ十分ではない。今後、AM 技術による新しいものづくりがさらなる発展を遂げるためには、特殊な環境でのプロセス中に材料がどのように形成されるのか、優れた力学特性の起源は何かを、材料科学的な視点からさらに解明していくことが肝要である。

現在、AM プロセスにおける局所的な加熱で発生する超温度場における結晶成長、組織形成メカニズムの解明については、科研費・学術変革領域研究 (A) 「超温度場材料創成学 巨大ポテンシャル勾配による原子配列制御が拓くネオ 3D プリント」(大阪大学 小泉雄一郎教授) にて、AM プロセスによって得られるナノ~マクロにわたる特異界面での材料強化機構の解明については、戦略的創造研究推進事業 (CREST) 「カスタム力学機能制御が構築~階層化異方性骨組織に学ぶ~」(大阪大学 中野貴由教授) にて、それぞれ実験と計算の高度な連携によって取り組まれている。これらプロジェクトの研究成果により、新たな AM 材料学が構築され、革新的な材料が創出されることを期待する。

## 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。本プロジェクトでは、金属技研 (株)、物質・材料研究機構 (第 1 期)、東京工業大学、三菱重工航空エンジン (株)、(株) 神戸製鋼所、大阪冶金興業 (株) (第 2 期) と連携させていただいた。さらに、多くの大阪大学大学院生、学部生の皆様にも尽力頂いた。ここに記して、感謝申し上げる。

## 参考文献

- 1) Cabinet Secretariat, Ministry of Economy, Trade and Industry, Cabinet Office, Financial Services Agency, Ministry of Internal Affairs and Communications, Ministry of Foreign Affairs, Ministry of Education, Culture, Sports, Science and Technology, Ministry of Agriculture, Forestry and Fisheries, Ministry of Land, Infrastructure, Transport and Tourism and Ministry of the Environment: "Green Growth Strategy Through Achieving Carbon Neutrality in 2050", 2021.
- 2) Japan Aircraft Development Corporation: "Worldwide Market Forecast 2022-2041", 2022.
- 3) J. Aguilar, A. Schievenbusch and O. K. "atltz: "Investment casting

- technology for production of TiAl low pressure turbine blades - Process engineering and parameter analysis”, *Intermetallics*, **19** (2011), 757-761.
- 4) P. Bartolotta, J. Barrett, T. Kelly and R. Smashey: “The use of cast Ti-48Al-2Cr-2Nb in jet engines”, *JOM* **49** (1997), 48-50.
  - 5) Y.W. Kim: “Ordered intermetallic alloys, part III: Gamma titanium aluminides”, *JOM*, **46** (1994), 30-39.
  - 6) Y.-W. Kim, D.M. Dimiduk and M.H. Loretto: “Gamma Titanium Aluminides 1999”, TMS, (1999).
  - 7) F. Appel, J.D.H. Paul and M. Oehring: “Gamma Titanium Aluminide Alloys”, Wiley-VCH, (2011).
  - 8) H. Clemens and H. Kestler: “Processing and Applications of Intermetallic  $\gamma$ -TiAl-Based Alloys”, *Advanced Engineering Materials*, **2** (2000), 551-570.
  - 9) X. Wu: “Review of alloy and process development of TiAl alloys”, *Intermetallics*, **14** (2006), 1114-1122.
  - 10) B.P. Bewlay, S. Nag, A. Suzuki and M.J. Weimer: “TiAl alloys in commercial aircraft engines”, *Materials at High Temperatures*, **3409** (2016), 1-11.
  - 11) M. Takeyama and S. Kobayashi: “Physical metallurgy for wrought gamma titanium aluminides: microstructure control through phase transformations”, *Intermetallics*, **13** (2005), 993-999.
  - 12) T. Tetsui, K. Shindo, S. Kobayashi and M. Takeyama: “A newly developed hot worked TiAl alloy for blades and structural components”, *Scripta Materialia*, **47** (2002), 399-403.
  - 13) M. Takeyama and H. Nakashima: “Current State and Recent Trend of Wrought TiAl Alloys”, *Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity*, **56** (2015), 535-539.
  - 14) H. Clemens, W. Wallgram, S. Kremmer, V. Güther, A. Otto and A. Bartels: “Design of novel  $\beta$ -solidifying TiAl alloys with adjustable  $\beta$ /B2-phase fraction and excellent hot-workability”, *Advanced Engineering Materials*, **10** (2008), 707-713.
  - 15) H. Clemens, S. Mayer: “Design, Processing, Microstructure, Properties, and Applications of Advanced Intermetallic TiAl Alloys”, *Advanced Engineering Materials*, **15** (2012), 191-215.
  - 16) E. Schwaighofer, H. Clemens, S. Mayer, J. Lindemann, J. Klose, W. Smarsly and V. Güther: “Microstructural design and mechanical properties of a cast and heat-treated intermetallic multi-phase  $\gamma$ -TiAl based alloy”, *Intermetallics*, **44** (2014), 128-140.
  - 17) Y. Dong, D. Zhang, K. Bu, Y. Dou and W. Wang: “Geometric parameter-based optimization of the die profile for the investment casting of aerofoil-shaped turbine blades”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **57** (2011), 1245-1258.
  - 18) T. Morita, C. Tsuda and T. Nakano: “Influences of scanning speed and short-time heat treatment on fundamental properties of Ti-6Al-4V alloy produced by EBM method”, *Materials Science and Engineering A*, **704** (2017), 246-251.
  - 19) 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”, *Scripta Materialia*, **132** (2017), 34-38.
  - 20) 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”, *Additive Manufacturing*, **36** (2020), 101624.
  - 21) 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 Materialia*, **64** (2014), 154-168.
  - 22) 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”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **88** (2017), 1309-1317.
  - 23) W. Kan, B. Chen, H. Peng, Y. Liang and J. Lin: “Formation of columnar lamellar colony grain structure in a high Nb-Ti-Al alloy by electron beam melting”, *Journal of Alloys and Compounds*, **809** (2019), 151673.
  - 24) L.E. Murr, S.M. Gaytan, A. Ceylan, E. Martinez, J.L. Martinez, D.H. Hernandez, B. I. Machado, D.A. Ramirez, F. Medina, S. Collins and R.B. Wicker: “Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting”, *Acta Materialia*, **58** (2010), 1887-1894.
  - 25) J. Schwerdtfeger and C. Körner: “Selective electron beam melting of Ti-48Al-2Nb-2Cr: microstructure and aluminium loss”, *Intermetallics* **49** (2014), 29-35.
  - 26) H. Yue, Y. Chen, X. Wang and F. Kong: “Effect of beam current on microstructure, phase, grain characteristic and mechanical properties of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by selective electron beam melting”, *Journal of Alloys and Compounds*, **750** (2018), 617-625.
  - 27) Y.K. Kim, S.J. Youn, S.W. Kim, J. Hong and K.A. Lee: “High-temperature creep behavior of gamma Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting”, *Mater. Materials Science and Engineering A*, **763** (2019), 138138.
  - 28) 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”, *Additive Manufacturing*, **13** (2017), 61-70.
  - 29) 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.
  - 30) H.Y. Yasuda, K. Cho, M. Todai, M. Ueda, D. Kondo, S. Morokoshi, A. Ikeda, M. Takeyama and T. Nakano: “Microstructure and Mechanical Properties of TiAl Alloys Prepared by Additive Manufacturing”, *Journal of Smart Processing*, **8** (2019), 78-83. (in Japanese)
  - 31) K. Cho, H.Y. Yasuda, M. Todai, M. Ueda, M. Takeyama, T. Nakano: “Improvement of High Temperature Fatigue Properties of TiAl Alloys Fabricated by Electron Beam Melting Through Hot Isostatic Pressing Process”, *Journal of Smart Processing*, **9** (2020), 180-184. (in Japanese)
  - 32) K. Cho, N. Morita, H. Matsuoka, H.Y. Yasuda, M. Todai, M. Ueda, M. Takeyama and T. Nakano: “Influence of Input Energy Density on Morphology of Unique Layered Microstructure of  $\gamma$ -TiAl Alloys Fabricated by Electron Beam Powder Bed Fusion”, *Materials*



- Transactions, **64** (2023), 44-49.
- 33) K. Cho, H. Kawabata, T. Hayashi, H.Y. Yasuda, H. Nakashima, M. Takeyama and T. Nakano: "Peculiar microstructural evolution and tensile properties of  $\beta$ -containing  $\gamma$ -TiAl alloys fabricated by electron beam melting", Additive Manufacturing, **46** (2021), 102091.
- 34) K. Cho, H. Odo, K. Okamoto, H.Y. Yasuda, H. Nakashima, M. Takeyama and T. Nakano: "Improving the Tensile Properties of Additively Manufactured  $\beta$ -Containing TiAl Alloys via Microstructure Control Focusing on Cellular Precipitation Reaction", Crystals, **11** (2021), 809.
- 35) K. Cho, H.Y. Yasuda, M. Todai, M. Ueda, M. Takeyama and T. Nakano: "Unique microstructure and mechanical properties of TiAl alloys fabricated by electron beam melting", Titanium Japan, **67** (2019), 290-296. (in Japanese)
- 36) H.Y. Yasuda, K. Cho, M. Todai, H. Nakashima, M. Takeyama and T. Nakano: "Electron Beam Melting of TiAl Alloys for Aircraft Jet Engine Application", Bulletin of the Iron and Steel Institute of Japan, **27** (2022), 913-919. (in Japanese)
- 37) M. Kasthuber, T. Klein, B. Rashkova, I. Weissensteiner, H. Clemens and S. Mayer: "Phase transformations in a  $\beta$ -solidifying  $\gamma$ -TiAl based alloy during rapid solidification", Intermetallics, **91** (2017), 100-109.
- 38) H. Nakashima, J. Yu and M. Takeyama: "Experimental phase diagram study of the TiAl-rich part of the Ti-Al-Ni ternary system", Calphad, **80** (2023), 102521.

代表者メールアドレス

安田弘行 hyyasuda@mat.eng.osaka-u.ac.jp