

# レーザー積層造形が生み出すアルミニウム合金の 非平衡組織・準安定相の多元素化による制御

高田 尚 記\*

## 1. はじめに

近年、積層造形(付加製造)技術は飛躍的な発展を遂げ、従来の加工法では不可能な三次元複雑形状の造形を可能とした<sup>(1)-(3)</sup>。積層造形技術を用いた材料の造形プロセスは、3Dプリンティングやアディティブ・マニュファクチャリング(Additive Manufacturing)と称される場合も多い。金属材料に適用される積層造形技術で最も汎用的なプロセスのひとつは、レーザー粉末床熔融結合(Laser Powder Bed Fusion: L-PBF)法<sup>(1)-(5)</sup>である。不活性ガス雰囲気中のチャンバー内に敷設した金属粉末を1層ずつ積層し、造形部にレーザー照射し熔融・凝固を繰り返し、構造体を造形する。アルミニウム(Al)合金粉末を用いたL-PBFプロセス適用の報告例<sup>(6)-(8)</sup>は近年著しく増加し、従来の鋳造合金に分類されるAl-Si系合金<sup>(9)-(11)</sup>や展伸材に分類されるAl-Cu系合金<sup>(12)(13)</sup>やAl-Zn-Mg合金<sup>(14)(15)</sup>に留まらず、新たな合金系<sup>(16)-(18)</sup>へ適用されている。

L-PBFプロセスにより製造された金属造形体は、造形過程の走査レーザー照射による連続的な局所熔融・超急凝固( $10^5\sim 10^7\text{°C/s}$ <sup>(19)</sup>)を通じて熔融池構造(melt pool structure)を有する。L-PBFプロセスが生み出す材料組織の特徴は微細な凝固組織形態を呈するだけでなく、過飽和固溶体や準安定相を内包する非平衡状態であることが挙げられる<sup>(20)</sup>。その非平衡組織を有する金属造形体は優れた強度<sup>(20)</sup>、耐摩耗性<sup>(21)</sup>、耐食性<sup>(22)</sup>など、従来法によって製造された材料と比較し、多機能性を示す。軽量金属の代表であるAl合金を用いた造形体の強度は従来材より高く、その高強度化は高濃度の異種元素を含む合金でより顕著になる<sup>(20)(23)</sup>。この高強度

化をもたらす要因のひとつは、レーザー照射による局所熔融・急凝固に起因する多量の合金元素を過飽和に固溶した $\alpha$ -Al母相(過飽和固溶体)の形成である。この過飽和固溶体は、室温における動的析出を引き起こし、従来の常識とは異なる強度の負のひずみ速度依存性を発現させる<sup>(24)</sup>。また、過飽和固溶体を利用し、低温時効処理(T5処理に相当する)を用いた析出強化<sup>(25)(26)</sup>が多くのAl合金積層造形体で適用されつつある。微細な析出物は加工硬化を促進するため<sup>(27)</sup>、造形体の均一伸びの向上にも有効である。

著者らは、産業的に重要なAl-Si系合金だけでなく、典型的な遷移金属元素であるFeとの2元系合金のL-PBFプロセスに関する基礎研究を進めてきた<sup>(28)(29)</sup>。その結果、L-PBFプロセスによって製造されたAl-Fe 2元系合金造形体には、過飽和Feを固溶する母相だけでなく、微細な $\text{Al}_6\text{Fe}$ 準安定相<sup>(30)</sup>が均一微細に生成することを見出した(従来の鋳造プロセスでは、粗大な $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ 安定相<sup>(31)</sup>が生成する)。この微細な準安定相の生成が、高い高温強度を発現させることを見出した<sup>(32)</sup>。一般に、Al合金にFe等の遷移金属添加は機械的性質や耐食性を劣化させるため<sup>(33)</sup>避けられており、これまでのAl合金の成分設計の常識と異なる。この知見に基づき、著者らは微細な $\text{Al}_6\text{Fe}$ 相の生成を促進する合金設計を行い、L-PBFプロセスの適用を試みた。本稿では、先ずL-PBFプロセスで製造したAl-Fe 2元系合金積層造形体の非平衡組織の特徴を紹介し、それに基づき設計したAl-Fe-Mn<sup>(34)</sup>及びAl-Fe-Cu<sup>(35)</sup> 3元系合金粉末を用いたL-PBFプロセスの適用と造形体の組織解析の結果を示す。また、Al-Fe-Mn及びAl-Fe-Cu 3元系合金造形体の優れた機能性についても紹介する。

\* 名古屋大学 大学院工学研究科 物質プロセス工学専攻; 准教授(〒464-8603 名古屋市千種区不老町1 工学部5号館605号室)  
Multi-elemental Control of Non-equilibrium Microstructures and Metastable Phases of Aluminum Alloys Produced by Laser Additive Manufacturing; Naoki Takata (Department of Materials Process Engineering, Nagoya University, Nagoya)  
Keywords: laser powder bed fusion, aluminum alloy, intermetallics, microstructure, thermodynamic calculation, solidification, mechanical properties, thermal conductivity  
2024年4月1日受理[doi:10.2320/materia.63.533]

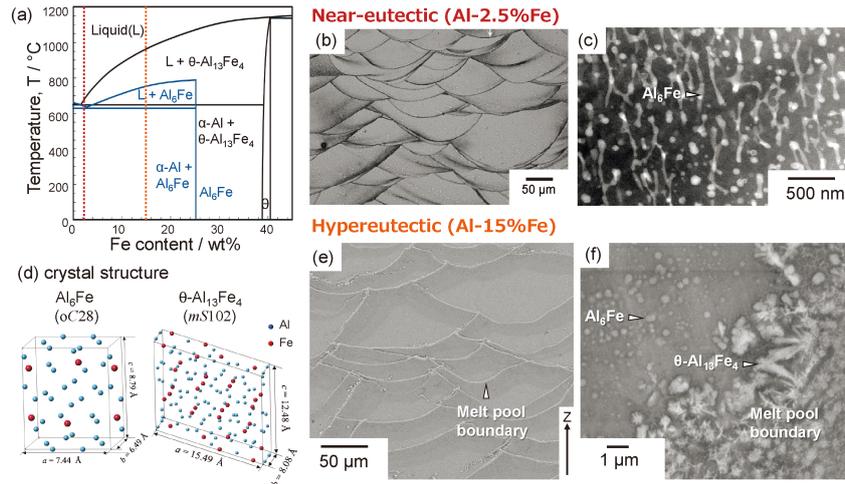


図1 (a) Al-Fe 2 元系状態図( $\alpha$ -Al 相と  $\text{Al}_6\text{Fe}$  準安定相が平衡する場合<sup>(36)</sup>)を重ねて示す)に示された合金組成, (b), (c) 共晶近傍組成の Al-2.5%Fe 合金造形体の組織<sup>(28)</sup>, (e), (f) 過共晶組成の Al-15%Fe 合金造形体の組織<sup>(32)</sup>, (d)  $\text{Al}_6\text{Fe}$  相(斜方晶)と  $\theta$ - $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  相(単斜晶)の結晶構造<sup>(37)</sup>.

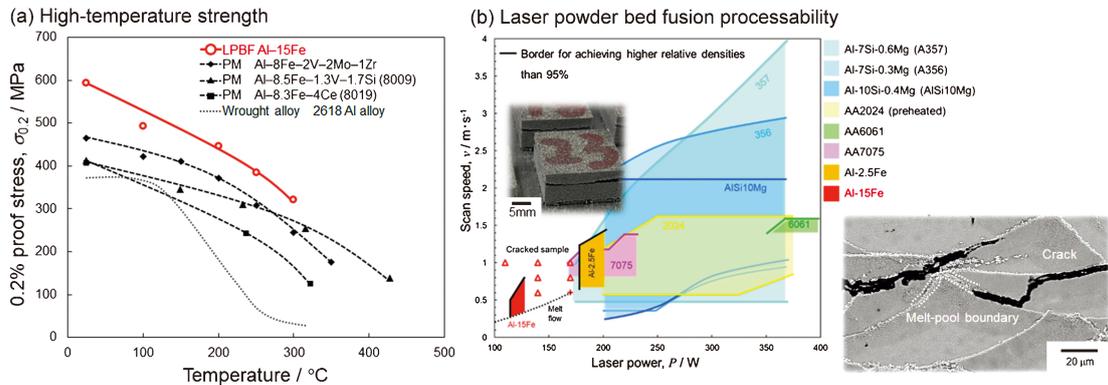


図2 (a) 圧縮試験によって測定された Al-15%Fe 合金造形体の0.2%耐力の試験温度に伴う変化<sup>(34)</sup>, (b) L-PBF プロセスによって相対密度95%以上の試料が造形可能なレーザー出力( $P$ )とレーザー走査速度( $v$ )の条件と Al-15%Fe 合金造形体に観察されるき裂<sup>(39)</sup>.

## 2. Al-Fe 2 元系合金積層造形体における組織の特徴

図1に, Al-Fe 2 元系状態図( $\alpha$ -Al 相と  $\text{Al}_6\text{Fe}$  準安定相が平衡する場合<sup>(36)</sup>)を重ねて示す)に示された合金組成 (Al-2.5%Fe 及び Al-15%Fe) とそれらの合金粉末を用いて L-PBF 造形した試料の組織を,  $\text{Al}_6\text{Fe}$  相(斜方晶)と  $\theta$ - $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  相(単斜晶)の結晶構造<sup>(37)</sup>と併せて示す. 本研究で用いた合金組成である Al-2.5%Fe 及び Al-15%Fe は, それぞれ共晶近傍の組成及び過共晶の組成に対応する(図1(a)). 両合金造形体の巨視的な組織形態は, L-PBF プロセスによる特徴的な熔融池構造を示す(図1(b)(e)). Al-2.5%Fe 合金造形体の熔融池組織内部に, 大きさ数十 nm の微細な  $\text{Al}_6\text{Fe}$  相が均一に分散する(図1(c)). その形態は, 凝固方向に沿って一部連結している. なお, Al-2.5%Fe 合金造形体の熔融池境界(レーザー照射による局所熔融後の凝固開始位置に対応する)近傍において, 比較的粗大な  $\text{Al}_6\text{Fe}$  相が観察される. これは, 凝固初期は固相の成長速度が低い<sup>(19)(38)</sup>, 比較的

粗大な凝固組織が形成するためと考えられる. この熔融池境界に沿った局所的に粗大な組織形態は, Al-Si 合金造形体<sup>(19)</sup>でも認められる. この傾向は, 過共晶組成を有する Al-15%Fe 合金でより顕著になり, 熔融池境界に沿った比較的粗大な  $\theta$  相(板状形態)の生成が観察される(図1(f)). この  $\theta$  相はレーザー照射による局所熔融後の初晶に対応し, 凝固初期は  $\theta$  安定相が晶出することがわかる. 一方, 熔融池内部には粒状  $\text{Al}_6\text{Fe}$  相も観察され(図1(f)), 凝固進行に伴う成長速度の増加<sup>(19)(38)</sup>によって, 初晶が  $\theta$  安定相から  $\text{Al}_6\text{Fe}$  準安定相に遷移することがわかる. なお, 熔融池内部に非常に微細な  $\alpha$ -Al/ $\text{Al}_6\text{Fe}$  2 相共晶組織<sup>(29)</sup>が観察され, 状態図(図1(a))の傾向と良く一致する.

L-PBF 造形した Al-15%Fe 合金は非常に高い高温強度を示すが, 造形性が乏しい特徴を持つ(図2). 図2(a)に, 圧縮試験によって測定された Al-15%Fe 合金造形体の0.2%耐力の温度による変化<sup>(32)</sup>を, 他の Al 合金の結果<sup>(18)</sup>と併せて示す. Al-15%Fe 合金造形体は室温において約 600 MPa の高い降伏強度を示す. その強度は, 300°Cの高温において

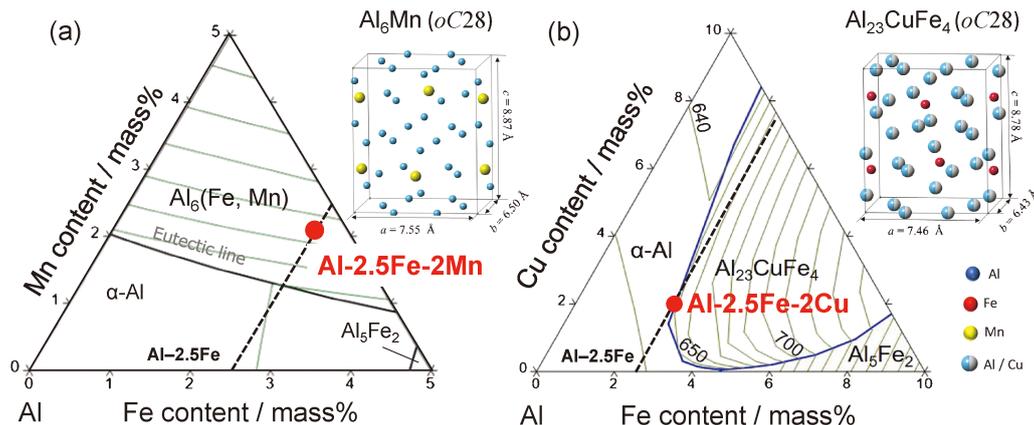


図3 Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub>相を除外して熱力学計算を実施した(a) Al-Fe-Mn及び(b) Al-Fe-Cu 3元系液相線投影図<sup>(34)(35)</sup>とAl<sub>6</sub>Mn相及びAl<sub>23</sub>CuFe<sub>4</sub>相の結晶構造<sup>(37)</sup>。(オンラインカラー)

350 MPaを維持する。この高温強度は、耐熱性Al鍛造合金として分類される2618合金だけでなく、粉末冶金によって作製されたAl-Fe系合金試験片よりも高い。この優れた高温強度は、非常に微細な $\alpha$ -Al/Al<sub>6</sub>Fe<sub>2</sub>相共晶組織に由来する<sup>(32)</sup>。したがって、L-PBFプロセスにより生成する微細なAl<sub>6</sub>Fe相は優れた高温強度をもたらすことがわかる。図2(b)に、L-PBFプロセスによって相対密度95%以上の試料が造形可能なレーザー出力( $P$ )とレーザー走査速度( $v$ )の条件を、他のAl合金粉末の結果と併せて示す<sup>(39)</sup>。高い $P$ と $v$ の条件で造形したAl-15%Fe合金試料の多くは造形方向に垂直な割れを示し、このき裂の発生が造形体の相対密度を低下させる。SEM像(図2(b))に示されるように、このき裂は溶融池境界に沿って伝播しており、その連結が巨視的な割れを引き起こす。溶融池境界に局在する比較的大な $\theta$ 相(脆性的な性質を持つ:破壊靱性値 $1.27 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ <sup>(40)</sup>)が、L-PBF造形中に発生するき裂伝播の要因である。したがって、L-PBFプロセスにより生成する脆性的な $\theta$ 相は造形性を著しく低下させる。

### 3. L-PBF造形に適用可能な高強度Al-Fe基合金の設計

Al-15%Fe合金造形体の結果(図2)に基づくと、良好なL-PBF造形性を有する高強度Al-Fe合金の開発には、脆性的な $\theta$ 安定相の生成を抑制し、高強度化を担う微細形態のAl<sub>6</sub>Fe準安定相の生成を促進する必要がある。Al-2.5%Fe合金造形体の結果(図1)は、Al-Fe 2元系における共晶近傍の組成において、 $\theta$ 安定相の生成はL-PBFプロセスによる急冷凝固過程により抑制されることを示す。一方、微細形態のAl<sub>6</sub>Fe準安定相は300°C以上の高温保持により分解し、 $\alpha$ -Al相と平衡する粗大な $\theta$ 相が析出する<sup>(41)</sup>。そこで、Al<sub>6</sub>Fe相の熱力学的な安定化による生成促進( $\theta$ 相生成の抑制)を目的とした第3元素として、Mn及びCuを選択した。Al-Mn 2元系状態図<sup>(42)</sup>においてAl<sub>6</sub>Mn(斜方晶, *oC28*)相<sup>(43)</sup>は $\alpha$ -Al相と平衡し、Al-Mn-Fe 3元系におけるAl<sub>6</sub>Mn相の単相

領域は等Mn濃度線に沿って拡大する<sup>(42)</sup>。このことは、Al<sub>6</sub>Mn相のMn副格子位置に固溶置換したFe元素がAl<sub>6</sub>M(M: Mn, Fe)の構造を安定化する(Al<sub>6</sub>Mn相のGibbsエネルギーを低下させる)ことを意味する。したがって、Al-Fe 2元系へ添加されたMnはAl<sub>6</sub>Fe相へ分配され、Al<sub>6</sub>Fe相を熱力学的に安定化させると考えられる。同様の予測が、Al-Fe-Cu 3元系状態図から可能である。Al-Fe-Cu 3元系においてAl<sub>23</sub>CuFe<sub>4</sub>相(斜方晶, *oC28*)<sup>(44)</sup>は、高温にて $\alpha$ -Al相と平衡する。結晶構造の観点から、Al<sub>23</sub>CuFe<sub>4</sub>相は(Al, Cu)<sub>6</sub>Fe相と表記でき、Cu原子はAl副格子位置に置換固溶できることがわかる。したがって、Mn元素同様、Al-Fe 2元系へ添加されたCuはAl<sub>6</sub>Fe相へ分配され、Al<sub>6</sub>Fe相を安定化させると考えられる。以上の相安定性の観点から、良好なL-PBF造形性を有する高強度Al-Fe合金の基本組成としてAl-Fe-Mn及びAl-Fe-Cu 3元系を選択し、熱力学計算を用いた合金設計を行った。

L-PBF造形過程による急冷凝固によりAl-Fe 2元系共晶近傍の組成において $\theta$ 安定相の生成は抑制される<sup>(28)</sup>。本研究では、L-PBF造形の凝固組織を模擬するため、 $\theta$ 相を意図的に除外した熱力学計算を実施し、液相線投影図を作成した。その計算結果を、図3<sup>(34)(35)</sup>に示す。 $\theta$ 相を含む従来報告されている液相線投影図<sup>(45)(46)</sup>とは異なり、Al-Fe-Mn及びAl-Fe-Cuの3元系において、それぞれ $\alpha$ -Al/Al<sub>6</sub>(Fe, Mn) 2相共晶及び $\alpha$ -Al/Al<sub>23</sub>CuFe<sub>4</sub> 2相共晶の凝固反応経路が出現する。多くの高強度Al合金において報告されるL-PBF造形中の凝固割れ(hot crack)の抑制<sup>(47)(48)</sup>の観点から、Al-2.5%Feを基本としたAl-2.5%Fe-2%Mn及びAl-2.5%Fe-2%Cuの2相共晶近傍の組成を設計した。

### 4. Al-Fe-Mn及びAl-Fe-Cu 3元系設計合金のL-PBF造形性と組織

Al-2.5%Fe-2%Mn及びAl-2.5%Fe-2%Cu 3元系合金粉末をガスアトマイズ法で製造し、L-PBF造形装置であるProX 200(3D SYSTEM製)を用いて造形実験を行った。合

金粉末や L-PBF 造形条件の詳細は既報<sup>(34)</sup>にて報告されているため、本稿では割愛する。本研究で設計した 3 元系合金の L-PBF 造形性を検証するため、造形体の相対密度に及ぼす L-PBF 造形条件(レーザー出力  $P$  とレーザー走査速度  $v$ )の影響を系統的に調査した。その結果を、図 4<sup>(34)</sup>に示す。一般に用いられる体積エネルギー密度 (Volumetric energy density)<sup>(49)</sup>より、材料中の熱拡散長を考慮した Deposited energy density<sup>(50)</sup>に基づく  $P$  と  $v$  の整理が、3 元系合金造形体の緻密化に有効である<sup>(51)(52)</sup>。Deposited energy density に基づくレーザー条件の探索は、99%以上の相対密度を持つ造形体の製造可能な  $P$  と  $v$  の範囲を同定した(図 4(a))。両合金とも比較的広い  $P$  と  $v$  の範囲で相対密度99%以上の緻密な造形体を作製可能であった。これらの最適条件を用いて、機械的性質を測定可能な大きさの造形体試料が作製できた(図 4(b))。これらの結果は、本研究で設計した 3 元系合金が優れた L-PBF 造形性を持つことを示す。

図 5 に、L-PBF プロセスにより作製された Al-2.5%Fe-2%Mn 合金造形体の組織解析結果<sup>(34)</sup>を示す。従来の Al 合

金造形体と同様、本合金造形体の巨視的な組織形態は熔融池構造である(図 5(a))。電子線後方散乱回折 (EBSD) 法による  $\alpha$ -Al 母相の結晶方位分布図は、造形方向( $z$  方向)に沿って伸長した凝固組織形態を示す(図 5(b))。また、造形方向に 001 方位及び 011 方位を持つ結晶粒が多く認められた。Al-2.5%Fe-2%Mn 合金造形体の熔融池境界近傍において比較的粗大なセル状の組織(図 5(c))が観察されるが、Al-15%Fe 合金で認められる板状の  $\theta$  相(図 1(f))は存在しない。熔融池内部は非常に微細な組織形態(図 5(d))を呈し、Al-2.5%Fe 合金に観察された微細な  $\text{Al}_6\text{Fe}$  相(図 1(c))と酷似している。同領域から取得した電子線回折図形は、 $\text{Al}_6\text{M}$ (斜方晶,  $oC28$ )相の 312 面に由来する回折リングを示す(図 5(e))。また、Al-2.5%Fe-2%Mn 合金造形体の熔融池内部と境界近傍における透過型電子顕微鏡 (TEM) によるエネルギー分散型 X 線分光 (EDS) 分析の結果(図 6)、高濃度の Mn 元素が Fe 濃化領域から検出された。なお、Al 合金造形体は合金粉末表面の酸化皮膜に由来する酸素元素を含むため、数十 nm の酸化物粒子が含まれている。以上の結果は、Al-Fe

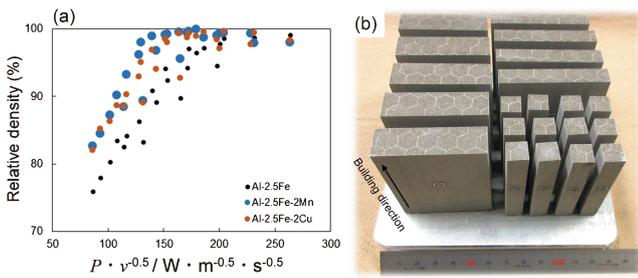


図 4 Deposited energy density に基づく  $P \cdot v^{-0.5}$  に伴う Al-2.5%Fe-2%Mn 及び Al-2.5%Fe-2%Cu 合金造形体の相対密度の変化<sup>(28)(34)</sup>と (b) 相対密度99%以上を実現する  $P$  及び  $v$  を用いて造形した Al-2.5%Fe-2%M 合金試料の外観<sup>(34)</sup>。

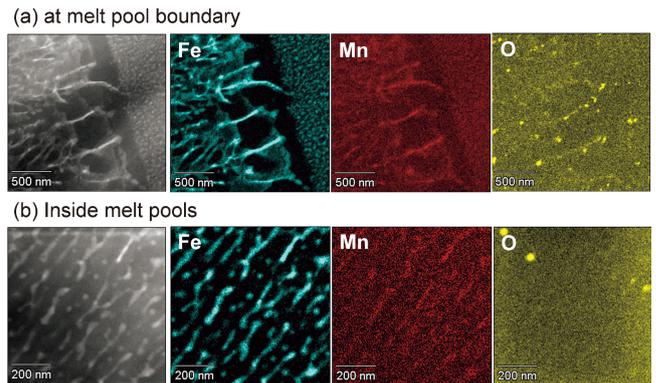


図 6 L-PBF 造形した Al-2.5%Fe-2%Mn 合金の EDS 元素分析結果<sup>(34)</sup>: (a) 熔融池境界近傍, (b) 熔融池内部。

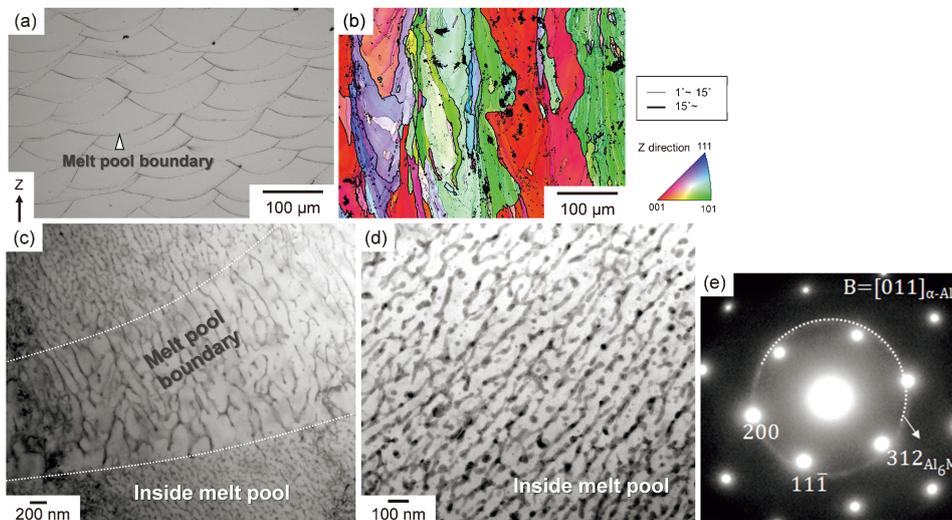


図 5 L-PBF 造形した Al-2.5%Fe-2%Mn 合金の組織解析結果<sup>(34)</sup>: (a) 光学顕微鏡像, (b) EBSD 法による  $\alpha$ -Al 母相の結晶方位分布図(造形方向に平行な方位を逆極点図に従って色付けた), (c), (d) TEM 明視野像, (e) 電子線回折図形。

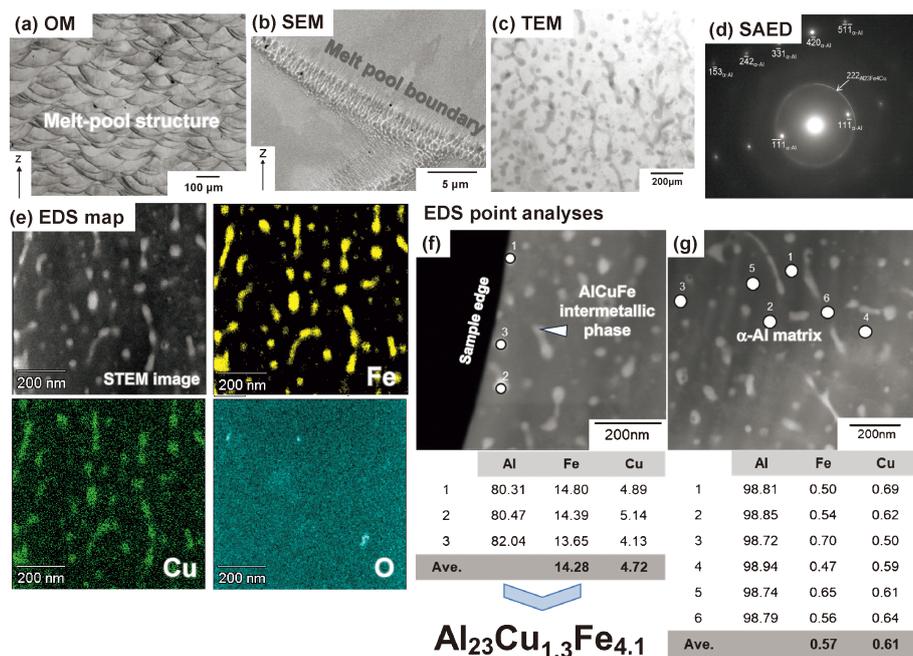


図7 L-PBF造形したAl-2.5%Fe-2%Cu合金の組織解析結果<sup>(35)</sup>: (a) 光学顕微鏡像, (b) SEM像, (c) TEM明視野像, (d) 電子線回折図形, (e) EDS元素分布図, (f) 化合物相の元素定量分析結果, (g)  $\alpha$ -Al母相の元素定量分析結果. (オンラインカラー)

2元系に添加されたMn元素は $Al_6Fe$ 相に分配し, $Al_6(Fe, Mn)$ 相を生成することを示す. また, $Al_6Fe$ 相のFe副格子位置に置換固溶したMnは $Al_6M(M: Fe, Mn)$ 相の体積率を向上させ,高強度化に寄与することが期待される.

Al-Fe-Mn 3元系合金造形体における組織の特徴は,Al-Fe-Cu 3元系合金にも認められる. 図7に, L-PBFプロセスにより作製されたAl-2.5%Fe-2%Cu合金造形体の組織解析結果を示す. 本造形体は巨視的に熔融池構造(図7(a))を呈し, 熔融池境界近傍において比較的粗大なセル状の組織(図7(b))を示す. 熔融池内部において微細な粒状の $Al_6Fe$ 相(図7(c)(d))が観察され, その内部にはCu元素が濃化する(図7(e)). TEM薄膜試料におけるEDS定量分析の結果, $Al_6Fe$ 相は $Al_{23}CuFe_4$ と非常に近い組成を有することが明らかとなった(図7(f)). したがって, Al-Fe 2元系に添加されたCu元素は $Al_6Fe$ 相に分配し, $Al_{23}CuFe_4$ 相( $(Al, Cu)_6Fe$ 相)を生成することを示す. また, Al-2.5%Fe-2%Cu合金造形体の $\alpha$ -Al母相は約0.6%のFeとCu元素を固溶していた(図7(g)). 検出されたFeの固溶量はAl-Fe 2元系の固溶限(0.1%以下)以上であり, L-PBF造形に伴う急冷凝固に起因する過飽和固溶体の生成を示す.

以上の結果から, 第3元素として添加したMn及びCuは $Al_6Fe$ 相の熱力学的な安定化による生成( $Al_6(Fe, Mn)$ 相及び $(Al, Cu)_6Fe$ 相の生成)を促進し, L-PBF造形性に有害である $\theta$ 相の生成を抑制したことがわかる.

## 5. L-PBF造形したAl-Fe-Mn及びAl-Fe-Cu 3元系合金の機能性

$Al_6Fe$ 相の安定性を向上させたAl-Fe-Mn及びAl-Fe-Cu

3元系合金のL-PBF造形体は異なる特徴の物性を示す. 図8に, Al-2.5%Fe-2%Mn合金造形体の引張強度の温度による変化<sup>(34)</sup>を, L-PBF造形された種々の耐熱性Al合金の結果と併せて示す. なお, 本合金造形体において引張方向が造形方向と垂直( $\perp Z$ )もしくは平行場合( $//Z$ )の試験片の強度を示す. Al-2.5%Fe-2%Mn合金造形体は室温において約370 MPaの引張強度を示し, Al-2.5%Fe合金造形体(約310 MPa<sup>(53)</sup>)より高い. また, 造形方向に対する引張方向の関係によってやや異なるものの, 室温における引張延性は6%以上を示す<sup>(34)</sup>. 特筆すべきは, 本合金造形体の強度が300°Cの高温においても250 MPaを維持することであり, 世界で報

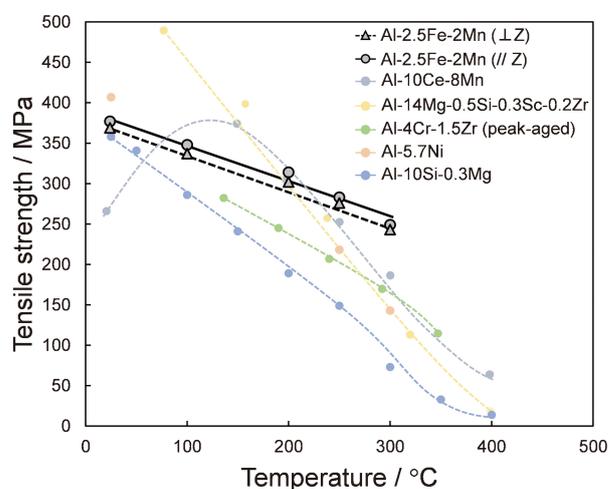


図8 Al-2.5%Fe-2%Mn合金造形体の引張強度の温度による変化<sup>(34)</sup>とL-PBF造形された種々の耐熱性Al合金との比較. (オンラインカラー)

告されている L-PBF 造形 Al 合金よりも高い値を示す。これは、L-PBF 造形を通じて生成する微細形態を有する  $\alpha$ -Al/Al<sub>6</sub>(Fe, Mn) 2 相組織が温度上昇に伴う強度の低下を抑制することを意味する。この特徴は、高強度をもたらす Al<sub>6</sub>(Fe, Mn) 相の高い高温安定性や  $\alpha$ -Al 母相中の固溶 Mn 元素の小さい拡散係数<sup>(54)</sup>に由来すると考えられるが、L-PBF 造形が生み出す優れた高温強度の支配因子は不明である。現在、Al-2.5%Fe-2%Mn 合金造形体の高温部材適用の可能性を探索するため、Al<sub>6</sub>(Fe, Mn) 相の高温安定性の評価を実施中である。

$\alpha$ -Al 母相中に固溶する Cu 元素は比較的拡散が速い<sup>(54)</sup>。そのため、L-PBF 造形した Al-Fe-Cu 3 元系合金には熱処理による組織制御が有効である(図 9)。Al-2.5%Fe-2%Cu 合金造形体と 300°C 熱処理を施した試料の強度と熱伝導率を汎用 Al 合金展伸材の結果と併せて示したもの<sup>(35)</sup>を、図 9 (a)に示す。Al-2.5%Fe-2%Cu 合金造形体の引張強度は Al-2.5%Fe-2%Mn 合金同様、360 MPa 以上を示し、Al-2.5%Fe 合金造形体(約 310 MPa<sup>(53)</sup>)より高い。造形体の熱伝導率は 140 Wm<sup>-1</sup>K<sup>-1</sup> であるが、300°C で 100 時間の温度保持によって 175 Wm<sup>-1</sup>K<sup>-1</sup> まで向上する。その際、造形体の強度は 350 MPa を維持する(図 9(a))。これは、L-PBF 造形により生成した多量の Fe 及び Cu 元素を固溶する  $\alpha$ -Al 母相(図 7(g))からナノサイズの析出相が均一に生成し(図 9 (b))、高い強度を維持する。また、析出相の生成に伴い母相中の固溶元素濃度が低下する(図 9(c))ため、熱伝導率が改善する。したがって、L-PBF 造形と熱処理の組み合わせは、高強度と高熱伝導率を両立する Al-2.5%Fe-2%Cu 合金を創製する。

## 6. 今後の展望

本稿では、Al-Fe 2 元系合金の L-PBF 造形と非平衡組織に関する基礎研究に基づき、レーザ照射による局所溶融・急

凝固過程により生成する Al<sub>6</sub>Fe 準安定相を活用する Al-Fe 基合金を設計し、L-PBF 造形を試みた。Al<sub>6</sub>Fe 準安定相の安定化と  $\theta$ -Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub> 安定相の生成抑制の観点から設計した Al-Fe-Mn 及び Al-Fe-Cu 3 元系合金粉末は、良好な L-PBF 造形性を示した。これら添加元素は L-PBF 造形による Al<sub>6</sub>Fe 相の生成を促進し、高強度化・多機能化をもたらすことを述べた。一般に高強度化に使用される希少元素(Ce, Sc, Zr, Er 等)を用いず、比較的豊富に存在する遷移金属元素を基本組成とした Al-Fe 基合金の L-PBF 造形の適用は産業応用の観点から重要である。本研究成果は、L-PBF 造形プロセスにおける非平衡状態においても、熱力学の観点から合金設計や材料組織形成の理解が可能であることを示す。今後、添加元素の分配を利用した準安定相の制御だけでなく、レーザ照射による局所溶融・急凝固過程における固液間の元素分配を利用した組織制御の可能性を探索する。以上のような観点から、L-PBF 造形が生み出す非平衡組織・準安定相を利用した機能性発現に基づく合金設計原理の構築を目指す。

本稿で紹介した研究は、名古屋大学 大学院生の王 文苑氏、程 悦氏、宮脇 孝暢氏、チー シン氏(現：京都大学)、鈴木 飛鳥助教、小橋 眞教授、あいち産業科学技術総合センターの加藤 正樹氏と共同で実施されました。また合金粉末作製に関して、東洋アルミニウム(株) 村上 勇夫氏から多大な協力を得ました。本研究は、国立研究開発法人科学技術振興機構 戦略的創造研究推進事業 さきがけ「金属 3D プリンタを用いた非平衡組織・準安定相の創出(課題番号：JPMJPR22Q4)」、軽金属奨学会 統合的先端研究「レーザ 3D 積層造形が創出するアルミニウム合金の新奇力学機能とその制御」、及び知の拠点あいち重点プログラム(VI 期)「積層造形技術の深化によるモノづくり分野での価値創造とイノベーション創出」の支援を受けました。ここに特記して感謝の意を表します。

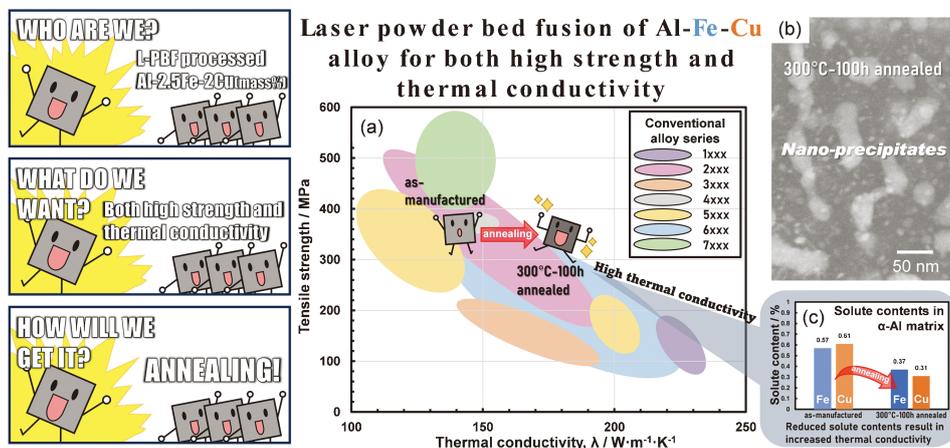


図 9 (a) 300°C 熱処理を施した Al-2.5%Fe-2%Cu 合金造形体の高い引張強度と熱伝導率の両立<sup>(35)</sup>、(b) 熱処理により生成する微細な析出相、(c) 熱処理による固溶元素濃度の変化。

