



特集記事・12

積層造形最前線

金属3Dレーザ積層造形プロセスの特長を活かしたアルミニウム合金の開発

Development of Aluminum Alloys Utilizing Features of Laser Additive Manufacturing Process

木村貴広

Takahiro Kimura

(地独) 大阪産業技術研究所
主任研究員

1 はじめに

金属3D造形は積層造形法とも呼ばれ、三次元CADデータに基づいて一層ずつ積み上げながら金属の立体構造体を作製する付加製造法（アディティブ・マニュファクチャリング）である。その設計自由度を活かし、複雑な形状を比較的短時間で造形できることから、試作はもとより多品種少量部品の生産に用いられている¹⁾。中でも、粉末材料を原料としてレーザを熱源に用いたレーザ粉末床溶融結合（L-PBF）方式の金属3D造形は、ラティス構造体などの複雑な形状を精度よく造形できるため、最も活用が進んでいる²⁾。さらに、L-PBFはレーザ溶融による局所/高温溶解および凝固時の急速冷却といったプロセス上の特徴を有しており、それに起因して造形体は特異な組織形態を呈することが知られている³⁻⁵⁾。

アルミニウム合金粉末を用いたL-PBFは、その低比重・高熱伝導性を活かし、軽量化部材や熱交換機などの熱制御部品への応用が進んでいる^{6,7)}。積層造形用アルミニウム合金の標準材として、鋳造用Al-Si系合金が主に用いられている。これまでの研究により、Al-Si系合金のL-PBF造形体は、造形ままの状態では微細な組織形態を呈し、優れた機械的性質を示すことがわかっている⁸⁻¹²⁾。その他にも、板材や押出材などの展伸材用合金として用いられるAl-Cu（A2000）系¹³⁾、Al-Mg-Si（A6000）系¹⁴⁾、Al-Zn-Mg（A7000）系¹⁵⁾などの従来合金を用いて、L-PBF造形体の創製が試みられている。しかしながら、展伸材用合金のL-PBF造形体では、凝固（高温）割れが発生しやすい、従来の展伸材に比べて強度が低い、時効硬化能が低いなど、従来材から想定される特性が得られないことも多い。これは、従来合金が各従来工法での活用を前提に設計された組成であるため、L-PBFプロセスに適していないためと考えられる。ゆえに、L-PBF造形体において合金の

機能を十分に引き出すためには、プロセスの特長を活かした合金設計を行うことが肝要となる。

本報では、著者らのこれまでの研究から、L-PBFプロセスによる熱履歴を経て形成されるアルミニウム合金造形体の組織の特徴と機械的性質の関係について概説する。はじめに、鋳造用Al-Si系合金粉末および析出強化型Al-Mg-Sc系合金粉末を用いて作製したL-PBF造形体について、レーザ溶融による急冷凝固に起因した組織形成過程と強化メカニズムについて述べる。次に、L-PBFプロセスの特長を活用して著者らが新たに開発した積層造形用耐熱アルミニウム合金の事例について紹介する。

2 鋳造用Al-Si系合金粉末を用いたL-PBF造形体の組織と機械的性質の特徴

アルミニウム合金造形体の基本特性を把握するため、鋳造用JIS-AC4CH合金（Al-7mass % Si-0.3mass % Mg、以下、合金組成は全てmass %で表記する）粉末を用いてL-PBF造形体を作製し、組織と機械的性質について調査した¹⁶⁾。

供試粉末は、窒素ガスアトマイズ法により作製した平均粒径27.1 μm のAC4CH合金粉末である。まず、造形体を高密度化するためのレーザ照射条件を探索した。積層厚を一定（0.03 mm）とし、レーザの出力、走査速度、走査間隔を変化させて試験片を作製し、その密度を測定した。それらの結果から、最も高い密度が得られる最適条件を決定した。本報での全ての造形には、出力400 W級Ybファイバーレーザ（スポット径約0.08 mm）を搭載したL-PBF造形装置（EOS製EOSINT M280）を用いた。Fig.1に、上記により決定した最適条件を用いて作製したL-PBF造形体の鉛直断面における

光学顕微鏡 (OM) 像を示す。レーザ照射条件を最適化することにより、欠陥がほとんどない高密度体が得られていることがわかる。Fig.1のOM像を二値化して算出した造形体の相対密度は99.9%以上であった。本研究で用いたAC4CH合金は、溶湯が流動性などの優れた鑄造性を有しているため、同じ溶融・凝固プロセスであるL-PBF法においても良好な造形性を示したと考えられる。

Fig.2に、造形まま材の水平断面 (-1) および鉛直断面 (-2) における (a) OM 像および (b) SEM 像を示す。OM 像では、(a) 水平断面に楕円状、(b) 鉛直断面に扇状の特徴的なマクロ組織が認められる。これらはそのサイズ・形態から、メルトプール痕 (レーザの走査痕) である。SEM 像では、積層方向すなわ

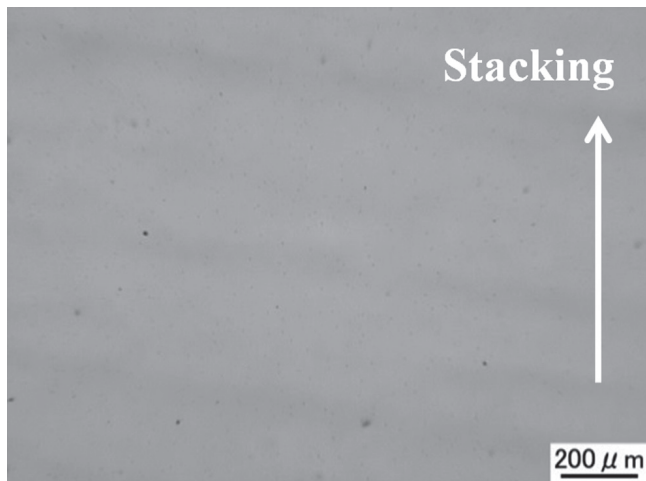


Fig.1 OM image on a vertical cross section of an AC4CH L-PBF specimen fabricated under the optimized laser scan parameters. (Modified citation from reference¹⁶⁾).

ち熱流方向に沿って伸長した、サブミクロンサイズの非常に微細なセル状デンドライト組織が確認できる。同組織のセル内は初晶 α -Al相、セル境界部はAl/Si共晶相である。これはレーザ照射によって急速溶解・急冷凝固したことで形成された組織であり、本プロセス特有の組織形態である¹⁰⁻¹²⁾。SEM像の二次デンドライトアーム間隔より推定した冷却速度は $10^5 \sim 10^6$ K/sであり、レーザ溶融により極めて速く凝固が進行したと考えられる。なお、この推定冷却速度は報告されている熱伝導シミュレーションの結果^{17,18)}とも概ね一致している。

Fig.3に、積層方向に対して平行 (0°) および垂直 (90°) 方

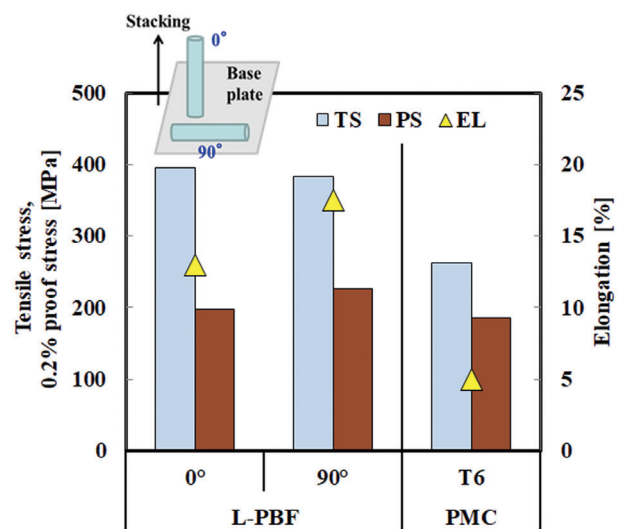


Fig.3 Mechanical properties of as-fabricated AC4CH L-PBF specimens. (Modified citation from reference¹⁶⁾). (Online version in color.)

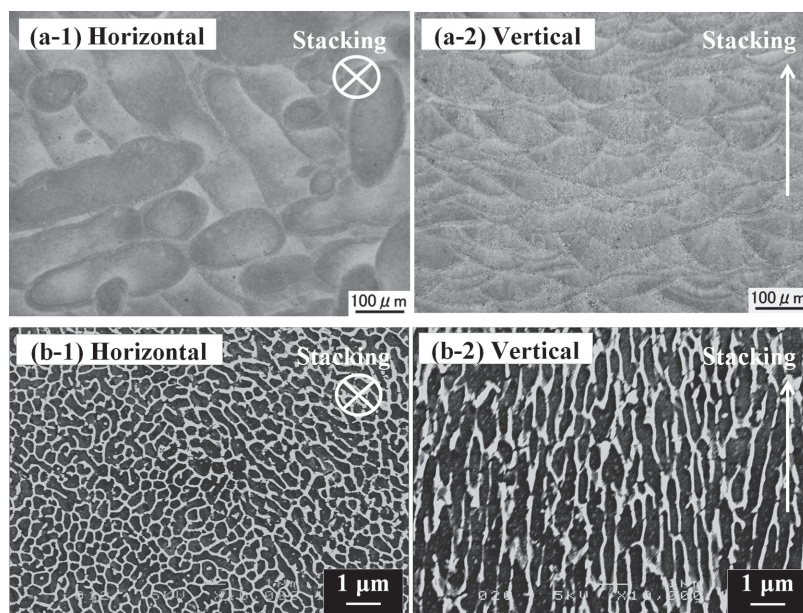


Fig.2 (a) OM and (b) SEM images on horizontal (-1) and vertical (-2) cross sections of an AC4CH L-PBF specimen. (Modified citation from reference¹⁶⁾).

向に作製した造形まま材 (L-PBF) の引張試験の結果 (TS: 引張強さ、PS: 0.2%耐力、EL: 破断伸び) を示す。比較として、同組成であるAC4CH合金の金型鑄造材 (PMC) におけるT6 (溶体化処理+時効処理) 材の値¹⁹⁾を併せて示す。造形まま材の機械的性質は、金型鑄造材と比較して、引張強さ (約400 MPa)、0.2%耐力 (約200 MPa)、破断伸び (12~17%) とともに大幅に高い値を示している。これは、最適条件にて作製したL-PBF造形体が相対密度ほぼ100%の高密度体であることに加え、上述のように微細なセル状組織を呈しているためと考えられる¹⁶⁾。

以上のように、Al-Si系合金のL-PBF造形体はレーザ溶融による急凝固の効果で微細な組織形態を呈し、優れた機械的性質を示す。すなわち、L-PBFプロセスの急凝固という特長を活用することで、従来工法では得られにくい微細組織を作りこむことができる。このことは、L-PBFが組織制御に有効な工法であり、その特長を考慮することで優れた特性を引き出せる可能性があることを示唆している。

3 析出強化型Al-Mg-Sc合金粉末を用いたL-PBF造形体の時効挙動と強化メカニズム

次に、L-PBFプロセスの急凝固による溶質元素の過飽和固溶を活用した析出強化型Al-Mg-Sc造形体の事例について述べる。本研究では、Al-Mg-Sc合金のL-PBF造形体における時効特性について系統的に調査した²⁰⁾。

供試粉末は、遠心力アトマイズ法により作製した平均粒径 $36.3\ \mu\text{m}$ のAl-4.6% Mg-0.77% Sc合金粉末である。高密度な造形体を得るため、前章と同様にレーザ照射条件を変化させて試験片を造形し、高密度化のための最適条件を決定した。Fig.4に、最適条件にて作製したAl-Mg-Sc造形体の (a) 水平断面におけるOM像および (b) X線CT透過像を示す。造形体の内部に空隙欠陥はほとんど認められず、高密度体が見られていることがわかる。各像を二値化して算出した造形

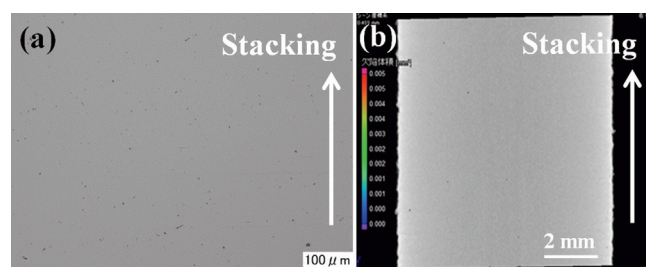


Fig.4 (a) OM image on a vertical cross section and (b) X-ray CT transmission image of an Al-Mg-Sc L-PBF specimen fabricated under the optimized laser scan parameters. (Modified citation from reference²⁰⁾). (Online version in color.)

体の相対密度は、いずれも99.9%以上であった。

Fig.5に、時効温度300℃、325℃、350℃に対して、処理時間を1~20時間で変化させて時効熱処理したL-PBF造形体のビッカース硬度を示す。なお、時効処理前に溶体化処理は実施していない。造形まま材の硬度は約120HVであるが、時効熱処理により顕著に硬度が上昇していることがわかる。いずれの時効温度についても、3~5時間の熱処理で概ねピーク硬度 (180~190HV) に到達し、それ以降は20時間加熱しても硬度の変化は少ない。これらの結果から、Al-Mg-Sc造形体のピーク時効条件を325℃×4時間に設定した。

Fig.6に、積層方向に対して平行 (0°) および垂直 (90°) 方向に作製した造形まま材およびピーク時効熱処理を施した時

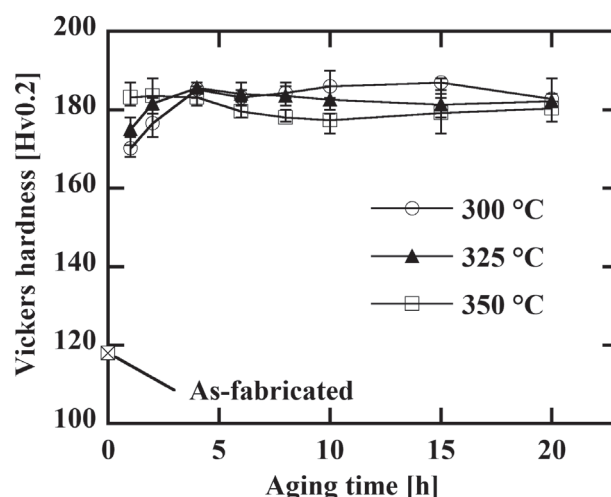


Fig.5 Change of Vickers hardness of Al-Mg-Sc L-PBF specimens after aging heat treatments. (Modified citation from reference²⁰⁾).

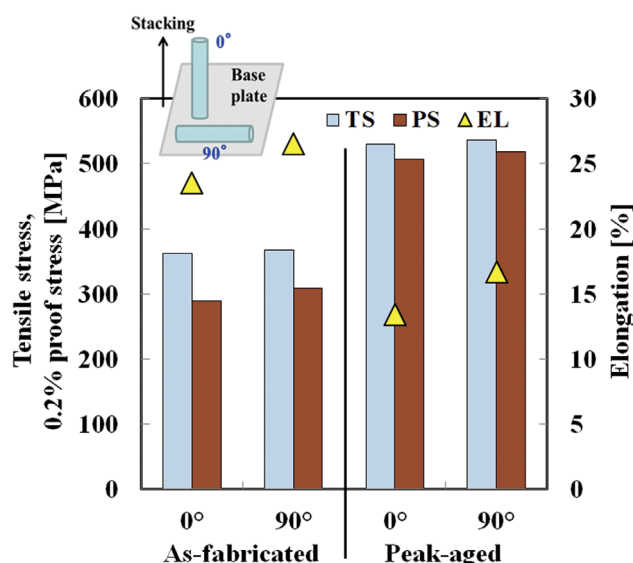


Fig.6 Mechanical properties of as-fabricated and peak-aged Al-Mg-Sc L-PBF specimens. (Modified citation from reference²⁰⁾). (Online version in color.)

効材（ピーク時効材）の引張試験の結果を示す。造形まま材は、引張強さが350 MPa以上、伸びが23~27%と、強度と延性のバランスに優れた特性を有する。ピーク時効材では、引張強さと耐力はいずれも500 MPa以上まで大幅に向上し、伸びについても15%前後を保持している。これらの値は熱処理を施した超々ジュラルミン展伸材（A7075-T6/T7材²¹⁾）に匹敵する特性値であり、Al-Mg-Sc合金のL-PBF造形体は非常に優れた強度特性を有している。

Fig.7に、(a) 造形まま材および (b) ピーク時効材の鉛直断面におけるEBSD-IPF（逆極点図）マップを示す。時効処理による結晶粒組織の変化は認められず、直径1 μ m前後の微細な等軸晶と熱流方向に沿って放射状に伸長した柱状晶から成るバイモーダルな結晶粒形態を呈している。同様の結晶粒形態は積層造形材として広く用いられているAlSi10Mg造形体においても確認されている¹⁰⁾が、Al-Mg-Sc造形体では、等軸晶の体積分率が非常に高い点に特異性がある。これは、後述する初晶Al₃Sc相をヘテロ凝固核とした異質核生成の効果であると考えられる^{20,22)}。Fig.8に、ピーク時効材のSTEM/TEM像を示す。STEM-BF（明視野）像（Fig.8 (a)）では、 α -Al母相中に均一分散した微細な粒状相が確認できる。STEM-EDSによるマッピング像（Fig.8 (b)）より、粒状相にはスカンジウムが濃化している。一方、制限視野回折像

（Fig.8 (c)）には、母相のfcc-Alに由来する強い回折スポットに加え、それらをおよそ二分する位置に粒状組織からの比較的弱い超格子反射が認められる。超格子反射は、時効処理によるfcc構造からの規則合金相の析出に由来すると考えられるため、上記の微細粒状相がL₁₂構造を持つことを示唆している。これらの結果から、上記の微細粒状相はL₁₂型のAl₃Sc相と推定される。L₁₂構造由来の回折スポット（Fig.8 (c)）を

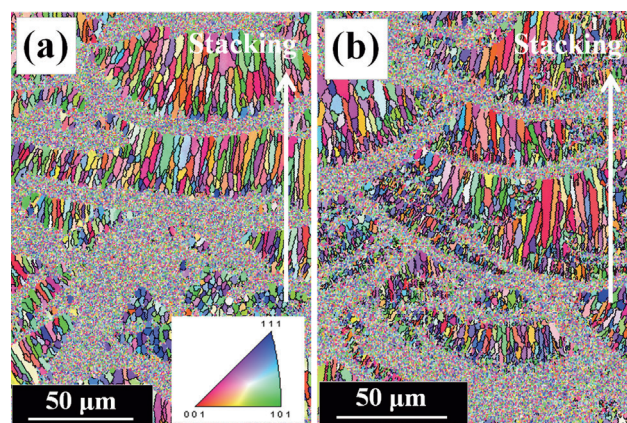


Fig.7 EBSD-IPF (inverse pole figure) maps on vertical cross sections of (a) as-fabricated and (b) peak-aged Al-Mg-Sc L-PBF specimens. (Modified citation from reference²⁰⁾). (Online version in color.)

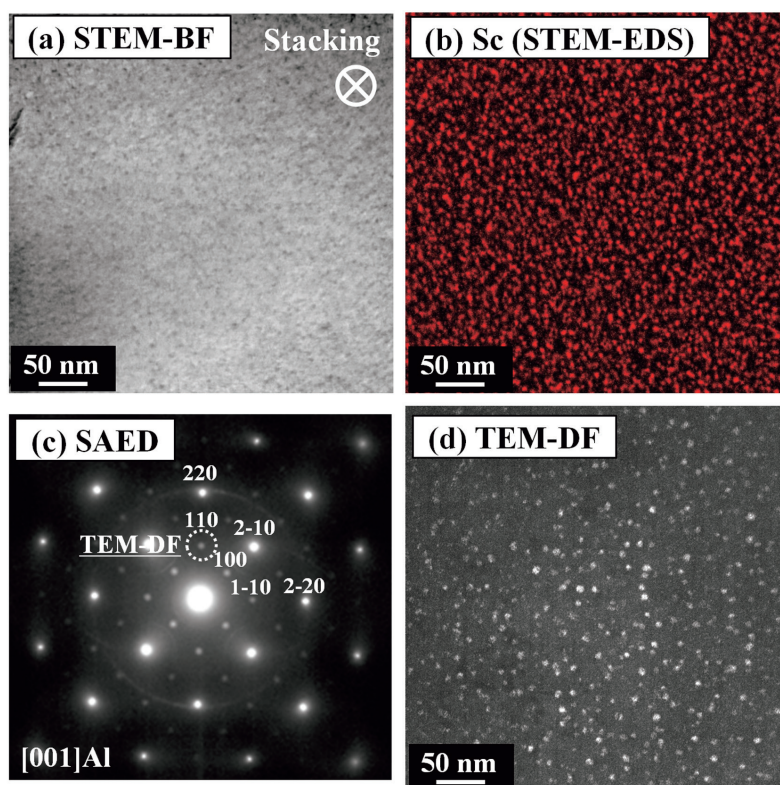


Fig.8 (a) STEM-BF (bright field) image, (b) STEM-EDS (energy dispersive X-ray spectroscopy) elemental mapping image of Sc, (c) selected area diffraction pattern, and (d) TEM-DF (dark field) image on a horizontal cross section of a peak-aged Al-Mg-Sc L-PBF specimen. (Modified citation from reference²⁰⁾). (Online version in color.)

用いて観察したFig.8 (d) のTEM-DF (暗視野像) より、シングルナノメートルサイズの微細な Al_3Sc 析出相が α -Al母相中に均一分散していることがわかる。 Al_3Sc 相は、レーザ溶融による急冷凝固の効果でスカンジウムが α -Al母相中に過飽和固溶し、その後の時効処理により拡散・析出して形成した組織である。

これらの組織観察結果から、時効熱処理による強度の向上 (Fig.6) は微細分散した Al_3Sc 相による析出強化と考えられる。 Al_3Sc 相と α -Al母相の格子定数のミスフィットは約+1.3%と著しい整合性を有することが報告されており²³⁾、有効な析出強化相として作用し得る。一方、マグネシウムはアルミニウム中に固溶しやすい溶質元素²⁴⁾であるため、マグネシウムによる固溶体強化は造形まま材、ピーク時効材いずれにおいても主要な強化因子となる。加えて、微細等軸晶 (Fig.7) による粒界強化についても、強度向上に寄与していると考えられる。

以上のように、L-PBFプロセスの急冷凝固の効果により、溶質元素を強制的に過飽和固溶させ、その後の熱処理により強化相を析出することで強度を向上できることがわかった。これは、アルミニウム合金のL-PBF造形体における有効な強化手法の一つである。

4 L-PBFプロセスの特長を活かしたアルミニウム-遷移金属系耐熱合金の創製

本章では、L-PBFプロセスの特長である高温溶解～急冷凝固を活かして著者らが開発したアルミニウム-遷移金属系耐熱合金の事例^{25,26)}について紹介する。

Al-Si系合金やAl-Mg-Sc合金から成る造形体の強度は、いずれも150℃以上の高温域で大幅に低下する^{16,27)}。そのため、アルミニウム合金のL-PBF造形体を高温部材へ適用拡

大するためには、耐熱性の向上が課題となる。著者らは、耐熱性向上のための添加合金元素として、遷移金属に着目した。遷移金属は、アルミニウム中の最大固溶限が低く、かつ高温まで安定な金属間化合物を形成する²⁸⁾ため、アルミニウム-遷移金属系合金では優れた耐熱性の発現が期待される。しかし、同合金を従来工法 (粉末冶金法や鑄造法) により成形した場合、その熱履歴 (特に、遅い冷却速度) に起因して粗大な金属間化合物を形成し、延性が極端に劣化する²⁹⁾。一方、L-PBFはこれまで述べてきたように、レーザ溶融による急冷凝固の効果により、極めて速い冷却速度 ($10^5 \sim 10^6$ K/s) で造形できる^{17,18)}。ゆえに、L-PBFによりアルミニウム-遷移金属系合金を成形することで、遷移金属を強制固溶した過飽和固溶体を生成させ、その後の時効熱処理により高温安定な金属間化合物を微細分散した組織を形成できると考えた。このような着想により、従来材の高温強度を大幅に超えるアルミニウム-遷移金属系耐熱合金から成るL-PBF造形体の創製を試みた。本研究では、開発したAl-Mn-Cr系耐熱合金粉末を用いたL-PBF造形体の機械的性質と組織的強化因子について調査した²⁶⁾。

供試粉末はAl-8% Mn-2% Cr開発合金 (以下、Al-8Mn-2Cr) の窒素ガスアトマイズ粉で、平均粒径は $27.2 \mu\text{m}$ である。Fig.9に、高密度化を目的に最適化したレーザ照射条件により作製したAl-8Mn-2Cr造形体の (a) 鉛直断面におけるOM像および (b) X線CT透過像を示す。造形体内部に空隙欠陥はほとんどなく、高密度体が得られている。各画像を二値化して算出した相対密度はいずれも99.9%以上であり、Al-8Mn-2Cr開発合金は優れた造形性を有していることがわかる。

Fig.10に、時効熱処理によるAl-8Mn-2Cr造形体のビッカース硬度の変化を示す。なお、時効熱処理前に溶体化処理は施していない。造形まま材の硬度は130HVと比較的高いが、時効処理により硬度は顕著に上昇している (時効硬化)。

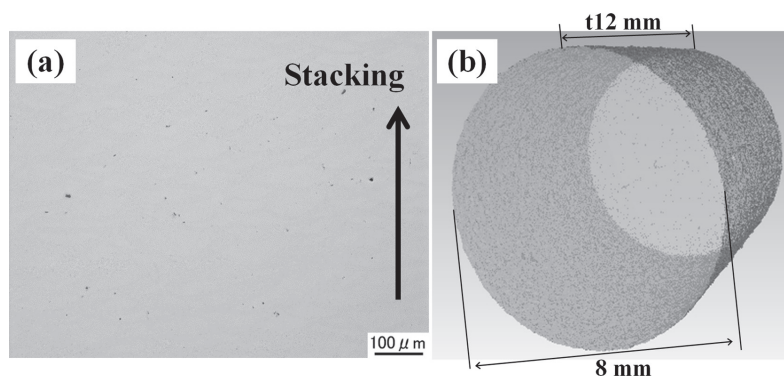


Fig.9 (a) OM image on a vertical cross section and (b) X-ray CT transmission image of an Al-Mn-Cr L-PBF specimen fabricated under the optimized laser scan parameters. (Modified citation from reference ²⁶⁾).

また、時効温度が高くなるほど、硬度の上昇幅は大きくなっている。時効温度 350 °C では、時効時間が長くなるに従って硬度は徐々に上昇し、時効時間 30 時間で硬度は約 200HV に達している。時効温度 400 °C では、硬度は時効 1 時間の 185HV から、30 時間の 280HV まで大幅に上昇している。

Fig.10 の結果から、Al-8Mn-2Cr 造形体における時効熱処理条件の候補として、350 °C 時効条件 (350 °C×5 h) および 400 °C 時効条件 (400 °C×7 h) の 2 条件を選定し、造形まま材および各時効材に対して常温での引張試験を行った。Fig.11 に、その結果を示す。試験片の採取方向は、積層方向に対して平行 (0°) および垂直 (90°) 方向とした。造形まま材は、引張強さ約 410 MPa、伸び 15~25% を示し、強度と延性のバ

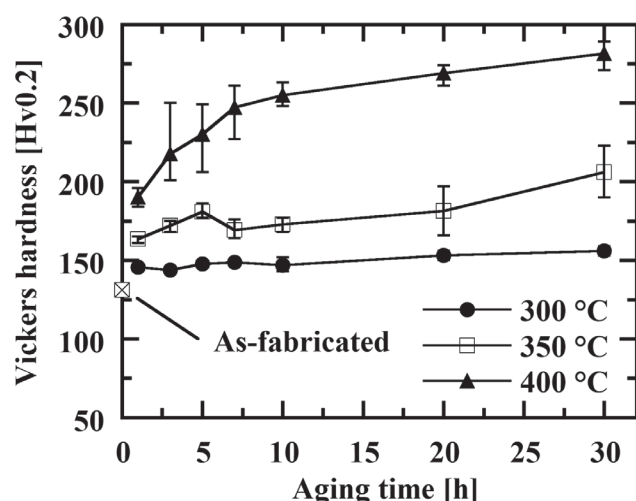


Fig. 10 Change of Vickers hardness of Al-Mn-Cr L-PBF specimens after aging heat treatments. (Modified citation from reference ²⁶⁾).

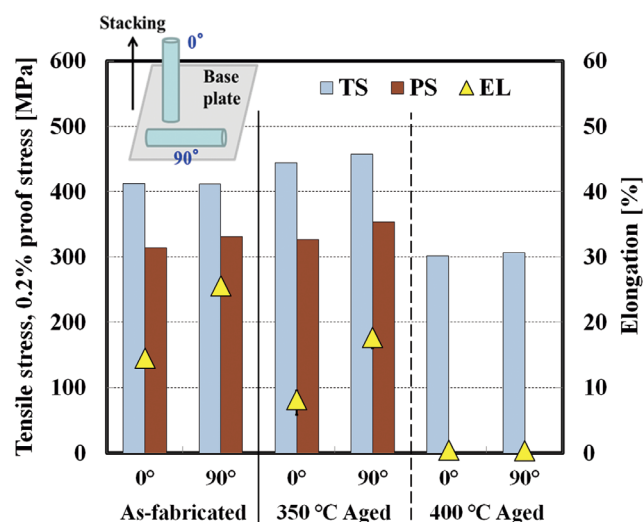


Fig. 11 Mechanical properties of as-fabricated and 350 °C / 400 °C aged Al-Mn-Cr L-PBF specimens. (Modified citation from reference ²⁶⁾). (Online version in color.)

ランスに優れている。350 °C 時効材では、引張強さと耐力は ~50 MPa 程度向上する一方、伸びは 8%~18% まで低下している。400 °C 時効材は弾性変形域において途中破断したため、強度、延性ともに大幅に低下した。以上の結果から、350 °C 時効条件を Al-8Mn-2Cr 造形体における時効処理条件とした。

Fig.12 に、350 °C 時効材の高温引張試験の結果を示す。試験片の採取方向は、積層方向に対して垂直 (90°) 方向とした。同図中に、比較材 (AlSi10Mg 造形体の造形まま材) の値²⁷⁾も併せて示す。比較材の引張強さおよび耐力は試験温度の上昇に従って急激に低下しているが、Al-8Mn-2Cr 造形体の低下幅は相対的に小さい。その結果、Al-8Mn-2Cr 造形体は、250 °C 以上の高温域で極めて優れた強度 (耐熱性) を有している。一方、Al-8Mn-2Cr 造形体の伸びは、試験温度 150~250 °C では約 10% であるが、350 °C まで上昇すると 3%~6% まで低下している。これに対し、比較材の伸びは試験温度の上昇に従って大きく向上している。

Fig.13 に、Al-8Mn-2Cr 造形体 (350 °C 時効材) の (a) 水平および (b) 鉛直断面における EBSD-IPF マップおよび (c) 水平断面における (001) 極点図を示す。Al-8Mn-2Cr 造形体の結晶粒は、メルトプール境界を越えて積層方向 (熱流方向) と平行に伸長した粗大な柱状晶を呈している。このことは、凝固時に下層からの結晶方位を引き継ぐエピタキシャル成長が起こったことを示唆している。また極点図より、アルミニウムの優先成長方位である <001> 方位が積層方向と平行に強く配向していることがわかる。Fig.14 に、350 °C 時効材の水

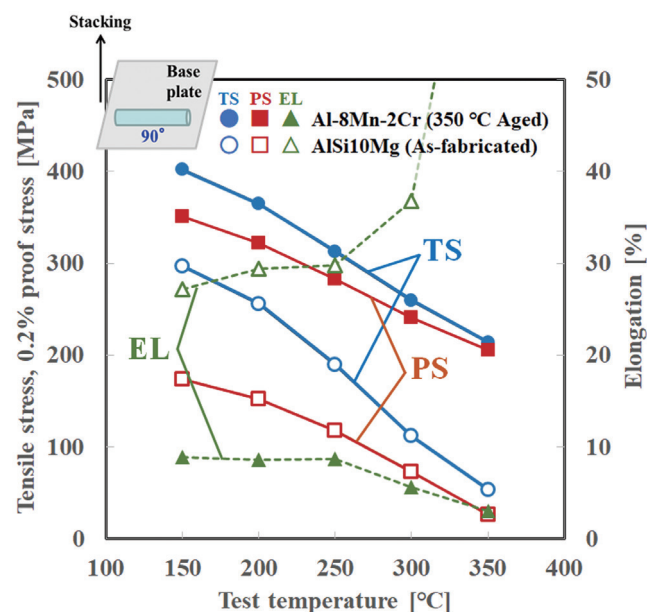


Fig. 12 High-temperature mechanical properties of 350 °C aged Al-Mn-Cr and as-fabricated AlSi10Mg L-PBF specimens. (Modified citation from reference ²⁶⁾). (Online version in color.)

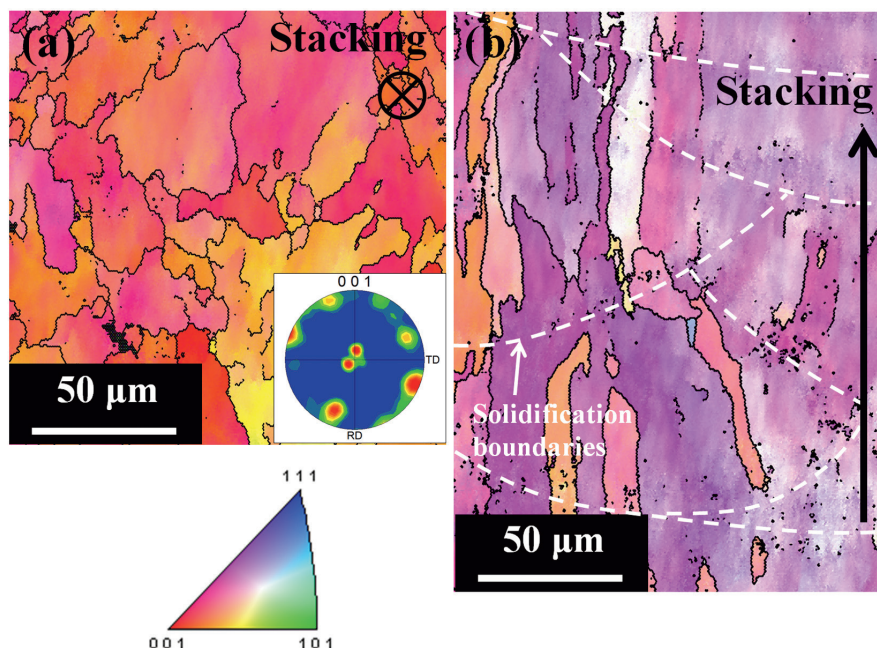


Fig.13 EBSD-IPF maps on (a) horizontal and (b) vertical cross sections of 350 °C aged Al-Mg-Sc L-PBF specimens. (Modified citation from reference²⁶⁾). (Online version in color.)

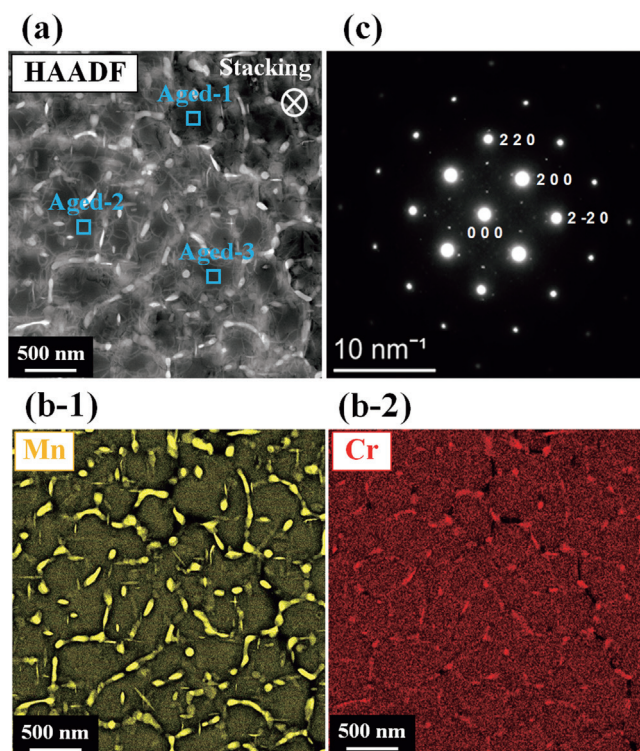


Fig.14 (a) STEM-HAADF (high-angle annular dark field) image, STEM-EDS elemental mapping images of (b-1) Mn and (b-2) Cr, and (c) selected area diffraction pattern on a horizontal cross section of a 350 °C aged Al-Mn-Cr L-PBF specimen. (Modified citation from reference²⁶⁾). (Online version in color.)

平断面における (a) STEM-HAADF像、STEM-EDSによる (b-1) マンガンおよび (b-2) クロムの元素マッピング像およ

び (c) 制限視野回折像を示す。Fig.14 (a) および Fig.14 (b-1) より、造形体はサブミクロンサイズの微細なセル状デンドライト組織を呈しており、セル境界部にはマンガンが濃化した塊状の析出相が認められる。制限視野回折像 (Fig.14 (c)) には、fcc-Alの回折スポット間にこれらの析出相に由来する超格子反射が確認できる。回折パターン解析により、析出相は時効熱処理により析出した Al_6Mn 相 (Al-Mn系合金の平衡相) と推定され、Fig.10における時効硬化の要因と考えられる。一方 Fig.14 (b) より、マンガンおよびクロムは α -Al母相中に均一分散していることがわかる。Table1に、Fig.14 (a) の各測定位置における α -Al母相部のSTEM-EDSによる半定量組成分析の結果を示す。 α -Al相中の溶質濃度は、平衡状態での固溶限 (Mn : 1.82 mass%, Cr : 0.77 mass%) を大幅に超えて、粉末の組成に近い値を示している。これらの結果は、レーザ溶融による急冷凝固の効果により α -Al母相中に過飽和固溶したマンガンおよびクロムが、時効処理後においても継続固溶していることを示唆している。時効後に過飽和固溶が維持された理由は、溶質元素の拡散速度により説明できる。Table2³⁰⁾に、アルミニウム中の各溶質元素の拡散係数 (500 °C) を示す。遷移金属であるマンガンやクロムの拡散係数は、汎用的な析出強化型アルミニウム合金に添加されるケイ素、マグネシウム、銅および亜鉛等の拡散係数よりも大幅に小さい。ゆえに、本研究の350 °C時効条件では拡散が進行しにくかったため、マンガンとクロムの固溶が時効後も維持されたと考えられる。

Table1 Semi-quantitative chemical composition, analyzed by STEM-EDS, in the α -Al matrix (indicated in Fig.14 (a)) of a 350 °C aged Al-8Mn-2Cr L-PBF specimen. (Modified citation from reference²⁶⁾).

Position	Semi-quantitative chemical composition [mass%]			
	Mn	Cr	Al	Others
Aged-1	6.4	2.0	89.8	1.8
Aged-2	6.6	1.9	89.7	1.9
Aged-3	6.5	1.9	89.6	2.1

Table2 Diffusion coefficients of various solute elements in aluminum at 500 °C³⁰⁾.

Element	Diffusion coefficient [m ² /s]
Mn	6.9×10^{-17}
Cr	8.8×10^{-19}
Mg	1.1×10^{-13}
Si	1.3×10^{-13}
Cu	4.2×10^{-14}
Zn	1.9×10^{-13}

以上の組織観察結果より、Al-8Mn-2Cr造形体の主要な強化因子は、時効後も α -Al母相中に過飽和固溶していたマンガンおよびクロムによる固溶体強化、時効析出したAl₆Mn相による分散強化、および結晶粒界による強化と考えられる。特に、アルミニウム中のマンガンおよびクロムは、アルミニウムとの原子サイズの差が大きいため、固溶強化能が大きいことが知られており³¹⁾、固溶体強化は高温強度の向上に大きく寄与したと推定される。一方、金属や合金では、高温変形時にクリープ状の粒界すべりが顕著になる³²⁾。Al-8Mn-2Cr造形体は、強い集合組織を有する粗大柱状晶から成る一方向凝固組織を呈しているため、高温域において粒界やセル境界でのすべり変形が起これにくかったと推定される。その結果、高温強度の低下が抑制され、300 °C以上の高温域で高い強度を保持できたと考えられる。

5 おわりに

本報では、L-PBFの特長を活かすことにより優れた機械的性質を示すアルミニウム合金造形体の事例について紹介した。Al-Si系合金のL-PBF造形体は、レーザ溶融による急冷凝固に起因して微細なセル状デンドライト組織を呈し、同組成の鋳造材に比べて優れた機械的性質を有する。Al-Mg-Sc

合金のL-PBF造形体では、急冷凝固によりスカンジウムが α -Al母相中に過飽和固溶し、その後の時効熱処理によりAl₃Sc相が微細析出することで、顕著な析出強化を示した。Al-Mn-Cr系開発合金粉末を用いたL-PBF造形体は、極めて優れた高温強度を有する。各種の組織観察結果より、主要な強化因子は、急冷凝固により過飽和固溶したマンガンとクロムによる固溶体強化、マンガンの一部が時効析出したAl₆Mn相による分散強化および結晶粒界による強化と考えられる。

L-PBFをはじめとする金属3D造形プロセスは、局所溶融～急冷凝固などの従来工法とは異なる熱履歴を呈する。現在汎用的に用いられている多くの合金は、従来工法によるプロセスを前提として開発された組成から成る。そのため、金属3D造形では成形が困難、合金本来の特性を発現できないなど、本プロセスに適合していないことも多い。ゆえに、金属3D造形プロセスの熱履歴を考慮し、その特長を活かした積層造形用合金の開発が求められる。今後、金属3D造形が汎用的な加工法として普及していくためには、既存の鋳造材や展伸材などと同様に、各種の要求機能を満足しうる積層造形用合金の開発が必要となる。著者らは現在、各種の金属3D造形プロセスの熱履歴を考慮した積層造形用アルミニウム合金の開発に取り組んでいる。今後もそれらの研究開発を通じて、同技術の発展に貢献していきたい。

謝辞

本研究の一部は、公益財団法人軽金属奨学会の研究助成「課題研究」および戦略的イノベーション創造プログラムSIP「革新的設計生産技術」(管理法人: NEDO)により実施した。粉末材料の開発については、東洋アルミニウム株式会社パウダー・ペースト事業本部の関係各位に多大なるご協力をいただいた。ここに謝意を表する。

参考文献

- 1) J.O.Milewski : Additive Manufacturing of Metals, Springer, (2017), 7.
- 2) B.Khoda, T.Benny, P.K.Rao, M.P.Sealy and C.Zhou : Laser-Based Additive Manufacturing of Metal Parts, ed. by L.Bian, N.Shamsaei and J.M.Usher, CRC Press, (2018), 239.
- 3) 中野貴由, 石本卓也, 小笹良輔, 松垣あいら : 日本溶射学会誌, 58 (2021), 121.
- 4) 高田尚記, 生出佳, 小林卓哉, 鈴木飛鳥, 小橋眞 : 粉体および粉末冶金, 66 (2019), 573.
- 5) P.Bajaj, A.Hariharan, A.Kini, P.Kürnsteiner, D.Raabe and A.Jägle : Mater. Sci. Eng. A, 20 (2020), 138633.
- 6) S.Caba : ATZ Worldw., 122 (2020), 58.

- 7) 四宮徳章, 中本貴之, 木村貴広, 三木隆生 : 日本冷凍空調学会論文集, 34 (2017), 435.
- 8) H.Zhang, Y.Wang, J.J.Wang, D.R.Ni, D.Wang, B.L.Xiao and Z.Y.Ma : J. Mater. Sci. Technol., 108 (2022), 226.
- 9) J.G.S.Macias, T.Douillard, L.Zhao, E.Maire, G.Pyka and A.Simar : Acta Mater., 201 (2020), 231.
- 10) 高田尚記, 小平寛久, 関沢圭人, 鈴木飛鳥, 小橋眞 : 軽金属, 67 (2017), 582.
- 11) T.N.Read, W.Wang, K.Essa and M.M.Attallah : Mater. Des., 65 (2015) 417.
- 12) 木村貴広, 中本貴之 : 粉体および粉末冶金, 61 (2014), 531.
- 13) M.S.Kenevisi, Y.Yu and F.Lin : Mater. Sci. Technol., 37 (2021), 805.
- 14) S.Z.Uddin, L.E.Murr, C.A.Terrazas, P.Morton, D.A.Roberson and R.B.Wicker : Addit. Manuf., 22 (2018), 405.
- 15) Y.Ohtani and S.Sasaki : Mater. Sci. Eng. A, 777 (2020), 139079.
- 16) T.Kimura and T.Nakamoto : Mater. Des., 89 (2016), 1294.
- 17) M.Tang, P.C.Pistorius, S.Narra and J.L.Beuth : J. Met., 68 (2016), 960.
- 18) Y.Li and D.Gu : Mater. Des., 63 (2014), 856.
- 19) A.L.Kearney : ASM Handbook, 2 (1990), 152.
- 20) 木村貴広, 中本貴之, 尾崎友厚, 三木隆生, 橋詰良樹, 村上勇夫, 今井宏之 : 軽金属, 70 (2020), 467.
- 21) 江藤武比古 : 軽金属, 44 (1994), 682.
- 22) N.F.Norman, P.B.Prangnell and R.S.McEwen : Acta Metall., 46 (1998), 5715.
- 23) 岩村信吾, 美浦康宏 : 軽金属, 56 (2006), 100.
- 24) L.F.Mondolfo : Aluminum Alloys 1st edition, Butterworth-Heinemann, (1976), 311.
- 25) T.Kimura, T.Nakamoto, T.Ozaki and T.Miki : J. Alloys Compd., 872 (2021), 159680.
- 26) 木村貴広 : 軽金属, 72 (2022), 388.
- 27) T.Kimura, T.Nakamoto, T.Ozaki, T.Miki, I.Murakami, Y.Hashizume and A.Tanaka : J. Mater. Res. Technol., 15 (2021), 4193.
- 28) J.M.Sater, S.C.Jha and T.H.Sanders Jr. : Aluminum Alloys-Contemporary Research and Applications, first edition, ed. by A.Vasudevan and R.Doherty, Academic Press, 31 (1989), 409.
- 29) 久米裕二, 大田真一郎, 小橋 眞, 金武直幸 : 塑性と加工, 54 (2013), 175.
- 30) 小松伸也, 村松俊樹 : 軽金属, 50 (2000), 518.
- 31) T.Uesugi and K.Higashi : Comput. Mater. Sci., 67 (2013), 1.
- 32) M.F.Ashby : Acta Metall., 20 (1972), 889.

(2022年8月31日受付)