

# 金属粉末積層造形法により作製した汎用合金の特性評価\*

黒須 信吾\*\*、岩清水 康二\*\*、池 浩之\*\*

金属粉末積層造形法によりアルミニウム合金およびステンレス鋼の供試材を作製し、組織および機械的特性を調査した。アルミニウム合金造形品の組織は積層方向に伸長した微細なセル状組織を呈しているにもかかわらず、結晶方位異方性は認められなかった。これは、特有のレーザーパターンにより結晶方位をキャンセルしたものである。一方、ステンレス鋼は、マルテンサイト組織を呈し、等軸結晶粒を呈していた。このことから、本技術により得られる造形品の組織および特性は、レーザーパターンや合金の相変態挙動により強く依存することが分かった。

**キーワード：金属粉末積層造形、アルミニウム合金 (AlSi10Mg)、ステンレス鋼 (17-4PH)、金属組織、機械的特性**

## Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloy and Stainless Steel Manufactured by Selective Laser Melting

Shingo KUROSU, Koji IWASHIMIZU and Hiroyuki IKE

Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy (AlSi10Mg) and precipitation hardening stainless steel (17-4PH) manufactured by selective laser melting (SLM) were investigated in detail. In the AlSi10Mg specimen, fine dendritic cell structures along build direction were observed. However no strong crystal orientation texture is confirmed, supposing that the specific controlled tracking-laser-pattern may lead to random crystal orientations. The 17-4PH specimen contains a fully martensite microstructure. Therefore, characteristics of selective laser melting specimens depend on the tracking-laser pattern and the phase transformation characteristics.

**keywords :Selective Laser Melting、Aluminum alloy(AlSi10Mg)、Stainless Steel(17-4PH)、Microstructure、Mechanical Properties**

### 1 緒 言

金属粉末積層造形法は、金属粉末を出発原料とし、電子ビームまたはレーザービームを熱源として、3D CAD データから作成した 2D スライスデータを選択的に熔融、積層して 3 次元形状を造形する方法として、注目されている。これまでは、純チタンおよびチタン合金、コバルト合金、インコネル合金などの耐熱材料や生体材料を対象に、研究および応用がされ、宇宙航空部品や外科用インプラント、歯科材料などの限定された分野で製品応用されていた<sup>1)</sup>。しかし、最近になってアルミニウム合金、ステンレス鋼、銅合金、マルエージング鋼など汎用合金にも適応が広がり、一般産業部品への応用も加速的に進んでいる<sup>2)</sup>。

本技術における特徴として、マスターモデルや金型を必要とせず、3D CAD データからダイレクトに最終製品形状近くまで造形できるニアネットシェイプ特性が挙げら

れる。これより、試作に係る納期や種々の形状での機能的評価など、開発スピードを格段に速くする事が可能となっている。もう一つの特徴として、本技術により従来のプロセスでは実現が困難であった特異的な組織および特性を得ることができていることが知られている。本技術のプロセスは、一層毎に急速熔融・凝固を繰り返して積層していくため、組織が非常に微細であること、晶出物が偏析なく、微細に且つ均一に分布した組織を得ることができる<sup>3,4)</sup>。その上、合金によっては、結晶方位異方性を発現し、単結晶のような強い配向性を生じることも報告されている<sup>3,4,5)</sup>。この結晶方位異方性は、一般的には製品で使用の際には、強度特性に異方性が生じるため、デメリットとして扱われ、異方性をキャンセルして、組織および特性の等方化を進める研究もされている<sup>3,5)</sup>。しかし、この結晶方位異方性を造形条件などで制御し、意図的に発現することができた場合、鑄造や鍛造などの従

\* 平成 27 年度 技術シーズ形成研究事業（発展ステージ）

\*\* 素形材技術部

来の手法で得ることが困難であった新たな機能性を付加させることができる。それにより、これまででない高付加価値の製品展開が可能となり、本技術におけるものづくりの幅を広げる可能性がある。

そこで、本研究では金属粉末積層造形法を用いた結晶方位異方性を活かしたものづくりの展開を図るため、既存造形条件で得られる造形品の特性を詳細に調査し、結晶方位異方性を活かした組織制御造形法について検討する。

## 2 実験方法

### 2-1 供試材

供試材は、15×15×55 mmの角柱として、レーザービームを熱源とした金属粉末積層造形装置を用いて作製した。作製した供試材は2種類で、アルミニウム合金 (Al-10Si-0.4Mg以降、AlSi10Mgと呼称) は、大阪府立産業技術総合研究所、析出強化型ステンレス鋼 (Fe-17Cr-4Ni以降、17-4PHと呼称) は東京都立産業技術研究センターにて作製した。各々の造形条件を表1に示す。造形条件は装置メーカーが指定した推奨条件を採用している。装置メーカーによりノウハウがあり、スキャンパターンは各社特有のパターンであることがわかる。

造形物の積層傾斜による機械的特性の影響を調査するために、供試材に種々の傾斜を与えた。図1に供試材に与えた各傾斜の配置例を示す。供試材の配置はx方向をスキージング方向とし、積層傾斜は積層方向(z方向)から、0 deg.、45 deg.、54.74 deg.および90 deg.傾斜をつけた。各々の傾斜は面心立方構造 (F.C.C.) の主要結晶方位である<100>、<101>、<111>および<001>に対応している。

### 2-2 外観観察

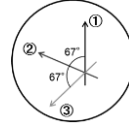
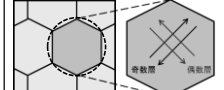
外観観察は造形ままの状態で行い、走査型電子顕微鏡を用いた。また、図2に示すように各面、各方向に対して接触式表面粗さ測定機 (小坂研究所、DSF600S) を用いて平均表面粗さ (Ra) を測定した。Raは5回測定し、その平均値を算出した。

### 2-3 断面組織観察

造形物の断面組織観察を光学顕微鏡 (OM) および走査型電子顕微鏡 (SEM) により観察した。積層面に対して水平もしくは垂直にワイヤー放電加工機を用いて切り出した。表面は、SiC耐水研磨紙2000番まで湿式研磨後、ダイヤモンドペースト (3 μm) で鏡面研磨した。鏡面研磨後、AlSi10Mgはケラー氏腐食液 (H<sub>2</sub>O:塩酸:硝酸:フッ酸=4:4:4:1) でエッチング、17-4PHはシュウ酸水溶液 (シュウ酸10 g、H<sub>2</sub>O 100 ml) にて電解研磨を施し、結晶粒界を現出させた。また、電子線後方散乱回折法 (EBSD法) を用いて結晶方位の解析を行った。表面は鏡面研磨後、コロイダルシリカ (0.04 μm) により表面を仕上げた。

### 2-4 機械的特性

表1 AlSi10Mgおよび17-4PHの造形条件

合金	AlSi10Mg	17-4PH
造形装置	EOSINT M280(EOS社)	ProX 300(3Dsystems社)
平均粒径	25	10
造形雰囲気	アルゴンガス	窒素ガス
積層厚さ	30	40
走査ピッチ	100	60
スキャンパターン	1層毎に約67°回転 	ヘキサゴンパッチワーク 外接円直径 50mm +45° (+X+Y) / -45° (+X-Y) 

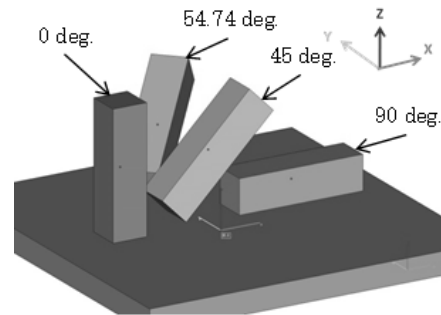


図1 供試材に与えた各傾斜の配置例

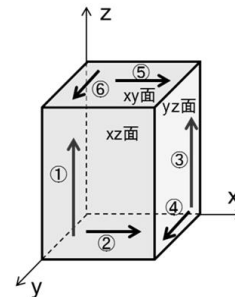


図2 表面粗さを測定した各面および各方向

積層傾斜が及ぼす機械的特性への影響の調査として、各積層傾斜造形サンプルの引張試験およびヤング率測定を行った。引張試験は、角柱サンプルから板状引張試験片をワイヤー放電加工により切り出した。試験片サイズは、JIS規格14号試験片に準拠し、標点部の幅と厚さが3 mm、標点間距離は17 mmとした。引張試験は初期ひずみ速度は $9.8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で行い、破断後突合せ法にて破断伸びを算出した。ヤング率は自由共振法を用いて測定した。試験片サイズは長さが40 mm、幅が15 mm、厚さが1 mmである。試験片表面は引張試験およびヤング率測定ともに、SiC耐水研磨紙800番まで乾式研磨を施した。また、試験回数は3回行い、平均値を算出した。

造形高さが及ぼす機械的特性への影響の調査として、造形高さ毎の硬さを測定した。ベースプレート(最下面)から5 mm、30 mmおよび55 mm(最終溶融面)の高さを積

層面に対して水平にワイヤー放電加工で切り出し、それぞれ、Bottom、Middle および Top とし、マイクロビッカース硬度計にて硬さ (HV) を測定した。試験荷重は、AlSi10Mg は 0.5 kgf、17-4PH は 1.0 kgf で実施し、試験回数は 5 回行い、平均値を算出した。表面は、耐水研磨紙 SiC2000 番まで湿式研磨し、ダイヤモンドペースト (3 μm) で鏡面研磨を施した。

### 3 実験結果

#### 3-1 外観観察

図 3 および図 4 に AlSi10Mg および 17-4PH 造形物の外観写真を示す。(a)、(b) は上面 (溶融面)、(c)、(d) は側面である。両造形物ともに、溶融面は比較的滑らかであり、レーザーが走査した痕跡が確認できる。また、表面にはいくつか未溶融の粉末および溶融途中でスパッタした粒子の付着が観察された。側面に関しては、未溶融の粉末が多く付着している様子が確認される。

表 2 に AlSi10Mg および 17-4PH の各面における各方向の平均表面粗さ (Ra) を示す。溶融面である上面は側面よりも半分程度小さい Ra を示していることがわかる。一方、側面は z 方向と (x, y) 方向ともに、同等の Ra を示

表2 AlSi10Mgおよび17-4PHの各面における各方向の平均表面粗さ (Ra)

測定面_測定方向	平均表面粗さ (Ra[μm])	
	Al10SiMg	17-4PH
側面 ① xz面_z方向	24.4	8.6
側面 ② xz面_x方向	24.1	9.8
側面 ③ yz面_z方向	18.6	7.3
側面 ④ yz面_y方向	18.8	9.7
上面 ⑤ xy面_x方向	9.7	5.6
上面 ⑥ xy面_y方向	11.3	6.4

した。これより、側面の表面粗さは積層による段差の影響をあまり受けていないことがわかる。また、AlSi10Mg および 17-4PH の出発粉末の平均粒径は各々 25 μm および 10 μm であり、造形物の Ra と同等の値を示していることから、金属粉末積層造形により得られる造形品の表面粗さは、出発粉末の平均粒径に依存した値であることが推察される。

#### 3-2 断面組織観察

図 5 に AlSi10Mg および 17-4PH 造形物の光学顕微鏡による断面組織を示す。(a)、(b) は AlSi10Mg、(c)、(d) は 17-4PH であり、(a)、(c) は水平断面、(b)、(d) は垂直断面を示している。水平断面組織において、レーザーが走査した痕跡が明確に確認でき、レーザー走査境界も確認することができる。垂直断面組織においてもレーザーにより溶融された領域 (溶融池、メルティングプール) が明確に確認でき、うろこ状に溶融池境界を呈している。AlSi10Mg、17-4PH における 1 層の積層厚さは、それぞれ 30 μm および 40 μm にもかかわらず、1 層における溶融池の深さは、AlSi10Mg が 200~270 μm、17-4PH が 80~100 μm まで達している。これより、1 層の溶融池の深さは、AlSi10Mg においては積層厚さの 7 倍以上、17-4PH は 2 倍以上深くまで溶融領域が達し、直下の積層を再溶解して、造形が進んでいることがわかる。

図 6 に AlSi10Mg および 17-4PH 造形物の走査型電子顕微鏡による断面組織を示す。(a)、(b) は AlSi10Mg、(c)、(d) は 17-4PH であり、(a)、(c) は水平断面、(b)、(d) は垂直断面を示している。図 6(a) および (b) より、AlSi10Mg はサブミクロンオーダーの微細なセル状組織を呈し、積層方向 (z 方向) に沿って伸長した組織を呈している。図 6 (a) および (b) 中の白破線に示す溶融界面は、周りの組織よりも若干大きなセル状組織であることから、直上層での溶融により熱影響を受けた箇所であると推察される。一方、17-4PH は、マルテンサイト組織を呈している。図 6(c) および (d) 中に示す矢印に示すように、溶融界面が確認されるが、組織は溶融界面をまたが

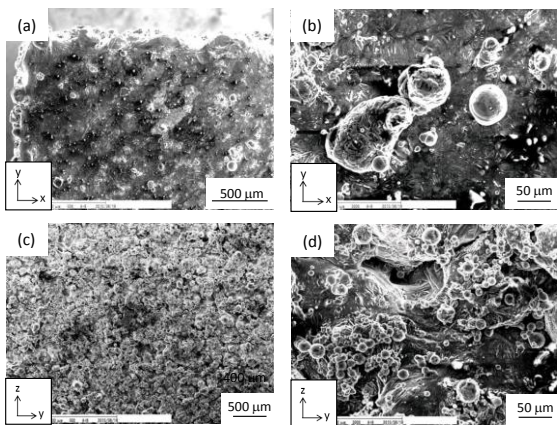


図 3 AlSi10Mg 造形物の外観写真 (走査型電子顕微鏡像) (a)、(b) は上面 (溶融面) (c)、(d) は側面

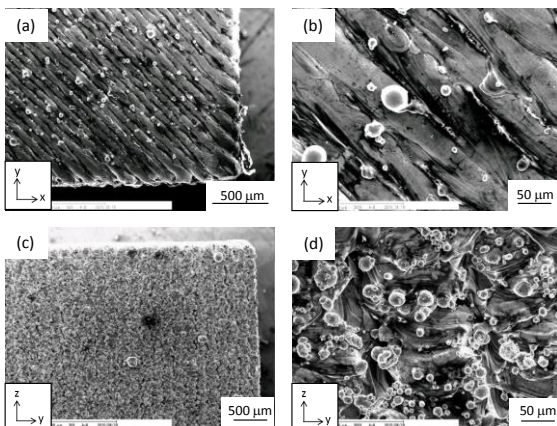


図 4 17-4PH 造形物の外観写真 (走査型電子顕微鏡像) (a)、(b) は上面 (溶融面) (c)、(d) は側面

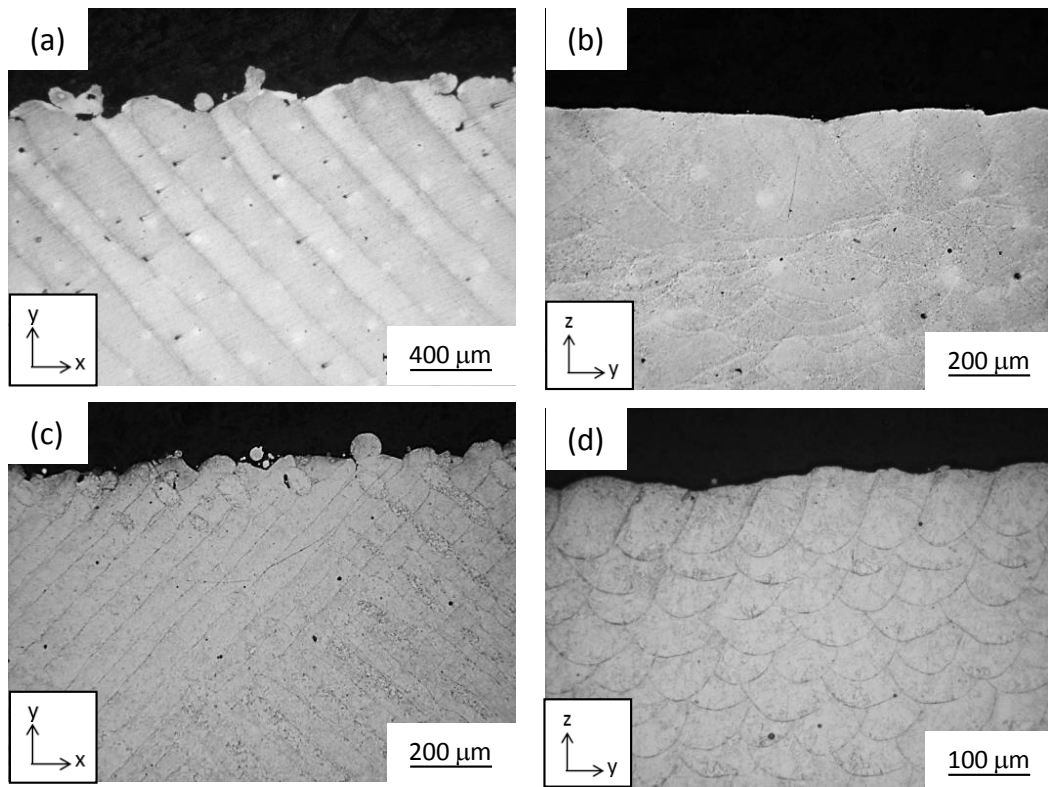


図5 (a)、(b) AlSi10Mg造形物および(c)、(d) 17-4PH造形物の光学顕微鏡による断面組織  
(a)、(c) は水平断面 (b)、(d) は垂直断面

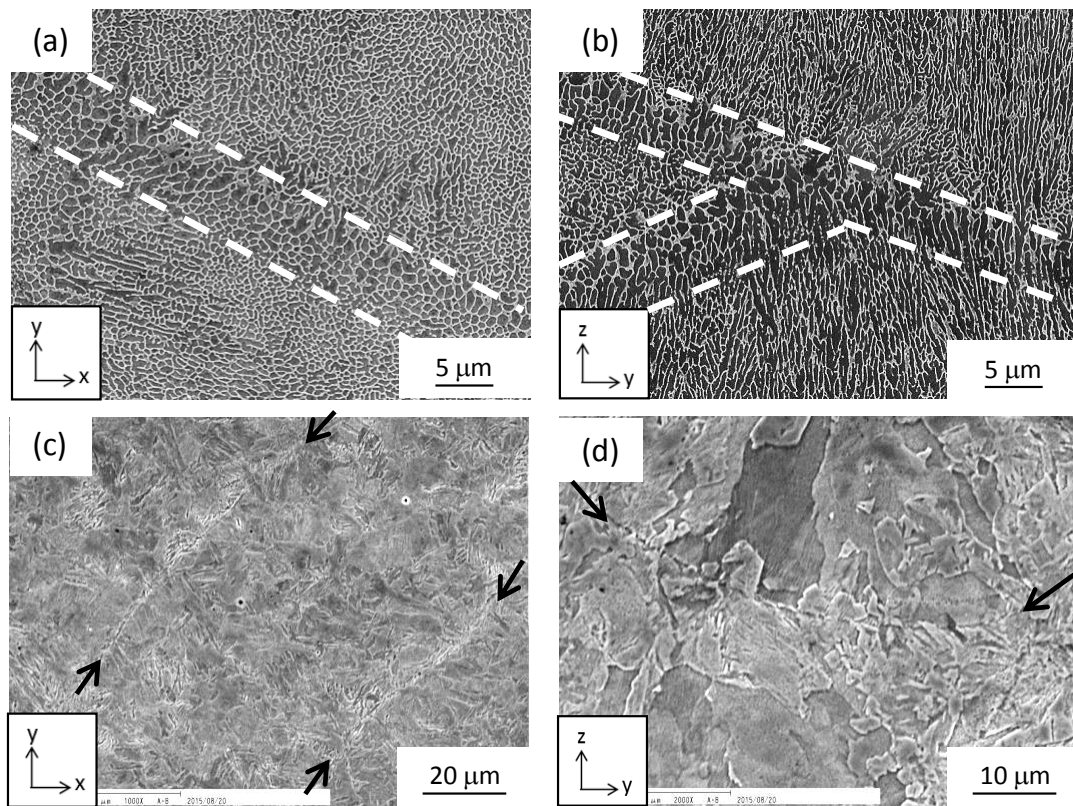


図6 (a)、(b) AlSi10Mg造形物および(c)、(d) 17-4PH造形物の走査型電子顕微鏡による断面組織  
(a)、(c) は水平断面 (b)、(d) は垂直断面



って形成していた。

また、熔融界面は電解研磨による優先的な腐食を受けていることから、酸化物や窒化物などの介在物が形成していることが推察される。

### 3-3 結晶方位解析

図7に、AlSi10Mg造形物の結晶方位解析結果を示す。(a)、(b)は水平断面、(c)、(d)は垂直断面であり、(a)、(c)はImage Quality map(IQ map)、(b)、(d)は、Inverse Pole Figure orientation map(IPF map)である。図7(a)および(b)より、水平断面は、001方位が集積している組織形態を呈しており、結晶粒内で方位の揺らぎ(グラデーション)が確認されることから、セル組織は、低角粒界によっていくつかに分断されていることが示唆される。垂直断面(図7(c)および(d))は、熔融面界面をまたいで、かつ熔融池底面の法線方向に組織が伸長しているにもかかわらず、様々な結晶方位で構成されている。

図8に、17-4PH造形物の結晶方位解析結果を示す。(a)、(b)は水平断面、(c)、(d)は垂直断面であり、(a)、(c)はImage Quality map(IQ map)、(b)、(d)は、Inverse Pole Figure orientation map(IPF map)である。17-4PHにお

ける結晶方位は、先に示したAlSi10Mg(図7)と比較すると、大きく異なることがわかる。図8より、水平断面、垂直断面共に、等軸粒で構成されており、積層方向による伸長した結晶粒は確認できなかった。また、結晶方位に関してもランダム方位で構成されていることがわかる。AlSi10Mgおよび17-4PHに関する結晶方位については、後述する。

### 3-4 種々の積層傾斜を有した造形品の機械的特性

図9は、種々の積層傾斜で造形した(a)AlSi10Mgおよび(b)17-4PH造形品における典型的な公称ひずみ-公称応力曲線(s-s曲線)を示す。図9より、両合金造形品における傾斜によるs-s曲線の大きな変化はなく、一様であることがわかる。

AlSi10Mgおよび17-4PHにおける各積層傾斜で造形した造形品の機械的特性をそれぞれ表3および表4に示す。比較のために、Al-Si10Mgの金型鑄造材およびSUS630の熱処理材のJIS規格も併せて示す。本技術により得られる造形物の強度および伸びは、従来法である金型鑄造により得られたAl-Si10Mg材のJIS規格に比べるとはるかに高い値を示した。これは、本技術により得られた非常

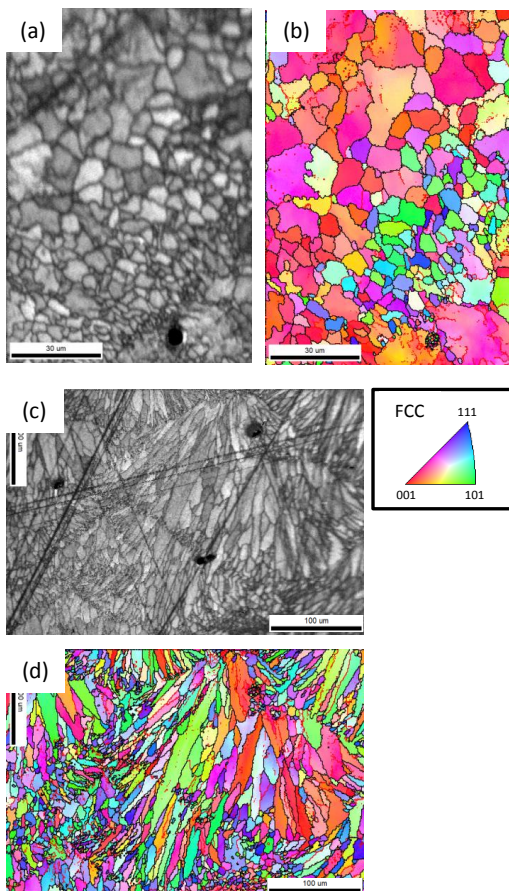


図7 AlSi10Mg造形物の結晶方位解析結果  
(a)、(b)は水平断面、(c)、(d)は垂直断面であり、(a)、(c)はImage Quality map(IQ map)、(b)、(d)は、Inverse Pole Figure orientation map(IPF map)

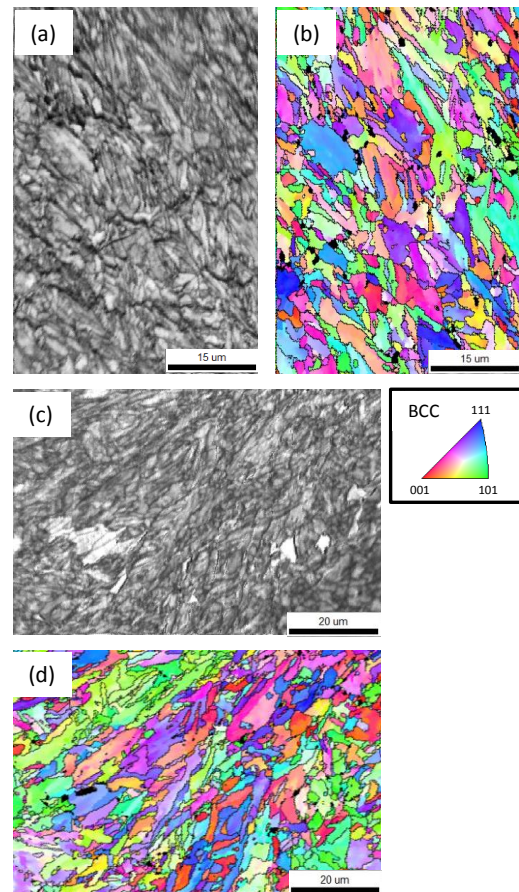


図8 17-4PH造形物の結晶方位解析結果  
(a)、(b)は水平断面、(c)、(d)は垂直断面であり、(a)、(c)はImage Quality map(IQ map)、(b)、(d)は、Inverse Pole Figure orientation map(IPF map)

に微細な組織に起因している。AlSi10Mg 造形物の強度および破断伸びにおいて、積層傾斜による特性の有意差は認められなかった。また、結晶方位に強く依存するヤング率についても、傾斜間に大きな差はなく ADC12 の値<sup>6)</sup>と同等の値を示し、機械的特性の異方性は確認されなかつた。

同様に、17-4PH においても傾斜間における引張特性およびヤング率の差は認められなかった。得られる特性としては、17-4PH に相当する SUS630 における析出硬化処理 (H1075) 材と同等の値を示し、造形ままの状態で、高

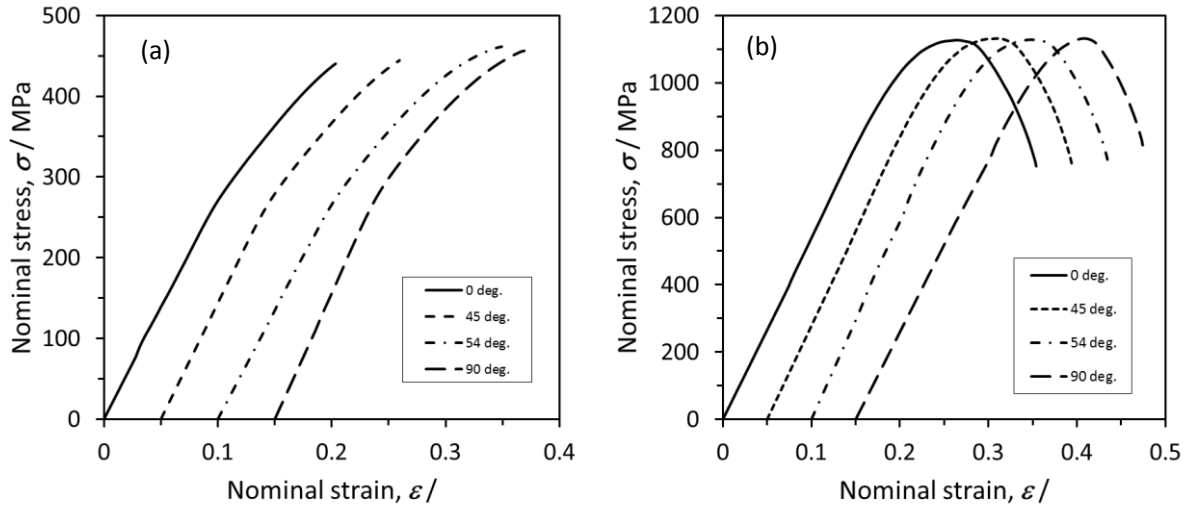


図9 種々の傾斜で造形した (a) AlSi10Mg および (b) 17-4PH 造形品における典型的な公称ひずみ-公称応力曲線 (s-s 曲線)

表3 種々の積層傾斜で造形した AlSi10Mg 造形品における機械的特性

Specimens		0.2% PS	UTS	Fracture to Elongation	Young's Modulus
		MPa	MPa	%	GPa
Building angle (deg.)	0	283 (6.7)	446 (12.4)	5.3 (1.33)	75.0 (2.25)
	45	284 (2.9)	466 (1.4)	7.6 (1.14)	75.8 (1.19)
	54	272 (10.2)	457 (12.5)	9.5 (0.76)	74.4 (0.43)
	90	277 (5.6)	464 (4.9)	8.7 (1.07)	70.8 (0.59)
(JIS) Al-Si10Mg 金型鑄造	F	—	>170	>3.0	—
	T6	—	>240	>1.5	—
Mean (S.D.)					

表4 種々の積層傾斜で造形し 17-4PH 造形品における機械的特性

Specimens		0.2% PS	UTS	Fracture to Elongation	Young's Modulus
		MPa	MPa	%	GPa
Building angle (deg.)	0	917 (4.7)	1144 (2.5)	17.3 (0.31)	194 (3.9)
	45	900 (16.3)	1136 (5.7)	18.0 (1.53)	187 (0.6)
	54	902 (46.9)	1133 (0.5)	18.6 (0.72)	189 (0.9)
	90	933 (41.1)	1111 (5.0)	17.5 (1.12)	193 (2.4)
(JIS) SUS630 析出硬化熱処理 H1075		>860	>1000	>13	—
Mean (S.D.)					

強度高延性を兼ね備えていることがわかる。

### 3-5 造形高さ別のビッカース硬さ

図 10 は、(a) AlSi10Mg および(b) 17-4PH における造形高さ別のビッカース硬度を示す。両造形品ともに造形高さにより硬さが変化していた。しかし、その挙動は異なり、AlSi10Mg の硬さは Top 部から Bottom 部に伴い増加し、17-4PH の値は、減少する傾向を示した。Bottom 部は、先に造形されているため、それ以降の造形の熱影響をうけ、反対に、Top 部は造形による熱影響が小さいといえる。アルミ合金において、鋳物または押出材のような高温加工から冷却後、T5 処理 (約 225 °C-5 時間) を施すと、硬度が増すこと<sup>7)</sup> が知られおり、これに相当した熱処理の効果が AlSi10Mg 造形物の Bottom 部で受けたものと考えられる。同様に、17-4PH 造形物については、マルテンサイトの焼戻処理に相当する熱処理の影響を受けて、硬度が減少しているものと推察される。このように、合金の熱処理挙動により、造形高さが特性に影響を及ぼすことが示唆される。これより、受ける熱影響をあらかじめ加味し、任意的に配置方向を変えることで、造形物の特性 (組織、硬度) に傾斜をつけられる可能性がある。

## 4. 考 察

### 4-1 金属粉末積層造形により得られる組織について

AlSi10Mg および 17-4PH に関する結晶方位について述べる。図 9 より、両造形物における s-s 曲線は積層傾斜間で変化がなく、いずれの傾斜サンプルでも一様な s-s 曲線を示していた。単結晶のような非常に強い結晶方位異方性を有している場合、s-s 曲線は、その結晶方位特有の挙動を示すこと<sup>8)</sup>、加えて結晶方位異方性に大きく影響を受けるヤング率においても、傾斜間による値の有意差はほとんど認められないこと (表 3、表 4) から、本研究の造形物に関しては、結晶方位異方性は発現しておらず、ランダム方位であることがいえる。しかしながら、これら組織形態が大きく異なることから (図 7 および図 8)、ランダム結晶方位に至る過程は異なることが予想される。

まず 17-4PH に関しては、高温ではオーステナイト組織 ( $\gamma$ , F.C.C.) が安定相であるが、冷却過程でマルテンサイト ( $\alpha'$ , B.C.C.) に  $\gamma \rightarrow \alpha'$  変態し、室温ではマルテンサイト組織を呈する。本技術は、急速溶解・凝固プロセスが生じていることから、凝固直後は AlSi10Mg のような (図 7(c) および (d)) 積層方向 (z 軸) に伸長したオーステナイト組織が一旦形成し、その後冷却過程でマルテンサイト変態が生じ、オーステナイト組織を分断化することで、オーステナイト組織で生じた結晶方位異方性をキャンセルして、等方化が図れていることが考えられる。ただし、マルテンサイトとオーステナイト相の間には一定の結晶学的な方位関係が成立しているため、凝固直後に形成するオーステナイト組織の結晶方位を制御

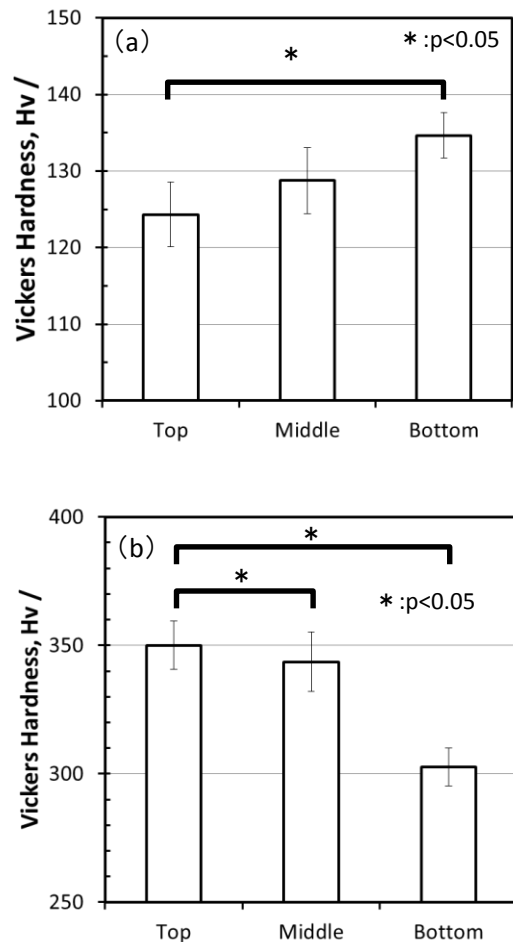


図 10 (a) AlSi10Mg 造形物および(b)17-4PH 造形物における造形高さ別のビッカース硬度

することができれば、特定の方角を集積させたマルテンサイト組織を形成できる可能性がある。

次に、AlSi10Mg に関しては、17-4PH とは異なり凝固・冷却過程で相変態せず、母相は F.C.C. 相単相である。単純に積層していけば、図 6(a) および (b) に示したような積層方向 (z 軸) に伸長した組織が生じ、積層方向に対して結晶方位異方性を発現するものと思われる。しかし、本研究では、マイクロ領域である水平断面 (図 7(b)) では、001 方位の集積が認められたのにもかかわらず、マクロ領域である s-s 曲線 (図 9) および機械的特性 (表 3) おいて異方性は確認されなかった。これは、AlSi10Mg 造形物を造形した際のスキャンパターンが要因となっていると推察される。本研究における AlSi10Mg 造形物のスキャンパターンは、一層毎に約 67° 回転させて積層していく装置メーカー特有の手法を採用した。これは、直下の層とは異なる方向にスキャンしていくことで緻密化を図る狙いがあるが、それに加えて結晶方位をキャンセルさせる働きがある可能性がある。詳細については、今後調査する予定である。

以上のことから、本技術により得られる造形物の組織および特性は、造形する合金の性質を加味し、スキャンパターンなどの造形条件を変えることで、任意の組織を

生み出す可能性が見出された。その際に、従来法である  
 鋳造や溶接などの熔融・凝固に関するノウハウを参考に  
 することが効果的であり、組織制御を加味した本技術の  
 確立が実現するものと考えられる。

## 5 結 言

本研究において、汎用合金である AlSi10Mg および  
 17-4PH を用いて、レーザービームを熱源とした金属積層  
 造形法により造形物を作成し、組織および機械的特性に  
 関して詳細に調査した。本研究で得られた知見について  
 以下に列記する。

1. 造形物の外観観察した結果、上面（熔融面）は側  
 面より滑らかである。側面の表面粗さは積層によ  
 る段差の影響は小さく、出発原料の粉末粒径に強  
 く依存する。
2. 垂直断面組織観察より、いずれの合金も断面組織  
 は、うろこ状の熔融境界が確認され、熔融深さは  
 積層厚さよりも2倍以上深くまで達している。
3. AlSi10Mg 造形品は、積層方向（z 軸）に伸長した  
 非常に微細なセル状組織を呈しているが、機械的  
 特性には異方性は確認されない。
4. 17-4PH の組織は、マルテンサイト組織を呈してお  
 り、積層方向に関わらず、等軸な結晶粒を呈して  
 いる。機械的特性についても、異方性は確認され  
 ない。
5. 本技術で作製した造形物の機械的特性は、いずれ

の合金とも、従来法と同等もしくはそれ以上の特  
 性を示している。

## 謝 辞

本研究におけるヤング率測定は、東北大学金属材料研  
 究所 加工プロセス工学研究部門 千葉研究室にて、装  
 置を借りて測定させて頂きました。ここに御礼申し上げ  
 ます。

## 文 献

- 1) 池田博英, 升岡正: 精密工学会誌, 82, p639-642  
 (2016)
- 2) 檜原弘之: 精密工学会誌, 82, p634-638 (2016)
- 3) 千葉晶彦: 計測と制御, 54 p (2015)
- 4) 小泉 雄一郎, 孫 世海, 齋藤 毅, 黒須 信吾, 千葉  
 晶彦: 粉体および粉末冶金, 61 243-249 (2014)
- 5) 余語良章, 加嶋祐佳, 高市敦士, 中本貴之, 土居 壽,  
 高橋英和, 野村直之, 塙隆夫, 若林則幸: 日本歯科  
 理工学会誌, 35 p168 (2016)
- 6) 山田耕二, 宮川進, 吉川澄: 日本機械学会論文集A,  
 68, p567-572 (2002)
- 7) 神尾彰彦他: “軽合金鋳物ダイカストの生産技術”,  
 財団法人素形材センター p17-24 (1993)
- 8) 辛島誠一: “金属・合金の強度”, 日本金属学会  
 p67-70 (1997)