

# 博士學位論文

## 論文題目

微細ラティスコーティングに  
関する研究

## Doctoral Thesis Title

Study of Fine Lattice Coating

## 提出者

東北大学大学院工学研究科  
機械システムデザイン工学専攻

氏名 前花 英一

Name Hidekazu MAEHANA

指 導 教 員	厨川 常元 教授
研究指導教員	
審 査 委 員 (○印は主査)	<u>○ 厨川 常元 教授</u> <u>1 足立 幸志 教授</u> <u>2 小川 和洋 教授</u> <u>3 水谷 正義 准教授</u>

博士学位論文

微細ラティスコーティングに関する研究

令和元年度

(令和元年7月5日提出)

東北大学大学院工学研究科

機械システムデザイン工学専攻

前花 英一

# **Study of Fine Lattice Coating**

*Hidekazu MAEHANA*

## **Abstract**

The objective of this dissertation is to develop new functions by making the interface texture into porous structures for conferring functions such as wettability, mechanical interlocking, and biocompatibility with living cells on products. The porous structures include many pores communicating with their outside and inside, and the pores provide effects with penetrating substances. These porous structures were fabricated with a metal additive manufacturing (MAM) machine employing a layer-by-layer method, and it also could print lattice structures.

In order to obtain a sufficient function of this lattice structure, this dissertation worked on the miniaturization of its shaping width by devising a laser pulse shape. As a result, the width of shaping was achieved to reach less than 100  $\mu\text{m}$  with maintaining continuity. Moreover, three-dimensional shaped lattice structures were able to be printed with a thickness of 0.5 mm or less by devising the laser pulse shape.

Additionally, direct fabrication of lattice structures on bulk materials (hereinafter, referred to as "lattice coating") can overcome disadvantages of MAM. For instance, residual pores inside the products are an inevitable problem on the MAM and they cause deterioration of fatigue strength. Additionally, the MAM takes higher cost and longer production time than conventional machining methods since the MAM requires a long laser scanning and a large number of metal powders that are usually much more expensive than bulk materials. For these reasons, building fine lattice structures on the surfaces of existing products is more reasonable than fabricating the whole products using the MAM. Therefore, a new powder-supplying method was developed to accomplish this idea of the lattice coating.

This method is a powder-supplying method with gravity fall in which no other external force than the gravity and air resistance act. The method can lay a powder layer even on a curved surface with small curvature and fine lattice structures can be fabricated by laser scanning the layer. The above is an overview of the dissertation. The dissertation consists of six chapters, and the outline of each chapter is summarized below.

Chapter 1 introduces examples of conferring functional structures using MAM machines and explains the advantages of MAM machines expected by the market and the present situation in which it has not sufficiently been satisfied with the market expectations. Additionally, the features, advantages and disadvantages of the existing MAM machines are explained in detail. By referring to these situations, a new MAM technology, "Fine Lattice Coating", compensates for the shortcomings of each of these existing technologies and combines their strengths.

In Chapter 2, to attain effective functional lattice structures, the limit of fineness of print by a laser beam was investigated. First, experiments of bonding a single particle to the base plate one by one using a one-shot pulse laser were conducted. The experiment revealed that the base plate and the particles are bonded well by irradiating the center of the pure titanium particles with the optimal laser pulse shape; however, the particles surrounding the irradiated particle were also moved concurrently by laser irradiation. It is difficult to control this movement. Therefore, this method was clarified to be unrealistic because the laser irradiates in order after arranging a particle layer.

Chapter 3 continues to Chapter 2 and investigates how to obtain a fine shaping width. We adopted a pure titanium

single-particle layer with few overlapping of particles as powder. Two types of lasers, a continuous wave (CW) laser that is used in common MAM machines and a continuous pulse laser without spike shape based on the results of Chapter 2, were employed to compare the shaping narrow of the width by these lasers. The results confirmed a strong correlation between the laser average power and the shaping width in both the CW laser and continuous pulse laser. Additionally, CW laser loses the continuity of the printed body at low average power laser conditions due to boring defects; on the other hand, the continuous pulse laser was confirmed that the product could maintain their continuity even under low average power laser conditions, and shaped width reached 95  $\mu\text{m}$ . The factor maintaining continuity of the products even in narrow width by this continuous pulse laser can attribute to the plume generated from the melt pool generated by the laser has the effect of attracting surrounding particles. Moreover, in the case of the continuous pulse laser, many particles are attracted on a regular basis because high peak power is generated according to the frequency. Therefore, the results suggested that the size of the melt pool is stabilized.

In Chapter 4, the lattice structure was printed using the low-average-power continuous pulse oscillation based on the result of chapter 3. The lattice structure consists of a wall structure and a beam structure, and the wall structure was printed an upright structure with a thickness of 0.13 mm. The horizontal beam structure was able to be printed by scanning the same line multiple times to create a scaffold. However, "Dross formation" is attached to the back of the beam structure and it affects to narrow the lateral hole. Although there is such a thing, it looks like a honeycomb shape on its surface, and is printed a lattice structure with a thickness of 0.5 mm with a side hole. Furthermore, to investigate whether this lattice structure could be as a joint, the joint strength using cold-hardening resin was evaluated. As a result, it was confirmed that the tensile breaking load increased by about 40% when there was a beam structure more than the wall structure alone.

In Chapter 5, the possibility of the gravity feeding method is investigated, which is a new powder feeding method, and printed the wall structure by this method. The powder deposition layer profile of the first layer by this supply method had a greater difference in elevation than the squeezing method, and additionally, the printed body also tended to have large uneven surface. However, the surface became small as the layer increases and the upper layer became smooth surface eventually, therefore the height of the wall structure can be made uniform even by this method. Additionally, the minute lattice was printed on the round bar circumference by this method, and the possibility of realizing the fine lattice coating was found.

# 微細ラティスコーティングに関する研究

## 目 次

第 1 章 序論	1
1.1 研究背景	1
1.2 金属 3D プリンタ技術による機能創成の可能性	4
1.2.1 濡れ性の制御	4
1.2.2 摩擦制御	6
1.2.3 生体親和性	8
1.2.4 アンカー効果	9
1.2.5 機械的性質の制御	10
1.3 ラティス構造	11
1.4 金属 3D プリンタの概要と課題	12
1.4.1 金属 3D プリンタの概要	12
1.4.2 3D プリンタ（積層造形装置）の歴史	12
1.4.3 金属プリンタの課題（理想と現実）	13
1.4.4 金属 3D プリンタの活用事例	14
1.5 既存の金属 3D プリンタ装置の特徴と課題	17
1.5.1 粉末床溶融結合法（PBF 法）	17
1.5.2 金属熱溶解積層法（FDM 法）	20
1.5.3 指向エネルギー堆積法（DED 法）	22
1.6 微細ラティスコーティング技術の提案	23
1.6.1 微細ラティスコーティング技術の概要	23
1.6.2 微細ラティスコーティング技術の適応先	25
1.7 本論文の目的	26
1.8 本論文の構成	27
参考文献	29

## 第 2 章 単粒子連続接合による造形 34

---

2.1 緒言	34
2.2 実験方法	35
2.2.1 供試材	35
2.2.2 レーザの光学構成とパルス波形	38
2.2.3 実験装置および実験手順	41
2.2.4 スポット位置高さの調整	42
2.2.5 高速度カメラの配置と設定	43
2.3 チタン単粒子のパルスレーザによる溶融接合	44
2.3.1 高速度カメラによる溶融接合挙動の観察	44
2.3.2 チタン粒子と基材の溶融接合状態	46
2.3.3 レーザ照射位置の近隣に配置した粒子の挙動	47
2.3.4 低平均出力パルスレーザによる単粒子の接合	49
2.4 結言	51
参考文献	52

## 第 3 章 狭小幅造形技術 53

---

3.1 緒言	53
3.2 実験方法	54
3.2.1 供試材	54
3.2.2 レーザの光学構成とパルス波形	56
3.2.3 実験装置および実験手順	59
3.3 CW 発振および連続パルス発振による肉盛ビードの狭小化	60
3.3.1 CW 発振による肉盛ビードの狭小化	60
3.3.2 連続パルス発振による肉盛ビードの狭小化	65
3.4 造形中の溶融プールおよび周辺粒子の挙動	67
3.4.1 造形中の溶融プールの挙動	67
3.4.2 レーザ進行方向に配置された粒子の挙動	69
3.4.3 溶融プール側方に配置された粒子の挙動	72

3.5 肉盛ビードの連続性に関する考察	73
3.5.1 CW 発振における肉盛ビードの形成プロセス	73
3.5.2 連続パルス発振における肉盛ビードの形成プロセス	75
3.6 結言	77
参考文献	78

## 第 4 章 微細ラティス構造の造形 79

---

4.1 緒言	79
4.2 実験方法	80
4.2.1 供試材	80
4.2.2 レーザの光学構成とパルス波形	81
4.2.3 積層造形のための実験装置およびその実験手順	82
4.2.4 低圧エアーによるショットブラスト処理	84
4.2.5 ガラス越しの粉末層内部観察手法	85
4.3 壁構造の造形	86
4.4 梁構造の造形	88
4.4.1 水平な梁構造を得るための調査	88
4.4.2 梁構造造形時の粉末層内部のガラス越し観察およびその挙動	90
4.4.3 2 回目のレーザ走査による挙動	92
4.4.4 梁構造の強化	93
4.5 微細ラティス構造による接合継手の簡易評価	94
4.6 ラティス構造による生物学的固定性（アンカー効果）	97
4.6.1 デンタルインプラントへのラティス構造付与	97
4.6.2 細胞付着・増殖試験	99
4.7 ラティス構造を接合継手とした繊維強化樹脂との異材接合	101
4.8 結言	103
参考文献	104



## **第 5 章 重力落下式粉末供給法による造形** **105**

---

5.1 緒言	105
5.2 実験方法	106
5.2.1 供試材	106
5.2.2 レーザ発振器とレーザ条件	106
5.2.3 高精度粉末供給器	106
5.2.4 実験装置および加工プロセス	108
5.3 実験結果および考察	109
5.3.1 重力落下式粉末供給による壁構造の造形	109
5.3.2 上位層における段差の緩和	114
5.3.3 高速度カメラ像による各層の造形挙動	116
5.4 重力落下式によるラティス構造の造形	118
5.5 結言	119
参考文献	119

## **第 6 章 結論** **120**

---

6.1 本論文で得られた結果	120
6.2 工学的意義	123
6.3 工業的意義	124

## **付 録** **125**

---

A 粉じん爆発	125
参考文献	126

## **謝 辞** **127**

---

## **研究業績一覧** **128**

---

# 第1章 序論

---

## 1.1 研究背景

世の中に流通している工業製品は、図 1.1 のような多数ある機械加工の中から、求める形状およびその精度、さらに必要個数やコストなどの要件を十分に考慮した上で、最適な加工手法が選択される。この中で除去加工については、もとの大きな塊（素材）から目的の形状となるように、回転工具による切削力や、レーザによる熱エネルギーなどを、素材の不必要な部位に直接加えることでそれを取り除き、輪郭を作り上げていく。金型を用いる成形加工でも、変形を加えたい部位に金型が直接接触し、金型の形状を転写し成形する。このように、除去加工や成形加工は、もとの素材の変化を加えたい部位に対して、工具や金型が直接アクセスすることで加工が行われる。

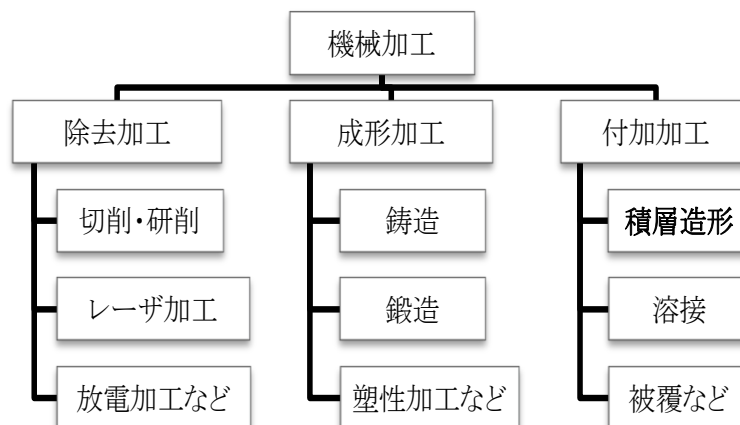


図 1.1 機械加工の分類 <sup>1-1)</sup>

図 1.2 は、3D プリント技術( Additive Manufacturing )において、頻繁に取り上げられるラティス構造の一例である。このラティス構造は多数の部材と節点によって成り立っており、部材が節点を介して規則正しく連結し、内部から外部にかけて一様な構造を作っている。この部材と節点の組み合わせによって作られる内部空間は、複数の開口部によって外部と連通しており、流体であれば自由に出入り可能である。

このような構造を除去加工や成形加工で形成させようとした場合、工具と構造の干渉を十分に配慮する必要がある。比較的簡単な内部構造で、外側の開口部が広ければ、特殊な工具を用いたり、工具姿勢の工夫によって、干渉をかわすことも可能であるが、内部空間が複雑だったり、外側の開口部が狭ければ、このような工夫でも十分ではない。つまり、この複雑なラティス構造は、図 1.3 のように 3 次元製品を水平に薄くスライスした多数の層として考え、これを 1 層ごとに積み重ねる 3D プリンタでしか加工できない構造であると言える。3D プリンタはこのような除去加工や成形加工では不可能な形状を、自由に設計し、製造できるという特徴をもち、その特徴が広く知られ、注目されている。

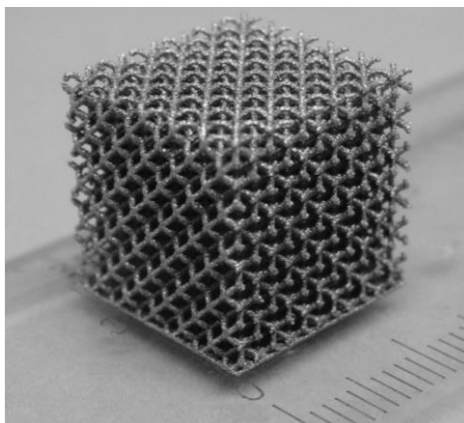


図 1.2 金属 3D プリンタによるラティス構造

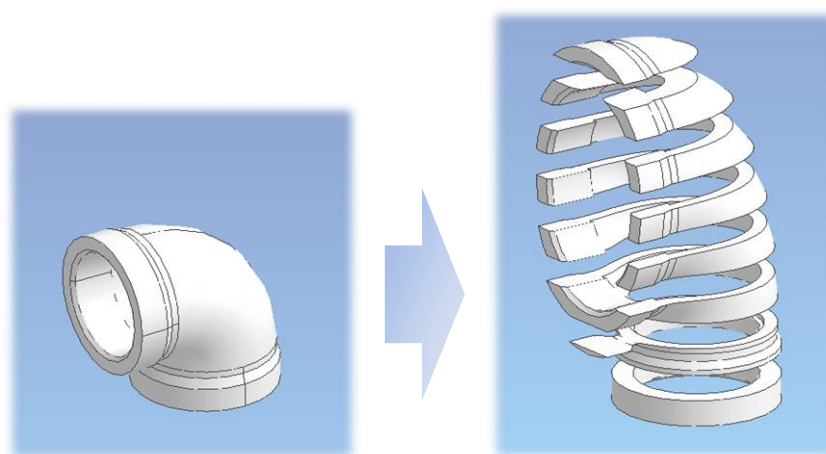


図 1.3 3 次元形状のスライス

ところで筆者は、製品の一部表面に周期的なテクスチャを形成することで、例えば濡れ性、潤滑性、生体親和性、アンカー効果などの機能をその表面に発現させる、機能創成加工<sup>1,2)</sup>についても注目している。この機能をもつ表面テクスチャについては、事前加工によって製品の寸法形状の大枠を作り上げた後に、切削加工や研削加工、レーザアブレーション、ケミカルエッチングなどの精密除去加工によって、必要な表面に付与される。また、金型にテクスチャを付与すれば、その精密転写によって、プラスチック製品などの表面にもテクスチャを成形でき、それによる機能発現も可能である。ここで筆者は、この平面的なテクスチャを複雑な3次元構造に置き換えることができれば、さらに特徴的な機能を発現できるのではないかと考えた。

この機能性をもつ複雑な3次元構造を得るには、前述したとおり自由な構造を設計・製造できる3Dプリンタ技術が適しており、とくに先に挙げたラティス構造は、その多孔質によって、様々な機能を発現させる構造として期待がもてる。なお実際に金属3Dプリンタを用いて、このラティス構造を構造体の一部に組み込んだ事例もある<sup>1,3)</sup>が、これは剛性と軽量化を両立することを目的としており、金属3Dプリンタによる機能性という観点での研究は少ない。

また、このような機能を担う構造が組み込まれた製品を、まるごと3Dプリンタで作ることを考えると、コストや強度など避けるべき課題が3Dプリンタ技術にはある。このため、これまでの機能創成加工のように、製品の形状寸法を仕上げたあとに、3次元機能性構造を付与することが望ましい。

なお本研究では機能性を付与する素材として、金属材を想定している。これは強度や耐久性の点もあるが、金属製品に対する機能付与についてニーズの多いことによる。しかし、これまでの金属素材への機能創成加工と比較すると、金属3Dプリンタ技術による造形体の微細性には難がある。金属3Dプリンタ技術の中で、微細な造形が可能とされる粉末床溶融結合法(Powder Bed Fusion: PBF法)では、その最小造形解像度は140  $\mu\text{m}$ 程度であり<sup>1,4,5)</sup>、そもそも微細性について検討した報告は少ない。このことから、微細性が機能発現の鍵となる機能創成加工への適応は容易ではない。

これらの課題から本研究では、金属3Dプリンタ技術を用い、製品表面に微細な3次元多孔質構造を付与することで、この3次元構造による新たな機能性発現を目標としている。

## 1.2 金属 3D プリント技術による機能創成の可能性

本節では、機能創成加工においてよく取り上げられる、濡れ性、摩擦性、生体親和性、アンカー効果などの表面機能性を、金属 3D プリント技術で造形された 3 次元構造体に適応した場合のその効果について、過去の文献をもとに調査しその可能性について述べている。

### 1.2.1 濡れ性の制御

平滑な固体表面の濡れ性については、固体・液体・気体それぞれの界面張力の釣り合いの関係（図 1.4）を示した Young の式(1.1)における、液滴と固体表面のなす角である接触角  $\theta$  で表現できる<sup>1-6,7)</sup>。

$$\gamma_{SV} = \gamma_{SL} + \gamma_{LV} \cos \theta \quad (1.1)$$

大気中の水滴に対する濡れ性として考えれば、この接触角  $\theta$  が 90 度を超える ( $\cos \theta < 0$ ) とこの表面は撥水性を持ち、90 度を下回る  $\cos \theta > 0$  と親水表面であり、これらは固体表面への撥水コーティング<sup>1-8)</sup>やプラズマ表面改質<sup>1-9)</sup>などによって、ある程度コントロールすることがよく知られている。

一方、表面粗さによっても濡れ性を制御することが可能である。ハスの葉表面には無数の微細な突起があり、これによって水滴は球状になり、光合成を阻害する汚れを取り除きながら効率よく転がり落ちる<sup>1-10)</sup>。またカタツムリの殻は複合的な凹凸構造があり、表面積を大きくする細かい溝によって親水性を上げ、油汚れを付着しにくくしている<sup>1-11)</sup>。このような表面粗さと濡れ性の関係については図 1.5 の Wenzel モデル<sup>1-12)</sup>の式(1.2)と図 1.6 の Cassie-Baxter モデル<sup>1-13)</sup>の式(1.3)で表現できる。

$$\cos \theta_w = r \cos \theta = \frac{r(\gamma_{SV} - \gamma_{SL})}{\gamma_{LV}} \quad (1.2)$$

$$\cos \theta_{CB} = f r \cos \theta + (1 - f) \cos \theta_{air} = f(r \cos \theta + 1) - 1 \quad (1.3)$$

Wenzel モデルでは液滴が表面の凹凸全域わたり濡れている状態である。このモデルでは液滴を平滑面へ投影した面積と、実際の接触面積の比を  $r$  とし、この倍率分、平滑面の接触角から拡大され则认为。例えば表面をフラクタル構造にすることで接触面積が大幅に増え、平滑面での表面性質が撥水性をもつ素材であればより撥水的な、親水性であればより親水的な性質が得られる<sup>1-14)</sup>。

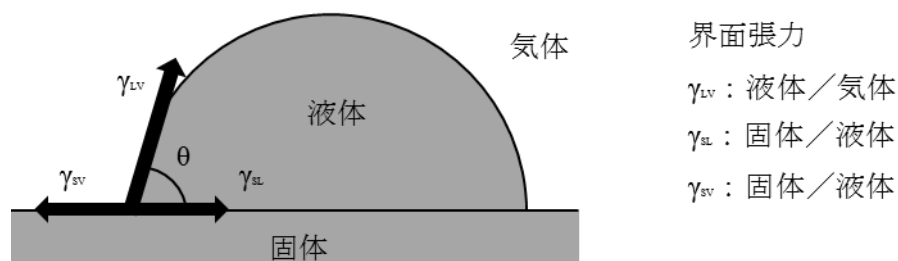


図 1.4 界面張力の釣り合いと液滴の接触角

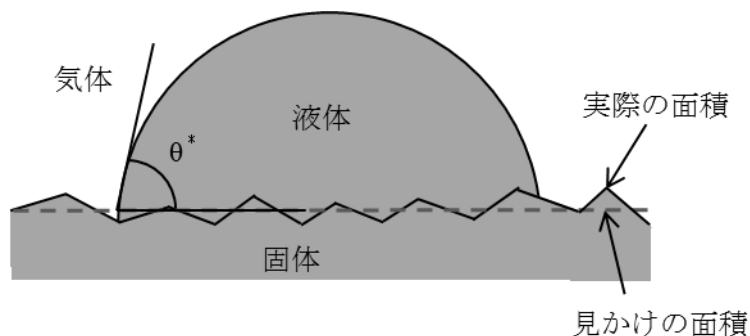


図 1.5 Wenzel の理論モデル

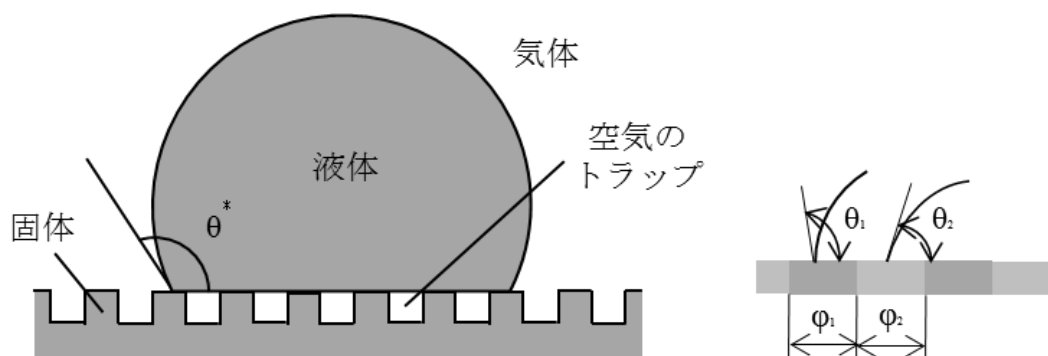


図 1.6 Cassie-Baxter の理論モデル

もう一方の Cassie-Baxter モデルでは、液滴が凹凸底部にまで接触せず、その間に空気がトラップされことで固体と液体の接触面積を抑制している。 $f$  は液滴と固体が接触している面積の割合であり、空気との接触面積部分の接触角を 180 度 ( $\cos\theta_{air} = -1$ ) として考えている。トラップされた空気が液体と接触する面積の割合が増える ( $f$  が小さくなる) ような構造設計を行うことで、 $\cos\theta_{CB} < 0$  となり平滑面で親水性を有する表面であっても撥水性を発現させることが可能となる<sup>1-15)</sup>。ただし、図 1.6 の Cassie-Baxter モデルでは、3 相の界面を凹凸突起の頂点部分として考えているが、実際には親水性をもつ固体であれば、表面張力と液滴の重力の釣り合いがとれる突起側面まで、液体が濡れ広がってしまい、液滴と固体の接触面積比  $r$  が増え、撥水性は損なわれてしまう。そこで例えば Cao らは図 1.7 に示すような逆勾配の突起構造によって気液界面に働く力を上向きにすることを提案している。これによって液滴が凹部に入り込むことを防ぎ、撥水性を維持することができる。

これらのことから、平滑面で親水性を持つ通常の金属表面において、特殊な表面処理を施さなくとも表面構造をフラクタル状態にし、図 1.7 のような逆突起構造を作ることによって、超親水性や撥水性を得ることが期待できる。Cao らの逆突起構造については、シリコン基板上に  $\text{SiO}_2$  膜をリソグラフィによるパターンニングと、エッチングを繰り返すことで生成しており、これも積層造形技術の 1 種である。これ以外にも様々な手法によって撥水性構造を作り出すことが提案されている<sup>1-16,1-17)</sup>が、金属表面においてこのような撥水性構造を作り出した事例は見当たらない。なおこれらの構造は数  $\mu\text{m}$  オーダの形状であるため、造形解像度が  $100\mu\text{m}$  以上である既存の金属 3D プリント技術では、濡れ性の制御は困難である。

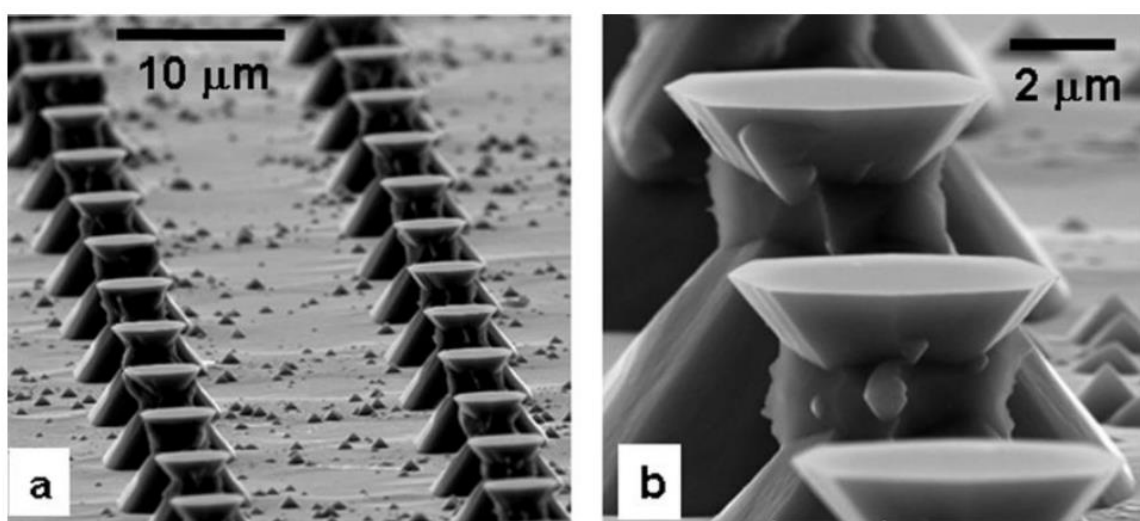


図 1.7 逆勾配形状による Si 超撥水性表面<sup>1-18)</sup>

## 1.2.2 摩擦制御

潤滑油を塗布した平行な 2 つの固体平面における摩擦状態については、一般的に図 1.8 のようなストライベック曲線によって説明される。本曲線の縦軸は摩擦係数で、横軸は潤滑油の粘度と 2 平面の相対速度を乗じたものを荷重（圧力）で割ったパラメータであり、軸受定数と呼ばれ無次元数である。この軸受定数の大きさによって潤滑状態を“流体潤滑領域”、“混合潤滑領域”、“境界潤滑領域”の 3 つに分類することができる。流体潤滑領域では高い相対速度により潤滑油が流動し、くさび効果によって固体平面どうしを分離する作用が働く<sup>1-19)</sup>。これにより油膜の厚さが表面粗さよりも十分に大きくなるため固体接触が起こらない。それに対して境界潤滑領域では、潤滑油の流動が起こりにくいため、油膜厚さが薄くなる部分が発生し、表面粗さによっては固体接触が頻繁に起きてしまう。例えば自動車エンジンのピストン・シリンダボア間の摩擦を考えれば、その上死点・下死点では相対速度がゼロになるため、その瞬間におけるくさび効果は期待できず摩擦係数が高い値を取るが、高粘度の潤滑油を用いることで境界潤滑領域から混合潤滑領域に移行させ、摩擦係数を低下させることは有効ではある。しかしながら、粘度の高い潤滑油はそれ自体がせん断抵抗となるため、高相対速度の流体潤滑領域において大きなエネルギーロスが発生する。せん断発熱により温度依存性が大きい潤滑油の粘度は低下してしまう<sup>1-20)</sup>。

この境界潤滑領域における摩擦係数や摩耗の低減について、摺動表面に微細なテクスチャを施すことによって改善されることが知られている<sup>1-21,22)</sup>。このテクスチャリングによって期待される効果として①潤滑油溜まりによる油切れの改善、②異物の捕捉による噛み込み防止、③流体潤滑域の拡大が挙げられる。この中でも①の潤滑油溜まりによって、摺動面の油が枯渇した際に潤滑油の自発的供給が行われるため、粘度の低い潤滑油でも低摩擦・低摩耗が実現できる<sup>1-23)</sup>。

潤滑油の油切れを抑制することを目的とした軸受製品として、含油軸受がある<sup>1-24)</sup>。含油軸受は金属粉末の焼結によって得られ、その内部構造は多孔質体（ポーラス）である。この気孔に一度潤滑油を含浸させれば、軸回転によるポンプ作用により、運転時には油が浸出し、停止時には油が内部に保持される。これによって長期的な無給油状態でも、油切れを起こすことなく長期運用が可能となる製品である。杉山ら<sup>1-25)</sup>はこの含油軸受に似た性質を、PBF法にて造形された試験片によって調査している。具体的には、摺動面に複数の互いに連通した孔をもったチタン製試験片（図1.9）を作成し、この3次元ネットワーク構造内部に吸水性ポリマーを充填することで、水との反応により自発的に滲出するような仕組みを作っている。この試験片の摺動試験によって、貯蔵された吸水性ポリマーが給水により膨張し、断続的に摺動面に供給されることで、安定的な低摩擦をもたらすことを報告している。

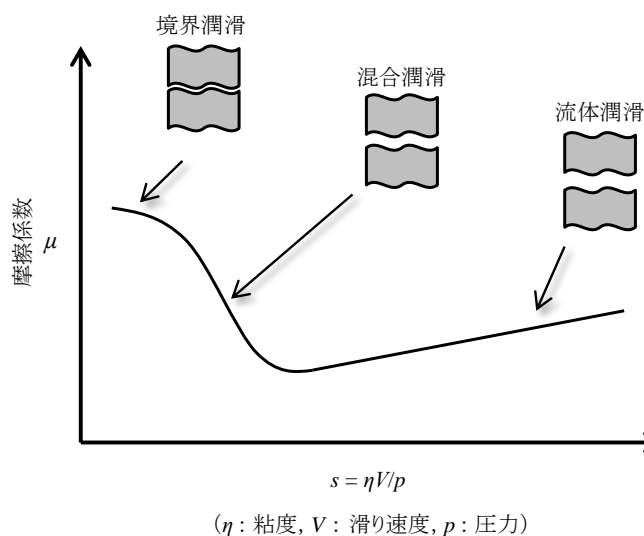


図 1.8 ストライベック曲線<sup>1-26)</sup>

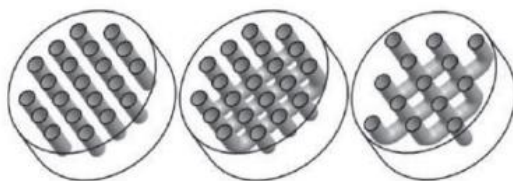


図 1.9 3D プリンタで創成した 3 次元ネットワーク孔構造<sup>1-27)</sup>



## 1.2.3 生体親和性

純チタンやチタン合金、一部のセラミック材料は生体内部に埋入してもイオンの溶出が極めて少ないことから、周囲組織にダメージを与える生体為害性のない材料である。それとは同時に生体組織と馴染みがよく、生体が異物と認識しない生体親和性という点においても生体材料として有用な性質をもっている<sup>1-28)</sup>。このため、人工関節や人工歯根（フィクスチャ）などの硬組織代替材料（インプラント）は、これらの素材が用いられる。

インプラント治療において、最も重要なのは体内に埋入されたのちに、骨組織とインプラント表面が、構造的かつ機能的に直接接合することであり、このようなインプラント体に加わった力を骨に伝達できるような状態のことをオッセオインテグレーション（図 1.10）<sup>1-29,30)</sup>と呼ばれる。このオッセオインテグレーションを獲得するまで通常 3～6 ヶ月の治療期間<sup>1-31)</sup>が必要であり、患者の負担軽減を考えれば、これを早期かつ確実に達成することが望ましい。このためにインプラント表面には、骨形成を促進するような生体親和性に優れた表面性状が求められ、それを目指した特殊な表面改質を施す取り組みが行われている<sup>1-32,33)</sup>。

表面改質の手法の一つとして、骨を構成する基本物質であるハイドロキシアパタイト(HAp)を直接チタン製インプラント表面などにコーティングしたものが実用化されている<sup>1-34)</sup>。コーティングされた薄膜 HAp は、体内で骨芽細胞により骨組織に置換吸収され、早期のオッセオインテグレーションが獲得できる。この HAp のコーティングにはプラズマスプレー法<sup>1-35)</sup>が広く用いられているが、複雑形状へのコーティングや、結晶相の制御などが困難であり、密着力不足によるインプラントからの剥離の問題もある<sup>1-36,37)</sup>。

一方、体内に埋入されたチタンインプラント表面は自然に HAp を沈着・析出する能力を有している。これはチタン酸化膜に多く形成される水酸基（OH 基）が、体液中のカルシウムイオンなどを引き寄せるためである<sup>1-38)</sup>。水谷ら<sup>1-39)</sup>は、純チタン表面にパルスレーザを照射することで粒状の微細凹凸を形成し、この表面に通常よりも水酸基が多く形成され、擬似体液による浸漬の結果によって厚い HAp 層が析出することを報告している。このことから、レーザを用いた金属 3D プリント技術で得られたチタン製インプラントについても、HAp の析出効果にも期待でき、その表面を 3 次元構造とすることで、表面積の拡大による析出量の増大につながる可能性が高い。

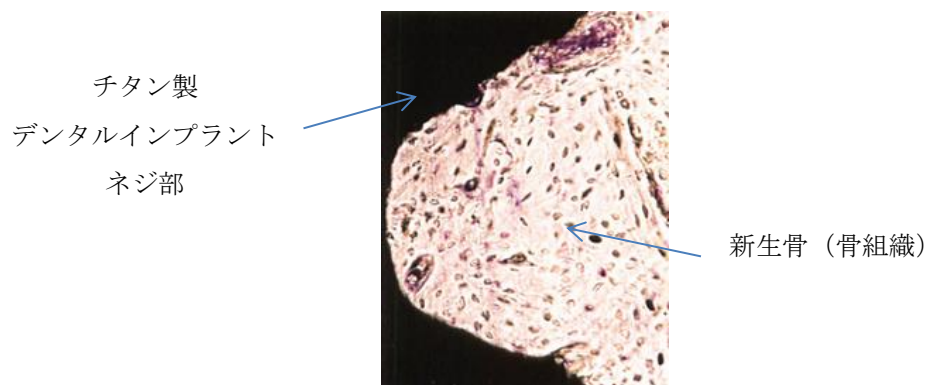
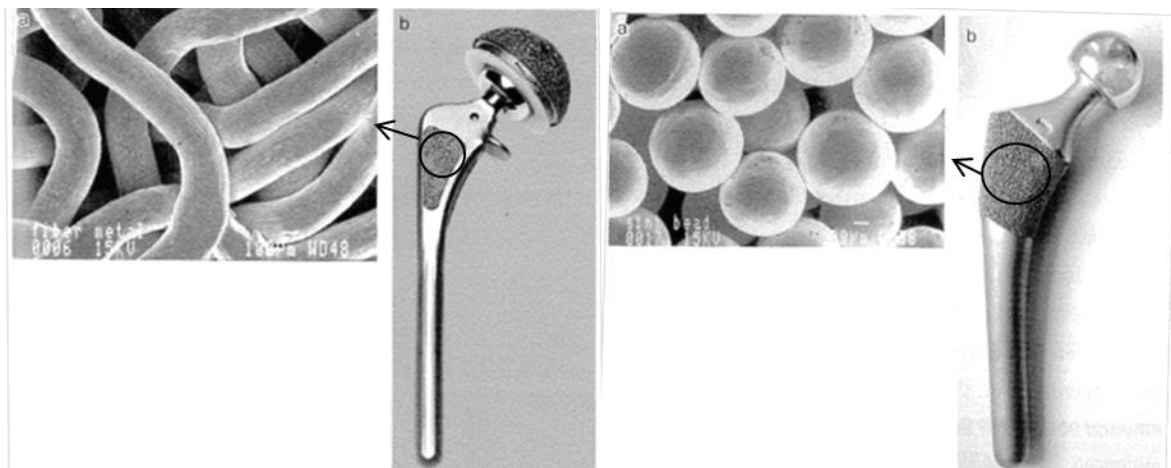


図 1.10 オッセオインテグレーション<sup>1-40)</sup>

## 1.2.4 アンカー効果

図 1.11 のようにチタンやチタン合金製の人工股関節のステムやカップの表面の一部には粉末や、ファイバメッシュなどを焼結することでポーラス構造を形成している<sup>1-41)</sup>。これは人工股関節が体内に埋入されたのちに、この孔内部で骨形成がなされ、自家骨と一体化することを目的としている。このような機械的な結合はアンカー効果と呼ばれ、これによるオッセオインテグレーション獲得の取り組みも進んでいる。

孔内部で骨形成を促すには 10  $\mu\text{m}$  程度の骨芽細胞が侵入できるサイズの気孔が必要であり、確実なアンカー効果を得るには連通性のある気孔が望ましい。このような気孔を持ちながら、その構造自体に必要な強度をもたせるには、 casting 時にガスや発泡材を添加することによってランダムな気孔が得られるポーラス金属<sup>1-42)</sup>ではなく、強度設計に応じた構造を作り出せる 3D プリンタの方が適している。さらに人工関節本体にはその患者のサイズに合った、テーラーメイド性も求められることから、人工関節製品の金属 3D プリンタ技術の適応が進んでいる<sup>1-43)</sup>。

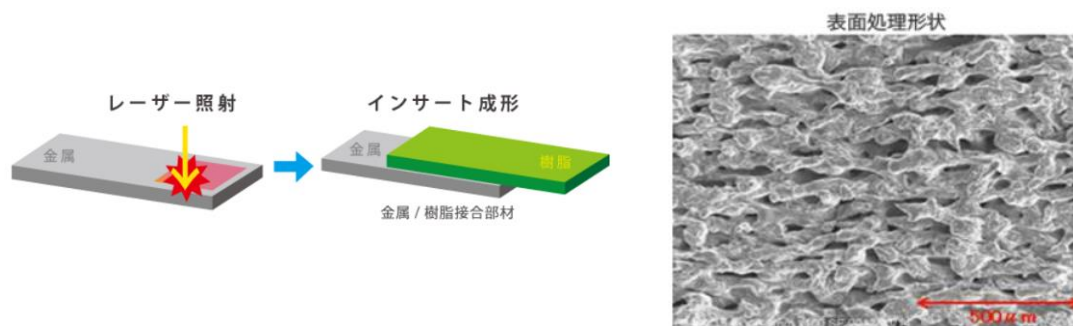


ファイバーメッシュコーティング（左）およびビーズコーティング（右）<sup>1-44)</sup>

図 1.11 人工股関節ステムの表面に形成されたポーラス構造

なお、3D プリンタの事例ではないが、ダイセルポリマー社の金属と樹脂の接合技術 DLAMP<sup>®</sup>は<sup>1-45)</sup>、図 1.12 のように金属材料表面に孔や溝ができるほどの大出力のレーザを走査することで、その金属表面に単なる凹凸だけではなく、表面からは見えない複雑な内部空隙をもつ構造を作り出している。この金属材料を射出成形機の金型に固定し、インサート成形によって金属材料周囲に熱可塑性樹脂を充填する。これによって、レーザ処理を施した表面の凹凸および空隙に、樹脂が充填され、金属材料と樹脂の強固に接合された一体部品が作られる。

このような樹脂と金属材料のアンカー効果による接合は、車両の軽量化が推進されている自動車業界などで今後必要になってくると考えられる。

図 1.12 レーザ表面処理によるインサート一体成形<sup>1-45)</sup>

### 1.2.5 機械的性質の制御

前項までは、よく知られている機能性表面を、金属 3D プリンタによる 3 次元構造に適応した事例などを報告した。それに対して、金属 3D プリンタならではの構造であるラティス構造を用いることで、弾性率を制御する取り組みが行われている<sup>1-46,47)</sup>。本来の骨と、生体に埋入された金属人工関節は、素材の弾性率の違いによって、外部負荷による応力が弾性率の高い人工関節側に優先的に負荷される。これによって、周囲の生体骨に対する正常な応力伝達が阻害される（応力遮蔽 **Stress-Shielding**）<sup>1-48,49)</sup>。生活を営む上で正常な骨リモデリングが行われるためには、骨を形成する骨芽細胞と、骨を吸収する破骨細胞がバランスよく作用する必要がある。そのためには骨への適度な負荷が必要である。そのため応力遮断によって、このバランスが崩れ、骨吸収が骨形成を上回ると、骨量低下による人工関節周囲骨の骨折リスクを増加させる<sup>1-50)</sup>。

この問題を解決する手法として、人骨内部の海綿骨に似せたラティス構造を用いることで、人骨の強度異方性を模す試みがなされている。さらに、造形時のレーザ条件や走査順序（スキャンストラテジー）の工夫によって、金属組織の結晶粒径、形状、方位のコントロールも可能であり、これによる造形体の機械的性質異方性についても検討されている。<sup>1-51~1-53)</sup>。

### 1.3 ラティス構造

本節では 1.1 節で簡単に説明したラティス構造について詳細に説明する。図 1.13 のような工業的に多く用いられているポーラス金属は、その構造内部に多数の気孔を有しており、除去加工では作れない構造体である。ポーラス金属には、その内部の気孔が各々独立して存在するクローズドセル型のポーラス金属と、気孔どうしが連結し外部にその孔の一部が露出しているオープンセル型のポーラス金属がある。クローズドセル型は軽量素材として利用されており、同時に衝撃吸収性、制振性などの機能も期待できる<sup>1-54)</sup>。オープンセル型は、クローズドセル型と同様な機能に加えて、その気孔内部に流入・流出させる物質によって様々な機能が得られる。例えば、冷却液体・気体であればヒートシンクとしての機能であり、潤滑油であれば、1.2.2 項で示した、含油軸受による潤滑性機能などである。また、生体材料として生体内部に配置すれば骨芽細胞侵入後の骨組織形成により、1.2.4 項で示したアンカー効果を獲得することも可能である。

ただし、ポーラス金属は、ポーラス金属が金属粉末の焼結成型によって得られるか、鋳造時の発泡・ガスによるものが主であるため、製造時のパラメータ調整による機械強度（とくに疲労強度）の改善は限定的である<sup>1-55)</sup>。ところで、図 1.2 に示したラティス構造も、同じく外部との接続をもつ連結した空洞をもつ構造であり、上述した機能を発現できる可能性をもっている。構造制御の難しい気孔成長によって作られ、不均一な稜をもつポーラス金属に対して、金属 3D プリンタによるラティス構造は、構造解析によって<sup>1-56)</sup>構成する各部材と節点のサイズや配置を最適にすることで、機能と強度を両立したより高度な構造を得ることができるはずである。

以上のことから筆者らは金属 3D プリンタによる機能創成加工を実現するために、ラティス構造が最適であると考えている。なお、ラティス構造に関する明確な定義は確認できておらず、本論文では細い梁と薄く短い壁で構成された、外部から侵入可能な内部に連結した空間をもつ構造を、ラティス構造として説明を行っている。

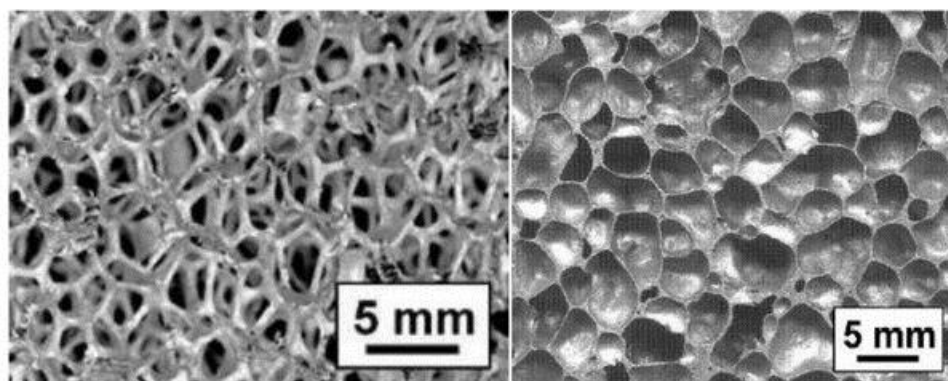


図 1.13 オープンセル型ポーラス（左）とクローズドセル型ポーラス（右）<sup>1-57)</sup>

## 1.4 金属 3D プリンタの概要と課題

本節では、金属 3D プリンタの概要と、歴史について述べている。また、市場が期待する金属 3D プリンタ像に対して、現状の金属 3D プリンタはそれに応じることができない課題があることについて説明している。ただし、そのような課題があっても、他工法では加工できない形状が造形できる、という特徴について今後も期待されていることを説明している。

### 1.4.1 金属 3D プリンタの概要

金属 3D プリンタによる造形体は主に金属粉末が素材となるが、これを溶融させる熱源としてはレーザーや電子ビームを用いる。ただし電子ビームの造形では真空環境が必要になることから、採用している装置メーカーは少ない。造形プロセスとしては、まず 3DCAD によって製品の 3D モデルを作成する。これを図 1.3 のように水平かつ等間隔に薄く（数十  $\mu\text{m}$ ）スライスし、層ごとの 2D 形状の輪切りデータに分割する。このデータをもとに生成された NC プログラムにより、ロボットやガルバノスキャナを制御しレーザーを走査させる。素材となる粉末粒子については造形位置に事前に配置されるか、もしくは常時輸送され、レーザーが照射されることによってその場で溶融し、基材や既造形体と接合する。この溶融接合によって薄い厚さの 2D 形状を造形し 1 層分となる。これを 1 層ずつ積層していくことで 3 次元形状を作り出す。

### 1.4.2 3D プリンタ（積層造形装置）の歴史

1980 年頃に発明された 3D プリンタ（積層造形装置）は、まず液槽光重合法と呼ばれ光硬化性樹脂を使った手法によって提案され、その後、セラミックス、金属素材などの需要に応じて、様々な造形手法が提案されてきた<sup>1-58)</sup>。

強度・耐久性に富む金属材料を造形することができる 3D プリンタは、1992 年にテキサス州の DTM 社によって発売された。これは現在も最も広く使われている金属粉末を用いた粉末床溶融結合法（PBF 法）による装置である。当時は粉末を溶融させる熱源として  $\text{CO}_2$  レーザーを搭載していたが、2000 年代に入り、高ビーム品質かつ短波長な特性をもつファイバーレーザーが登場したことで、微小なスポットと金属材料に対する高い吸収率が得られた。これによって、周囲への熱影響が抑制され、高密度、高品質な造形が可能となり、実用性が大きく増した。

また、ファイバーレーザーの採用によって、それに適したガルバノスキャナも開発され、造形時間の大幅な短縮につながった。これによって、除去加工などの従来工法と比較しても見劣りしない加工時間となるように、造形時間短縮を目的とした研究が盛んに行われるようになった。しかし、単純なレーザー出力上昇が、造形時間短縮に結びつかないことや、レーザーを走査するガルバノスキャナの性能限界が明確になることによって、単純な造形時間短縮に関

する調査もここ数年で行き詰まりを見せている。このため、現在の造形時間短縮の取り組みは、複数のレーザを搭載するなどのイニシャルコストが増大する手法にとどまっている。

また金属 3D プリンタの注目によって、金属粉末も進歩している。造形可能な材質は鉄系、チタン、アルミ、ニッケル合金などまで展開し、それに応じた特殊な金属粉末の入手が容易になってきている。また、ガスアトマイズ法などの粉末製造技術の進展により真球に近く、サテライトのない高品質な金属粉末を取り扱う業者も増えてきている。これらのことも金属 3D プリンタの実用性向上の要因の 1 つである<sup>1-59)</sup>。

### 1.4.3 金属プリンタの課題（理想と現実）

市場が要望している金属 3D プリンタ技術への期待は、大きく 2 点ある。1 点目は、印刷機のように、簡便に目的の 3 次元部品を“プリントアウト”できる点である。2 つ目は、積層造形という特徴によって、従来工法では工具干渉という問題があった、複雑な 3 次元構造を得られる点にある。本項では、まずこの前者について説明する。

いわゆるプリンタ（印刷機）とは、パソコン上で自分が作り出したデジタルデータについて印刷指示を出せば、誰の手を借りることなく、目的通り紙面上にプリントアウトすることができる装置である。同様に 3D プリンタにおいても、3DCAD など 3D データを設計し、材料の供給さえ行えば、自動的に造形体をプリントアウトできることが望まれている。ワイヤ状の熱可塑性樹脂と、それを軟化させるヒータによって積層造形を行う、熱溶解積層方式（FDM）（図 1.14）の樹脂 3D プリンタでは、先にあげた“プリントアウト”に近い造形加工が実現できている。さらに装置サイズについても比較的小型で、卓上に設置できるものもある。それに比べて、金属 3D プリンタについては、このような簡便性が実現できていない現状がある。

従来工法（切削加工など）によって、素材となる金属の塊から、複雑な 3 次元形状の部品を削り出す場合、複数の工作機械を用いたり、素材の姿勢を変えるために専用の治具を作ったりと、設計段階ではなかなか見通せない加工工程上の手間が必要である場合が多い。このような最適な加工工程を見出すためには、熟練加工技術者が持つ高度な加工技術が無くてはならない。このため、設計者は現場加工技術者の混乱を招かないような、漏れのない図面を作成し、余裕をもった納期やコストを設定する必要がある。

これを金属 3D プリンタに置き換えれば、このような複数の担当者が、間に介在するようなものづくりではなく、設計者が顧客から要求された部品仕様に応じ、その最適な形状を 3 次元モデル化し、それを造形装置に入力することで、スケジュールどおりの“プリントアウト”ができる。これが 3D プリンタの理想のはずである。

しかし、現状の金属 3D プリンタ装置については、その特性を十分に理解している作業者でなければ満足な造形体を得ることはできない。例えばオーバーハング形状の必要があれば、重力を受け持つサポート体の付与を考慮する必要がある。ただし、このサポート設計には、

オーバーハングの形状だけではなく、造形時の放熱、造形コスト、サポート除去の手法など多くの要素を加味したうえで設計される必要があり、現状では 3D プリンタの装置オペレータの経験に頼る部分が多い<sup>1-60)</sup>。また造形体には機械的強度に影響する内部欠陥、熱ひずみといった、金属 3D プリンタの加工特性上避けては通れない問題が発生するため、これらを前提とした前後工程の工夫も考慮しなければならない。さらに、金属粉末の価格が同重量の金属ブロック素材と比べ 10 倍以上高価であり、一度加工がスタートすれば数十時間装置を止めることができない場合もある。以上の煩雑さもあって、従来工法と同様に、装置には専任の担当者を置くことが前提となり、設計者の意向だけで“プリントアウト”するといったことはできない。また装置取り扱いにおける安全上の考慮すべき点が多い。あと、実際に金属 3D プリンタ装置を効率よく運用するためには、付帯設備が多く必要である。それらを含めた総額で考えると、装置導入には 1 億円以上イニシャルコストが必要になることもある、これらを考えても、金属 3D プリンタは従来工法と比べてハードルが高い加工技術であると言える。

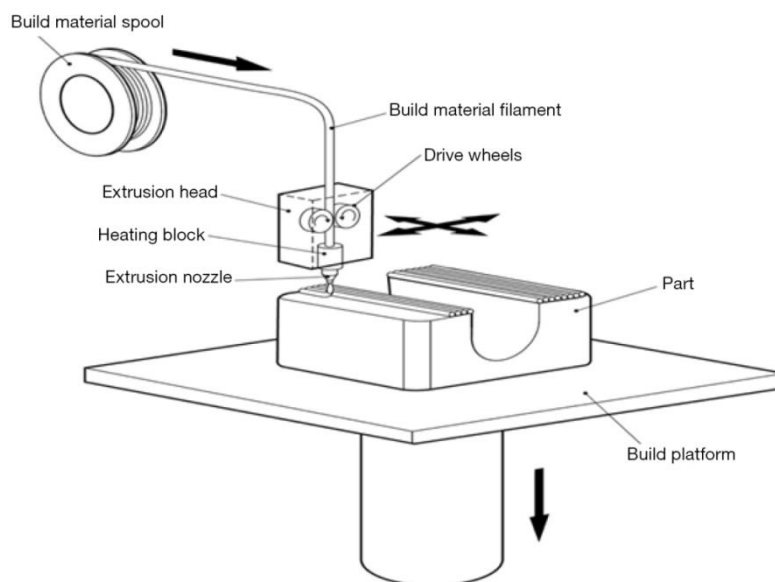


図 1.14 熱溶解積層方式（FDM）の造形装置<sup>1-61)</sup>

#### 1.4.4 金属 3D プリンタの活用事例

前項で示したように、取り扱いが難しい金属 3D プリンタ装置であるが、図 1.15 で示すように近年の金属 3D プリンタ装置の販売実績をみると、確実な増加をたどっており、将来的にも更に広く販売されることが予想されている。導入目的としては、まず試作用途が考えられる。試作段階では必要な製品が 1 点もしくは数点の場合が多く、このような場合であれば、コストおよび納期の点から十分なメリットがあり、需要は大きい。

また、図 1.16 の日経ものづくりのアンケート<sup>1-62)</sup>を見ると、3D プリンタによる金属部品の製造に期待される内容として、『形状自由度の高さ』がもっとも注目されていることが分かる。

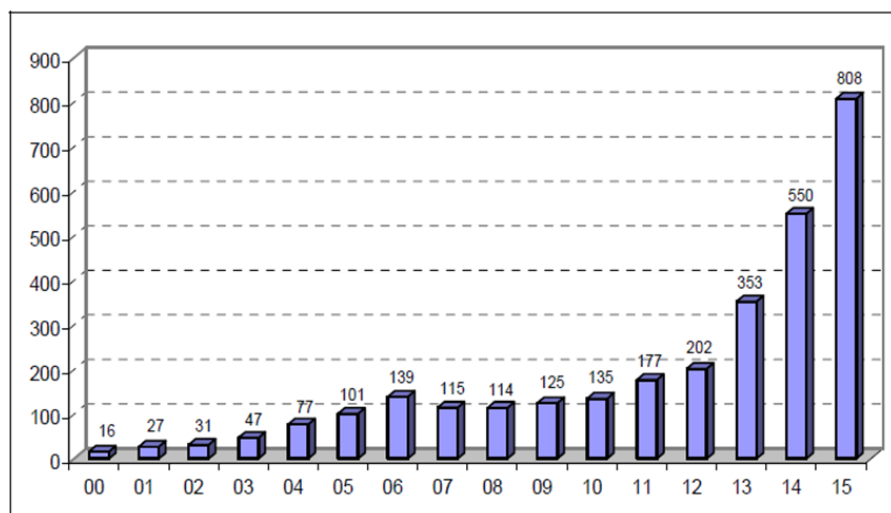
これが前項で説明した、金属 3D プリンタのもう 1 つの期待される点であり、このことが今後のモノづくりに大きな変革を生み出す可能性を秘めている。

このような変革の事例として、GE 社は金属 3D プリンタ装置を用い、航空機の燃料ノズルの造形を行ってという。金属 3D プリンタの適用により、従来 20 点あったパーツを一体化し 1 つのパーツとしたことで、25%の重量低下とコスト削減に成功している。実際にこれを搭載した航空機がすでに空を飛んでいる。また、最近の報告ではターボプロペラエンジンの部品点数を 855 点から 12 点まで削減し、5%の重量削減にも成功させた<sup>1-63)</sup>事例についても報告がある。

また、プラスチック部品のための射出成形金型においても金属 3D プリンタ技術の適応が進んでいる。射出成形装置において、ヒータで 200℃まで加熱された樹脂は金型に充填されたあと、樹脂が固まるまでの一定時間、その状態を保持し冷却する必要がある。これを繰り返し射出すると熱量の蓄積により金型自体の温度が上昇し、樹脂が固まるまでの時間が長くなり生産性が低下する。このため、金型内部に冷却水配管を作り循環させることで、金型の温度を一定にする工夫が行われている。ただし、従来の工法では内部水冷配管といっても、直線的な配管をつなぎ合わせた形にしかならず、本当に冷却が必要な先端部分の冷却が不十分な場合がある。このことから図 1.17 に示す、熱解析によって設計された 3 次元水冷配管を組み込んだ金型を、金属 3D プリンタで造形するといった取り組みが行われている<sup>1-64,65)</sup>。ただし、金属 3D プリンタによる金型は従来工法による金型よりも、大幅に高価になるため、付加価値が高いプラスチック製品にしか適応されていない。

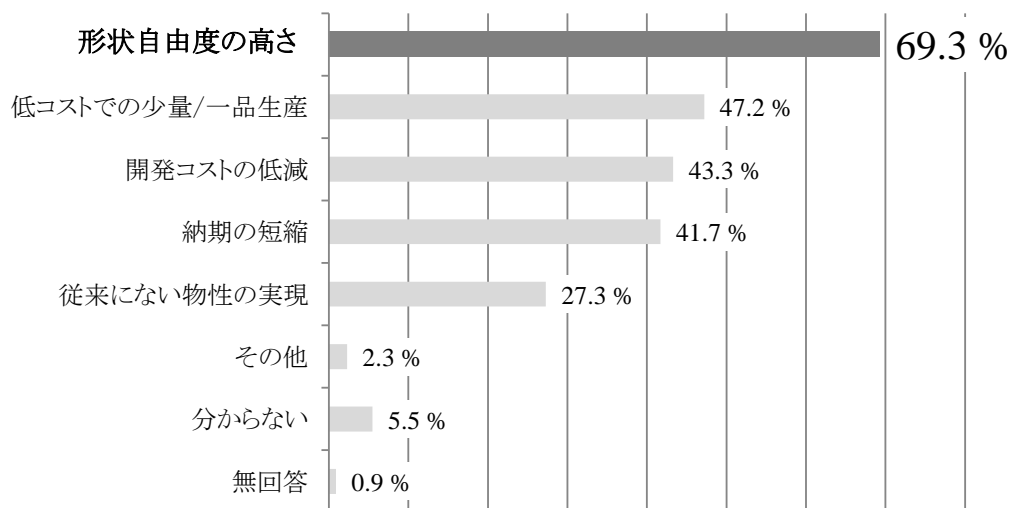
このように、金属 3D プリンタによる造形は、従来工法よりも加工コストは高くなってしまいう場合も多い。しかしながら、ここで挙げたような高い付加価値が得られる製品であれば、それが十分に許容される。このような、金属 3D プリンタでしかできない構造の需要は、今後さらに高まっていくと考えられる。





Source: Wohlers Associates, Inc.

図 1.15 金属積層造形装置の販売台数推移<sup>1-66)</sup>



回答数は436

図 1.16 3D プリンティングによる金属部品の製造にどのようなことを期待しているか<sup>1-62)</sup>



図 1.17 金属積層造形による、内部に水冷配管をもった射出成型金型<sup>1-67)</sup>

## 1.5 既存の金属 3D プリンタ装置の特徴と課題

本節ではこれまで説明してきた金属 3D プリンタを用い、微細 3 次元多孔質構造による機能創成を実現するために、既存の 3 種類の金属 3D プリンタを取り上げ、それぞれの特徴についてまとめている。これによると各技術には一長一短があるため、これらの技術をそのまま適応しても本研究の目的の機能性構造を得ることができない。

### 1.5.1 粉末床溶融結合法（PBF 法）

#### 1.5.1.1 造形装置の特徴と注意点

レーザを熱源として用いたレーザ粉末溶融結合法は Powder Bed Fusion (PBF)や Selective Laser Melting (SLM)などとも呼ばれ、もっともポピュラーな金属 3D プリンタ技術である。前節で示した GE 社の航空機部品や射出成形金型の事例は PBF 法による。図 1.18 にその模式図を示す。造形プロセスとしては、装置メーカ指定の平坦な基材上（造形体と同じ材質のもの）に、目的材質の金属粉末をローラやブレードなどで圧縮された状態で、水平かつ平坦に薄く敷き詰める（スキージング）。その上にガルバノスキャナで走査されたレーザを、目的の 2 次元形状に合わせスキャンすることで、粉末およびその下層（もしくは基材）がともに溶融し一体化する。その後、自然冷却による凝固によって 2 次元形状が得られる。1 層分の造形が完了した後に、ベースプレートが固定された造形ステージは数十  $\mu\text{m}$  降下し、粉末をもう一度平坦に敷き詰めることで降下分の厚さの粉末層が形成される。これに対して、再度レーザを照射し 2 次元形状の層を作り、これらを繰り返し積層することで造形がなされる。なお、スキージングされた粉末層の厚さの精度は、加工の可否や造形精度にも直結するため適切に管理される。

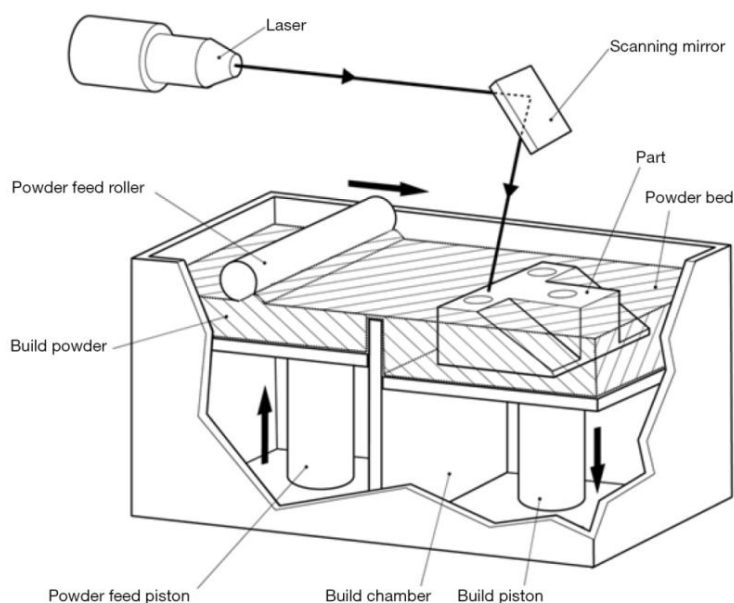


図 1.18 PBF 法装置の概要 <sup>1-61)</sup>

また、対象の材質にもよるが、大気中酸素による溶融金属の酸化防止と、粉じん爆発の抑制の点から、加工位置をアルゴン・窒素などの不活性ガス環境にする必要がある。ただし、レーザを高速で操作するガルバノスキャナを用いることと、敷き詰めた粉末をその場で維持させる必要から、シールドガスという形で加工位置の粉末に直接、噴射することは現実的ではない。このため PBF 装置の加工エリアは堅牢なチャンバによって覆われており、大きい造形サイズが可能な装置ほど大がかりなチャンバが必要となる。

なお、レーザによって溶融した粉末からは、ヒュームと呼ばれる金属蒸気が冷え固まった微細な粉じんが立ち昇り、これがレーザを透過するガラス製ウィンドウに付着すると、レーザの透過率が低下し、加工位置に十分なエネルギーが届かなくなる。また、ウィンドウの発熱膨張による焦点シフトの問題や、ウィンドウの破損に至る場合もある。このため、チャンバ内の不活性ガスは密封するのではなく、一定流量で加工点を横断するような流れを作ることによって、ヒュームがウィンドウに付着するのを防ぎ、かつチャンバ内で滞留しない工夫を行うのが普通である。

この不活性ガスにアルゴンや窒素などを用いるとランニングコストが膨大となるため、窒素ガスの代わりに酸素除去装置によって、大気中の空気から低酸素濃度のガスを取り出している。この窒素リッチなガスは安価であるが、流量と酸素濃度は相関があり、大きいチャンバをもつ装置ほど、流量と酸素濃度の管理を徹底する必要がある。

### 1.5.1.2 PBF 法の強み

PBF 法の最も特徴的な点は、内部に空洞をもつ構造を造形できる点にある。各層で溶融凝固されなかった粉末は、その位置を保持したまま、その上の層の充填および造形が繰り返される。このため、図 1.19 のように上層にオーバーハング構造が必要となった場合、この下層の未溶融粉末が溶融プールを支える足場となり、溶融プールの落下を抑制できる。これによって、溶融プールはその位置で凝固し、オーバーハング構造を得る。ただし、実際はそれほど長大なオーバーハング長を作ることはいできない。これについては第 4 章にて説明する。

なお、図 1.20 の造形品については、オーバーハング部位にサポート体を造形している。このサポート体は製品として不必要な部分であるため、後工程取り除く手間が発生する。このような手間があっても、大きい造形体の場合は、充填された粉末のみではその重量を支えられないため、サポート体を付けざるを得ない。また、サポート体は造形上部の熱流を基材へ逃がす目的や、熱変形を抑え込むという役割もある。

しかしながら、ラティス構造のような内部が複雑で開口が小さい構造の場合は、サポート体をその内部で形成することはできない。これは、サポート体を後工程で取り除くことを想定しなければならないためである。その点で言えば、金属 3D プリンタの最小サイズである金属粉末を、足場として利用できる PBF 法は、微細性をもったラティス構造を作る造形方法として有力である。

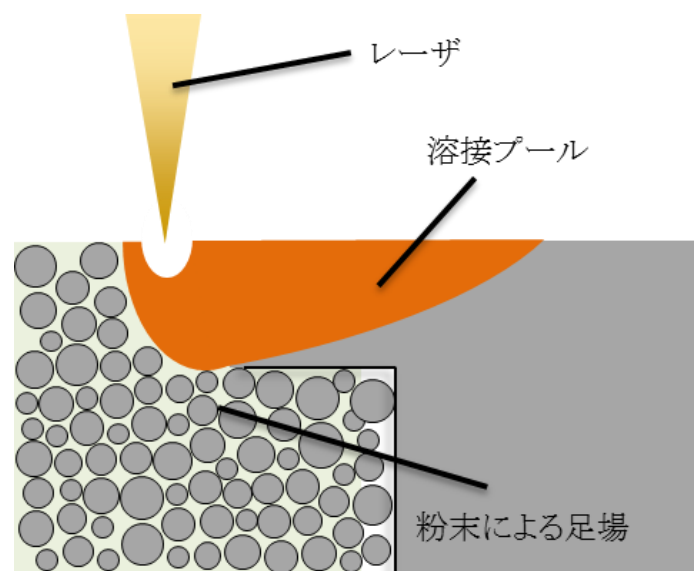


図 1.19 未熔融粉末を足場としたオーバーハング部の造形

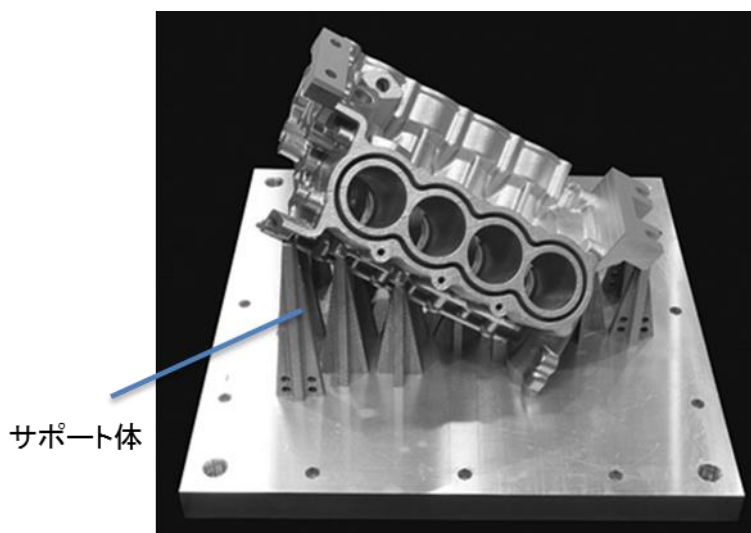


図 1.20 PBF 法によるアルミ製 V8 エンジンブロック<sup>1-68)</sup>

### 1.5.1.3 PBF 法の課題

造形上の熔融不足や異材の混入（造形時に発生するスパッタやヒュームも含む）といった要因による欠陥（空孔）が、造形体の疲労強度悪化に直結するために、様々な方策によってその軽減を模索されている<sup>1-69,70)</sup>。しかしながら、その膨大なスキャン距離を加工不良なしで造形し続けることは困難であり、その対策はあくまで軽減に留まっている。このため高い疲労強度が求められる部品には、100%に近い相対密度が得られる熱間等方加圧法（Hot Isostatic Pressing:HIP）処理<sup>1-71)</sup>を施すのが積層造形法の常識となっているが、HIP 処理装置は高価で、大掛かりの設備のため容易に導入できない事情がある。このため、このような処理は高付加価値製品にしか適用できない。

また、造形体はすべて金属粉末の溶融によって作られる。しかも、その溶融は一度ではなく、例えば  $n$  層の造形が完了した後に、 $n+1$  層の造形の際には、 $n$  層は  $n+1$  層との接合のために、再度レーザーによって溶融プールを形成することになる。さらに  $n+2$  以降の造形においても、 $n$  層に熱影響を与える。これによって、既造形体やベースプレートは膨張、収縮を繰り返し、熱ひずみや残留応力が拡大する。このひずみを低減させる試みとしては、レーザー条件の適正化やレーザーの走査方向の工夫(Scan Strategy)<sup>1-72)</sup>や、放熱を加味したサポート設計などが適応され抑制されるが、材質や形状によっては許容できない場合が多い。これについても後工程の熱処理によって対応しなければならない。

## 1.5.2 金属熱溶解積層法 (FDM 法)

### 1.5.2.1 造形手法の特徴

熱溶解積層法 (Fused Deposition Modeling: FDM) は樹脂材の 3D プリンタとしてよく知られており、家庭用の 3D プリンタもこの方式によるものがほとんどである。FDM 法ではフィラメント状の熱可塑性樹脂が造形素材である。モータ駆動によって水平 2 軸制御されたヒータ付きノズルから、素材を加熱押出しする。大気開放された素材は既造形体に付着したあと凝固する。造形形状はこのノズルの制御によってなされ、次層の造形の際には、造形ステージが降下することで順次積層を行う。

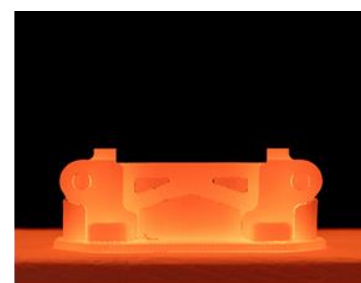
本手法を応用したのが金属版の FDM 法であり、この方法では素材に金属粉末と熱可塑性樹脂 (バインダ) が混合したスティック状の材料を用いており、樹脂の FDM 同様にヒータを内蔵したノズルから押し出されることで、その場所でバインダが接着剤となって既造形体に接着する。この工程で完成した造形体はグリーン体と呼ばれ、金属粉末がバインダ越しに接着されている状態である。その後、このグリーン体内のバインダを除去する脱脂装置にかけ、さらに焼結炉によって高温加熱することで金属粉末どうしが焼結し強固な完成品を得る (図 1.21)。



造形



脱脂



焼結

図 1.21 金属 FDM 法の製造プロセス<sup>1-73)</sup>

### 1.5.2.2 金属 FDM 法の強み

本手法は PBF 法の課題を意識し開発された手法であり、実際に多くの課題を解決している。まず、焼結などの後工程は必要であるが、通常の FDM 同様に簡便にプリントアウトできる。また PBF 装置では粉末供給システムや不活性ガス環境の設備が必要であったが、FDM では造形時点で粉末を熔融させる訳ではないので、酸化防止を考慮する必要がない。さらに、素材がスティック状であるので素材供給機構が簡便である。さらに、金属粉末の取り扱いにおける、粉じん爆発の懸念や作業環境の汚染などの心配もない。これらのメリットにより作業場ではなく、通常のプリンタのように事務所に設置することも想定できる。

これらに加えて、装置構成が簡素であるため、装置の巨大化が容易である点や、イニシャルコスト、ランニングコストも PBF 法と比べて安価である点、さらに造形速度は PBF の 10 倍であると言われており、今後広く活用されていく金属 3D プリンタ技術である。

### 1.5.2.3 金属 FDM 法の課題

このように長所が多い金属 FDM 法であるが、PBF 法と比較して、造形体の内部欠陥が多い点と、表面性状が粗いという課題がある。さらに焼結による収縮を考慮する必要があり、精度・精密性に不安が残る。これについては、収縮率の補正を行う専用のソフトの開発によって改善が検討されている。

このような課題もあり、筆者はラティス構造などの微細な内部空間をもつ形状の造形が困難であると推測している。ノズルから押し出された素材が凝固するまでの間、重力によって垂れ落ちるため、オーバーハングした部位にはサポート体が必要である。本方式のサポート体は、専用のバインダ材を使うことで、図 1.22 のようにサポート体と製品の界面は緩い接合状態となっており焼結後、特別な工具を使わずにこれらを簡単に分離できる特徴がある。このようなメリットはあるが、ラティス構造の造形の際は、その内部にこのサポート体を埋めることになってしまう。このサポート体は焼結後に取り除く必要があるが、その狭い開口からこれと取り除くことはできない。このためラティス構造を造形することは不可能である。

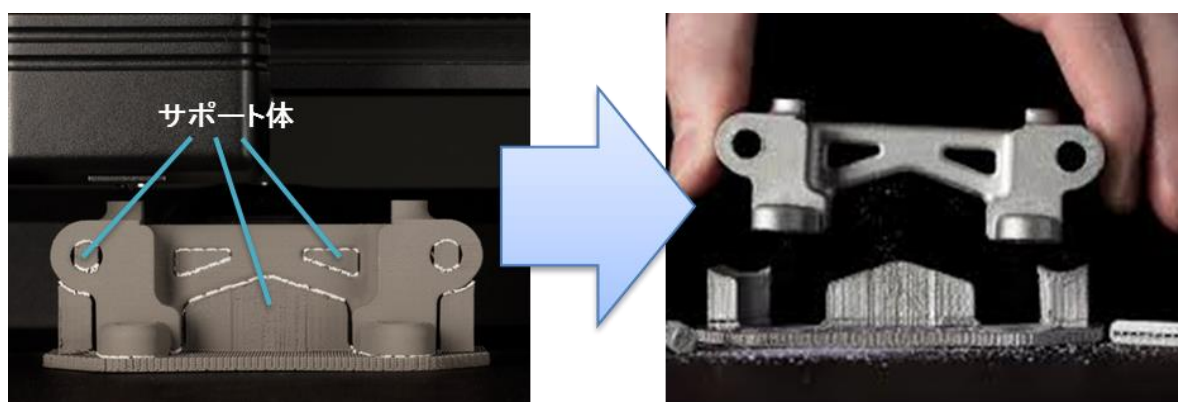


図 1.22 金属 FDM 法におけるサポートとその取り外し<sup>1-73)</sup>



### 1.5.3 指向エネルギー堆積法（DED 法）

#### 1.5.3.1 造形手法の特徴

指向エネルギー堆積法（Direct Energy Deposition: DED）は図 1.23 に示すように、造形を行う対象物表面にレーザを照射することで溶融プールを形成する。そこに金属粉末を合流させることで、溶融プールが高さ方向に拡大し、その後自然冷却によって溶融プールが凝固し、肉盛り状態が得られる。この肉盛りを積み重ねることで3次元構造を作り出す手法である。

装置構成は加工トーチとロボットによって構成されており、トーチには金属粉末の噴射口と、レーザ出射口を備えている。このトーチをロボット先端に保持させ、ロボットの位置制御によって目的の形状を造形する<sup>1-74)</sup>。金属粉末は噴射口からキャリアガスによって溶融プールへ投入され、基本的に溶融プール内に接触したことで溶融する。なお、飛翔中の粉末にも積極的にレーザを照射し加熱することによって、大きな溶融プールを作らなくても、粉末を効率よく溶融させることができる。これによって、微細な造形が得られることも報告されている<sup>1-75)</sup>。

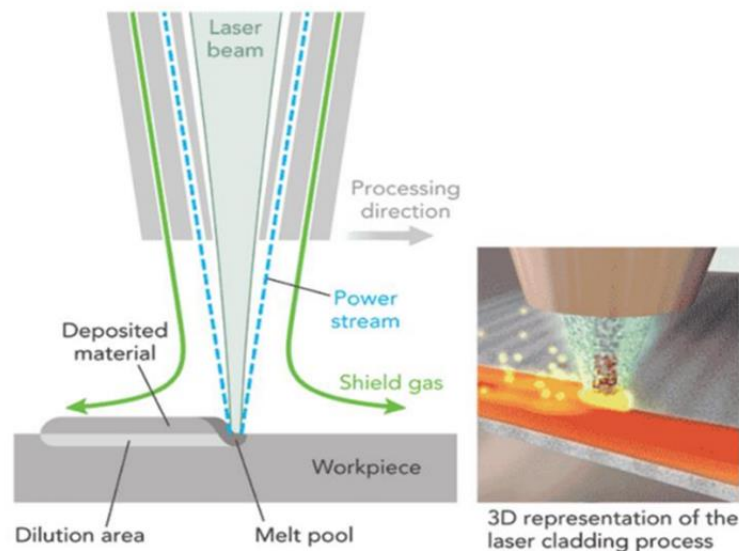


図 1.23 DED 法の加工プロセス<sup>1-76)</sup>

#### 1.5.3.2 DED 法の強み

PBF 法と異なり、粉末を平坦に敷き詰める必要がないため、曲面をもつような素材上にも造形することができることが大きな利点である。これによって、PBF 法では製品すべてを粉末の溶融によって得る必要があったが、本手法ではある程度出来上がった製品（バルク材）の表面に、必要な分だけ造形（コーティング）するといったことができる。このような特性を生かすことで、金型やタービンブレードなど高額部品の欠損補修<sup>1-77)</sup>に用いられている。

また、トーチには酸化を防止するための不活性シールドガスの噴射口も具備されており、このシールドガスの噴射によって、加工位置周辺を不活性ガス環境とすることができる。このため、PBF 法のような大がかりなチャンバの必要はない。

### 1.5.3.3 DED 法の課題

本手法では、粉末を流速  $0.1 \text{ m/s}$  以上のキャリアガスで噴射<sup>1-78)</sup>し、さらにはシールドガスで加工位置を覆う必要がある。このため、加工点には強いガスの流れが起こっている、これによって、溶融プールに取り込まれなかった粉末以外は、そのほとんどが周囲に飛散してしまう。

またオーバーハングを形成した事例はあるものの、サポート体の付与や、トーチを傾斜させることで造形している。これまで説明してきたように、サポート体なしでオーバーハング構造を得るためには、PBF 法のように粉末による足場が必要である。しかし、このガス流の影響によって足場となる粉末をその場を維持することはできない。また、トーチの傾斜による造形では、トーチと製品形状との干渉問題が発生してしまう。このようなことから本手法によってラティス構造を作ることはいできない。

## 1.6 微細ラティスコーティング技術の提案

本研究の目的は 1.1 節について説明したとおり、金属 3D プリント技術によって、機能を有する微細な 3 次元多孔質構造を製品表面に付与することにある。これを実現するために考案した“微細ラティスコーティング技術”について本節で説明する。

### 1.6.1 微細ラティスコーティング技術の概要

前節の説明から、既存の金属 3D プリント技術において、機能を発現に期待がもてる多孔質構造（ラティス構造）を造形できる手法は PBF 法しかないことを説明した。しかしながら、PBF 法による造形体は、そのすべてが金属粉末と、膨大な距離のレーザ照射による溶融によって作られていることから、内部欠陥、熱ひずみ、残留応力が無視できない。また、高価な粉末を多量に使うことや、長い造形時間も解消すべき課題である。

一方、DED 法は、曲面上にも造形ができ補修加工にも適している特徴がある。この特徴を生かし、造形のベースとなる基材形状を製品形状にある程度近づけることができれば、PBF 法と比べ造形量を削減することができる。また、PBF 法、DED 法ともに加工精度の点では十分とは言えない。これらのことにより、DED 法を用いれば、切削加工などの従来方法で、造形基材を製品形状に近い形状まで加工し、造形が必要な部分のみ造形を施すといったことができ、製品精度やコスト、強度といった 3D プリントの弱点を低減できる。これまでの機能創成加工についても、製品の寸法形状を仕上げた後に、機能を担うテクスチャを施していることを考えれば、この DED 法の曲面上の造形は、機能創成加工に向いている特徴と言える。

以上のことから、機能をもつ 3 次元構造を製品表面に付与する、という本研究の目的を達成するのは、PBF 法の機能を持つ微細なラティス構造を作ることができる点と、DED 法の曲面などの形状表面へ造形（コーティング）が可能な点の両方の特徴をもつ新たな造形技術が必要である。本技術を筆者は微細ラティスコーティング技術と名付け、その技術確立に努め



ている。

微細ラティスコーティングの概念を示した造形サンプルを図 1.24 に示す、本図では市販品の直径 6 mm の純チタン製丸棒の円周部表面に対して、純チタン粉末とレーザによるラティス構造を形成しており、各部材構造（梁、柱構造）の幅は約 0.1 mm を達成している。なお微細ラティスコーティング技術の要旨については、次の 4 点でまとめることができる。

- (i) 機能発現のために必要な微細性をもつラティス構造を造形できる。
- (ii) 任意の自由曲面上に造形できる。
- (iii) 機能発現に必要な部位に必要な量だけ造形できる。
- (iv) 母材への入熱が少なく、熱変形が限定的である。

なお、(iv) の熱変形に関しては、金属 3D プリンタはあくまで金属粉末を用いた溶接技術であるので、母材に対する熱ひずみは避けては通れない。ただし、本技術ではラティス構造の微細性を前提としているため、母材への入熱は通常の造形手法よりも抑制されると予想している。

ところで金属 3D プリンタでは、トポロジー最適化という概念によって、航空部品などの軽量化の取り組みが活発に行われている<sup>1-79)</sup>。しかし、微細ラティスコーティングは、表面に機能を発現させることを主眼にしているため、軽量化への貢献については限定的である。

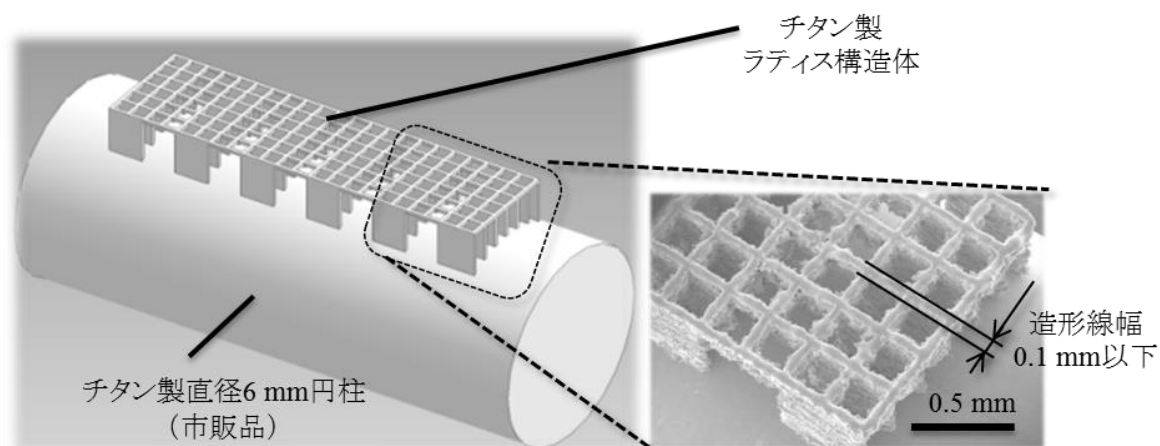


図 1.24 微細ラティスコーティング技術による造形例

## 1.6.2 微細ラティスコーティング技術の適応先

微細ラティスコーティング技術の具体的な適応先の一つとして、デンタルインプラントを考えている(図 1.25)<sup>1-80)</sup>。1.2.3 項, 1.2.4 項で示したように、デンタルインプラントの人工歯根部には埋入後の早期オッセオインテグレーションが必要である。このために、デンタルインプラントをポーラス金属で作る、気孔内部への骨成長によるアンカー効果を狙っている事例がある。しかしながらこの場合、デンタルインプラント自体の疲労破壊<sup>1-81)</sup>の懸念があることと、人工歯根上部の表面には、口腔内の雑菌を歯肉や皮質骨の密着によって封鎖することが必要不可欠なことから、平滑面もしくは規則正しい円周溝が作られていることが多い<sup>1-82,83)</sup>。これらの問題にからずポーラス金属から削り出した人工歯根の実用化は難しいのが分かる。同様に PBF 法で作った人工歯根でも、少なからず内部欠陥が発生しており、その欠陥が表面に現れることは避けようがない。

そこに微細ラティスコーティング技術を適応することによって、緻密な材料を使い、従来工法によってインプラント体の形状を作り、その表面の一部、つまりアンカー効果が必要なところにのみ、ラティス構造を造形するといったことが可能になる。これによってデンタルインプラントにとって、本当に望むべく機能が得られることを期待している。

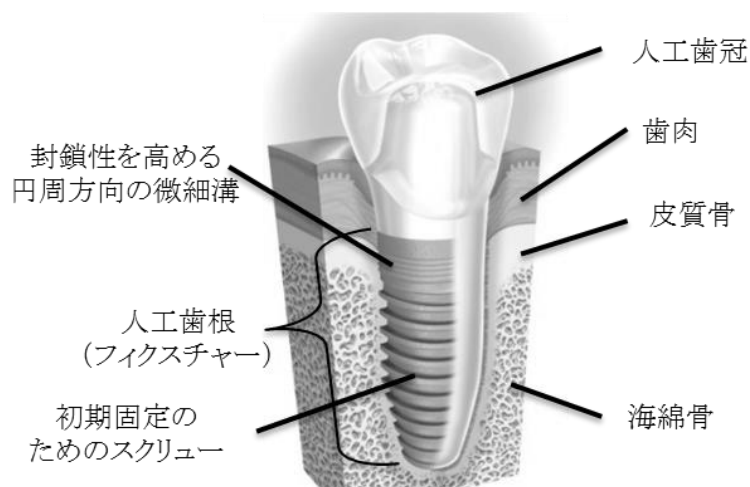


図 1.25 デンタルインプラント模式図<sup>(1-80)</sup>

## 1.7 本論文の目的

製品表面に周期的なテクスチャを形成することで、その表面に濡れ性などの機能性を発現させる機能創成加工技術については、平面的な構造によるものがほとんどである。それに対して本研究では、この機能を発現させる構造を 3 次元多孔質構造（オープンセル型のポーラス構造）に置き換えることを提案している。この製品表面上の多孔質構造によって、その内部に別物質（空気や水、生体細胞など）が自由に出入りできるような仕組みを作れば、平面的な構造以上の効果的な機能を得ることができるはずである。

しかしながら、この製品表面に多孔質構造を作るといったことは既存の技術では困難である。除去加工では工具の干渉の問題があり、ポーラス金属の主な製造法である鋳造や粉末焼結では、製品表面への付与という意図から外れてしまう。

そこで本論文では、積層造形という特徴によって、自由な形状を作り出せることができる金属 3D プリンタを、この多孔質構造を作り出す手段として採用することとし、機能発現のための多孔質構造にはラティス構造を用いることとした。

本論文においては、このラティス構造が十分な機能を発現するために、その構造の微細化、つまり構成部材の線幅の狭小化技術について取り組んでいる。また、同時に通常の 3D プリンタ技術の造形体は、強度や寸法精度、造形コストの課題がある。このことから、製品自体を造形するのではなく、これまでの機能創成加工のように、製品の形状寸法を従来工法にて仕上げたあとに、ラティス構造を製品表面に付与するという手段についても検討している。

これらのことをまとめると、本研究の目的は、製品表面上に機能を発現させる機能創成加工技術のさらなる発展のために、この機能を担う構造を 3 次元多孔質構造に置き換えるといった点にある。さらに本論文の目的は、機能を担う微細なラティス構造を、製品表面に付与する新たなレーザ金属 3D プリンタ技術の確立にある。なお、本技術を筆者は微細ラティスコーティング技術と呼称している。

## 1.8 本論文の構成

本論文では、前項で説明した微細ラティスコーティング技術確立のために、レーザ造形技術の工夫によって、造形幅の微細化および微細な造形幅を持つ部材によって構成されたラティス構造の造形について取り組んでいる。さらに製品表面上にこの微細なラティス構造を付与する技術の検討についても行っている。本論文は全6章から構成されており、各章の概要は以下である。また本論文の構成を図1.26に示す。

第1章では、研究背景について説明し、金属3Dプリンタを用いた機能創成加工の可能性について述べている。さらに既存の金属3Dプリンタの特徴について説明し、本論文の目的を実現するには、既存の技術を参考にした、新たな3Dプリンタ技術が必要なことを述べている。

第2章では、造形の微細化の限界の調査のため、金属粉末の粒子単体に注目し、単粒子の連結によって造形体を作る単粒子連続接合法を提案している。またその実現の可能性について検討している。

第3章においては、粉末床溶融結合法（PBF法）を参考にした造形の微細性調査を行っている。造形幅の狭小化実現のために、粉末については単粒子層を作り、レーザについては低平均出力の連続パルス発振条件を採用している。また、造形中の挙動を高速度カメラで撮影し、レーザ照射によって形成される溶融プールと、そこから噴出するブルームが、粉末粒子に対して影響を与える様子について説明し、金属3Dプリンタにおける造形メカニズムの一端を明らかにしている。

第4章では、第3章の低平均出力の連続パルス発振条件を用いて、構成する部材が細く、構造の高さが低いラティス構造の造形について取り組んでいる。また、PBF法において造形が困難であるオーバーハング形状の造形メカニズムについても、ガラス越し観察によって明らかにしている。また、得られた微細なラティス構造を既存の製品表面に付与することで、新たな機能を発現させる提案について紹介している。

第5章では、本論文で提唱している微細ラティスコーティング技術により、製品表面へのラティス構造の付与の手法について検討している。さらにこれを実現するために、新しい粉末供給法である重力落下式粉末供給法を提案し、これによる壁構造の積層造形について取り組んでいる。

第6章は結論であり、本論文にて得られた内容についてまとめている。

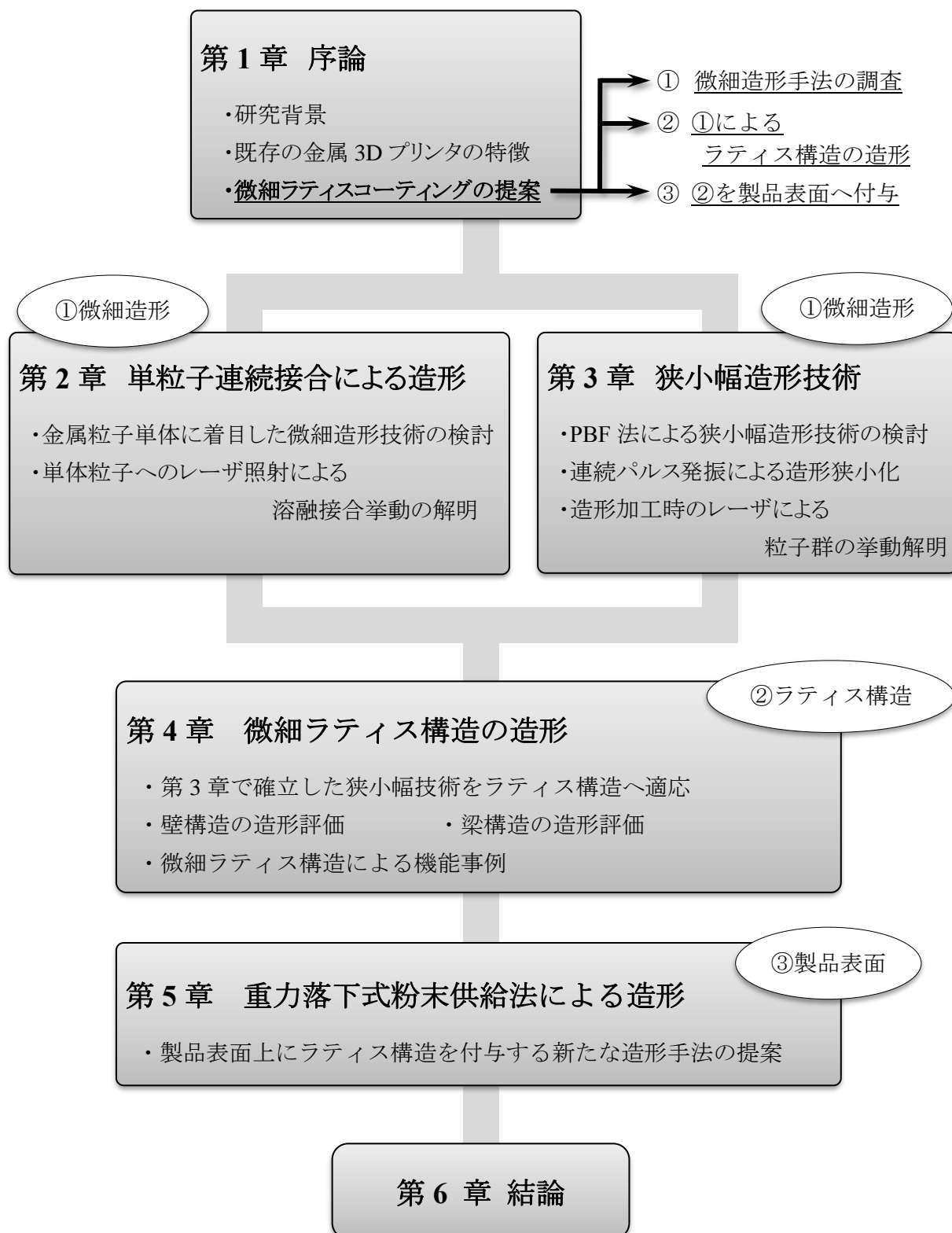


図 1.26 本論文の構成

## 参考文献

- 1-1) 北嶋弘一ほか :図解 砥粒加工技術のすべて, 社団法人砥粒加工学会編 (2006).
- 1-2) 諸貫信行, 梅原徳次 :微細構造から考える表面機能, (2011) 77-107.
- 1-3) Dirk Herzog et al :Additive manufacturing of metals, *Acta Materialia*, 117 (2016), 371-392.
- 1-4) 京極秀樹, 池庄司敏孝 :図解金属3D積層造形のきそ, (2017) 84-97.
- 1-5) SLM Solution :SLM製3Dプリンタ SLM280カタログ
- 1-6) Young T. :An Essay on the Cohesion of Fluids, *Philos. Trans. R. Soc. London*, 95 (1805) 65-87.
- 1-7) 辻井薫ほか :実用材料の表面機能化設計テクノロジー, (2010) 70-79.
- 1-8) 赤松佳則 :Water-repellent coating on glass, *New Glas.*, 21, 3 (2006) 27-34.
- 1-9) Kuwahata Hiroshi, Ohyama Ryu-Ichiro :Super-hydrophilization of a Fused Silica Glass Surfaces by Using an Atmospheric Pressure Plasma Jet, *J. Surf. Sci. Soc. Japan*, 30, 3 (2009) 174-9.
- 1-10) Balani Kantesh, Batista Ruben Galiano, Lahiri Debrupa, Agarwal Arvind :The hydrophobicity of a lotus leaf: A nanomechanical and computational approach, *Nanotechnology*, 20 (2009) 1-9.
- 1-11) Isu Norifumi :Nature Inspired Materials -Snail Shell, Soil and Building Materials-, *J. Japan Soc. Precis. Eng.*, 81, 5 (2015) 396-400.
- 1-12) Wenzel Robert N. :Resistance of solid surfaces to wetting by water, *Ind. Eng. Chem.*, 28, 8 (1936) 988-94.
- 1-13) Cassie A. B. D., Baxter S. :Wettability of porous surfaces, *Trans. Faraday Soc.*, 40 (1944) 546.
- 1-14) Development Processing, Corporation Kao :フラクタル表面構造と親水性・撥水性の物理, (2015) 424-30.
- 1-15) IMABAYASHI Shin-ichiro :Effects of surface roughness on wettability of solid surfaces, *Rev. Polarogr.*, 54, 2 (2008) 115-21.
- 1-16) Tuteja Anish, Choi Wonjae, McKinley Gareth H., Cohen Robert E., Rubner Michael F. :Design parameters for superhydrophobicity and superoleophobicity, *MRS Bull.*, 33, 8 (2008) 752-8.
- 1-17) Habazaki Hiroki, Fujii Takashi, Nakayama Katsutoshi, Tsuji Etsushi, Aoki Yshitaka :Fabrication of Super-hydrophobic and Super-pleophobic Surfaces Using Anodizing Process, *J. Surf. Finish. Soc. Japan*, 65, 9 (2014) 426-31.
- 1-18) Cao Liangliang :Superhydrophobic Surface Design Fabrication and Application, *Engineering*, (2010) 111.
- 1-19) 佐々木信也, 平山朋子 :はじめてのトライボロジー, (2013) 80-84.
- 1-20) 広中清一郎 :図解入門よくわかる最新摩擦と摩耗の基本と仕組み, (2010) 122-127.
- 1-21) Erdemir A. :Review of engineered tribological interfaces for improved boundary lubrication, *Tribol. Int.*, 38, 3 (2005) 249-56.
- 1-22) Kovalchenko Andriy, Ajayi Oyelayo, Erdemir Ali, Fenske George, Etsion Izhak :The effect of

- laser surface texturing on transitions in lubrication regimes during unidirectional sliding contact, *Tribol. Int.*, 38, 3 (2005) 219–25.
- 1-23) 伊藤和輝 :ピコ秒レーザ (超短パルスレーザ) 加工によるマイクロテクスチャリング, (2013.)
- 1-24) Teruhisa Watanabe :Porous Sintered Bearing, *J. Japan Soc. Powder Powder Metall.*, 48, 9 (2001) 769–76.
- 1-25) 杉山寛, 田所千治, 佐々木信也 :3Dプリンタによる新たな表面テクスチャリング形状の創製, 日本機械学会2015年度年次大会講演論文集, (2015)
- 1-26) 諸貫信行 :微細構造から考える表面機能, (2011) 43–46.
- 1-27) Sasak Shinya :Surface Texturing for Improvement of Tribological Properties, *J. Surf. Finish. Soc. Japan*, 65, 12 (2014) 568–72.
- 1-28) 吉成正雄 :インプラント材料Q&A 臨床の疑問に答える, (2017) 8–30.
- 1-29) Inoue Talashi, Yoshinari Masao, Ayukawa Yasunori, Tanaka Teruo, Shimono Masaki :Dental Implant-bone Interface - Influence of the Surfae Geometry -, *J. Surf. Finish. Soc. Japan*, 49, 7 (1998) 682–9.
- 1-30) Brånemark PI, Hansson BO, Adell R, Breine U, Lindström J, Hallén Oほか :Osseointegrated implants in the treatment of the edentulous jaw. Experience from a 10-year period., *Scand. J. Plast. Reconstr. Surg.*, 16, 10 (1977) 1–132.
- 1-31) Ayukawa Yasunori, Atsuta Ikiru, Tsuruta Katsuhiro, Matsushita Yasuyuki, Koyano Kiyoshi :State-of-the-art of the Surface Modification of Oral Implant, *J. Surf. Finish. Soc. Japan*, 67, 6 (2016) 297–301.
- 1-32) Kuroda Kensuke, Okido Masazumi :Pretreatment of Metallic Biomaterials -Surface Modification of Osteoconductive Metallic Biomaterials Based on the Results of TiO<sub>2</sub> Films -, *J. Surf. Finish. Soc. Japan*, 64, 12 (2013) 634–9.
- 1-33) 立石哲也ほか :ここまできた人工骨・関節 -バイオマテリアルから再生医工学へ-, (2012) 13–24.
- 1-34) Kuroda Kensuke, Ichino Ryoichi, Okido Masazumi :Improvement of Osteoconductivity of Titanium using Surface Modification, *電気製鋼*, 79, 3 (2008) 229–37.
- 1-35) Take Seisho, Ueno Tatsuya, Kawamura Daisuke, Okuyama Masaru :Modification of Plasma Spray Apatite Coatings by Post Treatment, *小山工業高等専門学校研究紀要*, 30 (1997)
- 1-36) 中村孝志, 宗和隆 :アルカリ加熱処理生体活性化チタン合金人工関節の実用化, *J. Artifial Organs*, 40, 1 (2011) 62–5.
- 1-37) 上田恭介 :生体吸収性リン酸カルシウムコーティングによるチタンの骨適合化表面処理, *Mater. Japan*, 51, 9 (2012) 424–7.
- 1-38) Yoshinari Masao, Matsuzaka Kenichi, Inoue Takashi, Oda Yutaka, Shimono Masaki :Bio-Functionalization of Titanium Surfaces for Dental Implants, *Mater. Trans.*, 43, 10 (2002) 2494–501.
- 1-39) 水谷正義, 小茂鳥潤, 早川徹, 徐少林, 嶋田慶太, 厨川常元 :レーザ照射を利用した歯科インプラントの高機能化, *J. japan Soc. Precis. Eng.*, 81, 12 (2015) 1073–7.

- 1-40) Tomas Albrektsson et al:Osseointegration of bone implants: A review of an alternative mode of fixation, *Journal of Acta orthopaedica scandinavica*, 58 (1987), 567-577.
- 1-41) Oonishi Hironobu :Interface between Artificial Joint and Bone, *J. Surf. Finish. Soc. Japan*, 49, 7 (1998) 38-44.
- 1-42) 中嶋英雄 :ポーラス材料学 多孔質が創る新機能性材料, (2016) 23-70.
- 1-43) Nakamoto Takayuki, Shirakawa Nobuhiko, Shinomiya Naruaki, Inui Haruyuki :Selective Laser Melting of Biomaterial (Pure Titanium) with High-Power Laser, *J. Jpn. Soc. Laser. Surg. Med.*, 33, 2 (2012) 166.
- 1-44) 山本謙吾ほか :人工股関節のバイオマテリアル 材料選択からデザインまで, (2017) 94-100.
- 1-45) ダイセルポリマー社ウェブサイト,  
<https://www.daicelpolymer.com/ja/topics/archive/1404DLAMP/> (参照日2019年6月1日) .
- 1-46) Yang Li, Harrysson Ola, West Harvey, Cormier Denis :Mechanical properties of 3D re-entrant honeycomb auxetic structures realized via additive manufacturing, *Int. J. Solids Struct.*, 69-70 (2015) 475-90.
- 1-47) 中野貴由, 石本卓也, 萩原幸司, 井手拓哉, 中本将嗣, 拉図蘇重ほか :異方性カスタム材質・形状制御について, *まてりあ*, 54, 10 (2015) 502-4.
- 1-48) Noyama Yoshihiro, Miura Takuya, Ishimoto Takuya, Ikeo Naoko, Niinomi Mitsuo, Nakano Takayoshi :Bone Loss and Degradation of Bone Quality in the Human Femur after Total Hip Arthroplasty under Stress-Shielding by Titanium-Based Implant, *J. Japan Inst. Met.*, 76, 7 (2012) 468-73.
- 1-49) Sumner D. R. :Long-term implant fixation and stress-shielding in total hip replacement, *J. Biomech.*, 48, 5 (2015) 797-800.
- 1-50) HUISKES RIK, WEINANS HARRIE, RIETBERGEN BERT VAN :The Relationship Between Stress Shielding and Bone Resorption Around Total Hip Stems and the Effects of Flexible Materials, *Clin. Orthop. Relat. Res.*, , 274 (1992) 124-34.
- 1-51) Nakamoto Takayuki, Shirakawa Nobuhiko, Inui Haruyuki :Synthesis of Porous Titanium for Metallic Implants with Low Young's Modulus by Selective Laser Melting, *J. Japan Laser Process. Soc.*, 20, 3 (2013) 172-8.
- 1-52) 新谷一博, 森本喜隆, 折戸慎弥, 漆崎幸憲, 市村誠 :応力遮蔽防止を目的としたステムの開発, 2011年度精密工学会秋季大会学術講演会講演論文集, (2011) 489-90.
- 1-53) Nakano Takayoshi :Development of Metal Bio-functional Materials by Additive Manufacturing, *J. Smart Process.*, 3, 3 (2014) 167-74.
- 1-54) 金武直幸 :ポーラス金属の可能性と将来展望, *日本機械学会 機械材料・材料加工部門 ニュースレター* (2016) 1-2.
- 1-55) 関宏範, 多根正和, 中嶋英雄 :ロータス型ポーラス金属の疲労強度, *J. High Temp. Soc.*, 34, 2 (2008) 56-9.
- 1-56) NISHIZU Takafumi, TANITSUGU Tomoya, TAKEZAWA Akihiro, YONEKURA Kazuo, WATANABE Osamu, KITAMURA Mitsuru :Lattice structure design with topology



- optimization and additive manufacturing, Trans. JSME (in Japanese), 83, 855 (2017) 1–9.
- 1-57) Veale Patrick J. :Investigation of the Behavior of Open Cell Aluminum Foam, Sch. Work. Amherst, (2010).
- 1-58) 丸谷洋二, 早野誠治 :解説3Dプリンター -AM技術の持続的発展のために, (2014) 1–24.
- 1-59) 奥村鉄平, 関本光一郎 :金属積層造形用粉末の製造プロセスと特性, Electr. Furn. steel, 89, 1 (2018) 13–9.
- 1-60) 京極 秀樹, 池庄司 敏孝 :図解金属3D積層造形のきそ, (2017) 155–157.
- 1-61) JM Otton, NS Birbara, T Hussain, G Greil, TA Foley, N. Pather :3D printing from cardiovascular CT: a practical guid and review., Cardiovasc Diagn Ther 2017, 7, 5 (2017) 507–26.
- 1-62) 日経ものづくり 2017年3月号, 日経BP社, (2017) 58.
- 1-63) GE Additive社ウェブサイト, [https://www.ge.com/additive/what\\_we\\_do\\_japan/](https://www.ge.com/additive/what_we_do_japan/) (参照日 2019年6月1日) .
- 1-64) Shinde Mahesh S., Ashtankar Kishor M. :Additive manufacturing-assisted conformal cooling channels in mold manufacturing processes, Adv. Mech. Eng., 9, 5 (2017) 1–14.
- 1-65) Takano Masahiro, Yoshida Yuta, Miyakawa Hiroyasu, Yachi Taisei, Mitsuyoshi Maekawa :金属積層造形を用いた高耐久・高機能金型の開発 -金属積層造形の利活用拡大に向けて -, 平成27年度研究報告, 65, (2015) 13–8.
- 1-66) Tim Caffrey, Wohlers Terry, Ian Campbell :Wohlers Report2016, (2016) 155.
- 1-67) HRS flow社ウェブサイト, <https://www.hrsflow.com/eng/> (参照日2019年6月1日) .
- 1-68) 株式会社松浦機械製作所ウェブサイト, <https://www.matsuura.co.jp/japan/> (参照日2019年6月1日) .
- 1-69) Yamada Shinnosuke, Takahashi Nobuyuki :Development of Evaluation Technique for Powder Bed Quality in SLM Process by Image Processing, Electr. Furn. steel, 88, 1 (2017) 51–8.
- 1-70) Kratochvilova Vendula, Vlasic Frantisek, Mazal Pavel, Palousek David :Fatigue Behaviour Evaluation of Additively and Conventionally Produced Materials by Acoustic Emission Method, Procedia Struct. Integr., 5 (2017) 393–400.
- 1-71) 唐土庄太郎, 増尾大慈, 矢倉孟, 山本泰弘 :積層造形とHIP処理によって準備したTi-6Al-4V材料の機械的特性, J. Jpn. Soc. Powder Powder Metall., 61, 5 (2013) 250–4.
- 1-72) Ali Haider, Ghadbeigi Hassan, Mumtaz Kamran :Effect of scanning strategies on residual stress and mechanical properties of Selective Laser Melted Ti6Al4V, Mater. Sci. Eng. A, 712 (2018) 175–87.
- 1-73) Desktop Metal社 Studio 製品紹介ページ, <https://www.desktopmetal.com/products/studio/> (参照日2019年6月1日) .
- 1-74) Gibson Ian, Rosen David, Stucker Brent :Additive Manufacturing Technologies, Addit. Manuf. Technol., (2015) 17–40.
- 1-75) 塚本雅裕 :高付加価値設計・製造を実現するレーザーコーティング技術の研究開発, SIP革新的設計生産技術 公開シンポジウム (2016).
- 1-76) Locke David, Antonio Candel-Ruiz :Laser metal deposition defined, Industrial Laser Solutions

- (2010).
- 1-77) Pinkerton A. J., Wang W., Li L. :Component repair using laser direct metal deposition, Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf., 222, 7 (2008) 827–36.
- 1-78) Zeng Quanren, Tian Yankang, Xu Zhenhai, Qin Yi :Numerical modelling of the gas-powder flow during the laser metal deposition for additive manufacturing, Adv. Transdiscipl. Eng., 6 (2017) 154–9.
- 1-79) EOS社ウェブサイト, <https://www.eos.info/en/> (参照日 2019年6月7日).
- 1-80) Nobel Biocare社ウェブサイト, <https://cellcode.us/quotes/nobel-biocare-locators-denture.html>, (参照日 2018年5月1日).
- 1-81) Hisamori Noriyuki :Introduction of Biomaterials for Beginners, J. Soc. Mater. Sci., 63, 5 (2014) 417–23.
- 1-82) Horiuchi, Katsuhiko :Relation between the Shape/Surface of the Implant Collar and Peri-Implantitis, J. Japanese Soc. Oral Implantol., 29, 4 (2016) 208–18.
- 1-83) 船登彰芳ほか :The Fabric of the Modern Implantology 近代インプラント治療のテクニックとサイエンス, (2017) 43–59.

## 第2章 単粒子連続接合による造形

---

### 2.1 緒言

従来の除去加工による平面的な機能性表面において、所望の機能を得るためには、周期的な表面構造と構造寸法の設計が重要であり、サブミクロンオーダの微細性が求められることが多い。金属 3D プリンタにおいても、積層造形という特徴によって 3 次元構造を自由にデザインすることができ、機能発現のための周期的な多孔質構造を造形することができる。しかし、金属粉末の熔融凝固によって造形体を形成するため、その微細性は金属粉末粒子のサイズと、熔融した粉末粒子の表面張力の影響を受ける。このため、除去加工と比肩できるような微細性は期待ができず、その微細性の限界についても十分な調査がなされていない。

そこで、機能を有する多孔質構造の柱や梁構造の微細化の可能性を調査するために、金属 3D プリンタにおける最小単位である粉末粒子に着目した。例えば、図 2.1 のように粉末粒子の 1 粒ずつを熔融し、造形体に接合し続け、大きな構造を作る。このような単粒子の連続接合による造形ができれば、金属粉末粒子を用いたレーザ造形における、最小線幅の構造を作り出せるはずである。なお、敷き詰められた粉末粒子群に対し、レーザを走査した際の、それらの相互作用に関する研究は多数行われているが、このような金属粉末粒子単体とレーザによる相互作用について報告した研究は少ない。

本章においては、金属粉末粒子として純チタン粒子を採用し、これを単体もしくはごく少数、基材プレート上に置き、その粒子の中心にマイクロ秒パルスレーザを 1 パルスのみ照射した。これによって純チタン粒子が熔融し、基材プレートと接合するプロセスについて高速度カメラを用いた撮影で明らかにし、純チタン単粒子の熔融接合挙動と、その近隣に配置された粒子の挙動についてまとめている。また、接合されたチタン粒子と基材の状態を確認するために、透過型電子顕微鏡(TEM)を用いてその断面の評価を行った。最終的にこれらの結果によって、単粒子連続接合による造形の可能性について言及している。

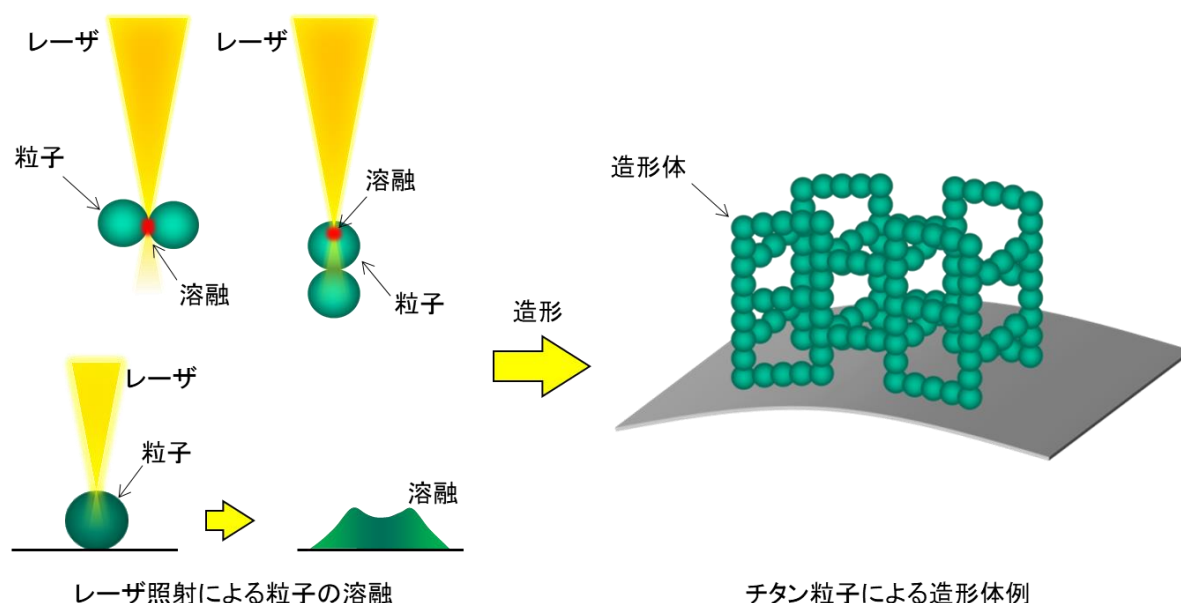


図 2.1 単粒子連続接合による造形

## 2.2 実験方法

### 2.2.1 供試材

序論で示したとおり，金属 3D プリント技術については，人工関節や歯科インプラントなどの生体内材料への適応が有望であるため，生体内で異物と認識されにくく，骨形成能に優れるチタンを採用することとした．市場に多く流通しているチタン素材としては純チタンと Ti-6Al-4V 合金が挙げられ，両者とも同等な骨形成能を有していることが報告されている．ただし，Ti-6Al-4V についてはバナジウム (V) の人体への有害性が指摘されている<sup>2-1)</sup>．また，Ti-6Al-7Nb 合金なども生体材料として提案されているが，本合金の粉末については市場に流通していないことが確認されている．以上のことから本論文では生体材料として有望で，粉末の入手が容易な純チタンを採用し，純チタン素材による微細ラティスコーティング技術について言及することとした．

基材としては，厚さ 2 mm の純チタン 2 種 TP340C 材（冷間圧延材）を採用し，20 mm 角のサイズに切り出した．また，レーザを照射する面（粉末を配置する面）をバフ研磨によって鏡面仕上げとしている．基材の化学成分を表 2.1 の上段に示す．

本論文で採用した純チタン粉末は，(株)大阪チタニウムテクノロジーズ製の TILOP45H である．この粉末の化学成分は表 2.1 の下段に示す．また，粉末の粒度分布を図 2.2 に示す．本粉末は高純度な球状粒子を得るのに有効な，ガスアトマイズ法<sup>2-2)</sup>によって生成されている．ただし，実際に拡大観察を行うと，サテライトが付着しているものや，歪な形状の粒子が混入している．このような粒子は，粉末の流動性を悪化させる原因であり，PBF 法においては，造形品質を悪化させる要因となる<sup>2-3)</sup>．微細な構造を求める微細ラティスコーティングにおい

でも、このような特異な粒子は可能な限り避ける必要があると考えた。そこで、このような粒子を削減するために、公称目開き 45  $\mu\text{m}$  のふるいと、超音波ふるい機を用いて、ふるい上に残った大きい粒子を取り除いた。さらに、公称目開き 20  $\mu\text{m}$  のふるいを通過する微小な粒子については、重力に対して粒子間の分子間力の影響が大きくなることから、凝集しやすく、流動性が悪い<sup>2-4)</sup>。さらに粉じん爆発の懸念があるため、これも使用しないこととした。

本章においては、このふるい分けにて残存した粒径約 20 ~ 45  $\mu\text{m}$  の粒子の中でも、比較的に大きい、粒径 38 ~ 42  $\mu\text{m}$  の範囲のチタン粒子を用いることとした。これはレーザーのスポット径が  $\phi 16.5 \mu\text{m}$  であり、このレーザーエネルギーのすべてを粒子に照射させることを考えたためである。照射対象となる粒子については、光学倍率 7.4 倍、500 万画素のデジタルマイクロスコープ介して、真球に近く、サテライトの付着が無いも目視で選定している。選定した粒子の SEM 像を図 2.3 に示す。

表 2.1 供試材の化学成分

	化学成分(ppm max.)				
	Fe	O	C	H	Ti
Ti粉末	50	1300	200	1300	残部
Ti基材	2000	1500	800	1500	残部

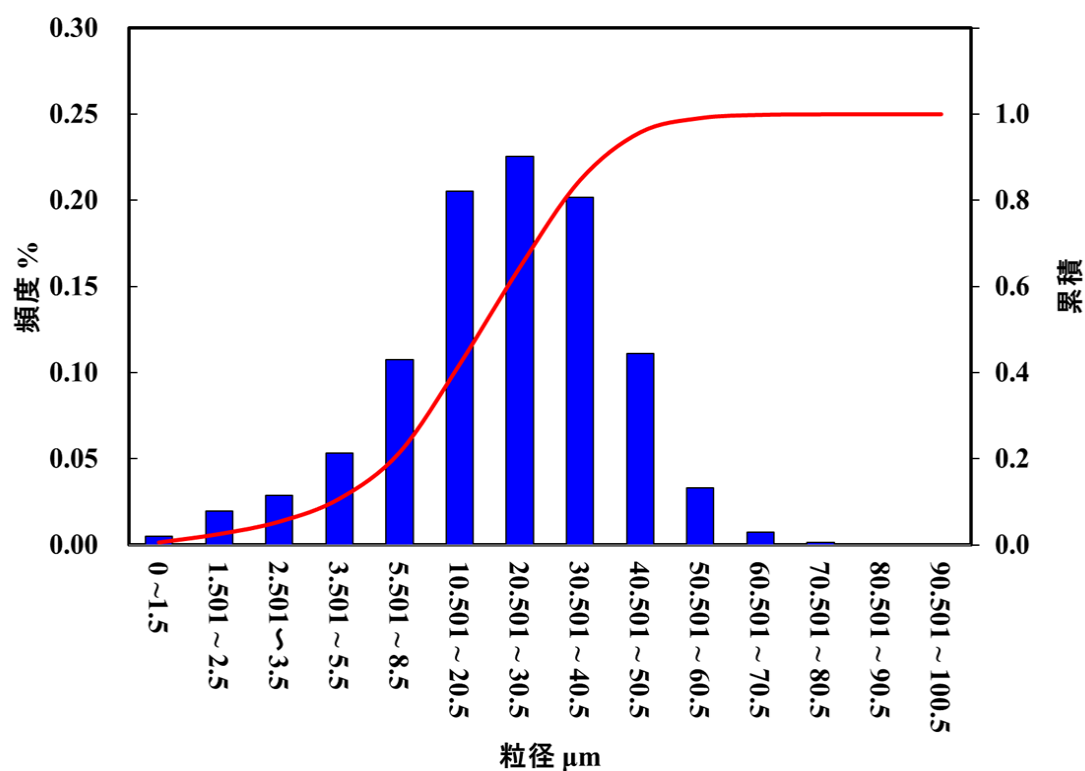


図 2.2 純チタン粉末(TILOP-45H)の粒度分布

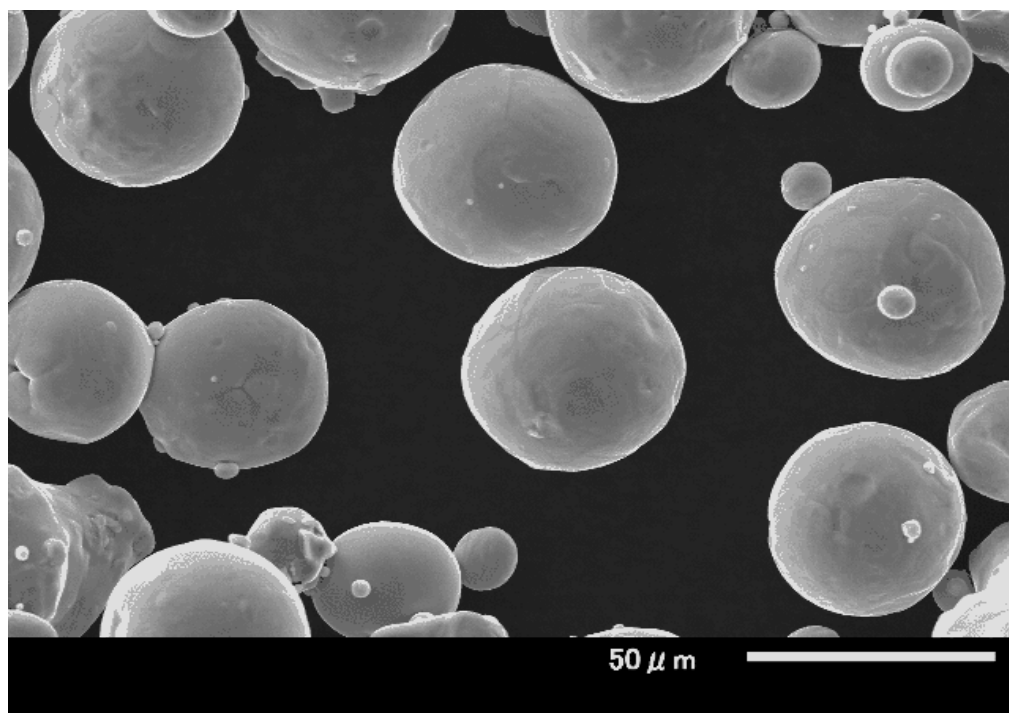


図 2.3 チタン粒子の SEM 像

## 2.2.2 レーザの光学構成とパルス波形

採用したレーザ発振器は古河電工製の最大出力 500W の CW ファイバーレーザであり、レーザ波長については $\lambda=1064\text{ nm}$ である。本発振器のアクティブファイバのコア径は $14\text{ }\mu\text{m}$ で、ビーム品質を示す M2 は 1.1 未満となっており、高出力の発振が可能であるが、集光性についても優れている発振器である。この発振器から出射されたビームを図 2.4 に示すような、光学部品の配置によって集光することで、 $\phi 16.5\text{ }\mu\text{m}$  のスポット径を得られる。スポット位置におけるレーザビームの空間形状は図 2.5 を示す通りであり、ガウシアン形状をもつ高品位なビームである。

また、本発振器は CW 発振器ながらも、高速変調動作が可能な特徴も有しており、ファンクションジェネレータで生成した周波数 20 kHz 以上の矩形パルス波を、発振器に入力することで、照射時間が 50  $\mu\text{s}$  未満のマイクロ秒パルスを発振することができる。レーザパルス波形については、コリメータレンズからの迷光を、帯域幅 17 MHz の InGaAs 増幅フォトディテクタに入力することで検出した。このフォトディテクタは帯域幅 100 MHz のオシロスコープに接続されており、これによってレーザパルス波形を観察した。図 2.6 (a), (b) は、この観察によって得られたパルス波形の代表値であり、縦軸はフォトディテクタの電圧値から換算したレーザ出力である。この換算値については、十分に長い発振時間におけるフォトディテクタの平均電圧値と、レーザの射線に配置したレーザパワーメータによる平均出力を、同時に測定することにより算出した。図 2.6 (a) のパルス波形をみると、発振直後にオーバーシュートが発生し、その直後には急激な降下に転じている様子が確認できる。この急激なスパイク状のパルス波形は 1  $\mu\text{s}$  以下のごく短い時間幅で起きており、その後も小さい幅の振幅を繰り返し、発振から 5  $\mu\text{s}$  後には指令出力に応じた出力で安定する。この振動は CW ファイバーレーザにおいて、レーザ媒質を急激に励起した際に発生する、緩和発振現象である<sup>2-5)</sup>。本論文では、緩和発振現象によるピーク出力を  $P_p$ 、減衰収束した安定領域の平均出力を  $P_a$  とし、発振から発振停止までの時間を照射時間  $T_w$  とした。図 2.6 (b) のレーザパルス波はピーク出力  $P_p=185\text{ W}$ 、平均出力  $P_a=45\text{ W}$ 、照射時間  $T_w=80\text{ }\mu\text{s}$  の波形であり、高感度サーマルセンサで測定した 1 ショットのパルスエネルギーは 3.0 mJ であった。なお、本発振器の特性として、ピーク出力  $P_p$  は指令出力（ $\equiv$  平均出力  $P_a$ ）に対応しており、各々分離して設定することはできない。

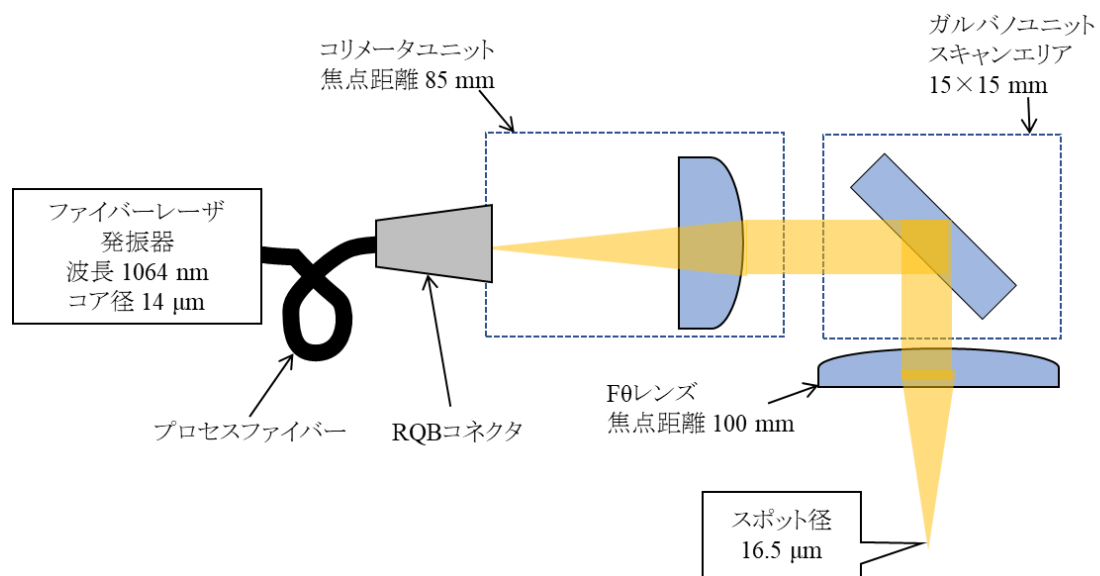


図 2.4 光学部品の配置

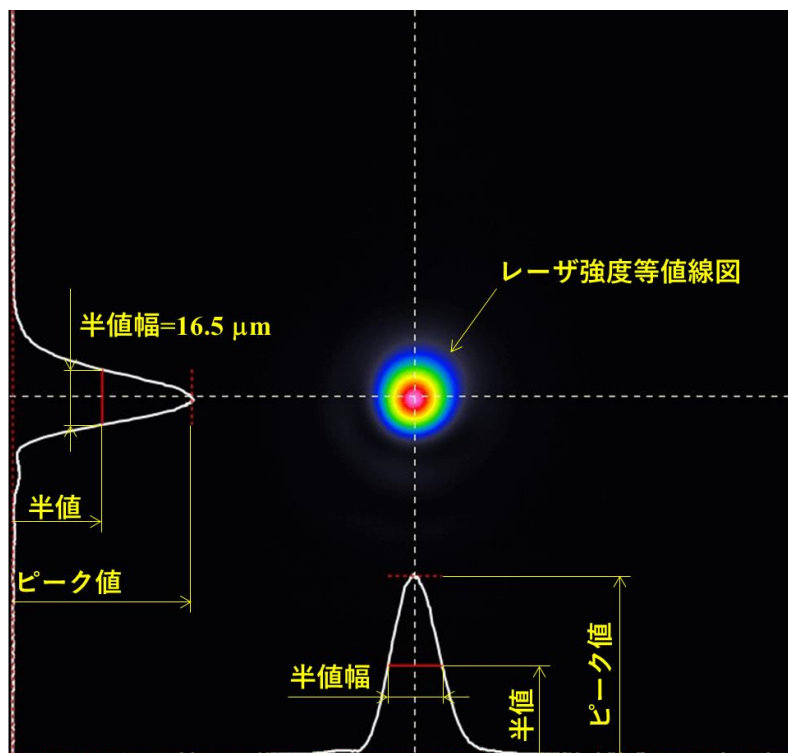


図 2.5 レーザスポット位置（焦点位置）における空間形状



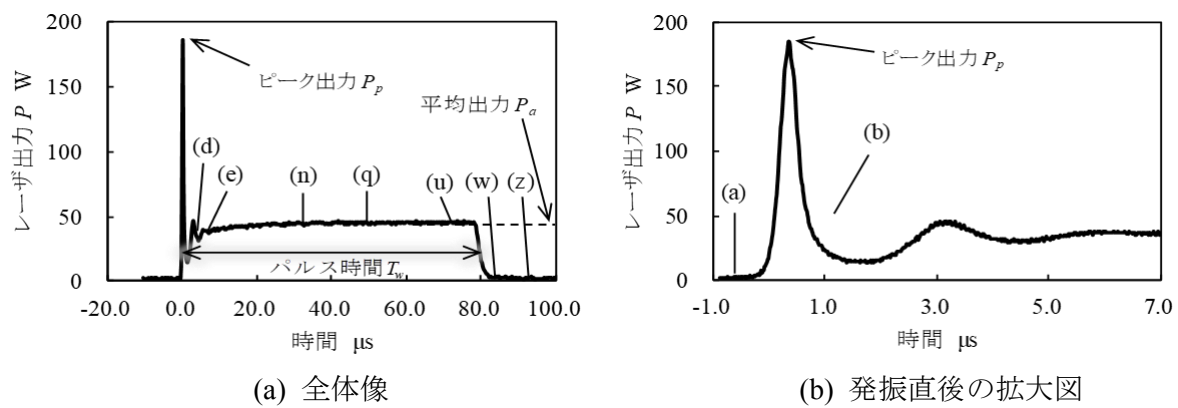


図 2.6 採用したパルス波形

## 2.2.3 実験装置および実験手順

本調査では微小なチタン粒子の中心（頂点）に、レーザを正確に照射するため、**図 2.7** に示す実験装置を準備した。実験手順としては、まずチタン粒子をまばらに載せた基材を加工テーブルに固定し、観察ステーションに配置されたマイクروسコープにより、2.2.1 節で説明した粒径  $38\sim42\text{ }\mu\text{m}$  の適切なチタン粒子を選定した。このチタン粒子の中心とレーザ照射位置を合わせるために、モニタ上の該当する位置へ、微動ダイヤルゲージによって加工テーブルを移動した。観察ステーションと加工ステーションの移動は繰り返し位置決め精度  $\pm 1\text{ }\mu\text{m}$  のリニアモータアクチュエータにて行った。これによって、チタン粒子中心にレーザを照射することができるが、若干の照射位置誤差が認められた。そこで、加工ステーションに配置してある高速度カメラの撮影結果より、中心位置への照射が行われたかの最終判定を行った。なお、一般的なレーザ溶接においては、アルゴンガスなどの不活性シールドガスにより、酸化や窒化を防いでいるが、本実験ではシールドガスを用いず、室温、大気雰囲気でのレーザ照射を行っている。

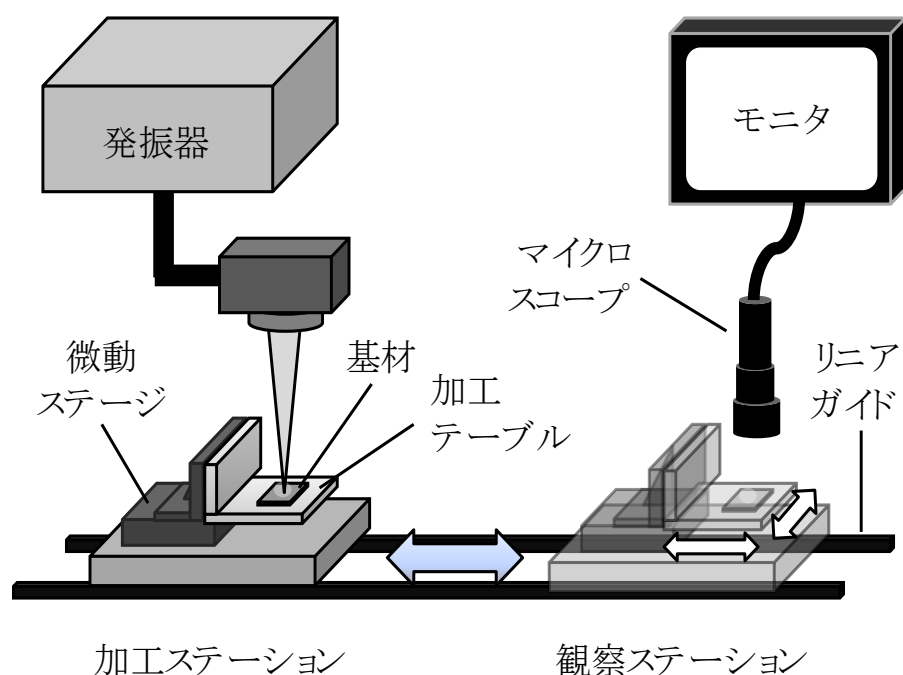


図 2.7 実験装置の模式図

## 2.2.4 スポット位置高さの調整

粉末粒子に対するレーザのスポット位置高さ（焦点位置）については、図 2.8 に示す精密ピンホールとパワーメータを用いることで調査している。精密ピンホールの中心部は、金コーティングを施した厚さ  $20\text{ }\mu\text{m}$  の銅箔になっており、その銅箔の中心に微小な穴が精度良く開いている。また、精密ピンホールは、加工テーブルの位置決め用付き当て面に沿って設置されている。この精密ピンホールの中心を照準としてレーザを照射し、レーザとピンホールの干渉結果によるパワーメータのレーザ出力値を確認しながら、加工テーブルの Z 軸高さを上下させる。この際に、X,Y 軸に関しても微調整を行う。この結果により、レーザ出力値が最大となる加工テーブルの Z 軸高さが、ピンホールとスポット位置高さが一致している位置とした。なお、ピンホール穴の直径は、初めは $\phi 100\text{ }\mu\text{m}$  のものを用い、最終的に $\phi 25\pm 3\text{ }\mu\text{m}$  に切り替えることで、スポット径 $\phi 16.5\text{ }\mu\text{m}$  のレーザに対する厳密な焦点位置高さを調査している。この調査結果をもとに、スポット位置高さは基材上面となるように Z 軸高さを設定した。

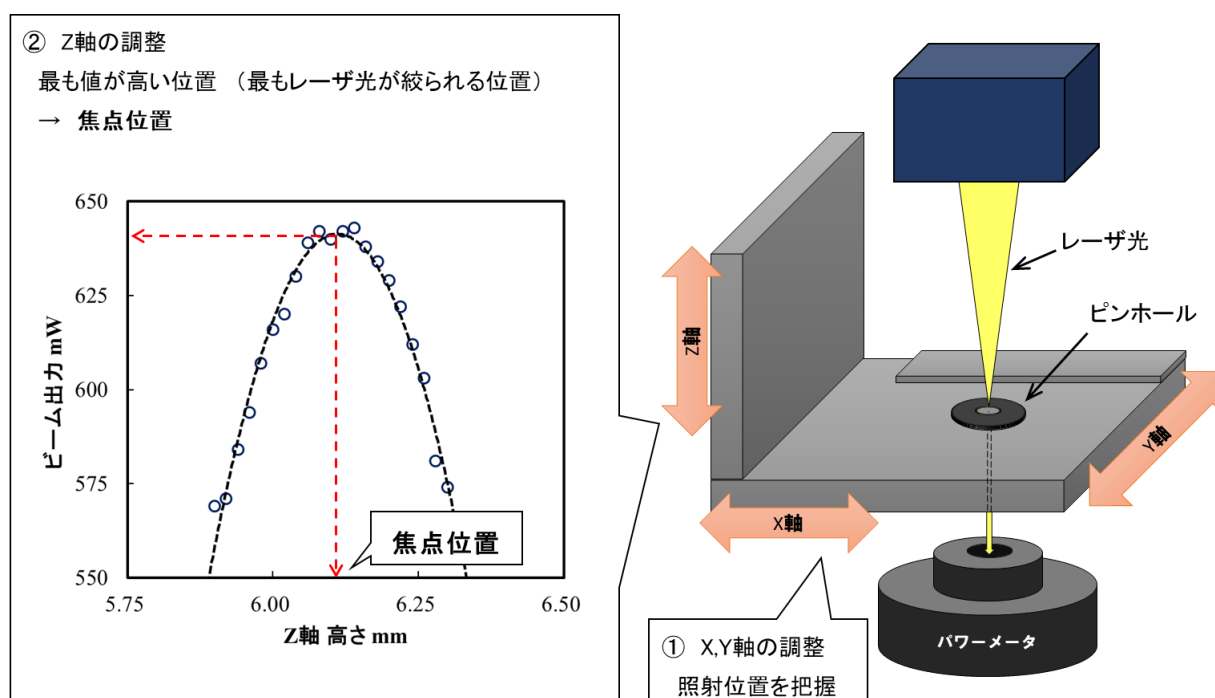


図 2.8 スポット位置高さの調整

## 2.2.5 高速度カメラの配置と設定

レーザ照射による粒子の挙動を観察するためのモノクロ高速度カメラは（株）フォトロン製の FASTCAM SA-Z である．本カメラの最高撮影速度は 2,100,000 fps であるが，本章では挙動確認に必要な解像度を考慮して，撮影速度は 900,000 fps (1 フレーム 1.11  $\mu$ s) とした．高速度カメラおよび，メタルハライド照明は，図 2.9 の配置で加工ステーションに設置されている．これらは向かい合わせで，ともに基材に対して仰角 40 度の角度で設置している．このためチタン粒子の影は，粒子の手前に映り込んでいる．高速度カメラには光学倍率 6.3 倍の拡大レンズを取り付け，さらにレーザの波長を吸収する赤外線フィルタを取り付けることで，レーザによる高速度カメラ CCD の損傷とノイズの低減を行った

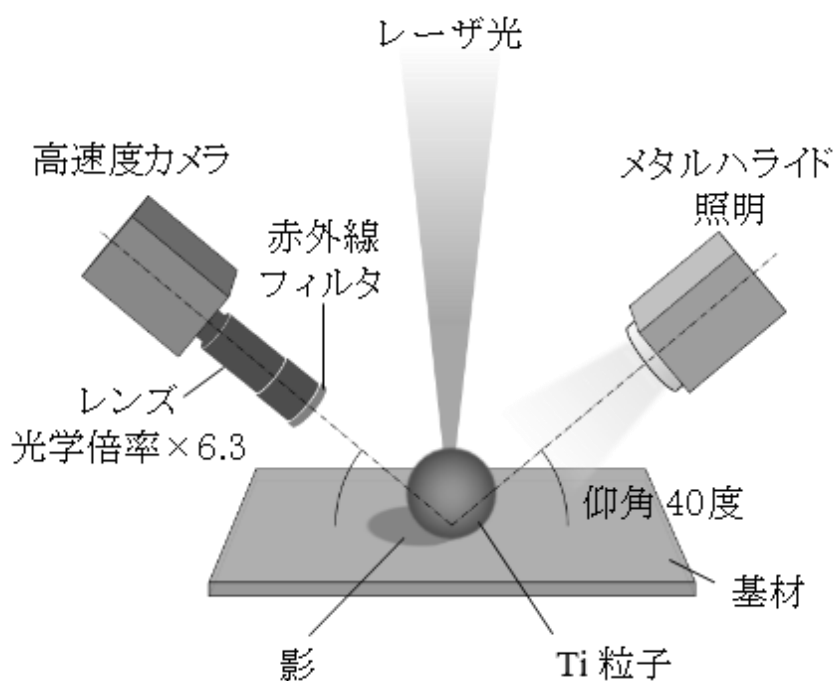


図 2.9 高速度カメラと照明の配置図

## 2.3 チタン単粒子のパルスレーザによる溶融接合

### 2.3.1 高速度カメラによる溶融接合挙動の観察

レーザ照射によるチタン粒子の溶融接合挙動を高速度カメラにて観察を行った。純チタン基材上のチタン粒子の中心（頂点）に、図 2.6 の波形のパルスレーザを 1 パルスのみ照射した（図 2.1 左）。なお、照射前のチタン粒子は、特別な固定などは行っておらず、基材との付着は分子間力や静電気力などの引力で保たれている状態である。また、このパルス波形によるチタン粒子へのレーザ照射によって、20 回のテスト中 20 回すべてにおいて、チタン粒子が基材に接合できるのを確認している。

図 2.10 に高速度カメラから得られた画像を示す。図 2.10 に標記されているアルファベットは図 2.6 と対応しており、各時刻における出力状態を示している。図 2.10 を確認すると、まずレーザ照射によって、チタン粒子頂点を中心に画像全体を覆う、薄い発光領域が現れる

（図 2.10 (b)~(c)）。この発光は 1~2  $\mu\text{s}$  後には消滅し、その直後チタン粒子頂点から数  $\mu\text{m}$  の大きさのスパッタが周囲に飛散し、煙状のガス（プルーム）が立ち昇る（図 2.10 (d)）。チタン粒子自身は頂点を中心に、強い輝度の発光部分が広がっていく（図 2.10 (d)~(n)）。この発光部の一部は、粘性をもった溶融金属として振る舞っており、表面張力によってまとまった液滴になろうとする。頂点部分から噴き出しているプルームは、高密度なレーザエネルギーによって、チタン粒子の一部が気化した金属蒸気である。この噴出方向は時間的に変化しており、これがチタン粒子自身および溶融金属を動かす。プルームは溶融金属の一部を分離しようとするが、溶融領域が広がることで表面張力が大きくなり、溶融金属は分離せず 1 つの塊として維持する（図 2.10 (e)~(n)）。チタン粒子全体が発光する約 33  $\mu\text{s}$  になると、チタン粒子の大部分が溶融金属として基材に濡れ広がる（図 2.10 (n)）。その後も断続的に輝度が変化するプルームにより、溶融領域全体が揺れ動き、攪拌されている（図 2.10 (o)~(u)）。この間のプルームの輝度変化は、プルームがレーザ光を吸収・屈折・散乱させることによるものと考えられる。レーザが停止する 80  $\mu\text{s}$  を超えると発光の輝度および領域は小さくなり、プルームは消失し、溶融金属の揺動も徐々に小さくなる（図 2.10 (w)~(y)）。最終的にチタン粒子はレーザ照射位置を中心に凝固し基材と接合する（図 2.10 (z)）。

なお、チタン粒子中心（頂点）から外れた場合は、図 2.10 (e) のような、粒子底部がまだ球形を維持している段階において、プルームの噴出方向は傾斜するため、その反力でチタン粒子が弾かれ、接合が失敗することがほとんどである。

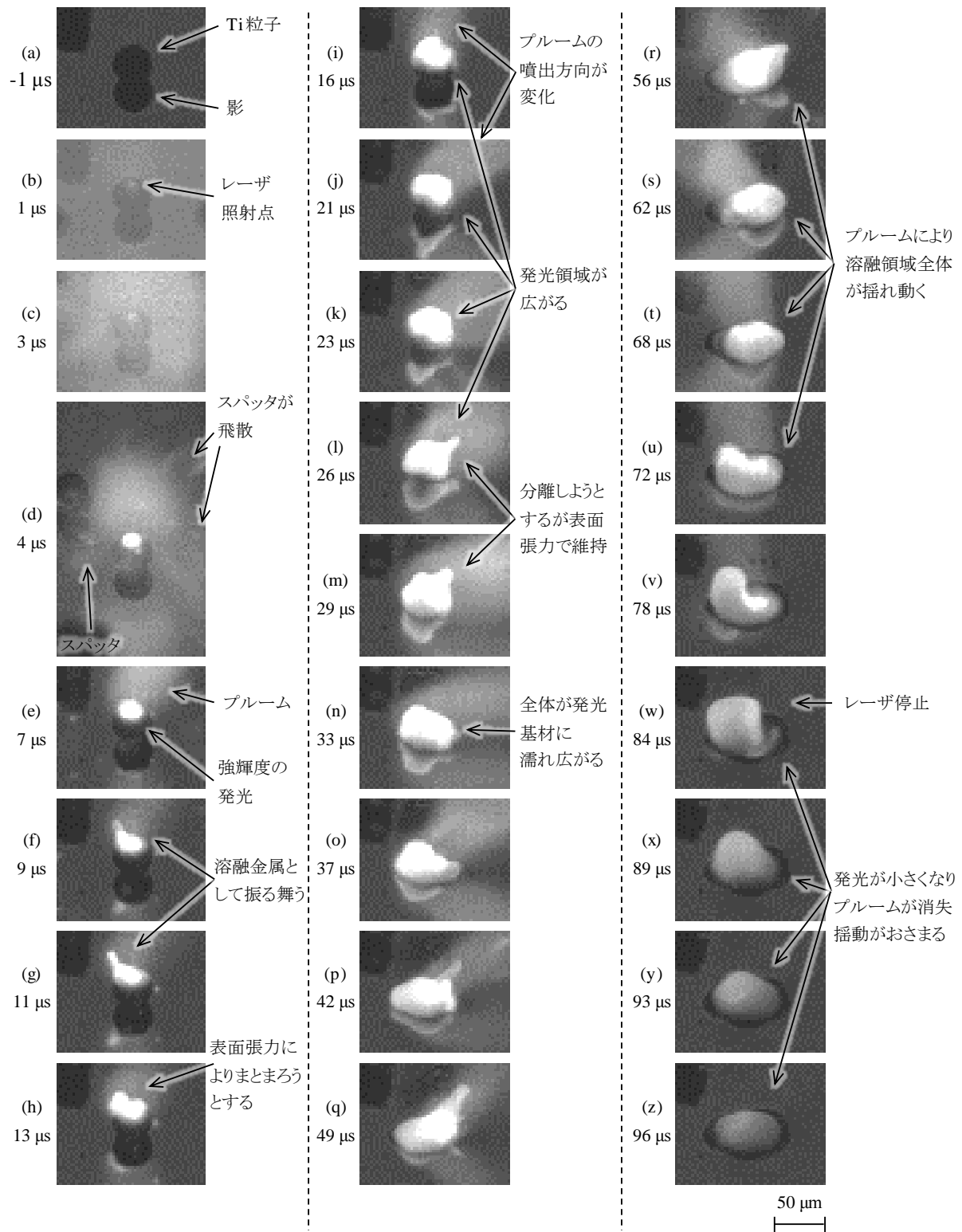


図 2.10 各時刻の高速度カメラ像 ( $P_a = 45 \text{ W}$ )

## 2.3.2 チタン粒子と基材の溶融接合状態

チタン粒子と基材の接合状態を評価するために、前項のパルスレーザ照射によって得られた接合箇所の断面観察を行った。チタン粒子の接合によって図 2.10 (z) のような、こぶ状の肉盛が得られる。この中心を狙い位置として、切断、研磨によってその位置を追いつめ、最終的にコロイダルシリカによる研磨仕上げによって、接合断面を得た。得られた断面をレーザ顕微鏡により観察した写真を図 2.11 に示す。同図より、基材表面の浅い領域とチタン粒子がともに溶融し、明確な界面を持たない状態で接合ができています。

溶接加工においては、溶融プール内の表面張力の局所的な差によって、マランゴニ対流が発生し溶融プールが攪拌されることが知られている<sup>2-6)</sup>。一方、図 2.10 の溶融接合挙動をみると、ブルームによる溶融金属の攪拌が確認できる（図 2.10 (o)~(u)）。これらが複合的に働き、基材とチタン粒子による溶融プールが混合された結果、このような接合状態が得られたと考えられる。

さらに、この断面から FIB によって試験片を作成し、TEM 観察を行った。TEM 観察用試料の採取箇所は、図 2.11 においてコントラストの違いによって溶融部と非溶融部の界面と考えられる箇所である。この観察結果を図 2.12 に示す。非溶融領域では元の基材の結晶構造である数十  $\mu\text{m}$  の結晶粒が残っており、溶融領域ではレーザ照射による溶融凝固によって、1  $\mu\text{m}$  以下の微細な結晶構造となっている。この TEM 像でも、溶融領域および、非溶融領域との界面において、不完全な溶融による欠陥や、レーザ溶接にて取り上げられる、キーホール（急激な崩壊による気孔（ポロシティ））など<sup>2-7)</sup>は確認できなかった。

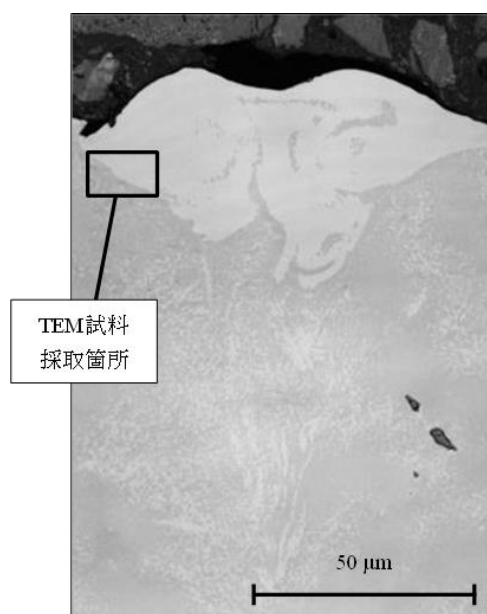


図 2.11 基材とチタン粒子の接合状態

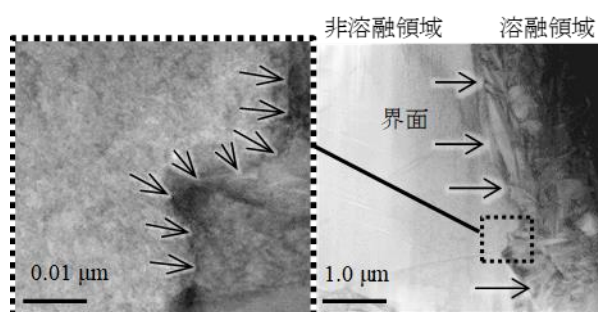


図 2.12 界面の TEM 像

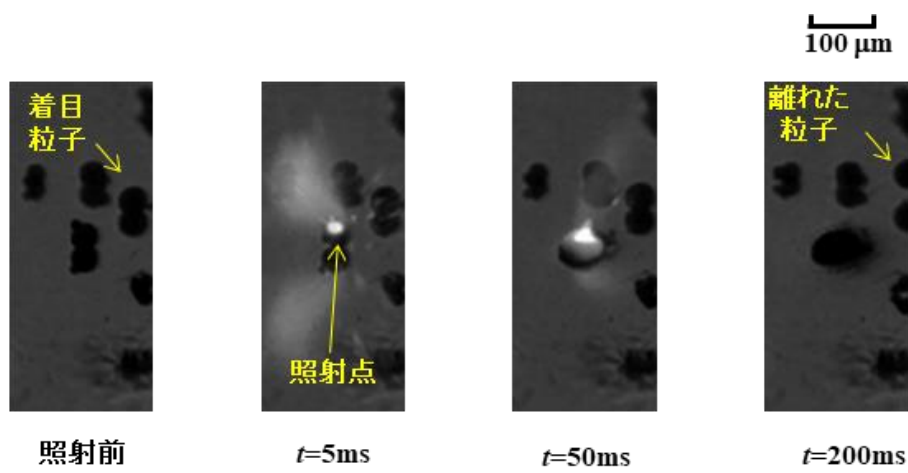
### 2.3.3 レーザ照射位置の近隣に配置した粒子の挙動

図 2.1 の単粒子を連続で連結させる造形の実現のためには、目的の造形形状に沿って粒子を配置する必要がある。そこで、複数の粒子を配置した状態で、その中の 1 つの粒子にレーザを照射し、それによる近隣粒子への影響について調査した。図 2.13 はこの時の高速度カメラ像である。図 2.13 (a)では、近隣粒子がレーザ照射位置（粒子）から離れる形で飛散している。図 2.13 (b)では、僅かではあるが、近隣粒子が逆にレーザ照射位置に引き寄せられ、近づいていく挙動を示した。これらは図 2.6 の同じパルス波形によって発生する現象である。この近隣粒子への影響範囲は、レーザ照射位置から約  $100\text{ }\mu\text{m}$  程度の範囲であるが、この範囲内にある粒子であっても静止したままの場合もある。さらに図 2.13 (a)のような粒子の飛散が起きた場合は、この飛散粒子がさらに離れた位置にある粒子と衝突し、それらの配置を乱してしまうこともある。なおこの影響範囲内における、近隣粒子の挙動（離れる、近づく、静止）と、レーザ照射位置からの距離について関連性は確認できていない。

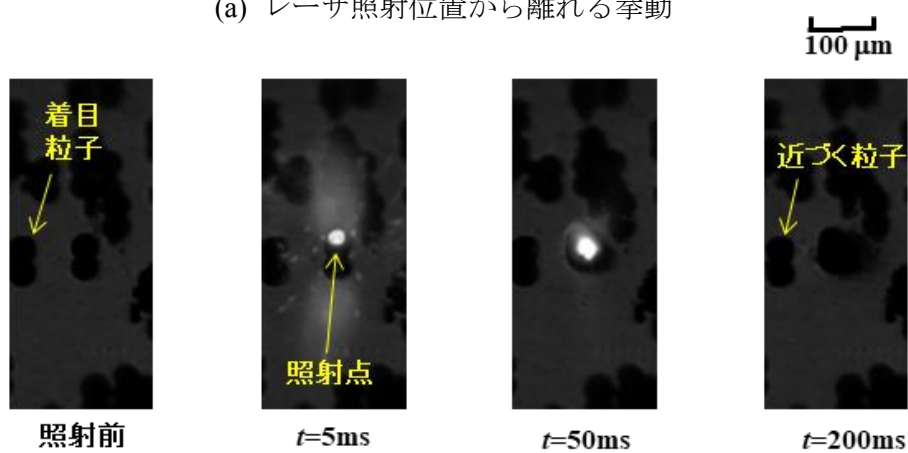
この近隣粒子を、レーザ照射位置から遠ざけるような運動量の変化を発生させる要因は、金属蒸気圧やレーザ光自体の光放射圧<sup>2-8)</sup>などが考えられる。一方、レーザ照射位置に引き寄せるような挙動に関しては、Manyalibo ら<sup>2-9)</sup>によって論じられており、レーザ照射による熔融プールからの金属蒸気流が、内向きのガス流を誘発し近隣粒子を引き寄せるためだと考えられる。

ここで改めて、本章の目的である単粒子連続接合による造形を考えた場合、図 2.14 に示すように、最初に目的の形状に沿った形で、1 層分の必要な粒子を配置する。その後、それらの粉末粒子の中心にレーザを順に照射する。しかし、上述したレーザ照射による、近隣粒子の運動によって、すべての粒子が最初の配置位置を維持し続けたまま、1 層分の造形を完了することは困難である。なお、粒子を 1 粒のみ目的位置に配置し、それにレーザを照射し接合する、といった粒子 1 粒ずつのサイクルを繰り返せば、単粒子連続接合の可能性に望みはあるが、単位体積あたりの造形効率を考えれば現実的ではない。





(a) レーザ照射位置から離れる挙動



(b) レーザ照射位置に近づく挙動

図 2.13 レーザ照射による近隣粒子の挙動

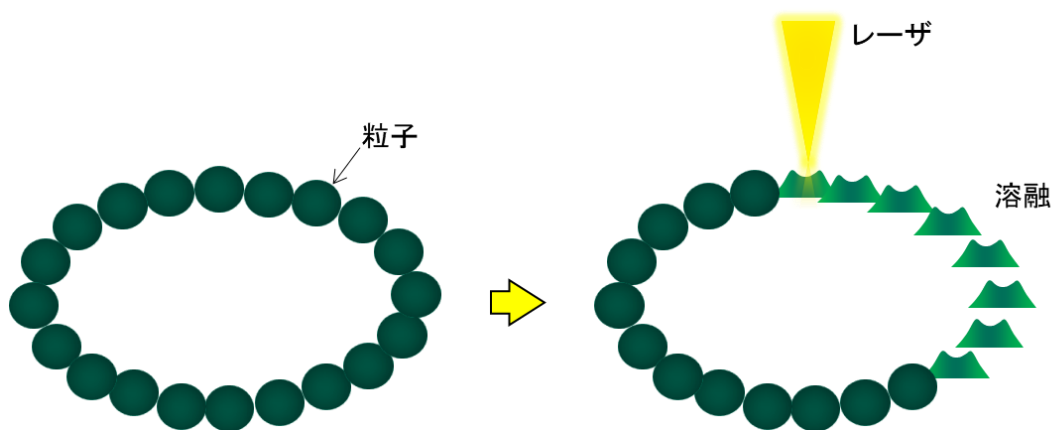


図 2.14 単粒子連結接合による造形手法の模式図

### 2.3.4 低平均出力パルスレーザによる単粒子の接合

前項で説明した、近隣粒子に運動を与える効果は、レーザ出力に依存する傾向が見られた。そこで、レーザ平均出力が低いパルス波形を採用することで、レーザ照射による近隣粒子への影響を抑制することとした。ただし、照射対象となった粒子を十分溶融させる必要があるため、これについては照射時間を長くすることで対応した。

本節で採用したパルス波形を図 2.15 にて説明する。図 2.15 (a) が本節で採用した低平均出力のパルス波形であり、図 2.15 (b)はこれまで説明してきた、平均出力  $P_a = 45 \text{ W}$ 、ピーク出力  $P_p = 185 \text{ W}$ 、照射時間  $T_w = 80 \mu\text{s}$  のパルス波形である。これらとともに、1 ショット当たり  $3.0 \text{ mJ}$  のパルスエネルギーを持っているが、上述した理由により、図 2.15 (a) は図 2.15 (b) より平均出力  $P_a$  は低く、照射時間  $T_w$  が長くなっている。具体的には平均出力  $P_a = 23 \text{ W}$ 、ピーク出力  $P_p = 90 \text{ W}$ 、照射時間  $T_w = 145 \mu\text{s}$  のパルス波形である。なお、ピーク出力  $P_p$  は平均出力と連動しているため、これのみを設定することはできない。

図 2.15 のパルス波形による粒子の挙動について、高速度カメラ像を確認する (図 2.16)。レーザ照射後、図 2.10 と同様に、チタン粒子頂点部は発光し、緩やかにその発光部分が広がっていく様子が確認できる。しかし、その後の挙動は図 2.10 と異なる。チタン粒子はレーザ照射後にゆっくりと運動し始め、粒子中心から外れた位置にレーザ照射されることになり、ブルームの噴出方向が傾斜する。このブルームの反力によってチタン粒子の運動はさらに加速され、照射位置から離れていく。この間も、粒子にレーザは照射され続けており、上半球は発光するが、これが液滴のような挙動を示す前に、完全にレーザ照射位置から外れてしまう。その結果、基材への接合は行われなかった。図 2.16 はこのパルス波形による接合失敗事例であるが、このパルス波形による溶融接合テストを 20 回行ったところ、そのうち 7 回は基材に接合できている。ただし、このような接合成功事例についても、チタン粒子は運動しながら溶融金属に変化していくため、レーザ照射位置からやや外れた位置で基材に接合される。さらに、このような場合は、レーザエネルギーによって溶融するのはチタン粒子のみであり、基材側の溶融はほとんど行われない場合が多い。図 2.11 のような界面のない理想的な接合を得るには、粒子と基材が共に溶融し、それらが攪拌し、混合することが必要である。このため図 2.15 のパルス波形による接合が成功しても、このような効果は低く、良好な接合は期待できない。以上の結果より、周辺粒子に与える運動を抑制するために採用した、低平均出力のパルス波形では、照射対象の粒子自体の接合が安定しないため、有効ではないことと判断した。

ここでレーザ照射された粒子について、良好な接合ができた図 2.10 の溶融接合プロセスと、接合が不安定であった図 2.16 のプロセスの違いを詳しく説明する。両者において大きく異なる点は、レーザ照射直後、早い段階で表面張力を生みだす溶融金属を作り得たかにある。その一部でも液相となった粒子は表面張力の効果によって、基材に濡れ広がりその場に留まろうとする。このため金属蒸気圧や光放射圧などの、粒子の運動量を変化させようとする効果

が働いても、表面張力によりその場を維持することができる。これにより粒子全体が溶融し、さらにはその直下の基材までが十分に溶融するまで、レーザが照射され続ける。これにより溶融プールが十分に攪拌され、一体化した形での接合が成功する。

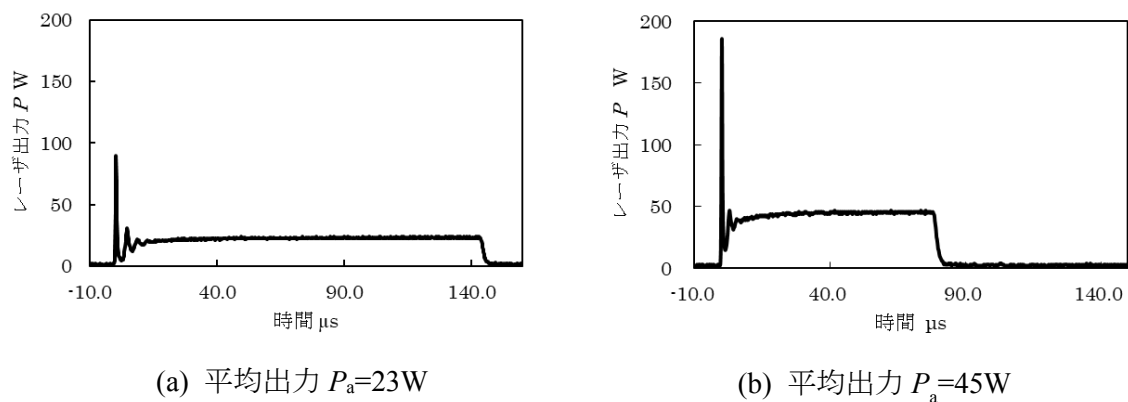


図 2.15 3 mJ のパルスエネルギーをもつ 1 ショットパルス波形

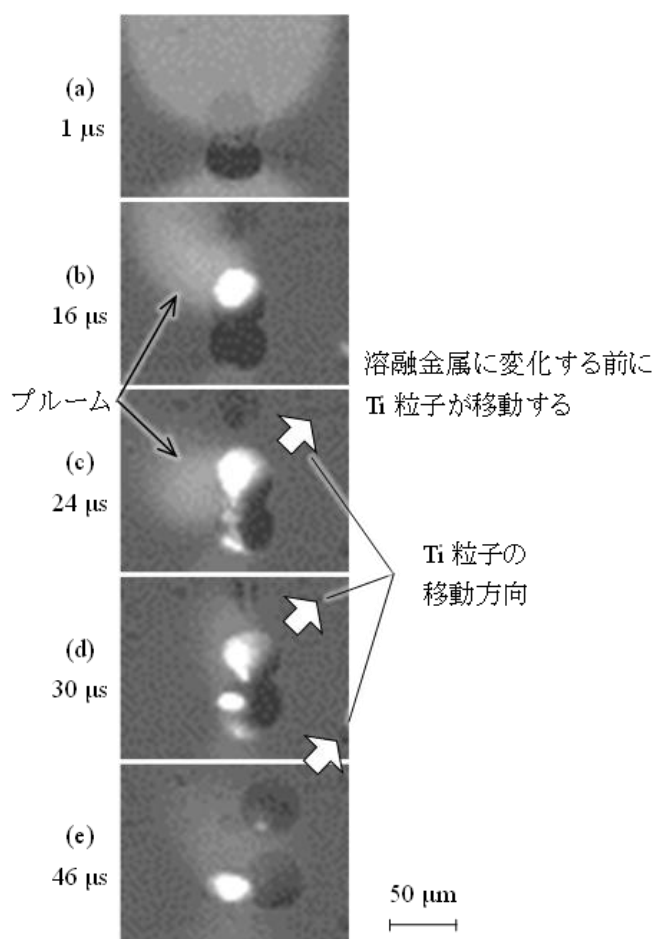


図 2.16  $P_a=23\text{W}$  の 1 ショットパルス波形によるチタン粒子挙動

## 2.4 結言

本章においては、金属粉末を用いた3Dプリンタ技術における、微細性の限界の調査のために、粉末粒子を1粒ずつ接合させる単粒子連続接合の可能性について調査を行った。それによって以下のことが分かった。

これによると、配置された粒子のその中心に対し、最適なパルス波形のレーザを1ショット照射することで、高い確率で基材と粒子の溶融接合が達成できることが確認できた。その接合断面を確認すると、欠陥がなく、粒子と基材の明確な界面もない、良好な接合状態であった。

このパルスレーザと純チタン単粒子の溶融接合プロセスについて高速度カメラで確認すると、レーザが照射された粒子からは金属蒸気（プルーム）が噴出し、それによって固相状態の粒子を運動させようとする。また、レーザによって液相となった粒子は表面張力の効果により、基材に濡れ広がり、その場で留まろうとする。このため、プルームによる固相粒子の移動が十分に行われる前に、粒子にレーザが照射され続けることで液相となり、表面張力の効果が発現できれば、接合の可能性が高まることが観察された。さらに粒子が十分に濡れ広がった後もプルームは発生し、今度は溶融金属を攪拌するような作用が働く。このような作用は基材と粒子の溶融金属を混合させ、欠陥のない接合を生み出すと考えられる。

このような良好な接合が可能なパルスレーザを用いて、単粒子連続接合を実現させる工程を考えた場合、工程の最初に粒子を1層分、目的の形状に沿った形で配置し、次にこれらの配置された粒子に対して、順にレーザを照射し、各々その場で接合させる、といった方法が考えられる。しかしながら、高速度カメラを用いてレーザと粒子の相互作用を確認すると、パルスレーザの照射を起因として、近隣に配置された粒子は運動を始めてしまう。これにより、目的の造形形状のために配置された、粒子配置に乱れが生じてしまう。さらに、この近隣粒子の運動を制御することは難しく、粒子の挙動も運動の方向もランダムである。以上により、単粒子連続接合による造形は現実的ではないと判断した。

## 参考文献

- 2-1) 吉成正雄: インプラント材料Q&A 臨床の疑問に答える マテリアル編, 医歯薬出版株式会社, (2017) 12.
- 2-2) 山陽特殊鋼製鋼株式会社 :3Dプリンター用ガスアトマイズ粉末, Sayno Technical Report, 22, 1, (2015) 62-64.
- 2-3) A.Spierings, M.Voegtlin, T.Bauer et al: Powder flowability characterisation methodology for powder-bed-based metal additive manufacturing, Prog. Addit. Manuf., 1, 1 (2016) 9.
- 2-4) 日高重助, 神谷秀博: 基礎粉体工学, (2014) 1-5.
- 2-5) Laser Society of Japan: Laser Handbook, Ohmsha, (2005), 18.
- 2-6) 山田知典, 山下 晋, 杉原健太, 村松壽晴: 5. レーザー加工のシミュレーション, プラズマ・核融合学会誌, 89, 7, (2013), 482-286.
- 2-7) S.KATAYAMA: Laser Welding, J. Jpn. Weld. Soc., 78, 2 (2009) 124.
- 2-8) S.KAWATA, N.UMEDA, Y.KAWATA and K.HANE: Nano-optics and Nano-photonics, Frontier Books, (2006) 183.
- 2-9) M. Manyalibo et al: Denudation of Metal Powder Layers in Laser Powder Bed Fusion Processes, Acta Materialia, 114, (2016) 33.

## 第3章 狭小幅造形技術

---

### 3.1 緒言

第3章では、金属粉末粒子とレーザを用いた微細造形の限界調査のため、単粒子連続接合による微細造形について調査を行った。本手法では、粉末粒子を目的形状に沿って複数配置した後に、粒子にレーザを照射し、その場で接合することを想定している。しかしながら、実際はレーザ照射によって、その周囲に配置された粒子が運動を始めてしまうことにより、目的位置に配置された粒子は移動してしまい、目的の造形が得られないことが分かった。

本章においても、引き続きレーザ金属 3D プリンタによる微細造形の限界について調査している。序論で説明したように、金属積層造形技術の中で微細な造形が可能とされる粉末床熔融結合法（PBF 法）においても、その最小造形解像度は  $140\mu\text{m}$  程度である。金属 3D プリンタに関する研究は数多くあるが、それらは市販されている装置を用いた研究であることが多い。このため、例えば光学部品構成について言えば、市販装置は生産性に重きを置いて仕様であり、微細性を目的としたような微小なビームスポットのレーザは採用されていない。

そこで本章は、基材上に粉末粒子を均一に敷き詰める PBF 法を前提とするが、粉末粒子の配置やレーザの最適調整を行うことで、連続性をもった直線造形体を作り、その狭小化について調査を行った。なお、本章では PBF 法における積層造形の第1層のプロセスである、基材と粉末粒子が直接接合される工程のみに着目している。狭小な造形体を得る具体的な方策として、粉末粒子に関しては造形欠陥を引き起こしやすい粒子の重なりを排除し、高い充填性をもつ、純チタン単粒子層を採用した。レーザについては、第3章で採用した微小なスポットを用い、単粒子接合が可能なパルス波形を参考にした。ただし、このパルス波形には粒子を弾き飛ばす要因となるスパイク部があり、本章ではこれを取り除いた連続パルス波を採用している。

この連続パルス発振と、CW 発振のレーザによる造形の様子を、高速度カメラを用いて観察

し、レーザによって形成された溶融プールおよびプルームが、周囲の粉末粒子に作用する様子について説明している。また、これらの相互作用によって形成される肉盛りビードを、連続性を有したまま、狭小幅となるために必要な要素について考察している。

## 3.2 実験方法

### 3.2.1 供試材

本実験では、第2章と同様に生体・医療用材料として広く用いられている純チタンを素材として選択し、純チタン粉末および純チタン基材を用いて造形テストを行った

基材プレートに関しては、第2章では冷間圧延材を用いたが、圧延による残留応力のため、結晶構造が明確に判定できないことが見られたため、本実験では結晶粒が比較的に大きいとされる熱間圧延材を採用した。なお、市販されている純チタン熱間圧延材は板厚が4 mm以上であったため、基材厚さも4 mmを採用し、造形面の表面仕上げはバフ研磨とした。

純チタン粉末に関しては、第2章でも採用したガスアトマイズ法によって製造された(株)大阪チタニウムテクノロジーズ製のTILOP45Hである。これを2.2.1項で説明したように、ふるい分けを行い、サテライトが少なく、真球性が高い粉末粒子のみを使用した。第3章では単体粒子に着目したが、本章ではPBF法における第1層を想定し、基材上に粉末を敷き詰めた状態でレーザ走査することとした。なお、高品質の造形体を得るには、レーザ走査ラインに粒子が存在しなければならず、このためには敷き詰めた粒子の充填率を高める工夫が必要である。この充填率を高めるために、粒子サイズが小さく、広い粒度分布をもったものが必要であるが、微細な粉末ほど粉じん爆発の懸念がある。以上のことを踏まえて、本章では粒径が $\phi 25 \sim 38 \mu\text{m}$ のものを使用することとした。粉末および基材の化学成分は、表2.1に示したものと同様である。

本実験では造形体の狭小化のためにレーザ出力は可能な限り小さい出力のものを用いている。これにより、敷き詰めた粒子に重なりがあると、重なり合った粒子はレーザ照射により溶融するが、その下の基材を溶融するためのエネルギーについては不足し、接合不良を引き起こすことが考えられる。そこで、基材上に粒子の重なりを可能な限り抑えつつ、充填率の高い、均一な粒子配列を作るために図3.1の手順を行った。同図の手順に関しては以下のとおりである。基材上に約10 mm角のケガキ線を入れ、その領域を満たすように水滴を載せ、そこに粉末を微量散布する。この際、粒子の一部は水滴表面上で重なっていることがあるので、これが水滴表面上で均一に広がるように基材を超音波振動機にて振動させる。その後、大気環境でゆっくりと水滴を蒸発させ、水分が無くなったのを目視で確認後、デシケータ内で1日以上乾燥させる。この手順によって、純チタンの単粒子層を作り出した<sup>3-1)</sup>。この単粒子層の充填状態を図3.2に示す。なお、本手順においても粒子が重なる部分が一部あるが、その部分を避けるようにレーザを走査することとした。

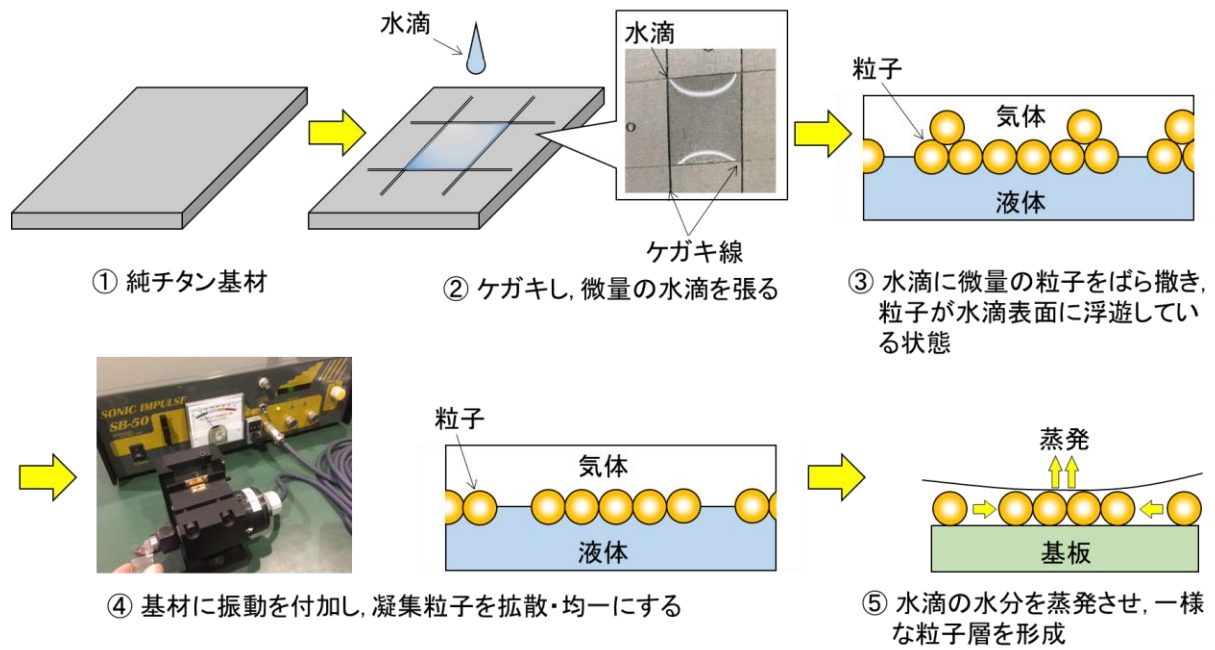


図 3.1 均一な粒子配列の作成手順

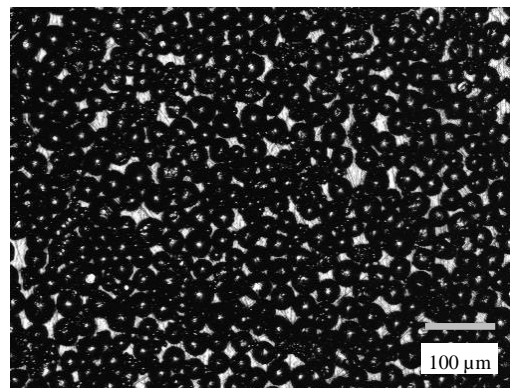


図 3.2 純チタン単粒子層の充填状態



### 3.2.2 レーザの光学構成とパルス波形

第2章において説明した、1ショットパルスレーザによる粒子1粒の溶融接合は、図2.11の断面に示すように明確な界面がなく、熱影響領域がごく狭い接合状態が得られている。このことより、本章における単粒子層による狭小造形においても、このようなパルスレーザが有効であると考えた。使用した発振器は第2章で使用したものと同様であり、その概要を表3.1に示す。本発振器は一般的なPBF法の金属3Dプリンタに採用されているCWファイバーレーザであるが、高速変調動作が可能な特徴を有している。本章ではこの発振器を用いて、CW発振とパルス発振で実験を行っており、パルス発振については、レーザ発振器とは別に用意したファンクションジェネレータを用い、これで生成した矩形の電圧波形を、レーザ発振器に入力する。これによって、その電圧波形に応じたパルスレーザ波が得られる。

ただし、第3章でも説明したとおり、発振停止状態からレーザ媒質を急激に励起すると、緩和発振現象<sup>3,2)</sup>によって発振立ち上がり数 $\mu\text{s}$ 幅以下のスパイク状のピーク出力 $P_p$ がでる(図2.6)、このピーク出力 $P_p$ は平均出力 $P_a$ の数倍に達する。第2章の図2.10では、このようなスパイクをもったパルス波形を照射しているが、真球状の粒子の中心(頂点)にレーザを照射しているため、このスパイクによる金属蒸気圧や光放射圧などの圧力は、粒子を介して真下の基材に作用するため、固相状態の粒子の運動量変化はそれほど大きくない。ただし、レーザ照射位置が粒子中心から外れると、基材が受け持つ力は薄れ、粒子の運動量の変化が大きくなると考えられる。

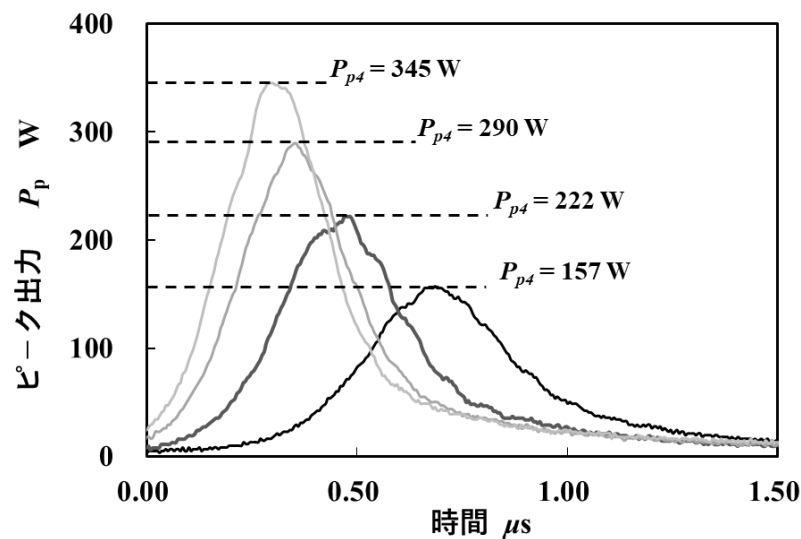
そこで、このようなスパイクを模した、パルス幅 $1\mu\text{s}$ 以下でピーク出力 $P_p$ が異なる4種類のスパイク波(1ショットパルスレーザ)を、本発振器で生成(図3.3)した。これを図3.4に示すように、粒径約 $40\mu\text{m}$ の純チタン単粒子の中心から $5\pm 2\mu\text{m}$ シフトさせた位置にレーザを照射した。この極短パルスのレーザ照射により、粒子の運動量が変化し遠方に飛散する。この飛散したチタン粒子について、高速度カメラ(1フレーム $1.11\mu\text{s}$ )と画像解析ソフトを用い、撮影フレームごとの粒子とその影の位置関係を割り出した。粒子と、その影の位置により算出された飛散粒子の3次元運動速度が図3.5であり、ピーク出力 $P_p$ が高出力であるほど、粒子速度が速くなる傾向が見られた。また、採用したスパイク波の中で、もっとも低いピーク出力 $P_p=157\text{W}$ における粒子速度は約 $1.5\text{m/s}$ であった。なお、第2章において、粒子1粒の接合を達成させたパルス波形(図2.6)のスパイク部のピーク出力は $P_p=185\text{W}$ である。これらのことと、後述する造形体狭小化のためのレーザ走査速度が $0.1\sim 0.2\text{m/s}$ であることから、一度スパイク波によって飛散した粒子に、レーザが追いつくことは、ほとんどないと考えられる。

以上のことからスパイクをもったパルスレーザを図3.2の単粒子層へ照射(走査)すると、粒子は接合する前に弾き飛ばされる可能性が高い。そこで、本発振器で発振可能な最低出力をベース出力 $P_B$ (約 $10\text{W}$ )とし、これと任意のピーク出力 $P_p$ を交互に繰り返すレーザパルス波を採用することで、緩和発振によるスパイクを防ぐこととした。このパルス波をInGaAs

増幅フォトディテクタと、帯域幅 1 GHz のオシロスコープによって観察した。その一例を図 3.6 に示す。同図の縦軸は第 2 章と同様な方法で換算したレーザ出力である。なお、図 3.6 のパルス波形の平均出力は  $P_a \doteq 24.5 \text{ W}$  であり、パルス幅（ピーク出力  $P_p \doteq 54.9 \text{ W}$  に対する半値幅）は約  $14.9 \mu\text{s}$  であった。

表 3.1 発振器および集光特性概要

波長	1,064 nm
最大発振出力	500 W CWファイバーレーザ
ビームの強度分布	ガウシアン分布
スポット径	$\phi 16.5 \mu\text{m}$
焦点はずし量	0 mm（基材上端）
レンズ焦点距離	100 mm


図 3.3 1  $\mu\text{s}$  以下のスパイク波とピーク出力  $P_p$

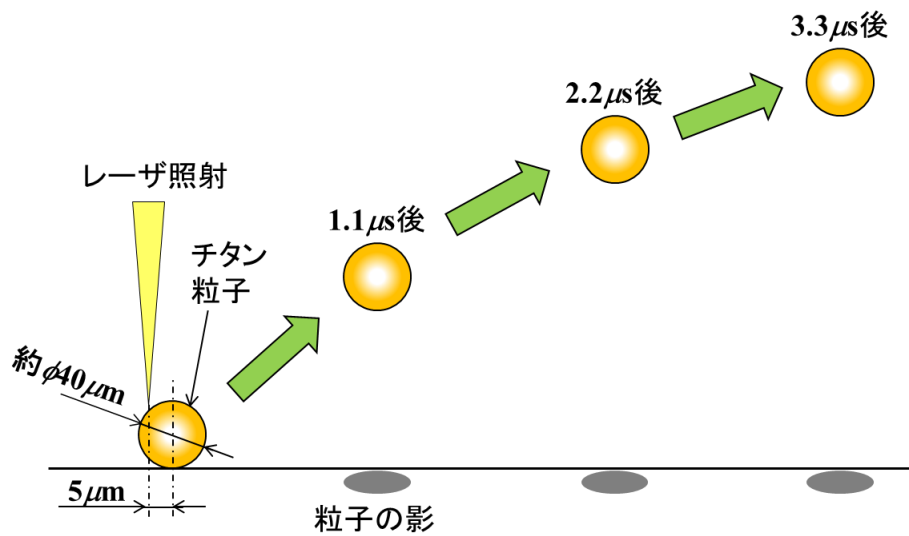


図 3.4 照射位置を中心から外した場合の粒子の運動

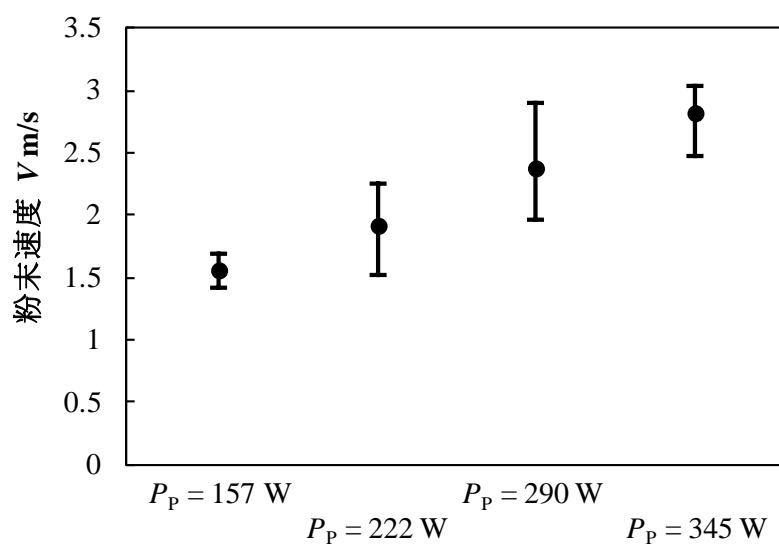


図 3.5 ピーク出力  $P_p$  の違いによるチタン粒子の 3 次元運動速度  $V$  m/s

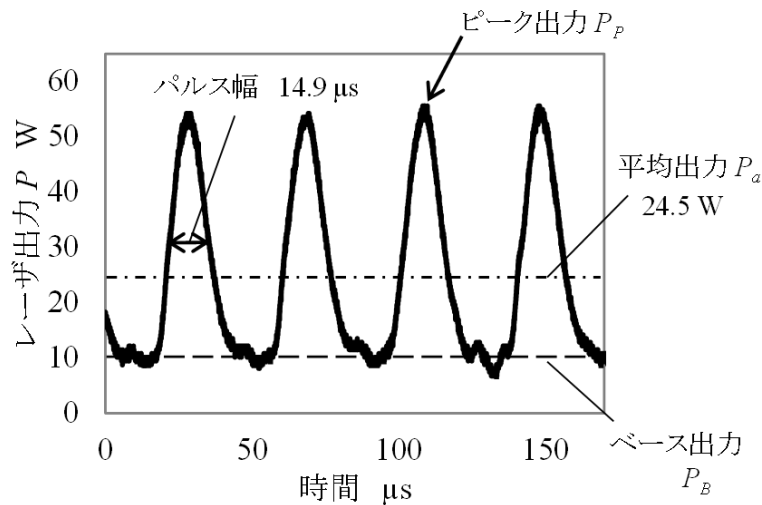


図 3.6 採用した連続パルス波形 例

### 3.2.3 実験装置および実験手順

レーザ光は F $\theta$  レンズとガルバノスキャナの組み合わせによって駆動させており、レーザスポット位置は常に加工ステージ上にある基材上端となるように設定した。第 2 章の粒子 1 粒の造形では、大気中で実験を行ったが、本章では造形時の酸化や窒化による造形品質低下のリスクを避けるため、加工ステージごと基材を覆うチャンバを用意し、図 3.7 に示す構成によってアルゴン環境下の造形を実現した。このチャンバは真上から照射されるレーザ光を透過するコーティングを施した窓と、高速度カメラの撮影用窓、照明窓を備えている。ただし、この透過窓によってレーザは屈折し、スポット位置高さが変化する。このため、透過窓が挿入された状態で、図 2.8 のスポット位置高さの調整を行い、その位置を補正している。

チャンバの配管口に簡便な真空ポンプを接続し、チャンバ内部の空気を強制排出してから、もう一方の配管口からアルゴンガスを流し入れ、十分な時間を経過させることで高濃度のアルゴン環境を作った。さらに造形時に発生するヒューム（粉じん）を取り除くためアルゴンガスを約 20 NL/min の流量で流し続けヒュームが滞留しないようにした。なお、このときのチャンバ内ゲージ圧は約 0.01 MPa の弱正圧である。

高速度カメラと照明の配置は第 3 章と同様に、向かい合せに配置し、ともに基材に対して仰角 40° の角度で設置している。このため高速度カメラ像には Ti 粒子の影が手前に映り込んでいる。高速度カメラの設定については、第 2 章よりもより広い範囲を観察するために、拡大レンズは光学倍率 5.0 倍とし、より長時間の撮影のため、撮影速度は 210,000 fps（1 フレーム約 4.76  $\mu$ s）とした。

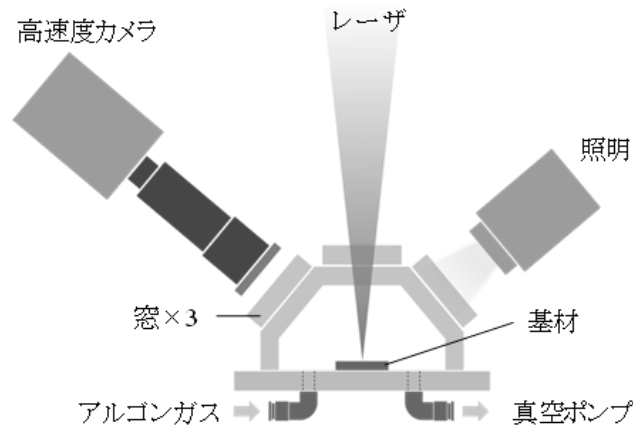


図 3.7 加工チャンバの構成

### 3.3 CW 発振および連続パルス発振による肉盛ビードの狭小化

#### 3.3.1 CW 発振による肉盛ビードの狭小化

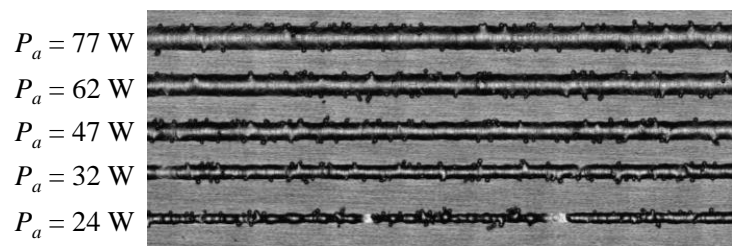
基材表面に形成した純チタン単粒子層に対して、CW 発振のレーザービームを直線走査することによって純チタン粒子による肉盛ビード（造形体）を造形した。その一例を図 3.8 に示す。図 3.8 よりレーザー平均出力によって肉盛ビードの様相は異なることが分かる。走査速度 100 mm/s, 平均出力  $P_a=62\text{ W}$  の条件（図 3.8 (b)）では、肉盛ビード側面に微細な未熔融粒子の付着が認められるものの、一様な肉盛が形成できている。これに対して、走査速度 100 mm/s, 平均出力  $P_a=24\text{ W}$  の条件（図 3.8 (c)）では、レーザー走査ラインに沿って、採用したチタン粒子より大きな球が形成されていることが確認できる。この現象はボーリング<sup>3-3)</sup>と呼ばれており、走査速度が速い場合や、走査速度に対してレーザーのエネルギー密度が小さい場合などで発生する。このボーリング欠陥の形成によって、造形品質の悪化だけではなく、PBF 法におけるスキージング動作の障害<sup>3-4)</sup>や、その周囲を造形する際の造形不良を引き起こし、最終製品内部にポロシティ（気孔）を残留させる要因にもなる。

図 3.8 の各肉盛ビードについて、その断面を精密切断機でカットし、切断の影響を取り除くよう研磨を施し、コロイダルシリカによる鏡面仕上げを行った。その後、ケミカルエッチングによって結晶構造を確認したものを図 3.9 に示す。ボーリングが発生しやすい  $P_a=24\text{ W}$  の低出力条件では、熔融粒子の塊が基材上に付着しているのみに見え、十分な接合ができていない可能性が高い。さらに低エネルギー密度となる  $P_a=24\text{ W}$ , 走査速度 200 mm/s の断面では熔融粒子の塊と基材の間に境界線が存在しており接合としては不適切である。粒子を基材に接合させるには、基材の酸化膜や吸着層をレーザーエネルギーによって破壊し、互いが液相とな

り混合する必要があるが、これらの条件では純チタンよりも融点の高い酸化膜を破壊できていないため、界面となって残留してしまうと考えられる。それに対して  $P_a = 32 \text{ W}$  以上の条件では、このような界面は残留しておらず、良好な接合ができている。基材内部の結晶構造より推測される溶融領域をみると、高出力条件ほど溶融領域は深く広くなっており、溶融粒子による半円状の肉盛の幅も連動して広がっている。ところで、基材上の酸化膜は新生面に比べ固体表面張力が小さく、液体金属に対して濡れ広がりにくい性質がある<sup>3-5)</sup>。このため、酸化膜の破壊領域が狭い条件、つまり溶融領域の狭い条件であれば溶融粒子の濡れ広がりを抑えることができ肉盛ビードの狭小化に期待がもてる。

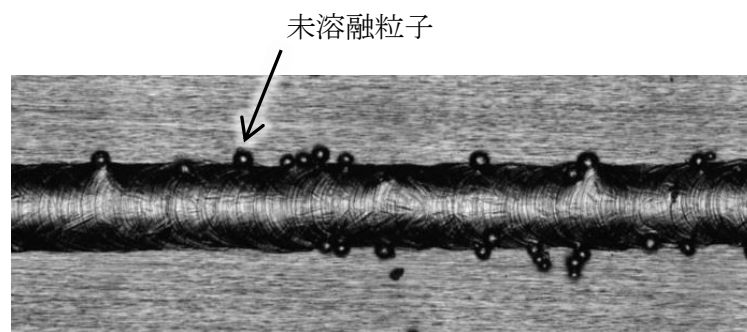
造形条件による肉盛ビード幅の影響を確認するために、走査速度とレーザ平均出力  $P_a$  による肉盛ビード幅の十点平均値を図 3.10 に示す。なお図中の白抜きプロットに関しては、後述するビードの連続性に関する定義によって、不連続と判断した造形条件を示している。なお、肉盛ビードには図 3.8 で示した未溶融粒子が側面に付着することがあるため、本図はこれを避けた部分の幅をレーザ顕微鏡で測定した結果である。図 3.10 によると、すべての条件で肉盛ビード幅はレーザのスポット径 ( $16.5 \mu\text{m}$ ) よりも十分に大きくなっており、溶融領域が狭くなる低出力、高走査速度条件において、ビード幅が狭くなる傾向があることが確認できる。

また、走査速度  $100 \text{ mm/s}$  における肉盛ビード高さの平均値と最大最小値を図 3.11 に示す（未溶融粒子部分を避けて測定）。なお、粉末を配置していない基材に、直接レーザ加工（ビードオン）し、このときに形成されたビードオン高さも本図に提示した。図 3.11 から、 $P_a \leq 25 \text{ W}$  以下の条件で得られた肉盛ビードはビードオンによる高さ程度もしくはそれ以下の高さにしかならない領域が発生しており、不連続な造形となっている。なお、本章においては、同じ平均出力で加工したビードオンと肉盛ビードの結果を比較して、ビードオン高さよりも  $5 \mu\text{m}$  以上、肉盛ビードが高いものを連続造形とし、それ以外を不連続造形と定義している。これらのことから、連続性をもった肉盛を前提とすれば、CW 発振のビード幅の狭小化は、 $110 \mu\text{m}$  付近に限界値があることがわかる。

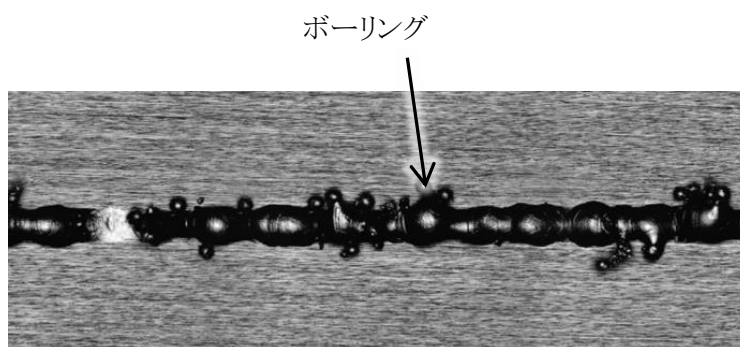


(a) 全体像

500μm



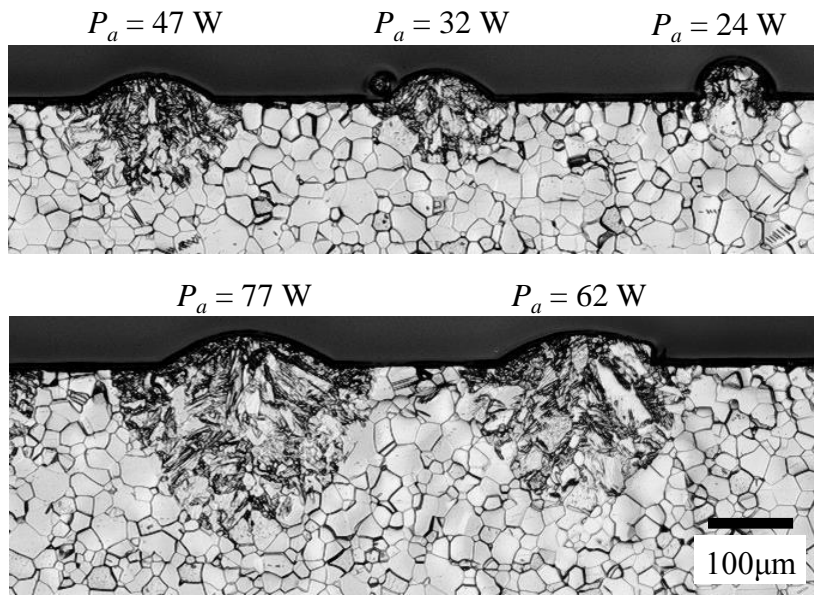
(b)  $P_a = 62 \text{ W}$  の肉盛ビード拡大図



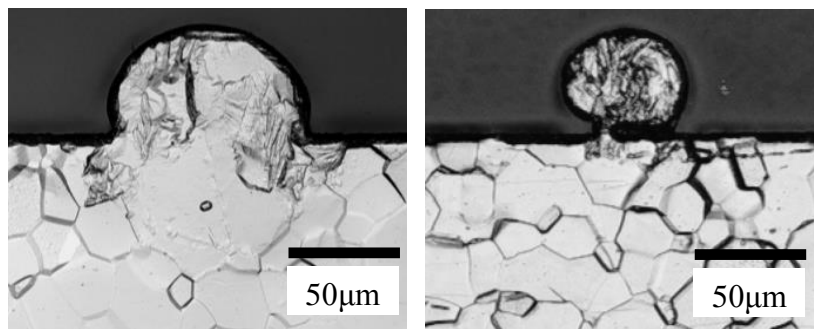
100μm

(c)  $P_a = 24 \text{ W}$  の肉盛ビード拡大図

図 3.8 CW 発振における肉盛ビード（走査速度 100mm/s）



(a) 走査速度 100 mm/s における肉盛ビード断面



(b) 走査速度 100 mm/s  
 $P_a = 24\text{ W}$  の拡大図

(c) 走査速度 200 mm/s  
 $P_a = 24\text{ W}$  の断面

図 3.9 CW 発振における肉盛りビード断面

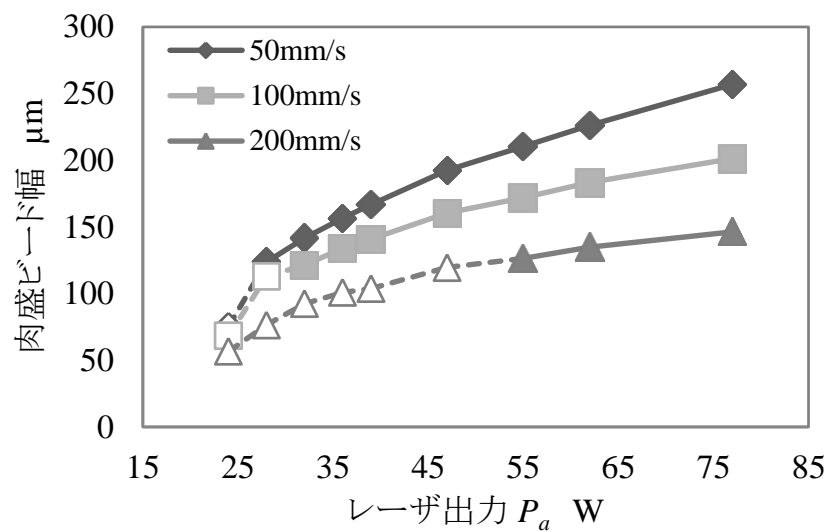


図 3.10 各種 CW 発振条件における肉盛りビード幅の十点平均値



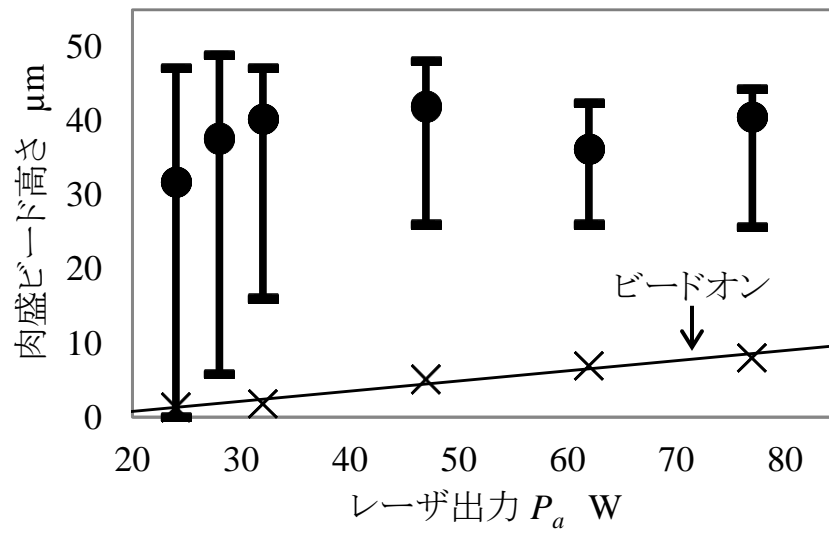


図 3.11 CW 発振における肉盛りビード高さ（走査速度 100mm/s）

### 3.3.2 連続パルス発振による肉盛ビードの狭小化

第2章では、平均出力  $P_a=45\text{ W}$ 、照射時間  $80\text{ }\mu\text{s}$  の1ショットパルスレーザ（図2.6）によって、粒子1粒と基材の接合が可能なことを説明した。この接合による基材の溶融幅は図2.11に示すように  $100\text{ }\mu\text{m}$  以下である。これにより、平均出力  $P_a=45\text{ W}$  以下で、パルス幅  $80\text{ }\mu\text{s}$  以下の連続パルス波形によって造形幅の狭小化を目指した。パルス波形の選定にあたって、パルスの時間間隔が長すぎると、肉盛ビード高さおよび幅の凹凸が大きくなる傾向があることから、平滑性を確保するためにパルスの重なり率を80%以上になるようにした。具体的には  $100\text{ mm/s}$  の造形速度では  $25\text{ kHz}$ 、 $200\text{ mm/s}$  では  $50\text{ kHz}$  を採用している。さらに図3.6で示した連続パルス波形を参考に、ピーク出力を  $47\sim 77\text{ W}$ 、パルス幅を  $10\sim 30\text{ }\mu\text{s}$  の範囲で任意に設定することで、複数のレーザパルス波形を作り出し、これらによる造形加工を行った。

この連続パルス波によって得られた肉盛ビード幅の十点平均値と、パルスの平均出力の関係を図3.12に示す。図中の白抜きプロットは、肉盛ビードの不連続性を示しており、同図には、図3.10で得られたCW発振の傾向線も記載している。本図より、 $100\text{ mm/s}$  の走査速度においては、同じ平均出力のCW発振よりも連続パルス発振のほうが肉盛ビード幅は狭くなる傾向があることがわかる。連続性を考えた場合でも、最小幅で約  $95\text{ }\mu\text{m}$  を達成できており、連続パルス波による狭小化の効果が確認できている。それに対して  $200\text{ mm/s}$  の条件では幅の減少はみられず、連続性についてもほとんど改善していない。また、今回選択したピーク出力やパルス幅の範囲でさまざまな連続パルス波形を作り出したが、これらと肉盛ビード幅において、明確な関連性については確認できなかった。その一方で、平均出力と肉盛ビード幅については強い相関性がみられた。

また、走査速度  $100\text{ mm/s}$ 、 $P_a=29\text{ W}$  のパルス発振（ $P_p=77\text{ W}$ ）で得られた連続性のある肉盛ビードと、同条件のCW発振で得られた肉盛ビードをレーザ顕微鏡で測定し、その高低差を示した色別等値図および高さ2Dプロファイルを図3.13に示す。同図より、パルス発振の方がCW発振よりも肉盛ビード幅が狭く、ビード高さも一定値以上を維持しているのがわかる。ただし、図3.8で示したような未溶融粒子の付着の影響もあり、高さの平均値に対して最大高さ  $R_z$  は大きく、このままでは製品表面への適応は難しい。このため、既に形成された肉盛ビードのラインに対して、レーザをさらに複数回走査することで、ビードの再溶融による平滑化处理などの工夫が必要である。

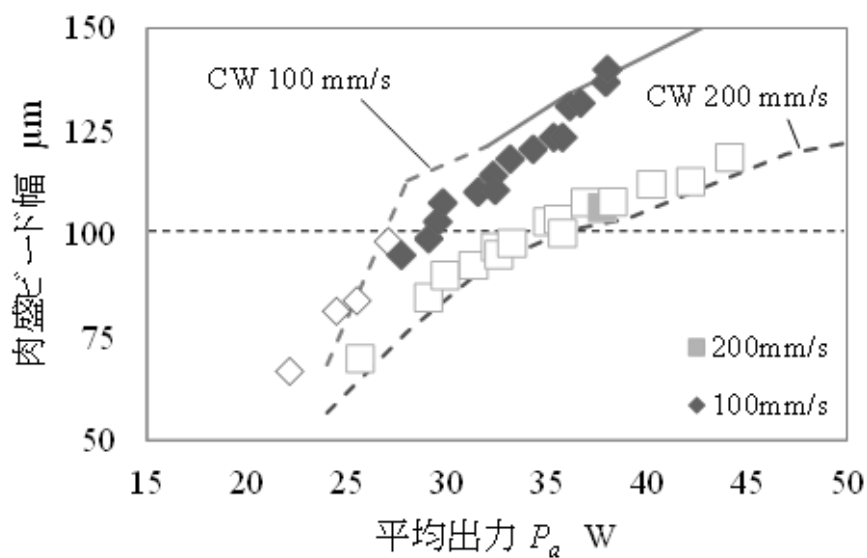


図 3.12 各種連続パルス発振条件における肉盛ビード幅の十点平均値 (粒子径 25 ~ 38  $\mu\text{m}$ )

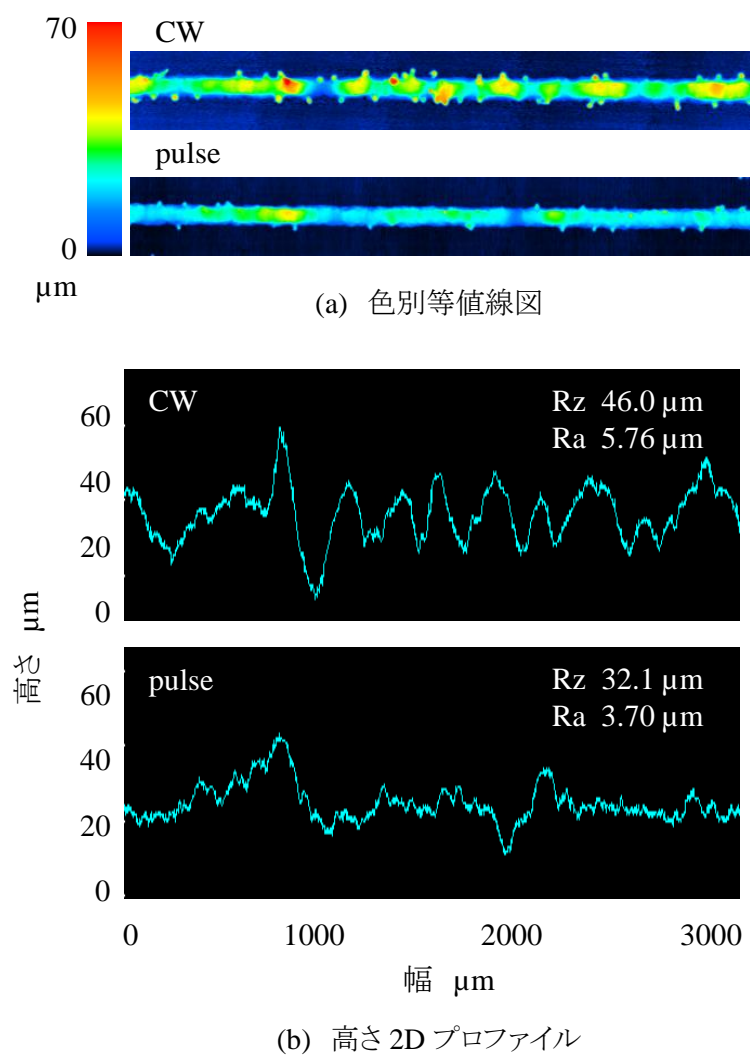


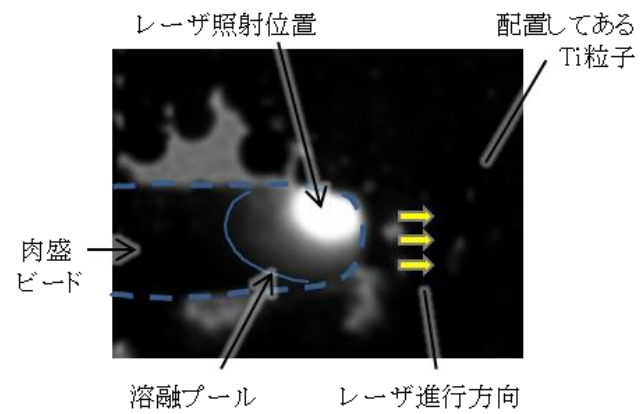
図 3.13 走査速度 100mm/s  $P_a=29\text{W}$  条件の CW 発振および連続パルス発振における肉盛ビード高さ

### 3.4 造形中の溶融プールおよび周辺粒子の挙動

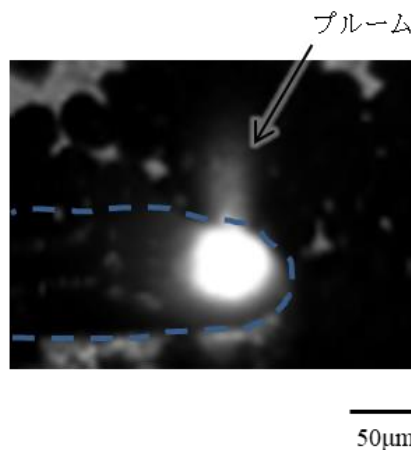
3.3.2 項までの結果より，走査速度とレーザ平均出力が，肉盛ビード幅の狭小化のための有効なパラメータであることが理解できる．しかしながら，肉盛ビード幅を小さくすれば，ビードの連続性が維持できなくなる傾向が見られた．この原因を調査するべく，肉盛造形中の加工点の挙動を高速度カメラで観察した．

#### 3.4.1 造形中の溶融プールの挙動

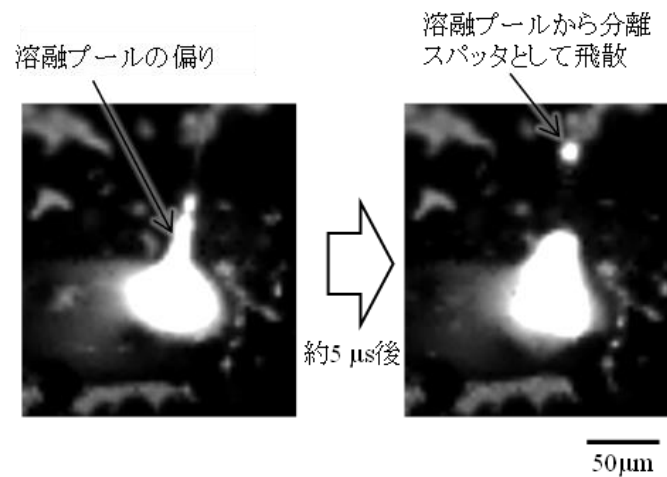
溶融プールの挙動を示した画像の一例を図 3.14 に示す．図 3.14 (a)より，画像の左から右へ進行するレーザによって造形される肉盛ビードの周辺には，チタン粒子が密に配置されているため，黒く写っている．これらの粒子が取り除かれると，灰色の基材表面が露出する状態となる．肉盛ビード右端が最も高い輝度をもっており，ここにレーザが照射されていると考えられる．肉盛ビード幅が広がる高平均出力や低走査速度などの高エネルギー密度の条件では，この高輝度領域が広くなり，その周囲にある流動性をもった溶融プールの範囲も広くなる．同時に溶融プールからは強い輝度をもつプルーム（金属蒸気）が高頻度で放出するようになる（図 3.14 (b)）．プルームは溶融プールの流動によって，その噴出方向は常に変化すると同時に，その反力によって溶融プールをさらに揺れ動いてしまう．高出力ほどその動作は激しくなり，これによって溶融プールを押し広げてしまっているようにも見える．また，溶融プールの偏りが大きくなりすぎると，溶融プールの一部が分離し，スパッタとして飛散することも確認している．レーザビームの移動によって照射位置から離れた溶融プールは自然冷却による凝固を始め，溶融プールの幅がほぼそのまま肉盛ビードの幅となる．



(a) 溶融プール



(b) プルーム



(c) 溶融プールの偏りによるスパッタの飛散

図 3.14 溶融プールの挙動

### 3.4.2 レーザ進行方向に配置された粒子の挙動

次に溶融プール周囲の粒子に着目する．第2章では1点に照射されたレーザが周囲の粒子に運動量を変化させることを説明したが，本実験においてもレーザビームの走査にともない溶融プールが移動することで，その周囲の粒子はさまざまな運動を始めることが分かった．

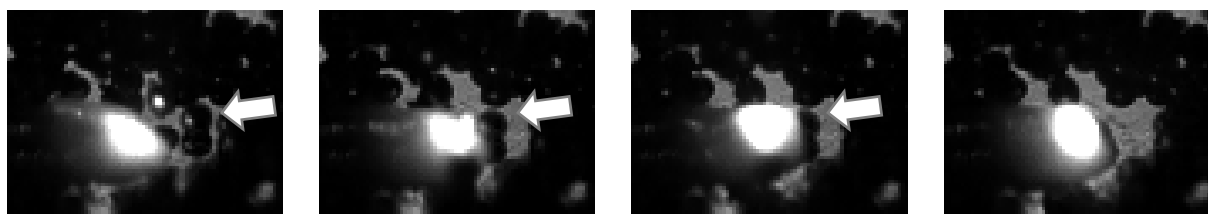
まずレーザビーム進行方向の粒子に着目すると，粒子と溶融プールが十分に離れている段階においても，粒子は運動を始める．その挙動については下記の4つのパターンに分類できる（図3.15）．

- ① 溶融プールに引き寄せられ，接触し，溶融プールからの伝熱によって溶融し，溶融プールに吸収される粒子（図3.15 (a)および(b)）．
- ② 溶融プールに引き寄せられるが，溶融する直前に溶融プールからの反発力が働き，吸収されず弾き飛ばされる粒子（図3.15 (c)）．
- ③ 配置された位置を維持したまま，溶融プールが接近するが，ブルームなどの反発力によって弾き飛ばされる粒子（図3.15 (d)）．
- ④ 配置された位置を維持したまま，溶融プールと接触し，伝熱によって溶融し，溶融プールに吸収される粒子（図3.15 (e)）．

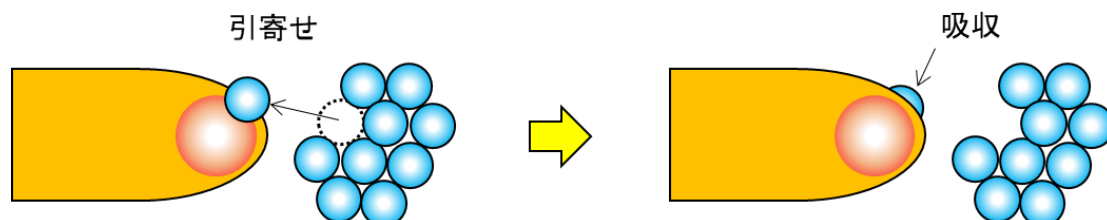
走査速度が100 mm/sの場合は，①，②，③の挙動が確認され，①が肉盛ビードを成長させる要因である．肉盛ビードの連続性を満たすためには，このような溶融プールへ粒子を引き寄せる効果が定期的に発生し，さらに引き寄せた粒子は効率よく溶融プールに吸収されていく必要がある．一方，走査速度200 mm/sの場合は，①，②，③に加え④の挙動も見られ，この④の挙動が①の挙動よりも多く確認されている．

ここで，①，②の溶融プールに引き寄せられる粒子の速度を，画像解析によって計測したところ，約200～400 mm/sであった．これが走査速度によって溶融プールの引き寄せ挙動の傾向が異なる原因の1つであると推察されるが，これに関しては更なる調査が必要である．

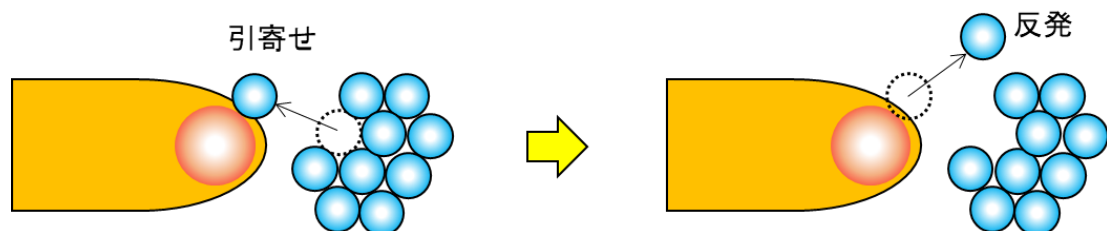
溶融プールから離れた粒子に運動を与える現象については，図3.16に示す効果を Manyalibo ら<sup>3-6)</sup>が報告している．これによると，溶融プールに周辺の粒子が引き寄せられる効果については，溶融プールからの金属蒸気流が，内向きのガス流を誘発するためだと説明している．ただし，蒸気自体の反発力も働くため，接近した粒子を弾く効果も持っている．



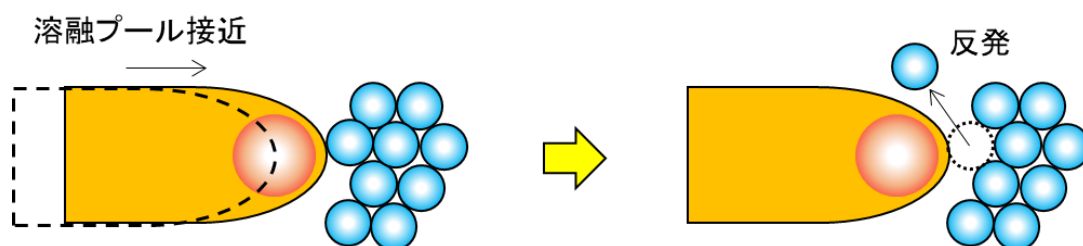
(a) 引き寄せられ溶融プールに吸収される粒子 (高速度カメラ画像)



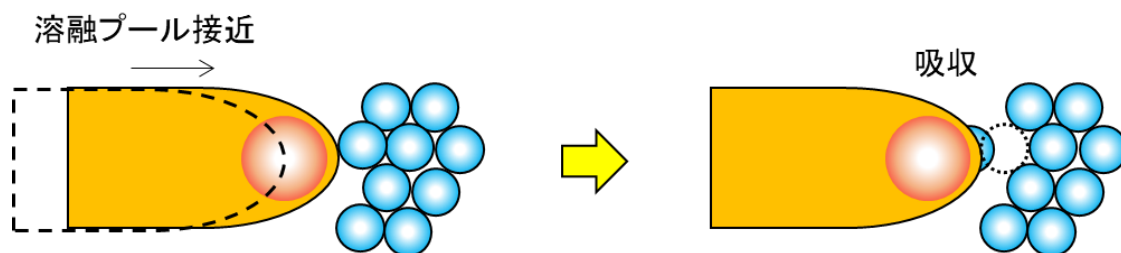
(b) 引き寄せられ溶融プールに吸収される粒子 (模式図)



(c) 引き寄せられ溶融プールから反発する粒子 (模式図)



(d) 溶融プールが接近し反発する粒子 (模式図)



(e) 溶融プールが接近し溶融プールに吸収される粒子 (模式図)

図 3.15 レーザ進行方向に配置された粒子の挙動

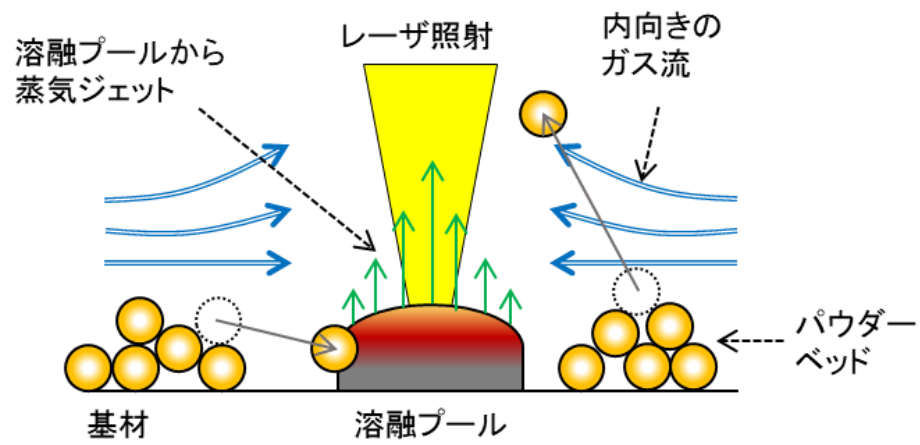


図 3.16 積層造形における圧力の違いによる溶融凝固現象の模式図<sup>3-6)</sup>



## 3.4.3 溶融プール側方に配置された粒子の挙動

前項で示した粒子の引き寄せ効果は、溶融プールの側面や後方にある粒子にも適応される。これらはレーザ走査速度によらず、粒子が運動を開始した時点のレーザ照射位置に向かって引き寄せられる。このため走査速度が、粒子を引き寄せる速度より遅ければ、溶融プールに追いつくことができ、溶融プール中心の高温領域に付着することができれば、伝熱によって溶融し、溶融プールに吸収され、肉盛りビードの一部となる。ただし、この側方に配置された粒子の吸収頻度は、進行方向にある粒子と比べれば少ない。また、高温領域である溶融プール中心から離れた、肉盛りビード上に粒子が付着すると、粒子は溶融せず、形状を残したまま、未溶融粒子として残留してしまう（図 3.17）。とくに走査速度が速い場合は、粒子が溶融プールの高温領域に追いつくことはできないため、その傾向はより顕著である。

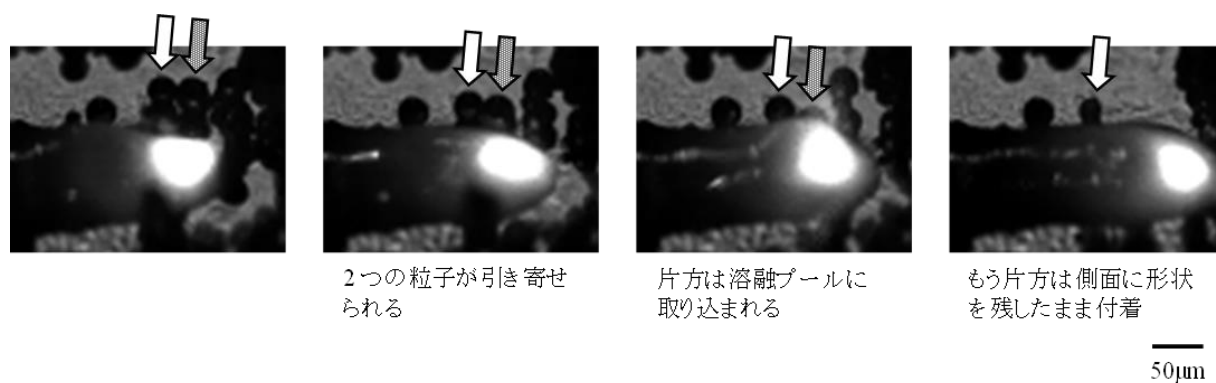


図 3.17 未溶融粒子の残留

### 3.5 肉盛ビードの連続性に関する考察

連続性をもった狭小幅の肉盛ビードを得るには、走査速度 100 mm/s の平均出力  $P_a = 29 \text{ W}$  ( $P_p = 77 \text{ W}$ ) の連続パルス発振が有効なことを 3.3.2 項で示した。この要因を調査するために、造形中の高速度カメラ像から 4.8 ms 分の映像を抜き出し、前節で説明した造形中の周辺粒子の各挙動についてカウントしたものを図 3.18 に示す。図 3.18 に提示したレーザ条件は、図 3.13 で示した平均出力  $P_a = 29 \text{ W}$  の連続パルス発振と CW 発振条件である。また CW 発振条件において、連続性の定義を満たしつつ、最も狭小な肉盛ビード幅が得られた  $P_a = 32 \text{ W}$  (図 3.8, 図 3.11) についても表記している。

#### 3.5.1 CW 発振における肉盛ビードの形成プロセス

まず CW 発振において、低出力条件が連続性を損なう理由について考察する。図 3.18 より、CW 発振  $P_a = 32 \text{ W}$  および CW 発振  $P_a = 29 \text{ W}$  で比較すると、溶融プールの進行にともない運動を始める周辺粒子の総数は、 $P_a = 29 \text{ W}$  の方が少ない。また肉盛ビードの素材となる、①溶融プールに吸収される粒子の個数も少なく、低平均出力の方が溶融プールに粒子が吸収されにくい傾向がある。これが CW 発振  $P_a = 29 \text{ W}$  の条件において、肉盛ビードの連続性が損なってしまう原因であると考えられる。この詳細について、CW 発振  $P_a = 32 \text{ W}$  および、CW 発振  $P_a = 29 \text{ W}$  の溶融プールの特徴的な挙動 (図 3.19) によってさらに考察する。

まず各 CW 発振条件の溶融プール先端に着目すると、CW 発振  $P_a = 32 \text{ W}$  の溶融プール先端については基材に対して濡れ広がっており、粒子を吸収することで溶融プールが揺れ動き、一時的に先端の勾配が大きくなることはあるが、比較的緩やかである。それに対して、CW 発振  $P_a = 29 \text{ W}$  の溶融プール先端は、濡れ性が悪く、接触角度が大きいように見える。また、粒子が合流した際に、接触角度は  $90^\circ$  に近くなることがあり、溶融プール先端前面は急勾配となる。これは粒子が合流することで、溶融プールの温度が低下し、温度依存性のある表面張力が大きくなったためと推察される。

次に溶融プールから噴出するプルームに着目すると、プルームは溶融プール先端前面の勾配に対して法線方向に噴出する傾向があるため、この勾配が比較的小さい  $P_a = 32 \text{ W}$  では、垂直から約  $45^\circ$  の傾きの範囲でプルームが噴出する。一方、勾配が大きい  $P_a = 29 \text{ W}$  では進行方向前方に大きくプルームが倒れ、この傾斜したプルームによって、レーザ進行方向の粒子を弾き飛ばしてしまうことがある。これによって進行方向の基材は露出する。

この進行方向にあった弾き飛ばされた粒子は、その直後の肉盛ビードの素材となるはずの粒子であるため、これが喪失することで肉盛ビードの連続性が損なわれてしまう。図 3.18 において、①吸収される粒子が少なく、③その場で弾き飛ばされる粒子が多いのは、このようなプルームの傾斜が原因と考えられる。また、傾斜したプルームに曝された粒子は、弾き飛ばされずに高温となり液相になることもある。この液相となった粒子は周辺の粒子との接触によって、合体し大きな球 (ボーリング) になる。これがレーザの進行方向に残ることで、肉

盛ビードの均一性を損なうことも確認された (図 3.8 (c)).

ここで、CW 発振の  $P_a=29\text{ W}$  の条件で発生した、プルームによって進行方向の粒子が弾き飛ばされ、基材が露出したその後の挙動について説明する。露出した基材にレーザが進行すると、基材上に溶融プールが形成される。しかしその溶融プールの規模は、レーザの連続パルス波形が維持しているにもかかわらず、これまで粒子を吸収しながら形成してきた溶融プールよりも小さくなる。さらに、そこから噴出するプルームも弱まっているように見える。これによって周辺粒子はほとんど運動しなくなる。

この要因としては、粒子と基材のレーザ吸収率では、同じ温度となった場合でも粒子の吸収率の方が高い<sup>3-7)</sup>ことと、熱容量の小さい粒子の方が容易に高温になり、温度依存性のあるレーザ吸収率が高くなることが考えられる。このように、基材に直接レーザが照射された状況では、周囲の粒子は静止状態を維持するため、レーザの進行によって、さらにその先に配置された粒子に直接照射される、これによりその粒子は溶融し、肉盛ビードが再形成される。ただし、その後もプルームによる基材の露出が繰り返されるため、CW 発振の  $P_a=29\text{ W}$  では連続性のある肉盛ビードは得られない (図 3.13)。

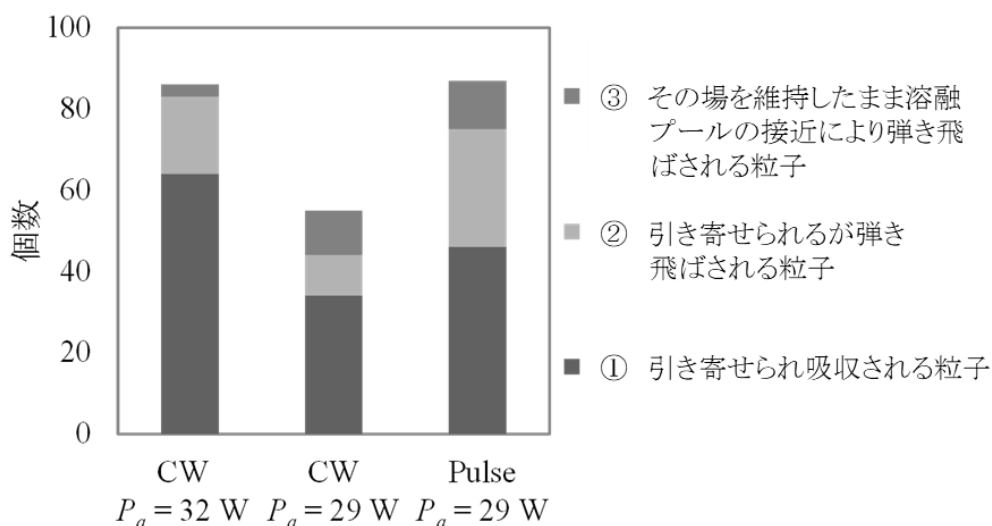


図 3.18 走査速度 100mm/s における周辺粒子の挙動

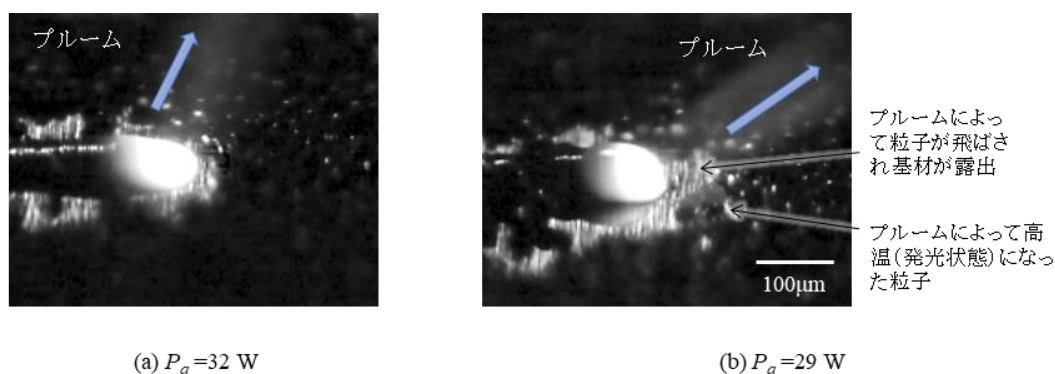


図 3.19 CW 発振における溶融プール先端の状態

### 3.5.2 連続パルス発振における肉盛ビードの形成プロセス

図 3.13 より、同じ平均出力  $P_a = 29$  でも CW 発振と連続パルス発振では、連続パルス発振の方が肉盛ビードの連続性の方が優れている。この要因について考察する。まず図 3.12 より、 $P_a = 29$  の肉盛ビード幅は、CW 発振と比べ連続パルス発振の方が狭い。このため、肉盛ビードを維持するための①溶融プールに吸収される粒子の個数が少なくても、安定的な溶融プールへの供給という前提はあるが、連続した肉盛ビードが得られやすいはずである。また、図 3.18 より、連続パルス発振の方が運動を始める粒子の総数が多く、それによって肉盛ビードの素材となる①吸収される粒子の個数も多くなっている。これらについて、連続パルス発振における溶融プールの挙動観察によって考察する（図 3.20）。

溶融プールの輝度の高い部分、つまり高温領域はパルスの周波数に合わせて拡大縮小を繰り返す。この領域が拡大した瞬間にプルームが噴出し（図 3.20 (a)）、その後の高温領域の縮小にともない、プルームは霧散する（図 3.20 (c)）。この動作によって溶融プールは、周波数に応じ小刻みに揺れ動いている。CW 発振の溶融プールの動きについては、比較的大きく緩慢で不規則であったが、連続パルス発振ではレーザ進行方向に対して前後に規則的に揺れ動くことで、肉盛ビードの均一性を高めている。

また、溶融プール先端は溶融プールの揺れ動きによって瞬間的に勾配が大きくなり、プルームが大きく傾斜することがある（図 3.20 (b)）。ただし、短いパルス幅によってプルームはすぐに消え去ってしまう（図 3.20 (c)）。このため、図 3.19 の CW 発振で見られた、進行方向に配置された粒子を弾き飛ばす作用は、CW 発振よりも頻度が少ないように見える。

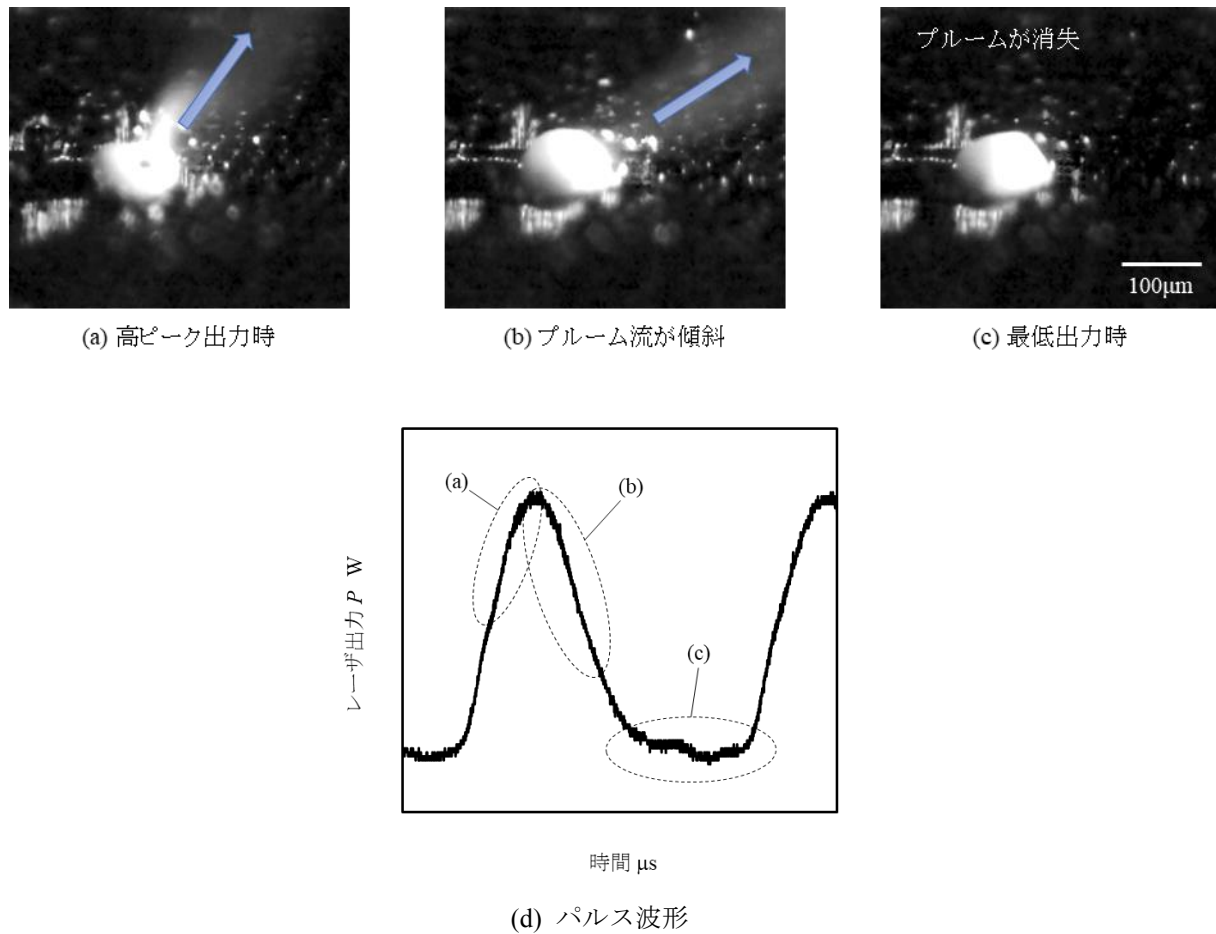
さらに、レーザ出力と金属蒸気圧の関係<sup>3-8)</sup>により、常にレーザ出力が均一な CW 発振よりも、高ピーク出力が周期的に生み出され、それに応じた強い蒸気流（プルーム）が断続的に発生する連続パルス発振のほうが、周囲の粒子を運動させる効果が大きく、その個数も増えると考えられる。それによって①引き寄せられ吸収される粒子の個数も多くなる。さらにこのパルス周波数に応じて、定期的に粒子が引き寄せられることも重要である。

なお、CW 発振においてよく見られた、引き寄せられた粒子が転がる様な軌道で溶融プールに接触する挙動であれば、プルームによる弾き飛ばす効果に阻害されずに、効率よく溶融プールへ吸収される。しかし、連続パルス発振の場合は、浮き上がった軌道で溶融プールに近づくことが多いため、溶融プールからのプルームに弾かれやすい。図 3.18 において、連続パルス発振について、②引き寄せられが弾き飛ばされる粒子の個数が多いのはこのような理由のためである。

以上のことから、連続パルス発振が CW 発振と比べ、肉盛ビードの連続性を高める理由としては以下の要因が考えられる。

- ・ 溶融プールの規則的な振動によって、肉盛ビードが均一になる
- ・ プルームの傾斜による進行方向の粒子の弾き飛ばしが少ない
- ・ 高ピーク出力によって多くの粒子を引き寄せる
- ・ 引き寄せ効果が周波数に応じて作用し、定期的に溶融プールに粒子が供給される

図 3.20 パルス波形の各時刻における溶融プールおよびプルームの挙動



### 3.6 結言

本章では、PBF 法における微細性の限界を調査するために、粒子の重なりが少ない純チタン単粒子層を作り、PBF 法における造形の第1層にあたる、基材上の肉盛ビードの狭小化について検討を行った。レーザについては、PBF 法において一般的に用いられる CW 発振と、第3章で粒子1粒の良好な接合を達成したパルス波形を参考にし、これから発振直後のスパイク部を取り除いた連続パルス発振を用いている。これらのレーザを用いて、単粒子層にレーザを走査し、肉盛ビードを形成した結果、以下のことが分かった。

- (1) CW 発振および連続パルス発振の両方においてレーザ平均出力が肉盛ビード幅に強い相関性を示している。
- (2) 低平均出力条件の CW 発振ではボーリングなどの欠陥により肉盛ビードの連続性が損なわれるため、本章で定義した肉盛ビードの連続性により、110  $\mu\text{m}$  付近に肉盛ビード幅の限界がある。
- (3) 連続パルス発振では CW 発振で欠陥が発生したような、低平均出力条件でも肉盛ビードの連続性を維持することが可能であり、走査速度 100 mm/s において、95  $\mu\text{m}$  の肉盛ビード幅が得られた。このことから、連続パルス発振が造形構造の狭小化に効果があると考えられる。
- (4) CW 発振の低平均出力条件において、連続性が損なわれた要因については、基材に対して溶融プールの濡れ性が悪いことで、プルームが傾斜し、進行方向の粒子を弾き飛ばしたり、ボーリング欠陥を形成したりする。これによって、肉盛ビードの連続性が損なわれると考えられる。
- (5) 低平均出力でも連続パルス発振の場合は、周囲の粒子を溶融プールに引き寄せる効果が高く、パルスの周波数に応じて粒子が溶融プールに定期的に供給される。また溶融プールの定期的な振動によって肉盛ビードが均一化される。これらの効果によって、連続パルス発振を使えば、狭小な肉盛ビードでもその連続性を高めると考えられる。

## 参考文献

- 3-1) Particle-Assembly Research Group: The world of techniques for particle assembly, Kougyo Chosakai ,(2001) 136.
- 3-2) Laser Society of Japan: Laser Handbook, Ohmsha, (2005) 18.
- 3-3) I.Yadroitsev, A.Gusarov, I.Yadroitsava and I.Smurov: Single track formation in selective laser melting of metal powders, Journal of Materials Processing Technology, 210, (2010) 1624.
- 3-4) R.Ogura, T.Furumoto, A.Hosokawa and T.Koyama: Study on the high-precision consolidation of metal powder in additive manufacturing – Evaluation of acceleration induced in the squeezing blade during additive manufacturing process -, The Manufacturing & Machine Tool Conference, 10, (2014) 129 .
- 3-5) K.Nogi and K.Ogino: Wettability of solid oxides by liquid metals and interfacial phenomena between liquid metals and solid oxides, Japan Society of Thermophysical Properties, 5, 1 (1991) 31.
- 3-6) M.Manyalibo et al: Denudation of metal powder layers in laser powder bed fusion processes, Acta Materialia, 114, (2016) 33.
- 3-7) C.D.Boley, S.A.Khairallah and A.M.Rubenchik: Calculation of laser absorption by metal powders in additive manufacturing, Applied Optics, 54, 9 (2015) 2477.
- 3-8) S.Ly, A.Rebenchik, S.Khairallah, G.Guss and M.Matthews: Metal vapor micro-jet controls material redistribution in laser powder bed fusion additive manufacturing, Scientific Reports, 7, (2017).

## 第4章 微細ラティス構造の造形

---

### 4.1 緒言

本研究では、機能を発現させる構造として、積層造形によって作り出される微細な 3 次元多孔質構造を利用することを考え、これを製品表面に付与する加工技術の確立を目的としている。第 2 章および第 3 章においては、機能発現のための微細構造を作り出すために、純チタン粉末とレーザを用いた様々な造形条件および、造形条件について検討を行った。その結果、低平均出力の連続パルス発振による造形が、連続性を保ちつつ狭小な肉盛りビードを形成するのに優位な条件であることが分かった。

本章では、この連続パルス発振のレーザと、スキージングによる粉末床を用いることによって、微細な部材で構成された 3 次元ラティス構造（多孔質構造）を造形することについて取り組んでいる。

なお、本研究では、これまでの機能創成加工と同様に、製品寸法自体は通常工法で加工することを考えており、その後のラティス構造付与の際には製品寸法が大きく変化しないような造形にすべきと考えている。このため、ラティス構造自体は、多孔質構造といえる大きな開口と内部空間を持ちながらも、構造の厚さは可能な限り小さくなるような構造が望ましい。このため、本章で造形するラティス構造は、基材と直接接合する壁構造と、横穴を作り出すための壁構造の間を橋渡しする水平な梁構造の組み合わせで作っている。このラティス構造の厚さは 0.5 mm を目標値として設定した。



## 4.2 実験方法

### 4.2.1 供試材

本実験では、第2, 3章と同様に、純チタンを素材として採用している。基材については図4.1に示す寸法の純チタン基材を採用しており、基材は市販の純チタン2種板材から削り出しており、図4.1(a)標準試験片は冷間圧延材、図4.1(b)の引張用棒型試験片には熱間圧延材を用いた。また、梁構造造形時の挙動評価のため、図4.1(a)の試験片の端面に幅が1 mmで深さが1 mm以上の切り欠きを施した試験片も準備した(図4.1(c))。

純チタン粉末については第3章と同じく、(株)大阪チタニウムテクノロジーズ製のTILOP45Hをふるい分けによって、粒径分布を $\phi 28 \sim 35$ にしたものである。粉末および基材の化学成分は表2.1である。

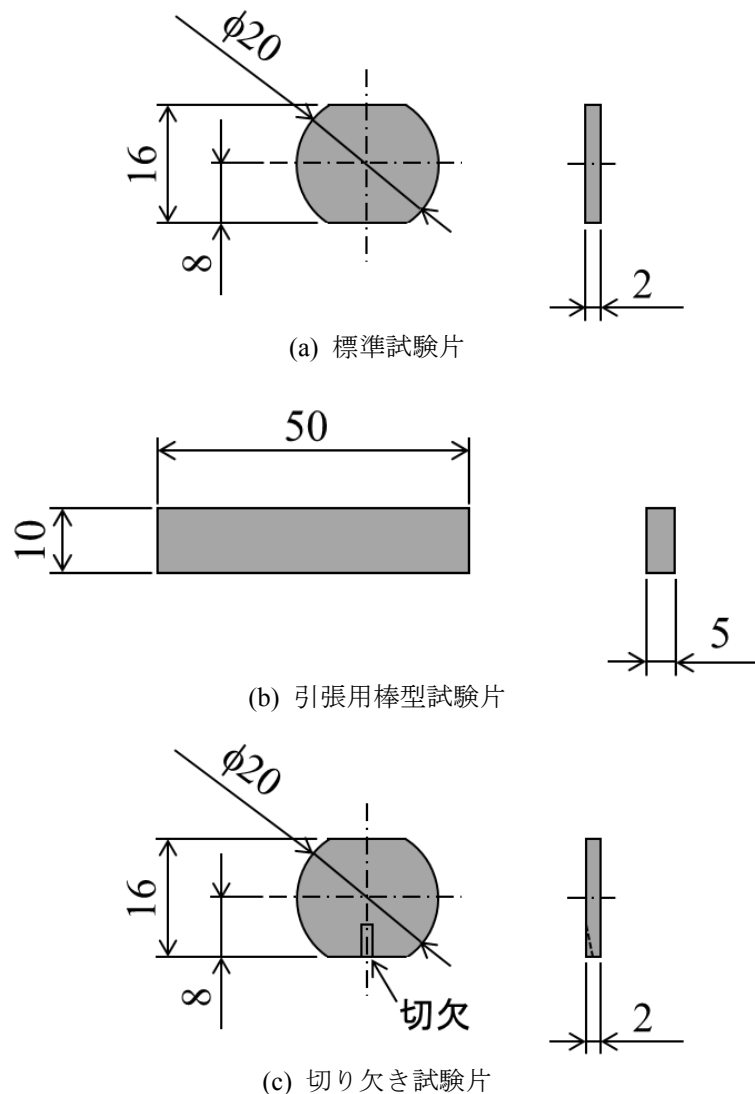
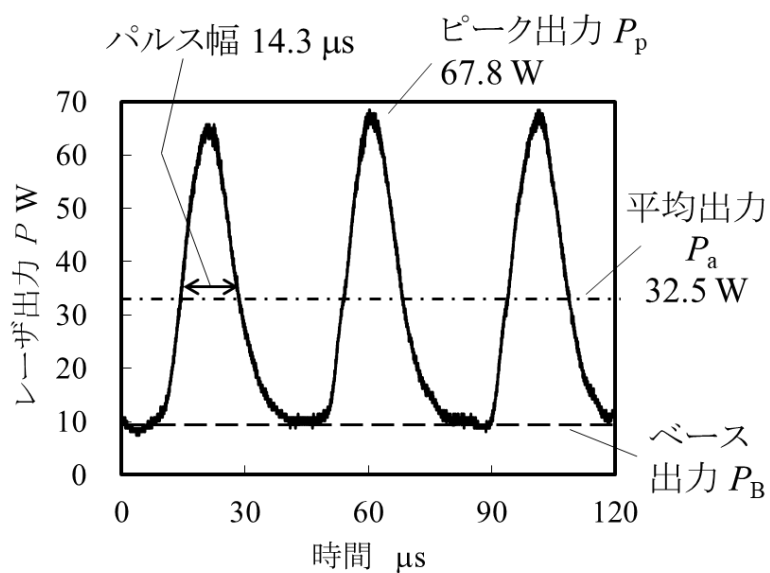


図4.1 試験片形状

## 4.2.2 レーザの光学構成とパルス波形

レーザについては、第2, 3章と同じく表3.1の発振器および光学構成を用いている。レーザの波形については、第3章で採用した連続パルス発振を用いることで、狭小な造形幅をもつ3次元構造を形成することとした。ただし、第3章では粒子の重なりを取り除いた単粒子層を用いたが、本章では積層造形を行うためこのような粒子の重なりは避けることはできない。そこで、第3章で狭小かつ連続性が得られた平均出力  $P_a=29\text{ W}$  の条件を参考にし、ここから約10%出力を上昇させた平均出力  $P_a=32\text{ W}$  のパルス波形（図4.2）を本章の標準条件として採用し、重なりによる接合不良を低減させることとした。

図4.2 平均出力  $P_a=32\text{ W}$  のパルス波形

### 4.2.3 積層造形のための実験装置およびその実験手順

本章では、粉末床溶融結合法（PBF 法）を模した形で微細な立体構造の積層造形を行う。そこで、品質の高い造形を実現するために、装置の仕組みとしては

- ・ 敷き詰めた粉末床上面とレーザスポット位置高さを一致させる。
- ・ 基材プレート上、もしくは造形体上に堆積させる粉末層の厚みは、予め決定した値となるようにする。
- ・ 高品質な造形を得るために、レーザ照射位置をアルゴンガス雰囲気とし、酸素および窒素を取り除く。

この 3 つの工夫が重要である。これらを達成するために図 4.3 に示す実験装置を作った。同図より、XYZ 軸を備えた位置決めテーブル中央には垂直方向の穴があり、そこに基材プレートを設置するための円柱状の造形ステージが挿入されている。この造形ステージは、精密に垂直方向へ移動ができる P 軸が備わっており、そのストロークは、上方に+1 mm 下方に 2 mm の範囲である。P 軸の原点については、円柱状の造形ステージ上面に 2 mm 厚の標準基材を設置した状態で、この基材表面と位置決めテーブルの高さが一致した位置としている。さらに、レーザスポット位置についてもこの高さに合わせている。

この標準基材上面、位置決めテーブル面、レーザスポット位置が一致している状態から、P 軸を規定量降下させる。その後、この基材上に純チタンの粉末粒子を適量散布し、位置決めテーブル面に沿って、端面に凹凸がない t1.0 の金属板を手動でゆっくりとスライドすることで、基材上に粉末が平坦に敷き詰められる（図 4.4）。このとき、金属板の横幅は造形ステージの直径よりも長く、位置決めステージの両端に接触した形でスライドしている。これらにより、得られた基材上の粉末堆積層は、その表面が位置決めステージの高さ（レーザスポット位置でもある）と一致し、表面が均一であり、P 軸の下降分の堆積厚である。

また、位置決めテーブルには、酸化などの影響を取り除くためのアルゴンガスの流入口と、造形によって発生したヒュームを、アルゴンガスと共に排出する排出口が組み込まれている。これらと造形ステージを覆う形でチャンバを設置することで、アルゴンガス濃度を高めている。ただし、前述した粉末の敷き詰め作業の際は、その都度チャンバを取り外す必要がある。このチャンバについては図 3.7 と同様な形で、レーザの透過窓と高速度カメラ用の窓および、照明窓を備えている。

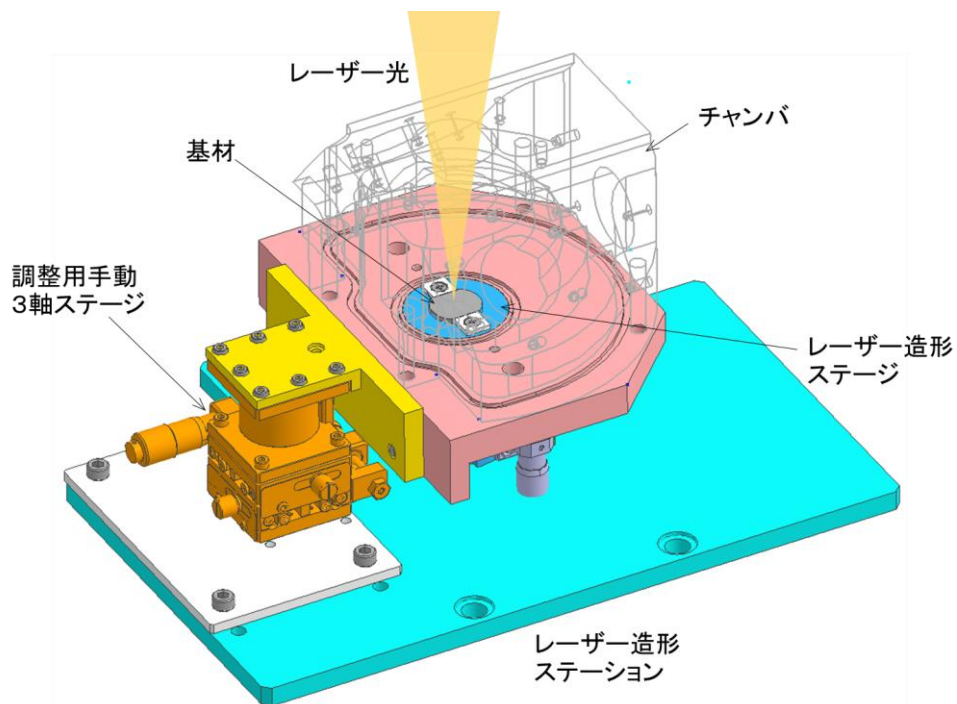
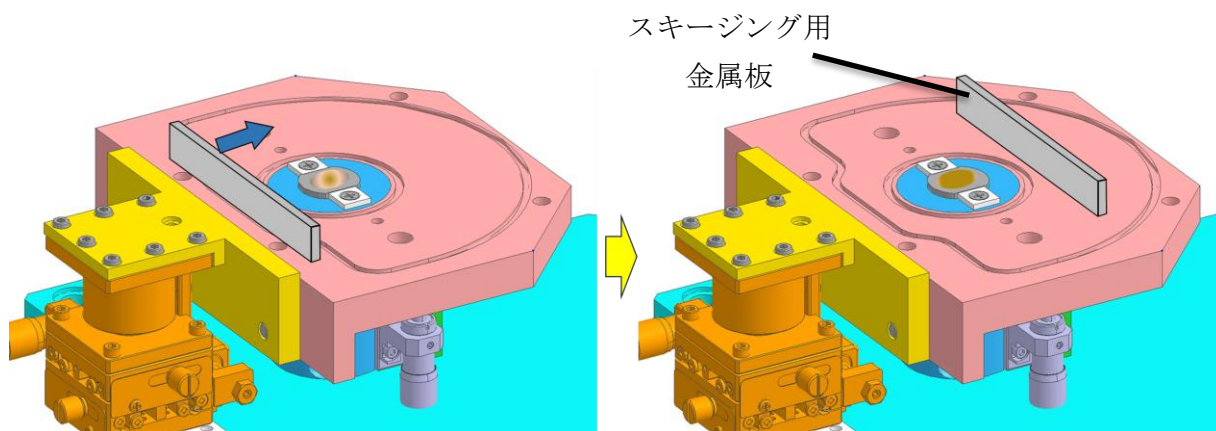


図 4.3 実験装置の概略図

図 4.4 スキーミング作業



## 4.2.4 低圧エアによるショットブラスト処理

3.4.3 項で説明したような理由などにより，金属 3D プリンタにて造形した造形体には，粒子の形状を保ったままの未熔融粒子が付着してしまう．この未熔融粒子は超音波洗浄では取り除けないが，直接触れると取れてしまう．このため，この未熔融粒子を残ったままの造形体を機能性構造として利用は避けるべきである．

そこで，この未熔融粒子をショットブラスト処理で取り除くこととした．ただし一般的なショットブラスト装置は，細かい砂や金属製の硬球を，処理対象に圧縮空気とともに投射するが，本研究では微細な造形体の造形を目指しているため，このブラスト処理によって，微細な造形体自体が破壊されてしまう．

そこで，0.03 MPa の低圧ブラストでも金属の表面処理が行える，Sablux 社製のユニフィニッシュを用い，造形体を破壊せずにこの未熔融粒子を取り除くこととした．この表面処理は2つのステップで処理される．第1ステップは角ばったアルミナ粒子 (45  $\mu\text{m}$ ) を 0.03 MPa の圧縮空気です噴射し，未熔融粒子を取り除く．第2ステップでは，第1ステップによって荒らされた表面を滑らかにするために，球状のガラスビーズ(50  $\mu\text{m}$ ) を 0.04 MPa で噴射している．この処理の効果を示したのが図 4.5 である．同図より，形成された薄い壁構造自体の形状変化はほとんどないが，付着していた未熔融粒子が取り除かれていることが分かる．

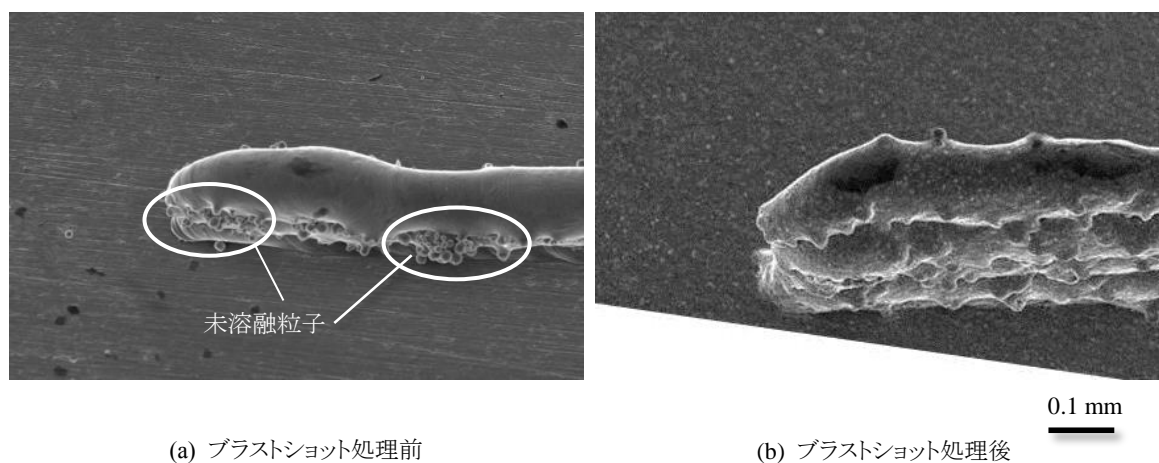


図 4.5 低圧ブラストによる未熔融粒子の除去

### 4.2.5 ガラス越しの粉末層内部観察手法

レーザ溶接加工における，その溶融プール内部の挙動を観察するために川人らは，被溶接板材の端面にガラス板を貼付け，貼付け面から 0.2 mm 内側を，ガラス面と並行にレーザを走査することで，溶融プール内部の擬似的な挙動を確認している<sup>4)</sup>。

これを参考にして，レーザ走査による粉末層内部の粒子挙動を観察するために図 4.6 の仕組みを準備した．図 4.1 (c) の端面に切り欠きをもつ基材の端面に，厚さ 0.2 mm のフラットな石英ガラスを貼付ける．その後，切り欠き部を覆う形で粉末粒子を供給し，スキージングによって基材上から切り欠き部にわたる，表面が水平な粉末層を作る．粉末層の表面高さは基材上からみると 50  $\mu\text{m}$  の位置であり，切り欠き部では 1 mm 以上の深さを持つ粉末層となる．レーザの走査ラインはガラス板と平行で，ガラスの貼付け面から 0.1 mm 離れた粉末側である．なお，ガラス板の高さが高すぎると，レーザとの干渉によって，ガラスの破損や集光性の悪化につながるため，粉末層表面から 3 mm 以下となるようにしたが，これによってもレーザ走査後，ガラスは熱影響によって破損するため，1 回のレーザ走査のたびにガラス板を交換する．

このガラス越しに，充填された内部粒子の挙動を高速度カメラで撮影する．カメラの照明については，カメラ側から照射することとした．

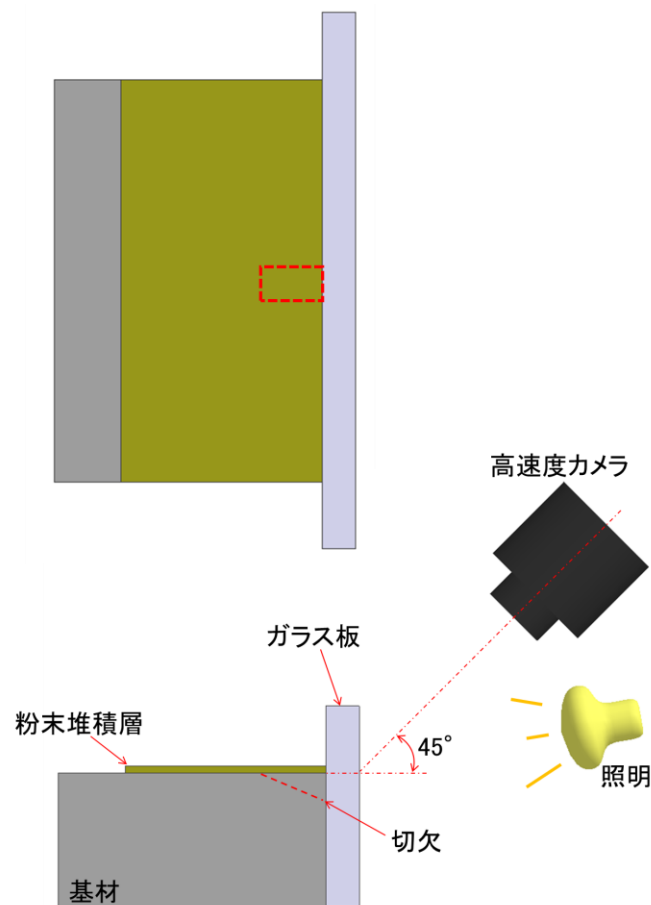


図 4.6 粉末層内部の観察手法

### 4.3 壁構造の造形

本節では、第3章の結果より、微細な肉盛ビードが得られる低平均出力の連続パルス発振条件を用いることで、ラティス構造のベースとなる壁構造の積層造形に取り組んでいる。

壁構造の造形は1層ごとに、レーザを一方方向に1走査のみ行い、次層においても同じXY座標位置で同じ長さレーザを走査する。これを積層することで、図4.5で示したような幅が薄く直立した壁構造を作ることができる。

ここでPBF法においては、層ごとの粉末堆積層の厚さが、造形品質に大きな影響を与える要素であることがよく知られている<sup>42)</sup>。そこで、本章で採用した連続パルス発振条件について必要な、粉末堆積厚設定について調査した。1層あたりの粉末堆積厚を50  $\mu\text{m}$ 、75  $\mu\text{m}$ 、100  $\mu\text{m}$ の3種類の設定を採用し、図4.4のスキージング作業によって、設定した粉末堆積厚を作る。レーザは図4.2の連続パルス発振条件であり、これを10 mmの長さで100 m/sの速度で直線走査した。このような条件で、1層ごとの壁構造高さを測定し、それを5層分まとめたものが図4.7である。同図より、第1層ではどの堆積厚設定でも約100  $\mu\text{m}$ の造形高さとなっているが、層が増すにつれてその高さが着実に増え、堆積厚に応じた高さの増加をみせている。

これをさらに詳しく調査するために、ブラストショット処理を施した、壁構造の中心を切断し、断面を研磨した。この断面のレーザ顕微鏡による観察結果を図4.8に示す。同図より、どの堆積厚設定でも上層から下層にかけてその幅の大きな変化がなく、直立した造形体が得られている。ただし、粉末堆積厚が100  $\mu\text{m}$ では、層ごとに円形の塊ができ、塊同士の層間部分は狭い幅で接合され、くびれとなっている。堆積厚が50  $\mu\text{m}$ だと、このようなくびれは低減される。

図4.8に併記した壁構造の幅(壁構造の厚み)をみると、どの堆積厚でも根本の幅(第1層)は約100  $\mu\text{m}$ であり、低平均出力パルス発振条件が有効に作用している。しかし、上層になると、層ごとに若干左右に造形位置がずれてしまうこともあり、50  $\mu\text{m}$ の堆積厚設定での壁構造の最大幅(ノギスを用いた測定では壁の厚み)は、約130  $\mu\text{m}$ の幅となってしまうことが確認された。この根本と最大幅の違いにより、層間部分のくびれが少なかった50  $\mu\text{m}$ の堆積厚設定でも、壁構造の根本はくびれとなっているように見える。この根本のくびれについては、3.5節の図3.19の高速カメラ像で示したように、低平均出力のレーザでは、熔融プールの基材に対する濡れ性が悪いことと、次層以降の造形は造形体上に行われることで、濡れ方が異なるためだと推察される。

また図4.8のポロシティについて注目すると、堆積厚の厚い条件の方が、ポロシティが多く、とくに層間部分に発生しやすい傾向が確認できた。ただし、堆積厚の小さい条件ではポロシティは低減されるものの、壁構造内部にポロシティが残留することが確認された。

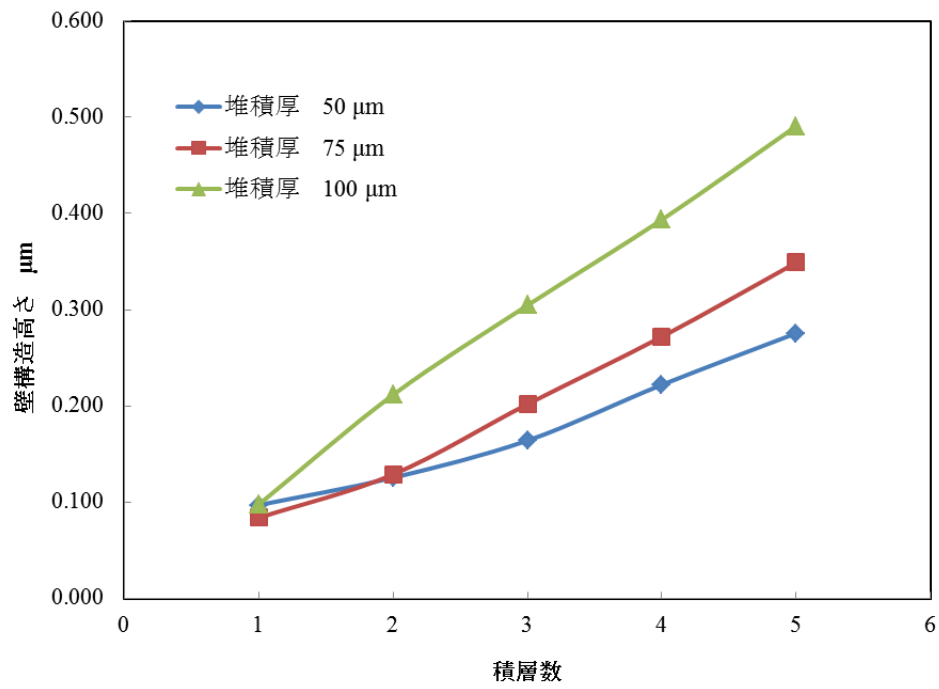


図 4.7 壁構造の積層数による造形高さの変化

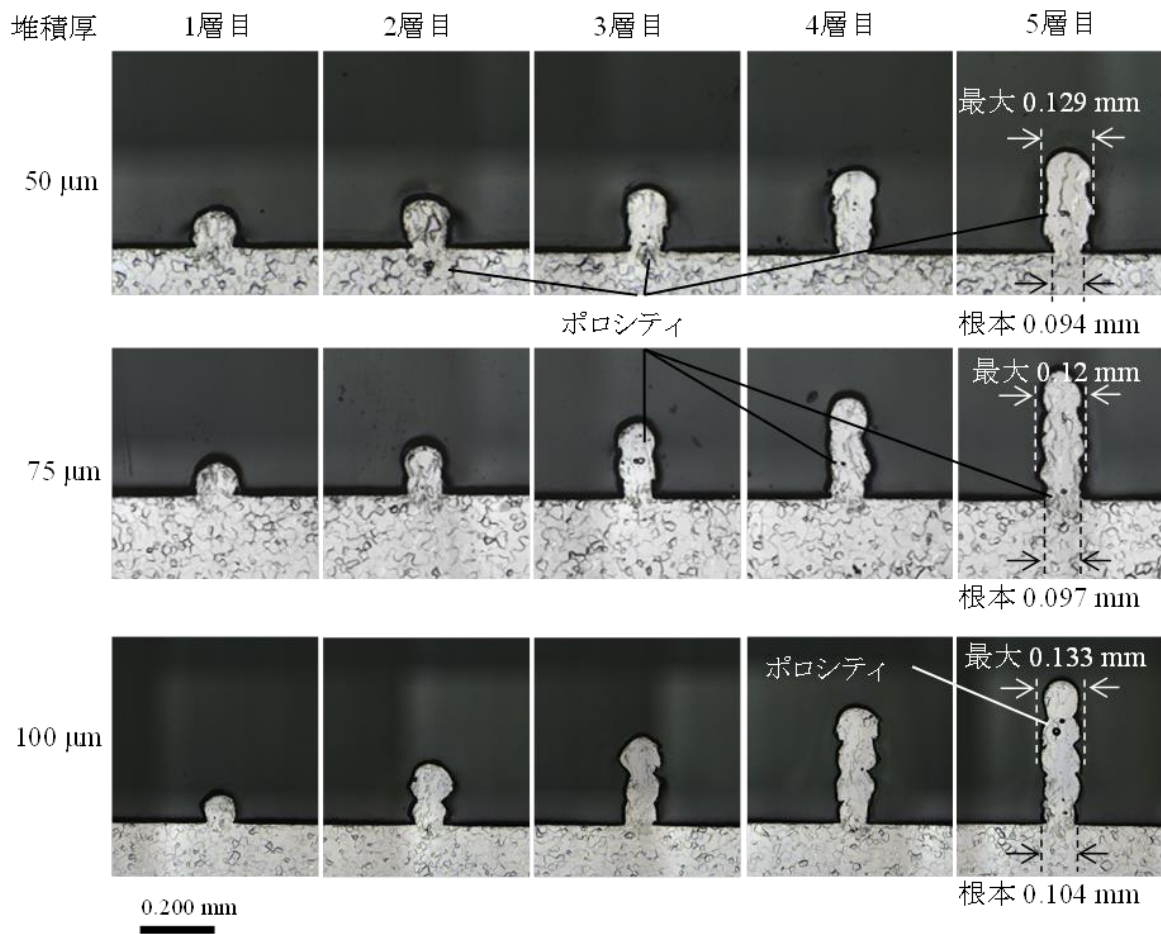


図 4.8 壁構造の各積層数ごとの断面観察



## 4.4 梁構造の造形

### 4.4.1 水平な梁構造を得るための調査

PBF 法の特徴を示した 1.5.1 項において、下層の粉末が熔融プールの足場となり、それによって、オーバーハング形状の造形が可能であることを説明した。しかしながら、既存の PBF 装置の仕様においては、オーバーハング角度を  $45^\circ$  以上に設定することを推奨している<sup>43)</sup>。オーバーハング角度については図 4.9 のように、1 層当たりの突き出し量（オーバーハング距離）と 1 層分の厚さで示した逆階段形状によって説明される。つまりオーバーハング角度が  $45^\circ$  であれば、層の厚さ分しかオーバーハング距離が作り出せない。本論文では、製品表面上にラティス構造を造形し、それ自体が製品寸法に大きな影響を与えない薄い構造（構造の高さが低い）であるべきという目論見がある。このため大きなオーバーハング角度をもったラティス構造では、大きな開口の横穴と薄いラティス構造の両立は難しい。そこで、本章で採用した連続パルス発振によって、水平なオーバーハング形状（オーバーハング角度が  $0^\circ$ ）が造形可能かどうかを検証した。

本検証については図 4.10 に示すような形の壁構造をすることで、梁構造の造形テストを行った。壁構造を粉末堆積厚  $75\ \mu\text{m}$  の条件で、約  $0.6\ \text{mm}$ （8 層分）の高さまで造形し、これを直線上に 2 ケ造形し、その壁構造の間隔を  $1.0\ \text{mm}$  とした。8 層分の壁構造を造形した後、もう 1 層分（ $75\ \mu\text{m}$  厚）粉末をスキージングで敷き詰める。その後、一方の壁の中心から、もう一方の壁の中心まで、連続パルス発振のレーザを  $100\ \text{m/s}$  の速度で走査する。これによって壁同士を橋渡しする梁構造を作った。この梁構造を超音波洗浄器で洗浄後、マイクロスコープで側面から撮影した結果を図 4.11 に示す。なお、ショットブラスト処理は行っていない。

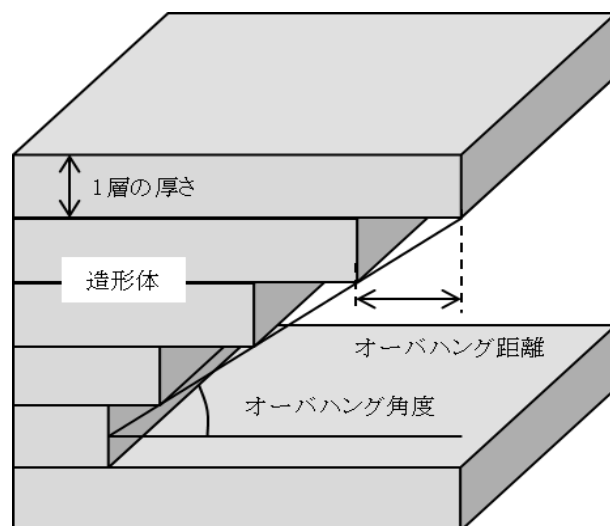


図 4.9 オーバーハング角度の考え方<sup>44)</sup>

図 4.11 (a) はレーザを上記の方法で 1 回のみ走査した, 試行回数 5 回分の造形結果である. また図 4.11 (b) は, レーザを同じライン同じ条件で 2 回走査し, 同じく試行回数 5 回分の結果である. 図 4.11 (a) の 1 回のみレーザ走査では, 壁同士を繋ぐ梁構造は, 全く造形できていないか, 途中で途切れてしまっている. それに対して, 2 回レーザを照射することで, 全数ではないが橋渡しができることが確認できた. ただし, この 2 回走査であっても, 梁の形状は歪であり, 水平とは言えず, 壁の頂点よりも低い位置で造形されている. この梁造形の安定造形および品質向上のために, レーザ出力, パルス波形, 走査速度などの条件調整をおこなったが, これらでは効果的な結果は得られておらず, 2 スキャンが唯一の効果的方法であることが分かった.

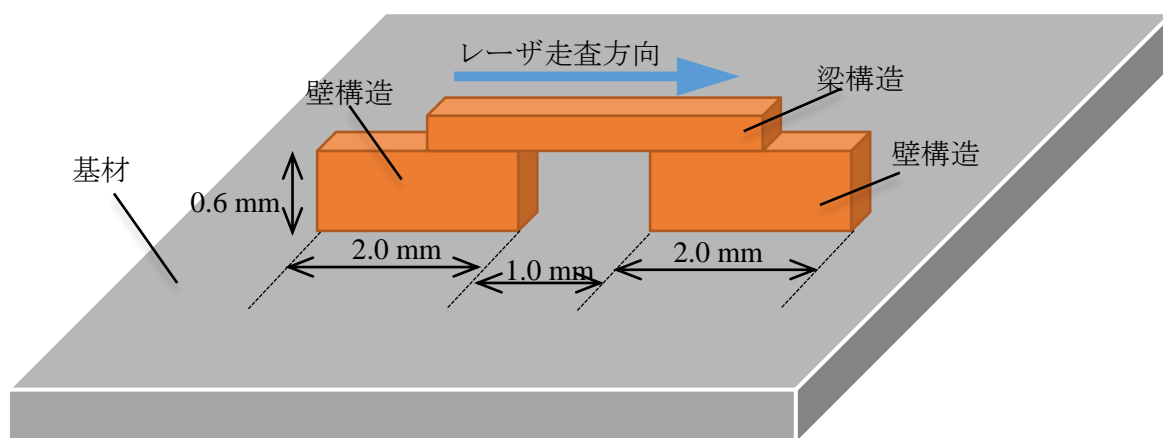


図 4.10 梁構造の造形方法

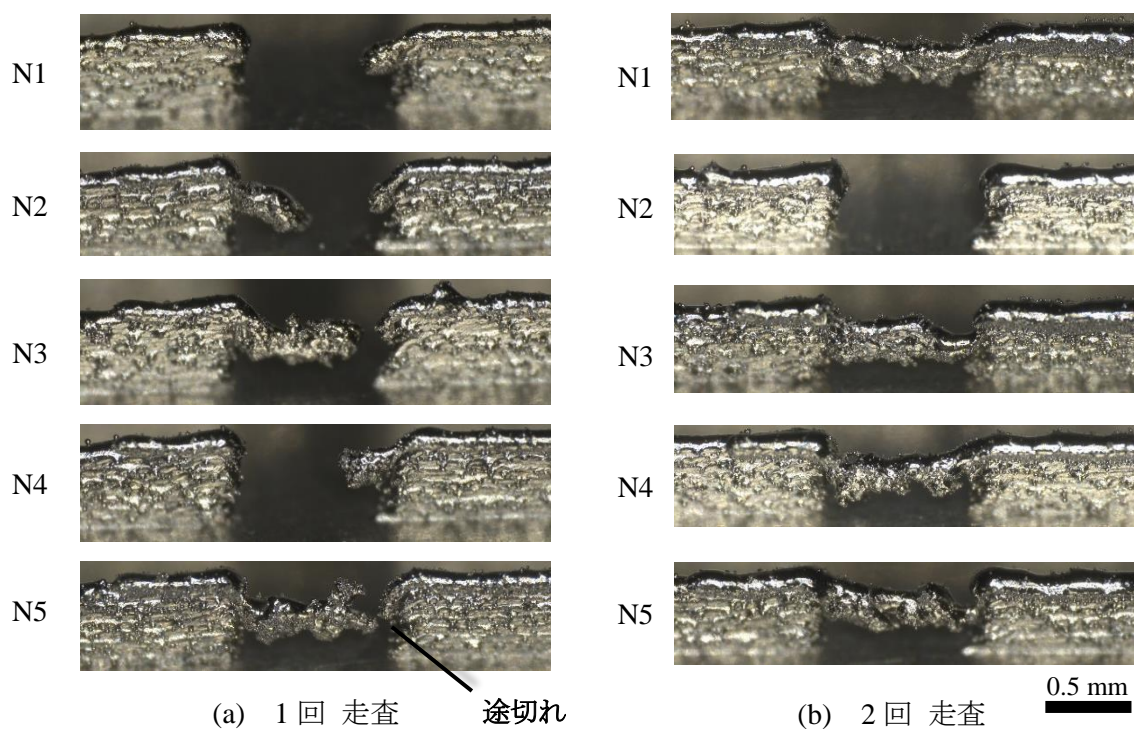


図 4.11 梁構造の造形状態

#### 4.4.2 梁構造造形時の粉末層内部のガラス越し観察およびその挙動

このような水平な梁構造の造形が不安定な原因を調査するために、図 4.5 の方法で、レーザーによる粉末層の内部挙動をガラス越しで観察した。図 4.12 は基材に施した切り欠き部分に粉末を敷き詰めた後の、1 回目のレーザー走査の際の画像である。なお、使用した高速度カメラの撮影速度は 30,000 fps である。同図におけるレーザー位置は、基材の切り欠き部分、つまり十分に厚い粉末堆積層となって領域まで進行している。通過したレーザーの照射ラインには、輝度の強い（高温）大きい塊が複数できている。これらは複数粒子の熔融によって一体化した塊（以下ボーリング体）であり、互いに接合していない状態で粉末層の上に乗っていたり、粉末層に半分埋まっていたりする。このボーリング体のサイズは  $100\ \mu\text{m}$  を超えるものもあるが、サイズおよび、その高さ位置（深さ）は不均一である。ここで例えば、第 3 章の図 3.20 を見ると、基材上にできる熔融プールは、肉盛りビードとつながりを持ったまま進行していくことで、連続した造形体を得られる。しかし、図 4.12 のレーザー走査では、十分な長さの熔融プールは作られず、上述の短いボーリング体をいくつか作るのみである。

このときのレーザー照射位置の挙動は、非常に複雑かつ不安定である。挙動の一例について図 4.13 の概略図によって説明する。レーザーが基材上から粉末層へ飛び出した瞬間に、レーザー照射点は粉末層による深い谷が形成される（図 4.13 (b)）。その深さは安定しておらず、 $100\ \mu\text{m}$  以上の深さになることもある。この谷を形成する力はレーザーによる光放射圧やプルームの反力などが考えられる。谷が形成されることで、その領域に充填されていた粒子は、周囲の粒子を押しよけるか、レーザーが入射された谷の入り口から放出する。この放出した粒子はレーザー光線に曝されるので、高温となり強い輝度を持ちながら飛散する。レーザーによって形成された谷の底にある粒子はレーザーによって発光し、周囲の粒子を巻き込んで小さい熔融プールを形成する。ただしこの谷底の熔融プールを作るレーザーは、スポット位置がその谷底にあっていないことと、飛散する粒子によってレーザー光線は遮断されるため、ビーム強度が低下し熔融プールが大きくなるしない。

その後、このレーザーが進行すると、進行方向の粒子層の高さは谷部分より高い位置となっているため、これまでの谷底の熔融プールと、異なる高さにレーザーが照射され、そこに熔融プールが作られる（図 4.13 (c)）。なお、この進行方向の粒子層については、堆積状態を維持したままレーザーが照射される場合以外に、谷底に形成された熔融プールから発生したプルームが、進行方向の粒子を谷底から上方へ持ち上げ、上方へ運動する粒子に対してレーザーが照射される場合がある（図 4.13 (d)）。この宙に浮いた状態でレーザーが照射された粒子は、高温となり周囲の粒子を取り込むことで、大きな塊となり、質量が増す。それによって運動が抑制され、重力によってレーザー走査ライン上に落下する。

このように、レーザーの照射位置高さは、粒子が堆積した表層で照射されたり、粉末層に谷を作りその谷底で照射されたり、プルームによって持ち上げられた粒子に照射されたりと、その照射位置高さは常に変化する。このため、レーザー照射によって形成される熔融プールは短く、それが凝固したボーリング体は短く連結していない。

ここまで説明した梁構造造形時の挙動はあくまで、その一例であり、これ以外にも様々な現象が発生し、その結果によりいろいろな形状の梁構造ができる。ただし、これらの現象の要因は、粒子同士の引力が小さく、粒子の質量が小さいことにより、光放射圧やプルーム発

生による反力，プルーム自体の圧力（蒸気圧）などのレーザを起因とする効果によって，粒子が容易に運動してしまうことにあると言える．なお，粒子の飛散によってレーザの射線を遮断させ，熔融プールを縮小させる効果も見逃せない．

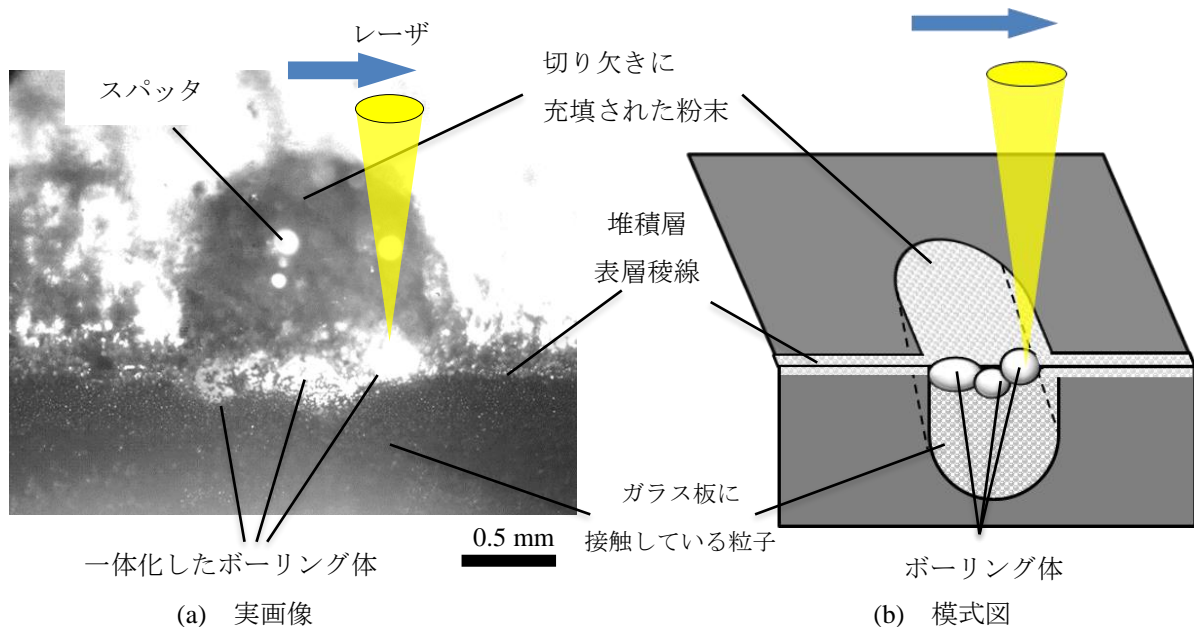


図 4.12 梁構造造形時のガラス越し観察（1回目のレーザ走査）

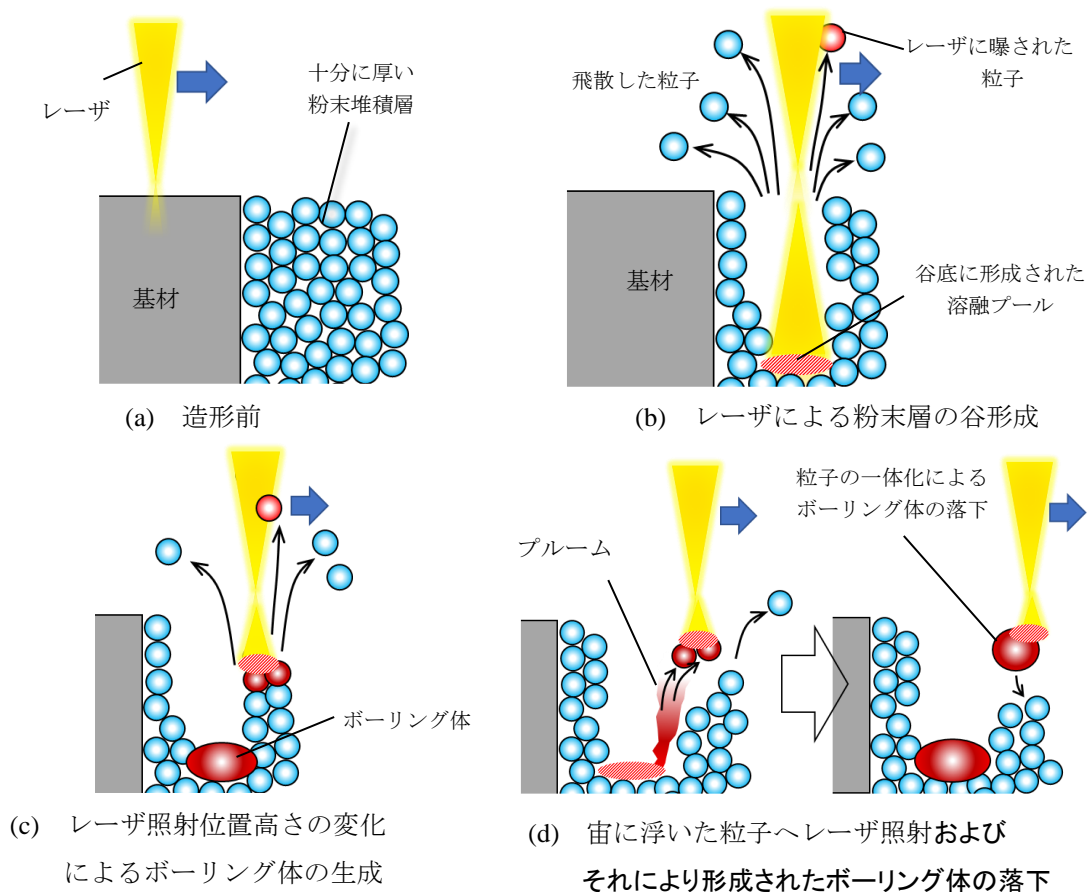


図 4.13 粉末層上へのレーザ照射した時の挙動概要

## 4.4.3 2回目のレーザー走査による挙動

1回目のレーザー走査によって短い長さで形成されたボーリング体や、その周囲の粉末をそのままにし、同じレーザー条件で同ラインをレーザー走査したときの造形挙動について説明する(図4.14)

1回目のレーザー通過直後(約十  $\mu\text{s}$  以下の時間)は、レーザーによる粒子の飛散と、ボーリング体へ周辺粒子が吸収されることで、走査ラインには粒子が少なく、ボーリング体の周りは空隙が多い状態となっている。ただし、レーザーが離れた後(約 100  $\mu\text{s}$  以下の時間)もレーザーによる周辺粒子の引き寄せ効果が残っており、走査ラインに粒子が集まってくる。また谷を作っていた粉末層が崩壊することもある。これらによって、走査ラインできた空隙の一部は粒子によって再び埋められることがある。

この状態で2回目レーザーを走査するとボーリング体や空隙を埋めた粒子にレーザーが照射されることになる。このとき、直接レーザーが照射される粒子やその周辺の粒子はレーザーによって運動を始めるが、ボーリング体は質量が大きいため、静止した状態で、加熱され一部熔融するのみである。また、空隙を埋めた粒子は一部飛散するが、ボーリング体に支えられることもあり、その場で熔融しやすく、ボーリング体同士をつなぐ接着剤のような役割を果たす。これによって、1回目のレーザー走査によってできたボーリング体同士が連結し、基材から伸びた梁構造を作ることがある。その結果が図4.11(c)の歪な梁構造であると推察される。

なお、1回目のレーザー走査後、ボーリング体の周りは粒子がなく空隙のままとなっていることも多い。この場合は2回目のレーザー走査でも接着剤となる粒子がなく連結されない。

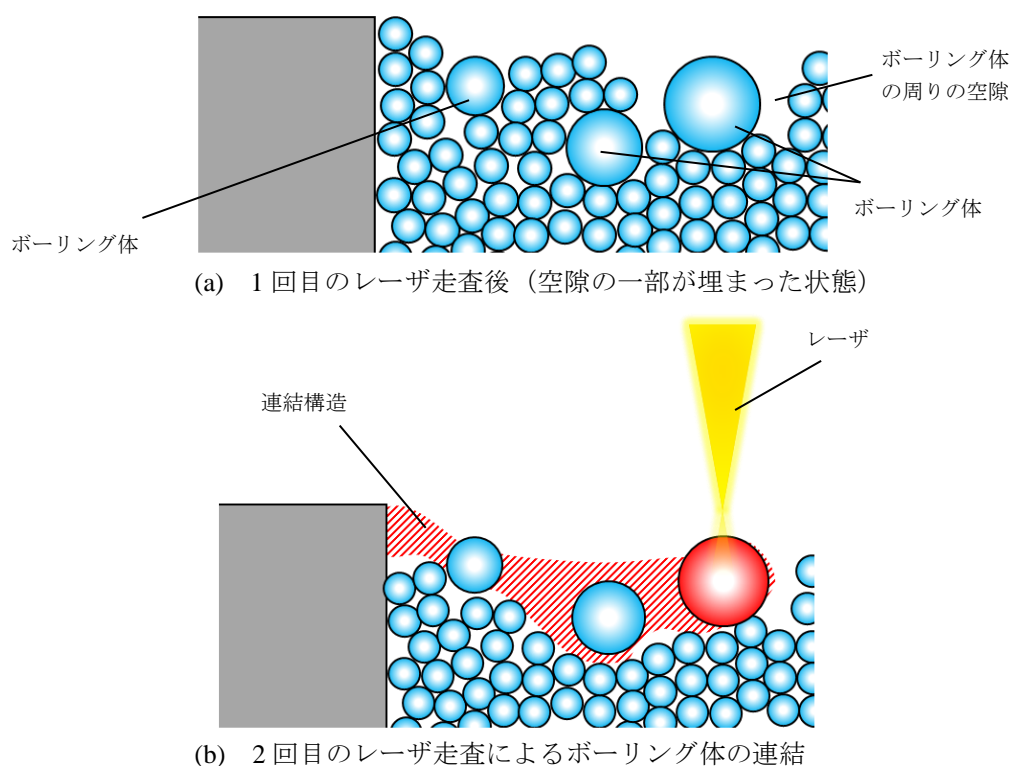


図4.14 2回目のレーザー走査によるボーリング体の連結 (模式図)



## 4.4.4 梁構造の強化

2回レーザ走査を行うことで得られた歪な梁構造を、強度および品質を向上させる目的で、次の作業を行った。2回目のレーザ走査後に連結構造自体を壊さないように、切り欠き部分（梁を形成する領域）に粉末粒子を再度投入し、P軸を動かさないまま（層を変えずに）スキージングを施す。これによって、ボーリング体による連結構造の周りやその上に粉末粒子が充填される。この状態で再び同ラインに、同条件で3回目のレーザを走査する。

この結果、ボーリング体による連結構造が、レーザの光放射圧やブルームの反力を受け持ち、4.4.2項で説明したような粉末層の谷を形成することがない。このため溶融プールの高さが一定となり、充填された粒子によって溶融プールに供給される粒子の量も安定し、平坦な基材上に造形する状況に近くなる（図 4.15）。これによって図 4.16 のような梁構造が得られる。図 4.16 をみると、梁構造の裏面は雨だれのような歪な形状となっており、未溶融の粒子が多量に付着している。これは、2回目の走査で形成されたボーリング体を含んだ連結構造が付着しているためと考えられる。

なお PBF 法において小さい角度のオーバーハングが推奨されていないのは、オーバーハング裏面の余剰固化(Dross formation)<sup>4,5,6)</sup>が 1 つの要因であるが、この余剰固化形成のメカニズムは、レーザ発振の違いはあるが、これまで説明してきた内容によると推察している。また、このような余剰固化はラティス構造の外観を悪くし、横穴の開口部を狭くするといった問題がある。これを解決するためには、足場となるボーリング体を上手く活用し、それを造形後に目立たせない工夫が必要と考えているが、これについては今後の課題としたい。

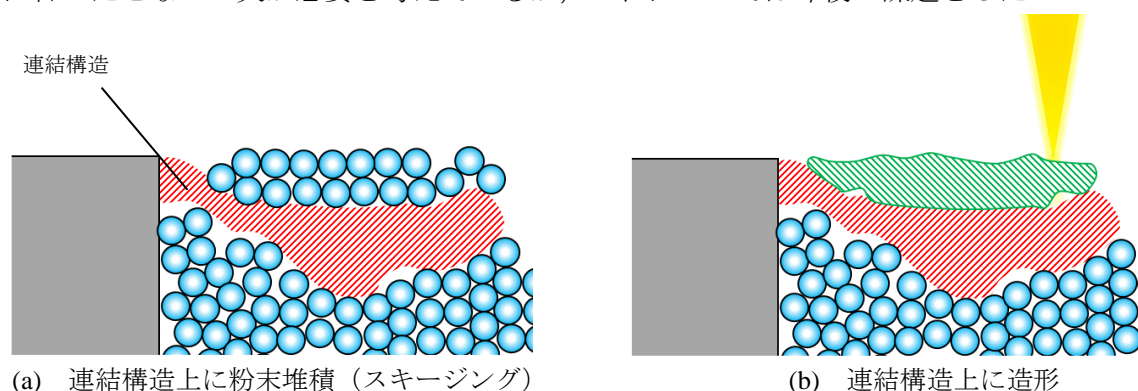


図 4.15 連結構造上への造形による梁構造の強化

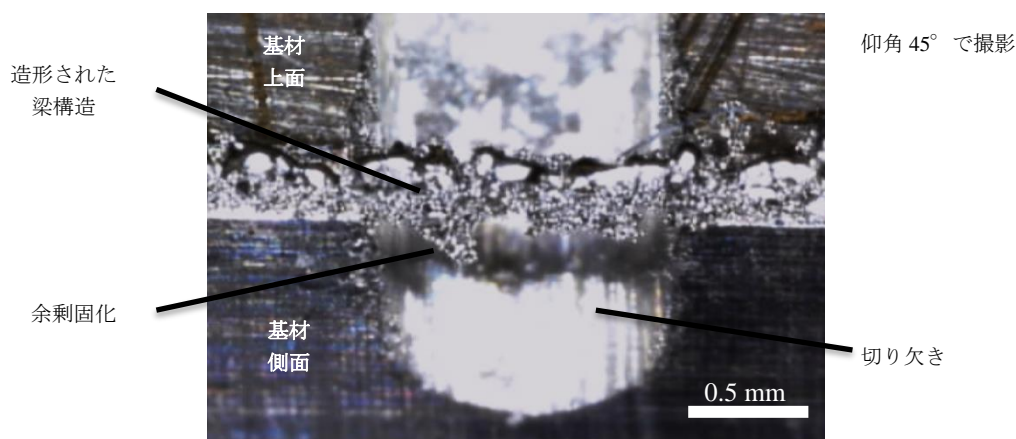


図 4.16 切り欠き部に造形された梁構造（余剰固化付き）

## 4.5 微細ラティス構造による接合継手の簡易評価

4.3 節で説明した壁構造と、4.4 節のボーリング体を足場とした梁構造によって、ラティス構造を造形することとした。本節のラティス構造は、図 4.17 に示す構造である。約 0.6 mm の長さの壁構造を等間隔で配置し、その高さを 0.4 mm まで積層する。その後この上に、ハニカム形状を 2 層分造形する。ハニカム形状は、直径 0.6 mm の円を千鳥状に配置したレーザの軌跡によってこの形状となる。このときの並んでいる円のほとんどは、隣の円と重なっているため、重なり部分は 1 層あたり 2 回分レーザが走査される。これによって、壁構造に乗っていない円弧部分は前節の連結構造ができる。この後、スキージングによって粉末を供給し、もう 1 層分 2 回走査による造形を行う。この結果造形されたが図 4.18 のラティス構造であり、梁構造の線幅は約 0.15 mm で、構造の高さは約 0.5 mm である。なお、梁となっている部分の一部（とくに外縁部）は脱落しているが、大部分は目的の形状が得られた。また、壁構造の間隔と梁構造によって横穴が形成できており、そこに直径 0.12 mm のワイヤーを通すことも可能なことが確認できた。

ところで、これまで説明したように、本研究ではラティス構造による機能発現を狙っており、とくにラティス構造を接合継手として利用するアンカー効果は、実現性の高い機能と考えている。そこでこの実現のために、ラティス構造が継手としての機能に耐えるかを検討することとした。ただし、例えば 1.2.4 節で説明した、人工関節と自家骨のアンカー効果による接合強度の評価を考えた場合、手間のかかる動物実験によって実際の骨との接合体を作り、それを評価するようなことが必要となる。

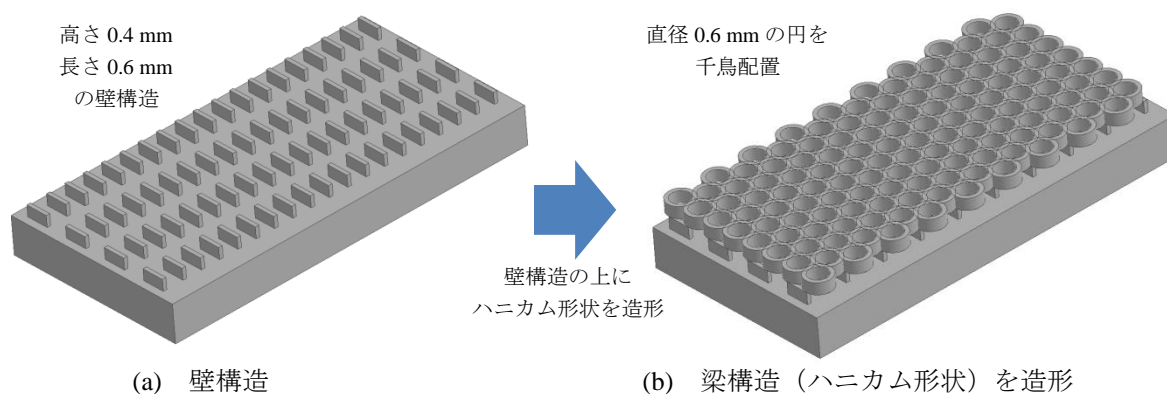


図 4.17 採用したラティス構造

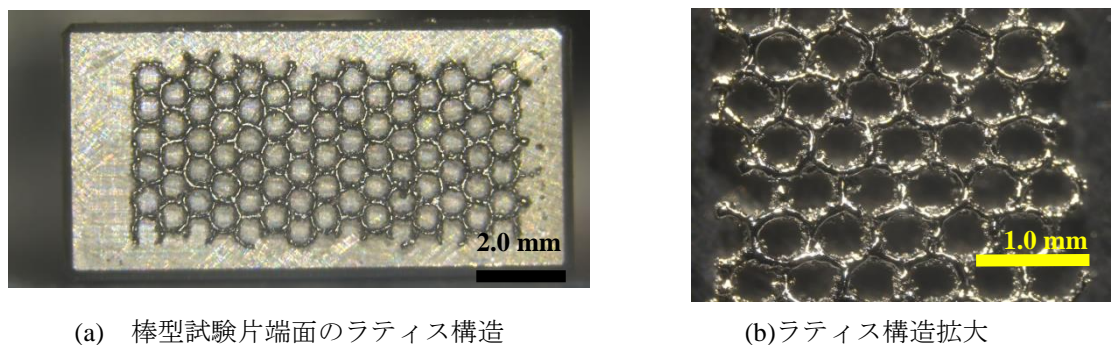


図 4.18 実際に造形したラティス構造

そこで、より簡便な手法で接合強度を評価するために、冷間埋込樹脂をラティス構造内部に含浸させることで、接合強度を簡易的に評価した。接合継手となるラティス構造は、図 4.18 (a)のように図 4.1 (c)の引張用棒型試験片の端面 ( $5 \times 10 \text{ mm}$  の面) に造形しており、この状態で低压ショットブラスト処理を行い、未溶融粒子を除去した。次に試験片をゴム製容器に入れ、この容器に、硬化剤を混ぜた直後の液体の冷間硬化樹脂を流し込み、十分な時間保持することで、図 4.19 のように棒型試験片が、固化した透明樹脂に包埋される。その後、チタン試験片を削らないように注意しながら、回転研磨機でチタン試験片の周りに付着している樹脂を取り除いていく。その結果、図 4.20 のように、チタンの棒型試験片と形状寸法が同じ樹脂材が形成でき、これらはラティス構造を介して接合している。ちなみに、チタン棒型試験片にラティス構造を造形しない場合は、図 4.20 の形状に削り出した時点で、樹脂とチタンが分離してしまう。つまり、樹脂材料とチタン材料を平面の端面で単純に接着させる場合の接合力は、ほぼゼロに等しい。この樹脂材料の仕様については表 4.1 に示す。

図 4.20 のラティス構造を介して接合している試験片を、引張試験機に取り付け、 $3 \text{ mm/min}$  の速度で引張荷重を加えた。その結果、破断荷重は平均  $14.2 \text{ kN}$  (試行回数  $N=3$ ) であった。この破壊形態を確認すると (図 4.21)、ラティス構造は破断しておらず、破断後の樹脂側試験片の破断面に金属片が残っている様子は確認できなかった。試験片の破断面は、図 4.21 に示すように、主としてラティス構造の梁部分の表面と、ハニカム穴部の樹脂部分で生じており、破断面を確認すると脆性破壊による破壊伸展であることがわかる。また、図 4.17 (a)のように壁構造のみ (梁構造無し) を造形した試験片も、同様に引張荷重を加えた結果、破断荷重は  $10.1 \text{ kN}$  であり、ラティス構造によって破断荷重が 40%増加する結果が得られた。これらから梁構造による接合強度向上の効果が認められた。ただし、これらについては詳細な検証は行うに至っておらず、ラティス構造を継手とした接合強度評価は今後の課題である。



図 4.19 樹脂に包埋された棒型試験片



図 4.20 削り出された引張試験片



表 4.1 冷間埋め込み樹脂の仕様および処理方法

商品名	冷間埋込樹脂	スペシフィックス-20
メーカー	ストルアス社	
種類	エポキシ樹脂	
重量混合比	液体樹脂：硬化剤 = 7:1	
硬化時間	8 時間	
攪拌時間	3分	
色	透明	
最高到達温度	60℃	
特徴	収縮が小さく，金属との密着性に優れる	
処理方法	ラティス構造に含浸後，0.2MPaの加圧容器で12時間以上保持	

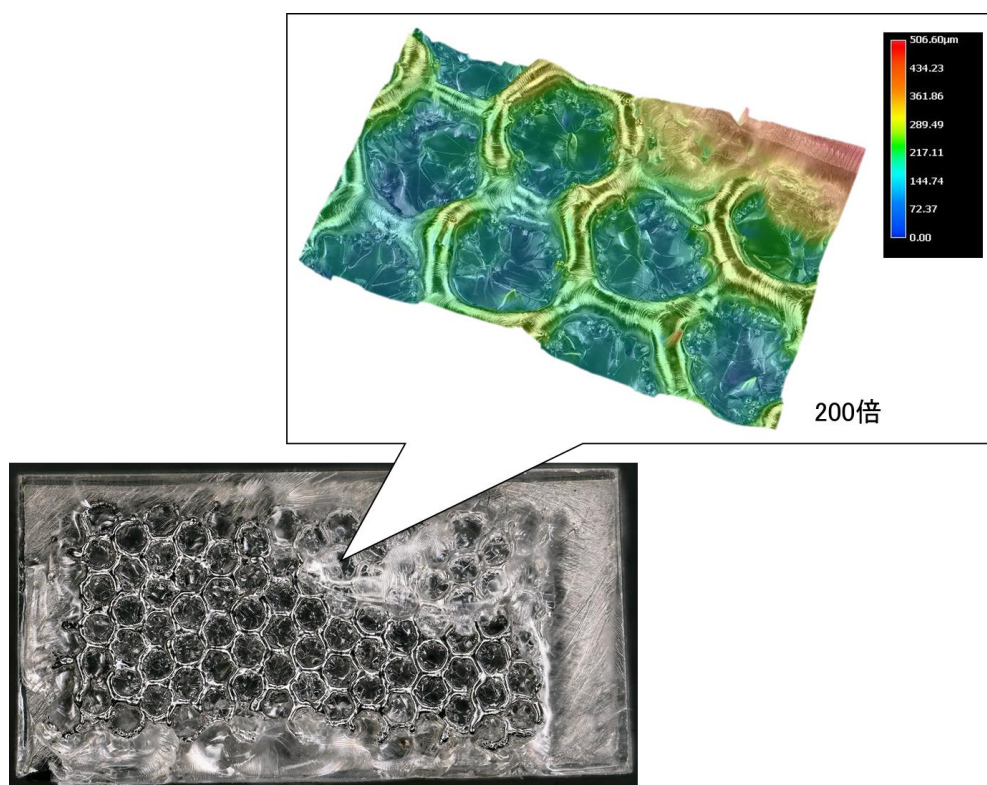


図 4.21 破断面の表面性状

## 4.6 ラティス構造による生物学的固定性（アンカー効果）

1.2.4 項で説明したように、人工関節インプラントやデンタルインプラントの表面に、チタン粉末のプラズマ溶射など<sup>47)</sup>によって、ポーラス構造を付与された製品が販売されている。これは骨組織がこの多孔質の孔内部で形成されることで、インプラントと生体骨とがアンカー効果によって生物学的固定することを期待していることによる。

### 4.6.1 デンタルインプラントへのラティス構造付与

デンタルインプラントについて詳しく説明する。骨に埋入される人工歯根のデザインは数百種類あると言われている。例えば図 4.22 の 2 種類の人工歯根デザイン<sup>48)</sup>については、人工歯根の先端、皮質骨や歯肉と接触するインプラントネック部（アバットメント側）、海綿骨と接触するボディ、そこに形成されているネジ山（スレッド）などにおいて、各々特徴的な形状を有している。なお、図 4.22 の左の人工歯根については初期固定性を重要としたデザインとなっており、図 4.22 の右の人工歯根については生物学的固定（オッセオインテグレーション）、つまり埋入後の骨成長による固定を優先したデザインである。これらは患者の症状に合わせて選択される。

人工歯根埋入直後は、固定される既存骨への圧入によって初期固定を得られるが、図 4.23 に示すように、この初期固定は時間経過とともに衰え消失する。代わりに生物学的固定が増し、初期固定に取って代わる<sup>49)</sup>。この移行期間において、許容範囲を超えた微小動揺を与えてしまうと、生物学的固定が阻害され<sup>410)</sup>、オッセオインテグレーションが得られない場合がある。このことにより、初期固定性を優先（既存骨を圧迫）したデザインの採用が考えられるが、既存骨（皮質骨）への高い負荷は骨吸収を引き起こすため、かえって生物学的固定の遅延につながる事が報告されている<sup>410)</sup>。このようなことから、患者の症状にはよるが、適正な初期固定性を有しながら、埋入後に早期の生物学的固定を得るような人工歯根が求められている。

このような人工歯根を作り出す方法として、微細ラティスコーティング技術が有効ではないかと考えている。図 4.22 右の生物学的固定を重要とした人工歯根では、ネジ山の谷部分がフラットな形状となっており、この領域での骨組織形成によってアンカー効果が生まれることに期待している。また、新しい骨を作る働きを持つ骨芽細胞は、足場に付着しないと増殖や骨基質産出という機能を発揮できない<sup>49)</sup>という特徴を持つ。これらのことから、この足場となるラティス構造をネジ山の谷部分に付与すれば、骨芽細胞の増殖に寄与し、早期の骨成長が得られるのではないかと期待している。

例えば Nobel Biocare 社の製品であるノーベルアクティブ<sup>411)</sup>については、このようなねじ山のピッチは約 0.7 mm であり、その間のフラットな領域の幅は約 0.4 mm である。また、ねじ山高さは約 0.4 mm である。本論文で得られた微細な造形線幅であれば、このような狭い領域でもラティス構造付与は可能であり、自由なデザインの構造を作り出せる。これにより、細胞を積極的に誘導する構造といったことも提案できるかもしれない。

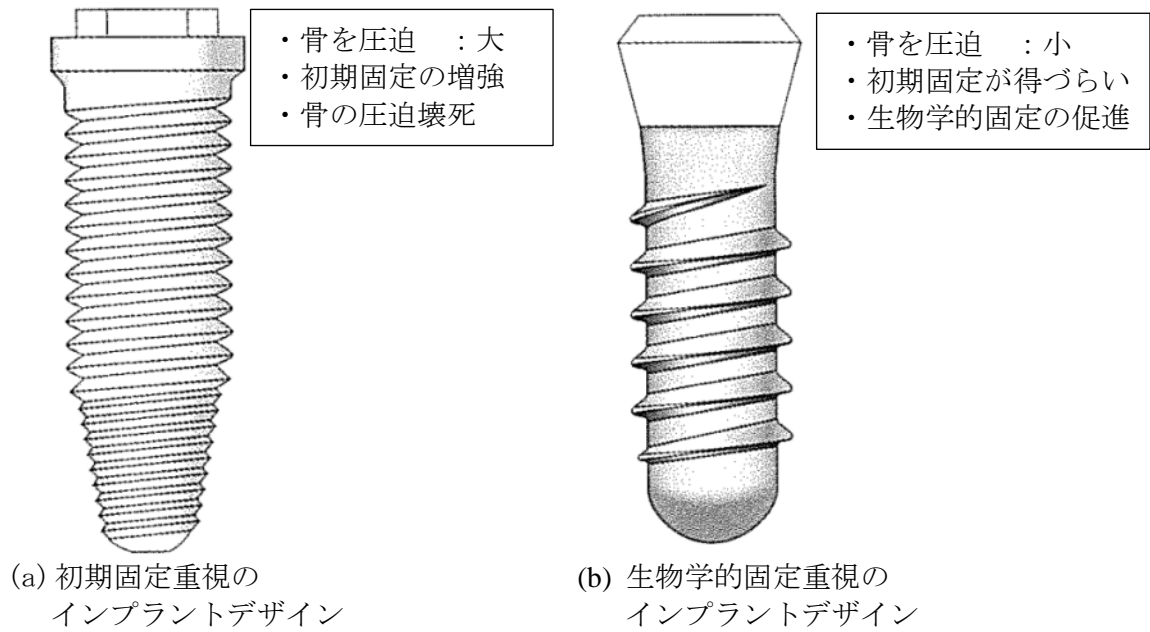


図 4.22 目的による人工歯根デザインの相違<sup>4-8)</sup>

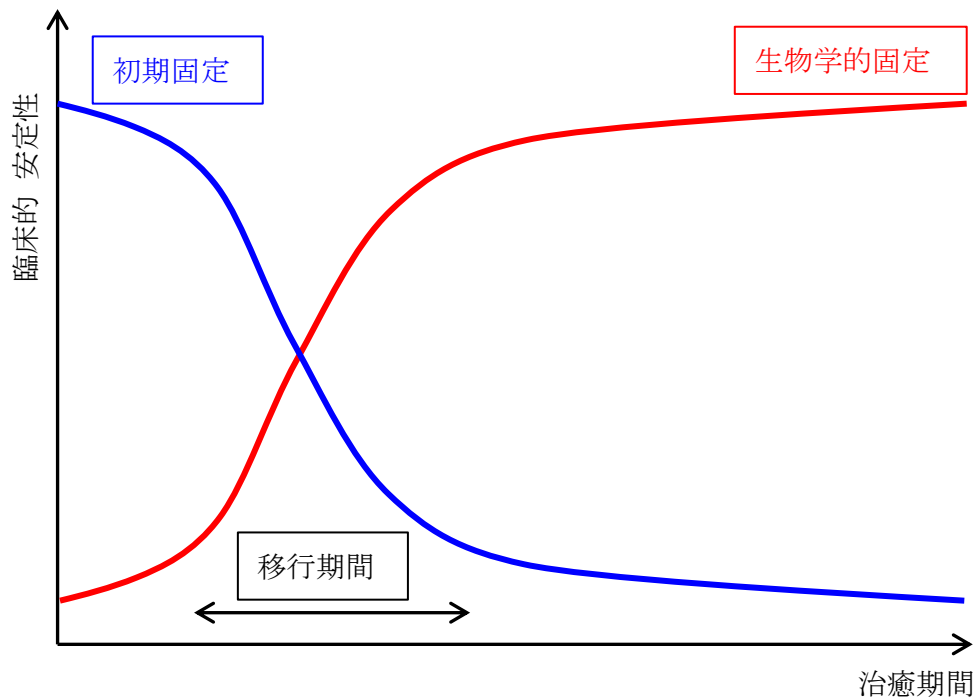


図 4.23 人工歯根の臨床的安定性の推移<sup>4-9)</sup>

## 4.6.2 細胞付着・増殖試験

前項において、デンタルインプラントにおける生物学的固定の早期達成という点から、微細ラティスコーティング技術の活用を提案した。そこで、ラティス構造による骨成長の優位性を確認するために、細胞付着・増殖試験 (in vitro) を実施することとした。

試料は純チタン 2 種 TP340H の厚さ 2 mm の基材であり、この表面に前節で説明したラティス構造を付与したものと、未加工のものを各々3枚準備した (図 4.24)。なお、ラティス構造品については、未溶融粒子除去のため、低圧ブラストを施してある。

実験に用いた細胞は、MC3T3-E1 (マウス由来の骨芽細胞様細胞) である。実験の手順は表 4.2 であり、ウエルプレート容器にチタン試料を入れ、そこに細胞懸濁液を添加し3日間培養する。その後、細胞増殖を測定する WST-1 試験<sup>4)12)</sup>によって、チタン試料上の細胞数を吸光度によって定量評価した。

この評価結果が図 4.25 である。同図に示すようにラティス構造を付与した試料のほうが、未加工の試料よりも有意に高い吸光度を示した。つまり、ラティス構造にはより多くの骨芽細胞が存在していたと考えられる。ただし、この差について細胞が付着できる足場が単純に増えたためなのか、それ以外の構造の影響によって促進されたかの判断はできていない。これについてはさらなる調査が必要である。

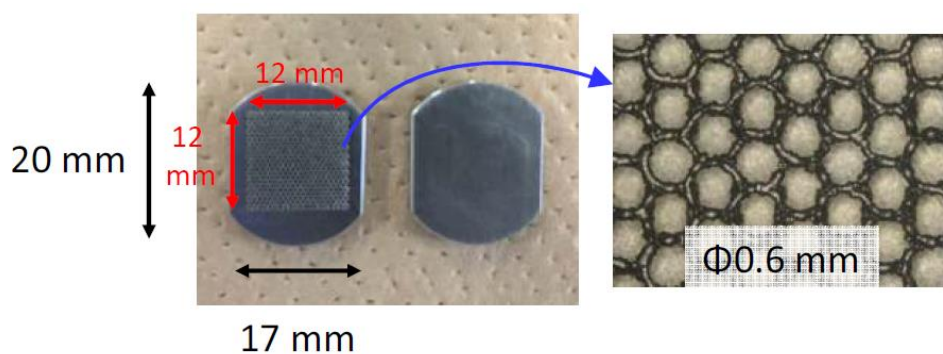


図 4.24 細胞増殖試験用の試験片 (構造付与品と未加工品)

表 4.2 細胞増殖試験の実験手順

手順1 チタン試料の洗浄	・ 超純水中で10分間超音波洗浄 →
	・ アセトン中で10分間超音波洗浄 →
	・ 超純水中で10分間超音波洗浄 →
	・ UVC照射（オーバーナイト）
手順2 細胞懸濁液の調製	・ 前培養したMC3T3-E1を骨芽細胞分化培地に懸濁して細胞数を $6 \times 10^4$ cells/mLに調整
手順3 細胞播種	・ チタン試料を12ウェルプレートに入れる →
	・ 細胞懸濁液を2 mL添加 →
	・ CO2インキュベーターで3日間培養
手順4 WST-1試験	・ チタン試料を新しいウェルに移して $\alpha$ -MEMを1 mL添加 →
	・ 各ウェルにWST-1溶液を100 $\mu$ L添加 →
	・ 2時間培養 →
	・ 培養後の溶液の450 nmの吸光度を測定

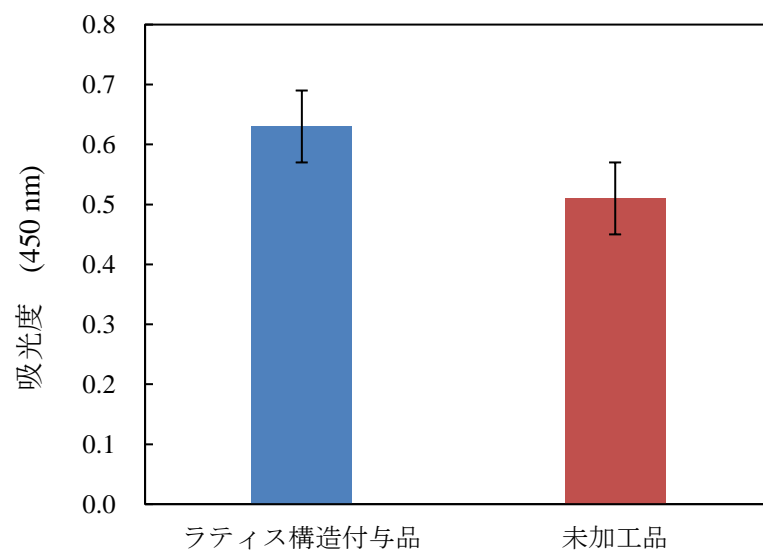


図 4.25 WST-1 試験による細胞数の定量評価

## 4.7 ラティス構造を接合継手とした繊維強化樹脂との異材接合

環境保護などの観点から、自動車車両の軽量化が求められている。この軽量化のために高張力鋼板などの高強度素材や、軽量金属、強化繊維樹脂などの強くて軽い（比強度が高い）素材の活用が進んでいる。ただし、これらの構造素材には一長一短があるため、その異なる特性を適材適所の組み合わせによって、総合的に優れた製品を作り出すといったマルチマテリアル化が注目されている<sup>4-3)</sup>。このマルチマテリアル化の実現のためには、異なる素材同士の接合技術が重要である。

比強度の高い強化繊維樹脂は、軽量化素材として有望であるが、樹脂の欠点（耐熱性など）を補う金属材料との複合化によって、適応可能な自動車部品の範囲はさらに広がる。この強化繊維樹脂と金属との接合については、接着剤を用いた接着法、リベットやボルトによる機械的締結、レーザ加熱などによる熱圧着法<sup>4-14)</sup>、射出成形によるインサート成形法などがある。この中のインサート成形法については、金型に熔融樹脂を射出することで樹脂製品を成形する手法であるが、成形前の金型に金属部品（インサート材）をはめ込んでおくことで、この金属部材を内包した樹脂製品を製造することが可能である。

具体的な事例としてダイキョーニシカワ社では、エンジンの軽量化を『樹脂エンジン』といった観点から、ガラス繊維強化樹脂によるタイミングチェーンカバーを試作している（図 4.26）<sup>4-15)</sup>。このカバーにはクランクシャフト用の穴を設ける必要があるが、この穴の仕様について強化樹脂材で満たすことはできない。このため、この部位をアルミ合金製のリングに置き換え、インサート成形法によって組み込んでいる。リングと樹脂との界面にあたる、リング表面には微細な凹凸が付与されており、そこに樹脂が入り込むことによるアンカー効果によって、強固な結合を作り出している。このような金属表面に凹凸を形成することによるアンカー効果は、とくに極性官能基の無い樹脂材と金属材との接合に効果的である。このため、金属表面に凹凸を作り出す様々な手法が提案<sup>4-16)</sup>されており、1.2.4 節で説明したダイセルポリマー社のレーザ加工もその1つである。

ここで、インサート成形における強化繊維について目を向ける。瀬戸ら<sup>4-17)</sup>の報告によると、アンカー効果によるインサート成形接合においては、ガラス繊維を含有しない非強化樹脂とアルミ合金材との接合よりも、ガラス繊維入り樹脂とアルミ合金材との接合のほうが接合強さは増している。これは、ガラス繊維がアンカー効果を狙った穴に入り込むことで、成形後の樹脂収縮が抑制される点と、樹脂材よりも剛性が高いガラス繊維によって、荷重を受けた際の、樹脂と金属間の剥離が抑制される点、によると推察されている。

ただし、図 4.27 に示すようにガラス繊維が短い場合は、樹脂の流動に伴って、アンカー効果のための穴にガラス繊維が流入することができるが、長繊維の場合は、穴の開口サイズにもよるが、入り込むことが難しい。このため、強化繊維は長いほうが繊維強化樹脂自体の強度が高くなる傾向がある<sup>4-18)</sup>が、長繊維は上述した接合強度向上効果が十分に発揮で

きていない可能性がある。このようなことから、高強度の長繊維強化樹脂を用いながら、高い接合強度を得るには、アンカー効果の場となる構造内部に長繊維が留まるような仕組みが必要となる。

これについて微細ラティスコーティング技術の適応が有効である。微細ラティスコーティングでは、自由な寸法の多孔質構造が作れるため、射出成形時の樹脂および繊維の流動をシミュレートすることで、繊維が効率よく入り込めるラティス構造（接合継手）を造形することができる。また、インサート材となる部品は樹脂素材では仕様を満たせない部位に適応される。例えば図4.26のインサート部品はクランクシャフト用のリングであるため、高い寸法精度と摺動性が求められる。このような高精度が必要なインサート部品を従来工法で製造し、後工程で、強化繊維樹脂との接合面にラティス構造を施すといったことが微細ラティスコーティング技術では可能であり、このようなことができる唯一の技術である。

このようなインサート成形による金属-繊維強化樹脂の接合については、調査の初期段階であり未解明な部分が多い。このため、理想的な強度を得るための適切な構造の検討については今後の課題としたい。

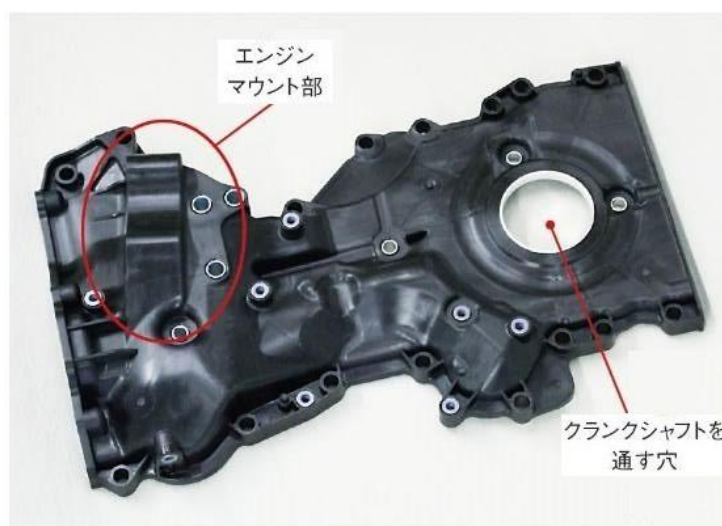


図 4.26 樹脂製タイミングチェーンカバー<sup>4-15)</sup>

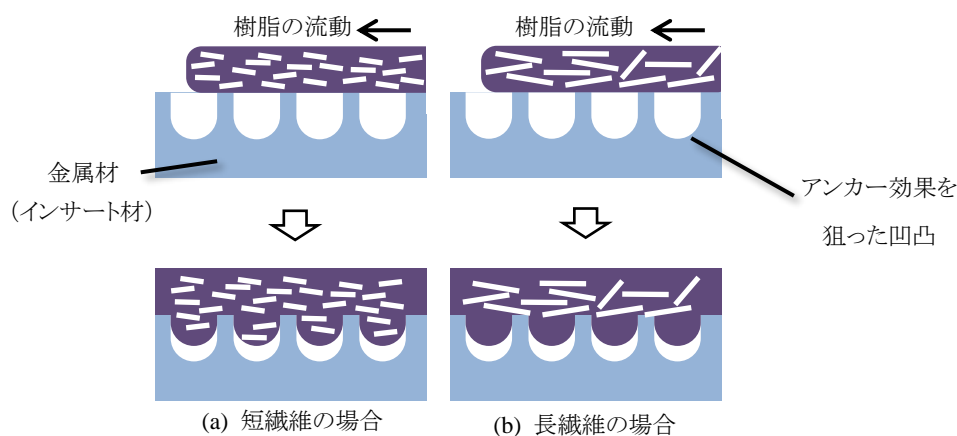


図 4.27 射出成形時の接合界面における樹脂と繊維の流れ<sup>4-16)</sup>



## 4.8 結言

本章では、スキージング手法と低平均出力の連続パルス発振を用いることで、構成する部材が狭小かつ、構造高さが低い微細ラティス構造を造形に取り組んだ。その結果以下のことが分かった。

- (1) 連続パルス発振条件を用いて、積層造形を行ったところ、幅が 0.13 mm で 0.3 mm 以上の高さをもつ直立した壁構造を造形することができた。
- (2) 粉末堆積厚を厚く設定すると、壁構造の層間部分にくびれが生じ、そこにポロシティが発生する。
- (3) 水平な梁構造を造形するには、同じラインを複数回レーザ走査することが有効である。
- (4) 水平な梁構造の裏面には、見た目が悪い余剰固化と呼ばれる塊が付着するのが現状避けられない。これは、十分に厚い粉末層上をレーザが走査した際に形成されるボーリング体が、梁構造の裏面に残留したためと推察できる。
- (5) 長さ 0.6 mm、高さ 0.3 mm の直立した壁構造を等間隔に並べ、その上にハニカム状の水平な梁構造を造形する。これによって高さが約 0.5 mm で、梁の線幅が約 0.15 mm の、連通した横穴をもつラティス構造を造形することができ、本論文の目的の 1 つである製品寸法に大きく影響しないラティス構造が造形可能であることを示した。
- (6) ラティス構造をアンカー効果における接合継手として考え、冷間硬化樹脂を用いた簡単な接合強度を評価した。その結果、梁構造のない壁構造のみの場合よりも、引張破断荷重が約 40 %増加し、梁構造による接合強度の向上が確認できた。

また、微細なラティス構造を既存の製品表面に付与することによって、新たな機能を発現させる提案について、2 つの事例を紹介した。

1 つ目の提案は、既製品の人工歯根のごく一部に、ラティス構造を付与することによって、骨芽細胞の増殖の足場を作り、これによる生物学的固定の早期達成を目指す試みである。

2 つ目は、繊維強化樹脂と金属材料のインサート成形による異材接合において、金属インサート部品表面に強化繊維を抱えこむラティス構造（接合継手）を付与することで、ラティス構造と強化繊維による強固な接合力を得る試みである。

これらのアプリケーションに応じた必要なラティス構造を自由にデザインできるため、これまで以上の機能を発現させることが可能になる。



## 参考文献

- 4-1) 川人洋介, Hongze Wang: レーザ溶接における熱と物質の輸送, 第88回レーザ加工学会講演論文集, (2017) 5.
- 4-2) Carolin Korner et al: Fundamental consolidation mechanisms during selective beam melting of powders, Modeling and simulation in materials science and engineering, 21 (2013).
- 4-3) Julia Kessler, Nicole Balci, Andreas Gebhardt, Karim Abbas: Basic design rules of unit cells for additive manufactured lattice structures, MATEC Web of Conference, 137, 02005 (2017) .
- 4-4) 京極秀樹: レーザ積層造形における製品設計, 金属, 88 (2018), 10.
- 4-5) Michael Cloots et al: Approach to minimize overhang angles of SLM parts, Rapid prototyping journal, 23/2 (2017) 362-369.
- 4-6) Amal Charles, et al: Effect of process parameters on the generated surface roughness of down-facing surfaces in selective laser melting, Applied Science, 9 (2019).
- 4-7) 前原克彦, 土居憲司, 松下富春, 佐々木佳男 : チタン合金製人工関節部材の生体活性化処理, 神戸製鋼技報, 50, 2 (2000), 49-52.
- 4-8) 丹野努, 鈴木建造ほか : The Fabric of the Modern Implantology 近代インプラント治療のテクニックとサイエンス, (2017) ,18.
- 4-9) 山田将博ほか : The Fabric of the Modern Implantology 近代インプラント治療のテクニックとサイエンス, (2017) ,28-41.
- 4-10) J.Y. Cha, et al. : Multiscale Analyses of the Bone-implant Interface, J Dent Res., 94 (2015),482-490.
- 4-11) ノーベルアクティブ・インプラント製品カタログ, Nobel Biocare 社カタログ.
- 4-12) ”細胞増殖試薬 WST-1” ,Sigma-Aldrich 社ウェブサイト,  
<https://www.sigmaaldrich.com/japan/lifescience/roche/cell-biology/proliferation/5015944001.html>  
(参照 2019 年 6 月 8 日).
- 4-13) 中田一博 : マルチマテリアル時代の接合技術 - 異種材料接合を用いたものづくり -, 産報出版株式会社, (2016), 36-43.
- 4-14) 川人洋介, 丹羽悠介, 西本浩司, 片山聖司 : 溶接学会論文集, 30, 2 (2012) 142.
- 4-15) 日経ものづくり 2017 年 9 月号, 日経 BP 社, (2017) 48-49.
- 4-16) 永井太一 : 化学的粗面化技術による金属/樹脂・ゴムの接合強度向上, 表面処理, 67, 12 (2016) 654-657.
- 4-17) 瀬戸雅宏, 田中宏明, 片山昌広, 板倉雅彦, 山部昌 : 樹脂 - 金属接合射出成形品の接合強さに与える強化繊維の影響, 成形加工, 28, 10 (2016) 427-433.
- 4-18) 奥村欽一, 浅井俊博 : 長繊維強化熱可塑性樹脂の自動車部品への適応, 神戸製鋼技法, 47, 2 (1997) 73-76.

## 第5章 重力落下式粉末供給法による造形

---

### 5.1 緒言

第4章において、微細な造形幅を持ち、ごく薄い厚さのラティス構造を平坦な基材上に造形することができた。ただし、本論文の目的は序論で説明したとおり、この微細なラティス構造を製品（バルク材）表面に付与する技術の確立であり、このバルク材表面が1.6節の図1.24のように曲面上であっても、ラティス構造が強固に接合されていることが望ましい。また、1.5節の図1.19で説明したように、オーバーハング構造を造形するときには、熔融プールを支える足場が必要である。さらにこの足場は、造形後にラティス構造内部から容易に取り除ける、金属粉末自体であるべきである。これらのことから、曲面上に粉末の足場を形成する手段が、本論文で掲げた微細ラティスコーティング技術の確立に必要である。

そこで、本章ではこの粉末の足場を維持しながら、積層造形を行うために、新たな粉末供給手法について提案している。この粉末供給手法については微量な粉末を脈動なく搬送できる高精度粉末供給器を用いる。本供給器から真下に排出される粉末は、重力および、落下による空気抵抗以外の外力を可能な限り抑えた状態で落下し、バルク材上に堆積する。さらにバルク材を等速運動すれば、その表面に均一な堆積層を作ることができる。堆積した粉末はその摩擦力や分子間力によって比較的緩やかな曲面表面においても、その場を維持することが可能である。

本章ではこの重力落下式粉末供給方法によって形成された粉末堆積層に、レーザを照射することによって壁構造を積層造形し、その積層造形過程における最上層をレーザプロファイル測定器によって、測定、観察し、そのプロファイルの変化についてまとめている。

## 5.2 実験方法

### 5.2.1 供試材

本実験では、第 2～4 章と同様に、純チタンを素材として採用している。基材については図 4.1 (a)の純チタン基材の冷間圧延材を採用している。純チタン粉末については第 3, 4 章と同じく、ガスアトマイズ法で作られる(株)大阪チタニウムテクノロジー製の TILOP45H を、ふるい分けによって、粒径分布を  $\phi 28\sim 35$  にしたものである。

### 5.2.2 レーザ発振器とレーザ条件

レーザ発振器およびレーザの集光特性については、第 2～4 章と同じく表 3.1 の構成である。レーザの波形については、第 4 章で微細ラティス構造の造形に採用した図 4.2 の平均出力 32.5 W の連続パルス発振条件である。走査速度についても同じく 100 mm/s とした。

### 5.2.3 高精度粉末供給器

図 5.1 に粉末供給装置の構成を示す。モータに連結した縦型のスクリーウの先端は 4 枚刃のフラットエンドミルを模した構造となっており、これの回転によって粉末が運搬される。さらにスクリーウの先端には、それとほぼ密接した形で薄平板が配置してあり、薄平板に設けられた幅 0.2 mm のスリットを通過した粉末だけが、シュートを通じて真下に落下し、その下に配置された基材上に堆積する。スクリーウは、そのらせん溝に入り込んだ粉末を、持ち上げる方向に回転しているため、スリットを通過できなかった粉末はスリットに押し込まれることがなく、上方へ排出される。これによってスリットとスクリーウ間での粉末の圧縮が抑制され、粉末詰まりによる供給量の脈動を低減させた。

図 5.2 は本供給器による累積供給量の時間変化を、再現性 0.1 mg の音叉式分析てんびんを用いて 0.1 s 毎に測定した結果であり、スクリーウの回転速度によってまとめている。同図より、スクリーウ回転速度と供給時間によって、累計供給量を定量的に制御できることがわかる。

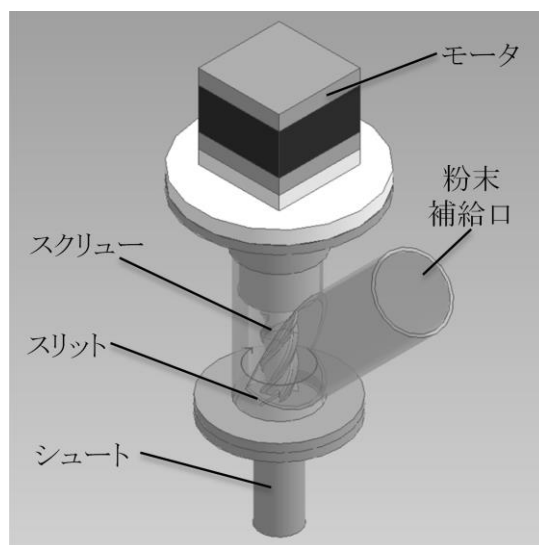


図 5.1 高精度粉末供給器

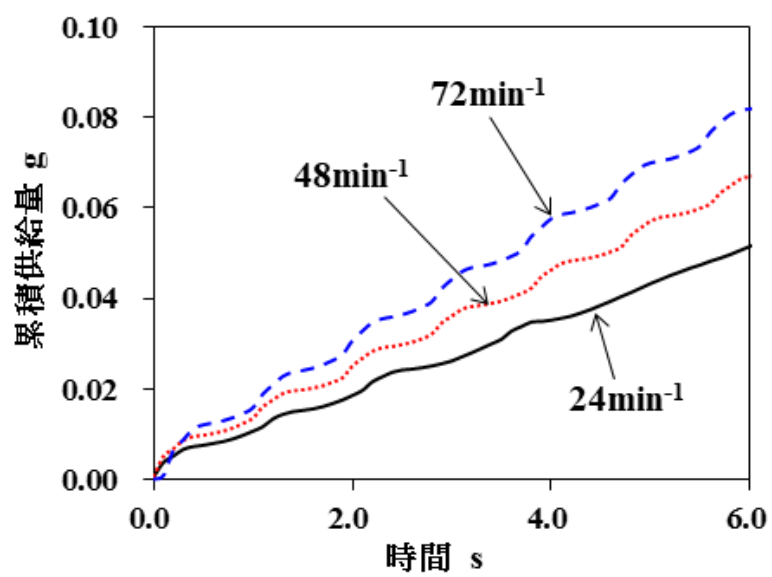


図 5.2 粉末供給器のスクリー回転数による累積供給量

## 5.2.4 実験装置および加工プロセス

実験装置は図 5.3 に示すように、4つのステーションによって成り立っている。造形を施す基材は、造形ステージに固定されており、これが繰り返し精度 $\pm 1\text{ }\mu\text{m}$ のリニアサーボモータによって各ステーション間を移動する。造形の流れとしては、まず高精度粉末供給ステーションにて、真上に設置された粉末供給器から適量粉末を重力落下させ、同時に造形ステージを等速運動させることで、基材上に均一な堆積層を作る。次に、3次元プロファイル測定ステーションに移動し、形成した堆積層を、高さ方向の繰り返し精度 $0.2\text{ }\mu\text{m}$ の能力を持つレーザ2次元プロファイル検出器によって測定する。この際も、造形ステージは $16.0\text{ mm/s}$ の等速運動しているため、堆積層の3次元プロファイルの取得および、その評価が可能である。

その後、レーザ造形ステーションに移動するが、レーザによるチタンの酸化を抑制するため、基材を覆う形で造形ステージにチャンバを手動で設置し、その内部をアルゴンガスに置換している。チャンバにはガスの流入口と排出口があり、堆積させた粉末を動かないように、 $1.0\text{ L/min}$ 以下の流速でガスを流入し続け、この状態を30秒以上維持することで、低酸素環境を作っている。チャンバの上面には、ガルバノスキャナの走査範囲をカバーするファイバーレーザ用の透過窓が付属している。なお、チャンバ側方には加工状態を高速度カメラにて撮影できる観察窓と、カメラ用の照明窓が相対する位置に設置されている。

レーザ造形完了後、拡大観察ステーションにて顕微鏡による造形状態を判定し、1層分の造形が完了する。なお、次層の造形を行うためにチャンバを取り外す必要がある。以上の動作を繰り返すことで、3次元造形を行う。

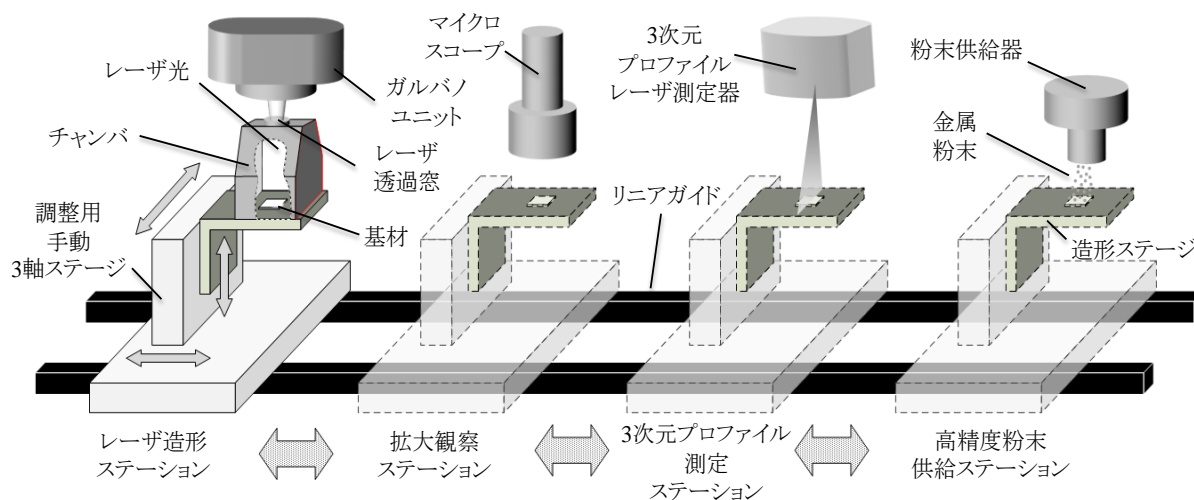


図 5.3 実験装置の構成

## 5.3 実験結果および考察

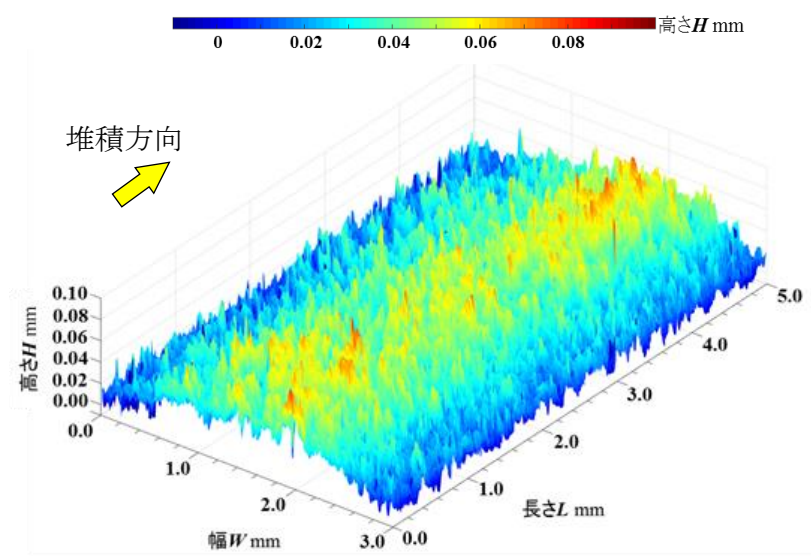
### 5.3.1 重力落下式粉末供給による壁構造の造形

4.3.1 節で説明したように、1 層あたりの粉末の堆積厚は造形品質に大きく影響を与える。この堆積厚による壁構造の断面について示した図 4.7 を参考にして、造形構造の強度を考え、層間部分にくびれが少ない堆積厚 50  $\mu\text{m}$  の条件を採用することとした。そこで図 5.2 を参考にして、粉末供給量の脈動が比較的小さい 24  $\text{min}^{-1}$  の条件の下で、堆積層中央付近の厚さ平均が 50  $\mu\text{m}$  になる造形ステージ移動速度を調べた。その結果、30 mm/s の移動速度を得ることができ、これらの条件を基準として、基材上に幅が約 6 mm で、長さが約 20 mm の粉末堆積層を形成した。さらに、この堆積層の断面中央を狙って堆積方向と平行に、10 mm の長さのレーザを走査させ、1 層分の造形体を形成した。

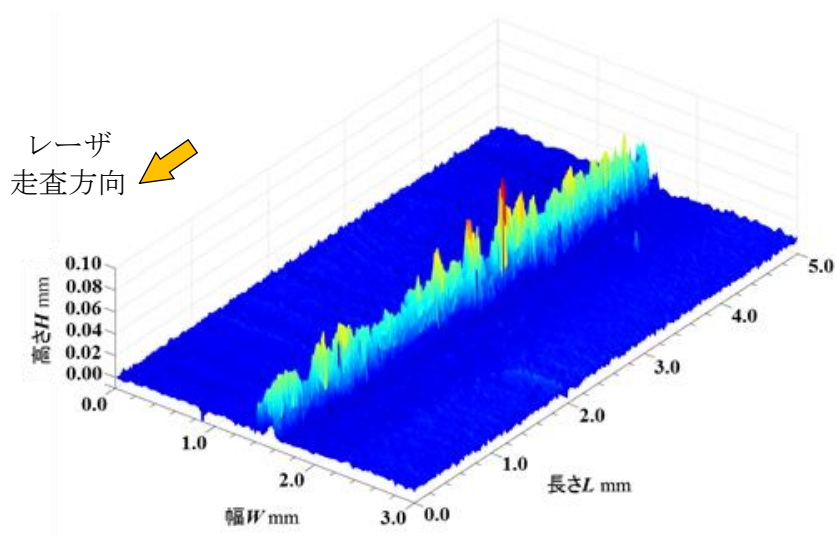
図 5.4 の 3D プロファイルは、この粉末堆積層において表面性状が比較的均一な 5 mm の区間を選択したものであり、それと同位置に形成された造形体も併せて示している。なお、造形体の 3D プロファイルは周囲の粉末粒子を刷毛によって取り除いた状態のものである。さらに、選択した領域の造形体稜線部の 2D プロファイルと、それと同位置の造形前の粉末堆積層の 2D プロファイルも併せて示している。また、厚さ 50  $\mu\text{m}$  を狙い値とし、PBF 法のスキージング操作によっても堆積層を形成し、同様にレーザ走査によって形成された造形体についても調査した。このスキージングの結果を図 5.5 示す。

これらの画像により、重力落下式においても、レーザ走査によって造形体を形成することが可能なことが確認できたが、重力落下式によって形成された造形体の方が、プロファイルの高低差が大きい。また、ボーリング欠陥の頻度についても、重力落下式の方が多いことが確認できた。

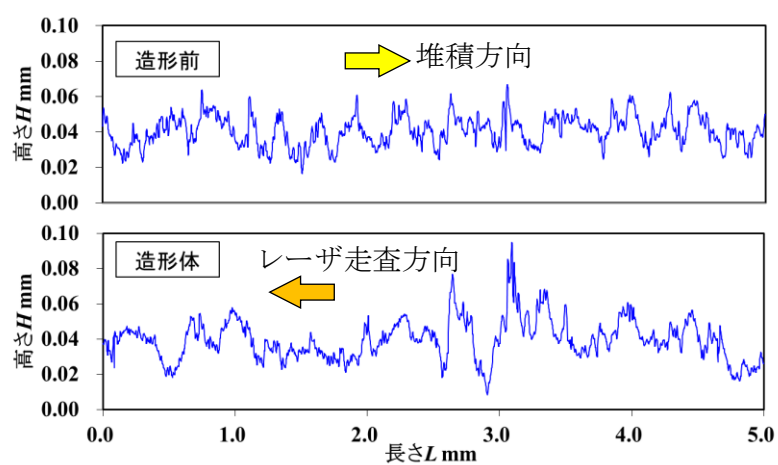
第 3 章では粒子の重なりを抑制するために単粒子層を採用しており、この単粒子層による図 3.13 (a) のパルス条件で得られた造形体の 2D プロファイルは、スキージング法で得られた図 5.5 (c) の造形体と同様に凹凸が少ない。このことと、重力落下式は造形前の粉末堆積状態（表面性状）の凹凸が大きいことから、造形前の堆積状態（粒子の重なりなど）が、造形後の造形体表面性状に影響を与えると推察できる。



(a) 造形前の粉末体積層



(b) レーザ走査による造形体



(c) 造形体稜線の 2D プロファイル

図 5.4 重力落下式供給による 1 層分の堆積状態とそれによる造形体

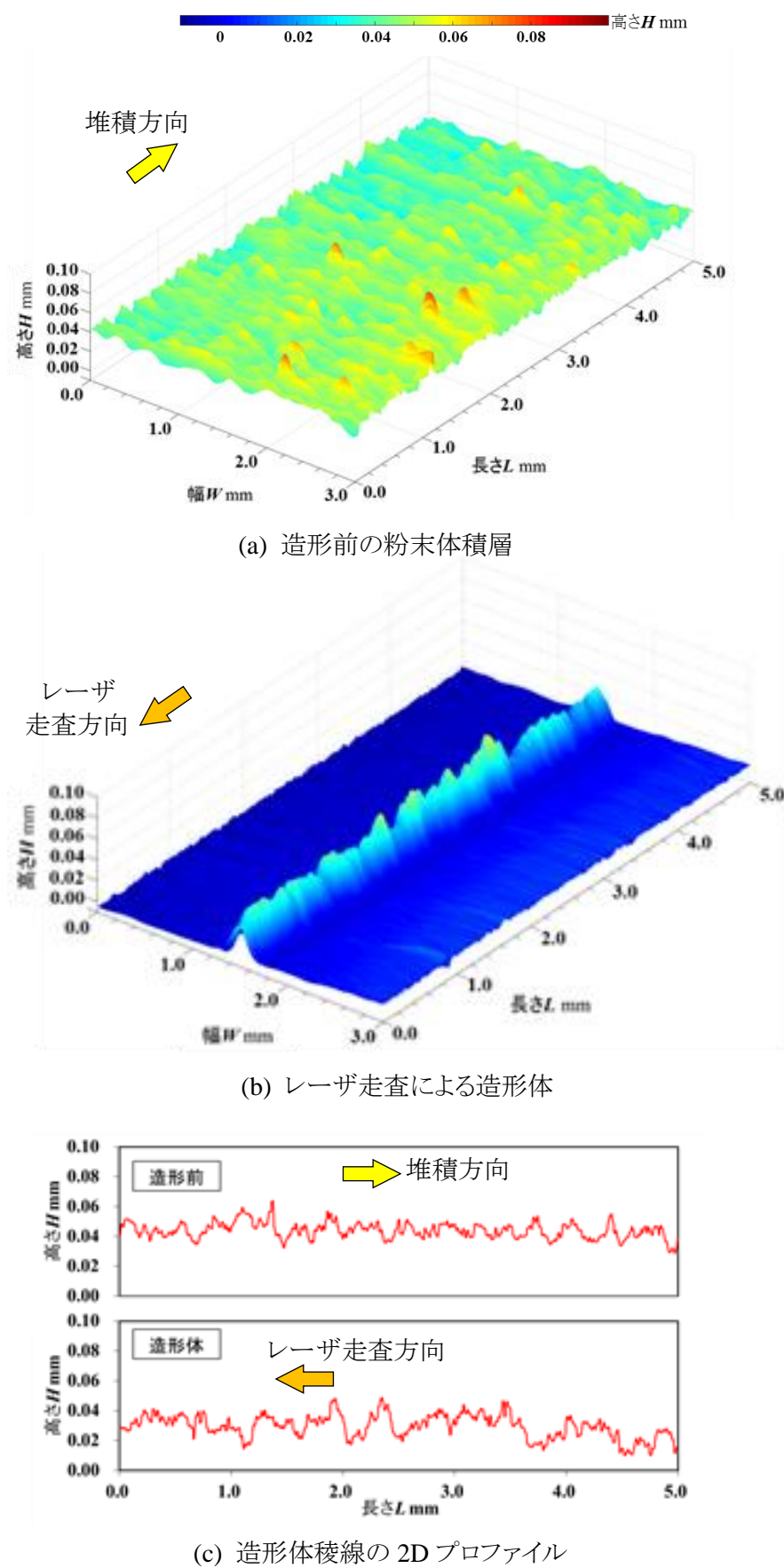


図 5.5 スキージング法による 1 層分の堆積状態とそれによる造形体



次に、重力落下式供給による積層造形について調査した。ここで、加工直後の造形体に目を向けると、レーザ照射によって飛散した粒子や、蒸気流によって引き寄せた粒子が、造形体の上に接合せずに付着している場合があり、造形体の正確なプロファイル測定ができない。また、この付着粒子は堆積厚のばらつきの原因に繋がる。スキージング手法であれば、次層においてこの付着粒子はブレードによって最適な位置に再配置させられるが、重力落下式では、付着粒子の上にさらに粉末を供給するためである。そこで、付着粒子の除去を目的として、造形と同一条件のレーザで、再度造形体表面を走査することとした。この2次加工による造形体の時間変化を、高速度カメラで撮影したものを図5.6に示す。同図より造形体上に付着している粒子の集合体が、狙いどおりレーザ射線と干渉することで、スパッタとして発光しつつ弾き飛ばされるのが確認された。

この2次加工をプロセスに含めて、重力落下式供給による7層分の積層造形を行い、図5.7に示す約0.4 mmの高さをもつ垂直な壁構造を造形した。図5.8は、このときの1層ごとの造形体表層の稜線長手方向の同一領域を、2Dプロファイルで7層分まとめたものであり、粉末供給条件は図5.4で採用したものと同一である。図5.8の各層のプロファイルから、下層においては供給粉末の堆積厚より大きな段差が不規則に発生することはあるが、それがその上層で拡大することはほとんどなく順次積層されていき、第7層の基材からの高低差のばらつきは約50  $\mu\text{m}$  となった。また、表面性状に注目すると、第6層、7層はその下の層に比べ、大きな突起は低減される傾向があることが確認できた。

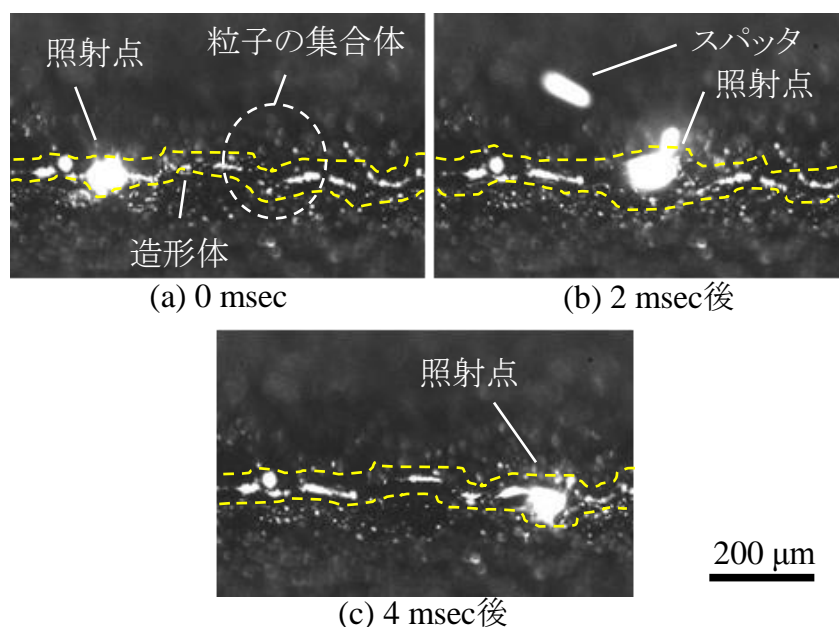


図 5.6 2次加工による粒子の除去

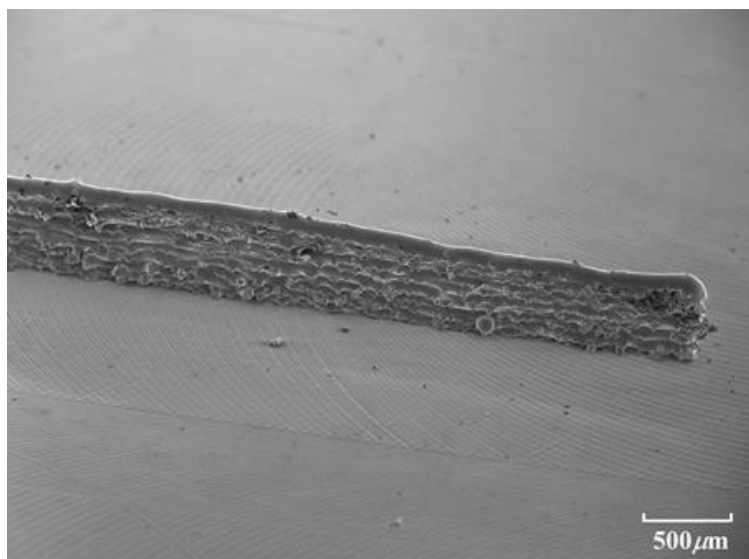


図 5.7 重力落下式粉末供給による壁構造の造形

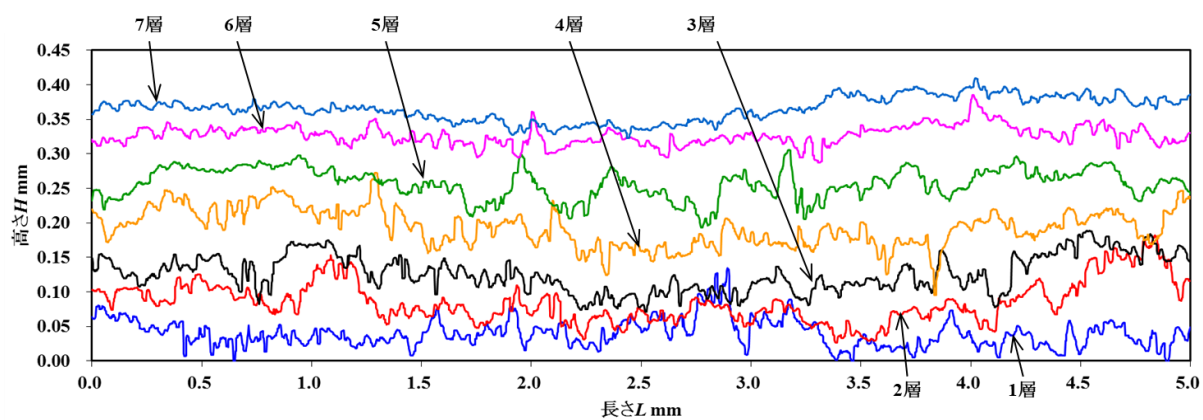


図 5.8 重力落下式積層造形による各層の 2D プロファイル (長手方向)

## 5.3.2 上位層における段差の緩和

重力落下式では、場所によらず均一に粉末が堆積することを想定しているため、下層に段差があれば、上層にはその段差を引き継いだ形で造形されていくはずである。しかしながら、図 5.8 をみるかぎり、この影響はそれほど大きくない。この原因を調査するために、図 5.7 の  $L=2.5\text{ mm}$  における断面を 2D プロファイルとして抜き出したものを図 5.9 に示す。同図の  $W=1.5\text{ mm}$  部分がレーザの狙い位置であり、紙面に対して垂直にレーザを走査している。これにより、この位置を中心に約  $100\text{ }\mu\text{m}$  の幅の造形体が形成され、その周囲には粉末が堆積している。なお、この堆積の傾向を明確にするために図 5.9 の各プロファイルにはスムージング処理を施している。粉末の堆積厚は層が増加するごとに、第 4 層の  $W=1.7\text{ mm}$  付近を除き、全域で増加している。しかし、第 3, 4 層をみると、造形体の位置 ( $W=1.5\text{ mm}$ ) には窪みが生じているのに対して、第 6, 7 層については逆に突起となっており、上層と下層で造形現象に違いがあることが考えられる。

第 3, 4 層において段差が拡大しない原因について考察する。図 5.10 は第 4 層および第 6 層のレーザ照射前後の断面 2D プロファイルである。レーザ照射前の第 4 層の粉末堆積層は中央にピークのある山なり形状であるが、レーザ照射によって、その側方に大きなピークが表れている。またレーザ照射点には、堆積層に対して約  $50\text{ }\mu\text{m}$  程度落ち込んだ高さに造形体が形成されている。この落ち込みは PBF 法で指摘されている<sup>5-1)</sup>粉末のかさ密度に起因するものや、造形中の粒子の飛散などが原因と考えられる。その後の、第 5 層の粉末供給によって、この窪みとピークは解消され、再びなだらかな堆積層が形成される。この第 5 層の堆積層と、第 4 層の造形体について長手稜線の 2D プロファイルを示したものが図 5.11 である。同図をみても、粉末の堆積によって細かな凹凸が解消されていることが分かる。これらのことから、重力落下式供給によって、粉末粒子はそのまま真下に落下するだけでなく、造形体の表面性状や既にある粉末の堆積状況に影響を受けて、堆積することが推察され、これが、下層部で生じた段差が拡大しない原因の一つだと考えられる。なお、本報では粉末供給の時間あたりの量については注目したが、粉末粒子の落下による運動量および、それによる堆積層などへの衝突についても、重要であることが示唆されている。

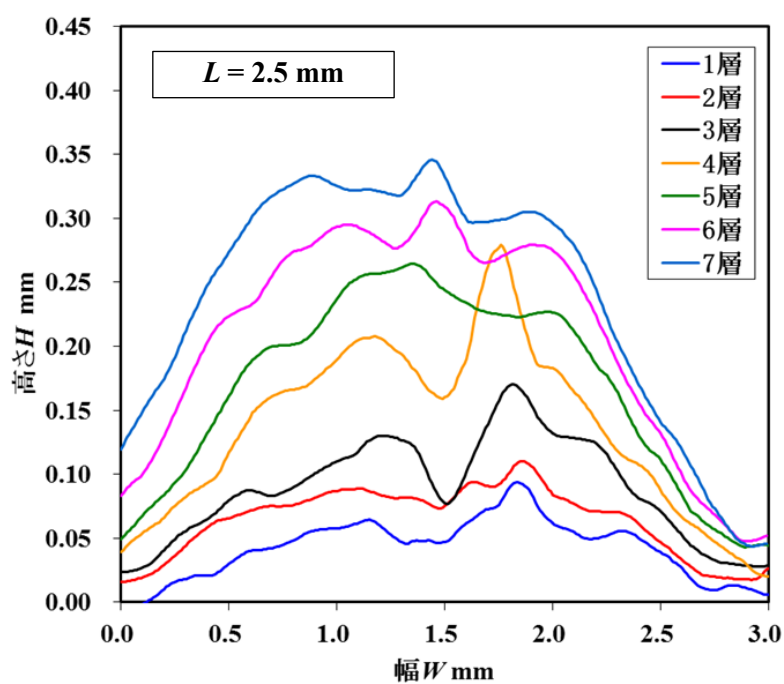


図 5.9 積層造形後の 2D プロファイル (断面)

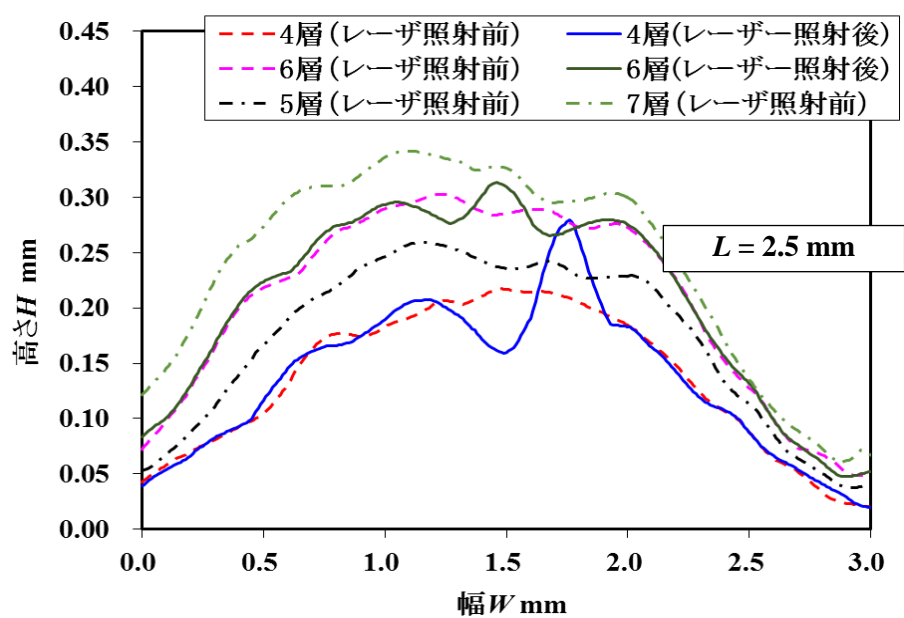


図 5.10 レーザ照射前後のプロファイルの比較 (断面)

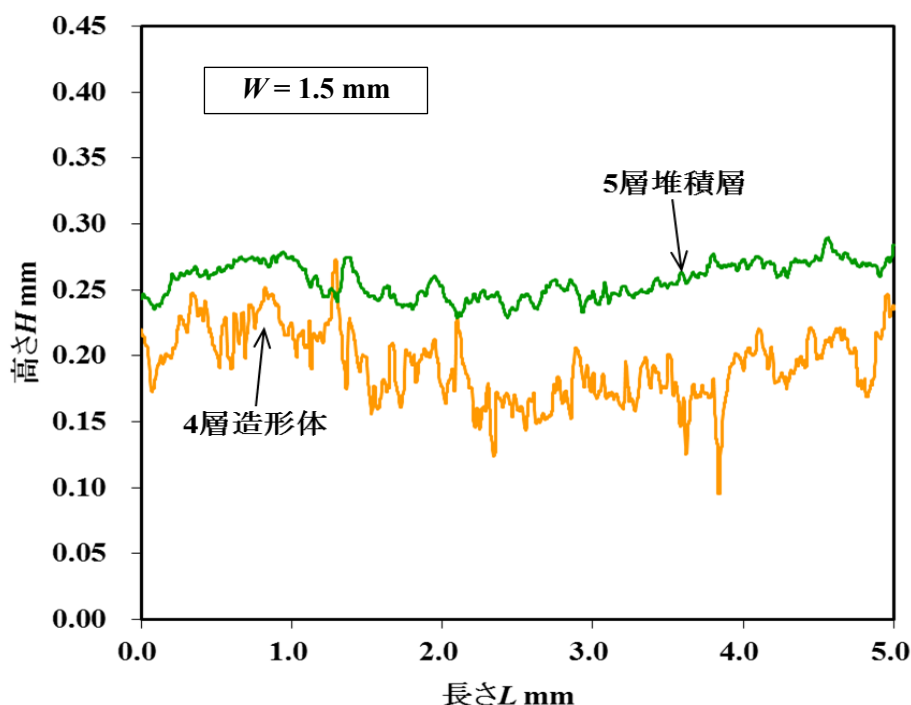


図 5.11 第4層造形体と第5層堆積層のプロファイル

### 5.3.3 高速度カメラ像による各層の造形挙動

次に図 5.8 の下層部において、頻繁に発生する突起の原因と、これが第 6, 7 層で抑制される原因について考察する. 図 5.10 のレーザ照射位置 ( $W = 1.5 \text{ mm}$ ) において、第 6 層の造形体と、第 7 層の粉末堆積層のプロファイルの差は、粒子 1 粒程しかなく、ほぼ堆積粒子が存在していない. これは、採用した粉末は流動性が高く、安息角は小さいが、堆積層の高さが増えるにつれて、堆積層の斜面を滑り落ちる粒子が増えるためだと考えられる. しかし、図 5.8 や図 5.9 の結果より、第 7 層のレーザ走査によって、造形体が成長していることが確認できる. これについて、第 7 層における造形中の高速度カメラ像である図 5.12 によって説明する. 同図 (a) より、レーザ走査前でありながら、第 6 層で作られた造形体が見えており、この上に供給したはずの粉末粒子は、造形体上にほとんど乗っていないことが確認できる. 造形体上をレーザが走査すると、造形体表層に溶融プールが形成される. 3.4 節で説明したとおり、この溶融プールからのブルームは、周囲の粉末粒子を引き寄せる効果<sup>5-2,3)</sup>もっている. これにより図 5.12 においても、溶融プール進行方向の粒子が無くとも、その側方の粒子が多く引き寄せられ、溶融プールに合流し、造形体の成長に繋がっている.

一方、第 4 層における造形中の高速度カメラ像である図 5.13 を見ると、第 3 層の造形体上に粒子が堆積しているのが確認できる. 図 5.12 と同様に、走査ライン側方から引き寄せられた粒子についても第 4 層の造形に利用されるが、第 4 層の造形の主体は、第 3 層の造形体上の粒子、つまり進行方向に堆積した粒子である. この堆積粒子に溶融プールが近づくと、そ

のまま溶融プールに取り込まれる場合と、前方に傾斜したプルームによって、弾き飛ばされる場合がある。このプルームの傾斜は、第3層の造形体が下り勾配の場合、より起こりやすい。また、前方に傾斜したプルームの高いエネルギーによって、曝された粒子は弾かれると同時に、加熱され、発光し、液滴のように振る舞う場合がある。このような粒子どうしが接触することで融合し、より大きな塊（ボーリング体）となる。この塊はその質量により、遠くに飛ばされず、進行方向のレーザ走査ライン上に付着する、あるいはライン沿いに堆積する。図5.9における第4層の  $W = 1.7 \text{ mm}$  付近の高いピークとなっている部分は、この塊によるもの可能性がある。プルームによって弾かれた粒子は、周囲の粒子も巻き込んで飛散していくこともあるため、図5.13は図5.12に比べスパッタ量は圧倒的に多く、進行方向の粒子が喪失してしまうことも多くある。これらが複合的に働くため、下層部の造形体の表層は大きな凹凸が形成されやすい。

以上のことから、第4層と第7層の表面性状の違いは、その下層で形成された造形体の表面性状と、その周囲の粉末堆積層の状態によるものと推察される。これによって、意図的に第7層のような堆積状態を作り出し、平滑な表面性状を作り出せることも期待できる。

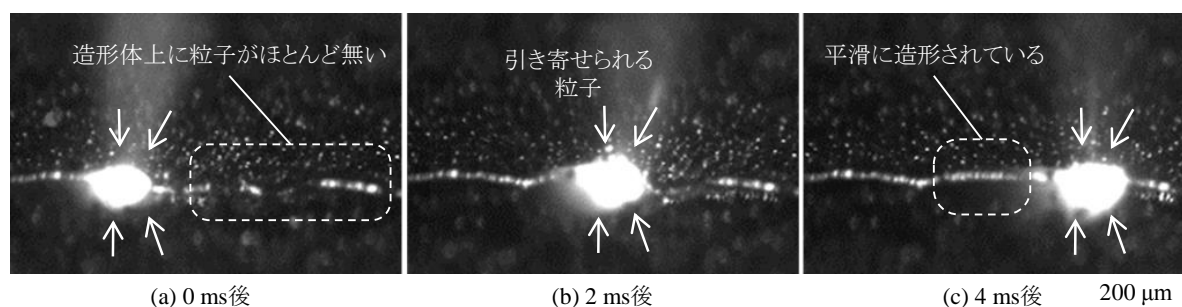


図 5.12 第7層における造形中の溶融プールおよび周囲の粉末の挙動

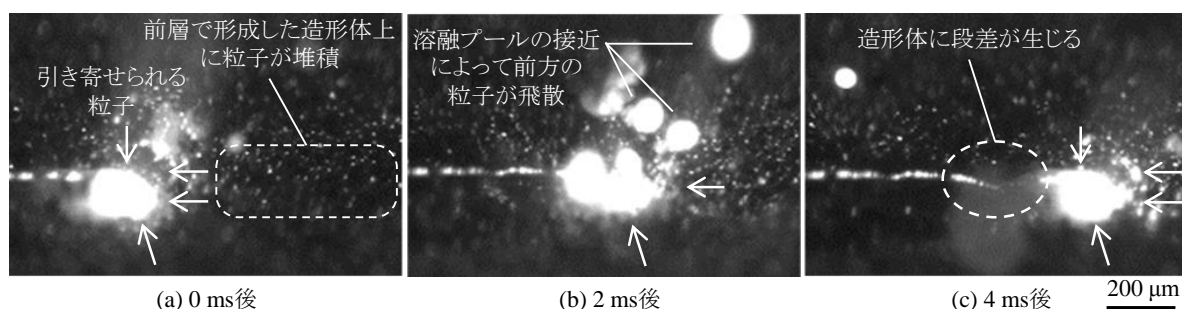


図 5.13 第4層における造形中の溶融プールおよび周囲の粉末の挙動

## 5.4 重力落下式によるラティス構造の造形

前節までの説明によって、高さのばらつきはあるものの、微細ラティスコーティングに必要な高さを持った壁構造を、重力落下式供給方法で造形することができた。次にラティス構造の造形について取り組んだ。図 5.14 の SEM 像が実際に重力落下式粉末供給方法によって、ラティス構造を造形した例である。ラティス構造を付与したバルク材は、市販品の純チタン製丸棒でありその直径は 6 mm である。この円周部表面に、構造高さ約 0.6 mm で、円周に対する幅として約 1.5 mm の直行した直線からなるラティス構造が付与されている。

4.4 節でも説明したように、水平な梁構造の造形は不安定な部分が多いため、同じ梁部分のラインを複数走査し、さらに 3 層分の梁構造を積層するといった方法によって梁構造を作った。このため、梁部分の厚さが 0.3 mm 以上になっている。このような念入りな造形を行っても、梁構造の一部は大きく落ち込んでいる部分がある。また、梁構造の造形時に足場となったボーリング体（余剰固化）の名残が、梁構造の裏面に付着しており、これによって横穴の開口部が狭くなっている。このようなことはあるが、構造の側方から覗き込むと、その反対側が見えており、本研究が求める、空気や流体、生体細胞などが自由に出入りできる 3 次元多孔質構造が得られている。これらのことから、本論文の目的である微細ラティスコーティング技術の確立といった点から言えば課題はまだ多いが、図 5.14 の結果はその実現の可能性を十分に示すものであると考えている。

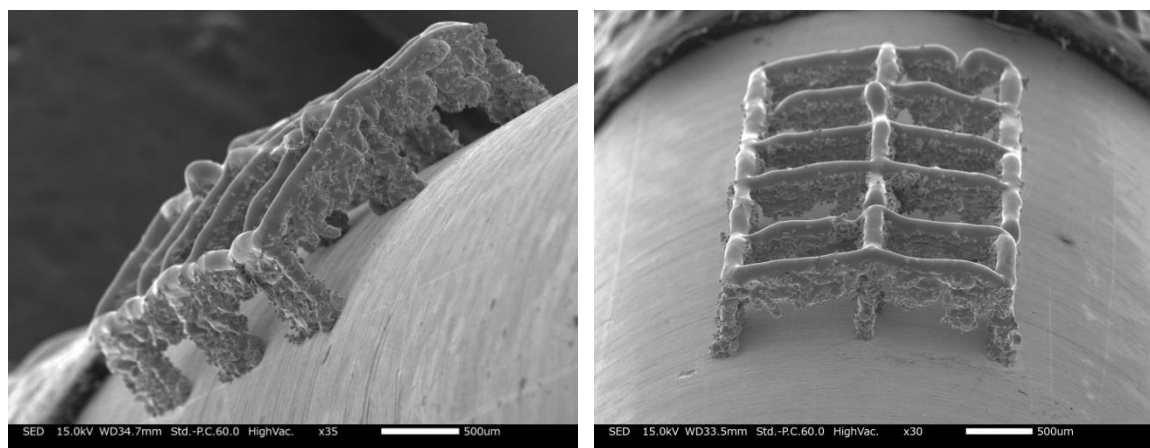


図 5.14 重力落下式粉末供給法による円周上のラティス構造の SEM 像

## 5.5 結言

本章では、微細ラティスコーティング技術の重要な要件である、ラティス構造をバルク材表面に付与するという点の実現のために、重力落下式粉末供給を利用したプロセスを提案している。また、同プロセスによりラティス構造のベースとなる壁構造を造形した際の、各層表面におけるプロファイル（表面性状）に注目して詳細な評価を行っている。

その結果、下層部では凹凸が大きいプロファイルを形成するが、層が増加するにつれて、これが緩和され、6 層を超えた辺りから平滑な表面性状が得られることが明らかとなった。これは、下層部と上層部で、造形体の表面性状と、供給された粉末の堆積状態が異なり、それによって、造形中の熔融プールと、造形の素となる周囲の粉末粒子の挙動に差異が生じるためだと考えられる。このようなことから、本供給方法である程度均一な高さをもつ壁構造を積層造形可能なことを明らかにした。

さらに、本論文の目的である微細ラティスコーティング技術の確立を目指し、本供給法を用いて、直径 6.0 mm の純チタン丸棒の円周上に、ラティス構造を造形した。その結果、梁構造においていくつかの課題はあるが、微細ラティスコーティング技術の実現の可能性を示すラティス構造を得ることができた。

## 参考文献

- 5-1) 千葉 晶彦: 電子ビーム積層造形（パウダーヘッド法）の実際, 金属, 88, 10,(2018) 818.
- 5-2) M.Manyalibo et al: Denudation of Metal Powder Layers in Laser Powder Bed Fusion Processes, Acta Materialia, 114, (2016) 33.
- 5-3) S. Ly, A. M. Rubenchik et al: Metal Vapor Micro-jet Controls Material Redistribution in Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing, Scientific Reports, 7, 4085 (2017).



## 第6章 結論

---

### 6.1 本論文で得られた結果

本研究は、製品上に濡れ性などの機能を発現するための機能性構造を、3次元多孔質構造とすることによって、新たな機能を発現することを目指している。3次元多孔質構造の内部には、外部と連通した多数の気孔が形成されており、この内部に流体などの別物質が出入りすることによって、様々な機能が得られる。この3次元多孔質構造を形成するには、金属3Dプリンタを用いる必要があり、金属3Dプリンタで取り上げられるラティス構造を3次元多孔質構造とした。

本論文においては、レーザと純チタン粒子によるラティス構造が十分な機能を得るために、まずその造形幅の微細化について取り組んだ。具体的には、レーザをスパイクのない連続パルス波形にすることによって、連続性を維持しつつ100  $\mu\text{m}$  以下の造形幅とすることが可能であることを明らかにした。また、この連続パルス波形を用いることで、同程度の微細性をもったラティス構造を形成することができ、その構造の厚さは0.5 mmのものを作ることができた。

また本論文では、このラティス構造の微細化の他に、ラティス構造を製品表面に付与する技術についても調査している。PBF法の造形では、造形中のポロシティが造形体内部に残留することによる疲労強度低下の課題がある。このことから、PBF法によって機能を持つラティス構造と製品を丸ごと造形するのではなく、すでにある製品（バルク材）の表面、とくに曲面上にも機能を持つ微細なラティス構造を付与することが望ましいと考えた。

これを実現するために、新たな粉末供給法が必要となり重力落下式粉末供給法を提案した。重力落下式粉末供給法によって、金属粉末は重力や空気抵抗以外の力が抑制された形で製品上に堆積し、緩やかな曲面であっても、その表面に粉末堆積層を作ることができる。この堆積層にレーザを走査することで、微細なラティス構造を造形することができた。

このような結果から、本論文の目的である、機能性を持つ微細なラティス構造を、製品表面上に付与する加工技術、つまり微細ラティスコーティング技術が実現可能であることを示した。

以上が本研究全体の概要である。本論文は 7 つの章から構成されており、各章の概要については以下にまとめる。

第 1 章では、3D プリント技術を用いた機能創成の実例について紹介した。また、従来の加工方法に対して、市場が期待している金属 3D プリントの強みに関して説明し、市場の期待に対して十分に答えられていない現状について説明している。さらに、既存の金属 3D プリント技術の特徴と長所および短所について述べ、これらの短所を補い、長所を融合させた新たな造形技術である微細ラティスコーティング技術の概念を説明している。

第 2 章では、金属粉末を使った 3D プリント技術によって、効果的な機能性を持つ構造を作り出すために、造形の微細性限界を調査した。具体的には純チタン粒子 1 粒ずつにレーザを照射し基材に接合させていく方法である（単粒子連続接合）。この結果、最適なレーザパルス波形を、単粒子の中心にレーザを照射すれば基材と粒子は良好な接合が得られることが分かった。

ただし、レーザの照射によって照射対象の粒子だけでなく、周囲の粒子も運動を始めるため、1 層分の粒子を並べたのちにレーザを照射することが必要な単粒子連続接合法では、造形体を作ることができないことが分かった。

第 3 章では、第 2 章に引き続き微細な造形が得られる方法について調査している。純チタン粒子同士の重なりのない単粒子層を採用し、レーザは通常の 3D プリントで使用される CW 発振と、第 2 章の結果を参考にしたスパイク波のない連続パルス発振を用いており、これらによる造形の狭小化について比較した。

これにより、両発振形態ともにレーザ平均出力と造形幅に強い相関性があることが分かり、平均出力が低い条件を適応したが、CW 発振ではボーリング欠陥などにより、造形の連続性が損なわれることが分かった。それに対して、連続パルス発振では低平均出力でも造形体の連続性が維持され、95  $\mu\text{m}$  の微小な造形幅が得られた。この連続パルス発振で狭小幅が得られる要因としては、ブルームによる周囲粒子を引き寄せる効果が、高いピーク出力とその周波数によって、定期的かつ強く働いたことで、熔融プールの安定に繋がったためと推察された。

第 4 章では、第 3 章で得られた低平均出力の連続パルス発振を用い、構成する部材が狭小かつ、構造高さが目標値である 0.5 mm 以下となるように、ラティス構造を壁構造と梁構造とに分けて調査している。

壁構造については、低平均出力の連続パルス発振条件を用いることで、0.13 mm 幅の直立した構造が得られた。梁構造については、水平な梁構造を作るために、同じ走査ラインを複数回走査することで、ボーリング体を足場とする水平な梁構造を造形することができた。ただし、この梁構造の裏面には、余剰固化と呼ばれるボーリング体の名残が付着しており、これにより梁構造による横穴を狭くしてしまうことが確認された。本調査においては、これを取り除くような改善には至っておらず、形成メカニズムの説明に留まっている。

また、長さ 0.6 mm、高さ 0.3 mm の直立した壁構造を等間隔に並べ、その上にハニカム状の水平な梁構造を造形することで、高さが約 0.5 mm で、梁の線幅が約 0.15 mm の、連通した横穴をもつラティス構造を造形することができた。これにより本論文の目的の 1 つである製品寸法に大きな影響を与えないラティス構造が造形可能であることを示した。

さらに、このラティス構造をアンカー効果における接合継手として考え、冷間硬化樹脂を用いた簡易的な接合強度を評価した。その結果、壁構造のみの場合よりも、梁構造が付与された場合のほうが引張破断荷重は約 40 % 増加し、梁構造による接合強度の向上が確認できた。

また、微細なラティス構造を既存の製品表面に付与することによる、新たな機能や、これまで以上の機能を発現させる提案について説明している。1 つ目の提案は、既製品の人工歯根のごく一部に、ラティス構造を付与することによって、骨芽細胞の増殖の足場を作り、これによる生物学的固定の早期達成を目指す試みである。2 つ目は、繊維強化樹脂と金属材料のインサート成形による異材接合において、金属インサート部品表面に強化繊維を抱えこむラティス構造（接合継手）を付与することで、ラティス構造と強化繊維による強固な接合力を得る試みである。このようなアプリケーションについて微細ラティス構造は非常に有用な加工技術であることを示した。

第 5 章では、本論文の目的の 1 つである製品表面への造形という点から、新たに提案した重力落下式の粉末供給方法の可能性について調査し、壁構造の造形に取り組んだ。本供給法による 1 層目の粉末堆積層プロファイルは、スキージング手法よりも高低差が大きく、さらに形成される造形体も凹凸が大きくなる傾向が見られた。しかし、層が増加するにつれて、この凹凸は緩和され、上層では平滑な表面性状が得られる。このことから、本供給法でも均一な高さの壁構造が得られることが分かった。また、本供給法によって丸棒円周上に微細ラティスを造形し、微細ラティスコーティングの実現の可能性を示した。

## 6.2 工学的意義

金属 3D プリンタ（とくに PBF 法）に関する大多数の研究が、メーカ製の 3D プリンタ装置を用いたものであることから、造形挙動の観察を行う場合は、加工位置から離れた箇所にある窓越しに撮影するしかないといった事情がある。それに対して本論文（第 3～6 章）の実験装置については、レーザビームのスポットサイズを  $20\ \mu\text{m}$  以下となるように光学設計されながらも、粉末粒子単体の挙動が観察できるような専用のチャンバを、独自に設計、製作している。この観察窓が付属した造形ステージを取り囲むチャンバにより、光学倍率 5.0 倍のレンズを装着した高速度カメラで 210,000 fps（1 フレーム当たり約  $5\ \mu\text{s}$ ）以上の撮影速度で撮影ができ、その画像は造形中の粒子の挙動を明瞭に捉えることができる。さらに第 4 章で提案した粉末堆積層をガラス越しで観察する手法は、擬似的ではあるが、これまでほとんど解明されていなかった粉末堆積層内部の粒子の挙動を観察することが可能である。これにより安定的な造形は困難であると言われている、PBF 法における梁構造について、その品質向上の試みに寄与する観察手法となると考えられる。

また、このような高速度カメラ撮影によって、造形中のレーザによって形成される熔融プールと、純チタン粒子が相互に影響する様子が把握できる。レーザが照射された粒子は熔融するのみでなく移動を始め、周辺の粒子についてもレーザ照射を起因として移動する。これは光放射圧や、熔融プールから発生するプルームの影響によって、質量の小さい粒子は容易に動かされてしまうためと考えられ、周辺粒子には、レーザ照射位置から遠ざけるような働きだけでなく、引き寄せる働きも与えられる。また、熔融プールには表面張力が働いているため粒子の接近によって、粒子を取り込み拡大しようとする。この粒子を取り込む量が瞬間的に増えると、ボーリングと呼ばれる欠陥になってしまう。このように金属粒子とレーザを用いた 3D プリンタでは、レーザ照射を起因とする、先に挙げた様々な効果が複合的に働いた結果、造形体が得られることを明らかにしている。

さらに、この周辺粒子を熔融プールに引き寄せる効果を利用することで、パルス発振による狭小な幅の造形が得られることや、レーザ走査ラインに粒子がなくとも、平滑な造形が得られるといったことが可能であることを示している。

以上のように、独自の実験システムによる高倍率、高速度の高速度カメラ観察によって、純チタン粒子とレーザによる造形メカニズムの一端について解明している本論文は、今後の金属 3D プリンタ技術発展に寄与するものと考えられ、工学的に意義があると考えられる。

### 6.3 工業的意義

市場が注目し、期待している金属 3D プリンタの特徴・能力は、次の 2 つ点に分類できる。1 つ目は通常の印刷機のように、パソコンでデータを作り出力すれば、装置から自動的に 3D 形状をプリントアウトできる点である。2 つ目は、除去加工では実現できない複雑な内部空間をもつ構造（ラティス構造）を作り出せる点である。

1 つ目に関しては、製品の必要数が数点程度の試作用途であれば、従来工法と比べてもコストメリットが得られるため、金属 3D プリンタ装置の採用が進んでいる。しかしながら、製品として採用された事例は、航空宇宙分野や医療器具（インプラント）などの高コストが許容されるものに留まっている。これは装置コスト、金属粉末コスト、ポロシティの残留、後工程の煩雑さなどの問題から費用対効果が満足できる製品に限られるためである。これらの課題については、各装置メーカーが競って解決に努めており、より印刷機に近い金属 3D プリンタ装置が今後発売されることが期待されている。

一方、ラティス構造を造形できるという 2 つ目の点については、主に軽量化や機械的異方性（弾性率制御）といった目的で、ラティス構造を内包した製品の実用化が進んでいる。さらに、このような用途以外にも、第 4 章で説明したように、ラティス構造内部に骨芽細胞や、強化繊維などを侵入させ、その中で留まらせるといった工夫によって、新たな機能が生み出される可能性がある。

本論文で取り上げた微細ラティスコーティング技術は、このような新たな機能を生み出す技術であるとともに、その活用を広げることにしても留意した加工技術である。最大の特徴は、既製品の曲面上にもラティス構造を造形できるという点にあり、必要な部位に必要な量だけ造形することで、金属粉末使用量はわずかで、造形時間も短くでき、後工程はブラストショットのみといった、3D プリンタの不都合を低減できることにある。また、本技術は従来の工作機械と相性もよく、製造現場の既存の製造工程をそのまま活かし、工程の 1 つとして組み込むことが可能という利点もある。このようなことから、微細ラティスコーティング技術は試作のみならず量産品に対しても、受け入れ可能な加工技術であると考えられ、実用化された後は、この新しい機能についてスムーズに活用の方が広がっていくと予想される。

以上のことから、本研究の成果である微細ラティスコーティングは、これまでにない新たな機能を生み出す実用的な加工技術として、工業的に意義のあるものと言える。

# 付 録

---

## A 粉じん爆発

純チタン粉末は基本的に固体性可燃物であり、舞いあがることによって粉じん雲が形成されれば、静電気による火花放電によっても、粉じん爆発もしくは火炎を生じる恐れがある。粉じん爆発の発生には粉じん雲（燃焼材）、着火源、酸素の3つの要素が必要であり、これらの1つでも欠けば、これを防ぐことができる<sup>A-1,A-2</sup>。本論文の実験におけるレーザ照射は、実験装置内で粉じん雲を形成させないような、仕組みとなっている。しかし、実験準備においては、粉末を手動で取り扱わざるを得ないため、突発的なトラブルによるリスクが残留してしまう。ここで、微小な粉末ほど単位体積あたりの表面積は大きいため、酸化反応が起きやすいと考えられる。このような微小な粉末を取り除くことで、粉末自体の安全性を高め、粉じん爆発のリスク低減に取り組んだ。準備した粉末は、図 3.2 の粒度分布のままの粉末と、ここから 20  $\mu\text{m}$  未満のものと 45  $\mu\text{m}$  以上（真球性のため）のものを取り除いた粉末である。粉じん爆発の発生しやすさを示す指標の中で、粉じん雲下限濃度<sup>A-3</sup>、最小着火エネルギーの2点に関する試験を JIS 規格に従って、準備した粉末に対して実施し、その結果をまとめたものが表 A.1 である。

粉じん雲下限濃度については、一般にこれが 45 g/m<sup>3</sup> 以下の場合、爆発の危険性が高い粉末と評価される。今回の粉末はともに 100 g/m<sup>3</sup> を超えており、爆発性の危険性は低い粉末という結果となった。しかしながら、最小着火エネルギーについては、両者ともに小さい値を示しており、高濃度の粉じん雲が形成されれば、静電気などの小さいエネルギーでも着火してしまう危険な粉末と言える。ただし、この最小着火エネルギーに関しては、ふるい分けした粉末の方が、静電気による着火の危険性は残るものの、最小着火エネルギーが大きくリスクは低減されているため、ふるい分けによる一定の効果は確認された。

ふるい分け	粉じん雲下限濃度	最小着火エネルギー / 大気中	ふるい分けによる体積変化
なし	170 g/m <sup>3</sup>	3 mJ 以下	100%
あり (20-45μm)	130 g/m <sup>3</sup>	10 mJ 以下	41%

表 A.1 ふるい分けによる粉じん爆発特性の変化

## 参考文献

- A-1) 社団法人日本粉体工業技術協会 粉じん爆発委員会編: 粉じん爆発火災対策, (2006).
- A-2) 社団法人日本粉体工業技術協会 粉じん爆発委員会編: 粉じん爆発・火災安全対策, (2009).
- A-3) 日本工業規格 JIS Z 8818 (2002), 1-38.

# 謝 辞

---

本研究を行うにあたり、絶えずご指導とご鞭撻を賜った東北大学大学院医工学研究科 教授 厨川常元 先生ならびに、東北大学大学院工学研究科 准教授 水谷正義 先生に深く感謝いたします。

本論文をご査読頂き、適切なご教示、ご指導を賜りました東北大学大学院工学研究科 教授 足立幸志 先生ならびに同研究科 教授 小川和洋 先生に深く感謝いたします。

絶えず有益なご助言、ご教授を頂いた東北大学工学研究科 助教 嶋田慶太 先生に感謝の意を表します。

本研究の遂行にあたり、多大なご協力を頂きました東北大学大学院歯学研究科 助教 中村圭佑 先生および金沢工業大学工学部機械工学科 准教授 瀬戸雅宏 先生に感謝の意を表します。

実験の遂行にあたり、数々の有益なご助言、ご教示、ご教授を賜りました富山県産業技術研究開発センター 山岸英樹 氏、川堰宣隆 氏、山本貴文 氏に深い感謝の意を表します。

実験の遂行および論文の発表、執筆に際し、ご協力頂くとともに、さまざまな有益なご助言を頂きました。コマツ NTC(株)臼沢太一 氏、長森亜弓 氏、佐藤健太郎 氏に深く感謝いたします。

本研究を行うにあたり常に温かいご協力をいただいた東北大学工学研究科機械システムデザイン工学専攻厨川・嶋田／水谷研究室の皆様、研究生活をご支援頂き温かく見守って頂きましたコマツ NTC 株式会社の皆様に感謝の意を表します。

最後に、研究生活を支えてくれました家族に感謝いたします。

2019 年 6 月



# 研究業績一覧

---

## 学術論文

- (1) 前花英一，石橋信治，嶋田慶太，水谷正義，厨川常元：パルスレーザによる純チタン粒子の熔融接合プロセス，砥粒加工学会誌，61，1，(2017)，40-46.
- (2) 前花英一，長森亜弓，石橋信治，溝井琢巳，嶋田慶太，水谷正義，厨川常元：レーザ金属積層造形法による微細構造の創成 - 純 Ti 単粒子層に対する狭小ビード造形 - ，砥粒加工学会誌，62，10，(2018)，527-534.
- (3) 前花英一，臼沢太一，石橋信治，嶋田慶太，水谷正義，厨川常元：微細ラティスコーティング技術の開発 - 重力落下式粉末供給手法による造形した壁構造の評価 - ，砥粒加工学会誌（投稿中）.

## 講演論文

### <国内学会>

- (1) 前花英一，嶋田慶太，水谷正義，厨川常元：レーザパルス波形による純チタン粉末の熔融プロセス - レーザ積層造形における金属粉末熔融プロセスに関する研究 - ，2015 年度砥粒加工学会学術講演会講演論文集 (ABTEC 2015)，(2015).
- (2) 石橋信治，佃将希，溝井琢巳，前花英一，嶋田慶太，水谷正義，厨川常元：3D 金属積層造形における基礎的研究 - 積層条件と金属組織の関係 - ，2017 年度精密工学会春季大会学術講演会講演論文集，(2017).
- (3) 溝井琢巳，石橋信治，佃将希，前花英一，嶋田慶太，水谷正義，厨川常元：3D 金属積層造形法による高機能性構造体の形成 - 傾斜機能構造体創成法の提案とその力学性質 - ，2017 年度精密工学会秋季大会学術講演会講演論文集，(2017).

- (4) 佃将希, 石橋信治, 溝井琢巳, 前花英一, 金高弘恭, 佐々木理, 嶋田慶太, 水谷正義, 厨川常元: 金属積層造形による高機能多孔質インプラントの開発, 2018 年度精密工学会春季大会学術講演会講演論文集, (2018).

#### <国際学会>

- (1) Hidekazu Maehana :A Study of a Grain of Metal Powder Melting Process by Laser for the Fine AM Technologies, The 4<sup>th</sup> International Symposium on Micro/Nano Mechanical Machining and Manufacturing (ISMNM2016), April 25<sup>th</sup>-28<sup>th</sup>, 2016, Lake Tazawa, Akita Japan.

#### 特許出願

##### <国際出願>

- (1) 前花英一, 野田大輔, 荒舘亜弓, 厨川常元, 水谷正義 : 特願 2018-116749, “3 次元造形方法および 3 次元造形装置” (2018)
- (2) 前花英一, 野田大輔, 厨川常元, 水谷正義 : 特願 2018-116750, “3 次元造形装置および 3 次元造形方法” (2018)