



Title	マルチレーザビーム照射法によるレーザクラディング技術開発に関する研究
Author(s)	浅野, 孝平
Citation	大阪大学, 2018, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/70760
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

The University of Osaka

博士学位論文

マルチレーザービーム照射法による
レーザークラッディング技術開発に関する研究

浅 野 孝 平

2018 年 7 月

大阪大学大学院工学研究科
マテリアル生産科学専攻 生産科学コース

目次

第1章 序論	1
1. 1 はじめに	1
1. 2 レーザクラディングの概要および課題	3
1. 3 本研究で使用する材料	8
1. 4 本研究の目的および構成	9
1. 4. 1 本研究の目的	9
1. 4. 2 本論文の構成	10
参考文献（第1章）	12
第2章 金属の精密クラディングのためのマルチレーザビーム照射法の開発	17
2. 1 はじめに	17
2. 2 従来型レーザクラディングにおける飛行粉末の加熱	18
2. 3 マルチレーザビーム照射法による材料の加熱	23
2. 4 マルチレーザビーム照射光学系の開発	25
2. 5 実験方法	27
2. 5. 1 マルチレーザビームヘッドの特性評価	27
2. 5. 2 マルチレーザビームヘッドによる Stellite 6 皮膜の形成	31
2. 6 実験結果および考察	33
2. 6. 1 マルチレーザビームヘッドの特性評価結果	33
2. 6. 2 マルチレーザビームヘッドによる Stellite 6 皮膜の形成結果	38
2. 6. 3 マルチレーザビーム照射法における皮膜形成のプロセス	41
2. 7 まとめ	47
参考文献（第2章）	48
第3章 青色半導体レーザを用いたクラディングヘッドの開発と純銅皮膜の形成	50
3. 1 はじめに	50
3. 2 青色半導体レーザを用いたクラディングヘッド	51
3. 3 実験方法	52
3. 3. 1 Blue ヘッドの特性評価	52

3. 3. 2	Blue ヘッドによる純銅皮膜の形成.....	54
3. 4	実験結果および考察.....	56
3. 4. 1	Blue ヘッドの特性評価結果.....	56
3. 4. 2	Blue ヘッドによる純銅皮膜の形成結果	59
3. 5	まとめ.....	60
	参考文献（第3章）	61
第4章	レーザクラディングにおける吸収率が純銅皮膜形成に与える影響.....	63
4. 1	はじめに	63
4. 2	使用する材料.....	63
4. 3	赤外半導体レーザを用いたクラディングヘッド	64
4. 4	実験方法	65
4. 4. 1	IR ヘッドの特性評価.....	65
4. 4. 2	Blue および IR ヘッドによる純銅皮膜の形成.....	68
4. 4. 3	純銅皮膜形成プロセスの高速度観察	69
4. 5	実験結果および考察.....	70
4. 5. 1	IR ヘッドの特性評価結果	70
4. 5. 2	Blue および IR ヘッドによる純銅皮膜の形成結果	72
4. 5. 3	純銅皮膜形成プロセスの高速度観察結果	83
4. 6	まとめ.....	86
	参考文献（第4章）	87
第5章	結論	89
	謝辞.....	92
	業績目録	94

第1章 序論

1. 1 はじめに

産業用部品の使用環境は日々過酷さを増しており、耐摩耗、耐食、耐熱特性などに優れた特性を持つ部材の要求が高まっている。そのような特性を有する材料は、一般的には高価かつ入手性に乏しいことが多い。そのため、安価で一般的な素材の一部や表面の特性を向上させるような表面改質技術、異材付加技術の需要が増加している¹⁻³⁾。従来、表面改質にはメッキ、溶射、プラズマ紛体肉盛（Plasma Transferred Arc、PTA）溶接などが行われてきた⁴⁻⁸⁾。メッキや溶射は、比較的広範囲に対して高速に皮膜が形成できる技術である。一方で、皮膜と母材との接合は機械的または化学的な結合であり、一般的に皮膜と母材間の接合強度は強くない⁹⁾。PTA 溶接では、タングステン電極と母材との間で発生させたアークで、皮膜材料（粉末状）と素材（母材）とを熔融し接合すなわち溶接する技術である。冶金的な接合であることから、皮膜と母材との接合強度が高く緻密な皮膜が形成できる反面、大きく熱を加えることで母材を熔融させるため、皮膜成分と母材成分が混ざりあう希釈が大きい、入熱部の硬度が変化したり母材が変形したりする熱影響が大きいといった問題があった。近年、Fig. 1.1 に示す、入熱制御性や集光性に優れるレーザを熱源に用いることで、比較的低入熱、低溶込みで母材上に皮膜を形成するレーザクラディングが注目されている¹⁰⁻¹⁴⁾。母材への入熱や溶込みを抑えながらも、PTA と同様に皮膜と母材を溶かしあうことで接合強度の高い冶金的な接合による皮膜が形成できる。レーザクラディング技術は部品の表面改質のみならず、部品補修^{15,16)} (Fig.1.2(a)) や 3D プリンティング^{17,18)} (Fig. 1.2(b)) などにも広く応用される。表面改質や部品補修においては、工具刃先のコーティングや金型の微小クラックに対する補修などで、皮膜形成後の仕上げ加工を少なくする（ニアネットシェイプ）ため、必要最小限の皮膜形成が望まれている。また、3D プリンティングにおいては、一般的には 1 mm 以下の皮膜層を積み上げることで 3 次元形状を作り上げる¹⁹⁾ことから、微細な皮膜の形成技術が望まれている。これらのアプリケーションに対する基盤技術となる、微細な皮膜層を形成する『精密レーザクラディング^{a)}』の技術開発は、取り組むべき重要な課題である。

^a 本論文では、皮膜厚さ 1mm 以下かつ母材への溶込みが小さい（母材と皮膜との成分の混ざり合いである希釈率が 10%以下）の皮膜を形成するレーザクラディング技術と定義する。



Fig. 1.1 Laser cladding

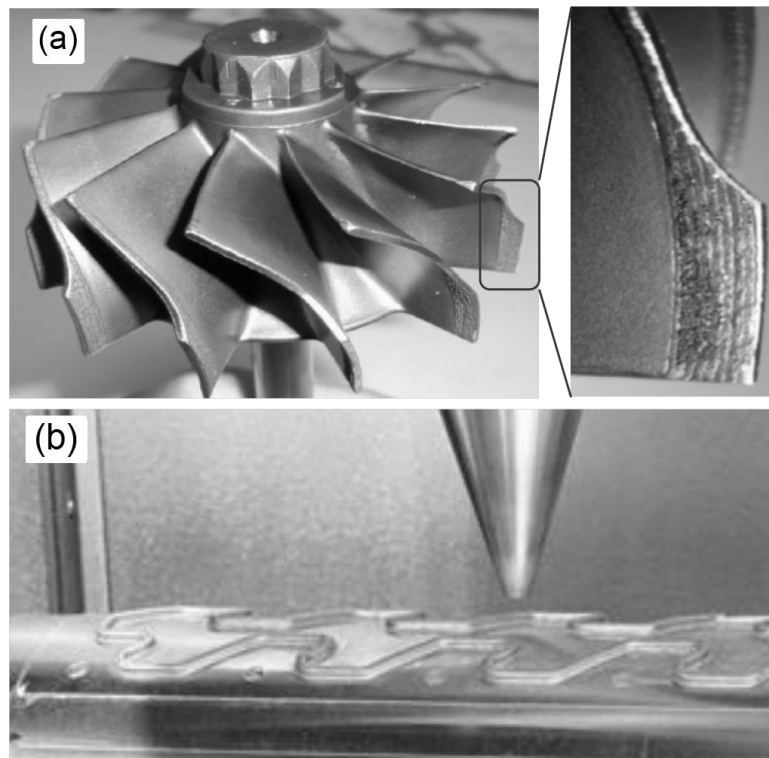


Fig. 1.2 Applications of laser cladding: (a) repairing, and (b) 3D printing.

1. 2 レーザクラディングの概要および課題

レーザクラディング技術の開発の歴史は 1970 年台から始まったと言われている²⁰⁻²²⁾。当初は、Fig. 1.3 に示すように、母材の表層に敷き詰めた粉末材料に対してレーザを照射し、レーザまたは母材を掃引することで、粉末および母材を溶融し皮膜を形成していた（粉末静置方式）。この方法では、レーザは敷き詰められた粉末を加熱溶融する一方で、粉末に遮られるので母材を直接加熱しない。母材は粉末からの熱伝導で溶融され、皮膜が形成される。母材に直接レーザが照射されないことから、母材への溶込みが比較的小さい方式である。Liu らは、ステンレス鋼 SUS304 上に Co 基合金の Stellite 6 の粉末を敷き詰め、レーザ掃引することで皮膜の形成を試み、希釈率^{b)}が数パーセントの良質な皮膜が形成できることを示している²³⁾。一方で、本方式では粉末を敷き詰めるプロセスが必要なこと、曲面への粉末の静置が難しいことが課題であった。

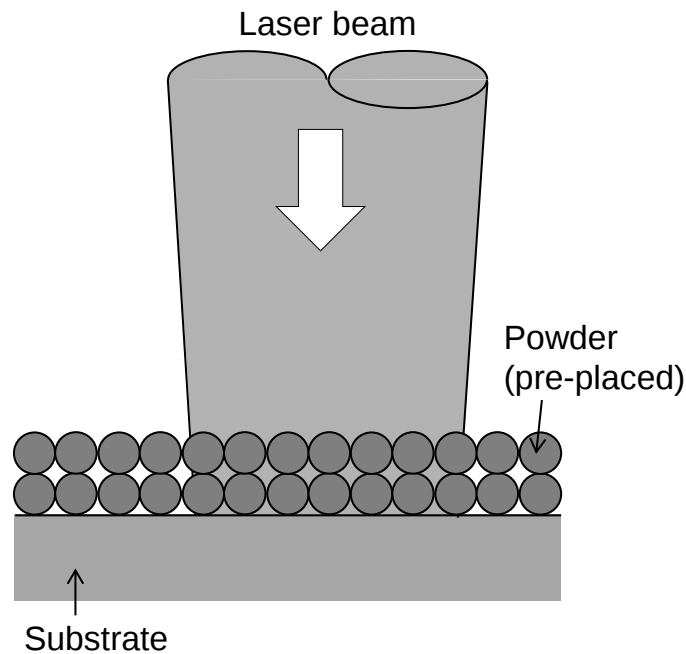


Fig. 1.3 Schematic diagram of laser cladding by pre-placed powder.

^{b)} 希釈率 D は、母材上に形成される皮膜量 S_c （皮膜厚さまたは断面積）と母材溶込み量 S_s （溶込み深さまたは断面積）から、次式により簡易的に計算される。

$$D (\%) = 100 \times S_s / (S_c + S_s)$$

近年では、Fig. 1.4 に示す、母材にレーザを照射することで生成される溶融池に対し粉末を供給し、そこで粉末を溶融凝固させることで皮膜を形成する粉末供給方式によるレーザクラディングが主流となっている²⁴⁻²⁷。粉末供給の方法には、レーザ照射に対し側方から粉末を供給する『Off-axial 型』(Fig. 1.5(a)) と、レーザの周囲からレーザ軸と同軸に粉末を供給する『Co-axial 型』(Fig. 1.5(b)) がある。Off-axial 型では、皮膜形成方向に対する粉末供給方向により皮膜の形成結果が異なること(異方性)が指摘されている^{26,27}。現在では皮膜形成方向によって異方性が生じない、同軸に粉末を供給する Co-axial 型のクラディング装置が主流となっている。Fig. 1.5(b)では粉末供給は2本のみ図示しているが、実際に市販されている装置では、レーザビームを取り囲むように円錐状あるいは複数本のノズルで粉末を供給し異方性をなくしている^{26,27}。いずれの粉末供給方式においても、前述のとおり、母材表層に溶融池を生成し、そこに粉末を供給することで皮膜を形成するプロセスである^{24,28-30}。レーザによる入熱によって、皮膜と母材との溶融接合部とその周辺には、粉末と母材が混ざり合うことで生じる希釈領域や、母材が溶融部により加熱され母材組織が変化する熱影響領域が形成される。希釈領域や熱影響領域では皮膜や母材の特性が変化し、本来の材料特性が得られないことがあるため、これらの領域を最小限にするように、レーザパワーや掃引速度といったプロセスパラメータの最適化が重要となる³¹。

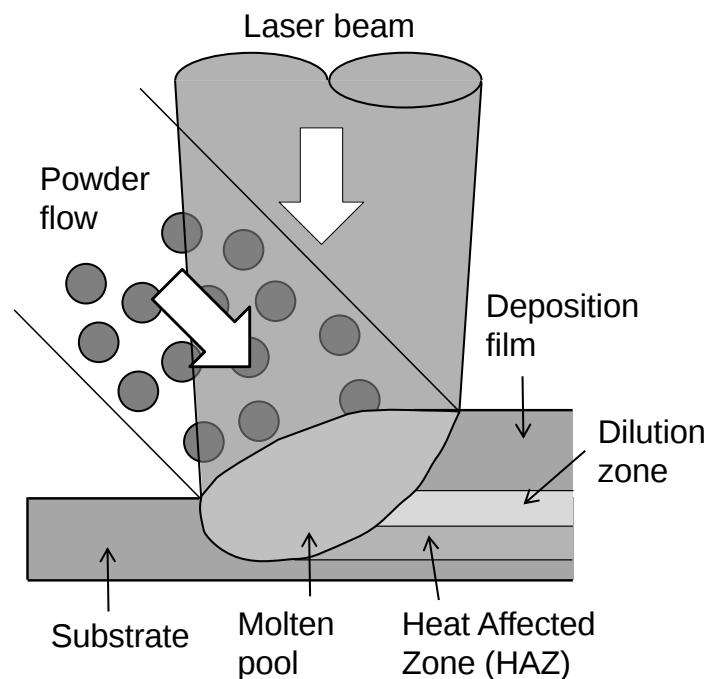


Fig. 1.4 Schematic diagram of laser cladding by powder feeding method.

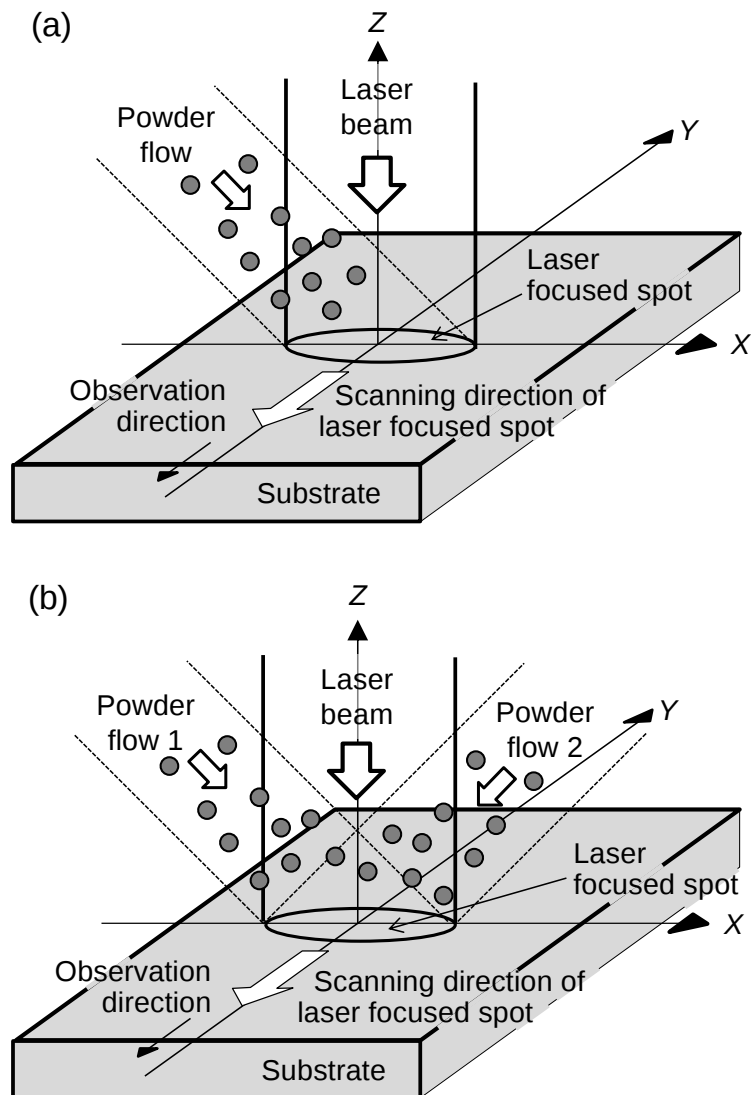


Fig. 1.5 Schematic diagram of (a) off-axial powder feeding, and (b) co-axial powder feeding.

ここで、粉末供給方式による従来レーザクラディングについて、過去の報告例をまとめたものを Table 1.1 に示す^{14,28,32-44)}。レーザには CO₂ レーザ、ファイバレーザや半導体レーザなどの赤外波長帯 (Infrared、IR) レーザが用いられている。皮膜材料には、表面改質目的で一般的に用いられる Co 基合金 (Stellite® 6) や、航空宇宙産業でしばしば用いられる高温環境下においても耐食性や機械強度の減少が少ない Ni 基合金の Inconel®、そして一般産業向けにステンレス鋼などが扱われている。

いずれも、数 mm のレーザスポット径とキロワットクラスのレーザによるクラディングであることが共通している。レーザクラディングは、局所的な皮膜形成が得意な反面、

Table 1.1 Several studies on laser cladding, arranged by laser sources, laser power, laser spot diameter, and powder material.

Author(s)	Laser source	Laser power	Laser spot diameter	Powder material
G. Abbas et al. ²⁸⁾	CO ₂	1.8 kW	4 mm	Stellite 6
R. Colaço et al. ³²⁾	CO ₂	3 kW	3.5 mm	Stellite 6
J.M. Yellup ³³⁾	CO ₂	3 kW	4.5 mm	Stellite 6
Q. Ming et al. ³⁴⁾	CO ₂	1.65 kW	4 mm	Ni base alloy
A.S.C.M D'Oliveira et al. ³⁵⁾	CO ₂	2.2 kW	3 mm	Stellite 6
W.C. Lin et al. ³⁶⁾	CO ₂	2.5 kW	4.1 mm	Stellite 6
J. Cao et al. ³⁷⁾	CO ₂	2.5 kW	3 mm	Inconel 718
J. Tuominen et al. ³⁸⁾	Fiber	15 kW	5 mm	Inconel 625
V. Ocelík et al. ³⁹⁾	Fiber	1 kW	3 mm	Co base alloy
Shinozaki et al. ¹⁴⁾	Fiber	3 kW	7 mm	SUS309
W. Ya et al. ⁴⁰⁾	Nd:YAG	2.8 kW	4.8 mm	SUS431
G. Xu et al. ⁴¹⁾	Diode	2.5 kW	1 x 2.7 mm	Stellite 6
R. Singh et al. ⁴²⁾	Diode	2 kW	4 mm	Stellite 6
C. Zhong et al. ⁴³⁾	Diode	4 kW	4 mm	Inconel 718
C. Zhong et al. ⁴⁴⁾	Diode	8 kW	9 mm	Inconel 718

広い面積に対する処理が苦手であり、時間あたりに形成できる皮膜量は PTA 溶接により形成される皮膜量と比べ 1/8 程度と言われている ⁴⁵⁾。そこで、従来は一度に広い面積で皮膜を形成するために大きなビームスポット径かつキロワットクラスの大出力レーザを用いて大きな溶融池を生成し、多量の粉末を溶融池に供給し溶融することで生産性の向上を企図していた。大きな溶融池で粉末を溶融することで問題となるのは、母材と皮膜との成分が混ざり合う希釈が大きくなることである。例えば Stellite 6 の場合、皮膜特性を維持するためには 10%未満の希釈が望ましいとされている ³²⁾。希釈率は脚注 b で述べたように、皮

膜量と溶込み量の和に対する溶込み量の比であらわされる。そのため、従来のような生産性を重視した厚く大きな皮膜を形成する場合や、皮膜を幾重にも積み重ねるような場合においては、母材への溶込みが希釈率に与える影響は小さくなるため無視ができた⁴⁶⁾。しかしながら、厚さの小さい皮膜を形成するような精密クラッディングにおいては、厚さの大きい皮膜における溶込み量より、許容できる溶込み量は小さくなる。たとえば V. Ocelík らは鋳鉄上に厚さ 0.5 mm 程度 Co 基合金皮膜の形成に成功しているが、母材への溶込み量も皮膜と同程度の大きさで、希釈率は 50% となる³⁹⁾。したがって、精密クラッディングにおいて希釈率を小さくするためには、溶融池の生成を抑制し母材の溶込み量を最小限にしなければならない。

そこで、溶融池の生成を最小限にし、かつ粉末を効率よく溶融できるレーザクラッディング技術が必要となる。粉末の溶融熱源である溶融池の生成を最小限にするためには、飛行中に粉末を効率よく加熱することが重要となる。本研究では、飛行粉末の加熱の効率化を企図し、複数本のレーザビームを用いて粉末を加熱する新しいレーザクラッディング技術『マルチレーザビーム照射法』（第 2 章で詳述する）を提案する。

従来の粉末供給型レーザクラッディングでは、Fig. 1.5 に示したように、一本のレーザで粉末および母材を加熱、溶融することで皮膜を形成していた。一本のレーザビームにより飛行粉末を加熱すると、レーザ加熱範囲（レーザビームスポット）内の粉末到達位置によって、母材到達時の粉末温度に不均一な分布が生じる（第 2 章で詳述する）。これは、到達位置によって粉末とレーザとの相互作用距離が異なるために生じる。到達位置により、レーザとまったく作用せず加熱されない粉末が存在することから、その粉末を溶融するために、溶融熱源となる大きな溶融池の生成が必須であった。

一方、本研究で提案するマルチレーザビーム照射法によるレーザクラッディングでは、複数本のレーザビームで飛行する粉末を加熱することにより、従来レーザクラッディング技術で生じていた不均一な温度分布を均一化することができる（第 2 章で詳述する）。温度分布の均一化により、従来必要であった大きな溶融池の生成が必要なくなり、溶込みを抑えた希釈率の低い皮膜形成が期待できる。

1. 3 本研究で使用する材料

本研究では、母材にステンレス鋼の中でも最も汎用に使用される SUS304 を用いた⁴⁷⁾。粉末には、第 2 章では Co 基合金の Stellite 6®を、第 3 章および第 4 章では純銅をそれぞれ用いた。Stellite 6 は表面改質材料として広く一般的に用いられている材料であり、Table 1.1 で示したように、レーザクラッディングの報告例も多い^{28,32-33,35,36,41,42,48-50)}。

純銅は、熱伝導性、電気伝導性に優れる材料である⁵¹⁾。その優れた特性から、ステンレス鋼と銅との異材接合需要も多く^{52,53)}、また、近年では電気自動車関連部品において、ヒートシンクや電極等に純銅の 3D プリンティングの技術開発要求が高まっている。純銅を扱うレーザ加工プロセスにおいて、赤外波長帯レーザに対する低い吸収率がしばしば問題とされる^{54,55)}。金属のレーザに対する吸収は、電磁波であるレーザに対する金属内自由電子の振る舞いを考えたドルーデモデルにより定性的に示されることが知られている⁵⁶⁻⁵⁸⁾。それによれば、照射するレーザの波長が短いほど、レーザパワーの吸収量（吸収率）は大きくなる。紫外から近赤外波長帯に対する代表的な金属の吸収率を Fig. 1.6⁵⁹⁾に示す。従来使用されていたファイバレーザや半導体レーザは波長が 1 μm 付近である。この波長帯における純銅の吸収率は 5%である。一方で、波長が短くなるにしたがい、吸収率が増加する。特に波長が 500 から 600 nm 付近で吸収率は急激に変化することがわかる。近年、波長 450 nm 付近で発光する青色半導体レーザ（Blue direct diode laser, Blue DDL）の高輝度、高出力化の技術開発が世界中で盛んに行われており、材料加工に応用できるレベルまでに至っている⁶⁰⁻⁶³⁾。Fig. 1.6 に示したように、赤外波長帯では 5%であった吸収率が、青色波長帯（450nm）では 65%ほどに向上する。純銅加工ならびに純銅のレーザクラッディングにおいて、Blue DDL は有効に作用することが期待できる。

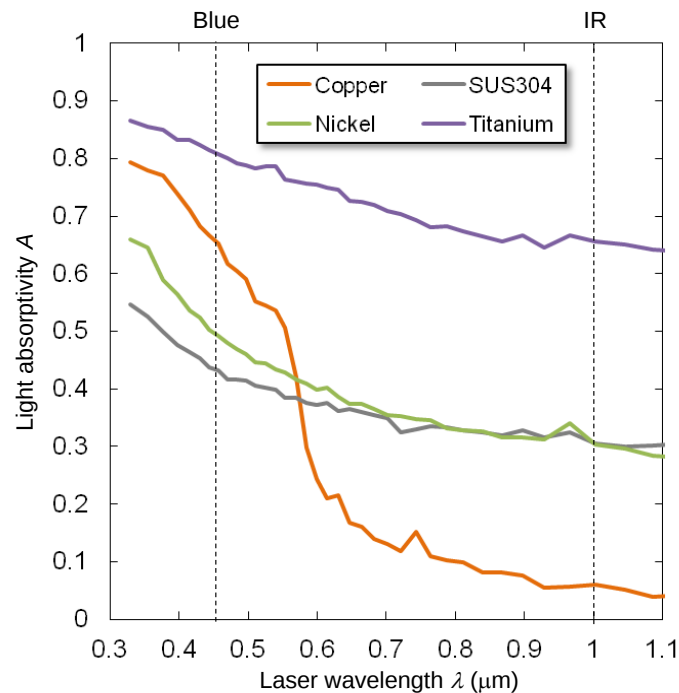


Fig. 1.6 Light absorptivity of several materials at room temperature (294K)⁵⁹⁾.

1. 4 本研究の目的および構成

1. 4. 1 本研究の目的

本研究では、近年の産業部品に対する高品質な表面改質技術の必要性から、溶射やアーク溶接等と比べ、緻密かつ低入熱な皮膜形成が可能なレーザクラディング技術に着目し、溶融池の生成を必要とする従来型クラディング技術に対し、より小さな溶融池(溶融層)でも皮膜形成が可能な新しいクラディング技術である『マルチレーザビーム照射法』を提案する。従来レーザクラディングで使用されている赤外波長帯のレーザ(半導体レーザ(IR DDL)、波長 915 nm)を用いて、マルチレーザビーム照射を実現する光学系およびレーザクラディングヘッドを開発し、SUS304 基板上に Co 基合金の Stellite 6 皮膜を形成し、希釈が小さく微細な皮膜形成が可能なプロセスであることを示す。また、本方式によるレーザクラディングにおける皮膜形成プロセスがについて考察し、優位性を示す。

次に、Blue DDL を用いた純銅皮膜の形成を行う。使用する Blue DDL は波長 450 nm、出力 20W であり、マルチレーザビーム照射法を応用し 6 本重畳させることで 100 W クラスのレーザクラディングヘッドを開発する。開発したレーザクラディングヘッドを用いて、赤外波長帯レーザでは高い反射率のため加工が難しかった純銅のレーザクラディングを行う。また、赤外波長帯レーザを用いて純銅皮膜を形成し、Blue DDL を用いて形

成した純銅の皮膜と比較することで、純銅粉末に対する吸収率の違いが皮膜形成に与える影響を調査する。

飛行中の粉末加熱に着目し、粉末供給を中心として周囲から複数本のレーザを照射するレーザクラディング技術の開発は、筆者が初めて試みた。また、Blue DDL を用いた純銅のレーザクラディングによる皮膜形成についても、これまでに報告例はない。

1. 4. 2 本論文の構成

本論文は、結論である第 5 章を含めて全 5 章で構成される。Fig. 1.7 に本論文の構成を示す。

第 1 章は本章であり、本研究の背景および目的について述べている。

第 2 章では、従来レーザクラディング技術では、皮膜形成のためには原理的に熔融池が必要になることを述べ、マルチレーザビーム照射法の優位性を示す。供給粉末に対し、軸対称にレーザビームを配置、重畳する光学系を考案し、マルチレーザビーム照射法によるレーザクラディングヘッドを開発する。飛行粉末を均等に加熱することにより、母材上に生成する熔融池を最小限にできる可能性を示す。本方式を用いたクラディングヘッドにより、SUS304 基板上に Stellite 6 皮膜を形成する。形成した皮膜から、本方式における成膜プロセスについて考察を行う。

第 3 章では、第 2 章で考案したマルチビーム照射法を応用し、1 本あたり出力 20 W の Blue DDL を 6 本重畳し、100 W クラスのレーザクラディングヘッドを開発する。赤外波長帯レーザでは加工が難しかった純銅のレーザクラディングについて、吸収率が高い青色波長帯のレーザを使い、SUS304 基板上に純銅皮膜を形成する。

第 4 章では、Blue DDL と IR DDL を用いた純銅の皮膜形成を行う。より波長の短いレーザを使い、粉末に対する吸収率を上げることの有効性について明らかにする。レーザの吸収率が皮膜形成に与える影響について、皮膜厚さや幅など寸法、希釈率から考察する。また、皮膜形成プロセスの高速撮像を実施し、吸収率の違いが純銅皮膜の形成に与える影響を明らかにする。

第 5 章は結論であり、本研究で得られた成果を総括する。

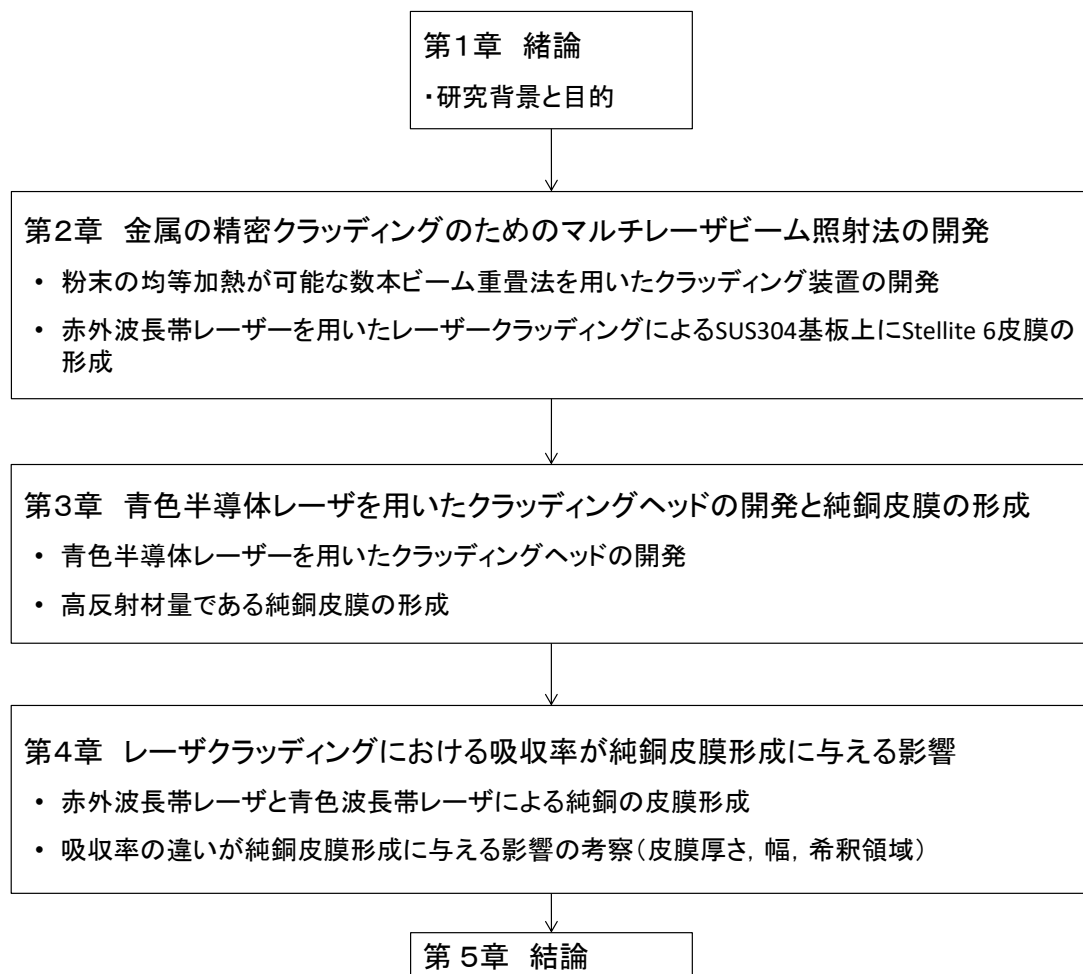


Fig. 1.7 Flowchart of the study.

参考文献（第 1 章）

- 1) 廣瀬明夫, 小谷英毅, 小林紘二郎: Ni-Cr-Al-Y 合金レーザクラッディングによる材料表面の機能化, 鉄と鋼, 79, 1 (1992) 105-112.
- 2) L. Zhang, D. Sun, H. Yu, H. Li: Characteristics of Fe-based alloy coating produced by plasma cladding process, Materials Science and Engineering A, 457 (2007) 319-324.
- 3) J.M. Amado, M.J. Tobar, J.C. Alvarez, J. Lamas, A. Yáñez: Laser cladding of tungsten carbides (Sperotene®) hardfacing alloys for the mining and mineral industry, Applied Surface Science, 255 (2009) 5553-5556.
- 4) 谷川大地, 阿部信行, 塚本雅裕, 林良彦, 山崎裕之, 辰巳佳宏, 米山三樹夫: レーザクラッディングにおけるビームプロファイルが被膜特性に及ぼす影響, レーザ加工学会誌, 21, 2 (2014) 110-115.
- 5) O.A. Leon, M.H. Staia, H.E. Hintermann: Deposition of Ni-P-BN(h) composite autocatalytic coatings, Surface & Coatings Technology, 108 (1998) 461-465.
- 6) A.S. Khanna, S. Kumari, S. Knungo, A. Gasser: Hard coatings based on thermal spray and laser cladding, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 27 (2009) 485-491.
- 7) 黒田聖治, 渡邊誠: 溶射サーメット(WC-Co)皮膜の組織と特性, 高温学会誌, 36 (2010) 254-263.
- 8) 加藤哲男, 竹内宥公: 粉末を用いたプラズマ肉盛溶接法の現状, 鉄と鋼, 75, 1 (1989) 42-49.
- 9) 才田一幸: 材料接合の原理と金属接合技術, 精密工学会誌, 77, 3 (2011) 273-277.
- 10) C.A. Liu, M.J. Humphries, D.W. Mason: Effect of laser-processing parameters on the formation and properties of a satellite hardfacing coating, Thin Solid Films, 107 (1983) 251-257.
- 11) G.J. Bruck: High-power laser beam cladding, Journal of Metals, 39, 2 (1987) 10-13.
- 12) G. Xu, M. Kutsuna, Z. Liu, K. Yamada: Comparison between diode laser and TIG cladding of Co-based alloys on the SUS403 stainless steel, Surface & Coatings Technology, 201 (2006) 1138-1144.
- 13) J.M. Pelletier, F. Oucherif, P. Sallamand, A.B. Vannes: Hadfield steel coatings on

- low carbon steel by laser cladding, *Materials Science and Engineering A*, 202 (1995) 142-147.
- 14) 篠崎賢二, 山本元道, 岡垣内俊成: レーザ紛体肉盛溶接によるボイラ水壁管の低希釈・低変形肉盛, *レーザ加工学会誌*, 21 (2014) 6-13.
- 15) L. Sexton, S. Lavin, G. Byne, A. Kennedy: Laser cladding of aerospace materials, *Journal of Materials Processing Technology*, 122 (2002) 63-68.
- 16) 日野武久, 河野渉, 伊藤勝康: ガスタービン翼の補修技術開発, *日本ガスタービン学会誌*, 40, 4 (2012) 130-134.
- 17) 新野俊樹: 金属の付加製造技術の最新動向と期待, *型技術*, 29, 2 (2014) 18-23.
- 18) 浅野孝平: 工作機械へのレーザーメタルデポジション技術の適用, *光アライアンス*, 7 (2016) 96-108.
- 19) 京極秀樹: 積層造形技術の現状と応用展開, *スマートプロセス学会誌*, 3, 3 (2014) 148-151.
- 20) D.S. Gnanamuthu: Cladding, U.S. Patent 3952180, April 20, 1976.
- 21) W.M.Stee, C.G.H. Courtney: Hardfacing of Nimonic 75 using 2kW continuous-wave CO₂ laser, *Metals Technology*, 75 (1980) 232-237.
- 22) G.J. Bruck: High-power laser beam cladding, *Journal of Metals*, 39, 2 (1987) 10-13.
- 23) C.J. Liu, M.J. Humphries, D.W. Mason: Effect of laser-processing parameters on the formation and properties of a stellite hardfacing coating, *Thin Solid Films*, 107 (1983) 251-257.
- 24) R. Vilar: Laser cladding, *Journal of Laser Applications*, 11, 2 (1999) 64-79
- 25) E. Toyserkani, A. Khajepour, S. Corbin: Laser cladding, CRC Press (2005)
- 26) A. Weisheit, G. Backes, R. Stromeyer, A. Gasser, K. Wissenbach, and R. Poprawe: Powder injection: The key to reconditioning and generating components using laser cladding, *Proceedings of Materials Week 2001*
- 27) U. de Oliveira, V. Ocelík, J.Th.M. De Hosson: Analysis of coaxial laser cladding processing conditions, *Surface & Coatings Technology*, 197 (2005) 127-136.
- 28) G. Abbas, D.R.F. West: Laser surface cladding of stellite and stellite-SiC composite deposits for enhanced hardness and wear, *Wear*, 143 (1991) 353-363.
- 29) A. Hirose, K.F. Kobayashi: Formation of hybrid clad layers by laser processing,

- ISI International, 35, 6 (1995) 757-763.
- 30) D. Bartkowski, A. Młynarczak, A. Piasecki, B. Dudziak, M. Gościański, A. Bartkowska: Microstructure, microhardness and corrosion resistance of Stellite-6 coatings reinforced with WC particles using laser cladding, *Optics & Laser Technology*, 68 (2015) 191-201.
 - 31) 谷川大地：レーザクラッディングによる低希釈・低熱影響ニッケル基合金皮膜形成，レーザ加工学会誌，24，3 (2017) 49-57.
 - 32) R. Colaço, T. Carvalho, R. Vilar: Laser cladding of stellite 6 on steel substrates, *High Temp. Chem. Process* 3 (1994) 21-29.
 - 33) J.M. Yellup: Laser cladding using the powder blowing technique, *Surface and Coatings Technology*, 71 (1995) 121-128.
 - 34) Q. Ming, L.C. Lim, Z.D. Chen: Laser cladding of nickel-based hardfacing alloys, *Surface & Coatings Technology*, 106 (1998) 174-182.
 - 35) A.S.C.M. D'Oliveira, P.S.C.P. da Silva, R.M.C. Vilar: Microstructural features of consecutive layers of Stellite 6 deposited by laser cladding, *Surface and Coatings Technology*, 153 (2002) 203-209.
 - 36) W.C. Lin, C. Chen: Characteristics of thin surface layers of cobalt-based alloys deposited by laser cladding, *Surface & Coatings Technology*, 200 (2006) 4557-4563.
 - 37) J. Cao, F. Liu, X. Lin, C. Huang, J. Chen, W. Huang: Effect of overlap rate on recrystallization behaviors of Laser Solid Formed Inconel 718 superalloy, *Optics & Laser Technology*, 45 (2013) 228-235.
 - 38) J. Tuominen, J. Näkki, H. Pajukoski, T. Peltola, P. Vuoristo, M. Kuznetsov, E. Pozdeeva, E. Zemlyakov, G. Turichin: Laser cladding with 15 kW fiber laser, *Proceedings of the 13th NOLAMP Conference* (2011) 10.13140/RG.2.1.3552.2406.
 - 39) V. Ocelík, M. Eekma, I. Hemmati, J.Th.M. De Hosson: Elimination of Start/Stop defects in laser cladding, *Surface & Coatings Technology*, 206 (2012) 2403-2409.
 - 40) W. Ya, A.R.Konuk, R. Aarts, B. Pathiraj, B.H. in't Veld: Spectroscopic monitoring of metallic bonding in laser metal deposition, *Journal of Materials Processing Technology*, 220 (2015) 276-284.
 - 41) 徐国建，沓名宗春，山田勝重：12%Cr 鋼へのステライト 6 合金の TIG 及びレーザ肉盛

- に関する研究, 溶接学会論文集, 23, 2 (2005) 286-295.
- 42) R. Singh, D. Kumar, S.K. Mishra, S.K. Tiwari: Laser cladding of Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance, *Surface & Coatings Technology*, 251 (2014) 87-97.
- 43) C. Zhong, T. Biermann, A. Gasser, R. Poprawe: Experimental study of effects of main process parameters on porosity, track geometry, deposition rate, and powder efficiency for high deposition rate laser metal deposition, *Journal of Laser Applications*, 27, 4 (2015) 042003-1-042003-8.
- 44) C. Zhong, A. Gasser, J. Kittel, T. Schopphove, N. Pirch, J. Fu, R. Poprawe: Study of process window development for high deposition-rate laser material deposition by using mixed processing parameters, *Journal of Laser Applications*, 27, 3 (2015) 032008-1-032008-7.
- 45) B.C. Oberländer, E. Lugscheider: Comparison of properties of coatings produced by laser cladding and conventional methods, *Materials and Science and Technology*, 8 (1992) 657-665.
- 46) E. Abouda, M. Dal, P. Aubry, T.N. Tarfa, I. Demirci, C. Gorny, T. Malot: Effect of laser cladding parameters on the microstructure and properties of high chromium hardfacing alloys, *Physics Procedia*, 83 (2016) 684-696.
- 47) 中尾政之, 畑村洋太郎: 生産の技術, 養賢堂発行 (2002) pp62.
- 48) 廣瀬明夫, 河野渉, 野村大吉, 小林紘二郎: 粉末送給法を用いたレーザクラッディングによる耐摩耗皮膜の形成, *鉄と鋼*, 78, 10 (1992) 1585-1592.
- 49) A.Kusmoko, H. Li: Measuring dilution and wear for Stellite 6 deposited on P22 steel substrate by laser cladding, *Int. J. Applied Science and Mathematics*, 3, 1 (2016) 2394-2894.
- 50) 杉山憲一, 川村聡, 長坂浩志, 屋代利明, 近藤鉄也: 耐食・耐摩耗性を備えた肉盛り材料の開発, *電気製鋼*, 75, 4 (2004) 269-276.
- 51) 仲田進一: 銅のおはなし, 日本規格協会 (2010)
- 52) S. Chen, J. Huang, J. Xia, X. Zhao, S. Lin: Influence of processing parameters on the characteristics of stainless steel/copper laser welding, *Journal of Materials Processing Technology*, 222 (2015) 43-51.

- 53) C. Yao, B. Xu, X. Zhang, J. Huang, J. Fu, Y. Wu: Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper-steel dissimilar joint Optics and Lasers in Engineering, 47 (2009) 807-814.
- 54) P.A. Lykov, E.V. Safonov, A.M. Akhmedjanov: Selective laser melting of copper, Materials Science Forum, 843 (2016) 284-288.
- 55) A. Popovich, V. Sufiarov, I. Polozov, E. Borisov, A. Masaylo, A. Orlov: Microstructure and mechanical properties of additive manufactured copper alloy, Materials Letters, 179 (2016) 38-41.
- 56) 大津元一, 田所利康: 先端光技術シリーズ1 光学入門 - 光の性質を知ろう -, 朝倉書店 (2008)
- 57) 斎木敏治, 戸田泰則: 先端光技術シリーズ2 光物性入門 - 物質の性質を知ろう -, 朝倉書店 (2010)
- 58) アシュクロフト・マーミン: 固体物理学の基礎 (上・I), 物理学叢本
- 59) E.W. Spisz, A.J. Weigand, R.L. Bowman, J.R. Jack: Solar absorptances and spectral reflectances of 12 metals for temperatures ranging from 300 to 500 K, NASA TN D-5353 (1969)
- 60) Shimadzu Corporation: Expanded Product Line of Short-Wavelength Lasers for Materials Processing and Measuring Applications -High-Brightness Blue Direct Diode Laser Also Released to Provide New Techniques for Microfabrication-. <https://www.shimadzu.com/about/pressrelease/5iqj1d00000020jc6.html>, 2014 [accessed 12 March 2018]
- 61) H. Wang, Y. Kawahito, R. Yoshida, Y. Nakashima, K. Shiokawa: Development of a high-power blue laser (445 nm) for material processing, Optics letters, 42, 12 (2017) 2251-2254.
- 62) M. Finuf, S. Ream, B. Gray, J.M. Pelaprat, M. Zediker, R. Fritz: Stable conduction and keyhole welding of copper with 275 watt blue laser, in Proceedings of Lasers in Manufacturing Conference, 2017.
- 63) M.A. Ruetering, C. Ullmann, M. Weinbach: Latest diode laser technology and its industrial applications, in Proceedings of The 3rd Smart Laser Processing Conference, 2018.

第2章 金属の精密クラディングのためのマルチレーザビーム照射法の開発

2. 1 はじめに

レーザクラディングは、溶射やアーク溶接などと比べ低入熱かつ冶金学的接合力に優れた皮膜層を得られる方法として、表面改質、部品補修、3D プリンティングといった産業で注目されている¹⁻⁴⁾。粉末を用いたレーザクラディングの模式図を Fig. 2.1 に示す⁵⁾。

1 本のレーザビームに対し、1 方向または複数の方向から粉末を供給し、レーザ照射により粉末および母材を溶融・接合する技術である。レーザは飛行する粉末を加熱溶融する。同時に粉末流を透過したレーザが母材を加熱し表層に溶融部（溶融層）を生成する。溶融層に飛行粉末が到達し、溶融接合（溶接）が生じることで皮膜が形成されるプロセスである。皮膜と母材との溶接部およびその周辺には、粉末および母材が溶け合うことによって生じる希釈領域と、母材が溶融部によって加熱されることで母材組織に変化が起こる熱影響領域がそれぞれ形成される。希釈領域や熱影響領域では皮膜や母材の特性が変化し、本来の材料特性が得られないことがあるため、これらの領域を最小限にするよう、レーザパワーや掃引速度といったプロセスパラメータの最適化が重要となる⁶⁾。近年、工具刃先強化コーティングや金型の微小クラック補修など、局所的かつ微細（厚さ 1 mm 以下、希釈領域 100 μm 以下）な皮膜を形成するクラディング（精密クラディング）の需要が増加している。

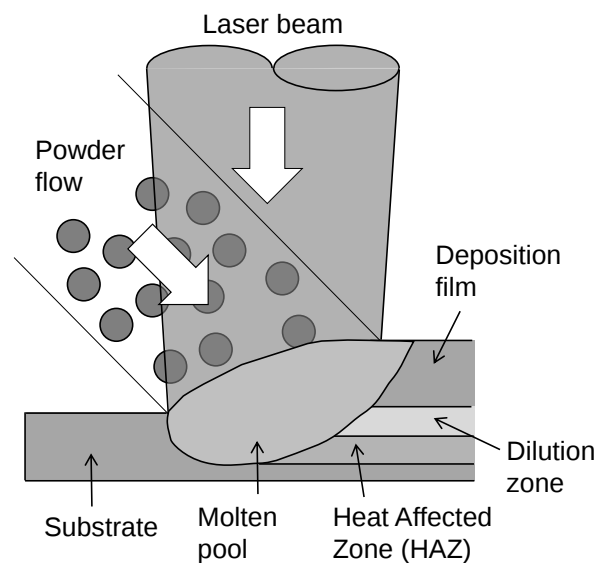


Fig. 2.1 Schematic diagram of laser cladding.

精密クラッディングでは、希釈を小さくするために溶融層の大きさを可能な限り小さくする必要がある。1本のレーザビームを使った従来のレーザクラッディング法では、レーザによって加熱されずに室温のまま母材に到達する飛行粉末が存在する（詳細は2.2節に記す）。つまり、従来法では、飛行粉末の母材到達時の温度がレーザ集光スポット内の場所によって異なるので、母材上のレーザ集光スポット内において皮膜形成条件を満たさない場所が存在することになる。レーザスポット内に到達するすべての飛行粉末について皮膜を形成させるためには、母材表層に十分な深さを持った溶融層（溶融池）が必要となる。溶融池は熱源であるので、レーザによって加熱されなかった飛行粉末でも溶融池に突入することで溶融すると考えられる。本研究では、精密クラッディングには溶融層の深さを可能な限り小さくすることが必須と考えている。そのためには、溶融池（深さが大きい溶融層）を必要とする要因であったレーザ集光スポット内における空間的な飛行粉末の温度分布を、均一にすることが重要である。

そこで本章では、空間的に均一な飛行粉末の温度分布を実現するための新しいレーザ照射法『マルチレーザビーム照射法』を考案した（詳細は2.3節に記す）。本照射法では、一つの粉末流に対し、複数本のレーザビームを周囲から照射することで、レーザ集光スポット内に到達する飛行粉末を、レーザによって均一に加熱することが可能となり、空間的に均一な温度分布を実現できる。本照射法によって SUS304 基板に対し膜厚 1 mm 以下の Co 基合金（Stellite 6）の皮膜形成を試みた。

2.2 従来型レーザクラッディングにおける飛行粉末の加熱

従来の粉末供給型レーザクラッディングにおける飛行粉末の加熱について検討する。従来のレーザクラッディング法における粉末供給ならびにレーザ照射配置の模式図を Fig. 2.2(a)に示す。XY 平面上に母材を配置し、Z 方向からレーザを照射、X 軸方向からレーザ集光スポットに粉末を供給し、Y 軸方向にレーザを掃引する。Fig. 2.2(a)に示す観察方向から見た XZ 平面におけるレーザー、粉末流および母材の配置概略図を Fig. 2.2(b)に示す。以下の条件のもと飛行粉末温度を示す式を導出する。

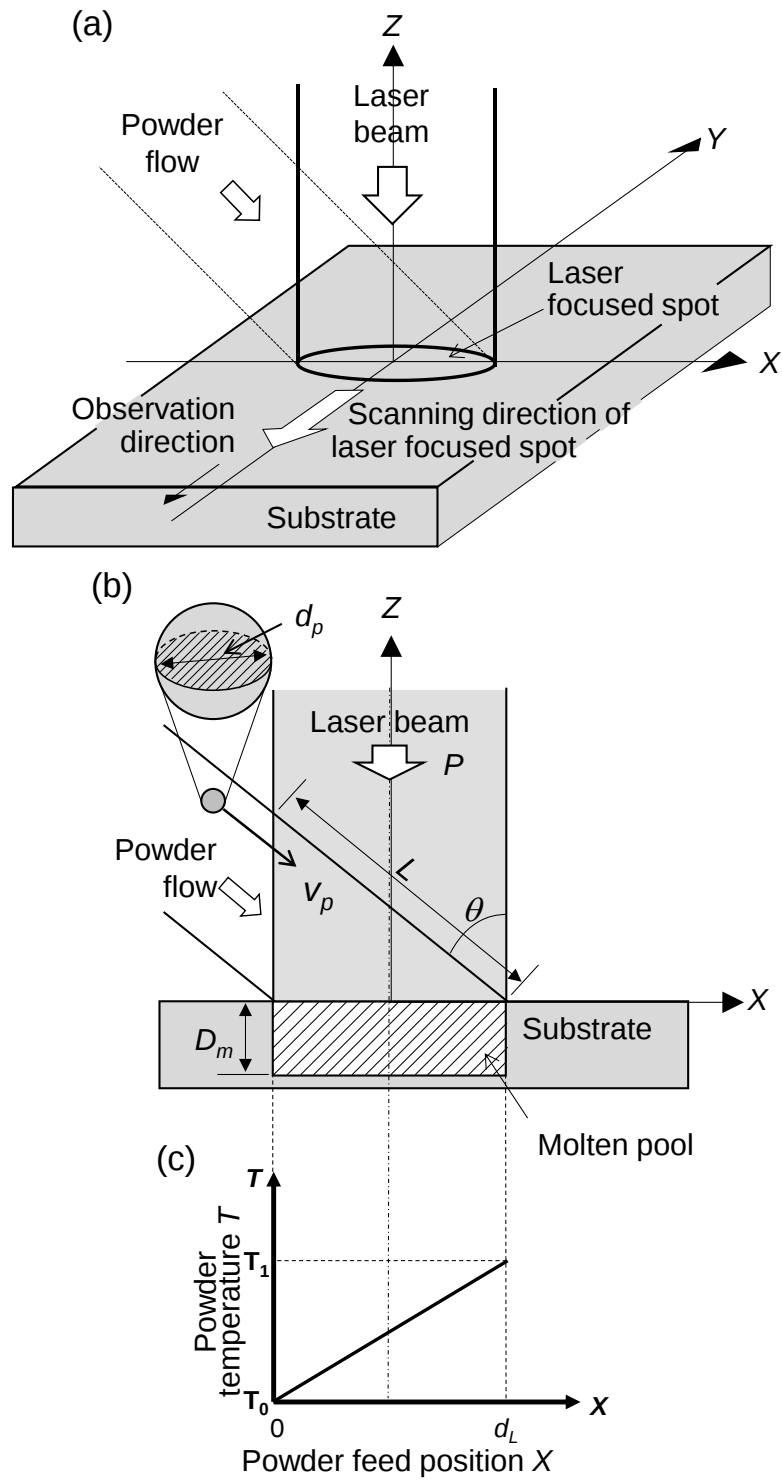


Fig. 2.2 Schematic diagram of (a) single laser beam with single powder flow, (b) interaction between powder flow and laser beam, and (c) powder temperature distribution.

- ・ 粉末は完全な球体で、一定速度で直線飛行し母材へ到達する。
- ・ 粉末の飛行速度は到達位置によらず一定とする。
- ・ 照射するレーザの強度分布はスポット径にわたって一定（トップハット）とする。
- ・ 母材からのレーザ反射やふく射の影響は無視する。

粉末は飛行中にレーザ照射により式(2.1)であらわされる熱量 Q_p を受け取る。

$$Q_p = \frac{A_p \pi d_p^2 I t}{4} \quad (2.1)$$

ここで、 A_p 、 d_p 、 I 、 t はそれぞれ粉末のレーザ吸収率、粉末の直径、レーザパワー密度、飛行粉末とレーザとの相互作用時間である。 I は次式で計算される。

$$I = \frac{4P}{\pi d_L^2} \quad (2.2)$$

ここで、 P 、 d_L はそれぞれレーザパワー、レーザスポット径である。 t は、粉末とレーザとの相互作用距離 L と粉末の飛行速度 v_p より

$$t = \frac{L}{v_p} \quad (2.3)$$

Q_p と飛行粉末の温度上昇 ΔT は次式であらわされる。

$$Q_p = m_p c_p \Delta T = \frac{\pi d_p^3 \rho_p}{6} c_p (T_1 - T_0) \quad (2.4)$$

ここで、 m_p 、 ρ_p 、 c_p 、 T_1 、 T_0 はそれぞれ粉末の質量、粉末の密度、粉末の比熱、到達温度、初期温度（室温）を表す。

式(2.1)から式(2.4)より、母材到達時の粉末温度の式(2.5)が得られる。

$$T_1 = \left(\frac{6A_p}{\pi \rho_p c_p} \right) \cdot \left(\frac{P}{v_p d_p d_L^2} \right) \cdot L + T_0 \quad (2.5)$$

Fig. 2.2(b)において、粉末の到達位置を X とすると、 L は次式であらわされる。

$$L = \frac{X}{\sin \theta} \quad (0 \leq X \leq d_L) \quad (2.6)$$

ここで、 θ はレーザと粉末流との間の角度である。

式(2.6)を式(2.5)に代入すると、Fig. 2.2(b)の照射配置における粉末温度の計算式(7)が得られる。

$$T_1 = \left(\frac{6A_p}{\pi\rho_p c_p} \right) \cdot \left(\frac{P}{v_p d_p d_L^2} \right) \cdot \frac{X}{\sin\theta} + T_0 \quad (2.7)$$

式(7)から明らかなように、母材到達時の粉末温度が到達位置 X によって異なり温度分布が生じることがわかる (Fig. 2.2(c))。そのため、 $X = d_L$ に到達する飛行粉末がレーザ照射により十分に加熱され溶融したとしても、 $X = 0$ に到達する飛行粉末は加熱されない状態 (室温) である。この粉末が母材と溶け合い接合する条件 (溶接条件) を満たすためには、母材上に非加熱粉末を溶融できる十分な熱量を持った溶融池 (深さ D_m の大きい溶融層) が必要となる。

次に、Fig. 2.3(a)に示す、複数方向から粉末を供給する方式における粉末加熱について検討する。Fig. 2.3(a)に示す観察方向から見た XZ 平面におけるレーザ、粉末流および母材の配置概略図を Fig. 2.3(b)に示す。粉末流 1 (Powder flow1) に対して反対側から供給される粉末 (粉末流 2、Powder flow 2) について、 L は次式であらわされる。

$$L = \frac{(d_L - X)}{\sin\theta} \quad (0 \leq X \leq d_L) \quad (2.8)$$

したがって、この場合の粉末加熱温度は式(2.5)より

$$T_1 = \left(\frac{6A_p}{\pi\rho_p c_p} \right) \cdot \left(\frac{P}{v_p d_p d_L^2} \right) \cdot \frac{(d_L - X)}{\sin\theta} + T_0 \quad (2.9)$$

すなわち、Fig. 2.3(c)に示すように、反対側から供給される粉末にも温度分布が生じる。 $X = d_L$ に到達する飛行粉末が溶接条件を満たしていたとしても、もう一方から非加熱状態の粉末が同時に到達する。前述のとおり、非加熱の飛行粉末が溶接条件を満たすためには溶融池が必要である。したがって、両方向から粉末を供給する方式においても、十分な大きさの溶融池が必要になる。

以上より、従来のレーザクラディング法では、すべての位置に到達する飛行粉末について溶接条件を満たすためには、深さ D_m の大きい溶融池の生成が必要になることがわかる。これは飛行粉末の到達位置により空間的な温度分布が生じるためである。

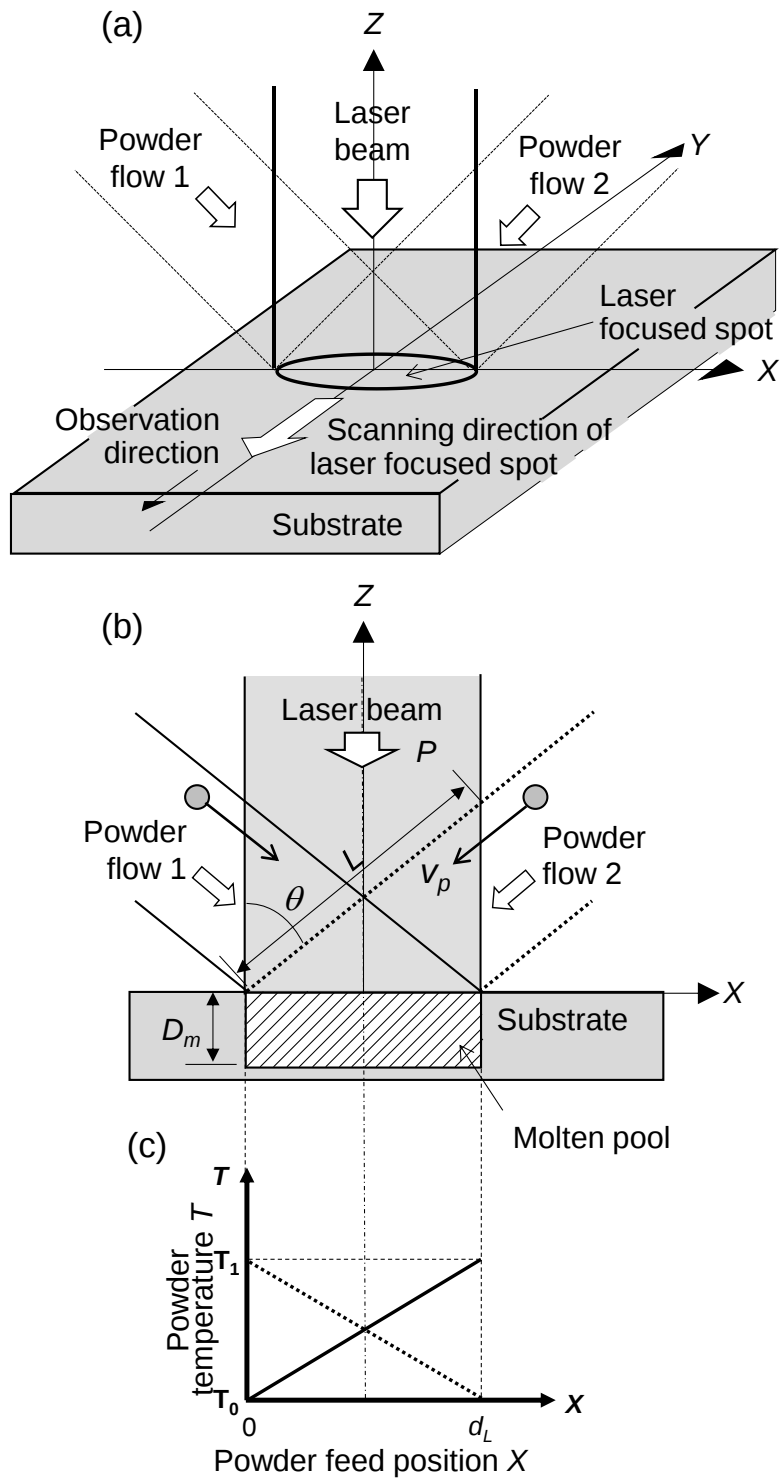


Fig. 2.3 Schematic diagram of (a) single laser beam with multiple powder flows, (b) interaction between powder flows and laser beam, and (c) powder temperature distribution.

2. 3 マルチレーザビーム照射法による材料の加熱

Fig. 2.4(a)に示すように、Z 軸方向から供給される飛行粉末に対し Z 軸対称にレーザビームを配置し、飛行粉末を加熱する場合について検討する。Fig. 2.4(a)に示す観察方向から見た XZ 平面への投影図を Fig. 2.4(b)に示す。Fig. 2.4(b)において、飛行粉末がレーザ照射により得るエネルギー Q_p は式(2.1)より

$$Q_p = \frac{A_p \pi d_p^2}{4} (I_1 t_1 + I_2 t_2) \quad (2.10)$$

ここで、 I_1 、 I_2 、 t_1 および t_2 はそれぞれ、Laser 1 のレーザパワー密度、Laser 2 のレーザパワー密度、飛行粉末と Laser 1 との相互作用時間および飛行粉末と Laser 2 との相互作用時間である。

I_1 、 I_2 、 t_1 および t_2 はそれぞれ

$$I_1 = \frac{4P_1}{\pi d_L^2} \quad (2.11a)$$

$$I_2 = \frac{4P_2}{\pi d_L^2} \quad (2.11b)$$

$$t_1 = \frac{L_1}{v_p} \quad (2.12a)$$

$$t_2 = \frac{L_2}{v_p} \quad (2.12b)$$

である。 P_1 、 P_2 、 L_1 および L_2 はそれぞれ、Laser 1 のレーザパワー、Laser 2 のレーザパワー、飛行粉末と Laser 1 の相互作用距離および飛行粉末と Laser 2 の相互作用距離である。

ここで、 $P_1 = P_2$ かつ $P_1 + P_2 = P$ とした場合、式(2.4)および式(2.10)～式(2.12)より次式を得る。

$$T_1 = \left(\frac{6A_p}{\pi \rho_p c_p} \right) \cdot \left(\frac{P}{v_p d_p d_L^2} \right) \cdot (L_1 + L_2) + T_0 \quad (2.13)$$

Fig. 2.4(b)において、 $L_1 + L_2$ は

$$L_1 + L_2 = \frac{(d_L - X)}{\tan \theta} + \frac{X}{\tan \theta} = \frac{d_L}{\tan \theta} \quad (0 \leq X \leq d_L) \quad (2.14)$$

式(2.14)を式(2.13)に代入することで、本照射配置における粉末温度の式(15)が得られる。

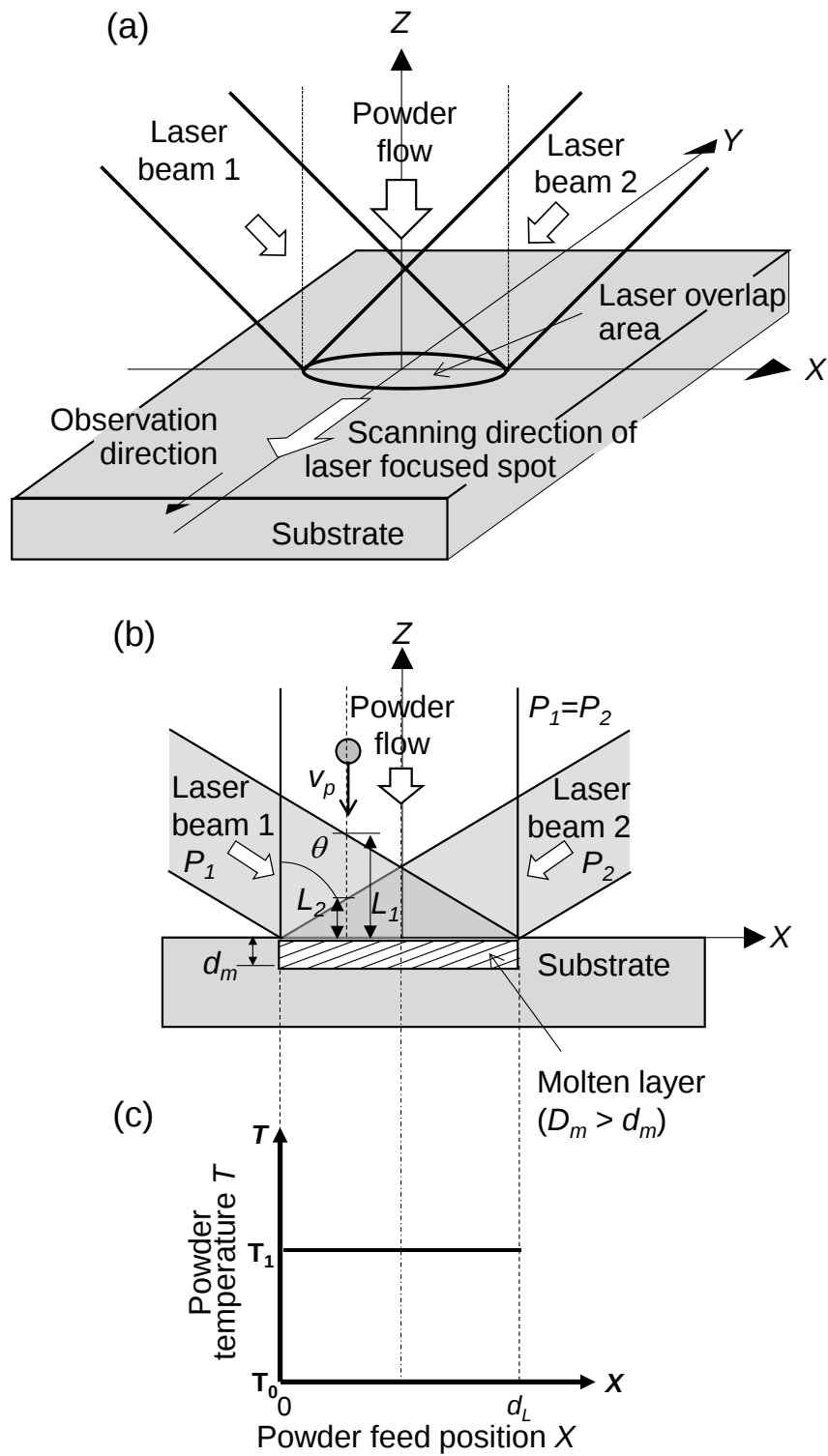


Fig. 2.4 Schematic diagram of (a) multiple laser beams irradiation, (b) interaction between powder flow and laser beams, and (c) powder temperature distribution.

$$T_1 = \left(\frac{6A_p}{\pi\rho_p c_p} \right) \cdot \left(\frac{P}{v_p d_p d_L} \right) \cdot \frac{1}{\tan\theta} + T_0 \quad (2.15)$$

式(2.15)は、本照射配置において、母材に到達する飛行粉末の温度 T_1 が飛行粉末の到達位置 X によらず一定であることをあらわしている (Fig. 2.4(c))。Fig. 2.2 および Fig. 2.3 に示した従来レーザクラディング法と異なり、すべての飛行粉末が均等に加熱され空間的に均一な温度分布が実現する。

2. 4 マルチレーザビーム照射光学系の開発

Fig. 2.5 に本実験で使用した光学系を示す^{7,8)}。本研究では、1 本あたりの最大出力が 100W の赤外半導体レーザ (IR DDL) (波長 $\lambda = 915\text{nm}$) を 4 本使用した。それぞれのレーザはレーザモジュールから光ファイバで伝送され接続ポート A、B、C および D に接続した。ポート A、B はそれぞれ X 軸に対して 30° の位置に配置した。飛行粉末の均等加熱を考慮して、ポート A、B に対して Y 軸対象にポート D、C を配置した。ポート A、B の組み合わせを Laser 1、ポート C、D の組み合わせを Laser 2 とした。ポートに接続されたそれぞれのレーザはレンズにてコリメートされ、一枚の集光レンズで集光、重畳される。集光レンズ中央には粉末を供給するノズルを配置する穴が明けられ、そこから別置の粉末供給装置から供給管を介して粉末が供給される。それぞれのレーザビームと粉末流との角度 θ は 17° である。以上の光学系を組み込んだレーザクラディングヘッド (マルチレーザビームヘッド) の外観を Fig. 2.6 に示す。

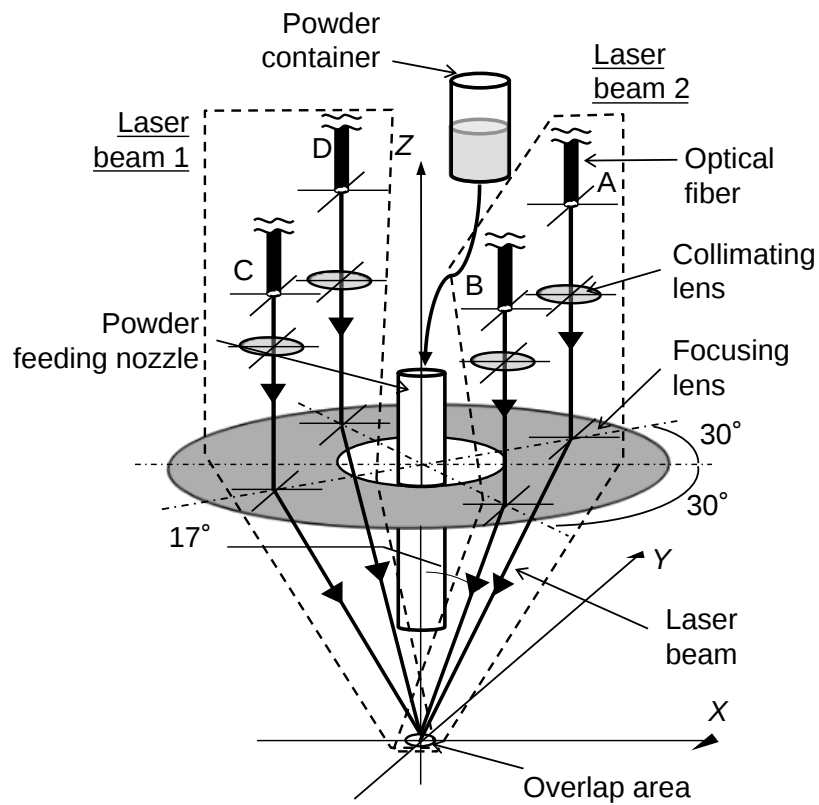


Fig. 2.5 Schematic diagram of optics for multiple laser irradiation.

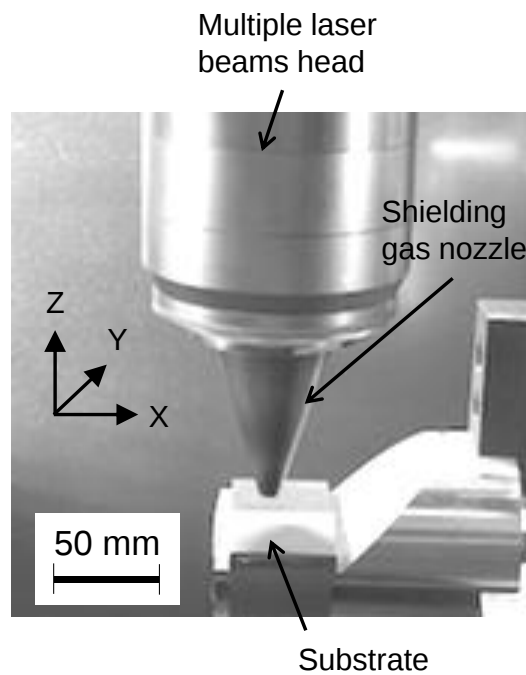


Fig. 2.6 Appearance of multiple laser beams head.

2. 5 実験方法

2. 5. 1 マルチレーザビームヘッドの特性評価

2. 5. 1. 1 ビームプロファイル測定

Fig. 2.6 に示したマルチレーザビームヘッドについて、Fig. 2.7 に示す測定光学系を用いて、4 本のレーザビーム重畳点におけるビームプロファイルを測定した。マルチレーザビームヘッドから照射される 4 本のビームをコリメートレンズ(焦点距離 $f_1=25$ mm、レンズ径 $\phi=25$ mm)で平行光にし、集光レンズ($f_2=100$ mm、 $\phi=25$ mm)により CCD センサへ結像する。途中、2 枚のウェッジ板および ND フィルターを使って減光することで、CCD センサの損傷を防止した。ヘッド中心に位置する粉末供給ノズルから、ヘッド中心を示すガイド光として He-Ne レーザを通し、各コリメートレンズ、集光レンズならびに CCD センサのアライメントを行った。Fig. 2.5 に示したポート A、B、C および D に接続されたそれぞれの IR DDL について、各ポートに備わっているビーム位置調整機構を使い、4 本すべてのレーザビームがガイドレーザ上に集まるように調整した。プロファイル測定光学系の設計上の光学倍率は $f_2/f_1 = 4$ 倍であるが、あらかじめ寸法が明らかな金属メッシュを CCD センサに結像させて倍率の校正を行った。

2. 5. 1. 2 電流-出力特性

IR DDL レーザモジュールに印加する電流に対するヘッドからのレーザ出力特性を測定した。Fig. 2.8 に示すように、クラッディングヘッドの下部にレーザパワーメータ (Ophir 製 FL1100A-BB-65) を設置し、クラッディングヘッドから出力されるレーザパワーを測定した。Fig. 2.5 におけるポート A、B に接続されたレーザおよびポート C、D に接続されたレーザをそれぞれ一対のレーザ (Laser 1 および Laser 2) とみなし、それぞれの出力を測定した。ビームの重畳点では、測定器が許容するパワー密度を超える恐れがある。ビームを広げパワー密度を下げるために、パワーメータの測定有効径 ($\phi 65$ mm) 内に収まるように設置距離 H を調整した。モジュールに印加可能な最大電流を 100% として、負荷電流の割合を変化させて、レーザパワーメータに接続された表示機 (Ophir 製 Nova II) の表示を読み取り測定した。

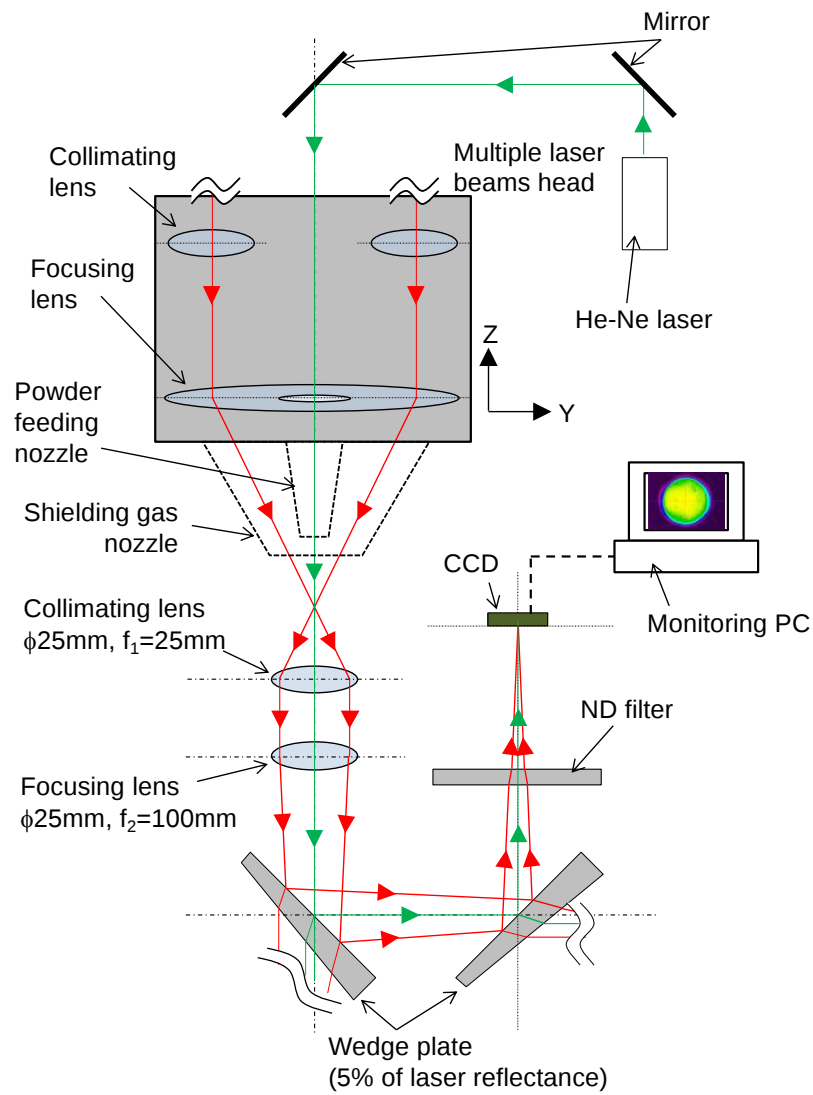


Fig. 2.7 Schematic diagram of the beam profile measuring for multiple laser beams.

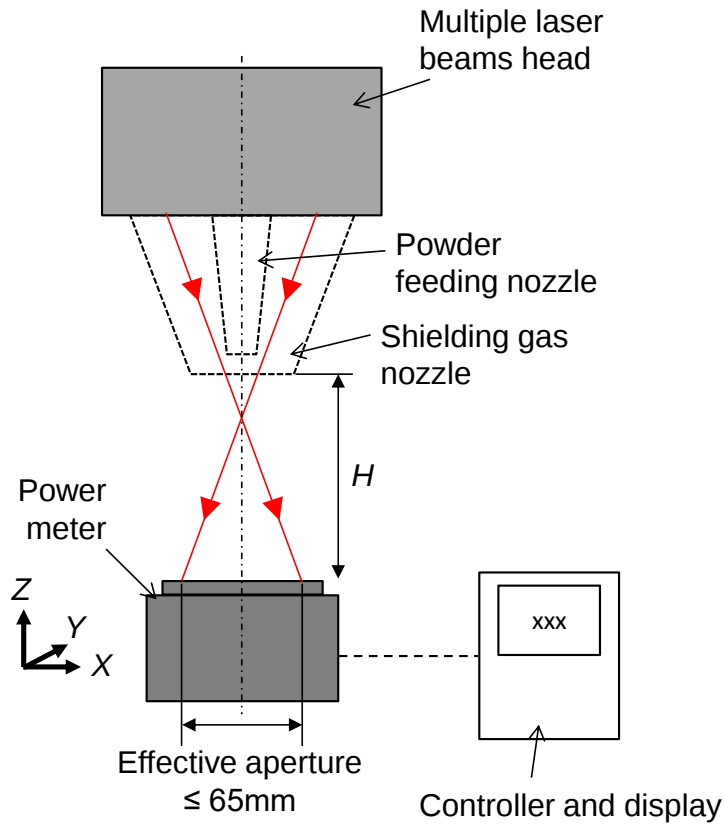


Fig. 2.8 Setup for measuring laser power.

2. 4. 1. 3 粉末飛行速度の測定

式(2.15)から飛行粉末の温度を計算するために、高速度観測により粉末の飛行速度を測定した。観測系セットアップを Fig.2 9 に示す。粉末供給装置から搬送ガス（アルゴン）2 L/min、粉末供給量 22 mg/s をマルチレーザビームヘッドに供給し、粉末供給ノズルから吐出される粉末に対し、メタルハライド光源を設置した。その対面に高速度カメラ（Photron 製 FASTCAM Mini AX200）を設置し、粉末供給ノズル中心に焦点を合わせ、飛行する粉末の影を撮影した。撮影コマ数は 10,000 frames/s、飛行粉末の像が滲まずかつ撮影に十分な光量が得られるように、シャッタ速度は 1/100,000 s とした。ある時間 t_0 から t_n 秒後に粉末が移動した距離を時間平均した値を飛行速度 v_p とした。同じ撮影条件にて、長さが既知のスケールを撮影し、画像 1 ピクセルあたりの長さを校正した。Fig. 2.10 に示すように、一連の撮像から抜き出したある瞬間を t_0 とし（Fig. 2.10(a)）、1 フレームごとの粉末の移動を t_n 秒後まで追尾し（Fig. 2.10(b)）、移動量 ΔL とその移動に要した時間

$t_n - t_0 = \Delta t$ から次式(2.16)より v_p を算出した。

$$v_p = \frac{\Delta L}{\Delta t} \quad (2.16)$$

撮影した像から任意の粉末 20 点を抽出し、速度の分布および平均速度を算出した。

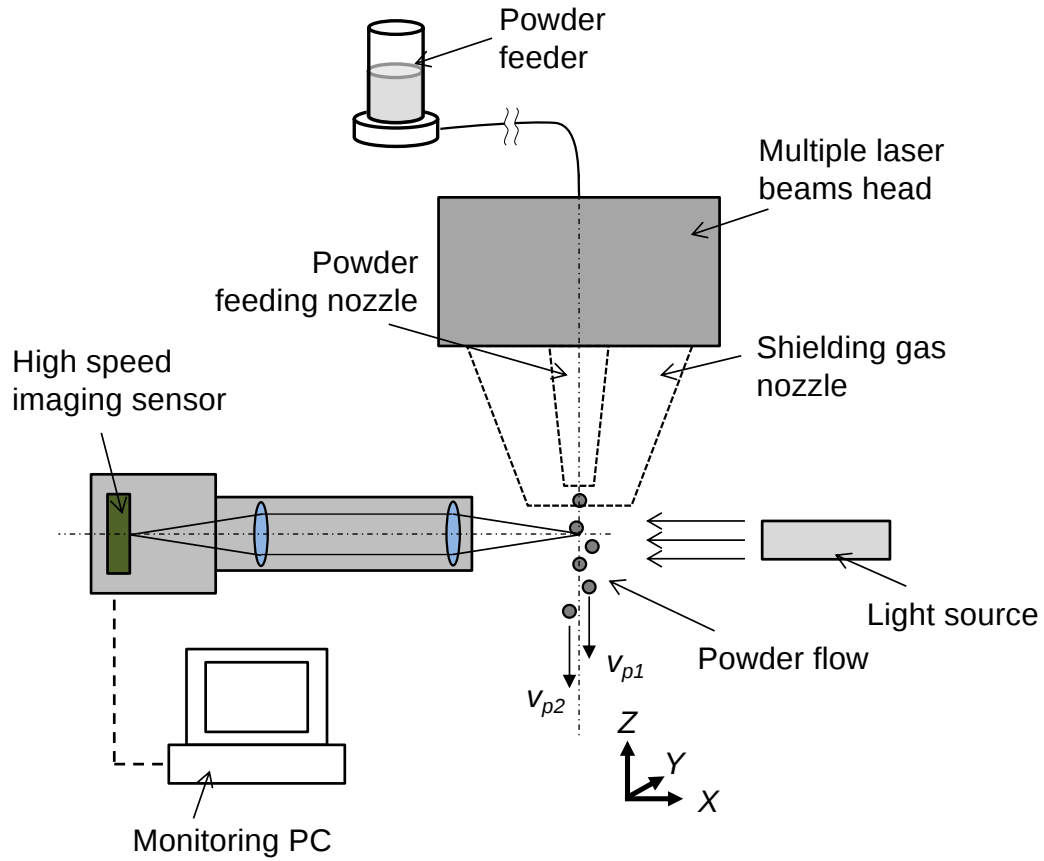


Fig. 2.9 Setup for measuring powder flying velocity.

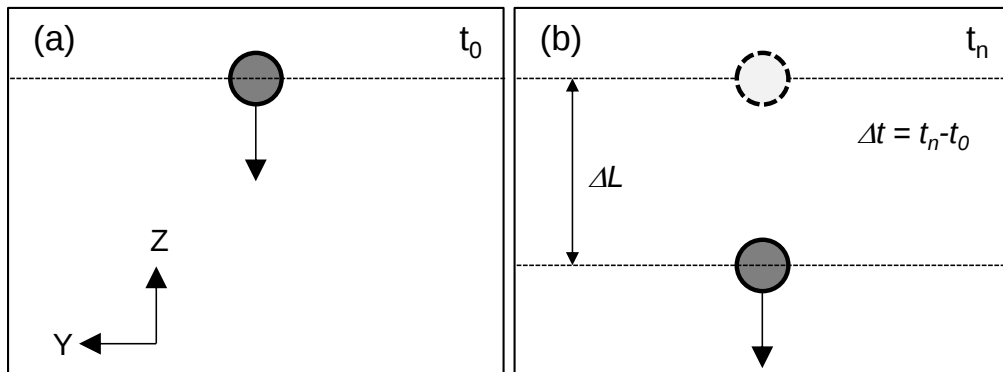


Fig. 2.10 Schematic diagram of measuring flying powder position at (a) t_0 , and (b) t_n .

2. 5. 2 マルチレーザビームヘッドによる Stellite 6 皮膜の形成

Fig. 2.11 に実験セットアップを示す。Fig. 2.6 に示したマルチレーザビームヘッドを Y 軸方向に駆動する装置に固定し、4 本のレーザビームが母材表面で重畳するように母材を配置した。具体的には、母材に微弱なレーザを照射し、赤外波長帯が撮影可能な CCD センサでレーザスポットを観察し、4 本が最も集まる位置にヘッドの Z 位置を調整した。ヘッド下部に、形成した皮膜の酸化を防止するためアルゴンガスを供給するシールドガスノズルを設けた。粉末の供給、レーザ照射およびシールドガスの供給は制御装置により同期制御され、駆動装置により Y 方向へヘッドを動かすことにより、皮膜を形成した。皮膜形成条件を Table. 2.1 に示す。母材および粉末にはそれぞれ SUS304 基板（50 x 50 x t3 表面 2B 仕上げ）および Co 基合金である Stellite 6 を用いた。使用した Stellite 6 粉末の粒径分布を Fig. 2.12 に示す。Frequency および Accumulation は、それぞれ頻度および累積を示す。頻度はその粒径が測定サンプル中に含まれる割合を示し、累積は小径側から頻度を積算した値である。累積値 50% となる値がメジアン径（D50）である。粉末は 45-250 μm の粒径分布を有し、メジアン径が 81 μm のものを使用した。粉末は、粉末供給装置から 2L/min の搬送ガス（アルゴン）によりヘッドまで運搬され、出口径 1mm の粉末供給ノズルからレーザビーム重畳点に向けて供給される。飛行中の粉末温度を計算するため、粉末の飛行速度 v_p を、粉末供給ノズルから飛行する粉末を高速度撮影することで測定した。撮影イメージから粉末 20 点を無作為に抽出し、撮影フレームごとの移動距離と移動に要した時間から飛行速度を算出した。形成した皮膜の外観および断面を、光学顕微鏡を用いて観察を行った。断面は、レーザ掃引方向と垂直に切断、樹脂埋め研磨し、王水（濃塩酸と濃硝酸を体積比 3:1 で混合）を用いて腐食したのちに観察した。また、希釈率を評価するため、母材と皮膜の接合境界付近に対してエネルギー分散型 X 線（Energy Dispersive X-ray Spectrometry、EDX）分析を実施した（Oxford instruments 製 x-act）。

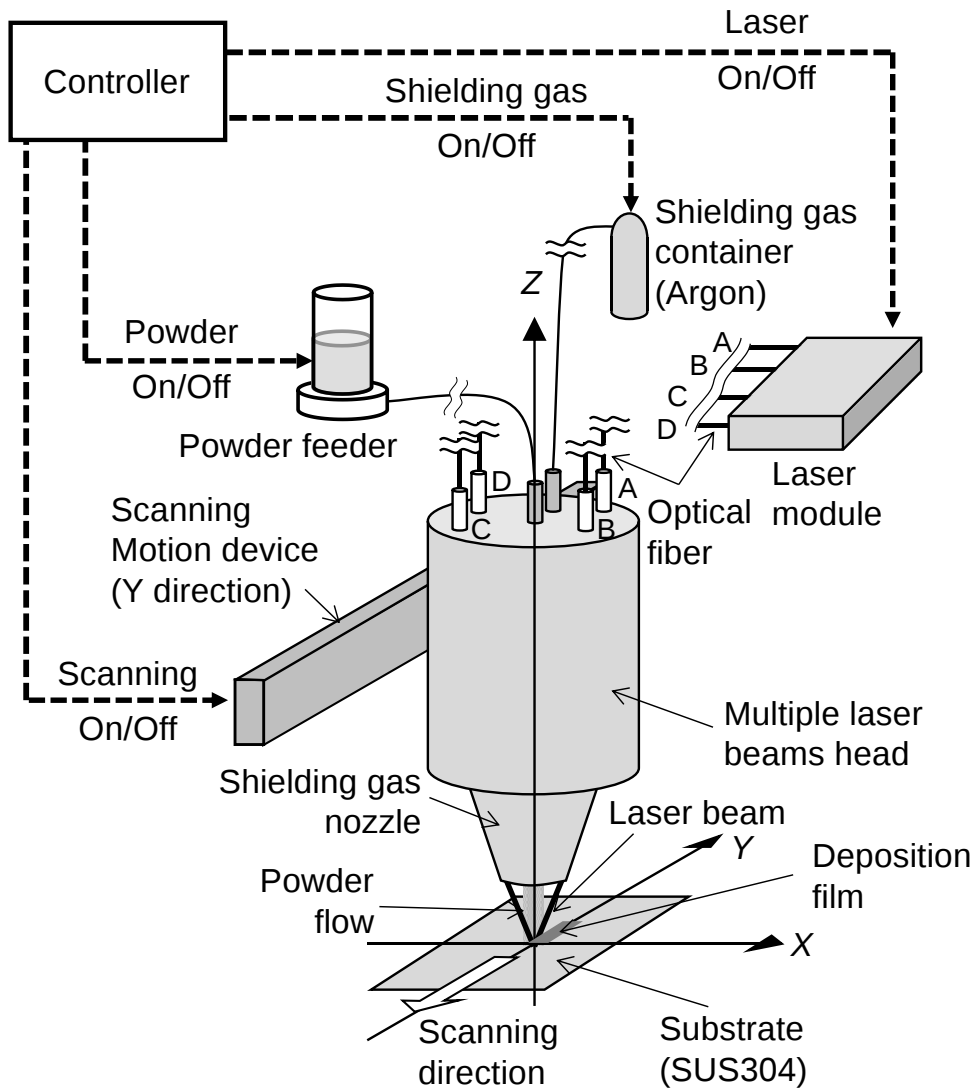


Fig. 2.11 Setup for measuring laser power.

Table 2.1 Experimental conditions.

Laser spot diameter d_L (mm)	1.4
Laser power P (W)	224
Laser power intensity (kW/cm^2)	14.6
Powder feed rate $\dot{m}_p$ (mg/s)	22
Scanning speed v_f (mm/s)	4
Shielding gas (L/min)	15

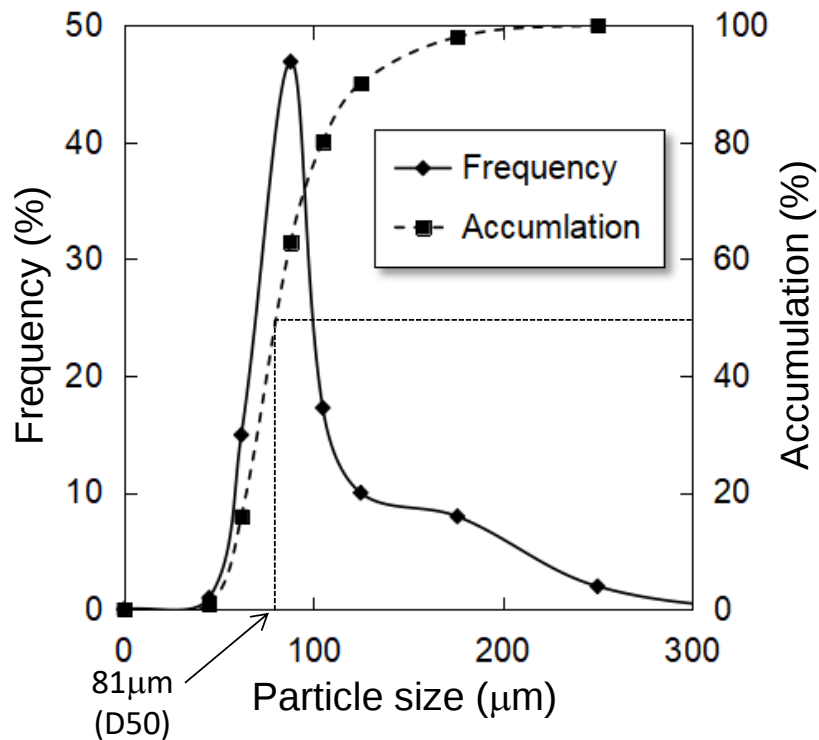


Fig. 2.12 Particle diameter distribution of Stellite 6 powder.

2. 6 実験結果および考察

2. 6. 1 マルチレーザビームヘッドの特性評価結果

2. 6. 1. 1 ビームプロファイル測定結果

Fig. 2.13 にビーム重畳点におけるビームプロファイルを示す。Fig. 2.13(a)は、4本のビームの重畳点のXY平面における強度分布である。Fig. 2.13(a)における強度中心（セントロイド）を通り、X軸に平行な線上（X-X）およびY軸に平行な線上（Y-Y）におけるビームプロファイルを、Fig. 2.13(b)および(c)に示す。ピークに対して13.5% ($1/e^2$)となる位置をビームスポット径とすると、X方向では1436 μm 、Y方向では1361 μm であった。X方向、Y方向ともに、フラットトップに近い形状であった。レーザスポット径 d_L をX方向およびY方向の平均値である1400 μm とした。Table 2.1で示したレーザパワーの場合、スポット径から計算されるパワー密度は14.6 kW/cm^2 であった。

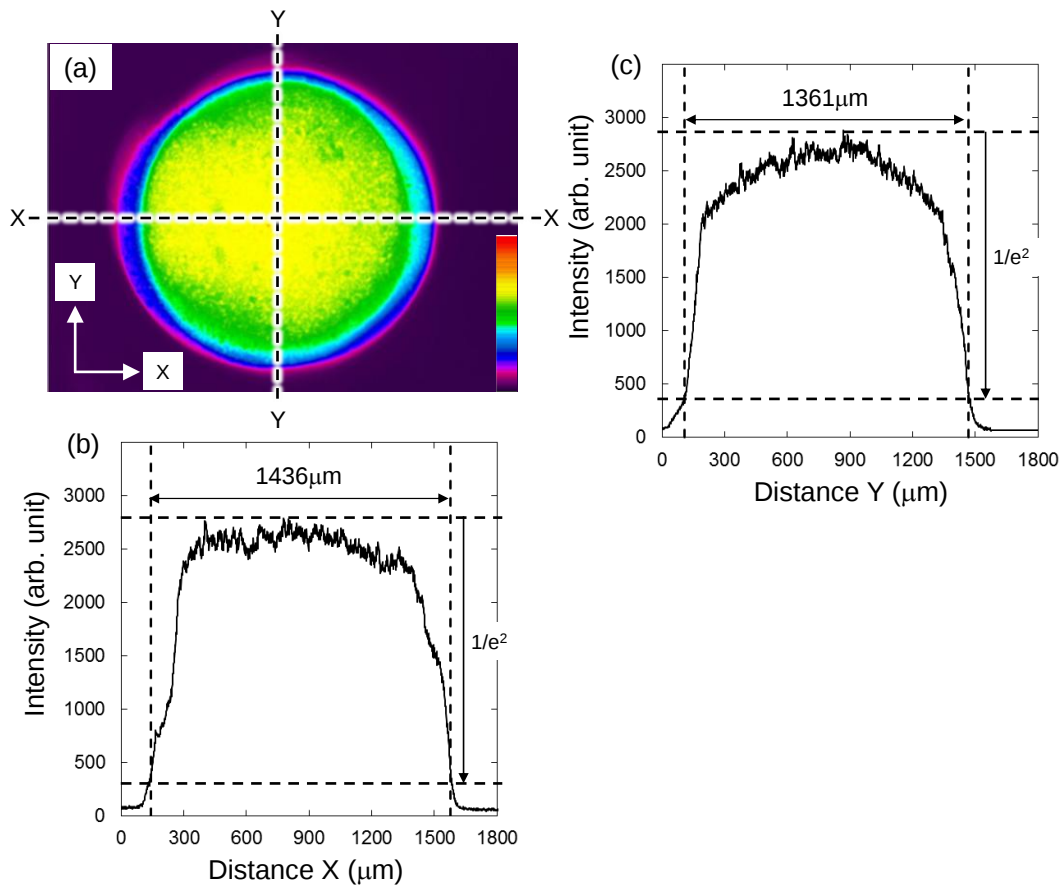


Fig. 2.13 Laser beam profile at overlapping area: (a) profile image on XY plane, (b) profile on X-X, and (c) profile on Y-Y.

2. 5. 1. 2 電流-出力特性結果

Fig. 2.5 にて示した Laser 1 および Laser 2 それぞれの出力特性を測定した結果を Fig. 2.14 に示す。横軸は、最大電流に対する負荷電流の割合を示す。Laser 1 および Laser 2 の出力は負荷電流に対し線形に推移し、Laser 1 と Laser 2 との出力差は 2~10 W 程度であった。Table 2.1 に示すレーザパワーは、Laser 1 および Laser 2 とともに負荷電流が 48% における値で、ともに 110 W 程度である。その際のお互いの出力差は 6 W であった。使用したパワーメータの測定精度が $\pm 3\%$ である⁹⁾ので、測定値 110 W に対して ± 3 W 程度の誤差が生じることとなる。測定された出力差は、測定器の誤差範囲内だったと考えられる。したがって、Laser 1 および Laser 2 により、飛行粉末は均等に加熱されることが考えられる。

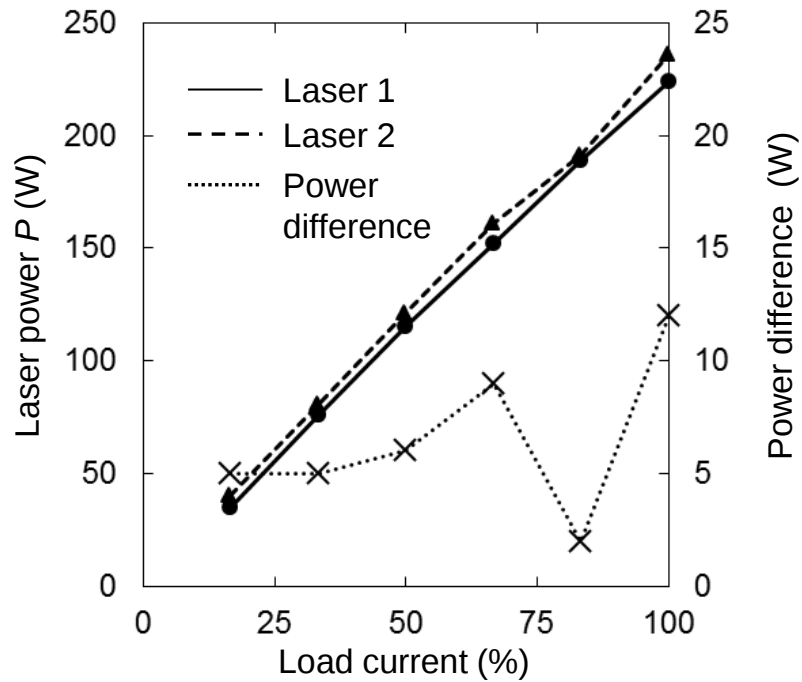


Fig. 2.14 Laser power of Laser 1 and Laser 2, and the power difference between Laser 1 and Laser 2.

2. 5. 1. 3 粉末飛行速度の測定結果

Fig.2.15 に高速度撮影した飛行粉末像の一例を示す。飛行する粉末を追跡し、移動距離 ΔL および移動に要した時間 Δt から飛行速度 v_p を算出した。Fig. 2.15 に示す粉末の場合、 v_p はおよそ 8 m/s であった。任意の飛行粉末 20 点について、同様に v_p を算出した結果を Fig. 2.16 に示す。飛行速度には 4 m/s から 12 m/s 程度の分布があり、平均で 8.4 m/s であった。

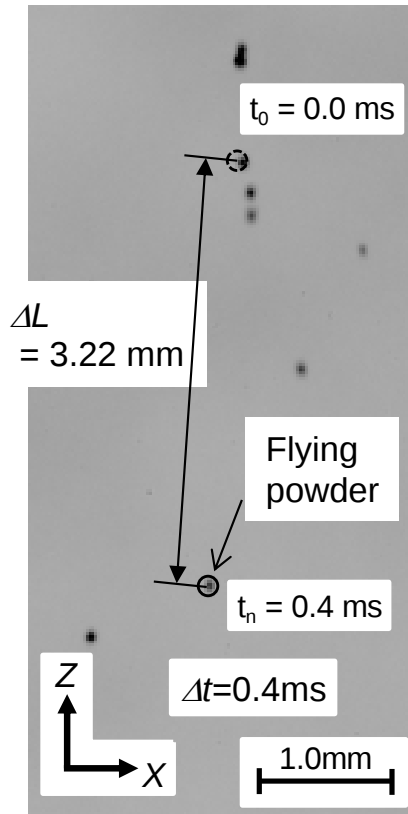


Fig. 2.15 High speed imaging of flying powder.

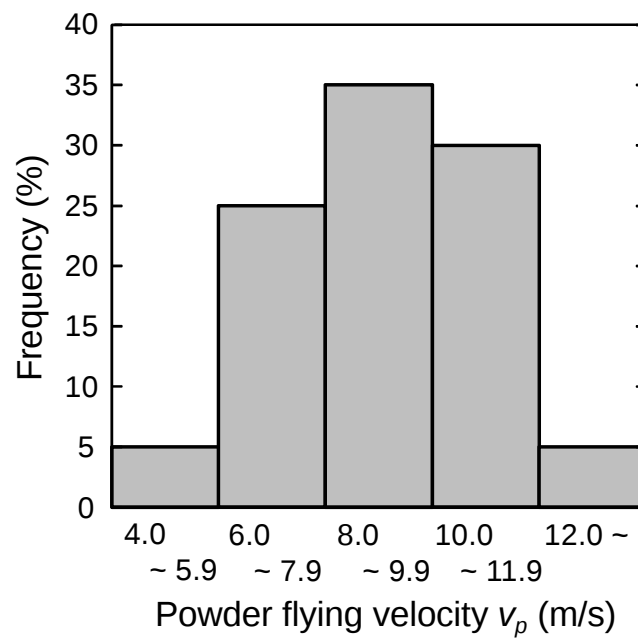


Fig. 2.16 Distribution of powder flying velocity v_p .

2. 5. 1. 4 飛行中の粉末温度の推定

粉末温度を計算するにあたり必要となる Stellite 6 粉末の諸元を Table 2.2¹⁰⁾に示す。なお、マルチレーザビーム照射法において、粉末温度は到達位置 X によらないことから、任意の到達位置における粉末温度を計算した。粉末の粒径 d_p をメジアン径の $81\ \mu\text{m}$ とし、Table 2.1 および Table 2.2 のパラメータを式(2.15)に代入し、粉末吸収率に対する粉末温度を計算した結果を Fig. 2.17 に示す。ここで、 θ は Fig. 2.5 に示した 17° とした。Fig. 2.16 に示したように、 v_p には $4\ \text{m/s}$ から $12\ \text{m/s}$ の分布があり、最も遅く飛行する粉末 ($v_p = 4\ \text{m/s}$) および最も速く飛行する粉末 ($v_p = 12\ \text{m/s}$) について、粉末温度を計算した結果をそれぞれ図中 A および B に示す。 v_p によってレーザと粉末との相互作用時間は変化し、式 (2.12a) および式 (2.12b) より、飛行速度が遅いほどレーザとの相互作用時間は長くなる。そのため、 $v_p = 4\ \text{m/s}$ で飛行する粉末の方が、 $v_p = 12\ \text{m/s}$ で飛行する粉末よりも加熱され、温度は高くなる。また、その間の速度 ($4\ \text{m/s} < v_p < 12\ \text{m/s}$) で飛行する粉末については、A と B に囲われた領域の温度になる。Table 2.2 に示した Stellite 6 の吸収率 $A_p = 0.47$ において、粉末温度の範囲は 164 から 438°C と計算された。仮に粉末がレーザパワーをすべて吸収 ($A_p = 1.0$) したとしても、最も飛行速度が遅い ($v_p = 4\ \text{m/s}$) 場合で 901°C 、最も飛行速度が速い ($v_p = 12\ \text{m/s}$) 場合で 318°C と計算される。したがって、Table 2.1 で示した実験条件において、 v_p が $4\ \text{m/s}$ から $12\ \text{m/s}$ で飛行する粉末は、飛行中に融点に達することなく母材へ到達することが計算により示された。

Table 2.2 Properties of Stellite 6¹⁰⁾エラー! 参照元が見つかりません。.

Specific heat C_p (J/(g K))	0.421
Density ρ_p (g/mm ³)	0.00838
Melting temperature T_m ($^\circ\text{C}$)	1300
Laser absorptivity A_p	0.47

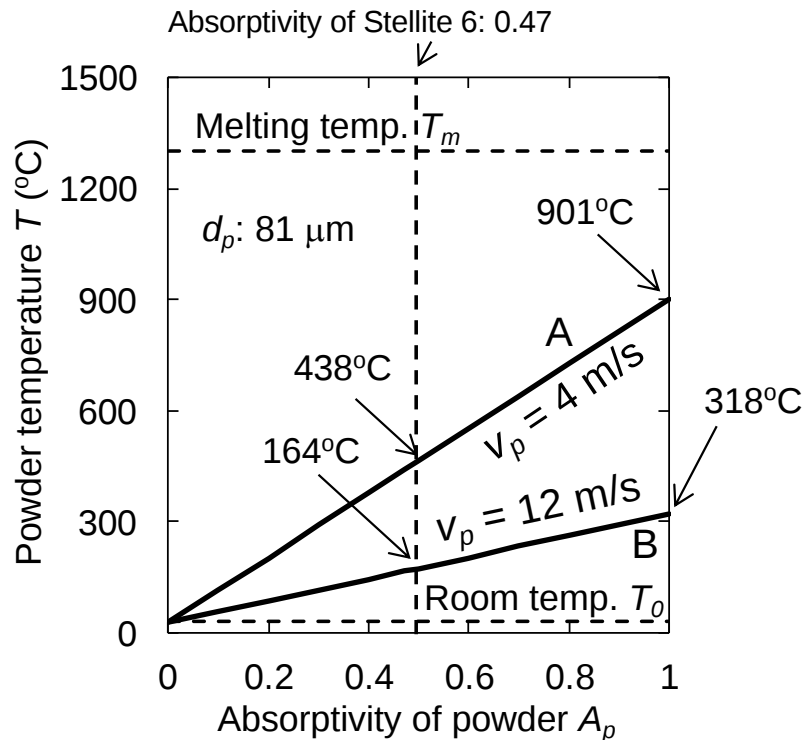


Fig. 2.17 Calculation of the powder temperature in regard to powder absorptivity at $v_p = 4 - 12 \text{ m/s}$.

2. 6. 2 マルチレーザビームヘッドによる Stellite 6 皮膜の形成結果

Fig. 2.18 に皮膜の形成結果を示す。Fig. 2.18(a)は SUS304 基板上に形成した皮膜を上方から観察したものである。途切れることなく、連続的な Stellite 6 皮膜が SUS304 基板上に形成された。Fig. 2.18(a)における A-A 断面の観察結果を Fig. 2.18(b)に示す。A-A 断面において、皮膜厚さはおよそ $400 \mu\text{m}$ であった。皮膜幅は $700 \mu\text{m}$ と、ビームスポット径 $1399 \mu\text{m}$ に対しておよそ半分程度であった。レーザスポット中心付近に比べ、外周付近は SUS304 基板の温度勾配が大きく基板側に熱が逃げるため、加熱、熔融がスポット中心付近に限定されたためと考えられる。Fig. 2.18(b)に示した接合境界 B 部の EDX 線分析結果を Fig. 2.19 に示す。接合境界 B 部の拡大像（電子顕微鏡像、キーエンス製 VE-9800）を Fig. 2.19(a)に示す。Fig. 2.18(a)に示す線分 C-C に沿って、SUS304 の主成分である Fe と Stellite 6 の主成分である Co について、成分の遷移を分析した（Fig. 2.19(b)）。分析の結果、粉末と母材とのお互いの成分が混ざり合う希釈領域はおよそ $5 \mu\text{m}$ であった。皮膜厚さ $400 \mu\text{m}$ に対する割合で、希釈率が 1.2%の皮膜が形成された。

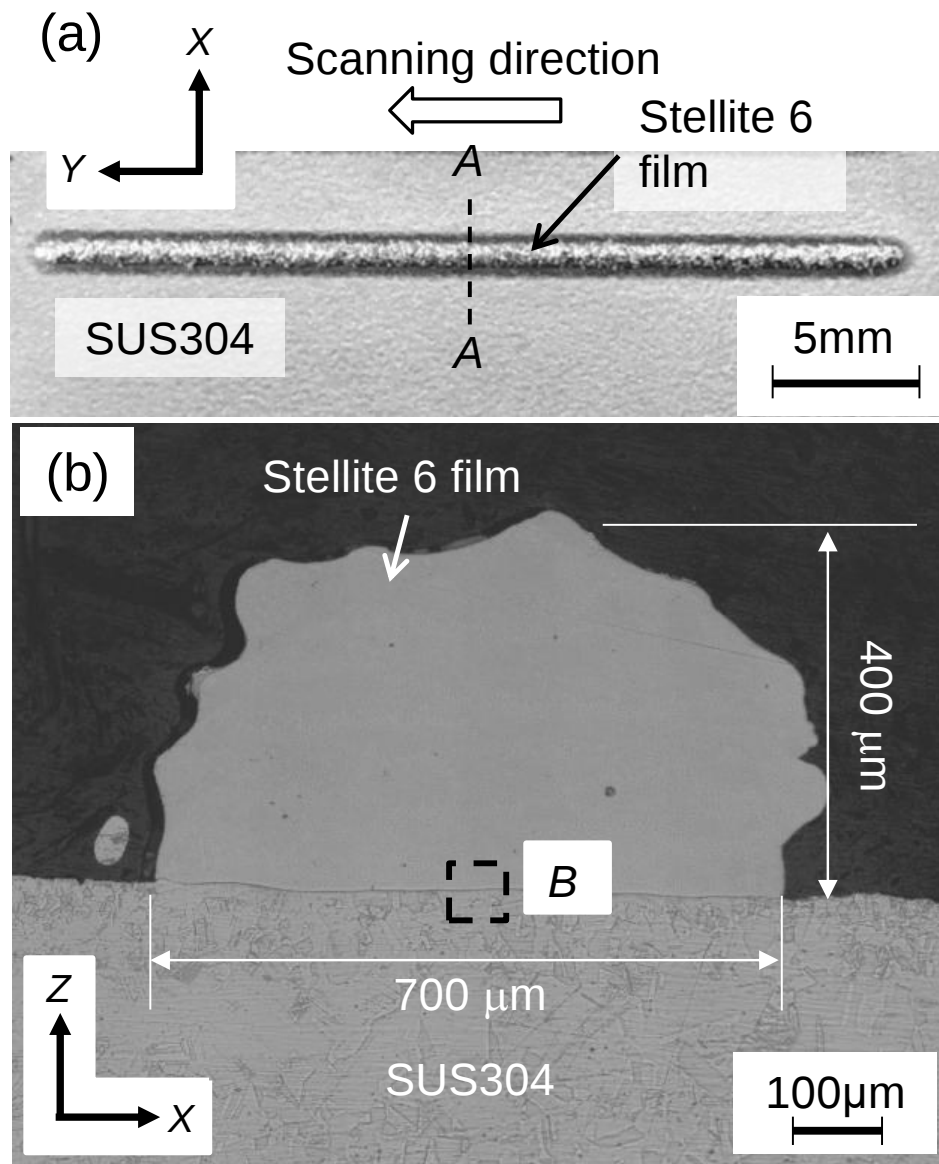


Fig. 2.18 Optical images of Stellite 6 film on SUS 304 with multiple laser beams irradiation: (a) appearance (top view), and (b) cross section (section A-A).

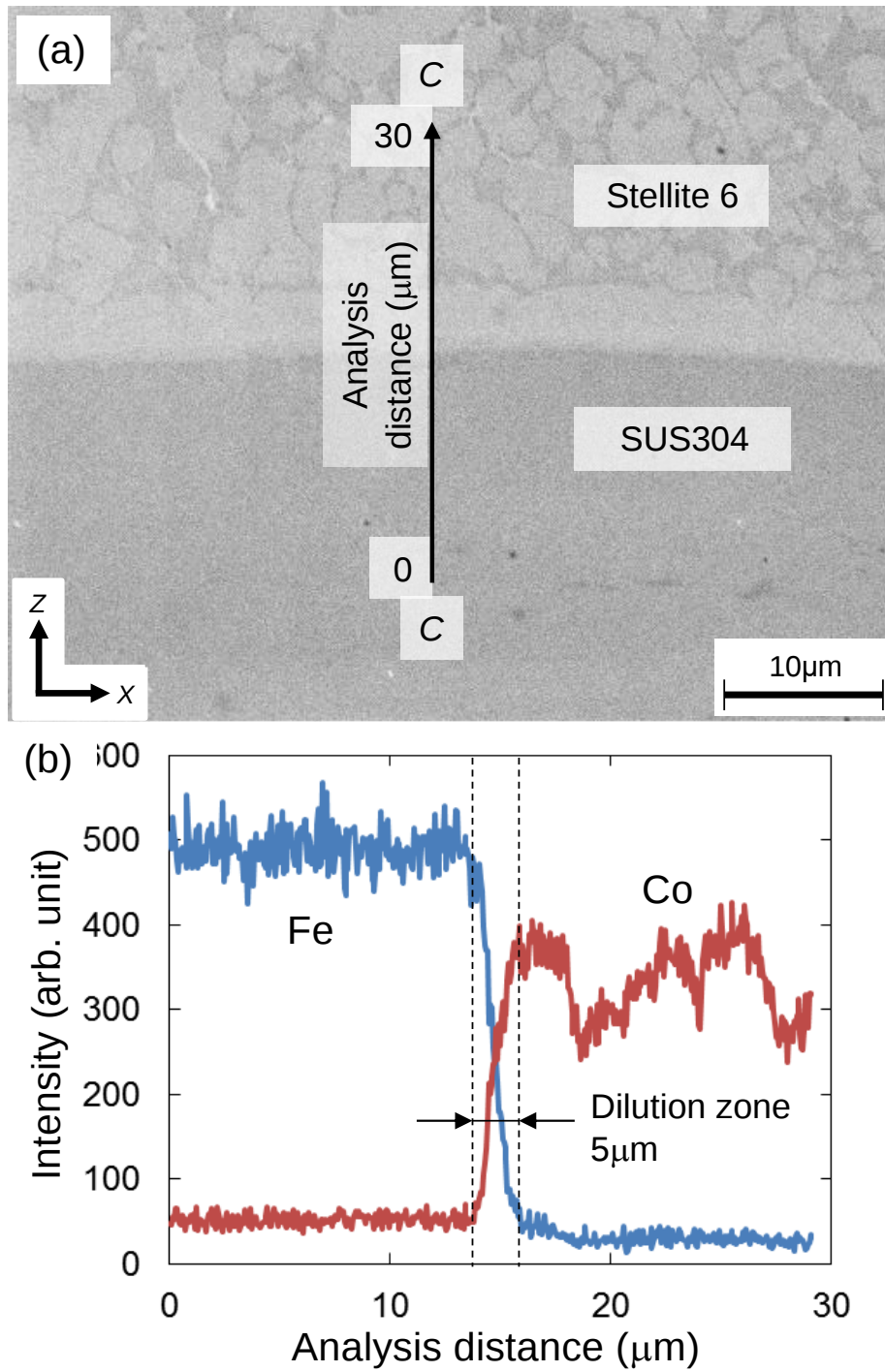


Fig. 2.19 EDX line analysis at the bonding interface: (a) SEM image of analyzed area, and (b) EDX analysis of line C-C.

2. 6. 3 マルチレーザビーム照射法における皮膜形成のプロセス

Fig. 2.17 で示したように、Fig. 2.16 で算出された粉末の飛行速度において、粉末は飛行中に熔融温度まで達することなく母材へ到達することが計算によって明らかとなった。しかしながら、Fig. 2.18 および Fig. 2.19 に示したとおり、粉末は熔融し母材との接合が得られている。すなわち、未熔融の粉末が母材に到達した後に溶接条件が満たされたことを意味する。母材上で粉末が熔融するためには、母材に到達した粉末が跳ね返ることなく留まらなければならない。Fig. 2.20(a)に示すように、未熔融粉末が、未熔融状態の母材表面に衝突する場合、粉末は母材表面に留まることなく跳ね返り散逸する。したがって、Fig. 2.20(b)に示すように、飛来する粉末を捕捉するような熔融層が母材表層に形成されていたと考えられる。

ここで、母材への熔融層生成の可能性について検討する。マルチレーザビーム照射法におけるレーザと飛行粉末との相互作用を Fig. 2.21 に示す。Laser 1 および Laser 2 はそれぞれ相互作用距離 $\delta_1(X)$ および $\delta_2(X)$ にわたって粉末流によって吸収、散乱され母材に到達する。初期レーザパワー P_0 に対して母材へ透過するレーザパワー P は式(2.17)に示す Beer-Lambert law によって推定できる¹⁰⁻¹⁴。

$$P = P_0 \exp \{-\sigma \rho_N \delta(X)\} \quad (2.17)$$

母材へのレーザパワー透過率 T_r を P_0 に対する P の比とすると

$$T_r = \frac{P}{P_0} = \exp \{-\sigma \rho_N \delta(X)\} \quad (2.18)$$

ここで、 σ および ρ_N はそれぞれ、粉末断面積および粉末の数密度（単位体積あたりに含まれる粉末の個数）である。ここで ρ_N を定義するにあたって Fig. 2.22 に示すように、粉末流の中に粉末流直径 D_p と任意の長さ Λ （検査長さ）を持つ任意の体積（検査体積） V を取り、そこに流入出する粉末について考える。ある瞬間における、 V に含まれる粉末個数を N_p とすると、 ρ_N は式(2.19)であらわされる。

$$\rho_N = \frac{N_p}{V} = \frac{4N_p}{\pi D_p^2 \Lambda} \quad (2.19)$$

ここで、 D_p は粉末供給ノズル出口径に等しいとする。単位時間あたりに V に流入出する粉末の個数 N_p は、単位時間当たりの粉末供給量 $\dot{m}_p$ と粉末の質量 m_p から次式(2.20)であらわされる。

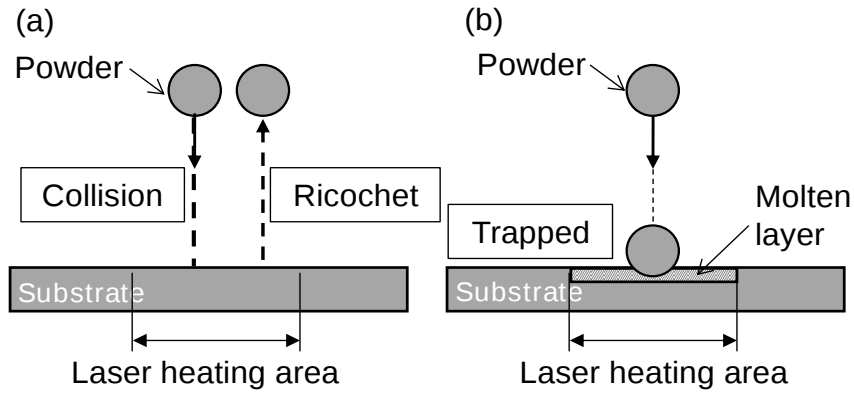


Fig. 2.20 Interaction between powder and the substrate, (a) without molten pool, and (b) with molten pool on the substrate surface.

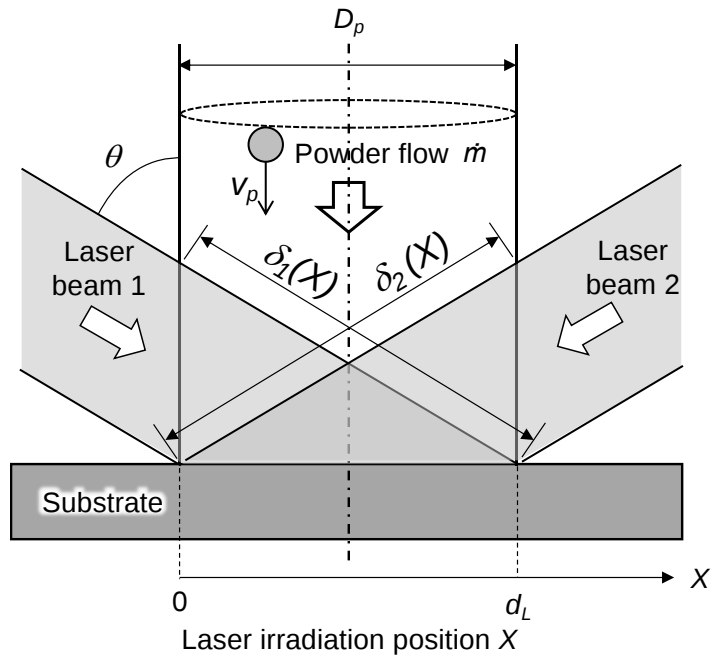


Fig. 2.21 Schematic diagram of the interaction between laser beams and powder

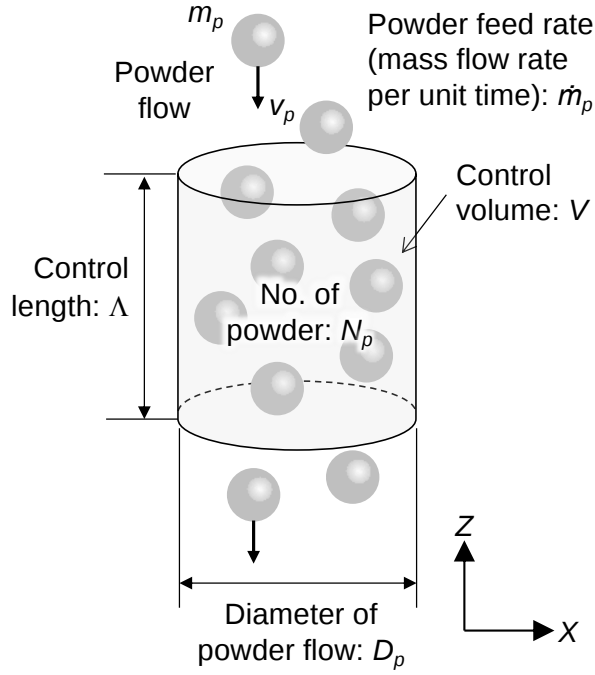


Fig. 2.22 Schematic diagram of the number density in the control volume V .

$$\dot{N}_p = \frac{\dot{m}_p}{m_p} \quad (2.20)$$

速度 v_p で飛行する粉末ひとつが V を通過する時間を t_{pass} とすると

$$t_{pass} = \frac{\Delta}{v_p} \quad (2.21)$$

V に流入するすべての粉末は一定の速度で飛行し、流入する粉末の個数と流出する粉末の個数は常に等しいとすると、ある瞬間に V を通過する粉末の個数 N_p は式(2.20)および式(2.21)より、式(2.22)であらわされる。

$$N_p = \dot{N}_p \cdot t_{pass} = \frac{\dot{m}_p}{m_p} \cdot \frac{\Delta}{v_p} \quad (2.22)$$

式(2.19)は式(2.22)より

$$\rho_N = \frac{4\dot{m}_p}{\pi m_p D_p v_p} \quad (2.23)$$

$\delta_1(X)$ または $\delta_2(X)$ は、レーザ照射位置 X と、レーザと粉末流との角度 θ であらわされる。

$$\delta_1(X) = \frac{X}{\sin\theta} \quad (0 \leq X \leq d_L) \quad (2.24a)$$

$$\delta_2(X) = \frac{(d_L - X)}{\sin\theta} \quad (0 \leq X \leq d_L) \quad (2.24b)$$

飛行するすべての粉末は同じ粒径 $d_p = 81 \mu\text{m}$ かつ同じ飛行速度 $v_p = 8.4 \text{ m/s}$ で飛行するとし、式(2.18)、(2.23)および(2.24a)、(2.24b)と、Table 2.1 および Table 2.2 に示す条件より、母材への透過率を計算したものを Fig. 2.23 に示す。Laser 1 および Laser 2 の透過量は X によって異なるが、母材へ透過するレーザーパワーは2つのレーザーの合計となるので、それぞれの透過量の平均値が真の透過量であり、照射したレーザーパワーの 98%以上が透過することが計算された。粉末流により減衰を受ける前のパワー密度は、Table 2.1 より 14.6 kW/cm^2 であった。透過後は粉末流により 2%減衰され、母材に到達するパワー密度は 14.3 kW/cm^2 となる。これは、ステンレス鋼に対して熱伝導型溶融が起きうるパワー密度の条件である $10^4 \sim 10^5 \text{ W/cm}^2$ を満たす¹⁵⁾。

次に、粉末を供給せずに、Table 2.1 の条件にてシールドガスの供給とレーザー照射、掃引のみを行い、SUS304 母材上の溶融層生成の有無を確認した。Fig. 2.24 にその結果を示す。レーザー掃引により生成された溶融凝固部を上方から観察した結果を Fig. 2.24(a) に示す。掃引した部分に幅 $700 \mu\text{m}$ 程度の溶融凝固部が確認された。この溶融幅は、前述の実験で得られた皮膜幅とほぼ等しい。また、その周囲には幅 $1400 \mu\text{m}$ 程度の溶融せずに茶色く変色する酸化部が認められた。これは Fig. 2.13 で測定されたレーザースポット径にほぼ等しい。

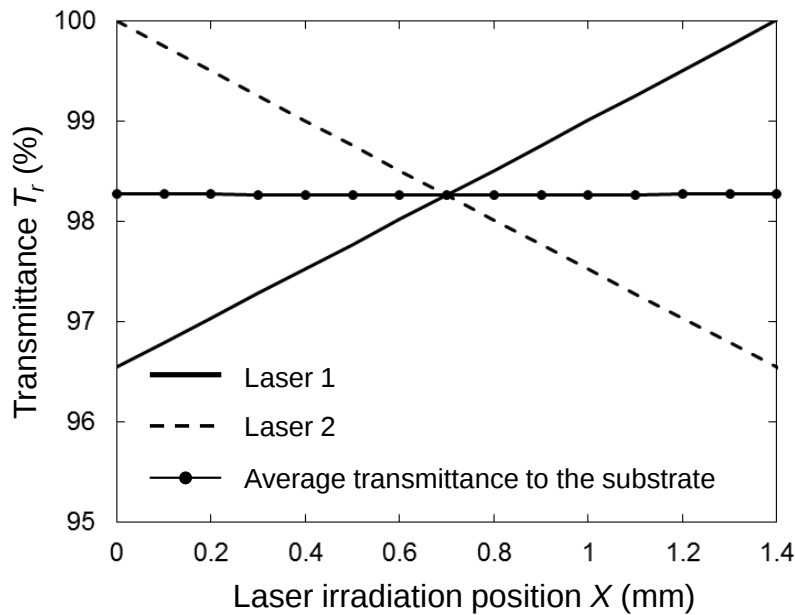


Fig. 2.23 Transmittance of laser power to the substrate.

Fig. 2.24(b) に Fig. 2.24(a)で観察した溶融部の断面観察結果を示す。断面は研磨し、王水にて腐食させたのちに光学顕微鏡にて観察した。母材表層付近に幅 700 μm 深さ 30 μm 程度で、結晶粒が変化している部位が観察された。Fig. 2.19(b)に示したように、希釈領域が 5 μm であったことから、この部分に溶融層が生成されていたと考えられる。この母材表層に生成された溶融層により未溶融粉末が捕捉され、Fig. 2.25 に示すように、レーザ照射や溶融層からの熱伝導により熱を受け取り溶融したと考えられる。Fig. 2.26 に示すように、レーザを掃引したとき、ビームスポット径分を掃引する時間 t_{scan} は、次式で計算される。

$$t_{scan} = \frac{d_L}{v_f} \quad (2.25)$$

Table 2.1 に示した実験条件の場合、 $d_L = 1.4 \text{ mm}$ 、および $v_f = 4 \text{ mm/s}$ なので、式(2.25)より $t_{scan} = 350 \text{ ms}$ と計算される。室温 (27°C) の Stellite 6 粉末が溶融層に捕捉されたと仮定すると、溶融温度 T_m と (1300°C) の温度差 ΔT は 1273°C である。粉末を ΔT 昇温させるために必要なレーザ照射時間 t_{irrad} は、粉末が受け取る熱量 Q_p と ΔT の関係をあらわす式(1)および式(4)より

$$t_{irrad} = \frac{2d_p \rho_p c_p}{3A_p I} \Delta T \quad (2.26)$$

$d_p = 81 \mu\text{m}$ 、 $\rho_p = 0.00838 \text{ g/mm}^3$ 、 $c_p = 0.421 \text{ J/(g}\cdot\text{K)}$ 、 $A_p = 0.47$ 、 $I = 14.3 \text{ kW/cm}^2$ 、 $\Delta T = 1273^\circ\text{C}$ として、式(2.26)に代入すると、Stellite 6 粉末を溶融温度まで加熱するのに必要な時間 t_{irrad} は 3.61 ms と計算される。これは t_{scan} に比べて十分短い時間であり、捕捉された粉末がレーザ照射によって十分溶融しうると考えられる。

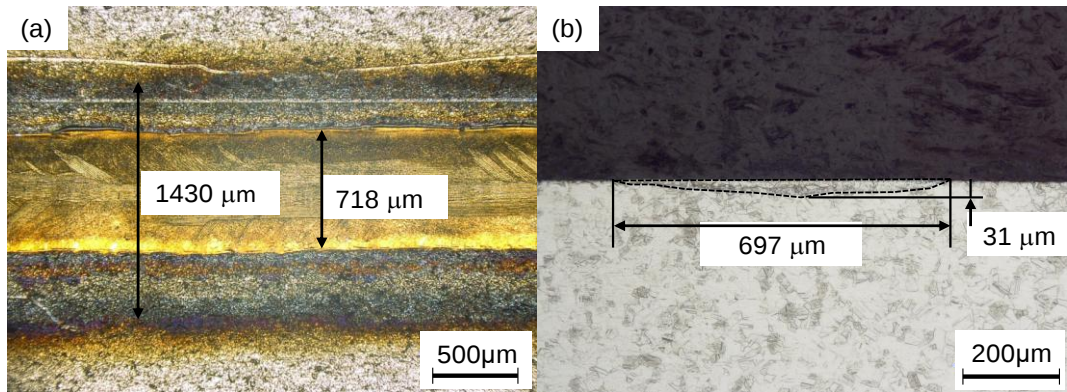


Fig. 2.24 Results of laser scanning without powder feeding: (a) top view, and (b) cross section.

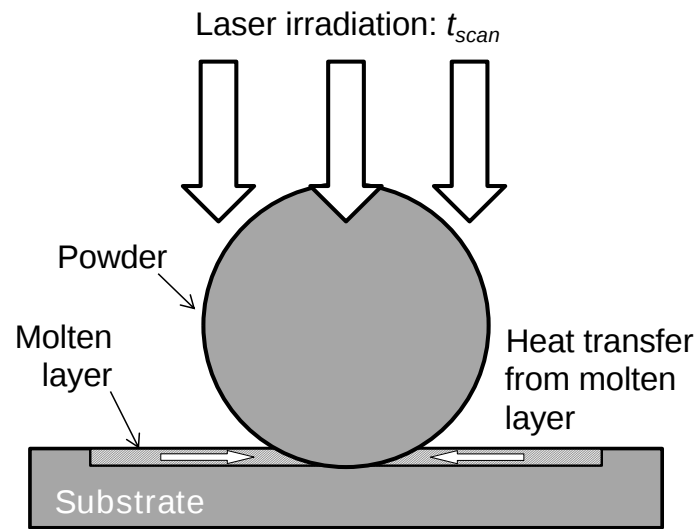


Fig. 2.25 Schematic diagram of powder heating on the substrate surface.

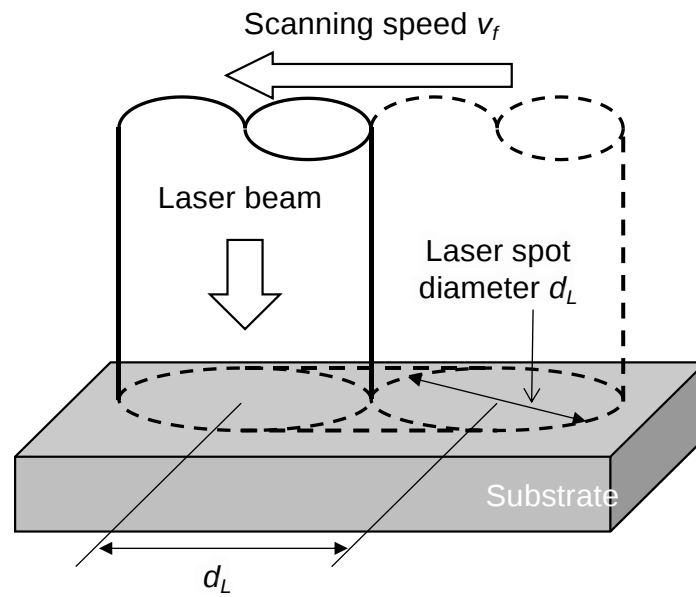


Fig. 2.26 Schematic diagram of powder heating on the substrate surface.

2. 7 まとめ

本章では、粉末を用いたレーザクラディングにおいて、厚さ 1 mm 以下、希釈 100 μm 以下の皮膜を形成することを目的に新方式のレーザ照射法『マルチレーザビーム照射法』を提案・開発した。

本照射法の開発に至る前段階では、従来法におけるレーザ加熱による飛行粉末温度の空間温度分布に着目した。1 本のレーザビームに周囲から 1 本あるいは複数の粉末流を導入しても飛行粉末の空間的な温度分布が生じることが分かった。空間的に温度分布がある場合には、母材表層に深さの大きい溶融層すなわち溶融池の生成が必須であると考えられた。精密クラディングにおいて、溶融池はできる限り小さくする必要があり、飛行粉末の空間的な温度分布を均一にすることで、溶融池を生成しないクラディング実現の可能性を示した。飛行粉末の空間的な温度分布を均一化するために、一つの粉末流に対し複数本のレーザビームを周囲から照射するマルチレーザビーム照射法を提案し、数式からも実現可能であることを示した。本照射法を用いたクラディングヘッドを開発し、SUS304 基板上に Co 基合金 (Stellite 6) 粉末を用いて幅 700 μm 、厚さ 400 μm 、希釈領域が 5 μm の皮膜を形成した。開発したクラディングヘッドにおいて、飛行粉末の飛行速度を実測し、マルチレーザビーム照射法における飛行粉末の温度上昇の数式を用いた計算結果から、レーザ出力が 224 W の場合、飛行粉末は融点に達することなく母材へ到達することが示された。本レーザ照射条件下で、上述したように、Co 基合金の皮膜が形成されていること、同条件で粉末を供給しない母材へのレーザ照射実験で数 μm の溶融層が形成された実験結果から、母材表層に生成される深さの小さい溶融層において飛行粉末が捕捉・溶融されるプロセスの存在が示唆された。飛行粉末を周囲から複数本のレーザビームを照射するマルチレーザビーム照射法により、飛行粉末の空間的な温度分布の均一化が実現し、深さの小さい溶融層で、厚さ 1 mm 以下、希釈領域 100 μm 以下の皮膜が形成された実験結果により、本照射法の精密クラディングにおける優位性が示された。

参考文献（第2章）

- 1) G. Xu, M. Kutsuna, Z. Liu, K. Yamada: Comparison between diode laser and TIG cladding of Co-based alloys on the SUS403 stainless steel, *Surface & Coatings Technology*, 201, (2006), 1138.
- 2) 篠崎賢二, 山本元道, 岡垣内俊成: レーザ粉末肉盛溶接によるボイラ水壁管の低希釈・低変形肉盛, *レーザ加工学会誌*, 21 (2014) 6-13.
- 3) L. Sexton, S. Lavin, G. Byne, A. Kennedy: Laser cladding of aerospace materials, *Journal of Materials Processing Technology*, 122 (2002) 63-68.
- 4) T. Yamazaki: Development of A Hybrid Multi-tasking Machine Tool: Integration of Additive Manufacturing Technology with CNC Machining, *Procedia CIRP*, 42, (2016), 81.
- 5) R. Vilar: Laser cladding, *Journal of Laser Applications*, 11, 2 (1999) 64-79
- 6) 谷川大地: レーザクラディングによる低希釈・低熱影響ニッケル基合金皮膜形成, *レーザ加工学会誌*, 24, 3 (2017) 49-57.
- 7) K. Asano, M. Tsukamoto, Y. Funada, N. Abe, Y. Sato, Y. Sakon, M. Sengoku, M. Yoshida: Copper film formation on metal surfaces with 100W blue direct diode laser system, *Journal of Laser Applications*, 30, 3, (2018), 032602-1-032602-5.
- 8) 佐藤雄二, 塚本雅裕, 菖蒲敬久, 舟田義則, 山下順広, 左今佑, 阿部信行: 次世代レーザーコーティング技術の開発と今後の展望, *レーザ加工学会誌*, 25, 1 (2018) 12-17.
- 9) Ophir 社カタログ: http://www.ophiropt.com/laser-measurement/sites/default/files/FL600A-BB-65_FL600A-LP2-65_FL1100A-BB-65_0.pdf, [accessed 28 May 2018]
- 10) J-M. Jouvard, D.F. Grevey, F. Lemoine, A.B. Vannes: Continuous wave Nd:YAG laser cladding modeling: A physical study of track creation during low power processing, *Journal of Laser Applications*, 9-43, (1997), 43-50.
- 11) A. Frenk, M. Vandyoussefi, J.D. Wagnière, A. Zryd, W. Kurz: Analysis of the Laser-Cladding Process for Stellite on Steel, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 28, 3 (1997) 501-508.
- 12) J. Lin: Laser attenuation of the focused powder streams in coaxial laser cladding, *Journal of Laser Applications*, 12, 1 (2000) 28-33.
- 13) U. de Oliveira, V. Ocelík, J.Th.M. De Hosson: Analysis of coaxial laser cladding

- processing conditions, Surface & Coatings Technology 197 (2005) 127-136.
- 14) H. Qi, J. Mazumder: Numerical simulation of heat transfer and fluid flow in coaxial laser cladding process for direct metal deposition, Journal of Applied Physics, 100 (2006) 024903-1-024903-11.
- 15) 塚本雅裕：レーザー加工の物理 I，光学，36，8 (2007) 447-453.

第3章 青色半導体レーザを用いたクラッディングヘッドの開発と純銅皮膜の形成

3. 1 はじめに

純銅は、熱伝導性、電気伝導性に優れ、自動車、電機機器産業において重要な材料である^{1,2)}。その優れた特性ゆえに、工業部品に対する銅コーティングの需要も増加しており、入熱制御性に優れるレーザを使ったレーザクラッディングによるコーティングが注目されている。従来、レーザクラッディングではCO₂レーザ ($\lambda = 10,600 \text{ nm}$) やファイバレーザ ($\lambda = 1070 \text{ nm}$) などの赤外 (IR) 波長帯のレーザが使用されている³⁻¹¹⁾³⁵⁾。しかしながら、純銅はIR波長帯のレーザに対して吸収率が低く、IR波長レーザでは加工が難しい材料とされてきた¹²⁾。近年、青色半導体レーザ (Blue direct diode laser, Blue DDL) の高輝度化が進んでおり、加工に使用できるレベルまでに至っている¹³⁾。Table 3.1¹⁴⁾に示すように、青色波長帯 ($\lambda = 450 \text{ nm}$) における純銅の吸収率は、IR波長帯に比べおよそ11倍に向上する。Blue DDLを用いることで、レーザクラッディングによる純銅皮膜形成の効率化が期待できる。

本章では、Blue DDLを使ったレーザクラッディングヘッド (Blue ヘッド) を開発し、SUS304基板上に純銅の皮膜を形成した。採用したBlue DDLの仕様をTable 3.2に示す。このBlue DDLは、コア径100 μm の光ファイバで伝送され、出力は20 Wであるが、クラッディングに使用するには決して十分な出力とは言えない。そこで、前章までに開発したマルチビーム照射法を応用し、6本のBlue DDLを重畳させることで、100 Wクラスの出力が可能なクラッディングヘッドを開発した。

Table 3.1 Absorptivity at the wavelength of Blue and IR¹⁴⁾

	Blue	IR
Cu (%)	67 ^{*1}	6 ^{*2}

*1 value at 444 nm

*2 value at 929 nm

Table 3.2 Specification of a blue DDL

Output power (W)	20
Wavelength (nm)	445
Fiber core diameter (μm)	$\phi 100$
NA	0.22
Operation mode	Continuous wave

3. 2 青色半導体レーザを用いたクラディングヘッド

Fig. 3.1 に示すように、前章で述べたマルチビーム照射光学系により 6 本の Blue DDL を重畳することで、粉末の均一加熱と 100 W クラスの高出力化を実現する Blue ヘッドを製作した。Blue DDL のモジュールから光ファイバにて伝送されたそれぞれのレーザビームは、粉末ノズルを中心にして正六角形の頂点に位置するポート A~F に接続される。それぞれのビームはレンズによってコリメートされ、一枚の穴あき集光レンズで一点に集光、重畳される。光学系中央には粉末供給用のノズルが配置され、ノズル先端からビーム重畳点に向かって粉末が供給される。それぞれのビームが粉末供給ノズルの軸心上に集まるように、ファイバ接続ポートには XY 平面上における集光位置を調整できる機構が設けられている。

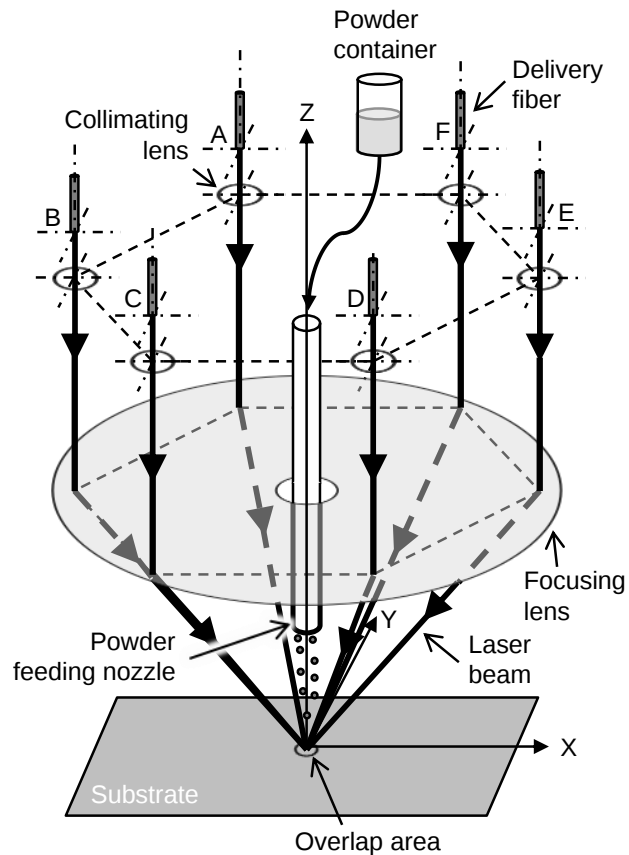


Fig. 3.1 Optics for cladding head with blue DDLs.

3. 3 実験方法

3. 3. 1 Blue ヘッドの特性評価

3. 3. 1. 1 ビームプロファイル測定

製作した Blue ヘッドについて、重畳点におけるビームプロファイルの測定を行った。

Blue ヘッドのビームプロファイルは Fig.3.2 に示す測定光学系を用いて測定した。Blue ヘッドから照射される 6 本のビームをコリメートレンズ(焦点距離 $f_1=20$ mm, レンズ径 $\phi=25$ mm)でコリメートし、集光レンズ($f_2=100$ mm, $\phi=30$ mm)にて CCD センサへ結像した。途中、照射レーザパワーの 5 %を反射するウェッジ板($\phi=50$ mm)2 枚と、ND フィルターを使って減光することで、CCD センサの損傷を防止した。ヘッド中心に位置する粉末供給ノズルから、ヘッド中心を示すガイド光として He-Ne レーザを通し、コリメートレンズ、集光レンズならびに CCD センサのアライメントを行った。Fig. 3.1 に示すポート A ~F に接続されたそれぞれの Blue DDL を、各ポートに備わっているビーム位置調整機

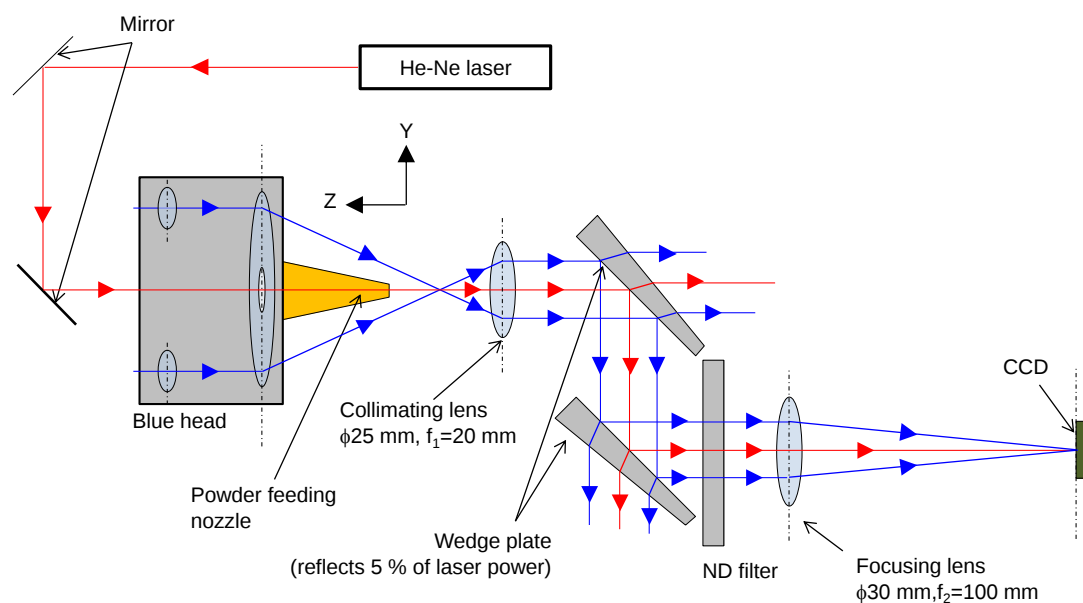


Fig. 3.2 Schematic diagram of the beam profile measuring for Blue head.

構にて、6本すべてがガイドレーザ上に集まるように調整した。プロファイル測定光学系の設計上の光学倍率は $f_2/f_1 = 5$ 倍であるが、あらかじめ寸法が明らかとなっている金属メッシュを CCD センサに結像させて倍率の校正を行った。

3. 3. 1. 2 電流・出力特性

レーザモジュールに印加する電流に対するヘッドからのレーザ出力特性を測定した。Fig. 3.3 に示すように、クラディングヘッドの下部にレーザパワーメータ（Ophir 製 FL400A-BB-50）を設置し、クラディングヘッドから出力される1本ごとのレーザパワーを測定した。ビームの重畳点では、測定器が許容するパワー密度を超える恐れがある。ビームを広げパワー密度を下げるために、パワーメータの有効測定面（φ50 mm）内に収まるように設置距離 H を調整した。6台それぞれのモジュールに印加可能な最大電流を100%として、負荷電流の割合を変化させて、レーザパワーメータに接続された表示機（Ophir 製 VEGA）の表示を読み取り測定した。

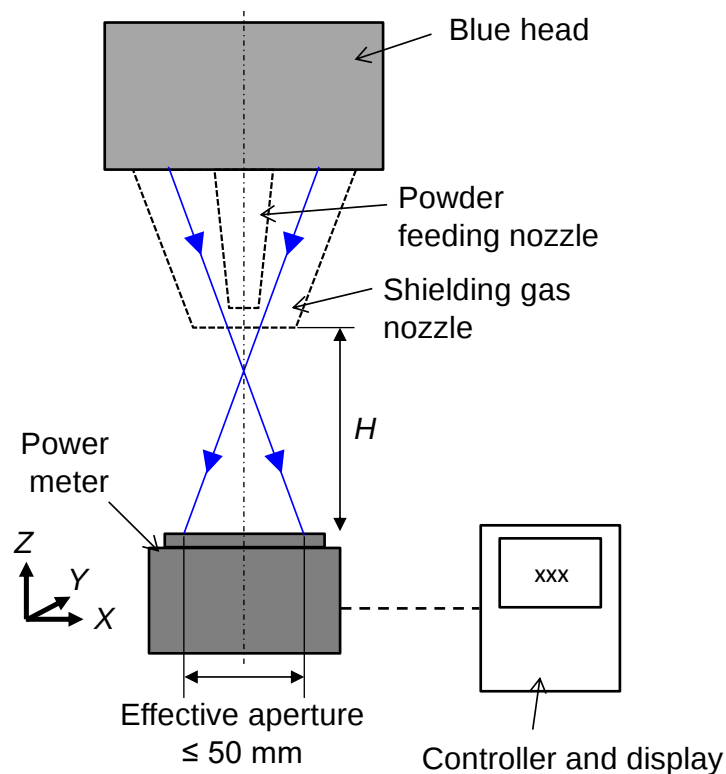


Fig. 3.3 Setup for measuring laser power.

3. 3. 2 Blue ヘッドによる純銅皮膜の形成

Fig. 3.4 に、実験装置外観写真を示す。製作した Blue ヘッドを XY 直動ステージ上に設置した。ヘッドは、母材表面で全ビームが重畳するような位置に固定した。具体的には、母材に微弱なレーザを照射し、CCD でスポットを観察し、すべてのレーザが最も集まる位置に Z 位置を調整した。ヘッド中央から純銅粉末を吐出し 6 本のレーザを照射すると同時に母材を一方向に掃引することにより、長さ 30 mm の純銅皮膜を一行、母材上に形成した。Fig. 3.5(a)および(b)に、使用する純銅粉末の形状および粉末の粒径分布をそれぞれ示す。Frequency および Accumulation は、それぞれ頻度および累積を示す。頻度はその粒径が測定サンプル中に含まれる割合を示し、累積は小径側から頻度を積算した値である。累積値 50 %となる値がメジアン径 (D50) である。形状観察には走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope, SEM) (KEYENCE 製 VE-9800) を使用した。粒径分布は粒子径分布測定装置 (HORIBA 製 LA-920) で測定した。Fig. 3.5(a) に示すように純銅粉末は表面が滑らかな球状であった。Fig. 3.5(b) に示すように 10 ~ 100 μm の粒度分

布があり、メジアン径は $30\text{ }\mu\text{m}$ であった。粉末はディスク回転式粉末供給装置（九溶技研製 TPF-1012）から粉末供給チューブを通して 2 L/min の Ar ガスで Blue ヘッドまで搬送され、ヘッド中央から径 0.5 mm のノズルを通して供給される。この供給装置を使用した銅粉末の最小供給量はおよそ 10 mg/s である。母材には、一般産業用途で汎用に用いられるステンレス鋼 SUS304（ $50\text{ x }50\text{ x }t3$ 表面仕上げ 2B）を使用した。皮膜の酸化を防止するため、粉末供給ノズルを囲うように設けられたシールドガスノズルから Ar ガスを 15 L/min 供給しながら皮膜を形成した。実験条件を Table 3.3 に示す。レーザパワー密度および掃引速度を変化させ純銅皮膜を形成した。形成した皮膜の外観および断面を光学顕微鏡（KEYENCE 製 VHX-2000）にて光学観察することにより、皮膜形成の有無および断面の状態を観察した。

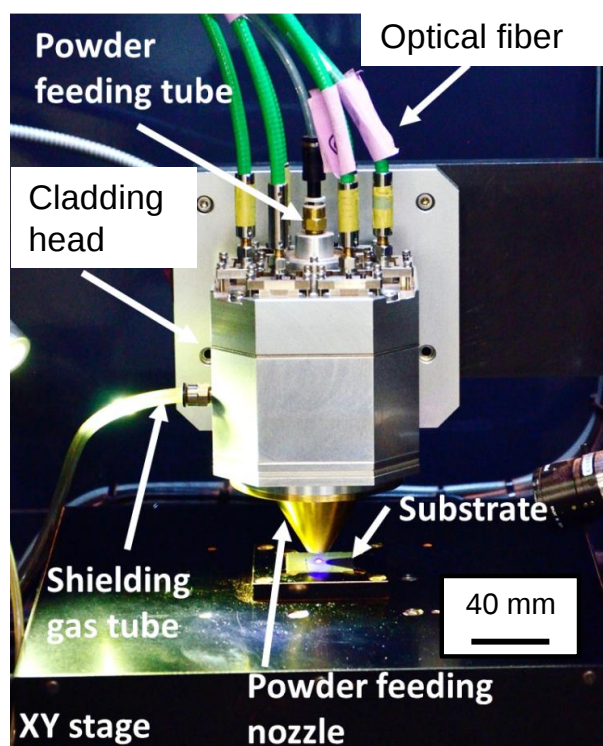


Fig. 3.4 Appearance of experimental setup.

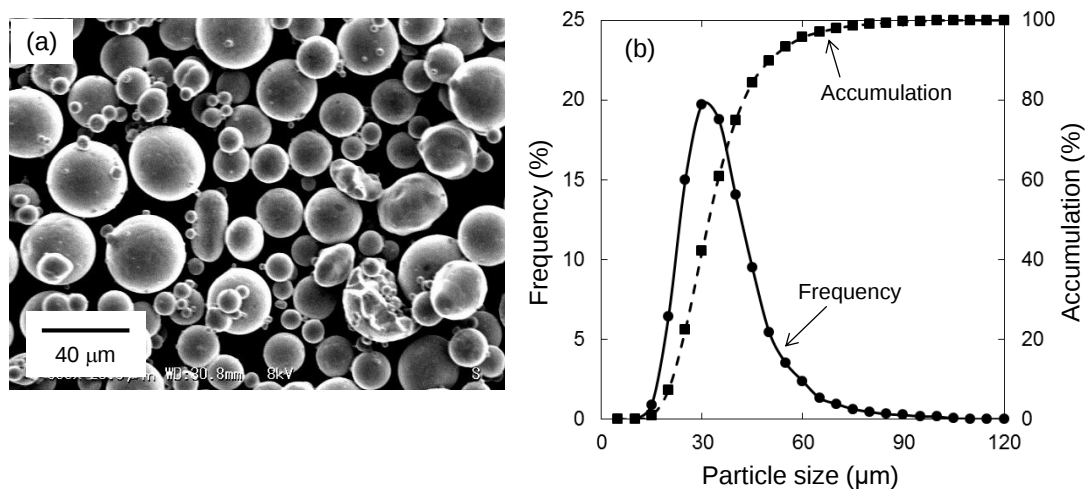


Fig. 3.5 (a) SEM image of copper powder, and (b) powder diameter distribution.

Table 3.3 Experimental conditions.

Power intensity I (kW/cm ²)	41 – 69
Scanning speed v_f (mm/s)	2 – 10
Powder feed rate $\dot{m}$ (mg/s)	15

3. 4 実験結果および考察

3. 4. 1 Blue ヘッドの特性評価結果

3. 4. 1. 1 ビームプロファイル測定

Fig. 3.6 に Blue ヘッドのビーム重畳点におけるビームプロファイルを示す。Fig. 3.6(a) は、6 本のビームの重畳点における XY 平面上の強度分布をあらわしている。Fig. 3.6(a) に示す、X 軸に平行な線上 (X-X) および Y 軸に平行な線上 (Y-Y) におけるビームプロファイルを、Fig. 3.6(b)および(c)に示す。X、Y 方向ともに、ガウシアン状のプロファイルであった。ピークに対して 13.5% ($1/e^2$) となる位置をビームスポット径とすると、X 方向では 443 μm 、Y 方向では 407 μm であった。レーザスポット径 d_L を X 方向および Y 方向の平均値である 425 μm とした。

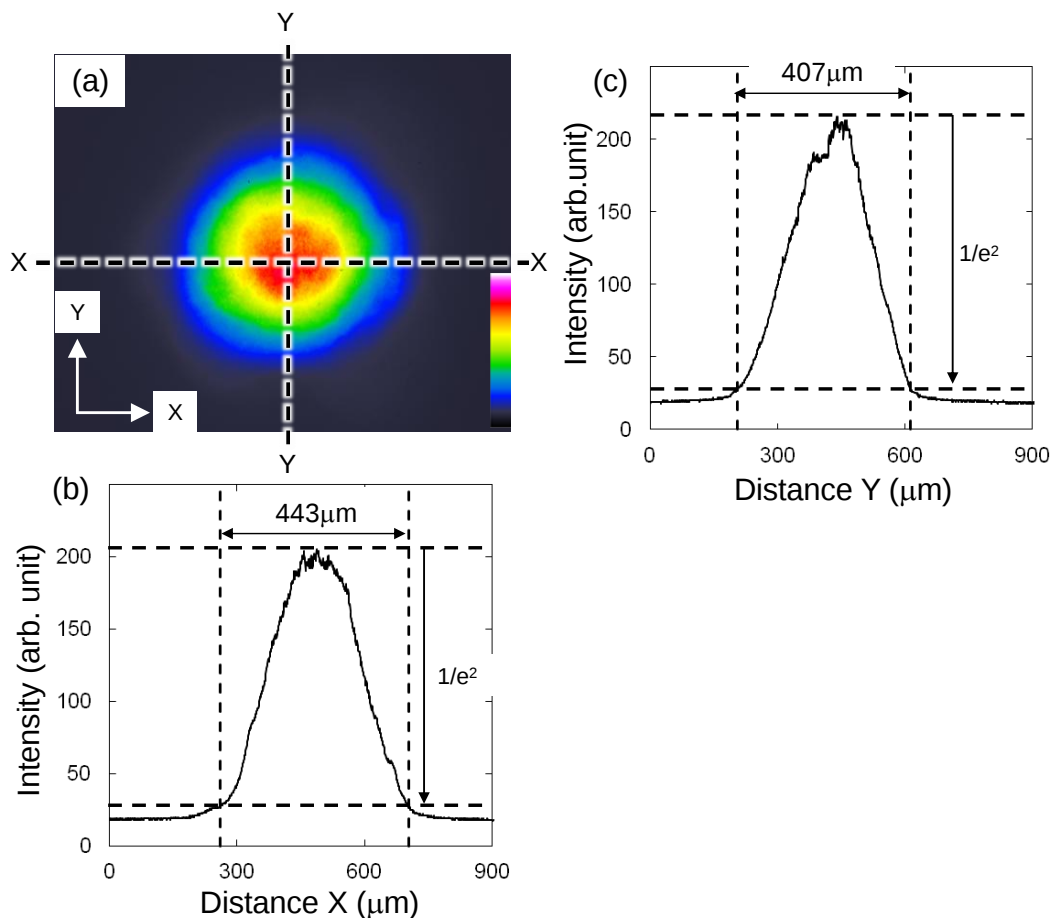


Fig. 3.6 Laser beam profile at the overlapping area of Blue head: (a) the intensity distribution on XY plane, (b) profile on X-X, and (c) profile on Y-Y.

3. 4. 1. 2 電流-出力特性

Fig. 3.7にBlueヘッドに接続されている6本のレーザそれぞれの電流-出力特性を示す。Fig. 3.7(a)、(b)、(c)、(d)、(e)および(f)はそれぞれFig. 3.1におけるポートA、B、C、D、EおよびFに接続されたレーザの出力を示す。横軸は、最大電流に対する負荷電流の割合を示している。Fig. 3.7(a)、(c)および(e)に示すレーザは、負荷電流に対し線形に応答し、それぞれ15W程度の出力であった。一方、Fig. 3.7(b)、(d)および(f)に示すレーザは負荷電流75%程度までは負荷電流に対して出力が線形に推移するが、負荷電流が大きくなるとともに線形性が失われ、損失が大きくなっていくことが分かった。これらのレーザモジュールにはファイバクラッドに漏れ出した光を減衰させるモードストリッパが組み込まれており、負荷電流の増加に伴いクラッドに漏れる光が増加するため、負荷電流の高い領域での損失が大きくなった。Fig. 3.7(g)に6本の合計出力を示す。6本重疊することにより、

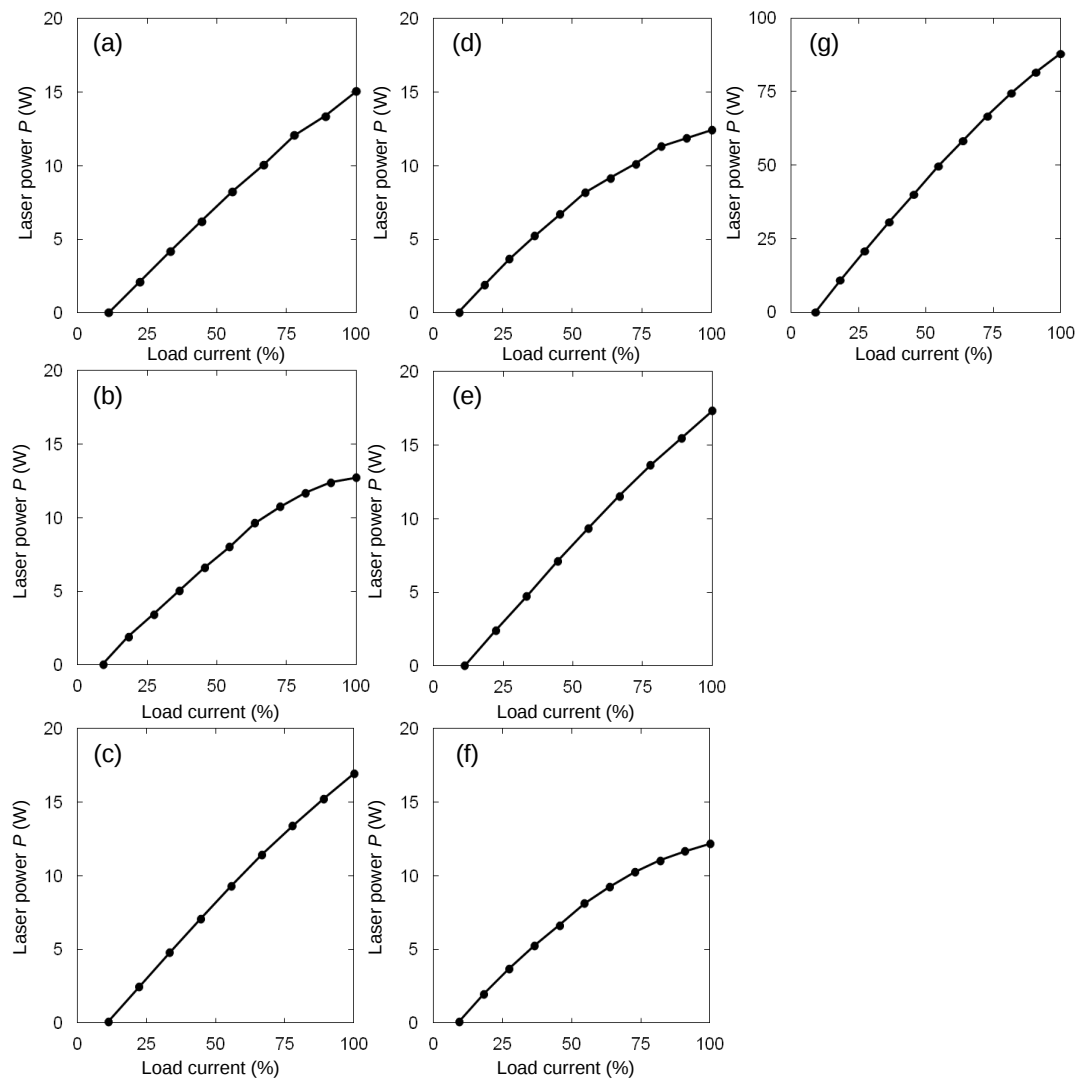


Fig. 3.7 Laser power vs. load current of Blue head: laser connected to the port (a)A, (b)B, (c)C, (d)D, (e)E, (f)F, and (g)the total power.

90 W のレーザ出力が得られた。

3. 4. 2 Blue ヘッドによる純銅皮膜の形成結果

Table 3.3 に示す実験条件により形成した純銅皮膜の外観を Fig. 3.8 に示す。パワー密度 $I = 56 \text{ kW/cm}^2$ 以上の条件において、すべての掃引速度で連続かつ凹凸のない純銅皮膜が得られた。一方、 $I = 41 \text{ kW/cm}^2$ では、掃引速度の遅い領域では、凹凸のない皮膜が得られなかった。また、掃引速度が速い領域では、不連続な純銅皮膜が形成された。このパワー密度では、母材上に粉末を捕捉する溶融池（または溶融層）が生成されなかったと考えられる。なお、 $I = 41 \text{ kW/cm}^2$ より低いパワー密度の領域では、純銅皮膜は形成されなかった。

次に、パワー密度が 56 kW/cm^2 において形成した純銅皮膜の断面光学観察結果を Fig.3.9 に示す。掃引速度が 2 mm/s では、皮膜と母材の接触角である濡れ角は 90° 以上となった。また、掃引速度が速くなるとともに濡れ角は小さくなっていった。粉末供給量一定のもと、掃引速度が小さくなると、単位長さあたりに供給される粉末量が多くなるため、母材が十分に加熱しきれずに濡れ角が大きくなったと考えられる。

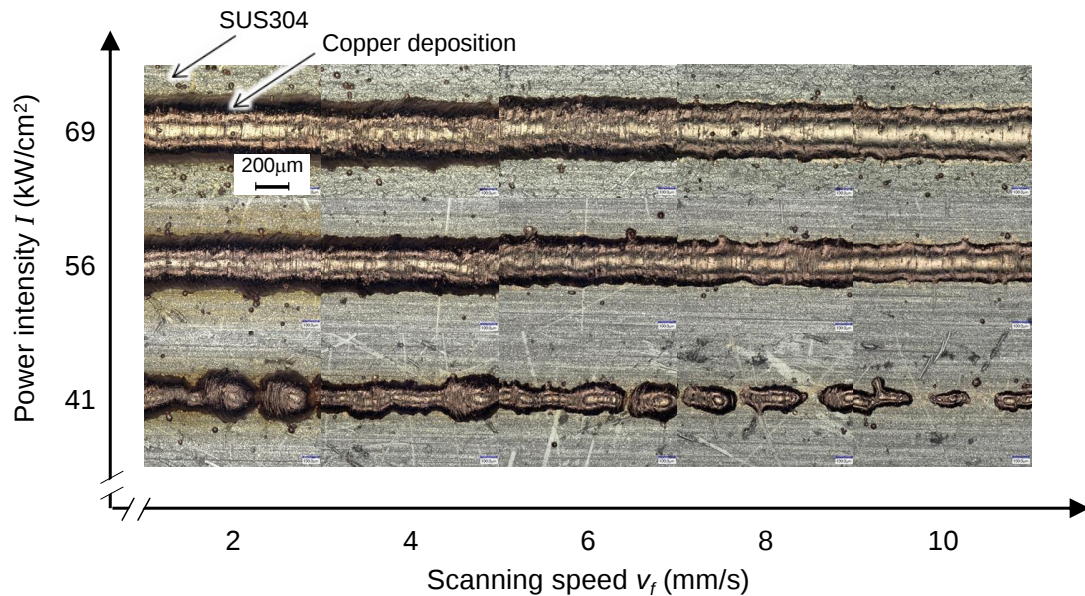


Fig. 3.8 Appearance of copper deposition with Blue head.

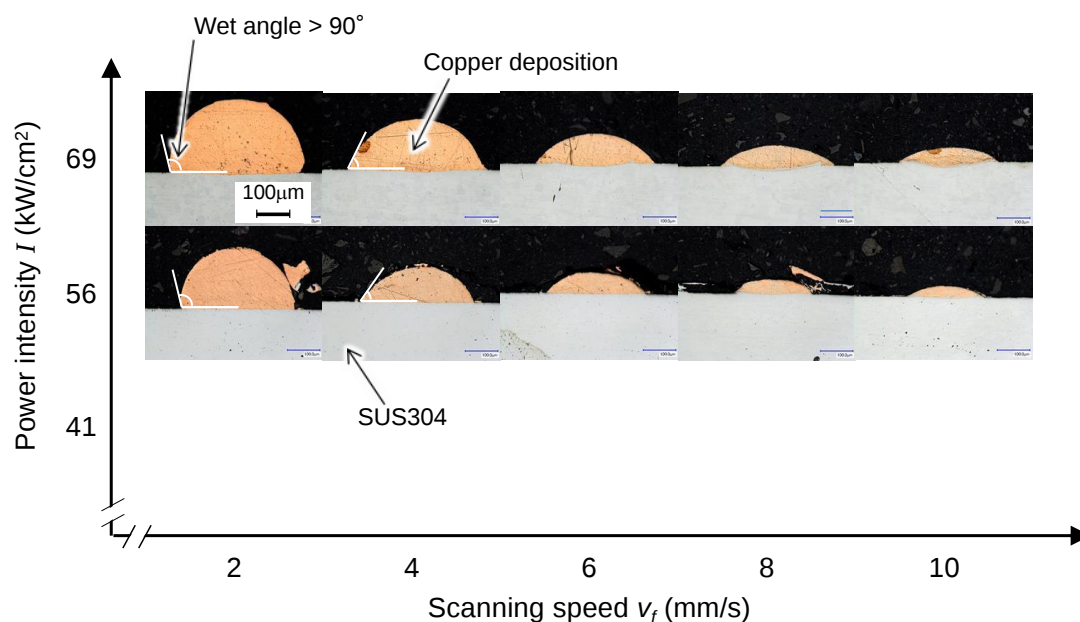


Fig. 3.9 Cross section images of copper deposition with Blue head.

3. 5 まとめ

本章では、青色半導体レーザ（Blue DDL）を用いて SUS304 上に純銅粉末を使ったクラッディングを行った。一本あたり出力 20 W の Blue DDL を、マルチビーム照射法により 6 本重畳することにより 100 W クラスのクラッディングヘッド（Blue ヘッド）を開発した。開発した Blue ヘッドは重畳点において、ガウシアン状のプロファイルを持ち、集光スポット径は 425 μm（1/e² 幅、XY 方向平均値）であった。モードストリップが組み込まれたレーザについては負荷電流が大きくなるにつれてファイバのクラッドに漏れる光が多くなることで、損失が大きくなった。6 本の合計出力は、最大で 90 W 程度であった。粉末供給量 15 mg/s（一定）のもと、パワー密度を 41、56、69 kW/cm² と変化させると同時に掃引速度を 2～10 mm/s と変え SUS304 上に純銅の成膜を行った。56 kW/cm² 以上の領域で連続かつ凹凸のない成膜が得られた。また、掃引速度の増加とともに濡れ角が小さくなっていくことが確認された。

参考文献（第3章）

- 1) S. Chen, J. Huang, J. Xia, X. Zhao, S. Lin: Influence of processing parameters on the characteristics of stainless steel/copper laser welding, *Journal of Materials Processing Technology*, 222 (2015) 43-51.
- 2) C. Yao, B. Xu, X. Zhang, J. Huang, J. Fu, Y. Wu: Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper-steel dissimilar joint *Optics and Lasers in Engineering*, 47 (2009) 807-814.
- 3) A.S.C.M. D'Oliveira, P.S.C.P. da Silva, R.M.C. Vilar: Microstructural features of consecutive layers of Stellite 6 deposited by laser cladding, *Surface and Coatings Technology*, 153 (2002) 203-209.
- 4) J. Cao, F. Liu, X. Lin, C. Huang, J. Chen, W. Huang: Effect of overlap rate on recrystallization behaviors of Laser Solid Formed Inconel 718 superalloy, *Optics & Laser Technology*, 45 (2013) 228-235.
- 5) J.M. Yellup: Laser cladding using the powder blowing technique, *Surface and Coatings Technology*, 71 (1995) 121-128.
- 6) J. Tuominen, J. Näkki, H. Pajukoski, T. Peltola, P. Vuoristo, M. Kuznetsov, E. Pozdeeva, E. Zemlyakov, G. Turichin: Laser cladding with 15 kW fiber laser, *Proceedings of the 13th NOLAMP Conference* (2011) 10.13140/RG.2.1.3552.2406.
- 7) V. Ocelík, M. Eekma, I. Hemmati, J.Th.M. De Hosson: Elimination of Start/Stop defects in laser cladding, *Surface & Coatings Technology*, 206 (2012) 2403-2409.
- 8) W. Ya, A.R.Konuk, R. Aarts, B. Pathiraj, B.H. in't Veld: Spectroscopic monitoring of metallic bonding in laser metal deposition, *Journal of Materials Processing Technology*, 220 (2015) 276-284.
- 9) C. Zhong, T. Biermann, A. Gasser, R. Poprawe: Experimental study of effects of main process parameters on porosity, track geometry, deposition rate, and powder efficiency for high deposition rate laser metal deposition, *Journal of Laser Applications*, 27, 4 (2015) 042003-1-042003-8.
- 10) C. Zhong, A. Gasser, J. Kittel, T. Schopphove, N. Pirch, J. Fu, R. Poprawe: Study of process window development for high deposition-rate laser material deposition by using mixed processing parameters, *Journal of Laser Applications*, 27, 3 (2015)

032008-1-032008-7.

- 11) R. Singh, D. Kumar, S.K. Mishra, S.K. Tiwari: Laser cladding of Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance, *Surface & Coatings Technology*, 251 (2014) 87-97.
- 12) A. Popovich, V. Sufiiarov, I. Polozov, E. Borisov, A. Masaylo, A. Orlov: Microstructure and mechanical properties of additive manufactured copper alloy, *Materials Letters*, 179 (2016) 38-41.
- 13) Shimadzu Corporation: Expanded Product Line of Short-Wavelength Lasers for Materials Processing and Measuring Applications -High-Brightness Blue Direct Diode Laser Also Released to Provide New Techniques for Microfabrication-. <https://www.shimadzu.com/about/pressrelease/5iqj1d0000020jc6.html>, 2014 [accessed 12 March 2018]
- 14) E.W. Spisz, A.J. Weigand, R.L. Bowman, J.R. Jack: Solar absorptances and spectral reflectances of 12 metals for temperatures ranging from 300 to 500 K, NASA TN D-5353 (1969)

第4章 レーザクラディングにおける吸収率が純銅皮膜形成に与える影響

4. 1 はじめに

純銅は、熱伝導性、電気伝導性に優れ、自動車、電機産業にとって重要な材料である^{1,2)}。その優れた特性ゆえに、工業部品に対する純銅による表面改質の需要も増加しており、入熱制御性に優れるレーザを使ったレーザクラディングによる表面改質技術が注目されている。従来、レーザクラディングではCO₂レーザ ($\lambda = 10600 \text{ nm}$) やファイバレーザ ($\lambda = 1070 \text{ nm}$) などの波長が赤外線レーザが使用されている³⁻¹¹⁾。しかしながら、純銅は赤外 (IR) 波長帯に対して吸収率が低く、赤外波長帯のレーザでは加工が難しい材料とされてきた¹²⁾。第3章では、純銅に対して吸収率が高い波長 450 nm の青色半導体レーザを用い、純銅皮膜が形成できることを確認した。一般に金属は波長が短くなるほど吸収率が高くなる。しかし、吸収率がクラディング皮膜に与える影響を調べた報告は限定的である。しかも、波長 450 nm の青色レーザを用いた報告はない。そこで本章では、波長 450 nm と 915 nm の半導体レーザを用いて純銅皮膜を形成し、吸収率の差が皮膜形成に与える影響を調べた。赤外半導体レーザ (IR DDL) を用いたクラディングヘッド (IR ヘッド) を製作し、前章で開発した Blue ヘッドにより形成した純銅皮膜 (Blue 皮膜) と、IR ヘッドにより形成した純銅皮膜 (IR 皮膜) の比較を行った。なお、Blue 皮膜の形成には、前章で開発した Blue ヘッドを用いた。

4. 2 使用する材料

本章では皮膜材料に純銅粉末を、母材に SUS304 をそれぞれ使用した。Table 4.1 に、青色波長帯および赤外波長帯における両材料の吸収率を示す¹³⁾。純銅は波長によって吸収率が大きく変化し、青色波長帯における吸収率は、赤色波長帯のおよそ 11 倍である。一方、SUS304 では、波長による吸収率の変化は 10%程度であり、純銅の吸収率変化と比べると変化が小さい。

本章で使用した純銅粉末の形状および粒径分布を Fig. 4.1(a)および(b)にそれぞれ示す。Frequency および Accumulation は、それぞれ頻度および累積を示す。頻度はその粒径がサンプル中に含まれる割合を示し、累積は小径側から頻度を積算した値である。累積値 50%となる値がメジアン径 (D50) である。形状観察には走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope, SEM) (KEYENCE 製 VE-9800) を使用した。粒径分布は粒子径

Table 4.1 Absorptivity at the wavelength of Blue and IR¹³⁾

	Blue	IR
SUS304 (%)	44 ^{*1}	32 ^{*2}
Cu (%)	67 ^{*1}	6 ^{*2}

*1 value at 444 nm
*2 value at 929 nm

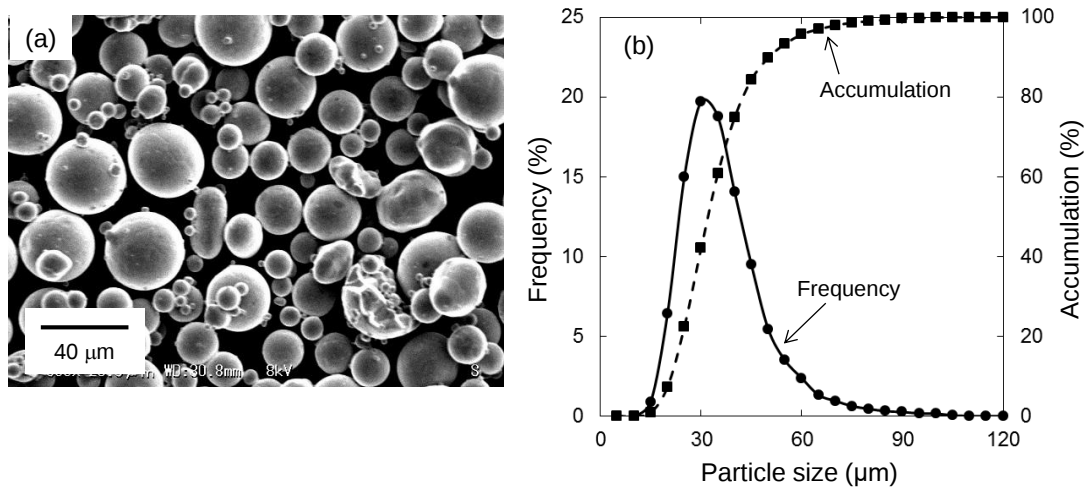


Fig. 4.1 (a) SEM image of copper powder, and (b) powder diameter distribution.

分布測定装置（HORIBA 製 LA-920）で測定した。Fig. 4.1(a) に示すように純銅粉末は表面が滑らかな球状であった。Fig. 4.1(b) に示すように 10～105 μm の粒度分布があり、メジアン径は 30 μm であった。

4. 3 赤外半導体レーザを用いたクラディングヘッド

赤外波長レーザによる純銅皮膜を形成するにあたり、IR DDL を使ったクラディングヘッド（IR ヘッド）を製作した。Fig 4.2 に示すように、前章で製作した Blue ヘッドと同様、IR ヘッドにもマルチレーザビーム照射法を用いた。一本あたり 50 W、波長 915 nm の半導体レーザモジュール 3 台用いて、それぞれのモジュールからコア径 100 μm の伝送ファイバにて加工ヘッドに導光した。3 本の IR レーザは Fig. 4.2 に示すようにポート A、C および E に接続され、それぞれがレンズでコリメートされ、一枚の集光レンズで一点に集光、重畳される。光学系中央には粉末供給用のノズル（出口径 0.5 mm）が配置され、

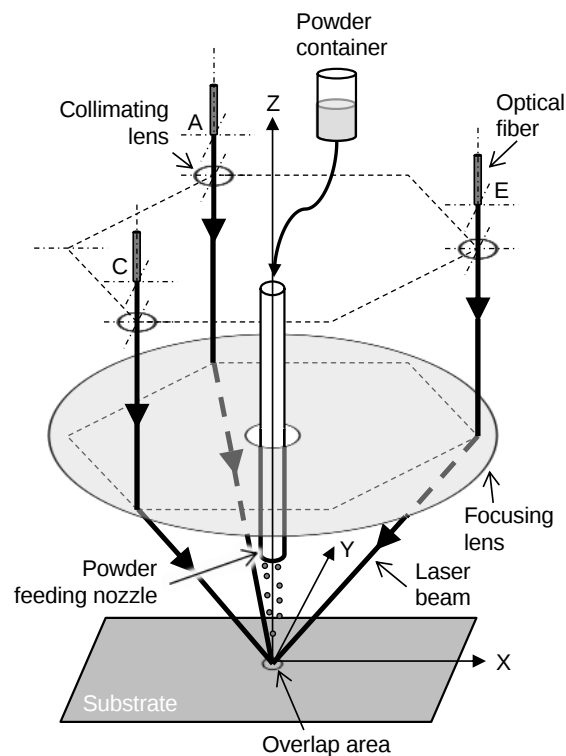


Fig. 4.2 Optics for cladding head of IR DDLs.

ノズル先端からビーム重畳点に向かって粉末が供給される。それぞれのビームが粉末供給ノズルの軸心上に集まるように、ファイバ接続ポートにはXY平面上における集光位置を調整できる機構が設けられている。

4. 4 実験方法

4. 4. 1 IRヘッドの特性評価

4. 4. 1. 1 ビームプロファイル測定

重畳点におけるビームプロファイル測定を行った。ビームプロファイルは Fig. 4.3 に示す測定光学系により測定した。マルチレーザビームヘッドから照射される3本のビームをコリメートレンズ(焦点距離 $f_1=25$ mm、レンズ径 $\phi=25$ mm)で平行光にし、集光レンズ($f_2=100$ mm、 $\phi=25$ mm)により CCD センサへ結像する。途中、2枚のウェッジ板および ND フィルターを使って減光することで、CCD センサの損傷を防止した。ヘッド中心に位置する粉末供給ノズルからガイド光として He-Ne レーザを通し、各コリメートレンズ、集光レンズならびに CCD センサのアライメントを行った。ポート A、C および E (Fig. 4.1)

に接続されたそれぞれの IR DDL について、ポートに備わっているビーム位置調整機構にて、3 本すべてがガイドレーザ上に集まるように調整した。プロファイル測定光学系の設計上の光学倍率は $f_2/f_1 = 4$ 倍であるが、あらかじめ寸法が明らかとなっている金属メッシュを CCD センサに結像させて倍率の校正を行った。

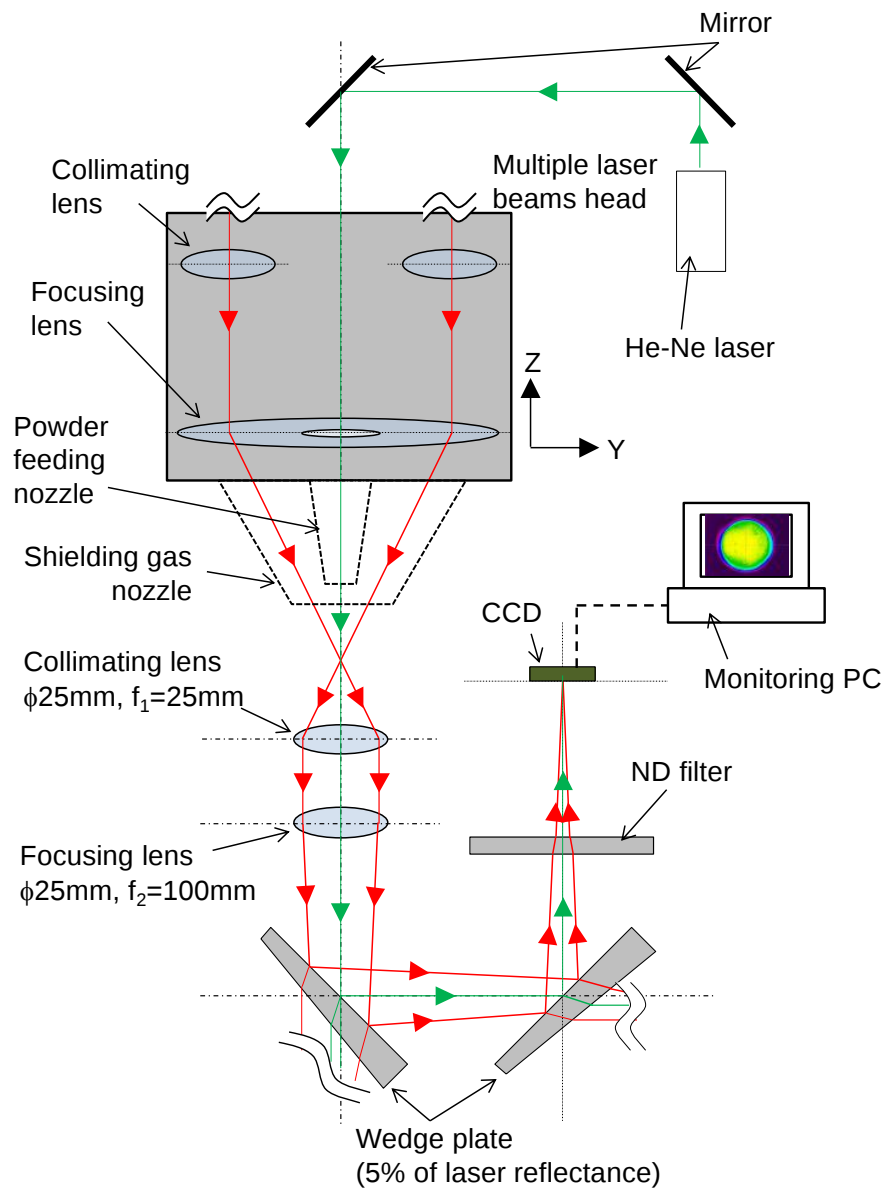


Fig. 4.3 Schematic diagram of the beam profile measuring for cladding head with IR DDLs.

4. 4. 1. 2 電流-出力特性

レーザモジュールに印加する電流に対するヘッドからのレーザ出力特性を測定した。
Fig. 4.4 に示すように、クラディングヘッドの下部にレーザパワーメータ（Ophir 製 FL400A-BB-50）を設置し、クラディングヘッドから出力されるレーザパワーを測定した。Fig. 4.2 におけるポート A、C および E に接続されたそれぞれのレーザを Laser A、Laser C および Laser E として出力を測定した。ビームの重畳点では、測定器が許容するパワー密度を超える恐れがある。ビーム径を広げパワー密度を下げるために、パワーメータの有効測定面（ $\phi 50\text{ mm}$ ）内に収まるように設置距離 H を調整した。モジュールに印加可能な最大電流を 100% として、負荷電流の割合を変化させて、出力を測定した。

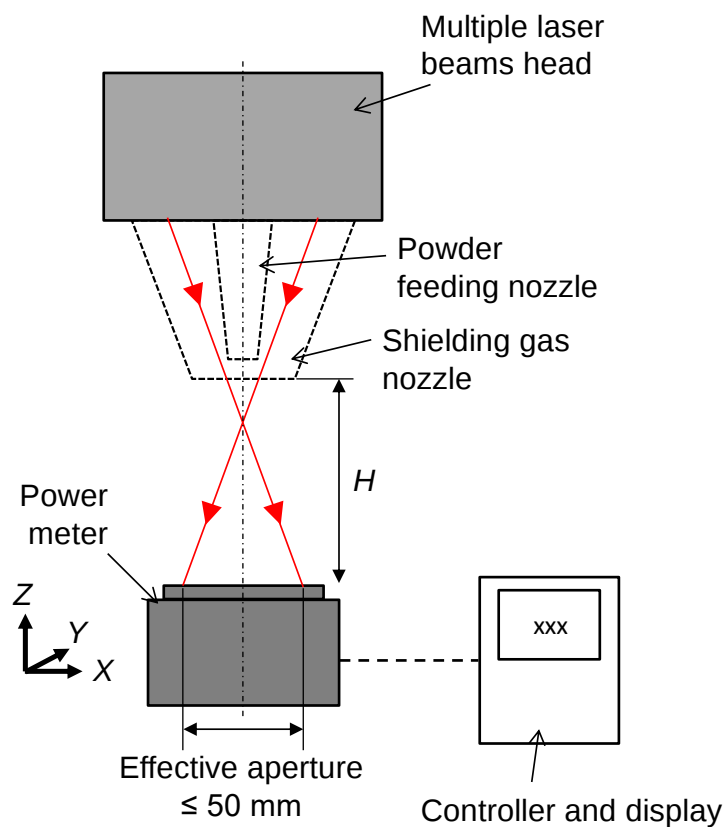


Fig. 4.4 Setup for measuring laser power.

4. 4. 2 Blue および IR ヘッドによる純銅皮膜の形成

実験装置の概略図を Fig. 4.5 に示す。Fig. 4.5(a)および(b)は、それぞれ Blue ヘッドおよび IR ヘッドのセットアップであるが、使用しているレーザの種類および本数以外は同様の構成である。XY モーションステージ上に SUS304 基板を配置し、その上に製作した Blue および IR ヘッドを固定した。それぞれのヘッドは、基板表面で 6 本または 3 本のビームが重畳する位置に固定した。具体的には、基板に対し微弱なレーザを照射し、CCD カメラにてレーザスポットを観察し、すべてのレーザが最も集まる位置に Z 位置を調整した。実験条件を Table 4.2 に示す。パワー密度と掃引速度を変化させ、一列の純銅皮膜を基板の上に形成した。その際、供給粉末量は一定とした。粉末供給ノズルから純銅粉末を供給すると同時にレーザを照射し、母材を X 方向に掃引させることで純銅の皮膜を形成した。純銅粉末はディスク回転式粉末供給装置（九溶技研製 TPF-1012）から搬送ガス（アルゴン）でレーザクラディングヘッドまで搬送され、ヘッド中央から径 0.5 mm のノズルを通して供給される。その際、Ar ガスの流量は 2 L/min とした。この供給装置を使用した純銅粉末の最小供給量はおよそ 10 mg/s である。母材には、一般産業用途で広く用いられるステンレス鋼 SUS304（50 x 50 x t3 表面仕上げ 2B）プレートを使用した。形成した皮膜の酸化を防ぐため、15 L/min の Ar ガスを粉末吐出ノズルの周囲から供給した。

形成した純銅皮膜の外観を、光学顕微鏡（KEYENCE 製 VHX-2000）を用いて観察し、皮膜の幅、厚さ、断面積をレーザ共焦点顕微鏡（KEYENCE 製 VK-X200）により測定した。形成した純銅皮膜をレーザの掃引方向と垂直に切断し、樹脂埋め、研磨し断面試料を作成した。母材成分（Fe）と皮膜成分（Cu）とが混ざりあう領域を希釈領域とし、作成した断面試料の母材と皮膜との接合界面付近に対しエネルギー分散型 X 線（Energy Dispersive X-ray Spectrometry、EDX または EDS）装置（Oxford instruments 製 x-act）による線分析を行った。

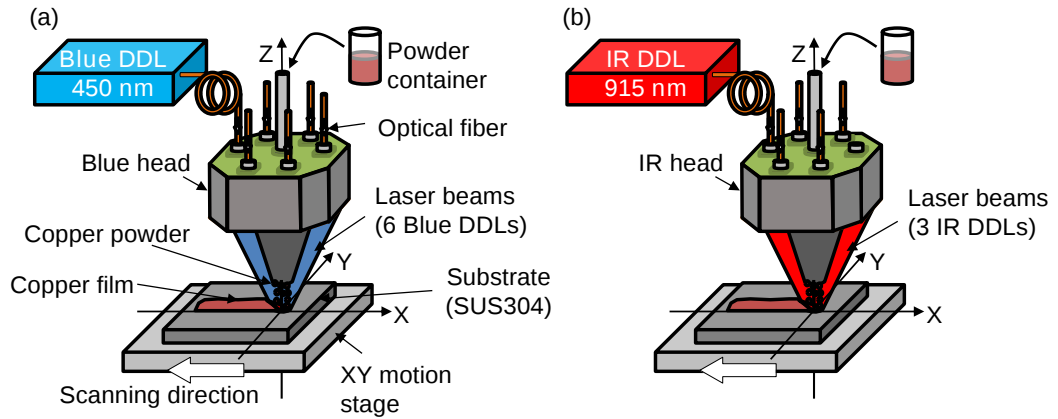


Fig. 4.5 Experimental setups of (a) Blue head, and (b) IR head.

Table 4.2 Experimental conditions.

	Blue diode lasers	IR diode lasers
No. of beams	6	3
Wavelength λ (nm)	450	915
Power intensity I (kW/cm ²)	41 – 69	41 – 108
Scanning speed v_p (mm/s)	4 – 10	
Powder feed rate $\dot{m}$ (mg/s)	15	

4. 4. 3 純銅皮膜形成プロセスの高速度観察

Blue ヘッドおよび IR ヘッドによる純銅皮膜形成プロセスを明らかにするため、Fig. 4.6 に示すセットアップにて、皮膜形成プロセスの高速度撮影を実施した。SUS304 基板設置面が 15° 程度の角度にて高速度カメラ（ナック製 Q1v）を設置し、反対側にメタルハライド光源を設置した。パワー密度 69 kW/cm^2 、掃引速度 4 mm/s 、粉末供給量 15 mg/s の条件で純銅皮膜を SUS304 基板上に形成し、撮影速度 6000 fps 、シャッタ速度 $1/20000 \text{ s}$ の条件で撮影した。Blue ヘッドによる皮膜形成の撮影には、 450 nm 以上の波長の光を吸収する光学フィルタをカメラ前面に設置し、Blue レーザの映り込みを排除した。

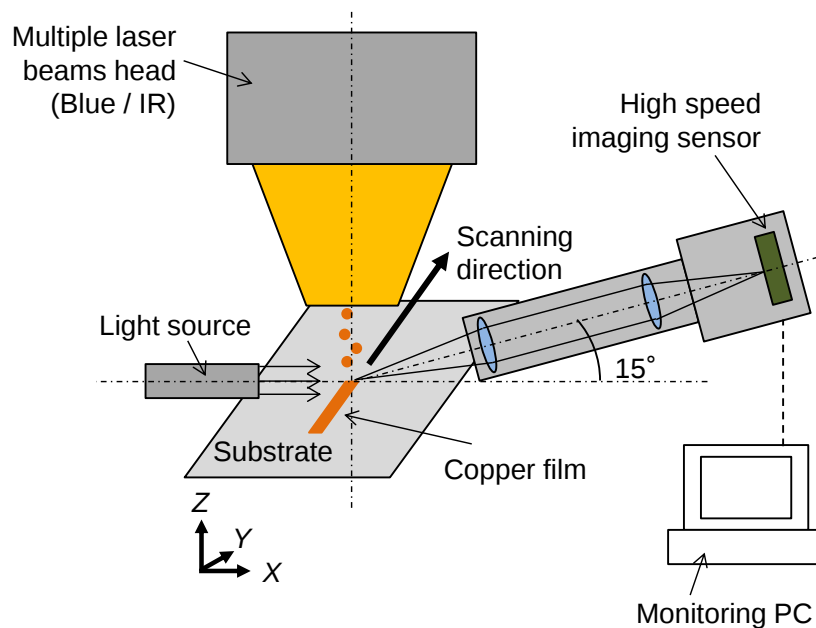


Fig. 4.6 Setup for high-speed imaging of copper film formation.

4. 5 実験結果および考察

4. 5. 1 IR ヘッドの特性評価結果

4. 5. 1. 1 ビームプロファイル測定

Fig. 4.7 に IR ヘッドのビーム重畳点におけるビームプロファイルを示す。

3 本のビームの重畳点における強度分布を Fig. 4.7(a)に示す。Fig. 4.7(a)における強度中心（セントロイド）を通り、X 軸に平行な線上（X-X）および Y 軸に平行な線上（Y-Y）におけるビームプロファイルを、Fig. 4.7(b)および(c)に示す。ピークに対して 13.5 % ($1/e^2$) となる位置をビームスポット径とすると、X 方向では $404\ \mu\text{m}$ 、Y 方向では $375\ \mu\text{m}$ であった。X 方向、Y 方向ともに、ガウシアン分布状のパワー分布をもつビームであった。レーザスポット径 d_L を X 方向および Y 方向の平均値である $390\ \mu\text{m}$ とした。

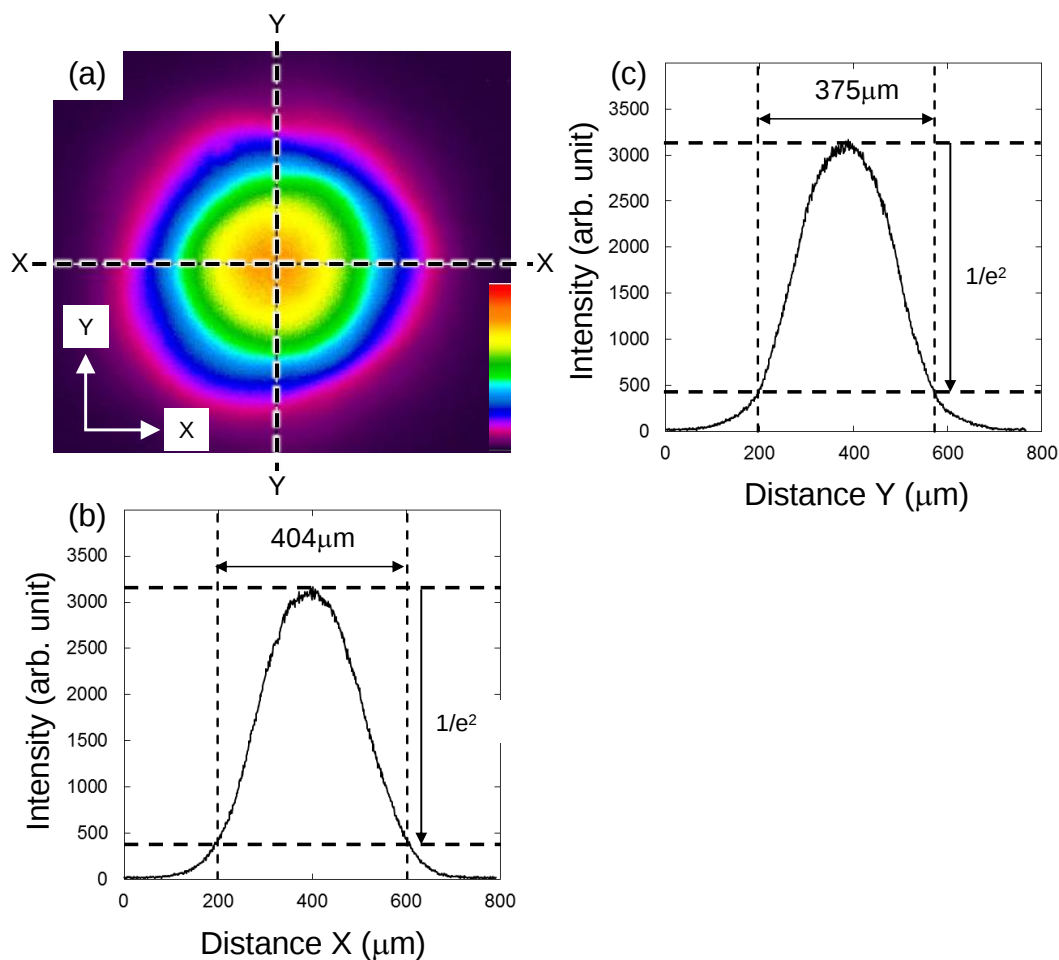


Fig. 4.7 Laser beam profile at the overlapping area of IR head: (a) the intensity distribution on XY plane, (b) profile on X-X, and (c) profile on Y-Y.

4. 5. 1. 2 電流・出力特性

Fig. 4.8 に IR ヘッドの電流・出力特性を示す。横軸は、最大電流に対する負荷電流の割合を示している。Fig. 4.8 (a)は、レーザー本ずつの出力測定結果である。Laser C が最も出力が高く、Laser E は最も出力が低かった。その差は 10 W 程度であった。いずれのレーザーも負荷電流に対し線形に推移した。Fig. 4.8(b)は 3 本合計の出力である。最大で 140 W 程度の出力が得られた。理論上は最大出力 150 W であるが、10 %程度のヘッド内でのパワーロスがあることが分かった。

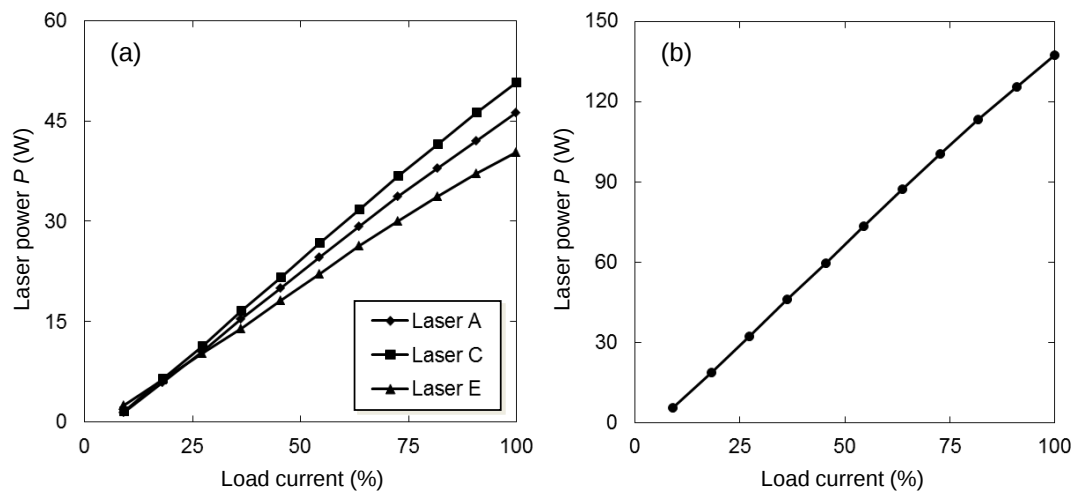


Fig. 4.8 Laser power of (a) Laser A, C and E, and (b) total laser power.

4. 5. 2 Blue および IR ヘッドによる純銅皮膜の形成結果

4. 5. 2. 1 光学観察結果

Table 4.2 に示す実験条件にて両ヘッドにより銅皮膜を形成した結果を Fig. 4.9 および Fig. 4.10 に示す。Fig. 4.9 に示すように、Blue ヘッドでは、パワー密度が 56 kW/cm^2 以上かつすべての掃引速度の範囲で連続な純銅皮膜が形成された。パワー密度が 41 kW/cm^2 では連続した皮膜が形成されなかった。これは、供給粉末を捕捉できるような十分な溶融池（溶融層）が基板上に生成されなかったことを示唆している。一方、Fig. 4.10 に示すように、IR ヘッドでは、パワー密度が 97 kW/cm^2 以上で連続な純銅皮膜が得られているが、Blue ヘッドによる純銅皮膜よりも皮膜に凹凸が目立ち、 108 kW/cm^2 にて、安定した純銅皮膜が形成された。IR 波長レーザは純銅に対する吸収率が低いことから、安定した皮膜を形成するために、より多くのパワーが必要になったと考えられる。

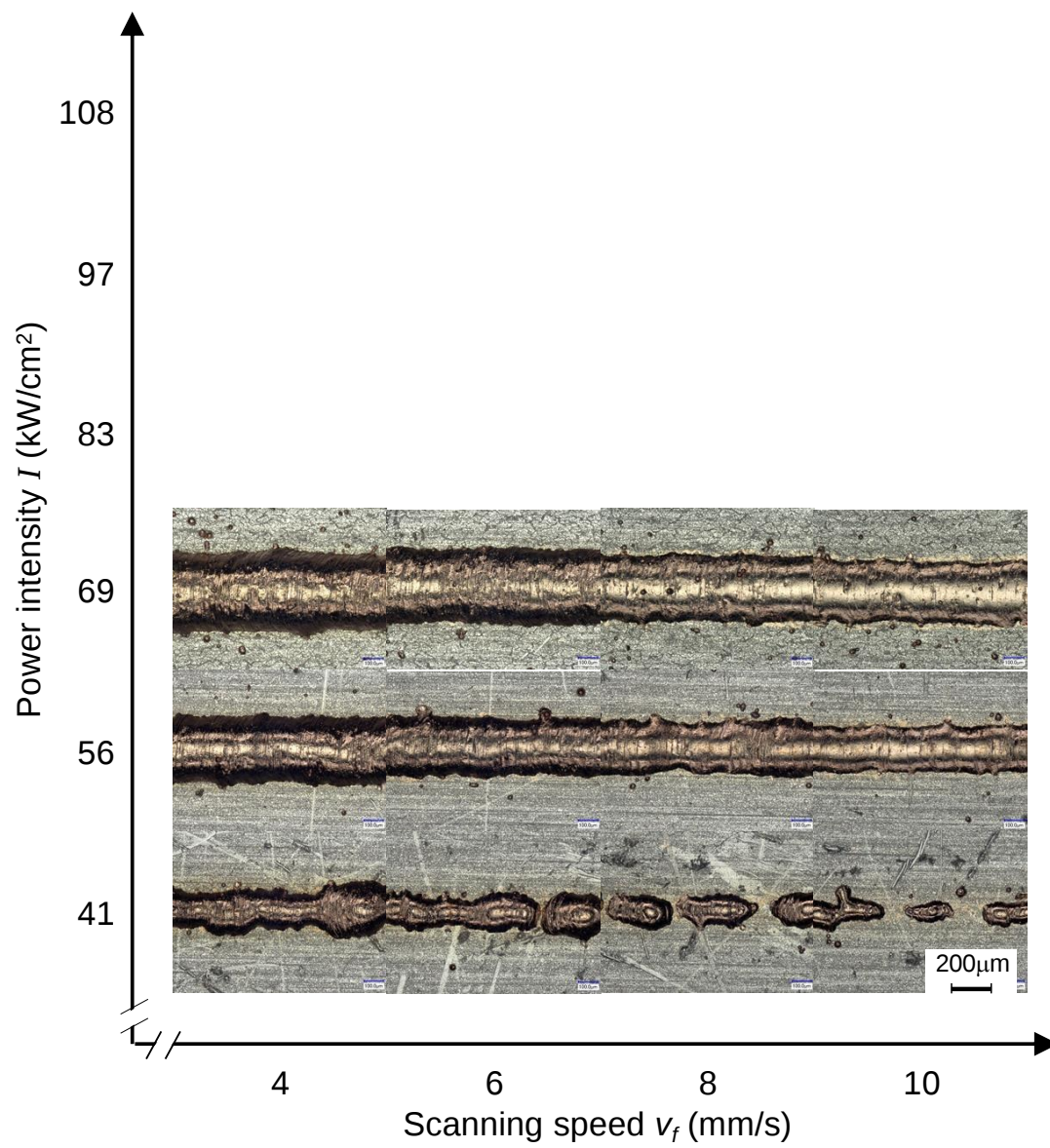


Fig. 4.9 Appearance of copper film with Blue head.

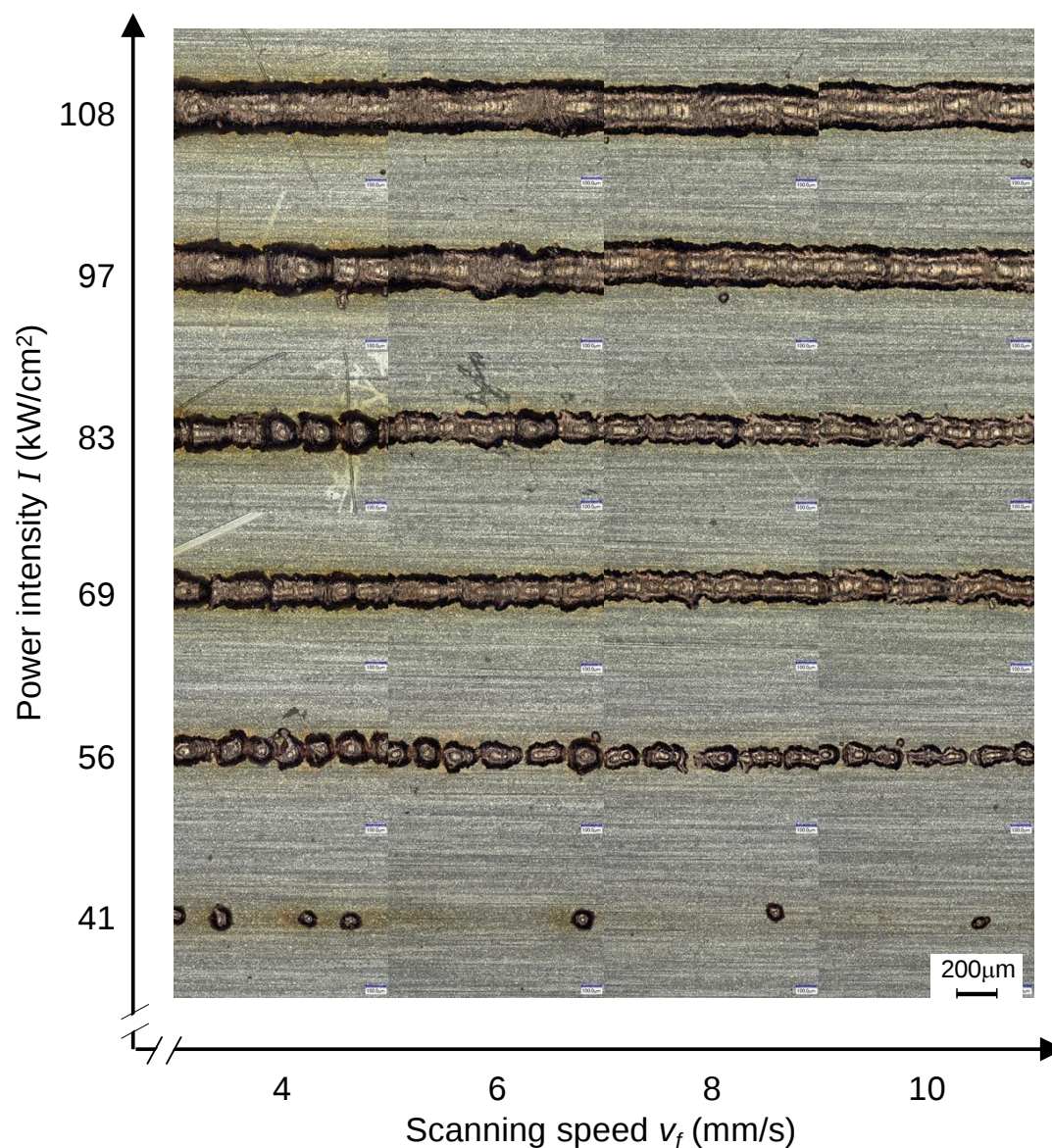


Fig. 4.10 Appearance of copper film with IR head.

4. 5. 2. 2 吸収率差が純銅皮膜の寸法に与える影響

Blue ヘッドおよび IR ヘッドにより形成された純銅皮膜の厚さ、幅および皮膜量（皮膜断面積）の測定結果を示す。それぞれの値は、Fig. 4.9 および Fig. 4.10 で観察した範囲内を 5 点測定した値の平均値である。また、エラーバーは 5 点測定した中の最大値および最小値をあらわしている。

Fig. 4.11(a)および(b)に Blue 皮膜および IR 皮膜の、掃引速度に対する皮膜厚さをそれぞれ示す。Blue、IR とともにパワー密度の増加にともない、皮膜厚さが大きくなる傾向が

あった。また、掃引速度の増加に伴い、皮膜厚さは減少していった。これは、粉末供給量一定のもとで実験しており、掃引速度が増加すると、単位長さあたりに供給される粉末が少なくなるためである。

Fig.4.12(a)および(b)に、Blue 皮膜および IR 皮膜の、掃引速度に対する皮膜幅の測定結果を示す。Blue 皮膜では、掃引速度が遅いほど、皮膜幅が広がる傾向があった。掃引速度が速い領域では、スポット径よりも狭い膜幅となった。前章 Fig. 3.6 および Fig.4.5 に示したビームプロファイル測定結果より、Blue および IR ヘッドのレーザビーム重畳点における強度分布はガウシアンであった。掃引速度が速い領域では、強度の低いレーザスポットの周辺部分において基板および粉末の加熱が不十分になり、スポット径よりも皮膜幅が小さくなったと考えられる。IR 皮膜においては、パワー密度の増加に伴い皮膜幅は増加する傾向があった。一方で、掃引速度により膜幅はほとんど変化がなかった。IR ヘッドによる皮膜の形成では、ひとたび純銅粉末が熔融し皮膜が形成されると、低い吸収率のため、純銅皮膜に吸収されるレーザパワーが減少する。その結果、基板へ伝わる熱が少なくなり、基板加熱が不十分になり、皮膜幅が増加しなかったと考えられる。

次に Blue および IR ヘッドにより形成された純銅皮膜の断面積をそれぞれ、Fig. 4.13(a) および(b)に示す。皮膜膜幅や皮膜厚さと同様に、パワー密度の増加および掃引速度の減少に伴い断面積は増加した。Blue 皮膜の方が、より低いパワー密度においてより多くの皮膜が形成された。IR よりも Blue の方がレーザパワーの吸収率が高いことにより、純銅粉末の熔融量が増加したためと考えられる。

次に、パワー密度 69 kW/cm²にて、Blue および IR それぞれのヘッドにて形成された純銅皮膜について、単位長さあたりの粉末供給量 $\dot{m}_f$ に対する皮膜量を比較したものを Fig. 4.14 に示す。なお、 $\dot{m}_f$ は次式により計算される。

$$\dot{m}_f = \frac{\dot{m}}{v_f} \quad (4.1)$$

ここで、 $\dot{m}$ は単位時間あたりの粉末供給量である。Table 4.2 に示したように、 $\dot{m}$ は 15 mg/s 一定とし、 v_f を変化させた。Fig. 4.14 に示すように、Blue 皮膜では、 $\dot{m}_f$ の増加（掃引速度の減少）に伴い皮膜量が増加した。一方、IR 皮膜は、 $\dot{m}_f$ が増加しても皮膜量がほとんど変化しなかった。また、Fig. 4.14 において、鎖線は各 $\dot{m}_f$ における Blue 皮膜と IR 皮膜との皮膜量の比（差）をあらわしている。 $\dot{m}_f$ の増加に伴い、皮膜量の差は 3 倍から 7 倍に増加した。Blue と IR の純銅に対する吸収率は、Table 4.1 に示したように、11 倍ほ

どの差があるが、Fig. 4.14 に示したように、吸収率ほど皮膜量に差が生じなかった。これは、レーザクラディングは、第 1 章および第 2 章で述べたように、粉末が溶融池（溶融層）で捕捉、溶融することで皮膜が形成されるプロセスであることに起因する。Table 4.1 に示したように、基板である SUS304 は、吸収率の波長依存性が純銅よりも小さく、1.4 倍程度である。 m_f が小さい領域で皮膜量の差が小さかったのは、皮膜の形成が、レーザ照射により粉末を溶融させるプロセスではなく、基板上に生成した溶融池（溶融層）で粉末を溶融させるプロセスが支配的であったためと考えられる。一方で、 m_f が大きい領域で皮膜量の差が大きくなるのは、形成した純銅皮膜に対する吸収率の影響が支配的であったことを意味している。形成された純銅皮膜に対し吸収率が不十分な IR ヘッドの場合、溶融池の形成が維持できなくなり、供給される粉末を捕捉、溶融することができなくなる。この差は m_f の増加に伴い大きくなり、粉末に対する吸収率を高めることで、皮膜形成の効率が向上することを示している。

4. 5. 2. 3 純銅皮膜の希釈領域測定

Blue および IR 皮膜内の母材成分との混ざりあいである希釈について、接合界面付近の EDX 線分析結果から評価する。形成された純銅皮膜のうち最も皮膜量が最も多かった皮膜（Blue 皮膜：パワー密度 69 kW/cm²、掃引速度 4 mm/s、IR 皮膜：パワー密度 108 kW/cm²、掃引速度 4 mm/s）の、基板との接合界面付近に対して分析した。Blue 皮膜の EDX 分析結果を Fig. 4.15 に、IR 皮膜の EDX 分析結果を Fig. 4.16 にそれぞれ示す。Fig. 4.15(a) および Fig. 4.16(a) は、それぞれ Blue 皮膜および IR 皮膜の EDX 分析を実施した領域付近の皮膜断面 SEM 像であり、EDX 分析結果は Fig. 4.15(b) および Fig. 4.16(b) に対応する。Blue 皮膜では、母材成分である Fe と Cu とが混ざり合う希釈領域がおおよそ 3.5 μm であった。一方、IR 皮膜では 1.6 μm であり、Blue ヘッドよりも大きいパワーによる皮膜形成であるにもかかわらず、希釈領域が小さい結果となった。Blue 皮膜のパワー密度 69 kW/cm² に対し、IR 皮膜のパワー密度は 108 kW/cm² と 1.7 倍ほど IR の方がパワー密度は高いが、Table 4.1 に示したように、Blue と IR の吸収率の差は 10 倍以上である。その結果、基板へ伝わる熱量が IR の方が少なくなるため、基板の溶け込み量が減少し、希釈領域が小さくなったと考えられる。

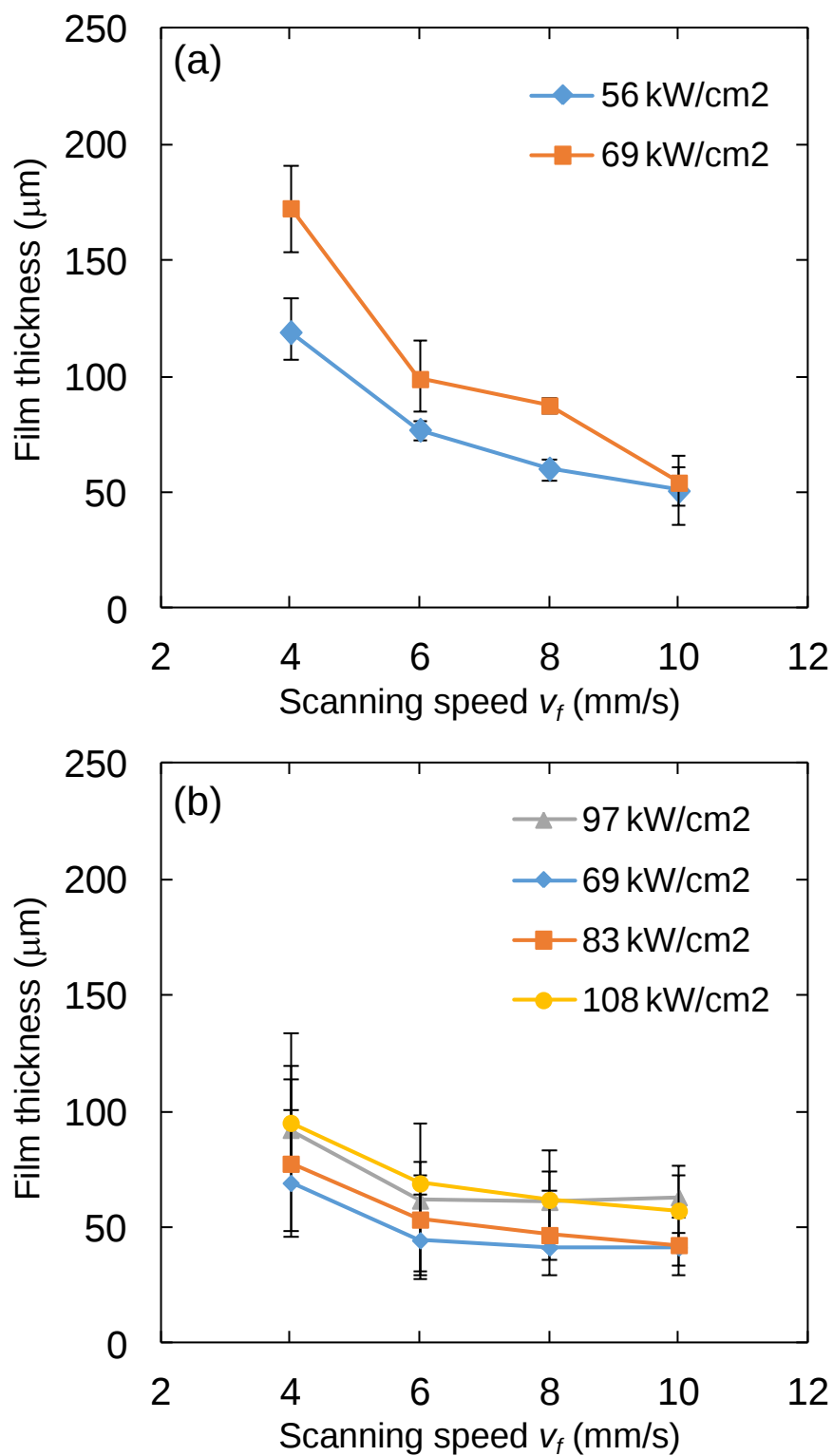


Fig. 4.11 Thickness of copper film produced with (a) Blue head, and (b) IR head.

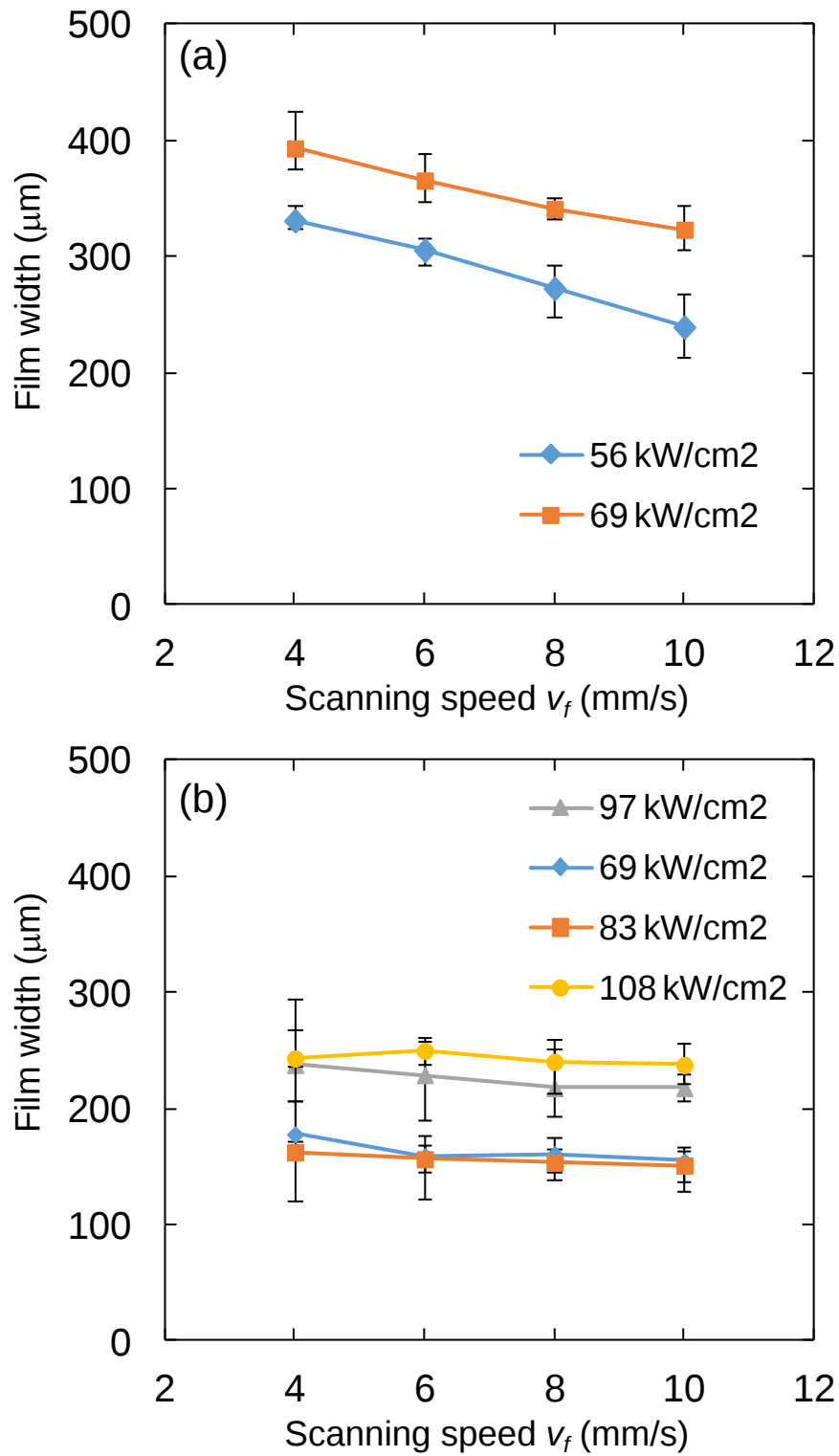


Fig. 4.12 Width of copper film produced with (a) Blue head, and (b) IR head.

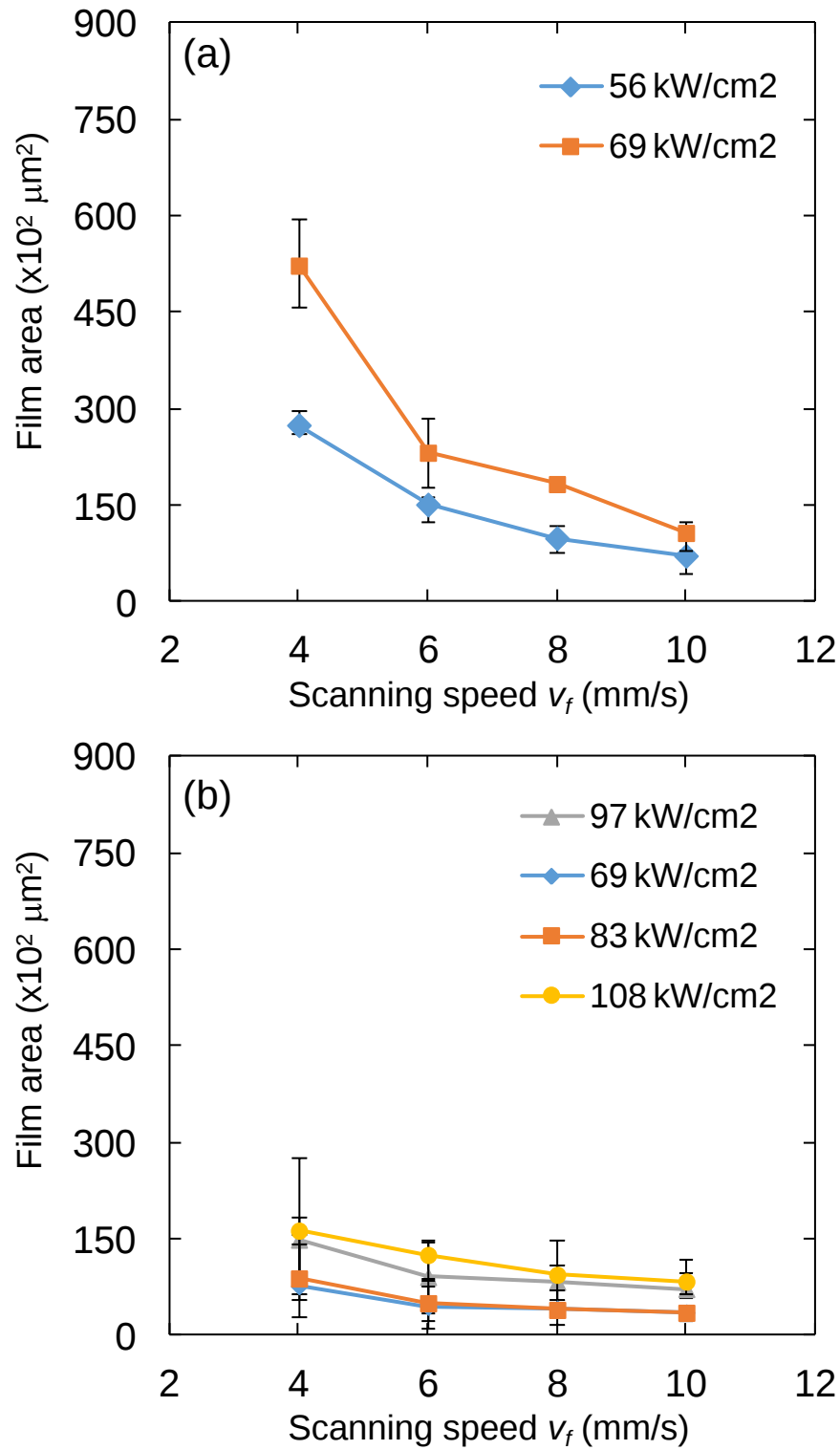


Fig. 4.13 Area of copper film produced with (a) Blue head, and (b) IR head.

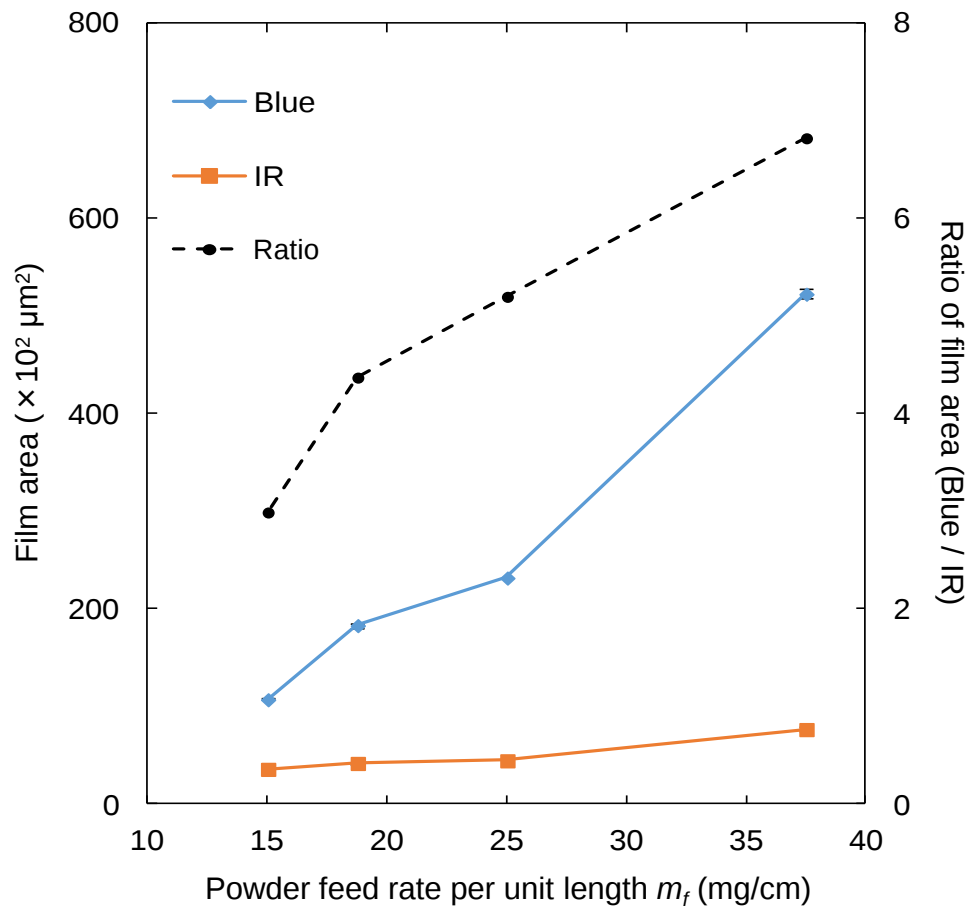


Fig. 4.14 Comparison of film area in relation to powder feed rate per unit length m_f .

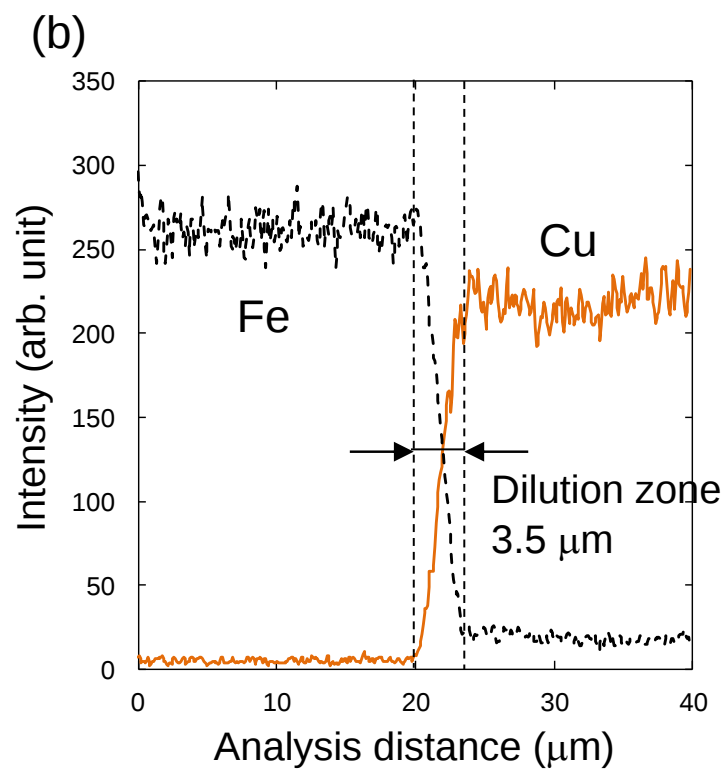
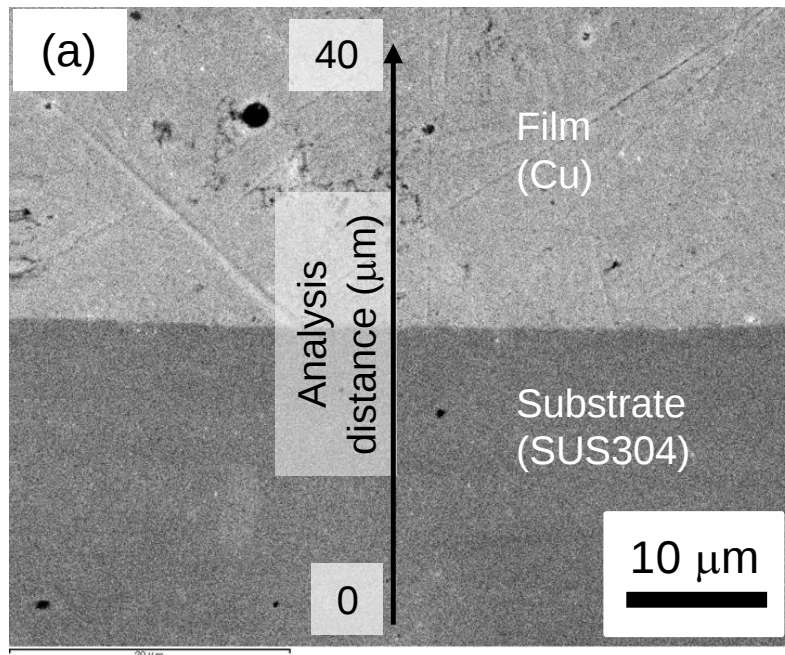


Fig. 4.15 EDX line analysis of copper film produced with Blue head.

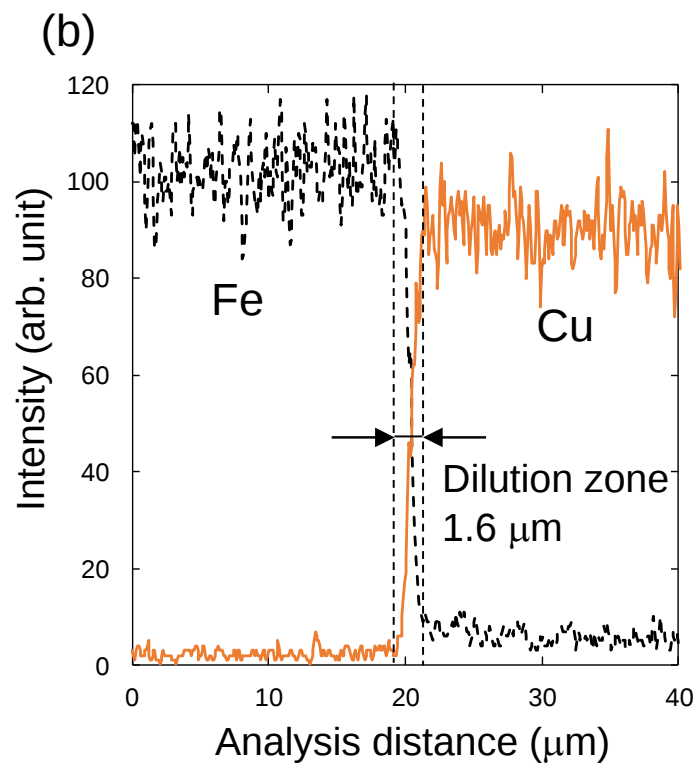
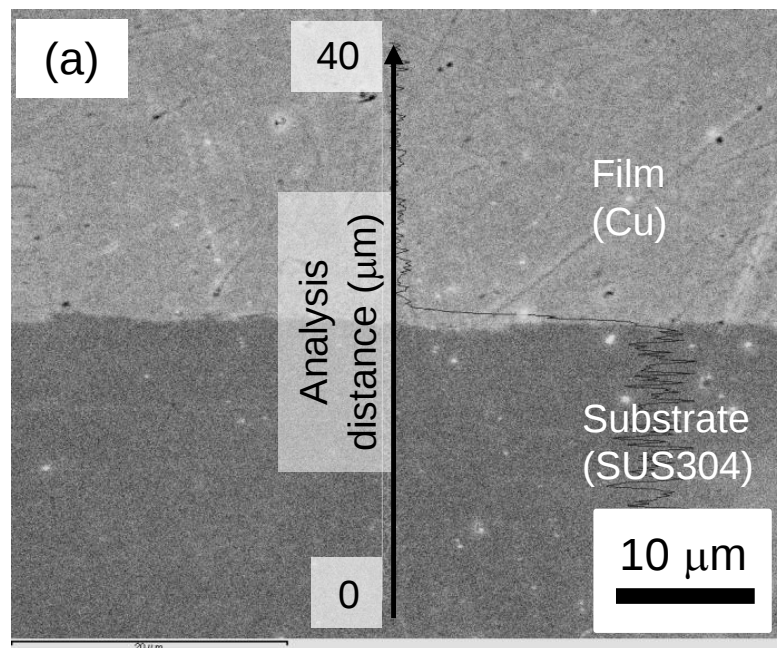


Fig. 4.16 EDX line analysis of copper film produced with IR head.

4. 5. 3 純銅皮膜形成プロセスの高速度観察結果

Blue ヘッドおよび IR ヘッドを用いた純銅皮膜形成プロセスの高速度観察結果を Fig. 4.17～Fig. 4.20 に示す。それぞれの写真は、一連の高速度撮影結果の中からある任意の瞬間を 0 ms とし、そこから 30 ms 後までを 10 ms おきに抜き出したものを示している。

Fig. 4.17 および Fig. 4.18 に、それぞれ Blue ヘッドおよび IR ヘッドにより SUS304 基板に対して純銅粉末を供給せずにレーザ照射のみ（ビードオンプレート）を行った結果を示す。どちらのヘッドにおいても安定して溶融池が形成され、途切れることなくビードが形成されていた。次に、レーザ照射と同時に純銅粉末を供給し皮膜を形成した際の撮像結果を Fig. 4.19（Blue 皮膜）および Fig. 4.20（IR 皮膜）に示す。Blue ヘッドによる皮膜形成では、形成された皮膜上に連続的に溶融池が生成され、そこに純銅粉末が供給され、連続した皮膜が形成されている。一方、IR ヘッドによる皮膜形成では、0～10 ms で純銅皮膜が徐々に成長していくが、20 ms において皮膜形成が停止する。レーザが移動し SUS304 基板にレーザが照射されはじめる 30 ms で再度溶融池が形成され、純銅皮膜の成長が再開する。ひとたび純銅皮膜が形成されると、IR ヘッドでは低い吸収率のため、溶融池が維持できなくなるため皮膜の形成が停止する。レーザが掃引されて SUS304 基板上にレーザが照射される位置まで移動すると、SUS304 基板にレーザが吸収され溶融池の生成が再開する。その溶融池に粉末が供給され捕捉、溶融することにより皮膜が形成されるが、前述のように溶融池が維持できなくなり、ふたたび皮膜の形成が停止する。IR ヘッドでは以上を繰り返すため、断続的な皮膜が形成される。このことから、純銅に対する吸収率を向上させることが安定した皮膜形成に重要であることが示唆された。

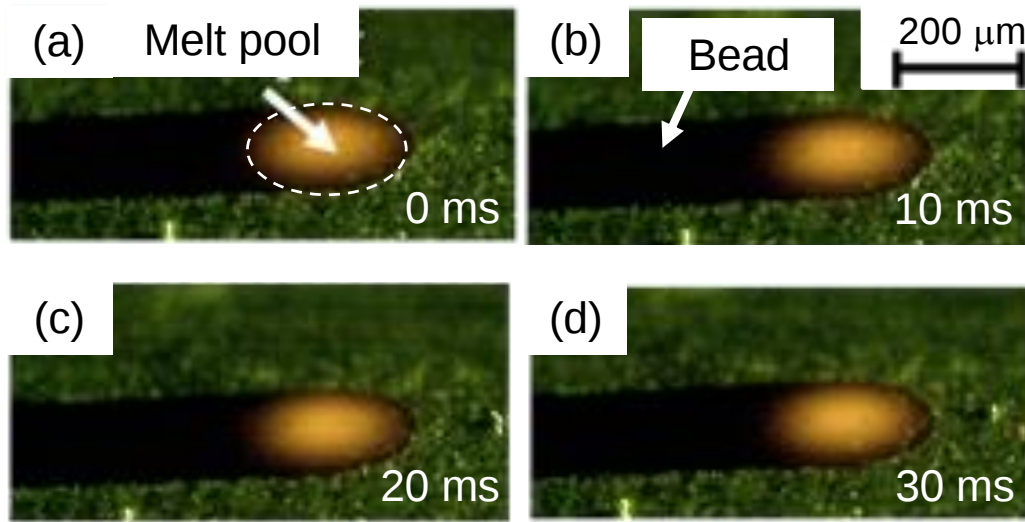


Fig. 4.17 High speed imaging of bead-on plate produced with Blue head: (a) 0 ms, (b) 10 ms, (c) 20 ms, and (d) 30ms.

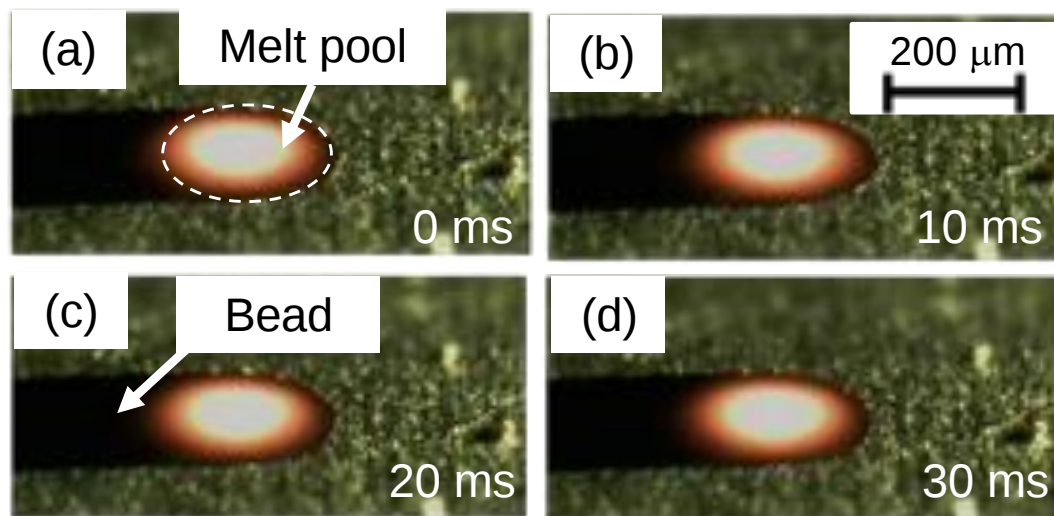


Fig. 4.18 High speed imaging of bead-on plate produced with IR head: (a) 0 ms, (b) 10 ms, (c) 20 ms, and (d) 30ms.

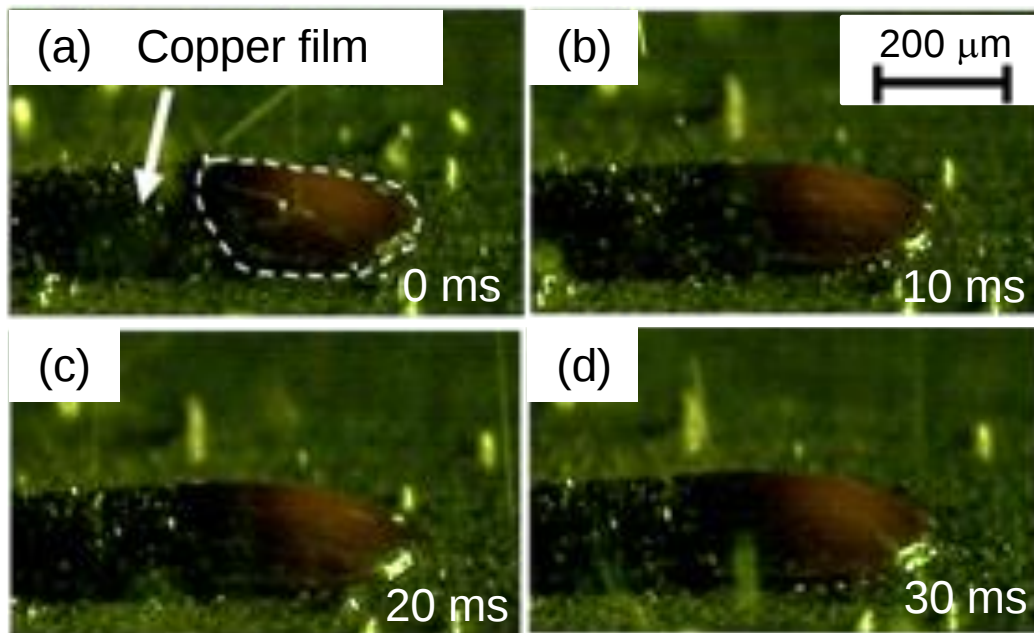


Fig. 4.19 High speed imaging of copper film formation with Blue head: (a) 0 ms, (b) 10 ms, (c) 20 ms, and (d) 30ms.

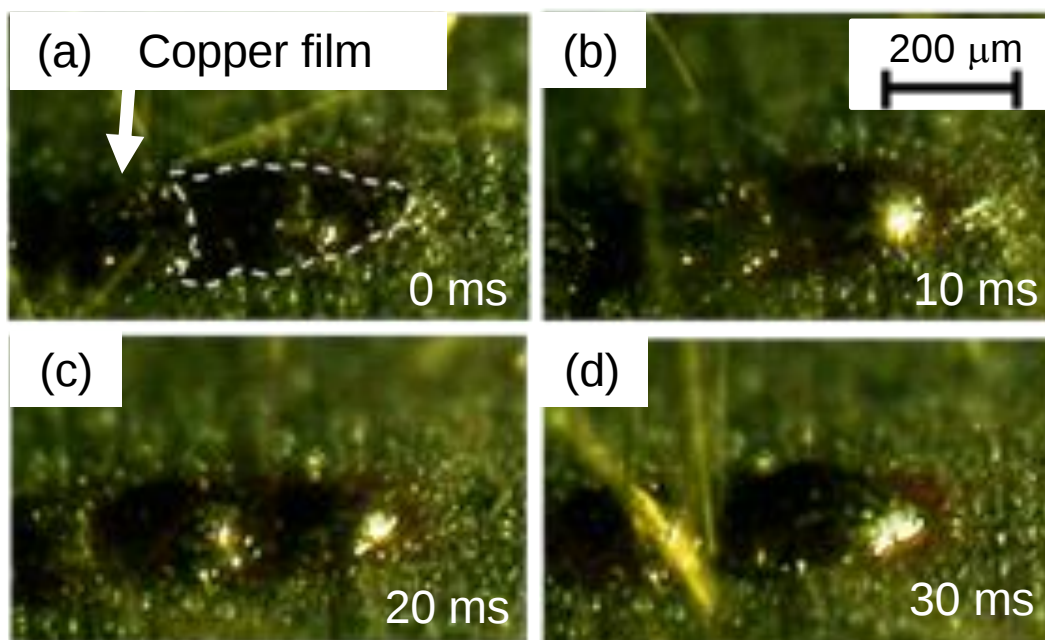


Fig. 4.20 High speed imaging of copper film formation with IR head: (a) 0 ms, (b) 10 ms, (c) 20 ms, and (d) 30ms.

4. 6 まとめ

本章では、レーザクラディングによる純銅皮膜の形成において、吸収率の違いが形成される純銅皮膜に与える影響について調査した。第3章で製作した青色半導体レーザを用いたクラディングヘッドに対し、赤外 (IR) 半導体レーザを用いたクラディングヘッドを製作し、両ヘッドにより純銅皮膜を SUS304 基板上に形成した。製作した IR ヘッドは、ビーム重畳点においてガウシアン状のプロファイルを有し、スポット径が、390 μm であった ($1/e^2$ 幅、XY 方向平均値)。IR ヘッドの負荷電流に対する出力はほぼ線形に推移し、最大出力は 140 W 程度であった。次に、製作した両ヘッドにより、SUS304 上に銅皮膜を形成した。Blue ヘッドを用いた純銅皮膜形成において、IR ヘッドよりも低いパワー密度にて安定して純銅皮膜が形成できることを示した。同じパワー密度における皮膜量の比較により、Blue ヘッドでは IR ヘッドのおよそ 3~7 倍の皮膜形成量が得られた。形成された純銅皮膜の EDX 分析より、Blue ヘッドによる銅皮膜の方が、より低いレーザパワーで、基板を多く溶融させていることが明らかとなった。Blue ヘッドおよび IR ヘッドによる純銅皮膜形成の高速度観察結果より、純銅粉末を供給せずにレーザ掃引のみを行った場合は、SUS304 基板上に安定して連続な溶融池の生成が確認された。純銅粉末を供給した場合、Blue ヘッドでは安定かつ連続で溶融池が生成されていた。しかしながら、IR ヘッドでは溶融池の生成が断続的になり、その結果、不連続な皮膜が形成されることが明らかとなった。

以上により、レーザクラディングによる純銅皮膜の形成において、従来の赤外波長帯レーザと比べ、純銅に対して吸収率が高い青色半導体レーザを用いることの有効性が示された。

参考文献（第4章）

- 1) S. Chen, J. Huang, J. Xia, X. Zhao, S. Lin: Influence of processing parameters on the characteristics of stainless steel/copper laser welding, *Journal of Materials Processing Technology*, 222 (2015) 43-51.
- 2) C. Yao, B. Xu, X. Zhang, J. Huang, J. Fu, Y. Wu: Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper-steel dissimilar joint *Optics and Lasers in Engineering*, 47 (2009) 807-814.
- 3) A.S.C.M. D'Oliveira, P.S.C.P. da Silva, R.M.C. Vilar: Microstructural features of consecutive layers of Stellite 6 deposited by laser cladding, *Surface and Coatings Technology*, 153 (2002) 203-209.
- 4) J. Cao, F. Liu, X. Lin, C. Huang, J. Chen, W. Huang: Effect of overlap rate on recrystallization behaviors of Laser Solid Formed Inconel 718 superalloy, *Optics & Laser Technology*, 45 (2013) 228-235.
- 5) J.M. Yellup: Laser cladding using the powder blowing technique, *Surface and Coatings Technology*, 71 (1995) 121-128.
- 6) J. Tuominen, J. Näkki, H. Pajukoski, T. Peltola, P. Vuoristo, M. Kuznetsov, E. Pozdeeva, E. Zemlyakov, G. Turichin: Laser cladding with 15 kW fiber laser, *Proceedings of the 13th NOLAMP Conference* (2011) 10.13140/RG.2.1.3552.2406.
- 7) V. Ocelík, M. Eekma, I. Hemmati, J.Th.M. De Hosson: Elimination of Start/Stop defects in laser cladding, *Surface & Coatings Technology*, 206 (2012) 2403-2409.
- 8) W. Ya, A.R.Konuk, R. Aarts, B. Pathiraj, B.H. in't Veld: Spectroscopic monitoring of metallic bonding in laser metal deposition, *Journal of Materials Processing Technology*, 220 (2015) 276-284.
- 9) C. Zhong, T. Biermann, A. Gasser, R. Poprawe: Experimental study of effects of main process parameters on porosity, track geometry, deposition rate, and powder efficiency for high deposition rate laser metal deposition, *Journal of Laser Applications*, 27, 4 (2015) 042003-1-042003-8.
- 10) C. Zhong, A. Gasser, J. Kittel, T. Schopphove, N. Pirch, J. Fu, R. Poprawe: Study of process window development for high deposition-rate laser material deposition by using mixed processing parameters, *Journal of Laser Applications*, 27, 3 (2015)

032008-1-032008-7.

- 11) R. Singh, D. Kumar, S.K. Mishra, S.K. Tiwari: Laser cladding of Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance, *Surface & Coatings Technology*, 251 (2014) 87-97.
- 12) A. Popovich, V. Sufiiarov, I. Polozov, E. Borisov, A. Masaylo, A. Orlov: Microstructure and mechanical properties of additive manufactured copper alloy, *Materials Letters*, 179 (2016) 38-41.
- 13) E.W. Spisz, A.J. Weigand, R.L. Bowman, J.R. Jack: Solar absorptances and spectral reflectances of 12 metals for temperatures ranging from 300 to 500 K, NASA TN D-5353 (1969)

第 5 章 結論

本研究では、近年の産業部品における表面改質技術の必要性から、高品質な皮膜形成が可能なレーザクラディングに着目した。従来の粉末供給型レーザクラディングでは、大出力レーザを用いて大きな溶融池を生成し粉末を溶融させていた。より低入熱かつ微細なクラディングによる皮膜形成を企図し、より小さな溶融池すなわち溶融層でも皮膜の形成が可能なクラディング技術『マルチレーザ照射法』を提案し、優位性を示した。本照射法を実現する光学系およびレーザクラディングヘッドを開発し、微細な皮膜が形成できることを示した。マルチレーザ照射法を用いて 1 本あたり 20 W の青色半導体レーザを 6 本重畳し、100 W クラスのレーザクラディングヘッドを開発し、赤外 (IR) 波長帯のレーザに対し高い反射率を呈する純銅の皮膜形成を行った。さらに、IR レーザにより形成した純銅皮膜と比較することで、吸収率が皮膜形成プロセスに与える影響を調査した。青色半導体レーザを用い、純銅の吸収率を向上させることにより、純銅皮膜形成における有効性を示した。

本研究により得られた各章ごとの結果を、以下に総括する。

第 1 章では、表面改質技術の必要性と、それに対するレーザクラディング技術の有効性を述べ、微細な皮膜形成における課題を示した。また、純銅の 3D プリンティングにおける精密クラディングの重要性を述べ、青色半導体レーザを用いる有効性を述べた。そして、本研究の目的および構成を示した。

第 2 章では、飛行中の粉末を均等に加熱ができるマルチレーザビーム照射法を考案し、本手法を実現する光学系を開発した。本手法を用いたクラディング装置を製作し、SUS304 上に Stellite 6 の皮膜形成を実施し、膜幅 700 μm 、膜厚 400 μm の成膜を得た。EDX 線分析により、皮膜と母材の希釈領域は 5 μm であった。粉末飛行速度測定から、粉末の飛行速度は 4~12 m/s の分布を持ち平均 8.4 m/s で飛行していることがわかった。その飛行速度においては、飛行中に粉末は溶融しないことが推定された。本章の実験条件と粉末の飛行速度から、レーザパワーは粉末によりほとんど減衰を受けず、母材へ到達することが計算により示された。粉末を供給せず、SUS304 基板表層に対しレーザ掃引のみを

行った場合において、母材表層に 30 μm 程度の溶融、熱影響の生成が確認された。その溶融層に粉末が捕捉され、レーザ照射または溶融層からの熱伝導により粉末が溶融することで皮膜が形成されるプロセスであることが示唆された。

第 3 章では、本章では、青色半導体レーザ (Blue DDL) を用いて SUS304 上に純銅粉末を使ったクラディングを行った。一本あたり出力 20 W の Blue DDL を、マルチビーム照射法により 6 本重畳し 100 W クラスのレーザクラディングヘッド (Blue ヘッド) を開発した。Blue ヘッドは重畳点において、ガウシアン状のプロファイルを持ち、集光スポット径は 425 μm ($1/e^2$ 幅、XY 方向平均値) であった。モードストリッパが組み込まれたレーザについては負荷電流が大きくなるにつれてファイバのクラッドに漏れる光が多くなることで、損失が大きくなった。6 本の合計出力は、最大で 90 W 程度であった。粉末供給量 15 mg/s (一定) のもと、パワー密度を 41、56、69 kW/cm^2 と変化させると同時に掃引速度を 2~10 mm/s と変え SUS304 上に純銅の成膜を行った。56 kW/cm^2 以上の領域で連続かつ凹凸のない皮膜が形成された。また、掃引速度の増加とともに基板と皮膜の接触角である濡れ角が小さくなっていくことが示された。

第 4 章では、レーザクラディングによる純銅皮膜の形成において、吸収率の違いが形成される純銅皮膜に与える影響について調査した。第 3 章で製作した青色半導体レーザを用いたクラディングヘッド (Blue ヘッド) に対し、赤外 (IR) 半導体レーザを用いたクラディングヘッド (IR ヘッド) を製作し、両ヘッドにより純銅皮膜を SUS304 基板上に形成した。製作した IR ヘッドは、ビーム重畳点においてガウシアン状のプロファイルを有し、スポット径が、390 μm であった ($1/e^2$ 幅、XY 方向平均値)。IR ヘッドの負荷電流に対する出力はほぼ線形に推移し、最大出力は 140 W 程度であった。次に、製作した両ヘッドにより、SUS304 上に銅皮膜を形成した。Blue ヘッドを用いた純銅皮膜形成において、IR ヘッドよりも低いパワー密度にて安定して純銅皮膜が形成できることを示した。同じパワー密度における皮膜量の比較により、Blue ヘッドでは IR ヘッドのおよそ 3~7 倍の皮膜形成量が得られた。形成された純銅皮膜の EDX 分析より、Blue ヘッドによる銅皮膜の方が、より低いレーザパワーで、基板を多く溶融させていることが明らかとなった。Blue ヘッドおよび IR ヘッドによる純銅皮膜形成の高速度観察結果より、純銅粉末を供給せずにレーザ掃引のみを行った場合は、SUS304 基板上に安定して連続な溶融池の生成が

確認された。純銅粉末を供給した場合、Blue ヘッドでは安定かつ連続で溶融池が生成されていた。しかしながら、IR ヘッドでは溶融池の生成が断続的になり、その結果、不連続な皮膜が形成されることが明らかとなった。以上により、レーザクラディングによる純銅皮膜の形成において、従来の赤外波長帯レーザと比べ、純銅に対して吸収率が高い青色半導体レーザを用いることの有効性が示された。

第 5 章は本章であり、本研究で得られた結果を要約して示した。

謝辞

本研究の遂行及び本論文の執筆は、大阪大学接合科学研究所 西川 宏 教授の懇切な御指導と御鞭撻を賜って遂行し得たものであり、謹んで感謝の意を表します。

本研究を進めるにあたり、公私にわたり御助言及び御協力を賜りました、大阪大学接合科学研究所 塚本 雅裕 教授、阿部 信行 特任教授、大阪大学工学研究科マテリアル生産科学専攻 廣瀬 明夫 教授、浅井 知 教授、大阪大学接合科学研究所ならびに同大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻の諸先生方に厚くお礼申し上げます。

実験の遂行にあたり、直接細やかな御指導、御助言を戴いた大阪大学接合科学研究所レーザプロセス学分野 川人 洋介 准教授、佐藤 雄二 特任講師、升野 振一郎 特任研究員、東野 律子 特任研究員、大阪富士「先進機能性加工」共同研究部門 安積 一幸 特任助教、林 良彦 特任助教に深く感謝します。また、同大学レーザプロセス学分野 秘書 小林 初芽 氏、古本 麻実子 氏、同大学加工プロセス学分野 元秘書 宮ノ前 直子 氏（現レーザプラットフォーム協議会事務局秘書）、秘書 高橋 里美 氏にも感謝申し上げます。

研究生生活を共に送り大変お世話になりました、大阪大学大学院工学研究科博士後期課程卒業 谷川 大地 氏（現日立造船㈱）、大阪大学大学院工学研究科博士前期課程卒業 中畔 哲也 氏（現パナソニック㈱）、山縣 秀人 氏（現ダイキン工業㈱）、大賀 隆寛 氏（現ダイキン工業㈱）、大阪大学大学院工学研究科博士後期課程 神田 和輝 氏、大阪大学大学院工学研究科博士前期課程 竹中 啓輔 氏、原 隆裕 氏、柴田 知希 氏、内川 智仁 氏、清家 翼 氏、大阪大学工学部応用理工学科 篠原 直希 氏、近畿大学大学院総合理工学研究科 博士前期課程卒業 仙石 正則 氏（現古河電気工業㈱）、近畿大学大学院総合理工学研究科 西 貴哉 氏、近畿大学理工学部電気電子工学科 平田 侑希 氏をはじめ多くの方々に深く感謝致します。

共同研究先としてご協力頂き大変お世話になりました、石川県工業試験場 舟田 義則 氏、㈱村谷機械製作所 能和 功 氏、左今 佑 氏、牧野嶋 和貴 氏、大阪富士工業㈱ 森本 健斗 氏、㈱島津製作所 東條 公資 氏、日亜化学工業㈱ 飛鳥 慶太 氏、鹿児島

島県工業技術センター 瀬知 啓久 氏へ感謝申し上げます。

ヤマザキマザック（株） 代表取締役社長 山崎 智久、技術本部 本部長 岡田 聡、ソリューション事業部 事業部長 堀部 和也、HMT 開発部 1 グループ グループリーダー 大内 誠悟、河 拓弥 氏には、業務多忙にも拘わらず快く学業に専念させていただきましたこと、深く感謝致します。また、博士後期課程に入学するきっかけを作ってくださいました、山崎 拓 氏に深く感謝申し上げます。

最後に、精神的に支えて頂きました妻 眞実江、息子 成音、娘 心音に深く感謝致します。

業績目録

1. 投稿論文（査読あり）

[1-1] K. Asano, M. Tsukamoto, N. Abe, Y. Sato, R. Higashino, Y. Funada, Y. Sakon, M. Sengoku, M. Yoshida “Copper film formation on metal surfaces with 100W blue direct diode laser system”, Journal of Laser Applications, Vol. 30, 3 (2018) 032602-1-032602-5 (I.F. 1.492 (2016))

[1-2] K. Asano, M. Tsukamoto, Y. Sechi, Y. Sato, S. Masuno, R. Higashino, T. Hara, M. Sengoku, M. Yoshida “Laser metal deposition of pure copper on stainless steel with blue and IR diode lasers”, Optics & Laser Technology, Vol. 107 (2018) 291-296. (I.F. 2.109 (2016))

[1-3] 浅野孝平、塚本雅裕、舟田義則、左今佑、森本健斗、佐藤雄二、升野振一郎、原隆裕、西川宏、“金属の精密クラディングのためのマルチレーザービーム照射法の開発”、レーザー研究、Vol. 46、No. 10 (2018) （掲載予定）

2. 受賞

[2-1] K. Asano, Poster Presentation Award 1st place, October 2016, The International Congress on Applications of Lasers & Electro- Optics (ICALEO) 2016

3. 国際会議発表

[3-1] K. Asano, D. Tanigawa, N. Abe, M. Tsukamoto, Y. Sato, Y. Funada, S. Muratani “Properties of cobalt base alloy coating by laser cladding with center nozzle powder feeding” Smart Laser Processing Conference (SLPC) (2016)

[3-2] K. Asano, M. Tsukamoto, Y. Funada, D. Tanigawa, T. Nakaaze, M. Sengoku, N. Abe, T. Yamazaki, “Copper layer formation produced with 100W blue direct diode laser system”, The International Congress on Applications of Lasers & Electro- Optics (ICALEO) (2016)

[3-3] T. Nakaaze, D. Tanigawa, K. Asano, M. Tsukamoto, Y. Sato, R. Higashino, N. Abe, Y. Funada, M. Sengoku, “Development of 100w blue direct diode laser system for cladding of copper”, The International Congress on Applications of Lasers & Electro-

Optics (ICALEO) (2016)

[3-4] M. Sengoku, M. Tsukamoto, K. Asano, Y. Sato, R. Higashino, Y. Funada, M. Yoshida, N. Abe, “Blue direct diode laser induced pure copper layer formation on stainless steel plate for reduction of heat affected zone”, Lasers in Manufacturing (LIM) (2017)

[3-5] R. Higashino, M. Tsukamoto, Y. Sato, N. Abe, K. Asano, Y. Funada, “Development of 100W class blue direct diode laser coating system for laser metal deposition”, Photonics West (2017)

[3-6] K. Asano, M. Tsukamoto, N. Abe, Y. Sato, R. Higashino, Y. Funada, Y. Sakon, M. Sengoku, M. Yoshida “Copper film formation on metal surfaces with 100W”, The International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO) (2017)

[3-7] R. Higashino, M. Tsukamoto, Y. Sato, N. Abe, K. Asano, Y. Funada, “Effect of Laser Wavelength from Blue to IR on Pure Copper Film Formation by Laser Cladding”, The International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO) (2017)

[3-8] M. Sengoku, M. Tsukamoto, Y. Sato, N. Abe, K. Asano, R. Higashino, Y. Funada, M. Yoshida, “Experimental Investigation on Temperature Distribution of Molten Pool for Copper with Blue Direct Diode Laser Cladding”, The International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO) (2017)

[3-9] S. Masuno, M. Tsukamoto, K. Tojo, K. Asano, K. Asuka, Y. Funada, Y. Sakon, “Metal Powder Bed Fusion Additive Manufacturing with 100W Blue Diode Laser”, The International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO) (2017)

[3-10] M. Tsukamoto, Y. Sato, R. Higashino, K. Asano, Y. Funada, K. Asuka, Y. Sakon, N. Abe, K. Tojo, “Development of laser metal deposition technology with IR and blue diode lasers”, Photonics West (2018)

[3-11] S. Masuno, M. Tsukamoto, K. Tojo, K. Asano, K. Asuka, Y. Funada, Y. Sakon, “Selective laser melting for copper modeling with high power blue diode laser”, Photonics West (2018)

[3-12] K. Asano, M. Tsukamoto, Y. Sato, R. Higashino, Y. Sechi, T. Hara, M. Sengoku, M. Yoshida, “Laser Cladding of Pure Copper with Blue and IR Laser” Smart Laser Processing Conference (SLPC) (2018)

4. 国内学会発表

[4-1] 仙石正則，吉田実，中畔哲也，浅野孝平，谷川大地，佐藤雄二，舟田義則，阿部信行，

塚本雅裕，“青色半導体レーザを用いたレーザクラディングシステムの開発”，溶接学会平成 28 年度秋季全国大会（2016）

[4-2] 仙石正則，吉田実，浅野孝平，東野律子，佐藤雄二，舟田義則，阿部信行，塚本雅裕，“青色半導体レーザを用いたレーザクラディング装置の開発と純銅被膜の形成”，第 86 回レーザ加工学会講演会（2016）

[4-3] 仙石正則，塚本雅裕，浅野孝平，佐藤雄二，東野律子，舟田義則，吉田実，阿部信行，“青色半導体レーザを用いた SUS 基板上への純銅被膜形成と熱影響層の評価”，第 87 回レーザ加工学会講演会（2017）

[4-4] 升野振一郎，塚本雅裕，東條公資，浅野孝平，飛鳥慶太，舟田義則，左今佑，“高輝度青色半導体レーザ搭載溶接機および積層造形装置の開発”，第 88 回レーザ加工学会講演会（2017）

[4-5] 原隆裕，塚本雅裕，佐藤雄二，阿部信行，浅野孝平，仙石正則，吉田実，舟田義則，“青色半導体レーザーを用いた直噴型レーザーコーティング技術の開発と純銅の造形”，レーザー学会学術講演会第 38 回年次大会（2018）

[4-6] 仙石正則，塚本雅裕，浅野孝平，佐藤雄二，東野律子，舟田義則，吉田実，阿部信行，“2 波長重畳型レーザーコーティング装置によるアルミニウム基板合金への純銅皮膜形成”，レーザー学会学術講演会第 38 回年次大会（2018）