



| | |
|--------------|-----------------------------------------------------------------------------|
| Title | 青色半導体レーザを用いたマルチビーム照射による飛行粉末均一加熱純銅クラッディングに関する研究 |
| Author(s) | 森本, 健斗 |
| Citation | 大阪大学, 2023, 博士論文 |
| Version Type | VoR |
| URL | https://doi.org/10.18910/92940 |
| 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

青色半導体レーザーを用いたマルチビーム照射による
飛行粉末均一加熱純銅クラッディングに関する研究

森 本 健 斗

2023年7月

大阪大学大学院工学研究科

機械工学専攻

| | |
|------------------------------------------|----|
| 第1章 緒言 | 1 |
| 1. 本研究の背景 | 1 |
| 1.1 銅 | 1 |
| 1.2 金属表面への皮膜形成技術..... | 3 |
| 1.2.1 物理的結合法（アンカー効果、機械的結合） | 4 |
| 1.2.1.1 めっき | 4 |
| 1.2.1.2 蒸着..... | 5 |
| 1.2.1.3 溶射..... | 6 |
| 1.2.2 溶融接合法..... | 9 |
| 1.2.2.1 肉盛溶接（アーク、プラズマ） | 9 |
| 1.2.2.2 レーザクラディング | 11 |
| 1.2.3 各種コーティング法の比較 | 12 |
| 1.3 レーザクラディングとは..... | 13 |
| 1.3.1 熱源としてのレーザー | 14 |
| 1.3.1.1 金属の光吸収 | 15 |
| 1.3.1.2 レーザ発振器 | 22 |
| 1.3.2 コーティング材の供給方法 | 26 |
| 1.4 レーザクラディングの手法..... | 28 |
| 1.4.1 シングルビームレーザクラディング（溶融池形成型） | 28 |
| 1.4.2 飛行粉末溶融型シングルビームレーザクラディング | 28 |
| 1.4.3 マルチビームレーザクラディング | 31 |
| 1.4.4 レーザクラディングの手法の比較 | 32 |
| 1.5 マルチビームレーザクラディング | 33 |
| 2. 本研究の目的及び本論文の構成 | 37 |
| 参考文献 | 40 |
| 第2章 マルチビームレーザクラディングにおける粉末の加熱..... | 45 |
| 2.1 はじめに..... | 45 |
| 2.2 マルチビームレーザクラディングの飛行粉末加熱特性..... | 46 |
| 2.3 従来の手法と均一加熱範囲の比較..... | 51 |
| 2.4 飛行粉末の高効率加熱のためのパワー密度制御 | 54 |
| 2.5 まとめ | 55 |
| 参考文献 | 56 |
| 第3章 小径粉末を用いた飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラディング | 57 |
| 3.1 はじめに..... | 57 |
| 3.2 飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラディング | 58 |

| | |
|--------------------------------------------|------------|
| 3.3 実験方法..... | 62 |
| 3.4 実験結果及び考察 | 65 |
| 3.4.1 希釈及び収率の投入エネルギー依存性 | 65 |
| 3.4.2 マルチビームレーザクラッディングにおける基材への入熱量の考察 | 67 |
| 3.5 まとめ | 71 |
| 参考文献 | 72 |
| 第4章 粒度分布が皮膜形成に及ぼす影響..... | 73 |
| 4.1 はじめに..... | 73 |
| 4.2 実験方法..... | 74 |
| 4.3 実験結果及び考察 | 79 |
| 4.3.1 収率及び希釈の粒度分布依存性 | 79 |
| 4.3.2 大径粉末及び小径粉末を含む粉末の皮膜形成プロセス..... | 81 |
| 4.3.3 粒度分布が皮膜形成開始位置に及ぼす影響 | 83 |
| 4.3.4 飛行粉末溶融型マルチレーザクラッディングとの比較..... | 86 |
| 4.4 まとめ | 88 |
| 参考文献 | 89 |
| 第5章 飛行粉末の均一加熱による純銅薄膜形成技術の開発 | 90 |
| 5.1 はじめに..... | 90 |
| 5.2 3ビームマルチレーザクラッディングにおける飛行粉末加熱 | 91 |
| 5.2.1 3ビームマルチレーザクラッディングの加熱距離の検討 | 91 |
| 5.2.2 皮膜形成条件におけるレーザスポット内溶融粉末の検討 | 93 |
| 5.2.3 薄膜形成のための皮膜厚さの検討 | 96 |
| 5.3 実験方法..... | 97 |
| 5.4 実験結果及び考察 | 99 |
| 5.5 まとめ | 103 |
| 参考文献 | 104 |
| 第6章 結言 | 105 |
| 謝辞 | 109 |
| 業績目録 | 110 |

第1章 緒言

1. 本研究の背景

1.1 銅

銅は電気伝導性、熱伝導性、及び抗菌・抗ウイルス性に優れた特性を有していることから様々な分野で用いられている。電気伝導性は金属の中でも銀に次いで 2 番目に高く、モータ、コイル、電線及びプリント回線基板等に用いられている[1][2][3][4]。銅の熱伝導率は 420 W/mK であり、鉄 90.9 W/mK、アルミニウム 236 W/mK と比較しても 2~4 倍高く、熱交換器及びヒートシンク等に用いられている。純銅は優れた抗菌・抗ウイルス性を有しており、近年のコロナ渦において注目されている[5][6][7]。既に抗菌・抗ウイルス性を期待して銅合金で形成されたドアノブや蛇口が試験的に病院等で使用されている[8]。コロナウイルス (SARS-CoV-1,2) はステンレス鋼上で 48 時間後も感染力を維持したが、純銅上では僅か 10 分で 99.997%減少したことが報告された[9][10]。

近年エネルギー消費の増加に伴い温室効果ガスによる地球温暖化問題が深刻化している。2011 年から 2020 年の 10 年間の世界平均気温の上昇は 1850 年から 1900 年の 50 年間の温度上昇よりも 1.09℃高い[11]。CO₂ 排出量の増加を現状維持した場合、2100 年には更に世界の平均気温が 3.6℃上昇すると予想されており、生活にも大きく影響を及ぼす可能性がある[11]。光合成による CO₂ の消費量と排出量が等しくなる実質の排出量を 0 にした場合の気温上昇は 1.4 ℃まで抑えられることが予測されており、温室効果ガスの排出を 0 以下にすることが急務である。2021 年時点で日本を含む 124 カ国が、2050 年までに温室効果ガスの実質排気ゼロを目指すカーボンニュートラルを目標に掲げている[12]。日本全体の CO₂ 排出量の内 34%は発電などの電気由来、17%は運輸によるものであり、全体の半分と大部分を占めている。発電による CO₂ の排出は主に化石燃料を燃焼して発電する火力発電によるものである[13]。そのため、CO₂ 排出量の少ない太陽光、風力及び水力等の再生可能エネルギーによる発電が注目されている。再生エネルギーによる発電に転換するためには化石燃料による発電より約 4 倍の銅が必要になると言われている[14]。カーボンニュートラル社会実現のための脱炭素の基盤となる重点対策の一つが電気自動車 (EV) によるゼロカーボン・ドライブである[15]。ガソリン車に対してハイブリッド自動車 (HV) を含む次世代自動車比率は 2009 年 11%であり、2017 年には 36.7%に拡大している[16]。ここで、ガソリン車の銅の使用量は 1 台当たり 23 kg であるのに対して、HV 及び EV ではそれぞれ、60 kg 及び 83 kg の銅が必要になる。純銅は発電及び運輸においてカーボンニュートラル社会の実現に必要な金属材料であり、需要が高まっている[17]。純銅は 2005 年から 2050 年の累積需要 2.5×10^{11} t であり、採掘困難な場所を含めた埋蔵量 (埋蔵量ベース) 約 2.2×10^{11} t 以上になることが予想されている[18]。また、銅の価格は 2005 年から 2018 年にかけて約 2 倍であり、需要の増加から今後も価格が増加する可能性がある[19]。

銅は埋蔵量及びコストの面から材料の使用量を抑えた製品設計が求められる。マルチマテリアル化による接合技術及びコーティング技術は材料の使用量を削減するための方法の一つである。例えば、抗菌・抗ウイルス性の用途で純銅を用いる際は、手で触れる表面が純銅であることが重要なのでコーティングが効果的である。基材には累積需要が埋蔵量ベースに達していない鉄、アルミおよびクロムなどの金属材料が望ましい。例えば、鉄及びクロムを主成分とするステンレス鋼の表層に銅を薄くコーティングすることで、銅の使用量を抑えて表層が銅の製品が得られる。以上のことから基材の表面や必要な部分だけに銅をコーティングする技術が確立されれば銅の使用量を削減することが可能になる[20]。

1.2 金属表面への皮膜形成技術

金属コーティングは電氣的、化学的な反応を用いる方法、金属蒸気や溶融粉末を基材に堆積させる方法等が開発されている。各コーティング技術で皮膜の緻密性、密着力、膜厚及び施工能率が異なるので、目的に適したコーティング技術を選択することが重要である。抗菌・抗ウイルス性を有する銅コーティング製品でウイルスリスク低減するためには身近に触れる様々な形状の製品に銅のコーティングを行う必要がある。また、繰り返し使用しても剥がれないためには接合強度が重要となる。Fig. 1.1 に示す様に各種金属コーティング技術をめっき、蒸着、溶射、肉盛溶接及びレーザクラッディングの5つに分類した。コーティング技術の中で肉盛溶接及びレーザクラッディングは溶融接合であるため優れた接合強度が得られる。その他のコーティング技術は基材表面での物理的結合のため、溶融接合よりも接合強度が低い。1.2 節では各種コーティング技術の特徴について述べ、生産性及び接合強度に優れたコーティング技術について検討する。

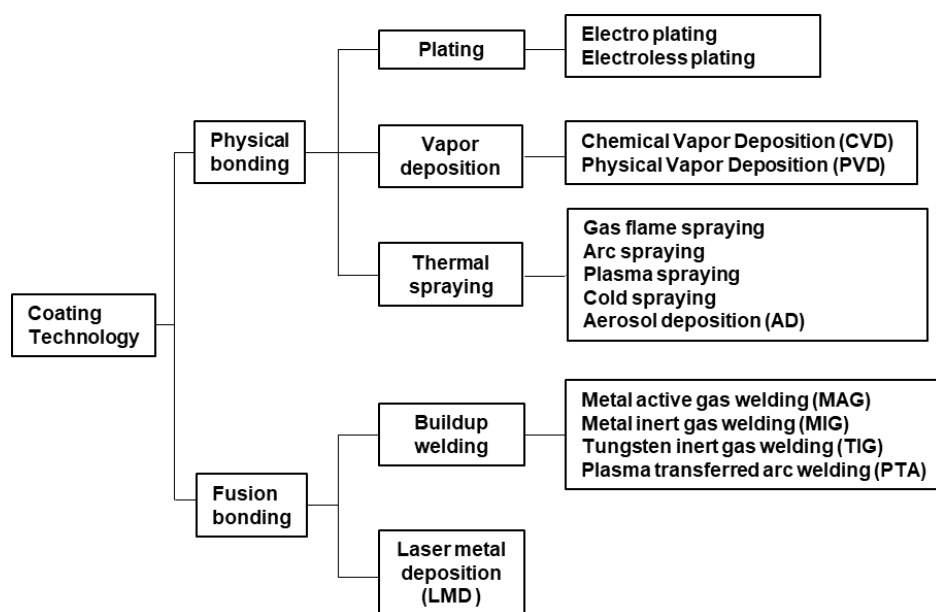


Fig. 1.1 Metal coating technology

1.2.1 物理的結合法（アンカー効果、機械的結合）

1.2.1.1 めっき

電気めっきは電解液中のカソード及びアノードそれぞれに、被めっき物及びコーティングしたい金属を設置し、電源からカソード側に電子を供給することで金属イオンが被めっき物表面に還元し堆積される Fig. 1.2[21]。一方、無電解めっきは金属イオン及び還元剤を含むめっき液に被めっき物を投入し、還元剤から供給される電子を用いて被めっき物表面に金属を還元して堆積する方法である。銅の電気めっき及び無電解めっきの特徴を Table 1.1 に示す[22]。電気めっきは製品の形状及びアノードの設置位置によって膜厚にばらつきが生じる。一方、無電解めっきは全体に均一な膜厚にすることができるが、一時間あたりに形成される膜厚が $5\text{ }\mu\text{m}$ と薄い。無電解めっきは厚さが均一な皮膜の形成が容易であり生産性が高い[23]。しかしながら、めっき液使用後に廃液が発生し、環境リスクが高い手法である。皮膜と基材の界面で接合強度の高い金属結合とするためには酸化皮膜や油などを確実に除去するための前処理が併せて必要となる[24]。耐摩耗性が必要となる製品には前述した前処理に加え、エッチングを行い試料表層を凹凸にしてアンカー効果による接合強度の向上が必要となる。めっきは大面積に薄く皮膜を形成できることから基板の回路に用いられている。

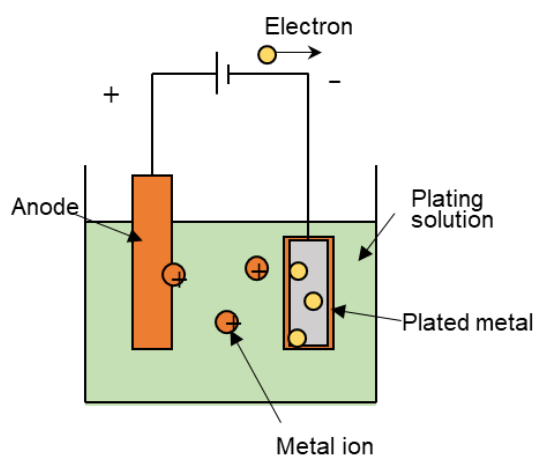


Fig. 1.2 Schematic diagram of electroplating.

Table 1.1 Properties of electroplating and electroless plating of copper

| | Electrolytic copper plating | Electroless copper plating |
|-------------------------------------------|-------------------------------------|-------------------------------|
| Uniformity of plating thickness | Depends on anode position and shape | Uniform layer thickness |
| Plating speed | $\sim 100\text{ }\mu\text{m/h}$ | $\sim 5\text{ }\mu\text{m/h}$ |
| Change in composition of plating solution | Difficult to change | Changeable |

1.2.1.2 蒸着

物理蒸着（PVD）法は熱、放電ガスの衝突及びイオンビームの衝突で蒸着材料を蒸発させて基材の表面に堆積する方法である[25]Fig. 1.3(a)。PVD 法は乾式めっきともいわれており、廃液が発生しない環境にやさしいコーティング技術である。化学蒸着（CVD）法は気相化学反応によって、基材上に皮膜を形成させる方法である Fig. 1.3(b)。化学反応は基材表面で熱、プラズマ及び光等によって誘発される。CVD 法の特徴として欠陥の少ないアモルファスな皮膜を形成することができる[26]。CVD 法は反応生成物の毒性、爆発性などの安全対策が必要となるので、一般的には PVD 法で製法できない皮膜に採用される。PVD の成膜速度は $36\text{ }\mu\text{m/h}$ 程度であり、膜厚 $1\text{ nm}\sim 10\text{ }\mu\text{m}$ 皮膜が得られる[27]。真空チャンバーや反応容器が必要となり、装置導入コストが高い。また、めっきと同様に金属表層での結合なので接合強度の優れた皮膜を形成するためには表面のエネルギーが小さい酸化物や有機物を基材表層から除去する必要がある[28]。蒸着は厚さ $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下の膜厚制御に優れたコーティング技術であり、レンズの反射防止膜、有機ディスプレイ、太陽電池及びダイヤモンド膜等に用いられている。

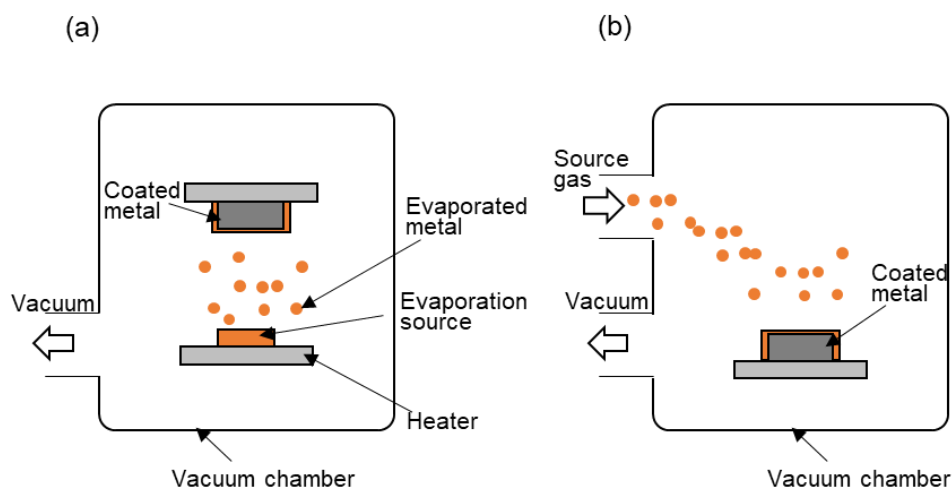


Fig. 1.3 Schematic diagram of (a) Physical vapor deposition, (b) Chemical vapor deposition

1.2.1.3 溶射

溶射は粉末又はワイヤで供給される溶射材料を可燃ガスの燃焼炎、アーク及びプラズマなどの熱源により熔融し、高速で基材に衝突凝固することで皮膜形成するコーティング法である。Fig. 1.4 に溶射装置の概略図を示す。皮膜の接合強度が基材の表面状態に大きく影響されるため、基材の前処理として脱脂、酸化皮膜の除去及び粗面化を行う。溶射では一般的に酸化皮膜除去及び粗面化にブラスト処理が行われている Fig. 1.5。ブラスト処理ではアルミナ又はスチールグリッドを圧縮空気で搬送し勢いよく基材表面に吹き付け粗面化する。溶射皮膜は粗面化した基材表面の凹凸にかみ合いにより結合されている（アンカー効果）。また、溶射粉末が基材に衝突した際、粉末が扁平化するので皮膜断面は Fig. 1.6 の様なラメラ状となる。皮膜には欠陥であるブローホールが多数形成される。Table 1.2 に各種溶射装置の特性及び皮膜特性を示す[29][30]。燃焼炎を熱源とするフレイム溶射は気孔率 5～20%、接合強度が 20～50 MPa の皮膜が得られる。アーク溶射はフレイムより熱源の温度が高く、フレイム溶射の 2～4 倍の皮膜形成速度が得られる[31]。また、フレイム溶射よりランニングコストにも優れている[32]。プラズマ溶射ではプラズマジェットにより、粉末の飛行速度が速くなり、接合強度は 20～70 MPa と比較的高くなる。高速フレイム溶射は上述した溶射法より更に細かい粉末を音速以上で吹き付ける方法であり、緻密で接合強度に優れた皮膜が得られる。溶射の単位時間当たりの成膜量は 20～40 kg/h と大きい[33]。また、基材側の掃引速度により単位面積当たりに供給される粉末の量が変化するので、基材側を高速掃引することで薄い皮膜を大面積にコーティングすることができる。溶射は施工能率が高く、大型製品に適したコーティング法方である。鉄鋼産業では耐摩耗性や塩酸に対する耐食性が求められるバックアップロール、エネルギー産業では、航空機エンジン熱から基材への熱を遮蔽するための CoNiCrAlY 合金がコーティングされている。高温・腐食環境下で用いられるボイラーの耐久性向上のために溶射が用いられている。

Table 1.2 Thermal spraying methods and layer properties

| Method | Material | Particle diameter (μm) | Particle velocity (m/s) | Adhesion strength (MPa) | Porosity (%) |
|------------------------------|------------------------------------|------------------------|-------------------------|-------------------------|--------------|
| Flame Spraying | Metals | 45～150 | 50～100 | 20～50 | 5～20 |
| Arc spraying | Ferrous Nonferrous Metals | Wire | 50～100 | 20～50 | 5～20 |
| Plasma spraying | Metals Oxides Carbide cermet | 45～75 | 150～200 | 20～70 | 1～20 |
| High velocity flame spraying | Metals Carbide cermet | 10～45 | 300～500 | 100～ | 0.1～5 |

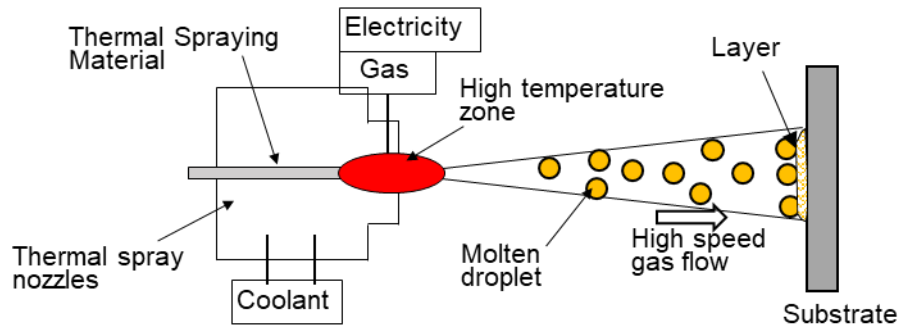


Fig. 1.4 Schematic diagram of thermal spraying method

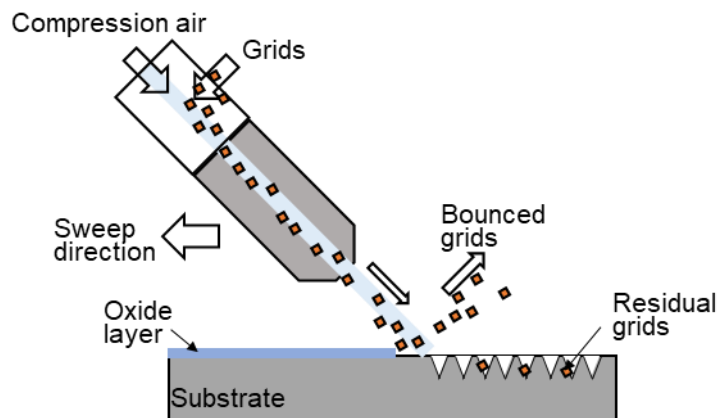


Fig. 1.5 Pretreatment of substrates by blasting

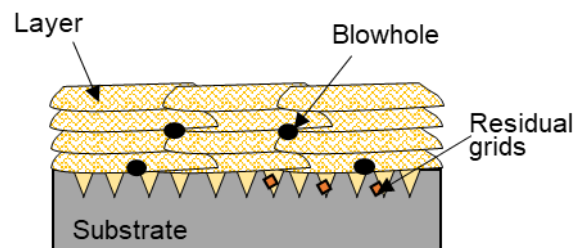


Fig. 1.6 Schematic of thermal spray coating cross section

溶射技術の中でコーティング材料の溶融を伴わない成膜法に、エアロゾルデポジション (AD) 法及びコールドスプレーCS 法がある[34]。AD 法は微粉末原料をガスと混合してエアロゾル化し、ノズルを通して真空チャンバー内の基材に吹き付けて皮膜を形成する方法である Fig. 1.7。AD 法の粉末には $0.08\text{ }\mu\text{m}$ から 2 mm 程度のものが用いられる。成膜速度は $5\sim 50\text{ }\mu\text{m/min}$ で膜厚 $0.5\text{ }\mu\text{m}$ か $\sim 1\text{ mm}$ 程度の皮膜が得られる[35]。AD 法は室温で粉末が基材に衝突するため、蒸着等の高温な粉末より低活性であり、 100 Pa 程度の低真空でコンタミの影響の小さい皮膜を形成できる。

コールドスプレー (CS) 法は作動ガスを 500°C 程度に加熱してラバー形状のノズルを通過することで形成した超音速流を用いてコーティング材料である粉末を $300\sim 1200\text{ m/s}$ で基材に吹き付けて皮膜を形成する方法である Fig. 1.8。作動ガスはアルゴン、窒素及びヘリウム等が用いられる。CS 法の成膜速度は数十 mm/min であり、数 μm から数十 mm の膜厚が形成可能である。また、粉末を加熱する溶射と比較して基材への熱影響が小さい。CS 法は粉末の衝突エネルギーで皮膜を形成するため、粒径 $5\text{ }\mu\text{m}$ から $150\text{ }\mu\text{m}$ の粉末は粉末速度が 300 m/s 以下では基材表面で跳ね返り皮膜が形成されない[36]。皮膜を形成するためには粉末が皮膜を形成するのに必要な速度（臨界速度）を超える必要がある。粉末の速度が速い方が粉末の体積効率が上がるので、作動ガスの圧力を 3 MPa 以上の研究が行われている[37]。皮膜と基材は機械的な接合であり、 $10\sim 60\text{ MPa}$ 程度の接合強度が得られる[38]。作動ガスの使用量の増加はコストの増加に直結するので、低圧での皮膜形成に関する研究が行われている[39]。

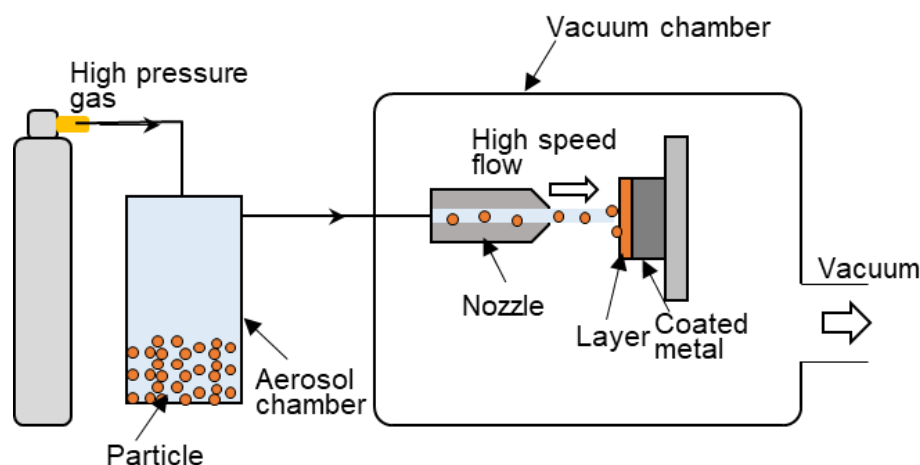


Fig. 1.7 Schematic diagram of aerosol deposition method.

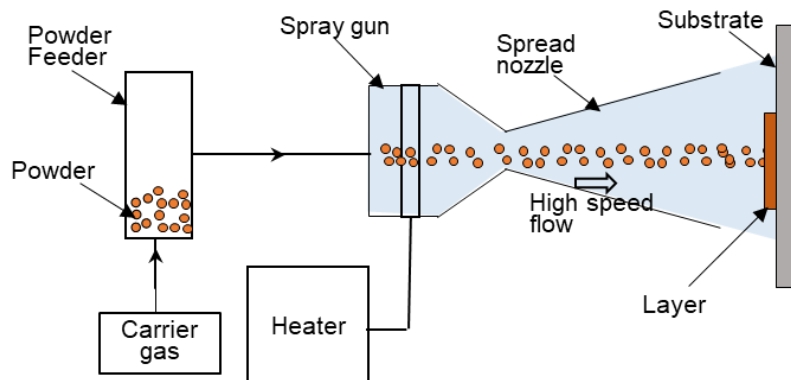


Fig. 1.8 Schematic diagram of the cold spray method

1.2.2 溶融接合法

1.2.2.1 肉盛溶接（アーク、プラズマ）

肉盛溶接はアーク又はプラズマで基材を溶融し形成した溶融池にワイヤー又は粉末材料を投入し溶融接合して皮膜を形成する方法である。Fig. 1.9 に肉盛溶接の例としてプラズマアーク肉盛溶接 PTA（Plasma Transferred Arc）法の概略図を示す。PTA 法はタングステン電極と基材金属との間に発生させたプラズマアークを熱源として基材を溶融し、形成した溶融池に粉末を投入して溶融接合することで皮膜を形成する方法である。アーク柱の温度は 5000K～50000K と高温で、アークで発生した熱量のうち 50～90%が基材の溶融に用いられる[40]。Fig. 1.10 に溶融接合法により形成される皮膜断面の概略図を示す。皮膜は基材と溶融接合されるので、接合強度は基材の強度と同程度であり、機械的な接合の皮膜より高い接合強度が得られる。しかしながら、溶融池にコーティング材料が投入されるので、コーティング材料と基材の成分が混ざり希釈が生じる。希釈が大きくなるとコーティング材料の性質が低下するので、希釈は極力小さくすることが望ましい。PTA 肉盛溶接において希釈の影響を低減するには複数層重ねて肉盛溶接する必要があるので、材料の使用量が増加する。また、溶接中に歪みが発生するため、製品の仕上げ寸法より大きな基材を用いて肉盛した後に製品形状まで削り出す必要がある。Table 1.3 に各種肉盛溶接における平均溶着速度及び希釈を示す。肉盛溶接は施工能率が 2～36 kg/h と施工能率が高いが、高温の熱源を用いて基材を溶融するため、希釈率は 10%～30%と大きい[41]。不活性ガスをシールドガスとして用いるミグ（MIG）溶接法はコーティング材料であるワイヤーを電極として用い、ワイヤーと基材間で発生したアークを熱源としている。ワイヤーを連続的に溶融池に供給できるため、自動溶接にも適している[42]。ティグ（TIG）溶接はタングステンなどの非消耗性の電極を用いてアルゴンなどの不活性ガス中で発生させたアークを熱源に用いる。TIG 溶接ではコーティング材料である溶棒又はワイヤーを電極としないので、供給量を独立で制御すること

ができる。コーティング材料とアークを独立して制御できるので MIG 溶接より希釈率が小さい。しかしながら、TIG 溶接の溶着速度及び掃引速度は 0.5 m/min 以下であり、は MIG 溶接よりも遅い。そこで、加熱したワイヤーを溶融池に供給するホットワイヤ TIG 溶接が開発され溶着量が 6 kg/h に増加した[43]。肉盛溶接は厚さ数 mm の接合強度に優れた皮膜を形成できるので、皮膜に圧力のかかる鉄鋼ロール等の耐摩耗性や耐熱性が求められる製品に用いられる。溶融接合法により希釈及び歪みを抑えた高品質な皮膜を形成するには、基材への入熱量の制御性に優れたコーティング技術が求められている。

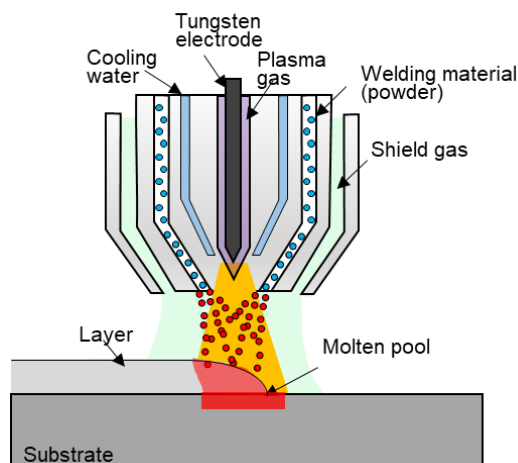


Fig. 1.9 Schematic diagram of Powder Plasma Transferred Arc Welding (PTA) .

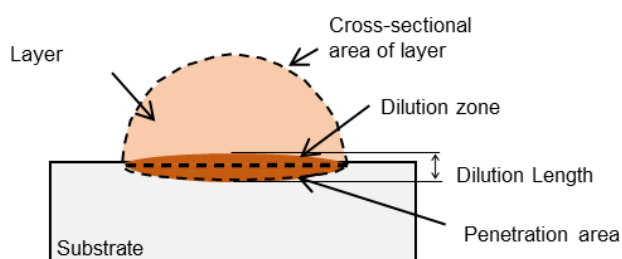


Fig. 1.10 Cross-sectional image of layer formed by PTA

Table 1.3 Material and coating properties of weld overlay cladding

| Welding method | Average deposition rate (kg/h) | Dilution rate (%) | Shape of cladding material |
|-----------------------|--------------------------------|-------------------|----------------------------|
| Covered arc welding | 2 | 20 | Coated Rods |
| TIG welding | 3.2 | 10 | Rod, Wire |
| MIG welding | 5.5 | 30 | Wire |
| Submerged arc welding | 6.8 | 20 | Wire |
| Band arc welding | 36 | 10 | Hoop |
| Plasma arc welding | 3.2 | 10 | Powder |

1.2.2.2 レーザクラディング

レーザクラディングはレーザで基材を溶融して形成した溶融池にワイヤー又は粉末を投入して連続的に皮膜を形成する方法である[44]Fig. 1.11。一般的にレーザスポット径は直径 1～7 mm 程度であり、粒径 50～100 μm の粉末が用いられる。コーティング材料は溶融池中で溶融接合されるため、接合強度の高い皮膜が得られる。レーザは出力の制御性が良いため、基材への入熱量を制御できる。入熱時の基材の温度上昇により組織が変化した箇所は熱影響部と呼ばれ、熱影響部では材料によって硬化による割れの原因となる。PTA 溶接では熱影響部が基材の深さ方向に 5 mm 程形成されるのに対して、レーザクラディングでは約 1 mm 程度に抑えることができる。皮膜の膜厚は 0.5 mm～2 mm 希釈率が 10%程度である。金属に炭化物を混ぜた粉末を用いることで、複合材料の皮膜を形成することができる。レーザクラディングは PTA 溶接と比較して、溶融池形成から凝固までの時間が短いので比重の大きい炭化物が沈む前に溶融池が凝固し、分散性の良い皮膜が得られる。レーザクラディングについての詳細は 1.3 節で述べる。

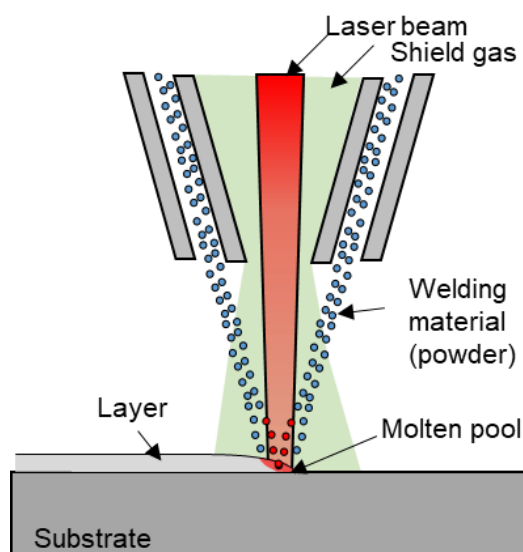


Fig. 1.11 Schematic diagram of laser cladding.

1.2.3 各種コーティング法の比較

Table 1.4 にコーティング技術の特性と評価を示す。評価は各種コーティング技術を相対的に評価して、良好○、可△、不良×とした。単位時間で形成される皮膜の厚さは熱源を用いる溶射、肉盛溶接及びレーザクラッディングが大きい。物理的接合による皮膜は接合強度が約 100 MPa 以下であるが、品質低下の原因となる希釈は発生しない。一方、肉盛溶接及びレーザクラッディングは基材を熔融するので、金属の強度と同程度の接合強度が得られるが希釈が生じる。施工環境については、大気中で皮膜形成ができる溶射、肉盛溶接、レーザクラッディングを良好とした。本研究では各項目で良好なレーザクラッディングに着目した。

Table 1.4 Performance comparison of coating technologies

| | Electroplating | PVD | AD | Thermal spraying | Overlay welding | Laser cladding |
|------------------------|------------------------------------|-----------------------------------|---------------------------------------|-----------------------------------------------|-----------------|-------------------|
| Layer thickness | 100 $\mu\text{m}/\text{h}$ Thin | 36 $\mu\text{m}/\text{h}$ Thin | 5~50 $\mu\text{m}/\text{min}$ Thin | 20 μm ~100 μm 1 pass | 2~3mm 1 pass | 0.5~2mm 1 pass |
| Porosity | ○ ~1% | ○ ~1% | ○ ~1% | × 1~20% | ○ ~1% | ○ ~1% |
| Adhesion | × Physical bonding | × Physical bonding | × Physical bonding | × Physical bonding | ○ weld | ○ weld |
| Dilution ratio | - | - | - | - | × | ○ |
| Deposition environment | △ Plating bath | × | △ low vacuum | ○ Air | ○ Air | ○ Air |
| Copper coating | ○ | ○ | ○ | ○ | ○ | △ |

1.3 レーザクラッディングとは

レーザクラッディングは Additive Manufacturing (AM, 付加製造) 技術の一つである。AM は三次元データを基に、材料を付け加えながら製品を造形する技術であり、Fig. 1.12 に示す様に 7つのカテゴリーに分類される[45][46]。AM 技術は材料噴射 (MJT)、材料押出 (MEX)、シート積層 (SHL)、液槽光重合 (VPP)、結合剤噴射 (BJT)、粉末床溶融結合 (PBF) 及び指向性エネルギー堆積 (DED) に分類される。AM 技術の中で金属材料単体での積層造形である PBF 及び DED について述べる。

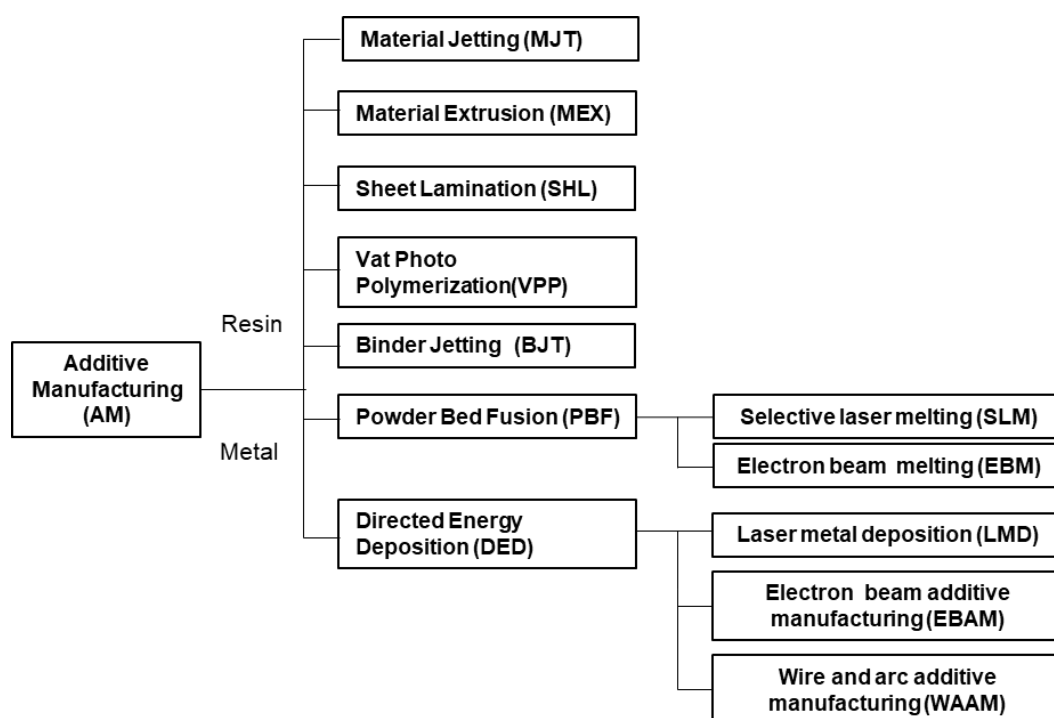


Fig. 1.12 Types of Additive Manufacturing Processes

PBF は敷き詰めた粉末に電子ビーム又はレーザを走査しながら照射し、溶融凝固を繰り返して造形物を作成する方法である。PBF で熱源にレーザを用いる手法は Selective laser melting (SLM) と呼ばれる。SLM では金属板の上に粉末材料を敷き詰め、粉末の層に造形物の 2 次元スライスデータに沿ってレーザを照射し、粉末が溶融凝固しながら層を形成する。1 層が完了したら、形成した層の厚さだけ金属板を降下して、再度その上に粉末を敷き詰める。この作業を繰り返して高さ方向の造形を行う。SLM は切削加工では作製困難な中空構造及びラティス構造等の形状を作製できる[47]。一方、粉末を敷き詰めることができる平らな面が必要なので、複雑な形状へのコーティングは難しい。

DED 法は金属材料と高エネルギービームを造形部分に同時に照射し、溶融・積層して造

形する方法である。DED 法の中で熱源にレーザーを用いる方法が Laser metal deposition (LMD) である。LMD は 3D モデルから部品を製造することができるので、最初から完成品に近い形（ニアネットシェイプ）を造形することができる[48]。LMD 技術の中でも、表面改質を目的としたコーティング技術がレーザクラッディングである。製品には使用環境に応じて、耐食性、耐摩耗性及び耐熱性が求められる。使用環境に対応できる高機能性材料は価格が高く、バルク材で形成するとコストがかかる。そこで、レーザクラッディングで安価な基材に対して高機能材料をコーティングすることで、コストと機能を満たす部材を形成することができる。

一般的にレーザクラッディングはレーザーで形成した溶融池にコーティング材料を投入して溶融・凝固させて皮膜を形成する方法である。ここで、従来形式のレーザクラッディングを溶融池形成型レーザクラッディングと呼ぶ。一般的にはレーザースポット径が 1~7 mm、掃引速度 1~2 m/min で膜厚 0.5~2 mm 程度の皮膜が形成される。ここで、単位時間あたりに形成される皮膜の質量を施工能率とする。施工能率を向上するためにレーザーの高出力化が進んでいる。レーザー出力 16 kW の半導体レーザーによる溶融池形成型レーザクラッディングは、長辺が約 20 mm の矩形レーザースポットで皮膜を形成し、施工能率が 100 g/min 以上に向上している。溶融池形成型では厚い皮膜を能率よく形成することができるので、圧延ロールなど皮膜が摩耗するような製品に適している。

適用事例として、耐摩耗性及び耐熱性が必要な高速鉄道用ブレーキディスクに Ni 基合金に高融点金属を添加した材料をコーティングすることで、速度 300 km/h からの急停止に耐えるブレーキディスクが開発された[49]。従来のアークやプラズマの熱源では入熱量が過多となりコーティングできない小型のボールベアリングにレーザクラッディングを適用することで、金属材料単体では対応できなかった温度領域である 600 °C に対応したボールベアリングが開発された[50]。レーザクラッディングは基材の表層に高機能性材料をコーティングすることで、材料使用量を抑えて製品の長寿命化することができる。しかしながら、溶融池形成型レーザクラッディングで厚さ 0.5 mm の皮膜を形成した場合、成分分析で基材成分が皮膜に 50%程希釈している[51]。レーザクラッディングは薄膜形成において希釈を抑えることが課題である。

1.3.1 熱源としてのレーザー

レーザーは波長が単一で位相の揃った光であり、指向性、集光性に優れている。加工におけるレーザーは出力の制御性が高い。エネルギー密度について他の熱源であるガス、アークと比較する。各種熱源の特性を Table 1.5 に示す[52][53][54]。燃焼炎はアセチレン、プロピレンなどの炭化水素ガスを酸素で燃焼させることで得られ、熱源の温度は 3000°C 以下であるので主に熱容量の小さい溶材を加熱する溶射の熱源として用いられる。アーク及びプラズマアークは溶射及び肉盛溶接に用いられる。電極（溶接棒またはワイヤ）を接触させて電流を

流している状態で電極を引き離すと電極間にアークが発生する。アークの温度は 10,000℃～14,000℃であり、中心部ほど温度が高い。アークは熱源が 10 mm 程度に広がるため、局所的な加熱が難しい。一方、レーザでは材料表面に光が吸収されることで熱に変換されるので、レーザを照射した箇所のみが加熱される。更に、レーザはレンズでスポットを数百 μm に絞ることで局所的な加工が可能である。ここで、各種熱源のパワー密度を比較すると、ガスの燃焼炎 1 kW/cm² およびアーク 15 kW/cm² に対して、レーザは 1000 kW/cm² 以上のパワー密度が得られるので、効率的に基材を溶融することができる。パワー密度が高く、出力の制御性に優れたレーザはコーティングに適した熱源である。

Table 1.5 Characteristics of heat source.

| Heat source | Power density kW/cm ² | Convergence |
|---------------------|-------------------------------------|--------------------|
| Combustion flame | 1 | 10 mm or more |
| Arc | 15 | Approx. 10 mm |
| Plasma | 50～100 | Approx. 10 mm |
| Laser ^{※1} | 100～ | Several hundred μm |

※1 Focusing diameter in laser cladding.

1.3.1.1 金属の光吸収

レーザを材料に照射すると、Fig. 1.13 に示す様にレーザは材料表面で反射、吸収、透過し、吸収されたエネルギーの一部が基材の温度上昇に用いられる。レーザの吸収機構について述べ、金属を溶融するのに適したレーザについて考える。レーザを基材に照射したときの反射率 R 、光吸収率 A 及び透過率 T とするとこれらの関係は

$$R + A + T = 1 \quad (1.1)$$

となる。加工に用いられるレーザの波長 400～1200 nm では、侵入長が数 nm 程度のため $T=0$ と考え、反射率 R と光吸収率 A の関係は

$$R + A = 1 \quad (1.2)$$

となる。ここで、レーザのエネルギーを E_i とすると金属材料に吸収されるレーザのエネルギー E_A は次式で表される。

$$E_i \simeq E_A + E_R \quad (0 < A < 1) \quad (1.3)$$

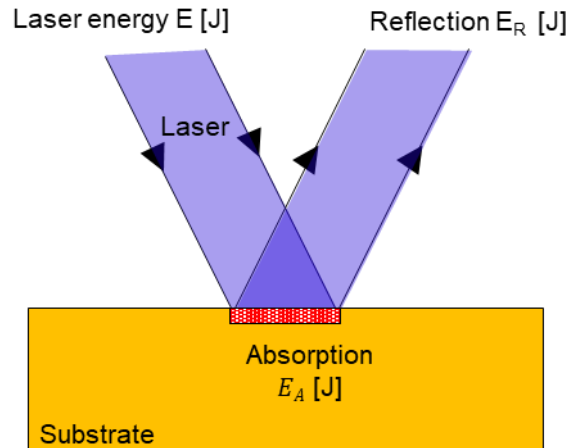


Fig. 1.13 Energy absorbed into substrate by laser irradiation

よって、光吸収率が高い方が基材を加熱するのに有利である。ここで、レーザの吸収機構について考える。レーザ（電磁波）は電磁気学的に振動電界である。このため電磁波が金属に照射されると金属内に振動電界が発生する。このとき電界の作用に伴って金属原子内の自由電子が集団的に運動する。照射された電界の振動数が小さいとき（波長が長いとき）は電界の振動に対して自由電子がよく追従する。このとき作用した電界と分極により形成された電界が相殺され磁波の侵入が防がれる。電子は約 9.11×10^{-31} kg の質量を有しているため、電子が振動電界に対して完全に追従せずに遅れが発生する。照射された電界の振動数が大きくなる（波長が短くなる）につれて、電子の振動が追従できずに金属内に電磁波が侵入することで吸収される。この金属に対する光の吸収機構は古典的なモデルである、Drude 及び Lorentz のモデルで説明される。

古典論において、金属に対する光の反射および吸収は金属内の自由電子の集団運動によって生じる。金属材料は構成原子の最外殻から電子が放出され金属中に非局在化して分布することによって自由電子雲と呼ばれる状態になっている(Fig. 1.14)。自由電子雲に電磁波（レーザ）が照射されると、電磁波の電界により、自由電子雲の位置が原子核に対して相対的にずれる。このとき原子核と自由電子雲との間に電気分極 \mathbf{P} が生じる。

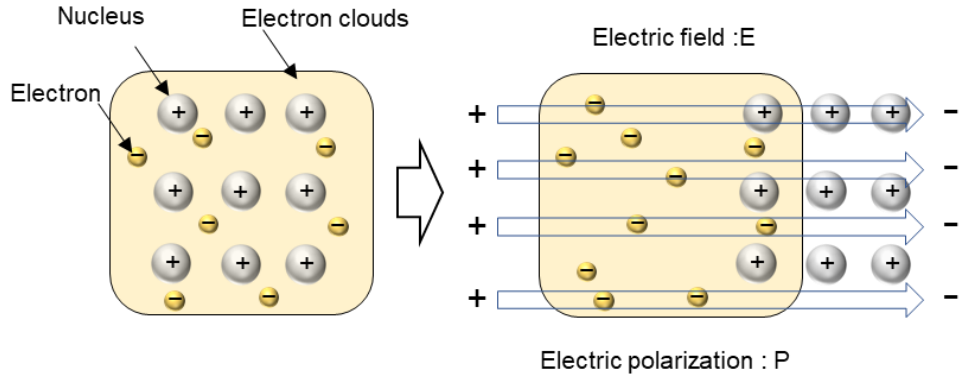


Fig. 1.14 Schematic diagram of nucleus and electron clouds of metal and its polarization

ここで、電子の有効質量を m 、運動量を $\mathbf{p}(t)$ 、電磁波により作用する電界を \mathbf{E} とする。このとき電子の電荷を e とすると、電子が電界から受ける力は $-e\mathbf{E}$ と表せられる。また、1 個の電子が単位時間あたりに原子核に衝突する確率を $1/\tau$ と仮定すると、時刻 t から $t + \Delta t$ の間の運動量 $\mathbf{p}(t)$ の変化は次式で表される。

$$p(t + \Delta t) = \left(1 - \frac{\Delta t}{\tau}\right) [p(t) - eE\Delta t] \quad (1.4)$$

$$\frac{p(t + \Delta t) - p(t)}{\Delta t} + \frac{1}{\tau}p(t) + eE - \frac{eE}{\tau}\Delta t = 0 \quad (1.5)$$

$\Delta t \rightarrow 0$ の極限をとると

$$\frac{dp(t)}{dt} + \frac{1}{\tau}p(t) + eE = 0 \quad (1.6)$$

電子の位置を $x(t)$ とすると

$$m \left(\frac{d^2x(t)}{dt^2} + \frac{1}{\tau} \frac{dx(t)}{dt} \right) + eE = 0 \quad (1.7)$$

と書ける。式(1.7)は電子の運動方程式を表す。

ここで、角周波数 ω の単色光に対する電子の周波数応答を考える。レーザー照射によって生じる電界を $E = E_0 e^{-i\omega t}$ とおく。また、電子はレーザーによって作用する電界によって強制振動するので、式(1.7)の解は $x(\omega) = x_0 e^{-i\omega t}$ とおける。これらを式(1.7)に代入すると

$$x(\omega) = \frac{e}{m} \frac{1}{\omega(\omega + \frac{i}{\tau})} E \quad (1.8)$$

となる。電子の密度を N とすると、電気分極 P は $P = -eNx$ と表されるので、これを用いて式(1.8)を変形すると

$$P(\omega) = -\frac{Ne^2}{m} \frac{1}{\omega(\omega + \frac{i}{\tau})} E \quad (1.9)$$

となる。ここで、電場 E が与えられたときの電束密度 D は以下のように表される。

$$D = \varepsilon_0 E + P \quad (1.10)$$

ε_0 は真空の誘電率である。

ここに式(1.6)を代入して、 D について整理すると以下ようになる。

$$D = \left[1 - \frac{Ne^2}{m\varepsilon_0} \frac{1}{\omega(\omega + \frac{i}{\tau})} \right] \varepsilon_0 E \quad (1.11)$$

$$= \tilde{\varepsilon}_r(\omega) \varepsilon_0 E \quad (1.12)$$

式(1.9)において $\tilde{\varepsilon}_r(\omega)$ は複素比誘電率である。このとき、プラズマ角周波数 ω_p を次式のように定義する。

$$\omega_p^2 = \frac{Ne^2}{m\varepsilon_0} \quad (1.13)$$

式(1.13)より、 $\tilde{\varepsilon}_r(\omega)$ を変形すると

$$\tilde{\varepsilon}_r(\omega) = \left[1 - \frac{Ne^2}{m\varepsilon_0} \frac{1}{\omega(\omega + \frac{i}{\tau})} \right] = 1 - \frac{\omega_p^2}{\omega(\omega + \frac{i}{\tau})} \quad (1.14)$$

が得られる。式(1.14)は Drude の式と呼ばれている。

次に、角周波数 ω のレーザ光（電磁波）が金属に垂直に入射したときの反射を考える。金属の電気伝導度を σ 、真空中の透磁率を μ_0 とおくと、物質中のマクスウェル方程式は以下の式のように表される。

$$\nabla \cdot E = 0 \quad (1.15)$$

$$\nabla \cdot B = 0 \quad (1.16)$$

$$\nabla \times E = -\frac{\partial B}{\partial t} \quad (1.17)$$

$$\nabla \times B = \mu_0 \left(\sigma E + \frac{\partial D}{\partial t} \right) \quad (1.18)$$

式(1.17)の両辺に rot を施すと

$$\nabla \times (\nabla \times E) = \nabla \times \left(-\frac{\partial B}{\partial t} \right) \quad (1.19)$$

$$\nabla (\nabla \cdot E) - \nabla^2 E = -\frac{\partial}{\partial t} (\nabla \times B) \quad (1.20)$$

式(1.13)、(1.18)及び(1.20)より

$$\nabla^2 E - \mu_0 \sigma \frac{\partial E}{\partial t} - \mu_0 \varepsilon_0 \tilde{\varepsilon}_r(\omega) \frac{\partial^2 E}{\partial t^2} = 0 \quad (1.21)$$

が得られる。この方程式の解を波数 k として、 $E(\omega, z) = E_0 e^{i(kz - \omega t)}$ とおく。これを式(1.21)に代入すると、

$$k^2 = \mu_0 \varepsilon_0 \tilde{\varepsilon}_r(\omega) \omega^2 + \mu_0 \sigma \omega i \quad (1.22)$$

式(1.22)を光速 $c \equiv \frac{1}{\sqrt{\mu_0 \varepsilon_0}}$ を用いて表すと、

$$k^2 = \frac{\omega^2}{c^2} \left(\tilde{\varepsilon}_r(\omega) + i \frac{\sigma(\omega)}{\omega \varepsilon_0} \right) \equiv \frac{\omega^2}{c^2} N^2 \quad (1.23)$$

$$N^2 = \tilde{\varepsilon}_r(\omega) + i \frac{\sigma(\omega)}{\omega \varepsilon_0} = \varepsilon_r \quad (1.24)$$

N は複素屈折率である。

ここで、複素屈折率 N を以下のようにして表す。

$$N = n + i\kappa \quad (1.25)$$

ただし、 n は屈折率、 κ は消光係数である。

これを式(1.23)に代入し、 E の解に代入すると、以下のようになる。

$$E(\omega, z) = E_0 e^{i\omega(\frac{nz}{c} - t)} e^{-\frac{\kappa\omega}{c}z} \quad (1.26)$$

次に、真空雰囲気から金属に電磁波が入射したときの真空雰囲気側および金属側での電界を考える。電気伝導率がゼロでないとき、真空雰囲気と金属の界面のすぐ内側の金属中では式(1.26)は以下のように表せる。

$$E = E_t e^{i\omega(\frac{Nz}{c} - t)} \quad (1.27)$$

E_t は金属中の電界である。真空雰囲気側では屈折率 n は1、消光係数 κ は0であるとともに、形成される電界は入射する電界と反射された電界の重ね合わせで表せるので、反射波の進行方向に注意して

$$E = E_i e^{i\omega(\frac{z}{c} - t)} + E_r e^{i\omega(-\frac{z}{c} - t)} \quad (1.28)$$

となる。ここで、 E_i 及び E_r はそれぞれ、入射波の電界及び反射波の電界である。垂直入射のみを考えた場合、界面に平行な電界成分が連続であるためには

$$E_t = E_i + E_r \quad (1.29)$$

となる。

磁界についても波動方程式を解き、磁場の連続条件を考慮すると、以下の式が得られる。

$$H = H_t e^{i\omega(\frac{Nz}{c} - t)} \quad (1.30)$$

$$H = H_i e^{i\omega(\frac{z}{c} - t)} + H_r e^{i\omega(-\frac{z}{c} - t)} \quad (1.31)$$

$$H_t = H_i + H_r \quad (1.32)$$

ここで、 H_t は金属中の磁界、 H_i は入射波の磁界、 H_r は反射波の磁界である。マクスウェル方程式の式(1.17)に、金属中については式と式(1.27)及び(1.30)を、真空雰囲気中については式(1.28)及び式(1.31)をそれぞれ代入する。得られた関係式を式(1.32)に代入すると、以下の式

が得られる。

$$NE_t = E_i - E_r \quad (1.33)$$

式(1.29)及び式(1.33)より、入射波と反射波の振幅の関係が以下のように求められる。

$$E_r = \frac{1-N}{1+N} E_i \quad (1.34)$$

これより、電磁波の反射率 R は以下のように表される。

$$R \equiv \frac{|E_r|^2}{|E_i|^2} = \frac{(1-N)^2}{(1+N)^2} = \frac{(1-\sqrt{\epsilon_r})^2}{(1+\sqrt{\epsilon_r})^2} \quad (1.35)$$

この結果は、理論的または実験的に複素比誘電率 ϵ_r を求めることで、金属の光反射率を求めることができるということを示している。金属に対する光吸収を考えたときに、波長 1000 nm 以上の領域では Drude モデルで示された金属中の自由電子の強制振動による光吸収が行われる。しかし、波長 1000 nm 以下の領域では ϵ_r の理論値と実験値に差が生じるので Drude モデルだけでは不十分であり、バンド間遷移による光吸収の影響を考慮する必要がある。金属原子において電子は、Fig. 1.15 のように原子核の周りに複数のエネルギー帯（バンド）を形成している。各バンド間（バンドギャップ）以上のエネルギーを持つ光が入射されると、電子に占有された価電子帯における電子の一部が、電子で占有されていない伝導帯へと遷移し、光のエネルギーが吸収される。銅はバンドギャップ以上の光が入射されると、電子が 3d 軌道から 4p および 4s 軌道へと遷移する。このようなバンド間遷移による光吸収を考慮したモデルとして、Drude モデルを拡張した Drude-Lorentz モデルが提案された。

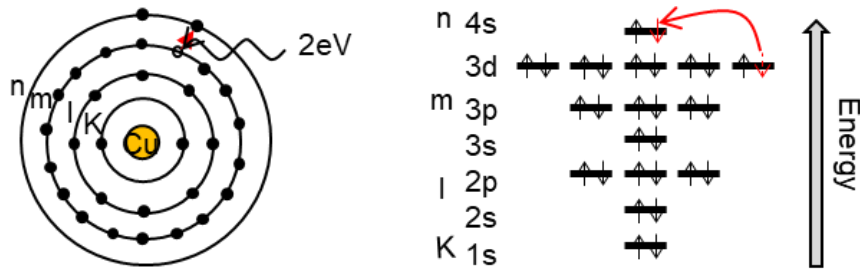


Fig. 1.15 Absorption mechanism by interband energy gap in copper.

バンド間遷移による光吸収を記述する場合は Fig. 1.16 に示すように、原子に対して電子がばねで束縛されたモデルを考える。このようなモデルは、Drude モデルで考えた運動方程式にばねによる減衰項を加えた以下の形で表される。

$$m \left(\frac{d^2 x(t)}{dt^2} + \frac{1}{\tau} \frac{dx(t)}{dt} + \omega_0^2 x(t) \right) + eE = 0 \quad (1.36)$$

ここで、 ω_0 は固有振動数である。

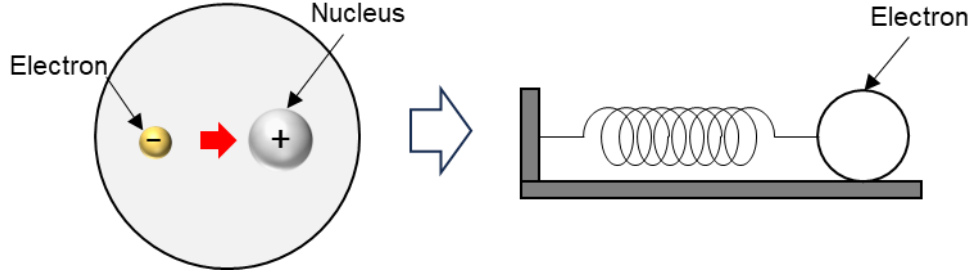


Fig. 1.16 Schematic diagram of electron constraint by positive charge

Drude モデルの場合と同様に、角周波数 ω の単色光に対する周波数応答を考える。レーザによって発生する電界を $E = E_0 e^{-i\omega t}$ とおく。また、運動方程式(1.32)の解を $x(\omega) = x_0 e^{-i\omega t}$ とおく。これらを式(1.36)に代入すると以下ようになる。

$$x(\omega) = -\frac{e}{m} \frac{1}{\omega_0^2 - \omega \left(\omega + \frac{i}{\tau} \right)} E \quad (1.37)$$

電子密度を N とすると、電子および原子核の電気分極は $P = -eNx$ と表される。さらに電場 E が与えられたときの電束密度 D は真空の誘電率を ϵ_0 とおくと

$$D = \epsilon_0 E + P \quad (1.38)$$

となる。

式(1.38)に振動電界における電気分極 $P(\omega)$ を代入すると以下ようになる。

$$D = \left[1 + \frac{Ne^2}{\epsilon_0 m} \frac{1}{\omega_0^2 - \omega \left(\omega + \frac{i}{\tau} \right)} \right] \epsilon_0 E \quad (1.39)$$

$$= \tilde{\epsilon}_r(\omega) \epsilon_0 E \quad (1.40)$$

このとき、複素比誘電率 $\tilde{\epsilon}_r(\omega)$ は以下のように与えられる。

$$\tilde{\epsilon}_r(\omega) = 1 + \frac{Ne^2}{\epsilon_0 m} \frac{1}{\omega_0^2 - \omega \left(\omega + \frac{i}{\tau} \right)} \quad (1.41)$$

Drude-Lorentz のモデルが得られる。Fig. 1.17 に Drude モデル及び Drude-Lorentz モデルから求めた光吸収率及び実験的に求めた光吸収率の波長依存性を示す[55][56]。Fig. 1.17 の分光光度計による測定は島津製作所製の Solidspec-3700i を用いて測定した結果である。Drude モデルでは可視光の波長領域では光が吸収されない。一方、Drude-Lorentz は波長 400 nm 当たりから吸収率が増加しており、可視光領域で光が吸収されることを示している。また実測値 600 nm 付近での光吸収率の増加が始まっている。以上より、銅の加工においては理論的にも実験的にも高い吸収率の得られる波長の短いレーザを用いることが重要である。

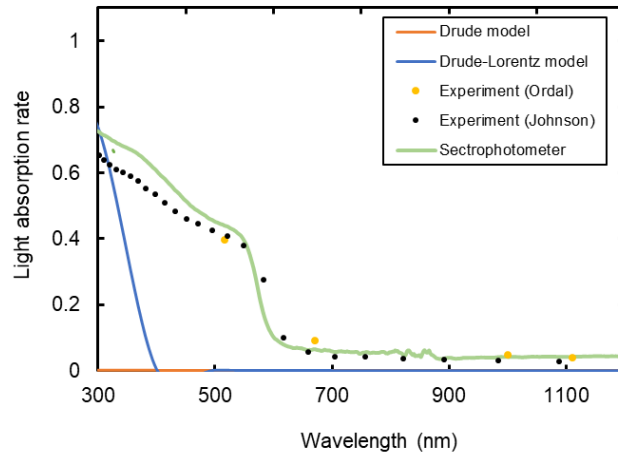


Fig. 1.17 Light absorption rate of copper obtained by Drude, Drude-Lorentz model and experiment

1.3.1.2 レーザ発振器

現在加工用レーザとして CO₂ レーザ、YAG レーザ、半導体レーザ、ファイバーレーザが用いられている。ここで、各種レーザのレーザの発振原理を述べる。レーザは波長が単一位相の揃った光である。光は電子の振動によって発生し、波長と位相の揃った光を放出するには電子が一定の動きをする必要がある。Fig. 1.18 には電子の状態を示す 2 準位モデルを示す。物質中で電子はエネルギーの高い 2 準位とエネルギーの低い 1 準位に存在している。この電子が 2 準位から 1 準位へ落ちた時に、そのエネルギー E に対応したエネルギーの光が放出される。エネルギーと波長の関係は

$$E = h\nu = h \frac{c}{\lambda} \quad (1.42)$$

となる。ここで、 h 、 ν 、 c 及び λ はそれぞれプランク定数、振動数、光の速さ及び波長である。プランク定数及び光の速さは一定なので、 E に対応した波長の光が放出される。ここで、2 準位の電子に外から光を当てて 1 準位に強制的に落とすことが誘導放出である。誘導放出の光は元の光と同じ波形を持つ性質があり、同じ波長の光が 2 つに増える。これが連鎖的に行われると、波形の整った強い光（レーザ）が生じる。誘導放出の確率は

$$(N_2 - N_1) \times B \quad (1.43)$$

で表される。 N_1 、 N_2 及び B はそれぞれ、1 準位の電子の数、2 準位の電子の数、誘導放出確率である。式(1.43)より Fig. 1.18(a)に示すような低エネルギー側に電子が多い($N_2 < N_1$)熱平衡状態では誘導放出が発生しない。誘導放出を起こすためには Fig. 1.18(b)の様な $N_2 > N_1$ の反転分布状態である必要がある。そのため、レーザを連続的に発振するには 1 準位に落ちた電子を 2 準位に組み上げる（ポンピング）が必要となる。発振器用ガスに電圧を印加することで、グロー放電を発生させる。グロー放電により、N₂ 分子を励起し、N₂ 分子が CO₂ に

衝突することで励起させる。YAG レーザは媒質であるネオジウムイオンを YAG 結晶にドーピングし、ネオジウムイオンを光で励起してポンピングを行う。CO₂ レーザおよび YAG レーザはポンピングを行うために、電気エネルギーを一度別のエネルギーに変換するためエネルギーのロスが生じる。そこで、半導体レーザの基本構造を Fig. 1.19(a)に示す。半導体レーザは p 型半導体と n 型半導体を接合し p-n 接合層を形成し、それぞれを電源で接続する。p-n 接合層のバンド図 Fig. 1.19(b)の様になる。p 型の領域にはホールが多く存在し、n 型の領域には電子が多く存在する。p 側に電圧を印加すると、エネルギーバンドが平らになり、p-n 接合部に反転分布が形成される。p-n 接合部で誘導放出が起こり、光が増幅される。半導体レーザは電気で直接ポンピングすることが可能で、他のレーザよりエネルギーの効率に優れているレーザである。ファイバーレーザはファイバー内に添加されている希土類元素が半導体レーザにより励起される。ファイバーレーザでは広がり角度の狭い高品質なレーザが得られる。Table 1.6 に各種レーザ発振器の特性を示す[57]。半導体レーザはチラー等による冷却エネルギーを含めたエネルギー効率が 30%と最も高く、他のレーザと比較しても 5 倍である。更に、装置面積が小さいといった特徴がある。

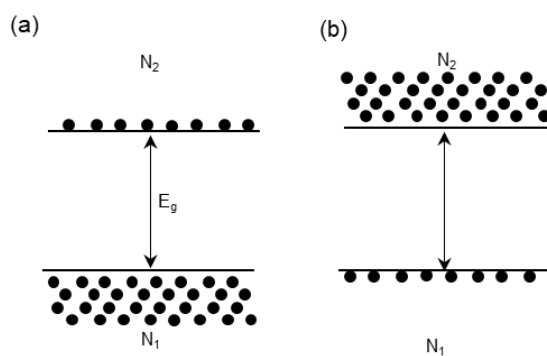


Fig. 1.18 (a) Thermal equilibrium state. ($N_1 > N_2$), (b) Inverted distribution state. ($N_1 < N_2$)

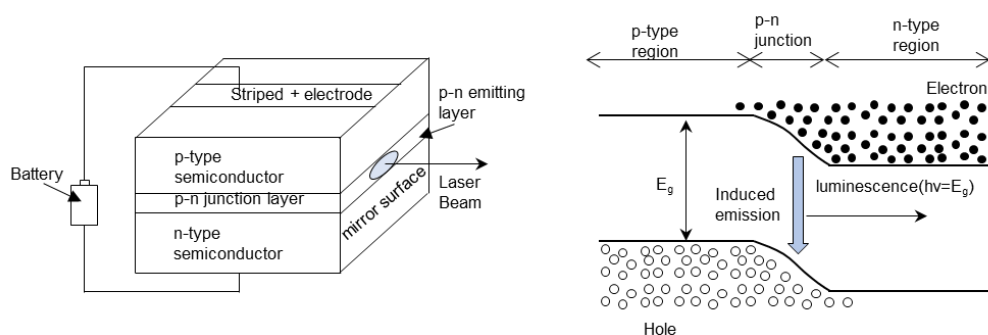


Fig. 1.19 Basic structure of diode lasers

Table 1.6 Comparison of laser sources

| | Diode Laser (LD) | LD Pumped YAG Laser | Lamp Pumped YAG Laser | CO ₂ Laser |
|----------------------|---------------------|------------------------|--------------------------|-----------------------|
| Wavelength (nm) | 380~ | 1064 | 1064 | 10600 |
| Energy efficiency(%) | 25~30 | 6 | 1 | 6 |
| Chillers included | | | | |
| Equipment area(LD=1) | 1 | 7~8 | 12~15 | 6~7 |

励起対象が決まっている YAG、CO₂ 及びファイバーレーザから発振されるレーザの波長は一定であるが、半導体レーザの波長は半導体の組み合わせによって発振するレーザの波長決まる。基材の光吸収率は波長に依存し、波長が短い方が、吸収率が良く高効率な加工ができる。

Table 1.7 に化合物半導体のバンドギャップを示す。Ga、As、In、P の化合物半導体のバンドギャップ 0.36~2.3 eV である。これらの混晶である、InGaAsP ではバンドギャップが 1.35 ~0.75 eV で 920~1650 nm の波長が得られる。In(GaAl)P のバンドギャップは 1.91~2.35 eV であり、580 nm 以下の波長が得られる。式(1.42)から青色波長 450 nm に対応する E は 2.75 eV である。よって、バンドギャップを 2.75 eV にすることで青色のレーザが発振される。青色半導体レーザでは窒化物半導体が用いられている。青色半導体レーザに用いられる化合物半導体の GaN のバンドギャップは 3.43 eV である。そこで、バンドギャップ 0.77 eV である InN を混ぜることで混晶 InGaN を形成し、それぞれの半導体の中間的な性質が得られる。これにより、青色の青色波長の E 2.75 eV を達成し青色の光を発振することができる。InGaN は In 組成の調整によって紫色(400~435 nm)から緑色(500~560 nm)の波長の光を発光できる。しかしながら、発光色が緑色にするために InN の添加量を増やすと、Ga、In 及び N のバランスが崩れて遷移確率が低下するので発光効率が低下する。青色波長 450 nm の領域では発光効率 35%であるのに対して、緑色波長 500 nm では 20%程度まで低下する。そのため、青色半導体レーザは緑色半導体レーザより出力が高く、波長が短いので金属に対する吸収率も高いといった特徴がある。以上の理由から銅の加工においては青色半導体レーザが加工用レーザに適している。

Table 1.7 Band gap and wavelength of compound semiconductors

| Material | Bandgap (eV) | Wavelength (nm) |
|----------|-----------------|--------------------|
| GaP | 2.3 | 539 |
| GaAs | 1.4 | 886 |
| InAs | 0.36 | 3444 |
| InP | 1.29 | 961 |
| AlN | 6.28 | 197 |
| GaN | 3.43 | 362 |
| InN | 0.77 | 1610 |

青色半導体レーザにおける市販の素子 1 つ当たりの出力は 3.5 W であるため、加工用の出力を得るためには、複数の素子から射出されるレーザを束ねる必要がある。Fig. 1.20 示す様に青色レーザ半導体の高出力化には(a)波長多重方式(b)変更多重方式(c)空間多重方式が用いられている。[58]。2016 年から日本及びドイツで高輝度高効率半導体レーザの開発に関するプロジェクトが実施された[59]。近年、青色半導体レーザの高出力化が進んでおり、加工用のレーザとして注目されている。

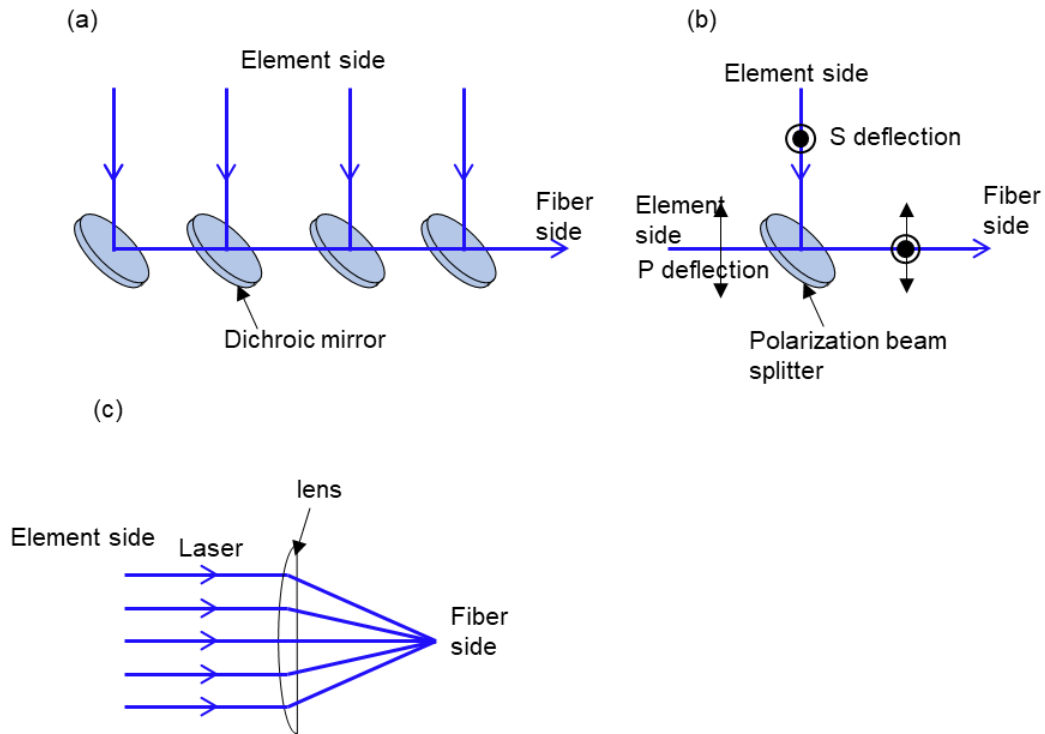


Fig. 1.20 Optical coupling method. (a) Wavelength Division Multiple Access.
(b) Polarization multiplexing. (c) Space Division Multiplexing.

1.3.2 コーティング材の供給方法

レーザクラディングはコーティング材料としてワイヤー又は粉末が用いられる。ワイヤー及び粉末を用いるレーザクラディングをそれぞれ、ワイヤー型レーザクラディング及び粉末型レーザクラディングと呼ぶ。Fig. 1.21 にワイヤー型レーザクラディングの概略図を示す。ワイヤー型レーザクラディングはレーザをワイヤーに照射して基材上で濡れ広がることで皮膜を形成する。溶融したワイヤーが基材に濡れ広がるので周りに散ることがなく材料の歩留まりが良い。ワイヤーとレーザの照射配置の例を Fig. 1.21 の xy 平面で示す。溶けたワイヤーが基材上に濡れ広がる必要があるので、レーザスポット径をワイヤーより大きくして基材を加熱する。ここで、レーザはワイヤーの直下の基材にはレーザが当たらないので、ワイヤーとワイヤー直下の基材を同時に加熱することが難しい。また、ワイヤー式レーザクラディングはワイヤー先端に形成される液滴が基材上で濡れ広がって皮膜が形成されるので、皮膜の幅を精密に制御することが難しい。

次に、粉末型はアルゴンガスなどのキャリアガスにより粉末を搬送し、溶融池に投入する方法である。粉末型レーザクラディングではキャリアガスにより粉末を安定して供給することができる。Fig. 1.22 に粉末型レーザクラディングの加工ヘッド概略図を示す。(a)及び(b)は一本のレーザノズル中心から照射し、その周りから粉末を供給する方法である。Fig. 1.22 (a)は複数の粉末ノズルからレーザスポットに粉末を供給する方法である。本方式はレーザの掃引方向から粉末を供給した場合と反対方向から粉末を供給した場合で皮膜の大きさが異なり、異方性が生じることが指摘されている[60][61]。Fig. 1.22 (b)はレーザと同軸の円周状のノズルから粉末を供給する同軸型のノズルである。同軸型のノズルは異方性がないことに加えて、粉末スポット径が 1 mm の収束性が高いノズルが開発されている。Fig. 1.22 (c)は粉末ノズルが加工ヘッド中心を通り、基材に対して垂直に粉末を供給する直噴型のノズルである。粉末ビームが 1 本であるため、(a), (b)の様に粉末ビームが衝突する箇所、粉末同士の干渉がない。更に、粉末ノズルの周囲から粉末の広がりを抑える収束ガスを流すことで、粉末の収束性を高めることができる[62]。Table 1.8 にワイヤー及び粉末材料の特徴を示す。ワイヤー型は材料の供給にキャリアガスを用いないため、キャリアガスによる大気の巻込みが少ない。ワイヤーが基材に濡れ広がるために高い収率が得られるが、ワイヤーを浅い角度から基材表層に近づける必要があるため、複雑な形状に対しての施工が難しい。一方、粉末材料は同軸からの材料供給が可能であり、複雑な形状に適している。また、粉末を混合することで炭化物などの複合材料で皮膜を形成することができる。溶融池内に投入された粉末によって皮膜が形成されるので、収率はノズルからの粉末が溶融池内に投入される割合によって決まる。粉末型において形成される皮膜の幅は溶融池の幅となるので、レーザスポット径を数百 μm に制御できるレーザクラディングでは微細な皮膜形成に適している。本論文では皮膜幅の制御性に優れた粉末型レーザクラディングを行なう。

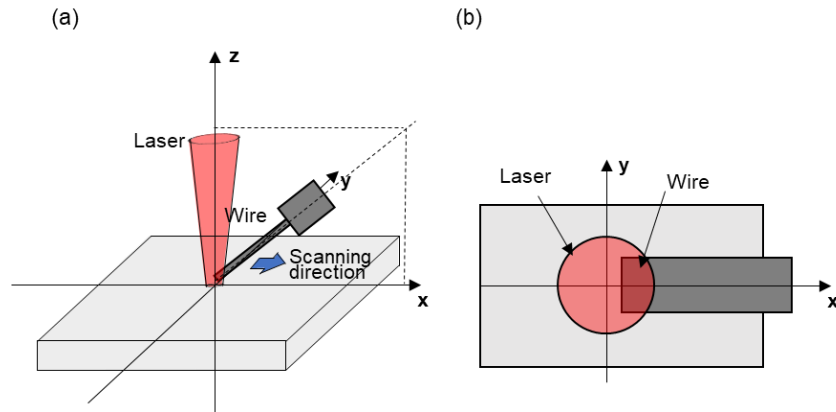


Fig. 1.21 (a)Schematic diagram of wire laser cladding. (b)Top view of wire laser cladding.

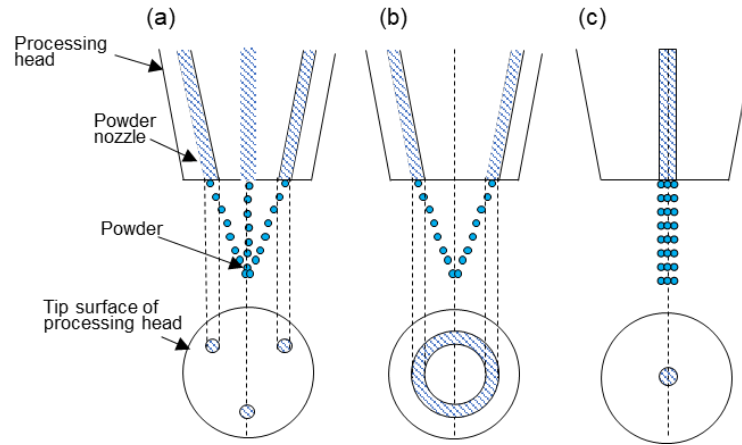


Fig. 1.22 Schematic diagram of (a) 3D powder feeding nozzle. (b) Coaxial powder feeding nozzle, (c) Direct powder feeding nozzle.

Table 1.8 Characteristics of Wire and Powder Type.

| | Wire | Powder |
|------------------------------|-----------|----------------------------------|
| Atmospheric gas entrainment | Few | Entrained by carrier gas |
| Processing of complex shapes | Difficult | Possible |
| Carbide Composites | Difficult | Possible |
| Yield | High | Powder fed into the melting pond |

1.4 レーザクラディングの手法

1.4.1 シングルビームレーザクラディング（溶融池形成型）

1本のレーザを基材に照射して溶融池を形成し、そこにコーティング材料を投入し、溶融凝固することで皮膜を形成する方法をシングルビームレーザクラディングと呼ぶ。Fig. 1.23 にシングルビームレーザクラディングの概略図を示す。シングルビームレーザクラディングでは一般的に掃引速度 30 mm/s 以下で厚さ $0.5\sim 2\text{ mm}$ 程度の皮膜が形成される。溶融池に粉末を投入するので、皮膜と基材の成分が混ざり希釈が生じる。希釈の指標の一つに、皮膜断面における基材表面より上側の皮膜面積に対する皮膜断面積と基材に溶込んだ面積の和の面積比である希釈率がある。レーザクラディングにおいて希釈率を制御するために、レーザの出力 $1.5\sim 2.5\text{ kW}$ 、掃引速度 $2\sim 6\text{ mm/s}$ 及び粉末の供給量 $10, 15\text{ g/min}$ で皮膜形成実験が行われた。皮膜の膜厚が 2.2 mm で希釈率は 12% であり、溶込み深さは 0.3 mm であった[63]。溶込み 0.3 mm で膜厚が 1 mm の皮膜であれば、希釈率が約 30% と大きくなるので、薄膜で低希釈な皮膜を形成することは難しい。また、レーザの強度分布がガウシアンであるので、皮膜中央の部に局所的な溶けこみが発生している[64][65][66]。シングルビームレーザクラディングは厚さ 1 mm 以上の膜厚を形成する際は、希釈率を 10% 程度に抑えることができるが、厚さ 0.5 mm 以下で希釈を抑えた皮膜を形成するのは難しい。

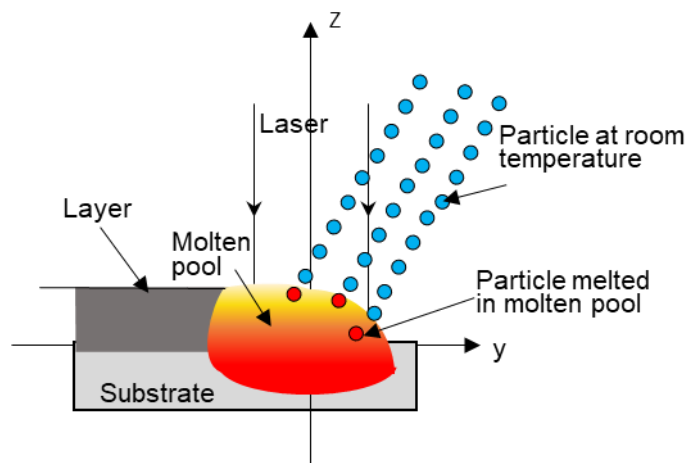


Fig. 1.23 Schematic diagram of single-beam laser cladding ("molten pool" type).

1.4.2 飛行粉末溶融型シングルビームレーザクラディング

レーザクラディングにおいて希釈を抑えるためには、希釈の生じる溶融池を小さくする方法が考えられる。シングルビームレーザクラディングでは基材到達までに加熱されない粉末が多く存在するので、溶融池の熱量で粉末を溶融する必要があり、大きな溶融池が必要となる。溶融池を小さくして希釈を抑えるためには、基材到達までの粉末をレーザで加

熱する必要がある。そこで、Fig. 1.24 に示す様に、レーザによる粉末の加熱距離を延長するために、粉末の焦点位置を基材より高くする方法が考案された。飛行中の粉末を加熱することによって、粉末が溶融池に基材に堆積してからの溶融するまでの時間が短縮され、皮膜形成速度が向上する。[67]。飛行中の粉末を加熱したレーザクラディングにより、従来の溶融池形成型シングルビームレーザクラディングより 10 倍以上の掃引速度 $333 \text{ mm/s} \sim 3333 \text{ mm/s}$ で厚さ $10 \sim 250 \mu\text{m}$ の皮膜が形成された。[68]。本論文では飛行粉末の加熱方式で分類するために本手法を飛行粉末加熱型シングルビームレーザクラディングと呼ぶ。飛行粉末加熱型シングルビームレーザクラディングでは同軸ノズルが用いられており、粉末流の交点で干渉し粉末流の方向が変わることが報告されている[69]。これにより、実際の加熱距離を求めることが難しい。Fig. 1.24 に示す様に、加熱距離はレーザスポットの外側に到達する粉末が長く、内側に到達する粉末は短くなる（飛行粉末加熱型シングルビームレーザクラディングの加熱距離の詳細は第 2 章で述べる）。飛行粉末加熱型シングルビームレーザクラディングでは、Fig. 1.25 に示す様に円筒形状の基材を高速回転させて、レーザスポットを軸方向に送ることで皮膜を形成している。凹凸のある基材は回転によって加工位置が変化するため、皮膜形成が難しいといった課題がある。

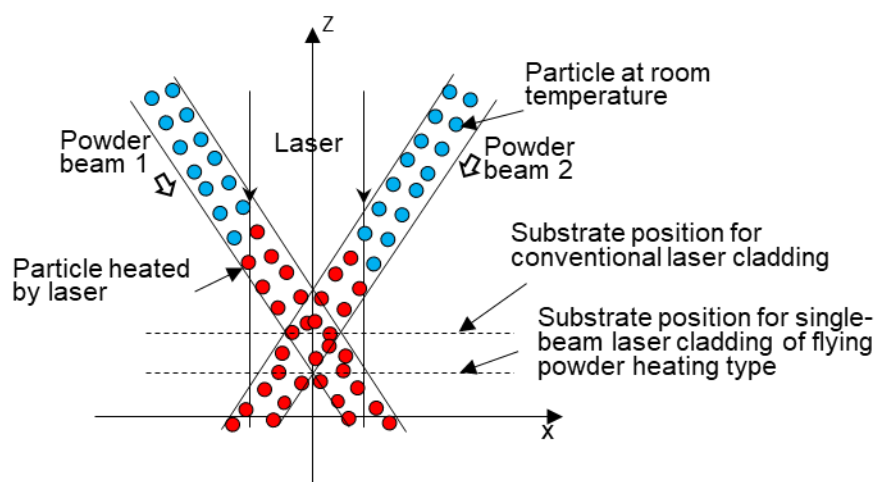


Fig. 1.24 Schematic diagram of single-beam laser cladding of flying powder heating type

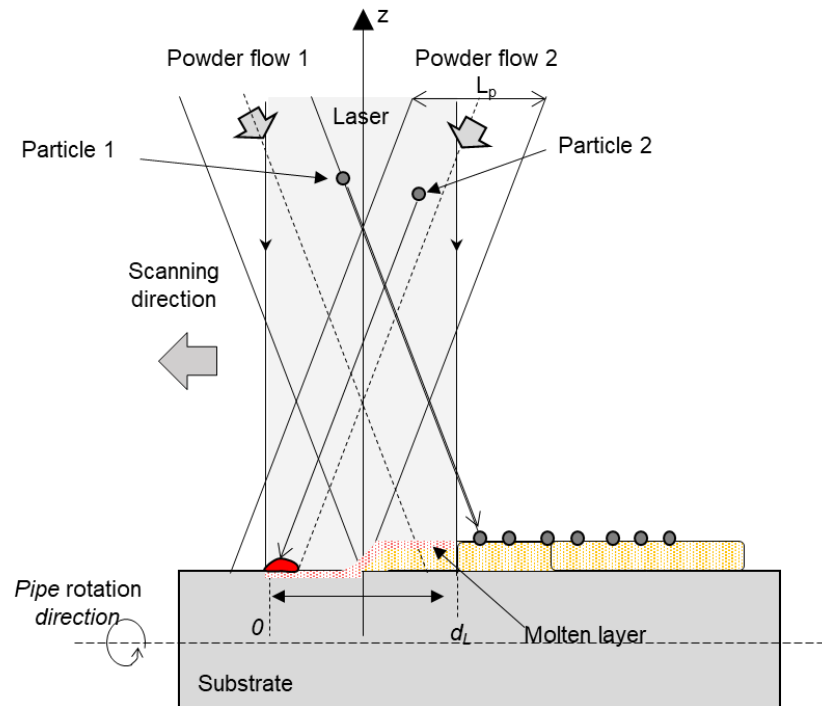


Fig. 1.25 Schematic diagram of layer formation by high-speed rotation of a substrate for single-beam laser cladding of flying powder heating type.

1.4.3 マルチビームレーザクラディング

マルチビームレーザクラディングは複数本のレーザを用いて飛行中に粉末を均一に加熱するコンセプトで開発された Fig. 1.26。直噴型粉末供給ノズルで粉末を供給し、基材を y 軸方向へ移動させながらレーザ照射を行うことで粉末および基材が溶融・凝固を繰り返し、基材表面に皮膜を形成する。2 本のレーザを用いる際は粉末が基材到達までにレーザに加熱される長さ（加熱距離）が皮膜形成方向に対して垂直方向で均一になる(飛行粉末加熱の原理については 1.5 節で述べる)。マルチビームレーザクラディングでは掃引速度 1~9mm/s において膜厚 100~1000 μm の皮膜が形成される。粉末は基材到達までに均一に加熱されるので、深さの小さい溶融池(溶融層)に堆積して皮膜を形成することができる。溶融層で皮膜を形成するので、コーティング材は基材表層で溶融接合され希釈が抑えられる。マルチビームレーザクラディングでは溶込みが小さく、皮膜断面積による希釈率の評価が難しい。そのため希釈の指標として、基材と皮膜成分の混ざった領域を希釈層とし、EDX 分析により希釈層の厚さが測定されている。マルチビームレーザクラディングでは希釈層の厚さが 10 μm の低希釈な皮膜を形成することができる。

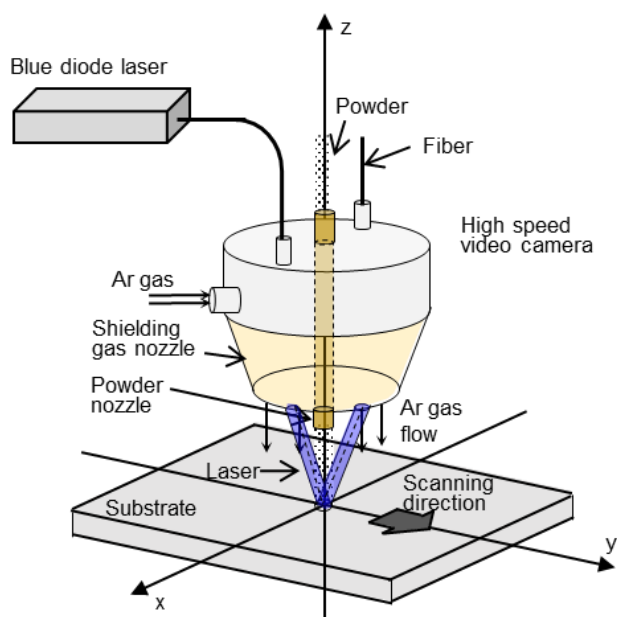


Fig. 1.26 Schematic diagram of multi-beam laser cladding system

1.4.4 レーザクラディングの手法の比較

溶融池形成型シングルビームレーザクラディング、飛行粉末加熱型シングルビームレーザクラディング及びマルチビームレーザクラディングにおける皮膜形成速度及び 1 パスで形成される膜厚を Fig. 1.27 に示す。溶融池形成型の皮膜形成速度は 150 mm/s 以下で 1 mm 以上の厚い皮膜を形成するのに適している。飛行粉末加熱型シングルビームレーザクラディングは 333 mm/s 以上の高速施工領域において膜厚 20 μm の皮膜を形成することができる。マルチビームレーザクラディングは皮膜形成速度が 1~10 mm/s の領域で、膜厚 100~500 μm の低希釈な皮膜を形成することができる。ここで、産業的にはロボットで施工が可能な皮膜形成速度 10~150 mm/s の皮膜形成技術が求められている。溶融池形成型は希釈が生じるため、薄膜化が難しい。飛行粉末加熱型シングルビームレーザクラディングは飛行粉末の加熱が不均一であるため、低速化が難しい。そこで、本研究では飛行粉末を均一に加熱し、低希釈な皮膜を形成することができるマルチビームレーザクラディングに着目した。

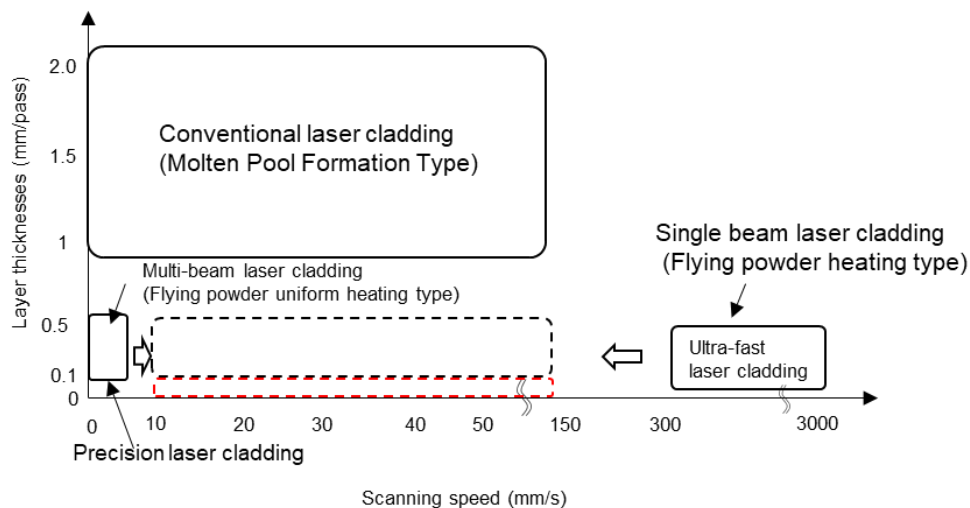


Fig. 1.27 Layer formation rate and thickness in various types of laser cladding

1.5 マルチビームレーザクラディング

マルチビームレーザクラディングにおける飛行粉末の加熱に関して述べる。Fig. 1.28(a)に示すような2ビーム照射時の基材到達時の粉末の温度上昇 ΔT について考える。 ΔT を計算する上で飛行粉末とレーザの条件を次の様に仮定する。

- ・粉末は球体で基材に対して一定の速度で垂直に飛行する。
- ・レーザの強度分布はレーザスポット内で一定（トップハット型）とする。
- ・粉末の輻射及び空気との熱伝導によるエネルギーのロスは考えない。

このとき、レーザ照射により飛行中の粉末がレーザから受けるエネルギー Q_p は

$$Q_p = A \frac{\pi d_p^2}{4} I t \quad (1.44)$$

となる。 A 、 d_p 、 I 及び t はそれぞれ、粉末の光吸収率、粉末の直径、レーザのパワー密度、基材到達までに粉末がレーザに加熱される時間である。ここで、基材到達までに粉末がレーザに加熱される時間 t は

$$t = \frac{L_1 + L_2}{v_p} \quad (1.45)$$

となる。 v_p は粉末の飛行速度である。飛行中の粉末がレーザから受けるエネルギー Q_p と粉末の温度上昇の関係式は

$$Q_p = mc\Delta T = \frac{\pi d_p^3 \rho}{6} c \Delta T \quad (1.46)$$

となる。 m 、 c 、 ΔT 、 ρ はそれぞれ、粉末の質量、粉末の比熱、粉末の室温からの温度上昇、粉末の密度。式(1.44)、式(1.45)及び式(1.46)より ΔT は次式で表される。

$$\Delta T = \left(\frac{3A}{2\rho_p c_p} \right) \left(\frac{I}{v_p d_p} \right) (L_1 + L_2) \quad (1.47)$$

Fig. 1.28(b)は Fig. 1.28(a)の xz 平面であり、粉末がレーザスポット上の任意の点を x とすると加熱距離 L は

$$L_1 + L_2 = \frac{d_L - x}{\tan\theta} + \frac{x}{\tan\theta} = \frac{d_L}{\tan\theta} \quad (1.48)$$

となる。式(1.47)及び式(1.48)より

$$\Delta T = \left(\frac{3A}{2\rho_p c_p} \right) \left(\frac{I}{v_p d_p} \right) \frac{d_L}{\tan\theta} \quad (0 \leq x \leq d_L) \quad (1.49)$$

y 軸上に到達する粉末は到達するスポット位置によらず加熱距離が一定になる。レーザスポット位置における粉末の温度上昇は Fig. 1.28 (c)の様に均一になる。

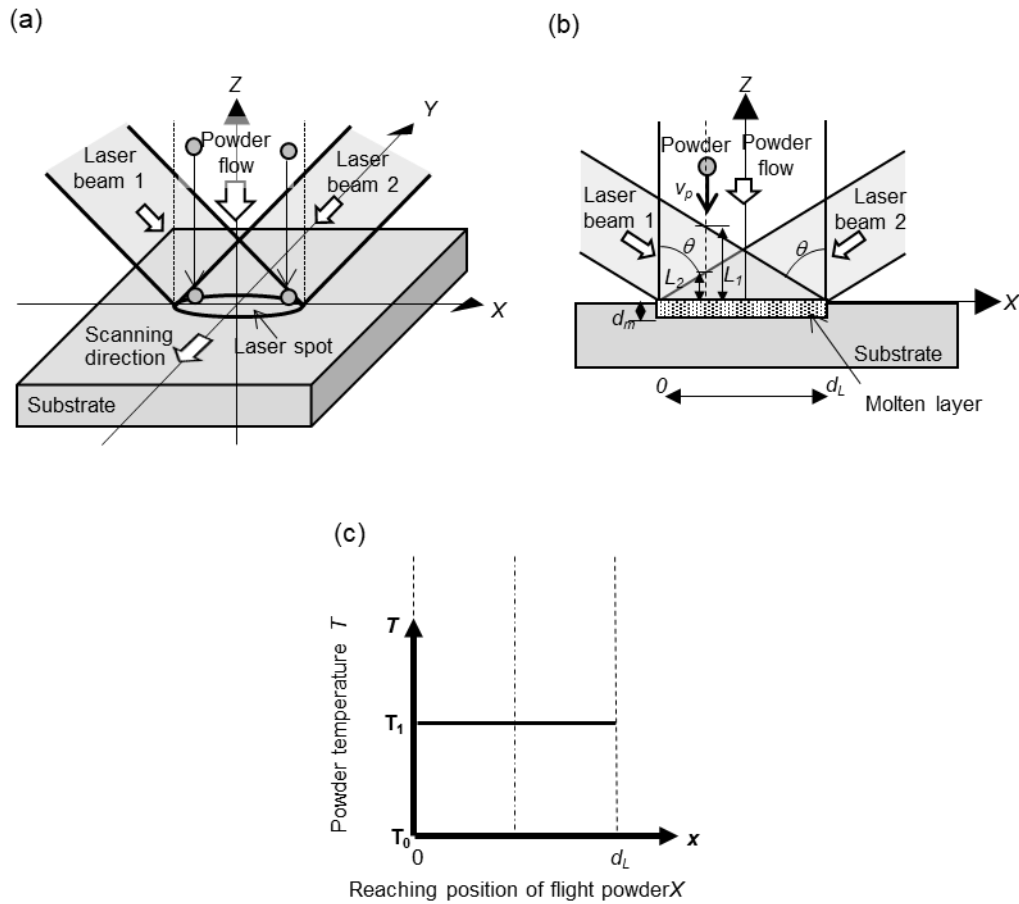


Fig. 1.28 (a) Schematic diagram of multi-beam laser cladding system. (b) Interaction between powder and laser in xz plane in (a). (c) Temperature distribution of powder in the laser spot in multi-beam laser cladding.

Fig. 1.29 は Fig. 1.28(a)における xz 平面である。(a)は 1 本のレーザビームを照射し、粉末を加熱した場合で、(b)は 2 本のレーザビームを照射し、粉末を均一に加熱した場合である。Fig. 1.28 (a)では x 軸方向で粉末がレーザに加熱される距離（加熱距離）が短く粉末の温度が低い。温度の低い粉末は溶融層では堆積せずに皮膜が形成されない。-x 軸方向の加熱された粉末が溶融層に付着し、膜厚が不均一になると考えられる。また、低温の粉末が堆積するために溶融池を形成すると、希釈が大きくなる。Fig. 1.28 (b)の様に粉末が均一に加熱された状態であれば、一箇所で粉末が溶融層に堆積する条件を満たせば、レーザスポット内で粉末が堆積する条件を満たすことができる。以上のことから低希釈で均一な膜厚の皮膜を形成するためには飛行中に粉末を均一に加熱することが重要であり、粉末を均一に加熱できるマルチビームレーザクラディングは低希釈な皮膜を形成するのに優れた皮膜形成技術である。

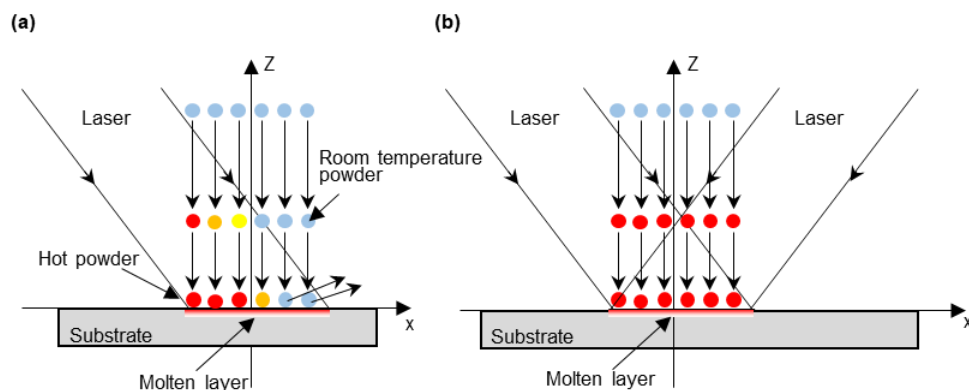


Fig. 1.29 The xz plane in laser cladding. (a) Temperature distribution in the flying powder
(b) Uniform heating of the flying powder.

マルチビームレーザクラッディング装置は2018年5月に研究成果が報告されたレーザクラッディング技術である。産業的にも注目されており、同年の11月には株式会社村谷機械製作所より近赤外線レーザを用いたマルチビームレーザクラッディング加工ヘッドを導入したレーザ加工機ALPIONがプレスリリースされた。ALPIONではマルチビームレーザクラッディングの特徴である低入熱なコーティング技術を活かして、ドリル刃の刃先の様な極細の箇所に溶落ちることなく皮膜を形成した。また、ステージの五軸の制御によって球状などの様々な形状の加工対象物にコーティングが可能になった[70]。2020年7月にはヤマザキマザック株式会社より、青色半導体レーザを導入した初の複合加工機がプレスリリースされた。本装置には200Wの青色半導体レーザが3台導入され最大出力600Wでの加工が可能になった。レーザ出力増加に伴い、レーザスポット径を従来の400 μm から1000 μm に増加することで、施工効率が増加した。複合加工機の優れた制御性によって、複雑形状のドアノブに対して形に添った銅のコーティングを実現した[71]。

マルチビームレーザクラッディングの飛行粉末均一加熱により形成される皮膜の特性及び応用について述べる。マルチビームレーザクラッディングを用いてSUS304基材上でコバルト合金の皮膜を形成したところ、基材のFeと皮膜のCo成分の希釈層が5 μm 程度の高品質な皮膜が得られた[72]。従来のレーザクラッディングで用いられる近赤外線波長のレーザでは、銅に対する光吸収率が10%と低いため、銅のクラッディングが難しかった。ディスクレーザの第二高調波で最大出力1kWのCW緑色レーザを用いて銅のレーザクラッディングが行われたが、溶込みが大きく皮膜全体に基材の希釈が認められた[73][74][75]。これはシングルビームレーザクラッディングであり、熔融池に投入して皮膜を形成する方法であった。そこで、銅への光吸収率が65%と高い、波長450 nmの青色半導体レーザをマルチビームレーザクラッディング装置に導入し希釈の影響の少ない純銅皮膜を形成した[76]。マルチビームレーザクラッディングにおいて近赤外線レーザ及び青色半導体レーザを用いた純銅皮膜

の形成実験を行い、青色半導体レーザでは近赤外線レーザの約 52%パワー密度で皮膜が形成する事を報告した[77]。青色半導体レーザによるレーザクラッディング法を用いて、アルミニウム合金表面、銅合金表面上に純銅のコーティングが出来ることを報告した[78][79]。青色半導体レーザを用いた純銅皮膜の形成プロセスをシンクロトロン X 線イメージングシステムを用いて観察し、溶接欠陥の一つである空隙形成機構を明らかにした[80]。

大阪富士工業株式会社では産業用ロボットにマルチビームレーザクラッディング装置を導入した。本加工ヘッドには 100 W 青色半導体レーザ 2 本と 200 W の近赤外線レーザ 6 本の計 8 本で合計 1400 W と合計出力が大きくし施工速度が向上した。産業ロボットに取り付けたことで、大物の加工物にも加工が可能であり、棒状の取っ手に均一な銅皮膜の形成を達成した[81]。マルチビームレーザクラッディングは既に実用化レベルであるが、供給した粉末の内皮膜形成の用いられる粉末は 40%である。皮膜形成速度においてもより高速化が求められている。収率及び皮膜形成速度向上のためのマルチビームレーザクラッディングの研究は重要である。

2. 本研究の目的及び本論文の構成

本研究の目的は、低希釈な皮膜を形成することができるマルチビームレーザクラッディングにおけるレーザスポット内での収率の向上である。また、皮膜形成速度の向上と更なる薄膜化を試みた。マルチビームレーザクラッディングは熔融層で皮膜を形成するので、収率を改善するためには飛行粉末を融点以上に加熱する必要があると考えた。しかしながら、今までの飛行粉末の温度計算モデルではレーザスポット内全域において飛行粉末の温度計算が行われていなかった。そこで、本研究では、2 ビーム以上のレーザでスポット内の飛行粉末の加熱距離を数値計算し、掃引方向及びビーム本数の均一加熱への影響について検討した。計算上粉末が全て溶ける小径の粉末を用いた飛行粉末熔融型マルチビームレーザクラッディングを行ない、収率の向上を試みた。飛行粉末熔融型マルチビームレーザクラッディングでは収率が改善されたが、現状のアトマイズ粉末は幅広い粒度分布を有するので、市販の粉末を効率よく使用するためには飛行中に溶けない粉末も皮膜形成に用いる必要がある。そこで、熔融粉末が基材上で熔融層を形成し未熔融粉末をトラップするプロセスを考えた。本プロセスの効果を確認するために、全体の一部が融点に達する粉末と全て融点以下となる粒径の粉末で皮膜形成実験を行った。レーザのパワー密度を増加することで飛行粉末の温度上昇及び基材への投入エネルギーの両方が増加するので収率の向上及び高速な皮膜形成ができると考えた。ここで、高速化と同時に、単位面積当たりの粉末供給量を制御することで 100 μm 以下の薄膜化を行った。3 本のレーザを用いた高輝度マルチビームレーザクラッディングを開発し収率及び皮膜形成速度の向上を試みた。

本論文は 6 章構成であり、構成を Fig. 1.30 に示す。

第 1 章では、銅の使用量を削減し有効に活用するために、コーティング技術が重要であることを述べた。各種コーティング技術の特徴を述べ、密着強度及び生産性に優れたレーザクラッディングに着目した。レーザクラッディングの手法の中でも、マルチビームレーザクラッディングは飛行中の粉末の均一加熱により薄くて低希釈な皮膜を形成することができる。一方、レーザスポット内における収率及び掃引速度について課題があることを述べた。

第 2 章では、2 ビーム以上のマルチビームレーザクラッディングにおいて理想的な粉末加熱条件を検討するために、レーザスポット内全域でレーザと粉末の加熱距離を求める計算式を導出した。6 ビームまでの加熱距離の分布を求めて、1 ～6 ビームのレーザスポット内における均一加熱範囲を求めた。また、均一加熱範囲から掃引方向依存性を検討し、最適な掃引方向を考えた。次に、従来の飛行粉末加熱型シングルビームレーザクラッディングと均一加熱範囲を比較することでマルチビームレーザクラッディングが均一加熱であることを示した。レーザ出力一定でレーザスポットを変化（パワー密度変化）したときの、粉末の温度上昇の粒径依存性を求め、効率的に粉末を熔融する方法を検討した。

第 3 章では、2 章で導出した加熱距離の式を用いて、レーザスポット内の飛行粉末の温度分布を算出し、飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラディングを行ない、形成される皮膜の収率及び希釈について明らかにする。飛行中の粉末の温度が粒径に依存することに着目して、全ての粉末が溶融する小径の粉末を用いてマルチビームレーザクラディングを行なった。飛行中に融点以上となる粒径のみの粉末を用いた理想的なレーザクラディングにおいて収率が向上することを明らかにした。また、基材よりも吸収率の高い銅粉末が基材表面に付着することでレーザの吸収体となり、基材への入熱量が増加することが示唆された。

第 4 章では、幅広い粒度分布の粉末を用いるために未溶融の粉末で皮膜を形成することを目的とした。粒度分布のうち小径粉末が飛行中に溶融し、基材上で溶融層を形成することで、未溶融の大径粉末が溶融層にトラップされ、皮膜を形成するプロセスを考えた。また、溶融層がレーザの吸収体となることで、効率的なクラディングができると考えた。本プロセスを確認するために、溶融する粉末を数%含む粉末と、この粉末から溶融する小径の粉末を取除いた粉末でマルチビームレーザクラディングを行ない皮膜の形状及び皮膜形成過程を比較した。小径粉末を取除いた粉末では、希釈の生じるほど大きい溶融池がないと皮膜を形成されなかった。一方、小径粉末を含む粉末では溶融した粉末の割合以上に皮膜が形成され未溶融粉末が皮膜形成に用いられたことを明らかにした。

第 5 種では、幅広い粒度分布の粉末を用いたマルチビームレーザクラディングにおける皮膜の薄膜化及び高速皮膜形成を目的とした。マルチビームレーザクラディングにおいてレーザのパワー密度の増加は粉末温度上昇及び基材への投入エネルギーの増加の二つの効果があることに着目した。パワー密度増加により飛行粉末の溶融量を増加し収率の改善を試みた。パワー密度の増加で基材への入熱量が過剰にならないように掃引速度を速くする必要があるので結果として高速クラディングを行なうことができる。更に、高速クラディング条件において、レーザスポット内に供給する粉末の量を制御することで、膜厚 30 μm 以下の皮膜形成を試みた。

第 6 章は本論文で得られた結果を総括した。

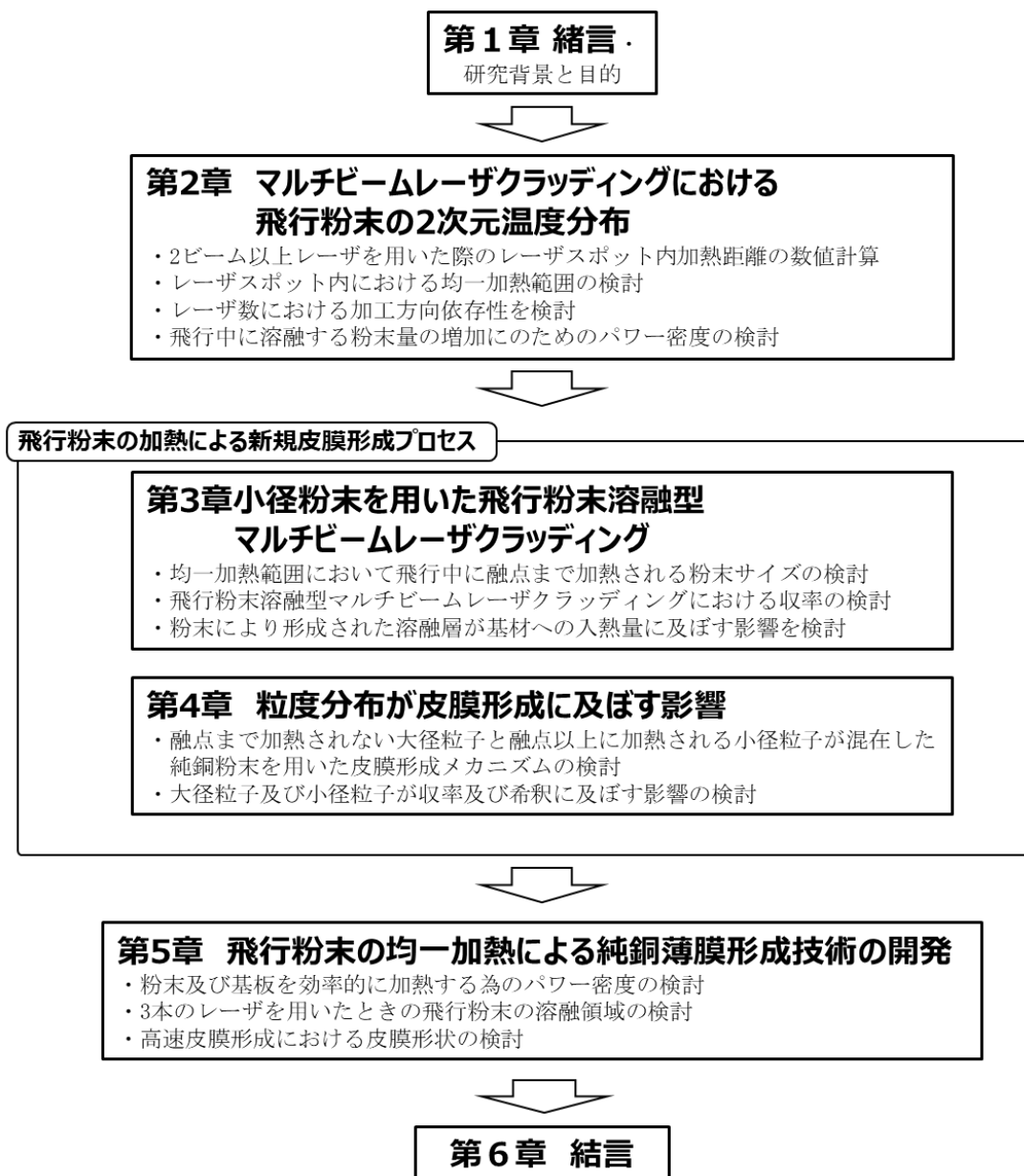


Fig. 1.30 Flow chart of present study

参考文献

- [1]田中政一. (2019, February). デンソーにおける車両の電動化技術. In 応用物理学会学術講演会講演予稿集 第 66 回応用物理学会春季学術講演会 (pp. 30-30). 公益社団法人 応用物理学会.
- [2]岩村卓郎. (1985). "銅および銅合金の最近の動向.", 精密機械, 51(5), 927-932.
- [3]Yao, C., Xu, B., Zhang, X., Huang, J., Fu, J., & Wu, Y. (2009). Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper–steel dissimilar joint. *Optics and Lasers in Engineering*, 47(7-8), 807-814.
- [4]Popovich, A., Sufiiarov, V., Polozov, I., Borisov, E., Masaylo, D., & Orlov, A. (2016). Microstructure and mechanical properties of additive manufactured copper alloy. *Materials Letters*, 179, 38-41.
- [5]Casey, A. L., Adams, D., Karpanen, T. J., Lambert, P. A., Cookson, B. D., Nightingale, P., ... & Elliott, T. S. J. (2010). Role of copper in reducing hospital environment contamination. *Journal of Hospital Infection*, 74(1), 72-77.
- [6]Suzuki, S., Miyakusu, K., Sato, Y., Kikuchi, Y., & Kawakami, H. (2014). Antimicrobiability of Cu contained stainless steels. *Tetsu to Hagane-Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*, 100(8), 1021-1028.
- [7]Miyano, Y., Koyama, K., Sreekumari, K. R., Sato, Y., Kikuchi, Y., & Kikuchi, Y. (2007). Evaluation of antibacterial ability of some pure metals. *JOURNAL-IRON AND STEEL INSTITUTE OF JAPAN JAPANESE EDITION*, 93(1), 57.
- [8]Mikolay, A., Huggett, S., Tikana, L., Grass, G., Braun, J., & Nies, D. H. (2010). Survival of bacteria on metallic copper surfaces in a hospital trial. *Applied microbiology and biotechnology*, 87, 1875-1879.
- [9]Cortes, A. A., & Zuñiga, J. M. (2020). The use of copper to help prevent transmission of SARS-coronavirus and influenza viruses. A general review. *Diagnostic microbiology and infectious disease*, 98(4), 115176.
- [10]奈良県立医科大学 web ページ <https://www.narmed-u.ac.jp/university/kenkyu-sangakukan/oshirase/mbtsars-cov-2-page4.html> (2023 年 5 月)
- [11]環境省 Web サイト <https://www.env.go.jp/content/000116424.pdf> (2023 年 5 月)
- [12]環境省 Web サイト https://www.enecho.meti.go.jp/about/special/johoteikyo/carbon_neutral_01.html (2023 年 5 月)
- [13]環境省 Web サイト <https://www.env.go.jp/content/900444146.pdf> (2023 年 6 月)
- [14]Web サイト https://special.nikkeibp.co.jp/atclh/ONB/22/jx_nmm1031/ (2023 年 6 月)
- [15]環境省 Web サイト https://ondankataisaku.env.go.jp/carbon_neutral/about/ (2023 年 5 月)
- [16]国土交通省 PDF EV/PHV 普及の現状について” <https://www.mlit.go.jp/common/001283224.pdf> (2023 年 5 月)

- [17]Web サイト <https://www.cmegroup.com/ja/education/articles-and-reports/copper-the-key-to-electronification.html> (2023 年 5 月)
- [18]原田幸明. (2008). 金属資源の将来予測に基づく 「元素戦略」 の必要性. 表面技術, 59(7), 424-424.
- [19]経済産業省 資源エネルギー庁 Web サイト
<https://www.enecho.meti.go.jp/about/special/tokushu/anzenhosho/koubutsusigen.html> (2023 年 5 月)
- [20]Gupta, D., & Sharma, A. K. (2012). Copper coating on austenitic stainless steel using microwave hybrid heating. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering, 226(2), 132-141.
- [21]逢坂哲彌, & 黒川義昭. (1994). 薄膜技術の現状と展開-これからの薄膜-薄膜と表面技術. 表面技術, 45(12), 1172-1178.
- [22]兼元大. (2019). 環境負荷低減をめざした精密めっき技術の開発 (Doctoral dissertation, 大阪市立大学).
- [23]後藤文男, & 逢坂哲彌. (1989). 高密度ハードディスクへの無電解めっきの応用. 表面技術, 40(1), 46-47.
- [24]森河務, 中出卓男, & 横井昌幸. (2007). めっき皮膜の密着性とその改善方法. 表面技術, 58(5), 267-267.
- [25]橋本陽一, & 町田一道. (1987). PVD による表面改質技術とその応用. 溶接学会誌, 56(3), 135-138.
- [26]関口敦. (2016). 化学気相成長 (Chemical Vapor Deposition: CVD) 法の基礎. Journal of the Vacuum Society of Japan, 59(7), 171-183.
- [27]三宅正二郎. (1993). ナノメータスケールの薄膜形成技術. 精密工学会誌, 59(4), 563-567.
- [28]馬場茂. (2007). 真空製膜による薄膜の密着性-密着に及ぼす各種因子と改善方法. 表面技術, 58(5), 275-275.
- [29]原田良夫. (1998). 溶射技術 溶射技術の最新動向. 表面技術, 49(6), 565-571.
- [30]馬込正勝(1998).溶射技術マニュアル.財団法人 日本規格協会 , [JIS 使い方シリーズ],p222
- [31]大阪富士工業 web サイト <https://www.ofic.co.jp/thermal-spraying/about/flame.html> (2023 年 5 月)
- [32]内田雅信, 辻井元, & 大縄登史男. (2006). 防錆溶射技術の現場適用. 溶接学会誌, 75(2), 147-151.
- [33]沖 幸男(2017).溶射工学便覧.一般社団法人日本溶射学会, p984.
- [34]市川裕士, & 篠田健太郎. (2020). 固相粒子積層プロセスにおける接合メカニズムの統一的理解に向けた現状と課題. 日本溶射学会誌 溶射, 57(2), 58-71.

- [35]明渡純, 中野禪, 朴載赫, 馬場創, & 芦田極. (2008). エアロゾルデポジション法-高機能部品の低コスト, 省エネ製造への取り組み. *Synthesiology*, 1(2), 130-138.
- [36]渡邊誠, & 黒田聖治. (2011). コールドスプレーおよびウォームスプレーにおける固相粒子の付着メカニズムについて. *溶射: journal of Japan Thermal Spraying Society*, 48(1), 11-17.
- [37]山田基宏, 和田浩孝, 佐藤憲徳, 福本昌宏, 安井利明, & 山口英二. (2007). 低圧コールドスプレー法による銅皮膜の作製と評価. *溶接学会論文集*, 25(4), 548-552.
- [38]吉田知聖, 渡邊悠太, 山田基宏, & 福本昌宏. (2015). コールドスプレー皮膜の密着強度に与える基材加熱温度の影響. *日本溶射学会誌 溶射*, 52(3), 116-118.
- [39]榊和彦. (2012). 新しい溶射法コールドスプレーの現状と課題. *表面技術*, 63(9), 541.
- [40]溶接学会編(1981).*溶接工学の基礎*.丸善株式会社
- [41](社)溶接学会編(1982).*溶接便覧* (改訂3版) .丸善株式会社,p1647.
- [42]日本溶接協会溶接棒部会編(1999).*マグ・ミグ溶接 Q&A*.産報出版 (株),p227.
- [43]堀勝義, 渡辺浩, 明賀俊治, & 草野和喜. (2003). ワイヤ加熱にパルス電流を用いたホットワイヤ TIG 溶接法の開発-パルス通電加熱ホットワイヤ TIG 溶接法の研究 (第1報)-. *溶接学会論文集*, 21(3), 362-373.
- [44]Vilar, R. (1999). Laser cladding. *Journal of laser applications*, 11(2), 64-79.
- [45]小泉雄一郎, 千葉晶彦, 野村直之, & 中野貴由. (2017). 金属系材料の3次元積層造形技術の基礎. *まてりあ*, 56(12), 686-690.
- [46]京極秀樹. (2018). 金属積層造形技術の可能性と技術開発動向. *まてりあ*, 57(4), 140-144.
- [47]Erturk, A. T., Bulduk, M. E., Tarakçi, G., Özer, G., & Yazar, E. (2022). Investigation of the microstructure and mechanical characteristics of lattice structures produced by laser powder bed fusion method. *Metals and Materials International*, 1-13.
- [48]Azarniya, A., Colera, X. G., Mirzaali, M. J., Sovizi, S., Bartolomeu, F., Wits, W. W., ... & Zadpoor, A. A. (2019). Additive manufacturing of Ti-6Al-4V parts through laser metal deposition (LMD): Process, microstructure, and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 804, 163-191.
- [49]辰巳佳宏, 林良彦, & 土田貴之. (2023). レーザクラッディング法による高度機能化技術と応用. *トライボロジスト*, 68(1), 21-29.
- [50]金野泰幸. "非モルテンプール型レーザクラッディングによる超耐熱玉軸受 (ボールベアリング)の開発)." *レーザ加工学会誌* 29 (2022): 17-22.
- [51]Ocelík, V., Eekma, M., Hemmati, I., & De Hosson, J. T. M. (2012). Elimination of Start/Stop defects in laser cladding. *Surface and Coatings Technology*, 206(8-9), 2403-2409.
- [52]蓮井淳, 北原繁, & 福島孟. (1967). 溶射に用いる酸素-アセチレン炎の性質について. *溶接学会誌*, 36(6), 662-668.
- [53]加藤哲男, & 竹内宥公. (1989). 粉末を用いたプラズマ肉盛溶接法の現状. *鉄と鋼*, 75(1), 42-49.

- [54]溶接学会編(1993).溶接・接合技術.産報出版 , p94.
- [55]Ordal, M. A., Bell, R. J., Alexander, R. W., Long, L. L., & Querry, M. R. (1985). Optical properties of fourteen metals in the infrared and far infrared: Al, Co, Cu, Au, Fe, Pb, Mo, Ni, Pd, Pt, Ag, Ti, V, and W. *Applied optics*, 24(24), 4493-4499.
- [56] Johnson, P. B., & Christy, R. W. (1975). Optical constants of copper and nickel as a function of temperature. *Physical Review B*, 11(4), 1315.
- [57] レーザー学会編(2005).レーザーハンドブック.オーム社 , p972.
- [58]東條公資, 升野振一郎, 東野律子, & 塚本雅裕. (2018). 高輝度パワーブルーレーザー. レーザ加工学会誌, 25(3), 7-12.
- [59]NEDO Web サイト <https://www.nedo.go.jp/content/100940270.pdf> (2023 年 5 月)
- [60]Weisheit, A., Backes, G., Stromeyer, R., Gasser, A., Wissenbach, K., & Poprawe, R. (2002). Powder injection: the key to reconditioning and generating components using laser cladding.
- [61] De Oliveira, U., Ocelik, V., & De Hosson, J. T. M. (2005). Analysis of coaxial laser cladding processing conditions. *Surface and Coatings Technology*, 197(2-3), 127-136.
- [62]舟田義則, 山下順広, 左今佑, & 塚本雅裕. (2019). 直噴型マルチビーム式レーザーコーティング技術の開発とビード形成特性. *スマートプロセス学会誌*, 8(1), 19-24.
- [63]Li, Y., Wang, K., Fu, H., Zhi, X., Guo, X., & Lin, J. (2021). Prediction for dilution rate of AlCoCrFeNi coatings by laser cladding based on a BP neural network. *Coatings*, 11(11), 1402.
- [64] Xi, W., Song, B., Zhao, Y., Yu, T., & Wang, J. (2019). Geometry and dilution rate analysis and prediction of laser cladding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 103, 4695-4702.
- [65]Tian, H., Chen, X., Yan, Z., Zhi, X., Yang, Q., & Yuan, Z. (2019). Finite-element simulation of melt pool geometry and dilution ratio during laser cladding. *Applied Physics A*, 125, 1-9.
- [66]林良彦, 阿部信行, 塚本雅裕, 山崎裕之, 谷川大地, 辰巳佳宏, & 米山三樹男. (2015). 粉末供給式レーザークラッディングにおける粉末粒径が皮膜形成に及ぼす影響. In 溶接学会全国大会講演概要 平成 27 年度秋季全国大会 (pp. 140-141). 一般社団法人 溶接学会.
- [67] Schopphoven, T., Pirch, N., Mann, S., Poprawe, R., Häfner, C. L., & Schleifenbaum, J. H. (2020). Statistical/numerical model of the powder-gas jet for extreme high-speed laser material deposition. *Coatings*, 10(4), 416.
- [68]Schopphoven, T., Gasser, A., Wissenbach, K., & Poprawe, R. (2016). Investigations on ultra-high-speed laser material deposition as alternative for hard chrome plating and thermal spraying. *Journal of Laser Applications*, 28(2), 022501.
- [69]Pinkerton, A. J., & Li, L. (2002, October). A verified model of the behaviour of the axial powder stream concentration from a coaxial laser cladding nozzle. In *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics* (Vol. 2002, No. 1, p. 165528). Laser Institute of America.

- [70]ヤマザキマザック株式会社 Web サイト <https://www.mazak.jp/news-events/press-releases/nedo-blue-laser/>(2023 年 5 月)
- [71]NEDO Web サイト https://www.nedo.go.jp/news/press/AA5_101040.html (2023 年 5 月)
- [72]Asano, K., Tsukamoto, M., Funada, Y., Sakon, Y., Morimoto, K., Sato, Y., ... & Nishikawa, H. (2018). Development of multiple laser beam irradiation method for precision laser cladding of metal. *Rev. Laser Eng*, 46, 604-613.
- [73]和田卓也, 高井淳生, 岡本康寛, 岡田晃, 中芝伸一, & 酒川友一. (2014, March). パルスグリーン YAG レーザを用いた銅の微細溶接における吸収特性の評価. In 精密工学会学術講演会講演論文集 2014 年度精密工学会春季大会 (pp. 195-196). 公益社団法人 精密工学会.
- [74]Prasad, H.S., Brueckner F., Volpp, J. & Kaplan, F.H., A., (2020). Laser metal deposition of copper on diverse metals using green laser sources *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (Vol. 107, pp. 1559-1568).
- [75]Polenz, S., Kolbe, C., Bittner, F., López, E., Brückner, F., & Leyens, C. (2021). Integration of pure copper to optimize heat dissipation in injection mould inserts using laser metal deposition. *Journal of Laser Applications*, 33(1), 012029.
- [76]Asano, K., Tsukamoto, M., Sechi, Y., Sato, Y., Masuno, S. I., Higashino, R., ... & Yoshida, M. (2018). Laser metal deposition of pure copper on stainless steel with blue and IR diode lasers. *Optics & Laser Technology*, 107, 291-296.
- [77]Asano, K., Tsukamoto, M., Funada, Y., Sakon, Y., Abe, N., Sato, Y., ... & Yoshida, M. (2018). Copper film formation on metal surfaces with 100 W blue direct diode laser system. *Journal of Laser Applications*, 30(3), 032602.
- [78]Hara, T., Sato, Y., Higashino, R., Funada, Y., Ohkubo, T., Morimoto, K., ... & Tsukamoto, M. (2020). Pure copper layer formation on pure copper substrate using multi-beam laser cladding system with blue diode lasers. *Applied Physics A*, 126, 1-6.
- [79]Takenaka, K., Sato, Y., Ono, K., Funada, Y., & Tsukamoto, M. (2021). Pure copper layer formation on stainless-steel and aluminum substrate with a multibeam laser metal deposition system with blue diode laser. *Journal of Laser Applications*, 33(4), 042033.
- [80]Sato, Y., Tsukamoto, M., Shobu, T., Funada, Y., Yamashita, Y., Hara, T., ... & Abe, N. (2019). In situ X-ray observations of pure-copper layer formation with blue direct diode lasers. *Applied Surface Science*, 480, 861-867.
- [81]Web サイト <https://premium.ipros.jp/ofic/product/detail/2000546272/> (2023 年 5 月)

第2章 マルチビームレーザクラディングにおける粉末の加熱

2.1 はじめに

マルチビームレーザクラディングは飛行中の粉末を均一に加熱することで、薄くて希釈の小さい皮膜を形成できるクラディング技術である[1][2]。しかしながら、レーザスポット内に供給された粉末が皮膜になる割合である収率を改善する方法を検討する必要がある。粉末の基材到達位置によって粉末の温度が異なると、付着量にばらつきが生じる。一方、飛行中の粉末を均一に加熱できれば、レーザスポット内で同時に粉末が基材に付着する条件を満たすことができる。以上のことから均一加熱の範囲が最も広くなるビーム数と掃引方向を求めることが重要である。マルチビームレーザクラディングにおける飛行粉末の加熱のモデル式が導出された[3][4]。しかしながら、適用範囲は2ビームでレーザ掃引方向に垂直な1次元であるため、レーザスポット内全域で均一加熱の条件を求めることができない。マルチビームレーザクラディングではレーザを6ビームまで増やすことで、高パワー密度化により効率よく皮膜を形成することができる。しかしながら、3ビーム以上では粉末の加熱について検討されていなかった。以上のことから、マルチビームレーザクラディングにおいて飛行中の粉末の加熱を検討して皮膜形成を行なうためには、複数本のレーザを用いたときの、レーザスポット内の粉末の温度分布を求める必要があると考えた。

本研究では、マルチビームレーザクラディングにおけるレーザスポット内の加熱距離の計算式を導出し、1～6ビームの加熱距離の分布を求める。加熱距離の分布から均一加熱の面積及び均一加熱の掃引方向依存性を明らかにする。マルチビームレーザクラディングの均一加熱について評価するために、従来の飛行粉末加熱型シングルビームレーザクラディングの加熱距離の分布を導出して比較する。粉末の温度上昇のモデル式及びレーザクラディングにおける基材への投入エネルギーの計算式から粉末の温度上昇及び掃引速度の高速化にはレーザのパワー密度を大きくする必要があることを示す。

2.2 マルチビームレーザクラディングの飛行粉末加熱特性

飛行粉末加熱型レーザクラディングは飛行中の粉末を均一に加熱することが重要である。マルチビーム加工ヘッドは最大で6ビームであるので1～6ビームにおいて均一加熱の範囲が最も大きくなる掃引方向を検討する。

粉末の温度上昇のモデル式(1.47)の粉末の光吸収率、粉末の速度及び粉末の粒径を一定であると仮定すると、粉末の温度は（飛行粉末が基材到達までにレーザに照射される距離）加熱距離に比例する。よって、加熱距離の分布の形状が粉末の温度分布の形状と一致する[5]。飛行粉末の温度分布を考えるために、加熱距離の分布を求めることが重要である。 n 本のレーザを用いた場合、各レーザのそれぞれの加熱距離を $L_1, L_2, L_3, \dots, L_n$ とすると、加熱距離の総和 L は

$$L = \sum_{k=1}^n L_k \quad (2.1)$$

となる。初めに Fig. 1.28 に示す照射配置のレーザ1の加熱距離 L_1 について考える。Fig. 2.1(a)にレーザ1による粉末の加熱の概略図を示す。半径 r の円柱でレーザのエネルギー分布はトップハット型と仮定し、レーザ1を入射角 θ で原点 O を中心に照射した。 xy 平面上($z=0$)におけるレーザ1のスポット径内の任意の点を $P(\ell, m, 0)$ とした。Fig. 2.1(a)の $x=\ell$ における yz 平面をFig. 2.1(b)に示す。レーザ1と y 軸との交点を A_1 、 z 軸との交点を B 、中点を O' とする。粉末は、 z 軸に平行に飛行し、 $z=n$ の点 P_L でレーザが照射され $z=0$ の点 P に到達する。Fig. 2.1(b)より、レーザ1の yz 断面は半楕円になるので、

$$\frac{|O'P|^2}{|O'A_1|^2} + \frac{|PP_L|^2}{|O'B|^2} = 1 \quad (2.2)$$

の関係が得られる。従って、レーザ1と粉末との加熱距離 L_1 は

$$L_1 = |PP_L| = |O'B| \sqrt{1 - \frac{|O'P|^2}{|O'A_1|^2}} \quad (2.3)$$

となる。次に、Fig. 2.1(c)にFig. 2.1(a)の $z=0$ における xy 平面を示す。 z 軸に対してレーザ1は角度 θ で入射するので、レーザスポットは短軸が r 、長軸が $r/\cos\theta$ の楕円となる。レーザ1と x 軸との交点を C_1 、 y 軸との交点を A_0 とすると

$$\frac{|O'A_1|^2}{|OA_0|^2} + \frac{|OO'|^2}{|OC_1|^2} = 1 \quad (2.4)$$

となり、 $|O'A_1|$ は次式となる。

$$|O'A_1| = \sqrt{\left(1 - \frac{\ell^2}{\left(\frac{r}{\cos\theta}\right)^2}\right)r} = \sqrt{r^2 - \ell^2 \cos^2 \theta} \quad (2.5)$$

次にFig. 2.1(d)にFig. 2.1(a)の $y=0$ での xz 平面を示す。レーザ1は z 軸に対して角度 θ で入射されるので $|O'B|$ は

$$|O'B| = \frac{|C_1O'|}{\tan\theta} = \frac{\left|\left(\frac{r}{\cos\theta}\right) - \ell\right|}{\tan\theta} = \frac{r - \ell\cos\theta}{\sin\theta} \quad (2.6)$$

となる。レーザ 1 のスポット径内の任意の点 P における粉末の加熱距離 L_I は、 $|O'P|$ は m 、式(2.3)、式(2.5)、式(2.6)より

$$L_I = \left(\frac{r - \ell\cos\theta}{\sin\theta}\right) \sqrt{\left(1 - \frac{m^2}{r^2 - \ell^2 \cos^2\theta}\right)} \quad (2.7)$$

となる。

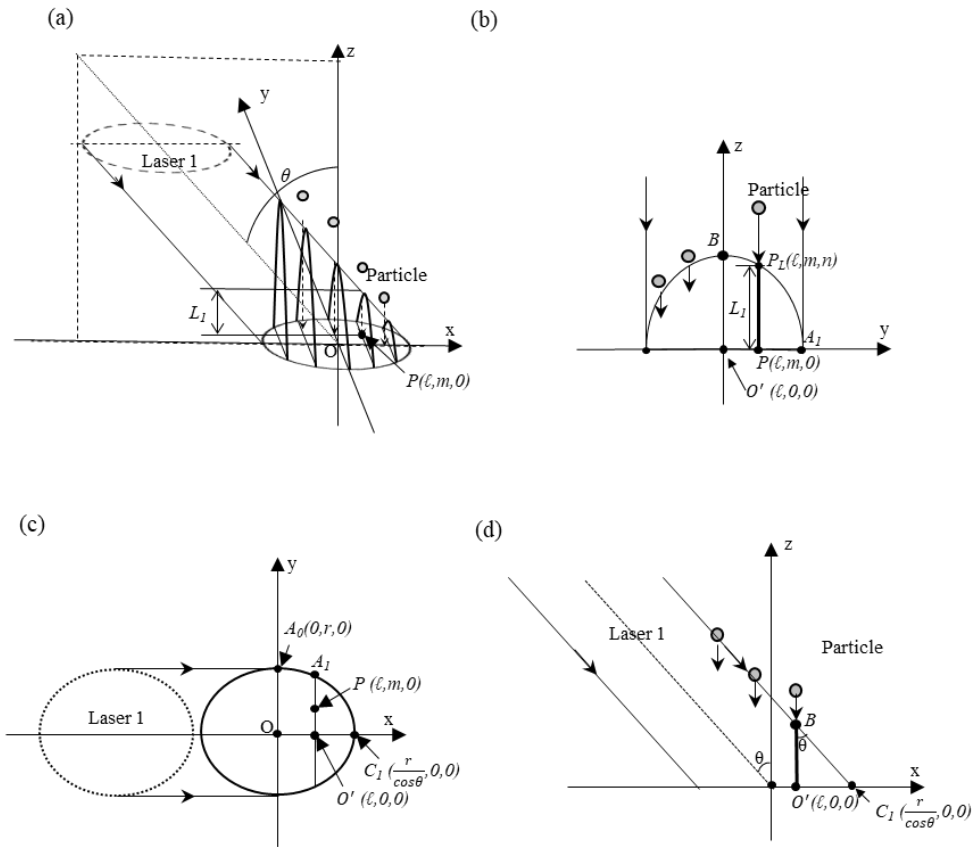


Fig. 2.1 (a) Schematic diagram of the laser 1 and powder flow. (b) Schematic diagram of the yz plane in (a) of Laser 1 and the powder in flight. (c) Laser spot of Laser 1 in xy plane in (a). (d) Schematic diagram of the xz plane in (a) of Laser 1 and the powder in flight.

次に、レーザ 2 と粉末の加熱距離 L_2 を考える。 Fig. 2.2 に 2 本のレーザを重畳した $z = 0$ における xy 平面を示す。任意の点 P におけるレーザ 2 と粉末の加熱距離 L_2 は、点 P を原点を中心に α_2° 回転させた点 $P_2(\ell_2, m_2, 0)$ におけるレーザ 1 と粉の加熱距離と等しい。 $P_2(\ell_2, m_2, 0)$ におけるレーザ 1 と粉末の加熱距離は式に回転後の座標を代入したもののなので、 L_2 は

$$L_2 = \left(\frac{r - \ell_2 \cos \theta}{\sin \theta} \right) \sqrt{\left(1 - \frac{m_2^2}{r^2 - \ell_2^2 \cos^2 \theta} \right)} \quad (2.8)$$

となる。 ℓ_2 及び m_2 は

$$\ell_2 = \ell \cos \alpha_2 - m \sin \alpha_2 \quad (2.9)$$

$$m_2 = \ell \sin \alpha_2 + m \cos \alpha_2 \quad (2.10)$$

となり、 ℓ 及び m で表される。2 ビーム以降は加熱距離 L_2 と同様に求めることができる。

従って L は

$$L = \sum_{k=1}^n L_k = \sum_{k=1}^n \left(\frac{r - \ell_k \cos \theta}{\sin \theta} \right) \sqrt{\left(1 - \frac{m_k^2}{r^2 - \ell_k^2 \cos^2 \theta} \right)} \quad (2.11)$$

となる。式(1.47)の加熱距離に(2.11)を代入すると ΔT の温度分布が求まる。

$$\Delta T = \left(\frac{3A}{2\rho_p c_p} \right) \left(\frac{I}{v_p d_p} \right) \sum_{k=1}^n \left(\frac{r - \ell_k \cos \theta}{\sin \theta} \right) \sqrt{\left(1 - \frac{m_k^2}{r^2 - \ell_k^2 \cos^2 \theta} \right)} \quad (2.12)$$

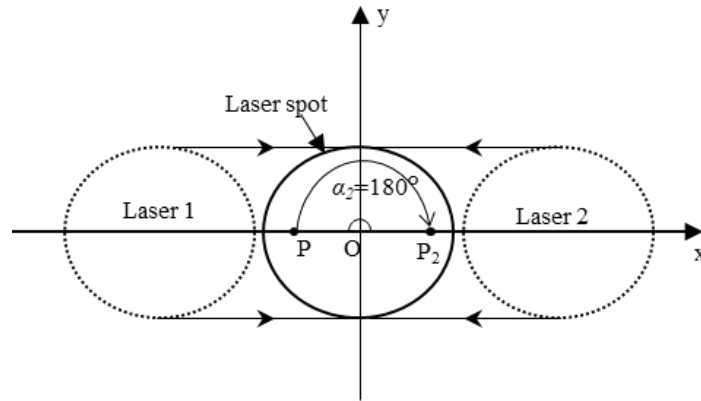


Fig. 2.2 Laser spot of laser 1 and 2 in the xy plane. Laser 2 is rotated by α_2 degrees around from the Laser 1.

Fig. 2.3(a)、(b)、(c)、(d)、(e)及び(f)にはそれぞれ、1、2、3、4、5 及び 6 本のレーザスポット中心から均等な角度で配置して照射したときに式(2.11)から算出した加熱距離 L の分布を示す。レーザスポット内の最長となる L で規格化し、 L の長さを示した。レーザのスポット径 $r=300 \mu\text{m}$ 及びレーザの入射角 $\theta=24^\circ$ とした。Fig. 2.3 に 1 ビームから 6 ビームの加熱距離の分布を示す。1 ビームの(a)と比較して、2 ビーム以上の(b)から(e)で、加熱距離が長い赤色の範囲が増加していることが分かる。均一加熱の範囲を評価するために、均一加熱範囲は

L 最大値から 70%までとした。Table 2.1 にレーザスポット面積に対する均一加熱面積の割合を示す。均一加熱の範囲は 1 ビームが 9%と最も小さい。2~6 ビームでは均一加熱面積の割合は 78~79%であった。しかしながら、Fig. 2.3 に示す様に赤から黄色の均一加熱範囲の形状が異なる。これにより、レーザを掃引した時に均一加熱の方向依存性が生じる。最適なビーム数及び掃引方向を求めるために、各ビーム数で 0° ~ 180° の間で 10° 毎に掃引した時の均一加熱範囲の割合を求めた。 0° は Fig. 2.3 における y 軸方向への掃引である。Fig. 2.4 に均一加熱範囲の掃引方向依存性を示す。1 ビームはいずれの方向に掃引しても均一加熱の範囲は 31%以下であった。2 ビームは y 軸方向に掃引したとき、均一加熱の範囲が 100%であった。掃引方向が y 軸方向から x 軸方向に変化すると、均一加熱の幅が 64%に減少した。3 ビーム以上では掃引方向に対して均一加熱範囲が 76~82%の間であり、2 ビームまでと比較して掃引方向の依存性が小さくなった。5 ビームは掃引方向による均一加熱のばらつきが 76~78%であり、6 ビームまでで最も小さかった。これは、2 ビームの様に 180° の対称となる位置からレーザを照射した場合、レーザ照射と垂直方向に対して均一加熱範囲が広くなり、方向依存が生じることが原因であると考ええる。6 ビームのレーザを均等配置した場合 60° 毎となるので、 180° の対称から照射されるレーザは合計 3 組となる。一方、5 ビームではレーザを均等に配置した場合、 72° であり、 180° の対称位置からのレーザ照射の組み合わせがない。これにより、5 ビームの方向依存性が最も小さくなったものと考えられる。本研究ではレーザの掃引方向を 1 方向とするので、均一加熱の範囲が大きい 2 ビームを用いた。

Table 2.1 Area of uniform heating area relative to laser spot area

| Number of beams | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 |
|--------------------------|---|----|----|----|----|----|
| Uniform heating area (%) | 9 | 79 | 79 | 79 | 78 | 78 |

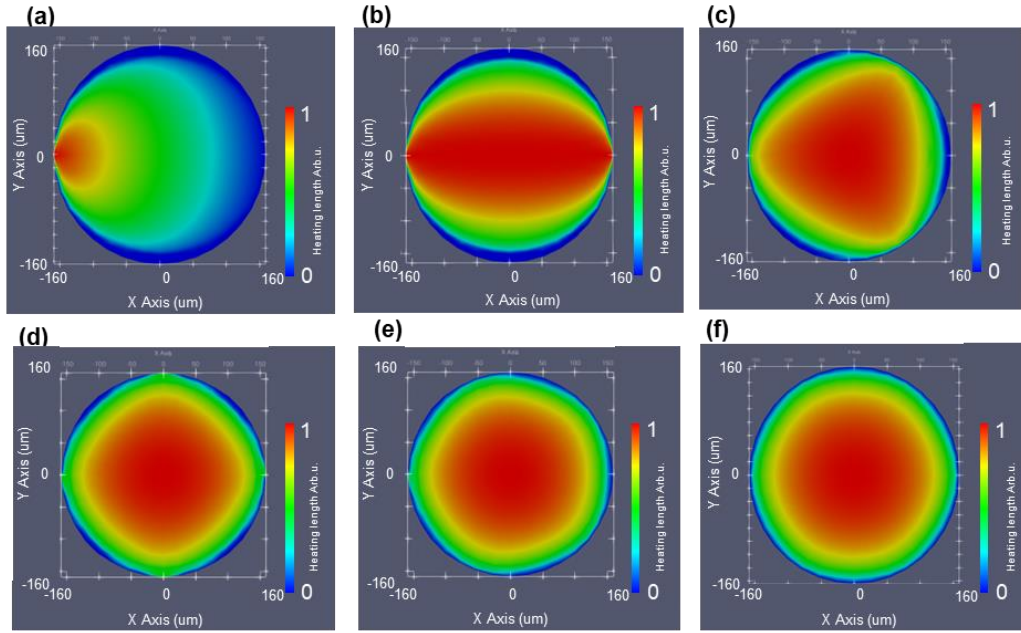


Fig. 2.3 Distribution of heating distance in the laser spot for multiple beam use calculated using Eq(2.11).

(a) 1 beam, (b) 2 beams, (c) 3beams, (d) 4 beams, (e) 5 beams and (f) 6 beams

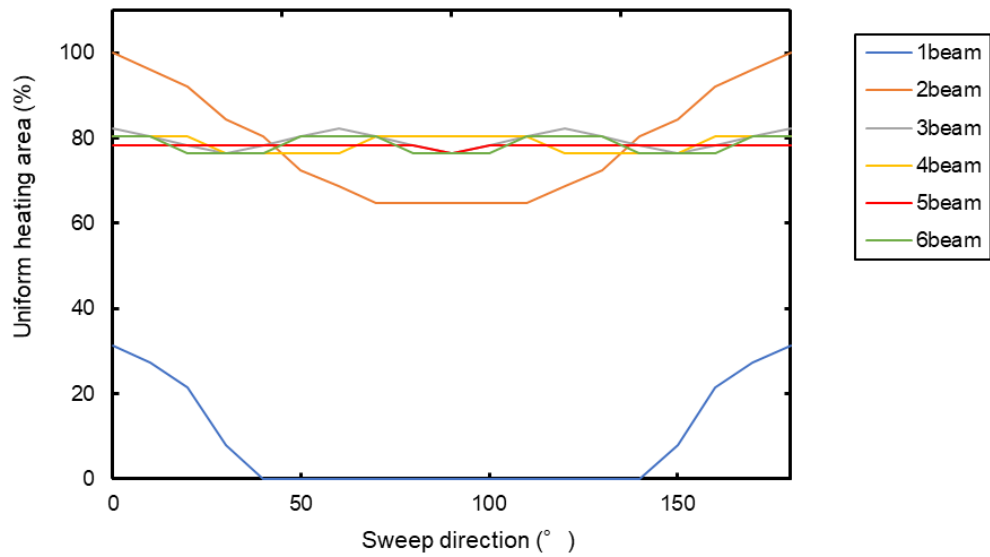


Fig. 2.4 Directional dependence of uniform heating area

2.3 従来の手法と均一加熱範囲の比較

マルチビームレーザクラディングの均一加熱の特性を他の方法と比較して評価するために、飛行粉末加熱型シングルビームにおける理想的な照射配置にて粉末の加熱モデルを考案する。Fig. 2.5 に飛行粉末熔融型レーザクラディングの粉末とレーザの概略図を示す。粉末流の幅、レーザスポット径及び粉末の入射角をそれぞれ L_p 、 d_L と及び θ とした。粉末流の幅 L_p は一定のまま基材に到達すると仮定した。熔融池形成型シングルビームレーザクラディングでは粉末流の外側が加熱されずに基材に到達するので、Fig. 2.5 における点 A の位置に基材表面を設置していることと等しい。点 A の位置から基材を-z 方向に移動することで粉末の収束位置が基材の上部に移動する。粉末はレーザスポット内全体に供給される必要があるので、粉末流 1 と粉末流 2 の外側が交わる点 O の位置まで基材を下げる事ができる。Fig. 2.5 の照射配置は基材の到達までに粉末の加熱距離が最大となる理想的な照射配置である。このときの基材の移動距離を L_b とした。熔融池形成型の基材設置位置におけるレーザの中心を点 B とすると、 $|AB|$ はレーザスポットの半径となる。また、 $\angle AOB$ は粉末入射角 θ なので L_b は

$$L_b = |BO| = \frac{|AB|}{\tan\theta} = \frac{d_L}{2\tan\theta} \quad (2.13)$$

で表される。スポット内の任意の点を x とすると、Fig. 2.5 より $0 \leq x \leq d_L/2$ の範囲では粉末流 2 のみが基材に到達する。一方、 $d_L/2 \leq x \leq d_L$ の範囲では粉末流 1 のみが基材に到達する。そのため、粉末流 1 における加熱距離を L_1 粉末流 2 における加熱距離を L_2 とすると、 L_1 及び L_2 はそれぞれ

$$L_2 = \frac{d_L - x}{\sin\theta} \quad (0 \leq x \leq \frac{d_L}{2}) \quad (2.14)$$

$$L_1 = \frac{x}{\sin\theta} \quad (\frac{d_L}{2} \leq x \leq d_L) \quad (2.15)$$

式(1.47)にそれぞれ(2.3)、(2.4)を代入すると粉末の温度上昇は

$$\Delta T = \left(\frac{3A}{2\rho_p c_p} \right) \left(\frac{I}{v_p d_p} \right) \frac{d_L - x}{\sin\theta} \quad (0 \leq x \leq \frac{d_L}{2}) \quad (2.16)$$

$$\Delta T = \left(\frac{3A}{2\rho_p c_p} \right) \left(\frac{I}{v_p d_p} \right) \frac{x}{\sin\theta} \quad (\frac{d_L}{2} \leq x \leq d_L) \quad (2.17)$$

となる。

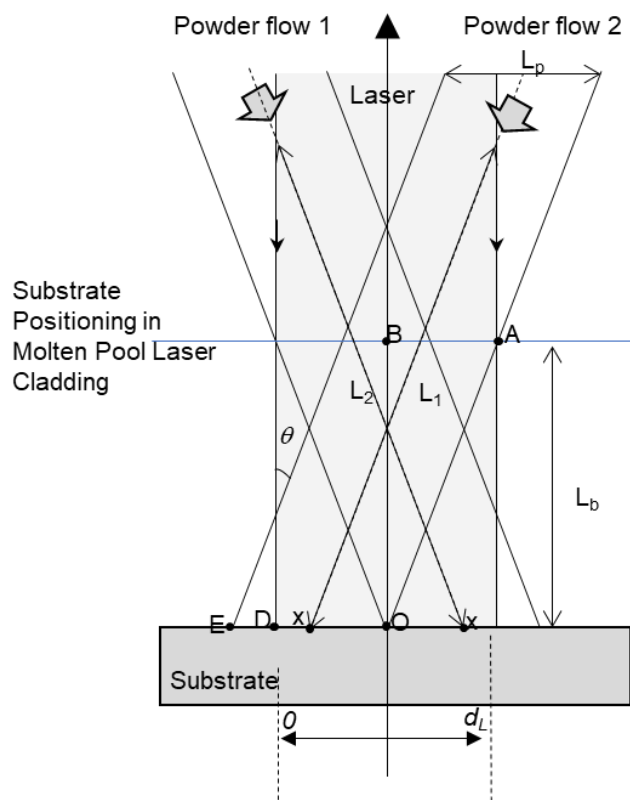


Fig. 2.5 Schematic diagram of single laser cladding with flying powder melting

式(2.16)及び式(2.17)より光吸収率、粉末の密度、比熱、パワー密度及び粒径を一定とすると、粉末の温度上昇は加熱距離に比例するので、粉末の温度上昇の分布と加熱距離の分布の形状は等しくなる。そこで、飛行粉末加熱型シングルビームレーザクラディングの加熱距離の分布を求める。粉末の入射角を 21° 、レーザスポット径を 1 mm としたときの加熱距離を Fig. 2.6 に示す。粉末流 1 は原点を通る直線であるため、レーザスポットの中心と外周で加熱距離は 2 倍の差が生じる。Fig. 2.7 に式(2.16)及び式(2.17)をスポット内全域でもとめた求めた理想的なシングルビームレーザクラディングにおける加熱距離の分布を示す。シングルビームレーザクラディングにおける均一加熱の範囲は 63%であり、掃引方向の依存性はない。マルチビームレーザクラディングの方が 13%程均一加熱の範囲が広いことが分かった。

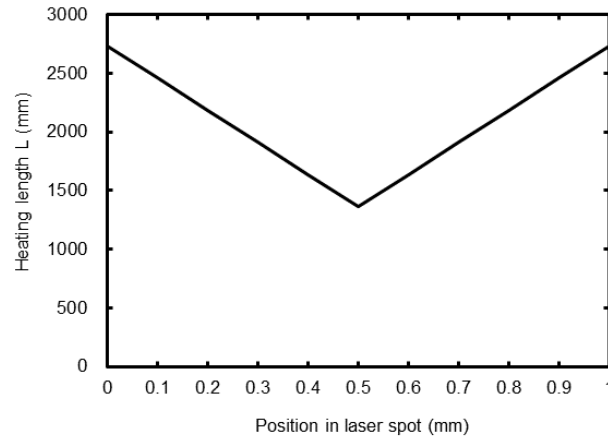


Fig. 2.6 Flying powder temperature distribution in the laser spot of single-beam laser cladding with flying powder heating at various powder incidence angles θ .

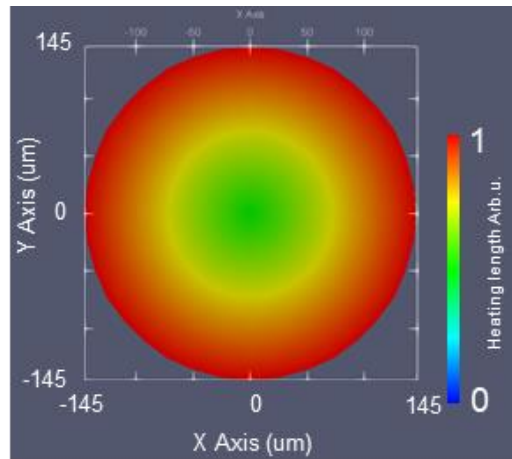


Fig. 2.7 Distribution of heating distance in the laser spot for single beam flight powder heating type laser cladding.

2.4 飛行粉末の高効率加熱のためのパワー密度制御

式(1.47)より飛行中の粉末の温度を上げるためのパラメータを考える。光吸収率、粉末の密度、粉末の比熱、飛行速度及び加熱距離を一定と仮定すると。式(1.47)は

$$\Delta T = K \left(\frac{I}{d_p} \right) \quad (2.18)$$

となる。式(2.18)より、粉末の温度はレーザーのパワー密度に比例し、粒径に反比例する。今までの青色半導体レーザーのコア径は 200 μm であったのに対し、コア径 100 μm が開発されている[6]。レーザーのコア径はレーザースポット径に比例するので、コア径の小さいファイバーを用いる事でレーザースポット径を小さくできる。Fig. 2.8 にレーザー出力一定で、レーザースポット径(パワー密度)を変化させたときの粉末の粒径と温度上昇の関係を示す。計算条件は今までの試験を参考にして Table 2.2 の条件で行った[7]。黒色の線は集光レンズとコリメートレンズの焦点距離を 1:1 としたときであり、直径 75 μm の粉末まで溶かすことができる。しかしながら、装置の設計上 WD が取れないので設計できない。青い線がコア径 200 μm ファイバーで、灰色の線がコア径 100 μm 想定である。銅の融点は 1085 $^{\circ}\text{C}$ であり、コア径 200 μm では融点に達する粉末は 15 μm 程度であるのに対し、コア径 100 μm では 25 μm 程度まで溶融が可能になる。パワー密度の増加により、溶融する粉末の割合が増えて収率の改善が予想される。また、レーザーのパワー密度増加によりレーザークラディングにおける単位面積当たりの基材への投入エネルギーも増加するので、皮膜形成の高速化も期待できる。

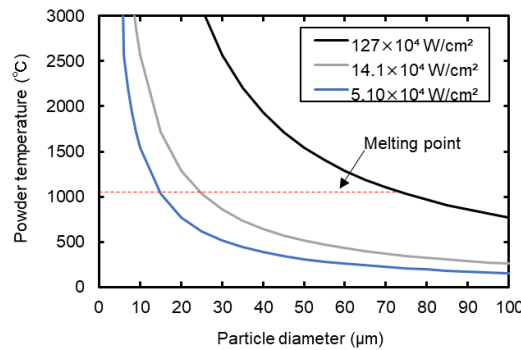


Fig. 2.8 Relation between powder grain size and temperature rise at various power densities.

Table 2.2 Parameters for powder temperature calculation

| Material | Power (W) | Spot diameter (μm) | Power density ($\times 10^4 \text{ W/cm}^2$) | Light absorption rate (%) | Density (g/cm^3) | Specific heat (J/g K) | Powder velocity (cm/s) | Incident angle ($^{\circ}$) |
|----------|--------------|---------------------------------------|------------------------------------------------------|---------------------------------|--------------------------------|----------------------------------------|-----------------------------------------|-------------------------------------|
| Copper | 100 | 100 | 127 | 65 | 8.94 | 0.385 | 480 | 26 |
| | | 300 | 14.2 | | | | | |
| | | 500 | 5.1 | | | | | |

2.5 まとめ

マルチビームレーザクラディングにおいて飛行中の粉末の加熱について検討するためにレーザスポット内全域での加熱距離を求めた。加熱距離の最大となる粉末到達位置に対して 70%までが均一加熱範囲と定義し、1~6 ビームの均一加熱範囲を評価した。レーザスポット面積に対して、均一加熱範囲の面積は 1 ビームの時は 9%であったのに対し、2 ビームから 6 ビームでは、78~79%で均一加熱範囲が得られた。レーザの照射配置によって均一加熱範囲の形状が異なったので、掃引方向 10° 毎に均一加熱範囲の割合を求めた。結果として 2 ビームはレーザ照射と垂直な 0° 方向の掃引で均一加熱の範囲が 100%であり理想的な粉末加熱ができる。しかしながら、90° 方向の掃引では均一加熱の範囲が 67%であった。3 ビーム以上では、均一加熱範囲が 76~82%の間であり、2 ビームまでと比較して掃引方向の依存性が小さくなった。最も均一加熱範囲のばらつきが小さく掃引方向の影響が小さいのは 5 ビームの 76%~78%であった。

マルチビームレーザクラディングの均一加熱範囲を従来法の飛行粉末熔融型シングルビームレーザクラディングと比較した。シングルビームレーザクラディングは掃引方向の依存性がない。しかしながら、均一加熱範囲の面積が 63%であり、マルチビームレーザクラディングの方が均一加熱範囲が広がった。また、理想的なレーザと粉末の照射配置においても、レーザスポット中心と外側で加熱距離に 2 倍の差が生じる。以上より、飛行粉末の均一加熱性はマルチビームレーザクラディングが優れていると考える。次に、マルチビームレーザクラディングにおいて設計可能な範囲でレーザのパワー密度を上げることで、粉末の温度上昇効果があり、収率の増加が期待できる。また、レーザクラディングにおける単位面積当たりの投入エネルギーも増加するので、掃引速度増加に期待できる。

参考文献

- [1]Asano, K., Tsukamoto, M., Funada, Y., Sakon, Y., Abe, N., Sato, Y., ... & Yoshida, M. (2018). Copper film formation on metal surfaces with 100 W blue direct diode laser system. *Journal of Laser Applications*, 30(3), 032602.
- [2]Sato, Y., Tsukamoto, M., Shobu, T., Funada, Y., Yamashita, Y., Hara, T., ... & Abe, N. (2019). In situ X-ray observations of pure-copper layer formation with blue direct diode lasers. *Applied Surface Science*, 480, 861-867
- [3]Hara, T., Sato, Y., Higashino, R., Funada, Y., Ohkubo, T., Morimoto, K., ... & Tsukamoto, M. (2020). Pure copper layer formation on pure copper substrate using multi-beam laser cladding system with blue diode lasers. *Applied Physics A*, 126, 1-6.
- [4]浅野孝平. (2019). 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技術に関する研究. *レーザ加工学会誌*, 26(3), 45-52.
- [5]森本健斗, 佐藤雄二, 竹中啓輔, 水谷正海, 東條公資, 林良彦, ... & 塚本雅裕. (2022). 高輝度青色半導体レーザマルチビームクラッディングシステムを用いた純銅皮膜の高速形成技術の開発. *レーザ加工学会誌 Journal of Japan Laser Processing Society*, 29(1), 23-30.
- [6]NEDO Web ページ https://www.nedo.go.jp/news/press/AA5_100902.html (2023 年 5 月)
- [7]Morimoto, K., Sato, Y., Takenaka, K., Funada, Y., Hayashi, Y., Abe, N., & Tsukamoto, M. (2023). Effect of particle size distribution on pure copper layer formation in a multi-beam laser cladding system with pure copper powder and two blue diode lasers. *Applied Physics A*, 129(1), 12.

第3章 小径粉末を用いた飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディング

3.1 はじめに

一般的なレーザクラッディングは大きな溶融池に粉末が投入されて皮膜を形成するので、溶融池内に投入された粉末のほとんどが皮膜になる。一方、マルチビームレーザクラッディングは溶融層で皮膜を形成するので、粉末をトラップするためには飛行中の粉末が溶融した状態で基材に到達することが望ましい。しかしながら、今までのマルチビームレーザクラッディング実験では飛行中に溶融する粉末が粒度分布全体の僅か 5%であった[1]。レーザスポット内に供給された粉末のうち皮膜に用いられる割合である収率が 10~40%と低いことが課題であった[2][3]。そこで、飛行中に全ての粉末を溶融する理想的な飛行粉末溶融型レーザクラッディングを行なうことで収率が向上する可能性がある。飛行粉末の温度は、式(2.12)よりレーザのパワー密度、加熱距離に比例し、粉末の粒径および粉末の速度に反比例する。粉末の速度については現状キャリアガス流量を下限で供給していることから遅くすることは難しい。そこで、粉末を融点以上に加熱するために粒径に着目した。今までの報告によると 15 μm の粉末が溶融できたので[4]、15 μm 以下の小径粉末を用いる事で溶融可能であると考えた。2章ではレーザスポットが円形のため、加熱距離に分布を求めた。粒径を小さくした場合も、レーザ円周付近では加熱距離が短くなるので、レーザスポット内全域で飛行中の粉末を溶融することは難しい。

本実験ではレーザスポット内の 79%である均一加熱範囲と同等の範囲で、粒度分布の最大の粒径の粉末を溶融することを理想的な飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングとした。粉末は流動性に優れたアトマイズ法で形成された球状の純銅粉末を用い、これを更に分級した粒径 15 μm 以下の小径粉末を用いた[5][6]。理想的な飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングにおける収率を明かにする。皮膜の品質を確かめるために希釈層の厚さと皮膜の厚さを測定した。

3.2 飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディング

均一加熱範囲にて飛行中に粉末を溶融する理想的なマルチビームレーザクラッディングを行なう。本研究では掃引方向を1方向にするため、2章で均一範囲が最も広がった2ビーム照射を用いた。Fig. 3.1 に示す様に、2本のレーザを yz 平面で対称になるように配置した。基材に対してレーザの入射角度は $\theta=26^\circ$ であり、2つのレーザスポットの中心を基材上で重畳し、中心を原点 O とした。2ビームにおける粉末の温度上昇は式(1.47)より、レーザのパワー密度、粉末の粒径、粉末の速度及び加熱距離に依存する。それぞれを求めて、粒度分布の中で最も大きい粒径の粉末が均一加熱範囲で融点以上になっているかを確認する。

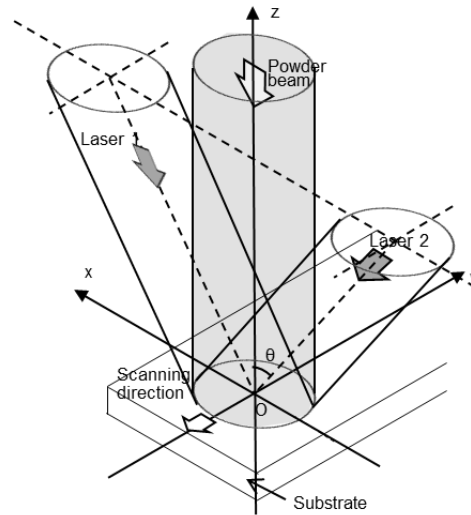


Fig. 3.1 Schematic diagram of two lasers irradiation and powder flow.

今までに、粒径 $15\text{ }\mu\text{m}$ までの純銅粉末が溶融することが報告されているので、今までより小径粉末を用いる。高水圧アトマイズ技術で製造された福田金属箔粉工業製の純銅粉末を用いた。Fig. 3.2 に走査型電子顕微鏡で観察した純銅粉末を示す。アトマイズ法であるので純銅粉末の形状は球状である[7]。株式会社堀場製作所製の粉末径分布測定装置 LA-300 を用いて測定した純銅粉末の粒度分布を Fig. 3.3 に示す。粒度分布より、純銅粉末の最大の粒径は $15\text{ }\mu\text{m}$ 以下である。マルチビームレーザクラッディングシステムを用いて粉末を供給した時の粉末の速度を測定した。粉末は粉末供給ノズル内をキャリアガス流量 0.05 L/min で搬送し、直径 $500\text{ }\mu\text{m}$ の粉末ノズル先端から射出した。Fig. 3.4 に示す様に射出した粉末を皮膜形成位置の水平方向からハイスピードビデオカメラを用いて観察した。照明はマルチビームレーザクラッディングシステムの青色半導体レーザを用い、撮影速度を 50 kfps とした。粉末の速度は画面中の粉末の移動距離を撮影時間で除して求めた。Fig. 3.5 に粉末 50 個の速度を測定して求めた粉末の速度分布を示す。飛行粉末の速度は中央値の 3.6 m/s とした。こ

ここで、光吸収率は温度依存性を考慮しないので光吸収率 A を一定とた。Table 3.1 の Table 3.2 の実験条件を用いて粒径 $15\text{ }\mu\text{m}$ の粉末の温度の分布を式(2.12)から求めた。Fig. 3.6 はレーザスポット内の粉末の温度分布である。Fig. 3.6 黄色範囲までが粉末が溶融する温度であり $15\text{ }\mu\text{m}$ の粉末はレーザスポット内の 77%で溶融する。2 ビームの均一加熱範囲の面積はスポットの 79%であるので、均一加熱範囲と同程度の範囲で溶融条件を満たすことができた。平均粒径 $8\text{ }\mu\text{m}$ の粉末に関してはレーザスポット内の 90%で溶融条件を満たしている。粒度分布で最も大きい粉末で融点以上になる粉末の分布と均一加熱範囲がほぼ同じ理想的なマルチビームレーザクラディングの条件を達成したので、本条件で皮膜形成実験を行う。

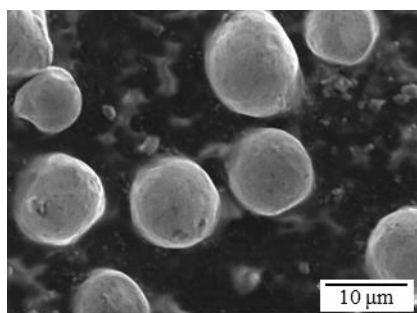


Fig. 3.2 SEM image of pure copper powder

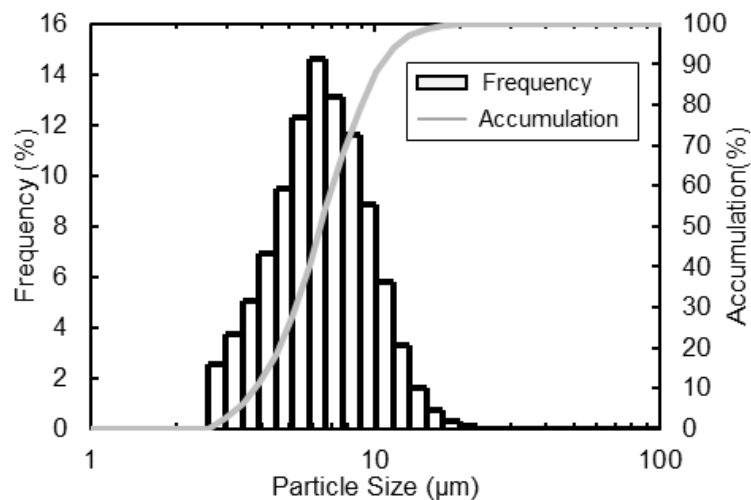


Fig. 3.3 Particle size distribution of pure copper powder

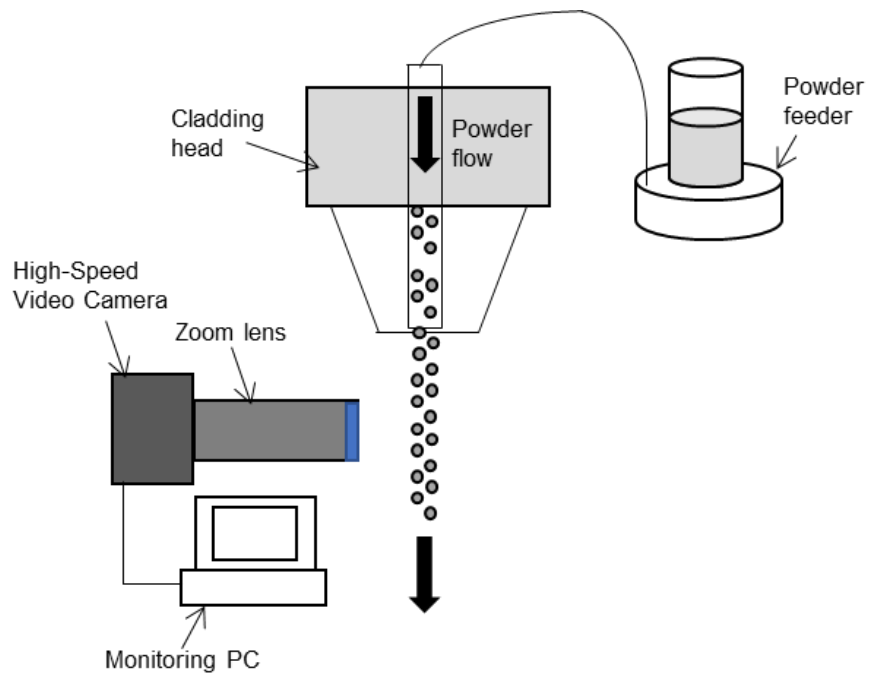


Fig. 3.4 Setup for measuring powder flying velocity

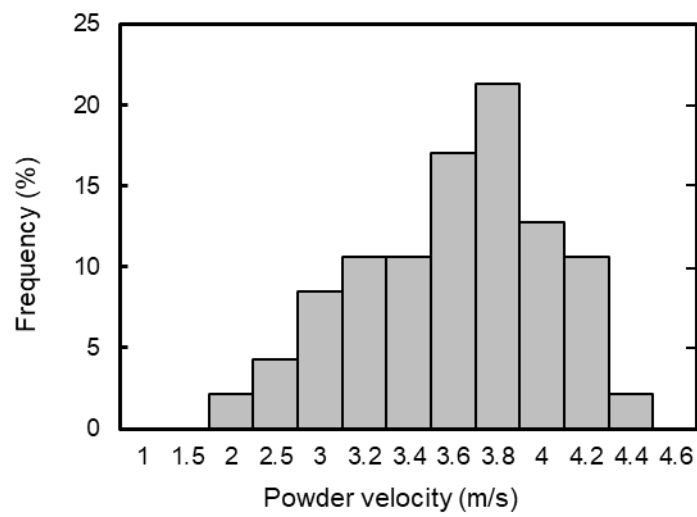


Fig. 3.5 Distribution of powder velocity

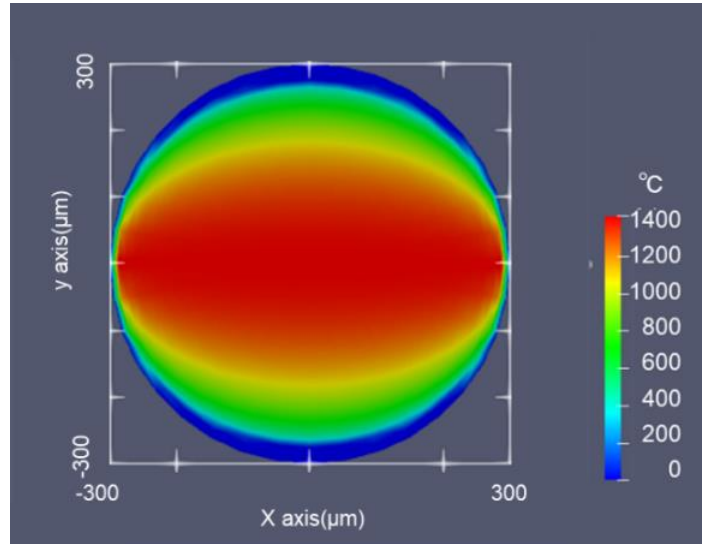


Fig. 3.6 Temperature distribution in laser spot of a 15 μm diameter powder

Table 3.1 Density and Specific heat of copper and absorption rate of copper at 450 nm light.

| Density of powder ρ g/cm^3 | Specific heat c_p J/gK | Absorption rate A |
|------------------------------------------------|-----------------------------------------|------------------------|
| 8.94 | 0.38 | 0.65 |

Table 3.2 Experimental conditions of blue diode laser irradiation and velocity of copper powder.

| Spot diameter d_L μm | Incident angle θ $^\circ$ | Powder velocity v_p cm/s |
|-----------------------------------------|----------------------------------------|-------------------------------------------|
| 550 | 26 | 360 |

3.3 実験方法

本システムでは、最大出力 100 W、NA 0.2 の青色半導体レーザをコア径 200 μm の光ファイバーで加工ヘッドにそれぞれ伝送し、加工ヘッド内にてそれぞれコリメートレンズを用いて平行光にし、焦点距離 74 mm の 1 枚の集光レンズを用いて 2 本のレーザを焦点で重畳した Fig. 3.7。ビームプロファイルは Fig. 3.8(a)で示す様に、カナレ製のビームプロファイラーの蛍光体でレーザを重畳し、蛍光像から測定した。Fig. 3.8(b)はレーザ重畳位置の観察像であり、レーザスポットは半値幅で 550 μm であった。基材には 40 mm×40 mm×1 mm の SUS304 を用いた。レーザクラディングは加工ヘッド中央部から粉末供給ノズルを通して純銅粉末を供給した。SUS304 基材を電動ステージ上に設置し、Fig. 3.7 の y 方向へ移動させながらレーザ照射を行うことで粉末および基材が熔融・凝固を繰り返し、基材表面に皮膜を形成した。レーザクラディングにおいて基材と粉末を熔融接合するために、基材表面を熔融する必要がある。そこで、単位面積あたりに基材に投入するエネルギーを投入エネルギー E とする。Fig. 3.9 に示す様にレーザを掃引照射したとき、単位時間あたりにレーザスポットが加熱する面積はレーザの掃引速度とスポット径の積で表されるので、レーザクラディングにおける基材への投入エネルギー E は

$$E = \frac{P}{d_L v} = \frac{\pi I d_L}{4v} \quad (3.1)$$

で表される。 P 、 I 及び v はそれぞれレーザの出力、パワー密度及びレーザの掃引速度である。粉末加熱条件を同じにするため、レーザクラディングはパワー密度一定で、掃引速度を 15 mm/s から 50 mm/s に変化させて投入エネルギー E を変化させた。キャリアガス流量及びシールドガス流量はそれぞれ 0.05 L/min 及び 10 L/min とした。Table 3.3 にレーザクラディングの条件を示す。

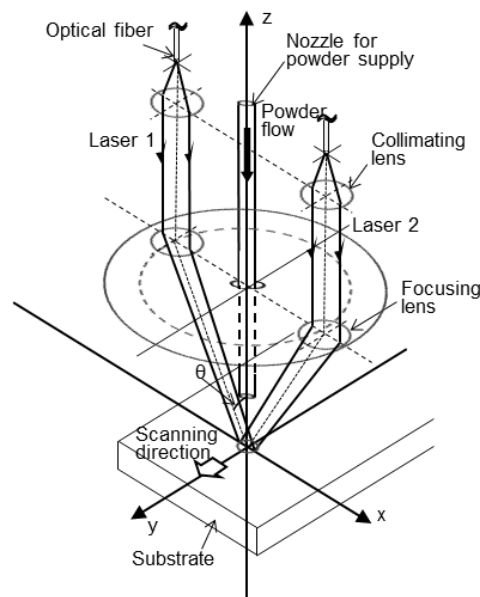


Fig. 3.7 Schematic diagram of multi-beam laser cladding system with two blue diode lasers.

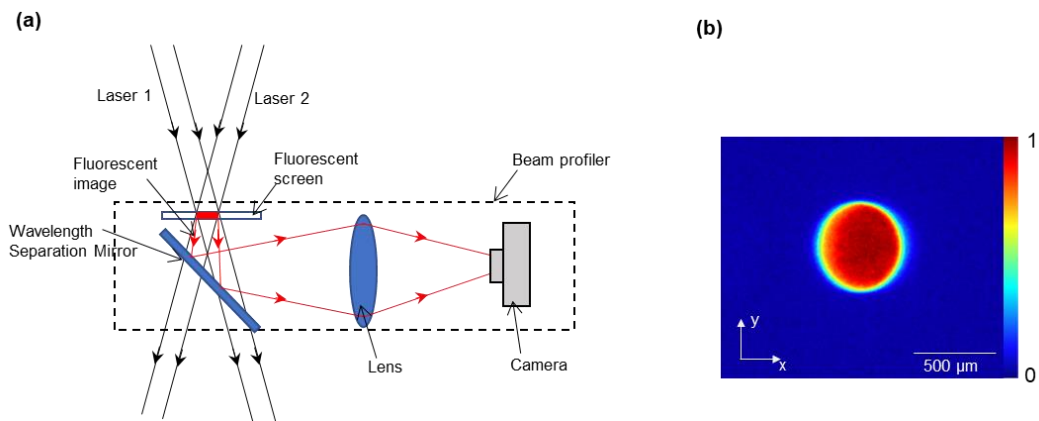


Fig. 3.8 (a) Schematic diagram of the beam profile measuring for multiple laser beams.
(b) Laser beam profile image at overlapping area.

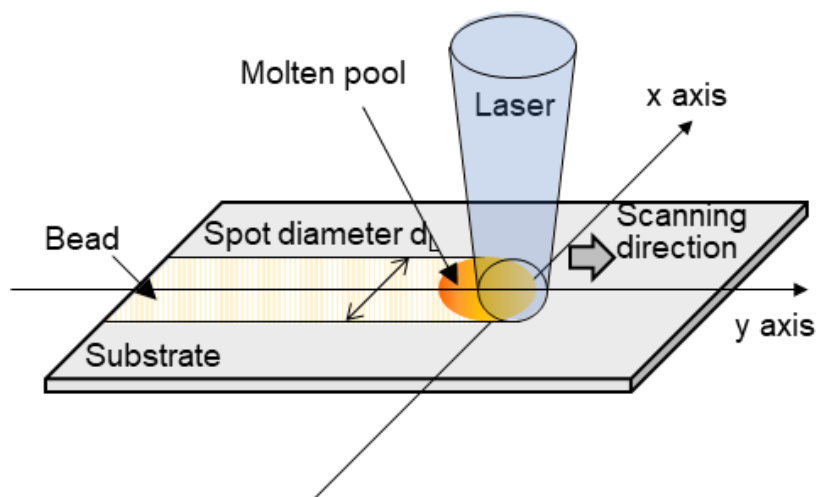


Fig. 3.9 Energy input to substrate by laser spot scanning.

Table 3.3 Laser cladding conditions

| Laser power | Power density | Scanning speed | Powder feed rate | Input energy |
|-------------|------------------------------------|----------------|------------------|-----------------------|
| P (W) | I ($\times 10^4 \text{ W/cm}^2$) | v (mm/s) | m (mg/s) | E (J/cm^2) |
| 100 | 4.2 | 15 | 7 | 1212 |
| 100 | 4.2 | 20 | 9 | 909 |
| 100 | 4.2 | 25 | 11 | 727 |
| 100 | 4.2 | 30 | 13 | 606 |
| 100 | 4.2 | 35 | 15 | 519 |
| 100 | 4.2 | 40 | 17 | 455 |
| 100 | 4.2 | 50 | 22 | 364 |

レーザスポット径に投入される粉末の割合はノズルから供給された粉末の約 85%であったので皮膜形成における収率 η は

$$\eta = \frac{Svp}{0.85m_p} \times 100 \quad (3.2)$$

となる。ここで、 S 及び m_p はそれぞれ皮膜の断面積及び粉末供給量である。皮膜の希釈の評価は皮膜断面の表層から基材方向へ EDX ライン成分分析を行い、粉末の銅成分と基材の鉄成分が混った希釈層の厚さを求めた。希釈層は皮膜の主成分である銅と基材の主成分である鉄の成分が 5%以上混ざりあった領域とした Fig. 3.10。希釈層は基材と皮膜側に均等に希釈が生じると仮定する。希釈層の長さが皮膜厚さの 30%の時、基材表層から皮膜方向に 15%希釈が生じていることになる。この時、表層の 85%は純粋な金属層が得られているので、本実験では希釈層の厚さが皮膜厚さの 30%以下であることが低希釈な皮膜とした。希釈層が皮膜の表層に達しているかを評価するために、それぞれの皮膜の膜厚を測定した。

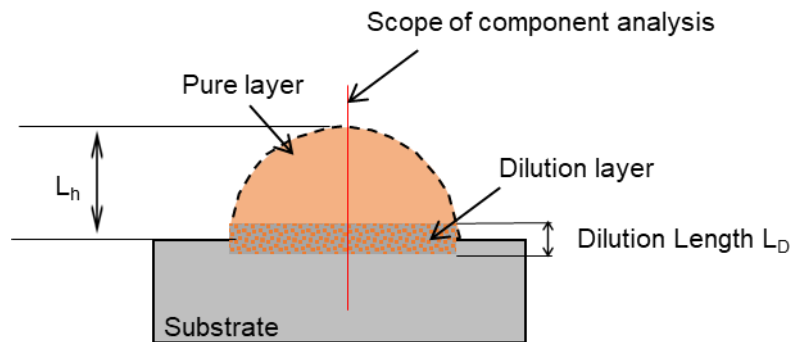


Fig. 3.10 Schematic of layer cross section

3.4 実験結果及び考察

3.4.1 希釈及び収率の投入エネルギー依存性

Fig. 3.11 に飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラディングで SUS304 基材上に形成した純銅皮膜の表面及び断面の光学画像を示す。Fig. 3.11 (a-1)、(a-2)はそれぞれビードオンプレート溶接で基材が溶融する $E = 909 \text{ J/cm}^2$ で形成した皮膜であり、表面に金属光沢が認められた。断面において溶込み及び皮膜表層に粉末の溶け残りは認められなかった。(b-1)、(b-2)はそれぞれビードオンプレート溶接で基材が溶融しない $E = 606 \text{ J/cm}^2$ で形成した皮膜である。皮膜表面は金属光沢があり、基材上で半円状に濡れ広がっていた。(c-1)、(c-2)はそれぞれ $E = 455 \text{ J/cm}^2$ で形成した皮膜である。皮膜の表面に付着した粉末が認められた。皮膜の断面において、皮膜と基材の間に融合不良が認められた。入熱量が小さくなると粉末が形状を保ったまま皮膜表層に残り、基材と皮膜界面で融合不良が認められたことから、粉末のみが溶融して皮膜を形成する溶射モードへ移行したことが示唆された。

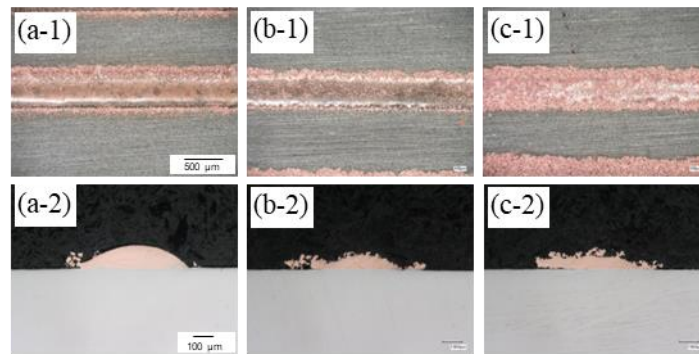


Fig. 3.11 (a-1),(b-1),(c-1) Top surface formed of multi-beam laser cladding with varying input energy E ,
(a-2),(b-2),(c-2) cross-section formed of multi-beam laser cladding with varying input energy E ,
(a-1), (a-2) $E : 909 \text{ J/cm}^2$, (b-1), (b-2) $E : 606 \text{ J/cm}^2$, (c-1), (c-2) $E : 455 \text{ J/cm}^2$.

形成した皮膜の溶融層の厚さ確認するために、皮膜表層から基材方向に長さ約 $200 \mu\text{m}$ の成分分析を行った。また、皮膜中における希釈の程度を調べるために、断面観察結果から膜厚を求めた。Fig. 3.12 (a)、(b)はそれぞれ、 E が 1212 J/cm^2 及び 519 J/cm^2 で基材上に形成した純銅皮膜の成分分析結果である。灰色の線及び黒色の線はそれぞれ、測定位置における基材及び粉末の主成分である鉄と銅の検出量の割合である。Fig. 3.12 (a) $E = 1212 \text{ J/cm}^2$ では皮膜の表層まで鉄が検出されており皮膜全域が希釈層であった。一方、(b) $E = 519 \text{ J/cm}^2$ で形成した皮膜は、測定長さ $100 \mu\text{m}$ 付近で希釈層の長さは約 $5 \mu\text{m}$ であった。Fig. 3.12 (c)に希釈層の厚さ及び皮膜厚さの入熱量依存性を示す。入熱量が 606 J/cm^2 から 909 J/cm^2 では希釈層は約 $20 \mu\text{m}$ であり膜厚が約 $80 \mu\text{m}$ であった。入熱量 364 J/cm^2 から 519 J/cm^2 では希釈層

が $5\text{ }\mu\text{m}$ の皮膜が得られた。Fig. 3.11 (c-2)より $E = 455\text{ J/cm}^2$ 以下では、融合不良が生じるので、 $E = 519\text{ J/cm}^2$ から 909 J/cm^2 で膜厚 $100\text{ }\mu\text{m}$ 以下の純銅皮膜が得られた。

飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングにおける収率 η の投入エネルギー依存性を Fig. 3.13 に示す。投入エネルギー 364 J/cm^2 から 519 J/cm^2 では収率は約 40%であった。投入エネルギーが 727 J/cm^2 から 1212 J/cm^2 では収率が約 80%であった。Fig. 3.12 (c)及び Fig. 3.13 より投入エネルギー対して希釈層の一定の範囲と収率が一定の範囲に相関がみられた。投入エネルギー 364 J/cm^2 では溶射モードでの皮膜形成であるため、収率 40%は粉末の溶融による効果であることが示唆された。

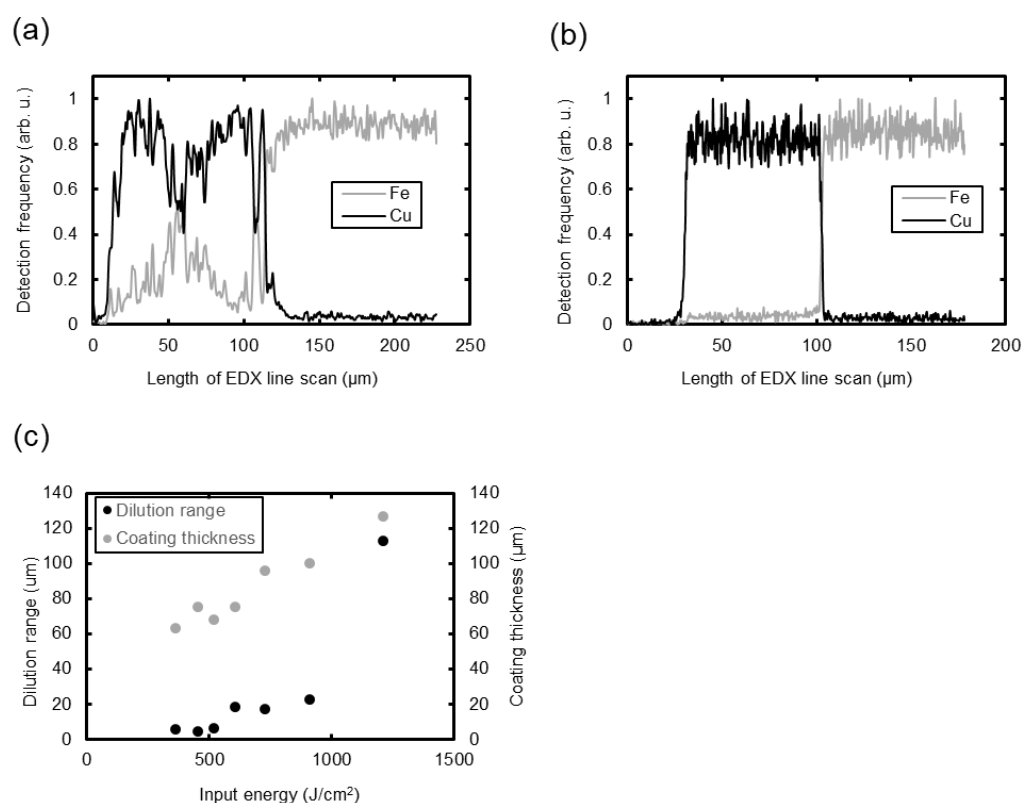


Fig. 3.12 Detecting intensity of copper and iron in line analysis from layer surface to substrate direction using EDX at coating cross section at input energy of (a) 1212 J/cm^2 and (b) 519 J/cm^2 .

(c) Dependence of dilution layer and layer thickness on input energy.

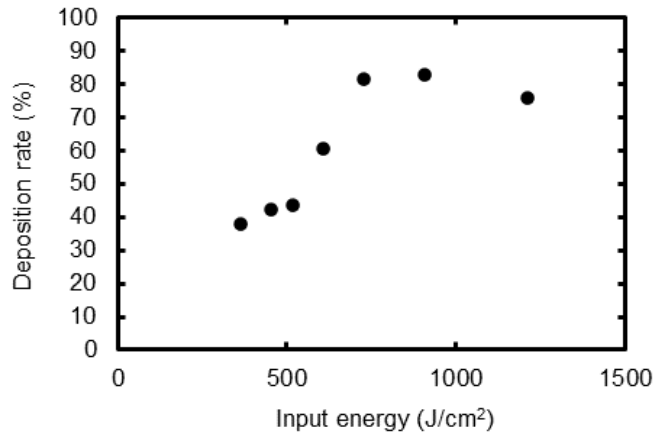


Fig. 3.13 Dependence of input energy on yield in flying powder melting multi-beam laser cladding

3.4.2 マルチビームレーザクラディングにおける基材への入熱量の考察

飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラディングは粉末が溶融しているので、基材表面に銅粉末が付着し、レーザの吸収体となる可能性がある。基材の SUS304 および粉末の銅の青色半導体レーザの吸収率はそれぞれ、0.43 及び 0.63 であり、銅の溶融層が形成された場合、吸収率が増加する。

SUS304 基材にパワー密度を $4.2 \times 10^4 \text{ W/cm}^2$ で、投入エネルギー E を変化させ粉末を供給せずにレーザを掃引照射（ビードオンプレート溶接）した Fig. 3.14。ビードオンプレート溶接後の基材の表面及び断面の光学画像を示す。(a-1)、(a-2)はそれぞれ $E = 1212 \text{ J/cm}^2$ におけるビード表面及び断面である。ビード表面は鱗模様を示し、ビード深さは $28 \mu\text{m}$ であった。(b-1)、(b-2)はそれぞれ $E = 909 \text{ J/cm}^2$ におけるビード表面及び断面である。ビードの表面は均一に溶融しており、ビード深さは $14 \mu\text{m}$ であった。(c-1)、(c-2)はそれぞれ $E = 727 \text{ J/cm}^2$ におけるビード表面及び断面である。ビード表面は白色に変化した。断面においてビード深さは観察されなかった。(d-1)、(d-2)はそれぞれ $E = 606 \text{ J/cm}^2$ におけるビード表面及び断面であり、レーザ照射前から変化は見られなかった。ビードオンプレート溶接実験から基材溶融の閾値は $E = 909 \text{ J/cm}^2$ であった。

基材の SUS304 が溶融するのに必要な投入エネルギーはビードオンプレート溶接では $E = 909 \text{ J/cm}^2$ であった。一方、レーザクラディングでは $E = 606 \text{ J/cm}^2$ であり、基材が溶融するのに必要な投入エネルギーが約 33%減少した。よって、銅粉末の供給によって基材への入熱量が変化したと考えられる。そこで、ビードオンプレート溶接及びマルチビームレーザクラディングにおける基材への入熱量が変化した要因について考える。Fig. 3.15 (a) に示す様に、ビードオンプレート溶接においてレーザは直接基材を加熱するので投入エネルギー E_b と入熱量 E_{bin} の関係は

$$E_{bin} = A_{SUS} E_b \quad (3.3)$$

となる。ここで、 A_{SUS} は SUS304 の光吸収率である。

次に飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッドイングにおける投入エネルギー E_{LC} と基材への入熱量 E_{LCin} について考える。基材への入熱量は Fig. 3.15(b)に示す様に、銅皮膜の表面に照射されたレーザから熱伝導で基材に伝わる入熱量 E_{Lch} と基材到達時に基材の融点以上に加熱された粉末からの熱伝導による入熱量 E_{Lcp} の2つが考えられる。よって、 E_{Lch} は

$$E_{LCin} = E_{Lch} + E_{Lcp} \quad (3.4)$$

で表される。

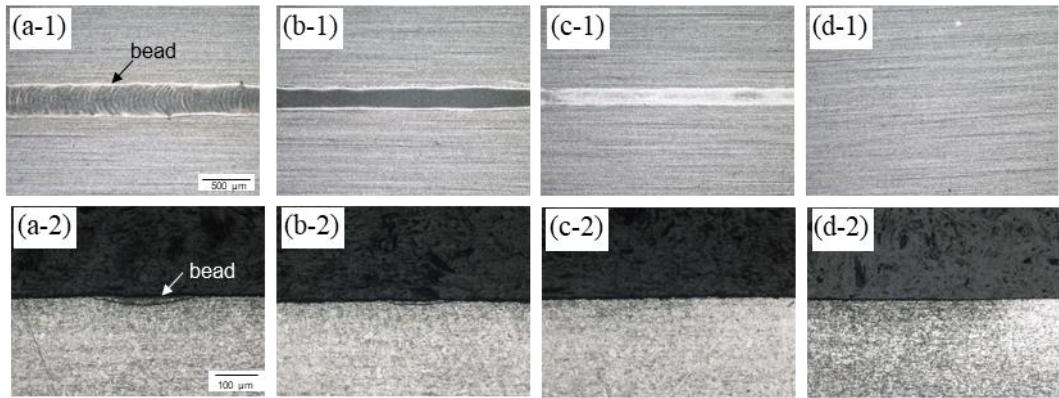


Fig. 3.14 Fig (a-1), (b-1), (c-1), (d-1) Top surface after bead-on-plate welding with varying input energy E , (a-2), (b-2), (c-2), (d-2), cross-section after bead-on-plate welding with varying input energy E , (a-1), (a-2) E : 1212 J/cm², (b-1), (b-2) E : 909 J/cm², (c-1), (c-2) E : 727 J/cm², (d-1), (d-2) E : 606 J/cm².

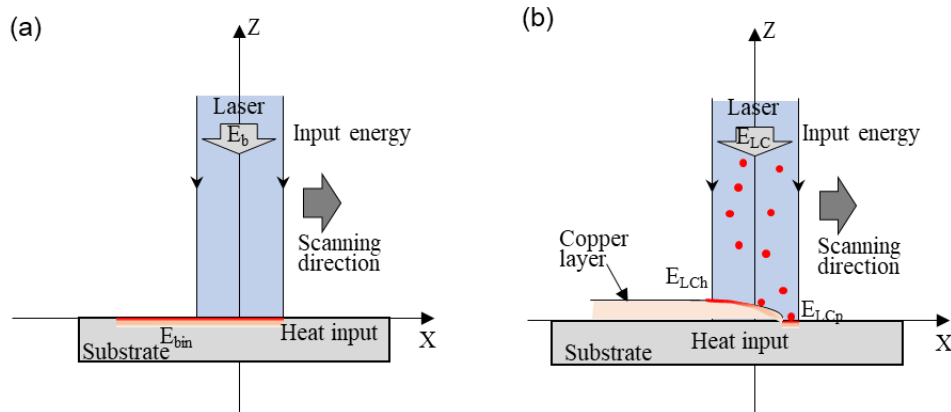


Fig. 3.15 (a) Schematic diagram of bead-on-plate welding in the xz plane.

(b) Schematic diagram of multi-beam laser cladding in flight powder melting conditions.

E_{Lch} では銅皮膜表面でレーザが吸収されるので、銅の光吸収率 A_{Cu} を用いる。また、レーザクラッドイングにおいて皮膜に照射されるエネルギーは飛行中の粉末流を通過したレーザ

である。レーザの粉末流の透過率を α とすると E_{LCh} は

$$E_{LCh} = \alpha A_{Cu} E_{LC} \quad (3.5)$$

となる。透過率は粉末の数密度に依存するので、粉末供給量を増加させたとき透過率は減少する[8]。そこで、Fig. 3.16 に示す様に、マルチビームレーザクラッディング装置を用いて粉末透過前のレーザの出力 P_1 と粉末を透過した後のレーザの出力 P_2 をパワーメータで測定した。レーザクラッディングにおいて基材表面は AB 上であるとする、レーザは $\triangle ABC$ の範囲の粉末流を透過する。 P_2 は三角形 ABC と合同な $\triangle ABD$ を通過するので、クラッディング時の 2 倍の粉末流を通過することとなる。よって、AB までで粉末によるレーザの遮蔽率 β は

$$\beta = 0.5 \left(1 - \frac{P_2}{P_1} \right) \times 100 \quad (3.6)$$

となる。レーザの透過率 α は

$$\alpha = 1 - \beta \quad (3.7)$$

となる。透過率を実測することで吸収、反射及び散乱を考慮した透過率の値が得られる。Fig. 3.17 に本マルチビームレーザクラッディングシステムにおける透過率の粉末供給量依存性を示す。レーザの透過率は粉末供給量に比例して減少した。Fig. 3.17 の近似式より、本装置における透過率 α と粉末供給量 m_p の関係は

$$\alpha = -0.98m_p + 100 \quad (3.8)$$

で表される。

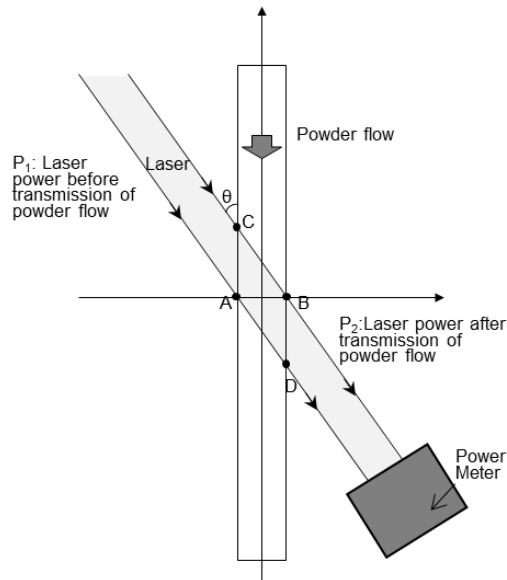


Fig. 3.16 Schematic diagram of measuring the power of a laser transmitted through a powder using a multibeam laser cladding system

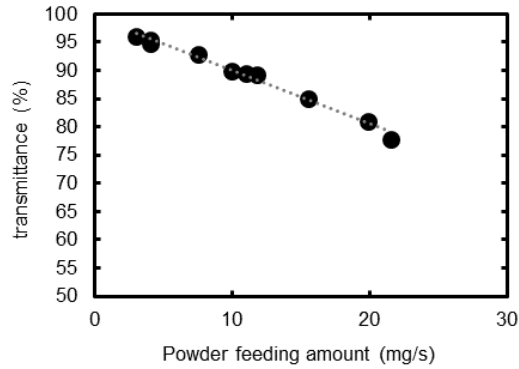


Fig. 3.17 Dependence of transmittance on powder feed rate in a multibeam laser system

次に粉末から基材への入熱量 E_{LCp} を考える。飛行粉末の温度上昇モデル式より、最大の大きさの粉末が均一加熱範囲にて 1085°C となる。例えば、 $\Delta T=1085^{\circ}\text{C}$ の粉末が $m_p=13\text{ mg/s}$ で基材に衝突した時、粉末の持つエネルギー P_p は

$$P_p = \Delta T m_p c_p \quad (3.9)$$

である。最大でも 5 W でありレーザ出力の 5% と低いので基材と粉末のエネルギーの差は皮膜表層からの入熱量に比べて十分に小さいと考える。

レーザクラッディングにおける基材への入熱量 E_{LCin} は式(3.4)、式(3.5)より

$$E_{LCin} = \alpha A_{Cu} E_{LC} \quad (3.10)$$

となる。ここで、ビードオンプレート溶接でビード形成に必要な投入エネルギーの閾値 $E_b = 909\text{ J/cm}^2$ における E_{bin} 及びレーザクラッディングで希釈が生じる投入エネルギーの閾値 $E_{LC} = 606\text{ J/cm}^2$ における E_{LCin} をそれぞれ求める。入熱量の計算の条件は Table 3.4 の値を用いた[9][10]。 E_{bin} は式(3.3)から 393 J/cm^2 となった。 E_{LCin} は式(3.10)から 348 J/cm^2 となった。ビードが形成されない $E_b = 727\text{ J/cm}^2$ に及び希釈層が $5\text{ }\mu\text{m}$ 程度となった $E_{LC} = 519\text{ J/cm}^2$ における、 E_{bin} 及び E_{LCin} はそれぞれ、 314 J/cm^2 及び 291 J/cm^2 となった。 E_{bin} に対する E_{LCin} の割合は基材が溶融する時 12% 、基材が溶融しない時 9% であり、 E_b に対する E_{LC} の割合より近い値が得られた。したがって、レーザクラッディングにおける基材への入熱量の変化はレーザの透過率 α 及び粉末の光吸収率 A_{Cu} によるものだと考える。

Table 3.4 Heat input calculation conditions

| Absorption rate of copper | Absorption rate of stainless steel | Powder feed rate | Melting point of stainless steel | Layer cross-sectional area | Scanning speed | Spot Diameter | Density of powder | Specific heat |
|---------------------------|------------------------------------|------------------|----------------------------------|------------------------------|----------------|---------------|-------------------|---------------|
| A | A_{SUS} | m_p | T_{msus} | S | v | d_L | ρ | C_p |
| | | mg/s | $^{\circ}\text{C}$ | $\times 10^{-4}\text{ cm}^2$ | cm/s | cm | g/cm^3 | J/gK |
| 0.65 | 0.43 ⁽¹⁾ | 13 | 1400 | 2.45 | 3.0 | 0.055 | 8.94 | 0.386 |
| 0.65 | 0.43 ⁽¹⁾ | 15 | 1400 | 1.89 | 3.5 | 0.055 | 8.94 | 0.386 |

3.5 まとめ

本研究では、マルチビームレーザクラッディングにおける収率を改善するために飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングを行なった。マルチビームレーザクラッディングの均一加熱の範囲（レーザスポット面積の 79%）で粉末を融点以上に加熱するために、粒径 7~15 μm の純銅粉末を用いた。結果として最も大きい 15 μm の粉末がレーザスポット内の 77%の範囲で溶融し、均一加熱の範囲と同程度にすることができた。飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングにおける収率は約 80%であり従来の 2 倍の収率が得られた。膜厚 100 μm 以下で希釈層が 20 μm 以下の高品質な純銅皮膜が得られた。飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングではビードオンプレート溶接で基材を溶融するのに必要なエネルギーより 33%低いエネルギーで溶融接合した皮膜が得られた。ステンレスよりも光吸収率の高い銅粉末が基材表面で吸収体となり、基材への入熱量が増加（エネルギー効率の向上）したことが示唆された。飛行粉末溶融型のレーザクラッディングを行なうことで、低希釈かつ高収率なマルチビームレーザクラッディングを実現した。

参考文献

- [1]浅野孝平, 塚本雅裕, 舟田義則, 左今佑, 森本健斗, 佐藤雄二, ... & 西川宏. (2018). Laser Original 金属の精密クラッ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 The review of laser engineering: レーザー学会誌, 46(10), 604-613.
- [2]Asano, K., Tsukamoto, M., Sechi, Y., Sato, Y., Masuno, S. I., Higashino, R., ... & Yoshida, M. (2018). Laser metal deposition of pure copper on stainless steel with blue and IR diode lasers. Optics & Laser Technology, 107, 291-296.
- [3]Asano, K., Tsukamoto, M., Funada, Y., Sakon, Y., Abe, N., Sato, Y., ... & Yoshida, M. (2018). Copper film formation on metal surfaces with 100 W blue direct diode laser system. *Journal of Laser Applications*, 30(3), 032602.
- [4] Hara, T., Sato, Y., Higashino, R., Funada, Y., Ohkubo, T., Morimoto, K., ... & Tsukamoto, M. (2020). Pure copper layer formation on pure copper substrate using multi-beam laser cladding system with blue diode lasers. *Applied Physics A*, 126, 1-6.
- [5]馬込正勝(1998).溶射技術マニュアル.財団法人 日本規格協会 , [JIS 使い方シリーズ],p32
- [6]仲館創, & 武田義信. (2019). AM 用金属粉末とその製法. 粉体および粉末冶金, 66(11), 539-546.
- [7]河合伸泰, 佐藤義智, & 関義和. (1986). アトマイズ法による金属微粉末の製造. 資源処理技術, 33(4), 227-232.
- [8] Jouvard, J., Grevey, D. F., Lemoine, F., & Vannes, A. B. (1997). Continuous wave Nd: YAG laser cladding modeling: a physical study of track creation during low power processing. *Journal of Laser Applications*, 9(1), 43-50.
- [9]Spisz, E. W. (1969). Solar absorptances and spectral reflectances of 12 metals for temperatures ranging from 300 to 500 K. National Aeronautics and Space Administration.
- [10] Hummel, M., Schöler, C., Häusler, A., Gillner, A., & Poprawe, R. (2020). New approaches on laser micro welding of copper by using a laser beam source with a wavelength of 450 nm. *Journal of Advanced Joining Processes*, 1, 100012.

第4章 粒度分布が皮膜形成に及ぼす影響

4.1 はじめに

小径粉末を用いた飛行粉末完全熔融型のマルチビームレーザクラッディングによって高収率で低希釈な皮膜を形成することを示した。しかしながら、一般的にガスアトマイズ法で形成される粉末の平均粒径は $50\sim 70\ \mu\text{m}$ であり幅広粒度分布を有している[1][2]。ここから、 $15\ \mu\text{m}$ 以下の小径粉末を分級した場合、ガスアトマイズ法で形成した粉末の一部であるため、材料コストが高くなる。粉末材料のコストを低減するためには、大径粉末を用いたマルチビームレーザクラッディングで皮膜形成を行なう必要がある[3]。融点以上の小径粉末を含む粉末は基材が熔融する前に粉末が基材に堆積するので、レーザスポット先端に近い位置で粉末の熔融層が形成される可能性がある。粉末で形成された熔融層に大径粉末が堆積し皮膜を形成できるのではないかと考えた。また、レーザスポットの前方に熔融層が形成されることで、3章の様に光吸収率が増加し大径粉末を基材上で熔融できる可能性がある。基材への投入エネルギーを増加して熔融池形成型になると収率が改善されるが、薄膜であるので皮膜全体に希釈が生じる。そこで、希釈層が $20\ \mu\text{m}$ 以下の皮膜を熔融層による皮膜形成とし、熔融層が $20\ \mu\text{m}$ 以上を熔融池による皮膜形成とした。

本研究では、2本のレーザを用いたマルチビームレーザクラッディングにおいて小径粉末により形成された熔融層で大径粉末をトラップすることで高効率かつ低希釈な皮膜形成を行なうことを目的とした。小径粉末の効果を確認するために、小径粉末と大径粉末を含む粉末及びこの粉末から小径粉末を取りのぞいて大径粉末のみとした二つの粉末を用いた。それぞれの粉末でマルチビームレーザクラッディングを行ない形成した皮膜の形状及び希釈層の厚さを比較した。次に、小径粉末を含む粉末の収率を求め、大径粉末が皮膜形成に用いられていることを調べた。それぞれの粉末を用いた皮膜形成をハイスピードビデオカメラで観察し、皮膜形成プロセスを及び皮膜形成の開始位置を調べた。

4.2 実験方法

Fig. 4.1 にマルチビームクラディングシステム概略図を示す。本システムでは、波長 450 nm、出力 100 W、NA0.2 の高輝度青色半導体レーザを 2 本用いた。レーザ光はコア径 200 μm の光ファイバーを用いて加工ヘッドに伝送した。レーザ光は、加工ヘッド内にてコリメートレンズをおよび焦点距離 74 mm の集光レンズを用いて 2 本のレーザを焦点位置で重畳した。Fig. 4.2 に 2 本のレーザを重畳した焦点でのビームプロファイル像を示す。スポット径は、半値全幅は 500 μm である。

金属粉末は、加工ヘッドの中心に設置した口径 $\phi 0.4\text{ mm}$ の粉末供給ノズルから原料粉末を試料に面直方向に供給し[4]、同時に基材を y 軸方向に 20 mm 移動させながらレーザを照射することで基材上に純銅皮膜を形成した。粉末搬送用のキャリアガス及び酸化防止用のシールドガスには、純度 99.99% の Ar ガスを用いキャリアガス及びシールドガスの流量はそれぞれ 0.5 L/min 及び 10 L/min とした。基材には 40 mm \times 40 mm \times 1 mm の SUS304 を用いた。レーザ照射条件を Table 4.1 に示す。掃引速度を、4 mm/s、レーザ出力 P を 30 W \sim 80 W として、単位面積当たりの投入エネルギー E を 1.5 kJ/cm 2 \sim 4.0 kJ/cm 2 に変化させた。

Table 4.1 Laser cladding conditions

| Laser power W | Spot diameter μm | Scanning speed mm/s | Power density $\times 10^4\text{ W/cm}^2$ | Input energy J/cm 2 | Powder feed rate mg/s |
|------------------|--------------------------------|------------------------|----------------------------------------------|---------------------------|--------------------------|
| 30 | 500 | 4 | 1.5 | 1.5 | 8 |
| 40 | 500 | 4 | 2.0 | 2.0 | 8 |
| 50 | 500 | 4 | 2.5 | 2.5 | 8 |
| 60 | 500 | 4 | 3.1 | 3.0 | 8 |
| 70 | 500 | 4 | 3.6 | 3.5 | 8 |
| 80 | 500 | 4 | 4.1 | 4.0 | 8 |

皮膜形成過程の評価には、ハイスピードカメラ(ナック製 Q1v)でリアルタイム観察を行った。ハイスピードカメラは Fig. 4.1 の $\theta_h = 30^\circ$ の xz 平面上に設置し、観察用の照明光にはハロゲンライトを用いた。ハイスピードカメラのフレームレート及びシャッター速度はそれぞれ 1000 fps 及び 0.2 ms とした。

2 ビームのマルチビームレーザクラディング法における粉末の温度上昇のモデル式[5][6]より、粒径とレーザのパワー密度の関係は

$$d_p = \left(\frac{3A}{2\rho_p c_p} \right) \left(\frac{I}{v_p \Delta T} \right) \frac{d_L}{\tan\theta} \quad (4.1)$$

である。

Table 4.2 の粉末特性及び Table 4.3 のレーザ照射条件で基材到達までに銅粉末が融点 $\Delta T = 1085^\circ\text{C}$ となる、粒径とパワー密度の関係を Fig. 4.3 に示す。レーザのパワー密度を $4 \times 10^4 \text{ W/cm}^2$ とすると、粒径 $15 \mu\text{m}$ 以上の粉末は基材到達までに溶融しない大径粉末となる。

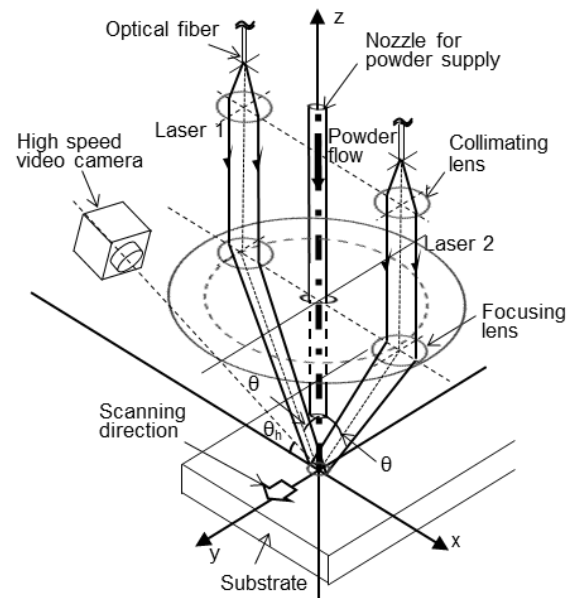


Fig. 4.1 Schematic diagram of the multi-beam laser cladding system using two blue diode lasers.

A high-speed video camera for real-time observation of layer formation was placed in the yz -plane at an angle θ_h to the substrate.

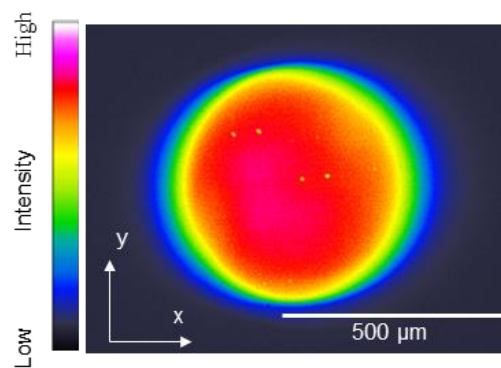


Fig. 4.2 Beam profile at the focal point of two blue diode lasers.

Table 4.2 Density and specific heat of copper and absorption rate of copper at 450 nm light.

| Density of powder ρ g/cm ³ | Specific heat c_p J/gK | Absorption rate A |
|--------------------------------------------------|--------------------------------|----------------------|
| 8.94 | 0.38 | 0.65 |

Table 4.3 Experimental conditions of blue diode laser irradiation and velocity of copper powder.

| Spot diameter d_L μm | Incident angle θ deg | Powder velocity v_p cm/s |
|-----------------------------------------|-----------------------------------|----------------------------------|
| 500 | 24 | 460 |

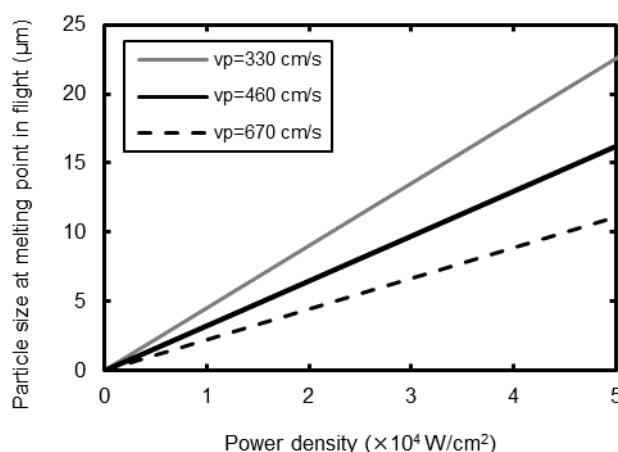


Fig. 4.3 Dependence of power density on particle size heated to the melting point in flight.

基材到達までに溶融する小径粉末及び大径粉末を含む粉末として $7 \mu\text{m}$ から $50 \mu\text{m}$ の粒度分布を有する山陽特殊製鋼製の純度 99.99%の純銅粉末を用いた。本粉末を粉末 A と呼ぶ。次に、粉末 A から直径 $15 \mu\text{m}$ 以下の小径粉末をふるいで取り除いて作製した、大径粉末のみの粉末を粉末 B とした。Fig. 4.4(a)、(b)にそれぞれ、粉末 A 及び粉末 B の SEM 画像を示す。粉末 A 及び粉末 B は球状の粉末である。粉末 B には大径粉末に付着した小径粉末が認められるが、小径粉末単体では認められなかった Fig. 4.5(a)、(b)はそれぞれ粉末 A 及び粉末 B の粒度分布である。粒度分布からも粉末 B は粒径 $15 \mu\text{m}$ 以下の粉末を取り除かれたことを確認できた。

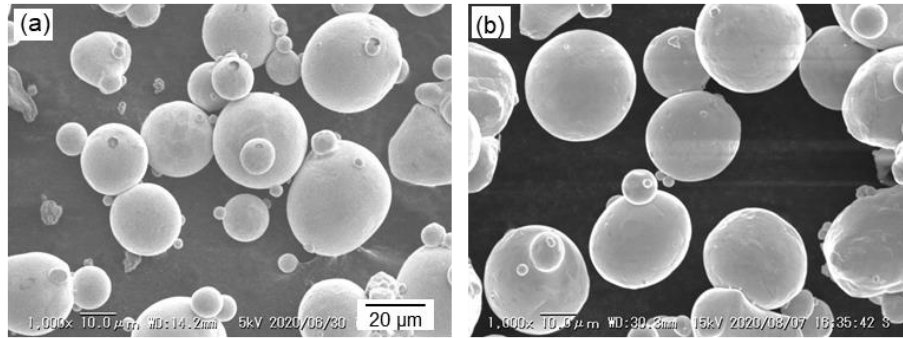


Fig. 4.4 SEM image of pure copper powder. Particle diameter of (a) 7 to 50 μm and (b) 15 to 50 μm.

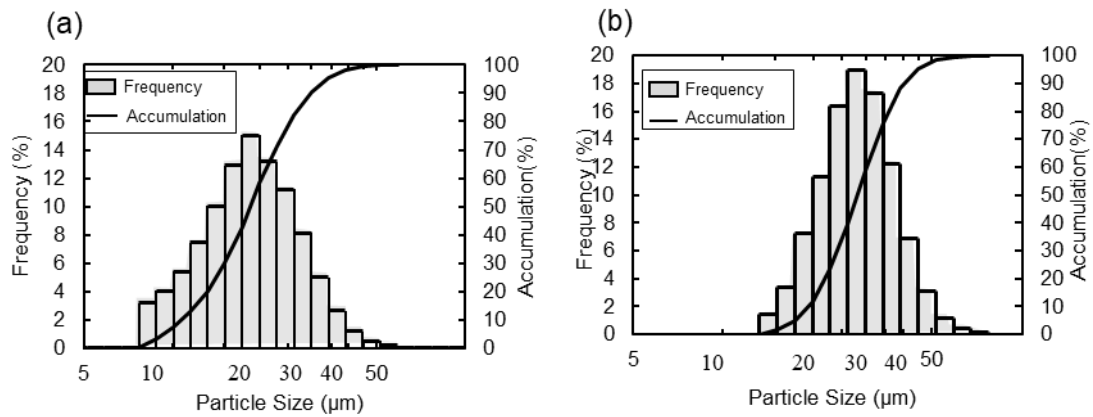


Fig. 4.5 Particle size distribution of (a) powder A, (b) powder B.

皮膚の表面および断面形状を調べるために、顕微鏡観察を行った。さらに、基材の成分が皮膚に混入する希釈層の評価には、走査型電子顕微鏡 SEM (KEYENCE 製 VE-9800) および、EDX (OXFORD instruments 製 x-act) のライン分析を行った。ライン分析の範囲は皮膚表層から 50 μm 離れたところから基材表面から深さ方向に 200 μm までとした。希釈層を皮膚及び基材それぞれの主成分である銅及び鉄がそれぞれ 5 atm%以上として希釈長さを評価した。Fig. 4.6 にレーザスポットに供給される粉末の質量の測定方法の概略図を示す。収率 η は

$$\eta = \frac{Svp}{0.4m_p} \times 100 \quad (4.2)$$

となる。ここで S 、 v 及び ρ はそれぞれ皮膚の断面積、掃引速度及び粉末の密度である。皮膚の断面積は同条件で 3 回形成した皮膚の平均値とした。

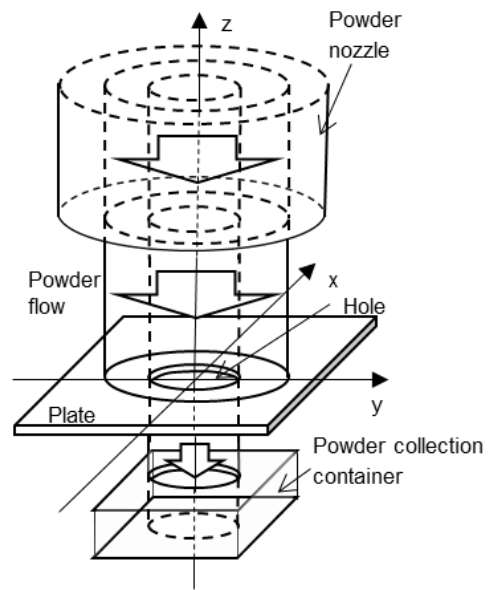


Fig. 4.6 Schematic diagram of the measuring system of the powder quantity to the laser spot. Powder flow diameter is larger than that of the laser spot. Plate with a hole is installed in this system.

4.3 実験結果及び考察

4.3.1 収率及び希釈の粒度分布依存性

粉末 A 及び粉末 B を用いて、単位面積当たりの投入エネルギーを 2.0 kJ/cm^2 から 4.0 kJ/cm^2 まで変化させてマルチビームレーザクラディングを行ない純銅の皮膜を形成した。Fig. 4.7 に純銅皮膜表面の光学顕微鏡像を示す。Fig. 4.7(a),(d) はそれぞれ粉末 A 及び粉末 B を用いて $E = 2.0 \text{ kJ/cm}^2$ で形成した皮膜である。Fig. 4.7(a) の粉末 A で形成した皮膜は幅レーザスポット径 $500 \mu\text{m}$ と同程度であり、連続的に皮膜が形成された。皮膜の表層に未熔融の粉末の付着が認められた。Fig. 4.7(d) の粉末 B では、部分的に粉末が付着し皮膜が形成されなかった。Fig. 4.7(b),(e) はそれぞれ粉末 A 及び粉末 B を用いて $E = 3.5 \text{ kJ/cm}^2$ で形成した皮膜である。Fig. 4.7(b) の粉末 A で形成した皮膜は表面に光沢があり連続的な皮膜が得られた。Fig. 4.7(e) の粉末 B で形成した皮膜は幅が不均一であった。Fig. 4.7(c),(f) はそれぞれ粉末 A 及び粉末 B を用いて $E = 4.0 \text{ kJ/cm}^2$ で形成した皮膜であり、どちらも幅が一定で連続した皮膜が得られた。

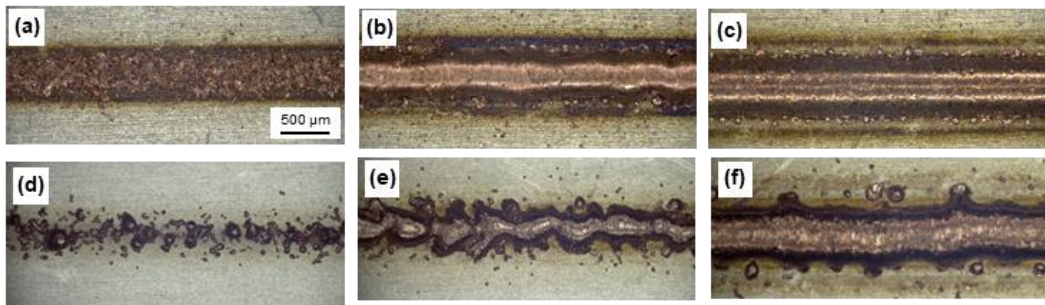


Fig. 4.7 Optical image of top surface formed of multi-beam laser cladding using Powder A at the input energy of (a) 2.0 kJ/cm^2 , (b) 3.5 kJ/cm^2 and (c) 4.0 kJ/cm^2 . Optical image of top surface formed of multi-beam laser cladding using Powder B at the input energy of (d) 2.0 kJ/cm^2 , (e) 3.5 kJ/cm^2 and (f) 4.0 kJ/cm^2 .

Fig. 4.8(a)～(f)はそれぞれ、Fig. 4.7(a)～(f)に対応する皮膜の断面観察像であり、(a)～(c)は粉末 A、(d)～(f)は粉末 B で形成した皮膜である。Fig. 4.8(a)では皮膜表層に未熔融粉末と基材界面で融合不良が認められた。皮膜の空隙から皮膜が一部剥離したと考えられる。Fig. 4.8(b)は未熔融の粉末は認められず、基材上で濡れ広がった皮膜が得られた。皮膜と基材の界面は直線であり、顕著な溶込みは認められなかった。Fig. 4.8(c)は基材上で濡れ広がった皮膜が得られたが、 $10 \mu\text{m}$ 程の溶込みが認められた。Fig. 4.8(d)では皮膜が認められなかった。Fig. 4.8(e)の皮膜は融合不良が認められた。また、皮膜右側は同じ投入エネルギーの粉末 A で形成した Fig. 4.8(b)と比較して接触角が大きく濡れ性が悪いことを示した。Fig. 4.8(f)の皮膜は $10 \mu\text{m}$ 程度の溶込みが認められた。

Fig. 4.9 に粉末 A 及び粉末 B で形成した皮膜の溶融層の厚さの投入エネルギー依存性を示す。粉末 A で形成した皮膜の希釈層の厚さは $E=2.0 \text{ kJ/cm}^2$ から 3.5 kJ/cm^2 で $2 \mu\text{m}$ から $5 \mu\text{m}$ まで増加した。粉末 B で形成した皮膜の希釈層の厚さは $E=3.55 \text{ kJ/cm}^2$ で約 $7 \mu\text{m}$ であった。粉末 A 及び粉末 B を用いて $E=4.0 \text{ kJ/cm}^2$ で形成した皮膜の希釈層の厚さは、それぞれ $240 \mu\text{m}$ 及び $180 \mu\text{m}$ であり、皮膜表層まで鉄の成分が認められた。

大径粉末のみの粉末 B では、幅が一定の皮膜を形成するためには $E=4.0 \text{ kJ/cm}^2$ 必要であったが、皮膜表層まで希釈が生じた。一方、小径粉末を含む粉末 A では $E=3.5 \text{ kJ/cm}^2$ において幅が一定で希釈層が $5 \mu\text{m}$ 程の皮膜が得られた。以上の結果から、膜厚数百 μm で低希釈な皮膜を形成するには融点以上に加熱される小径粉末が必要である。

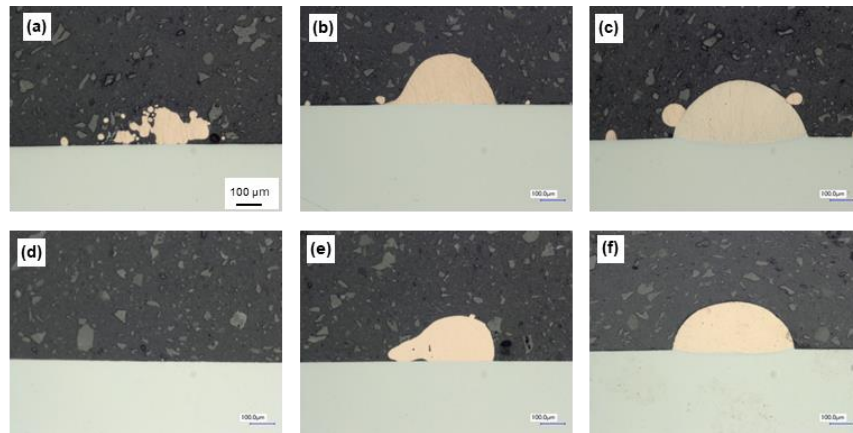


Fig. 4.8 Optical image of layer surface formed of multi-beam laser cladding using Powder A at the input energy of (a) 2.0 kJ/cm^2 , (b) 3.5 kJ/cm^2 and (c) 4.0 kJ/cm^2 . Optical image of layer surface formed of multi-beam laser cladding using Powder B at the input energy of (d) 2.0 kJ/cm^2 , (e) 3.5 kJ/cm^2 and (f) 4.0 kJ/cm^2 .

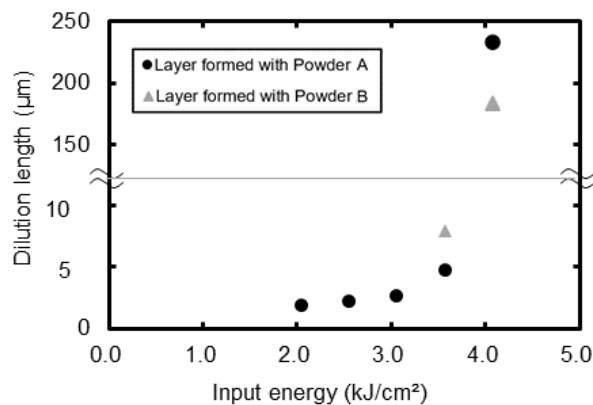


Fig. 4.9 Input energy dependence of the cross-sectional area of the layer formed with powder A and powder B.

粉末 A で形成した皮膜の断面積から式(4.2)を用いて収率を算出した。Fig. 4.10 に粉末 A で形成した皮膜の収率の投入エネルギー依存性を示す。収率は投入エネルギー2.0 kJ/cm² から 4.0 kJ/cm² の間で投入エネルギーの増加に伴い増加した。Fig. 4.10 の四角のプロットは投入エネルギーに対して飛行中に融点に達する小径粉末の含有率を示す。小径粉末の含有率より収率が高いことから未溶融の大径粉末が皮膜を形成していることが分かる。低希釈で濡れ性の良い皮膜が得られた $E = 3.5 \text{ kJ/cm}^2$ の皮膜では収率が 67%であった。ここで、粒径が小さく基材到達時の温度が高い粉末から基材に付着すると仮定すると、粒度分布より粒径 23 μm の粉末が溶融層に堆積している。また、 $E = 3.5 \text{ kJ/cm}^2$ において 23 μm の粉末の温度は 867°Cであり、銅の融点 1085°C近傍まで温度上昇している。

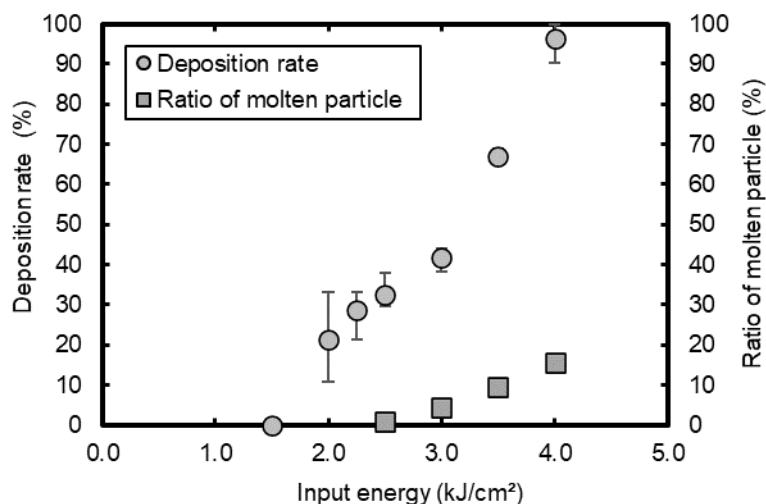


Fig. 4.10 Dependence of yield and ratio of molten particle in the layer formed by powder A on input energy.

4.3.2 大径粉末及び小径粉末を含む粉末の皮膜形成プロセス

Fig. 4.11 に純銅皮膜形成過程の高速度ビデオ像を示す。掃引速度は、4 mm/s 及び粉末供給量は、8 mg/s である。Fig. 4.11 (a),(b)は単位面積当たりの投入エネルギー2.5 kJ/cm²、(c),(d)は 3.5 kJ/cm²である。また、(a),(c)では粉末 A、(b),(d)では粉末 B をそれぞれ用いた。(a)では、 $t=30\text{ms}$ で粉末が基材に溶着するとそれを核に溶融層が濡れ広がり $t=90 \text{ ms}$ でスポット径全体に溶融層が拡大する様子が確認できた。Fig. 4.11 (b)では、粉末が供給されると $t=30 \text{ ms}$ でレーザースポットの先端に溶融粉末が付着し、 $t=90 \text{ ms}$ で溶融粉末がその後に基材に到達した粉末と合わさって溶融層となる様子が確認できた。しかし溶融層が基材に濡れ広がることはなかった。単位面積当たりの投入エネルギーを増加した 3.5 kJ/cm² では、粉末 A による挙動 Fig. 4.11 (c)は、 $t=30\text{ms}$ でレーザー照射部全体に溶融池が形成され、そこに溶融粉末

が溶け込んでいく様子が確認できた。粉末 A を用いた(d)は、(c)同様レーザ照射と同時に溶融池が形成されそこに粉末が溶け込んだ。

Fig. 4.12(a)に粉末 A で $E = 2.5 \text{ kJ/cm}^2$ における皮膜形成の概略図を示す。小径粉末を含む粉末 A では、飛行中に融点に達して基材に到達するので基材の溶融によらず、粉末が基材上に堆積し、溶融層を形成する。溶融層はレーザスポット全域に濡れ広がるので大径粉末のトラップ効果も高くなる。大径粉末は融点以下であるため溶融層に堆積してからレーザの追加熱及び溶融層からの熱伝導により溶融して接合される。つまり、大径粉末は溶融層から熱を奪う可能性がある。Fig. 4.9 では $E = 2.5 \text{ kJ/cm}^2$ から 3.5 kJ/cm^2 の間で希釈層の厚さの増加は僅か $3 \mu\text{m}$ であった。また、皮膜全体に希釈が生じたのは、収率 100%に近い $E = 4.0 \text{ kJ/cm}^2$ であり、供給した大径粉末が全て融点以上になる条件であった。この結果から、溶融層に堆積した大径粉末が溶融することで基材に過剰なエネルギーが加わるのを抑制していることが示唆された。Fig. 4.12 (b)に粉末 B を用いた場合の皮膜形成プロセスの概略図を示す。粉末 B では大径粉末が基材に堆積するためには、基材の溶融池が必要となる。レーザが照射されるとまず基材が溶融して溶融池を形成し、そこに粉末がトラップされ、レーザならびに溶融池からの熱伝導によって粉末が加熱され、溶融池を大きくする。これが繰り返されて皮膜が形成される。基材の溶融が必要になるので投入エネルギーを大きくする必要があった。

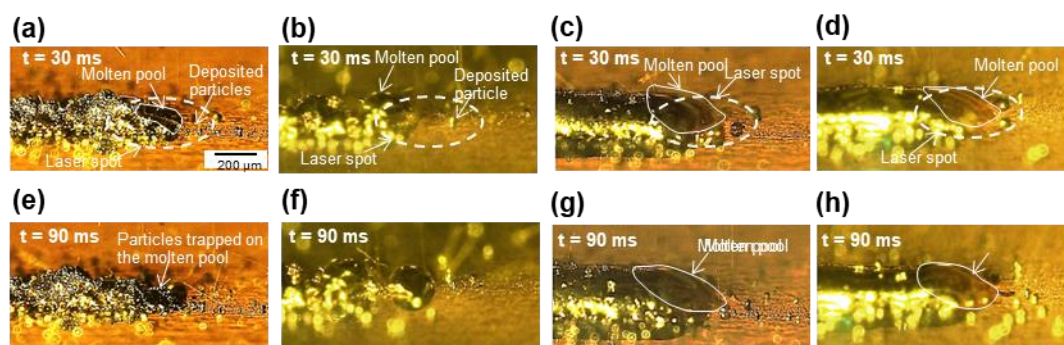


Fig. 4.11 (a), (b), (c), (d)High-speed camera image of multi-beam laser cladding during layer formation after 30 ms layer formation.(a)Layer formed Powder A at the input energy of 2.5 kJ/cm^2 . (b) Layer formed Powder B at the input energy of 2.5 kJ/cm^2 . (c) Layer formed Powder A at the input energy of 3.5 kJ/cm^2 . (d) Layer formed Powder B at the input energy of 3.5 kJ/cm^2 . (e), (f), (g), and (h) are images observed 90 ms after layer formation in (a), (b), (c), and (d), respectively.

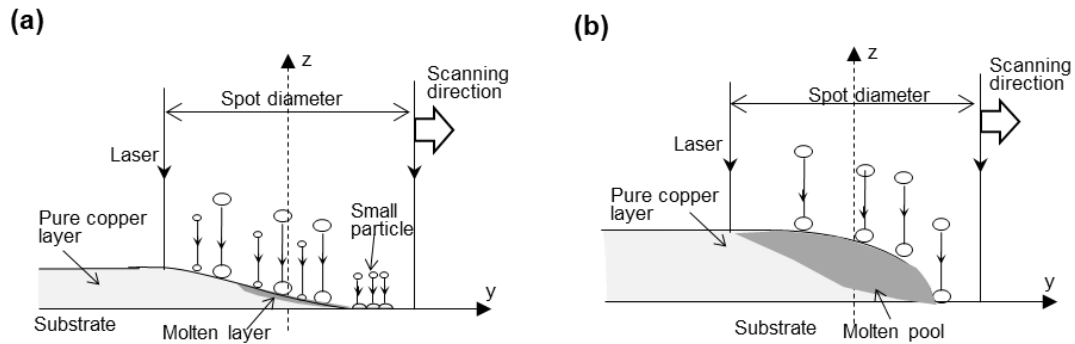


Fig. 4.12 Schematic diagram of the layer formation process using

(a) powder A at a power density of 2.5 kJ/cm^2 , (b) powder B at a power density of 3.5 kJ/cm^2 .

4.3.3 粒度分布が皮膜形成開始位置に及ぼす影響

小径粉末及び大径粉末が皮膜形成の開始位置に及ぼす影響を調べるために、粉末 A 及び粉末 B を用いてマルチビームレーザクラディングを行ない、皮膜の形成過程をハイスピードビデオカメラで観察した。Fig. 4.13(a)-(f)は粉末 A で投入エネルギー E を 1.5 kJ/cm^2 から 4.0 kJ/cm^2 で形成した皮膜のリアルタイム観察像である。粉末が堆積し始める位置を皮膜形成開始位置とした。投入エネルギーの増加とともに、皮膜形成の開始位置はレーザスポットの先端に近づいた。入熱量が 2.5 kJ/cm^2 以上では皮膜形成開始位置がレーザスポット中心より前方であった。Fig. 4.14 (a)-(f)は粉末 B で投入エネルギー E を 1.5 kJ/cm^2 から 4.0 kJ/cm^2 で形成した皮膜のリアルタイム観察像である。(c)、(d)の入熱量 2.5 kJ/cm^2 では 3.5 kJ/cm^2 では溶融池が後方と繋がらず不連続な皮膜であったが、皮膜形成開始位置を溶融池の先端とした。投入エネルギーの増加とともに、皮膜形成の開始位置はレーザスポットの先端に近づいた。粉末 B では連続した皮膜が形成される入熱量 3.5 kJ/cm^2 まで皮膜形成の開始位置がレーザスポット中央よりも後方であった。Fig. 4.15 に粉末 A 及び粉末 B で形成した皮膜の皮膜形成開始位置の投入エネルギー依存性を示す。ここで、大径粉末のみの粉末 B における皮膜形成開始位置は基材の溶融効果によるものと考えた。粉末 B では皮膜形成開始位置が投入エネルギーに比例してレーザスポット先端に近づいた。粉末 A における皮膜形成開始位置は溶融池を形成して皮膜を形成する $E = 3.5 \text{ kJ/cm}^2$ 以上では粉末 B の時とほとんど同じ位置であった。一方、粉末の溶融層を形成しながら皮膜を形成する $E = 2.0 \text{ kJ/cm}^2$ から $E = 3.0 \text{ kJ/cm}^2$ の領域では、粉末 B よりもレーザスポットに近い位置で皮膜が形成されたので、飛行粉末の加熱効果により皮膜形成開始位置が変化したと考える。

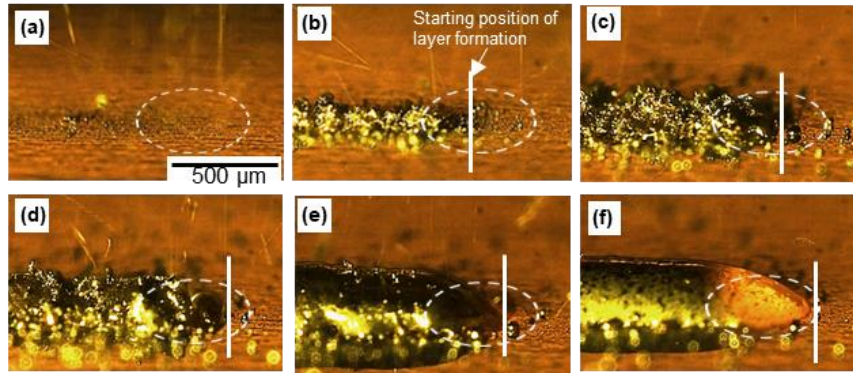


Fig. 4.13 High-speed video camera image of layer formation using Powder A in the multi-beam laser cladding system. Input energy for layer formation (a) 1.5 kJ/cm², (b) 2.0 kJ/cm², (c) 2.5 kJ/cm², (d) 3.0 kJ/cm², (e) 3.5 kJ/cm², (f) 4.0 kJ/cm².

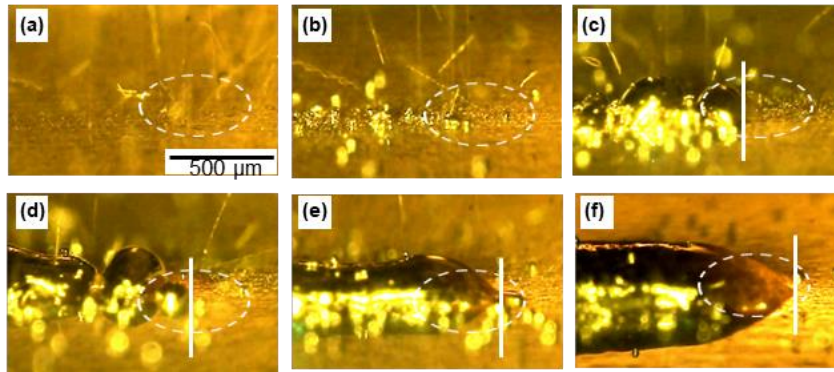


Fig. 4.14 High-speed video camera image of layer formation using Powder A in the multi-beam laser cladding system. Input energy for layer formation (a) 1.5 kJ/cm², (b) 2.0 kJ/cm², (c) 2.5 kJ/cm², (d) 3.0 kJ/cm², (e) 3.5 kJ/cm², (f) 4.0 kJ/cm².

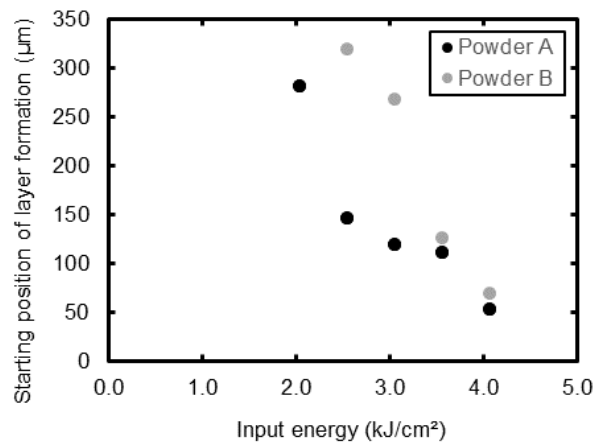


Fig. 4.15 Dependence of starting position of layer formation on input energy.

飛行粉末加熱による皮膜形成位置の変化について考えるために、レーザスポットの掃引方向の加熱距離の分布を求めた。Table 4.2 の条件において式(2.11)より算出したレーザスポット内の加熱距離の分布を Fig. 4.16 に示す。2 ビームであるため、加熱距離はレーザ掃引方向と垂直な x 軸方向では均一であるが、進行方向の y 軸方向ではレーザスポット先端に近づくほど加熱距離が小さくなる。Fig. 4.17 に Fig. 4.16 における $x=0$ の y 軸方向の加熱距離を式(4.1)に代入して、y 軸上で融点まで加熱される粉末の粒径とレーザスポット位置の関係を示す。レーザスポットの中心 $y=0$ では最大 $8\text{ }\mu\text{m}$ の粉末が融点に達する。Fig. 4.17 の灰色の線は粉末 A 全体に対しての溶融粉末の含有率を示している。溶融粉末の含有量はレーザスポット中心の $y=0\text{ }\mu\text{m}$ において約 1.5%であり、 $y=100\text{ }\mu\text{m}$ の位置で約 1%であった。 $y=100\text{ }\mu\text{m}$ の位置はレーザスポット先端から約 $150\text{ }\mu\text{m}$ であり、皮膜形成の開始位置と近い値を示した。これらの結果から、小径粉末が皮膜形成開始位置に影響していることが示唆された

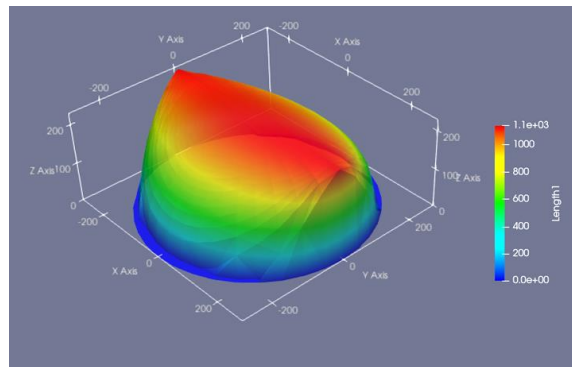


Fig. 4.16 Distribution of heating distance in two-beam multibeam laser cladding system

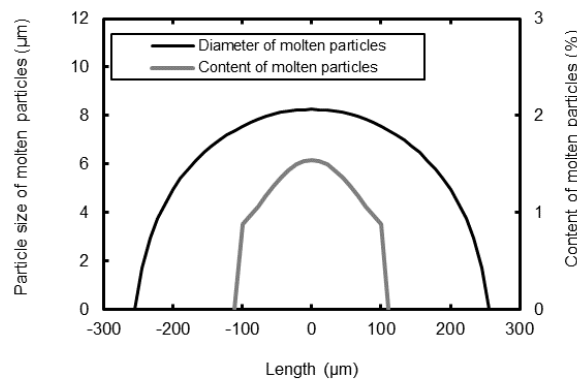


Fig. 4.17 Diameter of molten particles and content of molten particles on the y-axis at $x=0$ in Fig. 4.16

4.3.4 飛行粉末溶融型マルチレーザクラッディングとの比較

3 章では飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングによる皮膜形成を行なった。本章の一部粉末が溶融して皮膜を形成するプロセスと比べて皮膜形成に必要な単位面積当たりの投入エネルギーE に差が生じた。Fig. 4.18 に飛行粉末溶融型及び粉末 A で皮膜を形成した際の、単位面積当たりの投入エネルギーと単位エネルギーあたりに形成した皮膜の質量の関係を示す。飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングで低希釈な皮膜が得られたのは $519\sim 909\text{ J/cm}^2$ であるのに対し、粉末 A を用いた一部の粉末が飛行中に溶融する条件では $1500\sim 3500\text{ J/cm}^2$ で低希釈な皮膜が形成された。飛行中に粉末を溶融した方が皮膜形成に必要なエネルギーが低いことが分かる。また、単位エネルギーあたりに形成される皮膜質量は飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングでは $5.9\sim 7.3\times 10^{-5}\text{ g/J}$ に対して、粉末 A を用いた一部の粉末が飛行中に溶融する条件では $2.7\sim 3.2\times 10^{-5}\text{ g/J}$ であった。飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングの方が、単位エネルギーあたりに形成される皮膜の質量が大きくエネルギーが効率的に皮膜形成に用いられた原因について考える。

初めに、皮膜を溶融するのに必要なエネルギー及びエネルギーのロスについて考える。粉末 A において $E = 3500\text{ J/cm}^2$ では単位時間当たり 0.0022 g/s であり、これを融点まで加熱するのに必要なエネルギーは銅の比熱を 0.379 J/gK とすると、 0.9 J/s となる。これは、基材に吸収されるレーザ出力の約 2%である。このことから、エネルギーのロスが生じていることが分かる。ここで、熱エネルギーのロスとして放射及び熱伝導が考えられる。放射によるエネルギーのロスはステファン・ボルツマンの法則より $E=\epsilon\sigma T^4$ となる。ステファン・ボルツマン定数 $\sigma=5.67\times 10^{-8}\text{ W/m}^2\text{K}^4$ 、銅の放射率 $\epsilon=0.06$ とし、放射を最大で見積もるために、粉末温度は沸点 2835 K と仮定すると、レーザスポット $500\text{ }\mu\text{m}$ からの放射は 0.04 W とレーザ出力より小さい。そのため、エネルギーは熱伝導によるロスが大きいと考えられる。ここで、粉末 A の大径粒子は溶融層にトラップされた後、温度を融点まで上げる必要があるので、熱伝導によるロスが生じる。一方、飛行中に融点以上まで加熱される条件であれば、基材到達後に温度を上げる必要がないので、熱伝導によるエネルギーのロスの影響がない。よって、飛行中に粉末を融点以上まで加熱することで、エネルギー当たりの皮膜形成量が増加したと考えられる。

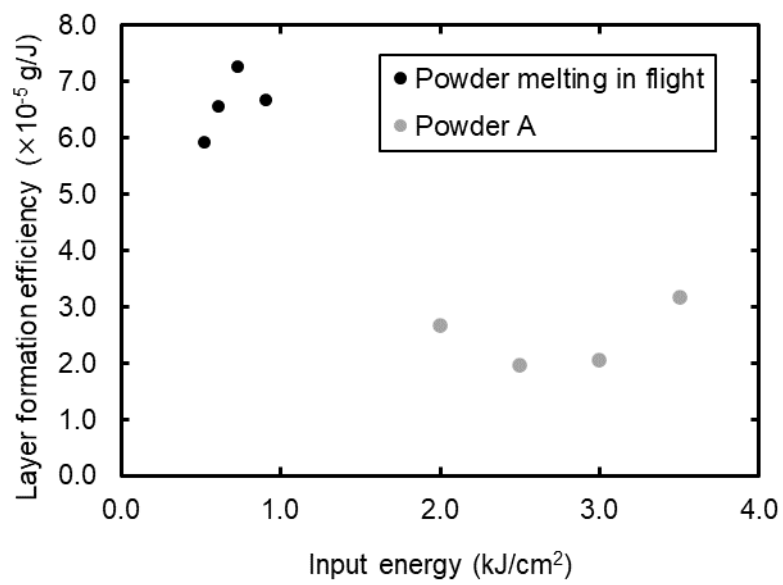


Fig. 4.18 Energy input per unit area required for layer formation and mass of layer formed per unit energy.

4.4 まとめ

マルチビームレーザクラディング法において飛行中に熔融しない大径粉末を有する粉末の収率向上を目的として、小径粉末によって形成した熔融層で大径粉末をトラップする皮膜形成メカニズムを考えた。本皮膜形成メカニズムを確認するために、大径粉末のみの粉末と小径粉末を含む粉末を用いて皮膜を形成した。大径粉末のみの粉末では、基材の熱量で粉末を熔融する必要があるため、投入エネルギーが低いと皮膜の幅が不均一になり、投入エネルギーを増やすと皮膜全体に希釈が生じた。一方、小径粉末を含む粉末では幅が一定で希釈層が 5 μm の皮膜を形成することができた。また、熔融層による皮膜形成の最大収率は 67% であり、大径粉末が皮膜形成に用いられていることが分かった。熔融層で皮膜が形成される投入エネルギーにおいて、小径粉末を含む粉末は大径粉末のみの粉末より皮膜形成開始位置がレーザスポット先端側に 150 μm 近づいた。レーザ掃引方向の小径粉末の分布を算出した結果、皮膜形成開始位置と小径粉末の供給位置が近い値を示したことから、小径粉末が皮膜形成開始位置に影響していることが示唆された。

参考文献

- [1]Antony, L. V., & Reddy, R. G. (2003). Processes for production of high-purity metal powders. *Jom*, 55, 14-18.
- [2]河合伸泰, 佐藤義智, & 関義和. (1986). アトマイズ法による金属微粉末の製造. *資源処理技術*, 33(4), 227-232.
- [3]Morimoto, K., Sato, Y., TakenakaK., Funada, Y., Hayashi, Y., Abe, N., & Tsukamoto, M. (2023). Effect of particle size distribution on pure copper layer formation in a multi-beam laser cladding system with pure copper powder and two blue diode lasers. *Applied Physics A*, 129(1), 12.
- [4]舟田義則, 山下順広, 左今佑, & 塚本雅裕. (2019). 直噴型マルチビーム式レーザーコーティング技術の開発とビード形成特性. *スマートプロセス学会誌*, 8(1), 19-24.
- [5]浅野孝平, 塚本雅裕, 舟田義則, 左今佑, 森本健斗, 佐藤雄二, ... & 西川宏. (2018). *Laser Original 金属の精密クラッディングのためのマルチレーザービーム照射法*の開発.
- [6]Hara, T., Sato, Y., Higashino, R., Funada, Y., Ohkubo, T., Morimoto, K., ... & Tsukamoto, M. (2020). Pure copper layer formation on pure copper substrate using multi-beam laser cladding system with blue diode lasers. *Applied Physics A*, 126, 1-6.

第5章 飛行粉末の均一加熱による純銅薄膜形成技術の開発

5.1 はじめに

マルチビームレーザクラディングは皮膜厚さ $100\ \mu\text{m}$ に対して、希釈層の厚さが数 μm ～ $10\ \mu\text{m}$ 程度であり低希釈な皮膜を形成することができる。希釈層の厚さが $10\ \mu\text{m}$ 以下であるので $20\sim 30\ \mu\text{m}$ の厚さの皮膜でも皮膜表層は純粋なコーティング金属が得られる可能性がある。薄膜化ができれば、コーティングに必要な材料の使用量を抑えることができる。今までマルチビームレーザクラディングの皮膜形成速度は $10\ \text{mm/s}$ 以下であった[1][2]。一般的に熔融池形成型シングルビームレーザクラディングは $16\ \text{mm/s}\sim 32\ \text{mm/s}$ 程度で施工されており、マルチビームレーザクラディングの皮膜形成速度の高速化が課題である。式(3.1)より高速化のためには基材への投入エネルギー E を増加する必要がある。基材への投入エネルギー増加にはレーザのパワー密度を大きくすることが重要である[3]。また、式(2.18)よりレーザのパワー密度増加は粉末の温度上昇にも有効である[4]。レーザパワー密度の増加により粉末及び基材を効率よく加熱することができるので、皮膜形成速度が向上するのではないかと考えた。また、粉末の供給量が同じであれば、掃引速度を速くすることで単位面積当たりの粉末供給量が減少するので、薄い皮膜を形成することができる。今までは加工ヘッドの制限により、光学系の変更し高いパワー密度を得ることが困難であった。島津製作所の開発した出力 $100\ \text{W}$ 、コア径 $100\ \mu\text{m}$ の青色半導体レーザを用いる事でレーザの光学系を変更しなくても従来より高いパワー密度が得られるようになった[5]。

本研究ではマルチビームレーザクラディングの高速形成技術の開発のために、コア径 $100\ \mu\text{m}$ コアの $100\ \text{W}$ 青色半導体レーザを3台用いたマルチビーム加工ヘッドを開発した[6]。皮膜形成速度は、Fig. 1.27 に示す様に、ロボットを用いた際の高速掃引の領域である $100\ \text{mm/s}$ を目的とした。今までの希釈層の厚さが $10\ \mu\text{m}$ であるので、皮膜の厚さは $30\ \mu\text{m}$ となるように粉末供給量を制御し、マルチビームレーザクラディングを行なった。

5.2 3 ビームマルチレーザクラディングにおける飛行粉末加熱

5.2.1 3 ビームマルチレーザクラディングの加熱距離の検討

レーザを高速掃引して基材に熔融層を形成するために、3 ビームを用いてレーザスポットのパワー密度を大きくした。3 ビームのマルチビームクラディングシステムのレーザ照射配置と粉末流の概略図を Fig. 5.1 に示す。レーザは3 ビームを重畳したレーザスポットの中心である原点 O を中心として 120° 毎にレーザを配置した。飛行粉末の温度を考慮するためには、3 ビームにおける加熱距離を求める必要がある。n 本ビームの加熱距離のモデル式 (2.11) より、3 ビームにおける加熱距離 L は次式で表される。

$$\begin{aligned}
 L = L_1 + L_2 + L_3 = & \left(\frac{r - \ell \cos \theta}{\sin \theta} \right) \sqrt{\left(1 - \frac{m^2}{r^2 - \ell^2 \cos^2 \theta} \right)} \\
 & + \left(\frac{r - \ell_2 \cos \theta}{\sin \theta} \right) \sqrt{\left(1 - \frac{m_2^2}{r^2 - \ell_2^2 \cos^2 \theta} \right)} \\
 & + \left(\frac{r - \ell_3 \cos \theta}{\sin \theta} \right) \sqrt{\left(1 - \frac{m_3^2}{r^2 - \ell_3^2 \cos^2 \theta} \right)}
 \end{aligned} \tag{5.1}$$

ここで、 L_1 、 L_2 、 L_3 、 r 、 ℓ 及び m はそれぞれ、レーザ 1 の加熱距離、レーザ 2 の加熱距離、レーザ 3 の加熱距離、レーザスポット半径、レーザスポット内の任意の点 P の x 座標及び点 P の y 座標である。 ℓ_2 、 m_2 、 ℓ_3 及び m_3 はそれぞれ、Fig. 5.2 に示す点 P から原点を中心にな $\alpha_2=120^\circ$ 回転させた P_2 の座標 $P_2(\ell_2, m_2, 0)$ 、及び点 P から原点 O を中心にな $\alpha_3=240^\circ$ 回転させた P_3 の座標 $P_3(\ell_3, m_3, 0)$ である。回転後の座標は式 (2.9) 及び (2.10) から

$$\ell_2 = \ell \cos \alpha_2 - m \sin \alpha_2 \tag{5.2}$$

$$m_2 = \ell \sin \alpha_2 + m \cos \alpha_2 \tag{5.3}$$

$$\ell_3 = \ell \cos \alpha_3 - m \sin \alpha_3 \tag{5.4}$$

$$m_3 = \ell \sin \alpha_3 + m \cos \alpha_3 \tag{5.5}$$

である。Table 5.1 に示すレーザ照射条件で式 (5.1) を用いて、レーザスポット内の加熱距離の分布を算出した。Fig. 5.3 に 3 ビームにおけるレーザスポット内の加熱距離の分布を示す。加熱距離はレーザスポット中心で最大値 1069 μm である。加熱距離は加熱距離の最大値を示す赤色のから 70% の黄色まではなだらかに減少するが、70% 以下の領域では急激に低下す

る。よって、3 ビーム照射における均一加熱の範囲は加熱距離が 70%となる範囲とした。Fig. 5.3 に示す加熱距離の分布は $y = 0$ の x 軸に対して対称であり、幅が一定の皮膜を形成するためにレーザの掃引方向を Fig. 5.1 の x 軸方向とした。

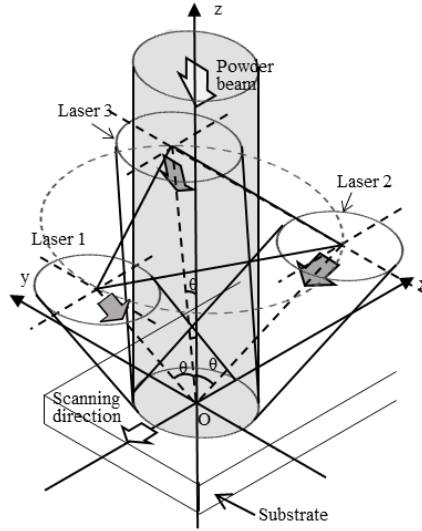


Fig. 5.1 Schematic diagram of three lasers irradiation and powder flow.

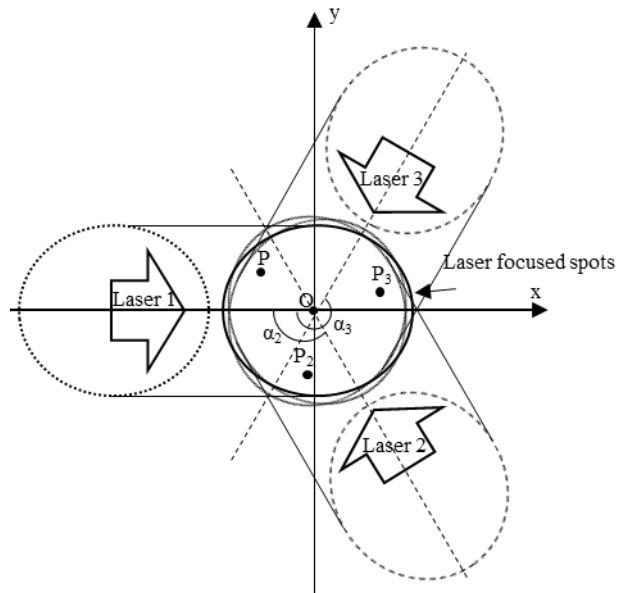


Fig. 5.2 Focused spots of laser 1, 2 and 3 in xy plane. The irradiation arrangements of the laser 2 and the laser 3 are rotated by α_2 degrees and α_3 degrees around the origin from the laser 1 irradiation arrangement, respectively.

Table 5.1 Laser irradiation conditions and powder conditions related to flying powder temperature

| Absorption rate | Spot Diameter | Incident angle | Density of powder | Specific heat | Powder velocity | Temperature rise in flight powder |
|-----------------|------------------------|----------------------|---------------------------|------------------------|------------------------|-----------------------------------|
| A | d_L μm | θ $^\circ$ | ρ g/cm^3 | c_p J/gK | v_p cm/s | ΔT $^\circ\text{C}$ |
| 0.65 | 290 | 24 | 8.94 | 0.38 | 460 | 1085 |

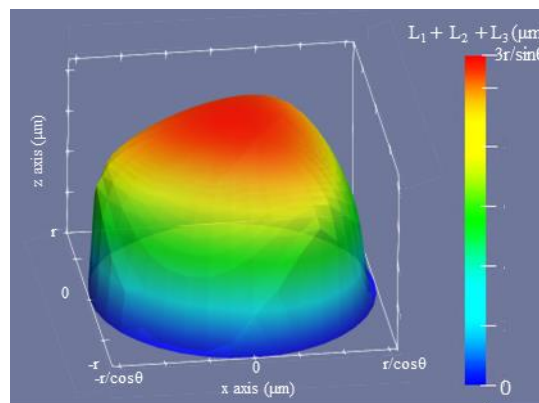


Fig. 5.3 Distribution of heating distance in three-beam multibeam laser cladding system.

5.2.2 皮膜形成条件におけるレーザスポット内容融粉末の検討

マルチビームレーザクラディングの皮膜形成条件において、飛行中の粉末が溶融することを検討する。粉末の温度上昇のモデル式(2.12)より、粉末の温度はレーザのパワー密度に依存するので、皮膜形成におけるパワー密度を決める。飛行粉末の温度上昇の計算に用いるパワー密度は、目的の皮膜形成速度で基材に溶融層を形成するのに必要な値とした。掃引速度 100 mm/s で厚さ 1 mm の SUS304 基材にレーザのパワー密度を $1.3 \sim 1.6 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ まで変化させてビードオンプレート溶接を行った。Fig. 5.4 にビードオンプレート溶接後の基材表面を示す。(b) パワー密度 $1.4 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ まではビードが途切れていたが、パワー密度 $1.5 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ 以上では連続したビードが得られた。よって、粉末の温度上昇を求める際のレーザのパワー密度を $1.5 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ とした。

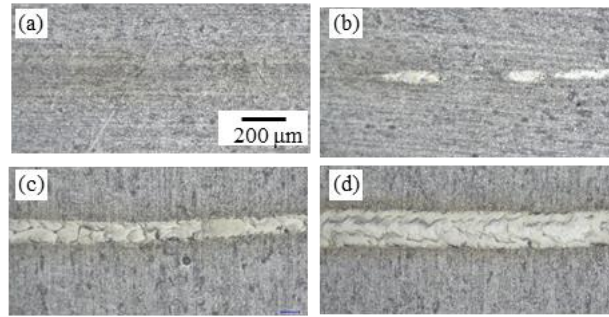


Fig. 5.4 Optical images of the substrate surface in the laser irradiated area at the power density , I_4 , of (a) $1.3 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$, (b) $1.4 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$, (c) $1.5 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$, (d) $1.6 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ and (e) $1.7 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$.

粉末の温度上昇のモデル式の ΔT が融点 1085°C となる時の粒径は

$$d_p = K \frac{I}{1085} L \quad K = \left(\frac{3A}{2\rho c_p v_p} \right) \quad (5.6)$$

となる。本実験条件である Table 5.1 の条件で Fig. 5.3 で求めた $x=0$ の y 軸上の加熱距離の分布を式(5.6)に代入して、 $x=0$ の y 軸上で飛行中に溶融する粉末の直径を求めた。Fig. 5.5 にレーザスポット内に到達する粉末で融点まで加熱される粒径を示す。レーザスポット内で融点に達する粉末の粒径を示す加熱距離が最大の 70%となる均一加熱の範囲はレーザスポットを中心として直径 $254 \mu\text{m}$ の範囲であった。純銅粉末の粒度分布を Fig. 5.6 に示す。Fig. 5.5 及び Fig. 5.6 から、融点以上となる粉末の割合の分布を Fig. 5.7 に示す。均一加熱の範囲で最大 92%の粉末が溶融する。また、融点以上となる粉末の割合の分布はトップハット形状であり、レーザスポット内で一様に溶融粉末を供給することができる。

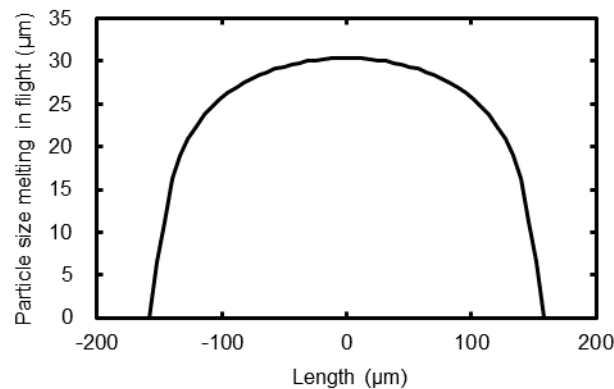


Fig. 5.5 Particle size of particles melting in flight on the y -axis at $x=0$

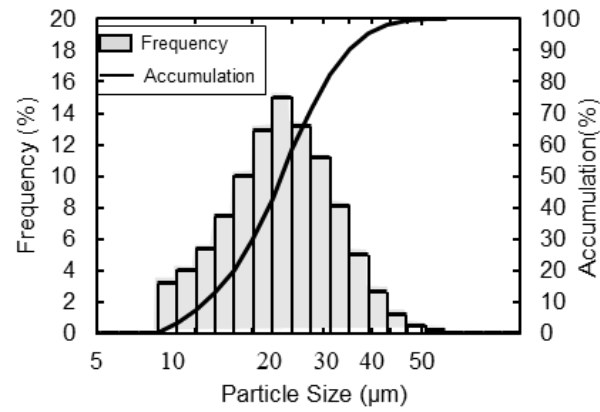


Fig. 5.6 Particle size distribution. The line graph shows the relative frequency.

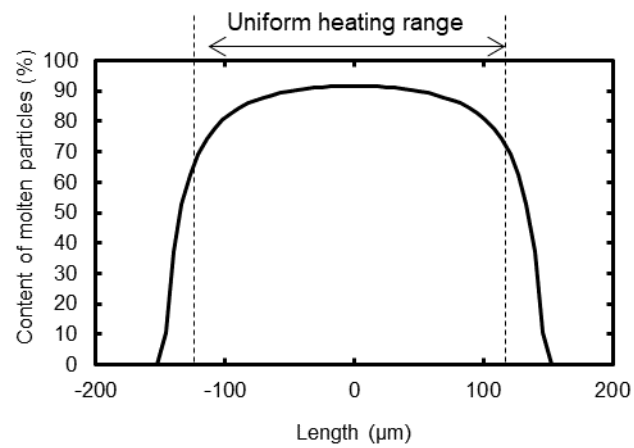


Fig. 5.7 Percentage of molten particles at laser spot position.

5.2.3 薄膜形成のための皮膜厚さの検討

本実験では、目的の膜厚を形成するための粉末供給量を調整した。Fig. 5.8 にレーザクラッディングで形成した皮膜の概略図を示す。レーザスポット内に供給した粉末が全て皮膜になり、皮膜の幅はレーザスポット径と等しいと仮定すると、粉末供給量と皮膜の重さは等しいので

$$m_p = \rho L_h L_w v \quad (5.7)$$

となる。 ρ 、 L_h 、 L_w 及び v はそれぞれ粉末の密度、膜厚、皮膜の幅（レーザスポット径）及び掃引速度である。レーザクラッディングにおける皮膜の膜厚は

$$L_h = \frac{m_p}{\rho L_w v} \quad (5.8)$$

となる。本実験では目標とする皮膜形成速度 100 mm/s において皮膜の厚さが 30 μm になるように、レーザスポット内への粉末の供給量を 7.8 mg/s とした。

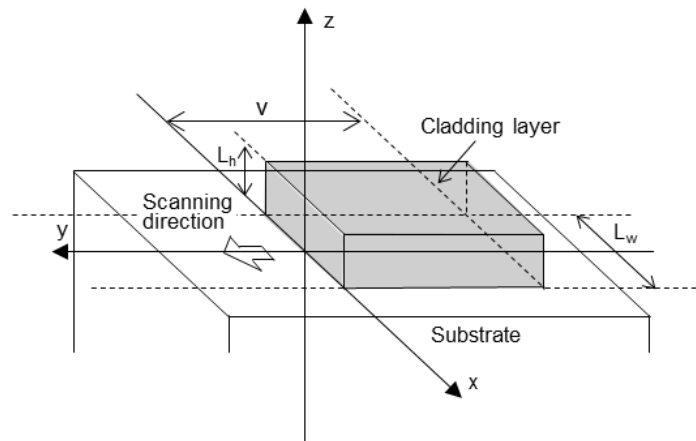


Fig. 5.8 Shape of the coating formed by laser cladding

5.3 実験方法

出力 100 W の青色半導体レーザを 3 台搭載したマルチビームクラディングシステムを用いてステンレス基材上への純銅皮膜の高速形成条件の設定を行った。高速形成のための条件として掃引速度 v は 100 mm/s、膜厚は 30 μm 、希釈層の幅を 10 μm 以下とした。粉末はパウダーフィーダーからキャリアガスを用いて加工ヘッドに搬送し、加工ヘッド中心を通る粉末供給ノズルから射出した。粉末は基材に対して垂直に供給されるので、粉末の分布は均一であると仮定した。パワー密度 I は掃引速度 100 mm/s において基材を熔融するのに必要なパワー密度 I の閾値から 1.2 倍の範囲である $1.3 \times 10^5 \sim 1.8 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ とした。Fig. 5.9 にマルチビームクラディングシステムの概略図を示す。本システムでは、最大出力 100 W、NA0.2 の高輝度青色半導体レーザをコア径 100 μm の光ファイバーで加工ヘッドにそれぞれ伝送し、加工ヘッド内にてそれぞれコリメートレンズを用いて平行光にし、焦点距離 74 mm の 1 枚の集光レンズを用いて 3 本のレーザを焦点で重畳した。3 本のレーザを焦点距離で重畳した x 軸上及び y 軸上のビームプロファイルを Fig. 5.10 に示す。レーザスポット径は半値全幅で x 軸、 y 軸ともに 290 μm であった。基材には 40 mm \times 40 mm \times 1 mm の SUS304 を用いた。加工ヘッド中央部から粉末供給ノズルを通して純銅粉末を供給した。SUS304 基材を XY 電動ステージ上に設置し、Fig. 5.9 の $-x$ 方向へ移動させながらレーザ照射を行うことで粉末および基材が溶融・凝固を繰り返し、基材表面に皮膜を形成した。ここで掃引速度は 100 mm/s 一定として、レーザのパワー密度を $1.3 \times 10^5 \sim 1.8 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ と変化させた。この時、基材への投入エネルギー E は 297 \sim 410 J/cm 2 となる。Table 5.2 にレーザクラディング条件を示す。レーザクラディングで形成した皮膜の表面及び断面を光学顕微鏡で観察した。形成された皮膜の希釈層を確認するために、皮膜断面において皮膜表層から基材方向に EDX ライン分析を行った。

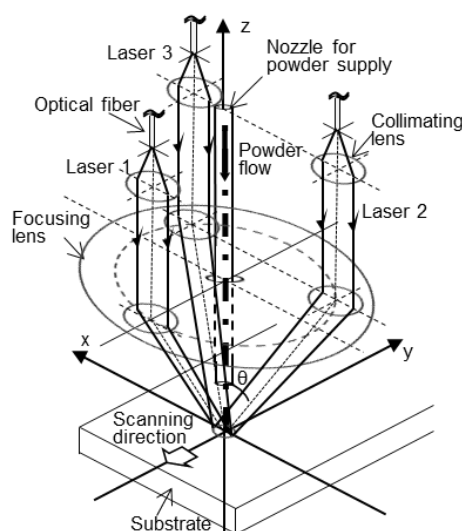


Fig. 5.9 Schematic diagram of the processing head using three blue diode lasers. Substrate is irradiated by three laser beams at their incident angles of θ . Laser spot is scanned in the X axis direction

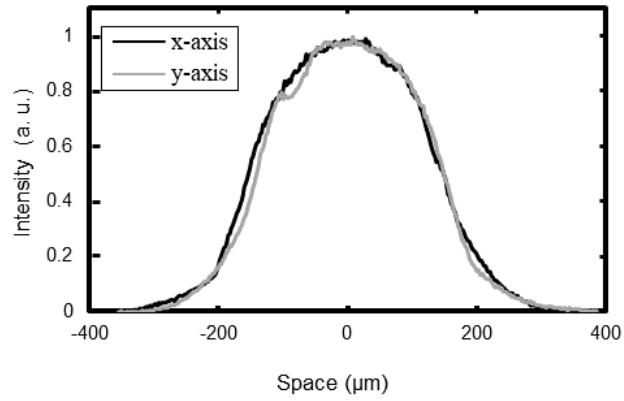


Fig. 5.10 Beam profiles on x-axis and y-axis of three lasers superimposed at focal point.

Table 5.2 Laser cladding conditions

| Laser power W | Spot diameter μm | Power density $\times 10^5 \text{ W/cm}^2$ | Input energy J/cm^2 | Scanning speed mm/s | Carrier gas L/min | Shielding gas L/min | Powder feed rate mg/s |
|------------------|---------------------|-----------------------------------------------|---------------------------------|------------------------|----------------------|------------------------|--------------------------|
| 86 | 290 | 1.3 | 297 | 100 | 0.5 | 10 | 7.8 |
| 92 | | 1.4 | 317 | | | | |
| 99 | | 1.5 | 341 | | | | |
| 106 | | 1.6 | 366 | | | | |
| 112 | | 1.7 | 386 | | | | |
| 119 | | 1.8 | 410 | | | | |

5.4 実験結果及び考察

レーザの掃引速度を 100 mm/s として形成した皮膜の表面の観察像を示す。Fig. 5.11 (a)、(b)、(c)、(d)、(e)及び(f)の投入エネルギーはそれぞれ 297、317、341、366、386 及び 410 J/cm² である。(a)、(b)では粉末が基材上に付着しているものの、離散的なビードが形成された。一方、投入エネルギーの高い Fig. 5.11 (c)、(d)、(e)および(f)では皮膜が連続的に皮膜が形成された。次に Fig. 5.11 (c)-(f)の断面の観察像を Fig. 5.12(a)-(d)に示す。Fig. 5.12 では、膜厚は (a)14.0 μm、(b)17.5 μm、(c) 15.7 μm、(d) 16.9 μm と変わらなかったが、皮膜幅は投入エネルギーが大きくなるにしたがって (a)153 μm、(b)171 μm、(c) 193 μm、(d) 216 μm と大きくなった。

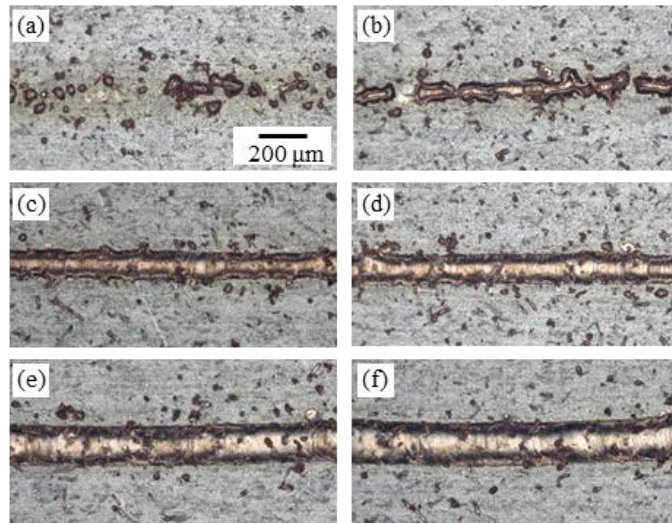


Fig. 5.11 Optical images of the cladding layer surfaces at the input energy of (a) 297 J/cm², (b) 317 J/cm², (c) 341 J/cm², (d) 366 J/cm², (e) 386 J/cm².and (f) 410 J/cm².

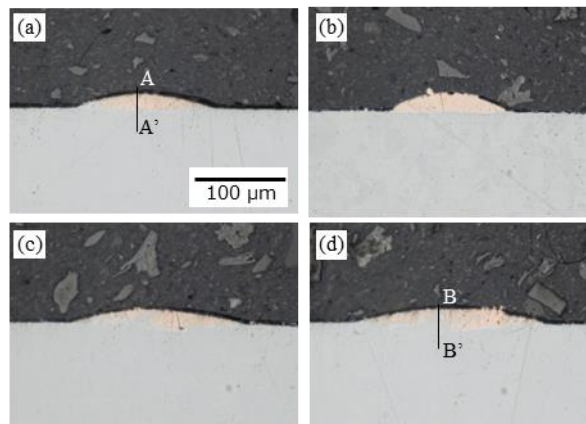


Fig. 5.12 Optical images of the cross section of coating layer at the input energy of (a) 341 J/cm², (b) 366 J/cm², (c) 386 J/cm² and (d) 410 J/cm².

次に、希釈層を評価するために、皮膜の表面から基材方向に EDX ライン分析を行った。希釈層の指標として、皮膜成分 Cu の相対強度が 0.05 以上、基材成分の Fe の相対強度が 0.05 以上の範囲を希釈層と定義した。Fig. 5.13 に Fig. 5.12(a)内の A-A'、(d)の B-B'における EDX ライン分析の結果を示す。黒線は Cu の相対強度、灰色の線は Fe の相対強度を示している。その結果、Fig. 5.13 (a)では、皮膜側である A 側から Cu が検出され、分析位置 20 mm を境にほぼ 0 となった。一方 Fe は A 側では 0.1 以下の相対強度であったが、分析位置 20 mm を境に Fe の強度が高くなった。次に投入エネルギーの大きい条件で形成した Fig. 5.13(b)では、皮膜表面の B 側で Cu とともに Fe が検出された。Cu は 20 mm を境に減少したが、Fe は、検出されてから徐々に増加を続け、測定終端の 40 mm まで増加した。EDX ライン分析結果から求めた希釈層の長さや投入エネルギーの関係を Fig. 5.14 に示す。また、投入エネルギーに対して形成された皮膜の膜厚を示す。希釈層は、皮膜形成閾値の投入エネルギー 341 J/cm^2 で $2.1 \mu\text{m}$ を示し、投入エネルギーの増加とともに大きくなり、 410 J/cm^2 で形成した皮膜の希釈層は $24 \mu\text{m}$ となり、約 11 倍大きくなった。

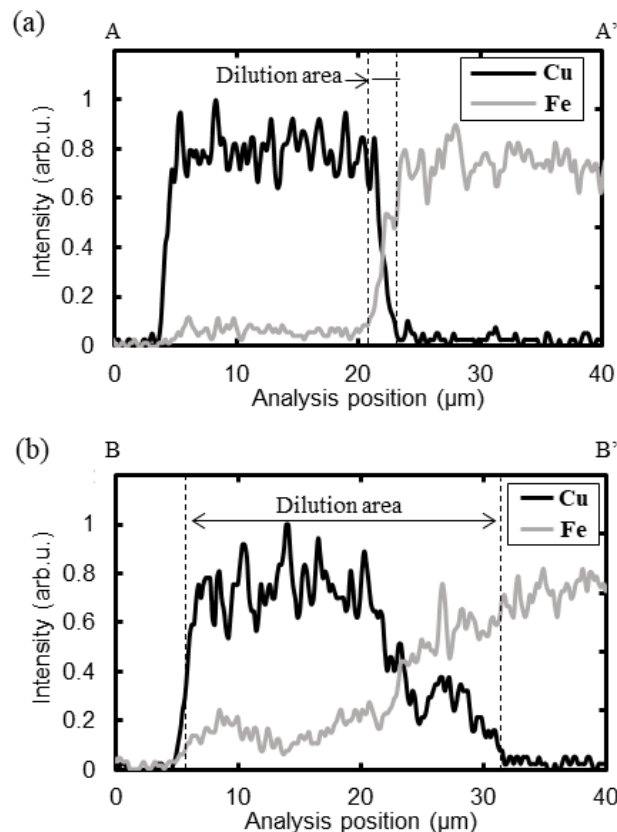


Fig. 5.13 (a) Detecting intensity of copper and iron in line analysis of coating cross section at the power density of 341 J/cm^2 . (b) Detecting intensity of copper and iron in line analysis of coating cross section at the power density of 410 J/cm^2 .

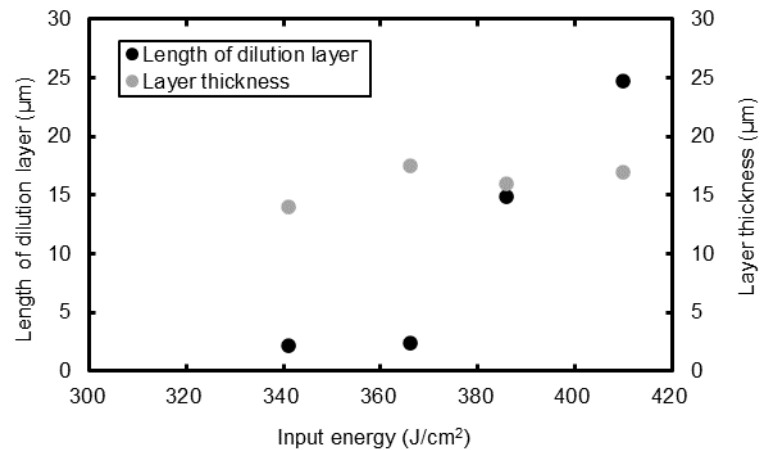


Fig. 5.14 Dependence of dilution area on input energy.

以上の結果から目的とする皮膜形成速度 100 mm/s において、膜厚 17 μm の皮膜で希釈層が 2 μm の皮膜を形成することができた。しかしながら、式(5.8)より皮膜厚さ 30 μm になるよう粉末供給量を 7.8 mg/s としたが、得られた膜厚は約 17 μm であった。皮膜の幅は約 120～230 μm であり、レーザスポット径 290 μm 及び均一加熱の範囲 254 μm に比べて小さかった。皮膜の膜厚が小さくなったこと及び幅が均一加熱の範囲より狭くなった原因を考えた。

供給した粉末が全て皮膜になったときの膜厚は小径粉末 2～3 粒程であり、粉末に 10%程含まれる大径粉末の粒径と同程度である。そのため、レーザスポット内に粉末が均一に供給された場合、大径粉末が粉末の溶融層のない基材に直接供給される可能性がある。基材と大径粉末がどちらも溶融していないので、大径粉末が堆積せずに収率が低下した可能性がある。以上のことから、膜厚が減少したのは設計した膜厚が未溶融の粉末の粒径と同程度であり、粉末溶融層によるトラップ効果が得られなかったのが原因だと考えられる。

皮膜の幅については、Fig. 5.7 に示す様に、レーザスポットの中心から幅 254 μm で 70%以上の粉末が融点以上となるので、皮膜の幅も 254 μm になると考えられる。しかしながら、基材への入熱はビームプロファイルが影響し、基材の温度が均一でない可能性がある。4 章までは 200 μm コアのファイバーであり、重畳位置においてトップハット型のプロファイルであったが、高輝度化のためにコア径 100 μm のファイバーを用いたことで、重畳位置のプロファイルがガウシアン形状になった。Fig. 5.16 に各種ビームプロファイル及びビーム形状において基材への投入エネルギーを示す。円形スポットかつガウシアンビームが通過した時の入熱は、中央が強度が高く通過する距離も長いいため投入エネルギーが多い。外側はレーザ強度が弱く、スポットが通過する距離も短いいため、投入エネルギーが少ない。ビーム形状

がトップハットで円形の場合、ビーム形状による入熱量の変化のみなので、トップハット型より基材が均一に加熱される。よって、皮膜の幅が均一加熱の範囲より狭いのはビームプロファイルにより、レーザスポットの中心付近を通る位置の投入エネルギーが多かったためであると考え[7][8]。より設計値に近づけるためには、基材への入熱を均一にするために、矩形でトップハット型のレーザを用いるのが効果的であると考えられる。

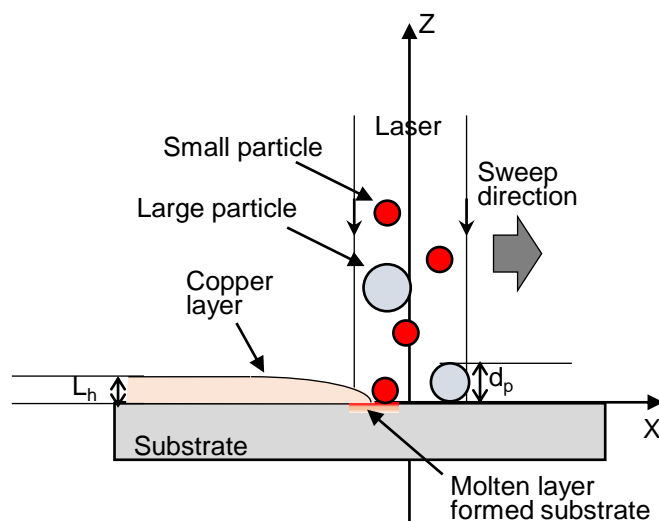


Fig. 5.15 Schematic diagram of high speed multi-beam laser cladding using small particles and large particles.

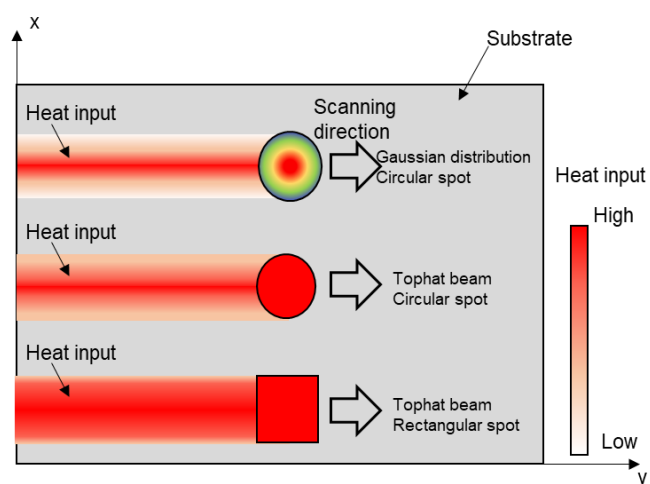


Fig. 5.16 Heat input to substrate in various beam profiles

5.5 まとめ

本章では、マルチビームレーザクラッディング法による純銅皮膜形成の高速化のために、3本の高輝度青色半導体レーザを用いたマルチビームクラッディングシステムを開発し、皮膜形成のための条件設定を行った。3本のレーザを用いたマルチビームレーザクラッディングにおけるレーザスポット内粉末の加熱距離の分布を示し、融点以上となる粉末の割合を明らかにした。高速クラッディングによる投入エネルギーと皮膜の希釈との相関を明らかにした。ビードオンプレート溶接で熔融層を形成した投入エネルギー341、366 J/cm²で皮膜形成速度 100 mm/s の高速レーザクラッディングを行った結果、膜厚 14 μm 及び 17.5 μm で希釈範囲が約 2 μm の薄く低希釈な純銅皮膜が形成された。

参考文献

- [1]Morimoto, K., Sato, Y., Takenaka, K., Funada, Y., Hayashi, Y., Abe, N., & Tsukamoto, M. (2023). Effect of particle size distribution on pure copper layer formation in a multi-beam laser cladding system with pure copper powder and two blue diode lasers. *Applied Physics A*, 129(1), 12.
- [2]Takenaka, K., Sato, Y., Ono, K., Funada, Y., & Tsukamoto, M. (2021). Pure copper layer formation on stainless-steel and aluminum substrate with a multibeam laser metal deposition system with blue diode laser. *Journal of Laser Applications*, 33(4), 042033.
- [3]森本健斗, 佐藤雄二, 竹中啓輔, 水谷正海, 東條公資, 林良彦, ... & 塚本雅裕. (2022). 高輝度青色半導体レーザマルチビームクラッディングシステムを用いた純銅皮膜の高速形成技術の開発. レーザ加工学会誌= *Journal of Japan Laser Processing Society*, 29(1), 23-30.
- [4]Hara, T., Sato, Y., Higashino, R., Funada, Y., Ohkubo, T., Morimoto, K., ... & Tsukamoto, M. (2020). Pure copper layer formation on pure copper substrate using multi-beam laser cladding system with blue diode lasers. *Applied Physics A*, 126, 1-6.
- [5]島津製作所 Web サイト <https://www.shimadzu.co.jp/news/press/n00kbc000000eyv8.html> (2023 年 5 月)
- [6]森本健斗, 佐藤雄二, 竹中啓輔, 水谷正海, 東條公資, 林良彦, ... & 塚本雅裕. (2022). 高輝度青色半導体レーザマルチビームクラッディングシステムを用いた純銅皮膜の高速形成技術の開発. レーザ加工学会誌= *Journal of Japan Laser Processing Society*, 29(1), 23-30.
- [7]Xi, W., Song, B., Zhao, Y., Yu, T., & Wang, J. (2019). Geometry and dilution rate analysis and prediction of laser cladding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 103, 4695-4702.
- [8]Tian, H., Chen, X., Yan, Z., Zhi, X., Yang, Q., & Yuan, Z. (2019). Finite-element simulation of melt pool geometry and dilution ratio during laser cladding. *Applied Physics A*, 125, 1-9.

第6章 結言

カーボンニュートラル社会実現のために優れた特性を有する銅の需要が高まっている。銅は 2050 年には累積需要が埋蔵量より多くなることから、資源を節約することが重要な材料である。マルチマテリアル化により銅の使用量を削減することが効果的である。マルチマテリアル化技術の一つであるコーティング技術が重要である。そこで、各種コーティング技術の特徴を述べ、溶融接合法であり接合強度が大きく希釈の影響の少ないレーザクラッディングに着目した。従来の溶融池に粉末を投入して皮膜を形成するレーザクラッディングの課題は 0.5 mm 以下の皮膜を形成する際に、希釈層の影響が大きくなることであった。また、銅は近赤外線レーザの光吸収率が低く加工が安定しないことから、クラッディングの報告はなかった。そこで、飛行中の粉末及び基材をレーザで加熱して皮膜を形成するマルチビームレーザクラッディングが開発した。飛行中の粉末を加熱することで溶融接合のために必要な基材側のエネルギーが減少し、基材表層に形成される溶融層で皮膜を形成することができた。本方式に青色半導体レーザが導入され、膜厚 100 μm かつ低希釈な純銅皮膜の形成が行われてきた。しかしながら、マルチレーザクラッディングはレーザスポット内の収率が 40%程度であった。また、皮膜形成速度が 10 mm/s 以下であり、産業的に収率及び皮膜形成速度の向上が求められている。今まで飛行粉末の温度上昇のモデル式が考案されたが、粉末の加熱条件を考慮した実験は行われていなかった。そのため、飛行中に溶融する粒子の割合が少なく、収率低下の原因であると考えた。また、理想的な粉末の加熱方法を考えるためのモデル式であるが、2 ビーム 1 軸と限定的な範囲であったため、レーザスポット内全域で飛行粉末温度分布が求められなかった。

本研究では計算上飛行中の粉末を溶融する理想的な条件でマルチレーザクラッディングを行なうことを目的とした。そのために、レーザスポット内の任意の位置に到達する粉末とレーザの加熱距離の計算式を導出した。レーザスポット内の粉末の温度分布から 1 ～ 6 ビームにおける均一加熱範囲を検討した。また、均一加熱範囲を最大とするための掃引方向について検討した。均一加熱範囲で溶融する小径粉末を用いて理想的な条件で皮膜形成を行なった。これによりマルチビームレーザクラッディングにおける収率を 40%から 80%に向上した。小径粉末は幅広い粒度分布の粉末を分級して粉末であり、余った大径粉末を用いる事が出来なかった。そこで、粉末全体の使用効率を上げるために、溶けない大径粉末で皮膜を形成するプロセスを考えた。小径粒子が溶融して基材上で溶融層を形成できれば、そこに大径粉末がトラップされる可能性があり、また青色半導体レーザの吸収率の高い銅が吸収体になることで、エネルギー効率が增加することが考えられる。このプロセスを確認するために、小径粒子を含む粉末及び大径粒子のみの粉末の二つで実験を行った。小径粒子を含む粉末は大径粒子のみの粉末より低いエネルギーで皮膜を形成することができた。小径粒子を含む方が皮膜形成開始位置がレーザスポット前方付近であり、エネルギー効率の増加が示唆された。最後に皮膜形成速度及び収率を同時に向上する方法としてパワー密度を高く

する方法を考えた。結果として粉末供給量が少なかったため、収率は改善されなかったが、皮膜形成速度は従来の 10 倍の 100 mm/s まで速くすることができた。

本実験では飛行中の粉末の温度分布を考慮した条件選定を行い、マルチレーザクラッディングにおける収率及び皮膜形成速度が向上した。また、レーザスポット内の粉末の温度分布を計算するための方法を述べた。現状は円形スポットであるため均一加熱範囲に制限が生じたが、ビームプロファイルの変更などにより加熱範囲を増やした研究等も期待されている。本研究が今後の飛行粉末加熱型のレーザクラッディングの開発に繋がると考える。

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、カーボンニュートラルの実現のために需要が高まる純銅の使用量削減には鉄等の機械的強度に優れた基材の表面や必要な部分だけに銅をコーティングする技術コーティング技術が重要であることを述べた。接合強度に優れた高品質皮膜を形成できるレーザクラッディングに着目した。飛行粉末を加熱するマルチビームレーザクラッディングを用いる事で薄膜かつ高品質な皮膜が形成できることを述べた。マルチビームレーザクラッディングの課題は収率及び皮膜形成速度であり、この問題を解決する方法として、飛行中の粉末溶融する割合を増やす理想的なマルチビームレーザクラッディングを提案した。飛行粉末溶融型のマルチビームレーザクラッディングを行なうためには飛行中の粉末の温度分布を考慮する必要があることを述べた。

第 2 章では 1～6 本までのレーザを用いたとき、最も均一加熱の範囲が大きい条件でマルチビームレーザクラッディングを行なうために、レーザスポット内の加熱距離を求めた。加熱距離の最大に対して 70%までが均一加熱範囲と定義し、1～6 ビームの均一加熱範囲を評価した。均一加熱範囲の面積は 1 ビームの時は僅か 9%であったのに対し、2 ビームから 6 ビームでは、78～79%の広い均一加熱範囲が得られた。レーザの照射配置によって均一加熱範囲の形状が異なったので、掃引方向 10° 毎に対する均一加熱範囲の割合を求めた。結果として 2 ビームはレーザ照射と垂直な 0° 方向の掃引に対して加熱範囲が 100%であり理想的な均一加熱ができる。しかしながら、90° 方向の掃引では均一加熱の範囲が 67%であった。シングルビームレーザクラッディングは掃引方向の依存性がない。しかしながら均一加熱の範囲の面積が 63%であり、マルチビームレーザクラッディングの方が均一加熱の範囲が広いことを示した。本研究では、1 方向の皮膜形成を行なうので、均一加熱範囲が最も広くなる 2 本のレーザを用いたマルチビームレーザクラッディングを行った。

第 3 章では、飛行中の粉末の温度上昇が粉末の粒径に依存することに着目し、溶融可能な小径粉末を用いる事で飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングを行なった。従来の実験では、幅広い粒度分布を有する粉末が用いられており、融点以上となる粉末が

数%であった。飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングは全て溶融粉末であるため基材への付着効率が上がり高い収率が期待できる。そこで、理想的な粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングを行うために、2章で求めた均一加熱範囲において、全ての粉末が溶融する粒径の粉末を選定した。粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングで形成した皮膜の収率及び希釈を調べた。結果として、飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングで希釈層の厚さが $20\text{ }\mu\text{m}$ で約 80%の収率が得られた。飛行粉末溶融型マルチビームレーザクラッディングではビードオンプレート溶接で基材を溶融するのに必要なエネルギーより 33%低いエネルギーで溶融接合したことから銅の溶融層がレーザの吸収体となりエネルギー効率が増加したことを示唆した。

第4章では、マルチビームレーザクラッディングにおいて飛行中に溶融しない大径粉末で皮膜を形成するための皮膜形成プロセスを考えた。3章では基材が溶融するのに必要なエネルギー以下で小径粉末による粉末の溶融層が形成されていることが示唆された。この結果から、小径粉末で形成された溶融層により大径粉末がトラップされ、溶融層上でレーザから追加熱されることで溶融し皮膜になるプロセスを考えた。本プロセスを調べるために、小径粉末と大径粉末を含む粉末及び大径粉末のみの粉末でマルチビームレーザクラッディングを行なった。2種類の粉末で形成された皮膜の皮膜形成に必要なエネルギー、希釈層の厚さ、収率及び皮膜形成過程を比較した。結果として、大径粉末のみの粉末では、基材の熱量で粉末を溶融する必要があるため、投入エネルギーが低いと皮膜の幅が不均一になり、投入エネルギーを増やすと皮膜全体に希釈が生じた。一方、小径粉末を含む粉末では幅が一定で希釈層が $5\text{ }\mu\text{m}$ の皮膜を形成することができた。また、小径粉末の含有量が 10%の投入エネルギーで形成した時の収率は 67%であり、大径粉末が皮膜形成に用いられていることが分かった。溶融層で皮膜が形成される投入エネルギーにおいて、小径粉末を含む粉末は大径粉末のみの粉末より皮膜形成開始位置がレーザスポット先端側に $150\text{ }\mu\text{m}$ 近づいた。レーザ掃引方向の小径粉末の分布を算出した結果、皮膜形成開始位置と小径粉末の供給位置が近い値であることを示した。以上の結果より、小径粉末による大径粉末をトラップして皮膜を形成していることが示唆された。

第5章では、マルチビームレーザクラッディングで収率及び皮膜形成速度を上げる方法としてレーザのパワー密度を上げることを考案した。今まで、WDを確保するために、スポット径を小さくするためのレンズの組み合わせを変えることができなかった。そこで開発されたコア径 $100\text{ }\mu\text{m}$ の青色半導体レーザをマルチビームレーザ加工ヘッドに導入する事で $1.8 \times 10^5\text{ W/cm}^2$ となり今までの約3倍のパワー密度が得られた。3本のレーザを用いたマルチビームレーザクラッディング法における粉末の加熱距離の分布を示し、粉末の溶融について検討した。パワー密度の増加により従来数%しか溶融することのできなかった粒度分布の粉末を 92%まで溶融することができた。本装置における投入エネルギーと皮膜形成時

に生じる希釈との相関を明らかにした。パワー密度 $1.6 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ 、投入エネルギー 366 J/cm^2 で皮膜形成速度 100 mm/s の高速レーザクラッディングを行った結果、膜厚 $14 \text{ }\mu\text{m}$ 及び $17.5 \text{ }\mu\text{m}$ で希釈範囲が約 $2 \text{ }\mu\text{m}$ の薄く低希釈な純銅皮膜が形成し、高速化を達成した。

第 6 章は本論文の結言であり、研究で得られた成果を総括した。

謝辞

本研究の遂行および本論文の執筆は、大阪大学接合科学研究所レーザプロセス学分野 塚本雅裕 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。

本論文をまとめるにあたり有益な御教授と御討論を賜りました、大阪大学大学院工学研究科機械工学専攻 赤松史光 教授、近藤勝義 教授、大阪大学接合科学研究所レーザプロセス学分野 佐藤雄二 准教授に深く感謝いたします。

本研究を進めるにあたり、公私にわたりご助言およびご協力を賜りました、大阪大学接合科学研究所 阿部信行 特任教授、水谷正海 特任助教、竹中啓輔 助教 国立研究開発法人産業技術総合研究所 加藤進 氏、東京工科大学工学部機械工学科 大久保友雅 准教授に厚くお礼申し上げます。

大阪大学接合科学研究所接合プロセス研究部門レーザプロセス学分野 東野律子 特任研究員、吉田徳雄 特任研究員、升野振一郎 特任研究員、堀英治 技術補佐員、井藤里香 技術補佐員に深く感謝いたします。また、同大学レーザプロセス学分野池内嘉 事務補佐員、乾純子 事務補佐員、宮ノ前直子 事務補佐員、阪大学接合科学研究所技術部 篠原睦夫 技術補佐員 大阪大学接合科学研究所塚本研究室の学生方に感謝申し上げます。

大阪富士工業株式会社 代表取締役社長 大島大 氏、技術センター センター長 相坂隆行 氏、副センター長 中川敬太 氏、所長 辰巳佳宏 氏、技術監督 米山三樹男 氏、山崎裕之 氏、グループ長 林良彦 氏、グループ長 松井祥司 氏、尼崎工場 課長 安積一幸 氏、並びに技術センター職員の方には、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、中田剛志 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 森本 美穂、娘 森本 実優に深く感謝いたします。

業績目録

1. 投稿論文(査読あり)

- 1-1. **Kento Morimoto**, Yuji Sato, Keisuke Takenaka, Yoshinori Funada, Yoshihiko Hayashi, Nobuyuki Abe, Masahiro Tsukamoto "Effect of particle size distribution on pure copper layer formation in a multi-beam laser cladding system with pure copper powder and two blue diode lasers", Applied Physics A 129 1 0(2022) ;<https://doi.org/10.1007/s00339-022-06187-4> (impact factor 2.584)
- 1-2. **森本 健斗**, 佐藤 雄二, 竹中 啓輔, 水谷 正海, 東條 公資, 林 良彦, 安積 一幸, 阿部 信行, 塚本 雅裕, "高輝度青色半導体レーザーマルチビームクラッディングシステムを用いた純銅皮膜の高速形成技術の開発", レーザ加工学会誌 Vol. 29 No. 1 0(2022)
- 1-3. Yuji Sato, Kazuhiro Ono, Keisuke Takenaka, **Kento Morimoto**, Yoshinori Funada, Yorihiro Yamashita, Tomomasa Ohkubo, Nobuyuki Abe, Masahiro Tsukamoto, "Fabrication of Pure Copper Rod by Multi-beam Laser Metal Deposition with Blue Diode Lasers", JLMN- Journal of Laser Micro/Nanoengineering 16 3 189-193(2021) ;<https://doi.org/10.2961/jlmn.2021.03.2007> (impact factor 1.277)
- 1-4. Takahiro Hara, Yuji Sato, Ritsuko Higashino, Yoshinori Funada, Tomomasa Ohkubo, **Kento Morimoto**, Nobuyuki Abe, Masahiro Tsukamoto, "Pure copper layer formation on pure copper substrate using multi-beam laser cladding system with blue diode lasers", Applied Physics A 126 418 (2020) ;<https://doi.org/10.1007/s00339-020-03559-6> (impact factor 2.584)
- 1-5. 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, "金属の精密クラッ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 46 10 604-613(2018)

2. 国際学会発表

- 2-1. Yuma Takazawa, Kazuhiro Ono, Yuki Morimoto, Keisuke Takenaka, **Kento Morimoto**, Yuji Sato, Manabu Heya, Masahiro Tsukamoto, "Formation of pure copper layer by LMD method with blue diode lasers for antibacterial and virus inactivation", Proc. SPIE, Laser Applications in Microelectronic and Optoelectronic Manufacturing (LAMOM) XXVII 11888 40 9 0(22 January 2022)
- 2-2. Yuji Sato, Kazuhiro Ono, Keisuke Takenaka, **Kento Morimoto**, Yoshinori Funada, Yorihiro Yamashita, "Fabrication of pure copper rod by multi-beam laser metal deposition with blue diode lasers", Proc. LPM2021 (8-11 June 2021)
- 2-3. **Kento Morimoto**, Masahiro Tsukamoto, Yuji Sato, Sin-ichiro Masuno, Kazuyuki Azumi,

Yoshihiko Hayashi, Nobuyuki Abe "Bead-on-plate welding of pure copper sheet with 200 W high intensity blue diode laser", Proc. SPIE 11273, High-Power Laser Materials Processing: Applications, Diagnostics, and Systems IX, 112730E(5 February 2020) ;<https://doi.org/10.1117/12.2545432>

- 2-4. Eiji Hori, Masahiro Tsukamoto, **Kento Morimoto**, Sin-ichiro Masuno, Yuji Sato, Susumu Kato "Influence of laser wavelength on weld quality in bead-on-plate welding of pure copper with high intensity blue diode laser ", 2019 ICALEO conference proceeding (9 October 2019)
- 2-5. **Kento Morimoto**, Masahiro Tsukamoto, Nobuyuki Abe, Sin-ichiro Masuno, Eiji Hori, Yuji Sato, Susumu Kato, Kazuyuki Azumi, Yoshihiko Hayashi, "High quality welding of pure copper plate with high intensity blue diode laser", 2019 ICALEO conference proceeding (9 October 2019)
- 2-6. **Kento Morimoto**, Masahiro Tsukamoto, Sin-ichiro Masuno, Kazuyuki Azumi, Yoshihiko Hayashi, Nobuyuki Abe, "Influence of laser wavelength on melt pool behavior in welding of thin pure copper plate with blue diode and fiber lasers", Proc. Lasers in Manufacturing Conference 2019 (19 June 2019)
- 2-7. **Kento Morimoto**, Masahiro Tsukamoto, Nobuyuki Abe, Sin-ichiro Masuno, Kazuyuki Azumi, Yoshihiko Hayashi "Effect of laser wavelength on welding of pure copper plate with blue diode laser", Proc. LPM2019 (21-24 May 2019)
- 2-8. **Kento Morimoto**, Masahiro Tsukamoto, Sin-ichiro Masuno, Yuji Sato, Kazuyuki Azumi, Yoshihiko Hayashi, Nobuyuki Abe "Copper plate welding with 100 W blue diode laser", 2018 ICALEO conference proceeding 0 2 116(17 October 2018) ;<https://doi.org/10.2351/7.0004111>
- 2-9. **Kento Morimoto**, Masahiro Tsukamoto, Sin-ichiro Masuno, Yuji Sato, Kazuyuki Azumi, Yoshihiko Hayashi, Nobuyuki Abe, "Bead-on welding of copper film using 100W blue diode laser", SLPCp8-P5, OPTICS & PHOTONICS International Congress (18-22 April 2018)

3. 特許

- 3-1. 特開 2022-013563 「コーティング方法」 発明者：辰巳佳宏、安積一幸、林良彦、中嶋康喜、小泉保行、**森本健斗**

4. 受賞

- 4-1. レーザ加工学会誌ベストオーサー賞業 "高輝度青色半導体レーザマルチビームクラッディングシステムを用いた純銅皮膜の高速形成技術の開発", (2023 年 6 月)