



解説

溶接アークプラズマにおけるタングステン電極の消耗現象 ～金属蒸気の最新の可視化に基づき～

Erosion Mechanism of Tungsten-Based Electrode in Welding Arc Plasma ～Recent Progress based on Visualization of Metal Vapor～

田中慶吾

TANAKA Keigo

地方独立行政法人大阪産業技術研究所和泉センター

(原稿受付：2023年8月9日)

アーク溶接の一種であるティグ溶接における金属蒸気の輸送現象に関して、光学フィルターや分光器と組み合わせた高速度カメラや数値シミュレーションを駆使した可視化に基づき、その理解に劇的な進展が見られた。その結果、陽極由来の金属蒸気が誘起するタングステン陰極の消耗促進機構の解明に繋がった。本稿では、ティグアークプラズマ中の金属蒸気を対象とした最新の可視化技術および諸現象のメカニズムについて解説する。

Keywords:

arc welding, arc plasma, metal vapor, electrode erosion, visualization, optical emission spectroscopy, cataphoresis

1. はじめに

金属と金属を溶融・接合させる溶接・接合技術は、ものづくり基盤技術の一つとして、日常生活で使用するほぼすべての製品・構造物で必要とされている。溶接・接合技術の中でも、10000 Kを超える高温のアークプラズマを熱源とするアーク溶接技術は、輸送機器、インフラ設備、建築鉄骨、建設機械、海洋構造物など多種多様な製品・構造物の製造に利用されている。アーク溶接技術は人々の日常生活を支えており、安心安全の生活を保障する最重要な加工技術と言っても過言ではない。

アーク溶接技術はプラズマ応用分野の中でも100年以上の歴史を誇るものづくりの根幹技術である[1]。しかしながら、その基礎現象については未解明な点が数多く残されている。その一つとして、ティグ溶接（またはガスタングステンアーク溶接）と呼称されるアーク溶接における金属蒸気の輸送現象が挙げられる。ティグ溶接とは、タングステン電極（基本的に陰極とされる）と被溶接材料（陽極）との数mm間で高温のアークプラズマを発生させ、被溶接材料を溶融・接合する溶接法である[2]。溶接中にはタングステン陰極や溶接金属部の酸化を防止するために、アルゴンやヘリウムといった不活性ガスがシールドガスとして、タングステン陰極側から被溶接材料に向かって流される。そのため、溶接アークプラズマは、電離したシールドガス分子のイオンや中性原子で主に構成される。

図1に水冷陽極上および溶融陽極（ステンレス鋼板）上におけるヘリウムティグアークプラズマの外観写真を

示す。水冷陽極上では赤く発光するヘリウムアークプラズマが形成される一方で、溶融陽極上では主に青く発光する碗型のアークプラズマが形成される。この差異は陽極の溶融の有無に起因しており、青く発光している領域は溶融陽極表面から発生する金属蒸気の影響を示唆している。金属蒸気がアークプラズマ内に存在するとき、正味放射係数が大きくなるため、光放射エネルギー損失が増加してアークプラズマの温度が低下する[3-5]。また金属蒸気の電気伝導率は高く、特に溶融陽極表面近傍で電流密度分布が径方向に拡大し、溶込み形状は浅くなる[6]。さらに、溶融陽極上では水冷陽極上と比べて陰極の消耗量が10倍以上になる[7]。このように、溶融陽極表面から生じる金属蒸気がアークプラズマの物性や陰極の消耗に影響を及ぼすことは明らかとなっている。ところが、ティグアークプラズマ空間において陰極直下では最大 $200 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ を超えるガス流が陰極側から陽極側へと流れている[6]。そうすると、金属蒸気が高速のガス流を避

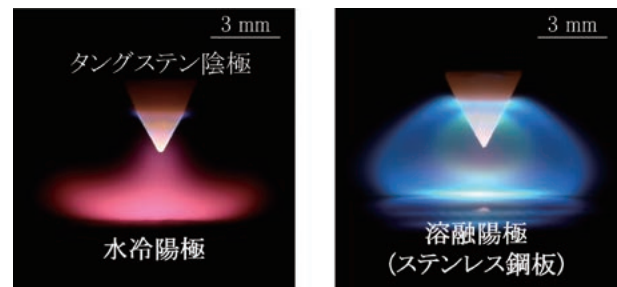


図1 ティグアークプラズマ外観写真。

Osaka Research Institute of Industrial Science and Technology, Izumi Center, Izumi, OSAKA 594-1157, Japan

author's e-mail: tanakak@orist.jp

上して陰極まで到達していることとなるが、その主たる駆動力は明らかではなかった。

近年、ティグ溶接で溶融陽極表面から生じる金属蒸気を対象とした数値シミュレーションや画像分光計測からなる最新の可視化によって、高速のガス流を遡上する金属蒸気の輸送過程の理解が劇的に進展した。さらに、この理解はタングステン陰極の消耗促進機構の解明にも大きく貢献した。本稿では、これら最新の知見について解説する。

2. 溶融陽極から発生する金属蒸気のパラズマ中における輸送機構

2.1 金属蒸気輸送を対象とする数値シミュレーションモデルの発展

実験計測によって、ティグアークプラズマ空間における金属蒸気の分布が調査されてきた。G.J. Dunnらは画像分光法によって、ヘリウムティグ溶接中の溶融陽極であるステンレス鋼から生じる鉄蒸気、クロム蒸気、マンガン蒸気など複数元素の金属蒸気を観測し、金属蒸気が溶融陽極表面だけでなくタングステン陰極近傍のアークプラズマ内にも分布することを明らかにした[8]。M. Tanakaらも同様に、ヘリウムティグ溶接中において溶融陽極のステンレス鋼から生じる鉄蒸気、クロム蒸気およびマンガン蒸気分布の経時変化を高速画像分光法によって観測した[9]。いずれにおいても、溶融陽極由来の金属蒸気がアークプラズマ内部およびタングステン陰極近傍にまで輸送されていることが画像分光計測によって明らかにされたといえる。金属蒸気の輸送機構に関しては、静電引力あるいは循環流[10]によって、タングステン陰極近傍にまで輸送されるという仮説がそれぞれ立てられていたが、どちらの仮説も実証には至らなかった。

金属蒸気の輸送機構の解明をめざし、数値シミュレーションモデルの構築も進められてきた。K. Yamamotoらは粘性近似によって得られる拡散係数を採用した計算モデルを構築し、金属蒸気の分布の再現を試みた[11]。その結果、濃度勾配による拡散を駆動力として考慮するだけでは、タングステン陰極近傍にまで輸送される金属蒸気の分布をシミュレートすることは困難であることが示された。すなわち、ティグ溶接における金属蒸気の輸送現象は、それまで考慮されていなかった未知の要因によって支配されている可能性が示唆されたのであった。

2017年ごろ、オーストラリア連邦科学産業研究機関のA.B. Murphy博士の研究グループによって、新たな計算モデルが構築された[12]。この計算モデルの特徴は金属蒸気の駆動力として、従来から考慮されていた濃度勾配、温度勾配、圧力勾配に加え、印加電界による拡散（電気泳動）が考慮された点である。また多元素成分（例：He-Fe-Cr系）を正確にかつ同時に計算するために拡張されたThe combined diffusion coefficient methodが採用されている。図2に代表的なシミュレーション結果を示す。それぞれの左半分は温度分布、右半分は鉄蒸気分布を示している。(a)は濃度勾配、温度勾配、圧力勾配

による拡散、電気泳動を考慮した場合、(b)温度勾配による拡散を除外した場合、(c)温度勾配による拡散に加えて電気泳動も除外した場合の結果である。本計算モデルでは、溶融陽極表面から生じた金属蒸気がアークプラズマ内部および陰極近傍まで存在する分布のシミュレートに

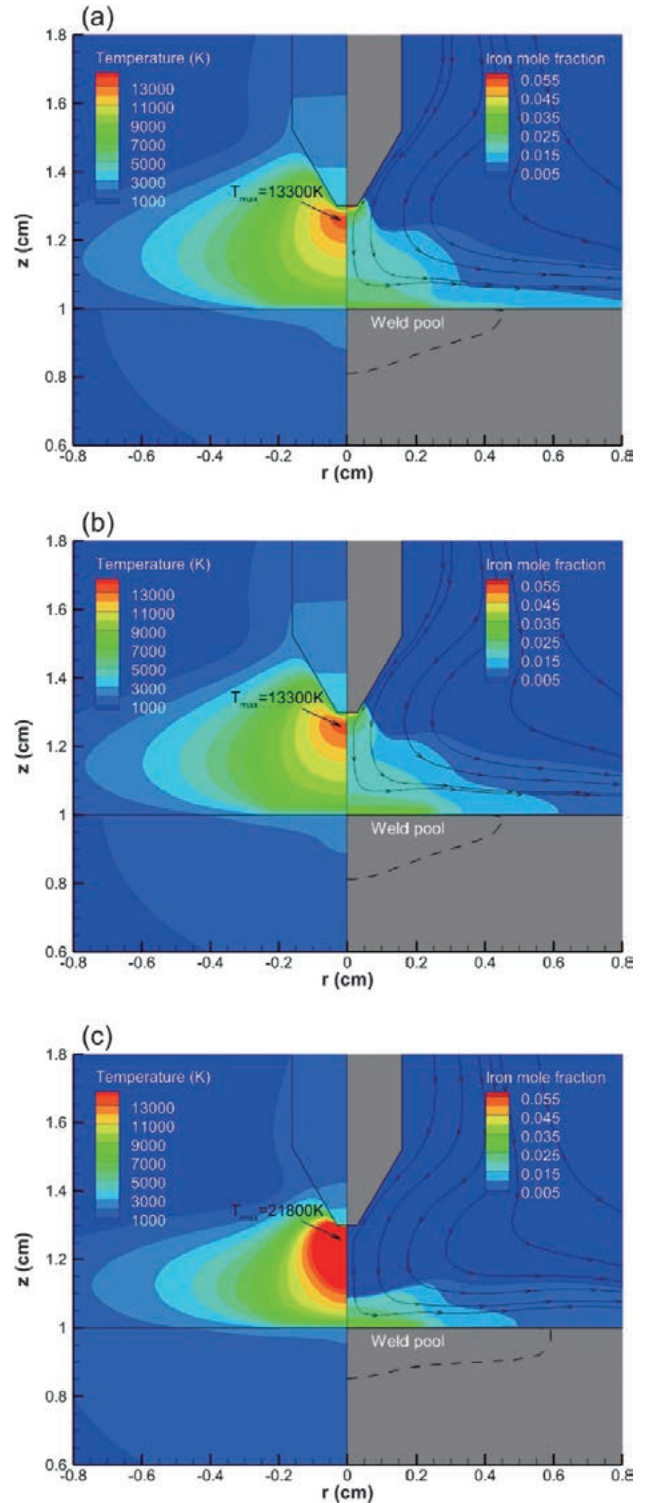


図2 (a)濃度勾配、温度勾配、圧力勾配による拡散、電気泳動を考慮した場合、(b)温度勾配による拡散を除外した場合、(c)温度勾配による拡散に加えて電気泳動も除外した場合の数値シミュレーション結果。左半分は温度分布、右半分は鉄蒸気分布を示している。(参考文献[12]の図3を引用)。

成功した。また、温度勾配による拡散を駆動力から除外した場合(図2(b))では、全ての駆動力を考慮した場合(図2(a))とシミュレーション結果はほとんど変わらない。しかしながら、温度勾配による拡散に加えて電気泳動を駆動力から除外した場合(図2(c))は、陰極近傍にまで分布する金属蒸気はシミュレートできていない。これらのシミュレーション結果から、金属蒸気の輸送現象における主たる駆動力は電気泳動であることが示唆された。

以上のように、ティグアークプラズマ中における金属蒸気の輸送現象に関して、実験による可視化計測から30年以上の年月を経て、数値シミュレーションモデルの劇的な発展とともに、その理解が大きく進んだのである。

2.2 発光分光計測によるプラズマ中における金属蒸気の可視化

数値シミュレーションモデル開発の劇的な進展によって、溶融陽極由来の金属蒸気が主に電気泳動によって輸送される可能性が示唆された。金属蒸気が電気泳動によって輸送されるためには、金属蒸気は金属原子だけではなく金属イオンとして存在している必要がある。しかしながら、ティグアークプラズマ内部における金属イオンは観測された例が報告されていなかった。そこで、分光器と高速度カメラを組み合わせた可視化装置によって、アークプラズマ内部における金属イオンの発光強度分布の経時変化を観測した。

表1に実験条件を示す。先行研究と同様に、アルゴンアークプラズマよりも被溶接材料に対する熱流束が大きく、多量の金属蒸気が発生することや、連続光の影響が小さいことからヘリウムアークプラズマを溶接熱源とした。また、タングステン陰極直下のアークプラズマ中心領域は最も高温であり、金属蒸気が輸送されていたとしても金属原子や金属イオンの発光強度が比較的弱くなり、金属蒸気の線スペクトル強度値が検出できない可能性があった[13]。そこで、ヘリウムティグアークプラズマの最高温度を低下させるべく、陰極先端には直径1 mmの平坦部を設けた[14]。陽極には純クロム板(純度99.9%, 50 mm × 50 mm × 9 mm thick) および純鉄板(純度99.9%, 50 mm × 50 mm × 9 mm thick) を用い、静止ティグ溶接を行った。

図3に分光器と高速度カメラを組み合わせた可視化装

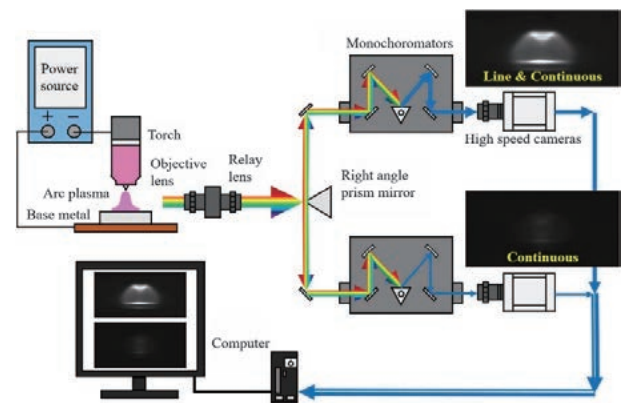


図3 2台の分光器と2台の高速度カメラを組み合わせたアークプラズマ中の金属蒸気を可視化する装置の概略図。(参考文献[15]の図1を引用)。

置の概略図を示す[15]。可視化装置は、交直両用パルスティグ溶接機(DA300P; DAIHEN Corp.)、水冷式ティグ溶接トーチ(AW-18; DAIHEN Corp.) および陽極に対して、対物レンズ(Micro-NIKKOR 50 mm 1:1.2; NIKON Corp.)、リレーレンズ(Micro-NIKKOR 105 mm 1:2.8; NIKON Corp.)、直角プリズムミラー、2台の分光器(SP-2300i; Acton Research Corp.)、カメラレンズ(ED AF NIKKOR 70-300 mm 1:4.5-6.6D; NIKON Corp.) を備えた2台の高速度カメラ(MEMRECAM GX-1; nac Image Technology Inc.) ならびにコンピュータによって構成された。分光器は非球面鏡を用いた Czerny-Turner 型であり、1200 groove·mm⁻¹ の Blaze タイプの回折格子を有する。この回折格子の逆線分散値は2.38 nm·mm⁻¹ であるため、分光器の入射および出射スリット幅を0.4 mm とすることで波長分解能を1.0 nm に設定した。高速度カメラの濃度諸調は12ビット(4096階調)であり、計測値が飽和しないよう、露光時間は計測対象に応じて調整された。また、発光スペクトル強度値が小さい金属イオンの分光画像を取得するために露光時間は極力長くしたいこと、ティグ溶接中の金属蒸気輸送現象が数秒というタイムスケールであることから、撮影速度は100 fps とした。この時、最大露光時間は9996 μs であった。なお、分光画像における画素分解能は0.08 mm·pixel⁻¹ であった。

本可視化装置では、陽極上のアークプラズマからの放射光は対物レンズによって集光され、リレーレンズによって結像される。結像された放射光は直角プリズムミラーによって2つの光路に分岐される。その後、分岐された光は分光器内部で線スペクトル波長および近接したバックグラウンド波長にそれぞれ分光される。そして、分光画像は高速度カメラを通して、コンピュータによって記録される。この時、カメラ同期ユニット(GX-HUB; nac Image Technology Inc.) を介することで高速度カメラ間の撮影時刻は同期される。なお、計測される発光スペクトル強度値は計測システムに依存した相対強度値であり、かつ線スペクトル波長画像にもバックグラウンド成分が含まれていることに注意されたい。

計測スペクトル波長の選定のために、金属蒸気が最も多く存在する溶融陽極中央1 mm 直上の位置に対して、プ

表1 実験条件.

Welding current	150 A
Shielding gas	Pure helium
Gas flow rate	25 L·min ⁻¹
Nozzle inner diameter	12.7 mm
Electrode	W - 2 wt.% La ₂ O ₃
Electrode diameter	3.2 mm
Tip angle	60 deg.
Electrode extension	3.0 mm
Arc length	3.0 mm
Welding time	40 s
Polarity	Direct Current Electrode Negative

ロープを用いた点分光計測を行った[13]。計測された発光スペクトル強度分布やアメリカ国立標準技術研究所のデータベース[16]を参考にして、計測スペクトル波長を決定した。また、計測対象とする線スペクトル波長と近接波長かつ強いピーク波長を含まない波長をバックグラウンド波長として選定した。計測された分光画像に対して、いくつかの画像処理を施した。例えば、分光感度の補正、Abel逆変換[17]、線スペクトル成分の抽出（バックグラウンド成分を含む線スペクトル波長画像とバックグラウンド波長画像の差分をとる）といった処理である。この一連の画像分光計測ならびに画像処理によって、アークプラズマ内部における金属イオンの発光強度分布が可視化された。

図4に純クロム板上における各時刻のヘリウム原子 (He I: 587.6 nm)、クロム原子 (Cr I: 520.8 nm) および一価クロムイオン (Cr II: 455.9 nm) の線スペクトル強度分布の経時的変化を示す[15]。純クロム板上におけるヘリウム原子の線スペクトル強度分布はアーク点弧から30秒後にかけてアーク中心部に向かって収縮かつ強度が低下し、以降ではほとんど検出できなかった。一方でクロム原子は、アーク点弧から1秒後において主に溶融陽極近傍、10秒後以降はアークプラズマ外縁部に沿って溶融陽極近傍と陰極先端から上部1.5 mm近傍にかけて弧を描くような帯状の線スペクトル強度分布が出現し、20秒後以降はほとんど変化しなかった。一価クロムイオンはクロム原子と同様に、アーク点弧から1秒後において主に溶融陽極近傍、10秒後において溶融陽極近傍および陰極先端から上部1.0 mm近傍にかけて弧を描くような帯状の線スペクトル強度分布が出現した。さらに、30秒後か

ら40秒後にかけては、陰極直下のアークプラズマ中心部を埋めるように線スペクトル強度分布が変化した。

図5に純鉄板上における各時刻のヘリウム原子、鉄原子 (Fe I: 537.1 nm) および一価鉄イオン (Fe II: 458.4 nm) の線スペクトル強度分布を示す[15]。純鉄板上におけるヘリウム原子の線スペクトル強度分布はアーク点弧から1秒後から10秒後にかけてアークプラズマ中心部に向かって収縮かつ強度値が減少したが、その後40秒後にかけてはほとんど変化しなかった。一方で鉄原子は、アーク点弧から1秒後において溶融陽極近傍および陰極先端から上部1.5 mm近傍、10秒後以降はアークプラズマ外縁部に沿って溶融陽極近傍と陰極近傍にかけて弧を描くような帯状の線スペクトル強度分布が出現した後、ほとんど変化しなかった。一価鉄イオンは鉄原子と同様に、アーク点弧から1秒後においては溶融陽極近傍、10秒後以降は溶融陽極近傍と陰極先端から上部1.0 mm上部にかけて弧を描くような帯状の線スペクトル強度分布が出現した後、ほとんど変化しなかった。

溶融陽極表面から発生するクロム蒸気ならびに鉄蒸気はいずれもヘリウムティグアークプラズマ内部においてイオン化していることが実験計測で確認された。したがって、数値シミュレーションによって示されたように、溶融陽極表面から生じた金属蒸気はティグアークプラズマ内部においてイオン化しており、主に電気泳動によって高速のガス流を遡上し、タングステン陰極近傍まで輸送されることがわかった。

また、アーク点弧から30秒後までにおける金属蒸気の発光強度分布は、溶融陽極表面から電極近傍にかけて弧を描くような帯状に分布していた。この帯状の分布位置

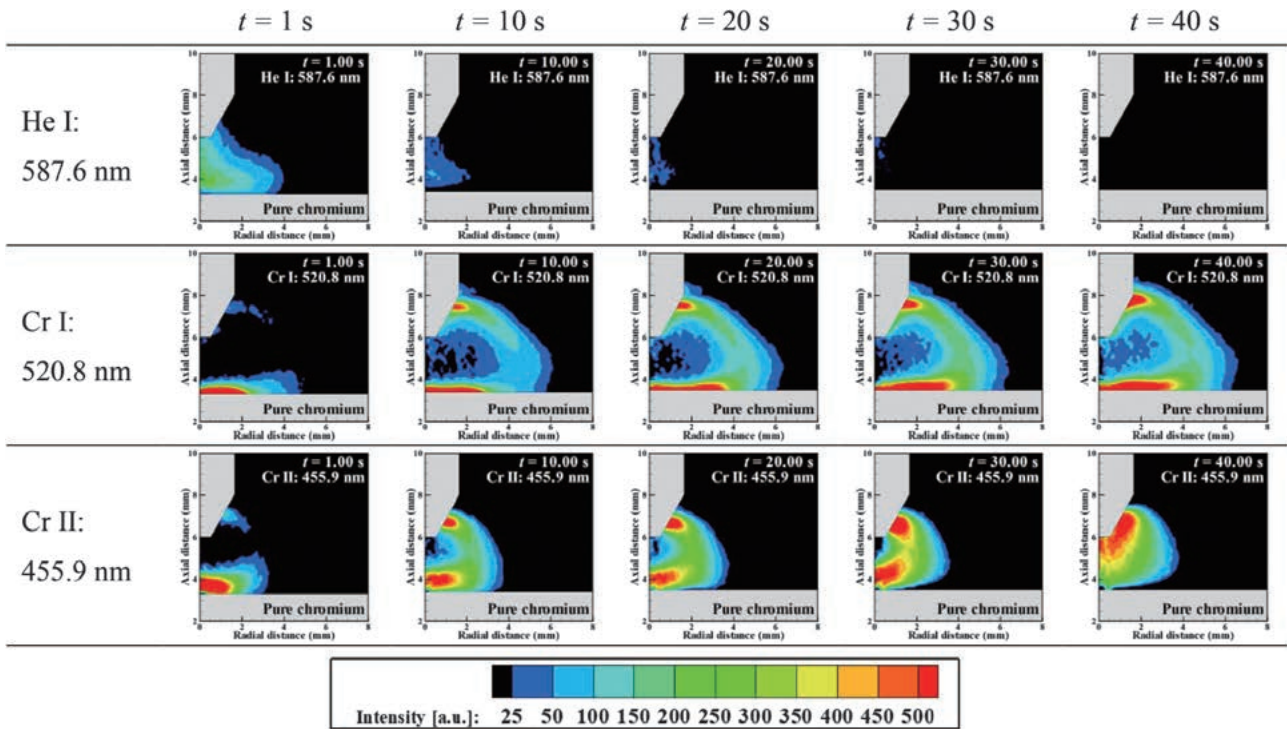


図4 純クロム板上におけるヘリウム原子、クロム原子および一価クロムイオンの線スペクトル強度分布の経時的変化。(参考文献[15]の図5を引用)。

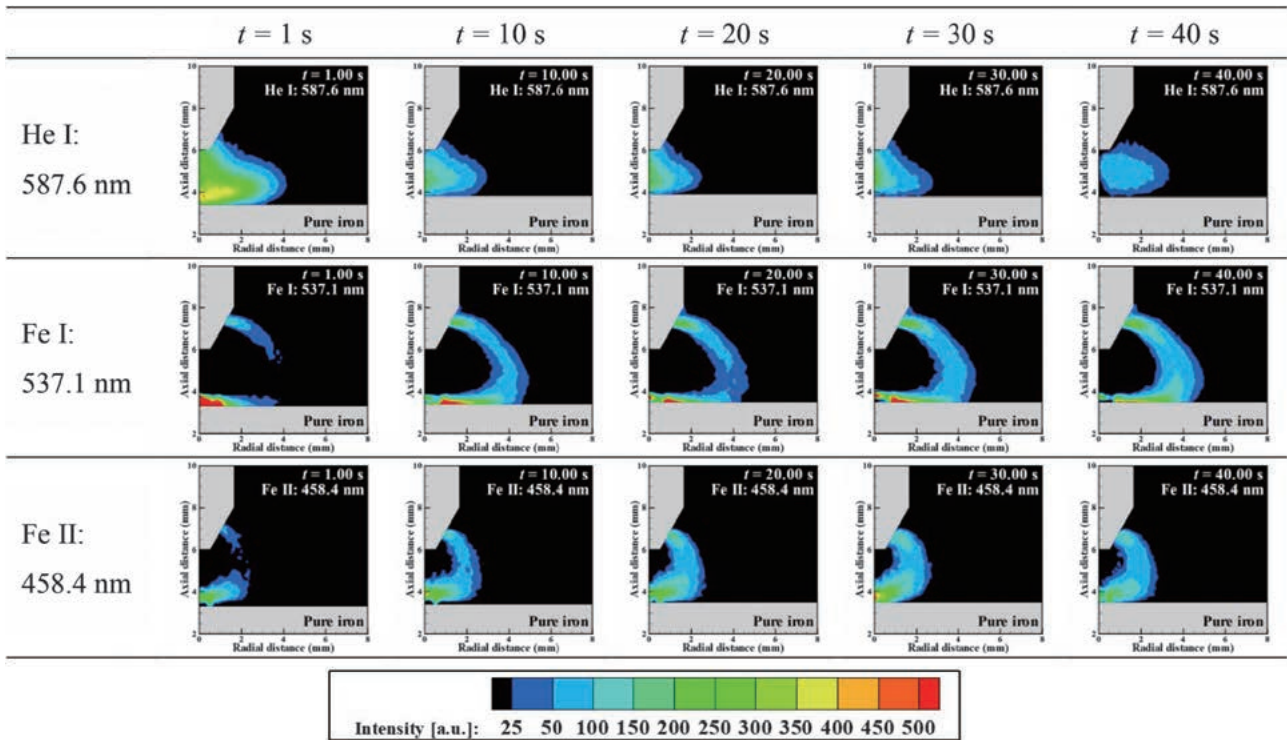


図5 純鉄板上におけるヘリウム原子、鉄原子および一価鉄イオンの線スペクトル強度分布の経時的変化。(参考文献[15]の図6を引用)。

は金属元素による差はほとんどなく、金属原子はアークプラズマ外縁部、一価金属イオンはアークプラズマ内部でそれぞれ発光帯を出現させていた[13].しかしながら、純クロム板上においては、一価クロムイオンがある時刻においてタングステン陰極直下のアークプラズマ中心部にまで輸送されていた. 対照的に純鉄板上において、一価鉄イオンはアークプラズマ中心部にまで輸送されていなかった. これはアークプラズマ内部での金属蒸気分布が、金属元素によって経時的に変化するということである[15]. クロム蒸気と鉄蒸気の経時的な輸送過程の差異について、数値シミュレーション結果と併せて説明する.

図6にクロム、マンガン、鉄およびヘリウムの正味放射係数を示す[18].例えば、15000 Kにおいては鉄蒸気に比べてクロム蒸気の正味放射係数は 10^2 以上も大きくなる. 加えて、クロムは鉄よりも蒸発による質量流束が多く、かつ第一イオン化エネルギーが低いため、クロム蒸気は鉄蒸気よりもアークプラズマ内へ多量に輸送される. これらの結果、光放射エネルギー損失が増大し、ヘリウムアークプラズマが大きく冷却されたと考えられる. 図4で示したように、純クロム板上ではヘリウム原子の線スペクトル強度が検出できないほどにまで低下していたことから、線スペクトル強度が相対的に小さくなる15000 K以下にまでアークプラズマ中心部が冷却されたと考えられる. 図7にHe-Cr-Fe系における拡散係数の温度依存性を示す[18]. プラズマ組成によって多少は異なるが、15000 K以下にまで冷却されるとき、濃度勾配による拡散係数が大きくなる. 図8に被溶接材料として純クロム板、純鉄板を想定した数値シミュレーション結果を示す[18]. (a)ではアークプラズマの最高温度が12500 Kであり、かつクロ

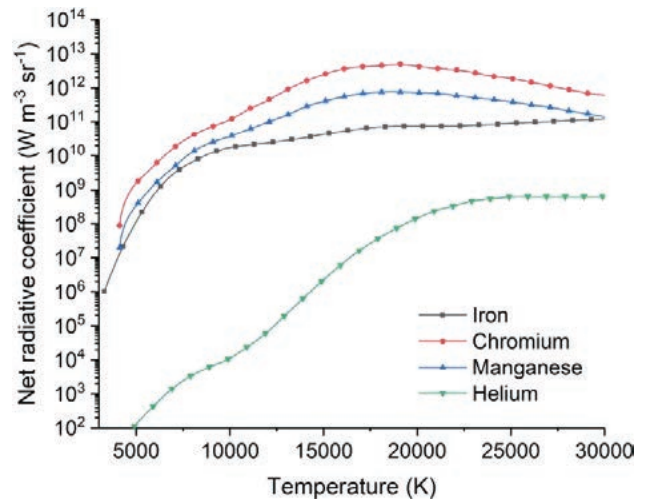


図6 クロム、マンガン、鉄およびヘリウムの正味放射係数。(参考文献[18]の図2を引用)。

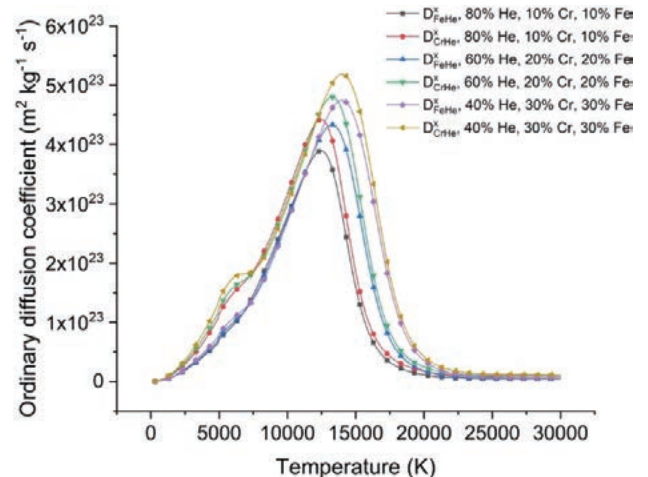


図7 He-Cr-Fe系における拡散係数の温度依存性。(参考文献[18]の図11を引用)。

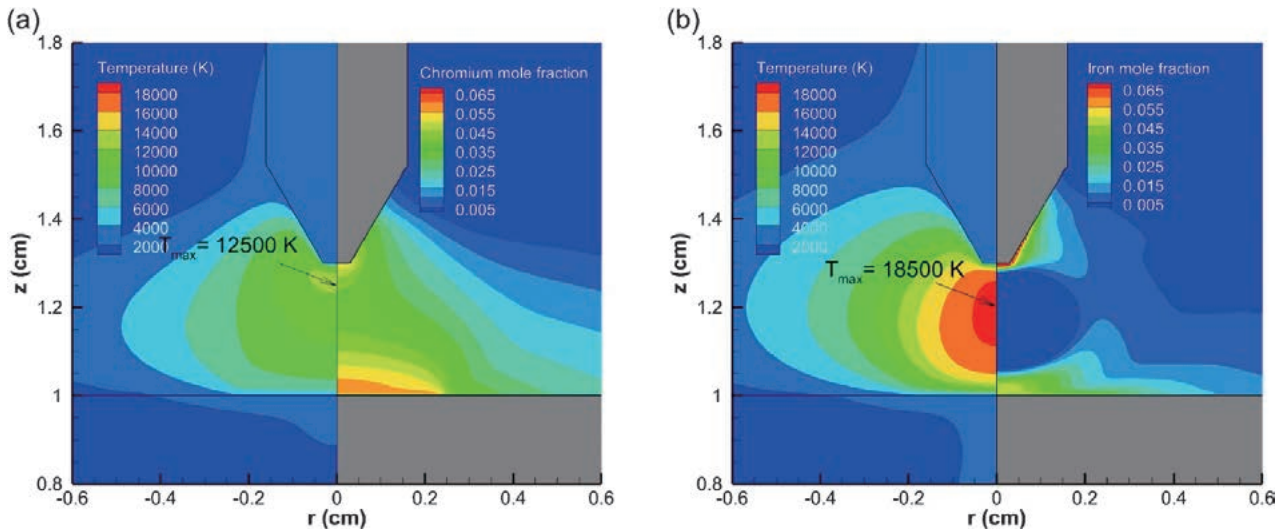


図8 (a)純クロム板上, (b)純鉄板上でのヘリウムティグアークプラズマを想定した数値シミュレーション結果. 左半分は温度分布, 右半分は金属蒸気のコモル分率分布を示している. (参考文献[18]の図13を引用).

ム蒸気がアークプラズマ中心部にまで分布している. 一方, (b)ではアークプラズマの最高温度は18500 Kと高く, 鉄蒸気は弧を描くような帯状に分布しており, アークプラズマ中心部にまでは分布していない. この数値シミュレーション結果は, 実験計測によって得られた結果とよく一致している.

これらの知見をまとめると, ヘリウムティグ溶接中において溶融陽極表面から発生する金属蒸気は二段階の輸送形態を有することが明らかとなった.

第一段階: 溶融陽極表面から発生する金属イオンは主に電気泳動によって, アークプラズマ中心部を避け, 弧を描くようにタングステン陰極近傍まで輸送される. この時, 金属蒸気からの光放射エネルギー損失によって, ヘリウムアークプラズマは冷却される.

第二段階: アークプラズマが特定の温度にまで冷却されると, 金属蒸気は電気泳動のみならず濃度勾配による拡散も重畳してアークプラズマ中心部にまで到達する.

以上のように, ヘリウムティグアークプラズマ中における金属蒸気の輸送過程を理解するためには, イオン化した金属蒸気の電気泳動, 金属蒸気の正味放射係数, ならびにアークプラズマの温度低下に伴った拡散係数の増加が重要な因子であることが明らかとなった. また, 他にもアルゴンティグアークプラズマやアルゴン-ヘリウム混合ティグアークプラズマにおける金属蒸気の輸送機構についても検討している[19-21]. 興味を持たれたならば, ぜひ参照していただきたい.

3. 金属蒸気輸送に起因するタングステン陰極の消耗現象

溶融陽極上においてタングステン陰極の消耗が促進されることは実験結果として報告されていた[7]. これまで陰極の消耗機構は実験計測および数値シミュレーションの双方から研究されてきた[22-24]. しかしながら, いずれの研究においても, 溶融陽極表面から生じた金属蒸気の存在はほとんど考慮されておらず, その金属蒸気が陰

極消耗に及ぼす影響は十分に理解されていなかった. そこで「溶融陽極由来の金属蒸気がアークプラズマ内でイオン化し, 主に電気泳動によって陰極まで輸送される」という最新の知見に基づき, 陰極の消耗促進機構解明を試みた.

実験条件は表1とほぼ同様である. ただし, 陰極先端に平坦部は設けず, また溶接時間は60秒間であった. 前章とは対照的に, アークプラズマ(金属蒸気)ではなく陰極を観察対象としたため, 強烈なアーク光の影響を可能な限り小さくするために赤外域で観察を行った. 観察には, 中心波長950.42 nm (全半値幅: 4.71 nm) のバンドパスフィルター (050FC37-25/950-D; Andover Corp.) を備えた高速度カメラ (MEMRECAM Q1v; nac Image Technology Inc.) を使用した.

図9にアーク点弧から60秒後における陰極表面外観写真を示す[25]. (a)は水冷陽極上でのアーク放電中の陰極であり, 60秒後でも大きな変形は見られなかった. 他方, (b)は純鉄, (c)は純クロム陽極上でのアーク放電中の陰極であり, いずれも陰極先端から上部1.0 mmから1.5 mm程度の領域に凸型の変形が見られた. また純鉄上に比べると純クロム上のほうがその変形量も多かった. この凸型の変形領域に関して, 詳細な分析を実施した. 最も変形の大きかった(c)の陰極を分析対象とした. 溶接後の陰極を採取し, 熱硬化性樹脂に埋め込み, 研磨した. 一連の試料調製によって露出された陰極断面に対する元素濃度分析は, 電界放出型電子プローブアナライザ (JXA-8530; JEOL Ltd.) を用いて実施された. 図10に陰極断面の二次電子像と各元素濃度マッピングを示す[25]. 色は検出値の大きさを示している. 分析の結果, タングステン陰極表層における酸化や陰極内酸化物 (ここでは La_2O_3) 濃度の減少は認められず, 先行研究報告[22-24]とは異なる消耗状態にあることが確認できた. 凸型の変形領域は主に陰極成分であるタングステンと陽極成分であるクロムで構成されており, タングステン陰極の未溶融領域の一部ではクロム成分が浸潤していた. つまり, タングス

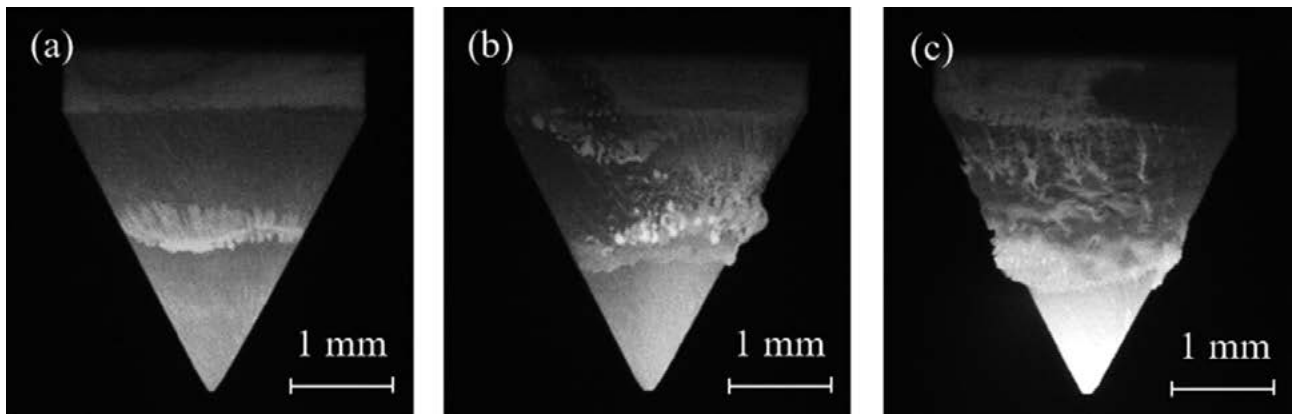


図9 (a)水冷銅板上, (b)純鉄上, (c)純クロム上でアーク点弧から60秒後におけるタングステン陰極表面の外観写真。(参考文献[25]の図3を引用)。

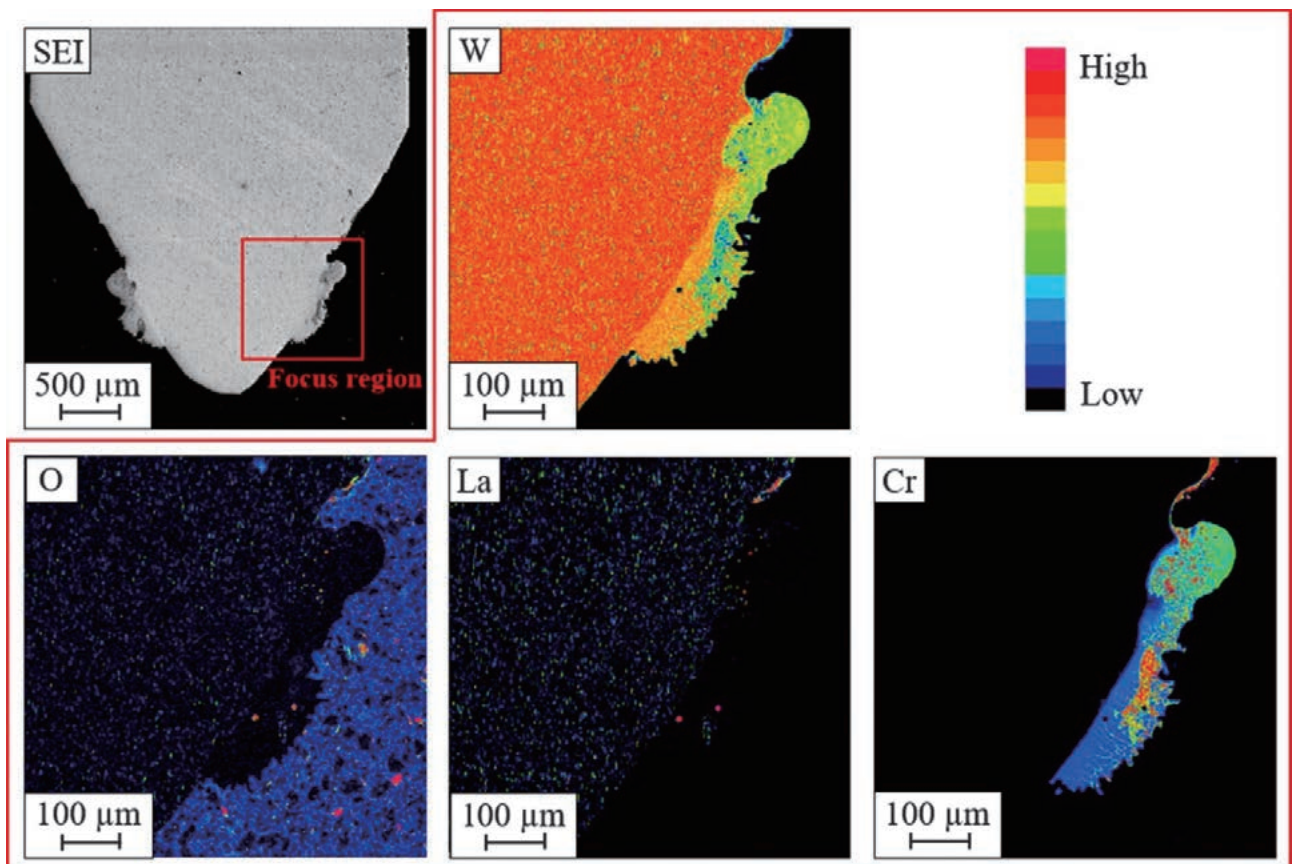


図10 純クロム上で60秒間アーク放電した陰極断面の二次電子像と凸型変形領域に対する元素濃度マッピング。(参考文献[25]の図4を引用)。

テン陰極表面にクロム蒸気が堆積し、堆積したクロムがタングステン陰極内部に拡散することで、陰極の融点降下を引き起こし、溶融・変形に至ったと考えられる[25, 26]。

図4から電極先端から上部1.0 mm程度の領域近傍ではクロムイオンの強い発光スペクトルが計測されていたことが確認できる。薄膜形成プロセスの一つであるイオンビームデポジションプロセスでは、超高真空環境下で金属イオンが固体材料に輸送されたとき、固体表面では金属イオンのエネルギーに応じて堆積、スパッタリングあるいはイオン注入が生じると知られている[27]。金属イオンのエネルギーが50 eV以下のとき、固体表面で金属イ

オンが堆積する。本稿では概算の詳細を割愛するが、ティグ溶接中における金属イオンの電気泳動による輸送速度を運動エネルギーに換算すると、そのエネルギーは大きくても1 eV以下と見積もることができた。したがって、金属イオンが電気泳動によって低いエネルギーで陰極表面へ輸送されるため、金属蒸気が陰極表面に堆積し、陰極の消耗を促進していたことが明らかとなった。また鉄蒸気に比べるとクロム蒸気の方が多量に輸送されやすく、同アーク放電時間で比較した際には純クロム陽極上での放電陰極のほうが大きな変形が確認できたと考えられる。このように、アークプラズマ中における金属蒸気の輸送過程の理解が深まったことで、60年近く前に報告された

陰極消耗結果を詳細に説明することができるようになったのである。

4. まとめ

本稿では、溶接アークプラズマにおける金属蒸気の可視化からなる知見に基づく陰極消耗機構について解説した。溶融陽極表面から生じる金属蒸気に関する知見を紹介したが、タングステン陰極表面から生じる金属蒸気についても可視化計測を実施している[28]。興味があれば、こちらも参照していただきたい。ここで解説した溶接アークプラズマ中における金属蒸気の輸送機構、金属蒸気とタングステン陰極の相互作用が溶接アーク分野を超え、他分野に亘って活用される知見となれば幸いである。分野をまたいだ活発的な議論に基づく学術進展、産業発展の一助となることに期待したい。

謝 辞

本稿は著者が博士課程在籍時に大阪大学接合科学研究所で実施した博士論文研究「ティグアークプラズマ中の金属蒸気輸送およびそれに起因する電極消耗機構の解明(2021)」の一部成果を抜粋したものである[29]。当時の指導教官である田中学先生(現在 大阪大学 理事・副学長)ならびに茂田正哉先生(現在 東北大学大学院工学研究科教授)に深く謝意を表明する。また、本解説の執筆の機会を頂戴し、田中学先生(九州大学 工学研究院 化学工学部門 准教授)をはじめとする編集委員の皆様にご礼申し上げます。本研究の一部はJSPS科研費JP20J13790の助成を受けた。

参考文献

- [1] 三田常夫: 国立科学博物館技術の系統化調査報告 **23**, 391 (2016).
- [2] 溶接学会・日本溶接協会編: 溶接・接合技術総論 (産報出版株式会社, 2016), 38.
- [3] H. Terasaki *et al.*, Q. J. Jpn. Weld. Soc. **20**, 201 (2002).
- [4] S. Tashiro *et al.*, Sci. Technol. Weld. Join. **12**, 207 (2007).
- [5] A.B. Murphy, J. Phys. D: Appl. Phys. **43**, 434001 (2010).
- [6] M. Tanaka *et al.*, J. Phys. D: Appl. Phys. **43**, 434009 (2010).
- [7] A. Uchida, Q. J. Jpn. Weld. Soc. **32**, 1006 (1963). (in Japanese).
- [8] G.J. Dunn *et al.*, Metall. Mater. Trans. A **17**, 1851 (1986).
- [9] M. Tanaka *et al.*, Weld. World **56**, 30 (2012).
- [10] M. Ushio and F. Matsuda, Q. J. Jpn. Weld. Soc. **6**, 91 (1988).
- [11] K. Yamamoto *et al.*, Q. J. Jpn. Weld. Soc. **27**, 4s (2009).
- [12] H. Park *et al.*, J. Phys. D: Appl. Phys. **50**, 43LT03 (2017).
- [13] K. Tanaka *et al.*, J. Phys. D: Appl. Phys. **52**, 354003 (2019).
- [14] K. Tanaka *et al.*, Q. J. Jpn. Weld. Soc. **38**, 21s (2020).
- [15] K. Tanaka *et al.*, J. Phys. D: Appl. Phys. **53**, 425202 (2020).
- [16] A. Kramida *et al.*, NIST Atomic Spectra Database (version 5.8), <https://physics.nist.gov/asd> (accessed: Nov 15 2020).
- [17] O.H. Nestor, J. Appl. Phys. **33**, 1638 (1962).
- [18] H. Park *et al.*, J. Phys. D: Appl. Phys. **51**, 395202 (2018).
- [19] J. Xiang *et al.*, J. Phys. D: Appl. Phys. **53**, 044004 (2019).
- [20] J. Xiang *et al.*, Appl. Math. Model. **79**, 713 (2020).
- [21] J. Xiang *et al.*, Weld. World **65**, 767 (2021).
- [22] K. Konishi *et al.*, Q. J. Jpn. Weld. Soc. **35**, 73 (2017). (in Japanese).
- [23] K. Tanaka *et al.*, Welding Letters **37**, 4WL (2019).
- [24] A.A. Sadek *et al.*, Metall. Trans. A **21A**, 3221 (1990).
- [25] K. Tanaka *et al.*, Sci. Technol. Weld. Join. **26**, 258 (2021).
- [26] 長崎誠三, 平林 真: 二元合金状態図集 (アグネ技術センター, 2001), 126.
- [27] K. Miyake and T. Tokuyama, *ION BEAM ASSISTED FILM GROWTH* (edited by T. Itoh) (Elsevier B. V., Amsterdam, 1989), 289.
- [28] K. Tanaka *et al.*, Q. J. Jpn. Weld. Soc. **39**, 248 (2021). (in Japanese).
- [29] K. Tanaka, Ph.D. thesis, Osaka Univ. (2021). (in Japanese).



た な か け い こ
田 中 慶 吾

地方独立行政法人大阪産業技術研究所 和泉センター 加工成形研究部 特殊加工研究室 研究員。2021年大阪大学大学院工学研究科博士後期課程修了後、現職。博士(工学)。IIW国際溶接技術者。主にティグ溶接、レーザ溶接・肉盛に関する研究開発に従事。2022年結婚を機に、犬と暮らし始めた。愛犬カレンダーを製作するべく、ベストショットを求めてプライベートでもカメラを構え続けている。