特集

世界に視る溶接・接合科学技術のフロントライン

第11部 溶接・接合科学のフロントライン

プラズマ計測によるガスメタルアーク溶接 における金属蒸気挙動の解析*

F. Briand**, F. Valensi***,****, S. Pellerin***, N. Pellerin*****,*****,
K. Dzierzega*****, S. Zielinska***,*****, K.Musiol*****

F. Briand

F. Valensi

S. Pellerin

N. Pellerin

K. Dzierzega

S. Zielinska

K.Musiol

Metallic vapors in gas metal arc welding by optical emission spectroscopy and plasma imaging*

by F. Briand**, F. Valensi***,****, S. Pellerin***, N. Pellerin*****,*****,
K. Dzierzega*****, S. Zielinska***,***** and K.Musiol*****

キーワード

ガスメタルアーク溶接, アルゴン, 分光分析, プラズマ画像, 局所熱平衡, 金属蒸気

1. 緒言

金属蒸気は大気圧でのプラズマの応用例に対し重要であり、場合によっては支配的な影響を持つ。特に、アーク溶接プロセスにおいて、金属蒸気は溶融池や電極から生成される。これらの金属蒸気はアーク特性と溶融池の大きさと形に大きな影響を与えるが、その影響は以前から認識されていた。一方で、プラズマ診断や計算ツールが、十分に発達し、この影響を十分に調査や理解されるようになったのは、ごく最近のことである^{1, 2)}。

アーク溶接は、様々なアプリケーションの中で金属を接合するために広く使われるプロセスである。特に、ガスメタルアーク溶接 (GMAW) では、陽極である消耗電極と母材の間でアークが生じる。溶融金属は不活性ガスや活性ガスにより大気からシールドされる。GMAW は古くから広く研究されてきたものの^{3, 4)}、溶滴移行の支配因子やそのプラズマパラメータに対する依存性などのすべての現象は完全に説明できるまでには至っていない。溶融する陽極 (溶接ワイヤ) では強い蒸発が生じ、主に鉄の金属蒸気の濃化が生じる。GMAW におけるプラズマの構造は、ガスタングステンアーク溶接 (GTAW) に比べて複雑である。陽極からの溶滴移行によって引き起こされる不安定性によりアークそのものが不安定になるからである。

溶滴移行は様々なモードで生じ、それは主に電流や使用されるシールドガスといった溶接条件に依存する。

・“短絡移行”では電極と溶融池の周期的な短絡により溶滴が移行される (図 1a)。このタイプの移行は、低

*原稿受付 平成22年12月20日

** AIR LIQUIDE-CTAS, Cergy-Pontoise, France

*** GREMI, Université d'Orléans / CNRS, Bourges, France

**** LAPLACE-AEPPT, Université Paul Sabatier/CNRS, Toulouse, France

***** CNRS, UPR3079 CEMHTI, Orléans, France

***** Université d'Orléans, Faculté des Sciences, Bourges, France

***** Marian Smoluchowski Institute of Physics, Jagellonian

University, Krakow, Poland

図1 溶融池への溶滴の移行モード.GMA 溶接アーク電流は以下
(a) 電流 146 A, 純 Ar-短いアーク,
(b) 電流 240 A, 純 Ar-グロービュラー,
(c) 電流 330 A, 純 Ar-スプレーアーク,
(d) 電流 300 A, Ar+15%CO₂-グロービュラー, プラズマ画像法の詳細は3章で述べる.

電流と比較的低いアーク電圧で行われる。アーク発生後、ワイヤの先端は主に抵抗加熱によって溶かされ、溶滴を形成する。このモードでは、ワイヤ溶融速度は溶滴移行に対して重要ではない。比較的小さな熱輸送のため、短絡 GMAW は、薄板の全姿勢溶接として使用される。

- ・溶接電流が増大し、アーク電圧が短絡移行モードより大きい時に、溶融速度は大きくなるので、大きな溶滴が十分早く形成されるようになる。そして、ペンダント状の溶滴のサイズは電極直径より大きくなり、大きな溶滴（“グロービュラー移行” 図 1b）が観察できる。電磁気力、重力加速度、および他の力により数ヘルツ程度の周波数で電極の間で短絡することなく溶滴離脱が生じる。一般に、グロービュラー移行は実際の現場で使い難い。その理由は、溶滴移行が不安定で、スパッタが発生しやすいからである。
- ・溶接電流とアーク電圧の増加はワイヤ電極の溶融速度を加速する。そして、軸状のスプレー移行形態（“スプレー移行”）が観察される（図 1c）。これは最も安定した移行形態であり、良好な継手を得られる。本モードは、溶融して先鋭化した陽極ワイヤ先端や円錐形のアーク形状によって特徴付けられる。溶滴の平均のサイズは線径の約 2 分の 1 であり、離脱周波数は数百ヘルツ程度である。純アルゴンでは、この移行形態は 250A 以上の溶接電流で生じる⁹⁾。

プラズマの数値解析モデルは、溶接アーク挙動を理解し予測するために開発される。しかし、有意義な結果を得るためには、多くのパラメータが考慮されなければならない。

アーク安定性と溶滴移行は陽極ワイヤ先端からの溶滴離脱に対して敏感である。溶滴移行現象を制御している 2 つの逆の力は表面張力と電磁気力である。電磁気力は溶滴離脱を促進し、その大きさは溶滴とプラズマを流れる電流線に強く依存する。金属蒸気の影響がプラズマの電気伝導率を大きく増大させるので、金属蒸気の分布に関

する情報は、電磁気力を決定する上で非常に重要である。

プラズマにおけるエネルギーのバランスは金属蒸気の影響によって影響される。金属蒸気は大きな熱伝導率と強い放射率によって熱損失を増大させる。過去の文献^{6, 7)}では、電子温度はアーク柱の中心軸に近づくとも減少することが報告されている。これは、金属蒸気が無視された数値解析モデルでは、到底予想できないことを意味している^{8, 9)}。

本研究では、プラズマの主要パラメータの実験計測結果を示す。鉄蒸気濃度とそれらの空間分布は、プラズマ温度と電子密度と同様に、鉄とアルゴンの線スペクトルから得られる。分光器のデータはハイスピードカメラによって得られた画像と比較し、プラズマや電極形状についての時間的変化についても考慮する。この研究の目的は、GMAW の数値解析モデル化のためにプラズマ温度、電子密度、プラズマ組成の実験的な参考データを提供することである。

2. シールドガスの効果

シールドガスは溶接プロセスにおいて重要である。形成された溶滴の安定な移行と陰極（母材）への正しい移行は溶接の品質のために非常に重要である。この現象は陽極ワイヤ付近のプラズマ特性とプラズマ組成に依存する。特に、プラズマから陽極に輸送されるエネルギーは、使われるガスの種類に強く依存する。したがって、溶滴移行モードはシールドガスの化学組成によって影響される。

ペンダント型溶滴の挙動は、一般に、表面の電流密度分布に影響される。そして電流密度分布は、溶滴に作用する電磁気力の大きさと向きを決める。ローレンツ力は、溶滴を離脱させる力（もし電流線が発散するならば）と電極に付着させる力（もし電流線が集中するならば）として作用する^{10, 11)}。後者の場合に、溶滴移行は反発移行となり、炭酸ガスシールドにおいて観察される¹²⁾。

J. Haidar¹³⁾による計算結果は、次のことを示している。すなわち、電磁気力の軸方向成分は、溶滴を離脱させる力と電極に付着させる力の双方に働く。一方、電磁気力の半径方向成分は、溶滴を離脱させる力として働き、グロービュラー移行からスプレー移行へと変化させる重要な因子になる。

Rhee ら¹⁴⁾は種々のシールドガスについて、溶滴の直径と溶滴移行周波数を研究した。シールドガスの CO₂/Ar 比率を変更することによって、彼らは、グロービュラー移行からスプレー移行への臨界電流を測定した。一般に、CO₂の濃度が高いほどスプレー移行モードが可能となる臨界電流は高くなる。この現象のメカニズムについては諸説があり、以下、特徴的なものを取り上げよう。

- ・酸素濃度の増加や、純アルゴン中よりも高い電極表面の酸化雰囲気では、合金元素の蒸気量が増加し、溶滴の形成速度を減少させたり、蒸気の反跳力の増加によって離脱を遅らせる¹⁵⁾。
- ・電磁気力による反発力の影響は、O₂, H₂, CO₂などのガス添加や濃度の増加により強くなり、その理由とし

て、これらの分子の解離エネルギーが上げられる¹⁵⁾。Rhee と Kannatey-Asibu¹⁶⁾はヘリウムと炭酸ガスについて同様に溶滴移行を観察した。アーク柱は溶滴全体を覆うことはなく、その理由として、ヘリウムの高い電離エネルギーと CO₂の解離エネルギーの相乗効果が考えられた。

- ・ Kim と Eagar¹²⁾は反発力としてプラズマ気流を仮定した (GTAW では電流の 2 乗に比例する)。そして、ヘリウムや炭酸ガスシールドガスでの反発移行を観察した。

一方、CO₂の場合、溶融金属の表面張力は化学的に活性なガスの影響によって変化する (酸素など表面活性元素は鋼の表面張力を減少させる)。したがって、原理的に、スプレー移行を得ることは容易であるが、これは少量の CO₂付加においてのみ観察される。むしろ、臨界電流は CO₂濃度によって大きく増大する。

このように、溶接プロセスにおけるシールドガス効果は、よく理解されていない現象である。したがって、我々はシールドガス中の Ar と炭酸ガスの割合を変えた GMAW のアークの形を調べ、同時に線スペクトルも解析した。

図2 溶接トーチ

3. 実験装置

実験は図2と図3に示された装置を用いて行われた。SAFMIG 480 TRS PLUS と SAFMIG 480 TR 16 が使用された。溶接は逆極性 (ワイヤ：陽極，母材：陰極) で、定電流モードである。鋼用ワイヤ (AWSA5.17 組成は表1) で、ワイヤ径は 1.2mm、ワイヤ送給速度は 9m/min、アーク長は約 10mm である。このアーク長は通常の使用よりも若干大きい。溶接プロセスに影響しないことを確認した。コンタクトチップと母材の距離 (CTWD) は 20mm である。母材の厚さは 8mm である。

シールドガスは、アルゴンと炭酸ガスの2つの工業用ボンベから供給される。これにより、Ar-CO₂系のあらゆる混合ガスを考慮することができる。2台のコンピュータで流量計測とガス流量制御を行った。全体の流量は Dg=20l/min である。電流は 330A にセットした。安定なプラズマの位置を得るために、トーチは固定され溶接台車に母材がセットされた。

分光計測は Ebert-type 分光器を用いて行われた。逆分

図3 実験装置 F1, F2-光学フィルタ; M1, M7-平面鏡; S1, S2-球面鏡; D1, D2-絞り; L1-レンズ; DP-Dove プリズム; ST-電圧測定プローブ; SC-電流測定プローブ; S-シャント

表1 電極の組成-w.% [ワイヤ種類：白いセル～メタルコアードワイヤ、ハッチされたセル～ソリッドワイヤ]

Elements Wire	Si	Mn	Cu	C	Zr	La	Li	Na	K
70S	0.350	1.07	0.16	0.087	< 0.001				
AS26	0.064								
G002	0.048								
G005	0.060				0.360				
G007	0.007						0.005		
G009	0.008								0.150
G010	0.061						0.005		0.093
G011	0.320						0.005		0.102
ZX23	0.800						0.017	0.130	0.460
Workpiece (cathode)	0.140	0.490	0.519	0.059	0.001				

散率は 0.2 nm/mm ある。線スペクトルは2次元の ICCD で記録された。波長分解能は 539 nm で 0.004 nm , 696.5 nm で 0.003 nm である。スペクトル計測時間は 50 ms で、計測周波数は1秒間に3回である。各々の計測に対し12回の線スペクトルが測定された。

プラズマからの光は凹面鏡や平面鏡を通り分光器の入射スリットに入る。倍率は0.4倍である。これは分光器の垂直スリットの方角に沿って $62\mu\text{m}$ の空間分解能を持つ。プラズマに対し周方向のプロファイルを得るため、Dove プリズムにより画像を90度回転させた。

レーザーを分光器の出口に設置することにより、同じ光学系の逆方向への光路を通じて、アークプラズマにおける観察領域をスライス状に視覚化することに成功した(図4参照)。溶接実験の前に、目標とする高さは、消耗電極式ワイヤの上でレーザー点の位置を観察することによって推定された。各々の計測位置に対して、空間的な高い精度を確保するために拡大画像が作られた。画像のスケールは、正確に既知の物、例えばワイヤ径やノズル径を使って得られた。光学的配置で拡大率は0.4で、分光器のスリット幅は $40\mu\text{m}$ で、プラズマのスライスの厚さは $100\mu\text{m}$ である。位置決め精度を考慮して、垂直ステップは、 0.5 mm とした。

溶融池が母材よりも 1 mm 上にあるので、プラズマの下部は簡単に観察できない。したがって、撮影の最下限の高さは 2 mm である。プラズマ柱の上側では、ワイヤ先端からの溶融金属のストリーミングにより測定ができなかった。その幅が 0.3 mm 以上になった場合、診断は不可能になった。なお、この状況は母材より 6.5 mm 以上の空間位置において発生した。これら2つの制限の中で、垂直位置方向に10個の計測点を得ることができた。

すべての実験に対して、アークのパラメータとしてアーク電圧および溶接電流(ホール効果変換器)が記録された。データはデジタルオシロスコープを用いて記録された後、コンピュータへ転送された。同じ実験条件での2回の実験に対して同等の結果が得られることを確認することによって結果の再現性を示すことができる。これにより、一過性の現象または不必要な不安定性と認められるデータを排除することが可能になった。

4. プラズマイメージング

分光診断に加えて、プラズマの形状が高倍率でハイスピードカメラを用いて記録された。プラズマの中心部の情報や電極の形状を得るためにデータは 3000 fps で計測され、両方の空間分解能は $10\mu\text{m}$ である。より正確な形を求めるために、追加の試験が 5000 fps の低解像度で行われた。解像度は $25\mu\text{m/l}$ ピクセルである。金属蒸気分布を求めるために、 468.6 nm の干渉フィルター(半値幅 3.5 nm) が使用された。この波長では金属の線スペクトル群だけが測定される。すなわち Fe や Mn である(図5参照)。一方、Ar の連続スペクトルは電子密度の2乗に比例するので、プラズマの組成分布だけでなく通電経路に関する情報を得ることもできる。

カメラで得られた画像と溶接アークの線スペクトルの

図4 プラズマ柱での位置。単位は mm

図5 アークの放射スペクトル 波長 $458\text{--}478\text{ nm}$, 電流 330 A , 純 Ar シールドガス

- a) 干渉フィルターなし
- b) 干渉フィルター (FWHM 3.5 nm)
中心波長 469.2 nm

図6 スプレー移行モードの溶接アークの写真とプラズマ柱の同じ場所(矢印で示す)でのプラズマ線スペクトル

比較を図6に示す。両方の測定とも同じ溶接条件であり純Arシールドガスが使用された。線スペクトルの最も強い範囲は、カメラ画像において電子密度が重要であると推察される領域の範囲にほぼ一致している。

5. 分光診断

溶接プラズマを診断するための最も使いやすいツールは分光分析である。様々な方法が使用される。しかし、前提条件に注意しなければならない。例えば、Fowler-Milne法は注意して使われなければならない。すなわち、それを適用するためには、プラズマが局所熱平衡(LTE)状態である必要がある。また、選ばれた線スペクトルの標準化強度は、アーク中心軸に対して垂直な全てのスライス面において一定となり、さらに、アーク中心軸上のプラズマ温度は標準化強度に対応する温度よりも高くななければならない。溶接プラズマでは金属蒸気分布の不均一性により、この最後の条件は不明である。さらに、G. N. Haddad and A. Farmer¹⁶⁾や S. Pellerin¹⁷⁾らは以下のことを見出した。アルゴンのGTAWに対して、ArIの線スペクトルに対するアーク中心軸から離れた最大値の大きさは、陰極からの距離によって変化するものの、所定の距離を超えると一定値になる。これは、陰極先端に近いプラズマがLTE状態や圧力一定の仮定を適用できないことを示唆している。

アーベル変換法を用いた放射強度の径方向分布への転換は、プラズマ診断のための重要な点である。実験データを対称的に取り扱うために円筒軸対称が必要である。しかしながら、実際の溶接の状況(特にGMAW)を顧みると、アークは母材に沿って移動するため、円筒軸対称やアークプラズマの軸対称性の仮定にはほど遠い。それでも、アークの軸対称性を必要とするならば、Rouffet¹⁸⁾や Wilhelm¹⁹⁾が提案し、また、Zielinska^{6, 42)}や Valensi⁴⁷⁾が類似な提案を行っており、効果的に軸対称性を導いている。しかし、純粋かつ公式には、アーク柱は軸対称ではなく、溶接ビード上を引きずったように変形している。この問題に対して、非対称分布のアーベル変換を行う研究^{20, 21)}や熱プラズマ系のトモグラフィー再構成法に関

する研究²²⁾がわずかに見られる。しかし、これらの方法は実施が困難であり、また、現状においては明らかに改善されたという結果が得られていない。

我々の実験では、アークの側面からアーク柱の薄いスライスが観察されることになる。光学系によって90度回転されたプラズマ像が分光器のスリット上に形成される。このようにして、溶融池からある距離だけ離れた位置のアーク軸と垂直な薄い(15 μ m)プラズマ層の放射強度分布がCCDに記録される。径方向のスペクトル分布 $\varepsilon_{\lambda}(r)$ を得るために、観察方向yに沿って積分した強度 $I_{\lambda}(y)$ からアーベル変換を行った^{17, 10)}。ここで、我々の実験では、プラズマ柱の対称軸の位置と大きさに特別の注意を払った。さもなければ、我々の結果がGTAWのような比較的安定した軸対称プラズマ源の場合よりも精度が低下するからである。径方向の異なる位置で計測された線スペクトル分布に対して、アーベル変換後にVoigt profileをフィッティングさせた。

プラズマ温度が既知で、かつ、LTEの仮定が成立する場合、アルゴン中の鉄蒸気の割合は、ArとFeの両方の線スペクトルを計測することによって求めることができる。このため、第一ステップでは、プラズマ温度が求められた。LTE仮定の妥当性を確認するために、2つの方法が適用された。一つはプラズマのLTE仮定を必要としない方法であり、同時に電子密度を求めることができる。他方は励起温度を求める方法である。二つの温度が同じであれば、プラズマのLTE状態は仮定できる。したがって、LTE仮定の妥当性が確認されたプラズマ部では、鉄蒸気の割合が計算できることになる。

5.1 スペクトル線の選定

プラズマ診断で最も適切な線スペクトルを検討した。Ar+2.3%CO₂のGMAWにおけるプラズマのスペクトルが記録された。スペクトルの波長範囲は260-760nmで、陰極から4.5mm離れた位置である。観察された線スペクトルは、NISTで公開されているデータに基づいて同定した²⁴⁾。また、比較のためにC. W. Allen²⁵⁾によって示されたFeの線スペクトルに対しても参照した。観察から以下のことが明らかになった。

・分子のスペクトル(CO, CO₂)は観察されなかった。

図7 スペクトル分布 実験条件: Ar+2.3%CO₂; I_{av} =3.30 A; U_{arc} =32 V; v_{wire} =9 m/min (本文では m/mn となっている。m/min に修正した)。アーク軸中止で陰極からの高さ h = 4.5 mm で観察した

- ・FeI の線スペクトルはプラズマ柱の中心部で強い強度を示した (ArI より強い線スペクトルである)。FeII の線スペクトルも同様である。
- ・明らかに分離した二つの放射領域が MIG プラズマ (純 Ar) において観察された。一方は中心軸に近いゾーンで Fe の放射強度が強く、明るい。他方は周辺のゾーンであり、拡散して明るさが低下した特徴を示し、ArI が強く、Fe の線スペクトルの強度は非常に弱い。
- ・大きな遷移確率を持ち、かつ、低い励起エネルギーの FeI の線スペクトルは、再吸収される (例えば、432.57 nm, 438.35 nm, 426.95 nm)。
- ・ArI と FeI は Stark 効果によりプラズマ中で線スペクトルの幅が広がる。これは FeI の線スペクトルが支配的な領域において、自由電子密度が高いことを示唆している。
- ・Mn, Co, Cu の線スペクトルも同様に観察される。

5.2 Stark 拡がり法に基づいた温度測定

このモデルの基本は Sola ら^{26, 27)}によって開発された。プラズマの LTE 状態を仮定することなく電子温度 T_e と自由電子密度 N_e が同時に得られる。

プラズマから放射された線スペクトルの Stark 拡がり電子密度や電子温度に依存する。このように、対象とするプラズマの2つより多くの線スペクトル Stark 幅の測定によって、 N_e や T_e は同時に決定される。この方法による精度は、Stark 拡がり電子密度および電子温度の間に存在する精度に帰結される。

溶接プラズマに対して、我々は ArI の 696.5 nm と FeI の 538.3 nm の Stark 拡がりを使用した。これらの2つの線スペクトルは、ともに他の線スペクトルから独立して分離されており、また、プラズマによって明瞭に広がっている。さらに、大きな体積を有するプラズマにおいても自己吸収はない。FeI の線スペクトルに対する電子温度と電子密度の依存性は次式によって与えられる^{28, 29)}。

$$\Delta\lambda_s^{Fe} = 0.2648 \cdot \frac{N_e}{10^{23}} \cdot \left(\frac{T_e}{13000} \right)^{1.6700} \quad \dots\dots\dots(1)$$

一方、696.5 nm の Ar I の線スペクトルに対する同様の依存性¹⁷⁾は次式によって与えられる。

$$\Delta\lambda_s^{Ar} = 0.0814 \cdot \frac{N_e}{10^{23}} \cdot \left(\frac{T_e}{13000} \right)^{0.3685} \quad \dots\dots\dots(2)$$

これら2式を連立して、FeI の線スペクトルと Ar I の線スペクトルの双方の Stark 拡がりを測定することにより、次式のように電子温度 T_e が与えられる。

$$T_e = 13000 \cdot \left(\frac{\Delta\lambda_s^{Fe}}{\Delta\lambda_s^{Ar}} \cdot \frac{0.0814}{0.2648} \right)^{0.7683} \quad \dots\dots\dots(3)$$

そして、電子密度 N_e は2つの式 (1) か (2) のどちらかを使うことによって求めることができる。

5.3 励起温度測定：Boltzmann プロット法

励起温度は Boltzmann プロット法により求めることができる。しかしながら、Stark 拡がり法と異なる点は、Boltzmann プロット法が LTE 仮定を必要とする点である。Boltzmann プロット法は、プラズマ診断として広く用いられており、アークに対しては ArI の線スペクトル群を用いることにより実施されている³¹⁾。エネルギー準位 k からエネルギー準位 i への遷移放射強度は次式で表される。

$$\varepsilon_{ki} = N_k A_{ki} \frac{h\nu_{ki}}{4\pi} = N_k A_{ki} \frac{hc}{4\pi\lambda_{ki}} \quad \dots\dots\dots(4)$$

$N_k = N_k(T_e)$ はエネルギー準位 k に励起された原子の個数で、 A_{ki} , ν_{ki} , λ_{ki} はそれぞれ確率 s^{-1} , 周波数 s^{-1} , 波長 m である。

Boltzmann 平衡が存在するときには、 N_k の個数は Boltzmann 則に従う。そして放射強度は次式となる。

$$\varepsilon_{ki}(T_e) = K(T_e) A_{ki} \nu_{ki} g_k \exp\left(-\frac{E_k}{kT_e}\right) \quad \dots\dots\dots(5)$$

これは次のように変形できる。

$$y = \ln\left(\frac{\varepsilon_{ki}}{A_{ki} \nu_{ki} g_k}\right) = \ln K - \frac{E_k}{kT_e} \quad \dots\dots\dots(6)$$

様々なエネルギー準位 E_k の線スペクトルに対し、測定された放射強度を (6) 式に代入して実験プロットを作成することより、エネルギー準位 E_k に対して逆比例するプロットの勾配から励起温度が導出される。本研究では、3つの FeI の線スペクトル 538.3, 539.3, 539.7 nm を選定した。詳細な分光パラメータは表2に示すとおりである。

3つの線は、広いエネルギー範囲から選定されており、Boltzmann プロット法に適したものと考えられる。ただし、校正により誤差が減少するものと考えられるが、いくつかの分光データは表2に示すとおり精度が低いものもある。

5.4 金属蒸気濃度の計算

プラズマが LTE である場合、波長が λ_{nm} の放射強度は次式で与えられる。

$$\varepsilon_{nm} = \frac{hc}{4\pi\lambda_{nm}} \cdot g_n \cdot A_{nm} \cdot \frac{N(T)}{U(T)} \cdot \exp\left(\frac{-E}{kT}\right) \quad \dots\dots\dots(7)$$

表2 プラズマ診断に使用される分光データ^{32, 33)} [精度: A ≤ 5%; B ≤ 10%; C ≤ 25%].

λ [Å]	Configurations	Terms	E_k [cm ⁻¹]	g_k	A_{ki} [10 ⁸ s ⁻¹]	Accuracy
5383.369	3d ⁷ 4p-3d ⁷ 4d	$z^5G^\circ-e^5H$	53352.98	13	0.56	C ⁺
5393.167	3d ⁶ 4s4p-3d ⁶ 4s5s	z^5D-e^5D	44677.004	9	0.031	C ⁺
5397.127	3d ⁷ 4s-3d ⁶ 4s4p	a^5F-z^5D	25899.987	9	0.00259	B ⁺
6965.431	4s-4p [*]	[1 ½] ^o -[½]	107496.4166	3	0.0639	C

ArI の線スペクトルや 538.3 nm の FeI の線スペクトルが同じ実験条件で測定された。放射強度はタンゲステンランプによる光学系測定機器の校正の後に計測された。

(6) 式は両方の線スペクトルに適用され、それらの比は以下で示される。

$$\frac{N_{Fe}(T)}{N_{Ar}(T)} = \frac{\lambda_{Fe}}{\lambda_{Ar}} \cdot \frac{g_{Ar}}{g_{Fe}} \cdot \frac{A_{Ar}}{A_{Fe}} \cdot \frac{U_{Fe}(T)}{U_{Ar}(T)} \cdot \frac{\varepsilon_{Fe}(T)}{\varepsilon_{Ar}(T)} \cdot \exp\left(-\frac{E_{Ar} - E_{Fe}}{kT}\right) \quad \dots\dots\dots(8)$$

Ar の分配関数は 1 とし、この近似は温度が 15000 K 以下である場合、十分に有効である³⁴⁾。Fe の分配関数は文献値^{35, 36)}から求められ、以下の多項式となる。

$$U_{Fe}(T) = 2.55743 - 2.23674 \times 10^{-4} T + 4.11403 \times 10^{-8} T^2 - 1.89172 \times 10^{-12} T^3 + 3.24343 \times 10^{-17} T^4 \quad \dots\dots\dots(9)$$

6. 結 果

6.1 電気特性

使用した GMAW の平均溶接電流は 330 A である（初期の特性以外は安定である）。他方、平均アーク電圧はガス組成により変化する。純 Ar では 36 V、0.8%CO₂ 混合ガスは 32.7 V、CO₂ が 15.4% になると 40.4 V まで増加する（図 8）。

図8 混合ガスで CO₂ 濃度を関数としたアーク電圧と電流、[● - 電圧; ○ - 電流]

図9 330 A でのプラズマの形、撮影条件 5000 fps

6.2 プラズマ画像

カメラによって記録された画像と溶接アークの線スペクトルを比較することにより、カメラ画像の最も高強度な領域が電子密度の重要な領域と一致するかどうかを検証した^{42, 47, 49)}。青いフィルターを用いて撮影された結果は、図 9 に示すようにプラズマ内には 2 つの領域がある。内部の明るい領域は、鉄蒸気の濃度の高い領域である。その境界は曲線のエッジを持つ円錐形である。円錐の先端は電極ワイヤの先端に接している。外側の領域は暗く輪郭がぼやけている。全体の形状は円錐形であるが、陽極ワイヤの未溶融部分まで覆っている。

溶融金属のストリーミングがアークの軸方向にみられる。その直径は、高解像度の画像により 0.36 mm である。母材の基準位置の 4 から 4.5 mm 上において、溶滴は先端から離脱している。溶融金属のストリーミングのくびれが観察された。それらは母材の上の 6.5 mm の位置に現れ、下の方に伝搬する。2 つのくびれがしばしば同時に生じ、双方が 1.5 mm 程度の距離を保っている。これらの条件においてアークが安定に保持されたとしても、現実的には、アークの幾何学形状は時間的に一定ではない。プラズマの明るい領域は、時間とともに縮小したり拡大したりするが、その変動はアーク下部において直径で 1 mm 程度の変動になる。溶滴が溶融池に入るとき最も大きな直径となる。

6.2.1 GMA 溶接におけるアーク形状に対するガスの影響⁴⁹⁾

観察が実施され、ガスの種類はプラズマ柱の形状に対して影響を与えることが示された（図 10）。

平均溶接電流が 330 A の純 Ar の場合では、アーク柱はスプレーアークの溶滴移行が観察された。シールドガス中にわずかな CO₂ が存在してもアークの形状はほとんど変わらなかった。しかしながら、アークは非常に安定となり、優れた溶接品質を確保できる。アークは、十分に高強度であり、かつ、領域が制限された中核部（電極の

図10 様々な混合ガスのアーク形状と電流の関係 ($D_g \approx 20$ l/min)

図11 グロビュラー移行とスプレー移行の間の遷移は混合ガス中の CO_2 濃度で示される。[実験条件: ワイヤ 70S, $\phi \approx 1.2 \text{ mm}$; $D_g = 20 \text{ l/mn}$]

蒸気である Fe, Cr, Cu の線スペクトルが観察される) と, その周囲の放射強度の弱いプラズマ部 (アルゴンの線スペクトルが観察される) から構成されている。これらの観察は Lancaster⁹⁾によって述べられた結果と一致している。ワイヤの端部は細くなり, 完全にアークに覆われている。溶滴移行モードに関しては他の研究でも述べられている^{5, 9, 37, 38)}。Rhee¹⁴⁾の観察によれば, CO_2 濃度が増加するにつれて破断長さは短くなり溶滴のサイズが大きくなる。

他方, アーク電圧は $0.8\% \text{CO}_2$ が加わると減少する (図 8)。純 Ar シールドガスと少量の CO_2 を含んだシールドガス (3% 以下) のアーク電圧の違いは 3V である。それはプラズマ抵抗の低下を示している。Ar シールドガス中の高い CO_2 濃度はアーク電圧やアークの中の抵抗やアークエネルギーを増加させる。

平均溶接電流 330 A を一定として, シールドガス中の CO_2 量が 9% を超えると, 溶滴の明瞭な離脱が観察されるようになる。アークは安定性を失い, スパッタや激しいヒュームが生じる。 CO_2 が 12% を超えると, アークの形は急激に変化する (長くなり広がる)。溶滴移行は完全に変わり, 大きい溶滴がワイヤ先端に形成される。その結果, グロビュラー移行になる。

基準を明確にするために, 70S ワイヤを用いて, 200-410 A の間様々なシールドガスに対し, グロビュラー移行からスプレー移行への臨界電流の測定が行われた (図 11 参照)。図 11 の波線は 2 次の多項式近似によるものであり, これを外挿することによって, 純 CO_2 における臨界電流の値を 2825 A として空想的に導出した。

6.2.2 溶滴移行に対する陽極先端の微細組成の影響

走査型電子顕微鏡 (SEM) が GMAW の溶滴の観察に使用された。また, 化学分析のためにエネルギー分散 X 線分光法 (EDS) が使用され, シールドガス組成, ワイヤ送給速度, 溶接電流など様々な溶接条件に対する陽極ワイヤの物理化学的変異が調べられた⁴⁶⁾。析出物や酸化介在物 (図 12 参照) は金属学的に鉄のスラグであり, 典型的なグロビュラー移行や短絡移行のモードでみられる。それらの化学組成は, ガスの種類, すなわち, CO_2 が加

a) 20% CO_2

b) 50% CO_2

図12 グロビュラー移行における凝集物と介在物の形成—ワイヤ 70S—I= 330 A

わったときの酸素の濃縮に依存する。介在物や析出物の組成分析は, 母材中の添加元素の濃縮を示している。例えば, Si, Al, Mn の酸化物である。

シールドガス中の CO_2 は酸化還元反応により介在物を形成する。この電気伝導性の悪い介在物は溶接電流の通電を障害し, 陽極表面上に大きなアークルート部が必要となる。これは, グロビュラー移行や短絡移行時に見られるベル状のアーク形状を説明している。電流値が増加するか CO_2 濃度が減少すると, 介在物の厚さは減少する。したがって, 純 Ar シールドガスのスプレー移行では, ベル形アークは観察されなくなる。この条件においては, プラズマ柱は明確な円錐形状となり, その輪郭線は明瞭になる。

スプレー移行からグロビュラー移行への遷移の説明に対して, 微細な溶滴の離脱を妨げる酸化介在物の形成を取り上げることが, 一般的に受け入れられている電磁ピンチ力に基づいた説明と比較して, 革新的な解釈になろう¹⁰⁾。しかしながら, 双方とも矛盾しない説明も可能である。すなわち, 電気伝導性の悪い介在物が溶接電流の電流経路を変え, 電磁ピンチ力を変化させている, という説明である。

6.2.3 高 CO_2 濃度での溶接プロセスにおけるメタルコアードワイヤの効果

これらのすべての仮説を検討するために, 種々の陽極ワイヤを用いて実験が行われた (表 1)。

図13は、図11と同様に、 CO_2 濃度の関数として臨界電流値がプロットされたものである。これらのプロット値に対するフィティング曲線は2の観点から読むことができる。与えられた電流に対してスプレー移行となる CO_2 濃度か、与えられた CO_2 濃度に対して遷移に必要な溶接電流がわかる。各曲線の左側の領域はスプレー移行となる。これに対して右側の領域はグロービュール移行モードである（曲線が右側にシフトするほど、スプレー移行への遷移の感度が高いワイヤとなる）。以上より、次の2つの基準で調査した。すなわち、1つは曲線の全体的な位置であり、他方は低電流域における振る舞いである。

ソリッドワイヤ（SW）で得られた結果のメタルコアードワイヤ（MCW）への拡張性について検証するために、70Sと同じ組成を持つメタルコアードワイヤを用いて、溶滴移行の主な特性に変化のないことを確かめる実験を行った⁴⁷⁾。その結果、ソリッドワイヤと同様に、主な溶滴移行が3モードに分類されることがわかった。

Siの酸化物 SiO_2 は2つの点からグロービュール移行に関係があることがわかった。高い粘性と低い電気伝導率である。Siの濃度が少ない2つのワイヤを参照ワイヤである70Sと比較した。図13はこれらのワイヤの結果を示し

ている。一方はAS26 ソリッドワイヤで、他方はG002メタルコアードワイヤである。Siの減少によりスプレー移行に遷移可能な CO_2 濃度は参照ワイヤよりも高くなり、最大濃度は35%を超えている。逆に、70S参照ワイヤで

図13 様々なワイヤに対し、シールドガス中の CO_2 濃度の関数で表された臨界電流

a) 低 Si のソリッドワイヤ AS26, スプレー移行とグロービュール移行の境界 [15% CO_2 , $I = 240$ A]

d) アルカリの影響：G007 ワイヤ [Li, 40% CO_2 , $I = 410$ A], G009 ワイヤ [K, 35% CO_2 , $I = 330$ A], グロービュール境界

b) メタルコアードワイヤ G002 (低 Si) スプレー移行 [15% CO_2 , $I = 330$ A], グロービュール移行 [40% CO_2 , $I = 330$ A]

e) アルカリの影響：G010 ワイヤ [70% CO_2 , $I = 240$ A], G011 ワイヤ [40% CO_2 , $I = 330$ A], スプレー移行

c) Zr の影響：G005 ワイヤスプレー移行 [25% CO_2 , $I = 410$ A], 伝導性介在物

f) ZX23 ワイヤ [70% CO_2 , $I = 330$ A], グロービュール移行, グロービュール-スプレー遷移条件 [50% CO_2 , $I = 330$ A]

図14 種々の条件下におけるワイヤ先端の様子

は、CO₂濃度が20%の場合、臨界電流が410 Aという高い値になる。しかしながら、もしこの結果が、酸化層はアークの安定性に影響を与えるという仮説を指し示すものであるとするならば、工業的な技術応用に結びつけることができない。なぜなら、Siは溶接部の機械的特性を保证するために必要だからである。

溶滴移行に関して Zr 添加の影響を調べた。目的はアークルート部の形成を妨げずに、電流経路を変化させることができる導電性酸化介在物を生成することである。図13に示す G005 ワイヤの挙動は、Siの濃度が同じである AS26 ワイヤに比べて若干よい結果を示している。

最後に3つのアルカリ金属の影響を示す (Li, Na, K)。これらの遷移パラメータが調べられた。50%CO₂を超えてもスプレー移行が大きく改善していることが図13からわかる。アルカリ金属の存在による介在物の融点の低下、という観点から以下を説明することができよう。すなわち、介在物が流動しやすくなる結果、小さな溶滴の離脱を妨げる機械的な性質が消失する。

以上より、極めて有望な結果が得られた。これらの実験結果は、シールドガスと溶滴の間の酸化還元の化学反応を考慮することにより、溶滴移行形態の制御が可能であることを示唆するものである。

6.3 純 Ar 中での LTE 仮定の検証

ここに関わるすべての実験は、溶接電流 330 A、純 Ar 中のスプレー移行モードの条件で実施した。励起温度を計算する第一ステップは、鉄の3つの線スペクトルに対する計算である (表2)。図15に陰極から5.5 mm上 (図4参照) における538 nmの鉄の線スペクトルの径方向の放射強度分布を示す。同様に他の線スペクトルについても計測することにより、陰極から5.5 mm上における径方向の各位置での Boltzmann プロット法を実施した。

図16は、Boltzmann プロット法により求められた、母材から5.5 mm上における励起温度の半径方向分布である。図16には、同じ計測位置における Sola 法による電子温度分布も合わせて示している。両方法の誤差を考慮しても、2つのエラーバーが重なっており、2つの温度はよく一致している。図16に見るように、半径0.5 mmから3 mmの間において励起温度と電子温度が最もよい一致を示したが、エラーバーを考慮すると、LTE 仮定は、図16で示されたすべての半径領域にわたって有効であると考えられる。このような結果は、同様の LTE 仮定の検証実験を試みた様々な研究においても、たびたび示される結論である。以上より、LTE を仮定することにより、金属蒸気濃度が計算された。なお、LTE 仮定の検証に関わる本手法の詳細については、文献³⁹⁾に詳しい。

6.4 純 Ar 中での 330 A の溶接電流に対する電子温度と電子密度

パラメータ計算にとって最もよい線スペクトルが選定された。データは信号/ノイズ比 (S/N 比) を改善するために平均化された。半径方向への線スペクトル強度分布が10箇所の垂直位置で取得され、これらの結果を同じグラフ上にプロットした (図17)。また、図中には、アークプラズマの明るい領域の境界をプロット線で示した。電子温度と電子密度に対し、3つのプラズマ部に分けられ

図15 鉄輝線 538.8 nm の放射率—アルゴン $I = 330 \text{ A}$ — $h = 5.5 \text{ mm}$.

図16 5.5 mm の位置での電子温度—アルゴン $I = 330 \text{ A}$ [■ Sola 法; ● Boltzmann プロット法].

a) 電子温度

b) 電子密度

図17 アルゴン柱でのプラズマ診断 $I = 330 \text{ A}$.

る。すなわち、下部：2-3.5 mm、中間部：4-5.5 mm、上部：6-6.5 mm である。

- 母材の近くの下部では、陰極を構成しているが、最大の温度 9000 K が半径 2-3 mm の位置で得られた。温度は約 6000 K を下限値として径方向とともに減少する。中心軸から 9 mm 離れたところまで測定された。温度はアーク柱の中央で減少する。最小値は約 7000 K である。上の部分であっても 3 つの高さについて大きな違いはなかった。上部 6-6.5 mm の位置では、温度の最大値がアーク軸の近くに存在する。電子密度は中心軸から 2.5 mm 離れたところで最大となり、その後、周囲に向けて一定の割合で減少する。密度のレンジは $8 \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$ から $1.4 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$ である。中心軸上では 10^{23} m^{-3} である。
- 高さ 4-5.5 mm の中間部では、温度カーブがシャープになる。もし下限値が、軸上で 7000 K、周辺で 6000 K と同様であれば、最大温度は 10500 K まで上昇し、その位置は中心軸に近づき、1-2 mm 程度になる。電子密度は $1.6 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$ 近くまで上昇する。しかしながら、プラズマの下部とは異なり、中間部では、アーク軸上での電子密度の減少がみられる。周辺部では $8 \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$ である。母材から 4 mm の位置を除いて、半径方向 5 mm を超える位置での計測データの取得ができなかった。これはプラズマが円錐形状を呈しており、陽極ワイヤの近くになると、アークそのものが細く絞られるからである。
- 陽極の近くの上部では、温度が非常に高くなる。母材から 6.5 mm 上での最大温度は 12500 K に達し、その半径位置は 1 mm 以下になる。プラズマ中央部には液体金属のストリーミングがあるため、0.5 mm より小さい半径領域では、適切な温度測定ができない。母材から 6.5 mm 上においても、中心軸上では温度が減少する傾向を示す。しかしながら、母材から 6 mm 上において、これは顕著に見られ、12000 K の高温から軸上の 9000 K まで急激に低下する。陽極ワイヤに近づくとプラズマの円錐形状が鋭くなるために、周辺の温度は急激に低下する。電子密度は陽極に近づくと大きくなる。最大値は $2 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$ よりわずかに大きい。アーク軸上で電子密度は減少する。しかし、高さ 6 mm の位置での急激な減少は着目すべきところである。

6.5 プラズマ組成と鉄蒸気濃度

アルゴンに対する鉄蒸気濃度（モル%）がすべての位置で計測された。データは、図18に示すように同様に整理されたが、温度のように3つの部分ではなく、4つの部分が識別された。鉄蒸気濃度の全体観としては、母材より上部へ位置するほど、濃度が急激に上昇する。半径方向に対しては、中心軸からいったん上昇した後、所定の半径位置を境に減少する傾向を示す。ただし、その所定の半径位置は、陽極ワイヤに近づくとアーク中心軸に近づく。

プラズマの下部では、濃度は0.002%以下である。最下部の二つの位置（すなわち、2.0 mm および 2.5 mm）においては、鉄蒸気濃度が母材から 3.0 mm の位置に比べて高くなっている。3.5 mm の位置では、半径全体に亘

図18 鉄蒸気の割合—アルゴン, $I = 330 \text{ A}$.

て鉄蒸気が均一に分布している。

中間部、すなわち、アークの中央部では、濃度が3倍ほど高くなっているが、それでも0.01%より低くなっている。母材から 3.5 mm 上の場合、最大値が中心軸から 2.5 mm 離れた半径位置で観察される。また、それより2計測位置分だけ高い母材から 4.5 mm の位置では、鉄蒸気濃度の最大値が半径 2 mm より小さくなる。

プラズマの上部では、鉄蒸気濃度は10倍以上に増加し、0.06%に達する。母材から 5 mm の位置での鉄蒸気濃度は、5.5 mm および 6.0 mm の位置に比べて高い。ただし、陽極ワイヤに近い方が最大値の半径位置は中心軸に近くなる。最高計測位置に相当する 6.5 mm では、鉄蒸気濃度は軸から 1 mm 以内の半径位置で最大となる。

鉄蒸気濃度は陽極ワイヤ近傍で0.3%に達し、アーク柱の下部で観察された値よりも100倍以上も高い。他方、最高濃度が半径 1 mm 以上の位置で観察された場合に比べて、高濃度領域が狭くなっている。

7. 討 論

電子密度に関して、陽極ワイヤに向かって上昇する点は、温度についても同様に言えるが、半径方向へのプロファイルについてはそれほど明確ではない。特に、プラズマの中間部においては、中心軸上に溶滴はほとんど存在しない。LTE 仮定に従えば、電子温度と電子密度の相互関係は強いものであることが予想された。計算はLTE が成り立っているものと仮定して行われた。しかしながら、次の2点について配慮する必要がある。

- Boltzmann プロット法の誤差により励起温度と電子温度の間の妥当性には制限がある。結果は平衡状態の証明をサポートするのみである。
- LTE 仮定の検証のために提案した今回の手法は、励起平衡を確認するのみである。完全な LTE 仮定の検証のためには、Saha 平衡の証明を必要とされ、そのためにはさらなる実験が必要になる。

LTE 仮定は溶接プラズマの研究でしばしば仮定されてきた。GMAW プラズマの場合でも多くのパラメータはそれを必要とした。この研究は、プラズマ平衡状態の初歩

的な実験調査に基づいたものであり、完全な証拠をまだ必要としている。

電子温度に関して、2つの結果が得られた。すなわち、最大値が12500 Kであることと、アーク柱中心部に向かって電子温度が3000から4000 Kも低下することである。本研究で得られた最高電子温度は、金属蒸気を考慮していない数値計算モデルの結果に比べて約10000 Kも低い^{8, 9)}。しかしながら、近年、金属蒸気を考慮した数値計算モデルが開発された。その結果は、最大温度が約13000 Kであり、アーク軸上において10000 Kまで低下することを予測している^{40, 41)}。

測定された鉄蒸気濃度は低く、最大値は陽極ワイヤの近くでも1%以下である。しかし、S. Zielinska⁴⁾によって得られた結果に対しては一致している。電極の状況、特に熔融金属のストリーミングの存在を考慮して鉄蒸気濃度の解析はなされる必要がある。熔融金属のストリーミングは4 mmより下には存在しない。このことは、溶融池に近い2 mmと2.5 mmの位置においてわずかな増加が生じているものの、鉄蒸気濃度が低く測定された結果に一致している。プラズマ軸上での熔融金属のストリーミングは、アーク中心軸近くでの高い鉄蒸気濃度をもたらすが、鉄蒸気濃度と温度の間の依存的関係はより重要であると考えられる。鉄の濃度は中心軸に向かって急激に減少し、その最大値は最高温度の位置で観察される。母材から6.5 mm上の位置においてさえ、0.5 mmより外側の濃度しか得られていないものの、中心軸の近くで減少することを示している。したがって、鉄蒸気濃度分布は熔融金属のストリーミングからの濃化とその冷却効果の間のバランスに従っているものと考えられる。パルスGMAW^{18, 19)}の場合、特にアルミニウムの場合では^{43, 44)}、金属蒸気の濃度が10%を越えており、その値は、我々が示した値より50倍も大きい。鉄とアルミニウムの物理特性が大きく異なるので、両方の結果は矛盾しない（融点はAl: 933 K, Fe: 1808 K; 沸点; Al: 2740, Fe: 3023 K, 電離エネルギー; Al: 578 KJ/mol, Fe: 759 KJ/mol）。この結果は、金属蒸発プロセスを支配し、また、プラズマ中の金属蒸気の濃化を生じさせ得る、熱力学パラメータの重要性を示している。それに加えて、パルス電流モードでは、強い電流変化(50 A/ μ s)や大電流(600 A)によりアーク挙動そのものが一定電流モードに比べて異なる。さらに、我々の結果は純Arに対して得られたものである。

- ・金属蒸気濃度の低い測定値を考えると、アーク柱における金属蒸気の存在は無視されても良いことになる。しかしながら、この仮定に基づく数値計算モデルは、アーク柱の中心軸における温度低下を予測できていない^{8, 9)}。反対に、我々の温度測定では、この温度低下が示されている。
- ・プラズマ中で金属蒸気を考慮したモデルは、アーク柱での温度低下を予測することができる^{40, 41)}。しかし、プラズマ中の鉄蒸気濃度は、本研究で測定したものよりもかなり高く、数桁違う。

先行論文⁹⁾や最近のShnik⁴¹⁾が指摘するように、鉄の主な効果は金属蒸気からの強い放射である。高い放射冷却

は、他のプラズマの熱力学的な影響を与えることなく、アーク柱の軸上の電子温度の減少を誘発する。

鉄蒸気濃度分布をプラズマ画像により得られたデータと比較してみた。明瞭に輝く領域は、最高濃度の位置に相当するよう見える。例えば、母材から2 mm上の位置では、プラズマ画像の明るい領域が半径3~4 mmの間で変動しているが、鉄蒸気濃度は半径3.5 mm以上で減少し、4.5 mmを越えると消えている。母材から5 mm上の位置では、プラズマ画像の明るい領域が半径約1 mmであるが、濃度低下は半径1.4 mm以上の位置で生じている。

ハイスピード画像は、アーク形状、特に中心の明るい部分の評価を示している。たとえアーク形状がすべての時間で安定であっても、母材近くのアーク柱の径は1 ms以下の時間で1 mm程度増減している。露光時間が50 msの分光計測で、結果として得られたスペクトルはすべてについて変化を積分したものである。このことは、ハイスピード画像で得られたアーク形状と分光計測によって得られた結果が正確に一致することはないことを意味している。

8. プラズマの熱物理特性と溶滴移行に与える電気伝導性の影響

Ar-Fe系プラズマの様々な混合比に対する熱物理データはA. B. Murphy^{45, 46)}によって計算されている。その熱物理データによると、プラズマの対象となる温度範囲であり、かつ、プラズマ中の鉄蒸気濃度が低い($\leq 0.1\%$)場合、プラズマの粘性、電気伝導率、およびエンタルピーに与える金属蒸気の影響は限定されたものである。熱伝導率に与える影響についても、4000 Kから7000 Kの温度範囲、すなわち、アーク柱の周辺域を除いて、極めて弱い。

最初の試みとしては、LTE仮定の大気圧アルゴンプラズマを考慮し、また、 N_e および T_e に対する我々の実験結果とA. B. Murphyによって計算された熱物理データを用いることにより、MIGプラズマの熱物理特性を見積もることは可能である(図19)。

- ・アーク柱の中心において観察された温度低下は、プラズマ熱物理特性の最大値の明らかな中心軸ズレ(オフ・アクシス)を導いており、それは母材近くでは現れない。
- ・アーク柱の中心部での粘性の低下は、プラズマ中での金属の移行を説明している。すなわち、純Ar中のスプレー移行(ストリーミング移行)であり、溶滴はプラズマ中の低い粘性領域を“経路”として移行している。

ArとCO₂の混合ガスを用いるMAG溶接プロセスで得られた最初の結果⁹⁾は、シールドガス中のCO₂の増加とともにプラズマ柱中の鉄蒸気濃度が増加することを示していた^{42, 47)}。したがって、アーク柱の中心における粘性の低下は現れず、熔融金属はプラズマの中に容易に入り込むことができない。

同時に、シールドガス中のCO₂はワイヤ先端での酸化還元反応によって酸化介在物を形成する⁴⁸⁾。この電気伝導性の低下した層は電流の流れを阻害し、アークは溶滴の周囲を覆うようなアークルート部を必要とするようにな

図19 GMA 溶接のプラズマ柱での熱物理特性

る。これは、従来とは違ったメカニズムによってアーク形状の変化を説明し、溶滴の大きさの増大を説明するものである⁴⁹⁾。

これらの溶滴はアーク軸からはじき出される。そして、アークの中の金属の移行はグロービュール移行となる⁵⁾。ただし、溶接プロセス効率のためには有用ではない。

9. 結 論

GMAW のプラズマ柱の“形”をモニターする方法を提案した。ハイスピードカメラと狭帯域透過フィルター（中心波長 468.8 nm, バンド幅 3 nm）を用いた。自由電子からの連続放射と鉄蒸気の放射により信号が記録された。このように記録されたプラズマの画像は溶接プロセスに多くの情報を与える。前者の放射は電流の流れ方につながり、後者の放射は金属が母材に移行する経路を与える。

実験結果は次のことを示す。我々の仮定では、溶接アークの形状は Ar シールドガス中の CO₂ 濃度に強く依存する。CO₂ 濃度が小さい場合、アーク柱の形は円錐形で、スプレー移行モードになる。しかし、CO₂ 濃度がある限界を越えると、溶滴移行は大きく変化する。アーク

柱はグロービュール移行モードのベル形状になる。

細かな溶滴の離脱を妨げる酸化介在物の形成によりスプレー移行からグロービュール移行へ遷移するという説明は、電磁気力の効果に基づいた従来の説明と比較して、革新的である。この介在物のマイナス効果を無効にするために、ワイヤに種々の適切な元素を添加し、グロービュール移行からスプレー移行への遷移の影響を検討した。

- ・ワイヤ中に Zr を添加することは、アークルートや電流経路を改善した伝導性酸化介在物を形成することになる。
- ・しかし、もっとも重要な効果はアルカリ金属の添加である (Li, K, Na)。アルカリ金属により介在物の融点を下げるとは、同じ温度において介在物の流れを大きくする。その結果、介在物が流動しやすくなり、小さな溶滴の離脱を妨げる機械的な性質が消失する。

以上の重要な結果は、溶滴とシールドガスの間の酸化還元反応を考慮することにより、溶滴移行を制御できる可能性があることを示唆している。

330 A の純 Ar の GMA プラズマを対象として、電子温度や電子密度、ならびに鉄蒸気濃度が軸方向に 0.5 mm 間隔で半径方向の分解能 62 μm で求められた。プラズマ柱の中心部分の温度低下が観察された。一方、電子密度は、アークの中間部において、軸方向に向かって増加した。本研究で測定された温度は、鉄蒸気を考慮して得られる数値計算結果と近い値を示した。測定された金属蒸気濃度は低い値となったが、径方向と垂直方向の両方に対して強い変化を示した。

本研究は、MAG シールドにおける GMAW プラズマの LTE 状態を調べるために続ける予定である。さらに、アルゴンと鉄の濃度分布、アーク中の輸送特性や熱力学特性（熱伝導率、電気抵抗率、粘性など）を見積もる試みも続ける予定である。なぜなら、シールドガスに CO₂ を付加して得られた最初の試みの結果は、金属蒸気濃度の増加を示唆し、輸送特性に対するプラズマ組成の重要性を示唆したからである^{42), 47)}。

(訳：物質・材料研究機構 中村照美)

謝 辞

本研究は、エア・リキード溶接応用技術研究センター (Centre Technique d'Applications de la Soudure: CTAS) と the Integrated Action Project Polonium 958055E のサポートによってなされたものである。

参考文献

- 1) Murphy A B, "Metal vapour in atmospheric-pressure arcs", 2010, *J. Phys. D* 43 430301
- 2) Murphy A B, "The effects of metal vapour in arc welding", 2010 *J. Phys. D* 43 434001
- 3) Lesnewich B A, 1958 *Welding. Journal.* 37, 343s
- 4) Lesnewich B A, 1958 *Welding. Journal.* 37, 418s.
- 5) Lancaster J F, 1984. *The Physics of Welding.* Pergamon Press, Oxford, pp. 204-234.
- 6) Zielinska S, Musiol K, Dzierzega K, Pellerin S, Valensi F, de Izarra C and Briand F, 2007, *Plasma Sources Sci. Technol.* 16 pp.832-838.

- 7) Valensi F, Pellerin S, Boutaghane A, Dzierzega K, Zielinska Z, Pellerin N and Briand F, "Plasma diagnostics in gas metal arc welding by optical emission spectroscopy", 2010, *J. Phys. D* 43 434002.
- 8) Haidar J and Lowke J J, 1996 *J. Phys. D* 29 p2951.
- 9) Haidar J, "A theoretical model for gas metal arc welding and gas tungsten arc welding", 1998, *J. Appl. Phys* 84 p3518.
- 10) Nemchinsky V A, "The effect of the type of plasma gas on current constriction at the molten tip of an arc electrode", 1996 *J. Phys. D* 29 pp.1202-1208.
- 11) Waszink J H and Graat L H J, "Experimental Investigation of the Forces Acting on a Drop of Weld Metal", 1983 *Welding Journal* 62 pp.108s-116s.
- 12) Kim Y-S and Eagar T W, "Analysis of Metal Transfer in Gas Metal Arc Welding", 1993 *Welding Journal* 72 pp.269s-278s.
- 13) Haidar J, "An analysis of the formation of metal droplets in arc welding", 1998 *J. Phys. D* 31 (1998) 1233-1244.
- 14) Rhee S and Kannatey-Asibu E, "Observation of Metal transfer during Gas Metal Arc Welding", 1992 *Welding Journal* 71 pp.381s-386s.
- 15) Jacobsen N, "Monopulse investigation of drop detachment in pulsed gas metal arc welding", 1992 *J. Phys. D* 25 pp.783-797.
- 16) Haddad G N and Farmer A J D, "Temperature determinations in a free-burning arc: 1. Experimental techniques and results in argon", 1984 *J. Phys. D* 17 pp.1189-1196.
- 17) Pellerin S, Pokrzywka B, Musiol K and Chapelle J, "Investigation of a cathode region of an electric arc", 1994, *J. Phys. D* 27-3 pp.522-528.
- 18) Rouffet M E, Wendt M, Goett G, Kozakov R, Schoepp H, Weltmann K D and Uhrlandt D, "Spectroscopic investigation of the high-current phase of a pulsed GMAW process", 2010, *J. Phys. D* 43 434003.
- 19) Wilhelm G, Goett G, Schöpp H and Uhrlandt D, "Study of the welding gas influence on a controlled short-arc GMAW process by optical emission spectroscopy", 2010, *J. Phys. D* 43 434004.
- 20) Blades M W, 1983, *Applied Spectroscopy* 37 pp.371.
- 21) Tomassini P and Giulietti A, 2001, *Optics Comm.* 109 pp.143-148.
- 22) Franceries X, Freton P, Gonzalez J J, Lago F and Masquère M, 2005, *J. Phys. D* 38 pp.3870.
- 23) Pellerin S, Musiol K and Chapelle J, "Measurement of atomic parameters of many singly ionized argon lines - I. Experimental process", 1997, *J.Q.S.R.T.* 57-3 pp.349-357.
- 24) "NIST physical reference data base", <http://physics.nist.gov>
- 25) Allen C W 1964 "Astrophysical quantities" University of London, The Athlone Press, Second edition.
- 26) Sola A, Gamero A, Cortino J, Saez M, Lao C, Calzada M D, Quintero M C and Ballesteros J, 1991, ICPIG XX Barga (Italy, 5-12 July 1991) Book of Contributed Papers p.1147.
- 27) Torres J, Jonkers J, van de Sande M. J, van der Mullen J. J. A. M, Gamero A and Sola A, *J. Phys. D* 2003 36, pp55-59.
- 28) Lesage A, Lebrun J L and Richou J, 1990, *Astrophys. J.* 360 pp737-740.
- 29) Konjevic N, Lesage A, Fuhr J R and Wiese W L, 2002, *J. Phys. Chem. Ref. Data* 31.
- 30) Pellerin S, Musiol K, Pokrzywka B and Chapelle J, 1996, *J. Phys. B* 29 pp3911-3924.
- 31) Nowak S, van Lammeren A C A P and van der Mullen J A M, 1987, ISPC 8 Tokyo, P-027, pp398-403.
- 32) Crosswhite H M, 1975 *J. Res. NBS (U.S.)* 79a, 17. NIST Atomic Spectra Database, <http://physics.nist.gov/asd3>
- 33) Norlen G, 1973, *Phys. Scr.* 8, p249. NIST Atomic Spectra Database, <http://physics.nist.gov/asd3>
- 34) S. Pellerin, 1994 Thèse de l'Université d'Orléans, France
- 35) Halenka J and Grabowski B, 1984, "Atomic partition function for iron", *Astron. Astrophys. Suppl. Ser.* 57 pp.43-49.
- 36) Halenka J and Grabowski B, 1977, "Remarks on atomic partition function, the example of tin", *Astron. Astrophys.* 54 pp.757-764.
- 37) Kim Y S, McEligot D M, Eagar T W, "Analyses of Electrode Heat Transfer in Gas Metal Arc Welding", 1991 *Welding Journal* 70 pp.20s-31s.
- 38) Jones L A, Eagar T W, Lang H J, "Images of a Steel Electrode in Ar-2%O₂ Shielding during Constant Current Gas Metal Arc Welding", 1998 *Welding Journal* 77 pp.135s-140s.
- 39) F. Valensi, S. Pellerin, A. Boutaghane, K. Dzierzega, N. Pellerin and F. Briand, "LTE Experimental validation in a GMAW plasma column", Contributions to Plasma Physics (*in press*) 2010.
- 40) Schnick M, Füssel U, Hertel M, Spille-Kohoff A and Murphy A B, O2.12 - 19th International Symposium on Plasma Chemistry, Bochum, July 26-31 (2009).
- 41) Schnick M, Füssel U, Hertel M, Spille-Kohoff A and Murphy A B, <<Metal vapour causes a central minimum arc temperature in gas-metal arc welding through increased radiative emission >>, 2010, *J. Phys. D* 43-2 p.022001.
- 42) Zielinska S, <<Propriétés physiques du plasma MIG-MAG>>, 2005, PhD Thesis, University of Orléans (France) and Jagiellonian University of Cracow (Poland) (*in french or polish languages*).
- 43) Goecke S-F, <<Auswirkungen von Aktivgaszumischungen im vpm-Bereich zu Argon auf das MIG Impulsschweißen von Aluminium>>, 2004, PhD thesis - Fakultät V - Verkehrs- und Maschinensysteme der Technischen Universität Berlin. (*in german language*)
- 44) Goecke S-F, Metzke E, Spille-Kohoff A and Langula M, <<ChopArc - MSG-Lichtbogenschweißen für den Ultraleichtbau>>, 2005, bmb+f-gefördertes Verbundprojekt, Fraunhofer IRB Verlag, ISBN 3-8167-6766-4. (*in german language*)
- 45) Murphy A B and Arundell C J, "Transport coefficients of argon, nitrogen, oxygen, argon-nitrogen, and argon-oxygen plasmas", 1994, *Plasma Chem. Plasma. Process.* 14 pp.451-490.
- 46) Murphy A B, <<The effects of metal vapour in arc welding>>, 2010 *J. Phys. D: Appl. Phys.* 43 (this issue).
- 47) Valensi F, <<Contribution à l'étude des phénomènes liés aux effets anodiques et cathodiques en soudage MIG-MAG>>, 2007, PhD Thesis, University of Orléans. (France) (*in french language*)
- 48) Zielinska S, Valensi F, Pellerin N, Pellerin S, Musiol k, de Izarra Ch and Briand F, <<Microstructural analysis of the anode in gas metal arc welding>>, 2009, *Journal of Materials Processing Technology* 209 pp. 3581-3591.
- 49) Zielinska S, Pellerin S, Valensi F, Dzierzega K, Musiol K, de Izarra Ch and F. Briand, <<Gas influence on the arc shape in MIG-MAG welding>>, 2008, *Eur. Phys. J. Appl. Phys.* 43-1 pp.111-122.