プラズマ加熱による固体鉄試料の溶け込み形状*

向井 楠宏** 渡辺 美樹雄*** 山田 龍浩****
瀧内 直祐***** 篠崎 信也**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 55, No. 1 (1991), pp. 36-43

Molten Pool Geometry of Solid Iron by Plasma Heating*

Kusuhiro Mukai**, Mikio Watanabe***, Tatsuhiro Yamada****,
Naosuke Takiuchi***** and Nobuya Shinozaki**

The presence of certain impurities in the base metal has been known to affect the molten pool geometry of an arc weld. Some views concerning dominant factors governing the weld pool geometry have been proposed, but those have not been unified as yet. So, in order to clarify the formation mechanism of molten pool, the effects of the various factors on the molten pool geometry of binary Fe-O and Fe-S test specimens were examined by use of a plasma heating equipment with a gas shielded chamber.

The depth of the molten pool increased and the width decreased with the increase of the oxygen or sulfur content in the base metal.

The shape changes of metal wire markers in solidified pool indicated that the outward flow occurred at the surface of the molten pool for the case using the base metal of low oxygen content and the inward flow did for the high oxygen content. The relation between the temperature coefficient of surface tension and the oxygen content could explain these flow behaviors.

The width of the arc frame was kept constant in the region of the oxygen content below 0.08 mass% or the sulfur content below 0.07 mass%.

Conclusively, it could be deduced that the surface tension driven flow was a dominant factor in determining the molten pool geometry.

(Received August 2, 1990)

Keywords: molten pool geometry, plasma heating, iron-oxygen specimen, iron-sulfur specimen, surface active element, surface tension, Marangoni flow

I. 緒 言

TIG 溶接に代表されるアーク溶接においては、従来より、溶接部の溶け込み形状は母材に含まれる微量元素によって影響されることが知られている。その溶け込み形状に変化をもたらす要因として、現在までに表面張力対流(すなわち、マランゴニ流)とアーク形態のふたつがおもに検討されている。

例えば前者については、石崎ら⁽¹⁾によってアーク中心直下と溶融池周辺部との間の大きな温度差に基づく表面張力差によって誘起されるマランゴニ流が溶け込み形状に支配

的な影響を与えるとの可能性が指摘されている。

Heiple ら⁽²⁾⁽³⁾は、イオウ、セレン、テルルなど表面活性な微量元素の添加量によって表面張力の温度勾配の符号が変化し、マランゴニ対流の方向が逆転することによって溶融池の溶け込み深さが変化すると説明した。また、Oreper ら⁽⁴⁾⁽⁵⁾は数値解析によって表面張力による対流が電磁対流や密度対流に比べて十分強いことを指摘した。松縄と横谷⁽⁶⁾、Zacharis ら⁽⁷⁾も溶け込み形状のシミュレーションを行い、表面張力対流が溶け込み形状に対して支配的であることを報告している。

一方、Ludwig⁽⁸⁾⁽⁹⁾は、異なる種類のステンレス鋼の溶け込み特性が大きく異なっているのはアノード現象の差に

* 1989年4月日本金属学会春期大会に発表

** 九州工業大学工学部物質工学科 (Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Kyushu Institute of Technology, Kitakyushu)

*** 九州工業大学大学院生、現在：三菱金属(株)直島工場 (Graduate Student, Kyushu Institute of Technology, Kitakyushu. Present address: Naoshima Factory, Mitsubishi Metal Co. Ltd., Naoshima)

**** 九州工業大学大学院生、現在：三菱電機(株)北伊丹製作所 (Graduate Student, Kyushu Institute of Technology, Kitakyushu. Present address: Kitaitami Works, Mitsubishi Electric Co. Ltd., Itami)

***** 九州工業大学大学院生 (Graduate Student, Kyushu Institute of Technology, Kitakyushu)

よるものであるとした。すなわち、彼はアノード・スポットのサイズの変化を不純物成分の量によるものと推察しており、アルカリ元素、アルカリ土類元素および塩素などイオン化しやすい成分はアノード熱出力を高めると結論している。Paton ら⁽¹⁰⁾は高張力鋼を TIG 溶接したとき標準鋼に比べて溶け込み幅が増加し、深さが減少することを立証し、これはアーク幅の増大とプラズマの温度低下によるものであるとしている。黄地⁽¹¹⁾らは溶融池に表面活性成分を添加した場合のアノード形態の変化を調べ、活性成分の添加はアノードを緊縮させ、溶融池内での電磁対流を活発にするため溶け込みを深くするものと推察した。

このように溶接時のメタルの溶け込み形状と溶融池内の流動パターンとの関係についてさまざまな意見が出されており、統一した見解が得られていないのが現状である。その原因として、従来の研究には以下のような実験上の問題点が含まれていると思われる。メタル試料としてステンレス鋼、高張力鋼などの合金鋼を使用しており、各合金成分単独の作用および合金成分同士の相互作用が分離されていない。多くが大気中での実験であり、プラズマフレームは不活性ガスによってシールドされているものの、酸素、窒素など溶鉄中で強い活性を示す大気成分による溶融池の汚染の防止が不十分である。メタル試料上で電極を移動させながら細長い溶融池を形成したり、試料および支持板のサイズが一定でなかったり、あるいは両者の接触状態が一定でないなど、冷却条件が実験中あるいは実験毎に十分に制御されていない。

そこで、本研究では、以上の問題点を可能なかぎり解消した実験条件下で、プラズマ加熱による鉄試料の溶け込み形状におよぼす諸因子の影響を調べた。そのために、溶鉄中で表面活性成分である酸素およびイオウに着目して、あらかじめそれらを含む Fe-O および Fe-S 2 元系鉄試料を高純度鉄を用いて溶製した。プラズマジェットをアルゴンガスでシールドするだけでなく、密閉できる容器を用いて高純度アルゴン雰囲気中でアークを発生させた。試料のサイズを揃え、精密に加工することにより、水温、流量一定の冷却支持台との接触状態が同じになるよう努めた。

II. 実験方法

1. 装置

試料の加熱には、プラズマジェットボタン溶解炉を使用した。Fig. 1 にプラズマジェット炉のチャンバー内部の様子を示す。チャンパーには円筒状の側壁に 3 カ所、上蓋斜め方向にひとつの観察窓が設けられており、実験中の写真撮影および目視観察が可能である。

シールドガスとして純度 99.999 mass% 以上のアルゴンガスを用いた。試料支持台の冷却水の温度は、 298 ± 0.5 K の範囲で調節した。

Fig. 1 Assembly in the plasma chamber.

2. 試料

実験試料として、酸素濃度あるいはイオウ濃度を種々変化させた Fe-O 系試料、Fe-S 系試料を準備した。

Fe-O 系試料については、高周波溶解炉を用いてアルゴン気流中で電解鉄(炭素 0.0022 mass%, イオウ 0.0034 mass%, リン 0.0015 mass%, ケイ素 0.0017 mass%, マンガン 0.0013 mass%, 銅 0.0001 mass%, 酸素 0.050 mass%)を溶解し、鋳型に流し込んで原材料を作製した。その後、旋盤などの工作機械によって加工し、平面研削機を用いて平滑な表面に仕上げた。試料の酸素濃度調節は、約 0.04 mass% の試料は電解鉄のみを溶解したが、それ以下の酸素濃度の試料はアルミニウム(純度 99.99 mass%)あるいは予備溶製した炭素飽和鉄を、それ以上の酸素濃度の試料は Fe_2O_3 (純度 99.5 mass% 以上)を、それぞれあらかじめ計算した量添加して溶解することにより行った。アルミニウムあるいは炭素の添加量と脱酸後の酸素濃度との関係を Table 1 に示す。

試料の形状を Fig. 2(a) に示す。試料の底面には、中央から等間隔に直径 0.8 mm、深さ 12 mm の穴を 3 カ所あけ、別途加工した線材を差込み、溶け込み深さを知るためのマーカーとした。マーカーは、試料と同酸素濃度、同組成とするために、加工前の原材料から角材を切り出し、スウェーピング、焼鈍、引き抜き加工により作製した。

また、溶融池の対流現象を検証するために、意識的に組成の異なるマーカーを差し込んだ試料も準備した。低酸素濃度における対流を調べるための試料を Fig. 2(b) に示す。

Fig. 2 Cross-sections of base metal specimens; (a) standard specimen, (b) specimen for investigating a flow behavior in molten pool.

Table 1 Oxygen content in specimens deoxidized with aluminum or carbon.

Al or C content added to the metal specimen	Oxygen content in the metal specimen
Aluminum: 0.1~1 mass%	<0.04 mass%
Carbon: 0.53 mass%	0.0006 mass%
0.13 mass%	0.0013 mass%
0.13 mass%	0.0015 mass%
0.03 mass%	0.0096 mass%
0.03 mass%	0.0203 mass%

酸素濃度が約 0.0008 mass% の試料の側面から 4 本の高酸素濃度のマーカーを差し込んである。高酸素濃度における対流を調べるためには、Fig. 2(a) と同じ形状の約 0.0750 mass% 酸素の試料に 3 mass% の Al を添加して作製したマーカー (約 0.0007 mass% 酸素) を底面から 3~5 本差し込んだ。試料とマーカーの成分を変えたのは、試料とマーカーが熔融して反応した際に Al_2O_3 を生成させて、これを手がかりに対流方向を検証するという目的のためである。

Fe-S 系試料については、まず電解鉄粉 (純度 99 mass%, 200 メッシュ以下) とイオウ粉 (純度 98 mass% 以上) をよく混合し、不透明石英管に真空封入したのち、マッフル炉で 1100°C に 24 h 保持し、FeS を作製する。この FeS をあらかじめ電解鉄より溶製した原材料および脱酸用の炭素飽和鉄と配合し、高周波溶解炉を用いて試料を溶製した。その後の加工処理は Fe-O 系試料の場合と同様である。

なお、これらの試料およびマーカーはアセトンで十分に洗浄し、脱脂を行ってから実験に使用した。

3. 実験操作

まず、支持台 (直径 30 mm, 銅製) に試料を取り付け、トーチと試料上面との間隔を 10 mm に設定して炉蓋を密閉した。真空ポンプを用いて減圧し、アルゴンガスを充填する操作を 3 回繰り返したのち、0.12 l/s の速度でアルゴンガスを 10 分間供給した。冷却水を 0.13 l/s の流量で流しながら、電源装置を作動させ、定常状態になったのを確認してからトーチをスタートさせた。フレイムが発生したち直ちに出力を 130 A, 25 V に上げ、実験を開始した。出

力が実験条件に達してから 10 s 毎にプラズマフレームの形状を写真撮影し、同時に上蓋斜め方向の観察窓から試料表面の状態およびプラズマフレームの形状の観察を行った。

実験時間は、Fe-O 系試料の場合 70 s あるいは 90 s で、Fe-S 系の場合 90 s のみとした。所定時間が経過したら直ちにプラズマジェットを停止し、そのままチャンパー内で放冷した。試料を取り出し、読み取り顕微鏡を用いて試料上部から熔融池の幅を等角度に 5 カ所測定し、それらの平均値を求めた。次に、マーカーに沿って試料を切断し、エメリー紙およびダイヤモンドペーストにより鏡面仕上げを行った。読み取り顕微鏡を用いて熔融池の深さを測定した。その際、3 本のマーカーの中でもっとも深く溶け込んでいるものを採用した。エッチングしたのち、断面の写真撮影を行い比較検討した。

Ⅲ. 予 備 実 験

試料の板厚によって冷却能が異なることが予想されるので、予備実験として 8~18 mm の板厚の試料を用意して熔融池の深さ D 、幅 W およびそれらの比 D/W の値を調べた。試料の酸素濃度は約 0.055 mass% に揃え、実験時間は 90 s とした。

実験結果を Fig. 3 に示す。板厚 8 mm の試料について

Fig. 3 Relations between thickness of the specimen and depth, width of molten pool and ratio of depth to width.

は溶融池が底面にまでおよんでいた。溶融池の深さ、幅ともに板厚の増加とともに減少する傾向にある。試料の質量の増加によって試料全体の熱含量も多くなり、溶解に要する熱量が不足したものと考えられる。

Fig. 3 に板厚と D/W 値との関係も併示した。板厚 10~18 mm の範囲では板厚の大小にかかわらず D/W 値はほぼ一定である。このことから試料加工の際の板厚の微妙な誤差は溶融池の D/W 値に影響をおよぼさないものと考えられる。

以上の予備実験の結果をもとに、試料の加工性、実験装置による試料の大きさの制約および溶け込み深さに対して十分なサイズであることなどを考慮して、板厚を 14 mm にすることに決定した。

IV. 実験結果および考察

1. 加熱時間と溶け込み形状との関係

Fe-O 系試料を用いたときの実験結果を Fig. 4 に示す。図中上段は試料の酸素濃度と溶融池の深さとの関係、中段は酸素濃度と溶融池の幅の関係で、実験時間 70 s および 90 s の結果である。下段は試料の酸素濃度と D/W 値の関係である。

前述のように酸素濃度が約 0.04 mass% 以下の試料は、多くの場合電解鉄をアルミニウムにより脱酸して作成した

Fig. 4 Effect of oxygen content in the specimen on depth, width of molten pool and ratio of depth to width.

が、炭素により脱酸した試料を用いた実験もいくつか行ったので D/W についてはその結果も示した。

Fig. 4 より、低酸素濃度域を除けば、加熱時間が 70 s から 90 s になると溶融池の深さは 2 割程度増大することがわかる。溶融池の幅について比較してみても同様な結果となっている。しかしながら、 D/W 値については試料の酸素濃度が同じであれば加熱時間の影響は見られない。溶融池が加熱時間とともにほぼ相似形を保って成長したことを示している。

2. 母材試料の酸素、イオウ濃度と溶け込み形状との関係

Fig. 4 より、試料の酸素濃度の増加に伴い、溶融池の深さは増大し、幅は減少することがわかる。酸素濃度の増加に従って溶融池は狭く深くなるといえる。このことは、酸素濃度と D/W 値との関係を見ればいっそう明らかになる。試料中の酸素濃度の増加につれて、0.01 mass% 以下で D/W 値は急激に増大し、それ以上ではゆるやかに増えることを示している。

Fe-S 系の試料を用いたときのイオウ濃度と溶融池の深さ、幅、 D/W 値との関係を Fig. 5 に示す。この図から、Fe-O 系の場合と同様にイオウ濃度の増加にともない溶融池の深さは増大し、幅は減少するのがわかる。 D/W 値についても Fe-O 系の場合と同様にイオウ濃度の増加とともに増大している。ただし、Fe-O 系の場合と異なりイオウ

Fig. 5 Effect of sulfur content in the specimen on depth, width of molten pool and ratio of depth to width.

濃度と D/W 値との関係は直線的である。同じ濃度で比較すると低濃度領域では Fe-O 系の方が大きな D/W 値を示し、0.06 mass% 程度の高濃度になると Fe-S 系と Fe-O 系の D/W 値はほぼ一致する。

3. プラズマフレームのサイズと酸素、イオウ濃度との関係

前述のように、溶融池にイオウなどの表面活性元素を添加すると溶け込みが深くなるという多くの報告がある。その原因として、イオウなどの表面活性元素の添加によってアークフレームが緊縮し、その結果電磁対流が活発となることによるものであると指摘する研究者⁽¹¹⁾ もいる。そこで、本実験ではアークフレームの 10 s 毎の写真を撮影し、その形状を調べた。

本実験で観察されたアークフレームの形状は Fig. 6 の図中に示すような形であったので、アークフレームのしまった部分 d_1 、溶融池に接して広がった部分 d_2 の寸法を測定した。Fe-O 系の試料による実験開始 90 s 後における d_1 、 d_2 の値を Fig. 6 に示す。この図から、アークフレームの形状は母材の酸素濃度の高低に関係なく一定であることがわかる。Fe-S 系の試料を用いた実験においてもアークフレームの幅はイオウ濃度に無関係で一定であるという結果が得られた。また、添加元素が酸素でもイオウでも d_1 、 d_2 値はほぼ一致していた。50 s、70 s における d_1 、 d_2 値についても調べたが、Fig. 6 と同様に酸素濃度の影響は見られず、 d_1 、 d_2 の絶対値も 90 s の場合とほとんど一致した。

低酸素濃度の大部分の試料はアルミニウム脱酸したものであるが、溶融池へアルミニウムを添加した場合溶融池は浅くなるという報告⁽¹¹⁾⁽¹²⁾ もある。その原因として、アル

ミニウムの添加によって金属蒸気の発生が促進される⁽¹¹⁾ ことなどが考えられている。そこで、アルミニウムの添加がアークフレームの形状に影響をおよぼすかどうか調べた。

Fig. 6 に示した 0.04 mass% 未満の酸素濃度についての結果はアルミニウム脱酸した試料のものであるが、アルミニウムを含有しない高酸素濃度の試料のアークフレーム幅とほとんど同じ値である。また、この値は約 0.5 mass% の炭素を含む Fe-S 系の試料の場合のアークフレーム幅とも一致する。さらに、Fig. 4 からわかるように、アルミニウム脱酸試料と炭素脱酸した試料とで Fe-O 系の D/W 値に違いは見られない。それゆえ、本実験においては脱酸後の残留アルミニウムは溶け込み形状に対して、直接的には影響していないものと思われる。

本実験の酸素、イオウ、炭素およびアルミニウムの濃度範囲では、アークフレームの形状は全実験をとおして同じである。本研究において酸素あるいはイオウ濃度の違いで異なる溶け込み形状が得られたのは、少なくともアークフレームの緊縮によるものではないといえる。

4. 溶融池内での流動現象について

(1) 観察結果

Fig. 7 に溶融池内での流動現象を検証するための試料の断面写真およびその模式図を示す。Fig. 7(a) は低酸素濃度の試料に関するものであり、マーカーとして挿入したメタル線が内側に曲げられているのが確認できる。このメタル線の曲げられた方向から、溶融池表面の流れは模式図に示すような外向流であることが推定できる。また、溶融池周辺部に Al_2O_3 と思われる白い粉が生成しており、これがプラズマ照射中にも溶融池表面の周辺部を漂っていることを目視観察できた。これも外向流を支持するものである。Fig. 7(b) は高酸素濃度の試料に関するもので、メタル線が外側の方に曲げられ、その先端部には Al_2O_3 と思われる介在物が存在している。この場合には模式図に示すように溶融池表面で内向流が生じていたものと思われる。

プラズマジェット停止直後の溶融池の形状を試料側面からの写真をもとに調べたところ、酸素濃度の高い (0.069 mass%) 試料については溶融池中央部の盛り上がりが見られたが、低酸素濃度 (0.002 mass%) のものでは溶融池の盛り上がりは観察されなかった。このことから試料の酸素濃度の高低によって流れの状態が異なることが予想される。

(2) 表面張力対流(マランゴニ流)による説明

一般に、アーク溶接ではアーク中心直下の方が溶融池の周辺部よりも温度が高い。Heiple ら⁽²⁾⁽³⁾ は、表面張力 γ の温度係数 $\partial\gamma/\partial T$ が負であれば、Fig. 8(a) のように溶融池周辺部の方がアーク中心直下よりも表面張力が大きくなり、その結果溶融池周辺部方向への流れ、すなわち外向流が生じる可能性のあることを指摘している。一方、これに

Fig. 6 Relation between oxygen content in the specimen and width of arc frame at 90 s.

Fig. 7 Profiles of metal wire markers after solidification; (a) low level (0.0008 mass%), and (b) high level of oxygen content (0.075 mass%) in the specimen.

Fig. 8 Mechanism for penetration: (a) low level, and (b) high level of content of the surface active element in the specimen⁽²⁾⁽³⁾.

イオウなどの表面活性元素をある量以上添加すると Fig. 8(b)に示すように表面張力の温度係数は逆転して正となり、アーク中心直下の方が熔融池周辺部よりも表面張力が大きくなり、その結果流れは逆転して内向流が生じるということである。

著者らは、本研究と並行して、同一の鉄試料を用いて Fe-O 系融体の表面張力におよぼす温度の影響⁽¹³⁾を調べた。得られた結果を単純化して Fig. 9 に示す。この結果より、約 0.007 mass% より低酸素濃度の試料は、 γ (低温

Fig. 9 Effect of oxygen content in liquid iron on surface tension at various temperatures⁽¹³⁾.

部) $> \gamma$ (高温部)となり、外向流が起こる条件下にあり、高酸素濃度の試料は γ (低温部) $< \gamma$ (高温部)となり、内向流が生じる条件下に入っていたものと考えることができる。そして、この変化におおよそ対応するように、 D/W 値は酸素濃度の増加とともに 0.01 mass% 付近までは急激に増大し、その後はゆるやかに増大している (Fig. 4 参照)。

Fe-S 系融体の表面張力の温度依存性は、Popel ら⁽¹⁴⁾が報告しており、著者らの Fig. 9 の結果と同様に低イオウ濃度において負の温度係数を、高イオウ濃度において正の温度係数となっている。温度係数の符号はイオウ濃度が約 0.005 mass% で逆転するようである。イオウ濃度の増大に

つれて正の温度係数の値は大きくなっており、Fig. 5においてイオウ濃度の高い試料ほど熔融池が深くなっていたことと良く対応している。しかし、本研究の試料はFe-C-S系とみなすべきものであり、Fe-O系試料の場合と同様、本研究に用いたものと同一の試料を用いて、今後、Fe-C-S系の表面張力の温度係数を調べていく必要がある。

前述のように、酸素濃度が0.04 mass%以下のFe-O系試料は脱酸目的で添加したアルミニウムまたは炭素を含有している。このことから、炭素およびアルミニウムが熔融池の形成挙動にどのように影響するかということを考慮に入れる必要がある。

川合ら⁽¹⁵⁾のFe-C系融体の表面張力の温度係数の測定結果によれば、本実験試料の炭素濃度範囲(約0.5 mass%以下)では表面張力の温度係数はほぼ一定であり、著者らのFig. 9の純鉄の場合と同程度の値である。熔融Fe-Al系合金の表面張力の温度係数は、アルミニウム濃度が5 mass%で $-0.24 \text{ mN/m} \cdot \text{deg}$ という値が報告されており⁽¹⁶⁾、これまでの純鉄の温度係数の測定値のばらつきの範囲内にある。それゆえ、本測定試料のアルミニウム濃度範囲では、表面張力の温度係数に与えるアルミニウムの影響は小さいものと考えることが出来る。

以上のことから、本実験の酸素、イオウの低濃度領域における炭素またはアルミニウム含有量は、表面張力の温度係数に対してほとんど影響しないものと考えられる。Fig. 4において、炭素脱酸した試料とアルミニウム脱酸した試料の D/W 値がよく一致し、酸素濃度のみによって整理できたのはこのことを支持するものであろう。

5. 溶け込み形状の検討

Fig. 10に各試料の断面形状の模式図を示す。図中の矢印は熔融池内の流動の様子を推定したものである。(a)は

Fig. 10 Predicted flow patterns in molten pool for various concentrations of oxygen, sulfur, carbon and aluminum in iron specimens.

アルミニウム脱酸による低酸素濃度の試料であり、前述のように熔融池表面での中心部から周辺部への表面張力対流が予想される。熱エネルギーもおもにこの対流によって運ばれるために、幅の広い浅い熔融池となっている。同じ低酸素濃度の試料でも炭素脱酸試料(b)の場合、熔融池の形状から熔融池内の流れは上段の図のように考えられる。しかしながら、Van Tszin-tan ら⁽¹⁷⁾は前出の川合ら⁽¹⁵⁾と異なり、Fe-C系融体の温度係数は 1550°C を境にして逆転することを報告している。このことを考慮すると、熔融池の中心部と周辺部との間に温度 1550°C の場所があるはずであるので、その場所から遠ざかるにつれて表面張力は減少することになる。その場合、Keene ら⁽¹⁸⁾が指摘しているように(b)の下段の図のような二重の表面張力対流が生じていることも考えられる。さらに、0.5 mass%の炭素を含有する場合、固相線と液相線とに約 50°C の温度差が生じる。その結果、粘度の高い固液共存層が熔融池内の流れに影響することも考えられる。

Fig. 10の模式図(c)は約0.06 mass%の高酸素含有の試料の場合で、熔融池は比較的狭く、低部がとがった深い形状を示している。炭素脱酸し、0.06 mass%のイオウを含む試料(d)の場合、高酸素の場合と同様に熔融池は狭くて深い形状を呈したが、低部はやや広いものとなっていた。炭素を含むことによる溶鉄の粘度、熱伝導度など様々な物性値の変化および固液共存層による影響なども考えられる。いずれにしても、熔融池周辺部から中心への表面張力対流による中心部での下降流のために深い溶け込み形状を示す。

V. 結 言

プラズマ加熱によるFe-O系およびFe-S系試料の溶け込み形状におよぼす諸因子の影響を調べた。実験にあたっては、酸素、イオウ以外の成分の影響を排除すること、雰囲気による熔融池の汚染をなくすこと、および試料のサイズを一定にして冷却条件を同一にすることなどに留意した。その結果、以下の結論を得た。

(1) Fe-O系試料の熔融池は加熱時間とともにほぼ相似形を保って成長した。

(2) Fe-O系およびFe-S系試料を用いた場合とも、試料中の酸素あるいはイオウ濃度の増加とともに熔融池の深さ D は増大し、幅 W は減少した。その結果、 D/W 比は酸素濃度、イオウ濃度とともに増大した。

(3) 熔融池内の対流を検証するために試料下部に挿入したメタル線の曲がり具合から、低酸素濃度(0.0008 mass%)のFe-O系試料においては熔融池の表面付近では中心から周辺部への流れが生じていたことが推定できた。逆に、高酸素濃度(0.0750 mass%)の試料においては周辺部から中心への流れが生じていたことが推定できた。試料の酸素濃度の違いによって表面張力の温度係数の符号が変

わることから、この対流挙動を説明することができた。

(4) Fe-O 系および Fe-S 系のそれぞれの試料の酸素が 0.08 mass%, イオウが 0.07 mass% までの濃度範囲では、それら濃度の違いによるアークフレームの緊縮などの現象は認められなかった。

終わりに、本研究の一部は平成 1, 2 年度文部省科学研究費(一般研究 B)で行われたことを記するとともに、実験に協力いただいた川谷哲也君と黒木貴志君に感謝の意を表します。

文 献

- (1) 石崎敬三, 荒木信男, 村井英夫: 溶接学会誌, **34**(1965), 146.
- (2) C. R. Heiple and J. R. Roper: *Welding Journal*, **61**(1982), 97-s.
- (3) C. R. Heiple, J. R. Roper, R. T. Stagner and R. J. Aden: *Welding Journal*, **62**(1983), 72-s.
- (4) G. M. Oreper, T. W. Eagar and J. Szekely: *Welding Journal*, **62**(1983), 307-s.
- (5) G. M. Oreper and J. Szekely: *J. Fluid Mech.*, **147**(1984), 53.
- (6) 松縄 朗, 横谷慎一郎: 溶接学会論文集, **4**(1986), 253.
- (7) T. Zacharis, A. H. Eraslan and D. K. Aidun: *Welding Journal*, **67**(1988), 53-s.
- (8) H. C. Ludwig: *Welding Journal*, **36**(1957), 335-s.
- (9) H. C. Ludwig: *Welding Journal*, **47**(1968), 234-s.
- (10) B. E. Paton, *et al.*: *Automatic Welding*, **27**(1974), 1.
- (11) 黄地尚義, 三宅厚司, 田村雅貴, 西口公之: 界面移動現象部会中間報告書, 鉄鋼基礎研究会界面移動現象部会, (1989), 47.
- (12) W. S. Bennett and G. S. Mills: *Welding Journal*, **53**(1974), 548-s.
- (13) 田中泰邦, 谷口貴之, 瀧内直祐, 篠崎信也, 向井楠宏: 日本金属学会九州支部, 日本鉄鋼協会九州支部第71回合同学術講演会講演概要集, (1990), 50.
- (14) S. I. Popel, B. V. Tsarevskii, V. V. Pavlov and E. L. Furman: *Izv. Akad. Nauk SSSR, Met.*, (1975), 54.
- (15) 川合保治, 森 克巳, 岸本 誠, 下田俊郎: 鉄と鋼, **60**(1974), 29.
- (16) G. D. Ayushina, E. S. Levin and P. B. Gel'd: *Russ. J. Phys. Chem.*, **42**(1968), 1489.
- (17) Van Tszin-tan, R. A. Karasev and A. M. Samarin: *Russ. Metal. Fuels*, (1960), 21.
- (18) B. J. Keene, M. C. Mills, J. W. Bryant and E. D. Hondros: *Canad. Metall. Quart.*, **21**(1982), 21.