べ、以下の結果を得た。

1) 心材にテーパをつけることにより継手の接合位置とその幅は大きく変化するので、心材のテーパによりこれらを制御することが可能である。

2) 接合幅を最も広くするテーパ角度は継手形状により異なり、本実験の場合、凸型継手では 7.5° 、片テーパ継手では 12.5° 、凹型継手では 17.5° 、である。そして、この条件下での接合領域の幅は後2者がほぼ同じで約 10 mm、前者はこれよりも短かい 8 mm である。

3) 接合界面には波が生じ、その波長は接合開始点で短かく、終了点に向って長くなる。波長は接合時の衝突角度と密接に関係している。

4) 電磁圧接における接合結果は、継手内での衝突角度分布と、継手の各位置における衝突速度に依存した接合可能な衝突角度領域の幅、の2つの因子の影響を受け、継手は衝突角度が接合可能な衝突角度領域内に入った位置で接合できる。

5) 心材のテーパは継手内の衝突角度分布には大きな

影響を与えるが、接合可能な衝突角度領域には、テーパをつけたことによるクリアランスの変化を通しての間接的な影響しか与えない。

6) 凹型と凸型のテーパ会合点は、会合点付傍 1~2 mm の範囲を接合できなくする。

最後に、実験に協力していただいた三重大学工学部学生、浅野 浩、加藤健一、小亀 純、嶋 則泰、の各氏に感謝いたします。

参考文献

- 1) 玉置, 小嶋: アルミニウム管の電磁圧接の接合結果に影響を及ぼす諸因子の検討, 本誌, 50-12 (1981) 1191-1197
- 2) 益本, 玉置, 小嶋: アルミニウム管とアルミニウムおよび異種金属心材との電磁圧接, 本誌, 49-1 (1980) 29-34
- 3) J.L. Robinson: *Journal of Applied Physics*, 48 (1977) 2202
- 4) Ю. А. Гордолов, А. Н. Лремин, А. Н. Мяхайлов: Экспериментальное Определение Зависимости Длины от угла Соударения в Процессе Сварки Металлов Выводом. Поступила в Редакцию, 9-4 (1975)

鋼の大電流 MIG 溶接法におけるアーク現象と溶滴移行形態*

渡邊 之**, 鈴木 元昭**, 小嶋 敏文**, 平野 攻***

Arc Phenomena and Droplet Transfer Modes in Large Current MIG Arc Welding*

by Itaru Watanabe**, Motoaki Suzuki**, Toshifumi Kojima** and Osamu Hirano***

This paper describes the arc physics which forms the basis of large current MIG arc welding with particular reference to plasma gas flow-induced dynamic pressure and the droplet transfer mode. Dynamic pressure was measured and compared with theoretical values. The transfer characteristics of droplets was examined with high speed camera and oscillograph. The effects of the shielding gas composition and the chemical composition of wire on the transfer characteristics were determined. A phenomenon peculiar to large current MIG arc welding was revealed as follows.

- (1) The dynamic pressure induced by plasma gas flow is reduced by large diameter wire.
- (2) The transition from streaming to globular transfer was found to be continuous with respect to welding current and arc voltage.
- (3) This transition occurred even when the arc voltage was increased at the constant current.
- (4) These tendency was particularly pronounced when the CO_2 content of shielding gas and Si content of wire were relatively high.

*原稿受付 昭和57年9月2日(全国大会論文発表講演)

**正 員 日本鋼管(株)技術研究所 Member, Nippon Kokan K.K. Technical Research Center

***正 員 日本鋼管(株)福山製鉄所 Member, Nippon Kokan K.K. Fukuyama Works

A study was undertaken to clarify the mechanism of arc voltage dependency on droplet transfer mode. The vapourization of oxides from the surface of molten metal on the electrode tip should be considered a factor which governs the droplet transfer.

1. 緒 言

本研究は電極ワイヤ径を太径化することによって, (1) アーク電圧と溶接電流とのそれぞれを分離制御可能ならしめるとともに, (2) 適正溶接電流域を大電流側に拡大することによりワイヤ溶融速度を高め, さらに (3) アーク内に生ずるプラズマ気流による溶融池への動圧を抑制することを狙いとして開発した鋼の大電流 MIG 溶接法に関するものである。

本溶接法は溶接部に高靱性が要求される寒冷地向ラインパイプ用厚肉鋼管の縦シーム溶接ならびに LPG 船舶側外板の片面自動溶接等に適用され, その実用性が既に確認されている¹⁻⁵⁾。

本報告ではそれらのアーク現象, プラズマ気流による動圧ならびに溶滴移行現象に着目した基礎的検討結果について述べる。

2. 実験方法

2.1 溶接装置ならびに供試材料

1.2 ないし 1.6 mm ϕ の細径電極ワイヤを用いて行われる通常の MIG 溶接では, 電源の自己制御作用に着目した, すなわち原理的に溶接電流値の変動をともなった, アーク電圧制御方式が採用されている。これは電極ワイヤ (以下たんにワイヤとする) を高速送給する必要から, 必然的にワイヤ送給モータの慣性が大きくなり, 瞬時的なアーク現象の変化とそれともなうワイヤ溶融速度の変化に追いついたモータの回転速度制御が困難であることによるものである。

ワイヤ溶融速度を一定とした場合, ワイヤ送給速度はワイヤ径の自乗に逆比例する。したがってワイヤ径を太くすることにより, ワイヤ送給速度すなわちワイヤ送給モータの回転速度を低く抑えることが可能になる。そこで本研究では, Table 1 に化学組成を示す直径 4 mm ϕ のソリッドワイヤを供試ワイヤとし, ワイヤの送給方式としてアーク電圧をフィードバックして送給モータの回

転速度を制御する可変速送給機構を採用した。使用した溶接電源は容量 1000 A の定電流タイプの垂下特性を有する直流電源 (大阪変圧器社製 CPMR-1000) である。

2.2 プラズマ気流に起因する動圧の測定

MIG アーク内に生ずるプラズマ気流は溶融池に動圧として作用し, 溶融金属をアーク直下から外周部へと押しやる。そのためアークの熱エネルギーが効果的に母板の溶融に寄与し, その結果として深い溶込みが得られる。その反面動圧が過大になるとハンピング現象などビード不整の原因になるため, その強さを適正な範囲に抑制することが必要である。

プラズマ気流はアーク内の電極先端近傍と溶融池直上の各位置での電磁圧力差に起因して生ずる。電磁圧力は電流値と電流密度の積で表わされ, 電極先端近傍では近似的に溶接電流値の自乗に比例し, ワイヤ径の自乗に逆比例する。アークが電極先端から溶融池に向かって円錐状に十分広がった形状を有するとき, 溶融池直上での電磁圧力は電極先端近傍のそれに比較して無視し得る程度に小さいものと考えられる。したがって溶融池に作用するプラズマ気流による動圧は近似的に電極先端に発生する電磁圧力に等しいと考えてよい。

上に述べたことから明らかなように, ワイヤ径を太径化することによってプラズマ気流による動圧を抑制することが出来る。そこで本研究では Fig. 1 に示すように鋼板にドリル孔を設けてこれを測定孔とし, 600 mm/min の速度で移動する MIG アークが測定孔を通過する際の瞬間的な動圧をゴムパッキンおよび銅ノズルを介して接続した水圧計により測定した。MIG 溶接ではアークによって測定孔自身が溶かされ, また溶滴の移行によって測定孔内に溶融金属が溶落ちるため, かなりの困難さをともなうが, 孔径を適当に選択することによって

Fig. 1 Measurement method of dynamic pressure induced by plasma jet

Table 1 Chemical composition of wires (wt. %)

ELEMENTS WIRE	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Ti	B
(A)	.06	.39	2.12	.004	.010	1.07	.31	.031	.0048
(B)	.06	.01	.37	.009	.009	tr.	tr.	tr.	tr.
(C)	.09	.30	.68	.009	.008	.82	.20	.042	.0059

測定が可能となった。本実験では試行錯誤を繰り返した後、測定孔の径を $7\text{mm}\phi$ とした。また動圧によって上昇した水圧計の水位は、その直後に測定孔が熔融金属によって塞れるため、むしろアークが通過してしまった後も容易に低下しないという利点があり、瞬間的な動圧の測定には有利であった。測定を行なった溶接電流範囲は $700\sim 1000\text{ A}$ であり、シールドガス組成およびアーク電圧はそれぞれ $\text{Ar}+25\%\text{CO}_2$, 28 V と一定にした。

2.3 溶滴移行形態の観察方法

MIG 溶接ではアーク形態とそれとともなう溶滴移行現象がアークの安定と溶接ビード形成に直接関与する。そこで太径ワイヤにおけるアーク形態と溶滴移行形態を高速度カメラおよび電磁オシログラフを用いて観察し、これまでに報告されている細径ワイヤの溶滴移行現象と比較した。高速度写真撮影を行なう際には、背光装置としてクセノンランプを用い、撮影コマ数を 2000 駒/秒 とした。観察した溶接条件範囲をまとめて Table 2 に示す。

Table 2 Welding current, arc voltage and shielding gas composition range investigated

Welding current (A)	500 - 1000
Arc voltage (V)	20 - 40
Welding speed (mm/min)	600
Shielding Gas	$\text{Ar} + 7.5\text{--}35\%\text{CO}_2$

2.4 溶接ワイヤの溶融特性ならびにビード断面形状の測定

Table 2 に示した条件範囲でアーク電圧および溶接電流を変化させてビードオンプレート溶接を行ない、ワイヤ送給速度を測定して溶融速度を求めた。同時に得られた試片ならびに開先内溶接を行なった試片についてビード断面形状を測定した。

3. 実験結果ならびに考察

3.1 プラズマ気流に起因する動圧

Fig. 2 に溶融池直上で測定した圧力と溶接電流の関係を示す。図中には直径 $4\text{mm}\phi$ の電極の下面から均一にアークが発生しているとして計算した値も併せて示している。実測された電磁圧力は溶接電流 750 A 付近で急激な変化を示しているが、こうした変化は後述する溶滴移行形態の変化とよく対応しており、溶滴移行形態が Globular 移行から Streaming 移行へと変化する過程で電極先端形状が尖鋭化し、その結果電極先端近傍でのアークの電流密度が急激に増大したことに起因するものであ

Fig. 2 Electromagnetic pressure vs. welding current

る。800 A における電磁圧力の実測値は $710\text{ mmH}_2\text{O}$ であり、計算値の 1.4 倍程度の値を示しているが、この値は $1.6\text{mm}\phi$ のワイヤに 400 A の電流を通電した時の計算値 $800\text{ mmH}_2\text{O}$ より低く、ワイヤ径を太くすることによって大電流域での動圧の抑制が可能であることを示している。

3.2 溶滴移行形態の分類

Fig. 3 に観察された溶滴移行形態の一例を示す。溶滴

Fig. 3 High speed photographs of droplet transfer

移行形態はピンチ力によって電極先端が細くひきのばされ, その先端から小粒子がほぼ連続的に溶融池にむかって移行する Streaming 移行, 粗大化した溶滴が移行する Globular 移行, それらの中間的な移行形態である Project 移行および短絡移行とに分けられる. 短絡移行はさらに二種類に分けられ, 外観的に Streaming 移行を保ちながら瞬間的な短絡が発生する不完全短絡移行とワイヤ先端に垂下った粗大な溶滴が溶融池と接触するいわゆる短絡移行とに分類される.

これらの移行形態は細径ワイヤを用いて MIG 溶接した場合に観察されるものと基本的に同一である. しかしながら, Globular 移行におけるアークの発生状況は既報告のそれと異なる傾向を示していた. すなわち細径ワイヤを用いた場合の観察結果⁶⁾によれば, Globular 移行時の溶滴成長段階においてワイヤ先端に形成された粗大な溶滴の下面に緊縮した Anode spot が生ずるとされているが, 本実験においてはそうした Spot は認められず, 粗大な溶滴の下面全域からアークが発生していた. また著しいヒュームの発生が観察された.

3.3 溶滴移行形態と溶接電流, アーク電圧の相関

Fig. 4 にシールドガス組成を $\text{Ar} + 25\% \text{CO}_2$ とした場合の溶滴移行形態とアーク電圧ならびに溶接電流の関係を示す. 使用したワイヤは Table 1 に示した記号 ④である. Streaming 移行にて溶滴移行が行なわれる電流, 電圧範囲は低電圧, 大電流域に位置しており, アーク電圧 24~25 V 近傍で臨界電流値が最も小さくなる傾向が認められる. この領域の外周をとりまくように Project 移行領域, その外側に Globular 移行領域が存在している. また Streaming 移行領域内の低電圧側では不完全短絡移行領域が存在する. しかしながら Globular, Project および Streaming 移行の間には明確で不連続な境界は認められない. すなわち二種類の溶滴移行形態が混在する遷移的な領域が存在し, 移行形態は電流, 電圧の変化

とともに連続的に変化する現象が認められる. 図中に示す Globular+Project ならびに Project+Streaming 移行領域がこれに該当する. こうした変化は溶接電流のみならずアーク電圧にも依存しており, 臨界電流値を境として移行形態が変化するという従来の学説⁷⁾では説明し得ない興味ある現象である. Fig. 5 に溶接電流値を 800 A 一定とし, アーク電圧を変化させた場合のアーク電圧波形を示す.

Fig. 5 Oscillographs of arc voltage in transitional area of droplet transfer modes ($I=800 \text{ A}$)

3.4 溶滴移行形態におよぼすシールドガス組成の影響

Fig. 6 および 7 にシールドガス中の炭酸ガス量比を変化させた場合の溶滴移行形態とアーク電圧ならびに溶接電流の関係を示す. 使用したワイヤは前項と同様記号 ④である. 図から明らかなように, 炭量ガス量比の変化とともにそれぞれの溶滴移行形態を示す電流, 電圧範囲が変化している. とくに高電圧側では炭酸ガス量比の増大とともに Globular 移行領域が拡大しているのが認

Fig. 4 Relationship among droplet transfer mode, welding current and arc voltage

Fig. 6 Effect of shielding gas composition on droplet transfer mode ($\text{Ar} + 7.5\% \text{CO}_2$)

Fig. 7 Effect of shielding gas composition on droplet transfer mode (Ar+35% CO₂)

められる。また Globular 移行から Streaming 移行への遷移が溶接電流支配からアーク電圧支配へと変化する傾向が認められる。こうした現象に対して低電圧側ではそうした傾向は認められず、それぞれの領域は炭酸ガス量比に依存せずほぼ同じ電流、電圧範囲にある。

3.5 溶滴移行形態におよぼす電極ワイヤ組成の影響

つぎに溶滴移行形態におよぼす電極ワイヤ中の Si および Mn 含量の影響について検討を行った。使用したワイヤは Table 1 に示した記号⑥であり、④と比較して Si および Mn 含量が低くなっている結果を Fig. 8 に示す。④を用いた場合の移行形態図 (Fig. 4) に比べて Streaming 領域が高電圧側に拡大している事実が認められた。一方 Mn のみが低い⑦を用いた場合にはそうした変化がほとんど認められなかった (図略)。

3.6 ワイヤの溶融特性と溶滴移行形態

Fig. 9 にワイヤの溶融速度と溶接電流およびアーク電圧の関係を示す。溶接条件は図中に示すとおりである。800 A における溶融速度は 185~203 g/min. であり、こ

Fig. 8 Effect of alloying element on droplet transfer mode

Fig. 9 Wire melting characteristics

れは直径 1.6 mmφ のワイヤを用いる場合の適正電流域で得られる溶融速度 (約 80 g/min) に比較してかなり高い値である。しかしながらその送給速度は図中に示すとおり、1.8~2.0 m/min と細径ワイヤを用いた場合のそれと比較して低い。この事実はアーク電圧をフィードバックしてワイヤ送給速度をコントロールする可変速送給が可能であることを示している。したがって垂下特性を有する電源の使用が可能であり、アーク電圧および溶接電流を独立して制御することが出来る。

またワイヤ溶融速度は溶接電流値の増加にともなって増大するが、特定の電流値において不連続的に変化する傾向が認められる。こうした電流、電圧は溶滴移行形態の変化の遷移域に相当しており、溶滴移行形態が Globular 移行から Streaming 移行へと変化するにともない溶滴の離脱が容易になることを示している。

3.7 ビード断面形状と溶滴移行形態

Fig. 10 にビードオンプレート溶接を行なった場合の溶け込み深さ、ビード高さおよびアーク電圧、溶接電流の関係を示す。また Fig. 11 に開先内溶接 (開先角度 50°, 開先深さ 9.5 mm) を行なった場合の溶け込み深さとアーク電圧、溶接電流の関係を示す。使用した電極ワイヤは記号④であり、シールドガス組成を Ar+25% CO₂、母材一チップ間距離を 20 mm、溶接速度を 600 mm/min としている。図から明らかなように溶け込み深さはアーク形態の変化ならびにプラズマ気流による動圧の変化とよく対応している。

3.8 多電極溶接におけるシールドガス組成の選択

Table 3 に管厚 25 および 32 mm の厚肉鋼管の縦シーム溶接をタンデム電極方式にて内外各面からそれぞれ 1 ランで仕上げるための条件例を示す。先行および後行の溶接電流およびアーク電圧は、とくにファイナルパス側をガウジングしないとの前提からワイヤ溶融速度、ビー

Fig. 10 Welding current vs. penetration depth and height of weld bead

Fig. 11 Welding current vs. penetration depth (Groove welds)

Table 3 Welding conditions

Thickness (mm)	Electrode	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Shielding gas	Welding speed (mm/min)	Edge preparations
25	Leading	820	29	Ar + 25%CO ₂	600	
	Trailing	700	28	Ar + 7.5%CO ₂		
32	Leading	820	29	Ar + 25%CO ₂	450	
	Trailing	750	28	Ar + 7.5%CO ₂		

Welding position: Flat

ド形状を勘案して選択された条件であり, またシールドガス組成はそれらの条件下でアーク現象ないし溶滴移行形態が安定した Streaming 移行ないしそれに近い Project 移行領域に該当するように選択されたものである. すなわちここに示した例は溶接電流およびアーク電圧に

加えて, シールドガス組成を適切に選択することが多電極溶接において重要であることを示している.

3.9 溶滴移行形態のアーク電圧依存性について

細径ワイヤを用いた MIG 溶接では Globular 移行から Spray 移行への変化が電極ワイヤ径ならびにアークの電位傾度によって定まる臨界電流値に支配されると報告されている⁶⁾. これに対して Fig. 4~8 に示した本実験結果は, 一定の溶接電流下でアーク電圧のみを上昇させることにより, 溶滴移行形態が Spray 移行から Globular 移行へと変化する事実を示している. この種の移行形態の変化は大電流域の高電圧側で生じており, とくにシールドガス中の炭酸ガス量比が高い場合に顕著に認められる. そこで, こうした移行形態の変化がどのような機構に基づくものであるかを明らかにするため, 以下に述べる検討を行なった.

3.9.1 溶滴に働く電磁圧力と押し上げ力

Greene らは電極先端に半径 a の球状の溶滴が形成され, その下面の一部 (Active area) から電流がアーク柱へ流出しているものと仮定して溶滴にかかる軸方向の力を求めている⁷⁾. この力は近似的には Alov⁸⁾ が求めた第 2 種のピンチ力に等しく, (1) 式で表わされる.

$$F = I^2 \log(R_b/R) \quad \dots\dots(1)$$

ここで R_b は Active area の直径, R は電極ワイヤ径である. またアーク中の電流密度が周囲ガスの種類によって定まり一定である, つまりアークが Active area に等しい断面をもつ円筒状であると仮定すれば, (1) 式は

$$F = I^2 \log \sqrt{\frac{4}{\pi \delta}} \frac{\sqrt{I}}{R} \quad \dots\dots(2)$$

となる. ここで δ はアーク柱の電流密度である.

(2) 式によれば, 小電流域では溶滴にかかる軸方向力 F が負の値となり溶滴を押し上げる力として働き, 一方大電流域では正の値に転じ溶滴を離脱させる例として働く. この軸方向力 F は負から正の値に転じた後, 急激に増大する傾向を示しており, 溶接電流値の増大にともなう Globular 移行から Spray 移行への溶滴移行形態の不連続的な変化をよく説明している. またシールドガスについては, アークの電位傾度の変化により軸方向力 F が零となる臨界電流値が移動し, 炭酸ガス量比の増大とともに Globular 移行領域が拡大する現象をよく説明している.

しかしながら, 上記の理論からは溶滴の移行形態がアーク電圧によって変化する現象を説明することが出来ない. すなわち, (2) 式によって溶滴移行形態のアーク電圧依存性を説明するためには, 定数としている δ (アーク柱の電流密度) がアーク電圧に依存して変化する必要

があり、アーク電圧の増大にともなってアークの電位傾度が増大し、アーク柱が収縮しなければならない。しかし、Olsen らの報告⁹⁾によれば、アーク柱の電圧降下とアーク長とは一次的な関係にあり、アークの電位傾度はアーク電圧に依存せず一定であることが明らかにされている。

さらに (2) 式によれば Globular 移行時には溶滴下面に形成される陽極部の径が電極ワイヤよりも常に小さくなければならない。しかしながら 3.2 項で述べたように、アークは Globular 移行条件下でも溶滴の下面全域からはほぼ均一に発生しており、緊縮した陽極点は認められていない。この場合には (2) 式によって計算される軸方向力 F が溶滴を離脱させる力として働いているにもかかわらず、溶滴にはこれを相殺した上でなお母板への移行を阻止するに十分な押し上げ力が何らかの原因によって働いていることを示している。

こうしたことから溶滴移行形態のアーク電圧依存性を (2) 式によって説明することは困難であり、別の機構を考える必要がある。

3.9.2 溶滴表面での酸化反応と溶滴の離脱

細径ワイヤを用いる CO_2 溶接において上に述べたと同様の現象を観察した Cooksey ら¹⁰⁾ は種々の純金属を電極として用いた場合の溶滴移行現象について研究を行ない、蒸気圧の高い金属 (Mg , Zn , Cd) を電極とした場合に強力な押し上げ力が生じ、その主因が電極の蒸発による Vapour stream であるという興味ある報告を行っている。

一方、Fig. 5 に示されたように本実験結果ではアーク電圧を増大させることにより、溶滴移行形態が Globular 移行へと変化するとともに、かっ色のヒュームがアークの周辺に顕著に発生している。このヒュームは電極先端での酸化反応によって生成された酸化物がアーク柱内で蒸発することによって生ずるものと考えられる。また、Globular 移行時のアークは Streaming 移行時のそれと比べて高い輝度を示している。この事実はアーク柱内の酸化物の蒸気分圧が Globular 移行時に高く、酸化物の蒸発による Vapour がアーク柱内で加熱されたことによるものであり、Vapour stream の存在を裏付けるものであると考えられる。

さらに Table 4 に示した溶接金属の化学組成とアーク電圧の関係から、アーク電圧の増大にともなって Si, Mn 等の酸素と親和力の強い元素が選択的に損失していることがわかる。Fig. 12 に Si および Mn で代表して示すように、元素の損失は溶滴の移行形態と関連しており、Globular 移行においてその損失がより顕著になる傾向が認められる。

Table 4 Chemical composition of weld metals

ELEMENTS ARC VOLTAGE	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Al	Ti
26 V	.09	.25	1.48	.012	.005	.31	.09	.021	.016
30 V	.09	.24	1.45	.012	.005	.32	.10	.017	.016
34 V	.09	.22	1.35	.012	.004	.30	.09	.016	.015
38 V	.09	.20	1.29	.012	.004	.29	.08	.016	.013

$I = 800 \text{ A}$, $V = 60 \text{ cm/min}$

Fig. 12 Effect of arc voltage on alloying element loss ($I=800 \text{ A}$)

こうした事実は電極先端で行なわれる酸化反応と溶滴の離脱とが密接な関係にあることを示している。すなわち、本実験においては溶滴表面での酸化物の生成と蒸発にともなう Vapour stream が Cooksey らの主張する電極の蒸発による Vapour stream に相当するものであると推測される。

3.9.3 酸化物として蒸発した金属量

前節で述べた推測を実証するためには、酸化物の蒸発にともなう溶滴の押し上げ力が溶滴の離脱をさまたげるに十分な値であることを示す必要がある。そこで以下に溶接にともなう合金元素の損失ならびにビード表面のスラグの定量、ヒュームの分析に関する試験結果をもとに酸化物の蒸発にともなう押し上げ力を試算した。取り扱いを簡単にするため、供試材を Fe-Si-Mn 三元合金であると仮定した。

溶滴の離脱、移行過程および溶融池内での脱酸反応によって損失する金属量を ΔM とすると、 ΔM は次式で表わされる。

$$\Delta M = \sum_{n=1}^3 \Delta M_{x_n} = \sum_{n=1}^3 \frac{1 - \frac{(\%x_n)_M}{(\%x_n)_{M'}}}{\frac{(\%x_n)_M}{(\%x_n)_{\Delta M}} - 1} \quad \dots\dots (3)$$

ここで X_n は元素の種類を表わし、 X_1 は Fe を、 X_2 は Si を、 X_3 は Mn を表わすものとする。また $(\%x_n)_M$

は溶融した金属量M中の各元素の比率を表わし, この値はワイヤおよび母材の化学組成を分析し, 稀釈率を測定することによって求められる. $(\%x_n)M'$ は溶接金属中の, $(\%x_n)_{\Delta M}$ は ΔM 中の各元素の量的比率を表わすものである. $(\%x_n)M'$ は溶接金属の化学組成分析を行なうことによって求められる値であり, 一方 ΔM は蒸発によって失われる金属量 $[\Delta M]_V$ とスラグとなって損失する金属量 $[\Delta M]_S$ とに分けられる. したがって $(\%x_n)_{\Delta M}$ は

$$(\%x_n)_{\Delta M} = \frac{[\Delta M_{x_n}]_V + [\Delta M_{x_n}]_S}{[\Delta M]_V + [\Delta M]_S} \quad \dots\dots(4)$$

で表わされる. ここで $[\Delta M]_S$ および $[\Delta M_{x_n}]_S$ は生成したスラグ量を実測し, 分析することによって求められる. さらに $[\Delta M_{x_n}]_V$ はヒュームの化学分析結果から

$$[\Delta M_{x_n}]_V = \alpha_{x_n} [\Delta M]_V \quad \dots\dots(5)$$

Table 5 Chemical composition of slag, slag formation rate and melting rates of wire and base metal

ITEM	Chemical Composition of Slag					Slag Formation Rate (mg/sec)	Melting Rate of Wire (g/sec)	Melting Rate of Base Metal (g/sec)
	FeO	MnO	SiO ₂	TiO ₂	Al ₂ O ₃			
26 V	3.67	53.5	31.2	4.58	10.23	7.2	3.30	5.44
28 V	4.05	54.7	31.5	4.10	9.33	10.2	3.28	5.57
30 V	4.41	55.4	31.8	3.76	8.03	12.9	3.08	5.76
34 V	4.91	56.5	32.7	2.44	6.50	22.9	3.02	6.24
38 V	5.40	57.9	32.0	1.83	5.79	32.5	2.93	6.00

Chemical Analysis of Fume (after Hume)

Fe	Mn	Si	O
52%	8%	17%	23%

Ar + 25% CO₂, 300 A - 35 V

$(\Delta M_{x_n})_V = 0.68 (\Delta M)_V$
 $(\Delta M_{x_n})_V = 0.10 (\Delta M)_V$
 $(\Delta M_{x_n})_V = 0.22 (\Delta M)_V$

Table 6 Chemical composition of wire and steel (wt. %)

ITEM	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	sex Al	Ti	B
Electrode wire	.06	.39	2.12	.004	.010	1.07	.31	tr.	.031	.0045
Steel	.08	.21	1.32	.013	.003	tr.	tr.	.047	tr.	tr.

Fig. 13 Arc voltage vs. metal loss by vapourization (I=800 A)

で与えられる¹¹⁾. (5) 式を (4) 式に代入し, さらに (3) 式に代入することにより (3) 式は $[\Delta M]_V$ のみの関数となり, これが求まる. 計算に必要な測定項目をまとめて Table 5 および 6 に示す. また計算結果を Fig. 13 に示す. $[\Delta M]_V$ はアーク電圧 30V において最小値を示し, 30V を超える範囲において急激に増加する傾向が認められる.

3.9.4 酸化物の蒸発にともなう押し上げ力

Fig. 13 に示した $[\Delta M]_V$ をもとに Globular 移行が行なわれる電圧範囲での酸化物の蒸発にともなう溶滴押し上げ力を求めた. 計算にあたっては蒸発がすべて FeO, SiO および MnO として行なわれるものとし, 陽極点の温度を 4000 K と仮定した. 押し上げ力 F は $[\Delta M]_V$ から計算される酸化物の蒸発量 m と蒸発速度 v の積で表わされる. ここで v は酸化物の蒸発が直径 4 mmφ の溶滴の下面から母材にむかって放出されるものとして求めた. 得られた F はアーク電圧 30, 34 および 38V においてそれぞれ 64, 128 および 242 dyne であった. 計算結果から明らかなように, 押し上げ力はアーク電圧の増加とともに増大する傾向にある. またアーク電圧 34V の場合に高速カメラにより測定した離脱直前の溶滴形状 (Fig. 14) から溶滴にかかる重力は 100~120 dyne と求められ, この値は上に述べた押し上げ力とほぼ一致している.

Fig. 14 Shape of molten metal on electrode tip

この事実から, 大電流域の高電圧側で観察される溶滴移行は, 本来 Spray 移行であるにもかかわらず酸化物の蒸発にともなう溶滴押し上げ力によって溶滴のスムーズな移行が阻止され, 結果的に臨界電流値以下の電流域で認められる Globular 移行と類似した移行形態を示したものと考えられる.

4. 結 論

太径ワイヤを用いる鋼の大電流 MIG 溶接法に関し、アーク現象、プラズマ気流による動圧ならびに溶滴移行現象に着目した検討を行ない、以下の結論を得た。

(1) プラズマ気流によってもたらされる動圧は、電極ワイヤの太径化によって抑制出来る。

(2) 溶滴移行形態は、溶接電流ならびにアーク電圧の両者に依存して、連続的に変化する。

(3) Streaming から Globular への溶滴移行形態の変化は、溶接電流値が一定であっても、アーク電圧に依存して変化する。

(4) こうした傾向はシールドガス中の炭酸ガス量比ならびにワイヤ中の Si 量が高い場合に顕著に認められる。

(5) そうした溶滴移行形態のアーク電圧依存性は、溶滴表面での酸化反応と密接な関係にあり、酸化物の蒸発

によって生ずる溶滴押し上げ力によって説明される。

参 考 文 献

- 1) NKK Report for API, Dec. 1975
- 2) Tanaka, J. and Watanabe, I.; Metal Const. 9 (1977), 3, pp. 114
- 3) Watanabe, I. and Suzuki, M.; Int'l Conf. 'An Physics and Weld Pool Behaviour', London, May, 1979
- 4) Koshiga, F. et al.; Int'l Conf. 'Structural Design and Fabrication in Ship building', London, Nov. 1975, pp. 117
- 5) Onoe, H. et al.; Metal Const. 11 (1979), 1, pp. 26
- 6) 安藤, 長谷川; '溶接アーク現象'
- 7) Greene, W.J.; Trans. AIEE 79 (1960), 2, pp. 194
- 8) Alov, A.A.; The Nature of Welding Arc, Weld. Industry, Sept. (1940)
- 9) Olsen, H.N. et al.; Paper presented at the 10th Annual Gaseous Electronics Conference, New York, Oct. 2, 1957
- 10) Cooksey, C.J. and Milner, D.R.; Physics of the Welding Arc Symposium, W.I., London (1962), pp. 123
- 11) Heil, R.F. et al.; W.J. 54 (1975), 7, pp. 201-S

直流アーク溶接法による管内面溶接時の磁気発生 とアークの偏向防止策*

渡邊 之**, 鈴木 元昭**, 小嶋 敏文**, 平野 攻***

Prevention Against the Magnetic Arc Blow in DC Arc Welding of Pipes*

by Itaru Watanabe**, Motoaki Suzuki**, Toshifumi Kojima** and Osamu Hirano***

This investigation was carried out to clarify the mechanism of the magnetic arc blow occurred in UOE pipe longitudinal inside seam welding by large current MIG arc welding process, and to establish the preventions against this phenomenon.

The magnetic flux density around the arc was measured with aid of simulated model. The results obtained are summarized as follows.

- (1) The magnetic flux density around the arc in inside welding of pipes showed asymmetrical distribution.
- (2) Welding arc is blown toward the lower density side i.e. molten pool.
- (3) The asymmetrical distribution of magnetic flux density is caused by the earth current and welding current through the boom inserted to the pipe.
- (4) The prevention against the arc blow is established on the basis of the results obtained.

*原稿受付 昭和57年 9 月 2 日 (全国大会論文発表講演)

**正 員 日本鋼管(株)技術研究所 Member, Nippon Kokan K.K. Technical Research Center

***正 員 日本鋼管(株)福山製鉄所 Member, Nippon Kokan K.K. Fukuyama Works

1. 緒 言

アーク溶接時の磁気吹き現象は帯電粒子の流れである
アークが磁場中に発生するとき、電流と磁界の相互作用