

ステンレス溶接鋼管の 高周波予熱プラズマ製管溶接法の開発

稲葉 洋次*・久芳 孝行*・田中 正敏*²・新谷 進*³

Plasma Arc Seam Welding Process with Preheating
for Welded Stainless Steel Pipe

Yoji INABA, Takayuki KUBA, Masatoshi TANAKA and Susumu SHINTANI

Synopsis : To improve the productivity of welded stainless steel pipe, new plasma arc welding with preheating has been developed. The critical welding rate of plasma seam welding is restricted by the amount of molten metal that is generated in welding, and the separate bead that breaks out by the small amount of molten metal in high speed welding must be prevented. The preheating by high frequency current is efficient to increase this molten metal, and optimum preheating temperature for high speed welding is about 300°C. This new welding process has twice productivity as high as conventional plasma arc welding, and enables to manufacture the pipe of 3mm in thickness at a rate of 2.5m/min. At the preheating temperature over 300°C, critical welding rate is decreased caused by the lack of plasma heat transmission to base metal with the surface oxide layer generated in preheating.

Key words : welding ; seam welding ; plasma arc welding ; stainless steel pipe ; productivity 1.

1. 緒言

ステンレス溶接鋼管は、腐食環境、低温・高温環境などの厳しい環境で使用されることから、溶接部に高い信頼性が要求される。そのため、製管溶接法としては、主に溶接欠陥が発生しにくいTIG(Tungsten Inert Gas)溶接法またはプラズマアーク溶接法が採用されている。

TIG溶接法やプラズマアーク溶接法は、パイプ外面側からの片裏波溶接が容易であり、シールドガスとして純粋な不活性ガスを使用することから、サブマージアーク溶接法、手溶接法、MAG(Metal Active Gas)溶接法などの他のアーク溶接法に比較して溶接金属の清浄度が高く、また非消耗電極方式であるため母材とほぼ同じ成分の溶接金属が得られることが特徴であり、ステンレス溶接鋼管の製造に適した製管溶接プロセスである。

一方、このTIG溶接法やプラズマアーク溶接法の欠点は、溶接速度が遅く生産能率が低いことである。これを高速化するためには、貫通力を高めるための溶接入熱量増大が必要となる¹⁾が、大電流化した時の過大なアーク力の影響でアンダカットやハンピングビードの発生²⁾が問題となり、電極の異常消耗も経済性の面で障害となる。また、プラズマアーク溶接法では、大電流化によるシリーズアークの発生³⁾も

問題となる。

これらの問題点を解決するために多くの研究がなされてきており、タングステン電極の形状変更による大電流TIGの開発⁴⁾、高周波パルス付加によるTIGアークの硬直性改善⁵⁾、多電極化による溶接入熱量の分散⁶⁾、電極材料最適化による電極異常消耗の防止^{7,8)}などが提案されている。しかしこれらの対策は、いずれも溶接速度を十数%程度向上させるのみで飛躍的な生産性改善には至っていないのが現状である。

そこで、著者らは、溶接速度を数倍に向上できる製管溶接法として、高周波予熱とプラズマアーク溶接法を組み合わせた高周波予熱プラズマ法^{9,10)}を開発し、1996年5月現在、6機の製管ラインが稼動中である。

本報では、この高周波予熱プラズマ法の製管溶接現象について考察すると共に、限界溶接速度に及ぼす高周波予熱の影響について述べる。

2. 実験方法

実験条件をTable 1に、溶接点近傍の装置構成をFig. 1に示す。

実験に使用した製管機は、製造可能最大外径50.8mmの溶接管ミルであり、500A定格の移行式プラズマアーク溶接機

平成8年5月15日受付 平成8年9月9日受理 (Received on May 15, 1996; Accepted on Sep. 9, 1996)

* 住友金属工業(株)総合技術研究所 (Corporate Research & Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1850 Minato Wakayama 640)

* 2 住金ステンレス鋼管(株)古河工場 (Koga Works, Sumikin Stainless Steel Tube Co., Ltd.)

* 3 住金大径鋼管(株)鹿島工場 (Kashima Plant, Sumikin Weld Pipe Company, Ltd.)

と、容量50kW、周波数450kHzの高周波誘導加熱装置を備えている。素材は、熱間圧延された鋼帯であり、ミルの中で成形ロールにより連続的にオープンパイプ状に成形され、溶接ロールで両端面が突き合わされ溶接が行われる。本実験の供試材は、製管後の寸法で外径34mm、肉厚3mmのSUS304である。プラズマ溶接条件は、電流200A一定で、プラズマガス、シールドガス共にArを使用した。予熱は、通常の電縫溶接と同タイプの誘導コイルを使用し、コイル位置は溶接ロールを基準として成形ロール側に200mmの位置

に配置した。

溶接結果の評価は、内外面ビード外観、ビード断面形状、溶融断面積で行った。

なお、実際の製造工程では、プラズマ溶接直後にTIG溶接で連続的に化粧盛溶接を実施するが、本実験では、プラズマの外観ビード外観を観察する必要があるため、TIG化粧盛溶接はすべて省略している。

Table 1. Experimental conditions.

Material	SUS304, 34 mmφ × 3 mm t
Tube Mill	Max. 50.8 mm, Roll-Forming-Mill
Preheating Conditions	450 kHz, 50 kW
	Induction Heating
	Work Coil : 200 mm from SQ-Roll
	Without Impeder
Plasma Arc Welding Conditions	Preheating Temp. : 100~600 °C
	500A D.C. Welder
	Plasma Gas : Ar 2 l/min
	Shielding Gas : Ar 20 l/min
Welding Current : 200 A	
Welding Rate	1.0~4.0 m/min

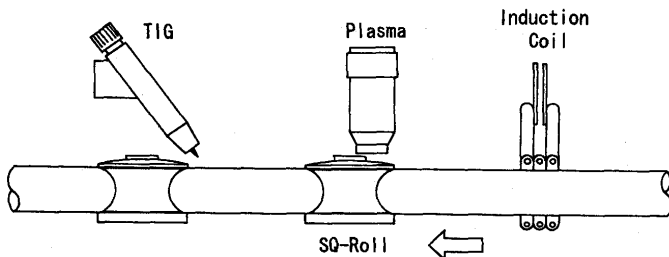


Fig. 1. Schematic diagram of welding process.

3. 実験結果および考察

3.1 プラズマアーク製管溶接現象

プラズマアーク製管溶接では、溶接ロール手前で非溶接材の両端面が接近しつつある過程で溶接が行われるため、従来の一般的なプラズマアーク溶接現象と異なる高速溶接現象が発生している可能性が考えられる。そこでまず現状において限界溶接速度を律則している因子を明確にする。

Fig. 2に、プラズマトーチ位置と溶接速度を変化させた時のビード形状の変化を示す。プラズマトーチ位置を溶接方向に変化させるということは、両端面が溶接ロール手前でFig. 3のような軌跡を描いていることから、プラズマトーチ直下すなわち溶接点での両端面間ギャップが変化することになる。なお、プラズマトーチ位置(L)は一对の溶接ロールの軸心線からの距離で表わしている。

Fig. 2において、溶接速度1.0m/minでトーチ位置(L)を溶接ロールから遠ざけていく(L=0mm→10mm→20mm)と、溶接点での端面間ギャップが拡大されプラズマの貫通力が増大するため内面ビード幅が増加する。しかし一方では、高温のプラズマ中心部が裏面に無効貫通するため溶融効率低下により溶融金属量が不足し外面側に余盛不足(アンダビ

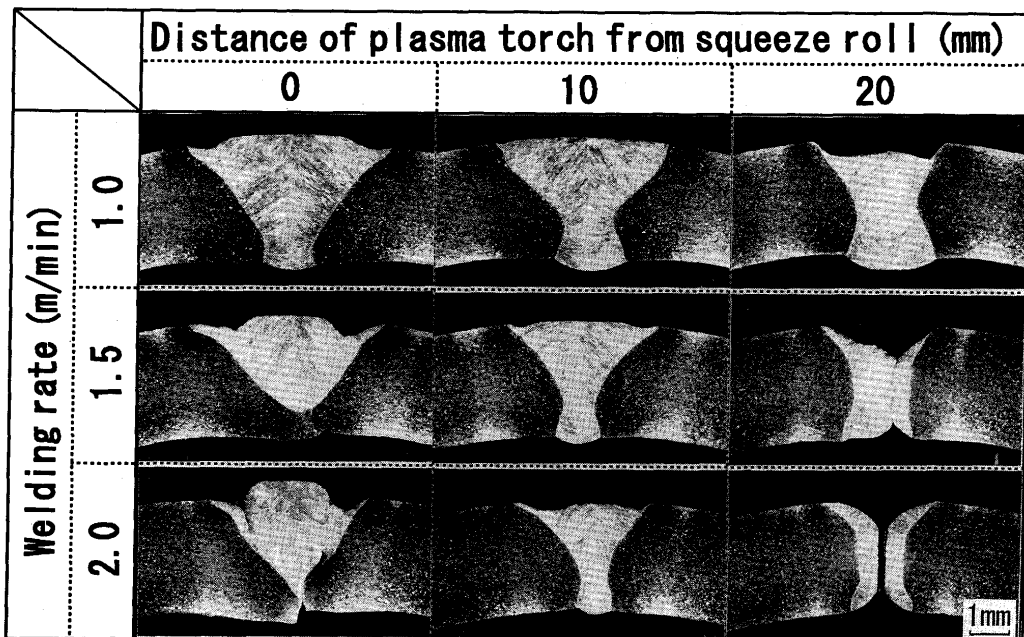


Fig. 2. Change of weld bead shape with welding point and welding rate.

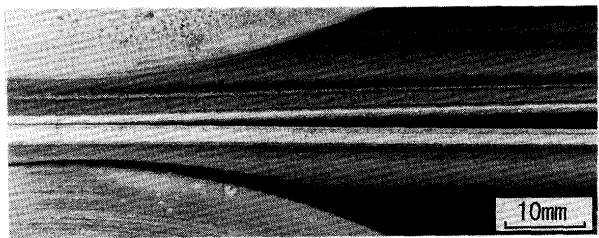


Fig. 3. Edge shape at welding point.

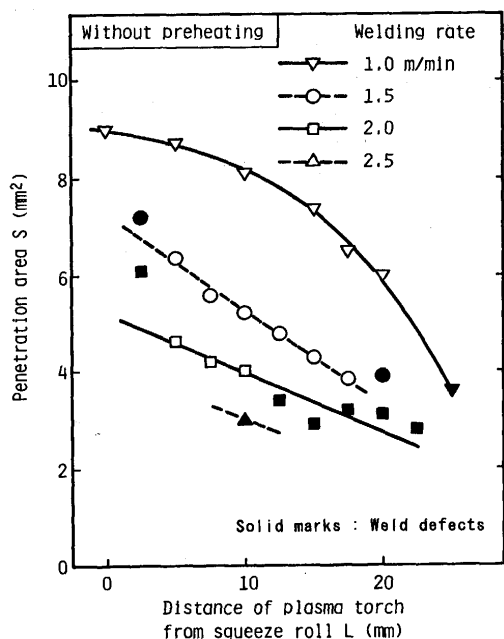


Fig. 4. Relationship between distance of plasma torch and penetration area without preheating.

ード)が発生する。このように端面間ギャップはプラズマの貫通力と溶融金属量に影響を及ぼし、この傾向は、溶接速度を1.0m/min→1.5m/min→2.0m/minと増加させることでより顕著になり、高速においてはL=0mmでは溶込み不足、L=20mmでは分離ビードが発生する。分離ビードは、両端面上に生成された溶融金属がキーホール後方でブリッジできない場合に発生するものであり、キーホール幅に対して溶融金属量が少なすぎるのが原因である。

Fig. 2において、ステンレス溶接鋼管として使用可能な適正溶接条件は、溶接速度1.0m/minではトーチ位置L=0, 10, 20mmであり、1.5m/minと2.0m/minではL=10mmだけが適正条件となる。なお、実際の製造工程では、プラズマ溶接の直後にTIG溶接で化粧盛がなされるため、多少のアンダカットやアンダビードは問題とはならない。

Fig. 4に、トーチ位置の影響をより明確にするため溶融断面積を指標として示す。ここで、図中の黒抜きのマークはいずれも欠陥ビードを示しており、トーチ位置0mm近傍のものが不貫通ビードでそれ以外のものは分離ビードである。

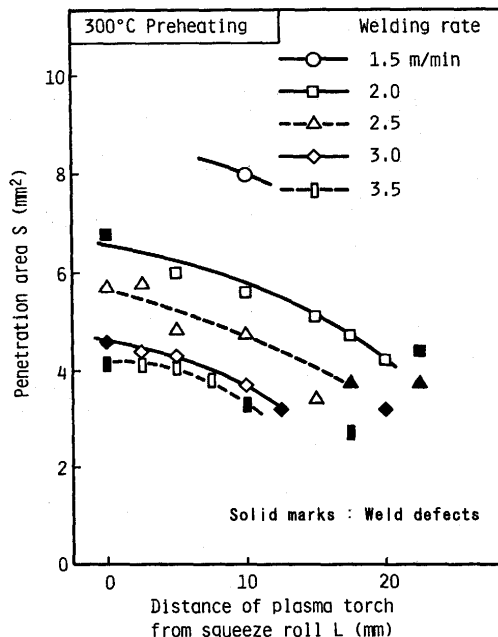


Fig. 5. Relationship between distance of plasma torch and penetration area with 300°C preheating.

前述の如く、両端面間ギャップが増加するとそのギャップを通してプラズマ中心部が裏面に無効貫通するため、溶融断面積Sはトーチ位置Lの増加に伴って減少する。そして、Lがある限界値以上になると分離ビードが発生し、この時の限界S値は約4 mm²であることが読みとれる。なお、溶接速度の低下と共にこの限界S値はわずかに増加しているが、この限界S値に及ぼす溶接条件の影響をより明確にするためには、キーホールと溶融池の3次元形状や溶接点近傍での両端面接近状況を明確にする必要があり、今後の研究課題である。

Fig. 4で、限界S値が存在すること及び溶融断面積が溶接速度の増加と共に減少することから、結果として、溶接欠陥の発生しない適正トーチ位置範囲は高速ほど狭められることになる。

実操業面では、適正トーチ位置範囲が狭くなると、端面形状などの操業特有の外乱因子に対して欠陥発生率が増加することになり、実質的には操業が不可能となる場合がある。経験的には、適正範囲としては約5 mm以上が必要であり、Fig. 4から2.0m/minが実操業の限界溶接速度となる。

以上の結果から、プラズマアーク製管溶接においては、溶接点の位置すなわちプラズマトーチ位置が極めて重要な溶接条件因子であることが明らかになり、高速化するためには溶融金属量増加による適正トーチ位置範囲の拡大が必要であることが判明した。

3.2 限界溶接速度に及ぼす予熱の影響

適正トーチ位置範囲に及ぼす高周波予熱の影響を以下に示す。なお、予熱温度は、プラズマトーチを取り外して、溶接ロール軸心線上で二色温度計で測定した。

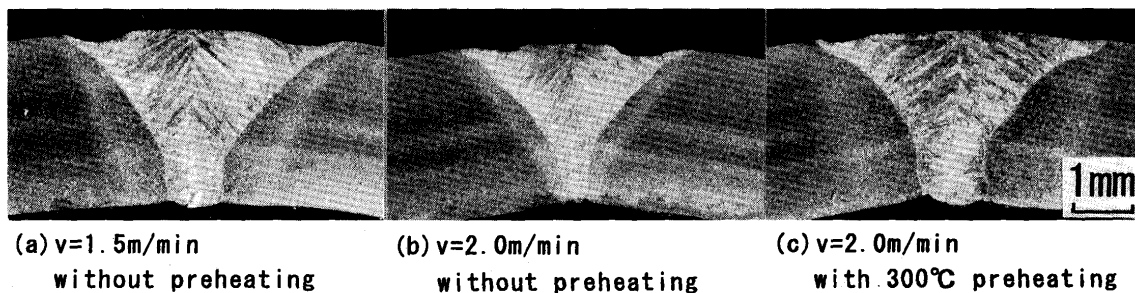


Fig. 6. Weld bead shape.

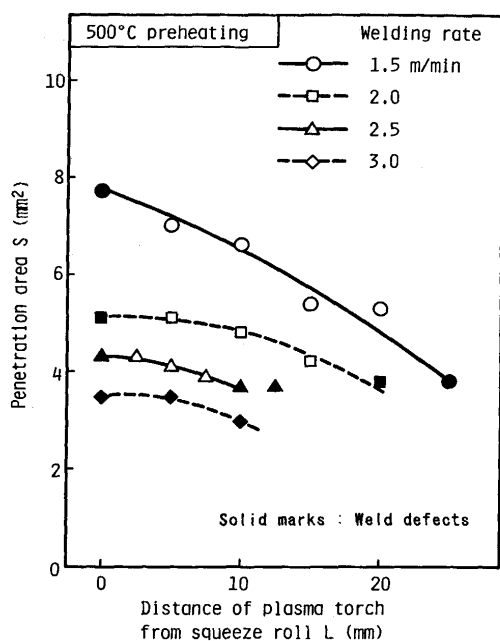


Fig. 7. Relationship between distance of plasma torch and penetration area with 500°C preheating.

Fig. 5は300°C予熱の場合であり, Fig. 4の予熱無しと比較すると, 予熱により溶融断面積の増加及び適正トーチ位置範囲の拡大が認められ, 高速限界溶接速度としては3.5m/minまで向上する。

Fig. 6は, トーチ位置10mmのときのビード形状であり, 300°C予熱による溶融断面積の増加は明らかである。

Fig. 7は500°C予熱の場合であるが, 300°C予熱と比較して溶融断面積が減少しており, 限界速度も2.5m/minに低下する。

Fig. 4, Fig. 5, Fig. 7を比較すると, 分離ビード発生の限界S値は, 予熱の有無や溶接速度にかかわらず, 約4 mm²であり, 溶融断面積が限界溶接速度を決定する重要な指標であることを示している。

Fig. 8は, トーチ位置を5mm一定とし, 予熱温度をより詳細に変化させて, 高速限界溶接速度 V_c と溶接速度2m/minの時の溶融断面積 S を調査した結果である。これから明らかな如く, 限界溶接速度 V_c は溶融断面積 S と良い相関があり, 予熱温度300°Cで限界速度, 溶融断面積共に最大となる。

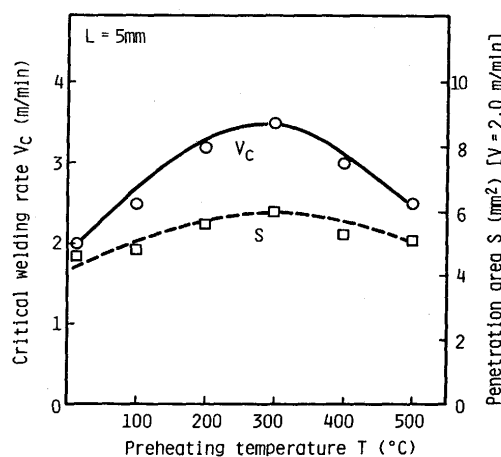


Fig. 8. Change of critical welding rate and penetration area with preheating temperature.

3・3 溶融金属量に及ぼす表面酸化皮膜の影響

予熱温度が約300°Cのときに溶融金属量が最大になる理由について考察する。

予熱による熱量加算効果は, 予熱無しときには溶融していない溶接熱影響部の一部が予熱により溶融に至るわけであるから, 熱量効果のみであれば, 予熱温度が高くなるに従って加速的に溶融金属量は増加するはずである。よって, 約300°Cで溶融金属量が極大値を示すということは, 溶融金属量を減少せしめるような要因が, 予熱によって引き起こされていることになる。

この要因としては, 熱源(プラズマアーク)の形態変化, 被溶接材の形状(突合せギャップ)変化, 被溶接材の物性(表面張力, 粘性, 融点)変化, 熱源と被溶接材の境界条件変化の4点が考えられる。

まず, 熱源の形態変化についてその可能性を考える。熱源すなわちプラズマアークは, TIGアークを高速のガス気流(動作ガス)で緊縮せしめたものであり, その熱源としての条件は, 電流, 電圧, 動作ガス流量, 溶接トーチと被溶接材間距離で決定される。Fig. 8で予熱温度300°Cと500°Cとを比較すると10%以上の溶融金属量変化が生じているが, これが熱源の形態変化に起因するものであるならば, 必ずプラズマアークの電流, 電圧に変化が現われるはずである。しかし, 製管溶接中にはこのような変化は認められておら

ず、シリーズアークなどの不安定現象も発生しない。よって、熱源の形態変化は溶融金属量を低減せしめる要因としては考えにくい。

次に、被溶接材の形状変化であるが、溶融金属量が減少するためには突合せギャップが拡大することが必要になるが、予熱だけを実施してL=20mmの位置のギャップを拡大写真撮影で測定した結果、予熱無しが0.34~0.36mm、300°C予熱が0.33~0.35mm、500°C予熱が0.33~0.36mmであり、大きな変化は発生していない。よって、形状変化も要因とは考えられない。

また、被溶接材の物性変化であるが、実際の製管溶接時の溶接金属合金元素は予熱温度(R.T.~500°C)でほとんど変化しておらず、酸素含有量が40~50ppmの範囲内でわずかに増加する程度であり、これも要因とは考えられない。

以上のように、熱源の形態も加熱を受ける側の特性も変化がないとすれば、熱量の授受の過程すなわち熱源と被溶接材の境界条件変化を要因として考えざるを得ない。アルミニウムのTIG溶接においては、通常の直流正極性(タングステン電極が-,被溶接材が+の極性)では表面酸化皮膜が原因でアークが不安定になり溶接不可能となることが知られており、アルミニウムでは逆極性(タングステン電極が+,被溶接材が-の極性)半波のクリーニング作用を利用した交流TIG溶接法が一般に採用されている。このことから、ステンレス鋼の場合も、予熱で生じた酸化皮膜が悪影響を及ぼしている可能性が考えられる。

この酸化皮膜の影響を明確にするため、板状素材表面の酸化状況を変化させた場合の溶融断面積、裏ビード幅、裏ビード高さを調査した。実験方法としては、SUS304酸洗材を所定の温度で1min大気中酸化させ、表面に酸化皮膜を発生させた後、常温でプラズマアーク溶接を実施した。酸化皮膜は、薄茶色~青色を呈しており、その厚さは0.1μm程度と思われる。

結果をFig. 9に示す。Fig. 9で、酸化処理温度500°Cまでは、温度を高くするに従ってビード幅と溶融断面積が低下しており、酸化皮膜が何らかの形で溶融を阻害していることが明らかになった。そのメカニズムについては、前述のアルミニウムのTIG溶接の場合と同様であるとするならば、融点の高いCr複合酸化物がプラズマアークの熱伝達を阻害していると説明できる。しかし、このような薄い皮膜がどのような機構で熱伝達を阻害しているかは不明であり、膜厚を変化させて、溶接中のプラズマアークとキーホール前方壁との位置関係を詳細に調査して、酸化皮膜の存在によって溶融開始点が遅れることを示す必要がある。しかし、この実験は、プラズマトーチと被溶接材の距離が小さいためキーホール前方壁の位置確認が困難であり、詳細な機構の解明は今後の課題である。

一方、Fig. 9で、500°C以上の酸化処理温度では逆に溶融断面積が増加している。これは、Fig.10において溶融金属

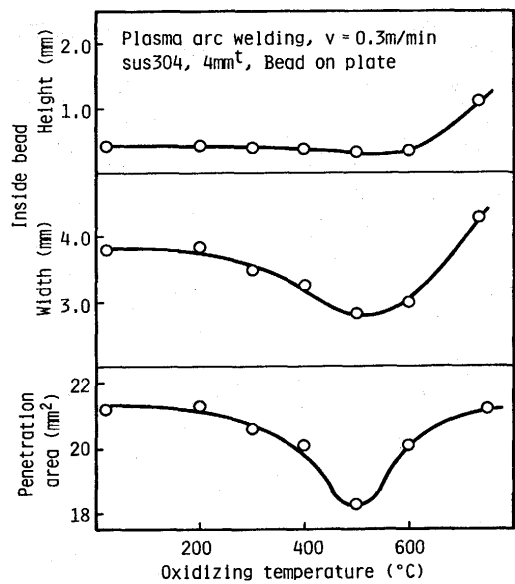


Fig. 9. Effect of oxidizing temperature on bead shape of bead-on-plate welding.

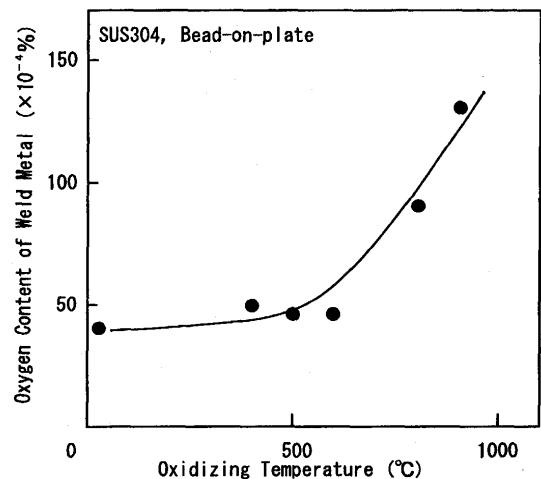


Fig. 10. Change of oxygen content of weld metal with oxidizing temperature.

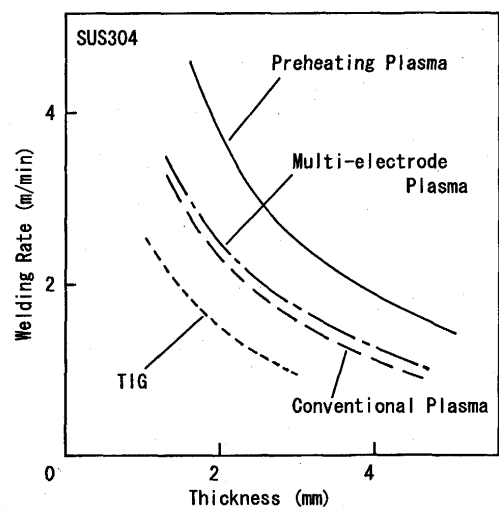


Fig. 11. Relationship between pipe thickness and welding rate.

中の酸素含有量が500°C以上で増加していること、及びFig. 9において裏ビード高さが500°C以上で増加し始めていることから次のように考えられる。厚い酸化膜の影響で溶融金属中の酸素含有量が増加し、溶融金属の界面張力が低下する。その結果、キーホール後方で固体面(固液界面)を覆っていた溶融金属が下方に押し下げられ、固体面がプラズマ雰囲気さらされるため、プラズマの固体面への熱伝達が促進される。これが酸化処理温度500°C以上で溶融断面積が増加する理由と考えられる。しかし、この500°C以上の現象は、実験室での比較的高温・長時間の酸化処理が原因であり、予熱が極めて短時間で行われる実際の製管溶接では発生しない現象である。

4. 各種溶接法の速度比較

Fig. 11に、開発した高周波予熱プラズマ法の製管溶接速度を従来法と比較して示す。ここで示している溶接速度は限界速度ではなく、種々の外乱が存在しても安定性が確保できるいわゆる実生産速度である。

プラズマの多電極化が高々20%程度の高速化であるのに対して、高周波予熱プラズマ法により1.5~2倍の高速化が可能となる。

5. 結言

ステンレス溶接鋼管の生産性を飛躍的に改善できる高周波予熱プラズマ法について、その製管溶接現象と高速化に

及ぼす予熱の影響を調べ、次の結果を得た。

(1) プラズマアーク製管溶接法においては、溶接条件としてプラズマトーチ位置(溶接点の位置)が重要であり、溶接ロールからの距離Lが大きすぎると、溶接点での端面間ギャップが過大となるため、溶融金属量が減少し分離ビードが発生する。

(2) 限界溶接速度は、分離ビードが発生しない適正トーチ位置範囲の大小で決定され、限界速度を高めるためには溶融金属量の増大による適正トーチ位置範囲の拡大が必要である。

(3) 300°Cに予熱すると、溶融金属量が増加し適正トーチ位置範囲が拡大される結果、予熱無しの従来プラズマ法に比較して1.5~2倍の高速化が可能となる。

文 献

- 1) 安田克彦, 日向輝彦, 神馬 敬, 恩澤忠男: 溶接学会誌, 6 (1988), 362.
- 2) 西口公之, 黄地尚義, 高 隆夫: 溶接学会溶接アーク物理研究委員会資料, (1974).
- 3) 西口公之, 田代一正: 溶接学会誌, 39 (1970), 269.
- 4) 山内信幸, 高 隆夫: 溶接学会全国大会講演概要集, 23 (1978), 234.
- 5) 島田 弥, 星之内進: 溶接学会溶接アーク物理研究委員会資料, (1974).
- 6) 安田克彦, 日向輝彦, 神馬 敬, 恩澤忠男: 溶接学会溶接アーク物理研究委員会資料, (1976).
- 7) 松田福久, 牛尾誠夫, 熊谷達也: 溶接学会誌, 6 (1988), 199.
- 8) 松田福久, 牛尾誠夫, 藤井裕之, アルバール・サデク: 溶接学会誌, 6 (1988), 205.
- 9) 稲葉洋次, 新谷 進: 材料とプロセス, 4 (1991), 578.
- 10) 稲葉洋次, 久芳孝行: 溶接学会全国大会講演概要集, 55 (1994), 256.