終りにのぞみ、本実験遂行にあたり協力された東北大学本田明技官に謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) 小林卓郎, 桑名武, 菊地靖志; 溶接金属の窒素含量におよぼす溶接雰囲気ならびに 溶接極性の影響, —Fe-Cr-Ni 系溶接金属の窒素吸収に関する基礎的研究 (第1報)—, 溶接学会誌, 40-3 (1971), 221-231.
- 2) 小林卓郎, 桑名武, 木口立而; 鋼溶接金属の窒素含量におよぼす合金元素の影響 (第1報)—窒素雰囲気の場合—, 溶接学会誌, 41-3 (1972), 308-321.
- 3) 桑名武, 粉川博之; 非消耗電極式アーク溶接における鉄溶接金属の窒素吸収について, 本論文集, 1-3 (1983), 392-398.
- 4) R. J. Fruehan and L. J. Martonik; The Rate of Absorption of Nitrogen into Liquid Iron Containing Oxygen and Sulfur, Met. Trans. B, 11B (1980), 615-621.
- 5) 長隆郎, 井上道雄; 表面活性成分を含む溶鉄の窒素吸収速度に関する研究, 鉄と鋼, 54-1 (1968), 19-34.
- 6) 桑名武, 木口立而; 高圧 CO₂ 雰囲気における鋼のアーク溶接, 本論文集, 2-4 (1984), 625-632.
- 7) 宇田雅広, 大野悟, 和田次康; アークおよびレビテーション溶接における溶鉄および溶融鉄合金中への窒素溶解量について, 溶接学会誌, 38-4 (1969), 382-392.
- 8) R. D. Pehlke and J. F. Elliott; Solubility of Nitrogen in Liquid Iron Alloys, 1. Thermodynamics, Trans. Met. Soc. AIME, 218-12 (1960), 1088-1101.
- 9) P. Grieveson and E. T. Turkdogan; Kinetics of Reaction of Gaseous Nitrogen with Iron, Part II: Kinetics of Nitrogen Solution in Alpha and Delta Iron, Trans. Met. Soc. AIME, 230-12 (1964), 1604-1609.
- 10) 桑名武, 佐藤嘉洋; Ar-O₂ 雰囲気における鉄溶接金属の窒素吸収について, —アーク溶接過程における溶接金属の窒素吸収について (第1報)—, 溶接学会誌, 52-3 (1983), 292-298.

高圧溶接雰囲気におけるステンレス鋼溶接金属の窒素吸収*

—高圧下における溶接金属の窒素吸収 (第2報)—

桑名 武**, 粉川 博之**, 松崎 晋***

Nitrogen Absorption into Stainless Steel Weld Metal under Welding Atmosphere of High Pressure*

—Nitrogen Absorption into Weld Metal under Welding Atmosphere of High Pressure (Part 2)—

by Takeshi Kuwana**, Hiroyuki Kokawa** and Shin-ichi Matsuzaki***

20Cr-10Ni stainless steel was welded in N₂ and N₂-Ar atmospheres at 1~30 atm pressures. Effects of welding conditions and the nitrogen partial pressure on the nitrogen content of stainless steel weld metal were systematically studied. The results are summarized as follows:

- (1) In the nitrogen welding atmosphere, the nitrogen content of the weld metal decreased with increasing the welding current and increasing the travel speed, and with decreasing the arc voltage.
- (2) In the nitrogen welding atmosphere, the nitrogen content of the weld metal increased with the nitrogen pressure, but the nitrogen absorption of the weld metal does not obey the Sieverts' law.
- (3) In N₂-Ar welding atmosphere, the nitrogen content of the weld metal was lower in high atmospheric pressure than in low pressure at the same nitrogen partial pressure.
- (4) Using thermodynamic data obtained by equilibrium study, the nitrogen absorption into the stainless steel weld metal in the nitrogen atmosphere of high pressure was discussed.
- (5) All stainless steel weld metals had no porosity.

Key Words: High Pressure, Nitrogen Atmosphere, Stainless Steel Weld Metal, Nitrogen Absorption, Solubility of Nitrogen, Chemical Reaction, Wire Melting Rate, Bead Shape

*原稿受付 昭和59年8月6日 (昭和57年度春季全国大会にて発表)

**正 員 東北大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Tohoku University

***正 員 東北大学大学院 (現在: 石川島播磨重工業(株) Member, Graduate School of Tohoku University (Present Address: Ishikawajima-Harima Heavy Industries)

1. 緒 言

著者らはさきに, 1~30 atm の窒素および窒素-アルゴン雰囲気中で純鉄に近い鉄試験片をアーク溶接し, 純鉄溶接金属の窒素吸収におよぼす溶接条件および雰囲気

圧の影響について求め、化学冶金学的な考察を行い、その結果を報告した¹⁾。この結果によれば溶接過程の反応時間が極めて短いため、高圧窒素気下においては溶接金属の窒素吸収が十分でないことが知られた。

本報告においては、さきの純鉄に比べ窒素の溶解度の高い 20 Cr-10 Ni オーステナイトステンレス鋼を用いて実験を行った結果を述べる。

すなわち、1~30 atm の N_2 および N_2 -Ar 雰囲気中でステンレス鋼を溶接し、ステンレス鋼溶接金属の窒素吸収におよぼす溶接条件および雰囲気圧の影響などを求め、さきの純鉄溶接金属の場合と比較し、さらに化学冶金学的な考察を行った。

2. 実験方法

溶接は前報¹⁾と同様に溶接雰囲気調整装置内で行った。表面の酸化物を除いた試験片 (150×50×12 mm) を装置内にセットし、装置を排気した後、 N_2 および Ar を所定の圧力まで封入し、1.6 mmφ の電極線を用いて直流逆極性でビード・オン・プレート法で溶接を行った。

溶接条件は、溶接電流 100~300 A、アーク電圧 30~50 V、溶接走行速度 20~40 cm/min の範囲で変化させ、基本条件を 300 A、40 V、30 cm/min とした。

溶接後、溶接部の外観検査およびX線透過検査を行いビード断面形状などを測定し、また試験片中央部より分析試料を採取し、溶接金属の窒素量を水蒸気蒸留法により求めた。また、合金成分である Cr および Mn は原子吸光光度法、Ni および Si は重量法によって定量した。

なお、用いたステンレス鋼母材および電極線の化学組成を Table 1 に示す。

3. 実験結果および考察

3.1 高圧窒素雰囲気下における電極線溶融速度およびビード断面形状

高圧窒素気下でアーク溶接を行うと、常圧に比べてアーク現象がかなり異なり、電極線の溶融速度およびビード形状などが変化し、溶接金属への窒素吸収に影響をおよぼすことが考えられる。そこで最初にこれらの一般的な傾向について示す。

Fig. 1 は、窒素雰囲気 1~30 atm における電極線溶融

速度と溶接電流および窒素雰囲気圧 (P_{N_2}) の関係を示したものである。これによると、溶融速度は溶接電流の増加によりかなり増加し、また雰囲気圧の増加により各

Fig. 1 Effects of the nitrogen pressure (P_{N_2}) and the welding current on the wire melting rate.

Fig. 2 Effects of the nitrogen pressure (P_{N_2}) and the arc voltage on the wire melting rate.

Table 1 Chemical compositions of the base metal and the electrode wire (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	O	N
Base metal	0.013	0.72	1.50	0.036	0.003	10.09	18.04	—	0.0031	0.039
Electrode wire	0.025	0.31	1.76	0.025	0.009	9.94	20.27	—	0.0189	0.068

溶接電流においてはほぼ直線的に増加することがわかる。

Fig. 2 は、電極線溶融速度とアーク電圧および P_{N_2} との関係に示したものである。これによると、溶融速度におよぼすアーク電圧の影響はほとんど認められないが、 P_{N_2} の増加に従い溶融速度は直線的にゆるやかに増加することがわかる。これらの傾向は前報¹⁾の純鉄の場合とはほぼ同様である。しかし、ステンレス鋼の場合電気抵抗が大きいいためか、電極線溶融速度は純鉄の約2倍になっていることがわかる。

次に、窒素雰囲気中で溶接したビードについてその断面からビード幅および溶け込み深さを測定した結果を示す。なお、ビード幅については高圧になると盛り上がりオーバーラップ状になるものがあるのでここでは溶け込み幅で示している。

Fig. 3 は、ビード幅および溶け込み深さと溶接電流および P_{N_2} との関係に示したものである。ビード幅および溶け込み深さは溶接電流の増加により増大するが、 P_{N_2} の増加によりビード幅は減少し溶け込み深さは増加することがわかる。

Fig. 4 は、ビード幅および溶け込み深さとアーク電圧および P_{N_2} との関係を示す。アーク電圧の増加によりビード幅は増大するが溶け込み深さにおよぼす影響は比較的小さいことがわかる。

Fig. 5 は、ビード幅および溶け込み深さと走行速度お

Fig. 3 Effects of the nitrogen pressure (P_{N_2}) and the welding current on the bead shape.

Fig. 4 Effects of the nitrogen pressure (P_{N_2}) and the arc voltage on the bead shape.

Fig. 5 Effects of the nitrogen pressure (P_{N_2}) and the travel speed on the bead shape.

よび P_{N_2} との関係を示す。走行速度が増加するとビード幅は減少するが、溶け込み深さに対する影響は少ないことがわかる。

以上ビード断面形状の変化は前報¹⁾における純鉄の場合とほぼ同様の傾向を示していることがわかる。

前述のように、 P_{N_2} が増加するとビード幅は減少し溶け込み深さは増加することが知られるが、これは前報¹⁾でも述べたように P_{N_2} の増加によりアーク長が短くなり、またアークが絞られ、アーク力などが増大したためと考えられる。

また、X線透過検査の結果、いずれのステンレス鋼溶接金属にも気孔は認められなかった。このことからステンレス鋼の場合は、前報¹⁾の純鉄の場合と異なり、溶融溶接金属の凝固時に窒素の放出はほとんどないものと思われる。

3.2 高圧窒素雰囲気における ステンレス 鋼溶接金属の窒素吸収におよぼす溶接条件の影響

3.2.1 溶接電流の影響

窒素雰囲気圧 (P_{N_2}) が 1~30 atm において、アーク電圧を 40 V、走行速度を 30 cm/min と一定にし、溶接電流を 100~300 A と変化させて溶接を行った。

Fig. 6 は溶接金属の窒素量 (N) と溶接電流および P_{N_2}

Fig. 6 Effects of the nitrogen pressure (P_{N_2}) and the welding current on the nitrogen content (N) of stainless steel weld metal in nitrogen welding atmosphere.

の関係を示す。これによると、窒素量は溶接電流の増加とともに減少し、 P_{N_2} の増加とともに増加することがわかる。 P_{N_2} が低い場合 P_{N_2} による窒素量の増加は著しいが、 P_{N_2} が高くなると窒素量の増加の度合はゆるやかになることがわかる。図には前報¹⁾の純鉄の結果 (300 A, 40 V, 30 cm/min の条件) もあわせて示しているが、同様の傾向を示している。

溶接電流の増加により窒素量が減少することは、Fig. 1 に示すように、溶接電流が増加することにより電極線溶融速度が大きくなり溶滴の移行量が増加する結果、溶滴の単位体積当りの反応時間が短縮されること、また全溶融溶接金属量が增大するために、短時間内にアーク雰囲気からの窒素の供給が不十分になることなどが考えられる。

雰囲気圧 (P_{N_2}) の増加により窒素吸収が鈍化するが、これは後述するように、アーク溶接過程の反応時間が非常に短いため窒素が十分吸収されないうちに溶融溶接金属が凝固するためと考えられる。

3.2.2 アーク電圧の影響

溶接電流 300 A、走行速度 30 cm/min と一定にし、アーク電圧を 30~50 V と変化させて溶接を行った。

Fig. 7 は溶接金属の窒素量 (N) とアーク電圧および

Fig. 7 Effects of the nitrogen pressure (P_{N_2}) and the arc voltage on the nitrogen content (N) of stainless steel weld metal in nitrogen welding atmosphere.

P_{N_2} の関係を示したものである。これによると、アーク電圧および P_{N_2} の増加にともない窒素量は増加し、アーク電圧の影響は P_{N_2} が低い場合よりも高い場合の方が大きいことがわかる。これらの傾向は純鉄の場合とほぼ同様である。

アーク電圧を増加させるとアーク長が増加し、溶滴の飛行距離が増大する。またアーク長が増大するとアークの母材面に当たる面積が拡大して、ビード形状は Fig. 4 に示したように幅の広いものになる。このような状態では溶融金属の反応面積が増大する。これらの理由から、アーク電圧が増加した場合に窒素の吸収が容易になるものと思われる。

3.2.3 溶接走行速度の影響

溶接電流を 300 A、アーク電圧を 40 V と一定にし、溶接走行速度を 20~40 cm/min と変化させて溶接を行った。

Fig. 8 は溶接金属の窒素量 (N) と走行速度および P_{N_2} との関係を示す。走行速度が減少すると窒素量は増加するが、増加の度合は低圧よりも高圧下の方が顕著であることがわかる。

このようにステンレス鋼においては走行速度が遅い場合に窒素量は増加し、前報¹⁾の純鉄の場合と異なる傾向

を示している。この理由は明らかではないが、両材料の窒素溶解度の違いに原因があるように思われる。すなわちステンレス鋼には Cr が多量存在し、純鉄に比べ窒素の溶解度は非常に大きい。しかし、後述するように、本実験のステンレス鋼溶接金属の窒素量は平衡溶解度に比べて著しく低い値を示している。また、純鉄とは異なってステンレス鋼溶接金属には気孔の発生が認められない。これらのことより、アーク下で溶融ステンレス鋼溶接金属は、凝固寸前まで窒素を吸収し続けていたのではないかと推定される。この場合走行速度の遅い方が比較的ゆっくり凝固すると思われる、その結果低速の場合に窒素量が高くなったのではないかと考えている。

3.3 高圧 N_2 -Ar 雰囲気におけるステンレス鋼溶接金属の窒素量

溶接電流を 300 A、アーク電圧を 40 V、走行速度を 30 cm/min と一定にし、 N_2 -Ar 雰囲気圧 ($P_{N_2}+P_{Ar}$) を 10, 20 atm として溶接を行った。

Fig. 9 はステンレス鋼溶接金属の窒素金属の窒素量 (N) と P_{N_2} との関係について示す。同図には純鉄の場合についても示してあるが、ステンレス鋼の場合も純鉄の場合と同様に同一 P_{N_2} でありながら N_2 -Ar 雰囲気の場合は N_2 雰囲気の場合より窒素量が低くなっており、また N_2 -Ar 雰囲気圧が増加する程窒素量が低くなるこ

Fig. 8 Effects of the nitrogen pressure (P_{N_2}) and the travel speed on the nitrogen content (N) of stainless steel weld metal in nitrogen welding atmosphere.

Fig. 9 Relation between the nitrogen partial pressure (P_{N_2}) and the nitrogen content (N) of stainless steel weld metal in N_2 -Ar welding atmosphere.

とがわかる。

一般に平衡状態においては、同一窒素分圧であれば他に中性または還元性ガスが存在していても溶接金属の窒素量は同一になるはずである。しかし、溶接の場合には同一 P_{N_2} であっても Ar を添加して全圧が高くなるに従い溶接金属の窒素量は減少することがわかる。

この理由としては、同一 P_{N_2} であっても全圧が上昇するに従ってアーク長が短くなり溶滴の飛行距離が短くなって溶滴とガスとの反応時間が短くなること、またアークが絞られビード形状がビード幅の狭い溶け込みの深いものに変化するため溶接金属とガスとの反応比表面積（溶融溶接金属の体積に対する雰囲気中に接する表面積の比）が減少すること、さらに雰囲気中の $N_2(N)$ が Ar に妨害されて溶融金属表面に拡散しにくいことなどが考えられる。

3.4 高圧雰囲気におけるステンレス鋼溶接金属の窒素量の熱力学的検討

これまではステンレス鋼溶接金属の窒素吸収におよぼす溶接条件および雰囲気圧の影響について述べてきたがこれを平衡状態における場合と比較し、溶接金属の窒素吸収挙動について検討してみることにする。

本研究に用いたステンレス鋼には多量の Cr, Ni が存在し、また Mn, Si も添加されているが、溶融ステンレス鋼に窒素が溶解する反応は次式で示される。

$$1/2 N_2 = N(\text{in liquid stainless steel}) \quad \dots\dots(1\cdot a)$$

$$K = a_N / \sqrt{P_{N_2}} = f_N(s\cdot s) \cdot [\% N(s\cdot s)] / \sqrt{P_{N_2}} \quad \dots\dots(1\cdot b)$$

ただし、

$[\% N(s\cdot s)]$: 溶融ステンレス鋼の窒素量

$$f_N(s\cdot s) (= f_N \cdot f_N^{(Cr)} \cdot f_N^{(Ni)} \cdot f_N^{(Si)} \cdot f_N^{(Mn)})$$

: 溶融ステンレス鋼の窒素の活量係数

f_N : 窒素の活量係数におよぼす窒素の影響 ($f_N=1$)

$f_N^{(M)}$: 窒素の活量係数におよぼす合金元素 M の影響

(1・b) 式中、窒素の活量係数 $f_N(s\cdot s)$ は Wagner の式^{2,3)}により次式のように示される。

$$\log f_N(s\cdot s) = e_N^{(Cr)} \cdot [\% Cr] + e_N^{(Ni)} \cdot [\% Ni] + e_N^{(Si)} \cdot [\% Si] + e_N^{(Mn)} \cdot [\% Mn] \quad \dots\dots(2)$$

ただし

$$e_N^{(M)} (= \partial \log f_N^{(M)} / \partial \% M): \text{相互作用助係数}$$

本研究において、基本溶接条件すなわち溶接電流 300 A, アーク電圧 40 V, 走行速度 30 cm/min で窒素雰囲気中溶接した場合の溶接金属の合金元素量は平均値として $[\% Cr]=18.6\%$, $[\% Ni]=10\%$, $[\% Si]=0.5\%$,

$[\% Mn]=1.57\%$ であった。

一方, Humbert, Elliott⁴⁾ の Fe-Cr-Ni 3 元系の結果より, $[\% Cr]=18.6\%$, $[\% Ni]=10\%$ の場合の相互作用係数 $f_N^{(Cr, Ni)}$ を図面から読み取ると次のようになる。

$$f_N^{(Cr, Ni)} (= f_N^{(Cr)} \cdot f_N^{(Ni)}) = 0.21 \quad \dots\dots(3)$$

したがって、(2)式のうち Cr と Ni の項は次のようになる。

$$e_N^{(Cr)} \cdot [\% Cr] + e_N^{(Ni)} \cdot [\% Ni] = \log 0.21 = -0.678 \quad \dots\dots(4)$$

また、Pehlke, Elliott⁵⁾ の測定より、次式が与えられている。

$$e_N^{(Si)} = 0.047 \quad \dots\dots(5)$$

$$e_N^{(Mn)} = -0.020 \quad \dots\dots(6)$$

これらの値を(2)式に代入すると次のようになる。

$$f_N(s\cdot s) = 0.206 \quad \dots\dots(2')$$

したがって、(1・b) 式は次のごとくなる。

$$K = 0.206 \cdot [\% N(s\cdot s)] / \sqrt{P_{N_2}} \quad \dots\dots(7)$$

$$[\% N(s\cdot s)] = 4.85 \cdot K \cdot \sqrt{P_{N_2}} \quad \dots\dots(8)$$

すなわち、本研究で用いたステンレス鋼溶接金属の窒素溶解度は、純鉄の4.85倍ということになる。

一方、Pehlke, Elliott⁵⁾ は純鉄の窒素溶解度について次のような結果を得ている。

$$1/2 N_2 = N(\text{in liquid pure iron}) \quad \dots\dots(9\cdot a)$$

$$\log K (= \log [\% N] / \sqrt{P_{N_2}}) = -188/T - 1.248 \quad \dots\dots(9\cdot b)$$

この式を用いてステンレス鋼の平衡窒素溶解度を種々の温度および P_{N_2} を変化して図示すると Fig. 10 のようになる。図には、基本溶接条件 (300 A, 40 V, 30 cm/min) で得られたステンレス鋼溶接金属の窒素量、前報¹⁾の純鉄溶接金属の窒素量、さらに純鉄溶接金属の窒素量を4.85倍して得られた計算値が示されている。これによると、ステンレス鋼溶接金属の窒素量は、 P_{N_2} が 1 atm 付近では同組成における 1600~1800℃の平衡窒素溶解度とはほぼ同程度の値を示すが、高圧になるに従い平衡値よりかなり低い値になっていることがわかる。さらに、純鉄溶接金属の場合から計算した値よりも低い値をとっている。この理由は次のように考えられる。ステンレス鋼の平衡窒素溶解度は純鉄に比べてかなり大きく、平衡値に達するまでに要する時間も純鉄に比べて長いと考えられる。したがって、高圧の同一溶接条件下では純鉄とステンレス鋼はいずれも反応時間不足で平衡値に達せないものと思われるが、その不足の度合いがステンレス鋼の場合の方が大きいと、純鉄溶接金属からの計算値

Fig. 10 The solubility of nitrogen in liquid stainless steel calculated from thermodynamic data obtained by equilibrium study and the nitrogen content of stainless steel weld metal, and the calculated value from experimental data of iron weld metal under the nitrogen atmosphere of high pressure.

より低くなったのではないかと推察される。

Fig. 11 はステンレス鋼溶接金属の窒素量(N)と $\sqrt{P_{N_2}}$ の関係を示したものである。これによると、純鉄の場合¹⁾と同様にステンレス鋼溶接金属の窒素量と $\sqrt{P_{N_2}}$ との関係は直線的な関係にはならず曲線的な関係になることがわかる。すなわち、ステンレス鋼溶接金属への窒素の溶解はジューベルトの法則に従わないことがわかる。

Fig. 10, 11 は、溶融溶接金属の温度を1600~1800℃と仮定し、しかも雰囲気ガスがそれと同一温度と仮定した場合の結果を示している。しかしながら、実際にはアークの温度は5000~6000℃と予想され、分子状のガス(N_2)は1600~1800℃よりも多く原子状ガス(N)に解離しているはずである。したがって、アーク溶接の場合溶接金属の窒素量はむしろ平衡値よりも高くなるものと考えられる。しかし、このように高圧下で溶接金属の窒素量が異常に低い値を示す理由としては、高圧になるほどアーク長が短くなって溶滴の飛行距離が短くなること、またビード幅が狭くなり溶け込み深さが大きくなって溶融金属とガスとの反応比表面積が小さくなることなど、窒素吸収を阻害する因子が増えることが挙げられる。

すなわち、結論的にはアーク溶接過程においては溶融

Fig. 11 Relation between the nitrogen content (N) of stainless steel weld metal and the square root of the nitrogen pressure ($\sqrt{P_{N_2}}$).

金属とガスとの反応する時間が非常に短いことが主な原因であると言える。

4. 結 論

ステンレス鋼を1~30 atmの N_2 および N_2 -Ar雰囲気下で溶接し、ステンレス鋼溶接金属の窒素吸収におよぼす溶接条件および雰囲気圧(P_{N_2})の影響について求め、次のような結果を得た。

- (1) N_2 雰囲気において溶接金属の窒素量は溶接電流の増加とともに減少する。
- (2) 溶接金属の窒素量はアーク電圧の増加とともに増加する。この増加の度合は低圧よりも高圧下で顕著である。
- (3) 溶接金属の窒素量は溶接走行速度の増加とともに減少する。この減少の度合は低圧よりも高圧下で顕著である。
- (4) N_2 -Ar 雰囲気において溶接金属の窒素量は、同一 P_{N_2} の場合全圧が高くなるに従い減少する。
- (5) 溶接金属の窒素量は P_{N_2} が増加するに従い増加するが、高圧になるに従い窒素量が増加の度合は小さくなる。また、溶接金属への窒素の溶解はジューベルトの法則に従わない。

(6) いずれの溶接金属にも気孔は認められない。

(7) 熱力学的検討を行った結果、 N_2 雰囲気における溶接金属の窒素量は高圧下において平衡測定値よりかなり低い値となる。これはアーク溶接過程のガス・メタル反応の時間が極めて短いためと考えられる。

終りにのぞみ、実験遂行にあたり種々協力された東北大学本田明枝官ならびに辻井浩工学修士に謝意を表す。

参考文献

- 1) 桑名武, 粉川博之, 松崎晋一; 高圧溶接雰囲気における純鉄溶接金属の窒素吸収, 一高圧下における溶接金属の窒素吸収 (第1報)一, 本論文集, 3-4 (1985), 737-744
- 2) C. Wagner; Thermodynamics of Alloys, Addison-Wesley Press, (1952), 51-53.
- 3) J. Chipman; Atomic Interaction in Molten Alloy Steels, J. Iron & Steel Inst. (U.R.), 180-6 (1955), 97-106.
- 4) J.C. Humbert and J.F. Elliott; The Solubility of Nitrogen in Liquid Fe-Cr-Ni Alloys, Trans. Met. Soc. AIME, 218-12 (1960), 1076-1087.
- 5) R.D. Pehlke and J.F. Elliott; Solubility of Nitrogen in Liquid Iron Alloys, 1. Thermodynamics, Trans. Met. Soc. AIME, 218-12 (1960), 1088-1101.

エレクトロスラグ溶接における水素の反応機構*

永野 恭一**, 柿本頼太郎**, 北村 征義**, 百合岡信孝**

Reaction Mechanism of Hydrogen in Electroslag Welding*

by Kyoichi Nagano**, Eitaro Kakimoto**, Yukiyoishi Kitamura** and Nobutaka Yurioka**

The reaction mechanism of hydrogen transfer in electroslag welding is presented.

The effects of basicity of flux and water vapour pressure of atmosphere on hydrogen contents of deposited weld metal in copper moulds with electroslag welding using a consumable nozzle have been investigated.

It has been found that Sievert's law does not hold in the relation between the hydrogen content of weld metal and water vapour pressure but a linear relation does.

This relation may hold under the assumption that the water dissolves in slag as hydroxyl combined with silicate networks and free hydroxyl ions and that only hydroxyl ions react with metal.

The partition coefficient and the reaction rate constant of hydrogen is reversely proportional to the basicity of flux. The former is almost same as the value so far reported in electroslag remelting and the latter is three to nine times as high as that.

Key Words: Electroslag welding, Consumable nozzle, Hydrogen, Basicity of flux, Water vapour pressure, Reaction mechanism

1. 緒 言

エレクトロスラグ溶接法 (ESW) においても継手部の拘束度が大きく、かつ水素量が高い場合には溶接金属に低温割れを発生することがある¹⁻⁵⁾。そこで低温割れ防止のうえで重要な低水素化の基本条件を明らかにすることを目的として ESW における水素の反応機構の解明を行なった。

ESW の溶着金属水素量にはフラックスの塩基度や雰囲気の水蒸気分圧 P_{H_2O} が影響することを坪井ら⁶⁾、益本ら⁷⁾、田中ら⁸⁾、永野ら⁹⁾ が報告しているが、いづれにおいても水素量と P_{H_2O} の 0.5 乗との間には直線関係を得ていない。いっぽう、梶井ら¹⁰⁾、中村ら¹¹⁾ のエレクトロスラグ再溶解法 (ESR) に関する報告、また今井ら¹²⁾ の水蒸気-溶融鋼-溶鉄間の水素平衡に関する報告ではいずれも鋼中水素と P_{H_2O} の 0.5 乗との間には直線関係を得ている。ESW、ESR とともにスラグのジュール発熱を熱源として電極を溶解するなど原理は同じとみられる

*原稿受付 昭和59年8月20日 (昭和54年度春季全国大会にて発表)

**正 員 新日本製鉄(株) Member, Nippon Steel Corp.