Al 鋼溶接棒 (複合心線) に関する研究 (第 1 報)*

—溶着金属の性質におよぼす Al 量の影響—

石 崎 敬 三** 松尾孝一郎** 松 本 正**

Studies on Composite Al-Steel Electrodes (Report 1)*

—Effect of Al Content on Some Properties of Weld Metal—

By Keizo Ishizaki**, Koichiro Matsuo** and Tadashi Matsumoto**

Abstract

In this paper, authors describe the results of some experiments on Al-steel electrode made of composite core wire, which is composed of mild steel tube and Al wire folded up in it. We deal with the following items, that is, melting behavior of composite core wire, chemical reactions between the coating materials and molten metal at elevated temperature, scaling and cracking test of weld metals. Conclusions were summarized as follows ;

(1) Al and steel in the composite core wire melt uniformly and make the homogeneous Fe-Al alloy in spite of their difference of M.P..

(2) The higher the coating percentage of lime-fluorite type electrode is, the higher Si and C in deposit metal are reduced from coating, and Al is oxidized, while Mn is not affected.

(3) When Al content of deposit metal is less than 2%, oxidation resistance at high temperature is the same as mild steel, but at 4 to 7%, it equals to 18Cr-or 13 Cr- steel and upward 10%, it is more excellent to 18 Cr- 8 Ni- steel.

(4) Cracking tendency of welds is reduced with increase of Al content. The weld metal of higher Al content cracks at about 400 to 500°C, but that of the lower Al cracks even at room temperature.

1. 緒 言

一般に Al 含有耐熱鋼材,たとえば Al 鋼,カロライズド鋼ならびに Al 被覆鋼の溶接は普通の軟鋼棒で行なうと気泡発生が著しく,低水素系溶接棒で行なえば気泡は防止できるがキレツ性に問題があり,またいずれも溶着部の耐酸化性は期待できない。やむを得ず酸化抵抗の大きい Cr-Ni, Cr および Cr-Mo 鋼などの特殊溶接棒が以前から使用されてきたようである。しかしこれらは高価であり,しかもその溶接部は母材と同一酸化状態を示さないなどの難点が多かった,著者らは以前からこの種鋼材に適合する溶接棒の研究に着手していたのであるが,溶着金属に耐酸化性を持たせるだけ多量の Al を添加することはきわめて困難であった。研究の初期には,(1) Al 細線を軟鋼心線に巻きつけたものに低水素系被覆を施したもの。(2) 低水素系被覆中に Al 粉を混入したものなど試作したが,これらはいずれも作業性および溶着金属の性質に欠陥があり,構想を根本的に改める

必要があった。その後,幾多の研究を重ねた結果,本報の Al-軟鋼複合心線の製造法を考案するにいたり,これに Al_2O_3 - CaF_2 を主成分とする特殊な被覆を塗装して所期の目的を果すことができた。今回はこの Al-軟鋼複合心線の Al 量を各種変化させた被覆溶接棒について二,三の基礎的な実験を行い複合心線の溶融状態,被覆と溶着金属成分との関係,ならびに溶着金属の耐酸化性やワレ感度におよぼす Al 量の影響を報告する。なお溶着金属のワレ感度,結晶粒度,および機械的性質と各成分の関係などについても続報する予定である。

2. 試 験 材

2.1 供試溶接棒

Table 1 は使用した Al-軟鋼複合心線の化学成分を示したものである。各成分は理論値であって,このうちの Al 量は封入した Al 線径によって変化させた。耐酸化性およびワレ試験に用いた溶接棒は Table 2 に示した。

2.2 供試鋼材

Table 3 は供試鋼板の化学成分を示したものである。軟鋼板 (SS-41) のうち 12 mm 厚は耐酸化性試験に,同じく 20 mm と Al 鋼板 (SAL-2) はワレ試験に使用

* 原稿受付, 昭和36年2月7日 (昭和35年度溶接学会秋季学術講演会において発表)

** 正員, 八幡溶接棒株式会社研究部 Member, Yawata Welding Electrode Co., Ltd. Technical Research Division.

Table 1 Chemical analysis of Al-mild steel composite core wire

Mark	Weight of core wire (g/rod)	Chemical compositions, w.t. % *						
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Al
C-1	33.70	0.06	0.022	0.29	0.011	0.018	0.08	9.40
C-2	30.84	0.05	0.025	0.28	0.010	0.019	0.08	15.10
C-3	20.62	0.05	0.028	0.26	0.010	0.019	0.07	20.26

* Theoretical value

Table 2 Coated electrodes used in the experiments

Mark	Specification	Core. wire		Chemical compositions, w.t. %									
		size. mm	Kind	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Al
E-1	D4316	4×400	Mild steel	0.080	0.51	0.64	0.008	0.012	0.12	—	—	—	—
E-2	E 430	4×350	18Cr steel	0.080	0.57	0.20	0.021	0.007	0.17	17.10	0.21	—	—
E-3	E 502	4×400	5Cr steel	0.070	0.50	0.54	0.015	0.010	0.05	4.55	—	0.61	—
E-4	E 410	4×350	13Cr steel	0.090	0.48	0.51	0.019	0.008	—	12.78	0.21	—	—
E-5	D 308	"	19Cr-9Ni steel	0.050	0.32	1.72	0.015	0.007	—	19.90	10.78	—	—
E-6	—	4×400	Mild steel	0.020	0.49	0.33	0.011	0.010	0.11	—	—	—	2.44
E-7	—	"	C-1	0.018	0.48	0.31	0.008	0.002	0.07	—	—	—	6.43
E-8	—	"	C-2	0.018	0.63	0.21	0.008	0.002	0.07	—	—	—	10.66
E-9	—	"	C-3	0.025	0.56	0.18	0.012	0.001	0.08	—	—	—	15.25
E-10	—	"	C-3	0.015	0.52	0.21	0.013	0.002	0.08	—	—	—	19.03

Table 3 Chemical analysis of base metal used in the experiments

Specification	Thickness mm	Test	Chemical compositions, w.t. %							
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Ti
SS-41	12	Scaling test	0.17	0.013	0.49	0.010	0.021	0.11	—	—
	29	Cracking test	0.20	0.06	0.68	0.021	0.023	0.10	—	—
SAL-2 *	16	"	0.07	0.16	0.44	0.010	0.010	0.12	4.71	0.27

* Al steel of Yawata Iron and Co., Ltd.

した。

3. 実験方法

3.1 複合心線の溶融状態

複合心線は融点のことなる材料 (Fe, $1,539 \pm 3^\circ\text{C}$; Al, $660.2 \pm 0.1^\circ\text{C}$) から構成されているため溶融の均等性が問題となる。これを検討するため最も溶融に不均等をきたしやすいと考えられる高 Al 含有溶接棒 (E-10) を選び、溶接の途中、溶接棒の所定位置でアークを中断し、その溶融端のマクロならびにミクロ断面を調査した。さらに 170A にて溶着されたビードと、このさいに放出されたスパッタの Al 分析を行ない成分の均等性をも検討した。

3.2 被覆と溶着金属成分の関係

予備実験で Al 鋼溶接棒に適応する各種タイプの被覆を検討したところ低水素系が最良であった。しかし溶着金属に第 3 元素である C および Si の増加する傾向が認められた。これらは Al 鋼の靱性を低下させ溶接部のワレ感度を高める有害元素である。本項目の試験は、この原因が被覆と Al との反応にあると考えて行なった。すなわち供試棒として Table 1 の一心線に CaCO_3 50%, CaF_2 50% 組成の被覆を 22~48.5% の被覆率 (被覆重量/溶接棒重量 $\times 100$) 範囲に数種類塗布したものについて、溶着金属の成分変化を調査した。なお溶着金属の Si 量変化は被覆中の全 SiO_2 を固着剤 (K_2SiO_3) 量で調節した溶接棒について検討した。

Photo. 2 Micro-section of melted tip of composite core wire, E-10; etching, 5% Nital, 7 min.

ら諸事実から融点の異なる 2 種の材料から成る複合線材はアーク溶接において成分のおよび組織的に均質な合金を与えることがわかった。

4.2 被覆と溶着金属成分の関係

Fig. 6 は $\text{CaCO}_3\text{-CaF}_2$ 系被覆の被覆率と溶着金属成分の関係を示したものである。これから被覆と溶着金属の反応を推定することができる。すなわち被覆率の増加にしがって溶着金属の C および Si は増し Al は急激に減小し, Mn はほとんど変動していない。この事実は次の式で説明される。

Fig. 6 Relation between chemical compositions of deposit metal and coating percentage

* Chipman および Boudouard の平衡式に基づき著者らが算出した。

$$\Delta F^\circ_T = -305670 + 158.26T \quad (4)^*$$

$$\Delta F^\circ_T = -197400 + 42.08T \quad (5)^*$$

ここで $[\]$ は溶着金属中の成分濃度 $(\)$ はスラグ中の成分濃度を表わす。Al 鋼中の C はフェライト粒界に炭化物として析出し、その靱性を極度に低下させる元素であるためできる限り少ないことが望ましいといわれている¹⁾。低水素系被覆の主成分である石灰石はアーク熱により (1) および (2) の熱解離を起し、その結果生じたアーク雰囲気中の CO ガスは (4) 式にしたがって Al 還元される。すなわち溶着金属中の C はアーク雰囲気中の CO ガス分圧により定まるものであるから溶着金属の C を減ずるには CO 分圧を下げねばならない。Table 2 に示す Al 鋼溶接棒の被覆はこの考察にもとづき CO_2 および CO を全く発生しない $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$ を主成分とするスラグシールドタイプのもとした。これで溶着金属中の C は 0.05% 以下になした。また被覆中の SiO_2 成分は固着剤として使用した珪酸カリ (K_2SiO_3) から供給されるものである。したがって被覆率の増加によってその絶対量は増し、(5) 式の反応にもとづき図の結果になるものと考えられる。Fig. 7 は被覆中の全 SiO_2 と溶着金属中の Si 量の関係を示したもので、これから上式の反応は確認される。

Fig. 7 Relation between Si content of deposit metal and total SiO_2 content of coating

4.3 耐酸化性試験

Fig. 8 は溶着金属の耐酸化性と Al 量の関係を示したものである。Al 量が多くなるとしがって酸化抵抗は増大する。また加熱温度が 1000°C 以下であると約 6% 以上の Al 量においてはほとんどスケールは生成しない。しかし 1100°C においては相当激しい生成がみられた。12% 以上にもなると 1100°C においてもスケールらしきものは形成されなく、試験片表面に Al_2O_3 を主成分とする¹⁾白緑色の薄い酸化被覆が生成された。Fig. 9 は Al

Fig. 8 Relation between depth of corrosion and Al content, of weld metal

Fig. 9 Comparison between Al steel and other electrodes about corrosion resistance

含有溶着鋼と他系耐熱鋼の酸化抵抗を比較したものである。Al 量 2% 以下では耐酸化性に効果なく約 4~7% で 13Cr や 18Cr 鋼に匹敵し 10% 以上で Cr-Mo および Cr 鋼はもちろん Cr-Ni 鋼をもはるかにしのぐことがわかった。Photo. 3 は 1100°C 加熱後の試験片の外観を示すものである。写真には大気中で加熱、空冷を 8 回繰返した試験片の外観をも示してある。酸素気流中においては Cr-Ni および高 Al 含有試験片を除くほかはすべて光沢のある密なスケールで覆われているが、大気中で加熱、冷却を繰返したものは試験片の膨脹、収縮が原因で Cr および Cr-Ni 鋼のスケールにはワレを生じたり飛散するため酸化の進行しやすいことが予想された。しかし Al を含有したものは酸素気流中よりもいくぶん多孔質であったが加熱、冷却過程に飛散しないほど密なスケールの形成されることがわかった。Photo. 4 および Photo. 5 は酸素気流中で 1100°C, 3 時間の加熱を行った軟鋼母材および約 5% の Al を含有する試験片に形成されたスケールのミクロ組織を示したものである。いずれもスケールは数層にて構成されており、その最外層はやや密で薄く、その下に多孔質な外層が存在し、スケールの内層は再び密となり、溶着金属と接触して

Photo. 3 Scaling test specimens after heating at 1100°C, for 3 min. in oxygen flow and, 48 hrs. in the air

Photo. 4 Micro-structure of scale formed on M.S. specimen, heating at 1100°C, for 3 min. in oxygen flow

いるサブスケール層は各写真の右列 Part B に示すごとく最も密な組織を呈している。この部分にて選択酸化が行われ Al が Fe よりも早く酸化され、Fe 原子の拡散を困難にする密な Al_2O_3 被膜が形成されるようである。Al 含有試験片のサブスケールをさらに高倍率で観察す

Photo. 5 Micro-structure of scale formed on Al steel, E-7, heating at 1100°C, for 3 min. in oxygen flow

ると方向性を持ち針状に発達している状態が明らかとなった。

4.4 ワレ試験

Fig. 10 および Fig. 11 は軟鋼および Al 鋼母材について求めた Al 量とワレ時間の関係を示したものである。ワレ時間は縦軸に対数目盛で示し、Al 量を横軸に表わした。Al 量は試験片の開先部に溶着された試験ビードを分析したもので、電流の増加によって減少することがわかる。ワレ時間は溶接開始から最終段階のワレまでの経過時間である。ワレ時間は母材の種類にかかわらず溶着金属の Al 量が増すにしたがって短くなる傾向を持ち、8%あたりからはほとんど一定となり溶接後10~20秒で最終ワレを生じた。5~6%以下ではワレるさいスラグが剝離するほどの振動と大音をともなった。しかし Al 量がこれ以上になるとワレ音は小さくなり、高 Al 含有においてはほとんど音を生じなかった。また軟鋼試験片で溶着金属の Al 量が2%以下になるとビードを縦断するワレは起こりにくく、クレータ部に生ずる程度であった。既述のとおり試験は3電流にて行なったものである

Fig. 10 Relation between cracking time and Al content of weld metal deposited on M.S. specimen

Fig. 11 Relation between cracking time and Al content of weld metal deposited on Al-steel specimen

Fig. 12 Shrinkage, cracking time and cooling curve of welds, on 170A

Fig. 13 Shrinkage, cracking time and cooling curve of welds, on 170A

がワレ時間におよぼす電流の影響は明りようでなかった。Fig. 12 および Fig. 13 は 170A における溶接部の収縮量と母材の冷却曲線を示したものである。ワレ時間はかかる曲線から求めたものである。冷却曲線から推定すれば Al 量の高い場合は 400°C 付近でワレており低含有においてはほとんど常温に到ってから一挙にワレるようである。これはワレ破面の着色状況からも明らかである。また同一供試棒においても Al 鋼母材のほうが軟鋼母材よりワレ時間がいくぶん短くなっていることは母材に Al が含有されているため稀釈されにくかったこ

とによると考えられる。またワレの起点をミクロ的に調査したがいずれの場合も大きく開口されているため確認しえなかった。しかし全体として溶着金属と母材で形成される開先ルート部の切欠からフェライト柱状晶に沿って進展するワレが多かった。これは Al 量の高い場合において著明であった。Photo. 6 および Photo. 7 は供試棒の中で最も Al 量の高い E-10 と最も低い E-6 による溶接部のルート近傍に生じたワレを例示したものである。前者は柱状晶と平行に進展したワレであり、後者は柱状晶に沿わないワレである。溶着金属の表面に開口し

Photo. 6 Crack at root of welds by E-10, base metal; Al steel, welding current; 170A, etching; 5% Nital for 10 sec.

Photo. 8 Micro-crack in the weld metal by E-10, base metal; Al steel, welding current; 150A, etching; 50% Nital for 10 sec.

Photo. 7 Crack at root of welds by E-6, base metal; Al steel, welding current; 170A, etching; 5% Nital for 10 sec.

Photo. 9 Micro-crack in the weld metal by E-10, base metal; Al steel, welding current; 170A, etching; 5% Nital for 10 sec.