ステンレス鋼の TIG 溶接における溶け込み形状に及ぼす Al 量の影響

—高合金鋼の溶接施工性に及ぼす化学成分の影響 (第3報)—

平田 弘征**, 小川 和博**

Effect of Aluminum Content on Penetration Shape of Stainless Steel in TIG Arc Welding

—Effect of Chemical Compositions on Weldability in Fabrication in High Alloyed Steel (Report III)—

by Hiroyuki HIRATA** and Kazuhiro OGAWA**

The effect of aluminum content on the penetration behavior in stainless steel tube welded by tungsten inert gas arc welding was investigated from a point of view of the effective oxygen content in molten pool. Girth welding tests were carried out on 18%Cr-9%Ni stainless steel tubes with 0.006-0.030% aluminum and 0.003-0.004% oxygen. The penetration depth, the bead width and the root bead length were measured to evaluate the formability of root bead. Then the aluminum content in weld metal was analyzed. The formability of root bead was deteriorated in proportion to the decrease of penetration depth and the increase of bead width caused by the addition of aluminum to the base metal. The aluminum content in weld metal analyzed was inconsistent with the content estimated from the dilution law but that agree with the content calculated from the solubility of Al_2O_3 . The deterioration of the root bead formability by the increase of aluminum is thought to be caused by the molten metal flow to the molten pool edge induced by the decrease of the soluble oxygen content in molten pool.

Key Words: Welding, Weldability in fabrication, High alloyed steel, Penetration shape, Formability of root bead, Aluminum, Oxygen, Solubility, Molten metal flow, Surface tension, Stainless steel, Girth welding

1. 緒 言

近年の熟練溶接士の高年齢化、不足にともなう施工コストの増大や溶接施工の自動化への指向などにより、最近では、溶接施工性に優れた、即ち、健全な溶接ビードが容易に得られる材料が強く求められるようになってきている。ここで言う、溶接施工性とは、溶接ビードの均一性（アークが安定で、幅方向に均一なビードの得られ易さ）、裏波形成能（溶け込みが十分で、全溶接線に対し、優れた性状の裏ビードの得られ易さ）および溶接ビードの平坦度（母材とのなじみが良好で、止端角の小さなビードの得られ易さ）などが挙げられる。溶接施工性に及ぼす鋼中化学成分の影響を明らかにするために、前々報¹⁾では、高合金鋼の TIG 溶接における陽極形成現象に関する検討を行い、鋼中の S, Se, Te, Si, Mn, Al の影響について明らかにするとともにそのメカニズムについて考察した。また、前報²⁾では TIG 溶接ビード形状に及ぼす S, Se, Te, Si, Mn の影響について検討し、そのメカニズムについて考察した。その結果、鋼中の表面活性元素および Mn は溶け込み深さを大きくし、溶接時の裏波形成能を改善する効果が期待できること

が明らかとなった。しかし、S は溶接ビードの均一性の劣化²⁾や溶接高温割れ感受性の増大を招き³⁾、Mn は耐食性を劣化させる³⁾可能性があるため、厳しい安全性を要求される部位への知見の適用は困難となる場合がある。

これらの元素以外に溶け込み形状に及ぼす Al の影響についてはいくつかの研究例がある⁴⁻⁷⁾。これらの報告では、Al の増加は溶け込み深さを浅くし、ビード幅を広くする効果を有することが示されている。B. Pollard⁵⁾は、その作用機構を Al と O の関係から推察し、Al 量の増加は溶融池中に溶解する O 量を減少させるため、表面活性元素である O の効果が失われるためであると推察している。しかし、Al と O の関係について定量的に取り扱っておらず、Al の作用機構については未だ統一した見解は得られていないのが現状である。

本報告では、溶け込み形状に及ぼす Al の影響を明らかにするとともに、鋼中の Al と O の関係に着目し、そのメカニズムについて溶解度の観点から定量的に考察することを試みた。

2. 実験方法

本検討では、Al 量の異なる市販の SUS304L 鋼管（外径 27.2 mm、肉厚 2.5 mm）を供試材として用いた。供試材の化学成分を Table 1 に示す。

この供試鋼管端部に、Fig. 1 に示すような、ルート厚さ

*原稿受付 平成11年 3 月29日 平成10年度春季全国大会で発表
平成10年 6 月軽構造接合加工研究委員会発表

**正 員 住友金属工業(株) Member, Sumitomo Metal Industries, Ltd.

1.25 mm, 角度45°の開先を機械加工により設け, 市販の SUS304L 用 TIG 溶接材料 (1.2 mm 径) を用い, 鋼管を水平固定して, 全姿勢突き合わせ円周溶接を行った. Table 2 には使用した溶接材料の化学成分を, Table 3 には溶接条件を示す. ここで, アーク長とは開先底部と電極先端との距離とした.

得られた溶接継手を管軸方向に二分割し, 裏波形成率を測定した. ここで裏波形成率を, 完全溶け込みとなり, 裏ビードが形成している長さが全溶接線長さに占める割合と定義した. 完全溶け込みが得られなかった溶接条件 (溶接電流: 50 A) で溶接した溶接継手については, 12 時位置 (下向き姿勢) より採取した試験片を研磨, 腐食して溶接部横断面を現出し, 溶け込み形状 (ビード幅, 溶け込み深さ) を測定した.

また, 各溶接継手の溶接ビード表層部を除いた溶接金属部から切粉試験片を採取し, 湿式分析法により溶接金属中の Al 量を求めた. さらに, 各継手の希釈率 K から, (1) 式により, 溶接金属中の Al 量を推定し, 化学分析結果と比較した. ここで継手の希釈率 K は, 12, 3, 6, 9 時各位置での横断面溶け込み形状から溶接金属の面積 S および溶融

した母材の面積 s を測定して求めた四断面での希釈率の平均とした.

$$Al_{est.} = \{ Al_{BM} \times K + Al_{wire} \times (100 - K) \} / 100 \quad \cdots (1)$$

Al_{est.} (%) : 希釈率より推定した溶接金属中の Al 量
Al_{BM} (%) : 供試鋼管中の Al 量 (化学分析値)
Al_{wire} (%) : 溶接材料中の Al 量 (化学分析値)
K <= s/S × 100 > (%) : 希釈率
(S : 溶接金属の面積, s : 溶融した母材の面積)

3. 実験結果

3.1 裏波形成能に及ぼす Al の影響

Fig. 2 は, 供試材を溶接電流 50 A にて全姿勢円周溶接した場合の 12 時位置 (下向き姿勢) での溶接部の断面観察結果を示す. この溶接条件では, 溶け込みが不十分であり, 裏ビードは形成されなかった. また, Fig. 3 は, 12 時位置での, ビード幅および溶け込み深さを供試材中の Al 量で整理した結果である. Al 量が増加すると, ビード幅が広がり,

Table 1 Chemical compositions of tubes used (mass%).

Heat	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	O
1	0.010	0.32	1.17	0.019	0.002	0.06	9.23	18.27	0.006	0.003
2	0.020	0.36	1.44	0.040	0.001	0.06	9.36	18.24	0.015	0.004
3	0.014	0.51	1.51	0.025	0.001	0.21	10.30	18.55	0.020	0.003
4	0.018	0.37	1.25	0.030	0.002	0.19	9.60	18.40	0.032	0.004

Size : φ27.2 × 2.5^t (mm)

Fig. 1 Edge preparation of tubes.

Table 2 Chemical compositions of welding material used (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	O
0.003	0.22	1.27	0.003	0.002	10.21	20.75	0.01	0.0049

Table 3 Welding conditions.

Welding current (A)	50 - 60
Arc length (mm)	2
Traveling speed (mm/s)	1.3
Wire feeding speed (mm/s)	5
Electrode	Thoriated tungsten (2%ThO ₂)
Diameter (mm)	2.4
Angle of tip (°)	30
Gas flow rate (l/min)	Shielding : 15, Backing : 7.5

Fig. 2 Effect of Al content in tubes on penetration shape; Welding current : 50 A, Observed portion : 12 o'clock (Flat).

Fig. 3 Effect of Al content in tubes on penetration depth and bead width.

Fig. 4 Effect of Al content in tubes on formability of root bead.

溶け込み深さが減少する傾向が認められ、特に、0.032% Al 材で溶け込み深さの減少が顕著であった。Fig. 4 は溶接電流 55 A および 60 A にて溶接したそれぞれ二継手づつの裏波形成率を測定し、供試材中の Al 量で整理した結果である。いずれの溶接条件においても、供試材中の Al 量が増加するに従って裏波形成率が小さくなることが明らかとなった。Fig. 3 の結果と併せて考えると、供試材中の Al 量の増加による裏波形成能の劣化は、Al の増加による溶け込み深さの減少に起因するものと考えられた。また、溶接継手の外観観察の結果、溶接ビード上には、微小な粒状のスラグが散見され、供試材料中の Al 量の増加とともに、わずかにその量が増加する傾向が認められた。

3.2 溶接金属中の Al 量の分析結果

溶接継手の希釈率測定の結果、供試材料にかかわらず、溶接電流 60 A および 65 A で溶接した場合、希釈率はそれぞれ約 65% および約 70% であった。Fig. 5 および Fig. 6 はそれぞれ溶接電流 60 A および 65 A で溶接した場合に希釈率から推定した溶接金属中の Al 量と化学分析により求めた溶接金属中の Al 量の関係を示す。

供試材料中の Al 量が少ない場合には、溶接金属中の Al の分析結果と希釈率より推定した溶融池中の Al 量とは良い対応を示す。しかし、供試材料中の Al 量が増加するに従い、溶接金属中の Al 量は希釈率より推定した Al 量に対して減少する傾向が認められた。そして、その傾向は溶接電流 60 A で溶接した場合の方が顕著であった。

Fig. 5 Comparison between Al content estimated from dilution ratio and analyzed value in weld metal; welding current: 60 A.

Fig. 6 Comparison between Al content estimated from dilution ratio and analyzed value in weld metal; welding current: 65 A.

4. 考 察

4.1 溶融池中の Al, O の溶解度に関する検討

Ar でシールドされた TIG 溶接では、溶接中に外部からのガスの混入は極めて少ないと考えられる。溶融池へのガスの混入がないものと仮定すると、純鉄中の溶融池中での Al_2O_3 の溶解度については(2)式が成立する⁸⁾。

$$\log K = \log(a_{Al})^2(a_O)^3 = -64000/T + 20.57 \quad \cdots(2)$$

a_{Al} , a_O : ヘンリー基準による Al, O の活量

合金鋼においてはその影響を考慮した他元素の相互作用助係数が用いられ⁸⁾, 例えば 1873 K での値を用いると, (2) 式は以下の形となる.

$$\log[Al \%]^2[O \%]^3 = -64000/T + 20.57 + 3.424[Al \%] + 0.086[Si \%] - 4.556[O \%] + 0.165[Cr \%] - 0.018[Ni \%] + 0.061[Mn \%] \quad \cdots(3)$$

$O < 0.01\%$ の範囲では $|\log[O \%]| \gg [O \%]$ であるため(3)式は

$$3 \log[O \%] = -64000/T + 20.57 - 2 \log[Al \%] +$$

$$3.424[Al \%] + 0.086[Si \%] + 0.165[Cr \%] - 0.018[Ni \%] + 0.061[Mn \%] \quad \cdots(4)$$

と近似できると考えられる.

溶融池の温度を 1823, 1848 および 1873 K と仮定して求めた Al_2O_3 の溶解度曲線を Fig. 7 に示す. 図より明らかなように, Al 量が増加するに従い, 溶融池中に溶解しうる O 量が逆数的に減少する. ところで, ステンレス鋼の溶融池温度の実測例⁹⁾ では, 溶融池の温度はステンレス鋼の融点より約 150 K 程度高いと報告されている. そこで溶融池の温度を 1848 K として得られた溶解度曲線中に希釈率より推定した溶接金属中の Al および Al と同様の手法で推定した O 量をプロットした結果を Fig. 8 に示す. 供試材料中の

Fig. 7 Solubility curve of Al_2O_3 in molten pool.

Fig. 8 Relationship between solubility of Al_2O_3 at 1848 K and Al, O content in molten pool estimated from content in welding material diluted by base metal.

Fig. 9 Comparison between Al content calculated from solubility of Al_2O_3 at 1848 K and analyzed value in weld metal; Welding current: 60 A.

Fig. 10 Comparison between Al content calculated from solubility of Al_2O_3 at 1848 K and analyzed value in weld metal; Welding current: 65 A.

Al 量が最も少ない場合には、溶融池中の Al, O 量は溶解度曲線を下回り、全てが溶融金属中に溶解するものと考えられる。供試材中の Al 量が増加するに従い、Al, O 量は溶解度積を上回り、溶融池中に溶解できない Al, O 量が増大する。以上の考えに基づき、1848 K における溶解度曲線より溶融池中に溶解しうる Al 量を求めた結果を Fig. 9 および Fig. 10 に示す。図中にはそれぞれ溶接電流 60 A および 65 A で溶接した場合における溶接金属中の Al 量の化学分析結果を併せて示す。この結果より、溶解度曲線より求めた溶融池中に溶解しうる Al 量は、希釈率から推定した Al 量に対して Al 量が増加すると減少する傾向が認められた。そして、溶解度曲線より求めた溶融池中に溶解しうる Al 量は化学分析から得られた溶接金属中の Al 量と良い対応関係が認められた。このことは溶解度積を上回る Al, O は結合し、溶融スラグとして排出されることを示唆していると考えられる。また、Fig. 7 に示したように、溶解度曲線は温度の低下とともに、左下に移動するため、凝固時に溶融池中に溶解しうる Al_2O_3 量は減少する。しかし、本検討は、小径、薄肉の溶接を対象とするため、冷却速度が十分に大きく、 Al_2O_3 を排出する時間が短いため、溶接後の溶接金属中の Al 量は溶接時の溶融池温度に支配されと考えられ、前述の溶解 Al, O 量の推定値は概ね妥当であると考えられる。

4.2 溶け込み形状に及ぼす Al の作用機構

これまでの実験結果より、供試材中の Al 量は溶接部のビード幅を広げ、溶け込みを浅くし、その結果、裏波形成能を劣化させることが明らかとなった。また、溶解度積による検討結果より、溶融池中の Al の溶解現象は O と密接な関係があることが明らかとなった。ここでは、これらの結果を基に裏波形成能に及ぼす Al の作用機構について考察する。

Fig. 11 に模式的に示すように、固体金属中で Al は一部固溶するが、残りは酸化物として存在する。溶接中の溶融池中では溶解度積までの Al, O 量は溶融池中に溶解するが、過剰の Al, O は結合し、酸化物を形成する。溶接中に酸化物は凝集し、スラグとして溶融池上に浮上すると考えられる。溶解度曲線より明らかなように、溶融池中の Al 量が少ないほど溶融池に溶解しうる O 量は増大する。

O は VI 族元素であり、S, Se 等と同様に表面活性元素であることが従来知られている¹⁰⁾。溶融金属中の O 量が増加すると、Fig. 12 に示すように表面張力の温度勾配が徐々に大きくなる¹¹⁾。C.R. Heiple らは S 等の表面活性元素は表面張力の温度依存性に影響を与え、表面張力差に起因する表面張力対流の強さや方向を変化させるため、溶け込み形状に影響を及ぼすと報告している¹²⁻¹⁴⁾。溶融金属中の Al そのものは溶融池内の表面張力対流には直接影響を与えないと考えられるが、前述のように溶融池中に溶解しうる O 量に影響を与える。即ち、供試材中の Al 量が増加すると、溶

Fig. 11 Schematic illustration of effect of Al content on soluble oxygen content in molten pool.

Fig. 12 Effect of oxygen content on temperature dependence of surface tension¹¹⁾.

融池中の Al 量が増加するため、表面活性元素として作用する有効な O 量が減少する。その結果、表面張力差に起因した外向きの駆動力が大きくなるため、溶融池周辺部での溶融が活発となり、結果的に溶け込み深さが減少して裏波形成能を劣化させると考えられる。

5. ま と め

溶接部の溶け込み形状に及ぼす Al の影響について検討した結果、以下の知見が得られた。

- (1) Al 量の増加は、溶接ビード幅を広くし、溶け込みを浅くして裏波形成能を低下させる。

- (2) 溶接金属中の Al 量を化学分析した結果, 母材中の Al 量が増加するほど溶接金属中の Al 量の減少が大きくなる。
- (3) 溶融池の温度を 1843 K と仮定した場合, Al_2O_3 の溶解度積により求めた溶融池中に溶解しうる Al 量と溶接金属中の Al 量の化学分析結果には良い対応が認められた。
- (4) 上述の検討より, Al 量の増加による裏波形成能の劣化は, 溶融池中に溶解しうる表面活性元素 O 量が減少して, 表面張力差に起因する外向きの対流の駆動力が大きくなり, 幅方向の溶融量が大きくなるためであると考えられた。

参 考 文 献

- 1) 平田弘征, 小川和博, 高 隆夫, 本田達朗, “TIG 溶接における陽極形成現象に及ぼす鋼中化学成分の影響—高合金鋼の溶接施工性に及ぼす化学成分の影響(第 1 報)—”, 本会論文集, 第 17 巻, (1999), 第 3 号, 387~396.
- 2) 平田弘征, 小川和博, 高 隆夫, “TIG 溶接ビード形状に及ぼす鋼中化学成分の影響—高合金鋼の溶接施工性に及ぼす化学成分の影響(第 2 報)—”, 本会論文集, 第 17 巻, (1999), 第 3 号, 397~402.
- 3) ステンレス鋼便覧, 日刊工業, 353~365.
- 4) C.R. Heiple and J.R. Roper, “Effects of minor elements on GTAW fusion zone shape”, in ‘Trends in welding research in the US’ (Ed. S.A. David). ASM, Metals park OH, (1982), 489~520.
- 5) B. Pollard, “The effect of minor elements on the welding characteristics of stainless steel”, Weld. J, Sep., (1988), 202s~213s.
- 6) 石崎敬三, 横谷真一郎, 岡田恒男, 松縄 朗, “軟鋼中の化学成分と TIG 溶接時のアーク電圧”, 第 82 回溶接アーク物理研究委員会資料, 86-614.
- 7) 黒崎洋介, 塩崎守雄, 河野六郎, “溶接ビード幅に及ぼす無方向性電磁鋼板の鋼中の Al の影響”, CAMP-ISIJ, Vol. 4 (1991), 1879.
- 8) 日本学術振興会製鋼第 19 委員会編, 製鋼反応の推奨平衡値, 38~45.
- 9) 溶接アーク物理委員会編, “パルスアーク溶接”, (1986), 62.
- 10) A.M. Maraka, et al., “The effect of refining on the penetration of metal in arc welding”, Avt. Svarka, No. 9 (1977), 7~10.
- 11) 溶接アーク物理研究委員会, 溶接アークの物理, 41.
- 12) C.R. Heiple and J.R. Roper, “Effect of selenium on GTAW fusion zone geometry”, Weld. J, August (1981), 140s-145s.
- 13) C.R. Heiple and J.R. Roper, “Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry”, Weld J, April (1982), 97s-101s.
- 14) P. Burgardt and C.R. Heiple, “Interaction between impurities and welding variables in determining GTA weld shape”, Weld. J, June (1986), 150s-155s.