高 Al 含有溶接金属のじん性改善におよぼすフラックス中 TiO₂ 及びワイヤ中 Ti の影響*

—サブマージーク溶接金属の組織とじん性におよぼす鋼板中 Al の影響 (第2報) —

西山 昇**, 寺嶋久栄**, P.H.M. Hart***

Effect of Flux TiO₂ and Wire Ti Content on Tolerance to High Al Content Welds*

—Effect of Al in C-Mn Steels on Microstructure and Toughness of Submerged-Arc Welds
(Report 2)—

by Noboru Nishiyama**, Hisaci Terashima**, P.H.M. Hart***

In an earlier report an initial investigation into the influence of parent plate steel deoxidation practice, and in particular Al level, on the microstructure and toughness of submerged-arc welds had shown that even small changes in weld metal Si and Al levels (e.g. 0.02 to 0.03% Al) could produce drastic deterioration in Charpy toughness when using some basic fluxes.

In the present report the results are presented of further work, primarily aimed at improving the tolerance to high weld metal Al levels, by using TiO₂ additions to fluxes or Ti additions to wires.

Significant improvements in toughness of high Al (0.03–0.04%) weld metals were observed by increasing flux TiO₂ contents and weld metal oxygen levels. Titanium introduced from the wire was much less effective than that introduced from TiO₂ in the flux. A schematic diagram describing the different effects of Al, Ti, Si, oxygen and flux TiO₂ content on acicular ferrite formation is proposed.

1. 緒 言

前報¹⁾において、Al 含有量の異なった 50 kgf/mm² 級 C-Mn-Nb 系高張力鋼の一層サブマージーク溶接を行ない、高塩基性フラックスを用いた場合には高 Al 鋼板の溶接金属において著しいじん性劣化が生じ、わずか 0.008%~0.01% Al の増加で 80~100℃ のシャルピーせん移温度の上昇が認められること、このじん性急減をもたらす Al 量域においてアシキュラーフェライト主体から M-A-C 主体への溶接金属組織の変化、Ti 係介在物の急減、固溶 Al の急増が認められ、この Al 量は溶接金属中酸素量が少ない方が低量であること、などを報告した。

本報では主としてこの高 Al 域における溶接金属のじん性改善について検討すべく、試作フラックスと試作ワイヤを用いてフラックス中 TiO₂²⁾、ワイヤ中 Ti 及び溶

接金属中酸素と高 Al 含有溶接金属の組織、じん性の関係について検討した。さらに、前報及び本報で得られた実験事実に基づいて Al, Ti, Si, 酸素及びフラックス中 TiO₂ のアシキュラーフェライト生成におよぼす影響を統一して説明しうる仮説を提案した。

2. 実験方法

供試鋼板は Table 1 に示す前報で使用したものと同一の 25 mm^t の 4 鋼種である。フラックスとしては Table 2 にその組成を示す 5 種類の試作焼成型フラックス F 1~F 5 と前報で用いた市販品 F B の合計 6 種類を使用した。F 1~F 4 は溶接金属中酸素が約 250 ppm となるように成分設計し、フラックス中 TiO₂ 量を Table 中に示すように<0.1%から8.5%まで4段階に変化させた高塩基性のものである。F 5 は溶接金属中酸素量約 200 ppm で TiO₂ を含まないものである。ワイヤは Table 3 に示す如く、WA (前報で使用)、WA と同一の市販品で酸素量が 150 ppm と高い WC、WA と同一成分系として Ti を単独添加した 2 種類の試作ワイヤ (T 1, T

*原稿受付 昭和59年8月21日。昭和60年度春季全国大会論文発表講演

**正 員 川崎製鉄(株) Member, Kawasaki Steel Corp.

***非 会 員 英国溶接研究所 No Member, The Welding Institute

Table 1 Chemical compositions of parent steels, wt%

Plate code	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Al	Ti	O	N
P1	0.17	0.01	1.37	0.016	0.018	0.07	0.06	0.02	0.031	0.007	0.003	0.016	0.002
P2	0.15	0.38	1.21	0.019	0.014	0.09	0.10	0.05	0.029	<0.005	0.005	0.013	0.005
P3	0.19	0.37	1.43	0.036	0.023	0.08	0.10	0.02	0.035	0.052	0.007	0.003	0.005
P4	0.17	0.40	1.30	0.012	0.017	0.03	0.02	0.01	0.038	0.050	0.004	0.003	0.005

Table 2 Chemical analyses of the fluxes, wt%

Flux	SiO ₂	CaO	MgO	CaF ₂	TiO ₂	Al ₂ O ₃	MnO	FeO	B _L [*]
F1	14.3	17.0	27.6	9.7	<0.1	17.0	3.4	2.7	2.74
F2	13.5	16.8	27.9	9.3	2.2	16.6	3.2	2.7	2.67
F3	12.8	15.9	26.7	9.3	4.7	16.6	3.2	2.6	2.53
F4	13.1	14.7	24.9	9.3	8.5	15.7	3.1	2.5	2.19
F5	10.3	11.9	37.7	25.8	0.2	10.2	2.5	2.7	3.76
FB	16.3	9.1	23.1	19.0	4.0	20.0	2.8	1.2	2.26

$$*: B_L = 6.05N_{CaO} - 6.35N_{SiO_2} - 4.97N_{TiO_2} - 0.2N_{Al_2O_3} + 4.8N_{MnO} + 4.0N_{MgO} + 3.4N_{FeO}$$

Table 3 Chemical compositions of the welding wires (4.0 mm), wt%

Wire	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Nb	Al	Ti	O	N
WA	0.12	0.17	1.50	0.007	0.013	0.10	0.05	0.46	0.17	<0.005	<0.005	<0.002	0.008	0.008
WC	0.12	0.11	1.57	0.008	0.015	0.06	0.04	0.48	0.25	<0.005	0.008	<0.002	0.015	0.009
T1	0.10	0.19	1.53	<0.005	0.007	0.02	0.02	0.48	0.21	<0.005	0.010	0.11	0.004	0.010
T2	0.10	0.21	1.59	<0.005	0.008	0.03	0.03	0.49	0.22	<0.005	0.012	0.21	0.002	0.009

Table 4 Chemistry and mechanical properties of weld metal and microstructure type (Ti addition from TiO₂ in flux)

Flux and wire	Plate	Si, Al, Ti and O content in weld metal, %				Temperature for 3.5 kgf-m Charpy, °C	Microstructure category
		Si	Al	Ti	O		
F1 (<0.1%TiO ₂) WA	F2	0.28	0.007	<0.002	0.027	18	C
	F2, 3	0.26	0.016	<0.002	0.026	-45	A
	F3	0.26	0.026	<0.002	0.027	-35	A
	F3, 4	0.27	0.033	<0.002	0.027	10	B
F2 (2.2%TiO ₂) WA	F3, 4	0.27	0.032	0.003	0.032	-55	A
	P4	0.29	0.044	0.003	0.028	-18	B
F3 (4.7%TiO ₂) WA	F2	0.25	0.007	0.005	0.024	-40	A
	F2, 3	0.25	0.018	0.006	0.024	-55	A
	F3	0.25	0.028	0.006	0.027	-35	A
	F3, 4	0.26	0.038	0.006	0.026	-25	B
F4 (8.5%TiO ₂) WA	P4	0.30	0.041	0.005	0.029	-22	B
	F2	0.27	0.005	0.007	0.028	-25	B
	F2, 3	0.27	0.013	0.008	0.027	-40	A
	F3	0.27	0.024	0.008	0.029	-38	A
F4 (8.5%TiO ₂) WC	F3, 4	0.29	0.031	0.008	0.029	-57	A
	P4	0.30	0.042	0.008	0.029	-50	A
	F2	0.25	0.007	0.006	0.033	20	C
	F2, 3	0.23	0.018	0.006	0.038	-35	A
F1, WC (<0.1%TiO ₂) F3, WA (4.7%TiO ₂) F4, WA (8.5%TiO ₂)	F3	0.24	0.029	0.007	0.038	-40	A
	F3, 4	0.26	0.038	0.007	0.034	-60	A
	P4	0.27	0.042	0.007	0.030	-40	A
	F1	0.05	0.006	<0.002	0.038	0	C
F3, WA (4.7%TiO ₂) F4, WA (8.5%TiO ₂)	F1	0.08	0.007	0.003	0.033	10	C
	F1	0.08	0.007	0.004	0.034	0	C

2) の合計 4 種類 (いずれも 4.0 mmφ) を用いた。

溶接条件, 実験要領は前報と全く同じである。ただし, 電解抽出法による介在物分析には析出 N 分析を追加

し, 正確を期すため Ti は湿式分析した。さらに 10 種類の溶接金属を選択して Particle Analysing Scanning Electron Microscope (PASEM) による溶接金属中 介在物分析を行なった。同分析法の詳細については文献 3 及び 4 を参照されたい。

3. 実験結果

3.1 フラックス中 TiO₂ の影響

Table 4 に TiO₂ 量の異なるフラックス F 1 ~ F 4 と市販ワイヤ WA 又は WC を組み合わせて作製した溶接金属の化学組成中 Si, Al, Ti 及び酸素量, $v_{T_{F3.5}}$ 及び溶接金属組織をまとめて示した。溶接金属組織は本報でも前報記述の如く, 主としてアシキュラーフェライトと M-A-C の混合組織であったので Point Counting 結果の代りに溶接金属組織を, アシキュラーフェライト主体組織 (A 型), M-A-C 主体組織 (C 型) 及びこれら二組織の混合組織 (B 型) の 3 種類に分類して表示した。各組織型の代表例を Fig. 1 に示す。溶接金属中 Ti 量はフラックス中 TiO₂ 量によって定まり, TiO₂ 量とともに増加するが, 8.5% TiO₂ 含有フラックスで 0.008% と微量である。また, フラックス中 TiO₂ による溶接金属への Ti 添加量は同一フラックスでは Al 量によって変化しなかった。

フラックス F 4 と酸素量の異なるワイヤ WB 及び WC を組み合わせた場合の溶接金属組成を同一鋼板溶接金属と比較するとワイヤ中酸素の多い方が溶接金属中酸素及び Al が高く Ti が低い傾向が認められる。これは溶融池中溶解酸素と Al が Ti に優先して結合することを示唆すると思われる。

溶接金属中酸素量はその増加を意図して使用したワイヤ WC の場合を除いて 240~320 ppm の範囲であった。また, 本報においても表中に示した如く, 溶接金属組織とじん性の間には前章同様の良好な相関が認められた。

溶接金属のじん性と Al の関係におよぼすフラックス中 TiO₂ の影響を示したものが Fig. 2 である。TiO₂ 無添加の F 1 では Al 無添加及び高 Al 溶接金属いずれにおいても低じん性であるが, TiO₂ による 0.003~0.008 % の微量の Ti 添加によって全 Al 量範囲にわたってじん性が改善された。Fig. 3 は高 Al 溶接金属のじん性におよぼす TiO₂ の影響であり, 溶接金属中 Al 量が少ない方がじん性改善に必要なフラックス中 TiO₂ が少なくなることを示した。図中には Al 無添加の低 Si 溶接金属のじん性と TiO₂ の関係を併示したが, この場合にはじん性改善は認められなかった。これは後述する様に溶

Fig. 1 Example of weld metal microstructure

(a) Category A: Predominantly AF (b) Category B: AF + M-A-C
(c) Category C: Predominantly M-A-C

Fig. 2 Relationship between 3.5 kgf-m Charpy transition temperature, Al content in weld metal and TiO_2 content in flux

Fig. 4 Effect of oxygen content in weld metal on the relationship between 3.5 kgf-m Charpy transition temperature and Al content at different weld metal

Fig. 3 Effect of TiO_2 content in flux on 3.5 kgf-m Charpy transition temperature at three weld metal Al levels

融池での溶解酸素量の相違に基づくと考えられる。

同一 Ti を含む溶接金属のじん性と Al の関係におよぼす溶接金属中酸素量の影響を示したものが Fig. 4 で、

同一 Ti では酸素量が異なっても Al によるじん性変化は同様の傾向を有し、酸素量の多い方が高 Al 側に移行し、その結果、Ti 添加による高 Al 溶接金属のじん性改善には酸素量の多い方が有利となる。例えば、約 0.04% Al の溶接金属に 0.006% の Ti が添加された場合、約 40 ppm の酸素の増加で $\sqrt{T_{R3.5}}$ は 60℃ 改善された。一方、Al 無添加溶接金属では酸素量が多い方がじん性が低い一般的傾向が認められた。これらの現象も後述する溶融池中溶解酸素のじん性への影響を示すものと考えられる。

前報においてじん性劣化を生じる Al 量において固溶 Al の急増及び析出 Ti の減少が生じることを述べた。Fig. 5 は溶接金属中 Al と析出 Al の関係であり、析出 Al は TiO_2 量に関係無く、溶接金属中 Al が増すとほぼ直線的に増加し、高 Al 溶接金属での固溶 Al の急増は生じなかった。したがって、Fig. 5 のフラックス F1 (TiO_2 無添加) での高 Al 溶接金属におけるじん性劣化

Fig. 5 Relationship between precipitated Al and Al content in weld metal

Fig. 6 Relationship between precipitated Ti and Al content in weld metal

は固溶 Al の増加に基づくものではないと考えられる。

Fig. 6 は析出 Ti の溶接金属中 Al による変化を示したものであり、前報同様同一 Al では TiO₂ が多い程析出 Ti 量が多く、高 Al 溶接金属ではいずれのフラックスでも析出 Ti 量は減少した。図中 () 内には 0.03% 及び 0.04% Al 溶接金属の組織分類を示した。析出 Ti 量と組織 (すなわちじん性) は良く対応し、低 Al の方が低析出 Ti で良い組織を示した。Fig. 7 は 0.03% 及び 0.04% Al 溶接金属のじん性と析出 Ti の関係であり、高 Al 溶接金属のじん性改善に対する析出 Ti の効果がより明示された。

また、AlN は数 ppm、析出 N は最多でも 14 ppm と微量であった。

3.2 ワイヤ中 Ti の影響

じん性劣化のみられた高 Al 溶接金属と Al 無添加低 Si 溶接金属についてワイヤからの Ti 添加の組織及びじ

Fig. 7 Relationship between 3.5 kgf.m Charpy transition temperature and precipitated Ti in weld metal

Table 5 Chemistry and mechanical properties of weld metal and microstructure type (Ti addition from wire)

Flux	Plate	Si, Al, Ti, O and soluble Al content in weld metal, %					Temperature for 3.5 kgf.m Charpy, °C	Microstructure category
		Si	Al	Ti	O	Sol. Al		
FB	P3, 4	0.31	0.036	0.006	0.023	0.004 ¹⁾	45	C
		0.30	0.033	0.028	0.020	0.008	15	C
		0.34	0.032	0.046	0.020	0.008	10	C
	P4	0.33	0.040	0.003	0.020	0.012 ¹⁾	42	C
		0.35	0.046	0.015	0.022	0.024	20	C
		0.37	0.048	0.021	0.023	0.023	25	C
F5	P3	0.38	0.048	0.025	0.025	0.016	20	C
		0.38	0.049	0.035	0.025	0.017	20	C
		0.26	0.033	0.002	0.017	0.013	42	C
	P4	0.29	0.029	0.007	0.022	0.011	20	C
		0.29	0.029	0.016	0.020	0.012	20	C
		0.29	0.030	0.025	0.022	0.014	20	C
F1	P3, 4	0.27	0.033	<0.002	0.027	0.005	10	C
		0.28	0.037	0.008	0.028	0.009	-30	A
		0.22	0.030	0.015	0.029	0.006	-30	A
	P1	0.27	0.034	0.024	0.030	0.011	-35	A
		0.09	0.005	0.003	0.028	0.01	-11	B
		0.14	0.008	0.012	0.029	0.002	-5	B
FB	P1	0.12	0.008	0.019	0.027	0.002	-10	B
		0.13	0.007	0.022	0.028	0	-18	B
		0.13	0.009	0.029	0.025	0.004	-70	A

ん性におよぼす影響を調べた。溶接金属中 Ti 量はワイヤ WA, T1 及び T2 の組合せを違えることによって変化させた。

Table 5 に溶接金属中 Si, Al, Ti 及び酸素量, $\sqrt{T_{3.5}}$, 溶接金属組織の分類及び固溶 Al 量を示した。Ti は 0.006 ~ 0.046% とフラックス中 TiO₂ からの Ti 添加に比べて大幅に変化した。また、固溶 Al と、Ti 量の間には明確な関係は認められず、組織及びじん性との間にも特定の関係は存在しなかった。尚、AlN は 2~3 ppm の微量であった。

溶接金属のじん性におよぼす Ti の影響を示したものが Fig. 8 であり、溶接金属中酸素が約 200 ppm のフラックス F B 及び F 5 では 0.031~0.046% Al 溶接金属いずれにおいても Ti 添加によるじん性変化は小さかつ

Fig. 8 Effect of Ti addition from wires on the toughness of weld metal

Fig. 9 Effect of Ti source on relationship between weld metal toughness and weld metal Ti content

た。F 1 による 290 ppm 酸素で 0.034% Al の溶接金属では 0.008% Ti 添加によって $\sqrt{R_{3.5}} = -30^\circ\text{C}$ 迄のじん性改善が認められた。しかし、Fig. 9 に示すようにワイヤからの Ti 添加はフラックス中 TiO_2 からの場合と比べてその効果は小さく、溶接金属中 Ti 量が同じでも Ti 添加法によってじん性が異なることが明らかとなった。一方、Al 無添加低 Si 溶接金属においては約 0.03% と比較的多量の Ti によってじん性が改善された。

各フラックスによる溶接金属について溶接金属中 Ti と析出 Ti の関係を示したものが Fig. 10 であり、同一 Al 量では酸素量多の方 (F 5 → F 1) が、同一酸素量では Al 量少の方 (F 1 → FB) が析出 Ti が多いことを示した。この結果を Fig. 8 のじん性変化との関係で見ると、析出 Ti は、じん性改善が最大の Al 無添加低 Si

Fig. 10 Relationship between precipitated Ti and total Ti content in weld metal

Fig. 11 Relationship between precipitated N and Ti content in weld metal

溶接金属で最も多く、じん性変化最小の高 Al 溶接金属 (F B, F 5) で最も少なく、比較的小さいじん性改善の生じた F 1 による高 Al 溶接金属ではその中間の値となった。

Fig. 11 は溶接金属中 Ti と析出 N の関係を示したものであり、0.3% Si 溶接金属ではフラックス組成に無関係に溶接金属中 Ti とともに析出 N が増加し、 TiO_2 による Ti 添加の場合と異なる傾向を示した。したがって、Fig. 10 の F 1 と F B 及び F 5 との析出 Ti 量の差は Ti 系酸化物量の相違に基づくと考えられる。特に、Al 無添加低 Si 溶接金属では析出 Ti が多い (Fig. 10) にもかかわらず析出 N は最多で 13 ppm と少量であり、この場合の析出 Ti はほとんど大部分 Ti 系酸化物と考えられる。ワイヤからの Ti 添加の場合にもじん性改善に酸化物が

Table 6 Summary of results of PASEM analyses

Ti source	Plate	Flux	Si, Al, Ti and O content in weld metal, %				Temperature for 3.5 kgf-m Charpy, °C	Micro-structure category	Al-containing inclusions Number/mm ² (ratio to total No., %)	Ti-containing inclusions Number/mm ² (ratio to total No., %)	Overall average diameter, μ m
			Si	Al	Ti	O					
TiO ₂	P1	FB	0.09	0.005	0.003	0.028	-11	-B	565 (5.7)	343 (3.5)	0.56
			0.11	0.025	0.005	0.031	-50	A	2576 (55.0)	465 (9.9)	0.78
			0.11	0.044	0.005	0.025	44	C	2111 (62.3)	116 (5.5)	0.92
Ti			0.13	0.009	0.029	0.025	-70	A	1916 (30.2)	5971 (94.2)	0.60
TiO ₂	P2	FB	0.29	0.006	0.004	0.024	-47	A	1472 (19.8)	542 (7.3)	0.60
	P2, 3		0.29	0.016	0.005	0.024	-63	A	2770 (42.3)	697 (10.7)	0.61
	F2		0.27	0.032	0.003	0.032	-55	A	5563 (69.8)	489 (6.1)	0.63
	FB		0.31	0.036	0.006	0.023	45	C	2053 (54.6)	97 (2.6)	0.86
	P3, 4		0.27	0.033	<0.002	0.027	10	C	3750 (64.0)	35 (0.6)	0.81
Ti		FB	0.30	0.033	0.028	0.020	15	C	1550 (52.3)	1123 (38)	0.94

寄与していると推察される。

3.3 PASEM 分析結果

Table 6 は溶接金属中介在物の PASEM 分析結果をまとめたものであり、Ti 源にかかわらず高じん性を示す溶接金属の平均介在物粒径は約 0.6 μ m と小さいことが明らかとなった。フラックス中 TiO₂ 及びワイヤ中 Ti いずれからの Ti 添加の場合でも Al 系介在物数と溶接金属の組織及びじん性の間には特定の関係は認められなかった。一方、Ti 系介在物数が減少すると組織及びじん性が劣化する傾向が明示された。ワイヤからの Ti 添加のじん性改善効果を TiO₂ からの Ti 添加の場合と比較すると、同程度のじん性を得るには10倍程度の介在物数が必要であり、フラックス中 TiO₂ による Ti 添加法がじん性改善にきわめて有効であることを示した。

4. 考 察

以上の実験から下記諸現象が明らかとなった。

(A) Al 添加によって低酸素(約 200 ppm)溶接金属のじん性が急減する。約 240 ppm 酸素の溶接金属では約 0.02% Al の添加でじん性が改善され、さらに Al が増すとじん性が急減する。この場合、溶接金属中 Si が低いと適正 Al 量は高量側に移行する。一方、低酸素低 Si 溶接金属では全 Al 域にわたって低じん性であった(前報 Fig. 1)。

(B) Al 無添加溶接金属では 0.1% から 0.3% への Si 増によってじん性改善が生じる(前報 Fig. 1)。

(C) 高 Al 溶接金属へのフラックス中 TiO₂ からの微量 Ti (0.003~0.008%) 添加はじん性改善に有効であり(Fig. 2)、溶接金属中 Al が高い程必要 TiO₂、すなわち必要溶接金属中析出 Ti が多くなる(Fig. 3, 7)。

(D) 溶接金属中酸素が多い程高 Al 溶接金属のじん性改善に対するフラックス中 TiO₂ の効果は大きい(Fig. 4)。

(E) 0.3% Si の Al 無添加溶接金属のじん性はフラックス中 TiO₂ からの Ti 添加で向上する(Fig. 2)。

(F) 高 Al 溶接金属のじん性改善に対してフラックス中 TiO₂ による方がワイヤ中 Ti による Ti 添加より効果的である。

(G) ワイヤから溶接金属への約 0.03% Ti の添加によって Al 無添加低 Si 溶接金属のじん性は改善される(Fig. 8)。

(H) 高じん性を示す溶接金属中介在物の平均粒径は小であ

る。また、Ti 系介在物数の減

少がじん性劣化に影響をおよぼすと考えられる (Table 6)。

これらの実験事実を統一して説明するために下記の仮説を提案した。

溶接金属の強靱化にはその組織をアシキュラーフェライト主体とすることが効果的であり、アシキュラーフェライトの生成には適量の微細酸化物が必要である。そのためには溶融池の凝固温度近傍で形成される酸化物(特に Ti 系酸化物)が有効である。そしてこの微細酸化物を得るには凝固温度近傍の低温の溶融池においてある限定された量の溶解酸素(Critical Uncombined Oxygen)の存在が必要である。微細な Ti 系酸化物はアシキュラーフェライト生成核サイトとしてきわめて有効であり、低温の溶融池において Ti 系酸化物が形成される場合、CUO 範囲は拡大される。また、Al は酸素との親和力が強く高温で酸化物を形成するのでアシキュラーフェライト生成核サイトにはなり難い。

この仮説を図で表わしたものが Fig. 12 及び 13 であり、このモデルに従って、上述の(A)~(G)の諸現象を説明する。

(A) Al は酸素との親和力が強いので溶融池高温で溶解酸素と結合して(前報 Fig. 5, 本報 Fig. 4)、溶融池低温での溶解酸素を減少させる。フラックス FA による Al 無添加の 0.3% Si 溶接金属では溶解酸素は CUO 範囲にある。Al 添加によって溶解酸素は減少して CUO 範囲より低くなり、アシキュラーフェライト生成核サイトが不足して M-A-C 組織を生じ、じん性が劣化する(Fig. 12, Weld B→C)。一方、フラックス FB では Al 無添加では溶解酸素は CUO 範囲より多く、約 0.02% Al 添加によって溶解酸素は CUO 範囲内となってアシキュラーフェライトが生成する。さらに Al が増すと溶解酸素は CUO 範囲より低くなり、じん性劣化が生じる(Fig. 12, Weld A→B→C)。この場合、フラックス中に 4% TiO₂ が含まれているので CUO 範囲は Ti 系酸

Fig. 12 Schematic diagram of effect of change in uncombined weld pool oxygen content during welding on acicular ferrite formation

Fig. 13 Schematic diagram of effect of Ti on critical uncombined oxygen content for acicular ferrite formation

化物によって拡大された範囲と考えられる。低 Si になると溶解酸素が増すので CUO 範囲の適正溶解酸素量になるためにはより多量の Al が必要となる。フラックス FA による低 Si 溶接金属中には TiO_2 が含有されていないので、CUO 範囲は狭く、溶解酸素は低 Al 域では CUO より多く、高 Al 域では少なくなる。その結果、全 Al 域にわたって低じん性溶接金属となる。

(B) Fig. 12 の Weld A $\rightarrow$ B への変化と考えられる。

(C) フラックス中 TiO_2 はスラグ-メタル反応で溶融池の比較的高温から低温域まで連続して Ti と酸素を供給しうるので、結果的には溶接金属中 Ti 量は微量であっても溶融池低温で必要量の微細 Ti 系酸化物を生成し

うる。それゆえ、高 Al 溶接金属における溶解酸素量の不足をおぎなう。溶接金属中 Al が増す程、溶解酸素量が減少するので、CUO 範囲に入るには多量のフラックス中 TiO_2 が必要となる (Fig. 13, Weld C で a $\rightarrow$ b)。

(D) 同一 Al 量の高 Al 溶接金属でも溶接金属中酸素が多い程溶融池中溶解酸素は多く、CUO 範囲に入るのに要する Ti 系酸化物は少量となる。

(E) TiO_2 添加による Ti 系酸化物の供給により、Fig. 13 の Weld A において CUO 範囲が a から b に拡大された結果と考えられる。溶解酸素量が多過ぎると Fig. 3 の Al 無添加低 Si 溶接金属における様に TiO_2 添加効果は生じない。これは TiO_2 添加によって CUO が b に拡大されるにもかかわらず溶解酸素がより多いためと考えられる。

(F) ワイヤからの Ti 添加の場合、Ti は脱酸剤として供され、溶融池低温で微細な Ti 系酸化物を生成するには多量の Ti が必要となる (Table 6)。フラックス中 TiO_2 からの Ti 添加の場合、析出 Ti のほとんど大部分が Ti 系酸化物と考えられるのに対してワイヤからの Ti 添加の場合、析出 N の増加が認められること (Fig. 11) から、添加法による Ti の挙動の相違が推察される。

(G) Fig. 11 における析出 N 量が少ないこと及び Fig. 10 で析出 Ti が多なることから、上述の如く Ti が脱酸剤として作用することが示唆される。Fig. 12 の Weld A $\rightarrow$ B への変化又は Fig. 13 の Weld A(a) $\rightarrow$ B(a, b) or C(b) への変化に基づくと考えられる。

上述の様に本報で提案した仮説を用いることによって溶接金属のじん性におよぼす Al, Ti 及び酸素の影響を統一して説明できるものの、本説は未だ初期モデルの段階である。本来、アシキュラーフェライトの生成に有効な酸化物は、溶接金属の化学組成や溶接過程での冷却速度などによって、その形態、大きさ、組成が異なると考えられる。本モデルをより確実ならしめるためには、溶接金属中酸化物に関する詳細な検討が必要と考えられる。

5. 結 論

Al 含有量の異なった 50 kgf/mm² 級 C-Mn-Nb 系高張力鋼の一層サブマージアーク溶接を試作フラックスと試作ワイヤを用いて行ない、フラックス中 TiO_2 、ワイヤ中 Ti 及び溶接金属中酸素の高 Al 含有溶接金属のじん性改善におよぼす影響について検討した。さらに、溶接金属の組織とじん性におよぼす Al, Ti, Si 及び酸素の影響を統一説明しうる仮説の提案を行なった。

得られた結論を下記する。

1. 高 Al 溶接金属のじん性改善にはフラックス中 TiO_2 からの Ti 添加が効果的であり、溶接金属への 0.003~0.008% の微量 Ti 添加でじん性が改善された。この場合、溶接金属中酸素が少ない方が、又 Al が多い方が多量の TiO_2 が必要となる。

2. ワイヤ中 Ti から溶接金属への Ti 添加のじん性改善に対する効果はフラックス中 TiO_2 の効果に比べて小さい。これは溶融池での Ti の挙動の相違に基づくと考えられる。

3. 高じん性を示す溶接金属の平均介在物粒径は Ti 源にかかわらず小さい。

4. 上述の実験結果は、“溶接金属の強靱化にはその組織を微細アシキュラーフェライトすることが有効であり、溶融池の低温域においてある限定された量の溶解酸素 (Critical Uncombined Oxygen) が存在するときに形成されうる微細酸化物がアシキュラーフェライト生成核サイトとして作用する。特に、微細 Ti 系酸化物は核サ

イトとして有効であり、溶融池低温域に微細 Ti 系酸化物が存在する場合には CuO 範囲は拡大される。”と考えることによって統一説明できる。

本研究の遂行にあたり多大なる御協力を賜った英国溶接研究所 (TWI) の方々に深甚の謝意を表します。特に、熱心な御討論をいただいた同所 Dr Dolby 及び Dr Gooch に心中から御礼申し上げます。

参考文献

- 1) 西山, 寺嶋, Hart; “サブマージアーク溶接金属の組織とじん性におよぼす鋼板中 Al の影響(第1報)”, 溶接学会論文集, 2-2 (1984), 173-179
- 2) 森, 本間, 大北, 若林; “Ti-B 系溶接金属における靱性向上機構”, 溶接学会誌, 50-2 (1981), 48-56
- 3) S. Ekelund and T. Werleforde; “A System For The Quantitative Characterisation of Microstructures by Combined Image Analysis and X-ray Discrimination in The Scanning Electron Microscopy”, IIT Research Institute, Vol. 1 (1970), 417
- 4) R.J. Pargeter; “Investigation of Submerged-Arc Weld Metal Inclusion”, The Welding Institute Research Report 151/1981, (1981)

SUS316L ステンレス鋼と C6191 アルミニウム青銅との拡散接合*

浜田邦彦**, 圓城敏男***, 池内建二***

Diffusion bonding of Aluminum bronze (JIS C6191) to stainless steel* (JIS SUS316L)

by Kunihiro Hamada**, Toshio Enjo*** and Kenji Ikeuchi***

The diffusion bonding has been applied to the dissimilar metal joining of aluminum bronze (JIS C-6191) to austenitic stainless steel (JIS SUS 316L) which is very difficult to bond by conventional welding techniques. The microstructure of the bond zone and fractured surface of the joints have been examined to get better understanding of important factors that determine the strength of the joints. Results obtained are summarized as follows.

In the diffusion bonding without insert-metal the maximum tensile strength of the joint, which was obtained at the bonding temperature of 1273K, was about 300MPa much lower than the strength of base metals. In this joint the stainless steel adjacent to the bonding interface undertook transformation from austenite to ferrite owing to the increase in the concentration of aluminum (ferrite former element) supplied from aluminum bronze. Along the grain boundaries in the transformed layer, an intermetallic compound composed of Al, Cu and Ni was observed. When the joint bonded at 1273K was subjected to a tensile test, crack propagated chiefly along the intermetallic compound. Therefore, the intermetallic compound was considered to be an important factor that depressed the strength of the joint.

In order to improve the strength of the joints, copper foil and iron foil as the insert-metal were used. The formation of the intermetallic compound was suppressed considerably by using the insert-metal. How-

*原稿受付 昭和59年8月30日 昭和60年度春季全国大会論文発表講演

**正 員 日立造船(株) Member, Hitachi Zosen Corp.

***正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute of Osaka University