高強度鋼溶接金属の靱性改善法*

中西 睦夫**, 勝本 憲夫**, 小溝 裕一**, 田中 聖晃**

Improvement of Toughness of High Strength Steel Weld Metal*

by Mutsuo Nakanishi**, Norio Katsumoto**, Yuichi Komizo** and Masaaki Tanaka**

Many investigations on low carbon weld metals have revealed that weld metal composed of fine acicular ferrite has sufficient toughness and the addition of Ti or Ti-B into weld metals effectively forms the acicular ferrite microstructures. However, the majority of these investigations were concerned in the approximate strength range of 50–70 kg/mm² and not in the range over 70 kg/mm².

The toughness of bainitic and/or ferritic weld metal of high strength steel was investigated in this report.

The specimens of weld metal were prepared by DC-GMA welding process and the effects of the oxygen content and silicon content on the toughness of weld metal were investigated

The oxygen levels affected the microstructure change of high strength steel weld metal as had been found in 50–70 kg/mm². And decreasing silicon content in weld metal was remarkably effective in producing the fine microstructure and improving charpy impact properties of high strength steel weld metal

The test results could be explained in terms of decreasing martensite-austenite (M-A) constituent with decreasing silicon content.

1. 緒 言

溶接金属の靱性改善法に関する検討は、これまでも多数行われている¹⁻⁸⁾。しかし、これらの多くは、強度レベルで50～60キロクラスの鋼材を対象とする低合金溶接金属に関するもので、溶接金属組織がフェライト組織となるものである。これに関しては、溶接金属に Ti, B などの合金元素を添加することによって低温靱性の向上をはかる技術が報告されており、すでに実用化されている。

一方、市販の80キロクラス以上の高強度溶接金属を考えた場合、溶接金属組織はマルテンサイト+ベイナイト組織となり、これに関する高靱化法は、ほとんど検討されていない⁹⁾。

本研究では、HT 80 鋼溶接金属の靱性改善法として、溶接金属の組織と靱性の関係を調べるため、溶接金属中の酸素量により組織を変化させ⁸⁾、検討を行った。また、溶接ボンド部で靱性改善効果かあるとされている低 Si 化⁹⁾に着目し、これを溶接金属に適用することで靱性改善効果を検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材および溶接条件

*原稿受付 昭和57年8月31日 (全国大会論文発表講演)

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

実験に供した鋼板の化学成分を Table 1 に示す。1 は市販の 1% Ni 系 80 kg/mm² 級鋼板で、2 は低 Si 溶接金属を得るため溶製した実験室溶解材である。また、溶接金属中の Si 含有量は、鋼板中の Si 量とワイヤーの Si 量を変えることと変化させている。これら鋼板に 50° V 溝開先を加工し、通常 Si ワイヤーと低 Si 溶接金属を得るため試作した低 Si ワイヤーを用いて、溶接入力量約 30 kJ/cm で直流 GMA 溶接を行った。溶接は片面単層溶接であり、溶接金属中の酸素量は、主にシールドガス中の酸素量を変えることと変化させた。また、同一溶接金属組成のもとで、溶接金属組織の安定性を調べるため、供試材を予熱あるいは裏面から水冷して溶接し、冷却速度を変化させた。この場合の冷却速度は、溶接金属中に Pt-Rh 熱電対を挿入することにより測定した。溶接条件の一例を Table 2 に示す。

2.2 試験片採取要領

シャルピー衝撃試験片採取位置を Fig. 1 に示す。試験片は JIS 4 号を満足するもので、切欠き位置はすべて溶接金属中央部のデンドライトが集合する最終凝固位置とした。引張り試験片は、JIS 2 A 号で溶接線方向より採取した。また、ミクロ組織観察用試料、分析試料も溶接金属中央部で採取した。

2.3 溶接金属の分析

溶接金属中の酸素、窒素の分析は乾式法、Ti, Al につ

Table 1 Chemical composition of steel plate used

Mark	Chemical composition (wt %)																PCM	Ceq
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B	sol. Al	O	N	(%)	(%)
1	0.12	0.26	0.77	0.008	0.004	0.18	0.98	0.47	0.44	0.027	0.009	0.009	0.0009	0.061	0.001	0.0036	0.253	0.488
	0.09	0.34	0.98	0.008	0.006	0.24	1.03	0.56	0.33	0.031	—	0.010	0.0011	0.073	0.001	0.0047	0.238	0.490
2	0.14	0.04	0.84	0.009	0.007	0.25	0.86	0.72	0.39	0.035	0.014	—	0.0013	0.020	0.004	0.0065	0.282	0.547

$$PCM = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$$

$$Ceq = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$$

Table 2 Welding condition

Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)
700	27	45	28.8
1000	35	60	37.3

Fig. 1 Edge preparation and sampling position of specimen.

いては湿式法により分析を行った。その他の合金元素については、真空型光電測光式発光分析法により分析した。

3. 実験結果

3.1 通常 Si-Ti 溶接金属の組織と靱性および強度

50キログラスの溶接金属のマイクロ組織は、酸素含有量により大きく変化することが明らかになっているため⁸⁾ここでは通常 Si-Ti 溶接金属について、酸素量を変化させ溶接金属組織と靱性の関係について検討した。得られた溶接金属の化学組成を Table 3 に示す。Table 3 で溶接金属中の合金元素は、酸素含有量の増加で若干減少しているが、これは Si, Mn, Ti, Al の酸化物形成元素が溶接時にスラグとなり浮上したためであると考えられる。

Fig. 2 に通常 Si-Ti 溶接金属中の酸素含有量と靱性および強度の関係を示す。溶接金属中の酸素含有量の増加で強度低下を伴っているが、靱性が改善されるのがわかる。この時の溶接金属マイクロ組織を Fig. 3 に示す。低酸素域でマルテンサイト+ベイナイト組織であったものが、酸素含有量の増加によりベイナイト+フェライト組織へと変化しており、この組織変化により靱性が改善されたと考えられる。

3.2 低 Si-Ti 溶接金属の強度と靱性

前節で溶接金属をベイナイト+フェライト組織にすることで高靱性が得られることがわかった。本節では、溶接金属のより一層の高靱性化を目的とし、従来からボンド部の靱性改善効果のある低 Si 化手法⁹⁾を溶接金属に適用した。Fig. 4, Fig. 5 に、溶接金属中の酸素含有量と

Fig. 2 Relationship between oxygen content in weld metal and vT5**Table 3** Chemical composition of weld metal

Mark	Chemical composition (wt %)																PCM	Ceq	$\Delta t_{800^\circ C / 500^\circ C}$
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B	sol. Al	O	N	(%)	(%)	(sec)
S1A	0.11	0.32	1.32	0.011	0.007	0.22	1.48	0.75	0.35	0.02	0.033	0.01	0.0007	0.050	0.001	0.0051	0.289	0.619	21.9
S2A	0.09	0.32	1.22	0.010	0.007	0.22	1.35	0.69	0.34	0.02	0.024	0.01	0.0008	0.054	0.003	0.0050	0.258	0.565	20.2
S3A	0.11	0.30	1.15	0.010	0.007	0.22	1.34	0.69	0.34	0.03	0.017	0.01	0.0008	0.025	0.024	0.0050	0.278	0.573	24.0
S4A	0.09	0.22	0.99	0.010	0.006	0.22	1.35	0.68	0.34	0.02	0.014	0.01	0.0006	0.014	0.043	0.0056	0.242	0.511	30.5
S5A	0.09	0.21	0.86	0.008	0.006	0.22	1.35	0.65	0.35	0.02	0.013	0.01	0.0007	0.020	0.067	0.0056	0.235	0.495	28.8

Fig. 3 Microstructure of weld metal

Fig. 4 Effect of lowering Si content in weld metal on vTs

靱性および強度の関係を示す。低 Si-Ti 溶接金属においても溶接金属中の酸素量増加で、強度低下を伴っているが、酸素量 250~350 ppm で靱性が明らかに改善されることがわかる。この時の溶接金属の化学組成の一例を Table 4 に、溶接金属マイクロ組織を Fig. 6 に示す。低 Si 溶接金属では、通常 Si 溶接金属に比べ、セメンタイトと思われる黒い析出物が多く現出しており、(b), (d) を比較すると低 Si 溶接金属の組織微細化が見られる。

また、溶接金属中の Si が強度および靱性に与える影響を Fig. 7 に示す。溶接金属の Si 含有量を低減しても、酸素が 250~350 ppm の範囲では、高強度かつ高靱性の溶接金属が得られることがわかる。

3.3 低 Si-Ti 溶接金属の組織安定性

前節で溶接金属を低 Si 化することで高靱性が得られることがわかった。本節では、この低 Si 溶接金属組織の安定性を調べるため、溶接金属の冷却時間を種々変化させ靱性を調査した。Table 5 に溶接金属の化学組成と実験結果を示す。Fig. 8 に溶接金属の冷却時間と靱性の関係を示す。通常 Si-Ti 溶接金属に比べ、低 Si-Ti 溶接金属は、800℃~500℃の冷却時間が10秒~200秒なる広範囲で、安定して高靱性が得られる。また、この冷却時間を板厚 20 mm における溶接入熱量に換算すると、約80 kJ/cm に相当し、大入熱溶接が可能であることがうかがえる。Fig. 9 は、この時の溶接金属の

靱性変化を強度で整理したもので、広範囲な強度レベルで高靱性が得られている。

次に、800~500℃の冷却時間が約30秒の時の溶接金属マイクロ組織を Fig. 10 に示す。溶接金属中の酸素を増加することで、通常 Si-Ti 溶接金属組織 (Table 3 S 4 A) は微細化しているが、低 Si 化することでより一層組織が微細化されているのがわかる。Fig. 11 は、通常 Si-低 O および低 Si 溶接金属のシャルピー衝撃破面の走査電子顕微鏡写真である。通常 Si-低 O の場合、ラス状のマartenサイトが見られ破面単位が大きくなっているが、低 Si 溶接金属の場合、破面単位が非常に小さくなっている。Fig. 12 に、この時の溶接金属の破面単位と靱性の

Fig. 5 Relationship between oxygen content in weld metal and T.S.

Table 4 Chemical composition of weld metal

Mark	Chemical compositions (wt %)																C _{eq}	Hv	T.S.	vTs	Note
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B	sol. Al	O	N	(%)	(10 kg)	(kg/mm ²)	(°C)	
a	0.11	0.24	1.03	0.014	0.008	0.21	1.12	0.82	0.40	0.023	0.028	0.011	0.0009	0.009	0.018	0.0081	0.585	333	102.1	18	Ordinary Si-Low O
b	0.11	0.25	1.09	0.013	0.008	0.21	1.17	0.85	0.42	0.025	0.011	0.012	0.0008	0.006	0.032	0.0093	0.591	286	88.2	-18	Ordinary Si-Middle O
c	0.09	0.03	1.15	0.012	0.008	0.19	1.22	0.85	0.40	0.016	0.016	0.012	0.0007	0.013	0.007	0.0069	0.585	311	97.9	13	Low Si-Low O
d	0.09	0.02	1.04	0.012	0.008	0.20	1.17	0.84	0.41	0.018	0.011	0.012	0.0007	0.005	0.033	0.0072	0.565	270	81.8	-60	Low Si-Middle O
e	0.11	0.06	0.91	0.012	0.008	0.21	1.16	0.84	0.42	0.022	0.022	0.012	0.0006	0.012	0.048	0.0078	0.568	263	80.7	36	Low Si-High O

Fig. 6 Microstructure of weld metal

関係を示す。低 Si 溶接金属の破面単位は、通常 Si-低 O 溶接金属に比べ非常に小さくなっており、これが高靱性を生んだ原因と考えられ、この関係は、従来、溶接金属で言われている破面単位と靱性の関係⁷⁾と良い相関が見られる。

4. 考 察

4.1 溶接金属中の酸素量と靱性変化

溶接金属中の酸素含有量と靱性の関係を Fig. 2, Fig. 4 に示したが、酸素含有量の増加で靱性が改善されている。これは、従来 HT 50 クラスの溶接金属において考えられている酸素低減による靱性改善効果と相反するようと思われる。しかし、Fig. 3 にも示したように、低酸素域でマルテンサイト組織であったものが、高酸素化す

Table 5 Chemical composition of weld metal

Mark	Chemical compositions (wt %)																PCM (%)	C _{eq} (%)	$\Delta t_{500^{\circ}\text{C}}^{800^{\circ}\text{C}}$ (sec)
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B	sol Al	O	N			
LS1	0.09	0.05	1.34	0.009	0.007	0.15	1.72	0.92	0.33	0.02	0.013	0.01	0.0006	0.012	0.032	0.0056	0.268	0.626	9.4
LS2	0.09	0.05	1.36	0.009	0.007	0.15	1.73	0.94	0.33	0.02	0.014	0.01	0.0006	0.012	0.030	0.0055	0.270	0.634	23.2
LS3	0.09	0.05	1.32	0.009	0.007	0.15	1.75	0.94	0.32	0.02	0.012	0.01	0.0006	0.010	0.026	0.0057	0.268	0.625	62.8
LS4	0.08	0.03	1.25	0.012	0.007	0.16	1.58	0.89	0.36	0.01	0.017	0.01	0.0006	0.010	0.030	0.0057	0.259	0.596	88.0
LS5	0.08	0.03	1.23	0.012	0.007	0.16	1.58	0.90	0.36	0.01	0.018	0.01	0.0006	0.012	0.031	0.0057	0.250	0.596	195.6
S1	0.10	0.29	1.21	0.011	0.007	0.18	1.47	0.68	0.41	0.02	0.038	0.01	0.0006	0.033	0.004	0.0050	0.270	0.590	13.2
S2	0.11	0.28	1.21	0.011	0.007	0.18	1.47	0.69	0.42	0.02	0.039	0.01	0.0006	0.033	0.007	0.0050	0.281	0.605	13.8
S3	0.11	0.28	1.20	0.010	0.007	0.18	1.46	0.69	0.40	0.02	0.037	0.01	0.0006	0.034	0.005	0.0049	0.279	0.598	22.4
S4	0.09	0.31	1.29	0.012	0.008	0.21	1.49	0.73	0.34	0.02	0.028	0.01	0.0008	0.047	0.006	0.0054	0.270	0.586	42.4
S5	0.10	0.31	1.28	0.012	0.008	0.22	1.43	0.73	0.35	0.023	0.034	0.01	0.0008	0.044	0.004	0.0052	0.275	0.596	93.5
S6	0.09	0.31	1.26	0.011	0.007	0.21	1.46	0.73	0.34	0.02	0.024	0.01	0.0007	0.034	0.015	0.0055	0.263	0.582	204.3

Fig. 7 Relationship between Si content in weld metal and vTs

Fig. 8 Relationship between cooling time and vTs

ることと微細なフェライト組織が増加しており、組織的には従来の考え方と何ら矛盾するところはなく、HT 80 鋼クラスの溶接金属においても微細なペイナイト+フェライト組織にすることで靱性が改善されることになる。すなわち、溶接金属中の酸素は他の合金成分と同様、焼入性に大きく影響し、高酸素化により焼入性が低下すると考えられる。これは、溶接金属の CCT 図 (WM-CC-T 図) の結果⁸⁾とも矛盾しない。

4.2 低 Si-Ti-O 溶接金属の靱性改善メカニズム

HT 80 鋼溶接金属の靱性改善には、溶接金属の低 Si

化が有効であることを示した。これは、HT 80 鋼の溶接ポイント靱性について言われているように⁹⁾、低 Si 化によって、亀裂の発生位置となりやすい、島状高 C マルテンサイト (M-A) の生成が抑制されたためと思われる。しかし、M-A を抑制する効果のみで高靱性が得られるならば、破面単位に変化が見られず、靱性だけが改善されるものと思われる。しかし、図12で低 Si 溶接金属の破面単位は、従来50キログラスの溶接金属で得られている破面単位より小さくなっており、溶接金属の組織微細化が高靱性に寄与したものと考える。

Fig. 9 Relationship between T.S. and vTs

次に、低 Si-Ti-O 溶接金属で、このような微細ベイナイト+フェライト組織が得られるメカニズムについて考察する。Fig. 13 に、通常 Si-Ti-O 溶接金属と低 Si-Ti-O 溶接金属における組織変化の概念図を示す。通常 Si 溶接金属の場合、フェライトが現出したあとの残留オーステナイトは、合金元素が多く高強度であり Si はセメンタイトの生成を抑制するため、冷却により M-A 組織に変化する。一方、低 Si 溶接金属では、フェライト析出後の残留オーステナイトからセメンタイト析出が容易となることによりベイナイトが析出し、M-A 組織の生成を抑制するとともに、フェライトを分断することになり、結果的に非常に微細なベイナイト+フェライト組織となり、高靱性が得られたものと考える。

5. 結 言

高強度鋼溶接金属の靱性改善として、HT 80 鋼溶接金属の組織と靱性について検討し、以下のことが明らかとなった。

- (1) 溶接金属の変態挙動に対し酸素量が影響する。

Fig. 10 Microstructure of weld metal

Fig. 11 Fracture surface of HT80 weld metal

Fig. 12 Relationship between unit crack path of weld metal and vT_s

(2) 溶接金属組織をベイナイト+フェライト組織とす

Fig. 13 Schematic representation of the microstructure change of weld metal
(a) Ordinary Si-Ti-O, (b) Low Si-Ti-O

ることで、80 kg/mm² の強度を満足し高靱性が得られる。

(3) また、より一層の高靱性化には、溶接金属の低 Si 化が有効である。

(4) 溶接金属の破面単位と靱性には相関があり、破面単位が小さくなると靱性が改善される。

参 考 文 献

- 伊藤, 中西; 溶接部の靱性に関する研究 (第 1 報), 本誌, Vol. 44, No. 9 (1975), p. 728
- 伊藤, 中西; 溶接部の靱性に関する研究 (第 2 報), 本誌, Vol. 44, No. 10 (1975), p. 815
- 寺島; 高張力鋼サブマージーク溶接材料の基礎的研究, 東北大学博士論文, 昭和52年 8 月
- 森, 本間, 大北, 若林; Ti-B 系溶接金属の靱性向上機構, 本誌, Vol. 50, No. 2 (1981), p. 174
- E. Levine and D.C. Hill; Structure-Property Relationships in Low C Weld Metal, Met. Trans. A, Vol. 8A, No. 9 (1977), p. 1453
- 北田, 安部, 宮田; 高電流密度ガスシールド溶接金属の組織と靱性改善について, 本誌, Vol. 48, No. 10 (1979), p. 878
- 伊藤, 中西, 小溝; 溶接金属の COD 特性と組織の関係について, 本誌, Vol. 47, No. 9 (1978), p. 651
- 伊藤, 中西, 小溝; 溶接金属の組織と靱性に関する研究 (第 2 報), 本誌, Vol. 51, No. 2 (1982), p. 111
- 奥村, 田中, 伊藤, 梨和; 低 Si 80 キロ高張力鋼の研究, 本誌, Vol. 48, No. 7 (1979), p. 542