が生ずるが, Beeghly 法およびヨウ素メタノール・アルカリ溶融法によって AlN が高温域で溶解していることを確認していること, および供試鋼の N 含量が低く (5) 式に示される Darken の式⁹⁾から計算される AlN の溶解温度が 980°C (供試鋼 4 の場合) と Leslie らおよび中村らの場合の溶解温度 1090°C および 1280°C に比較して $110\sim 300^\circ\text{C}$ 低いことなどから溶体化が不完全であったとは考えにくい。

$$\log[\% \text{Al}][\% \text{N}] = -\frac{7400}{T} + 1.95 \quad \dots\dots(5)$$

したがって, これまでに行なわれた実験と比較して, 本実験の場合の溶体化の程度はそれほど差はないと見るべきであり, 本実験結果と中村らによって得られた実験結果の相異は主に分析法の相異によるものであると考えられる。

4. 結 論

溶接熱影響部靱性におよぼす Al , N および Ti の役割を明らかにすることを目的とし, 主に分析学的手法によって AlN の再析出挙動および Free-N の挙動を調べた。得られた結論は次のとおりである。

(1) 高 Al —低 N を前提とした場合, 微量の Ti が靱性

改善に効果的であることが熱サイクル再現試験においても確認された。

(2) 溶接熱サイクル冷却過程において N が Al によって捕捉される現象が水素気流中加熱還元法による Free-N 分析によっても確認された。

(3) 分析された Free-N と靱性は一義的な関係にあり, Sol. Al の増大による靱性改善が Free-N の低減によるものであることが実証された。

(4) 溶接熱サイクル冷却過程で析出する AlN の析出温度範囲は $600\sim 850^\circ\text{C}$ であり, その組織の大半がオーステナイトであっても析出が行なわれることが確認された。

参 考 文 献

- 1) 渡邊, 鈴木, 山崎, 徳永: 本誌, 51-2 (1982) 118
- 2) 卯月, 田中, 小野田, 岩本, 二村: 鉄と鋼, 67-4 (1981), S408
- 3) K. H. Sauer: Arch. Eisenhüttenwes. 38 (1967), 141
- 4) K. H. Sauer: Arch. Eisenhüttenwes. 41 (1970), 745
- 5) 中村, 深川, 栗山, 谷岡, 雑賀, 小島: 鉄と鋼, 58 (1972) 41
- 6) C. J. Smithells: Metal Reference Book, Butterworths (1962)
- 7) W. Hume-Rothery: The Structure of Alloys of Iron
- 8) W. C. Leslie, R. L. Rickett, C. L. Dolton and C. J. Watson: Trans. of A. S. M. 46 (1954), 1470
- 9) L. S. Darken, R. P. Smith and E. W. Fizer: J. Metal, 3 (1951), 1174

多層溶接金属の靱性とその支配因子*

—大電流 MIG 溶接金属の靱性に関する研究—

渡邊 之**, 小嶋 敏文**, 鈴木 元昭**

Metallurgical Factor Controlling Notch Toughness of Multipass Weld Metal*

—Study on Notch Toughness of Weld Metal in Large Current MIG Arc Welding—

by Itaru Watanabe**, Toshifumi Kojima** and Motoaki Suzuki**

In previous papers, the authors demonstrated that the addition of Ti and B are extremely effective to improve the notch toughness of weld metal and verified the inherent and complex effects of Ti , B and oxygen on the refinement of microstructure.

This paper deals with the notch toughness of weld metal produced by the multipass large current MIG arc welding. Attention was focused on the effects of alloying elements such as Ti , B , oxygen, nitrogen and post weld heat treatments on the notch toughness of weld metal. The results obtained were as fol-

*原稿受付 昭和57年3月1日

**正 員 日本鋼管(株)技術研究所 Member, Technical Research Center, Nippon Kokan K.K.

lows:

- (1) Ti-B weld metal consisting predominantly of acicular ferrite structures gives the optimum toughness at Ti content of 0.02%. The oxygen content ranging from 300 to 500 ppm has little influence on its toughness.
- (2) Nitrogen deteriorates the notch toughness of Si-Mn-Mo weld metal significantly, whereas Ti-B weld metal shows highly tolerance to it.
- (3) The deleterious effect of stress relieved heat treatment on the notch toughness of Ti-B weld metal is due to temper embrittlement phenomenon which occurs during the cooling stage after heat treatment.
- (4) The toughness of quenched and tempered weld metal made by Si-Mn-Ni-Cr containing consumable wires gives good correlation with tensile strength and oxygen content, and the transition temperatures of Charpy impact test are lowered by decreasing oxygen content within the tensile strength range of 60~65 kg/mm².

1. 緒 言

筆者らは別報^{1,2)}において、大電流 MIG 溶接金属の靱性が Ti および B の複合添加により著しく改善されることを報告し、それらを支配する冶金学的メカニズムについて検討を行った。またさらにこれらの成果の応用としてタンデム電極 1 ラン溶接によって得られる溶接金属の靱性に関し、板厚方向での均質化ならびに後熱処理にともなう劣化機構の解明とその改善について述べた³⁾。

本研究ではこれらの知見に基づいて厚鋼板の大電流 MIG 多層溶接を取扱い、溶接金属の靱性におよぼす合金元素、後続パスによる多重熱サイクルならびに溶接後熱処理（応力除去焼なまし、焼入れ焼戻し）の影響を系統的に調べ、靱性を支配する要因について検討を行った。

2. 実験方法

2.1 供試材および溶接

供試鋼の化学組成を一括して Table 1 に示す。表中 A および B はそれぞれ压力容器用 ASTM A 537 Class 2 鋼および ASTM A 516 Grade 70 鋼であり、C は KL-24 B 相当の Nb 入りアルミキルド鋼、D は API-X 70 級制御圧延鋼で、いずれも工場溶解圧延材である。

供試溶接ワイヤは Table 2 に化学組成を示す直径 4.0 mmφ のソリッドワイヤであり、その詳細については後述するが、靱性におよぼす合金元素の影響を調査するために、Ti を tr.~0.149%, B を tr.~0.0071% および窒素を 28~146 ppm（酸素量；20~102 ppm）の範囲で、また後熱処理の過程で生じる溶接金属の焼戻脆化傾向を

Table 1 Chemical composition of materials used (wt.%)

Steels	Thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Ti	B
A	40	0.14	0.44	1.50	0.018	0.004	0.19	0.22	0.24	tr.	tr.	tr.
B	40	0.20	0.23	1.10	0.017	0.003	0.23	0.15	0.15	tr.	tr.	tr.
C	25	0.09	0.25	1.27	0.009	0.003	tr.	tr.	tr.	tr.	0.020	0.020
D	32	0.06	0.22	1.81	0.020	0.003	0.46	tr.	tr.	0.29	0.020	0.020

Table 2 Chemical composition of consumable wires used (wt.%)

Wires	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Ti	B
A	0.07	0.29	1.21	0.008	0.006	tr.	tr.	tr.	0.29	tr.	tr.
B	0.05	0.35	2.02	0.007	0.007	1.00	tr.	tr.	0.30	0.024	0.0040
C	0.08	0.44	2.14	0.008	0.010	0.52	tr.	tr.	0.31	0.071	0.0060
D	0.05	0.34	1.97	0.005	0.007	1.00	tr.	tr.	0.32	0.068	0.0024
E	0.05	0.31	1.97	0.006	0.008	tr.	tr.	tr.	0.32	0.072	0.0053
F	0.04	0.33	2.03	0.006	0.008	tr.	tr.	tr.	0.32	0.103	0.0071
G	0.09	0.33	1.83	0.009	0.010	1.08	tr.	tr.	0.31	0.149	0.0070
H	0.07	0.37	1.94	0.008	0.009	0.52	tr.	tr.	0.31	0.069	tr.
I	0.04	0.32	1.98	0.007	0.008	1.01	tr.	tr.	0.31	0.030	0.0040
J	0.08	0.40	1.57	0.009	0.007	tr.	tr.	tr.	0.30	tr.	tr.
K	0.07	0.45	1.57	0.008	0.010	tr.	tr.	tr.	0.30	tr.	tr.
L	0.09	0.30	1.98	0.007	0.007	1.00	tr.	tr.	0.30	0.024	0.0030
M	-0.09	-0.35	-2.07	-0.008	-0.010	-1.03	tr.	tr.	-0.31	-0.071	-0.0040
N	0.06	0.65	1.28	0.008	0.008	0.88	tr.	tr.	0.35	0.055	tr.
O	0.03	0.51	1.62	0.009	0.007	1.20	tr.	tr.	0.34	0.108	tr.
P	0.08	0.30	0.67	0.009	0.007	0.88	0.37	0.20	0.35	0.040	0.0065
Q	0.08	0.30	0.68	0.009	0.008	0.82	0.38	0.23	0.20	0.042	0.0069
R	0.10	0.30	1.05	0.005	0.007	0.83	0.30	tr.	0.32	0.039	0.0060
S	0.09	0.35	1.63	0.004	0.007	1.55	tr.	tr.	0.32	0.037	0.0057
T	0.02	0.33	2.11	0.009	0.007	tr.	tr.	tr.	tr.	0.120	0.0072
U	0.06	0.28	1.88	0.008	0.006	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.
V	0.06	0.30	1.92	0.008	0.008	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.
W	0.06	0.31	1.97	0.007	0.008	tr.	tr.	tr.	tr.	0.073	0.0056
X	0.03	0.35	1.99	0.003	0.006	0.49	0.84	tr.	tr.	tr.	tr.
Y	0.08	0.42	2.14	0.007	0.009	0.51	0.91	tr.	tr.	tr.	tr.
Z	0.09	0.39	2.09	0.007	0.009	0.50	0.48	tr.	tr.	tr.	tr.

検討するために、Mn を 0.67~2.14%, Mo を tr.~0.55% の範囲で変化させている。さらに溶接後の焼入れ焼戻し処理に対処するために Si-Mn-Ni-Cr 系ワイヤも併せて試作し、用いた。

本実験に用いた溶接条件を Table 3 に、開先形状を Fig. 1 に示す。溶接は主として単電極による多層溶接とし、C 鋼についてのみ単層溶接を行った。溶接電流およびアーク電圧はシールドガス組成によって定まる適正值とし、いずれの場合も溶接速度を変化させて溶接入熱 36 kJ/cm 一定とした。

2.2 溶接後熱処理

本実験では応力除去焼なましを目的とする溶接後熱処理

Table 3 Welding conditions

Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (mm/min.)	Heat input (KJ/cm)	Shielding gas
760~800	28~32	350~410	36	Ar-60%He, Ar-2~50%CO ₂

Preheat temp.: room temp., Interpass temp.: 150°C

Fig. 1 Edge preparations

理 (以下 SR と略す) ならびに溶接後の焼入れ焼戻し処理 (以下 QT と略す) を実施し, 溶接金属の特性におよぼすこれら後熱処理の影響について調査した. 条件を Table 4 に示す. なお靱性劣化原因を調べるために冷却条件のみを水冷とした SR 処理も併せて行っている.

Table 4 PWHT conditions

No.	PWHT	conditions
(1)	SR	600 °C・8hr - furnace(water)/cooling
(2)	SR	625 °C・8hr - furnace cooling
(3)	QT	Q: 910 °C・1hr - water cooling [cooling rate: 20 °C/sec. (800-500 °C)] T: 620 °C・1hr - air cooling
(4)	QT	Q: 910 °C・1hr/in. - water & oil cooling [cooling rate: 3, 8, 20 °C/sec. (800-500 °C)] T: 620 °C・1hr/in. - air cooling

2.3 機械試験

Fig. 2 に JIS 4 号 V シャルピー衝撃試片採取位置ならびに切欠位置を示す. ここで切欠位置 A はほぼ全域が後続パスによって熱影響を受ける位置とし, 切欠位置 B は熱影響を全く受けない最終パス溶接金属中央とした. 引張試験片は JIS A 2 号型とし, Fig. 2 に示す切欠位置に対応する部分から採取し, また溶接金属の硬さ測定も同位置にて行った.

Fig. 2 Notch locations of impact test

3. 実験結果ならびに考察

3.1 多層溶接金属の靱性におよぼす合金元素の影響

筆者らは別報¹⁾において一層溶接によって得られる Ti-B 系溶接金属の靱性が溶接金属中の酸素量に大きく依存することを明らかにし, Ti, B および適正量の酸素が共存する場合に靱性が著しく改善されることを示した. 本節では多層溶接金属の靱性におよぼす Ti, B, 酸素および窒素の影響について調査し, これまでの単層溶接金属についての結果と比較検討した.

3.1.1 酸素の影響

Fig. 3 に溶接金属中の酸素量と溶接金属の破面遷移温度 (以下 vT_s とする) の関係を示す. 供試鋼板は Table 1-(A) であり, 供試溶接ワイヤは Table 2 中に示す 3 種 (A; Si-Mn-Mo, B; low Ti-B および C; middle* Ti-B) である. 溶接は Table 3 に示す条件によって行い, 溶接金属中の酸素量はシールドガス中の CO_2 量比を 3

*別報¹⁻³⁾に述べた low Ti 系 (Ti 量: 0.024~0.031%) および high Ti 系 (Ti 量: 0.102~0.149%) との整合性を考慮して本溶接ワイヤ (Ti 量: 0.071%) を middle Ti 系とした.

Fig. 3 Effect of oxygen content on notch toughness of multipass weld metal

~50% (Ar- CO_2) に変化させることによって変えた.

図から middle Ti-B 系ワイヤを用いた場合の vT_s は, 酸素量 157~300 ppm の範囲内で酸素量の増大にともなって低下する傾向を示すが, 300~500 ppm の高酸素域では酸素量に無関係にほぼ一定の値を示しており, 単層溶接金属において認められた中間酸素域 (200~300 ppm) での著しい靱性改善傾向は多層溶接金属の場合には認められない. この点に関しては, 単層溶接金属の靱性改善が Ti 系酸化物ならびに適量の固溶 B の存在による組織微細化に起因することから, 多層溶接金属においてはいったんオーステナイト粒界に偏析し, 粒界からの初析フェライトの生成抑制に寄与した固溶 B が, 後続パスの熱影響によって B 炭窒化物として析出するためと推測される.

また Si-Mn-Mo 系および low Ti-B 系ワイヤを用いた場合には, 酸素量 200~600 ppm の範囲で靱性におよぼす酸素量の明瞭な影響は認められない.

3.1.2 Ti および B の影響

上述の結果に基づいて, 多層溶接金属の靱性改善に有効な Ti 量を明らかにするために, 新たに Table 2 中に示す Ti, B 量の異なる計 6 種の溶接ワイヤ (D~I) を試作し, 実験に供した. 溶接はいずれの場合も Ar-20% CO_2 雰囲気下で Table 3 に示す条件にて行った. Fig. 4 に溶接金属中の Ti 量と vT_s の関係を示す. Ti-B 系溶接金属の靱性は溶接金属中の Ti 量が約 0.02% でもっとも改善され, vT_s は -69~-71°C に達している. これに対して B-free 系 (Ti 量: 0.020%) の場合には, vT_s が -43°C であり, 靱性改善に Ti および B の複合添加が有効である. この点は単層溶接金属の場合と一致している. Ti-B 系溶接金属の靱性が Ti 量 0.022% 以上で劣化傾向に転ずる点に関しては, Ti 量の増加にともなって B の酸化が抑制される結果, 固溶 B 量が増加し, 上述した B 炭窒化物の析出量が增大するためと考え

Fig. 4 Effect of Ti content on notch toughness

られる。

3.1.3 窒素の影響

溶接金属の靱性に固溶窒素が悪影響をおよぼすことはよく知られているが^{4,5)}, こうした傾向は窒素の固定に有効な Ti あるいは B を含有しない Si-Mn-Mo 系溶接金属において顕著に表われるものと考えられる。そこで Table 2 中に示す 2 種の Si-Mn-Mo 系溶接ワイヤ [J (窒素量; 49 ppm), K (窒素量; 96 ppm)] を用いて, Ar-20% CO₂ 雰囲気下で溶接を行い, 得られた溶接金属について衝撃試験ならびに引張試験を実施した。供試鋼板は Table 1-(B) である。

試験結果を Fig. 5 に示す。図中には SR 処理後の結果も併せて示す。溶接金属の引張強さは溶接金属中の窒素量が 56 から 96 ppm に増加することによって溶接ままで 60.6 から 66.3 kg/mm² に, また SR 処理後で 52.1 から

Fig. 5 Effect of nitrogen content on notch toughness before and after SR heat treatment

60.5 kg/mm² と著しく上昇し, 靱性もそれにとまって変化している。

次に Ti-B 系溶接金属の特性におよぼす窒素量の影響を調査するために, Table 2(L) に化学組成を範囲で示す窒素量および酸素量の異なる low Ti-B 系溶接ワイヤ計 7 種を試作し, 実験に供した。供試鋼は Table 1-(A) である。Fig. 6 は溶接金属中の窒素量および酸素量を溶接ワイヤ中の値と対比して示したものである。溶接金属中の酸素量は溶接ワイヤ中の酸素量にほとんど依存せず, いずれの場合も 397~445 ppm であった。なお middle Ti-B 系ワイヤ (C) についても同様の関係を求めたが, ワイヤ中の酸素量 110 ppm に対し溶接金属中の酸素量は 336 ppm であり, 溶接金属中の酸素量低減にはワイヤ中の酸素量を低く抑えるよりはむしろ Ti 量が高めることが有効である。これに対して溶接金属中の窒素量は溶接ワイヤ中の酸素量に無関係にワイヤ中の窒素量に一義的に依存し, ワイヤ中の窒素量が増すにつれて直線的に増加する傾向を示し, middle Ti-B 系ワイヤを用いた場合の結果 (ワイヤ中の窒素量; 35 ppm, 溶接金属中の窒素量; 51 ppm) も図中のそれと良く一致している。

Fig. 6 Comparison of nitrogen and oxygen contents between consumable wire and weld metal

Fig. 7 は Ti-B 系溶接金属の $\sqrt{t_s}$ および引張強さにおよぼす溶接金属中の窒素量の影響を示したもので, 図中には Fig. 5 の Si-Mn-Mo 系溶接金属の結果も併せて示している。図から明らかなように Ti-B 系溶接ワイヤを用いた場合には, 靱性および引張強さにおよぼす明瞭な窒素の影響は認められず, Si-Mn-Mo 系ワイヤを用い

Fig. 7 Effect of nitrogen content on notch toughness and tensile strength of low Ti-B weld metal

た場合と異なった傾向を示している。この事実は窒素と親和力の強い Ti, B が溶接金属中に存在することによって、窒素が化合物として固定されるため固溶窒素が減少し、その結果固溶硬化に起因する引張強さの上昇とそれとともなう靱性劣化が抑えられるものと考えられる。

なおここで S R 処理前後の靱性変化に着目すると、Ti-B 系溶接金属においては S R 処理によって $\sqrt{T_s}$ がほぼ同程度かむしろ上昇する傾向を示しているのに対し、Si-Mn-Mo 系（窒素量；56 ppm）の場合には逆に $\sqrt{T_s}$ が著しく低下し靱性が改善されている。

3.2 SR 処理後の多層溶接金属の靱性

3.2.1 Mn および Mo の影響

筆者らは Ti-B 系ないしは B-free の Ti 系溶接金属の靱性が S R 処理によって劣化する点について報告^{3,6)}を行い、それらの脆化現象が典型的な焼戻脆性としての特徴を備えていることを示し、また劣化の程度が溶接金属中の Mn 量および溶接金属の硬さと密接な関係にあることを明らかにした。多層溶接金属についても同様の検討を行うために、Table 2 に示す Mn 量の異なる計 9 種の溶接ワイヤ（Ti-B 系；B, O~S, Ti 系；D, M, N）を用いて溶接を行い、靱性におよぼす S R 処理の影響を調査した。S R 処理はいずれの場合も Table 4-(1) に示す条件にて行った。

衝撃試験結果を溶接金属中の Mn 量との関係で Fig. 8 に示す。B-free の Ti 系および Ti-B 系のいずれの溶接ワイヤを用いた場合にも、溶接ままでの溶接金属の $\sqrt{T_s}$ は、Mn 量の増大にともなって低下し靱性が向上する傾向を示す。なお B-free の Ti 系溶接金属の $\sqrt{T_s}$ は、Ti-B 系のそれに比較して 15~20°C 高温側に位置し

Fig. 8 Effect of Mn content on notch toughness after SR heat treatment (Steel; A)

ている。一方 S R 処理後炉冷した場合には、Ti-B 系溶接金属の $\sqrt{T_s}$ は Mn 量が 1.3% 以上ではほぼ一定の値を示し、その結果溶接ままからの脆化量は Mn 量が増すにつれて増大する傾向を示している。図中には一部の high Mn 系溶接金属について行った S R 処理後水冷したときの結果も併せて示す。S R 処理後の溶接金属の靱性は、いずれの場合も S R 処理後の冷却速度に依存し、冷却条件が水冷の場合には炉冷の場合よりもより溶接ままの結果をも上回る靱性値を示している。

以上の結果から、S R 処理後炉冷した場合の溶接金属の靱性低下は、S R 処理後の冷却過程で生じる焼戻脆性に起因する脆化であると言える。さらにこれら溶接金属も長時間の焼戻しによって靱性が改善されることを示しており、S R 処理にともなう靱性低下に Ti および B の析出が関与していないことを意味している。すなわち Ti の大半は溶接金属中で酸化物として存在する¹⁾一方、上述したように一部の固溶 B は、後続パスの熱影響によって溶接ままですでに炭窒化物を生成していることを示している。なお Ti 単独系の場合には、Ti-B 系に比較して S R 処理（炉冷）にともなう靱性低下が小さいが、これは図中に示すように溶接金属の硬さに差があることから焼戻脆化感受性が両者で異なるためと考えられる。

Fig. 8 中の破線で囲んだ二点は Mo-free の Ti-B 系溶接ワイヤ (S) を用いた場合の結果を示したもので、溶接ままでは Ti-B 系ワイヤ (C, Mo 量；0.31%) を用いた場合とほぼ同程度の値を示しているのに対し、S R 処理後炉冷した場合には $\sqrt{T_s}$ が溶接ままから 30°C 以上も高温側に移行し、劣化の程度が大きくなっている。この傾向は Mo の有無によって焼戻脆性に起因する脆化の程度が異なることを示しており、焼戻脆性の抑制に Mo の適量添加が有効⁷⁾であることを示している。

Fig. 9 は Ti および B を含有しない Si-Mn-(Mo) 系多層溶接金属の硬さおよび靱性におよぼす Mo 量の影響を示したものである。供試溶接ワイヤは Table 2 に示

Fig. 9 Effect of Mo content on notch toughness and Vickers hardness (Steel; A)

す3種(A, T, U)であり, 溶接金属中の窒素量はいずれの場合も55~60 ppmであった。溶接金属の硬さはMo量の増加にともなう上昇するが, SR処理にともなう硬さ変化はMo量の増加にかかわらず一定であることから, 本実験の範囲内ではMoによる焼戻し軟化抵抗は認められない。一方靱性はいずれの場合もSR処理にともなう改善されるが, その程度はMo量が0.2%を越えると小さくなる傾向を示している。

3.2.2 溶接金属内の位置による靱性の不均質

Fig. 8 および9の比較からも明らかのように, 多層溶接金属の靱性におよぼすSR処理(炉冷)の影響は, 溶接金属中にTi, Bが添加されているか否かによって大きく異なる傾向を示している。この点に関しては, SR処理にともなう靱性低下が焼戻脆性に起因することから, Ti-B系に比較して硬さの低いSi-Mn-Mo系溶接金属においては, その脆化感受性が小さく, SR処理後の冷却過程でほとんど脆化しないものと考えられる。

そこでこの点を確認するとともに併せて切欠位置の違いによる靱性変化を調べる目的で, Si-Mn-Mo系(A)およびmiddle Ti-B系(C)の2種の溶接ワイヤを用いてAr-20%CO₂雰囲気下で溶接を行い, 得られた溶接金属についてFig. 2中に示す2種の位置について衝撃試験ならびに硬さ測定を行った。

SR処理前後の vT_s と硬さをFig. 10に示す。後続パスの熱影響を受けない切欠位置Bにおける溶接までの靱性はTi, Bの有無によって大きく異なり, Ti-B系溶接金属の vT_s はSi-Mn-Mo系のそれに比較して56℃低温側に位置しているが, SR処理後水冷した場合にSi-Mn-Mo系の靱性が著しく改善されるためその差は19℃となっている。一方切欠位置Aにおける両者の差は, すでに後続パスの熱影響を受けているため溶接まで17℃

Fig. 10 Notch toughness and Vickers hardness before and after SR heat treatment (Steel; A)

であり, SR処理後水冷した場合には vT_s に差は認められない。さらにSR処理後炉冷した場合には逆にTi-B系溶接金属の靱性がSi-Mn-Mo系のそれを下回る結果となっており, 図中に示す溶接金属の硬さとの対応から焼戻脆化感受性が両者で異なることは明らかである。

3.2.3 靱性におよぼす微視組織の影響

Fig. 10の結果に対応する光学顕微鏡組織の代表例をFig. 11に示す。Ti-B系溶接金属においては, SR処理ならびに後続パスの熱影響にともなう顕著な組織変化は認められず, いずれの場合も均一微細なアシキュラーフェライト組織を呈し, 同程度の良好な靱性を示す事実と良い対応を示している。

Fig. 11 Optical micrographs of weld metal

これに対して Si-Mn-Mo 系溶接金属では、後続パスによる多重熱サイクルによっても、また SR 処理によっても微視組織に著しい変化が認められる。切欠位置 B では粗大化したフェライトサイドプレートが主に観察される (上段) のに対し、多重熱サイクルを受けた切欠位置 A では微細な粒状フェライト組織 (下段) に変化した領域が広がっている。粗大粒が壊れ、粒状フェライトに変質するのは、成分系によっても異なるが、一般的に言って Ac_3 点近傍域から 1100℃ 前後の温度域に再加熱された場合であり、切欠位置 A ではこうした熱サイクルが後続パスによって付与されたことは明らかである。

一方 SR 処理を施した場合には、フェライトサイドプレートを構成するラス状プレートの境界が全体的に消失し、マッシュ状の粗大な微視組織を呈している。またそれにとまって細かな炭化物の析出が明瞭に認められている。しかしながらこの間の vT_s の変化は -42℃ であり、そうした著しい靱性の改善が、上述の粒状フェライト化による靱性改善とほぼ同程度である点に関しては、光学顕微鏡による微視組織の観察のみでは必ずしも説明できない。

そこでこれらの溶接金属について透過型電子顕微鏡による組織観察を行った。薄膜作成のための最終研磨は、クロム酸-酢酸中での電解による。結果を Fig. 12 に示す。図から明らかなように、Si-Mn-Mo 系においては、溶接ままでフェライトがラス状に伸長している様子が明瞭に認められるのに対し、SR 処理を施した場合にはラス状プレートの境界に亜結晶粒 (sub-grain) の生成が多数認められ、光学顕微鏡では観察し得ない微視組織の細粒化傾向が認められる。図中には Ti-B 系溶接金属の観察結果も併せて示したが、SR 処理にともなう顕著な組織変化はなく、Si-Mn-Mo 系の場合と異なった傾向を示している。

3.3 溶接金属の靱性におよぼす QT 処理の影響

比較的特異な場合に限られるが、溶接後熱処理として

Fig. 12 Transmission electron micrographs of weld metal

QT 処理が施される場合がある。そこで本節では大電流 MIG 溶接金属について、QT 処理後の材質とくに靱性を支配する冶金学的因子について検討を行った。はじめに Ti-B 系と Si-Mn-Ni-Cr 系の 2 種の溶接ワイヤ (V, W) を用いて得た大電流 MIG 単層溶接金属について、強度および靱性と酸素量の関係について調査した。

結果を Fig. 13 に示す。供試鋼板は Table 1-(C) であり、溶接は Table 3 に示す条件で単電極による一層溶接を行い、シールドガス組成を Ar-60% He および Ar-2~35% CO₂ に変化させている。また QT 処理は Table 4-(3) に示す条件で行っている。溶接金属の引張特性および靱性におよぼす QT 処理の影響は、Ti-B 系と Si-Mn-Ni-Cr 系で異なった傾向を示しており、とくに 200 ppm 以下の低酸素域で大きく変化している。すなわち Ti-B 系溶接金属では、著しい引張強さの上昇とそれにとまなう靱性劣化が認められる。これに対して Si-Mn-Ni-Cr 系では、逆に酸素量の低減にともなう vT_s が低下し靱性が改善される一方、引張強さは酸素量に無関係にほぼ一定の値を示している。

Fig. 13 Effect of oxygen content on notch toughness and tensile strength of single pass weld metal after QT heat treatment

Fig. 14(a) および (b) は Fig. 13 に示す Ti-B 系溶接金属の溶接まゝおよび後熱処理後の硬さ変化、ならびに溶接金属中の Ti の存在形態の変化を示している。図から明らかなように、低酸素域では溶接まゝの溶接金属中に固溶元素として存在した大半の Ti が、熱処理の過程で析出物としての Ti に変化していることがわかる。しかしながらこれらの事実から、Fig. 13 に示される低酸素域での強度上昇ならびに靱性劣化が単純に Ti の析出

Fig. 14 Results of phase analysis of Ti before and after QT heat treatment

によるものと考えるのは必ずしも妥当ではない。すなわち Fig. 14(a) に示す硬さ測定結果は、溶接ままおよび熱処理後のいずれについても溶接金属の硬さが酸素量によって変化することを示しており、とくに焼入れままでそうした傾向が顕著である。

ここで各熱処理の前後での硬さ変化について考えると、低酸素域では焼入れ処理により硬さが最大58上昇しているのに対し、高酸素域ではほとんど変化していない。また焼戻し処理後には低酸素域では最大で74低下しているのに対し、高酸素域では最小23低下するにとどまっている。溶接金属中に固溶元素として存在した Ti の大半が、炭窒化物として析出するのは、焼入れ処理前の昇温過程であり、焼入れ後と焼戻し後のそれぞれの溶接金属中での Ti 炭窒化物の分散状況には大きな変化は認められないと考えられる。したがって QT 処理後の溶接金属中に Ti 炭窒化物が多数析出していることによって、一種の分散強化型の強度上昇効果が得られている可能性については現状では必ずしも否定できないが、上に述べた低酸素域での熱処理にともなう著しい硬さ変化は、むしろ微視組織が溶接ままに既に粗大であったことに起因する高い焼入れ性によってもたらされたものと考えるのが妥当であろう。

一方靱性については、焼入れ時の硬さが酸素量 27 ppm の場合にも最高 Hv 290 であり、焼入れままの微視組織は上部および下部ベイナイトからなる混合組織であったことから、そうした不完全な焼入れ組織が靱性劣化をもたらしたのと考えられる。さらに Ti 炭窒化物はその形状から亀裂の芽になる危険性が従来の研究で

指摘されており、それらが靱性劣化の一因であるとも考えられるが、直接的な証拠は本実験では得られていない。

溶接後調質を目的として QT 処理を施す例にラインパイプの現地敷設に用いられる管継手がある。そこでここではこれら管継手を製造するための工場内溶接に大電流 MIG 溶接法の適用を意図して、多層溶接金属の特性におよぼす QT 処理の影響を調査した。供試鋼板はラインパイプ素材として多用されている制御圧延鋼 (Table 1-D) である。供試溶接ワイヤは多層溶接金属における引張強さと靱性の関係をできるだけ広い範囲にわたって調査するために、C, Ni および Cr 量の異なる Si-Mn-Ni-Cr 系 3 種 (W~Y) を用いた。さらに単層と多層の各溶接金属で靱性におよぼす酸素の影響がどの程度変化するかを調べる目的で、シールドガスとして Ar-5% CO₂ および Ar-20% CO₂ の 2 種を選択し、Table 3 に示す条件にて溶接を行った。QT 処理にあたっては焼入れ時の冷却速度が板厚によって変化するが、これをシュミレートする目的で冷却速度を 3, 8 および 20°C/sec に変化させた。それらはそれぞれ板厚 32, 50 および 80 mm の管継手を水中に投入して焼入れた場合の冷却速度に該当する。

Fig. 15 に QT 処理後の多層溶接金属の vT_s を引張強さと関係で示す。図から明らかなように溶接金属の靱性は、引張強さと密接な関係にあり、引張強さの上昇にともなって靱性が低下する傾向を示している。引張強さ 70 kg/mm² 以下では靱性におよぼす溶接金属中の酸素量の影響が明瞭に認められ、靱性改善に酸素量の低減が有効であることがわかる。

Fig. 15 Effect of tensile strength and oxygen content on notch toughness of multipass weld metal after QT heat treatment

4. 結 言

大電流 MIG 溶接金属の靱性に関し、本報告では主に

多層溶接金属を取扱い、靱性におよぼす各種合金元素、後続パスによる多重熱サイクルならびに溶接後熱処理〔応力除去焼なまし処理 (SR)、焼入れ焼戻し処理 (QT)〕の影響を系統的に調べ、靱性を支配する要因について検討を行った。結果を要約すると以下のとおりである。

(1) 多層溶接金属の靱性は、溶接金属中の Ti 量が 0.02% 程度となる Ti-B 系でもっとも改善される。また酸素量 300~500 ppm の範囲内では、靱性におよぼす酸素の顕著な影響は認められない。

(2) Si-Mn-Mo 系溶接金属の靱性は窒素量の増大にともなって低下するが、窒素と親和力の強い Ti, B が溶接金属中に添加された場合には、固溶窒素が減少するため、固溶硬化にともなう靱性劣化を抑えることができる。

(3) Si-Mn-Mo 系溶接金属の微視組織は、後続パスの多重熱サイクルならびに SR 処理によって細粒化され、それにともなって靱性も改善される。一方 Ti-B 系においては、それらの明瞭な影響は認められず、いずれ

の場合も均一微細なアシキュラーフェライト組織を呈する。

(4) SR 処理後炉冷した場合に生じる Ti-B 系溶接金属の靱性低下は、SR 処理後の冷却過程で生じる焼戻脆性に起因するものであり、SR 処理後水冷した場合には溶接ままのそれを上回る高い靱性値を示す。

(5) Si-Mn-Ni-Cr 系ワイヤを用いた場合の QT 処理後の溶接金属の靱性は、酸素量が低いほど、また引張強さが低下するほど向上する傾向を示す。

本研究の遂行にあたり、(株) 神戸製鋼所 奥田直樹部長、後藤明信氏に種々の御助力を賜りました。ここに深く謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 渡辺, 小嶋: 本誌, 49 (1980) 11 p. 772
- 2) 渡辺, 小嶋: 本誌, 50 (1981) 7 p. 702
- 3) 渡辺, 小嶋: 本誌, 50 (1981) 8 p. 770
- 4) 森, 本間, 若林, 大北: 本誌, 50 (1981) 8 p. 786
- 5) 伊藤, 中西, 小溝: 本誌, 47 (1978) 9 p. 650
- 6) 渡辺, 小嶋: 本誌, 50 (1981) 8 p. 778
- 7) M. Guttman et al.: Metal Science, 14 (1980), 1, p. 1

冷却緩和法による局部乾式水中溶接部の 継手性能改善に関する研究*

佐藤 邦彦**, 田村 屯***, 大前 堯***, 真鍋 幸男***, 品田幸三郎***

Study on improvement of Locally Drying Underwater Welding Joint by Retarded Cooling Method*

by Kunihiko Satoh**, Mitsuru Tamura***, Takashi Ohmae***, Yukio Manabe***
and Kosaburo Shinada***

A retarded cooling method was conceived to improve the quality of the welded joints obtained with the "locally drying underwater welding method", and underwater welding test using this retarded cooling method was carried out. The test results are summarized as follows:

- 1) From the heat conduction analysis of the instantaneous plane heat source and the base metal around which was cooled with water, it was clarified that when the ideal insulation material of 100 mm wide and 300 mm long at maximum was applied around the groove to be welded, the welds obtained with the above underwater welding method were cooled to 300°C at nearly the same rate as that on land.
- 2) In the test, the insulation material of 1 mm thick and 100 mm wide was firmly applied on either side

*原稿受付 昭和57年3月4日

**正 員 大阪大学, Member, Osaka University

***正 員 三菱重工業(株) Member, Mitsubishi Heavy Industries Ltd.