焼入性から見た溶接金属の特異性*

—溶接金属の組織と靱性に関する研究 (第3報)—

伊藤慶典**, 中西睦夫**, 小溝裕一**

Hardenability of the Weld Metal Compared with Rolled Steel Plate*

—Study on Microstructure and Toughness of the Weld Metal (3rd Report)—

by Yoshinori Ito**, Mutsuo Nakanishi** and Yuichi Komizo**

The hardenability of the weld metal compared with rolled steel plate was investigated by means of both the dilatometry and the Jominy test to clarify the transformation behavior of the weld metal. Three kinds of specimens were prepared by the rolled steel plate, Electron Beam (EB) weld metal in the air and EB weld metal in vacuum. The Continuous-Cooling-Transformation (CCT) diagram for the EB weld metal in the air austenitized at 950°C showed that the region of ferrite and bainite formation were shifted to the faster cooling rate. The hardenability of EB weld metal in the air was the lowest and that of rolled steel plate was the highest.

It was concluded that the oxide inclusions and the microsegregation across the columnar dendrite lowered the hardenability of the weld metal.

1. 緒 言

溶接構造物として使用される場合, 溶接金属部は母材鋼板と同等の機械的性質を要求されるにもかかわらず, 母材鋼板と化学成分を一致させるだけでは, その要求を満足しないことは経験的に良く知られている。母材鋼板と溶接金属とを比較する場合, 両者の大きく異なる点は次の二点であると考えられる。

- (1) 被覆アーク溶接やサブマージアーク溶接では, 溶接金属中に数百 ppm の酸素量を含んでいるのに対し, 母材鋼板中では数十 ppm のオーダーである。
- (2) 鋼板は一般に圧延を受けるのに対し, 溶接金属は凝固組織そのままである。

酸素量に関して筆者ら¹⁾は, 先に, 酸素含有量が增大するとフェライト変態が促進され, 焼入性が低下することを明らかにした。一方, 凝固組織という点から見れば, 凝固速度は異なるものの, 鋳鋼と同様の性質を示すものと考えられる。しかし, 鋳鋼の焼入性は圧延鋼板と同様という報告²⁾もあり, 溶接金属の特異性とはならない可能性がある。このように, 溶接金属と母材鋼板の機械的性質に対する本質的な違いは何であるのか, 不明な

点が多い。

そこで, 本報では, 上記二点に着目し, 焼入性という観点から溶接金属の特異性を検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材と溶接

凝固組織と酸素の影響を検討するためには, 他の合金成分を同じにする必要がある。ここでは, 市販の50~80 kg·f/mm²の引張り強さを有する三種の鋼板を用い, ①圧延された母材鋼板, ②大気中電子ビーム溶接 (フィラー金属なし) による溶接金属, ③真空中電子ビーム溶接 (フィラー金属なし) による溶接金属, の三者の焼入性を比較した。これより, ①と③の比較で凝固組織の影響を, ②と③の比較で酸素含有量の影響を検討した。

Table 1 Chemical compositions of materials used

Specimen	Chemical compositions of materials (wt. %)											Remark
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	
F-1	0.17	0.35	1.49	0.029	0.018	—	—	—	—	—	—	Base metal
E-1	0.15	0.35	1.40	0.024	0.013	—	—	—	—	—	—	EB weld in air
E-2	0.17	0.35	1.39	0.026	0.014	—	—	—	—	—	—	EB weld in vacuum
E-3	0.08	0.42	1.52	0.022	0.006	—	0.13	0.10	0.06	0.07	0.028	Base metal
E-4	0.09	0.40	1.34	0.020	0.006	—	0.13	0.10	0.06	0.07	0.027	EB weld in air
E-5	0.08	0.41	1.43	0.022	0.003	—	0.13	0.10	0.06	0.07	0.028	EB weld in vacuum
E-6	0.13	0.27	0.78	0.011	0.007	0.18	0.03	0.48	0.45	0.03	—	Base metal
E-7	0.09	0.21	0.53	0.011	0.006	0.17	0.06	0.42	0.48	0.02	—	EB weld in air
E-8	0.12	0.27	0.74	0.010	0.006	0.18	0.03	0.48	0.45	0.03	—	EB weld in vacuum

Ceq = C + 5/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14
Plate thickness : 25 mm

*原稿受付 昭和56年3月23日 (1980年 第80回 溶接冶金研究委員会にて発表)

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

Table 2 Welding condition

	EBW in air	EBW in vacuum
Beam current (mA)	140	250
Accelerating voltage (kV)	175	150
Welding speed (cm/min)	50	100
Work distance (mm)	15	300

供試材の化学組成を Table 1 に示す。電子ビーム (EB) により溶融させた溶接金属部は、Mn を除いて、母材鋼板とはほぼ同じ合金組成を有している。また、大気中 EB 溶接金属では酸素量が 380~590 ppm と、他の二者に比べ多い。電子ビーム溶接条件を Table 2 に示す。ここではウィーピングによりビード巾を広げるとともに、貫通溶接を行なった。

2.2 連続冷却変態線図とジョミニー試験

母材鋼板ならびに溶接金属部より $3\text{ mm}\phi \times 10\text{ mm}'$ の試験片を機械加工し、 950°C で 10 分オーステナイト化後、種々の冷却速度で冷却することにより連続冷却変態線図 (CCT 図) を作製した。また、ジョミニー試験片は $20\text{ mm}\phi$ とし、すべてが溶接金属となるように採取できないため、Fig. 1 に示すように、一部母材部を含めて作製し、 950°C で 30 分オーステナイト化後、一端水焼入れし、溶接金属部にて硬さ測定を行なった。

Fig. 1 Schematic illustration of Jominy test specimen

2.3 組織観察ならびに非金属介在物の固定

母材部、大気中および真空中 EB 溶接部の組織観察は 2% ナイタルで腐食することにより行なった。また、EPMA により溶接金属中の非金属介在物の組成分析を行なった。溶接金属の樹枝状晶部における成分偏析は、EPMA 線分析により行なった。

3. 実験結果

3.1 連続冷却変態線図 (CCT 図)

HT 50 相当の化学成分を有する E1 について、大気中および真空中で電子ビーム溶接した時の光学顕微鏡組織を Fig. 2 に示す。母材 (E1-1) では圧延を受け層状に並んだフェライト・パーライト組織であるのに、電子

Fig. 2 Microstructures of base metal and EB weld metals (E1 series) **Fig. 3** CCT diagrams for E1 series

ビーム溶接を行なったものは凝固組織そのままである。これらより採取した試験片による CCT 図を Fig. 3~ Fig. 7 に示す。圧延組織と凝固組織のちがいに基づく C

Fig. 4 CCT diagrams for E2 series

Fig. 5 CCT diagram for E3-1 (Base metal)

Fig. 6 CCT diagram for E3-2 (EB weld in the air)

CT 図の変化をみると、酸素量が同じでも、凝固組織の方がフェライト・ノーズやベイナイト領域が短時間側に移行することがわかる。すなわち、凝固組織の方が焼入性は低いことを示しており、焼入性が最も高いと考えられる HT 80 でも、28.7℃/sec の冷却速度 (Fig. 7 中 No. 3) で、上部ベイナイト組織であった。

また、同じ凝固組織でも酸素量が増加すると (真空中

Fig. 7 CCT diagram for E3-4 (EB weld in vacuum)

EB 溶接金属と大気中 EB 溶接金属の比較) フェライト領域・ベイナイト領域がさらに短時間側に移行する。すなわち、試験に用いた HT 50~HT 80 の三種の鋼材において、焼入性は、いずれも次の順に低下する。

(圧延母材) > (低酸素凝固組織)

> (高酸素凝固組織)

3.2 ジョニー試験結果

950℃ オーステナイト化によるジョミニー曲線を Fig. 8, Fig. 9 に示す。CCT 図から予想されるとおり、母材

Fig. 8 Jominy test results of E1 series

Fig. 9 Jominy test results of E3 series

に比べ、真空中 EB 溶接金属・大気中 EB 溶接金属は大きく焼入性が低下する。とくに、焼入硬化能の低い HT 50 (E 1) 材では、大気中 EB 溶接金属 (O : 490 ppm) は母材に比べロックウェル C 硬さで約 15 も低い。ここで、焼入性を比較すると、CCT 図から得られた結果に一致した。

3.3 溶接金属の成分偏析と非金属介在物の形態

溶接金属では溶接ボンド部がちょうど鋳型の器壁に相当するかたちで凝固過程が進行する。ただ鋳造の場合は、鋳型と溶融金属の間に、結晶核生成の急冷層が生じるが、溶接金属においては、母材と溶接金属の結晶粒が結晶的に一体化^{3,4)}しており、また溶融境界において、すべり線・双晶も連続している⁵⁾ことが明らかにされている。このような凝固過程の違いはあるものの、鋳鋼と溶接金属では凝固組織という点では類似していると考えられる。そのため、溶接金属においても、同じような成分偏析があると予想されるため、EPMA によりデンドライト間と、両側より成長したデンドライトが会合する最終凝固位置における成分偏析を調べた。結果を Fig. 10 および Fig. 11 に示す。デンドライト間、最終凝固位置いずれにおいても、大気中 EB 溶接金属では Mn の偏析が大きいことがわかる。本報では、低酸素溶接金属

Fig. 10 Linear analysis carried across columnar dendrite by Electron Probe Micro Analyzer

Fig. 11 Linear analysis carried across equiaxed dendrite by Electron Probe Micro Analyzer

を真空中 EB 溶接で、また高酸素溶接金属を大気中 EB 溶接により得たため、溶融池の大きさが異なり、凝固時の冷却速度が異なることが予想される。そのため、冷却速度の小さな大気中 EB 溶接の方が、より偏析の程度が大きいと考えられる。

一方、大気中 EB 溶接金属では多量の酸素を含有している。鋼に対する酸素の溶解度は 1,350℃ においても 0.002% 程度であるため、大部分は酸化物として存在する。溶接金属中の非金属介在物を EPMA により組成分析したところ、Fig. 12 に示すように大部分が Si, Mn, Al の酸化物であった。前報¹⁾に示したごとく、これら酸化物がフェライト変態を促進するため、高酸素溶接金属の焼入性が低下するものと考えられる。

4. 考 察

4.1 焼入性におよぼす酸素の影響

焼入硬化能は、酸化物として存在する脱酸生成物や、オーステナイト (γ) 粒度などに関連すると考えられる。 γ 粒径が小さければ焼入性が低下するのは良く知られている⁶⁾が、ここでは、オーステナイト化温度が低く、 γ 粒径はそれほど違わなかったため、この効果は無視できる。したがって、酸素は酸化物として変態挙動に影響を与えるものと考えられる。すなわち、溶接金属中の酸化物とオーステナイト地との界面は非整合で、界面エネルギーが高いため、冷却時にフェライトやベイナイト変態の核として作用し、焼入性を低下させると考えられる。そのため、同じく凝固組織であっても高酸素の大気中 EB 溶接金属は、真空中 EB 溶接金属に比べ焼入性が低い。これは前報¹⁾の結果とも良く一致している。

Fig. 12 EPMA image analysis of non-metallic inclusion

4.2 圧延母材と溶接金属の焼入性の相異

これまでの結果より, 大気中 EB 溶接金属と真空中 EB 溶接金属の焼入性の違いは, 酸素量に起因するものであることが明らかになった. そこで, 次に, 同じ酸素量である圧延母材と真空中 EB 溶接金属の違いについて考察する.

Devletian ら⁷⁾ は 0.19% C-0.20% Si-0.50% Mn の母材鋼板とそれを TIG アークで溶解した溶接金属を比較し, 両者が同じ焼入性を有することを示した. しかし, 本報における結果では, 圧延母材と真空中 EB 溶接金属では CCT 図もジョミニー曲線も異なる. いま, 焼入性が酸素のみに支配され, 母相と非整合な酸化物が多数存在するとすれば, A_{c3} 温度は次の関係を満たすであろう.

(圧延母材) $\approx$ (低酸素凝固組織)

$>$ (高酸素凝固組織)

Table 3 Comparison with A_{c3} temperature

		Measured A_{c3} (A_{c3}^*) ($^{\circ}\text{C}$)	Calculated A_{c3} (A_{c3}^*) ($^{\circ}\text{C}$)	$\Delta T =$ (A_{c3}^*) - (A_{c3}^*)
E1-1	Base metal	847	842	5
E1-2	EB weld in air	870	847	23
E1-4	EB weld in vacuum	866	845	21
E2-1	Base metal	874	862	12
E2-2	EB weld in air	906	865	41
E2-4	EB weld in vacuum	886	862	24
E3-1	Base metal	835	842	-7
E3-2	EB weld in air	863	858	5
E3-4	EB weld in vacuum	847	846	1

* (A_{c3}^*) = $908 - 22.37C + 438.5P + 30.49Si + 37.92V$
 $- 34.43Mn - 23Ni$

なぜなら, セメントタイトの分解による逆変態ばかりでなく, 酸化物がオーステナイト生成の核となり, 変態が完了しやすくなると考えられるからである. すなわち, 高酸素のものは A_{c3} 温度が低いはずである. ところが実験結果は, Fig. 3~Fig. 7 に示したように,

(圧延母材) $<$ (低酸素凝固組織)

$<$ (高酸素凝固組織)

の順に A_{c3} 温度が高くなる.

Table 1 のように化学組成も若干異なるが, それを考慮して A_{c3} 点を比較すると Table 3 のようになる. ここで化学成分から計算される A_{c3} 温度は, Table 中に示した大和久の式⁸⁾により求め

た. Table 3 中の Calculated A_{c3} を比較すると, 成分変動を考慮しても A_{c3} 温度は

(圧延母材) $\leq$ (低酸素凝固組織)

$<$ (高酸素凝固組織)

の順に高くなる. これを説明するためには, 酸素量ばかりでなく凝固組織における成分偏析を考慮しなければならないと考えられる.

溶接金属のような凝固組織においては, 最初に晶出する相において固溶度の小さな元素が樹枝状晶間に濃化しており, 反対に樹枝状晶中には Mn などの溶質元素濃度が低いと考えられる⁹⁾. この場合, 相変態の完了は樹枝状晶の成分に支配されるために, A_{c3} 点が上昇するものと考えられる. また, 偏析を有する溶接金属を, 本報のようにオーステナイト化しても, 完全な平衡状態になり得ないため, そのままでオーステナイトから変態することになるため, たとえ酸素量が同じであっても, 真空中 EB 溶接金属は, 圧延母材に比べ焼入性が低下するものと考えられる.

5. 結 言

HT 50~HT 80 に相当する三種の鋼材を選定し, 母材 (低酸素圧延組織)・大気中電子ビーム溶接金属 (高酸素凝固組織)・真空中電子ビーム溶接金属 (低酸素凝固組織) の焼入性を比較した. 得られた結果は次のとおりである.

(1) CCT 図やジョミニー曲線を比較すると, 三種の鋼材とも, 母材→真空中 EB 溶接金属→大気中 EB 溶接金属の順に, フェライトならびにベイナイト生成領域が

冷却速度の大きい側に移行し、焼入性は低下する。

(2) 母材鋼板と真空中 EB 溶接金属では、化学組成やガス成分量はほぼ同じであるが、真空中 EB 溶接金属は、凝固組織中のミクロ偏析のため、焼入性が低下すると考えられる。

(3) さらに高酸素 (大気中 EB 溶接金属) になると、酸化物系介在物がオーステナイト状態からの冷却時に、フェライト変態の核として作用し、焼入性はさらに低下すると考えられる。

参 考 文 献

- 1) 伊藤、中西、小溝; 溶接金属の連続冷却変態挙動におよぼす酸素の影響, 本誌, Vol. 50, No. 12 (1981), 1211

- 2) 田中、宮本ら; 厚肉 80 kg/mm² 高張力鋼の開発, 住友金属誌 30-3 (1978), 52
3) W. F. Savage, C. D. Lundin and A. H. Aronson; Weld Metal Solidification Mechanics, Welding J., April (1965), 175-S
4) W. F. Savage and A. H. Aronson; Preferred Orientation in the Weld Fusion Zone, Welding J., Feb. (1966), 85-S
5) W. F. Savage, C. D. Lundin and T. F. Chase; Solidification of Fusion Welds in Face-Centered Cubic Metals, Welding J., Nov. (1968), 522-S
6) 例えば、岡本; 鉄鋼材料 (標準金属工学講座 3), コロナ社
7) J. H. Devletian and R. W. Heine; Effect of Boron Content on Carbon Steel Welds, Welding J. Feb. (1975), 45-S
8) 大和久; 金属熱処理技術便覧, 日刊工業 (1961).
9) 白岩、藤野ら; 連続鋳造材の中心偏析および鋼塊材の偏析と異常組織, 鉄と鋼, 64-3 (1978), 411

溶接金属再加熱域の靱性に関する研究 (第 1 報)*

—Si-Mn 系及び低合金系高強度溶接金属の再加熱域靱性の比較—

菊田米男**, 荒木孝雄**, 米田理史**, 吉田秀喜***, 菅 俊広****

The Reheated Zone Toughness of Multipass Weld Metal (Report 1)*

—Comparison of Reheated Zone Toughness between Si-Mn System and High Strength Low Alloy System Weld Metals—

by Yoneo Kikuta**, Takao Araki**, Masafumi Yoneda**,
Hideki Yoshida*** and Toshihiro Suga****

The weld construction using heavy section steel and/or high strength low alloy steel is made by multipass welding. In that case, weld metal is reheated to various temperatures by welding heat of the subsequent pass. This result will lead to both microstructural change and through thickness toughness variation in weld metal.

In this work, an investigation was carried out about the reheated zone toughness in weld metal.

It is found by this work that, for simple Si-Mn system weld metal, the reheated zone toughness is improved as compared with as-welded toughness, and increases with the ratio of reheated structure to as-welded structure. This improvement is caused by both the disappearance of columnar structure and the refinement of microstructure.

While, for high strength low alloy system weld metal, the reheating shows the complex effect. The reheated zone toughness in this system deteriorates at peak temperature range between 750°C and 950°C, although the remarkable optical microstructural change is not observed.

The reheating effect to the toughness of high strength low alloy system weld metal shows the inverse phenomenon as compared with that to the toughness of simple Si-Mn system weld metal.

*原稿受付 昭和56年6月2日 (第68回溶接冶金研究委員会にて発表)

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka University

***学 生 員 大阪大学大学院 (現在安治川鉄工(株)) Student Member, Graduate School of Osaka University (Present Address; Azigawa Iron Works and Construction Co., Ltd.

****正 員 日本スピンドル(株) Member, Nihon Spindle Co., Ltd.