

電子ビーム溶接性の優れた極厚鋼板の開発

Development of Ultra-Heavy Plates with Excellent Electron Beam Weldability

井上 尚志⁽¹⁾ 田辺 康児⁽²⁾ 小原 昌弘⁽³⁾ 小山 邦夫⁽³⁾
Takasi INOUE Koji TANABE Masahiro OHARA Kunio KOYAMA

富田 幸男⁽⁴⁾ 千々岩 力雄⁽⁵⁾ 津田 幸夫⁽⁶⁾ 磯田 征司⁽⁷⁾
Yukio TOMITA Rikio CHIJIWA Yukio TSUDA Seiji ISODA

抄 録

電子ビーム溶接は極厚鋼板の溶接の高能率化が期待できる。そこで溶接性について検討し、次の結果が得られた。現用鋼の継手靱性を調査し、粗粒に上部ベイナイト組織となる490MPa級鋼及び590MPa級鋼の靱性が低いことが分かった。又、この領域はCと焼入れの理想臨界直径で整理できた。490MPa級鋼に対し、低Alで靱性を改善することを見出し、低Al-Ti oxide処理のSGV480鋼を開発した。590MPa級鋼に対し、極低P化により凝固偏析が改善され、靱性が向上することを見出し、極低P、低N、低CのSQV2B鋼を開発した。

Abstract

As it is expected that electron beam welding is efficient for welding of ultra-heavy steel plates, study was made on the electron beam weldability of such plates and the following findings were obtained. The investigation of the toughness of welded joints of steels now in use revealed that the toughness of 490 and 590MPa class steels, whose structure changes to coarse upper bainite on welding, is low. The region of low toughness is dependent upon the carbon content and the ideal critical diameter of hardenability. The toughness of 490 MPa class steel could be improved by reducing the Al content. Based on this result, SGV480 steel plate has been developed by reducing the Al content and performing Ti oxide treatment. The solidification segregation of 590 MPa steel could be improved by extreme reduction of phosphorus content, and consequently the toughness of this steel was enhanced. Based on this result, extremely low-P, low-N and low-C SQV2B steel plates have been developed.

1. はじめに

圧力容器や反応容器などに用いられる極厚鋼板の溶接は、多くのパス数と高温の予熱が必要である。電子ビーム溶接(以下EB)は写真1に示すように深溶け込みの1パス溶接が可能であり、図1に示

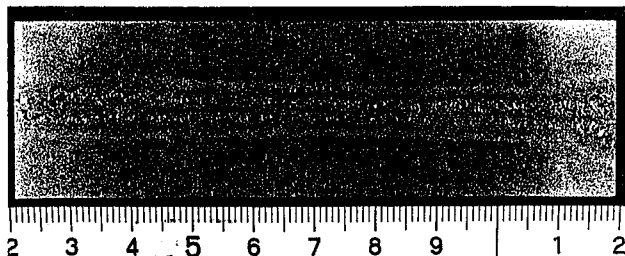


写真1 電子ビーム溶接部断面のマクロ組織の例

すように極厚になるほど従来のサブマージアーク溶接(SAW)など

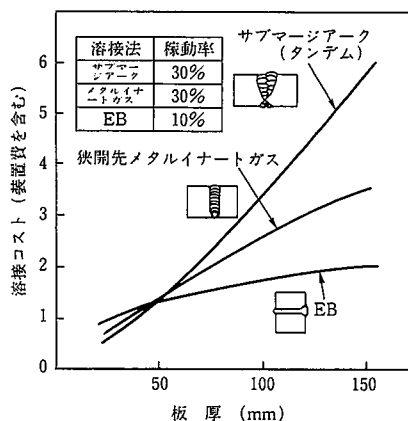


図1 各種溶接法の溶接コストと板厚の関係¹⁾

*⁽¹⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 厚板・破壊力学研究部 主幹研究員 工博
 *⁽²⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 厚板・破壊力学研究部 主任研究員
 *⁽³⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 接合研究部 主任研究員

*⁽⁴⁾ 技術開発本部 名古屋技術研究部 主任研究員
 *⁽⁵⁾ 技術開発本部 君津技術研究部 主任研究員
 *⁽⁶⁾ 名古屋製鐵所 品質管理部 掛長
 *⁽⁷⁾ 君津製鐵所 品質管理部

の溶接法に比して高能率となる^{1,2)}。更に水素源がないため、通常の厚板の溶接では低温割れの可能性が低い³⁾。又、従来ブローホールなどから鋼材のガス成分などの規制が必要とされていたが、オシレーション技術などによってその量は大幅に改善され⁴⁾、通常の厚板では問題のない範囲とされている⁵⁾。その上、高温割れに対しても、 $C < 0.35\%$ でしかも $P+S < 0.03\%$ であれば良いとされており⁶⁾、現在使用されている厚鋼板で問題のない範囲といえる。

これらの結果から、種々の構造物に対してEBの適用が考えられる。しかしその継手性能については一部の現用鋼を対象にした研究^{5,7)}及びC-Mn系についての研究⁸⁾などがあるが、系統的な研究はなされていない。一般に溶接金属(以下WM)は铸造組織であり、鋼材製造と加熱温度や冷却速度が異なるため、それに適した溶接材料の成分設計を行っているが、EBは溶接材料を使わないため、鋼材の成分のままのWMとなり、靱性の劣化が懸念される。

本報告は、シャルピー試験を中心とした溶接部靱性について現用鋼を用いてその課題を追及し、その結果をもとに更に靱性改善を行って新たにEB用鋼を開発した経緯を述べる。

2. 現用鋼の継手特性

EB適用に対する問題点を明らかにするため、現在使用されている厚鋼板を用いて溶接後及び溶接後熱処理(以下PWHT)後の継手靱性を調査した。

2.1 供試鋼

供試鋼の化学成分を表1に示す。いずれも現用の鋼材でAは軟鋼、Bは低C、高Cu、Ni系の490MPa級鋼、Cは低Cu、Ni、V系の490MPa級鋼でいずれもThermo-mechanical control process(TMCP)鋼である。Dは590MPa級鋼、Fは780MPa級鋼、Gは1.25Cr-0.5Mo系、Hは2.25Cr-1Mo系の材料である。

2.2 溶接条件及びPWHT条件

溶接部の靱性を支配する要因は化学成分と冷却速度である。溶接時の溶接ポンド部(以下FL)の冷却速度については、図2に示すようにビード幅で決まり、800~500°Cの冷却時間は同図中に示す式で与えられる⁹⁾。このことから試験に用いた溶接条件として、表2に示す2条件とした。

PWHT条件は、Cr-Mo系の材料は690°C×1hとし、その他は620°C×1hとした。

2.3 継手シャルピー試験結果及び考察

ビード幅4.6mmの場合の、As weldの各鋼種のシャルピー試験結果の例を図3に示す。この条件では490MPa級鋼及び590MPa級鋼の場合が劣り、780MPa級鋼やCr-Mo鋼は優れた特性を示す。WMとFLの比較ではいずれもFLの方がWMより優れた靱性を示した。

又、高い靱性を示す領域ではシャルピーの破断経路が母材側にそ

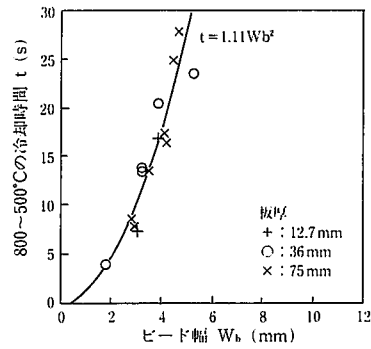


図2 ビード幅と800~500°Cの冷却時間の関係⁹⁾

表2 試験溶接条件

条件	加速電圧 (kV)	ビーム電流 (mA)	速度 (mm/m)	ビームオンレーション		目標ビード幅 (mm)	冷却時間* 800-500 (s)
				パターン	幅 (mm)		
A	150	200	300	なし		2.6	7.5
B	150	230	300	楕円	2.0	4.6	23.5

*図2に示した計算式による

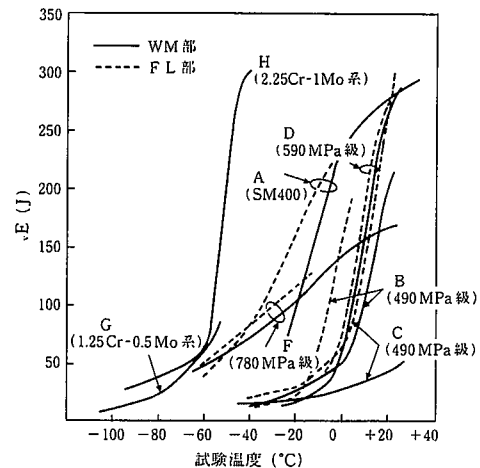


図3 現用鋼のシャルピー試験結果(ビード幅4.6mm, 1/2t)

れる傾向が認められた。しかしその値が70J以下ではそれることはなかった。このことから70Jとなる温度で、各鋼種のCeqとの関係で整理した結果を図4に示す。組織が粗粒の上部ベイナイト(以下Bu)となる490MPa級鋼で最も靱性が劣化した。又いずれの鋼種でもビード幅2.6mmの方が4.6mmより優れた靱性を示した。これは、1)後述する組織変化及び、2)力学的要因によるものと考えられる^{7,10)}。

次にPWHTによる靱性変化を同じ指標でまとめて図5に示す。780

表1 供試材料(現用鋼)

No.	鋼種	化学成分 (%)												Ceq(wes)* (%)	
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	Mo	V	Nb	B		
A	SM400	0.13	0.24	1.01	0.022	0.006	—	—	—	—	—	—	—	—	0.31
B	490MPa級	0.09	0.27	1.25	0.004	0.001	0.73	0.32	—	—	—	—	0.01	—	0.33
C	490MPa級	0.11	0.35	1.46	0.025	0.004	0.14	0.14	—	—	0.04	0.03	—	—	0.38
D	590MPa級	0.14	0.31	1.12	0.007	0.002	0.36	0.31	0.18	—	0.04	0.02	—	—	0.40
F	780MPa級	0.12	0.24	0.86	0.014	0.004	0.90	0.21	0.44	0.41	0.04	—	—	0.0009	0.49
G	1.25Cr-0.5Mo系	0.13	0.48	0.60	0.006	0.003	0.18	—	1.42	0.63	—	—	—	—	0.70
H	2.25Cr-1Mo系	0.12	0.19	0.58	0.005	0.004	—	—	2.37	1.08	—	—	—	—	0.97

* Ceq(wes) = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14

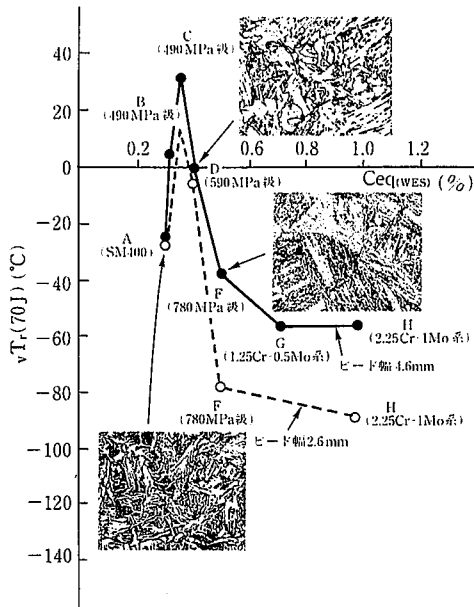


図4 Ceqと $vT_r(70J)$ の関係(As weld, W M)

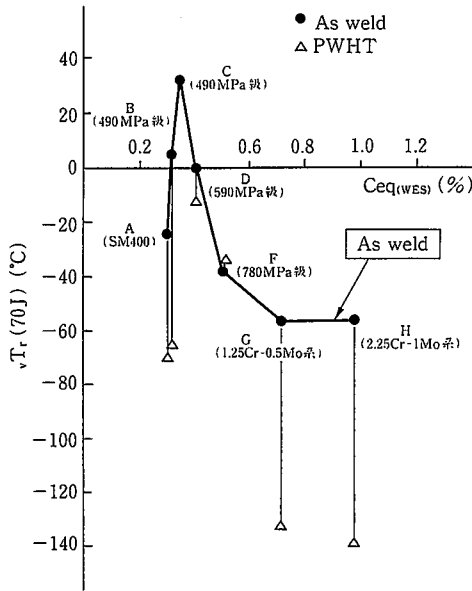


図5 ストレスリリーフ後のCeqと $vT_r(70J)$ の関係(ビード幅4.6mm)

MPa 級鋼を除いて靱性が向上した。780MPa 級鋼では焼入れ性が高く、焼戻し脆化のためと考えられる¹¹⁾。

3. 490MPa 級鋼の靱性に及ぼす C と Di の影響

490MPa 級鋼の靱性に及ぼす合金成分の影響について検討した。

3.1 試験方法

供試鋼は C の範囲を 0.05~0.20% までふらせ、各々に対して Mn, Mo, Cr, Ni, Cu, B などふらせて理想臨界直径 (以下 Di) を変えた系及び更に Nb, V などの析出硬化元素を加えた系を小型溶解し、50mm に圧延した後焼入れ焼戻し (以下 QT) 処理を行った。

EB 条件は先に示したビード幅 4.6mm を基準とした。

3.2 試験結果

2章と同様に $vT_r(70J)$ でもって C と Di で整理して図 6 に示す。等 $vT_r(70J)$ 線で Cカーブが描かれる。この Cカーブの内側は粗粒の Bu となって $vT_r(70J)$ が 0°C 以上の領域となる。ビード幅が広い場合はこの Cカーブが幾分左側にずれるが、同じ傾向を示した¹²⁾。なおここで言う基本成分系とは C, Mn, Mo のみをふらせた系である。PWHT を行った場合には、低 Di 側で靱性が向上するが、析出硬化元素を含む場合は析出脆化のため劣化する場合もあった。

4. 压力容器用炭素鋼 SGV480 の開発

3章で述べたように、EB 用鋼材としては Cカーブの外にくるように成分設計すればよい。例えば、より低 C 化、高 Di 化して同じ強度を得ればよいことになる。しかしこの章で述べる压力容器用炭素鋼 (以下 SGV480 鋼) や次章で述べる压力容器用調質型 Mn-Mo-Ni 鋼 (以下 SQV2B 鋼) は規格上の成分規制があり、上記の適用が難しい。そこで他の方法による改良が必要となる。この章では Di が低い 490 MPa 級鋼の EB 溶接部の靱性改良について述べる。

4.1 酸素富化によるマイクロ組織微細化

アーク溶接で得られた知見¹³⁾を基に、酸素量を増加させることによるマイクロ組織微細化の可能性を検討した¹⁴⁾。

4.1.1 試験方法

表 3 に示す化学成分のメタルイナートガス (MIG) 溶接の溶接金属に EB 溶接を行った。Ti を含む MIG-1 と Ti を含まない MIG-2 を用いた。又 Al の影響も調査するため EB 溶接時に Al パウダーを添加した実験も行った。

4.1.2 試験結果及び考察

酸素量は約 130ppm に低下したが、Ti の有無にかかわらず微細なアシキュラーフェライト (以下 AF) 主体の組織が得られた。フェライト変態の核となっている非金属介在物をエネルギー分散型 X 線微小部分分析法 (以下 EDX) で分析した結果、Ti を含む場合は Al-Si-Mn-Ti 系、含まない場合は Al-Si-Mn 系からなる複合酸化物が形成

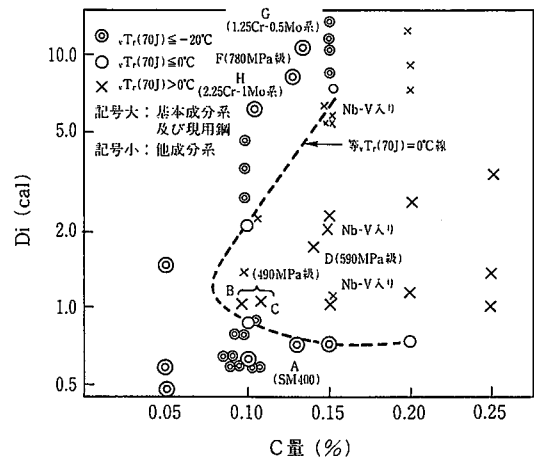


図6 C量とDiによる $vT_r(70J)$ の関係(ビード幅4.6mm, As weld)

表3 MIG 溶接金属の化学成分

記号	化学成分 (wt %)						(ppm)	
	C	Si	Mn	Cu	Ti	Al	O	N
MIG-1	0.10	0.68	1.36	0.16	0.02	0.005	490	87
MIG-2	0.08	0.63	1.33	0.20	<0.002	0.006	500	115

されていた。Alが0.04%添加された場合にはどちらのWMでもかなりラス状のマイクロ組織を呈した。

以上の結果から、EBにおいてもAl-Oバランスが良いとアーク溶接と同様なAFが得られることが分かった。又、変態の核として必ずしもTiオキシドである必要がないことも分かった。Al-Oバランスについては、アーク溶接の知見では図7に示す関係で整理されている。すなわちAlが高い時はOも高くないとAFが得られない¹⁹⁾。このように酸素量を増加すればEBでも靱性向上が期待できるが、酸素量増加は1章でも述べたように溶接欠陥の発生につながり、現実的でない。従って実用的には低酸素での組織微細化が必要となる。

4.2 低酸素での組織微細化の検討

低酸素量においては低いAlであることが必要と考えられる。しかし酸化物利用の考え方からすると必要酸素量に下限があるはずであるが、明確な値は得られていない。

4.2.1 試験方法

表4に示すように、通常の鋼材並の酸素量でAlを変えて小型溶解し、12.7mmに圧延した材料にビート幅4mmのEBを行った。

4.2.2 試験結果

写真2にEBのWMの組織を比較して示す。2章で示したようにAlを含む鋼材ではBu主体の組織となっているが、Alの低い鋼材では微細なAFを示した。EBのWMの酸素含有量は10ppm以下であった。又Alを含まない場合のフェライト変態の核となっていると考えられる非金属介在物をEDXで分析した結果を図8に示す。Al-Si-Mnの複合酸化物を核とするMnS系非金属介在物が同定された¹⁶⁻¹⁸⁾。

4.3 低Al, Ti-oxide処理によるSGV480鋼の開発

Alを低くすることでEBのWMの靱性向上の可能性を見出した。実際の継手では溶接熱影響部(以下HAZ)の靱性向上も必要であり、

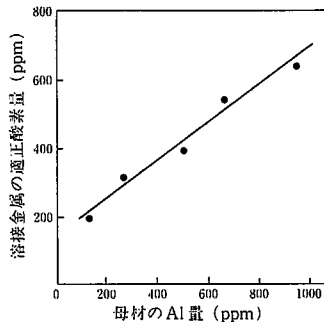


図7 Al量と適正酸素量の関係¹⁹⁾

表4 Al量の影響調査用小型溶解材の化学成分

記号	化学成分 (wt%, *ppm)							
	C	Si	Mn	P	S	Al	N*	O*
J	0.10	0.26	1.45	<0.005	0.006	0.027	43	27
K	0.10	0.26	1.45	<0.005	0.007	<0.002	43	26

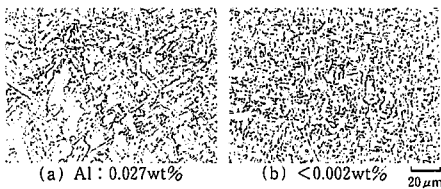


写真2 EBのWMのマイクロ組織に及ぼすAlの影響

本来低Alで、しかもHAZ靱性の優れたTi-oxide処理鋼を検討した¹⁹⁾。

4.3.1 試験方法

表5に示す化学成分のTi-oxide処理鋼(L)と通常のAl-Si脱酸鋼(M)を300t転炉で溶製し、連続鋳造法でスラブを製造した後、再加熱-圧延-QT処理工程によって厚み90mmの鋼板とした。これらの鋼板にビート幅4.5mmのEBを行ってAs weld及び595°C×1hのPWHT後のシャルピー試験を行った。又、As weldのWMのマイクロ観察及びAF組織の変態核の調査も行った。

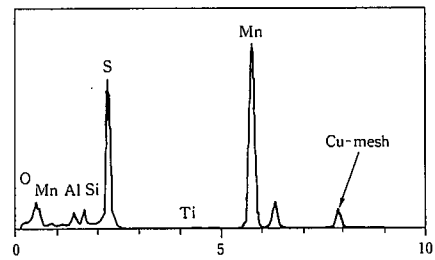
4.3.2 試験結果及び考察

写真3にWMの組織写真を示す。L鋼ではAF主体のマイクロ組織を示し、M鋼がBu主体の組織であるのと大きく異なっていた。図9にはWMのシャルピー試験結果を比較して示す。L鋼はM鋼に比し T_{TS} で約30°Cも良好であった。図10にはL鋼のシャルピー試験結果をAs weldとPWHT後で示す。As weldで平均約150J、PWHT後は約270Jの優れた値が得られた。

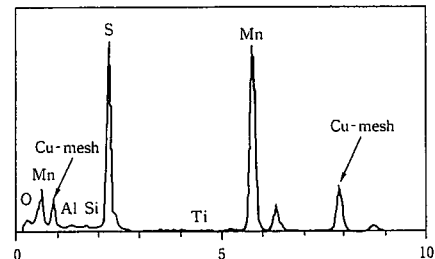
又、AFの変態核としては、写真4に示すようにAl-Ti-Mn系の複合酸化物が主体であり、表6に示すように母材に比してWMでは1µm以下の微小な酸化物の個数が増加した。これは母材の酸化物の一部がEBにより溶解再析出したことを示唆しているものと考えられる²⁰⁾。本鋼は他の特性についても従来鋼に比して劣ることはなく、圧力容器用SGV480鋼として適用されている²¹⁾。

5. 圧力容器用調質型Mn-Mo-Ni鋼, SQV2Bの開発

4章で述べたようにSQV2B鋼も成分規制がある。又SGV480鋼のようにDi値が低くないので、異なった対策が必要である。この章ではSQV2B鋼のEB溶接部の靱性向上について述べる。



(a) 非金属介在物センターのスペクトル



(b) 同定非金属介在物廻りのスペクトル

図8 低Al鋼のEB-WMの非金属介在物の同定結果

表5 Ti-oxide処理鋼と比較鋼の化学成分

記号	化学成分 (wt%)						
	C	Si	Mn	Nb	Al	Ti	N
L	0.12	0.22	1.16	0.01	0.003	0.013	0.0018
M	0.14	0.27	1.36	0.01	0.028	0.009	0.0039

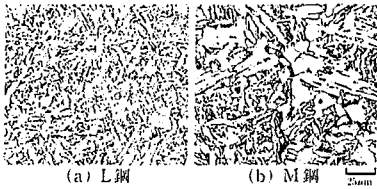


写真 3 Ti-oxide 処理鋼と Al-Si 脱酸鋼の組織比較

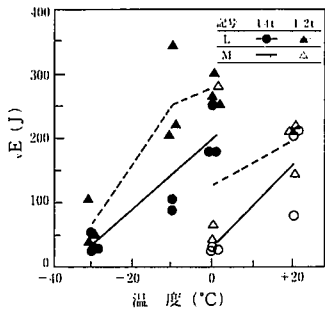


図 9 シャルピー吸収エネルギーの比較

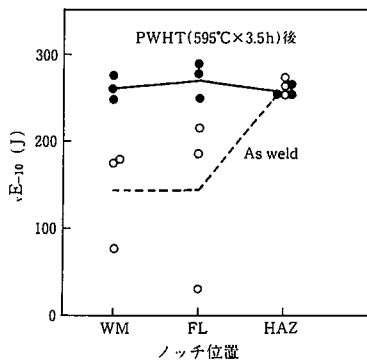


図 10 L鋼EB継手の各位置における-10°Cの吸収エネルギー(1/4t)

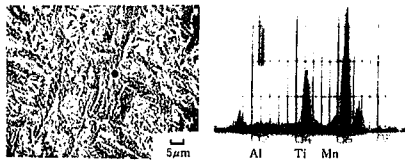


写真 4 AFの核となっていた非金属介在物

表 6 母材及びEB溶接部の酸化物径の比較

	酸化物径	
	<1.0μm	1.0~5.0μm
母材	6	21
WM	17	8

5.1 靱性低下要因の解析

先ず、靱性低下の要因解析を行った。

5.1.1 試験方法

100mmの現用のSQV2B鋼を用いてピート幅4~6mmのEBを行い、その後615°C×10hのPWHTを行ってEBのWMのシャルピー試験を行った。このシャルピー試験片の破壊の起点部、伝播部の破壊状況及び組織を観察した。

5.1.2 試験結果及び考察

(1) 破壊発生部の観察

シャルピー試験片の破壊起点付近の破面状況を走査型電子顕微鏡(以下SEM)で観察した結果を写真5に示す。破面上には破壊起点を中心にいくつかのマイクロクラックが観察された。更に特殊な腐食液で破面を腐食し、破面上だけでなく破面直下状況を観察した結果、破壊起点を中心としたマイクロクラックの数が写真5に比して大幅に増加していた。このことから破面に直接現れていないマイクロクラックも多く存在することが分かった。

写真6に破壊起点付近直下の断面マイクロ組織を示す。マイクロ偏析が一部でつながっており、マイクロクラックが偏析にそって存在する。この偏析はEB時の凝固段階で出たものと考えられ、マイクロクラックはデンドライト界面の凝固偏析が原因で開口したものと考えられる。

(2) 破壊伝播部の観察

低値を示すシャルピー試験片について破壊伝播部をSEMで観察した結果を写真7に示す。粒界割れが認められ、その破面形態などからデンドライト界面が剥離したものと考えられる。粒界割れは粒界偏析が原因であると考えられ²²⁾、粒界偏析が破壊の伝播を促進したものと推測される。

以上の検討より、1)破壊の起点は凝固偏析にそったマイクロクラックであること、2)破壊の伝播は粒界偏析に伴う粒界割れで促進されること及び、3)組織としては3章で述べたように粗粒のBuであることなどのためEBの靱性が低下したものと考えられる。

5.2 靱性の向上対策の検討

上述の要因解析をふまえて靱性向上対策を検討した。

5.2.1 試験方法

表7に示すように、SQV2B鋼をベースに各種成分元素をふらせた。

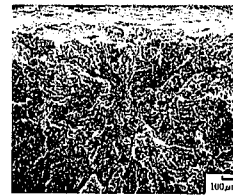


写真 5 シャルピー試験片の破壊起点部のSEM写真



写真 6 シャルピー試験片の破壊起点部直下の断面マイクロ組織



写真 7 シャルピー試験片の粒界破壊部のSEM写真

表 7 SQV2B 鋼をベースとした化学成分検討範囲 (wt %)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Ti	N
0.10	0.19	1.36	0.001	0.001	0.15	0.55	0.65	0.018	0	0.0035
~	~	~	~	~	~	~	~	~	~	~
0.21	0.33	1.45	0.009	0.002	0.60	0.65	1.50	0.080	0.010	0.0096

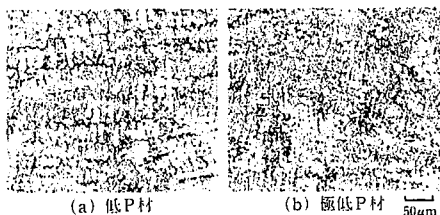


写真 8 EBのWM中央部のマイクロ組織の比較

QT 処理後ビート幅を 3~7 mm までふらせて EB を行った。その後 615°C×10h の PWHT を行った。EB の WM のマイクロ偏析, SEM による破壊起点部調査などを行った。

5.2.2 試験結果及び考察

(1)極低 P による凝固偏析の軽減

P が 0.002% の極低 P 材と 0.006% の低 P 材について凝固偏析状況を調査した結果を写真 8 に示す。デンドライト界面の凝固偏析に明らかな違いが認められた。低 P 材では凝固偏析がほぼ連続的につながっており、かつその偏析帯の間隔も狭い。一方極低 P 材では凝固偏析が散在しており、かつその間隔も広い。

次に、この凝固偏析を更に検討するため CMA を用いて溶接部中央の 5 mm 角について P 及び Mn, Ni, Mo の偏析調査を行った。その結果低 P 材では P 偏析がデンドライト界面にそって明瞭に認められるが、極低 P 材では P 偏析がほとんど認められなかった。又 Mn, Ni, Mo についても低 P 材ではデンドライト界面偏析に連続的につながっているのに対し、極低 P 材では不連続となっていた。

(2)極低 P による粒界偏析の軽減

極低 P 材及び低 P 材のシャルピー破面の SEM 写真をとり、粒界破面率を測定した。図 11 に粒界破壊率と吸収エネルギーの関係を示す。極低 P で、 vE_{40} が 104J 及び 49J のものは粒界破面率が 0.7% 及び 0.9% である。一方低 P 材で、 vE_{40} が 23J 及び 19J のものは粒界破面率が 3.4% 及び 3.6% であった。

以上のことから、極低 P にすることによってデンドライト界面のマイクロ偏析のみでなく、Mn, Ni, Mo などのマイクロ偏析も軽減され、シャルピーの破壊起点付近及びその直下のマイクロクラックが抑制され、更に破壊伝播部での粒界破壊も減少して靱性が向上したと考えられる。ただし粒界破壊については最大の破面率がたかだか 3.6% と低い。そのため主要因とは考え難く、主要因は偏析軽減によるマイクロクラックの発生抑制にあるものと考えられる。

(3)その他の成分の影響

3 章で述べたように極低 C 化し、できるだけ Ni, Mo, Cr などを添加すると、下部ベイナイトの組織率が増加し、靱性が向上する。又図 12 に示すように、通常含まれる約 80ppm の N 量を 50ppm に低下させることにより靱性が向上した。

(4)最適成分系での溶接条件の影響

ビート幅を狭くすることは冷却速度が速くなり、下部ベイナイト組織の割合が増加して図 13 に示すように靱性が向上する²³⁾。

5.3 開発鋼の確性

5.3.1 試験方法

転炉溶製とそれに伴う一連の取鋼精錬により、P, S などの不純物を

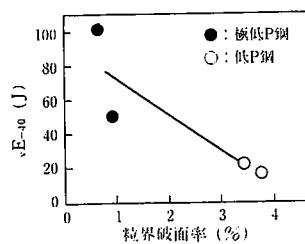


図 11 極低P材と低P材のEBのWMの靱性と粒界破面率の関係

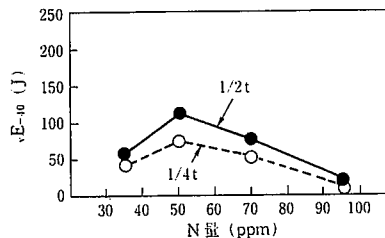


図 12 EBのWMの靱性に及ぼすN量の影響

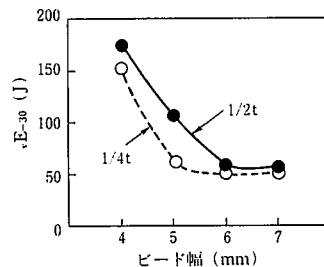


図 13 EBのWMの靱性に及ぼすビート幅の影響

低減し、反応容器などに使用される板厚100mmのSQV2B鋼を試作した。その化学成分を表8に示す。ビート幅5mmのEBを1パス溶接と4パス溶接で行った。4パス溶接はクロス溶接で補修を行った場合を想定している。溶接後615°C×10hのPWHTを行った。

5.3.2 試験結果

WM及びFLのシャルピー衝撃試験結果を表9に示す。1パス溶接、4パス溶接にかかわらず、試験温度-23°Cで200J以上、-40°C及び-50°Cで100J以上の優れた吸収エネルギー値が得られた。更にノッチ位置をWM及びHAZにした落重試験結果を表10に示す。いずれも $T_{NDT} \leq -55^\circ\text{C}$ と良好な値を示した。又、動的破壊靱性試験結果も図14に示すように優れた値を示した²⁴⁾。

5.3.3 従来溶接法との比較

得られたEBによるSQV2B鋼の溶接試験結果を従来溶接法で得られた結果²⁵⁾と比較して表11に示す。EBでは従来溶接法に比して同等以上の特性が得られた。本鋼材は C_{eq} が約0.63%にもなり、従来の溶接では予熱温度の管理が大変であった。これらのEBの適用によって能率のみならず、特性も向上するといえる。

本鋼材は他の特性も従来鋼に比して劣るものではなく、圧力容器用SQV2B鋼として適用された²⁶⁾。

6. ま と め

極厚鋼板の溶接において、EBの適用により高能率化が期待できる。従来ブローホールなどが問題とされたが、ビームオッシュレクション

表 8 改良 SQV2B 鋼の化学成分

	(wt %)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	
改良SQV2B鋼	0.18	0.26	1.43	0.002	0.002	0.67	0.15	0.57	0.027	
規格	≤0.25	0.15	1.15			0.40		0.45		
		0.40	1.50			0.70		0.60		

表 9 EB 継手シャルピー試験結果

溶接 パス数	試験温度 (°C)	ノッチ位置	
		WM √E(J) (平均/最低)	FL √E(J) (平均/最低)
1	-23	270/261	238/214
	-40	248/241	236/197
	-50	256/240	187/180
4	-23	221/217	278/271
	-40	162/152	238/205
	-50	123/105	188/160

技術などによって解決され、継手靱性の改善が最後の問題であった。そこで現用鋼を用いて課題を追求し、その結果を基に靱性改善を行った。主な結果は下記の通りである。

- (1) 現用鋼の継手靱性を調査した結果、490MPa 級鋼及び590MPa 級鋼で粗粒の Bu の組織となり、靱性が低い。
- (2) 490MPa 級鋼を中心として、成分及びビード幅を系統的にふらせて、As weld 及び PWHT 後の靱性挙動を調査した結果、等 $\sqrt{T_r}$ (70J) = 0°Cの線が C と Di で整理できることを示した。
- (3) 490MPa 級鋼の靱性改善に Al/O 比の制御で AF 主体のミクロ組織が得られることを見出し、低 Al-Ti oxide 処理の SGV480鋼を開発した。
- (4) 590MPa 級鋼の靱性改善に極低 P 化により、EB の WM の凝固偏析を軽減し、破壊起点部のマイクロクラックを減少することが良いことを見出し、極低 P, 低 N, 低 C とした SQV2B 鋼を開発した。

参照文献

- 1) 尾上久浩：溶接学会誌. 54 (2), 102 (1985)
- 2) Shono, S. et al. : Proc. of 6th Int. Conf. on Pressure Vessel Technology, Beijing, 1988-9, 2, p1279
- 3) 坂端伸治 ほか：溶接学会論文集. 4 (1), 131 (1986)
- 4) 例えば, 志田朝彦 ほか：溶接学会誌. 48 (10), 813 (1979)
- 5) 中西睦夫 ほか：住友金属. 33 (2), 169 (1981)
- 6) 浦谷良美 ほか：三菱重工技法. 24 (1), 30 (1987)
- 7) 荒田吉明 ほか：溶接学会誌. 44 (12), 1011 (1975)
- 8) 小菅茂義 ほか：溶接学会論文集. 3 (2), 291 (1985)
- 9) 小原昌弘 ほか：第51回電子ビーム研究委員会資料, EBW-398-87, 1987
- 10) 瀬尾健二 ほか：溶接学会誌. 51 (3), 291 (1982)
- 11) 金谷研 ほか：鉄と鋼. 71 (5), 306 (1985)
- 12) Ohara, M. et al. : IIW Doc. IX-1674-92, Madrid, 1992-9
- 13) Ohkita, S. et al. : Proc. of Joint Australian Welding & Testing Conf. Perth, 1984-10
- 14) Ohara, M. et al. : Proc. of Int. Conf. on Electron and Laser Beam Welding, Tokyo, 1986-7
- 15) Devillers, L. et al. : Proc. Int. Conf. The Effect of Residual, Impurity and Microalloying elements on Weldability and Weld Properties, Paper1, London, 1983-11
- 16) Ohara, M. et al. : Int. Conf. on Application of Electron and Laser Beam Welding, Hartford, 1987-9
- 17) Ohara, M. et al. : 4th Int. Colloq. on Welding and Melting by Electron and Laser Beam, Canne, 1988-9
- 18) 小原昌弘 ほか：材料とプロセス. 1 (3), 908 (1988)

表 10 NLR 落重試験結果

溶接 パス数	ノッチ位置, T _{NDT} (°C)	
	WM	HAZ
1	-60	-60
4	-55	-70

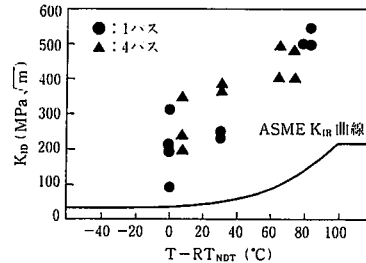


図 14 EB 継手の動的破壊靱性試験結果

表 11 各種溶接法の靱性比較

溶接方法	WMの靱性 √E ₋₂₃ (J) (平均/最低)
EB	270/261
SAW	151/123
狭開先 SAW	230/173
狭開先 MIG	153/142

- 19) Yamamoto, K. et al. : Symp. on Residual and Unspecified Elements in Steel, Florida, 1987-11
- 20) 千々岩力雄 ほか：材料とプロセス. 1 (3), 909 (1988)
- 21) Matsumoto, O. et al. : 4th Int. Colloq. on Welding and Melting by Electron and Laser Beam, Canne, 1988-9
- 22) Ouchi, C. et al. : Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto, 1971-10, p67
- 23) Koyama, K. et al. : Proc. of PACRIM WELDING'92, Paper15, Darwin, 1992-6
- 24) Tomita, Y. et al. : ASME Pressure Vessels and Piping Conf. New Orleans, 1992-6
- 25) 菊竹哲夫 ほか：火力原子力発電. 33 (6), 509 (1982)
- 26) 高野元太 ほか：溶接学会全国大会講演概要, 49, 1991, p.278