電子ビーム溶接用原子炉 蒸気発生器用鋼の開発

富田 幸男*

1. はじめに

原子炉蒸気発生器用鋼等の厚手鋼板の溶接工期、溶接コストの大幅低減というニーズに対し、電子ビーム溶接(以後EBWとする)が着目されている。従来溶接法では、溶接工期、溶接コストの低減のために、大入熱化や狭開先化により溶接積層数の低減を狙うが、限界がある。それに対し、EBWでは厚手材でも、1パス溶接可能で大幅な溶接工期、溶接コストの低減が可能である⁽¹⁾。EBWは従来溶接法にくらべ、特に板厚50mm以上の厚手材での溶接コスト低減が著しい。従来溶接法では溶接部靱性向上のため、高Ni系溶接材料等を使用することで溶接金属靱性は向上するが、大入熱化により熱影響部(HAZ)靱性が低下する。一方、EBWでは溶接後の冷却速度が非常に大きいので、HAZ靱性の低下は少ないが、溶接金属靱性が大幅に低下する。EBWを適用するためには溶接金属靱性の向上が必要となる。

近年、国内外で初期に建設された加圧水型(PWR)原子炉の蒸気発生器(SG)においてリプレース対象プラントが増加している。しかし、新設、リプレースを問わず製作期間の短縮とコスト改善が大きな課題である。溶接工期の削減が必須としてEBW適用可能な鋼材開発が求められている⁽¹⁾⁻⁽³⁾。現状の蒸気発生器用SQV2B鋼(Mn-Mo-Ni鋼)はEBW溶接金属靱性に問題があり、溶接金属靱性の改善が必要である。原子炉蒸気発生器用SQV2B鋼については、母材靱性向上に関する取組みはいくつか進められているが⁽⁴⁾⁻⁽⁷⁾、EBWを適用した検討はない。EBW適用のための鋼種横断的なシーズ検討を行い、そのシーズを活用したEBW用蒸気発生器鋼の開発とその各種特性を評価した結果を示す。

2. 基礎検討

(1) EBW溶接部靱性低下要因解析

(i) 組織的検討

SQV2B鋼のEBW溶接金属組織は、下部ベイナイト主体の組織であるが、一部に上部ベイナイトが混在している。さらに詳しくみるため、シャルピー衝撃試験の低靱性および良靱性を示す試験片の破壊起点付近の破面を上から削り込み、破面の底、つまり、破壊起点のマイクロ組織を現出させた。良い方は下部ベイナイト主体で一部上部ベイナイト組織を示す。低い方は破壊の起点には上部ベイナイトが多く混在している。この破壊起点に上部ベイナイト組織が存在することが低靱性の一つの原因であると考えられる。

(ii) 凝固偏析に沿ったマイクロクラック

低靱性を示す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(以下走査電顕)で観察した。図1に示すように、破面上には破壊起点を中心に多くのマイクロクラックが観察される。次に、図2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連続的に繋がっている。この偏析はEBW溶接金属の凝固段階で出た偏析であると考えられる。特徴的なことは大きなマイクロクラックが偏析に

図1 破壊起点付近の走査電顕観察。

* 新日本製鐵株式会社技術開発本部名古屋技術研究部主任研究員
Development of SQV2B Steel Plates for EBW for PWR-Steam
Generator; Yukio Tomita (Nippon Steel Corporation)
1993年1月29日受理

図2 破壊起点直下の断面マイクロ組織。

沿って存在することである。マイクロクラックの先端に繋がって偏析が存在するし、マイクロクラックの途中にも、偏析の片鱗が残っている。このことより、この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。

(iii) 粒界偏析に伴う粒界割れ

低靱性を示すシャルピー試験片について、破壊伝播部の破面上に観察される粒界割れを走査電顕で観察した。この粒界割れはその破面形態等より、デンドライト界面が剥離したものと考えられる。この一次晶粒界割れは粒界に不純物元素が偏析し、つまり、粒界偏析が原因の割れであるため、このデンドライト界面への粒界偏析に伴う粒界割れが破壊の伝播を促進したものと考えられる。

(2) EBW 溶接部靱性向上

(i) 組織制御

SQV2B 鋼での EBW 溶接金属の靱性向上については、上部ベイナイト組織を減少させ、下部ベイナイト組織率を上昇させるためには、焼入性向上元素 Cr, Ni, Mo の添加量を増加させることが必要である。さらに、上部ベイナイト組織でも、C 量を低下することにより、溶接金属靱性が向上する。次に、溶接ビード幅が狭くなるほど、EBW 溶接金属靱性が向上する。EBW 溶接ビード幅を狭くすることで、冷却速度が増加し、下部ベイナイト組織率が上昇し、溶接金属靱性が向上する。

(ii) 極低 P 化による凝固偏析の軽減

P=0.002%および0.006%の極低 P および低 P の材料について、凝固偏析状況を調べた。溶接金属の組織を図3に示す。極低 P 材と低 P 材では、デンドライト界面の凝固偏析

図3 極低 P および低 P 材の EBW 溶接金属組織。

に明らかな違いがある。低 P 材では凝固偏析がほぼ連続的に繋がっており、かつ、その偏析帯の間隔も狭い。これに対し、極低 P 材では凝固偏析は散在して、所々しか存在せず、かつ、偏析帯の間隔も広い。次に、この凝固偏析を更に検討するため、EPMA を用いて EBW 溶接金属中央について Mn, Ni, Mo について偏析調査を行った。低 P 材ではデンドライト界面の Mn, Ni, Mo 凝固偏析が連続的に繋がっているのに対し、極低 P 材では不連続となっている。

(iii) 極低 P 化による粒界偏析の軽減

低 P および極低 P 材の EBW 溶接金属のシャルピー破面の起点を含むノッチ底より破壊の進展方向に、走査電顕写真を取りその部分の粒界破面率を測定した。極低 P 化することで破壊起点付近の粒界破面率が低 P 材に比べて小さくなっている。

3. EBW 用蒸気発生器用鋼の製造と諸特性

(1) 母材特性

以上の検討結果に基づき、蒸気発生器に使用される板厚 100 mm の SQV2B 鋼を製造した。供試鋼の化学成分を表1に示す。転炉による溶製とそれに伴う一連の取鍋精錬により、P, S, O 等の不純物元素の極限までの低減を達成している。さらに、圧延工程では、大トルク圧延機により、高形状比圧延を行い厚手鋼板に係わらず板厚中心まで良好な内質を確保している。EBW 溶接金属の凝固偏析軽減のため、極低 P 化、Ni, Cr, Mo は上部ベイナイト率低減のため、極力上昇させている。焼入-焼戻し(660℃)後および応力除去焼鈍(615℃で 10 h)後の引張試験、シャルピー衝撃試験、落重試験を行った。規格の降伏強さ 485 N/m² 以上、引張強さ 620 N/m² 以上、-23℃での吸収エネルギー平均 47 J、最低 40 J 以上で、RT_{NDT} ≤ -12℃の十分な強度、靱性、落重特性を有する。

表1 供試鋼の化学成分(wt%)。

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
	0.18	0.26	1.43	0.002	0.002	0.67	0.15	0.57
規格	≤0.25	0.15 /0.40	1.15 /1.50			0.40 /0.70		0.45 /0.60

(2) EBW 溶接部特性

EBW 溶接条件を表2に示す。EBW 溶接は通常の 1 回溶接と、クロス溶接で補修溶接を行った場合を考慮して 4 回

表2 EBW 溶接条件。

電圧 (kV)	電流 (mA)	速度 (cm/min)	ワークディスタンス (mm)	フォーカス (mm)
150	200	9	700	475

表3 EBW 溶接部靱性.

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

 $vE(J)$ [平均値/最低値]

図4 EBW 溶接金属の動的破壊靱性.

表4 EBW と従来溶接法の靱性比較.

溶接方法	溶接金属靱性 $vE_{-23}(J)$
EBW	270/261
SAW	151/123
狭開先 SAW	230/173
狭開先 GMAW	153/142
従来鋼 EBW	62/33

[平均値/最低値]

溶接も行った. 次に, 表3にノッチ位置が溶接金属中央およびFL(Fusion Line)部であるシャルピー衝撃試験結果を示す. 溶接法が1回溶接, 4回溶接, ノッチ位置が溶接金属, FL部に係わらず, 試験温度 -23°C で200 J以上, -40°C , -50°C で100 J以上の良好な吸収エネルギーが得られた. さらに, 落重試験に関しても, 溶接法が1回溶接, 4回溶接, ノッチ位置が溶接金属, HAZ部に係わらず, $T_{NDT} \leq -55^{\circ}\text{C}$ と良好な値を示す. 図4は1回溶接, 4回溶接の場合のノッチ位置をEBW溶接金属にした動的破壊靱性試験結果を示す. 試験結果はASME K_{IR} カーブ($K_{IR} = 29.43 + 1.344 \exp [0.0261(T - RT_{NDT}) + 88.9]$)よりすべて上回る良好な値を示す.

(3) 従来溶接方法との比較

表4に開発鋼のEBW溶接金属靱性と従来鋼の従来溶接方法, 潜弧溶接, 狭開先潜弧溶接, 狭開先MIG溶接および従来鋼のEBW溶接金属靱性の比較を行った⁽⁴⁾. 開発鋼のEBW溶接金属靱性は従来鋼の従来溶接方法の溶接金属靱性と同等以上の衝撃値が得られている. さらに, 同じEBW溶接金属靱性で比較すると開発鋼は従来鋼に比較して大幅な向上を示している.

4. ま と め

EBW適用上の阻害要因は溶接金属靱性の低下である. 要因解析の結果, EBW溶接金属靱性低下の原因は, ①上部ベイナイト組織が存在すること, ②凝固偏析に沿ったマイクロクラックおよび, ③1次晶粒界偏析に伴う粒界割れが破壊の発生および進展を促進していることが判明した. これらの低下要因を解消すべく, 組織制御および不純物元素低減による凝固偏析, 粒界偏析軽減を行うことにより, 良好なEBW溶接金属靱性が得られた. これらの検討結果に基づき, 板厚100 mmの原子炉蒸気発生器用SQV2B鋼を製造し, EBW特性を調べた結果, 従来溶接法と同等以上の特性が得られた. これらの結果より, PWR型原子力発電用蒸気発生器へのEBW適用が可能となり, EBW用鋼板を大量に製造することとなった.

5. 実用化状況, 将来性および特許

実用化の最初の物件は平成4年に, 実物件に適用されるものとして蒸気発生器用として, 700 t出荷した. その後は, 1980年以前に設置された国内のリプレース物件に順次適用していく. 国外についても, 米国, 欧州を中心に蒸気発生器のリプレース物件が多く, これらにも本開発鋼を適用していく.

さらに, 本開発技術は原子力用だけでなく, 水力, 火力用, 化工機, 建築用鋼等, 今後EBWが適用される鋼種へ広く展開が可能である.

特許は11件出願中である.

文 献

- (1) S. Shono *et al.*: Pressure Vessel Technology, **12**(1988), 1279.
- (2) M. Yamamoto *et al.*: IIW Doc. N-581-1992.
- (3) 例えば, 新設増設火力・原子力発電所, 火力原子力, **44**(1993) No. 438, 113.
- (4) 菊竹哲夫: 火力原子力, **33**(1981) No. 6, 509.
- (5) 斉藤 晟: 鉄と鋼, **61**(1975), 398.
- (6) 中尾仁二: 鉄と鋼, **62**(1976), 271.
- (7) 中尾仁二: 鉄と鋼, **62**(1976), 382.