低合金鋼溶接材の高温高圧水中疲労き裂伝ば挙動*

佐藤 俊 司**, 永田 徳 雄**, 片田 康 行**

** 金属材料技術研究所

Fatigue Crack Growth Behaviour of a Low Alloy Steel Welded Joint in High Temperature Pressurized Water*

Shunji Sato**, Norio Nagata** and Yasuyuki Katada**

**National Research Institute for Metals

Fatigue crack growth tests were conducted by using CT specimens of butt welded joint of low alloy pressure vessel steel A508 cl. 3 in high temperature pressurized water simulated BWR environments. The butt welded joint was obtained by a submerged arc-welding method. Microstructures of base metal, welded metal and HAZ were all bainitic ones. Grain size of the HAZ was greater than that of the base metal. The welded metal showed dendritic microstructure. Residual stress of the butt welded joint was about 200 MPa in maximum and the values of Vickers hardness of the HAZ and the welded metal were higher by 20% than that of the base metal. As the results of the tests, there was no specific difference in fatigue crack growth behaviour of these three microstructures irrespective of grain size, residual stress, specimen orientation and so on. It is, therefore, concluded that fatigue crack growth rate in butt welded joint may be represented by that of the base metal. The tests also revealed that the material used in this work has a sufficient safety margin compared to the reference curves in ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. XI.

Key words: low alloy pressure vessel steel, butt welded joint, corrosion fatigue, fatigue crack growth rate, BWR water environment, residual stress

1. 緒 言

軽水型原子炉の圧力容器は、低合金鋼の厚肉圧延材及び鍛造材の大型溶接構造物でありステンレス鋼の内張りをして冷却材に接しているが、その健全性評価においては、材料が直接冷却材に触れることを仮定して低合金鋼材料の環境中疲労挙動に関する研究が行われている^{1)~6)}。実際の構造物での健全性評価には、母材部に比べて溶接部の方が材料組織の違いおよび潜在欠陥の可能性が高いことなどを考慮すると、溶接部を含む材料の評価が重要であると考えられる。しかしながら、これまで得られている同環境下の実験データは母材部に関するものがほとんどで、溶接材について系統的に得られたデータは必ずしも十分ではない^{1)~3)}。中島ら³⁾の圧力容器用

低合金鋼の溶接材について行った軽水炉模擬環境における疲労き裂伝ば試験結果によると、疲労き裂成長挙動の加速効果は材料のミクロ組織に依存すること、溶接部付近のき裂成長挙動を評価するには残留応力を考慮する必要があることなどが報告されている。

本研究では、実機と同等の条件で溶接された圧力容器用低合金鋼の試験用溶接継手材を用いて、沸騰水型炉(BWR)の冷却材環境を模擬した高温高圧水中での疲労き裂伝ば挙動に及ぼす溶接部材の組織および残留応力等の影響を調べた。さらに原子炉機器の供用中検査基準のもとになっている ASME Boiler & Pressure Vessel Code Sec. XI⁷⁾の参照曲線との比較検討を行い、同材料の安全裕度についても検討した。

2. 実験方法

2.1 溶接材および試験片

素材は圧力容器用調質型マンガン・モリブデン・ニッ

* 日本鉄鋼協会第118回(秋季)講演会(札幌, 1989)で発表

** 〒153 東京都目黒区中目黒 2-3-12 (2-3-12, Nakameguro, Meguro-ku, Tokyo, 153 Japan)

Table 1 Chemical compositions (wt%), mechanical properties and heat treatments of SFVQ1A (A508 cl. 3) tested.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Co	Al	B	Sn	As	Pb	N
Base metal	0.18	0.20	1.40	0.003	0.003	0.74	0.17	0.47	0.003	-	-	-	-	-	-	-	-
Weld metal	0.07	0.30	1.13	0.008	0.005	0.84	0.07	0.46	0.001	0.03	0.006	0.013	0.0006	0.001	0.002	0.001	0.010
welding bar	0.09	0.19	1.64	0.006	0.005	0.90	0.07	0.45	<0.01	0.02	0.02	0.002	0.0001	0.002	0.002	0.001	0.006

	YS(MPa)	UTS(MPa)	El(%)	RA(%)
Base metal	442	589	25	71
Weld metal	502	585	29	-

Heat treatment	1143~1173K ×7h15min W.Q 923~933K ×7h30min A.C
After welding	907K ×26h30min F.C

Table 2 Welding conditions.

Welding method	Submerged arc welding
Position	Flat
Electric current	600~650 A AC
Voltage	27~30 V
Speed	55~60 cm/min
Preheat temp.	>423 K
Interpass temp.	423K~533 K
Deposition	2~3 pass/layer
Welding electrode	φ4.8 mm
Heat input	≤40 kJ/cm

Fig. 1 Macrophotographs of base metal, HAZ and weld metal.

ケル低合金鋼で、厚さ 253 mm の鍛造材 JIS SFVQ1A (ASTM A 508 cl. 3 相当) である。Table 1 にその化学成分、機械的性質および熱処理条件を示す。溶接材は実機とはほぼ同等な条件でサブマージアーク溶接法により溶接した後、熱処理を施したのから試験片を採取した。Table 2 に本溶接材の溶接条件を示す。Fig. 1 に、母材部並びに溶接後の熱影響部 (HAZ) および溶接金属部の組織写真を示す。腐食液として 2% ナイタル液を用いた。Fig. 1 に見るように、いずれもペーナイト組織で、母材部に比べて HAZ 部では若干の粒径の粗大化が認められる。これに対して溶接金属部ではミクロには比較的一様な柱状晶組織を呈していた。本実験に用いた試験片は板厚 25 mm のコンパクトテンション (1TCT) 型試験片で試験片採取方向は、ASTM E 399⁸⁾ に準拠して、L-S, L-T, T-S, T-L の 4 方向を採用した。ただし、本供

Fig. 2 Specimen notch orientations (a) and locations (b).

Fig. 3 Dimensions of CT specimen used (mm).

試材は鍛造材であるので便宜上、帯板鍛造材の延伸方向をL方向とした。試験片の採取方向は実機压力容器溶接部位におけるき裂がフープ応力および軸方向応力のもとでそれぞれ板厚方向および表面方向に進展するモードを評価するように切出されている。試験に先立ち 1000 番のエメリー紙により最終的にき裂に直角になるように研磨し、超音波洗浄を行った後試験に供した。Fig. 2 に試験片採取方向および採取場所、Fig. 3 に疲労き裂伝ば試験片の形状・寸法を示す。

2.2 実験装置

本研究に用いた高温高压水中疲労試験装置は既報⁵⁾のものと同じで、動的荷重容量±98 kN の単軸引張圧縮型の電気油圧サーボ型疲労試験機、最高使用温度 623 K、最高使用圧力 19.6 MPa、容量 151 の SUS 316 L 製倒立型オートクレーブおよび最大循環流量 60 l/h の水循環装置からなる。循環水の水質監視のため給水側で溶存酸素 (DO) 濃度、pH、電導度及び塩素イオンを、戻り水側では DO 濃度、pH、および電導度をそれぞれ連続的に測定した。給水側の DO 濃度は貯水槽内に N₂ ガスおよび O₂/Ar 混合ガスを吹き込むことによって調整し、この制御値を試験時の DO 濃度とした。

2.3 試験条件

疲労き裂伝ば試験は応力比が 0.2 の定荷重振幅試験で行い、繰返し速度は 0.0167 Hz (1 cpm) とした。試験環境は、BWR 冷却材を模擬した 561 K、7.8 MPa、DO 濃度 200 ppb の高温純水とし流量は 30 l/h とした。き裂長さの測定には、試験片の切欠側前面に取り付けた LV DT (Linear Variable Differential Transformer) を用いてコンプライアンス法により行った。疲労き裂伝ば速度 (da/dN) の解析は、ASTM E 647⁹⁾ に推奨されている Incremental polynomial 法に基づいて 7 点多項式近似法を用いて行った。CT 試験片の応力拡大係数範囲 ΔK の算出には、ASTM E 647 に推奨されている計算式を用いた。

3. 実験結果

3.1 疲労き裂伝ば挙動

BWR 模擬環境中の腐食疲労き裂伝ば試験によって得られたき裂長さ a と繰返し数 N の関係について、500 サイクルごとにプロットした結果を Fig. 4 に示す。図より、全体的なき裂成長挙動に関しては、試験片採取方向や材料の組織による差はとくに認められないようである。Fig. 5~7 は、各試験片の a - N 曲線から求めた疲労き裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を溶接金属部、熱影響部および母材部についてそれぞれ示したものである。図中の実線は ASME Code Sec. XI の大気中および水中の参照曲線である。これらの図にみる

Fig. 4 Relations between fatigue crack length and number of cycles.

Fig. 5 Relations between fatigue crack growth rate and stress intensity factor range (Weld metal).

ように、いずれの部位についてもデータは比較的狭いバンド幅内に集まっているのがわかる。Fig. 5~7 の全データをまとめて示したのが Fig. 8 である。図中に示した斜線部のデータは、本供試材と類似の压力容器用調質型マンガン・モリブデン・ニッケル低合金鋼圧延材 JIS SQV2A (A533B cl. 1) の室温大気中のデータ¹⁰⁾である。一般に、大気中では疲労き裂伝ば挙動に及ぼす鋼種の違いがほとんどみられないことから¹¹⁾、本供試材の室温大気中のデータもこのバンド幅内に収まるものと考えられる。この大気中データと高温水中におけるデータを比較

Fig. 6 Relations between fatigue crack growth rate and stress intensity factor range (HAZ).

Fig. 8 Relations between fatigue crack growth rate and stress intensity factor range.

Fig. 7 Relations between fatigue crack growth rate and stress intensity factor range (Base metal).

すると、高温水による環境の影響はき裂伝ば速度にして2倍程度の加速を示しているに過ぎないことがわかる。この図にみるように、溶接金属部および熱影響部のき裂

伝ば挙動はいずれも母材部のそれと同様な傾向を示している。これらの結果をみる限り疲労き裂伝ば挙動に及ぼす組織依存性に有意差はないと考えられる。

3.2 破面観察

高温水中における腐食疲労き裂伝ば試験の一例として母材部の試験片に対する試験後の光学顕微鏡による破面観察結果を Fig. 9 に示す。き裂は図の下から上へ伝ばしている。疲労予き裂破面後の黒い酸化皮膜に覆われている部分 (図中 (b)) が高温水中における腐食疲労破面である。試験片前縁のき裂の形状をみると、板厚中央付近が先行し両端が遅れるいわゆるトンネリング現象が認められる。溶接金属部の高温水中の疲労破面は、凹凸が激しいのに対して HAZ 部および母材部のそれらは比較的滑らかであった。溶接金属部の疲労破面の凹凸の激しさは、Fig. 1 から明らかなように、溶接金属部が結晶粒径の大きな急冷凝固組織となっているためであろうと考えられる。

溶接金属部および母材部の腐食疲労破面を走査型電子顕微鏡 (SEM) により観察した結果の例を Fig. 10 および 11 に示す。観察位置はいずれも A は腐食疲労き裂伝ばの開始直後、B および C は中間点近傍、D は終了点近傍を示している。写真にみられる粒状のものは、試験中に試験片のき裂破面に生成した腐食生成物である。両材料ともき裂の先端に近づくにしたがって腐食生成物の粒径が小さくなっているが、これは破面上でき裂先端部に

Fig. 9 Typical examples of fracture surfaces. (a) Pre-crack, (b) Fatigue crack in water.

Fig. 10 Typical examples of microscopic fracture surfaces (Weld metal).

Fig. 11 Typical examples of microscopic fracture surfaces (Base metal).

近いところほど新生面が高温水中にさらされた時間が比較的短く、腐食生成物が十分に成長していないためであろうと考えられる。Fig. 10, 11 における写真を比較すると、いずれも延性材料の疲労破面に特有な延性ストライエーションが確認できることから、両者ともミクロ的なき裂伝ば挙動に大きな差異はないと思われる。

4. 考 察

4.1 疲労き裂伝ば挙動

溶接金属部、HAZ 部及び母材部の組織を比較すると Fig. 1 に示すように、溶接金属部は溶接時のパスごとに溶融・凝固した柱状晶組織を示しており、母材との組織性状の違いは明瞭である。しかしながら、各部位の疲労き裂伝ば曲線並びに疲労き裂伝ば速度と応力拡大係数範囲との関係を示した Fig. 4 並びに Fig. 5～7 によると、各部材の疲労き裂伝ば挙動には見掛け上、溶接金属部、HAZ 部および母材部の材質並びに試験片採取方向による差異はとくに認められないようである。

文献^{1),8)}によると、本供試材と同種の压力容器用低合金鋼を用いて高温水中疲労き裂伝ば速度に及ぼす溶接部材の影響を調べた結果は、本実験結果と異なり、いずれも溶接金属部や HAZ 部に比べて母材部のき裂伝ば速度がやや大きくなる傾向を示すことが報告されている。これらの両者の違いについて詳細なメカニズムは明らかではないが、第一義的には、次節でも述べるように、材料中の不純物元素としての S 含有量の差に帰着できるものと考えられる。すなわち本供試材のように極めて S 量の低い材料の場合には、溶接後の各部位に見掛け上の組織性状の差があってもそれらが内部欠陥のない様な材質である限りき裂伝ば速度に組織の影響は現れてこないものと考えられる。溶接後の材料の組織性状が疲労き裂伝ば挙動に影響を与えないという実験結果は、室温大気中で HT 80 の中央き裂試験片を用いて行った疲労き裂伝ば試験においても報告¹²⁾されている。

4.2 MnS 介在物の影響

本実験に用いた SFVQ1A 材には、不純物として硫黄 (S) およびリン (P) が含まれている。高温水中では、フェライト鋼のき裂伝ば挙動は不純物の S 含有量に強く依存することが知られている²⁾。すなわち S 量が 0.010 wt% 以下ではき裂伝ば速度は S 量にはほとんど依存せず、室温大気中の伝ば速度に比べてとくに加速はみられないが 0.010 wt% 以上では S 量に依存して著しい加速

を示すことが明らかになってきている。本供試材の S 含有量は、溶接金属部で 0.005 wt%，母材部では 0.003 wt% であり極めて S 含有量が少ない材料である。これらの各部材に対してサルファプリントの採取を試みた結果、母材部では S の存在が認められたものの溶接金属部では 0.005 wt% と母材部に比べて多いにもかかわらず S はほとんど認められなかった。またこれらの各部材の MnS 介在物を EPMA で調べた結果、介在物粒径は母材部で最大 10 μm 程度であったのに対して溶接金属部では最大 2 μm 程度とかなり小さかった。これは溶接金属部では溶接時の急速溶解凝固により MnS 介在物の粒径成長が妨げられ、このためサルファプリントには現れなかったものと考えられる。以上の議論より、高温水条件下においては母材部の S 含有量が本供試材のそれよりかなり多い場合には、疲労き裂伝ば挙動に及ぼす組織性状が顕著に現れる可能性があり今後の課題である。

4.3 残留応力の影響

溶接部では、溶接時に残留応力が発生したり硬さが変化したりしていることが考えられる。Fig. 12 に本溶接部材のビッカース硬さ試験結果を示す。この結果から溶接金属部および HAZ 部は、母材部に比べて約 20% 程度硬くなっているのがわかる。Fig. 13 に本溶接材の残留応力分布の測定結果を示す。この測定は、図に示すように、試験片を採取する前の溶接素材から溶接方向に板厚 30 mm に切り出した平板溶接材に対して行った。測定方法としては素材の X 軸、Y 軸両方向にそれぞれ 10 mm 間隔で 2 軸直交型ひずみゲージを貼付し、X 軸、Y 軸両方向に対して素材を順次切断または切込みを入れるというひずみゲージ法¹³⁾を用いた。Fig. 13 の測定結果をみると、本溶接材の残留応力は、最も高い溶接ルート部近傍で 200 MPa 程度であった。しかしながらこの残留応力値は、試験片採取前の溶接平板素材における値であるので、試験片採取後は残留応力の再分配により、この値よりかなり低下してのものと考えられる。

疲労き裂伝ば挙動に及ぼす溶接残留応力の影響についてはこれまでもいくつかの報告がある^{11), 18)~19)}。これらによると、き裂伝ば挙動に影響を及ぼす残留応力分布は、き裂が溶接線を直角に横切る場合と、溶接線に沿って伝ばする場合とで定量的に残留応力に差はあるが、定性的な応力分布はいずれの場合も試験片中央部が引張り応力、両端部が圧縮応力となる。従って実験に用いる試験片形状が中央き裂試験片 (CCT) であるか CT 試験片 (CT) であるかによって、き裂伝ば挙動に及ぼす残留応力の影響が大きく異なることになる。すなわち CCT の場合には、き裂伝ばに伴う残留応力の再分配により、き裂先端部での残留応力は常に引張り応力となるためとくにき裂閉口も考慮する必要はなく、残留応力は平均応力

Fig. 12 Vickers hardness profile of weld metal used.

Fig. 13 Residual stress profile of weld metal used.

あるいは応力比効果と置き換えることができる¹⁸⁾。太田ら¹¹⁾によると数種の鋼材の溶接材を用いた中央き裂型試験片での大気中のき裂伝ば試験を行った結果、疲労き裂伝ば挙動は、鋼種、溶接法、溶接条件および応力比などに関係なく、一つの狭いバンド (伝ば速度で約 2 倍) の中に収まるという結果が得られている。一方 CT 試験片の場合には、き裂先端部の応力状態はつねに圧縮応力となるためき裂閉口が起こり有効応力が減少し、き裂伝ば速度が見掛け上低下する結果となる^{18), 19)}。

以上の議論は大気中での実験データに基づいたものであるが、本実験のように高温高圧水中においては、き裂伝ば挙動に及ぼす応力比の影響は顕著に現われることが報告されている²⁾。き裂閉口現象についても高温水環境では、塑性誘起き裂閉口のほかに酸化物誘起き裂閉口等が生じる可能性があり現象はさらに複雑であると考えられる。しかしながら本実験結果より、疲労き裂伝ば挙動に及ぼす組織性状、部位および残留応力等の影響はほとんど認められなかったことから、本供試材における各部

位間における材料強度や残留応力の差は顕著なものではなかったものと推察される。

4.4 ASME Code. Sec. XI との比較

ASME Boiler & Pressure Vessel Code Section XI

には、原子炉機器の供用中検査時に参照される疲労き裂伝ば曲線が規定されている。Fig. 8 においてこれらの参照曲線と本実験結果を比較すると、水中の参照曲線に比べて実験データはかなり低く、大気中の参照曲線とほぼ同じような伝ば速度を示しており、本供試材が十分な安全裕度を有していることがわかる。本実験結果より、本材料のような低 S 材の場合、供用中の欠陥評価において溶接部の腐食疲労き裂挙動の評価は母材部のそれで代表できることがわかった。

5. 結 言

実機に採用されているものと同等の圧力容器用低合金鋼溶接材を用いて BWR 環境を模擬した高温高圧水環境下で溶接金属部、HAZ 部および母材部の疲労き裂伝ば挙動の比較検討を行い、以下のような結果を得た。

1) 高温高圧水中における疲労き裂伝ば挙動は、溶接金属部、HAZ 部および母材部による差は認められず、母材部の疲労き裂伝ば挙動を調べることによって溶接継手を代表できることがわかった。

2) 溶接金属部、HAZ 部および母材部の組織性状の違い、MnS 介在物のサイズや分布状態の違いおよび残留応力の存在は、腐食疲労き裂伝ば速度には影響を与えなかった。

3) 腐食疲労き裂破面のミクロ観察により、溶接金属部および母材部ともに延性ストラエーションが認められた。

4) 本供試材の高温高圧水中のデータと SQV2A 材の大気中のデータと比較すると環境助長によるき裂進展の加速が認められたがその程度は小さかった。

5) 本供試材の溶接金属部、HAZ 部および母材部の疲労き裂伝ば速度は、ASME Code Sec. XI の水中の参照曲線と比較してかなり低く本供試材には十分な安全裕度があることがわかった。

本研究に用いた溶接材は三菱重工業株式会社よりご提供頂いた。記して謝意を表する。また実験に協力いただいた当時工学院大学学生、斎藤功平君に感謝する。

(Received October 26, 1990)

文 献

- 1) W. H. Bamford: *ASME J. Eng. Mater. & Tech.*, **101**, 182 (1979).
- 2) B. Tomkins: *Int. J. Pres. Ves. & Piping*, **40**, 331 (1989).
- 3) 中島 甫, 庄子哲雄, 辻 宏和, 高橋秀明, 近藤達男: 材料, **31**, 710 (1982).
- 4) H. Kitagawa, H. Nakajima, N. Nagata, Y. Sakaguchi & T. Iwade: *Proc. 2nd IAEA Specialists' Meeting on Subcritical Crack Growth*, Sendai, Session I/II, 135 (1985).
- 5) Y. Katada & N. Nagata: *Corrosion Science*, **25**, 693 (1985).
- 6) 佐藤俊司, 永田徳雄, 片田康行: 鉄と鋼, **75**, 1928 (1989).
- 7) ASME Boiler & Pressure Vessel Code Section XI, Appendix A (1980).
- 8) ASTM Standard E 399-81 (1981).
- 9) ASTM Standard E 647-78T (1978).
- 10) N. Nagata & Y. Katada: *Transactions of the 9th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology*, Lausanne Switzerland (1987).
- 11) 太田昭彦, 前田芳夫, 小菅通雄, 町田 進, 吉成仁志: 日本溶接学会論文集, **7**, 391 (1989).
- 12) C. Masuda, H. Sumiyoshi, M. Kosuge, A. Ohta & S. Nishijima: *Int. J. Fatigue*, **9**, 233 (1987).
- 13) 太田昭彦, 佐々木悦男: 金材技研疲れデータシート資料, **3**, (1984).
- 14) 橋内良雄: 材料, **32**, 304 (1983).
- 15) 小林英男, 轟 章: 材料, **35**, 401 (1986).
- 16) A. Ohta, M. Kosuge & S. Nishijima: *Int. J. Pres. Ves. & Piping*, **33**, 251 (1988).