低温における780MPa級高張力鋼溶接各部の疲労き裂伝ば 特性および疲労破壊靱性

佐藤 清* 横堀 武夫** 五十嵐 寛***
西田 新一**** 榎本 弘毅****

J. Japan Inst. Metals, Vol. 47, No. 7 (1983), pp. 596-602

Fatigue Crack Propagation Characteristic and Fatigue Fracture Toughness in 780 MPa Grade High Strength Steel Weldments at Low Temperature

Kiyoshi Sato*, Takeo Yokobori**, Hiroshi Igarashi***,
Shin-ichi Nishida**** and Hiroki Masumoto****

Fatigue test and fracture toughness test in 780 MPa grade high strength steel weldments in the temperature range from 98 K to room temperature were experimentally carried out. Both the tests were performed with a compact tension specimen by using a program-load-controlled 0.98 MN fatigue testing machine.

Main results obtained are summarized as follows:

- (1) The fatigue crack propagation rate in the base metal shows a similar value in both the weld metal and HAZ.
- (2) The trend of fatigue crack propagation characteristic in weldments in the temperature range from 223 K to room temperature is in good agreement with the dislocation dynamics theory of fatigue crack propagation.
- (3) Fatigue fracture toughness, K_{fc} and fracture toughness, K_c in the base metal are larger than in both the weld metal and HAZ.

(Received February 8, 1983)

Keywords: 780 MPa grade high strength steel, weldments, compact tension specimen, low temperature, fatigue crack, fatigue fracture toughness, fracture toughness

* 東北大学工学部 (Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai)

** 東北大学工学部, 現在: 工学院大学 (Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai. Present address: Kogakuin University, Tokyo)

*** 動力炉・核燃料開発事業団 (Power Reactor and Nuclear Fuel Development Corp., Tokai, Ibaraki)

**** 新日本製鉄株式会社八幡製鉄所 (Yawata Works, Nippon Steel Corp., Kitakyushu)

I. はじめに

最近、鋼構造物の大型化にともない、高張力鋼が大型構造物や圧力容器などの溶接構造物に多く使用されるようになり⁽¹⁾、その強度特性の把握が非常に重要な問題となっている⁽²⁾。またこのような溶接構造物では、不連続部(すなわち溶接部など)の切欠効果により、その素材の静的破壊応力よりもかなり低い繰返し応力で疲労き裂が発生するため⁽¹⁾工業上重要な問題となっている。

一方、低温で使用される溶接構造物で強度上問題となるのは溶接部であり、特に繰返し荷重を受ける場合の疲労強度および疲労き裂伝ば挙動は脆性破壊とも関係して重要である⁽³⁾。

他方、近年、実際の構造物の破壊防止に対して、破壊靱性 K_{Ic} が設計応力選定の基礎として用いられている。しかし、繰返し荷重下における最終急速破壊の場合には、 K_{Ic} ではなく疲労破壊靱性 K_{Re} なる量を用いるべきであるという提案⁽⁴⁾がなされ、 K_{Re} についての実験的研究^{(5)~(14)}がなされている。

このような点から、低温環境下における溶接部材の疲労破壊靱性および疲労き裂伝ば挙動を系統的に研究することが工学上必要である。そこで、本報では、切欠靱性および溶接性が良好である 780 MPa 級低炭素焼戻しマルテンサイト系高張力鋼 (WT 80C) の溶接各部(すなわち母材部、溶接金属部および熱影響部)について、98 K から室温の範囲にわたって、疲労き裂伝ば特性および疲労破壊靱性の温度依存性について調べた結果について述べる。

II. 実験方法

実験に使用した材料は 780 MPa 級の低炭素焼戻しマルテンサイト系高張力鋼 (WT 80C、素材板厚 35 mm) であり、溶接継手は X 形開先で作製した。母材および溶接材料の化学成分および静的機械的性質をそれぞれ **Table 1** および **Table 2** に示す。さらに溶接部の静的機械的性質を **Table 3** に、溶接条件を **Table 4** に示す。

疲労試験ならびに破壊靱性試験には **Fig. 1 (a)** に示す寸法、形状の WOL 型 CT 試験片を用いた。なお溶接金属部(以下 WM 部と記す)および熱影響部(以下 HAZ と記す)における切欠位置を **Fig. 1 (b)** に示す。試験にあたっては ASTM の方法⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾によって行った。

使用した試験機は容量 0.98 MN のプログラム制御油圧式疲労試験機で、低温での実験に対しては低温槽を取り付けて実験を行った。この低温槽にはき裂長さ測定用ののぞ

Table 2 Static mechanical properties of samples.

Material	0.2% Proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
Base metal				
L	742.4	802.2	24.2	75.6
C	748.3	809.0	23.6	73.3
Filler metal	726.7	819.8	24.0	

(Gauge Length = 50 mm)

Table 3 Static mechanical properties of welded joint.

Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
709.9	779.1	17.0	68.8

Table 4 Welding conditions.

Filler metal	Weld position	Current (A)	Voltage (V)	Travel (m/s)	Heat input (kJ/m)
φ4 mm, L-80	Vertical	145	24	10 ⁻³	3480

Fig. 1 (a) Shape and size of test specimen (in mm).
(b) Notch position of WM and HAZ specimens.

Table 1 Chemical composition (mass%) of samples.

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B
Base metal	0.11	0.25	0.90	0.010	0.003	0.23		0.72	0.42	0.04	7 ppm
Filler metal	0.06	0.41	1.28	—	—	—	2.55	0.18	0.45	—	—

き窓が取り付けられている。温度測定には銅-コンスタンタン熱電対を用い、これを試験片の切欠部と反対側にはんだ付けた。実験温度は約 98 K から室温までの範囲であって、低温槽内に液体窒素を流入し、その流量を調整することによって試験片温度を所定の温度に制御した。疲労試験中の温度変動は ± 2 K 以内に、破壊靱性試験および引張試験では 0.5 K 以内に保持することが出来た。

疲労試験においては、繰返し荷重はすべて $P=44.1 \pm 39.2$ kN ($R=0.0588$)、繰返し速度は約 6.7×10^{-2} Hz (4 cpm) とした。なお繰返し応力の波形は三角波である。疲労き裂長さは倍率 25 倍の実体顕微鏡を遊尺顕微鏡用台に取り付け、100 サイクルごとに測定し、き裂長さ a とサイクル数との関係を求めた。疲労破壊後、破面観察により最終急速破壊時の応力拡大係数を求めた。

破壊靱性試験片は Fig. 1 に示す寸法、形状の試験片とし、切欠先端には長さ約 3.6 mm 程度の疲労予き裂を入れた。この疲労予き裂は共振型疲労試験機を用いて、すべての試験片について同一条件、すなわち室温で 1.96-9.41 kN の繰返し引張り-引張り荷重によって入れた。また、この疲労予き裂は通常、試験片厚さ方向 B に対して切欠き底と平行ではない。そこで試験片の破断後、板厚方向にそって $1/4B$, $1/2B$, $3/4B$ の各点でき裂長さを測定し、これらの平均値をもってき裂長さ a とし、あとに述べる式 (1) より破壊靱性値を求めた。なお実験はすべて所定の温度に達した後約 600 s 以上保持してから試験を開始し、引張り速度は 163 N/s とした。

応力拡大係数の計算には次式を用いた⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。

$$K = \frac{P}{BW^{1/2}} \left[29.6 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} - 185.5 \left(\frac{a}{W} \right)^{3/2} + 655.7 \left(\frac{a}{W} \right)^{5/2} - 1017.0 \left(\frac{a}{W} \right)^{7/2} + 638.9 \left(\frac{a}{W} \right)^{9/2} \right] \quad (1)$$

ここで、 P : 荷重、 B : 試験片厚さ、 W : 荷重中心から測定した試験片幅、 a : 荷重中心から測定したき裂長さ。

III. 実験結果および考察

1. 静的機械的性質

母材および溶接部に対する各温度での静的機械的性質をゲージ長さ 50 mm、直径 11 mm の試験片により測定した。この結果を Fig. 2 に示した。溶接部の降伏応力は母材のそれよりも低いが、引張り強さにおいては溶接部と母材ではほぼ等しい。また温度が低下するに従って降伏応力 σ_y および引張強度 σ_B の値は増加している。なお溶接部の破断箇所は全て溶接ボンド近傍の HAZ であった。

2. 疲労き裂伝ば

室温において母材、WM 部および HAZ で得られた疲労き裂伝ば曲線の一例を Fig. 3 に示した。最終破断時の

Fig. 2 Temperature dependence of tensile strength, σ_B and yield stress, σ_y .

Fig. 3 Fatigue crack propagation curves of weldments.

き裂長さ a は三者ともほとんど等しい。また疲労寿命についていえば、母材において一番短く、HAZ、WM 部の順に長くなっている。しかし温度が低下するにつれてこの傾向は異ってくる。すなわち 173 K では、WM 部における最終破断時のき裂長さおよび疲労寿命も、母材および HAZ における値の $1/2$ 以下になっている。これは WM 部における脆性破面率の遷移温度が 263 K であるが、母材および HAZ では WM 部におけるよりもかなり低く、それぞれ 229 K および 195 K であることによるものと推測できる。

母材、WM 部および HAZ のそれぞれに対する疲労き裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数幅 ΔK との関係は Fig. 4 (a), (b) に示す。測定した全温度領域で、WM 部および HAZ における da/dN が母材における da/dN よりもむしろ低いことが分かる。しかし ΔK の増加とともに WM 部および HAZ における値は母材における値に近づいていく。この傾向は他の研究結果の傾向⁽²⁾⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾と同様である。WM 部および HAZ における da/dN が母材における da/dN よりも低いのは、WM および HAZ に存在する溶接残留圧縮応力によるためと思われる⁽²⁾⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾。しかし ΔK の増加とともに残留応力は解放されるから、WM 部および HAZ における da/dN は母材の da/dN に近づいていくことが分かる。

Fig.4 Relation between crack propagation rate and stress intensity factor. (a) RT, (b) 273 K.

Fig.6 Effect of temperature on fatigue crack propagation rate.

Fig.5 Effect of temperature on fatigue life, N_f .

母材, WM 部および HAZ における破断までの繰返し数 (疲労寿命) N_f の温度依存性を Fig.5 に示す. Fig.5 から明らかなように, ある温度までは温度の増加とともに N_f も増加するが, ある温度以上になると逆に減少する傾向がある. また 223 K 以上の温度では, WM 部および HAZ における N_f は母材におけるそれよりも大きい. これは溶接残留応力によるものと思われる.

温度をパラメータとして, 疲労き裂伝ば速度 da/dN と ΔK との関係の一例を示すと Fig.6 のようになる. 母材, WM 部, HAZ とともに各温度で疲労き裂伝ばの第 2 領域に相当する ΔK の範囲内では, $\log(da/dN)$ と $\log \Delta K$ との間には直線関係が成立し, き裂伝ば速度は次式で表わされる.

Fig.7 Fatigue crack propagation rate as a function of the test temperature, (HAZ).

$$da/dN = C(\Delta K)^n \quad (2)$$

ここで C および n は材料, 温度による定数である.

Fig.7 は ΔK をパラメータとして, 疲労き裂伝ば速度 da/dN の対数と絶対温度の逆数 $1/T$ との関係の一例を示す. 203 K から室温までの温度範囲内では, 両者の間にはアレニウス型の直線関係が成立していることが分かる. なおこれらの切片の値は, ΔK の値が大きい程大きくなっている. 母材および WM 部における場合にも, 223 K から室温までの温度範囲では同様な傾向がある.

Fig.7 にてアレニウス関係の成立する範囲において, 同図から疲労き裂伝ばに対する見掛けの活性化エネルギー Q を求めて, ΔK との関係を示すと Fig.8 のようになる. この結果から Q と ΔK との間には次の関係が成り立っている.

Fig.8 Variation of the apparent activation energy with ΔK .

Fig.9 Experimental relation between n and temperature.

$$Q = U - a_1 \ln \Delta K \quad (3)$$

この関係式は疲労き裂成長の動的理論^{(19)~(21)}によって得られた式の形とよく一致している。

他方、式(2)を用いて実験的に求めた n の値と温度の逆数 $1/T$ との関係を Fig.9 に示す。 n の値は母材、HAZ、WM 部の順に大きくなっている。 $\log(da/dN)$ と $1/T$ との間にアレニウス関係が成り立つ範囲では、 n は $1/T$ の 1 次関数として次式のように表わされることが分かる。

$$n = b_1 + \frac{a_1}{kT} \quad (4)$$

この結果も疲労き裂成長の動的理論^{(19)~(21)}によって得られた式の形と一致している。

3. 破壊靱性

母材、WM 部および HAZ における破壊靱性 K_{IC} と温度

Fig.10 Effect of temperature on fracture toughness.

との関係を Fig.10 に示す。なお図中には V ノッチシャルピー遷移温度も示しておいた。破壊靱性 K_{IC} の値は測定全温度領域にわたって母材において最も大で、次に HAZ、WM 部の順に小さくなっている。この傾向は 5.5%Ni 鋼における K_{IC} の実験結果の傾向と同様である⁽²²⁾。WM 部における K_{IC} が母材におけるそれよりも小さいのは、Fig.2 に示したように溶接部の降伏点が母材の降伏点よりも小さいことによるものと推測される。Fig.10 から明らかなように、母材における破壊靱性 K_{IC} は 163 K 以上ではほとんど変化しないが、158 K で急激に減少しており明確な遷移温度が存在する。また遷移温度以下では K_{IC} はほぼ一定の値を示している。ただし、WM 部および HAZ においては温度の低下とともに K_{IC} 値は減少し、123 K 以下ではほぼ一定の値となっている。

4. 疲労破壊靱性

式(1)における a および P をそれぞれ最終急速破断時の疲労き裂長さ a_f および上限荷重 P_{max} とすると次式が得られる。

$$K_{fe} = \frac{P_{max}}{BW^{1/2}} \left[29.6 \left(\frac{a_f}{W} \right)^{1/2} - 185.5 \left(\frac{a_f}{W} \right)^{3/2} + 655.7 \left(\frac{a_f}{W} \right)^{5/2} - 1017.0 \left(\frac{a_f}{W} \right)^{7/2} + 638.9 \left(\frac{a_f}{W} \right)^{9/2} \right] \quad (5)$$

この値 K_{fe} は疲労破壊靱性の一つのメジャーと考えられる⁽⁵⁾。

疲労破壊靱性 K_{fe} と温度との関係を示すと Fig.11 のようになる。温度が 158 K 付近から 253 K 付近までの範囲では、 K_{fe} の値は K_{IC} の場合と同様に母材における値が最も大きく、WM 部においては最小である。しかし 153 K 付近以下および 273 K 付近以上では三者における K_{fe} の値がほぼ等しい。また母材では約 163 K 付近に明確な遷移温度 FTT が存在するが、WM 部および HAZ においては明確な FTT の存在は認められない。

Fig.11 Effect of temperature on fatigue fracture toughness.

Fig.12 Comparison of fracture toughness and fatigue fracture toughness.

(a) base metal, (b) weld metal, (c) HAZ.

K_{fe} と K_e との比較を Fig.12(a)～(c) に示す。Fig.12 より明らかなように、母材における疲労破壊靱性 K_{fe} と破壊靱性 K_e の値は実験温度範囲内ではほぼ等しく、 K_{fe} の遷移温度 FTT も K_e にみられる遷移温度とほぼ等しい。また K_{fe} 、 K_e ともに遷移温度以下では急激に減少し遷移温度以上の値の約 1/2 以下となる。それに反し、WM 部および HAZ においては K_{fe} 値は K_e 値よりも若干大きくなっており、かつ K_{fe} および K_e ともに温度の低下とともに小さくなっている。

したがって、Fig.10～12 の結果より、低温において WT80C の溶接部材を使用する機械、構造物などの安全な設計応力の選定に対しては WM 部の K_{fe} を重要な材料定数と考えるべきであろう。

IV. 結 論

低炭素焼戻しマルテンサイト系高張力鋼溶接各部について、98 K から室温までの温度範囲にわたって、破壊靱性、疲労き裂伝ば特性および疲労破壊靱性を調べた結果、次のことが分かった。

- (1) 引張強さは母材の方が溶接部よりも大きい。
- (2) 疲労寿命 N_f は母材では 158 K、HAZ では 203 K、WM 部では 223 K までは温度の増加とともに長くなるが、それ以上の温度では、温度の増加とともに短くなる。
- (3) 疲労き裂伝ば速度は母材、WM 部、HAZ による差は小さい。
- (4) 母材、WM 部および HAZ のいずれにおいても、223 K 以上の温度では、疲労き裂伝ば挙動の式は疲労き裂成長の動的理論による式の形と一致する。
- (5) 98 K から室温までの温度範囲において、母材、WM 部および HAZ のいずれについても、 K_{fe} は K_e (K_{ic}) 値よりも大きい。また、母材の K_{fe} および K_e は WM 部および HAZ の K_{fe} 、 K_e よりも大きい。従って溶接部材を使用する場合の設計応力選定の基礎としては、WM 部あるいは HAZ の K_{fe} を用いるのが適当と思われる。
- (6) 母材における K_{fe} および K_e には、非常に明瞭な遷移温度が存在する。

供試材料の準備関係に御協力を賜った新日本製鉄株式会社 加来勝夫氏に対して厚くお礼申し上げます。

文 献

- (1) 成本朝雄, 田中康浩, 般越督己: 川崎製鉄技報, 6 (1974), 38.
- (2) 石原 守, 平石茂樹, 杉本威生: 材料, 27 (1978), 42.
- (3) 大内田 久: 材料, 15 (1966), 507.
- (4) 横堀武夫, 相沢民王: 日本材料強度学会誌, 5 (1970), 54; T.Yokobori and T.Aizawa: Rep. Res. Inst. Strength and Fract. of Materials, Tohoku Univ., 6 (1970), 19.
- (5) 川崎 正, 中西征二, 沢木洋三, 畑中建一, 横堀武夫: 日本機械学会論文集, 41 (1975), 3324; T. Kawasaki, S.Nakanishi, Y.Sawaki, K.Hatanaka and T.Yokobori: Engng. Fract. Mech., 7 (1975), 465.

- (6) T.Kawasaki, T.Yokobori, Y.Sawaki, S.Nakanishi and H.Izumi : Proc. ICF4, Waterloo, **3**(1977), 857.
- (7) 横堀武夫, 佐藤 清, 西田新一, 榎本弘毅, 五十嵐 寛 : 日本機械学会講演論文集, No.790-2(1979), 38.
- (8) 沢木洋三, 川崎 正, 中西征二, 横堀武夫 : 日本材料強度学会誌, **15**(1980), 173.
- (9) 横堀武夫, 嶋屋 誠 : 日本機械学会講演論文集, No.811-1(1981), 7.
- (10) 安藤 柱, 小倉信和 : 材料, **25**(1976), 99.
- (11) 安藤 柱, 小倉信和, 小堀孝浩 : 日本機械学会論文集, **46-A**(1980), 933.
- (12) N.M.Grinerberg, V.A.Serdyuk, I.L.Ostapenko, T.I.Malinkina and A.S.Kamyshkov : Soviet Materials Science, **14**(1979), 420.
- (13) V.G.Kudryashov : Soviet Materials Science, **14**(1979), 555.
- (14) S.Ya.Yarema and O.P.Ostash : Soviet Materials Science, **14**(1979), 557.
- (15) W.F.Brown, Jr. and J.E.Srawley : ASTM STP, 410(1966), 1.
- (16) W.F.Brown, Jr. : ASTM STP, 463(1970), 249.
- (17) P.Shahinian, H.H.Smith and J.R.Hawthorne : Welding J., Research Supplement, **51**(1972), 527-S.
- (18) H.G.Pisarski : Metal Construction, **9**(1977), 123.
- (19) T.Yokobori, A.T.Yokobori, Jr. and A.Kamei : Int. J. Fracture, **11**(1975), 781; **12**(1976), 519.
- (20) T.Yokobori, S.Konosu and A.T.Yokobori, Jr. : Proc. 4th Int. Conf. Fracture, Waterloo, Plenary Paper, Vol.1(1977), 665.
- (21) 横堀武夫, 横堀寿光 : 日本金属学会誌, **42**(1978), 88.
- (22) 佐藤 清, 横堀武夫, 五十嵐 寛, 西田新一, 榎本弘毅 : 日本金属学会誌(投稿予定).