低変態温度溶接材料を用いた角回し溶接継手の疲労強度向上*

太田 昭彦**, 渡辺 修***, 松岡 一祥****, 志賀 千晃**,
西島 敏*****, 前田 芳夫**, 鈴木 直之**, 久保 高宏***

Fatigue Strength Improvement of Box Welded Joints by Using Low Transformation Temperature Welding Material

by Akihiko OHTA**, Osamu WATANABE***, Kazuaki MATSUOKA****, Chiaki SIGA**,
Satoshi NISHIJIMA*****, Yoshio MAEDA**, Naoyuki SUZUKI** and Takahiro KUBO***

The fatigue strength of developed box welds was improved about two times of the conventional box welds. The improved welds used the low transformation temperature welding material which contains 10% Cr and 10% Ni. The expansion of the developed welding material was 0.55% due to the transformation from austenite to martensite. This expansion induced the compressive residual stress around welds. On low stress range condition, the stress ratio effect by this compressive residual stress avoids the fatigue crack initiation at the weld toe. On high stress range condition, the fatigue crack initiated from weld toe and the fretting was observed on the fractured surface. While in the conventional welds, no trace of fretting was observed.

Key Words: fatigue improvement, transformation, residual stress, box weld, steel

1. はじめに

大型溶接構造物には、溶接の冷却過程における溶接金属等の熱収縮により降伏強度規模の張残留応力が存在し、その応力比効果によって疲労強度が著しく低下する。そして、このような引張残留応力の存在する一般的な溶接継手では、材料の強度が上昇しても Fig. 1 に示すように、母材に見られるような降伏強度と疲労強度の正の相関が起これず、疲労強度は継手形式毎にほぼ同一である¹⁾。

そこで、疲労き裂が発生する溶接部に圧縮の残留応力を導入し、その応力比効果で疲労強度を向上させることが行われている²⁻¹²⁾。しかし、これらの方法は、いずれも溶接終了後に圧縮残留応力を導入するための工程を追加しなければならないと云う問題がある。

ところで、鋼はオーステナイトからマルテンサイトに変態するときの変態膨張によって、溶接終了時の残留応力が変化し¹³⁾、圧縮の残留応力が溶接部に誘起される場合も報告^{14,15)}されている。

Fig. 1 Relationship between fatigue strength and yield strength.

すなわち、通常の溶接材料は、Fig. 2(a)の破線に示すように変態開始温度 (M_s 点) が500℃程度であり、変態終了後の温度低下に伴う収縮ひずみが生ずる。使用温度である室温までの材料の収縮が周辺の拘束により妨げられると、Fig. 2(b)に示すように完全に拘束された場合引張残留応力が誘起される。

これに対して、Fig. 2(a)の実線に示すように M_s 点が200℃程度で、変態が室温付近で終了する場合には、溶接金属が膨張した状態で溶接が完了するため、Fig. 2(b)のように圧縮残留応力を導入できることとなる¹⁶⁾。

このような背景のもとに、 M_s 点を下げる溶接材料とし

*原稿受付 平成11年5月25日 平成9年度溶接構造シンポジウム'97で発表、平成10年4月溶接疲労強度研究委員会で発表

**正 員 金属材料技術研究所 Member, National Research Institute for Metals

***正 員 川崎製鉄㈱ Member, Kawasaki Steel Co.

****正 員 船舶技術研究所 Member, Ship Research Institute

***** 川崎重工業㈱ Kawasaki Heavy Industry Co.

Fig. 2 Variation of strain or stress in welding consumable with cooling of temperature.
(a) Free deformation condition, (b) Strain constrained condition.

Table 1 Chemical composition, yield strength and transformation properties of materials.

Material	Chemical composition (wt %)								Yield strength (MPa)	Transformation properties	
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Fe		Temperature Ms(°C)	Strain ϵ_f (%)
10Cr-10Ni	0.025	0.32	0.70	10.0	10.0	0.13		Balance	708	180	-0.55
KC60	0.07	0.49	0.96			0.42		Balance	579	450	0.23
KM80	0.06	0.20	1.21	2.66	0.80	0.48		Balance	760	444	-0.02
HT580	0.14	0.31	1.41	0.05	0.04	<0.01		Balance	497	460	0.06
HT780	0.10	0.17	0.85	1.25	0.48	0.50	0.035	Balance	821	440	0.05

Fig. 3 Residual stress distribution of bead on plate.

てNiとCrを添加した溶接材料を試作し、角回し溶接に適用した。その結果、溶接後に処理工程を追加しないでも、疲労強度を従来継手に対してほぼ2倍に向上させることが出来た。

2. 実験方法

用いた溶接材料及び鋼板の化学成分、降伏強度、Ms点お

よび Fig. 2(a)に矢印で示した変態開始から室温までのひずみ ϵ_f をTable 1に示す。低変態温度溶接材料10Cr-10Niは、 ϵ_f が-0.55%である。これに対し、通常のHT580鋼用溶接材料KC60およびHT780鋼用溶接材料KM80は、 ϵ_f がそれぞれ0.23%および-0.02%である。

まず、低変態温度溶接材料で最適な余熱、入熱条件を求めるため、HT780鋼板にビード溶接を行って溶接部近傍の残留応力を、2軸ひずみゲージの周囲を切断する方法で測

Fig. 4 Macrostructure of bead on plate. (a) 1.0 MJ/m (b) 1.9 MJ/m (c) 3.0 MJ/m

Fig. 5 Specimen configuration.

(a) Conventional pass sequence (b) Developed pass sequence

Fig. 6 Edge preparation and pass sequence.

定した¹⁷⁾. Fig. 3 は溶接残留応力の測定結果を示す. この結果から, 余熱温度を 110°C , 入熱量を 1.9 kJ/m に選んだ. なお, 溶接部の形状を示すマクロ写真を Fig. 4 に示す.

Fig. 5 は角回し溶接試験片形状寸法を示す. Fig. 6(a)は従来溶接法, Fig. 6(b)は圧縮の残留応力を導入するために用いた開先形状と積層法を示す. (b)では溶接金属の体積を増すため, 付加物に開先をとり, ルート間隔を 2.3 mm とした. 主板上に比べ付加物の寸法が小さいため付加物の熱容量

Fig. 7 Position of strain gages.

が小さい. したがって, (a)の HT580 鋼の開先を取らない従来溶接では, 主板上の温度に比べ付加物の温度が高くなって付加物が溶接された状態では温度が高い分だけ主板上より膨張した状態となる. このため, 冷却した後は付加物が溶接部を引張ることになる. この要素を阻止するため, (b)の場合, 主板上のみを予熱し, 付加物は室温のままとした. そして, 積層順序に示すように, まず付加物の長手方向両端を溶接し, 付加物の温度上昇に伴う膨張を拘束し, その後長手直線部分の溶接を行って, 最後に角回し溶接部を施工するようにした. なお, 積層は3層行っているが, 最終層が主板上に接する様にして, 角回し溶接止端部が最後に凝固す

るように工夫した。また、パス間温度の管理は行わず、積層は連続して実施し、全ての積層が変態点温度以上の状態から室温に冷却されて、変態膨張が全ての層でなるべく同時期に起こるように留意した。(a)の HT580 鋼の従来溶接では、開先は取らずルート間隔も 0 として、付加物中央の直線部分から溶接を開始し角回し部を通して付加物板面反対側の付加物中央で運棒を終了させる工程を 2 度行った。また、HT780 鋼の通常溶接として付加物に開先を取り、3 パスによる KM80 溶接材料を用いた角回し溶接試験片も製作した。

角回し溶接継手試験片の残留応力分布の測定は、ゲージ長 1 mm の 2 軸ひずみゲージを Fig. 7 に示す位置に接着し、その周囲を切断する方法¹⁷⁾によって測定した。

疲労試験は、油圧式疲労試験機を用い、試験速度 2-35 Hz の応力比 0 の正弦波荷重を加え、室温大気中で行った。

3. 結 果

測定した残留応力分布を Fig. 8 に示す。(a)は、板幅に沿う分布を、(b)は板幅中央の応力軸に沿う分布を示している。溶接止端から 5 mm 離れた断面の応力分布は、従来継手も

Fig. 8 Residual stress distribution in box welded specimen.

開発継手も板幅中心付近で最も高い値を示し、大きさは開発溶接継手の方が小さい。

しかし、応力軸方向の分布は、従来継手では止端部に近づくに従い単調増加するが、開発継手ではピークを示す。ビードオンプレートで実測した Fig. 3 からの類推で、開発継手では一点鎖線で示すように止端部で圧縮であると考えられる。

破断状況を示す写真を Fig. 9 に示す。(a)に示す従来溶接継手の場合、疲労き裂は引張残留応力と応力集中の存在する溶接止端部から発生し破断をもたらしている。従って、手前側の板にはビードが見られない。しかし、(b)に示す開発溶接継手の場合、低応力範囲では圧縮残留応力が存在する溶接止端部から疲労き裂が発生することなく、疲労き裂発生はブローホールから発生し、付加物に疲労き裂が進入する形態で破断に至っている。従って、手前側の板にビード等の一部が存在する。

開発溶接継手の高応力範囲の条件では、従来溶接継手と同様溶接止端から疲労き裂が発生したが、圧縮残留応力の作用で破面にフレットングが生じていた。なお、従来溶接継手では、引張残留応力のため疲労き裂は常に開口しておりフレットングは見られない。

Fig. 10 に S-N 線図を示す。HT580 鋼従来溶接継手の疲労特性¹⁸⁾と HT780 鋼従来溶接継手の疲労特性はほぼ一致している。HT580 鋼従来溶接継手の疲労限度¹⁸⁾は 65 MPa である。

Fig. 9 Appearance of fractured specimens. (a) Conventional joint, (b) Developed joint.

Fig. 10 S-N curves of box welded joint.

一方、開発溶接継手では130 MPaの応力範囲においてさへ 1.97×10^7 の繰返しを受けて始めて破断した。この寿命は疲労限度に近いデータであるため、従来溶接継手の65倍の寿命となっており、低変態温度溶接材料継手の疲労限度が従来溶接継手の疲労限度の約2倍を達成したことを示している。

なお、短寿命で疲労破断する領域での寿命の向上は、高応力範囲ほど寿命倍率が低減する。これは、高応力範囲ほど開発溶接継手では圧縮残留応力を加味した応力比が大きくなり、従来溶接継手では引張残留応力を加味した応力比が0に近づくことによる。

4. ま と め

実溶接構造物で疲労が問題となる角回し溶接の疲労強度の向上させるため、低変態温度溶接材料のマartenサイト変態膨張を利用して、溶接のままで溶接部に圧縮残留応力を導入し、従来溶接継手に比べ約2倍の疲労限度が得られた。

謝 辞

この研究は日本鉄鋼協会高強度鋼板の疲労強度向上研究部会(部会長 豊貞雅宏)の研究を発展させたものである。溶接材料の溶製等は、金材技研フロンティア研究センター材料創製ステーション第5ユニットによって行われた。こ

こに記して謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) 渡辺, 松本, 中野, 斉藤, 高強度鋼溶接継手の疲労強度とその支配因子—応力集中と溶接残留応力の効果—, 溶論13 (1995) 438-443.
- 2) I.J. Polmear, Effect of Peening on the Fatigue Performance of Aluminum Alloy Fillet Welds, Met. Forum 2 (1979) 20-28.
- 3) Y. Ando, G. Yagawa and Y. Hasegawa, Evaluation of Induction Heating Stress Improvement (IHSI) Treatment Applied to Nuclear Primary Piping, Int. J. Press. Vessels & Piping, 10 (1982) 399-406.
- 4) A. Ohta, Y. Maeda and M. Kanao, Significance of Residual Stress on Fatigue Properties of Welded Pipes, Int. J. Pres. Ves. & Piping 15 (1984) 229-240.
- 5) 青木, 坂井, 藤枝, 噴流液体窒素ガス冷却によるガセット溶接継手の疲労強度向上に関する研究, 鉄鋼技報 3 (1985) 21-24.
- 6) 明石, 夏目, 深沢, 名取, 箱断面かど継手部の残留応力低減と疲労強度に及ぼすその効果, 溶論 4 (1986) 159-165.
- 7) 太田, 浅井, 大谷, 石村, すみ肉溶接継手の疲労強度に及ぼす溶接部の形状及び残留応力の影響, 溶論 4 (1986) 722-728.
- 8) 清水, 榎本, 原子力プラントにおけるステンレス配管溶接部の局部高周波加熱による健全性向上に関する研究, 溶論 5 (1987) 335-341.
- 9) S.J. Maddox, Fatigue Strength of Welded Structures, Abington Publishing, Cambridge (1991) 152-154.
- 10) 豊貞, 山口, 線状加熱による溶接構造物の疲労強度向上対策の検討, 造論176 (1994) 465-473.
- 11) V.I. Trufiakov, P.P. Mikheev, Yu.F. Kudravytsev and E.S. Statnikov, Ultrasonic Impact Treatment of Welded Joints, IIW Doc. XIII-1609-95 (1995) 1-11.
- 12) J.J. Janosh, H. Koneczny, S. Debiez, E.C. Statnikov, V.J. Troufiakov and P.P. Mikheev, Improvement of Fatigue Strength in Welded Joints (in HSS and in Aluminum Alloys) by Ultrasonic Hammer Peening, Welding World 37 (1996) 72-83.
- 13) 佐藤, 松井, 町田, 高張力鋼溶接部における熱応力発生過程と残留応力, 溶誌35 (1966) 780-789.
- 14) 村田, 加藤, 田村, 応力緩和に及ぼす変態超塑性と変態膨張の割合—変態超塑性による応力緩和(第1報)—, 溶論 8 (1990) 249-254.
- 15) 村田, 加藤, 田村, 溶接残留応力におよぼす相変態の影響, 溶接学会全国大会講演概要51 (1992) 278-279.
- 16) A. Ohta, N. Suzuki, Y. Maeda, Effect of Residual Stress on Fatigue of Weldment, IIW 5th Annual Assembly Conference, International Conference on Performance of Dynamically Loaded Welded Structures, Welding Research Council, Inc., New York (1997) 108-122.
- 17) 川田, 平, 多田, 応力測定マニュアル, オーム社(1972) 342-346.
- 18) 溶接用鋼の疲労強度向上に関する基礎検討, 日本鉄鋼協会高強度鋼板の疲労強度向上研究部会 (1995) 79-100.