

低変態温度溶接材料を用いた伸長ビード溶接による角回し溶接部の疲労寿命延伸効果と溶接金属の破壊靱性に関する一考察



特集
接合科学研究所
産学連携シンポジウム

長崎総合科学大学 新技術創成研究所 准教授 岡田 公一氏
大阪大学 接合科学研究所 教授 麻寧 緒氏

1. はじめに

著者らのこれまでの共同研究の成果として、船体用高張力鋼板製の主板にスチフナ材を隅肉溶接し、そのスチフナ材先端角回し溶接部に、低変態温度 (Low Transformation Temperature: LTT) 溶接材料として 10Cr10Ni 系ソリッドワイヤ (記号:LTT1) を 80%Ar20%CO₂ ガスで長さ約 40mm の伸長ビードを MAG 溶接した場合、角回し溶接継手部の疲労寿命が、約 10 倍延びることが明らかになった^{1),2)}。

一方、LTT 溶接材料を船体局部構造の補修溶接に実用する場合、造船所現場での溶接では 80%Ar20%CO₂ ガスの使用は問題ないが、就航後本船内で補修溶接する場合を想定すると、100%CO₂ ガスで溶接出来る“炭酸ガスアーク溶接”が可能でないと実用は困難である。

そこで、新しく開発された、100%CO₂ ガスで全姿勢での溶接が可能な、16Cr8Ni 系フラックス入りワイヤ (記号:LTTB) を 100%CO₂ ガスで炭酸ガスアーク溶接した伸長ビード角回し溶接継手部の疲労寿命延伸効果について述べる。

さらに、LTTB 溶接金属の破壊靱性試験結果から、たとえ V-ノッチシャルピー吸収エネルギー値が低くても、LTTB 溶接金属は十分な破壊靱性を有していることについて述べる。

2. LTTB 溶接材料による伸長ビード角回し溶接継手部の疲労寿命延伸効果

2.1 供試疲労試験片

板厚 20mm および 16mm の船体用高張力鋼板 (AH36) を使用した主板とスチフナ材を、Conv. Wire の MAG 溶接 (下向姿勢) で、ごく普通に、直線部の隅肉溶接と、角回し溶接した試験片 (タイプ A) を基本とし、各溶接姿勢にて LTTB 溶接材料を用いて 40mm の伸長ビードを 100%CO₂ ガスで炭酸ガスアーク溶接し、伸長ビード角回し溶接継手試験片として供試した。

供試鋼板のミルシートによる化学成分と機械的性質を Table 1 に示す。また、供試疲労試験片の伸長ビード溶接に使用した LTTB (16Cr8Ni 系) 溶着金属の化学成分と機械的性質を Table 2 に示す。

また、供試した伸長ビード角回し溶接継手試験片の形状・寸法を Fig.1 に示し、各種姿勢溶接で施工された角回し溶接継手部の伸長ビード溶接の例を Fig.2 に示す。

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of AH36 steel plates

Material	Thick. (mm)	Chemical Composition (%)					Mechanical Properties			
		C	Si	Mn	P	S	Y.P. (N/mm ²)	T.S. (N/mm ²)	El. (%)	vErc (J)
AH36	20	0.14	0.23	1.08	0.014	0.006	446	543	21	235
AH36	16	0.14	0.21	1.10	0.017	0.004	454	511	23	256

Table 2 Chemical composition and mechanical properties of LTTB deposit metal

Chemical Composition (mass%)							0.2%P.S. (N/mm ²)	T.S. (N/mm ²)	El. (%)	vErc (J)
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr				
0.02	0.34	0.44	0.02	<0.01	8.2	16.1	321	845	19	Avg.31

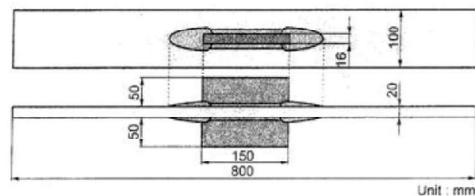


Fig.1 Shape and size of boxing fillet welded joint specimen

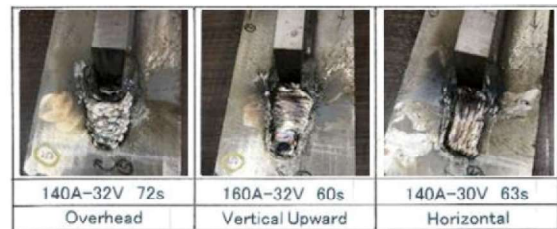


Fig.2 Example of boxing weld elongated bead weld for every welding position

2.2 疲労試験結果

下向姿勢 [AFR (LTTB)-5-F]・上向姿勢 [AFR (LTTB)-6-O/H および 11-O/H]・立向姿勢 [AFR (LTTB)-8-V/U]・横向姿勢 [AFR (LTTB)-9-II]

で溶接・製作された合計5体を供試し、長崎総合科学大学の500kN電気油圧式疲労試験機で疲労試験を実施した。なお、疲労試験条件は、室温、大気中、軸力、引張り、応力比 $R=0$ 、荷重繰返し速度5Hz、荷重波形は正弦波、応力範囲(ΔR)は150MPaで、試験片が破断するまで疲労試験を実施した。

疲労試験結果をFig.3に示す。Fig.3中に記した試験片番号の最後の文字は、溶接の姿勢を示している。すなわち、

F : 下向姿勢溶接, O/H : 上向姿勢溶接

V/U : 立向姿勢溶接, II : 横向姿勢溶接

等である。さらに、タイプAの疲労試験結果を基準に、各姿勢で溶接した試験片の疲労試験結果を評価した。疲労試験結果は、下向姿勢溶接で、タイプAの寿命の10.5倍以上に延伸した。さらに、上向姿勢溶接で約3.9~4.3倍に、立向姿勢溶接で約7.7倍に、横向姿勢溶接で約6.6倍に延伸した。

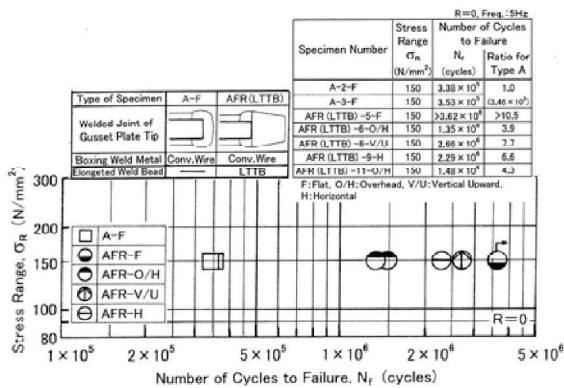


Fig.3 Fatigue test results (σ_R-N_f diagram)

なお、疲労試験による破断面および疲労亀裂進展状況の代表例を、Fig.4~Fig.6に示す。

Fig.4は、上向姿勢溶接で施工された試験片である。角回し溶接部溶接金属のルート部から溶接金属に発生した疲労亀裂が、スチフナ材両面の隅肉溶接金属から、2箇所 略同時に主板に進展している。さらに、主板に進展した2個の疲労亀裂は合体して成長し、試験片を破断させている。

Fig.5は立向上進姿勢溶接で施工された試験片である。角回し溶接部近くの主板とスチフナ材との隅肉溶接金属に発生した疲労亀裂が、主板とスチフナ材両方に、しかも、対角線上の2箇所 で進展している。2箇所の疲労亀裂はそれぞれ成長し、やがて合体して、試験片を破断させている。疲労亀裂がスチフナ

材の中を、かなり長く進展したことが、疲労寿命延伸に大きく影響したものと考えられる。



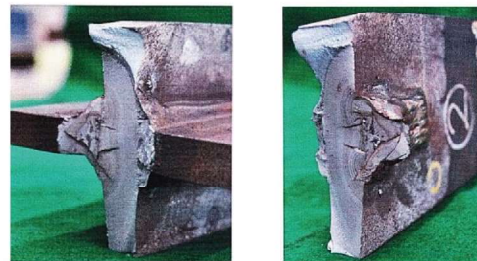
[Overhead: AFR (LTTB)-6-O/H
(150 N/mm², 1.35×10^6 cycles)]

Fig.4 Fracture surface and pass after fatigue test (Overhead position welding)



[Vertical Upward: AFR (LTTB)-8-V/U
(150 N/mm², 2.66×10^6 cycles)]

Fig.5 Fracture surface and pass after fatigue test (Vertical upward position welding)



[Horizontal: AFR (LTTB)-9-H
(150 N/mm², 2.29×10^6 cycles)]

Fig.6 Fracture surface and pass after fatigue test (Horizontal position welding)

上述の上向姿勢溶接で施工された AFR (LTTB)-6-O/Hでも、疲労亀裂がスチフナ材中を少しでも長く進展するような径路をたどれば、疲労寿命はさらに延伸出来たであろうと推察される。

主板とスチフナ材の両方に、十分溶け込むように角回し溶接すれば、疲労亀裂はスチフナ材中を進展し、疲労寿命はさらに延伸するものと推察される。

Fig.6は、横向姿勢溶接で施工された試験片である。Fig.4に示した、上向姿勢溶接で施工された試験片と同様、角回し溶接部の溶接金属に発生した疲労亀裂が、2箇所から主板に進展して、主板の中で成長・合体してさらに成長し、試験片を破断させている。

スチフナ材中にも疲労亀裂の進展が認められるが、さらに長く、スチフナ材中を進展させることが出来れば、疲労寿命はさらに延伸したものと推察される。

3. 低変態温度溶接金属の破壊靱性

3.1 供試試験片

LTTB 溶接材料を船体局部構造の補修溶接に実用するにあたり、LTTB 溶接材料による溶接金属では、V-ノッチシャルピー吸収エネルギーが、NK 鋼船規則の規格値を必ずしも十分満足するとは言えない。そこで、CO₂ 100% ガスで突合せ溶接された LTTB 溶接金属の、突合せ溶接金属中央貫通切欠試験片を供試した破壊靱性試験を実施して、得られた試験結果を検討・考察する。

試験片板厚 12mm、試験片幅 200mm の、突合せ溶接金属中央貫通切欠試験片を供試して、LTT1 溶接金属、LTTB 溶接金属、ならびに比較のために Conv. Wire 溶接金属の破壊靱性値を把握した。なお、LTTB 溶接金属に対しては、溶接後、110℃×12 時間の時効 (Ageing) 熱処理をして供試した。供試した突合せ溶接金属中央貫通切欠試験片の形状・寸法を、Fig.7 に示す。切欠き先端には、グロス応力範囲 (応力比: 0.0) 40MPa の条件で、応力繰返し回数 5.50×10⁴ 回を日標として、疲労亀裂を加工した。

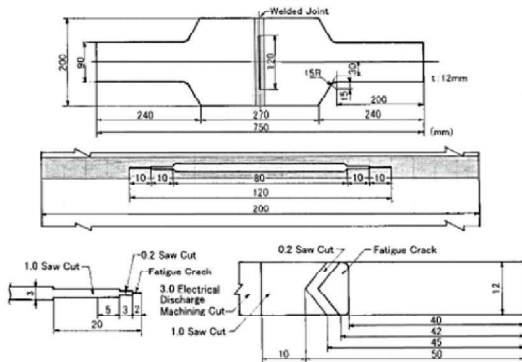


Fig.7 Shape of center notched fracture toughness test specimen

3.2 破壊靱性試験結果

上述の突合せ溶接金属中央貫通切欠試験片を供試して、破壊靱性試験 (低温引張試験) を実施した。破壊靱性試験結果の、破壊グロス応力 (σ_g) と温度 (T) との関係、および破壊ネット応力 (σ_n) と温度 (T) との関係を Fig.8 に、破壊靱性値 (K_C 値) と温

度との関係を Fig.9 に示す。 K_C 値は Eq.(1) によって求めた値である。

$$K_C = \sigma_g \cdot (\pi a)^{1/2} \cdot F(a/B) \quad (\text{N/mm}^{3/2}) \quad (1)$$

$$F(a/B) = [1 - 0.025(a/B)^2 + 0.06(a/B)^4] \times [\sec(\pi a/2B)]^{1/2}$$

2a : 中央貫通切欠き長さ (mm)

2B : 試験片幅 (mm)

なお、Fig.8 および Fig.9 に示した破線は、先に、Fig.7 に示した中央貫通切欠試験片と同様な、幅 70mm、厚さ 12mm の試験片による、船体用降伏点 47kgf/mm² 級高張力鋼板エレクトロガス溶接継手部 (切欠き先端位置: Fusion Line および溶接金属) の破壊靱性試験結果³⁾を示したものである。

Fig.8 および Fig.9 から明らかなように、Conv. Wire 溶接金属の試験結果は、船体用降伏点 47kgf/mm² 級高張力鋼板エレクトロガス溶接継手部の試験結果と良く一致している。

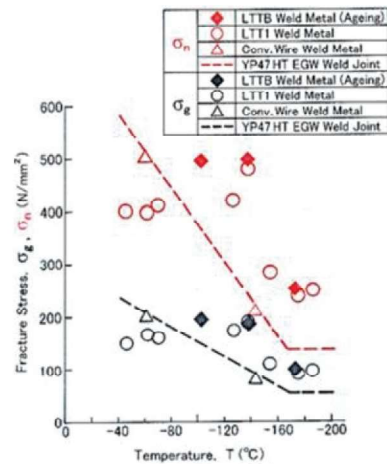


Fig.8 Relation between fracture stress ($\sigma_g \cdot \sigma_n$) and temperature

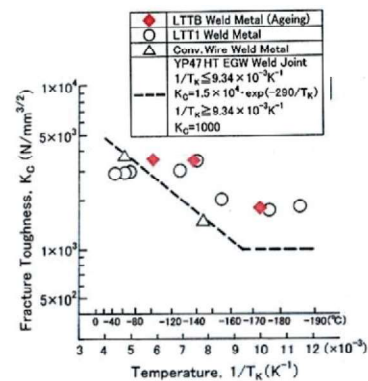


Fig.9 Results of fracture toughness test for LTTB weld metal (Relation between K_C and temperature)

さらに、LTT1 溶接金属や LTTB 溶接金属の破壊靱性値は、 -100°C 程度より低温では、Conv. Wire 溶接金属や船体用降伏点 $47\text{kgf}/\text{mm}^2$ 級高張力鋼板エレクトロガス溶接継手部の破壊靱性値よりかなり大きな値を示している。

3.3 破壊靱性試験後の破断面観察結果

試験温度に近い、Conv. Wire (試験温度： -61.4°C) と、LTT1 (試験温度： -71.2°C) との破断面観察結果では、ともに疲労亀裂先端部から延性亀裂が発生し、その延性亀裂から脆性不安定破壊が発生していた。すなわち、中央貫通切欠先端の疲労亀裂から延性亀裂が発生し、延性亀裂先端の歪速度が限界値に達した時点で、脆性不安定破壊が発生したものと推察される。したがって、破壊発生時は延性破壊であると言える。

また、試験温度に近い、Conv. Wire (試験温度： -144°C)、LTT1 (試験温度： -139°C) と LTTB (試

験温度： -138°C) の破断面観察結果を Fig.10～Fig.14 に示す。Fig.10 より、Conv. Wire では疲労亀裂先端部から直接脆性不安定亀裂が発生し、一挙に脆性不安定破壊していた。Fig.11 に示した SEM 観察結果からも明らかである。一方、Fig.12 より、LTT1 では中央貫通切欠先端の疲労亀裂先端部から延性亀裂が発生し、その延性亀裂から脆性不安定破壊が発生していた。破壊発生時は延性破壊である。Fig.13 に示した SEM 観察結果からも明らかである。また、LTTB についても LTT1 同様、中央貫通切欠先端の疲労亀裂先端部から延性亀裂が発生し、その延性亀裂から脆性不安定破壊が発生していた。破壊発生時は延性破壊である。Fig.14 に示した SEM 観察結果からも明らかである。

さらに低温で破壊靱性試験した LTT1 (試験温度： -186°C)、LTTB (試験温度： -179°C) の破断面 SEM 観察結果を Fig.15、Fig.16 にそれぞれ示す。Fig.15 より、LTT1 では中央貫通切欠先端の疲労亀

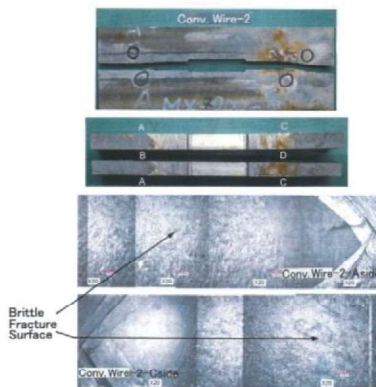


Fig.10 Fracture surface and pass after fracture toughness test [Conv. Wire, -144°C , $K_{Ic} : 1.50 \times 10^3 \text{ N}/\text{mm}^{3/2}$]

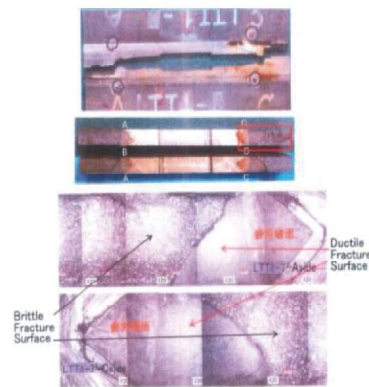


Fig.12 Fracture surface and pass after fracture toughness test [LTT1, -139°C , $K_{Ic} : 3.45 \times 10^3 \text{ N}/\text{mm}^{3/2}$]

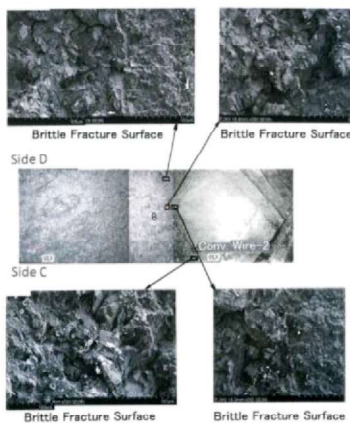


Fig.11 Fracture surface by SEM observation [Conv. Wire-2, -144°C , $K_{Ic} : 1.50 \times 10^3 \text{ N}/\text{mm}^{3/2}$]

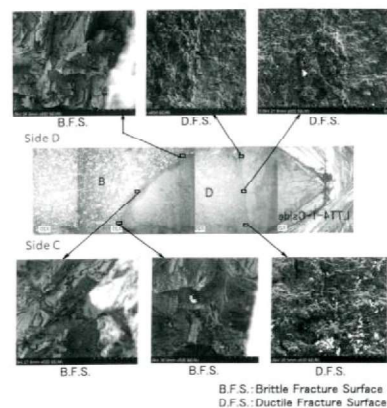


Fig.13 Fracture surface by SEM observation [LTT1, -139°C , $K_{Ic} : 3.45 \times 10^3 \text{ N}/\text{mm}^{3/2}$]

裂先端部から、延性・脆性混合破面を呈する不安定破壊が発生して破断していた。延性・脆性混合破面を呈する不安定破壊は、脆性不安定破壊より延性に富んだ破壊であり、吸収エネルギーも若干大きいものと考えられる。Fig.16より、LTTBでは、中央貫通切欠先端の疲労亀裂先端部から延性亀裂が発生し、その延性亀裂から延性・脆性不安定破壊していた。破壊発生時は延性破壊である。

換言すれば、一般船舶の船体構造中での、LTT1溶接金属やLTTB溶接金属では、溶接金属中に万

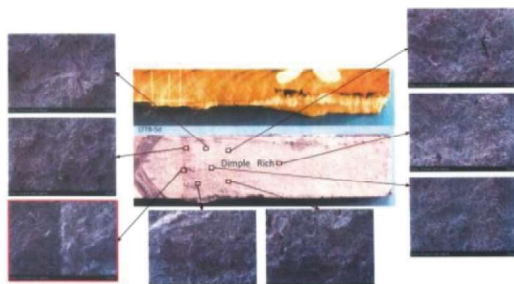


Fig.14 Fracture surface by SEM observation [LTTB, -138°C , $K_{\text{Ic}} : 3.53 \times 10^3 \text{ N/mm}^{3/2}$]

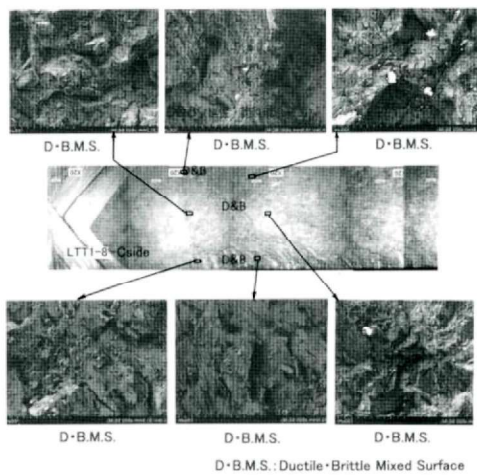


Fig.15 Fracture surface by SEM observation [LTT1, -186°C , $K_{\text{Ic}} : 1.79 \times 10^3 \text{ N/mm}^{3/2}$]

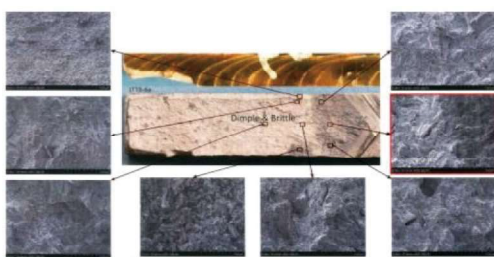


Fig.16 Fracture surface by SEM observation [LTTB, -173°C , $K_{\text{Ic}} : 1.81 \times 10^3 \text{ N/mm}^{3/2}$]

一疲労亀裂が発生・進展したとしても、その疲労亀裂から直接脆性不安定破壊は発生しないと言えよう。

4. おわりに

本研究では、全姿勢溶接が可能な、LTTB (16Cr8Ni系フラックス入りワイヤ、100%CO₂ガス使用)で炭酸ガスアーク溶接した、伸長ビード角回し溶接継手部の疲労寿命延伸効果が明らかになった。

すなわち、応力範囲が150 MPaの場合、長さ約40mmの伸長ビード角回し溶接継手で、下向姿勢溶接では10.5倍以上延伸した。さらに、上向姿勢溶接で約4.3倍に、立向上進姿勢溶接で約7.7倍に、横向姿勢溶接で約6.6倍に延伸した。

しかし、LTT1やLTTB溶接材料による溶接金属では、Vノッチシャルピー吸収エネルギーが、NK鋼船規則の規格値を必ずしも十分満足するとは言えない。

そこで、LTT1溶接金属とLTTB溶接金属の標準Vノッチシャルピー衝撃試験と、突合せ溶接金属中央貫通切欠試験片による破壊靱性試験を実施し、一般炭素鋼溶接金属では -140°C 程度では脆性不安定破壊するが、LTT1溶接金属やLTTB溶接金属では、 -170°C ～ -180°C 程度の極低温でも、脆性不安定破壊しないことが明らかになった。

換言すれば、一般船舶の船体構造中での、LTT1溶接金属やLTTB溶接金属では、溶接金属中に、万一、疲労亀裂が発生・進展したとしても、その疲労亀裂から直接脆性不安定破壊は発生しないと言えよう。

参考文献

- 1) C. Shiga, H. Murakawa, K. Hiraoka, N. Osawa, H. Yajima, T. Tanino, S. Tsutsumi, T. Fukui, H. Sawato, K. Kamita, T. Matsuzaki, T. Sugimura, T. Asoda, K. Hirota: "Elongated bead weld method for improvement of fatigue properties in welded joints of ship hull structures using low transformation temperature welding materials", *Welding in the World*, Volume 61, Number 4 (2017), pp.769-788.
- 2) T. MATSUZAKI, H. MURAKAWA, N. MA, S. TSUTSUMI, K. HIRAOKA, N. OSAWA,

K. OKADA, T. TANINO, C. SHIGA, H. YAJIMA : “A Study on Fatigue Life Improvement of Welded Joints using Elongated Bead Welding with Low Transformation Temperature Welding Material”, Journal of High Pressure Institute of Japan, Vol.58, No.1(2020), pp.22–38.

3) H. Yajima, E. Watanabe, Z. M. Jia, K. Yoshimoto, T. Ishikawa and Y. Funatsu : “Study on fracture toughness of welded joints for heavy-thick steel plates by centre-notched small size specimen”, Welding in the World, Vol.55, No.05/06(2011), pp.84–92.

