高アレスト型大入熱溶接低温用鋼の開発と LPG タンカーへの適用

石川 忠^{*1)} 大下 滋^{*2)} 間 渕 秀 里^{*3)}
矢 島 浩^{**} 多 田 益 男^{***}

表 1 開発目標.

引 張 強 さ	: 490 N/mm ²
降 伏 点	: 320~360 N/mm ²
板 厚	: 8~18 mm
$K_{ca}(-46^{\circ}\text{C})$	: 3900 N√mm/mm ²
適用溶接法	: 片面 1 パス溶接等
$\sigma_E(-51^{\circ}\text{C})$	: 41J

1. 結 言

船体建造の生産性を向上させるためには、大入熱溶接法が適用できる溶接継手靱性の優れた鋼材のニーズが高く、大入熱溶接用低温用鋼板も既に実用化されている⁽¹⁾。

しかしながら、近年、世界的規模で地球環境保護が叫ばれ、特に LPG 等の危険物運搬船である低温型 LPG 船の安全性・信頼性に対する要求は一段と高まりつつある。そこで、大入熱溶接の適用による建造時の生産性を確保しつつ、従来以上の安全性・信頼性を実現できる鋼材として、十分な破壊靱性はもちろんのこと、脆性不安定亀裂に対する十分なアレスト性能と、大入熱溶接継手部の十分な破壊靱性との両性能を兼ね備えた低温用鋼板を開発した。

2. 高アレスト型低温用鋼板の開発の考え方

LPG 船への適用を想定し、ここでは母材および大入熱溶接継手が日本海事協会(NK)規格: KL 24~37 を満足することを前提に、更に母材アレスト性能として、LPG 船等の設計温度(例えば -46°C)において $3900 \text{ N}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 以上の K_{ca} 値を有することを開発目標とした。KL 33~37 の開発目標を表 1 に示す。

(1) 大入熱溶接継手靱性向上技術

通常の鋼板に大入熱溶接を適用すると、フュージョンライン近傍の HAZ(熱影響部)組織は、溶接による熱サイクルを受けて粗大なオーステナイト組織となり、その後の冷却過程

で粗大なオーステナイト粒界から方向性のそろった粗大なフェライト・サイド・プレートが生成する。この粗大フェライト・サイド・プレートは靱性確保に有害な組織である。そこで、この有害組織の生成を抑制させる手段として、微量 Ti、B の添加によるオーステナイト粒内変態促進効果を活用した HAZ 靱性向上技術⁽¹⁾を適用した。図 1 に、本技術を適用した大入熱溶接部のフュージョンライン近傍のミクロ組織の一例を示す。旧オーステナイト粒内に多数の微細な粒内変態フェライト(IFP)が存在し、フェライト・サイド・プレートの生成が抑制されていることがわかる。

本開発鋼板では、耐脆性破壊発生性能である大入熱溶接継手靱性を安定確保するため、表 2 に示すような Ti-B 系の化学成分とした。

(2) 母材アレスト性能向上技術

母材の脆性不安定亀裂に対するアレスト性能を向上させる手段としては、Nb の添加による組織の細粒化や、Ni の添加

図 1 大入熱溶接部のフュージョンライン近傍のミクロ組織の一例.

* 新日本製鐵株式会社

1) 技術開発本部大分技術研究部主任研究員

2) 大分製鐵所室長

3) 技術開発本部鉄鋼研究所主幹研究員

** 広島大学教授; 工学部(元: 三菱重工業株式会社技術本部技師長)

*** 三菱重工業株式会社技術本部長崎研究所主任

Development of New Steel Plate with High Crack-Arrestability for Large-Heat-Input Welding and Low Temperature Services, and its Application for LPG Tankers; Tadashi Ishikawa*, Shigeru Oshita*, Hidesato Mabuchi* Hiroshi Yajima**, Daisuke Sakai***(*Nippon Steel Corporation. **Hiroshima University. ***Mitsubishi Heavy Industry)

1995年2月13日受理

表2 本開発鋼の化学成分の一例.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Ti	B	Al	Ceq
KL33	0.06	0.25	1.38	0.004	0.002	—	—	0.007	0.0009	0.043	0.29
KL37	0.08	0.24	1.49	0.005	0.002	0.01	0.02	0.010	0.0009	0.053	0.34

$$Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15$$

によるマトリックスの強靱化が有効であることは一般によく知られているが、大入熱溶接継手靱性を確保しつつ優れた母材アレスト性能を有する鋼板を開発するため、これらの元素の添加によらないアレスト性能向上方法を検討した。

図2にアレスト性能向上方法の考え方を示す。脆性不安定亀裂の伝播抵抗である壁開破面単位 d_{eff} の周囲(リッジ)で生ずる塑性変形を増大させるためには、破面単位 d_{eff} の細粒化やテア・リッジの高さ h の増大を達成する必要がある。

表2の成分を有するスラブを用いて圧延条件を種々変化させて鋼板を製造し、亀裂伝播部幅500mmの試験片による標準温度勾配型二重引張試験により、脆性不安定亀裂伝播・停止靱性(K_{ca})値の評価を行った。さらに脆性不安定亀裂伝播部の破面を走査型電子顕微鏡で観察し、壁開破壊が延性破壊であるテアリッジで囲まれた領域を破面単位として、その円相当径を求めた。図3は、アレスト性能の指標として定義した $K_{ca}=3900 \text{ N}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ を示す温度と破面単位の円相当径の関係を示したものである。一般に、破壊特性は破面単位と良い対応関係にあることが知られているが、アレスト性能も同様に破面単位と良い対応関係にあることがわかる。しかし、この破面単位は破壊の結果出現するものにすぎないので、さらに破面単位と鋼板のマイクロ組織の関係を明らかにする必要がある。

図4は、ESSO試験片における脆性不安定亀裂の伝播主破面近傍で観察された脆性亀裂とマイクロ組織との関係を示したものである。破面単位は必ずしも1つのフェライト粒径で

図2 アレスト性能の向上方法の考え方(模式図)。

図3 アレスト性能の指標として定義した $K_{ca}=3900 \text{ N}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ を示す温度と破面単位(円相当径)との関係。

(a) 開発鋼 (b) 比較鋼

図4 ESSO試験片における脆性不安定主亀裂直下で観察された二次亀裂とマイクロ組織の関係。

構成されるものではなく、壁開面の結晶方位が揃っている複数の粒で構成されるコロニーと対応するものであり、破面単位を微細化するにはフェライト粒径の細粒化に加え、隣接するフェライト粒径間の結晶方位をランダム化させることが重要であることがわかる。

本開発鋼板の成分はNbを含有しないため、フェライト変態時に細粒化を促進する残留転位密度を蓄積させる温度域である末再結晶温度域がNb添加鋼より狭く、また、低C系のため A_{r3} 温度が比較的高いので、フェライト変態前のオーステナイト粒の成長や、圧延により導入された転位の回復が生じやすい。一方、圧延温度域が A_{r3} 点以下となり、フェライト・オーステナイト二相域状態で加工をうけると、結晶方位がそろい、隣接するフェライト粒間の結晶方位のランダム性が維持できない。すなわち、破面単位を微細化させる最適製造条件が存在する。そこで、この最適圧延温度域を明確化し、この温度域でフェライト細粒化に十分な残留転位密度を付与させるために、精密な圧延温度域の制御を行った A_{r3} 直上大圧下圧延法を確立した。

3. 開発鋼板の諸特性

高アレスト型低温用鋼現場溶製材の確性試験結果を示す。

(1) 組織

板厚16mmの開発鋼板と通常圧延により製造された同板厚の比較鋼板のナイトール腐食されたマイクロ組織を図5に示す。本開発鋼板は、比較鋼板よりフェライトが細粒であることがわかる。

さらに、結晶方位のランダム性を確認するため、図6(a)にテンパーカラー法で現出させた本開発鋼板の組織写真を示す。比較例である図6(b)は、圧延終了温度がフェライト・オーステナイト二相域温度の鋼板のテンパーカラー組織である。この比較鋼板と比較すると、本開発鋼板では隣接するフェライト粒の色調が異なり、結晶方位のランダム性が確保されていることがわかる。

(2) アレスト性能

亀裂伝播部幅400~500mm程度の標準試験片によって求めた脆性不安定亀裂伝播・停止靱性(K_{ca})値が、実船殻の使用温度で、 $K_{ca} \geq 3900 \text{ N}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ を満足していれば、長大亀裂の脆性不安定伝播を阻止できることが、実験結果⁽²⁾⁻⁽⁴⁾、および実船殻での脆性不安定破壊事故の逆解析結果⁽²⁾⁽³⁾から示されている。

本開発鋼板は、図3に示したように $K_{ca}=3900 \text{ N}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ を保証する温度が、低温型LPG船の使用温度(-46°C)よりも低温側であり、LPG船の使用温度で $3900 \text{ N}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 以上の K_{ca} 値を有している。したがって、上記従来知見より、本開発鋼板は、脆性不安定亀裂のクラックアレスターとして十分な性能を有していると考えられる。

(a) 開発鋼板 (b) 比較鋼板 50 μm

図5 本開発鋼と従来鋼の鋼板母材のナイトール腐食によるマイクロ組織の例(板厚16mm材).

(a) 開発鋼板 (b) 比較鋼板 50 μm

図6 本開発鋼と従来鋼の鋼板母材のテンパーカラー法によるマイクロ組織の例(板厚16mm材).

(3) 大入熱溶接継手特性

開発鋼板のFB溶接継手、FAB溶接継手およびFCB溶接継手の破壊靱性を、中央切欠(0.1mm幅の機械切欠)付広幅引張試験により評価し、図7に示した。同図には、矢島ら⁽⁵⁾によって算定された、KL33鋼板溶接継手(L方向)のVノッチシャルピー吸収エネルギー規格要求値と等価な破壊靱性値も併せて示した。本継手のフュージョンライン部の K_{IC} 値は、NK規格要求シャルピー値より求まる K_{IC} 値を十分満足していることがわかる。

4. LPGタンカーへの実用化

アレスト性能、大入熱溶接継手靱性の評価に加え、溶接硬化性、冷間加工性、線状加熱加工性等を評価し、LPGタンカー建造上、十分な特性を有することを確認し⁽⁶⁾⁻⁽⁸⁾、本開発鋼板をLPGタンカーへ実船適用した。図8には、模式的に示したLPGタンカー船体中央断面での本開発鋼板適用部位を示す。LPGタンカーへ適用された開発鋼材は現在約8万トンに達している。

5. 結 言

危険物運搬船である低温型LPG船のタンク・船体用鋼板(使用温度: -46°C)への使用を目的に、大入熱溶接の適用により建造時の生産性を確保しつつ、かつ従来以上の安全性・信頼性を実現できる高アレスト型低温用鋼板を開発した。

本開発鋼板は、Ti-B系の化学成分を有し、精密な圧延温度域の制御による A_{33} 直上大圧下圧延により製造され、従来から確保されている十分な母材および大入熱溶接継手部の破壊靱性に加え、脆性不安定亀裂伝播に対する十分なアレスト性能を備えた鋼板である。

図7 中央切欠付広幅引張試験による破壊靱性(K_{IC})値と試験温度との関係。

図8 本開発鋼板を適用したLPGタンカー。

本開発鋼板の溶接性、冷間加工性、線状加熱加工性等、造船現場での通常の諸施工に対しても、従来の低温用鋼板と同様良好であり、既にLPG船のタンク・船体鋼材として多くの実船適用実績を有している。

文 献

- (1) 大野恭秀, 岡本義弘, 内野耕一, 山本広一, 松田昭一, 池田賢郎, 佐藤健夫: 製鉄研究, (326), 45 (1987).
- (2) 矢島 浩, 川野 始: 日本造船学会溶接研究委員会, 第一分科会資料 1-550-82.
- (3) 永元隆一, 牛島正夫, 川村昭宣, 矢島 浩, 多田益男: 日本造船学会論文集, 152(1983), 427.
- (4) 日本造船研究協会第193研究部会: 日本造船研究協会報告, (1985), 100.
- (5) 矢島 浩, 多田益男, 野田俊介, 北田博重, 池上 潔, 高橋直樹: 西部造船学会会報, 75(1988), 200.
- (6) 矢島 浩, 多田益男, 阪井大輔, 片上幹史, 土師利昭, 石川忠, 勝田順一: 日本造船学会論文集, 168(1990), 561.
- (7) H. Yajima, D. Sakai, M. Katakami, T. Haze, and T. Ishikawa: Proc. of 10th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Stavanger, June (1991).
- (8) 石川 忠, 大下 滋, 益永英勝, 間瀬秀里, 土師利昭: 新日鉄技報, 348(1993), 3.