

高アレスト型大入熱溶接低温用鋼の開発

Development of New Steel Plate with High Crack-Arrestability for Large-Heat-Input Welding and Low Temperature Services

石川 忠⁽¹⁾ 大下 滋⁽²⁾ 益永英勝⁽³⁾ 間 渕 秀 里⁽⁴⁾
Tadashi ISHIKAWA Shigeru OSHITA Hidekatsu MASUNAGA Hidesato MABUCHI

土 師 利 昭⁽⁵⁾
Toshiaki HAZE

抄 録

LPG 船等の低温で使用される構造物の安全性を一段と向上しつつ、建造時の生産性向上に必要な大入熱溶接の適用可能な高アレスト型低温用鋼が要求されている。そこでこのニーズに対し鋼材の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の両性能を兼ね備えた鋼板を開発した。この高アレスト型新低温用鋼の化学成分は優れた大入熱溶接継手靱性を確保するために Ti-B 系とし、アレスト性能を向上させる種々の検討を行った。その結果、アレスト性能の向上にはフェライト組織微細化に加え、隣接する結晶方位のランダム性を確保することの重要性を見だし、 A_r_3 温度域直上大圧下圧延を適用してこれを実現した。本開発鋼の使用性能を評価した結果、LPG 船に適用する鋼材として必要な諸特性をすべて満足していた。

Abstract

In order to further improve the safety of structures in such low temperature services as LPG carriers, and to enhance productivity in their construction, a new type of steel plate for low temperature services with high crack-arrestability and sufficient fracture toughness for large heat input welding has been developed. The newly developed steel plate possesses both excellent crack-arrestability against unstable brittle fracture, and high fracture toughness in the joints welded with large heat input. A steel bearing titanium and boron was selected in order to ensure fracture toughness in welded joints, and subsequently various studies were carried out to improve the crack arrestability of the plate. It was found as a result, that the random orientation of adjacent ferrite grains is as important as the refinement of the ferrite structure to improve the crack arrestability of the plate. The new steel plate with high crack arrestability has been realized by means of heavy-reduction-rolling immediately above the A_r_3 temperature. It satisfied all the mechanical properties requirements for application to LPG carriers.

1. 緒 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い。低温用鋼でも、従来の焼ならし処理材や焼入れ焼戻し処理材から Thermo-mechanical control process (TMCP) 鋼板への移行が実現しており^{1,2)}、大入熱溶接化のニーズを満足する低温用鋼板も既に開発、実用化されている³⁾。

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、かつ従来以上の安全性、信頼性を実現で

きる鋼材として、鋼材の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。

本報は、この高アレスト型新低温用鋼の開発研究の概要と鋼材の材質特性並びに使用性能について述べる。

2. 高アレスト型低温用鋼の開発思想

2.1 開発目標

開発目標を表 1 に示す。LPG 船への適用を想定し、ここでは日本海事協会 (NK) 規格 : KL33~37 を母材及び大入熱溶接継手において満足することを前提とし、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 $3900\text{N}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 以上の脆性不安定

*⁽¹⁾ 技術開発本部 大分技術研究部 主任研究員 Ph.D

*⁽²⁾ 大分製鐵所 生産技術部 室長

*⁽³⁾ 大分製鐵所 生産技術部 掛長

*⁽⁴⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 厚板・破壊力学研究部

主幹研究員 工博

(元 : 大分製鐵所 生産技術部 室長)

*⁽⁵⁾ 技術開発本部 大分技術研究部 部長 工博

表 1 開発目標

引張強さ	: 490N/mm ²
降伏点	: 320~360N/mm ²
板厚	: 8~18mm
K _{ca} (-46°C)	: 3900N√mm/mm ²
適用溶接法	: 片面1パス溶接等
√E (-51°C)	: 41J

亀裂伝播・停止靱性 (K_{ca}) 値を有することを開発目標とした。

2.2 本開発鋼の化学成分設計の考え方

大入熱溶接継手部のボンド部組織の模式図を図1に示す。一般に、通常の鋼板に大入熱溶接を適用した場合、フュージョンライン近傍の熱影響部 (HAZ) 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。この粗大なフェライトサイドプレートはラス状に生成したフェライト組織の間に粗大な炭化物が存在し、又、フェライトサイドプレート自体粗大な破面単位を呈することから、脆性破壊発生に対する破壊靱性には有害な組織である。従って、大入熱溶接継手部の靱性を向上させるには、このフェライトサイドプレートの生成を抑制することが重要である。

そこで、この粗大フェライトサイドプレート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³⁾が開発されている。図1右に HAZ 靱性向上法の模式図を示す。鋼中に分散した TiN 析出物上に、溶接熱影響により加熱後、冷却される過程で B 化合物が析出する。この B 化合物はフェライト変態開始前に析出し、この周辺の B 濃度

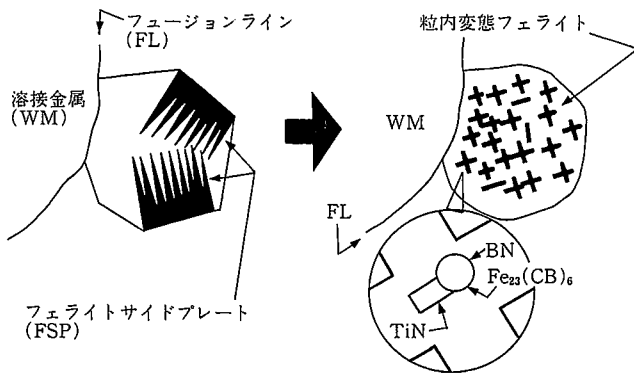


図 1 B系析出物による粒内変態促進効果を活用した HAZ 靱性向上法の模式図

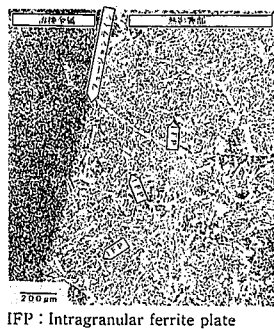


写真 1 粒内変態促進による HAZ 靱性向上法を適用した大入熱溶接部のボンド部近傍のマイクロ組織の一例

を低下させる。このため局所的にフェライト生成温度が上昇し、フェライト生成が容易となり、粒内に微細なフェライトが多数生成する結果、粗大なフェライトサイドプレートの生成は抑制される。

写真1に、本技術を適用した大入熱溶接部のボンド部近傍のマイ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) の存在が観察される。

本開発鋼では、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 Ti-B 系の化学成分とした。表2に化学成分の1例を示す。この成分系を前提とし、アレスト性能を支配する冶金因子との対応をとりつつ TMCP を活用した圧延方法の最適化を行い、母材アレスト性能の向上方法を開発した。

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

3. アレスト性能の基礎的研究

3.1 アレスト性能を支配する要因

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。しかし、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。

一般に脆性不安定亀裂の伝播抵抗として、

- (1)破面単位のリッジで生じる塑性変形
- (2)表層部で生じるシアリップ (塑性変形)
- (3)マイクロセパレーションによる三軸応力度の低減
- (4)マイクロクラックによる亀裂先端での応力状態緩和
- (5)斜行破面による亀裂伝播経路の増大

などが影響するものと考えられる。本開発鋼では上記(1)の効果を最大限活用すべく検討を行った。図2にアレスト性能向上方法の考え方を示す。すなわち、破面単位のリッジ部を増大させるには、

- (1)破面単位 (d_{eff}) の微細化
- (2)ティアリッジの高さ (h) の増大

を達成する必要があり、これらを具現化させるには、

- (1)有効結晶粒 (破面単位 (d_{eff})) の細粒化⁴⁾
- (2)集合組織による亀裂伝播経路の調節⁵⁾

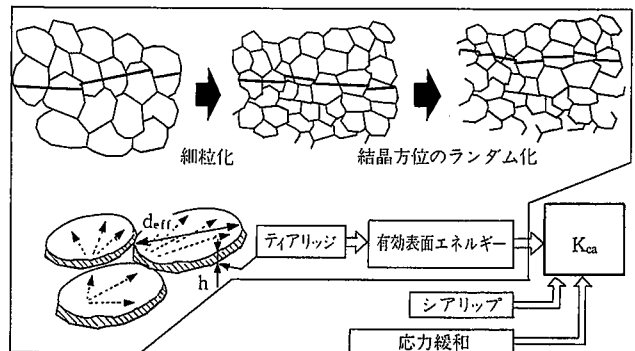


図 2 アレスト性能向上方法の考え方(模式図)

(3)マイクロクラック（先行微視亀裂）による破面単位間の独立性の確保⁹⁾

等の手段が想定される。

3.2 破面単位微細化によるアレスト性能の向上

表2の成分を有するスラブを用いて種々圧延条件を変化させて鋼板を製造し、亀裂伝播部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。評価のため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ィ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すものである。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があることがわかる。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、更に破面単位と鋼材のマイクロ組織の関係を明らかにする必要がある。

写真2に、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の関係を示す。破面単位は必ずしも一つのフェライト粒径で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せるコロニーと対応するものと考えられる。そこで、結晶方位のそろったコロニーをマイクロ組織上に現出させるために、テンパーカラー法⁷⁾(結晶方位の差によって酸化皮膜厚みの差が生じ、結晶方位の近い粒どうしのコロニーを色調差として観察できる方法)による組織観察を行った。

図4に破面単位のサイズとテンパーカラー法により評価したコロニーサイズ、フェライト粒径の関係を示す。その結果、破面単位の

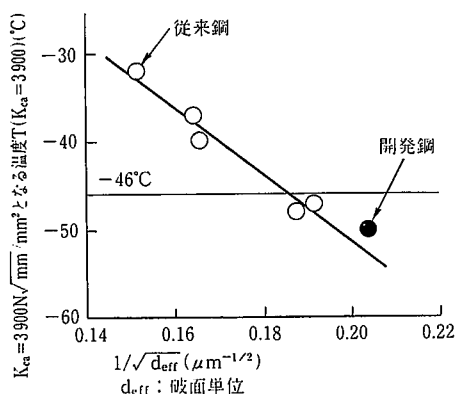


図3 アレスト性能の指標として定義した $K_{ca} = 3900\text{N}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ を示す温度と破面単位(円相当径)の関係

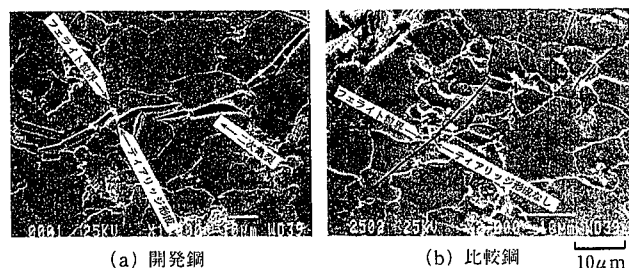


写真2 ESSO試験片における脆性不安定主亀裂直下で観察された二次亀裂とマイクロ組織の関係

- テンパーカラー法による集合組織コロニーサイズ
- ナイタル腐食組織でのフェライト円相当径
- △ ナイタル腐食組織のフェライト短軸径
- テンパーカラー法で現出させた組織のフェライト円相当径

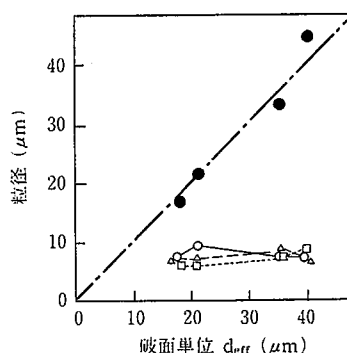


図4 テンパーカラー法により評価したコロニーサイズ及びフェライト粒径と破面単位との比較

サイズと結晶方位の近いコロニーサイズには良い対応関係が認められた。すなわち、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明確になった。

3.3 高アレスト性能を確保する鋼板製造方法の考え方

本開発鋼の成分は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未再結晶温度域がNb添加鋼より狭く、又、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の粒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。これらのことから、破面単位を微細化させる最適製造条件が存在することがわかる。そこで、この最適圧延温度域を明確にし、この温度範囲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、精密に圧延温度域を制御した A_r3 直上大圧下圧延を実施した。

4. 開発鋼板の諸特性とその評価

4.1 化学成分及び製造工程

表2に例として示した化学成分を有する高アレスト型低温用鋼現場溶製材の評価試験結果を以下に示す。目標強度レベルに応じてC、Mn量が若干異なるが、基本成分は低C-高Mn系で、大入熱溶接部靱性のためTiとBを微量添加した。340トン転炉で溶製し、連続铸造でスラブを製造後、再結晶温度域で十分オーステナイト粒径を細粒化したのち、前述の A_r3 温度域直上大圧下圧延により板厚8、14、16mmの鋼板を製造した。

4.2 母材特性

4.2.1 母材基本特性

(1)組織

板厚16mmにおける開発鋼板と通常圧延により製造された比較鋼板のナイタル腐食されたマイクロ組織を写真3に示す。本開発鋼は比較鋼板よりフェライトが細粒であることがわかる。

更に、結晶方位のランダム性を確認するため、写真4(a)にテンパーカラー法で現出させた本開発鋼の組織写真を示す。比較例である写真4(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

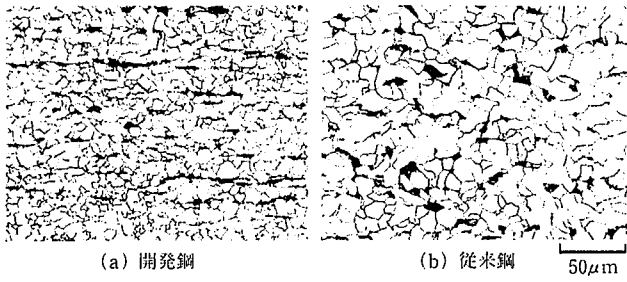


写真 3 本開発鋼と従来鋼の鋼板母材のナイトール腐食によるマイクロ組織の例(板厚16mm材)

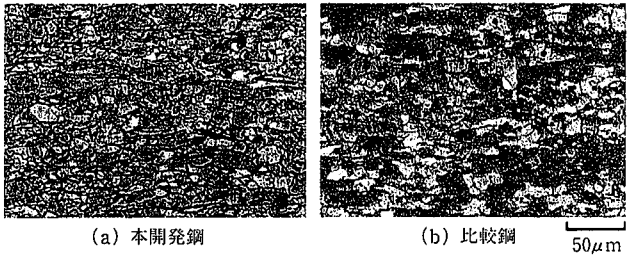


写真 4 本開発鋼と従来鋼の鋼板母材のテンパーカラー法によるマイクロ組織の例(板厚16mm材)

の鋼板のテンパーカラー組織であり、この比較鋼と比較すると、本開発鋼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)機械的性質

表 3 に母材の引張、衝撃試験結果の例を示す。強度、靱性共、目標値を十分に満足している。

4.2.2 脆性破壊発生特性

母材の脆性破壊発生特性を調査するために実施した中央切り欠き付き引張試験(試験片幅400mm, 切り欠き長240mm, 切り欠き先端スリット幅0.1mm)結果による破壊靱性(K_{Ic})値と試験温度との関係を図 5 に示す。低温型 LPG 船(使用温度: -46°C 程度)への適用を想定した場合、非常に優れた破壊靱性を有していることがわかる。又、板厚16mmの鋼板では、圧延方向(L)、圧延直角方向(T)方向での破壊靱性値にほとんど差はなく、鋼板の破壊靱性の異方性も認められない。

表 3 本開発鋼の継手引張試験結果の一例

鋼種	板厚(mm)	溶接法*1 入熱量(kJ/mm)	継手引張試験 (NK U2 A 号)		曲げ試験 (NK B-1, B-2号, R=1.5t, 180°)	
			引張強さ (N/mm^2)	破断位置	表曲げ試験	裏曲げ試験
規格値	—	—	KL33: >440 KL37: >490	—	割れ長さ 3 mm 未満	割れ長さ 3 mm 未満
KL33	8	FB (2.1)	496	母材	割れ無し	割れ無し
	16	FAB (8.6)	486	母材	割れ無し	割れ無し
KL37	14	FCB (8.0)	525	母材	割れ無し	割れ無し

* 1 FB: フラックス裏当て溶接
FAB: フラックス・アスベスト裏当て溶接
FCB: フラックス・銅裏当て溶接

鋼板	板厚(mm)	負荷方向	記号
KL33	8	T	--△--
	16	L	—○—
		T	—□—

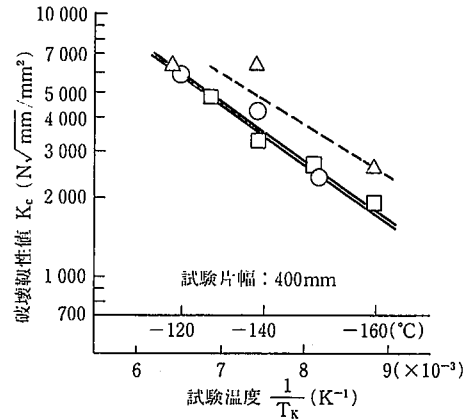


図 5 中央切り欠き付き引張試験結果による破壊靱性(K_{Ic})値と試験温度との関係

鋼板	板厚(mm)	負荷方向	記号
KL33	8	L	△
	16	L	○
KL37	14	L	▽

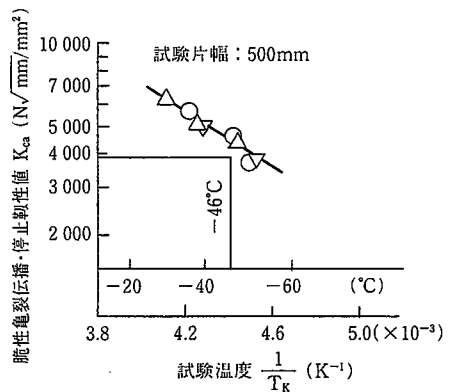


図 6 標準温度勾配型二重引張試験結果による K_{Ic} 値と温度との関係

4.2.3 アレスト性能

(1)二重引張試験結果

本開発鋼の亀裂伝播部500mmの試験片による標準温度勾配型二重引張試験結果による脆性不安定亀裂伝播・停止靱性(K_{Ic})値と温度との関係を図 6 に示す。低温型 LPG 船の使用温度である -46°C で、 K_{Ic} 値は $3900\text{N}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 以上を満足している。

図 3 で示した温度勾配型二重引張試験後の破面から求めた破面単位の円相当径とアレスト性能の指標である $K_{Ic} = 3900\text{N}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 以上となる温度との関係において、本開発鋼は従来鋼より破面単位が細かく、本開発鋼がフェライト粒微細化と結晶方位ランダム化により達成した有効結晶粒径(破面単位)の微細化により、アレスト性能が向上したことがわかる。

(2)評価

矢島らは、脆性不安定亀裂伝播・停止挙動に関して、軟鋼板や490 N/mm²級鋼板程度の強さの鋼板を対象にした場合、亀裂伝播部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}) が実船殻の使用温度で、

$$K_{ca} \geq 3900 \sim 5800 \text{ N}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$$

を満足していれば、当該鋼板を使用したクラックアレスターは有効であることを示しており⁸⁻¹⁰、実船殻での脆性不安定破壊事故の逆解析結果^{8,9})もそれを裏付けている。

又、SR193研究部会共同研究では、1200mmの脆性亀裂伝播助走板を有する大型混成二重引張 (ESSO) 試験を荷重応力300N/mm²レベルで実施し、図7に示すように標準温度勾配型二重引張 (又は ESSO) 試験で求めた K_{ca} が3900N $\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 以上であれば長大亀裂の脆性不安定伝播を阻止することができることを実験的に明らかにした¹⁰。

これらの従来知見より、本開発鋼は LPG 船の使用温度で3900 N $\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 以上の K_{ca} 値を有しており、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。

4.3 大入熱溶接継手の破壊靱性

本開発鋼は大入熱溶接が適用されることを想定して成分設計されたものであり、その大入熱溶接継手の破壊靱性の評価試験結果の1例を以下に示す。

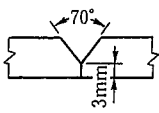
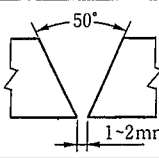
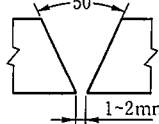
4.3.1 溶接継手の基本特性

KL33グレードの板厚8mm, 16mmの鋼板、及びKL37グレードの板厚14mmの鋼板について、表4に示す溶接施工条件でそれぞれFB溶接法、FAB溶接及びFCB溶接を適用し、継手を作製した。溶接継手部の硬さ分布測定結果の1例を図8に示す。板厚当たりの入熱量が最大である大きな板厚16mmのFAB溶接継手でもHAZ部の硬さ低下代はピッカース (10kgf) で20程度であり、表5に示す継手引張試験結果でも規格値を満足しており、十分な強度を有している。

4.3.2 溶接継手熱影響部の破壊特性

これらの継手部のVノッチシャルピー衝撃試験結果を図9に示す。切り欠き位置がフュージョンラインでも十分な継手靱性を有してい

表4 本開発鋼板に適用した溶接条件の例

鋼種	板厚 (mm)	溶接方法	開先形状	入熱量 (kJ/mm)
KL33	8	FB		2.1
	16	FAB		8.6
KL37	14	FCB		8.0

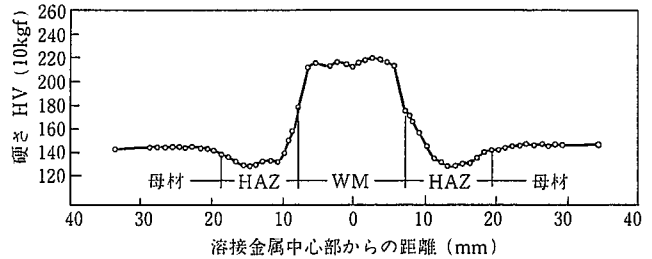


図8 溶接継手部の硬さ分布測定結果の例 (KL33, 16mm材のFAB溶接継手部の板厚中心部)

ることがわかる。

更に、これらの破壊靱性を評価するために中央切欠 (0.1mm幅の機械切欠) 付広幅引張試験による破壊靱性 (K_c) 値と温度との関係

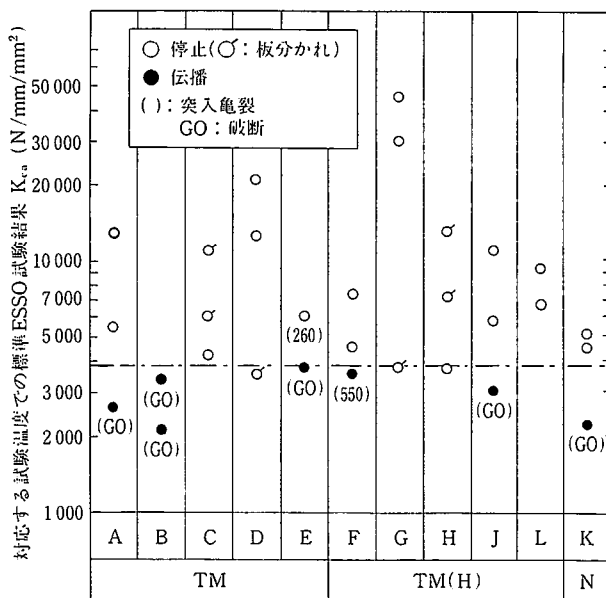
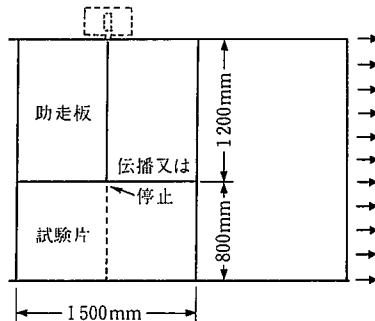


図7 標準温度勾配型二重引張 (又は ESSO) 試験で求めた K_{ca} 値と、その温度に対する長大亀裂の脆性不安定伝播の試験結果¹⁰⁾



試験条件
 荷重応力：140~343N/mm²
 温度：-60~+8°C

供試材
 船体用500N/mm²級鋼
 (NK規格：KE36, 板厚35mm)

TM：TMCP鋼
 TM(H)：大入熱溶接対策TMCP鋼
 N：焼ならし鋼

表 5 歪時効材の機械的特性

供試材	板厚 (mm)	歪時効条件		材質試験結果	
		付加引張歪	時効条件	衝撃特性	
				$\sqrt{E_{-51^{\circ}\text{C}}}$ (J)	$\sqrt{T_{rs}}$ ($^{\circ}\text{C}$)
KL33	16	5%	250 $^{\circ}\text{C}$ × 2 h	137	-74
		参考：母材 (As-received)		228	-80

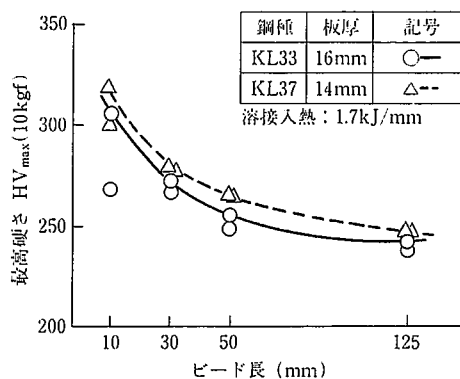


図 11 最高硬さ HV_{max} とビード長との関係

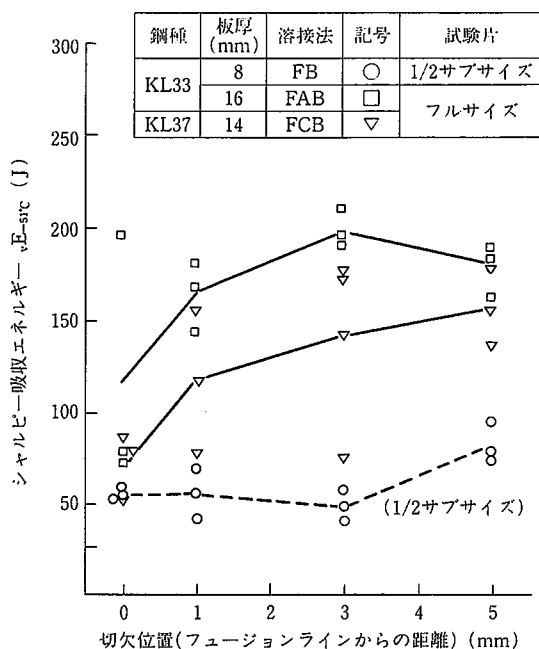


図 9 本開発鋼溶接継手熱影響部の V ノッチシャルピー衝撃試験結果

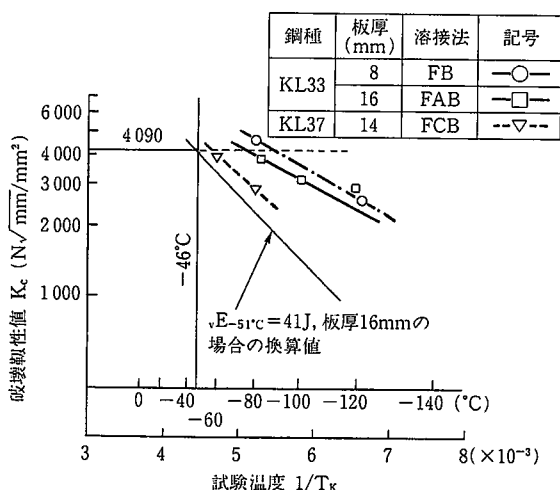


図 10 中央切欠付広幅引張試験による破壊靱性(K_{IC})値と試験温度との関係

を求め、図10に示す。図10には、矢島ら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¹¹⁾を示す。本図より、本継手のフェュージョンライン部の K_{IC}値は NK 規格要求値を十分満足していることがわかる。

4.4 溶接性, 冷間加工性, 線状加工性

4.4.1 硬化性

KL33, 板厚16mmの供試鋼板と KL37, 板厚14mmの供試鋼板における最高硬さ (HV_{max}) 試験結果の値とビード長との関係を図11に示す。最高硬さはビード長10mmでも非常に低く、日本鋼船工作法精度標準 (JSQS)¹²⁾ による仮付け溶接などのビード長規制基準, すなわち許容限界硬さ400HVから判断すれば、ビード長10mmの施工も可能であることを示している。

4.4.2 冷間加工性

冷間加工性を調査するため、KL33, 板厚16mmの供試鋼板を用い、5%の引張ひずみを付与した後、時効処理 (250 $^{\circ}\text{C}$ 加熱1時間保持) を行った“ひずみ時効材”について V ノッチシャルピー衝撃試験を実施した。V ノッチシャルピー衝撃試験結果の $\sqrt{T_{rs}}$ (50%脆性破面遷移温度) と、母材 (As received 材) の $\sqrt{T_{rs}}$ の比較結果を表5に示す。供試鋼板では、5%ひずみ時効による靱性劣化はわずかであり、従来の低温用鋼板や船体用 HT50鋼板での靱性劣化範囲が $\sqrt{T_{rs}}$ で最大30 $^{\circ}\text{C}$ 程度¹³⁾であることと比べれば、本開発鋼板の歪時効特性は従来鋼板の範囲内にあり、通常実施されている冷間加工を適用する上では問題がない。

4.4.3 線状加工性

線状加熱歪とり加工の適用性を検討するため、KL33, 板厚16mm材と KL37, 板厚14mm材を供試して線状加熱後の強度、靱性を調査した。線状加熱加工条件としては、JSQS¹³⁾による TMCP 型船体用 HT50鋼板 E 級鋼 (EH32, EH36) に対する加工条件である

- ・900 $^{\circ}\text{C}$ 加熱直後水冷の2回繰り返し
 - ・900 $^{\circ}\text{C}$ 加熱後空冷の2回繰り返し
- を適用した。線状加熱は供試鋼板圧延方向に行い、NK U2A 号試験片による引張試験と、加熱表層部 (表面下1mm) から採取した試験片により V ノッチシャルピー衝撃試験を実施した。線状加熱加工後の強度・靱性変化を表6に示す。線状加熱加工後も母材に対する NK 規格値を十分に満足しており、本開発鋼板への線状加熱加工の適用も可能であることがわかる。

5. ま と め

危険物運搬船である低温型 LPG 船のタンク・船体用材 (使用温度: -46 $^{\circ}\text{C}$) への使用を目的に、大入熱溶接の適用による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を開発した。

本開発鋼は、Ti-B 系の化学成分を有し、精密に圧延温度域を制御

表 6 線状加熱材の機械的性質

供試材	板厚 (mm)	加熱条件			材質試験結果	
		最高加熱温度 (°C)	冷却条件	繰返数	引張強度 (N/mm ²)	衝撃特性 $v_{E_{-31^{\circ}C}}$ (J)
KL33	16	900°C	水冷	2回	489	255
			空冷	2回	485	257
		参考：母材(As-received)			451	228
KL37	14	900°C	水冷	2回	556	253
			空冷	2回	563	222
		参考：母材(As-received)			541	270

参考文献

- 1) 矢島 浩, 多田益男, 梶本勝也, 縄田卓生, 野田俊介: 西部造船学会会報.(72), 335-343 (1986)
- 2) 矢島 浩, 多田益男, 梶本勝也, 縄田卓生, 野田俊介: 西部造船学会会報.(73), 192-200 (1987)
- 3) 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)
- 4) 石川 忠, 土師利昭: 材料とプロセス, 2, 731 (1989)
- 5) 石川 忠, 土師利昭, 間瀬秀里, 大下 滋: 材料とプロセス, 2, 1885(1989)
- 6) 石川 忠, 土師利昭: 材料とプロセス, 3, 1929 (1990)
- 7) 渡辺國男: 鉄と鋼, 71, 1926 (1985)
- 8) 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
- 9) 永元隆一, 牛島正夫, 川村昭直, 矢島 浩, 多田益男: 日本造船学会論文集.(152), 427 (1983)
- 10) 日本造船研究協会第193研究部会: 日本造船研究協会報告, (100), 1985
- 11) 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), 200-211 (1988)
- 12) 鋼船工作法研究委員会第一分科会: 鋼船工作法精度標準 JSQS, 1985
- 13) 日本压力容器研究会議(JPVRC) 材料部会压力容器用鋼材専門委員会: 調査報告 CR 鋼板のタンク, 压力容器への適用について, 1981
- 14) 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: 低温型 LPG 船用 TMCP 型高靱性新低温用鋼板の諸特性とその評価, 日本造船学会論文集.(168), 561 (1990)
- 15) Yajima,H., Sakai,D., Katakami,M., Haze,T., Ishikawa,T.: Development of New-Type TMCP Low-Temperature-Use Steel and its Application for LPG Tankers. Proc. of 10th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Stavanger, June 1991

した Ar₃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及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新たに備えた鋼板である。

本開発鋼の溶接性、冷間加工性、線状加熱加工性等の造船現場での通常の諸施工に対しても従来の低温用鋼と同様良好であり、既に LPG 船のタンク・船体鋼材として多くの実船適用実績^{14),15)}を有している。

謝 辞

高アレスト性を特徴とする本低温用鋼(特に KL33鋼)の船体への適用に関する技術検討に際しては、三菱重工業㈱ 矢島浩技師長はじめ関係者の方々から極めて有益な御教示を頂いたことに深い謝意を表します。

尚、本報告の表 4～表 6, 及び図 8～図 11の一部は本開発鋼の実船適用を目的とした三菱重工業㈱と新日本製鐵の共同研究データの一部であることを付記します。