

(論文)

超大型コンテナ船向け大入熱溶接用YP355MPa級厚肉鋼板の開発

Development of Thick YP355MPa Class Steel Plate with Excellent HAZ Toughness for Very Large Containerships



高橋祐二*
Yuji TAKAHASHI



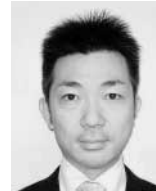
泉 学*
Manabu IZUMI



安部研吾*
Kengo ABE



高岡宏行**
Hiroyuki TAKAOKA



岡崎喜臣**
Yoshitomi OKAZAKI

Improvement of heat affected zone (HAZ) toughness of welded joints of YP355MPa class thick steel plates by large heat input welding (for example 500 kJ/cm two electrodes SEGARC welding) for very large containerships has been achieved. New technology that is a combination of volume fraction control of martensite-austenite constituent (MA) by low C and low Si, refining of TiN particle at high temperature and intragranular ferrite generated by BN, has been found to be effective.

まえばき = 世界的な海上輸送量の増加，特にコンテナ貨物輸送量の増加に伴ってコンテナ船の大型化が進み，従来の 6,000 個から 10,000 個を超える超大型コンテナ船の建造が進められている。超大型コンテナ船に用いられる鋼材は，従来に比べ高強度化，厚肉化している¹⁾。

一方で，このような厚肉鋼材の溶接においては従来の多層溶接では溶接施工効率が大幅に低下するため，1パス溶接が可能なエレクトロガスアーク溶接(EGW)が適用されるが，その際の溶接入熱は 500kJ/cm を超えるこれまでにない超大入熱になる。このような大入熱溶接においては溶接熱影響部 (Heat Affected Zone, 以下 HAZ という) の組織が著しく粗大化し，継手靱性が大きく劣化するという問題があった。そのような背景から大入熱溶接を行っても優れた溶接継手特性が確保できる鋼材が求められている²⁾。

筆者らはこれらの要求に対応すべく，HAZ 組織の微細化技術を新たに開発した。本稿では，基礎的知見とともに，開発鋼材の一例として YP355MPa 級 80mm 鋼板について紹介する。

1. 開発目標

開発鋼の目標特性を表 1 に示す。母材特性については板厚 80mm において EH36 の規格を満足することとし，

溶接継手特性についてはコンテナ船の最重要部材であるシャーストレイキ，ハッチサイドコーミング部を想定し，2 電極 SEGARC 溶接 (エレクトロガスアーク溶接) において溶接入熱量 500kJ/cm を実施した場合でも継手強度 490MPa 以上，-20 における継手靱性が規格値以上 (Ave 34J 以上，Min 24J 以上) となることを目標とした。

2. 基礎的検討

当社ではこれまで，大入熱溶接用鋼板として，0.08% C-Nb-Ti-B 系の化学成分をベースに板厚 65mm までメニユー化を完了していた^{3),4)}。しかし，その成分系を用いて板厚 80mm 鋼板を製造したところ，継手靱性において十分な特性を得られなかった。それは板厚 60mm では入熱量が 400kJ/cm であるのに対して 80mm では 500kJ/cm の大入熱溶接となり，HAZ 組織が著しく粗大化したためであった。

一般的に HAZ 靱性の改善手段としては下記の 3 点が有効である^{5),6)} (図 1)。

- (1) MA (Martensite-Austenite constituent, 以下 MA という) の生成抑制
- (2) オーステナイト () 粒の粗大化抑制
- (3) オーステナイト () 粒内組織の微細化

表 1 開発鋼の目標特性
Table 1 Target properties of developed steel

Grade	Thickness	Position	Mechanical properties of base metal				Mechanical properties of welded joints by ESW	
			YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	$\sqrt{E}_{.40}$ (J)	$\sqrt{E}_{.20}$ (J)	TS (MPa)
EH36	80	t/4	355	490 ~ 630	21	50 (Ave)	34 (Ave) 24 (Min)	490

* 鉄鋼部門 加古川製鉄所 技術研究センター ** 技術開発本部 材料研究所

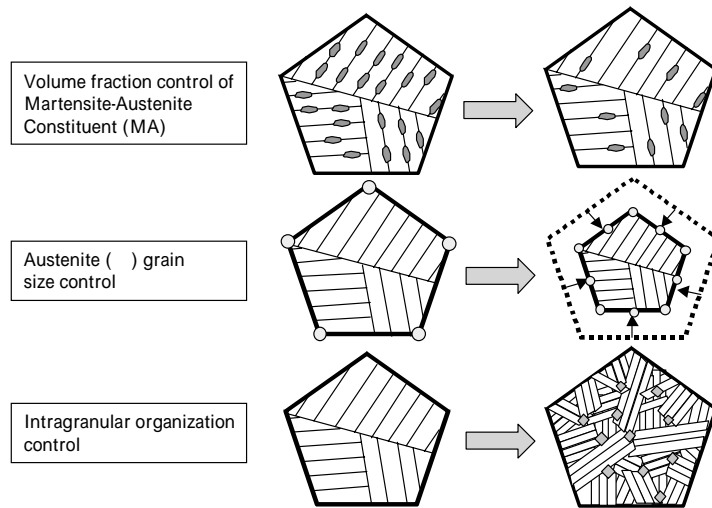


図1 HAZ 靱性の改善手段
Fig. 1 Measures improvement of HAZ toughness

筆者らはこれらをベースにさらなる HAZ 組織の微細化に取り組んだ。

(1) MA の生成抑制

硬質相である MA は、溶接により高温にさらされた HAZ がいったん 相となり、その後の冷却中に変態が進行する過程で未変態 への C の濃縮が起こり、 が安定化した結果生成するものである。そこで、筆者らは鋼板中の C 量を低減し、未変態 への C の濃縮を抑制することで生成量の低減を図った。また、図2のように低 Si 化によりセメンタイト (= パーライト) の生成を促進することでさらなる MA 生成量の低減を図った。

(2) 粒の粗大化抑制

一般的に、 粒の成長におけるピン止め効果は西澤の式(1)⁷⁾ や Zener の式⁸⁾ として表される。

$$D_v = (4/3)(d_v/f_v)^{2/3} \dots\dots\dots(1)$$

ここで、 D_v : 結晶粒の半径、 d_v : 第二粒子の半径、 f_v : 第二粒子の体積率である。式(1)に基づく、 粒の成長を抑えるには第二粒子の半径を小さくし、第二粒子の体積率を上げることが有効である。当社では従来から TiN の微細分散による 粒の粗大化抑制に取り組んできたが、大入熱溶接 HAZ では高温に曝される時間が長くなり、TiN は図3に示すように約 40% 消失してしまうことにより、従来技術では 粒粗大化抑制効果は十分に発揮されないことが明らかになった。また、大入熱溶接時の TiN 量の減少を見越し、Ti 添加量を増加させるだけでは生成する TiN 粒子そのものが粗大化するため(図4)、TiN 粒子数を増加させることは困難であることも報告されている⁹⁾。

そこで筆者らは、TiN 分散形態は連続鋳造時の Ti の拡散と関係があると考え、Ti/N バランスと添加元素 (Cu, Ni 等) の影響を評価した。その結果、Ti の拡散速度が速い(同温度の 相の数十倍) 相の生成温度範囲を制御する¹⁰⁾ ことで TiN の粒成長を抑制し、従来では達成できなかった TiN の多量微細析出に成功した。また、図5に示すように大入熱溶接時の 粒の粗大化抑制を実現することができた。

(3) 粒内組織の微細化

粒内核生成サイトとして BN を析出させることで粒内

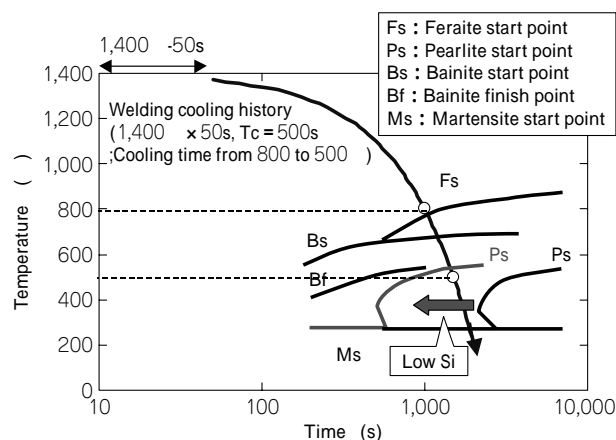


図2 HAZ 部の溶接冷却履歴と組織の関係
Fig. 2 Relation between welding cooling history and microstructure of HAZ

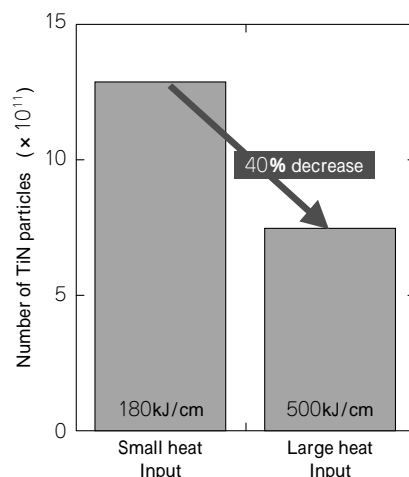


図3 大入熱溶接による TiN 粒子数の変化
Fig. 3 Change in number of TiN particles by large heat input welding

組織の微細化が可能であり、主に粒内の TiN を核として BN を複合析出させる技術¹¹⁾ は従来から存在していたが、大入熱溶接時は TiN の消失によりその効果が十分に発揮できていなかった。しかし、再現 HAZ における従来鋼と開発鋼のマイクロ組織を図6に示すが、(2) 項に記した TiN の多量微細分散析出により、BN による粒内変態も飛躍的に促進され、粒内組織の微細化が実現できた。

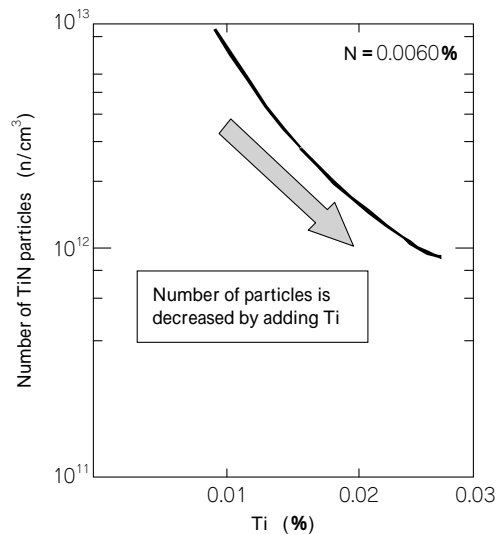
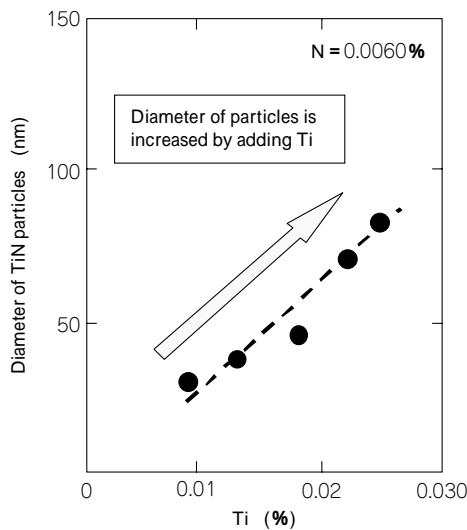


図4 再現 HAZ 組織における TiN の粒子径および粒子数に及ぼす Ti 量の影響
Fig. 4 Effect of Ti amount on diameter and number of TiN particles at simulated HAZ

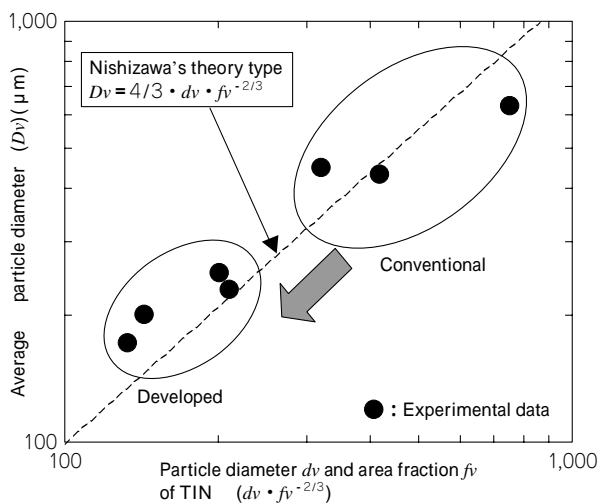


図5 再現 HAZ 組織における 粒径に及ぼす TiN の粒子径、体積率の影響

Fig. 5 Effect of particle diameter d_v and area fraction f_v of TiN on particle diameter at simulated HAZ

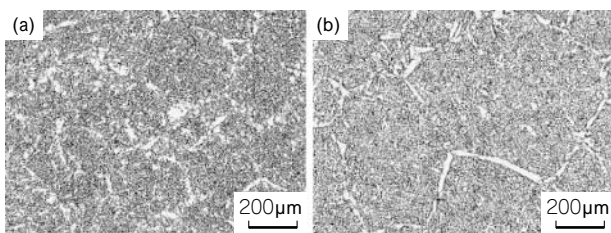


図6 (a)開発鋼と(b)従来鋼の再現 HAZ 組織

Fig. 6 Microstructure of simulated HAZ of (a) developed and (b) conventional steel

3. 開発鋼の特性

3.1 成分および製造方法

開発鋼と従来鋼の成分を表2に示す。開発鋼の成分は、MA低減の観点から従来に比べ低C、低Siとし、TiNの粗大析出を抑制し、粒内TiNを核とするBNの生成促進のためCu、Ni、Ti、およびBを添加した。また、従来鋼よりも低C、低Siであるが、TMCP(Thermo-Mechanical Control Process: 熱加工制御)技術を駆使することによ

表2 開発鋼と従来鋼の化学成分

Table 2 Chemical compositions of developed and conventional steel

Steel	Chemical composition (%)			
	C	Si	Mn	Others
Developed	0.050	0.02	1.54	Cu, Ni, Ti, Nb, B
Conventional	0.080	0.16	1.55	Ti, Nb, B

り高強度を実現した。

3.2 母材特性

開発鋼の機械特性を表3に示す。開発鋼は板厚80mmという厚肉においても十分な引張強度を有するとともに、衝撃強度についても-40のシャルピ吸収エネルギーは238Jと極めて高い値を示している。

3.3 大入熱溶接継手特性

板厚80mmの開発鋼を用いて溶接入力熱量586kJ/cmの2電極SEGARC溶接(エレクトロガスアーク溶接)を行った。溶接条件は表4のとおりである。継手のマクロ組織を図7に示す。この継手から図8に示す全厚引張試験片(NKU2A)を作製し、引張試験を実施した。また、継手靱性は、最も靱性が劣化するRoot側の表面から2mmの位置での溶接金属部中央、ポンド部、ポンド部から母材側へ1mm、および3mmの箇所から試験片を採取して(図9)評価を行った。

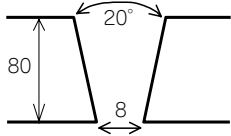
それぞれの試験結果から、本継手は強度(表5)、靱性(図10)ともに良好な特性を有していることがわかった。

また、開発鋼と従来鋼を適用した溶接継手のポンド部近傍のミクロ組織(それぞれ上段はナイトール腐食、下段はレベラ腐食)を図11に示す。開発鋼のミクロ組織は従来鋼に比べ、粒の粗大化が抑制され、粒内フェライトの生成により微細な組織となっているとともにMAの生成が抑制されている。またTEM観察の結果、開発鋼においてはTiNを核としたBNが生成していることが確認できた(図11(a))。

表 3 開発鋼の機械特性
Table 3 Mechanical properties of developed steel

Steel	Thickness (mm)	Position	Tensile properties			Impact properties of base plate, E ₄₀ (J)
			YP (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	
Developed	80	t/4	434	533	24	238
Spec.		t/4	355	490 ~ 630	21	50 (Ave)

表 4 溶接条件
Table 4 Welding conditions

Thickness (mm)	Welding method	Groove preparation	Number of electrodes	Backing material	Electrode	Welding wire	Welding Condition			
							Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Heat Input (kJ/cm)
80	EGW		2	KL-4GT	Root side	DWS-50GTR, 1.6mmφ	400	41	3.4	586
					Front side	DWS-50GTF, 1.6mmφ	400	42		

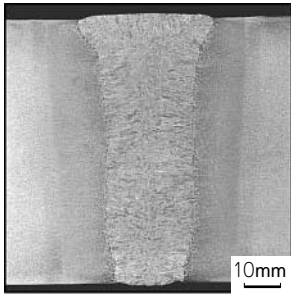


図 7 開発鋼の溶接継手のマクロ組織 (板厚 80mm)

Fig. 7 Macrostructure of welded joint of developed steel (Thickness: 80mm)

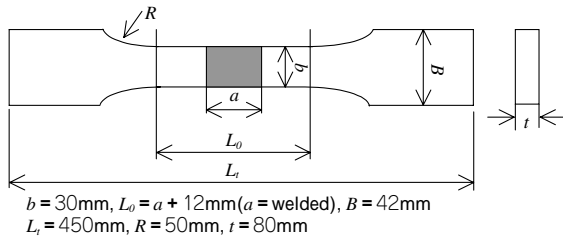


図 8 全厚引張試験片 (NKU2A)

Fig. 8 Full thickness flat tensile specimen (NKU2A)

表 5 開発鋼の溶接継手強度

Table 5 Tensile properties of welded joint of developed steel

Thickness (mm)	TS (MPa)	Fracture Area
80	530	HAZ
EH36 Spec	490	-

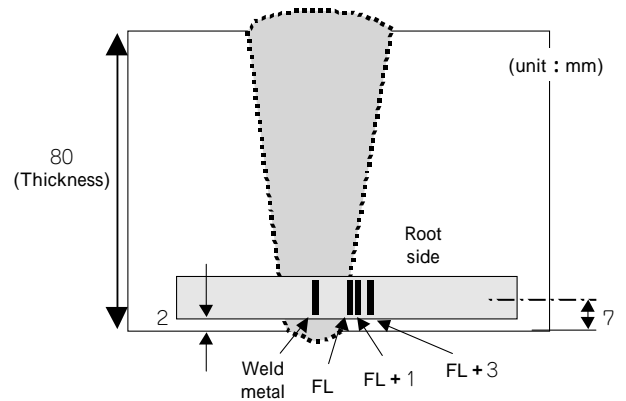


図 9 衝撃試験片の採取位置

Fig. 9 Position and notch location of Charpy impact test specimen

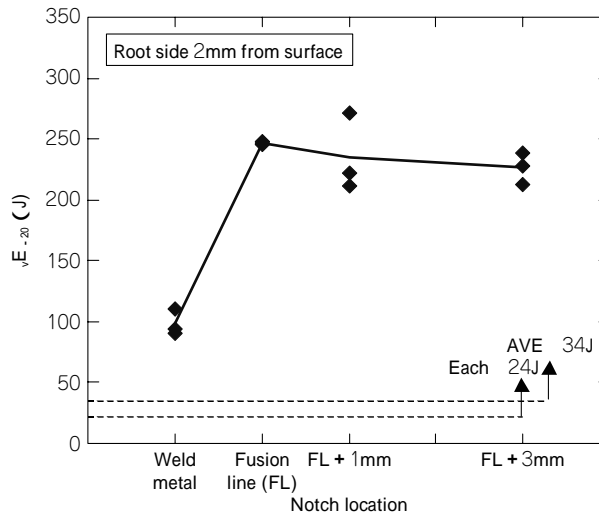


図 10 開発鋼の溶接継手靱性

Fig. 10 Impact properties of welded joint of developed steel

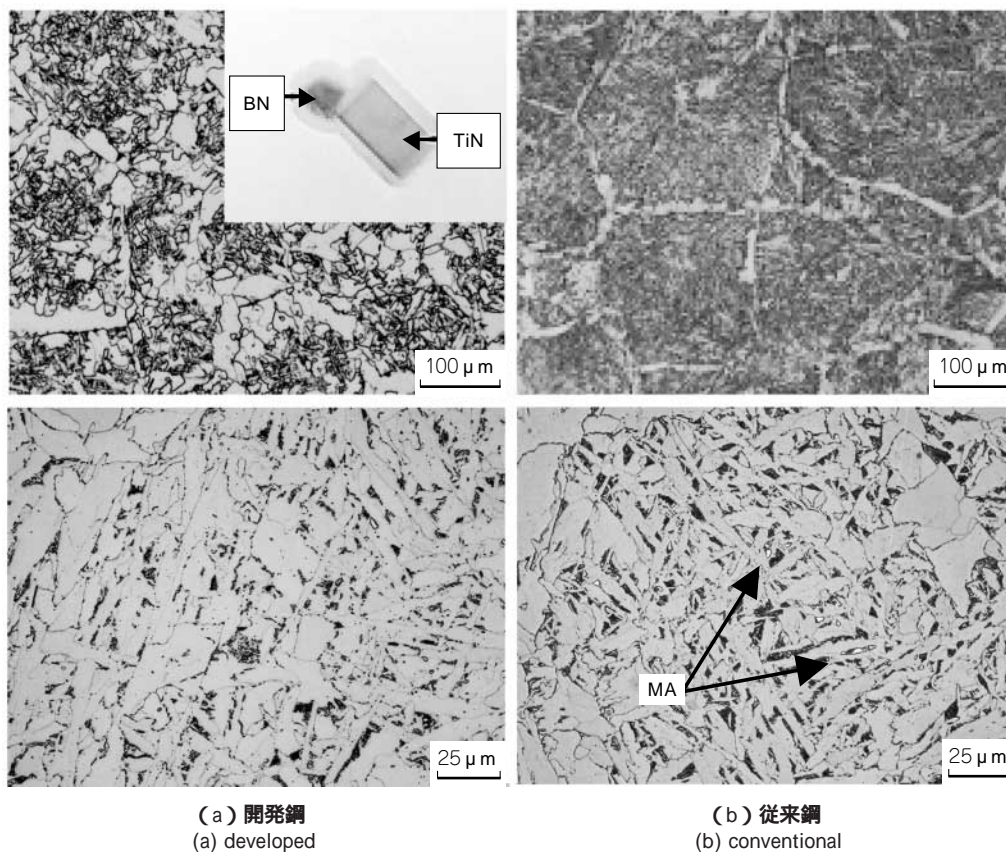


図11 溶接継手ボンド部のマイクロ組織（上段：ナイトール腐食，下段レペラ腐食）
 Fig.11 Microstructure of welded joint (upper : nital etching, bottom : repera etching)

むすび = 低C，低Si化によるMA生成抑制，高温でのTiNの多量微細分散析出による粒粗大化抑制，およびBNによる粒内核生成促進の組み合わせにより板厚80mm鋼板の大入熱溶接HAZ組織の微細化を達成した。本技術の活用により，コンテナ船の大型化に対応する厚肉・高強度，かつ大入熱溶接が可能な新鋼材を開発した。本開発鋼はその優れた溶接継手性能により，船体製作効率の向上と船体の安全性確保の両立に寄与するものであり，今後の適用拡大が見込まれる。

参考文献

- 1) 白木原浩：第191, 192回西山記念技術講座（2007）p.71.
- 2) 小関敏彦：第191, 192回西山記念技術講座（2007）p.28.
- 3) 岡野重雄ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.52, No.1（2002）p.2.
- 4) 川野晴弥ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.53, No.2（2003）p.75.
- 5) 潮海弘資：日本船舶海洋工学会誌，第3号（2005）p.11.
- 6) 安部研吾ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.55, No.2（2005）p.26.
- 7) T. Nishizawa et al. : Mater. Trans. JIM, 38（1991）p.950.
- 8) C. Zener quoted by S. Smith : Trans. AIME, 175（1948）p.15.
- 9) 笠松裕ほか：鉄と鋼，第65年，第8号（1979）p.102.
- 10) 高岡宏行ほか：鉄と鋼，Vol.20（2007）p.1226.
- 11) 小関敏彦：第191, 192回西山記念技術講座（2007）p.37.