

超大型コンテナ船用厚手高靱性 YP47鋼の開発

白幡 浩幸¹⁾ 皆川 昌紀²⁾ 井上 健裕²⁾
大谷 潤³⁾ 船津 裕二⁴⁾

1. はじめに

近年の海上輸送量の増加に伴い、輸送効率化の観点からコンテナ船の大型化が進んでいる。しかしながら、使用される鋼材が厚くなることで、船体の重量が増加するばかりでなく、溶接作業も難しくなるなどの課題があった。これらの問題を軽減するため、従来の YP40(降伏点390 N/mm²)鋼よりも高張力である YP47(460 N/mm²)鋼を開発し、実船に適用した¹⁾。図1に8000TEU(twenty-foot equivalent unit; 20フィートコンテナ換算個数)級コンテナ船上縁部の構造を示す。従来の YP40を用いた場合と比べて、YP47を適用することにより、ハッチサイドコーミングの板厚低減が可能となり、大幅な軽量化が達成される。

鋼材開発においては、高強度化と同時に、脆性き裂に対する安全性の確保が非常に重要である。脆性き裂による構造物の大規模破壊を防ぐためには、脆性き裂の発生防止と、万一き裂が発生した場合の伝播防止という二段階の考え方がある。これら両方の性能確保、すなわち「二重の安全性」を担

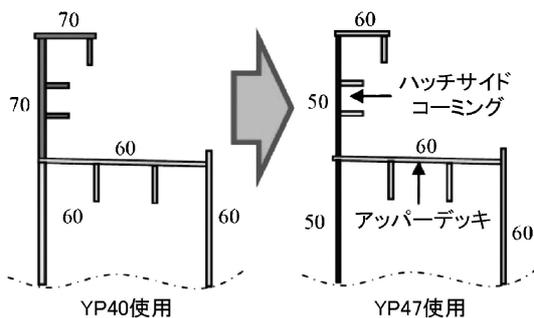


図1 8000TEU級コンテナ船上縁部の構造の例。

* 新日本製鐵株式会社
技術開発本部鉄鋼研究所 厚板・鋼管・形鋼研究所
1)主任研究員 2)主幹研究員
3)大分製鐵所生産技術部 厚板管理グループ; マネジャー
4)本社厚板営業部 厚板商品技術グループ; マネジャー
Development of Higher Toughness YP47(460 N/mm²) Class Steel Plate for Ultra Large Container Ships; Hiroyuki Shirahata, Masanori Minagawa, Takehiro Inoue, Jun Otani, Yuuji Funatsu (Nippon Steel Corporation)
2011年11月9日受理

保することにより、対象船の安全性をより高める設計思想を採用している。

本報では、脆性き裂の発生、および伝播を防止する特性(以下では慣例により、脆性き裂発生特性、伝播停止特性(またはアレスト性)と表記)を向上させるために確立した組織・脆化相制御技術の概要および開発鋼の特性について紹介する。

2. 開発技術

(1) 脆性き裂発生特性向上技術

脆性き裂発生特性を向上させるための基本的な考え方は、概ね次の3点に集約される。

- (1)有効結晶粒径(d_{eff})の微細化
- (2)破壊の起点となる脆化相(介在物、析出物、M-A混合相(Martensite Austenite constituent)等)の低減
- (3)マトリクスの高靱化(Ni添加, 固溶N低減等)

ここで(1)、(2)に関して注意すべきことは、脆性破壊は材料中の最も弱い部分から生じるため、平均的な粒径や脆化相サイズにはあまり意味がなく、粗大なもののサイズが靱性を支配するという点である。(3)のNi添加による効果は従来から知られており、近年そのメカニズムも明らかにされつつある²⁾³⁾が、合金コストの観点から積極的に使用されることは稀である。

脆性き裂は母材から発生することは少なく、通常は組織が粗大であり、かつ応力集中部を有する溶接部から発生する。近年では、溶接施工能率向上のためにエレクトロガスアーク溶接等の大入熱溶接が適用されることが多いため、溶接熱影響部(Heat Affected Zone: HAZ)の組織は粗大化しやすい。また、高強度化のために合金添加量を増やすとM-Aの生成量も増加し、脆性き裂発生特性の確保は一層困難となる。

したがって、HAZの脆性き裂発生特性を向上させるためには、組織微細化の観点から、①高温に長時間さらされる場合でもオーステナイト(γ)粒の粗大化を抑制する、② γ 粒界および粒内におけるフェライト(α)変態を促進して粗大な粒界 α (Grain boundary ferrite: GBF)、フェライトサイドプレート(Ferrite side plate: FSP)の生成を抑制する、といった手段を講じると同時に、脆化相であるM-Aを低減するための成分設計が必要である。

従来, HAZの γ 粒粗大化を抑制することで脆性き裂発生特性を高めた鋼材としては, TiN粒子によるピン止め効果を利用したTiN鋼が広く実用化されている(4)。ところが, TiNは1200°C以上の温度で溶解し始め, ピン止め効果が小さくなるため, 大入熱溶接用としては適用に限界があった。そのため, さらに強力なピン止め粒子の検討を行い, CaやMg等の酸化物・硫化物を微細(数10~数100 nm)かつ高密度に分散させた鋼材を開発した(5)。TiN鋼と開発鋼では γ 粒成長挙動に顕著な差があり, 開発鋼では1400°Cで数10秒間保持しても概ね150 μm 以下の γ 粒径を維持し, d_{eff} も微細になることが確認されている。

前述した技術は γ 粒微細化に有効であるが, それゆえに α 分率が増加し, d_{eff} が粗大化してしまう可能性もある。そこで, γ 中のBの存在状態を制御することにより d_{eff} 微細化を達成する技術を提案した(6)。本技術の要点は, GBF分断と粒内 α (Intragranular ferrite: IGF)生成に有効なBNと, GBFの粗大化抑制に有効な固溶Bをそれぞれ適量確保するために, 溶接条件に応じてB, N等の添加元素量を適正範囲に制御することである。図2に固溶Bと延性・脆性遷移温度との関係を示す。 γ 中の固溶Bが増加すると粗大なGBFが減少して脆性き裂発生特性は向上するが, 固溶Bが過剰になると硬さが上昇して特性は劣化する。BNが多い条件の下で固溶Bが最適存在すると, 到達できる発生特性のレベルが一段と向上する。このときのBNは γ 粒界と粒内に析出しており, GBFとIGFの変態核として機能することで, HAZ組織を効果的に微細化している。図3にEBSP(Electron Backscattering Pattern)による粒界マップを示す。前述の γ 粒微細化技術とB活用の組み合わせにより, 粗大粒が減少し, d_{eff} が微細化したことがわかる。

HAZにおけるM-Aを低減するためには, 合金量削減により焼入れ性を低下させることが有効であるが, それは母材強度確保を困難にする。そこで, HAZ脆性き裂発生特性と母材強度に及ぼすSi, Mn, Ni, Nb等の合金元素の影響を系統的に調査した。その結果, Siは母材強度にあまり寄与しない割に発生特性を大きく低下させることを明らかにした。これは図4にも示したように, M-A生成を顕著に促進するためである。他の元素についても同様の整理を行い, 両特性確保に有利な元素の序列を明らかにした上で, YP47鋼の最適化学成分を決定した。

(2) 脆性き裂伝播停止特性向上技術

脆性き裂伝播停止特性向上のための考え方も基本的には前節で示した通りであるが, 脆化相の影響はそれほど大きくない。アレスト性を支配する d_{eff} は平均的な粒径と考えられるが, ベイナイト組織が混在する高強度鋼の場合, それがどのような組織単位に相当するかは明らかにされていなかった。そこで著者らは, EBSD法により温度勾配型ESSO試験片の破面近傍断面の結晶方位解析を行い, d_{eff} と組織との対応について詳細な検討を実施した。結果の一例を図5に示す。き裂が概ね平面的に伝播した領域を破面単位とすると, アレスト性は破面単位の平均サイズで整理でき, その破面単位はベイナイトのパケット, または数個の α 粒からなることを確認した。また, 破面単位の境界は隣接粒の $\langle 100 \rangle$ 軸を一致させるのに25°以上の回転を要する境界とほぼ対応することを見出した。これらの知見を基に d_{eff} の定量化手法を確立した。

母材組織微細化の手段としてはTMCP(Thermo Mechanical Control Process)がよく知られている。そこで, 前述の d_{eff} を最も効果的に細粒化するための条件を見出すため, 一般的なスラブ加熱, 制御圧延(Controlled Rolling: CR), 加速冷却条件は元より, CR中の各パス温度や圧下率まで含めて検討を行った。主な特徴は以下の通りである。

- (1) 加熱温度の狭レンジ制御による初期 γ 細粒化と合金元素溶体化の両立
- (2) CRのパススケジュール(温度, 圧下率)最適化による γ 中への効率的な歪蓄積
- (3) CR後の強冷却による変態温度低温化, d_{eff} 細粒化

図6に従来鋼(通常のTMCPを適用したYP40鋼)と開発鋼(上記の条件で製造したYP47鋼)の母材マイクロ組織写真を示す。開発鋼の方が明らかに細粒となっていることがわかる。また, ノルマ熱処理を適用した従来鋼を含め, ESSO試験によりアレスト性を評価した結果を図7に示す。従来鋼と比較して, 開発鋼のアレスト性は著しく向上している。

3. 開発鋼の特性

上記の指針を踏まえて板厚70 mmの鋼板を製造した。開発鋼の化学成分および母材特性を表1, 2に示す。母材の機械的性質は目標強度, 伸びを満足しており, シャルピー靱性, アレスト性も良好である。

大入熱溶接継手特性を評価するに当たっては, 2電極

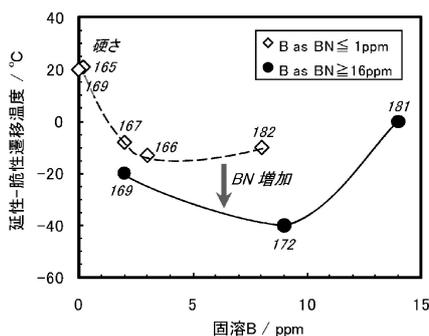


図2 遷移温度に及ぼす固溶Bの影響。

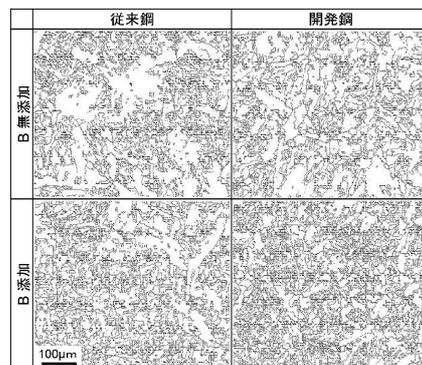


図3 B添加有無のEBSP粒界マップ(方位差 $\geq 15^\circ$)。

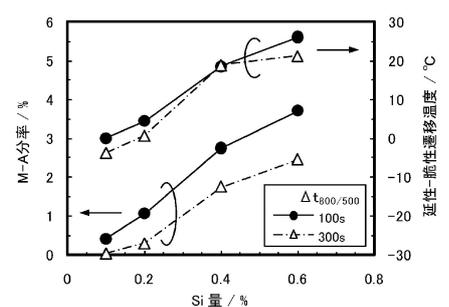


図4 M-A分率, 遷移温度に及ぼすSi量の影響。

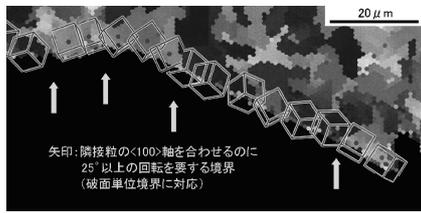


図5 破面近傍断面における結晶方位解析結果.

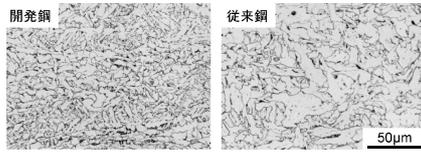


図6 母材マイクロ組織.

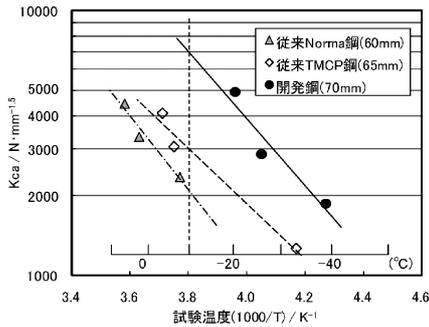


図7 温度勾配型 ESO 試験結果.

VEGA®(Vibratory Electro-Gas Arc welding)溶接法⁽⁷⁾を適用した。これは日鐵住金溶接工業にて開発された立向1パス自動溶接法で、溶接トーチを2本配置し、板厚方向への摺動機構を備えた溶接機を用いる高能率溶接方法である。表3に溶接条件、継手特性を示す。なお、ディープノッチ試験によるKc値を確保するためには、溶接金属と母材の硬さを同レベルにしておくことが重要である⁽⁸⁾ため、専用の溶接材料を使用した。

-20℃におけるシャルピー吸収エネルギーはすべての評価位置において目標値53J以上を満足している。ディープノッチ試験(試験片幅:480mm,中央の溶融線部に0.1mm幅,240mm長の機械切欠導入)の結果,-20℃におけるKcは約5000N/mm^{1.5}であり,良好な脆性き裂発生特性を有している。

また,実構造でのアレスト性評価のため,8000トン引張試験機を用いた大型破壊試験も行った。一例を図8に示す。これはアップーデッキ(YP40)の大入熱溶接部で発生した脆性き裂をハッチサイドコーミング(YP47)で停止させるケースを想定している。-10℃で試験板(YP47)に突入したき裂は短い距離で停止し,構造体としても良好なアレスト特性を有することを確認した⁽¹⁾。

4. 特許および実用化状況

YP47鋼と関連した特許は国内外合わせて50件以上出願済であり,国内では特許第4309946号,特許第4782084号,特許第4612735号,特許第4332064号等が登録されている。国外でも中国,韓国,台湾を中心に登録が進みつつある。

このYP47鋼は三菱重工業(株)で建造されたコンテナ船に

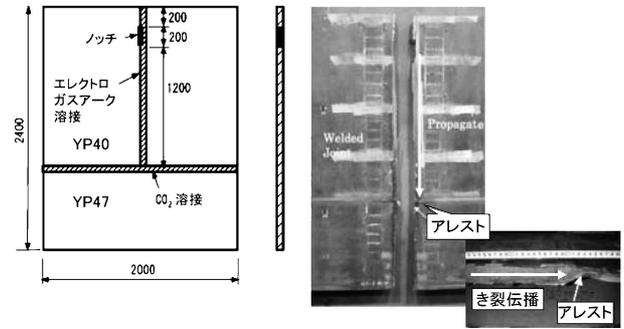


図8 大型破壊試験の例.

表1 開発鋼の化学成分(mass%).

C	Si	Mn	P	S	その他元素
0.09	0.07	1.52	0.007	0.002	Cu, Ni, Nb, Ti, B

表2 母材特性.

板厚 (mm)	引張 (1/4 t)		シャルピー衝撃 (1/4 t)		ESSO Kca _[-10℃] (N/mm ^{1.5})	
	YP (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	EL (%)	vE _[-40℃] (J)		vTrs (℃)
70	494	585	25	281	-65	7000
目標	≥460	570~720	≥17	≥53(Ave)	—	≥6000

表3 溶接条件,継手特性.

溶接条件			シャルピー衝撃 (表下2mm)		ディープ ノッチ Kc _[-20℃] (N/mm ^{1.5})	
開先 角度	ギャップ (mm)	入熱 (kJ/mm)	vE _[-20℃] (J) 溶接金属 溶融線 HAZ 1mm			
15°, V	8	42.2	113	174	195	4998
目標			≥53(Ave)		≥3580	

初採用され,脆性き裂発生特性とアレスト特性確保による安全性の向上と,高強度化による軽量化を両立させた鋼材として大きく注目された。YP47鋼は既に16隻に適用されており,さらに10隻が建造中である。

5. まとめと今後の展望

超大型コンテナ船用YP47鋼の開発に際し,脆性き裂発生特性と伝播停止特性を向上させるために,ミクロな組織解析から大型破壊試験までを駆使して組織・脆化相制御技術を確立した。今後も輸送コストや環境負荷低減の観点からコンテナ船の大型化が進むことが予想され,コンテナ船用鋼のさらなる高強度化が求められる可能性がある。本報で示した技術はYP47を超える高強度鋼を開発する際にも有用である。

文 献

- (1) Y. Funatsu *et. al.*: Proc. of the 20th(2010) ISOPE Conf., 102-106.
- (2) 吉村信幸他: CAMP-ISIJ, **24**(2011), 358.
- (3) 前野圭輝他: CAMP-ISIJ, **24**(2011), 359.
- (4) 金沢正午他: 鉄と鋼, **61**(1975), 2589-2603.
- (5) 児島明彦他: 新日鉄技報, 第380号(2004), 2-5.
- (6) 伊藤 実他: CAMP-ISIJ, **17**(2004), 1376.
- (7) 笹木聖人他: 新日鉄技報, 第380号(2004), 57-63.
- (8) T. Ishikawa *et. al.*: Proc. of the 17th(2007) ISOPE Conf., 3356-3362.