

「JFE EWEL[®]」技術を適用した大入熱溶接仕様 YP460 級鋼板

Steel Plates of 460 MPa Yield Strength Class with JFE EWEL[®] Technology for Large Heat Input Welding

一宮 克行 ICHIMIYA Katsuyuki JFE スチール スチール研究所 厚板・形鋼研究部 主任研究員(副課長)
角 博幸 SUMI Hiroyuki JFE スチール スチール研究所 接合・強度研究部 主任研究員(副課長)
平井 龍至 HIRAI Tatsushi JFE スチール 西日本製鉄所 鋼材商品技術部厚板・鋳鍛室 主任部員(課長)

要旨

大入熱溶接熱影響部靱性向上技術「JFE EWEL[®]」を適用して、大入熱溶接仕様 YP460 MPa 級鋼を開発した。「JFE EWEL」は粗粒熱影響部 (CGHAZ) の極小化のための TiN の最適利用と、粒内組織微細化のための B, Ca などの活用および地組織の高靱化技術とからなる。加えて、HAZ 組織中の M-A (martensite-austenite constituent) 低減による高靱性化のための低 C, 低 Si, 低 Nb 化を実施した。さらに、最先端の鋼板冷却装置である Super-OLAC[®] (OLAC: On-Line Accelerated Cooling) と厳格な温度管理に基づいた高度な TMCP (thermo-mechanical control process) 技術により、所定の母材特性を達成した。本開発鋼は、2007 年 5 月に (財)日本海事協会より船体構造用としての製造法承認を取得し、実船への適用を進めている。

Abstract:

The “JFE EWEL[®]” technology for improving the toughness of heat affected zone (HAZ) effected by large heat input welding has been applied to make YP460 MPa class steel plates for very large container carriers. The “JFE EWEL” technology consists of minimizing the coarse grain HAZ region through controlling TiN particles, refining the microstructure of HAZ by using B, Ca and improving the toughness of matrix. Furthermore, the reduction of C, Si, Nb contents improves HAZ toughness with decreasing martensite-austenite constituents. Production of this steel plate was made possible by Super-OLAC[®] (OLAC: On-Line Accelerated Cooling) and state-of-the-art thermo-mechanical control process. The developed steel has been approved by Nippon Kaiji Kyokai as rolled steel for hull, and is under the application to actual ship.

1. はじめに

近年、造船分野においては、コンテナによる遠距離貨物輸送の増大を背景にコンテナ船の大型化が急速に進んでいる^{1,2)}。最近では、10 000 TEU (twenty-foot equivalent unit: 20 フィートコンテナ換算個数) を超える超々大型コンテナ船の建造も始まっている。コンテナ船は、開口部が広い構造ゆえに、ハッチコーミングやシアーストレーキなどの部材に高強度かつ厚肉材が用いられ、YP390 MPa 級、最大板厚 65 mm 以上の鋼板が使用されている。しかし、板厚 80 mm 程度の極厚材の使用による課題も生じ、船体の軽量化・重心の低減による積み付け個数の増加や板厚低減による作業効率の向上が必要となった。そこで、船体用鋼材の

強度規格上限を超える YP460 MPa 級鋼のニーズが高まった。

厚肉材の溶接においては、高能率立向き溶接方法であるエレクトロガスアーク溶接 (EGW: electrogas arc welding) が適用されている。このような大入熱溶接においては、溶接熱影響部 (HAZ: heat affected zone) の組織は著しく粗大化し、継手部の靱性が劣化するという問題がある。また、YP460 MPa 級の母材強度確保のためには炭素当量の増加は不可欠であり、結果として HAZ 靱性の劣化を招く。

このような課題に対応するために、JFE スチールでは高度なマイクロアロイング制御を用いた大入熱溶接熱影響部靱性向上技術「JFE EWEL[®]」^{3,4)} にさらなる改良を加えることにより大入熱溶接継手特性に優れた YP460 MPa 級鋼を開発した。

本論文では、YP460 MPa 級鋼の特徴ならびにその鋼板および溶接継手の性能について紹介する。

表 1 開発鋼の目標特性

Table 1 Target values in mechanical properties and C_{eq} for developed steel plate

Grade	Thickness (mm)	Steel plate				C_{eq} ^{*3} (%)	Welded joint	
		Tensile properties ^{*1}		El (%)	Charpy impact properties ^{*2} \sqrt{E}_{40}		Tensile properties ^{*2} TS (MPa) ^{*4}	Charpy impact properties \sqrt{E}_{-20} (J)
YP460	60	YS (MPa) ≥ 460	TS (MPa) 570-720			≥ 5		
EH40	50 < t \leq 70	YS (MPa) ≥ 390	TS (MPa) 510-650	≥ 20	≥ 46	≤ 0.40	≥ 510	≥ 41

*1 T.P.: T-direction *2 T.P.: L-direction *3 $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15$ *4 T.P.: NK U2A *5 Equivalent to EH40
YS: Yield strength TS: Tensile strength El: Elongation \sqrt{E} : Absorbed energy

2. 目標性能

YP460 MPa 級鋼の目標特性を NK 船級 EH40 (KE40) 規格と比較して表 1 に示す。溶接継手は大入熱 1 パス EGW 溶接にて作製して評価し、目標特性は引張強度を除き、EH40 相当とした。

3. 開発鋼の成分設計および製造技術

3.1 JFE EWEL の概要^{3,4)}

開発鋼の成分設計にあたっては、当社の「JFE EWEL」技術を適用している。その技術要素について説明する。

3.1.1 HAZ の粒径制御

大入熱溶接時の HAZ の粗粒域を極小化するためには、高温でのオーステナイト粒成長を抑制する必要がある。オーステナイト粒成長抑制のためには、高温で安定な窒化物や酸化物の利用が行われている⁵⁻⁹⁾が、当社では TiN の最適活用を図っている。

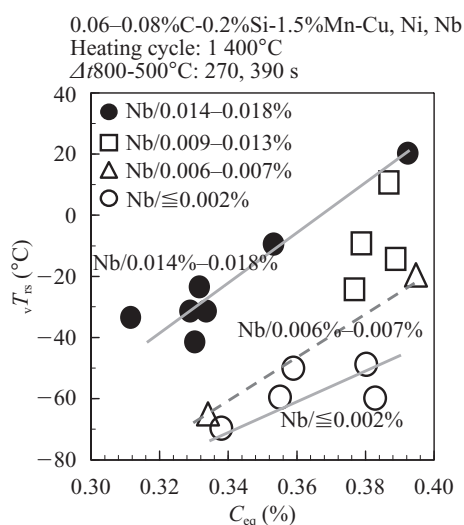
Thermo-Calc を用いた熱力学計算や実験的検討により、Ti, N 量, Ti/N 比およびマイクロアロイング添加量を制御することにより、TiN の固溶温度を 1450°C 以上に高温化するとともに、TiN の微細分散化を可能とした。

3.1.2 粒内組織制御およびマトリックス高靱化技術

BN や Ca 系在物を $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態における旧オーステナイト粒内での核生成サイトとして活用することで、粒内組織の微細化を図っている。BN の活用は、HAZ 靱性に悪影響のある固溶 N を低減し、マトリックスの高靱化に有効である。また、鋼中に添加した B のうち、一部が固溶のまま存在することで、旧 γ 粒界からの粗大な粒界フェライトの生成の抑制も可能であり、高靱性化に寄与する。

3.2 M-A 低減技術

YP460 MPa 級鋼の強度を母材および大入熱溶接継手で確保するためには、合金元素添加量の増加が必要となる。しかしながら、図 1 に示すように、炭素当量 (C_{eq})、Nb 量の増加とともに再現 HAZ 靱性は劣化する。これはマイクロ組織



$C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15$
 $\sqrt{T_n}$: Ductile brittle transition temperature
HAZ: Heat affected zone
 $\Delta t_{800-500^\circ C}$: Time from 800°C to 500°C at cooling

図 1 再現 HAZ 靱性に及ぼす C_{eq} 、Nb 量の影響Fig.1 Effect of C_{eq} and Nb contents on synthetic HAZ toughness

がフェライト主体から靱性に悪影響のある M-A (martensite-austenite constituent) を含む上部ベイナイト主体の組織に変化するためである。靱性の向上のためには、組織の微細化が有効であり、 γ 粒の微細化は一つの手段であるが、粒内ベイナイト組織の均一微細化を安定的に実現することは現状困難である。これは、靱性が最も脆弱な組織 (粗大組織) に影響を受けるためである。そこで、当社は、靱性向上効果が期待される M-A 量の低減に取り組んだ¹⁰⁾。

M-A は大入熱溶接の冷却過程において、Mn などが濃化したマイクロ偏析部に主に生成する。このマイクロ偏析は連続铸造時のデンドライトアーム間に成分が濃化して生じる。検討の結果、低 C 化に加え、Si, Nb, P の低減が有効であることが分かった。図 2 に Si 量、再現 HAZ 靱性と M-A 面積率の関係を示す。M-A 面積率の測定は、倍率 2000 倍で 10 視野撮影し、個々の視野の M-A 面積率を測定した。Si 量の違いより、最大 M-A 面積率は大きく変化している。これは前述のように、M-A がマイクロ偏析部に偏在しているためである。Si の M-A 低減効果は多層盛溶接時の後続パス

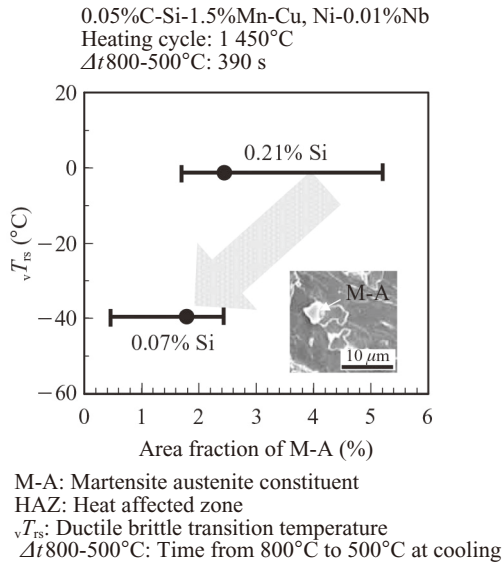


図2 再現 HAZ 韌性に及ぼす Si 量の影響

Fig.2 Effect of Si contents on synthetic HAZ toughness

によるテンパー効果での M-A 分解挙動が知られている¹¹⁾。これは、Si がセメンタイト中にほとんど固溶しないため、Si 量が少ないほどセメンタイトの析出が促進されることによると考えられている。一方、1パス溶接における報告はほとんどなかったが、今回 YP460 MPa クラスの1パス大入熱溶接熱サイクルの場合にも、Si 低減による M-A 低減効果が大きいことが分かった。

3.3 TMCP 技術による高強度高韌性厚肉材の製造技術

HAZ 韌性を考慮した成分設計をした上で、所定の母材特性を満足する必要がある。従来、シャルピー試験にて -40°C が要求される YP460 MPa 級厚肉鋼板は、ほとんどの場合、再加熱焼入-焼もどし処理または、直接焼入（または低温冷却停止）-焼もどし処理を行うことが一般的であった。しかし、本開発鋼は、TMCP 法にて高強度かつ高韌性を達成している。

母材の製造においては、理論限界相当の冷却速度を実現可能なオンライン加速装置 (Super-OLAC) を用いることに加え、スラブ素材の加熱から圧延温度、圧下量、冷却開始温度、冷却停止温度を精緻に制御することで目標の特性を実現している。

4. 開発鋼の特性

4.1 母材の機械的特性

表2に開発鋼の化学成分を示す。M-A 低減のために、従来大入熱仕様 EH40 に対し、炭素量を 0.05mass%、Si 量を 0.07mass% に低減している。一方、炭素当量は強度確保のために、0.39mass% まで増加させた上で、Nb を適量添加した。

表2 開発鋼の化学成分

Table 2 Chemical compositions of developed steel plate

	Thick-ness (mm)	Chemical composition (mass%)						
		C	Si	Mn	Nb	Ti	Others	C_{eq}^*
YP460	60	0.05	0.07	1.55	0.01	0.01	Cu, Ni, Ca, B, etc.	0.39
EH40	80	0.08	0.22	1.54	—	0.01	Ca, B, etc.	0.36

* $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15$

表3 開発鋼の機械的特性

Table 3 Mechanical properties of developed steel plate

YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	\sqrt{E}_{40} (J)
508	654	21	282

YP: Yield point TS: Tensile strength
 El: Elongation \sqrt{E} : Absorbed energy

表3に鋼板の引張試験結果およびシャルピー試験衝撃試験結果を示す。母材特性は、強度、伸びとも目標特性を満足する。また、-40°Cの吸収エネルギーは250J以上であり、E級鋼として十分な値である。

4.2 耐低温割れ性

日本鋼船工作法精度標準 (JSQS) では、 C_{eq} が 0.36% を超える TMCP 型高張力鋼は気温が 5°C 以下の場合に、予熱が必要であることが規定されている。本開発鋼は、強度確保の点から、 C_{eq} は 0.36mass% を超えており、耐低温割れ性の確認を行った。

室温 0°C - 湿度 60% および室温 20°C - 湿度 60% の雰囲気にて調整した恒温恒湿室中で、それぞれ鋼板温度 0°C、25°C で JIS Z 3158 に従って、溶接入熱 17 kJ/cm で y 型溶接割れ試験を行った。試験溶接条件および試験結果を表4に示す。いずれの条件においても割れが発生しておらず、優れた耐低温割れ性を有している。

4.3 NRL 落重特性

開発鋼について、ASTM E208 (ASTM Standards) に準拠し、NRL 落重試験を行った。試験片形状は P-3 タイプとし、鋼板表面から L (longitudinal) 方向に試験片を採取し、 T_{NDT} (nil-ductility transition temperature) 温度を求めた。落重エネルギーは 400J とした。試験結果を表5に示す。 T_{NDT} 温度は -75°C であり、優れた特性を有する。

4.4 線状加熱特性

船舶の建造においては、溶接施工後の寸法精度を確保するために、ガス炎加熱法による矯正作業は避けられない。JSQS では、TMCP 型高張力鋼の線状加熱条件について、炭素当量が 0.38mass% 超えでは鋼板表面温度 900°C 以下、空冷後 500°C 以下で水冷とし、炭素当量 0.38mass% 以下では加熱直後水冷または空冷と規定されている。このような

表 4 y 型溶接割れ試験条件および結果

Table 4 Welding condition of y-groove weld cracking test and results

Thickness (mm)	Atmosphere	Preheat temperature (°C)	Welding condition				Crack ratio (%)		
			Consumable	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Surface	Section	Root
60	0°C-60%	0	LB-62UL (4 mmφ) (Kobe Steel, Ltd.)	170	25	15	0	0	0
							0	0	0
							0	0	0
	20°C-60%	25					0	0	0
							0	0	0
							0	0	0

表 5 NRL 落重試験結果

Table 5 Drop-weight test results of steel plate developed

Thickness (mm)	Test piece type	Location	Direction	T _{NDT} (°C)
60	P-3	Surface	Longitudinal	-75

T_{NDT}: Nil-ductility transition temperature

線状加熱後においても材質が劣化しないことを確認する必要があります。ここでは、炭素当量が 0.39mass% であるが、900°C 加熱後に 500°C から水冷に加え、加熱直後水冷を実施した。全厚の母材引張試験、表層部のシャルピー衝撃試験を行った。表 6 に結果を示す。母材強度、シャルピー衝撃特性とも目標特性を満足しており、線状加熱後も十分な母材特性が維持されることが確認できた。

4.5 大入熱溶接継手特性

大入熱溶接継手特性を評価するために、表 7 に示す条件で 1 パス EGW 溶接継手を作製した。マクロ組織および溶接線近傍のミクロ組織の例を写真 1 に示す。また、継手の引張強度を表 8 に示す。TS570 MPa を十分に満足している。

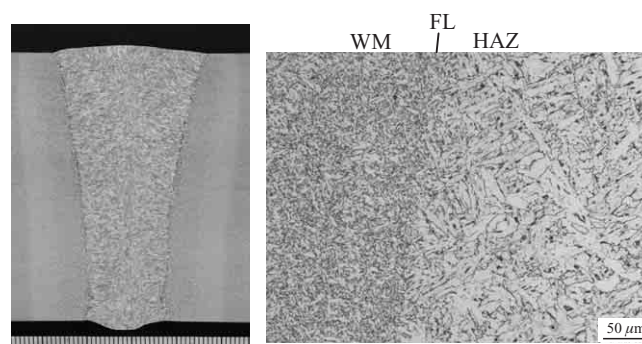


写真 1 EGW 溶接継手のマクロ組織および fusion line のミクロ組織
Photo 1 Macrostructure and microstructure at fusion line of EGW welded joint

表 8 EGW 溶接継手引張試験結果

Table 8 Tensile test results of EGW welded joint

TS (MPa)	Fracture positions
586	Base metal
584	Base metal

T.P.: NKU2A
EGW: Electro gas arc welding TS: Tensile strength

表 6 線状加熱試験結果

Table 6 Mechanical properties of the steel plates after line-heating treatment

Thickness (mm)	Maximum heating temperature (°C)	Cooling conditions	YP* (MPa)	TS* (MPa)	El* (%)	vE ₄₀ (J)
60	900	Immediate WQ	524	650	20	218
		WQ from 500°C	539	650	19	181

*T.P.: NKU1

WQ: Water quench YS: Yield strength TS: Tensile strength El: Elongation vE: Absorbed energy

表 7 EGW 大入熱溶接条件

Table 7 Welding conditions for EGW welded joint

Thickness (mm)	Welding method	Welding consumable	Pass	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)
60	EGW	Developed wire (1.6 mmφ) KL-4 (Kobe Steel, Ltd.)	1	390	42	2.7	364

EGW: Electro gas arc welding

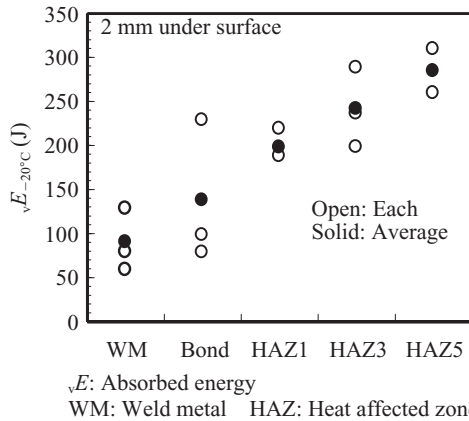


図3 EGW 溶接継手のシャルピー衝撃試験結果
Fig.3 Charpy impact properties of EGW welded joint

表9 EGW 溶接継手 CTOD 試験結果

Table 9 CTOD test results for EGW welded joint of developed steel plate

Thickness (mm)	Test temperature (°C)	Notch location	δ (mm)	Fracture mode
60	-10	Bond	0.705	u
			0.728	u
			0.403	u

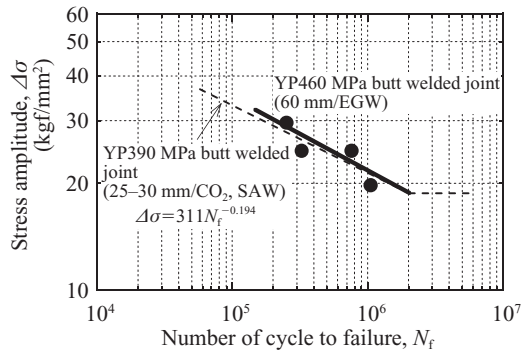
CTOD: Crack tip opening displacement
EGW: Electro gas arc welding

シャルピー衝撃試験結果を図3に示す。いずれのノッチ位置においても、十分に高い吸収エネルギーが得られている。また、CTOD 試験結果を表9に示す。-10°Cにおいて十分に高い脆性破壊発生抵抗を示すことが分かった。図4に疲労試験結果を示す。母材の場合は強度上昇とともに疲労強度は上昇するが、溶接継手では母材強度によらずほぼ一定となることが知られており¹²⁾、今回の結果もそれを示している。従来 YP390 MPa 級鋼¹³⁾ と比べて、同等の疲労特性を示すことが分かる。

5. おわりに

大入熱 HAZ 韌性向上技術「JFE EWEL」を適用し、大入熱溶接仕様 YP460 MPa 級鋼を開発した。本開発鋼により、大型コンテナ船の建造効率の向上および軽量化による燃費向上と環境負荷軽減に寄与できると考える。

なお本鋼の開発は、(株)アイ・エイチ・アイ マリンユニテッド殿、(株)IHI 殿および(株)神戸製鋼所溶接カンパニー殿と共同で実施した。実船適用にあたっては、構造安全性について、実物大構造モデルによる破壊実験を含めた詳細な検討を進めている。また本開発鋼の脆性亀裂伝播



EGW: Electro gas arc welding SAW: Submerged arc welding

図4 EGW 溶接継手の S-N 線図

Fig.4 S-N diagram of EGW welded joint

停止特性は -10°C で Kca (crack arrest toughness) 値が 6 000 N/mm^{3/2} 以上の優れた特性を有している。

参考文献

- 1) 阪口克典, 豊田昌信, 犬飼泰彦, 石川島播磨技報. 2006, vol. 46, no. 4, p. 161-165.
- 2) 長塚誠治. 日本船舶海洋工学会誌. 2007, no. 11, p. 12-16.
- 3) 鈴木伸一, 一宮克行, 秋田俊和. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 19-24.
- 4) 鈴木伸一, 大井健次, 一宮克行, 木谷靖, 村上善明. まてりあ. 2004, vol. 43, no. 3, p. 232-234.
- 5) 金沢正午, 中島明, 岡本健太郎, 金谷研. 鉄と鋼. 1975, vol. 61, no. 11, p. 2589-2603.
- 6) 笠松裕, 高嶋修嗣, 細谷隆司. 鉄と鋼. vol. 65, no. 8, 1979, p. 1232-1241.
- 7) 中西陸夫, 小溝裕一, 瀬田一郎. 溶接金属学会誌. 1983, vol. 52, no. 2, p. 117-124.
- 8) 弟子丸慎一, 平井征夫, 天野慶一, 上田修三, 上村尚志, 坪田一哉. 川崎製鉄技報. 1986, vol. 18, no. 4, p. 295-300.
- 9) 児島明彦, 清瀬明人, 植森龍治, 皆川直己, 星野学, 中島隆雄, 石田浩司, 安井洋二. 新日鉄技報. 2004, vol. 380, p. 2-5.
- 10) Kawabata, F.; Amano, K.; Toyoda, M.; Minami, F.; Proc. 10th Int. Conf. OMAE, 1991, vol. 3, p. 73-80.
- 11) 谷川治, 石井裕昭, 板倉教次, 天野慶一, 中野善文, 川端文丸. 川崎製鉄技報. 1993, no. 25, p. 13-19.
- 12) 渡辺修, 松本重人, 中野善文, 斉藤良行. 溶接学会論文集. 1995, vol. 13, no. 3, p. 438-443.
- 13) 北田博重. TMCP による降伏点 40 kgf/mm² 級鋼板の実船適用にあたっての韌性要求基準に関する研究 (博士論文, 東京大学), 1990 年.



一宮 克行



角 博幸



平井 龍至