「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 KatsuyukiJFE 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 HiroyukiJFE 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 TatsushiJFE 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靭性向上技術「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)低減による高靭性化のための低 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: <u>On-Line Accelerated Cooling</u>)と厳格な温度管理に基づいた高度な TMCP (thermomechanical 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: <u>On-Line Accelerated Cooling</u>) and state-of-the-art thermomechanical 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,10000 TEU (twenty-feet 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、継手部の靭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 靭性の劣化を招く。

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 靭性向上技術「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 Targ	et values in	mechanical	properties	and $C_{\rm eq}$	₁ for	developed	steel	plate
--------------	--------------	------------	------------	------------------	------------------	-----------	-------	-------

		Steel plate					Welded joint		
	_	Tensile	properties*1		Charpy impact properties ^{*2}	C_{eq}^{*3}	Tensile properties ^{*2}	Charpy impact properties	
Grade	Thickness (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	_v E ₋₄₀	(%)	TS (MPa) ^{*4}	$_{v}E_{-20}$ (J)	
YP460	60	≧460	570-720	*5	*5	≦0.42	≧570	*5	
EH40	$50 < t \le 70$	≥390	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 EI: Elongation *"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℃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 系介在物を $\gamma \rightarrow a$ 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 靭性に悪影響 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、一部が固溶のままで 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、高靭性化に寄与する。

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 靭性は劣化する。これはミクロ組織





がフェライト主体から靭性に悪影響のある M-A(martensiteaustenite 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。靭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、靭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、靭性向 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 したミクロ偏析部に主に生成する。このミクロ偏析は連続 鋳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 靭性と 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 がミ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





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靭性厚肉材の 製造技術

HAZ 靭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℃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靭性 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 deve	loped s	steel	plate
---------	----------	--------------	---------	---------	-------	-------

	Thick-	Chemical composition (mass%)						
	ness (mm)	С	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
$*C = C + M_{\rm P}/6 + (C_{\rm P} + M_{\rm O} + V)/5 + (C_{\rm P} + N_{\rm F})/15$								

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

表3 開発鋼の機械的特性

Table 3 Mechanical properties of developed steel plate

YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	$_{v}E_{-40}$ (J)
508	654	21	282
VP· Vield noint	TS: Tensile strength		

El: Elongation $_{v}E$: 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℃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℃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℃ - 湿度 60%および室温 20℃ - 湿度 60%の雰囲気 に調整した恒温恒湿室中で,それぞれ鋼板温度 0℃,25℃ 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 400 J とした。試験結果を**表5** に示す。 T_{NDT} 温度は -75 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℃以下、 空冷後 500℃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

Table 4 weighting contracting rest and results									
Thickness	Atmosphara	Preheat	Welding condition				Crack ratio (%)		
(mm)	Aunosphere	temperature (°C)	Consumable	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Surface	Section	Root
	0°C-60%	0			25	15	0	0	0
				B-62UL $4 \text{ mm}\phi$) Kobe Steel, 170			0	0	0
60			$(4 \text{ mm}\phi)$				0	0	0
60		25	(Kobe Steel,				0	0	0
	20°C-60%		Ltd.)				0	0	0
							0	0	0

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

表 5 NRL 落重試験結果

Table 5	Drop-weight test results of steel plate developed
TT1. 1. 1	

.

	(mm)	Test piece type	Location	Direction	$T_{\rm NDT}$ (°C)
	60	P-3	Surface	Longitudinal	-75
T	· Nil duo	tility transition for			

 $T_{\rm NDT}$: Nil-ductility transition temperature

T-1.1. F

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る。ここでは、炭素当量が0.39mass%であるが、900℃加熱後に500℃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。



WM: Weld metal, FL: Fusion line, HAZ: Heat affected zone 写真1 EGW 溶接継手のマクロ組織および fusion line のミク 口組織

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.D. NIZUOA	

T.P.: NKU2A

EGW: Electrogas arc welding TS: Tensile strength

表 6	線状加熱試験結果	
-----	----------	--

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

Thickness (mm)	Maximum heating temperature (°C)	Cooling conditions	YP* (MPa)	TS* (MPa)	El* (%)	_v E ₋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

Table 7 Weidenig conditions for Dow weided 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 mm ϕ) KL-4 (Kobe Steel, Ltd.)	1	390	42	2.7	364

表 7 EGW 大入熱溶接条件

Table 7 Welding conditions for EGW welded joint

EGW: Electrogas arc welding



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
			0.705	u
60	-10	Bond	0.728	u
			0.403	u

CTOD: Crack tip opening displacement

EGW: Electrogas 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℃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 靭性向上技術「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 ナイテッド殿、(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



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.
- 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) 中西睦夫,小溝裕一,瀬田一郎. 溶接金属学会誌. 1983, vol. 52, no. 2, p. 117-124.
- 第子丸慎一,平井征夫,天野虔一,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.
- Kawabata, F.; Amano, K.; Toyoda, M.; Minami, F.; Proc. 10th Int. Conf. OMAE, 1991, vol. 3, p. 73–80.
- 谷川治,石井裕昭,板倉教次,天野虔一,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40kgf/mm²級鋼板の実船適用にあたっての靭性要求基準に関する研究(博士論文,東京大学),1990年.





博幸

角



平井 龍至

JFE 技報 No. 18 (2007 年 11 月)