

船体用低温仕様大入熱溶接用鋼板の開発

Development of Shipbuilding Steel Plate with Superior Low Temperature Toughness for Large Heat Input Welding

中島 孝一 NAKASHIMA Koichi JFE スチール スチール研究所 鋼材研究部 主任研究員 (副課長)・博士 (工学)
長谷 和邦 HASE Kazukuni JFE スチール スチール研究所 鋼材研究部 主任研究員 (副部長)・博士 (工学)
衛藤 太紀 ETO Taiiki JFE スチール 西日本製鉄所 鋼材商品技術部厚板室 主任部員 (副課長)

要旨

大入熱溶接熱影響部韌性向上技術「JFE EWEL[®]」をさらに発展させ、MA (Martensite-austenite constituent) 分散最適化技術を適用することにより、業界初となる大入熱溶接仕様 YP390 F 級 (YP: Yield point) 鋼を開発した。「JFE EWEL[®]」は、溶接熱影響部 (HAZ) における粗粒域を極小化するための TiN の最適利用と粒内組織微細化のための B, Ca を活用した技術である。加えて、Si など種々の合金元素添加量を最適化し、硬質第 2 相である MA の分散制御を実施した。すなわち、粗粒域では HAZ 韌性を低下する MA を低減させ、軟化域では MA を積極的に分散させて HAZ の硬化を図った。本技術を適用した大入熱溶接仕様 YP390 F 級鋼を実機製造し、目標の母材性能を満足しつつ、優れた溶接性および大入熱溶接部特性を兼備することを確認した。

Abstract:

The “JFE EWEL[®]” technology and optimization of dispersion of martensite-austenite constituent (MA) has been applied to develop YP390 MPa grade steel plate (YP: Yield point) with superior low temperature toughness for large heat input welding. The “JFE EWEL[®]” technology consists of minimizing the size of coarse-grained heat affected zone (HAZ) through controlling TiN particles, refining the microstructure of HAZ by using B, Ca. Furthermore, dispersion of MA was controlled by optimization of alloy design such addition of as Si. Suppression of MA formation in the coarse-grained HAZ and promotion of MA formation in the softened HAZ was achieved simultaneously in order to improve the HAZ toughness and the strength of welded joint. The developed steel was produced in an actual plate mill, and showed the satisfactory property of base metal and welded joint of large heat input welding and weldability.

1. はじめに

近年、船舶、建築、産業用プラントなどの各種溶接構造物において、大型化が進展しており、高強度厚肉材のニーズが高まっている。造船分野では、一般商船に用いられる船体構造用 E 級鋼 (母材韌性-40℃仕様、継手韌性-20℃仕様) に関して、降伏点 (YP: Yield point) が 390 MPa 級および 460 MPa 級で板厚がそれぞれ 50 mm を超える厚鋼板が開発されている¹⁻⁵⁾。一方、溶接構造物の使用環境はより厳しくなる傾向にある。アラスカやサハリン、北極圏などの低温地域では、石油、天然ガスなどのエネルギー開発が進められており、これらの寒冷地仕様に対応するためさらに低温韌性に優れた高強度鋼の開発が求められている。

低温仕様の船体構造用鋼 (F 級鋼: 母材韌性-60℃仕様、継手韌性-40℃仕様) に関しては、YP390 MPa 級鋼までが開発・実用化されているが、溶接熱影響部 (HAZ: Heat affected zone) の低温韌性を保証するため、溶接入熱量が比

較的小さい炭酸ガスアーク溶接による多層盛溶接法が適用されている。このような厚肉鋼板においては、溶接施工能率の向上や溶接工数の削減の観点から、溶接入熱量を大きくして 1 パスでの溶接施工を行なう大入熱溶接 (エレクトロガスアーク溶接 (EGW: Electro gas arc welding)) が指向される。しかし、大入熱溶接においては、HAZ 組織の粗大化による継手韌性低下^{6,7)} および HAZ 軟化領域の拡大による継手強度の低下⁸⁾ が起こる。継手強度を確保するためには、HAZ 軟化部の硬化が有効であるが、HAZ 硬さの上昇は同時に HAZ 韌性の低下を招く。そのため、継手韌性と継手強度を両立する大入熱溶接用 YP390F 級鋼は実用化が困難であった。

このような課題に対して、JFE スチールでは高度なマイクロアロイング技術を駆使することで、母材の高強度化と低温仕様継手特性を両立させた世界初となる大入熱溶接用 YP390F 級鋼を開発した。

本論文では、開発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 for developed steel plate

Steel plate				Welded joint		
Tensile properties ^{*1}			Charpy impact properties ^{*2}	Tensile properties ^{*2}	Charpy impact properties	
Thickness (mm)	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	vE (J)	TS (MPa) ^{*3}	vE (J)
50	≥390	510-650	≥20	vE-60 ≥39	≥510	vE-40 ≥39

^{*1}T. P.: T-direction ^{*2}T. P.: L-Direction

^{*3}T. P.: NK U2A or NK U2B

YP: Yield point TS: Tensile strength El: Elongation vE: Absorbed energy

2. 目標性能

YP390F 級鋼の目標特性を表 1 に示す。NK 船級における KF40 の規格⁹⁾に準じ、表 1 の規格値が適用される最大板厚：50 mm を目標とした。溶接継手は大入熱 1 パスエレクトロガスアーク溶接にて作製して評価した。

3. 開発鋼の成分設計

3.1 大入熱溶接用 YP390F 級鋼の開発課題

鋼材を溶接すると、溶接熱により鋼材の製造時に調整された組織が変化した溶接熱影響部 (HAZ) が形成される。HAZ には、溶接金属から母鋼板にかけて最高到達温度が連続的に変化するため、旧オーステナイト (γ) 粒が粗大化して靱性が低下する粗粒域や A_{c3} 点直上に加熱される軟化域が形成される。要求される継手特性を満足させるためには、粗粒域の靱性低下と、軟化域に起因する継手強度の低下を抑制することが課題となる。大入熱溶接の場合は、高温域に曝される時間が長くなり、組織が粗大化し靱性低下が助長される (図 1 ①の HAZ 粗粒域)。また、HAZ 軟化部の強度低下も顕著となり (図 1 ②の HAZ 軟化域)、継手強度が低下する。

したがって、大入熱溶接で優れた低温靱性を有する高強度鋼を得るためには、HAZ 靱性の確保と HAZ 軟化の抑制を両立することが重要となる。本課題に対して、硬質な第 2 相である MA (Martensite-austenite constituent) に着目し、その分散状態の最適化を実施した。すなわち、粗粒域では HAZ 靱性を低下する MA を低減させ、軟化域では MA を積極的に分散させて HAZ の硬化を図った (図 1)。

3.2 HAZ 組織の最適化技術

図 2 に HAZ 組織制御のコンセプトを示す。粗粒域 HAZ の靱性向上については、当社は「JFE EWEL[®]」^{1,2)} 技術を開発し、TiN 分散の最適化による高温での γ 粒成長抑制、および BN や Ca 系硫化物を核生成サイトにした旧 γ 粒内での $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態促進による HAZ 組織の微細化技術を確立している。さらに、本開発では HAZ 靱性向上のため、ベイナイ

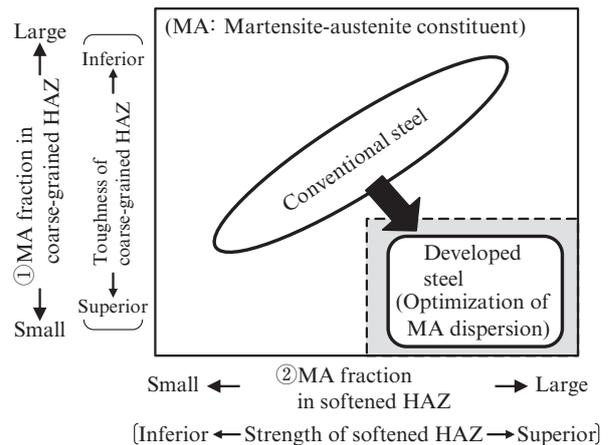
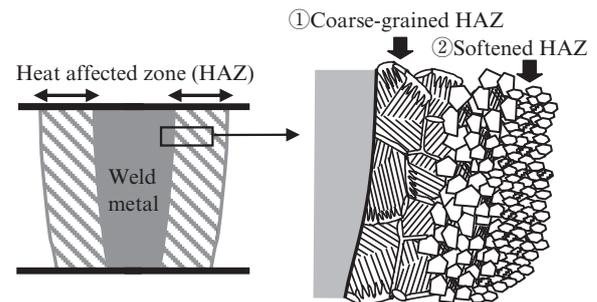


図 1 開発鋼の MA 制御の概念図

Fig. 1 Concept diagram of MA control for developed steel

ト変態時に生成する MA に着目し、上記の母相組織制御に加えて、第 2 相組織制御を図った。

HAZ 粗粒域の MA 生成は Si 量に依存し、多層盛溶接について低 Si 化により MA 量が低減することが報告されている¹⁰⁾。本開発鋼における検討の結果、大入熱 1 パス溶接についても同様の MA 低減効果を確認した。ただし、単に、HAZ 中の MA 低減を図った場合、HAZ 軟化域では硬度低下が助長され継手強度が確保できなくなる。そこで、HAZ 粗粒域では MA を低減して靱性を向上させつつ、HAZ 軟化部では MA を増加することにより軟化を抑制して継手強度を向上する成分系の検討を行なった。

このような相反する特性を達成するために、低温・高ひずみ速度条件下にて固溶軟化現象を示し、低温靱性を向上さ

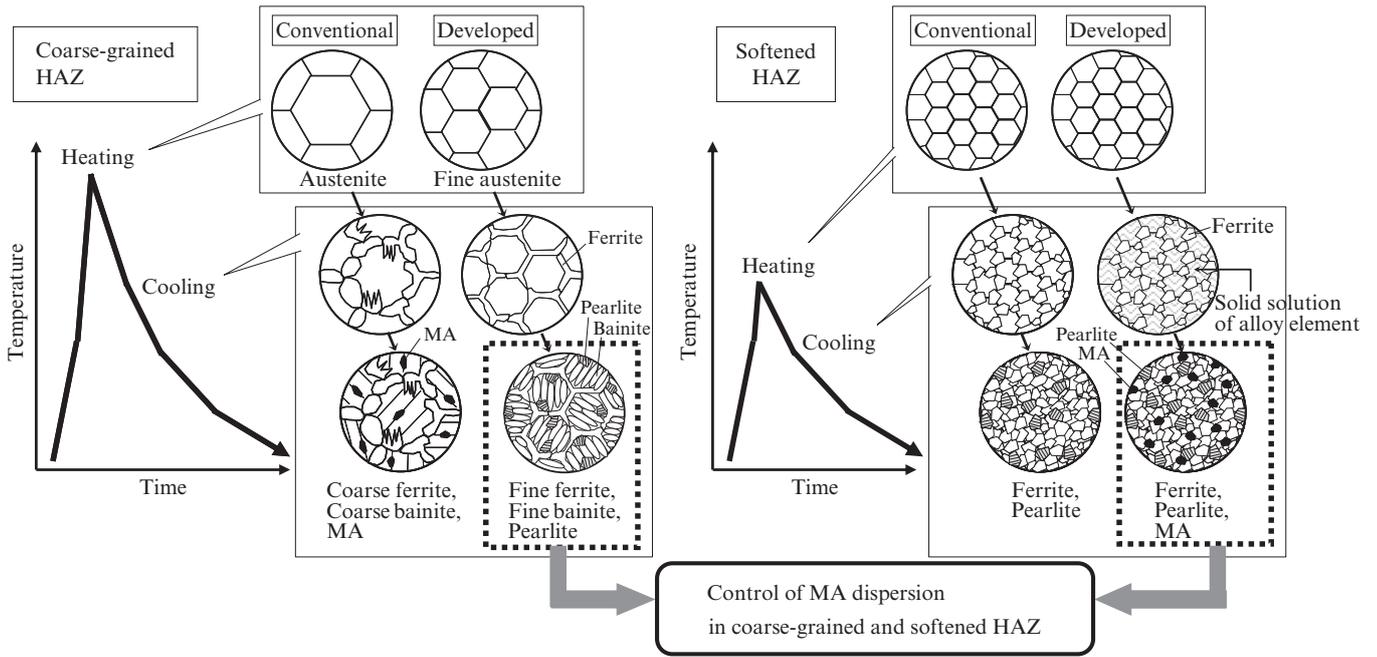


図2 HAZ組織制御のコンセプト

Fig. 2 Concept of heat affected zone (HAZ) microstructure control

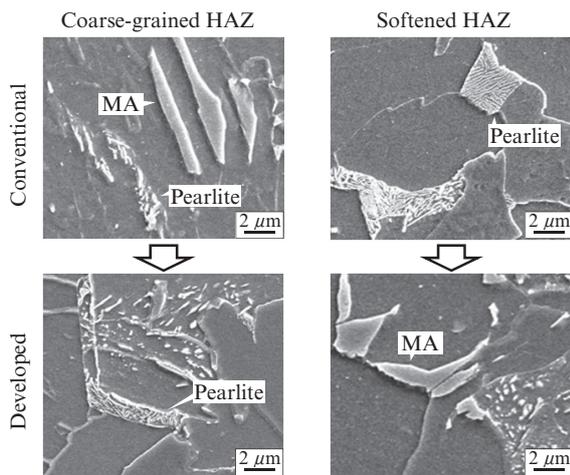


写真1 開発鋼のHAZ組織

Photo 1 Heat affected zone (HAZ) microstructure of developed steel

せる作用を有する元素に着目して検討した結果、Mn-Cu-Ni バランスが重要であることが分かった。これらの元素の添加量を最適化することにより、HAZ 軟化域でのMA分散を促進するとともにHAZ粗粒域の靱性低下を避けることができる。

粗粒域では、旧 γ 粒界上にフェライトが生成し、その後、旧 γ 粒内でベイナイト変態が進行するのに対して、軟化域では拡散型のフェライト変態が主体となるため、 γ への合金元素分配がし易くMA生成が促進されたと考えている。写真1にHAZ粗粒域と軟化域についての継手マイクロ組織の一例を示すとおり、所望のHAZ組織が得られている。すなわち、従来鋼ではHAZ軟化域でCが濃縮した相はパーライト分解しているのに対し、開発鋼ではMAとなっており、軟化域

の硬さの上昇に寄与している。本手法により、継手 -40°C 低温靱性と継手引張強度を両立することが可能となった。

4. 開発鋼の特性

4.1 母材の機械的特性

HAZ組織制御の考えに基づき、大入熱溶接用YP390F級鋼を実機製造した。表2に開発鋼の化学組成を示す。大入熱溶接における継手強度と継手低温靱性を両立するために種々の合金元素添加量を最適化した。前述したJFE EWEL[®]技術を適用し、Ti、Nの量を最適化するとともにCa、Bを添加している。また、Si量を低減し粗粒域HAZのMA生成を抑制し、さらなる靱性向上を図った。さらに、Cu、Niを添加し、継手強度の向上を図り、また、予熱フリー溶接を可能にするために低Pcm設計を適用した。鋼板製造にはTMCP (Thermo-mechanical control process) プロセスを適用しYP390F級鋼の母材規格を満足する最適圧延・冷却条件を導出し、板厚50mmの鋼板とした。

開発鋼のマイクロ組織を写真2に、引張試験およびシャル

表2 開発鋼の化学成分

Table 2 Chemical compositions of developed steel

							(mass%)	
C	Si	Mn	Nb	Ti	Others	Ceq ^{*1}	Pcm ^{*2}	
0.05	0.06	1.56	0.01	0.01	Cu, Ni, Ca, B, etc.	0.38	0.16	

*1 Ceq=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15

*2 Pcm=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B

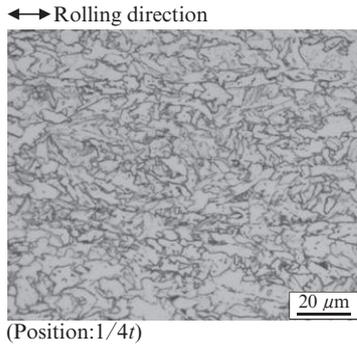


写真 2 開発鋼のミクロ組織
Photo 2 Microstructure of developed steel

表 3 開発鋼の機械的特性

Table 3 Mechanical properties of developed steel

Position	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	vE-60°C (J)
1/4t	476	567	26	334
1/2t	422	518	28	262

Tensile test specimen: NK U14A, T-Direction
Charpy impact test specimen: NK U4, L-Direction
YP: Yield point TS: Tensile strength
El: Elongation vE: Absorbed energy

ピー衝撃試験の結果を表 3 に示す。最適な TMCP プロセスを適用することで、非常に微細な組織が得られており、母材特性は、強度、靱性ともに YP390F 級鋼の目標値を十分に満足している。

4.2 溶接性試験

日本鋼船工作法精度標準 (JSQS : Japan Shipbuilding Quality Standard) では、C 当量が 0.36 mass% を超える TMCP 型高張力鋼について、気温が 5°C 以下の場合に予熱が必要であること、また、ショートビードを実施する場合にはビード長を 50 mm 以上とすることが規定されている。本開発鋼は、継手強度確保のため C 当量が 0.36 mass% より若干高いが、耐低温割れ性および溶接熱影響部最高硬さ試験を行ない、優れた溶接性を有することを確認した。

4.2.1 耐低温割れ性

JIS Z 3158 に準拠し、0°C および室温 20°C-湿度 60% の雰囲気調整した恒温恒湿室中で、それぞれ鋼板温度 0°C、25°C で溶接入熱 17 kJ/cm で y 形溶接割れ試験を行なった。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表面割れ、断面割れおよびルート割れが発生しておらず、低 Pcm 設計により優れた耐低温割れ性を有している。

4.2.2 溶接熱影響部最高硬さ

JIS Z 3101 に準拠し、HAZ の最高硬さ試験を行なった。試験片は板厚 50 mm (全厚) とし、ビード長を 10 mm から 125 mm と変化させ、さらにアークストライク条件での試験も実施した。図 3 に、ビード長と HAZ の最高硬さの関係を示す。いずれの条件でも、HAZ の最高硬さは 350 ポイント以下であり、顕著な硬化は起こっていない。開発鋼は、JSQS で規定された予熱フリー可能な鋼材の C 当量の上限値 (0.36 mass%) よりも若干高い成分系であるが、低 Pcm 設計によりアークストライク時の硬化を抑制し、予熱フリー溶接を可能にしている。

4.3 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 5 に示す条件

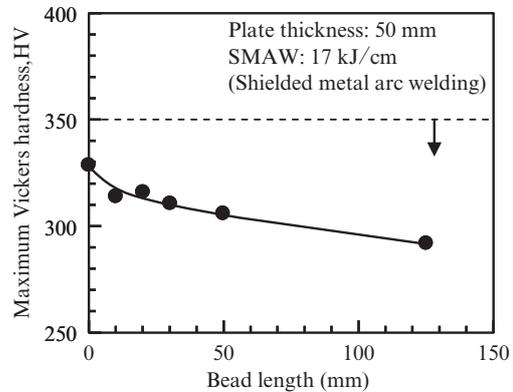


図 3 開発鋼の溶接熱影響部最高硬さ試験結果

Fig. 3 Results of maximum hardness test for the developed steel

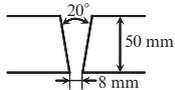
表 4 y 形溶接割れ試験条件および結果

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
50	0°C-60%	0	DW-55L (1.2 mmφ) (Kobe Steel, Ltd.)	200	25	17.6	0	0	0
							0	0	0
							0	0	0
	20°C-60%	25					0	0	0
							0	0	0
							0	0	0

表 5 EGW 大入熱溶接条件

Table 5 Welding conditions for electrogas arc welding (EGW)

Thickness (mm)	Welding method	Edge preparation	Welding consumable	Pass	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)
50	EGW		DW-S1LG (1.6 mmφ) KL-4 (Kobe Steel, Ltd.)	1	410	42	3.5	302

EGW: Electrogas arc welding

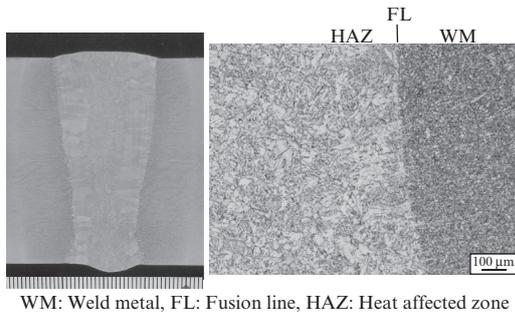


写真 3 EGW 溶接継手のマクロ組織およびフュージョンラインのミクロ組織

Photo 3 Macrostructure and microstructure at fusion line of electrogas arc welding (EGW) welded joint

表 6 EGW 溶接継手引張試験結果

Table 6 Tensile test results of electrogas arc welding (EGW) welded joint

Test piece	TS (MPa)	Fracture positions
NKU2A	549, 545	Base metal
NKU2B	524, 517	Base metal

TS: Tensile strength

で、1パスのエレクトロガスアーク溶接 (EGW : Electrogas arc welding) 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 3 に示す。また、継手の引張強度を表 6 に示す。継手強度の規格下限値 (≧510 MPa) を上回る十分な継手強度を有している。継手シャルピー衝撃試験結果を図 4 に示す。いずれのノッチ位置においても、高い吸収エネルギーが得られており、YP390F 級鋼の大入熱溶接継手において、従来技術では達成が困難であったシャルピー靱性の要求特性を満足することが可能となった。な

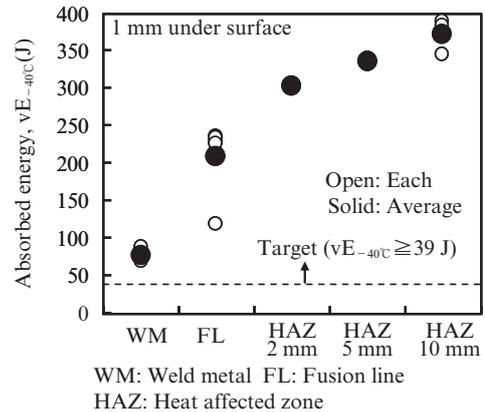


図 4 EGW 溶接継手のシャルピー衝撃試験結果

Fig. 4 Charpy impact properties of electrogas arc welding (EGW) welded joint

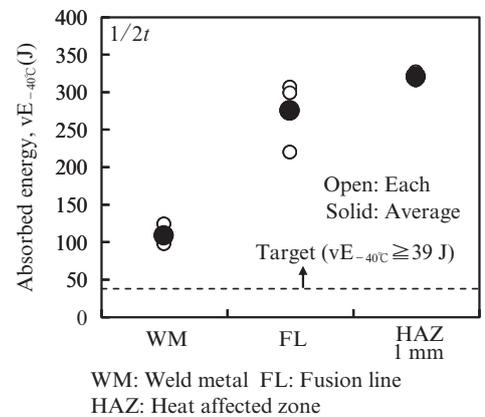
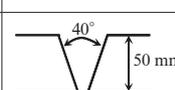


図 5 FCW 溶接継手のシャルピー衝撃試験結果

Fig. 5 Charpy impact properties of FCW welded joint

表 7 GMAW 溶接条件

Table 7 Welding conditions for GMAW

Thickness (mm)	Welding method	Edge preparation	Welding consumable	Pass	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)
50	GMAW		DW-55L FB-B3T (Kobe Steel, Ltd.)	15	180-210	21-22	5-9	25-53

GMAW: Gas metal arc welding

お、従来の溶接法である、溶接入熱量が小さい炭酸ガスアーク溶接による多層盛溶接継手についても優れた低温靱性を有することを確認している。多層盛溶接継手の溶接条件および継手シャルピー試験結果を表7、図5に示す。

5. おわりに

高度なマイクロロイニング技術を駆使することで、世界初となる大入熱溶接仕様 YP390F 級鋼を開発した。従来、低温仕様の F 級鋼では、溶接熱影響部の低温靱性を保証するため、溶接入熱量が小さい多層盛溶接法が適用されてきたが、本開発技術により、低温靱性に優れ、かつ、高能率の 1 パス大入熱用溶接に対応した高強度厚肉鋼板の開発が可能となった。なお、本開発技術を適用した鋼板は、寒冷地仕様 LNG（液化天然ガス）船に採用され、実用化されている。

参考文献

- 1) 鈴木伸一, 一宮克行, 秋田俊和. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 19-24.
- 2) 一宮克行, 角博幸, 平井龍至. JFE 技報. 2007, no. 18, p. 13-17.

- 3) 安部研吾, 泉学, 柴田光明, 今村弘樹, 川野晴弥, 畑野等. R&D 神戸製鋼技報. 2005, vol. 55, no. 2, p. 26-29.
- 4) 金子雅人, 泉学, 古川直宏, 安部研吾. R&D 神戸製鋼技報. 2008, vol. 58, no. 1, p. 39-41.
- 5) 皆川昌紀, 石田浩司, 船津裕二, 今井嗣郎. 新日鉄技報. 2004, no. 380, p. 6-8.
- 6) 小関敏彦. 第 191・192 回西山記念技術講座. 2007, p. 25-45.
- 7) 津山青史. 第 191・192 回西山記念技術講座. 2007, p. 47-65.
- 8) 佐藤邦彦, 豊田政男. 溶接学会誌. 1971, vol. 40, p. 885-900.
- 9) NK 船級規格 K 編. 2013, p. 11.
- 10) 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, vol. 25, no. 1, p. 13-19.



中島 孝一



長谷 和邦



衛藤 太紀