

# 炭化物微細分散技術を適用した タンク・ペンストック用高靱性 550, 610 MPa 級高張力厚鋼板

## High Strength Steel Plates of 550, 610 MPa Class with Excellent Toughness Applied for Controlling Technology of Carbide's Morphology for Tanks and Pen-Stocks

林 謙次 HAYASHI Kenji JFE スチール スチール研究所 厚板・形鋼研究部 主任研究員(課長)  
長尾 彰英 NAGAO Akihide 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)・工博  
松田 穰 MATSUDA Yutaka JFE スチール 厚板セクター部 主任部員(副部長)

### 要旨

タンク・ペンストックなどのエネルギー分野向け鋼材として、最新の厚板オンライン熱処理技術を適用した、靱性および溶接性に優れた 550, 610 MPa 級高張力厚鋼板を開発した。これらは、低 C, 低  $P_{CM}$  (溶接割れ感受性組成), および B の無添加を特徴とした基本成分設計に、高度なマイクロアロイング技術と最先端の加速冷却装置 Super-OLAC<sup>®</sup> (On-Line Accelerated Cooling) および誘導加熱型のオンライン熱処理プロセス HOP<sup>®</sup> (Heat-treatment On-line Process) を用いた直接焼入-急速加熱焼もどしプロセスにより、優れた母材性能および溶接継手性能を実現している。特に、HOP による急速加熱焼もどしによる炭化物の微細分散制御をとおした靱性の向上と、調質熱処理の完全オンライン化による高級鋼の量産化を達成している。これらオンライン熱処理適用材は、すでに多くのプラントへの適用実績を有している。

### Abstract:

JFE Steel has developed 550 and 610 MPa class high strength steel plates with superior toughness and excellent weldability produced by JFE Steel's latest on-line heat-treatment technology. Excellent properties of the plates and their weldments are obtained by micro-alloying technology, and direct-quenching and on-line tempering process using Super-OLAC<sup>®</sup> (On-Line Accelerated Cooling) and HOP<sup>®</sup> (Heat-treatment On-line Process), while including low C, low weld cracking parameter ( $P_{CM}$ ) value and free of B additive. Especially, rapid heating and tempering using on-line HOP temper process achieved both improvement of toughness and the extension of heat treated high-performance steel plates' production capacity. They have actual application results to many plants.

### 1. はじめに

エネルギー貯蔵設備や化学プラント、発電設備などのエネルギープラント分野では種々の鋼板が使用されている。近年、これらの設備の大型化、操業条件、使用環境の過酷化、さらに建設コスト低減を目的とした施工の高効率化などにより、使用される材料に対しても高強度化、靱性の向上、溶接施工性の向上などの厳しい性能が要求されている。また、世界的なエネルギー需要の増大から、エネルギープラントの建設が活発化しており、高性能鋼のニーズが高い

ことから、供給量の確保や短工期化なども求められている。

JFE スチールでは、このような要求にこたえるため、各種タンクや水力発電設備のペンストック向けに、高い冷却能力と均一冷却性を有する加速冷却装置 Super-OLAC<sup>®</sup> (On-Line Accelerated Cooling) や加速冷却後の誘導加熱型オンライン熱処理プロセス HOP<sup>®</sup> (Heat-treatment On-line Process) などの最新の厚板製造技術と高度な材質設計技術を駆使して、溶接施工性に優れた高性能 550 MPa 級および 610 MPa 級高張力鋼板 (JFE-HITEN610U2, 610E, ASTM A841 Gr.B Cl.2 など) を開発している<sup>1-5)</sup>。これらの開発鋼は、マイクロアロイング技術と最新の厚板製造技術の融合により達成されたものであり、これにより、圧延ライン上での焼入焼もどしが可能となり生産性の向上が図

られると同時に、マイクロ組織制御や HOP の急速加熱焼もどしによる炭化物の微細分散制御などによる高性能化を実現している。

本報告では、厚板オンライン熱処理プロセスによる炭化物微細分散技術を適用した 550 MPa 級および 610 MPa 級高張力鋼板の特長と諸特性を紹介する。

## 2. JFE スチールのオンライン熱処理技術

厚板の焼入焼もどし熱処理は、従来、オフラインの雰囲気炉によって処理されており、オンライン化が望まれていた。TMCP (thermo-mechanical controlled process) 技術の発達により、制御圧延や制御冷却の研究開発が進み、焼入に関しては圧延後の直接焼入 (DQ : direct quenching) 技術が開発され、直接焼入焼もどし (DQ-T) プロセスは、高張力鋼板の製造に広く使われるようになってきている<sup>6)</sup>。550, 610 MPa 級鋼以上の高張力鋼では、DQ の適用により、焼入性の向上をとおして強度が上昇する。これにより、低成分化が可能となり、溶接性および溶接継手性能の向上が図られる。

直接焼入は、圧延ライン上の加速冷却装置で行われ、当社は、1980 年にオンライン加速冷却設備 (OLAC) を世界に先駆けて開発・実用化するとともに、1998 年には理論限界までの高い冷却能力と均一冷却性を有するオンライン加速冷却装置 Super-OLAC を開発・導入している<sup>7,8)</sup>。

また、焼もどしに関しても、オンライン上での焼もどしを可能とする誘導加熱型オンライン熱処理プロセス HOP を開発し、2004 年から本格稼働している。これら Super-OLAC と HOP の組み合わせにより、世界で初めて厚板の焼入焼もどし処理の完全オンライン化が可能となり、生産性の向上と高性能化を実現した<sup>8,9)</sup>。調質熱処理プロセスの変遷を図 1 に、Super-OLAC と HOP を導入している JFE スチール西日本製鉄所福山厚板工場のレイアウトを図 2 に

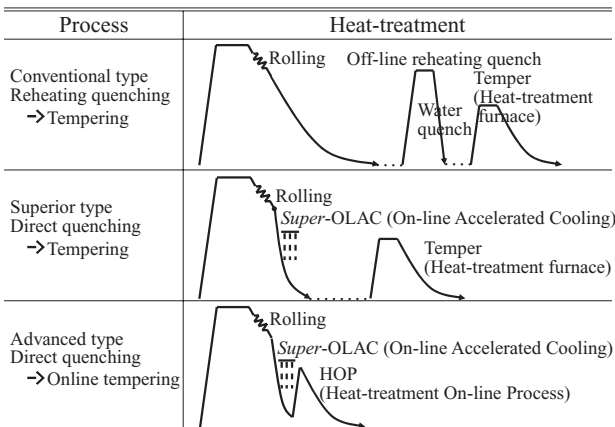


図 1 調質熱処理プロセスの変遷

Fig.1 Development of heat treatment process

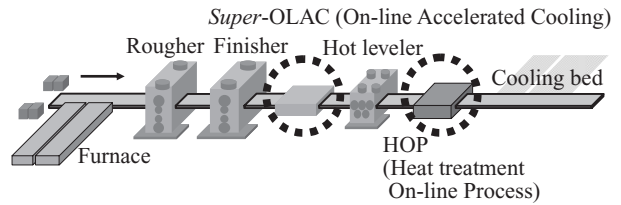


図 2 西日本製鉄所 (福山地区) 厚板工場のオンライン熱処理プロセスのレイアウト

Fig.2 Layout of online heat-treatment facilities of West Japan Works (Fukuyama)

示す。

## 3. 急速加熱焼もどしによる炭化物微細分散化技術

### 3.1 焼もどし過程におけるセメンタイトの微細分散化技術

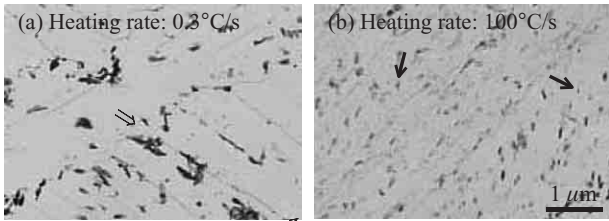
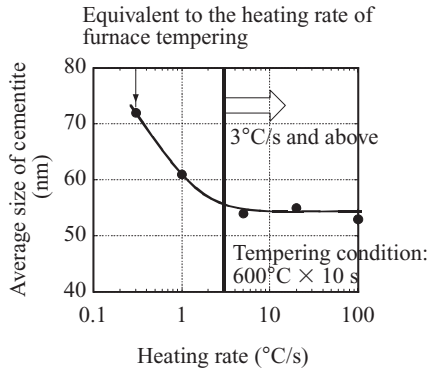
機械構造用鋼などのマルテンサイトを主体とした中・高炭素鋼の分野では、焼もどし時の昇温速度を大きくするとセメンタイトの分散が均一微細になることが知られている<sup>10,16)</sup>。しかしながら、マルテンサイトおよびベイナイトの混合組織またはベイナイト組織を主体とする低炭素鋼板の分野での研究事例は少なく<sup>11)</sup>、また急速加熱焼もどしによるセメンタイトの微細分散化メカニズムは明確になっていない。

そこで、マルテンサイトとベイナイトの混合組織を呈する 780 MPa 級低炭素鋼を用いて、セメンタイトの析出形態に及ぼす焼もどし時の昇温速度および昇温過程の影響を詳細に調査した<sup>4,5,12)</sup>。その結果をそれぞれ図 3, 4 に示す。

昇温速度を、雰囲気炉加熱相当の 0.3℃/s から 3℃/s 以上まで大きくするとセメンタイトが微細分散化する傾向にあり、また、その析出サイトについても、雰囲気炉焼もどし材は主としてラス界面において比較的粗大なセメンタイトが生成しているのに対して、急速加熱焼もどし材では、ラス内部でのセメンタイトの生成量が多く、均一微細分散している。

昇温過程では、雰囲気炉焼もどしの場合には、主にラス界面にてセメンタイトが生成・成長しているのに対して、急速焼もどしの場合には、低温域では主にラス界面にてセメンタイトの生成が認められるが、加熱温度が高くなるとラス内からの微細なセメンタイトの析出が多くなり、均一微細分散化をもたらしている。

図 5 にセメンタイトの析出挙動に及ぼす昇温速度の影響を模式的に示す。昇温過程の低温側ではセメンタイトは主にラス界面に優先的に析出を開始する。昇温速度が小さい場合、ラス界面のセメンタイトがそのまま成長するため、ラス界面に沿った粗大な形態となる。一方、昇温速度が大きい場合、ラス界面に生成したセメンタイトが成長する時



(⇒: Lath boundary, →: Within lath)

図3 急速加熱焼もどしによるセメンタイトの微細分散効果  
Fig.3 Uniform dispersion of fine cementite by rapid heating and tempering

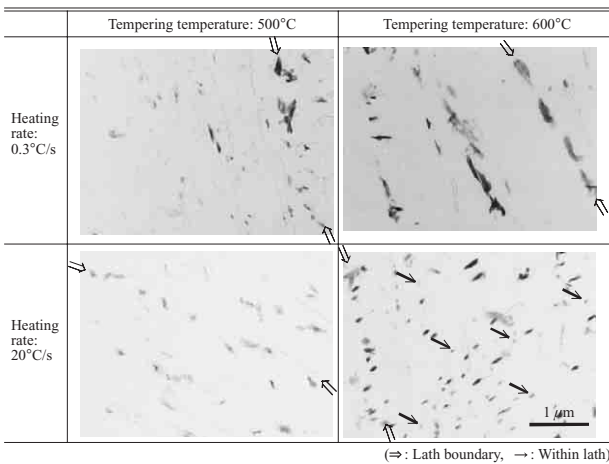


図4 昇温過程におけるセメンタイトの析出挙動

Fig.4 Precipitation behavior of cementite during heating process

間的余裕がないまま、高温に到達し、転位の回復も十分に進行しないため、ラス内の転位を核生成サイトとしてセメンタイトが生成することにより、均一微細セメンタイトが得られるものと考えられる。

このように、セメンタイトの微細分散化には、析出サイトとなる転位をいかに多く残存させ、かつ、ラス界面でのセメンタイトの成長を抑制して、ラス内部の固溶炭素量をいかに多く確保したまま、ラス内部で炭素原子の拡散が可能な温度まで到達させるかがポイントである。特に、ラス界面からセメンタイトの析出を開始する温度と、ラス内部からセメンタイトの析出を開始する両温度域を急速に昇温させることが重要である。また、セメンタイトの生成・成長過程に及ぼす合金元素の影響<sup>5,13)</sup>についても検討してお

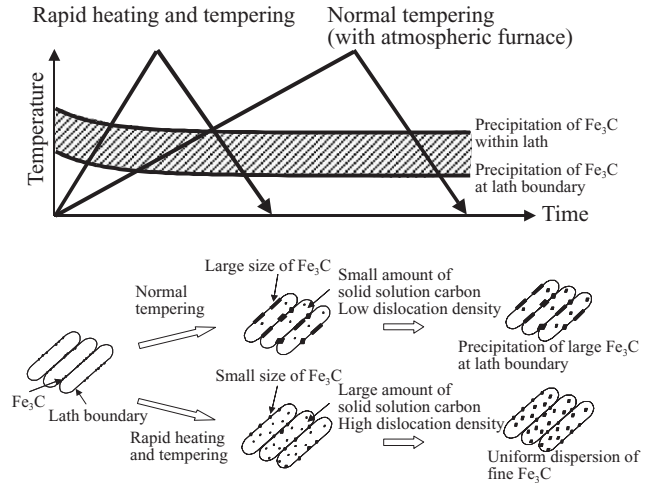


図5 急速加熱焼もどしによるセメンタイトの均一微細分散化メカニズム

Fig.5 Mechanism of uniform dispersion of fine cementite by rapid heating and tempering

り、昇温速度のみではなく、合金設計や昇温過程も含めた最適な焼もどしプロセスをHOPによって実現し、均一微細分散セメンタイトを有する高張力厚鋼板の製造を可能とした。

### 3.2 高張力厚鋼板の強度・靱性に及ぼす急速加熱焼もどしの影響

780 MPa 級鋼の雰囲気炉焼もどし材と急速加熱焼もどし材の強度・靱性を焼もどし時の昇温過程および冷却過程を考慮して求めた焼もどしパラメータ (T.P.) で整理した結果を図6に示す。

$$T.P. = T \times (\log t + C) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $T$ : 温度 (K),  $t$ : 時間 (h),  $C$ : 定数である。

強度に関しては、昇温速度によらず T.P. で一義的に整理できるのに対して、靱性に関しては、T.P. のみでは整理できず、昇温速度依存性が認められ、急速加熱焼もどしによ

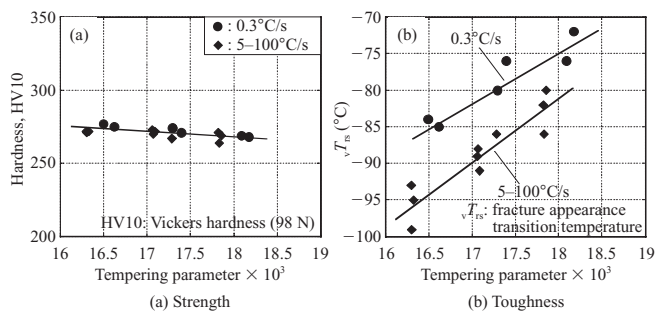


図6 6 780 MPa 級鋼の焼もどしパラメータと強度 (a) ・靱性 (b) の関係

Fig.6 Relationship between tempering parameter and mechanical properties of 780 MPa class steel

り、セメントタイトの均一微細分散化をとおした高靱性が達成できている。

#### 4. タンク・ペンストック用 550, 610 MPa 級高張力鋼板の開発コンセプト

##### 4.1 適用規格と熱処理プロセス

開発鋼は、タンク・ペンストック用鋼板として、JIS G 3115 圧力容器用鋼板 SPV490 または ASTM A841 Gr.B Cl.2 に規定される引張強さ 610 MPa 級または 550 MPa 級の高張力鋼板に対応している。熱処理プロセスはいずれも、Super-OLAC による直接焼入 (DQ) と HOP によるオンライン急速焼もどしを採用している。

##### 4.2 成分設計の考え方とオンライン熱処理によるマイクロ組織制御技術

オンライン熱処理 (DQ-HOP) を前提とした高靱性 550, 610 MPa 級高張力鋼板は下記の特長を有している。

- (1) C 量, 溶接割れ感受性組成 ( $P_{CM}$ ) の低減および B の無添加化

溶接性の観点から、C 量を 0.09 mass% 以下に、 $P_{CM}$

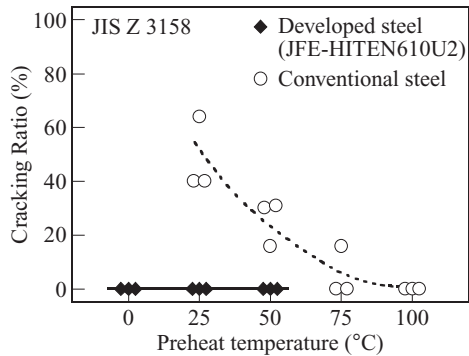


図7 C量,  $P_{CM}$ の低減による溶接割れ防止予熱温度の低減  
Fig.7 Decrease of preheat temperature to avoid weld cracking of the developed steel by suppression of C and  $P_{CM}$

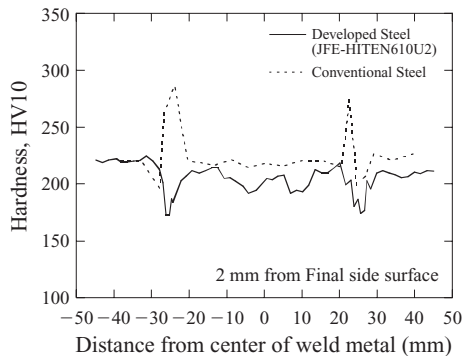


図8 C量,  $P_{CM}$ の低減による溶接熱影響部硬さの低減  
Fig.8 Improvement of HAZ hardness distribution of the developed steel by suppression of C content and  $P_{CM}$

を 0.20 mass% 以下に低く制限するとともに、B を添加しない成分系としている。これは、高冷速 Super-OLAC の適用により可能となったものであり、従来鋼 (RQ-T 型 JIS SPV490, ASTM A537-2) に対して予熱温度の低減 (図7) と溶接部の硬さの低減 (図8) および優れた溶接部性能を実現している。

- (2) マイクロアロイ元素の最適活用

Super-OLAC および HOP を用いた直接焼入 - オンライン急速加熱焼もどし (DQ-HOP) プロセスの中で、マイクロアロイ元素を活用し、変態強化や焼もどし時の微細析出強化など<sup>6,14)</sup>をとおしてマイクロ組織や炭窒化物の析出を制御し、優れた強度・靱性バランスを実現している。

- (3) HOP 急速加熱焼もどしによる炭化物の微細分散化

特に、HOP 急速加熱焼もどしを適用することにより、熱処理の完全オンライン化による生産性の向上に加え、セメントタイトの微細分散化をとおした高靱化を実現 (図9) している。

- (4) 溶接熱影響部 (HAZ) 組織制御

溶接部の靱性を確保するための成分設計としても、C 量,  $P_{CM}$  の制限, B の無添加化による溶接熱影響部 (HAZ) 硬さの低減に加え、マイクロアロイ元素の最適活用を行っている。特に高能率の大入熱エレクトロガスアーク溶接 (EGW) が適用される大型原油タンク用 JFE-HITEN610E に関しては、大入熱溶接時の継手強度と HAZ 靱性を両立させる成分設計としている。HAZ 靱性に関しては、上部ベイナイト組織を避ける成分設計としており、島状マルテンサイト (MA) の生成を抑制することによる高靱化を図っている<sup>1,2,15)</sup>。

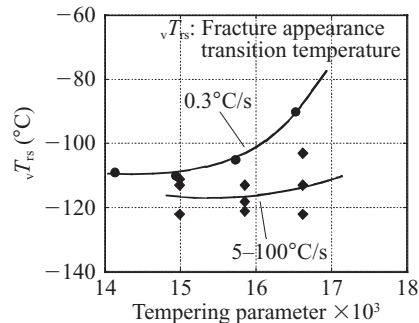
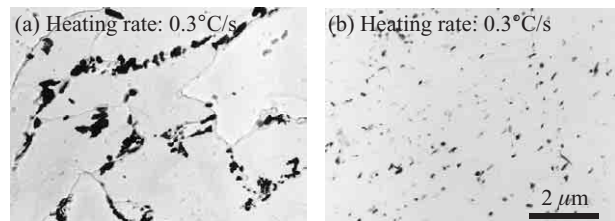


図9 急速加熱焼戻しによる JFE-HITEN610U2 のセメントタイト微細分散および靱性向上効果

Fig.9 Cementite refinement and toughness improvement by rapid heating and tempering of JFE-HITEN610U2

表 1 開発鋼の化学成分

Table 1 Chemical compositions of the developed steels

Grade	Thickness (mm)	(mass%)							
		C	Si	Mn	P	S	Others	$C_{eq}$	$P_{CM}$
A841B2	16, 38	0.08	0.19	1.34	0.014	0.002	Mo, V, etc.	0.33	0.16
JFE-HITEN 610U2	25	0.08	0.20	1.35	0.014	0.002	Mo, V, etc.	0.33	0.16
	40	0.09	0.25	1.46	0.008	0.001	Mo, V, etc.	0.39	0.19
JFE-HITEN 610E	12, 22	0.09	0.20	1.36	0.015	0.002	Mo, V, etc.	0.36	0.18
	32	0.09	0.20	1.22	0.008	0.002	Mo, V, etc.	0.33	0.17

$$C_{eq} = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$$

$$P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$$

## 5. 開発鋼の特性

### 5.1 開発鋼の母材性能

開発鋼の化学成分を表 1 に示す。いずれも C 量を 0.09% 以下、 $P_{CM}$  を 0.20 mass% 以下に低く制御している。

DQ-HOP プロセスを適用した A841Gr.B Cl.2 鋼および JFE-HITEN610U2, 610E 開発鋼の母材性能をそれぞれ表 2 ~ 4 に示す。A841Gr.B Cl.2 規格および SPV490 規格をそれぞれ十分に満足する強度と優れた低温靱性が得られている。

表 2 ASTM A841 Gr.B Cl.2 の機械的性質

Table 2 Mechanical properties of ASTM A841 Gr.B Cl.2

Thickness (mm)	Tensile properties				Charpy impact properties		
	Position, Direction	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	Position, Direction	$\sqrt{E_{-25^{\circ}\text{C}}}$ (J)	$\sqrt{E_{-45^{\circ}\text{C}}}$ (J)
16	Full-thick., C	583	669	36	1/4t, L	296	278
					1/4t, C	236	140
38	Full-thick., C	522	617	50	1/4t, L	320	263
					1/4t, C	298	284

A841Gr.B Cl.2 Specification:  $YS \geq 415$ ,  $550 \leq TS \leq 690$  MPa

$\sqrt{E}$ : On the purchase order, if not specified;  $\sqrt{E_{-40^{\circ}\text{C}}} \geq 20$  J

YS: Yield strength, TS: Tensile strength, El: Elongation

$\sqrt{E}$ : Absorbed energy

表 3 JFE-HITEN610U2 の機械的性質

Table 3 Mechanical properties of JFE-HITEN610U2

Thickness (mm)	Tensile properties				Charpy impact properties		
	Position, Direction	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	Position, Direction	$\sqrt{E_{-20^{\circ}\text{C}}}$ (J)	$\sqrt{E_{-40^{\circ}\text{C}}}$ (J)
25	Full-thick., C	586	662	43	1/4t, L	—	328
					1/4t, C	—	324
40	Full-thick., C	564	657	52	1/4t, L	337	321
					1/4t, C	331	316

SPV490 Specification:  $YS \geq 490$ ,  $610 \leq TS \leq 740$  MPa

$\sqrt{E_{-10^{\circ}\text{C}}} \geq 47$  J (L)

YS: Yield strength TS: Tensile strength El: Elongation

$\sqrt{E}$ : Absorbed energy

表 4 JFE-HITEN610E の機械的性質

Table 4 Mechanical properties of JFE-HITEN610E

Thickness (mm)	Tensile properties				Charpy impact properties	
	Position, Direction	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	Position, Direction	$\sqrt{E_{-15^{\circ}\text{C}}}$ (J)
12	Full-thick., C	642	702	26	1/4t, L	288
					1/4t, C	273
22	Full-thick., C	613	682	41	1/4t, L	309
					1/4t, C	293
32	Full-thick., C	567	642	44	1/4t, L	311
					1/4t, C	255

SPV490 Specification:  $YS \geq 490$ ,  $610 \leq TS \leq 740$  MPa

$\sqrt{E_{-10^{\circ}\text{C}}} \geq 47$  J (L)

YS: Yield strength TS: Tensile strength El: Elongation

$\sqrt{E}$ : Absorbed energy

る。

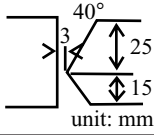
### 5.2 溶接継手性能

開発鋼の溶接継手性能の一例として、DQ-HOP プロセスを適用した JFE-HITEN610U2 の被覆アーク溶接 (SMAW) 継手性能および同 JFE-HITEN610E のエレクトロガスアーク溶接 (EGW) 継手性能を表 5 および 6 にそれぞれ示す。いずれも、母材の規格を満足する継手強度と高い溶接部靱性値が得られており、優れた溶接継手性能を有している。

## 6. おわりに

高い信頼性の要求されるタンク・ペンストック用鋼板として、炭化物微細分散技術を適用した高性能 550, 610 MPa 級厚鋼板の特長と諸特性について紹介した。これらは、マイクロアロイング技術による材質設計と Super-OLAC や HOP などの高度な厚板製造技術の融合により達成されたものである。HOP を適用したオンライン熱処理型 610 MPa 級鋼はすでに累計 8 万トンを超える適用実績をあげており、今後ますます本開発鋼をご採用いただくことを期待するとともに、さらに多様なニーズに対応していく所存である。

表 5 JFE-HITEN610U2 の被覆アーク溶接 (SMAW) 継手性能  
Table 5 Mechanical properties of JFE-HITEN610U2's SMAW welded joint

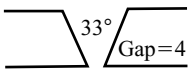
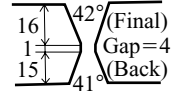
Thickness (mm)	Welding				
	Edge preparation	Welding conditions			
40		Heat input: 4.1 kJ/mm LB-62UL ( $\phi 5$ )* Preheat: None Inter pass temp: $\leq 150^{\circ}\text{C}$			
PWHT	Tensile properties		Charpy impact properties		
	TS (MPa)	Fracture position	Position	$\sqrt{E_{-20^{\circ}\text{C}}}$ (J)	
none	664 665	Base metal Base metal	1/4t	Weld metal	124
				Fusion line	277
				HAZ	313
580°C×2 h, 2 times	655 653	Base metal Base metal	1/4t	Weld metal	143
				Fusion line	267
				HAZ	278

\* Supplied by Kobe Steel, Ltd.

TS: Tensile strength  $\sqrt{E}$ : Absorbed energy HAZ: Heat affected zone

表 6 JFE-HITEN610E のエレクトロガスアーク溶接 (EGW) 継手性能

Table 6 Mechanical properties of JFE-HITEN610E's EGW welded joints

Thickness (mm)	Welding	
	Edge preparation	Welding conditions
22		Heat input: 8.7 kJ/mm DWS-60G ( $\phi 1.6$ )* Built-up: 1 side, 1 pass Preheat: none
32		Heat input: 6.9, 6.5 kJ/mm DWS-60G ( $\phi 1.6$ )* Built-up: Both side 1 pass Preheat: None

Thickness (mm)	Tensile properties		Charpy impact properties		
	TS (MPa)	Fracture position	Position	$\sqrt{E_{-15^{\circ}\text{C}}}$ (J)	
22	633 628	Base metal	1/4t	Weld metal	105
			Fusion line	121	
			HAZ	240	
32	628 622	Base metal Base metal	1/4t	Weld metal	100
				Fusion line	173
				HAZ	290

\* Supplied by Kobe Steel, Ltd.

TS: Tensile strength  $\sqrt{E}$ : Absorbed energy HAZ: Heat affected zone

## 参考文献

- 1) 柚賀正雄, 林謙次, 高橋和秀, 鈴木伸一, 前田尚史, 村上善明, 小嶋敏文. 溶接構造シンポジウム 2002 講演論文集. 2002, p. 303.
- 2) 林謙次, 荒木清己, 阿部隆. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 56.
- 3) Abe, T.; Yuga, M.; Hayashi, K.; Nagao, A.; Mitao, S.; Kajita, Y.; Matsuda, Y.; Papers of Seminar on Construction of Petroleum Storage (in China). 2004, p. 183.
- 4) 長尾彰英, 大井健次, 三田尾眞司, 梶田恭之, 杉岡正敏, まてりあ. 2005, vol. 44, no. 2, p. 148.
- 5) Nagao, A.; Hayashi, K.; Oi, K.; Mitao, S.; Shikanai, N. Materials Science Forum vol. 539-543, 2007, p. 4720.
- 6) 小指軍夫. 制御圧延・制御冷却. 日本鉄鋼協会. 1997.
- 7) 小俣一夫, 吉村洋, 山本定弘, NKK 技報. 2002, no. 179, p. 57.
- 8) 藤林晃夫, 小俣一夫. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 8.
- 9) Fujibayashi, A.; Hino, Y.; Matsuoka, T.; Sugioka, M.; Omata, K. Papers of Seminar on Construction of Petroleum Storage (in China). 2004, p. 204.
- 10) 古原忠, 小林勝也, 牧正志. CAMP-ISIJ. 2002, vol. 15, p. 482.
- 11) 津村輝隆, 大谷泰夫. 熱処理. 1988, vol. 28, no. 4, p. 207.
- 12) 長尾彰英, 大井健次, 三田尾眞司. CAMP-ISIJ. 2005, vol. 18, p. 620.
- 13) 長尾彰英, 林謙次, 大井健次. CAMP-ISIJ. 2005, vol. 18, p. 1591.
- 14) 前田尚史, 大森俊道. CAMP-ISIJ. 1997, vol. 10, p. 1378.
- 15) 村上善明, 高橋和秀, 小嶋敏文. 溶接構造シンポジウム 1996 講演論文集. 1996, p. 49.
- 16) 川崎一博, 千葉貴世, 山崎隆雄. 鉄と鋼. 1988, vol. 74, no. 2, p. 342.



林 謙次



長尾 彰英



松田 稜