

耐遅れ破壊特性に優れた建設・産業機械用 超高強度・高靱性YP960, 1 100 MPa 級厚板

Ultra High Strength Steel Plates of 960 and 1 100 MPa Class Yield Point with Excellent Toughness and High Resistance to Delayed Fracture for Construction and Industrial Machinery Use

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
伊藤 高幸 ITO Takayuki JFE スチール 西日本製鉄所 鋼材商品技術部厚板・鑄鍛室 主任部員(課長)
小日向 忠 OBINATA Tadashi JFE スチール 厚板セクター部 主任部員(副部長)

要旨

近年の建設・産業機械の大型化および使用環境の過酷化にともなう使用鋼材の高強度化・高靱性化のニーズの高まりに対応して、JFE スチールでは、優れた低温靱性を有する建設・産業機械用超高強度厚板「JFE-HYD[®]960LE」および「JFE-HYD[®]1100LE」を開発した。本開発鋼は、材質設計に加工硬化オーステナイトからの直接焼入処理であるオースフォームを適用するとともに、当社のオンリーワン技術であるオンライン熱処理プロセス「HOP[®] (Heat-treatment On-line Process)」を用いた急速加熱焼もどしを適用することによって、有効結晶粒を微細化させ、さらに、鋼材中のセメントサイトを均一微細分散させているなどの特徴を有する。これらの組織制御により、本開発鋼は、優れた低温靱性を有するとともに、超高強度鋼の実用化に重要な耐遅れ破壊特性に優れ、かつ低成分設計のため優れた溶接性を実現している。本開発鋼はすでに実物件への採用実績を積み上げており、建設・産業機械の大型化ニーズの高まりにともない、ますます需要が増加することが期待される。

Abstract:

Construction and industrial machineries have become larger in size and have been used in severe environments in these years. Accordingly, market needs for ultra high strength steel plates with excellent toughness are growing. To meet these needs, JFE Steel has developed new ultra high strength steel plates with excellent toughness: “JFE-HYD[®]960LE” and “JFE-HYD[®]1100LE,” which are applicable to construction and industrial machinery use. The main characteristics of these new products are refinement of effective grain and uniform dispersion of fine cementite by ausforming, and rapid heating and tempering. Ausforming is achieved by quenching the work hardening austenite. And uniform dispersion of fine cementite is realized by a rapid heating using On-line Heat-treatment Process “HOP[®],” which is the Only One technology in the world. These newly developed products, therefore, have high resistance to delayed fracture as well as excellent low temperature toughness. High resistance to delayed fracture is an important factor to utilize these ultra high strength steels. Furthermore, these developed steels have excellent weldability due to a low carbon content and low carbon equivalent design. These developed steels have already been used in the global market and more demands for these materials are expected along with the growing needs for the large construction and industrial machineries.

1. はじめに

近年、建設・産業機械（以下、建産機）の厚板使用分野では、クレーンなどの構造物の大型化および使用環境の苛

酷化を背景として、使用する鋼材の超高強度化および高靱性ニーズが高まっている。一方、鉄鋼材料は、高強度化にともなって、一般的には靱性や溶接性とともな耐遅れ破壊特性が低下するため、より優れた低温靱性および溶接性を有し、かつ耐遅れ破壊特性に優れた超高強度厚板の開発が期待されていた。

このような市場ニーズに対応するため、JFE スチールで

は、耐遅れ破壊特性に優れた建産機用超高強度・高韌性厚板「JFE-HYD960LE」および「JFE-HYD1100LE」^{1,2)}を開発した。

今回開発した HYD960LE および HYD1100LE は、それぞれ降伏強さ 960 MPa および 1100 MPa 以上を有する超高強度厚板であり、オースフォームおよび急速加熱焼もどしの活用による有効結晶粒の微細化技術およびセメントタイトの均一微細分散技術を適用している。これらの技術の適用により、本開発鋼は、優れた低温韌性を示し、 -40°C での韌性値の保証を可能にするとともに、超高強度鋼板の実用化に当たって重要な耐遅れ破壊特性³⁾を向上させており、さらに低成分設計に基づき溶接性に優れるなどの特長を有する。

本稿では、本開発鋼の材質設計に適用した開発技術であるオースフォームおよび急速加熱焼もどしの特徴および開発鋼の性能を紹介する。

2. 開発技術の特徴

2.1 開発目標および材質設計のコンセプト

表 1 に YP960 および YP1100 MPa 級建産機用超高強度厚板の開発目標を示す。寒冷地での使用を考慮し、 -40°C の低温におけるシャルピー吸収エネルギーを 27 J 以上保証することなどを目標とした。

引張強さが 600 MPa 級以上の高強度厚板は、焼入・焼もどしプロセスによって製造される場合が多い。この焼入処理には、圧延・空冷後にオーステナイト域まで再度加熱して、焼入処理に供する再加熱焼入処理と、圧延後にそのまま焼入処理に供する直接焼入処理の 2 種類の方法がある。

図 1 に再加熱焼入材と直接焼入材の炭素当量 (C_{eq}) と強度の関係を示す。これより、同様の炭素当量で比較した場合、再加熱焼入材よりも直接焼入材の方が、より高い強度が得られることが分かる。この理由として、直接焼入は再加熱焼入よりも加熱温度が高いため、合金元素、特に炭

表 1 YP960, 1100 MPa 級建産機用超高強度厚板の開発目標
Table 1 Mechanical properties target for YP960 and 1100 MPa class ultra high strength steel plates for construction and industrial machinery use

Grade	Thick-ness (mm)	Tensile properties			Charpy impact properties $\sqrt{E_{-40^{\circ}\text{C}}}$ (J)	C_{eq}^{*****} (%)
		YS* (MPa)	TS** (MPa)	El*** (%)		
HYD960LE	12.0–32.0	≥ 960	980–1150	≥ 12	≥ 27	≤ 0.64
HYD1100LE	12.0–32.0	≥ 1100	1180–1500	≥ 12	≥ 27	≤ 0.70

*Yield strength **Tensile strength ***Elongation

****Absorbed energy at -40°C

*****Carbon equivalent = $C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$

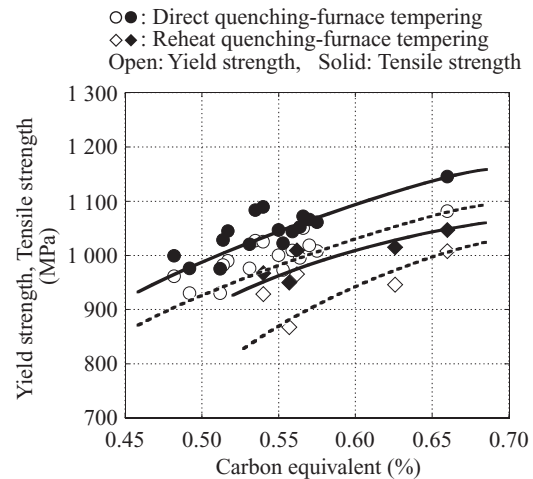


図 1 直接焼入による高強度化

Fig. 1 Strengthening of steel by direct quenching

窒化物生成元素などがオーステナイト中に均一に固溶し、焼入性に寄与することなどが考えられている⁴⁾。炭素当量の低減は、一般的に溶接性を向上させ、構造物の高生産性に寄与するため、本開発鋼は、焼入処理として、より高強度が得られる直接焼入を採用した。

さらに、この直接焼入材の強度を最大限に上昇させる加工熱処理技術として、オースフォーム^{5,6)}が知られている。オースフォームとは、加工硬化状態のオーステナイトからマルテンサイト変態を生じさせる加工熱処理であり^{5,6)}、加工によって導入されたセル状転位のマルテンサイトへの受け継ぎ⁷⁾により、鋼材の強度を上昇させることが可能であると同時に、有効結晶粒の微細化をもたらすため、韌性や延性はほとんど低下しない⁶⁾。

厚板へのオースフォームの適用例として、厚肉高強度マルテンサイト鋼の表層部韌性の低下を防止するため、表層部にオースフォームを適用したペンストック HT950 鋼⁸⁾や引張強さ 600 MPa 級の上ベイナイト主体の組織を呈する材料の高靱化を目的としたオースフォームドベイナイト鋼⁹⁾などが知られているが、引張強さ 980 MPa 以上のマルテンサイト主体の組織を呈する超高強度建産機用厚板の分野では、材質設計にオースフォームを積極的に活用した例は報告されていない。本開発鋼の材質設計には、直接焼入の効果を最大限に引き出すために、強度・韌性バランスの向上を実現するオースフォームを積極的に活用した。

一方、厚板の焼もどし処理は、一般的には、圧延および冷却の製造ラインとは別ラインに設置されている熱処理炉を用いて行われる。

当社では、焼入・焼もどし材の材質および生産性の向上を目的として、焼もどし処理を圧延・冷却と同一ライン上で連続的に行うことを可能にする誘導加熱方式のオンライン熱処理プロセス HOP[®] (Heat-treatment On-line Process)^{10,11)}を世界で初めて実用化し、2004 年 5 月より本格営業生産を行っている。

HOP急速加熱焼もどしは、引張強さ610~930MPa級のタンク・建産機用厚板の製造などにすでに適用¹²⁻¹⁶⁾しており、本開発鋼においても、材質および生産性の向上を目的として、焼もどし処理にHOP急速加熱焼もどし技術を適用した。

以上述べたように、本開発鋼の材質設計における最大の特徴は、オースフォームおよび急速加熱焼もどしの適用であり、これらの技術の適用により優れた低温韌性、耐遅れ破壊特性および溶接性を実現している。

2.2 オースフォームによる組織微細化技術

オースフォームの効果は、オーステナイトの未再結晶域圧延により加工硬化状態にしたオーステナイトからマルテンサイト変態を生じさせることによって得られる。

図2(a)~(d)にYP960MPa級鋼を用いて、最終圧延温度である圧延仕上げ温度を924℃および782℃とした圧延材を用いて、ピクリン酸エッチングによりミクロ組織を現出して顕微鏡観察した写真とEBSP法により結晶方位を測定した結果を示す。本材料の未再結晶域の上限温度は920~940℃程度であり、仕上げ温度を924℃とした材料の圧延は、主にオーステナイトの再結晶域にて行った。一方、仕上げ温度を782℃とした材料は、再結晶域圧延に加え、未再結

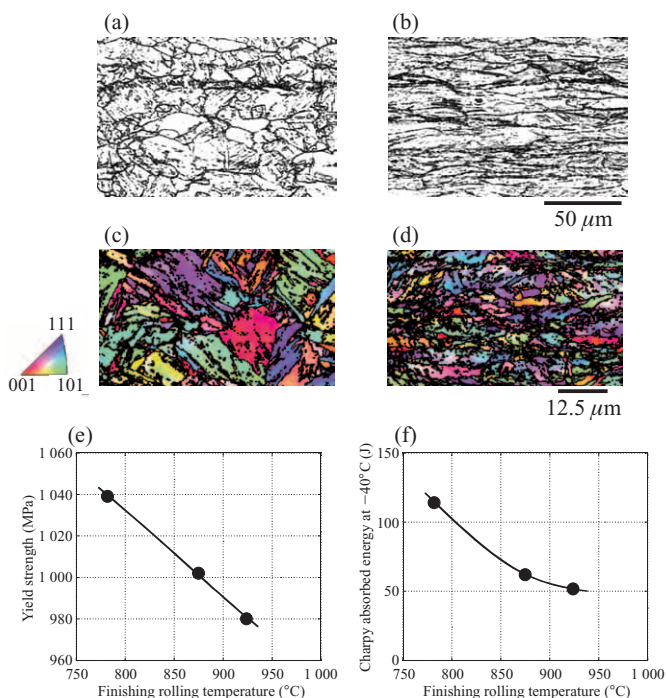


図2 オースフォームがミクロ組織および機械的性質に及ぼす影響 (HYD960LE) : (a), (b) 光学顕微鏡写真 (ピクリン酸エッチング) ; (c), (d) EBSPによる結晶方位図 ; (a), (c) の仕上げ温度 : 924℃, (b), (d) の仕上げ温度 : 782℃

Fig.2 Effects of ausforming on microstructure and mechanical properties of HYD960LE steel: (a), (b) Optical micrographs, picric acid etching; (c), (d) EBSP images; Finishing rolling temperature of (a), (c) is 924°C and that of (b), (d) is 782°C

晶域圧延を行っている。未再結晶域圧延を施した仕上げ温度782℃の材料は、仕上げ温度924℃の材料と比較して、旧オーステナイト粒が大きく展伸し、かつ組織が微細化していることが分かる。

さらに、図2(e), (f)に仕上げ温度と強度および韌性の関係を示す。焼もどし処理は、急速加熱焼もどしにて焼もどし温度640℃とした。図2(e), (f)より、仕上げ温度の低下にともない、強度が上昇するとともに韌性の向上が認められる。この強度・韌性バランスの向上は、オースフォームによる転位密度の上昇および有効結晶粒の微細化に起因すると考えられる。

2.3 オースフォームおよび急速加熱焼もどしによるセメントイト均一微細分散技術

セメントイトは脆性破壊の起点¹⁷⁾や水素のトラップサイト¹⁸⁾になるため、その存在形態は低温韌性や耐遅れ破壊特性に大きな影響を及ぼすと考えられる。このため、本開発では、低温韌性および耐遅れ破壊特性の向上を目的として、セメントイトの均一微細分散に関する検討を詳細に行った。

図3にYP1100MPa級鋼を用いて、再結晶域にて圧延後に焼入、0.3℃/sの昇温速度で焼もどした材料と、オースフォーム効果を得るため、未再結晶域にて圧延後に焼入、0.3または20℃/sの昇温速度にて焼もどし処理に供した3種類の材料を用意し、それぞれから抽出レプリカを作製し、セメントイトの分散状態をTEMを用いて観察した結果を示す。オースフォーム処理を施していない(a)、およびオースフォームを行い、昇温速度0.3℃/sの低速加熱焼もどし処理に供した(b)は、主にラス界面に沿って、フィルム状

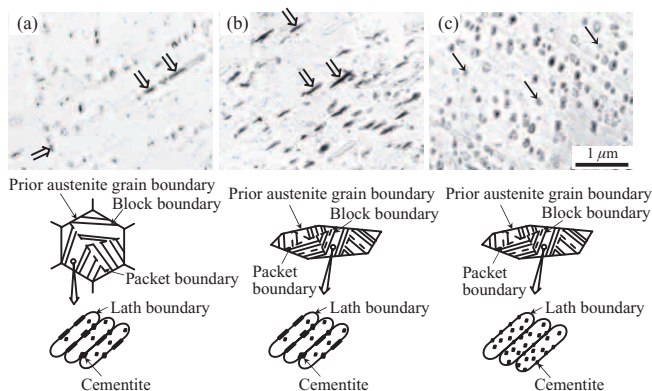


図3 オースフォームおよび急速加熱焼もどしによるセメントイト均一微細分散 (HYD1100LE) : (a) 再結晶域圧延 ; (b), (c) 未再結晶域圧延 ; (a), (b) の昇温速度 : 0.3℃/s ; (c) の昇温速度 : 20℃/s (⇒ : ラス界面, → : ラス内部)

Fig.3 Uniform dispersion of fine cementite of HYD1100LE steel by ausforming and rapid heating and tempering: rolled in (a) Recrystallization temperature region and (b), (c) non-recrystallization temperature region of austenite; Heating rate of (a), (b) is 0.3°C/s and that of (c) is 20°C/s (⇒ : Lath boundary, → : Within lath)

の粗大なセメンタイトが観察された。一方、オースフォームを行い、かつ昇温速度 20℃/s の急速加熱焼もどし処理に供した (c) は、ラス界面とともにラス内部からのセメンタイトの生成も多く観察され、全体的に球状で均一微細なセメンタイトの分散状態が得られた。

セメンタイトの核生成サイトは昇温過程でラス界面主体からラス内部主体へと変化することが観察されている^{13,15,16)}。オースフォームを施した材料は、焼入後の転位密度が著しく高くなっており^{5,6)}、かつ急速加熱焼もどしを行うと、昇温速度が大きいため、低速加熱焼もどし材の同一温度と比較した場合、転位の回復が遅れる。このため、オースフォーム処理に供した上で急速加熱焼もどし処理を行った (c) は、セメンタイトの優先核生成サイトがラス界面からラス内部へと変化する高温域まで、最も転位密度が高い状態で到達し、ラス内部の転位を核生成サイトとしてセメンタイトが生成するため、セメンタイトが均一微細分散化すると考えられる。

2.4 組織微細化およびセメンタイト均一微細分散による低温韌性および耐遅れ破壊特性の向上

図4に YP1100MPa 級鋼を用いて、2.2 および 2.3 節にて示した組織およびセメンタイトの微細化が低温韌性に及ぼす影響を調べた結果を示す。図4の横軸には、昇温過程と冷却過程を考慮した焼もどしパラメータ (T.P.)¹⁹⁾ を採用した。

図4より、非オースフォーム材と比較してオースフォーム材の方が、また、低速加熱焼もどし材よりも急速加熱焼もどし材の方が、低温韌性が向上しており、有効結晶粒が微細で、かつセメンタイトが均一微細分散しているオース

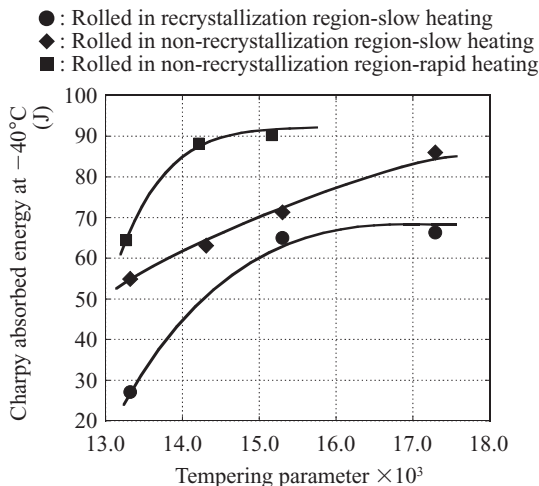


図4 オースフォームおよび急速加熱焼もどしによる低温韌性の向上 (HYD1100LE)

Fig.4 Improvement of low temperature toughness by ausforming and rapid heating and tempering of HYD1100LE steel

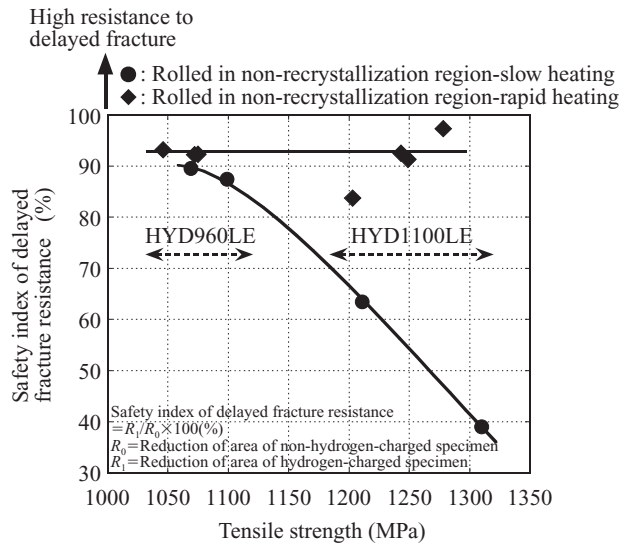


図5 急速加熱焼もどしによる耐遅れ破壊特性の向上
Fig.5 Improvement of resistance to delayed fracture by rapid heating and tempering

フォーム型急速加熱焼もどし材の特性が最も優れるといえる。

図5に YP960 および YP1100MPa 級のオースフォーム材を用いて、焼もどし時の昇温速度を変えることによって、セメンタイトの分散状態を変化させた場合の耐遅れ破壊特性を調べた結果を示す。丸棒引張試験片に陰極水素チャージ法によって、0.38~0.75 mass ppm の拡散性水素を導入し、水素導入後ただちに表面に亜鉛めっきを施し、低ひずみ速度引張試験 (SSRT) に供した²⁾。耐遅れ破壊特性は、(1) 式に示す耐遅れ破壊安全度指数²⁾を用いて評価した。

$$R_1/R_0 \times 100(\%) \dots\dots\dots (1)$$

R_0 = 非水素チャージ材の絞り

R_1 = 水素チャージ材の絞り

図5より、低速加熱焼もどし材は、引張強さ 1100MPa 以上に耐遅れ破壊安全度指数が大きく低下するのに対し、セメンタイトを微細分散させている急速加熱焼もどし材は、引張強さ 1300MPa 級においても指数の低下は認められず、優れた耐遅れ破壊特性を示した。

写真1に 1300MPa 級の引張強さを示した低速加熱焼もどし材および急速加熱焼もどし材に対して、水素チャージを行い、SSRT に供した試験片の破面の SEM 写真を示す。低速加熱焼もどし材の破面外縁部に観察された破壊起点部近傍の破面形態は、水素擬へき開破面を呈したのに対して、急速加熱焼もどし材は全面的にディンプル破面が支配的であった。

これより、急速加熱焼もどし材の優れた耐遅れ破壊特性は、セメンタイトの微細分散化により、水素による擬へき開破壊が抑制され、破壊モードが延性破壊に変化したこと

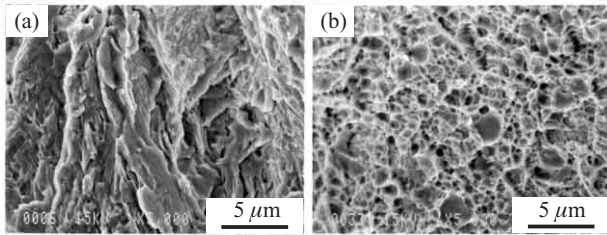


写真1 セメント微細分散による水素擬へき開破壊の抑制 (HYD1100LE) : (a), (b) 水素チャージ材の破面のSEM写真; (a) オースフォーム + 低速加熱焼もどし (TS=1310 MPa); (b) オースフォーム + 急速加熱焼もどし (TS=1278 MPa)

Photo 1 Suppression of hydrogen induced quasi-cleavage fracture by uniform dispersion of fine cementite of HYD1100LE steel: (a), (b) SEM images of fracture appearance of hydrogen-charged specimen; (a) Ausforming and slow heating (TS=1310 MPa); (b) Ausforming and rapid heating (TS=1278 MPa)

に起因すると考えられる。

3. 開発鋼の性能

3.1 開発鋼の化学成分および製造プロセス

以上示した開発技術を活用して建産機用超高強度厚板「JFE-HYD960LE」および「JFE-HYD1100LE」の製造を実機ラインにて行い、母材および溶接継手性能の評価を行った。

表2に開発鋼の化学成分の一例を示す。製造板厚範囲は、12.0~32.0 mmであり、また、製造プロセスとして、直接焼入後、オンラインで急速加熱焼もどし処理に供するDQ-HOPプロセスを採用した。オースフォームを活用した直接焼入およびHOPを活用した急速加熱焼もどしの適用により、炭素量および炭素当量を最大限に低減する成分設計を可能とし、YP960 MPa 級鋼のC量および C_{eq} がそれぞれ0.13 mass% および0.57%, YP1100 MPa 級鋼のそれらが0.17 mass% および0.59%と、溶接性に優れた低成分設計を実現した。

3.2 母材性能

表3に開発鋼の母材性能の一例を示す。母材の引張特性およびシャルピー衝撃特性いずれも目標特性を十分に満足

表2 開発鋼の化学成分

Table 2 Chemical compositions of the developed steels

Grade	(mass%)						C_{eq} (%)
	C	Si	Mn	P	S	Others	
HYD960LE	0.13	0.37	1.5	0.010	0.002	Cr, Mo, Nb, B, etc.	0.57
HYD1100LE	0.17	0.41	1.1	0.007	0.001	Cr, Mo, Nb, B, etc.	0.59

表3 開発鋼の母材性能 (板厚 32 mm)

Table 3 Mechanical properties of base plates of the developed steels (t: 32 mm)

Grade	Tensile properties			Charpy impact properties	Remarks
	YS* (MPa)	TS** (MPa)	El*** (%)	$\sqrt{E_{-40^{\circ}C}}$ **** (J)	
HYD960LE	1061	1123	31	191	Developed steel (DQ*****-HOP *****)
HYD1100LE	1173	1277	23	61	

*Yield strength **Tensile strength ***Elongation

****Absorbed energy at $-40^{\circ}C$

*****DQ: Direct quenching

*****HOP: Heat-treatment On-line Process

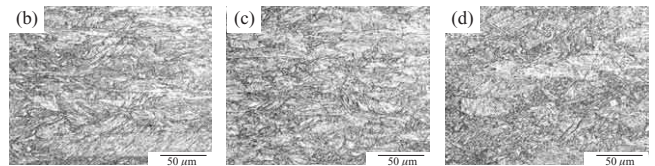
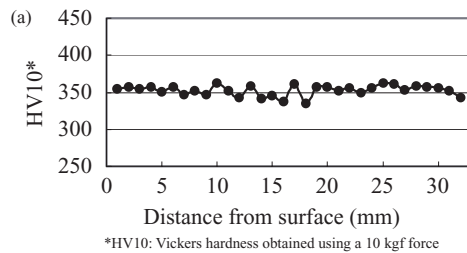


図6 HYD960LE 鋼の (a) 板厚方向硬さ分布および (b), (c), (d) ミクロ組織 (板厚 32 mm) : (b), (c), (d) ナイタルエッチング; (b) 表層 1 mm; (c) 板厚 1/4t 部; (d) 板厚中心部

Fig.6 Hardness distribution (a) and optical micrographs (b), (c), (d) through plate thickness of HYD960LE steel (thickness = 32 mm): (b), (c), (d) nital etching; (b) 1 mm from surface; (c) quarter part of plate thickness; (d) middle part of plate thickness

しており、さらに、本開発鋼の特長の一つである優れた低温韌性が得られている。

図6に開発鋼HYD960LEの板厚方向硬さ分布およびナイタルエッチングにより現出したミクロ組織の一例を示す。板厚表層から板厚中心部まで旧オーステナイト粒が展伸したオースフォームドラスマルテンサイト組織を呈しており、板厚中心まで焼きが入っているため、板厚方向において均一な硬さ分布を示している。

3.3 溶接継手性能

表4, 5にそれぞれ開発鋼HYD960LEの溶接継手作製条件および溶接継手性能の一例を示す。継手強度および溶接部の韌性は、いずれも目標特性を十分に満足しており、さらに、母材の低成分設計による優れたHAZ韌性が得られている。

表4 HYD960LE鋼の溶接継手作製条件

Table 4 Welding procedure and welding conditions of HYD960LE steel

Plate thickness	32 mm
Groove configuration	X-Groove
Welding method	GMAW (90%Ar-10%CO ₂)
Welding consumables	Bohler Thyssen Union X96 solid wire-1.2 mmφ
Heat input	17.3 kJ/cm
Preheat temperature	150°C
Interpass temperature	125–175°C

表5 HYD960LE鋼の溶接継手性能 (板厚 32 mm)

Table 5 Mechanical properties of welded joint of HYD960LE steel (*t*: 32 mm)

Grade	Tensile properties		Charpy impact properties	
	TS* (MPa)	Fractured position	Location	$\sqrt{E_{-40^{\circ}\text{C}}}$ ** (J)
HYD960LE	1057 1059	WM*** WM***	WM***	50
			FL****	50
			HAZ*****	180

*Tensile strength **Absorbed energy at -40°C

WM: Weld metal *FL: Fusion line

*****HAZ: Heat affected zone

4. おわりに

建設・産業機械用超高強度厚板「JFE-HYD960LE」および「JFE-HYD1100LE」の開発を行い、JFE スチールの建設・産業機械用厚板の商品ラインアップを拡充した。本開発鋼は、オースフォームおよび急速加熱焼もどし技術の適用により、低温韌性および耐遅れ破壊特性に優れ、かつ溶接性に優れる特長を有する。建産機の大型化は近年顕著に進め

られており、今後ますます本開発鋼のニーズが高まっていくものと確信する。

参考文献

- 1) 長尾彰英ら. CAMP-ISIJ. 2007, vol. 20, p. 522.
- 2) 長尾彰英ら. CAMP-ISIJ. 2007, vol. 20, p. 523.
- 3) 松山晋作. 遅れ破壊. 日刊工業新聞社. 1989, p. 67.
- 4) 小指軍夫. 制御圧延・制御冷却. 地人書館. 1997, p. 49.
- 5) 牧正志, 田村今男. 熱処理. 1986, vol. 26, no. 5, p. 353.
- 6) 牧正志. 熱処理. 1997, vol. 37, no. 1, p. 5.
- 7) 渡辺敏ら. 鉄と鋼. 1969, vol. 55, no. 9, p. 797.
- 8) 西脇芳文ら. 土木学会論文集. 2001, no. 672/VI-50, p. 37.
- 9) Fujiwara, K. et al. ISIJ Int'l. 1995, vol. 35, no. 8, p. 1006.
- 10) 藤林晃夫, 小俣一夫. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 8.
- 11) Fujibayashi, A. et al. Papers of Seminar on Construction of Petroleum Storage. 2004, p. 204.
- 12) Abe, T. et al. Papers of Seminar on Construction of Petroleum Storage, 2004, p. 183.
- 13) 長尾彰英ら. CAMP-ISIJ. 2005, vol. 18, p. 620.
- 14) 長尾彰英ら. CAMP-ISIJ. 2005, vol. 18, p. 1591.
- 15) 長尾彰英ら. まてりあ. 2005, vol. 44, no. 2, p. 148.
- 16) Nagao, A. et al. Materials Sci. Forum. 2007, vols. 539–543, p. 4720.
- 17) Almond, E. A. et al. Fracture 1969, Chapman and Hall. 1969, p. 253.
- 18) Hirth, J. P. Metall. Trans. 1980, vol. A 11A, p. 861.
- 19) 土山聡宏. 熱処理. 2002, vol. 42, no. 3, p. 163.



長尾 彰英



伊藤 高幸



小日向 忠