

硬質第 2 相分散組織制御型低 YR780 MPa 級鋼板

780 MPa Grade Steel Plates with Low Yield Ratio by Microstructural Control of Dual Phase

植田 圭治 UEDA Keiji JFE スチール スチール研究所 厚板・形鋼研究部 主任研究員(係長)
遠藤 茂 ENDO Shigeru JFE スチール スチール研究所 厚板・形鋼研究部 主任研究員(副部長)
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・鋳鍛室 主任部員(課長)

要旨

建築構造用鋼として高強度、高靱性と、優れた溶接性および耐震性を合わせ持つ低降伏比 (YR: yield ratio) 780 MPa 級鋼板を、オンライン製造プロセスにより世界で初めて実現した。本鋼材は、TMCP(thermo-mechanical controlled processing) と誘導加熱型のオンライン熱処理 HOP[®] (Heat-treatment On-line Process) を活用し、鋼板のマイクロ組織をベイナイト主体組織と、微細な島状マルテンサイト (M-A: martensite-austenite constituent) の複相組織とすることにより、建築構造用鋼として優れた機械的特性を達成している。この技術を活用した低 YR780 MPa 級鋼板を実機製造し、目標の母材性能を満足しつつ、優れた溶接性および溶接部靱性を兼備することを確認した。

Abstract:

High strength steel plates with 780 MPa in tensile strength, suitable for building construction taking seismic design into account, have been developed. The steel plates provide high strength, toughness, weldability and resistance to fracture in earthquake. The key technology to obtain the excellent combination in mechanical properties of the steel is the microstructural control of martensite-austenite constituent (M-A) and the bainitic ferrite dual-phase structure through the on-line heat treatment HOP[®] (Heat-treatment On-line Process) immediately after the accelerated cooling in thermo-mechanical controlled processing (TMCP). The developed steel plates have microstructure of fine M-A particles dispersed in the bainitic ferrite matrix. Trial production of the developed 780 MPa grade steel plates was carried out with the actual plate mill. The obtained plates showed the satisfactory combination of high strength, low yield ratio, weldability and excellent toughness in welded joints.

1. はじめに

近年、高層建築物の大型化や長スパン化への要求が増加し、建築構造用鋼として高強度鋼板の適用が拡大している。一般に、高強度鋼材の使用により、必要部材断面の減少による鋼材重量および溶接材料重量の軽減、鉄骨加工、運搬・建方負荷の軽減がもたらされるため、高層建築になるほど高強度鋼材が採用されている。現在では、母材性能や溶接性、製造コストなどの制約から、主に引張強さ 590 MPa 級 (国土交通大臣認定取得鋼材 SA440) までの鋼板が適用されている^{1,2)}。

建築構造用鋼として優れた耐震性能を保有するために、降伏比 (YR、降伏強度 / 引張強さ) を低くすることが重要

であるが^{3,4)}、高強度化にともない YR は上昇する傾向にあり、590 MPa 級鋼板においても、安定して低 YR を確保することは容易でない。低 YR590 MPa 級鋼板の製造に際しては、複雑なオフライン多段熱処理を施すことが一般的であり^{1,2)}、工期の長期化が不可避である。

これまで、低 YR 780 MPa 級鋼板の製造プロセスについても、低 YR 590 MPa 級鋼板と同様、オフライン多段熱処理の適用が不可欠であると考えられてきた^{1,5,6)}。さらに、780 MPa 級の高強度を確保するためには、多量の合金元素添加が必要であり、耐震性能として重要な延靱性や、溶接性の確保が困難であった。

これに対し、780 MPa 級の高強度と低 YR を両立し、さらには、優れた延靱性、良溶接性を兼備した建築構造用高強度鋼を、オンライン製造プロセスにより、世界で初めて実現した。高強度と低 YR の両立は、鋼板のマイクロ組織をベイナイト主体として、硬質第 2 相に島状マルテンサイト

(M-A : martensite-austenite constituent) の分散形態を制御した複相組織とした。このマイクロ組織制御は、TMCP (thermo-mechanical controlled processing) と誘導加熱型のオンライン熱処理 HOP[®] (Heat-treatment On-line Process)⁷⁾ を直列に配置することにより、初めて可能となったものである。

本報では、開発鋼の冶金的特徴と、この技術を適用して実機製造した低 YR780 MPa 級鋼板の機械的特性、溶接性および溶接継手性能について紹介する。

2. 開発鋼のマイクロ組織制御の考え方

2.1 従来の組織制御技術と課題

高強度と低 YR を両立するためには、鋼板のマイクロ組織を硬質相と軟質相を分散させた複相組織とすることが有効である⁸⁾。引張強さ 490~550 MPa 級鋼 (国土交通大臣認定取得鋼材 HBL[®]325, HBL[®]355 および HBL[®]385) では、TMCP 条件の適正化により、軟質のフェライトと硬質のパーライトもしくはベイナイトの混合組織とし、強度と YR を制御している。一方、590 MPa 級鋼では、通常の TMCP、あるいは焼入および焼もどし処理を施しても、マイクロ組織はベイナイトあるいはマルテンサイトとなり、軟質のフェライトを生成させることは容易ではない。このため、YR は上昇する傾向にある。そこで、現在では、**図 1** に示す特殊な 2 相域焼入と焼もどし工程を含む多段熱処理を実施することにより、軟質のフェライトと硬質の焼もどしマルテンサイトの分散組織を達成している。

780 MPa 級鋼の低 YR 化技術に関しては、これまでも種々の検討がなされているが、いずれも 590 MPa 級鋼の組織制御技術を踏襲し、2 相域焼入および焼もどしを含む多段熱処理を施すものである^{1,5,6)}。しかしながら、軟質相としてフェライトを活用する技術には高強度化に限界があり、780 MPa 級の高強度を確保するためには、C や Mn 以外に、Ni などの固溶強化元素を多量に添加する必要がある。一方で、硬質相は焼きもどし後まで高硬度を確保することが必要であり、Mo などの焼もどし軟化抵抗の高い元素の添加

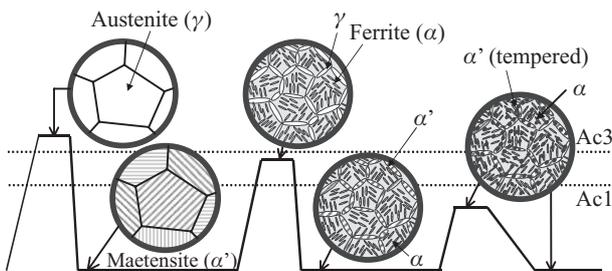


図 1 従来の高強度低 YR 鋼における多段熱処理プロセスの模式図

Fig.1 Schematic illustration of conventional multiple heat treatment for dual phase microstructural control

が不可欠である。すなわち、従来の製造プロセスによる組織制御技術では、工期の長期化を招くだけでなく、溶接性、継手性能などの確保が困難であった。

2.2 開発鋼の組織制御指針

本開発鋼では、780 MPa 級の高強度と低 YR を安定して両立するため、従来の思想とは異なる新しい複相組織形態に着目した。軟質の母相組織をフェライトよりも高強度化に有利なベイナイト組織とし、硬質第 2 相組織として、これまで鋼板のマイクロ組織制御に積極的に活用されなかった M-A を分散させることを着想した。

M-A は高強度鋼の母材や溶接部などに観察される組織であり、その冶金的な特徴に関しては多数の報告がある^{9~11)}。とりわけ、TMCP 製造の高強度鋼においては、ベイナイト組織中に生成する硬質相であることが知られている。M-A の体積分率が上昇すると、靱性が顕著に劣化するため、従来の TMCP 鋼では、極力 M-A の生成を抑制することが一般的であった。

これに対し、本開発鋼では、M-A の分散形態を制御し、靱性を損なうことなく、高強度と低 YR の両立を可能とした。M-A 分散形態の制御は、制御圧延、加速冷却プロセスに引き続き、オンライン熱処理 HOP を施すことにより、初めて可能となる。これは、従来の焼入および焼もどし処理においては、焼もどし前の鋼板温度は基本的に常温であり、制御不能であるが、HOP を用いる場合は、再加熱前の鋼板温度を圧延仕上温度以下から常温以上の温度範囲に制御することができるからである。

制御圧延、加速冷却および HOP による製造過程のマイクロ組織制御の考え方を、模式的に**図 2** に示す¹²⁾。熱サイクル時には、以下の 3 段階のマイクロ組織形成過程を伴う。

第 1 段階は、制御圧延により微細化された加工オーステナイトから、ベイナイト変態開始温度直上の過冷オーステナイト域まで加速冷却を行う。加速冷却停止後の恒温滞留

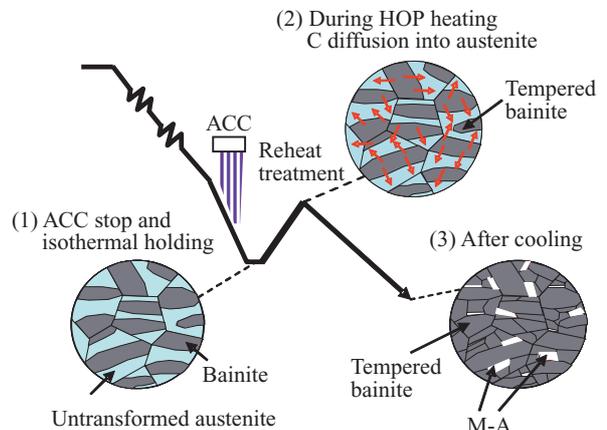


図 2 HOP を活用した開発鋼のマイクロ組織制御の考え方

Fig.2 Schematic illustration of microstructure change by HOP for dual phase microstructural control

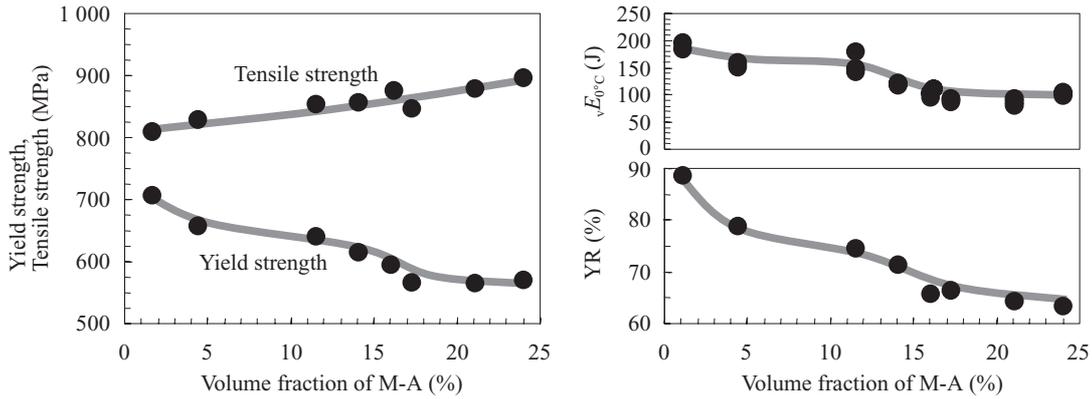


図3 機械的特性に及ぼす M-A 分率の影響
Fig.3 Effect of volume fraction of M-A on mechanical properties

時に、恒温変態した微細なベイナイトと未変態オーステナイトを形成する。

第2段階は、滞留温度から Ac1 以下の高温域まで、HOP による再加熱を実施する。この処理により、未変態オーステナイトはベイナイトから拡散した C が濃縮する一方、ベイナイトは過飽和していた C の減少、および転位密度の減少した焼もどし組織となる。

第3段階は、HOP 再加熱後の冷却過程である。HOP により、未変態オーステナイト中には C が十分に濃縮しているため、放冷程度の冷却速度であっても、冷却過程に微細な M-A が生成する。

最終的に、焼もどしベイナイト中に M-A を分散した複相組織を達成することができる。

2.3 機械的特性に及ぼす M-A の影響

ラボスケールでの TMCP および HOP シミュレート実験を行い、機械的特性に及ぼす M-A 分率の影響を調査した。その結果を図3に示す。0.06mass%C-0.2mass%Si-2.0mass%Mn 系の供試鋼に対して、制御圧延後の加速冷却停止温度と HOP 再加熱温度を種々に変化させた。

引張強さ (TS) は M-A 分率の増加にともない、直線的に上昇している。一方、降伏強度 (YS) は M-A 分率の増加にともない低下する。これは、M-A 分率の増加にともない、M-A 近傍の可動転位が増加すること、および焼もどしベイナイトが軟化することによるものと考えられる。結果として、M-A 分率が 1~25% まで増加することにより、YR は 90~65% まで大きく低下する。

韌性は、制御圧延条件を適正化して、ベイナイトおよび M-A を微細化することにより、いずれの条件でも、0℃でのシャルピー吸収エネルギーで 70 J 以上を確保可能である。ただし、M-A 分率の増加にともない、韌性は徐々に低下する傾向にある。M-A 分率として、5~15% の範囲にすることにより、低 YR780 MPa 級鋼としての強度特性と韌性のバランスを適正に制御することができる。

3. 開発鋼の特性

3.1 母材の機械的特性

ベイナイト中に微細な M-A を分散させる新しい複相組織制御技術に基づき、TMCP と HOP を活用して、板厚 12 mm, 25 mm および 40 mm の低 YR780 MPa 級鋼板を実機製造した。

表1に開発鋼の化学組成を示す。C 含有量は 0.06%、Mn 含有量は 2.0% とし、ベイナイトと M-A 微細分散の複相組織が得られるよう、Cu, Ni, Cr, Nb, V および Ti を添加している。P_{CM} は 0.24 mass% である。

表2に、鋼板の引張試験結果およびシャルピー衝撃試験結果を示す。いずれの鋼板も目標値である引張強さ 780 MPa 以上、YR85% 以下、全伸び 16% 以上を満足して

表1 開発鋼の化学組成

Table 1 Chemical composition of newly developed steel plates

(mass%)						
C	Si	Mn	P	S	Others	C _{eq} P _{CM}
0.06	0.18	1.98	0.011	0.002	Cu, Ni, Cr, Nb, V, Ti	0.54 0.24

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

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

表2 開発鋼の機械的特性

Table 2 Mechanical properties of newly developed steel plates

Thickness (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	YR (%)	$\sqrt{E_{0^\circ C}}$ (J)
12	688	923	23	75	188
25	703	912	33	77	216
40	665	852	36	78	199
Target	>630	>780	>16	<85	>70

Tensile test specimen: Full thickness(JIS No.5)-transverse
Charpy impact test specimen: 1/4t-transverse

いる。また、0℃でのシャルピー吸収エネルギーは150 J以上であり、目標値の70 J以上を十分に満足している。

図4に、引張試験後の応力-ひずみ曲線の一例として、板厚40 mm材の結果を、同一強度レベルの従来鋼と比較して示す。いずれの鋼も、明瞭なリューダース伸びは認められないラウンドハウス型の応力-ひずみ曲線であるが、開発鋼の降伏強度が従来鋼に比べて低くなっていることが分かる。開発鋼の様伸びは8%以上となり、従来鋼よりも向上している。

写真1に、板厚25 mm材について板厚1/4部、1/2部のマイクロ組織観察例を示す。いずれもベイナイト組織中に微

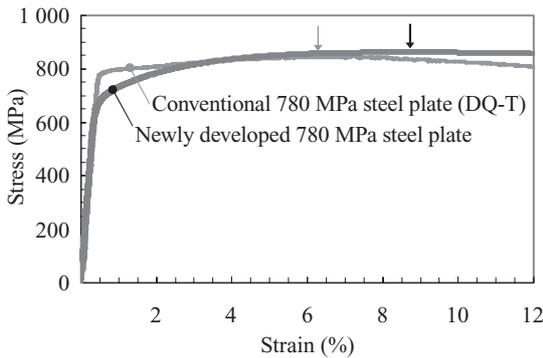


図4 開発鋼および従来鋼の応力-ひずみ曲線の比較
Fig.4 Typical stress-strain curves of newly developed 780 MPa steel and conventional 780 MPa steel

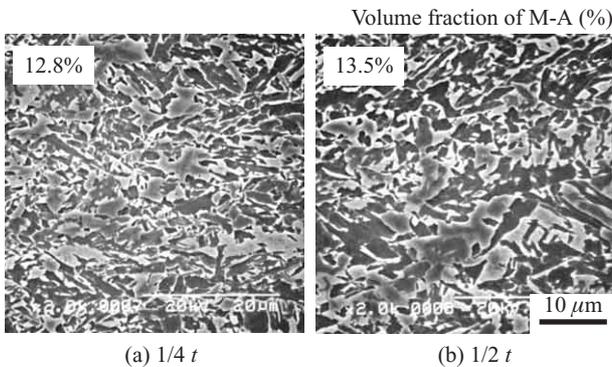


写真1 開発鋼のマイクロ組織およびM-A分率(板厚25 mm)
Photo 1 Microstructure and volume fraction of M-A in the 25 mm steel plate

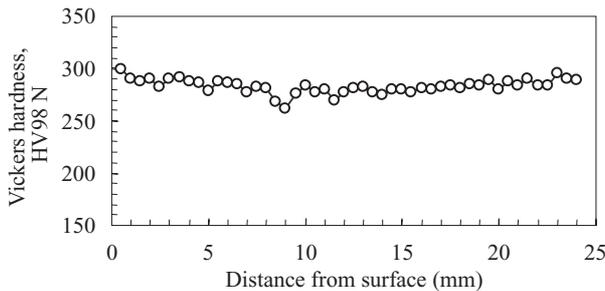


図5 開発鋼の鋼板断面硬度分布(板厚25 mm)
Fig.5 Typical hardness distributions in the 25 mm steel plate through the thickness

細なM-Aが多量に分散した複相組織に制御されており、板厚方向位置によるマイクロ組織の違いはほとんど認められない。M-Aの平均サイズは5 μm未満であり、面積分率はいずれも10~15%程度である。

図5に、鋼板断面硬度分布の一例を示す。板厚25 mm材について、板厚表面での硬度上昇や板厚中心部の硬度低下もほとんど認められず、板厚方向に280ポイント程度で平坦である。このことから、開発鋼が板厚位置によらず均一な材質であることが分かる。

3.2 溶接性試験

JIS Z 3101に準拠し、溶接熱影響部(HAZ: heat affected zone)の最高硬さ試験を行った。試験片は、板厚25 mm材を用いて20 mmの減厚試験片とし、ビード長を125 mmから10 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6に、ビード長とHAZの最高硬さの関係を示す。アークストライクでの最高硬さは356ポイントであったが、ビード長が10 mm以上では340ポイント以下であり、溶接割れ防止のためJIS Z 3101で上限に規定されるビード長125 mmでのHAZ最高硬さ350ポイント以下よりも十分に

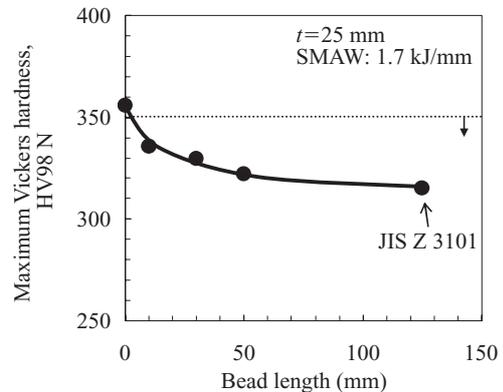


図6 開発鋼の溶接熱影響部最高硬さ試験結果
Fig.6 Results of maximum hardness test for the 25 mm steel plate

表3 板厚25 mm材および40 mm材のy形溶接割れ試験結果

Table 3 Results of y-groove weld cracking tests for the 25 and 40 mm steel plates

Welding condition	Thickness (mm)	Preheating temperature (°C)	Cold crack ratio (%)		
			Surface	Root	Cross section
CO ₂ welding Welding consumable: MG-80	25	25	0	0	0
		50	0	0	0
Heat input: 1.7 kJ/mm Atmosphere: 20°C-60%	40	25	0	0	0
		50	0	0	0

低い値である。このような 780 MPa 級鋼板として優れた HAZ 最高硬さ特性は、低炭素および低炭素等量の成分設計により達成した。

板厚 25 mm 材および 40 mm 材を用い、JIS Z 3158 に準拠して y 形溶接割れ試験を実施した。

表 3 に、予熱温度と割れ発生率の関係を示す。試験環境として温度 20℃、湿度 60% の条件で実施した。いずれの鋼についても、予熱なしで割れ発生は認められず、耐低温割れ性に優れる。

このように、本鋼材は優れた溶接性を有しており、一般的な溶接施工において予熱不要の要望に十分応えられる鋼材である。

3.3 溶接継手性能

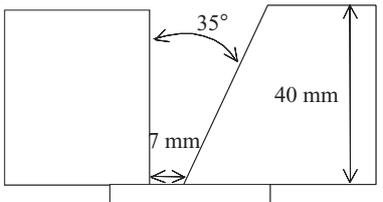
建築構造物における柱-梁や柱-柱の接合には、一般に CO₂ 溶接やサブマージアーク溶接 (SAW) が適用される。

そこで、板厚 40 mm 材を用いて、一般的な CO₂ および SAW 溶接条件による継手性能を調査した。

表 4 に、CO₂ 溶接継手作製条件、溶接継手引張特性およびシャルピー衝撃試験結果を示す。CO₂ 溶接の入熱量を 2.1 kJ/mm、パス間温度を 150℃ 以下とした。CO₂ 継手引張強度は、780 MPa 以上を十分に確保している。シャルピー衝撃試験のノッチ位置は、板厚 1/4t 部の溶接金属 (WM: weld metal)、溶融境界部 (FL: fusion line)、HAZ の溶融境界部の 1 mm および 3 mm とした。0℃でのシャルピー吸収エネルギーは、いずれの試験位置においても 70 J 以上を達成した。

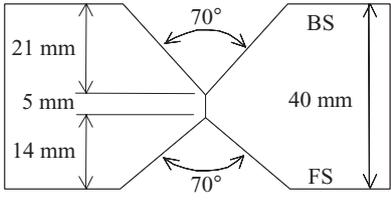
表 5 に、SAW 溶接継手作製条件、溶接継手引張特性およびシャルピー衝撃試験結果を示す。SAW 溶接の入熱量を 4.6 kJ/mm、パス間温度を 250℃ 以下とした。SAW 継手引張強度は、780 MPa 以上を十分に満足している。シャルピー衝撃試験のノッチ位置は、板厚 1/4t 部の WM、FL、

表 4 開発鋼の CO₂ 溶接継手作製条件および継手性能
Table 4 The welding condition and mechanical properties of CO₂ welded joints

Thickness	Shapes and dimensions of groove	Welding conditions	Tensile properties		Charpy impact properties	
			TS (MPa)	Fracture position	Notch position	$\sqrt{E_{0^\circ C}}$ (J)
40 mm		Welding consumable: MG-80 Heat input: 2.1 kJ/mm Preheat: None Inter pass temp: <150°C	804 806	WM WM	WM	97
					FL	79
			HAZ1 mm	174		
			HAZ3 mm	270		

WM: Weld metal FL: Fusion Line HAZ: Heat affected zone

表 5 開発鋼のサブマージアーク溶接 (SAW) 継手作製条件および継手性能
Table 5 The welding condition and mechanical properties of SAW welded joints

Thickness	Shapes and dimensions of groove	Welding conditions	Tensile properties		Charpy impact properties	
			TS (MPa)	Fracture position	Notch position	$\sqrt{E_{0^\circ C}}$ (J)
40 mm		Welding consumable: US-80BN-PFH80AK Heat input: 4.6 kJ/mm Preheat: 50°C Inter pass temp: <250°C	817 816	WM WM	WM	87
					FL	86
			HAZ1 mm	231		
			HAZ3 mm	250		

WM: Weld metal FL: Fusion Line HAZ: Heat affected zone

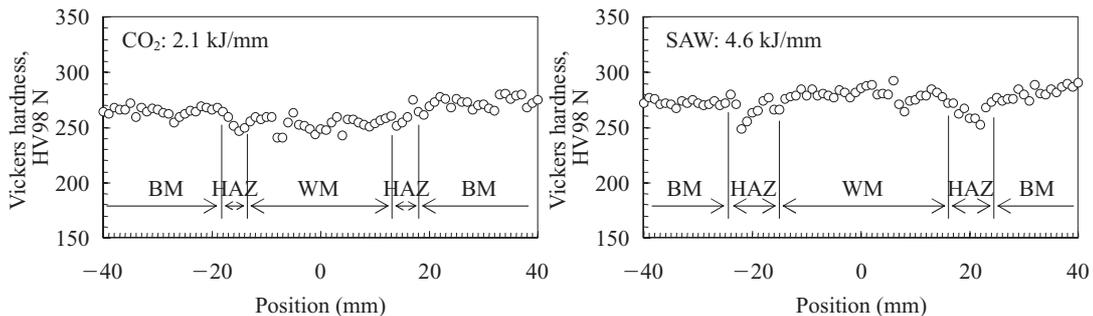


図 7 開発鋼の溶接継手硬度分布 (鋼板表面から 2 mm)

Fig. 7 Hardness distributions of the welded joints (2 mm from surface)

HAZ1 mm および 3 mm とした。0℃でのシャルピー吸収エネルギーは、いずれの試験位置においても 70 J 以上を達成した。

図 7 に、CO₂ および SAW 溶接継手について、表面下 2 mm における溶接部の硬度分布を示す。いずれの継手についても、HAZ の軟化や硬化は、ほとんど認められず良好な結果であった。

以上の結果から、開発鋼は、建築構造用鋼として優れた溶接継手性能を有する鋼材であるといえる。

4. おわりに

建築構造用低 YR780 MPa 級鋼板を、オンライン製造プロセスにより世界で初めて実現した。本鋼材における新しいマイクロ組織制御技術の特長について述べるとともに、開発した鋼板の性能を紹介した。以下に、結果をまとめる。

- (1) 建築構造用鋼として高強度、高靱性と、優れた溶接性および耐震性を兼備するための新しいマイクロ組織として、ベイナイト主体組織と、硬質第2相に M-A を微細分散させた複相組織制御技術を確立した。
- (2) TMCP と HOP を活用することにより、低 YR780 MPa 級鋼板を実機製造した結果、引張強さ 780 MPa 以上、YR85% 以下および 0℃でのシャルピー吸収エネルギー 70 J 以上を達成した。
- (3) 溶接熱影響部の最高硬さは、ビード長が 10 mm 以上で 340 ポイント以下となり、耐溶接硬化性に優れる。また、y 形溶接割れ試験においても割れ発生はなく、

耐低温割れ性にも優れる。すなわち、開発鋼が優れた溶接性を有することを確認した。

- (4) CO₂ および SAW 溶接継手性能を調査した結果、継手強度 780 MPa 以上、0℃でのシャルピー吸収エネルギー 70 J 以上を満足し、優れた継手性能を有することを確認した。

参考文献

- 1) 金子康弘ほか. NKK 技報. 1992, no. 140, p. 1.
- 2) 木村達己ほか. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 38.
- 3) 佐藤邦彦ほか. 溶接学会論文集. vol. 3, 1985, no. 3, p. 589.
- 4) 豊田政男. 溶接学会誌. 1989, vol. 58, no. 7, p. 485.
- 5) 徳納一成ほか. 新日鉄技報. 1997, no. 365, p. 37.
- 6) 畑野等ほか. 川野晴弥, 岡野重雄. R&D 神戸製鋼技報. vol. 54, 2004, no. 2, p. 105.
- 7) 藤林晃夫ほか. JFE 技報. 2004, no. 5, p. 8.
- 8) Shikanai, N. et al. ISIJ International. 1992, vol. 32, no. 3, p. 335.
- 9) Bush, M. E. et al. Acta Met. 1971, no. 19, p. 1363.
- 10) Biss, V. et al. Met. Trans. 1971, no. 2, p. 2267.
- 11) Gerbase, J. et al. Metallurgical Society of AIME. 1979, p. 183.
- 12) Okatsu, M. et al. Proceedings of OMAE '05. 2005, OMAE2005-67149.



植田 圭治



遠藤 茂



伊藤 高幸