

溶接部靱性に優れた建築用高張力鋼板と溶接材料 大入熱溶接部の高品質化を実現する JFE EWEL 技術

High Tensile Strength Steel Plates and Welding Consumables for Architectural Construction with Excellent Toughness in Welded Joints —JFE EWEL Technology for Excellent Quality in Large Heat Input Welded Joints—

木村 達己 KIMURA Tatsumi 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)
角 博幸 SUMI Hiroyuki JFE 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)
木谷 靖 KITANI Yasushi JFE 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)

要旨

大入熱溶接継手高靱化技術「JFE EWEL」を適用して、建築構造用高性能 590 N/mm² 鋼板 (SA440) を開発した。「JFE EWEL」は、粗粒溶接熱影響部 (CGHAZ) の極小化のための TiN の最適利用と、粒内組織を微細化するための BN や Ca 系介在物の利用および低炭素当量を実現する合金設計からなる。加えて、溶接金属部 (WM) からの B 拡散を活用することで溶接接合部 (FL) 近傍の組織微細化を図るための溶接材料も新たに開発した。この技術を適用した板厚 100 mm までの SA440 鋼板を製造し、目標の母材性能を満足することを確認した。さらに、大入熱溶接継手が優れた靱性を有することを確認し、大入熱溶接継手靱性に優れた建築用高張力鋼板とその溶接材料のラインナップを拡充した。

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 SA440 high strength steel plates for architectural constructions. The developed “JFE EWEL” technology consists of minimizing the coarse grain HAZ region through controlling TiN particles, refining the microstructure of HAZ by using BN and Ca inclusions as nucleation sites of intra-granular ferrites and decreasing carbon equivalent (C_{eq}) of steel. Furthermore, welding consumables have been newly developed to control the microstructure of HAZ through diffusive B atoms from weld metal to base material. The developed 100 mm thick SA440 grade steel plate exhibits excellent HAZ toughness in welded joints produced by SAW and ESW with large heat inputs. Consequently, JFE Steel has various kinds of high strength steel plate and welding consumable for architectural construction with excellent toughness in welded joint.

1. はじめに

近年、建築分野における鉄骨構造物に対し、阪神淡路大震災などの経験¹⁾を踏まえ、耐震性の観点から継手部の高靱性化が強く求められている²⁾。

一方、都市再生や再開発事業の一環として超高層ビルが多数建築および計画されている。これらの超高層ビルは大スパン化とともに商業スペース、オフィスおよびホテルを重層化させた点に特徴がある。このため、建築構造が複雑化し、耐震部材周辺や建築構造が変化する階層では、地震時に柱材へ高い引張力が作用するケースも想定される³⁾。そこで、脆性破断を防止するために、柱・梁溶接接

合部に加えて、柱材の溶接接合部にも高靱性が求められるようになった^{3,4)}。

超高層ビルの柱材には、主に板厚が 40 mm を超える高強度の厚肉鋼板を溶接した四面ボックス柱が用いられている。四面ボックス柱の溶接には、高能率の大入熱溶接であるサブマージアーク溶接 (SAW) や非消耗式のエレクトロスラグ溶接 (ESW) 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) や溶接金属部 (WM) のマイクロ組織は粗大化し、従来鋼では靱性低下が避けられない。

JFE スチールでは、このような大入熱溶接においても溶接部の高靱化が可能な鋼板および溶接材料の研究開発を進めてきた^{5,6)}が、このたび、設計基準強度が 440 N/mm²

の建築構造用高性能 590 N/mm² 鋼材および溶接材料を新たに開発し、引張強さが 490 N/mm² から 590 N/mm² の大入熱溶接部の靱性に優れた建築構造用鋼板とその溶接材料のラインナップを完了した。

本報では、四面ボックス柱用に適用した大入熱溶接部高靱化技術「JFE EWEL」と、この技術を用いた高性能 590 N/mm² 鋼板 (SA440-E) の母材性能および開発した SAW および ESW 用溶接材料を用いた大入熱溶接継手の性能について述べる。

2. 四面ボックス柱への大入熱溶接の適用と目標性能

2.1 大入熱溶接の適用による HAZ 組織変化と技術課題

四面ボックス柱の施工には、角部溶接には SAW が、内ダイアフラム部溶接には ESW が適用されている。実施工におけるこれらの溶接入熱は、適用板厚の増加に応じて増大し、SAW では 60 kJ/mm、ESW では 100 kJ/mm を超える場合がある。

大入熱溶接継手の組織変化を内ダイアフラム溶接 (ESW) 継手を例として、模式的に Fig. 1 に示す。HAZ は 1400 を超える高温に長時間滞留するためにオーステナイト (γ) 粒が著しく粗大化する。溶接後の冷却過程では $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時に γ 粒界から粗大なフェライトサイドプレートが生成するとともに、旧 γ 粒内は硬質の島状マルテンサイト (M-A) を含む上部ベイナイト組織へと変化するため HAZ 靱性は低下する。一般に、鋼板の高強度、厚肉化は炭素当量 (C_{eq}) の増加を招き、HAZ 靱性を著しく低下させる。

したがって、HAZ 靱性向上には HAZ 粗粒域の極小化および粒内組織制御の両面からの検討が必要である。

2.2 目標性能

母材および溶接継手の開発目標を Table 1 に示す。目

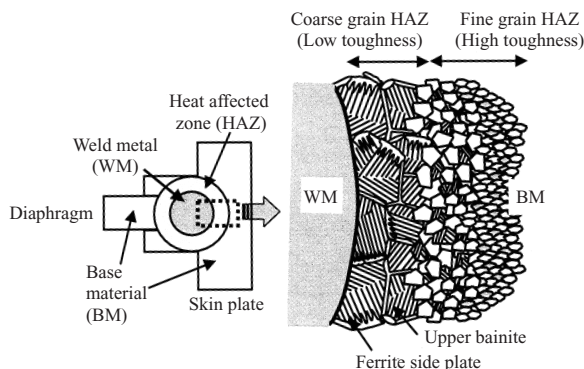


Fig. 1 Schematic illustration of HAZ microstructure in large heat input welded joint

Table 1 Aimed properties of steel plates and welded joints

Grade	Base material					Welded joint
	YP (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	El* (%)	$\sqrt{E_0}$ (J)	$\sqrt{E_0}$ (J)
HBL325-E	325-445	490-610	≤ 80	≥ 21	≥ 27	≥ 70
HBL355-E	355-475	520-640	≤ 80	≥ 21	≥ 27	
HBL385-E	385-505	550-670	≤ 80	≥ 20	≥ 70	
SA440-E	440-540	590-740	≤ 80	≥ 20	≥ 47	

* Test piece : JIS No.4

標鋼板性能は、国土交通大臣の材料認定を取得している現行の HBL325、HBL355、HBL385 および SA440 の規格と同一である。さらに、SAW および ESW の HAZ、溶接接合部 (FL) および WM の 0 シャルピー吸収エネルギー ($\sqrt{E_0}$) は、小入熱多層盛り溶接における鉄骨梁端溶接接合部の要求性能⁷⁾と同じ、平均 70 J 以上を目標とした。なお規格記号末尾の -E は、「JFE EWEL」を適用した大入熱溶接部高靱性鋼板を意味している。

3. 建築大入熱溶接継手の高靱化技術

3.1 「JFE EWEL」の技術要素

大入熱溶接が行われる四面ボックス柱の HAZ 高靱化技術に適用した「JFE EWEL」の技術要素を Fig. 2 に示す。この技術は、(1) γ 粒微細化技術、(2) HAZ 粒内組織制御技術 (3) 最適成分設計と製造プロセスおよび (4) WM からの B 拡散を利用した HAZ 組織制御の 4 つの技術要素を統合させたものであり、これらの技術を建築高張力鋼板へ適用することで、大入熱溶接部の高靱化が可能となった。

3.2 γ 粒微細化技術

粗粒 HAZ (CGHAZ) の極小化には γ 粒の粗大化を抑制させる高温で安定な窒化物や酸化物の利用が有効である^{5,6,8-12)}。当社では、鋼中への微細分散が工業的に制御しやすい TiN に着目し、その γ 粒微細化効果を最大限に活用する技術を検討した。

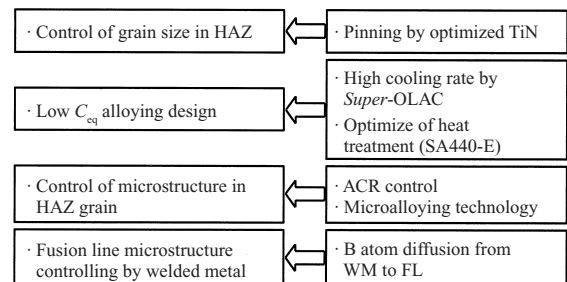


Fig. 2 Concepts of "JFE EWEL" technology for improving toughness of welded joints with large heat input welding

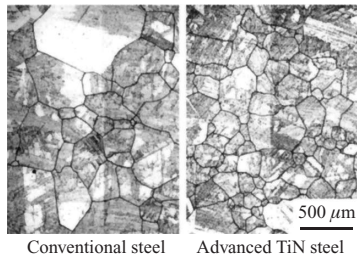


Photo 1 Microstructures of synthetic HAZ of conventional and advanced TiN steels made by heating to 1 400°C followed by quenching

Thermo-Calc を用いた熱力学的解析や実験的検討に基づき、Ti, N 量, Ti/N およびマイクロアロイングを制御することで、TiN の固溶温度を従来の 1 400 未満から 1 450 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。

この γ 粒微細化技術を用いた鋼について、溶接再現熱サイクル装置を用いて、大入熱溶接時の HAZ の温度履歴に相当する 1 400 に加熱, 1 200 まで 80 s で緩冷却させた後、急速冷却することにより高温組織を凍結し γ 粒を調べた。その結果を、従来鋼と比較して Photo 1 に示す。 γ 粒微細化技術の適用により γ 粒は 200 μm 以下まで微細化しており、CGHAZ の極小化が期待できる。

3.3 粒内組織制御技術

HAZ 靱性に及ぼす粒内組織の影響を調べるために C_{eq} を 0.34–0.44% に変化させた鋼を用いて、板厚 60 mm, 入熱 100 kJ/mm の ESW に相当する 1 400 加熱, 800 から 500 の冷却時間 ($\Delta t_{800-500}$) を 1 000 s とした溶接再現熱サイクルを行い、再現 HAZ 靱性の変化とマイクロ組織の関係を調べた。再現 HAZ 靱性および硬さに及ぼす C_{eq} の影響を Fig. 3 に示す。 C_{eq} が高く、合金元素を多量に添加した鋼では、上部ベイナイト組織 (UB) となり、再現 HAZ 靱性の低下が著しい。 C_{eq} の低下により、UB 組織はフェライト + ベイナイト組織 (F + B) やフェライト +

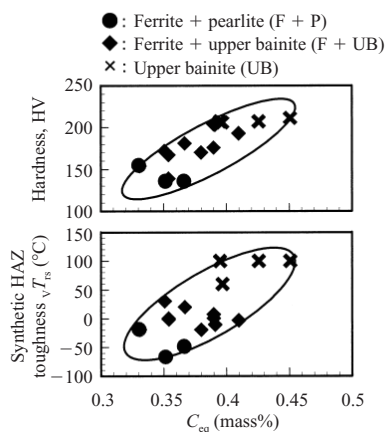


Fig. 3 Effect of microstructure on synthetic HAZ toughness and hardness (Reheating cycle: 1 400°C, $\Delta t_{800-500}$: 1 000 s)

パーライト組織 (F + P) へ変化し、再現 HAZ 靱性は向上する。この挙動は M-A 量の低減にも対応している⁵⁾。

一方 C_{eq} の低下は、再現 HAZ のマイクロ組織変化に応じて硬さを低下させるため、強度グレードに応じて、継手強度を考慮した成分設計が必要となる。そのため HBL325 鋼では HAZ 組織の F + P 化を図るために C_{eq} を 0.35% 程度に、HBL385 および SA440 鋼では継手強度を考慮して F + B を指向し C_{eq} を 0.40% 以下で合金設計している。

さらに、必要に応じて BN や Ca 系介在物を $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態における粒内フェライト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⁸⁾。BN の活用は HAZ 靱性低下の一因となる鋼中のフリー N を低減し、マトリックスの高靱化にも有効である。一方、Ca 系介在物を粒内フェライト変態核として有効に機能させるには Ca 系介在物の形態を適切に制御する必要がある。これを実現するために、O, S および Ca 量の厳格な管理が求められる。当社独自の硫化物形態制御指標である ACR (atomic concentration ratio¹³⁾ 制御を行うことで、一層の高靱化が可能である。

3.4 最適成分設計と製造プロセス

γ 粒微細化技術、粒内組織制御のための低 C_{eq} での合金設計および ACR 制御を施した HBL325-E 鋼および SA440-E 鋼の再現 HAZ 靱性を調べた。1 400 加熱 $\Delta t_{800-500}$ を 1 000 s とした溶接再現熱サイクル後の再現 HAZ 組織を Photo 2 に示し vE_0 および硬さを付記する。HBL325 鋼の HAZ 組織は F + P, SA440 鋼は F + B を呈しており vE_0 はそれぞれ 339 J および 173 J の高い再現 HAZ 靱性を示した。

これらの低 C_{eq} 化した開発鋼板の製造には、HBL325–HBL385 鋼では、圧延後の加速冷却に理論冷却速度を実現可能な Super-OLAC (on-line accelerated cooling) を適用した TMCP (thermo-mechanical process¹⁴⁾ を採用することにより、必要な母材性能を確保している。また、SA440 鋼では $\gamma + \alpha$ の 2 相域加熱焼入れ処理を含む、調質熱処理プロセスを採用し、適正熱処理温度の設定と、厳密な管理に基づき母材性能を確保している。

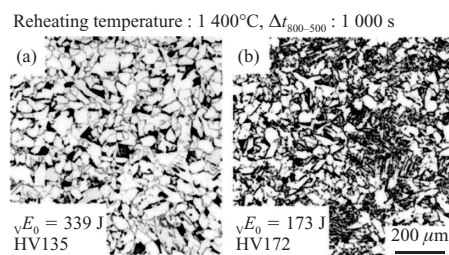


Photo 2 Synthetic HAZ toughness (vE_0) and microstructures of the developed steels, (a) HBL325 grade and (b) SA440 grade

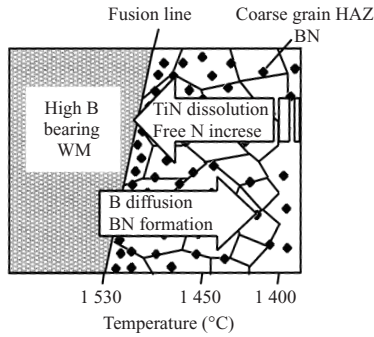


Fig. 4 Schematic illustration for behavior of TiN dissolution and B diffusion from high B bearing WM during large heat input welding

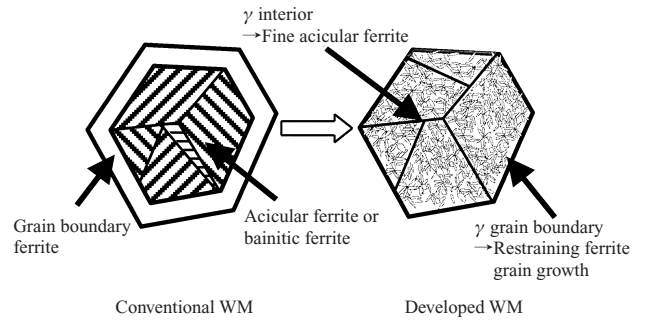


Fig. 5 Schematic illustration of WM microstructure for improving toughness of large heat input welded joint

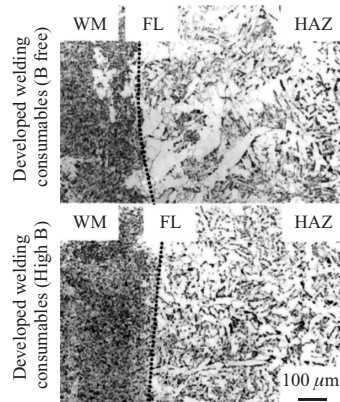


Photo 3 Microstructure of HAZ in welded joints made by using conventional and developed welding consumables

3.5 WM からの B 拡散を利用した HAZ 組織制御

鋼中に高融点の TiN を微細分散させることで CGHAZ は極小化するが、1450 を超えるような FL 近傍のごく狭い領域では、TiN の固溶が避けられず、母材の成分設計のみでは組織制御に限界がある。そこで、WM からの B の拡散に着目し、これを CGHAZ の靱性向上に活用している¹⁵⁾。Fig. 4 に FL 近傍の CGHAZ における TiN の固溶と B の拡散の模式図を示す⁸⁾。TiN が固溶する FL 近傍ではフリー N が HAZ 靱性に対して悪影響を及ぼす恐れがある。そのため、WM からの B の拡散を利用して、このフリー N を BN として固定することでフリー N の低減を図りさらに BN を粒内組織制御に活用するものである。

$C_{eq} = 0.34 \text{ mass\%}$ 、板厚 60 mm の HBL325-E 鋼板に、開発した溶接材料を用いて入熱 100 kJ/mm の ESW 溶接を行った際の溶接部のミクロ組織を Photo 3 に示す。開発した溶接材料を用いることで、WM からの B 拡散により従来溶接材料では見られない FL 近傍の狭い領域の CGHAZ 組織も微細化していることが分かる。

4. 溶接金属の高靱化技術

大入熱 SAW および ESW では、WM においても組織の

粗大化が起こり、靱性低下が問題となる。WM の高靱化は Fig. 5 に示すように旧 γ 粒界に生成する粒界フェライトを完全に抑制し、粒内を微細なアシキュラーフェライトとすることで達成できる。

このような WM の組織制御には、溶接材料へ焼入れ性強化元素および粒界フェライト抑制と粒内アシキュラーフェライト変態促進元素を適正添加し、WM の化学組成を制御することで可能となる。SAW および ESW では、溶接時の母材希釈率が 20-50% 程度あることから、WM の組織制御を行う上で鋼板の化学組成の影響を考慮する必要がある。

そこで、溶接材料は、溶接法とその入熱量に応じた母材の希釈量を想定し、緻密な成分設計を行うことで、WM 組織の適正化を図り、WM の高靱化を実現させた。

このようにして、「JFE EWEL」技術を適用した鋼板にマッチングした SAW および ESW 用溶接材料を開発した。

5. 大入熱溶接継手の靱性に優れた高張力鋼板〔SA440C-E〕の開発

「JFE EWEL」技術を適用した鋼板を製造し、その母材性能や溶接性、さらに、開発した溶接材料を用いた SAW および ESW 溶接継手の性能について検討した。HBL325-E、355-E および 385-E については別報にて報告があるので^{5,6)}、ここでは、SA440-E について、その試作と母材および溶接継手性能を中心に実機製造結果を述べる。

5.1 鋼板の化学組成および製造条件

開発鋼を実プロセスにて溶製し、連続鋳造法にてスラブとした。代表的な化学組成を Table 2 に示す。炭素量を 0.08 mass% とし、板厚に応じて Ni 量を変化させるなど鋼板の焼入れ性を考慮した合金組成の最適化を図り C_{eq} を 0.40 mass% 以下にした。さらに、HAZ 組織制御のために Ti, N の厳格制御および ACR 制御を行った。

このスラブを再加熱後、厚板圧延を行い、板厚 60 mm および 100 mm の鋼板とした後 $\gamma + \alpha$ の 2 相域加熱焼入れ処理を含む調質熱処理を行った。

Table 2 Chemical compositions of developed steel plates, SA440-E (mass%)

Thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Others	C _{eq} (WES)*	P _{CM} **
t ≤ 60	0.08	0.22	1.58	0.002	0.001	Cu, Ni, Ti, etc.	0.38	0.22
60 < t ≤ 100	0.08	0.21	1.53	0.008	0.002	Cu, Ni, Ti, etc.	0.38	0.22

* C_{eq} (WES) = 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

Table 3 Mechanical properties of developed steel plates, SA440-E

	Thickness (mm)	Position	Direction	Tensile properties				Charpy impact test			Reduction of area obtained by Z-direction test (%)
				YP (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	YR (%)	EI (%)	Position	Direction	√E ₀ (J)	
Target	19-100	1/4t	C	440-540	590-740	≥ 80	≤ 20	1/4t	C	≥ 47	≥ 25 (Each ≥ 15)
Developed thick plates	60	1/4t	C	470	643	73	30	1/4t	C	221	72 (73, 72, 70)
		1/2t	C	462	637	73	26	1/2t	C	215	
	100	1/4t	C	478	660	72	28	1/4t	C	225	62 (64, 61, 60)
		1/2t	C	466	646	72	22	1/2t	C	183	

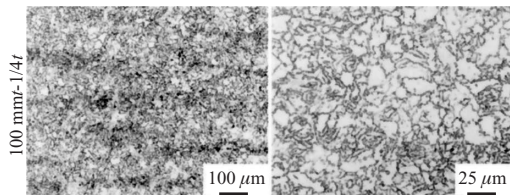


Photo 4 Typical microstructures of developed thick plates

5.2 鋼板の機械的性質

母材の機械的性質を Table 3 に示す。板厚 60 mm および 100 mm とともに、目標とする母材性能を十分満足している。板厚 100 mm の 1/4t 部マイクロ組織を Photo 4 に示す。合金設計と $\gamma + \alpha$ の 2 相域加熱焼入れ処理の最適化により、母材のマイクロ組織は、軟質相のフェライトと硬質相の焼もどしマルテンサイトの 2 相組織となっており、その結果、板厚 100 mm においても高強度で、かつ、80% 以下の低降伏比を実現している。靱性、延性および板厚方向の絞り特性も目標を十分に満足した。

5.3 継手性能

溶接継手の靱性向上効果を調べるために、板厚 60 mm の開発鋼板および溶接材料を用いて SAW による角溶接 ESW による内ダイアフラム溶接継手を作製した。

5.3.1 溶接条件とマイクロ組織

開先形状および溶接条件を Table 4 に示す。SAW は入熱 63 kJ/mm の 2 電極 1 ラン、ESW は入熱 100 kJ/mm の大入熱溶接で施工を行った。SAW および ESW 用の溶接材料には、前章で述べたとおり、溶接時の母材希釈による WM の影響や FL の組織制御にも配慮した溶接ワイヤおよびフラックスを用いた。

溶接継手のマクロ組織と WM のマイクロ組織を Photo 5 に示す。ビード形状は良好で母材への溶け込みも十分であり、有害な溶接欠陥は認められなかった。マクロ組織には HAZ に顕著な粗大粒は観察されず、CGHAZ の極小化が実現している。WM のマイクロ組織は目標とした微細なアシキュラーフェライトとなっており、旧 γ 粒界での粗大なフェライト生成は認められなかった。

ESW 継手スキンプレート側の HAZ マイクロ組織の一例を Photo 6 に示す。HAZ は目標とした微細な F + B 組織となっており、FL 近傍のごく狭い領域に見られる CGHAZ の粒内組織は、鋼板の ACR 制御や WM からの B 拡散により、微細化している。

5.3.2 継手靱性

SAW および ESW 継手の WM, FL および HAZ 3 mm のシャルピー衝撃特性を Table 5 に示す。SAW および ESW 溶接部の 0 におけるシャルピー吸収エネルギーは WM, FL, HAZ いずれの部位においても目標とした 70 J

Table 4 Welding conditions for evaluation of welded joint toughness

Welding method	Electrode (Diameter)	Flux	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/min)	Heat input (kJ/mm)	Pass	Groove shape	Plate Thickness (mm)
SAW (Tandem electrode)	L	KW-55 (φ6.4 mm)	KB-551	2 300	40	63	1	Y shape	60
	T		AD	1 800	53				
ESW	KW-60 AD (φ1.6 mm)	KF-100 AD	380	52	11.8	100	1	Y shape	Skin plate : 60 Diaphragm : 60

Table 6 Results of tensile test for welded joints

Welded joint type	TS (N/mm ²)	Fracture position	Illustration of tensile test specimen
SAW welded joint (according to JASS 6)	611	HAZ	
Diaphragm-column-beam flange cross-shaped welded joint (according to JASS 6)	658	HAZ of diaphragm side	

unit : mm

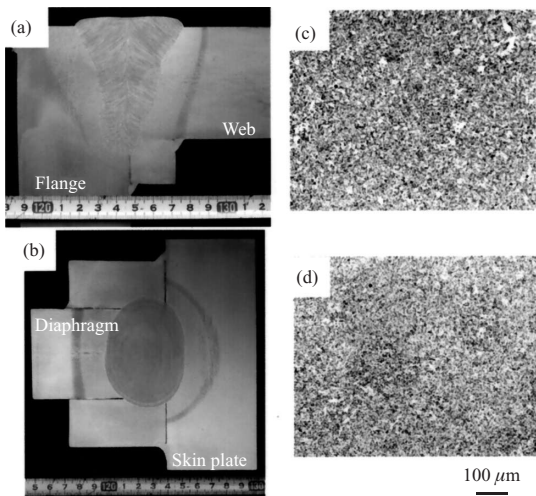


Photo 5 Macrostructures of (a) SAW, (b) ESW welded joints and WM microstructures of (c) SAW, and (d) ESW welded joints

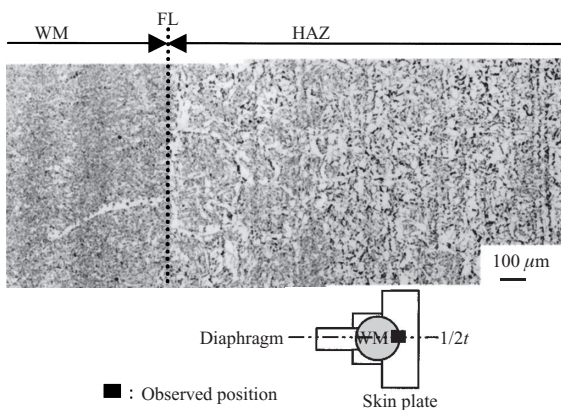


Photo 6 Microstructure of ESW welded joint

以上を示した。

5.3.3 継手引張特性

大入熱溶接による継手強度を調べる目的で,SAW 突合せ継手と,内ダイアフラムとスキンプレートおよび梁部については,十字形溶接継手を作製し,継手引張試験を行った。十字形溶接継手は,板厚 60 mm の開発鋼をスキンプ

Table 5 Results of V-notch Charpy impact test of welded joints

Joint type	Position	Notch position	Charpy absorbed energy, $\sqrt{E_0}$		
			HAZ (J)	FL (J)	WM (J)
SAW	Web side	2 mm from surface	247*	165	95
	Flange side		123*	132	
ESW	Skin plate side	2 mm from surface	185*	92	78
		1/2t	210*	98	100

* 3 mm from fusion line

FL : Fusion line

レートに,板厚 50 mm に減厚した開発鋼をダイアフラムおよび梁材に用いた。スキンプレートと内ダイアフラムを ESW,スキンプレートと梁の溶接には入熱 1.3-2.2 kJ/mm の CO₂ 多層盛り溶接を行った。SAW および ESW は Table 4 と同じ条件で溶接を行った。

継手引張試験結果を Table 6 に示す。SAW 突合せ継手および十字継手の破断は HAZ およびダイアフラム側の HAZ で生じたが,それぞれの継手引張強さは 611 N/mm² および 658 N/mm² と目標の 590 N/mm² 以上を満足した。

6. おわりに

SAW や ESW の大入熱溶接において,溶接部の高靱化のための HAZ 組織制御技術「JFE EWEL」について述べるとともに,開発した鋼板と溶接材料を用いた SA440-E 鋼板の母材性能と大入熱溶接継手性能を紹介した。この技術を建築構造用高張力鋼板へ適用することにより,高能率の SAW や ESW の大入熱溶接における溶接接合部の高靱化を実現した。

JFE スチールでは,お客様の多様なニーズにお応えするために,引張強さが 490 N/mm² から 590 N/mm² の大入熱溶接部の靱性に優れた建築構造用高張力鋼板ならびにその SAW,ESW 用溶接材料を取り揃えている。そのリストを Table 7-8 にまとめた。最後に,JFE スチールの建

Table 9 List of JFE Steel's steel plates for architectural construction

規格	分類	種類の記号	規格	分類	種類の記号
国土交通大臣認定 材料の規格	建築構造用 TMCP 鋼材	HBL352B, 325C HBL355B, 355C	JIS 規格	建築構造用圧延鋼材 (JIS G 3136)	SN400A, 400B, 400C SN490B, 490C
	建築構造用 550 N/mm ² TMCP 鋼材	HBL385B, 385C	耐火鋼材の規格	建築構造用耐火鋼材	SN400B-FR, 400C-FR SM400B-FR, 400C-FR SN490B-FR, 490C-FR SM490B-FR, 490C-FR HBL325B-FR, 325C-FR SM520B-FR HBL355B-FR, 355C-FR
	建築構造用高性能 590 N/mm ² 鋼材	SA440B, 440C SA440B-U, 440C-U			
	建築構造用低降状点鋼材	JFE-LY100 JFE-LY160 JFE-LY225			

Table 7 List of high strength steel plates with excellent toughness for large heat input weld joints

鋼板強度区分	種類の記号	対応規格と適用板厚
490 N/mm ²	SN490CTMC-E HBL325C-E	JIS G 3136, 19 - 40 mm 認定品, 40.1-100 mm
520 N/mm ²	HBL355C-E	認定品, 40.1-100 mm
550 N/mm ²	HBL385C-E	認定品, 19 -100 mm
590 N/mm ²	SA440C-E	認定品, 19 -100 mm

Table 8 List of welding consumables with excellent toughness for large heat input weld joints

溶接材料 強度区分	溶接ワイヤ		フラックス		
	銘柄	JIS 規格	銘柄	JIS 規格	
SAW	490-520 N/mm ²	KW-55	Z 3351 YS-M1	KB-551 AD	Z 3352 FS-BT1
	550-590 N/mm ²	KW-101B + KW-55	Z 3351 YS-NM1 + Z 3351 YS-M1	KB-601 AD	Z 3352 FS-BT1
ESW	490-590 N/mm ² 共通	KW-60AD	Z 3353 YES 62	KF-100 または KF-100AD	Z 3353 FS-FG3

建築鋼板の規格一覧を Table 9 に示す。

参考文献

- たとえば日本建築学会構造委員会鋼構造運営委員会．鉄骨の破断現象はどこまで解明されたか，当面の対策技術．2000 年度日本建築学会大会（東北）構造部門（鋼構造）パネルディスカッション資料
- 豊田政男．日本溶接協会鋼構造骨組の耐震性と溶接シンポジウム資料．no. 10, 1998, p. 97-99

- 稲田達夫，小川一郎．CAMP-ISIJ．vol. 16, 2003, p. 340-343
- 稲田達夫．鉄構技術（STRUTECH）．no. 8, 2001, p. 32
- 木村達己，久田光夫，藤沢清二，横山幸夫，香取修治．川崎製鉄技報 vol. 34, no. 4, 2002, p. 158-163
- 林謙次，藤沢清二，中川一郎．JFE 技報．no. 5, 2004, p. 45-50
- 日本建築センター．鉄骨梁端溶接接合部の脆性的破断防止ガイドライン・同解説．2003-09
- 鈴木伸一，大井健次，一宮克行，木谷靖，村上善明．まてりあ vol. 43, no. 3, 2004, p. 232-234
- 船越督己，田中智夫，上田修三，石川正明，腰塚典明，小林邦彦．鉄と鋼．vol. 63, no. 2, 1977, p. 303
- 弟子丸慎一，平井征夫，天野虔一．川崎製鉄技報．vol. 18, no. 4 1986, p. 295
- 西森正徳，林透，川端文丸，天野虔一．CAMP-ISIJ．vol. 10, 1997 p. 592
- 笠松裕，高嶋修嗣，細谷隆司，鉄と鋼．vol. 65, no. 8, 1979, p. 12-22
- 拜田治，江見俊彦，川西悟郎，内藤雅夫，森脇三郎．鉄と鋼 vol. 66, 1980, p. 354-362
- 小俣一夫，吉村洋，山本定弘．NKK 技報．no. 179, 2002, p. 57-62
- 木谷靖，池田倫正，大井健次，一宮克行．溶接学会全国大会講演概要 vol. 72, 2003, p. 108-109.



木村 達己



角 博幸



木谷 靖