

Steel Plates for Architectural Construction with Excellent Toughness in Large Heat Input Welded Joints



木村 達己
Tatsumi Kimura
技術研究所 厚板・条鋼・接合研究部門
主任研究員(主席掛長)



久田 光夫
Mitsuo Hisada
水島製鉄所
商品技術部厚板・鑄鍛室
主査(主席掛長)



藤沢 清二
Seiji Fuzisawa
建材技術部
技術室
主査(主席掛長)



横山 幸夫
Yukio Yokoyama
駒井鉄工(株)
鉄構事業部鉄構エンジニアリングセンター
次長・工博



香取 修治
Shuji Katori
駒井鉄工(株)
鉄構事業部鉄構エンジニアリングセンター
主任

1 はじめに

1995年におきた阪神大震災では、柱梁溶接部梁端破断やメガストラクチャーの極厚ボックス柱破断などの鉄骨構造の脆性破壊現象が問題となった。中でも、梁端溶接部に脆性的な破壊が多く見られたことから、その破壊メカニズムの解明が精力的に進められてきた¹⁾。これらの研究では、梁端溶接部の構造性能に及ぼす母材および溶接部靱性の影響が調べられ、必要靱性が提案されている²⁾。また、性能規定化に向けた建築基準法の改正により、建築物に必要とされる各種性能が仕様規定として示された。たとえば、鉄骨造の仕口溶接部の溶着金属引張強さに下限値が定められ³⁾、溶接部の性能向上が強く求められている。

一方、高層建築物の柱部材に適用される溶接四面ボックス柱には、板厚が40mmを超えるTMCP厚鋼板が使用されている⁴⁾。角部の溶接やダイアフラムの溶接には、施工効率の観点から、サブマージアーク溶接(SAW)やエレクトロスラグ溶接(ESW)のような超大入熱溶接が適用されている。実施工におけるこれら溶接入熱は、適用

要旨

大入熱溶接継手部の靱性に優れた建築用MAC325C-AD (YP325MPa) およびMAC355C-AD (YP355MPa) 級鋼を開発した。上部ベイナイト組織を抑制し、フェライト+パーライト組織とすることによって、SAWやESWなどの入熱が40kJ/mmを超える超大入熱溶接領域において、HAZの高靱化を達成した。微細なフェライト+パーライト組織とするために、炭素当量の低減とフェライト形成促進としてのTiNの利用が有効であるとの考えに基づいて、0.08mass% C、炭素当量0.34%の板厚60mmの鋼板を製造した。得られた鋼板の母材性能は、MAC355C規格を満足する。開発鋼を用いてSAWおよびESWの超大入熱溶接を行い、継手靱性を評価した結果、すべての部位において平均70J以上を満足する継手靱性が得られた。

Synopsis:

490MPa and 520MPa grade steel plates with excellent toughness of welded joints in large heat input for architectural construction, corresponding to Kawasaki Steel specification of MAC325C-AD and MAC355C-AD, have been successfully developed through a technology for microstructural control of heat affected zone (HAZ). The microstructure of HAZ controlled to have fine ferrite plus pearlite, while suppressing the formation of bainite, in order to improve the toughness of HAZ in large heat input welding such as SAW and ESW in which heat inputs are over 40kJ/mm. Decrease in C and Ceq and the use of TiN to promote the formation of ferrite are effective to change the microstructure of HAZ from upper bainite to ferrite plus pearlite. The mechanical properties of a developed 60mm thick steel plate whose C content and Ceq are 0.08mass% and 0.34mass%, respectively, satisfy the MAC355C specification. The Charpy absorbed energies of welded joints produced by SAW and ESW with large heat input have excellent values of above 70J at 0°C in any notch positions.

板厚に応じてSAWでは60kJ/mm、ESWでは100kJ/mmを超える場合がある。この場合、その溶接熱影響部(HAZ: heat affected zone)は、高温にさらされる時間の増大とともに、溶接時の冷却速度が小さくなり、ミクロ組織の粗大化による強度、靱性の低下が避けられない。

*平成14年7月15日原稿受付

Table 1 Property targets of steel plates and welded joints

Grade	Base material						Welded joint vEo (J)
	YP (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	El (%)	vEo (J)	Thru thickness ductility of area (%)	
MAC325C-AD	325-445	490-610	≦ 80	≧ 21	≧ 27	≧ 25	≧ 70
MAC355C-AD	355-475	520-640	≦ 80	≧ 21	≧ 27	≧ 25	≧ 70

近年、上述した溶接部の脆性破壊抑止の観点から、ボックス柱の溶接部に対しても高い性能を求められはじめています。川崎製鉄ではこのような性能設計指向の流れを受けて、建築ボックス柱用の超大入熱溶接部の高 HAZ 靱性鋼材を開発した。

本報では、超大入熱溶接性に優れた鋼材の設計指針と、開発した 490 MPa 級鋼 (MAC325C-AD) および 520 MPa 級鋼 (MAC355C-AD) について述べ、さらに後者の母材および溶接部性能について述べる。

2 目標性能

鋼材および溶接部の開発目標を Table 1 に示す。目標母材性能は、現行の MAC325C および MAC355C の規格⁴⁾とし、SAW および ESW の溶接部 (FL: fusion line および HAZ) 靱性は平均 70J 以上とした。

3 HAZ 靱性向上のための冶金的検討

3.1 オーステナイト粒径の影響

炭素当量 (Ceq) が 0.36 ~ 0.42% の 0.12 ~ 0.15 mass% C 系 REM-Ti 処理鋼⁶⁻⁸⁾や TiN 処理鋼⁹⁾の、オーステナイト粒径と再現 HAZ 靱性の関係を調べた。入熱 40 kJ/mm の 1 パス SAW に相当する 1400°C 加熱, 800°C から 500°C の冷却時間 ($\Delta t_{800-500}$) を 550 s とした再現溶接熱サイクルを行い、再現 HAZ 靱性に及ぼすオーステナイト粒径の影響を Fig. 1 に示す。オーステナイト粒の微細化により、再現 HAZ 靱性は向上するが、目標の 70J を安定的に確保するためには 200 μm 以下までオーステナイト粒を微細化する必要がある。

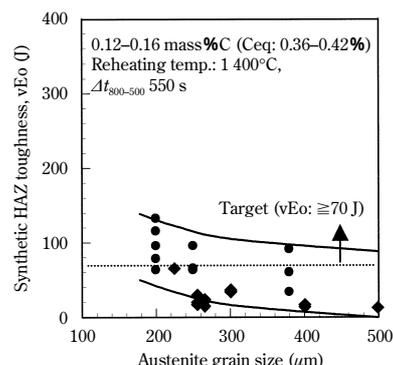


Fig. 1 Relation between synthetic HAZ toughness and austenite grain size at 1400°C

3.2 ミクロ組織の影響

超大入熱溶接時に見られる典型的な HAZ 組織を Photo 1 に示す。Ceq が高く、合金元素を多量に添加した鋼では、焼入れ性が高くなり、上部ベイナイト組織 (UB) を呈する。一方、Ceq の低下により、UB 組織はフェライト + ベイナイト組織 (F+UB) やフェライト + パーライト組織 (F+P) へ移行する。これら組織の SEM 観察結果を Photo 2 に示す。UB 組織中には硬質の島状マルテンサイト (M-A: Martensite-Austenite constituent) を多量に含む。しかし、F+B 組織中の M-A 量は減少し、F+P 組織中に M-A は観察されなかった。

Fig. 2 に HAZ 組織の違いが靱性に与える影響を示す。UB 組織の再現 HAZ 靱性は低く、これを F+UB 組織や F+P 組織とするこ

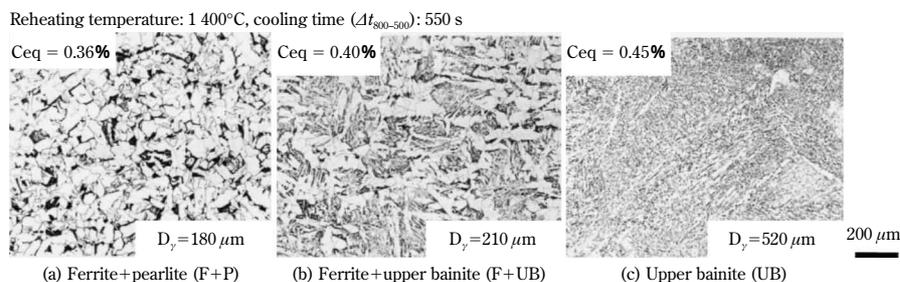


Photo 1 Typical microstructures of steels after synthetic heating cycles equivalent to large heat input welding

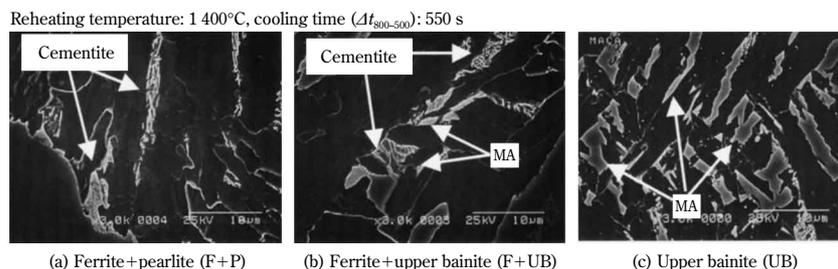


Photo 2 Distribution of martensite-austenite constituent (M-A) in typical synthetic HAZ microstructures

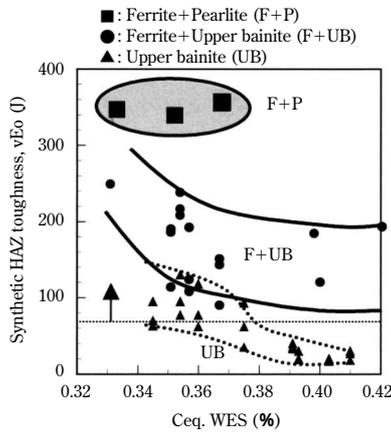


Fig. 2 Effect of microstructure on synthetic HAZ toughness (Reheating cycle: 1 400°C, $\Delta t_{800-500}$: 550 s)

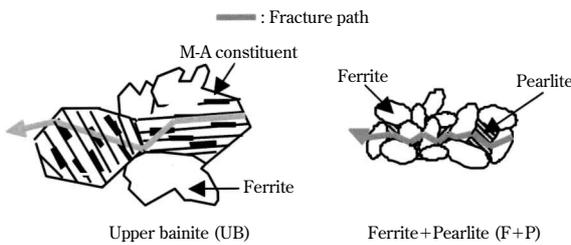


Fig. 3 Improvement mechanism of HAZ toughness through microstructure's change from UB to F+P

とにより靱性は向上する。この挙動は M-A 量の低減にも対応している。F+P 組織の高靱化機構を Fig. 3 に示す。F+P 組織とすることで UB 組織と比較して破壊の破面単位は小さくなり、かつ硬質の M-A も存在しないために靱性は向上する。したがって、超大人熱 HAZ 靱性の向上には、UB 生成を抑制し、 C_{eq} を低下させることによって F+P 組織を指向することが重要である。

3.3 HAZ 組織制御による靱性向上

前述した HAZ 靱性支配要因を考慮して、超大人熱溶接における HAZ 靱性向上策を検討した。

C_{eq} と M-A 量の関係を 1 400°C に加熱した後、冷却時間 $\Delta t_{800-500}$ を 550 s とした熱サイクル材について Fig. 4 に示す。 C_{eq} の増加は、HAZ 組織を F+P 組織から F+UB 組織、そして UB 組織へ移行させ、同時に M-A 量を増加させる。その傾向は、0.38% 以上で顕著となる。完全に M-A 量の発生を防止するには、ミクロ組織を F+P 組織にすることが有効であり、 C_{eq} を 0.37% 以下にする必要

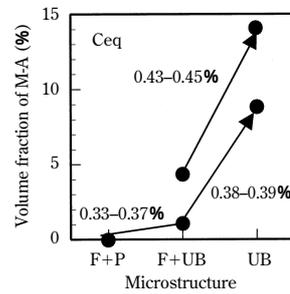


Fig. 4 Effect of C_{eq} value on M-A volume fraction in matrix microstructure

Reheating: 1 400°C, $\Delta t_{800-500}$: 1 000 s

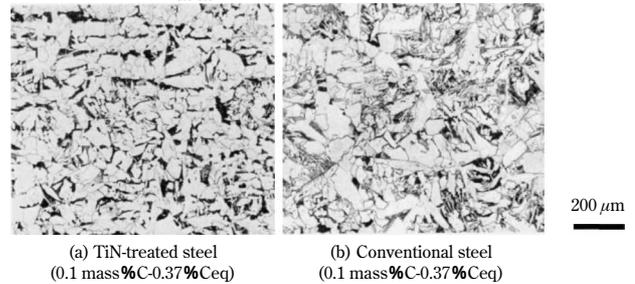


Photo 3 Synthetic HAZ microstructures of 0.1 mass% C TiN treated steel compared with that of conventional one

がある。また、C 量を低減させることも有効である^{10,11)}ことが知られており、同一 C_{eq} においても C 量の低減により M-A 生成を抑制できる。実鋼板の製造においては、C 量および C_{eq} の低減は、母材の強度低下などの他特性への影響を考慮する必要があり、板厚や強度グレードに応じた C および C_{eq} の最適化が重要である。

さらに、HAZ 組織の改善には、TiN や VN などのフェライト核生成能を有する微細介在物¹²⁻¹⁴⁾の利用も有効である。 C_{eq} が 0.37% の TiN を利用した鋼と従来鋼の再現 HAZ 組織の比較を Photo 3 に示す。TiN の利用により、フェライト変態が促進しており、UB 変態を抑制させている。また、TiN の利用は同時に高温でのオーステナイト粒の成長抑制にも有効であり、1 400°C 加熱によってもオーステナイト粒径は 200 μ m 以下に抑制されている。

以上より、低 C、低 C_{eq} 設計の最適成分設計と TiN の利用により、超大人熱 HAZ 靱性に優れた厚鋼板の製造が可能である。

上述の思想をもとに開発した C 量 0.08 mass%、 C_{eq} 0.34% に TiN 分散を施した鋼の再現 HAZ 組織およびその靱性を Photo 4 に示す。開発鋼は、FL 近傍を想定した 1 450°C 加熱の場合でも、F+P 組織となり、200 J を超える高い再現 HAZ 靱性が得られる。

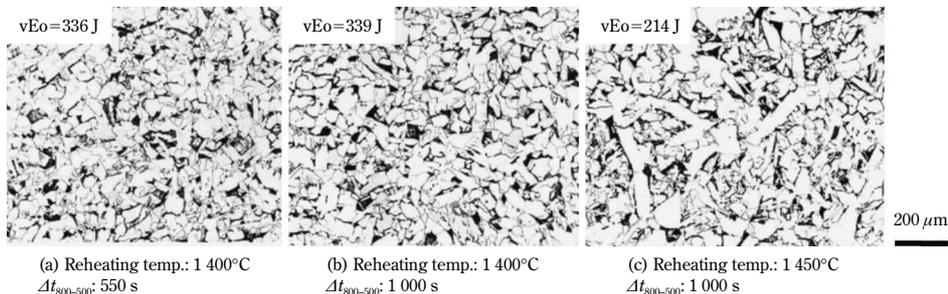


Photo 4 Change of microstructure at 3 kinds of reheating cycles and those synthetic HAZ toughness of developed steel with 0.08 mass% C and 0.34% C_{eq}

Table 2 Typical chemical composition of developed steel plate (mass%)

							(mass%)
C	Si	Mn	P	S	Ceq (WES)*	P cm**	Note
0.08	0.19	1.52	0.008	0.001	0.34	0.17	Ti treated

*Ceq (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 plate

Tensile property					Charpy impact property		Reduction of area at Z-direction test
Direction	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	YR (%)	Direction	vEo (J)	RA (%)
Target	355-470	520-640	≧ 21	≦ 80	L	≧ 27	≧ 25%
C (1/4t)	435	562	31	77	L	368	72

Table 4 Results of maximum hardness test for developed steel plate

Bead length		Arc time = 2s (Arc strike)
125 mm	40 mm	
289	290	350

4 開発鋼 (MAC355-AD) の母材性能

4.1 供試材

本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。このスラブを再加熱後、TMCP法を適用した圧延および加速冷却を行い、板厚 60mm の厚鋼板を製造した。供試材の化学組成を Table 2 に示す。

4.2 母材の機械的性質

母材の機械的性質を Table 3 に示す。引張強さ 562 MPa、降伏強さ 435 MPa、降伏比 77%、伸び 31% の引張特性を示した。0°C におけるシャルピー吸収エネルギーは 368 J、板厚方向の絞り率は 72% を有しており、母材の特性としては TS520 MPa 級の建築構造用 TMCP 厚鋼板の規格を十分満足している。

4.3 溶接性

開発鋼の低温溶接割れ感受性を調べるために、JIS Z 3101 に準拠した最高硬さ試験を行った。溶接長を 125 mm からアークストライクまで変化させて、その際の硬化性を調査した。最高硬さに及ぼす溶接長の影響を Table 4 に示す。急速冷却のアークストライク条件において、ピッカース硬さは 350 ポイントまで上昇したが、建築工事標準仕様書で規定している最小ビード長の 40 mm では 290 ポイントであり、従来鋼と比較すると硬化の程度は小さく、耐低温割れ感受性に優れた鋼板である。

5 溶接継手性能

実継手において HAZ 靱性の向上効果を調べるために、開発鋼を用いて、SAW による角溶接、ESW によるダイアフラム溶接継手を作製した。同時に、CO₂ 溶接による小入熱多層盛りでの柱-柱継手も作製し、SAW および ESW 継手の靱性と同様に評価した。

5.1 溶接条件とマクロおよびミクロ組織

開先形状および溶接条件を Table 5 に示す。入熱は CO₂ 溶接が 1.3 ~ 2.2 kJ/mm、2 電極 1 パス SAW が 63 kJ/mm、ESW が 110 kJ/mm の超大入熱溶接を適用した。溶接材料には、溶着金属の靱性を確保する目的で特殊フラックスおよびワイヤを適用した。

溶接部のマクロ組織を Photo 5 に示す。ビード形状は良好であり、母材への溶け込みも十分であった。また、有害な溶接欠陥は認められなかった。HAZ のマクロ組織には顕著な粗大粒は観察されず、TiN によるオーステナイト細粒化効果が認められた。

ESW 継手スキンプレート側 1/2t 部のミクロ組織を一例として Photo 6 に示す。FL 近傍の粗粒域に一部 UB が認められるが、フェライト主体の組織であり、FL から 0.5 mm 以上離れた HAZ 部は微細 F+P 組織を呈している。

5.2 継手靱性

各溶接法により得られた溶接部のシャルピー衝撃試験片採取位置を Fig. 5 に、WM、FL および HAZ 中央部のシャルピー衝撃特性を Table 6 に示す。超大入熱溶接を行った SAW および ESW 溶接部の 0°C におけるシャルピー吸収エネルギーは、CO₂ 溶接と同様に 100 J 以上の高い継手靱性を有する。

SAW および ESW 溶接部の各部位での靱性分布を Fig. 6 に示す。溶接部は、すべての部位で目標の平均 70 J を満足する。

Table 5 Welding conditions for evaluation of welded joint toughness

Welding method	Electrode (Diameter)	Flux	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/min)	Heat input (kJ/min)	Pass	Groove shape
Semi-automatic GMAW	KC-55G (φ1.2 mm)	—	260-290	31-34	250-400	1.3-2.2	14 layers 58 passes	Single-bevel-groove
SAW (Tandem electrode)	L T	KW-55 (φ6.4 mm)	2300 1800	40 53	180	62.5	1 pass	Single-V-groove
ESW	KW-60 AD (φ1.6 mm)	KF-100	380	53	11	109.8	1 pass	Square-groove

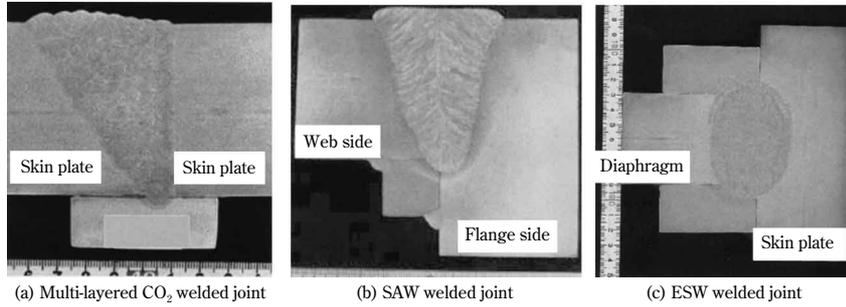


Photo 5 Macrostructures of welded joints

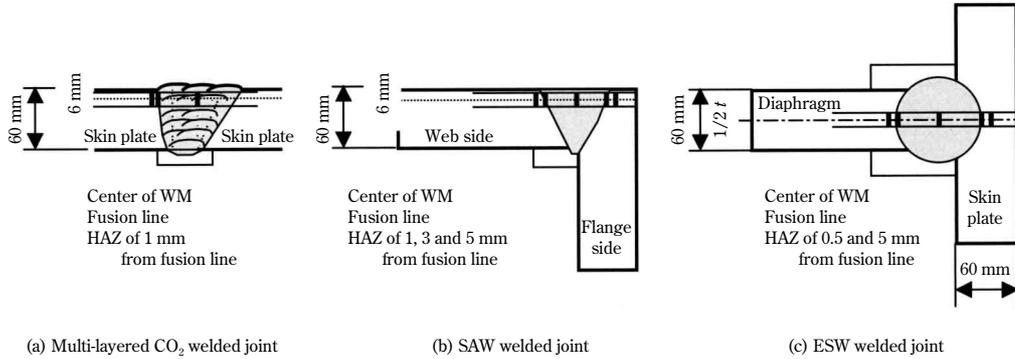


Fig. 5 Notch positions of Charpy impact tests for welded joints

Table 6 Results of V-notch Charpy impact test in welded joints

Joint type	Position	Charpy absorbed energy (vEo)		
		HAZ (J)	FL (J)	WM (J)
CO ₂	6 mm from surface	244*	275	162
SAW	Web side	337**	193	151
	Flange side	302**	106	
ESW	Skin plate side	360**	251	119
	Diaphragm side	353**	159	

*1mm from fusion line
**5 mm from fusion line

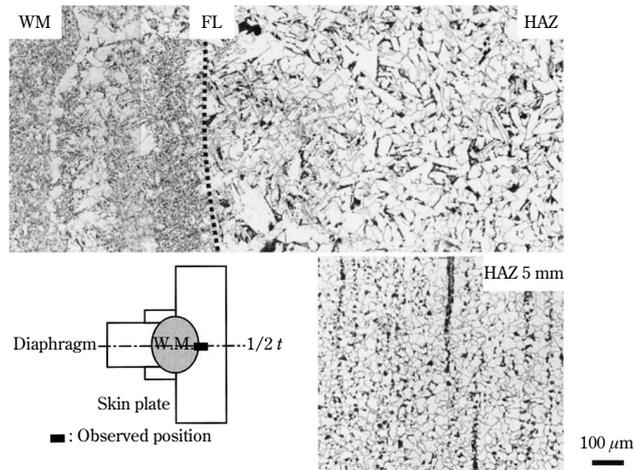


Photo 6 Microstructure of ESW welded joint

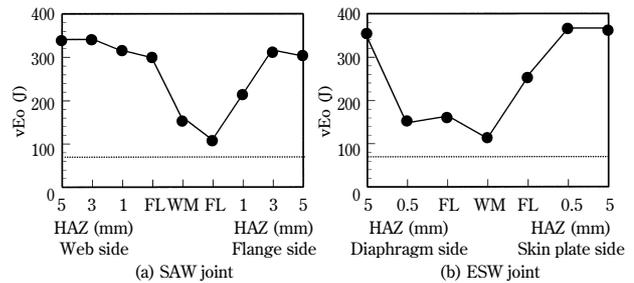


Fig. 6 Charpy absorbed energies of SAW and ESW welded joints

5.3 十字継手引張特性

ダイアフラム 柱 梁溶接部の継手強度を調べる目的で、板厚

45 mm のダイアフラム、板厚 60 mm のスキンプレートにそれぞれ開発鋼を用い、梁材には板厚 40 mm の SN490B 鋼を用いて、十字溶接継手を作製した。ダイアフラム - スキンプレート間は、入熱 70 kJ/mm の ESW 溶接を、梁端溶接は、入熱 2 kJ/mm の多層盛り CO₂ 溶接を行った。十字継手引張試験結果を Table 7 に示す。繰返し 2 回試験を行い、いずれの試験片も破断は梁母材で生じた。その引張強度は 552 および 557 MPa であることから、ダイアフラム 柱 梁溶接部は、十分な継手強度を有している。

Table 7 Results of tensile test for cross-shaped welded joint

TS (MPa)	Fracture position	Illustration of tensile test specimen
552 557	Beam flange (Base material)	

6 おわりに

SAW あるいは ESW のような超大人熱溶接適用部において高 HAZ 靱性を得るための HAZ 組織制御について検討し、ボックス柱用厚鋼板を開発した。結果を以下にまとめる。

(1) SAW や ESW などの入熱が 40 kJ/mm を超える超大人熱溶接において、HAZ の高靱化のためには、上部ベイナイト組織を抑制し、フェライト+パーライト組織とすることが M-A 抑制に

もつながり有効である。

- (2) C 量および C_{eq} の低減による成分の最適化と TiN の利用技術との組合せにより、HAZ の高靱化が達成可能である。
- (3) TiN 処理を施した 0.08 mass% C で C_{eq} が 0.34% の開発鋼を実機にて溶製し、板厚 60 mm の厚鋼板を製造した結果、MAC355 規格を満足する母材性能が得られた。
- (4) 開発鋼を用いて SAW および ESW の超大人熱溶接を行い、その継手靱性を評価した結果、すべての部位において平均 70 J 以上を満足する継手靱性が得られた。

参 考 文 献

- 1) たとえば、日本建築学会構造委員会鋼構造運営委員会：2000. 9, 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、「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」
- 2) 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，(1998)10, 97-99
- 3) 官報号外，106，2000. 5. 31, 147
- 4) 鋼構造評定委員会（評定番号 BCJ-S962）：「建築構造用 TMCP 鋼材（MAC33, MAC36）の基準強度」，(1989)
- 5) 稲田達夫：鉄構技術（STRUTEC），(2001)8, 32
- 6) 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，63(1977)2, 303
- 7) 弟子丸慎一，平井征夫，天野虔一：川崎製鉄技報，18(1986)4, 295
- 8) 西森正徳，林 透，川端文丸，天野虔一：CAMP-ISIJ，10(1997), 592
- 9) 笠松 裕，高嶋修嗣，細谷隆司：鉄と鋼，65(1979)8, 1222
- 10) 阿津光浩，林 透，天野虔一：川崎製鉄技報，30(1998)3, 131
- 11) 一宮克行，大井健次，星野俊幸，天野虔一：CAMP-ISIJ，15(2002), 598
- 12) (社)日本鉄鋼協会基礎検討会，鋼中介在物による組織と材質制御の現状と制御メカニズムの検討：「鋼中介在物利用による組織と材質の制御研究会」編，(1995)
- 13) 森影 康，大井健次，川端文丸，天野虔一：鉄と鋼，84(1998)7, 510
- 14) 大森章夫，大井健次，川端文丸，天野虔一：鉄と鋼，84(1998)11, 797