
極低炭素ベイナイトを利用した非調質 570 MPa 級厚肉高張力鋼板とその溶接部特性
Weldability of Advanced Extremely-low Carbon Bainitic Steels for Thick Plate of 570 MPa Grade through As-rolled Process

岡津 光浩 (Mitsuhiro Okatsu) 林 透 (Tohru Hayashi) 天野 虔一 (Keniti Amano)

要旨：

炭素含有量を約 0.02 mass% 以下に低減した極低炭素鋼は、合金元素の適正添加により広い冷却速度範囲でベイナイト主体組織となるため、従来の非調質高張力鋼では不可能であった厚肉鋼板の圧延ままでの製造が可能となる。また、極低炭素化により溶接熱影響部の硬化、大入熱溶接熱影響部靱性の劣化なども解消される。この極低炭素ベイナイト鋼を利用して、JIS SM570TMC 規格の強度・靱性を満足する板厚 38 mm および 75 mm 鋼板を非調質で製造した。開発鋼は、アークストライク条件においてもビッカース硬度が 280 を下回る卓越した耐溶接硬化性、および 20 kJ/mm までの優れた大入熱溶接 HAZ 靱性を示した。

Synopsis：

An extremely-low carbon bainitic steel with about 0.02 mass% or less carbon content can be applied to the manufacture of high strength heavy gage steel plates because of the unique features such as a granular bainitic ferrite microstructure independent of cooling rate after plate rolling. Being free from martensite transformation due to the decrease in carbon minimizes the hardening of heat affected zone (HAZ) and the deterioration of HAZ toughness at an increase in the welding heat input. A design to control the microstructure for extremely-low carbon bainite was applied to develop the new high strength steel plate which can be manufactured with no heat treatments. TS 570 MPa grade steel plates of 38 and 75 mm thickness were produced and the weldability was evaluated. The maximum HAZ hardness value was under 280 in Vickers number even under an arc-strike condition. The HAZ toughness at a heat input of up to 20 kJ/mm showed high Charpy impact energy.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

極低炭素ベイナイトを利用した 非調質 570 MPa 級厚肉高張力鋼板とその溶接部特性*

川崎製鉄技報
30 (1998) 3, 131-136

Weldability of Advanced Extremely-low Carbon Bainitic Steels for Thick Plate of 570 MPa Grade through As-rolled Process



岡津 光浩

Mitsuhiko Okatsu

技術研究所 厚板・条
鋼研究部門



林 透

Tohru Hayashi

技術研究所 厚板・条
鋼研究部門 主任研究
員(掛長)・工博



天野 虔一

Keniti Amano

技術研究所 厚板・条
鋼研究部門長・工博

要旨

炭素含有量を約 0.02 mass% 以下に低減した極低炭素鋼は、合金元素の適正添加により広い冷却速度範囲でベイナイト主体組織となるため、従来の非調質高張力鋼では不可能であった厚肉鋼板の圧延ままでの製造が可能となる。また、極低炭素化により溶接熱影響部の硬化、大入熱溶接熱影響部靱性の劣化なども解消される。この極低炭素ベイナイト鋼を利用して、JIS SM570TMC 規格の強度・靱性を満足する板厚 38 mm および 75 mm 鋼板を非調質で製造した。開発鋼は、アークストライク条件においてもビッカース硬度が 280 を下回る卓越した耐溶接硬化性、および 20 kJ/mm までの優れた大入熱溶接 HAZ 靱性を示した。

Synopsis:

An extremely-low carbon bainitic steel with about 0.02 mass% or less carbon content can be applied to the manufacture of high strength heavy gage steel plates because of the unique features such as a granular bainitic ferrite microstructure independent of cooling rate after plate rolling. Being free from martensite transformation due to the decrease in carbon minimizes the hardening of heat affected zone (HAZ) and the deterioration of HAZ toughness at an increase in the welding heat input. A design to control the microstructure for extremely-low carbon bainite was applied to develop the new high strength steel plate which can be manufactured with no heat treatments. TS 570 MPa grade steel plates of 38 and 75 mm thickness were produced and the weldability was evaluated. The maximum HAZ hardness value was under 280 in Vickers number even under an arc-strike condition. The HAZ toughness at a heat input of up to 20 kJ/mm showed high Charpy impact energy.

1 緒 言

溶接構造物の大型化、あるいは製作の高効率化にともない、高強度かつ靱性、溶接性、経済性に優れた鋼材が求められている。しかし、炭素当量の増大による高張力化は、溶接熱影響部 (HAZ) の硬化、低温割れ感受性の上昇、靱性の劣化をともなう。これらを克服すべく制御圧延と加速冷却を組み合わせた TMCP (thermo-mechanical control process) 技術の適用による低炭素当量での高張力鋼の開発が進められている。しかし、従来の TMCP 技術ではミクロ組織の冷却速度依存性により、表面から板厚中心部まで最適組織とすることができず、板厚 50 mm を超える厚肉製品への適用は困難である。

川崎製鉄はこれらの課題を解決すべく、特に炭素含有量が約 0.02 mass% 未満の極低炭素鋼のベイナイト組織および変態挙動に注目し、ミクロ組織・材質の冷却速度依存性が非常に小さいこと、およ

び極低炭素化による溶接硬化性低減という特徴を利用することで、上記厚肉鋼板の板厚中心部の組織制御および溶接熱影響部における問題が解決可能であることを見だし、圧延ままで製造可能な 570 MPa 級厚肉高張力鋼新製品の開発に適用した。

本報では、この極低炭素ベイナイト鋼の冶金的特徴と開発鋼の特性について述べる。

2 極低炭素ベイナイト鋼の特徴

鋼の含有炭素量をフェライトへの最大固溶限である約 0.02 mass% 以下とした場合、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時に炭素の分配が起こらず、従来の低炭素鋼とは異なる中間段階変態組織が得られる。本章ではこのような極低炭素鋼を化学成分の調整でベイナイト単相組織化した場合の変態挙動、およびそれにとまなう材質変化について述べる。

2.1 連続冷却変態挙動とミクロ組織の特徴

Table 1 に示す 0.016 mass% C-1.58 mass% Mn 系極低炭素ベイナイト鋼の加工 CCT 図を Fig. 1 に示す。0.13~23°C/s の広い冷却速

*平成10年7月21日原稿受付

Table 1 Chemical compositions of steels studied

	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	Others	Ceq	Pcm
Extremely-low carbon bainitic steel	0.016	0.32	1.58	0.014	0.003	0.029	0.012	0.0023	Cu, Ni, Nb, B	0.300	0.144
Conventional TMCP steel (X80)	0.06	0.28	1.82	0.004	0.001	0.034	0.007	0.0024	Cu, Ni, Nb, V	0.383	0.175
Conventional Q-T steel (SM570Q)	0.12	0.23	1.45	0.014	0.003	0.024	0.014	0.0021	Cu, Ni, Nb, V	0.400	0.218

Ceq = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14

Pcm = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B

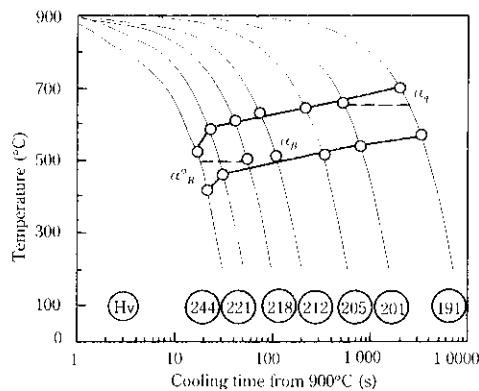


Fig. 1 CCT diagram of extremely-low carbon bainitic steel

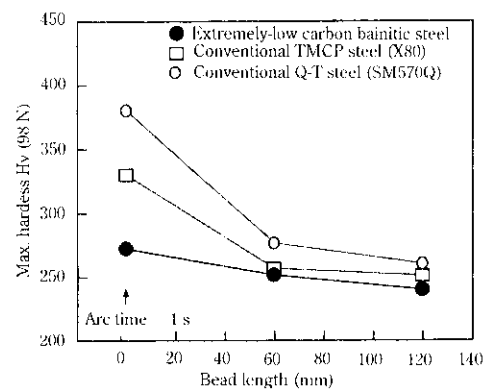


Fig. 2 Results of maximum hardness test

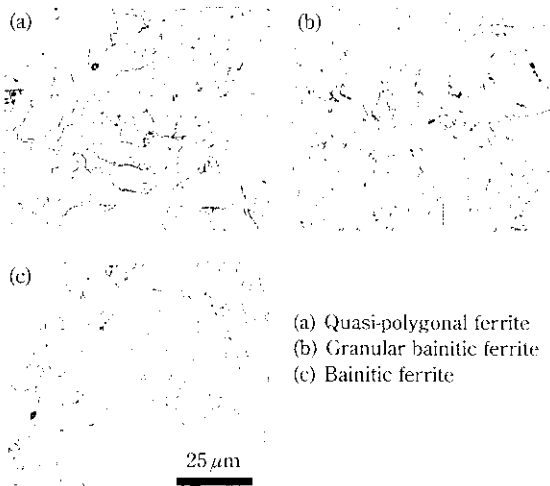


Photo 1 Examples of microstructures of extremely-low carbon bainitic steel

度範囲でベイナイト変態のみが生じる特徴的な変態挙動を示す。また、組織のビッカース硬さも、一定の 23°C/s を除くと 191~221 ポイントとほとんど変化しない。厚板製品の空冷時の冷却速度が、板厚 6~100 mm の範囲で 2.0~0.1°C/s に変化することから、板厚 100 mm 程度の厚肉鋼板でも薄鋼板と同等の強度を満足でき、かつ板内の冷却速度差に起因したマイクロ組織変化による強度バラツキを低減できる。

Photo 1 に代表的なマイクロ組織の光学顕微鏡写真を示す。極低炭素鋼のベイナイト組織は形態によって擬ポリゴナル・フェライト (α_F : Photo 1(a)), グラニューラ・ベイニティック・フェライト (α_B : Photo 1(b)), ベイニティック・フェライト (α'_B : Photo 1(c)) に分類される⁹⁾。Fig. 1 の加工 CCT 図上に、上記分類に基づいてこの鋼のベイナイト相の区分を行うと、硬さ変化が少ない冷却速度範囲で

はグラニューラ・ベイニティック・フェライトが主体である。最近の極低炭素ベイナイト鋼の研究において、このグラニューラ・ベイニティック・フェライトがより低温で変態した場合、強度と靱性に優れた組織になることが知られている⁹⁾。よって、合金元素の最適化によりグラニューラ・ベイニティック・フェライトの変態温度を低下させることで、極低炭素鋼であっても 490~570 MPa 級の高張力化と高靱性化が可能となる。さらに、0.1°C/s といった低い冷却速度でもこのグラニューラ・ベイニティック・フェライト組織となるため、従来 TMCP 技術ではなし得なかった板厚 75 mm あるいはそれ以上の厚肉鋼板の非調質化も可能となる。

2.2 溶接硬化性

溶接熱影響部におけるマイクロ組織の冷却速度依存性にともなう材質変化が小さいことを確認するために、Table 1 に示す極低炭素ベイナイト鋼を用いて、JIS Z 3101 による溶接熱影響部の最高硬さ試験を行った。比較のため、炭素含有量 0.06 mass% の TMCP 型高張力鋼 (X80) および 0.12 mass% の調質鋼 (SM570Q) についても試験した。Fig. 2 に実験結果を示す。極低炭素ベイナイト鋼は試験溶接ビードが短い場合でも HAZ の硬さ上昇がほとんど認められず、アークタイム 1s の点付溶接条件においてもビッカース硬さ 268 ポイントと従来鋼の 330~380 ポイントに比べて十分低い値を示した。

この極低炭素ベイナイト鋼の溶接熱影響部最高硬さ位置におけるマイクロ組織のラス幅を TEM 観察により測定した結果、平均 0.4 nm であった。岡本らは、0.04 mass% C 鋼のマルテンサイトのラス幅は約 0.20 nm とベイナイトのラス幅 0.51~0.76 nm に比べて十分小さいことを示している⁹⁾。したがって、このような非常に速い冷却速度で変態した場合においても極低炭素ベイナイト鋼はマルテンサイトを生成させず、硬度は上昇しない⁹⁾。

2.3 溶接熱影響部靱性

溶接熱影響部のうち溶融線近傍の粗粒域 (CGHAZ) の靱性は溶接

Table 2 Chemical compositions of extremely-low carbon bainitic steel produced

(mass%)

C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	Others	Ceq	Pcm
0.012	0.30	1.56	0.009	0.003	0.029	0.011	0.0028	Cu, Ni, Nb, B	0.294	0.137

Ceq = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14

Pcm = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B

入熱の増大にともない劣化する。これはオーステナイト粒の成長粗大化と、従来鋼においては冷却速度の低下にともない変態組織が硬い M-A constituents や粗大な粒界フェライトを含む上部ベイナイト組織を形成しやすくなるためである⁵⁾。マイクロ組織変化の少ない極低炭素ベイナイト鋼の溶接入熱変化時の CGHAZ 靱性変化挙動を調査するため、Table 1 に示す極低炭素ベイナイト鋼を用いて、最高加熱温度 1400°C まで急速加熱後、溶接入熱に応じて 800~500°C 間の冷却速度を変化させた熱サイクルを付与し、シャルピー試験を行った。

Fig. 3 に再現 CGHAZ の -5°C シャルピー吸収エネルギーに及ぼす熱サイクル時の冷却速度の影響を示す。極低炭素ベイナイト鋼は入熱 2.0 kJ/mm に相当する冷却速度 25°C/s 条件で、200 J 以上の高い吸収エネルギーを示した。さらに、想定入熱 20 kJ/mm の大入熱溶接条件でも高い吸収エネルギーを示した。

Photo 2 に、極低炭素ベイナイト鋼の再現 CGHAZ のマイクロ組織を示す。想定入熱 2.0 kJ/mm 条件のマイクロ組織では、靱性劣化の原因と考えられる^{6~8)} M-A constituents がほとんど観察されないベイニティック・フェライトとグラニュラ・ベイニティック・フェラ

イトの混合組織であった。この組織は、想定入熱の増大によって、ほとんど影響を受けない。すなわち、極低炭素ベイナイト鋼では、M-A constituents の生成しないベイナイト組織が低い冷却速度においても生成するため、20 kJ/mm 相当の大入熱溶接条件でも、CGHAZ において高いシャルピー吸収エネルギーが得られる。

3 開発鋼の特性

以上のような極低炭素ベイナイト鋼の特徴を利用すると板厚 75 mm あるいはそれ以上の板厚の 570 MPa 級厚肉高張力鋼板を圧延まで製造することが可能である。本章では、代表例として実機製造した JIS SM570TMC 規格を満足する厚板圧延後空冷ままの板厚 38 mm および 75 mm 鋼板の諸特性を述べる。

3.1 母材機械的性質

Table 2 に本開発鋼の取鋼成分値を示す。炭素含有量を 0.012 mass% とし JIS SM570TMC 規格を満足するよう Mn 量を 1.56mass% とし、グラニュラ・ベイニティック・フェライト組織化のため Cu, Ni, Nb, B 添加を行っている。570 MPa 級の従来鋼に較べて Ceq および Pcm がそれぞれ 0.294%、0.137% と極めて低い。

Photo 3 に板厚 75 mm の鋼板の板厚 1/4 部および 1/2 部のマイクロ組織例を示す。いずれも、グラニュラ・ベイニティック・フェライト主体組織に制御されており、板厚位置での冷却速度変化によるマイクロ組織の差は認められない。

Table 3 に鋼板の引張試験結果を示す。いずれの鋼板も 0.2% 耐力、引張強度、伸びとも JIS SM570TMC 規格を満足した。また、

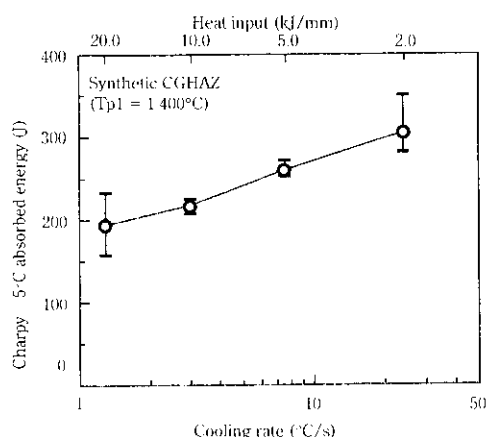


Fig. 3 Effect of cooling rate on Charpy absorbed energy of synthetic coarse grain HAZ (CGHAZ)

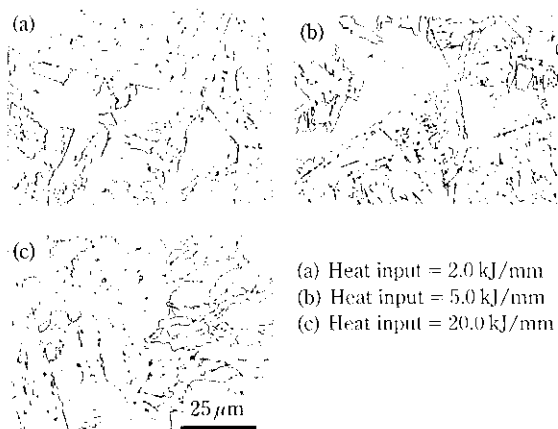


Photo 2 Examples of microstructure of synthetic CGHAZ

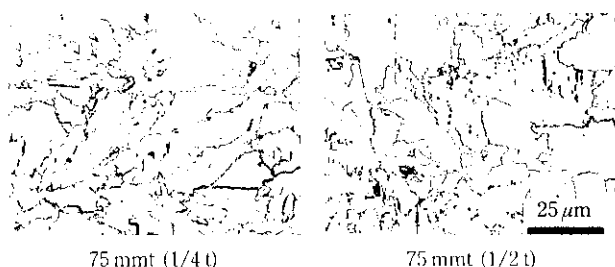


Photo 3 Examples of microstructure of 570 MPa grade extremely-low carbon bainitic steel

Table 3 Tensile test results of steel plates

Thickness (mm)	Position	Direction	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	YR (%)
38	1/4 t	L	459	596	31	77
		T	480	627	30	77
	1/2 t	L	458	591	29	77
		T	485	626	29	77
75	1/4 t	L	470	587	31	80
		T	472	599	29	79
	1/2 t	L	439	576	30	76
		T	458	596	27	77

板厚 1/4 部と 1/2 部の強度差は最大で 31 MPa と十分小さく、組織の冷却速度依存性が少ない効果が現れている。

Fig. 4 に板厚 1/4 部における鋼板のシャルピー遷移曲線を示す。いずれの鋼板も -5°C における吸収エネルギーが 250 J 以上であり、JIS 規格値 47 J に対し十分な値を示した。

Fig. 5 に鋼板の断面ビッカース硬さ測定結果を示す。いずれの鋼板も板厚方向に 190 ポイント前後の平坦な硬さ分布を示した。板厚による硬度の違いもほとんど認められなかった。

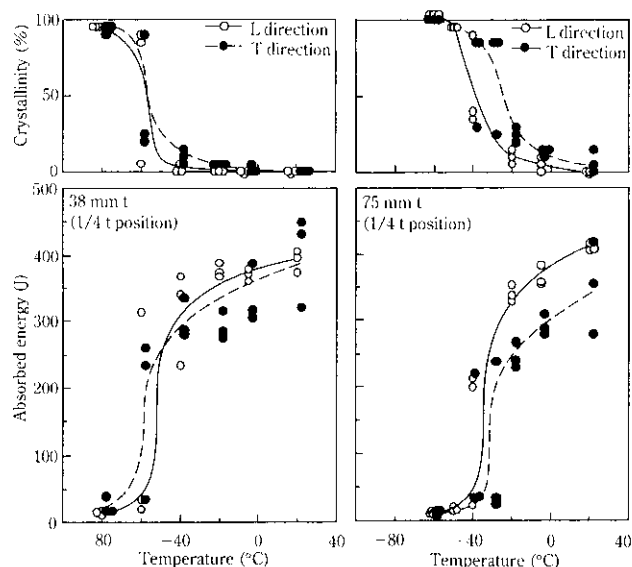


Fig. 4 V-notch Charpy transition curves

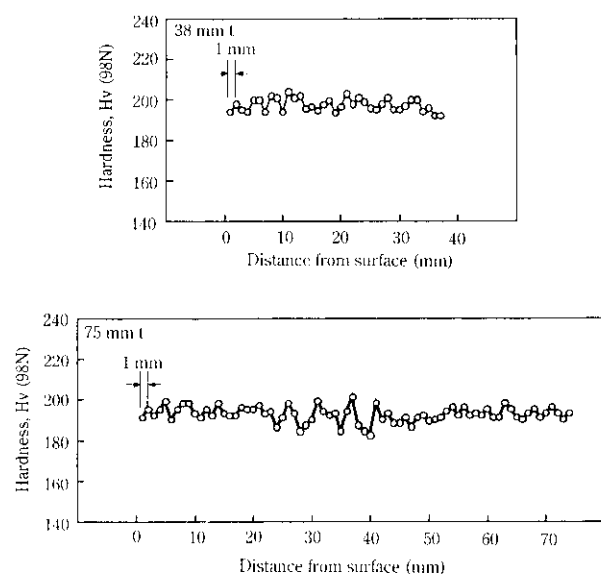


Fig. 5 Hardness distributions for extremely-low carbon bainitic steel

3.2 溶接割れ感受性

JIS Z 3115 による溶接熱影響部のテーパ硬さ試験を板厚 38 mm 鋼板を用いて行った。溶接熱影響部の最高硬さ測定結果を **Fig. 6** に示す。試験片の板厚増加にともなう冷却速度の増加による硬度上昇は極めて小さい。特にアークストライク溶接条件においてもビッカース硬さで 280 ポイント以下と、通常溶接割れ発生防止のための溶接熱影響部の最高硬さ上限の指標といわれる 350 ポイントよりも十分低い値を示した。

Table 4 に、38 mm 厚材で実施した JIS Z 3158 による y 形溶接割れ試験結果を示す。30 $^{\circ}\text{C}$ で予熱なしでも割れ発生は認められなかった。

3.3 溶接継手の機械的性質

板厚 38 mm および 75 mm 鋼板を用い、多層 GMAW 継手、多層 SAW 継手、および単層 EGW 継手を作製し、溶接継手の機械的性質を調査した。**Table 5** に溶接条件を示す。

Fig. 7 に各継手の表面下 2 mm における溶接部の硬さ分布を示す。多層 GMAW 継手および多層 SAW 継手において溶接熱影響部の軟化は見られなかった。一方、単層 EGW 継手では溶接熱影響部の硬さの最小値がビッカース硬さで約 175 ポイントと軽微な軟化が見られた。

Table 6 に継手引張および曲げ特性を示す。溶接熱影響部に軟化を生じた単層 EGW 継手においても継手強度は母材引張強度と同等以上の値を示した。また、継手の曲げ特性も問題なかった。

Table 7 に継手シャルピー衝撃試験結果を示す。ノッチ位置は、溶接金属、ボンド部（溶融線近傍の熱影響部側、溶接金属は含まない）、HAZ 中央部（多層 GMAW 継手は溶融線から 1 mm、多層

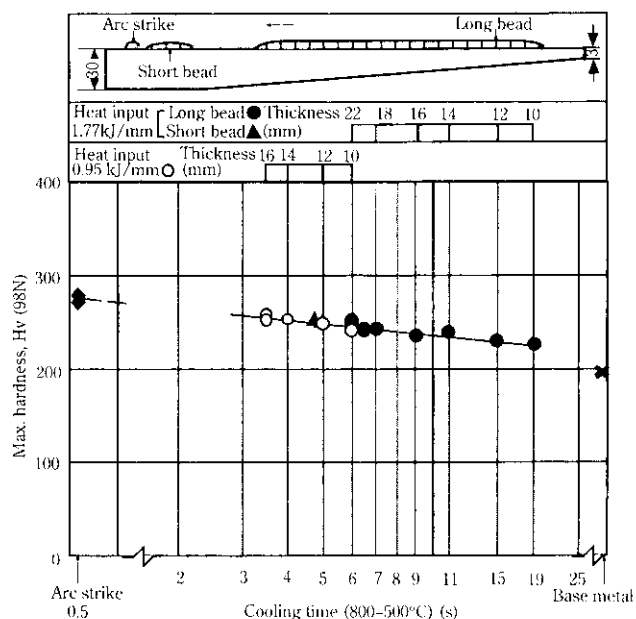


Fig. 6 Results of HAZ taper hardness test

Table 4 Welding condition for y-groove weld cracking test and results

Thickness (mm)	Atmosphere		Preheat temp. ($^{\circ}\text{C}$)	Welding conditions				Crack ratio		
	Temp. ($^{\circ}\text{C}$)	Humidity (%)		Rod	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/s)	Surface (%)	Sectional (%)	Root (%)
38	30	80	0	KSA86 (4 mm ϕ)	170	25	2.5	0.0 0.0	0.0 0.0	0.0 0.0

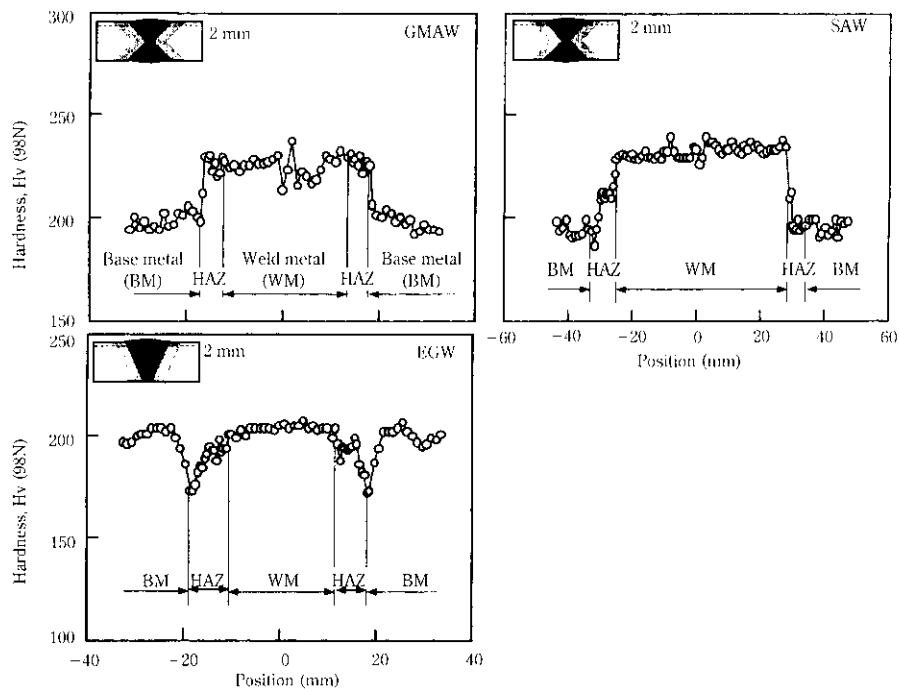


Fig. 7 Hardness distributions of welded joints

Table 5 Welding conditions for evaluation of weld performance of extremely-low carbon bainitic steel

	GMAW	SAW	EGW
Thickness (mm)	38	75	38
Welding wire	KM60 1.2 mm ϕ	KW101B 4.8 mm ϕ	DWS60-G 1.6 mm ϕ
Welding flux	—	KB110	—
Shielding gas	Ar80% + CO ₂ 20%	—	CO ₂ 100%
Preheating temperature (°C)	23	24	21
Current (A)	307	808	380
Voltage (V)	32	36	42
Speed (mm/s)	3.2	5.0	0.8
Heat input (kJ/mm)	3.0	6.0	20.4
Groove shape	X, K	X, K	V

Table 6 Mechanical properties of welded joints

Welding method	Groove Shape	Tensile test			Bend test Side bend R = 2.0 t
		Thickness (mm)	TS (MPa)	Position of fracture*	
GMAW	X	38	647	BM	Good
			648	BM	
SAW	X	75	628	BM	Good
			631	BM	
EGW	V	38	613	HAZ	Good
			613	HAZ	

*BM: Base metal

HAZ: Heat affected zone

SAW 継手は 1.5 mm、単層 EGW 継手は 5 mm)とした。いずれの位置においても溶接方法あるいは入熱によらず良好な継手靱性を示し、最も入熱の大きい EGW 継手においても、 -5°C のシャルピー吸収エネルギーが溶接金属部で 102 J、ボンド部で 172 J と十分な値が得られた。

Table 7 V-notch Charpy impact test results of welded joints

Welding method	Groove shape	Absorbed energy at -5°C (J)		
		Weld metal	Bond	HAZ
GMAW	K	196	318	280*
SAW	K	187	319	301**
EGW	V	102	172	328***

*1 mm from fusion line

**1.5 mm from fusion line

***5 mm from fusion line

4 結 言

炭素含有量を約 0.02 mass% 以下に低減し、合金元素添加により広い冷却速度範囲でマイクロ組織をグラニュラ・ベイニティック・フェライト主体組織とする TS570 MPa 級の非調質厚肉高張力鋼板を開発し、その特性を評価した結果、以下の結論が得られた。

- (1) 圧延ままの板厚 75 mm 鋼板でも 0.2% 耐力 ≥ 430 MPa、引張強度 ≥ 570 MPa となる高強度を達成した。化学組成は JIS SM570TMC 規格を満足する。
- (2) 鋼板の断面ビッカース硬さは 185~210 ポイントと板厚方向に極めて平坦な分布であり、板厚方向の強度バラツキが極めて小さいことを示した。
- (3) -5°C におけるシャルピー吸収エネルギーは 250 J 以上であり、JIS SM570TMC 規格を満足した。
- (4) アークストライクのような苛酷な小入熱非定常溶接条件においても溶接熱影響部の最高硬さがビッカース硬さで 280 ポイント以下を示し、優れた耐溶接硬化性が実証された。また、y 形溶接割れ試験において気温 30°C 、湿度 80% 環境下における割れ阻止予熱温度は 0°C であった。
- (5) 溶接入熱が 20 kJ/mm までの範囲で、継手引張強度は母材と同等以上の強度を満足した。また、溶接部の -5°C におけるシャルピー吸収エネルギーは溶接金属で 100 J 以上、ボンド部で 170 J 以上であり、開発鋼は 20 kJ/mm までの大入熱溶接に適

用可能である。

本開発により、溶接施工時の完全予熱フリー化と 20 kJ/mm までの大入熱溶接を可能とした板厚 75 mm あるいはそれ以上の板厚の 570 MPa 級厚肉高張力鋼板を圧延までの材質造り込みにより迅速に提供することが可能となった。現在、橋梁に適用を開始しており、

さらに土木・建築分野などに適用拡大の予定である。

本鋼の開発および特性評価に関し、三菱重工業(株)神戸造船所の関係各位に多くのご協力とご支援をいただきました。ここに記し、深く感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) 日本鉄鋼協会 ベイナイト調査研究部会編：「鋼のベイナイト写真集-I」, (1992), 4, [日本鉄鋼協会]
- 2) T. Hayashi, F. Kawabata, and K. Amano: "Toughness Controlling Factor of the Extremely Low Carbon Bainitic Steel", International Symposium of Accelerated Cooling/Direct Quench, Indianapolis (USA), September (1997)
- 3) 岡本尚機, 岡 宗雄：「(極)低炭素鋼のベイナイト組織と変態挙動に関する最近の研究」, (1994), 49-55, [日本鉄鋼協会]
- 4) 岡津光浩, 板倉敦次, 川端文丸, 天野慶一, 堀 紀文, 谷川 治, 奥村健一：材料とプロセス, **11**(1998), 522
- 5) 佐藤 誠, 山戸一成：溶接学会誌, **50**(1981), 11-19
- 6) I. J. Habaraken and M. Economopoulos: "Bainitic Microstructures in Low-Carbon Alloy Steels and Their Mechanical Properties", Symposium Transformation and Hardenability in Steels (1967), 69-107
- 7) D. P. Fairchild and N. V. Bangaru: *Weld Journal*, **70**(1991), 321s-329s
- 8) E. Levine and D. C. Hill: *Metallurgical Transaction A*, **8**(1979), 1453-1463