
溶接構造用非調質HT 70 およびHT 80kgf/mm² 鋼の開発

Development of Controlled-Rolled 70 kgf/mm² and 80 kgf/mm² Class High Tensile Strength Steel Plate for Weld Structure

天野 虔一(Keniti Amano) 谷川 治(Osamu Tanigawa) 志賀 千晃(Chiaki Shiga) 奥村 健人(Taketo Okumura)

要旨：

建設産業機械の軽量化，大型化を図る目的で，溶接性および冷間加工性に優れた厚板圧延ままの非調質 HT 70 (25.4mm)および HT 80 (12.7mm)を開発した。厚板圧延で可能な2相域圧延を最適化すると，TiCの歪誘起析出による析出強化および加工フェライトの回復抑制効果により，靱性劣化の伴わない高強度化が可能となり，低Ceqの標記鋼が製造可能となった。開発鋼の冷間曲げ加工性は従来のHT 80より優れ，また常温での予熱無し溶接施工が可能である。溶接継手部の靱性は建設産業機械用として十分な値を示すとともに，母材疲労特性も従来鋼と同等であった。

Synopsis：

To meet demands for higher strength steel plates for construction machines with excellent cold formability and weldability, as-rolled HT 70 steel plates (TS: 686 MPa) having a maximum thickness of 25.4 mm and as-rolled HT80 (TS: 784 MPa) steel plates of 12.7 mm thickness have successfully been developed by using a plate mill. Both precipitation hardening and inhibition of recovery of deformed ferrite are maximized by optimizing ferrite and austenite dual-phase region rolling. Consequently, strength of the plate has been much increased without deteriorating toughness for lower Ceq. The cold formability of the developed steels is superior to that of conventional as-hot-rolled HT80. Weldability tests have shown that the steels developed have good impact properties at welded HAZ and do not need pre-heating in weld fabrication. The fatigue limit of the steels with mill scale is slightly higher than 50% of its TS, indicating the same behavior as that of the conventional HT 80.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

Development of Controlled-Rolled 70 kgf/mm² and 80 kgf/mm² Class High Tensile Strength Steel Plate for Weld Structure



天野 虔一
Keniti Amano
鉄鋼研究所 鋼材研究
部厚板条鋼研究室 主
任研究員(課長)・工博



谷川 治
Osamu Tanigawa
水島製鉄所 管理部厚
板・鋳鍛管理室 主査
(課長補)



志賀 千晃
Chiaki Shiga
鉄鋼研究所 鋼材研究
部強度接合研究室 室
長(部長)・工博



奥村 健人
Taketo Okumura
水島製鉄所 企画部企
画室 主査(課長)

1 緒 言

近年、建設産業機械は軽量化と同時に大型化あるいは製作の高効率化の方向にあり、それに用いられる鋼材への要求も強度、靱性、冷間加工性、溶接性、板厚、経済性などの面で高度化してきている。従来、建設産業機械用として、非調質 HT60—厚板圧延まで、引張強度 (TS) 60 kgf/mm² (588 MPa) 以上の高張力鋼—が実用化されている。一方、熱延まま製品として、板厚 8 mm 程度までの非調質 HT80 (引張強度 784 MPa 以上) が開発¹⁻⁷⁾ されている。

これら既存の鋼板の加工性および溶接性を低下することなく、強度および板厚を増加させるべく、厚板圧延までの非調質 HT70 および HT80 の検討を行った。

本報は、まず開発のための基礎的検討結果を述べ、つづいて開発鋼の特性について述べる。

要旨

建設産業機械の軽量化、大型化を図る目的で、溶接性および冷間加工性に優れた厚板圧延まの非調質 HT70 (25.4 mm) および HT80 (12.7 mm) を開発した。厚板圧延で可能な 2 相域圧延を最適化すると、TiC の歪誘起析出による析出強化および加工フェライトの回復抑制効果により、靱性劣化の伴わない高強度化が可能となり、低 C_{eq} の標記鋼が製造可能となった。開発鋼の冷間曲げ加工性は従来の HT80 より優れ、また常温での予熱無し溶接施工が可能である。溶接継手部の靱性は建設産業機械用として十分な値を示すとともに、母材疲労特性も従来鋼と同等であった。

Synopsis:

To meet demands for higher strength steel plates for construction machines with excellent cold formability and weldability, as-rolled HT70 steel plates (TS: 686 MPa) having a maximum thickness of 25.4 mm and as-rolled HT80 (TS: 784 MPa) steel plates of 12.7 mm thickness have successfully been developed by using a plate mill. Both precipitation hardening and inhibition of recovery of deformed ferrite are maximized by optimizing ferrite and austenite dual-phase region rolling. Consequently, strength of the plate has been much increased without deteriorating toughness for lower C_{eq} . The cold formability of the developed steels is superior to that of conventional as-hot-rolled HT80. Weldability tests have shown that the steels developed have good impact properties at welded HAZ and do not need pre-heating in weld fabrication. The fatigue limit of the steels with mill scale is slightly higher than 50% of its TS, indicating the same behavior as that of the conventional HT80.

2 基礎的検討

2.1 開発の考え方

経済性を考慮して、Ni や Mo など高価な元素を使わないとすると、厚板圧延まで、厚肉の HT70 や HT80 鋼を製造するのは困難な課題である。基本的考え方としては、(1) 析出強化、(2) 変態強化、(3) 固溶強化、(4) 細粒強化、および (5) 転位強化を複合利用することである。熱延ままの非調質 HT80²⁾ は、TiC の析出強化を主要な強化機構とし、さらに変態強化と固溶強化を併用している。厚板圧延においては、低温強圧下圧延が可能である特徴を生かしてフェライト (α) + オーステナイト (γ) の 2 相域圧延による細粒強化および転位強化の効果を最大限利用することとした。また 2 相域圧延による α 域での TiC の歪誘起析出による析出強化作用の増大も期待できると考えられる。

* 昭和63年9月29日原稿受付

Table 1 Chemical compositions of steels

Steel	(wt. %)										
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	N	C _{eq} ^{*1}	P _{cm} ^{*2}
1	0.10	0.24	1.79	0.015	0.003	0.042	0.039	0.14	0.007	0.40	0.198
2	0.10	0.25	1.80	0.013	0.005	0.038	0.041	0.005	0.004	0.40	0.196

*1 $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15$

*2 $P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Mo/15 + V/10 + Ni/60 + 5B$

2.2 実験方法

供試鋼の化学組成を Table 1 に示す。鋼 1 は熱延まま非調質 HT80 であり、熱延まま板厚 4.5 mm で TS ≥ 80 kgf/mm² となる。鋼 2 は比較的研究溶解鋼であり、Ti を添加していない。これらのスラブを用い、研究ミルにて、加熱・圧延条件の検討を行った。スラブより板厚 110 mm の研究圧延用スラブを切出し、加熱温度を 1 300~1 050°C、圧延仕上温度を 840~500°C まで変化させて 13 mm 厚鋼板とした（圧延後は空冷）。

圧延後の鋼板の L, T 両方向で引張試験およびシャルピー衝撃試験を実施し、また光学顕微鏡および電子顕微鏡にてミクロ組織観察を行った。

2.3 実験結果および考察

2.3.1 加熱条件と材質の関係

鋼 1 について、スラブ加熱温度の強度と靱性に及ぼす影響を Fig. 1 に示す。710°C および 650°C 仕上材とも、加熱温度の上昇とともに、TS、降伏強度（YS または 0.2% PS）とも上昇し、1 250°C 加熱でピークとなり、さらに加熱温度が上昇すると低下してい

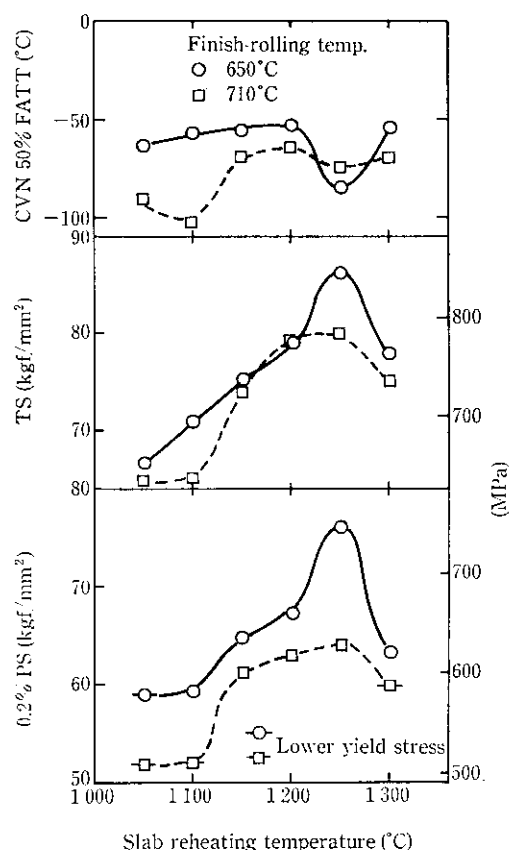
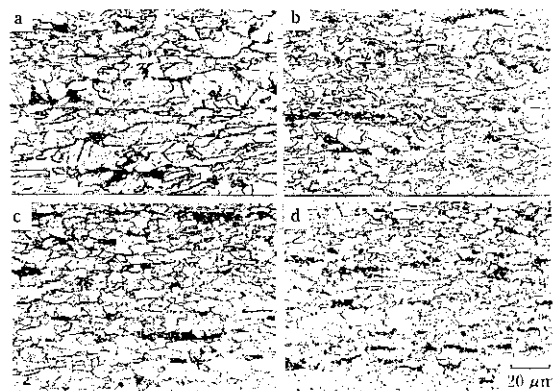


Fig. 1 Effect of slab-reheating temperature on mechanical properties



Slab reheating temperature

a: 1 300°C b: 1 250°C

c: 1 150°C d: 1 050°C

Photo 1 Microstructure change due to slab reheating temperature (finish-rolling temperature: 710°C)

る。靱性は加熱温度の上昇とともに劣化するが、1 250°C 加熱ではむしろ向上している。Photo 1 に、仕上温度が 710°C の場合のミクロ組織を加熱温度別に示す。ミクロ組織はフェライトを主体にパーライトとベイナイトが混在している。α 粒径は 1 250°C 加熱の場合がもっとも細かく、1 300°C 加熱ではきわめて粗大な α 粒が形成されている。

この鋼種に対して、強度と靱性に及ぼす Ti の冶金的效果としては次の 3 つが考えられる。

- (1) TiN を形成してスラブ加熱時および溶接時の γ 粒粗大化を阻止する。
- (2) γ 中に固溶 Ti として存在あるいは TiC として歪誘起析出し、γ の再結晶を遅滞させる⁹⁾。
- (3) α 中で TiC として析出し、析出強化に寄与する。

TiC の γ 中の溶解度積⁹⁾

$$\log [Ti][C] = -7000/T + 2.75 \dots \dots \dots (1)$$

を用いて、TiC が全量 (TiN 分を差し引く) 固溶する温度を鋼 1 について計算すると、1 218°C となる。上記 (2) および (3) の効果を十分に発揮させるにはスラブ加熱時に TiC を固溶させておくことが重要である。固溶させることにより (2) の効果があらわれ、γ 未再結晶域での十分な圧延が可能となり、α 形成核が増大し最終 α 組織が微細化される。また (3) の析出強化も大となる。

1 250°C を超える加熱温度では、難溶の TiN も 1 時間を超える保持により溶解しはじめる¹⁰⁾ とされ、また 1 350°C 加熱と 1 250°C 加熱では γ 粒径で約 3.4 倍後者の方が大きいという報告²⁾ がある。本研究でみられた 1 300°C 加熱の場合の強度と靱性の低下は、スラブ加熱時の TiN の溶解による γ 粒の粗大化に起因する最終 α 組織の粗大化によると考えられる。

2.3.2 圧延条件と材質の関係

Fig. 2 に、圧延仕上温度と強度・靱性の関係を示す。Ti 無添加鋼

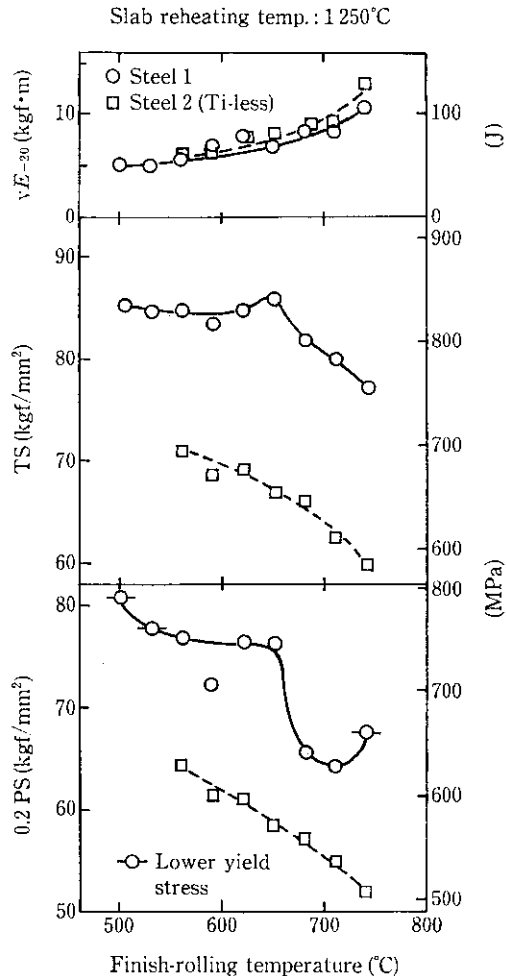


Fig. 2 Effect of finish-rolling temperature on mechanical properties

(Table 1 の鋼 2) では仕上温度の低下とともに TS と YS は単調に増加し、靱性はほぼ単調に低下している。一方、Ti を添加し、TiC を完全に固溶させた 1250°C 加熱材は、650°C の仕上温度で強度ピークを示し、しかも靱性は劣化していない。TiC を一部溶解させた 1150°C 加熱材においても、650°C 近傍にピークは小さいが強度ピークを示した。

Fig. 3 は鋼 1 を 900 から 1300°C に加熱して水冷した後、焼戻して硬度変化を調べた結果であるが、TiC の析出による 2 次硬化ピークは 580°C 近傍であった。 α 域での圧延による歪誘起析出によりこのピークは高温側に移行することが予想され、Fig. 2 に示された Ti 添加鋼の 650°C における強度ピークは、 $(\alpha + \gamma)$ 2 相域圧延での α 相における TiC の歪誘起析出に相当すると考えられる。一方、Photo 2 に示す 2 段レプリカによる電子顕微鏡観察結果によれば、Ti 添加鋼の 710°C 仕上材では、 α 粒はサブグレインを形成しているのに対し、強度ピークに対応する 650°C 仕上材ではサブグレインに至っていない転位のセル状組織が観察された。したがって上記 TiC の歪誘起析出により、加工 α の回復が抑制された効果も析出強化に重なって強度上昇に寄与している。

3 開発鋼の特性

2 章で述べた研究室的なプロセス要因の基礎検討に加えて、別途に行った成分検討の結果をもとに、厚板圧延ままの板厚 25.4 mm

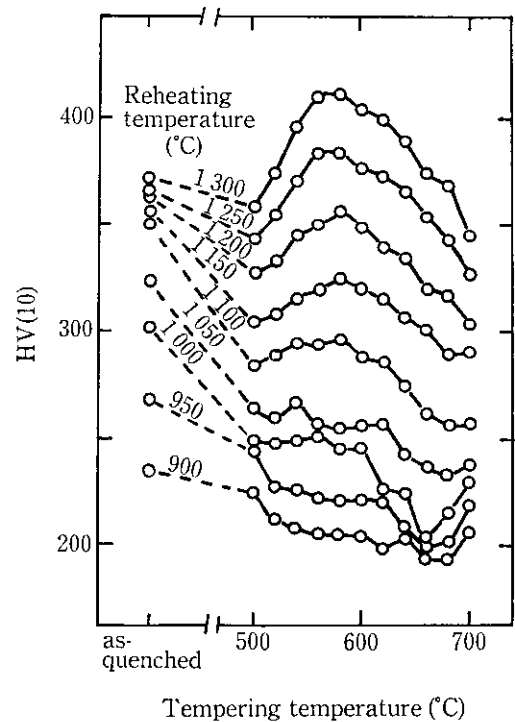


Fig. 3 Precipitation behavior of TiC

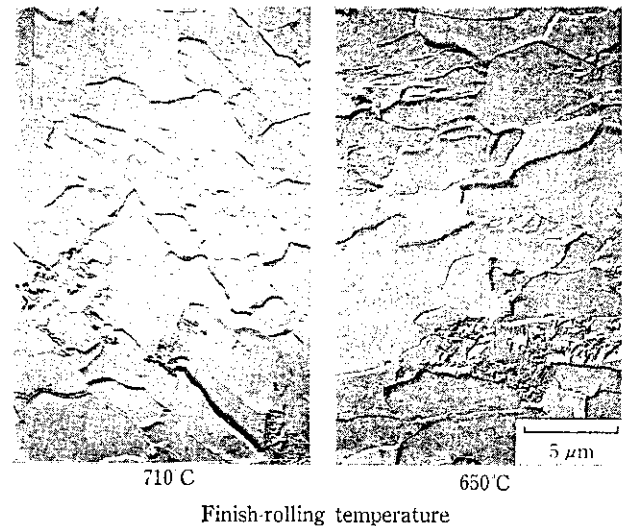


Photo 2 Substructures of deformed ferrite

の非調質 HT70 と板厚 12.7 mm の非調質 HT80 を現場試作した。Table 2 に両鋼の目標特性値を示す。本章ではこれら開発鋼の諸特性を述べる。

3.1 母材の基本特性

Table 3 に本開発鋼の化学組成を示す。鋼板の強度は各板厚に応じた制御圧延で制御可能であり、両鋼ともほぼ同等の組成となっている。また、 C_{eq} および P_{cm} が高張力鋼にもかかわらず極めて低いのが特徴である。

Table 4 に鋼板の引張および曲げ試験結果、Fig. 4 にシャルピー遷移曲線を示す。 $(\alpha + \gamma)$ 2 相域圧延を含む制御圧延を行っているため、L および T 方向の特性値に差がみられるが、特性値そのものは問題のないレベルである。

Table 2 Aimed properties of steel plates

Steel	Thick. (mm)	Tensile properties (T-direction)		Bending property* ¹	Impact properties* ² (L-direction)	
		YS (kgf/mm ²) (MPa)	TS (kgf/mm ²) (MPa)		Test temp. (°C)	Av. absorbed energy (kgf·m) (J)
HT70	25.4	60 ≤ (588 ≤)	70 ~ 85 (686 ~ 833)	180° bending	-15	4.0 ≤ (39 ≤)
HT80	12.7	70 ≤ (686 ≤)	80 ~ 95 (785 ~ 932)	Radius: 1.5 t	-15	3.6 ≤ (35 ≤)

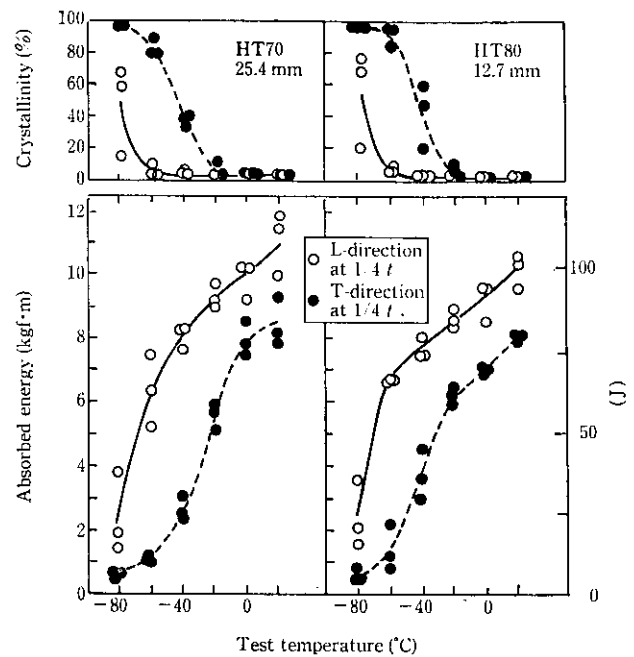
*¹ Test piece JIS Z 2204 No. 1*² Test piece JIS Z 2202 No. 4 (V-notch)

Fig. 4 V-notch Charpy transition curves

Table 3 Chemical compositions of the steel plates developed

Steel	Thick.	(wt. %)								
		C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	C _{eq}	P _{cm}
HT70	25.4 mm	0.09	0.53	1.87	0.019	0.004	0.040	0.18	0.40	0.201
HT80	12.7 mm	0.10	0.52	1.81	0.019	0.003	0.039	0.18	0.40	0.208

Table 4 Tensile and bend tests results of steel plates

Steel	Thick. (mm)	Test Direc- tion	Tensile Test* ¹			Bend Test 180° bending R=1.5 t
			YS (kgf/mm ²) (MPa)	TS (kgf/mm ²) (MPa)	El (%)	
HT70	25.4	L	64 (628)	73 (716)	27	Good
		T	67 (657)	77 (755)	26	Good
HT80	12.7	L	73 (716)	82 (804)	30	Good
		T	76 (745)	85 (834)	27	Good

*¹ Test piece: JIS No. 4 for thickness 25.4 mm
JIS No. 5 for thickness 12.7 mm

3.2 加工性

建設産業機械用としては冷間加工性（主として曲げ加工性）が要求される。ここでは端面の仕上げ状態を変化させて、広幅曲げ試験を行った。Table 5 に試験方法を示す。Fig. 5 に HT70 鋼の結果を示し、Fig. 6 に HT80 鋼の結果を示す。端面ガス切断の場合には冷間曲げ加工性はきわめて良好である。ガス切断硬さ試験によれば、硬化層の厚みは 1 mm 程度であった。またその硬さもビッカース硬さで 300 以下であり硬化は少なかった。これは C_{eq} が低いことによる。

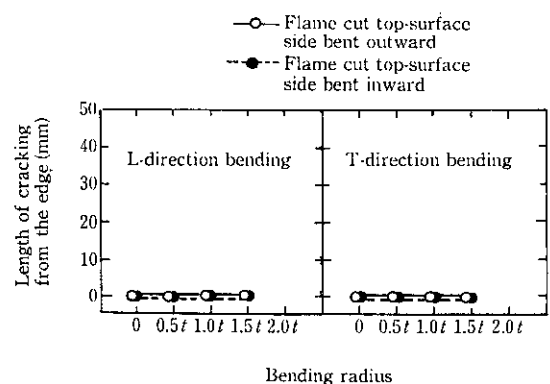


Fig. 5 Wide-width bend test results of as-flame-cut sample (HT70, 25.4 mm)

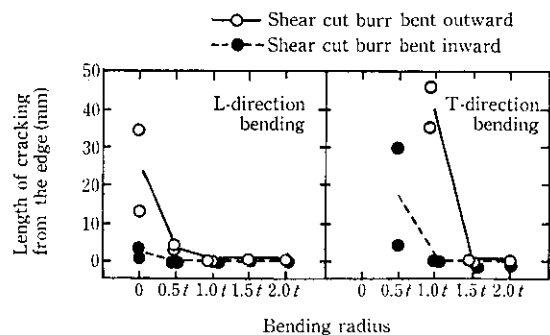
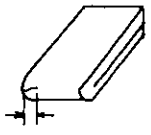
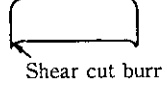


Fig. 6 Wide-width bend test results of as-shear-cut sample (HT80, 12.7 mm)

Table 5 Test conditions for cold bending

Steel	Specimen			Bending			Evaluation
	Size (mm)	Direction	Edge preparation	Method	Angle	Direction	Crack length
HT70	25.4 <i>t</i> × 150 <i>W</i> × 350 <i>L</i>	L, T	As flame cut 	Roller bending	180°	Inward and outward bending of the cut top-surface side	 Length of cracking from edge
HT80	12.7 <i>t</i> × 150 <i>W</i> × 350 <i>L</i>	L, T	As shear cut 	Roller bending	180°	Inward and outward bending of shear cut burr	

一方、シャー剪断のままでは、従来の熱延まま HT80 が曲げ半径で 2.5~3.5 *t* に制限⁷⁾されているのに対し、開発鋼は Fig. 6 に示すように、2.0 *t* 曲げまで許容できる。さらに厳しい加工の場合には、曲げ半径ばかりでなく、曲げ方向を鋼板の圧延方向にとり、あるいはシャー剪断かえりを曲げの内側にする等の留意を行えば可能であり、0.5 *t* 曲げまで許容される。

3.3 溶接性

JIS Z 3101 による最高硬さ試験を Table 6 に示す溶接条件で行った。結果を Fig. 7 に示す。板厚が 25.4 mm の場合でも予熱なしでビッカース硬さ 300 以下であった。C_{eq} と HV_{max} の関係からみると、開発鋼は従来の HT60 なみの硬化性である。

さらに JIS Z 3158 による斜め Y 形溶接割れ試験を板厚 25.4 mm の HT70 を用い Table 7 に示す溶接条件で実施した。結果を Fig. 8 に示す。GMAW (gas metal arc welding) の場合、割れ阻止温度は 0°C 以下、SMAW (shielded metal arc welding) の場合でも割れ阻止温度は 50°C であり、産業機械のように拘束が比較的厳しくない場合は常温で予熱なし施工も可能と考えられる。

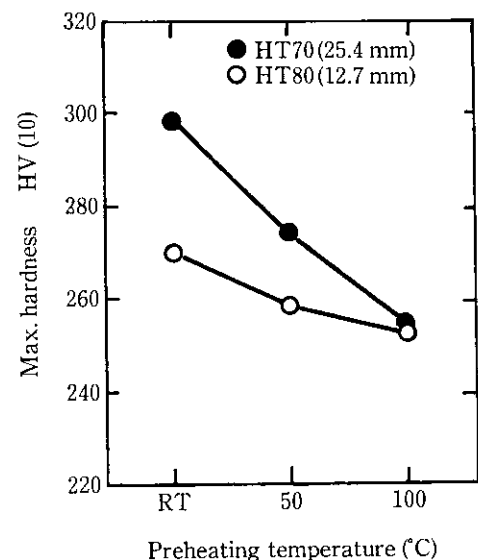


Fig. 7 Result of maximum hardness test

Table 6 Welding conditions for maximum hardness test

Specimen thick.	20 mm*(HT70) 12.7 mm (HT80)
Welding rod	KSA 106, 4 mmφ
Current	170 A
Voltage	25 V
Speed	2.5 mm/s

* Thickness was reduced to 20 mm from 25.4 mm according to JIS provisions

3.4 溶接継手の特性

板厚 25.4 mm の HT70 を用い、Table 8 に示す条件で SMAW 継手および産業機械等で用いられることの多い GMAW 継手を作成し、溶接継手性能を調査した。Table 9 に継手引張および曲げ特性を示す。短ゲージ、長ゲージ試験片とも母材と同等の TS を示した。

Fig. 9 に各ノッチ位置のシャルピー衝撃試験結果を示す。最も劣化のみられる Fusion Line (FL) でも、-20°C で 3 kgf·m (29 J) 以上であり問題ない。

Table 7 Welding conditions for Y-groove weld cracking tests of HT70

Welding							Plate	Thickness
Method	Conditions				Atmosphere			
	Wire	Current	Voltage	Speed	Air temp.	Humidity		
GMAW	KM 60, 1.6 mmϕ	300 A	31 V	4.5 mm/s	15°C	60%	HT70	25.4 mm
SMAW	KSA 106, 4 mmϕ	170 A	23 V	2.5 mm/s	11°C	53%		

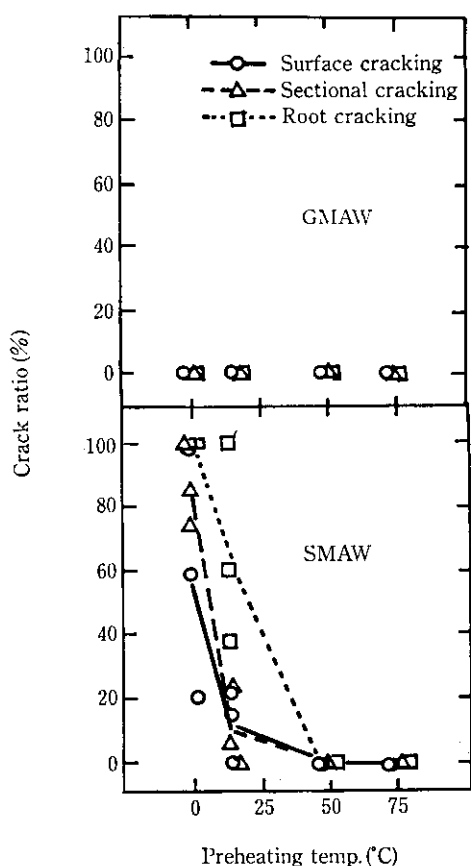


Fig. 8 Result of Y-groove weld cracking test of HT70

Table 8 Welding conditions for HT70

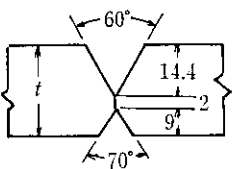
	SMAW	GMAW
Welding wire	KSA106 4 mmφ	KM60 1.6 mmφ
Shielding gas	—	Ar80% + CO ₂ 20%
Preheating temperature	Room temp.	Room temp.
Interpass temperature (°C)	70~110	70~120
Current (A)	170	310
Voltage (V)	25	33
Speed (mm/s)	2.5	5.2
Heat input(kJ/mm)	1.7	2.0
Groove shape		

Table 9 Mechanical properties of welded joints

Welding method	Tensile test (L direction)				Bend test
	Test piece	YP (kgf/mm ²) (MPa)	TS (kgf/mm ²) (MPa)	Position of fracture*1	Side bend R=1.0t
SMAW	Shorter gauge	—	74.4 (730)	WM	Good
		—	73.6 (722)	BM	
	Longer gauge	62.8 (669)	72.2 (708)	BM	Good
		61.0 (598)	71.5 (701)	BM	
GMAW	Shorter gauge	—	74.0 (726)	BM	Good
		—	73.7 (723)	BM	
	Longer gauge	60.7 (595)	72.3 (709)	BM	Good
		61.5 (603)	73.4 (720)	BM	

*1 WM: Weld metal

BM: Base metal

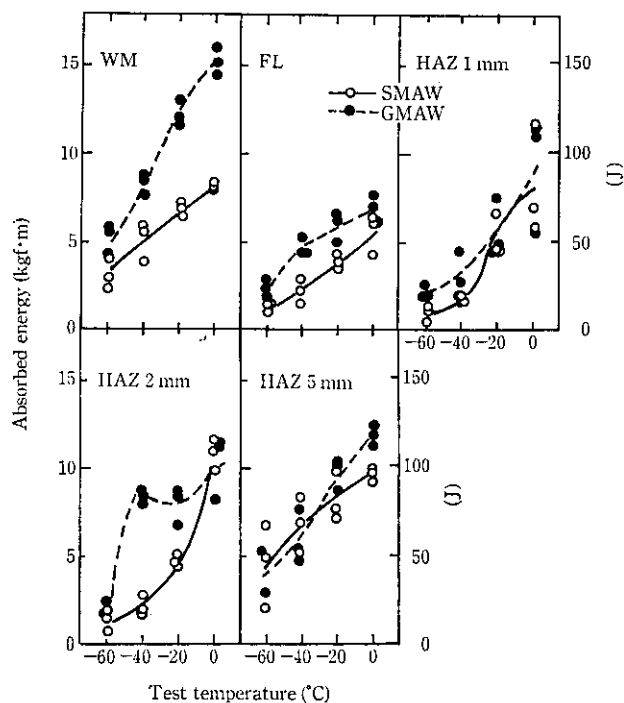


Fig. 9 Charpy impact transition curves of welded joints

3.5 疲労特性

板厚 25.4 mm の HT70 を用い、JIS Z 3103 に準じて母材の片振引張式疲労試験を実施した。表面仕上は、両面研削としたものと片面に黒皮を残したものの 2 種とし、12.5 mm の厚みで試験を実施した。結果を Fig. 10 に示す。黒皮表面ままの場合の疲労限でも、引張強さの 50% 強であり、従来鋼と同等の挙動である。

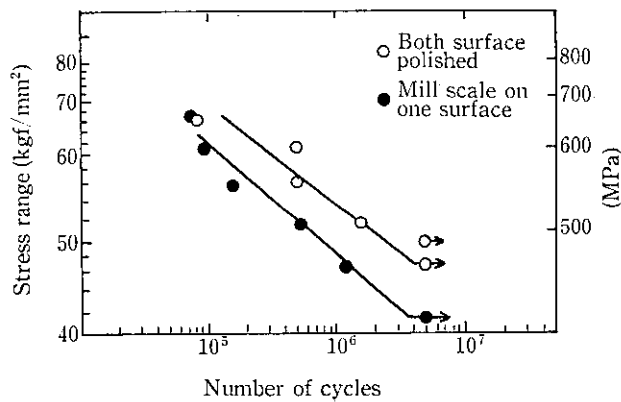


Fig. 10 Result of tensile-type fatigue test

4 結 言

厚板圧延までの建設産業機械用厚肉非調質鋼 HT70 および HT80 を開発すべく行った研究室実験および現場における試作の結果より以下の結論が得られた。

- (1) ($\alpha+\gamma$) 2 相域圧延の最適化により、TiC の歪誘起析出および加工 α の回復抑制効果が重なり、靱性の劣化なしに高強度化が可能となる。
- (2) 上記効果を実現するにはスラブ加熱時に TiC を溶解させ、かつ TiN を溶解させないことが必要である。
- (3) 上記プロセス条件をもとに現場試作した 12.7 mm の HT80 と 25.4 mm の HT70 は、低 C_{eq} にもかかわらず十分な母材特性を示した。
- (4) 冷間曲げ加工性は従来の熱延まま HT80 より優れる。ガス切断端面の場合は密着曲げまで可能である。シャー剪断まの場合は曲げ方向やシャー剪断かえりの方向を考慮して加工を行えば 0.5t 曲げまで可能である。
- (5) 溶接熱影響部の最高硬さは HT60 と同等の値である。
- (6) 斜め Y 形溶接割れ試験の結果より常温での予熱なし施工が可能である。
- (7) 溶接継手部靱性は建設産業機械向けとして十分な性能を示す。
- (8) 疲労特性は、黒皮ままの疲労限でも引張強さの 50% 強であり、従来鋼の挙動と同等である。

参 考 文 献

- 1) 高橋 功, 加藤俊之, 佐藤広武, 森 耐介: 川崎製鉄技報, 8 (1976) 2, 103-109
- 2) I. Takahashi, T. Kato, T. Tanaka, and T. Mori: "Toughness Characterization and Specifications for HSLA and Structural Steels", ed. by P. L. Mangonon, Jr., TMS-AIME, (U.S.A.), March (1977), 308-337
- 3) 梶田 尚, 谷 幸夫, 山口哲夫, 小指軍夫, 能勢二郎, 池上能右: 日本鋼管技報, No. 56 (1972), 289-306
- 4) 三好栄次, 松岡 孝, 国重和俊, 高橋守雄, 野崎徳彦: 住友金属, 26 (1974) 2, 162-169
- 5) 自在丸二郎, 隆杉幹夫, 高橋康雄: 神戸製鋼所技報, 30 (1980) 1, 45-50
- 6) 河野 治, 江坂一彬, 加藤征四郎, 阿部 博, 脇田淳一, 高橋 学, 片上幹史, 原田慎三: 製鉄研究, No. 329 (1988), 15-21
- 7) 国重和俊, 浜松茂喜: 日本金属学会報, 27 (1988) 4, 278-280
- 8) S. Yamamoto, C. Ouchi, and T. Osuka: "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite", ed. by A. J. DeArdo, G. A. Ratz, and P. J. Wray, TMS-AIME, (U.S.A.), August (1981), 613-639
- 9) K. J. Irvine, F. B. Pickering, and T. Gladman: J. Iron Steel Inst., 205 (1967), 161-182
- 10) 松田昭一, 奥村直樹: 鉄と鋼, 62 (1976) 9, 1209-1218