

溶接熱影響部靱性に優れた TMCP 製 YP420 および YP500 MPa 級海洋構造物用厚鋼板*

川崎製鉄技報
25 (1993) 1, 13-19

The 420 MPa and 500 MPa Yield Strength Grade Steel Plates with Excellent HAZ Toughness Produced by TMCP for Offshore Structure



谷川 治
Osamu Tanigawa
水島製鉄所 管理部厚板・鍛冶管理室 主査 (課長)



石井 裕昭
Hiroaki Ishii
水島製鉄所 管理部厚板・鍛冶管理室



板倉 教次
Noritsugu Itakura
鉄鋼研究所 鋼材研究部厚板・条鋼研究室



天野 虔一
Keniti Amano
鉄鋼研究所 鋼材研究部厚板・条鋼研究室長 (部長補)・工博



中野 善文
Yoshifumi Nakano
鉄鋼研究所 鋼材研究部強度・接合研究室長 (部長)・Ph. D.



川端 文丸
Fumimaru Kawabata
鉄鋼研究所 薄板研究部薄板研究室 主任研究員 (課長)

1 緒 言

石油資源開発の活発化に伴い、海洋構造物の設置域も浅海から深海に、また温暖地帯から氷海域にまで広がりがつつある。これに伴い、使用される鋼板も高強度化および厚肉化するとともに、特に氷海域では -50°C 程度の低温における安全性が要求される。

海洋構造物用鋼板の最も重要な品質課題は、溶接構造物としての安全性の確保であり、特に溶接熱影響部 (HAZ) の靱性を十分高める必要がある。このためには、鋼板の低炭素当量化が有効であるが、前述した鋼板の高強度化、厚肉化の要求と一般的に両立し難い。MACS (multipurpose accelerated cooling system) は、制御圧延とその後の制御冷却により、低炭素当量のもとでも高強度高靱性

要旨

海洋構造物用鋼板として、大型構造物に用いられる YP 420 MPa 鋼 (板厚 101.6 mm)、氷海域での使用に耐え得る YP 420 MPa 鋼 (板厚 60 mm) および軽量化を目的とした YP 500 MPa 鋼 (板厚 50 mm) を開発した。これらの鋼板は、溶接部靱性を確保するための適切な化学組成の研究結果にもとづき、連続 casting 法と TMCP を用い製造された。鋼の P_{cm} は 0.20% 以下であり、予熱無しでの溶接が可能である。入熱 3~5 kJ/mm の SAW 継手部の CTOD 値は -10°C および -50°C (氷海域用鋼) で 0.4 mm 以上の良好な値を示しており、いずれの鋼板も海洋構造物として十分な性能を有することが確認された。

Synopsis:

Steel plates for offshore structures with satisfactory toughness of the welded joint have been successfully developed using both continuous casting and thermo-mechanical control processes. These are the 101.6 mm thick YP 420 MPa steel plate for a large structure, the 60 mm thick YP 420 MPa steel plate for arctic use, and the 50 mm thick YP 500 MPa steel plate. The chemical compositions of the steel plates were appropriately designed for improving the HAZ toughness. The P_{cm} values of these plates were less than 0.20%, which enabled to weld without preheating. The submerged arc welded joints with a heat input ranging from 3 to 4.5 kJ/mm showed sufficient CTOD values of more than 0.4 mm at -10°C . The CTOD values of the steel plate welded with heat input of 5 kJ/mm for arctic use were also above 0.4 mm at -50°C .

を得る有力な手段である。本報告では、HAZ の靱性を高めるための成分設計と有効な微量元素の影響について明らかにするとともに、これらの知見をもとに連続 casting および MACS プロセスを用いて製造した 3 種の鋼板およびその溶接継手の諸特性を評価した。

2 鋼板の開発目標性能

現在、海洋構造物用として一般的に使用されている鋼板は比較的高強度のものでも YP360 MPa 級の板厚 100 mm 程度であり¹⁾、その CTOD 試験の要求温度も -10°C のものが多い。

本報告における開発目標性能を Table 1 に示すが、いずれも上記鋼を強度あるいは低温靱性でしのぐものである。鋼 A は鋼板の強度を YP420 MPa 級に高め板厚を 101.6 mm としたもので、鋼 B は強度は鋼 A と同等で CTOD 要求温度を -50°C とし氷海域での使用を

* 平成 4 年 11 月 17 日原稿受付

Table 1 Target properties of the steel plates and the welded joints

Steel	Plate thickness (mm)	Steel plate			Welded joint		
		YS (MPa)	TS (MPa)	V Charpy absorbed energy (J)	Welding method	Heat input (kJ/mm)	CTOD value (mm)
A	101.6	≥ 414	≥ 517	$\sqrt{E_{-40}} \geq 48$	SAW	≤ 4.5	≥ 0.38 at -10°C
B	60	≥ 400	≥ 530	$\sqrt{E_{-60}} \geq 48$	SAW	5~19	≥ 0.10 at -50°C
C	50	≥ 500	≥ 570	$\sqrt{E_{-40}} \geq 48$	SAW	≤ 4.5	≥ 0.25 at -10°C

目指したもので、そして鋼Cは強度をさらに高め YP500MPa 級としたものである。

鋼Aは API 規格の 2W²⁾ Grade 60 鋼を、鋼Bは 2W Grade 60 鋼の低温仕様を基本としたものであり、鋼Cは規格が策定されていないため YS を 500 MPa まで高めた他は 2W 規格を準用したものである。

3 化学成分と製造条件の検討

上記目標性能を満足させるための鋼板製造に対する考え方を Table 2 に示す。溶接継手部靱性を確保するために、低炭素等量化、低 Si 化、低 N 化、REM および Ti の添加などの化学組成面での改良および MACS プロセスの適用を行った。

Table 2 Metallurgical countermeasures for improving the toughness of local brittle zones (LBZs)

LBZ	Metallurgy	Countermeasure
CG HAZ	Grain size	- Utilizing pinning effect by insoluble fine precipitate - Fine dispersion of TiN - REM addition
	Microstructure	- Reduction of the MA constituent in upper bainite structure - Lowering C_{eq} - Lowering C - Lowering N - Nucleation of fine ferrite-pearlite structure - Lowering C_{eq} - REM addition
	Matrix	- Reduction of free N and sol. Ti - Lowering N - Control of Ti/N
IC HAZ	Improving the toughness of base metal	Utilizing the TMCP
ICCG HAZ	Decreasing the MA constituent	Lowering C, Si, and P
	Decomposing the MA to ferrite and cementite	
SCCG HAZ	Minimizing the detrimental effect of precipitation hardening on toughness	Restricting Nb and V contents

HAZ 靱性の劣化には、二つの要因がある。一つは、大入熱溶接による HAZ 部の粗粒化による劣化である。またもう一つは、多パス溶接の熱サイクルにより生成される LBZ(local brittle zone) による劣化である。LBZ の生成およびその劣化は、溶接入熱³⁾ とパス間温度等の溶接積層法⁴⁾ に大きく依存している。

最近の研究^{3,5)} で、HAZ には 4 種の LBZs があることが明らかにされている。すなわち CG HAZ(coarse grain HAZ)、IC HAZ(inter-critically reheated HAZ)、ICCG HAZ(inter-critically reheated coarse

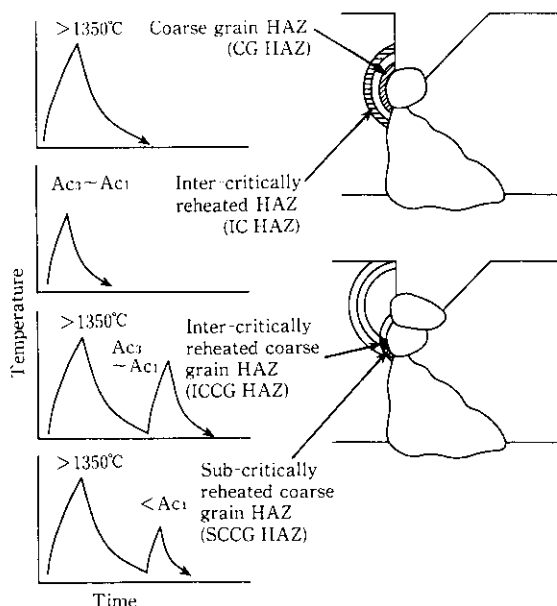


Fig. 1 Four local brittle zones and their thermal cycles

grain HAZ), そして SCCG HAZ(sub-critically reheated coarse grain HAZ) である。Fig. 1 に溶接熱サイクルにより生成される 4 種の LBZs を示す。

3.1 CG HAZ の靱性に対する検討

CG HAZ は、Fig. 1 に示したように母材が 1 パスの溶接熱により 1350°C 以上にさらされた部分である。CG HAZ 靱性劣化対策としては次のような方策がある。

- (1) REM および Ti を添加し、生成した REM(O, S) および TiN のピンニング効果^{6,7)} により、溶接熱サイクルによるオーステナイト粒の粗大化を抑制する。
- (2) 低炭素等量化、低 N 化による組織の微細フェライト・パーライト化。

3.2 IC HAZ の靱性に対する検討

IC HAZ は、1 パスの溶接熱により母材が、 Ac_3 と Ac_1 の間すなわち 2 相域に、さらされた部分である。この部分では結晶粒の粗大化はほとんど起こらないが、2 相域に再加熱された際の逆変態により生成した硬質なマルテンサイトの存在により靱性は劣化する。

Fig. 2 に IC HAZ に相当する fusion line から 2 mm 離れた位置のシャルピー吸収エネルギーと母材の破面遷移温度の関係を示す。IC HAZ に対応する HAZ 2 mm の靱性は母材靱性に大きく依存している。また、細粒化による母材靱性の改善は IC HAZ の靱性改善に有効である³⁾ ことが明らかとなっている。母材の微細なマイクロ組織を得るには TMCP 技術適用が最良の方法である。

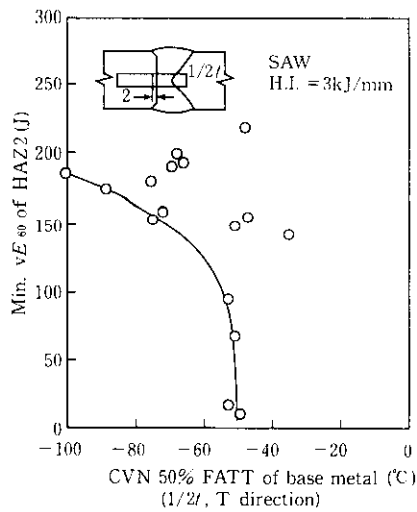


Fig. 2 Relation between toughness of base metal and that of HAZ 2 mm

3.3 ICCG HAZ の靱性に対する検討

ICCG HAZ は、第1パスの溶接熱により母材が1350°C以上にさらされた部分が、次パスにより A_{c3} と A_{c1} の間すなわち2相域に再加熱された部分である。2相域に再加熱された際、逆変態したオーステナイト中にCが濃縮し、martensite-austenite constituent (MA) が生成し、LBZ となる。ICCG HAZ に観察される MA の例を Photo 1(a) に示す。最近の研究⁹⁾で、ICCG HAZ の靱性は、単に MA の量では決まらず、その形態および分布、すなわちアスペクト比および MA 粒子間の距離が大きく影響することが明らかとなっている。

CG HAZ および IC HAZ は1回の溶接熱サイクルにより生成されるが、ICCG HAZ は、2回の溶接熱サイクルにより生成されるので、比較的小入熱の多パス溶接の際に問題となる。これに対し、大入熱1パス溶接の時には、ICCG HAZ は生成されず問題とならない。

多パス溶接では、ICCG HAZ は一般に後続の第3パスの熱サイ

Steel	(mass%)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Nb
TM1	0.07	0.11	1.45	0.010	0.001	0.035	0.26	0.73	0.012
TM2	0.08	0.38	1.46	0.004	0.001	0.033	0.20	0.20	0.025
NM	0.16	0.37	1.49	0.011	0.003	0.017	-	0.16	0.027

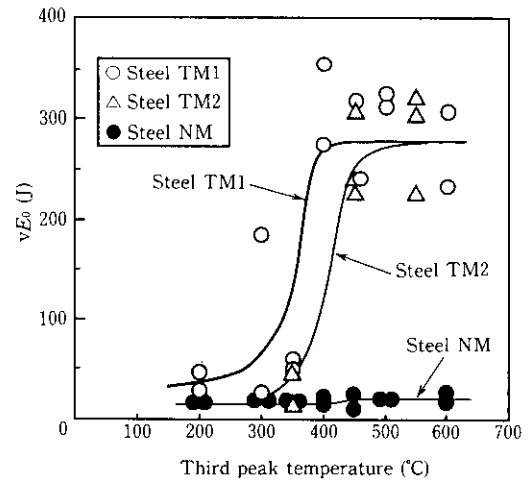


Fig. 3 Effect of the third reheating peak temperature on the toughness of the ICCGHAZ (The first and second reheating peak temperatures of simulated ICCGHAZs were 1400°C and 800°C, respectively.)

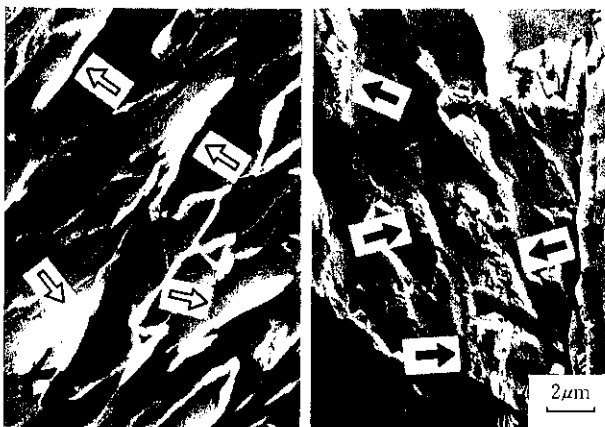
クルによる影響を受け、化学成分にもよるが、450°C程度以上の熱サイクルを受けた場合その靱性は改善される⁹⁾。これは Photo 1(b) に示すように、MA のフェライトとセメンタイトへの分解と対応している。

Fig. 3 に ICCG HAZ の靱性に及ぼす3パス目の温度の影響を示す。高C-高Siの鋼 NM は500°Cの再加熱でわずかに改善されるものの、600°Cまで第3パスの温度が上昇しても改善の程度は非常に小さい。これに対し、低C-低Siの鋼 TM1 および低C-高Siの鋼 TM2 は第3パスの温度の上昇にともない ICCG HAZ の靱性が改善される。また靱性の改善開始温度は低C-低Siの鋼 TM1 は350°Cであり、低C-高Siの鋼 TM2 より50°C低い。このように、ICCG HAZ の低温短時間テンパーによる靱性改善挙動は化学組成に強く依存する。

Fig. 4 に ICCG HAZ および450°Cの低温短時間テンパーを受けた ICCG HAZ の靱性に及ぼすC, Si, Nbの影響を示す。ICCG HAZ の靱性は低く、化学成分の影響は顕著でない。しかし、450°Cの低温短時間テンパーにより、ICCG HAZ の靱性は改善される。特に、Siを低減させた場合に顕著である。ICCG HAZ では、どのSi量でもMAが観察されたが、450°Cの低温短時間テンパーを受けた ICCG HAZ では、Siを0.2 mass% (以後、%で表示) 未満にした場合にMAはフェライトとセメンタイトに分解していた。これは、低Si鋼では、MAの分解が低温で開始する⁹⁾ためである。また同図から、0.10%までのCの添加、0.03%までのNbの添加は第3パスの溶接熱サイクルを受けた ICCG HAZ の靱性を劣化させないことがわかる。

3.4 SCCG HAZ の靱性に対する検討

SCCG HAZ も2重熱サイクルを受けたLBZであり、CG HAZ が第2パスの熱サイクルにより A_{c1} 以下に再加熱されたものである。CG HAZ では固溶していたNbが、600°C程度への再加熱により微細なNb(C, N)として析出し靱性を劣化させる。Fig. 5 に



(a) ICCG HAZ (→ M-A constituents) (b) ICCG HAZ tempered at 450°C (→ Ferrite-cementite aggregates)

Photo 1 Scanning electron microscopic observation of simulated HAZs

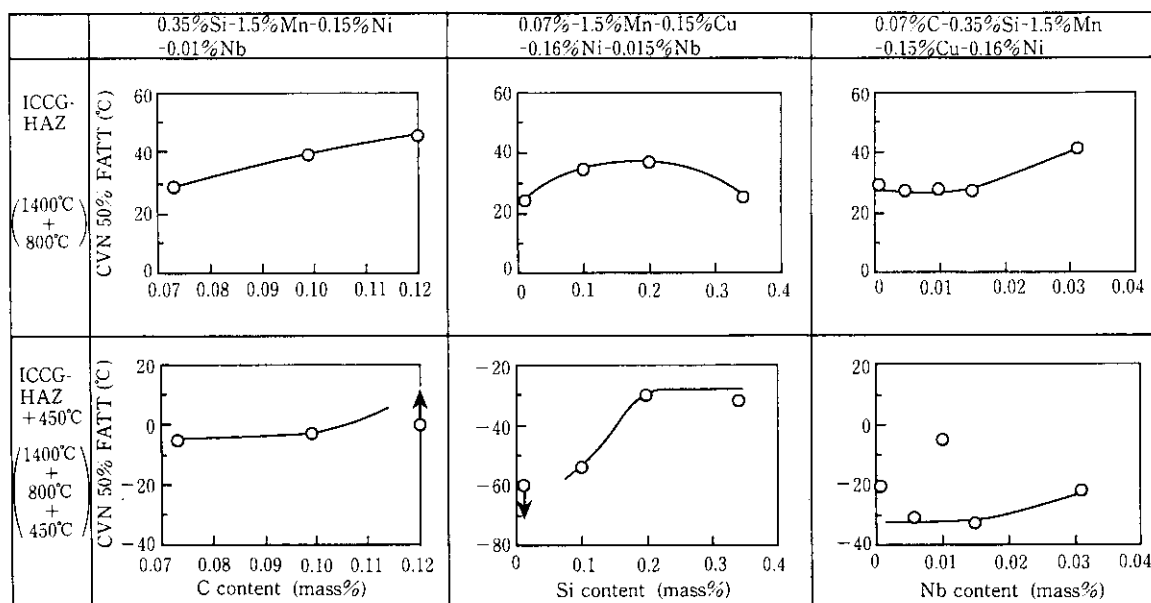


Fig. 4 Effects of C, Si, and Nb on toughness of ICCGHAZ and that tempered at 450°C

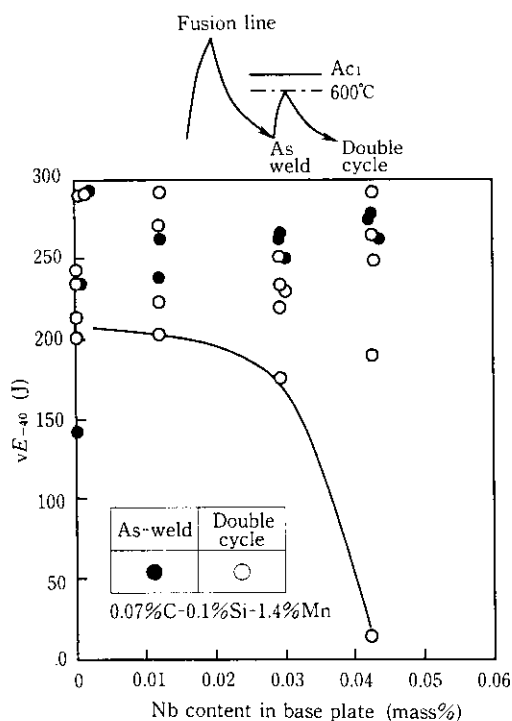


Fig. 5 Effect of Nb content on toughness of SCCGHAZ

SCCG HAZ の靱性に及ぼす Nb の影響を示す。Nb の 0.03% までの添加は SCCG HAZ の靱性を劣化させない。

以上の溶接熱影響部の靱性に関する検討をもとに、REM および Ti を添加した低 C-低 Si-Cu-Ni-Nb 系を基本成分とし化学成分を決定した。低炭素等量化等にもなる母材強度の低下に対しては、Cu および Ni を添加し、さらに MACS 設備を用いた制御圧延・制御冷却プロセスにより強度の確保を図った。Cu および Ni は HAZ 靱性を低下させることなく強度上昇を図れる元素として添加される。

4 鋼板の諸特性

4.1 開発鋼板の化学成分と製造プロセス

Table 3 に各鋼板の化学組成を示す。C_{eq} は 0.38~0.41%、P_{cm} は 0.20% 以下であり、予熱なしでの溶接が可能である。Fig. 6 に各鋼板の製造工程を示す。製鋼工程では、P, S 等の不純物を十分除去するとともに、REM 添加処理を行い連続鋳造法にて厚み 310 mm の铸片とした。厚板工程では、比較的低温で铸片を加熱し、末再結晶域を主体とした制御圧延の後、加速冷却を実施した。

なお、YP500 MPa 鋼を狙った鋼 C については、強度確保のため、加速冷却の後、焼戻しを行った。また、板厚 101.6 mm の鋼 A につ

Table 3 Chemical compositions of steel plates

(mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Al	N	C _{eq} *1	P _{cm} *2	Note
A	0.08	0.18	1.53	0.004	0.001	0.19	0.40	0.024	0.029	0.0036	0.38	0.18	REM-Ti treated
B	0.07	0.11	1.45	0.010	0.001	0.26	0.73	0.012	0.035	0.0025	0.38	0.17	
C	0.10	0.15	1.50	0.004	0.002	0.26	0.49	0.030	0.037	0.0038	0.41	0.20	

$$*1 \quad C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{V+Mo+Cr}{5} + \frac{Cu+Ni}{15}$$

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

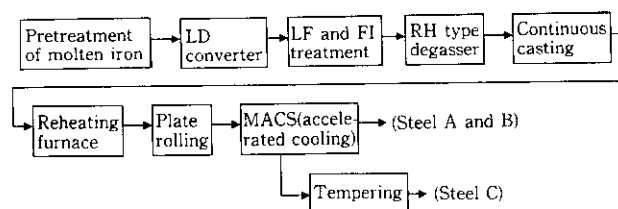


Fig. 6 Manufacturing process of steel plates

いては、鋼片中心部のボロンティ圧着のため、強圧下圧延を特に実施した。

4.2 母材基本特性

Photo 2 に母材の光学顕微鏡組織を示す。いずれも微細なフェライトおよびペイナイト主体の組織である。

Table 4 に母材の引張試験および 2 mmV ノッチシャルピー試験結果を示す。いずれの鋼板も、Table 1 に示した強度、靱性の目標値を、板厚 1/2 部まで含め満足している。また、板厚 101.6 mm の鋼 A についても、板厚方向引張試験における紋り値は 77% 以上と大きく、十分な耐ラメラテア性を有している。

次に、母材の脆性破壊発生特性を 3 点曲げ CTOD 試験（試験片厚みを B とし、鋼 A は、 $B \times B$ 、その他は $B \times 2B$ サイズ⁹⁾）により調べた。その結果、CTOD 値は、鋼 A および鋼 C では -10°C で、極低温仕様の B 鋼では -50°C でいずれも 1.7 mm 以上の値を示した。

4.3 溶接性

低温溶接割れ感受性を JIS Z3158 の斜め Y 型拘束割れ試験により調べた。Table 4 にその結果を示すが、鋼 A および B の割れ阻止温度は 25°C 以下であり、鋼 C のそれも 25°C と低い温度であることから、いずれの鋼も実施工においては予熱無しの溶接が可能と考

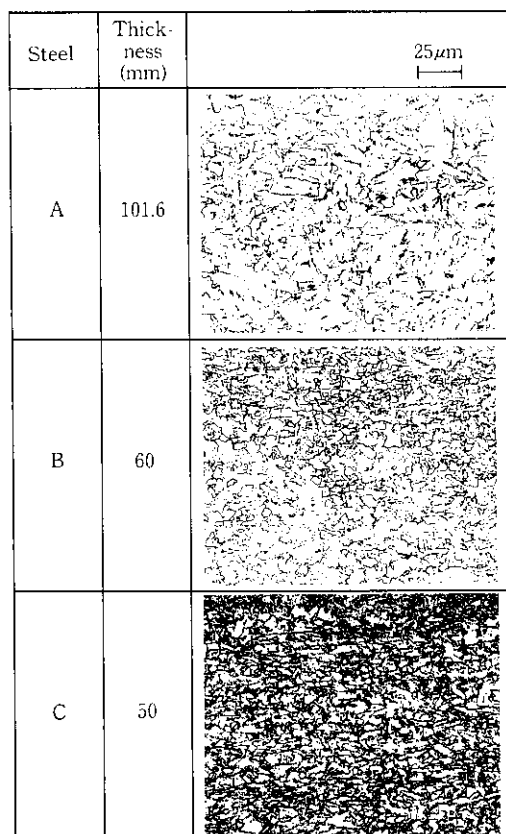


Photo 2 Microstructure of steel plates

えられる。

4.4 歪時効特性

板厚の最も大きい鋼 A の鋼板表面近傍について、最大 5% の歪付

Table 4 Mechanical properties of steel plates

Steel	Plate thickness (mm)	Location	Direction	Tensile properties			Charpy impact properties				Preheat temp. without cracking*2 (°C)
				YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	Absorbed energy (J)			50% FATT (°C)	
							−40°C	−60°C	−80°C		
A	101.6	1/4t	L	439	535	32	421	382	130	−73	≤25
			T	451	556	31	430	364	277	−92	
			Z	—	527	77*1	—	—	—	—	
		1/2t	L	428	530	33	424	421	397	−86	
			T	420	528	32	385	368	292	−84	
			Z	—	524	77*1	—	—	—	—	
B	60	1/4t	L	480	539	31	—	305	312	−114	≤0
			T	480	549	28	—	315	329	−114	
		1/2t	L	495	549	30	—	307	213	−115	
			T	485	554	27	—	295	250	−106	
C	50	1/4t	L	515	591	28	279	268	213	−105	25
			T	530	603	27	211	214	169	−95	
		1/2t	L	504	596	27	242	185	101	−77	
			T	523	598	26	176	143	86	−68	

*1 Reduction of area (%)

*2 JIS Z3158

加ののち、250°C で 1 h の時効処理を行ない、シャルピー衝撃試験により靱性値の変化を調べた。

Table 5 に試験結果を示す。歪時効処理による破面遷移温度の上昇は 4~7°C と極めて小さく、使用温度近傍では靱性の変化はない。

5 溶接継手の諸特性

5.1 溶接条件

Table 6 に各鋼板の溶接条件を示す。各鋼板とも入熱量 3~5 kJ/mm の多層サブマージアーク溶接を適用するとともに、低温仕様の鋼 B については高能率溶接法として入熱量 19.3 kJ/mm の両側一層のサブマージアーク溶接も実施した。

5.2 溶接継手の基本特性

Table 7 に各継手の引張試験および継手各部位のシャルピー衝撃

Table 5 Effect of strain aging on Charpy impact properties

Steel	Plate thickness (mm)	Strain and aging*1	Charpy impact properties*2		
			Absorbed energy (J)		50% FATT (°C)
			-40°C	-80°C	
A	101.6	No	316	273	-99
		3% + aging	312	156	-92
		5% + aging	329	305	-95

*1 Aging: 250°C × 1 h

*2 Specimen location and direction: subsurface, transverse

試験結果を示す。継手の引張強度は Table 1 の目標値を十分満足した。また、各部位のシャルピー吸収エネルギーは 19.3 kJ/mm の大入熱溶接を適用した鋼 B の fusion line (溶接金属 50%, HAZ 50%

Table 6 Welding conditions

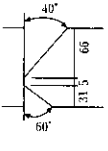
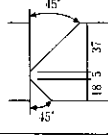
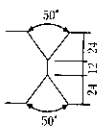
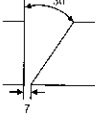
Steel	Plate thickness (mm)	Welding method	Wire × Flux	Groove shape (mm)	Electrode	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/min)	Heat input (kJ/mm)	Preheat temp. (°C)	Interpass temp. (°C)
A	101.6	Multipass SAW	KW101B × KB100		—	550	32	350	3.0	100	max. 250
					L T	550 550	30 32	455	4.5	min. 250	min. 250
B	60	Multipass SAW	KW30T × KB100		—	600	32	230	5.0	RT	max. 150
		Each side one pass SAW	US255 × PFI50LT		L T1 T2	1200 1100 1150	38 43 45	450	19.3	RT	—
C	50	Multipass SAW	KW50CM × KB100		—	550	30	280	3.5	RT	max. 250
					L T	550 550	30 32	455	4.5	RT	max. 250

Table 7 Mechanical properties of welded joints

Steel	Plate thickness (mm)	Welding method	Heat input (kJ/mm)	Tensile test		V-Charpy impact test					
				TS (MPa)	Location of rupture	Testing temperature (°C)	Absorbed energy (J)				
							WM	FL	HAZ1	HAZ3	HAZ5
A	101.6	SAW	3.0	575	BM	-40	162	234	317	453	441
			4.5	566	BM	-40	145	217	295	442	434
B	60	SAW	5.0	569	BM	-60	177	231	276	342	345
			19.3	588	BM	-60	88	57	103	158	289
C	50	SAW	3.5	634	BM	-60	107	128	165	232	223
			4.5	623	BM	-60	83	134	183	239	251

川崎製鉄技報 Vol. 25 No. 1 1993