

溶接部局部耐食性の優れた氷海域用降伏点 350 MPa 級鋼の開発と溶接部の諸特性

正員 熊 倉 靖* 堀 井 行 彦***
片 山 典 彦** 都 築 兵 史****
井 上 尚 志***

Development of YP350 MPa Class Steels for Ice Seas Use with Improved Local Corrosion
Resistance in Welds and the Properties of its Welds.

by Yasushi Kumakura, *Member* Yukihiro Horii
Norihiko Katayama Takeshi Tsuzuki
Takashi Inoue

Summary

Local corrosion of the welds of offshore structures in ice seas is a serious problem as the paint and cathodic protection system of the structures are damaged by the impact of ice. For this reason, the fabrication of offshore structures requires the following considerations;

- (1) Local corrosion resistance of welds.
- (2) Excellent low temperature toughness of base metal and welds.
- (3) Steel products, welding materials and fabrication methods, considering weldability for wide range of welding conditions from small heat input for repair welding to large heat input for high productivity.

In this paper, development of better quality steel products, welding materials, welding methods and the properties of the welds which satisfied the above requirements are reported.

1. 緒 言

氷海は地球上で残された天然資源の宝庫である。石油危機後、一時開発の行われた北極海の石油、天然ガスの掘削生産は、油価の低下に伴い低迷を続けているが近い将来エネルギーの不足の到来と共に再び復活するものと予測される。

年間を通じて氷に覆われた海域での石油掘削には、建造、移動、掘削に適した移動式鋼製人工島が最適であるが、海水腐食問題¹⁾がある。これに対して、塗装(特殊塗料)、電気防食(犠牲陽極、外部電源方式)が考えられるが、氷海域では氷の衝突による損傷によって十分機能が発揮できない²⁾。

防食されていない状態では鋼材の腐食が進行するが、鋼材と溶接材料の組合せによっては溶接部の腐食が異常に進行する場合がある³⁾。すでに降伏応力が440~490 MPa級高張力鋼については、これを防止する鋼材と溶接材料の開発が行われているが⁴⁾、氷海用構造物に多く用いられる降伏応力350 MPa級高張力鋼(以下YP350 MPa級鋼と略す)については、まだ開発が行われていなかった。

そこで本研究は北極海の鋼製人工島に使用できるよう、以下の開発目標をかかげて行った。

- (1) 気温-50°Cに耐えられるABS(American Bureau of Shipping)船級のプライマリ・メンバーとしてのじん性要求値[-60°Cおけるシャルピ衝撃値の平均値が25 J以上]を溶接部において確保できること。
- (2) 大入熱溶接(溶接入熱13 kJ/mm)が鋼板の板厚38 mm程度まで可能なこと。
- (3) 溶接部の局部腐食を防止できること。

* 石川島播磨重工業(株) 船舶海洋事業本部

** 石川島播磨重工業(株) 技術研究所

*** 新日本製鉄(株) 鉄鋼研究所

*** 新日本製鉄(株) 鉄鋼研究所

**** 新日本製鉄(株) 名古屋製鉄所

2. 開発における基本的な考え方

2.1 耐局部腐食性の改善

溶接部の局部腐食を改善するため以下の観点⁵⁾から開発を進めた。

- (1) 鋼板は TMCP 鋼採用し、そのマイクロ組織を溶接熱影響部 (HAZ) と同じベイナイト組織とする。
- (2) 母材と溶接金属の Cu, Ni の成分差が(1)式⁶⁾を満足するように成分調整した溶接材料を選定する。

$$\Delta E_c = 3.8 \times \Delta Cu + 1.1 \times \Delta Ni + 0.3 \leq \pm 1\% \quad (1)$$

$$\Delta Cu = Cu(\text{母材}) - Cu(\text{溶接金属})$$

$$\Delta Ni = Ni(\text{母材}) - Ni(\text{溶接金属})$$

ΔE_c は母材と溶接金属の化学成分差による局部腐食の度合を示す指数であり、引張強さ 580 MPa 級高張力鋼の局部腐食試験結果から重回帰計算したものである⁶⁾。

2.2 溶接継手の低温じん性

溶接部の低温におけるじん性を確保するため、以下の点から開発を進めた。

- (1) 鋼板は TMCP 鋼を前提に低 C とし、最適レベルの Nb, Ti の添加と Cu, Ni の適量添加により HAZ のじん性改善を図る⁷⁾。
- (2) 溶接材料は最適量の Ti, B 添加により溶接のままの組織を微細針状フェライト組織とし、低温じん性の改善を図る⁹⁾。
- (3) 多電極サブマージアーク溶接法による大入熱溶接では極間距離を適切に設定し、溶接後の冷却速度が過度に遅くならないように配慮する。

3. 鋼板及び溶接材料決定のための第1次腐食試験

2章で述べた考え方が YP 350 MPa 級鋼にも適用できるかどうかを確認するため、試作鋼について第1次腐食試験を行った。

3.1 供試鋼板

供試鋼板の化学成分を Table 1 に示す。

鋼板 CN, NN は TMCP 鋼であり Cu, Ni, 及び微量の Nb, Ti を添加したものである。一方鋼板 SM は焼準材であり、溶接部の局部耐食性の比較試験材として用いた。供試鋼板のマイクロ組織を Fig. 1 に示す。鋼板 CN, 及び NN は

Table 1 Chemical properties of test steels used for 1st test.

Designation	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Ti	Remarks
CN	0.08	0.27	1.37	0.006	0.002	0.32	0.35	0.006	0.008	TMCP
NN	0.06	0.18	1.18	0.004	0.001	0.52	1.54	0.007	0.009	TMCP
SM	0.16	0.37	1.43	0.018	0.005	—	—	—	—	Normalizing

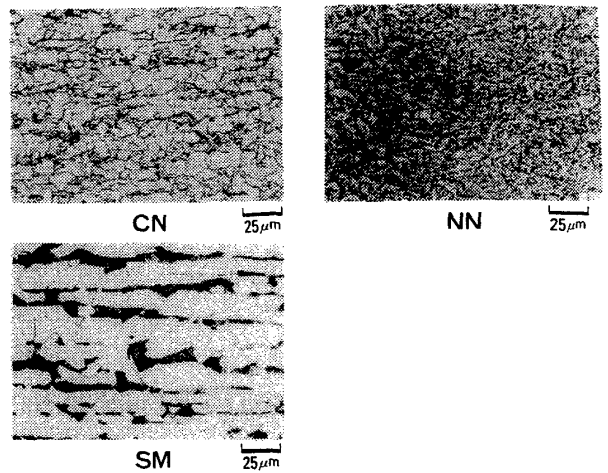


Fig. 1 Microstructure of base metal used for 1st test.

初析フェライトとベイナイト組織からなるが、比較材の鋼板 SM の場合はフェライト+パーライト組織を示している。

3.2 溶接及び溶接材料

被覆アーク溶接 (SMAW), フラックス入ワイヤを用いた炭酸ガスアーク溶接 (FCAW), 及びサブマージアーク溶接 (SAW) 用溶材を試作し、V 溝加工した試験板上に小入熱～大入熱で1パスで溶接した。溶接条件を Table 2 に示す。CN 鋼に溶接した場合の溶接金属部の化学分析結果を Table 3, 小入熱 (1.5 kJ/mm), 及び大入熱 (13.2 kJ/mm) 溶接した HAZ の組織を Fig. 2 に示す。HAZ のマイクロ組織は小入熱の場合は 100% ベイナイト組織を、また大入熱の場合は粒界、及び粒内にフェライトを含んだベイナイト組織を示している。

3.3 局部腐食試験条件

溶接試験板の表面下 1 mm より板厚 2 mm, 幅 50 mm, 長さ 120 mm (大入熱溶接部の場合は 200 mm) の腐食試験片を各 2 本採取し、試験温度 50°C の 3% NaCl 中で 2 カ月間 0.5 m/sec の低速回転腐食試験を行った。試験条件を Table 4 に示した。腐食試験における局部腐食の評価は

Table 2 Welding conditions on V grooved test plates.

Welding method	Heat input (kJ/mm)	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (mm/min)	Groove
SMAW	1.5	170	24	160	
SAW	3.5	600	30	310	
SAW	13.2	1200	36	350	
		850	40	350	
FCAW	2.5	280	30	200	

Table 3 Check analysis examples of weld metal with one pass welding on CN steel.

Designation	Welding method	Heat input (kJ/mm)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni
A1	SMAW	1.5	0.07	0.16	0.71	0.005	0.004	0.12	2.24
A2	SMAW	1.5	0.07	0.24	1.27	0.007	0.006	0.53	0.44
A3	SMAW	1.5	0.07	0.42	1.39	0.010	0.005	0.11	0.50
A4	SMAW	1.5	0.07	0.50	1.22	0.009	0.006	0.10	0.11
B1	SAW	3.5	0.08	0.27	1.32	0.012	0.007	0.13	0.17
B2	SAW	3.5	0.06	0.28	1.17	0.005	0.004	0.11	1.78
C1	SAW	13.2	0.09	0.17	1.29	0.010	0.005	0.14	0.14
C2	SAW	13.2	0.06	0.16	0.86	0.006	0.005	0.13	2.08
C3	SAW	13.2	0.06	0.17	1.03	0.005	0.005	0.17	4.35
F1	FCAW	2.5	0.05	0.25	1.01	0.011	0.005	0.26	1.98

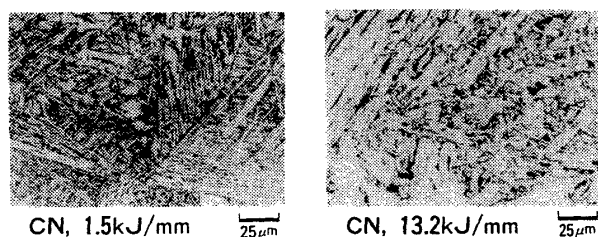


Fig. 2 Microstructure of HAZ of CN steel by small and large heat input.

Table 4 Corrosion test conditions with low peripheral speed.

Solution	3%NaCl	
Temperature	+ 50°C	
Oxygen content	Air saturated	
Peripheral speed	0.5m/sec	
Duration	2 months	
Dimensions of test piece	2×50×120	

Table 5 Evaluation for local corrosion.

Degree	Evaluation
0	No corrosion
0.5	Very slight corrosion
1	Slight corrosion
2	Clear corrosion
3	Heavy corrosion

Table 5 に示す腐食評価基準に従い、溶接部位と母材との相対比較で行った。同評価基準は Wärtsilä 社(フィンランド)の社内基準を参考に、腐食試験を行い確認した結果に基づいて設定したものである⁹⁾。

3.4 局部腐食試験結果

局部腐食試験結果を Table 6 に示した。

Cu 量が比較的高い溶接材料 A 2 を用い、Ni 含有量が高い

Table 6 Corrosin test results in 1st test.

Steel	Welding material	welding method	Heat input (KJ/mm)	Local corrosion rating		
				WM	FL	HAZ
CN	A1	SMAW	1.5	0	0	2
CN	A2	SMAW	1.5	0	0	0.5
NN	A2	SMAW	1.5	0	0	0
SM	A3	SMAW	1.5	0	0	3
CN	A4	SMAW	1.5	3	0	0
CN	B1	SAW	3.5	3	0	0
CN	B2	SAW	3.5	0	0	1
CN	C1	SAW	13.2	3	0	0
CN	C2	SAW	13.2	0	0	1
CN	C3	SAW	13.2	0	0	2
CN	F1	FCAW	2.5	0	0	2

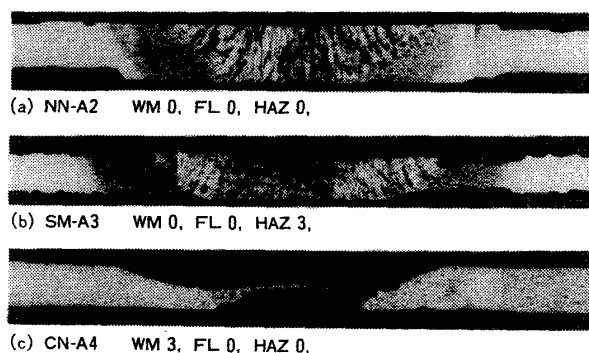


Fig. 3 Examples of cross sections after corrosion test (1st test).

鋼板 NN を溶接した場合は局部腐食は認められなかったが、鋼板 CN の場合には HAZ で僅かな局部腐食が認められた。これに対し比較のために用いた焼準材 SM(フェライト+パーライト組織)の場合には、HAZ で著しい局部腐食が生じた。Table 6 に示したように、鋼板 CN の場合、Cu, Ni を含まない溶接材料 A 4, B 1, 及び C 1 で溶接した場合は、溶接金属部で著しく局部腐食が生じた。Table 2 中ではこれらの元素の値が 0.1~0.17% 含まれているが、これは母材からの希釈によるものである。Ni 含有量の高い溶接材料 A 1, B 2, C 2, C 3, 及び F 1 を用いて鋼板 CN を溶接した場合には HAZ で局部腐食が生じた。局部腐食の度合は溶接入熱によりそれほど大きな差は認められなかった。鋼板と溶接材料の組合せ NN-A 2, SM-A 3, 及び CN-A 4 の腐食試験後の断面マクロ組織を Fig. 3 に示す。鋼板 CN, 及び NN 材の腐食試験結果を(1)式の ΔE_c で整理し Fig. 4 に示した。 ΔE_c が+側の場合には溶接金属部で局部腐食が生じ、-側では HAZ で局部腐食が生じる。第一次試験の結果、YP 350 MPa 級鋼においても局部腐食の程度は ΔE_c が $\pm 1\%$ 以内では 1 以内であり、局部腐食を防止でき

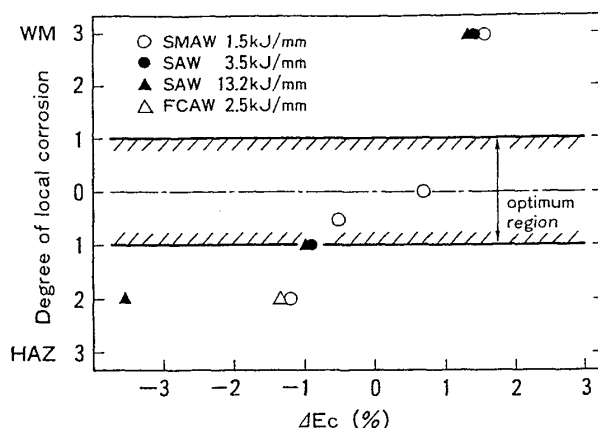


Fig. 4 Relation between degree of local corrosion and ΔE_c .

ることが分かった。

4. 新規開発鋼板, 溶接材料を用いての溶接部諸性能の確認

3章に述べた第1次試験結果をもとに新規に開発した鋼板, 及び溶接材料を用いて, 小入熱~大入熱溶接した溶接部の諸特性について調べた。開発目標値を Table 7 に示す。

4.1 供試鋼板

3章に述べた試験結果をもとに, 開発した TMCP による鋼板の化学成分と機械的性質を Table 8 と Table 9 に示す。溶接部のじん性改善と母材性能確保のため, C は 0.06% と低く抑え, 微量の Nb と Ti, さらに適正量の Cu と Ni を添加している。炭素当量も 0.35% と低く抑えられ

Table 7 Target properties.

Thickness (mm)	Y.S. (MPa)	vE-60°C (B.M) (J)	vE-60°C (Welds) (J)	Local corrosion rating
38	≥ 350	≥ 36	≥ 25	≤ 1

Table 8 Chemical compositions of base metal used for confirmation test.

Wt %									
C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Ti	Ceq
0.06	0.14	1.48	0.003	0.003	0.29	0.33	0.006	0.009	0.35

$$Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$$

Table 9 Mechanical properties of base metal.

Thickness (mm)	Position	Direction	Y.P. (MPa)	T.S. (MPa)	El. (%)
38	1/4t	L	421	500	38
		C	421	510	33

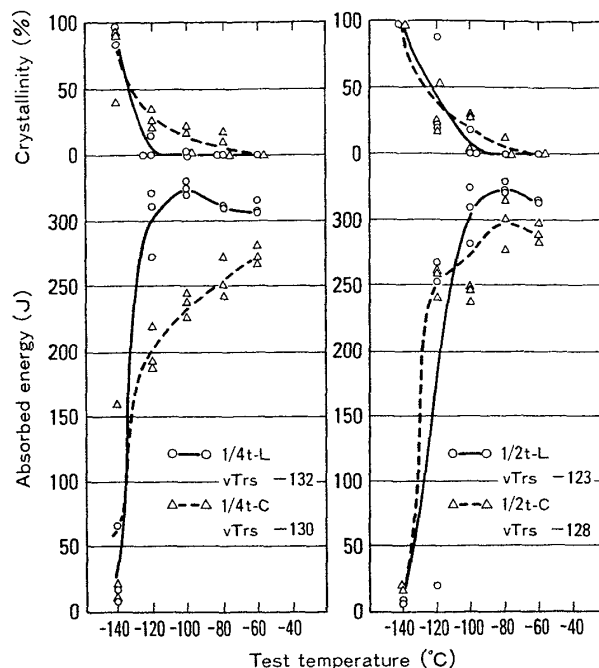


Fig. 5 Charpy test results on base metal used for confirmation test.

ている。ミクロ組織は初析フェライトを含むベイナイト組織である。供試鋼のシャルピー遷移曲線を Fig. 5 に示した。破面遷移温度は -120°C 以下を示し, 優れた切欠じん性を有している。

4.2 供試溶接材料

3章で述べたように, 溶接部の局部耐食性を改善するためには母材と溶接金属の Cu, 及び Ni 含有量の差を考慮した(1)式の ΔE_c を $\pm 1\%$ 以内にコントロールする必要がある, かつ溶接金属の低温高じん性を確保するためには, 溶接のままで微細な針状フェライト組織にする必要がある。さらに低温域での脆性破壊発生を防止するためには, 良好な破壊発生特性を有することが望ましく, これを得るには多層溶接時の再熱部の脆化防止が重要である。これらの要求を満足させるため低 C-Ni-Ti-B 系とし, さらに適正量の Cu を添加した。供試鋼板を各溶接法で溶接した溶接金属の化学分析結果を Table 10 に示す。 ΔE_c の範囲は一

Table 10 Chemical compositions of weld metal.

Welding method	Welding material	Heat input (kJ/mm)	Chemical composition of weld metal (%)								Remarks
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	ΔE_c	
FCAW	SF-45L (Ar-20%CO ₂)	1.5	0.07	0.26	1.33	0.014	0.008	0.25	1.31	-0.63	Ti-B treatment
SMAW	N-100N	4.0	0.06	0.34	1.33	0.014	0.003	-	1.69	-0.09	Ti-B treatment
SAW (multi-pass)	NB-55L x Y-DNW	5.0	0.08	0.23	1.57	0.013	0.005	0.49	0.42	-0.56	Ti-B treatment
SAW (one-side 2 pass)	NSH-55Lm x Y-3Ni	10.2 14.8	0.07	0.27	1.61	0.007	0.004	0.14	1.61	-0.54	Ti-B treatment

0.09～0.63%であり、 $\pm 1\%$ 以内の要求を完全に満足している。

4.3 溶接

SMAW (V), FCAW (F), 及び SAW (F) (多層溶接、及び 3 電極片面 2 パス溶接) により試験継手を作成し試験に供した。溶接条件を Table 11 に示す。3 電極片面 SAW (FCB: Flux Copper Backing 法) の場合の極間位置を Fig. 6 に示す。

4.4 試験項目

以下の項目に関して試験を行った。

1. 溶接部の基本継手性能試験
2. 溶接部の破壊じん性試験
3. 人工海中での溶接部の局部腐食試験

5. 試験方法及び試験結果

5.1 溶接部の基本的性質

大入熱 SAW による溶接部のマクロ、及びミクロ組織を一例として Fig. 7 に示す。溶接金属部は主として微細な針状フェライトからなり、HAZ は粒界及び粒内にフェライトを含むベイナイト組織を示している。各溶接法による表

Table 11 Welding conditions applied for confirmation test.

Welding method	Welding material	Groove	Welding conditions			
			Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (mm/min)	Heat input (kJ/mm)
FCAW (F)	SF-45L		270	27	180 200	2.0 av2.1 2.1
SMAW (V)	N-100N		150 160	25	66 73	3.2 av3.3 3.4
SAW (F) (multi-pass)	NB-55L x Y-DNW		730 750	28 32	300 320	4.2 av4.5 5.0
SAW (one-side 2 pass)	NSH-55Lm x Y-3Ni		L : 1300 T1 : 1100 T2 : 950	34 42 40	550	14.0
			L : 950 T1 : 950	38 40	400	11.1 av12.6

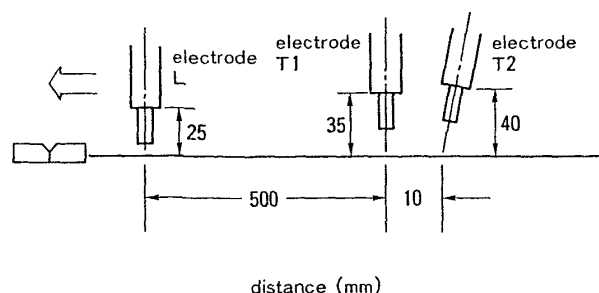
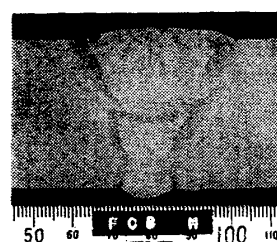
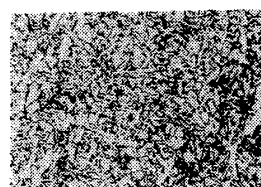


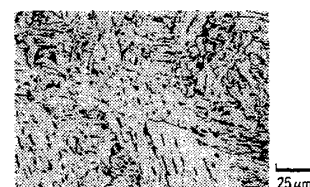
Fig. 6 Arrangement of electrodes in FCB-SAW method.



(a) Macro-structure of cross section



(b) Microstructure of WM



(c) Microstructure of HAZ

Fig. 7 Macro-and microstructure of large heat input weld by FCB-SAW (one side 2 pass welding). Welding material: NSH-55Lm $\square \times \square$ Y-3Ni (4.8 ϕ & 6.4 ϕ) Heat input: 14.0 & 11.1 kJ/mm

面下 2 mm のかたさ分布測定結果を Fig. 8 に示す。小入熱溶接部の HAZ のかたさは約 200 Hv であるが、大入熱溶接部の HAZ は 140 Hv 程度である。溶接継手基本性能試験結果を Table 12 に示す。継手引張試験では、いずれの試験片も母材で破断し、520 MPa 以上の強度を示し、また曲げ延性も良好であることが確認された。

また各溶接部の -60°C におけるシャルピー吸収エネルギーは、いずれの溶接法においても -60°C で 25 J 以上 (平均値) の要求値を十分満足する値が得られた。

小入熱、及び大入熱溶接部のシャルピー吸収エネルギー、脆性破面率と温度の関係を FCAW と FCB-SAW について Fig. 9, Fig. 10 に示した。

5.2 溶接部の破壊じん性試験結果

各溶接法による溶接部各部の脆性破壊発生特性を調べるため 3 点曲げ CTOD 試験結果を行った。

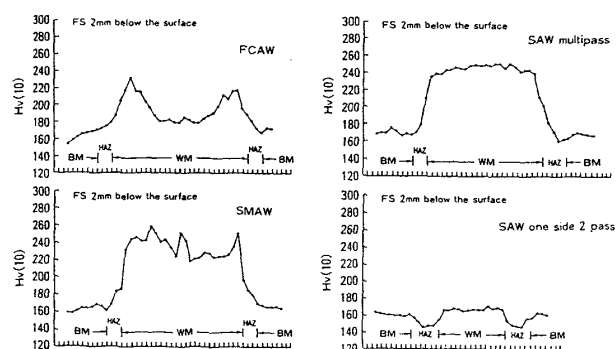


Fig. 8 Vickers hardness distributions of various welded joints.

Table 12 Properties of the welded joints.

Welding method	Welding material	Heat input (KJ/mm)	Joint tension test		Side bend test R=2t	Charpy impact test		
			σ_u (MPa)	Loc. of fracture		Loc.	vE-60 °C. (J) Ave. (min)	vTrs (°C)
FCAW (F)	SF-45L 1.2mmφ	2.1	536 536	BM BM	Good Good	WM FL HAZ2	116 (99) 251 (198) 292 (292)	- 75 - 90 < -100
SMAW (V)	N-100N 4mmφ	3.3	534 532	BM BM	Good Good	WM FL HAZ2	99 (66) 206 (180) 291 (289)	- 70 - 90 - 90
SAW (F) Multi-pass	NB-55L X Y-DNW 4.8mmφ	4.5	531 532	BM BM	Good Good	WM FL HAZ2	65 (35) 264 (226) 282 (261)	- 35 - 85 - 90
SAW (F) one side Z pass	NSH-55Lm X Y-3Ni	12.6	532 520	BM BM	Good Good	WM FL HAZ2	85 (58) 160 (56) 262 (221)	- 65 - 82 - 76

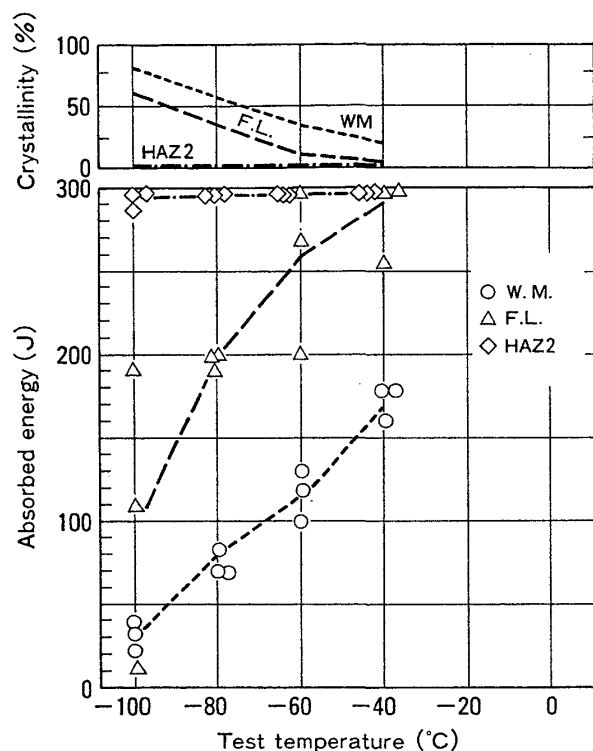


Fig. 9 Charpy impact test result on weld by FCAW.

試験結果を Fig. 11, 及び Fig. 12 に示した。試験は BS-5762-79 に従い、 -30°C 、及び北極海域における最低設計温度の -50°C で行った。溶接部の CTOD 値 (δ_c) は、多層 SAW の溶接金属部が -30°C で 0.18 mm (pop-in) 以上、 -50°C で 0.13 mm であったが、その他の溶接法の場合は溶接部各部とも -30°C で 0.2 mm (pop-in) 以上、 -50°C で 0.18 mm (pop-in) 以上の値を示している。

溶接部に必要な破壊じん性値を求める手法としては種々のものが提案されているが、ここでは WES 2805¹⁰⁾ に準拠した方法を用いて、初期条件を設定し考察した。WES 2805 では溶接部の必要破壊じん性値をもとめる式として (2) 式を与えている。

$$\delta = 3.5 \cdot e \cdot \bar{a} \quad (2)$$

ここで δ : 必要破壊じん性値 (mm)

e : 溶接部に作用するひずみ

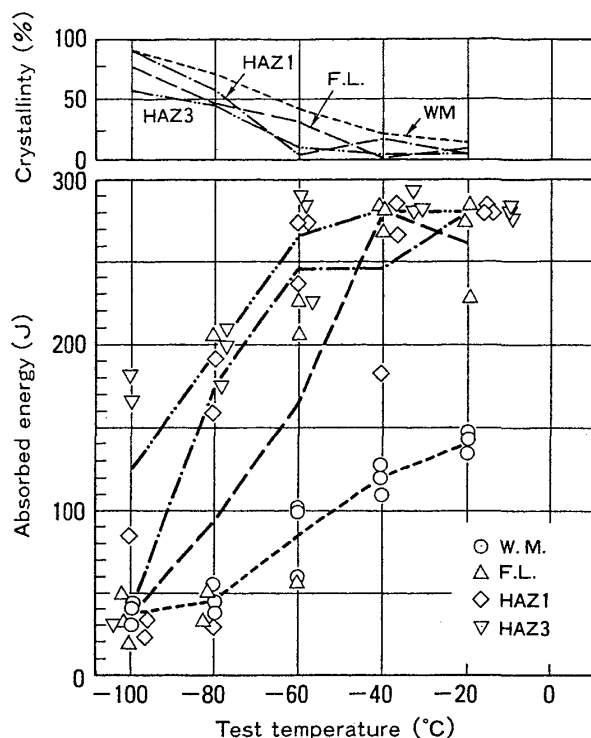


Fig. 10 Charpy impact test result on weld by FCB SAW.

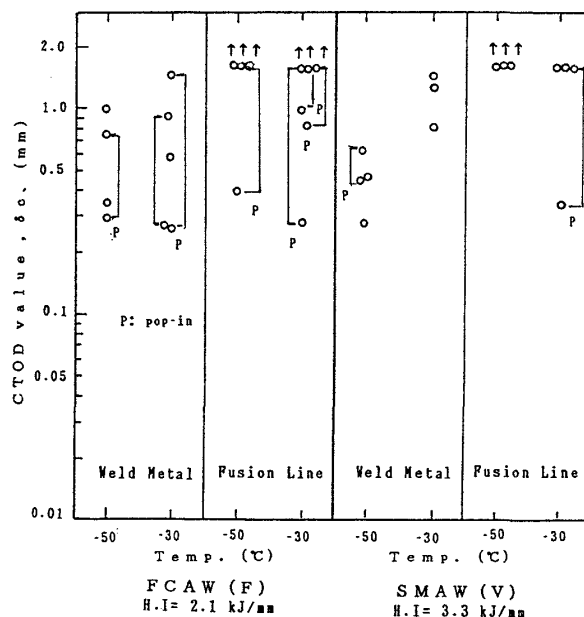


Fig. 11 CTOD test result on welds by SMAW and FCAW.

$\bar{a}$: 欠陥特性寸法 (mm)

工作誤差を有する溶接継手に引張応力が作用する場合、凹面側の溶接部に作用するひずみ e は、溶接残留応力を考慮し、応力をすべてひずみに換算すると (3) 式により求まる。

$$e = e_t + a_b \cdot e_b + a_r \cdot e_R \quad (3)$$

ここで、 e_t : 引張膜応力により生じるひずみ

e_b : 曲げ応力により生じるひずみ

e_R : 最大溶接残留応力に対応するひずみ

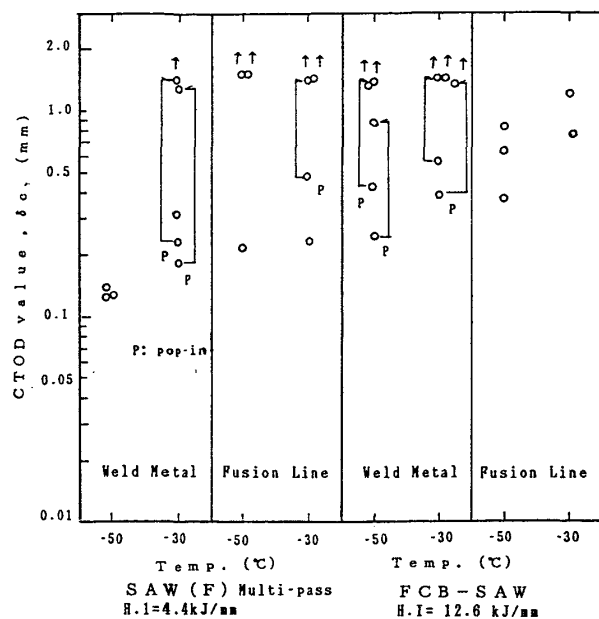


Fig. 12 CTOD test result on welds by SAW.

α_b, α_r は欠陥の種類及び欠陥とその位置による係数として与えられている¹⁰⁾。

溶接部の作用ひずみ、構造物の形状、設計応力に依存するが、ここでは工作誤差を有する溶接止端部に欠陥としてもっとも厳しい表面欠陥を想定し(きびしい条件としてTクロス部を想定)、想定欠陥に $0.5e_y$ の引張ひずみが作用するケースを考える。

想定する欠陥の大きさは適用する非破壊試験法の欠陥検出能力を考慮して決定されるべきであるが、ここでは長さ 1.5 t、深さ 0.25 t の表面き裂を想定した。構造物の板厚を 38 mm とした場合、欠陥特性寸法 $\bar{a}$ は 10.5 mm となり、Pisarski, Harrison らによる提案¹¹⁾ を満足している。工作誤差としては、きびしい側として JOQS-1986¹²⁾ で規定している最大側の値として、角変形 15 mm/m、目違い 3 mm を設定した。角変形付平板溶接継手に引張応力が作用した場合の曲げひずみは(4)式¹³⁾ より求めた。

$$e_b = 6 \cdot (\omega_0/t) \cdot (\tan \theta/m) \cdot e_t \quad (4)$$

$$m^2 = 12 \cdot (1 - \nu^2) \cdot e_t \cdot (l/t)^2$$

ここで ω_0 : 1 m あたりの角変形量 (mm/m)

ν : ポアソン比 (0.3)

t : 板厚 (mm)

e_R : 溶接残留応力 $= e_y$,

l : スパンの半長 (mm)

上記設定初期条件下で計算した想定欠陥に作用するひずみ e は $1.8e_y$ となり、 $\bar{a}=10.5$ mm であることから、(2)式より $\delta=0.11$ mm となる。試験結果は、北極海域での最低使用温度 -50°C においても各溶接法により溶接部各部の破壊じん性値 (δ_c) は上記値を満足した。

5.3 人工海水中での溶接部の局部腐食試験

各種溶接法で小、中、大入熱溶接した溶接試験材につい

て、溶接部の局部腐食性を調べた。

5.3.1 試験方法及び試験片形状

局部腐食試験に用いた試験片形状と試験条件を Fig. 13、及び Table 13 に示す。試験片は軸方向の中央ビードを有する扇形のものを取り、中央部を平面加工した。試験温度は 50°C とし、人工海水中で回転速度 83.5 回/min、周速 3.5~5 m/sec で 6 カ月間行った。

腐食試験結果を Table 14 に、各種溶接法における各部の板厚減少について調べた結果を Fig. 14 に、また腐食試験後の断面マクロを Fig. 15 に示した。各溶接法による溶

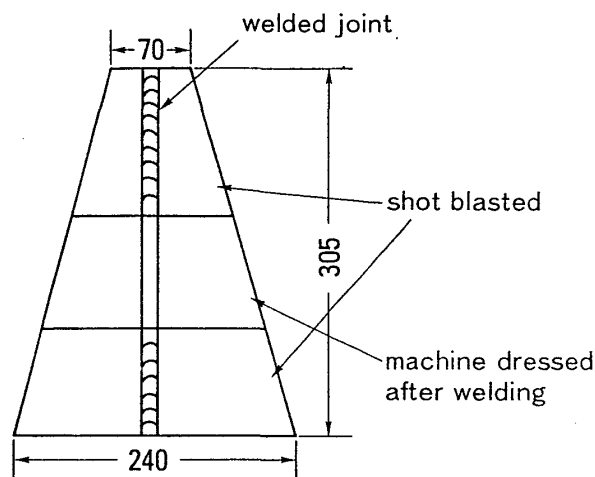


Fig. 13 Test piece configuration for high peripheral speed corrosion test.

Table 13 Corrosion test conditions.

Solution	(g/l)
NaCl	26.52
MgCl ₂	2.45
MgSO ₄	3.30
CaCl ₂	1.14
KCl	0.73
NaBr	0.08
Temperature	50°C
Dissolved oxygen	Air saturated
Peripheral speed	3.6~5m/sec
Duration	6 months

Table 14 Results of corrosion test with high peripheral speed.

Welding method	Welding material	Heat input (kJ/mm)	High speed immersion test (5m/sec, 6 months)		
			W.M.	F.L.	HAZ
FCAW	SF-45L	2.1	0	0	0
SMAW	N-100N	3.3	0	0	0
SAW (multi-pass)	NB-55L x Y-DNW	4.5	0	0	0
SAW (one-side 2 pass)	NSH-55Lm x Y-3Ni	12.6	0	0	0

接試験材の局部腐食はすべて評点0を示し、問題のないことが確認された。一方フェライト+パーライト組織の比較材 SM 溶接部の場合、HAZ に評点3の局部腐食が発生した。これより各種溶接法とも腐食量は母材がもっとも大きいことが明らかとなった。一方、比較鋼においては HAZ の腐食もとも大きくなった。

Fig. 16 は腐食減量の試験結果を比較して示したものである¹⁴⁾。ここで比較対比した材料は、0.9%Cu, 0.8%Ni までを含む Si-Mn 系の TMCP で製造された引張強さ 490 MPa 級、及び 580 MPa 級高張力鋼と 3.5%Ni 鋼などである。50°C の人工海水 3 カ月での母材部の腐食減量は氷海域に沈めた場合の約 50 倍となっている。また氷があたる場合は、腐食減量は浸漬に対し数倍以上になるといわれている²⁾。今回おこった高速回転腐食試験の結果は、氷海域での腐食に対し 5~10 倍の加速試験に相当するものと判断さ

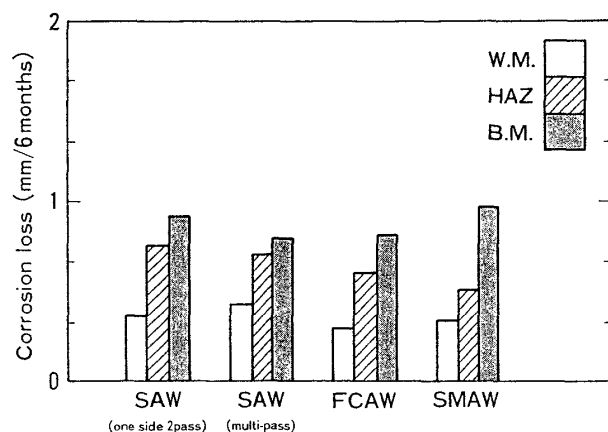


Fig. 14 Corrosion loss comparison among weld metal, HAZ and base metal after corrosion test.

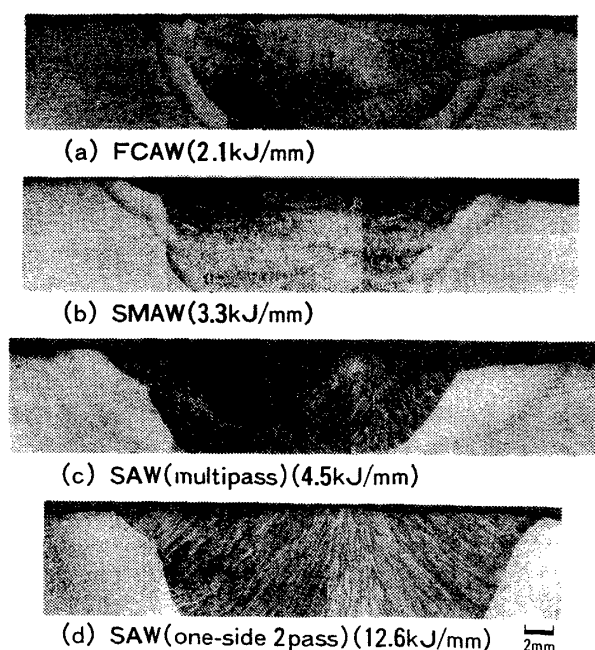


Fig. 15 Cross section of weld after corrosion test.

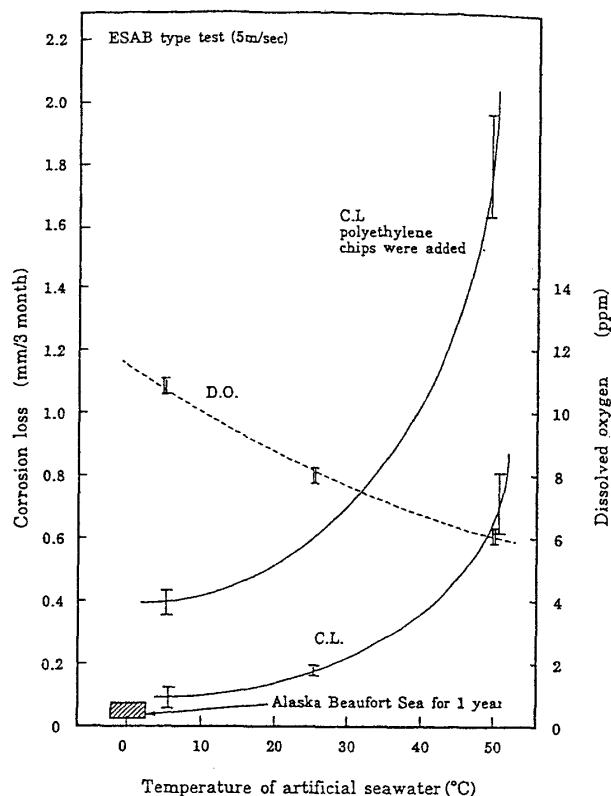


Fig. 16 Relation among corrosion loss, sea water temperature and dissolved oxygen content¹⁴⁾.

れる。

以上の結果から、溶接部の耐海水局部腐食性能は開発目標を完全に満足し、優れた実用性を有することが確認された。

6. ま と め

氷海域用の海洋構造物を対象として次の3点を主眼に研究を行った。

- (1) 鋼板と溶接材料の適正な組合せの調査、解析。
- (2) 適正溶接材料の開発、製造と実工事に適用する条件下での溶接継手性能の確認。
- (3) 溶接部の耐海水局部腐食性能の確認。

得られた結果をまとめると以下のとおりである。

- (1) TMCPによる低C-Cu-Ni-微量Nb-TiN系低温用鋼は、YP 350 MPa級鋼として十分な強度を有すると共に、母材じん性はシャルピ衝撃試験の破面遷移温度で-120°C以下と非常に良好な結果を示した。
- (2) 上記鋼にCu, Niをマッチングさせ、さらにTi-B処理を行ったSMAW, FCAW, 多層SAW, 及び大電流片面SAW用溶接材料は、いずれも十分な強度と-60°Cのシャルピ吸収エネルギーで60 J以上の優れた結果を示した。
- (3) 上記組合せによる継手性能試験結果では、小入熱(2.0 kJ/mm)から大入熱(12.6 kJ/mm)で溶接

したいずれの継手も、強度、曲げ延性、及びじん性のいずれの点からも要求仕様を十分満足し、北極海域での海洋構造物に十分な適用性を有することが確認できた。

- (4) 上記継手の溶接部の人工海水中における局部腐食試験では、各溶接法による溶接部とも、すべて評点 0 の良好な結果が得られ、また腐食量は母材部がもっとも大きかった。なお、フェライト+パーライト組織の比較鋼では HAZ の局部腐食 (評点 3) が認められた。これらの試験結果より、従来鋼に比べて溶接部の局部腐食について著しい改善が確認された。

参 考 文 献

- 1) Lingnau, D. G. "The Canadian Beaufort: A Corrosive Extreme", Corrosion, 1986 Paper No. 395.
- 2) Otto, I. S. "Fracture Influencing Corrosion of Vessels and Offshore Structures in Arctic Seawater", Corrosion, 1986, Paper No. 392.
- 3) Rasanen, E. et al, "Development of Shipbuilding Steel Plates for Use on Arctic Sea", Scandinavian J. of Metallurgy 7, 1978, p11.
- 4) Itoh, K. et al, "Local Corrosion Resistance Steels with High-Strength, Better Low Temperature Notch Toughness and Weldability", POLARTECH '86, p869.
- 5) Inoue, T et al, "Local Corrosion of Welds of Y. P 440 N/mm² Class High-Strength Steel Products by TMCP for Icebreakers", POLARTECH '90, p188
- 6) Inoue, T, Itoh, K et al, "Local corrosion of Welds of High Strength Steels in Seawater", Symp. on Corrosion to Applied Electrochemistry, Oct. 1985. Harifax, Canada.
- 7) Tomita, Y et al, "Extra-Heavy Steel Plates Products by Thermo-Mechanical Controll Process for Arctic Offshore Structures and Ships in Icy Sea Area", Welding for Challenging Environment, Toront, Canada, 1985
- 8) Saitoh, N, et al, "Effects of S, Nb, Contents on HAZ Toughness of TiN-MnS bearing Steel for Large Heat Input Welding", CAMPS-ISIJ Vol. 2, 198
- 9) 堀井他, "低温用 TMCP 鋼の大入熱溶接金属の高じん性化技術", 製鉄研究, 327, 1987, p 3
- 10) WES 2805-1980, "溶接継手の脆性破壊発生に対する欠陥の評価方法", 社団法人日本溶接協会, 昭和 55.12
- 11) Pisarski, H. G., Harrison, J. D. "Background to the Material Selection Procedures for Steels and Weldments Contained in the Proposal Revisions to the Department of Energy Guidance Notes", Proceedings of International Conference on Welded Structures, London, 1982, Paper 22, The Welding Institute.
- 12) Japan Offshore Structures Quality Standard (JOQS)-1986, 日本造船学会鋼船工作法研究委員会
- 13) Akita, A, Maeda, T, Yada, T, Sakai, K, "Effect of Angular Distortion in Welded Joints on Brittle Fracture Initiation", IIW Doc. X-569, 190
- 14) Sackinger, W. M, Itoh, K. et al, "Alaska Beaufort Sea Immersion Test of Welds of High-Strength Steels for Icebreakers", POLARTECH '90.