厚板 60 kg/mm² 高張力鋼溶接部の 脆性破壊発生特性 (第1報)*

——切欠角変形付広幅引張試験による検討——

正岡 功** 谷田正三** 佐々木良一** 喜多久直***

Brittle Fracture Initiation Characteristics of Welded Joints for 60 kg/mm² High Strength Thick Steel Plates (Report 1)*

——Investigation on Tension Test Result of the Welded Wide Plate
with Angular Distortion and Surface Notch in Weld Zone——

by Isao Masaoka**, Masami Yada**, Ryōichi Sasaki** and Hisanao Kita**

Brittle fracture initiation characteristics of manual arc and submerged arc welded joints of 60 kg/mm² high strength thick steel plates were investigated by testing wide plate tension specimen with angular distortion and with a surface notch. The test results were analyzed by fracture mechanics. The results are summarized as follows.:

- (1) The lowest V-charpy impact toughness in the weld zone was obtained at the weld fusion line.
- (2) At temperatures above 0°C, the fracture initiation stress obtained from the wide plate specimens was not so lower than the yield strength of the steel.

At lower temperatures, however, the fracture initiation stress was greatly lowered. The decrease was particularly remarkable below -10°C in transversely welded W(1) joints and below -5°C in T-type welded W(1)+W(2) joints and also repair welded joints with some residual stress.

- (3) The fracture toughness was calculated quantitatively from the fracture initiation stress. The values calculated in the transversely welded W(1) joints, the T-type welded joints and the repair welded joints decrease in a single band as a function of temperature.

(4) The fracture toughness in the weld fusion line of the welded joints for 60 kg/mm² high strength thick steel is high value above 0°C, but it is remarkably lowered in the temperature range of -5~-20°C and shows larger dependency on temperature than that for 80 kg/mm² high strength thick steel. And this steel does not show the embrittlement by stress relief annealing. Therefore, there is little difference in fracture toughness between as-welded specimen, stress relieved specimen and repair welded specimen.

- (5) The fracture toughness values of the manual arc welded metal and of the submerged arc weld fusion line are almost equal to that of the manual arc weld fusion line.

1. 緒 言

揚水発電用の水車ケーシングには現在広く 60 kg/mm² 高張力鋼が用いられている。しかし機器の大容量化、高揚程化にともない使用板厚は次第に厚くなり最近では 60 mm にも及んでいる。このように厚板になった場合、重量が増加し、溶接工数が増えるので 80 kg/mm² 高張力鋼を使用する場合もあるが、厚板の 60 kg/mm² 高張力鋼が安定して生産されるようになり、水車ケーシングの材料はここの当分 60 kg/mm² 高張力鋼が主流をなすものと考えられる。

水車ケーシングにおいてはスピードリングとケーシ

ングとの接合部が引張りと曲げモーメントの重畳した高い応力状態となる。溶接施工と関連して、冬期の水圧試験あるいは稼動時に 0°C 付近にさらされる場合の脆性破壊に対する検討は機器安全性の点から重要である。

引張りと曲げの重畳する部材の脆性破壊発生特性の評価は切欠、角変形付の広幅引張試験によって可能である。これについてはすでに 80 kg/mm² 高張力鋼について検討し^{1)~3)}、脆性破壊防止のための欠陥評価を行なったが、本報は厚板の 60 kg/mm² 高張力鋼溶接部について同様な検討を行なったものである。

60 kg/mm² 高張力鋼溶接継手の脆性破壊発生特性を切欠、角変形広幅引張試験によって検討した論文は今まで 2~3⁴⁾⁵⁾ みられる。しかし角変形付広幅引張試験片の破壊条件が試験片端部の拘束条件にも左右されること

*原稿受付 昭和50年9月5日 (昭和50年度春季全国大会にて発表)

**KK 日立製作所 日立研究所 Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd.

***KK 日立製作所日立工場 Hitachi Work, Hitachi Ltd.

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of the 60 kg/mm² high strength steel plates tested

No.	Plate Thickness (mm)	Chemical Compositions (%)										Ceql ¹⁾	Heat Treatment	Mechanical Properties				
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Al			Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Yield Ratio (%)	vE ₋₁₀ (kg·m)
A	60	0.12	0.36	1.30	0.019	0.009	0.50	0.03	0.139	0.034	0.026	0.41	Q. T.	54.0	63.0	32	85.7	16.0
B	60	0.12	0.41	0.96	0.015	0.016	0.17	0.18	0.18	0.04	—	0.38	Q. T.	54.0	64.0	25	84.4	12.6

$$1) \text{ Ceq} = C + \frac{\text{Si}}{24} + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Ni}}{40} + \frac{\text{Cr}}{5} + \frac{\text{Mo}}{4} + \frac{\text{V}}{14}$$

Table 2 Chemical compositions and mechanical properties of the weld metal

Welding Method	Plate	Weld Material	Chemical Compositions (%)								Mechanical Properties			
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Yield Strength (kg/mm ²)	Tensile Strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Yield Ratio (%)
Manual Arc Welding	A	L	0.09	0.53	1.03	0.012	0.012	0.57	0.11	0.22	50.0	60.0	34.2	83.3
	A	M	0.07	0.32	1.12	0.012	0.017	1.52	0.09	0.24	54.4	64.0	28.7	84.7
Submerged Arc Welding	A	U	0.10	0.36	1.60	0.015	0.013	0.18	0.08	0.41	57.0	65.0	32.0	87.6

を無視して検討を行なっているのが問題である。この点については 80 kg/mm² 高張力鋼で明らかにしたが²⁾、この手法を 60 kg/mm² 高張力鋼にも適用し、破壊力学的検討を行なった。さらに脆性破壊発生特性に及ぼす応力除去焼なし、(以後 S R と略す) 残留応力、補修溶接などの影響についてもまだ十分明らかでなく、これらの要因についても明らかにした。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材および試験片

溶接継手作成に用いた鋼板は A および B の 2 種類で、Table 1 はその化学成分および機械的性質を示す。また Table 2 は溶接金属の化学成分および機械的性質を示す。実験は手溶接継手を主体にしたが、一部サブマージーク溶接継手についても行なった。手溶接の場合は Ni 量の異なる 2 種類の溶接棒を使用した。

Table 3 は切欠、角変形付広幅引張試験片の形状および寸法を示す。W(1) 溶接継手のみの試験片の他、手溶接継手については残留応力の影響をみるための T 字型継手試験片、補修溶接の影響をみるための試験片も作成した。試験片は W(1) 溶接後 (一部の継手は W(1) 溶接後 S R しその影響をみた) 平行部を 400 mm に仕上げ、切欠加工を行なった後プレス曲げで角変形を与えた。T 字型試験片では W(1) の溶接後、W(2) の部分は仮付けのみにとどめて切欠を入れ、角変形をつけた後 W(2) の溶接を行ない切欠部に残留応力を与えた。また補修溶接試験片は同様にして切欠をつけ角変形を与えた後補修

Table 3 Shape and size of the specimens and notch detail

溶接を行なった。補修溶接の位置および大きさは Table 3 に示すが、板厚中央に近いボンド部に生じた欠陥を補修した場合を想定して最もきびしい条件を選んだ。切欠はその先端が W(1) 溶接のボンド部または溶接金属にくるよう機械加工によって入れた。長さ $2c=160\text{mm}$ 、深さ $t_1=12\text{mm}$ ($t_1/t=0.2$, t : 板厚) とした。角変形 e_0 は 30/1000 mm を目標とした。

Table 4 は継手作成のための溶接条件を示す。X 開先として溶接方向はロール方向と一致させた。予熱温度はこの種の鋼種では従来 150°C 程度とされていたが、渡辺、桐原ら⁶⁾は拘束度と割れの関係から 100°C 程度でも問題ないことを明らかにしており、本実験では 100°C を採用した。入熱は現場施工では 70 kJ/cm 近くまで作業されることもあり、今まであまり調べられていない比較的高めの 50~65 kJ/cm を目標とした。

Photo. 1 Microstructures of the area near the weld fusion line of the weld joints for 60 kg/mm² high strength thick steel (K-Groove, 1/4t) 400 × 1/2

Fig. 3 Fracture initiation stress of various welded wide plate specimens with angular distortion and surface notch

差はほとんどなく、溶接ボンド部が最も高い遷移温度を示すことがわかる。なお2種類の溶接棒による結果はNi量の多いものの方がより低い遷移温度を示し、靱性が高いことが明らかである。

Photo. 1は溶接ボンド部近傍のミクロ組織を示す。ボンド部近傍はいずれも粗いベイナイト組織を示す。ここでも溶接法およびSRによる顕著な差はみられない。

3.2 切欠、角変形付広幅引張試験結果

Table 5は切欠、角変形付広幅引張試験の結果をまとめたものである。またFig. 3はこの破壊発生応力を試験温度に対してプロットしたものである。

この結果W(1)のみの継手ボンド部の破壊発生応力は試験温度0～-5°Cでは丸棒平滑引張試験の降伏強さにはほぼ相当する値を示す。しかし-10°Cを境としてそれ以下になると破壊発生応力は急激に低下している。この遷移曲線の傾向は溶接のままとSRした試験片とで大きな差は生じていない。また鋼板AとBによる差も実験した範囲で差はほとんどみられない。またサブマージアーク溶接ボンド部に切欠を入れた試験片、溶接金属に切欠を入れた2種類の試験片は-9～-2°Cで試験したが、これらの破壊発生応力もさきに示した手溶接ボンド部の破壊発生応力遷移曲線上にのった。溶接金属は靱性の異なる2種類の溶接棒によったが、ほとんど降伏応力で破壊しその差はみられなかった。

つぎにW(1)+W(2)のT字型継手試験片の破壊発生応力はFig. 3に示すようにW(1)溶接継手のそれに比べて低くなっている。0°C付近ではその差は少ないが、-5°C付近から急激に低下し、T字型継手試験片の遷移曲線は約10°C程度高温側に上昇している。これはW(1)溶接後W(2)溶接によって切欠部に残留応力が加わったためと考えられる。しかしW(1)継手の溶接のままとSRした試験における破壊発生応力の差異は少ない。

補修溶接した試験片の破壊発生応力は残留応力のない

Table 5 Test results of welded wide plate specimens with angular distortion and surface notch

Specimen No.	Welding Method	Weld Joint	Steel	Weld Material	Position of Notch	Angular Distortion ϵ_0 (mm)	Test Temperature (°C)	Fracture Initiation Stress (kg/mm ²)	Fracture Stress (kg/mm ²)	κ_m at Fracture Initiation
MW-27	Manual Arc Welding	W(1)	B	L	Fusion Line	25.0	-39	24.3	24.3	0.61
MW-28	"	"	"	"	"	27.0	-4	52.1	52.1	0.50
MW-54	"	"	A	"	"	30.0	-10	45.6	45.6	0.43
MW-55	"	"	"	"	"	32.5	-19	26.0	30.0	0.53
MS-60	"	W(1)+SR	"	"	"	29.5	-2	52.5	52.5	0.39
MS-61	"	"	"	"	"	31.6	-17	22.0	37.2	0.60
MS-62	"	"	"	"	"	30.1	-7	51.8	51.8	0.44
H-1	"	W(1)	"	M	Weld Metal	32.5	-2	56.2	56.2	0.30
B-1	"	"	"	L	"	31.6	-2	55.7	55.7	0.30
MTW-56	"	W(1)+W(2)	"	"	Fusion Line	31.6	-20	15.7	25.0	0.56
MTW-57	"	"	"	"	"	30.8	-7	30.8	30.8	0.55
MTS-65	"	W(1)+SR+W(2)	"	"	"	31.0	-13	13.2	39.4	0.79
MTS-66	"	"	"	"	"	30.8	-2	48.8	48.8	0.39
MW-50	"	W(1)+Repair Welding	"	"	"	31.4	-13	9.0	27.0	0.81
AW-58	Submerged Arc Welding	W(1)	"	U	"	31.3	-92	47.5	47.5	0.38

Specimen No.	Fracture Toughness K_c (kg/mm ^{3/2}) at Fracture Initiation	Elongation (%)			Brittle Fracture Appearance (%)
		GL=100mm	GL=200mm	GL=300mm	
MW-27	359	0.3	0.2	0.2	98
MW-28	828	6.2	4.4	3.3	94
MW-54	650	2.0	1.4	0.8	90
MW-55	404	1.2	0.7	0.4	90
MS-60	761	3.4	2.3	1.7	88
MS-61	359	2.1	1.0	0.8	95
MS-62	799	3.0	2.2	1.4	90
H-1	783	4.6	2.4	1.7	63
B-1	751	4.2	2.4	1.4	85
MTW-56	480	0.9	0.3	0.1	90
MTW-57	671	0.8	0.4	0.4	90
MTS-65	499	1.9	1.0	0.8	93
MTS-66	756	2.5	2.1	1.5	93
MW-50	430	~0	~0	~0	90
AW-58	669	2.4	1.4	1.1	90

W(1) 継手試験片に比べると著しく低い値で破壊した。これは T 字型継手試験片と同じく残留応力の影響と考えられる。Fig. 3 における値は T 字型継手試験片の結果に比べてやや低い値を示しているが、これは取付溶接などの差で試験の際の試験片端部拘束条件がそれぞれの試験片でやや異なるためである。後に検討するが試験片に貼ったひずみゲージから実測したたわみ係数 κ_m を用いて計算した K_c 値で比較すると両者はほぼ同一の結果となる。

いずれの試験片も 45 kg/mm² 以下の低応力破壊した試験片の凹面で測定した伸びは小さく、GL=100 mm で 2% 以下である。また脆性破面率も 90% 以上である。

Photo. 2 は試験後の破面および断面マクロ写真の代表例を示す。ボンド部に切欠を入れた試験片の破壊は最初ボンド部にき裂が発生するが、わずかに伝播すると熱影響部へそれ、さらに母材、ボンド部または溶接金属へと伝播し最終破断へと至り、その伝播経路は一定していない。

4. 結果の検討

4.1 切欠、角変形付広幅引張試験結果の破壊力学的検討

本実験結果はさきに 80 kg/mm² 高張力鋼溶接部の切欠、角変形付広幅引張試験結果で検討した応力拡大係数²⁾を用いて破壊靱性を求めることができる。

この切欠、角変形付広幅引張試験片における応力拡大係数は (1) 式に示す引張りによる K_F と曲げによる K_B の和で示され破壊条件は (2) 式で示される。

$$K = K_F + K_B \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$K_F = M_e \cdot M_p \cdot \sigma \frac{\sqrt{\pi t_1}}{\Phi}$$

$$K_B = M_e \cdot M_p \cdot \sigma \frac{6Y_B \epsilon_0 \kappa_m \cdot \sqrt{\pi t_1}}{Yt} \cdot \frac{\sqrt{\pi t_1}}{\Phi}$$

ここで M_e : Elastic Magnification Factor⁷⁾

M_p : Plastic Magnification Factor⁷⁾

t : 板厚, t_1 : 切欠深さ, ϵ_0 : 初期角変形量,

κ_m : たわみ係数, $2c$: 切欠長さ

$$\Phi = \int_0^{\pi/2} \sqrt{1 - \frac{c^2 - t_1^2}{c^2} \sin^2 \theta} \cdot d\theta$$

(1) MW-55 Manual arc welding, W(1), As-welded, -19°C

(2) MTW-57 Manual arc welding, W(1)+W(2), As-welded, -7°C

(3) MW-50 Manual arc welding, W(1)+repair welding, As welded, -12°C

(4) AW-58 Submerged arc welding, W(1), As-welded, -9°C

Photo. 2 Typical examples of fracture appearances and fractured section of the welded wide plate specimens.

$$Y_B = 1.99 - 2.47 \left(\frac{t_1}{t} \right) + 12.97 \left(\frac{t_1}{t} \right)^2 - 23.17 \left(\frac{t_1}{t} \right)^3 + 24.80 \left(\frac{t_1}{t} \right)^4$$

$$Y = 1.99 - 0.41 \left(\frac{t_1}{t} \right) + 18.70 \left(\frac{t_1}{t} \right)^2 - 38.48 \left(\frac{t_1}{t} \right)^3 + 53.85 \left(\frac{t_1}{t} \right)^4$$

$$K \geq K_c \text{ (破壊靱性)} \quad \dots\dots\dots(2)$$

また残留応力が付加されているT字型継手や補修溶接継手の場合は残留応力による応力拡大係数 K_R を加え、

破壊条件は(3)式で示すことができる³⁾。

$$K_P + K_B + K_R \geq K_C \quad \dots\dots\dots(3)$$

ここで K_R は(4)式で近似させた³⁾。

$$K_R = \int_0^{t_1} \sigma_R \sqrt{\frac{\sin \pi \frac{(t_1+x)}{2t}}{t \sin \frac{\pi t_1}{t} \sin \frac{\pi (t_1-x)}{2t}}} dt \quad \dots(4)$$

残留応力 σ_R は 60 kg/mm^2 高張力鋼T字型継手の場合はば降伏応力レベル (54 kg/mm^2) となる。また補修溶接部においては約 35 kg/mm^2 となる。今回の計算においてはこの値を用い、かつ外力が加わった時外力と残留応力の和は全面降伏以上とはなり得ないので、破壊発生応力と残留応力の和が全面降伏応力を越える場合には全面降伏応力から破壊応力を引いた値を残留応力によるものとして(4)式に代入し計算した。

Table 5 には各々の試験片について(1)式および(3)式から破壊靱性 K_C を算出した値をのせた。 κ_m はたわみ係数で試験片1つ1つの端部拘束条件、破壊時応力などによって変わりうる値である。試験片1つ1つにひずみゲージを貼り実測値から求めた値を示してある。この求め方についてすでに報告してある²⁾。

Fig. 4 はこの結果求めた K_C 値と温度の関係を示す。図中には比較のため 80 kg/mm^2 高張力鋼のデータものせてある。

この結果、 60 kg/mm^2 高張力鋼溶接ボンド部の破壊靱性は溶接のままおよびSRしたもののいずれも 0°C

Fig. 4 Relation between the logarithm of fracture toughness and the reciprocal of absolute temperature for various welded wide plate specimens with angular distortion and surface notch

付近では 700~800 kg/mm^{3/2} の高い値を示すが, 温度の低くなるにつれて急激に低下し, -20°C 付近では 400 kg/mm^{3/2} 程度に低下することがわかる. この温度依存性は 80 kg/mm² 高張力鋼の場合に比べてはるかに著しい. また 60 kg/mm² 高張力鋼においては 80 kg/mm² 高張力鋼でみられたような溶接のままと S R したものとの顕著な差は全くみられず, この鋼種は S R による脆化をほとんど起こさないと考えられる. また図中からも明らかなようにサブマージアーク溶接ボンド部の K_I 値, 手溶接溶接金属の K_I 値も手溶接ボンド部の値と全く同じバンド内にある. サブマージアーク溶接ボンド部のシャルピー衝撃試験の結果も手溶接のそれとほとんど等しくこの点一致する. しかし溶接金属はシャルピー遷移曲線の異なる 2 種類について実験したが, 広幅引張試験から求めた K_I はほぼ同じとなった.

さらに T 字型継手試験および補修溶接試験片について残留応力を考慮した K_R を用いて破壊靱性を求めると, W(1) のみから求めた破壊靱性と同一バンドで整理できることがわかる. なお補修溶接試験片においては 80 kg/mm² 高張力鋼の場合, 補修溶接熱サイクルによる冶金脆化が重畳し K_I 値が変化したが, これは S R 脆化が著しかったためである. 60 kg/mm² 高張力鋼の場合は求めた K_I 値は同一バンド内にあり, 補修溶接熱サイク

ルによる脆化はほとんどないと考えてよい. Fig. 5 は溶接ボンド部に相当する熱サイクルを与えた後, さらに補修溶接の熱履歴 (200~600°C) を与えた熱サイクル再現試験片の硬さおよび V シャルピー衝撃試験結果を示す. この結果 200~600°C の補修溶接熱履歴を与えても, 硬さ, 吸収エネルギー, 脆性破面率は顕著な変化が見られない. このことから補修溶接による脆化はほとんど起こらないものと思われる.

4.2 引張りと曲げの重畳する部材に対する 60 kg/mm² 高張力鋼と 80 kg/mm² 高張力鋼の破壊応力と許容欠陥寸法

緒言でもふれたように水車ケーシングはスピードリングと水車ケーシングとの接合部において引張りと曲げの重畳した高い応力状態となる. このような部分に欠陥があった場合を想定して, 破壊応力と欠陥寸法の関係を求めた.

今, 構造物に引張応力 σ_m と曲げ応力 σ_b が加わっており, この部分に深さ t_1 の半楕円状表面欠陥がある場合を考えると, σ_b/σ_m は (5) 式で示すことができるので (1) 式の応力拡大係数は (6) 式で表わすことができる.

$$\frac{\sigma_b}{\sigma_m} = \frac{6e_0\kappa_m}{t} \quad \dots\dots(5)$$

$$K_I = M_e \cdot M_p \sigma_m \sqrt{\frac{\pi t_1}{\phi}} \left(1 + \frac{Y_B \sigma_b}{Y \sigma_m}\right) \quad \dots\dots(6)$$

また欠陥深さ t_1 がその長さ $2c$ および板厚 t に比べて小さく, その影響が無視できるような場合 (ほぼ $t_1/2c \leq 0.05$, $t_1/t \leq 0.2$) には (6) 式はさらに簡単になり (7) 式で表わすことができる.

$$K_I = 1.98 M_p \sigma_m \sqrt{t_1} \left(1 + \frac{Y_B \sigma_b}{Y \sigma_m}\right) \quad \dots\dots(7)$$

また残留応力が付加される場合にはいずれも (4) 式に示す K_R を加えてやればよい.

Fig. 6 は手溶接継手ボンド部の無限板に表面欠陥が存在する場合の破壊発生応力の 1 例を示す. 曲げと引張り応力の比が 2.0 の場合の結果を 60 kg/mm² 高張力鋼と 80 kg/mm² 高張力鋼の場合で比較して示してある. この結果, 60 kg/mm² 高張力鋼の破壊発生応力は表面欠陥が存在すると 0°C 以下で急激に低下し, 80 kg/mm² 高張力鋼の場合に比べて温度依存性の大きいことがわかる. そのため -20°C 程度になると許容欠陥寸法は著しく小さくなる. また残留応力のない場合に比べ残留応力のある場合にはより低い応力で破壊を発生することになるが, 0°C 以上, 設計応力 16 kg/mm² の水車ケーシングを考慮した場合, 60 kg/mm² 高張力鋼溶接部の許容欠陥寸法は残留応力の有無にかかわらず 10 mm 以上もの大きな値となる. 鋼板のパラツキあるいは破壊靱性

Fig. 5 Effect of maximum temperature in the second thermal cycle on hardness, absorbed energy and brittle fracture appearance of duplicated weld heat-affected zone (2 mm V Charpy impact specimen, $\frac{1}{4}t$, transverse direction)

Fig. 6 Fracture initiation stress of the infinite plate with surface notch in weld fusion line of the welded joints for 60kg/mm² and 80 kg/mm² high strength steels (stress field $\sigma_b/\sigma_m=2.0$; plate thickness $t=50$ mm)

値の測定精度などを考慮し $K\sigma/2$ 限界値としても $t_1 > 5$ mm となる。非破壊検査による欠陥検出精度から考えても実際にそのような欠陥は見落すことがないので 0°C 以上で使用するものは比較的安全と考えられる。しかし図から明らかなように 0°C 以下では 80 kg/mm² 高張力鋼に比べ破壊発生応力は著しく低下するため水車ケーシング以外の機器に対しては応力状態等を十分検討して使用の可否を決める必要があると考える。

5. 結 言

板厚 60 mm の 60 kg/mm² 高張力鋼溶接部の脆性破壊発生特性を切欠、角変形付の広幅引張試験を実施して求め検討した。以下この結果をまとめて示す。

(1) 手溶接およびサブマージマーク溶接継手ともに溶接ボンド部シャルピー吸収エネルギーが最も低く脆性破面率が高い。

(2) ボンド部に切欠をいれたいずれの継手も 0°C 付近では降伏応力に近い応力で破壊を発生する。しかし W(1) のみの継手は -10°C 以下、残留応力のある T 字型継手および補修溶接継手は -5°C 付近から急激に破壊発生応力が低下する。

(3) 切欠、角変形付広幅引張試験における破壊発生

応力から求めた破壊靱性は W(1) 継手の場合 (1) 式、T 字型継手および補修溶接継手は残留応力を考慮した (4) 式の K_R を加えた。(3) 式から求めると同一バンドで整理される。

(4) 60 kg/mm² 高張力鋼溶接ボンド部の破壊靱性は 80 kg/mm² 高張力鋼ボンド部の破壊靱性に比べ温度依存性が大きく、0~20°C で急激に低下する。しかし溶接のままと応力除去焼鈍したものとの差はなく、応力除去焼鈍による脆化は示さない。また補修溶接部は残留応力による影響のみを考慮すればよく材質変化はほとんどない。

(5) 60 kg/mm² 高張力鋼溶接金属の破壊靱性もボンド部と同一バンドで示される。シャルピー衝撃試験の結果では Ni 量の多い溶接棒による溶接金属の破面遷移温度がやや低く、高い靱性を示した。

(6) サブマージーク溶接ボンド部の破壊靱性も手溶接ボンド部の破壊靱性バンドで示された。

(7) 60 kg/mm² 高張力鋼溶接部に表面欠陥があり、引張りと曲げが重畳する場合の破壊条件、許容欠陥寸法について検討した。曲げが引張りの 2 倍ある応力場でも 60 kg/mm² 高張力鋼では 0°C 以上の場合、5 mm 以下の欠陥があっても破壊発生応力は著しく大きくなる。

最後に本研究を遂行するにあたり御指導、御援助いただいた当社日立工場水力設計部の山口主任技師に厚く感謝申し上げる。また試験片作成等で労力を惜しまれなかった日立工場原料部織田元康氏に心からお礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 正岡, 佐々木, 谷田, 石原: 厚板 80kg/mm² 高張力鋼溶接部の脆性破壊発生特性 (第1報), 角変形付広幅溶接継手のひずみおよび破壊挙動, 本誌, 44 (1975), No. 8, 636~645
- 2) 正岡, 佐々木, 谷田, 島貫, 石原: 同上 (第2報), 角変形を有する継手のボンド部表面切欠からの脆性破壊発生, 本誌 44 (1975), No. 9, 745~754
- 3) 正岡, 谷田, 佐々木: 同上 (第3報), ボンド部表面切欠からの脆性破壊発生に及ぼす残留応力および補修溶接の影響, 本誌, 44 (1975), No. 11, 914~922
- 4) 木原, 金沢, 大庭ら: 切欠, 角変形, 残留応力が高張力鋼溶接継手の脆性破壊発生特性に及ぼす影響 (第1報) —60kg/mm² 級高張力鋼溶接継手に対する検討—, 造船学会論文集, 第125号, 385~404 (1969)
- 5) 斎藤: 60kg/mm² 級高張力鋼を用いた球形タンク溶接部に発生する脆性破壊の検討, 川崎製鉄技報, 2 No. 1, 82~89 (1970)
- 6) 渡辺, 桐原, 小沼: 高張力鋼溶接部の割れ防止予熱温度の決定—高張力鋼の溶接—, 日立評論, 56, No. 12, 1193~1198 (1974)
- 7) A.S. Kobayashi and W.L. Moss: Stress Intensity Magnification Factors for Surface Flawed Tension Plate and Notched Round Tension Bar, Proc. 2nd Int. Conf. Fracture 31~45 (1969)