(昭和 35 年 11 月造船協会秋季講演会において講演)

切欠形状が溶接継手の脆性破壊強度に およぼす影響について

正員 木 原 博*

正員 大 庭 浩**

Effect of Notch Shape on Brittle Fracture Strength of Welded Steel Plate

By Hiroshi Kihara, *Member*

Hiroshi Ōba, *Member*

Summary

The authors have investigated in their experiments¹⁾²⁾³⁾ the effects of residual stresses due to welding upon the initiation of brittle fracture in welded structures from the several points of view.

As one of these series of their tests, an experiment was carried out to investigate the effect of notch shape, such as, length of notch and radius of notch root, on brittle fracture strength of welded steel plate, by conducting the notch tensile tests on wide longitudinal welded specimens and base metal specimens.

The main results obtained are summarized as follows :

- 1) Providing the location of the notch root to the un-affected zone of base metal apart from the weld heat affected zone, wide longitudinal welded specimens caused brittle fracture under lower applied stress levels than yield stress at the temperature range below nil ductility transition temperature of the notch root, while the fracture strength of the base metal specimen, having same shape of notch, reached to high stress level as high as yield stress at the same low temperature range. (cf. Fig. 5 and Fig. 6)

The exhaustion of ductility in steel at the root of notch is, of course, one of the reasons why brittle fracture initiates as Mylonas⁴⁾ pointed out.

Although the exhaustion of ductility in steel may be a necessary condition for initiation of brittle fracture, it might not be a sufficient condition for low stress fracture,

- 2) In order to investigate the effect of notch length on brittle fracture in residual stress field, wide longitudinal specimens with different length of notch but constant radius of 0.1 mm were tested at the temperature of -30°C . Fracture test on the base metal was also conducted with different length of the notch. As the results seen from Fig. 9, the fracture strength of base metal decreases with the length of notch, while the fracture strength of welded specimens increases with the length of notch except the length below 36 mm. For the case of specimens with notch less than 36 mm the fracture strength increases as notch length decreases. This is mainly due to the higher initiation strength of weld metal. The reason why the fracture strength of welded specimens increases with the length of the notch is due to the reduction in residual stresses while the stress concentration factor at the root of the notch remains constant because of the same sharpness of the notch. This is a strong evidence of the effect of residual stress upon the initiation of brittle fracture.

原稿受付昭和 35 年 6 月 20 日

* 東京大学工学部

** 川崎重工業造船工作部

- 3) Effect of notch radius on the brittle fracture strength of welded joint was clearly confirmed as shown in Fig. 10. The radius of notch was varied from 0.1 mm to 1.0 mm for base metal and welded specimens respectively. If the radius of notch is greater than 0.3 mm, the reduction in fracture strength due to residual stress seems to diminish except extremely low test temperature. Therefore, it is concluded that the effect of residual stresses on brittle fracture can be evaluated only if the sharp notch exists in the residual stress field.

1. 緒 言

残留応力は溶接構造物の低応力破壊の重要な因子となる可能性がある。著者らはさきに溶接継手近傍の高い引張残留応力場に鋭い切欠が存在する場合その溶接継手はほぼ切欠底部の無延性遷移温度 (N. D. T.) 以下の温度範囲において材料の降伏点よりかなり低い応力 (たとえば $3\sim 7\text{ kg/mm}^2$) を静的に加えるだけで脆性破壊が発生しかつ伝播することを実験的に示し^{1),2)} また N. D. T. より高温側における pre-loading や焼鈍による応力除去処理が低温における低応力破壊を防止し得ることを明かにした³⁾。

一方米国 Brown 大学の Mylonas⁴⁾ は著者等の実験における溶接継手の低応力破壊の要因を、引張残留応力にあるのではなくて溶接時の歪硬化および時効による切欠底部の延性の消失のみに帰しているが、その論拠となる実験においては圧縮予歪を与えた切欠引張試験片の切欠底部近傍の残留応力分布あるいは引張残留応力のみを与えた試験片の切欠尖鋭度などに関して未だ検討の余地が残されているものと考えられる。

そこで著者らはさらにこの問題の解明をはかる一つの方法として、従来一定の切欠形状を用いて実験を行なつて来た縦溶接継手の広幅切欠引張試験片の切欠長さおよび尖鋭度を変えることにより、切欠形状が溶接継手の脆性破壊強度におよぼす影響について下記の実験を行なつた。なお残留応力の有無の影響を調べるため溶接継手試験片と同一寸法、同一切欠形状を有する母材の切欠引張試験を併せて行なつた。

2. 実験方法

2.1 供試鋼材

供試鋼材としては数多くの大型試験片を低温まで冷却する困難さを避ける意味で延性遷移温度の比較的高い semi-killed 鋼を特に選んで用いた。その化学成分、機械的性質および切欠靱性をそれぞれ Table 1 および Table 2 に示す。なお丸棒引張試験により供試材の各試験温度における引張強さおよび延性の変化を示すと Fig. 1 のごとくである。

Table 1 Chemical Properties of Steels tested

CODE	PLATE THICKNESS (MM)	KIND OF STEEL	HEAT TREATMENT	CHEMICAL COMPOSITION (%)					Ce _{eq} * (%)	GRAIN SIZE NO.		ROLL FINISH TEMP. (%)	REMARK
				C	Si	Mn	P	S		FERRITE	AUS-TEMPITE		
A-1	25	BRITTLE SEMI-KILLED	AS-ROLLED	0.16	0.10	0.45	0.035	0.021	0.24	7	3	1050	SPECIAL MADE
A-2	25			0.25	0.05	0.50	0.040	0.025	0.32	7	3	>1000	

NOTE : * $Ce_{eq}(\%) = C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{24}Si$

Table 2 Mechanical Properties of Steels tested

CODE	MECHANICAL PROPERTIES				TRANSITION TEMPS. OF NOTCH TOUGHNESS TESTS			
	YIELD STRENGTH (KG/MM ²)	TENSILE STRENGTH (KG/MM ²)	ELONGATION G.L. = 8" (%)	HARDNESS MAX. (Hv.)	U-CHARPY	V-CHARPY		TIPPER
					Trd (°C)	N.D.T. (°C)	Trs (°C)	T _f (°C)
A-1	24.4	43.9	32.3	287	-22	-20	+35	+35
A-2	27.0	48.0	25.0	—	-10	-10	+62	+51

2.2 試験片

試験片は Fig. 2 に示すような寸法 $1,000 \times 1,000 \times 25\text{ mm}$ の突合溶接継手で、溶接継手の中央部に継手と直

角方向に後述の切欠をつけた状態で継手方向の引張試験を行なった。溶接はすべて Unionmelt 法によつたがその試験条件を Table 3 に示す。

なお母材の切欠引張試験片は溶接継手試験片と同一とし切欠も同様な方法で試験片の中央部に荷重方向と直角につけた。

2.3 切欠形状および試験条件

切欠形状の詳細は Fig. 3 に示すごとくで、溶接完了後継手の中央部に 10mmφ の孔をドリルであけ、さらに鋸切断によつて Table 4 の試験条件に示すように切欠の長さ (l) および切欠先端の半径 (r) を各試験系列によつて種々かえて加工した。母材の切欠引張試験においても同一の加工方法をとつた。

2.4 実験装置

広幅試験片の引張試験機としては日本造船研究協会所属の大型引張試験機 (容量: 引張 1,200 ton) を使用した。試験装置の構造および概略寸法は Fig. 4 に示すごとくで、試験片はその中心線においてチャック・プレートを通じて本体に突合溶接され、この試験片を挟んで両側に 300 ton のオイル・ジャッキを各 2 個宛計 4 個装置し、これらのジャッキを 1 個の共通弁で操作するこ

Fig. 1 Effect of Temperature on Various Mechanical Properties of the Base Plate (A-2 steel) by JIS No. 4 Round Bar Tensile Test Specimen

Fig. 2 Wide Longitudinal Welded Specimen for Notch Tensile Test

とによつて両端のビームを同一圧力で押し試験片に均一な引張応力を与えるものである。

一方試験片の冷却にはドライアイスとアルコールの混合液を入れた容器を使用し、加熱には同じ容器に温湯を入れる方法によつた。温度計測は鉄-コンスタンタン熱電対 (0.3mmφ) により試験片の各部 6 点の温度変化を

Table 3 Automatic Welding Conditions

PASS	AMPS (A)	VOLTS (V)	SPEED (IN/MIN)	ROD DIA (IN)
BACKING PASS	800	36	11	1/4
FINISHING PASS	1100	36	13	1/4

FLUX : UNIONMELT # 80
ROD : OXWELD NO. 36

Fig. 3 Details of Saw Cut Notch

電磁オシログラフに自動記録した。さらに荷重計測には電気抵抗線歪計式指圧計を、また伸び計測には試験片の上下縁に取付けた同様の伸び計 (G. L. = 1,000 mm) 2 個を用い両者の出力を動歪増幅器で増幅し X-Y レコーダーで自動記録し直読可能な荷重-伸び線図を得た。

3. 実験結果ならびに考察

溶接継手および母材の広幅切欠引張試験の結果、切欠長さおよび切欠半径をかえた各試験片に対する試験温度、破断時の応力などおもな測定事項を Table 5 に示す。試験片の破

Table 4 Summary of Testing Conditions

		NOTCH LENGTH ℓ MM ($r=0.1$ MM)									RADIUS OF NOTCH ROOT r MM ($\ell=36$ MM)		
		18	27	36	54	72	108	144	216	288	0.3	0.5	1.0
TESTING TEMPERATURE (°C)	-60
	-50
	-40
	-30
	-20
	-10
	0
	+10
	+25
+40
+60

NOTE: ⊙ : NOTCH TENSILE TEST OF LONG¹ WELDED JOINT
△ : NOTCH TENSILE TEST OF BASE PLATE

断様式あるいは破断面の状況などの詳細については著者らのさきに行なつた研究^{1),2)}とその様相にあまり大差が認められないので省略する。

3.1 溶接継手の広幅切欠引張試験における低応力破壊条件

溶接継手の近傍には母材の降伏点にも達する高い引張残留応力が存在する。著者らはさきに溶接継手のこの高い引張残留応力場に長さ 36 mm, 先端半径 0.1 mm の鋭い切欠を有する広幅引張試験により、切欠底部の延性がほとんど失われる温度領域において低応力破壊の現象を実験室的に再現し、残留応力が溶接継手の低応力破壊の要因となることを明かにした^{1),2)}。

一方 Mylonas は rimmed 鋼の両端切欠引張試験片の切欠底部に局部的に severe な圧縮歪 (約 15%) を与えて降伏応力の 12% の平均応力のもとで脆性破壊を起し、この低応力破壊の要因を延性の消失 (exhaustion of ductility) にあるものと主張している⁴⁾。そしてさらに著者らの実験に言及し、冒頭に述べたごとく引張残留応力の影響を否定し溶接継手の低応力破壊の原因を溶接時の歪硬化 (work hardening) および時効 (aging) に

Fig. 4 Details of a 1,200 Tons Tensile Test Rig

よる切欠底部の延性の消失のみに帰している⁴⁾。

Mylonas が取扱った局部的にはなはだしい圧縮歪を与えた試験片の切欠底部には un-loading に際して当然高い引張残留応力の分布が予想されるのであるが、それはさておき溶接継手の脆性破壊強度におよぼす切欠長さおよび切欠半径の影響を研究するに当つてとりあえず彼の指摘した切欠底部のいわゆる溶接脆化を取除いた場合について低応力破壊の可能性を検討した。

Fig. 5 および Fig. 6 はそれぞれ切欠半径 (r) を 0.1 mm 一定とし切欠先端を溶接熱影響部および母材原質部に位置するように切欠長さ (l) を 36 mm および 144 mm とし、各試験温度における平均破断応力を、同一切欠形状を有するが残留応力をもたない母材試験片の破断応力と対比したものである。これによると切欠長さを従来の試験と同一の 36 mm にした溶接継手試験片の場合 (Fig. 5) はほぼ $+15^{\circ}\text{C}$ 以下の温度範囲において、切欠長さを 144 mm とし切欠底部における溶接の硬脆化を取去つた溶接継手試験片の場合 (Fig. 6) にはほぼ -5°C 以下の温度範囲においていずれも降伏応力以下の低応力破壊が認められた。ここで前者の低応力破壊の限界温度 (T_c) が後者に比べて若干高温側に移つているのは notch root の溶接による脆化に起因するものと考えられる。

また Fig. 7 および Fig. 8 は切欠長さをそれぞれ 36 mm および 144 mm とした広幅溶接継手試験片の notch root を採り出し、切欠半径を種々にかえた charpy 試験の結果であるが、その無延性遷移温度 (N. D. T.) と Fig. 5 および Fig. 6 に示すそれぞれの溶接継手の広幅切欠引張試験片の低応力破壊遷移温度 (T_c) とがほぼ一致していることは、かような溶接継手の低応力破壊を起す温度条件は Mylonas の指摘する通り notch root の延性がほとんど失われる温度領域にあることを明かにしている。

ところが Fig. 5 および Fig. 6 において溶接継手とそれぞれ同一切欠形状を有する母材の切欠引張試験の結果をみると十分延性を失う温度領域においても general yield を起すまでは脆性破壊は発生せずその破断応力はいずれも各試験温度における材料の降伏応力近くまで達している。ここで切欠長さ 144 mm の溶接継手試験片の切欠底部が材質的に母材試験片とほぼ同等であるとすれば低応力破壊をもたらす因子としてはほぼ残留応力の影響のみが採り出される訳で、切欠底部の延性の消失は切欠形状とともに低応力破壊の必要条件とはなるが十分条件とはなり得ないことが明かとなる。

以上の予備実験の結果より溶接継手の脆性破壊強度におよぼす切欠形状の影響に関する本実験においてはいずれも溶接継手の低応力破壊の限界温度以下すなわち母材原質部の無延性遷移温度約 -5°C より低い温度範囲で

Table 5 Results of Notch Tensile Test of Welded Joint and Base Metal

KINDS OF SPECIMEN	SPECIMEN CODE NUMBER	NOTCH LENGTH ℓ (MM)	NOTCH RADIUS r (MM)	TEMPERATURE (°C)	MEAN (1) FRACTURE STRESS (KG/MM ²)	ELONGATION (%) GL=1000MM	MODE (2) OF FRACTURE
WELDED JOINT TEST OF STEEL A-2	WL-36-1	36	0.1	-62	2.52	0.007	S
	" 2	"	"	-52.5	8.0	0.026	S
	" 3	"	"	-41.5	26.7 $\pm$ 19.6	0.044	M
	" 4	"	"	-30.5	6.0	0.018	S
	" 5	"	"	-21.0	10.66	0.042	S
	" 6	"	"	-10.0	7.97	0.036	S
	" 7	"	"	-1.0	9.6	0.034	S
	" 8	"	"	-10.0	15.2	0.035	S
	" 9	"	"	+23.5	24.7	0.360	H
	" 10	"	"	+41.0	26.7 $\pm$ 33.2	1.130	M
	" 11	"	"	+41.0	33.4 $\pm$ 34.5		M
	" 12	"	"	+61.0	27.6 $\pm$ 35.0	2.250	M
	WL-144-1	144	"	-34.5	9.5	0.058	S
	" 2	"	"	-21.5	17.3	0.070	S
	" 3	"	"	-12.5	11.4	0.044	S
	" 4	"	"	-1.0	19.0 $\pm$ 24.6	0.030 $\pm$	M
	" 5	"	"	+10.0	24.0 $\pm$ 26.3	0.110	M
	" 6	"	"	+26.0	25.5 $\pm$ 45.2	0.610	M
	" 7	"	"	+39.5	26.7 $\pm$ 33.1	> 2.25	M
	" 8	"	"	+50.0	> 33.8	> 2.25	H
	" 9	"	"	+60.0	> 34.0	> 2.25	H
	2WL-18	18	"	-30.5	8.7	0.030	S
	" 27	27	"	-30.5	8.0	0.034	S
	" 72	72	"	-32.5	7.17	0.03	S
	" 108	108	"	-30.5	11.0	0.06	S
	" 180	180	"	-30.0	11.8	0.04	S
	" 216	216	"	-34.5	12.5	0.044	S
	" 288	288	"	-31.5	13.6	0.014	S
WELDED JOINT TEST OF STEEL A-1	IWL-18	18	"	-30.5	15.05	0.058	S
	" 27	27	"	-29.5	14.25	0.056	S
	" 36	36	"	-26.0	7.6	0.03	S
	" 54	54	"	-32.0	13.15	0.026	S
	" 72	72	"	-29.5	14.45	0.074	S
	" 108	108	"	-30.5	11.32	0.046	S
	" 144	144	"	-29.0	12.73	0.050	S
	" 216	216	"	-32.5	15.0	0.050	S
	" 288	288	"	-32.0	19.0	0.070	S
	B-36-1	36	"	-61.0	28.8	0.140	H
	" 2	"	"	-52.5	26.6	0.200	H
	" 3	"	"	-40.5	26.9	0.180	H
BASE METAL TEST OF STEEL A-2	" 4	"	"	-31.5	27.7	0.140	H
	" 5	"	"	-23.0	27.3	0.190	H
	" 6	"	"	-11.0	26.6	0.320	H
	" 7	"	"	-10.0	25.6	0.210	H
	" 8	"	"	+8.0	24.5	0.310	H
	" 9	"	"	+23.5	23.6	0.700	H
	" 10	"	"	+40.5	32.6	2.250	H
	" 11	"	"	+62.5	37.6	2.250	H
	BL-18	18	"	-29.5	26.2	0.260	H
	" 72	72	"	-30.0	26.6	0.130	H
	" 144	144	"	-30.5	23.8	0.080	H
	" 216	216	"	-32.0	22.3	0.110	H
	" 288	288	"	-31.5	21.6	0.070	H
	BR-03	36	0.3	-30.0	27.0	0.350	H
	" 05	"	0.5	-32.5	26.9	0.420	H
	" 10	"	1.0	-30.5	33.6	0.440	H
	WR-03-1	"	0.3	-66.5	8.9	0.030	S
WELDED JOINT TEST OF STEEL A-2	" 2	"	"	-47.5	16.4	0.070	S
	" 3	"	"	-26.5	20.7	0.090	S
	" 4	"	"	-20.5	28.6	0.190	H
	WR-05-1	"	0.5	-66.0	14.2	0.050	S
	" 2	"	"	-49.5	24.6	0.115	S
	" 3	"	"	-31.0	21.4	0.100	S
	" 4	"	"	-22.5	21.8	0.095	S
	WR-10-1	"	1.0	-67.5	32.5	0.310	H
	" 2	"	"	-62.0	31.5	0.218	H
	" 3	"	"	-44.5	30.4	0.400	H
	" 4	"	"	-30.0	29.0	0.340	H
	" 5	"	"	-0.50	26.2	0.350	H
	" 6	"	"	+29.0	27.1 $\pm$ 32.5	—	M

NOTE (1) MEAN STRESS IS CALCULATED IN THE FOLLOWING MANNER,

$$\bar{\sigma} = \frac{P}{t(B-\ell)}$$

WHERE P: LOAD AT FRACTURE.
B: INITIAL BREADTH OF SPECIMEN.
 ℓ : LENGTH OF NOTCH OR PARTIAL CRACK.
t: ORIGINAL PLATE THICKNESS.

(2) MODE OF FRACTURE

S: SINGLE STAGE FRACTURE AT LOW STRESS LEVEL.
H: FRACTURE AT HIGH STRESS LEVEL.
M: MULTIPLE STAGE FRACTURE.

(3) * PARTIAL CRACK.

実験を行なった。

3.2. 切欠長さが溶接継手の脆性破

壊強度におよぼす影響

Fig. 9 は溶接継手および母材の広幅切欠引張試験において試験温度をほぼ -30°C 一定とし、また切欠半径(r)を 0.1 mm 一定とした場合の切欠長さ(ℓ)が脆性破壊強度におよぼす影響を示している。この場合試験温度が母材の無延性遷移温度より低いので溶接継手と母材の試験片はともに single stage で脆性破断を起しているが、溶接継手試験片がいずれも同一切欠長さの母材試験片に比べて低い fracture stress を示しているのは前述の notch root における高い引張残留応力の影響によつてはじめて説明が可能となる。

さて図によると切欠長さの増大につれて母材切欠引張試験片の fracture stress は減少するのに対し、溶接継手試験の fracture stress は切欠長さ 36 mm 以下のものを除き増大の傾向を示している。この場合 A-1, A-2 と鋼種によつて溶接継手の fracture stress level に若干の差は認められるが、切欠長さの増加に対応する fracture stress の増加の割合はほぼ同様の傾向を示している。

一方著者らが従来の研究に採用してきた切欠長さ(ℓ)が 36 mm の場合を谷として切欠長さがそれより短くなると fracture stress が増加しているのは主として notch root の材質的变化によるものと考えられる。すなわちこの場合溶接継手の断面を観察すれば $\ell=18\text{ mm}$ の場合の notch root はほぼ溶着鋼の部分に相当し、また $\ell=27\text{ mm}$ の場合はほぼ熱影響細粒化部に相当するもので、この部分の脆性破壊の発生応力が $\ell=36\text{ mm}$ の notch root に比べて高いことに起因するものと考えられる。これに対して切欠長さ(ℓ)を 36 mm より長くした場合の溶接継手試験片の notch root に関してはすでに溶接継手からはなれて材質的には

Fig. 5 Relation between Brittle Fracture Strength of Welded Joint Specimen and that of Base Metal Specimen, having 36mm Length of Notch, showing the Effect of Residual Stress on Brittle Fracture Strength

ほとんど母材原質部として一様と考えられ、また切欠半径 (r) も等しいとすればその部分の応力集中度も一定と見なされる。したがってこの場合に得られた溶接継手の fracture stress 増加の傾向は、切欠長さの増大にともなう残留応力の減少の影響に帰することが可能と考えられる。notch root の残留応力分布についてはまだ測定が完了していないので判然とした結論を下すまでには至っていないが、寸法 $1,000 \times 1,000 \times 25$ mm の溶接継手試験片の溶接継手の中央において溶接線に直角方向に slit を入れて行くと slit の長さが約 500~600 mm に達するまでクイチガイの増加が認められる。そして最初溶接継手の近傍 (溶接線を挟んで板厚の約 5~6 倍の幅) に分布していた溶接線方向の高い引張残留応力は slit 長さの増大とともに次第に解放せられて行くが、応力の再配分によつて slit 端部すなわち notch root には peak の引張残留応力が存在しこれが溶接継手の fracture stress に影響するものと考えられる。

ここで fracture stress に対する切欠長さの形状効果は母材の切欠引張試験の結果によつて示される。すなわち切欠部に残留応力分布を有しない母材の切欠引張試験片の fracture stress は切欠長さの増加につれて逆に低下を示しており、一方溶接継手試験片の fracture stress は切欠長さの増大すなわち残留応力の解放にともなつ

Fig. 6 Results of Notch Tensile Test of Welded Joint Specimen and Base Metal Specimen, having 144mm Length of Notch

Fig. 7 Test Results of Charpy Specimens, picked up from Notch Root of Wide Longl. Welded Joint Specimen, having 36 mm Length of Notch

との比 r/t が十分小さいときにはエネルギー遷移温度はほぼ一定となるが、 r/t の値が大きくなるにしたがつて低下し次第に切欠のない場合の値に近づくことが明かにされている。小型試験の結果から直ちに大型試験の結果を推定することは試験条件すなわち切欠底部の3軸応力比、荷重速度などの点から見て危険であるが、Fig. 10 の下図に示す溶接継手の広幅切欠引張試験における低応力破壊現象に関してもかかる切欠半径の影響は明かに示されている。すなわち切欠半径 $r=0.1\text{mm}$ と十分尖鋭な場合には溶接継手試験片は切欠底部の延性がほとんど失われる温度領域 (N. D. T.) 以下において高い引張残留応力の重量と相まって容易に低応力破壊を起し得るが、切欠半径を 0.3, 0.5, 1.0mm と大きくして行くと次第に低応力破壊は起し難くなり、 $r=1.0\text{mm}$ の場合には -65°C の低温まで冷却しても遂に低応力破壊がえられず、また切欠半径 $r=0.3, 0.5\text{mm}$ の場合にはほぼ -30°C 以下の低温で降伏応力以下の平均応力で脆性破壊を発生することができたが、その fracture stress はいずれも切欠半径が 0.1mm の場合より高い値を示し

て増大しているのであるから、この両者の傾向を併せて考えれば、溶接継手の脆性破壊強度におよぼす残留応力の影響は、さらに明白な事実として説明することができる。

3.3 切欠半径が溶接継手の脆性破壊強度におよぼす影響

切欠長さを 36 mm 一定にした溶接継手および母材の広幅切欠引張試験において、切欠半径 (r) をそれぞれ 0.1, 0.3, 0.5, 1.0 mm とかえた場合の切欠尖鋭度が脆性破壊強度におよぼす影響を Fig. 10 に示す。上下の図はいずれも同じ試験片の破断応力—試験温度—切欠半径の関係をあらわしているが、それぞれ上図は試験温度をパラメーターに、下図は切欠半径をパラメーターにとつたものである。

切欠半径は切欠底部の3軸応力度とも関連し脆性破壊の発生に影響をおよぼす重要な因子であることはすでに論をまたないところであり、その影響は小型の切欠曲げ試験あるいは切欠引張試験において吉識、金沢⁵⁾を初め多くの研究者によつて実験的あるいは理論的に解明せられている。すなわち一般に切欠半径 (r) と試験片の厚さ (t)

Fig. 8 Test Results of U and V Notch Charpy Specimen, picked up from Notch Root of Wide Longl. Welded Joint Specimen, having 144 mm Length of Notch

た。この fracture stress におよぼす切欠半径の影響を Fig. 10 の上図に示すごとく試験温度をパラメータにして整理してみると溶接継手の fracture stress は同一試験温度（ただし切欠底部の無延性遷移温度以下）において切欠半径の増大について高い値を示し、切欠半径が 1.0 mm になるとほぼ母材の降伏応力に達する傾向を示している。

さて Mylonas は Fig. 11 に示すように 10" 平方の鋼板の中央部を圧縮してその両側に降伏応力程度の高い引張残留応力を与えた切欠引張試験片を用いて実験を行ない降伏応力の 94% の応力まで破壊を起さなかつた所から引張残留応力は低応力破壊に影響をおよぼさないと論じて来たが、上述の切欠尖鋭度に関する著者らの実験結果に

Fig. 9 Effect of Notch Length on Brittle Fracture Strength in Notch Tensile Test of Wide Longl. Welded Joint and Base Plate.

Fig. 10 Effect of Notch Radius on Brittle Fracture Strength in Notch Tensile Test of Welded Joint and Base Metal of Steel A-2

徴すると、彼の用いた試験片の切欠尖鋭度は残留応力の影響を評価するには十分でないと考えられる。すなわち彼自身が試験片の切欠底部に広範囲な塑性変形を認めているが、これは切欠底部の3軸応力度の小なることを意味するもので、初期の引張残留応力は外力によつて容易に減少し試験片の破断応力にはほとんど影響をおよぼさなかつたのではないかと考えられる。

以上の結果より切欠半径が溶接継手の脆性破壊強度におよぼす影響はほぼ明らかにせられ、これによつて高い引張残留応力を有する溶接継手の低応力破壊には切欠尖鋭度が切欠底部の延性消失とともに必要条件となることが明らかとなった。

4. 総 括

以上高い引張残留応力を有する突合せ溶接継手の広幅切欠引張試験において示された切欠形状すなわち切欠の長さ、および切欠半径が脆性破壊強度におよぼす影響を残留応力を有しない母材の切欠引張試験の結果と対比して、これを総括すれば大要次のような結論が得られる。

(1) 切欠長さを延長して切欠底部を硬脆化した溶接熱影響部から母材原質部に移した溶接継手試験片が母

Fig. 11 The Specimen employed by Mylonas⁴⁾ showing the Pressing Process of the plate to produce Residual Tension Stress

なお、これらの実験に供した切欠はすべて溶接後の鋸切断によつたものであり、実際に溶接継手に生じた部分亀裂の先端部においてはさらに亀裂の伝播停止に伴う塑性変形層の形成あるいは残留応力分布の変化なども予想されるのでこれらの影響に関しては引続き実験を行なう予定である。

謝 辞

本研究を実施するに当つては大阪大学工学部の寺沢一雄、大谷 碧岡教授、運輸技術研究所の楠田忠雄、小倉 信和、飯田国広各技官ならびに川崎重工業造船工作部の吉田俊夫部長の諸氏に終始絶大な御援助と御協力を受けた。また研究の内容に関しては吉識雅夫教授を主査とする造船協会電気溶接研究委員会第6分科会の委員諸氏より懇篤な御助言を頂いた。ここにこれらの機関ならびに各位に対し厚く感謝する次第である。

なお本実験は日本造船研究協会第 39 研究部会昭和 34 年度研究の一部として行なつたもので、特に今回ここに引用することを許可されたことに対し厚く感謝する次第である。

参 考 文 献

- 1) 木原博・増淵興一、：脆性破壊に及ぼす残留応力の影響に関する一考察，造船協会論文集，No. 103，1959，p. 251-262.
- 2) H. Kihara, T. Yoshida and H. Ōba : Initiation and Propagation of Brittle Fracture in Welded Steel Plate, Doc. No. X-217-59, submitted to 1959 Meeting of com. X of I.I.W
- 3) H. Kihara, K. Masubuchi, K. Iida & H. Ōba : Effect of Stress Relieving on Fracture Strength of Welded Joint, Doc. No. X-218-59, submitted to 1959 Meeting of com. X of I.I.W
- 4) C. Mylonas : Prestrain, Size and Residual Stress in Static Brittle Fracture Initiation, Weld Jourl, Oct 1959, p 414-s-424-s
- (5) 例えば吉識雅夫，金沢 武：鋼材の切欠脆性，船の科学，7巻 12号～8巻 4号，1954～55.

材の延性がほとんど失われる温度領域において低応力破壊を起し、一方これと同じ切欠形状を有する母材試験片の脆性破壊応力は同じ温度領域で降伏応力に近い値を示すことから、溶接継手の低応力破壊の要因は主として残留応力にあり Mylonas の指摘した切欠底部の延性の消失はその必要条件であるが十分条件ではないものと考えられる。

(2) 切欠半径および試験温度を一定とした溶接継手の広幅切欠引張試験において残留応力の解放を伴う切欠長さの増大が溶接継手の脆性破壊強度を増大させ、一方残留応力を伴わない母材の切欠引張試験においては逆に脆性破壊強度を減少させるところから、溶接継手の脆性破壊強度によぼす残留応力の影響は一層明らかに示されるものと考えられる。

(3) 切欠半径の増大は切欠底部の3軸応力度を減少し残留応力を有する溶接継手の低応力破壊を阻止することが明らかにされた。またこれによつて切欠尖鋭度は切欠底部の延性の消失とともに残留応力を有する溶接継手の低応力破壊に対して必要条件となるものと考えられる。