(昭和 44 年 11 月造船学会秋季講演会において講演)

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2報)

—80 kg/mm² 級高張力鋼溶接継手に対する検討—

正員 木 原 博* 正員 金 沢 武*
 正員 大 庭 浩** 正員 須 清 修 造**
 正員 南 方 俊 二** 山 本 辰 一**

Effects of Notch Size, Angular Distortion and Residual Stress on Brittle Fracture
 Initiation Characteristics of Welded Joints for High Strength Steels (The 2nd Report)

—Experimental Research for Welded Joint of 80 kg/mm² High Strength Steel—

By Hiroshi Kihara, *Member* Takeshi Kanazawa, *Member*
 Hiroshi Ōba, *Member* Shūzo Susei, *Member*
 Shunji Minakata, *Member* Shin-ichi Yamamoto

Summary

In this paper, for the purpose of reproducing brittle fracture at low stress levels in the welded joints of 80 kg/mm² high strength steel, we have carried out a systematic investigation on fracture load conditions of surface notched wide tension test specimens, continued from the previous report about 60 kg/mm² high strength steel.

Further, we considered to obtain a substantiation of fracture conditions, and suggestions for the prevention of similar troubles in future, by application of fracture mechanics for various experimental fracture conditions.

The main results obtained are summarized as follows.

(1) Brittle fracture in the welded joint of 80 kg/mm² high strength steel was reproduced below yield stress levels in practical service temperature regions, by the superposition of various actual stress concentration factors such as a surface notch, angular distortion of the welded joint, welding residual stress, etc.

(2) Stress concentration factors are severer, the fracture transition region and stress transition region in wide tension test specimens are closer to each other.

(3) By application of Irwin's fracture mechanics it was possible to analyse the experimental results approximately, although the brittle fracture initiation was in a considerably high temperature region.

(4) Even when various stress concentration factors are present in superposition, it is possible to prevent the fracture initiation of the welded structure under low loading condition by mechanical stress relieving such as preloading in the higher-temperature region than the service temperature.

1. 緒 言

前報において¹⁾, 60 kg/mm² 級調質高張力鋼の溶接継手における使用温度域での低荷重脆性破壊の再現と各種

* 東京大学工学部船舶工学科

** 川崎重工業(株)技術研究所

応力集中要因の影響度を明らかにすることができた。本報においては、引続いて商用の 80 kg/mm² 級調質高張力鋼の溶接継手における切欠、角変形および溶接残留応力などの諸要因の重畳効果が脆性破壊強度におよぼす影響について広幅試験片を用いて系統的に実験を行なつた。さらに実験における種々の破壊の条件に対して破壊力学の適用を試み、破壊発生条件の裏付けと今後の同種の事故防止に対して示唆を得るよう試みた。また、実際的な欠陥としての非貫通切欠よりの脆性破壊発生条件ならびに応力遷移と破面遷移現象の相関についても若干の考察を試みた。

2. 供 試 材

供試鋼板としては、WES 135-1964, HW 70 規格を十分満足した、板厚 25 mm の引張強さ 80 kg/mm² 級調質高張力鋼を用いた。その化学成分および機械的性質を Table 1 および Table 2 に示す。また、溶接棒としては、低水素ライム系のものを十分乾燥後使用した。その化学成分および機械的性質を Table 3 に示す。

Table 1 Chemical compositions of steel used

Steel		Chemical Composition (ladle, %)										Ceq.* (WES)
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	B	
HT 80 (River Ace K.O)	t=25 mm	0.14	0.30	1.07	0.008	0.007	0.19	0.33	0.54	0.300	0.004	0.52

$$\text{Remarks } *; \text{Ceq. (\%)} = \text{C} + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Si}}{24} + \frac{\text{Cr}}{5} + \frac{\text{Ni}}{40} + \frac{\text{Mo}}{4} + \frac{\text{V}}{14}$$

Table 2 Mechanical properties of steel used

Yield Point* (kg/mm ²)	Tensile* Strength (kg/mm ²)	Elong. (G. L. = 50 mm) (%)	V-Charpy Impact Value E ₋₁₅ (kg-m)
79.0	84.0	24.0	20.5

Remarks *; by JIS No. 4 test piece

Table 3 Chemical compositions & mechanical properties of electrodes used

Electrode	Chemical Compositions (%)						Mechanical Properties				Welding Heat Input (Joule/cm)
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Yield Point (kg/mm ²)	Tensile* Strength (kg/mm ²)	Elong. (G. L. = 50 mm) (%)	V-Charpy Impact Value E ₋₃₀ (kg-m)	
KS 116 (4φ)	0.06	0.61	1.39	0.014	0.008	2.29	—	86.0	25.0	8.4	15,000~ 20,000
KS 116 (5φ)	0.07	0.59	1.43	0.015	0.010	2.19	—	85.0	24.0	9.2	

Remarks *; by JIS No. 1 test piece

3. 試 験 方 法

試験に供した広幅試験片の形状は、前報と同様幅 400 mm、長さ 500 mm のもので十字溶接継手の水平継手部（中央部）に板厚方向に非貫通な半楕円型表面切欠を有し、かつ同継手を折れ線として試験片が角変形したものを標準とした。十字継手の溶接入熱量は、通常の試験片において、水平継手では 15,000~20,000 Joule/cm、縦継手では 45,000~50,000 Joule/cm の範囲に収まるよう考慮した。

切欠は先端半径が 0.1 mm の saw cut notch とし、その先端は熱影響ボンド部に位置するようにした。また、切欠の大きさは、切欠長さ (2C) を 160 mm 一定とし、相対切欠深さ t_1/t を 0.1 から 0.6 まで変化させた (t =板厚, t_1 =切欠の板表面よりの深さ)。

試験片の角変形量は主に $\theta/2=30/1000$ (試験片の折れ曲り量が 15 mm) とし、一部に 40/1000 を採用した。

試験は、溶接完了後 10 日経過してから実施し $+10^{\circ}\text{C} \sim -100^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で行なつた。

以上の広幅試験以外に試験結果を考察し、解析する上で基礎となる Deep Notch Test および温度勾配型 ESSO 試験を実施した。また小型試験としてはシャルピー衝撃試験、Tipper 試験ならびに低温丸棒引張試験を実施した。

4. 試験結果および考察

4.1 各種要因の破壊応力におよぼす影響

(1) 切欠深さの影響

水平継手のみを有する広幅試験片に表面切欠が存在する場合の公称破壊応力と温度の関係を Fig. 1 に示す。

破壊応力は、温度の低下とともに急激に減少し、 $-30 \sim 0^{\circ}\text{C}$ 以下では降伏点以下の低い値を示す。また、切欠深さの影響は、切欠深さが増加するほど顕著となつている。

一方、試験片の破面率については、 0°C では 100% shear を示すが、 -30°C では 90% brittle となり、この温度間で極端な破面遷移が見られる。これを小型試験としてのシャルピー衝撃試験の破面遷移温度曲線と比較すると広幅試験では遷移温度はかなり高温側に移行することが認められる。なお、溶接入熱を通常の 15,000~20,000 Joule/cm から 45,000~50,000 Joule/cm に増加した場合には、応力遷移ならびに破面遷移ともかなり高温側に移行している。

つぎに公称破壊応力と降伏強さ(常温における値)の割合を温度との関係で表わし、かつ HT 60 と比較したものを Fig. 2 に示すが、これによると HT 60 に比べ HT 80 では $80 \sim 100^{\circ}\text{C}$ 程度高温側で破壊応力の遷移が見られる。

(2) 切欠および角変形の重畳する場合の影響

水平継手の中央に表面切欠があり、かつ角変形が重畳している場合の公称破壊応力と温度の関係を Fig. 3 に示す。

切欠深さ $t_1/t=0.2$ を一定にし、初期角変形量 ($\theta/2$) を 30/1000, 40/1000 の 2 段階に変化させた場合、 0°C 以下の試験温度範囲においては降伏点以下の低い破壊応力を示し、かつ温度が低下するに従い破壊応力は急激に減少する。

また変形量が大いほど破壊応力は低くなり、両者の間には遷移温度にして約 10°C の差が見られる。また、角変形のない切欠のみの場合と比較すると、角変形の重量により破壊応力の遷移曲線は $50 \sim 60^{\circ}\text{C}$ 程度高温側へ移り、しかも破壊応力レベルとしては -60°C において前者の $1/2$ 以下となり、かつ $1/2 \sigma_y$ を下廻る低い値となつている。

また、破面率については、破壊応力としては比較的高い値を示す -10°C 前後の温度域において、すでに 80% brittle を示し、 0°C 以上の常温域での破面遷移現象が予測される。

つぎに試験結果を HT 60 と比較すると、Fig. 4 から明らかなように HT 80 では HT 60 より破壊応力曲線は $30 \sim 40^{\circ}\text{C}$ 程度高温側に位置することが認められる。

(3) 切欠および角変形が重畳し、かつ溶接入熱が変化した場合の影響

溶接入熱量を通常の 15,000~20,000 Joule/cm から 45,000~50,000 Joule/cm に増加した場合の結果を Fig. 5 および Fig. 6 に示す。

これによると、入熱の増加により破面遷移曲線には、ほとんど変化が見られないが、破壊応力曲線はさらに $10 \sim 20^{\circ}\text{C}$ 高温側へ移行することが認められる。

また、HT 60 と HT 80 を比較すると、両者における入熱の影響はほぼ同程度であるといえよう。

(4) 切欠、角変形および溶接残留応力が重畳し、かつ溶接入熱が変化した場合の影響

切欠深さおよび角変形量を一定にし ($t_1/t=0.2$, $\theta/2=30/1000$)、十字継手における溶接入熱量の組合せを種々に変化させた場合の公称破壊応力と温度の関係を Fig. 7 に示す。

これによると、水平継手、縦継手とも小入熱の場合、最も高い破壊応力を示しているが、常温においても降伏点以下の低応力破壊となつている。また、縦継手のみ大入熱となつた場合には、破壊応力はこれよりも低下し、さらに、両継手とも大入熱の場合には、さらに低い破壊応力を示し、常温においても降伏点のほぼ $1/2$ になつている。すなわち、HT 60 の場合には前報で示したように、十字継手においては継手の入熱変化による影響は、

Fig. 3 Relation between fracture stress and temperature in surface notched wide tension test specimens with angular distortion.

Fig. 4 Relation between the ratio of fracture stress to yield stress and temperature in surface notched wide tension test specimens with angular distortion.

Fig. 5 Effect of welding heat input on fracture stress in surface notched wide tension test specimens with angular distortion for HT 80 steel.

Fig. 6 Effect of welding heat input on the ratio of fracture stress to yield stress in surface notched wide tension test specimens with angular distortion.

Fig. 7 Relation between fracture stress (gross stress) and temperature in cross weld tension test specimens with surface notch, angular distortion and residual stress for HT 80 steel.

Fig. 8 Relation between the ratio of fracture stress to yield stress and temperature in cross weld tension test specimens with surface notch, angular distortion and residual stress.

ほとんど無視し得る程度であつたが、HT 80 においては入熱の影響が顕著であるといえる。

また、破面率については、入熱の違いによる影響が認められず、常温においても脆性破面率が約90%であり、遷移温度は10°C以上の高温域となつている。ただし、破面率は、single stage fr. と2 stages fr. とでは相異し、後者の場合には破面遷移温度はかなり低温側に位置することがわかる。

なお、HT 80 における2 stages fr. の現象は縦継手が大入熱の場合には、主に観察されるが、これは水平継手および縦継手の入熱による材質変化の影響が顕著となるためと考えられ、HT 60 における現象とも符号している。

つぎに、公称破壊応力を降伏強さに対する割合で示すと Fig. 8 のようになるが、HT 60 と比較した場合にも HT 80 の両継手が大入熱の場合が最も低い値を示している。従つて、降伏比がより大となる HT 80 では、実際の溶接施工における入熱管理を厳格に実施する必要があるとともに、脆性破壊を防止するための配慮がより重要であることを示唆しているものと考えられる。

4.2 破壊力学の適用による破壊応力の推計

限界応力集中度 (Critical Stress Intensity Factor) K_{IC} の対数と絶対温度の逆数の間には、切欠先端の塑性領域の比較的狭い温度範囲内で、 $\log K_{IC} = -T_0/T_K + \log K_{I0}$ なる Arrhenius 型の温度依存性があることが知られているが、本節では、HT 80 各試験片の破壊応力より K_{IC} 値を算定し、この結果に基づいて K_{IC} の温度依存性を求めることとする^{2)~7)}。

まず、角変形のない試験片の破壊応力と K_{IC} の関係については、(1) 式の Irwin の楕円切欠に対する破壊条件式が適用できる。

$$K_{IC} = \left(\frac{1.2\pi}{\phi^2 - 0.212 \left(\frac{\sigma}{\sigma_Y} \right)^2} \right)^{1/2} f(r) \sigma t_1^{1/2} (=K_P) \quad (1)$$

ただし

t_1 = 楕円切欠の深さ (短軸)

σ = 一様負荷応力

σ_Y = 降伏応力

ϕ = 切欠深さ t_1 と切欠長さの半分 c に関する楕円積分関数

$$\phi = \int_0^{\pi/2} \sqrt{1 - \left(\frac{c^2 - t_1^2}{c^2} \right) \sin^2 \theta} \cdot d\theta$$

$f(r)$ = 無限板への修正係数

$$f(r) = \sqrt{\frac{2t}{\pi t_1} \tan \frac{\pi t_1}{2t}}$$

また、角変形のあるものについては、前報で示したように、引張による K_P 値と偏心による曲げモーメントを考慮した K_B 値との和として表わされる。

$$K_{IC} = K_P + K_B \quad (2)$$

$$K_B = \left(\frac{1.2\pi}{\phi^2 - 0.212 \left(\frac{\sigma}{\sigma_Y} \right)^2} \right)^{1/2} \frac{Y_B}{\sqrt{1.2\pi}} \cdot \frac{6e}{t} \sigma t_1^{1/2} \quad (3)$$

ただし

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

e = 破壊時における試験片の偏心量

t = 板厚

‘1)~(3) 式を用いて、実験値より各試験片の K_{IC} を求めると Fig. 9 に示すようになる。

これによると、切欠のみの場合、切欠に角変形が重畳した場合、さらに残留応力が重畳した場合の K_{IC} 値はほぼ同一直線上に位置することが明らかであり、また、 $K_{IC} - 1/T_K$ の直線関係は、HT 60 の場合と同様、 -60°C 付近を境として傾斜の異なつたものとなつている。その理由としては、 -60°C 以上の温度域では、塑性領域の拡りおよび shear lip の影響が加わり、Irwin 流の fracture mechanics の適用には問題が残されよう。また、残留応力の影響を加味した十字継手における K_{IC} は、その影響が全く見られないが、この場合の材料が高強度になるほど、相対的に残留応力が低くなること、切欠加工方法によるものと考えられる。なお、 -60°C 以上に

Fig. 9 Relation between fracture toughness, critical plastic displacement and temperature in various type of wide tension test specimens for HT 80 steel.

Fig. 10 Fracture stress-temperature curve calculated from fracture mechanics for brittle crack initiation in surface notched wide tension test specimen with angular distortion for HT 80 steel.

における $\log K_{IC}$ と $1/T_K$ の関係は温度勾配型の ESSO 試験より得られる K_{ac} (脆性破壊の伝播停止特性を与える) にほぼ近い値を示している。

実験で得られた $\log K_{IC}$ - $1/T_K$ 曲線の実験式より逆に、十字継手試験における破壊時の公称破壊応力と温度の関係を計算より求めると、Fig. 10 に示すようになる。

つぎに、各試験片の切欠先端における塑性変位 $\Phi(c)$ は次式で与えられるが

$$\Phi(c) = \frac{\pi K^2}{2 \sigma_y E} \quad (4)$$

各試験片の Φ_{crit} とこれに対する脆性破壊率との関係を図示すると Fig. 11 のようになる。切欠のみの試験片では $\Phi_{crit} = 0.2 \sim 0.3$ mm の範囲で、角変形付試験片および十字継手試験片では、 $\Phi_{crit} > 2 \sim 3$ mm の範囲で破面の遷移がみられる。

4.3 破面の観察

(1) 破面遷移温度について

各種の要因が重畳した広幅引張試験片の破面遷移曲線および小型試験の破面遷移曲線と広幅試験の破壊応力条件との相関関係を Fig. 12 および Table 4 に示す。広幅試験片の破面遷移温度 ($wTrs$) は、小型に比べ、かなり高温側にあり、切欠、角変形、残留応力が重畳した苛酷な条件下での $wTrs$ は $+10^\circ\text{C}$ 以上となっている。しかし、この場合中幅試験としての Tipper 試験片の破面遷移温度とはかなり近似したものとなっていることが注目される。一方、two stages fr. における破面遷移温度としては、single

Fig. 11 Relation between crystallinity and critical plastic displacement Φ_{crit} for various types of wide tension test specimens (HT 80 steel).

Fig. 12 Relation between fracture stress, shear percent, absorbed energy and temperature in various size test specimens for HT 80 steel.

Table 4 Correlation of transition temperatures in various tests

Transition Temperature (°C)			Kinds of test
	HT 60	HT 80	
vTrs	-57	-63	2 mmV-Charpy Impact Test (H. A. Z.)
wTrs	-20~-30	0~-30	W. T. T. *(without angular distortion)
wTrs	-5	>0	do. (with angl. dist.)
wTrs	+5	>+10	do. (with cross weld & angl. dist.)
wTrs	-15~-25	-30	do. (for second stage fracture)
τ Trs	-18	+22	Tipper Test (H. A. Z.)
$1/2 \sigma_y T_{\Delta G}$	-4	-25	ESSO Test with Temp. Gradient (B. M.)
NDT	-45	—	NRL Drop Weight Test (H. A. Z.)
FTE	-12	—	do. (NDT+60°F)

Remarks *; W. T. T.=Wide Tension Test

stage に比べ約 60°C 低温側を示すことが認められ, 恐らく貫通切欠型広幅試験の破面遷移温度とはほぼ一致するのではないかと推察される。

なお, 応力遷移温度との相関については, 後章で検討を試みることにする。

(2) 破面の様相

広幅試験片の脆性破壊破面の例を Photo. 1 および Photo. 2 に示す。

一般に, HT 80 では破面の切欠側に shear lip の発生しているものが多く, また, 溶接ビードの層間状況が明白に顕れているもの等, HT 60 に比べると複雑な破面様相を示しているものが多く観察された。

また arresting 現象については, 十字継手試験片の縦継手が大入熱の場合に多く見られ, このことは, HT 60 場合の現象とも符号している。

4.4 溶接構造物における破壊防止策の検討

(1) 構造物の設計条件と脆性破壊発生条件との相互関係について

低荷重脆性破壊発生条件と実際構造物の設計条件あるいは使用条件との関係の 1 例として, Fig. 13 に HT 80 使用の常温高压式球形貯槽の設計応力条件 (使用温度 $-10 \sim 48^\circ\text{C}$, $\sigma_a \approx 29 \text{ kg/mm}^2$) および耐圧試験条件 ($\sigma_T = 1.5 \sigma_a$, 水温) と実験で得られた破壊応力条件との相対関係を示したが, 供試鋼材は切欠靱性の点で良好な特性を有しているにもかかわらず大入熱 (45,000~50,000 joule/cm) の場合に 10°C 前後の常温域での耐圧

Photo. 1 Some examples of fracture appearances of surface notched wide tension test specimens with angular distortion.

Photo. 2 Typical fracture appearances of surface notched cross weld tension test specimens with angular distortion.

試験時に破壊する可能性が認められる。

(2) 予荷重による機械的応力除去の効果について

Fig. 14 に示すように低荷重脆性破壊を起し難い十分な安全な温度で、設計応力以上の十分高い荷重で予荷重を与えたものについては⁸⁾、切欠、角変形、残留応力が重畳した場合においても、十分低温側での低荷重破壊を防止し得ることが、HT 80 の場合においても実証された。

とくに、HT 80 では前述のように、残留応力自体は破壊応力の低下に影響する程度は僅少であり、予荷重による効果は、切欠先端の圧縮残留応力の発生、あるいは角変形の戻りによる効果が大きいものと考えられる。

5. HT 60 と HT 80 の試験結果を包含した総合的考察

5.1 非貫通切欠よりの脆性破壊発生条件について

これ迄の実験で取扱つてきたような板厚方向に非貫通な切欠より脆性破壊が発生伝播する状況について Fig. 15 に示すようないくつかの mode に分類することが出来る。すなわち

Type I: 非貫通切欠が、漸次拡大し、貫通切欠となり、crack length が限界値に到達した時に脆性破壊が発生伝播する。

この場合の限界切欠長 (C_{cr}) は次式によつて決まり、これは、貫通切欠の条件に等しい。

$$K_C = \sqrt{\pi C_{cr}} \cdot f'_{(r)} \cdot \sigma_f$$

K_C = 貫通切欠における限界応力集中度

$f'_{(r)}$ = 無限板に対する板幅修正係数

Type II: 非貫通切欠の大きさが限界値に到達し、脆性破壊が発生するが、貫通切欠状態まで伝播して停止する。

この場合の限界切欠寸法は Irwin の楕円型とすれば前掲の (1)~(3) 式によつて決まる。

$$K_{IC} = \left(\frac{1.2 \pi}{\phi^2 - 0.212 \left(\frac{\sigma}{\sigma_Y} \right)^2} \right)^{1/2} \left[f_{(r)} + \frac{6e \cdot Y_B}{\sqrt{1.2 \pi \cdot t}} \right] \sigma_f t_1^{1/2}$$

しかし、crack が板厚を貫通拡大した所で

$$K_{ac} > \sqrt{\pi \cdot c'} \cdot f'_{(r)} \cdot \sigma_f$$

となり、伝播を停止する。

Type III: 非貫通切欠の大きさが限界値に到達し、脆性破壊が発生し、そのまま伝播する。

この場合は、Type II で crack が板厚を貫通拡大した所で

$$K_{ac} \leq \sqrt{\pi \cdot c'} \cdot f'_{(r)} \cdot \sigma_f$$

である。

以上、3つの Type に関係する要因としては

- (a) 部分切欠の長さおよび深さ
- (b) 板厚
- (c) K_{IC} , K_C , K_{ac} の各値の差
- (d) 付加応力条件

などの影響が著しい。

Type I が起り易い例としては、(1) 非貫通切欠としては、応力集中度も低く、脆性破壊の発生条件とはなり得ないが、(2) fatigue などにより部分切欠が拡大貫通し、かつ、(3) 切欠長さも十分長くなつて、遂に脆性破壊が発生する場合で、相対条件として、対象となる (a) 部分切欠が長く、(b) 板厚が薄く、(c) $K_{IC} \cong K_C$ 、(d) 切欠直上の局部的 stress raiser がないような場合が考えられる。

Type II が起る条件としては、(1) 非貫通切欠より脆性破壊が発生する程、応力集中度は高かつたが、切欠が貫通した状態では、(2) 応力集中度が低下するような局部的応力集中条件があつたり、(3) 切欠長さがあまり長くない、脆性破壊が停止する場合で、相対条件としては、対象となる (a) 部分切欠はやや短く、かつ (b) 板厚に対して切欠深さはかなり深く、(c) $K_{IC} < K_{ac}$ 、(d) 切欠直上に残留応力などの局部的 stress raiser があるような場合が考えられる。

Type III の起る条件としては、(1) 非貫通切欠より脆性破壊が発生し、かつ切欠が貫通した状態でも、(2) 十

Fig. 15 Types of crack growth encountered in structural application.

Fig. 16 Some example of calculated K_I and K value with the extension of crack depth and crack length in surface notched wide tension test specimens.

分な応力集中度の維持される状態で、相対条件としては、対象となる (a) 部分切欠は長く、(b) 板厚は厚く、(c) K_{IC} に比べ K_{ac} は比較的小さく、(d) 一様負荷荷重がかなり高いが、局部的 stress raiser は切欠端にも影響をおよぼす範囲にあるなどの場合が考えられる。

さて、Type I については、元々、貫通切欠の問題と考えられるが、Type II と Type III とは非貫通切欠特有の問題と考えられるので両者の比較について検討することとする。

Fig. 16 は半楕円 crack が拡大する場合に K_I または K の変化について、2, 3 例示したものである。Fig. 16 の横軸は crack の深さ (t_1) および crack の長さ (c) を表わしているが、表現として、(t_1) 軸の尺度と (c) 軸の尺度とは、板厚 t と初期 crack の長さ c_0 とが、同一位置に来よう比例させている。

さて、Case I は一般的な場合で、ある stress level σ_2 では arrest し、Type II の破壊となるが、より高い stress level σ_3 では arrest せず、Type III の破壊となることを示している。

Case II は Case I 同様、ある高い stress level σ_3 で脆性破壊が発生しても、板厚が薄く、板厚効果によって、伝播停止限界応力集中度が高いために arrest する例である。板厚効果について、たとえば金沢、町田の式¹⁰⁾を適用すれば、下記の通りである。

$$K_{ac} = K_{ac}(30) \cdot f(t)$$

ただし、

$K_{ac}(30)$ = 板厚 30 mm に換算したときの K_{ac} 値

$$f(t) = \text{板厚効果係数} \begin{cases} \frac{60}{t+5} - 2, & t \leq 10 \\ 1 - \frac{1}{20}(t-30), & 10 < t < 35 \\ 0.75, & 35 \leq t \end{cases}$$

例えば、 K_{ac} は板厚 25 mm から、板厚 10 mm に薄くなれば 1.6 倍となる。 K_{IC} についての板厚効果係数については、明らかでないが、仮に初期の割れ深さ $t_1 = 5$ mm 一定の場合を仮定すれば、 $t = 25$ mm で $t_1/t = 0.2$ 、 $t = 10$ mm で $t_1/t = 0.5$ となり、板厚効果を考慮したとしても、 $t = 10$ mm の場合に $t = 25$ mm での破壊応力を飛び抜けた高い破壊応力での破壊発生の可能性は少いと考えられる。したがって、この場合薄板の方が arrest する可能性が大であると判断される。

Case III は、初期亀裂長さ c_0 が非常に大きい場合であり、この場合には板厚方向の K_{IC} に比べ板幅方向の K 値の昇が著しく、arrest しない。

Case IV は残留応力のある場合の例であり、亀裂が板厚方向貫通後も残留応力の影響が大であれば arrest が起り難く、逆に残留応力によって K_I の昇が著しいため低荷重破壊を示しても、残留応力の影響が板幅方向に限定されたものであつて、亀裂先端の K 値の昇に寄与しなければ arrest しやすくなることも考えられる。

もちろん、これらの条件の他、材料の特性によつて K_{IC} 値と K_{ac} 値とが著しく異なれば破壊様式は異なることは十分考えられる。

Fig. 17 は上記の考えに基づいて、第1報 Fig. 23 において two stages fracture が発生した試験のうち、試験温度 -10°C 付近のものを示したものである。

計算においては c' による若干の変動を考慮すると、この温度では $\sigma = 35 \sim 40 \text{ kg/mm}^2$ 以下の応力で arrest する可能性があると推定され、この値は、ほぼ実験結果を説明し得ると考えられよう。

これらの例は Type II の破壊に属するものであるが、実用的な意義においては、Type III の破壊が突発的であり、極めて重大な事故につながると考えられる。すなわち、Type I, II の破壊は、たとえば貯槽などでは亀裂部よりの漏洩などの損傷を伴うが、大事故に到るまでに亀裂発見の機会も多いと思われ、また構造物全体の破壊に到る前に検知することも可能であろう。したがって、Type III の破壊を最も恐れるとすれば、下記の条件での非貫通切欠よりの破壊発生を防止することが重要と考えられる。

- (a) 極めて長い非貫通切欠、または連続する可能性のある連をなす非貫通切欠の存在する場合
- (b) 板厚の厚い部材に非貫通切欠がある場合
- (c) K_{IC} に比べ K_{ac} が比較的小さい低い温度条件下にある場合
- (d) 一様負荷荷重が大きくなる設計応力の高い構造物、すなわち強度の高い鋼材を使用した構造物

Fig. 17 Relation between K_{Ic} (K_C) and K_I (K) with the extension of notch length in surface notched cross weld tension test specimen showing two stages fracture.

5.2 応力遷移温度と破面遷移温度の関係について

HT 60 と HT 80 の広幅試験結果について比較すると、まず、前述のように角変形のない切欠のみの場合には、HT 80 の応力遷移温度は高温側であり、また角変形付の場合にも、HT 80 の方がやや高温側に応力遷移が認められたが、HT 60 との差は僅少である。すなわち、苛酷度の変化により HT 60 の応力遷移温度の移行が大きいことを示している。なお、破面遷移温度については角変形のない場合より 20°C 前後高温側に移行していることが認められる。

つぎに、残留応力の重畳を考慮した十字継手試験片においては、低入熱条件の場合には HT 80 の方が応力遷移温度はやや低温側に認められるが、大入熱になると、HT 80 の場合の劣化が著しく、反つて高温側に応力遷移温度が位置するようになる。また残留応力が重畳しない場合に対しては、HT 60 の応力遷移温度の移行がやや大きく、この場合に HT 80 とほぼ同じ程度の応力遷移温度を示すことが認められた。以上の結果より、切欠付広幅引張試験の破面遷移温度と応力遷移温度の関係については、下記の推論が考えられる。

(a) 一般に応力遷移温度は、破面遷移温度より低温側に表われる。

(b) 応力遷移温度は、切欠、荷重条件などの苛酷度によつて移行し、極めて苛酷な条件下では破面遷移温度に接近する。

(c) この場合、苛酷度の変化による破面遷移温度も若干移行（移行方向は応力遷移と同一方向）するが、応力遷移温度の移行に比べると僅少である。

(d) 苛酷度を軽減させると応力遷移温度は低温側へ移行するが、移行温度の幅は、降伏比の高い高張力鋼ほど小さく、強度の低い鋼ほど大幅に低温側に移行すると考えられる。

(a)～(c) は一般的に認められている現象であるが、(d) については著者らの推定である。しかし、(d) の現象は、従来 deep notch test でも認められており、本試験の結果とも矛盾していない。なお、破壊力学的検討を加えれば以下のとおりとなる。

$$\log K_{IC} = \frac{-\alpha}{T_K} + \beta \quad (\alpha, \beta = \text{材料によつて定まる数値})$$

$$K_{IC}^2 = A \cdot \sigma_f^2 \quad (A = \text{苛酷度に相当})$$

ここで $\sigma_f = 1/2 \sigma_y$ とおけば

$$\frac{\partial T_K}{\partial A} = \frac{1}{A} \cdot \frac{\alpha}{(\log A + 2 \log \sigma_y - \beta')^2}$$

ただし

$$\beta' = \beta + \log 4$$

したがつて， α, β が大差ないとすれば， σ_y の大きい材料では $\partial T_K / \partial A$ が小さくなり，温度差が少ない。

なお， α, β について deep notch test の資料より見ると， α, β は材料によつて大幅に変わるが，ほぼ同一系統の鋼材では低強度のものほど，一般に α, β が大きい傾向にあるようであり，この点よりも $\partial T_K / \partial A$ は低強度のものほど大きくなる傾向が認められる。

なお，溶接入熱の影響など材質変化を主体とした影響については別途考慮せねばならないものとする。

5.3 破壊力学よりの許容偏心量の推定

これまで切欠の大きさ，角変形の影響について破壊力学の適用を試み，実験結果の考察を行なつてきたが，本節では，さらに，この破壊力学より逆に，これらの影響を考察し実際構造物の施工に対する示唆としたい。

すなわち，破壊力学に従えば，構造物の脆性破壊の発生条件の限界値を決定するものは K_{IC} である。この K_{IC} のある一定値の場合に切欠深さ，角変形量と破壊応力との限界関係を HT 60 材 ($t=25 \text{ mm}$) について計算したものを Fig. 18 に示す。これによればいかに角変形の影響が大きいかが理解できよう。

しかし，この角変形-偏心量を全くなくすることは實際上，不可能であり，むしろこの偏心量をいくらまで許容するかが問題である。

実際構造物の設計に用いられる許容応力として仮りに $1/2 \sigma_y$ を想定し，また，鋼材の板厚としては $t=10 \sim 100 \text{ mm}$ の範囲の場合を想定して検討する。すなわち Fig. 19 および Fig. 20 は，HT 60 材について $K_{IC}=500 \text{ kg}/\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ として，設計応力で破壊が発生する時の板厚 (t) と偏心量 (e) の限界条件の関係を t_1/t および t_1 をパラメーターとして (1)~(3) 式より計算し図示したものである。

Fig. 19 から判かるように相対切欠深さ一定として考えた場合には $t_1/t \cong 0.2$ では厚板であつても限界偏心量 (e) の値はほぼ一定で 15 mm 程度であるが， t_1/t がさらに増加して $t_1/t \cong 0.6$ となると $90 \sim 100 \text{ mm}$ の厚板では $e=0$ であつても $\sigma_f = \sigma_{\text{design}}$ となる。

なお， K_{IC} に対する板厚効果については明らかでないが，一応前述の K_{ac} に対する板厚効果係数 $f(t)$ と同じものを考えると図中の一点鎖線で示す関係が得られる。

この場合には $t=20 \text{ mm}$ 以下の薄板ではほぼ一定した値となり厚板にくらべ薄板の方が許容偏心量が大きく安全であることがわかる。

また，厚板においては板厚効果を考慮しない時よ

Fig. 18 Effects of relative notch depth and angular distortion on fracture stress in case of K constant.

Fig. 19 Relation between allowable initial deflection and plate thickness in structural applications, expressed with relative notch depth as parameter.

Fig. 20 Relation between allowable initial deflection and plate thickness in structural applications, expressed with notch depth as parameter.

り著しく偏心量は減少し、 $t_1/t=0.1$ で $e \cong 15 \sim 16 \text{ mm}$ といった値となつている。

なお、Fig. 20 のごとく、切欠深さの絶対値を一定として考慮すれば上記の関係はやや異なつた見解となることは明らかであろう。

1968年に改定された日本液化ガスプラント協会(JLPA)の球型貯槽に対する施工規準において、この偏心量を弦長1mに対し、15mm以下におさえるよう規定しているが、実際の施工時あるいは開放検査などで発見される止端割れの深さが、数mm程度であることを考慮すると、Fig. 20の結果からもこの値は適切なものと言えよう。

6. 結 論

引張強さ80 kg/mm²級調質高張力鋼の表面切欠付広幅引張試験を各種条件下で行なつた結果を検討し、さらにこれを前報の結果(60 kg/mm²級調質高張力鋼)と比較し、これらを要約すれば、次のような結論が得られた。

(1) 商用高張力鋼として、良好な切欠靱性を有し、その溶接継手部の切欠靱性も、実用上十分と考えられる条件で、しかも、切欠、角変形、残留応力が重畳した状態で、表面趾端切欠部より、実用温度域での低荷重脆性破壊の発生を再現した。

(2) 切欠、角変形、残留応力などの個々の要因が、単独に作用する時は、低荷重破壊発生領域は極低温に限られるが、それぞれの要因を重畳した場合には、その重畳効果が認められ、応力遷移温度は破面遷移温度近くまで上昇する。

(3) 上記諸要因を変化させた場合に、HT 60とHT 80とでは、影響の程度が若干異り、HT 60の方が応力遷移温度の移動幅が大きい。

(4) HT 80においては、とくに溶接入熱の影響が認められ、45~50 kJoule/cmの高入熱条件で施工した溶接継手において、10°C前後の常温域で、設計応力程度の低荷重脆性破壊を示した。

なお、このような材質的影響の効果については、切欠、角変形、残留応力などの主として応力的条件として苛酷に作用する要因とは異つたものと考えられる。

(5) 種々の応力集中要因の重畳して存在する場合でも、比較的高温領域での予荷重などによる機械的応力除去によつて低荷重破壊発生領域を十分低温側に移行させることができ、その有効性が実証できた。

(6) 溶接割れなどの切欠の存在を考慮せねばならない実際構造物の低荷重破壊防止のために、溶接継手部の角変形を制限することは、実用上極めて有効である。この場合、試算によれば、板厚によつて制限条件をかなり変化する必要が考えられ、今後実験的に明らかにされることがのぞまれる。

謝 辞

本研究を行うにあたり、有益なご助言、ご討論を賜つた大阪大学寺沢名誉教授、大谷教授および、造船学会、電気溶接研究委員会第1分科会の各委員に対し厚くお礼を申し上げます。また、本研究を実施するに当つて、ご理解とご援助をいただいた川崎重工業KK吉田取締役、川崎製鉄KK今井常務、高田鋼材技術部長、佐々木管理部長、猪又技師の方々に厚くお礼を申し上げます。

また、本実験を遂行する上で、ご協力をいただいた川崎重工業KK、溶接研究室、山本室長、寺井課長、山田係長、長岡氏ならびに鉄構事業部加古川工場、荒川氏に対し厚くお礼を申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 木原、金沢、大庭、須清、南方、山本：“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)” 船論125号(1969)
- 2) G. R. Irwin：“Crack Extension Force for a Part-Through Crack in a Plate”. Journal of Applied Mechanics. Vol. 84 E, No. 4, December, 1962.
- 3) W. F. Brown, J. and J. E. Srawley：“Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials”, ASTM Special-Technical Publication No. 410.
- 4) “Reports of a special ASTM Committee”, 1st Jan. 1960, 2nd May 1961, 5th March 1964.
- 5) 金沢 武：“脆性破壊の破壊力学”，高圧力技術講座，座報，Dec. 1968.
- 6) F. M. Burdekin, M. A.：“Initiation of brittle fracture in structural steels”, British W. J. Dec. 1967.

- 7) 木原, 池田, 須瀧, 前中, 南方: “切欠の大きさが脆性破壊発生特性に及ぼす影響 (第1報)”, 船論 122号 (1967); “同上第2報”, 船論 123号 (1968)
- 8) H. Kihara, K. Masubuchi, K. Iida and H. Ōba: “Effect of Stress Relieving on Brittle Fracture Strength of Welded Steel Plates”, I. I. W. Doc. X-21-59, 1959.
- 9) 木原, 池田: “脆性破壊の発生に関する研究 (第2報)”, ——鋼板の破壊発生特性について——, 船論 118号 (1965)
- 10) 金沢, 町田, 大八木: “クラックアレスターに関する基礎的研究 (第5報)”——溝型およびスチフナ型クラックアレスターの解析——, 船論 122号 (1967)
- 11) 柏木晴夫: “球型タンクにおける最近の事故傾向”, 日本高圧力技術協会, 高圧ガス保安協会共催シンポジウム, 1969.