

(昭和 46 年 5 月日本造船学会春季講演会において講演)

溶接ボンド部表面切欠からの 破壊に及ぼす諸因子の影響

正員 伊 藤 悌 二* 正員 田 中 潔*

Effects of various factors on brittle fracture initiation
from a surface notch in weld fusion line

by Teiji Ito, *Member* Kiyoshi Tanaka, *Member*

Summary

The brittle fracture initiation in butt welded joints of two kinds of 80 kg/mm² class high strength steels has been studied using wide plate specimens each of which had a surface notch along the weld bond and was given the weld angular distortion. Effects of the residual stress adding, the offset and the ACI (Anti-Crack-Initiating) beads on the brittle fracture initiation characteristics in such a specimen has also been studied.

It has been found that the residual stress adding made it easy at higher temperature for the specimen to failure under low applied stress and that the ACI beads shifted the fracture stress transition temperature to extremely lower temperature.

The effect of a offset on the fracture stress transition temperature was extraordinary remarkable, and has been clarified quantitatively by means of a newly developed K_I equation. This equation makes also it possible to express the effects of surface notch size, amount of angular distortion and another various kinds of conditions on the brittle fracture initiation characteristics of the welded joint.

Furthermore the effects of weld heat input and chemical composition of steel on the fracture initiation characteristics of the weld has been cleared through experiments and the K_I equation.

1 緒 言

高張力鋼材の製造、使用量の増大と共に、その溶接部破壊性能についての研究も数多く発表される様になった。しかし、実際構造物に存在するような板厚非貫通切欠からの破壊性能に関してなされた研究は、未だ数少なく、秋田、矢田らの研究¹⁻³⁾、木原、池田らの研究^{4,5)}、木原、金沢、大庭らの研究^{6,7)}などがその主なものである。著者らは、上記の諸研究を参考にして、80 kg/mm² 級高張力鋼溶接継手部に存在する表面切欠からの脆性破壊発生現象に関して実験、検討を行ない、角変形、切欠の大きさが、破壊発生特性に及ぼす影響を明らかにした⁸⁾。

本報告は、既報⁸⁾と同様の実験を、試験片製作条件や、鋼材成分、板厚の異なる溶接継手に行ない、これら条件の影響を検討すると共に、溶接継手の目違い、残留応力および ACI ビード⁹⁾等の影響を明らかにし、結果に対して線型破壊力学の適用を行なったものである。

2 供試材料および溶接条件

本研究に供試した 80 kg/mm² 級高張力鋼および 80 kg/mm² 級用溶接材料の化学成分、機械的性質を Table

* 新日本製鉄㈱

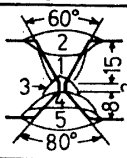
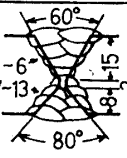
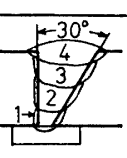
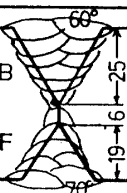
Table 1 Chemical composition and mechanical properties of the steels used

Code	Steel name	Thickness (mm)	Chemical composition (%)											Yield stress (kg/mm ²)	Tensile stress (kg/mm ²)	Elongation L/p=3.55 (%)	2V Charpy energy (kg-m)
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti				
80C	WEL-TEN80C	25	0.13	0.30	0.94	0.021	0.006	0.30	0.01	0.79	0.44	0.04	—	79.3	86.1	21.6	16.2 at -50°C
80S	WEL-TEN80S	25	0.08	0.51	1.35	0.010	0.007	—	0.92	1.05	0.52	0.04	0.02	84.0	89.0	22.0	11.1 at -15°C
80	WEL-TEN 80	50	0.11	0.26	0.84	0.016	0.007	0.27	0.95	0.54	0.43	0.05	—	79.0	83.6	24.0	19.5 at -15°C

Table 2 Chemical composition & mechanical properties of the all weld metal used

Electrode name	Chemical composition (%)									Tensile stress (kg/mm ²)	Elongation (L/0.25mm) (%)	2V-Charpy energy (kg-m)
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo			
Ⓔ L-80	0.05	0.41	1.35	0.019	0.010	0.07	2.62	0.25	0.42	86.3	37.2	5.0 at 0°C
Ⓔ Y-80M x YF-200	0.08	0.34	1.40	0.013	0.006	0.12	2.12	0.50	0.55	87.1	21.0	100 at 0°C

Table 3 Welding condition

Groove & Layers	Pass	Electrode name and diameter	Welding position	Welding current (A)	Welding voltage (V)	Travel speed (mm/min)	Pre-heat & Interpass temperature (°C)	Heat Input (Joule/cm)
	1-5	Ⓔ L-80 5mmφ	Vertical (Manual arc)	180-190	27	42	75-125	69,500-73,400
	1-13	Ⓔ L-80 4mmφ	Vertical (Manual arc)	140-150	24	42	75-125	33,600-36,000
	1	Ⓔ L-80 5mmφ	Vertical (Manual arc)	180-190	26	100	75-125	30,800
	2-4	Ⓔ L-80 5mmφ	Vertical (Manual arc)	180-190	27	42	75-125	69,500-73,400
	B1-9 F1 F2-7	Ⓔ Y-80M 4.8φ x YF-200	Horizontal (Submerged arc)	650-670 870-890 650-670	32-36 35-39 32-36	30.0 30.0 30.0	75-125 75-125 75-125	41,500-48,400 61,000-69,500 41,500-48,400

1および2に示す。符号 80C の鋼材は既報⁹⁾において使用した Ni-free の Cr-Mo 系調質型溶接構造用高張力鋼であり、符号 80S は、新しく開発された Ni-Cr-Mo 系調質型溶接構造用高張力鋼である^{10,11)}。また符号 80 は T-1 鋼タイプの鋼材である。この3種の鋼材に Table 3 の条件で溶接を行なった。鋼 80C および 80S は被覆金属溶接により、また鋼 80 は潜弧溶接により継手を制作した。鋼 80C, 80S の被覆金属アーク溶接継手に、補修溶接を行なった場合の実験、およびT継手にした場合の実験では、試験用継手と同じ条件のもとに、補修溶接あるいはT継手用溶接を行なった。また ACI ビードを置いた場合の実験では、Table 3 の条件にとらわれず、後述する条件で、ACI ビード用溶接を行なった。本研究の中では、板厚貫通切欠付の試験や 2mm V ノッチシャルピー試験も行なっているが、その為の溶接にはレ型あるいはK型開先を採用した。

3 試験条件

研究においては、Fig. 1 に示す形状の角変形と表面切欠のついた広幅引張試験を主体に行なった。実験の一部では、表面切欠をつけない広幅試験、角変形なしの板厚貫通切欠付広幅試験、目違いをつけた広幅試験および

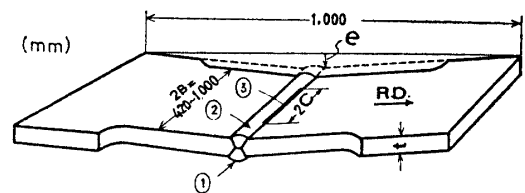
Deep Notch 試験なども行なつた。広幅試験での角変形量の制御は溶接前の逆ひずみ、裏はつりの方法等によつて行ない、溶接後に特に曲げ加工等は行なつていない。表面切欠は放電加工により加えた。切欠先端半径は約 0.25 mm であつた。表面切欠の位置、形状を Fig. 2 に示す。

上記の如き広幅試験片を 1,200 ton Test Rig, あるいは 3,000 ton Test Rig により試験した。1,200 ton Test Rig の場合、試験片は補助板を介して、250 mm ϕ のピンで試験機本体に固定され、3,000 ton Test Rig の場合には、本体に直接溶接で固定した。

4 試験結果

4.1 各種鋼材についての試験結果

鋼 80 C の 35 kJ/cm, 70 kJ/cm 被覆金属アーク溶接継手ボンド部、鋼 80 S の 70 kJ/cm 被覆金属アーク溶接継手ボンド部および鋼 80 の 45 kJ/cm 潜弧溶接継手ボンド部についての表面切欠広幅試験結果を Fig. 3~Fig. 6 に示した。Fig. 3 の鋼 80 C, 35 kJ/cm の実験結果において、データの上に示した数字は試験片の初期角変形量であり、実線はデータから妥当と考えられる破壊遷移曲線を推定したものである。Fig. 3 では角変形量だけ変化させているが、Fig. 4 の鋼 80 C, 70 kJ/cm の場合には、切欠長さ、切欠深さ、角変形量なども変化させた。この図は既報⁹⁾に述べたものである。Fig. 3 と Fig. 4 を比較すれば鋼 80 C に対しての溶接入熱量の影響がわかるのであるが、切欠長さ $2C$ が異なるので、完全な比較はできない。しかし例えば Fig. 3 の $e=5$ mm と Fig. 4 のほぼ同じ条件 (●印) とを較べると、両者の間には約 90 deg C 程度の差があり、入熱量の影響の大きい事がわかる。また Fig. 4 と Fig. 5 を比較すると鋼 80 C と鋼 80 S の差が判明する。やはり $e=5$, $2C=200$, $t_1=5$ mm 程度の場合 (●と▲) を比較すると、両者の間には約 70 deg C の差があり、鋼 80 S の破壊曲線の方が低温にあることがわかる。このように、同じ大入熱溶接条件でも、その溶接ボンド部の脆性の程度は大きく異なつて来る。この様な差は主としてその鋼材の化学成分に依つて来るものである^{10,12)}。Fig. 6 には鋼 80 (50 mm 厚) 潜弧溶接 45 kJ/cm ボンド部についての実験結果を示した。この



① Test weld (B.P.) ② Test weld (F.P.) ③ Surface notch

Fig. 1 Welded and surface notched wide tension test specimen (①, ② and ③ mean sequence of making the specimen)

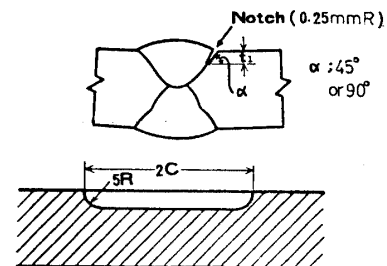


Fig. 2 Profile of a test weld with a surface notch (α was 45° in almost all of the specimens)

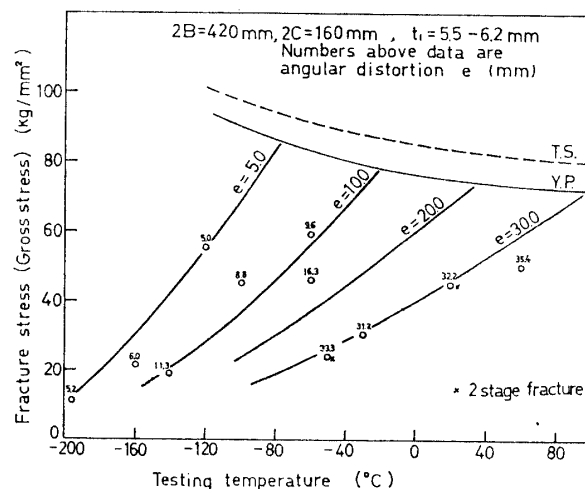


Fig. 3 Relation between fracture stress (gross stress) and temperature in surface notch test on steel 80 C weld bond with heat input of 35 kJ/cm

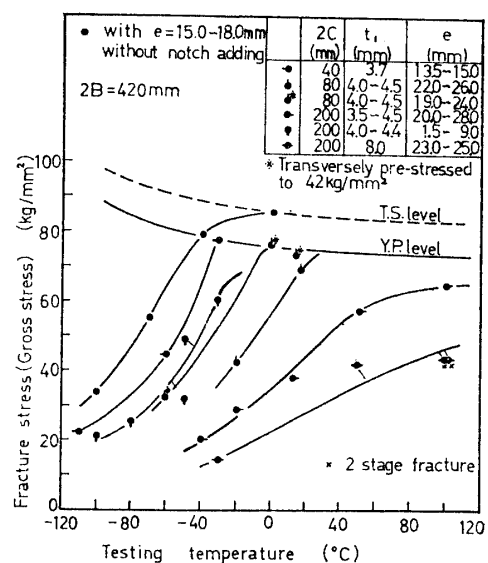


Fig. 4 Relation between fracture stress (gross stress) and temperature in surface notch test on steel 80 C weld bond with heat input of 70 kJ/cm

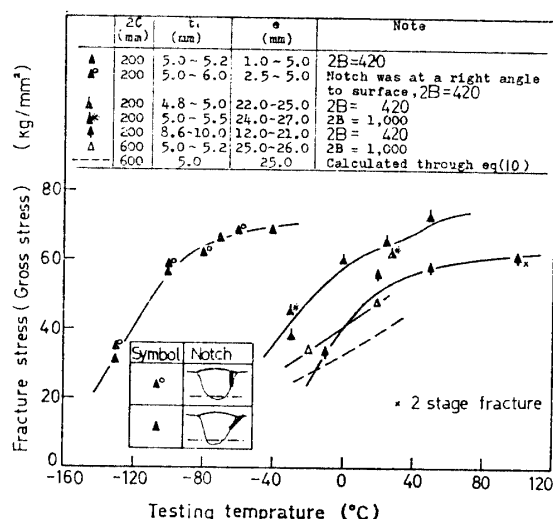


Fig. 5 Relation between fracture stress (gross stress) and temperature in surface notch test on steel 80 S weld bond with heat input of 70 kJ/cm

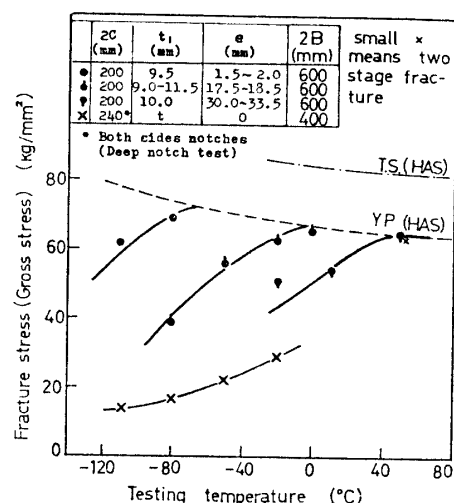


Fig. 6 Relation between fracture stress (gross stress) and temperature in surface notch test and deep notch test on steel 80 weld bond with heat input of 45 kJ/cm (submerged arc welded)

実験でも、Fig. 3 と同様角変形量を変化させた場合の破壊応力曲線の変化を調べているが、Fig. 3 と Fig. 6 では角変化量の変化量に対する破壊応力曲線移行量に多少差があるようである。即ち、Fig. 3 では角変形量が 5 mm から 30 mm に変化した場合（変化量 25 mm）に、破壊応力曲線は 60 kg/mm² の応力レベルで約 160 deg C 移行しているのに対し、Fig. 6 では角変形量の変化約 30 mm に対して、破壊応力曲線は 120 deg C しか変化していない。これは後述するように、角変形の効果は角変形量と板厚との比 e/t によつて決定される為であろう。

さて、Fig. 5 では、多少の実験条件の差も検討している。まず、▲印のデータは、 $2C=200$ mm, $t_1=5.0 \sim 5.2$ mm, $e=1.0 \sim 5.0$ mm の条件のものであるが、この場合の表面切欠の挿入方向は Fig. 2 に示す様に、板表面と約 45° の角度をなしている。一方▲印に○印を添えたものは、表面切欠を板表面と直角に加工したものである。この両者は、切欠先端位置、先端半径などには差がないので、純粹に表面切欠の方向による破壊応力の差だけを示すと考えられるが、Fig. 5 は、この差がほぼないことを示している。力学的に論ずれば、この両者の差は

有り得る筈であるが、板厚方向の拘束度があまりない場合には、上記の様にもなるのであろう。また、 $2C=200$ mm, $t_1=4.8 \sim 5.5$ mm, $e=22.0 \sim 27.0$ mm の条件では、試験片幅 $2B$ を 420 mm の場合と 1,000 mm の場合の双方について実験している。Fig. 5 で、▲印のものは $2B=420$ mm であり、▲印に※印を添えたものは $2B=1,000$ mm である。この両者の差もほとんどないと考えて良いであろう。即ち、広幅試験として、 $2B=420$ mm でも充分であることがわかる。

4.2 溶接部目違い（くい違い）の影響

Fig. 7 には、鋼 80 S の 70 kJ/cm 継手について、目違いがある場合の実験結果を示した。白抜きデータの、特に切欠加工をせず、目違いだけがある場合である。この場合でも、目違いが 9 mm すなわち $0.4t$ (t は板厚) 程度になると、深さ 5 mm × 長さ 200 mm の切欠がある場合（▲印）より低い応力で破断する。切欠がある場合に目違いの影響は特に大きい。 $2C=200$ mm, $t_1=5$ mm の場合、約 5 mm ($0.2t$) および 10 mm ($0.4t$) の目違いにより、破壊応力遷移温度はそれぞれ、45 deg C, 120 deg C 上昇している。平均的に言えば、余り目違いの大きくない範囲で、 $0.1t$ の目違い

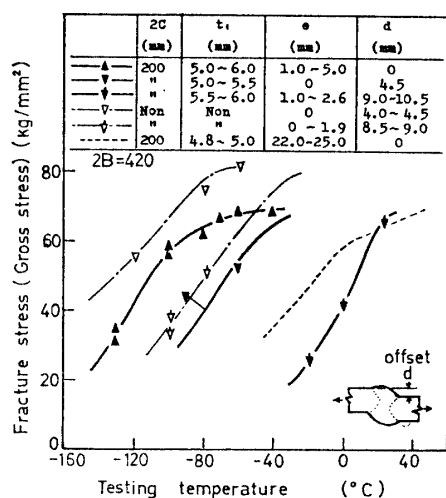


Fig. 7 Effect of offset d on fracture stress in wide tension test and surface notch test for steel 80 S weld bond with heat input of 70 kJ/cm

で 25 deg C 程度遷移温度が上昇する。

4.3 溶接残留応力の影響

破壊応力遷移曲線に及ぼす溶接残留応力の影響について実験した結果を Fig. 8 に示した。同図の○印は、特に切欠をつけず、角変形だけをつけた試験片の継手についての実験結果で、これに補修溶接による残留応力 (25 ~ 35 kg/mm²) を付加すると、破壊応力曲線は約 45 deg C 上昇している。補修溶接は角変形内面側溶接止端部に行ない、破壊は、同じ面の、もう一方の止端部から生じているから、破壊発生現象に補修溶接の熱的影響はおよんでいないであろう。また、残留応力を T 継手によつて与えた場合の影響は、同図に見るごとく、約 40 deg C であった。この場合、引張方向と平行な、残留応力付加用溶接は、試験用溶接の終了後、切欠の加工前に行なわれている。従つてこれも、残留応力付加の影響を示していると考えられよう。

以上では、残留応力付加による影響のみを考えているが、実際には、先在する切欠に、後刻行なわれる溶接の熱影響と残留応力とが重畳する場合も考えられよう。▲印は鋼 80 S に角変形と大きな切欠がある場合の破壊応力曲線である。同じ継手を製作し、補修溶接用ガウジングを行なつた後、切欠加工を行ない、更に補修溶接を行なうと、破壊応力曲線は約 65 deg C 上昇することがわかつた。ここで、切欠先端は補修溶接のボンド部に位置するよう考慮されているので、切欠先端には補修溶接による高温予歪の効果と、残留応力の双方が働いていることになる。単に補修溶接のみの場合には 45 deg C 程度の破壊応力曲線上昇を見たのであるから、上記結果から、この鋼 80 S については、高温予歪の効果によつて、20 deg C 程度破壊応力曲線が上昇したことになる。当然の事ながらこの様な、高温予歪の影響は鋼材によつて異なるので、一般的にこの値を採用するのは問題がある。

4.4 ACI ビードの効果

今までの実験結果からも明らかな様に、溶接ボンド部に大きな切欠と、角変形および残留応力が重畳すれば、

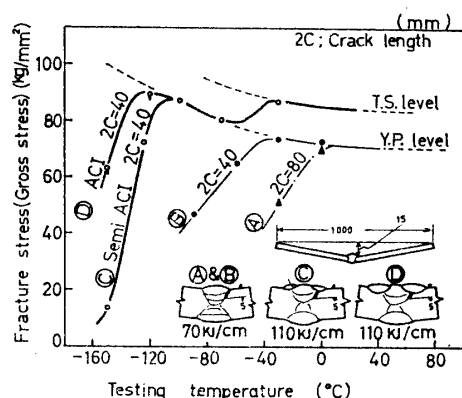


Fig. 6 Effect of Anti Crack Initiating bead on fracture stress (gross stress) in surface notch test for 80 kg/mm² class steel (same kind with steel 80 C but different charge)

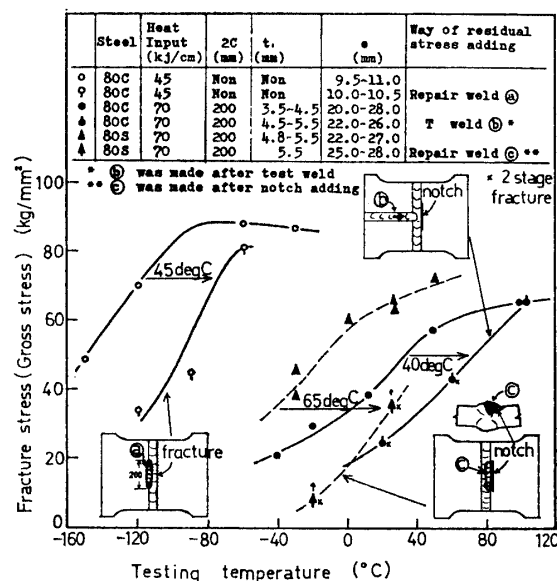


Fig. 8 Effect of residual stress adding (a, b & c) and high temperature prestraining (c) on fracture stress in wide tension test or surface notch test for 80 kg/mm² class steel weld

いかなる鋼材といえども、0°C 以上で低応力破壊しないとは言いきれない。そこで、破壊応力曲線を低温側に移行させる一つの因子として、ACI ビード⁹⁾ (Anti Crack Initiating bead) の効果を検討した。Fig. 9 は、表面切欠のある溶接止端部を、ACI ビードによつて覆つた場合の実験結果を示すもので、ACI ビードによつて、低応力破壊の上限温度は約 90 deg C だけ、低温側に移行することがわかる。ACI ビードとしては、同図 D に示す様に、角変形内面側の止端部を、0.4 t 程度の幅のビードで覆うことが好ましい訳であるが、同図 C に示す如く、小さな ACI ビード (セミ ACI、今回は立向下進の手溶接で行なつたもの) でも充分効果がある。

4.5 破面観察結果

Fig. 10 に今回の広幅試験の破面観察結果を示した。鋼 80 C の 70 kJ/cm の場合には、別に行なつた板厚貫通切欠付試験の破面率も示した。同図から、いずれの鋼材継手部も、0°C 以上でやつと靱性破面が多くなつて行くこと、鋼 80 C の 35 kJ/cm の場合の破面遷移温度が最も低いことなどかわかる。この図は、角変

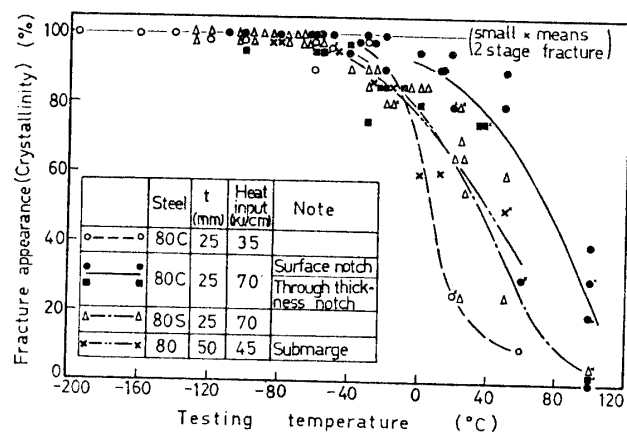


Fig. 10 Relation between fracture appearance and temperature in surface notch test for four kinds of 80 kg/mm² class steel welds

形、切欠などが存在して、ボンド部の破断を起こす限り、常温で、完全延性破面を得ることは、かなり困難であることを示している。また、Fig. 10 および Fig. 3~8 には、2段破壊を起こしたデータに印をつけたが、この現象は、高温側で起こり易く、高温になる程、高い応力でも起こり得る様になる事がわかる。なお、本研究では、2段破壊の場合、初期亀裂発生応力を破壊応力としている。

5 考 察

5.1 破壊力学による若干の検討

5.1.1 表面切欠、角変形がある場合の K_I 値の近似式 既報⁹⁾において、角変形と表面切欠がある場合に対する K_I 値の近似式を報告したが、今回は以下の如く曲げモーメントの効果を表わす K_B 値

に形状係数 k を乗じた K_I 値によつて、実験結果の検討を行なつた。

$$K_I = K_P + K_B \quad (1)$$

$$K_P = f(C/B) \frac{t_1}{t} \sigma \sqrt{\pi C} \quad (2)$$

$$K_B = 6 Y_B \frac{f(C/B)}{f(t_1/t)} \frac{t_1}{t} \frac{e}{t} k_e \sigma \sqrt{C} \quad (3)$$

但し

$$f(C/B) = \sqrt{\frac{2B}{\pi C} \left(\tan \frac{\pi C}{2B} + 0.1 \sin \frac{\pi C}{B} \right)} \quad (4)$$

$$f(t_1/t) = \sqrt{\frac{2t}{\pi t_1} \tan \frac{\pi t_1}{2t}} \quad (5)$$

$$Y_B = 1.99 - 2.47 \left(\frac{t_1}{t} \right) + 12.97 \left(\frac{t_1}{t} \right)^2 - 23.17 \left(\frac{t_1}{t} \right)^3 + 24.80 \left(\frac{t_1}{t} \right)^4 \quad (6)$$

C : 切欠長さの 1/2

B : 試験片半幅

t_1 : 切欠深さ

t : 板厚

σ : 応力 (グロス応力)

e : 角変形量

k_e : 角変形に対する形状係数

ここで、形状係数としては矢田⁹⁾によるものを採用した。矢田は、諸変形のうちの代表的な例として、Angle type, Dish type, Flare type および Zigzag type などを取りあげ、試験片あるいは初期変形をもつ範囲の End condition が、回転端である場合と剛接である場合との両者について形状係数 k を求めている。Fig. 1 に示す様な形状の試験片に対しては、Angle type の k を採用できよう。また試験片は溶接によりとりつけられたので、End condition を剛接と考えると

$$k_e = \frac{1}{2} \frac{\tanh m/2}{m/2} \quad (7)$$

但し

$$m = \sqrt{3(1-\nu^2) \frac{\sigma_m}{E} \cdot \frac{l}{t}} \quad (8)$$

σ_m : 平均応力 (σ)

E : ヤング率

ν : ポアソン比

l : 初期変形のある範囲

この様に形状係数 k を導入すれば、試験片の支持条件や試験片長さが異なる場合でも、その影響を消し、妥当な K_B 値を得る事ができよう。

5.1.2 目違いがある場合の K_I 値 目違いがある場合にも、(3)式の角変形量 e の代りに、目違い量 d を

入れれば良い訳であるが、形状係数が異なつて来る。形状係数は、矢田³⁾により、次のようになる。

$$K_d = \frac{\sinh \lambda m \{ \cosh(1-\lambda)m - \lambda \}}{\lambda(1-\lambda)m \cosh m} \quad (9)$$

但し

λ : 変形部長さに対する目違い部分の比率

従つて、目違い、角変形と表面切欠が重畳する時の K_I 値の近似式は次のようになる。

$$K_I = f(C/B) \cdot \frac{t_1}{t} \sigma \sqrt{\pi C} + 6 Y_B \frac{f(C/B)}{f(t_1/t)} \cdot \frac{t_1}{t} \frac{\omega_0}{t} \sigma \sqrt{C} \quad (10)$$

$$\omega_0 = ek_e + dk_d \quad (11)$$

但し

d : 目違いの量

k_d : 目違いに対する形状係数

k_e, k_d とパラメーター m との関係を Fig. 11 に示した。

5.1.3 各種継手ボンド部の K_{IC} 値 前章に報告した実験結果を、(10)、(11)式によつて整理し、結果を Fig. 12~Fig. 14 に示した。Fig. 12 は鋼 80 C の 35 kJ/cm と 70 kJ/cm の継手ボンド部についての結果である。表面切欠試験の結果を同図から見ると、 K_{IC} の対数と、絶対温度の逆数との間にはほぼ直線関係がある。同図にはレ型開先と同じ条件で溶接された継手についての、板厚貫通切欠付広幅試験結果も示した。ほとんどのデータは表面切欠のデータと合致した値となつてゐるが、特に■印の値は全体から離れている。これは、Deep Notch 試験結果であり、試験片の両サイドに板厚貫通切欠を付したものである。この試験片のデータが他のデータより高い K_{IC} 値を有する一つ

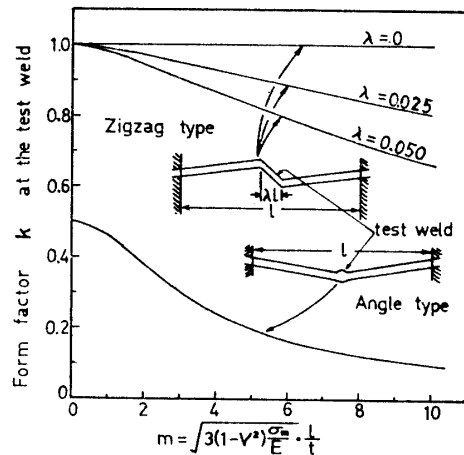


Fig. 11 Relation between form factor k and parameter m in case of zigzag type and angle type distortion (by Yada³⁾)

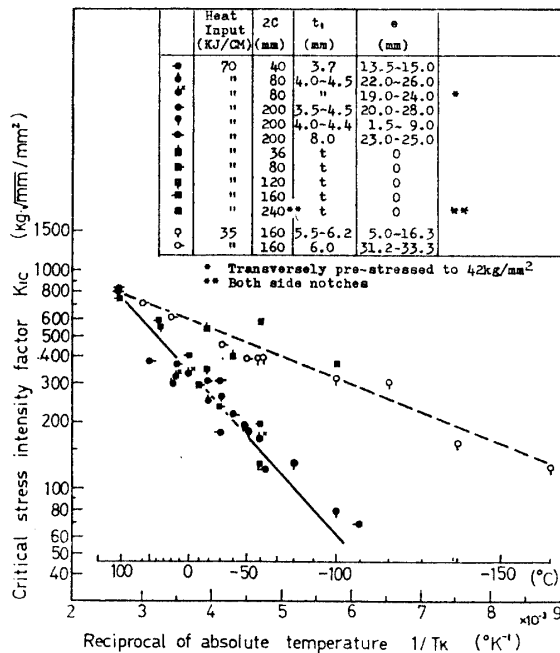


Fig. 12 Relation between critical stress intensity factor K_{IC} and reciprocal of absolute temperature for steel 80 C weld with heat input 70 and 35 kJ/cm in manual arc welding

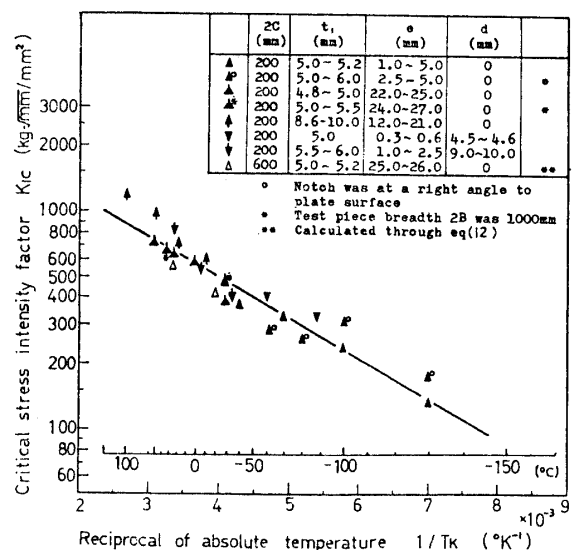


Fig. 13 Relation between critical stress intensity factor K_{IC} and reciprocal of absolute temperature for steel 80 S weld with heat input 70 kJ/cm in manual arc welding

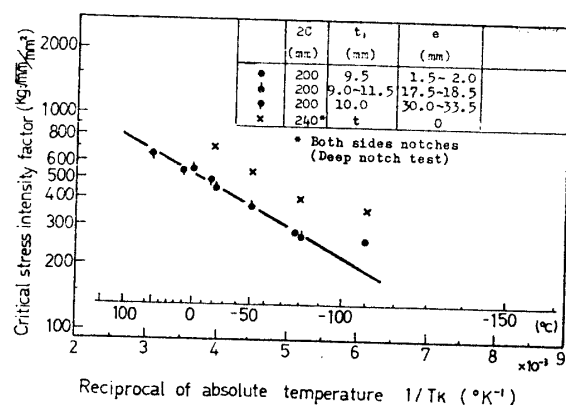


Fig. 14 Relation between critical stress intensity factor K_{IC} and reciprocal of absolute temperature for steel 80 weld with heat input 45 kJ/cm in submerged arc welding

5.1.4 特に長い表面切欠の場合 前章において示した Fig. 5 の中で破線で示したものは、Fig. 13 の K_{IC} 値と、 $2C=600$ mm, $t_1=5$ mm, $e=25$ mm という条件のもとに、(10), (11)式を使つて破壊応力を推定したものであるが、実験結果ではこの推定線より高目の破壊応力を示している。特に長い表面切欠の場合には、無限長の表面切欠と余り差がなくなつて来る為であろう。特に長い表面切欠に対しての K_I 値の式は次の様になる。

$$K_I = f(t_1/t) \sigma \sqrt{\pi t_1} + 6 Y_B \frac{\omega_0}{t} \sigma \sqrt{t_1} \quad (12)$$

但し ω_0 は(11)式に示したものの

この(12)式で $2C=600$ の表面切欠試験結果を整理すると、Fig. 13 の△印の如くなる。板厚が 25 mm の場合で、表面切欠長さが 600 mm 程度以上の場合には、(12)式を使用した方が妥当であることがわかる。

5.2 必要な K_{IC} 値について

実際構造物の K_I 値がどの程度であるか、いいかえれば、鋼材の継手部にどの程度の K_{IC} 値が要求されるか、決定するには未だ問題が多く残っている。ここでは、压力容器や橋梁等の建築物に最初に荷重がかかる時点の場合のみを考えた。木原、金沢、大庭ら^{6,7)}の報告にもある如く、破壊応力遷移温度より高温側で予荷重を与えれば、その遷移温度より約 60 deg C 低温までは、少なくとも予荷重と同じ応力までは、破壊することはない、水圧試験など、最初にかかる荷重で破壊しない事が、必要でかつ十分に近い条件であると考えたからである。

Table 4 では、通常に検査された構造物ならまず存在しないであろうと考えられる切欠条件を想定し、压力容器、建築物などで考えられる角変形、目違いを与え、 K_I 値を計算した。溶接まで水圧試験に供される場合には、残留応力によつて、最大 60 deg C だけ破壊応力遷移温度が上昇することを考えて、水圧試験の温度より 60 deg C 低い温度でこの K_{IC} があれば、破壊を起こすことはないと考えられよう。

Table 4 K_{IC} value required to a HT-80 weld bond

Structure	Notch length 2C (mm)	Notch depth t/t_1	Angular distortion e/t	Offset d/t	Length with deformation l/t	Stress (kg/mm^2)	K_{IC} ($\frac{\text{kg}\cdot\text{mm}}{\text{mm}^2}$)
Pressure vessel	20	0.2	0.6	0.1	40	42.0	199
Bridge etc.	40	0.2	0.1	0.2	40	35.0	204

6 結 言

3種類の 80 kg/mm² 級高張力鋼について、表面切欠と溶接角変形を付した広幅試験を行ない、低応力破壊現象に与える諸因子の影響を調査し、実験結果に線型破壊力学を適用、検討した。その結果次のことが明らかになった。

(1) 80 kg/mm² 級高張力鋼溶接ボンド部の破壊発生特性に与える溶接入熱量の影響はかなり大きく、例えば鋼 80 C の場合、入熱量が 70 kJ/cm の場合と、35 kJ/cm の場合とでは両者の K_{IC} 直線に約 90 deg C の差が

あつた。実際施工における入熱制限の重要なことがわかつた。

(2) 溶接ボンド部の破壊発生特性は、鋼材によつて大きく異なり、使用条件に応じた鋼種選択が必要である。例えば、同じ溶接条件で作られた場合に、鋼 80 C の溶接ボンド部 K_{IC} 直線と、鋼 80 S 溶接ボンド部 K_{IC} 直線との間には約 70 deg C の差があつた。

(3) 表面切欠からの破壊においても、残留応力付加の影響は大きく、補修溶接や T 継手による残留応力付加により、破壊応力遷移曲線は 40~50 deg C 上昇する。この影響に更に高温予歪の効果が加われば、遷移曲線上昇量は、より大きくなる。

(4) 角変形内面側の溶接止端部に ACI ビードを置くことは大きな効果を持ち、表面切欠がこのビードの下に残つていても、低応力脆性破壊の上限温度を、約 90 deg C 低める。

(5) 形状係数 k を考慮した K_I の式(10)によれば、表面切欠の大きさ、角変形量、目違いの量、試験片長さや両端支持条件によらない統一的な K_{IC} を知り得る。この K_{IC} の対数と、絶対温度の逆数との間には直線関係がある。

(6) 特に長い表面切欠に対しては、板厚方向への破壊進展のみを考えた K_I の式(12)を適用できる。

謝 辞

本研究を行なうに当り、有益なご助言、ご討論を賜つた東京大学木原教授に厚く感謝致します。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新日本製鉄参与鈴木博士に対し、厚くお礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 秋田, 矢田: 溶接構造物に発生する脆性破壊の研究 (第 1 報), 造船協会論文集 117 号 (1965)
- 2) 秋田, 前田, 矢田: 同上 (第 2 報), 造船協会論文集 118 号 (1965)
- 3) 矢田: 同上 (第 3 報), 造船協会論文集 119 号 (1966)
- 4) 木原, 池田, 須清, 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), 造船協会論文集 122 号 (1967)
- 5) 同上 (第 2 報), 造船学会論文集 123 号 (1968)
- 6) 木原, 金沢, 大庭, 須清, 南方, 山木: 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), 造船学会論文集 125 号 (1969)
- 7) 同上 (第 2 報), 造船学会論文集 126 号 (1969)
- 8) 伊藤, 田中: 溶接ボンド部表面切欠からの脆性破壊発生に関する一考察, 造船学会論文集 128 号 (1970)
- 9) 中村, 栗山, 山崎: 100 kg/mm² 級高張力鋼溶接材の機械試験, 日本金属学会誌, Vol. 32, No. 4 (1968)
- 10) S. Goda, M. Sato, T. Nakai et al.: Weld Bond Fracture and A New 80 kg/mm² High Strength Steel for Submerged Arc Welding, IIW Doc. No. IX-632-69, and IIW Doc. No. X-572-69 (1969)
- 11) T. Okumura, K. Teragawa, T. Nakai et al.: A New Electroslag Welding Method-HINES Welding-which overcome the Bond Brittleness, Problem on the Welding of 80 kg/mm² High Tensile Steels, ibid. Doc. No. IX-682-70 (1970)
- 12) 伊藤, 池田, 別所, 中西: 高張力鋼の溶接ボンド脆化について (第 1 報), 住友金属 Vol. 22, No. 1 (1970)