(昭和 40 年 11 月造船協会秋季講演会において講演)

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——

正員 木 原 博*
正員 池 田 一 夫**

On Brittle Fracture Initiation (Second Report)

—Brittle Fracture Initiation Characteristics—

By Hiroshi Kihara, *Member*
and Kazuo Ikeda, *Member*

Summary

In the first report, one of the authors succeeded in the brittle fracture initiation at low stress levels from the notch without any additional factors such as the welding residual stress, the impact stress and the metallurgical embrittlement etc. by using the deep notch test.

In this paper, firstly, a review of the fundamental theories of fracture initiation and the theoretical extension of the results of deep notch test to the brittle fracture initiation characteristics for an infinite plate were made.

Secondly, the following fundamental experiments on brittle fracture initiation were conducted: (1) Classification of zones for fracture initiation. (2) Applicability of the Griffith-Orowan energy condition. (3) Size of yield zone around the tip of notch. (4) Effect of plate thickness.

Next, the brittle fracture initiation characteristics for various steels such as the mild steel, various high strength steels including HT60, HT70, HT80, HT100, and various low temperature steels including 2.5% Ni, 3.5% Ni, 9% Ni steels and Al-killed steels quenched and tempered with the yield strength of 33, 37, 58 kg/mm² were evaluated.

Lastly, the correlations between the brittle fracture initiation temperature for a crack length of 10mm under a stress level of $\sigma_y/2.56$ and the transition temperatures in various large and small size brittle fracture tests were investigated.

1. 序 論

溶接構造物の脆性破壊にたいする安全性を確保するためには、脆性破壊の発生、伝播、停止に関する機構がきらかにされ、また各種鋼板の脆性破壊特性が正しく評価されることが必要である。

脆性破壊の発生に関する研究は実際には最も重要であるにも拘わらず、実験室で低応力で脆性破壊を発生させるのに、通常、切欠のほかに種々の要因を附加しなければならなかつたので、これまでその発生機構の研究が困難視され、他の分野に比しておかれている。

第1報において秋田、池田¹⁾は深い切欠を有する広巾試験片を低温で引張り、他の要因の附加なしに脆性破壊を発生させることに成功し、ついで木原、池田²⁾は軟鋼、高張力鋼および低温用鋼について deep notch test を実施して有限巾の試験片の場合の脆性破壊発生特性をしらべた。

本報告では、有限巾の試験片でもとめられた脆性破壊発生特性を無限板の場合に拡張して評価することのほか、破壊の分類、エネルギー条件式の適用、切欠き先端部の塑性域の大きさ、板厚効果、各種鋼板の脆性破壊

原稿受付 昭和 40 年 7 月 10 日

* 東京大学工学部 船舶工学科

** 船舶技術研究所 船体構造部

生特性 (無限板の場合), 各種大型, 小型脆性試験の遷移温度との相関性等についてのべる。

2 脆性破壊発生理論の検討

脆性破壊の発生理論としては微視的, 物性論的な見地, および巨視的, 工学的な見地から種々検討がおこなわれてきた。後者に関しては寺沢, 大谷ら³⁾の破壊応力曲線概念もあるが, ここでは主として後者のうちのエネルギー論に関連したものについてのべる。

長さ $2c$ の亀裂を有する無限板において, 亀裂に直角方向に無限遠において一様引張応力 σ が作用して, 亀裂長さが微小長さだけ伸長した際のエネルギーの平衡をとりあつかう。すなわち, このとき解放される弾性歪エネルギーの変化率が, 新しい破面を形成するに要する仕事より大きいか等しいと不安定破壊が生ずると考える。Griffith⁴⁾ および Orowan⁵⁾ によるとこの条件式は次式によりあらわされる。

$$\frac{\pi \sigma^2 c}{E} \geq 2S \quad (1)$$

ただし, E = ヤング率, S = 塑性表面エネルギー

Wells⁶⁾ は亀裂先端の開口変位 C. O. D. (crack opening displacement) に注目し, 亀裂先端に生ずる塑性域の大きさを考慮して, 破壊が発生するときの開口変位 δ をしらべ, これが温度の上昇とともに増加することをした。

general yielding 状態に入る前には δ は次式であらわされる。

$$\delta = \frac{4G}{\pi \sigma_y} \quad (2)$$

すなわち開口変位は crack extension force G に比例し, 降伏点 σ_y に反比例する。この場合の塑性域の大きさ ($2r_y$) は次式でもとめられる。

$$\frac{c}{r_y} = 2 \left(\frac{\sigma_y}{\sigma} \right)^2 - 1, \quad \sigma < \sigma_y \quad (3)$$

general yielding 後は δ が, 塑性域を包括するように標点を定めて測定した全体的引張り歪 e に比例すると仮定して開口変位をもとめ次式が得られた。

$$\delta = 2\pi e c, \quad \sigma > \sigma_y \quad (4)$$

Bilby, Cottrell および Swinden⁷⁾ は単純な転位模型をもちいて, 無限板に長さ $2c$ の亀裂がある場合の亀裂先端の塑性変位について理論計算をおこなった。そして破壊の発生は亀裂先端の塑性変位が限界値に達すると生ずると考えた。この限界値は温度の上昇とともに増加する。

第1図に示すように, 亀裂長さの $1/2$ を c , 塑性域をふくむものを a とすると両者の関係は次式であらわされる。

$$\frac{c}{a} = \cos \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_y} \right) \quad (5)$$

$\sigma < 0.6 \sigma_y$ の場合には (5) 式は近似的に次式であらわされる。

$$\frac{a}{c} = 1 + \frac{1}{8} \pi^2 \frac{\sigma^2}{\sigma_y^2} \quad (6)$$

この転位論をもとにしてもとめた σ/σ_y にたいする a/c の値を Hult および Mc Clintock が工学的にもとめた弾塑性解と比較すると両者が良く一致していた。

切欠先端における塑性変位は次式であらわされる。

$$\Phi(c) = \frac{4c\sigma_y}{\pi E} \ln \left(\frac{a}{c} \right) \quad (7)$$

ゆえに (6) 式を (7) 式に代入すると

$$\Phi(c) = \frac{4c}{\pi E} \sigma_y \left(\frac{a}{c} - 1 \right) = \frac{\pi \sigma^2 c}{2E} \cdot \frac{1}{\sigma_y} \quad (8)$$

となり, 破壊の発生は $\Phi(c)$ が Φ_{crit} になることである。

Griffith-Orowan のエネルギー条件式である (1) 式の塑性表面エネルギー S を破壊の発生の場合を考えて S_Φ とおくと, (1) 式および (8) 式より

第1図 亀裂先端部の塑性域

$$S_i = \sigma_y \phi_{crit} \quad (9)$$

が得られる。したがって、破壊の発生の場合は塑性表面エネルギー S_i は亀裂先端の部分が相当の範囲に降伏をおこし、Bilby らの塑性変位の限界値に σ_y を乗じた仕事量に等しいものと考えることができる。

なお、Wells による開口変位との関係をもとめると、 $G=2S_i$ であるから (2) 式より

$$\delta = \frac{8}{\pi} \phi_{crit} \quad (10)$$

が得られる。

鋼板の破壊発生特性をもとめるには Bilby らによる亀裂先端における塑性変位 $\phi(c)$ を実測し、その温度依存性をしらべる必要があるが、工学的手法として塑性表面エネルギー S_i をもとめる方が実験的に容易である。

3 deep notch test による破壊発生特性の無限板の場合への拡張

general yielding をおこさない場合の脆性破壊発生時の塑性表面エネルギー S_i の温度依存性をもとめるには秋田、池田¹⁾の deep notch test をもちいれればよい。

第2図 塑性表面エネルギーと絶対温度の関係

第3図 降伏点と絶対温度の関係

両者の間には第2図の直線関係があり、次式によりあらわされる¹⁾²⁾。

$$S_i = S_{0i} e^{-k_i/T_K} \quad (11)$$

ただし、 S_{0i} 、 k_i =材料定数、 T_K =絶対温度

また降伏点と温度の間にも第3図に示す直線関係があり、次式であらわされる。

$$\sigma_y = \sigma_{0y} e^{k_y/T_K} \quad (12)$$

ただし、 σ_{0y} 、 k_y =材料定数

いま、安全率を n とし、ある温度での応力をそのときの降伏点にたいして定めると次式の関係がある。

$$\sigma = \frac{1}{n} \sigma_y, \quad n > 1 \quad (13)$$

(11), (12), (13) 式を (1) 式に代入すると

$$e^{\frac{k_i + 2k_y}{T_K}} = A n^2 \frac{1}{c} \quad (14)$$

ただし

$$A = \frac{2E}{\pi} \cdot \frac{S_{0i}}{\sigma_{0y}^2} \quad (\text{単位 mm}) \quad (15)$$

(14) 式はつぎのように書き直すことができる。

$$\frac{k_i + 2k_y}{T_K} = \log A + 2 \log n - \log c \quad (14A)$$

(11), (12) 式を実験からもとめておけば (15) 式の A も計算でき、したがって任意の安全率 n および亀裂長さ $2c$ にたいする破壊発生温度は (14) 式からもとまるわけで図的には第4図からもとめられる。

最近、池田がもちいている deep notch test 試験片は第5図に示すものである。いま、切欠深さを c 、試験片の巾を $2b$ であらわし

$$c/b = r \quad (16)$$

とおく。有限巾の試験片の場合のエネルギー条件式は（1）式の σ の代りに、切欠のない断面の応力、すなわち gross stress σ に切欠深さと試験片の半巾の比、 γ 、の函数である修正係数を乗じた修正応力をもちいる。修正係数は次式であらわされる。

$$f(\gamma) = \sqrt{\frac{2}{\pi\gamma} \tan \frac{\pi\gamma}{2} + 0.1 \sin \pi\gamma}, \quad (\text{両側切欠の場合}) \quad (17)$$

$$f(\gamma) = \sqrt{\frac{2}{\pi\gamma} \tan \frac{\pi\gamma}{2}}, \quad (\text{片側切欠の場合}) \quad (18)$$

第4図 脆性破壊発生温度のもともめ方

第5図 deep notch test 試験片
および切欠部詳細

第6図 nose temperature, T_N のもともめ方

deep notch test による脆性破壊発生特性図（第6図）で右に凸の曲線、すなわち general yielding 限界曲線（この曲線上の温度で、種々の切欠深さの場合に general yielding が生じ、この曲線の左側が低応力で脆性破壊が発生する領域を示す。）は試験片の巾の影響を受け、その突端の温度 T_N (nose temperature と名付ける) は鋼板の脆性破壊発生特性をあらわす特性値の一つであると考えられる。

この T_N はつぎのようにしてもめられる。

general yielding は破壊時の net stress がその温度での降伏点に等しくなると生ずると簡

単に考えると（この仮定は有限巾の試験片の場合、十分には正確でないことを後に述べる。）、gross stress σ と net stress σ_0 の関係をもちて次式が得られる。

$$\sigma_y = \sigma_0 = \sigma / (1 - \gamma) \quad (19)$$

(13) 式の σ の代りに修正係数を乗じた $f(\gamma) \cdot \sigma$ をもちい、(19) 式を代入すると

$$\frac{1}{n} = f(\gamma) (1 - \gamma) \quad (20)$$

(17) 式と (18) 式の差は小さいので計算の簡単化のために (18) 式をもちいる。(20) 式を (14) 式に代入すると

$$e^{\frac{k_t + 2k_y}{T_K}} = A \cdot \frac{1}{b} \cdot \frac{1}{F(r)} \quad (21)$$

ただし,

$$F(r) = f^2(r) \cdot (1-r)^2 \cdot r \quad (22)$$

(21) 式は general yielding 限界曲線をあらわす右に凸の曲線の式である。この式よりあきらかなように b が大きいほど, すなわち広巾になるほど破壊発生温度 T_K は高温になり実験が容易になる。第6図の T_N は (21) 式の T_K を最大にする温度であるから右辺の $F(r)$ が最大になる点である (第7図)。すなわち

$$\frac{dF(r)}{dr} = 0$$

したがって (18), (22) 式より

$$\frac{\pi}{2}(1-r) = \sin \pi r \quad (23)$$

これを解くと

$$r = 0.4 \quad (24)$$

のとき最大になり, その場合には

$$F(r) = 1/6 \quad (25)$$

ゆえに (19) 式より gross stress は

$$\sigma = 0.6 \sigma_y \quad (26)$$

となり, 修正応力であらわすと (18) 式より

$$f(r) \cdot \sigma = 0.64 \sigma_y \quad (27)$$

したがって, T_N は第6図に示すように $r=0.4$ の場合の $f(r) \cdot \sigma \sim T$ 曲線と $0.64 \sigma_y \sim T$ 曲線の交点としてもとめられる。

T_N においては $F(r)=1/6$ なるゆえ (21) 式に代入して

$$e^{\frac{k_t + 2k_y}{T_N}} = \frac{6}{b} A \quad (28)$$

(28) 式の A を無限板の場合の (14) 式に代入すると

$$\frac{1}{T_K} - \frac{1}{T_N} = \frac{1}{(k_t + 2k_y)} \log \left(\frac{n^2}{6} \cdot \frac{b}{c} \right)$$

しかるに T_N では $c/b=0.4$ なる故

$$\frac{1}{T_K} - \frac{1}{T_N} = \frac{1}{(k_t + 2k_y)} \log \left(\frac{n^2}{2.4} \right) \quad (29)$$

いま, 簡単化のために $n=2.56$ とおくと

$$\frac{1}{T_K} = \frac{1}{T_N} + \frac{1}{(k_t + 2k_y)}$$

この式は deep notch test で T_N がもとまると, 無限板に $2c$ の亀裂が存在するときの, 安全率 $n=2.56$ の場合の破壊発生温度 T_K (絶対温度) がもとめられることを意味している。

なお, 試験片の巾がせまくて general yielding をおこさないで実験することが困難な場合には T_N がもとめにくい。その場合は巾 $5mc$ の広巾試験片で亀裂長さも m 倍 ($r=0.4$) の試験片で実験すればよい。この場合の T_N を T_{Nm} とすれば, (28) 式より

$$\frac{1}{T_N} - \frac{1}{T_{Nm}} = \frac{1}{(k_t + 2k_y)} \log m \quad (30)$$

要するに広巾試験片によつて比較的高温の T_{Nm} をもとめれば (30) 式から T_N が容易にもとめられる。著者は $mb=200\text{ mm}$, $mc=80\text{ mm}$ を標準試験片としている。(29) 式の T_N に (30) 式の T_N を代入すると

$$\frac{1}{T_K} - \frac{1}{T_{Nm}} = \frac{1}{(k_t + 2k_y)} \log \left(\frac{n^2 m}{2.4} \right) \quad (31)$$

要するに, 標準試験片をもちいれれば T_{Nm} がもとめられ, 考えるべき亀裂長さ $2c$ をきめれば $m(=80/c)$ がも

第7図 $F(r)$ と r の関係

第8図 亀裂長さ と脆性破壊温度発生 の関係

とめられ、限伏点にたいする安全率 n をあたえれば破壊発生温度 T_K (絶対温度) は (31) 式から容易にもとめられる。

実際の計算の便のため、(31) 式で $n=2.56$ とおくと

$$T_K = \frac{T_{Nm} \cdot (k_t + 2k_y)}{(k_t + 2k_y) + T_{Nm}(1 + \log m)} \quad (32)$$

すなわち、種々の亀裂長さ $2c$ で $n=2.56$ の場合の脆性破壊発生温度 T_K を (32) 式よりもとめると第8図の関係が得られる。

T_K は前述の (14A) 式および (15) 式よりもとめることができるが、鋼板の脆性破壊発生特性をあらわす一つの特性値として標準試験片の nose temperature, T_{Nm} , を採用するのがよいと考えられ、これを利用して T_K をもとめたのが (32) 式である。

4. 実験的研究

実験的研究として、まず deep notch test の破壊発生特性についての基礎的研究として (1) 破壊の分類, (2) エネルギー条件式の適用, (3) 切欠先端部の塑性域の大きさ, (4) 板厚効果を調査し、つぎに現用の各種鋼板の脆性破壊発生特性の評価の研究として (1) 軟鋼, (2) 各種高張力鋼, (3) 各種低温用鋼についてしらべ、他の大型および小型試験の諸遷移温度との関連もしらべた。

4.1 供試材

基礎的研究の (1)~(3) 項用の供試材として、板厚 25mm のセルキルド軟鋼 (鋼Q), 60 キロ高張力鋼 (鋼R), (4) 項用として板厚 45mm の HY 80 鋼 (鋼S) をもちいた。

つぎに現用鋼板の材質評価のために、板厚が主として 20mm および 25mm のキルド軟鋼 (鋼A), 60, 70, 80, 100 キロ高張力鋼 (WES-HW 36 ないし HW 90), (鋼Bないし鋼I), 降伏点が 33, 37, 58 キロ級の調質

第1表 化学成分および機械的性質

Steel	Kind of Steel	Plate Thick	Chemical Compositions													Mechanical Properties		
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	Al	N ₂	Y. P. kg/mm ²	T. S. kg/mm ²	Elong %
A	Normalized Killed	20	0.20	0.23	0.71	0.015	0.027									25.1	41.1	32.6
B	HW 36 (HT 60)	20	0.17	0.53	1.24	0.013	0.011	0.22	0.11	0.14						38.6	63.5	31.0
C	HW 40 (HT 60)	25	0.14	0.29	1.23	0.011	0.003	0.10				0.08				49.7	59.1	19.0
D	HW 63 (HT 70)	20	0.16	0.36	0.92	0.012	0.013	0.80	0.38	0.21	0.35					69.8	79.4	35.3
E	HW 50 (HT 70)	25	0.15	0.30	1.13	0.012	0.005	0.24	0.82	0.40	0.26	0.026	0.0028	0.014		64.5	73.9	19.0
F	HW 70 (HT 80)	19	0.15	0.26	0.75	0.013	0.009	0.28	1.38	0.61	0.48	0.07	0.0014			76.3	81.7	22.5
G	HW 80 (HT 80)	20	0.15	0.24	1.28	0.022	0.013	0.23	0.23	0.50	0.49			0.003	0.002	73.8	83.4	16.0
H	HW 90 (HT 100)	25	0.15	0.25	0.82	0.009	0.007	0.24	0.93	0.54	0.54	0.06				98.2	102.3	20.0
I	HW 90 (HT 100)	13	Ditto													98.7	102.1	23.9
J	QT Al-Kill. 33	25	0.10	0.26	1.18	0.010	0.003									38.6	49.1	29.8
K	QT Al-Kill. 37	20	0.11	0.25	1.25	0.001	0.008	0.57								37.0	51.6	45.0
L	QT Al-Kill. 58	25	0.10	0.18	0.54	0.010	0.009		2.50	0.35	0.41					61.2	68.4	31.2
M	2.5% Ni	20	0.09	0.27	0.55	0.009	0.008	0.50	2.55	0.035	0.006			0.010	0.0092	37.1	47.5	31.0
N	3.5% Ni	20	0.06	0.30	0.51	0.011	0.007		3.53					0.027		38.2	49.3	30.0
P	9% Ni	20	0.07	0.20	0.48	0.008	0.017	0.18	8.54					0.017	0.011	67.2	71.0	25.5
Q	Semi Killed	25	0.19	0.07	0.71	0.022	0.015									27.0	45.0	26.0
R	HW 50 (HT 60)	25	0.15	0.40	1.28	0.025					0.25	0.06				53.0	65.0	18.0
S	HW 63 (HY 80)	45	0.11	0.28	0.30	0.014	0.006	0.08	2.91	1.30	0.39			0.009		76.6	82.4	45.0

アルミキルド鋼 (鋼 J, K, L) および 2.5, 3.5, 9% Ni 鋼 (鋼 M, N, P) の低温用鋼をもちいた。なお、鋼 H と鋼 I は同一チャージの 100 キロ IN 処理鋼で板厚がことなる。なお、鋼 C ないし鋼 G は調質型の高張力鋼である。これらの化学成分および機械的性質を第 1 表に示す。

4.2 試験片および試験方法

試験結果の解析に、降伏点および抗張力と温度の関係が必要であるので、平行部の直径が 6mm の丸棒引張試験片をもちい、 -196°C ないし室温の数温度で引張試験をおこなう。

deep notch test 試験片は第 5 図に示すように 500mm×400mm の寸法で切欠深さは 120mm を主とし、切欠深さの影響の研究には 40mm および 80mm を追加する。切欠は先端部に巾 0.2mm, 深さ 2mm, 先端半径 0.1mm の鋭い切欠がつけられている。これが自然亀裂と同程度の鋭さのものとみなしうるかどうかについて後述の実験をおこない、十分の鋭さがあるという結論が得られている。

試験片をタブに溶接したのち、船舶技術研究所船体構造部の 300ton 構造物試験機にとりつけ、試験温度に一定時間保持したのち引張荷重を加えて破断させる。冷剤として液体窒素、ドライアイス、アルコール、イソペンタン等がもちいられる。

また破壊時の切欠先端部の塑性域の大きさをしらべるために応力分布を計測する必要があるので、100 キロ高張力鋼 (鋼 I, 板厚 13mm) の試験片の切欠断面上に標点距離 10mm の歪ゲージを片面に 13 枚、裏面に 7 枚貼付する。

4.3 試験結果および解析

4.3.1 破壊の分類: 第 1 報において、低応力脆性破壊が生ずるのは第 6 図の general yielding 限界曲線の低温側の領域であると述べた。後述のように、軟鋼ではこの限界曲線がかなり低温部に位置しており、これまでの常識的に「軟鋼は脆性破壊しやすい」という概念と相容れない感じがするので、軟鋼および高張力鋼の代表例としての 60 キロ高張力鋼の両者について general yielding 限界曲線より高温部での破壊の挙動をしらべた。

まず、板厚 25mm のセミキルド鋼 (鋼 Q) について、 $-182\sim 30^{\circ}\text{C}$ の種々の温度で、切欠深さが 40, 80, 120mm の試験片を引張つて破壊させた。破壊荷重より net stress, gross stress および有限巾の修正をした modified gross stress をもとめ、温度との関係をもとめると第 9 図に示すようになる。

第 9 図 軟鋼 (鋼 Q) の破壊発生特性

図より、general yielding 限界曲線の低温側では、切欠深さによりことなるが、net stress はいずれも降伏点より低い、いわゆる低応力脆性破壊が生じており、その破面は写真 1 (a) に示すように脆性破面であつて切欠底部にも何らの延性破面が存在していない。この領域を ① と名付ける。

general yielding 限界曲線より高温側では、切欠深さの大きさいかにかかわらずぼ 1 本の net stress-温

B. F. = Brittle Fracture
D. F. = Ductile Fracture
G. Y. = general Yielding

写真1 破面(鋼Q)

度曲線が得られ、net stress は降伏点より僅かだけ高くなっている。その破面は写真1(b)に示すように①と同様に脆性破面であり、かつ shear lip も切欠底部の延性破面もみられない。この領域を①と名付けるが、これは軟鋼(降伏比が小さい)においてはつきりとみられ、この温度範囲は約 100°C である。

さらに高温側では、切欠深さのいかんにかかわらず net stress は抗張力に近い値になり、その破面は領域①からの遷移部で写真1(c)に示すように切欠底部に小さい三角形の延性破壊が生じたのち、脆性破壊に変化する。もう少し高温部では全断面にわたって延性破壊が生じている。この領域を②と名付ける。

つぎに、高張力鋼の代表例としての 60 キロ級の鋼(鋼R)について、-190~-20°C の温度範囲で鋼Qと同様に切欠深さが 40, 80, 120 mm の試験片を破壊させ、その結果を第 10 図に示す。

軟鋼の場合と比較して顕著な特徴をみると、領域①、すなわち general yielding してから脆性破壊の生ずる領域がほとんど存在せず、低応力脆性破壊の領域①から、net stress が抗張力にほぼ等しくて延性破壊する領域②に直接接続しているとみなすことができる。すなわち、general yielding 限界曲線が脆性破壊領域と延性

第 10 図 60 キロ高張力鋼(鋼R)の破壊発生特性

破壊領域の境界になつていることを意味しているといえよう。

4.3.2 エネルギー条件式の適用：第9図および第10図の低応力脆性破壊の領域での破壊発生条件について検討する。

第1報において、この領域では無限板の場合の Griffith-Orowan のエネルギー条件式である(1)式を(17)式の修正係数をもちいて有限巾の板の場合に修正した次式、すなわち

$$\frac{\pi[f(\tau) \cdot \sigma]^2 c}{E} = 2 S_i \quad (33)$$

が脆性破壊の発生条件として適用されると述べたが、net stress が降伏点に近づいた場合や切欠深さが短い場合についても、第2図に示されている直線性が成立するかどうか、および同一温度では塑性表面エネルギーが同一値になるかという疑問が出された。

ここでは軟鋼(鋼Q)、60キロ(鋼R)および100キロ高張力鋼(鋼I)をもちい、切欠深さを40, 80, 120 mm(第1報では100, 140, 180 mm)に変化させ、general yielding の温度附近まで実験をおこなつた。鋼Qおよび鋼Rの場合の破壊応力と温度の関係は第9図および第10図に示されている。

切欠深さが40, 80, 120 mmの場合の破壊応力を(33)式に代入してもとめた S_i と絶対温度 T_K の関係を各鋼についてもとめたが、その1例として鋼Rの場合を第11図に示す。図より、切欠深さが変化しても、ほぼ1本の直線であらわせること、および general yielding のすぐ近くの温度まで直線関係がみとめられることがわかる。

なお軟鋼(鋼Q)の場合に、切欠深さが40 mmでも前記の直線関係が成り立っていることから推定すると、さらに降伏点の高い高張力鋼でもつと切欠深さの短い場合まで成立する可能性があるといえよう。

したがって、領域①では(33)式でもとめた S_i と絶対温度 T_K の間に切欠深さのかなり広い範囲にわたって直線関係があり(11)式であらわされる。これと(33)式をもちいて、最小限2枚の deep notch test 試験片により、種々の切欠深さの場合の破壊応力と温度の関係をもとめることができる。

Griffith-Orowan の式は長さが $2c$ の亀裂が存在する場合のエネルギー条件式であり、deep notch test によりもとめられる破壊応力-温度曲線は、先端半径が0.1 mmの機械的切欠にたいするものである。したがって、この鋭い切欠が自然亀裂とみなしうるもので

第11図 塑性表面エネルギーと絶対温度の関係

第12図 自然亀裂のつけ方

あるかどうか検討しておくことは(33)式等をもちいて現象をしらべるためには必要である。

本研究では試験片の両外側に自然亀裂をつけるためにつぎの方法をもちいた。まず、第12図に示すように両外側にVノッチおよびその先端半径が0.1 mmである ESSO 試験片型のノッチをつける。試験片の巾は大きめに500 mmとし、タブにとりつけたのち300 ton 構造物試験機にとりつける。

第12図に示すように、二度にわけて平坦温度型温度分布をあたえ、楔をうちこんで脆性亀裂を発生、停止させ、最後に左右対称、かつ巾が400 mmになるようにガス切断して試験片をつくつた。

このようにしてつくつた自然亀裂つき試験片の破壊応力から塑性表面エネルギーをもとめると、鋼Rの場合第11

(a) Natural crack (notch)

(b) Mechanical notch

写真2 自然亀裂と機械的切欠の先端形状

図の黒丸で示す値が得られ、先端半径が 0.1mm の機械的切欠でもとめた値とあまり大差のないことがわかる。図中の直線より上に位置しているのは写真2に示すように、自然亀裂の先端が機械的切欠の場合のように直線状でなくて幾分拋物線状になっており、いくらか破壊が発生しにくいためであろうと考えられる。

要するに、本実験により鋼Rのみならず鋼Iのような100キロ高張力や軟鋼(鋼Q)においても、先端半径が 0.1mm の機械的切欠でもとめる脆性破壊発生特性は自然亀裂からの脆性破壊の発生特性をあらわしているといふことがわかった。

4.3.3 切欠先端部の塑性域の大きさ：亀裂を有する鋼板を引張ると、亀裂先端部に塑性域が生じ、それがある大きさに達してから破壊が発生する。前述の Wells も Bilby らもいずれもこの塑性域の大きさに注目し、それと亀裂先端の開口変位あるいは塑性変位との関係をもとめている。

本実験では、切欠先端部に生ずる塑性域の大きさをもとめるために、破壊が発生する直前の弾性応力分布とその温度での降伏点の大きさからもとめた。しかし、塑性変形が切欠先端部に生ずると力の平衡のために塑性域はさらに若干拡大する。Wells がもとめた塑性域の大きさをもとめる式〔(3)式〕はこの力の平衡を考えており、それによる場合は単純に弾性応力分布で降伏点を越える大きさの応力が存在する範囲を塑性域とみなした場合より大きいことが予想される。

ここでは弾性応力分布をもとめるために、降伏点の高い100キロ高張力鋼で切欠深さが 120mm の deep notch test 試験片を室温で引張った。第13図は種々の応力レベルの場合の応力分布を示し、中央部の応力が荷重と断面積から計算でもとめられる平均応力(mean stress)より小さく、平均応力が大きくなるとその差は増加している。

本実験では鋼Qおよび鋼Rについて種々の温度での破壊応力(net stress)が判明しているので、そのときの弾性応力分布を第13図からもとめ、その温度での降伏点で応力曲線を切り塑性域の大きさとし第14図に示す。

 第13図 弾性応力分布 (切欠深さ 120mm の場合)

第14図 切欠先端部の塑性域の大きさと温度

Wells は無限板の場合について (3) 式をあたえているので、本実験での応力分布の中央部における応力を σ とみなして (3) 式より塑性域の大きさをもとめ第 14 図に示す。図より、Wells の式よりもとめた計算値の方が大きいこと、および温度の上昇とともに破壊発生直前の塑性域の大きさは増加することがわかる。

4.3.4 板厚効果：一般に、鋼板は板厚が増加すると脆化が著しくなり遷移温度が上昇するが、ある板厚以上ではほぼ飽和して遷移温度はあまり上昇しなくなることが一様温度型 ESSO 試験および温度勾配型二重引張試験でしられており、板厚 30mm が飽和しはじめる板厚に近い⁸⁾。

deep notch test による脆性破壊発生特性の場合の板厚の影響をしらべるために、板厚 45mm の HY 80 鋼 (鋼 S) から機械切削により板厚を 40, 30, 20, 10mm に減少させ実験をおこなった。切欠深さが 120mm の試験片でもとめた破壊応力-温度曲線から (33) 式を利用して 80mm の場合の曲線に換算する。

前述の理論的研究でのべたように、general yielding 限界曲線の突端である nose temperature, T_N は切欠深さが 80mm の場合の modified gross stress-温度曲線と $0.64\sigma_y$ -温度曲線の交点としてもとめられる。

第 15 図 板厚が変化する場合の脆性破壊発生特性

第 15 図は板厚がそれぞれ 40, 30, 20, 10mm の場合の T_N をもとめたものである。無限板に種々の亀裂長さが存在する場合の破壊発生温度 (絶対温度) は前記の T_N 、材料定数 k_i , k_y と (32) 式からもとめることができる。これより亀裂長さが 10mm の場合の破壊発生温度をもとめて通常温度 (°C) であらわし、板厚との関係をもとめると第 16 図に示すようになる。図より、板厚が約 30mm ま

第 16 図 同一亀裂長さでの脆性破壊発生温度 ($n=2.56$) と板厚の関係

第 17 図 破壊発生温度が同一の場合の亀裂長さと板厚の関係

第 19 図 低温用鋼の脆性破壊発生特性と各種遷移温度

第 18 図 軟鋼および各種高張力鋼の脆性破壊発生特性と各種遷移温度

では脆性破壊発生温度は上昇し、その上昇率は $0.9^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ で、一様温度型 ESSO 試験の非発生温度 T_{nt} の場合の $1.2^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ 、および温度勾配型二重引張試験の停止温度 T_{ag} の場合の $1.5^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ (いずれも機械切削による減厚) に近い⁸⁾。なお、板厚が約 30mm 以上では破壊発生温度はあまり変化しない。

つぎに、同一温度で脆性破壊が発生する場合の板厚と亀裂長さの関係を第 17 図に示す。図より、板厚が大きいほど短い亀裂で破壊が発生することがわかる。

4.3.5 各種鋼板の脆性破壊発生特性：著者ら²⁾はさきに軟鋼(鋼 A)，60 キロないし 100 キロ高張力鋼(WES 規格 HW 36 ないし HW 90，鋼 B ないし鋼 I)，および降伏点が 33，37，58 キロ級の調質アルミキルド鋼，2.5，3.5，9% Ni 鋼などの各種低温用鋼(鋼 J ないし鋼 P) についてそれぞれ第 18 図および第 19 図をもとめた。図中には、general yielding 限界曲線や降伏点-温度曲線，各種大型，小型脆性破壊試験の代表的諸遷移温度が記入されている。

第 18 図および第 19 図に示す各鋼および鋼 Q，R の general yielding 限界曲線をそれぞれの温度での降伏点をベースにして無次元化してあらわすと，これらの曲線は第 20 図に示すようになり，nose temperature の応力比は (27) 式で示されるように σ/σ_y が約 0.64 のレベルに一直線上にならび理論解に良く一致しているこ

第 20 図 無次元化した general yielding 限界曲線

第 2 表 材料定数および各種遷移温度

Steel	Material Constants					Transition Temperature °C				
	S_{0i} kg/mm ²	k_i (°K)	σ_{0y} kg/mm ²	k_y (°K)	T_{Nm} (°C)	T_i ($c=10$)	${}_vT_{.15}$	NDT	T_{ni}	T_{ag} ($c=10$)
A	302	689	16.8	116	-120	-173	-28	—	—	-13
B	766	876	28.7	85	-93	-156	-13	-50	-35	-41
C	236	494	29.9	71	-116	-134	-114	-56	-59	-40
D	112	362	59.3	46	-88	-191	-108	-51	-98	-55
E	165	409	56.3	46	-106	-191	-125	-45	-112	-93
F	54	274	65.2	43	-43	-195	-128	—	—	-61
G	249	471	62.8	43	-94	-178	-106	-56	-65	-46
H	108	359	73.5	35	-18	-183	-100	-56	-21	-37
I	191	555	73.5	35	7	-155	<-100	-71	-35	—
J	3040	759	26.9	74	-150	-186	<-120	-64	-80	-90
K	165	347	27.8	81	-157	-205	-140	-59	-93	-93
L	123	267	50.3	53	-147	-211	-107	—	-128	-108
M	2220	694	24.5	78	-155	-190	-120	-70	-85	-69
N	208	405	27.3	72	-154	-201	-170	-90	-104	-84
P	333	295	68.1	29	-165	-217	-204	—	-185	-175
Q	129	704	13.7	135	-98	-161	—	—	—	—
R	45.2	351	44.7	62	-56	-183	—	—	—	—
S	334*	444*	67.7	40	-116*	-210*	—	—	—	—

where $S_i = S_{0i} \cdot e^{-k_i/T_K}$, $\sigma_y = \sigma_{0y} e^{k_y/T_K}$

* Plate thickness is 40mm

とがわかる。

各鋼板の材料定数 S_{0i} , k_i , σ_{0y} , k_y および標準試験片での nose temperature, T_{Nm} , は第2表に示されている。

これらを (32) 式に代入して各鋼板の無限板の場合における亀裂長さ c と脆性破壊発生温度 $T_i(^{\circ}\text{C})$ の関係をもとめると第21図に示すようになる（ただし、安全率 $n=2.56$ ）。第18図では軟鋼（鋼A）の T_N が一番低温側に位置しているが、第2表に示すように k_i と k_y が大きいので T_i - c 曲線はかなり高温側へ移っている。

なお、鋼Hと鋼Iは同一チャージの IN 処理した 100 キロ高張力鋼で板厚がそれぞれ 25mm および 13mm で、板厚効果の点からは鋼Hの方が高温側に位置する筈であるが、IN 処理鋼では厚板の方が靱性が良いという冶金学的面からの特別の理由から、薄板の鋼Iの方が高温側になつている。

第21図 無限板の場合の亀裂長さと脆性破壊発生温度の関係

第22図 切欠先端部の塑性変位と温度の関係

図より、亀裂長さの増加とともに脆性破壊発生温度は上昇し、高張力鋼は比較的高い温度で脆性破壊が発生する可能性があり、低温用鋼はいずれも優秀で、調質アルミキルド鋼は 2.5, 3.5% Ni 鋼と同程度に良く、9% Ni 鋼は最もすぐれていることがわかる。なお、鋼Pは NT 処理したものである。

Bilby らによる破壊発生時の亀裂先端部の塑性変位 ϕ_{crit} は S_i と σ_y との間に (9) 式の関係があるので、次式により各鋼ごとの温度との関係をもとめることができる。

$$\begin{aligned}\phi_{crit} &= \frac{S_i}{\sigma_y} \\ &= \frac{S_{0i}}{\sigma_{0y}} e^{-\frac{k_i + 2k_y}{TK}}\end{aligned}\quad (34)$$

各供試鋼の材料定数 S_{0i} , σ_{0y} , k_i , k_y が第2表に示されているので、(34) 式をもちいて各鋼板の場合の破壊

発生時における亀裂先端部の塑性変位 ϕ_{crit} を種々の温度にたいしてもとめることができ、第22図が得られる。

(6), (8), (9) 式は $\sigma < 0.6\sigma_y$ の場合のものであるので (34) 式の関係もその応力の範囲内で正しいことになる。図中、破線は $\sigma \geq 0.6\sigma_y$ に相当する分であるので実線の部分のみに注目すればよい。図より、温度の上昇とともに ϕ_{crit} は増加すること、および低温用鋼は低温でも ϕ_{crit} はかなり大きくてすぐれていることがわかる。切欠先端の塑性変位は Moiré 法などにより実測して本試験結果と比較検討することがのぞましく、両者の結果が一致することがのぞましい。

4.3.6 各種脆性破壊試験の遷移温度との相関性：各種鋼板の脆性破壊発生温度が亀裂長さの函数として第21図のようにもとめられたので、亀裂長さの $1/2$, c , が 10mm の場合の破壊発生温度 $[T_i]_{c=10}$ をもとめると第2表に示す値が得られる。これと各種脆性破壊試験の遷移温度のうちの代表的なものとの相関性をもとめ、第23図ないし第26図に示す。

第23図 $c=10\text{mm}$ の T_i と T_{ni} の関係

第24図 $c=10\text{mm}$ の T_i と $\sigma_{y/2} T_{Ag}$ の関係

第 25 図 $c=10\text{mm}$ の T_i と vT_{r15} の関係

第 23 図は切欠部に衝撃力が加わる場合の発生特性を示すと考えられている一様温度型 ESSO 試験の非発生温度 T_{nt} と $[T_i]_{c=10}$ との関係を示し、両者の間にかなり良い相関のあることがわかる。

第 26 図 $c=10\text{mm}$ の T_i と NDT 温度の関係

つぎに、第 24 図はごく短い亀裂長さ ($c=10\text{mm}$) で停止する場合の伝播停止特性をあらわすと考えられている温度勾配型二重引張試験の停止温度 $[\sigma_y/T_{ag}]_{c=10}$ と $[T_i]_{c=10}$ との関係を示す。図より、両者の間に良い相関のあることがわかる。

小型試験の代表的なものとして広くもちいられている V ノッチシャルビ衝撃試験の 15 ft-lb 遷移温度 vT_{r15} と $[T_i]_{c=10}$ の関係を第 25 図に示すが、両者の間にいくらかの相関性があるようである。

NRL 落重試験の NDT 温度と $[T_i]_{c=10}$ の関係を第 26 図に示す。図より、あまり良

い相関関係がみられない。これより NDT 温度は発生特性をあらわすものではなくて、むしろ伝播停止特性をあらわすものであることの裏付けの一つになるかもしれない。

5 結 論

鋼板の脆性破壊発生特性をしらべる試験法としての deep notch test について検討を加えつぎの結論が得られた。

- (1) 破壊発生時の塑性表面エネルギーと亀裂先端の塑性変位や開口変位との関係があきらかになつて物理的意味が示された。
- (2) 有限巾の deep notch test 試験片で得られた general yielding 限界曲線の突端、すなわち nose temperature, T_N , がわかると無限板の場合に各温度での降伏点を基準にした任意の安全率の場合の亀裂長さと脆性破壊発生温度の関係をもとめることができる。
- (3) 軟鋼では低応力脆性破壊の領域 (領域 ①) と延性破壊の領域 (領域 ②) の中間に約 100°C の温度領域 (領域 Ⅱ) があり、ここでは general yielding 後に脆性破壊するが、60 キロ高張力鋼ではこの領域が

ほとんど存在しない。

- (4) Griffith-Orowan のエネルギー条件式により脆性破壊発生時の応力-温度曲線をもとめることは general yielding 直前のかかなり高い応力レベルまで、およびかなり短い切欠まで適用できる（領域 ① 内において）。
- (5) 先端半径が 0.1 mm の機械的切欠は脆性破壊発生分野では自然亀裂と同等にとりあつかつてよい。
- (6) 切欠先端部の塑性域の大きさは温度の上昇とともに増加する。
- (7) 同一亀裂長さにたいして板厚の増加とともに脆性破壊発生温度は上昇し、その上昇率は $0.9^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ （ただし $c=10\text{ mm}$ の場合）で、板厚が約 30 mm 以上ではほとんど変化しなくなる。また同一温度では板厚が大きくなるほど脆性破壊が発生する亀裂長さは小さくなる。
- (8) 各種鋼板の脆性破壊発生温度と亀裂長さの関係をもとめ材質を評価した。
- (9) deep notch test による鋼板の脆性破壊発生特性は、一様温度型 ESSO 試験の T_{nt} および温度勾配型二重引張試験による停止亀裂長さが 10 mm の停止温度との間に良い相関があるが、NRL 落重試験の NDT 温度との間に相関性は認められない。

今後の研究課題としては、鋼板の母材としての脆性破壊発生特性が deep notch test によりもとめられたので、溶着鋼、溶接ボンド部、熱影響部の特性をしらべたり、曲率のある板（円筒容器やパイプの場合）と平板の関連性、塑性歪や繰返し荷重が脆性破壊発生特性におよぼす影響等をしらべる必要がある。

謝 辞

本研究をおこなうにあたり終始かわらぬ激励をたまわつた石川島播磨重工業 K.K. 技術研究所副所長 秋田博士、ならびに種々貴重な討論をたまわつた造船協会電気溶接委員会第 6 分科会主査金沢教授をはじめ各委員に厚くお礼申しあげます。

また、実験の遂行ならびに解析等に大いに努力して下さつた船舶技術研究所 船体構造部材料研究室の前中、北村、高橋各研究員をはじめ村上、坂本、鈴木の諸君に深甚の謝意を表します。

最後に、鋼板を提供して下さつた製鉄各社にお礼を申しあげます。

参 考 文 献

- 1) 秋田好雄，池田一夫，岩井宣雄：脆性破壊発生に関する研究（第 1 報）—Deep Notch Test について，造船協会論文集，第 116 号（昭和 39 年），p. 136
- 2) 木原博，池田一夫：各種高張力鋼および低温構造用鋼の脆性破壊発生特性，溶接学会昭和 40 年度春季講演会にて発表（印刷中）
- 3) 寺沢一雄，大谷碧，吉田俊夫，寺井 清：高温予歪が鋼の破壊応力曲線におよぼす影響の研究，造船協会論文集，第 110 号（昭和 36 年），p. 183
- 4) A. A. Griffith : The Phenomena of Rupture and Flow in Solid, Phil. Trans. Roy. Soc., 221, (1920) p. 163
- 5) E. Orowan : Fundamentals of Brittle Behavior in Metals, Fatigue and Fracture of Metals, MIT, (1950), p. 139
- 6) A. A. Wells : Application of Fracture Mechanics at and beyond General Yielding, BWRA Report, British Welding Journal, (1963)
- 7) B. A. Bilby, A. H. Cottrell and K. H. Swinden : The Spread of Plastic Yield from a Notch, Proc. Roy. Soc., A 272, (1963), p. 304
- 8) 日本溶接協会 鉄鋼研究委員会：溶接構造物の脆性破壊防止のための鋼材の材質判定基準の確立に関する研究，(1962)