

社 団 法 人  
日本造船研究協会報告

第 6 号

昭 和 30 年 11 月

---

熔接性の工業的試験法の研究

..... 第 12 研究部会第 3 小委員会

Investigation on the Testing Method for the  
Notch Sensitivity of Steels

..... The 12 th Research Committee,  
The 3 rd Sub-Committee

---

The Report  
of the  
Shipbuilding Research Association  
of Japan,  
Tokyo, Japan

No. 6

November 1955

### 第12研究部会第3小委員会委員名簿

委員長	吉 譲 雅 夫		
幹 事	大 谷 碧	金 沢 武	田 村 博
委 員	秋 田 好 雄	岡 崎 正 順	奥 田 克 巳
	蒲 田 利 喜 藏	川 勝 義 雄	木 原 博
	佐 藤 正 彦	笠 山 德 太 郎	鈴 木 春 義
	土 井 正 三	埴 田 清 勝	福 田 烈
	藤 井 義 六	松 山 泰	山 内 俊 平
	吉 田 俊 夫	渡 辺 正 紀	

---

### Membership of the 12 th Research Committee, the 3 rd Sub committee

Chairman	Masao YOSHIKI		
Secretaries	Midori OTANI	Takeshi KANAZAWA	Hiroshi TAMURA
Members	Yoshio AKITA	Masaomi OKAZAKI	Katsumi OKUDA
	Rikizo KAMATA	Yoshio KAWAKATSU	Hiroshi KIHARA
	Masahiko SATO	Tokutaro SASAYAMA	Haruyoshi SUZUKI
	Shozo DOI	Kiyokatsu HANITA	Tadashi FUKUDA
	Giroku FUJII	Yasushi MATSUYAMA	Shumpei YAMANOUCHI
	Toshio YOSHIDA	Masanori WATANABE	

# Investigation on the Testing Method for the Notch Sensitivity of Steels

## Abstracts

### § 1. Introduction

In order to evaluate correctly the notch toughness of steels, correlations between the results obtained by various testing procedures must be made clear. To find the underlying law that governs the transition phenomena of notched Specimens, the following typical testing methods, namely

- (1) Schnadt test,
- (2) Lehigh-bend test,
- (3) Charpy-impact test,
- (4) Kahn-tear test, and.
- (5) Tipper test

were investigated using the specimens taken from two charges of ingot, namely rimmed and killed steels. the radius and the depth of the notch were changed in series to know the effects of notch shapes on the transition temperatures and thus the mechanisms of the transition phenomena were examined. Double blow impact test were carried out in addition to the above test to investigate further the transition phenomena of charpy-impact test. As a reference the flow curve test was made to make clear the characteristics of plastic deformation and fracture at low temperatures of two steels used.

In addition to the above notch sensitivity test on steels (base plate), some experiments were carried out to investigate the notch brittleness of weldments. Namely,

- (1) Slow bend test,
- (2) Nick bend test,
- (3) Austrian (Kommerell) test, and
- (4) Fillet weld tear test

were performed on rimmed, killed and high tensile steels, the results of which were examined and compared.

### § 2. Schnadt Test

Schnadt tests of semi-killed steel of 20mm thickness were carried out with specimens having notch radius of 0.1 mm, 0.25 mm, 0.5 mm and 1.0 mm respectively.

The test results show that the transition temperature rises with the decrease of notch radius and the absorbed energy at a definite low temperature (for example 0°C or -20°C) decreases with the decrease of notch radius.

The transition temperature and the absorbed energy were calculated from the same theoretical consideration as Charpy test with small amendment to some of the constants

to Jackson-Luther's proposition as in Table 10·2.

Figs. 10·6~10·9 show the change of the types of failure with the lowering of test temperature and Fig. 10·10 shows the summary of the transition curves of each specimen as expressed by the absorbed energy after maximum load.

### §. 11. Austrian Bead Bend Test (Kommerell Test)

Austrian standard bead bend test was compared with other weldability tests done in this report for two ship steels, rimmed and killed.

The ductility for bending of the weldments of these steels was very excellent and no crack was recognized during testing even at the lowest temperature tested.

### § 12. Fillet Weld Tear Test

A new test with a fillet weld tear specimen was proposed to compare the weldability of three ship steels, i. e. rimmed, killed and high tensile.

The test results indicated that the ductility transition temperature was very effective to know the behaviours of various steels when welded.

Furthermore, the mode of fracture in this test was found to be classified into four different groups, depending on the steel and electrode types.

### § 13. Conclusions

The experimental results on two steels by various test procedures were listed in Table 13·1, in which the effects of the notch shape on both the ductility and the fracture transition temperatures were summarized. These transition temperatures could theoretically be estimated by Eq. (13·1) using the constants in Table 13·2. Also the energy absorbed could be calculated by Eq. (13·2) with the constants in Table 13·3. Further, the correlations between those fracture theories and the fracture dynamics theory were discussed. To summarize, as the results of these systematic investigations on typical testing procedures, the discovery of a generalizing rule governing the brittle fracture phenomena on notched specimens would be promising and the possibility to propose a standard acceptance test would also be realized, with further tests carried out to obtain the material constants on steels of various notch toughnesses. Continuous works on killed and high tensile steels are now carried on.

From the test results on weldments, it was confirmed that the transition temperature were but slightly raised after welding so far as mild steels were concerned, and the selection of the base plate with adequate notch toughness was important to secure the safety of welded constructions.

# 熔接性の工業的試験法の研究

## 目 次

第 1 章 緒 言 .....	1
第 2 章 シュナット試験 .....	2
第 3 章 リーハイ試験 .....	6
第 4 章 標準シャルピ試験 .....	8
第 5 章 カーン試験 .....	14
第 6 章 切欠引張り試験に及ぼす切欠半径の影響 .....	17
第 7 章 二重衝撃試験 .....	21
第 8 章 熔接性の工業的試験法 .....	25
第 9 章 Slow Bend による熔接熱影響部の切欠脆性試験 .....	29
第 10 章 Bead Weld Nick Bend Testに関する実験 .....	35
第 11 章 オーストリヤ試験 .....	39
第 12 章 特殊引張試験 .....	40
第 13 章 総 括 .....	47

Table 1·2 List of Experiments Performed

Kind of Test	No. of Test	Item	Member in Charge	Steel Used
A. Investigation on the Notch Sensitivity of Base Plate	A-1	Schnadt Test	Masao Yoshiki (Tokyo University) Takeshi Kanazawa (University)	F. S.
	A-2	Lehigh-Bend Test	Hirosi Kihara (Tokyo Univ.) Haruyoshi Suzuki (Transportation Technical) Nobukazu Ogura (Research Institute)	F. S.
	A-3	Charpy-Impact Test	Masao Yoshiki (Tokyo) Takeshi Kanazawa (Univ.)	K. R. F. S.
	A-4	Kahn-Tear Test	Yoshio Akita (T. T. R. I.) Kazuo Ikeda	F. S.
	A-5	Tipper Test	Yoshio Ando (Tokyo Univ.)	K. R. F. S.
	A-6	Double Blow Impact Test	Midori Otani (Railway Technical) Research Institute	F. S.
	A-7	Flow Curve Test	Hiroshi Kihara (Tokyo Univ.) Nobukazu Ogura (T. T. R. I.)	K. R. F. S.
B. " of Weldments	B-1	Slow Bend Test	Masaki Watanabe (Osaka University) Zenichi Murakami	N. R. M. K.
	B-2	Nick Bend Test	Masaki Watanabe (Osaka) Zenichi Murakami (University)	N. R. M. K.
	B-3	Austrian Test	Hiroshi Kihara (Tokyo Univ.) Hiroshi Tamura (T. T. R. I.)	N. R. M. K.
	B-4	Fillet Weld Tear Test	Hiroshi Kihara (Tokyo Univ.) Hiroshi Tamura (T. T. R. I.)	N. R. M. K. Y. H.

## 第2章 シュナット試験

(試験項目 A-1)

### I 供試鋼材、試験片形状及び試験法

富士製鉄所製の厚さ 20 mm のセミキルド鋼板 (F. S.) を使用し, Fig 2·1 に示す様に切欠半径を 4 種にかえてシュナット試験片を製作した。試験片はいづれも長さ方向を鋼板のロール方向と一致せしめ, かつ切欠は板厚方向に入れた。

切欠背面にある円孔に半径 2.5 mm の高速度鋼丸棒を挿入した試験片を 10 分間, 予め一定温度に保たれた保温槽内に浸して後, 速かに取出して衝撃試験を行つた。なお温度調整には室温以下ではアルコールとドライアイスを, 室温以上は温湯または熱湯を用いた。

### II 試験結果

各試験片型について種々の温度で試験を行い, 吸收エネルギーを求め, 温度-吸收エネルギー曲線を画いた。また破断面の剪断破面率を求め温度との関係を求めた。

これらの線図より各種の遷移温度, 一定温度下の吸收エネルギー等の値を読みとつた結果を Table 2·1 に一括表示してある。この表によると当然のことであるが切欠半径が大なるにつれて遷移温度は

低下し、一定温度下の吸収エネルギーは増大することが知られる。

Type of Specimens	Form and Size of Specimens	R mm
S - 1		0.10
S - 2		0.25
S - 3		0.50
S - 10		1.00

Fig. 2.1 Form and Size of Specimens

Table 2.1 Test Results

Type of Specimen	TrE	Trs	Trs 20	Tr 2.0	Tr 1.6	Tr 5.0	E <sub>0</sub>	E <sub>-20</sub>	Emax
S - 1	26	31	4	0	-7	27	2.0	1.5	9.6
S - 2	7	25	0	-22	-27	2	4.8	2.2	10.0
S - 3	-28	11	-18	-36	-39	-31	9.6	7.8	10.8
S - 4	-52	-17	-26	-61	-62	-56	12.6	11.8	12.6

where TrE=Mean Energy Transition Temperature, °C

Trs=50% Shear Transition Temperature, °C

Trs 20=20% Shear Transition Temperature, °C

Tr 2.0=Transition Temperature Defined by 2.0 kg-m/cm<sup>2</sup> Absorbed Energy, °C

Tr 1.6=Transition Temperature Defined by 1.6 kg-m/cm<sup>2</sup> Absorbed Energy, °C

Tr 5.0=Transition Temperature Defined by 5.0 kg-m/cm<sup>2</sup> Absorbed Energy, °C

E<sub>0</sub>=Absorbed Energy at 0°C, kg-m/cm<sup>2</sup>

E<sub>-20</sub>=Absorbed Energy at -20°C, kg-m/cm<sup>2</sup>

Emax=Maximum Absorbed Energy, kg-m/cm<sup>2</sup>

### III 試験結果に対する考察

#### III-1 遷移温度に対する考察

Table 2.1 に示した各種遷移温度は切欠半径が大となるにつれて低下しているが、これらの間の関係を示したもののが Fig. 2 である。これによると各種の遷移温度の間には直線関係が存在していることが知られる。

次で遷移温度と切欠形状との関係を示すものとして筆者等の提案した次式<sup>(1)</sup>

$$12 \frac{\bar{A}^2}{\bar{B}_0^2} e^{2(S-U)/T_r} = (1+d^2) (3+e^{-2s/\Psi}) - 2d (3-e^{-2s/\Psi})$$

但し  $\frac{\bar{A}^2}{\bar{B}_0^2} = \frac{1}{10}$  (衝撃試験)  $T_r$  = 遷移温度 (絶対温度)

$$\Psi \equiv \frac{r}{t} \frac{1}{p} \left( 1 + 0.35p \tan \frac{\theta}{2} \right)$$

$r$  = 切欠半径 mm  $t$  = 試験片厚さ mm

(1) M. Yoshiki and T. Kanazawa: Theory of Notch Sensitivity of Mild Steel, Brittle Fracture in Mild Steels and their Welded Joint, Weld. Res. Comm., Soc. Nav. Arch. Japan, Oct. 1953

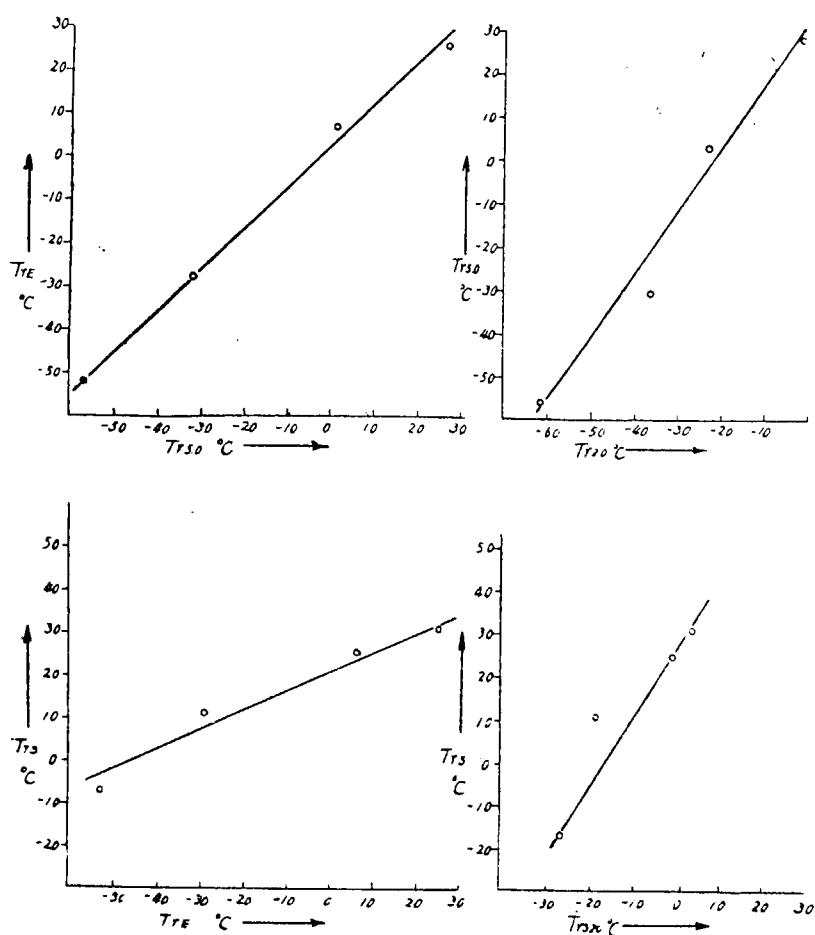


Fig. 2.2 Correlation between Various Kinds of Transition Temperatures

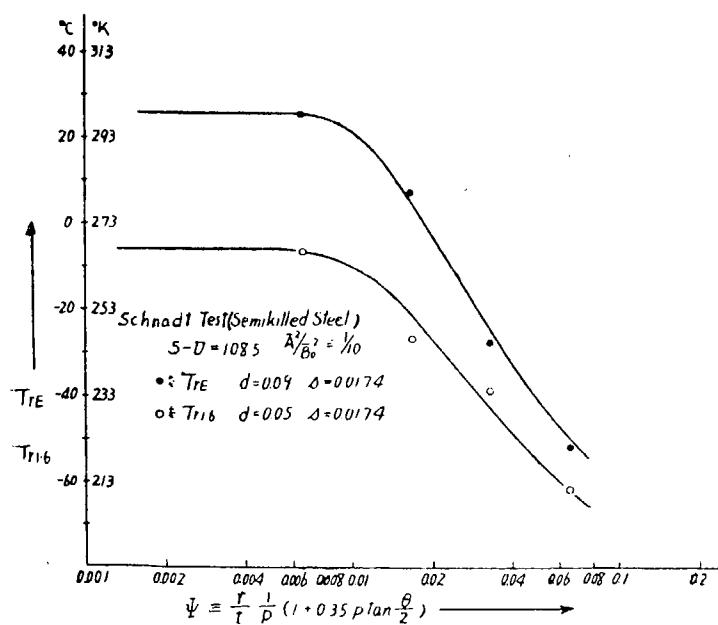


Fig. 2.3 Relation between  $T_{rE}$ ,  $T_{r1.6}$  and  $\Psi$

$p$  = 切欠深さ mm  $\theta$  = 切欠角度<sup>o</sup>\*

$d$  = 遷移温度の定義、試験法で定まる常数

$S, U$  = 材料による常数  $S = 160 \sim 180, U = 60 \sim 70$

$s$  = 遷移温度の定義、試験法、材料による常数

を本実験結果に適用すると、本鋼材に対しては  $S - U = 108.5, s = 0.0174$  とし、 $T_{RE}$  に対しては  $d = 0.09^*$ 、 $T_{r1.6}$  に対しては  $d = 0.05^\dagger$  とすれば、Fig. 2-3 に示す様に遷移温度と  $\Psi$  との関係を示す計算曲線は実験結果とよく一致する。

## I-2 吸収エネルギーに対する考察

0°C または -20°C における吸収エネルギーは切欠半径が大となるにつれて増大するが、シャルビ試験の低温における吸収エネルギーと切欠形状との関係を示すものとして筆者等の提案した式<sup>(2)</sup>

$$E = \frac{L}{(3 + e^{-2s/\Psi})^2} \left\{ 3 - e^{-2s/\Psi} - \sqrt{12 \frac{\bar{A}^2}{\bar{B}_0^2} e^{2(S-U)/T} (3 + e^{-2s/\Psi}) - 12 e^{-2s/\Psi}} \right\}^2$$

但し  $E$  = 吸収エネルギー kg-m/cm<sup>2</sup>  $T$  = 実験温度（絶対温度）

$\bar{A}^2/\bar{B}_0^2, s, \Psi, S, U$  は前式と同一

$L, C$  = 材料及び温度による常数

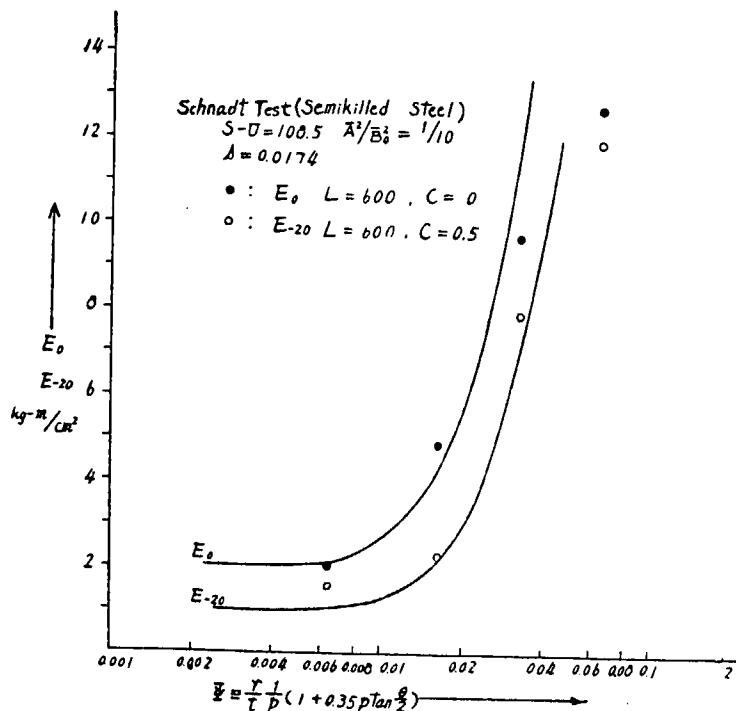


Fig. 2-4 Relation between  $E_0$ ,  $E_{-20}$  and  $\Psi$

\* 本試験では  $t = 10$  mm,  $p = 2$  mm,  $\theta = 45^\circ$  である。

\* シャルビ試験の  $T_{RE}$  に対する値と同一である。

† シャルビ試験の  $T_{r1.6}$  (吸収エネルギー 15J(-16) に対応する温度) に対する値と同一である。

(2) 吉謙雅夫, 金次 武: 鋼の含有量を変化した軟鋼に関する切欠脆性試験。熔接学会誌 24巻・2, 3号  
1955年2-3月

を  $0^{\circ}\text{C}$  及び  $-20^{\circ}\text{C}$  における吸収エネルギーの値  $E_0$ ,  $E_{-20}$  に対して適用するため  $L = 600 \text{ k-gm/cm}^2$  とし,  $E_0$  に対しては  $C = 0$ ,  $E_{-20}$  に対しては  $C = 0.5 \text{ kg-m cm}^2$  とし他の常数は遷移温度に対するものと同一にとると, Fig. 2·4 に示す様に実験値と略々一致した曲線が得られる。但し切欠半径の一番大きい  $r = 1 \text{ mm}$  の場合のみは実験値は可成りの相異を示す。

#### IV 結 語

以上がセルキルド鋼についてのシュナット試験結果であるが、その結果、遷移温度、 $0^{\circ}\text{C}$  及び  $-20^{\circ}\text{C}$  における吸収エネルギーと切欠半径との関係として筆者等が先に提案した式はシュナット試験結果にも適用出来ることが明らかになつた。

### 第3章 リーハイ試験

(試験項目 A-2)

本報告におけるリーハイ曲げ試験では、試験片の切欠半径及び試験巾を変化させてそれらが破面遷移温度 (Fracture Transition Temp.) 等に与える影響について実験した。

#### I 使用鋼材

本実験に使用した鋼材は富士製鉄製のセミキルド鋼 F. S. (板厚 20 mm) である。

#### II 試験片形状

実験を行つた試験片形状は下表の 13 種類である。

切欠半径 (R)	試験片巾 (T)	計
0.25	75, 50, 30, 20, 10,	5 種
1.0	20	1 種
2.0	75, 50, 30, 20, 10,	5 種
4.0	75	1 種
6.5	75	1 種
合 計		13 種

なお、切欠は総て板の黒皮表面より 2 mm の深さに切られており、試験片はその長手方向がロール方向と一致するよう切り出されている。

#### III 実験の諸条件

本実験には総てリーハイ形曲げ試験治具 (押ボンチ径 1" 受台ロール中心間隔 7") 実験は低温部はドライアイスとアルコール溶液、室温及び高温部は水(湯)中において行つてある。

使用した試験材はアムスラー 50 トン、油圧式のものであり、押ボンチの速度は実際の試験時において毎分 10 ~ 15 mm の極めて低速度とし、塑性変形による温度上昇を除去せんとしている。

#### IV 実験結果

本実験の結果の総括を Fig. 3.1 に示した。同図は横軸に  $r/t$  をとり、上図においては縦軸に剪断破面率を、下図では剪断破面の深さの全破面深さに対する比率をとつたものである。

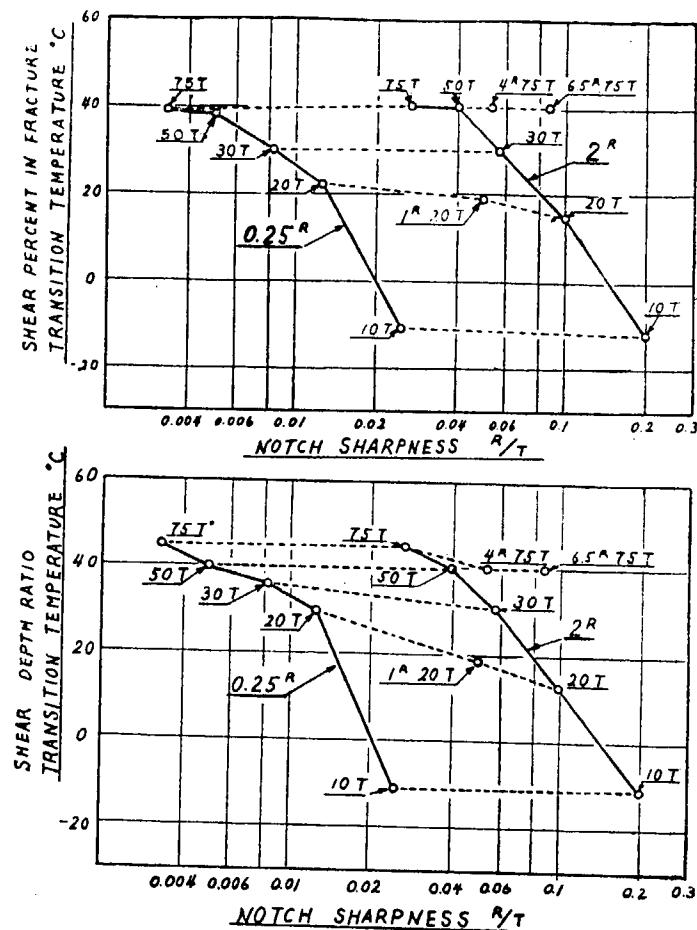


Fig. 3.1

この図からわかるとおり同一の値だけ  $R/T$  が変化する場合でも、それが  $R$  の変化による場合と  $T$  の変化による場合では遷移温度に与える影響は極めて異つており、本実験の範囲においては  $R$  によって明瞭に遷移温度の変化した場合は巾 20 mm の試験片においてのみであつた。それに反して試験片巾を変化させた場合、影響は極めて大きく、75T と 10T の間では 0.25R の場合でも 2R の場合でもともに 50°C 程度の相違が表れており、これによつて  $R$  の変化と比較して  $T$  の変化は破面遷移温度に極めて大きい影響を与えるものであることがわかる。

また 0°C における横収縮率を、 $R/T$  を横軸にとつてプロットしたものが Fig. 3.2 である。この結果  $R/T$  の値が等しくても板厚の小さい試験片ほど横収縮率は大きくなつてあり、また同一巾で切欠半径を変化させた場

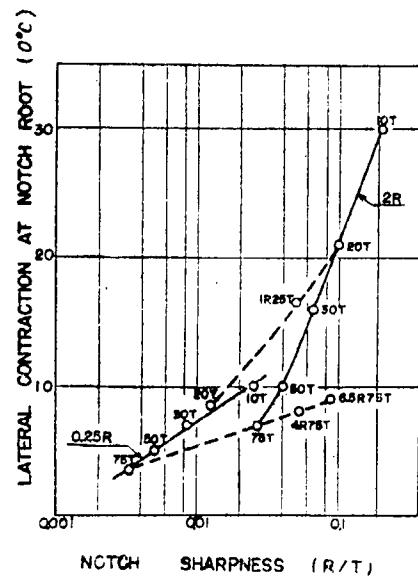


Fig. 3.2

合、巾の小さい試験片ほど横収縮率の変化は大きくなつてゐる。また Fig. 3・1 及び Fig. 3・2 より見て、横収縮率の大小と遷移温度との間には直接的な関係は見られぬものと思われる。

## 第4章 標準シャルピー試験 (試験項目 A-3)

### I 供試鋼材、試験片形状及び試験法

供試鋼材としては厚さ 20 mm の川崎製鉄所製のリムド鋼 (K.R.) 及び富士製鉄所製のセミキルド鋼 (F.S.) を使用した。

これら 2 種の鋼板から Fig. 4・1 に示すように切欠半径、切欠深さをかえたシャルピ試験片を製作した。試験片はいづれも長さ方向を鋼板のロール方向と一致せしめ、且つ切欠は板厚方向に入れた。

Test Steels	Type of Specimens	Form and Size of Specimens	$r_{mm}$	$p_{mm}$
Rimmed Steel K.R.	R-1		0.10	2
	R-2		0.25	2
	R-5		0.50	2
	R-10		1.00	2
Semi-killed Steel F.S.	S-1		0.10	2
	S-2-1		0.25	1
	S-2		0.25	2
	S-2-4		0.25	4
	S-5		0.50	2
	S-10		1.00	2

Fig. 4・1 Form and Size of Specimens

試験片は予め一定温度に保たれた保温槽内に 10 分間浸した後取出して速かに試験を行つた。なお温度調整には室温以下ではアルコールとドライアイスを、室温以上には温湯または熱湯を用いた。

### II 試験結果

各試験片型について種々の温度下における吸收エネルギーを求め、温度一吸收エネルギー曲線を画いた。また試験片の破面外観より剪断破面率を求めた。

これらの曲線より求めた各種の遷移温度、吸収エネルギーを一括して表示したものが Table 4・1 である。これによると、リムド鋼はセミキルド鋼に比べて遷移温度は高く、一定温度下の吸収エネルギーは低いことがわかる。また予想された様に切欠半径  $r$  が大となる、が切欠深さ  $p$  が小になるにつれて遷移温度は低下し、一定温度下の吸収エネルギーは増大する。

### III 試験結果に対する考察

#### III-1 遷移温度に対する考察

Table 1 に示した各種遷移温度は何れも切欠半径が大、切欠深さが小となるにつれて低下するが、切欠形状の変化にもかかわらず、各種の遷移温度間には、常に一定の直線関係が存在することが Fig. 4・2 から知られる。

Table 4.1 Test Results

Test Steels	Type of Specimen	TrE	Trs	Trs <sub>10</sub>	Tr <sub>15</sub>	E <sub>0</sub>	E <sub>-20</sub>	Emax
Rimmed Steel	R-1	41	40	8	13	1.5	0.7	15.1
	R-2	38	40	6	9	1.7	0.7	16.0
	R-5	17	36	8	3	1.8	0.8	16.7
	R-10	-5	26	-12	-26	11.6	4.0	18.7
Semi-killed Steel	S-1	26	27	-6	-5	3.2	1.2	17.2
	S-2-1	-6	14	-20	-44	13.2	7.2	21.7
	S-2	17	25	-12	-15	5.4	1.9	17.4
	S-2-4	22	28	-22	-11	3.5	1.9	11.8
	S-5	-9	16	-24	-36	11.0	7.0	17.9
	S-10	-35	12	-38	-51	13.9	13.5	20.4

where TrE = Mean Energy Transition Temperature, °C

Trs = 50% Shear Transition Temperature, °C

Trs<sub>10</sub> = 10% Shear Transition Temperature, °C

Tr<sub>15</sub> = Transition Temperature Defined by 15ft-lb (2.6 kg-m/cm<sup>2</sup>) Absorbed Energy, °C

E<sub>0</sub> = Absorbed Energy at 0°C, kg-m/cm<sup>2</sup>

E<sub>-20</sub> = Absorbed Energy at -20°C, kg-m/cm<sup>2</sup>

Emax = Maximum Absorbed Energy, kg-m/cm<sup>2</sup>

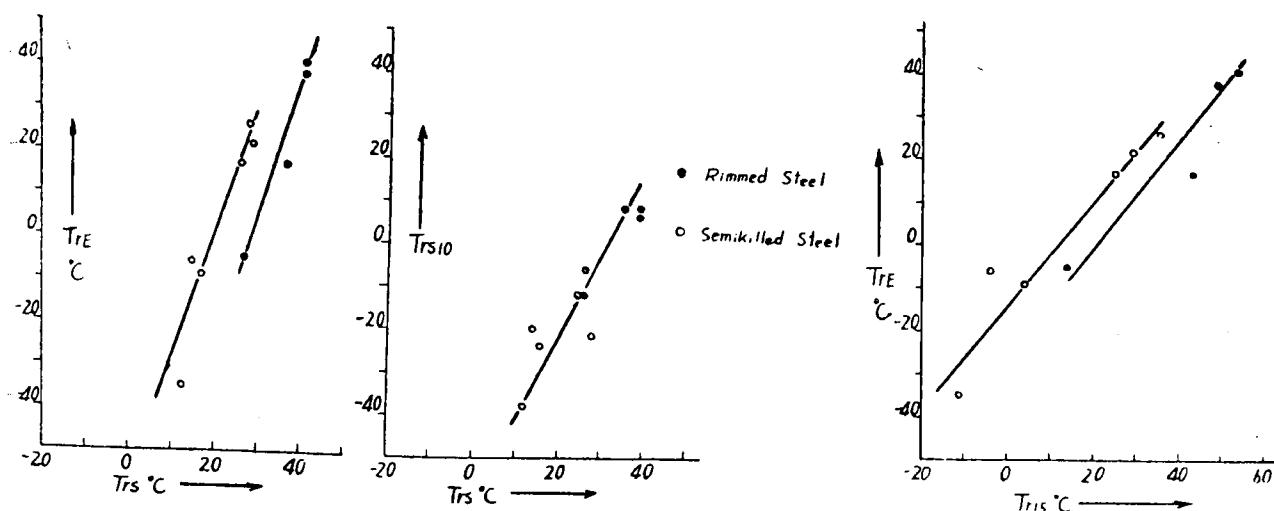


Fig. 4.2 Correlation between Various Kinds of Transition Temperatures

次て、遷移温度と切欠形状との関係を示すものとして筆者等の提案した次式<sup>(1)</sup>:

$$12 \frac{A^2}{B_0^2} e^{2(S-U)/Tr} = (1+d^2) (3+e^{-2s/\Psi}) - 2d (3-e^{-2s/\Psi})$$

(1) M.Yoshiki and T. Kanazawa: Theory of Notch Sensitivity of Mild Steel, Brittle Fracture in Mild Steels and their Welded Joints. Weld. Res. Comm., Soc. Nav. Arch. Japan, Oct. 1953

但し  $A^2/\bar{B}_0^2 = 1/10$  (衝撃試験),

$T_r$  = 遷移温度 (絶対温度),

$$\Psi = r/t \cdot 1/p (1 + 0.35 p \tan \theta/2)$$

$r$  = 切欠半径 mm,  $t$  = 試験片厚さ mm,

$p$  = 切欠深さ mm,  $\theta$  = 切欠角度 °,

$d$  = 0.09 (平均エネルギー遷移温度に対して)

= 0.05 (15 ft-lb 吸収エネルギーに対応する温度に対して)

$S, U$  = 材料による常数,

$$S = 160 \sim 180 \quad U = 60 \sim 70$$

$s$  = 遷移温度の定義, 試験法, 材料による常数

を本実験結果に適用すると,  $S-U$ ,  $s$  等を Table 4·2 の様に仮定すれば Fig 4·3 及び Fig 4·4 に示す様に, 遷移温度と  $\Psi$  との関係を示す計算曲線は実験結果とよく一致する。

Table 4.2 Values of Parameters for Test Steels

Transition Temperature	$d$	Test Steels	$S-U$	$s$
$T_{rE}$	0.09 *	Rimmed Steel	114.0	0.0360
		Semikilled Steel	108.5 †	0.0248
$T_{r15}$	0.05 *	Rimmed Steel	114.0	0.0360
		Semikilled Steel	108.5 †	0.0248

\* シュナット試験の  $T_{rE}$  に対する値と同一である。

\* シュナット試験の  $T_{r1.6}$  に対する値と同一である。

† シュナット試験について用いた鋼材と同一であるので同じ値にしてある。

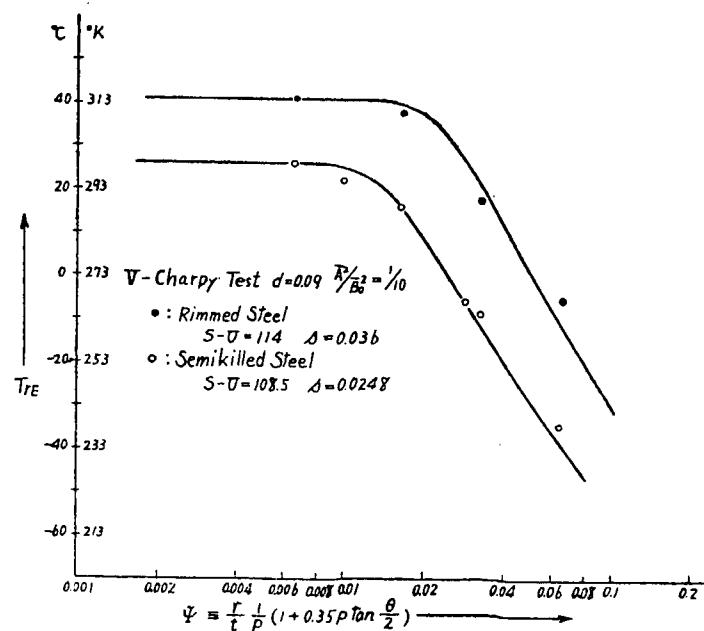


Fig. 4.3 Relation between  $T_{rE}$  and  $\Psi$

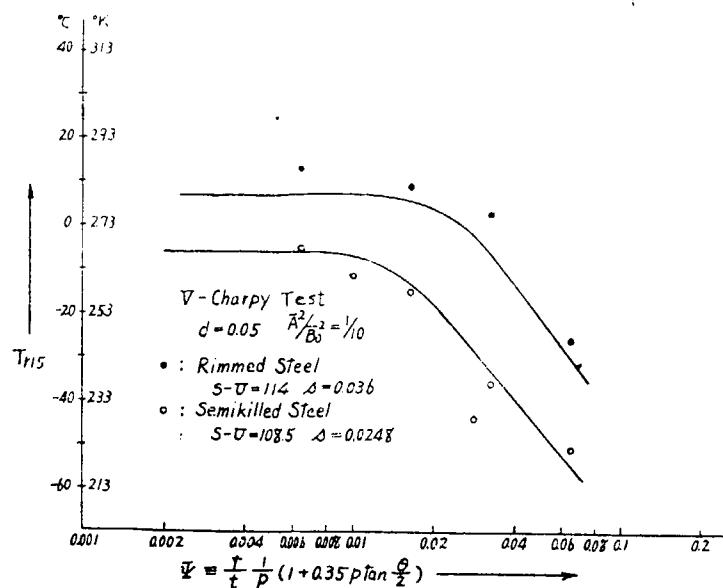


Fig. 4.4 Relation between  $T_{R15}$  and  $\Psi$

## ■-2 吸収エネルギーに対する考察

$0^{\circ}\text{C}$  または  $-20^{\circ}\text{C}$  における吸収エネルギーは、切欠半径が大となるにつれ、切欠深さが浅くなるについて増大する。筆者等が先に求めた低温における吸収エネルギーと切欠形状の関係を示す次式<sup>(2)</sup>:

$$E = \frac{L}{(3+e^{-2s/\Psi})^2} \left\{ 3 - e^{-2s/\Psi} - \sqrt{12 \frac{A^2}{B_0^2} e^{2(S-U)/T} (3+e^{-2s/\Psi}) - 12 e^{-2s/\Psi}} \right\}^2 + C$$

但し  $E$  = 吸収エネルギー  $\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$

$T$  = 実験温度 (絶対温度)

$A^2/B_0^2$ ,  $s$ ,  $\Psi$ ,  $S$ ,  $U$  は前式と同一,

$L$ ,  $C$  = 材料及び温度による常数,

を  $0^{\circ}\text{C}$  及び  $-20^{\circ}\text{C}$  における吸収エネルギーの値  $E_0$ ,  $E_{-20}$  に適用するに、リムド鋼、セミキルド鋼に対して Table 4.3 の様に各常数值をとれば、実験結果と略々一致する曲線が得られる (Fig 4.5 及び Fig 4.6)。但し、切欠半径が特に大きい  $r = 1 \text{ mm}$  の時には実験値は計算値よりかなり小さな値を示している。

Table 4.3 Values of Parameters for Test Steels

Absorbed Energy	Test Steels	$L$	$C$	$S-U$	$s$
$E_0$	Rimmed Steel	1.000	0	114.0	0.036
	Semikilled Steel			108.5	0.024
$E_{-20}$	Rimmed Steel	1.000	0.5	114.0	0.036
	Semikilled Steel			108.5	0.024

The values of  $(S-U)$  and  $s$  are the same as that indicated in the Table 4.2

(2) 吉識雅夫, 金沢武: 鋼の含有量の変化した軟鋼に関する切欠脆性試験, 熔接学会誌 24 卷 第 2, 3 号  
1955 年 2, 3 月

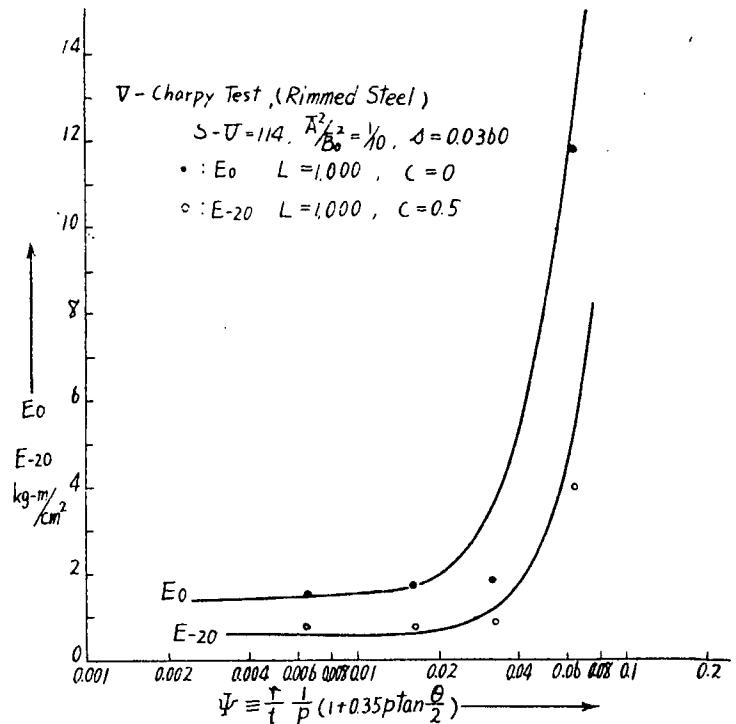


Fig. 4.5 Relation between  $E_0$ ,  $E_{-20}$  and  $\Psi$  (Rimmed Steel)

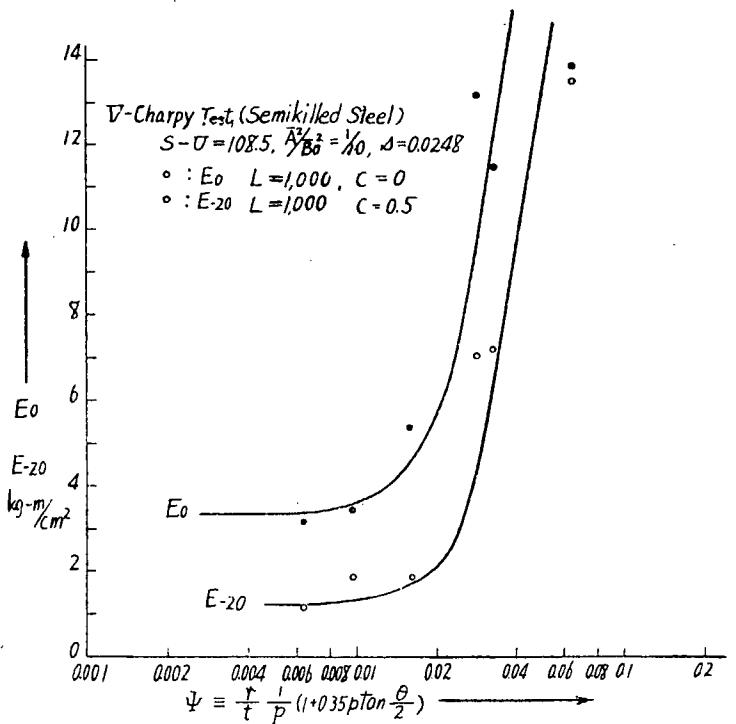


Fig. 4.6 Relation between  $E_0$ ,  $E_{-20}$  and  $\Psi$  (Semi-Killed Steel)

### III-3 シヤルピ試験とシユナット試験の比較

本実験に使用したセミキルド鋼に対しては、シユナット試験も行つたので、ここにシヤルピ試験とシユナット試験の比較を行うこととする。

シャルピ試験より得られた  $T_{RE}$  と、シュナット試験より得られた  $T_{RE}$  の関係及びシャルピ試験の  $Tr_{15}$  とシュナット試験の  $Tr_{1.6}$  の関係を示すと Fig. 4·7 が得られる。これによるとシャルピ試

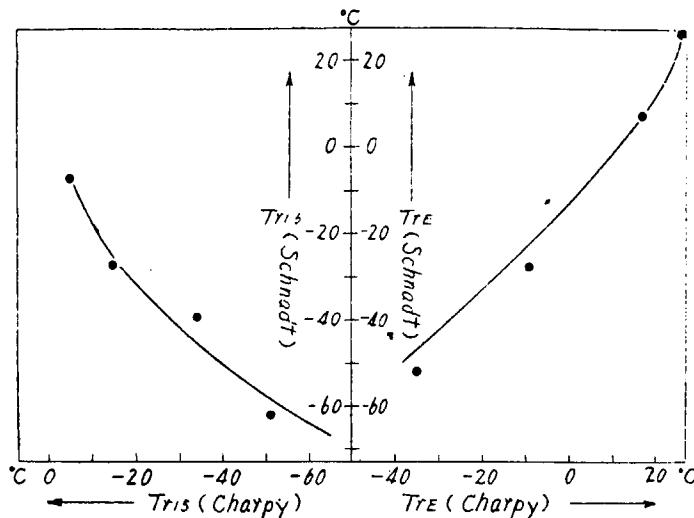


Fig. 4·7 Relation between the Results of Charpy Test and Schnadt Test

験片は、シュナット試験片に比べ切欠底部断面積が大であるため、平均エネルギー遷移温度はシャルピ試験の方が高くなっているが、シャルピ試験の  $T_{RE}$  とシュナット試験の  $T_{RE}$  及びシャルピ試験の  $Tr_{15}$  とシュナット試験の  $Tr_{1.6}$  との間の関係は、両試験法に対する遷移温度の計算式より  $r/t$  を消去して得られる結果とい一致を示している。また両試験法の優劣は一概につけ難いが、シャルピ試験の方が高く出ること、切欠底部断面が大きいため吸収エネルギーの絶対値<sup>\*</sup>の温度による変化が大きいこと、試験片製作が容易であること等を考慮すると、シュナット試験よりもすぐれているとも考えられる。

なお先きに筆者等の提案した、遷移温度、吸収エネルギーの計算式中にある常数は、 $L$  及び応力分布状態に影響される  $s$  を除き、供試鋼材については両者同一の値でよいことが確認された。

#### IV 結 語

切欠形状を変えて、リムド鋼・セミキルド鋼についてシャルピ試験を行つた結果、次の事柄が明らかになつた。

- (1) 切欠半径が大、切欠深さが小さくなるにつれて遷移温度は下降するが、実験結果は筆者等の提案した式による計算値とよく一致する。
- (2)  $0^{\circ}\text{C}$  及び  $-20^{\circ}\text{C}$  における吸収エネルギーは、切欠半径が大、切欠深さが小さくなるにつれて大となるが、その値も先に筆者等の提案した式で略々表わすことが出来る。
- (3) セミキルド鋼の実験結果によると、シャルピ試験とシュナット試験との間には特に優劣は認められないが、試験片製作の難易、 $T_{RE}$  の高低等を考慮すると、シャルピ試験の方がやや優れていると考えられる。また両試験法の関係は計算結果とよく一致する。

\* 吸収エネルギーの値 ( $\text{kg}\cdot\text{m}$ ) であつて、単位面積当たりの吸収エネルギーの値 ( $\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ ) ではない。

(4) シヤルピ試験とシュナット試験では、同一供試鋼材に対しては、一部応力分布等に影響される常数を除き、同一の材料常数を用いて  $T_{RE}$ ,  $E_0$  等が計算出来ることが認められた。

## 第5章 カーン試験

(試験番号 A-4)

### I 試験片

本試験に於ては板厚 20 mm のセミキルド鋼 (F.S.) について Fig. 5・1 に示すとく、カーン試

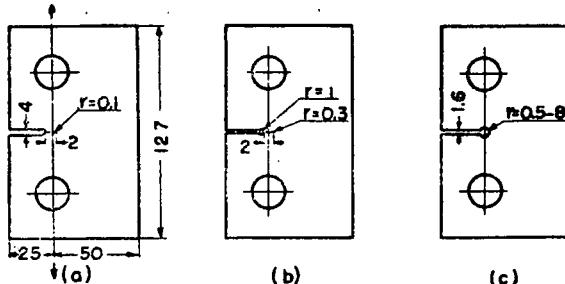


Fig. 5・1

験片の切欠半径  $r$  を次の 7 種類に変化させた。

$$r = 0.1, 0.3, 0.5, 1, 2, 4, 8 \text{ mm}$$

$r = 0.1$  及び  $0.3 \text{ mm}$  の場合は 2 段に切欠をつけた。なお、試験片はその長手方向がロール方向と一致するように切り出した。

### II 試験方法

試験温度に 20 分以上予冷した試験片をピンとフォークシャックルを通じてアムスラー 50 トン試験機に取り付け、恒温槽内で温度を一定に保つたまま荷重を加える。荷重速度は毎分 8 mm の割で一定に保ち荷重と試験機のクロスヘッドの変位の関係を自記させる。

### III 試験結果

各切欠半径について、剪断破面率  $S$  (%), 横収縮率  $\Phi$  (%), 最大荷重まで及び最大荷重以後の吸収エネルギー  $E_i$  及び  $E_p$  ( $\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ ) と温度の関係を Fig. 5・2 に示す。図より  $S = 50\%$  及び  $E_p$  が激減するときの温度、即ち、脆性破壊の伝播に関連ある破面遷移温度 (fracture transition temperature)  $Tr_s$  はいずれも約  $20^\circ\text{C}$  で、試験をおこなつた  $r$  の値ではその影響がみられない。しかし、更に  $r$  を増加すれば  $Tr_s$  の低下に影響を及ぼすと思われる。即ち、 $Tr_s$  以下の温度で脆性破壊した試験片の破面には切欠底部から成長した三角形状の延性破面がみられ、その先端は切欠底部に先づ発生した延性亀裂が或るエネルギー条件を充たして脆性様式へと急激に変化した限界点をあらわしている。切欠底部より限界点までの距離、即ち、限界亀裂長さ  $\Delta l_0$  と温度との関係は Fig. 5・3 に示す如く、Fig. 5・2 の  $S$  曲線と類似し、温度の低下とともに減少する。 $-20, 0, 15^\circ\text{C}$  に於ける  $\Delta l_0$  と  $r/t$  の関係を Fig. 5・4 に示すが、これより  $r$  の増加につれて  $\Delta l_0$  が増加することが

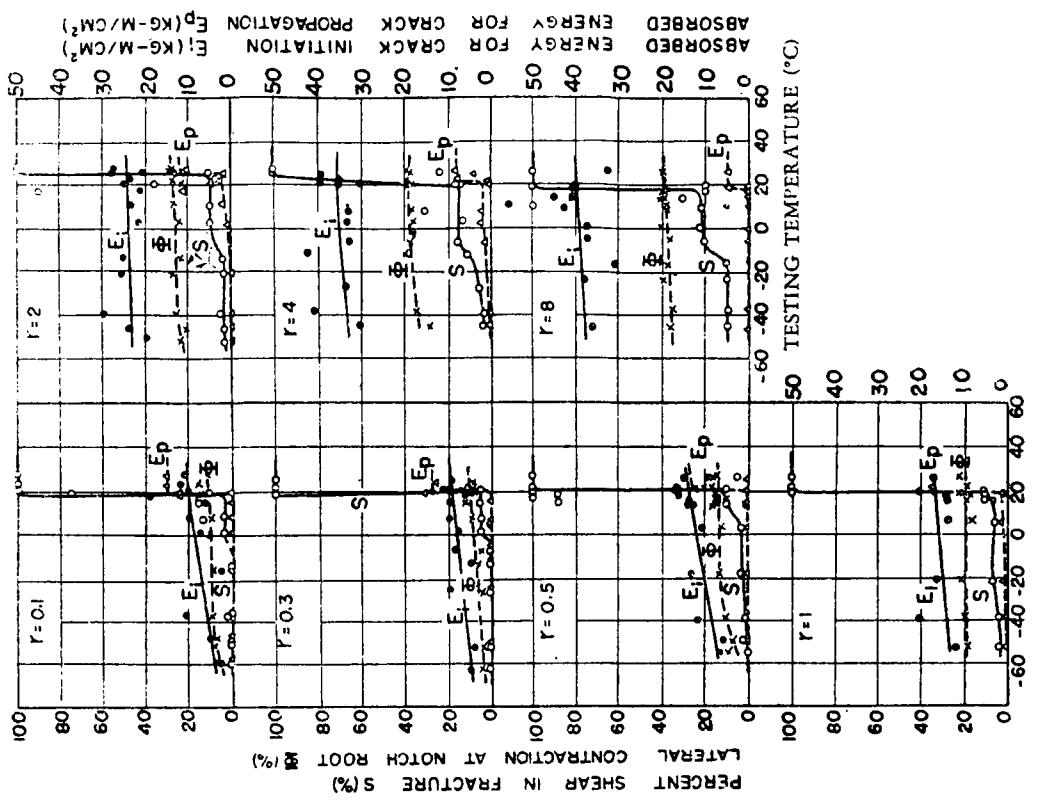


Fig. 5.2

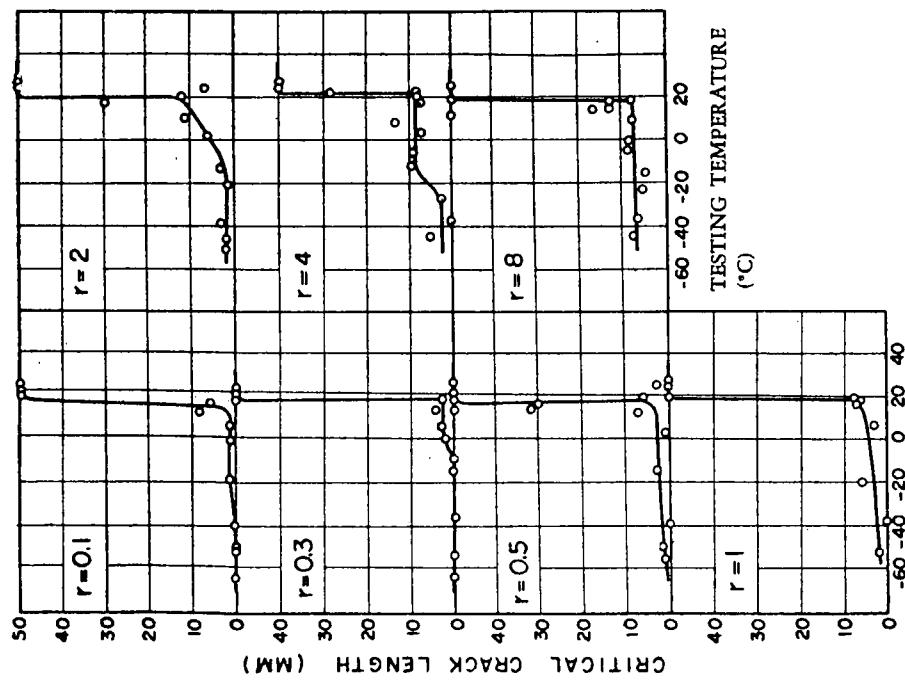


Fig. 5.3

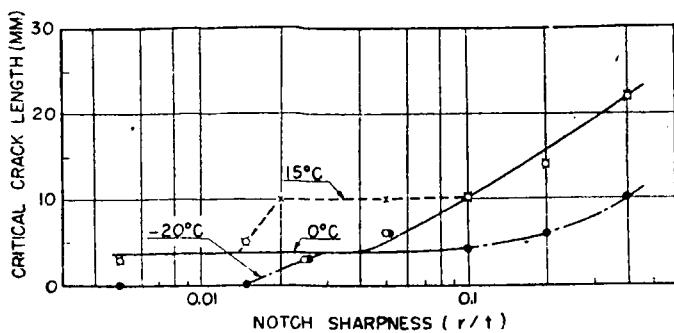


Fig. 5·4

わかる。 $T_{rs}$  以下の  $15^{\circ}\text{C}$  に於て更に  $r$  が増加すると遂には脆性破壊が生じなくなり  $T_{rs}$  が低下すると推察される。ただし、試験片のピン孔間の距離の制約により  $r$  を  $8\text{ mm}$  より大きくすることができなかつた。

切欠底部の三軸応力度に関連のある  $r/t$  について本試験の如く  $r$  が変化した場合に対して  $t$  が変化した場合の試験をおこなわなかつたが、板厚  $23\text{ mm}$  のキルド鋼 ( $0.18\text{C}, 0.65\text{ Mn}, 0.12\text{ Si}$ ) 及びリムド鋼 ( $0.21\text{C}, 0.40\text{ Mn}$ ) について  $r$  を一定とし ( $r = 1\text{ mm}$ ),  $t = 22, 19, 15, 10\text{ mm}$  に切削した場合の試験結果\* によると、 $T_{rs}$  と  $r/t$  の関係は Fig. 5·5 に示す如く、本試験結果とは

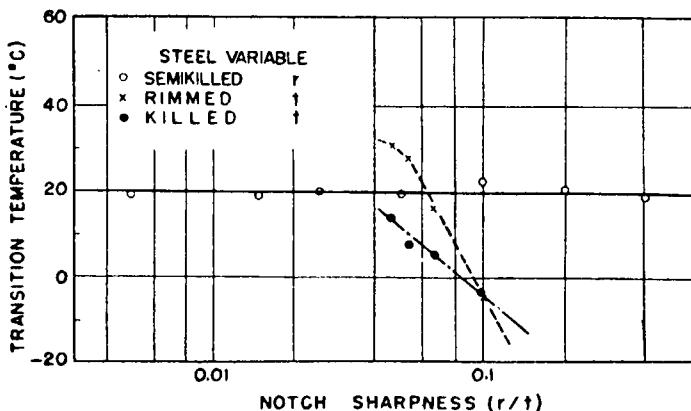


Fig. 5·5

異つた傾向がみられる。即ち、 $r$  が変化する場合と  $t$  が変化する場合とでは脆性破壊の伝播に関する破面遷移温度に及ぼす影響が異なることがわかる。

つぎに Fig. 5·2 に於て  $E_i$  及び  $\Phi$  と温度の関係をみると、いづれも遷移現象がみられず脆性破壊の発生に関する延性遷移温度 (ductility transition temperature) は  $-60^{\circ}\text{C}$  以下にある。

$0^{\circ}\text{C}$  に於ける横収縮率  $\Phi_0$  と  $r/t$  の関係は Fig. 5·6 に示す如く、 $\Phi$  は  $r/t = 0.015$  まではほぼ一定であるがそれ以上になると直線的に増加し  $r/t = 0.20$  以上になると一定値に近づく。この場

\* 池田一夫「造船用鋼材の切欠脆性に及ぼす板厚の影響」運輸技術研究所八幡支所報告、第9号（昭和27年7月）

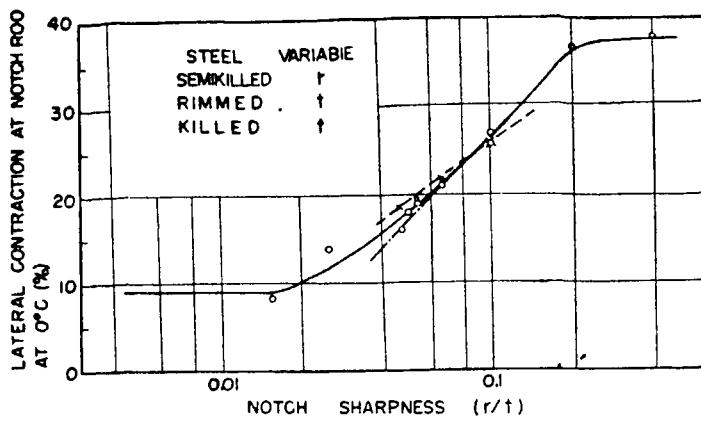


Fig. 5.6

合について前述の  $t$  が変化した場合の試験結果をプロットすると、 $T_{rs}-t$  曲線の場合と異り、 $r$  が変化する場合と  $t$  が変化する場合とではほぼ同じ傾向を示すことがわかる。

## 第 6 章 切欠引張り試験に及ぼす切欠半径の影響 (試験項目 A-5)

### I まえがき

本報告は各種切欠脆性試験の相關性を求め、工業的試験法を確立するために行つた諸試験のうち、切欠引張り試験をまとめたものである。

試験片は両側に切欠を有する板状引張り試験片 (Tipper 試験片) で、セミキルド鋼とリムド鋼につき切欠半径を 0.05, 0.1, 0.25, 0.5 mm の 4 種に変え、 $-60^{\circ}\text{C}$  から  $+60^{\circ}\text{C}$  までの温度範囲で試験し、切欠非性に及ぼす切欠半径の影響を比較した。

キルド鋼、HT 52 高張力鋼についての同様の試験を引き続き続行する予定である。

### II 試験材料

試験材料はセミキルド鋼 (FS) とリムド鋼 (KR) である。

### III 試験片および試験方法

試験片形状は Fig. 6.1 に示す通りである。切欠深さは両側とも 2 mm に一定し、半径を 0.05, 0.1, 0.25, 0.5 mm の 4 種類に変えた。試験片は板厚方向には削ることなく黒皮のままであつた。

試験温度は  $-60^{\circ}\text{C}$  から  $+60^{\circ}\text{C}$  まで変えたが、実験の際は試験片を所定温度に 10 分以上保つた後底部に試験片断面の孔のあいた  $300 \times 200 \times 150$  mm の箱に入れて楔で水密を保ち、 $0^{\circ}\text{C}$  以下はドライアイスとアルコール、 $0^{\circ}\text{C}$  以上は水でさらに 5 分以上一定温度に保つた後に 50 T

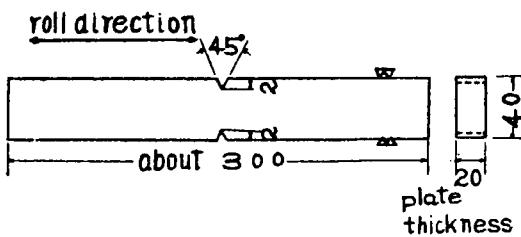


Fig. 6.1 Test Specimen

ンアムスラー試験機で引張つた。

#### IV 試験結果および吟味

降伏応力および破断応力を Figs. 6·2, 6·3 に示す。降伏応力（平均的なもので局部的なものでは

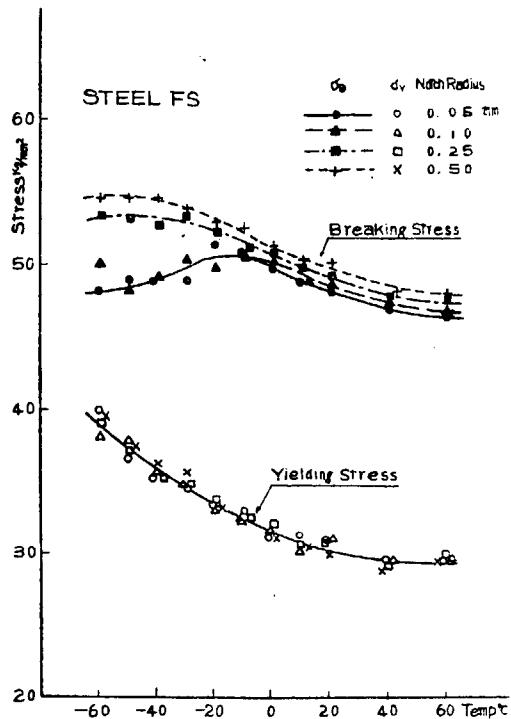


Fig. 6·2 Yielding & breaking stress  
vs. temperature

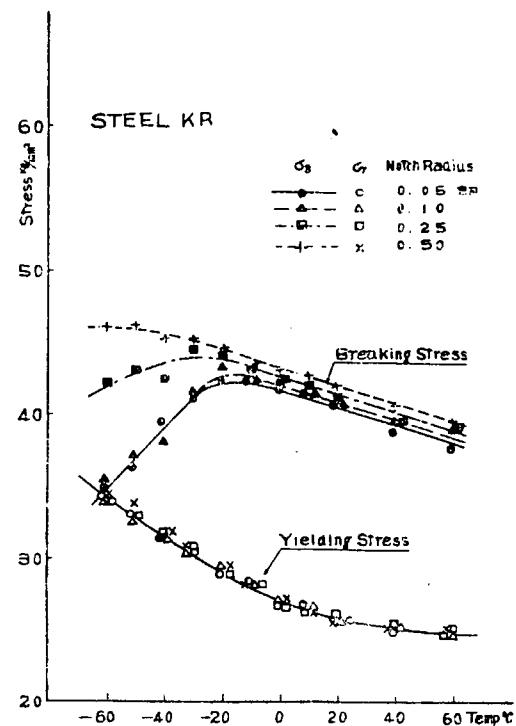
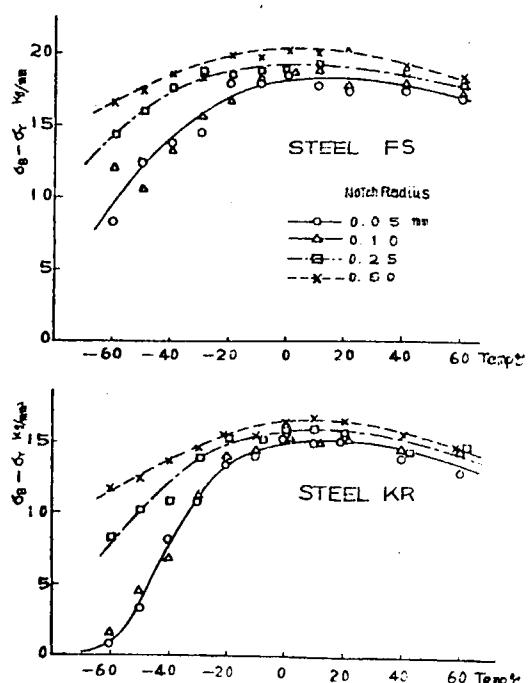


Fig. 6·3 Yielding & breaking stress  
vs. temperature

ない）は温度の低下とともに、上昇したが、この値は切欠半径に関係しなかつた。破断応力もやはり温度の低下とともに上昇するが、ある温度（たとえば切欠半径 0.05, 0.1 mm では FS, KR とも -20°C 位）以下になると温度の低下とともに下降する。この場合は応力歪曲線が水平にならない前に破断する。この現象は切欠半径が小さいものほど著しいが、0.05 と 0.1 mm の間にはほとんど差が見られなかつた。破断応力と降伏応力の差 ( $\sigma_B - \sigma_Y$ ) を温度に対してとつたものを Figs. 6·4, 6·5 に示す。

伸び  $\alpha$  は 100 mm の標点距離について計測したが、その結果を Figs. 6·6, 6·7 に示す。伸びはある温度以下に低下すると急激に減少し始める。この現象は各切欠半径についてみられ



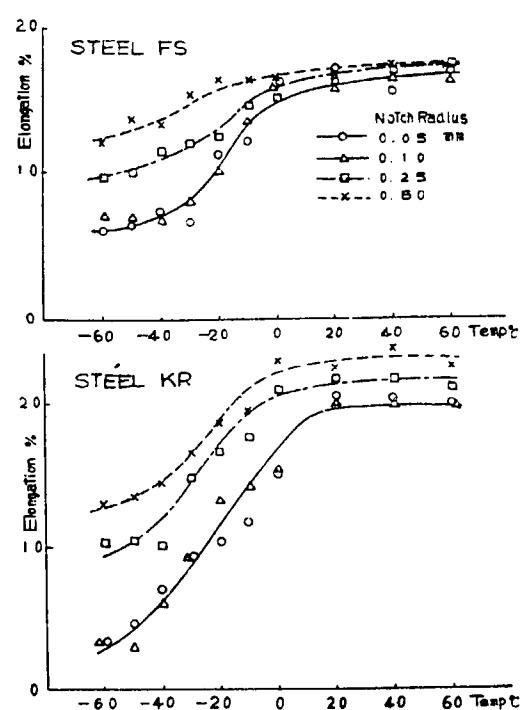
Figs. 6·4, 5 Relation between ( $\sigma_B - \sigma_Y$ )  
and temperature

るが、切欠半径の小さいものほど著しい。伸びの方が前述の応力の低下より高い温度で低下し始める。

吸収エネルギーを Figs. 6·8, 6·9 に示す。このエネルギーは最初の 100 mm の標点距離内に入る部分が吸収したエネルギーを比較した。したがつてエネルギーは  $\sigma_B \times \lambda \times \text{const}$  と考えられるが、遷移現象は応力よりも伸びの方に著しくあらわれている。

破断面の厚さの減少率を Fig. 6·10, 6·11 に示す。高温では切欠半径の小さいほど収縮率が大きく、低温では逆になる。遷移現象は切欠半径の小さいものほど高温であらわれる。

破断面の剪断破面率を Fig. 6·12, 6·13 に示す。ある温度で破面は急激に剪断型から劈開型に変る。



Figs. 6·6, 7 Elongation in 100 mm vs. temperature

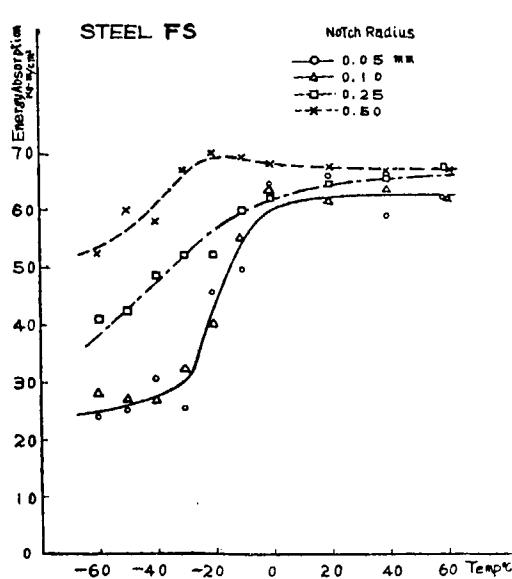


Fig. 6·8 Relation between energy absorption and temperature

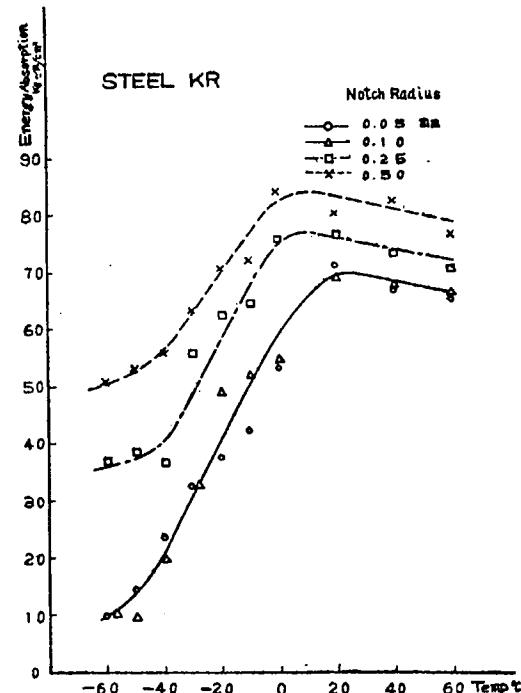


Fig. 6·9 Relation between energy absorption and temperature

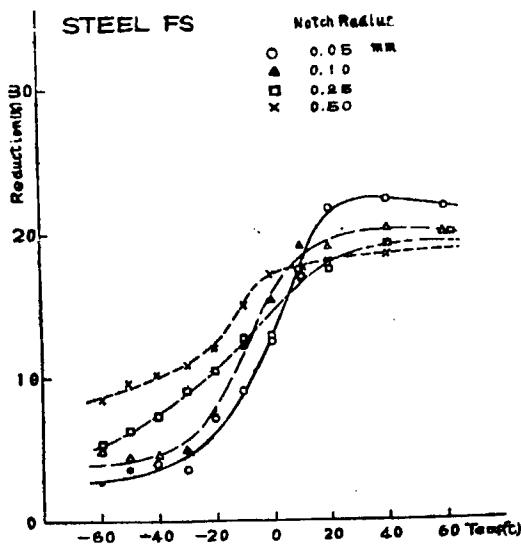


Fig. 6.10 Relation between reduction in thickness and temperature

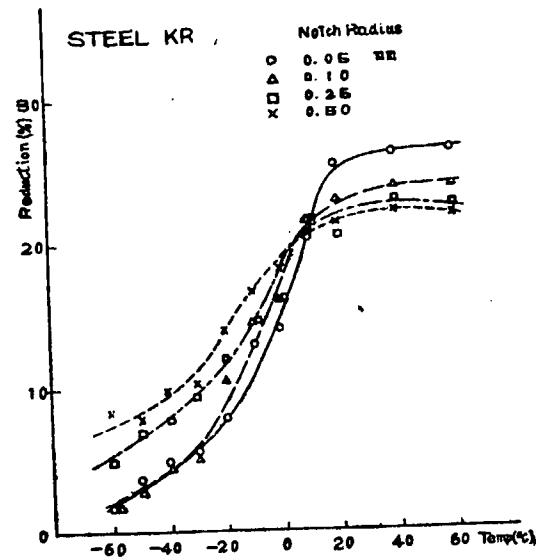


Fig. 6.11 Relation between reduction in thickness and temperature

切欠半径が小さい方が幾分低い温度で遷移現象があらわれるが、切欠半径を変えた影響はあまり顕著ではない。

遷移温度としては次の5種をとつた。

$$Tr_\lambda \quad \frac{1}{2} \text{ max elongation}$$

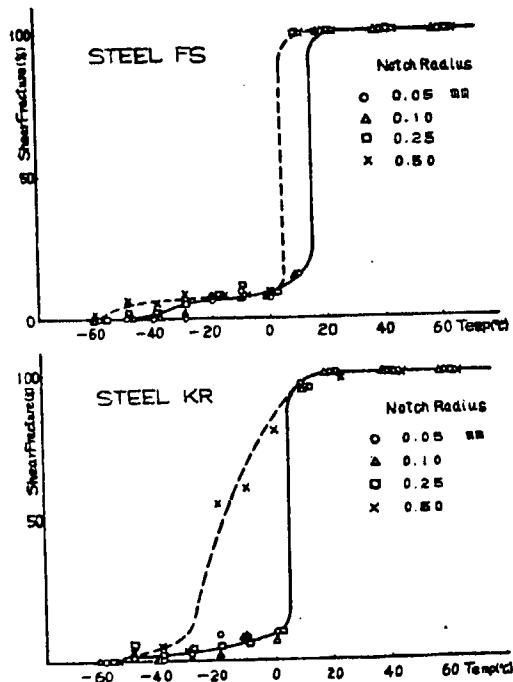
$$Tr_c \quad \frac{1}{2} \text{ max } (\sigma_B - \sigma_Y)$$

$$Tr_E \quad \frac{1}{2} \text{ max energy}$$

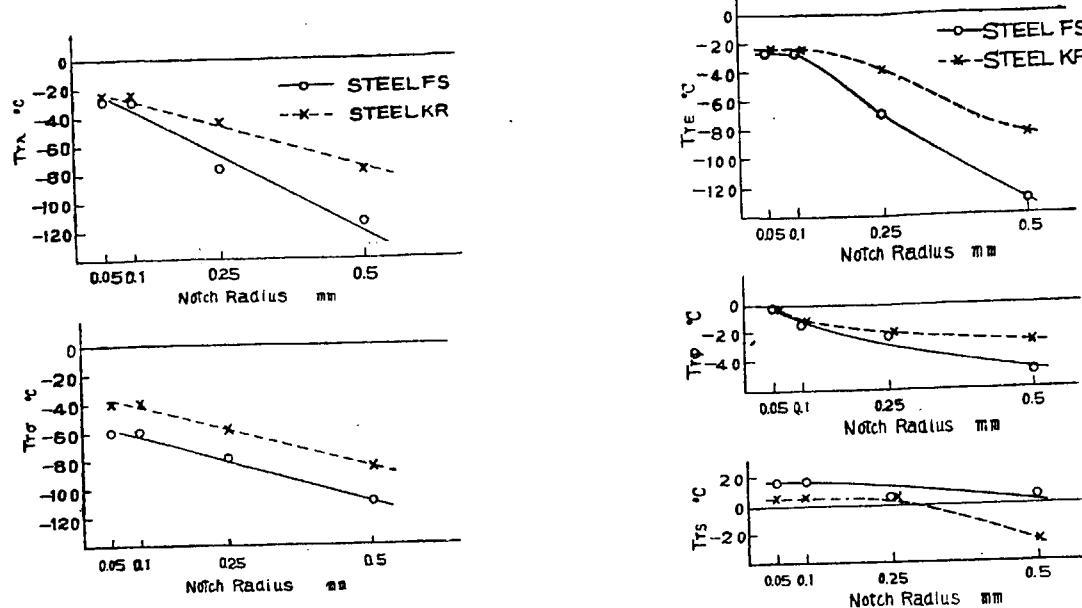
$$Tr_p \quad \frac{1}{2} \text{ max reduction of thickness.}$$

$$Tr_s \quad 50\% \text{ shear}$$

これらの値を Table 6.1 に示す。実験温度は  $-60^{\circ}\text{C}$  までで、それよりかなり低い温度は extrapolation によつて推定したもので( )をつけておいた。切欠半径に対する各種遷移温度の変化を Figs. 6.14~6.18 に示す。多少の差はあるが、いずれも切欠半径の増大と共に遷移温度が下つている。



Figs. 6.12, 13 Shear fracture percentage vs. temperature



Figs. 6.14~6.18 Relations between various transition temperatures and notch radius

Table 6.1 Various transition temperatures

Steel	F S				K R			
	0.05	0.1	0.25	0.5	0.05	0.1	0.25	0.5
Notch radius (mm)	0.05	0.1	0.25	0.5	0.05	0.1	0.25	0.5
Tr <sub>λ</sub> (°C)	-29	-29	(-77)	(-115)	-26	-26	-45	(-78)
Tr <sub>σ</sub> (")	-61	-61	(-79)	(-110)	-40	-40	-59	(-85)
Tr <sub>E</sub> ("")	-28	-28	(-71)	(-130)	-26	-26	-41	(-88)
Tr <sub>f</sub> ("")	-3	-14	-24	-49	-4	-11	-21	-30
Tr <sub>s</sub> ("")	15	15	5	5	5	5	5	-26

temperatures in ( ) are estimated by extrapolation

## 第7章 二重衝撃試験 (試験番号 A-6)

### I はしがき

鋼材の切欠き脆性を試験するため、これまでに数多くの方法が提案されてきたが、それら各試験法の関連性を究め、切欠き脆性試験法の原理を確立することは、急を要する研究課題の一つとされている。各試験法のうちシャルピ衝撃試験、特に V ノッチつき試験片を用いるものが、もつとも有力なる試験法の一つと考えられる。すなわち国際熔接協会 (I. I. W.) を始めとして<sup>1)</sup>、この試験法を標準試験法の一つと考えられる。

1. Resolution (XII-119-53), of the I. I. W. Commission 12, (July 1953)

試験法として推賞するものが多い。しかるに衝撃試験では瞬間的に試験が完了するので、試験片の挙動に明らかでない点が多く、慣用されてきた遷移温度値の意義にも明確さを欠く感がある。

筆者は全衝撃値温度曲線を割れの発生と伝播に要する部分とに近似的に分離し考察を進めるための一手段として、先に二重衝撃試験法の適用を提案した<sup>2)</sup>。本報告では、更に切欠き形状を種々変えた試験片につきこの方法を適用して、切欠き形状が衝撃値に与える影響を調査し、切欠き衝撃試験の特性を検討することとした。

## II 試験用鋼材

富士製鉄所より提供された板厚 20 mm のセミキルド鋼 (F. S.) を実験に使用した。

## III 試験片

Fig. 7·1 のシャルビ衝撃試験片を鋼材のロール方向から採取した。切欠きは板厚方向につける。切欠きの形は 45°V であるが、その先端半径 ( $r$ ) と深さ ( $p$ ) を系統的に変えて試験した。 $p$  と  $r$  の組合せは Table 7·1 の通りである。

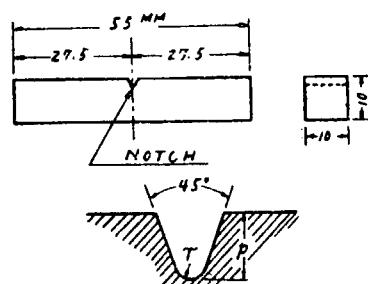


Fig. 7·1 Test Piece

Table 7·1 Notch Geometry

Series	$p$ (mm)	$r$ (mm)
1	2	0.10
2	2	0.25
3	2	0.50
4	2	1.00
5	1	0.25
6	4	0.25

## IV 試験方法

二重衝撃試験では次の順序で実験を行う。

まず標準の衝撃試験を各温度で実施して、全吸収エネルギー ( $W_c$ )～温度曲線を求めておく。次にある所定の温度 ( $T$ ) で、数本の試験片を用いて二重衝撃試験を行う。第1回の打撃では、試験片はまだ破断しないが切欠きの先端には破壊が発生するような小エネルギー ( $W_1$ ) を与えるため、試験機のハンマの位置を低くして軽く打つ。従つてこの場合は打撃速度が正規の場合にくらべて小さくなる。

第2回目の衝撃試験では正規の位置までハンマを上げて、再び所定の試験温度 ( $T$ ) で標準の打撃を与える、そのときの吸収エネルギー ( $W_2$ ) を計測する。

第1回の打撃で生じた破壊の深さは、試験片の切欠き底部にメッキ液（第二塩化銅 10% アルコール溶液をたらし約1分間放置した後、メッキ液を十分あらい落し第2回の打撃でこれを破断すれば、破面を観察してこれを容易に測定できる。破壊の最大深さを  $d_c$  とする。(Fig. 7·2 参照)

Fig. 7·3 における縦軸に  $d_c$  を、横軸に吸収エネルギーをとる。

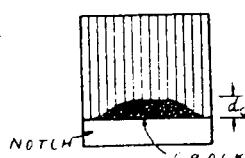


Fig. 7·2 Depth of Crack  
Initiated by 1st Blow

2. 大谷：熔接学会誌、1954年11・12月、9, 250.

各  $W_i$  に対する  $d_c$  を結ぶと、第1回の打撃について図中の実線が得られる。この曲線は、低速度の衝撃によつて破壊が発生・伝播し試験片が破断するまでに、エネルギーが吸収されてゆく経過をあらわしている。

所定の温度 ( $T$ ) での標準試験による吸収エネルギー ( $W_c$ ) は、 $p$  が 2 mm のとき  $d_c = 8 \text{ mm}$ ,  $p$  が 1 mm または 4 mm のときはそれぞれ  $d_c = 9 \text{ mm}$  および  $d_c = 6 \text{ mm}$ , の高さの位置で正規の衝撃値を横座標にとり、図中の黒丸で示されることになる。

第2回の衝撃試験における衝撃値 ( $W_2$ ) を  $W_c$  から引いた値を横座標に、第1回の打撃により生じた  $d_c$  を縦座標にとつて図上の位置を定めた点を結ぶと、Fig. 7-3 の破線が得られる。この曲線は正規速度の衝撃によつて破壊が発生伝播し試験片が破断するまでに、エネルギーが吸収される経過を示すこととなる。本曲線は標準試験による衝撃値をあらわす点（黒丸）を通る。

Fig. 7-3 の結果において、 $d_c$  のいかなる値を以て破壊の発生と伝播を区別するかは、大いに議論の存する所であろう。いま試験片の破面を観察すると、ある程度たがいに独立した感じの破壊が切欠き先端部の数ヶ所からまず発生することが多く、第1回の打撃が増すにつれて小さい破壊は各々生長して勢揃いし、然る後内部に向つて伝播し始めると考えられるようである。破壊が内部に進展し始めるこの時期は、 $d_c$  が約 1 mm 程度のときに相当するごとくである。その意味で  $d_c = 1 \text{ mm}$  の破壊が進展して試験片が破断するまでに吸収される仕事エネルギーを以て、破壊伝播のエネルギー ( $W_p$ ) とした。また  $(W_c - W_p)$  を以て破壊発生のエネルギー ( $W_i$ ) とした。従つて厳密にいえば、 $W_i$  中には、小さな独立した破壊が生長し内部に伝播し得る態勢に達するまでに吸収される仕事エネルギーが含まれることとなる。

このように定義すれば、Fig. 7-3 における  $b_c = 1 \text{ mm}$  となる破線上の点の横座標から、全衝撃値 ( $W_c$ ) を破壊の発生に要する部分 ( $W_i$ ) とその伝播に要する部分 ( $W_p$ ) とに容易に分けることができる。

試験は  $-50 \sim 90^\circ\text{C}$  の温度範囲で行つた。

## V 試験成績

$r$  および  $p$  の各組合せに対する試験結果から求めた  $W_i$ ・ $W_p$  曲線を  $W_c$  曲線とともに Fig. 7-4 に示す。

## VI 考察

Fig. 7-4 等の試験結果を検討すると、次の事実が明らかになる。

(1)  $r$  と  $p$  の値が変化するにつれて  $W_c$  曲線の形と位置は広範囲に変化するが、これは主として  $r$  および  $p$  が  $W_i$

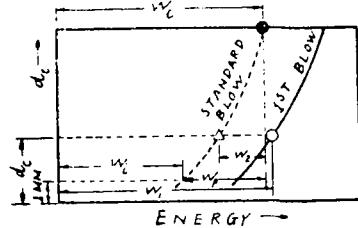


Fig. 7-3 Analysis of Test Results

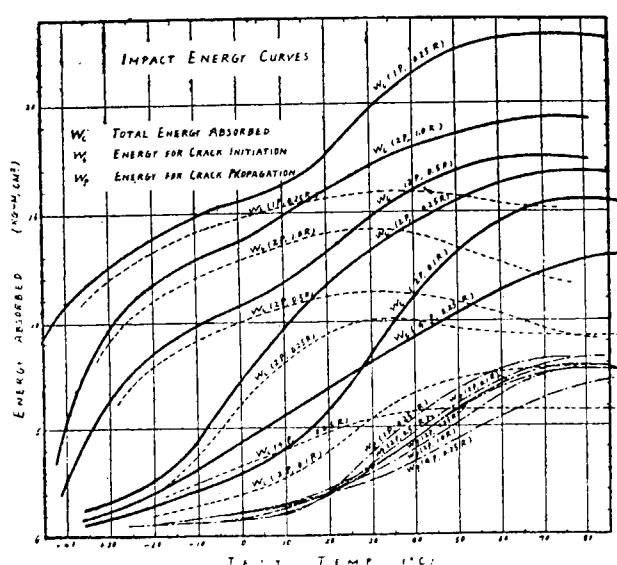


Fig. 7-4 Impact Energy-Temperature Curves

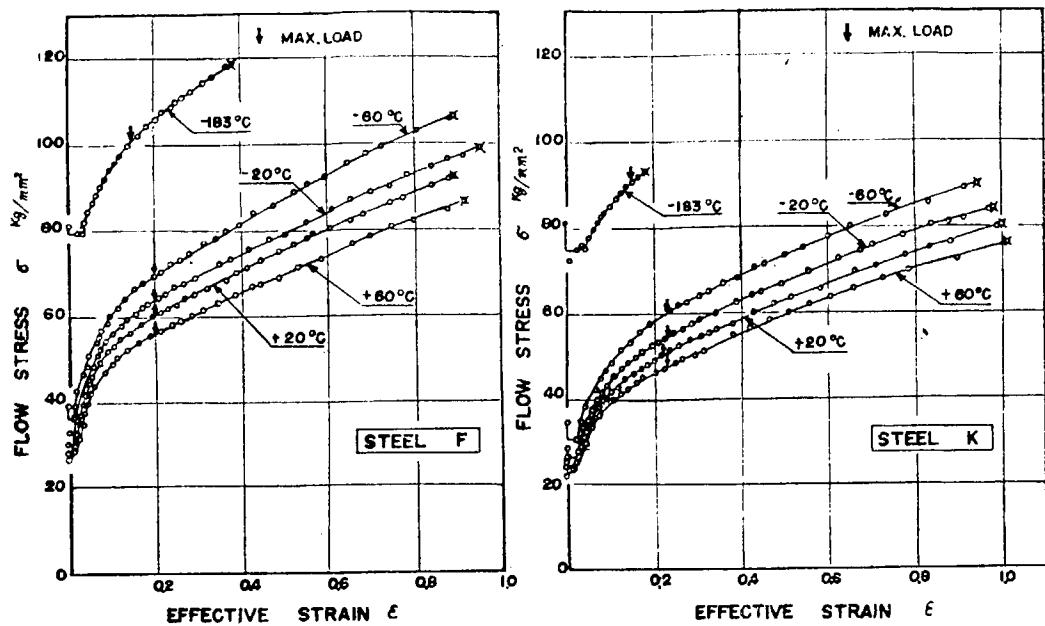


Fig. 8.2

$$\sigma = K e^{\frac{Q}{kT}} \dots \dots \dots \quad (1)$$

$T$ : 絶対温度  $R$ : ガス常数

**Q** : 材料及び歪量によって定まる常数

の関係を満たすかどうかを確めるために試みたものであるが、この結果  $-183^{\circ}\text{C}$  までは両供試鋼材ともこの式で表わされた形の直線性は持たぬことが明らかとなつた。又この実験に於いては  $+60^{\circ}\text{C} \sim -60^{\circ}\text{C}$  の単純引張試験に於いてはリムド鋼の方がより大きな延性を持つてゐるのに拘らず、 $-183^{\circ}\text{C}$ においては逆にセミキルド鋼 F の方が遙かに大きな延性を示すようになつてゐる点は興味が持たれ、これは若し更に低い温度の実験を行つた場合に、完全に脆化する温度はセミキルド鋼の方がかなり低いことを示してゐると思われる。

## III-2 室温に於いて種々の量の Pre-Strain を 与えた材料の $-183^{\circ}\text{C}$ の引張試験

Fig. 8-4 は材料の破断特性を求めるために従来から屢々用いられてきた超低温を用いて材料の変形を完全に阻止して破断特性を求めるという方法を、この度の供試鋼材に対して試みた実験結果である。

この結果では両鋼材とも  $-183^{\circ}\text{C}$  に於いては未だ完全に脆化することなくかなりの延性を示しており、完全な意味に於いては直接破断応力を求めることは出来なかつた。そしてこのような状態で得られた各破断点を結び  $-183^{\circ}\text{C}$  における破断応力曲線とすることにはかなりの問題があるように考

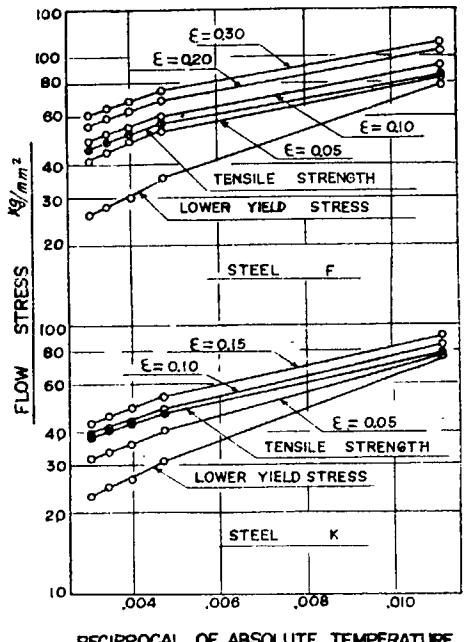


Fig. 8 · 3

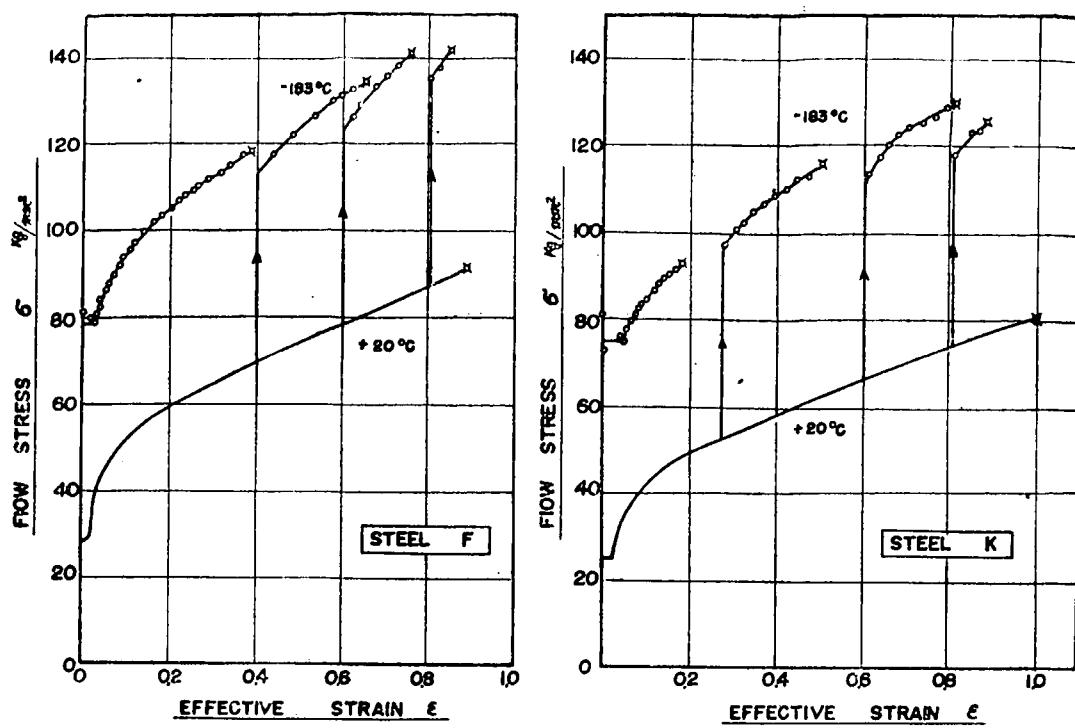


Fig. 8·4

えられ、さらに低い温度による実験が必要であろう。

### III-3 種々の Pre-Strain を与えた材料の切欠引張試験

種々の Pre-Strain を与えた材料の切欠引張試験を行つて材料の破断応力を求める方法は現在まで Kuntze, Mcadam 等によつて研究されてきている。ここでもほぼそれらの試験方法に従つたがただ

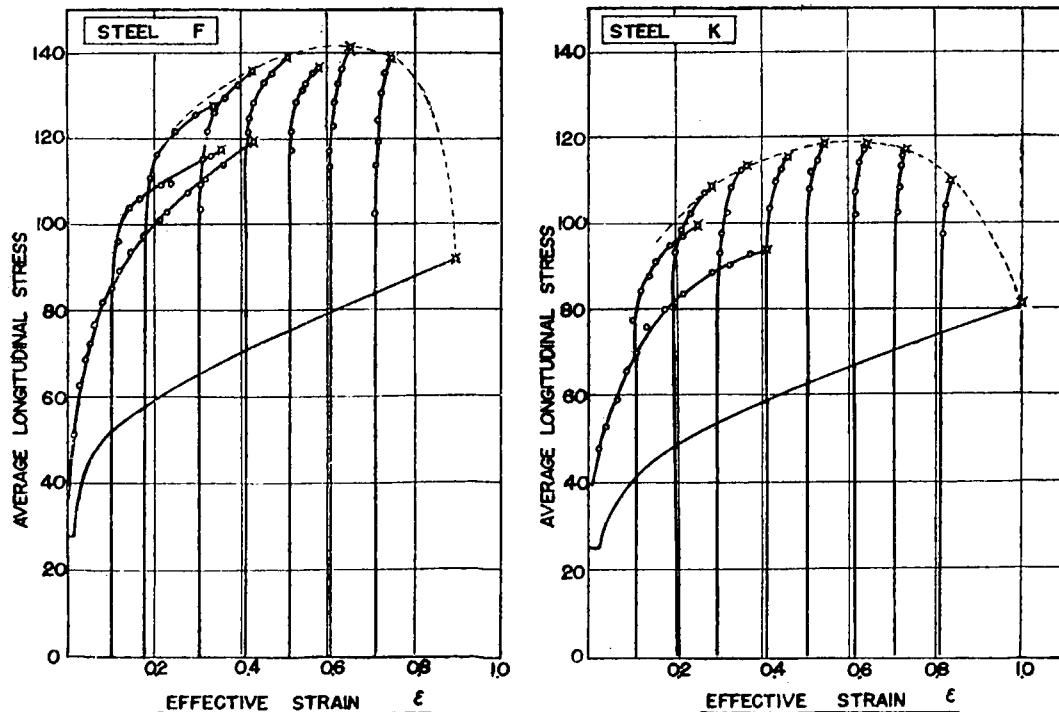


Fig. 8·5

## II-1 使用鋼材

本実験に使用したキルド鋼およびリムド鋼は M. K. および N. R. (以下 M および N と略称する) である。

## II-2 試験片の作成と試験片の形状寸法

Fig. 9.1(a) に示すようなキルド鋼およびリムド鋼板より各種試験用鋼材を圧延方向と直角に Fig. 9.1(b) に示す寸法 (135 mm × 550 mm) に切出し母材試験用を除いて板巾の中心に Submerged

M (Killed Steel)	N (Rimmed Steel)
← Rolling Direction →	
	← Rolling Direction →
M1 for Heat Affected Zone Specimen (Heat Input 38,571 Joule/in.)	N2 for Heat Affected Zone Specimen (Heat Input 51,428 Joule/in.)
M2 for Heat Affected Zone Specimen (Heat Input 51,428 Joule/in.)	N3 for Base metal Specimen
M3 for Base metal Specimen	
M4 for Width Effect Specimen (10mm width, Heat Input 38,571 Joule/in)	
M5 for Width Effect Specimen (30mm width, Heat Input 38,571 Joule/in)	

Fig. 9.1 (a)

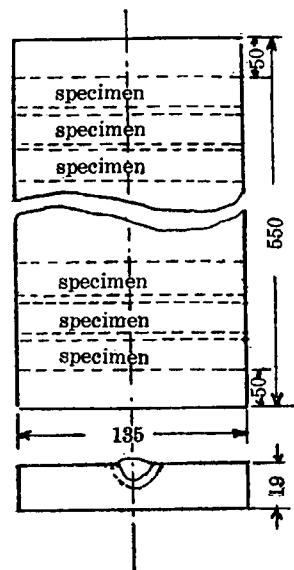


Fig. 9.1 (b)

Weld Bead を置いた。次にこれを熔接ビードと直角に小さく切断して規定の試験片巾に仕上げた。

熔接ビードの面は切欠を入れる際に正確を期すため板表面より 1 mm 深さまで切削し表面を平にした。各試験片の側面は Endless paper で研磨し 5% HNO<sub>3</sub> で Macro-etch して変色部をもつて熱影響部と定めた。熱影響部の巾は 600 amp ビード (38571 Joule/in) のものは約 1 mm 前後、800 Amp ビード (51428 Joule/in) のものは約 1.3 mm 前後であつたが熱影響部から母材への移行部分の不明確さを考慮して 1.5 mm と定めた。そして切欠はビード側より加工しその底が熔接金属の熔融線に正確にタッチするようにし、また裏面より切欠下 1.5 mm の熱影響部の部分のみを残して母材の一部を切除して Fig. 9.2 (a), (b) に示すような試験片を作成した。熔接ビードの中心における熔着金属の深浅は熔接電流値により異り、従つて切欠の深さが変化する。こ

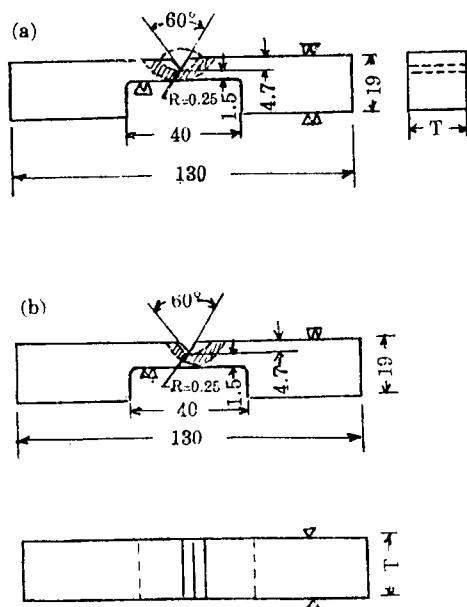


Fig. 9.2

れを防止するため 600 Amp ビードの場合の最小熔込み深さ 4.7 mm を切欠の深さとしそれより深い熔融線をもつものに対しては切欠の底 (4.7 mm 深さ) が熔融線にタッチするまで切欠の位置を熔接ビードの中心より移動させた。(Fig. 9·2(b))

### II-3 試験片種別熔接ビード条件および試験片巾

イ) 試験片種別記号用途は Table 9·1 に示す。

ロ) 熔接ビード条件

熔接電流	電弧電圧	熔接スピード	Heat input*
800 Amp.	30 Volts	28 in/min	51,428 Joule/in.
600 Amp.	30 Volts	28 in/min	38,571 Joule/in.

\* Heat input の計算式は次式を用いた。(Stout, Weldability of Steels)

$$\text{Heat input (Joule/in)} = \frac{E(\text{Volts}) \times I(\text{Amp}) \times 60}{S(\text{inch per minute})}$$

Table 9·1

Specimen	Welding current (Amp)	Heat input (Joule/in.)	Specimen width (mm) T	Remark
M1	600	38,571	20	for heat affected zone
M2	800	51,428	20	"
M3	—	—	20	Base metal
M4	600	38,571	10	for Breadth effect
M5	600	38,571	30	"
N2	800	51,428	20	for heat affected zone
N3	—	--	20	Base metal

### II-4 実験装置

イ) 使用試験機 1 ton アムスラー試験機

ロ) 曲げ装置および恒温槽

Fig. 9·3 に示す。

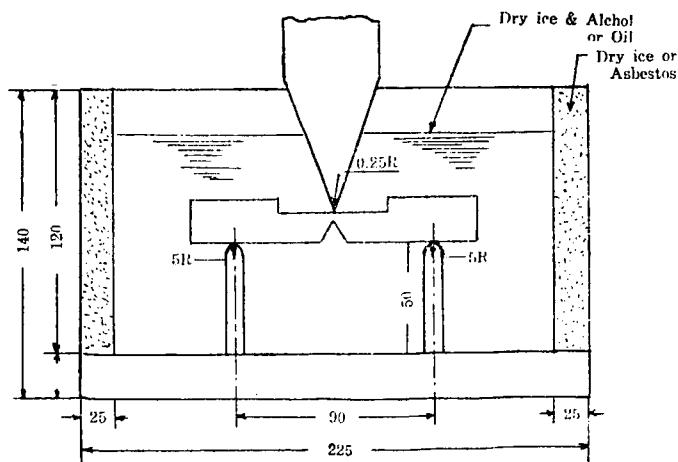


Fig. 9·3 Outline of equipment

■-3 最大荷重までの吸収エネルギーによる遷移傾向はこの実験温度範囲内ではあらわれなかつた。

以上の結果 (Fig. 9-17) より heat input 51,428 joule/in の熔接熱影響部は、リムド鋼キルド

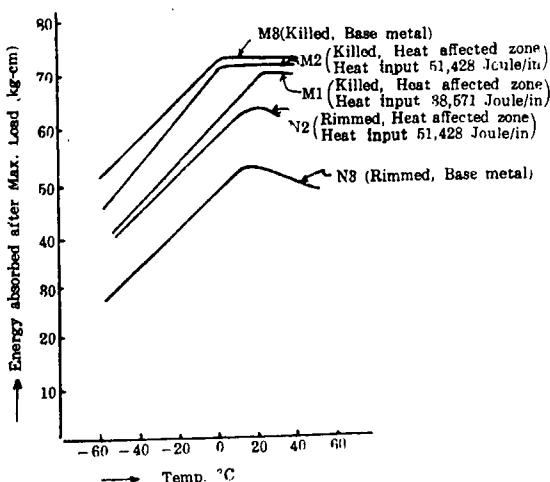


Fig. 9-17

鋼共母材と殆んど変わらない切欠靱性を有しているが、これは本実験においては、熔接熱影響部中の各部分の切欠脆性を検討したのではなく、macro-etch による変色部すなわち  $A_3$  変態点以上に加熱された全断面の総合切欠靱性の結果を示しているためと思われる。すなわち熱影響部の個々の部分については、母材より切欠靱性の低い粗大組織部または母材より切欠靱性の良好な微細組織部等が存在するが<sup>(2)(3)(5)</sup>、それらを総合した全断面の切欠靱性は母材のそれと余り変化のないものと思われる。

また 51,428 Joule/in の heat input の熱影響部が 38,571 Joule/in 热影響部より切欠靱性にとむのは、この heat input 範囲では冷却速度の方が組織粗大化の影響より強く作用するものと思われる。この結果は heat input および冷却速度についての Nippes<sup>(4)</sup> 等の実験とほぼ一致する。なお本実験において最大荷重後の吸収エネルギーによる遷移傾向と  $\varphi$  の値からする判定には多少の差異があらわれているが、これは  $\varphi$  が亀裂の発生すなわち主に ductility transition に関連する criteria と思われ、従つて後の吸収エネルギーによる判定と多少相違するのではないかと推察し得る。

#### IV 結 論

以上を総括するとキルド鋼はリムド鋼より母材熱影響部共切欠靱性にすぐれ、また heat input 51,428 Joule/in の熔接熱影響部は母材と殆んど変わらない切欠靱性を示す。

heat input についていえば、38,571 Joule/in から 51,428 Joule/in の範囲内では heat input の大なる程その熱影響部の切欠靱性は増大するものと推論し得る。

なお本実験に用いた試験片は、ビード熔接による熱影響部を直接的に試験せんとしたもので切欠下の薄い切欠脆性試験片であり本実験温度範囲内で吸収エネルギーが完全下降し切らぬ嫌いがあるが、遷移傾向は充分比較検討し得るものと思われる。

#### 文 献

- (1) 渡辺・合田 “材料試験” Oct. 1952, pp. 27~33

- (2) Stout, R.D. and McGeady, L.J.: The welding journal 26, 1947, pp. 683S-692 S
- (3) Nippes, E. F and Savage, W. F: The welding journal 28, 1949, pp. 599S-pp. 616 S
- (4) Nippes E. F and Savage, W. F: The welding journal 25, 1946, pp. 776S-787 S
- (5) Grossman N. and MacGregor, C.W: The welding journal 27, 1948, pp. 267S-272 S

## 第10章 Bead Weld Nick Bend Test に関する実験 (試験番号 B-2)

### I 実験目的

本実験の目的は Jackson-Luther の提唱する米国海軍の推奨する Transverse-Bead-Weld Nick Bend Test に準じキルドおよびリムド鋼の母材および熔接せるものの切欠脆性を検討すると共に遷移温度決定の criteria として荷重変形曲線に見られる破損形式と従来の最大荷重後の吸収エネルギーを取上げ、それらにより決定せられる遷移温度 (transition temperature) を比較検討せんとした。

### II 実験方法

#### II-1 使用鋼材

本実験に使用せる鋼材は、日本製鋼のキルド鋼 M. K. および日本钢管のリムド鋼 N. R. である。  
(以下 M および N と略称する。)

#### II-2 試験片作成要領

熔接せる試験片のビードはキルド鋼、リムド鋼共その圧延方向と直角に置いた。従つて切欠は圧延方向と直角に入れた。

母材試験片の切欠も圧延方向と直角に入れるものとす。

以下試験片採取要領は米海軍推奨の Nick Bend specimen に準ずる。

熔接ビード条件は次の通りである。

熔接電流	電弧電圧	熔接速度
600 Amp	30 Volt	70 cm/min

#### II-3 試験片種別 (Table 10·1)

Table 10.1

Specimen No.	Remark
M 1	Killed Steel, welded (600 Amp. bead)
M 2	Killed Steel, unwelded
N 1	Rimmed Steel, welded (600 Amp. bead)
N 1	Rimmed Steel, unwelded

## II-4 実験温度

-60°C ~ +80°C

## II-5 使用試験機

10 ton アムスラー試験機

## III 実験結果および考察

### III-1 最大荷重後の荷重変形曲線の形式（破損形式）

#### (1) Jackson および Luther は Nick Bend Test

による鋼材の熔接性決定の基準として破損の形式を Fig. 10.1 の如く分類しているが、本実験のすべての試験片の荷重一変形曲線はこの破損の形式に分類し得る。

(2) この破損の形式はすべての種類の試験片について高温から低温へ A 形から B 形、B 形から C 形へと変化する。各試験片の試験温度と破損形式は Table 10.2 の通りである。

Typical Stress-Strain Curves

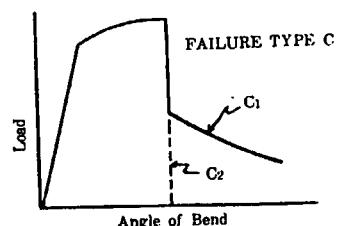
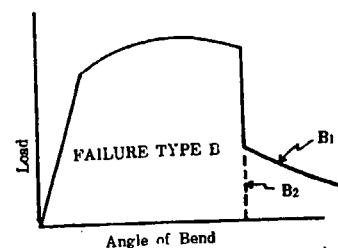
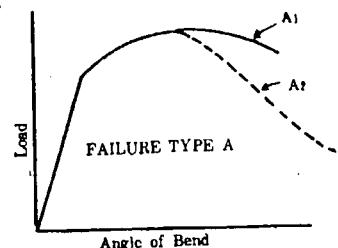


Fig. 10.1 Type of Failure  
(after Jackson-Luther)

Table 10.2 Type of Failure

Specimen	°C		-60°C		-40°C		-20°C		0°C		20°C		40°C		60°C		80°C	
N <sub>1</sub>	C <sub>2</sub>	B <sub>2</sub>	A <sub>2</sub>															
N <sub>2</sub>	C <sub>2</sub>	C <sub>2</sub>	B <sub>2</sub>	B <sub>2</sub>	B <sub>2</sub>	B <sub>2</sub>	A <sub>2</sub>	A <sub>2</sub>	A <sub>2</sub>	B <sub>1</sub>	A <sub>2</sub>	B <sub>1</sub>						
M <sub>1</sub>	C <sub>2</sub>	C <sub>2</sub>	C <sub>2</sub>	C <sub>2</sub>	B <sub>2</sub>	B <sub>2</sub>	B <sub>1</sub>	B <sub>2</sub>	A <sub>2</sub>	B <sub>1</sub>	A <sub>2</sub>	B <sub>1</sub>						
M <sub>2</sub>	B <sub>2</sub>	A <sub>2</sub>	B <sub>1</sub>															

## III-2 遷移温度

### (1) 吸收エネルギーによる遷移温度

リムド鋼およびキルド鋼の母材および熔接せるものの最大荷重後の吸收エネルギーによる遷移曲線は Fig. 10.2 ~ Fig. 10.5 に示す。すなわちリムド鋼の母材は 20°C ~ -60°C 間に、熔接せるものは -20°C ~ 40°C 間に遷移範囲が存在する。

これに対しキルド鋼の熔接せるものは 20°C ~ -40°C 間に遷移範囲が存在し、母材は 0°C ~ -60°C 以下の温度範囲に遷移範囲が存在するものと思われる。

これら遷移曲線相互の比較は Fig. 10.10 に示す。

なお最大荷重までの吸収エネルギーは Fig. 10.15 ~ Fig. 10.18 に示すように本実験温

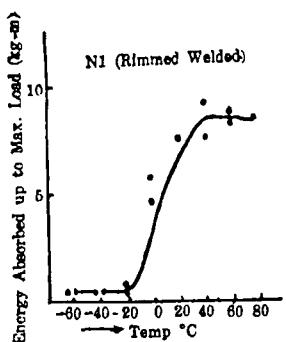


Fig. 10.2

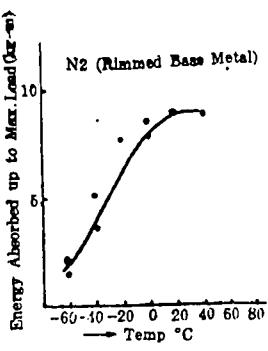


Fig. 10.3

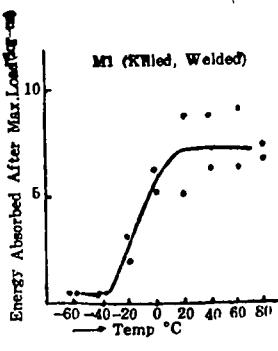


Fig. 10.4

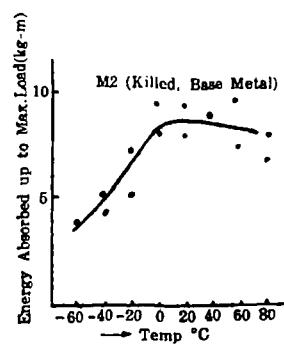


Fig. 10.5

度範囲内では顕著な変化は見られなかつた。

#### (2) 荷重変形曲線に見られる破損形式による遷移温度

本実験のすべての試験片は Jackson-Luther の提唱する破損の形式に分類出来ることは Table 10·2 に示した通りであるが、またこの形式は A 形から B 形へ、B 形から C 形へと脆化度を増すことは定性的に容認出来る。

この形式を脆化度に応じて温度を横軸にとり図表を作成すると Fig. 10·6 ~ Fig. 10·9 のようになる。

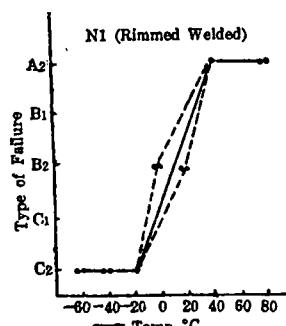


Fig. 10.6

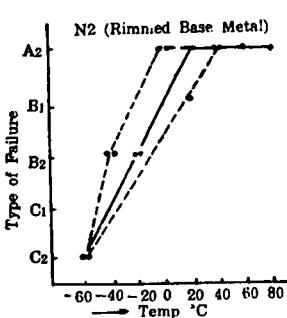


Fig. 10.7

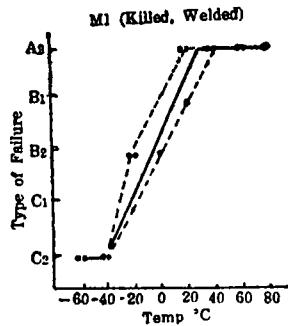


Fig. 10.8

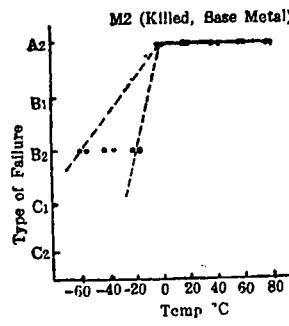


Fig. 10.9

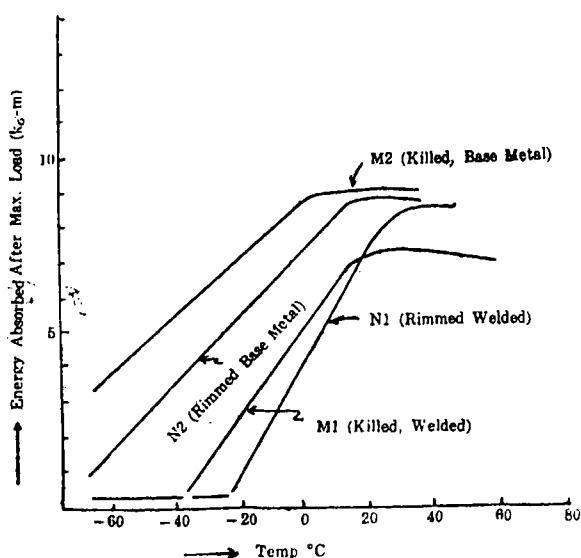


Fig. 10.10

A 形から C 形に変化する温度範囲は、各試験片共最大荷重後の吸収エネルギーによる遷移温度範囲とよく一致する。

#### (3) 最大荷重に於ける曲げ変形

最大荷重における曲げ角度は測定しなかつたが、最大荷重における曲げ変形は Fig. 10·11 ~ Fig. 10·14 に示すようにこの実験温度範囲では顕著な変化はない。

以上の結果からキルド鋼およびリムド鋼共熔接により Fracture transition は上昇し、またキルド鋼はリムド鋼より母材においても、熔接せるものにおいても transition temperature

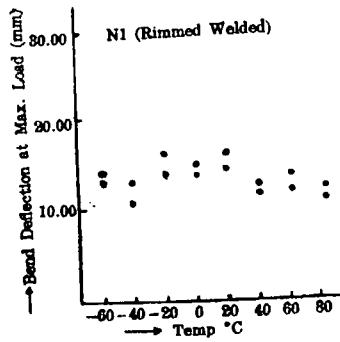


Fig. 10.11

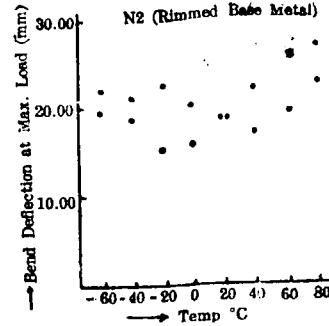


Fig. 10.12

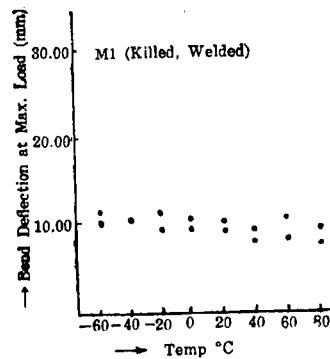


Fig. 10.13

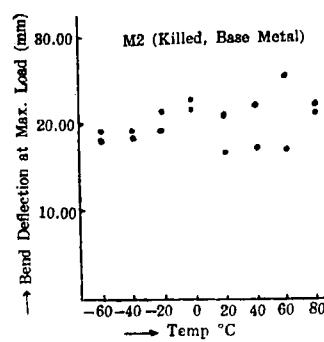


Fig. 10.14

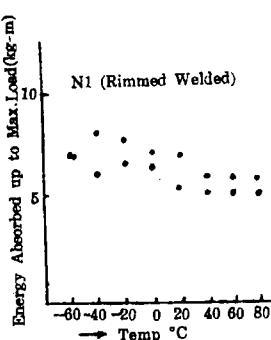


Fig. 10.15

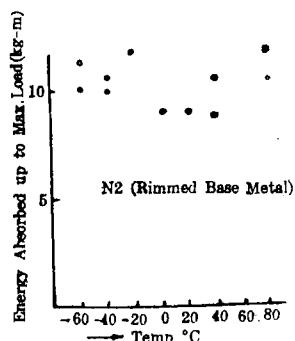


Fig. 10.16

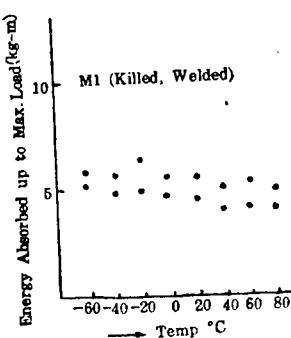


Fig. 10.17

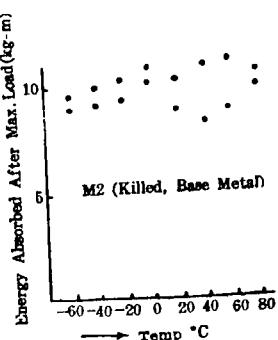


Fig. 10.18

が低いことは明らかである。

なお Jackson-Luther の提唱する破損形式による遷移温度の決定は A から C 形への変化範囲をとると、一般に用いられる最大荷重後の吸収エネルギーによる遷移温度範囲とよく一致する。

#### IV 結 論

Nick Bend test により決定せられたリムド鋼およびキルド鋼（第1表）の母材および熔接材の transition temperature は以上の通りであるが、その遷移温度の決定は、荷重変形曲線にあらわれる破損形式を criteria としても最大荷重後の吸収エネルギーを criteria とした場合と同様の結果を得ることが出来る。従つて遷移温度の決定は簡易であると云い得る。

### 第11章 オーストリヤ試験 (試験項目 B-3)

#### I 緒 言

造船用鋼材の熔接性判定方法として幾多の試験法が用いられているが、オーストリヤ試験（別名コマレル試験）として発達した大型ビード曲げ試験は厚板の熔接性を知る上に頗る好ましい試験法として一般に認められており、最近防衛庁関係の高張力鋼の承認試験にも採用され、熔接部の延性試験の基準となりつつある。

そこで今回研究の対象として選んだキルド鋼 (M. K.) 及びリムド鋼 (N. R.) 各1種（化学成分等は Table 1-1 参照）についても標準オーストリヤ試験を行い、これと並行して実施した他の諸試験に対する参考資料とした。

#### II 試験材及び試験方法

試験片寸法は  $150 \times 350 \times$  板厚の標準寸法のものを用い、使用熔接棒は低水素系 LB 26 (4 mm � 径)、熔接電流は 170 amp., 電弧電圧 26 Volt, 熔接速度 8 in/min. である。

#### III 試験結果

Table 11-1 にその試験結果を示す。キルド鋼、リムド鋼共にドライアイスとアルコールで到達し得る最低の試験温度ですら頗る良好な曲げ性能を示し、ビード上にも何等亀裂を認めなかつた。

Table 11-1 Austrian test results

Steel	Sign.	Testing temp. °C	Max. load. (Ton)	Bend angle - degrees	Fracture appearance
Rimmed "N"	NA 1	-65°C	19.900	180°	NO CRACK
	NA 2	-65°C	19.200	180°	NO CRACK
Killed "M"	MA 1	-65°C	22.000	180°	NO CRACK
	MA 2	-62°C	19.300	180°	NO CRACK

(備考) 以下鋼材 M. K. は M と、N. R. は N と 略称する。

#### IV 考察及び結論

オーストリヤ試験に示される結果は、母材の低温靶性及び熔接による硬化の程度をあらわす要因の重畠したものと考えられる故、母材のシャルピー遷移温度及び熔接熱影響部の最高硬度を求めて比較を行つた。Table 11・2 にその結果を示す。

Table 11・2 Charpy test and hardness test results

Steel	V-charpy transition temp. Tr <sub>15</sub> °C	Max. hardness of Heat-affected zone-Vickers 1kg load
N	5°C	190
M	-30°C	240

即ちリムド鋼 N は硬化性が非常に小でありキルド鋼は母材の靶性が極めて優れている。今試みにオーストリヤ遷移温度 Tr<sub>90</sub>°C を推定する次式\* によつて鋼材 N 及び M の遷移温度を求める

$$\text{Eq. } \text{Tr } 90^\circ\text{C} = (\text{Tr } 15 + 15) + 1/8 (\text{Hmax.} - 320)$$

$$\text{Eq. } \text{Tr } 90^\circ\text{C (N)} = -12$$

$$\text{Eq. } \text{Tr } 90^\circ\text{C (M)} = -40$$

となり、とくに N は実測の結果より遙かに高い値を示している。ここでは上式はイルミナイト系熔接棒を使用した場合の式である故にこの式によつて求めた推定値の方が高い値を示し易いことを考慮しても、本供試鋼材は共に板厚方向の曲げ性能がシャルピーの如き板厚に直角方向の衝撃試験結果に較べてとくに良好であることがわかる。

なお鋼材 M は本試験と並行して行つてある特殊引裂試験結果（研究項目 B-4）では、剥離性破壊を多く生じており、その遷移温度も比較的上昇していることなどを考えると、単にビード曲げ試験ばかりでなく、なるべく多くの熔接性試験法を用いることによつて色々の面から鋼材を検討する必要性が暗示されている。

### 第12章 特殊引張試験 (試験項目 B-4)

#### I 緒言

鋼材は熔接すると一般に硬化するため、焼入性の大きい鋼材では熱影響部に亀裂を生ずるとか、延性の著しい減少によつて屢々破壊などの欠陥の原因になり易い。

熱影響部の中でも最も硬化の著しい部分は熔接趾端 (Toe) からはじまる熔着鋼に極めて近接したごく狭い範囲で、ビード下割れ、趾端割れ或は剥離などを起し、冶金的欠陥となるが熔接趾端は幾何学的な不連続個所ともなるので、実際の使用状態では応力集中を起す危険も多く、熔接構造物の破壊

\* 木原、田村、賀来 “高張力鋼のオーストリヤ型ビード曲げ試験” 熔接学会、昭和30年4月、講演会に発表

の原因になることも既に指摘されている。

熔接趾端のかかる幾何学的、冶金学的切欠効果に注目してこの部分から破壊が発生するような試験を行えば、比較的鋼材の熔接による悪影響を取り出し得ると考え、Fig. 12-1 に示す如き形状の引裂試験片<sup>\*</sup>を考案して熔接性の比較を行つた。

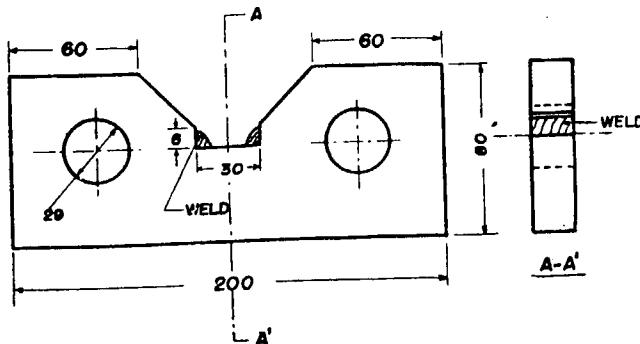


Fig. 12-1 Fillet weld tear test specimen

熔接部の趾端から破壊が start するような脆性試験には Bibber 氏等の考案した T 型曲げ試験が古くから行われているが、これらはすべて T 型隅肉接手を曲げ試験によつて板厚方向に破壊を進めるもので、勿論実際の状態に則した方法ではあるが、本試験では切欠脆性試験にきわめて良く用いられている引裂試験片にして試験法相互の比較に便ならしめた。以下本試験片を造船用軟鋼二種及び高張力鋼の脆性試験に用いた結果について述べる。

## II 使用鋼材

使用鋼材は約 3/4" 厚造船用キルド (M. K.) 及びリムド (N. R.) 鋼各一種と熔接による硬化の比較的大きなものとしてシリコンマンガン高張力鋼 (Y. H.) 一種、計三種を選んだ。(以下鋼材を M, N, H と略称する)。

## III 試験片及び試験要領

### III-1 試験片作成

試験片は熔接船体のボットムロンヂの形状からヒントを得たもので、形状寸法は Fig. 12-1 の如く中央部の切込みの両隅に隅肉熔接(各一層)を行う。実際に熔接する場合は、条件均一にするため、試験片を各 5 ~ 6 個ずつボルド締めによつて固定し、且つ熔接後試験片の分離を容易にするよう、相互の間に 3 mm 程度の軟鋼を挿入して実施した。

### III-2 熔接

隅肉熔接引裂試験片の熔接棒にはイルミナイト系 (D 4301) 径 4 mm 棒 (銘柄神鋼 B 17) を使用し、高張力鋼に対してはこの他とくに低水素系 (D 4316) 径 4 mm 棒 (銘柄神鋼 LB 26) を選び熔接棒による比較を行つた。隅肉熔接の熔接条件は次表の如くである。

熔接の脚長及び表面状態は試験結果に著しく影響するので、各条件を極力一定にするよう熔接には留意した。

\* 隅肉熔接引裂試験片 Fillet weld tear test specimen と呼ぶ。

Table 12.1 Welding conditions

electrodes	current (A)	voltage (V)	welding speed (in/min)	leg length (mm)
B 17	175	25	7.5	6
LB 26	175	24	7.0	6

### III-3 試験方法

引裂試験は試験片に硬質のピンを挿入し、50トンアームスラーワン能試験機で行つた。

試験温度は  $-60^{\circ}\text{C}$  から  $+100^{\circ}\text{C}$  に亘る範囲で各温度に保持した予備槽中に約 30 分間保持後、素早く取り出して試験を完了した。この場合ピンも試験片と同時に保温すれば試験中伝導によつて変化する温度は極めて僅かである。

### IV 隅肉熔接引裂試験結果

#### IV-1 遷移曲線

キルド鋼 M、リムド鋼 N 及び高張力鋼 H について行つた隅肉熔接引裂試験から、各試験温度に対する最大荷重、最大荷重前後の吸収エネルギー  $E_i, E_p$ 、剪断破面率及び破壊発生点附近（殆んどが熔接趾端）における板厚縮少率を求めた。Table 12.2 及び Fig. 12.2, 12.3 はその結果を一括したものである。今 Fig. 12.2, 12.3 から剪断破面率遷移温度  $\text{Trs}$  及び横収縮率遷移温度  $\text{Tr}\Phi$  を求めると次の値が得られる。

Steel	electrode	Trs ( $^{\circ}\text{C}$ )	$\text{Tr}\Phi$ ( $^{\circ}\text{C}$ )
Killed M	B 17 (D 4301)	-26	-30
Rimmed N	"	20	-23
H. T. H	"	40	50
H. T. H	LB 26 (D 4316)	40	30

但し破面率は圧縮側を除いた全破面の 80 % を基準にとつた場合、剪断型破面が 50 % になる温度を  $\text{Trs}$  とし、横収縮率遷移温度  $\text{Tr}\Phi$  は横収縮率が 10 % になる温度を基準にとつた。

キルド鋼 M は剪断破面率遷移温度  $\text{Trs}$  がリムド鋼 N 及び高張力鋼 H に較べて遙かに低い値を示し、また高張力鋼 H に対して二種の熔接棒を使用したことによる差は殆んど見られない。一方横収縮率遷移温度  $\text{Tr}\Phi$  を基準に比較した場合は前者を基準とした場合とは異り、高張力鋼 H では  $\text{Tr}\Phi$  が  $\text{Trs}$  の値まで上昇しているに対して、リムド鋼では  $\text{Tr}\Phi$  が余り上昇していない。また高張力鋼の場合低水素系熔接棒を使用した方がイルミナイト系熔接棒より比較的遷移温度が低くあらわれている。就中イルミナイト系熔接棒を用いた試験片では  $0^{\circ}\text{C}$  附近で横収縮率が 5 % を下廻る結果を示し、破壊発生点附近の延性が極めて少い。

#### IV-2 硬度測定

隅肉熔接引裂試験片の隅肉熔接部断面の硬度変化をヌープミクロ硬度計（荷重 0.5 kg）によつて求

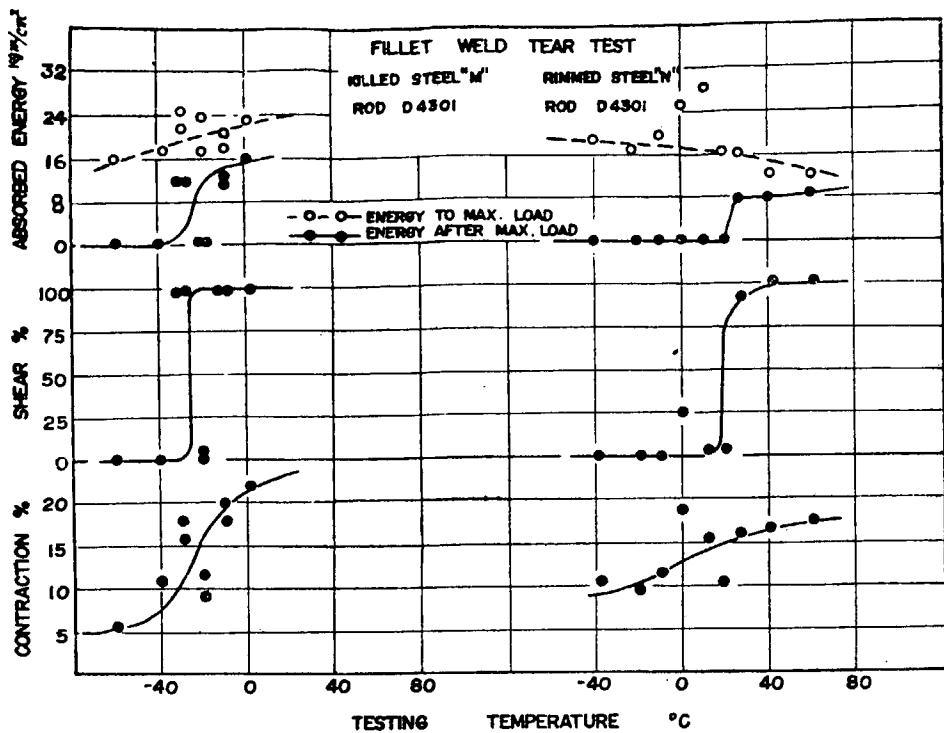


Fig. 12.2 Fillet weld tear test results of A 3/4" killed steel "M" (0.13 % C, 0.23 % Si, 0.77 % Mn.) A 3/4" rimmed steel "N" (0.17 %C, 0.46 % Mn.).

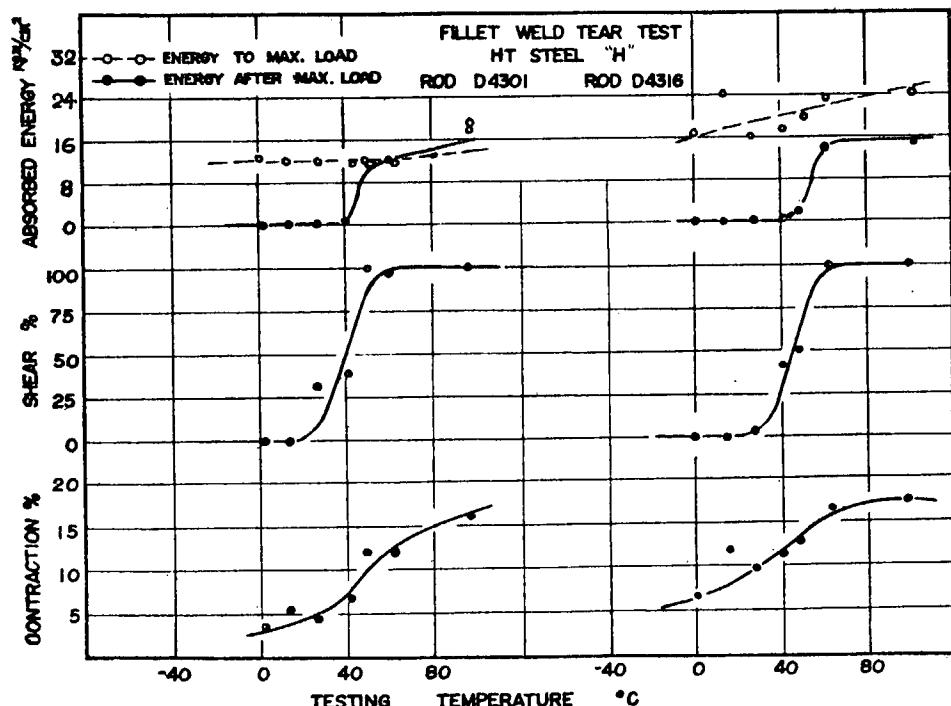


Fig. 12.3 Fillet weld tear test results of A 3/4" high tensile steel "H" (0.18 % C, 0.50 % Si, 1.54 % Mn) tested by two electrodes.

Table 12.2 Fillet weld tear test results

Steel	electrode	No.	testing temp. (°C)	max load kg/mm <sup>2</sup>	% Shear	contraction %	types of* fracture
Killed st.	D 4301	M 3 B	-60	27.5	0	5.6	III
		M 7 B	-38	30.1	0	10.7	IV
		M 10 B	-30	30.1	100	17.3	IV
		M 4 B	-30	33.0	100	14.2	IV
		M 5 B	-20	33.6	0	11.0	IV
		M 2 B	-20	30.5	2	8.8	IV
		M 8 B	-10	31.2	100	19.3	IV
		M 9 B	-10	33.3	100	17.5	IV
		M 1 B	1	31.3	100	13.0	IV
Rimmed st.	D 4301	N 3 B	-38	28.2	0	10.2	I
		N 8 B	-20	28.1	0	9.9	I
		N 6 B	-10	28.8	0	11.4	I
		N 7 B	1	31.2	25	19.0	I
		N 2 B	13	27.8	2	15.6	I
		N 9 B	20		5	10.6	III
		N 5 B	26	27.8	95	16.2	I
		N 4 B	42	24.0	100	16.5	III
		N 1 B	62	24.2	100	18.3	I
H. T. st.	D 4301	H 8 B	1	31.2	0	4.1	II, III
		H 9 B	13	32.2	0	5.3	IV
		H 14 B	26	30.2	30	4.2	IV
		H 4 B	42	29.4	40	6.1	IV
		H 16 B	48	33.3	100	12.0	IV
		H 2 B	63	29.4	95	11.7	IV
		H 7 B	96	32.0	100	15.4	IV
		H 10 L	0		0	6.0	I
		H 15 L	13	36.6	0	11.4	III
D 4316	D 4316	H 1 L	26	34.0	3	9.0	I, II
		H 5 L	42	34.9	45	11.5	I
		H 12 L	48	33.3	50	13.2	I
		H 6 L	63	34.0	100	16.3	I
		H 13 L	95	36.6	100	15.6	I

\* See Fig. 12.6

めた。測定個所は熔接趾端に近接した所 (A) 及びビード下に相当する部分 (B) の二個所を取り比較を行つたが、測定位置によつて多少硬度が異なるもその差は僅である。今これらの結果から最高硬度を求めるとき次の如くなる。

Table 12.3 Hardness test results (Knoop, 0.5kg load)

steel	electrode	Knoop, Max. Hardness	
		A	B
Killed M	D 4301	316	310
Rimmed N	"	210	235
H. T. H	"	511	488
H. T. H	D 4316	437	460

以上の硬度測定結果から高張力鋼の硬化は最も著しく、リムド鋼の硬化は極めて少くむしろ熔着鋼の方が高い値を示していることがわかつたが、前の引裂試験による結果で、高張力鋼 H の横収縮率遷移温度がきわめて上昇し、破面率遷移温度  $T_{rs}$  と同一またはそれ以上となつたのに反し、リムド鋼 N は  $T_{rs}$  が高いにもかかわらず、 $Tr\Phi$  の上昇は僅かであることが硬化の相違から容易に推定し得よう。

Fig. 12.4 は横収縮率遷移温度と最高硬度の関係を示す。

## V 標準カーン引裂試験結果とその比較

隅肉熔接引裂試験結果を従来用いられている母材の切欠脆性試験と比較する必要上、同じ引裂試験である標準カーン引裂試験も各鋼材について行つた結果を隅肉熔接引裂の場合と全く同様に剪断破面率及び横収縮率及び横収縮率遷移温度を求める Table 12.4 の如くなる。

Table 12.4 Kahn tear test results

Steel	$T_{rs}$ ( $^{\circ}\text{C}$ )	$Tr\Phi$ ( $^{\circ}\text{C}$ )
Killed M	-32	-60
Rimmed N	18	-36
H. T. H	40	-40

これらの遷移温度を先に求めた隅肉熔接引裂試験による遷移温度と比較すると Fig. 12.5 の如く、偶然にも剪断破面率遷移温度が各鋼材とも殆んど一致した値を示している。但し横収縮率遷移温度はカーン引裂試験の方が隅肉熔接引裂試験の値よりいずれも低い値を示し、高張力鋼 H ではキルド及びリムド鋼に較べて熔接による遷移温度の上昇が明瞭に確かめ得る。

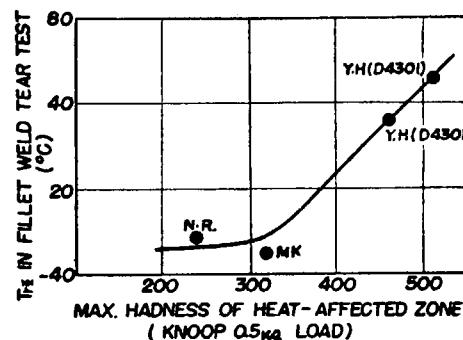


Fig. 12.4 Relation between ductility transition temperature of fillet weld tear test & max. hardness of H.A.Z.

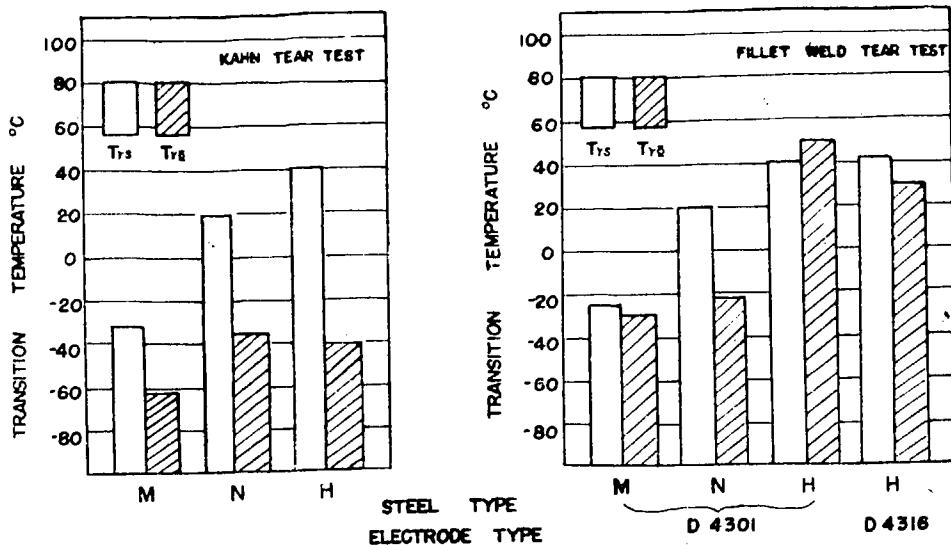


Fig. 12-5 Comparison of transition temperatures of Kahn tear test & fillet weld tear test.

## VI 破断状況

隅内熔接引裂試験片の破断状況は鋼材及び熔接棒の種類によつて著しく異なる。以上の試験結果から見た破断の型式を分類すると Fig 12-6 の如くなる。即ち第Ⅰ型は予想した通りの破断状態で破壊は最も応力集中の大きい熔接趾端 (Toe) から発生し熱影響部乃至母材を通つて進んでいる。第Ⅱ型は破壊が趾端からでなく熔着鋼中を横切つている場合で実例はきわめて少い。第Ⅲ型は破壊が趾端から起り或程度融合部 (Bond) に沿うが直ちに熱影響部を横切つてしまう。第Ⅳ型はⅠ型と共に最も多く見られる型で破壊は趾端から融合部を沿つてビード下まで進みそこから熱影響部を横切つて進むものである。

今、三種の鋼材について行つた引裂試験の破断状況を Fig. 12-6 に従つて分類すると、Table

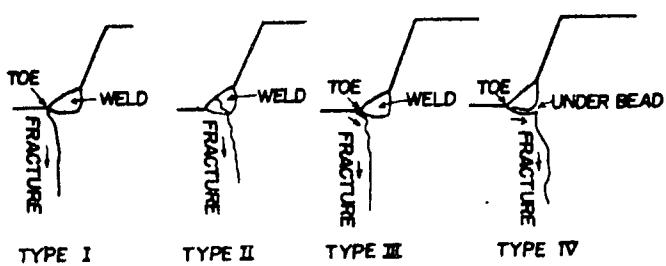


Fig. 12-6 Type of fracture

12-2 右欄の如くなる。これから直ちに分ることは、キルド鋼 M では最低温度 ( $-60^{\circ}\text{C}$ ) でごくわずかⅠ型の傾向を示す他はすべてⅣ型のビード下まで剥離した状態を示している\*。

リムド鋼 N では反対に  $+20$  及び  $+42^{\circ}\text{C}$  で剥離性を示した他はすべて Toe から破壊が進行しており、僅かでも剥離性を示す場合の横取縮率は Fig. 12-2 の曲線より稍々下廻つた値を示す。

高張力鋼 H ではイルミナイト系熔接棒 (D 4301) の場合は著しく剥離し、あたかもビード下から亀裂が発生して上下に進行したかの如く見られるが、恐らく Toe に応力集中し亀裂が発生し欠陥のあ

る熱影響部を通りピード下まで進行したのであろうことが数種の試験片の破壊状況から推定し得る。

ところが高張力鋼に低水素系熔接棒 (D 4316) を使用した場合は全く反対に剥離は見られず、破壊の殆んどが Toe から直接母材に向つて進む I 型の破断状態を示している。これらの事実から考えると、引裂試験片の破断状況は鋼材のみならず使用熔接棒によつても異なるが、熱影響部の硬化は熔接棒によつて著しい変化を示さないと一般に考えられているので、この相違は単に熱影響部の硬化のみならず、鋼材と棒の組合せによつて起る母材、熱影響部及び熔着鋼の強度及び靭性の相違によるものと考えられる。

## VII 総 括

以上隅肉熔接引裂試験を用い、造船用キルド及びリムド鋼及び高張力鋼計 3 種について脆性試験を行つた結果を総括すると次の如くなる。

- (1) 隅肉熔接引裂試験による剪断破面率遷移温度は略々母材の標準カーン引裂試験による結果と同程度である。
- (2) 隅肉熔接引裂試験の横収縮率遷移温度を用いれば、鋼材に対する熔接の影響を知ることができます。硬化性大きい高張力鋼 H の遷移温度は著しく上昇し、熱影響部の最高硬度と密接な関係にある。
- (3) 隅肉熔接引裂試験では応力集中によつて熔接部の Toe から亀裂がスタートするが、破壊状況は鋼材及び熔接棒の組合せによつて著しく異なる。すなわちキルド鋼 M 及び高張力鋼 H をイルナメイト系熔接棒で熔接した場合は剥離性破壊を示すが、リムド N 及び低水素系熔接棒で熔接した高張力鋼 H では剥離性をみず、Toe から母材へ進行している。
- (4) 隅肉熔接引裂試験片の最大荷重は概してカーン試験片のそれより大きい。またその値は鋼材及び熔接棒によつても異なるが、鋼材自身の強度よりむしろ熔接棒の強度に依存する傾向にある。

## 第 13 章 総 括

### I 母材に関する各種試験法の研究

母材に関する試験には川崎製鉄所製のリムド鋼 (K. R.) 及び富士製鉄所製のセミキルド鋼 (F. S.) を用いたが、各種試験法によつて得られた結果を要約したものが Table 13·1 である。

#### I-1 遷移温度に対する考察

Table 13·1 によると一般に破面遷移温度 (Fracture Transition Temperature) を示すものと考えられている 50 % 剪断破面率遷移温度  $T_{rs}$  平均エネルギー遷移温度  $T_{re}$  等は Schnadt Charpy 及び Tipper の諸試験では切欠半径  $r$  が大となるにつれて下降したが Lehigh 及び Kahn 試験ではその影響は見られなかつた。併し Lehigh 試験では切欠長さ (試験片巾)  $t$  が 30 mm, 20 mm 及び 10 mm と狭くなるにつれて  $T_{rs}$  は下降した。一方延性遷移温度 (Ductility Transition Temperature) を示すものと一般に考えられている。Charpy 試験の吸収エネルギー 15 ft-lb (標準試験片で 2.6 kg-m/cm<sup>2</sup> に相当する) に対応する温度  $T_{r15}$ , Schnadt 試験の 2.0 kg-m/cm<sup>2</sup> に対応

Table 13 · 1 Summary of Test Result

No. of Test	Item	Steel used	Notch Shape			$T_{rE}$
			Radius $r$ (mm)	Depth $p$ (mm)	Length $t$ (mm)	
A - 1	Schnadt Test	F. S.	0.1 0.25 0.5 1.0	2	10	Fell as $r$ increased.
A - 2	Lehigh-Bend Test	F. S.	0.25	2	10, 20, 30, 50, 75	
			2	2	10, 20, 30, 50, 75	
			1	2	20	
			4	2	75	
			6.5	2	75	
A - 3	Charpy Impact Test	K. R.	0.1, 0.25 0.5, 1.0	2	10	Fell as $r$ increased or $p$ decreased.
		F. S.	0.25	1, 4	10	
		F. S.	0.1, 0.25 0.5, 1.0	2	10	
		F. S.	0.1, 0.3 0.5, 1.0 2.0, 4.0 8.0	25.5	20	
A - 4	Kahn-Tear Test	F. S.	0.05			Remained constant as $r$ changed.
			0.1	2	20	
			0.25			
A - 5	Tipper Test	K. R.	0.1			Fell as $r$ increased.
		F. S.	0.25			
		F. S.	0.5			
		F. S.	0.1 0.25 0.5 1.0	2	10	
A - 6	Double Blow Impact Test	F. S.	0.25	1, 4	10	Same as A - 3 test.
			0.1 0.25 0.5 1.0			
			0.25			
A - 7	Flow Curve Test	K. R.				
	(Tensile Test)	F. S.				

 $T_{rE} \dots 50\%$  total energy transition temperature $T_{rs} \dots 50\%$  shear  $t$ .  $t$ . $T_{r\phi} \dots t$ .  $t$ . determined from notch root contraction

## (Notch Sensitivity Test of Base Plate)

Transition	Temperature		
$T_{r_s}$	$T_{r\phi}$	Remarks	
Fell as $r$ increased.	(not measured)	$E_0$ became larger as $r$ increased. $T_{r1.6}$ fell as $r$ increased.	
Remained constant as $r$ changed. (Only when $t$ is 20 mm, fell slightly as $r$ increased.) Fell as $t$ decreased.	(Notch contraction at 0°C increased as $r/t$ increased)		
Slight decrease as $r$ increased or $p$ decreased, was indicated.	(Not measured)	$E_0$ became larger as $r$ increased or $p$ decreased. $T_{r15}$ fell as $r$ increased or $p$ decreased.	
Remained constant as $r$ changed.	(Notch contraction increased as $r$ increased).	Limiting crack length increased as $r$ increased.	
Slight decrease as $r$ increased was indicated.	Decreased as $r$ increased.	Transition temperatures determined by elongation, difference of tensile and yielding stress, also fell as $r$ increased.	
Same as A-3 test	Decreased as $r$ increased. (Notch contraction increased as $r$ increased)	Energy for crack initiation became larger as $r$ increased or $p$ decreased. Energy for crack propagation remained almost constant as $r$ or $p$ was changed.	
		Near the room temperature, ductility of semi-killed steel was smaller than that of rimmed steel, but at the lower temperature, situation was reversed. Notch ductility of semi-killed steel was also higher at the lower temperature.	

 $T_{r15}$  .... 15 ft-lbs t. t. for V-charpy test $T_{r1.6}$  .... 1.6 kg-m/cm<sup>2</sup> t. t. for schnadt test $E_0$  .... Energy absorbed at 0°C

する温度等は、切欠半径  $r$  が大、切欠深さ  $p$  が小なるにつれて明らかに低下したが、他の諸試験では実験温度範囲が延性遷移温度以上であつた為に明瞭な結論は求められなかつた。

さて、脆性破壊の発生及び伝播機構は大凡次のようにあると考えられている。即ち荷重が増加すると切欠底部の応力が増大し、先づ切欠よりやや内部に入つた点に微少な亀裂が生ずる。この亀裂は非常に鋭い尖端半径を有しており、この為に尖端附近には更に大きな応力集中及び3軸応力を生じ、亀裂は剪断型亀裂として拡大する。このような亀裂が温度、材料、応力分布等によつて定まるある限界の長さに達すると、エネルギーの平衡が失われて脆性破壊となつて伝播するものと考えられる(第13章 I-3 参照)。

延性遷移温度は最初の亀裂発生までの塑性変形能の遷移現象に関連するものであるから、切欠形状に左右されるところ大きく、切欠半径が大きい程、切欠深さ及び切欠長さ(試験片厚さまたは巾)が小さい程遷移温度は低下することが予想される。上述のように延性遷移温度が求められた Charpy, Schnadt 試験結果ではこのことが明瞭にみとめられた。亀裂発生までの塑性変形に差があれば、亀裂発生後の塑性変形能にも差異を來たし、従つて限界亀裂長さにも影響をあたえると考えられ、また破面遷移温度にも切欠形状の影響は現われてよいものと思われる。Charpy 試験、Schnadt 試験及び Tipper 試験の  $T_{c,E}$ ,  $T_{c,S}$  等が切欠形状によつて変動していることはこのことを裏きしている。併し Kahn 試験及び Lehigh 試験では切欠半径  $r$  による破面遷移温度の変化が見られなかつた。Kahn 及び Lehigh 試験片は切欠底部断面積が大きくなるために亀裂伝播の方が重要な役割を果し、その為切欠半径  $r$  の影響が現われなかつたものであろうとも考えられる\*。二重衝撃 Charpy 試験結果によると亀裂発生に対する切欠半径の影響は大きかつたが亀裂伝播に対する影響はほとんど認められなかつた。

扱て、辺り応力面 (Flow-Stress Surface) と破壊応力面 (Fracture-Stress Surface) の概念を用い遷移温度と切欠形状との関係を示す式として吉識、金沢の提案した次式

$$12 \frac{A^2}{B_0^2} e^{2(S-U)/Tr} = (1 + d^2) (3 + e^{-2s/\Psi}) - 2d (3 - e^{-2s/\Psi}) \dots \dots \dots \quad (13.1)$$

$$\text{但し } \frac{A^2}{B_0^2} \doteq \begin{cases} \frac{1}{10} & \text{衝撃試験} \\ \frac{1}{25} & \text{静的試験} \end{cases}$$

$S-U$  = 材料による常数

$s$  = 試験法、材料等による常数

$T_r$  = 遷移温度(絶対温度)

$d$  = 遷移温度の定義、試験法、試験片大いさ等によつて定まる常数

$$\Psi = \frac{r}{t} \frac{1}{p} (1 + 0.35 p \tan \frac{\theta}{2}) \text{ または } \Psi = \frac{r}{t}$$

$r$  = 切欠半径 mm

$p$  = 切欠深さ mm

\* Lehigh 試験は曲げ試験であるため切欠半径の影響は同じ切欠底部断面積を有する Tipper 試験よりも少ないと思われる。

$\theta$  = 切欠角度

$t$  = 試験片厚さ (巾), mm (切欠長さ mm)

を今回行われた実験に適用すると、種々のパラメーターを Table 13·2 の様に採ると、実験値と比較的よく一致する曲線が得られる。これらを図示したのが Fig. 2·3, Fig. 4·3, Fig. 4·4, Fig. 4·4, Fig. 13·1 及び Fig. 13·2 である。

Table 13·2 Values of Constants (for transition temperature)

Testing Procedure	$\frac{A^2}{B_0^3}$	Steel	$S-U$	$s$	Trans. Temp.	$e$
Schnadtt (Shock)	1/10	Semikilled F.S.	108.5	0.0174	$T_{rE}$	0.09
		Semikilled F.S.	108.5	0.0248	$T_{r1.6}$	0.05
Charpy† (Shock)	1/10	Rimmed K.R.	114.0	0.0360	$T_{rE}$	0.09
		Semikilled F.S.	108.5	0.020	$T_{r15}$	0.05
Tipper* (Static tension)	1/25	Rimmed K.R.	114.0	0.015	$T_{rs}$	0.373
		Semikilled F.S.	108.5	—	$T_{rs}$	0.373
Lehigh* (Static bend)	1/25	Semikilled F.S.	108.5	—	$T_{rs}$	$0.435 - 0.0554 e^{-0.00327 t^2}$
Kahn* (Static tear)	1/25	Semikilled F.S.	108.5	—	$T_{rs}$	$0.435 - 0.0554 e^{-0.00327 t^2}$

$$\dagger \quad \psi = \frac{r}{t} \frac{1}{p} \left( 1 + 0.35 p \tan \frac{\theta}{2} \right)$$

$$* \quad \psi = \frac{r}{t}$$

$T_{rE}$  ... 50 % energy transition temperature ( $^{\circ}\text{C}$ )

$T_{r1.6}$  ... temperature of  $1.6 \text{ kg-m/cm}^2$  energy absorption ( $^{\circ}\text{C}$ )

$T_{r15}$  ... " " 2.6 " (15 ft-lbs) " " ( $^{\circ}\text{C}$ )

$T_{rs}$  ... 50 % shear transition temperature ( $^{\circ}\text{C}$ )

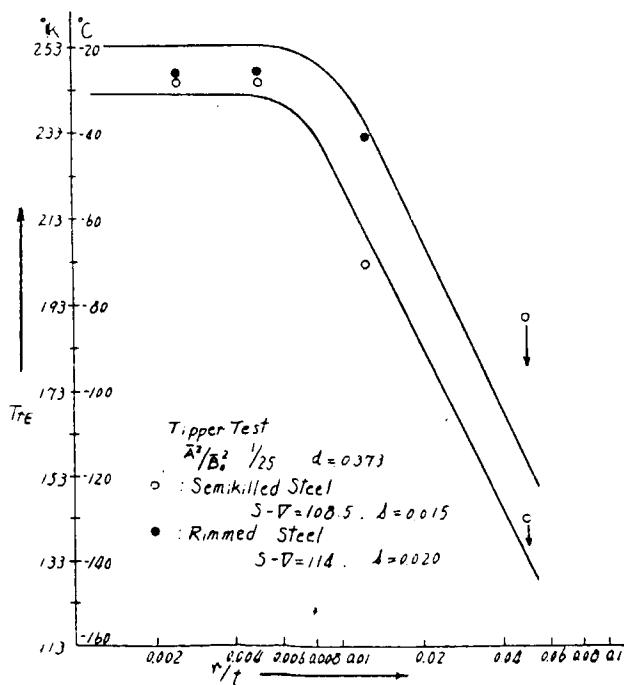


Fig. 13·1 Relation between  $r/t$  and  $T_{rE}$

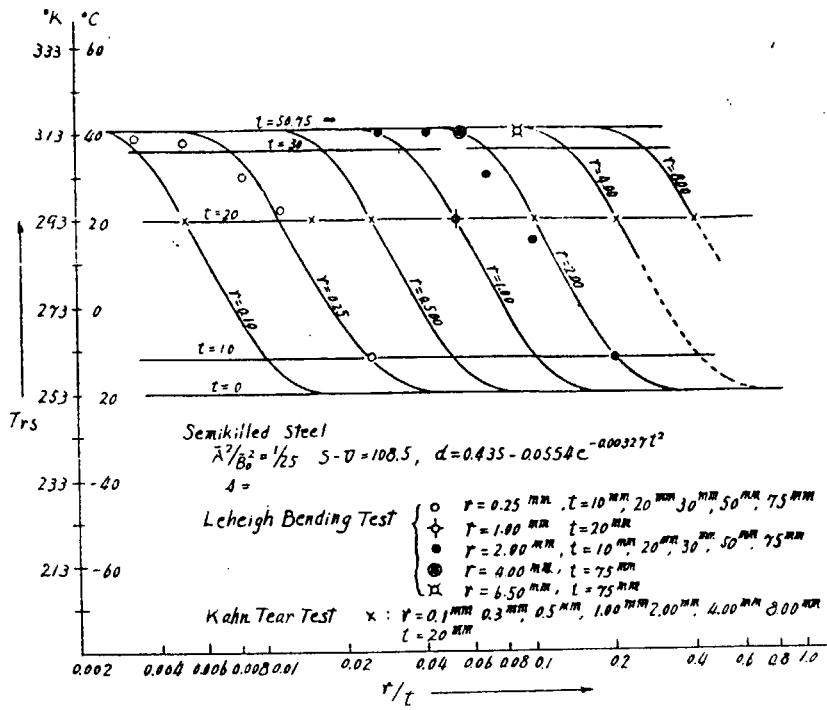


Fig. 13·2 Relation between  $r/t$  and  $T_{rs}$

これによると  $A^2/B_0^2$  の値は材料に無関係に衝撃試験では  $1/10$ , 静的試験では  $1/25$  であり,  $S-U$  の値は材料によつて定まり, 供試リムド鋼では  $114.0$ , セミキルド鋼では  $108.5$  である。また  $d$  の値は衝撃試験では  $T_{RE}$  (破断面遷移温度) に対しては  $0.09$ ,  $T_{r1.6}$  または  $T_{r15}$  (延性遷移温度) に対しては  $0.05$  静的試験ではこれより大きな値となつてゐる。但し Lehigh 及び Kahn 試験では板厚によつて  $d$  の値は変化し, 板厚が大となると増大してゐる。これは先にも述べたように主として切欠底断面積が大きいため亀裂伝播に際して解放される弾性歪エネルギーの相違によるものと思われる。

なお, セミキルド鋼について切欠半径  $r = 0.25 \text{ mm}$  切欠長さ (試験片厚さ (巾))  $t = 20 \text{ mm}$  の場合の各種試験法によつて得られた  $50\%$  剪断破面率遷移温度  $T_{rs}$  を比較すると Tipper 試験によるもののみが他の試験法によるものに比して約  $15^\circ\text{C} \sim 20^\circ\text{C}$  低く, 他の Charpy, Schnadt, Kahn, Lehigh 試験では略々等しい値を示すが静的試験の方がわずかに低い遷移温度を示してゐる。

また衝撃試験である Schnadt 試験と Charpy 試験を比較すると, Fig. 4·7 の様に対応するエネルギー遷移温度間には密接な関連性が認められるが, Charpy 試験の方が遷移温度がやや高く出る。両試験法については特に優劣の判定はつけ難い。

### I-2 吸收エネルギーに対する考察

ある一定温度下における吸收エネルギーは切欠半径  $r$  が大, 切欠深さ  $\rho$  が小, 試験片厚さ (巾)  $t$  が小となるにつれて増大するが, これは主として切欠底部の応力集中, 三軸応力度が減少し, 切欠底部の最初の亀裂発生に要する吸收エネルギーが増大するためである。このことは二重衝撃 Charpy 試験によつても明らかであるが, Fig. 7·4 また Kahn 試験の最大荷重までの吸収エネルギー或は Lehigh 試験の切欠底部の収縮率  $r/t$  が大となるにつれて増大していることより明らかである。(Fig. 13·3 及び Fig. 13·2)。

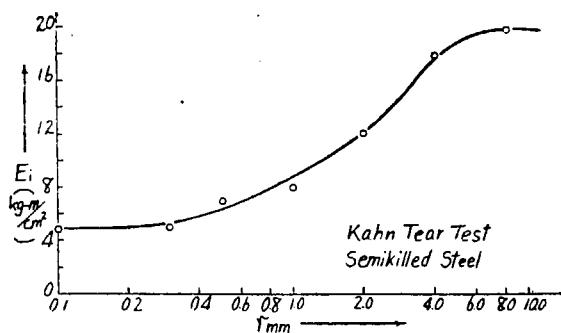


Fig. 13.3 Relation bet'  $E_t$  (Energy Absorbed before Max. Load, at 20°C) and Notch Radius  $r$

遷移温度に対する同様な思想の下に低温における吸収エネルギーと切欠形状の関係を示す式として吉識及び金沢の提案した次式

$$E = \frac{L}{(3+e^{-2s/\Psi})^2} \left\{ 3 - e^{-2s/\Psi} - \sqrt{12 \frac{\bar{A}^2}{\bar{B}_0^2} e^{2(S-U)} (3+e^{-2s/\Psi}) - 12e^{-2s/\Psi}} \right\}^2 + C \quad \dots \dots (13.2)$$

$E$  = 吸収エネルギー  $\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$

$T$  = 実験温度 (絶対温度)

$L, C$  = 材料及び温度, 試験法による常数

$\bar{A}^2/\bar{B}_0^2, s, \Psi, S-U$  は (1) 式と同じ

を Schnadt 及び Charpy 試験に適用すると, 0°C 或は -20°C における吸収エネルギーに対して Table 13.3 の様に各常数値を探れば実験結果と略々一致する曲線が得られる。(Fig. 2.4, Fig. 4.5, 及び Fig. 4.6)。

但し切欠半径が特に大きい  $r = 1 \text{ mm}$  の時には実験値は計算値よりかなり小さな値を示している。

Table 13.3 Values of Constants for Various Steels and Testing Procedures (for Energy Absorption)

Steel	$S-U$	Testing Procedure	Energy Absorbed	$L \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$	$C \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$	$s$
Rimmed (K. R.)	114.0	Charpy	$E_0$	1.000	0	0.036
			$E_{-20}$	1.000	0.5	0.036
	108.5	Schnadt	$E_0$	1.000	0	0.024
			$E_{-20}$	1.000	0.5	0.024
Semikilled (F. S.)			$E^0$	600	0	0.0174
			$E_{-20}$	600	0.5	0.0174

$E_0$  .... energy absorbed at 0 °C ( $\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ )

$E_{-20}$  .... " " " -20°C (" ")

また Charpy 試験で得られる  $T_{r15}$  と 0°C または -20°C における吸収エネルギーとの間には一定の関係があることが実験的に知られているが (13.1), (13.2) 式より  $\Psi$  を消去すれば両者の関係が理

論値として得られる。実験値と比較した一例が Fig.

13・4 である。吸収エネルギー  $E_{-20}$  が小さい間は吸収エネルギーの対数と  $1/T_{r15}$  (絶対温度の逆数) とは略々直線関係にあることが知られる。なおこの図では計算値と実験値は良く一致しているが、 $E_{-20}$  の代りに  $E_0$  を採つた場合には切欠半径の大きい所即ち吸収エネルギーの大きい場合にはかなり差が生ずる。

### I-3 割れの発生と伝播について

前述の如く軟鋼の脆性破壊現象は、辺り応力面 (Flow Stress Surface) と破壊応力面 (Fracture Stress Surface) の概念を適用した理論によつて定量的に説明しうるのであるが、最近いわゆる Fracture Dynamics が G.Irwin 等により提唱され、注目をひき始めた。これは前者の理論にくらべ一見異つた外貌を有しているので、切欠脆性理論が更に発展するためには、両者の関連性を明らかにすることが必要であると考えられる。

Fracture Dynamics によれば、板中に存在する長さ  $2l$  の極めて鋭い割れが、これに直角な面内の引張り荷重により成長し、微小面積  $dA$  だけ拡大したと仮定してエネルギーの平衡関係を論ずる。いま  $de$  を割れの拡大による歪エネルギーの減少、 $dw$  を割れの拡大に要する仕事エネルギーとすると、次式

但し  $E$  = ヤング率

$\sigma$  = 割れから遠く離れた箇所の引張り応力

$S$  = 表面エネルギー

$k$  = 試験片の形により定まる係数

が成立する。  $\frac{de}{dA} < \frac{dw}{dA}$  ならば破壊は剪断型で徐々に進行し、  $\frac{de}{dA} > \frac{dw}{dA}$  となると現象は不安定となり脆性型破壊が急速に伝播する。

一方、多くの実験により明らかにされているように、破面遷移温度よりやや低い程度の温度範囲では、脆性破壊の発生に先立つて切欠き先端部に局部的剪断破壊が発生するものである。Fig. 13-5 は切欠きの先端に割れが発生し生長していく時の歪度の分布を定性的に示している。割れが発生する直前は (a) のように先端半径  $r_0$  の切欠きのため  $\epsilon(r_0)$  なる歪が分布するが、荷重がやや増加して長さ  $\Delta l$  なる微小割れが発生すると、歪の状態は (b) のごとくなるであろう。すなわち、非常に鋭く ( $r = 0$ ) かつ浅い微小割れによる歪度の集中を、 $\epsilon(r_0)$  に重畠した形になると近似的に考えられる。割れが更に少し成長すると、浅い微小割れによる歪度の集中は  $\epsilon(r_0)$  の麓側へ移行して重畠する形となる (c)。

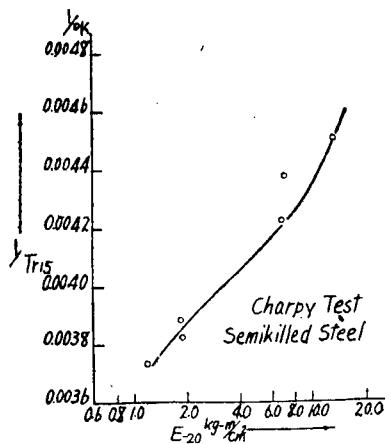


Fig. 13.4 Relation bet'  $E_{-20}$  (Energy Absorbed at  $-20^{\circ}\text{C}$ ) and  $T_{r15}$

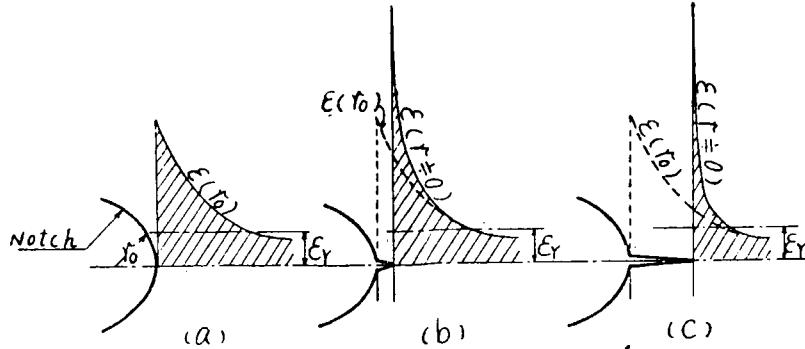


Fig. 13-5 Crack Initiation and Strain Distribution

(13-4) 式に用いられた表面エネルギー ( $S$ ) の概念は元来完全脆性材料の破壊に関連して誘導せられたものであるが、軟鋼の場合は破面に必ず塑性変形層の存在が伴うことを考慮してその値を修正しなければならない。特に軟鋼が延性破壊するときは塑性変形層が厚くなり、 $S$  の値は大きなものとなるであろう。

このように延性破壊が進行する途中の Fig. 13-5 の (b), (c) 両状態における  $S$  の大小を比較して見る。図中の  $\epsilon_r$  を以て降伏点に相当する歪度を概念的に示すとするならば、 $\epsilon_r$  より大きい歪度の部分は当然 (b) の方が多く、そのため割れの成長に際し (c) より厚い塑性変形層を生ずることが期待されよう。したがつて  $S$  の値は割れが (a), (b), (c) と生長するにつれて減少する傾向をもつものと予想される。Fig. 13-6 の  $AB$  曲線はかかる現象をあらわしている。なお、このような延性破壊の際の  $S$  は試験片の応力状態の詳細さえ正確に分るならば、I-2 の応力状態を基にした破壊理論によつて  $r = 0$  として計算されうるものであろう。

割れが段々成長して  $S$  が試験片形状等の周囲条件により定まるある一定の値 ( $S_0$ ) まで減少したとき (Fig. 13-6 の  $B$  点)

$$\frac{de}{dA} = \frac{dw}{dA}$$

となり、 $B$  点以後では脆性破壊が歪エネルギーの解放に加

速され、瞬時に一定の高速度に達する ( $C$  点)。脆性破面に残る極めて薄い塑性変形層の存在に相当する表面エネルギー  $S_1$  の量もまた、先の応力状態を基にした理論により、 $r = 0$  としつつ大歪速度のときの材料の諸常数値を用いて計算される筈である。

割れがかなり成長すると、その先端は  $\epsilon(r_0)$  曲線におき歪度の集中している部分から脱出するから、 $S$  の減少がもはや考えられなくなる。したがつて温度がやや上昇し曲線  $AB$  が上方へ移動すると、これが直線  $S = S_0$  と交わらなくなり、全破面が延性破壊するであろう。

また温度が低下するに従い、 $AB$  曲線が下降すると、局部剪断破面の長さ ( $\Delta l_0$ ) は減少してゆくであろう。

一般に切欠きの形状は、Fig. 13-5 の  $\epsilon(r_0)$  曲線の形を変化せしめることによつて  $S$  の値を間接

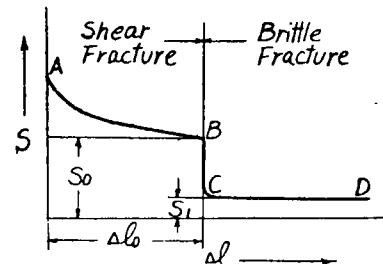


Fig. 13-6 Change in  $S$  (Surface Energy) with Crack Growth

的に変化せしめ、破面遷移温度に影響を与えるものであろう。したがつていま切欠き先端半径 ( $r_0$ )についてのみ考えるならば、 $r_0$  が小さい（鋭い）切欠きでは  $r_0$  が変つても切欠き先端のごく附近で  $\epsilon(r_0)$  の分布が変るだけであるから、破面遷移温度はほとんど  $r_0$  の影響を受けまい。しかし  $r_0$  がかなり大きくなれば切欠きからやや離れた箇所の  $\epsilon(r_0)$  も変り破面遷移温度は低下しかつ  $\Delta l_0$  も長くなる傾向のあることが予想されよう (Fig. 13·7 参照)。

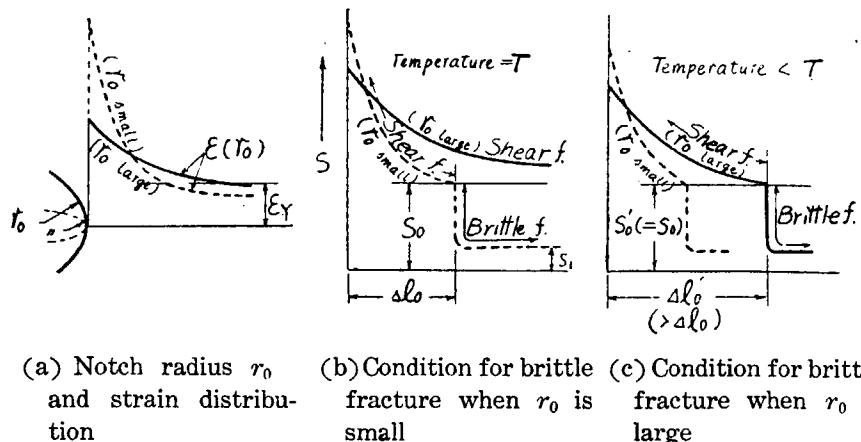


Fig. 13·7 Effect of Notch Radius ( $r_0$ ) on Fracture Transition Temperature

Kahn Lehigh 試験結果で限界亀裂長さと切欠形状、温度との関係が得られているが、このことを明瞭に示している。(Fig. 5·4 参照)。

#### I-4 結論

以上に述べてきたように、各試験法における鋼材の脆性破壊現象は、一般に (13·1) 式あるいは (13·2) 式等を用いて定量的に説明し得ることが明らかとなつた。ただ本研究では供試鋼材が主としてセミキルド鋼 (F. S.) 1種に限られたので、更に各種の鋼材に対して同様な実験を行い、それら材料の常数値をも確認し、併せて第 13·2 表に示したごとき諸常数の意義を総括的に検討することが必要であろう。また割れの発生と伝播に関しても、提案した如き考察をより定量的に体系化し、Fracture Dynamics が脆性破壊理論において占める位置を明確にしなければならない。要するに、今後の研究に委ねられた問題がまだ残されているとはいえ、本報告における系統的な比較試験の結果、諸切欠脆性試験法の特性が明らかにされ、それらを支配する統一的な原理の存在が確実に予想されるに至つたものと/or することができる。

#### II 熔接部の切欠脆性試験法の研究

熔接部は一般に母材、母材変質部、熔着鋼の 3 者よりなるものであり、また開先形状ないし構造の型式等が異ればこれらの組合せ状態が変り、しかも各々が異つた切欠脆性をもつてゐるので、その脆性破壊現象を解明するには多大の困難を伴うことが容易に予想されよう。

熔接部の切欠脆性を研究する方法には 2 手段がある。第 1 は母材、熔着鋼、変質部等の箇々の切欠き脆性を調査し、それらの結果を総合して熔接部の切欠脆性を論ずる方法である。第 2 は熔接部について直接脆性破壊試験を行い、熔接部の脆性破壊機構を検討せんとするものである。両者はそれぞれ特

徴を有しており、共に有力な研究手段として欠くことのできないものとされている。本報告においては、第1の方法に属するものとして Slow Bend 試験及び Nick Bend 試験をとり上げ、熔接部中もつとも切欠靱性に乏しく弱点と考えられる変質部に関して調査を行つた。また第2の方法としては新しく特殊引張り試験を提案し、また Austria 試験をも併せて実施し、熔接部の切欠脆性を検討した。

#### II-1 Slow Bend による熱影響部の切欠脆性試験

ユニオンメルト熔接の熱影響部から小型の静的曲げ (Slow Bend) 試験片を削り出して試験を行つた。最大荷重後の吸收エネルギーを基準にとつた場合、母材および変質部の切欠脆性にはリムド鋼およびキルド鋼とも余り相異がないようである。また一般に Heat Input の大なる程変質部の切欠き脆性は良好なことを明らかにした。

#### II-2 Nick Bend 試験

米海軍の採用する方法に準じ、試験片を採取して実験を行い、熔接の結果母材と比較して破面遷移温度のやや高い変質部の生ずることを実証した。また、Jackson 等が提唱した破壊型式による遷移温度の決定法 (Fig. 10.1) は正確な簡便法であることを確認した (Table 10·2)。

なお以上の両試験を通じてキルド鋼は母材、変質部を通じて、リムド鋼より勝れた切欠靱性を示した。

#### II-3 オーストリア試験

試験したリムド鋼およびキルド鋼とも、 $-65^{\circ}\text{C}$  の低温においてすら脆性破壊の徵候を示さなかつた。変質部最高硬度が低かつたことも一因とは考えられるが、その理由は明らかでない。

#### II-4 特殊引裂試験

リムド鋼、キルド鋼に高張力鋼を追加して行つた隅肉熔接引裂試験および母材の標準カーン試験の結果を比較すると、両試験の間で  $T_{r\phi}$  の順序がほとんど一致するのに対し、 $T_{r\phi}$  は変質部硬化の甚しい程上昇する (Fig. 12·4 及び Fig. 12·5)。

元来熔接部の脆性試験の成績を完全に理解するには、まず切欠脆性試験法の原理を見出すことが必要とされるものであろう。また試験片と大型構造物の破壊の関連性を示す寸法効果 (Size Effect Law) が確立された後、諸試験により得られた成果の意義を知ることができよう。然るにこれらの点に関してはまだ決定的な理論が体系づけられていない。要するに熔接部の脆性破壊機構を真に明らかにすることは今後の研究に期待されるものであるが、本報告における諸実験の結果、軟鋼の熔接部の切欠脆性は母材のそれにほぼ近く、母材の選定を誤まらないならば、熔接構造の安全性は保証されることを信ぜしめるに足る有力な資料が提供されたものと考えられる。

#### 謝　　辞

本研究を実施するに当り、莫大な補助金を交付せられた運輸省、研究費を負担された日本造船工業会、試験の実施に協力された運輸技術研究所、東京大学工学部船舶工学科、東京大学生産技術研究所、大阪大学工学部熔接学科、鉄道技術研究所ならびに鋼材を提供された各製鉄所に対し、深甚なる感謝の意を表する。