

社 団 法 人
日本造船研究協会報告

第 14 号

昭 和 32 年 3 月

切欠脆性の工業的試験法の研究 第 19 研究部会

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

..... The 19 th Research Committee

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

No. 14

March 1957

第19研究部会委員名簿

委員長	吉 譲 雅 夫		
幹 事	大 谷 碧	金 沢 武	田 村 博
委 員	秋 田 好 雄	安 藤 良 夫	池 田 一 夫
	市 川 慎 平	岡 崎 正 臣	奥 田 克 己
	小 倉 信 和	蒲 田 利 喜 藏	川 勝 義 雄
	木 原 博	小 林 卓 郎	帷 山 德 太 郎
	佐 藤 正 彦	鈴 木 春 義	寺 尾 貞 一
	埴 田 清 勝	福 田 烈	藤 井 義 六
	保 井 一 郎	山 内 俊 平	吉 田 隆
	吉 田 俊 夫	渡 辺 正 紀	

Membership of the 19 th Research Committee

Chairman	Masao YOSHIKI		
Secretaries	Midori OTANI	Takeshi KANAZAWA	Hiroshi TAMURA
Members	Yoshio AKITA	Yoshio ANDO	Kazuo IKEDA
	Shinpei ICHIKAWA	Masaomi OKAZAKI	Katsumi OKUDA
	Nobukazu OGURA	Rikizo KAMATA	Yoshio KAWAKATSU
	Hiroshi KIHARA	Takuro KOBAYASHI	Tokutaro SASAYAMA
	Masahiko SATO	Haruyoshi SUZUKI	Teiichi TERAO
	Kiyokatsu HANITA	Retsu FUKUDA	Giroku FUGII
	Ichiro YASUI	Shunpei YAMANOUEHI	Takashi YOSHIDA
	Toshio YOSHIDA	Masanori WATANABE	

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

Abstracts

§ 1. Introduction

In order to establish the testing method for the notch sensitivity of steels, further investigations on the following testing methods, namely

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

were carried out. Two charges of ingot, a killed mild steel and Mn-Si type high tensile steel, were used for the tests. The radius and the depth of the notch were changed in series to know the effects of notch shape on the transition temperature. Also double blow impact test were performed in addition to the above test to make clear the characteristics of Charpy-impact test. As a reference the flow curve test was made to investigate the stress-strain relations in plastic deformation.

In addition to the above notch sensitivity tests, the following experiments were carried out to investigate some special problems,

- (1) Crack-starter impact bend test, and
- (2) Strain-aging test.

§ 2. Schnadt and Charpy-Impact Tests

Schnadt test on a killed mild steel and high tensile steel were performed 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 temperatures determined using various criteria always rise with the decrease of notch radius, and the absorbed energy at a definite low temperature (for example 0°C or -20°C) falls with the decrease of notch radius.

The transition temperature and the absorbed energy are calculated by the same stress theory for Charpy test and show good coincidence with the experimental results.

Also to get the verification of the proposed stress theory for notch brittleness of mild steel, Charpy impact test was performed with specimens of various notch radii and depths taken from a killed mild steel and high-tensile steel.

The experimental results well coincided with the theoretical values both in the transition temperatures and the absorbed energy, and the validity of the theory was

confirmed.

It was proved that the constants obtained by the experiments which were the characteristics to the material for the transition temperature in Charpy test were applicable to Schnadt test with a small amendment considering the difference in stress distribution.

§ 3. Lehigh Bend Test (Impact)

The effects of notch radius and specimen width on the transition temperatures of Lehigh type specimens were investigated by impact loading using 1500 kg-m large impact testing machine.

Transition temperatures by energy, fracture and lateral contraction criteria were measured for comparison. Fracture transition temperatures were not changed by impact loading compared with the static loading, while energy transition temperatures were raised remarkably by impact loading. Also specimen width and notch radius affected considerably the energy and lateral contraction transition temperatures.

§ 4. Kahn Tear Test

To know the effects of notch radius on the transition temperatures of Kahn tear test, experiments were done using the specimens with various notch radii, 0.1 mm, 0.5 mm, 1 mm, 2 mm and 8 mm. respectively.

The test results showed that the observed fracture transition temperatures were practically not influenced by the notch radius. However the critical crack length, i. e. the distance from the notch root to the critical point where the ductile crack changed abruptly to the brittle one, increased with the notch radius.

§ 5. Tipper Test

Series of notched bar tensile test (Tipper test) with specimens of varying notch radius, 0.05 mm, 0.10 mm, 0.25 mm, 0.50 mm and 1.00 mm were performed.

It was found that the transition temperatures determined by 50 % of the maximum total energy absorbed, the elongation in 100 mm gauge length, the 4 % reduction in thickness and the difference of tensile and yielding strengths fell as the notch root radius increased, but the one defined by the 50 % shear fracture was practically not affected by notch radius.

§ 6. Van der Veen Test

The test results on mild and high tensile steels, 20 mm thick, proved that the transition temperatures T_{II} at which the depth of shear fracture decrease to 32 mm, and T_I when the deflection at maximum load becomes 6 mm were correlated well to T_{rs} and T_{r15} respectively determined by the standard V-Charpy test.

§ 7. Double Blow Impact Test

Series of double blow impact test were performed on V-notch Charpy specimens to divide the total energy absorbed (W_c) into two parts, the one for crack initiation (W_i) and the other for crack propagation (W_p), after examining the W_i and W_p ~ temperature

curves, it was found that the notch contour strongly altered the shape of W_i curve, but, practically not the shape of W_p curve. Also the characteristics of transition temperatures determined by various criteria were made clear. T_{r15} is the typical ductility transition temperature, and is closely associated to the W_i -temperature curve. T_{rf} is of the intermediate nature of ductility and fracture transition temperature, and correlates well to T_{rp} in Charpy impact test. W_p -temperature curves has close correlation to per-cent shear-temperature curve, and the transition temperatures obtained from both curves are the typical fracture transition temperature.

§ 8. Flow Curve Test

Flow curve test was carried out to give the fundamental data on the plastic deformation and fracture of materials used for various notch sensitivity tests.

A killed steel and a high tensile steel were tested. The tensile test was performed in some temperature-range (from -60° to $+80^\circ\text{C}$) and flow stress and strain up to breaking point were measured.

The test results confirmed the following conclusions.

- (1) The flow curves in both directions, parallel and perpendicular to rolling, were practically the same.
- (2) The flow curve could easily be determined by the two load method proposed by MacGregor.
- (3) The gradient of the flow curve considerably increased at lower temperatures, especially for high tensile steel.

§ 9. Crack Starter Impact Bend Test

The device to initiate brittle fracture by notched brittle bead was proposed in the explosion test and the drop weight test by Pellini et al of N.R.L. The similar devices of Crack-Starter have been applied to several researches in Europe in recent years.

In this experiment, the 1,500kg-m large impact testing machine was used to test the drop weight type experiment, and examine the characteristics of Crack-Starter test and properties of steels against sharp crack.

As to correlation with standard V-Charpy test, the 2kg-m/cm^2 transition temperature of this test corresponded to 7ft-1bs energy level by rimmed steel and 13ft-1bs by killed steel in V-Charpy test.

Behaviours of fracture showed that the crack arresting properties of steel effected on the test results together with the properties of crack initiator.

§ 10. Strain Aging Test of Structural Steel

A series of experiments were performed with V-Charpy impact test about the effects of directions of hot rolling or cold straining and tensile or compressive straining on the strain aging properties of current mild ship steel plates. Additional tests on the effect of straining on aging and the recovery from aging through heat treatments were carried out. From test results, it was found that V-Charpy transition curves after aging were affected most significantly by the direction of rolling, but very little by that of

straining. The degree of aging by compressive straining was considered to be approximately the same to that by tensile straining up to about 5 per cents of straining; however, it seemed to be very difficult to compare between the effects of tensile and compressive strainings due to the un-uniformity in compressive straining when the plastic strain was extended to about 10 per-cents. The recovery from aging by heat treatments was observed from temperatures about 500°C and above for the steels tested.

§ 11. Conclusions

The experimental results on steels, including the ones of previous report*, were listed in table 11.1, in which the effects of the notch shape on transition temperatures were summarized. These transition temperatures were classified into two groups, namely ductility and fracture, and the both could theoretically be estimated by Eq. (11.3) using the constants in Table 11.2. For calculating the fracture transition temperature the notch radius was assumed to be zero irrespective of the originally machined notch contour. Also the energy absorbed at low temperature could be calculated by Eq. (11.3) with the constants in Table 11.3. Further the characteristics and correlations of those transition temperatures were scrutinized and the following conditions were concluded regarding the notch sensitivity test of steels.

(1) Any test is sufficient to evaluate the notch sensitivity of steels provided that the criteria are properly selected to measure both the ductility and fracture transition temperatures. It may be convenient to adopt a test that discriminates the difference between transition temperatures as distinctly as possible.

(2) Notch radius should be as sharp as possible. By using sharply notched specimens, scatters in experimental data are reduced since the specimen suffers less effect of machining errors in the notch radius, and material constants can accurately be estimated. Also the fracture transition temperature is less affected by the critical crack length in specimens with sharper notches.

(3) To prevent the brittle fracture of welded structures, both the ductility and fracture transition temperatures should be below some critical temperatures respectively.

There is no way but to determine empirically the values of these critical temperatures for each test adopted, since under the present state of our knowledge, any complete size effect law that relates the transition temperatures of small specimen and actual structure is not yet established.

From the results of crack starter impact bend test, the characteristics of this testing method and correlations to standard V-Charpy test were made clear. Also the aging test offered the valuable data about the strain aging phenomena.

* Investigation on the Testing Method for the Notch Sensitivity of Steels, No. 6 Report of the Shipbuilding Research Association of Japan, November 1955.

切欠脆性の工業的試験法の研究

目 次

第 1 章	緒 言	1
第 2 章	シュナット試験およびシャルピ試験	3
第 3 章	リーハイ試験	9
第 4 章	カーン試験	14
第 5 章	Tipper 試験	18
第 6 章	Van der Veen 試験	25
第 7 章	二重衝撃試験	28
第 8 章	Flow Curve 試験	33
第 9 章	クラックスター衝撃曲げ試験	41
第 10 章	構造用鋼の歪時効の研究	47
第 11 章	総 括	53

切欠脆性の工業的試験法の研究

第1章 緒 言

I. 研究の目的

溶接船の脆性破壊の問題に関連して鋼材の低温における切欠脆性の研究が世界各国に於て強力に推進され、次第にその本質も明らかにされ、鋼材の性質は漸次改善されつつある現状である。しかしこの問題の研究は歴史が浅く、なお不明の点が数多く残されている。本研究部会においては、現在緊急かつ重要な未解決の問題の中より、切欠脆性の工業的試験法の問題をとり上げ、鋼材の切欠脆性試験法として提案されている各種試験法間の関連性を明らかにし、合理的な鋼材の切欠脆性試験法確立のための資料を得んとした。かかる研究はすでにリムド鋼およびセミキルド鋼について、第12-3研究部会で研究が行われ、見るべき成果を得たが、さらに切欠脆性上特性を異にするキルド鋼および高張力鋼について研究を拡張して行い、あらゆる種類の構造用鋼に対する普遍的な試験法原理を見出さんとするものである。またその他の二、三の問題に関しても若干の研究を実施した。すなわち脆いビードを破壊の発生源にする特殊な方法によるクラックスター衝撃曲げ試験を行つて破壊の特性を調査し、かつ最近切欠脆性試験法とも関連して特に注目をひきつつある歪時効の影響を検討した。

II. 試験用鋼材および研究の内容

本報告は上述の如く、主として切欠脆性の工業的試験法の研究の結果を総括したものであるが、その他、(2) 脆性破壊の伝播に関する基礎研究、(3) 歪時効の研究の結果をも含むものである。供試鋼材としては(1) 対しては厚さ 20 mm のキルド鋼 (Y.K) と Mn-Si 系高張力鋼 (K-4) を、(2) の項目に対しては厚さ 20 mm のキルド鋼 (S.K) 及びリムド鋼 (S.R) を、更に(3) 対しては厚さ 20 mm のキルド鋼 (S.K) リムド鋼 (S.R) および高張力鋼 (S.H) を使用した。これら各鋼材の化学成分および機械的性質を第1・1表に示す*。

また実施した試験法、担当者および使用鋼材を第1・2表に示す。

* 切欠脆性の工業的試験法の研究は第12-3部会の結果と併せ考察する必要があるので以下(1)の項目については第12-3部会で使用した厚さ 20 mm のセミキルド鋼 (F.S) 及びリムド鋼 (K.R) をも併せて示すこととする。

Table 1·1 Properties of Steels used

No.	Steel work	Kind of Steel	Plate Thick (mm)	Chemical Composition (%)						Mechanical Prop.		
				C	Mn	Si	P	S	Cu	Yield Point (kg/mm ²)	Tensile Strength (kg/mm ²)	Elongation (%)
Y.K.	Yawata	Killed	20	0.138	0.80	0.220	0.017	0.023	0.177	32.9	48.7	30.3
K-4	Kawasaki	High Tensile	"	0.130	1.190	0.481	0.012	0.006	0.176	34.7	52.4	29.0
(K.R.)	(")	(Rimmed)	(")	0.130	0.51	—	0.026	0.034	0.21	A 24.6 B 26.1	A 40.7 B 40.6	A 30.0 B 29.0
(F.S.)	(Fuji)	(Semi-killed)	(")	0.208	0.78	0.064	0.014	0.022	0.189	28.0	46.8	26.5
S.K.	Yawata	Killed	"	0.17	0.78	0.28	0.018	0.019	0.17	32.4	48.0	30.0
S.R.	"	Rimmed	"	0.25	0.59	0.009	0.017	0.029	0.25	30.5	45.5	23.8
S.H.	"	High Tensile	"	0.17 0.16	1.28 1.15	0.40 0.45	0.028 0.028	0.019 0.017	0.19 0.20	35.9	54.2	27.1

(Note) (1) A : Top of ingot, B : Bottom of ingot.

(2) Steel K.R. and F.S. were mainly used at the 12th Research Committee (3rd Subcommittee) of S.R.A.J.†

Table 1·2 List of Experiments performed

Test	Member in Charge	Steel used
I. Investigation on Testing Method of Notch Sensitivity :		
a. Schnadt Test	Masao Yoshiki Takeshi Kanazawa (Tokyo University)	Y. K., (F. S.)
b. Lehigh-Bend Test (Static and Impact)	Hiroshi Kihara Haruyoshi Suzuki Nobukazu Ogura (Tokyo Univ.) Transportation Technical Research Institute	(F. S.)
c. Charpy-Impact Test	Masao Yoshiki Takeshi Kanazawa (Tokyo University)	Y. K., K-4, (F. S.), (K. R.)
d. Kahn-Tear Test	Yoshio Akita Kazuo Ikeda (T.T.R.I.)	Y. K., K-4, (F. S.)
e. Tipper Test	Hiroshi Kihara Yoshio Ando (Tokyo Univ.)	Y. K., K-4, (F. S.), (K. R.)
f. Van der Veen Test	Hiroshi Kihara Yoshio Ando (Tokyo Univ.)	Y. K., K-4, F. S., K. R.
g. Double Blow Impact Test	Midori Otani (Railway Technical Research Inst.)	Y. K., K-4, (F. S.)
h. Flow Curve Test	Masaki Watanabe (Osak Univ.) (Hiroshi Kihara, Nobukazu Ogura)	Y. K., (F. S.), (K. R.), etc.
II. Investigation on Crack Starter Impact Bend Test	Haruyoshi Suzuki Nobukazu Ogura (T.T.R.I.)	S. K. S. R.
III. Investigation on Strain Aging	Hiroshi Tamura (T.T.R.I.)	S. K., S. R., S. H.

(Note) Member in charge and steel used in bracket are those at the 12 (3) Committee.

† 日本造船研究協会報告, 第6号, 1955年11月

第2章 シュナットおよびシャルピ試験

(試験項目 I-a および I-c)

I. 試験用鋼材、試験片形状および試験結果

供試鋼材は厚さ 20 mm のキルド鋼 Y.K. および高張力鋼 K-4. で、これより第 2・1 図に示すように、切欠半径或いは切欠深さを変えたシュナットおよびシャルピ試験片を採取して試験を行つた。試験片の長さ方向は鋼板のロール方向と一致せしめ、切欠は板の表面に直角に附けた。

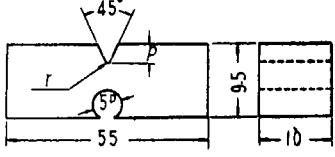
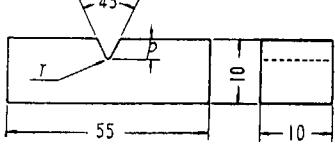
Size and Form of Specimens	Testing Method	Kind of Steel	r(mm)	p(mm)
 unit mm	Schenadt	Killed Steel	0	2
			0.10	2
			0.25	2
			0.50	2
			1.00	2
			0.10	2
 unit mm	Charpy	High-Tension Steel	0.25	2
			0.50	2
			1.00	2
			0.10	2
		Killed Steel	0.25	1
			0.25	2
			0.25	4
			0.50	2
			1.00	2

Fig. 2・1 Size and Form of Test Specimens

試験によつて得られた温度——吸収エネルギー曲線から遷移温度・低温における吸収エネルギーの値を求め、一括表示したものが第 2・1 表である。

II. 試験結果に対する考察

II-1 切欠形状と遷移温度との関係

切欠形状と温度との関係を示す式として筆者等が先に提案した次式

Table 2·1 Test Results

Testing Method	Kind of Steel	Notch Radius r (mm)	Notch Depth p (mm)	ψ	T_{rE}		T_{rLE}		E_0 (kg-m/cm ²)	E_{-20} (kg-m/cm ²)
					°C	°K	°C	°K		
Schnadt	Killed Steel	0	2	0	-3	270	-28	245	6.3	2.4
		0.10	2	0.00645	-4	269	-35	238	6.4	2.8
		0.25	2	0.01613	-23	250	-53	220	9.5	6.4
		0.50	2	0.03225	-46	227	-63	210	12.1	7.6
		1.00	2	0.06450	-67	206	-95	178	14.2	13.6
Charpy	High-Tension Steel	0.10	2	0.00645	44	317	3	278	2.3	1.2
		0.25	2	0.01613	27	300	-18	255	5.9	2.3
		0.50	2	0.03225	0	273	-36	237	11.9	7.9
		1.00	2	0.06450	-37	236	-49	224	19.5	16.4
	Killed Steel	0.10	2	0.00645	2	275	-20	253	6.9	2.6
		0.25	1	0.03225	-24	249	-67	206	16.3	12.2
		0.25	2	0.01613	-3	270	-30	243	10.2	5.0
		0.25	4	0.00806	-12	261	-28	245	8.0	4.4
		0.50	2	0.03225	-18	255	-40	233	13.3	8.2
		1.00	2	0.06450	-39	234	-67	206	17.0	13.7

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

r =Notch Radius (mm) t =Breadth of Specimen (Length of Notch) (mm)

p =Notch Depth (mm) θ =Notch angle

T_{rE} =Mean Energy Transition temperature

T_{rLE} =Transition Temperature defined by 2.6 kg-m/cm² Absorbed Energy for Charpy Test or 1.6 kg-m/cm² Absorbed Energy for Schnadt Test

E_0 =Absorbed Energy at 0°C

E_{-20} =Absorbed Energy at -20°C

Table 2·2 Values of Parameters for Test Steels (Tr. Temp.)

Kind of Steel	Transition Temperature	Testing Method	d	s	$S-U$
High-Tensile Steel	T_{rE}	Charpy	0.09	0.0170	116.0
	T_{rLE}		0.05		
Killed Steel	T_{rE}	Charpy	0.09	0.0385	98.2
		Schnadt	0.09	0.0181	
	T_{rLE}	Charpy	0.05	0.0385	
		Schnadt	0.05	0.0181	

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

但し, $\bar{A}^2/\bar{B}_0^2 = 1/10$ (衝撃試験)

T_r =遷移温度 (絶対温度)

$S-U$ =材料によつて定まる常数

$d=0.09$ (T_{rE} に対して), 0.05 (T_{rLE} に対して)

s =材料および試験法による常数

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

r =切欠半径 (mm), t =試験片幅 (mm),

p =切欠深さ (mm), θ =切欠角度.

を本実験結果に適用すると、第 2・2 表に示すような常数を用いると実験結果と比較的よく一致する曲線が得られる (第 2・2 図・第 2・3 図および第 2・4 図)。これによると、切欠形状が鋭いときは遷移温度は一定であるが、切欠形状がある程度以上に鈍くなるにつれて遷移温度は低下する。

また、 T_{rE} に比して T_{rLE} の方が実験値と計算値との差異が大きい。これは T_{rLE} (Ductility Transition Temperature) として用いた遷移温度 (シャルピ試験に対しては $T_{r2,c}$ シュナット試験に対しては $T_{r1,6}$) が適当でないことに基づくものと思われる。

次にシャルピ試験とシュナット試験とを比較すると、対応する定義による遷移温度に対しては (2・1) 式の常数値の中 s の値のみが異なり、シュナット試験の方が小さい。一般に (2・1) 式に於て s の値のみが異なる場合に遷移温度間の関係を計算して図示すると第 2・5 図の如くになり、 s の値の

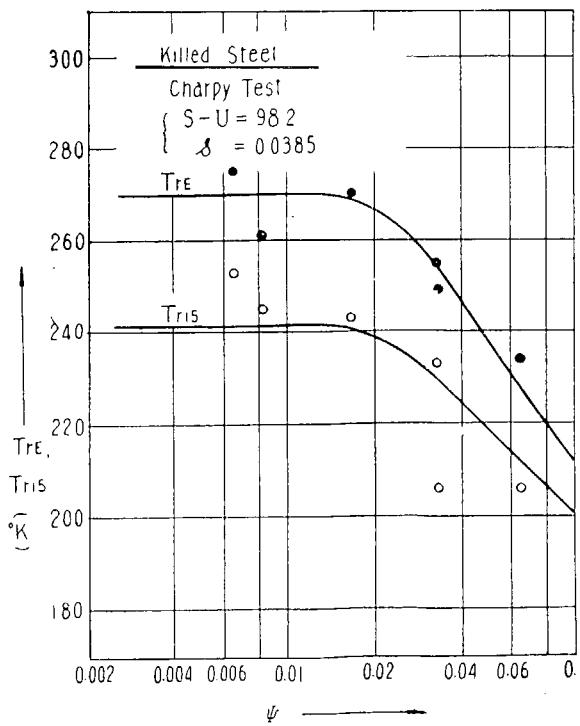


Fig. 2・2 Relation between T_{rE} , T_{r15} and Ψ

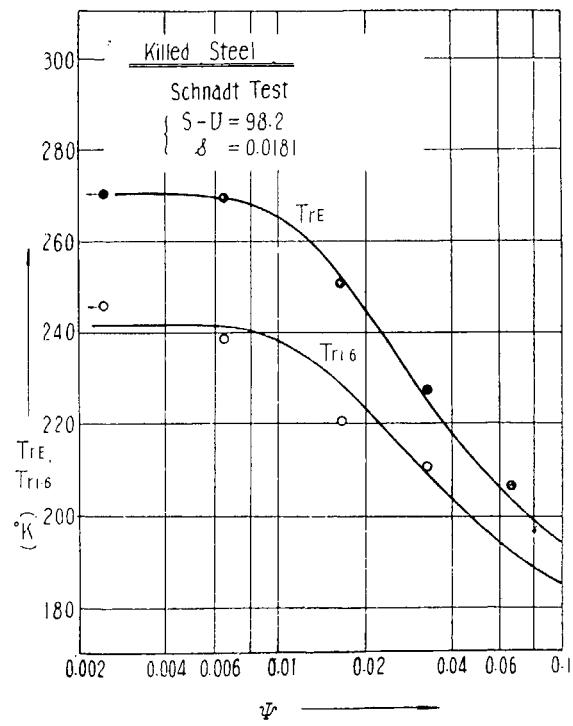


Fig. 2・3 Relation between T_{rE} , T_{r16} and Ψ

大なる方が対応する切欠形状試験片の遷移温度が高い。また、切欠形状が鋭く遷移温度の高い場合には、 s の値の小なる方が遷移温度の変化が明瞭にあらわれるが、ある程度切欠形状が鈍くなるとこの傾向は逆になる。この傾向は s の値の相違が大なる程顕著である。シャルピ試験とシュナット試験とによつて得られた T_{rE} , T_{rLE} を比較すると第 2・6 図が得られ、上述のことが示されている。

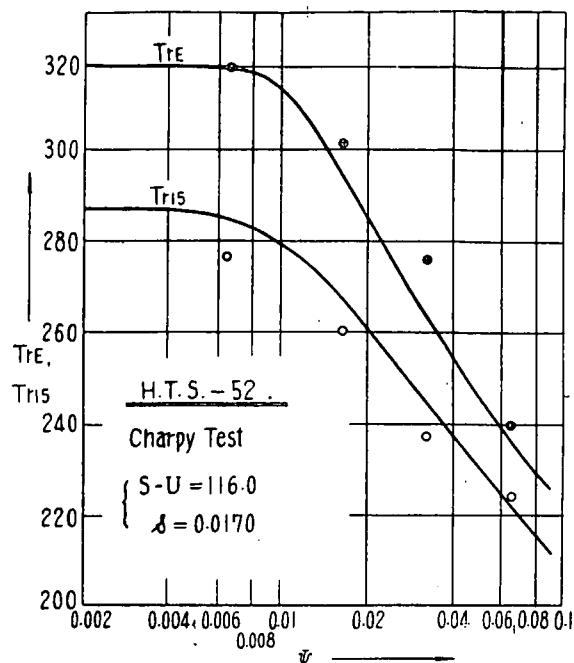


Fig. 2.4 Relation between
 T_{r15} , T_{rE} and ψ

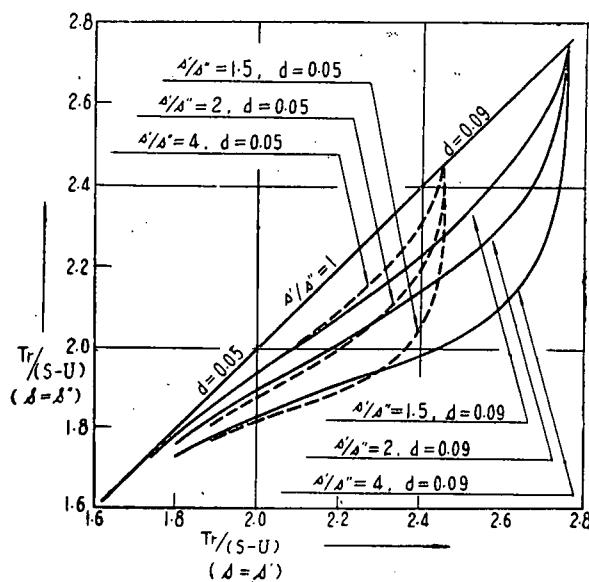


Fig. 2.5 Comparison of Transition Temperatures obtained by Two Testing Methods having Different s -Values

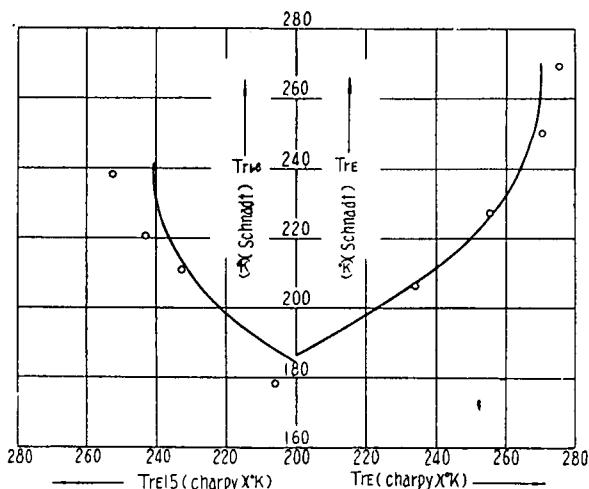


Fig. 2.6 Relation between the Results of Charpy Test and Schnadt Test (Killed Steel)

II-2. 切欠形状と吸収エネルギーの関係

切欠形状と低温における吸収エネルギーの関係を示す次式

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

但し, E =低温における吸収エネルギー $\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$

L , C =温度, 材料によつて定まる常数

s , Ψ , $A^2/B_0^2 = (2 \cdot 1)$ 式と同一の常数

T =試験温度

を今回の試験結果に適用すると第 2・7 図, 第 2・8 図および第 2・9 図が得られる。但し, L , C の値は第 2・3 表に示す値を採つた。これによると, 切欠形状が鋭いときは吸収エネルギーは殆んど一定であるが, 或る程度以上に切欠形状が鈍くなると吸収エネルギーは急激に大となる。また切欠形状の大きい場合には計算値と実験値は著しく異なる値を示しているが, これは破断様式が他のものと相違して剪断型破面が大部分を占めているため (2・2) 式が適用できないためである。

Table 2・3 Values of Parameters for Test Steels (Abs. Energy)

Kind of Steel	Absorbed Energy	Testing Method	L	C	s	$S - U$
High-Tensile Steel	E_0	Charpy	800	1.3	0.0170	116.0
	E_{-20}					
Killed Steel	E_0	Charpy	870	0	0.0385	98.2
	E_{-20}					
	E_0	Schnadt	240	4.2	0.0181	
	E_{-20}					

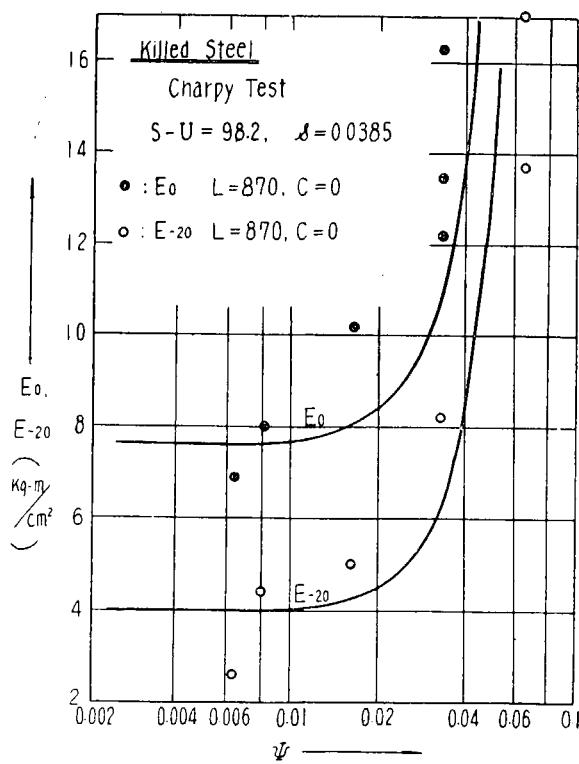


Fig. 2・7 Relation between E_0 , E_{-20} and Ψ

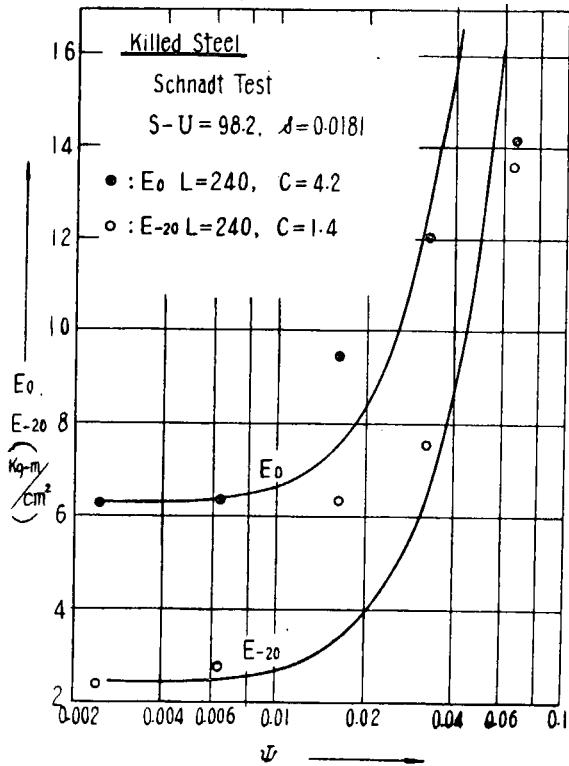


Fig. 2・8 Relation between E_0 , E_{-20} and Ψ

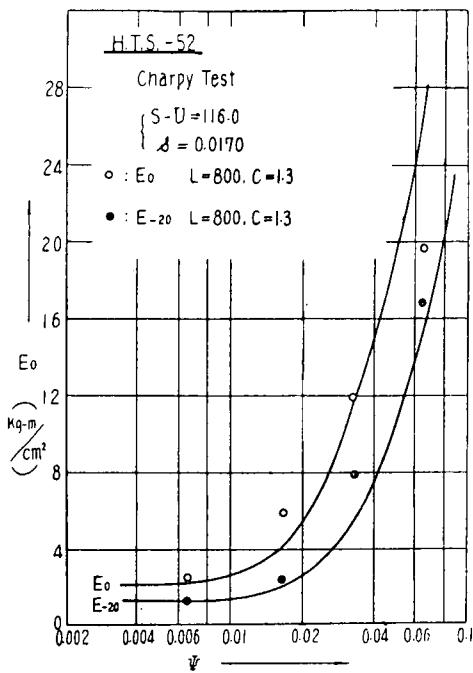


Fig. 2・9 Relation between E_0 , E_{-20} and ψ

II-3. 還移温度と吸収エネルギーの関係

Ductility 還移温度を示すと考えられる $T_{r,LE}$ と、低温における吸収エネルギーとの関係を示すと第 2・10 図、第 2・11 図、第 2・12 図および第 2・13 図が得られる。

実験値と計算値とはかなりの相違を示すが、大体の傾向を示しているものと考えられる。また、実

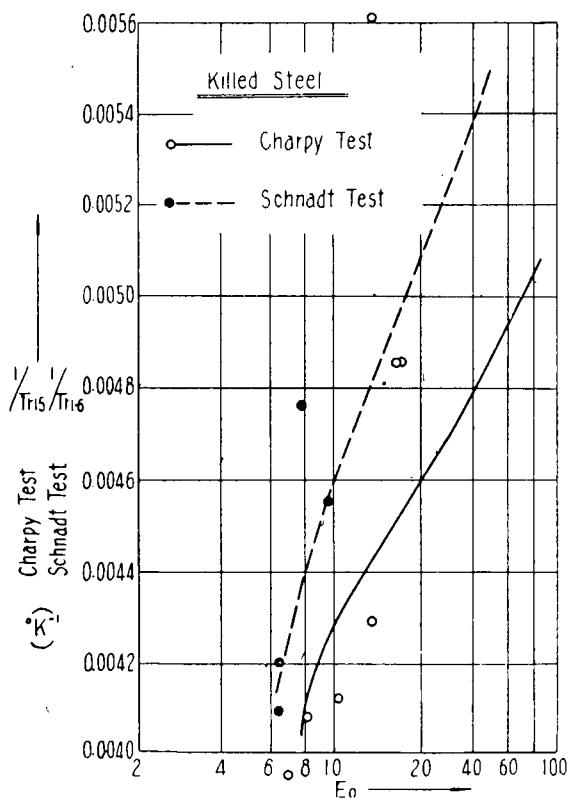


Fig. 2・10 Relation between T_{r15} , $T_{r1.6}$ and E_0

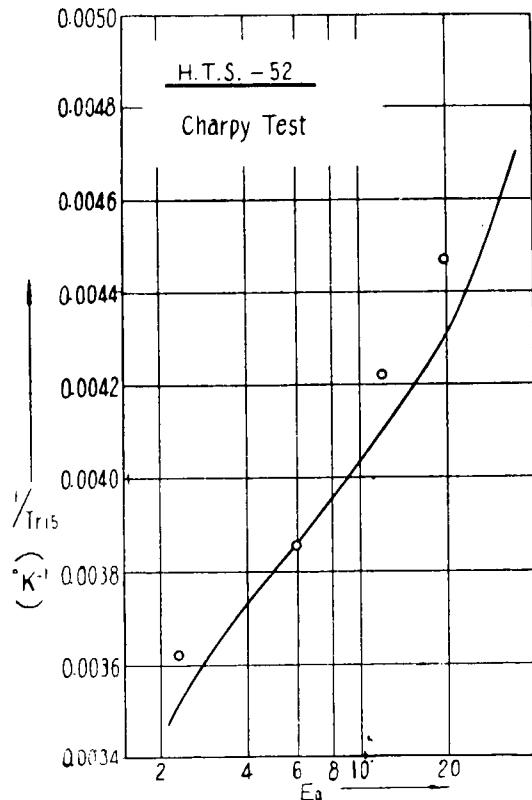


Fig. 2・11 Relation between T_{r15} and E_0

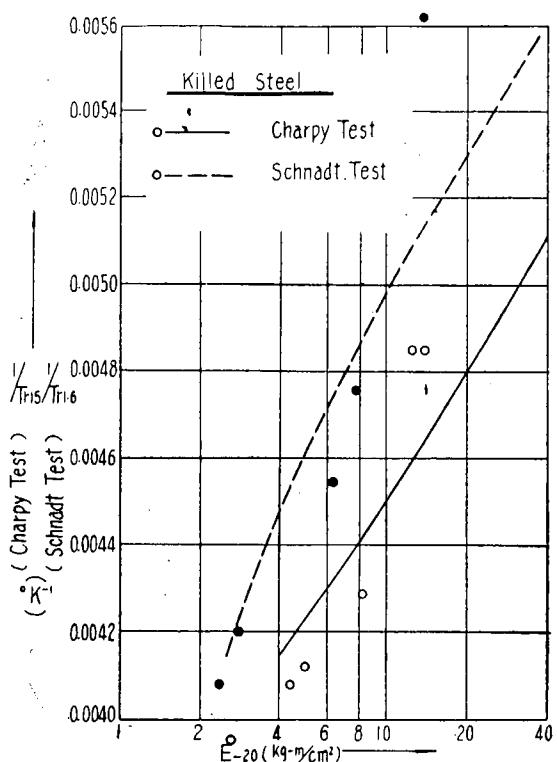


Fig. 2・12 Relation between
 T_{r15} , $T_{r1.6}$ and E_{-20}

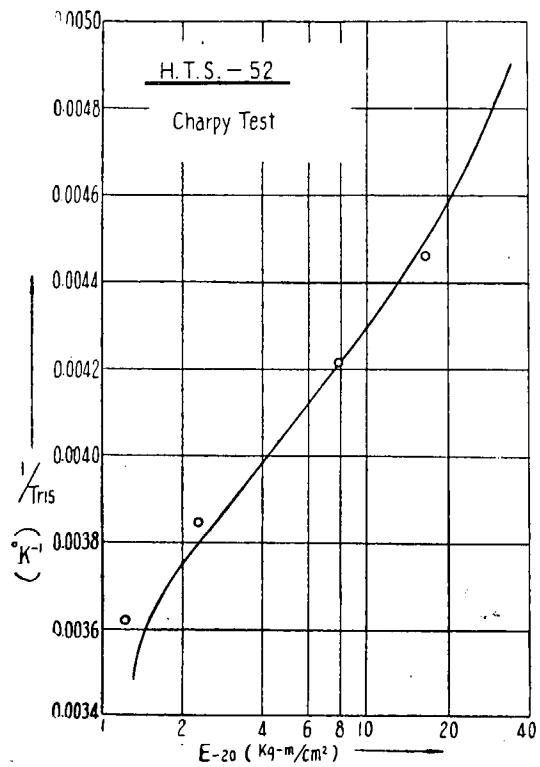


Fig. 2・13 Relation between
 T_{r15} and E_{-20}

驗式として

$$E = A e^{K/T_{rLE}} \quad (2 \cdot 3)$$

但し, A , K =材料・試験・温度による常数
なる関係が近似的に成立することが示される。

第3章 リーハイ試験

(試験項目 I-b)

先に第 12-3 研究部会において実施した研究のリーハイ試験においては、静的曲げ試験によつて試験片巾および切欠半径を種々に変化させた Lehigh 形試験片について、主として破面遷移現象を検討した。報告の実験はそれに引続いて行われたものであつて同一鋼材を使用し、同一形状の試験片について 1500 kg-m 大型衝撃試験機による衝撃曲げ試験を実施し、荷重速度の増加および試験片の形状の変化が延性及び破面遷移現象に及ぼす影響を調べたものである。

I. 使用鋼材

本実験に使用した鋼板はセミキルド鋼 FS でその機械的諸性質および化学成分は第 3・1 表に示すごとくである。

II. 試験片形状

本試験に使用した試験片の形状を第 3・1 図に示した。試験片巾は 75, 50, 30, 20, 10 mm の 5 種類であり、切欠形状は壁角度 45°、深さ 2 mm、切欠底部半径が 0.25 mm および 2 mm の二種を採用している。これによつて切欠の先鋒度を表わすと考えられる R/T (R : 切欠底部半径, T : 切欠の長さ, すなわち試験片巾) の値は 0.003 より 0.2 の範囲に適当に分散することとなる。

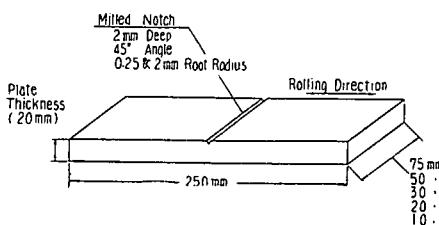


Fig. 3・1 Specimen

III. 実験の諸条件

本試験における試験片支持台および打撃振子尖端部形状を第 3・2 図に示した。使用した試験機の関係から、これらは本来のリーハイ試験における諸元とは幾分異つているが、この程度の相異は試験材の遷移現象に対してそう大きな影響は与えぬものと考えられる。

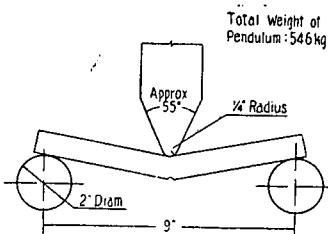


Fig. 3・2 Specimen Support and Striking Edge of Pendulum

Table 3・1 Swing Angle and Velocity of Pendulum
for Each Specimen

Width	Notch Rad.	Specimen		Velocity of Pendulum at the Instance of Blow
		Swing Angle		
75 mm	2 mm	75°		17.4 m/sec
75	0.25	60		5.9
50	2	60		5.9
50	0.25	45		4.5
30	2	45		4.5
30	0.25	45		4.5
20	2	45		4.5
20	0.25	30		3.1
10	2	30		3.1
10	0.25	20		2.1

また本実験においては打撃振子の振上角度を試験片の吸収エネルギーに相応させて種々に変化させている。その値を第3・1表に総括した。

このように振子振上角度を変化させた理由は吸収エネルギーを正確に測定することを第一の目的としたためであつて、その結果打撃時の振子速度は第3・1表に見られる如くかなり異ることとなつた。

本実験の試験片冷却には -80°C 以下の場合液体窒素を使用しており、この場合の冷却方法は第3・3図に示してある。すなわち予めドライアイスとアルコールによつて -75°C 程度に20分ないし30分冷却した試験片をアルミニウム

槽の底に横たえ、その下面を注入した液体窒素により冷却し、試験片上部に取りつけた熱電対の読みが所定の温度より 30°C ないし 50°C 低くなるようにし、その後第3・3図のままの状態に自然に放置し5分ないし10分後所定の温度に達した際取り出して衝撃試験を行つてゐる。

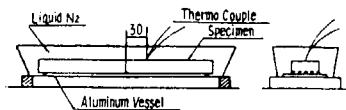


Fig. 3・3 Cooling Device of Specimen by Liquid Nitrogen

IV. 実験結果

各種形状の試験片について得られたエネルギー遷移曲線、延性（横収縮）遷移曲線および破面遷移曲線を第3・4図、第3・5図および第3・6図に示した。これら各図より得られた遷移温度を切欠尖鋭度 R/T を横軸にとつて整理した結果が、第3・7図および第3・8図である。

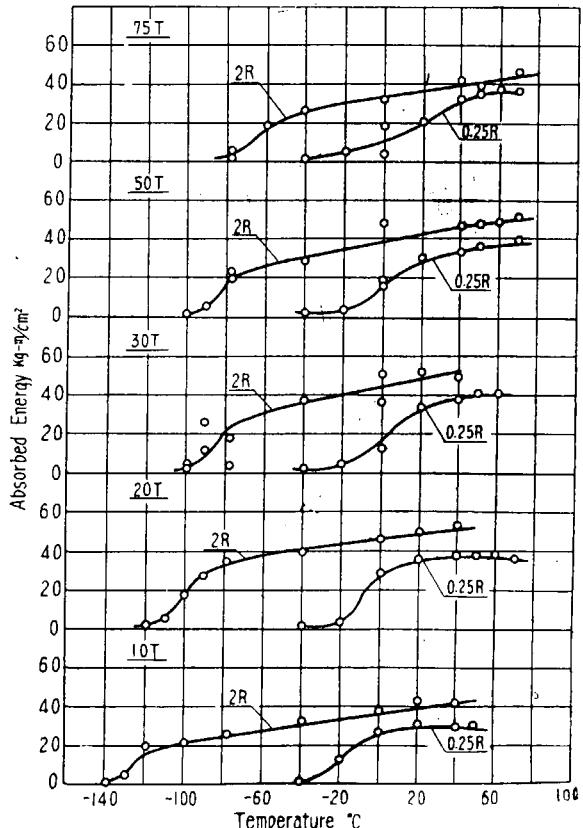


Fig. 3・4 Energy Transition Curves for Various Size of Notched Impact Bend Specimens

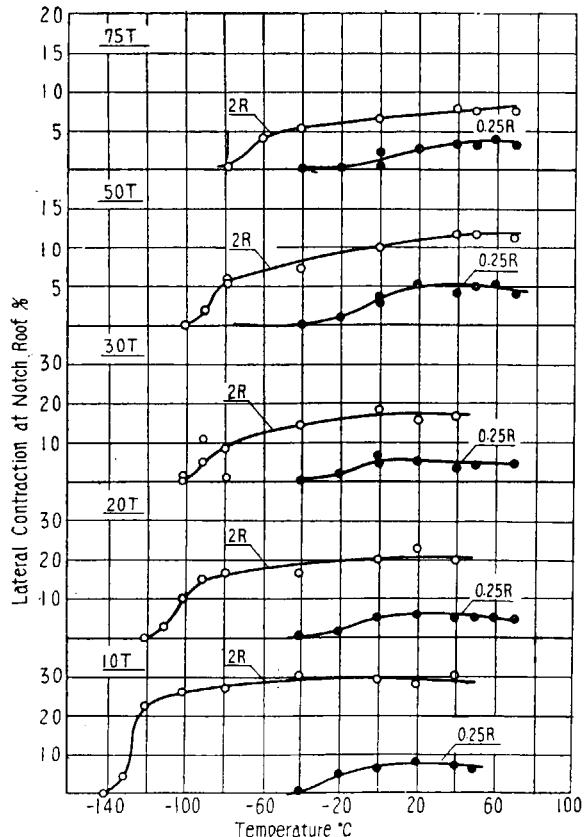


Fig. 3・5 Ductility Transition Curves for Various Size of Notched Impact Bend Specimens

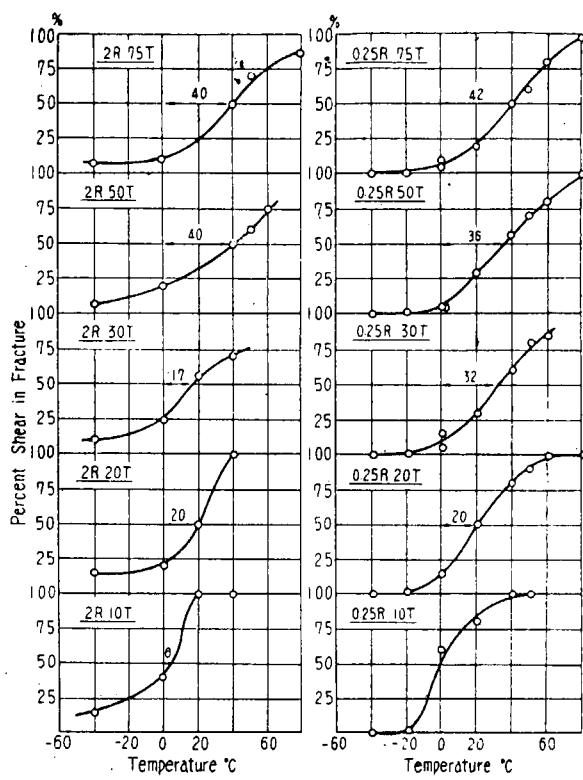


Fig. 3 · 6 Fracture Transition Curves for Various Size of Notched Impact Bend Specimens

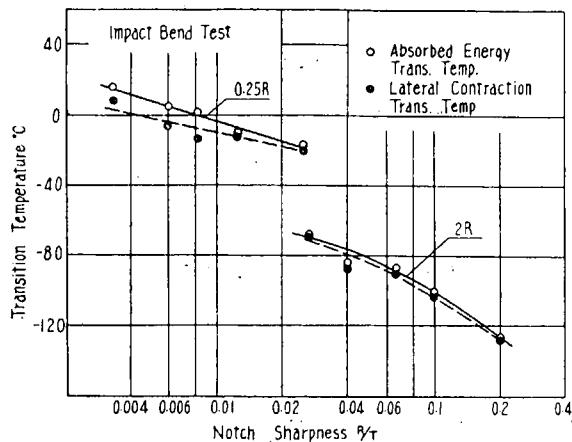


Fig. 3 · 7 Relation between Energy and Ductility Transition Temperatures and Notch Sharpness

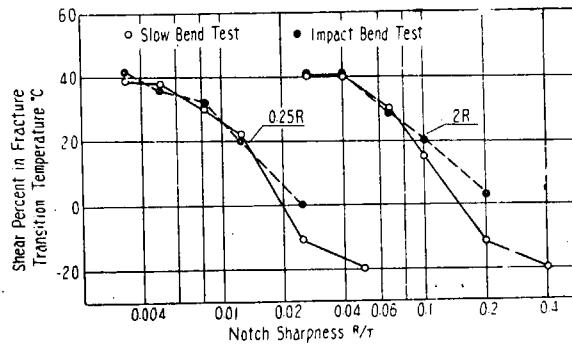


Fig. 3 · 8 Relation between Fracture Transition Temperatures and Notch Sharpness

またこれら各遷移温度を一覧表とすれば第 3 · 2 表の如くなる。

Table 3 · 2 Transition Temperatures

Notch Radius	Specimen Width	Impact Test			Static T.
		Energy T.T.	Notch Contraction T.T.	Fracture T.T.	Fracture T.T.
2 mm	75 mm	- 67°C	- 68°C	40°C	40°C
	50	- 84	- 87	40	40
	30	- 86	- 90	17	30
	20	- 100	- 103	26	15
	10	- 126	- 126	6	- 12
0.25	75	16	8	42	39
	50	5	- 6	36	38
	30	2	- 13	32	30
	20	- 10	- 12	20	22
	10	- 17	- 20	0	- 11

V. 実験結果の考察

V-1 破面遷移温度

衝撃試験の結果得られた破面遷移温度は巾 10 mm の場合を除いて静的試験結果と殆んど同一温度を示しており（第 3・8 図），また静的試験の場合と同様に切欠半径の差異によつて破面遷移温度は殆んど影響を受けず，試験片巾のみが大きくその温度を左右する結果となつてゐる。上記の板巾の小さい場合のみに破面遷移温度が荷重速度の影響を受ける理由については，このような試験片では亀裂の発生及び進展に伴う塑性変形の量がかなり大きくなるので，衝撃荷重の場合には塑性変形により発生した熱が逸散する暇がないため試験片が局部的温度上昇を起し，みかけの靭性が増加する結果ではないかと考えられる。しかしこの点はさらに検討する必要があるであろう。

V-2 エネルギー遷移温度と延性遷移温度

第 3・7 図において，エネルギー遷移温度と横収縮率による延性遷移温度とは，切欠底部半径 (R) 2 mm の場合には殆んど一致しているが，0.25 mm R の場合には特に R/T が小さくなつた場合（試験片巾が大きくなつた場合）は明瞭な差異を示してゐる。

これは切欠半径が大きいときは破壊がおこるまでに試験片の吸収するエネルギーが相対的に極めて大きく，それに比較して破壊の進行するのに要するエネルギーは小さいのでエネルギー遷移温度は殆んど破面の影響を受けることなく，ただ横収縮率の変化による延性遷移現象（破壊発生までのエネルギーの遷移現象と考えられる）によつて左右されるためであろう。

これに反して切欠半径が 0.25 mm と鋭くなつた場合には，延性および破面遷移温度はかなり接近し，また破壊の発生までに要するエネルギーは比較的小さい値となり，破壊進展のためのエネルギーは相対的に大となるので，エネルギー遷移現象は延性遷移現象と破面遷移現象の重畠したものとなつて現われる。これが第 3・8 図の R/T 小なる部分において，延性遷移温度とエネルギー遷移温度を分離させた原因であろう。

V-3 比吸収エネルギーの絶対値

第 3・4 図よりみると比吸収エネルギーの最大値は 2 mm R , 0.25 mm R , いずれの切欠形状においても，試験片巾の中間のものが最も大きく，試験片巾が大きい場合および小さい場合にはいずれも幾分低い値を示してゐる。これに反して切欠底部において測定した横収縮率は，いずれの切欠半径の場合においても巾の減少とともに一様に増大しているから，比吸収エネルギーの絶対値も試験片巾の減少とともに増加するのが妥当と思われる。

この点の矛盾については既に静的試験に際して最大荷重までの曲り角度が巾 20~30 mm の試験片において最も大きくなるという事実から疑問が持たれていた点であつて，今後更に精密な実験によつて検討を加える必要があるであろう。

VI. 総括

種々に変形させたリーハイ形試験片を用い，1500 kg-m 大型衝撃試験機により -140°C までの衝

撃曲げ試験を実施した結果、以下の各項が明かとなつた。

- (1) 一般に延性遷移現象は破面遷移現象より極めて低温部に現われ、これらの間の相換性は殆んど認められない。
- (2) 衝撃荷重と静的荷重による破面遷移温度の変化は、巾 10 mm の試験片の場合を除いて殆んど認められなかつた。
- (3) 衝撃試験の場合も静的試験の場合と同様に、切欠半径の変化は破面遷移温度に殆んど影響を与えず、ただ試験片巾のみがこの遷移温度に大きな影響を与えている。
- (4) 延性遷移温度に対しては切欠半径も試験片巾と同様に大きな影響を与えている。
- (5) 延性遷移現象は衝撃によって著しく高温側へ移動するようで、 $0.25 R$ の試験片について $-20^{\circ}\text{C} \sim +10^{\circ}\text{C}$ の間に見られる遷移現象は、先に行つた静的試験の結果で、 -70°C までの温度範囲で全く見られなかつたものである。

第 4 章 カー ン 試 験

(試験項目 I-d)

本章はカーン試験に関するものであつて、カーン切欠試験片の切欠半径をキルド鋼の場合は 5 種、高張力鋼の場合は 2 種に変化させて実験を行つた。

I. 使用鋼材

本試験に使用した鋼材はキルド調 Y.K. および高張力鋼 K-4 であつて、その機械的性質および化学成分を第 1・1 表に示す。

II. 試験片および試験方法

試験片の切欠半径 r を次のように変化させる。

キ ル ド 鋼	0.1	0.5	1	2	8 mm
高 張 力 鋼	0.5	2 mm			

試験片は第 4・1 図に示す如く、切欠底部が荷重線より 1 mm 内側になるように切欠をつけ、試験片の長手方向がロール方向と一致するように切り出されている。

試験方法は第 12-3 研究部会の場合と同様で、恒温槽内において荷重速度 8 mm/min で試験片に荷重を加え試験片毎に次の 4 量を測定する。

- (1) 剪断破面率 $S\%$
- (2) 切欠底部直下の横収縮率 $\phi\%$
- (3) 最大荷重までの吸収エネルギー $E_i \text{ kg-m/cm}^2$

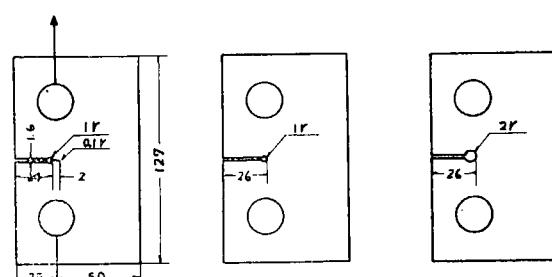


Fig. 4・1 Specimen

(4) 最大荷重後の吸収エネルギー E_p kg-m/cm²

III. 試験結果

各試験片について剪断破面率、横収縮率、最大荷重前後の吸収エネルギーと温度の関係を、キルド鋼の場合を第4・2図および第4・3図に、高張力の場合を第4・4図に示す。

破面遷移温度(Fracture Transition Temperature)はキルド鋼の場合は $r=0.1\sim 8\text{ mm}$ において、セミキルド鋼の場合と同様ほぼ一定で、切欠半径の影響はみられない。

ただし遷移温度はセミキルド鋼の場合の約 20°C にたいして、キルド鋼の場合は -5°C 前後で、これは鋼種の差異によるものと思われる。

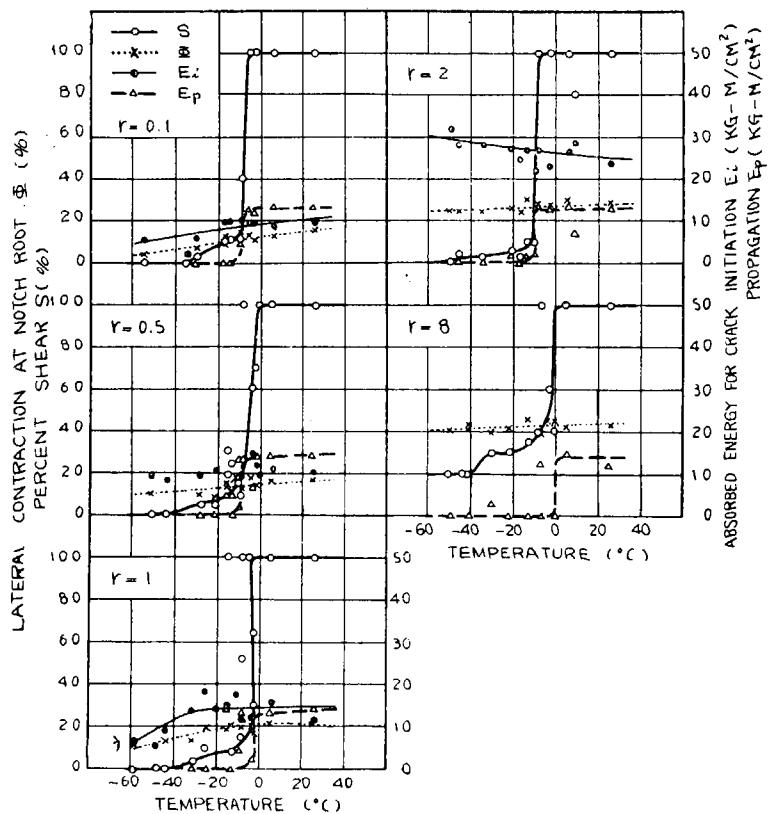


Fig. 4・2 Transition Curves for Killed Steel

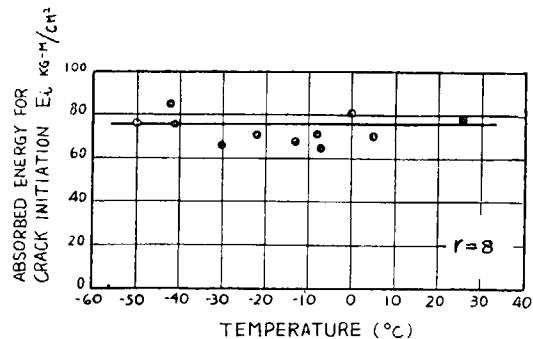


Fig. 4・3 Curves relating Absorbed Energy for Crack Initiation and Temperature on $r=8\text{ mm}$ for Killed Steel

これに反して高張力鋼の場合

は、 $r=0.5\text{ mm}$ および 2 mm の場合の破面遷移温度は、それぞれ 39°C および 25°C で 14°C の差異がみられる。すなわち高張力鋼の場合のみ、破面遷移温度が切欠半径の影響を明瞭にうけていることがわかる。なお、第4・2図において $r=2\text{ mm}$ の場合、遷移温度附近において剪断破面率が他の場合に比して著しいバラツキをしめしている。

つぎに最大荷重までの吸収エネルギーおよび横収縮率と温度の関係については、温度の低くなるにつれて両者が幾分減少している場合もあるが、ほぼ一定値をしめして明瞭な延性遷移温度 (Ductility Transition Temperature) が求められない。

0°C に於ける横収縮率 ϕ_0 と r/t の関係を第4・5図に示す。 ϕ_0 はいづれもセミキルド鋼の場合とほぼ同様な変化をして、鋼種による差異はあまりみとめられない。

脆性破壊した試験片の破面において、切欠底部に発生した破壊が延性から脆性に変化する地点までの距離、すなわち限界クラック長さ Δl_0 と温度の関係は、キルド鋼の場合は第4・6図にしめすごとく、セミキルド

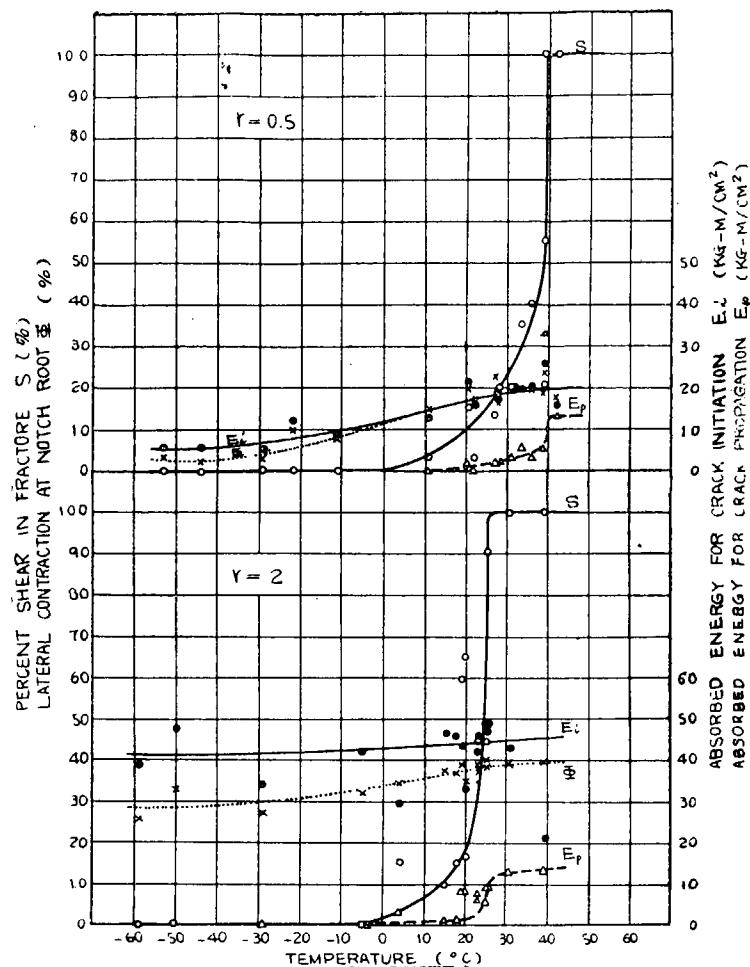


Fig. 4・4 Transition Curves for HTS

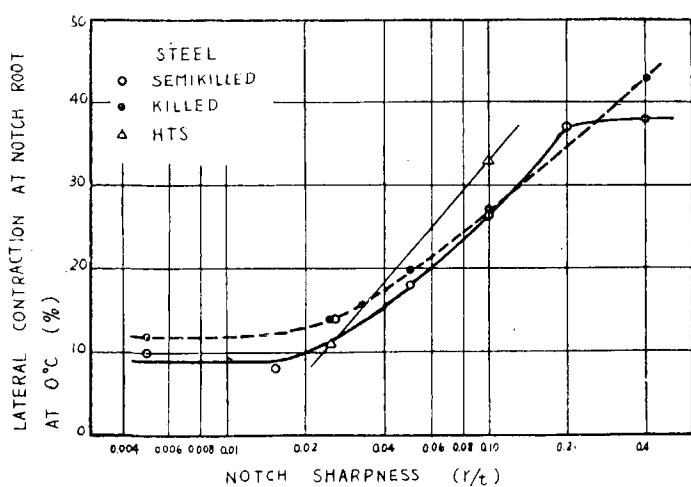


Fig. 4・5 Curves relating Lateral Contraction at Notch Root at 0°C and Notch Sharpness

鋼の場合とほぼ一致しているが、高張力鋼の場合は第4・7図にしめすごとく、 $r=0.5\text{ mm}$ の場合の遷移温度附近において第4・2図の剪断破面率-温度曲線とやや異なつていて。たとえば 39°C において剪断破面率が55%であるにもかかわらず、限界クラック長さは3mmにすぎない。

その破面は第4・8図にしめすごとく、通常の脆性破面にみられる切欠底部の三角形状の剪断破壊部(Shear Apex)のほかに、圧延面に接した剪断破壊部(Shear Lip)が大きくて、脆性破壊の伝播が途中で停止し、その後は剪断破壊に変化している。

第4・5図より、破面遷移温度より少し低い温度における限界クラック長さ Δl_0 と r/t の関係をもとめると、第4・10図にしめすごとなる。キルド鋼の場合は、セミキルド鋼の場合にみられるごとき、 Δl_0 の2段にわたつての変化はなく、 r/t まではほぼ一定で、それ以上では Δl_0 は漸次増加する。セミキルド鋼およびキルド

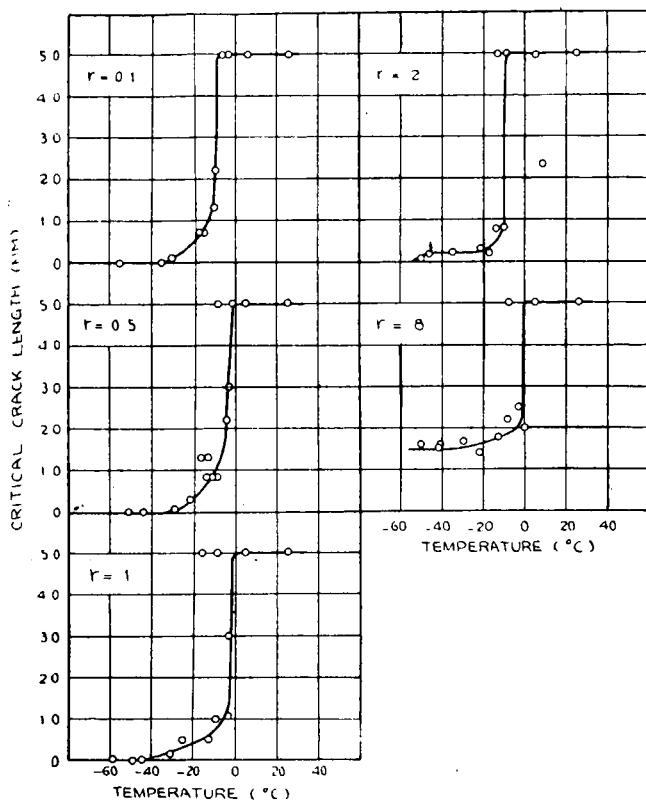


Fig. 4.6 Curves relating Critical Crack Length and Temperature for Killed Steel

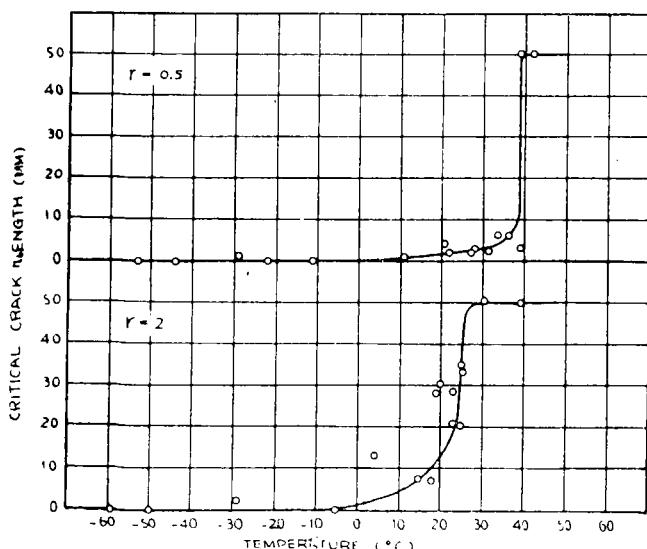


Fig. 4.7 Curves relating Critical Crack Length and Temperature for HTS

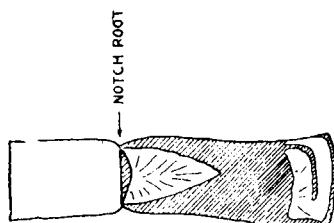


Fig. 4.8 Fracture Surface at 39°C on $r=0.5\text{ mm}$ for HTS

Percent Shear 55%
Critical Crack Length ... 3mm
Shaded Shear Fracture
Others Brittle Fracture

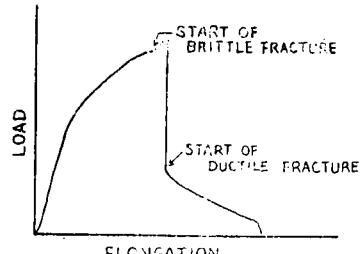


Fig. 4.9 Load-Elongation Curve at 39°C on $r=0.5\text{ mm}$ for HTS.

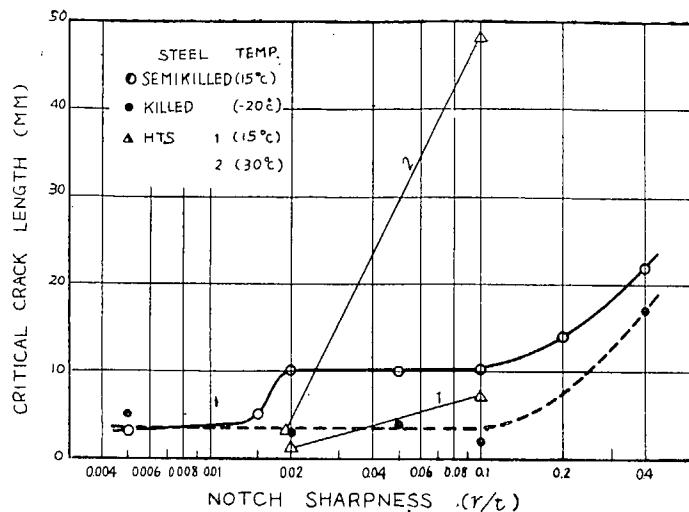


Fig. 4.10 Curves relating Critical Crack Length and Notch Sharpness

鋼の場合は、いづれも破面遷移温度が切欠半径の影響を受けずほぼ一定であるが、高張力鋼の場合は切欠半径の影響を受けるので、両遷移温度の中間温度（30°C）では切欠半径の大きい方は剪断破壊し、図にしめすと直線が急上昇している。

第 5 章 Tipper 試験

(試験項目 I-e)

I. 供試材料、試験片形状および試験方法

実験に使用した材料は厚さ 20 mm の八幡製鉄所製キルド鋼 YK と川崎製鉄所の HT 52 高張力鋼 K-4 B* である。

試験片の形状は Tipper の用いたものに似ているが、細部は幾分異り、第 5・1 図に示す通りである。試験片の巾 40 mm と切欠の深さ 2 mm は一定とし、切欠半径はキルド鋼 YK に対しては 0.05, 0.10, 0.25, 0.50, 1.00 mm の 5 種、HT 52 高張力鋼 K-4 B に対しては 0.05, 0.10, 0.25, 0.50 mm の 4 種とした。試験片の厚さは板厚のままである。

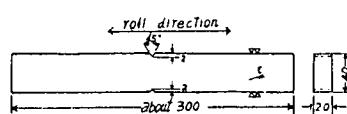


Fig. 5.1 Test Specimen

試験の際は試験片を所定の温度に 10 分間以上保つた後、試験片断面と同じ模孔を底部にあけた水密の 300×200×150 mm の木箱に入れ、この中で所定温度を保ちつつ 50 t アムスラー試験機で引張って破壊した。荷重速度はなるべく 20 mm/min を保つようにし、荷重—撓み曲線を自動的に記録した。所定温度をうるには 0°C 以下はドライアイスとエチルアルコール、0°C 以上は水を用いた。

* 鋼材 K-4 の Bottom 側より採取したもの。記号を K-4 B とする。

II. 試験結果と考察

II-1. 破面の外観

静的切欠引張り試験 (Tipper 試験) は破面の遷移現象を見るのに適した方法である。第 5・2 図は破断面の外観の一例をキルド鋼 YK について示したもので、同じ試験片に対する剪断破面率を温度に対して描くと第 5・3 図がえられ、同様のものを HT 52 高張力鋼 K-4 B について求めると第 5・4 図がえられる。試験温度を高温から次第に下げていくと、ある温度 (T_{rs}) で破面は剪断型から壁開型に急激に変る。切欠半径が小さいほど遷移温度は高い傾向があるが、切欠半径の影響はきわめて僅かである。

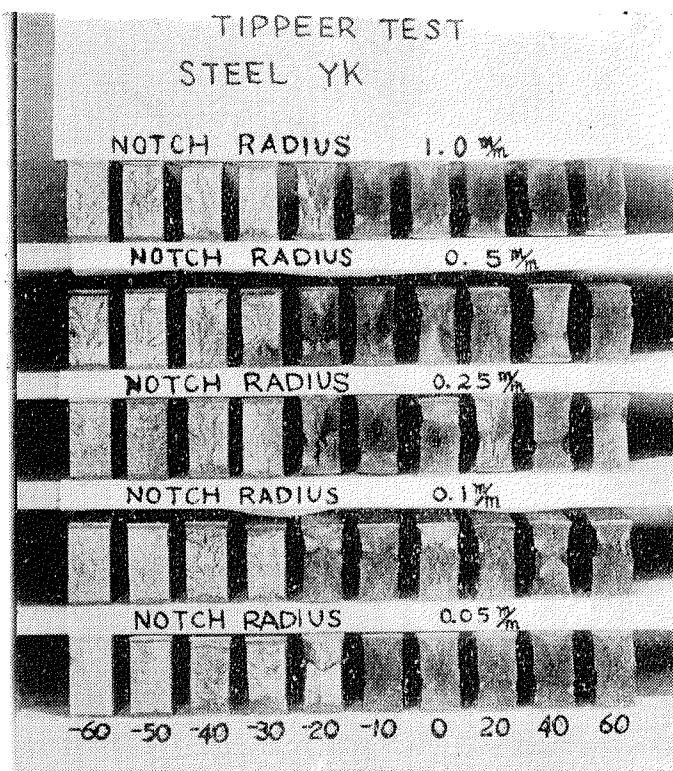
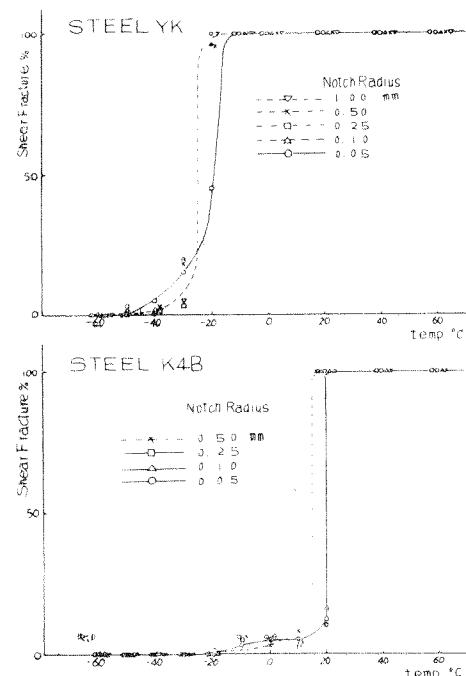


Fig. 5・2 Fracture Appearance of Tested Specimen



Figs. 5・3, 5・4 Relation between Shear Fracture Percentage and Temperature

II-2. 応 力

試験片の降伏応力 σ_Y (局部的なものではない) と破断応力 σ_B を計測した結果を第 5・5 図および第 5・6 図に示す。降伏応力は温度の低下と共に上昇するが、これは切欠半径には無関係である。

破断応力 σ_B (最大荷重/原断面積) はやはり温度の低下と共に上昇するが、切欠半径の小さい場合は、ある温度以下になると、応力歪曲線が水平にならないうちに破断し、 σ_B は低下する。破断応力と降伏応力の差 ($\sigma_B - \sigma_Y$) を描くと第 5・7 図と第 5・8 図のようになり、温度に対して遷移現象がみられる。

II-3. 伸 び

伸びは一般に 100 mm の標点距離に対して計測したが、その結果を第 5・9 図と第 5・10 図に示す。伸びは切欠半径の小さい場合の方が小さく、試験温度がある温度以下になると急激に減少し始め

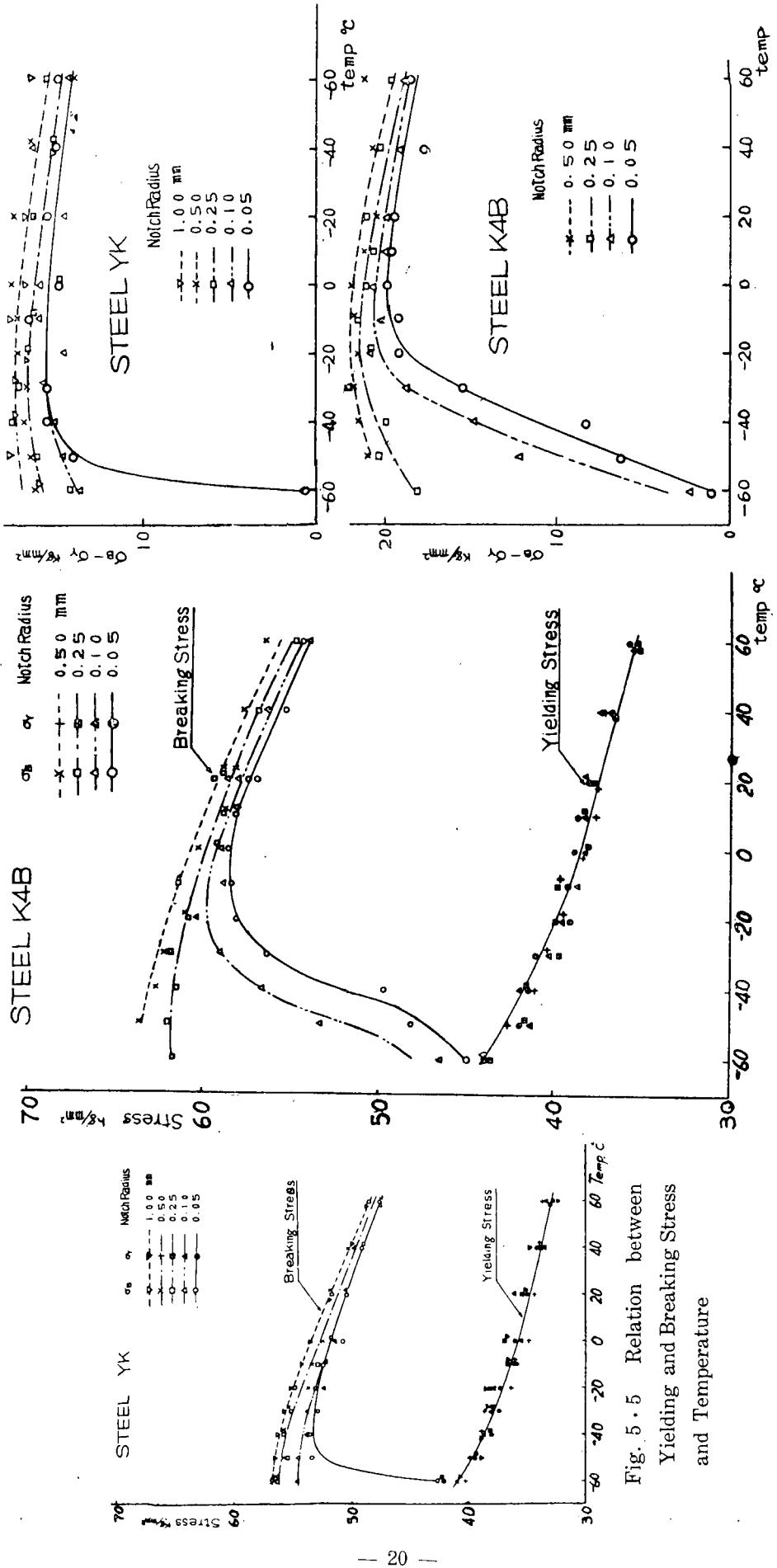


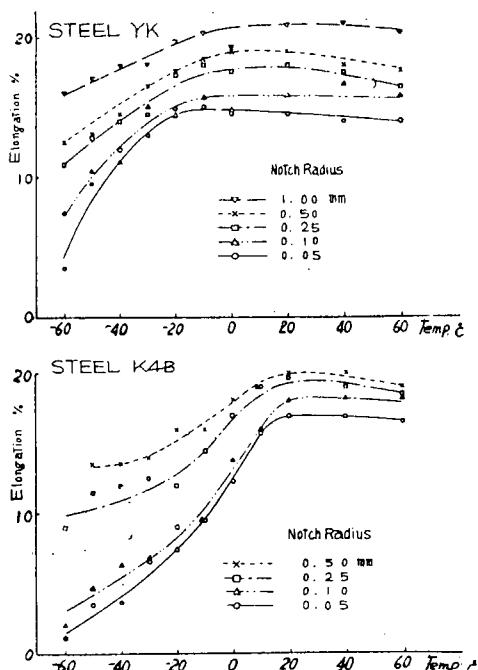
Fig. 5.5 Relation between
Yielding and Breaking Stress
and Temperature

Fig. 5.6 Relation between Yielding and
Breaking Stress and Temperature

Figs. 5.7, 5.8 Relation between
 $(\sigma_B - \sigma_Y)$ and Temperature

る。この現象は各切欠半径について見られるが、切欠半径の小さいものの方が著しく、また前述の破断応力が低下し始める温度よりも、伸びの方が高い温度で低下し始める。

キルド鋼 YK については切欠のある断面をまたいで、100, 50, 20 mm の標点距離について伸びを計測したが、その絶対値を比較したものが第 5・11 図である。0.05 から 1.0 mm に至る 5 種の切欠半径の試験片について計測しており、中間の切欠半径に対する伸びの値は記入していないが、それらは 0.05 と 1.0 mm に対する結果の丁度中間にいる。50, 20 mm の標点距離に対する伸びは 100 mm に対するものに比して、それぞれ約 60, 30 % で、切欠からかなり離れた場所でも、相当の塑性変形をしていることが判る。



Figs. 5・9, 5・10 Relation between
Elongation and Temperature

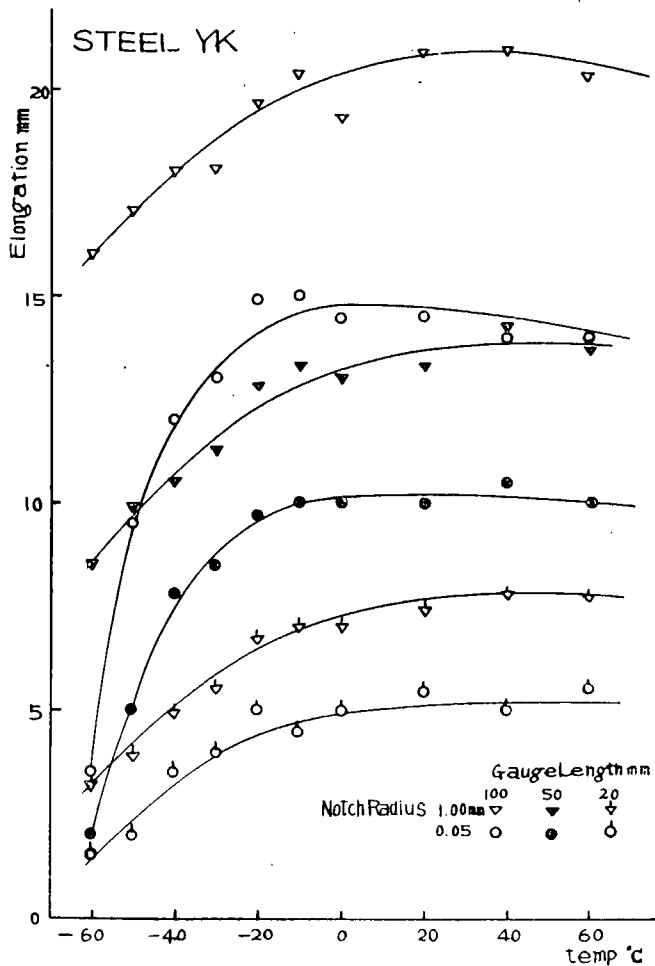


Fig. 5・11 Comparison of Elongation in
Various Gauge Length

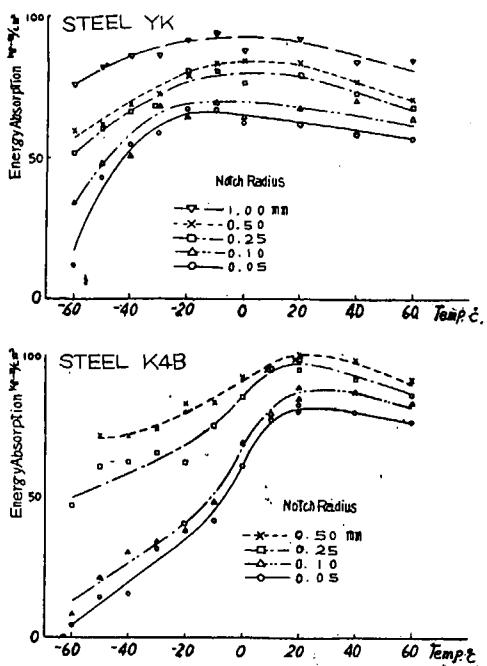
II-4 吸収エネルギー

前項で述べたように、切欠からかなり離れた場所でも相当のエネルギーが吸収されていることがわかつたので、中央部 100 mm の長さの範囲で比較することとし、吸収エネルギーとしては次の値を使用した。

$$\sigma_B \times \lambda \times \text{const.} / \text{sectional area}$$

ここで λ は 100 mm に対する伸びで、const. は応力-歪曲線から求め、一般に 0.85 を使用した。前述のように吸収エネルギーは計測する体積によって変るが、従来の慣習に従つて断面積で割った値

をとり、それらを第 5・12 図と第 5・13 図に示す。吸収エネルギーの遷移現象は応力よりも伸びの方が大きく影響しており、切欠半径の小さいほど吸収エネルギーは小さい。



Figs. 5・12, 5・13 Relation between Energy Absorption and Temperature

II-5. 断面収縮

破面の厚さ減少率は第 5・14 図、第 5・15 図に示すようになる。厚さ減少率は温度が高い場合は、各切欠半径の場合ともあまり変わらないが、温度の低下と共に低下し、低温においては切欠半径の小さいものほど減少率が小さい。

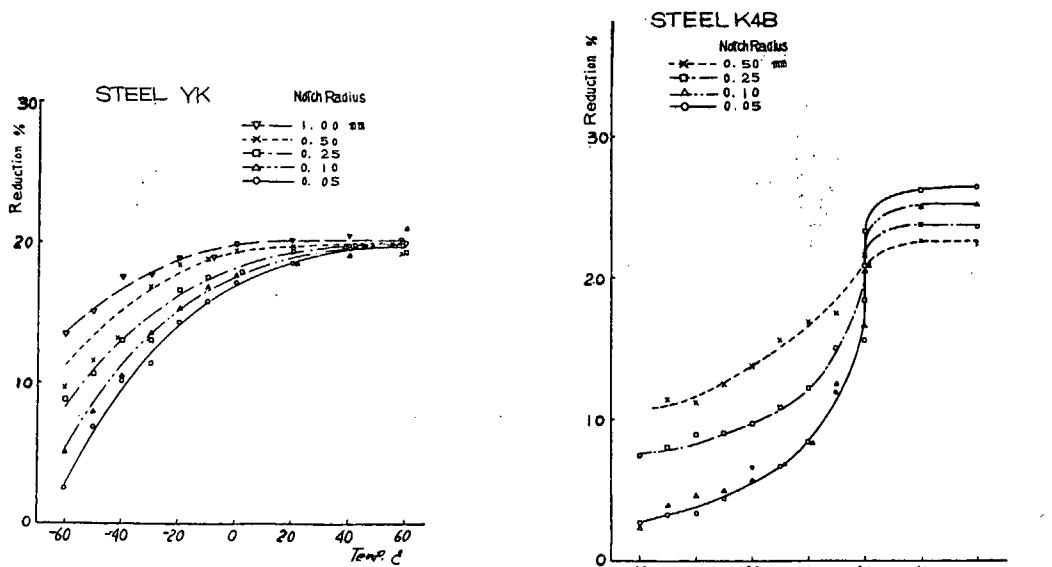


Fig. 5・14

Fig. 5・15 Relation between Reduction in Thickness and Temperature

II-6 遷移温度

以上各種の量に対する遷移現象について述べたが、定量的に比較するため遷移温度として次の5種をとつた。

T_{rs} Temperature of 50% shear fracture

$$T_{r\sigma} \quad " \quad " \quad \frac{1}{2} \max. (\sigma_B - \sigma_Y)$$

$$T_{r\lambda} \quad " \quad " \quad \frac{1}{2} \max. \text{ elongation}$$

$$T_{rE} \quad " \quad " \quad \frac{1}{2} \max. \text{ energy}$$

T_{rp} " " 4% reduction in thickness

これらの値を第5・1表に示すが、実験温度は-60°Cまで、-100°Cまでは推定によつて値を求め、括弧をつけてある。それよりさらに低いと思われるものは推定不能で*印をつけてある。

Table 5・1 Various Transition Temperatures

Steel No.	Notch radius (mm)	T_{rs} (°C)	$T_{r\sigma}$ (°C)	$T_{r\lambda}$ (°C)	T_{rE} (°C)	T_{rp} (°C)
YK	0.05	-20	-57	-53	-53	-57
	0.10	-25	*	-58	-59	-63
	0.25	-25	*	(-71)	(-73)	(-72)
	0.50	-25	*	(-79)	(-83)	(-85)
	1.00	-25	*	(-100)	(-98)	(-95)
K-4B	0.05	20	-41	-15	-14	-37
	0.10	20	-48	-16	-17	-37
	0.25	20	*	-65	-62	*
	0.50	15	*	*	*	*

切欠半径に対して各種遷移温度を描くと Fig. 5・16 のようになる。一般に切欠半径が小さくなると T_{rs} は僅かに下る傾向があるが、その影響はきわめて小さい。

切欠半径が小さい場合は、低温になると破断応力と降伏応力は近づき、両者がほとんど一致する温度があり、これは延性遷移温度に近いものを表わすと考えられる。第5・1表でわかるように、応力の遷移現象は切欠半径の影響を大きくうけるので、切欠半径はできるだけ小さくして試験することが望ましい。

吸収エネルギーの遷移現象は大部分伸びによつて決まるので第5・1表でわかるように、 $T_{r\lambda}$ と T_{rE} はほとんど等しい。切欠半径が大きくなると T_{rE} , $T_{r\lambda}$ は低下するが、その程度は材料によつて異なる。

T_{rp} も切欠半径が大きくなるに従つて低下するが、一般に T_{rE} よりも低く、傾向も幾分異つている。

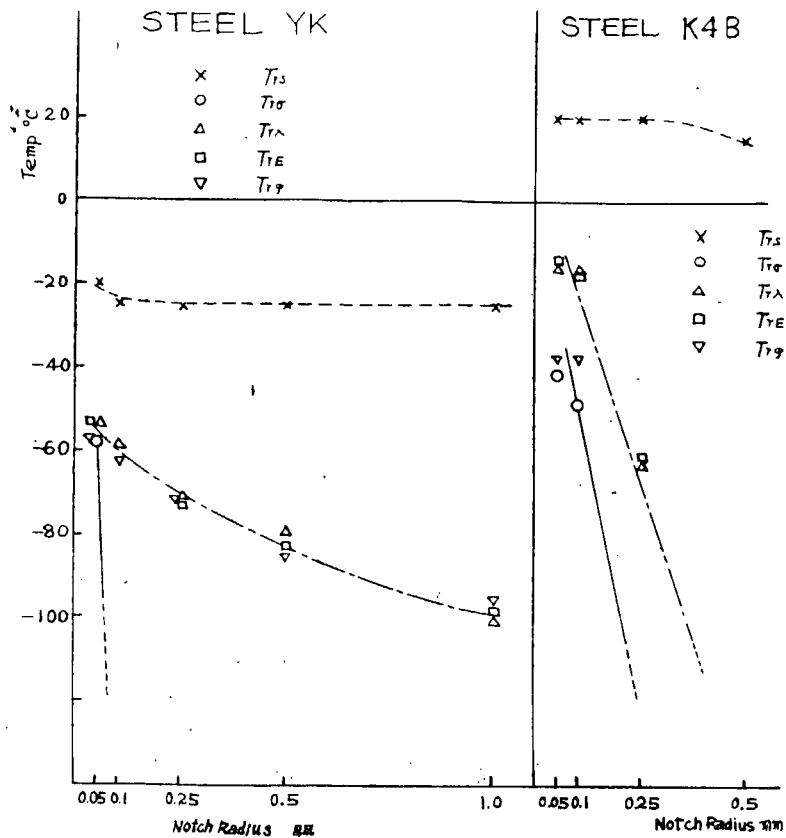


Fig. 5.16 Relation between Transition Temperature and Notch Radius

III. 結 言

以上2種の鋼材（第12-3研究部会の結果も入れれば4種）について切欠半径を変えて静的切欠引張り試験を行った結果について述べたが、えられた結果を要約すると次の通りである。

(1) 破面遷移温度 T_{rs} は切欠半径が大きくなると低くなる傾向があるが、その程度はごく僅かである。

(2) 切欠半径の小さい場合、最大応力は温度に対し遷移現象を伴い、切欠半径がごく小さい場合、ある温度で降伏とほとんど同時に脆性破壊をする。

(3) 伸びは切欠半径が小さいほど小さく、伸びの遷移温度 $T_{r\lambda}$ が高い。

(4) 吸収エネルギーは大部分伸びに支配され、切欠半径の小さいほど吸収エネルギーは小さく、エネルギー遷移温度 T_{rE} は高い。

(5) 厚さ減少率は低温では切欠半径の小さいほど小さく、断面収縮遷移温度 T_{rp} は高い。

静的切欠引張り試験は破面遷移温度 T_{rs} を求める方法としては、遷移現象がはつきりしており、切欠半径の影響をほとんど受けないというすぐれた長所がある。しかし、どちらかと言えば T_{rs} が幾分高くなる点で、切欠半径は小さくした方が良い。

切欠深さはこの場合 2 mm であつたが、低温の場合、切欠以外の場所（試験温度よりやや高いため降伏点が低い）で破断したものが二三あつたので、もう少し深い方が良いと思われる。

延性遷移温度としてシャルピーの T_{r15} や静的曲げの T_I と関連性の強い基準を求めるることは困難であるが、切欠半径のごく小さい場合は降伏とほとんど同時に破断する温度があり、延性遷移を知る有力な手がかりになると思われる。

したがつて、静的切欠引張り試験においては、破面遷移と延性遷移の両性質を調べるためにには、できるだけ切欠半径を小さくして行うことが望ましいと考える。

第 6 章 Van der Veen 試験

(試験項目 I-f)

I. 供試材料、試験片形状および試験方法

実験に使用した鋼材は、板厚 20 mm のセミキルド鋼 FS, キルド鋼 YK, HT 52 高張力鋼 K-4B の 3 種である。

試験片の形状は第 6・1 図に示す通りで、板はミルスケールを取除かず、圧延のまま試験した。切欠は 1% Cr 鋼を 45° の角度に鋭く研磨したナイフェッジを、第 6・2 図に示す装置を用いて 3 mm の深さに押込んで形成した。切欠のプレスは 10 t アムスラー試験機によつて行い、荷重は約 9 t であつた。切欠の拡大写真の 1 例を第 6・3 図に示す。若干のものについて切欠半径を計測したが、いずれも切欠半径は 0.004 mm 以下であつた。

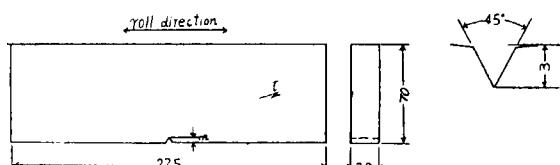


Fig. 6.1 Test Specimen

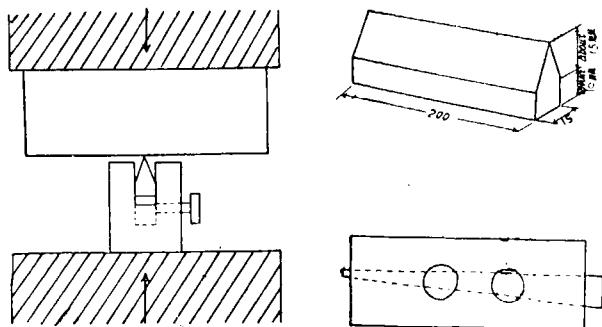


Fig. 6.2 Procedure of Pressing Notch

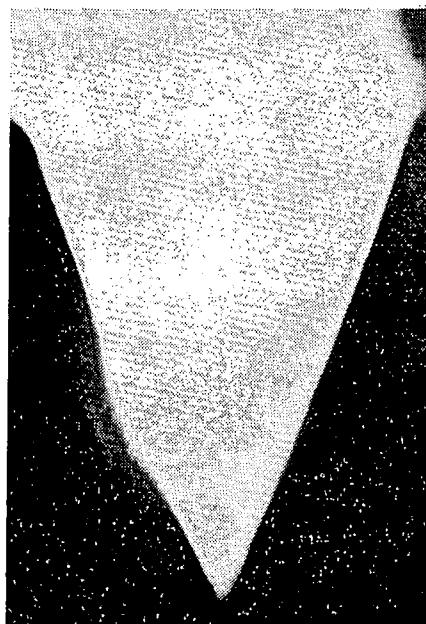


Fig. 6.3 An Example of Pressed Notch

時効の影響をなくするために、切欠をプレスしてから 2 時間以内に破壊試験を行つた。

試験片は試験温度 0°C 以下はドライアイスとエチルアルコール、それより高い温度は水を用いて、予め所定の温度において 10 分以上保つておき、試験を行うとき、治具および試験片が完全に没する水槽状恒温槽に入替え、さらに 5 分以上一定温度に保つた後に試験を開始した。

試験片は第 6・4 図に示すように、切欠を下にして、200 mm の距離を保つた半径 20 mm の 2 個の支点で支え、中央を直径 60 mm の荷重ロールで押して曲げた。

試験片の横倒れを防ぐために、特に設計した支持台を用いたが、それでも温度の高い場合横倒れするものが若干あつた。

荷重速度は大体 20 mm/min を保つようにし、曲げ試験中は荷重一撓み曲線を自動的に記録した。

II. 静的曲げ試験の結果と考察

静的曲げ試験では、比較基準により次の 2 つの遷移温度をとつて いる。

(a) 破面遷移温度 T_{II}

切欠底部から剪断亀裂の伸びた長さ (depth of fibre, 第 6・5 図参照) が 32 mm, すなわち板巾の中心線に達する温度。

(b) 延性遷移温度 T_I

最大荷重に達したとき 200 mm の支点間隔で支えた試験片が中央で 6 mm 撓む温度。

試験した 3 種の鋼材について depth of fibre を描くと、第 6・6 図～第 6・8 図に示すように、いずれも遷移現象がはつきり見られる。これらの鋼材の T_{II} の値は、後に述べる他の遷移温度と共に第 6・1 表に示す。

最大荷重時における試験片中央の撓みを描くと、第 6・9 図～第 6・11 図がえられる。温度が高い場合には点が可なりばらつくが、6 mm の撓みでおさえるときは相当はつきり T_I とを決めるこ

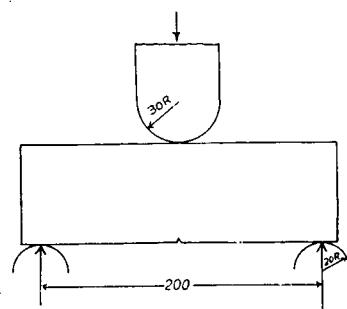


Fig. 6・4 Procedure of Test

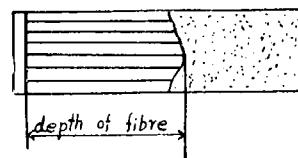
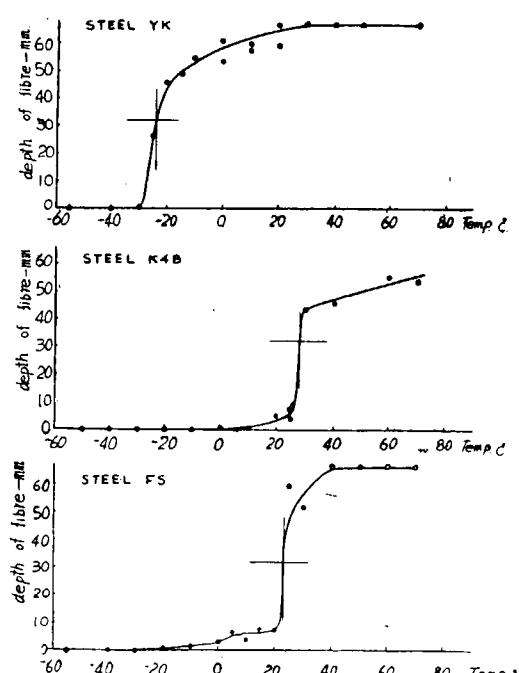
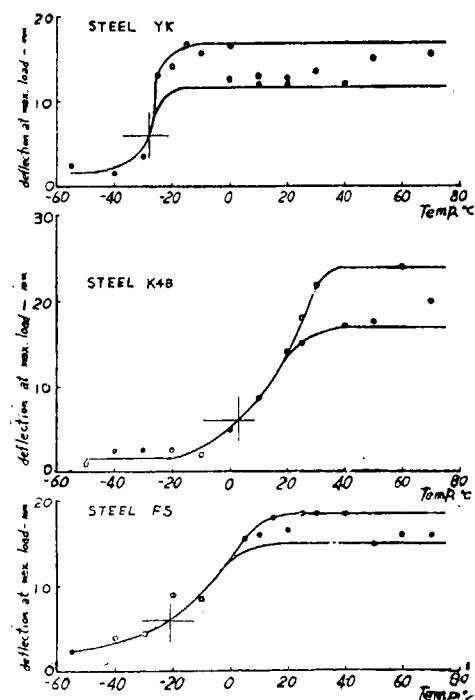


Fig. 6・5 Depth of Fibre



Figs. 6・6～6・8 Relation between Depth of Fibre and Temperature



Figs. 6・9～6・11 Relation between Deflection at Max. Load and Temperature

とができる、これらの値も第 6・1 表に示してある。

通常論ぜられる上記の 2 種の遷移温度の他に、他の量の遷移現象を調べてみることとする。まず試験片の吸収エネルギーを断面積で割つたものを第 6・12 図～第 6・14 図に示す。温度が高いときは、試験片は荷重が一旦最大値に達した後に減少して破断する。第 6・8 図では最大荷重までの吸収エネルギーと全吸収エネルギーを区別して図示してあるが、低温では荷重が増大しつつあるうちに破壊があるので、この両者は同じ値になる。最大荷重に達した後に、さらにエネルギーを吸収するようになる最低温度、言い換えれば最大荷重までの吸収エネルギーと全吸収エネルギーが等しい最高温度を T_{rE} と定義すれば、3 種の鋼材に対する T_{rE} は第 6・1 表に示すよう T_H ときわめて良く一致する。

シャルピー試験では延性遷移温度として low energy level、すなわち 15 ft-lb (2.6 kg-m/cm²) が基準としてとられている。静的曲げ試験では 10 kg-m/cm² を基準としてとると、low energy level

の遷移温度 T_{rLE} が第 6・1 表のように求められ、延性遷移温度 T_I と良く一致する。シャルピー試験に比して吸収エネルギーの基準値が高いのは試験片の体積が大きいことなどの影響と考える。

破面の厚さ減少率 (%) を描くと第 6・15 図～第 6・17 図に示すようになり、これらが 4 % になった温度を T_{rp} と定義すれば、これまた第 6・1 表に示すように T_I と良く一致する。

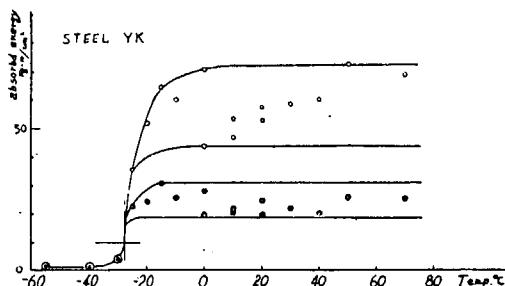


Fig. 6.12

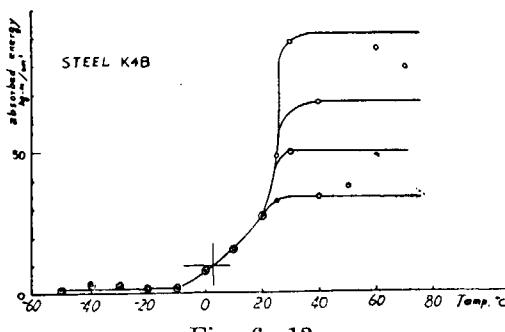


Fig. 6.13

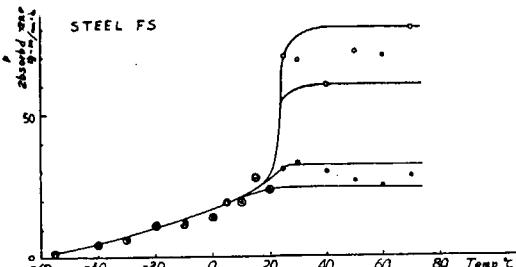
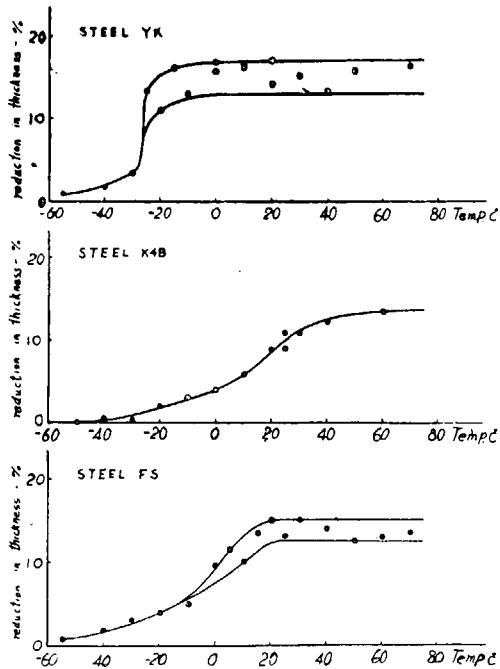


Fig. 6.14 Relation between Absorbed Energy and Temperature



Figs. 6.15～6.17 Relation between Reduction in Thickness and Temperature

III. 結 言

以上 3 種の鋼材について行った静的曲げ試験 (Van der Veen 試験) の結果を要約すると次の通

りである。

(1) 静的曲げ試験の破面遷移温度 T_{II} とエネルギー遷移温度 T_{rE} は各鋼材ともきわめて良く一致する。

(2) 静的曲げ試験の延性遷移温度 T_I low energy level 遷移温度 T_{rLE} ($10 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$), 断面収縮遷移温度 T_{rp} (4%) は各鋼材ともきわめて良く一致する。

(3) 破面遷移温度と延性遷移温度の順序は一致しているが、それ以上相関関係は求められなかつた。

第7章 二重衝撃試験

(試験項目 I-g)

はしがき

切欠衝撃試験は、鋼材の切欠脆性を試験する最も標準的な方法として広く用いられている。しかるに衝撃試験では瞬間的に試験が完了するので、破壊の状況が明らかにされ難く、試験の特性に不明の点が多く残されている。

全衝撃値～温度曲線を、破壊の発生と伝播に要する部分に近似的に分離し、試験法の特性を調査する方法として、先に二重衝撃試験法が提案された¹⁾。本章では第12-3研究部会の実験に引続いて、この方法をキルド鋼および高張力鋼に適用して、各種鋼材の切欠脆性と衝撃試験法の特性を検討することとした。

II. 試験用鋼材

実験に使用した鋼材は、キルド鋼 Y. K. および高張力鋼 K-4 で、その諸性質は第7・1表に示

Table 7・1 Chemical Compositions of Steels (%)

Class	Thickness (mm)	No.	C	Si	Mn	P	S	Cu
Rimmed Mild Steel	13	A-13	0.18	0.019	0.45	0.016	0.020	0.254
		B-13	0.19	0.01	0.35	0.007	0.027	0.30
		C-13	0.194	0.009	0.48	0.023	0.014	0.22
		D-13	0.20	T R	0.44	0.035	0.013	0.29
Semikilled M.S.	20	F S	0.208	0.064	0.78	0.014	0.022	0.189
Killed M.S.	23	K-3	0.21	0.16	0.66	0.014	0.017	0.21
	20	Y K	0.138	0.220	0.80	0.017	0.023	0.177
H. T. S.	20	K-4	0.130	0.481	1.190	0.012	0.006	0.176

1) 大谷、熔接学会誌、1954年11・12月、9、250。

す通りである。

なお本報告では、すでに二重衝撃試験を実施した各種の鋼材、すなわちムド鋼4種(A-13・B-13・C-13・D-13)^{2),3)}、セミキルド鋼1種(F.S.)⁴⁾、キルド鋼1種(K-3)^{1),2)}、に対する結果をも併せ、試験成績を総括して検討することとした。参考のため以上の鋼材の諸性質を一括して第7・1表および第7・2表に記した。

Table 7・2 Mechanical Properties of Steels

No.	Yield Point σ_y (kg/mm ²)	Tensile Strength σ_B (kg/mm ²)	Elongation λ (%)	Reduction of Area ϕ (%)
A-13	25.6	41.8	31.6	53.8
B-13	28.4	42.6	27.2	—
C-13	25.8	42.6	26.3	57.0
D-13	30.2	45.6	23.8	47.9
F S	28.0	46.8	26.5	—
K-3	31.8	48.1	28.0	—
Y K	32.9	48.7	30.3	—
K-4	34.7	52.4	29.0	—

Table 7・3 Combination of P and R

III. 試験片

第7・1図のシャルピ衝撃試験片を、鋼板のロール方向から採取し、45°Vの切欠を板厚方向につけた。切欠の先端半径(R)は0.1:0.25:0.5:1.0mmに、深さ(P)は1:2:4mmに変えて試験した。鋼材Y.K.およびK-4に対する P と R の組合せを、先に実験し

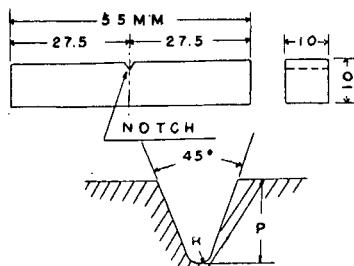


Fig. 7・1 Specimen

Steel No.	P (mm)	R (mm)
A-13	2	0.25:1.00
B-13	2	0.25:1.00
C-13	2	0.25:1.00
D-13	2	0.25:1.00
	1	0.25
F S	2	0.10:0.25:0.50:1.00
	4	0.25
K-3	2	0.25:1.00
	1	0.25
Y K	2	0.10:0.25:0.50:1.00
	4	0.25
K-4	2	0.25:1.00

た各種の鋼材に対する組合せとともに、一括して第7・3表に示す。

- 2) 大谷、熔接学会誌、1955年1月、1、49および文献1。
- 3) 大谷、鉄道技研中間報告、6~167、1955年11月。
- 4) 日本造船研究協会報告、第6号、1955年11月、p. 22。

IV. 試験方法

二重衝撃試験法では、試験片にまず、小エネルギー(W_1)で打撃を与え、切欠先端部に破壊を発生せしめ、しかる後標準のシャルビ衝撃試験を行つて、吸収エネルギー(W_2)を測定する。第1回の打撃による破壊の最大深さ(d_c)は、メッキ液(第2塩化銅、10%アルコール溶液)を利用して、破面より検出する。これらの $W_1 \cdot W_2 \cdot d_c$ と、標準の衝撃値(W_c)を組合せて結果を整理し、第1回の打撃時の低速度の影響を除去して、結局全衝撃値(W_c)を、切欠先端に破壊が発生するまでに要する部分(W_i)と、これが伝播して試験片が破断するまでに要する部分(W_p)に分離することができる。試験法の詳細はすでに報告した⁴⁾。

V. 試験成績

R および P の各組合せに対する試験結果の数例を、鋼材Y.K.の場合について第7・2図に示す。

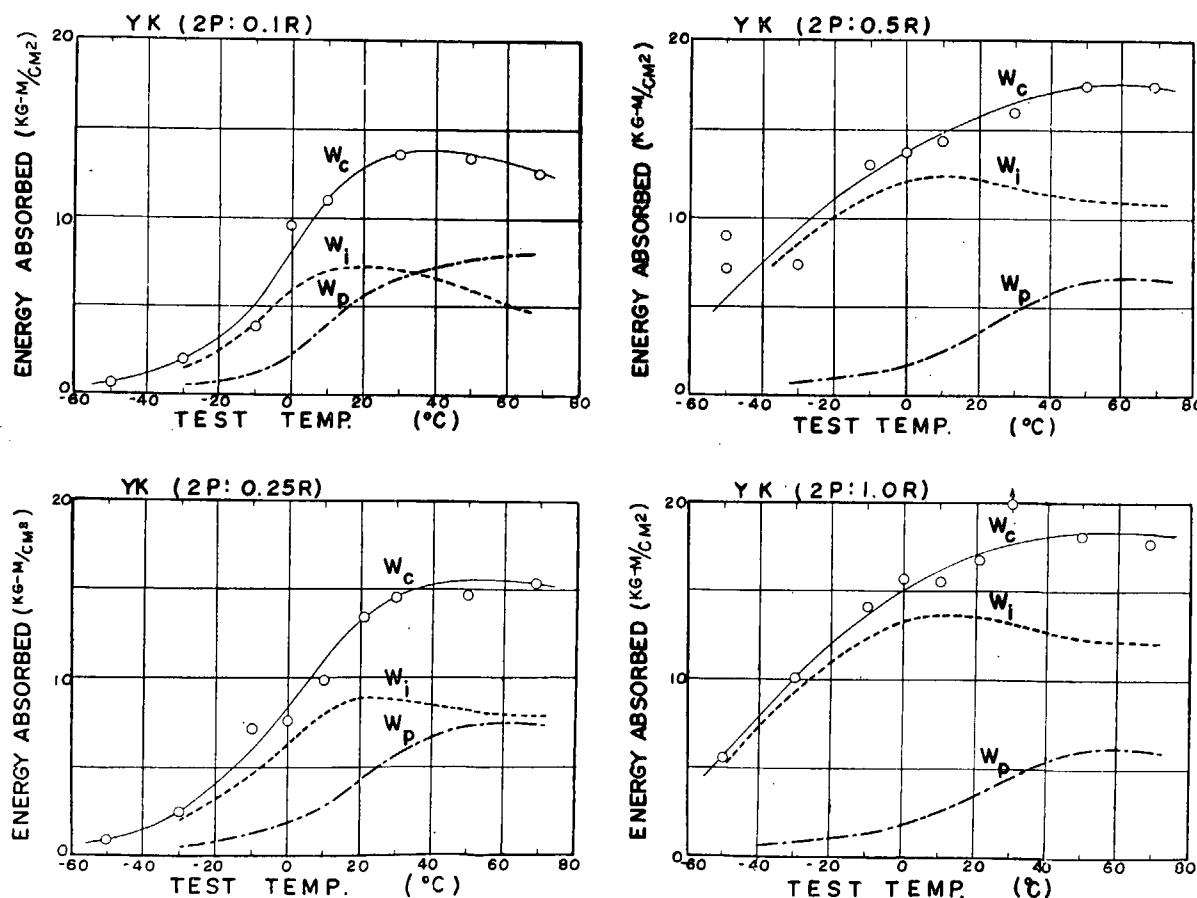


Fig. 7・2 Example of Test Results

VI. 考察ならびに結論

第7・2図および第7・3図等の試験結果を、すでに実施した各種鋼材に対する成績と併せて検討

すると次の事項が明らかとなる。

(1) 切欠形状 (R と P) の値が変化するにつれて、 W_i ~ 温度曲線の形と位置は広範囲に変化するが、これは切欠形状が主として W_i 曲線に与える影響にもとづくものである。 W_p 曲線は切欠形状が変わても、ほとんど変化することはない。第 7・3 図は W_i および W_p 温度曲線の最高値 [$(W_i)_{\max}$ と $(W_p)_{\max}$] と R の関係を、また第 7・4 図は両曲線から求めた 1/2 エネルギー遷移温度 (T_{rEi} と T_{rEp}) と R の関係を示すもので、以上の事実を裏書きしている。 P が深くなつても、 R が小さくなると同様に変化する。また慣用される遷移温度 $T_{r15} \cdot T_{rE} \cdot T_{rp}$ 等は T_{rEi} に準じて R と P の影響を受け、これらは W_i 曲線に密接な関係のあることが判る。

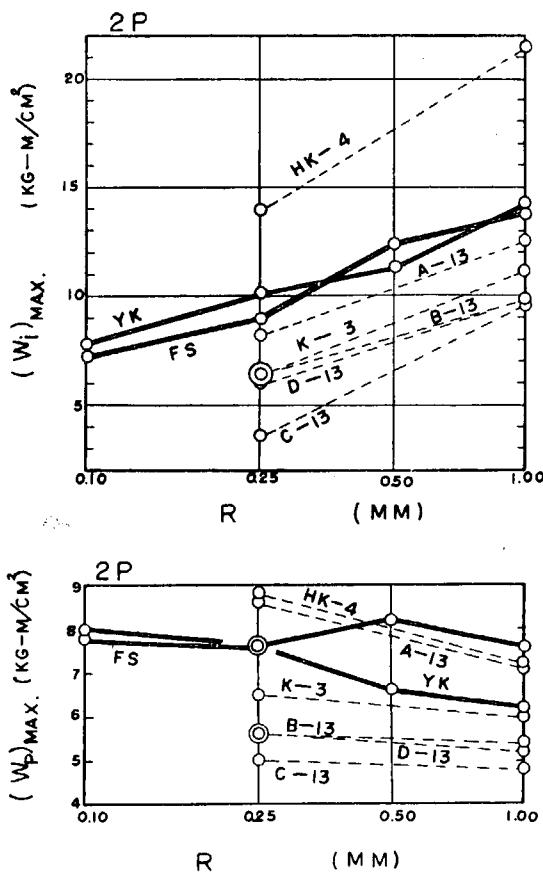


Fig. 7・3

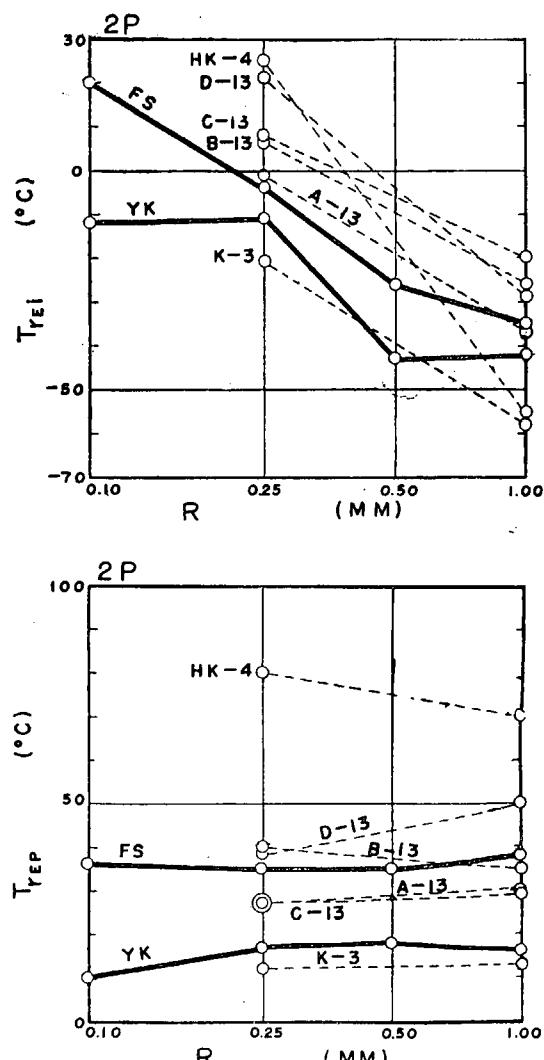


Fig. 7・4

(2) 標準打撃による剪断破面率 (S) ~ 温度曲線から求めた遷移温度 T_{rs} も、 T_{rep} と同様に切欠形状の影響をほとんど受けない。かつ鋼材ごとに S ~ 温度曲線の占める位置の順序は、 W_p ~ 温度曲線の順序とよく一致し、両者は極めて密接な関連のあることが知られる。

(3) 各種遷移温度の間の関連性

W_i 曲線が温度降下とともに低下して 2 kg-m/cm^2 となる温度を、遷移温度 (T_{rEi})₂ とすると、これと T_{r15} は第 7・5 図のように良好な直線関係を示す。

また第 7・6 図に示すごとく、 T_{rE} と T_{r15} にもかなり良好な関連性がある。第 7・7 図は T_{rp} と T_{rE} の関係で、このように T_{rp} は T_{rE} ともつとも密接な関連性を有する。さらに第 7・8 図のように、 T_{rs} と T_{rEP} の関連性も良好である。

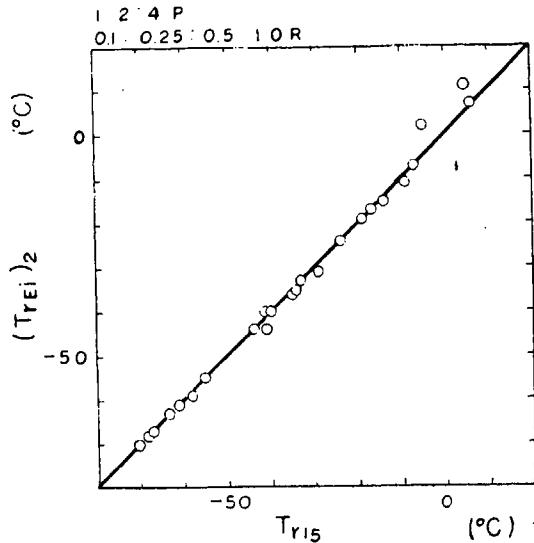


Fig. 7.5 $(T_{rEi})_2 \sim T_{r15}$

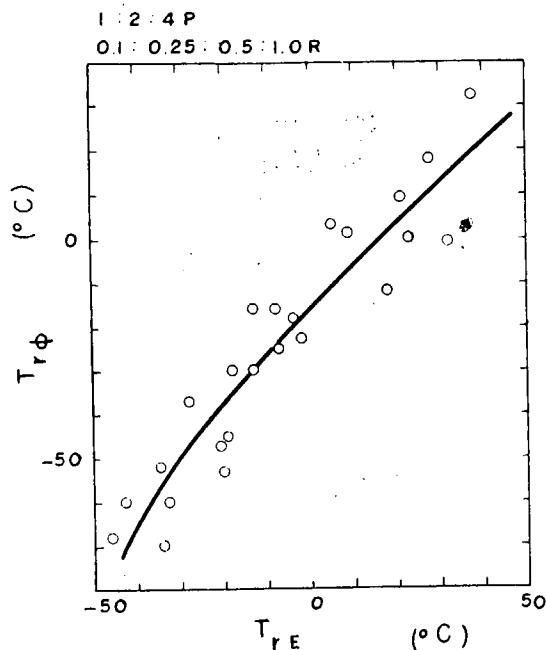


Fig. 7.7 $T_{rp} \sim T_{rE}$

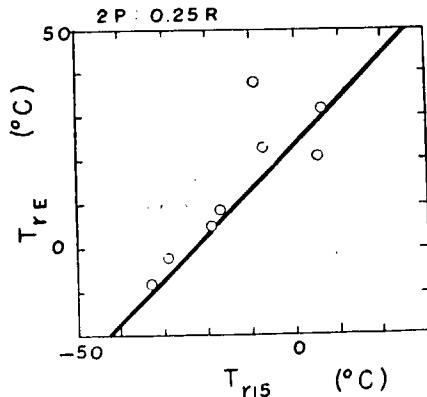


Fig. 7.6 $T_{rE} \sim T_{r15}$

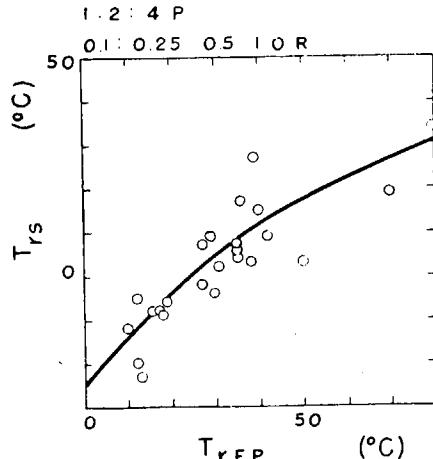


Fig. 7.8 $T_{rs} \sim T_{rEP}$

一方 $(T_{rEi})_2 \cdot T_{r15} \cdot T_{rE} \cdot T_{rp}$ と、 $T_{rEP} \cdot T_{rs}$ との間の関係は、良好と認められないことが多い、関連性が劣る。

(4) W_i および W_p の定義から明らかなように、 W_i 曲線は切欠底部に破壊が発生するまでに費される靱性と温度の関係をあらわし、 W_p 曲線は発生した破壊が試験片中を伝播する際に費される靱性と温度の関係を示すものである。 $W_i \cdot W_p$ 両曲線が W_c 曲線を構成する状況と、上述したごとき各遷移温度間の関連性を勘案するならば、次のように結論することができる。

(a) まず $(T_{rEi})_2$ は明らかに Ductility 遷移温度であるが、これと密接な関連性をもつ T_{r15} も、代表的な Ductility 遷移温度である。またこれらと良好な関係のある $T_{rE} \cdot T_{rp}$ も、原則として Ductility 遷移温度に近い性質のものと考えられる。これに対し $T_{rEP} \cdot T_{rs}$ は代表的な Fracture 遷移温度である。

(b) 例示したごとく, Ductility 遷移温度同志の関連性および Fracture 遷移温度同志の関連性は良好であり, 一方 Ductility 遷移温度と Fracture 遷移温度の関係は密接でない。

この事実は, Ductility 遷移温度と Fracture 遷移温度を規定する冶金的諸因子が, 全く同一のものとは認められないことを暗示するもので, 注目に値する現象と考えられる。

第 8 章 Flow Curve 試験

(試験項目 I-h)

I. はしがき

本章は, 鋼材の変形特性と破断特性を定める Flow Curve について検討して, 他の項目の研究結果に対する基礎資料を与えるとするものである。

従来 Flow Curve については多くの研究がなされているが, これは Flow Curve が単に一軸状態下の材料の塑性挙動を記述するにとどまらず, この応力歪間の関係を応力のあらゆる状態にたいして普遍化し得るという考えに立脚しているものと思われる。即ち有効応力 ($\bar{\sigma}$) および有効歪 (\bar{e}) として次の式を用うるならば, 塑性変形を生ぜしめる応力状態の如何にかかわらず常に同一の $\bar{\sigma} \sim \bar{e}$ 関係曲線が得られる¹⁾ という観点からであろう。

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}{2}}$$

$$\bar{e} = \sqrt{\frac{2(\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_3^2)}{3}}$$

但し, $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ = Principal stress

$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ = Principal strain

もしこの普遍化が正当であれば単純引張時の Flow Stress-Strain Curve はそのまま Effective Stress (有効応力) Effective Strain (有効歪) Curve になり, そしていかなる組合せ荷重系に対しても応力と塑性歪との関係を定めるのに用いることができる。これはまた材料の塑性変形の特性に関する種々の因子例えば温度, 変形速度, 热処理などの組合せ応力下における影響についての研究を非常に簡単にするものである。

しかし実際問題として高速荷重速度の実験とか直接試験片に接近できない異常温度における恒温槽中の実験などでは平均真応力-歪曲線を求めることが非常に困難になる。そこでこの曲線を手軽に得る方法として Mac Gregor 氏は先に常温における実験で平均真応力-歪²⁾ 曲線が最大荷重点以

1) 例えは “How Plastic Deformation influences Design and Forming of Metal Parts”, John R. Low, Welding Research Council Bulletin Series No. 5, May 1950 中にかかる思想が認められるが, 筆者は初期の塑性変形領域はともかくも破断までかかる関係が成立するという考え方を全面的に受入れるものでないことを付記する。

2) 歪は Natural strain, $\log A_0/A$ をとる。

後破壊点まで直線になることに着目して Two-Load Method³⁾ なる方法を提案した。この方法によれば、ティパーした試験片を用いて実験中は最大荷重と破断荷重を観測するだけでよい。

本試験はキルド鋼 1 種と高張力鋼 1 種について圧延方向およびそれに直角方向の Flow Curve を求めるに同時に常温以外の温度においても Two-Load Method を使用し得るかどうかを調査したものである。

II. Flow Curve

一軸状態において塑性変形がおこる応力を Flow Stress といい、Flow Curve とは Flow Stress と Strain との関係曲線のことである。普通一般に行われる引張試験において、Necking 現象のおこる最大荷重点近傍⁴⁾までは、軸方向応力のみが断面一様に分布し問題はないが、Necking 現象生起後は円周方向や半径方向の応力をも生じ多軸応力状態となり、軸方向応力も一様でなくなる (Fig. 8・1 参照)。従来 Necking 生起後破断までの Flow Stress としては、軸方向応力の平均値 (平均真応力) を採用し近似的に Flow Curve が求められて来たが、真の Flow Stress を求めるためには軸状態にある試験片表面⁵⁾における軸方向応力ならびに歪を求めるなければならない。これについては N.N. Davidenkov, N.I. Spiridonosa, E. Siebel, Bridgman 等の多くの研究がある。例えば N.N. Davidenkov と N. I. Spiridonova⁶⁾ は Flow Stress を表示する次のような近似式を提案している (第 8・1 図参照)。

$$\sigma_a = \frac{\sigma_m}{1 + (a/4R)}$$

ここに P を Necking 生起後の荷重、 a を最小断面の半径とすると。

最小断面における平均真応力 (σ_m) は

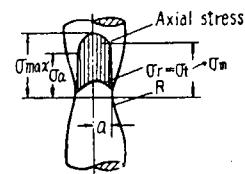


Fig. 8・1 Stress Distribution
in Neck of Tensile Bar

3) "Two Load Method of Determining the Average True Stress-Strain Curve in Tension", C. W. Mac Gregor, Journal of Appl. Mech., Dec. 1939, Vol. 16 No. 4 に発表されているが概要を本報告の Appendix にのべた。

4) Necking 現象は最大荷重点よりやや先に起る。この点はいわゆる flow pattern の発生する時期に当り、最大荷重点において flow pattern の現象が甚だしくなることについては著者らの研究がある (大阪大学工学部報告)。

5) "Mechanical Method of Testing-Analysis of the Tensile Stress in the Neck of Elongated Test Specimen", N.N. Davidenkov, Proceedings of ASTM, vol. 46, 1946 によれば Neck 生起部の最小断面においては、任意の点で半径方向応力と円周方向応力は等しい。したがつて表面における半径方向応力は零なることにより、当然円周方向応力は零、ゆえに試験片表面においては軸方向応力のみが存在し、一軸応力状態となるわけである。

6) 脚註 5) の論文によれば "Necking 部分の最小断面における半径方向および円周方向の Natural Strain はどの部分でも相等しく且つ一定である" ということが "Theory of Flow and Fracture of Solid", A. Nadai, Mac Grow Hill Book Co., 1950 にのべられている。したがつて Necking 生起後も、最小断面の直径の変化から得られる Natural Strain ($\log A_0/A$) は、一軸状態の歪として使用し得るわけである。

7) 例えは "Large Plastic Flow and Fracture", P.W. Bridgman, MacGrow Hill Book Co., 1952 又は "Theory of Flow and Fracture of Solids", A. Nadai, MacGrow Hill Book Co., 1950。

$$\sigma_m = P / \pi a^2$$

更に R は Neck 部の外形の曲率半径である。この式によれば実験中に曲率半径 (R) を連続的に測定しなければならないが、吾々が使用した装置では R の測定ができなかつたので、本報告では従来通り平均真応力をもつて Flow Stress と見做すこととした。参考までに破断後の写真から測定した破壊後の R の値を第 8・1 表に示しておいた。

Table 8・1 Radius of Curvature

Mark	Test Temperature	a (mm)	R (mm)	a/R	Mark	Test Temperature	a (mm)	R (mm)	a/R
YK	80	2.3	2.4	0.95	K-4	80	2.4	1.9	1.2
	50	2.3	2.5	0.94		50	2.3	1.9	1.2
	Room Temp.	2.3	2.2	1.1		Room Temp.	2.2	2.6	0.83
	0	2.4	2.4	1.0		0	2.3	2.0	1.2
	-20	2.4	1.9	1.2		-20	2.2	2.5	0.86
	-40	2.4	1.7	1.4		-40	2.4	1.9	1.3
	-60	2.2	1.9	1.2		-60	2.5	2.6	0.97

III. 試験鋼材

試験に使用したキルド鋼 YK と高張力鋼 K-4 の特性を、第 1・1 表に示す。この 2 種材料についてそれぞれ圧延方向、直角方向より試験片を採取した。

IV. 試験片形状および試験装置

使用した試験片は第 8・2 図に示す形状寸法のもので、

(A) 試験片は第 8・3 図に示す特殊な断面収縮測定装置⁸⁾

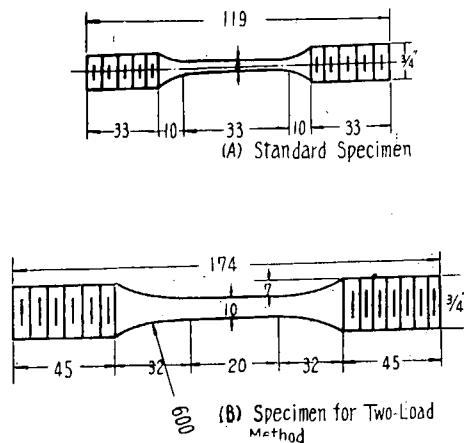


Fig. 8・2 Types of Specimen

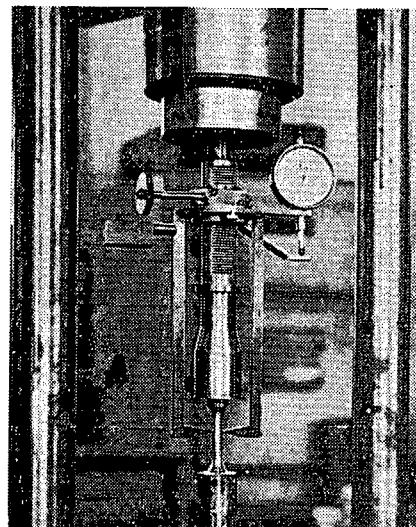


Fig. 8・3 Apparatus for
Strain-Measurement

8) 第 12-3 研究部会で、運輸技術研究所において使用された装置と同原理のもので構造を簡単にしたものである。

を使用しての実験に使用した。(B) 試験片は Two-Load Method による試験に使用されたものである。

V. 実験結果ならびに考察

実験は -60°C から $+80^{\circ}\text{C}$ の温度範囲において行つたが、

(1) 圧延方向, 直角方向, 両方向の特性の差は殆んどないようで, 2種鋼材について得た結果の1例を示すと第 8・4 図 (a), (b) のようになる。また

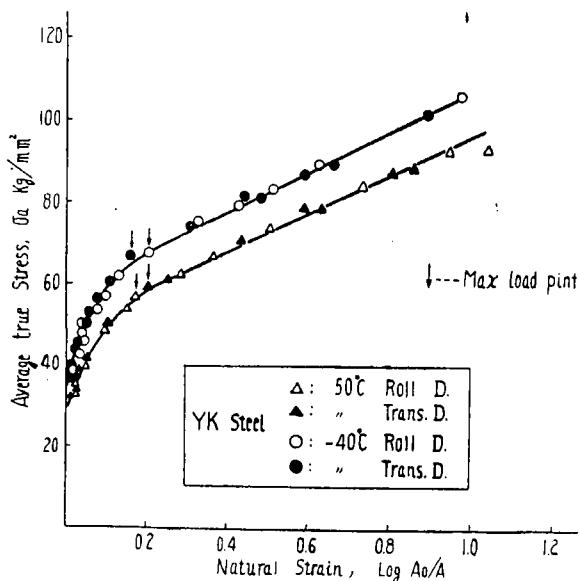


Fig. 8・4 (a) Flow Curve

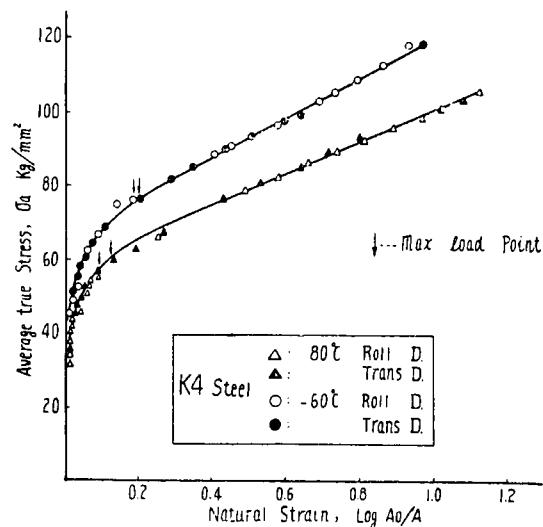


Fig. 8・4 (b) Flow Curve

(2) Mac Gregor 氏が常温における実験で示したように、最大荷重点以後の $\sigma_a - \log A_0/A$ 曲線（平均真応力-歪曲線）は K-4 材、YK 材とも各温度において直線になることが確認された。第 8・5 図は標準試験片（第 8・2 図の (a)）により求めたものと、Two-Load により求めたものとを比較したもので、非常によく一致している。即ち×印は各荷重に対する直徑の変化を連続的に測定して求めたものであり、○印を連ねたものは最大荷重 (P_{\max}) と破断後のティバーした試験片の軸に沿う最後の面積とによって得られた $P_{\max}/\text{Area} \sim \log A_0/A$ 曲線であり、この曲線の変曲点に対し破断荷重 (P_{frac})/破断部面積 (A_{frac}) の点から直線を引いたものが Two-Load Method による平均真応力-歪曲線となる。図中太線で示してある。図には実験結果の1例を示したが K-

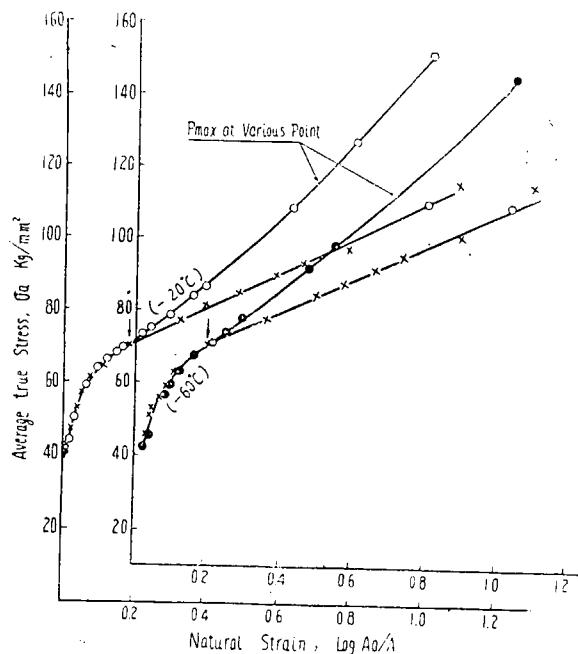


Fig. 8・5 Relation between Average Stress P_{\max}/A and Natural Strain

4材, YK材とも両方法による曲線は各温度において同様な結果が見られた。

(3) これら2鋼材の各温度におけるFlow Curveを示すと、第8・6図(a)(b)のようになる。いずれも最初は勾配は非常に大きく歪の進行につれて徐々に減少し、ほぼ最大荷重に相当する点で遂に一定となるようである。その後勾配は破断点まで一定に保たれる。この勾配を縦軸にとり温

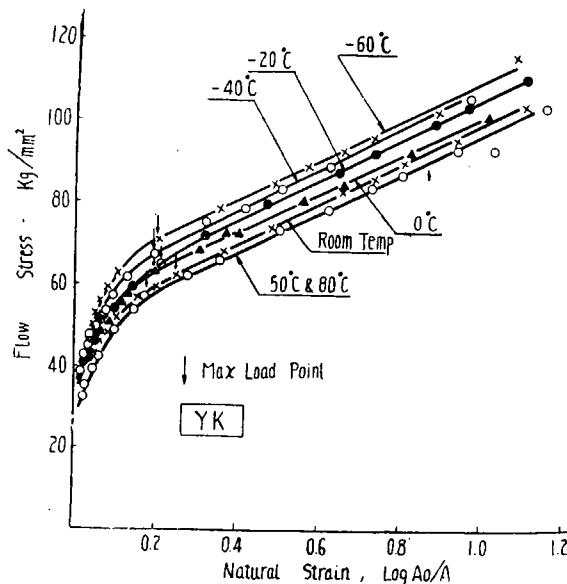


Fig. 8・6 (a) Flow Curve in Various Temperatures

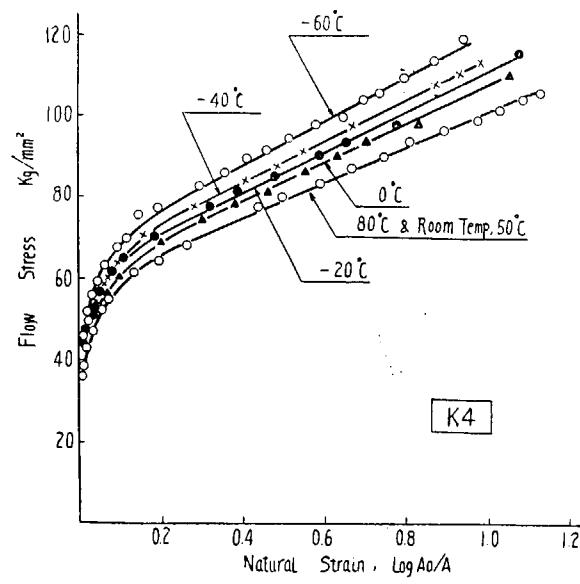


Fig. 8・6 (b) Flow Curve in Various Temperatures

度による変化を表わしたもののが第8・7図である。図よりわかるように80°Cより0°C附近までは殆んど一定であり、両鋼材間の差も見られないが、これより温度が降るに従い高張力鋼K-4材はキルド鋼YK材より勾配が大となる。これは低温になるにつれ、K-4材の方がYK材よりも同一応力に対する変形量の減少が甚だしくなるという傾向を示すものである。降伏後Necking現象が始まるまでの範囲について考えると二鋼材とも各温度において応力と歪との間に抛物線関係が成立するようである。今Flow Stressを σ 、Natural Strainを ε とすると

$$\sigma = K \times \varepsilon^n \quad \text{或は} \quad \log \sigma = \log K + n \log \varepsilon$$

となる。

第8・8図はこの関係の1例を図示したものである。 K , n は材料による常数と考えられるが、第8・9図はこれらの常数が温度によつていかに変化するかを示したものである。両鋼材において K , n とも低温になるに従い大きくなる傾向を示しているが、これはFlow Curveが低温になるといわゆる“たつて”くることを意味するものである。

次に第12-3研究部会で試験されたセミキルド鋼F、リムド鋼Kとの比較を行つて見た。第8・10図はこれらの引張試験結果の降伏応力、引張強さおよび種々の歪における変形応力を、絶対温

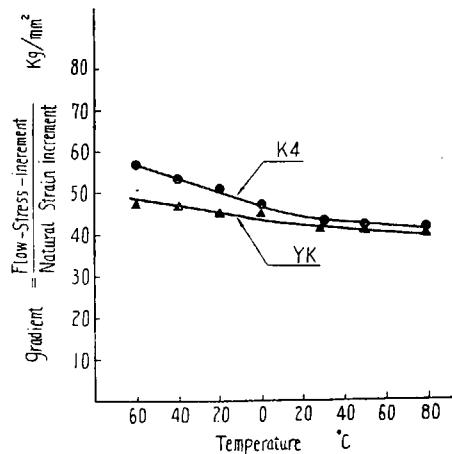


Fig. 8・7 Relation between Gradient and Temperature

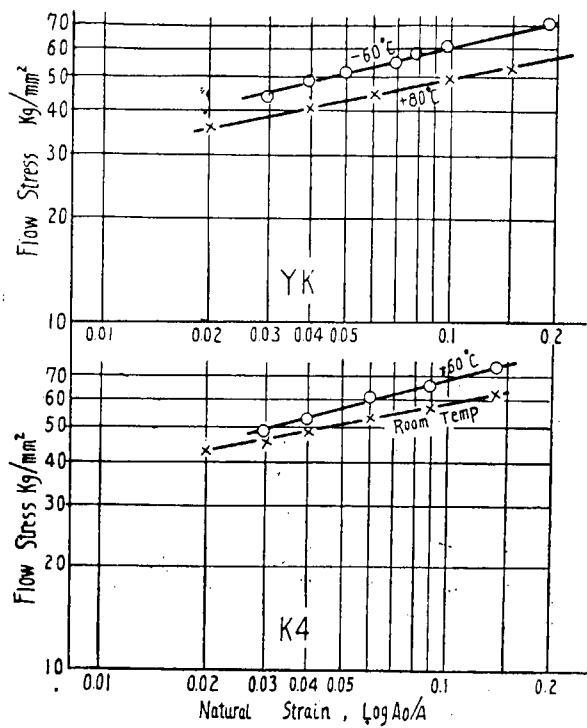


Fig. 8.8 Stress-Strain Relation
K, n, and Temperatures

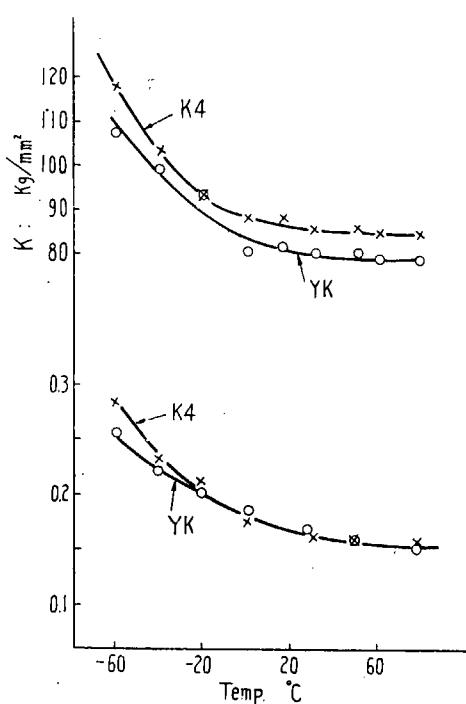


Fig. 8.9 Relation between Constant

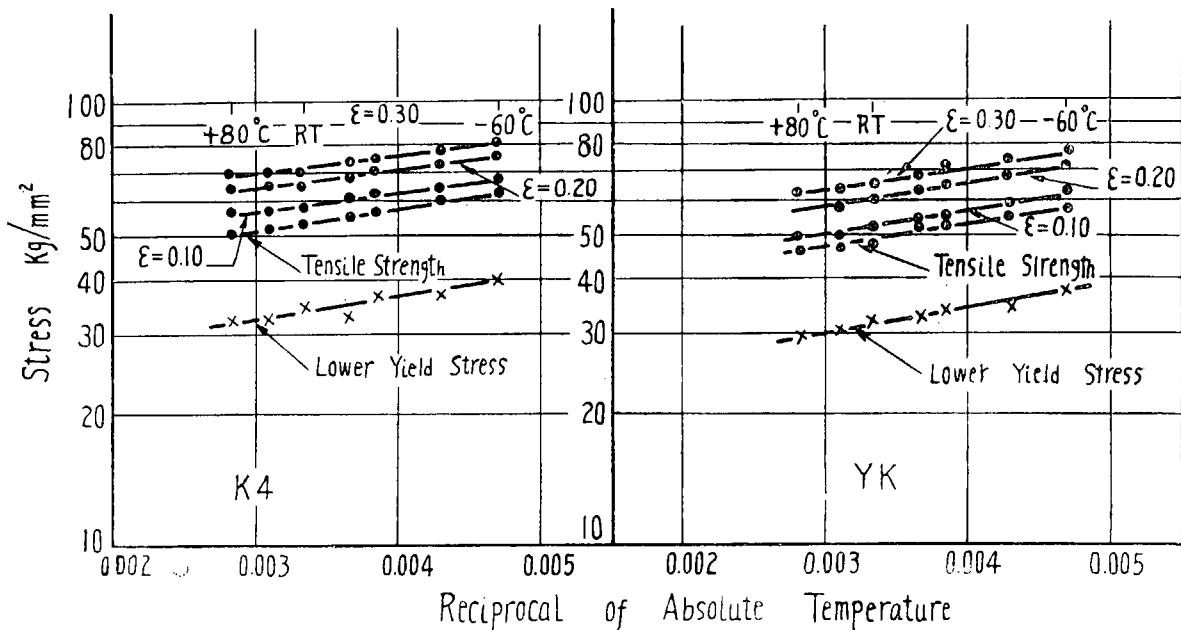


Fig. 8.10 Relation between Temperature and Stress in Various Magnitude of Strain

度の逆数を横軸に、上記各応力を対数目盛で縦軸にとつて示したものである。すなわちこれらの各応力が

$$\sigma = Ke^{\frac{Q}{RT}}, \quad \text{または} \quad \log \sigma = \log K + \frac{Q}{RT}$$

但し、T: 絶対温度, R: ガス常数, Q: 材料および歪量によつて定まる常数

なる関係を満足するかどうか確かめたものである。この結果 -60°C までは両鋼材ともこの式で表わ

される形の直線性を保つようであり、第 12-3 研究部会の結果⁹⁾と同じ傾向が見られる。

VI. 総 括

キルド鋼 (YK) 高張力鋼 (K-4) の 2 種類について、-60°C から +80°C の温度範囲において引張特性を調査したが、この実験結果をまとめると次のようである。

- 1) 圧延方向ならびにこれに直角方向とも Flow Curve には大差ないようである。
- 2) 両鋼材の各温度における Flow Curve は、最大荷重点附近まで抛物線関係が成立し、以後破断までは Mac Gregor 氏が指摘したような直線関係が成立することがわかつた。したがつて Two-Load Method によつて Flow Curve を手軽に決定し得る。
- 3) 両鋼材間について Flow Curve 上特に顕著な差異は認められなかつたが、温度による K , n の変化から低温になるにしたがつて、Flow Curve は“たつて”くる傾向のあることを確認した。この傾向は高張力鋼 K-4 材の方が著しいようである。

Appendix. 1

一様断面を有する軟鋼引張試験片が引張応力をうけるとき、試験片の直径は下降伏点通過後は最大荷重に達するまで* 一様に減少する。しかして局部収縮の進展と共に荷重は降下し始め遂に破断する。局部収縮をおこした部分から少しあなれた一様な部分では荷重の降下に際し、直径の弾性変形がなくなる。そしてこの変形は塑性変形に比し非常に小さいから最大荷重に対応する真応力は試験後一様部分の直径を測りその断面積で最大荷重をわかつて得られる。換言すると局部収縮を起した部分を除けば、破断した試験片の断面収縮は最大荷重によつて起され、最大荷重を過ぎてからは殆んど変化をうけていないと云えるわけである。

ティパーした棒の各部分における最後の収縮した断面は最大荷重によつて起されたわけであるから、試験中最大荷重と破断した後のティパーした棒の各部の直径の変化を測ることによつて、下降伏点から最大荷重点に至る範囲の $S \sim q'$ を決定し得る。ここに S は真応力で試験前後の対応した直径を測定し最後の直径と最大荷重より計算し得る。また $q' (= \log(A_0/A))$ は塑性変形中体積は不変と見做すと真歪 ($= \log L/L_0$) に等しい。

局部収縮の生ずる最大荷重点より破断に至る範囲では破断点のみは破断後その直径を測定し、それに対応する荷重からたやすく求まるから直ちに決定できる。しかし $S \sim q'$ 曲線は最大荷重点から破断点までは直線になることが実験**よりわかつてゐるので、前述した方法によつて破断まで完全な $S \sim q'$ 曲線を決定できるわけである。しかしここに問題になることは、この曲線のどの部分が最大荷

9) -183°C までは直線性は満たされないと報告されているが、-60°C までは直線とみなされる。日本造船研究協会報告、第 6 号、1955 年 11 月、p. 26. (Fig 8・3)

* 厳密には最大荷重到達前に necking 現象のおこることが報告されている。

** "Relation between Stress and Reduction in Area for Tensile Test of Metals", C.W. Mac Gregor, A.I.M.E. Metal Technology, vol. 1.805, April 1937.

重点に対応するかわからぬことであるが、これは $\left(\frac{P_{\max}}{A}\right)^{***} \sim q$ 曲線を最初の下降伏点より破断点まで画くことにより解決できる。 A は破断後の各部の直径より求まる。即ち $\left(\frac{P_{\max}}{A}\right) \sim q'$ 曲線は曲線上最大荷重点に相当する位置に一つの Inflection Point を有している。しかも普通の一様な棒で求めた降伏の始めから最大荷重点に至る真の $P/A \sim q'$ 曲線は最大荷重点と破断点とを結ぶ直線に對し接する特性があるから、破断荷重との破断部面積より求めた破断点から、 $(P_{\max}/A) \sim q'$ 曲線の Inflection Point に接線を引けば良いわけである。

Appendix. 2

破断時における σ_a (Flow Stress) の値を前述の

$$\sigma_a = \frac{\sigma_m}{1 + (a/4R)}$$

なる式を用いて写真より測定して得た R 値（本文の第 8・1 表）より計算したものと、Bridgeman の実験結果（本文脚註 7 の $\log A_0/A$ と a/R との関係を求めた実験値）より計算した値とを参考のために表示すると次のとくである。

Steel No.	Test Temp. (°C)	Aver. True Stress (kg/mm^2)	σ_a^{**} (From Photo.)	$\left(\frac{\sigma_a^{**}}{A}\right)$ (From Bridgeman's Data)	$\frac{\sigma_a^{*} + \sigma_a^{**}}{2} / \sigma_m$ (%)
Y K	80	103	83	86	82
	50	103	83	87	82
	Room Temp.	102	80	85	81
	0	100	80	84	82
	-20	110	85	92	81
	-40	105	78	89	80
	-60	113	87	94	80
K-4	80	105	81	87	80
	50	105	81	87	80
	Room Temp.	105	87	87	83
	0	110	85	92	81
	-20	115	94	97	84
	-40	113	85	96	80
	-60	118	95	100	83

*** 最大荷重点に相当する点までは真応力に等しい。

第9章 クラックスター衝撃曲げ試験

(試験項目 II)

I. はしがき

クラックスター試験は主として米国海軍技術研究所において Pellini 等によつて行われてきた試験方法であつて、鋼板上に脆いビードを熔接し、これにグラインダー切欠をつけて破壊の発生源とするものである。この方法によれば極めて実際に近い状態での脆性破壊様式を再現することができると云われている。Pellini 等はかかるクラックスター試験を爆破衝撃によるバルジ試験（破壊伝播についての試験）および落下衝撃試験（破壊発生についての試験）の2つの試験方法により実施しているが、後者の試験方法は運研熔接部の大型衝撃試験機を使用することにより容易に実施することができ、また従来は行われていない吸収エネルギーの測定もできるので、国内で生産されている鋼板についてこの試験方法を適用し、脆性破壊の研究に対してこの試験方法がもつ意味について検討を加えるとともに、V シャルピー衝撃試験結果との相関性を調べたいと考えて本研究を進めることとした。

II. クラックスターについての 予備試験

クラックスター試験を実施するに当つて、最初に当面する問題は、この試験の目的に叶つた適正なクラックスターを見出すことである。Pellini 等によつて提案されたクラックスターの形状はほぼ第9・1図に示したものであるが、これが備える条件として、(1) 僅か 2° 程度の試験片曲り角度で有効な脆性破壊を発生させることおよび(2) この条件が室温以上の充分な温度範囲まで維持されることが要求される。

かかる条件を満たすには、クラックスターに使用される熔接ビードは室温以上の温度まで安定して脆性破壊を発生させることとともに、ビードが過度に脆いためグラインダーで切られた切欠以外の部分に割れが発生することのないものでなければならない。切欠以外の位置に発生する割れは、目的とする主要な亀裂の切欠効果を減殺し脆

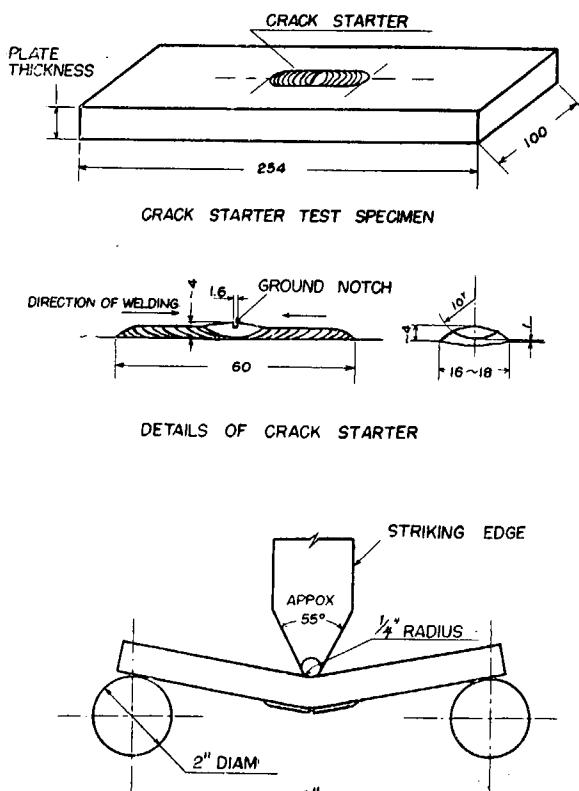


Fig. 9.1 Crack Starter Test Specimen and Dimensions of Supports and Striking Edge

性破壊が母材へ進展していく現象を妨げる結果となる。

以上の目的を満たすクラックスターを得るために第9・1表の6種類の熔接棒について予備試験を行つた。これらの熔接棒についての試験結果を第9・2表(鋼材S.R.を使用)および第9・3表(鋼材S.K.を使用)にまとめた。第9・3表はM.H.25(Murex Herdex 25)について温度を変えて行つた予備試験の結果であるが、これはPellini等の実験に使用された熔接棒である。この棒は最近の文献によれば、棒の性能が改善され延性を増し、クラックスターとしては不適当となつたと報ぜられているが、第9・3表で明らかな如く現在のこの棒の持つ延性はきわめて大きく、クラックスターとしては全く不充分であることがわかる。

第9・2表の結果より見てクラックスターとして適當な熔接棒は、東京化工HCRおよびHCCRの2つの熔接棒である。本研究においては先づリムド鋼に対してHCCR熔接棒を用いてクラックスターを熔接し、実験を行つたがその結果は15枚の試験片中5枚までが切欠以外の部分で折損してしまつた。これは明瞭に熔着金属が脆すぎるためであつて後の実験には熔接棒HCRの使用を試みた。この結果切欠以外の部分で折損した試験片は10枚中2枚に減じ、この程度であれば

Table 9・1 Electrodes used for Preliminary Investigation

No.	Chemical Composition				No.	Chemical Composition			
	C	Si	Mn	Cr		C	Si	Mn	Cr
M.H. 25	0.21	0.70	1.20	0.90	H.C.C.R.	0.25	—	—	13.0
R.C.A. 1	0.4	—	—	—	FH 30	0.21	0.51	0.99	1.35
H.C.R.	0.1	—	—	12.0	FH 50	0.45	0.36	1.25	3.85

Table 9・2 Preliminary Test Result

Electrode	Swing Angle of Pendulum	Bend Angle of Specimen	Notch Contraction (%)	Nr. of Cracks	Yes or No*
R.C.A. 1	20°	10.1°	0.8	4	×
H.C.R.	"	9.7	0.7	2	△
H.C.C.R.	"	9.8	1.0	3	△
FH 50	"	10.3	0.7	3	×
FH 30	14	4.9	0.5	0	×
R.C.A. 1	"	4.5	0.5	3	×
H.C.R.	"	4.8	0.5	1	○
H.C.C.R.	"	4.4	0.4	1	○
FH 50	"	4.9	0.5	3	×
H.C.R.	10	2.2	0.3	1	△
H.C.C.R.	"	2.1	0.3	1	○

* ○…Best △…Good ×…No

Table 9・3 Preliminary Test by Murex Hardex 25

Test Temp. (°C)	Swing Angle of Pendulum	Bend Angle of Specimen	Notch Contraction (%)	Test Temp. (°C)	Swing Angle of Pendulum	Bend Angle of Specimen	Notch Contraction (%)
-60	20°	6.7°	0.6	-20	45°	Broken	3.2
-60	20	7.0	0.65	-20	45	41.5°	2.7
-60	30	Broken	0.8	0	60	75.4	4.6
-40	30	18.1	1.0	0	60	Broken	—
-40	30	Broken	1.3	30	20	9.5	0.7
-40	30	"	1.4	30	20	9.7	0.7
-20	30	20.0	1.4	30	30	23.5	1.6
-20	45	Broken	2.1				

今後大量の鋼板の比較試験に使用してさして支障はないものと考えられる。

III. 実験および実験結果

本報告の実験に使用された鋼板はリムド鋼 S.R., キルド鋼 S.K., の 2 種類であり、この鋼板の化学成分を第 1・1 表に示す。

試験片および試験機の要目は第 9・1 図のとおりである。衝撃試験機振子振上角度は標準として 20° を採用しており、これにより振子の持つエネルギーは 82.2 kg-m となつて、試験温度が -60 °C で、クラックスターに全くクラックの発生しない場合 (Murex Hardex 25 の資料) においても、試験片曲り角度は約 6~8° 程度の値となつていて。この他クラックスターにおけるクラックの発生および伝播の模様を知るために、振子振上角度 14° (振子の持つエネルギー 40.5 kg-m) および 10° (20.7 kg-m) の場合についても適宜実験を行つている。

第 9・2 図は試験機振子振上角度 20° の場合における鋼板 S.K. および S.R. におけるエネルギー、横収縮および剪断縁 (Shear Lip) の遷移現象を図示したものである。剪断縁の巾は試片上面、両端部より 15~25 mm の位置において測定したもので、この部分は試験片両端部とともに早期に剪断縁の発生する位置であつて、この模様は第 9・6 図の写真において知ることができる。

Pellini 等が落重試験に対して採用している判定規準は、試験片曲がり角度 5° または横収縮率 1 ~2 % で、試験片が破断するかしないかという現象であり、また爆破試験においては剪断縁の巾 0.01~0.02 吋 (0.25~0.5 mm) という値を採用している。この後者の規準は実際の損傷においてこれ以上の剪断縁巾は見られなかつたという事実によるものである。

第 9・2 図において本試験の結果を見ると、エネルギー、横収縮、剪断縁の成長の各遷移現象は殆んど同一の温度範囲内に現われており、これらのうちエネルギーによる場合が最も測定が容易でありまた測定点のバラツキも少い。本報告においてはエネルギー 2 kg-m/cm² に達する温度を以つてクラックスター衝撃曲げ試験の遷移温度を表わすこととしたが、この規準は第 9・2 図によつて

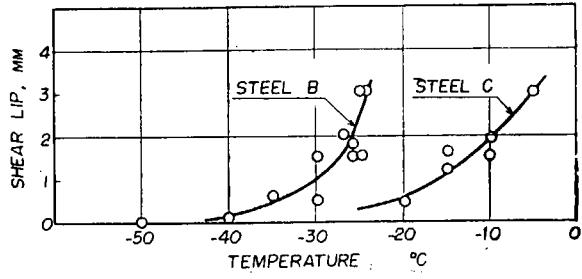
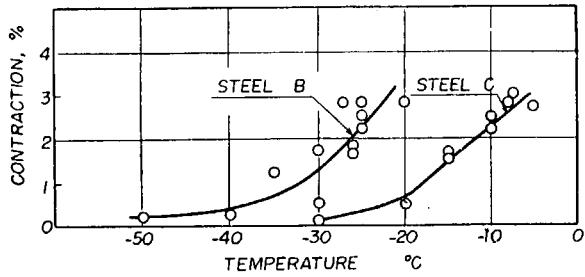
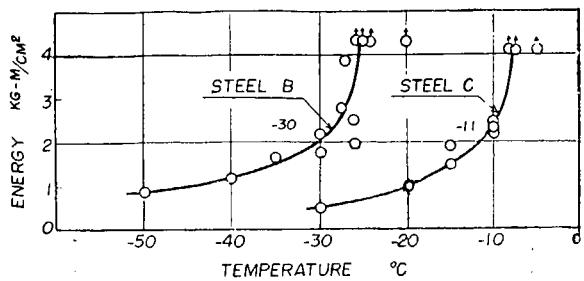


Fig. 9.2 Effects of temperature on absorbed energy, lateral contraction and width of shear lip in crack-starter impact bend test.

行い、それらの測定値の両端の2個を除いて5個の試験片の吸収エネルギー平均値を示したものである。

この結果Vシャルピー試験によって得られた各遷移温度とクラックスター衝撃試験 $2\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ 温度の関係をまとめると第9.4表の如くなる。

Table 9.4 Comparison of Transition Temperatures

Steel No.	Kind of Steel	V-Charpy Test			Crack Starter $2\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ (°C)	V-Charpy Impact Value at the Temperature of $2\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ by Crack Starter Test ($\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$)
		15 ft-lbs (°C)	10 ft-lbs (°C)	E_0 ($\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$)		
S. K.	Killed	-28	-37	9.2	-30	2.23
S. R.	Rimmed	5	-4	2.2	-11	1.20

IV. 実験結果の考察

IV-1. Vシャルピー試験結果との関係

本試験の結果リムド鋼(S.R.)の $2\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ 遷移温度はVシャルピー10 ft-lb 遷移温度より

Pellini等が採用した規準とほとんど同一のものであることがわかる。

第9.3図は供試鋼材のVシャルピー試験の結果であつて、図中○印をもつて示した点は、クラックスター試験の吸収エネルギー $2\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ の温度でさらに7箇のVシャルピー試験を

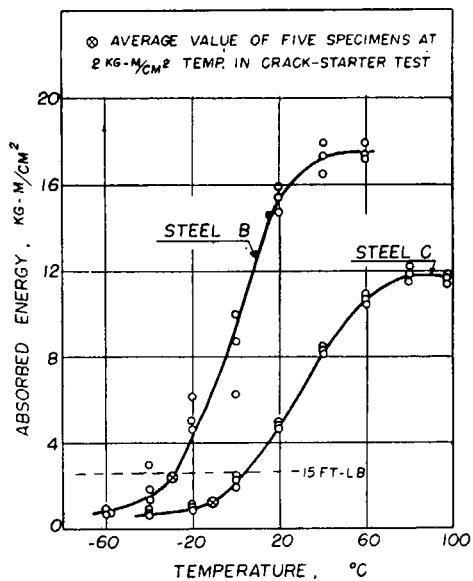


Fig. 9.3 Results of standard V-Charpy impact test. The average value of five specimens at $2\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ temp. in crack-starter test is shown on each curve.

低い値となつており、この点は Pellini 等の実験とよく一致している。しかしキルド鋼 (S.K.) はかなり高い温度を示しており、その温度における V シャルピー衝撃値は 2 kg-m/cm^2 をこえる結果となつた。両試験の関係についてはさらに 10 種類の鋼材について実験を行う計画であるから、その結果によつて明らかにされると思われる。

IV-2. クラックスター衝撃曲げ試験における塑性歪量

予備試験に使用したビードにクラックの発生しなかつた試験片 (Marex Hardex 25 の試験片) について、表面の曲率を測定し表面歪量を概算したところ、 4.4° の試験片曲り角度に対して表面歪量は 0.7% であつた。予備試験結果 2° 程度の試験片曲り角度において、クラックスターに明瞭にクラックの発生が認められており、また試験機の振子振上角度 10° (試験片の曲り角度 2° 程度) の試験においても必ずクラックスターにはクラックが発生し、低温部では試験片が完全に破壊していることからみて、クラックスターに有効なクラックが発生するのは試験片曲り角度 2° 以下、表面歪量 0.5% 程度以下のものと考えられる。

この程度の小さい塑性歪は実際の構造物においても局部的には充分発生の可能性が考えられ、この点についてはクラックスター試験は実際に近い条件を再現しているということができよう。

IV-3. クラックスター衝撃曲げ試験についての考察

クラックスター衝撃曲げ試験は脆性破壊の発生についての試験方法であると云われているが、この点について吟味するためにクラックの発生および伝播について考察を加えてみよう。

写真第 9・4 図、第 9・5 図、第 9・6 図はいずれも遷移温度付近の温度において、振子振上角度 14° で衝撃した場合のクラックの発生の模様を示したものである。また第 9・7 図および第 9・8 図はそれぞれ第 9・4 図および第 9・5 図に対応するものであつて、試験片内部ではクラックがどの程度まで進展しているかを見るため、1 次クラック (第 9・4 図、第 9・5 図に見られるもの) を硝酸



Fig. 9・4 Crack of Crack-Starter impact bend test specimen. Crack initiated in Crack-Starter is arrested by surrounding base metal with no propagation.

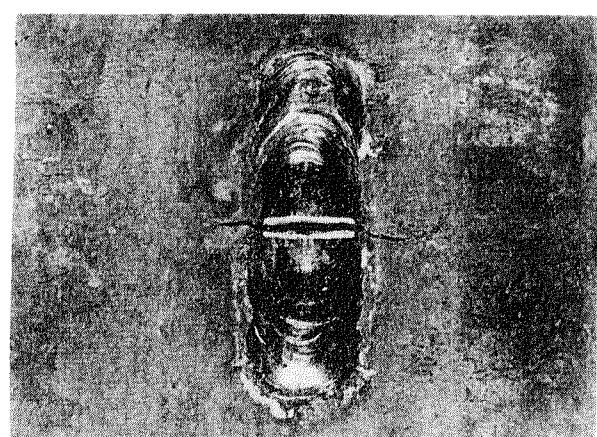


Fig. 9・5 Crack of Crack-Starter impact bend test specimen. Crack initiated in Crack-Starter propagate into surrounding base metal and is arrested.

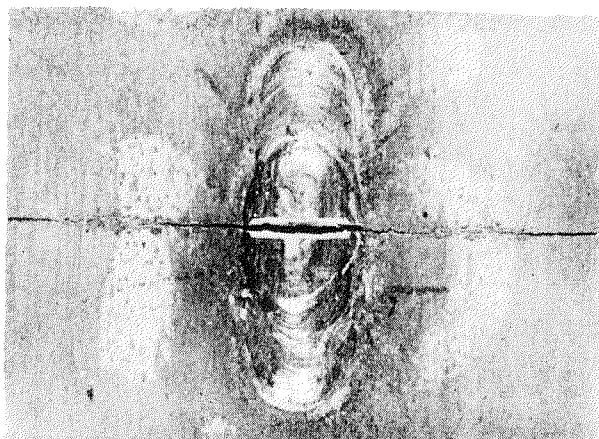


Fig. 9・6 Crack of Crack-Starter impact bend test specimen. Crack initiated in Crack-Starter propagate through the base metal completely.

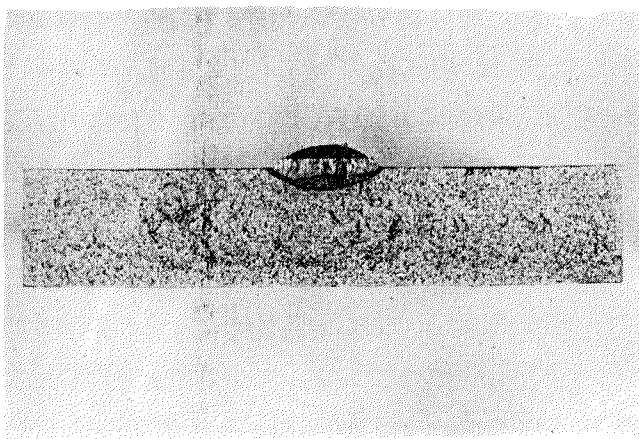


Fig. 9・7 Twice blown fracture of the same specimen in Fig. 9・5. Etched area show the first fracture corresponded to the crack showed in Fig. 9・5.

アルコールにて腐蝕し、さらに低温において2度目の衝撃を与え破断させた場合の破面を示している。

第9・4図、第9・7図の場合クラックスターに発生したクラックはほとんど母材に進展せず阻止されているが、第9・5図、第9・8図で見られる場合には、一度母材部に進展したクラックをさらにその周囲の母材が阻止するという段階が見られている。

このような破壊様式の見られたことを念頭において、鉄道技研大谷委員がVシャルピー衝撃試験に採用された考え方によつて、試験片吸収エネルギーを次式のごとく分けて考えてみよう。

$$E_T = E_{is} + E_i + E_p$$

ただし E_T : 全吸収エネルギー

E_{is} : クラックスターにクラックが発生するまでの吸収エネルギー

E_i : クラックスターに発生したクラックが母材(H.A.Z.を含む)に進展する際の吸収エネルギー

E_p : クラックが母材に進展する際のエネルギー

これらのうち E_{is} は遷移領域の小さな温度範囲では一定と考えてよいであろうから、遷移領域における急激な吸収エネルギーの増加は E_i と E_p との増加によると見做すことができる。本試験の目的は E_i の変化を知ることであつて、この変化はクラックスターに発生したクラックが、きわめて

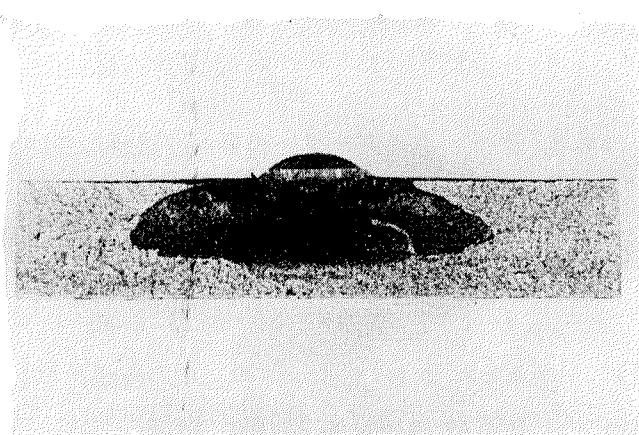


Fig. 9・8 Twice blown fracture of the same specimen in Fig. 9・6. Etched area show the first fracture corresponded to the crack showed in Fig. 9・6.

小さな塑性歪量のところで容易に母材に進展する状態から、かなりの塑性変形を伴つてはじめて進展し得る状態へと変化する遷移現象である。

第9・5図、第9・8図のごとき中間的な破壊様式が見られる場合、破壊の伝播に対するエネルギー E_p が本試験のエネルギー遷移現象に重要な役割を果していることが考えられ、この場合本試験方法では E_i と E_p の両者の変化を同時に測定したことになる。このような場合、しいて E_i の変化を求めようとすれば、大谷委員が V シャルピー衝撃試験について実施した2重衝撃試験のごとき試験方法を採用することが必要であろう。

しかしながら実際の構造物において、溶接欠陥から脆性破壊が発生する場合、破壊発生箇所となるような欠陥に相当するものとしてクラックスターを考えれば、本試験によつて総合的に脆性破壊の発生し易さを知ることができるといえよう。このクラックスターが実際の溶接欠陥を再現しているものであるかどうか、またクラックが母材に進展する現象に対して、クラックスターの性質（ビードの大きさ、脆さ、クラック発生の際の応力の降下等）が影響を与えるものではないかという点は、本試験において溶接熱影響部が果す役割とともに今後の研究課題となると思われる。

V. 結 論

(1) クラックスター衝撃曲げ試験の結果得られた 2 kg-m/cm^2 遷移温度における V シャルピー衝撃値は、リムド鋼に対しては 1.2 kg-m/cm^2 (7 ft-lb) であつたが、キルド鋼の場合には 2.2 kg-m/cm^2 (13 ft-lb) の値を得た。

(2) クラックスター衝撃曲げ試験は、0.5%程度の小さい歪量のところで、鋼材が脆性破壊に対して示す抵抗力を測定することができる。

(3) 現在のクラックスター衝撃試験の方法においては、脆性破壊の発生とともに一部伝播に対する性質も試験する結果となつてゐる。この点については今後さらに検討を加える必要があろう。

参考文献

- “Initiation and Propagation of Brittle fracture in Structural Steel”, 561. S, Welding J., 12, 1952, (Vol 31), Puzak, Eschbacker, Pellini.
“Crack-Starter Test of Ship Fracture and Project Steels”, Welding J., Oct., 1954, pp. Puzak, ME. Schuster and W.S. Pellini.

第 10 章 構造用鋼の歪時効に関する研究

(試験項目 III)

I. 緒 言

組立の際に種々の冷間加工が与えられる構造物、例えば船舶、圧力容器などを対象とする溶接構造用鋼の加工歪の影響を調べることはきわめて重要で、これらに関連した研究も数多く行われており、国際溶接会議第9委員会（溶接性）の提案事項中にも、高級構造用鋼には歪時効後の V シャルピー

衝撃値に対する規定が一時挙げられたこともある。船舶建造中における加工は曲げ加工が主であるが、曲げ加工では板の表裏で引張と圧縮加工が与えられ、また鋼材の圧延方向に対する加工方向も種々であるから同一歪量でも鋼材の材質や異方性の影響によって歪時効の挙動が異なることが考えられる。そこで本研究では加工歪の方向、種類と鋼材の圧延方向の組合せが構造用軟鋼の歪時効に及ぼす影響を V シャルピー衝撃試験によつて調べ、かつキルド、リムドおよび Si-Mn 系高張力鋼など現用構造の鋼種による歪時効特性の比較を行つた結果について報告する。

II. 使用鋼材

使用鋼材は板厚 20 mm の 3 種の構造用鋼（八幡製）でその化学成分および機械的性質は第 1・1 表の通りである。

III. 実験

III-1. 引張歪

先づ圧延方向と歪加工方向との組合せによる V シャルピー試験の遷移温度曲線の相異を明らかにするため、キルド鋼（S. K.）についても第 10・1 図に示す要領で圧延方向（記号 L）およびそれに直角方向（記号 T）に 10% の引張歪を与え、250°C で 1 時間の標準時効処理後、引張歪の方向に平行（L）および直角（t）に V シャルピー試験片を切り出して、各温度で衝撃試験を行つた。以上の引張歪の場合の条件を一括すると第 10・1 表の 4 条件となる。

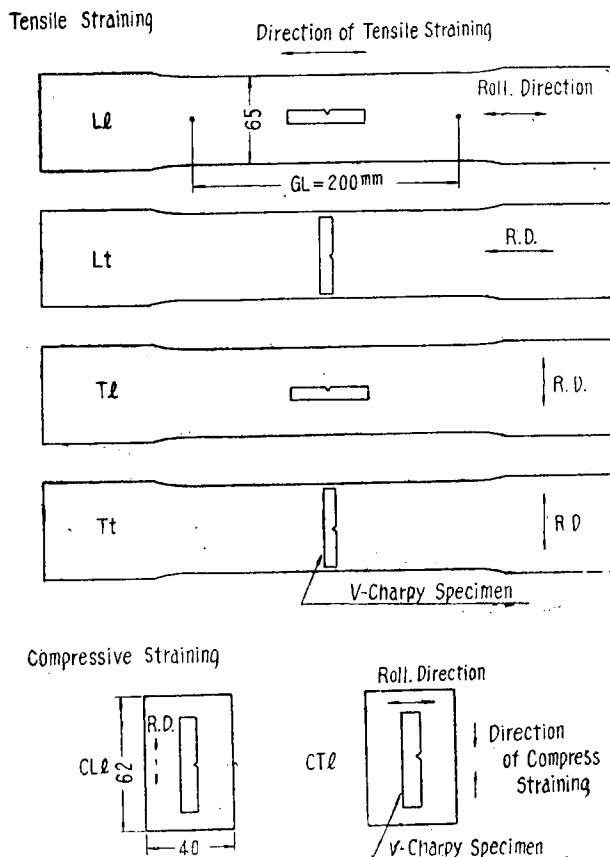


Fig 10.1 Directions of Rolling and Straining of V-Charpy Test Specimens

Table 10・1 Conditions of Tensile Straining

Sign	Longi. axis of tensile specimen vs. direction of rolling	Longi. axis of Charpy specimen vs. direction of straining	Longi. axis of Charpy specimen vs. direction of rolling
L 1			
L t		⊥	⊥
T 1	⊥		⊥
T t	⊥	⊥	

|| …… parallel ⊥ …… perpendicular

III-2 圧縮歪

引張歪と圧縮歪の場合の歪時効特性の相異をしらべるため、キルド鋼 ((S. K.) について第 10・1

図に示す要領で引張加工の場合と同様圧延方向に平行（記号 L）および直角（T）に圧縮試験片を切り出し、10% の圧縮加工を行い標準時効処理後、加工方向に平行（l）に V シャルピー試験片を切り出して引張歪の場合と同様各温度で衝撃試験を行った。圧縮歪の条件は第 10・2 表に示す 2 条件である。なお圧縮加工の際は試験片の坐屈を防ぐ目的で、板厚方向の変形を制限するための治具を使用して加圧を行った。この場合の圧縮加工度は断面増加の割合 $\varphi = \frac{f' - f}{f} \times 100\%$ として求められる。但し f は圧縮前、 f' は圧縮後の中央部の断面積である。

Table 10・2 Conditions of Compressive Straining

Sign	Longi. axis of compressive specimen vs. direction of rolling	Longi. axis of Charpy specimen vs. direction of rolling	Longi. axis of Charpy specimen vs. direction of rolling
C L 1			
C T 1	⊥		⊥

|| …… parallel ⊥ …… perpendicular

III-3. 加工度の影響

歪時効特性の加工度による相異を確認するためキルド鋼 (S. K.), リムド鋼 (S. R.), 高張力鋼 (S. H.) について第 10・1 図 L l に相当する標準の歪時効試験を 1%, 5%, 10% および 20% の場合について行い、V シャルピー遷移曲線を求めた。なおキルド鋼 (S.K.) については圧縮歪 1% および 5% の場合をも追加した。

III-4 時効後の加熱による影響

キルド、リムド、高張力鋼 3 種について 10% 引張加工後の加熱による 0°C の衝撃値の変化を求めた。

IV. 実験結果

IV-1. キルド鋼, S.K. について 10% の引張および圧縮歪を与える 250°C で時効したものから、V シャルピー試験片を圧延方向に平行に取り出した場合のエネルギー遷移曲線を第 10・2 図に、同じく V シャルピー試験片を圧延方向に直角に取り出した場合を第 10・3 図に示す。これらの曲線から求めた遷移温度および衝撃値を第 10・3 表に一括した。

IV-2. キルド鋼、リムド鋼および高張力鋼についてそれぞれ 1, 5, 20% の引張歪を与えて時効した場合の V シャルピー衝撃試験によるエネルギー遷移曲線を第 10.4~10.6 図に、同じくキルド鋼に 1, 5, 10% の圧縮歪を与えた場合の遷移温度曲線を第 10・7 図に示す。これらから求めた遷移温度等を第 10・4 表に一括した。また T_{r15} , T_{rs} 遷移温度および 0°C および 20°C における吸収エネルギーの加工歪による変化を第 10・8 図に示す。

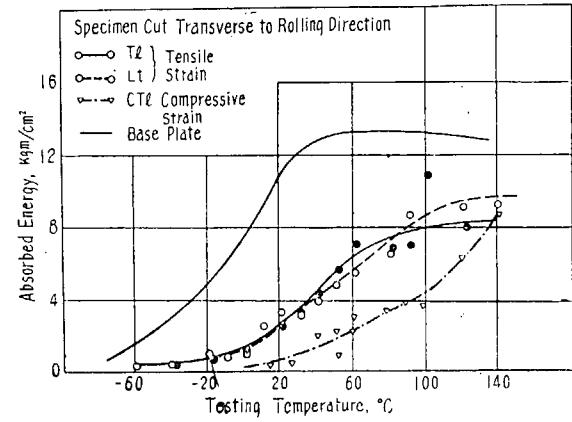
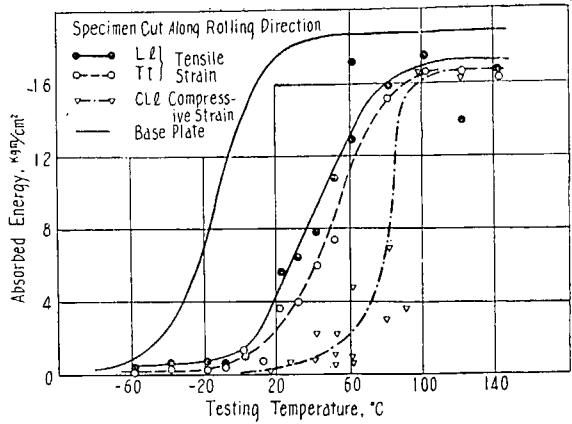


Fig. 10 · 2 and 3 Effects of Rolling and Straining Directions on V-Charpy Transition Curves for a Killed Steel aged at 250°C for One Hour after 10 % Straining

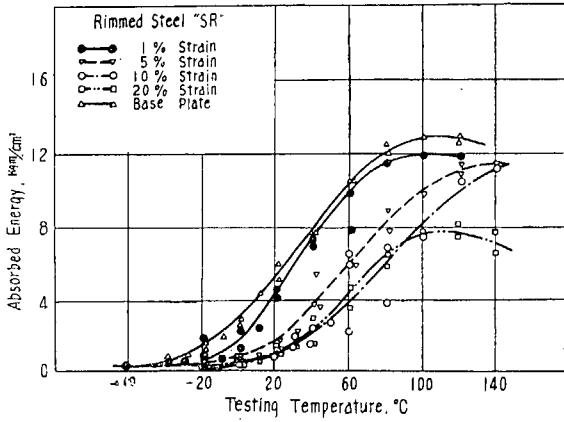
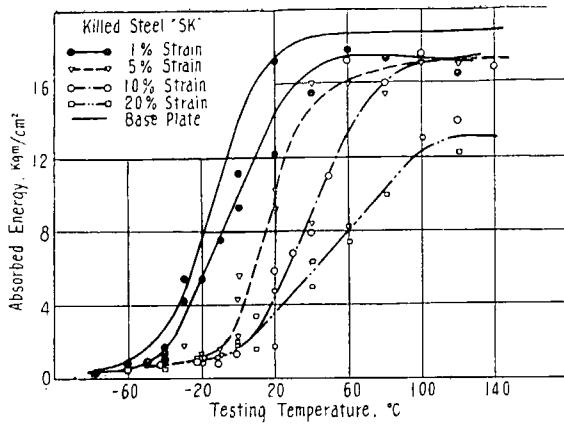


Fig. 10 · 4 and 5 Effects of Prestraining on V-Charpy Transition Curves for a Killed and a Rimmed Steel

Table 10 · 3 Summary of V Charpy Test
(Effect of straining and rolling direction. Steel
“SK”, aged at 250°C after 10 % strain.)

	Sign.	T_r . temp. (°C)		E^* (kg-m/cm²)		
		T_{r15}	T_{rs}	-20°C	0°C	20°C
Tensile straining	L 1	10	35	0.8	1.6	4.6
	L t	20	50	0.8	1.4	2.6
	T 1	20	44	0.8	1.4	2.6
	T t	18	53	0.4	1.1	2.8
Compressive straining	C L 1	60	85	—	0.2	0.4
	C T 1	64	107	—	0.3	0.6

* $E - V$ Charpy impact value

Table 10 · 4 Summary of V Charpy Test (Effect of straining for various ship steels)

Straining (%)	Killed "SK"	Killed "SK"			Rimmed "SR"			HTS "SH"								
		T_r temp. (°C)	E^* (kg-m/cm²)		T_r temp. (°C)	E^* (kg-m/cm²)		T_r temp. (°C)	E^* (kg-m/cm²)							
			T_{r15}	T_{rS}		-20°C	0°C		-20°C	0°C						
Tensile straining	0	-40	0	7.3	14.2	17.6	0	23	1.2	2.6	4.9	-20	28	2.6	5.9	10.4
	1	-34	5	5.5	10.3	14.6	10	30	0.6	1.5	4.0	-9	35	1.5	4.0	7.9
	5	-3	23	1.1	3.5	10.0	22	56	0.5	0.7	1.5	25	65	0.8	1.4	2.3
	10	10	36	0.8	1.6	4.6	46	65	0.2	0.4	1.0	48	80	0.5	1.0	1.5
	20	12	32	0.8	1.7	3.4	45	58	0.2	0.4	1.0	56	75	0.6	1.0	1.2
Compressive straining	1	-28	8	4.3	10.9	15.0										
	5	-14	18	1.6	5.7	10.6										
	10	60	85	—	0.2	0.4										

* E : V Charpy impact value

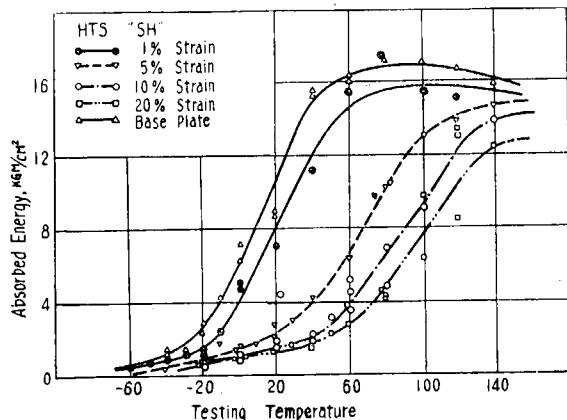


Fig. 10 · 6 Effects of Prestraining on V-Charpy Transition Curves for a High Tensile Si-Mn Steel

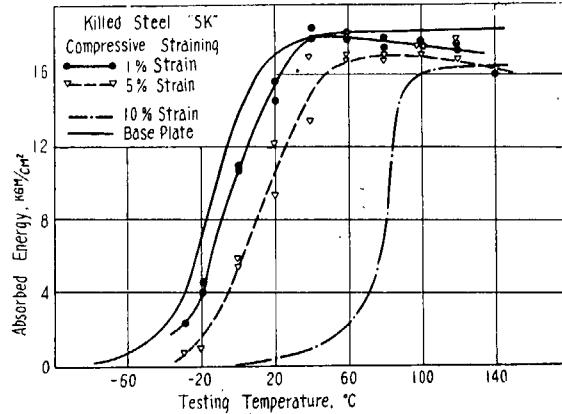


Fig. 10 · 7 Effects of Prestraining on V-Charpy Transition Curves for a Killed Steel, Compressive Straining

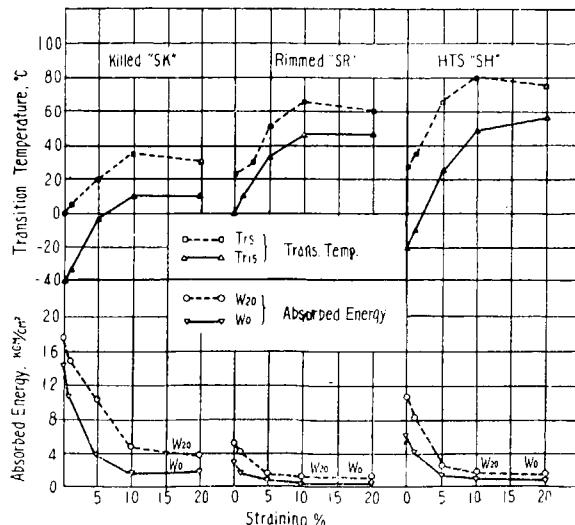


Fig. 10 · 8 Effects of Prestraining on V-Charpy Impact Properties for Various Steels

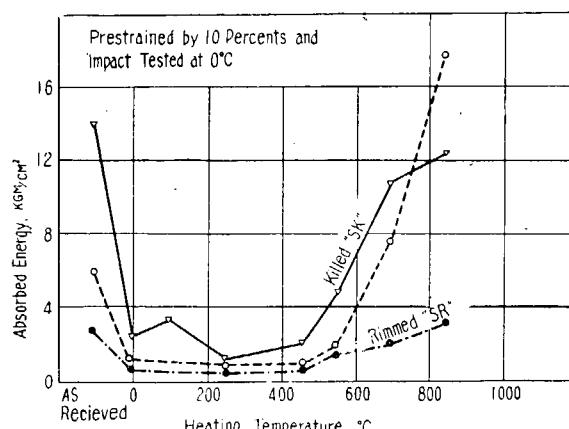


Fig. 10 · 9 Effects of Heating Temperatures after 10% Prestraining on V-Charpy Impact Values at 0°C for Various Steels

IV-3. 3種の鋼材について 10% の引張歪後、各温度に加熱した場合の 0°C の衝撃値の変化を第 10・9 図に示す。

V. 実験結果の考察

V-1. 圧延方向の影響

圧延鋼材は異方性によって圧延方向および直角方向における V シャルピー衝撃曲線の形を一般に異にし、とくに板厚方向の衝撃値の著しい低下は最近屢々論議の焦点となつてゐるところである。供試鋼のうち、キルド鋼について行つた圧延方向と加工歪の方向を色々と組合せた場合の V シャルピー衝撃試験結果では、第 10・2, 10・3 図の如く衝撃値曲線の形状が圧延方向によつて著しく異つており、圧延方向に直角に試験片をとり出した場合は吸収エネルギーの最大値が平行の場合に比較して低いが T_{r15} はむしろ低温側に移り、 T_{rs} はほぼ同一の値を示す。一方 T_{re} は直角の場合の方がむしろ高い。またこれらに 10% の引張あるいは圧縮歪を与えて標準時効処理を行つた場合も、これらの曲線が全体として高温側に移動したままで母材の場合とほぼ相似の傾向を示しており、10% 程度の加工度では圧延鋼の異方性に対しても等顕著な影響を示さないことがわかる。この点は組織を検査した結果からも同様に確められた。

V-2. 歪加工方向の影響

一方引張歪を圧延方向に対して平行あるいは直角に与えた場合の変化を Ll と Tt あるいは Lt と Tl について比較をすると、いずれもその相違はきわめて僅かであることがわかる。シャルピー試験片を圧延方向に平行にとり出した第 10・2 図の Ll と Tt では、圧延方向に直角に引張加工を行つた Tt の方が遷移温度が僅か高温に移り脆化の傾向を示し、Tipper²⁾ の結果とは逆の傾向を示すが、一方直角にとり出した第 10・3 図の Lt と Tl とでは差のないことから考えて、いずれにしてもその差は僅かであろうと思われる。

V-3. 圧縮歪の影響

引張歪と圧縮歪の場合を比較すると、第 10・7 図の如く加工度が 1% および 5% の場合は殆んど変化がないが、加工度が 10% まで増加した場合、圧縮歪の方が引張歪に較べてかなり遷移温度が高温側に移動している。然しながら圧縮歪の場合は加工度が著しく増加すると圧縮試験片の形状が漸次皺型になり、中心と外側とでは歪量が不均一になるから、加工度の求め方がきわめて困難になる。事実加工度が大きいと考えられる皺型の外側から採取したシャルピー試験片による衝撃値は中央から採取した場合より一般に低く現れていた。従つて圧縮加工の場合加工度が 10% 程度になると加工度を正確に定めにくいいから、引張加工の場合との比較はきわめて困難である。

V-4. 加工歪量の影響

各鋼材について加工歪量を種々変化した場合の結果では、時効後の衝撃値の変化は 1% から 5% までが最も大きく、10% と 20% による差は比較的少い。また 20% までの加工歪による T_{re} はり

ムドが最も少く、 T_{rs} は同じく高張力鋼が最も大きい。一般にキルド鋼はリムド鋼より歪時効の感受性が小であるという従来の説は必ずしも一般性のないものと考えられる。

V-5. 時効後の加熱温度の影響

10%引張歪後の加熱温度の衝撃値に対する影響は 200~400°C で最低値を示すが 500°C を超えると回復し、850°C で圧延状態の値に戻る。但し高張力鋼の場合は 700°C すでに圧延状態の値まで回復し 850°C では著しく増加して、キルド鋼をはるかに超える値を示す。これは熱処理により層状パーライトが微細に分散した結果によるもので、この種の高張力鋼の標準による好結果を実証するものである。

VI. 結論

以上 3 種のキルド、リムドおよび高張力鋼について種々の加工歪を与えた場合の、V シャルピー試験による歪時効特性をしらべた結果を要約すると次の如くなる。

(1) V シャルピー衝撃試験による遷移曲線の形状は鋼材の圧延方向の差によつて最も著しい相違を示すが、10%までの加工度によつて時効処理は圧延による異方性に殆んど影響を及ぼさない。

(2) 加工方向による遷移曲線の変化は圧延による異方性に較べてきわめて僅かで、その影響は少ないものと考えられる。

(3) 圧縮加工の場合は 5%程度の加工度までは引張加工と差がない。但し加工度が更に増した場合(10%加工)圧縮加工の方が脆化する傾向が見られるが、この点についてはなお検討を要する。

(4) 引張加工量の脆化に及ぼす影響は、10%までは遷移温度が上昇するがそれ以上では変化が少い。

(5) 歪加工後の加熱温度が 200~400°C で V シャルピー衝撃値は最低値を示すが、500°C を超えると漸次回復し 850°C では完全に圧延状態に戻る。

参考文献

- 1) C.J. Osborn, A.F. Scotchbrook, R.D. Stout and B.G. Johnstone, The Welding Journal, 28 (8), 337~353-s (1949).
- 2) C.F. Tipper Journal of I.S.I., Oct., 1952, p. 143~148.

第 11 章 総括

I. 切欠脆性の試験法の研究

I-1. 試験結果および遷移温度の概念について

本研究に使用した鋼板は、前述の如く八幡製鉄所製キルド鋼(Y.K.)および川崎製鉄所製 52 kg/mm² 級 Mn-Si 系高張力鋼(K-4)であるが、その試験結果を先の第 12-3 研究部会で得られたリムド鋼(K.R.), セミキルド鋼(F.S.)に対する結果と併せて要約すると第 11・1 表の如くになる。

Table 11·1 Summary of Test Results

No.	Test	Steel	Transition Temperatures			Remarks
			T_{rE}	T_{rS}	$T_{r\beta}$	
a	Schnadt T.	F S Y K	○	○		
b	Lehigh Bend T. (Static)	F S	N	●*	N	by Impact T. $T_{rE} \cdot T_{r\beta} \cdots \circ$
c	Charpy T.	K R F S Y K K 4	○	○	○	$T_{r15} \cdots \circ$
d	Kahn-Tear T.	F S Y K K 4	●	●	N	Critical crack length increased as r increased.
e	Tipper T.	K R F S Y K K 4	○	●	○	$T_{r\lambda} \cdot T_{r\sigma} \cdots \circ$
f	Van der Veen T.	F S Y K K 4	T_{rI} and T_{rII} correlate to T_{r15} and T_{rS} determined by V-Charpy test.			
g	Double-Blow Impact T.	F S Y K K 4	○	○	○	Notch shape affected W_i , but did not W_p .

* T_{rS} fell as notch length (=specimen width t) decreased.

Key { ○··· Transition temperature fell as r increased or p decreased.
 ○··· The similar trend as above was slightly indicated.
 ●··· Transition temperature did not change as r or p changed.
 •··· The similar trend as above was slightly indicated.
 N··· Not obtained in the tested temperature range.

この表の結果によると各種試験法によつて得られた遷移温度には切欠形状の影響を受けるものもあり、また全然受けないものもあつて一見して相互の関連性は非常に薄いようにも見受けられる。しかし各種試験法の特徴および種々の遷移温度の特性等を考慮すれば遷移温度相互間の関連性は理解でき、各種試験法の優劣は明らかにされるものである。従つて先づ各種遷移温度の定義の本質について考察することにする。

鋼材が脆性破壊に対して示す遷移現象およびそれに対応する遷移温度として、本質的に次の3種が考えられる。

(1) 切欠底部に生ずる最初の亀裂発生までの吸収エネルギーまたは塑性歪量に關係する遷移現象。但し吸収エネルギーまたは塑性歪量は必ずしも切欠底部付近或は切欠底部断面に関する値に限られるものではなく、試験片全体として示す吸収エネルギーまたは塑性歪量である。この遷移現象に対応する温度を延性遷移温度 (Ductility Transition Temperature) (T_{rd}) と云うこととする。なお、この遷移温度に対する最初の亀裂は劈開亀裂であると考えられる。

(2) 切欠底部に生じた剪断型亀裂は応力の増加につれて成長するが、ある限界の亀裂長さ (Cri-

tical Crack Length) に達すると、いわゆる Griffith-Orowan の条件（エネルギーの不安定条件）を満足するようになり、伝播速度の早い脆性破壊となつて伝播する。この限界亀裂長さ或は剪断型亀裂成長に際して吸収されるエネルギー等は、温度によつて遷移現象を生ずる。この温度を破壊遷移温度 (Fracture Transition Temperature) (T_{rf}) と呼ぶ。

(3) 伝播している脆性破壊が応力状態の変化等のため再びエネルギーの平衡条件を保つようになると破壊は停止する。このような伝播を止める応力は試片の形状、試験方法等にも勿論影響されるが、一般に温度に対して遷移現象を示す。この温度を（脆性破壊）停止遷移温度 (Arresting Transition Temperature) (T_{ra}) と呼ぶことにする。

これらのうち(3)の T_{ra} は従来脆性破壊の伝播に関する実験として Robertson 等によつて行われているいわゆる Robertson Test, または S.O.D. Test 等によつて求められるものであり、本研究部会で行つた試験法によつては正確に求めることはできない*。

本研究部会で行われた各種試験法によつて求めた遷移温度は、試験片形状・試験方法等が非常に大きな影響を与えてゐるため、純粹の意味での鋼材の $T_{rd} \cdot T_{rf}$ を与えるものは少なく、これらの中間的性質を示すものが多い。従つて各種遷移温度間の関連性を考察するには、その遷移温度が $T_{rd} \cdot T_{rf}$ のいづれの色彩をより多く含むかを先づ考慮しなければならない。それには切欠形状が $T_{rd} \cdot T_{rf}$ に及ぼす影響について少しく詳細に考察する必要があろう。

T_{rd} は先にも述べた如く切欠底部に生ずる最初の亀裂発生までの吸収エネルギーまたは塑性歪量に關係するものである。従つて切欠が鋭ければそれだけ切欠底部の拘束度・三軸応力は増大し、該部における降伏応力は上昇する。故に亀裂発生に対していわゆる Ludwik-Zener の辺り応力曲線 (Flow Stress Curve) と破壊応力曲線 (Fracture Stress Curve) の概念を採用すれば吸収エネルギーおよび塑性歪量は切欠が鋭いほど小となることが知られる (第 11・1 図 (a))。一方温度が低下すると辺り応力曲線および破壊応力曲線

は共に上昇するが、前者は後者に比してその程度が大であるとする
と、ある温度 (T_{rd}) で吸収エネ
ルギーまたは塑性歪量は急激に減
少し遷移現象を示す。このことと
先に述べた切欠形状の影響を考え
ると、当然切欠が鋭いほど T_{rd} は
上昇することになる。しかしある

程度以上に切欠半径が鋭く、切欠長さが大となると、底部に生ずる塑性変形のために T_{rd} はそれ以上に上昇しない限度が存在するであろう (第 11・1 図 (b)(c))。

切欠底部の横収縮率より求めた遷移温度 (T_{rs}) 曲げ試験で最大荷重時の撓みより求めた遷移温度、

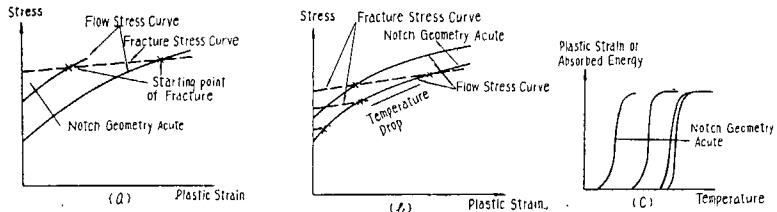


Fig. 11・1 (a), (b), (c). Relation between Notch Geometry and T_{rd}

* Crack Starter Test で板の表面近くに生ずる剪断唇より求めた遷移温度は、一見この遷移温度と類似のものであると考えられるが、この試験法では試験片の巾の影響等が大きく効いてゐる様であり、眞の意味での鋼材の T_{ra} を与えるものか否かは検討を要する。

あるいは引張試験または、曲げ試験で最大荷重時前の吸収エネルギーより求めた遷移温度 (T_{re_i}) 等は近似的に T_{rd} を示すものと考えて良いであろう。なお、 T_{rd} は後述するように T_{rf} に比して荷重速度の影響をより多く受けるものである。

これに対して T_{rf} はエネルギーの平衡条件が破れて剪断型破壊より脆性破壊へと移行する遷移現象に対応する温度である。従つて切欠形状が T_{rf} に影響を及ぼすか否かは、結局限界亀裂長さと切欠形状とが如何なる関係にあるかによつて定まる。これについては定性論的に次の如くに考えられる。即ち、ある任意の当価限界亀裂長さ $a_{eq}C_{cr}$ と脆性破壊伝播開始の限界応力 σ_B との関係は、Griffith-Orowan の式で与えられるものとすると^{*},

但し、 $\rho =$ 単位面積当たりの表面塑性仕事

一方切欠底部の可成り広い部分に塑性変形を生ぜしめるための平均応力 $\sigma_{Y_0}^{\dagger}$ は切欠の存在のための拘束度の増大、三軸応力の発生等のために材料の引張試験時の降伏応力 $\bar{\sigma}_Y$ よりも上昇し、その程度は切欠形状に依つて異なり切欠形状が鋭いほど上昇する。

即ち、一般に

$$\sigma_{Y_0} = f_0(r, t) \bar{\sigma}_Y$$

但し、 $f_0(r, t)$ は降伏応力の上昇度を示す係数（拘束係数）

なる式で表わすことができる(第11・2図(a)(i))。

これより更に応力が増加し、ある値 σ_{s0} に達すれば、遂には切欠底部に微小な剪断型亀裂が発生するに至る。いま、切欠底部に長さ C の微小亀裂 ($r=0$) がはいつた状態を考えると(第 11・2 図(a) (ii)), 更に拘束度が大になるため、および亀裂がはいる前に生じている塑性変形のために σ_{r0} は上昇するであろう。かくして σ_{r0} は亀裂長さ C の増加と共に上昇し次第にある一定の値に近く付くと考えられる。従つて、

$$\sigma_Y = f(r, t, c) \sigma_{Y_0}$$

但し、 σ_Y =剪断型亀裂長さ C の時の σ_{Y0} の値

$f, f_1 = \sigma_{Y_0}$ または $\bar{\sigma}_Y$ の上昇度を示す係数

なる関係式が導かれる。

一方、亀裂長さ C に対応する剪断型亀裂を発生せしめるに要する応力 σ_s は同様に一般に

* Griffith-Orowan の式の計算は弾性論による計算であるから、剪断型亀裂が脆性破壊へと移行する場合の限界亀裂長さは、当然剪断型亀裂長さに等しくはならない。即ち、当価限界亀裂長さ $e_0 C_{cr}$ とも云うべきものが考えられる。また最初の切欠も当然その鋸さによつて当価限界亀裂長さの中に含められるべきものであろう。なお、限界応力 σ_B は無限遠に於ける値ではなく、最初の切欠およびその底部に発生する剪断型亀裂による応力集中の影響が無視される程度、切欠底部断面より離れている点に於ける平均応力と考えれば良い。

[†] 可成り広い部分とは、Tipper 試験等の両側切欠の場合にはいわゆる General Yield の状態を云う。また σ_{Y_0} は前述の σ_B と同様に切欠底部よりある程度離れた位置に於ける値である。

$$\sigma_s = \varphi(r, t, c) \sigma_{s0}$$

但し, σ_s = 剪断型亀裂長さ C の時の破壊応力

$\varphi = \sigma_{s0}$ の変化を示す係数

いま、これらの式がある一定の形状の場合について、 C に対して画くと第 11・2 図 (b) が得られる。即ち切欠底部に剪断型微小亀裂が入り、それが拡大成長するにつれて破壊応力 σ_s は図のように

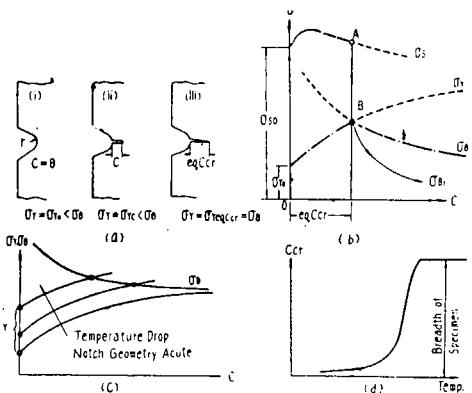


Fig. 11・2 (a), (b), (c), (d) Relation between Fracture Transition Temperature and Critical Crack Length

が鋭くなるにつれまたは温度低下に依つて C_{cr} は減少することになるが (第 11・2 図 (c)), C が大となると σ_Y ・ σ_B の両曲線の傾斜は緩くなるので、 C_{cr} の値は温度に対して遷移現象を示すことになる (第 11・2 図(d))。

切欠形状と C_{cr} との関係は次のように考えられる。先ず切欠半径 r の影響は切欠底部に微小に亀裂が入ると、最初の切欠半径には無関係にその尖端半径はほぼ 0 であると見做すことができる。従つて拘束度に対し、 C が大となるにつれて切欠半径の影響は次第に小さくなり遂には同一の値となるであろう。そのため r が変化した場合の σ_Y と σ_B の相対的関係を温度に対して求めると、温度が非常に低い場合には

C_{cr} の値の差は殆んどないが、温度が上昇するにつれて次第にその差があらわれるようになり、 T_{tf} より少し低い値で、その差は最大となり、 $C \sim T$ 曲線が急激に上昇し始める温度 T_{tf} 付近では再び小さくなつて、遂には影響は無くなる (第 11・3 図(b))。従つて T_{tf} は一般に切欠半径 r の影響は殆んど受けない。

次に切欠長さ (t) の影響について考えよう。この場合にも先と同様 t が増大すれば σ_Y も上昇するが、 t が非常に小さい場合および t がある程度より大になるとその影響は無くなる。その限度については最初の切欠半径 r に対しては大きな値であり、切欠底部に亀裂が入り次第に拡大して行くにつれてその尖端半径 r は小さいので、限度を与える t の値も次第に小さくなるであろう。しかし、先の場合と異なることは t の値の差は亀裂長さが増大し、最初の切欠半径の影響が消失する程度になつて

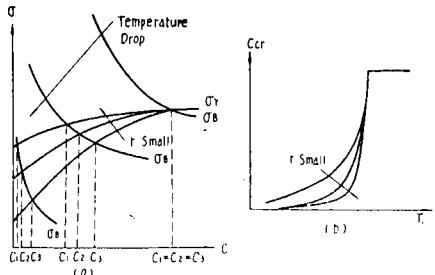


Fig. 11・3 (a), (b) Relation between Notch Radius and Critical Crack Length

も一般に残るものである(第11・4図(a))。従つて遷移温度 T_{rf} は t が大となると上昇するが、 t が小さい時と、ある程度以上に大きくなつた時は、 T_{rf} の変化が見られなくなる(第11・4図(b))。

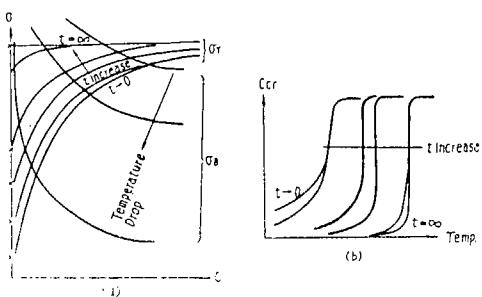


Fig. 11・4 (a), (b) Relation between Length of Notch and Critical Crack Length

最後に荷重速度の影響について考えると、荷重速度が増加すれば、 σ_r は上昇するが、その程度は t が大となるにつれて一般に小さくなるであろう。従つて T_{rf} は荷重速度が早くなるにつれて上昇するが、 t が大となるとその率は小さくなり、また荷重速度による σ_r の上昇は、拘束度の比較的小さい最初の亀裂発生

時の場合が、長い亀裂が入つた後の拘束度が比較的大きい場合に比して大きいと考えられる。従つて T_{rf} よりも T_{rd} に荷重速度の影響が大きくあらわれるものである。同様にある程度以上の t に対しては余り差が現われなくなる。

断面の剪断破面率より求めた遷移温度(T_{rs})、引張または曲げ試験で最大荷重以後の吸収エネルギーより求めた遷移温度(T_{rEp})等は、いづれも近似的に T_{rf} に属するものと考えて良い。

I-2. 各種試験法によつて得られた遷移温度と T_{rf} , T_{rd} の関係について

前節で述べた如く鋼材の示す遷移温度として本質的には、 T_{rf} , T_{rd} および T_{ra} の3種が考えられる。これに対して本研究部会で実施された各種試験結果より求めた種々の遷移温度は、試験片形状・試験方法の影響等が入つているため、これらの相互の関連性を考察するに当つては、個々の遷移温度に対してそれらは T_{rf} , T_{rd} および T_{ra} のいづれの色彩をより多く持つたものであるかを知る必要がある。一般的には、 T_{rEp} , T_{rs} 等は T_{rf} に属するものであり、 T_{rEi} , T_{rLE}^{\dagger} 等は T_{rd} に属するものと考えて良い。従つて前者に属するものは切欠長さ t によつて変化するが、切欠半径 r ・切欠深さ p の影響は、限界亀裂長さがある程度大となると殆んど受けない。また後者に属するものは r および $p \cdot t$ の影響を鋭敏に受けるものである。

第11・1表に示した試験結果のうち Schnadt 試験・Charpy 試験および S. F. 材, K. R. 材についての Tipper 試験を除いては、 T_{rs} はいづれも r の影響を受けておらず、 t によつてのみ変化する。しかし、 T_{rs} より低い温度に於ける限界亀裂長さは第11・5図(a)および(b)に示すように明らかに r の影響を受けていることは、 T_{rs} は T_{rf} に属するものであることを裏書している。Schnadt 試験・Charpy 試験の T_{rs} が $r \cdot p$ の影響を受けているのは、試験片断面が小さいので限界亀裂長さが切欠形状の影響を受ける範囲内にあるためと考えられる。特に Schnadt 試験片では切欠底部断面が小さいので、Charpy 試験よりも T_{rs} に対する切欠形状の影響がより強く表われている。Tipper 試験では、F. S. 材, K. R. 材の T_{rs} のみが他の T_{rE} , T_{rp} と異なり、僅かではあるが

[†] 低水準の吸収エネルギーに対応する遷移温度を T_{rLE} と表わすことにする。本研究では Charpy 試験では T_{r15} (吸収エネルギー 2.6 kg-m/cm², 標準試験片で 15 ft-lbs に対応する温度) を、Schnadt 試験では $T_{r1.6}$ (吸収エネルギー 1.6 kg-m/cm² に対応する温度) を用いたが、これ等はいづれも T_{rLE} に属するものである。

r の影響を示していることに就いてはその理由は不明であるが、恐らく切欠半径の影響を受ける限界亀裂長さがこの材料のみ大であつたためであろう。Kahn 試験の T_{rEp} は矢張り T_{rf} に属するものであり、当然のことであるが r の影響を受けない。

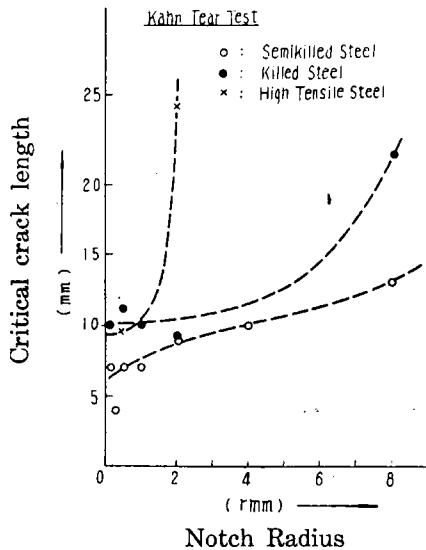


Fig. 11・5 (a) Relation between Notch Radius and Critical Crack Length at T_{rs}

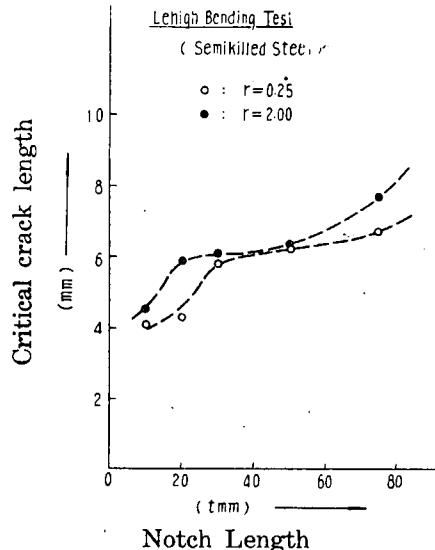


Fig. 11・5 (b) Relation between Notch Radius, Notch Length and Critical Crack Length at T_{rs}

これに対して Schnadt 試験・Charpy 試験の T_{rLE} 、各種試験法による T_{rp}^{**} はいづれも T_{rd} に属するもので、 $r \cdot t \cdot p$ の影響を受けるものであることが想像される。しかし、一般に T_{rd} は T_{rf} に比して可成り低いものであるので、Kahn 試験等では本研究部会に於ける実験温度範囲内では遷移現象を示していない。Kahn 試験の T_{rEi} も同様 T_{rd} に属するものであるが、実験温度範囲内では矢張り遷移現象を示していない。

ここで注意すべきは、Schnadt 試験・Charpy 試験・Lehigh (衝撃) 試験等の衝撃試験の吸収エネルギーより求めた T_{rE} は、切欠底部に亀裂の入るまでの吸収エネルギーと、亀裂の拡大伝播に際しての吸収エネルギーの両方を含んでおり、全吸収エネルギーに対して前者の占める割合は可なり大きいことである。前節で述べたことおよび第 7 章の二重衝撃試験よりも明らかのように前者は $r \cdot t \cdot p$ の影響を鋭敏に受けるが、後者は $r \cdot p$ の影響を受けることが少ない。従つて T_{rE} には亀裂発生までの吸収エネルギーの影響が非常に強くあらわれており、 T_{rd} の色彩が強く当然切欠形状の影響を受けるものである。Tipper 試験の T_{rE} が r の影響を受けているのも、亀裂発生までの吸収エネルギーがその後の吸収エネルギーに比して大きいためであろう。なお Lehigh 試験で T_{rd} に属すると考えられる T_{rE} は、静的および衝撃試験の差が明瞭であるが、 T_{rf} に属すると考えられる T_{rs} につ

* 金沢委員・大塚氏の行つたシャルピ型試験片の静的曲げ試験の結果によると T_{rs} は殆んど切欠形状の影響を受けなかつたが、 T_{rEp} は切欠形状が鈍くなるにつれて低下した。試験片断面が小さく限界亀裂長さの変化が破面率よりも吸収エネルギーにより多くの変化を与えることを考慮すれば、 $T_{rs} \cdot T_{rEp}$ は共に T_{rf} に属するものであるが、この現象を説明できる。

** T_{rp} の中試片破断面の最大横収縮率より求めたものは T_{rf} の色彩が可成り強く、切欠底部の横収縮率より求めたものは T_{rd} である。

いては、切欠長さ $t=10$ mm の場合以外は殆んど差が見られない。これは前述した如く荷重速度の影響が T_{rd} に鋭敏に影響するためである。

以上述べて来たことにより、各種試験法によつて得られた種々の遷移温度に及ぼす切欠形状の影響が理解されたであろうが、鋼材の T_{rd} を求めるには遷移温度の高くする Charpy 等の衝撃試験の T_{rf} または T_{rLE} により、 T_{rf} を求めるには切欠底部断面の大きい Kahn・Van der Veen 等の試験の T_{rs} によるべきであろう。これら各試験法の優劣に関しては更に後述する。

I-3. 各種試験結果に対する応力論的考察

切欠形状の変化に応じて T_{rd} が変化する現象は、先に吉識・金沢委員の提案した理論式によつて明確に説明することができる。この理論によれば、試験片の示す遷移温度 (T_r) 並びに低温に於ける吸収エネルギー (E) は次式によつて求めることができる。即ち

および

$$E = \frac{L}{(3+e^{-2s/\Psi})^2} \left\{ 3 - e^{-2s/\Psi} - \sqrt{12 \frac{\bar{A}^2}{\bar{B}_0^2} e^{2(S-U)/T} (3 + e^{-2s/\Psi}) - 12 e^{-2s/\Psi}} \right\}^2 + C \quad \dots \quad (11 \cdot 4)$$

但し、 $\bar{A}^2/\bar{B}_0^2 = 1/10$ (衝撃試験), $1/25$ (静的試験)

$S - U$ = 材料による常数

d = 遷移温度の定義、試験法による常数（材料に無関係で、近似的に切欠底部に生ずる三軸応力度を示す量）

s = 材料・試験法・遷移温度の定義 (T_{rf} または T_{rd} の区別) による常数

$\Psi = r/t$ (切欠形状の中 $r \cdot t$ のみが変化する場合)

$$= \frac{r}{t} \frac{1}{p} \left(1 + 0.35 p \tan \frac{\theta}{2} \right) \quad (r, t, p, \theta \text{ が変化する場合})$$

T = 実験温度 (絶対温度), T_r = 遷移温度 (絶対温度)

$L \cdot C$ = 材料・実験温度・試験法による常数

先づ (11・3) 式を T_{rd} に属すると考えられる Charpy · Schnadt 試験の $T_{rLE} \cdot T_{rE}^*$, Tipper 試験の T_{rE} に適用するに、(S-U) の値としては K.R. 材 (リムド鋼) では 114.0, F.S. 材 (セミキルド鋼) では 108.5, Y.K. 材 (キルド鋼) では 98.2, K-4 材 (高張力鋼) では 116.0** にとり、

* Schnadt・Charpy 試験の T_{re} は上述した如く T_{rd} と T_{rf} の中間的性質を有するものであろう。

Flow Curve 試験より各鋼材について $S \cdot U$ ・ $S-U$ の値を求めるに下表の如くになる。

Steel	K.R.	F.S.	Y.K.	K-4
S	143	129	148	156
U	36	44	70	42
$(S-U)_C$	107	85	78	114
$(S-U)$	114.0	108.5	98.2	116.0

$(S-U)_C$ は計算値。

また $S \cdot U$ の値は $60\sim183^{\circ}\text{C}$ 間の平均値より求めた値。

($S-U$) は本研究の解析に用いた値。

これによると $(S-U)_c$ と $(S-U)$ の値には可成りの差が認められるものもあるが、Flow Curve 実験で ×

Charpy・Schnadt 試験の T_{rLE} には $d=0.05$, T_{rE} に対しては $d=0.09$, Tipper 試験の T_{rE} に対しては $d=0.373$ とし s の値を適当に採ると† 第11・6 図～11・10 図および第2・2 図～第2・6 図に示すように実験値とほぼ一致する曲線が計算結果から得られる。

但し, Charpy・Schnadt 試験で T_{rLE} の値が計算値より離れているが, これは T_{rLE} が T_{rd} の定義として不適当であることに基づいているものと思われる。

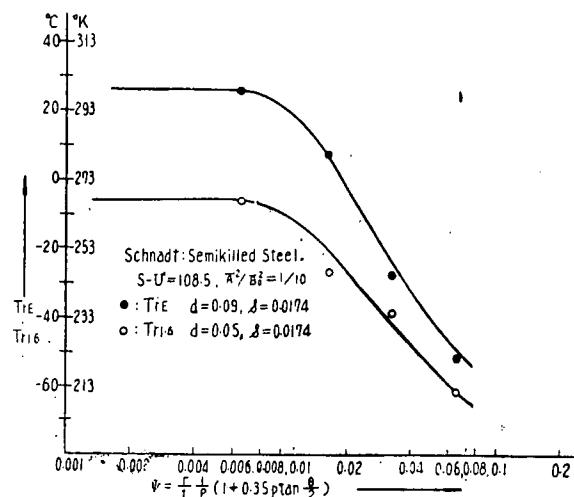


Fig. 11.6 Relation between T_{rE} , $T_{r1.6}$ and ψ (Schnadt Test)

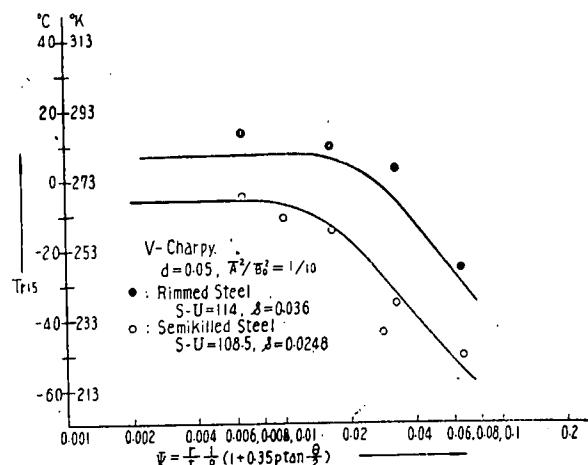


Fig. 11.7 Relation between T_{r15} and ψ (Charpy Test)

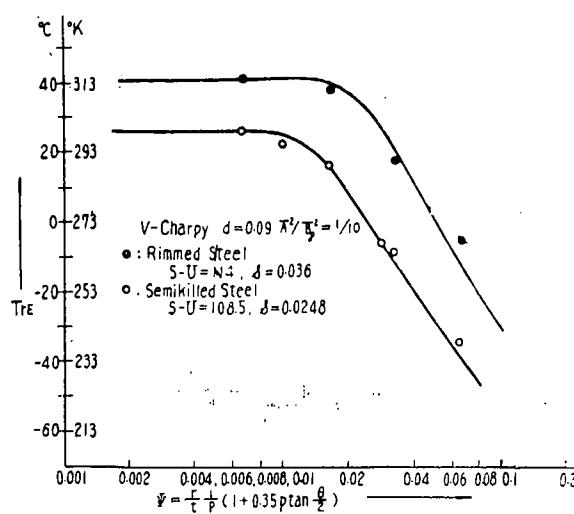


Fig. 11.8 Relation between T_{rE} and ψ (Charpy Test)

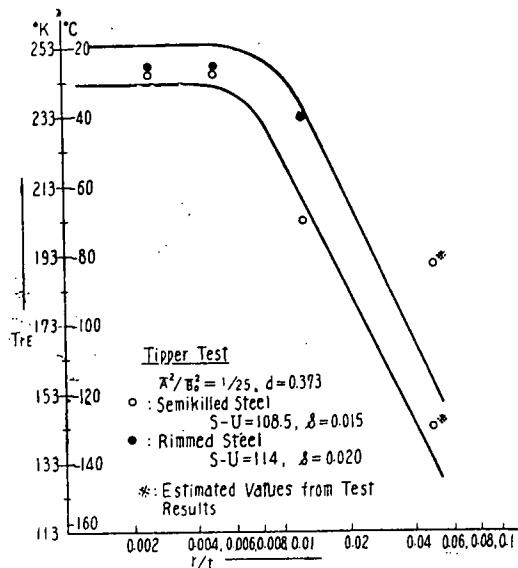


Fig. 11.9 Relation between T_{rE} and r/t (Tipper Test)

* は高温で Necking を生ずるために応力が多軸性になることに対する補正が行われていないこと、および実際には、 U の値は塑性歪の値等によつても異なるものと考えられるのに対して一定とした理論上の仮定、又実験では正確に亀裂発生時の歪、応力を求めることの不可能なこと等に基づくものと考えられる。

† これら d の値は既に吉謙・金沢委員によつて提案され、数種の鋼材についての実験結果と良く一致することが認められている。

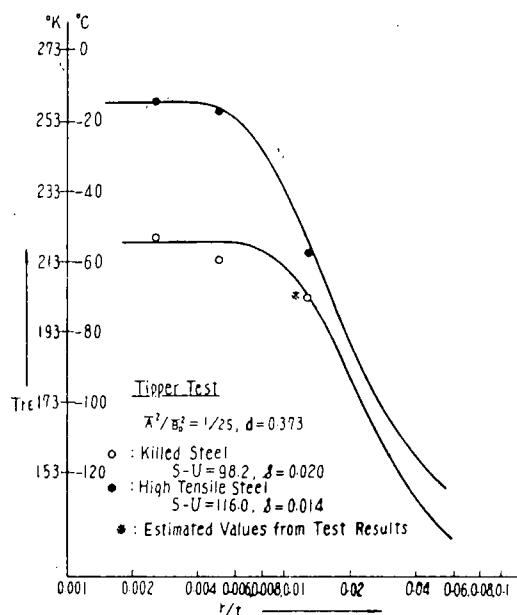


Fig. 11·10 Relation between T_{re} and r/t (Tipper Test)

これらの図によると、いづれの場合にも切欠形状が鋭いときは遷移温度はほぼある一定の値を示すが、ある程度以上に切欠形状が鈍くなると次第に遷移温度は低下する。これはある程度以上に鋭い切欠をつけても最初の亀裂発生までには塑性変形を生じ、ある一定の切欠形状に変化するためである。

計算に用いた各種パラメーターの値を一括して第11·2表に示してあるが^{*}、試験法・遷移温度の定義が一定すれば、切欠形状が鋭いときの遷移温度の高低は($S-U$)の値の大小によって定まる。このことは注目に値するであろう。即ち、いづれの試験法によつても鋭い切欠を附した試験片を用いれば、鋼材の T_{rd} を評価する順位は($S-U$)の順位と一致し、従つて如何なる試験法によるかは問題ではあり得ず、ただ、切欠

形状の鋭い試験片を用いるということが重要であることを示すものである。

次に低温に於ける吸収エネルギーと切欠形状との関係は遷移温度の場合とは逆に、切欠形状の鋭い

Table 11·2 Values of Parameters for Test Steels (Trans. Temp.)

Test Steels	$S-U$	$\frac{A^2}{B_0^2}$	Testing Method	T_{rs}	s	d
Rimmed Steel K. R.	114.0	$\frac{1}{10}$	Charpy †	T_{rs}	0.0800	0.095
				T_{re}	0.0360	0.090
				T_{r15}	—	0.050
	$\frac{1}{25}$		Tipper *	T_{rs}	—	0.406
				T_{re}	0.0150	0.373
			Schnadt †	T_{rs}	0.0374	0.095
Semikilled Steel F. S.	108.5	$\frac{1}{10}$	Schnadt †	T_{re}	0.0174	0.090
				$T_{r1.6}$	—	0.050
				T_{ns}	0.0700	0.095
			Charpy †	T_{re}	0.0248	0.090
	108.5	$\frac{1}{25}$	Lehigh (Impact) *	T_{rs}	—	$0.106 \sim 0.0736 e^{-0.00327 t^2}$
				T_{re}	0.0200	0.406
			Tipper *	T_{rs}	—	0.373
				T_{re}	0.0200	—

* 第11·2表には後述する T_{rf} に属する遷移温度に対する値も示してある。

Test Steels	$S-U$	$\frac{A^2}{B_0^2}$	Testing Method	T_r	s	d	
Killed Steel Y. K.	108.5	$\frac{1}{25}$	Kahn *	T_{rs}		0.435-	
			Lehigh *	T_{rs}		$0.0554 e^{-0.00327 t^2}$	
			Van der Veen	T_{rII}	—	0.414	
				T_{rI}	—	0.395	
			Schnadt †	T_{rs}	0.0512	0.095	
	98.2	$\frac{1}{10}$		T_{rE}	0.0181	0.090	
				$T_{r1.6}$		0.050	
				T_{rs}	0.0900	0.095	
				T_{rE}	0.0385	0.090	
				T_{r15}		0.050	
High-Tension Steel K-4	116.0	$\frac{1}{25}$	Charpy †	T_{rs}	—	0.406	
				T_{rE}	0.020	0.373	
			Van der Veen	T_{rs}	—	$0.435 - 0.0554 e^{-0.00327 t^2}$	
				T_{rII}	—	0.414	
				T_{rI}	—	0.395	
	116.0	$\frac{1}{10}$	Charpy †	T_{rs}	0.060	0.095	
				T_{rE}	0.0170	0.090	
			Tipper *	T_{r15}		0.050	
				T_{rs}	—	0.406	
				T_{rE}	0.014	0.373	
			Kahn *	T_{rs}	—	$0.435 - 0.0554 e^{-0.00327 t^2}$	
				T_{rII}	—	0.414	
			Van der Veen	T_{rI}	—	0.395	

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

*: $\gamma \equiv \frac{r}{t}$, r =Notch Radius (mm), t =Notch Length (mm), p =Notch Depth (mm),

θ = Notch Angle.

T_{rE} = Mean Energy Transition Temperature

$T_{r1.6}$ = Transition Temperature defined by 1.6 kg-m/cm^2 Absorbed Energy

T_{r15} = Transition Temperature defined by 15 ft-lb (2.6 kg-m/cm^2) Absorbed Energy

T_{rs} = 50% Shear Transition Temperature

T_{rII} = Transition Temperature defined by 32mm Depth of Shear Fracture

T_{rI} = Transition Temperature defined by 6mm Deflection at Maximum Load

ときは吸収エネルギーは、ほぼ一定の低い値を示すが、ある程度以上に切欠形状が鈍くなると急激に上昇する。上述の(11・4)式をこの関係に適用するに $\bar{A}^2/\bar{B}_0^2 \cdot (S-U) \cdot s$ の値は第11・2表と同じ値とし、比例常数 $L \cdot C$ を適当にとれば、第11・11図～11・15図および第2・7図～第2・9図に示すように実験値の傾向を示す曲線が得られる(第11・3表)。しかし、切欠形状が鈍く ψ の値が大となると計算値と実験値とは差異が大きくなっている。これはこのような場合には試片断面に剪断型破面が多くなり、破壊の様相が他のものと著しく異なるため、(11・4)式を適用することができないからである。さて、従来より標準切欠 Charpy 試験で 0°C に於ける吸収エネルギー E_0 より鋼材の切欠靱性を推定する方法が行われているが、第11・3表に示した常数値を基にして

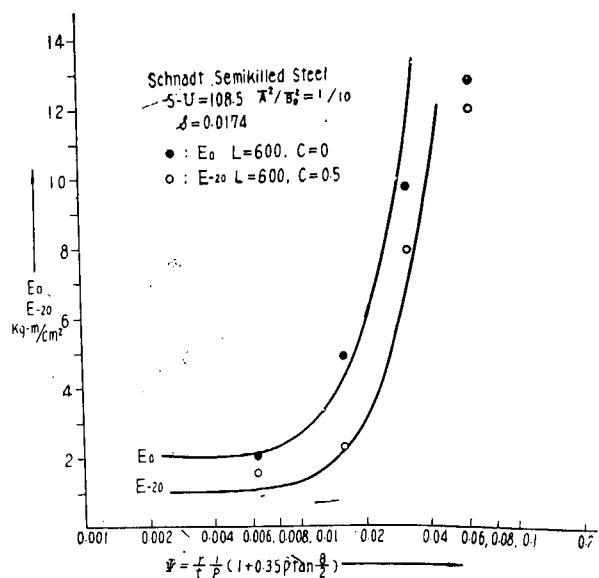


Fig. 11・11 Relation between E_0 , E_{-20} and ψ (Schnadt Test)

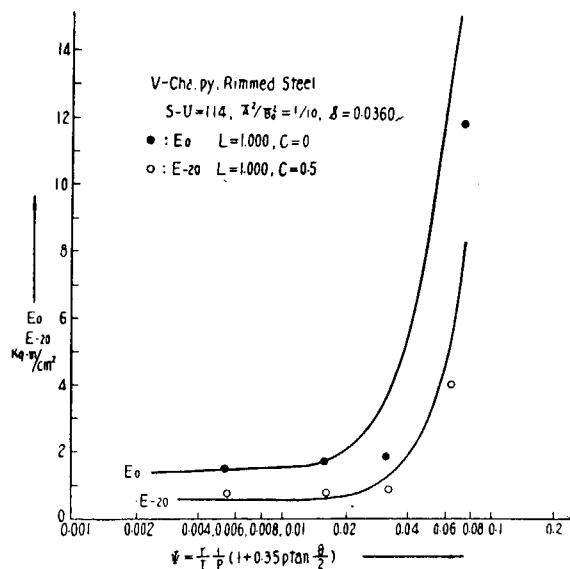


Fig. 11・12 Relation between E_0 , E_{-20} and ψ (Charpy Test)

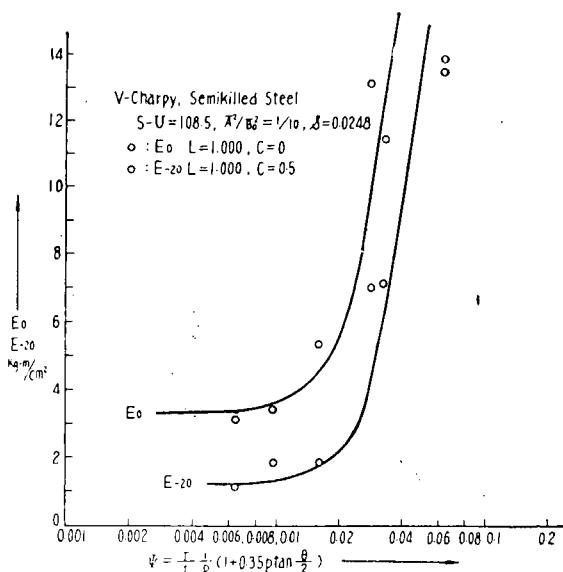


Fig. 11・13 Relation between E_0 , E_{-20} and ψ (Charpy Test)

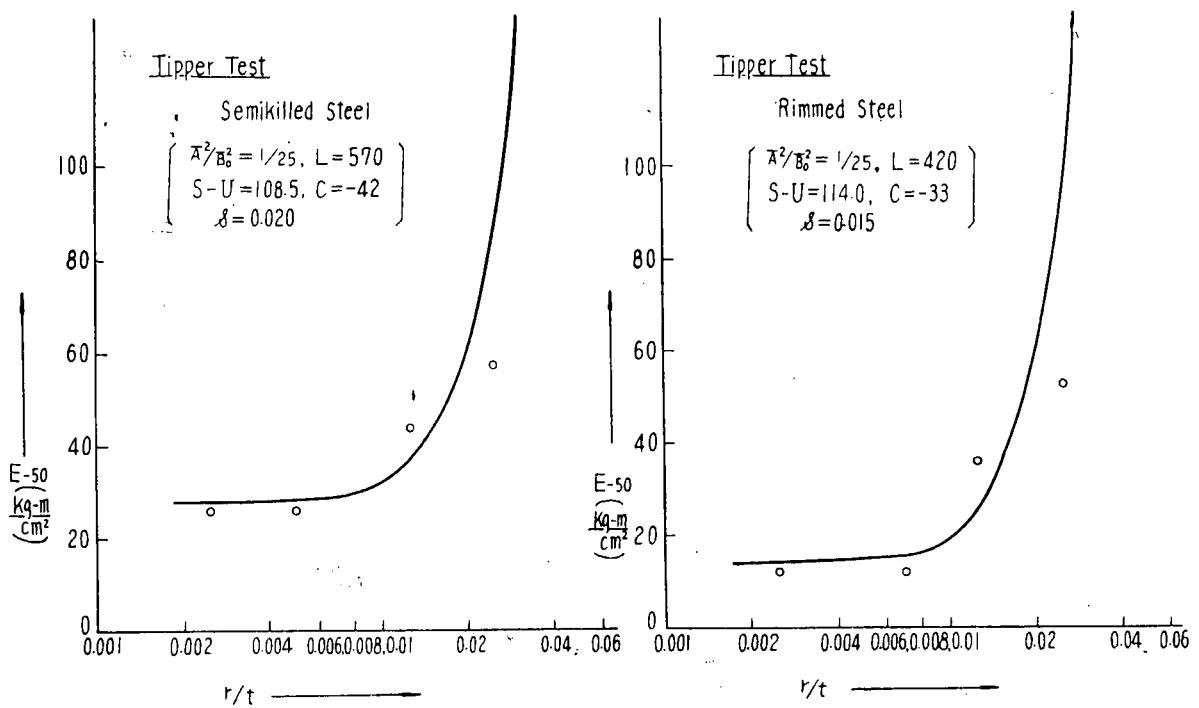


Fig. 11 · 14 Relation between E_{-50} and r/t (Tipper Test)

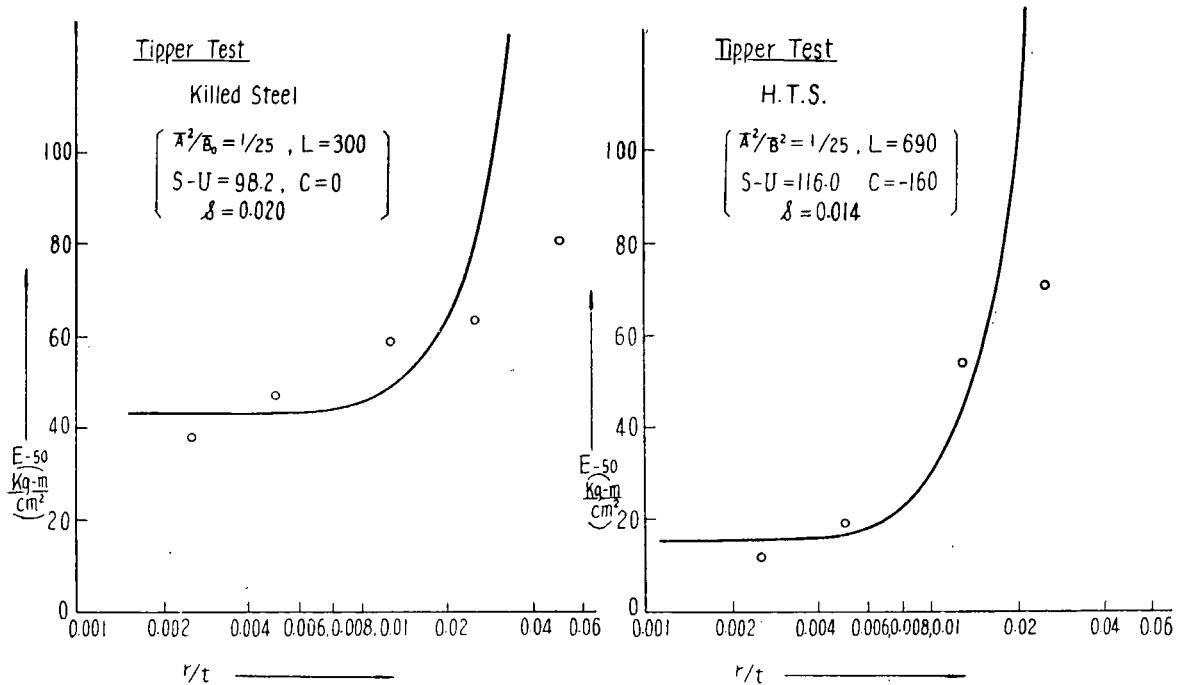


Fig. 11 · 15 Relation between E_{-50} and r/t (Tipper Test)

$L=1,000$, $C=0$: $s=\infty^*$ として E_0 と T_{r15} の関係を求め、従来日本で行われた実験結果と比較すると、第 11 · 16 図が得られる。この図によると E_0 の低い時と高い時を除いては良い一致を示しており、 E_0 を求めることは、即ち T_{rd} (T_{r15}) を求めることと同等であることを示している。

* $s=\infty$ することは相対的に $r=0$ と考えること、即ち標準試験片の示す遷移温度は切欠の非常に鋭いときの値と等しいと考えていることと同じである。

Table 11·3 Values of Parameters for Test Steels (Absorbed Energy)

Test Steels	$S-U$	A^2/B_0^2	Testing Method	s	Absorbed Energy	L	C
Rimmed Steel K. R.	114.0	1/10	Charpy †	0.036	E_0 E_{-20}	1,000	0 0.5
		1/25	Tipper *	0.015	E_{-50}	420	-33
					E_0 E_{-20}	600	0 0.5
Semikilled Steel F. S.	108.5	1/10	Schnadt †	0.0174	E_0 E_{-20}		0 0.5
			Charpy †	0.0248	E_0 E_{-20}	1,000	0 0.5
		1/25	Tipper *	0.020	E_{-50}	570	-42
Killed Steel Y. K.	98.2	1/10	Schnadt †	0.0181	E_0 E_{-20}	240	4.2 1.4
			Charpy †	0.0385	E_0 E_{-20}	870	0
		1/25	Tipper *	0.020	E_{-50}	300	0
High-Tension Steel K-4	116.0	1/10	Charpy †	0.0170	E_0 E_{-20}	800	1.3
		1/25	Tipper *	0.014	E_{-50}	690	-160

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

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

E_0 = Absorbed Energy at 0°C

E_{-20} = Absorbed Energy at -20°C

E_{-50} = Absorbed Energy at -50°C

Values $S-U$, A^2/B_0^2 and s are same as Table 11·2

しかし、 E_0 が高い材料（キルド鋼等）では E_0 の代りに、 E_{-20} を用いれば計算値と実験値とは良く一致することが確かめられ、 T_{rd} (T_{r15}) の推定には E_{-20} の値を用いるべきであることが判る。

次に T_{rf} について考えてみよう。 T_{rf} は第 I-1 節でも述べたように、切欠底部に発生した微小亀裂 ($r \neq 0$) が次第に拡大しある限界長さに達し Griffith-Orowan の条件を満足するようになつて、脆性破壊となつて伝播する現象に関するものである。

さて上述の理論式は主として T_{rd} に対して展開されたものであるが、荷重が増加するにつれ切欠底部に微小亀裂 ($r \neq 0$) が入つて以後も、切欠底部断面の応力状態を示す応力曲線が引続いて破壊曲線に接するかまたは交われば、亀裂は拡大してゆく。かようにして剪断型破面の長さがいわゆる限界亀裂長さに達すると脆性破壊となつて伝播する。従つてこの瞬間に對して (11·3) 式を適用することを考えよう。第 I-1 節でも述べたように、板厚によつて亀裂拡大に対する拘束度が異なる。即

ち拘束度を示す d の値は当然板厚（切欠長さ t ）によつて変化し、 t が大になれば大、小になれば小さくなるのであろう。また一方剪断亀裂の尖端半径は非常に小さいであろうから、相対的に (11・3) 式で s の値は可なり大きな値を取るべきであろう*。

このような観点より (11・3) 式を T_{rf} に属するとして考えられる T_{rs} に対して適用してみよう。 $(S-U) \cdot A^2 / \bar{B}_0^2$ は T_{rd} に対する値と同一の値を探り、Schnadt 試験・Charpy 試験に対しては $d = 0.095$ 、Kahn・Lehigh 試験に対しては、 $d = 0.435 - 0.554 e^{-0.00327 t^2}$ 、Lehigh（衝撃試験）試験に対しては $d = 0.106 - 0.0736 e^{-0.00327 t^2}$ とし、更に s の値を対応する T_{rd} よりも大きな値を採つて計算すれば、第 11・17 図～第 11・20 図に示すように実験値に一致する曲線が得

られる。またこれら各種パラメーターの値は前述の第 11・2 表中に示してある※。なお K-4 材についての Kahn 試験結果は $r=0.5 \text{ mm}$ および 2.0 mm の二種しか行われていないが、前者は後者に比して T_{rs} が 16°C も上昇している。この理由については、この材料は他の材料に比して T_{rd} に対する s の値も小さく、結局塑性流動が容易であることに基因しているのではないかと考えられる。また Schnadt・Charpy 試験で T_{rs} が r によつても変化することが試験片断面寸法が小さいためであることは既に述べた通りである。最後に、池田委員が板厚を変化せしめて Kahn 試験を行つた結果[#]に対して $S-U=114; 104$ とし（同一材の V-シャルピー試験結果より計算した値）、さらに $d = 0.435 - 0.554 e^{-0.00327 t^2}$ とし、 s を適当に大きな値をとると第 11・21 図に示すような結果が得られる。これによると、リムド鋼については良く計算と実験とが一致するがキルド鋼ではやや異なる。

以上で T_{rf} に対しても (11・3) 式は適用できることがほぼ明らかとなつたが、この場合にも T_{rd} の場合と同様 $(S-U)$ の値が重要である。即ち Kahn・Lehigh 等の比較的切欠底部断面の大きな試験片を用いれば、 T_{rf} (T_{rs}) は切欠半径の影響を受けることなしに鋼材の T_{rf} の値を示し、その

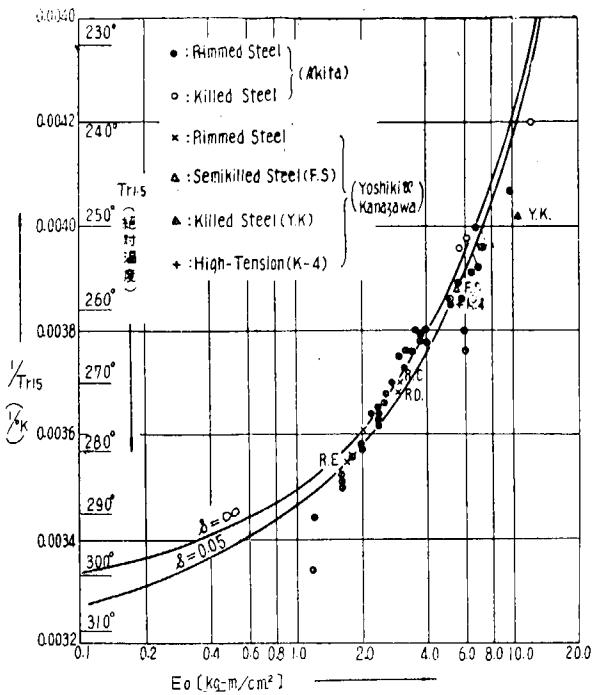


Fig. 11・16 Relation between T_{r15} and E_0 (Charpy Test)

* $s=\infty$ は $r=0$ に相当し、平面歪状態にあることを示すものである。

† $t=10 \text{ mm}$ とすれば $d=0.053$ となり、Schnadt・Charpy 試験に対する d の値より小さくなるが、これは試験片長さの影響であろう。また Schnadt・Charpy 試験では T_{rE} に対する d の値が 0.09 と殆んど同一であることは、これらの試験では T_{rE} が T_{rd} と T_{rf} の両方の性質を有することを示すものと云えよう。

※ 表中 s の値が一になつてゐるのは適当に大きな値ならば良いことを示しており、実質的には $r=0$ と考えたことになる。

[#] 日本造船研究協会報告、第 6 号、1955 年 11 月、p. 16.

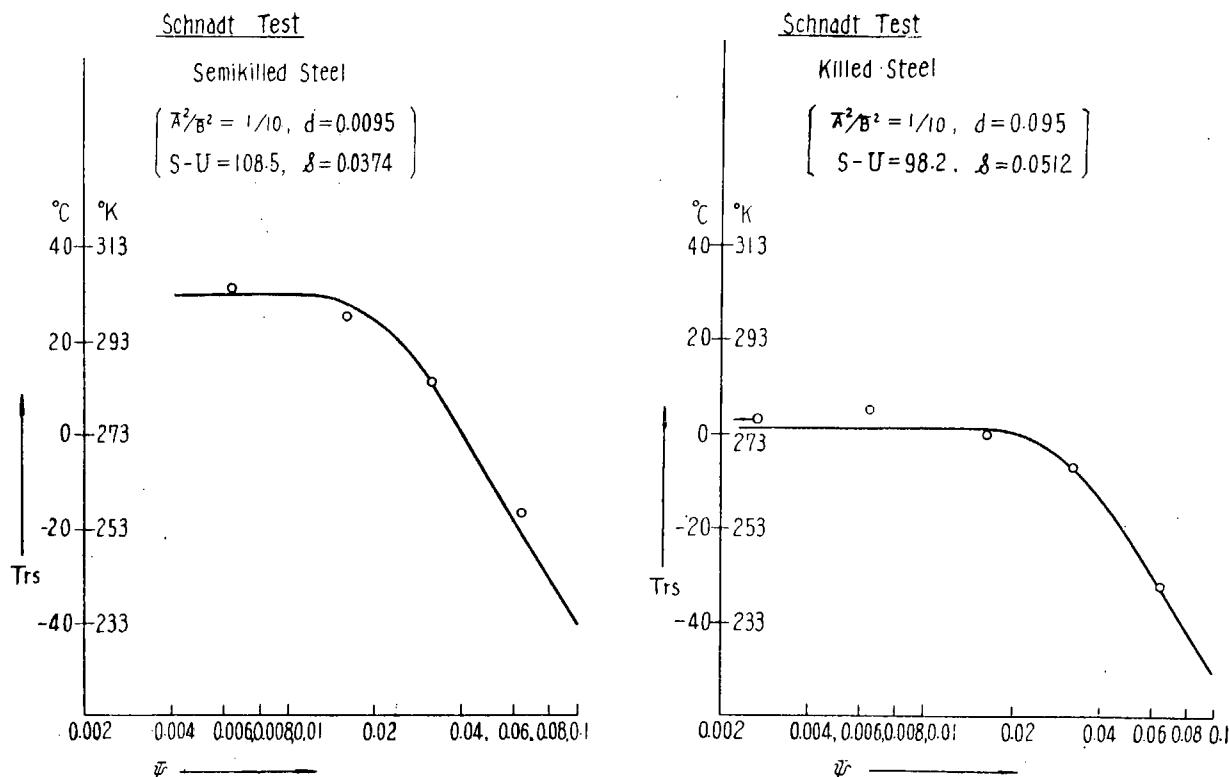


Fig. 11 · 17 Relation between T_{rs} and ψ (Schnadt Test)

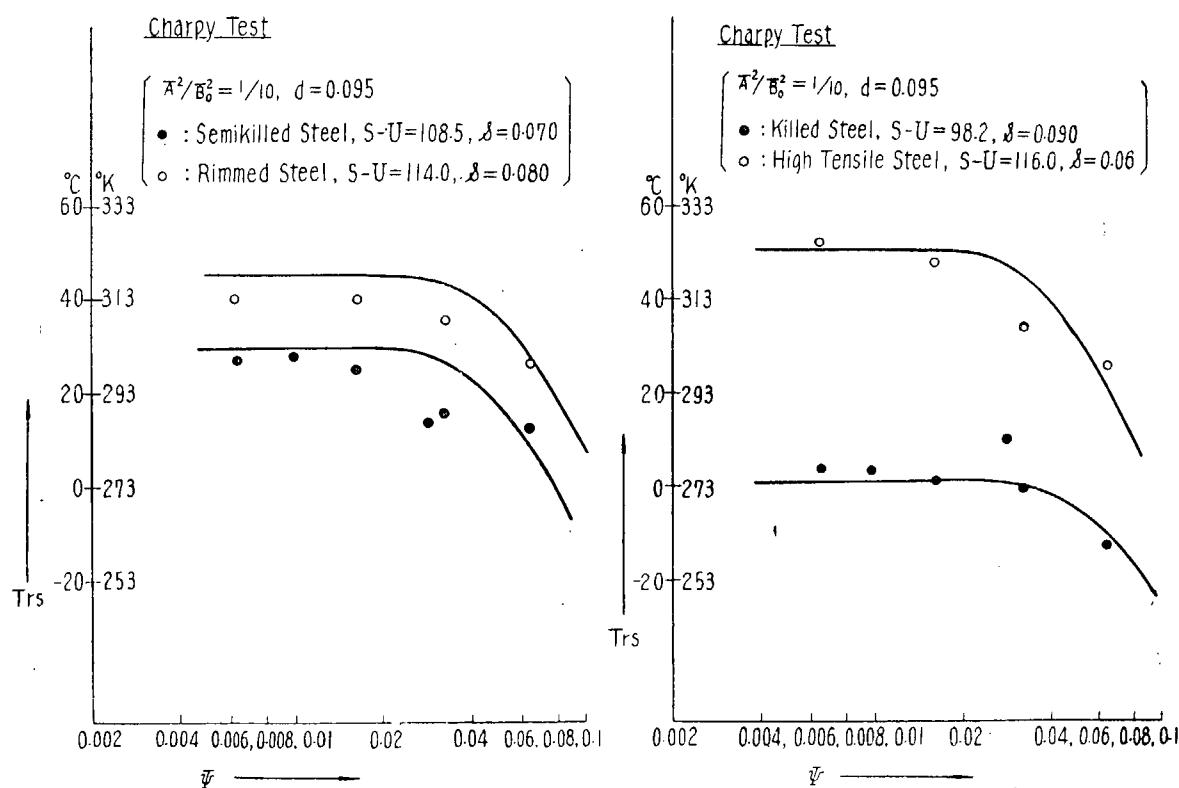
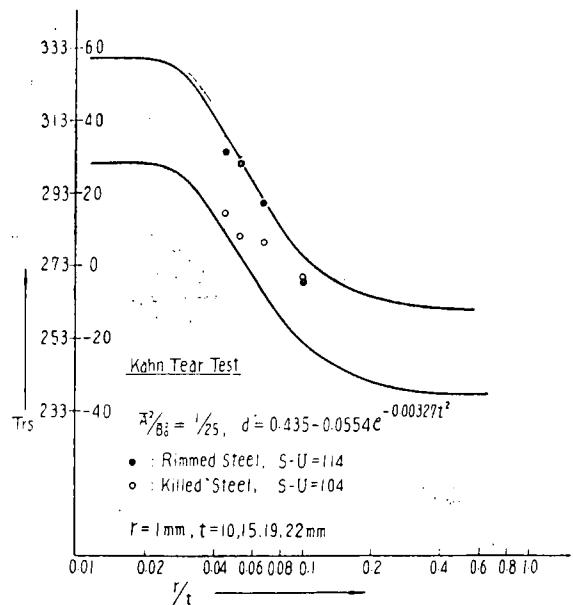
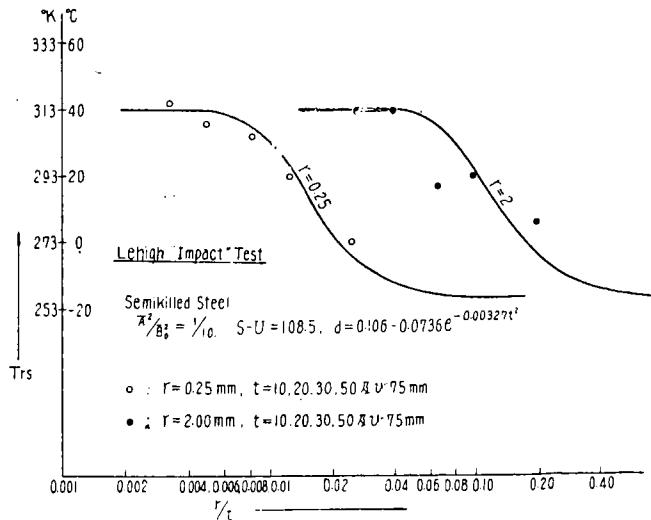
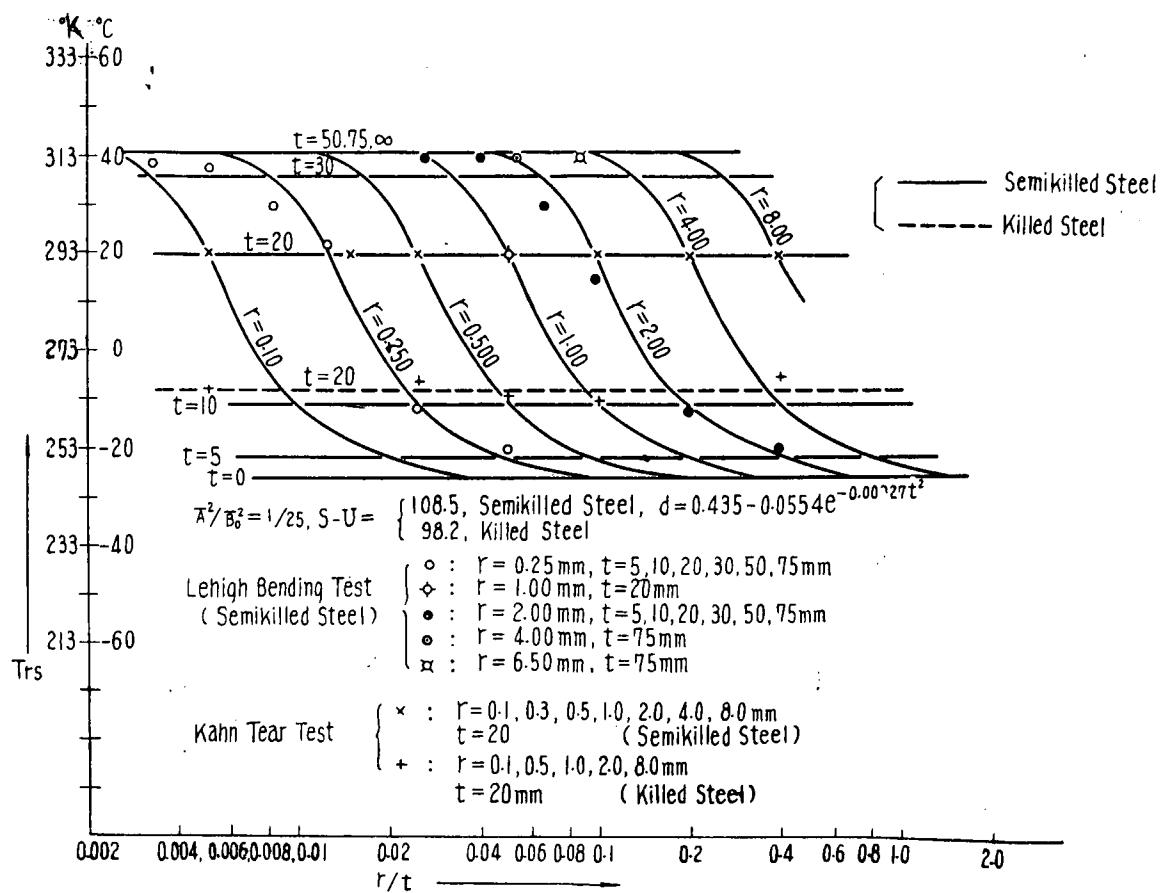


Fig. 11 · 18 Relation between T_{rs} and ψ (Charpy Test)



高低は ($S-U$) の大小と同一である。また Schnadt · Charpy 試験等の切欠底部断面の小さな試験によるときは、切欠は充分鋭いものが必要であることが云える。従つて T_{rf} を求めるには Schnadt · Charpy 試験等よりは Kahn · Lehigh 等の方が望ましいであろう。

I-4. 各種試験法によつて得られる遷移温度間の関係および各種試験法の特性について

本節に於ては第 I-3 節までに述べた事柄を基にして、各種試験法によつて得られる遷移温度間の関係および各種試験法の特性について述べることにする。

既に述べたように T_{rd} は切欠形状の影響を受け易く、その程度も鋼材により、また試験法によつても異なり、非常に鋭い切欠の場合と鈍い場合とでは T_{rd} の差は一定でない。この理由については不明であるが、鋼材の冶金的因子等に基因する塑性流動応力の相異によるのではないかと考えられる。しかし切欠がある程度以上に鋭くなると、試験法に拘わらず T_{rd} の順序は鋼材の ($S-U$) の値のみで左右されるものである。従つて各種試験法による T_{rd} の関係を求めるには、切欠半径の鋭い試験片について先づ比較する必要がある†。一方 T_{rf} は切欠半径の影響を比較的受け難いものであるが、切欠長さの影響は可なり著しいものがある。しかし Schnadt · Charpy 試験のように切欠底部断面の比較的小さいものは、切欠半径の影響が見られることも注意すべきであろう。

従つて T_{rf} について各種試験法を比較するには、これらのこと考慮に入れるべきである。本研究の結果より $r=0.1 \text{ mm} \cdot 0.25 \text{ mm}$ の試験片※について、 T_{rd} としては、Schnadt · Charpy 試験に対しては T_{rLE} 、Tipper 試験に対しては T_{rE} 、Van der Veen 試験に対しては T_{rI} を採り、また T_{rf} としては、Schnadt · Charpy · Tipper · Lehigh · Van der Veen 各試験に対して T_{rs} を採つて** 図示したものが第 11 · 22 図である。

先づ T_{rf} (T_{rs}) について考えることにする。 $r=0.1 \text{ mm}$ および 0.25 mm を比較して当然のことであるが、 T_{rs} は各材とも r による変化を殆んど見せない。次に T_{rs} は切欠長さ t によつて変化するものあり、 $t=20 \text{ mm}$ の場合の静的試験である Lehigh · Kahn · Tipper · Van der Veen の諸試験についてみると、 T_{rs} は同一鋼材についてはほぼ同一の値を示しているが、Tipper 試験のみが他の試験に比して僅かに低い温度を示している。また $t=10 \text{ mm}$ の場合の Schnadt · Charpy 両試験により得られた T_{rs} は静的試験の場合より高く、互にほぼ合一の値を示している。これはこれらの試験が衝撃試験であることに基因しているものと考えられる。F.S. 材について行われた Lehigh 衝撃試験では、 $t=10 \text{ mm}$ の場合にその T_{rs} が Schnadt · Charpy 両試験に比して低いのは、破壊の進行方向の差異が大きく影響しているものであろう。今これら各試験法間の関係を図示すると、第 11 · 23 図が得られる。実験値が 3~4 点しか得られていないが、鋼材間の T_{rs} の順序はいづれの試験法によつてもその高低の順序は一致している。このような関係は同一の性質をもつべき T_{rf} 相互の比較

* 脆性破壊が実際に伝播する状態を考えれば、板表面に垂直に切欠を入れる Kahn 試験が Lehigh 試験よりも良いであろう。

† 切欠形状の変化に対する特性は別に考察することとする。

※ 試験法によつては $r=0.1 \text{ mm}, 0.25 \text{ mm}$ の実験が行われていない。この場合にはなるべくこの値に近いものを採つた。また Van der Veen では $r=0$ である。

** Schnadt · Charpy では T_{rE} の値をも同時に図示した。

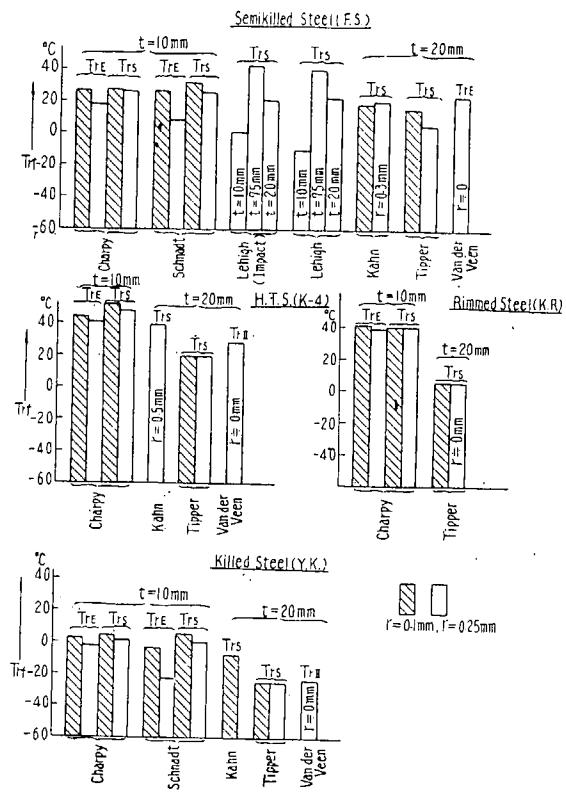


Fig. 11 · 22 (a) Comparison of the Values of T_{rf} obtained by Various Tests

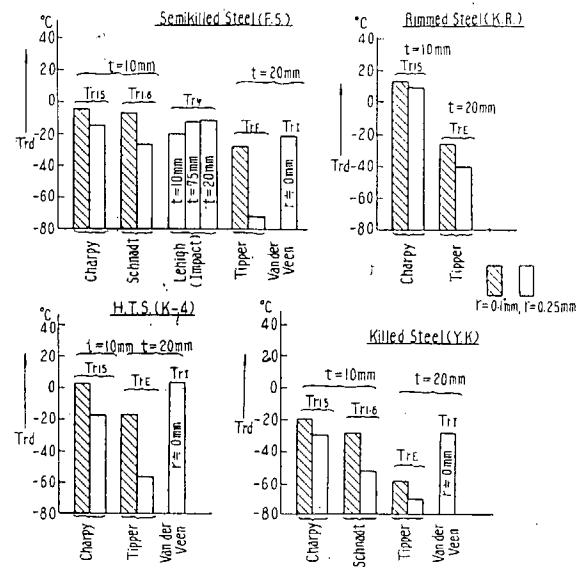


Fig. 11 · 22 (b) Comparison of the Values of T_{rl} obtained by Various Tests

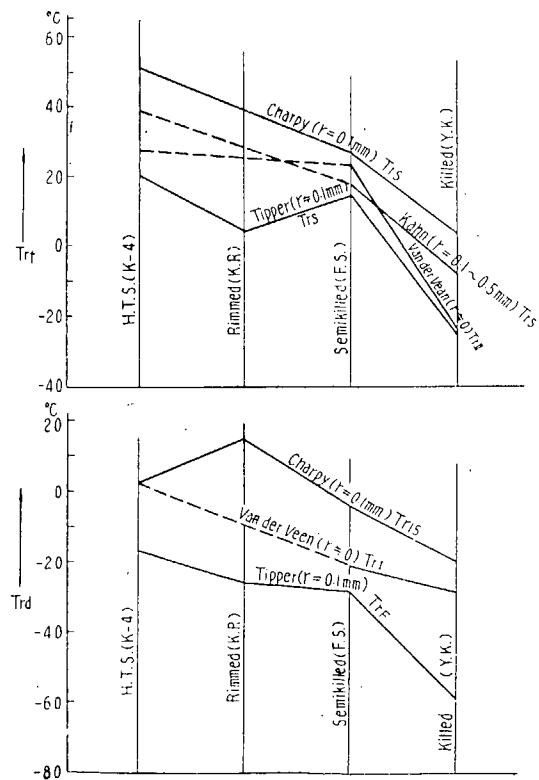


Fig. 11 · 22 (c) Comparison of the Values of T_{rf} and T_{rd} obtained by Various Tests

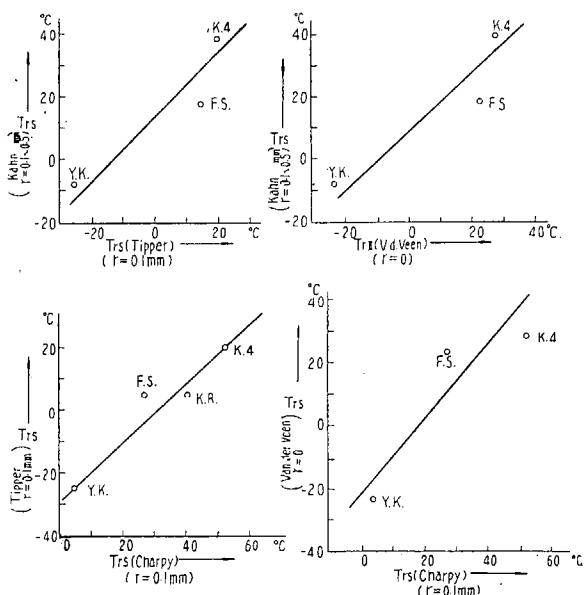


Fig. 11 · 23 Comparison of the Values of T_{rs} obtained by Various Tests

であり、当然予想されることである。第 11・24 図は従来報告されている切欠脆性試験結果のうち、

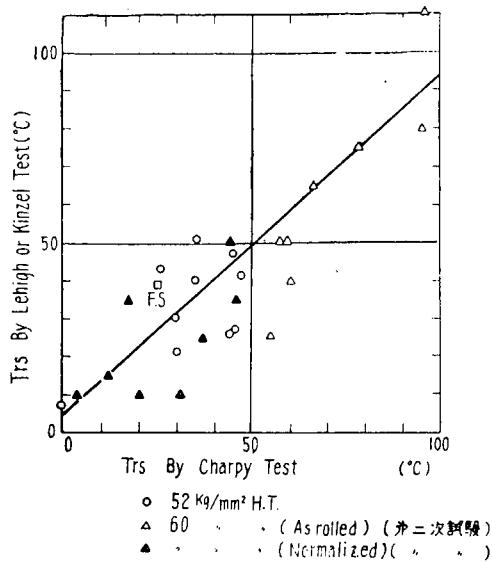


Fig. 11・24 Relation between T_{rs} by Notched Slow Bend Test and T_{rs} by Charpy Test ($r=0.25\text{mm}$, $t=20\text{mm}$)

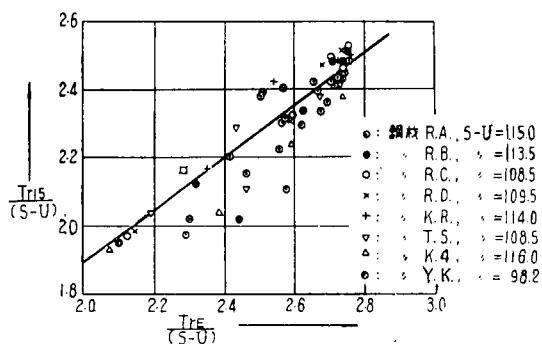


Fig. 11・25 Relation between T_{r15} and T_{rE} (Charpy Test)

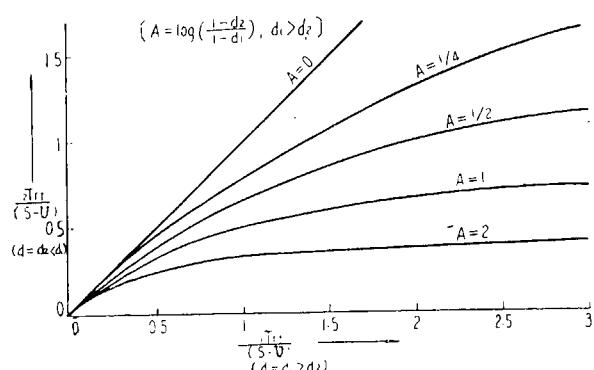


Fig. 11・26 Comparison of the Values of T_{rf} obtained by two Testing Methods having Different d -Values

Charpy 試験と Lehigh (Kinzel) 試験の T_{rs} の比較をしたものである。図によると、これらの中には小鋼塊の試験鋼のための点のバラツキも可なりあるようであるが、大局的には T_{rs} 相互にはある関係の存在することが云えよう。なお Charpy の T_{rE} は T_{rf} と T_{ra} の中間の性質をもつものであるが、 T_{rE} と T_{r15} およびこれら相互間に第 10・25 図のような関係がある。

さて、 T_{rf} を求めるのにこれら諸試験の中でどの試験法がすぐれているかを断定することは非常に困難な問題であるが、試験片の作製の難易を考慮の外におくとすれば一般的には次のように考えることができる。即ち①切欠半径の影響を受けないものであること。これには充分に鋭い切欠を附するかまたは切欠底部断面を大きくし、限界亀裂長さに最初の切欠半径の影響が入らないようにすれば良い。②得られた T_{rf} がなるべく高温側にできる試験法であること。③材料間の T_{rf} の差異が大きくなるような試験法であること。これらの中①については Kahn・Tipper・Lehigh・Van der Veen 等の試験が条件を満足するであろう。②に対しては Charpy・Schnadt 等の衝撃試験が良い。しかしこれらの試験法は繰返し述べて来たように、充分鋭い切欠を附さなければ ($r \neq 0.15$)、①の条件を満足しない。③の条件については理論的に次のように考えられる。先づ静的試験では r の影響を受けることが殆どないと見做されるので、(3) 式で $s = \infty$ とし (即ち $r=0$ とすることと同等)、 T_{rf} の高い試験法ほど d の値が大きいゆえ、 d の値がそれぞれ d_1 ・ d_2 ($d_1 > d_2$) で与えられる二重の試験法によつて得られる T_{rf} の値をそれぞれ ${}_1 T_{rf}$ ・ ${}_2 T_{rf}$ とすると、次の関係が得られる。

$$\frac{(S-U)}{{}_1 T_{rf}} - \frac{(S-U)}{{}_2 T_{rf}} = \log \frac{1-d_1}{1-d_2} = A \quad (A \geq 0) \quad \dots \dots \dots \quad (11 \cdot 5)$$

これより $\frac{{}_1 T_{rf}}{(S-U)}$ と $\frac{{}_2 T_{rf}}{(S-U)}$ の関係を A 値を種々にとつて示すと、第 11・26 図が得られる。

これより d の値の大なる試験法（遷移温度の高くなる試験法）ほど感度が良く材料による T_{rf} の差が鋭敏にあらわれることが知れる。この意味では Kahn 試験は Van der Veen・Tipper 試験に比して幾分すぐれでいると云うことができよう。しかし一般に $\frac{T_{rf}}{(S-U)}$ の変化する範囲は 2~3.5 の小範囲であるので、 d の値の差が余程大でなければ、余り感度の差異はあらわれない。Tipper・Van der Veen 試験に対する d の値と Kahn 試験に対する d の値の差は僅かであるので、両試験の優劣は一概に断定できない。また d の値は t が大となると大きくなるものであり、この意味では Lehigh 試験 ($t=75$ mm) はすぐれている。しかし前にも述べたように、この試験法では破壊の方向が実際の場合とは異なる。次に静的試験と衝撃試験の感度を比較しよう。先と同様に静的試験に対しては添字 s を、衝撃試験に対しては添字 i を附して T_{rf} および d の値を示すと、これらの関係は次式で与えられる。^{*}

$$\frac{(S-U)}{_iT_{rf}} - \frac{(S-U)}{_sT_{rf}} = \log\left(\frac{\sqrt{10}}{5} \frac{1-d_i}{1-d_s}\right) \dots \dots \dots \quad (11 \cdot 6)$$

従つて、この場合には $A' = \frac{\sqrt{10}}{5} \frac{1-d_i}{1-d_s} < 1$ ならば衝撃試験の方が静的試験よりも遷移温度が高く

で、且つ感度も良いことになり、 $A' > 1$ ならば逆になる。Charpy・Schnadt 試験と Lehigh ($t = 75 \text{ mm}$) 試験を比較すると $A' \neq 1$ となつて、この関係からは両試験法の優劣は見られない。

以上種々の点を総合すると、いづれの試験法も一長一短があつて特にすぐれているものは見当らないが、切欠半径の影響が遷移温度にあらわれず、遷移温度も比較的高くなる Kahn 試験が T_{rs} を求めるにはすぐれているのではないかと思われる。なお Schnadt・Charpy 両試験によつて T_{rs} を求める場合に切欠形状の差が如何に影響するかについて考えてみよう。第 11・2 表に示した通り、両試験法による d の値は同一であるとし s の値のみが異なるものとすると、一般に第 2・5 図の如き関係が得られる。即ち s の値の大なるものほど切欠形状が鋭いときは感度が悪いが、ある程度切欠形状が鈍くなると感度は良くなり、さらに切欠が鈍くなると両試験法の感度は次第に等しくなる。この傾向は s の値の差の大きいほど著しい。この結果を実験結果と比較したものが第 11・27 図である。実験と計算とは比較的良く一致しているが、差が見られるのは Charpy 試験の T_{rs} が計算値と一致しないためである。

次に T_{rd} について考察してみよう。比較の対称としては、先ず $r=0.1 \text{ mm}$ の場合に限り[†] Schnadt・Chapy 試験に対しては T_{rLE} を、Tipper 試験に対しては T_{rE} を

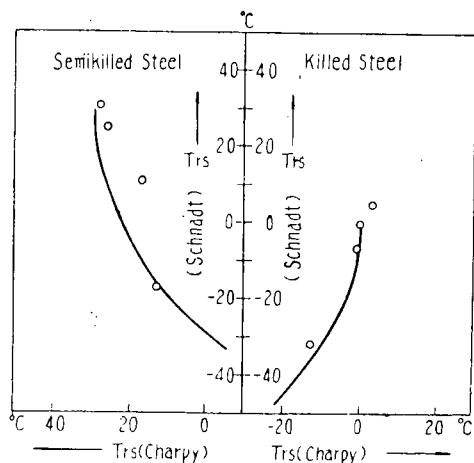


Fig 11 · 27 Comparison of the Values of T_{rs} obtained by Sehnadt and Charpy Tests

* 先と同様 $s=\infty$ に採つてある。

† 67 頁脚註 ※ 参照のこと。

Van der Veen 試験では T_{r1} を採ることにする。これらはその定義が吸収エネルギーであつたり、撓み量であつたり、切欠底部の横収縮率であつたりするが、いづれも T_{rd} に属するものと考えられる。第 11・28 図・第 11・29 図に示すように、鋼材の遷移温度 T_{rd} の順序は T_{rf} の時と同様にいづれの試験法によつても大体一致している。しかし T_{rd} はしばしば述べているように切欠形状の影響を敏感に受けるものであり、その程度は試験法に依つては勿論、鋼材によつても異なる。例えば Charpy と Schnact 試験結果の T_{rLE} を比較すると第 11・30 図のようになり両試験法の特性が明らかにされる。しかし一般的には T_{rd} 同志の間にはある一定の関係のあることが T_{rf} の場合と同様に推察できる。従来の資料を纏めたものの 1 例が第 11・31 図である※。さて、 T_{rd} を求める試

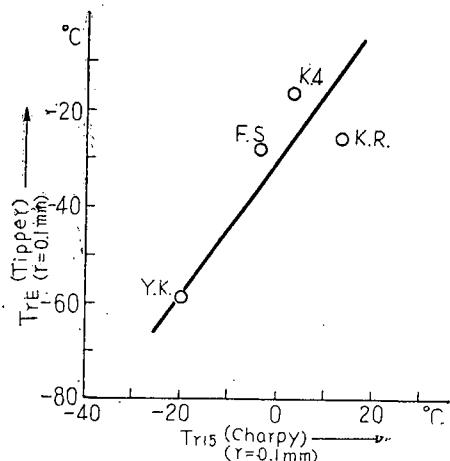


Fig. 11・28 Relation between T_{rE} by Tipper Test and T_{r15} by Charpy Test

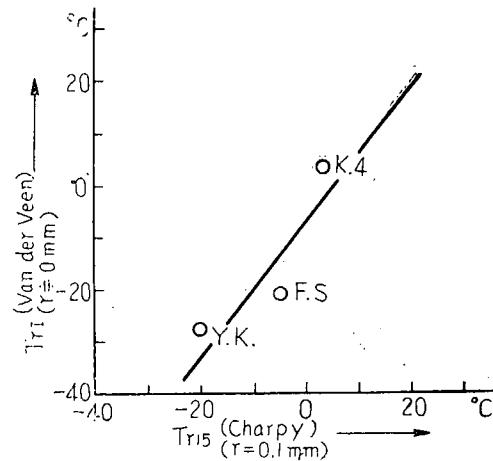


Fig. 11・29 Relation between T_{r1} by Van der Veen Test and T_{r15} by Charpy Test

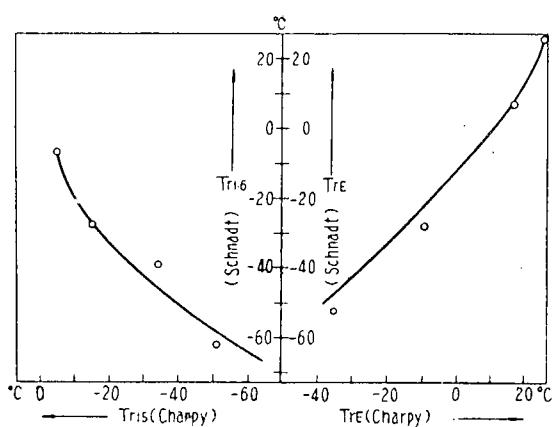


Fig. 11・30 Relation between the Results of Charpy Test and Schnadt Test (Semikilled Steel)

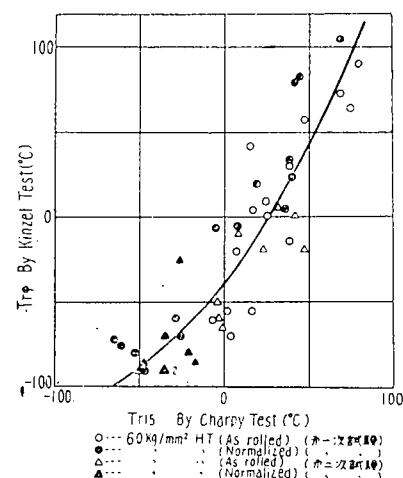


Fig. 11・31 Relation between T_{r15} by Charpy Test and T_{rP} by Kinzel Test ($r=0.25 \text{ mm}, t=20 \text{ mm}$)

* ここでは比較の対称としている遷移温度は Van der Veen の T_{r1} (撓み 6 mm になる温度) Tipper の T_{rE} 等は多分に T_{rf} の性質をも含んでいるものである。

※ T_{rd} と T_{rf} との関係を比較することは本質的には意味のないことである。唯これらの中間的の性質をもつもの間にはある程度の関係が見られるであろう。

験法としては、①安全側を採り且つ材料による切欠形状の影響を除くためできるだけ鋭い切欠を有するもの、②一般に純粹な意味での T_{rd} は非常に低い値になり実験が困難であるので、なるべく T_{rd} の高くできる試験法であること、および③材料の差異がより鋭敏にあらわれる試験法であることが必要である。これらのこと考慮すれば Schnadt・Charpy 試験等の切欠断面の比較的小さい衝撃試験がすぐれていると考えられる。

しかしこれらの試験法を採用した場合に T_{rd} として如何なる遷移温度を採るべきかはなお明確を欠く点が残されているが、これは将来に残された重大な問題であろう†。

I-5. 切欠脆性試験法について

鋼材の遷移温度には、切欠形状の影響を敏感にうける T_{rd} と、殆んど影響をうけない T_{rf} とがあるが、本節では前節までに述べ来つしたことにより鋼材切欠脆性試験法について次のように結論することができる。

(1) 鋼材の示す T_{rd} と T_{rf} は、応力論的考察で明らかにしたごとく、共通な材料常数 ($S-U$) によつてほぼ近似的に計算し得たことから知られるように、互にかなりの関連性を有するものであろう。しかし両者が全く共通の材料常数によつて規定されると断定し得ない試験結果もあり(第7章参照)，両者の関連性については、現在のところ最終的な結論を下さない方が安全であろう。且ついづれがより重要であるかについても結論は得られていないから、鋼材の切欠脆性を評価するには T_{rd} および T_{rf} とについて考慮する必要がある。

(2) 鋼材の T_{rf} を求めるには切欠底部断面の比較的大きな試験片を用いる試験法によるか、または Charpy 試験等の切欠底部断面の比較的小さい試験片を用いる試験法によるときは、その切欠半径を充分鋭いものとする必要がある。これは切欠底部断面の小さい場合は、切欠半径が充分鋭くなければ、限界亀裂長さが切欠の影響をうけるためである。

(3) 鋼材の T_{rd} は切欠形状の影響を敏感にうけ、その程度は試験法および鋼材によつて異なる。また T_{rd} は一般に T_{rf} に比して温度が低く、静的試験では求めることが困難な場合が多い。 T_{rd} を評価するには安全側をとつて充分鋭い切欠を附した試験片を用い衝撃試験を行うのが望ましいであろう。

(4) 構造物の脆性破壊防止に対する鋼材の有すべき $T_{rf} \cdot T_{rd}$ の評価の基準値としては経験的な規格値を定め、これを満足する鋼材を使用することが必要である。但し Schnadt・Charpy 試験等の如く、一定形状の試験片を削りだして用いるときは、構造物の安全性を同一に保つためには、その影響を考慮して、板厚が増すにつれて $T_{rf} \cdot T_{rd}$ の規格を低くしなければならない。

II. 脆性破壊の伝播及び歪時効の研究

II-1 クラックスターー衝撃曲げ試験

キルド鋼 (S.K.) およびリムド鋼 (S.R.) について試験片形状および試験法を第 9-1 図に示す。

† 普通 T_{rLE} 、または T_{rp} 等が用いられるが、 T_{rLE} と T_{rd} と何らの物理的関係はなく、 T_{rp} は切欠底部についての測定が困難である。

とき クラックスター試験を行つた。試験の結果によると本試験法は 0.5 % 程度のきわめて小さい歪量のもとで、母材が脆性破壊の伝播に対して示す抵抗力を測定することができる判つた。またシャルピー試験のみでは脆性破壊伝播に対する特性を求めるには不十分な点のあることも、同時に明らかになつた。

II-2. 歪効果に関する研究

キルド鋼 (S.K)・リムド鋼 (S.R) および高張力鋼 (S.H) を用い、種々の塑性歪をあたえた後時効処理 (250°C)・1 時間を行い、その特性を比較した。また 10 % 塑性歪のもとに対してもその後の加熱温度を種々に変化せしめた実験をも行つた。その結果によると、歪時効によつて各鋼材とも切欠靱性の低下を示したが、その程度は加工歪 1 % から 5 % までが最も大きく、10 % と 20 % の差は比較的少かつた。またキルド鋼とリムド鋼とについては時効の影響による V-Charpy 試験の T_{r15} の上昇度の差があまり見られなかつた (第 10・8 図)。加熱温度の影響としては、V-Charpy 試験によると $200\sim400^{\circ}\text{C}$ で衝撃値は最低値を示すが、 500°C をこえると回復し、 850°C では圧延状態に復することを知つた (第 10・9 図)。

昭和32年3月5日 印刷
昭和32年3月10日 発行

日本造船研究協会報告 第14号

発行人 出 淵 義
発行所 社団法人日本造船研究協会

東京都中央区京橋1ノ2
セントラルビル5階
電話 (28) 1409

印刷人 笠 井 朝 義
印刷所 笠井出版印刷社

東京都港区芝南佐久間町1~53
電話 (50) 3640, 3641, 9212