

社団法人  
日本造船研究協会報告

第 20 号

昭和 32 年 8 月

---

船体に於ける破壊の伝播及び防止対策に関する研究

..... 第 25 研究部会

Investigations on the Brittle Crack Propagation

..... The 25 th Research Committee

---

The Report

of the

Shipbuilding Research Association

of Japan,

Tokyo, JAPAN

No. 20

August, 1957

第 25 研究部会委員名簿

委員長	吉 識 雅 夫		
幹 事	池 田 一 夫	大 谷 碧	増 潤 興 一
委 員	秋 田 好 雄	安 藤 良 夫	石 山 一 郎
	市 川 慎 平	出 淵 畏	岡 崎 正 臣
	小 倉 信 和	金 沢 武	蒲 田 利 喜 藏
	川 勝 義 雄	木 原 博	芥 川 輝 孝
	笹 山 德 太 郎	佐 藤 正 彦	篠 原 資 八
	鈴 木 春 義	田 村 博	寺 尾 貞 一
	寺 沢 一 雄	埴 田 清 勝	福 田 烈
	藤 井 義 六	藤 田 勇 一	三 沢 正 義
	保 井 一 郎	山 口 宗 夫	山 内 俊 平
	吉 田 隆	吉 田 俊 夫	渡 辺 正 紀

Membership of the 25 th Research Committee

Chairman	Masao YOSHIKI		
Secretaries	Kazuo IKEDA	Midori OTANI	Koichi MASUBUCHI
Members	Yoshio AKITA	Yoshio ANDO	Ichiro ISHIYAMA
	Shinpei ICHIKAWA	Tatusmi IZUBUCHI	Masaomi OKAZAKI
	Nobukazu OGURA	Takeshi KANAZAWA	Rikizo KAMATA
	Yoshio KAWAKATSU	Hiroshi KIHARA	Terutaka AKUTAGAWA
	Tokutaro SASAYAMA	Masahiko SATO	Sukehachi SHINOHARA
	Haruyoshi SUZUKI	Hiroshi TAMURA	Teiichi TERAO
	Kazuo TERAZAWA	Kiyokatsu HANITA	Retsu FUKUDA
	Giroku FUJII	Yūichi FUGITA	Masayoshi MISAWA
	Ichiro YASUI	Muneo YAMAGUCHI	Shunpei YAMANOUCHI
	Takashi YOSHIDA	Toshio YOSHIDA	Masanori WATANABE

# Investigations on the Brittle Crack Propagation

## Abstracts

### § 1. Introduction

In order to investigate the mechanism of brittle crack propagation the following studies were made:

- 1) The brittle breaking stress and the limiting temperature for a rimmed steel were measured in double tension test and the theoretical analysis was made. The limiting temperatures of impact bend specimen with brittle bead for twelve steels were measured in crack starter impact bend test comparing with the standard V-Charpy impact test to investigate if the standard values of V-Charpy impact test should be variable with the kind of steel.
- 2) The brittle crack speeds for a rimmed, killed and high tensile steels were measured in tension test and bend test in different principles.
- 3) The redistribution of residual welding stress due to crack propagation were made in constrained test to investigate the rate of released strain energy for increment of crack length.
- 4) The plastic surface energy of fractured surface were estimated by measuring the hardness in Charpy impact and Tipper tests to investigate the instability conditions shown by Griffith and Orowan.
- 5) The fundamental investigations were made with bead bend test concerning the correlation between the surface plastic strain and the bend angle and the effect of increasing temperature on the scattering of bend angle.

### § 2. Investigations on the Critical Stress and the Limiting Temperature for Brittle Crack Propagation

#### 2.1 Double Tension Test

In order to evaluate the notch toughness of steel by the critical stress and limiting temperature for brittle crack propagation, a new testing method, i. e. double tension test, was proposed, in which statical load is also used for the initiation of crack to eliminate any ambiguous effects which might be imposed to the critical values by the use of impulsive loading in Robertson Test and S. O. D. Test. The theoretical analysis in good agreement with the experimental results were also made by authors.

#### 2.2 Crack-Starter Impact Bend Test

To investigate the difference in crack arresting property, the Crack Starter Impact Bend Test was applied to twelve steels consisting of two high tensile, and ten mild steels, namely four killed, two semikilled and four rimmed steels.

The high tensile steels showed the best result, being followed by in the order of killed, semikilled and rimmed steels.

As to the correlation with standard V-Charpy test, the  $2 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$  transition temperature in this test was found to correspond to the temperatures in V-Charpy impact test which gave the energies 1.1 to  $1.2 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$  for high tensile steels, 1.0 to  $2.2 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$  for killed steels, 1.2 to  $1.4 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$  for semikilled steels and 0.5 to  $1.2 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$  for rimmed steels.

### § 3. Measurements of the Speed of Brittle Crack Propagation.

#### 3.1 Tension Test

Measurements of the speed of brittle crack propagation were made with a system of surface crack detectors and a dual beam cathode-ray oscilloscope. The tests were made on a rimmed and killed steels. As it is necessary to prevent the crack detectors from plastic deformation before crack passes them for measuring crack speed, H-type specimen consists of loading, neck and test portions as shown in Fig. 3.1.1 were used.

The crack detectors were cemented to the surface of test portion in which low stress existed as shown in Fig. 3.1.2. Therefore the average crack speed reduces in the test portion and the average crack speed is obtained by the spacing of 40 mm between two detectors, and the time interval between successive signals responding to the breaking of detectors.

The speed detectors used are the advance 0.025 mm wire, cemented to the specimen with a thin layer of polyester coat and connected to lead devices. Block diagram of recording equipment and instrumentation are shown in Fig. 3.1.4. and Photo. 3.1.1, respectively.

A typical test record for rimmed steel at temperature  $-51^\circ\text{C}$  is shown in Photo 3.1.2.

The test results are shown in Fig. 3.1.9. The crack speed increases as the temperature decreases and the relationship is expressed by the following equation.

$$\log V = A + B/T$$

where A and B are material constants, V is crack speed and T is absolute temperature.

The reason why the crack speed for killed steel is higher than that for rimmed steel may be ascribed to the larger amount of elastic strain energy stored in specimen before fracture occurs at the higher maximum load.

#### 3.2 Bend Test

Measurements of the speed of crack propagation were made with a new equipment using ultrasonic beams and condensers. Block diagram of the equipment is shown in Fig. 3.2.1. Van der Veen type slow bend test specimens as shown in Fig. 3.2.2 were used and directive characteristics of ultrasonic beams are shown in Fig. 3.2.3. Details of oscillator, amplifier and charger are shown in Fig. 3.2.4 and Fig. 3.2.5.

The operating principle was as follows: two parallel ultrasonic beams were placed with a distance of 40 mm. Until the 1 beam was shutted by the crack, its output act as

a cut off bias of the third grid of 6SA6 (characteristic curves are shown in Fig. 3.2.6.)

As the crack would progress across #1 beam, the third grid of 6SA6 would be OV and plate current amplified #2 beam would charge a condenser until #2 beam was shutted. Measuring the charged voltage and using calibration curves, we could obtain the speed of brittle crack propagation.

Results of measurement are shown in Fig. 3.2.12. The speed increased in high strength material and lower temperatures. It seems to have some relation between crack speed and yield point.

#### § 4. Redistribution of Residual Welding Stress due to Crack Propagation

As for the crack propagation under external load, various studies have been made in recent year, but the problem of crack propagation under internal stress field has not been studied. In order to study this problem, we have studied on the redistribution of internal stress when artificial crack propagates in the stress field.

Constrained specimens such as shown in Fig. 4.1 were used. Artificial crack (slit) is made by saw cut. Direction and location of the saw cut is shown in Fig. 4.2 (a) by dotted line. Total length of the saw cut is divided into quarters, and for each increment of saw cut, released strain is measured by Gunnert's strain meter.

The results of this experiment are given in Figs 4.3~4.8. Fig. 4.3 shows the distribution of residual stress in specimen No. 00~1. Figs. 4.5.1~4.5.4 shows the residual principal stress for each slit increment and Fig. 4.7 shows the rate of released strain energy,  $dV/dl$ , for each plates.

#### § 5. Investigations on the Plastic Surface Energy of Fractured Surface

Characteristics of plastic surface energy of fracture were investigated by estimating the plastic strain energy absorbed through the measurement of work hardening in the neighbourhood of fracture. Charpy-impact specimens were used for the test.

##### 5.1 Charpy-impact test

It was proved that the distribution of plastic surface work near fracture could accurately be estimated by the hardness measurement. In brittle fracture the severe plastic work was sharply concentrated in a thin layer adjacent to fracture, about the order of  $1/10$  mm thick; in shear or fibrous fracture this concentration was fairly heavier, about the order of  $1/2 \sim 1$  mm thick. Whereas in many cases the amount of plastic deformation at the cleavaged surface yielded somewhat below the fracture transition temperature was nearly as large as that of the shear fibrous fracture.

Also some characteristics were found as to the correlations between the work hardening curve of material and the mode of concentration of the plastic work distribution at fracture.

##### 5.2 Tipper Test

In order to understand the reason why the local shear fracture at notch root changes

into the brittle one at the fracture transition temperature ( $T_{rf}$ ), the energy balance of specimen during shear crack growth was investigated. Each specimen was loaded to yield shear cracks of different depths and then unloaded, at the temperature a little above  $T_{rf}$ . The increase rate of plastic surface work ( $dS$ ) of fracture during crack growth was little when the crack length was less than about 3 mm, while  $S$  came markedly to increase as the crack length exceeded about 5 mm. Taking into consideration the amount of the work of external load, the plastic work of the part not adjoining the fractured surface and the elastic strain energy stored, and their non-temperature-sensitive characteristics, it was supposed that as a slight decrease in temperature would result in a fair decrease of  $dS$  the stable equilibrium of energy balance might break at the shear crack length of prominent  $dS$  increase, that is a crack length of about 5 mm. The experiment proved the existence of this critical shear crack at the temperature  $T_{rf}$ .

## § 6. Investigation on the Bead Bend Test

Bead bend test is often used as a kind weldability test. Fundamental investigations on the mechanism of bead bend test were performed in this study. The main items investigated in this study are the following two:—

- (1) Surface strain in bead bend test
- (2) Temperature rise during bead bend test

Serial experiments were performed to survey the effects of such parameters as thickness of plate, diameters of pressing punch and supporting jig and length of span upon the distribution of surface strain obtained by bending. In this experiment plates of 10, 20, 30, 40, and 50 mm thick were used. Analytical investigations were also tried and a formula expressing the relation between bend angle and surface strain under the various circumstances are also suggested.

In the second part of this research the temperature rise during the progress of bending and its effect on the reproducibility of experimental results were investigated.

## § 7. Conclusion

It is essential to investigate the mechanism of brittle crack propagation in order to prevent the ship steel plate from the brittle fracture. The results of this investigation are briefly summarized as follows:

- (1) The critical stress for brittle crack propagation is about  $13 \text{ kg/mm}^2$  at  $-60^\circ\text{C}$ , and  $20 \text{ kg/mm}^2$  at  $-20^\circ\text{C}$  and the limiting temperature is about  $-20^\circ\text{C}$  for steel 1R in double tension test. (Fig. 2.1.2)
- (2) The limiting temperature or the arresting temperature is higher with the 15 ft-lb transition temperature in V-Charpy impact test. (Fig. 2.1.3)
- (3) Killed steel and high tensile steel, HT 52, are better than semikilled and rimmed steels in crack starter impact test, (Fig. 2.2.5)
- (4) The V-Charpy impact value at the transition temperature in crack starter test is the highest for killed steel and lower for semikilled steel, HT 52 and rimmed steel.

(Fig. 2.2.7)

(5) The speed of brittle crack propagation were measured with the system of crack detector dual beam cathode ray oscilloscope and supersonic beam-condenser in tension and bend tests, respectively. (Photo. 3.1.2, Fig. 3.1.8 & Photo. 3.2.1). The crack speed increases as the temperature decreases and it is higher for high tensile and killed steels than for rimmed steel. (Fig. 3.1.9 & Fig. 3.2.11)

(6) Since the rate of released strain energy for each slit increment in constrained test is maximum along the bead ( $\theta = 0^\circ$ ) followed by  $30^\circ$ ,  $15^\circ$ , and  $45^\circ$ , respectively, the crack is apt to start in these directions in the same order. (Fig. 4.6 & Fig. 4.7)

(7) In brittle fracture the severe plastic work is sharply concentrated in a thin layer of  $1/10$  mm thick, whereas in shear or fibrous fracture it is about the order of  $1/2 \sim 1$  mm thick in V-Charpy impact and Tipper test. (Fig. 5.1.6, Fig. 5.1.7, Fig. 5.2.5 & Fig. 5.2.7)

(8) The brittle fracture starts when the shear crack initiated beneath the bottom of notch reaches in the critical length.

The analytical investigation and the experimental proof were made on the critical shear length (§ 5.2 Ⅺ)

(9) The ultimate strain in bead bend test can be determined by the ratio of the diameter of pressing punch to the thickness of plate and is little influenced by the length of span. (Fig. 6.11)

The relation between the strain beneath pressing punch and the bend angle is shown in Fig. 6.18.

(10) It may be seen that the temperature rise during the progress of bending is greater as the initial temperature is higher. (Fig. 6.21)

# 船体に於ける破壊の伝播及び防止対策に関する研究

## 目 次

第1章 緒 言	( 1 )
第2章 脆性破壊伝播限界応力および停止遷移温度の研究	
2.1 二重引張試験	( 3 )
2.2 クラックスター衝撃曲げ試験	( 6 )
第3章 脆性破壊伝播速度の計測	
3.1 引張試験	( 12 )
3.2 曲げ試験	( 18 )
第4章 龜裂伝播による熔接残留応力の再分布	( 24 )
第5章 破面の塑性表面エネルギーの研究	
4.1 シャルピ衝撃試験	( 35 )
4.2 ティツパー引張試験	( 43 )
第6章 熔接ビード曲げ試験の研究	( 49 )
第7章 総 括	( 67 )

# 船体に於ける破壊の伝播及び防止対策に関する研究

## 第1章 緒 言

### I. 研究の目的

熔接船の脆性破壊の問題に関する造船用鋼材の切欠脆性に関する研究が各国において推進され鋼材の性質改善に寄与してきた。しかし、一般に細心の注意をはらつて作製した構造物においても母材および熔接部に存在する機械的ならびに冶金的欠陥および構造上の不連続部分に生ずる応力集中等により、つねに脆性破壊発生の危険性が内在している。したがつて、一旦破壊が発生した場合どのような機構で伝播していくかということを研究することは防止対策をたてるために必要である。

本研究部会においては脆性破壊の伝播現象を研究するのに適当な数種の試験方法により脆性破壊の伝播機構について検討を加えた。

### II. 研究用鋼材および研究の内容

供試鋼材としては板厚が 15 ~ 29 mm のリムド鋼、セミキルド鋼、キルド鋼、および高張力鋼が使用され、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。

まず脆性破壊が伝播するに要する限界応力及び停止遷移温度の研究として、二重引張試験がおこなわれ、且つ、理論的裏付けもおこなわれ、つぎに、破壊発生部近傍における脆性破壊の停止遷移温度をもとめるためにクラックスター衝撃曲げ試験がおこなわれ、標準 V ノッチシャルピ試験の 15 ft-lb 遷移温度との関連性がしらべられた。

脆性破壊伝播機構の研究において問題になる脆性破壊伝播速度は毎秒数百米以上の高速であるが、これが引張試験および曲げ試験の場合についてそれぞれ計測され温度との関連がもとめられた。

破壊が伝播する際に生ずる応力の再分布状況をしらべるために、熔接拘束試験片をもちいて破壊の伝播と残留応力の分布との関連がもとめられた。

脆性破壊が伝播するに必要なエネルギーは破面近傍の塑性表面エネルギーであつて、Griffith-Orowan の提唱したエネルギー理論により破壊の不安定条件を検討する際重要な要素になるが、Orowan のおこなつた X 線による計測に代つて硬度分布よりもとめる計測がシャルピ衝撃試験片およびティツバー引張試験片についておこなわれた。

最後に熔接ビード曲げ試験としてのオーストリヤ試験についての再検討がおこなわれた。

Table 1·1 Properties of Steels used

Code	Kind of Steel	Plate Thick (mm)	Chemical composition * (%)					Mechanical Properties			Note
			C	Mn	Si	P	S	Yield point (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile Strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	
1R	Rimmed	15	0.18	0.46	—	0.023	0.021	28.0- 29.0	43.0- 44.0	28.0- 30.0	
1K	Killed	15	0.12- 0.15	0.72- 0.80	0.21	0.036	0.030	29.0- 30.0	46.0- 47.0	28.0- 30.0	
YS	Semi-Killed	20	0.16	0.83	0.09	0.019	0.023	27.5	46.3	30.0	
6H	High-Tensile	20	0.14	1.23	0.39	0.029	0.011	T38.2† B39.5	T56.1† B57.0	T26.2† B26.7	Ni 0.18, Al 0.037 Cr 0.12, V 0.10
D	High Tensile	21	0.15	1.10	0.35	0.018	1.017	35.7	55.2	27.4	
E	High Tensile	20	0.16	1.13	0.30	0.021	0.020	31.7	51.1	31.4	
F	Killed	29	0.19	0.82	0.21	0.019	0.020	24.9	43.3	32.5	
G	Killed	27	0.16	0.77	0.19	0.020	0.023	26.8	43.3	31.0	
I	Semikilled	24	0.20	0.72	0.10	0.018	0.021	27.2	45.8	30.4	
J	Semikilled	25	0.19	0.81	0.065	0.020	0.031	28.2	44.4	27.5	
K	Rimmed	19	0.24	0.61	0.023	0.023	0.030	27.0	44.1	31.4	
L	Rimmed	24	0.19	0.48	0.019	0.022	0.040	23.9	40.0	31.4	
SK	Killed	20	0.17	0.78	0.28	0.018	0.019	32.4	48.0	30.0	Cu 0.17
SR	Rimmed	20	0.25	0.59	0.009	0.017	0.029	30.5	45.5	23.8	Cu 0.25
FS	Semi-Killed	20	0.21	0.78	0.064	0.014	0.022	28.0	46.8	26.5	Cu 0.189
H	High Tensile	20	0.15** 1.01** 0.37**	1.01** 0.009 0.37**	0.014	0.014	0.011	41.2- 41.9	63.4- 68.4	22.0- 24.0	Ni 0.61 Mo 0.15 Ti 0.022 Al 0.03 Cr 0.24 V 0.10
M	Rimmed	19	0.26	0.11	0.01	( )	0.021	31.0	48.7	31.0	

Note \* Check analysis    \*\* Ladle analysis    † T—Top of ingot    B—Bottom of ingot

Table 1·2 List of Experiments performed

Test	Member in Charge	Steel used
1. Investigations on the Critical Stress and the Limiting Temperature for Brittle Crack Propagation		
1) Double Tension Test	Masao Yoshiki Takeshi Kanazawa (University of Tokyo)	1 R
2) Crack Starter Impact Bend Test	Hiroshi Kihara (Univ. of Tokyo) Haruyoshi Suzuki (T.T.R.I.) Nobukazu Ogura ( " ) Teiichi Terao (Harima Shipbuilding & Engineering Co.)	1 R, 1 K D-L S.K. S.R.
2. Measurements of the Speed of Brittle Crack Propagation		
1) Tension Test	Yoshio Akita, Kazuo Ikeda, Ichiro Ishiyama (Transportation Technical Research Institute)	1 R, 1 K

Test	Member in Charge	Steel used
2) Bend Test	Yoshio Ando (Institute of Industrial Science, Univ. of Tokyo)	Y.S., 6H
3. Redistribution of Residual Welding Stress due to Crack Propagation	Masanori Watanabe (Osaka Univ.) Tsuneaki Yamaguchi ("")	M
4. Investigations on the Plastic Surface Energy of Fractured Surface	Midori Otani (Railway Technical Research Institute)	F.S.
1) Charpy Impact Test		IK
2) Tipper Test		
5. Investigations on the Bead Bend Test	Hiroshi Kihara (Univ. of Tokyo) Koichi Masubuchi (T.T.R.I.)	H

## 第2章 脆性破壊伝播限界応力および停止遷移温度の研究

### (1) 二重引張試験

#### I. 緒言

鋼材中を脆性破壊が伝播するためにはある一定の温度の下である一定の限界応力以上の応力値を必要とすることは Robertson その他の実験結果からも明らかである<sup>1)-4)</sup>。一方脆性破壊の伝播限界応力を理論的に求めんとする試みとしては、 Orowan<sup>5)</sup>, Irwin<sup>6)</sup>, あるいは Gensamer<sup>7)</sup> 等の研究がある。今回行つた二重引張試験は脆性破壊伝播の限界応力を求めるために新に考案され既に二, 三の鋼材について試験が行われたものであるが、 今回は厚さ 15 mm のリムド鋼について試験を行つた。本報告はその結果をまとめたものであるが、 なお別に理論的考察をも加えてその結果を検討した。

#### II. 供試鋼材試験片形状および試験方法

本試験に使用した鋼材は厚さ 15 mm のリムド鋼でその化学成分および機械的性質は第1・1表に示す如きものである。

供試鋼材よりそのロール方向が試験片の長さ方向と一致するようにし第2・1・1図に示す如き特殊形状の試験片を製作した。すなわち試験片は脆性破壊発生部(試験片凸出部)と脆性破壊伝播部(試験片本体)とからなり伝播部は 50 T アムスラ試験機により一様な引張応力をあたえておき、 別に製作した引張装置により脆性破壊発生部より脆性破壊を発生せしめるようにした。

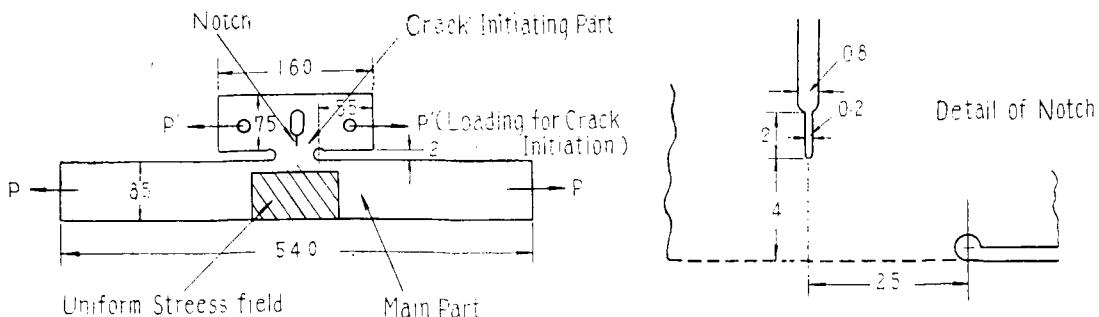


Fig. 2-1-1 Double Tension Specimen (Unit mm)

なお発生部と伝播部とのくびれおよび切欠深さは、発生部の引張荷重による応力が伝播部の応力場をできるだけ攪乱しないように予備実験より定めた<sup>\*</sup>。

試験は試験片を恒温槽内にアルコールとドライアイスを入れ所定の温度に保ちつつあらかじめ伝播部に所定の応力になるような荷重をあたえた後発生部より脆性破壊を発生せしめた。なお脆性破壊の発生に必要かつ最小のエネルギーをあたえるようにあらかじめ試験片本体の荷重を零にしておき、0.2mmのスリットの尖端に引張荷重により脆性亀裂を発生せしめた後に本実験を行つた。

### Ⅲ. 試験結果および考察

本実験によつて得られた脆性破壊伝播限界応力との関係を第2・1・2図に示してある。図によると限界応力は温度が上昇すると上昇するが、-20°C付近にいわゆる伝播停止遷移温度（Arresting Temperature）が存在することが知れる。この伝播限界応力値は-60°Cで約13kg/mm<sup>2</sup>、-20°Cで約20kg/mm<sup>2</sup>で定温における引張試験時の降伏応力29kg/mm<sup>2</sup>よりも低くなつてゐる、すなわち-60°Cでは約1/2強、-20°Cで約1/1.5弱である。限界応力が一様引張試験の降伏応力よりもかなり低くなることは既に、Robertson等によつて明らかにされてゐるところであり、脆性破壊の伝播はかなり小さな平均応力値でも生ずるものである。

鋼材の脆性破壊伝播に対する抵抗力の大小を比較するには伝播限界応力の大きさとともに伝播停止遷移温度の高低をもつてすることが普通に行われてゐる。一方停止温度と従来一般に行はれてきた切欠脆性試験結果との関連性について種々研究が行われており、その結果によると普通の試験より求められる遷移温度（Fracture Transition Temperature）または（Ductility Transition Temperature）と停止遷移温度（Arresting Temperature）とは本質的にその意味するところが異なるために明瞭な関係は得られていない。

本研究の供試鋼材の標準Vシャルビ試験<sup>\*\*</sup>によるTr<sub>15</sub>と停止温度Traとの

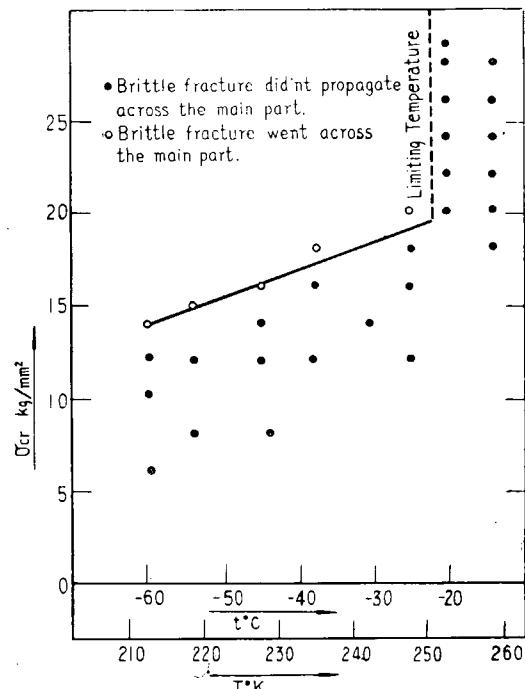


Fig. 2・1・2 Relation between Critical Stress for the Propagation of Brittle Crack and Temperature

\* 従来行われてゐるこの種の実験は脆性破壊の発生に衝撃荷重を用いておるため衝撃により伝播部の一様応力分布が攪乱される、従つて巾のせまい試験片には不適当である。

\*\* 本供試鋼材の標準Vシャルビ試験結果は次の如くである。

吸収エネルギー遷移温度 Tr<sub>e</sub> = 19°C

15<sup>ft-lb</sup>吸収エネルギー遷移温度 Tr<sub>15</sub> = -7°C

剪断破壊遷移温度 Tr<sub>s</sub> = 34°C

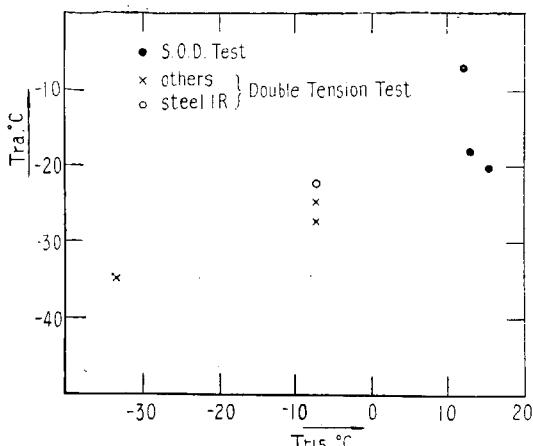


Fig. 2·1·3 Relation between 15ft-lb Transition Temperature in V-Charpy Impact Test and Arresting Temperature in Double Tension Test.

場合にその伝播機構を次のように考える。

- (1) 微小亀裂尖端の応力集中のためにその尖端より辺りを生ずる。
- (2) 辺り端には大きな応力集中を生じ微小亀裂を生ずる。
- (3) 微小亀裂の大きさが伝播限界亀裂長さより大ならばエネルギーの不安定現象で伝播する。
- (4) 亀裂が拡大し、その輪廓線が板厚表面部に近づくと、そこに生ずる崩壊唇 (Shear Lip) のため、および輪廓線の長さが大となるため拡大速度は低下する。
- (5) もし応力値が伝播限界応力値以上のときは、拡大速度がある速度まで低下すればその尖端に再び辺りを生じ上述のことを繰返しながら伝播する。
- (6) 応力値が大きく、亀裂拡大の速度の低下がないときは再び辺りを生ずることなしに伝播する。

このような機構に従つて脆性破壊は伝播するものとして系のエネルギーを考えると、(1)辺りによる歪エネルギーの増加  $E_Y = \frac{E}{8\pi} f^2 \log \frac{l+C}{C}$  ( $2C$  = 亀裂長さ,  $l$  = 辺り線長さ,  $f$  = 辺り量,  $E$  = ヤング係数) (2)辺り線に沿う塑性変形層によるエネルギーの増加,  $E_P = k_1 \varphi (qf)(pl) \sigma_Y$  ( $\sigma_Y$  = 降伏応力,  $\varphi$  = 辺り線の方向に関する量,  $P$  = 塑性変形層の厚さ,  $qf$  = 辺り線に沿う平均塑性歪量,  $k_1$  = 応力集中による降伏応力上昇率) (3)の亀裂の表面エネルギーの増加  $E_S = 4SC$  ( $S$  = 単位面積当りの表面塑性仕事) (4)亀裂を生じたための歪エネルギーの増加  $E_C = \frac{\pi}{E} \sigma^2 C^2$  ( $\sigma$  = 無限遠における一様応力) (5)辺り面に作用している剪断力によつてなされる仕事  $W_Y = k_2 \varphi f l \sigma$  ( $k_2$  = 亀裂のための平均応力集中率) (6)亀裂発生による外力のポテンシャルエネルギーの減少  $W_C = 2Ec$  が考えられる。

これより伝播限界応力  $\sigma_{cr}$  を

$$\frac{\partial}{\partial C} (E_Y + E_P + E_S + E_C - W_Y - W_C) = 0$$

$$\frac{\partial^2}{\partial C^2} (E_Y + E_P + E_S + E_C - W_Y - W_C) = 0$$

関係を先に行つた 3 種の鋼材（板厚 12 mm リムド鋼）の結果<sup>5)</sup> および S.O.D. Test の結果<sup>3)</sup> とともに示したものが第 2·1·3 図である。図によると  $Tr_{15}$  が高いものほど、停止遷移温度が高くなっているが  $Tr_{16}$  に比し一般に停止遷移温度はかなり低い、これらの関係については更に将来実験的および理論的研究が必要であろう。

### III. 脆性破壊伝播限界応力についての理論的考察<sup>6)</sup>

一様な応力場中を脆性破壊が伝播する

$$\frac{\partial}{\partial f} (E_r + E_p + E_s + E_c - W_r - W_c) + \frac{\partial}{\partial l} (E_r + E_p + E_s + E_c - W_r - W_c) \frac{dl}{df} = 0$$

の三式より求めると

$$\sigma_{cr} = \sqrt{\frac{2ES}{\pi C_{cr}}} \times \sqrt{\frac{l+2C_{cr}}{2l+3C_{cr}}}$$

$$\sigma_{cr} = \frac{pq \frac{k_1}{k_2} \sigma_r}{1 - \frac{1}{2\varphi k_2} \frac{C_{cr}(l+C_{cr})}{l\sqrt{(l+2C_r)l}} \left\{ \log \frac{l+C_{cr}}{C_{cr}} + \frac{l}{2(l+C_{cr})} \right\}}$$

ただし  $C_{cr}$  = 限界亀裂長さ

また  $S$  の値は<sup>10)</sup>

$$2S = L \left\{ 1 - 2 \frac{\bar{A}}{B_o} e^{(S-U)/T} \right\}^2$$

ただし

$L$  = 材料による常数

$\bar{A}/B_o$  = 異速度による常数

$S - U$  = 材料による常数

より求まる

この理論を本実験結果に適用するに

$$E/\pi = 7,000 \text{ kg/mm}^2, k_1 = 3/2, k_2 = 6, \varphi = 1/2,$$

$$pq = 1/2, \bar{A}/B_o 1/4, S - U = 124.3, \sqrt{\frac{L}{t}} = 5,$$

$$\sigma_r = \sigma_{r0} e^{U/T}, U = 65 (\text{ } T = 288^\circ K \text{ で } \sigma_r = 28 \text{ kg/mm}^2),$$

として  $\sigma_{cr}$  と温度の関係を出すと第2・1・2図に示すように実験値とよく一致する結果が得られる。

また停止遷移温度における  $2C_{cr}$  の値は  $13 \text{ mm}$  ( $l = 0.32 \text{ mm}$ ) となり板厚よりわざか小さな値となる、停止遷移温度はこのような温度に対応するものと思われる。この点に関してはさらに将来研究する予定である。

## (2) クラックスターター衝撃曲げ試験

### I. 緒言

最近の切欠脆性試験方法は従来の試験方法と比較してさらに鋭い切欠を持つた試験片を採用する方向に進んでいると云える。これは鈍い切欠を持つた試験片が破壊発生以前に示す大きな塑性変形を避けて 小さな塑性変形のもとで… できれば弾性範囲内で…なるべく実際に近い状態での破壊現象を研究しようとしたためである。

このような目的から種々の試験方法が考案されてきたが、脆く硬い熔接ビードと切欠を併用してクラック発生源とする方法はまず Pellini 等によつて米国海軍技術研究所に於いて研究され、またその

後多くの研究者によつて採用され試みられてきたものである。

筆者等はやはり弾性範囲内の脆性破壊現象を研究することを目的として脆い熔接ビードと切欠の併用に着目した。そしてこの第1の段階として従来の試験方法の中では最もよく研究されている。米海軍技研における実験方法を踏襲し、運研大形衝撃試験機を使用することによつて従来は行われていない吸収エネルギーの測定も実施してこの試験方法に検討を加えまたクラックスター（切欠付脆性ビード）の性質を調べることを目的として本研究（前年度の第19研究部会より継続）を進めることした。

## Ⅱ. 熔接棒および供試鋼板

クラックスターを熔接するための熔接棒は東京化工 HCR 5 mmφ を使用しており、この熔接棒は 2° 程度の試験片曲がり角度において有効な脆性割れを発生させることが確められている。

供試鋼板は前回報告の 2 鋼種を含めて計 12 種類であつてその化学成分および機械的性質を第1・1 表に示す。

これらの鋼板のうち H および M は当協会第 25 研究部会で準備した試験鋼板である。前回報告の試験鋼板 B および C を除いた残部鋼 8 種はいずれも播磨造船所において現用鋼板より選ばれた協力供試鋼板であつて鋼板厚さが 20 粄をこえるものについては両面より機械加工を行い厚さ 20 粟として実験を行つた。

## Ⅲ. 実験および実験結果

本実験に採用した試験片形状および試験機の要目は第 2・2・1 図のとおりであり、グラインダー切欠の形状を変更した以外には前回報告の試験片形状と変化はない。前回切欠は厚さ 16 粟、直径 10 粟の 小形グラインダーで切削した月形のものであつたが、新しい試験片はこれを直線の切欠とした。これにより切欠加工はきわめて容易となり、またこの切欠の形状変化が実験結果に影響を与えたことは鋼材 S.K. および S.R. を使用した予備試験によつて確められている。

クラックスター衝撃曲げ試験における大形衝撃試験機の振子振上角度は厚さ 20 粟の試験片に対しても 20°、15 粟の試験片に対しては 14° を採用した。この振子振上角度は試験片に全くクラックの発生せぬ場合 -60°C の温度に於いてなお 6~7° 以上の試験片曲がり角度を与えるのである。

この試験結果を第 2・2・2 図に示している。遷移温度としては板厚 20 粟の鋼板においては比吸収エネルギーが 2 kg-m/cm²、15 粟の鋼板 (H および M) については 1.5 kg-m/cm² になる温度を採用した。

第 2・2・3 図は供試鋼 12 種の V シャルピー衝撃試験の結果を示したものであり、第 2・2・4 図は試験の温度——剪断破面率曲線を示している。これら両図にはいずれも縦細線をもつてクラックスター衝撃曲げ試験の遷移温度を示した。

この結果 V シャルピー試験結果とクラックスター衝撃試験結果の関連性をまとめると第 2・2・1 表の如くなる。

Table 2・2・1 Correlations between Crack Starter Tests and V-Charpy Tests

Code	Kind of Steel	Transition Temp. in Crack Starter Test °C	V Charpy Impact Value at the Transi- tion Temperature in Crack Starter, Test	Shear Fracture per- cent at the Transi- tion Temperature in Crack Starter Test kg-m/cm <sup>2</sup>
			%	kg-m/cm <sup>2</sup>
D	High Tensile (HT 52)	-42.5	1.2	10
E	High Tensile (HT 52)	-32	1.1	10
S.K.	Killed	-30	2.2	15
F	Killed	-23	1.5	5
G	Killed	-21	2.4	5
1 K	Killed	-34	1.0	7.5
I	Semikilled	-17.5	1.2	5
J	Semikilled	-19	1.4	5
S.R.	Rimmed	-11	1.2	13
K	Rimmed	-15	0.8	5
L	Rimmed	-6.5	1.0	7.5
1 R	Rimmed	-38	0.5	5

### III. 実験結果の考察

クラックスターター衝撃曲げ試験における各鋼板の成績を図によつて示したもののが第2・2・5図であつて例外的な成績を示した鋼板1Rを除けば概めて明瞭に HT.52 が最も優れ、以下キルド鋼、セミキルド鋼、リムド鋼の順位であることを示している。そうしてこの優劣は第2・2・6図に示した各供試鋼板の 15 ft-lb 遷移温度の傾向と殆んど一致するものであることがわかる。

Vシャルピー試験との結果をさらに詳しく述べるためにクラックスターター試験の遷移温度におけるVシャルピー衝撃値および剪断破面率(第2・2・1表)を図示したものが第2・2・7図および第2・2・8図である。この図より見て供試鋼板のいづれもクラックスターター遷移温度に於けるVシャルピー衝撃値が 15 ft-lb (2・6 kg-m/cm<sup>2</sup>) をこえてはおらず、これはVシャルピー試験において吸収エネルギーが 15 ft-lb に達する温度ではその鋼板は本実験によつて再現し得るが如き先鋭な刃欠に対しても大きな抵抗力を持つようになることを示している。また最近問題とされている同一の安全性を持たせるためには鋼材の脱酸方式に従つて異つたVシャルピー衝撃値が要求されるべきだという点については予期したほどの差異はみられていないが、第2・2・7図においてキルド鋼の示した吸収エネルギーが明瞭にリムド鋼のそれより高いものであるある点は注意する必要があろう。このような問題は多く統計的なものであつて本実験の供試鋼材数では不充分のそりはまぬかれないが、本実験の結果からはリムド鋼においてはそのVシャルピー衝撃値が 1 kg-m/cm<sup>2</sup> に達すればクラックスターター試験におけるその鋼材の抵抗力は著しく増大するが、キルド鋼の場合はこの値を 2 kg-m/cm<sup>2</sup> 或はそれ以上の値と考えねばならないということは云えるであろう。

以上のクラックスターター衝撃曲げ試験とVシャルピー衝撃試験結果との関係はVシャルピー試験

において剪断破面率をとつた場合には第2・2・8図の如くかなり不規則なものとなつてゐる。この点については本実験における剪断破面率はプラニメーター等にはよらず標準剪断破面率図面との目測比較によつて求められたことによるのかも知れないが、いずれにしても極めて小さい剪断破面率を示す温度がクラックスター衝撃曲げ試験の遷移温度と一致するものであることはあきらかである。

## V. 結論

- (1) クラックスター衝撃試験の結果から見るとキルド鋼および HT 52 の安全性は最も高く以下セミキルド、リムド鋼の順位となつてゐる。
- (2) クラックスター衝撃試験遷移温度における V シャルピー衝撃値はいずれの鋼種においても 15 ft-lb (2.6 kg-m/cm<sup>2</sup>) を超えなかつた。
- (3) クラックスター衝撃試験遷移温度における V シャルピー衝撃値はキルド鋼の場合が最も高く以下セミキルド鋼、HT 52、リムド鋼の順位となつた(第2・2・7図)。
- (4) V シャルピー衝撃試験において剪断破面率をとつた場合、クラックスター衝撃試験遷移温度における剪断破面率は鋼種によって大きな変化はみられなかつた。

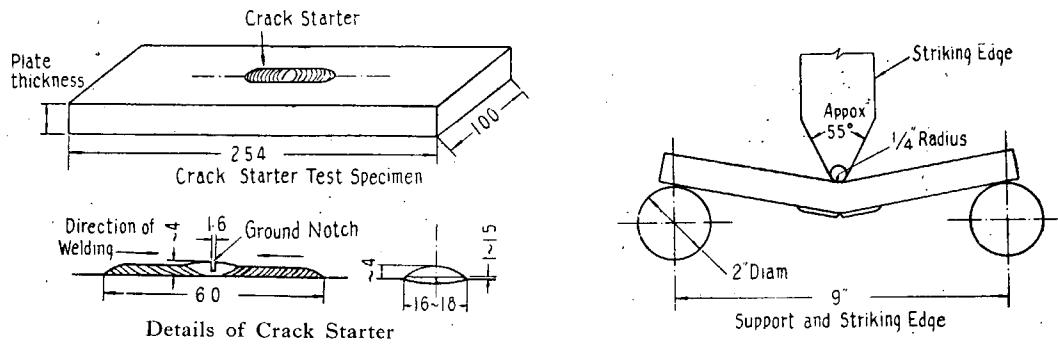


Fig. 2・2・1 Crack Starter Test Specimen and Dimensions of Supports and Striking Edge

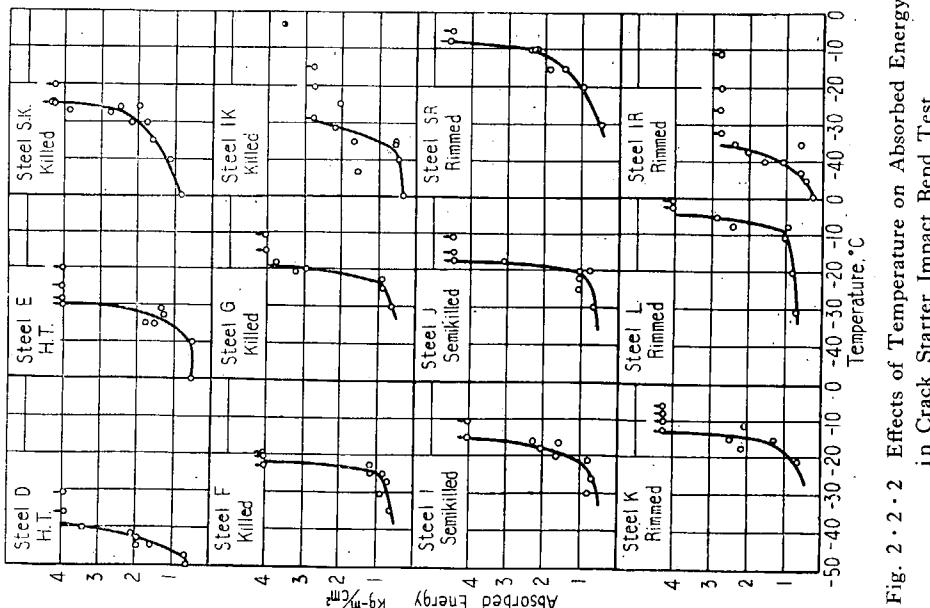


Fig. 2・2・2 Effects of Temperature on Absorbed Energy in Crack Starter Impact Bend Test

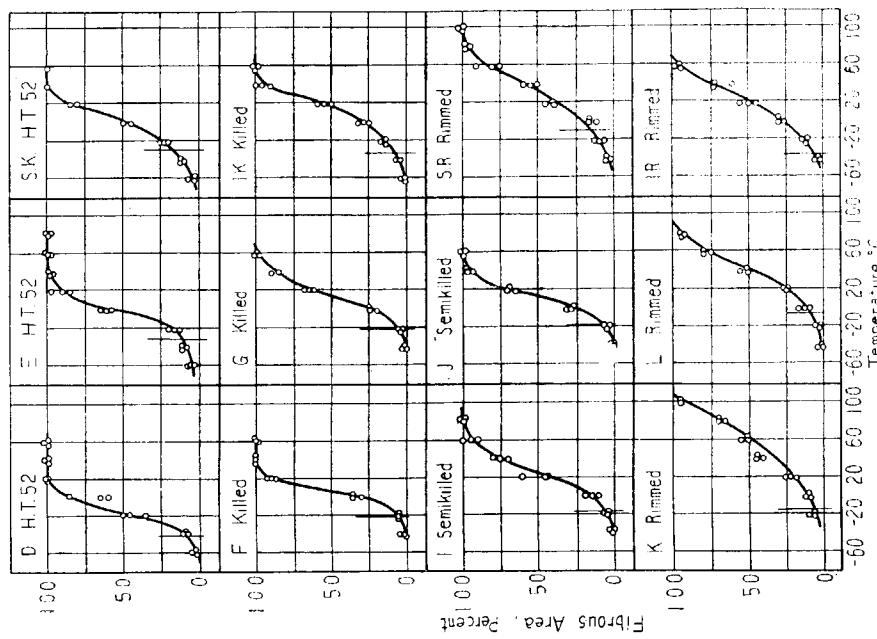


Fig. 2.2.4 Fracture Transition Curves of Standard V-Charpy Impact Test

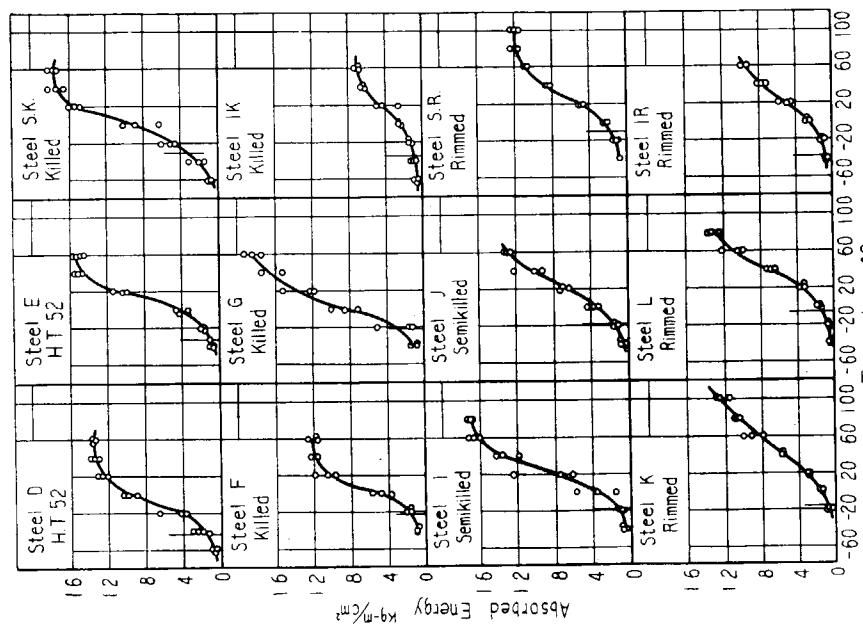


Fig. 2.2.3 Energy Transition Curves of Standard V-Charpy Impact Test

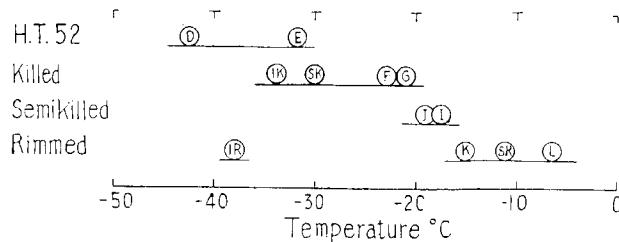


Fig. 2 · 2 · 5 Transition Temperatures of Crack Starter Impact Bend Test

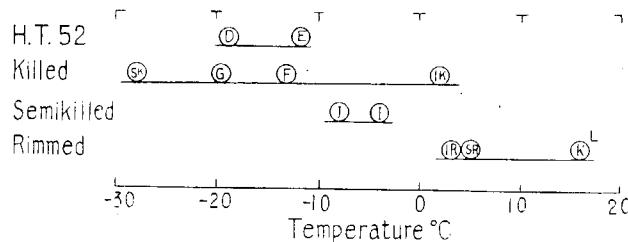


Fig. 2 · 2 · 6 15 ft-lb Transition Temperatures of Standard V-Charpy Test

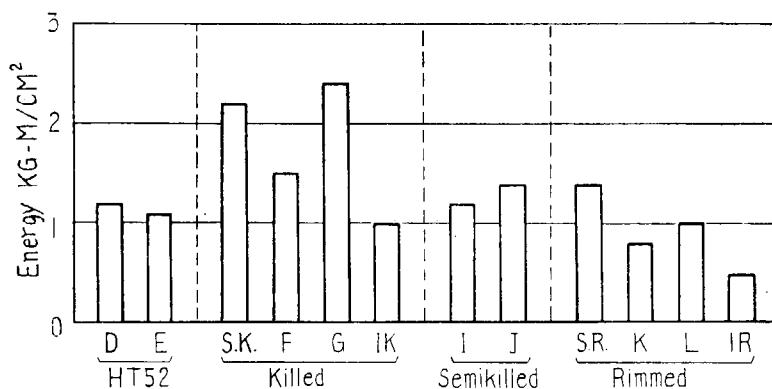


Fig. 2 · 2 · 7 V-Charpy Impact Value at the Temperature of 2 kg-m/cm² in Crack Starter Impact Bend Test

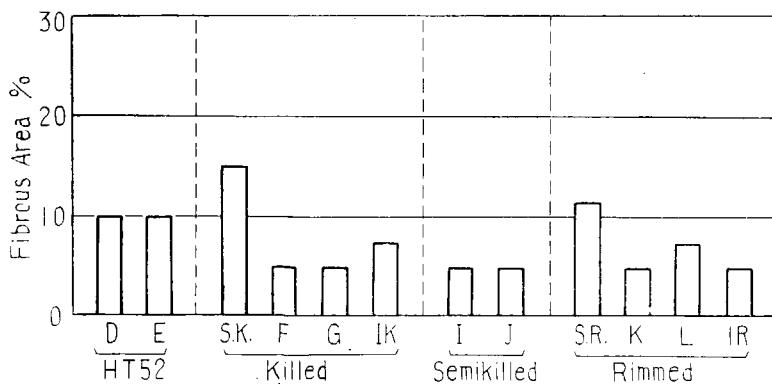


Fig. 2 · 2 · 8 Percent Shear in Fracture at the Temperature of 2 kg-m/cm² in Crack Starter Impact Bend Test

## 第3章 脆性破壊伝播速度の計測

### (1) 引張試験

#### I. 緒言

鋼材が脆性破壊する際その破壊伝播に必要な限界応力は、表面エネルギー、弾性係数、破壊伝播速度等の影響をうけるものである。一般に、脆性破壊は毎秒数百米以上の高速度で伝播するがその速度は温度、材質およびその他の要因の影響をうける。本試験においてはキルド鋼およびリムド鋼各1種類について破壊伝播速度を計測したが、その測定方法は試験片表面において破壊伝播進路上にある間隔をおいて貼付した2本の金属線が、進行してきた亀裂先端の通過により断線した時刻のずれをプラウン管オッショロにより撮影し、2線間の経過時間より速度をもとめようとするものである。

#### II. 供試鋼材

本試験に使用した鋼材は日本钢管製の厚さ 15 mm のキルド鋼およびリムド鋼でその化学成分および機械的性質を第1・1表にしめす。

#### III. 試験片

予備試験結果により当初使用する予定であつたVノッチ付き引張試験片においては試験片が最大荷重に達する以前において、大きい塑性歪により圧延面に金属線を貼付するために使用した接着剤が剥離するおそれがあるので第3・1・2図にしめす形状のH型試験片をもちいることにした。試験片は破壊が発生する荷重部、破壊が伝播しその速度を計測する試験部および両者を接続する首部よりなっている。本形状によれば試験部に貼付したゲート1、2およびスタート用の金属線の位置においては載荷時の応力は小さく荷重 15 トンのときの応力分布は第3・1・2図のようになる。荷重部のVノッチ底部に発生した脆性破壊が荷重に直角方向に伝播して首部を通過し、その先端が試験部内の金属線貼付位置を通過するときにはじめて大きい応力が生ずることになり、金属線の切断により亀裂先端の通過時刻が記録される。ただし、試験部には荷重が加えられていないので首部を通過してきた破壊の伝播速度は低下するから計測された速度は2ゲート間の平均速度をしめすことになる。

首部の巾がせまいと破壊の進路は首部を通過後直進せず側方へまがりやすいので試験部の長さと巾の比を適当にして破壊が直進するようにした。

#### IV. 試験方法

試験片の表面につぎにのべる方法で金属線を貼付して破壊伝播速度を測定した。

金属線の切断遅れが大きくならないためには極力細い線を使用することがのぞましい。したがつて、現在比較的入手の容易な 0.025 mm 径のアドバンス線を使用した。試験片表面を良く研磨しポリエチル樹脂によりまづ絶縁皮膜をつくり、その上に第3・1・3図にしめすように金属線をわずかに張力をあたえておなじくポリエチル樹脂により接着する。引出し線は径 0.025mm の銅線を使用し

さらにその部分をポリエスチル樹脂により補強した。

試験片は予冷槽内においてドライアイスおよびアルコールにより冷却するが、ポリエスチル絶縁皮

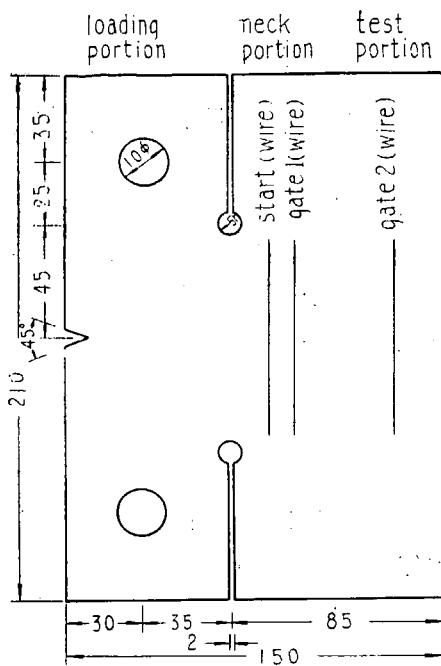


Fig. 3・1・2 Specimen

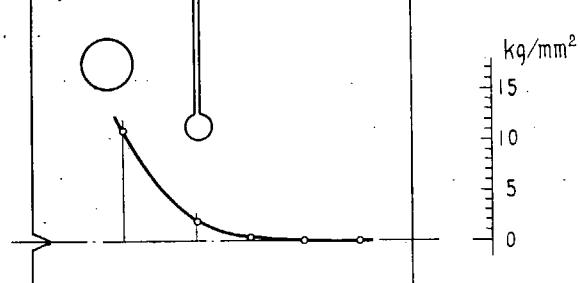


Fig. 3・1・2 Stress Distribution at 15 Ton

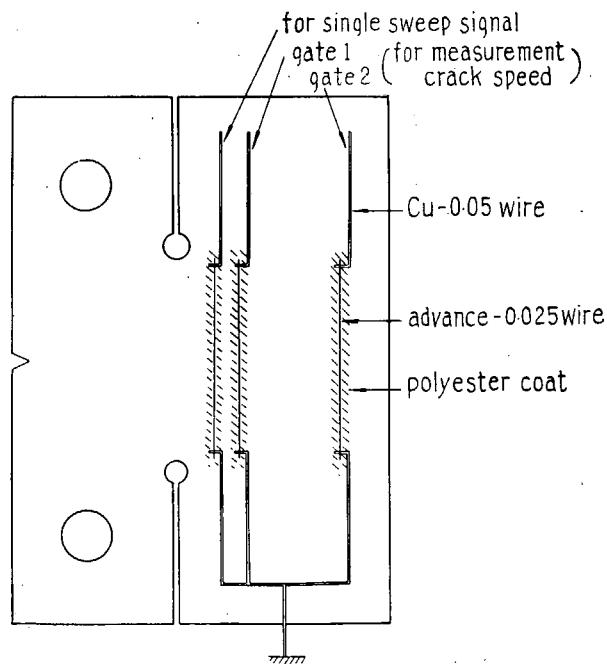


Fig. 3・1・3 Detail of Pick-up (wire) on the Specimen

膜が厚いと収縮のため亀裂が生じ易くなるので皮膜を極力薄く塗付する必要がある。

予冷槽よりとり出した試験片をビンによりフオークシヤツクルにとりつけ、アムスラー式 50 トン万能材料試験機により荷重速度 5 mm/min. で荷重をくわえるが、シヤツクルもドライアイスにより冷却して試験中の温度上昇を極力防止した。

V ノック底部に発生した脆性破壊は荷重にたいし直角方向に伝播し、試験部においてまずブラウン管の掃引開始のシグナル用として貼付された金属線を切断したのち約 40 mm の間隔をおいて貼付されたゲートとしての 2 本の金属線を切断する。亀裂先端のゲート通過時刻をそれぞれ 2 現象ブラウン管オッショロにより撮影し、2 線の経過時間と距離から平均破壊伝播速度をもとめる。

破壊が伝播する際その先端においては板厚中心部が圧延面より先行するので、圧延面に金属線を貼付しその切断により破壊速度をもとめる方式は表面における破壊伝播速度をもとめたことになるがゲート 1 および 2 において亀裂先端の形状がほぼ同一であると仮定すると表面における速度計測により板厚中心部における破壊速度に近似することができると考えられる。

#### V. 計測装置

破壊伝播速度計測装置は高速度カメラを用いる方法<sup>11</sup>、電磁変換器を使用する方法<sup>10</sup> およびグラフライタ処理紙の貼付による方法<sup>12</sup>、歪ゲージを使用する方法<sup>13</sup> 等が試みられてきた。

本試験においては金属線を試験片表面に貼付し亀裂により金属線を切断し、2 点間の破断の時間差を測定することにより試験片の破壊伝播速度を測定した。

破壊速度は後述のように、単掃引発振器、2 現象オッショスコープ、標準発振器を使用し、ブラウン管上に 2 点間の破断波形をえがかしめこれを標準発振信号により較正して測定した。

本方法によれば電磁方式にみられるような破断時における衝撃および変形の測定における影響が比較的少く、かつ、単掃引方式を使用することにより高速撮影装置に比較して記録フィルムの消耗が著しく少ない利点がある。

装置は次のような構成からなりたつており写真 3・1・1 および第 3・1・4 図にしめす。

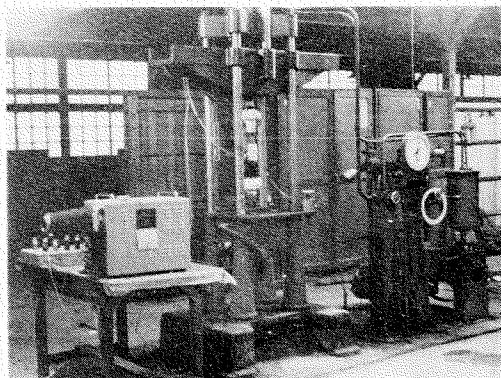


Photo. 3・1・1 Instrumentation

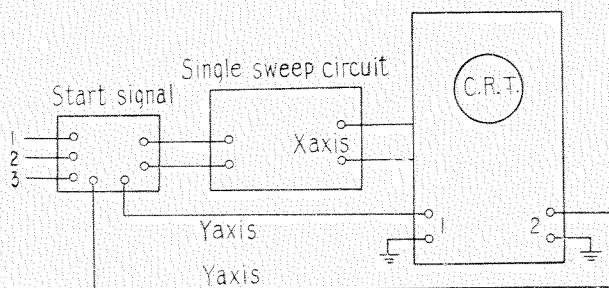


Fig. 3・1・4 Block Diagram of Recording Equipment

- (1) 破壊信号発生部（金属線使用）  
(2) 単掃引発振器 40 μsec ~ 400 μsec 可変

### (3) 2現象プラウン管オッショ

X軸 偏向感度 1mV/mm  
 特 性 0~390KC - 6 db  
 Z軸 電度変調 0.2 Meg $\Omega$  300 pF  
 15 RMS にて消去

### (4) 標準発振器

水晶標準発振器  
 周波数確度  $10^{-5}$   
 発振周波数 100KC, 300 KC

## V-1. 破壊信号および单掃引信号発生装置

第3・1・5図のように径 0.025 mm のアドバンス線をポリエチル樹脂により試験片に接着し, start signal circuit に接続する。 $R_1$  は最初金属線で短絡されその両端の電圧降下は零であり出力側には電圧があらわれていない。

亀裂により金属線が切断すると瞬時に  $R_1$  の回路は開かれその両端には

$$\frac{R_1}{R_2} \times V = E$$

の信号電圧があらわれる。したがつて、この信号を单掃引発振器入力信号および破壊伝播速度測定信号として第3・1・6図のように使用する。

図にしめすとく No. 1 と No. 2 との線間の間隙は亀裂伝播速度、増巾器の周波数により決定されるが、予備試験の結果 2 ~ 3 mm の間隙で十分であつた。单掃引回路の起動遅れは約 1 ~ 2  $\mu\text{sec}$  の程度である。

## V-2. 单掃引発信器

单掃引発振器の回路は第3・1・7図にしめす。作動は  $V_1$  の格子に No. 1 の信号が印加され増巾後  $V_2$  の陰極側に挿入された微分回路で起動パルスが発生する。

$V_4 \sim V_5$  の陽極、格子間の時定数蓄電器により掃引時間を任意に選定することができる monostable type の multivibrator であるから時定数により元の状態に復帰し、起動信号により 1 回だけ掃引をおこなうことができる。

掃引時間はつぎのようく選定した。

1. 0.1 sec ~ 1 sec
2. 1,000  $\mu\text{sec}$  ~ 10,000  $\mu\text{sec}$
3. 200  $\mu\text{sec}$  ~ 2,000  $\mu\text{sec}$
4. 40  $\mu\text{sec}$  ~ 400  $\mu\text{sec}$
5. 1  $\mu\text{sec}$  ~ 10  $\mu\text{sec}$

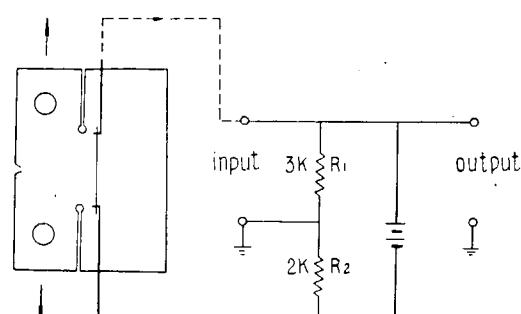


Fig. 3・1・5 Start Signal Circuit

100 K $\Omega$  の可変抵抗器は時定数微調整のものである。

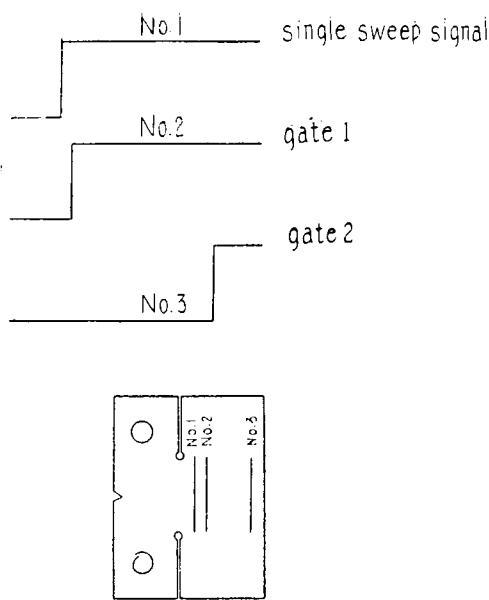


Fig. 3・1・6 Diagram of Output Signal

2台を使用して測定をおこなつた。

No. 2 および No. 3 の破断による出力信号はそれぞれ2組の増巾器に印加され、ブラウン管上に第3・1・8図および写真3・1・2のように映像される。タイムマークの間隔は10  $\mu$ secである。

$V_5$  の陽極からZ軸用の輝度変調信号が得られこれをブラウン管装置の輝度変調端子に接続する。 $V_6$  は鋸歯状波発生部で  $V_7$  で鋸歯状波の波形を改善している。出力管は6V6のP-Pを使用した。

### V-3. 2現象ブラウン管オッショロ

2点間の時間差を測定するため2個の電子錶を封入したブラウン管を130TB11を使用した。

したがつて、2現象が完全にブラウン管上に映像され測定現象の過渡波形を完全に記録することができる。測定現象が高周波であるからこれを十分に増巾するため0~300KCの間で-6dbの周波数帯域をもつ直流増巾器

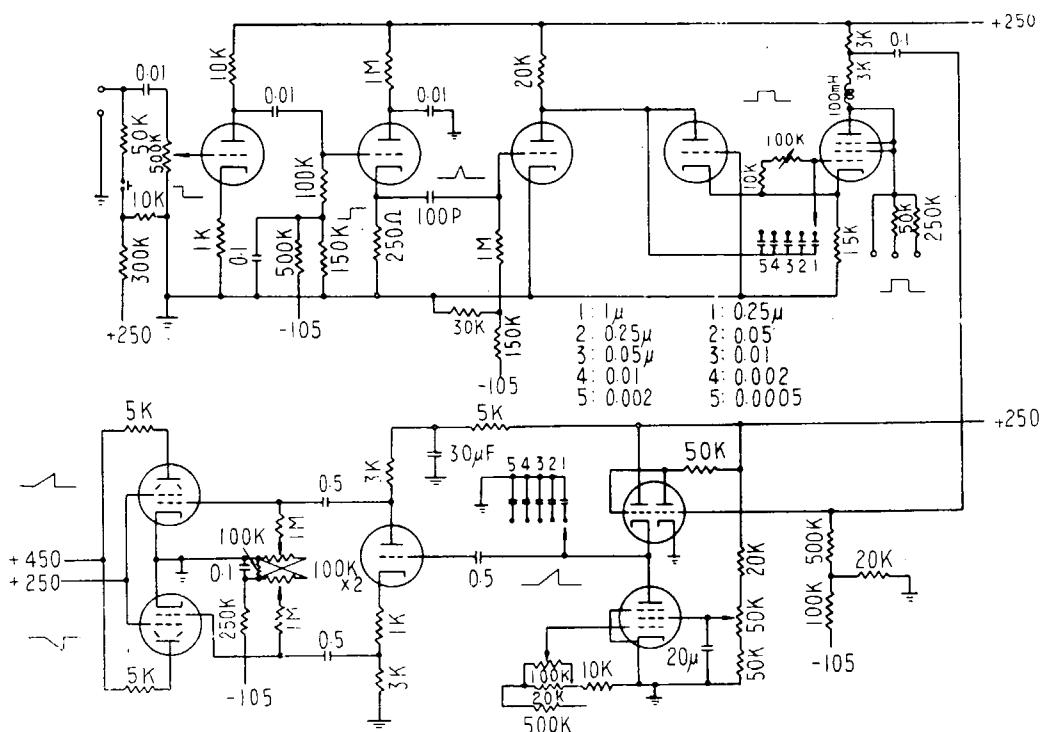


Fig. 3・1・7 Single Sweep Circuit

2 現象の時間差は同一掃引条件で時間信号（標準発振信号）を反復掃引記録する。

従来、破壊伝播速度は最大 2,000 m/sec 程度と称されていたが本実験では掃引時間を 200 μsec に選定して測定をおこなつた。

200 μsec の露光時間はきわめて短時間で、大口径レンズと超高感度フィルムを使用しなければ現象の鮮明な記録を得ることは不可能である。記録にはつきのような装置と感光材料を使用し十分明瞭な記録を得た。

レンズ キャノン F 1.8, 50 mm

フィルム フジ SSS, ASA 200

現像液 キャントール

現像時間 約 30 分 (18°C)

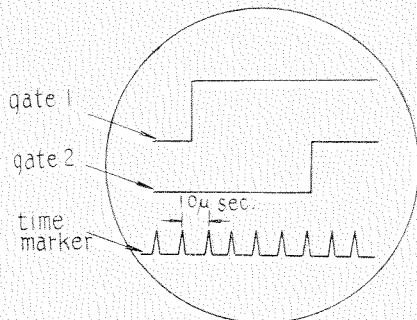


Fig. 3・1・8 Wave Record

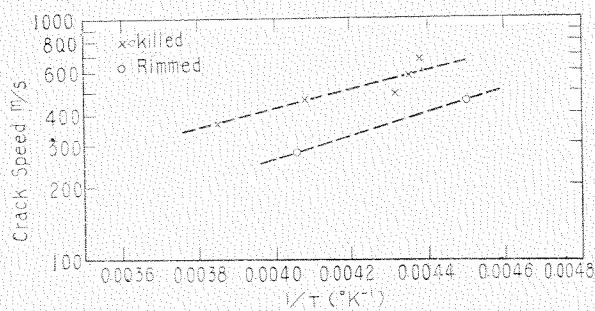


Fig. 3・1・9 Correlation between Crack Speed and Reversed Absolute Temperature

## VI. 試験結果

リムド鋼 (R) およびキルト鋼 (K) における脆性破壊伝播速度と温度の関係を第3・1・9図にしめす。横軸に絶対温度の逆数  $1/T$  をとり縦軸に破壊伝播速度の対数  $\log V$  をとる。

温度の低下とともに破壊伝播速度は減少し両者の関係は次式でしめされる。

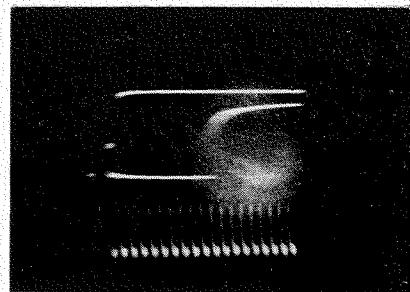
A および B を常数とする

$$\log V = A + B/T$$

鋼 R の場合は測定点が少いが鋼 K の場合とほぼ同じ傾斜をしめしている。

キルト鋼 K の方がリムド鋼 R より破壊伝播速度が大きいのは前者の最大荷重が後者に比較して大きいので脆性破壊発生までに蓄積された弾性エネルギーが大きいためとおもわれる。

なお、今後脆性破壊伝播機構の研究をすすめるためには破壊伝播速度の連続的変化を計測することがのぞましい。



steel R  
time 90 μsec  
crack speed 470 m/sec  
temperature -51°C

Photo. 3・1・2 Typical Record

## VII. 結論

脆性破壊の伝播に関する研究の一部として第3・1・1図にしめす試験片をもちいて数温度で脆性破壊伝播速度を計測した。破壊伝播速度は毎秒数百米以上の高速であるが、これを計測するために試験片の表面に2本の金属線を貼付しこれが亀裂の通過により断線する時刻のずれをブラウン管オッショにより撮影して（写真3・1・2および第3・1・8図）2線間の経過時間と距離から平均速度をもとめる方式をもちいた。破壊伝播速度を最大荷重時において応力が殆んどない箇所で計測したのでその速度は比較的低いが、キルド鋼およびリムド鋼のいづれもが温度の低下とともに破壊伝播速度を増加することがわかつた。

### (2) 曲げ試験

## I. 緒言

鋼材における脆性亀裂伝播を研究するには、亀裂速度の計測が重要な問題である。鋼材中を伝播する脆性亀裂の速度は毎秒数百ないし数千 m/sec の程度と考えられ、しかも板の中心部を亀裂が通過する瞬間は、板の同じ位置の表面を亀裂が通過する瞬間より若干先んじている。したがつて亀裂伝播計測装置としては、板の中心部を通る面内に、亀裂進行方向と直角方向に引かれた既知の距離の2標線間を亀裂が伝播する極めて短い時間を計測しうるものであることが望ましい。きわめて短い時間を計測する装置としては、落雷の計測装置などがあるが、非常に高価である。今回の研究においては

(a) 亀裂伝播を鋼板の中心において知ること

(b) 比較的安価に計測すること

の2点を目標とした。(a) の条件を満足するためには超音波を用い、(b) の条件を満足するためには蓄電器を用いることとした。

## II. 測定の原理

超音波および蓄電器を利用した亀裂伝播速度測定装置は、鋼材の中心面に一定距離だけ離しておかれた超音波ビームを脆性亀裂が通過する時間だけ蓄電器を充電し、その充電電圧を測定することにより、亀裂伝播速度を求めるものである。

この装置は発振器、水晶振動子、増巾器、充電器からなり、その block diagram は第3・2・1図に示すとおりである。発振器の出力は試験片に取付けられた水晶振動子に加えられ、その超音波出力は試験片中を超音波ビームとして伝わり、他端面に取付けられた受波用水晶振動子に伝わる。

この超音波ビームは鋭い指向性を有し、鋼材中においてはその拡りは  $3^\circ$  を超えることはない。一般に角型振動子の指向角  $\alpha$  は一辺の長さを  $a$ 、波長を  $\lambda$  とするとき

$$\alpha = \cos^{-1} \frac{3\lambda}{\pi a}$$

で表わされる。また試験片中にて  $0.5 \text{ db/cm}$  程度の減衰をするから、これを補い、かつ適当な出

力をうるために増巾器を用いる。

試験片は第3・2・2図に形状を示すような Van der Veen 試験片を用い、この両端面を仕上げ、向い合せて上下2組の水晶振動子を40 mm の間隔に取付けて、この送波側の振動子に発振出力を加える。水晶片は  $20 \times 20$  mm 両面銀メッキ、X cut のものを用い、周波数は #1 を 5.0 Mc, #2 を 5.5 Mc とした。この場合試験片中を走る超音波ビームの速度は約  $5.80 \times 10^5$  cm/sec であり、この試験片について実験的に求めた指向性は第3・2・3図に示すとおりである。

発振器としては、6V6 を使った第3・2・4図に示すような回路をもつたものを用いた。

受波側の振動子の出力をそれぞれ #1, #2 の増巾器に入れて増巾し、#1 の増巾した出力の負電圧を充電器の 6 AS の第3 grid に加えてやり、#2 の増巾した出力を同じ真空管の第1 grid に加える。

増巾器および充電器結線図は第3・2・5図に示すとおりで、#1 増巾器は終段で 6 AL5 で整流し、整流出力を 6 AS 6 に加え、#2 増巾器は超音波出力をそのまま加える。

試験片に超音波ビームの通つている状態で脆性破壊すれば、まずノッチに近い #1 のビームが遮断されるから、6 AS 6 の第3 grid に加わる #1 の整流負電圧を 6 AS 6 の遮断電圧以下に調整しておけば、#1 のビームの遮断によつて第3 grid が 0 V になつた瞬間から、6 AS 6 の陽極には #2 によつて第1 grid に加えられた超音波出力の増加された電流が流れる。次に #2 のビームが遮断されれば 6 AS 6 の電流は 0 となる。第3・2・6図に 6 AS 6 の特性曲線を示す。これより、6 AS 6 の第3 grid の電圧を -8 V 以下にしておけば、第1 grid に電圧が加わつても、全然陽極電流が流れないことがわかる。前述のように #1 のビームが遮断されてから、#2 のビームが遮断されるまでの時間内だけ 6 AS 6 には電流が流れているわけで、この関係を第3・2・7図に示す。この電流を第3・2・5図に示す回路で取出して充電器に加え、蓄電器に充電すれば、その充電電圧によつて亀裂速度を求めうるのである。この際超音波の速度は #1, 2, とも等しく、亀裂から受圧面までの距離も等しいので、超音波がこの間を走る時間は相殺される。装置の写真を第3・2・8図に示す。

水晶振動子の取付け方法は、写真3・2・1に示すように、水晶片をアクリライト板に接着し、それを鉄のケースでシールドしたホルダーにはめ込んだ。これを第3・2・9図に示すようなプロテクターで試験片に圧着固定し、脆性破壊の際に水晶を保護する。また水晶板と試験片の間に空隙を作らぬよう油を塗布すると良い。

充電時間と電圧との関係は適當なスイッチを作つて求めた。比較的長時間のものは円板の回転、比較的短時間のものは落下重錘を利用し、蓄電器も適當な容量のものを用いた。

### III. 測定結果

各種容量の蓄電器について充電時間と電圧の関係を求める第3・2・10図がえられる。これより、飽和電圧の約  $2/3$  までは電圧は時間に比例し、蓄電器の容量に逆比例することがわかる。実際に測定する時間は  $10^{-5}$  sec の程度で、calibration 用のスイッチより可なり短い時間であるが、前記の法則が成立するものとして計測を行う。

本委員会用に予定した鋼板は破面遷移温度が低く〔たとえば 19 m/m キルド鋼で  $T_{II} = -53^{\circ}\text{C}$ 〕実験が困難なので、破面遷移温度の高い HT 52 高張力鋼について脆性亀裂伝播速度を計測した。そ

の結果を第3・2・11図に示す。同図にセミキルド軟鋼についての結果をも示している。使用鋼材の成分ははじめの章にまとめられている。

第3・2・11図の結果より、高張力鋼(HT 52)[記号6H]の中を伝播する脆性亀裂の速度は1000m/sec前後で、温度の低いほど速い。セミキルド鋼[記号YS]の中を伝わる脆性亀裂の速度はHT 52中の約3/4である。

### III. 結論

2組の水晶片の間を走る超音波ビームの間を脆性亀裂が伝播する時間だけ蓄電器を充電するようにし、その充電電圧によって脆性亀裂の伝播速度を計測する測定装置を試作し、これにより鋼板中心部における脆性亀裂の伝播速度を計測することができた。

脆性亀裂伝播速度は温度の低いほど大きく、セミキルド鋼YS中の速度はHT 52高張力鋼6H中の速度の約3/4であった。降伏点もこれと同じような性質があるので、亀裂速度と降伏点は密接な関係があるように思われる。計測した速度の絶対値は6Hについて800[-20°]~1100[-70°]m/sec, YSについて580[-10°]~700[-50°]m/secであった。

曲げ試験では撓みが多い場合、超音波出力が減るので、脆性破壊する前に荷重速度を0にして水晶片の位置を調節した。水晶はできるだけ保護することに努めたが、時々割れることがあり、安価に計測するという点とは相容れない[1個数千円]。

亀裂伝播を表面で計測しても良い場合は、高周波部が不要となり、したがつて高い電圧を使うことができ放電型とすることができるのできわめて楽になる。問題は亀裂が通過すると同時に切れる導線であるが、大体解決されているようである。

費用に制限を受けなければ、ほかにもいろいろすぐれた便利な方法が考えられることを附記する。

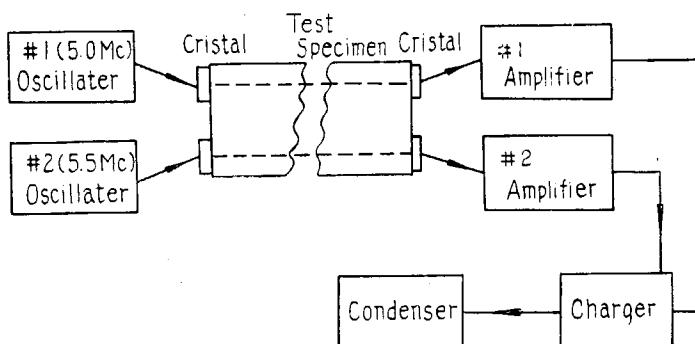


Fig. 3・2・1 Block Diagram

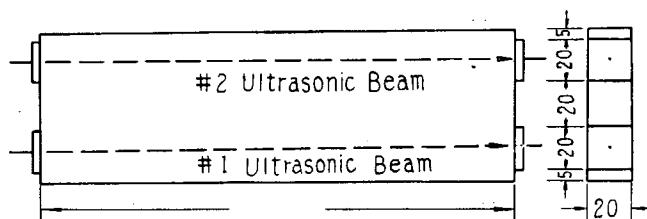


Fig. 3・2・2 Test Specimen

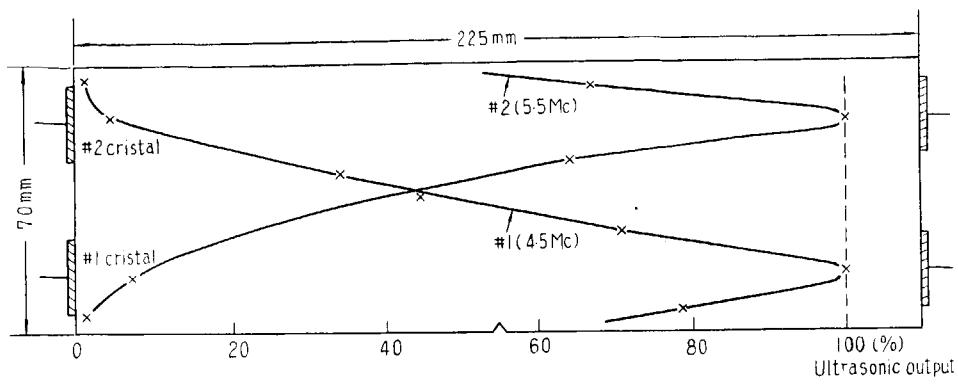


Fig. 3 · 2 · 3 Directive Characteristics

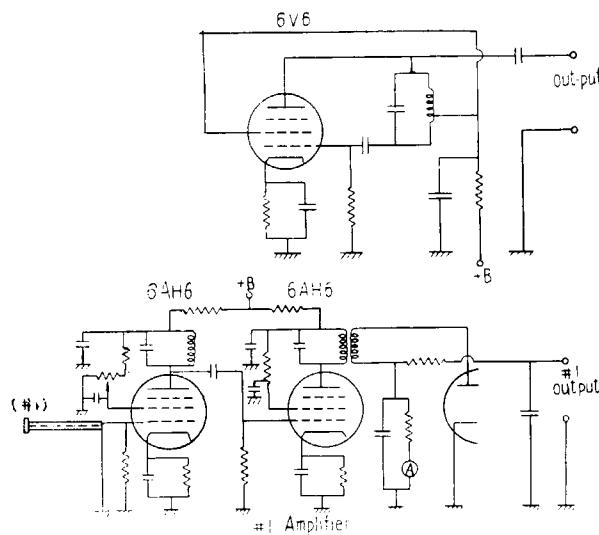


Fig. 3 · 2 · 4 Oscillator

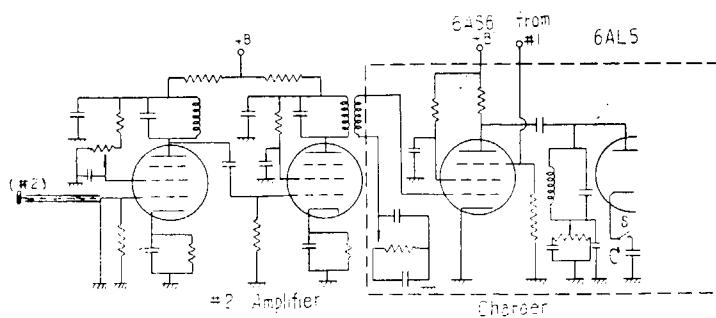


Fig. 3 · 2 · 5 Amplifier and Charger

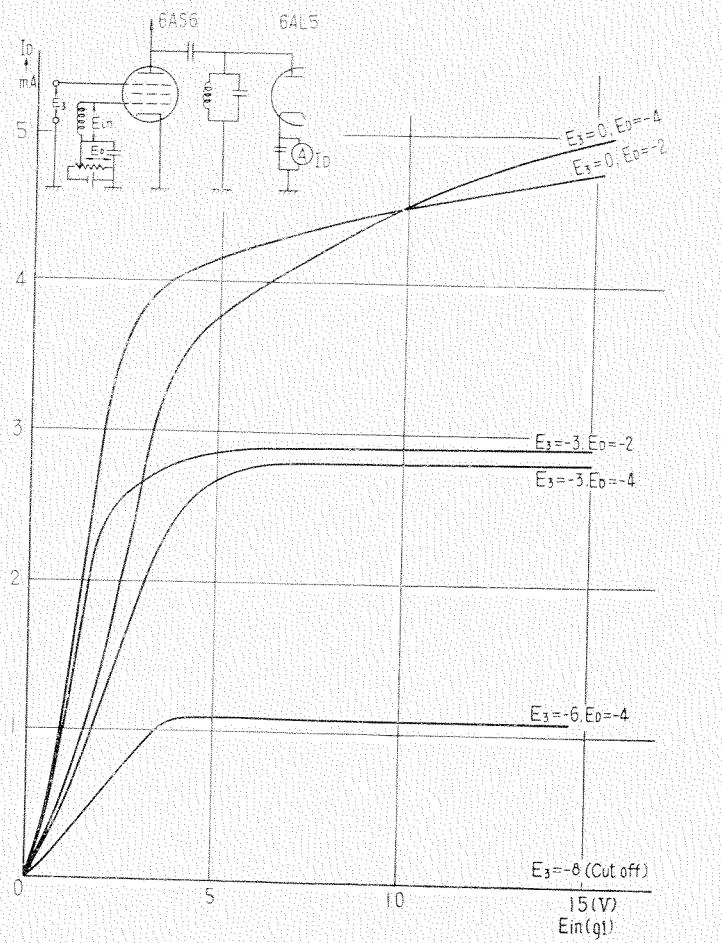


Fig. 3 · 2 · 6 Characteristic Curves of 6 AS 6

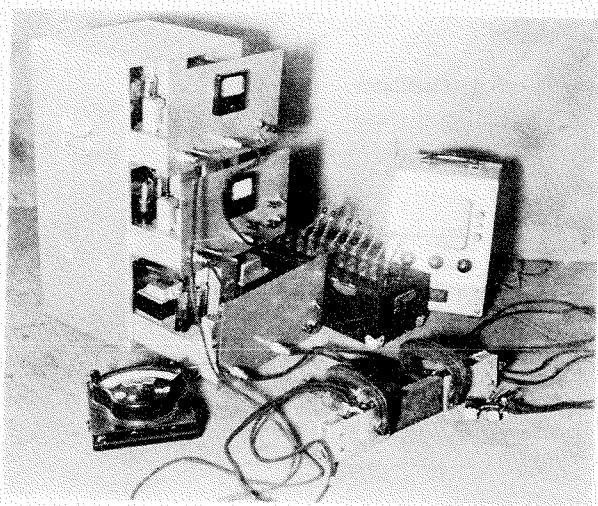


Photo. 3 · 2 · 1 Measuring Equipment

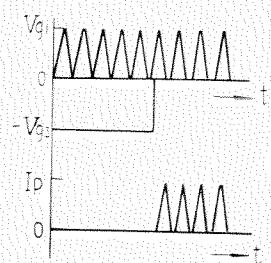


Fig. 3 · 2 · 7 Action of 6 AS 6

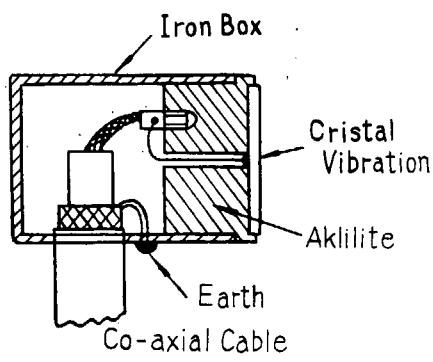


Fig. 3·2·8 Cristal Holder

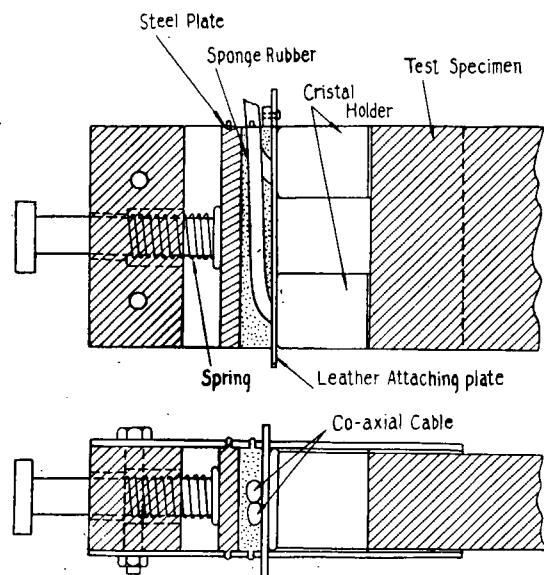


Fig. 3·2·9 Cristal Protector

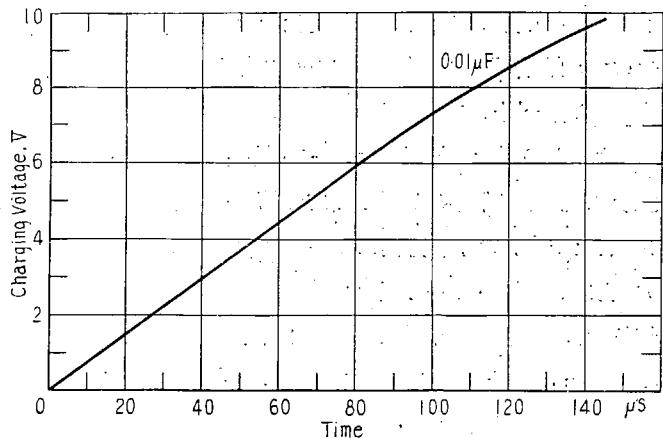
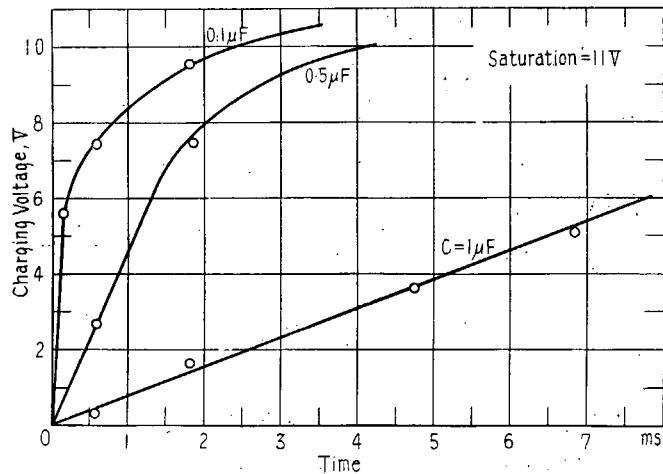


Fig. 3·2·10 Time-Charging Voltage Curves

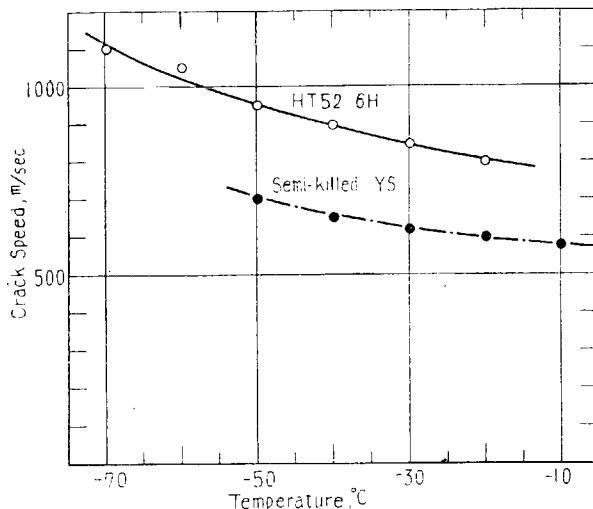


Fig. 3・2・11 Results of Speed of Brittle Crack Propagation.

## 第4章 亀裂伝播による熔接残留応力の再分布

### I. 緒言

本研究は内部応力の存在する場の中に亀裂が伝播する場合の内部応力の再分布を調査する目的をもつて、その予備段階として内部応力場に人工的なスリットをあけ応力再分布を測定し、その結果に若干の考察を加えたものである。

### II. 実験方法

供試材料として第1・1表に示すような板厚19mmの構造用鋼板を用いた。供試材料の組成・機械的性質および試験片の形状寸法をそれぞれ第1・1表と第4・1図に示す。

実験は次に述べるような要領で行つた。まず2円孔試験片の熔接継手に次の条件で熔接を行つた。すなわち神鋼B-10, 4 mmφ, 熔接電流150 Amp, アーク電圧28 Volt, 熔接速度160 mm/minで、熔接は試験片の表裏両面から各一層づつ行つている。

残留応力の計測にはグナーの歪計を使用した。まず熔接完了後第4・2図(a)に●印で示す位置にグナーの測定孔をあけた。標点距離の変化の測定は第4・2図(b)に示すように熔接線方向、熔接線に直角方向およびこれと45°をなす3方向について行つている。

測定要領は次の通りである。(第4・1表参照)

測定時期： 第4・1表に示すように、熔接後スリット作成前。4段階にわたる各スリット作成後、トレパン後の6回に分けて各測定点における標点距離の変化を測定した。

スリット：巾：巾3mmのミーリング・カッターにて作成した。

方向：ビードの中心線とスリットとの間の角度θを0°, 15°, 30°, 45°の4方向とし

た。(第4・2図(a)に破線で示す。)

スリット作成の段階： 第4・2図(a)の破線上に十印で示すように全スリット長さLを4等分して相対スリット長さを  $l/L$  が 0.25, 0.50, 0.75, 1.0となるよう4次にわたり作成する。

## III. 測定結果および考察

### III-1 残留応力分布

熔接後の残留応力分布の代表例として、試験片00-1番の測定結果を第4・3図と第4・4図に示す。第4・3図は第4・2図(a)に示すような測定線B-B線上(熔接線に平行で熔接線からおよそ30mmはなれた位置)における残留応力分布である。また第4・4図は第4・2図(a)に示すような3-3線上(熔接線の中央横断面)における残留応力分布である。

### III-2 応力の再分布(主応力曲線の変化)

本実験では歪の変化を第4・2図(b)に示したように45°法によつて測定している。これから各測定点における主応力およびその方向を算定し、それぞれの試験片について各測定段階毎に主応力曲線を作成した。これを第4・5・1~4・5・4図(各a~e)に示す。

第4・5・1~4・5・4図から次の特性がわかる。すなわち熔接のままの状態では第4・5・1~4・5・4図のaに示すようにいずれの試験片でも主応力曲線は熔接線に関して対称となつており、熔接線上では熔接線方向とこれに直角な方向が主応力の方向になる。熔接線にスリットを入れた場合にはこの特性に変化はない。(第4・5・1図a~e参照)しかるに熔接線の終点から斜め方向にスリットを入れた場合には主応力曲線に乱れが生じ最初に熔接線の中点付近の位置にあつた主応力曲線の中心が斜め方向にあけたスリットの尖端付近に移動し、スリットの尖端付近ではスリットに直角な方向とスリット方向とが主応力の方向となる。

### III-3 歪エネルギーの変化

亀裂伝播に関する従来の研究をみると、解放エネルギーと破壊についやされたエネルギーの平衡問題として取扱つているものが多い。

そこで本実験で測定した各点の応力値をもとにして、スリットをあけたことによる板全体の歪エネルギーの変化調べてみることにした。まずそれぞれの測定位置における歪エネルギーVを

$$U = \frac{1}{2E} (\sigma_1^2 + \sigma_2^2) - \frac{\nu}{E} \sigma_1 \sigma_2$$

から各段階毎に計算した。次にこれを2円孔の外側の拘束部材を除く板全体について積分することにより、各スリット段階毎の単位板厚当りの歪エネルギーVを計算した。(板厚断面内での応力変化を無視すればVに板厚をかけたものが全歪エネルギーとなる。)

第4・6図は  $l/L = 0$  の場合、すなわちスリットをあける以前の歪エネルギーを基準として各スリット段階での歪エネルギーを示したものである。第4・6図から単位長さのスリットをあけることによる板の歪エネルギーの変化  $dV/dl$  を求めると第4・7図のようになる。

第4・6図と第4・7図をみる  $\theta = 0^\circ$ 、とすなわち熔接線方向にスリットをあけた場合が、最初に解放される歪エネルギー量がもつとも大きく、斜め方向にスリットをあけた場合には、スリット長の短い初期の状態では歪エネルギーはほとんど解放せられないことがわかる。この実験結果によると熔接時の収縮応力による亀裂の発生は、熔接線にそつたいわゆる縦割れが最も発生し易く、クレータ部から斜め方向への割れは比較的発生し難いと推定せられる。

次に斜め方向にスリットを入れたものだけについて考えてみると、最初のスリットによって解放せられる歪エネルギーは  $\theta = 30^\circ$  の方向にスリットをあけた場合が最も大きく、次で  $\theta = 15^\circ, 45^\circ$  の順になつてある。したがつて斜め割れが発生するとすれば  $\theta = 30^\circ$  の方向に最も発生し易いと推定せられる。岡田博士は 0.4~0.76C の高炭素鋼板にビードを熔接した場合に熔接部に発生する斜め割れについて研究<sup>13)</sup>している。今回博士の研究結果から斜め割れの発生方向の頻度曲線を作製してみると第4・8図のようになり、 $\theta = 30^\circ$  の方向に発生する斜め割れの数が最も多く、次で  $\theta = 15^\circ, 45^\circ$  の順になつており、上述のことがある程度成立するようである。

### III. 結 論

本実験の結果を要約すると次の通りである。

- 1) 熔接のままの状態での主応力曲線は本実験に使用した試験片では熔接線に関して対称形をなし、熔接線上では熔接線方向とこれに直角な方向が主応力の方向になる。この状態から熔接線に沿つてスリットを入れた場合には上述の特性は変化しないが、クレータ部から斜めにスリットを入れた場合には主応力曲線に乱れが生じ、主応力曲線の中心はスリットの尖端付近に移動して、スリットの尖端付近ではスリットに直角の方向とスリットの方向が主応力の方向となる。
- 2) スリットをあけることによつて初期に解放せられる歪エネルギー量は、熔接線に沿つて ( $\theta = 0^\circ$ ) スリットをあけた場合が最も大きい。クレータから斜め方向にスリットをあけた場合には初期に解放せられるエネルギーはこれに比較すると著しく小さい。上述の事実より収縮応力による熔接割れはビードに沿つたいわゆる縦割れが最も発生し易いと推定せられる。

一方斜め方向にスリットを入れた場合だけについて考えると、最初に解放せられる歪エネルギーは  $\theta = 30^\circ$  の方向にスリットを入れた場合がもつとも大きく、次で  $\theta = 15^\circ, 45^\circ$  の順になる。したがつて斜め割れがおこるとすれば  $\theta = 30^\circ$  の方向に最も発生し易いと推定せられる。

### 附 言

特に母材割れの著しい材料について本実験結果を検証する目的をもつて、13Cr鋼にビード熔接した実験を行つたが、最近の13Cr鋼は含有炭素量が少いため割れを起さなかつた。

したがつて引き続き来年度に特に母材割れの著しい鋼材をえらんで本結果の検証を行う予定である。

Table 4 · 1 Conditions of Stress Measurement and Kinds of Test Specimen

Specimen N 0	Direction of Slit ( $\theta$ )	Relative Slit Length ( $l/L$ )	Redistributed Stress	Fig. N 0
00—1	$0^\circ$	1) 0.0 2) Tr	1) — 2)	Fig. 3 4
		1) 0.0 2) 0.25 3) 0.50 4) 0.75 5) 1.00 6) Tr	1) — 6) 2) — 6) 3) — 6) 4) — 6) 5) — 6)	Fig. 5.1 a b c d e
00—2	$0^\circ$			Fig. 5.2 a b c d e
15—1	$15^\circ$	D 0	D 0	Fig. 5.3 a b c d e
30—1	$30^\circ$	D 0	D 0	Fig. 5.4 a b c d e
45—1	$45^\circ$	D 0	D 0	

$\theta$  : Angle between Slit and Welded Bead

L : Over All Slit Length

$l$  : Slit Length at Every Step

Tr: Trapan

- 1)—2) } Residual Principal Stress in case of  $l/L = 0$   
 1)—6) } Residual Principal Stress in case of  $l/L = 0.25$   
 2)—6)      Residual Principal Stress in case of  $l/L = 0.50$   
 3)—6)      "                "       $l/L = 0.50$   
 4)—6)      "                "       $l/L = 0.75$   
 5)—6)      "                "       $l/L = 1.00$

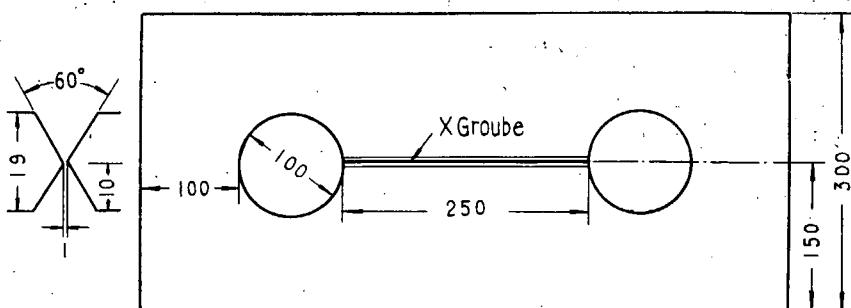


Fig. 4 · 1 Detail of Test Specimen

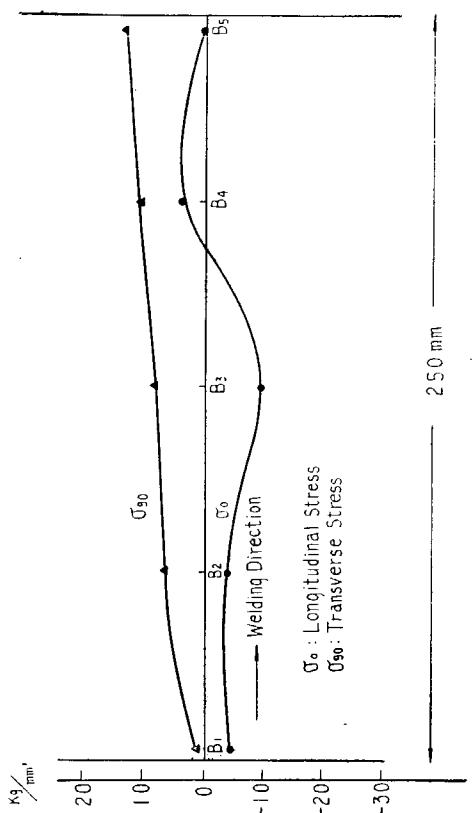


Fig. 4 · 3 Residual Stresses

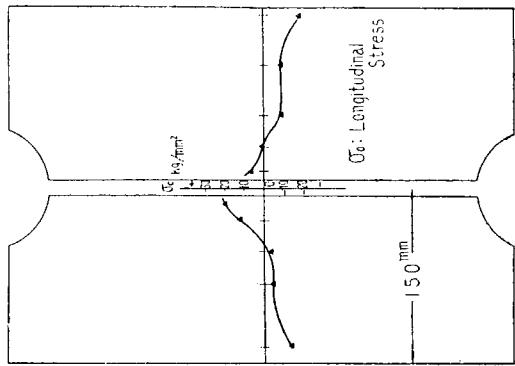


Fig. 4 · 4 Residual Stresses

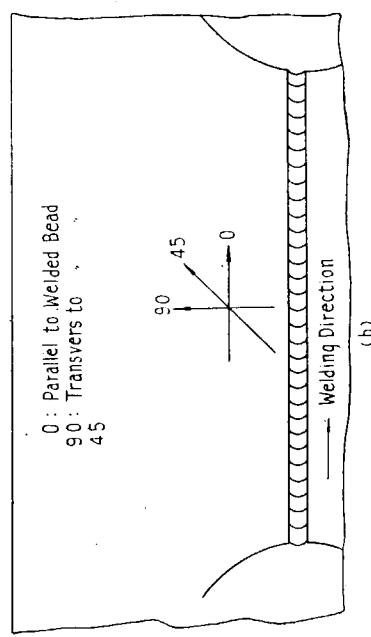
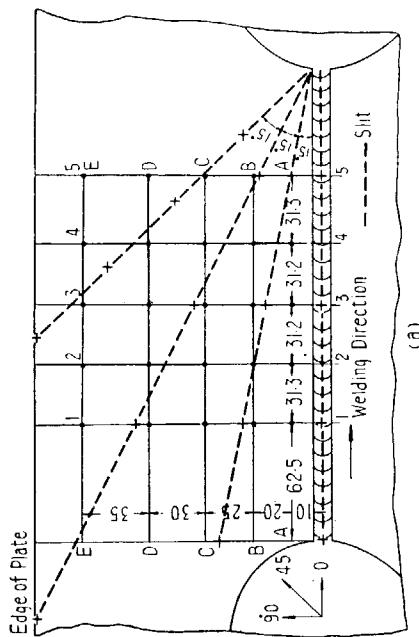


Fig. 4 · 2 Location of Measured Point

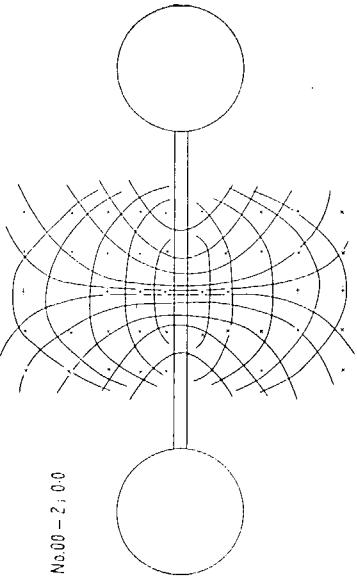


Fig. 4 · 5 · 1-a Principal Stress Curves  
for Each Slit Length

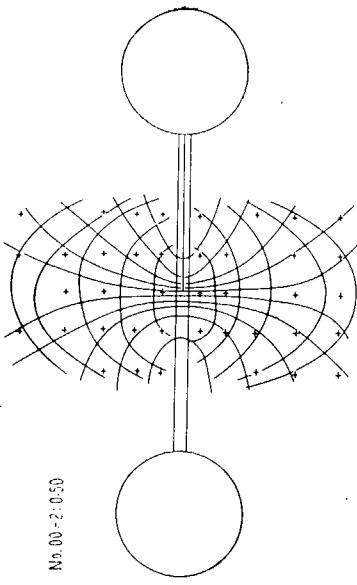


Fig. 4 · 5 · 1-c

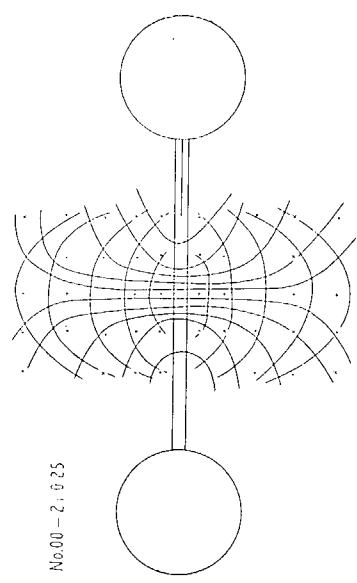


Fig. 4 · 5 · 1-b

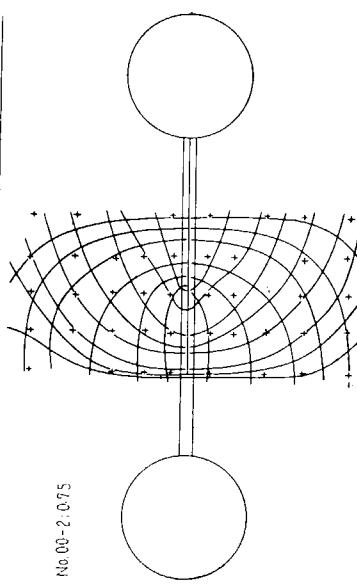


Fig. 4 · 5 · 1-d

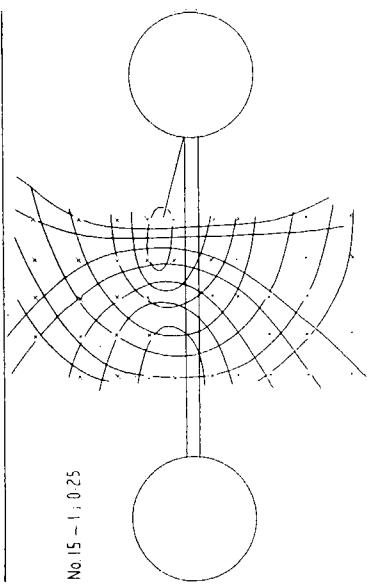


Fig. 4 · 5 · 2-b

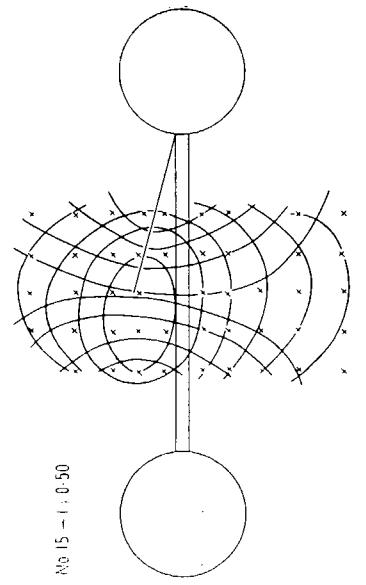


Fig. 4 · 5 · 2-c

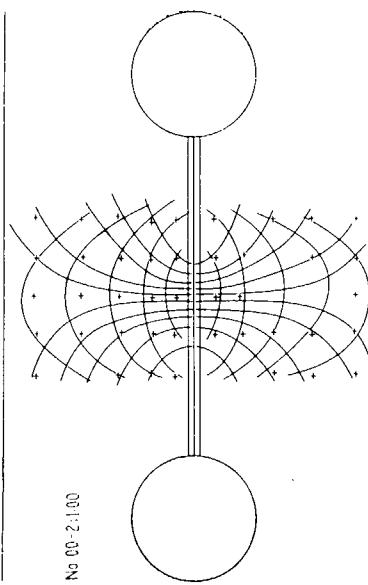


Fig. 4 · 5 · 1-e

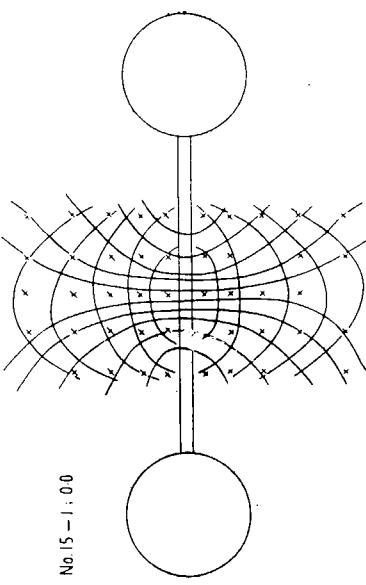


Fig. 4 · 5 · 2-a

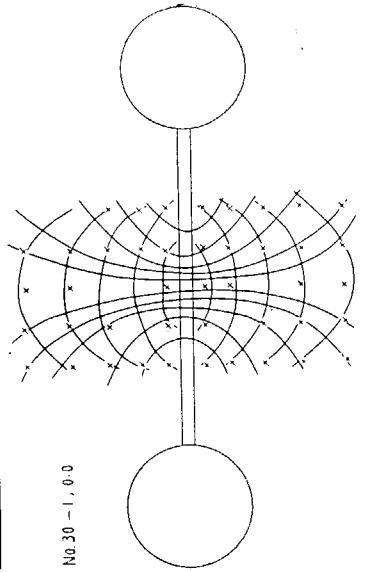


Fig. 4 • 5 • 3-a

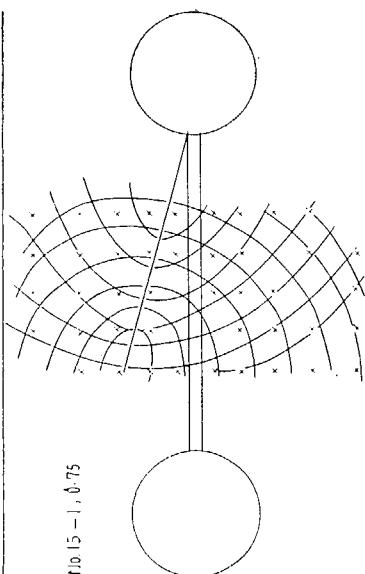


Fig. 4 • 5 • 2-d

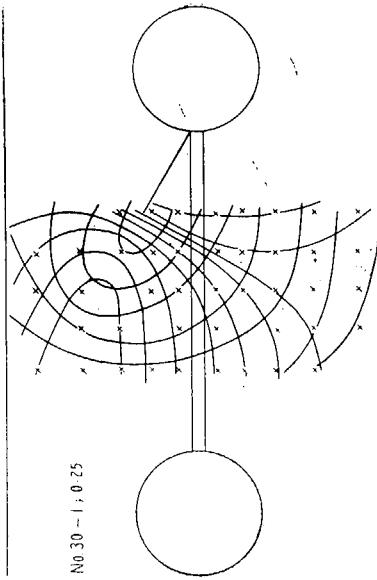


Fig. 4 • 5 • 3-b

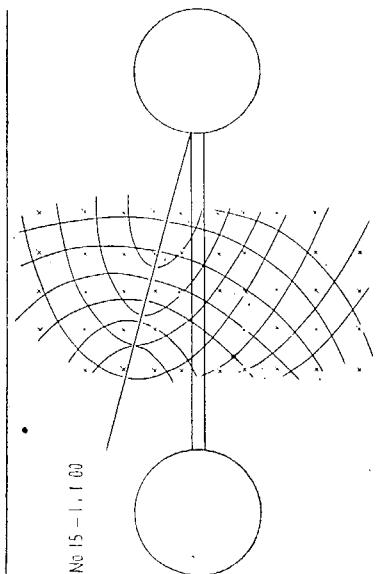


Fig. 4 • 5 • 2-c

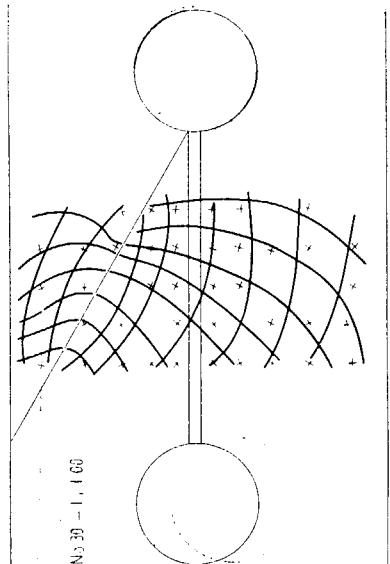


Fig. 4 · 5 · 3-e

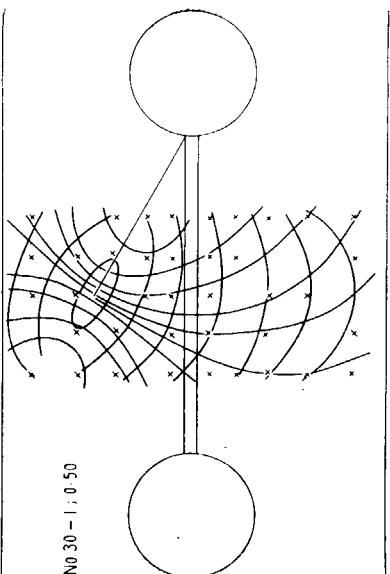


Fig. 4 · 5 · 3-c

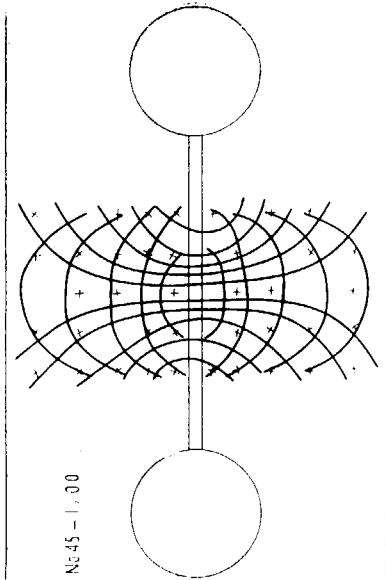


Fig. 4 · 5 · 4-a

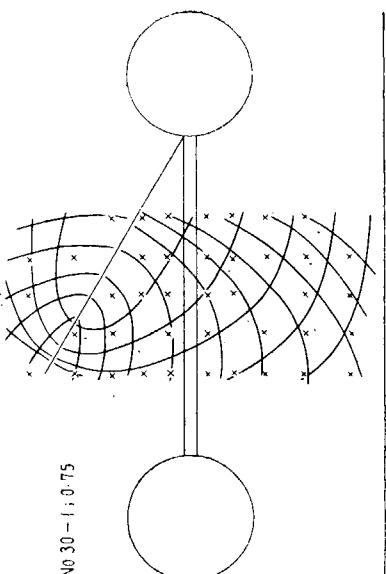


Fig. 4 · 5 · 3-d

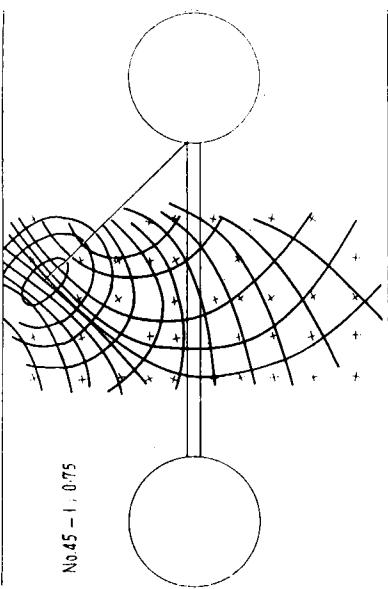


Fig. 4 · 5 · 4-d

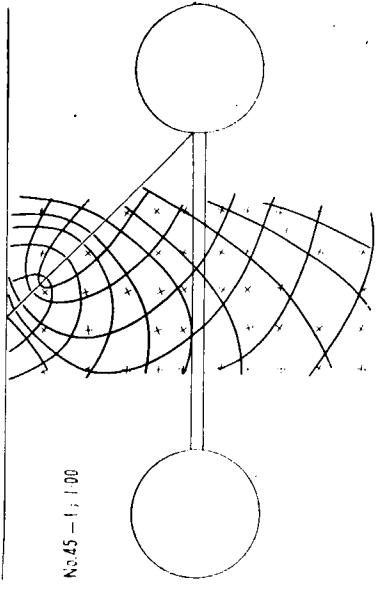


Fig. 4 · 5 · 4-e

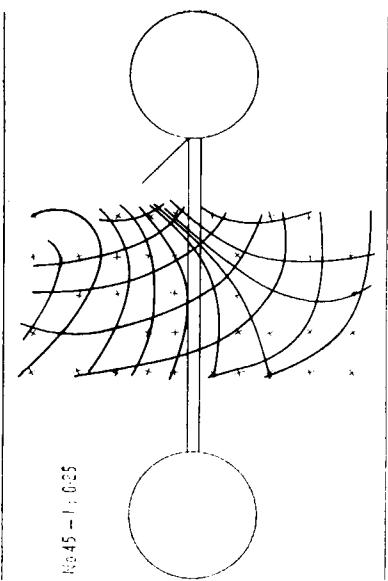


Fig. 4 · 5 · 4-b

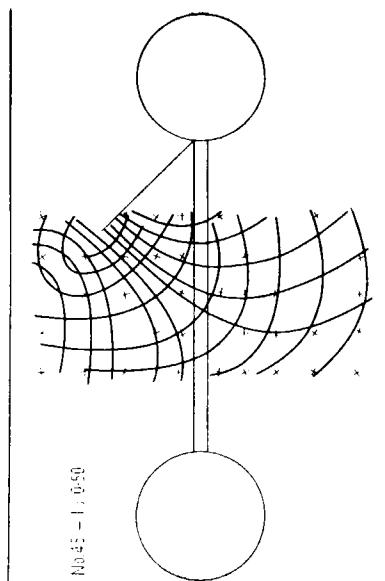


Fig. 4 · 5 · 4-c

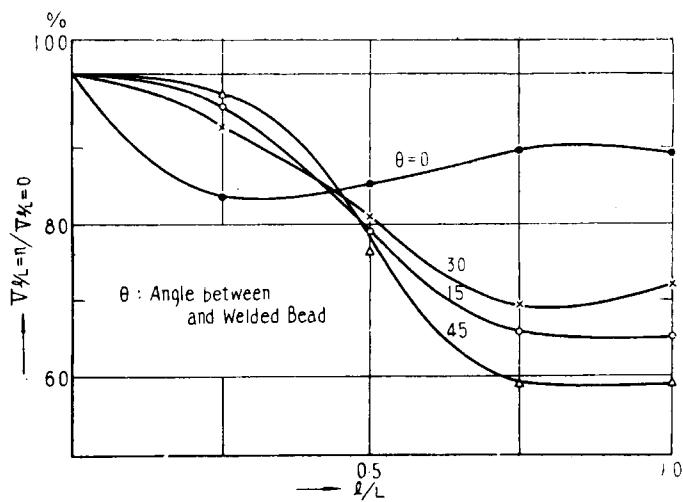


Fig. 4 · 6 Relation between Strain Energy and Relative Slit Length

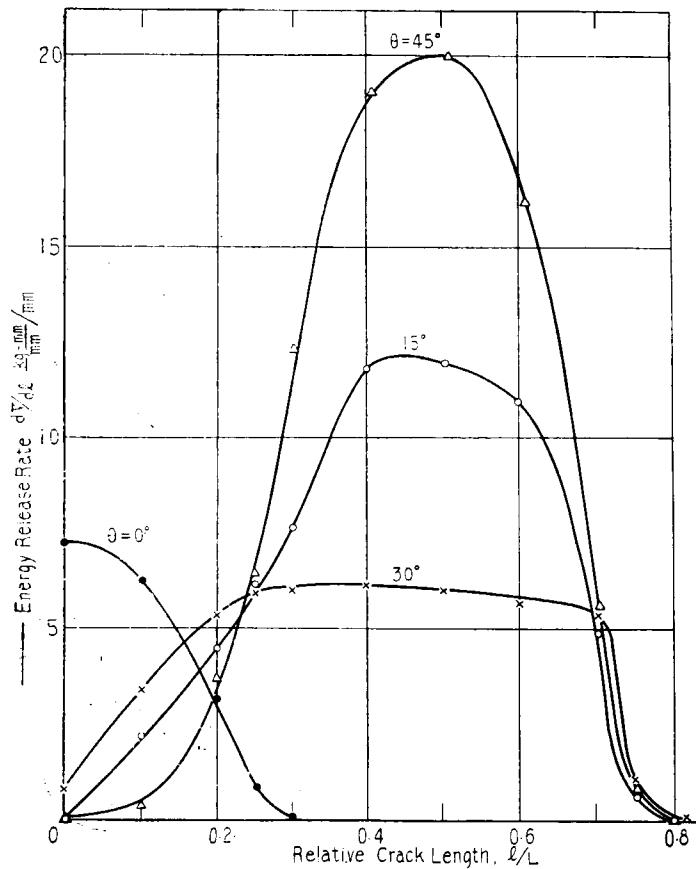


Fig. 4 · 7 Relation between Strain Energy Release Rate and Relative Slit Length.

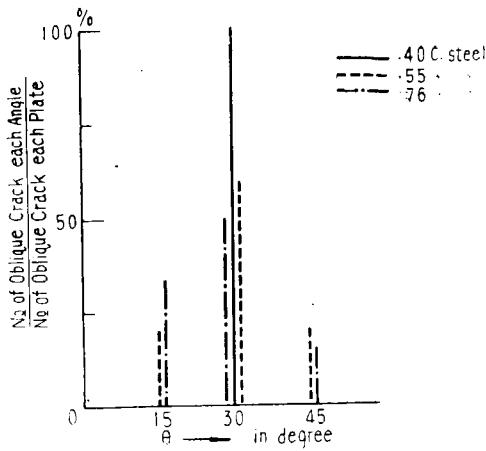


Fig. 4-8 Probability Curve for Oblique Crack  
(M. Okada : Iron and Steel in Japan,  
Vol. 27, No. 10)

## 第 5 章 破面の塑性表面エネルギーの研究

### (1) シャルビ衝撃試験

#### I. 緒 言

鋼材の脆性破壊の研究においては、Griffith-Orowan の提唱したエネルギー理論によつて、破壊の不安定条件を検討することが、有力な手段の一つであると考えられている。このエネルギー法では、破面の塑性表面エネルギー (Plastic Surface Work or Fracture Toughness) が重要な役割を果すものである。すなわち鋼材の脆性破面には、ごく薄層ではあるが相当に塑性変形した部分がこれに沿つて存在するものであるが、かかる塑性変形層を生ずるに必要な仕事量が、破面の塑性表面エネルギー ( $S$ ) である。 $S$  の量は、破面に残存する塑性変形層の状況から推測するのが一般である。

従来破面の塑性変形量を測定するには、X線回折法が用いられた<sup>14)~16)</sup>。しかしこの方法では、X線ビームをある程度 (約  $1/6''$ ) 以下に細くすることは困難で、この範囲における  $S$  の平均値を知るに止まり、かつ測定精度にもかなりの誤差が伴うようである。かかる測定法に代るものとして、本報告では鋼材の歪硬化性を利用する方法によることとした。すなわち破面近傍の硬度分布を微小硬度計により詳細に測定し、これを塑性歪エネルギーに換算して、 $S$  の特性を検討する。実験は、まづ代表的な

切欠脆性試験法であるシャルピ衝撃試験について行つた。

## II. 試験材

シャルピ衝撃試験には、富士製鉄所製のセミキルド鋼(FS)を用いた。その化学成分と機械的性質を第1・1表に示す。この鋼材は先にSR 12(3)研究部会において、二重衝撃試験法によりその切欠脆性の特性を調査したものである<sup>10)</sup>。

## III. 試験片及び試験方法

試験片の形状は第5・1・1図に示すごとくで、深さ2mmのV切欠を付したもの用いた。切欠の先端半径(R)は0.10:0.25:1.0mmの3種とした。かかる試験片を各種の温度で衝撃破断したものを、さらに破面に垂直方向に機械切断して細分し、破面付近の硬度分布を調べ、表面塑性エネルギーに換算した。

## IV. 歪硬化曲線(鋼材FS)

鋼材FSの圧延方向から、直径7mm(平行部の長さ約45mm)の丸棒試験片を削り出して降伏から破断までの各段階の引張荷重を与えた後、荷重を除去した。試験片がNeckingを起したものに対しては、その部分の断面収縮から引張歪を計算して、試験片中もつとも塑性変形を受けた箇所に対する真応力～真歪曲線を求めた。一方該部で試験片を切断して硬度を調べ、これに対応する真応力～真歪曲線から、第5・1・2図に示すごとき歪硬化と塑性変形エネルギーの関係を得た。

## V. 硬度の測定

各種の温度で衝撃破断した試験片を機械削りして細分し、第5・1・3図に示すように切欠に垂直なA-a面およびA-b面、また切欠に平行なB面上において、破面に直角な①-①、②-②線等に沿い硬度を測定した。試験機には明石製作所製の微小硬度計を用いた。

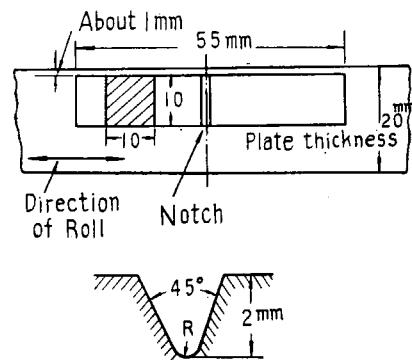


Fig. 5・1・1 V-Charpy Specimen

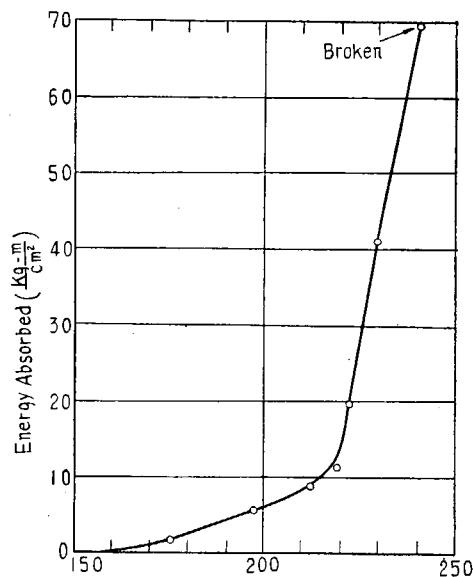


Fig. 5・1・2 Relation between Work Hardening and Absorbed Plastic Strain Energy by Tensile Test (FS)

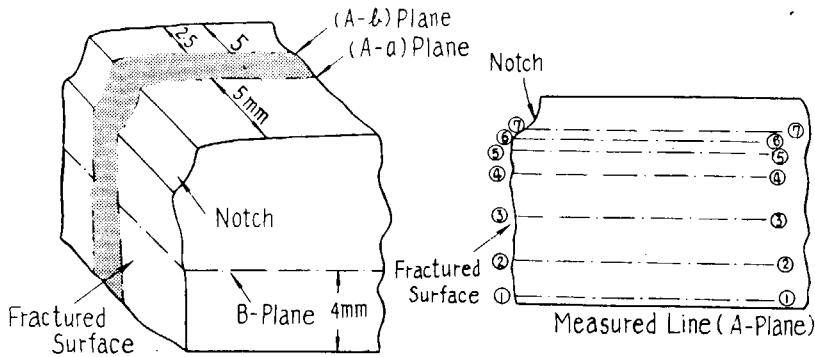


Fig. 5・1・3 Location of Hardness Measurement

いま硬度試験機の荷重を 500 および 200 gr として,

0.25 mmR ; 75°C で破断 ; 100% Shear

の試験片につき、切欠底より 2 mm 下の測定線に沿つて硬度分布を詳細に調べてみると、第 5・1・4 図の結果が得られた。同図から知られるように、破面付近の硬化は明らかで、破面の塑性表面エネルギーの推定が可能なことを示している。破面近傍で塑性変形が甚しくなると、測定点はばらついてくる

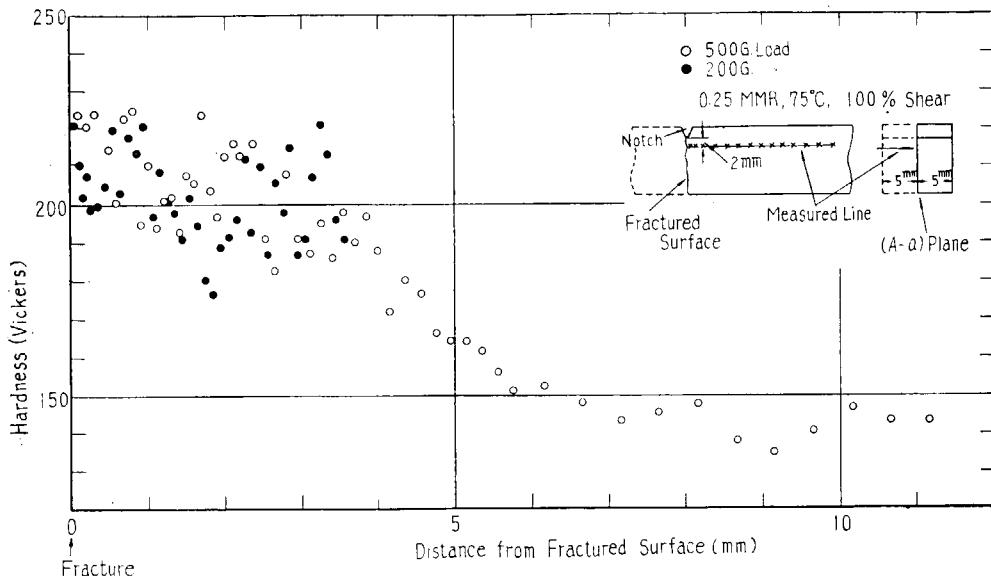


Fig. 5・1・4 An Example of Hardness Distribution near Fractured Surface

が、硬度測定の圧痕がほぼ 1 結晶粒の大きさであつたことを勘案すれば、かかる歪硬化度の差は結晶軸と荷重方向の組合せにより起る本質的なものであつて測定誤差でないことを知るであろう。

硬度測定結果から塑性表面エネルギーを求める際は、第 5・1・4 図のような測定値に対して平均曲線を引き、第 5・1・2 図の関係を用いてこれを吸収エネルギー曲線に換算した。なお第 5・1・4 図から荷

重が 200 gr でも 500 gr でも同一の硬度分布が得られることを知つたので、試験は 500 gr の荷重によつて行うこととし、特に破面の近傍（約 0.5 mm 以内）のみを荷重 200 gr で詳細に測定することとした。

#### Ⅶ. 試験成績

各温度で破断した試験片について、V で記した方法で硬度測定を行つた結果の数例を第 5・1・5 図に示す。これらの硬化曲線を吸収エネルギーに換算したもののが、第 5・1・6 図である。第 5・1・6 図の吸収エネルギー曲線は、脆性破壊の場合はもちろん延性破壊の場合といえども、破面から約 1 mm 離れれば曲線は平坦となり、かつ約 5 mm 離れれば吸収エネルギーは  $0.1 \text{ kg-m/mm}^3$  の程度に低下することを示している。吸収エネルギー曲線において、これが十分低下した箇所（破面から約 5 mm）までの面積を求めると、第 5・1・7 図のごとき破面の片面に残存する塑性歪エネルギー量が求められる。第 5・1・1 表は破面に残存する塑性歪エネルギー（第 5・1・7 図の値の 2 倍）と衝撃値を比較したもの

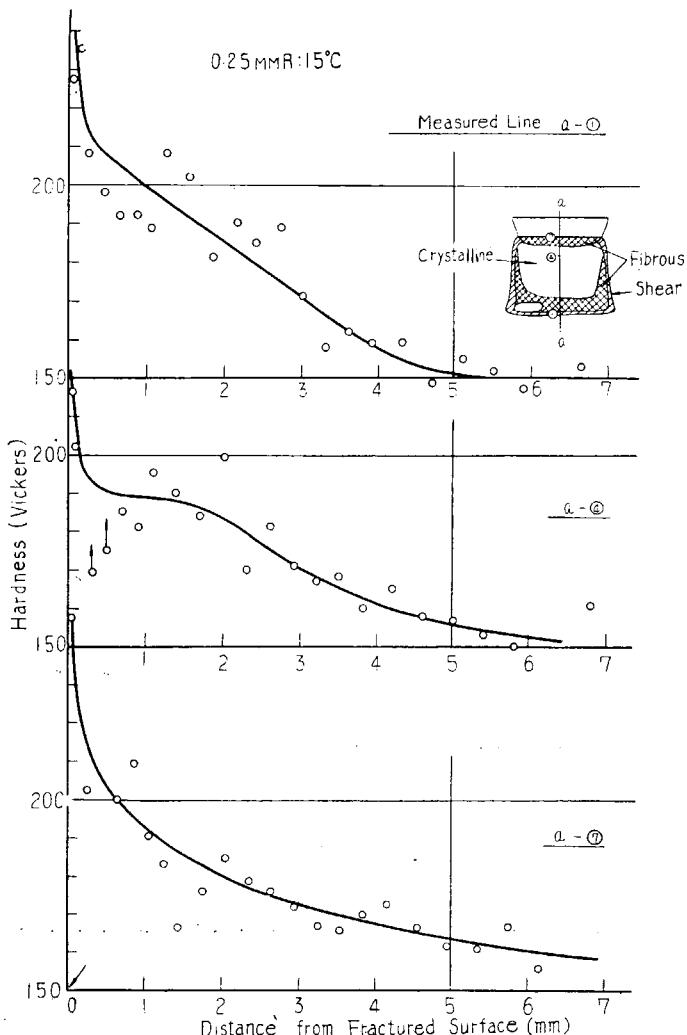


Fig. 5・1・5 Examples of Work Hardening Curve

である。表に示すように両者の比は 100% 剪断破面の場合大きいが、第 5・1・7 図中の B 断面の塑性歪エネルギー分布から明らかなように、延性および脆性破面が共存するときは、側面の Shear Lip 部での吸収エネルギーがはなはだ大きいことをも勘案するならば、A-a および A-b 断面のみから求めた第 5・1・1 表中の比率は、この場合さらに大となるものと予想される。

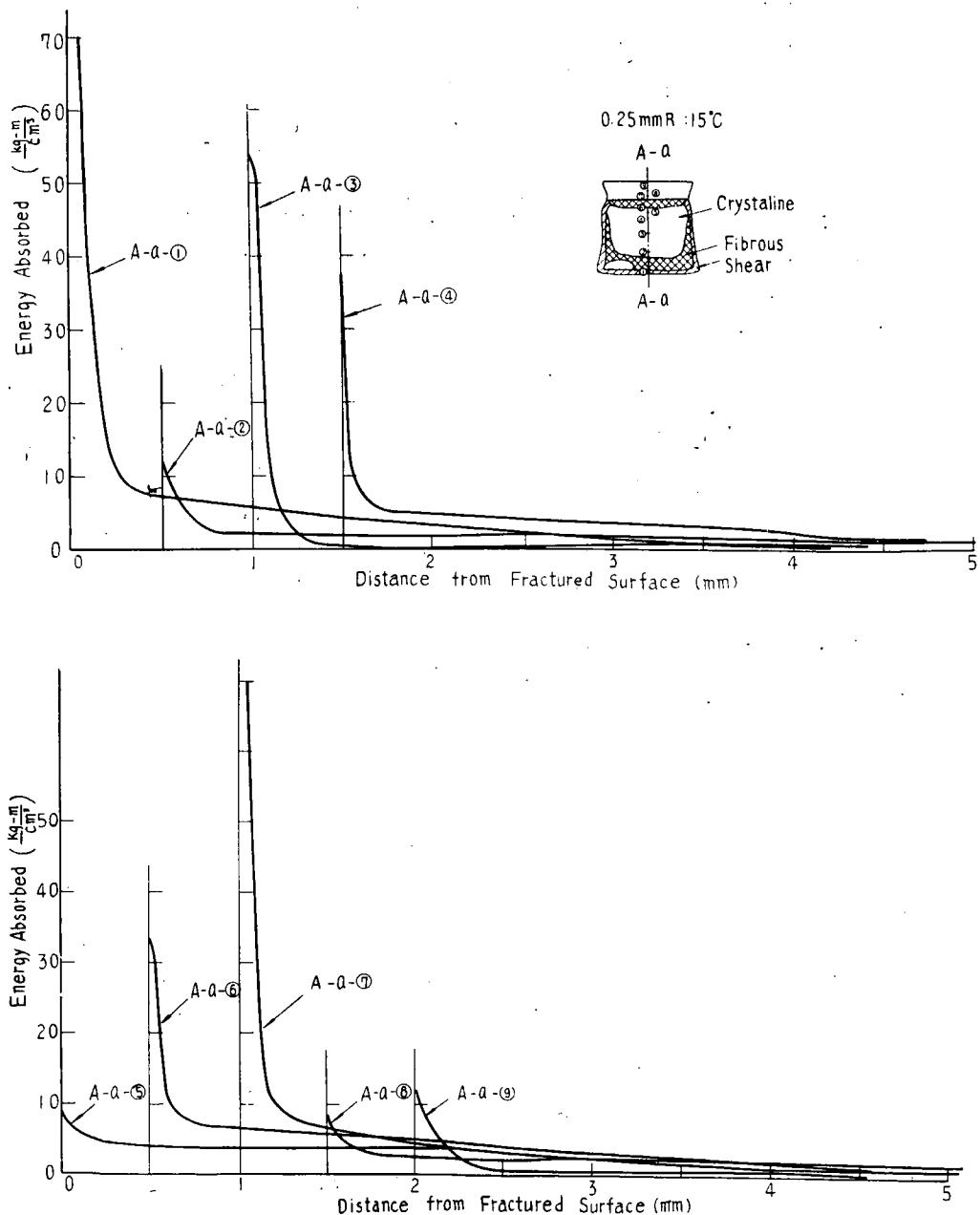


Fig. 5・1・6 Examples of Absorbed Plastic Strain Energy Curve

Table 5 · 1 · 1 Relation between Impact Value and Absorbed Plastic Strain Energy near Fractured Surface

R (mm)	Temp. (°C)	Shear Per Cent (%)	Plastic Strain Energy near Fractured Surface (kg-m)			②Impact Value (kg-m)	$\frac{\text{①}}{\text{②}} \times 100$ (%)
			Plane A-a	Plane A-b	① Mean		
0.10	75	100	18.80	—	10.80	12.55	86
	15	10	2.62	—	2.62	5.44	48
	-20	5	0.16	—	0.16	1.20	13*
0.25	75	100	8.90	7.80	8.35	13.76	61
	29	65	5.70	5.76	5.73	11.20	51
	15	20	2.24	3.70	2.97	7.52	40
	7	25	3.20	4.00	3.60	8.41	43
	-20	5	1.28	1.58	1.43	1.52	94
1.00	-35	0	1.07	0.79	0.93	1.20	78
	75	95	15.46	—	15.46	15.60	99
	15	50	6.31	—	6.31	13.12	48
	-20	15	6.95	—	6.95	10.48	64
	-35	2	1.53	—	1.53	3.76	41

\* Shear lips in both sides of fracture

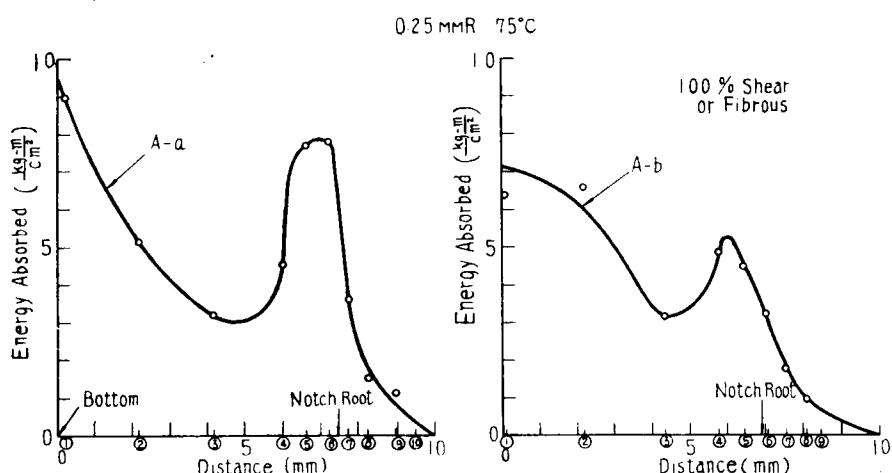


Fig. 5 · 1 · 7 (1) Plastic Strain Energy absorbed near Fractured Surface (1)

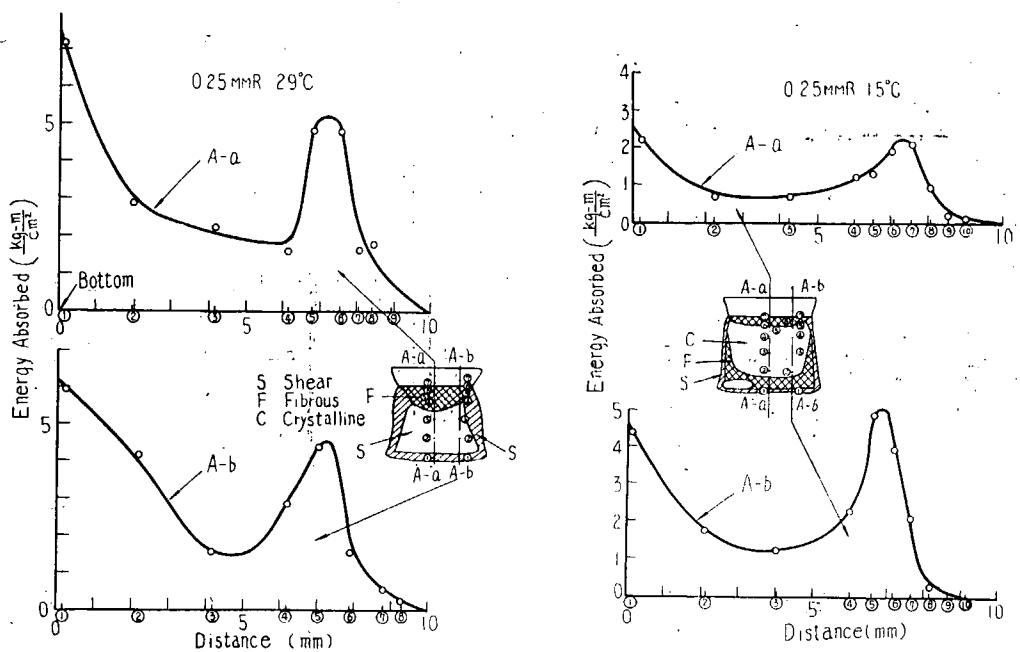


Fig. 5.1.7 (2) Plastic Strain Energy absorbed near Fractured Surface (2)

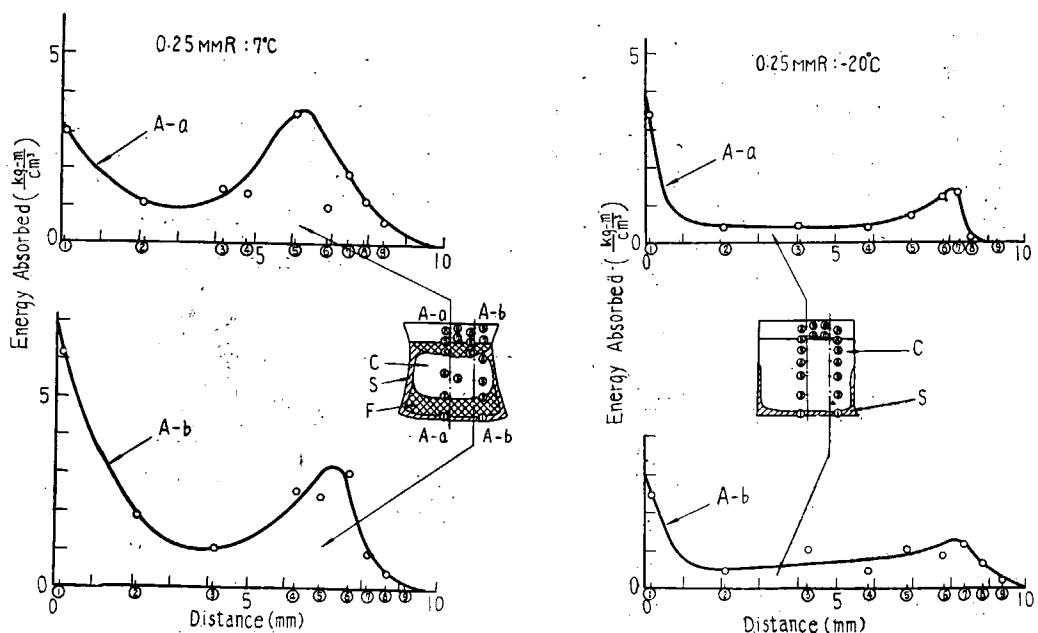


Fig. 5.1.7 (3) Plastic Strain Energy absorbed near Fractured Surface (3)

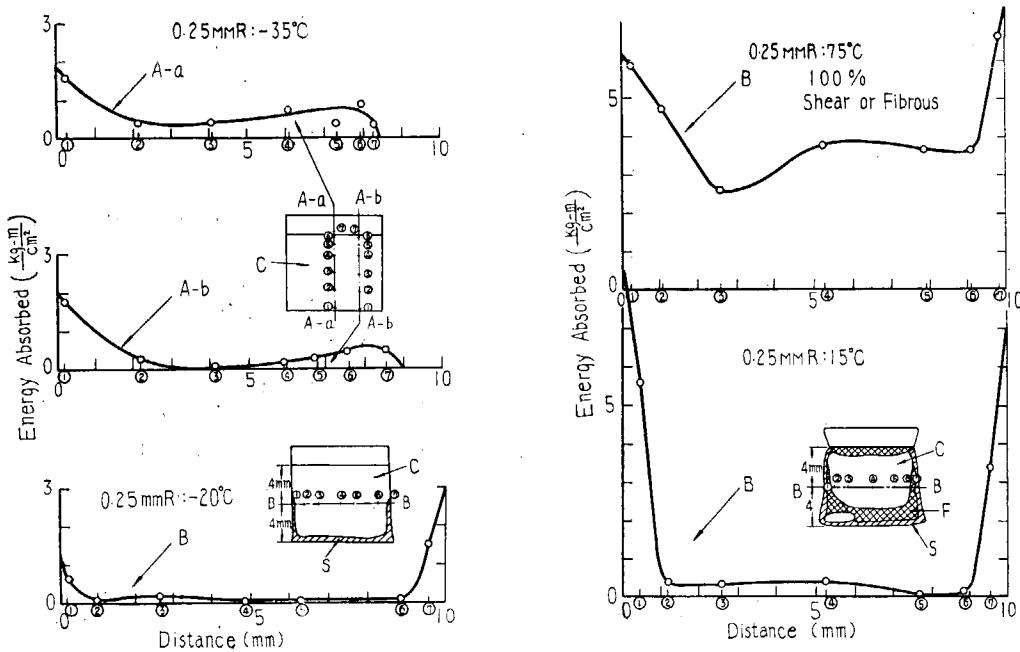


Fig. 5.1.7 (4) Plastic Strain Energy absorbed near Fractured Surface (4)

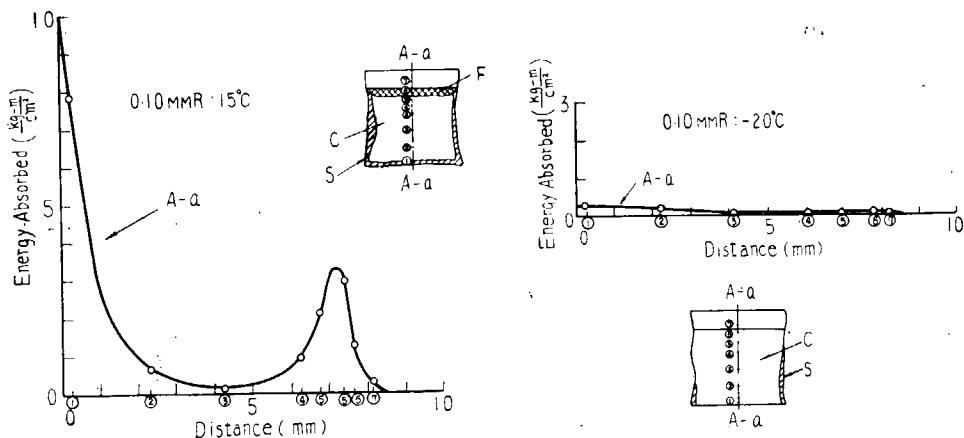


Fig. 5.1.7 (5) Plastic Strain Energy absorbed near Fractured Surface (5)

## VII. 考察ならびに結論

(1) 試験結果から明らかなように、歪硬化から塑性変形エネルギーを推定する方法により、破面付近の吸収エネルギー分布をかなり正確に求め得ることを知つた。従つてこの方法は、実験方法の細部にさらに改良を加えるならば塑性表面エネルギー(S)の特性を検討するに際して、有力な一手段となるものと考えられる。

(2) 剪断型破面は脆性型破面より塑性変形エネルギーの吸収量が大きいことはもちろんである。吸収エネルギーの分布は破面を通じて、均一でなく切欠底部と試験片側面部 (Shear Lip を生ずる箇所) で大きい。また、同じ脆性型破面でも剪断型破面に匹敵する大吸収エネルギー値を示すものと、ごく少量の塑性変形エネルギーしか吸収しないもの（低温で破断した場合）とがある。

(3) 破面が剪断型であるか脆性型であるかを問わず、破面の近傍には甚しい塑性変形が集中する。この集中範囲は、剪断型破面においては破面より約 0.5 mm の Order (切欠底部と Shear Lip の部分では 1 mm の order)，脆性型破面では約 1/10 mm の Order である。従来 X 線回折試験の結果報告してきた脆性破面の塑性変形層の厚さ<sup>14)~16)</sup> は、本試験で明らかにされた塑性変形集中層の厚さにほぼ等しい。

(4) 上記の塑性変形集中部の外方では、吸収エネルギー曲線は漸減の状態に移行する。漸減部から急増部への移行は、Knuckle 状で急激である。剪断型破面におけるこの移行点は、吸収エネルギー約 10 kg·m/cm<sup>2</sup> で、第 5・1・2 図の歪硬化曲線における Knuckle 点にほぼ相当する。

(5) 脆性型破面より、吸収エネルギー曲線の急増部の巾と漸減部の高さが低い。同じ脆性型破面においても、温度が低下するに従い漸減部の高さは低下する。

一方破面にごく近い部分の吸収エネルギーは低温で破断した試験片の脆性型破面といえども、延性型破面とほぼ同程度の高い値を示すことが相当多い。この事実は、剪断型破面と脆性型破面の間に、破断までの塑性変形量については、従来考えられてきたような本質的な相違が存しないことを示すものであろう。

## (2) ティッパー引張試験

### I. 緒言

一般に Fracture 遷移温度の直下においては、破面の大部分は脆性型であるが、切欠の底部に隣接した小局部には、剪断型破面が存在するものである。このように破面が剪断型から脆性型に移行する理由に関しては種々な説<sup>9)17)18)</sup> が提案されているが、現象が十分解明されたものとはいひ難い。この点を明らかにすることは、脆性破壊伝播の開始条件に対する司法効果の法則を検討するに際して、もつとも重要な事項の一つと考えられる。

筆者は既にシャルビ衝撃試験について、破面付近の歪硬化を測定して、破面の塑性表面エネルギーを推定し得ることを示した。本実験は、この方法をさらにティッパー引張試験に適用し、破面の成長に際して示すその塑性歪エネルギーの挙動を調査して、問題の解決に寄与せんとするものである。

### II. 鋼材

ティッパー引張試験には、日本鋼管製のキルド鋼 N (板厚 15mm) を用いた。その化学成分と機械的性質を第 1・1 表に示す。

### III. 試験片および試験方法

試験片の形状は第 5・2・1 図のとおりで、V 切欠の深さは 3 mm とし、切欠先端の半径 (R) を 0.10 : 0.25 : 1.0 mm に変えた。

$R$ が $0.25\text{ mm}$ の試験片に対して、遷移温度を求めるための実験を行い、第5・2・2図の剪断破面率～温度曲線を得た。この結果からFractur遷移温度( $\text{Trs}$ )を求めると、 $-6^\circ\text{C}$ となる。

温度 $\text{Trs}$ のやや上方の試験温度( $0.10\text{ mmR}$ の試験片で、 $\text{Trs}$ が若干上昇する傾向のあることを考慮して、 $5\sim10^\circ\text{C}$ )におき、試験片に引張荷重を与えて切欠先端部に剪断型破壊(亀裂)を発生せしめ、かかる後荷重を除去する。載荷の程度は変化せしめて、種々な深さの破壊(深さ $C$ )が残留するごとくする。次に試験片を第5・

2・3図(a)に示すごとく細分して、a面およびb面の硬度を同図(b)に示す要領で計測する。硬度測定の要領は(1)のシャルピ試験と同様であるが、後述するごとく本試験では、シャルピ試験のときよりも破面近傍の局部に塑性変形が密接する傾向があるので、かかる急激な硬度の増加に対応するため、破面より約 $0.3\text{ mm}$ の範囲は荷重 $50\text{ g}$ で硬度を精密に測定した。

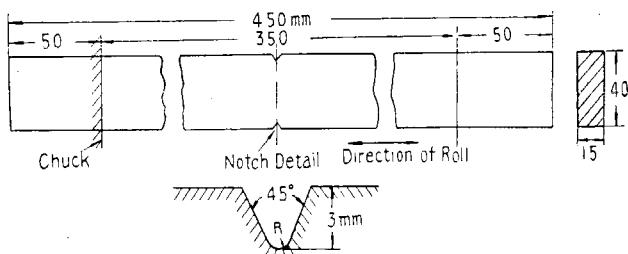


Fig. 5・2・1 Tipper Specimen

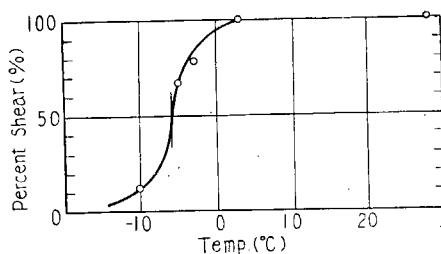


Fig. 5・2・2 Percent Shear~Temperature Curve ( $0.25\text{ mmR}$ )

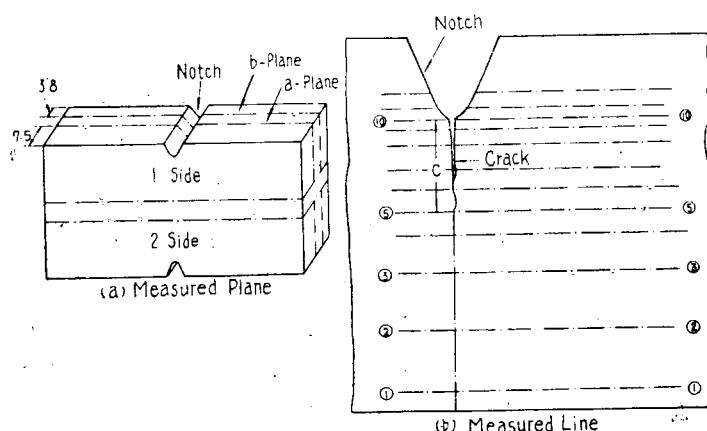


Fig. 5・2・3 Location of Hardness Measurement

### III. 歪硬化曲線(鋼材N)

シャルピ試験の場合(鋼材FS)に準じて、鋼材Nに対し、第5・2・4図のごとき歪硬化と塑性変形エネルギーの関係を得た。

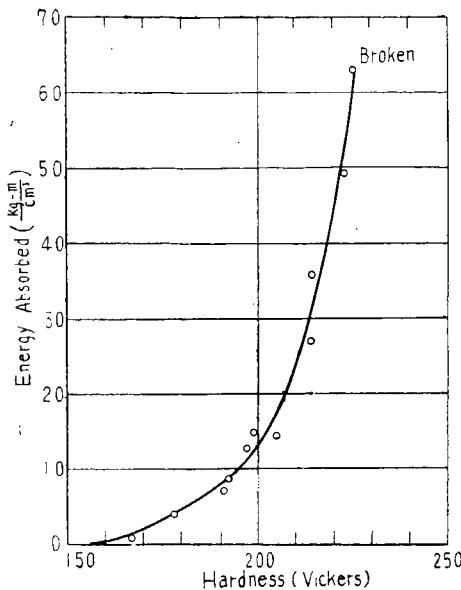


Fig. 5・2・4 Relation between Work Hardening and Absorbed Plastic Strain Energy by Tensile Test (N)

## V. 試験成績

第5・2・5図に、破面付近の吸収エネルギー曲線の数例を示す。図において、吸収エネルギー曲線の高さが低下し、切欠および亀裂の影響がない箇所の値(亀裂の長さが大きくななく数mmのときは、試験片の全吸収エネルギーに比べ、破面付近の全吸収エネルギーの割合は4%以下のOrderであるからこれ

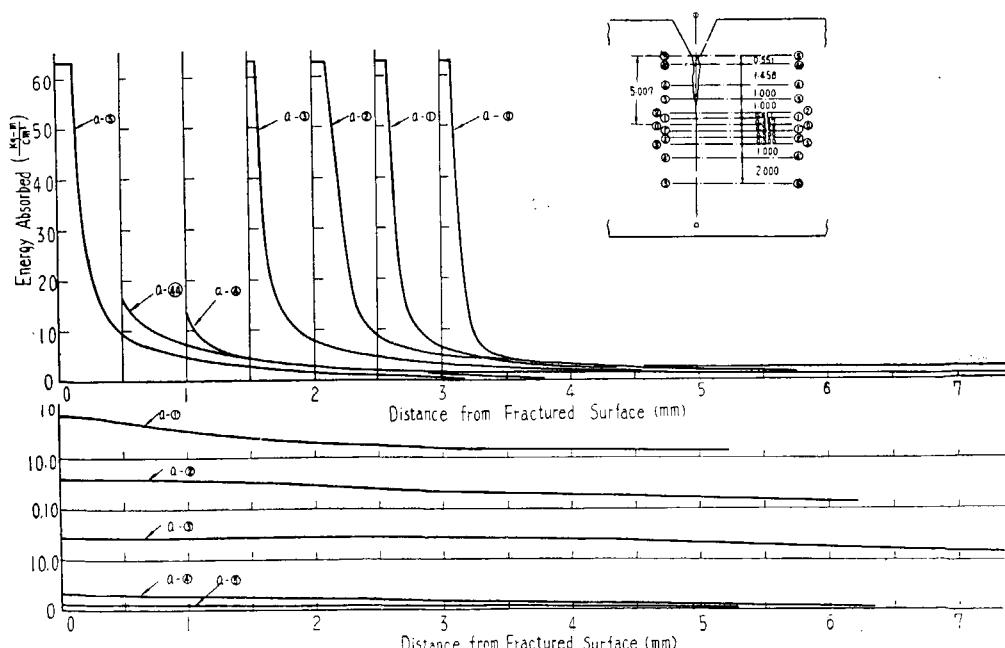


Fig. 5・2・5 Examples of Absorbed Plastic Strain Energy Curve (0.25mm R)

を無視して、試験機の自記装置の記録した全吸収エネルギーを、試験片の体積で割つて概算できる) にまで減少するのは、第5・2・3図のa面において破面から約5 mm, b面において約7.5 mm離れた部分以内においてである。

いま剪断破面の塑性表面エネルギーを、試験片の平均吸収エネルギー以上の塑性仕事を行つた部分の吸収エネルギーの総和(すなわちa面では破面から5 mm, b面では7.5 mm以内の全吸収エネルギー)と定義し、第5・2・5図等の曲線の面積からその値を求め、切欠底部からの距離に對してPlotすると、第5・2・6図の例に示すような分布曲線が得られる。

なお第5・2・6図において、破面の近傍(約0.5 mm以内)には塑性変形のはなはだしく集中することが示されているが、このPeakの部分(第5・2・7図の斜線部)の麓の高さは、シャルピー衝撃試験のときと同様に、第5・2・4図の材料の歪硬化曲線の傾斜が急増し始める点(約10 kg-m/cm<sup>3</sup>の吸収エネルギーの点)にはほぼ相当する。第5・2・6図中で斜線を付した部分の曲線は、第5・2・7図の斜線部の面積を縦軸にとって画いたものである。

第5・2・6図の曲線の面積は、ある長さCの剪断亀裂が発生したとき、破面の付近において、試験片中の平均値以上の塑性変形を受けた部分の吸収エネルギーを、合計した値を示すこととなる。各種の亀裂長さに対し、かかる吸収エネルギーS(第5・2・3図a面での測定値)を示すと、第5・2・8図の曲線が得られる。S

は剪断破壊面に対する塑性表面エネルギーであると、廣義に解釈することができる。同図中破線で示したS'曲線は、第5・2・7図の斜線部の面積から求めたものである。なお第5・2・3図b面の測定結果

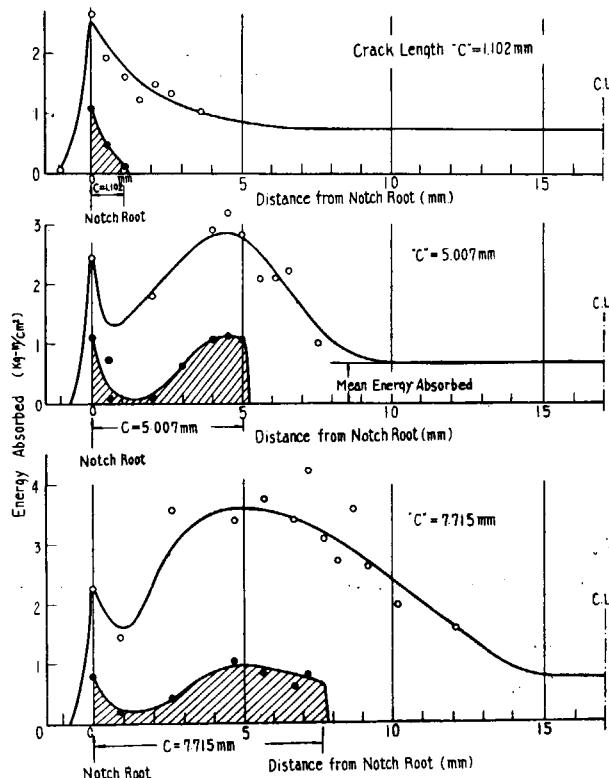


Fig. 5・2・6 Examples of plastic Strain Energy absorbed near Fractured Surface ( $R=0.25\text{mm}$  a-Plane)

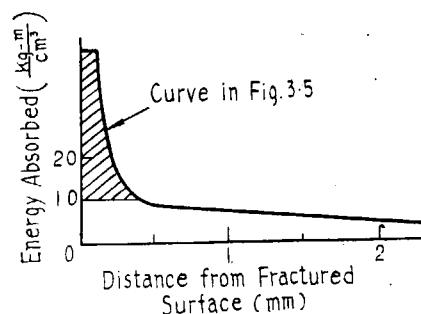


Fig. 5・2・7 Concentration of Plastic Deformation near Fracture

果も、第5・2・6図と第5・2・8図に類似の成績を示した。

#### VI. 考察ならびに結論

(1) 第5・2・8図から  $R = 0.25 \text{ mm}$  の場合剪断亀裂(長さ  $C$ )の生長に伴う塑性表面エネルギー( $S$ )の増加の割合( $ds/dc$ )は、 $C$ が約3 mm以内では小さく、約  $1.2 \text{ kg-m/cm}^2$  であり、かつほど一定であることを知る。一方  $C$  が約  $5 \text{ mm}$  に達すると  $ds/dc$  は急激に増加し始め、 $5 \text{ mm}$  をやや過ぎたところでは  $6 \text{ kg-m/cm}^2$  以上の値を示すに至る。

(2) 本報告の実験は、剪断破壊が安定なための条件をあらわす附録の(3)式において、剪断亀裂の長さの変化( $dC$ )に対する  $S$  の変化( $ds$ )を測定したものである。式中のその他の諸項に対しては測定の精度が不十分で、(3)式の安定条件を検討して結論を下すことは無理であるが、(1)で記したような  $ds/dc$  の挙動にもとづいて、(3)式に関し次のごとく近似的に考察を進めてみよう。

いま試験機の自記装置の記録から、試験片のチャック間の伸び( $x$ )と、試験片中の剪断亀裂の最大の長さ( $C$ )の関係を求めるとき、第5・2・9図のようになる。これから  $dx/dc$  を求めると約  $0.3 \text{ cm/cm}$  となる。切欠半径  $R$  が  $0.25 \text{ mm}$  の試験片に対し荷重( $F$ )を  $20 \text{ ton}$  とすると、

$$dC = 1 \text{ cm} \text{ のとき荷重のなす仕事: } F \cdot dx = 20 \times 10^3 (\text{kg}) \times 0.3 (\text{cm}) = 60 (\text{kg-m})$$

この  $F \cdot dx$  の order は、自記装置の荷重～伸び曲線の面積から試験片の全吸収エネルギーを計算し、 $C$  に対して plot した点の傾斜(第5・2・10図)、すなわち  $dc = 1 \text{ cm}$  に対し約  $50 \text{ kg-m}$ 、ともほぼ一致している。

$dc = 1 \text{ cm}$  に対する  $ds$  は、第5・2・8図の曲線が破面の片側についての値であり、かつ切欠は左右にあり、また板厚が  $1.5 \text{ cm}$  であったことを考慮すると、曲線への切線の傾斜から、

$$dC = 1 \text{ cm} \text{ のときの塑性表面エネルギーの増加:}$$

$C$  が約  $3 \text{ mm}$  以内のときは、

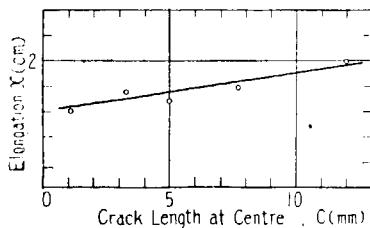


Fig. 5・2・9 Relation between Crack Length ( $C$ ) and Elongation of Specimen ( $x$ ):  $R=0.25\text{mm}$

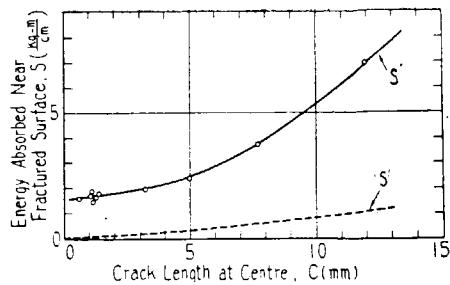


Fig. 5・2・8 Relation between Crack Length ( $C$ ) and Plastic Strain Energy Absorbed near Fractured Surface ( $S$ ):  $R=0.25\text{mm}$ ,  $\alpha$ -Plane

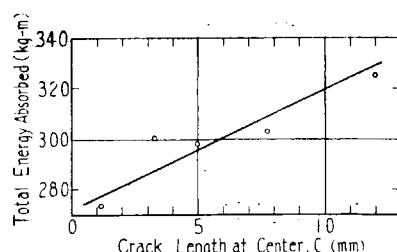


Fig. 5・2・10 Relation between Crack Length ( $C$ ) and Total Energy absorbed:  $R=0.25\text{mm}$

$$dS = 1.2 \text{ kg-m/cm} \times (\text{板厚 } 1.5 \text{ cm}) \times 2 \times 2 = 7 \text{ kg-m}$$

$C$  が約 5 mm を超えると,

$$dS = 6 \text{ kg-m/cm} \times 1.5 \text{ cm} \times 2 \times 2 = 36 \text{ kg-m}$$

となる。

次に弾性歪エネルギーの変化 ( $dU$ ) は、いま簡単に試験片の見掛けのヤング率を Unloading に対し  $10^6 \text{ kg/cm}^2$  と小さく仮定して、弾性歪エネルギーの総量 ( $U$ ) を見当をつけてみると、 $F = 20 \text{ ton}$  のとき、

$$U = 12 \text{ kg-m}$$

の Order であるから、 $dU$  はこれより遙かに小さく、(3)式の大勢に影響を与えない筈と考えられる。したがつて、

$$\text{破面近傍を除いた部分の塑性歪エネルギーの変化: } dP = F \cdot dx - ds$$

としてよいことになる。(試験機にかけた試験片で、安定な剪断亀裂が生長しているときは、 $F \cdot dx = dU + dS + dP$  が成立つていると考えられる) それゆえに、 $C$  が約 3 mm 以内ならば  $dP$  は  $dS$  に比し遙かに大きいが、 $C$  が約 5 mm を過ぎると、 $dP$  は急激に減少するに至ることが判る。

以上の考察が正しいならば、次のとく推論することができる。いま試験片の温度を少し下げたと仮定しよう。 $C$  が約 5 mm 以内の範囲で亀裂が剪断型であるかぎり、 $F \cdot dx$  は著しい変化を示さないであろう。また  $dP$  も、丸棒の引張り試験のときと同じく同様にほとんど影響されないであろう。しかるに  $dS$  は、切欠と亀裂先端の多軸応力と応力集中により強く規定される量であるから、温度に対し頗る敏感で、温度低下とともに明らかに減少することが予想される。そうなると、Fracture 遷移温度の直上でエネルギー条件式が平衡を保つても、温度が少し下ると、 $F \cdot dx$  と  $dP$  がほとんど変わらないのに、 $dS$  だけが減少して、

$$F \cdot dx > dS + dP$$

となり、剪断破壊が不安定となり、破壊が加速されて脆性破壊に転ずることになる。かかる可能性は、鋼材 N で作った  $R = 0.25 \text{ mm}$  のティッパー試験片では、 $C = 5 \text{ mm}$  付近で大きくなる。このようにして生ずる局部的な剪断破壊の深さが、いわゆる Critical Crack Length である。(第 5・2・2 図の  $-10^\circ\text{C}$  の試験片は、4.6 mm の Critical Crack Length を示した)。

前述のごとく、以上の考察を断定するには  $F \cdot dx$  等の測定精度が不十分であるが、切欠引張試験片に対して、切欠底部に剪断亀裂が生長したとき、ある温度以下で破壊現象が不安定となる可能性が暗示されたものと考えることができるであろう。

## 附 錄

切欠引張試験における剪断破壊の平衡条件は、次のようになる。

いま試験片は最大荷重に近くまで載荷され第 5・2・A 図の  $Q$  点にあり、長さ  $C$  の亀裂を切欠底部に生じているものとする。Orowan が脆性破壊の平衡条件を検討した方法にならつて<sup>17)</sup>、 $Q$  点から、Unloading するときの Elastic Compliance  $M'(C)$  を次のように定義する。

$$x = M'(C) \cdot F \quad (1)$$

ただし  $F$  は荷重,  $x + x_0$  はチャック間の試験片の伸び,  $Q$  点における弾性歪エネルギー  $U$  は (2) 式であらわされる。

$$U = \int_0^x F \cdot dx = \frac{M'(C) \cdot F^2}{2} \quad (2)$$

変形曲線  $PQ$  に沿つた仮想変形を考え,  $C$  が  $(C + dC)$ ,  $x$  が  $(x + dx)$  に成長したとすると, エネルギーの平衡条件は次のようになる。

$$\text{弾性歪エネルギーの変化} \cdots \cdots \cdots dU = \frac{F^2 \cdot dM'}{2} + M'F \cdot dF$$

$$\text{破面の表面塑性エネルギーの変化} \cdots \cdots \cdots dS$$

$$\text{破面近傍を除いた部分の塑性歪エネルギーの変化} \cdots \cdots \cdots dP$$

$$\text{荷重のなす仕事} \cdots \cdots \cdots F \cdot dx \text{ (ただし } x \text{ は } C \text{ の函数)}$$

剪断破壊が安定なための条件

$$F \cdot dx \leq \left( \frac{F^2 \cdot dM'}{2} + M'F \cdot dF \right) + dS + dP \quad (3)$$

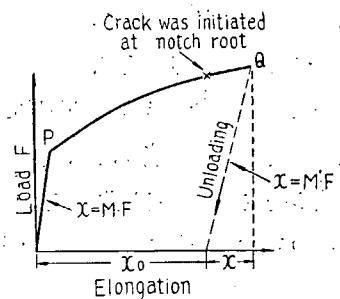


Fig. 5.2-A

## 第 6 章 熔接ビード曲げ試験の研究

### I. 緒 言

熔接性試験にはしばしばビード曲げ試験が採用される。この試験法は熱影響部の硬化性と母材の亀裂伝播に対する抵抗性との総合効果を検討するのに適したものと考えられている。特にいわゆるオーストリヤ試験は高張力鋼に関する試験としてわが国においてもかなり広く用いられているが、その基礎的な面に関しては余り検討が行われていないので、本研究ではビード曲げ試験の基礎的な事項について、検討を試み、主として次の 2 項目について調査、検討を実施した。

- (1) ビード曲げ試験における表面歪
- (2) ビード曲げ試験における温度上界

### II. ビード曲げ試験における表面歪

ビード曲げ試験は曲げによる表面の引張によって板に亀裂を生ぜしめるものである。この場合試験結果は測定の便宜上曲げ角度であらわされることが多いが、試験片の板厚、試験に使用する押治具の径、受治具の間隔等が異れば同一角度における表面の歪状態が変化し試験結果は異つてくる。例えば同一成分の材料の場合板厚が増大すると曲げ角度であらわした試験成績は一般に低下する。この原因としては、①板厚が増大したため熔接ビードを置いた場合の冷却速度が増加し、熱影響部の硬度が増すこと；②圧延比の減少に併せて材料自身の脆性破壊に対する性能が低下すること；③板厚の増大に併せ力学的にみて脆性破壊を生じやすくなること；などの影響もあるが、板厚が増すと同一曲げ角度に対する表面の歪が増大するということが非常に大きな影響を与えている。例えばオーストリヤ規格においては第 6・1 図に示す如く、板厚によって異つた値を要求しているが、これは上記の影響を考

慮したものと考えられる。

従つて板厚、押治具径、受治具間隔等の諸元が表面歪に及ぼす影響を調査しておくことは各種の実験結果の相互の比較、各板厚に対する規格値の決定などに際し非常に重要な参考資料となるので、本研究においてもまづこの問題を取り上げた。

## II-1 実験方法

実験条件は第6・1表に示す如くで、板厚10～50mmの軟鋼板について押治具径、受治具間隔を系統的に変化させ、その際の曲げ角度と歪との関係を求めたのであるが、実験条件は次の如くに定めたものである。

### 1) 板厚と押治具径の影響

板厚  $t = 10, 20, 30, 40, 50\text{ mm}$  の5条件に対し、押治具径  $d$  と板厚との比  $\alpha (= d/t)$  を1, 1.5, 2, 3, 4の4条件について変化させ板厚と押治具径の影響を調べた。(第6・2図参照)

ただしこの場合受治具間隔  $l$  は次の如くとした。

$$l = d + 2.5t$$

なお、 $t = 50\text{ mm}$  の場合は実験の都合上  $d$  を75, 120, 160, 200mmの4種をえらんだ。

### 2) 受治具間隔の影響

受治具間隔の影響を調べるため、 $t = 20\text{ mm}$  の場合について、

$d = 20, 30, 40, 60, 80\text{ mm}$  に対し

$$l = d + 4t$$

とした場合の実験を行つた。

この他裏面に切込み( $U, V$ 型)をつけた場合の歪集中の効果をも調べた。

曲げ角度および表面歪の測定は次のような方法によつて行つた。

### 1) 曲げ角度

第6・2図に示す如く、試験片の端部に分度器を取付け、これによつて曲げ角度を測定した。

### 2) 表面歪

試験片の表面の一部をあらかじめ研磨し、これにゲージ線(標点距離5mm)を書き、所定の角度まで曲げた後に試験機より取外し、曲げによる長さの変化をコンパレーターによつて測定した。歪測定の位置は板の中央、荷重直下を標準としたが一部の試験片については長手方向の歪変化の測定も実施した。(測定位置については第6・3図参照)

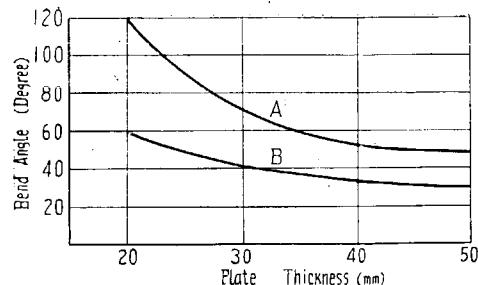


Fig. 6・1 Relation between Plate Thickness and Bend Angle in Austrian Test (Room Temperature)

Note: A : Criterion for shear fracture  
B : Criterion for brittle fracture

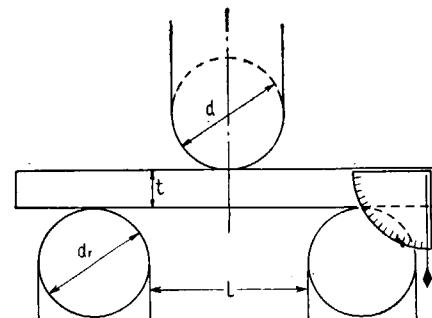


Fig. 6・2 Method of Testing

Table 6·1 Condition of Experiment

Code No.	Plate Thickness <i>t</i> mm	Dia. of Pressing Jig <i>d</i> mm	Span <i>l</i> mm	Dia. of Supporting Jig <i>dr</i> mm	Supporting Jig Remarks
101	10	10	10	35	
			15	40	
			20	45	$l = d + 2.5 t$
			30	55	
			40	65	
201	20	20	20	70	
			30	80	
			40	90	$l = d + 2.5 t$
			60	110	
			80	130	
20 L-1	20	20	20	100	
			30	110	
			40	120	$l = d + 4 t$
			60	135	
			80	140	
301	30	30	30	105	
			45	120	
			60	135	$l = d + 2.5 t$
			90	165	
			120	195	
401	40	40	40	140	
			60	160	
			80	180	$l = d + 2.5 t$
			120	220	
			160	260	
501	50	50	75	200	
			120	245	
			160	285	$l = d + 2.5 t$
			200	325	
			20	110	V-notch } on pressing surface
20E-1	20	20	60	110	
			60	110	U-notch }

Note :

- 1) Material : Mild steel
- 2) Size of specimen : Breadth : 150 mm  
Length : 350 mm
- 3) \* For specimens 20 L-4 and 20L-5 the length of span is decided as follows :  

$$l = d + 3.75 t$$

今回の実験においては熔接ビードを置かず、生板を使用し、かつまた歪測定は試験片中心線上においてのみ実施したが、これは別の機会に実施した実験において次のような実験結果が得られているからである。

即ち同一材料 (HT 52, 板厚 30 mm) についてビードを置いた試験

片および生板試験片に関し、詳細な表面歪の測定を行つた結果は第 6·4~6·5 図に示す如くであつてこれから次のようなことが云える<sup>19)</sup>。

板の中央、荷重直下の位置における横方向の歪分布は第 6·4 図に示す如くで熔接試験片、生板試験片のいずれにおいても板中の約 1/2 までは歪は大体等しく、この間では平面歪を呈している。従つて板の中央部付近の歪に関しては中心線上の歪をもつて代表して差支えない。

中心線上の縦方向の歪分布についても同様第 6·5 図に示す如く熔接試験片、生板試験片の両者に

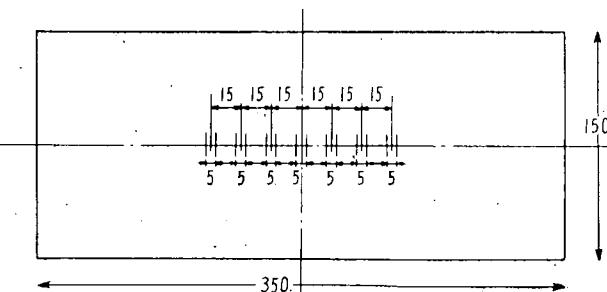


Fig. 6·3 Measuring Points for Strain Measurement

は殆んど差がなく、いずれの場合にも中央荷重直下では歪が大きく荷重点から離れるに従つて歪は減少している。

荷重についても同様熔接の有無によつて、一定曲げ角度に対する荷重の値は殆んど変化しない。

以上の如く熔接の有無は曲げ角度—歪—荷重間の関係に殆んど影響を与えないし、熔接をしない場合には中々亀裂を生じないと云う利点があるので今回の実験においては生板を使用した。また歪測定は中心線上においてのみ実施した。

## II-2 実験結果

各試験片に対する曲げ角度  $\theta$  degree (荷重を加えているときの) と荷重直下の位置における表面歪  $\epsilon_0$  との関係を第 6・6 図に示す。

図から明らかな如く、曲げ角度が少い間は表面歪  $\epsilon_0$  は曲げ角度にはほぼ比例して増加するが(厳密には上方に向つて僅かに凹になつてゐることが多い) ある程度以上になると角度がましても歪は殆んど増加しなくなる、従つて基本的には第 6・7 図に示す如く、ある角度  $\theta_c$  (これを限界角と名付ける) までは歪は直線的に増加し、その角度である歪量  $\epsilon_u$  (これを極限歪と名付ける) に達した後はそれ以上角度がましても歪は一定で変化しないと考えて差支えない。よつてこの関係は初期の段階における角変化の増加に対する歪の増加の割合(これを換算係数と称し  $\varphi$  であらわす)、極限歪および限界角の 3 者のうちの任意の 2 者によつてあらわすことができる。

まづ極限歪について述べると第 6・6 図から明らかなように押治具径の小さなほど、板厚の厚いほど極限歪は増大している。また換算係数は板厚の大なる場合の方が大きく、押治具径が大で受治具間隔のひろい場合の方が小さい。(ただし解析の結果、これは  $I = d + 2.5t$  の関係で受治具間隔を増大しているための効果であることが明らかとなつた)。

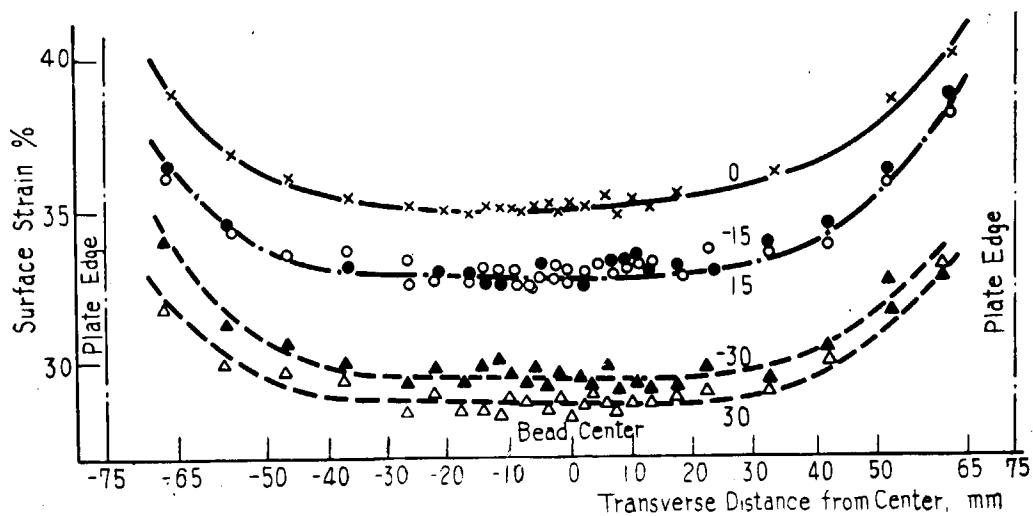
板厚  $t = 20$  mm の場合について、 $d = 30$  および  $60$  mm の時の縦方向の歪分布を第 6・8 図に示す。いずれの場合も曲げの初期の段階においてはほぼ直線状の分布をしているが、以後は中央部の歪が急速に増大する。ところがある所から先は中央の歪の増加は少なくなり、中心から離れた部分での歪が増大するようになる。途中の段階で中央の歪が急激にますのはこの部分が降伏するからである。中央部が治具に密着するとそれ以上は歪を生ぜず、曲げが進行するに併つて治具から離れた部分の歪が増加する。

押治具径も分布に大きな影響を与える。押治具径が小さいと中央での極限歪が大きいだけでなく、歪は中央に集中し、あたかもその部分で折れ曲つたような状況を呈する。これに対し押治具径が大きいと歪量は少いが歪の集中も少い。

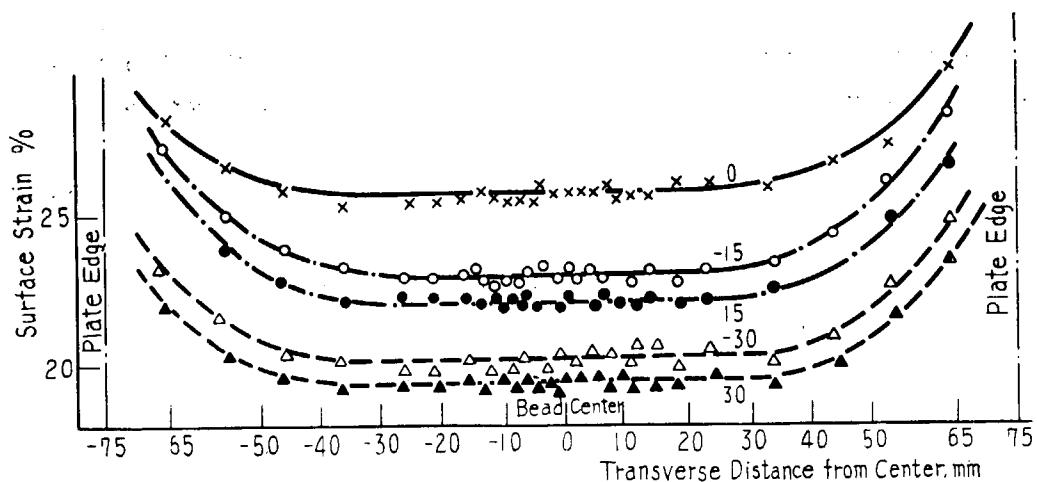
試験片の裏面に切欠をつけると第 6・9 図に示す如く歪は著しく中央に集中し、中央には高い歪を生ずる。

曲げ角度の増加に伴う荷重の増加状況の一例は第 6・10 に示す如くで  $1\sim2^\circ$  程度の角度において降伏現象を示し、以後角度の増大とともに荷重は増加するがある角度において最大荷重を示し、以後は荷重は減少する。

## II-3 解析



(a) Unwelded Specimen



(b) Welded Specimen

Fig. 6·4 Transverse Distribution of Surface Strain (Plate Thickness: 30mm)

Note: Parameter  $x$  in the above figure shows the longitudinal distance from the center (mm).

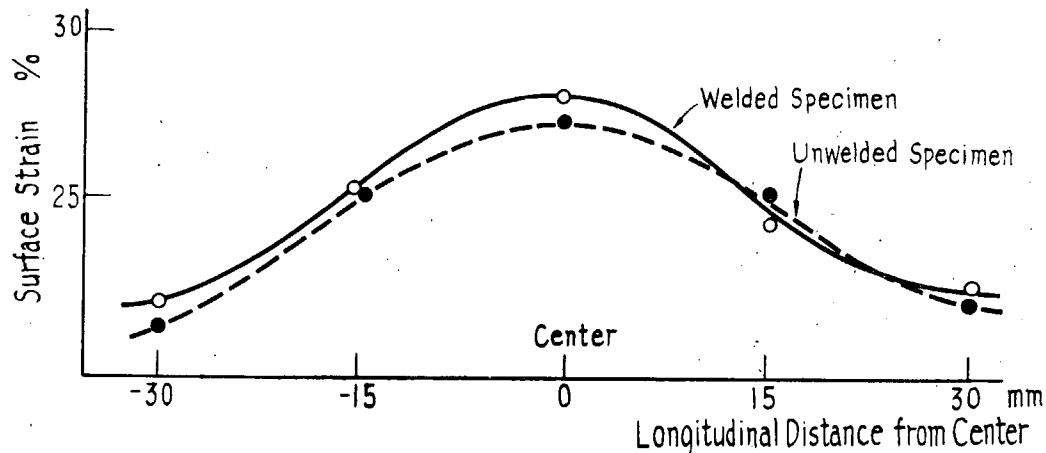


Fig. 6・5 Longitudinal Distribution of Surface Strain along Center Line

上述の実験結果のうち、特に重要な荷重直下の歪について二、三解析を行った結果を以下に述べる。

#### (1) 極限歪 $\epsilon_u$

$d/t$  と極限歪  $\epsilon_u$  との関係を第 6・11 図に示す。図から明らかな如く  $\epsilon_u$  の値は  $d/t$  の値が一定であれば、板厚、押治具径に関係なく一義的に定められる。また受治具間隔も結果に影響を与えない。

この関係を更に明らかにするために次のような解析を行つた。

ある一定の曲げ角度以上に曲げても歪が増加しないというのは第 6・12 図に示す如く、押治具に試験片が巻きついた後はそれ以上押しても中央部分ではそれ以上歪が増加しないからであると考えられる。そこで試験片は第 6・11 図に示す如く治具に密着しているものと先づ想定する。次に板の裏面（圧縮側）からある距離  $x = \alpha t$  だけ離れた位置は曲げられた状態において曲げる前と同じ長さになつたものとする。これは曲げの前後を考えた場合の中立面と考えられるのでこれを見掛けの中立面と名付ける。こう考えると押治具径、板厚、表面歪等の間には次のような関係が成立する。即ち  $d/t$  の角度に対する表面および中立面の長さは

$$\text{表面: } \left( \frac{d}{2} + t \right) d\theta$$

$$\text{中立面: } \left( \frac{d}{2} + x \right) d\theta$$

であらわされる。

この関係より表面歪  $\epsilon$  を求めると (1) 式の如く、表面歪  $\epsilon$  は押治具径  $d$  と板厚  $t$  の比  $\alpha$  および中央面までの距離  $x$  と板厚  $t$  の比  $\lambda$  のみによつてあらわされる。

$$\epsilon = \frac{\left( \frac{d}{2} + t \right) - \left( \frac{d}{2} + x \right)}{\left( \frac{d}{2} + x \right)} = \frac{1 - \lambda}{\frac{\alpha}{2} + \lambda} \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$\text{ただし} \quad \alpha = d/t \quad \lambda = x/t$$

実験においてえられた極限歪に関して上述の関係が成立すると考え (1) を用いて  $\lambda$  の値を求めてこ

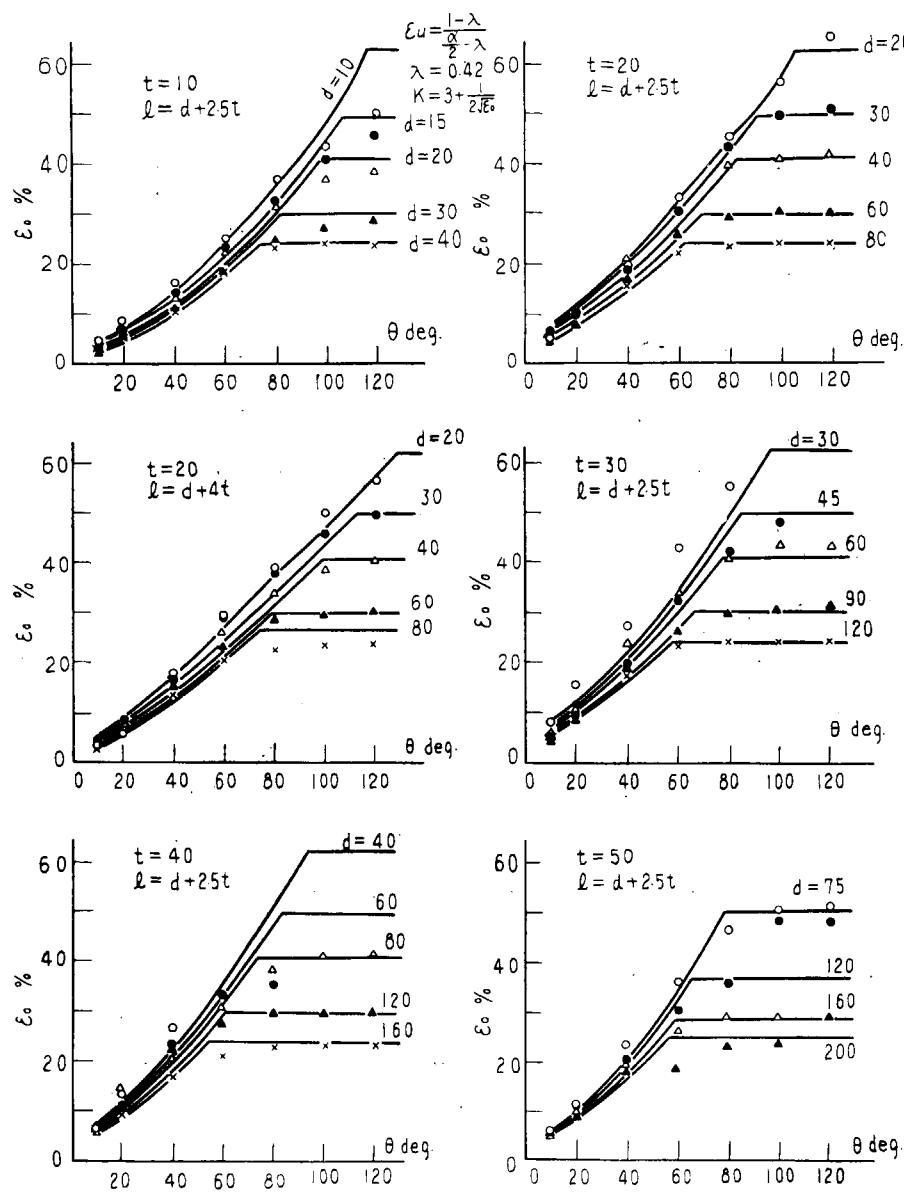


Fig. 6-6 Relation between Bend Angle and Surface Strain (Refer to Fig. 18)

Note :  $\theta$  : Bend angle, degree  
 $\epsilon_0$  : Surface strain, %

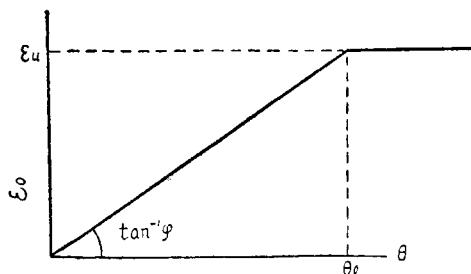


Fig. 6-7 Relation between Bend Angle and Surface Strain (Schematic Diagram)

Note :  $\epsilon_u$  : Ultimate strain  
 $\theta_e$  : Limit angle  
 $\varphi$  : Conversion coefficient  
 $\varphi \approx \epsilon_u/\theta_e$

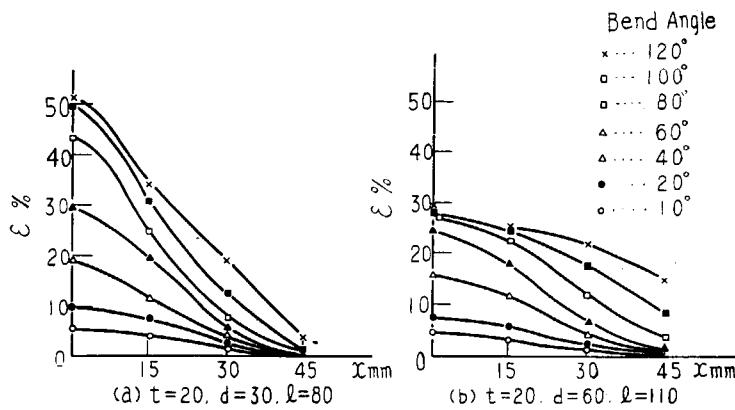


Fig. 6・8 Longitudinal Distribution of Surface Strain

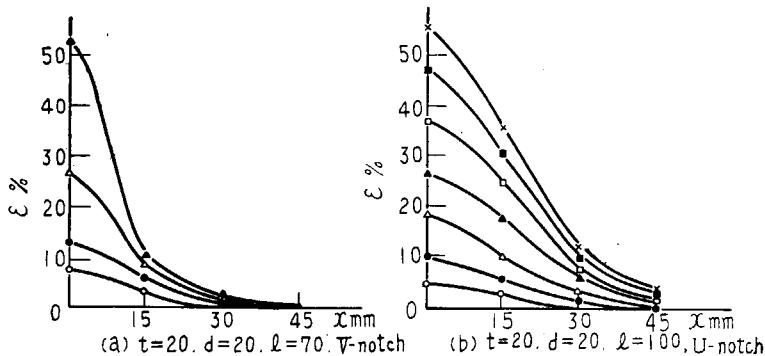


Fig. 6・9 Longitudinal Distribution of Surface Strain in Notched Specimen

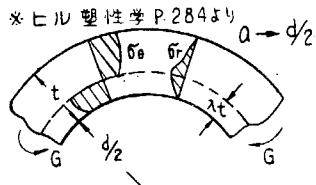
れをプロットすれば第6・13図の如くであつて、今回行つた実験結果はすべて1本の曲線上にのると考えられる。

さて見掛けの中立面の位置について塑性論により検討を行うと、次のような結果がえられる。即ち平面歪状態で一様な曲げをうけた薄板について応力解析を行い中立面の位置を求めると次式であらわされる\*

$$\lambda_t = \frac{\alpha}{2} \left\{ \sqrt{1 + \frac{2}{\alpha}} - 1 \right\} \dots \dots \dots \quad (2)$$

ただし、 $\lambda_t$ は板裏面と中立面との距離  $x_t$  と板厚  $t$  との比

(2) 式に示す  $\lambda_t$  は板が長手方向に一様な曲げモーメントをうけたと想定した場合の理論的な中立面の位置をあらわすものであつて、 $\lambda$  の理論値とも考えられるが、 $\alpha$  が変化した場合の  $\lambda_t$  の値を求



\* ヒル 塑性論 P.284より

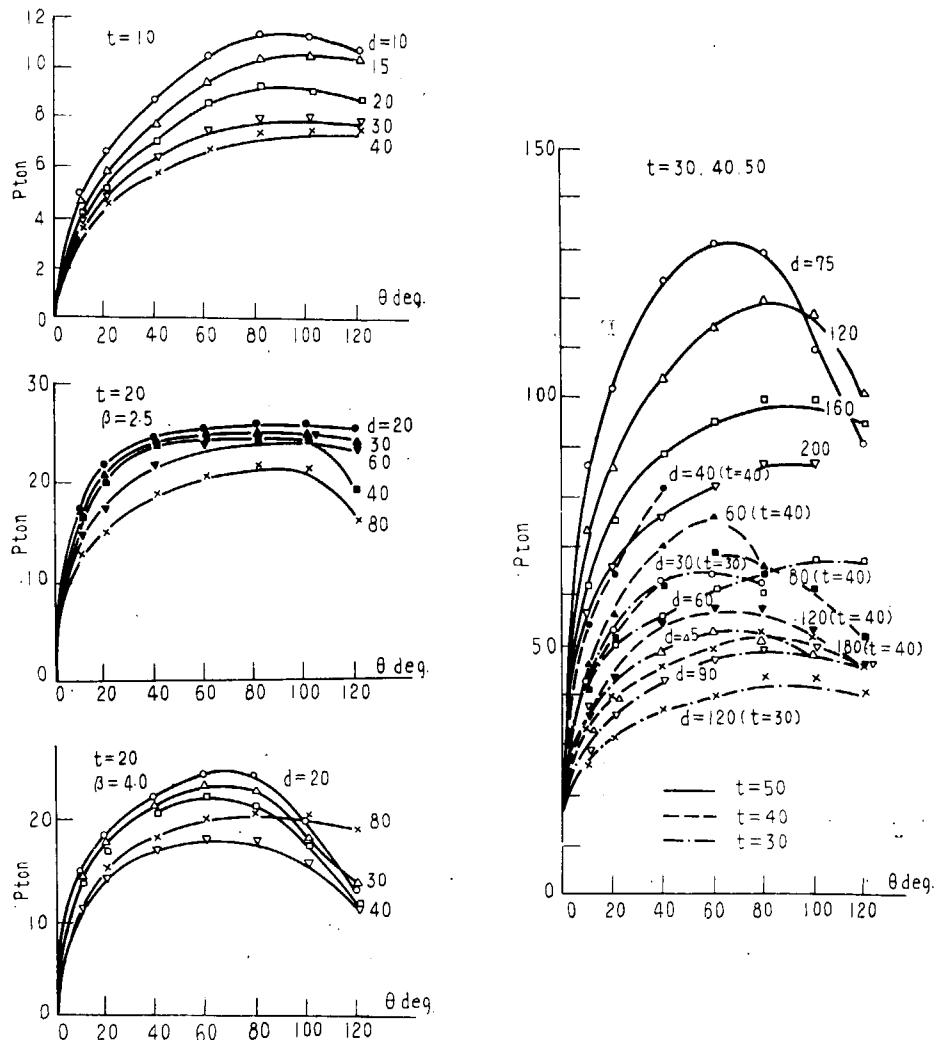


Fig. 6.10 Relation between Bend Angle ( $\theta$ ) and Load ( $P$ )

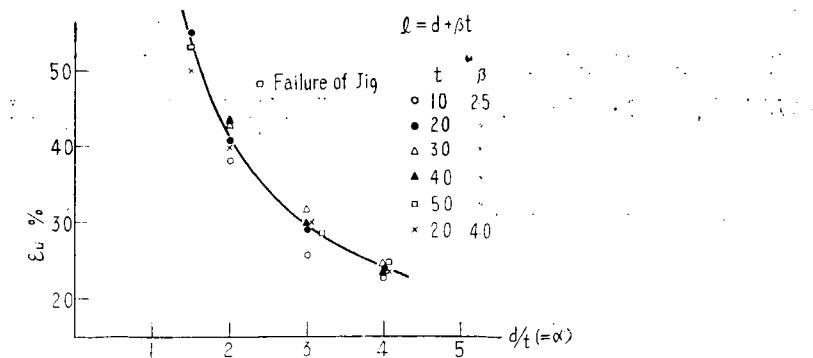


Fig. 6.11 Relation between  $d/t$  and  $\epsilon_u$

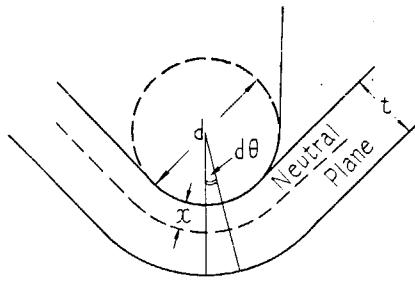


Fig. 6・12 Ultimate Strain

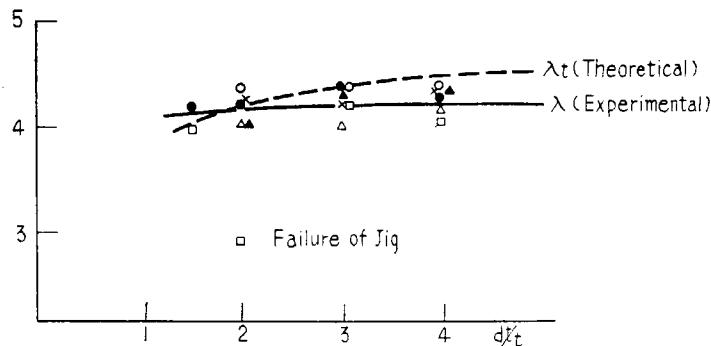


Fig. 6・13 Relation between  $d/t$  and  $\lambda$

めると第 6・13 図に示す如く実験から求めた  $\lambda$  とかなりよく一致している。

## (2) 換算係数

板厚 20mm の場合について受治具間隔  $l$  を横軸にとつて換算係数  $\varphi$  をプロットすると第 6・14 図 (a) に示す如くになる。図から明らかな如く、押治具径  $d$  は極く僅かな影響を与えるのであつて、 $l$  にはほぼ一義的に決定される。

板厚が変れば  $\varphi$  の値は変化する。この場合板厚 20 mm 以外は  $d$  と  $l$  とを系統的に変化させた資料がないが、 $d$  の影響はないものと仮定して実験結果を整理すれば第 6・14 図 (b) の如き結果が求められる。

以上のことから、次の如き解析を行つた。

2 点支持、中央で集中荷重をうける梁の塑性曲げを考える (第 6・15 図)。

応力歪線図を第 6・16 図の如くに想定すると荷重直下点の歪  $\varepsilon_0$  と曲げ角度  $\theta$  との関係は次式であらわされる (計算の詳細は省略) <sup>※†</sup>。

$$\varepsilon_0 = K \cdot \frac{t}{L} \sin \theta / 2$$

\* 応力、歪線図において  $\varepsilon_2 < \varepsilon$  で一般に  $\sigma = D + F\varepsilon^{1/n}$  とおくと  $K, k$  は次式となる。

$$K = n + 1 - \frac{(n+1)(2n+1)}{2n} \cdot \frac{k}{\varepsilon^{1/n}}$$

$$k = \frac{\sigma_Y}{F} - \varepsilon^{1/n}$$

<sup>†</sup> 計算の過程では種々の省略、その他を行つているが、詳細は省略する。

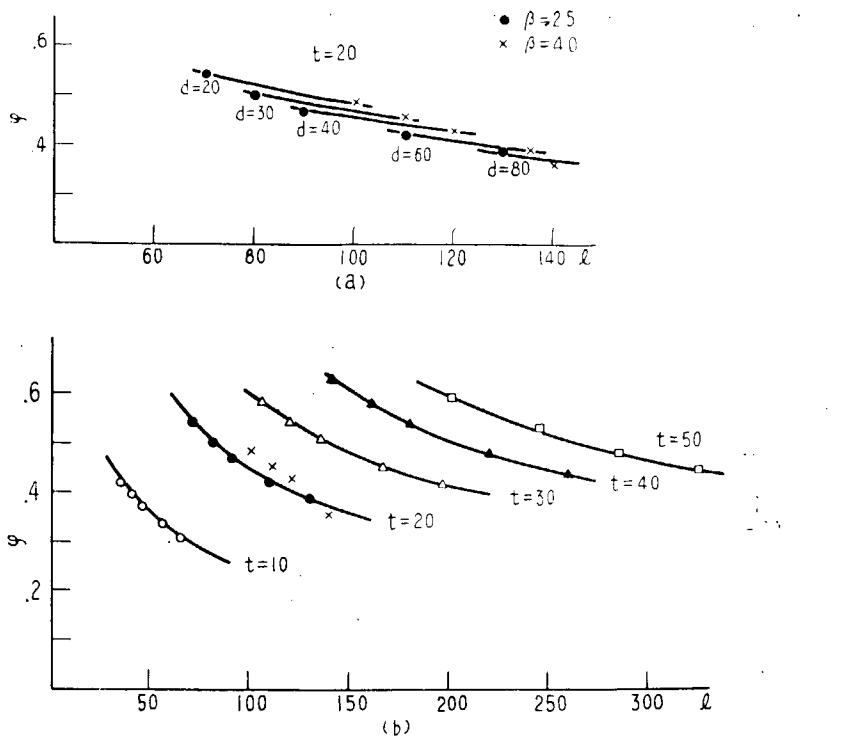


Fig. 6・14 Relation between  $\varphi$  and  $l$

$$\text{ただし } K = 3 + \frac{15}{4} \sqrt{\frac{k}{\varepsilon_0}}$$

$$k = \frac{\sigma_Y}{F} - \sqrt{\varepsilon_2}$$

$\varepsilon_0$  : 荷重直下点での表面歪

$t$  : 板厚

$L$  : スパン

$$L = l + d_r (1 - \sin \theta/2)$$

$l$  : 受治具間隔

$d_r$  : 受治具径

$\theta$  : 曲げ角度

$K$  : 材料の性質と  $\varepsilon_0$  とによつて定まる係数

$k$  : 材料の性質によつて定まる常数

$\sigma_Y$  : 降伏応力

$F$  : 歪硬化を示す係数

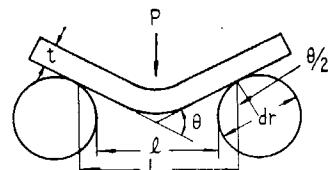


Fig. 6・15 Bending by Concentrated Load

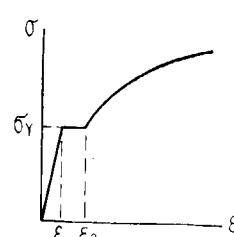


Fig. 6・16 Stress-Strain Diagram

$$\begin{aligned}\varepsilon < \varepsilon_1 : \sigma &= \frac{\sigma_Y}{\varepsilon_1} \varepsilon \\ \varepsilon_1 < \varepsilon < \varepsilon_2 : \sigma &= \sigma_Y \\ \varepsilon_2 < \varepsilon : \sigma &= D + F\varepsilon^{1/2} \\ D &\equiv \sigma_Y - \sqrt{E_2}\end{aligned}$$

実験結果から  $K$  および  $k$  を求めるため  $(t/L) \sin \theta/2$  と  $\varepsilon_0$  との関係を求めるとき、第 6・17 図の如く、すべての実験結果は 1 つの曲線のうえにのつてくる。

第6・17図の結果から今回の実験に対し妥当な  $k$  の値として

$$k \doteq 2/15 = 0.133$$

を求めた。

よつて  $\theta$  と  $\varepsilon_0$  との関係は次式で与えられる。

$$\varepsilon_0 = \left( 3 + \frac{1}{2\sqrt{\varepsilon_0}} \right) \frac{t}{L} \sin \theta/2$$

$$L = l + d_r (1 - \sin \theta/2)$$

この関係式と  $\lambda \doteq 0.42$  として求めた  $\varepsilon_u$  との値で曲げ角度と歪との関係をあらわすことができる。

第6・18図にこのようにして求めた計算値と実測値との比較の例を示す。計算値は実測値とかなりよく一致する。また第6・6図の曲線はこの関係を利用して求めたものである。

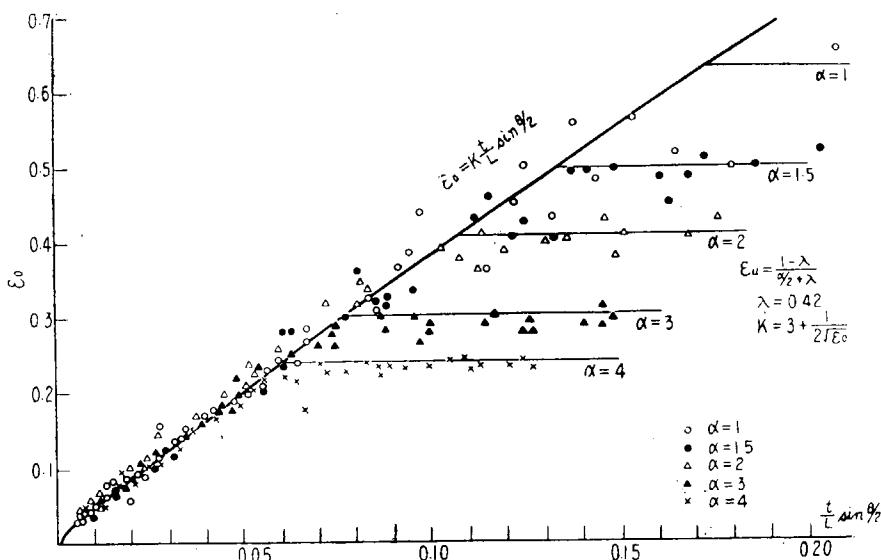


Fig. 6・17 Relation between  $(t/L) \sin \theta/2$  and  $\varepsilon_0$

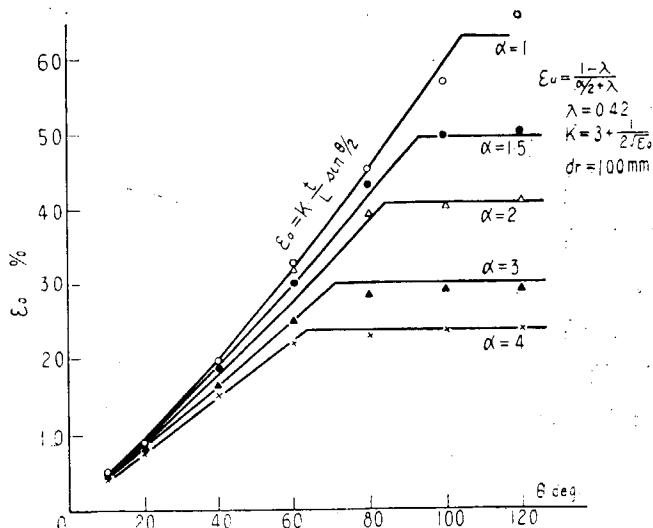


Fig. 6・18 Relation between Bend Angle and  $\varepsilon_0$

## Ⅲ. ビード曲げ試験における温度上昇

### Ⅲ-1 研究の動機および目的

ビード曲げ試験は往々にして結果の再現性が乏しく、これがビード曲げ試験の一つの大きな欠点であるといわれている。例えば筆者らが種々の 60 キロ級高張力鋼について行つた実験においては第 6・19 図に示すような結果がえられている<sup>20)</sup>。図には 6 種類の鋼材について各 10 枚宛の試験を室温で行つた場合の、曲げ角度と、その角度までに亀裂を生じ、あるいは破断した試験片の累積頻度を示している。

これを見ると実験値にはかなりのバラツキがあるが頻度分布には 2 つの異つた型が見られる。この概略を図示すれば下記の如くであつて、その一つはいわゆる正規型に属するもので平均値付近での頻度は最も高い。

鋼材 13 H, 20 mm に関するデータ、鋼材 16 H, 20 mm における亀裂発生角度などはこれに属する。

一方鋼材 11 H, 20 mm のデータ、あるいは鋼材 16 H, 20 mm の破断角度などの場合には累積分布の形状が前者と異り、例えば 11 H の亀裂発生角度については 10 枚の試験

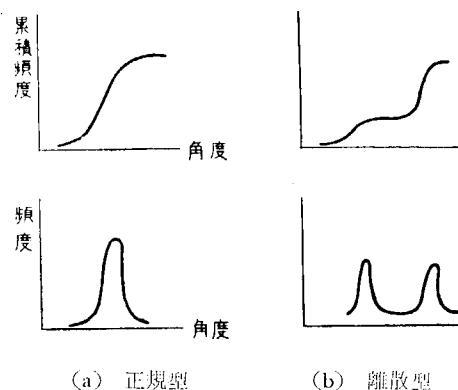
片中 6 枚は  $40^\circ$  附近で亀裂を生じているが、他の 4 枚は  $120^\circ$  まで亀裂を生じないといった具合に低い角度で亀裂を生じてしまうものと、相当の角度まで曲るものとの 2 つのグループに分かれてしまう。これを累積頻度であらわすと (b) 図の如く階段状をなし頻度としては 2 つのピークを持つ離散型のものとなる。

(a) 図に示すような正規型の場合には実験値にバラツキはあつても「平均値」の付近で破断を生ずる確率は最も高いわけで、その点からは「平均値」という量には意味があると考えられるが (b) の如き場合には平均値に近い角度で破壊する確率は殆んどないわけである。

板の中央部での亀裂発生の確率をますためには歪を極力中央部に集中することが望ましいが、反対にこの場合には何らかの原因で熔接の欠陥等がそこにきた時は非常に少い角度で破断を生ずるが、その位置がずれた場合には非常に大きな角度まで破断を生じないなど反つて結果のバラツキが大きくなる恐れがある\*。このような現象の起る理由としては次のことが考えられる。

- 1) 亀裂発生位置の変動
- 2) 塑性変形による温度上昇

縦ビード曲げ試験は熔接による熱影響部の硬化などの冶金的な切欠の存在のみによつて、鋼材に脆性破壊を生じさせようとするものであつて、そのため特に人工的な切欠をつけない。従つて亀裂あるいは破断を生ずる位置が試験片によつて異なり、実験結果の変動を大きくする原因の一つになつてい



(a) 正規型

(b) 離散型

\* 試験が小さくなると強度試験において強度は増加するが一方結果の変動はむしろ多くなると言われている。  
構造武夫：材料強度学

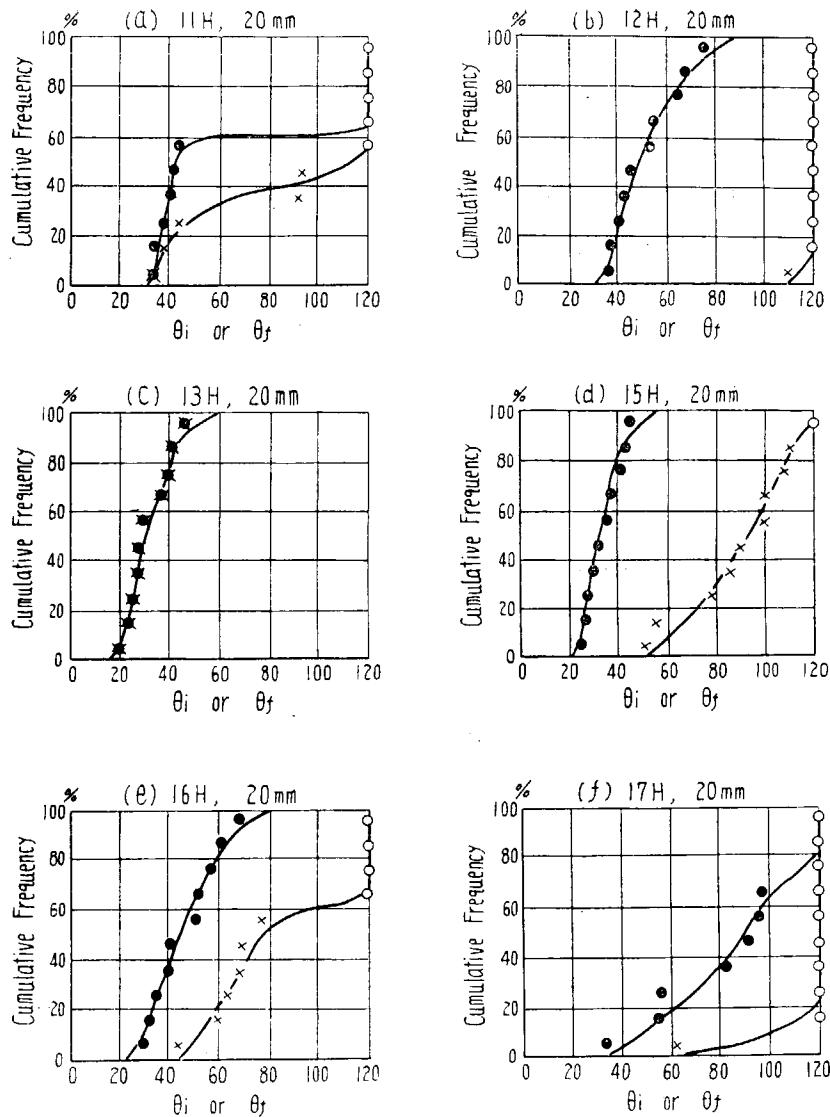


Fig. 6 · 19 Frequency Distribution of Bead Bend Test Results

Note: 1) Bend angle:

$\theta_i$ : Angle of crack initiation (•)

$\theta_f$ : Angle of fracture (x)

○: Specimen bent in 120 degree without fracture

2) Material : 60 kg/mm<sup>2</sup> High tensile steel, 20mm thick

Code No.	Chemical Analysis						Tensile stress	
	C	S <sub>i</sub>	M <sub>n</sub>	N <sub>i</sub>	V	Other elements	C <sub>eq</sub>	kg/mm <sup>2</sup>
11H	0.17	0.53	1.34	0.45	0.10	Cr 0.09	0.46	63.9
12H	0.15	0.44	1.34	0.30	0.09	T <sub>i</sub> 0.03	0.41	59.5
13H	0.18	0.48	1.54	0.06	—	M <sub>o</sub> 0.28 Cr 0.11	0.54	69.2
15H	0.18	0.34	1.27	0.07	0.22	Cr 0.14	0.44	64.2
16H	0.17	0.37	1.06	0.07	0.26	Cr 0.78	0.52	63.8
17H	0.14	0.31	1.41	0.06	0.14	T <sub>i</sub> 0.01	0.39	64.1

る。

表面歪の分布は第6・8図に示す如く荷重直下の部分で歪は最大となつており、従つてその部分で破断を生ずる確率が最も多いわけであるが離れた箇所に亀裂を生ずることもある。ただしこの場合は板の中央に亀裂を生じた場合にくらべると歪量は少い状態になつてゐる。また中央以外の箇所に小さな亀裂を生ずるとそのため近傍での歪分布が変化し、大きな角度まで曲つてしまふこともある。

曲げによる塑性変形は発熱を伴うが、これによる温度上昇も結果の変動を大きくする重要な因子となつてゐる。即ち何かの原因で亀裂を生ぜず変形を続けたとすると、その変形による温度上昇のため曲り易くなり、更にそのため温度が上昇するといった過程をくりかえすような場合が考えられる。こうすると小角度で破断してしまうか、大角度まで持つかの2つに分れてしまう。

このように種々の原因が作用して信頼度が低くなつてゐるのであるが、本研究においては温度上昇について検討を行つた。

## II-2 温度上昇の測定

試験片の温度上昇としては、室温と試験片の温度差にもとづく温度変化と、塑性変形に伴う発熱による温度変化との2者が考えられる。そこでこの両者の影響を分離するため、試験片を種々の温度から取り出し放置した場合および曲げ試験を行つた場合の両者について、温度変化を熱電対を用いて測定した。

放置した場合の温度変化は第6・20図に示す如くで、その際の温度変化は極めて緩慢である。これに対して曲げを行うとはるかに著しい温度上昇を示す。第6・21図(a)はその一例を示すものであつて、中央の歪量にはほぼ比例して温度上昇を生じており、その量は120°まで曲げたような時には15～30°Cの温度上昇が見られる。第6・21図(b)は曲げ角度と上昇温度の関係を示すよう第6・21図(a)を書き直したものである。

試験片の温度上昇は初期温度が低いほど著しいように見受けられるが、その理由はよく判らない。第6・21(a)(b)に使用した材料はMSであるから高張力鋼に於ける温度上昇はより著しいと思われる。

場所による温度変化については次のような事が明らかとなつた。

- (i) 縦方向：試験片の中央では歪が大きく、それに伴つて温度上昇も著しい。(第6・22図参照)
- (ii) 横方向：第6・23図に示す如く、板の中央部附近は温度上昇がほぼ一定であるが、両端では温度上昇の度合が著しい。(第6・23図参照)
- (iii) 板厚方向：板厚方向では温度上昇はほぼ一定であつた。

## II-3 曲げ試験

温度上昇について上述のような測定を行つたが、ある種の鋼材について実際に熔接ビード曲げ試験を行つたので、ここにその結果について述べる。

使用した鋼材の性質及び熔接条件は下記の如くである。

鋼材：60 kg 高張力鋼

化学成分

$C = 0.15$      $Si = 0.37$      $Mn = 1.01$      $P = 0.014$

$S = 0.011$      $Ni = 0.61$      $Cr = 0.24$      $Cu = 0.13$

$Mo = 0.15$      $V = 0.10$      $Ti = 0.022$      $Al = 0.03$

降伏点     $41.2 \sim 41.9 \text{ kg/mm}^2$

引張強さ     $63.4 \sim 68.4 \text{ kg/mm}^2$

伸び     $22.0 \sim 24.0\%$

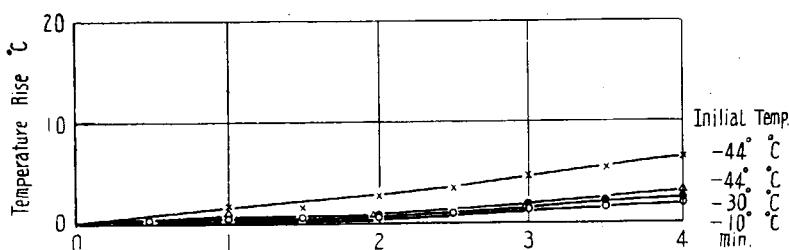
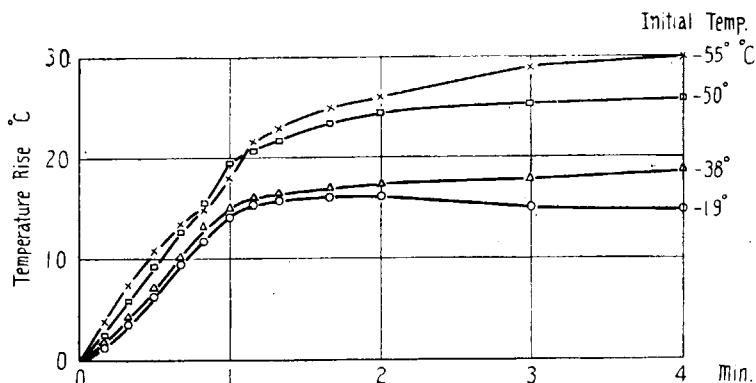
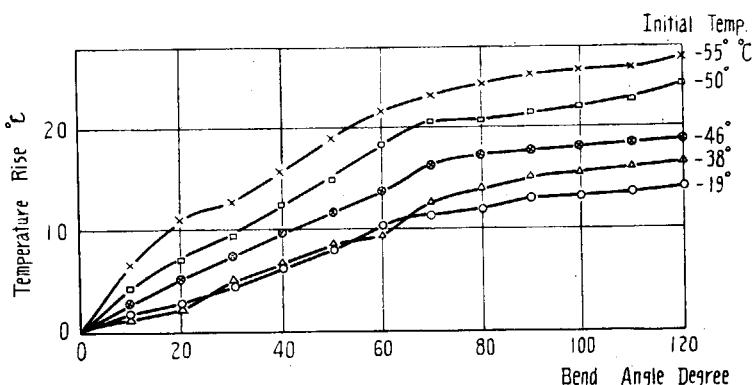


Fig. 6・20 Temperature Rise due to Natural Heating



(a) Time-Temperature Rise Relation



(b) Bend Angle-Temperature Rise Relation

Fig. 6・21 Temperature Rise due to Bending

熔接条件：

熔接棒 LB 60, 4 mm $\phi$   
 熔接電流 170 A, 電圧 28 V  
 熔接速度 156 mm/min

実験においては  $-60^{\circ}\text{C}$  より室温までに変化させた。又この際各試験片とも曲げ試験中の温度変化の測定を行つた。

実験結果は第 6・24 図の如くであつて、破断時の温度でプロットしても相当バラついているが、冷却槽の温度から考えてみると、ある場合何らかの原因で少し曲るとそのため温度上昇を生じ更に曲りやすくなるという現象のあらわれている事が分る。このように微少の温度変化に対して不安定になつていると云うことは試験結果のバラツキを大きくさせる一つの重要な原因と考えられる。

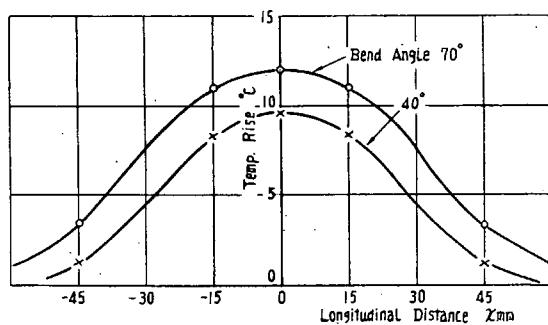
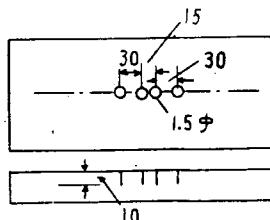


Fig. 6・22 Longitudinal Distribution of Temperature Rise due to Bending

Note : Position of Thermo-couple



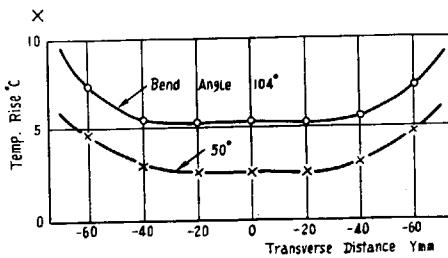


Fig. 6 · 23 Transverse Distribution of Temperature Rise during Bending

Note : Position of Thermo-couple

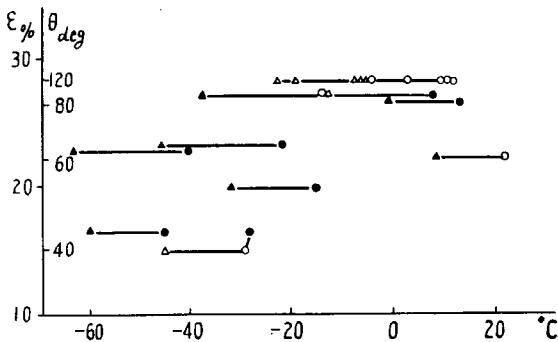
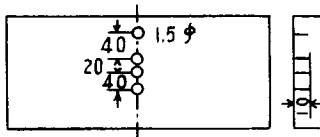


Fig. 6 · 24 Results of Bead Bend Test

Note : The above figure shows the relation between test temperature and bend angle or surface strain and the effect of temperature rise upon test results.  
 ○ : Specimen bent in 120 degree without failure  
 ● : Specimen failed immediately after the initiation of crack  
 ○ → ● : Crack initiation → fracture  
 △ } Results plotted by initial temperature

## 文 献

- (1) T.S. Robertson : Propagation of Brittle Fracture in Steel. Journ. Iron & Steel Inst., Dec. 1953. p. 361
- (2) T.S. Robertson & D.M. Hunt : The Propagation of Brittle Fracture. West Scot. Iron & Steel Inst., May 1953.
- (3) F.J. Feely, D. Hrtko, S.R. Kleppe & M.S. Northup : Report on Brittle Fracture Studies. Weld. Journ., Feb. 1954. 99S
- (4) F.J. Feely, M.S. Northup, S.R. Kleppe & M. Gensamer : Studies on the Brittle Fracture of Tankage Steel Plates. Weld. Journ., Dec. 1955. 596S

- (5) E. Orowan: Fundamentals of Brittle Behavior in Metals. Fatigue and Fracture of Metals. Edited by W.M. Murray, M.I.T. Tech. Press and John Wiley & Sons, 1952.
- (6) G.R. Irwin & J.A. Kies: Fracturing and Fracture Dynamics. Weld. Journ., Feb. 1952, 95S
- (7) M. Gensamer: General Survey of the Problem of Fatigue and Fracture. Fatigue and Fracture of Metals. Edited by W.M. Murray, M.I.T. Tech. Press and John Wiley & Sons, 1952.
- (8) 六尾和照, 川瀬晃: 脆性破壊の伝播機構に関する研究  
東京大学工学部船舶工学科 卒業論文 昭和31年3月
- (9) 吉讃雅夫, 金沢武: 脆性破壊の伝播機構に関する一考察  
昭和32年, 造船協会春季講演会
- (10) 熔接性の工業的試験法の研究, 日本造船研究協会報告第6号, 昭和30年11月
- (11) A. Boedberg, H.E. Davis, E.R. Parker & C.E. Troxell: Causes of Cleavage Fracture in Ship Plate, Tests of Wide Notched Plates. Weld. Journ. April 1948, 186 S
- (12) W.J. Hall, R.J. Mosborg & V.J. McDonald: Brittle Fracture Propagation in Wide Steel Plates. Jan. 1957,
- (13) 岡田実: 電弧熔接の熱影響と高炭素鋼の熔接性. 鉄と鋼第27巻, 第10号(昭和16年) P.752
- (14) D. Rosenthal: The Influence of Biaxiality on Notch Brittleness, Weld. Journ., Oct. 1950, 409 S
- (15) E. Orowan: Trans. Inst. Shipb. in Scot., 1945, p 165
- (16) 石橋正: 低炭素鋼における亀裂の伝わりと衝撃値との関係, 機械学会論文集, 21, 1955
- (17) E. Orowan: Energy Criteria of Fracture, Weld. Journ., March 1955, 157 S
- (18) A. Wells: The Mechanics of Notch Brittle Fracture, Weld. Research, April 1953, 34r
- (19) 船舶設計協会, 高張力鋼(SM52W)工作基準改正案立案のための実験報告書(その一) P. 73
- (20) 高張力鋼(HT50)熔接性の研究, 日本造船研究協会報告

## 第7章 総括

脆性破壊の伝播にたいする防止対策をたてるためには、その伝播機構を研究する必要がある。本研究においては破壊の伝播現象を研究するのに適當な数種の試験をおこなつた結果次の結論がえられた。

- (1) 二重引張試験によると鋼1Rの脆性破壊伝播限界応力は-60°Cで約13kg/mm<sup>2</sup>, -20°Cで約20kg/mm<sup>2</sup>であり、伝播停止遷移温度は約-20°Cである。(第2・1・2図)
- (2) 標準Vシャルピ試験の15 ft-lb遷移温度が高い鋼ほど、停止遷移温度が高い。(第2・1・3図)
- (3) クラックスターター衝撃試験によるとキルド鋼および、高張力鋼(HT52)の安全性は最も高く、以下セミキルド、リムド鋼の順位になる。(第2・2・5図)
- (4) クラックスターター衝撃試験遷移温度におけるVシャルピ衝撃値はキルド鋼の場合が最も高く、以下セミキルド鋼、HT52、リムド鋼の順位になる。(第2・2・7図)
- (5) 脆性破壊伝播速度は引張試験および曲げ試験においてそれぞれ、貼線-2現象プラウン管方式および超音波-蓄電器方式により計測することができた。(写真3・1・2, 第3・1・8図および写真3・2・1) その速度は温度の低下とともに増加し、高張力鋼およびキルド鋼はリムド鋼に比して大きい。(第3・1・9図および第3・2・11図)

- (6) 熔接拘束試験によると亀裂に相当するスリットをあけることによつて初期に解放される歪エネルギー量は熔接線に沿つて ( $\theta = 0^\circ$ ) スリットをあけた場合が最も大きく、ついで斜め方向にスリットをあけた場合  $30^\circ$ ,  $15^\circ$ ,  $45^\circ$  の順に小さくなるからこれらの順に亀裂が発生し易い。(第4・6図)
- (7) シャルピ衝撃試験およびティッパー引張り試験片の硬度分布の測定により、破面の近傍には甚しい塑性変形が集中し、その範囲は、剪断型破面においては破面より約 0.5 mm のオーダー(切欠底部と shear lip の部分では 1 mm のオーダー)であり、脆性破面では約 1/10mm のオーダーであることがわかつた。(第5・1・6図, 第5・1・7図, 第5・2・5図および第5・2・7図)
- (8) 切欠底部に発生した剪断破壊が不安定になり破壊が加速されて脆性破壊に転ずる剪断破壊の深さ、すなわち、critical crack length について理論的考察がおこなわれた。(5・2・V)
- (9) ビード曲げ試験において極限歪は押治具径と板厚の比の値が一定であれば、一義的に定められ、受治具間隔は影響しない。(第6・11図) 荷重直下点の歪と曲げ角度の間に第6・18図に示すような関係がある。
- (10) 試験片の温度上昇は初期温度が低いほど著しいようにみうけられる。(第6・21図)

昭和 32 年 8 月 25 日 印刷  
昭和 32 年 8 月 30 日 発行

**日本造船研究協会報告 第 20 号**

発行人 出 淵 異  
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