

控

社 团 法 人

# 日本造船研究協会報

第 27 号

昭 和 34 年 11 月

---

超大型船の建造に際しての厚板の溶接施工法に

関する研究（第2報） ..... 第39研究部会

Researches on Welding Procedures of Thick Steel Plates

used in the Construction of Large Size Ships.

(Report 2) ..... The 39th Research Committee

---

The Report  
of the  
Shipbuilding Research Association  
of Japan

Tokyo, JAPAN

No. 27

November 1959

## 第39研究部会委員名簿(第2年度)

主顧幹	博雄	廣彥	雄平	碧保	己澄	麿一	茂次	夫泰	夫夫	紀
查問事	一國	邦好	慎克	乙貞	鍵英	宗俊	正			
員	原沢	田藤	田川	山谷	東水	木尾	子川	田山	口田	辺渡
	木寺	飯佐	秋市	大河	河清	高寺	児長	福松	山吉	
	烈浩	一夫	男己	一雄	平郎	己弘	男讓	助平	郎	一和藏
										武郎
	雅忠	吉楠	次弥	安泉	小蒲	木高	田中	野春	松森	吉道
										本永
	識田	藤谷	倉田	下岡	知村	木村	木岡	永田	田	田

### **Membership of the 39 th Research Committee**

(The Second Year in the Research Program)

Chairman	Hiroshi KIHARA		
Advisers	Kazuo TERAZAWA	Tadashi FUKUDA	Masao YOSHIKI
Secretaries	Kunihiro IIDA	Hiroshi ŌBA	Tadao KUSUDA
	Kunihiko SATŌ	Kōichi MASUBUCHI	
Members	Yoshio AKITA	Yoshio ANDŌ	Jirō ANDŌ
	Shinpei ICHIKAWA	Mitsuo IMAI	Yaichi IZUMIYA
	Midori ŌTANI	Katsumi OKUDA	Nobukazu OGURA
	Tamotsu KAWAI	Shinichi KAKU	Rikizō KAMATA
	Katsumi KAWAHIGASHI	Yoshio KANDA	Tomotake KINOSHITA
	Kiyoshi SHIMIZU	Tahei SHIRATANI	Takurō TAKAOKA
	Otomaro TAKAGI	Yūjiro TASHIRO	Kazuo TACHIMOTO
	Teiichi TERAO	Yoshimi NAKANO	Seiji NAKAMURA
	Shigeru NISHI	Masahiro NOMURA	Yoshizō NOMURA
	Kenji HASEGAWA	Mitsuo HASEGAWA	Hideo HARUKI
	Hideo FUKUDA	Yuzuru FUJITA	Tadamasa MATSUOKA
	Yasushi MATSUYAMA	Yasuke MURAKAMI	Kōzō MORINAGA
	Muneo YAMAGUCHI	Shunpei YAMANOUCHI	Takashi YOSHIDA
	Toshio YOSHIDA	Toshirō YOSHIDA	Dōichi YOSHIDA
	Masanori WATANABE		

# **Researches on Welding Procedures of Thick Steel Plates used in the Construction of Large Size Ships**

## **(Report 2)**

From the technical standpoints concerning to the construction of the large size ship in superior quality, number of related problems should be resolved. The 39th Research Committee of the Shipbuilding Research Association of Japan is investigating those problems in years. The present volume is the second report of the committee and contains the reports which were investigated in the second year (1958~1959) of the research program.

The items are as follows:

**Part 1** Investigations on the initiation and propagation of brittle fracture in welded thick steel plates

- 1-1 Effect of stress relieving on brittle fracture strength of welded steel plate
- 1-2 Initiation and propagation of brittle fracture in residual stress field
- 1-3 Effect of root gap on residual stress and shrinkage in restraint butt joints
- 2 Initiation and propagation of brittle fracture in various parts of welded steel plates
- 3 Investigation on the propagation characteristics of brittle fracture in the heat treated high strength steel and its welded joint

**Part 2** Investigation on the field welding procedure for thick steel plate

- 1 Investigation of pull-out fracture in fillet welded joint
- 2 Quality test of electrodes for heat treated high strength steel
- 3 Investigation of the automatic welding procedure for heat treated high strength steel
- 4 Investigation of the procedures for fillet welding on the thick steel plate
- 5 Investigation of the welding procedure for doubling plates

The abstracts and summarized conclusions are as follows:

### **Part 1**

#### **1-1 Effect of stress relieving on brittle fracture strength of welded steel plate**

The residual stress has essential effect on brittle fracture of weldment. From the view point of the prevention of brittle fracture, the effects of stress relieving treatments on fracture strength of welded structure were investigated by conducting the notch tension tests of welded wide plate specimens stress-relieved by pre-loading and annealing at various conditions.

The main results obtained are summarized as follows:

(1) As-welded specimens caused single stage complete fracture at the conditions, such as the lower stress range of 3~7 kg/mm<sup>2</sup> above the critical stress level for crack propagation, and the temperature range below the critical temperature for crack initiation of base metal.

(2) The fracture strength of the specimens, which were previously loaded for stress relieving at the temperature above the critical temperature of base metal, was nearly equal to or slightly higher than pre-tensile stress at the temperature range below the critical temperature. The higher stress of pre-loading was then applied, and the higher fracture strength was obtained.

(3) The fracture strength of the specimens, which were previously annealed for stress relieving at 620°C, 520°C and 420°C for one hour, was nearly equal to the yield stress of base metal at even lower temperature than the critical temperature of base metal. As exception, the specimen annealed at 320°C for one hour showed single stage complete fracture at lower stress level. Then it was found that the annealing at 320°C for one hour was insufficient for the stress relieving of weldment to prevent brittle fracture at low stress level.

From the results above mentioned, it will be effective to remove the weld flaws discovered by the method of non-destructive inspection or to relieve the residual stress by annealing, for the prevention of brittle fracture in welded structures. But if those treatments are not applicable sufficiently to actual weldment, it will be recommended to apply previous working stress or somewhat higher stress than working stress to the weldment at the temperature range above critical temperature of structural steel.

## 1-2 Initiation and propagation of brittle fracture in residual stress field

To explain the effect of mechanical stress relieving treatment on the fracture strength of longitudinally welded wide plate specimen and the phenomenon of arresting the brittle crack in the residual stress field, the welding residual stresses for mechanically stress-relieved specimens were measured in various degrees of stress relief. The elastic slot openings due to the extension in slit length perpendicular to the weld line were also measured for the same specimens as the ones used for the stress measurement.

The following conclusions may be drawn from the results:

(1) The strain energy released and the release rate of strain energy in residual stress field are obtained theoretically and experimentally by using as-welded and mechanically stress relieved specimens.

(2) A schematic figure on fracture strength of welded wide plate specimens is discussed by using a new concept on initiation, propagation and arrest of brittle fracture.

(3) An energy criterion on the initiation of brittle fracture is proposed and examined by the test results on brittle fracture of mechanically stress relieved specimens. The condition of initiation of brittle fracture is quite complicated depending upon so many factors such as test temperature, triaxiality of stress, amount of pre-strain in tension or

compression, strain rate, heat treatment, chemical composition and grain size of the material used, aging, residual stress and notch length, etc. When all above mentioned factors are same except the magnitude of residual stress, the proposed concept on the initiation of brittle fracture is confirmed by the test results conducted by using the mechanically stress relieved specimens.

(4) The value of surface plastic workdone  $2S$  can be determined from the test on brittle fracture of welded wide plate specimens when the applied stress for the complete fracture and the partial fracture is known. Once the value of  $2S$  is established, the partial or complete fracture may be anticipated for each value of applied stress.

### 1-3 Effect of root gap on residual stress and shrinkage in restrained butt joint

Since the recent studies on brittle fracture of welded structures have proved the evidence of the influence of residual stresses upon the initiation and propagation of brittle fracture, the importance of the study on welding residual stresses is realized once again by welding engineers. However, the theoretical analysis on welding residual stresses is not systematized yet because of the complicated nature of their origination.

A new approach to the analysis on welding residual stresses by using the concept of dislocation or incompatibility produced by the process of welding is proposed. If the intensity and distribution of dislocation are measured after welding is completed, residual stresses can be computed by means of the theory of inherent stress based on the theory of dislocation. Once the relations between dislocation and shrinkage due to welding are established for each factor of welding, residual stresses due to welding can also be computed from the results of shrinkage measurement. This can be a new method of residual stress measurement without machining the welded structures.

In this report the relation between transverse residual stress and lateral shrinkage due to welding was studied for restrained butt-joints with different size of root gap, and the following conclusions will be obtained from this study.

(1) Lateral shrinkage due to welding for a restrained butt-joint increases rapidly as root gap increases.

(2) Transverse residual stress increases slightly as root gap increases, and approaches gradually to some constant value.

(3) The maximum tensile value of transverse residual stress in slit welding appears near the weld end, which might cause a certain type of crack at the crater.

(4) The maximum tensile stress near the weld end is independent of the amount of root gap.

(5) The ratio of dislocation to lateral shrinkage varies with the amount of root gap.

(6) Theoretical analysis on transverse residual stress based on the theory of dislocation gives a good correlation with the experiment.

## **2 Initiation and propagation of brittle fracture in various parts of welded steel plate**

In order to investigate the behaviours of initiation and propagation of brittle fracture at various locations of welded joint, such as weld metal, heat-affected zone and brittle zone, the center-notch tension test and the S. O. D. test were conducted on welded joint specimen, 25 mm in thickness and 1,000 mm in width. Three kinds of steel, such as semi-killed steel of low notch toughness, normalized killed steel and quenched and tempered steel of high notch toughness were tested. A 1,200 tons tension test rig was used for the tests.

The results obtained are summarized as follows:

- (1) In the notch tension test of transverse welded joint, the fracture strengths at various locations of welded joint were almost equal to or somewhat higher than yield stresses of the joint and they fluctuated according to the differences in length and sharpness of the notch.
- (2) In the notch tension test of cross welded joint, the fracture strengths of the specimens notched at various locations of joint showed the transition behaviours in the low stress range below the yield point. And this tendency was similar to the test results for the welded joint on high notch-tough steels.

And then, by comparing the transition temperatures of fracture strength with the ductility transition temperatures  $T_{rd}$  at various locations of welded joint obtained by U-notch Charpy impact test, it was confirmed that the abrupt decreasing of fracture strength of wide welded specimen at the transition temperature was due to the loss of retained ductility at the notch root.

(3) In both S.O.D. test and center-notch tension test of as-welded joint, the crack paths of brittle fracture did not proceed straight along the welded joint, but turned to the unaffected base metal, at lower stress levels than yield stress. The deviating distances of crack paths from the welded joint varied in accordance with degree of fracture stress levels.

It was confirmed that the distribution of residual stress and the fracture stress level are essential factors to determine the path of brittle crack propagation along the welded joint.

From the above facts, it has become obvious that the complete fracture along the as-welded joint at low external stress level might not occur, provided both the temperature and the stress condition of the base metal are not sufficient for crack propagation, in spite of the fact that the fracture transition temperature of welded joint was higher than that of base metal in other industrial testings on notch toughness.

## **3 Investigation on the propagation characteristics of brittle fracture in the heat treated high strength steel and its welded joint**

To investigate the suitability of the heat treated high strength steel as the construction material for the large size ship, the propagation characteristics of brittle fracture in the steel are examined.

The impact bend test of full thickness specimen by means of a large size double pendulum impact testing machine are performed, as well as the wide plate propagation tests on the base plate and welded joint.

The results obtained are as follows:

(1) Weld metal and H.A.Z. of heat treated steel showed inferior properties under the impact bend test, however, these parts showed no sign of defective properties in the results obtained by the wide plate propagation test of welded specimen.

(2) The performance of heat treated steel in the wide plate propagation test were excellent comparing with those of mild steel.

(3) The heat treated steel plate welded between mild steel plates or welded to mild steel plate showed good arresting ability for brittle fracture in the wide plate propagation test.

From these results the heat treated high strength steel seems to be very effective to use as the arresting member of the brittle fracture in welded structures.

## Part 2

### 1 Investigation of the pull-out fracture in fillet welded joint

With the increase in thickness of steel plate, it may be afraid that the risks of poor weldability for fillet weld, namely the tendency to cause the pull-out fracture in fillet weld, will be increased.

In this study, a new testing method, double-side-notch Charpy test, is introduced to evaluate quantitatively the toughness of the steel for pull-out fracture, and the test results are examined comparing with the direct pull-out fracture tests.

The results obtained are as follows:

(1) The double-side-notch Charpy test seems to be very effective to evaluate the anisotropy of the steels tested.

(2) The steels those anisotropy are significant, in other words the strength in the direction of the thickness of the plate is relatively poor, have a tendency to cause pull-out fracture easily.

(3) The specimens welded by low hydrogen electrode show greater area of pull-out fracture. Tougher weld metal has the tendency to cause much pull-out fracture.

(4) The area of pull-out fracture in the specimen was constant in the range of temperature between 50°C~150°C. The specimens which have greater area of pull-out fracture, showed lower energy absorption.

### 2 Quality test on the electrodes for heat treated high strength steel

Because of its excellent notch tough properties, the heat treated high strength steel is arousing much interest as the construction material of the large size ship.

In this chapter, the electrodes for the heat treated high strength steel are tested from

the stand points of operating and usability characteristics and the reliability of weld metal.

The results obtained are as follows:

(1) The operating characteristics of the electrodes with the diameter of 4 mm are generally good in all welding positions, but those with the diameter of 5 mm showed inferior characteristics in spite of these electrodes are tested only in flat position. In vertical or overhead position, the use of 5 mm electrodes seems to be doubtful.

(2) The electrodes with the diameter of 4 mm also showed satisfactory results under the X-ray examination. Some noticeable defects were observed in the specimens welded by the electrodes with the diameter of 5 mm, but these defects seem to be eliminated by the experience and skillness of welder.

(3) The results obtained by the free bend test were excellent through all the electrodes tested. In the tension test of welded joint, the base plates were fractured through all specimens tested and there had been observed no fracture occurred at the weld metal or H.A.Z.

(4) In the Tekken type cracking test, the results of all electrodes tested were excellent and there had been observed no defects.

### **3. Investigation of the automatic welding procedure for heat treated high strength steel**

To select the suitable procedure of automatic welding for the heat treated high strength steel, submerged arc welding procedures, tandem submerged arc welding procedures with wire or strip filler metal and MIG arc welding procedures were investigated comparatively.

The tension test, the standard size V-Charpy test and large size impact bend test of full thickness specimens were performed for the base plate, weld metal and welded joint.

The results are as follows:

(1) The submerged arc welding procedure with the wire of OX 40 and composition of G 80 are best from the standpoint of operating characteristics among all the procedures compared.

(2) Under the tension test of welded joint, the submerged arc welding procedure with the wire of OX 40 or 68 and composition of G 80 showed sufficient tensile strength, elongation and reduction of area.

(3) From the results of standard V-Charpy tests, the toughness of weld metal by Mig arc welding were superior to that by submerged arc welding.

(4) The results of large size impact bend tests showed that the base plate and the plate welded by means of the submerged arc welding with OX 40 and G 50 excel at lower temperature, however MIG and submerged arc welding method with OX 40 and G 80 excel at higher temperature.

Among submerged arc welding procedures, the sequences of one pass welding on each side of the plate showed better results and multiple pass welding for U type groove follows to the next and the procedures with strip wire showed poor results.

From the above results it would be concluded that the sequence of one pass welding

on each side of the plate by submerged arc welding with OX 40 and G 80 was worth much to be recommended for the practical use.

#### 4 Investigation of the welding procedure for doubling plates

The doubling construction has been adopted as the strength deck member of large size ships, and now the three following procedures for welding are employed in practical operation.

(a) Direct welding procedure.

The edges of doubling plates and the surface of lower plate consist one groove for welding, and are welded together.

(b) Welding procedure with liner

A backing liner is inserted between doubling plates and lower plate at the groove for welding.

(c) Doubling plates are welded separately and then connected to the lower plate by rivetting.

In this chapter investigations were conducted for the influence of welding conditions on the initiation of micro-root-crack, suitable welding conditions for liner welding and the comparison tests on toughness and strength of doubling welded joint in three welding procedures above mentioned.

The conclusions obtained are summarized as follows:

(1) The procedure in which the doubling plates are welded separately and connected to the main plate by rivetting, is free from the weld defects in root pass accompanied by the welding operation worked from one side only. If this procedure can be provided, the doubling weld will be as safe as that of normal butt joint with back weld.

(2) The liner welding procedures have considerable effects on the prevention of micro-crack initiation, but this type of joint showed inferior properties in the fatigue test or tension and bend tests at low temperature than the directly welded joint without liner.

(3) Among the types of groove for direct welding, the X, Y and V type grooves which have wide root opening with three pass welds in the first layer and steep groove angle showed superior results in mechanical tests.

The use of low hydrogen electrode improves remarkably the mechanical properties of the weld and it seems necessary to use this type of electrode for direct welding procedures.

(5) Although the preheating treatment have some effects to diminish the occurrence of micro-root-crack, it showed no influence upon the improvement of toughness of the welds.

(6) The initiation of micro-root-crack in the directly welded joint could be diminished by no means tested in this study. However the existence of this crack showed little effects on the strength of the joints in the shear or fatigue tests. The problems concerning to this type of micro-crack may be settled in near future.

## **5 Investigation of the procedures for fillet welding on the thick steel plate**

In the construction of the large size ship, the procedure for fillet welding between deck plate and gunwale plate in the gunwale connection arose questions of distortion and initiation of microscopic crack in the root of penetration.

In this chapter the effects of different working procedures on the distortion of gunwale connection and the influences of welding sequences, types of groove, pre-heating and kinds of electrode on the initiation of microscopic crack were examined.

The summarized conclusions are as follows:

- (1) From the standpoints of bending distortion of gunwale plate and angle distortion between deck plate and gunwale plate or sheer strake the adoption of double bevel groove welding with partial penetration seems to be recommendable, because this type of groove hold the distortion minimum comparing with the full penetration welding of the groove or full penetration single bevel groove welding.
- (2) The suitable welding sequence is influenced by the conditions of arrangement of rivet lines between the gunwale plate and the sheer strake. To complete formerly the weld on the side which has fewer rivet lines results in less distortion.
- (3) The initiation of microscopic crack at the root of weld seems to be inevitable and reformation of type of groove, change in electrode and preheating treatment show no sign of improvement. And the external restraint also has no influence on the initiation of this type of crack in these experimental results. In order to prevent the initiation of microcrack in the root of the weld, many problems are left to be resolved.

# 超大型船の建造に際しての厚板の 溶接施工法に関する研究

(第 2 報)

## 目 次

緒 言	( 1 )
第 1 編 厚板溶接継手の脆性破壊の発生と伝播に関する研究	( 3 )
第 1 章-1 残留応力除去処理が溶接継手の脆性破壊強度に及ぼす影響	( 3 )
第 1 章-2 残留応力除去試験片における残留応力および残留歪エネルギー解放率に関する研究	( 17 )
第 1 章-3 拘束継手の収縮並びに残留応力に及ぼす開先間隙の影響	( 30 )
第 2 章 溶接継手における脆性破壊の発生と伝播に関する研究	( 38 )
第 3 章 調質鋼溶接継手の脆性破壊伝播特性に関する研究	( 65 )
第 2 編 厚板の現場溶接施工法の研究	( 83 )
第 1 章 溶接部の剥離性破壊に関する研究	( 83 )
第 2 章 調質鋼用溶接棒の研究	( 93 )
第 3 章 調質鋼の自動溶接に関する研究	( 101 )
第 4 章 二重張鋼板の溶接施工法の研究	( 113 )
第 5 章 厚板隅内溶接 (Gunwale Connection) の研究	( 140 )

## 緒 言

近年、油槽船等においては船体の大型化が著しく、8~10万tonの超大型船が建造される傾向にあるが、これらの船舶の建造を達成するためには構造、材料、建造法等の各方面に亘って総合的な調査研究を行い、船舶の安全性を確保するように努めなければならない。

この目的のため造船技術審議会においては超大型船の建造に際して早急に研究すべき問題点について検討を行い、建造法に関連しては、厚板における自動および手溶接施工法の確立、厚板の鉛接施工法、厚板溶接における残留応力、高張力鋼、特に調質鋼の実用化、厚板溶接々手の脆性破壊の防止、特に残留応力が脆性破壊に及ぼす影響などの諸問題が取上げられ、これらについては可及的速かに研究を実施し、その解決を画ることが要望された。

これに答えて当日本造船研究協会は昭和32年度より超大型船の建造法に関する研究に着手し、厚板の自動溶接施工法、手溶接施工法、調質鋼溶接々手の強度などについて研究を行い成果\*を収めた。また溶接々手の脆性破壊ならびにこれに及ぼす残留応力の影響の問題について基本的な性質を明らかにしたが、昭和33年度には更に下記項目について超大型船の建造法に関連する諸問題の系統的な研究を実施した。

### I 厚板溶接々手の脆性破壊の発生と伝播に関する研究

I-1 残留応力及び溶接欠陥が脆性破壊の発生と伝播に及ぼす影響

I-2 軟鋼溶接部各部の脆性破壊伝播特性

I-3 調質鋼溶接々手の脆性破壊伝播特性

### II 厚板の現場溶接施工法の確立

II-1 厚板溶接部の剥離

II-2 調質鋼用溶接棒の研究

II-3 調質鋼の自動溶接に関する研究

II-4 二重張钢板の溶接施工法

II-5 厚板隅肉溶接の研究

\* 日本造船研究協会報告 第26号 昭和34年9月 超大型船の建造に際しての厚板の溶接施工法に関する研究（第1報）

# 第1編 厚板溶接継手の脆性破壊の発生と 伝播に関する研究

## 第1章-1 残留応力除去処理が溶接継手の脆性破壊強度に およぼす影響

### 1.1.1 緒 言

脆性破壊は一旦進展を開始した場合それを伝播させるに必要な応力はかなり低いものであるが、脆性破壊を発生させるためには降伏点程度の高い応力を必要とする<sup>1)-3)</sup>。

これに対して実際の脆性破壊事故は降伏点よりかなり低い応力下で生じており、これが如何なる機構によるものであるかということが脆性破壊における大きな問題として採り上げられてきた。

一方、溶接に伴う残留応力が構造物の強度にどのような影響をおよぼすかということは、溶接に関するものにとつてまた重要な問題とされてきた。

構造物が延性破壊をするときには残留応力は殆んど影響をおよぼさないが、脆性破壊には悪影響をおよぼす重要な因子となる可能性がある<sup>4)</sup>。

すなわち溶接継手の高い引張残留応力が存在している領域に鋭い切欠があり、かつ鋼材の韌性が劣っている場合にはきわめて低い外応力（例へば 4~8 kg/mm<sup>2</sup>）を静的に加えるだけで脆性破壊が発生し、かつ伝播することが実験<sup>5)</sup>で確められている。

当研究部会は引き続き、脆性破壊の防止の見地からさらに機械的応力除去処理あるいは炉中焼鈍による応力除去処理等が溶接継手の脆性破壊強度におよぼす影響に関して実験を行つたので、以下にその概要を報告する。

### 1.1.2 実験方法

#### 1.1.2.1 試験片

試験片は Fig. 1.1.1 に示すような寸法 1,000 mm × 1,000 mm × 25 mm の突合溶接継手で、溶接継手の中央横方向に予め短かい切欠をつけた状態で、長手方向の引張試験を行つた。

切欠形状の詳細は図に示す如くで、溶接後継手の中央部に 10 mmΦ の孔を開け、さらに鋸切断によりその尖端の巾を 0.2 mm とする鋭い切欠を加工した。溶接はすべて自動溶接法 (Submerged Arc Welding Process) によつたが、その溶接条件および継手断面のマクロ組織をそれぞれ Table 1.1.1, Fig. 1.1.2 に示す。

#### 1.1.2.2 材 料

供試鋼材としては切欠韌性の劣つた板厚 25 mm のセミ・キルド鋼を選んで使用したが、これは大

型試験片の低温まで冷却の困難さをカバーするために特に試作したものである。供試材の化学成分および機械的性質をそれぞれ Table 1·1·2 および Table 1·1·3 に示す。

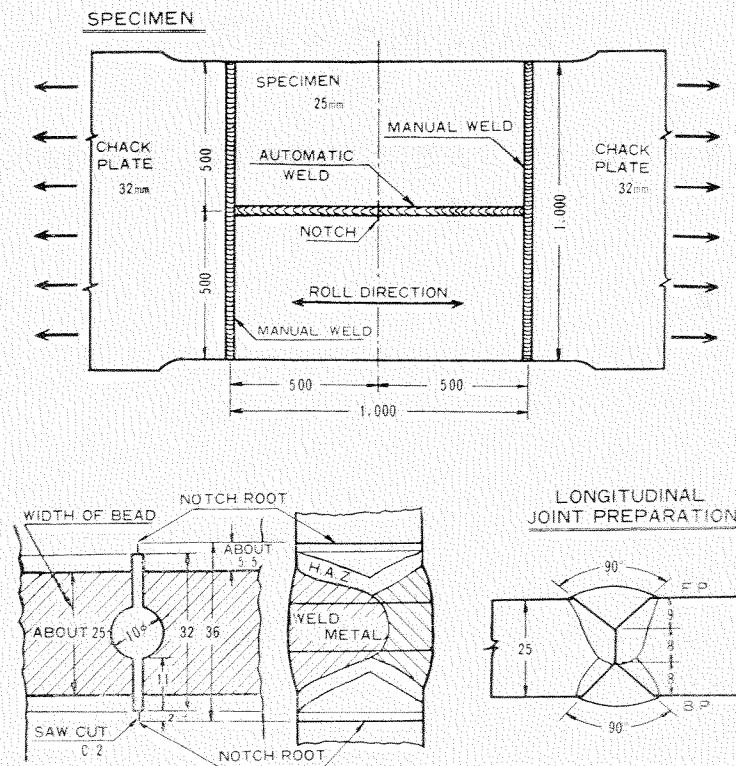


Fig. 1·1·1 Wide Longitudinal Welded Specimen for Notch Tension Test

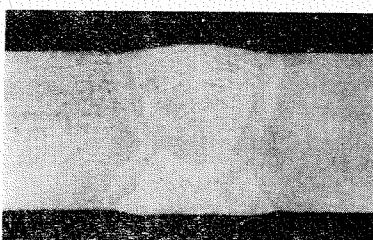


Fig. 1·1·2 Macro-Structure of Longitudinal Joint

Table 1·1·1 Automatic Welding Conditions of the Seam

	Pass	Amps (A)	Volts (V)	Speed in min.	Rod Dia (in.)
Backing Pass		800	36	11	1/4
Finishing Pass		1,100	36	13	1/4

Rod: Oxyweld No. 36

Flux: Unionmelt #80

Table 1·1·2 Chemical Properties of Steel tested

Code	Plate Thickness (mm)	Kind of Steel	Heat Treatment	Chemical Composition (%)					$C_{eq}^*$ (%)	Grain Size No.	Roll Finish	Temp. (°C)	Remark
				C	Si	Mn	P	S					
A	25	Brittle Semi-Killed	As-Rolled	0.16	0.10	0.45	0.035	0.021	0.24	7	3	1050	Special Made

Note : \*  $C_{eq}$  (%) =  $C + 1/6 Mn + 1/24 Si$

Table 1·1·3 Mechanical Properties of Steel tested

Code	Mechanical Properties				Transition Temps. of Notch Toughness			
	Yield Point (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile Strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation G. L.=8" (%)	Hardness Max. (Hv)	Van der Veen	Tipper	V-Charpy Tr <sub>v</sub> (°C)	U-Charpy Tr <sub>u</sub> (°C)
A	24.4	43.9	32.3	287	+25	+35	+35	-22

### 1·1·2·3 実験装置

#### 〔1〕引張試験機

試験機としては Fig. 1·1·3 に示すような容量 1,200 ton の大型引張試験装置を使用した。試験装置の構造および概略寸法は Fig. 1·1·4 に示す如くで、試験片はその中心線においてチャック・フレートを介して本体に突合溶接で固着され、この試験片を挟んで両側に 300 ton のオイル・ジャッキを各 2 個宛、計 4 個装置し、これらのジャッキを 1 個の共通弁で操作することによつて両端のビームを同一圧力で押し試験片に均一なる引張応力を与えるものである。

#### 〔2〕計測方法

(a) 温度計測： 試験片はドライ・アイスとアルコールを入れた 4 個の容器で Fig. 5 に示すように試験片の両面を囲むことによつて所定の温度に冷却した。

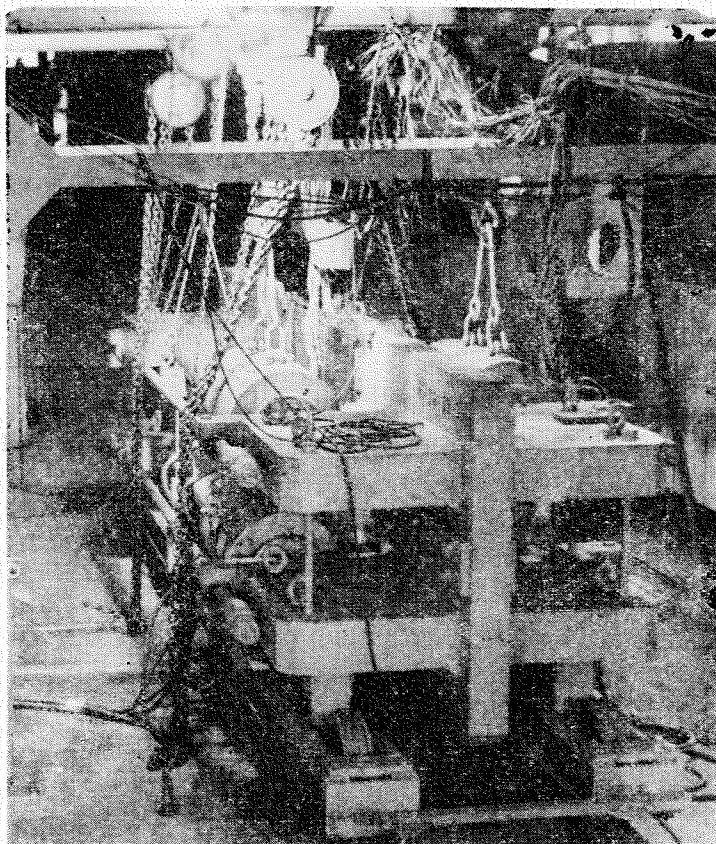


Fig. 1·1·3 1,200 Tons Tension Test Rig and Attachments

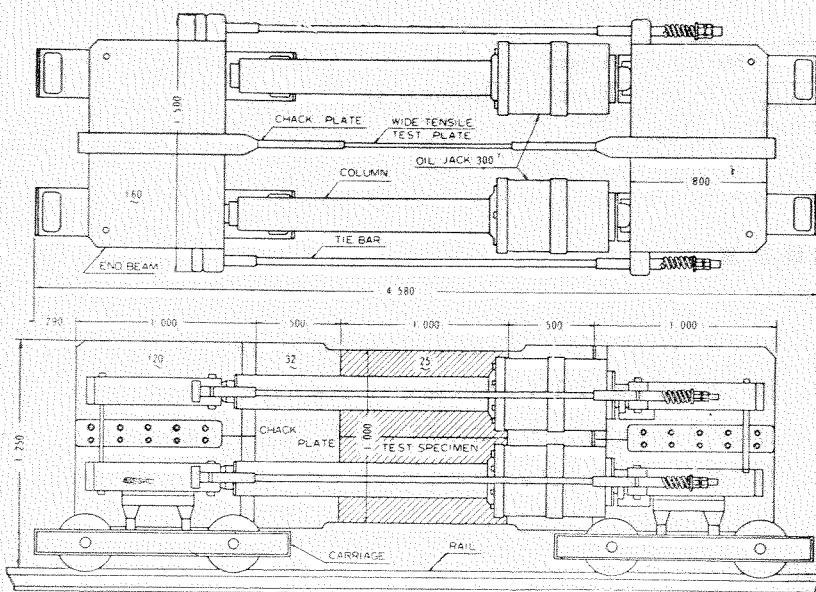


Fig. 1·1·4 Detailes of the 1,200 Tons Tension Test Rig

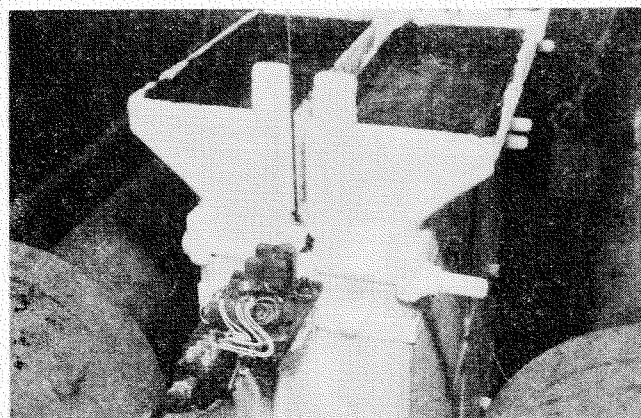


Fig. 1·1·5 Cooling Boxes for Specimen, Containing Solid Carbon Deoxide and Methanol

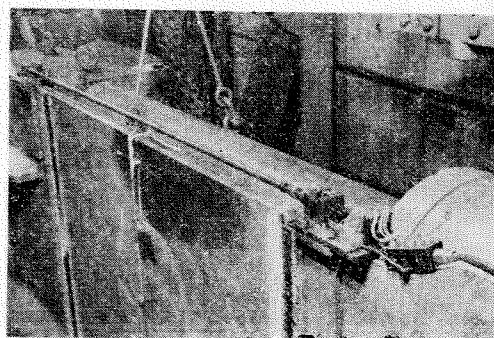


Fig. 1·1·6 Measuring Apparatus for Elongation (G. L. 1,000 mm)

また逆に試験片を常温以上の高温に保つためには容器に温湯を入れる方法をとつた。温度測定には 0.3 mm 径の鉄—コンスタンタン熱電対を使用し、試験片の中央および両端各部の温度を電磁オシログラフで自動記録した。

(b) 荷重計測： 荷重はブルドン管式圧力計で直読すると共に、抵抗線歪計式指圧計の出力を動歪増幅器で増幅し、後述の X-Y レコーダーで自動記録した。

(c) 伸び計測： 試験片の伸びは Fig. 1-1-6 に示すように試験片の上下線に取付けた抵抗線歪計式伸び計 (GL=1,000 mm) により検出し、荷重と同様に動歪増幅器で増幅し X-Y レコーダーで自動記録した。

X-Y レコーダーは Fig. 1-1-7 に示すように 2 種の電圧を記録紙上の X 方向および Y 方向にペンで記録する装置であり、感度を適当に調節することによつて Fig. 1-1-8 に示すような直読可能な伸び-荷重線図を記録することが出来る。

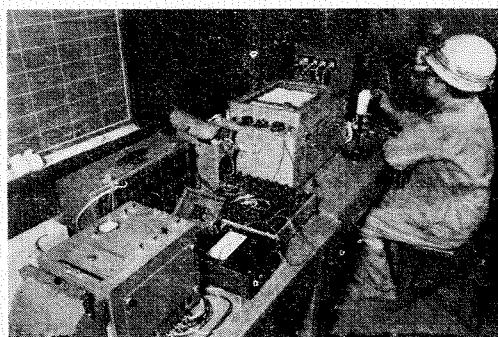


Fig. 1-1-7 X-Y Recorder

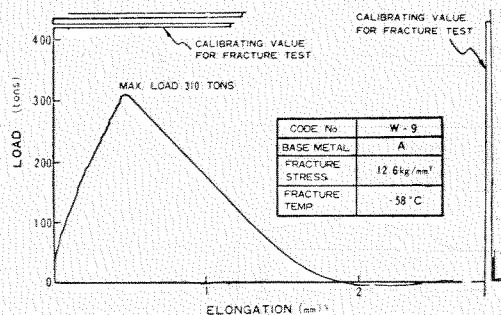


Fig. 1-1-8 An Example of Load-Elongation Diagram

(d) 試験片の応力分布： 実験に先立つて予備試験片により 1,000 mm の巾に搬る応力分布の測定を行つた。測定は 100T, 200T, 300T の各荷重に対し繰返し行つたが、その結果の 1 例を Fig. 1-1-9 に示す。

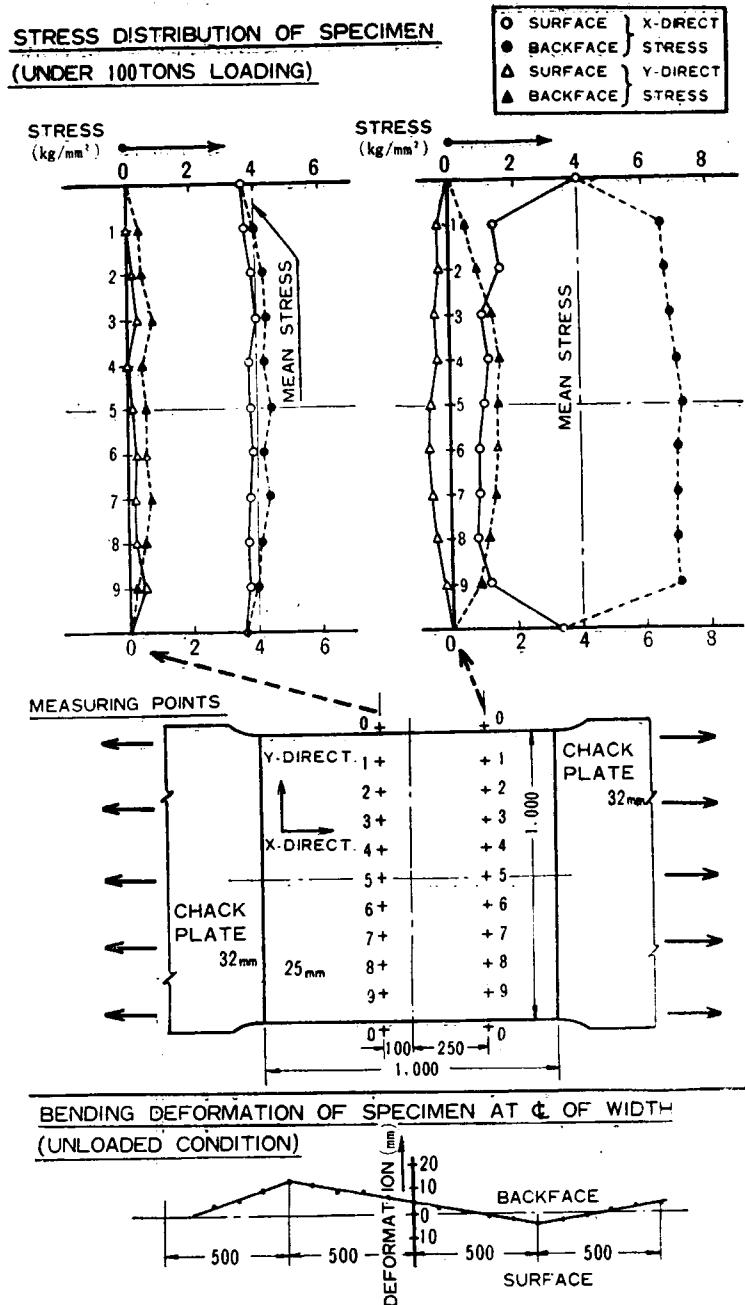


Fig. 1.1.9 Stress Distributions of Test Plate

### 1.1.2.3 残留応力除去処理

#### [1] 機械的残留応力除去

機械的残留応力除去処理は破断試験に先立つて試験片を  $+20^{\circ}\text{C}$  の温度で予め引張荷重を加えることによつて行つた。予引張 (pretension) の応力は供試験材の降伏応力までの 5 段階、すなわち、5,

10, 15, 20, 23 kg/mm<sup>2</sup> に設定した。そしてこれらの各応力下で機械的応力除去を行つた後、試験片を再び無負荷の状態に戻し、所定の温度すなわち -30°C および -50°C に冷却してそれから破断試験を行つた。溶接継手中央部の切欠は、構造物の実情に即して機械的応力除去の以前に加工した。

## 〔2〕 応力除去焼鈍

一方、一部の試験片は炉中焼鈍により残留応力除去を行つた。焼鈍温度は 320°C, 420°C, 520°C, 620°C の 4 段階とし、それぞれの焼鈍温度における保持時間は 1 時間一定とした。また切欠はすべて焼鈍後加工を行つた。

### 1・1・3 実験結果ならびに考察

溶接したままの試験片および残留応力除去処理を行つた試験片の破断試験結果の総括を Table 1・1・4 に示す。

#### 1・1・3・1 溶接したままの試験片の破壊の様相

溶接したままの試験片の破断応力と試験温度との関係を Fig. 1・1・10 に示す。この図には比較のために、母材のみの広巾切欠引張試験による亀裂発生応力温度曲線および S.O.D. 試験（打撃エネルギー = 125 kg·m）による母材の脆性亀裂伝播の限界応力曲線をも併せて記入した。

Fig. 1・1・10 から得られた事実は概略次の如くである。

##### 〔1〕 高応力下の破壊

破断面が延性破壊を示す高温になると、試験片の破断応力は母材の引張強度  $\delta_u$  に近い高い値を示す。ところがある温度より低温になると脆性破面を示し、破断応力は Fig. 1・1・10 の曲線 P-Q に沿つて急激に減少する。この破断応力の急激に変化する遷移温度は予め行つた Tipper 等の工業的切欠靱性試験による母材の破面遷移温度  $T_f$  にほぼ一致する。

さらに試験温度が下ると試験片の破断応力はほぼ材料の降伏点 ( $\sigma_y$ ) に近い値となり、その値は母材のみの広巾切欠試験によってえられた残留応力のない場合の脆性破壊の発生応力曲線 Q-R 上にプロットされる。

##### 〔2〕 低応力下の破壊

試験温度がある限界温度  $T_c$  以下になると縦溶接継手の破断応力は Fig. 1・1・10 の斜線部であらわすような遷移現象を示し、その遷移領域より低温側においては 3~7 kg/mm<sup>2</sup> というかなり低い応力下で一段破壊 (single stage fracture) を起している。これらの破断応力の値はいずれも、S.O.D. 試験で得られた母材の亀裂伝播限界応力曲線 V-W 直上にあるが、このことはすでに述べた如く溶接方向の高い引張残留応力が重量することによって、低い外応力下においても脆性亀裂が発生し、かつ伝播し得るという 2 つの条件を同時に満足したことを示すものである。

なお破断応力の 3~7 kg/mm<sup>2</sup> というばらつきは主として試験片個々の残留応力分布あるいは切欠形状等の相異に起因するものと考えられる。

一方、母材の亀裂伝播限界応力以下で亀裂を生じた試験片 A-6 では亀裂はある長さ進展しただけで一旦停止し (partial fracture)，これが完全破壊を起すためには上述の曲線 Q-R に達する高い応力を必要とした。この現象は部分破壊 (partial fracture) により溶接継手近傍の高い引張残留応力が

Table 1·1·4 Summary Result of Notch Tension Tests on Wide Longitudinal Welded Plate

Treatment for Stress Relieving	Machining Process of Notch	Specimen Code Number	Length of Partial Fracture (mm)	Temperature (°C)		Mean Stress <sup>(1)</sup> (kg/mm <sup>2</sup> )		Elongation (%) G.L.=1,000 mm		Mode of Fracture <sup>(2)</sup>
				Partial Fract.	Comp. Fract.	Partial Fract.	Comp. Fract.	Partial Fract.	Comp. Fract.	
As Welded	After Weld	A-1	—	—	-13	—	24.4	—	0.15	H
		A-2	—	—	-42	—	3.3	—	0.02	S
		A-3	98	46	—	26.2	—	0.37	—	
			138	46	—	28.6	—	0.46	—	
			231	46	—	33.8	—	0.47	—	M
			700	46	—	37.0	—	>0.47	—	
		A-4	—	—	-2	—	15.0	—	0.07	S
		A-5	—	—	-45	—	5.7	—	0.02	S
		A-6	373	-20	-17	2.5	26.4	0.02	0.16	M
		A-7	—	—	-26	—	7.6	—	0.03	S
		A-8	—	—	10	—	25.5	—	0.44	H
		A-9	85	24.5	—	23.6	—	0.19	—	
			215	24.5	24.5	25.3	—	0.36	—	
			565	24.5	—	27.7	32.1	0.56	—	
			691	24.5	—	31.0	—	>0.57	—	M
		A-10	—	—	-6	—	26.3	—	0.16	H
		A-11	—	—	1	—	24.4	—	0.16	H
		A-12	—	—	-17	—	25.6	—	>0.12	H
		A-13	—	—	-4	—	25.8	—	0.18	H
		A-14	—	—	-59	—	7.2	—	0.02	S
M.S.R. <sup>(3)</sup> 5.2 kg/mm <sup>2</sup>	After Weld & Before M.S.R.	M-5	—	—	-28	—	9.7	—	0.05	S
		M-10	—	—	-28	—	16.9	—	0.07	S
		M-15	—	—	-27	—	16.1	—	0.07	S
		M-20	—	—	-26	—	23.2	—	0.11	H
		M-5	—	—	-54.5	—	4.6	—	0.03	S
		M-15	—	—	-48	—	15.8	—	0.10	S
		M-10	—	—	-49	—	14.9	—	0.06	S
		M-23	—	—	-28	—	25.9	—	0.11	H
		M-15	—	—	0	—	25.1	—	0.19	H
		Anneal 620°C 1 hr.	L-620	—	—	-31.5	—	24.6	—	0.20
After Annealing	Anneal 620°C 1 hr.	L-520	—	—	-29.5	—	27.3	—	0.19	H
		L-420	—	—	-32.5	—	23.2	—	0.11	H
		L-320	—	—	-32	—	13.7	—	0.08	S
		L-620	—	—	-51	—	29.7	—	0.24	H
		L-520	—	—	-50	—	27.5	—	0.18	H
		L-420	—	—	-49	—	26.0	—	0.15	H
		L-320	—	—	-48	—	20.6	—	0.11	H

Note : (1) Mean stress is calculated in the following manner,

$$\sigma = \frac{P}{t(B-l)} \quad \text{where, } P: \text{Load at fracture} \quad l: \text{Length of partial crack}$$

B: Initial breadth of specimen    t: Original plate thickness

(2) Mode of fracture: S: Single stage fracture at low stress level

H: Fracture at high stress level    M: Multiple stage fracture

(3) M. S. R.: Mechanical stress relieving by pre-loading at 20°C

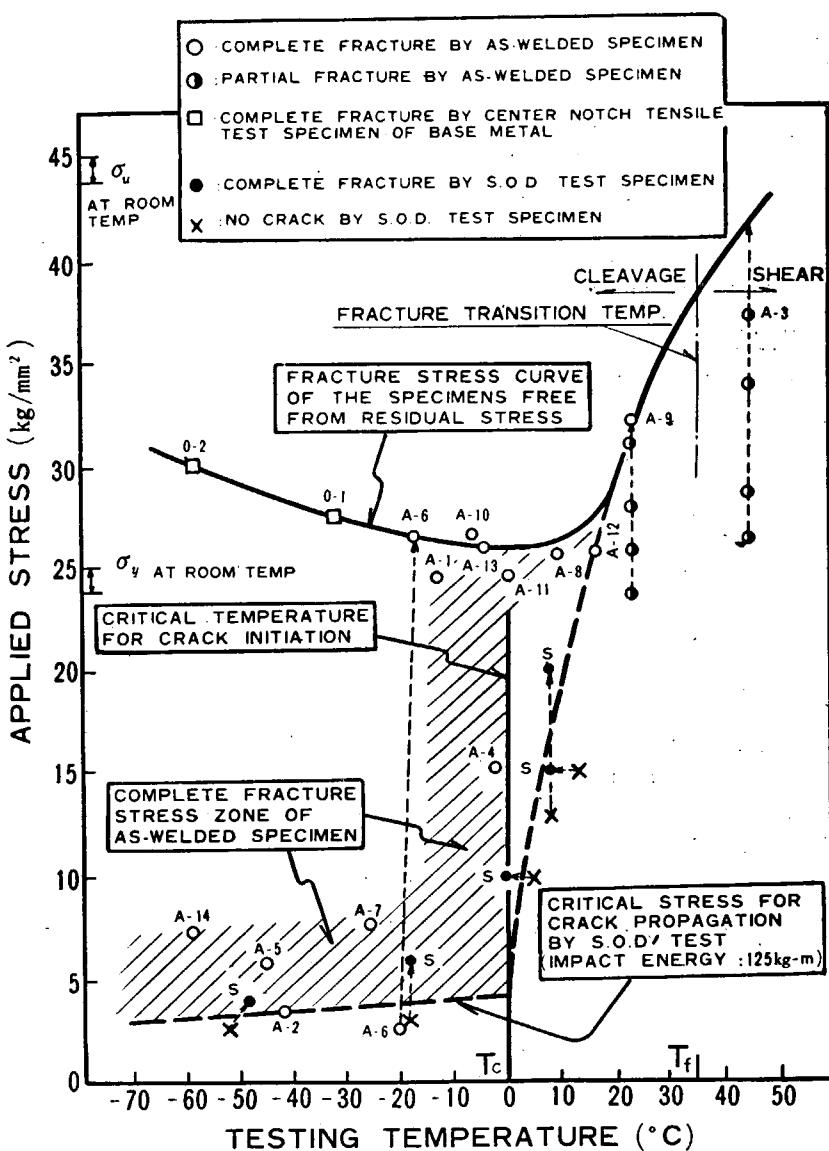


Fig. 1-1-10 Summary Results of Notch Tension Tests on As-Welded Specimens, Showing additionally the Crack Initiation Stress Curve and the Critical Stress Curve for Crack Propagation of Base Metal

開放せられ、亀裂が再発生するためには母材の降伏点にほぼ等しい応力を必要とするからであると考えられる。

以上の事実によつて、溶接継手の切欠引張試験において亀裂発生時の外部応力が脆性破壊伝播の限界応力より低いか高いかによつて2つの異つた現象を呈し、部分破壊を生じた場合には試験片の完全破断応力に対する残留応力の影響は見られず、一方では残留応力の存在によつて完全破断応力はきわめて低い値となることがわかる。なお、前回に行われた試験<sup>5)</sup>においては多くの部分破壊例を見たのにくらべて、今回の実験ではたつた1例しか起らなかつたが、この両者の実験における部分破壊発

生の相異に関しては次の諸因子によるものと思われる。すなわち

- (a) 切欠の長さ、尖鋭度等形狀の影響
- (b) 切欠底部における残留応力分布の影響
- (c) 切欠底部における溶接熱応力サイクルの相異の影響
- (d) 溶着鋼が破断する時に生ずる機械的エネルギーの影響\*

等で、これらの諸因子が溶接継手の脆性破壊強度におよぼす影響に関しては、さらに今後の研究によつて解明する必要があると考えられる。

### 1・1・3・2 機械的応力除去処理の影響

機械的応力除去処理を行つた溶接継手の広巾切欠引張試験結果の総括を Fig. 1・1・11 に示す。

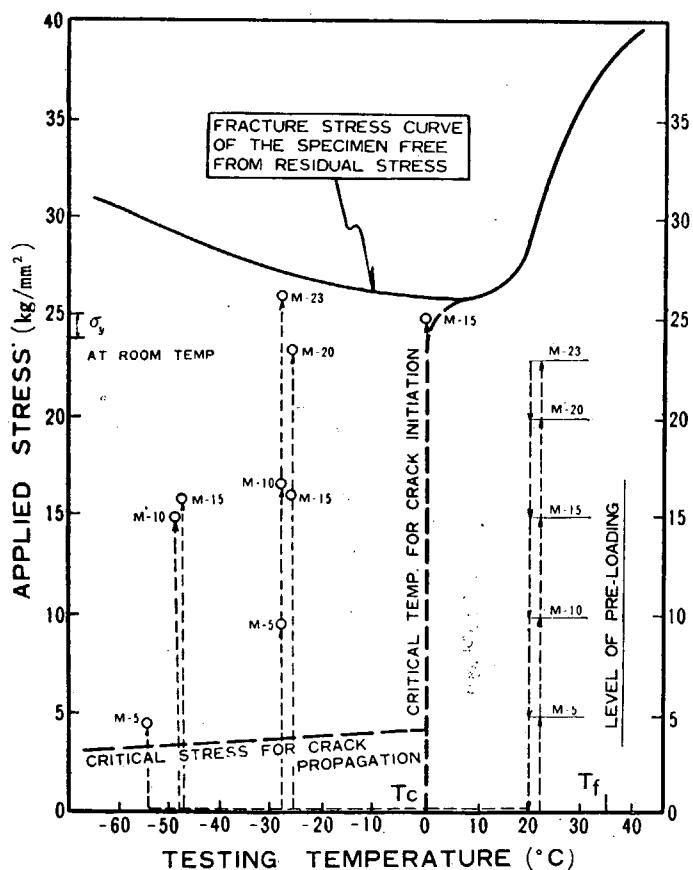


Fig. 1・1・11 Summary Results of Notch Tension Tests on Mechanical-Stress-Relieved Specimens, Showing the Effect of Stress Relieving on Fracture Strength

Fig. 1・1・11 において破断応力におよぼす機械的応力除去の影響を見ると、室温 (+20°C) において予引張 (pretension) を与えた一連の試験片の破断応力は -30°C および -50°C の各試験温度において予引張応力にほぼ等しいかあるいはそれよりやや高い値を示している。予引張と破断試験の両段階における試験片の荷重-伸び曲線の1例を示すと Fig. 1・1・12 の如くなる。

\* 前回の試験においては切欠部の溶着鋼は予め切断していなかった。

また同一の試験温度においては試験片の破断応力は予引張の応力に比例し、予引張の応力が高くなると、それに伴つて試験片の破断応力も上界している。そして予引張の応力値を母材の降伏応力に近い  $23 \text{ kg/mm}^2$  まで上げると、試験片の破断応力は上述の A-6 試験片に示すように残留応力が解放せられた場合の破断応力にほぼ匹敵する値を示すようになる。

以上の事実から溶接継手の亀裂発生に関する限界温度  $T_c$  より高い温度において予め荷重を加えた溶接構造物はその構造材料の限界温度  $T_c$  以下の温度領域において予引張の応力値以下では一段脆性破壊 (single stage brittle fracture) を起し難いということが明らかとなつたのであって、これらの現象の理論的な解析については第 1 章-2 にて述べる。

### 1.1.3.3 残留応力除去焼純の影響

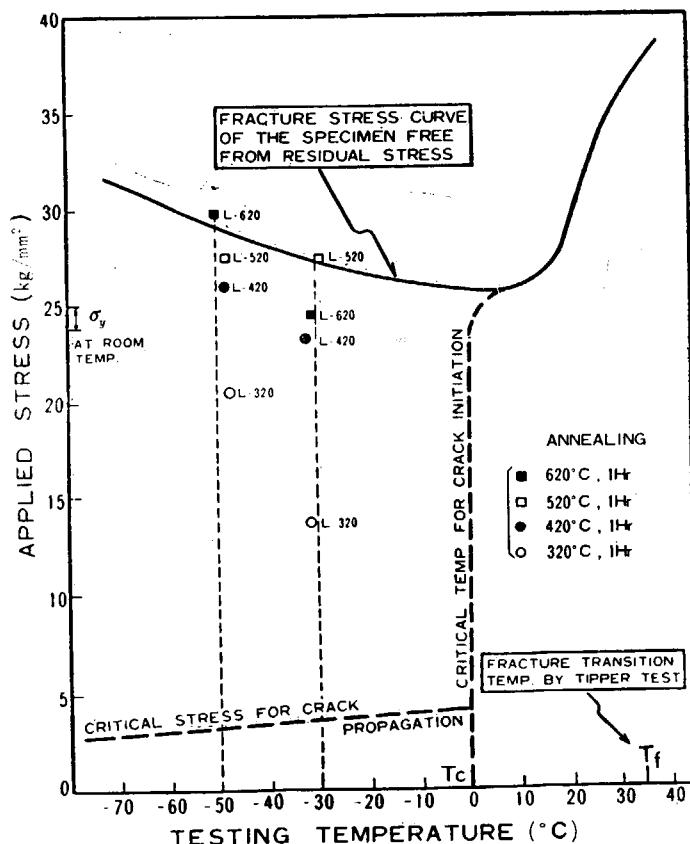


Fig. 1.1.13 Summary Results of Notch Tension Tests on Annealed Specimens, Showing the Effect of Stress Relieving on Fracture Strength

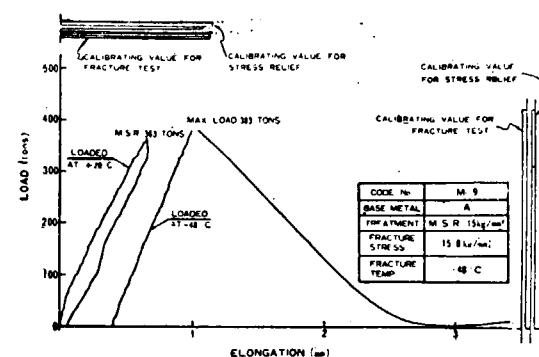


Fig. 1.1.12 An Example of Load-Elongation Curve, Obtained by Pre-loading for Mechanical Stress Relieving and Fracture Test

残留応力除去焼鈍を行つた溶接継手の広巾引張試験結果の総括を Fig. 1·1·13 に示す。

Fig. 1·1·13において試験片の破断応力におよぼす焼鈍温度の影響を見ると、予め  $620^{\circ}\text{C}$ ,  $520^{\circ}\text{C}$  および  $420^{\circ}\text{C}$  で各一時間焼鈍を行つた試験片の破断応力は、亀裂発生の限界温度  $T_c$  以下の  $-30^{\circ}\text{C}$  および  $-50^{\circ}\text{C}$  という所定の温度で母材の降伏応力に近い値を示した。ただし例外として  $320^{\circ}\text{C}$  で一時間焼鈍を行つた試験片はいずれも比較的低い外応力で一段脆性破壊した。これによつて  $320^{\circ}\text{C}$  一時間の応力除去は低応力下の脆性破壊の防止の見地から溶接構造の残留応力除去が不充分であることが明かとなつた。

#### 1·1·4 溶接継手の破壊強度に関する一般的考察

溶接継手の破壊強度に関して一般的な考察を行うと Fig. 1·1·14 に示す如くなるものと考えられるが、以下これについての概要をのべる。

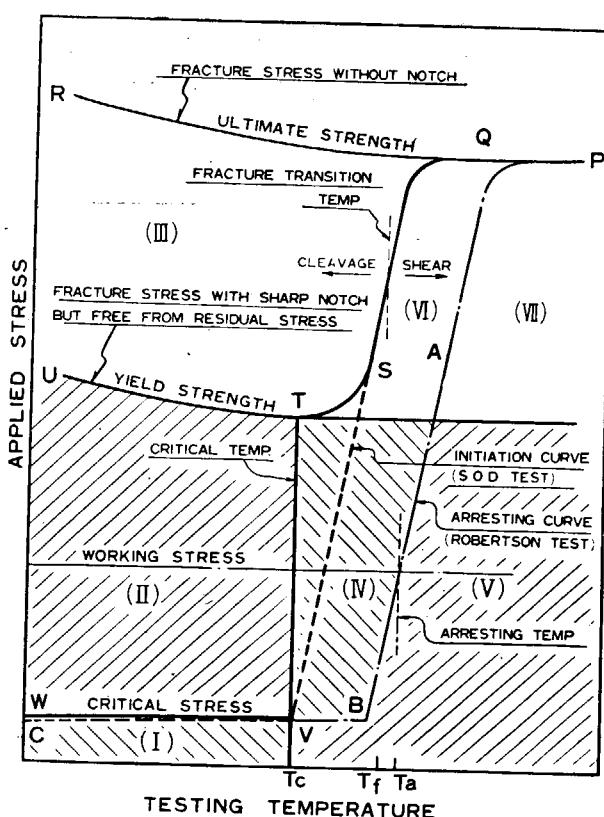


Fig. 1·1·14 Schematic Diagram on Fracture Strength of Welded Plate  
Description :

- Region (I): Initiation but non-propagation (with residual stress and sharp notch)
- Region (II): Initiation and propagation (do.)
- Region (III): Initiation and propagation (with dull notch free from residual stress)
- Region (IV): Non-initiation (with residual stress and sharp notch)
- Region (V): Non-initiation and arrest (do.)
- Region (VI): Initiation but non-propagation (with sharp notch free from residual stress)
- Region (VII): Initiation but non-propagation and arrest (with sharp notch)

まず鋭切欠を持たない溶接継手引張試験片についてみると、その強度は Fig. 1-1-14 の曲線 PQR に示す如く各温度において継手の引張強さ (ultimate strength) と考えてよい。

しかし鋭切欠の存在する試験片の破断応力は継手の破面遷移温度  $T_f$  において曲線 PQSTU に示す如く急激な遷移現象を呈する。すなわち Tipper 試験による破面遷移温度  $T_f$  以上の高温になると剪断破壊 (shear fracture) を生じ、その破断応力は材料の引張強さにほぼ等しいが、 $T_f$  以下の温度になると試験片の破面は壁開型 (cleavage fracture) となり、その破壊応力は減少してほぼ材料の降伏応力に近い値を示す。

さらに高い引張の残留応力場に鋭切欠が存在すると、溶接継手の破断応力は  $TV$  で示す限界温度 (critical temperature)  $T_c$  以下の温度において再び急激に減少する。次に脆性破壊の伝播に要する限界応力と温度との関係を示すと曲線 VW の如くなり、 $T_c$  以下の温度領域において脆性破壊は比較的の低応力下で伝播し得ることとなる。脆性破壊の発生に関する限界温度  $T_c$  は溶接継手の広巾切欠引張試験によつて得られる材料的常数 (material constant) であるが、これはまた S.O.D. 試験によつて得られる破壊発生温度-応力曲線にもよく類似しているものと考えられる。しかし後者は打撃エネルギーの大きさによつて若干変動する可能性がある。

Robertson 試験によつて得られる脆性破壊の伝播停止遷移温度-応力曲線を Fig. 1-1-14 の曲線 ABC で示す。ここで停止遷移温度 (arresting temperature)  $T_a$  はほぼ外応力の値に従うものであるから、 $T_a$  は構造物の使用応力 (working stress) における停止遷移温度として定義せられるべきものと考えられる。この停止遷移温度  $T_a$  は S.O.D. 試験の遷移温度あるいは溶接継手の亀裂発生の限界温度  $T_c$  に較べると高温側にあり、Tipper 試験等による破面遷移温度  $T_f$  にはほぼ等しいものと考えられる。

以上の事項より脆性破壊の問題は次のような表現で類型化することによつて処理し得るものと考えられる。

- (1) 脆性破壊の発生
- (2) 脆性破壊の伝播
- (3) 脆性破壊の停止

そしてまた各温度における溶接継手の破壊応力に関しては Fig. 1-1-14 に示す如く 7 領域に分けて、その各領域の特性についてはさらに Fig. 1-1-14 の脚註の如く定義し得るものと考へる。この定義における脆性破壊の “arrest” は或る温度および応力条件における飽和速度である長さの距離を伝播した脆性亀裂の停止を意味し、また “non-propagation” は小さな部分破壊は生じるが溶接継手全長にわたつての完全破壊は起きないと意味するものである。

## 1-1-5 結論

以上残留応力除去処理が溶接継手の脆性破壊強度におよぼす影響を調査する目的を以つて、溶接したままのものおよびこれを種々の条件で予引張および焼鈍による残留応力除去処理を行つた溶接継手の長手方向の広巾切欠引張試験の結果を総括すると次のような結論が得られる。

- [1] 溶接したままの試験片は脆性破壊発生の限界温度以下の温度領域において、母材の脆性破壊

伝播の限界応力以上ではあるが、かなり低い応力下（例えば  $3\sim7 \text{ kg/mm}^2$ ）で完全破断を生ずる。

〔2〕 脆性破壊発生の限界温度以上で予め引張応力を与えることにより、残留応力除去処理を行つた溶接継手試験片の破断応力は、限界温度以下の温度領域において予引張（pre-tension）の応力値に略々等しいか、あるいは稍々それより高い値を示す。この機械的応力除去試験片の破断応力は予引張の応力値に略々比例し、予引張の応力値が高くなるに従つて溶接継手の破断応力もまた高い値が得られる。

〔3〕  $620^\circ\text{C}$ ,  $520^\circ\text{C}$  および  $420^\circ\text{C}$  で各 1 時間炉中焼鈍を行つた溶接継手の脆性破壊強度は脆性破壊発生の限界温度以下の温度領域において略々母材の降伏応力に近い値を示す。しかし  $320^\circ\text{C}$  で 1 時間焼鈍を行つた場合には比較的低い応力下で完全破断を生じ、この条件における応力除去焼鈍は溶接構造物の脆性破壊の防止には不充分であると考えられる。

以上の結果より脆性破壊発生の限界温度  $T_c$  以下の温度領域における溶接継手の完全破断応力は、残留応力の分布の程度あるいは残留応力除去処理の程度によって、母材の亀裂伝播の限界応力より降伏応力までの範囲における各値をとることが判り、本実験により残留応力が溶接構造物の脆性破壊に重大な影響をおよぼすという前回に行つた実験の結論を再確認すると共に、残留応力除去処理が溶接構造物の脆性破壊強度におよぼす影響を明らかにした。

#### 1・1・6 溶接構造物の脆性破壊の防止に関する一試案

上述の実験結果より、溶接構造物の脆性破壊の防止に関して次のような提案を行うことが出来ると考える。

すなわち溶接による高い引張残留応力場と鋭い切欠をなす溶接欠陥とが同時に存在する溶接構造物が、その構造用鋼の脆性破壊発生の限界温度以下の温度領域において止むを得ず使用される場合には、設計応力以下の低い外力下で脆性破壊の発生と伝播とが同時に起り、重大な損傷をまねく可能性がある。この損傷を防ぐ方法には、非破壊検査法を適用して溶接欠陥を発見し、且つこれを補修するか、あるいは熱処理によつて残留応力を除去すればよい。

しかるに実際の溶接構造物において上述の処置が充分に採れない場合には、その構造用鋼の亀裂発生の限界温度以上の温度範囲において予めその構造物の使用応力あるいはそれよりいくぶん高い妥当な引張応力を加えることを推奨する。

すなわち圧力容器に例をとれば、その容器の構造材料の亀裂発生の限界温度以上において水圧試験等により、予め使用応力あるいはそれよりいくぶん高い妥当な引張応力を与えると、たとえその容器が構造用鋼の亀裂発生の限界温度以下の温度範囲において使用されたとしても、充分脆性破壊を防止することが出来るものと考えられる<sup>8)</sup>。

#### 参考文献

- 1) T. S. Robertson: "Propagation of Brittle Fracture in Steel", Journl. Iron & Steel Inst., Dec. 1953.
- 2) F. J. Feely, Jr., M. S. Northup, S. R. Kleppe & M. Gensamer: "Studies on the Brittle

- Fracture of Tankage Steel Plates", Weld. Journ., Dec. 1955, pp. 596s to 607s.
- 3) 吉謙雅夫, 金沢 武: 脆性破壊の伝播機構に関する一考察, 造船協会論文集 No. 182, 1957, pp. 39~44.
  - 4) A. A. Wells: "The Brittle Fracture Strength of Welded Steel Plates", Quarterly T. I. N. A., July 1956, Vol. 48, No. 3, pp. 296~326.
  - 5) 木原 博, 増淵興一: 脆性破壊におよぼす残留応力の影響に関する一考察, 造船協会論文集 No. 103, 1958, pp. 251~262.
  - 6) H. Kihara, K. Masubuchi: "Prevention of Brittle Fracture in Welded Structure", Report in 1958 Meeting of Commision X of I. I. W. Document No. X-198-580 E.
  - 7) H. Kihara, K. Masubuchi, I. Kusuda & K. Iida: "Initiation and Propagation of Brittle Fracture in Residual Stress Field", Report in 1959 Meeting of Commision X of I. I. W. Document No. X-219-59.
  - 8) H. Kihara, K. Masubuchi & H. Ishii: "Effect of Welding Residual Stress on Brittle Fracture Strength of Welded Spherical Container", Report in 1959 Meeting of Commision X of I. I. W. Document No. X-220-59.

## 第1章-2 残留応力除去試験片における残留応力および 残留歪エネルギー解放率に関する研究

### 1.2.1 まえがき

溶接構造物の低応力下における脆性破壊, すなわち溶接残留応力が溶接継手の脆性破壊発生応力におよぼす影響については前年度予備研究が行なわれ, 本年度は更に残留応力除去の効果に関して系統的な実験研究が実施された(研究項目 I-1-a)。その結果によれば残留応力を除去した試験片の脆性破壊発生応力は, 常に除去のため, あらかじめかけた外応力値よりも高く出ている。これは現場的にも重要な結果であつて, 溶接構造物をあらかじめその材料の脆性破壊伝播停止温度  $T_a$  以上の高温で応力除去しておけば,  $T_a$  以下の低温で使用した場合でも構造物にかかる応力があらかじめ応力除去のためかけた応力より若干高い値に達するまでは脆性破壊が発生しないことを意味している。

さて溶接継手に存在する切欠から脆性破壊が発生するための条件は, 外力および継手の残留応力の外に切欠の鋭さ, 材料の化学成分および粒度, 热処理, 切欠底部の受けた引張あるいは圧縮歪の履歴および量その他により左右されるし, また一旦発生した脆性破壊が伝播を継続するための条件は伝播速度, 伝播中の歪エネルギー解放率の変化その他によって影響を受ける。したがつて脆性破壊の発生あるいは伝播の問題を詳しく究明するためには, 以上の諸要因について明細な検討を行なう必要がある。しかしながら上に述べたような場合には残留応力(機械的応力除去前に切欠を加工した場合には残留応力と歪履歴)を除く外の諸要因は同一であり, 結局残留応力分布の相違による要因が各継手の脆性破壊強度を左右していると考えられる。

本報告においては, この見地から残留応力による残留歪エネルギーおよび外力による歪エネルギーを考え, これが脆性破壊の発生並びに伝播の平衡条件を支配するとして検討を行なつた。すなわち破

壊試験片とほぼ同一形状の縦縫手試験片についてそれぞれ数段階の機械的応力除去を行ない、各試験片の残留歪エネルギーを測定して残留応力と外力との重量により発生する脆性破壊の発生並びに伝播に伴なう歪エネルギー解放率を求め、これに基づいてさきに述べた実験事実の解析的検討を行なつた。

### 1・2・2 試験片および試験方法

板厚 18 mm の軟鋼板 (0.15 C, 0.06 Si, 1.00 Mn, 0.01 P, 0.021 S) を  $400 \times 1,400$  mm にガス切断し、 $630^{\circ}\text{C}$ , 1 hr. の応力除去焼鈍を行なつてから、長手方向に X 開先 (対称  $70^{\circ}$ , 開先深さ両面より 6 mm, ルート面 6 mm) を加工し、適正条件で表裏 1 層ずつ自動溶接 (#36,  $3/16''\phi \times \#20$ ) して縦縫手試験片 ( $800 \times 7,400 \times 18$  mm) 6 枚を作製した (Fig. 1・2・1)。

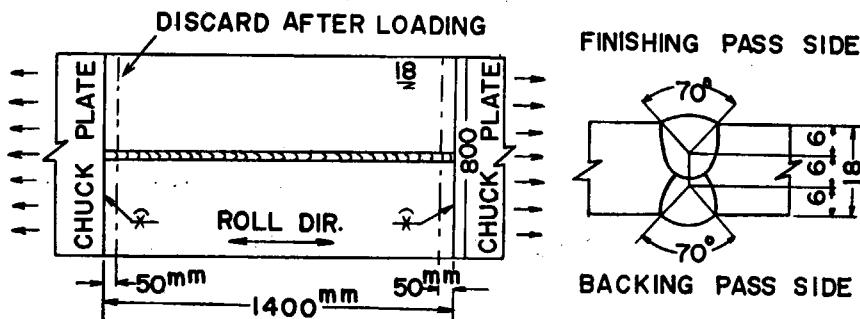


Fig. 1・2・1 Test Specimen and Edge Preparation

ついで室温においてそれぞれ 5 条件 (平均応力で 5, 10, 15, 20, 25 kg/mm<sup>2</sup>) の外力をかけ機械的応力除去を行なつた。なお試験片の母材および溶着金属部より JIS 2 号試験片 ( $6.25 \text{ mm}\phi$ ) を切り出して引張試験を行なつた結果は次の通りである。

	溶着金属	母材
降伏点	$36.4 \text{ kg/mm}^2$	$26.8 \text{ kg/mm}^2$
抗張力	$51.1 \text{ kg/mm}^2$	$47.3 \text{ kg/mm}^2$
伸び率 (G.L.=50 mm)	24.2 %	30.3 %
断面収縮率	56.1 %	64.1 %

チャックの溶接および切断の影響を除くため応力除去した試験片はその両端を 50 mm ずつ機械加工により切り落し、Fig. 1・2・2 のように R 線の表裏両面に 2 軸ロゼット歪計 (G.L.=4 mm, 5 mm) を貼付してから、歪計を含む幅 70 mm の帯板に切り出して各試験片における残留応力の継手と直角方向分布を求めた。

継手中央から継手と直角方向に対称に拡大して行くスリットの弾性的喰い違いを測定するため、あらかじめ Fig. 1・2・2 の S 線に沿つて  $1/16''\phi$  の鋼球を G.L. 10 mm で打ち込んだ。測定点は表裏および左右対称とし、接手中心より 5 mm 乃至 50 mm 間隔に配置した。つぎに継手中心に  $3 \times 20$  mm のスリットを開け、これを順次継手と直角方向に対称に拡大しながら繰り返し G.L. の変化を

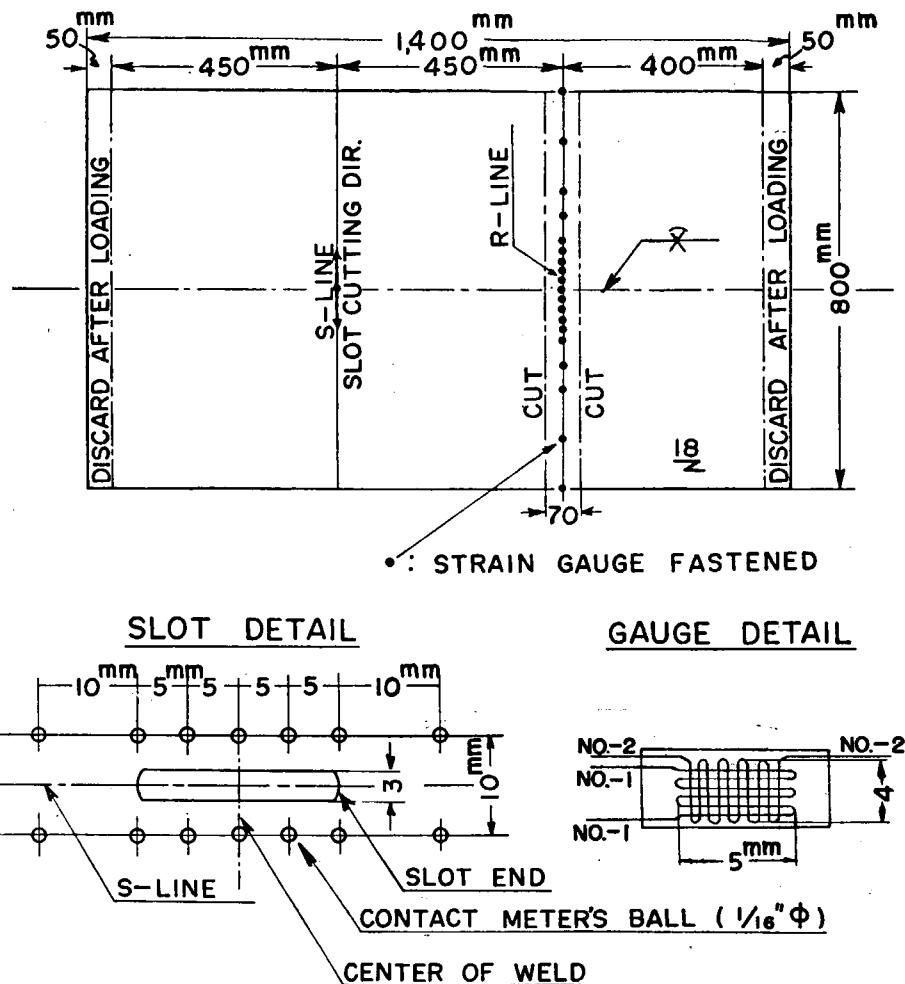


Fig. 1·2·2 Arrangement of Strain Gauges and Contact Meter Balls

測定した。測定に使用した計器は Pfender の Contact Meter および Feucht の BAM-Adapter である。

### 1·2·3 試験結果

#### 1·2·3·1 残留応力

As Weld 試験片および応力除去した試験片における継手方向残留応力の継手と直角方向分布を一括して Table 1·2·1 及び Fig. 1·2·3 に示す。図中の各線は試験片の表裏面で測定した値の平均値を示しているが、表裏面における継手方向応力の差は継手中心部で  $4 \text{ kg/mm}^2$  程度であった。

継手と直角方向の残留応力は各試験片とも同様な分布を示し、継手中心で  $7 \text{ kg/mm}^2$  程度の引張応力であり、継手中心から遠ざかるにつれてなだらかに減少していた。

溶接残留応力の機械的応力除去機構を極く観念的に考えれば、溶着金属部の残留応力がその降伏点に達している場合にはかけただけの応力が除去され、また達していない場合にはかけた外力から降伏

Table 1·2·1 Summary of Longitudinal Residual Stress Data

Dist. from Weld C. L. (mm)	Specimen No.	Longitudinal Residual Stress $\sigma_y$ (kg/mm <sup>2</sup> )					
		A - 0 (As-Weld)	A - 5	A - 10	A - 15	A - 20	A - 25
0		31.3	29.3	25.4	22.7	18.0	6.9
12.5		30.1	28.0	24.8	22.2	17.1	6.1
25		24.8	24.4	22.0	19.5	14.6	1.8
50		12.4	13.9	13.0	10.0	5.9	-1.2
75		-0.3	-0.2	-2.0	-2.2	-3.0	-1.7
100		-5.6	-5.7	-6.5	-5.1	-4.2	-1.9
150		-5.3	-5.6	-5.8	-4.7	-3.4	-0.1
200		-4.6	-4.7	-4.6	-4.0	-2.5	0
300		-3.4	-3.3	-2.6	-2.5	-1.4	0
400		-2.6	-2.3	-1.4	-1.6	-0.9	0

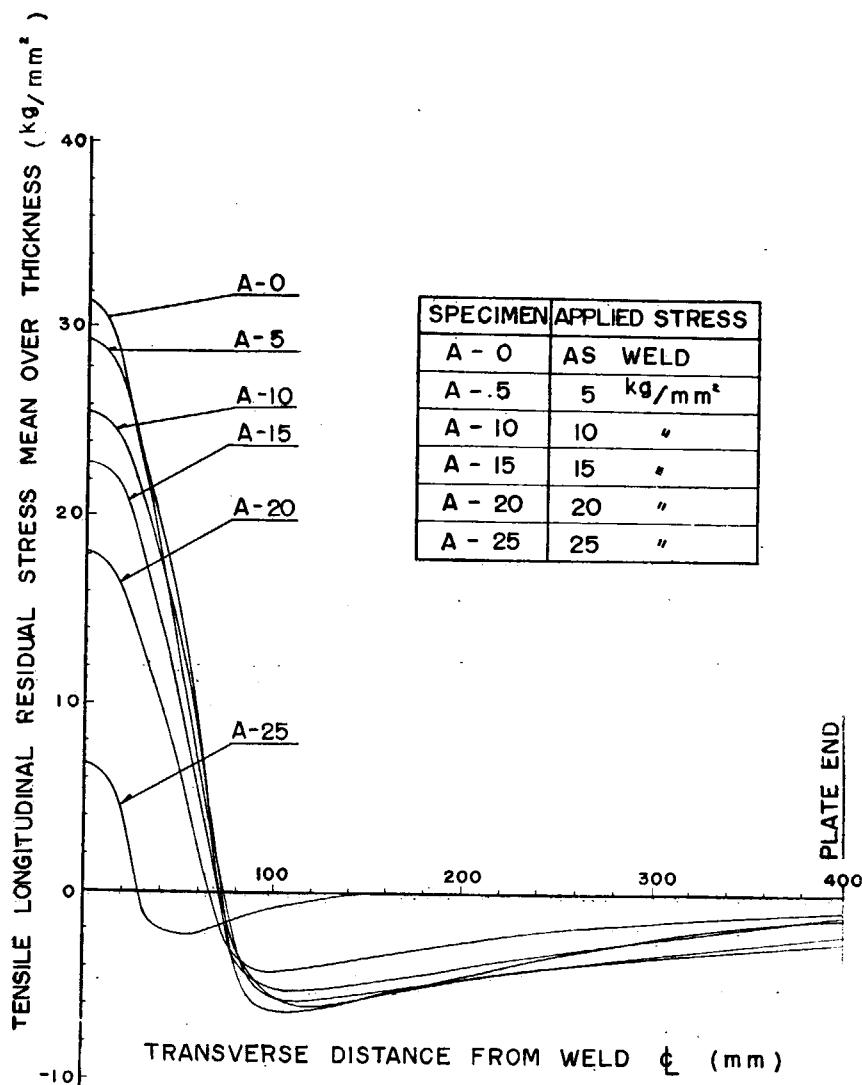


Fig. 1·2·3 Transverse Distributions of Longitudinal Residual Stress in As-Welded and Mechanically Stress-Relieved Specimens (Half of Plane with Longitudinal Weld on Center Line)

点と残留応力との差分を引いただけの応力が除去されると考えられる。今の場合、溶着金属の降伏点は  $36.4 \text{ kg/mm}^2$  であり、一方 As Weld 試験片の残留応力は  $31.3 \text{ kg/mm}^2$  であるから、応力除去のためかけた応力より  $5.1 \text{ kg/mm}^2$  引いた分が有効に効くことになる。測定結果は大体においてこの簡単な推論に近い値を示している。

引張残留応力の存在する領域は外力の大きい程内側に移る傾向があり、特に平均応力  $25 \text{ kg/mm}^2$  で応力除去した場合にはこの傾向が顕著である。これは外応力がある程度以上高くなるにつれて塑性域に入る範囲が広くなるためであつて、W. M. Wilson<sup>1)</sup> の推論とも合っている。

### 1・2・3・2 弾性的喰い違い

縫手中心から縫手と直角方向に対称にスリットが進展して行く際の弾性的喰い違いの分布を Table 1・2・2 および Fig. 1・2・4・1～Fig. 1・2・4・6 に示す。各曲線は表裏面の平均値を示しているが、スリットと直角方向の口の開きはスリットの半幅をパラメーターとして順次増大している。図から明らかなように、スリットの半幅が引張残留応力の存在する領域である  $70 \text{ mm}$  程度までは分布曲線も相似であるが、それ以後は特異な分布曲線となる。応力除去した試験片においては当然のことながら除去応力の高い程、分布曲線の最大値は低くなるが、分布の傾向は As Weld 試験片と同様であつた。

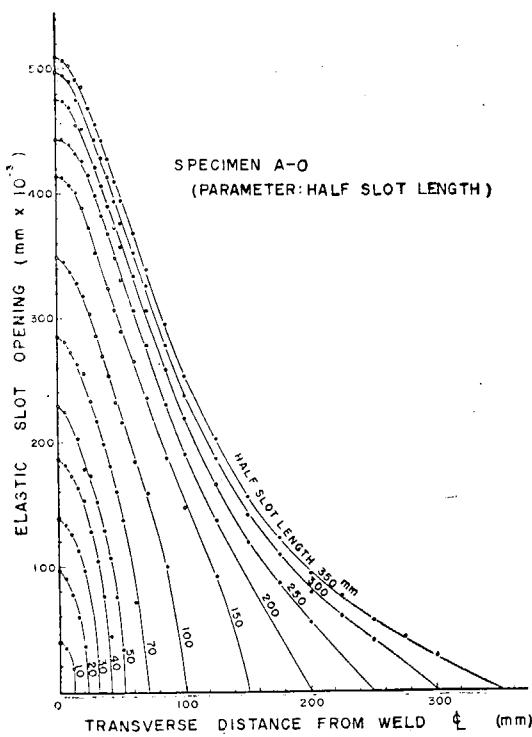


Fig. 1・2・4・1 Distributions of Elastic Slot Openings in As-Welded Specimen  
(Half of Plane with Longitudinal Weld on Center Line)

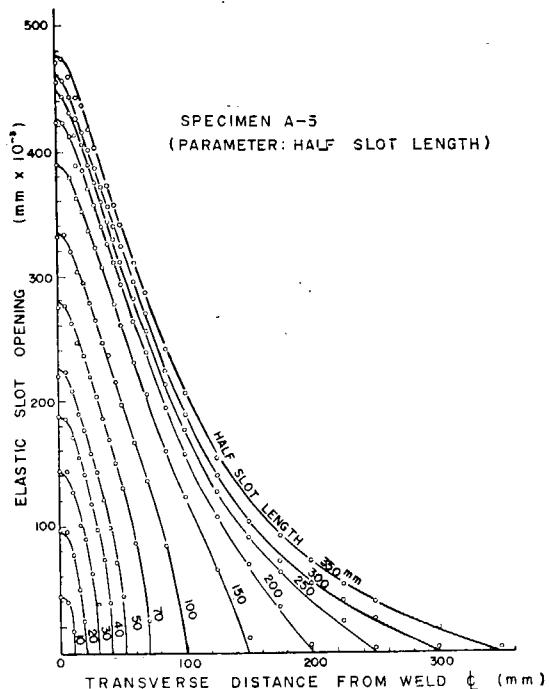


Fig. 1・2・4・2 Distributions of Elastic Slot Openings in Mechanically Stress-Relieved Specimen  
Loaded up to  $5 \text{ kg/mm}^2$   
(Half of Plane with Longitudinal Weld on Center Line)

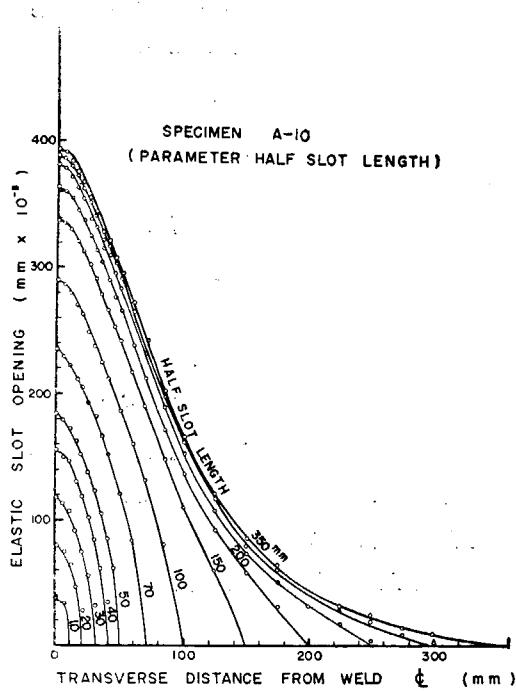


Fig. 1·2·4·3 Distributions of Elastic Slot Openings in Mechanically Stress-Relieved Specimen Loaded up to  $10 \text{ kg/mm}^2$   
(Half of Plane with Longitudinal Weld on Center Line)

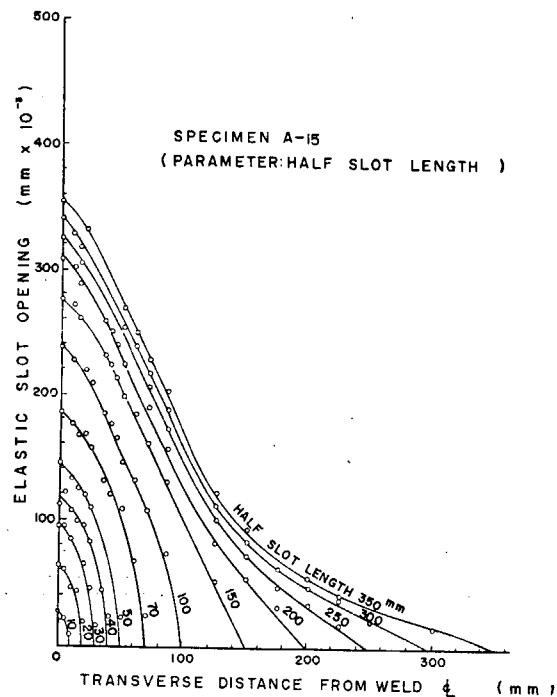


Fig. 1·2·4·4 Distributions of Elastic Slot Openings in Mechanically Stress-Relieved Specimen Loaded up to  $15 \text{ kg/mm}^2$   
(Half of Plane with Longitudinal Weld on Center Line)

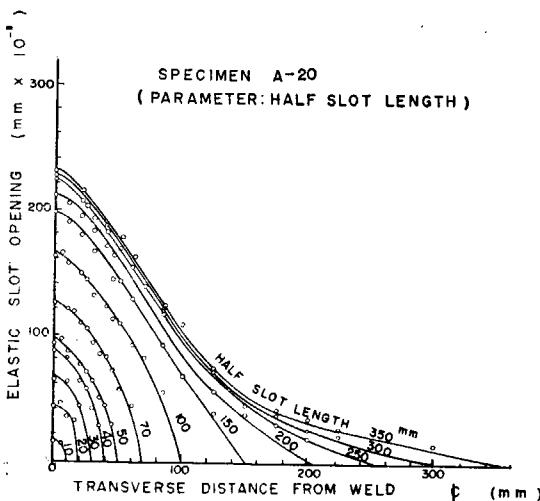


Fig. 1·2·4·5 Distributions of Elastic Slot Openings in Mechanically Stress-Relieved Specimen Loaded up to  $20 \text{ kg/mm}^2$   
(Half of Plane with Longitudinal Weld on Center Line)

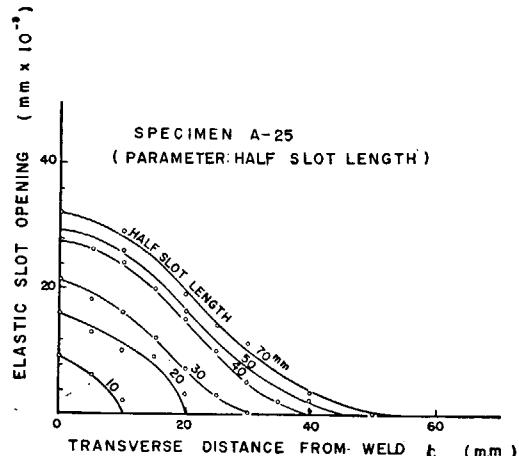


Fig. 1·2·4·6 Distributions of Elastic Slot Openings in Mechanically Stress-Relieved Specimen Loaded up to  $25 \text{ kg/mm}^2$   
(Half of Plane with Longitudinal Weld on Center Line)

Table 1-2-2 Summary of Slit Opening Data

Dist. from Weld C. L. (mm)	Specimen No.	Slit Opening* (mm)				
		A-0 (As Weld)	A-5	A-10	A-15	A-20
0		493	471	388	344	230
5		509	474	391	361	234
10		503	460	384	339	219
15		491	443	375	333	230
20		485	437	365	332	215
25		484	418	355	324	211
30		450	404	344	287	200
35		442	414	328	277	188
40		427	374	320	274	189
45		409	357	308	241	175
50		394	342	295	269	178
60		368	312	275	250	162
70		339	288	245	228	155
85		295	242	202	203	124
100		253	207	165	152	110
125		203	155	121	122	75
150		156	144	86	93	49
175		123	93	63	74	41
200		94	73	45	55	34
225		76	53	31	41	27
250		56	40	24	28	24
275		43	39	14	20	14
300		27	20	9	16	8
350		4	3	0	5	4

\* Mean value with half slit length 350 mm

### 1-2-3-3 歪エネルギー解放率

任意の応力場に生じた長さ  $l$  の亀裂により解放される弾性歪エネルギー  $U$  は次式により求められる。

$$U = \frac{1}{2} \int_0^l t \cdot \sigma \cdot \bar{\nu} dx \quad \dots \dots \dots (1)$$

ただし  $\sigma$ : 亀裂面に亀裂と直角方向に働く応力

$\bar{\nu}$ : 弹性的なひずみ

$t$ : 板厚

したがつて長さ  $l$  まで亀裂が進んだ時の  $\sigma$  および  $\bar{\nu}$  の分布がわかれば、上式により弾性歪エネルギー  $U$  を計算できるが、また  $\bar{\nu}$  或いは  $\sigma$  の分布だけから理論的に計算することもできる<sup>2)</sup>。すなわち  $\sigma$  の分布を (2) 式の如くおけば  $\bar{\nu}$  は (3) 式で与えられる。

$$\sigma = \frac{E}{4} \sum_{n=1}^{\infty} n a_n \frac{\sin n\theta}{\sin \theta} \quad \dots \dots \dots (2)$$

$$\text{ただし } x = \frac{l}{2}, \cos \theta = C \cdot \cos \theta$$

$$\bar{v} = C \cdot \sum_{n=1}^{\infty} a_n \cdot \sin n\theta \quad \dots \dots \dots \quad (3)$$

したがつて歪エネルギー  $U_R$  は

$$U_R = \frac{1}{2} \bar{t} \int_{-c}^c \sigma \cdot \bar{v} \cdot dx = \frac{\pi E t C^2}{16} \left( \sum_{n=1}^{\infty} n \cdot a_n^2 \right) \quad \dots \dots \dots \quad (4)$$

またこの場合の歪エネルギー解放率は

$$\frac{1}{t} \left( \frac{\partial U_R}{\partial l} \right) = \frac{\pi E C}{16} \left( \sum_{n=1}^{\infty} n \cdot a_n \right)^2 \quad \dots \dots \dots \quad (5)$$

さて応力分布が一様な場合は

$$a_1 = \frac{4}{E} \sigma, \quad a_2 = a_3 = \dots = 0$$

とおいてそれぞれ

$$\tilde{v} = \frac{4\sigma C}{E} \sin \theta \quad \dots \dots \dots \quad (6)$$

$$U_u = \frac{\pi t C^2}{E} \cdot \sigma^2 \quad \dots \dots \dots \quad (7)$$

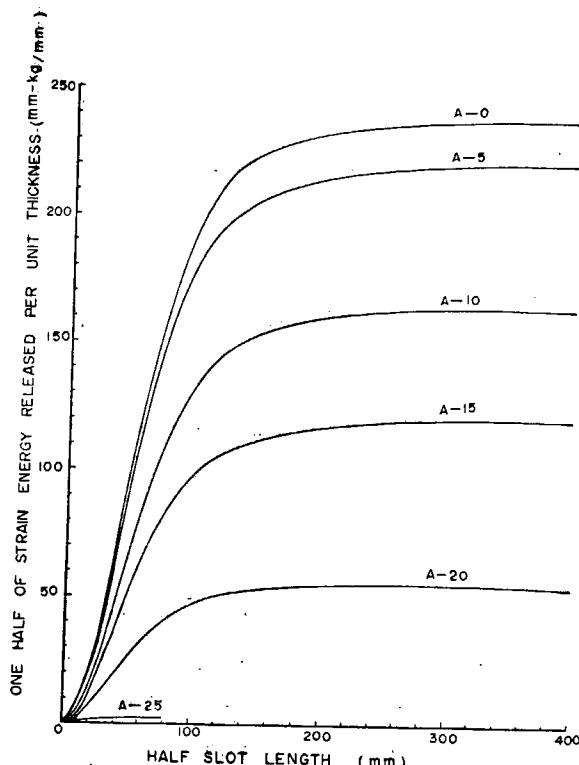


Fig. 1-2-5 Relation between Half Slot Length and One Half of Measured Strain Energy released in As-Welded and Mechanically Stress-Relieved Specimens (Half of Plane with Longitudinal Weld on Center Line)

$$\frac{1}{t} \left( \frac{\hat{o}U_a}{\hat{o}l} \right) = \frac{\pi C}{E} \sigma^2 \quad \dots \dots \dots \quad (8)$$

を得る。

さて今回の実験に関しては  $\sigma$  およびスリットの進展に伴う  $\delta$  の分布曲線が求められているので、(1) 式により直接各試験片における残留歪エネルギーを計算し (Fig. 1・2・5), これを微分して Fig. 1・2・6 のようにスリット長さによる残留歪エネルギー解放率の変化を得た。Fig. 1・2・3 から明らかのように A-0 試験片と A-5 試験片との残留応力の差は僅かであり、したがつて Fig. 1・2・5 および Fig. 1・2・6 においてもその差は小さい。歪エネルギー解放率の最大値は A-20, A-25 試験片を除き 40 mm 付近で生じている。Fig. 1・2・6 の各曲線はそれぞれ異なつた応力で機械的応力除去を行なつた試験片の無荷重状態における残留歪エネルギーの解放率を表わしている。

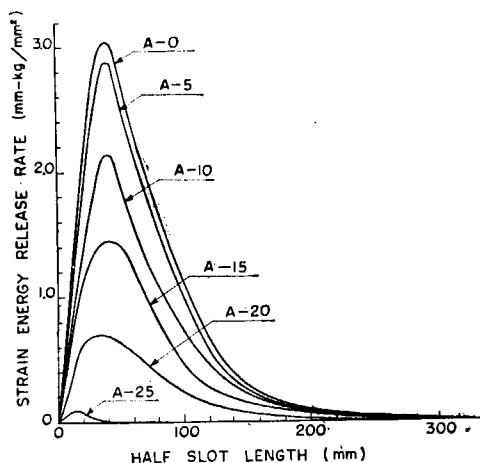


Fig. 1-2-6 Measured Strain Energy Release Rate in As-Welded and Mechanically Stress-Relieved Specimens

### 1·2·4 考 案

#### 1.2.4.1 外力と残留応力とが重畳した際の歪エネルギー解放率

外力と残留応力とが重畠している応力場に生じた亀裂により解放される歪エネルギー  $U_t$  は次式で与えられる。

$$U_t = \frac{1}{2} \int_0^t t(\sigma_r + \sigma_u)(\bar{v}_r + \bar{v}_u) dx \quad \dots \dots \dots \quad (9)$$

ただし、添字  $r$  は残留応力による項、添字は  $a$  均一な外力による項を示す。

上式を整理し、(4) 式および (7) 式を用いて次式を得る。

ただし、 $U_{Ra} = \frac{\pi t C^2}{2} \cdot \sigma_a \cdot a_1$

したがつてこの場合の至天ホルギー解放率は次のような。)

$$\frac{1}{t} \left( \frac{\partial U_t}{\partial l} \right) = \frac{1}{t} \left( \frac{\partial U_R}{\partial l} \right) + \frac{1}{t} \left( \frac{\partial U_a}{\partial l} \right) + \frac{1}{t} \left( -\frac{\partial U_{Ra}}{\partial l} \right) \quad \dots \dots \dots \quad (11)$$

$$\text{ただし } \frac{1}{t} \left( \frac{\partial U_{Ra}}{\partial l} \right) = \frac{\pi c \sigma}{2} \cdot \sum_{n=1}^{\infty} n \cdot a_n$$

さて As Weld の溶接継手の継手方向に外力をかけ、その荷重を増していくと順次応力の再分布が行なわれる。Fig. 1・2・3 の各曲線は均一な外力によって再分布した状態から弾性的に荷重を零まで戻した時の残留応力分布を示しているから、したがつて均一に分布した外力が重置している際の応力分布は Fig. 1・2・3 の各曲線とあらかじめ各試験片にかけた弾性応力との和で与えられる。結局 As-Weld 試験片に 5, 10, 15, 20, 25 kg/mm<sup>2</sup> の均一な外力をかけた場合の歪エネルギー解放率は Fig. 1・2・6 の各曲線と (11) 式とから求まる。このようにして求めたのが Fig. 1・2・7 である。

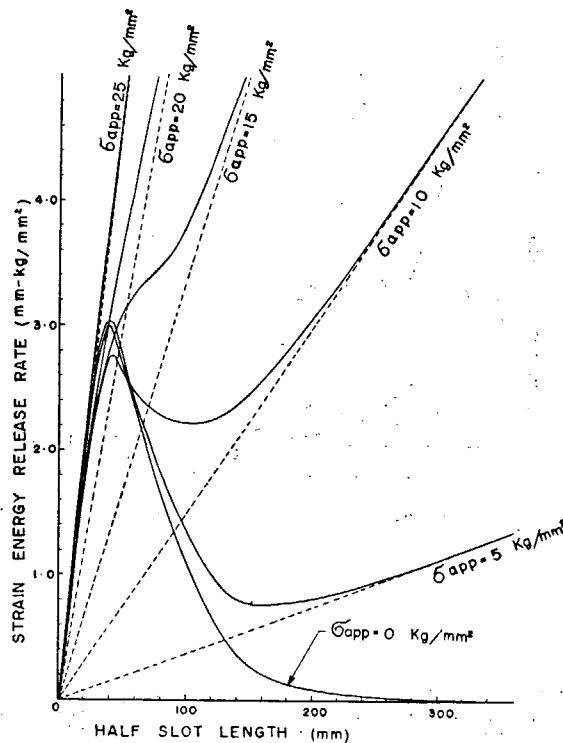


Fig. 1·2·7 Strain Energy Release Rate in As-Welded Specimen under Various Loading Conditions

#### 1.2.4.2 脆性破壊の発生

まえがきに述べたように脆性破壊の発生機構は複雑であり、現在のところ詳しいことは判つていな  
いが、残留応力を除くほかの諸要因が同一な場合には、これまでに述べた歪エネルギーの立場から検  
討を行なうことができる。今、脆性破壊の発生はあらかじめ存在する切欠の先端から極めて微小な長  
さ  $\delta l$  の剪断亀裂が生じ、しかる後これが脆性亀裂となつて伝播するものと考える。切欠底部付近の  
塑性域において亀裂が  $\delta l$  伸びることにより解放される歪エネルギーは次式で与えられる。

$$\Delta U_t = \left( \frac{\partial U_t}{\partial l} \right) \delta l \quad \dots \dots \dots \quad (12)$$

したがつてこの  $4U_t$  が剪断破壊の際の表面塑性仕事  $2S' \cdot \delta l$  より大きくなれば平衡条件が破れて剪断亀裂が進展する。

すなわち

一旦剪断破壊が進展し始めるとそれに伴つて  $S'$  は急激に減少し、一方溶接継手近傍での歪エネルギー解放率は Fig. 1・2・7 から明らかのように亀裂進展とともに急激に増大するから、直ちに剪断亀裂は充分に加速されて脆性破壊様式に移るものと考えられる。さて本研究と並行して行なつた脆性破壊試験結果(1章-1 Table 1・1・4)によれば As Weld 試験片が部分破壊を生じた応力は  $2.5 \text{ kg/mm}^2$  であり、これより高い  $3.3 \text{ kg/mm}^2$  では完全破断を生じている。したがつてこの実験系列に関しては切欠(幅  $0.2 \text{ mm}$ , 深さ  $18 \text{ mm}$ )から破壊を発生するに要する外応力の最小値は  $2.5 \text{ kg/mm}^2$  あるいはそれ以下であると考えられる。今、As Weld 試験片に均一な外力  $2.5 \text{ kg/mm}^2$  をかけた際の切欠底部における歪エネルギー解放率を Fig. 1・2・6 の A-0 曲線および(11)式より計算すると  $1.836 \text{ mm}\cdot\text{kg/mm}^2$  を得る。切欠底部における歪エネルギー解放率がこの値に達した時、始めて破壊発生のための条件が満足されるから、応力除去後の試験片についてその切欠底部における歪エネルギー解放率をこの値まで上げるに要する外力を(11)式および Fig. 1・2・6 から計算すると Fig. 1・2・8 中の点線を得る。図中に入れた実験値は M-15 を除き計算値曲線よりも高く出ているが、傾向としては良く合っている。破壊発生応力がすべて応力除去した応力よりも高いことは極めて興味深い。Fig. 1・2・8 は、ほとんど同一の温度で行なつた実験値であり、残留応力および予歪履歴の影響を示しているが、Fig. 1・2・9 に除去応力の等しい場合について試験温度の影響を図示した。詳しい理由は

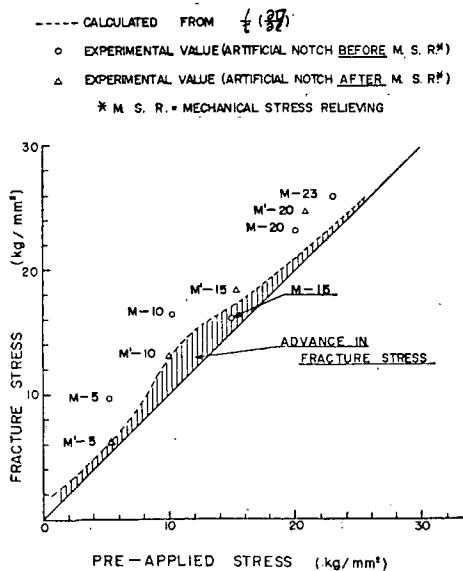


Fig. 1.2.8 Relation between Advance in Fracture Stress and Pre-applied Stress

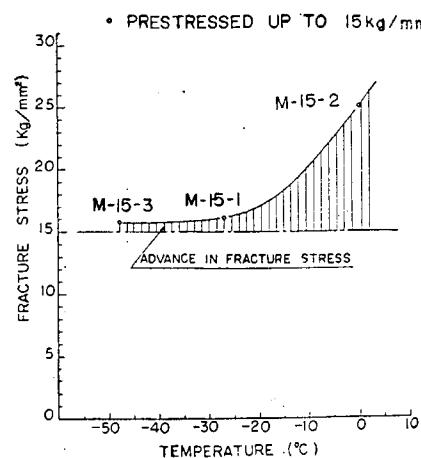


Fig. 1-2-9 Relation between Advance in Fracture Stress and Testing Temperature

Table 1-2-3 Test Results of Brittle Fracture

Specimen Code Number	Stress Relieving Treatment	Cutting of Notch	Length of Partial Fracture (mm)	Temperature (°C)		Mean Stress (kg/mm <sup>2</sup> )		Elongation (%) G. L. = 1 mm		Mode <sup>1)</sup>
				Partial Fract.	Comp. Fract.	Partial Fract.	Comp. Fract.	Partial Fract.	Comp. Fract.	
W-1	As-Weld	After Weld	373	—	-13	—	24.4	—	0.15	H
W-2				—	-42	—	3.3	—	0.02	S
W-3				98	46	26.2	—	0.37	—	M
				138	46	28.6	—	0.46	—	
				231	46	33.8	—	0.47	—	
				700	46	37.0	—	>0.47	—	
W-4				—	—	-2	—	15.0	—	S
W-5				—	—	-45	—	5.7	—	S
W-6				—	—	-20	2.5	26.4	0.02	M
W-7				—	—	-26	—	7.6	—	C
W-8				—	—	-10	—	25.5	—	H
W-9				85	24.5	23.6	—	0.19	—	
				215	24.5	25.8	—	0.36	—	
				565	24.5	27.7	32.1	0.56	>0.57	M
				691	24.5	31.0	—	>0.57	—	
W-10				—	—	-6	—	26.3	—	H
W-11				—	—	1	—	24.4	—	H
W-12				—	—	-17	—	25.6	—	H
W-13				—	—	-4	—	25.8	—	H
W-14				—	—	-59	—	7.2	—	S
M-5-1	M. S. R. 5.2 kg/mm <sup>2</sup>	Before M. S. R. <sup>2)</sup>	M. S. R. <sup>2)</sup>	—	—	-28	—	9.7	—	0.05
M-10-1	" 10.3			—	—	-28	—	16.5	—	0.07
M-15-1	" 15.1			—	—	-27	—	16.1	—	0.07
M-20	" 20.0			—	—	-26	—	23.2	—	S
M-15-2	" 15.1			—	—	0	—	25.1	—	H
M-23	" 23.0			—	—	-28	—	25.9	—	H
M-5-2	" 4.9			—	—	-54.5	—	4.6	—	S
M-15-3	" 15.0			—	—	-48	—	15.8	—	S
M-10-2	" 10.0			—	—	49	—	14.9	—	S
M'-5	" 5.3	After M. S. R. <sup>2)</sup>	M. S. R. <sup>2)</sup>	—	—	-33	—	6.2	—	S
M'-10	" 10.0			—	—	-29	—	13.2	—	S
M'-15	" 15.4			—	—	-29	—	18.4	—	S
M'-20	" 20.8			—	—	-28	—	24.8	—	S

Note : (1) Mode of Fracture

S: Single stage fracture at low stress level H: Fracture at high stress level

M: Multiple stage fracture

(2) Mechanical Stress Relieving

判らないが、温度によって遷移現象が生じているようである。しかしこの場合もすべて破壊発生応力は、あらかじめかけた応力より高く出ている。

### 1.2.4.3 脆性破壊の伝播

脆性破壊の伝播速度は荷重速度に比べて充分に速いから伝播中に外力は仕事をしないと考えて差支えない。したがつて定常状態になつた脆性破壊の伝播平衡条件は次式で与えられる。

$$\frac{1}{t} \left( \frac{\partial U_t}{\partial t} \right) \geq 2S \quad \dots \dots \dots \quad (14)$$

ただし、 $S$  は脆性破壊における表面塑性仕事

さて、さきに述べたように外力  $2.5 \text{ kg/mm}^2$  では部分破壊をして停止し、また  $3.3 \text{ kg/mm}^2$  では完全破断をしているから、上式の  $S$  はこれらの外力値と残留応力による歪エネルギー解放率から推定することができる。一方このように低い外力の下では Fig. 1・2・3 からも明らかのように、 $\bar{\sigma}$  残留応力は殆んど再分布しないと見なし得るから、(11) 式および Fig. 1・2・6 A-0 曲線から歪エネルギー解放率曲線を求める  $\text{Fig. } 1\cdot2\cdot10$  のようになる。外力  $2.5 \text{ kg/mm}^2$  における曲線と部分破壊長  $C_p = 186.5 \text{ mm}$  との交点の高さおよび外力  $3.3 \text{ kg/mm}^2$  の曲線の下限点とから  $2S$  は次式で与えられる。

$$0.55 \text{ mm}\cdot\text{kg/mm}^2 < 2S \leq 0.60 \text{ mm}\cdot\text{kg/mm}^2$$

図から明らかなように歪エネルギー解放率が表面塑性仕事  $2S$  より大きいか等しい間は脆性破壊は伝播を続け、これより小さくなつた時停止する。

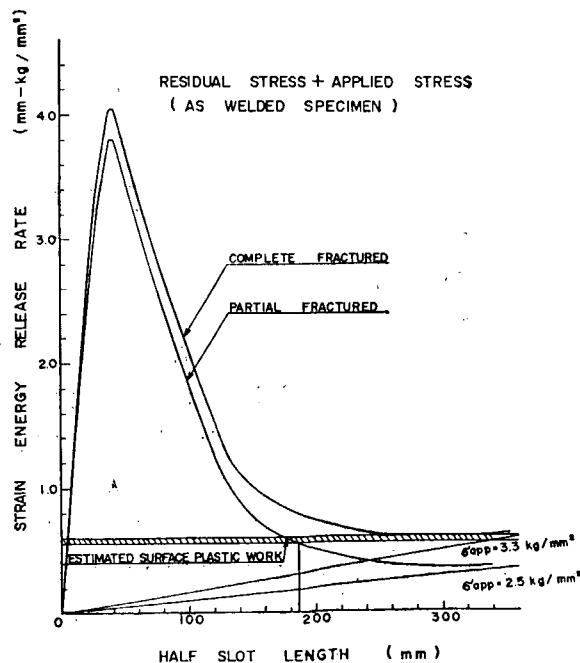


Fig. 1-2-10 Strain Energy Release Rate in As-Welded Specimen under Low Stress Level

### 1・2・5 緒 論

溶接継手における脆性破壊の発生と伝播の機構に関して今後研究すべき点は多々あるが、歪エネルギー解放率から考えて解析を行なつた本研究より得られた主な結論を列挙すると次のとおりである。

(1) As Weld 試験片および機械的応力除去後の試験片を用いて残留応力と外力との重畠した応力場における歪エネルギー解放率を求めた。

(2) 脆性破壊発生の条件は複雑であり、試験温度、切欠の鋭さ、引張あるいは圧縮予歪の履歴、速度、熱処理、材料の化学成分および粒度、時効、残留応力、外力その他により支配されるが、これらの諸要因が残留応力を除いて同一と見なせる場合には歪エネルギーから論議することができる。すなわち、あらかじめ存在する切欠底部における歪エネルギー解放率が剪断破壊の表面塑性仕事  $2S'$  より大きくなつた時に発生条件が満足され、また歪エネルギー解放率が脆性破壊の表面塑性仕事  $2S$  よりも大きいか、あるいは等しい間は伝播を続ける。

(3) 大型溶接継手試験片の脆性破壊実験結果の中で、部分破壊したものおよびそれより若干高い応力で完全破壊した例があれば、これらの応力より、脆性破壊の発生あるいは伝播の条件を定める表面塑性仕事の値を推定することができる。今回の研究によつて得られた  $2S'$  は  $1,836 \text{ mm}\cdot\text{kg}/\text{mm}^2$ 、 $2S$  は  $0.55\sim0.60 \text{ mm}\cdot\text{kg}/\text{mm}^2$  であつた。

### 参 考 文 献

- 1) W. M. Wilson and C. C. Hao: "Residual Stresses in Welded Structures", Welding Journal, May, 1947. pp. 295 S-320 S.
- 2) K. Masubuchi: "Dislocation and Strain Energy Release During Crack Propagation in Residual Stress Field" 運輸技術研究所欧文報告 No. 29, 1958.

## 第1章-3 拘束接手の収縮並びに残留応力に及ぼす開先間隙の影響

### 1・3・1 緒 言

溶接構造物の脆性破壊に及ぼす残留応力の影響が明らかになるにつれて、溶接による残留応力分布の問題が新しい脚光を浴びて浮び上つてきている。しかしながら残留応力分布については、その発生機構の複雑さから、現状では不明の点が多く、極めて簡単な場合を除いては分布状態を計算のみによつて求めることは困難である。一方、溶接構造物の残留応力を測定するためには溶接々手部から小片を切り出す必要があり、実船の場合には補修の問題が残り、測定出来ない場合もある。従つて何らかの方法により船体を損う事なく、残留応力を推定する事が出来れば、脆性破壊或は溶接割れの問題に対してその危険度を予知する事が可能となるわけである。その一つの手段として不適合度或いはクイチガイを介して、収縮と残留応力との関係を求める事が考えられる。本研究は従来の拘束接手の残留応力に関する系統的研究の一環として、特にスリットのルート・ギャップを変えて、収縮並びに残留

応力に及ぼす開先間隙の影響を実験的に調査すると同時に、収縮と残留応力との関係を明らかにしたものである。

### 1・3・2 試験片

試験片は Fig. 1・3・1 に示す如き、長さ 1,600 mm, 幅 1,200 mm, 板厚 19 mm の造船用軟鋼板の中央に、長さ 400 mm のスリットを切ったものを使用した。スリット部の開先形状は図に示す如く X 型とし、肩の高さ 2 mm を一定として、ギャップ  $g$  を 3 種類変えた。すなわち試験片 A の場合は 2 mm, B の場合は 3 mm, 又 C の場合は 4 mm である。溶接は B-17, 5 mm $\phi$  の溶接棒により多層盛溶接を行つたが、溶接順序は裏表交互に行つて曲り変形を防いだ。又長さ方向にはスリット長 400 mm を 1 本の溶接棒で溶接し、途中では棒をついでいない。

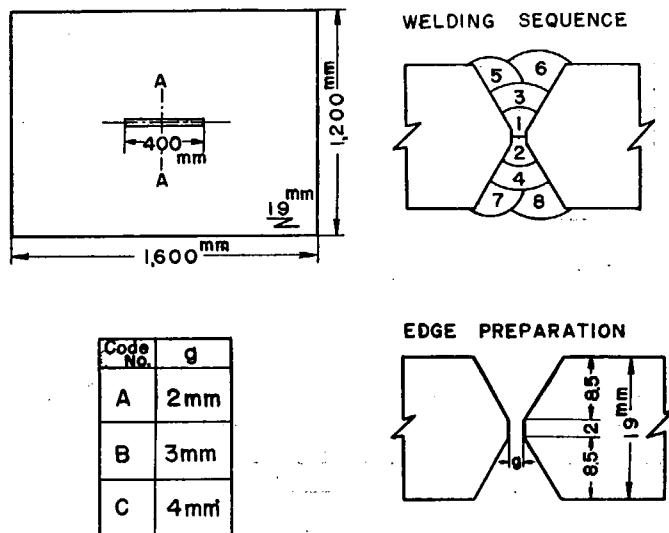


Fig. 1 Details of Test Specimen

試験片はスリット加工前に 630°C で 1 時間の応力焼鈍を行つてあり、その化学成分並びに機械的性質は Table 1・3・1 の通りである。

Table 1・3・1 Chemical Compositions and Mechanical Properties of the Steels used

Steel	Chemical Composition					Mechanical Property		
	C	Si	Mn	P	S	Yield Point	Tensile Strength	Elongation*
A	0.15	0.070	0.86	0.018	0.024	28 kg/mm <sup>2</sup>	46 kg/mm <sup>2</sup>	35%
B, C	0.17	0.073	0.86	0.013	0.025	29 "	48 "	34%

\* G. L. = 200 mm

### 1・3・3 横収縮測定

Fig. 1・3・2 に示す如く、溶接線の両側に 40 mm の標点距離に銅球を打ち込み、溶接の各層毎に

横収縮分布を測定した。測定位置はスリット中央を基点として左右対称にとり、中央附近は 50 mm 間隔、スリット端部附近は 25 mm 間隔、端部から離れた所は再び 50 mm、更に 100 mm, 200 mm 間隔とした。Fig. 1・3・2 の測定位置番号に対する中央よりの距離は Table 1・3・2 の通りである。  
(測定点数 29 点)

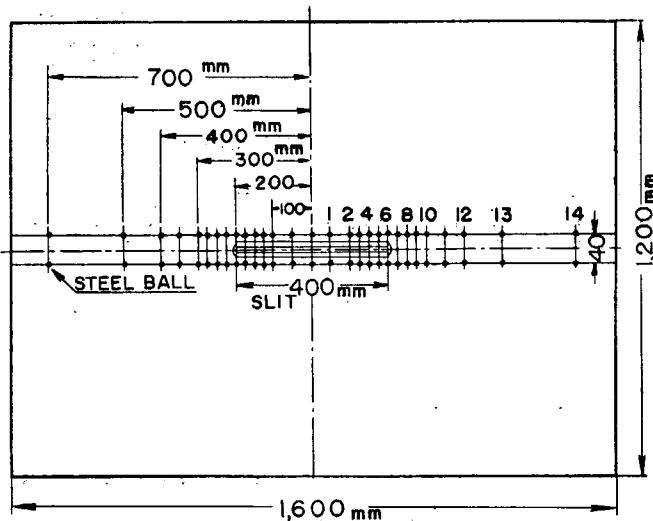


Fig. 1・3・2 Locations of Lateral Shrinkage and Residual Stress Measurement

Table 1・3・2 Location of Measuring Points

Measuring Point	$\pm 1$	$\pm 2$	$\pm 3$	$\pm 4$	$\pm 5$	$\pm 6$	$\pm 7$	$\pm 8$	$\pm 9$	$\pm 10$	$\pm 11$	$\pm 12$	$\pm 13$	$\pm 14$
Distance from C.L. (mm)	50	100	125	150	175	200	225	250	275	300	350	400	500	700

横収縮測定はコンタクト・ストレイン・メーター（測定範囲  $\pm 0.5 \text{ mm}$ , 測定精度  $1/1000 \text{ mm}$ ）を用いて行つた。測定結果は Fig. 1・3・3～Fig. 1・3・5 に示す。Fig. 1・3・3 はギャップ 2 mm の試験片 A に対するもので、横軸に測定位置、縦軸に横収縮量をとつており、1, 2, 4, 8 の各層における分

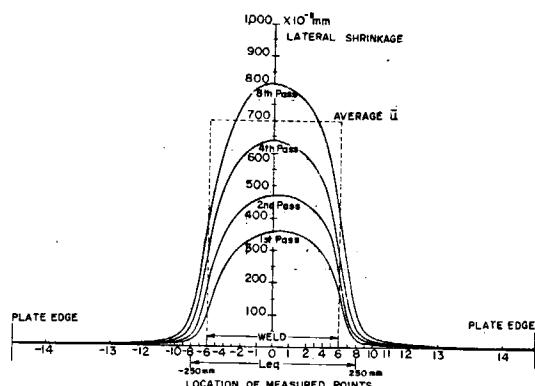


Fig. 1・3・3 Lateral Shrinkage Distribution in Specimen No. A

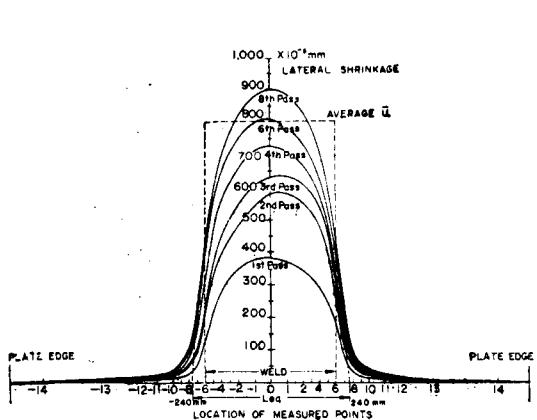


Fig. 1·3·4 Lateral Shrinkage Distribution in Specimen No. B

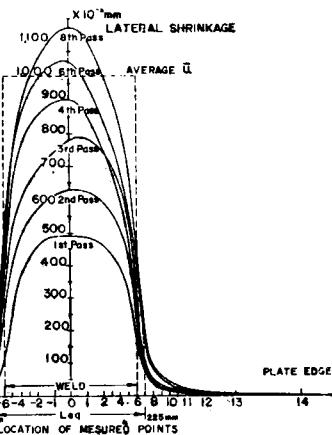


Fig. 1·3·5 Lateral Shrinkage Distribution in Specimen No. C

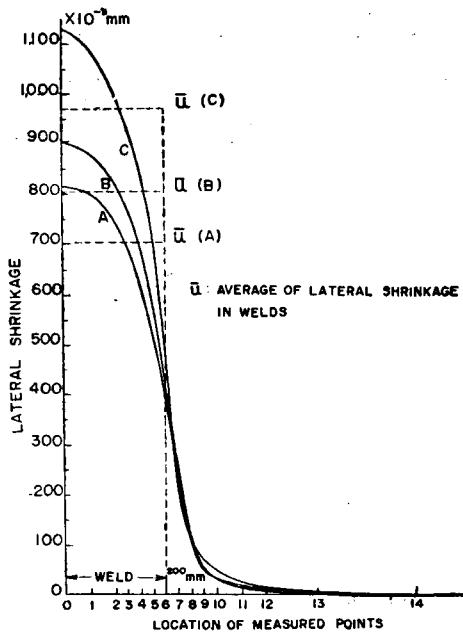


Fig. 1·3·6 Comparison in Lateral Shrinkage for Each Specimen

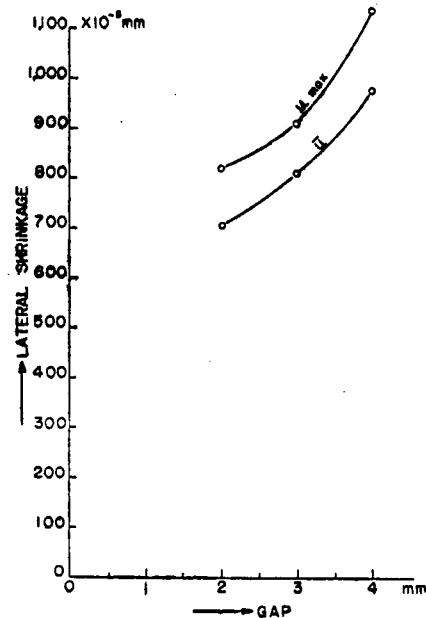


Fig. 1·3·7 Effect of Root Gap on Lateral Shrinkage

布を示している。溶接終了後の最大横収縮量は 0.8 mm である。Fig. 1·2·4 はギャップ 3 mm の試験片 B に対するもので、1, 2, 3, 4, 6, 8 の各層の横収縮分布を示している。この場合の最大値は 0.9 mm である。Fig. 1·3·5 はギャップ 4 mm の試験片 C で最大値は 1.12 mm に達している。これらの 3 枚を比較すると Fig. 1·3·6 に示す如く、ギャップの大きい程収縮量は大きいが、その割合は Fig. 1·3·7 に示すように、急速に増大している。なお Fig. 1·3·6 及び Fig. 1·3·7 の  $\bar{u}$  は溶接線の長さに対する平均横収縮量である。

#### 1・3・4 残留応力測定

残留応力測定には抵抗線歪計 KPR-10 を溶接線上に添附して切り出しにより行つた。測定位置は横収縮の測定点と同じである。溶接線方向を  $x$ 、それに直角な方向を  $y$  とし、二軸歪計の計測値より溶接線方向のロングチ応力  $\sigma_x$  と直角方向のトランス応力  $\sigma_y$  を求めた。ギャップの異なる試験片 A, B, C に対するトランス応力  $\sigma_y$  の分布は Fig. 1・3・8 に示す通りである。3枚とも同じような傾向を示し、溶接端部でピークが出来、急激な変化をもつて圧縮残留応力に変つてゐる。この溶接端部のピークは溶接開始点並びにクレーターのいづれにも生じており、特にクレーターの割れに重大な影響を与えるものと考えられる。このピークの大きさはギャップの量によつて殆んど変化がなく約 20 kg/mm<sup>2</sup> の値となつてゐる。中央部は端部よりやや低い値をとり、その大きさは Fig. 1・3・8 及び Fig. 1・3・9 に示すようにギャップの大きい程大きくなつてゐる。しかしその割合は横収縮の場合とは逆にある一定値に収斂するような傾向を示してゐる。溶接線方向のロングチ応力  $\sigma_x$  は Fig. 1・3・10 に示す如く、溶接線上で 36 kg/mm<sup>2</sup> 乃至 40 kg/mm<sup>2</sup> の高い値をとり、溶接端部で急速に減少して殆んど零となつてゐる。ロングチ応力に対してはギャップの差は現われず、B, A, C の順になつてゐるのは何か他の原因と思われる。

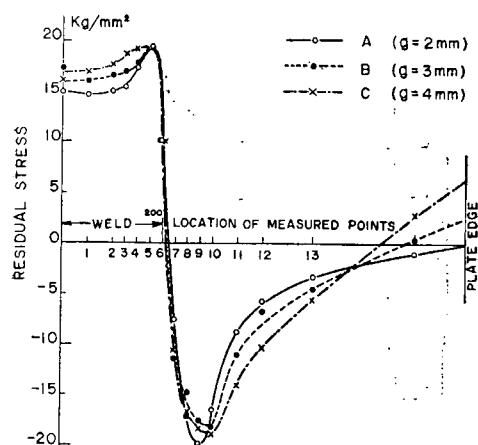


Fig. 1・3・8 Longitudinal Distribution of Transverse Residual Stress

殆んど零となつてゐる。ロングチ応力に対してはギャップの差は現われず、B, A, C の順になつてゐるのは何か他の原因と思われる。

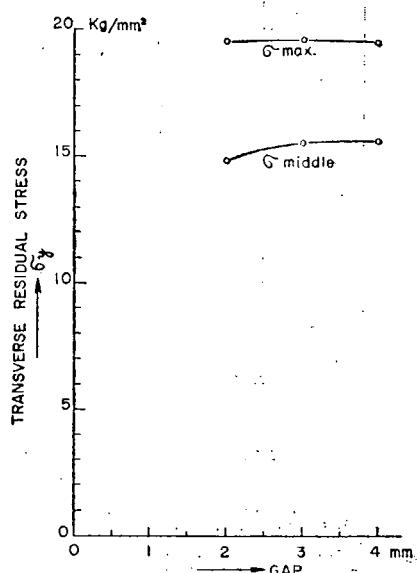


Fig. 1・3・9 Effect of Root Gap on Transverse Residual Stress

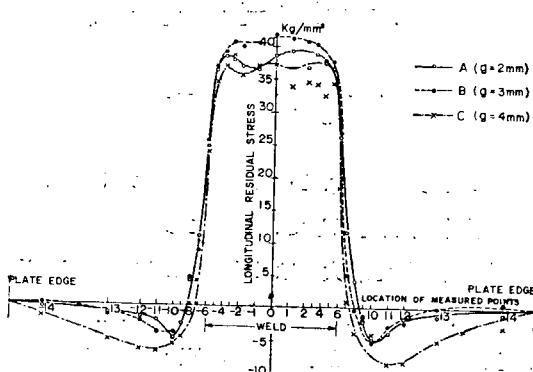


Fig. 1・3・10 Longitudinal Distribution of Longitudinal Residual Stress

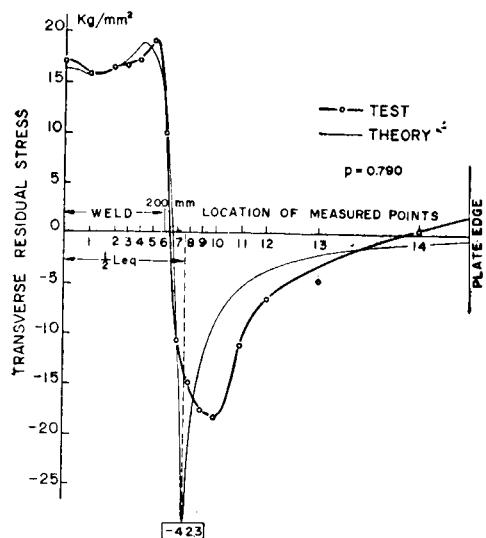


Fig. 1·3·13 Comparison of Theory and Test Result for Specimen No. C

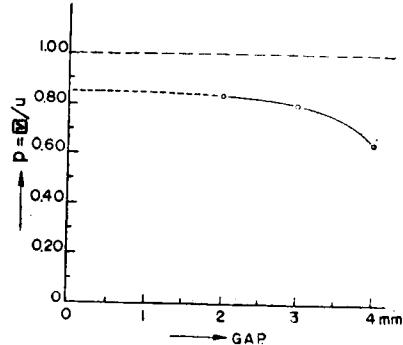


Fig. 1·3·14 Effect of Root Gap on Coefficient  $\bar{v}/u$

### 1·3·6 結 論

以上の実験結果並びに計算より次の如き結論が導き出される。

- (1) ギャップが増加すると横収縮量も増加するが、その割合は急速に増大する。
- (2) ギャップが増加しても残留応力はギャップの増加程顕著には増加せず、あるギャップ以上では略々一定の値を示す。
- (3) ビード上のトランス応力の最大値はビード端に現われる。
- (4) クイチガイと横収縮の比はギャップによつて変化する。
- (5) 収縮分布から残留応力分布を理論的に導き、実験結果とよく一致する結果を得た。

## 第2章 溶接継手における脆性破壊の発生と伝播に関する研究

### 2.1 緒 言

構造用鋼板における脆性破壊の伝播特性に関しては現在 Robertson 試験<sup>1)</sup>, S.O.D 試験<sup>2)</sup>, 二段引張試験<sup>3)</sup>等により解明せられつつあるが、溶接継手の各部における脆性破壊の発生および伝播の様相に関しては、未だ解明さるべき多くの問題が残されている。

脆性破壊の発生および伝播に影響をおよぼす因子には、材質、温度、応力条件および切欠形状等種々あるが、溶接継手においては特に溶接欠陥、残留応力および溶接熱応力サイクルによる材質的変化等の因子が附加的に close up される。

溶接継手の引張残留応力が存在している領域に鋭い切欠（溶接欠陥）があり、かつ鋼材の韌性が劣っている場合には、極めて低い外応力（例えば  $3\sim7 \text{ kg/mm}^2$ ）を静的に加えるだけで脆性破壊が発生し、同時に伝播すること、および機械的応力除去あるいは応力除去焼鈍が脆性破壊の防止に有効なること等に関しては既に縦接手広巾切欠引張試験<sup>4)~6)</sup>等によつて確認されている。そこで本実験においては溶接継手の各部、すなわち溶着鋼、熱影響部、脆性領域等における脆性破壊の発生および伝播の様相を明かにするために、横継手各部の Orowan 型切欠引張試験および S.O.D. 型試験を行つた。また、溶接欠陥、残留応力、材質的変化の 3 因子を含む実際の構造継手への応用例として、交叉部に鋭い切欠を有する十字型溶接継手の広巾引張試験を行つて溶接継手近傍における脆性破壊強度および亀裂伝播の様相に関する検討を行つた。

さらにこれらの広巾切欠引張試験によつて明かにされた溶接継手各部における脆性破壊の発生および伝播特性と V 或いは U 切欠 Charpy, Tipper, Van der Veen 等の工業的切欠韌性試験結果との関連性についても併せて検討を行つた。なお本実験では大型試験片の冷却の困難さを cover するために比較的韌性の劣る Semi-killed 鋼を主として使用したが、さらに高切欠韌性を有する焼準鋼および焼入焼戻しの処理を行つた調質高張力鋼（2H 鋼）の溶接継手についても一部補足的な実験を行い、これらの鋼材を使用した溶接構造物の脆性破壊に対する性能評価の資とした。

### 2.2 実験方法

#### 2.2.1 供試鋼板

本実験においては数多くの大型試験片を低温まで冷却することが困難なるが故に、比較的韌性の低い Semi-killed 鋼を主として使用したが、更に高い切欠韌性を示す焼準した Killed 鋼及び焼入焼戻しの調質処理を行つた高張力鋼を一部補足的に使用した。これら供試鋼板の化学成分および機械的性質をそれぞれ Table 2.1 および Table 2.2 に示す。

#### 2.2.2 溶接継手の諸性質

##### 〔1〕 溶接条件

脆性破壊を継手の各部で発生せしめ、且つそれに沿つて伝播せんとする溶接継手（横継手）に対

### 1・3・5 理論値と実験値との比較

溶接線に直角なトランス応力  $\sigma_y$  はクイチガイを介して横収縮量と関係づけられるものと考えられる。したがつて今、溶接による横収縮分布とクイチガイ分布とが相似形であると仮定すれば、クイチガイ  $\vartheta$  と横収縮  $u$  との比

は一定の常数で、拘束度、ギャップ等によつて異つた値をとるものと考えることが出来る。横収縮分布曲線をフーリエ級数に展開する際、近似的に曲線をなめらかに延ばし、ビード端部で変曲点が出来ないで横軸と交わるようにした。この横軸の長さを  $L_{eq}$  として級数展開の範囲とした。これらの長さは溶接長 400 mm に対して Fig. 1・3・3, 4, 5 に示す如く、ギャップ 2 mm の場合は  $\pm 250$  mm, すなわち  $L_{eq}$  が 500 mm, 又ギャップ 3 mm で 480 mm, ギャップ 4 mm で 450 mm となつてゐる。ギャップの大きい程  $L_{eq}$  の小さくなつてゐる理由は、ギャップの大きい程収縮が大きく、ビード端部で急激に減少しているためにそれに切線を引いた場合、早く横軸と交わるためである。

今、溶接線方向に  $x$  軸を、溶接線中央に原点をとり、次の変数変換により変数を  $x$  から  $\theta$  に変える。

$$x = \frac{L_{eq}}{2} \cos \theta \quad \dots \dots \dots \quad (2)$$

ただし、 $\left(-\frac{L_{eq}}{2} > x > \frac{L_{eq}}{2}\right)$

クイチガイ  $v$  を  $\theta$  でフーリエ級数に展開すると

この場合のトランス応力  $\sigma_y$  は溶接線上で

$$\sigma_y = \frac{E}{2L_{eq}} \cdot \sum_{n=1}^{\infty} n A_n \frac{\sin n\theta}{\sin \theta} \quad \dots \quad (4)$$

ただし、 $-\frac{L_{eq}}{2} < x < \frac{L_{eq}}{2}$

$$\sigma_y = -\frac{E}{2L_{eq}} \cdot \sum_{n=1}^{\infty} n A_n \cdot \frac{e^{-na}}{\sinh \alpha} \quad \dots \dots \dots \quad (5)$$

ただし、 $|\dot{x}| > \frac{L_{eq}}{2}$ ,  $x = \frac{L_{eq}}{2} \cosh \alpha$

で与えられている。今これらの式に  $\bar{v}/u = p$  を代入してクイチガイ  $\bar{v}$  を横収縮  $u$  で置き換えれば

$$|x| \leq \frac{L_{eq}}{2} : \quad \sigma_y = \frac{E}{2L_{eq}} \cdot p \cdot \sum_{n=1}^{\infty} n a_n \frac{\sin n\theta}{\sin \theta} \quad \dots \dots \dots \quad (6)$$

$$|x| \geq \frac{L_{eq}}{2} : \quad \sigma_y = -\frac{E}{2L_{eq}} \cdot p \cdot \sum_{n=1}^{\infty} n a_n \frac{e^{-na}}{\sinh \alpha} \quad \dots \dots \dots (7)$$

ただし、 $a_n = \frac{A_n}{\beta}$

となる。収縮曲線は中央に関して対称とみなせるので

$$a_2 = a_4 = a_6 = \dots = a_{2n} = 0$$

である。

今  $a_1, a_3, a_5, a_7$  の 4 項をもつて収縮曲線を近似すればおのおの次の如くに表わすことが出来る。

$$\text{試験片 A: } u = (771 \sin \theta - 86 \sin 3\theta - 63 \sin 5\theta - 23 \sin 7\theta) \times 10^{-3}$$

$$\text{試験片 B: } u = (873 \sin \theta - 65 \sin 3\theta - 52 \sin 5\theta - 19 \sin 7\theta) \times 10^{-3}$$

$$\text{試験片 C: } u = (1118 \sin \theta - 30 \sin 3\theta - 38 \sin 5\theta - 20 \sin 7\theta) \times 10^{-3}$$

これらの値を (6) 式に代入すれば  $|x| \leq \frac{L_{eq}}{2}$  に対して

$$\text{試験片 A: } \sigma_y = p_1 \left( 15.92 - 5.04 \frac{\sin 3\theta}{\sin \theta} - 6.72 \frac{\sin 5\theta}{\sin \theta} - 3.83 \frac{\sin 7\theta}{\sin \theta} \right)$$

$$\text{試験片 B: } \sigma_y = p_2 \left( 19.1 - 4.27 \frac{\sin 3\theta}{\sin \theta} - 5.69 \frac{\sin 5\theta}{\sin \theta} - 2.91 \frac{\sin 7\theta}{\sin \theta} \right)$$

$$\text{試験片 C: } \sigma_y = p_3 \left( 25.8 - 2.1 \frac{\sin 3\theta}{\sin \theta} - 4.4 \frac{\sin 5\theta}{\sin \theta} - 3.3 \frac{\sin 7\theta}{\sin \theta} \right)$$

又 (7) 式より同様な式が得られる。今  $p_1, p_2, p_3$  をおのおの

$$p_1 = 0.825 \quad p_2 = 0.790 \quad p_3 = 0.641$$

にとれば Fig. 1-3-11, 12, 13 に示す如く、計算値と実験値はかなりよく一致する。これらの  $\bar{v}/u$  の比  $p$  の値を図示すればギャップに対して Fig. 1-3-14 の如くに変化し、ギャップが大きくなるにつれて減少してゆく傾向がある。すなわちギャップの変動に対して横収縮は大きく変わるが、その割に応力は変動が少いことを意味している。

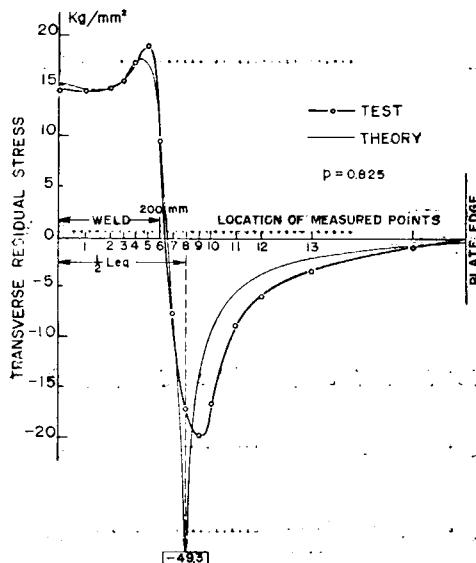


Fig. 1-3-11 Comparison of Theory and Test Result for Specimen No. A

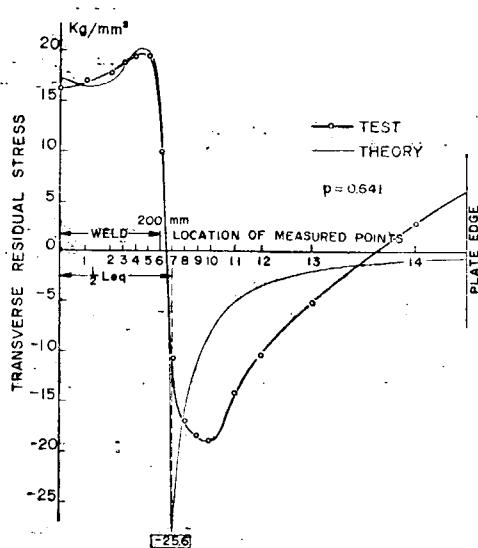


Fig. 1-3-12 Comparison of Theory and Test Result for Specimen No. B

Table 2-1 Chemical Properties of Steels tested

Code	Kinds of Steel	Heat Treatment	Chemical Composition (%)					$C_{eq}^*$ (%)	Grain Size No.		Roll Finish Temp. (°C)	Remark
			C	Si	Mn	P	S		Ferrite	Austenite		
A	Brittle Semi-killed Steel	As Rolled	0.16	0.10	0.45	0.035	0.021	0.24	7	3	1050°C	Special Made
B	Notch Tough Killed Steel	Normalized	0.13	0.12	0.75	0.017	0.016	0.26	9	7	<1000°C	L.R. P403 Quality
C	Welcon "2H" Steel	Quenched & Tempered	0.13	0.55	1.30	0.014	0.014	0.37	—	5	960°C	SR 36 A-4 Steel

Note : \*  $C_{eq}$  (%) =  $C + 1/6 Mn + 1/24 Si$ 

Table 2-2 Mechanical Properties of Steels tested

Code	Plate Thickness (mm)	Yield Point $\sigma_y$ (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile Strength $\sigma_B$ (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation G. L. = 8" (%)	Hardness Max. (Hv)	Manufacturer
A	25	24.4	43.9	32.3	287	Kawasaki Steel Corp.
B	25	30.0	43.0	32	222	do.
C	25	47.6	60.1	24.8	334	Japan Steel Works Co.

しては、狭い溶接熱影響部を板厚方向に直線的に分布せしめるために K 型開先を採用した。溶接には主として 2 層盛の自動溶接法 (Submerged Arc Welding Process) を採用したが、一部調質鋼 C 材に対しては比較のため多層盛手溶接法を用いた。自動溶接及び手溶接の開先形状、溶接条件および接合面の肉眼腐蝕組織を Fig. 2-1 に示す。また各供試鋼材に対する自動溶接の心線および溶剤の組合せを Table 2-3 に示す。

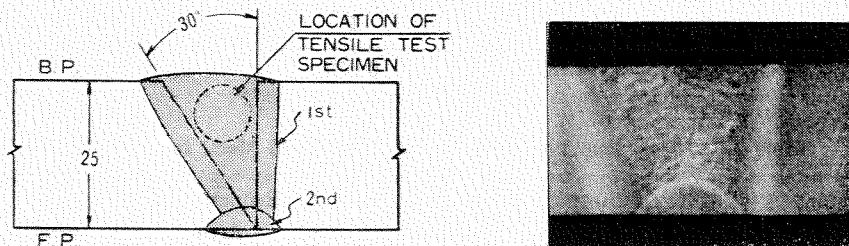


Plate Thickness	Pass	Amp. (A)	Volt (V)	Speed (in/min.)	Rod Dia. (in)
25 mm	Backing Pass	1500	34	11.5	5/16
	Finishing Pass	800	32	17	1/4

Note : Backing composition #342 used for 1st pass weld to prevent burning through the molten metal.

Fig. 2-1 (A) Welding Conditions and Macro-Structures of Transverse Butt Joints

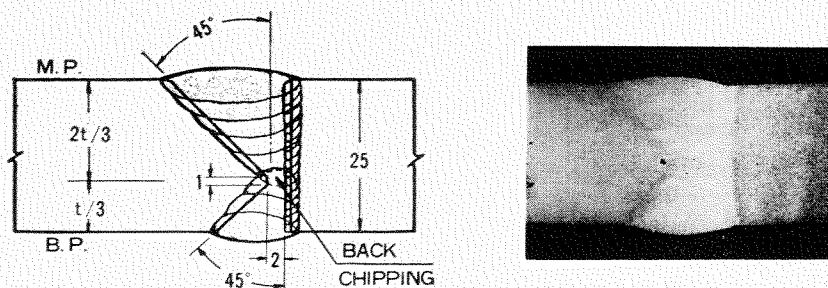


Fig. 2.1 (B) Welding Conditions and Macro-Structures of Transverse Butt Jointis

Table 2.3 Combinations of Rod & Flux

Kinds of Steel	Combination of Rod and Flux	Oxweld Rod No.	Unionmelt Composition Grade (Grain Size No.)	
			A	B
A		No. 36	≥ 80 (20 × D)	≥ 80 (20 × D)
B		No. 36	≥ 80 (20 × D)	≥ 80 (20 × D)
C		No. 40	≥ 80 (20 × D)	≥ 80 (20 × D)

### [2] 溶着鋼の化学成分、機械的性質

供試鋼“A”に対する自動溶接溶着鋼の化学成分および機械的性質をそれぞれ Table 2.4, Table 2.5 に示す。

Table 2.4 Chemical Composition of Automatic Weld Metal for Steel "A" (%)

C	Si	Mn	P	S	Cu
0.14	0.19	0.88	0.033	0.017	0.17

Table 2.5 Mechanical Properties of Automatic Weld Metal for Steel "A"

Yield Point $\sigma_Y$ (kg/mm <sup>2</sup> )	Ultimate Stress $\sigma_B$ (kg mm <sup>2</sup> )	Elongation $\lambda$ G.L.=50 mm (%)	Reduction of Area (%)	Breaking Part
36.6	53.7	32.0	61.0	Parallel Part
38.2	51.2	29.0	55.9	do.
37.0	50.9	30.0	56.9	do.

Note : Location of specimen is shown in Fig. 2.1

### [3] 溶接継手の硬度分布および顕微鏡組織

溶接継手の広巾切欠引張試験片における切欠位置の選定のために、横継手の硬度分布および顕微鏡

組織の予備調査を行つた。各供試鋼板の自動溶接における試験結果をそれぞれ Fig. 2·2, Fig. 2·3, Fig. 2·4 に示す。

自動溶接の入熱量が大なるため（第1層約 266,000 joules/in）溶接熱影響部の硬化は殆んど認められなかつたが、熱入焼戻し処理鋼“C”材の熱影響部においては特異な軟化部が認められた。

溶接継手における切欠位置はこれらの試験および後述の工業的切欠靱性試験により、顕微鏡組織写真に示すとき、溶着鋼、熱影響粗粒化部、脆化領域（A, B 材のみ）および軟化部（C 材のみ）の各部を選定した。（Fig. 2·9 参照）

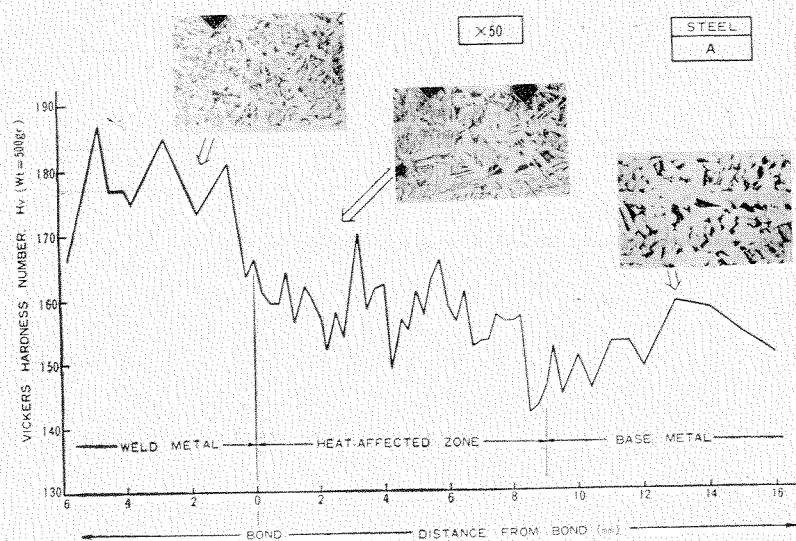


Fig. 2·2 Micro-Structures and Hardness Distribution of Welded Joint of Steel “A”

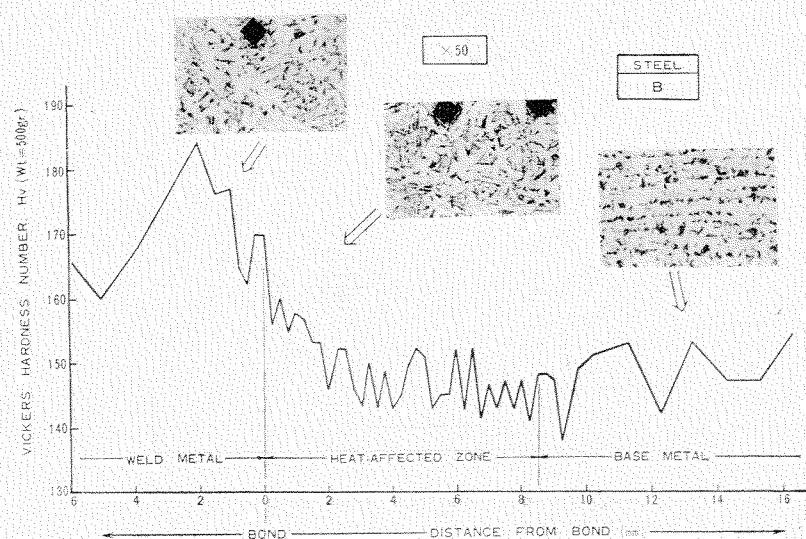


Fig. 2·3 Micro-Structures and Hardness Distribution of Welded Joint of Steel “B”

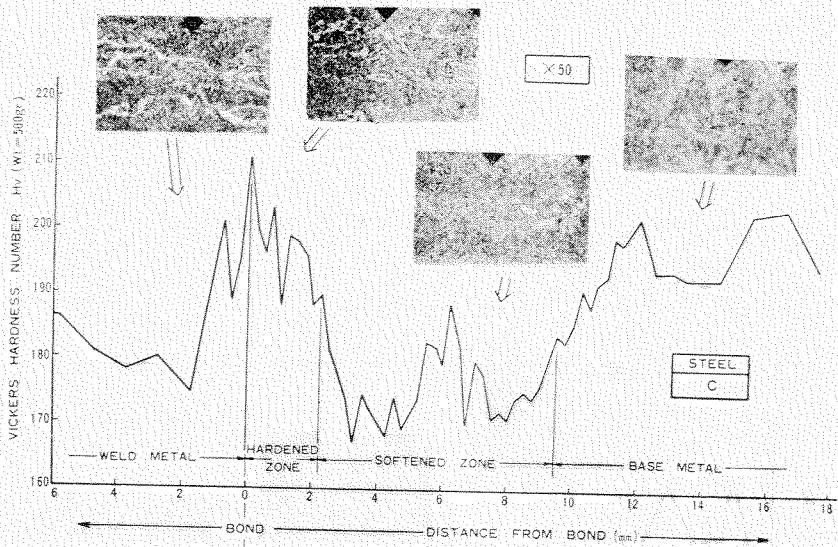


Fig. 2.4 Micro-Structures and Hardness Distribution of Welded Joint of Steel "C"

#### [4] 溶接継手各部の切欠靱性

各供試材の溶接継手の切欠靱性を予測するため、本実験に先立つて V 切欠 Charpy 試験、Tipper 試験および Van der Veen 試験等の工業的試験を行った。試験結果を総括すると Fig. 2.5, Fig. 2.6 および Table 2.6 に示すこととするが、これらの結果より供試材の溶接継手各部の切欠靱性は大要次の如く評価することが出来る。

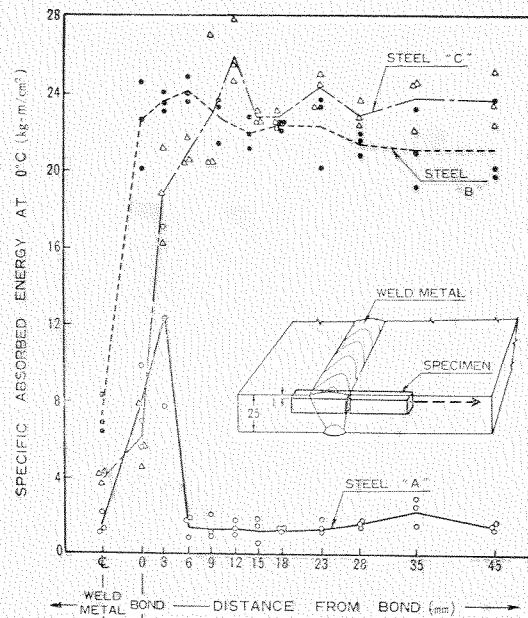


Fig. 2.5 Results of Standard V-Notch Charpy Test at 0°C for the Various Locations of Welded Joints tested

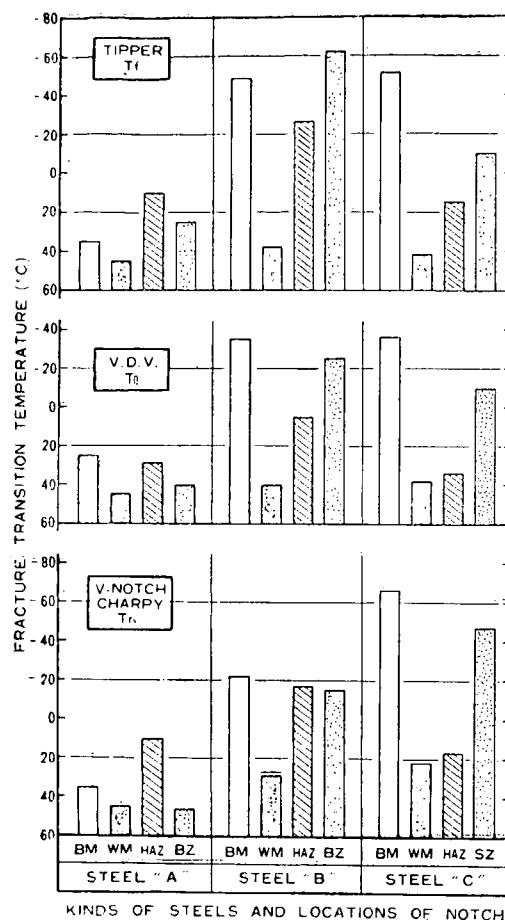


Fig. 2-6 Fracture Transition Temperatures at the Various Locations of Welded Joints obtained by Industrial Tests

自動溶接溶着鋼の切欠非性は供試材の鋼種によつて若干異なるが概して低く、脆性材“A”においてはほぼ母材と等しいが、高切欠非性鋼“B”“C”材においては母材原質部に較べて著しく劣ることが明らかである。また調質鋼C材の自動溶接継手の熱影響粗粒化部の切欠非性は母材原質部に較べて著しく劣るが、これは溶接熱入力が大なる結果冷却速度が小となり、Solviticな組織が失はれたためである<sup>9)</sup>。一方、脆性材Aの熱影響部は逆に比較的高い非性を示しているが、これは粗粒化組織部の存在するためと考えられる。焼準鋼B材の熱影響部および調質鋼Cの軟化部はそれぞれ母材原質部と殆んど大差のない非性を示した。

A材およびB材のBondから約18mm離れた位置を一般に脆化領域と称しているが、この部分の破面遷移温度( $T_{rs}$ )は亞時効等の原因により母材原質部に較べ若干高くなっている。

### 2.2.3 試験片の形状

#### [1] 溶接継手 Orowan型試験片

残留応力が外力に重畳しない場合の溶接継手各部における脆性破壊の発生応力を求めるために、

Table 2-6 Fracture Transition Temperatures at the Various Locations of Welded Joints tested

Steel	Location	Van der Veen		Tipper	V-Notch Charpy
		$T_{II}$ (°C)	$T_f$ (°C)	$T_{rs}$ (°C)	
A	BM	+25	+35	+35	
	WM	+45	+45	+45	
	HAZ	+29	+10	+10	
	BZ	+40	+25	+46	
B	BM	-35	-49	-22	
	WM	+40	+35	+29	
	HAZ	+5	-26	-17	
	BZ	-25	-62	-15	
C	BM	-36	-51	-66	
	WM	+38	+42	+22	
	HAZ	+34	+15	+17	
	SZ	-10	-10	-47	

Note : BM: Base Metal  
WM: Weld Metal  
HAZ: Heat-Affected Zone  
B Z: Brittle Zone  
S Z: Softened Zone

Fig. 2·7 に示すとおり大きさ  $600 \text{ mm} \times 180 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$  の横縫手 Orowan 型切欠引張試験片を使用した。切欠は  $0.2 \text{ mm}$ 巾の Saw Cut でその寸法および位置は他の広巾切欠引張試験と同一である。試験片の巾は特に残留応力の影響を少くするために減少し、 $200 \text{ t}$  の Amsler 型万能試験機を用いて実験を行つた。

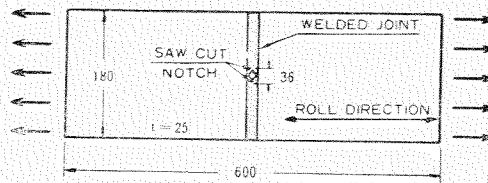


Fig. 2·7 Center-Notch Tension Test Specimen for the Various Locations of Welded Joint

また一部大きさ  $1,000 \text{ mm} \times 1,000 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$  の母材に同一切欠を入れた広巾 Orowan 型試験片を作り寸法効果を検討した。更に切欠尖鋭度の影響を検討するため、母材試験片に Fig. 2·8 に示すような方法で予め  $-70^\circ\text{C}$  の低温において脆性亀裂をさせ、これを切欠とした試験片を用いて前記の Saw Cut Notch を有する試験片と比較した。

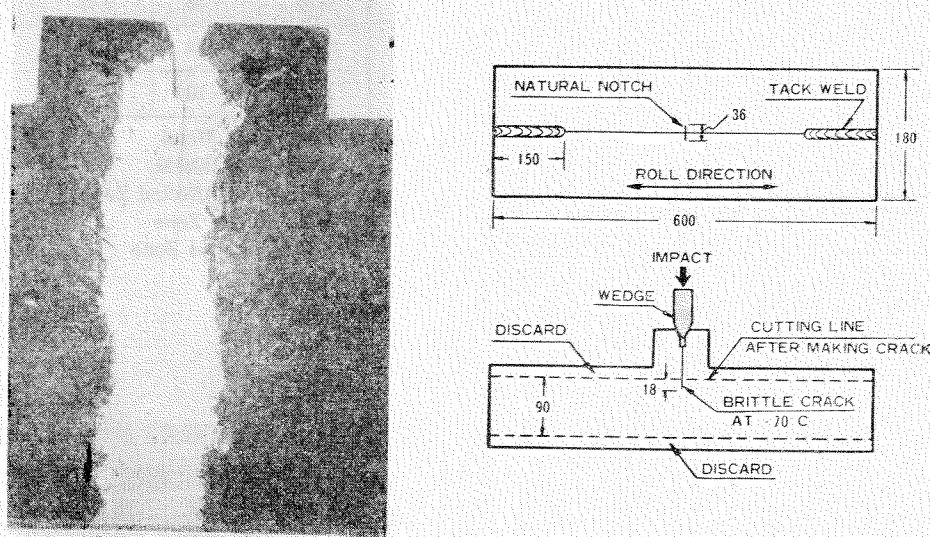


Fig. 2·8 Orowan's Type Notch Tension Test Specimen with Brittle Crack Notch<sup>8)</sup>

## 〔2〕 十字型溶接継手広巾切欠引張試験片

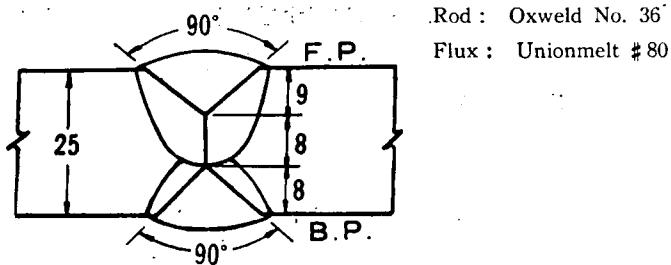
残留応力が外力に重畳する場合の溶接継手各部の脆性破壊強度及び亀裂伝播の様相を調査する目的をもつて Fig. 2·9 に示すような大きさ  $1,000 \text{ mm} \times 1,000 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$  の十字型溶接継手広巾切欠引張試験を使用した。

横縫手は Fig. 2·1 に示した条件にて縫継手に先立つて自動または手溶接を行い両面の余盛は機械切削した。縫継手は Table 2·7 に示す条件にて 2 層盛の自動溶接を行つた。

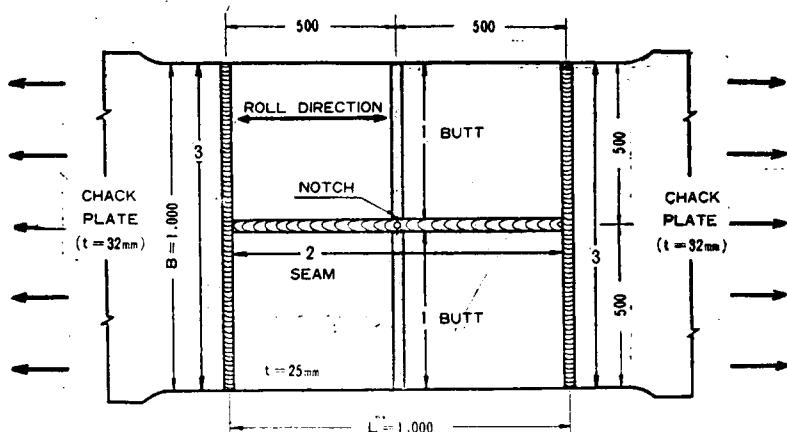
一方、切欠は溶接線の交叉部において縫継手に直角に巾  $0.2 \text{ mm}$  の Saw Cut によって加工した。縫継手に対する切欠の位置は Fig. 2·9 に示すごとく溶着鋼中心部、熱影響粗粒化部および脆化領域

Table 2-7 Automatic Welding Conditions and Macro-Structure of the Longitudinal Seam

Pass	Amps. (A)	Volts (V)	Speed (in/min)	Rod Dia. (in)
Backing Pass	800	36	11	1/4
Finishing Pass	1100	35	13	1/4

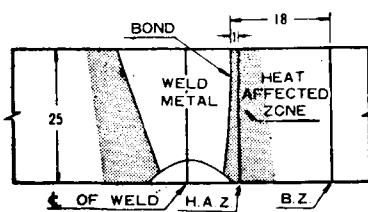


NOTCH TENSILE TEST SPECIMEN OF CROSS WELDED JOINT



Note: 1, 2, 3 welding sequence.

LOCATIONS OF NOTCH FOR TRANSVERSE BUTT WELDED JOINT



DETAILS OF SAW CUT NOTCH

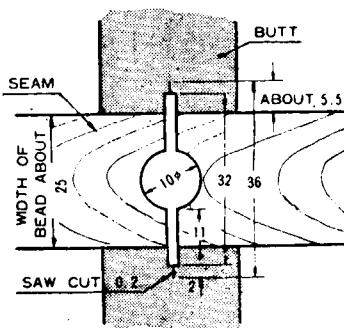


Fig. 2-9 Notch Tension Test Specimen of Cross Welded Joint

あるいは軟化部としたが、これらの位置は前記横縫手各部の硬度試験あるいは工業的切欠靶性試験によつて予め選定したものである。

### [3] 溶接継手 S.O.D 型試験片

溶接継手各部における脆性破壊伝播の限界応力および伝播経路の様相を調査する目的をもつて横縫手の S.O.D 型試験を行つた。

試験片の形状および切欠の詳細は Fig. 2-10 に示すとくである。試験片は特に継手に沿う亀裂の伝播経路の様相を調査するに充分な 1,000 mm の巾をとつた。切欠の位置は前記十字型溶接継手試験片と同様にした。(Fig. 2-9 参照)

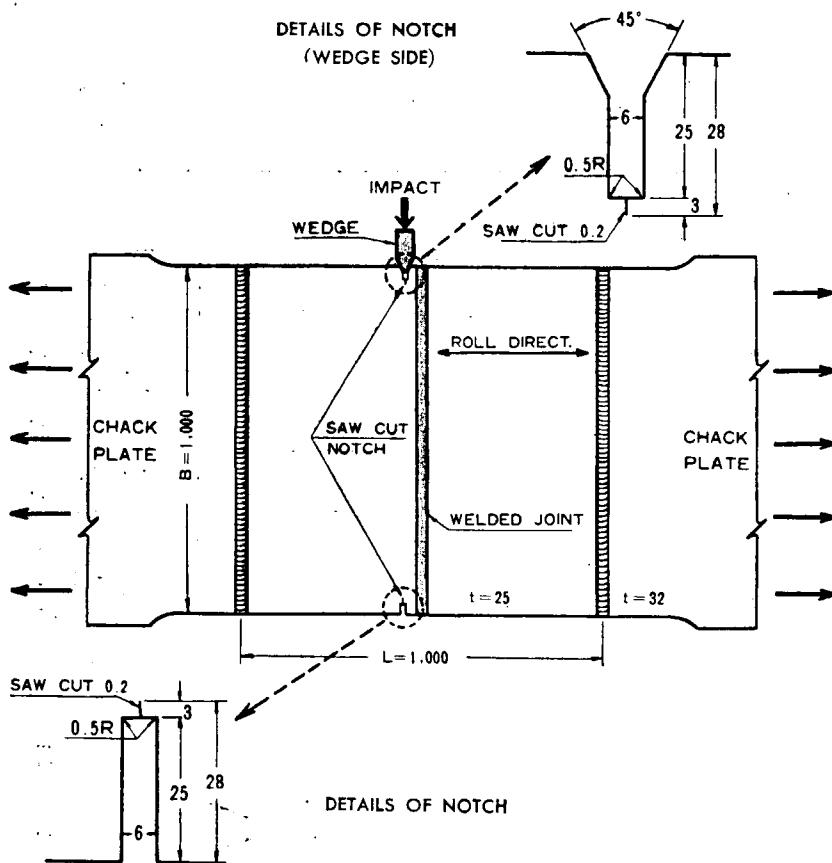


Fig. 2-10 S.O.D. Test Specimen for the Various Locations of Welded Joint

#### 2.2.4 試験装置<sup>6)</sup>

広巾試験片の引張試験装置としては、荷重 300 ton の Oil Jack 4 個からなり、これを同一弁で操作する容量 1,200 ton の Test Rig を使用した。種々の荷重状態における S.O.D 型試験片の応力分布の 1 例を示すと Fig. 2-11 の如くである。

なお S.O.D 試験において脆性破壊を発生するには、Fig. 1-12 に示すような打撃装置を使用し切

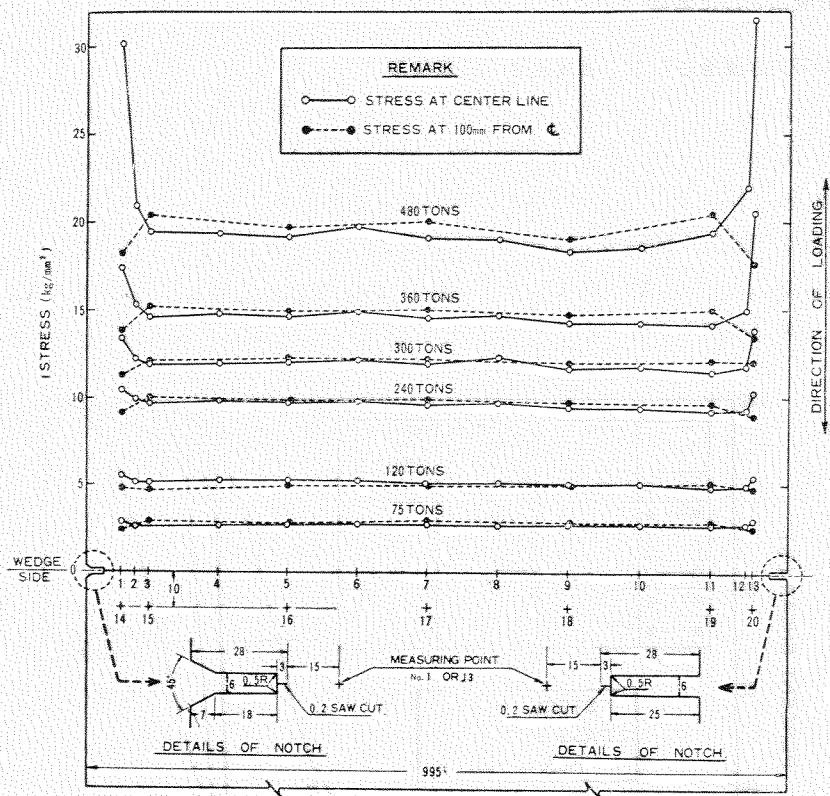


Fig. 2-11 Stress Distributions of S.O.D. Test Specimen under Various Loadings

欠部にくさびを打込む方式を採用した。打撃エネルギーは 125 kg-m 一定した。

一方、試験片の冷却にはドライアイスとアルコールの混合液を入れた容器を使用し、加熱は同じ容器に温湯を入れる方法によつた。温度計測は鉄-コンスタンタン熱電対 (0.3 mm) により、電磁オシログラフに自動記録した。更に荷重計測には電気抵抗線歪計式指圧計を、また伸び計測には試験片の上下縁に取付けた同様の伸び計 ( $G.L.=1,000$  mm) を用い両者の出力を動歪増幅器で増幅し X-Y レコーダーで自動記録し直読可能な荷重-伸び線図を得た。(試験装置の詳細については参考文献 6) 参照のこと)

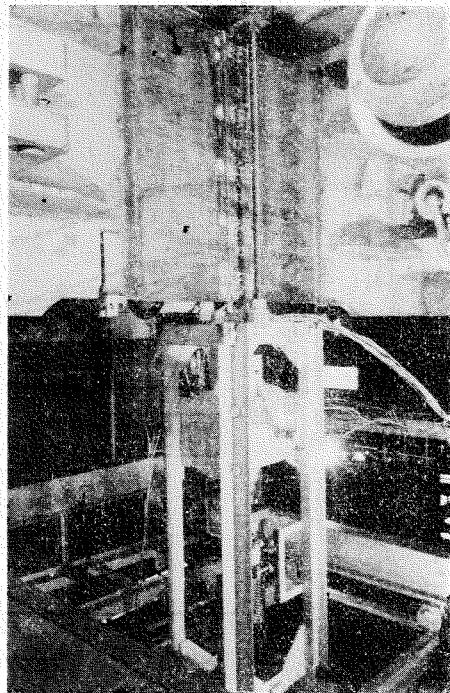


Fig. 2-12 Impact Device in S.O.D. Test

## 2・3 実験結果ならびに考察

### 2・3・1 残留応力が重畠されない溶接継手の破壊強度

残留応力がほとんど重畠されないような横縦手の Orowan 型切欠引張試験において、A 材の溶接継手の各部、すなわち溶着鋼、熱影響粗粒化部、脆化領域および母材原質部の各温度における破壊強度および剪断破面率を比較すると Fig. 2-13 のごとくなる。

そのうち剪断破面率が 50% を示す破面遷移温度  $T_f$  は、先に行つた継手各部の工業的切欠靶性試験の破面遷移温度、例へば V 切欠 Charpy 試験の  $Tr_s$ 、Tipper 試験の  $T_f$  および Van der Veen 試験の  $T_{II}$  とその性質上それぞれよく一致しているが、この破面遷移温度  $T_f$  はまたおののおのの破

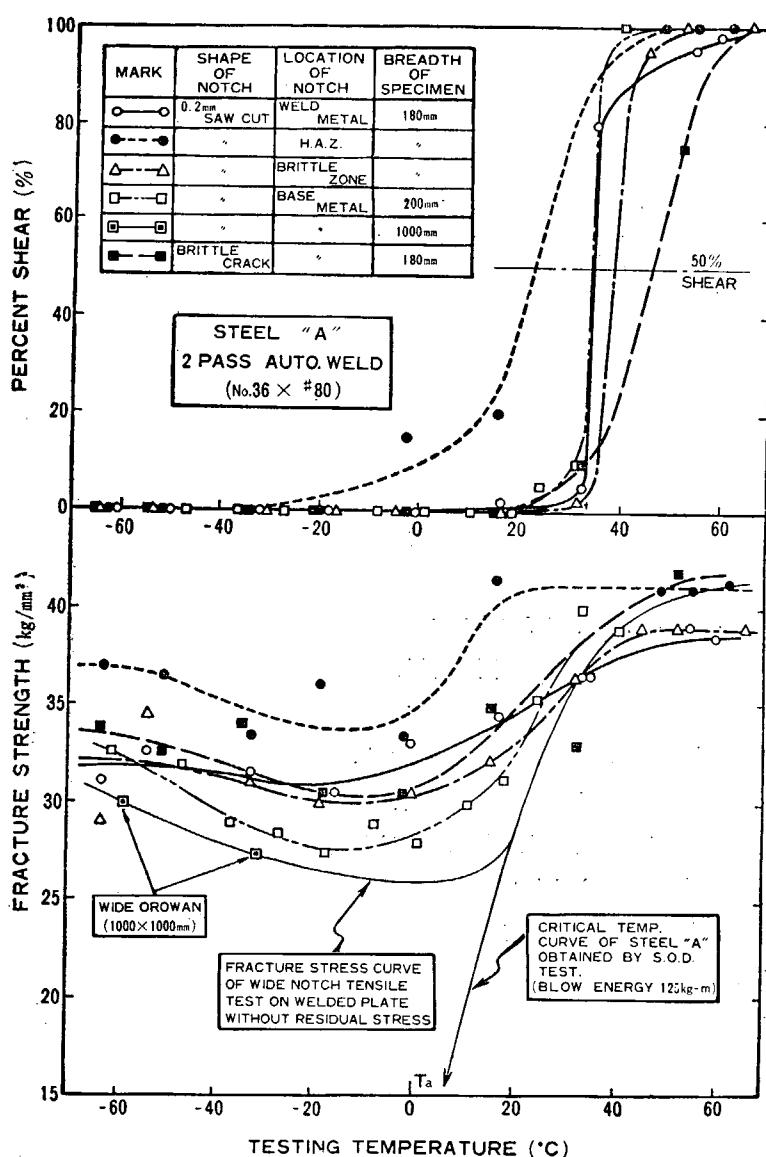


Fig. 2-13 Summary Result of the Center-Notch Tension Test on Welded Joint

断強度の遷移温度とも略々一致している。すなわち試験温度が  $T_f$  以上なればその材料の引張強さ ( $\sigma_B$ ) に等しい応力で剪断破壊を生じ、 $T_f$  以下なれば破面の様相は壁開破壊に変り破壊強度も減じて遂にはその材料の降伏点 ( $\sigma_y$ ) 近くまで達する。ここで温度が低くなるにつれて破断応力が若干増加するが、これは温度の低下に伴つておこる降伏点の上昇に関連があると思われる。

溶接継手各部の破壊強度および剪断破面率の遷移温度を比較すると、母材 A に比して熱影響部のみ約  $10^{\circ}\text{C}$  低く、且つ破壊強度も約  $2\sim 3 \text{ kg/mm}^2$  上昇を示しているが、他の溶着鋼、脆化領域については母材原質部と略々大差なく、その傾向は工業的切欠非性試験の結果とよく一致している。

次に切欠底部の失鏡度が破壊強度および剪断破面率に及ぼす影響を見るに、脆性亀裂を切欠とした試験片は  $0.2 \text{ mm}$  巾の Saw Cut の切欠を有する試験片に比べて、それらの遷移温度を若干高温側に移行させるようであるが大差は認められなかつた。このことから広巾切欠引張試験片に用いられている  $0.2 \text{ mm}$  巾の Saw Cut Notch は実際の溶接亀裂を比較的よく再現し得るものと考えられる。

さらに母材試験片において切欠長さを  $36 \text{ mm}$  一定とし、試験片の巾を  $180 \text{ mm}$ ,  $200 \text{ mm}$ ,  $1,000 \text{ mm}$  と大にすると、 $T_f$  より低温側の破壊強度（真応力）は徐々に低下し、ついには母材の降伏点附近にまで達することがわかる。

以上の実験結果から残留応力の重畠されない溶接継手各部の破壊強度は溶接欠陥などによる切欠が存在する場合には、Charpy, Tipper, Van der Veen 等の工業的切欠非性試験によつて求められる破面遷移温度  $T_f$  以下の温度範囲において、継手の降伏応力に略々等しいかあるいは稍々それより高い値を示すという事実が明かにされた。

なお広巾切欠引張試験片において、破壊強度が急激に低下する遷移温度は後に述べるその材料（A 材）の S.O.D 試験の限界温度 ( $T_c$ ) とほぼ一致し、両者の間に密接な関係のあることを示している。

Orowan 型切欠引張試験片の延性および脆性破面の 1 例を Fig. 2-14 に示す。

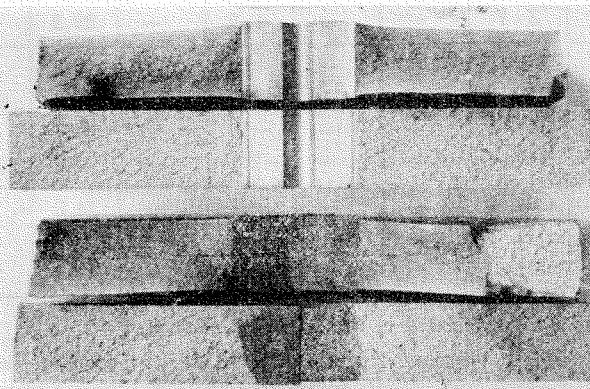


Fig. 2-14 Example of Fracture Surfaces of Center-Notch Tension Test Specimens

### 2-3-2 残留応力が重畠する溶接接手の破壊強度

残留応力が外力に重畠する場合の溶接継手各部の破壊強度を求めるために、前記 Fig. 2-9 に示すごとき交叉部の横継手各部に切欠を入れ、縦継手の高い残留応力を外力に重畠せしめた十字型溶接継手の広巾切欠引張試験片を用い、各温度において試験を行つた。試験結果の総括を Table 2-8, Fig.

Table 2.8 Summary of Notch Tension Tests on Wide Cross Welded Plate

Material	Heat Treatment	Location of Notch	Specimen Code Number	Length of Partial Fracture (mm)	Temperature (°C)		Mean Stress <sup>1)</sup> (kg/mm <sup>2</sup> )		Elongation (%) G. L. = 1000 mm		Mode <sup>2)</sup> of Fract.
					Partial Fract.	Comp. Fract.	Partial Fract.	Comp. Fract.	Partial Fract.	Comp. Fract.	
Brittle Mild Steel "A"	As-Rolled	Base Metal	O-1	—	—	-32	—	27.6	—	0.23	H
			O-2	—	—	-59	—	30.0	—	0.15	H
		Weld Metal	W-1	—	—	-27	—	27.6	—	>0.24	H
			W-2	—	—	-33	—	27.8	—	0.25	H
			W-3	—	—	-37	—	17.5	—	0.07	S
			W-4	—	—	-59	—	30.2	—	0.22	H
			W-5	—	—	-41	—	28.6	—	0.20	H
			W-6	42	+19	—	28.0	—	0.49	—	M
				822		—	29.6	—	0.69	—	
			W-7	—	—	-1	—	25.9	—	0.32	H
			W-8	253	—	+43	31.5	43.8	>1.10	>1.10	M
			W-9	—	—	-58	—	12.6	—	0.05	S
		H. A. Z.	H-1	—	—	-4	—	26.8	—	>0.44	H
			H-2	—	—	-60	—	15.8	—	0.07	S
			H-3	—	—	-27	—	25.6	—	0.23	H
			H-5	—	—	-16	—	26.6	—	0.38	H
			H-6	—	—	-36	—	27.3	—	0.29	H
			H-7	—	—	-47	—	28.0	—	0.26	H
			Z-1	—	—	-59	—	5.5	—	0.02	S
		Brittle Zone	Z-2	—	—	-4	—	26.0	—	0.24	H
			Z-3	—	—	-34	—	7.6	—	0.03	S
			Z-4	—	—	-17	—	17.4	—	0.07	S
			Z-5	—	—	+19.5	—	25.5	—	0.23	H
			Z-6	—	—	-11.5	—	24.6	—	0.24	H
			Z-7	—	—	+9	—	26.2	—	0.20	H
			BW-1	—	—	-62	—	19.2	—	0.08	S
Notch Tough Mild Steel "B"	As-Welded	Weld Metal	BW-2	27.6	-59	-59	4.7	31.2	0.02	0.15	M
			BW-3	—	—	-15	—	30.7	—	0.40	H
			BW-4	—	—	-28.5	—	20.5	—	0.09	H
Q & T HT 60 "C"	As-Welded	H. A. Z.	C H-1	—	—	-62	—	14.5	—	—	H
			C H-1	—	—	-56	—	45.9	—	—	H
			C H-3	—	—	-62	—	44.6	—	0.21	H

Note : 1) Mean stress is calculated in the following manner,

$$\sigma = \frac{P}{t(B-l)} \quad \text{where, } P: \text{Load at fracture } l: \text{Length of partial crack}$$

*B: Initial breadth      t: Original plate thickness*

2) Mode of fracture :

S : Single stage fracture at low stress level

H: Fracture at high stress level

M: Multiple stage fracture

2.15~Fig. 2.18 に示す。これらの図には比較考察のため他の実験で得られた次の曲線を併せて記入した。

- 母材の広巾 Orowan 型試験で得られた残留応力を重畠しない場合の脆性破壊の発生応力曲線。
- 残留応力を重畠することによつて低い外応力で脆性破壊を発生せしめた母材 A の縦継手広巾切欠引張試験における破壊応力曲線<sup>6)</sup>。
- S.O.D 試験による各供試材の亀裂伝播の限界応力曲線。

Fig. 2.15 において主として得られた実験結果およびその考察は次の通りである。

- 溶接継手の各部に切欠を入れた A 材の十字型溶接継手の切欠引張試験片の低応力下における完全破断は、いずれも母材の脆性破壊発生の限界温度  $T_c$ <sup>6)</sup> 以下の温度範囲において且つ S.O.D 試

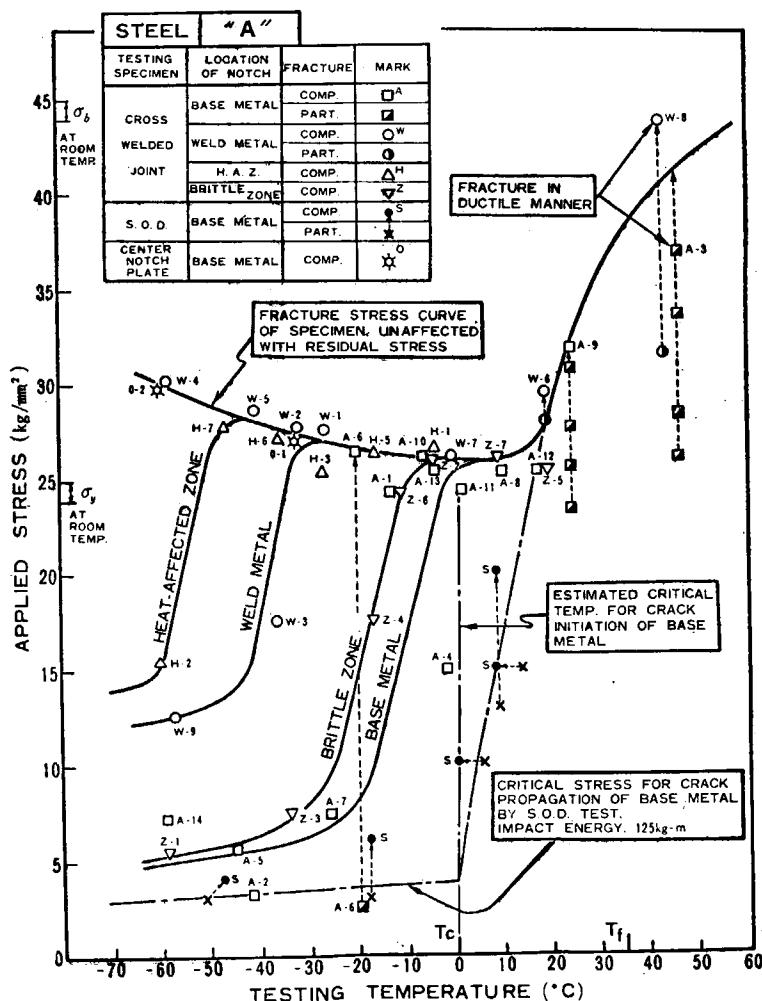


Fig. 2.15 The Relation between Fracture Strengths and Testing Temperatures in Both Notch Tension Test on Wide Cross Welded Joint Specimens and S.O.D. Test on Wide Specimens for Steel "A"

験によって得られた脆性破壊伝播の限界応力  $\sigma_{cr}$  以上の応力範囲において得られている。またこの現象は十字型溶接継手試験の母材原質部試験に相当する綾継手広巾切欠引張試験の結果においても同様であった。

(b) 溶接継手の各部に切欠を入れた十字型溶接継手広巾切欠引張試験片の破断応力は、いずれも試験温度によって急激に低下する遷移現象が認められた。これらの破断応力の遷移温度を A 材溶接継手の各部について比較すれば次の順序となるが、またこれらの遷移温度はいずれも S.O.D 試験における母材の亀裂発生の限界温度  $T_c$  以下にあつた。

$$T^* \text{ (熱影響部)} < T \text{ (溶着鋼)} < T \text{ (脆化領域)}$$

$$< T \text{ (母材原質部)} < T_c \text{ (母材原質部)}$$

(c) 溶接継手各部の破断応力が温度によって遷移現象を示す理由に対しては次のような考察が得られる。すなわち溶接継手の切欠底部においては降伏応力に略々等しいかあるいはこれを超える程度の高い残留応力が存在し、低い外応力を加えた状態でも局部的に塑性変形を生ずる。ここで試験温度が破断応力の遷移温度以上であるとき、切欠底部の局部範囲における韌性は試験片の全巾に亘って General Yielding を生ずるまで失われずに残り、従つて破断応力はその材料の降伏応力に達する。

一方、試験温度が破断応力の遷移温度以下であるときは、切欠底部の局部範囲における Retained Ductility が試験片の全巾に亘って General Yielding を起す以前に失われ、材料の降伏応力以下の外応力下で切欠底部から脆性亀裂が発生するためと考えられる。

(d) 上記の考察は、広巾試験片の破断応力の急激に低下する遷移温度と U 切欠 Charpy 試験によって得られる溶接継手の延性遷移温度  $T_{rd}$  とを比較することによって立証せられる。

Fig. 2.16 は A 材溶接継手の各部における U 切欠

\* 熱影響部に切欠を入れた試験片の破断応力の遷移温度

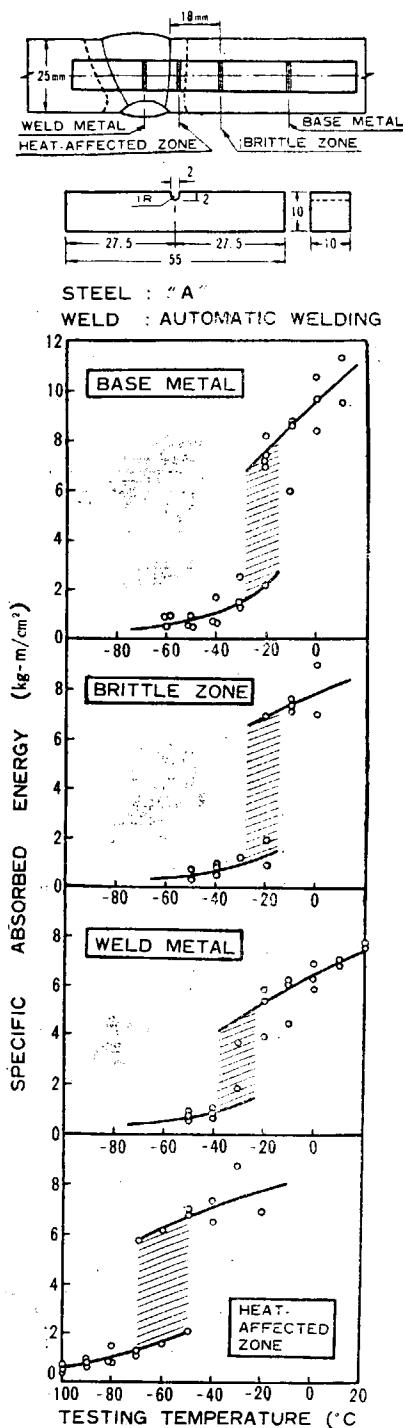


Fig. 2.16 Ductility Transition Temperature Ranges at the Various Locations of Welded Joint, obtained by U-Notch Charpy Impact Tests

Charpy 試験結果を示し Fig. 2-17 はまたこれら U 切欠 Charpy 試験による延性遷移温度  $T_{rd}$  と十字型溶接継手の広巾切欠引張試験における破断応力の遷移温度との関係を示したものであり、これによつて両者の遷移温度はそれぞれ継手の各部において殆んど等しい値を示すことが判る。

従つて、この遷移温度領域における広巾切欠引張試験片の破断応力の急激な減少は、切欠底部における Retained Ductility の失われることに起因することが略々明かとなつた。

高切欠靱性を有する焼準鋼 B 材および焼入焼戻し

処理を行つた調質高張力鋼 C 材の溶接継手の破壊強度に関して十字型溶接継手広巾引張試験片による追加試験の結果、Fig. 2-18 に示すとく略々 A 材におけると同様な結果が得られた。

すなわち溶着鋼、熱影響粗粒化部等の溶接継手の各位置に切欠を入れた試験片の低応力下における完全破断は略々 S.O.D 試験結果より推定される B, C 材の亀裂発生の限界温度  $T_c$  以下の温度範囲で起していることが実験により確められた。

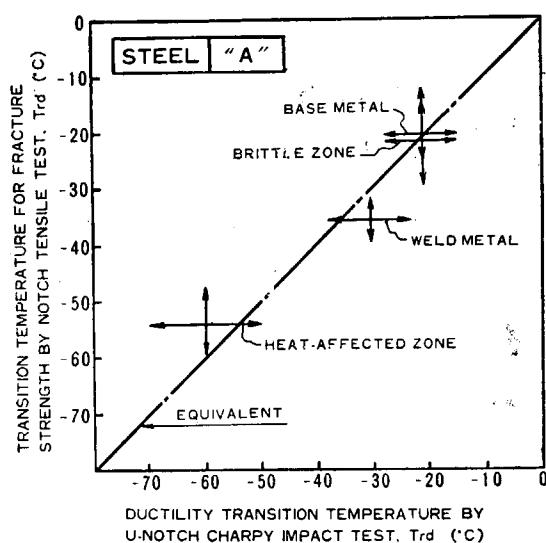


Fig. 2-17 Relation between the Transition Temperature for Fracture Strength by Notch Tension Test on Wide Cross Welded Joint, and the Ductility Transition Temperature by U-Notch Charpy Impact Test

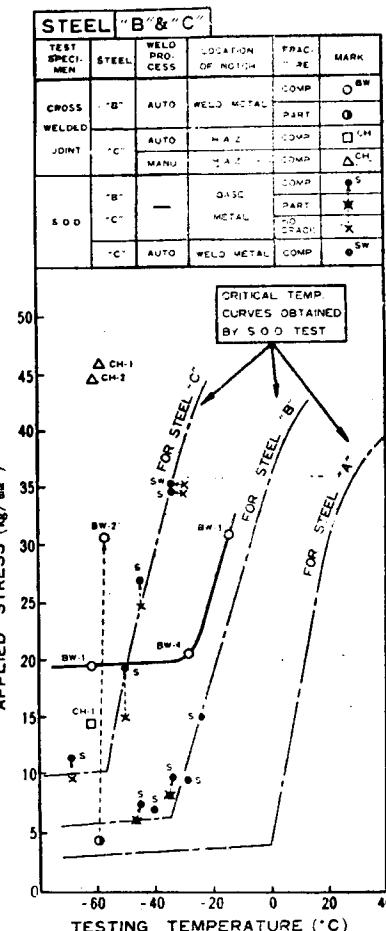


Fig. 2-18 The Relation between Fracture Strengths and Testing Temperatures in Both Notch Tension Test on Wide Cross Welded Joint Specimens and S.O.D Test on Wide Specimens for Steel "B" & "C"

### 2.3.3 溶接継手に沿う脆性破壊の伝播経路

#### [1] 十字型溶接継手広巾切欠引張試験

十字型溶接継手の広巾切欠引張試験において、横継手に沿うて生じた完全破断の様相を示す代表例を Fig. 2-19 および Fig. 2-20 に示す。

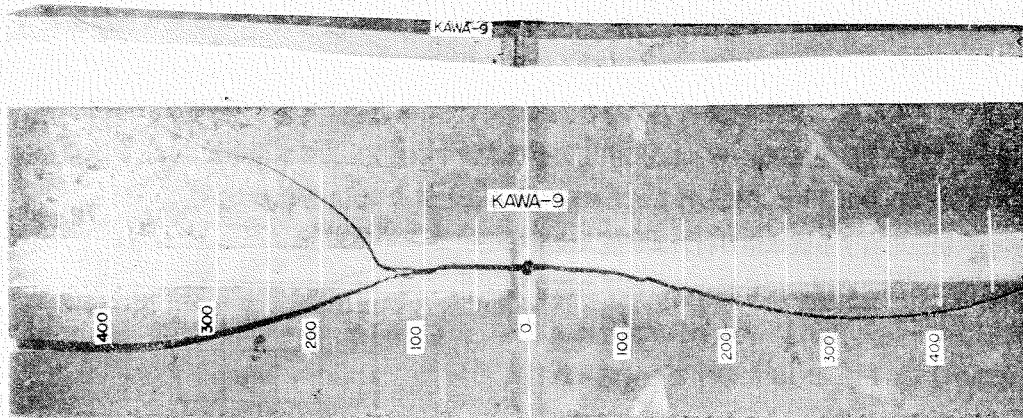


Fig. 2-19 Single Stage Brittle Fracture at Low Stress Level on Wide Cross Welded Plate "A"

Testing Temperature :  $-58^{\circ}\text{C}$

Fracture Strength :  $12.6 \text{ kg/mm}^2$

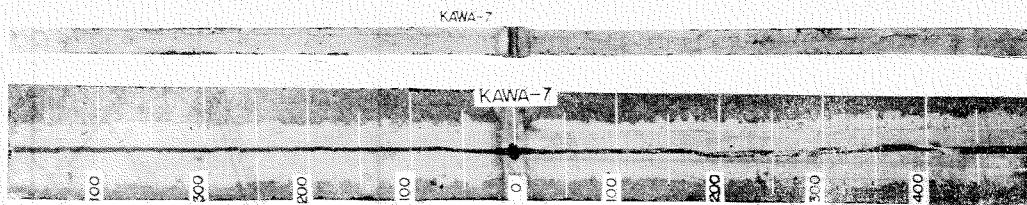


Fig. 2-20 Single Stage Brittle Fracture at High Stress Level on Wide Cross Welded Plate "A"

Testing Temperature :  $+1^{\circ}\text{C}$

Fracture Strength :  $25.9 \text{ kg/mm}^2$

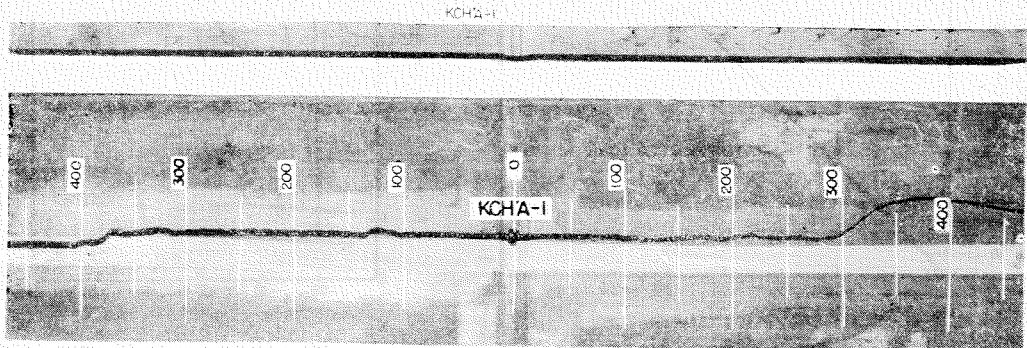


Fig. 2-21 Single Stage Brittle Fracture at Low Stress Level on Wide Cross Welded Plate "C"

Welding Process : 2 Pass Automatic Weld

Testing Temperature :  $-62^{\circ}\text{C}$

Fracture Strength :  $14.5 \text{ kg/mm}^2$

Fig. 2-19 によると低い外応力下 ( $12.6 \text{ kg/mm}^2$ ) で溶着鋼の中心部に発生した脆性亀裂は溶着鋼中を継手に沿つて直進せず、継手のある部分から母材原質部の方へ彎曲している。

低い外応力の下で脆性亀裂の伝播経路が溶接線からそれる現象は切欠靱性の劣るA材の溶接継手のみならず、高切欠靱性鋼B材の溶接継手においても見られる所である。

この現象に対する考察については後章に述べることとするが、上記の事実を換言すれば低応力下に

における溶接継手の完全破断は、母材の亀裂伝播に関する温度および応力条件を満足せしめない限り起り得ないということが推定し得る。

一方これに反して高い外応力下では Fig. 2-20 に示すごとく脆性亀裂が溶接継手を直進する例も多く見られるが、このような設計応力、すなわち  $10 \sim 15 \text{ kg/mm}^2$  以上の高い外応力下における溶接構造物の破壊に関しては考慮の外にあるべき問題と考えられる。

例外として Fig. 2-21 に示すように焼入焼戻の調質鋼 C 材の自動溶接の Bond に切欠を入れた試験片において  $14.5 \text{ kg/mm}^2$  という低応力下で脆性亀裂の直進が見られた。この実験の段階において現在その理由を説明することは困難であるが、同様な現象が Fig. 2-22 に示す如き同じ調質鋼からなる切欠をつけない溶接円筒の爆破試験<sup>19)</sup>においても経験せられている。かかる事実はこの種調質鋼溶接構造物の性能上今後解決すべき最も重要な問題と考えられる。

これに対して C 材の手溶接継手の Bond における脆性破壊強度は約  $-60^\circ\text{C}$  の略々同一温度において母材の降伏応力に近い  $44 \sim 46 \text{ kg/mm}^2$  という高い値を示したが、この両溶接継手の破断応力の相異は Bond における両者の溶接熱サイクルの履歴の相異に起因するものと考えられる。



Fig. 2-22 An Example of Fractured Specimen of Explosion Test on Welded Pipe of Quenched and Tempered Steel. (800 mm in length, 400 mm in dia. and 20 mm in thickness). Showing that the Crack propagated along the Heat-Affected Zone of Welded Joint<sup>19)</sup>.

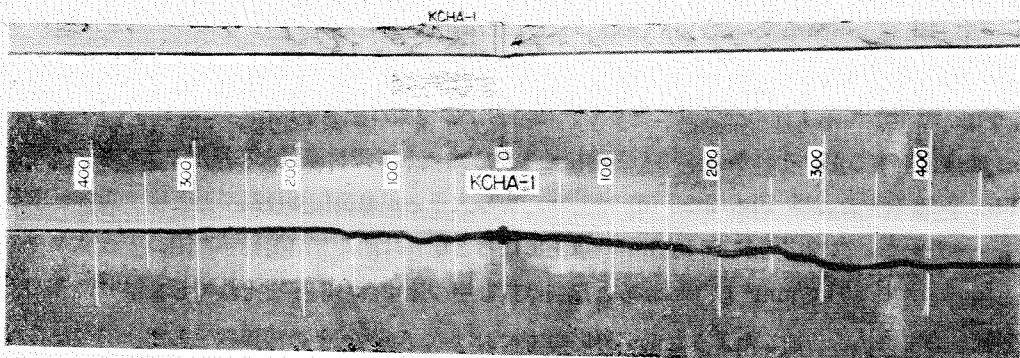


Fig. 2-23 Single Stage Brittle Fracture at High Stress Level on Wide Cross Welded Plate "C"

Welding Process : Multi-Pass Manual Weld

Testing Temperature :  $-56^\circ\text{C}$

Fracture Strength :  $46 \text{ kg/mm}^2$

## [2] 溶接継手の S.O.D. 型試験

溶接継手に沿う脆性亀裂の伝播の様相を調査するため A, B, C 各供試材の溶接継手に対して溶着鋼, 熱影響部, 脆化領域等の各位置に切欠を入れた S.O.D. 型試験を行つた。

試験結果の総括を Table 2-9 に示す。A, B, C 各母材の亀裂伝播に関する限界応力曲線に関しては既に Fig. 2-18 に示した通りである。

一方, Fig. 2-24 に示す如く溶接継手に発生した脆性亀裂は低い外応力下においては例外なく溶接継手に沿つて直進せず母材原質部に彎曲する現象を示したがために、溶接継手各部の限界応力曲線は得られなかつた。

## [3] 亀裂の伝播径路に関する考察

溶接継手に沿つて伝播する脆性亀裂の径路に関して考察すると次の如くである。すなわち S.O.D. 型試験および十字型溶接継手切欠引張試験に用いられたすべての試験片の亀裂伝播径路を破断応力の各大きさで分類すると, Fig. 2-25 および Fig. 2-26 に示す如くなる。

先ず両試験における母材試験片における脆性亀裂はそれぞれ, Fig. 25 (a) および Fig. 26 (a) に示す如く破断応力の大きさに拘らず直進している。しかるに溶接継手の S.O.D. 試験においては、脆性亀裂は発生すると直ちに溶接継手から母材原質部へと彎曲し、母材部にある距離だけ進んでから再び方向を変えて溶接継手に平行に進み完全破断に至つている。そして亀裂伝播の径路が溶接継手をはずれる距離は破断応力の大きさの程度によって変化する。

Fig. 2-27 は亀裂伝播径路が溶接継手からはずれる距離と破断応力との関係を示したものであるが、これによると破断応力が低い程、亀裂伝播径路の溶接継手からはずれる距離は大となつていてることが明らかである。同様な結果は十字型溶接継手の広巾切欠引張試験片においても見られる。すなわち, Fig. 26 (b) に示す如く交叉部に発生した低応力下の亀裂は横継手に沿つて両側にそれぞれ約 70 mm 程度直進するが、それからは殆んど溶接継手から逸脱して母材原質部に進展している。

Fig. 2-26 (c) および Fig. 2-26 (d) は破断応力の大きさが亀裂伝播径路におよぼす影響を示している。すなわち、破断応力が  $20 \text{ kg/mm}^2$  以上になると亀裂は殆んど溶接継手に沿つて直進するが、他方破断応力が  $20 \text{ kg/mm}^2$  以下になると亀裂は横継手の途中から継手をそれてしまつてゐる。

これらの事実から前述したような低い外応力下における As-Weld の溶接継手の完全破断は、たゞ工業的切欠靭性試験において溶接継手各部の切欠靭性（ここでは主として破面遷移温度  $T_f$  を云う）が母材原質部のそれより劣つていたとしても、母材における脆性破壊の伝播に対する温度および応力条件を満足しない限り起り難いと云う説明が可能となる訳である。

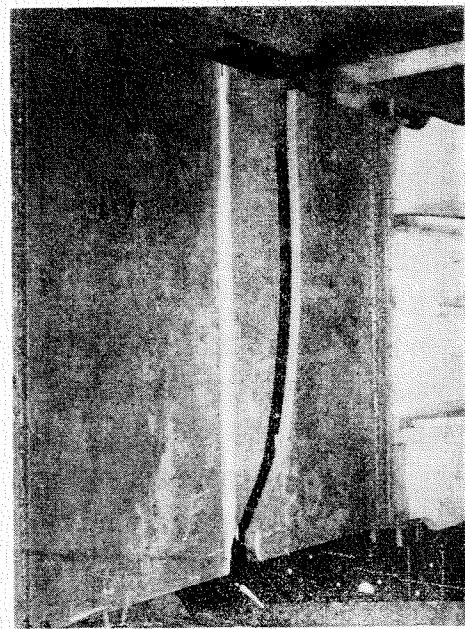


Fig. 2-24 Fracturing Behaviour of 1,000 mm Wide Welded Specimen in S.O.D. Test

Table 2-9 Summary of S.O.D. Tests on Welded Joint

Material	Heat Treatment	Location of Notch	Specimen Code Number	Blow <sup>(2)</sup> No.	Mean <sup>(1)</sup> Stress (kg/mm <sup>2</sup> )	Temp. at Blow (°C)	Length of Crack (%)
Brittle Mild Steel "A"	As-Received	Base Metal	SANA-1	1	10.0	+ 6.5	0
				2	10.0	+ 0.5	100
			SANA-2	1	3.0	+ 8.5	0
				2	5.0	+ 8	0
				3	10.0	+ 8	0
				4	13.0	+ 8	0
				5	15.0	+ 7.5	0
				6	20.0	+ 7.5	100
			SANA-3	1	15.0	+13.5	0
				2	15.0	+ 7.5	100
			SANA-4	1	1.5	-20	0
				2	3.0	-20.5	0
				3	6.0	--21	100
			SANA-5	1	3.0	-50	0
				2	3.0	-50	0
				3	4.0	-50	100
		Weld Metal	SAWA-1	1	10.0	0	0
				2	10.0	-13.5	0
				3	10.0	-21	100
			SAWA-2	1	2.0	-37	0
				2	3.0	-37	0
				3	4.0	-35.5	0
				4	5.0	-35	100
			SAWA-3	1	1.0	-45	0
				2	2.0	-46	0
				3	3.0	-46	0
				4	4.0	-44	0
				5	5.0	-44	0
				6	6.0	-44	100
			SAWA-4	1	4.0	-54	0
				2	5.0	--54	0
				3	6.0	--54	0
				4	7.0	--54	100
			SAWA-5	1	15.0	+21.5	0
				2	15.0	+ 9.5	0
				3	15.0	0	0
				4	15.0	--10	100
		H. A. Z.	SAHA-1	1	10.0	- 1	0
				2	10.0	-12.5	0
				3	10.0	--20.5	100
			SAHA-2	1	2.0	-31	0
				2	3.0	-34	0
				3	4.0	-34	0
				4	5.0	-34	0
				5	6.0	-34	0
				6	7.0	--32.5	100
			SAHA-3	1	3.0	-51	0
				2	4.0	-45.5	0
				3	5.0	-46	0
				4	6.0	-46	100
			SAHA-4	1	15.0	+ 10	0
				2	15.0	+ 0.5	100

Material	Heat Treatment	Location of Notch	Specimen Code Number	Blow <sup>2)</sup> No.	Mean <sup>1)</sup> Stress (kg/mm <sup>2</sup> )	Temp. at Blow (°C)	Length of Crack (%)
Brittle Mild Steel "A"	As-Welded	Brittle Zone	H. A. Z.	SAHA-5 1	6.0	-23.5	0
				2	7.0	-23.5	0
				3	9.0	-23.5	100
			SAZA-1	1	10.0	0	0
				2	10.0	-10	0
				3	10.0	-21.5	100
			SAZA-2	1	3.0	-32.5	0
				2	4.0	-32.5	0
				3	5.0	-30.5	0
				4	6.0	-30.5	0
				5	7.0	-30	100
			SAZA-3	1	3.0	-30	0
				2	4.0	-30	0
				3	5.0	-30	0
				4	6.0	-32	0
				5	7.0	-34	0
				6	8.0	-34	16
			SAZA-4	1	4.0	-51	0
				2	5.0	-51	0
				3	6.0	-50	0
				4	7.0	-51	100
			SAZA-5	1	15.0	+21	0
				2	15.0	+10	100
Notch Tough Mild Steel "B"	As-Received	Base Metal	SBNA-1	1	4.0	-50.5	0
				2	5.0	-49.5	20
				3	6.0	-47.5	20
				4	8.0	-46.5	100
			SBNA-2	1	10.0	-12.5	0
				2	10.0	-23.5	0
				3	10.0	-29.5	100
			SBNA-3	1	15.0	-1.5	0
				2	15.0	-11.5	0
				3	15.0	-23.5	100
			SBNA-4	1	4.0	-44	0
				2	5.0	-44	0
				3	6.0	-44	0
				4	7.0	-42	100
			SBNA-5	1	8.0	-32.5	0
				2	9.0	-34	20
				3	10.0	-32.5	100
			SBWA-1	1	5.0	-49	0
				2	6.0	-48	0
				3	7.0	-48	0
				4	8.0	-48.5	0
				5	10.0	-48	0
				6	12.0	-48	100
			SBWA-2	1	10.0	-10	0
				2	10.0	-19.5	0
				3	10.0	-30	0
				4	10.0	-40	0
				5	12.0	-43	100
			SBWA-3	1	10.0	-3	0
				2	10.0	-10.5	0
				3	10.0	-22.5	0
				4	10.0	-30.5	100

Table 2.9 Summary of S.O.D. Tests on Welded Joint

Material	Heat Treatment	Location of Notch	Specimen Code Number	Blow No.	Mean <sup>1)</sup> Stress (kg/mm <sup>2</sup> )	Temp. at Blow (°C)	Length of Crack (%)
Notch Tough Mild Steel "B"	As-Welded	H.A.Z.	SBHA-1	1	7.0	-51	0
				2	9.0	-51	0
				3	9.0	-50	8
				4	10.0	-50	100
			SBHA-2	1	10.0	-24	0
				2	12.0	-24	0
				3	14.0	-23	0
				4	16.0	-23	100
			SBHA-3	1	20.0	0	0
				2	20.0	-12	0
				3	20.0	-15	0
				4	20.0	-22	100
Quenched and Tempered Steel "C"	As-Received	Base Metal	SBWL-1	1	12.0	-51	100
			SCNA-1	1	15.0	-52	0
				2	18.0	-52	100
			SCNA-2	1	25.0	-23	0
				2	25.0	-31	0
				3	25.0	-40	0
				4	25.0	-45	0
				5	27.0	-45	100
			SCNA-3	1	35.0	-31	0
				2	35.0	-35	100
			SCNA-4	1	10.0	-69	0
				2	12.0	-69	100

Note : 1) Mean stress : Mean stress is calculated in the following manner;

$$\sigma = \frac{P}{t(B-l)}$$

where,  $P$  : Load at fracture  
 $B$  : Initial breadth of specimen  
 $l$  : Length of partial crack  
 $t$  : Original plate thickness

2) Impact energy . 125 kg-m constant

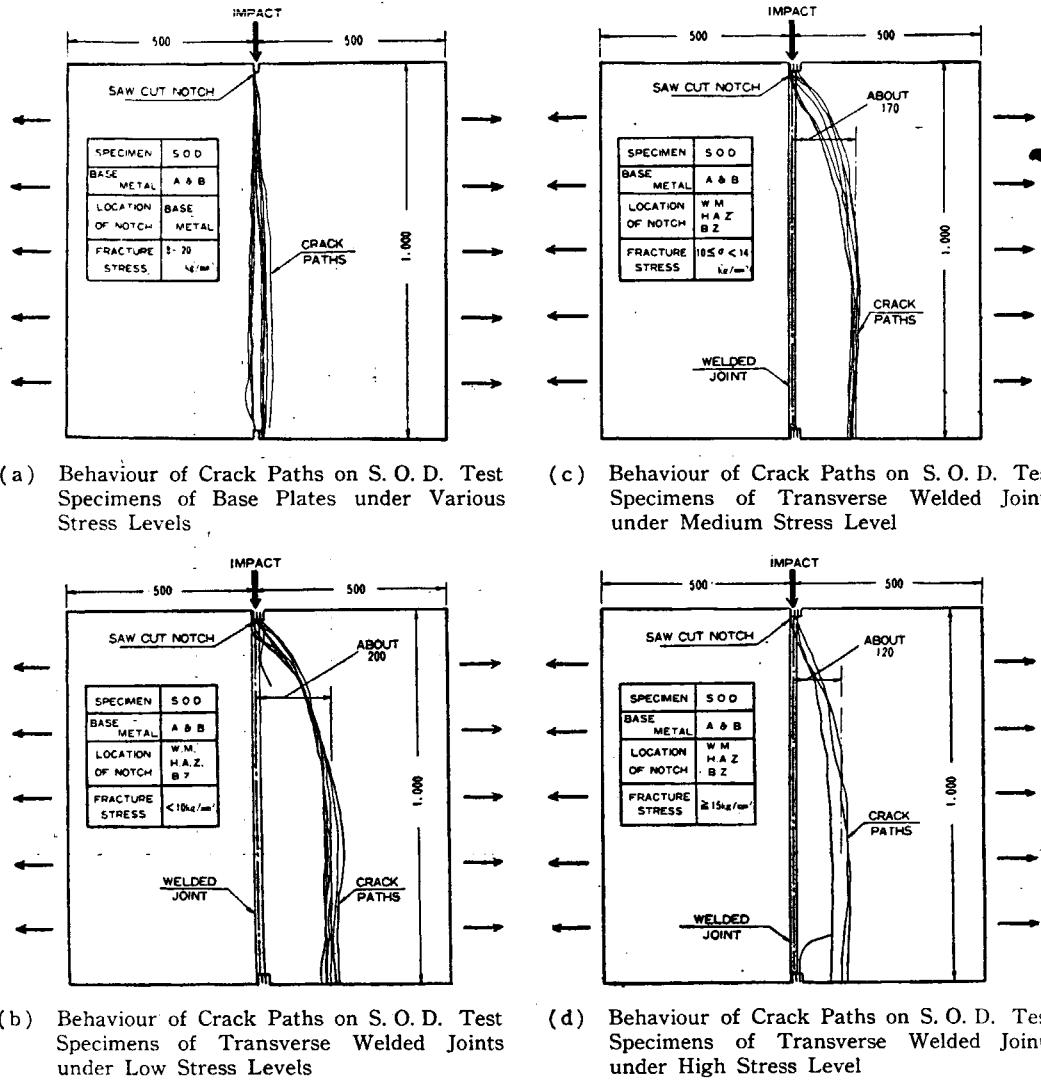


Fig. 2.25 Behaviour of Crack Paths on S.O.D. Test Specimen of Transverse Welded Joints

ここにおいて脆性亀裂が如何なる理由によつて溶接線を直進せずこれを逸脱するかについて充分な説明を行うことは出来ないが、本研究の現状から次のような考察を行つた。

すなわち、均一な引張の応力分布を有する母材試験片においては、脆性亀裂は温度および応力条件を満足する限り直進する。しかるに Fig. 2.28 に示すように、As-Weld の溶接継手の端部においては無負荷の状態で約 10~15 kg/mm<sup>2</sup> にも達する圧縮残留応力が分布し、またこの溶接継手に対して低い外応力をかけた場合においても継手の両端部には未だに圧縮の残留応力が分布するか、あるいはわずかな引張応力の分布が存在するかのいずれかである。

溶接継手の S.O.D. 試験において、継手の端部に圧縮あるいは低い引張の残留応力分布の存在する状態で、打撃によつて亀裂を発生せしめると、その亀裂は End Effect によつて継手からそれよう

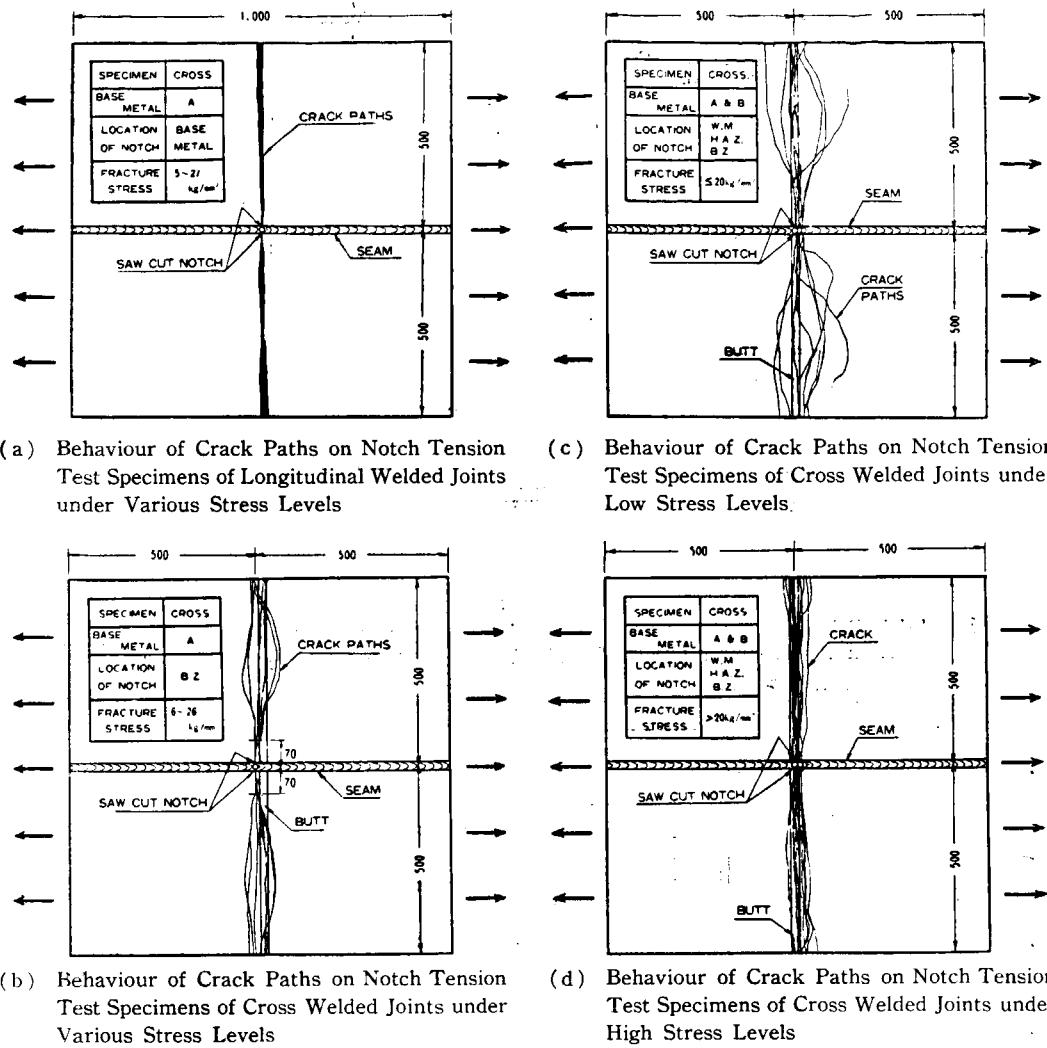


Fig. 2-26 Behaviour of Crack Paths on Notch Tension Test Specimens of Cross Welded Joints

とする。そしてその傾向は脆性亀裂が継手に沿つて直進するに充分な引張の応力分布の存在する領域に到達するまで継続されるものと考えられる。

更に十字型溶接継手の広巾切欠試験片について云えば、脆性亀裂は継手の高い引張残留応力の存在する領域においては直進するが、そこから更に進んで圧縮残留応力の存在する領域に至ると直ちに横継手からそれるものと考えられる。

亀裂伝播径路の彎曲を起すその他の原因としては、更に溶着鋼中の微小亀裂の存在、溶着鋼の異方性あるいは溶接継手各部の低温における機械的性質の相異等も挙げられるが、Fig. 2-29 に示すように 650°C の応力除去焼鈍を行った溶接継手の S.O.D. 試験において、脆性亀裂が 12 kg/mm<sup>2</sup> といふ低い外応力下において溶着鋼中を直進した例に従しても、残留応力の分布状況と破断応力の高低とが溶接継手に沿う亀裂の伝播径路を左右する基本的な因子であることは明瞭に判断し得るのである。

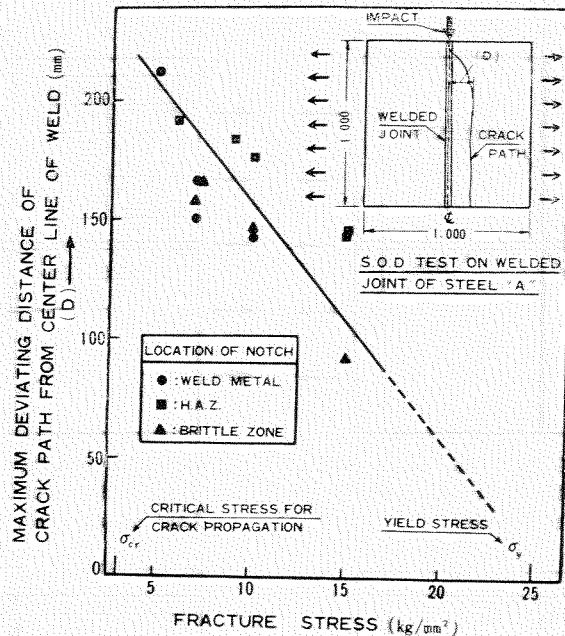


Fig. 2-27 Relation between Fracture Stress Level and Deviating Distance of Crack Path from Notch Center Line in S.O.D. Tests on Welded Joint of Steel "A"

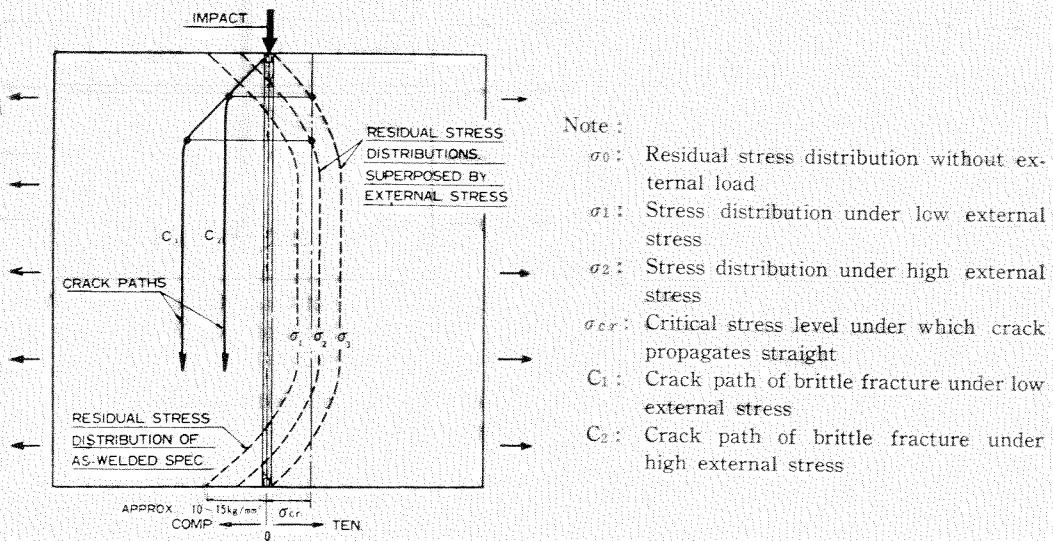


Fig. 2-28 Schematic Diagrams of S.O.D. Test Specimen on Welded Joint, Showing the Relation between Crack Path and Residual Stress Distribution superposed by External Stress

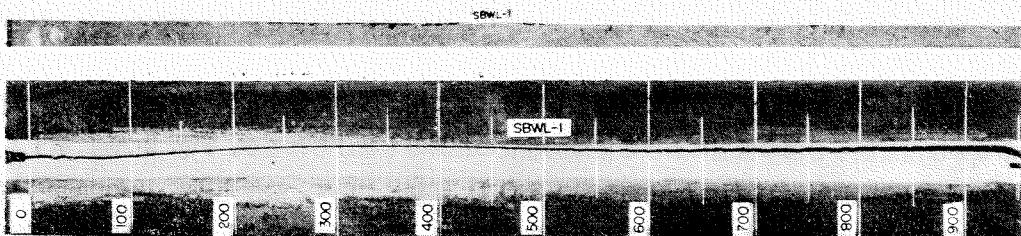


Fig. 2-29 Single Stage Brittle Fracture at Low Stress Level by S.O.D. Test on Butt Welded Joint of Steel "B", annealed at 620°C

Testing Temperature: -50°C  
Fracture Strength: 12 kg/mm<sup>2</sup>  
Blow Energy: 125 kg-m

## 2・4 結 論

溶接継手における脆性破壊の発生と伝播に関しては更に研究すべき多くの問題が残されているが、この実験において得られた限りの結果を総括すると次のとおり結論が得られる。

(1) 残留応力の重畠しない横継手の切欠引張試験において、溶接継手各部の脆性破壊強度は、破面遷移温度以下の温度領域において、継手の降伏応力に略々等しいか、あるいはそれよりも幾分高い値を示し、またその値は切欠の長さあるいは尖鋭度によって変化する。破壊強度が急激に低下する遷移温度はまた V 切欠 Charpy 試験の  $T_{rc}$ 、Tipper 試験の  $T_f$  あるいは Van der Veen 試験の  $T_{Hf}$  等、工業的切欠非性試験における破面遷移温度と殆んど一致する。

(2) 残留応力が重畠する十字型溶接継手の広巾切欠引張試験において溶着鋼、熱影響部、脆化領域等、溶接継手の各部に切欠を入れた試験片の破断応力は、母材の降伏応力と亀裂伝播の限界応力との間の外応力範囲で、また母材の脆性亀裂発生に対する限界温度  $T_c$  以下の温度範囲で遷移現象を呈する。この傾向はまた高い切欠非性を有する鋼の溶接継手に関しても同様である。

そしてこの破断強度の遷移温度を U 切欠 Charpy 試験による溶接継手の各部の延性遷移温度  $T_{rd}$  と比較することによって、広巾切欠引張試験における破断強度の急激な低下は、切欠底部における Retained Ductility が遷移温度以下において失はれたことに起因するものと考えられる。

(3) 溶接継手の S.O.D. 試験と十字型溶接継手の広巾切欠引張試験において、溶接継手に沿う脆性破壊の伝播経路は、その継手の降伏応力以下の低い外応力(約  $15 \text{ kg/mm}^2$  以下)では溶接継手を直進せず母材原質部へ彎曲して進む。そしてこの溶接継手に沿つて進む亀裂伝播経路を左右する主な因子としては溶接継手における残留応力の分布の様相と破断時の応力の高低とを挙げることが出来る。

またこの事実を換言すれば、低い外応力の下で溶接したままの突合継手に沿う完全破断は、たとえ工業的切欠非性試験における溶接継手の破面遷移温度が母材のそれよりも母材における脆性破壊の伝播に関する温度および応力条件を満足せぬ限り起り難いものと考えられる。

## 参 考 文 献

- 1) T. S. Robertson: "Propagation of Brittle Fracture in Steel", Journ. Iron & Steel Inst., Dec. 1953.
- 2) F. J. Feely, Jr., M. S. Northup, S. R. Kleppe & M. Gensamar: "Studies on the Brittle Fracture of Tankage Steel Plates", Weld. Journ., Dec. 1955, pp 596s to 607s.
- 3) 吉識雅夫, 金沢 武: "脆性破壊の伝播機構に関する一考察", 造船協会論文集 No. 102, 1957, pp 39 ~44.
- 4) 木原 博, 増淵興一: "脆性破壊におよぼす残留応力の影響に関する一考察", 造船協会論文集 No. 103, 1958, pp 251~262.
- 5) H. Kihara & K. Masubuchi: "Prevention of Brittle Fracture in Welded Structure", Doc. No. X-198-58. OE., submitted to 1958 Meeting of Com. X of I.I.W.
- 6) 木原 博, 増淵興一, 飯田國広, 大庭 浩: "残留応力除去処理が溶接継手の脆性破壊強度におよぼす影響", 造船協会 1959 年秋季講演会に於いて発表予定

- 7) E. F. Nippes & C. R. Sibley: "Impact Performance of Synthetically Reproduced Heat-Affected Zone Microstructure in T-1 Steel", W. J. Oct. 1956, 473s to 480s.
- 8) D. K. Felbeck & E. Orowan: "Experiments on Brittle Fracture of Steel Plates", W. J. Nov. 1955, pp. 570s to 575s.
- 9) W. J. Hall, W. G. Godden & O. A. Fettahlioglu: "Preliminary Studies of Brittle Fracture Propagation in Structural Steel", May 1958, U. S. Coast Guard, Ship Structure Committee.
- 10) 木原博, 市川慎平, 増淵興一, 飯田国広, 吉田俊夫, 大庭浩, 小椋陽: "溶接円筒の爆破試験について" (第2報), 造船協会論文集 第104号, 1959, pp. 243~253.

### 第3章 調質鋼溶接継手の脆性破壊伝播特性に関する研究

#### 3.1 研究目的

本研究は調質鋼の超大型船に対する適応性についての基礎資料として、その脆性破壊伝播特性を求める目的として実験を行うものであつて、研究を大別すれば次の二項目となる。

(1) 調質鋼の脆性破壊伝播特性について検討を加え、またその溶着金属部（手溶接、自動溶接とも）ならびに溶接熱影響部についても破壊伝播特性を明らかにし、調質鋼にたいする溶接施工の可否等について主として広巾引張試験（S.O.D. 試験）を行つて調査する。

(2) 調質鋼と軟鋼とが混用された場合、軟鋼に発生した亀裂が軟鋼部を横切り調質鋼部に達するどのような状況になるかは不明であるから、この問題についても広巾引張試験（S.O.D. 試験）によつて調査する。

#### 3.2 試験方法

##### 〔A〕 使用材料

本実験に用いた材料の化学組成ならびに機械的性質を Table 3.1 および Fig. 3.2 に示す。

Table 3.1 Chemical Compositions of Steels

Kind of Steel	Thickness (mm)	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Remark
Mild Steel (1)	20	0.13	0.12	0.76	0.017	0.016	Data from Mill Sheet
Mild Steel (2)	20	0.14	0.05	0.86	0.014	0.027	"
Heat Treated Steel	20	0.16	0.44	1.05	0.017	0.020	"

Table 3.2 Mechanical Properties of Steels

Kind of Steel	Thickness (mm)	Yield Point (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile Strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Bend Test 180°	Remark
Mild Steel (1)	20	32.0	44.0	34.0	Good	Data from Mill Sheet
Mild Steel (2)	20	26.2	41.2	32.0	Good	"
Heat Treated Steel	20	51.3	62.6	17.0	Good	"

##### 〔B〕 溶接方法

手溶接およびユニオンマルト溶接を調質鋼にたいして施行している。施行条件は次の通りである。

###### (I) 手溶接

i) 開先形状……手溶接試験材の形状及び開先形状を Fig. 3.1 に示す。

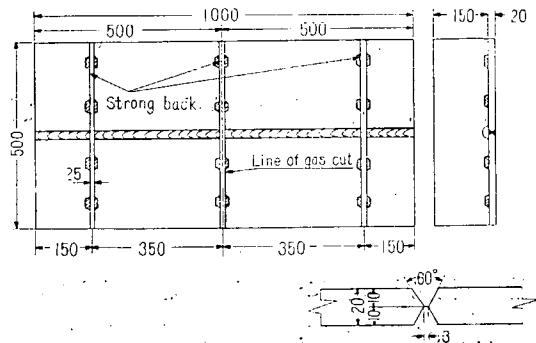


Fig. 3-1 Locations and Dimensions of Strong Backs and Type of Groove used

ii) 溶接条件……溶接棒は LB 62, 表裏とも第1層は棒径 4 mm<sup>ø</sup>, 第2層以後は 5 mm<sup>ø</sup> のものを使用した。表4層を溶接完了後, チッピングにて裏ハシリを行い, 裏面より4層で溶接を仕上げて後, ストロングバックを除去している。いづれの試験片についてもX線検査を行い, 欠陥の無いことを確認して後, Fig. 3-2 に示すガス切断線で切断し2枚の試験片とした。

## (II) ユニオンメルト溶接

i) 開先形状……ユニオンメルト溶接試験材及び開先形状を Fig. 3-2 に示す。

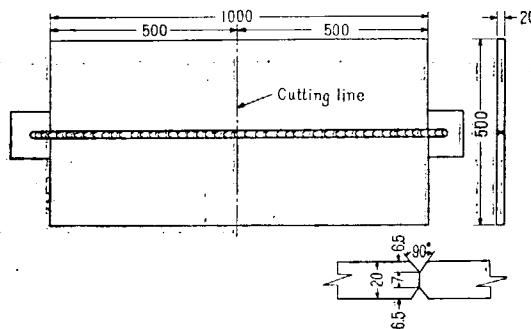


Fig. 3-2 Dimensions of Test Plate and Type of Groove for Submerged Arc Welding

ii) 溶接条件……Table 3-3 に示す通りの条件により溶接を行つた。

Table 3-3 Welding Conditions

	Composition	Wire	Dia. of Wire (in.)	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min.)
Backing Pass	G-80	# 40	3/16	600	.30	25
Finishing Pass	"	"	"	900	.35	30

(注) 全溶接完了後, X線写真を撮影し, 無欠陥であることを確認した後 Fig. 3-2 の切断線に沿つてガス切断し2枚の試験片を作製した。

## [C] 大型衝撃試験

軟鋼母材(I, II), 調質鋼母材, 調質鋼手溶接材, 調質鋼ユニオンメルト材, 同熱影響部の6種の材料にたいして 20×20×110 mm の大型衝撃試験片を作製し, 大型両振試験機(容量 2280 kg-m)

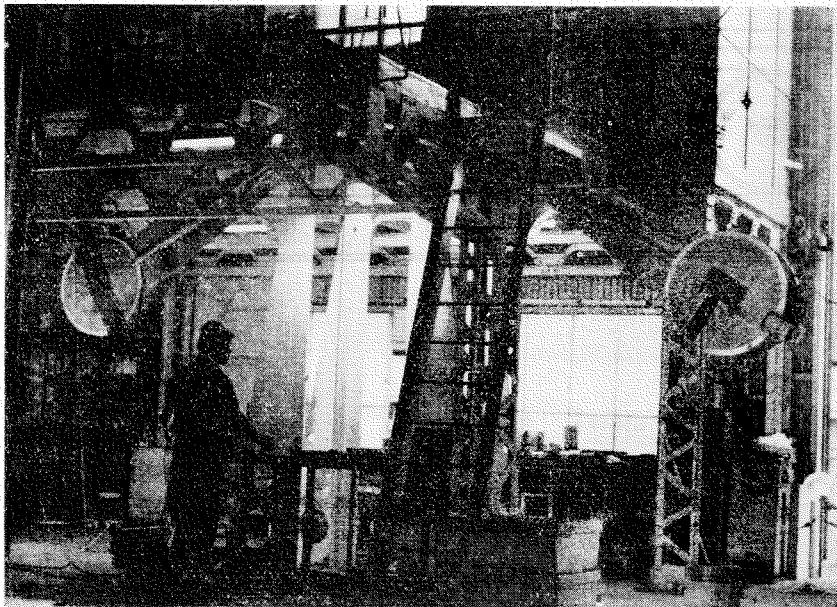


Fig. 3-3 Large Impact Testing Machine

(Fig. 3-3) 衝撃試験を行つた。なお切欠はすべて板厚面に付けている。また切欠深さは 4 mm 切欠先端の曲率半径 0.25 mm、切欠角度は 45°で、溶接材は溶着金属の中央に切欠を付けるようにした。なお熱影響部材にたいする切欠位置は Fig. 3-4 に示すとき位置である。

#### 〔D〕 引張試験

調質鋼母材ならびにその手溶接継手、ユニオンメント溶接継手材について JIS 1 号引張試験片を用いて引張試験を行つた。

#### 〔E〕 広巾引張試験片にたいする応力分布の計測

広巾引張試験片は打撃部に切欠をつけるようになつてゐるが、切欠部近傍には応力の乱れを生ずることは衆知の事実である。しかるに、試験目的からいえば試験断面の応力分布は高荷重まで均一であることが望ましい。そこで軟鋼材にたいして試験片形状を次の 2 種、すなわち Fig. 3-9 のように試験片の平行部に直接切欠をつけたものと Fig. 3-10 のように試験片の打撃部に耳をつけ、この耳の部分に切欠底と平行線とが一致するような深さをもつた切欠をつけたものを選び、表裏両面にストレングゲージを貼付して応力の分布状態を電気抵抗線歪計を用いて計測した。

#### 〔F〕 広巾引張試験

E 項の試験結果（後述）により試験片の打撃部に耳をつけたものの応力分布が試験形状としてはよかつたので、試験片の形状としては Fig. 3-5 に示すときものを採用した。ただし試験片巾は試験片製作の都合上 Table 3-4 に示すように 500 mm のものと 450 mm のものとの 2 種類がある。

引張治具は試験材と同一材料を使用している。

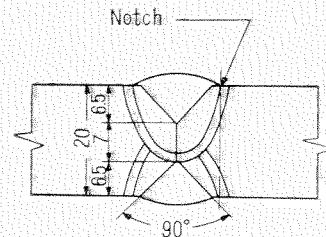


Fig. 3-4 Location of Notch Cut on Heat Affected Zone

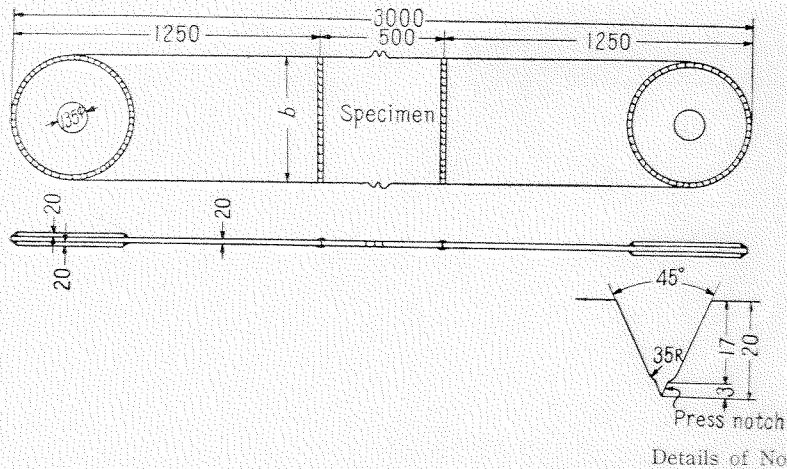


Fig. 3·5 Dimensions of Wide Plate Tension Test Specimen

Table 3·4 Widths of Wide Plate Tension Test Specimens

Specimen	Width (b) (mm)
Base Plate of Mild Steel	500, 450
Base Plate of H. T. S.*	500, 450
Manual Weld Metal of H. T. S.	450
Submerged Weld Metal of H. T. S.	450
H. A. Z. of H. T. S. (Submerged Welding)	450
Mild Steel Plate Welded to H. T. S.	450

\* H. T. S.: Heat Treated Steel

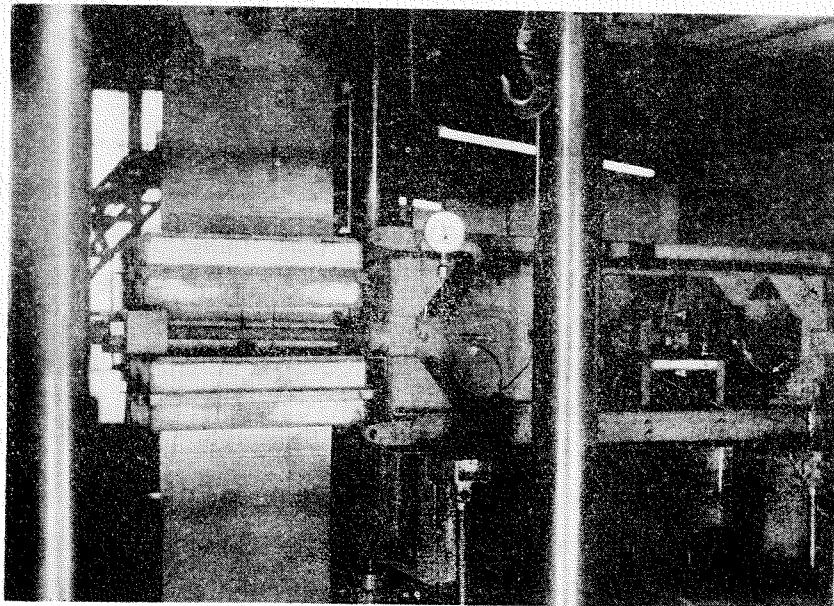


Fig. 3·6 (a) Specimen, Cooling Boxes and Impact Apparatus

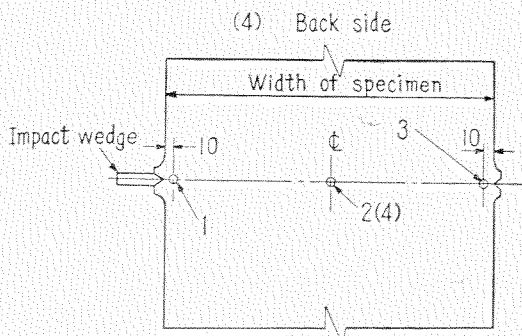


Fig. 3·6 (b) Location of Measuring Points of Temperature

試験は 400 ton アムスラー型万能試験機を用いて行い、Fig. 3·6 に示すような要領で試験片に冷却槽をとりつけ、ドライアイスとアルコールで冷却し、所定温度にまで試験片が冷却したとき打撃を行つた。打撃には東京衡器製の高圧打撃装置を使用した。なお温度は Fig. 3·6 に示すごとくに銅-コンスタンタン熱電対をハンダ付けして測定した。温度分布の一例を挙げると Table 3·5 のごとくである。以下の実験記録に記してある温度は打撃側切欠に一番近い点 1 の温度である。

試験片破断時の状況を Fig. 3·7 に示す。

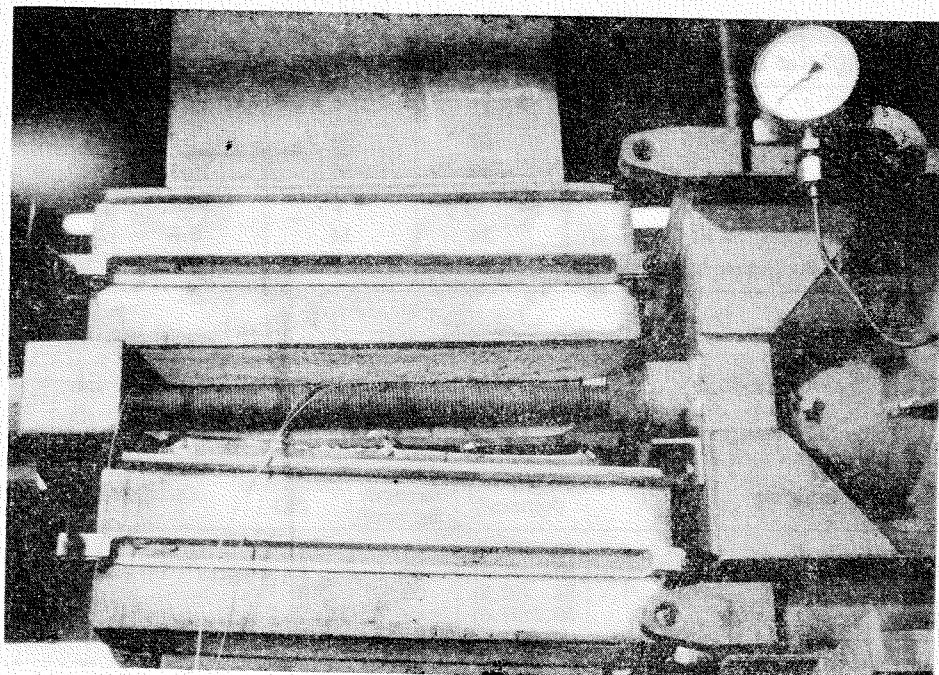


Fig. 3·7 The View of Specimen and Apparatuses immediately after the Fracture Test

### 3·3 試験結果

#### 〔A〕 大型衝撃試験

試験結果は Fig. 3·8 および Table 3·6 に示すごとくである。

Table 3·5 One Example of Temperature Measurement

Measuring Points	1	2	3	4
Temp. (°C)	-50	-51	-48	-51

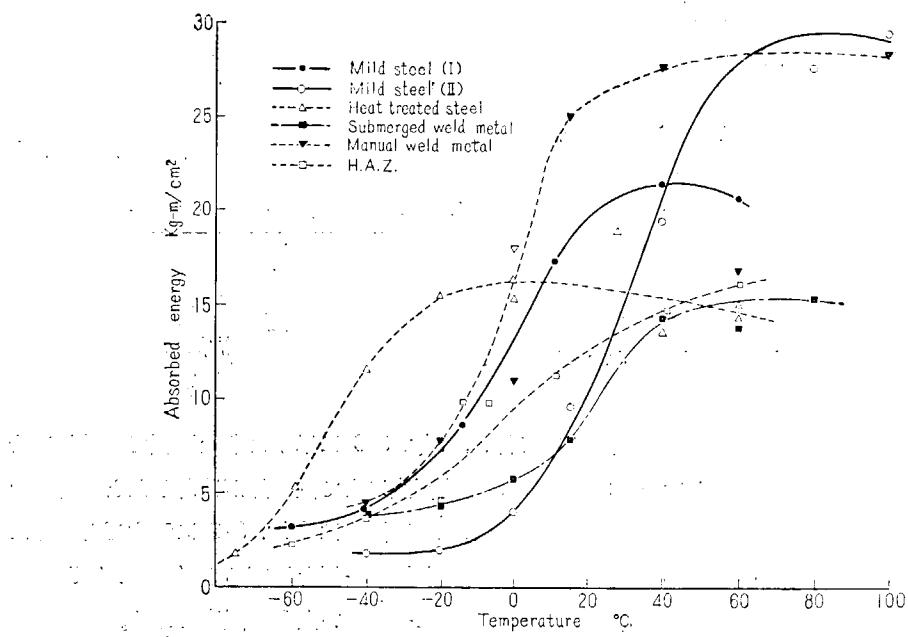


Fig. 3-8 Results of Full Size (20 mm) V-Notch Impact Bend Tests

Table 3-6 Results of Full Size Impact Bend Test (V-Notch)

Kind of Specimen	$T_{rs}$ (°C)	$T_{re}$ (°C)	$E_0$ (kg·m/cm <sup>2</sup> )	$E_{max.}$ (kg·m/cm <sup>2</sup> )
Mild Steel (1)	11	- 8.5	13.7	21.3
Mild Steel (2)	40	30	4.0	29.5
H. T. S.*	-59	-56	16.1	16.2
Manual Weld Metal of H. T. S.	0	- 2	16.1	28.5
Submerged Weld Metal of H. T. S.	24	14	5.6	15.3
H. A. Z. of H. T. S. (Submerged Welding)	16	- 7.5	9.8	16.5

### [B] 引張試験

試験結果は Table 3-7 に示すごとくである。

Table 3-7 Results of Conventional Tension Tests (JIS No. 1 Tension Specimen)

Specimen	Yield Point (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile Strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Location of Fracture
Heat Treated Steel 1	50 (51.4)*	61	24	
" 2	50 (51.4)	60	23	
" 3	51 (52.5)	59	24	
Average	50.3 (51.8)	60	23.7	
Manually Welded Joint of H. T. S. 1	50.9	62.2	20.2	
" 2	50.6	62.1	19.0	Base Plate: 70 mm Apart from the Centre of Weld
" 3	50.7	61.8	19.8	
Average	50.7	61.0	19.7	
Submerged Weld Joint of H. T. S. 1	48.3	60.6	19.4	H. A. Z.: 22 mm Apart from the Centre of Weld
" 2	49.5	61.2	17.7	
" 3	49.1	60.5	18.1	
Average	49.0	60.8	18.4	

\* Number in Parentheses shows Upper Yield Points.

### [C] 広巾引張試験片にたいする応力分布の計測

軟鋼の耳なし試験片、軟鋼の耳付試験片、調質鋼の耳付試験片の応力分布はそれぞれ Fig. 3-9, Fig. 3-10, Fig. 3-11 に示すごとくであつた。

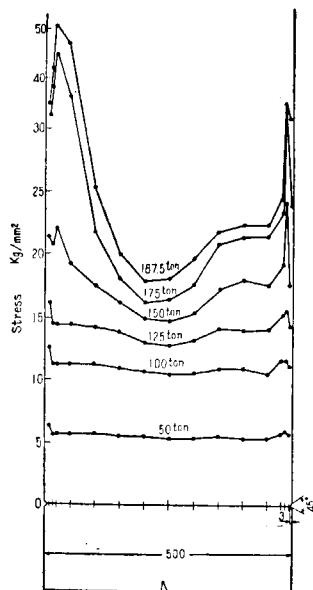


Fig. 3-9 Stress Distributions of Mild Steel Tension Test Specimen which has no Projection at Notched Part

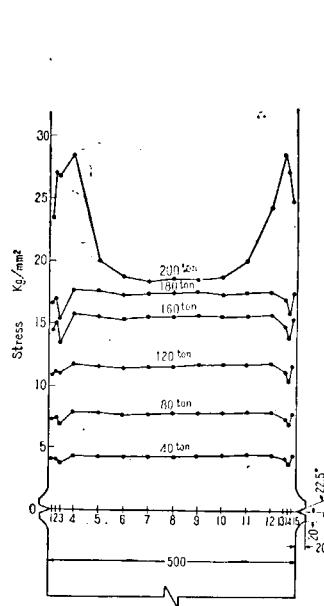


Fig. 3-10 Stress Distributions of Mild Steel Tension Test Specimen which has Projection at Notched Part

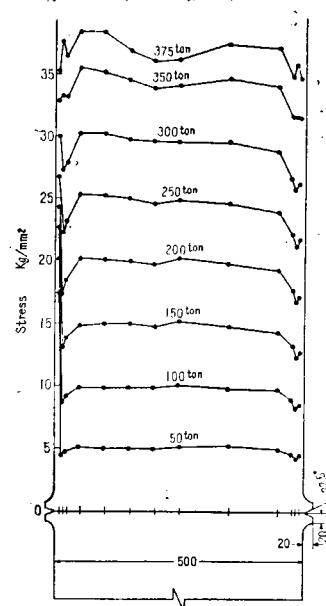
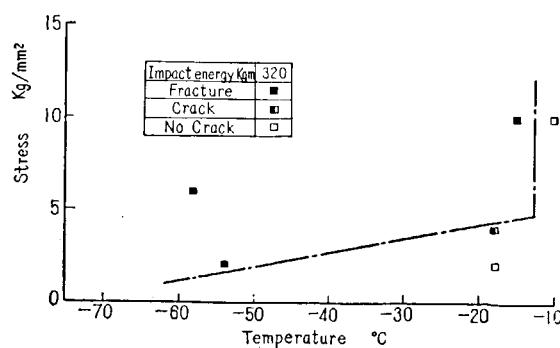


Fig. 3-11 Stress Distributions of Heat Treated Steel Tension Test Specimen which has Projection at Notched Part

### [D] 広巾引張試験

軟鋼母材 (I), (II), 調質鋼母材, 調質鋼手溶接材, 調質鋼ユニオンメルト材, 調質鋼ユニオンメルト熱影響部, 調質鋼-軟鋼混用継手材の試験結果を Fig. 3-12~Fig. 3-20 に示す。また各種材の破断状況, 破面の例を示すと Fig. 3-21~Fig. 3-26 のごとくである。

なお調質鋼-軟鋼混用継手材 (CB 2) は比較のため一部  $625^{\circ}\text{C}$ , 1 時間の応力焼鈍しを行つてゐる。



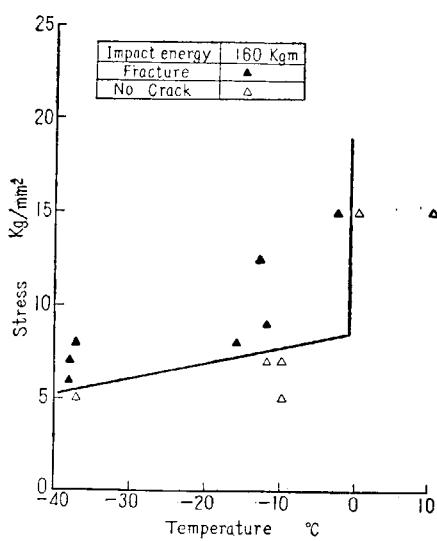


Fig. 3-13 Result of Wide Plate Propagation Test: Mild Steel (II)

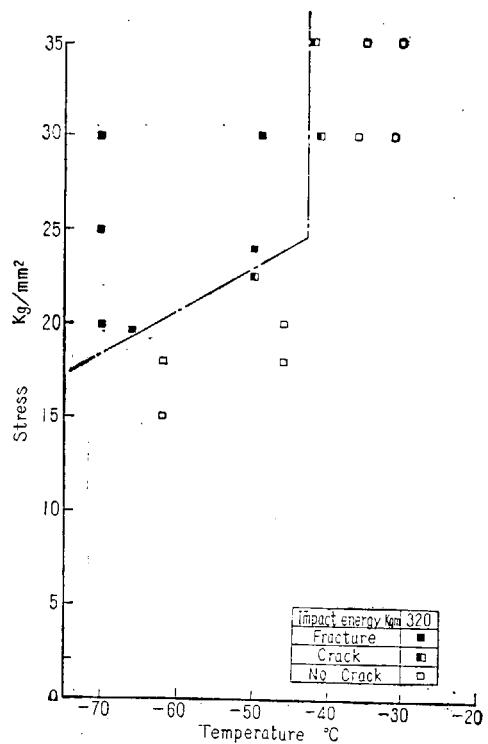


Fig. 3-14 Result of Wide Plate Propagation Test: Heat Treated Steel

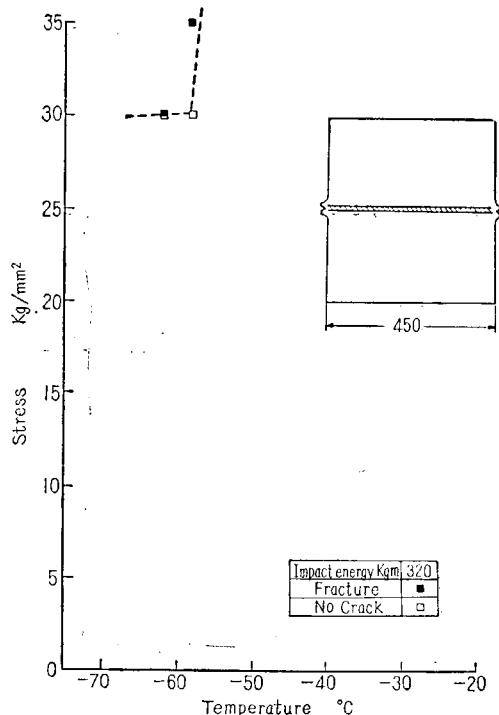


Fig. 3-15 Result of Wide Plate Propagation Test: Manual Weld Metal of Heat Treated Steel

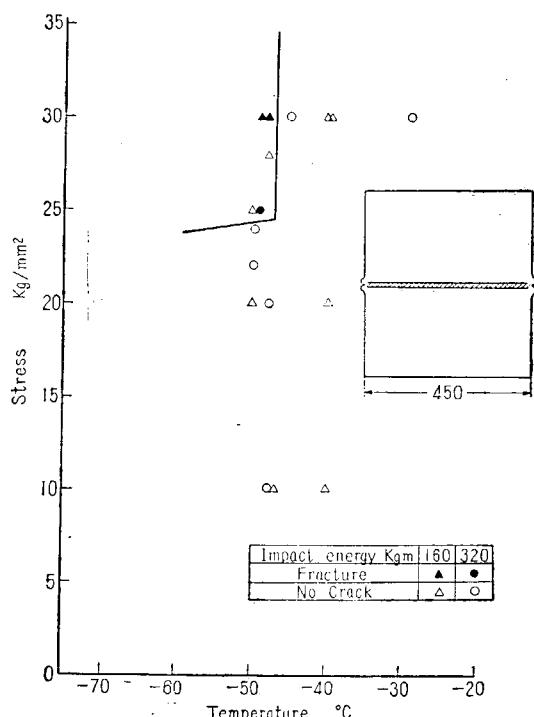


Fig. 3-16 Result of Wide Plate Propagation Test: Submerged Arc Weld Metal of Heat Treated Steel

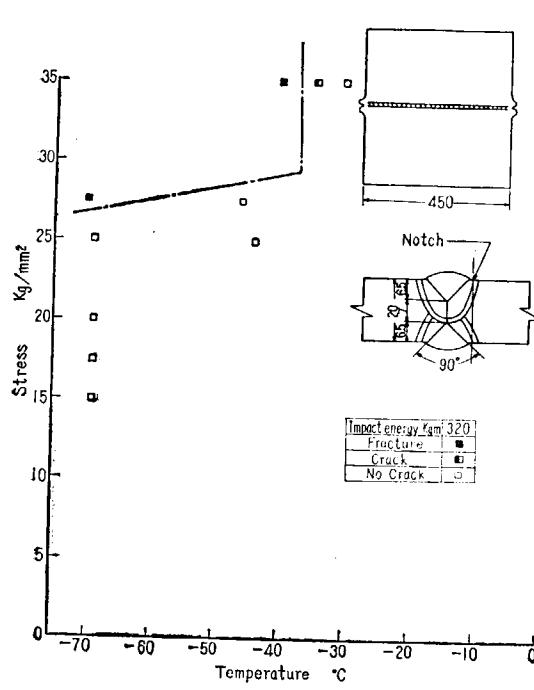


Fig. 3.17 Result of Wide Plate Propagation Test: Heat Affected Zone of Heat Treated Steel

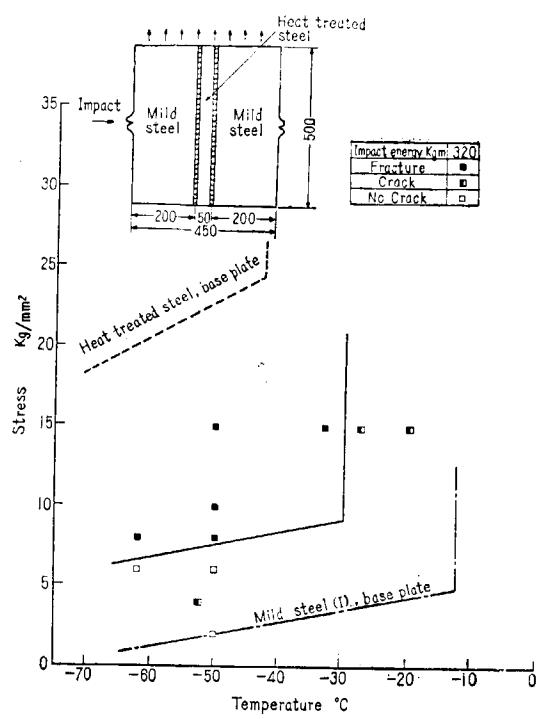


Fig. 3.18 Result of Wide Plate Propagation Test: Heat Treated Steel is welded between Mild Steels

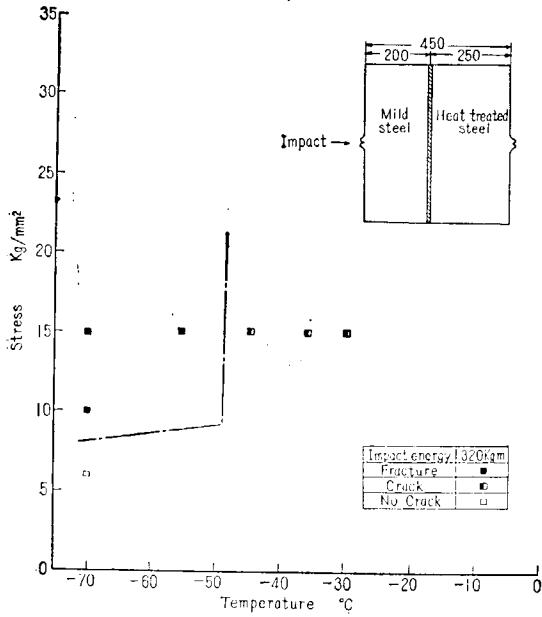


Fig. 3.19 Result of Wide Plate Propagation Test: Mild Steel is welded to Heat Treated Steel (CB 2)

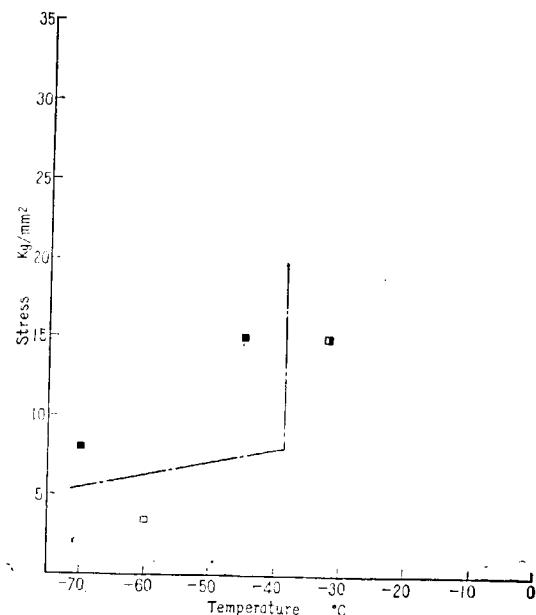


Fig. 3.20 Result of Wide Plate Propagation Test: Mild Steel is welded to Heat Treated Steel and annealed

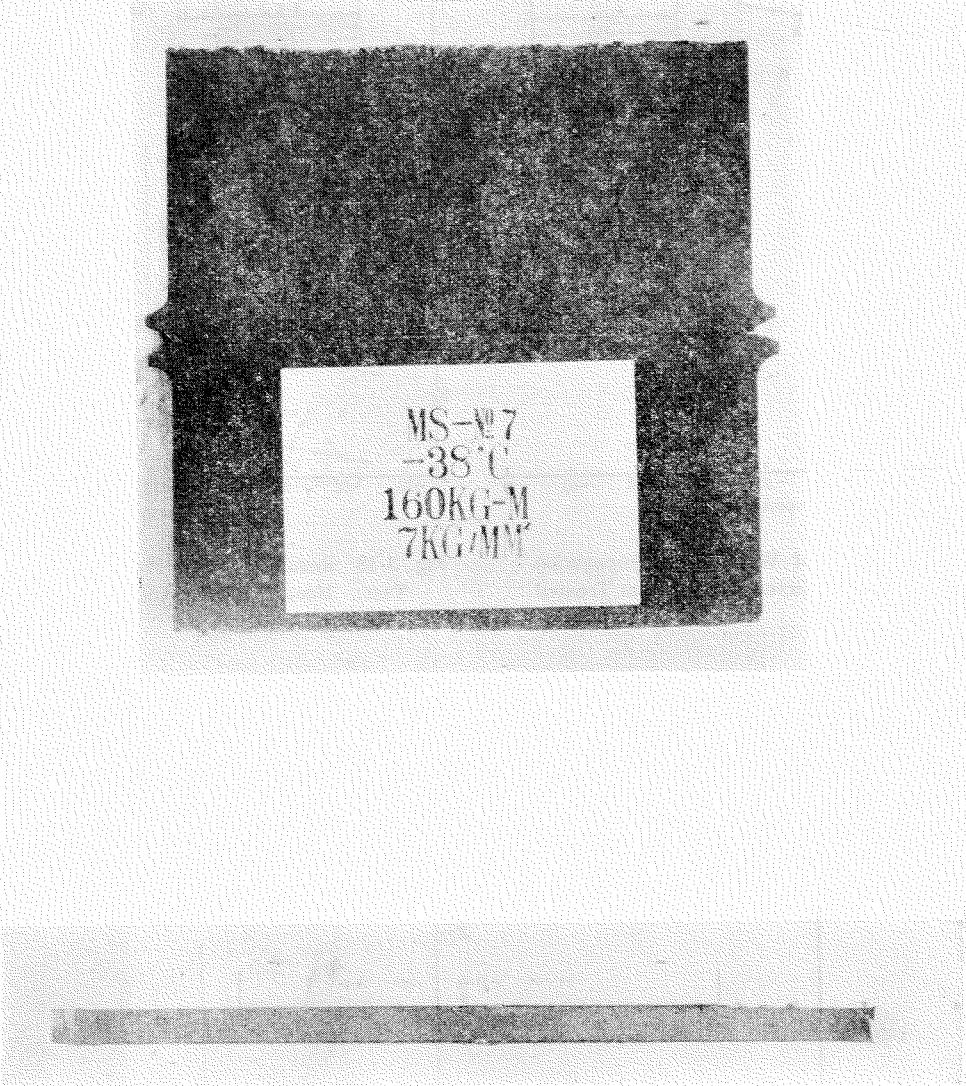


Fig. 3-21 Fracture of Mild Steel Plate (I)

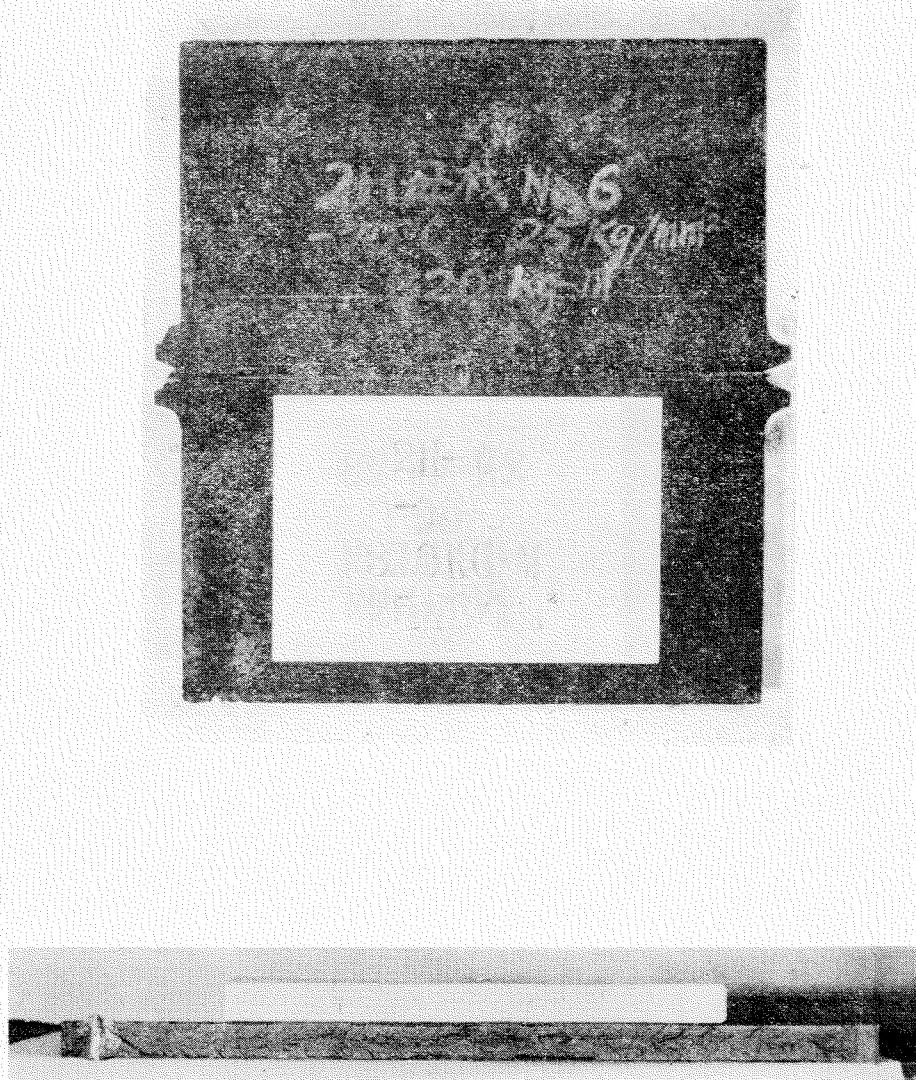


Fig. 3-22 Fracture of Heat Treated Steel Plate

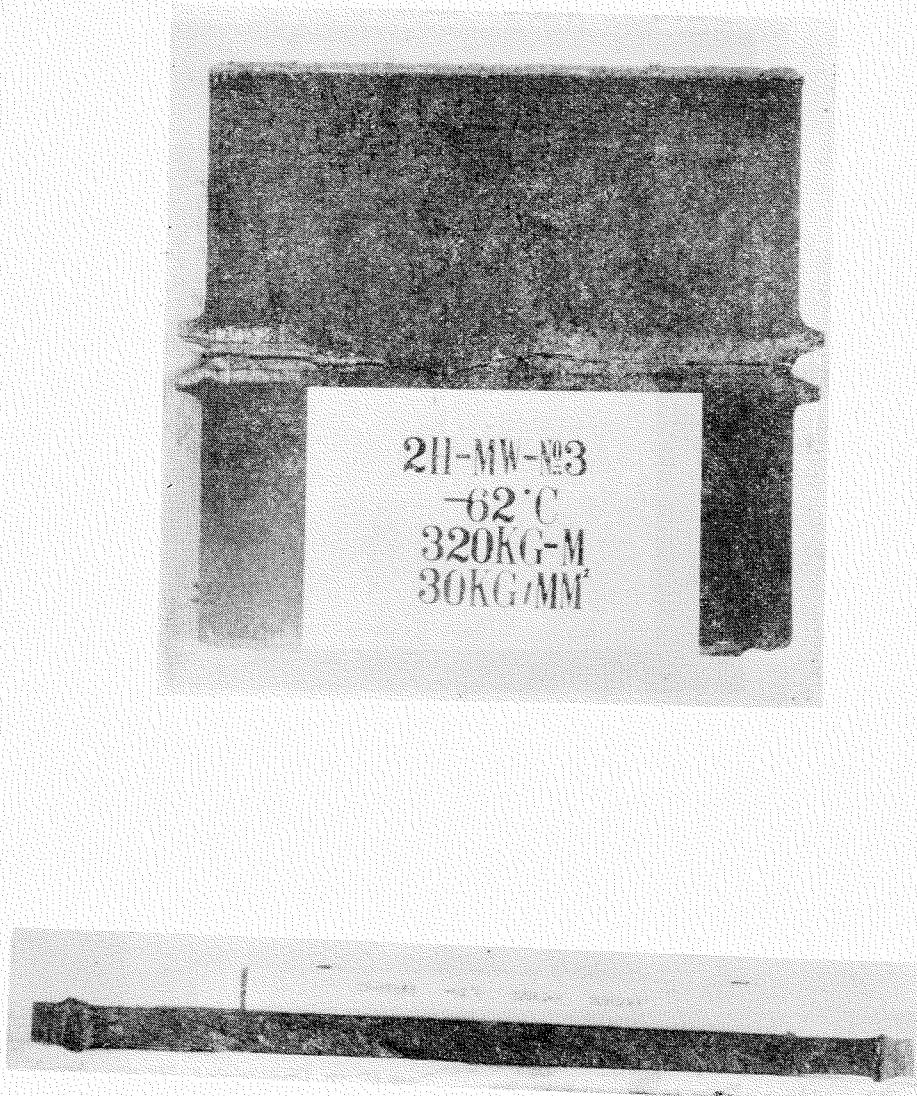


Fig. 3-23 Fracture of Manual Weld Metal of Heat Treated Steel



Fig. 3-24 Fracture of Submerged Arc Weld Metal of Heat Treated Steel

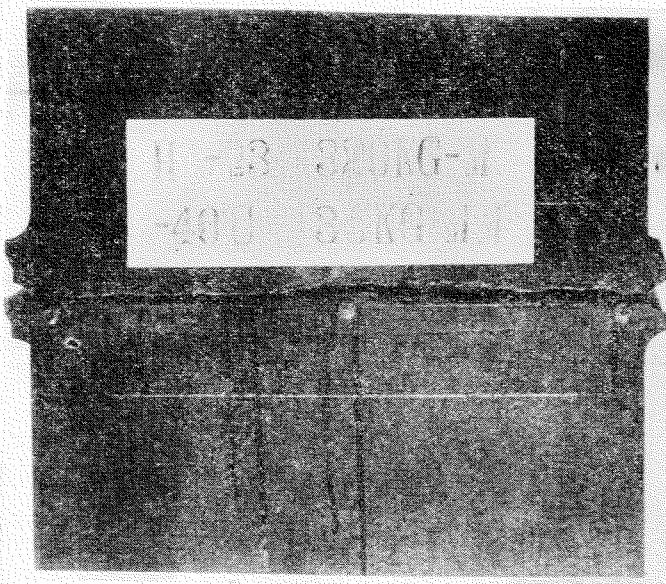


Fig. 3-25 Fracture at Heat Affected Zone of Heat Treated Steel  
(Submerged Arc Welding)

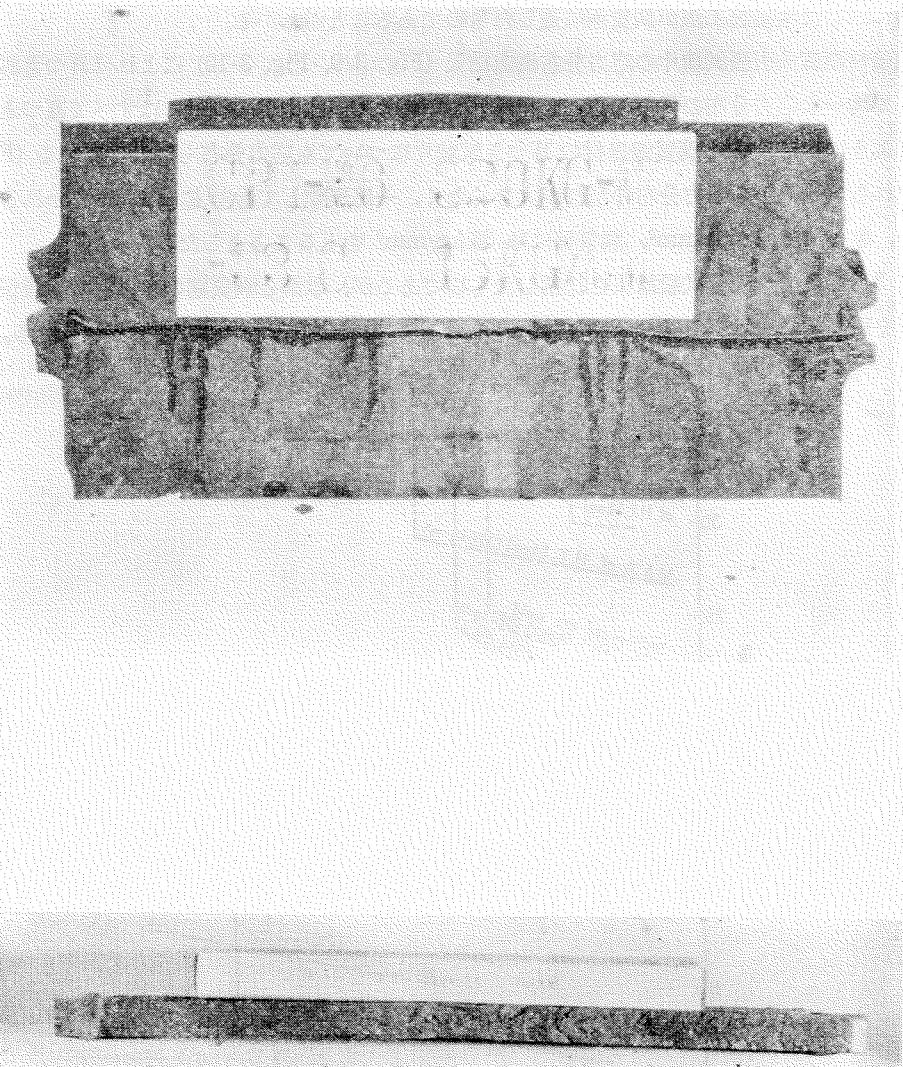


Fig. 3-26 Fracture of Longitudinally Welded Plate  
The Case of Heat Treated Steel is welded between Mild Steels

### 3.4 考 案

JIS 1号試験片による引張試験結果 (Table 3・7) によると、手溶接材はすべて母材部より破断しており、またユニオンメルト溶接材も溶着金属部で破断した例は認められなかつたので、強度的には本実験に用いた溶接施工法が調質鋼に適したものであることがわかる。

軟鋼母材の広巾引張試験片の応力分布測定結果 (Fig. 3・9, Fig. 3・10) によれば耳つき試験片が高荷重まで均一な応力分布の得られることを示しているので、広巾引張試験にはすべて耳つき試験片を用いるようにした。また調質鋼母材の耳つき試験片についても応力分布も測定している (Fig. 3・11) が、これらの結果から応力分布の乱れが大きくななく、一応実験しても差支えないと思われる最大応力として、軟鋼には  $18 \text{ kg/mm}^2$ 、調質鋼には  $35 \text{ kg/mm}^2$  をとることとした。

Fig. 3・27 は広巾引張試験結果を総括したものであるが、軟鋼と調質鋼の各母材の亀裂伝播特性をこの図や破面状況を示した Fig. 3・21, Fig. 3・22 から比較すると後者が非常に優れている。

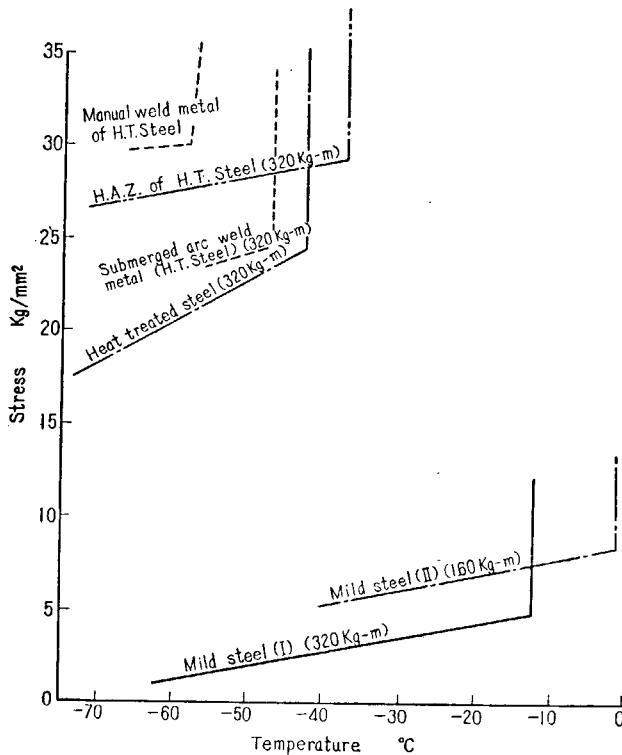


Fig. 3・27 Comparison of Crack Propagation Properties

さらに Fig. 3・27 より明らかなように、溶接材の限界応力はいずれも母材より高い値を示しているが、Table 3・6 の衝撃試験結果では母材の靱性が優れており、この結果と相異する。これは試験片の打撃部近傍に存在する圧縮残留応力が外応力と重畠されるため、見かけの限界応力は上昇しているが、実際はそれほど差がなく、むしろ残留応力を除去すると、かえつて低くなる場合さえ出るのではないかと考えている。同じ溶接材でも手溶接とユニオンメルト溶接の限界応力にはかなり差異がある

が、この場合には残留応力にはあまり差異がないはずであるから、材料の韌性 (Table 3·6 参照) が影響しているのであろう。亀裂伝播停止温度は、母材が溶接材より高くなっている。これは Table 3·6 の衝撃特性からは想像されないものであるが、この温度は亀裂の発生に関係するものと云われてるので、低温側での衝撃値を Fig. 3·00 より調べると——低温側での実験値不足のため断定的なことは云えないが曲線の形から外挿して——溶接材が母材より高くなるようである。すなわち亀裂の発生にたいしては母材よりも溶接材の方が優れた性質を示しそうである。もしもこれが事実とすれば（更に実験を追加して検討を加えてゆく予定である）母材よりも溶接材の亀裂伝播停止温度が低くなることも首肯し得る。ユニオシメント熱影響部は亀裂が熱影響部上を直進せず、溶着金属や母材などいろいろの位置を通過するため、種々の因子が入りその性質は複雑であるが、とにかく限界応力付母材などより高く、それほど心配するには当らないと思われる。

調質鋼と軟鋼とを混用した場合に、軟鋼母材に比べて亀裂伝播特性がどのように変化するかを調べるために Fig. 3·18 CB-1, Fig. 3·19 CB-2 の試験片を作つて試験を行つたが、Fig. 3·18 より明らかなごとく、軟钢板中に調質鋼を挿入溶接することによって限界応力、亀裂停止温度をともに軟鋼母材よりも改善させることができる。これら性質の向上については前述の残留応力も寄与しているものと思われるが、破断面を観察すると Fig. 3·26 に示すごとく、打撃側の軟鋼の破面は非常に細かい脆性破面を呈するが、調質鋼に入る手前からやや粗い破面となり、調質鋼母材のところで剪断破面が現われ、次の軟鋼のところでも粗いシェプロンパターンを示し、性質向上に調質鋼そのものか寄与していることが明らかである。しかしこの場合の亀裂伝播停止温度が調質鋼母材よりも高くなっているのは、巾 50 mm の調質鋼の挿入部には溶接によるかなり高い引張残留応力が存在しているためと、調質鋼の巾が少ないため打撃側軟鋼部より走ってきた亀裂を停止させる能力が小さいためと考えられる。

事実 Fig. 3·18 に示す形状の試験片 CB-1 では調質鋼に入る直前、もしくは調質鋼の部分で、軟鋼から走ってきた亀裂が停止した例はなかつたが、Fig. 3·19 に示すような形状の試験片 CB-2 (調質鋼の巾 250 mm) では調質鋼に入る直前、または少し入つたところで亀裂の停止した例がみとめられ、調質鋼の巾 50 mm が亀裂を停止させるためには短かすぎたことを示している。Fig. 3·28 はこの両者を比較するためにこれらの両線図をまとめたものである。CB-1 に比べると CB-2 は明らか

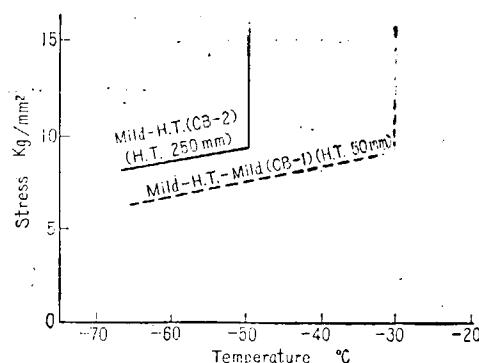


Fig. 3·28 Comparison of Results of Longitudinally Welded Plates

に優れた特性を示している。これは調質鋼の巾を広げることにより、伝播してきた亀裂が韌性のすぐれた調質鋼の部分で伝播を阻止される可能性がだんだんと増していくことを示し、実際構造物において軟鋼板の間に調質鋼のごとき亀裂伝播特性のすぐれた鋼材を適当な巾だけ挿入溶接することによって亀裂伝播を停止させ得るのではないかとの期待がもたれる。

調質鋼母材と CB-2 材の亀裂伝播停止温度を考えると、CB-2 材には軟鋼-調質鋼の境界部に引張残留応力があり、さらに亀裂速度も巾 200 mm の軟鋼部を進んで加速されているものと考えられるから、後者が前者より高くなるものと予想される。しかるに実際には逆に母材が -45°C、CB-2 材が -50°C (この実験値は少數のため温度はやや変動するかも知れない) となつてある。このようなことからわれわれは実験値不足のため、亀裂伝播停止温度は応力に関係なく一定と仮定して直線を引いているが、実際には亀裂伝播停止と温度も応力の函数となつて、応力が高くなるに従つて、この温度も上昇するのではないかと想像している。

Fig. 3-20 は CB-2 材に応力焼鈍しを行い、残留応力が亀裂伝播特性にどの様な影響をしているかを調べた結果である。Fig. 3-29 は応力焼鈍しをしたものと、しないものとを比較したものであつて、応力焼鈍しをすることによつて、亀裂伝播特性は劣化したもののように見える。すなわち限界応力は亀裂の発生部に存在していた圧縮残留応力を除去したために低下する。しかしこの低下は圧縮残留応力の低下のみではなく 625°C の応力焼鈍しによる調質鋼の材質の劣化もその一因となるのではないかと想像している。亀裂伝播停止温度の上昇も材質の劣化を考えれば説明がつく、これらの点については今後さらに検討を加えてゆきたい。

### 3.5 結 論

広巾引張試験 (S.O.D. 型) を行い、調質鋼の亀裂伝播特性が軟鋼のそれに比べて非常に優れていることを確かめた。また調質鋼の溶接 (手溶接、自動溶接) 材の亀裂伝播特性も適当な溶接法で施工すれば、母材に匹敵するものがえられることもわかり、さらに熱影響部材も決して悪くはなく、むしろある点では、溶接材 (溶着金属部) より良好な結果を示すことがあることを知つた。

さらに軟鋼と調質鋼とを混用した場合、切欠韌性のすぐれた調質鋼の混用によつて亀裂伝播特性は良好となり、調質鋼の巾がある程度大 (本実験においては 250mm) になると調質鋼の部分で亀裂が停止することがあつた。

しかし、調質鋼の溶接したものに 625°C の応力焼鈍しを行うと材質の劣化を生じるものであつて、この温度の応力焼鈍しは今回の実験ではあまり好結果を示していない。

上述の如く、超大型船に調質鋼を使用することは、亀裂伝播特性の見地からは非常に望ましいことであり、また溶接施工によつて調質鋼のすぐれた特性を損うものではないことも明らかとなつた。

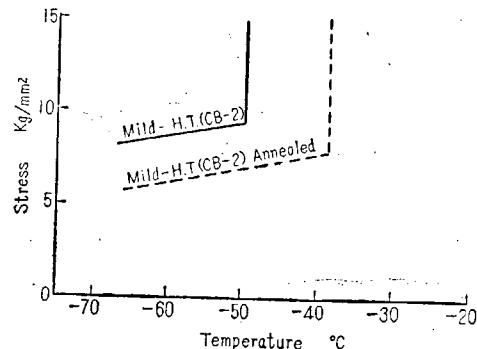


Fig. 3-29 Effect of Annealing on Propagation Property of Longitudinally Welded Plate

## 第2編 厚板の現場溶接施工法の研究

### 第1章 溶接部の剥離性破壊に関する研究

すみ肉溶接部における剥離性破壊は現在までに多くの造船所において経験せられており、使用鋼板の一部または全部を取替えるという大規模な補修の行われた例もある。この種の破壊については、圧延鋼板の圧板方向強度の問題と関連して今までに二、三の研究が行われており、各造船所ならびに製鋼メーカーにおいても、主として技術的な見地から調査が行われてきた。しかしながらどのような鋼材が剥離性破壊に対して敏感であるかという問題については、現在のところはつきりした結論は公表せられていない。

鋼材の剥離性破壊に対する感度を比較的簡単な試験法によつてある程度定量的に求めようとの意図を以つて、後に述べるような裏面ノッチ衝撃試験を考案し、数種の鋼材について試験を実施するとともに併せて溶接棒と鋼材の組合せが剥離性破壊におよぼす影響についても検討を行つた。

#### 1.1 裏面ノッチ衝撃試験

##### 1.1.1 試験の意義

Fig. 1.1 のような板厚方向にクラックが進むような衝撃試験片ではミクロラミネーションがロール面に平行に走っているため、クラックは図に示すようにロール方向に曲析される傾向をもつているものと思われる。この場合ミクロラミネーションの分布密度の差異によつてこの曲析の度合(図の  $l_R$  の値)が異り分布密度の大きい、即ち剥離しやすいと思われる材料ほど a) 図のように曲析される距離  $l_R$  が大きく分布密度の小さい、すなわちほとんどラミネーションの存在しない材料では b) 図のように  $l_R$  の値が小さいものと思われる。

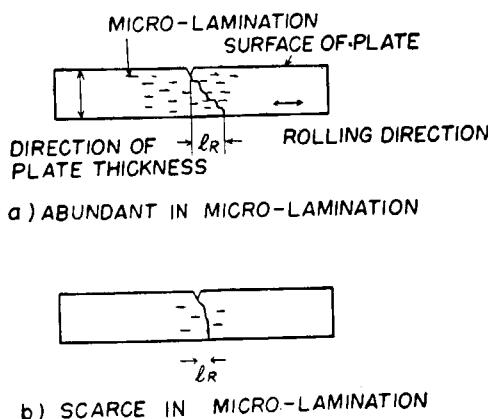


Fig. 1.1 Types of Crack Propagation of Charpy Test Specimen machined Parallel to the Rolling Direction

しかしながら通常のシャルピー試験片ではこの曲析の度合を定量的に求めることは困難である。そこで Fig. 1・2 に示すようにシャルピー試験片の裏面にノッチをつけた試験片を考案した。今、シャルピー試験片の V ノッチの中心線との距離 (Fig. 1・3 参照) を  $l$  とすると、 $l$  の小さい試験片ではクラックはすべて裏面ノッチを通過するが、 $l$  の値がある程度以上大になるとクラックは裏面ノッチを通過しなくなるであろう。この場合、クラックが裏面ノッチを通過する最大の  $l$  の値をもつて曲析の度合を定量的にあらわすこととし、この場合の  $l$  の値を  $l_{CR}$  なる記号であらわすこととする。本研究ではこの試験を便宜上、裏面ノッチ衝撃試験と名付けることにする。

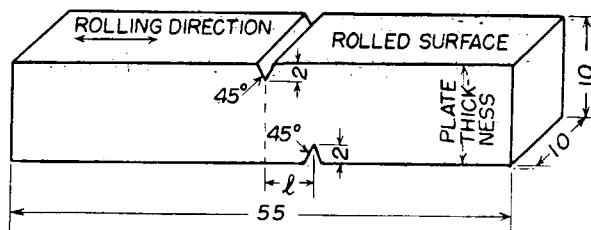


Fig. 1・2 Dimensions of Double Notched Impact Bend Specimen machined Parallel to the Rolling Direction

なお比較のために Fig. 1・3 に示すように衝撃試験片の長さ方向を板厚方向と一致させた場合についても同様の裏面ノッチ試験を行った。この場合の  $l$  の値を  $l_{CD}$  なる記号で表わすこととする。

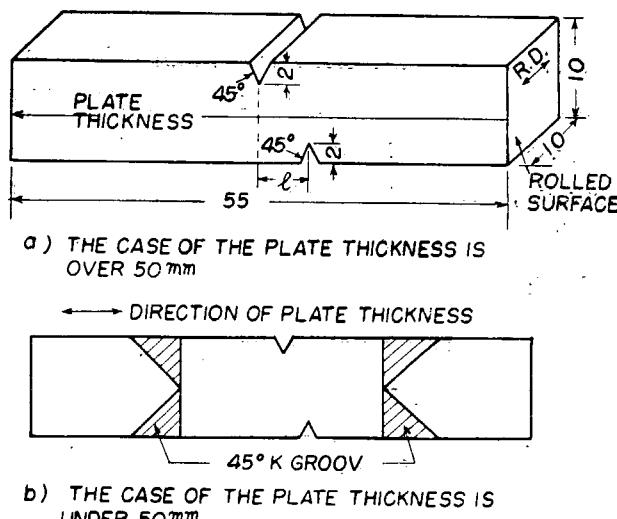


Fig. 1・3 Dimensions of Double Notched Impact Bend Specimens machined in the Direction of the Plate Thickness

### 1・1・2 供試材料

供試材料として Table 1・1 に示す 8 種類の鋼材を使用した。この中 A 材は調質鋼、C 材は高張力鋼で、F 材は以前に鋼材の切欠靱性の調査に使用したリムド鋼、その他は最近の造船用鋼材である。なお G, H, I, J 材は某造船所でプラケットの溶接施工中に剥離をおこした材料である。

Table 1·1 Chemical Composition and Mechanical Properties of the Steel used

Steel	Thick-ness of Plate (mm)	Chemical Composition %										Mechanical Properties			Remark	
		C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	T. S. (kg/mm <sup>2</sup> )	Y. P. (kg/mm <sup>2</sup> )	Elong. G. L. 35 mm	
A	20	0.16	1.29	0.49	0.018	0.031	0.21	0.69	0.08	0.22	0.04	0.011	79.0	72.6	15.8	Heat Treated Steel
B	16	0.16	0.70	0.22	0.008	0.022	0.20	—	—	—	—	—	45.8	30.5	39.5	
C	80	0.15	1.56	0.48	0.049	0.022	0.17	—	—	—	—	—	57.4	47.1	37.9	High Ten. Steel
F	—	0.16	0.46	0.05	0.015	0.015	0.22	—	—	—	—	—	—	—	—	Rimme Steel
G	12	0.17	0.64	0.13	0.018	0.025	0.12	—	—	—	—	—	44.1	28.3	40.0	
H	18	0.23	0.44	0.09	0.021	0.043	0.25	—	—	—	—	—	48.5	31.7	36.7	
I	20	0.17	0.62	0.21	0.014	0.030	0.15	—	—	—	—	—	48.6	33.2	39.4	
J	23	0.16	0.71	0.33	0.016	0.033	0.14	—	—	—	—	—	46.9	34.0	37.9	

### 1·1·3 実験方法

試験片として Fig. 1·1 に対応する Fig. 1·2 のようなロール方向試験片と、参考のために Fig. 1·3 に示す板厚方向試験片とを採集した。

裏面ノッチと試験片中心との距離  $l$  は 2~9 mm の範囲で 1 mm おきに変え、一部の試験片では  $l=2.5$  mm, 3.5 mm を追加した。

まず最初 A, B, C の 3 種の鋼材について、試験温度 10°C, 50°C, 100°C, 150°C, 200°C, 250°C, 300°C および 350°C の 8 段階で実験を行い、1·1·1 で述べた  $l_{CR}$  および  $l_{CD}$  の値を求めた。その結果、後に示すように、試験温度 50°C 以上では  $l_{CR}$  および  $l_{CD}$  の値は温度に無関係にほぼ一定であること、および  $l_{CD}$  の値は材料によって大した変動を示さないことが確認されたので、G, H, I, J の 4 種の鋼材については試験温度 100°C でロール方向試験片による  $l_{CR}$  のみを求ることとした。

### 1·1·4 実験結果

裏面ノッチの位置  $l$  を横軸にとって、各試験片の吸収エネルギーをプロットした。その 1 例を Fig. 1·4 (a), (b) に示す。図に示すように  $l$  の値が或る程度以上になるとクラックは裏面ノッチを通過しなくなる。これから各材料の  $l_{CR}$  と  $l_{CD}$  を求めた。

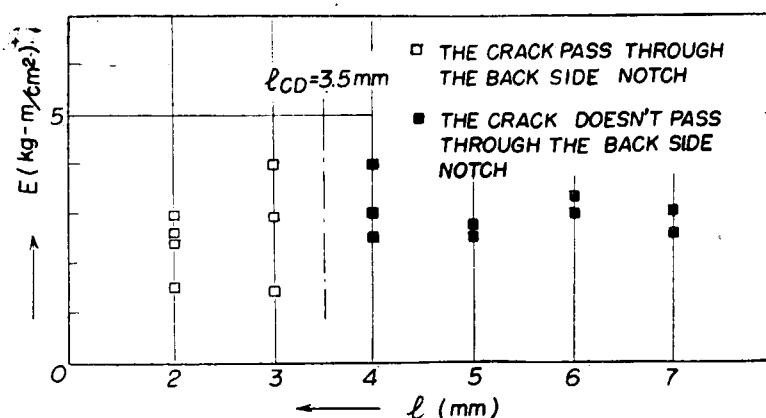


Fig. 1·4 (a) A Test Result by the Specimens machined in the Direction of the Plate Thickness Steel C, 10°C

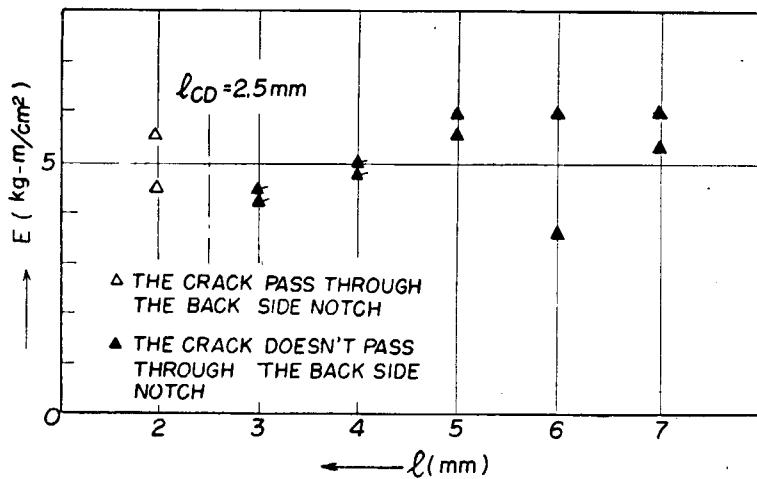


Fig. 1.4 (b) The Same Result as Fig. 1.4 (a), But the Testing Temperature is changed to 50°C

このようにして求めた  $l_{CR}$  と  $l_{CD}$  の値を試験温度を横軸にとつてプロットしてみると Fig. 1.5 のようになる。これらから次の特性がわかる。

- (1)  $l_{CR}$  および  $l_{CD}$  の値は 50°C 以上では各鋼材毎にほぼ一定と見なして差支えない。
- (2) ロール方向試験片から求めた  $l_{CR}$  の値は鋼材によつて大きな差が認められる。
- (3) 板厚方向試験片から求めた  $l_{CD}$  の値は鋼材による差が小さく、いずれも 2.5 mm 程度であった。

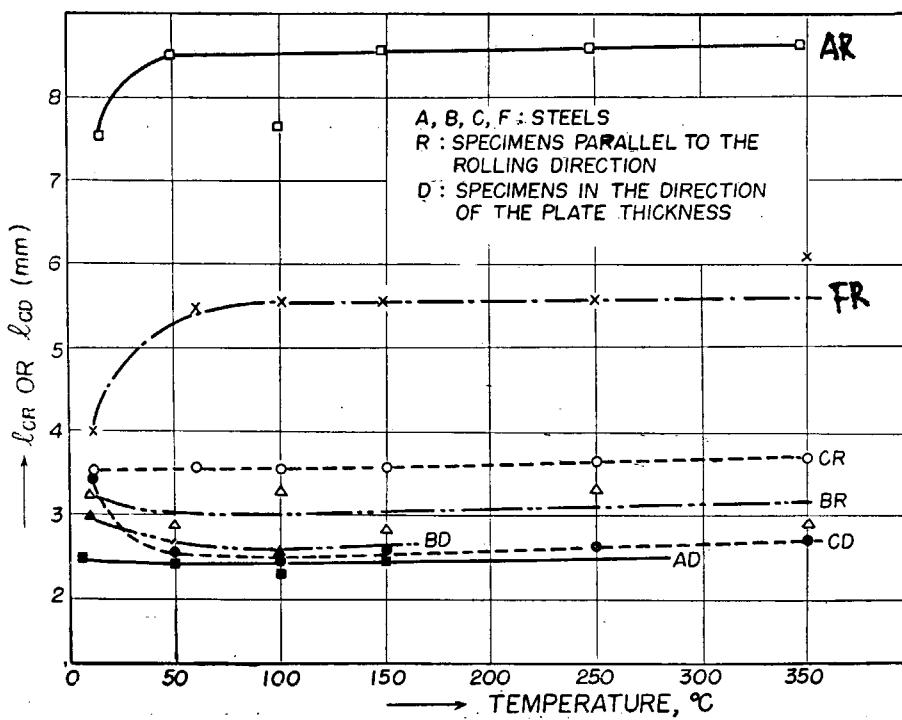


Fig. 1.5  $l_C$ -Temperature Curves

次に G, H, I, J の 4 種の鋼材について 試験温度 100°C における  $l_{CR}$  の値を同様の方式で求めた。その結果を前記の材料の値とともに一括して示すと Table 1·2 の通りである\*。

Table 1·2  $l_{CR}/l_{CD}$  Values of the Steels used (100°C)

Steel	$l_{CR}$ (mm)	$l_{CD}$ (mm)	$l_{CR}/l_{CD}$	Steel	$l_{CR}$ (mm)	$l_{CD}$ (mm)	$l_{CR}/l_{CD}$
A	8.5	2.25	.3.8	G	6	(2.5)	2.4
B	3	2.5	1.2	H	3.5	(2.5)	1.6
C	3.5	2.5	1.4	I	7.5	(2.5)	3.0
F	5.5	(2.5)	2.2	J	6	(2.5)	2.6

## 1·2 裏面ノッチ衝撃試験結果と鋼材の異方性試験結果との関連性

1·1 で述べたように、 $l_{CR}$  または  $l_{CR}/l_{CD}$  の値の大きい材料ほど 剥離性破壊に対して敏感であると考えられる。今仮りに完全に等方性の材料を考えると  $l_{CR}/l_{CD}$  の値は 1 に等しくなるはずである。したがつて  $l_{CR}/l_{CD}$  の値は鋼材の異方性の程度をあらわす一つの尺度であると見なすことができる。そこで前節で求めた  $l_{CR}/l_{CD}$  の値と他の異方性試験結果との関連性を調べてみた。

Fig. 1·6 に示すように板厚面にノッチを入れた通常のシャルピー試験片(C)の衝撃値  $E_c$  と、Roll 面にノッチを入れたシャルピー試験片(R)の衝撃値  $E_R$  とを比較すると、ミクロラミネーションのひどい材料では  $E_R$  の値は  $E_c$  に比べてかなり大となる。したがつて  $E_R/E_c$  の大小によって鋼材の異方性の程度を判定することができる。Table 1·1 に示した各鋼材について試験温度 15°C における  $E_R/E_c$  の値を求める Table 1·3 の通りである。

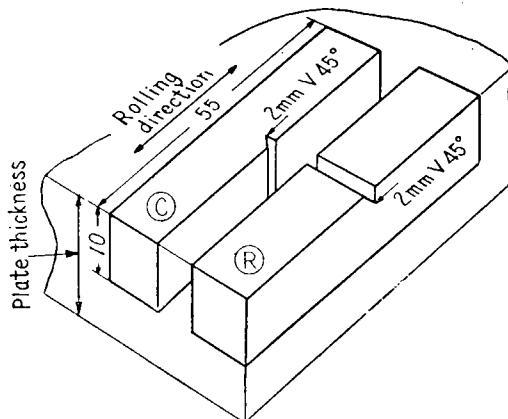


Fig. 1·6 Locations and Dimensions of Uniformity Test Specimens

Table 1·3 に示した  $E_R/E_c$  の値を横軸にとって Table 1·2 に示した  $l_{CR}/l_{CD}$  の値をプロットしてみると Fig. 1·7 ようになる。若干の散らばりはあるが、大体において  $E_R/E_c$  の大きい材料ほど  $l_{CR}/l_{CD}$  の値も大きくなつておる、明らかな関連性が認められる。

\* Fig. 1·5 からもわかるように  $l_{CD}$  の値は鋼材によって大差なく、ほぼ 2.5 mm としても差支えない。鋼材 G, H, I, J では  $l_{CR}$  の値のみを求めた。

Table 1·3  $E_R/E_C$  Values of the Steels tested

Steel	$E_R$ (kg·m/cm <sup>2</sup> )	$E_C$ (kg·m/cm <sup>2</sup> )	$E_R/E_C$
A	24.6	8.8	2.80
B	6.6	5.6	1.18
C	5.7	4.0	1.42
F	—	—	—
G	18.7	9.7	1.92
H	3.3	2.9	1.14
I	25.7	11.7	2.37
J	12.6	8.3	1.52

Note :

$E_R$  : Impact Value of the Specimen notched on the Rolled Face

$E_C$  : Impact Value of the Specimen notched in the Direction of Plate Thickness

Testing Temp. : 15°C

Each Value is the Average of Results by Three Specimens

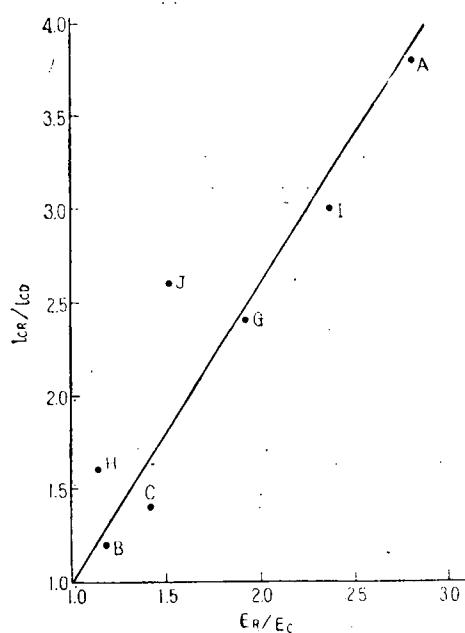


Fig. 1·7 Correlation between  $E_R/E_C$  and  $l_{CR}/l_{CD}$  Values of the Steels tested

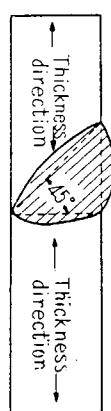
### 1·3 熔接部の剥離性試験

以上は鋼材自体の剥離性に関する特性を調べたものであるが、次に溶接部の剥離性試験を行い、1·2で求めた鋼材の  $l_{CR}/l_{CD}$  の値と溶接部の剥離性破壊との関連性について検討を行つた。

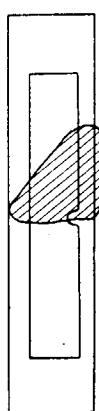
#### 1·3·1 実験方法および実験結果

Fig. 1·8 (a) に示すような V 形開先突合せ継手から、(b) (c) に示すようにボンドの位置を中心として U ノッチ衝撃試験片を採取した。

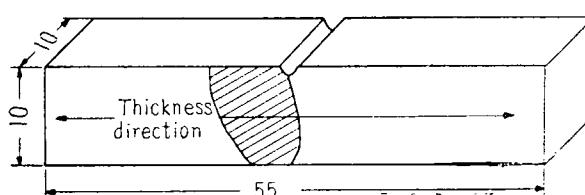
鋼材は Table 1·1 に示す 8 種類の中、A, B, C, G, I の 5 種類を使用した。使用溶接棒および標準の溶接電流を Table 1·4 に示す。



(a)  
Type of  
Joint



(b)  
Location of  
U-Notch



(c) Dimensions of Specimen

Fig. 1·8. Pull-Out Fracture Test Specimen

Table 1·4 The Electrodes used and Welding Currents

	Electrode		Welding Current (Standard) (A)	Impact Value of Weld Metal* (kg-m/cm <sup>2</sup> )
	Mark	Kind of Coating		
For Mild Steel Use	a	Ilmenite	120	15.6
	b	Iron Oxide	270	12.8
	c	Titania	160	14.4
	d	Low Hydrogen	170	31.4
For H. T. Steel Use	e	Ilmenite	160	14.4
	f	Cellulose	150	15.4
	g	Titania	160	17.0
	h	Low Hydrogen	160	29.8

\* V-Notch Charpy Test Specimen, Testing Temp. is 100°C

これらの鋼材および溶接棒を用い、Table 1·5 に示す組合せで試験を行つた。衝撃試験はすべて 100°C で行い、破断後、破面をエッチして母材を通過した破面の大きさとノッチ下の全有効断面積との割合（これを剝離面積率と名付ける）を求めた。各試験片の剝離面積率と吸収エネルギーを Table 1·5 に一括して示した。

Table 1·5 Test Results of Pull-Out Fracture Test (I)

Steel	Electrode	Area of Pull-Out Type Fracture (%)	Absorbed Energy (kg-m/cm <sup>2</sup> )	Steel	Electrode	Area of Pull-Out Type Fracture (%)	Absorbed Energy (kg-m/cm <sup>2</sup> )
A	Low Hydrogen (h)	95	10.2		Ilmenite (e)	55	11.2
		95	13.3			50	9.1
	Ilmenite (a)	0	8.7			0	—
		0	10.2			0	—
		0	9.1			0	—
		0	11.2		Cellulose (f)	80	11.2
		0	7.7			0	12.3
		0	—			50	11.9
		0	—			90	9.8
		0	—			80	9.1
	Iron Oxide (b)	0	14.7			60	—
		0	13.7			40	—
		50	7.7			10	—
		20	8.4	C	Titania (g)	0	18.8
		10	—			0	18.1
		0	—			10	—
		10	—			0	—
B	Titania (c)	90	9.8			0	—
		90	9.1			90	18.1
		90	8.7			70	19.2
		80	11.9			70	24.5
		20	—		Low Hydrogen (h)	100	10.2
		60	—			90	18.1
		60	—			90	—
	Low Hydrogen (d)	90	13.3			10	13.7
		90	11.6			0	19.2
		95	10.2			0	16.1
		95	10.2		Ilmenite (a)	10	11.9
		60	—			0	13.0
		90	—			—	—

Table 1-5 Test Results of Pull-Out Fracture Test (II)

Steel	Electrode	Area of Pull-Out Type Fracture (%)	Absorbed Energy (kg·m/cm <sup>2</sup> )	Steel	Electrode	Area of Pull-Out Type Fracture (%)	Absorbed Energy (kg·m/cm <sup>2</sup> )
G	Ilmenite (a)	90	4.8	I	Ilmenite (a)	95	5.9
		45	6.3			90	4.8
		80	5.5			95	5.2
		80	4.8			90	4.1
		100	4.8			100	3.8
		100	4.1			80	4.5
		100	4.5			90	2.6
		100	4.5			80	4.1
		100	4.1			90	2.6
		90	4.5			100	2.9
G	Iron Oxide (b)	90	4.5	I	Iron Oxide (b)	95	3.5
		90	4.1			100	2.6
		95	4.8			100	5.2
		90	6.3			100	2.6
		90	4.5			100	2.9
G	Titania (c)	90	4.5	I	Titania (c)	100	2.3
		90	8.7			100	2.6
		95	5.5			100	2.6
		80	11.2			100	7.3
G	Low Hydrogen (d)	90	14.4	I	Low Hydrogen (d)	100	3.5
		95	7.0			100	2.9
		100	4.1			100	3.5
		100	7.0			100	3.2
		95	6.6			100	2.6

Note : Test Temp. 100°C

## 1・3・2 実験結果の検討

Fig. 1-9 は溶着金属の韌性 (100°C における値, Table 1-4 参照) と剥離面積率との関係を各鋼材ごとにプロットしたものである。韌性の大きい低水素系溶接棒 (およそ 30 kg·m/cm<sup>2</sup>) を用いた場合には、いずれの鋼材も剥離面積率は極めて大きい。これはいわば当然のことである。その他の溶接

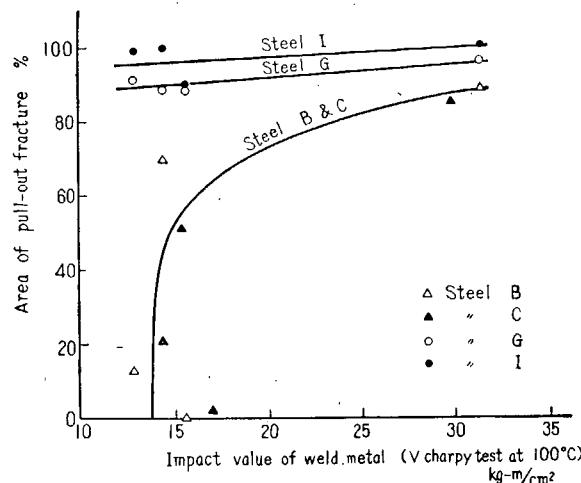


Fig. 1-9 Correlation between Toughness of Weld Metal and Area of Pull-Out Fracture.  
Testing Temperature is 100°C. Impact Values are Averages of Results of 5~9 Specimens.

棒の韌性はおよそ  $14 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$  程度で大差ないにも拘らず、鋼材によつて剝離面積率にはつきりした差が認められる。

そこで低水素系溶接棒を除く 4 種類の溶接棒について、1・2 で求めた鋼材の  $l_{CR}/l_{CD}$  の値と剝離面積率との関係をプロットしてみた。Fig. 1・10 はイルミナイト系溶接棒の場合、Fig. 1・11 は各溶接棒ごとに剝離面積率の平均値をプロットしたものである。図からわかるように、同じ溶接棒でも鋼材の  $l_{CR}/l_{CD}$  の大なるほど剝離面積率は大きいが、溶接棒による差異は余りないようである。

Fig. 1・12 および Fig. 1・13 は剝離面積率と吸収エネルギーとの関係をプロットしたものである。剝離をおこす場合には吸収エネルギー自体も極めて小さくなることがわかる。

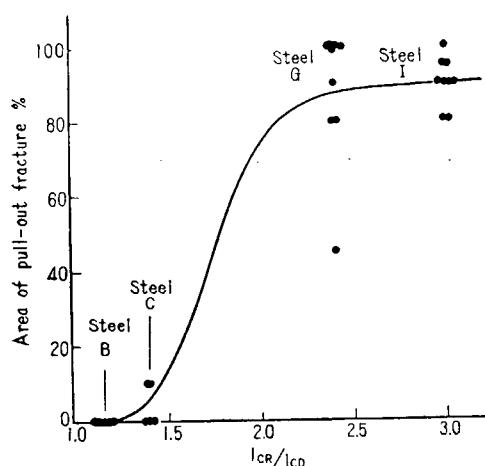


Fig. 1・10 Correlation between  $l_{CR}/l_{CD}$  Values of

Steels and Area of Pull-Out Fracture.

Testing Temperature is  $100^\circ\text{C}$  and Electrode  
is Ilmenite Coating  $4 \text{ mm}\phi$  in Every Case.

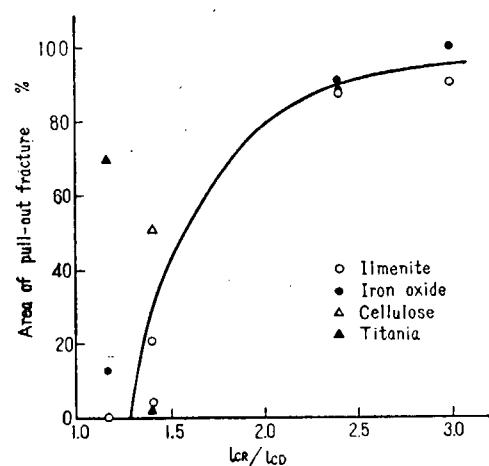


Fig. 1・11 Correlation between Kind of Electrode

and Area of Pull-Out Fracture

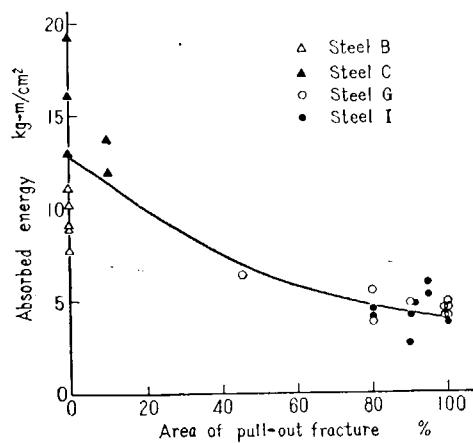


Fig. 1・12 Correlation between Absorbed Energy  
and Area of Pull-Out Fracture.

Ilmenite Type  $4 \text{ mm}\phi$  Electrode is used.  
Testing Temperature is  $100^\circ\text{C}$ .

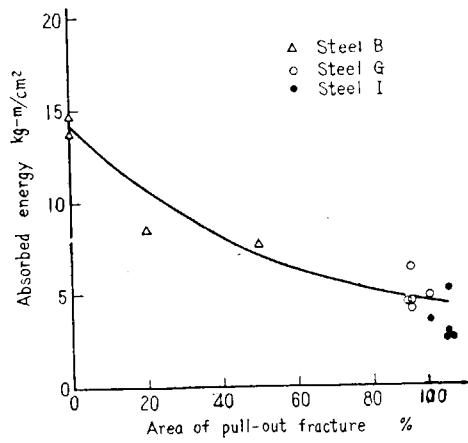


Fig. 1・13 Correlation between Absorbed Energy  
and Area of Pull-Out Fracture.

Iron Oxide Type  $4 \text{ mm}\phi$  Electrode is used.  
Testing Temperature is  $100^\circ\text{C}$ .

#### 1.4 結 論

本研究によつて得られた主な結果を要約すると次の通りである。

- (1) 鋼材の剝離性破壊に対する敏感さを求めるため、シャルピー衝撃試験片の裏面にノッチを加えた裏面ノッチ衝撃試験を考案した。この試験によつて求められた  $I_{CR}/I_{CD}$  の値の大きいほど、剝離性破壊に対する感度が高いことが別の溶接部剝離性試験によつて確認せられた。
- (2) 裏面ノッチ衝撃試験による  $I_{CR}/I_{CD}$  の値は鋼材の異方性と密接な関連があり、異方性の程度が大きい鋼材ほど  $I_{CR}/I_{CD}$  の値は大となる。
- (3)  $I_{CR}/I_{CD}$  の値は試験温度  $50^{\circ}\text{C} \sim 350^{\circ}\text{C}$  の範囲では温度に無関係にほぼ一定の値を有する。また  $I_{CD}$  の値は鋼材によつて大した変動を示さない。
- (4) 溶接棒の種類が剝離性破壊におよぼす影響は低水素系溶接棒以外ではあまり認められなかつた。低水素系溶接棒は溶着金属の韌性が大きいので剝離性破壊をおこし易い傾向にある。
- (5) 剥離面積率の大きいほど吸収エネルギーは概して小さいようである。

## 第2章 調質鋼用溶接棒の研究

調質高張力鋼に使用される溶接棒については、当協会第36研究部会において、調質鋼の溶接性研究の一環として簡単な実験研究が行なわれたが、日本溶接協会造船部会溶接施工法委員会では当協会第39研究部会の研究の一部を分担して、この種溶接棒に関する研究を行なつた。以下にその概要を報告する。

### 2.1 試験の目的

従来  $60 \text{ kg/mm}^2$  級の高張力鋼としては、わが国では主として Vanity 型のものが製造されており、これに対する溶接棒としては Mn-Si 系またはこれに V 等を加えたものが製作されていたが、従来の試験から見て、実用化には今一歩という感があつた。しかしに、最近焼き入れ、焼き戻しの調質処理を行なつた調質高張力鋼が製作されるようになり、溶接性、降伏比、延性、靱性の点で優れているため、広く実用化される形勢にある。これらの特性については、溶接と関連して研究が進められているが、この種鋼材の出現は、溶接棒に次のような諸問題を提起している。

- (1) 母材の切欠靱性がすぐれているため、母材以上の切欠靱性を溶接金属に要求するとすれば、従来の考え方では不足である。今までの高張力鋼は、母材の切欠靱性がそれほど高くなかったため、溶着金属の衝撃値は常に母材のそれを上回っていた。
- (2) 母材の降伏点及び降伏比が高いため、溶接部についても高い降伏点が要求される。
- (3) 従来から問題になつてゐた耐亀裂性、作業性等の向上。
- (4) 応力除去焼鈍等の熱処理を受けた場合の溶接部の性質。
- (5) 調質鋼の溶接継手特有の諸問題。
- (6) 更に高い強度の溶接棒の研究。

これらの諸問題について実験研究を行ない、溶接棒の現状並びに今後の問題点を明らかにし、信頼性の高い溶接棒の出現を促進することが本研究の目的である。

### 2.2 研究内容

全溶着金属試験 (V シャルビ衝撃試験及び丸棒引張試験)、溶接継手試験 (作業性試験、X線試験、自由曲げ及び継手引張試験) 並びに亀裂性試験を行ない、これと共に若干の関連問題についての研究を行なつた。

全溶着金属試験は主として棒メーカーで行い、成績の提出を願つた。衝撃試験は  $0^\circ\text{C}$  で行なつた。引張試験は JIS Z 3201 による全溶着金属引張試験片を用いて行なつた。

溶接継手試験は Fig. 2.1 に示す試験板 (A4材) を用い、三菱日本重工業横浜造船所及び日本钢管鶴見造船所の溶接工により溶接し、試験を行なつた。試験板は厚さ 20 mm のものを用い、溶接姿勢は溶接棒径 4 φ について立向及び上向、5 φ について下向で行なつた。溶接条件、乾燥条件等はあ

らかじめ棒メーカーの提出したものにできるだけ準拠し、各バスとも始点及び継目はそのまま直ちにアーチを出し、試験板の中央には各バスともビードの継目を重ねた。また表溶接終了後、非融合部がなくなるまで裏はつりを行ない、表面と同じ姿勢で裏溶接を行なつた。

作業性については、溶接工に作業性を偏心度、アンダーカット、オーバーラップ、アーチの安定性、スラグの流動性、スラグ除去の良否、スパッターの多少、スラグのかぶり、ビード表面の良否、ピットまたは亀裂の有無、棒端の溶融状態の 11 項目に分けて記入してもらひ、またこれとは別に溶接棒の総合的な作業性についても報告してもらつた。

前記の各項目については、これを A, B, C, D の 4 級に分け、アンダーカット、アーチの安定性、スラグの流動性、スラグ除去の良否、ビード表面の良否の 5 項目については A-12, B-8, C-4, D-0 とし、偏心度、オーバーラップ、スパッターの多少、スラグのかぶり、ピットまたは亀裂の有無、棒端の溶融状態の 6 項目については A-6, B-4, C-2, D-0 とし、所要の修正を行なつた。

X 線試験は上記の作業性試験板につき X 線写真の撮影を行ない、JIS により判定を行なつた。なお判定は中央ビード継目の  $10 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$  の範囲 (a 部) 及びその他 (b 部) に分けて行なつた。

継手強度試験は、作業性試験板より Fig. 2.2 に示す自由曲げ試験片及び Fig. 2.3 に示す継手引張試験片を作成し試験を行なつた。

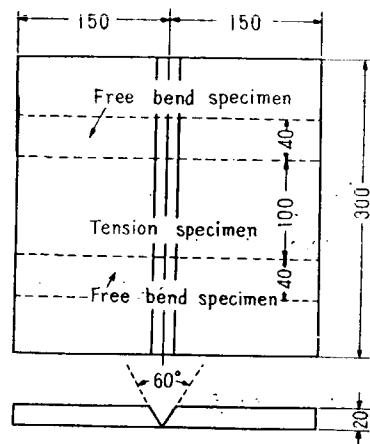


Fig. 2.1 Test Plate and Location of Specimens

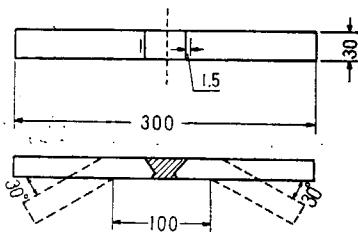


Fig. 2.2 Free Bend Specimen

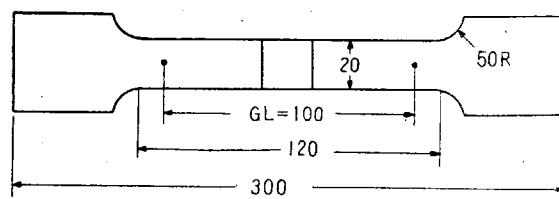


Fig. 2.3 Tension Specimen of Welded Joint

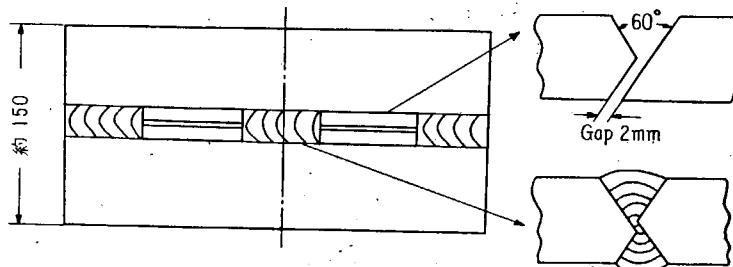


Fig. 2.4 Tekken Type Cracking Test Specimen

亀裂性試験は Fig. 2·4 に示す鉄研式亀裂試験片を用い、 $4 \text{ mm} \phi$  のみにつき  $0^\circ\text{C}$  で各銘柄 1 個ずつ実施した。

### 2·3 試験用鋼板及び溶接棒

本試験に使用した鋼板は日本製鋼所製 Welcon-2 H A 4 材であり、メーカーから提出された成分及び機械試験成績は Table 2·1 に示す通りである。試験の主たる部分は鋼板 B を使用し、鋼板 A 及び C はその補助として使用した。

調質高張力鋼としては、試作中のものを含めるといくつかの強度段階のものがあるが、今回は  $60 \text{ kg/mm}^2$  級の調質高張力鋼 A 4 のみを使用した。

Table 2·1 Mechanical Properties and Chemical Compositions of the Steels used

Steel	Thickness (mm)	Tensile Strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Yield Point (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Bend Test	$E_0$ (kg·m/cm <sup>2</sup> )	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	Note
A	20	63.9	53.5	19.1	Good	18.9	0.15 0.16	0.42 0.41	1.12 1.20	0.011 0.011	0.019 0.018	0.08 0.10	0.05 0.06	0.23 0.21	0.02 0.020	— 0.13	Ladle Check
B	21	61.4	49.1	25.6	Good	14.1	0.17	0.50	1.11	0.020	0.029	—	—	—	—	—	Ladle

溶接棒は、第 36 研究部会の A, B, C, D, E, X の 6 銘柄を使用した実験結果から、A とその改良型と言われる D の 2 銘柄について実験を行なつたが、このほかに E 及び X の 2 銘柄についても若干の試験を行なつた。

各銘柄の溶接棒の溶着金属分析値は Table 2·2 に示す通りである。A, B, C, D, E, X の 6 銘柄は  $60 \text{ kg/mm}^2$  級、E は  $68 \text{ kg/mm}^2$  級の溶接棒で、B, C は Mn-Si 系、A はこれに V が加わつたものである。D は A の改良型で、X と共に Ni, Mo を含む多成分系である。

Table 2·2 Chemical Compositions of Weld Metals

Electrode	Dia.	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
A	4	0.06	0.95	0.43	0.008	0.010	0.06	0.03	0.06	—	0.10
	5	0.06	1.19	0.58	0.011	0.012	0.11	0.03	0.04	—	0.08
B	4	0.09	1.48	0.47	0.011	0.019	0.12	—	tr.	—	—
	5	0.10	1.55	0.47	0.010	0.021	0.12	—	tr.	—	—
C	4	0.09	1.54	0.36	0.020	0.012	—	—	—	—	—
	5	0.10	1.62	0.22	0.022	0.010	0.10	—	—	—	—
D	4	0.07	0.93	0.50	0.015	0.008	0.08	0.56	0.02	0.22	—
	5	0.08	0.92	0.47	0.016	0.009	0.08	0.53	0.02	0.22	—
E	4	0.07	1.00	0.49	0.013	0.010	0.09	1.24	0.02	0.26	—
	5	0.09	0.98	0.51	0.015	0.005	0.07	1.17	0.02	0.24	—
X	4	0.08	0.78	0.34	0.014	0.012	0.14	0.88	—	0.21	—
	5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—

Note : Data Prepared by Electrode Makers

## 2.4 試験結果

試験結果は必要に応じて第 36 研究部会の試験結果等とともにまとめてみた。

### 2.4.1 全溶着金属試験

全溶着金属の引張試験結果を Table 2.3 に、衝撃試験結果を Table 2.4 に示す。

Table 2.3 Tension Test Results of Weld Metals

Electrode	Dia.	Tensile Strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Yield Point (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Reduction of Area (%)
A	4	63.8	56.3	30.5	72.2
	5	62.3	55.3	30.0	71.2
D	4	62.5	53.5	30.5	73.8
	5	62.3	52.8	30.5	74.5
E	4	68.0	57.8	28.1	72.9
	5	67.2	56.6	29.7	67.2
X	4	66.5	58.7	26.0	66.8
B	4	61.4	50.2	30.0	69.4
	5	63.0	51.0	29.0	68.5
C	4	62.4	51.7	29.3	65.9
	5	61.2	49.9	28.5	67.9
A*	4	68.4	63.5	24.2	73.3
B*	4	64.2	52.4	28.2	71.6
C*	4	66.2	54.6	30.1	70.7

Note \* Data from SR 36 Research Committee

Table 2.4 Impact Energies of Weld Metals

Electrode	Dia.	$E_0$ (kg·m/cm <sup>2</sup> )					S (%)
		1	2	3	4	Average	
A	4	9.67	11.93	10.79	9.28	10.42	
D	4	20.35	21.47	21.84	21.84	21.30	
		21.47	21.47	22.20	19.98	21.28	
E	4	21.84	16.16	19.60	17.70	18.82	
X	4					15.96	
B	4					17.9	
C	4	16.9	19.8	17.1	—	17.9	
	5	17.88	14.50	14.70	—	15.69	
A*	4	7.61	11.46	7.45	11.71	9.56	26
B*	4	13.59	6.62	13.81	—	11.34	47
C*	4	14.16	15.69	15.09	—	15.14	77

\* Data from the 36 Research Committee of S. R. A. J.

## 2.4.2 溶接継手試験

作業性試験結果を Table 2.5, X線試験結果を Table 2.6, 自由曲げ及び継手引張試験結果を Table 2.7 に示す。

Table 2.5 Comparison Test Results of Operating and Usability Characteristics of Electrodes

Electrode	Welder		No. 1		No. 2		Average	
	Dia. of Rod	Position	Mark by Welder	Amended Mark	Mark by Welder	Amended Mark	Mark by Welder	Amended Mark
	Max.—Mean—Min.		78—85—92	80—87—94	86—88—92	85—87—91	84—87—90	85—88—91
A	4	V	92	94	88	87	90	91
		O	92	94	86	85	89	90
	5	F	80	82	88	87	84	85
D	4	V	86	88	92	91	89	90
		O	82	84	86	85	84	85
	5	F	78	80	90	89	84	85

Following data are results of the last test.

	Max.—Mean—Min.		66—59—38	72—64—41	76—60—56	70—64—51	71—64—47	71—64—46
A	4	V	66	72	76	70	71	71
		O	64	69	72	66	68	68
	5	F	60	65	68	62	64	64
B	4	V	66	72	74	68	70	70
		O	66	72	74	68	70	70
	5	F	40	43	76	70	58	57
C	4	V	64	69	70	64	67	67
		O	64	69	62	57	63	63
	5	F	38	41	56	51	47	46

Table 2.6 Results of X-Ray Examination

Electrode			A		D		A*		B*		C*	
Dia. of Rod	Position	Welder	Part a	Part b	Part a	Part b	Part a	Part b	Part a	Part b	Part a	Part b
4	V	1	..	•	•	•	..	•	•	•	..	•
		2	•	•	•	• (....)††	•	•	•	•	•	•
	O	1	...	..	..	...	..	..	..	..	..	..
		2	•	•	•	•	..	..	..	..	..	..
	Judgment		○		○		○		○		○	
5	F	1	•	•	•	•	••••	••••	••••	••••	••••	••••
		2	•	•	•	•	..	..	..	..	..	..
	Judgment		○		○		△		○		○	
	Total Judgment		○		○		△		○		○	

Note: \* Data of the Last Test

\*\* Part a is the Centre Area of 10mm×50mm include the Location where Electrodes are changed

Part b is the Other Part, where the No. of Defects are Maximum

†† Incomplete Fusion owing to Imperfect Back Gouging

Table 2.7 Results of Joint Tests

Electrode	Dia. (mm)	Position	Tension Test of Joint				Free Bend Test	
			Tensile Strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Yield Point (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation G. L. = 100 (%)	Location of Fracture	Appearance	Elongation (%)
A	5	F	59.0	46.5	25.6	M	Good	30.0 28.3
			57.8	45.3	21.3	M	"	27.1 30.4
	4	V	59.2	46.5	25.6	M	"	27.0 26.5
			60.1	—	27.0	M	"	26.7 29.5
		O	59.4	46.6	25.0	M	"	26.5 28.3
			59.0	47.6	25.0	M	"	27.3 30.9
C	5	F	59.3	48.0	27.3	H. A. Z.	"	32.6 33.3
			58.3	44.6	22.2	H. A. Z.	"	37.8 37.5
	4	V	58.7	47.9	27.4	M	"	34.7 32.0
			58.9	46.0	25.8	M	"	32.6 33.3
		O	60.3	47.3	28.9	M	"	31.0 33.3
			58.4	45.9	27.1	M	"	31.8 33.3
X	5	F	61.9	—	20.0	H. A. Z.	"	29.5 31.1
	4	V	62.3	—	20.5	M	"	25.5 26.4
		O	62.9	—	19.7	M	"	29.2 29.2

Table 2.8 Results of Cracking Test

Electrode	Slit Length (mm)	Root Gap (mm)	Amp. (A)	Voltage (V)	Welding Time (sec)	Welding Speed (mm/min)	Crack Length (mm)	Cracking Rate (%)	Average Cracking Rate (%)	Remark
A	74	1.4	190	28	26	171	0	0	0	
	74	1.7	187	27	29	153	0	0	0	
A	79	2.0	185	27	27	175	0	0	0	
	79	2.0	190	28	29	164	0	0	0	
D	78	2.0	195	24	27	174	0	0	0	
	76	2.0	195	25	29	157	0	0	0	
D	80	2.3	195	25	27	173	0	0	0	
	85	2.2	195	25	32	160	0	0	0	
X	80	2.0	190	28	29	165	0	0	0	
	80	2.0	190	28	29	165	0	0	0	
X	81	2.0	185	28	30	162	0	0	0	
	81	1.9	187	28	27	182	0	0	0	

Following parts show the results of the last test.

A	80	2.0	190	28	26	171	0	0	16.3	
	80	2.0	187	27	29	153	26	32.5		
	85	2.0	195	28	32	159	0	0	0	
	85	2.0	195	28	33	155	0	0	0	
B	80	2.0	195	24	27	162	60	75	37.5	
	80	2.0	195	25	29	180	0	0		
	85	2.0	195	25	34	150	28	33	16.5	
	85	2.0	195	25	33	155	0	0		
C	80	2.0	185	28	30	174	0	0	0	Arc Cut Off
	80	2.0	187	28	27	157	0	0	0	"

### 2.4.3 亀裂性試験

鉄研式亀裂試験片による亀裂試験結果を Table 2.8 に示す。

## 2.5 試験結果の考察

2.4 に示された試験結果を、関連して行われた諸試験とともに考察してみる。

### 2.5.1 全溶着金属試験

#### (1) 全溶着金属引張試験

Table 2.3 に示すように、引張強さ、降伏点、伸び、絞り共に問題はない。

#### (2) 全溶着金属衝撃試験

Table 2.4 に示すように、衝撃試験の成績も、従来の高張力鋼溶接棒から見ると相当すぐれている。しかしながら、母材の衝撃値にくらべると相当低い数字も出ており、これを安定に高める努力は払われるべきであろう。

なお、調質高張力鋼は、圧力容器等に使用されることが多いので、この場合、応力除去焼鈍等の熱処理の影響を考慮しなければならない。例えば、V を含む銘柄 A では、応力除去焼鈍による脆化の現象が起り、衝撃値の低下、遷移温度の上昇、剪断破面率の低下等が見られた。銘柄 D では、このような現象はほぼ防止できた。また、焼鈍による強度の低下も、種々の程度で起るわけであるが、この点は、母材の溶接及び熱処理による機械的性質の変化とともに今後更に研究を要すると思われる。

### 2.5.2 溶接継手試験

#### (1) 作業性試験

Table 2.5 に見られるように、 $4 \text{ mm}\phi$  の作業性はある程度のレベルに達しているが、 $5 \text{ mm}\phi$  では銘柄による差が相当ある。今回は  $5 \text{ mm}\phi$  では下向の作業性しか試験しなかつたが、立向、上向では更に問題が多いと思われる。アーカの安定が相当悪い溶接棒があつたが、溶接機の性能についても考慮を払う必要があると思われる。

作業性については、点数をきめる絶対的基準がないので、成績の数字をそのまま信用できず、また溶接工の主觀や馴れが大いに影響するが、概略的に言つて、この種溶接棒の作業性は使用に適する程度に達していると考えてよいであろう。

#### (2) X 線試験

Table 2.6 からわかるように、 $4 \text{ mm}\phi$  では立向、上向ともに相当の好成績である。 $5 \text{ mm}\phi$  で一部あまりよくない結果が出ているが、使用に習熟すれば十分成績を上げることはできると思われる。作業性と X 線、とくにアーカの安定と X 線との間に相関関係が見出だせなかつたのはやや意外であつた。a 部（継目）と b 部には明らかに差があり、スタート部のプローホール防止には、溶接棒、溶接機、溶接工の 3 者の努力が今後更に必要と思われる。

#### (3) 自由曲げ及び継手引張試験

Table 2.7 に示されるように、自由曲げ試験の結果はきわめて優秀であつた。また、継手引張試験は、溶着金属の差が熱影響部に与える差があるかどうかを見るため、平行部となるべく長くし、且つ R を大として試験を行なつたが、表に見られるようにほとんど母材で切断し、差は見られなかつた。

なおこの試験に主として使用した鋼板 B は、強度が若干低目のようであつた。調質鋼の特性上止むをえないかもしれないが、供試鋼板の性質のバラツキは溶接棒の研究にとって不便である。

### 2・5・3 亀裂性試験

今回の亀裂性試験ではいずれも優秀な成績で、1回でパスした。しかし、他の実験では若干異なる結果も出ており、この種溶接棒の亀裂性は鉄研式の限度に近い感じがする。

亀裂試験では Mn-Si 系と Ni-Mo とを含んだものとの間に群としての差は見出だせなかつた。

上述のように鉄研式の限度に近いため、亀裂試験の試験片寸法、試験温度、溶接条件については、とくに慎重にそろえる必要がある。

A 4 に対しても、現在の結果では厚板については施工上の注意が必要であり、A 5 については更に慎重な考慮が望まれる。

溶接棒メーカーでは、この種溶接棒の耐亀裂性向上の努力が続けられており、その成果は大いに期待されている。

## 2・6 結　　び

調質高張力鋼に使用される溶接棒は現在でも相当優秀な溶接棒が作られていることはほぼ確認されたが、この種鋼材の性質から、厚板による大きな構造物への使用が予想されるので、耐亀裂性、作業性並びに X 線性能の向上はもちろん、諸種の施工法や熱処理等も考慮して今後更に研究を進め、更に実用性のある溶接棒が出現することを期待する。

## 第3章 調質鋼の自動溶接に関する研究

本研究は調質鋼の自動溶接に適した溶接方法の選定を行うことを目的として行つたものであり、A 4 (60 kg/mm<sup>2</sup>) および A 6 (70 kg/mm<sup>2</sup>) の 2 種類の鋼材について試験を行つた。まず A 6 材を用いて各種の溶接方法がどのような性能を有するかを比較検討し、これら試験結果および実用上の観点から適切と思われる一定条件のサブマージド・アーク溶接につき A 4 材に対する試験を行つてその性能を確認することとした。

### 3.1 試験方法

#### 3.1.1 鋼材

使用鋼材は板厚 30 mm の調質鋼 A 6 (70 kg/mm<sup>2</sup>) および A 4 (60 kg/mm<sup>2</sup>) であつて、化学成分および機械的性質は Table 3.1 の通りである。

Table 3.1 Chemical Composition and Mechanical Properties of the Steels used

Steel	Composition (%)									Yield Point (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile Strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	$E_0$ (kg·m/cm <sup>2</sup> )
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo				
A 6	0.14	0.47	1.19	0.013	0.016	0.96	0.11	0.13	0.14	66.7	74.9	19.7	24.6
A 4	0.15	0.41	1.20	0.020	0.018	0.20	0.08	0.21	0.01	54.5	62.4	22.9	25.8

#### 3.1.2 試験条件

試験は Table 3.2 に示すように A 6 について 11 条件を実施し、溶着金属の切欠靱性を改善する適正な溶接方法を選定した。試験方法としては、大型衝撃、V シャルピー、接手の引張、側曲げの各試験を行つた。A 4 については上記 A 6 における実験結果ならびに実用上の見地から適当と思われるサブマージド・アーク溶接の両面各 1 層溶接および多層溶接の 2 条件について実施し、両者の溶接法による溶着金属の機械的性質を詳細に調査した。

以上の各条件の溶接は、Table 3.2 および Fig. 3.1 に示す試験板を用いたが、これらのうち試験番号 1-1~1-5 については試験片採取の関係上、引張りおよびマクロ試験とその他の試験とに分けて溶接を行つた。この他 A 6 の母材について大型衝撃、V シャルピー、引張り試験を実施した。なおこの母材試験には溶接後の残材 (a, h) を用いており、このため試験片はすべてロール方向と直角に採取している。

#### 3.1.3 溶接方法

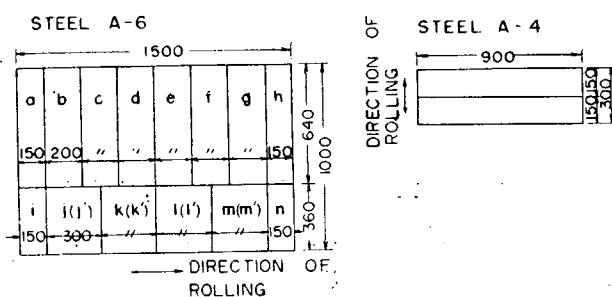
溶接方法は Table 3.2 に示す通りであるが、以下これらについて詳述する。1 系列は A 6 についての試験であり、このうち 1-1~1-5 はサブマージド・アーク両面各 1 層溶接であつて、ワイヤー、コンボジションの組合せをえたものである。OX. 68 は T-1 鋼用の線材 (G 80 を併用) であり、Exp. made 65 は Linde 65 に相当する軟鋼シグマ用の試作線材である。1-6 はいわゆる V 開先多層で

Table 3-2 Testing Conditions

Base Plate	No. of Test	Procedure	Type of Weld	Wire	Composition	Argon	Mark** of Plate
A 6	1-1	Submerged Arc	X Groove One Layer Each Side	OX. 40	G 80	—	i-j'
"	1-2	"	"	"	G 50	—	j'-k'
"	1-3	"	"	OX. 40A	G 85	—	k'-l'
"	1-4	"	"	OX. 68	G 80	—	l'-m'
"	1-5	"	"	Exp. Made 65*	"	—	m'-n'
"	1-6	"	U Groove Multiple Layers	OX. 40	"	—	a-b
"	1-7	Submerged Arc Tandem Strip	X Groove One Layer Each Side	OX. 36	G 85	—	c-d
"	1-8	Submerged Arc Tandem (PSW)	X Groove Multiple Layers	OX. 40	G 80	—	b-c
"	1-A	M I G	"	Exp. Made 65*	—	M 5	d-e
"	1-B	"	"	DSI	—	"	c-f
"	1-C	"	X Groove Two Layers Each Side	Exp. Made 65	—	"	f-g
A 4	2-1	Submerged Arc	X Groove One Layer Each Side	OX. 40	G 80	—	
"	2-2	"	U Groove Multiple Layers	"	"	—	

Note: 1) \* Exp. Made 65 is the Tentative Product equivalent to the Linde 65

2) \*\* Marks of Plates correspond to Fig. 1



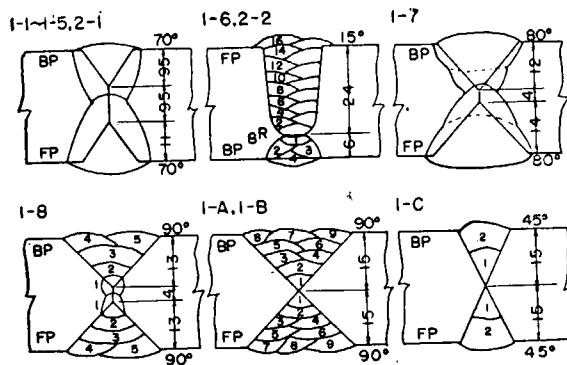
Note: j', k', l', m' are rests of the plates j, k, l, m after cutting-off the tension and macro specimens.

Fig. 3-1 Locations and Marks of Test Plates

あるが、従来の溶接方法より更に電流を下げ、層数を多くして、細粒化域の増加をはかつたものである。1-8 は多層溶接の能率化を企図したもので、ガス加工可能な X 開先とし、2 極溶接（主として Transverse position）により偏平なビードをおいて仕上げ速度を高めることとした。

1-7 は鋼帯電極による 2 極溶接（Tandem position）であるが、電極間隔を可得る限り離て、後の電極によるけ込みが識別できるような条件を選んで両面各 1 層溶接により実施した。なお鋼帯電極は OX. 36 しかないので、これと G 85 とを組合せて用いた。

1-A, 1-B, 1-C はいづれもシグマ溶接であつて、1-A, 1-B はそれぞれ Exp. made 65 および DSI を用いる多層溶接であり、1-C は Exp. made 65 による両面各 2 層溶接である。2 系列は A 4 についてのサブマージド・アーク溶接であつて、2-1 は両面各 1 層溶接であり、2-2 は多層溶接であ



Backing welds are gouged to 6.5 mm depth and 21mm width before finishing weld.

Fig. 3-2 Types of Groove and Sequences of Weld

る。これらの条件は所期の断面形状が得られるように予備試験を行つて定めたものである。開先形状及び溶接方法を Fig. 3-2 に示した。

### 3.1.4 試験方法

試験片の形状を Fig. 3-3 に示す。

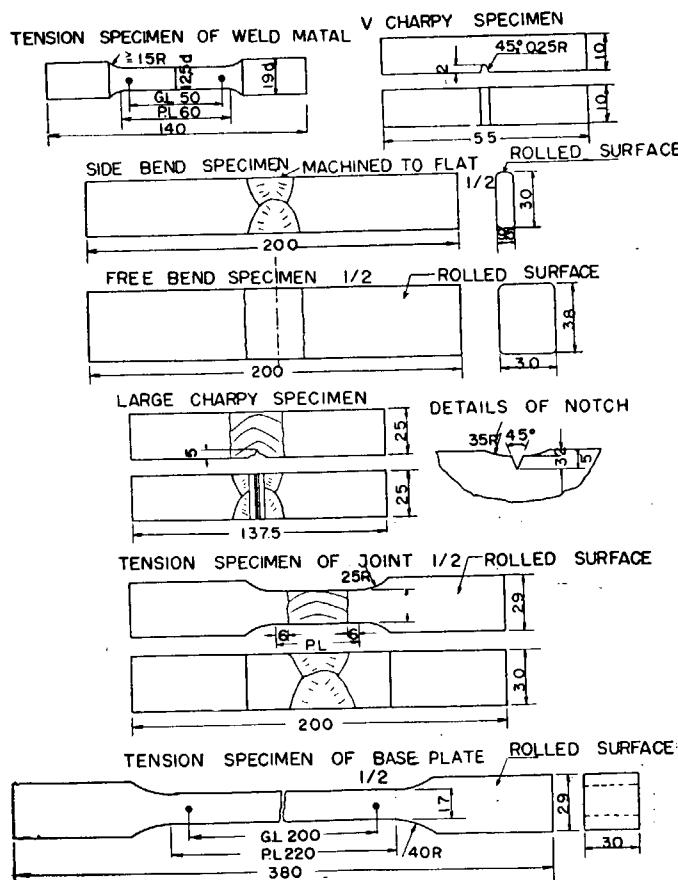


Fig. 3-3 Dimensions of Specimens

1系列の引張り試験は丸棒引張りを標準としたが、シグマ系統では試験片を採取することができないので、接手引張りとした。2系列については丸棒引張りおよび接手引張りの両者について試験した。試験機は 50 ton アムスラーを使用しており（丸棒は 10 ton），このため接手引張りおよび母材引張り試験片では正規の巾をとることができず狭くした。

V シャルピー衝撃試験は1系列では温度 0°C で行うこととし、溶接部の B.P. 側および F.P. 側より試験片を各々 2 個宛採取することとした。2系列では -70°C～+15°C の範囲にわたって試験を行つた。試験片の採取位置の詳細は Fig. 3-4 に示すように、I-8, I-A, I-D の多層溶接では完全に B.P. 側と F.P. 側とからとつているが、I-1～I-5, I-7 の両面 1 層溶接では B.P. 側に F.P. 側の溶着鋼および細粒化域が含まれている。I-6 の U 開先多層では Top と Bottom から採取しているが、Bottom には B.P. 側が多少入つてゐる。また2系列では採取位置は1箇所とし、両面各1層溶接では F.P. 側から採取し、多層溶接では Top から採取した。

大型衝撃試験は両振り型の試験機（日立技研）を用いて行い、試験片は Fig. 3-3 に示すように板の両側から均等に削除して 25 mm に仕上げ、切欠き加工を施した。切欠き加工は先ず 35 mm R, 2 mm 深さの丸溝を切り、この中央部にプレスノッチ (45°) を 3 mm 入れて試験片表面からは 5 mm の深さの切欠きとした。プレス加工後 250°C 30 分（空冷）の時効を行つた。試験温度は -70°C～

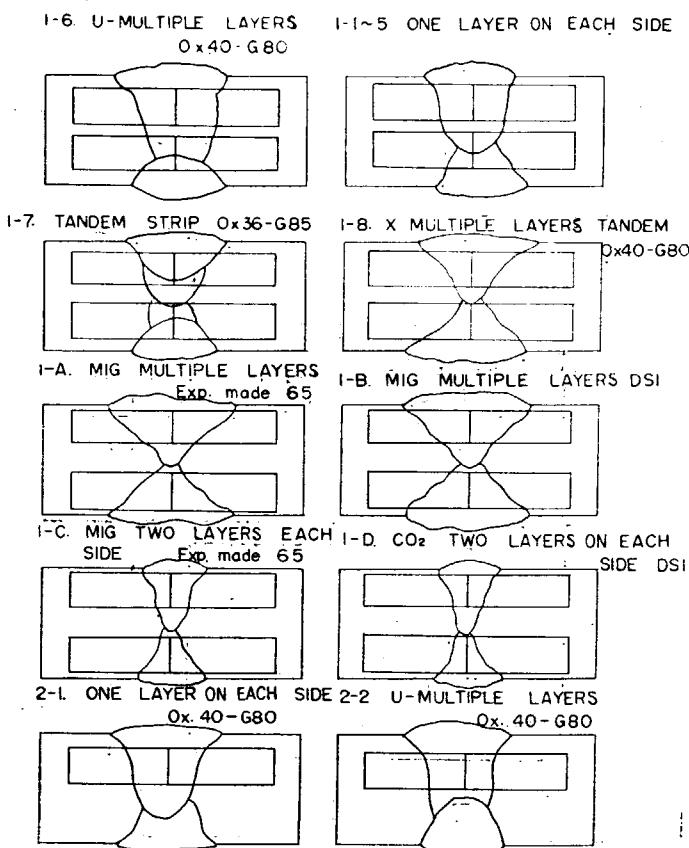


Fig. 3-4 Test Joints showing Locations of Charpy Specimens

+150°C の範囲で各条件に対し適当な温度を選んで実施している。

### 3.2 実験結果および考察

#### 3.2.1 作業性

各溶接法の比較検討は A6 材を用いた 1 系列で行つてゐる関係上、作業性の検討に関してはこれを主体として行うこととし、各溶接についてビード外観、プロー・ホールおよび断面形状などにつき以下に述べることとする。

##### 3.2.1.1 サブマージド・アーク両面 1 層溶接 (試験番号 1-1~1-5, 2-1)

1-1~1-5 の溶接には 3 種類のコンポジションを使用してゐるが、比較的高電流域の溶接においては G80 が作業性が最もすぐれており、G50, G85 の順に劣つてゐるようである。G85 を使用する 1-3 ではとくに F.P. 側の作業性が劣つており、アークが不安定となつてビード波形、nugget 形状などが良好でなかつた。このような傾向は G50 にも多少見られるが、G85 ほどではない。

この他 1-4, 1-5 の心線は  $3/16 \text{ in} \phi$  を用いており、このため相対的に電流密度が高く G85 と同様に F.P. 側の作業性が劣つていたが、勿論  $1/4 \text{ in} \phi$  を用いればこれらの点は解決される。

以上のように本溶接には作業性に劣るものもあるので、全般的に使用電流を下げて作業性の向上をはかつた。従つてとけ込みの重なりは多少浅くなつてゐる。

##### 3.2.1.2 各種の施工法によるサブマージド・アーク溶接 (試験番号 1-6~1-8, 2-2)

1-6, 2-2 の U 開先多層溶接では特に問題となる点はなく、1-6 と 2-2 とでは使用電流値および層数が異つてゐるが、いずれの場合もアークは安定しており、またスラグの剥離性も極めて良好であつた。マクロ写真で確かめたところ、層数があまり多いため明瞭ではないが均等なビードがおかれており、ほぼ所期の溶接結果が得られた。

1-7 の鋼帯電極では溶接結果に影響する因子が多く条件設定が難しいが、マクロ写真は略々良好と思われ、また外観などの作業性も劣ることはなかつた。ただ心線間隔を可能限界まで拡げているので後方電極のアーク発生に多少の問題があつた。1-8 の 2 極多層溶接は U 開先多層の能率化が目的であつて、短形状の偏平なビードを盛るように努めたが、大体期待していたように層の厚さの揃つたビードをおくことができた。しかしこの溶接は電流値が非常に低いことなどもあつて、速度の速いときおよび心線間隔の大きいときにアークが不安定となり易く、波形が乱れ易かつた。なおこのためと思われるが、後述の曲げ、あるいは引張り試験片にスラグ捲込みが生じたものもあつた。

##### 3.2.1.3 MIG 溶接 (試験番号 1-A~1-C)

軟鋼の MIG 溶接ではプロー・ホール (以下 B.H.) の発生が問題となるが、1-A, 1-B の多層溶接では前記の適正条件に従えば B.H. を生ずることはなく、X 線写真および曲げ試験などでも殆んど認められなかつた。しかし 1-C の両面 2 層溶接ではかなり著しい B.H. が発生しており、このため衝撃値の低下した例も見られた。1-C については多少層数を増し、両面 3~4 層として電流を 450 Amp. 以下に保てば B.H. の発生が防止できるものと思われる。なお MIG 溶接ではアーク・プローが生じ易く、これをさけるためにアースのとり方、終端部補助板を大きくすることなどに注意を払わなければならない。

### 3.2.2 機械的性質

#### 3.2.2.1 引張り試験

既に述べたように 1 系列の引張り試験は丸棒引張りを主体としたが、1-8 および 1-A, 1-C では丸棒引張り試験が採取できず、Reduced Section の接手引張りにより行つており、また 2 系列では丸棒、接手いずれも行つた。

試験結果は Table 3.3 に示す通りである。1 系列の試験結果は母材が  $70 \text{ kg/mm}^2$  の A 6 材であるため、引張り強さの上からこの母材に対して合格するものとしては、

サブマージド・アーク両面 1 層: OX. 40-G 80 および OX. 68-G 80

シグママ: D S I 多層 および Exp. made 65 両面 2 層

のみとなる。 $60 \text{ kg/mm}^2$  級の A 4, A 5 材に対してこの試験結果から推定すると、サブマージド・アーク溶接では両面 1 層の Exp. made 65-G 80, 鋼帶電極の OX. 36-G 85 が不合格となり、サブマージド・アーク両面 1 層の OX. 40A-G 85 および Exp. made 65 のシグマ多層が不合格のおそれがあると思われる。2 系列の試験結果は OX. 40-G 80 を用いている関係上、全く問題はない。なお

Table 3.3 Results of Tension Tests

	No. of Test	Procedure	Tensile Strength ( $\text{kg/mm}^2$ )	Elongation (%)	Reduction of Area (%)	Remark*
All Weld Metal	1-1	One Layer Each Side 40-80	74 73	25 26	56 56	
	1-2	" 40-50	68 69	27 27	54 57	
	1-3	" 40A-85	66 66	24 24	51 50	
	1-4	" 68-70	72 71	26 25	55 52	
	1-5	" 65-80	60 59	31 29	59 60	
	1-6	U Multiple Layers 40-80	66 67	20 23	59 58	
	1-7	Strip Tandem 36-85	58 58	30 27	60 62	
	2-1	One Layer on Each Side 40-80	66 66	24 24	45 47	
	2-2	U Multiple Layers 40-80	69 68	22 23	55 54	
Joint	1-8	X Multiple Layers Tandem 40-80	70 69			D+B Fish Eye D
	1-A	MIG Multiple Layers Exp. made 65	65 65			D+B "
	1-B	" D S I	75 74			D+B "
	1-C	MIG Two Layers Exp. made 65	70 72			D+B Fish Eye "
	2-1	One Layer on Each Side 40-80	64 64			B "
	2-2	U Multiple Layers 40-80	64 64			B "
Base Plate	A 6		71 73	14 15		
	A 4		55	23		

\* D + B Fracture passes through weld metal and base plate.

D Fracture occurs in weld metal.

B Fracture occurs in base plate.

1-6 および 2-2 は母材は異なるが、いずれも同一ワイヤ・コンポジションを用いた多層溶接であり、母材による稀釈が少いためほぼ同様な結果を示している。また 2 系列の試験結果で多層溶接の方が引張り強さが大きくなつておる、これも母材の稀釈が少いためと思われる。

伸びおよび絞りについては一般に引張り強さの上昇に伴つて減少するが、OX. 40, 68 と G 80 との組合せは引張り強さの高い割合に伸び、絞りが大きく、良好な延性を示している。U 開先多層溶接では 1 系列、2 系列いずれも比較的伸びが低く、絞りが大きい傾向を示している。

1-8, 1-C にはスラグ捲込みによるかなり大きな欠点が発生しているものがあり、特に前考の例ではこのため絞りの減少が明瞭であつた。

### 3.2.2.2 曲げ試験

1 系列においては側曲げ試験を行つたが破断したものは全く無かつた。しかし小さい欠陥を生じたものが二、三あり、以下にそれらを示す。

1-8 : 0.1 mm 程度の微小 B. H. 1 ケ (1 本のみ)

1-A : 境界部に長さ 1 mm のスラグ捲込み (1 本のみ)

1-C : 1 本は 0.1 mm 程度の B. H. 1 ケを生じ、他の 1 本は 0.7~1.0 mm 程度の B. H. 3 ケを生じた。

2 系列においては自由曲げ試験を行い、その結果を Table 3.4 に示す。これは合金鋼で伸びが少いことと板厚が大きいことのために 180° 曲げることはできなかつたが、ロイド、A. B. 等の船級規格における曲げ角 90° 以上、伸び 20% 以上には十分合格するものである。

Table 3.4 Results of Free Bend Test (A 4 Steel)

Procedure	Gauge Length (mm)	Elongation (%)	Bend Angle (deg.)	Remark
One Layer on Each Side	25.4	43.5	170	Crack in H. A. Z.
	23.2	37.0	150	"
Multiple Layers	22.6	39.1	160	Crack in Weld Metal
	22.2	42.5	170	"

### 3.2.3 衝撃試験

#### 3.2.3.1 V シャルピー衝撃試験

1 系列における V シャルピー衝撃試験は 0°C 1 温度について行つており、その結果を Fig. 3.5 に示す。これは上段に吸収エネルギー、下段に剪断破面率を示しているが、剪断破面率は判定が難しく、著しく差のあるもの以外は正確でない。また、溶着金属の衝撃値は本質的にかなりの変動を有しております、従つて断定的に言えない面もあるが、大要次の事が認められる。

a) MIG 系統はサブマージド・アークなどと比較して著しい差を有し、極めて良好な成績を示している。その中では多層溶接が更にすぐれており、また線材として DSI の方が稍々劣る。しかし、MIG の 2 層溶接では B. H. の発生が著しく明瞭に破面に認められるものもあり、欠陥さえなければ多層溶接に匹敵するのではないかと思われる。

b) サブマージド・アーク溶接の中ではあまり顕著な差はないが、OX. 40—G 80 の両面 1 層が比較

的よく、 $7 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$  程度の値を示しており、また OX. 40 A—G 85 の両面 1 層がこれらの中では最も劣るようである。

多層溶接の系統は期待したほどの成績を示さず、むしろ OX. 40-G 80 の両面 1 層におよばぬようである。

c) A 6 母材は剪断破面率がすぐれているが、吸収エネルギーはあまり高くなく、高温における Energy level が低いのではないかと推定される。また日本製鋼の数値とはかなりの相違があるが、前述のように今回の試験がロール方向に試験片を採取している点は考慮しなければならない。

2 系列における V シャルピー衝撃試験は  $-70^\circ \sim +15^\circ$  の温度範囲で試験し、その結果を Fig. 3-6 に示した。これによると多層溶接では  $E_0$  は  $4 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ 、 $T_{R15}$  は  $-30^\circ$  程度であるが、両面各 1 層溶接では  $E_0$  は  $7 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ 、 $T_{R15}$  は  $-60^\circ$  程度を示し、衝撃値は両面各 1 層溶接の方がかなり良好であることが認められた。

一般に多層溶接では両面各 1 層溶接に比しデンドライトが細かく、また溶着金属部内に細粒化域を生じて衝撃値はかなり改善されるものであり、その一例として 39 mm 鋼板について 36—80 の組合せにより、両面 1 層および多層のサブマージド・アーク溶接を行った結果を Table 3-5 に示す。

Table 3-5 から明らかなように多層溶接では約  $9 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$  のエネルギーを有し、両面 1 層より平均  $4 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$  高い値を示しており、ちょうど両面 1 層の細粒化域を含むものとほぼ同様である。今回の実験ではこれが逆の結果を示し、多層溶接より両面各 1 層溶接の方がむしろ衝撃値は大であった。

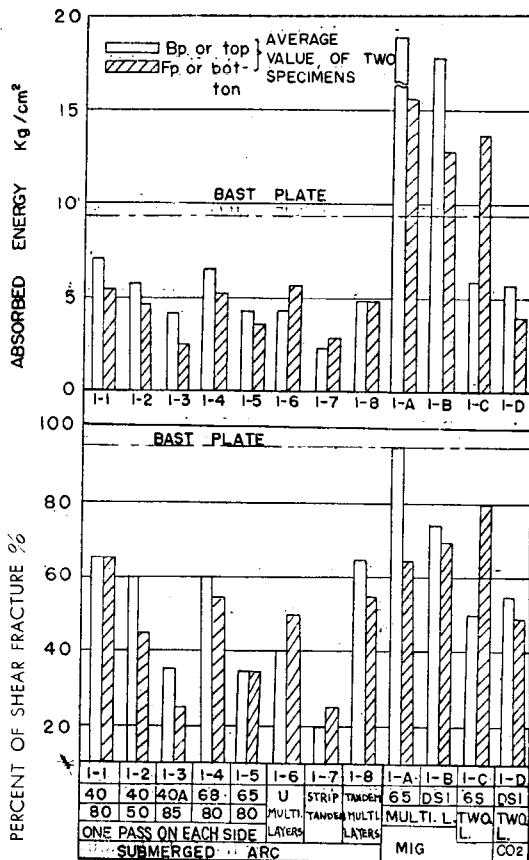


Fig. 3-5 Results of Charpy V-Notch Impact Bend Tests ( $0^\circ\text{C}$ )

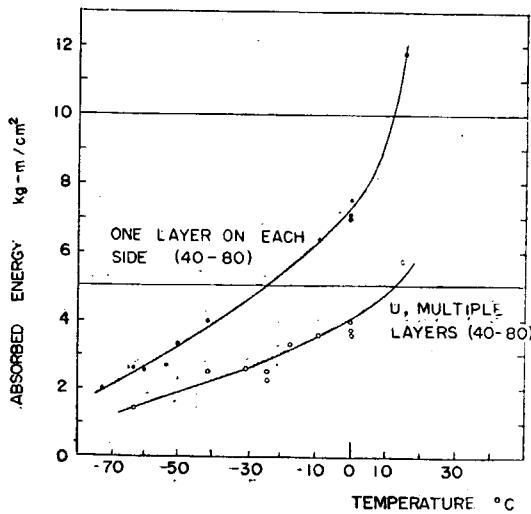


Fig. 3-6 Results of Charpy V-Notch Impact Bend Tests (Steel A 4)

Table 3-5 Impact Values of Weld Metal  
Mild Steel, Thickness 39 mm. Wire OX. 36, Composition G 80.

Procedure	Location of Specimen	Impact Value (kg-m/cm <sup>2</sup> ) (0°C)
One Layer Each Side	F. P.	2.9
	B. P.	6.6
U Multiple Layers	Top	9.8
	Bottom	8.8

以上の原因については溶着金属の結晶構造、化学組成、あるいは非金属介在物などと細粒化域の状態が考慮されると思われるが、詳細には不明であつて、更に検討を要するものと考えられる。

### 3.2.3.2 大型衝撃試験

大型衝撃試験の結果は Fig. 3-7, Fig. 3-8, Fig. 3-9 にそれぞれ吸収エネルギー Lateral Expansion および剪断破面率をとつて示しており、それらはいずれも溶接方法により (A), (B), (C) に大別して図示した。また各溶接方法の比較を行うため、種々の Criterion によつて試験結果を表現したものと Table 3-6 に示した。Fig. 3-8 の Lateral Expansion は R. D. Stout の提唱に従つたものを Table 3-6 に示した。Fig. 3-8 の Lateral Expansion は R. D. Stout の提唱に従つたものであり、確かに測定も容易で Contraction よりは精度も高いが、吸収エネルギーとほぼ同様な結果が得られたのみで、特に著しい傾向を示すようなことはなかつた。Fig. 3-9 の剪断破面率は判定し難いものもあつて、あまり精度が伴わず僅少の差を論ずることは難しいと思われる。

以上の結果を総合すると大要次の通りである。

(a) MIG 系統は高温のエネルギーおよび Expansion が非常に大きいが、低温ではそれ程の差はなく、むしろ他より低いものすらあり、また  $Tr_s$  もあまり良好とは言えない。

(b) 母材は他と比較して著しい相違を示し、高温のエネルギー、Expansion はいずれも最も低いが、低温では極めて優れた性能を示している。このような傾向は 1-2 の 40-50 に多少認められる。

Table 3-6 Comparison of Welding Procedures by Large Charpy Impact Bend Test Results

Procedures*		Absorbed Energy (kg-m/cm <sup>2</sup> )				Transition Temperature (°C)		
		-20°C	0°C	40°C	60°C	$Tr_8^{**}$	$Tr_{10}^{**}$	$Tr_s$
1-1	SW O. L. 40-80	3.6	6.8	13.8	17.2	7	20	12
1-2	" 40-50	4.6	6.4	11.2	12.7	8	29	12
1-3	" 40 A-85	1.8	2.7	6.1	8.4	56	73	57
1-4	" 68-80	(2.3)	3.3	8.0	14.2	40	47	31
1-5	" 65-80	(2.4)	3.0	8.6	12.7	37	47	38
1-6	SW U M. L.	3.2	4.8	10.2	14.2	27	39	39
1-7	SW S. T.	1.5	2.2	5.8	8.6	5.5	69	78
1-8	SW X M. L.	1.8	3.2	10.2	14.2	41	52	35
1-A	MIG M. L. 65	1.0	3.6	19.6	29.2	17	22	41
1-B	MIG M. L. DS1	4.0	6.0	19.6	30.2	12	20	39
1-C	MIG T. L. 65	3.8	4.6	10.2	14.6	27	40	47
A 6	Base Plate	8.8	6.0	10.2	10.2	-27	5	-50

\* O.L.: One Layer, M.L.: Multiple Layers, S.T.: Strip Tandem, T.L.: Two Layers.

\*\*  $Tr_s$ ,  $Tr_{10}$ : 8 kg-m/cm<sup>2</sup> and 10 kg-m/cm<sup>2</sup> Transition Temperatures.

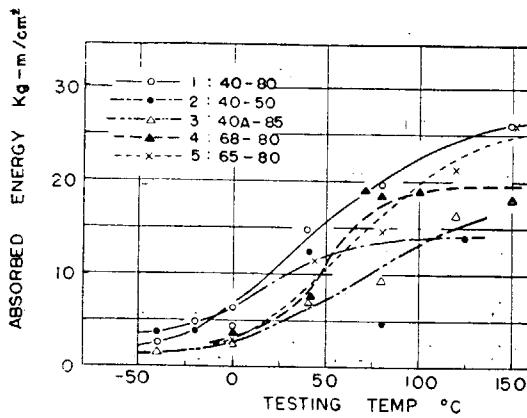


Fig. 3.7 (a) Results of Large Charpy Impact Bend Tests. Submerged Arc Weldings, One Layer on Each Side.

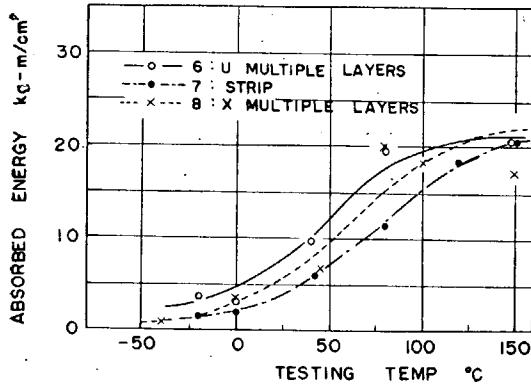


Fig. 3.7 (b) Results of Large Charpy Impact Bend Tests. Comparison of Submerged Arc Welding Procedures.

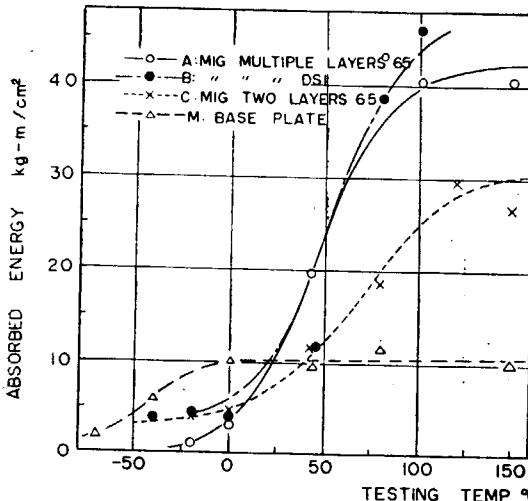


Fig. 3.7 (c) Results of Large Charpy Impact Bend Tests. MIG Welding and Base Plate.

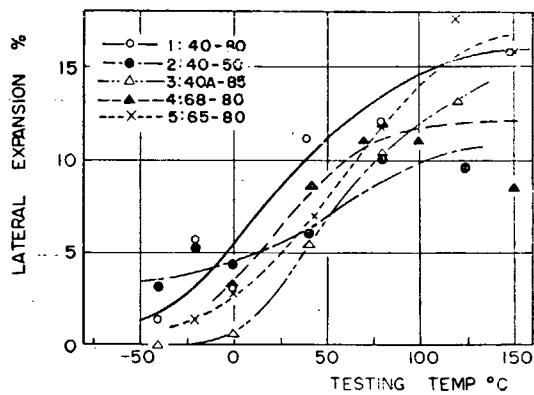


Fig. 3.8 (a) Lateral Expansion-Temperature Curves of Large Charpy Impact Bend Tests. Submerged Arc Welding, One Layer on Each Side.

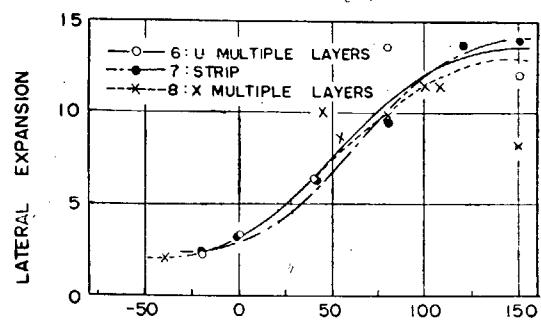


Fig. 3.8 (b) Lateral Expansion-Temperature Curves of Large Charpy Impact Bend Tests. Comparison of Submerged Arc Welding Procedures.

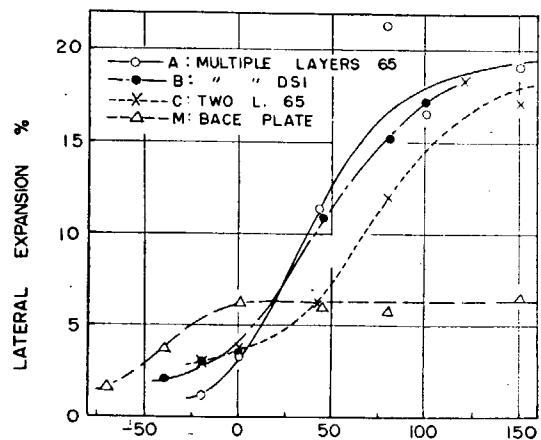


Fig. 3.8 (c) Lateral Expansion-Temperature Curves. of Large Charpy Impact Bend Tests. MIG Welding and Base Plate.

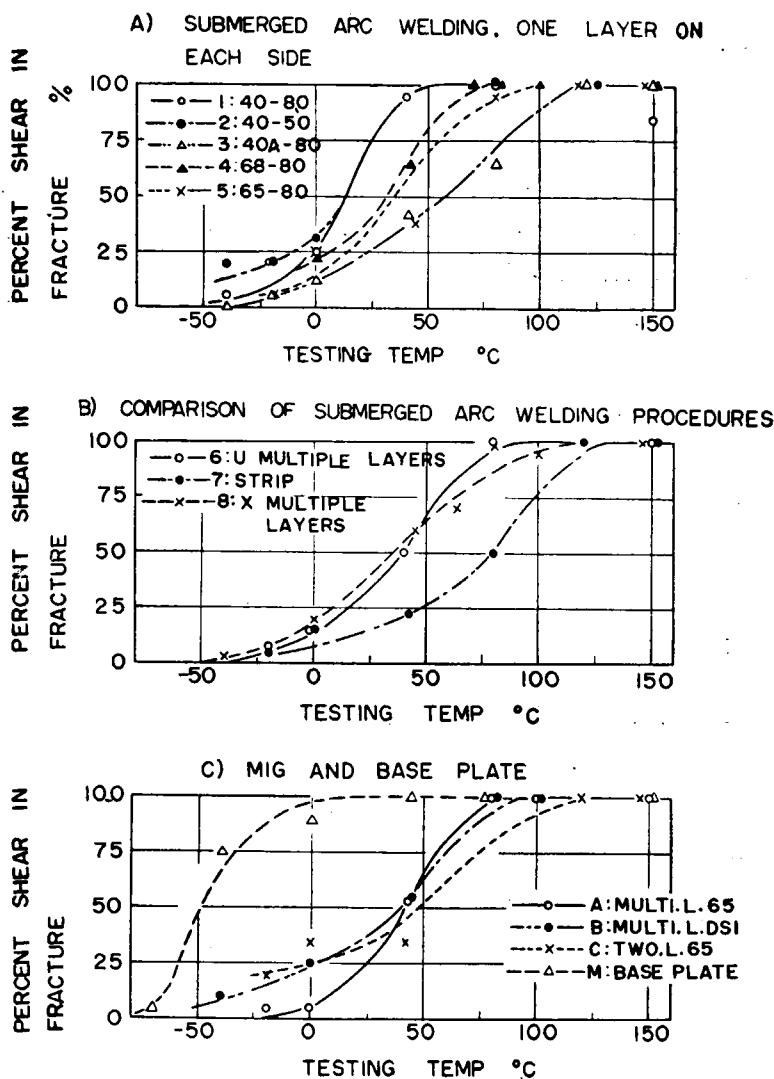


Fig. 3-9 Percent Shear in Fracture-Temperature Curves of Large Charpy Impact Bend Tests

(c) サブマージド・アークでは (B) の 40-50 を除くと 1 層溶接の 40-80 が優れており、U 多層がこれに続き、40A-85 および鋼帯 2 極はこれらの中では最も劣っている。但し Expansion では 40-80, 40-50 を除き殆んど差はないようである。

(d) 各溶接方法の比較は Criterion のとり方により大きく左右されるが、低温側に主体をおくと母材、40-50 がすぐれており、高温側を考慮するならば MIG 系統および 40-80 などが良くなつてくる。

### 3-2-3-4 検討

以上 V シャルピーおよび大型衝撃試験により溶着金属の切欠靱性につき検討を行つたが、これらの結果を総合して以下に述べる。

先ず V シャルピーと大型衝撃試験との関連については従来あまり明らかにされておらず、従つて今

回の試験結果において多少相反する傾向を示す場合もあるが、この理由が Full thickness の大型衝撃と溶着金属の一部分の切欠靱性を示すVシャルピーとの相違か、あるいは試験法自体の特性によるものかは判然としていない。両者の相違については Table 3・6 などに見られるように、例えば V シャルピー  $E_0$  の比較的高い「SW-1 層 68-80」の大型衝撃エネルギーがそれほど良好な傾向を示しておらず、また  $E_0$  の最もすぐれた MIG 系統も大型衝撃エネルギーにおける 0°C 以下の低温側では他と比較してむしろエネルギー・レベルが低い。このように試験法あるいは判定規準により各溶接法の優劣はかなり異なる場合もあつて、単に今回の試験から、実際の脆性破壊における破壊の発生現象と関連づけて結論を下すことは困難な問題であるが、大略の傾向としては 2 系列の実験をも考慮に入れて、今回の試験結果では、MIG 系統およびサブマージド・アークの両面各 1 層の 40-80 が比較的優れしており、40A-85 が他より劣つているように思われる。上記以外の各条件はこれらの中間に位置して個々の差はあまり明瞭ではなく、サブマージド・アークの多層溶接も特に優れていることはない。多層溶接の性能は 1, 2 系列いずれも同様な傾向を示しており、この点通常の軟鋼材について従来多数行つてきた実験結果と異つており、詳細にはなお不明であつて、今後さらに検討を要するものと考えられる。

### 3・3 結 論

本試験の結果を要約するとおおよそ下記の如くである。溶接法については MIG 溶接法が切欠靱性に優れた性能を示しているが、船殻を対象とした実際の現場溶接では作業性、および能率性に欠ける点を有しており、やはりこれらの点からはサブマージド・アーク溶接法が最も優れている。サブマージド・アーク溶接における両面 1 層溶接の場合 MIG 溶接あるいは低水素系被覆アーク溶接棒より劣るが、A4 材についてはほぼ 7 kg-m/cm<sup>2</sup> のエネルギー (0°C) を有している。また炭酸ガス溶接についても切欠靱性に関してはあまり良好な結果は得られなかつた。

溶接材料としてはサブマージド・アーク溶接法を採用する場合 OX. 40 と G 80 との組合せがすべての面で良好な性能を示しており、引張強さ 7 kg/mm<sup>2</sup> 級の調質鋼まで十分に適用することができる。サブマージド・アーク溶接については今回の試験に関する限り、いずれの方法も切欠靱性の点から大差がないようであり、特に U 開先多層溶接が従来の軟鋼材に関する実験と異つて特に良好な性能を示すことではなく、この点については今後更に検討を行う必要があるものと思われる。

## 第4章 二重張鋼板の溶接施工法の研究

超大型船の建造に際して、厚さ 40 mm 程度以上の鋼板を使用することは種々の点で困難を伴うので、必要な強度を得るために解決策の一つに二重張構造の採用が考えられる。この二重張構造の現場溶接施工法としては、現在

- a. ワカシ付溶接
- b. 裏当金溶接
- c. 二重張鋼板を別箇に溶接したのち、親板に合せて鉛錆する方法

が採用されている。これらのうち c の方法は溶接施工という観点からは殆んど問題は無いものと考えられるので、ここでは a および b の方法について特に細疵の発生の問題に重点を置いて検討を加えた。

### 4.1 細疵の発生状況

細疵とはワカシ付溶接に際して、上下鋼板の接着部より溶着金属または融合部に発生する微小なクラック状のものの総称で、おおよそ長さ 1 mm 程度以下で顕微鏡を使用して明瞭に認められるものを云う。

この細疵がどのような条件のもとで、どの程度に発生するものかを確かめるため、実験 1 (4.1.1) ～実験 2 (4.1.3) を実施した。

#### 4.1.1 実験 1

##### 4.1.1.1 試験方法

Fig. 4.1.1 に示す種々の開先形状に対し Fig. 4.1.2 に示す使用溶接棒及び溶着順序で溶接を行ない、細疵の発生条件を調査した。

試験片の大きさは厚さ 38 mm、長さ 500 mm、巾 400 mm のもので、同一の鋼板上に隅肉溶接により固着 (Fig. 4.3.1, 4.3.2 参照) させている。

使用鋼板の化学成分と機械的諸性質を Table 4.1.1 に示す。

Table 4.1.1 Chemical Composition and Mechanical Properties of the Steel used

C	Si	Mn	P	S	T. S.	Y. P.	E L.	Bend Test
0.14	0.21	0.75	0.015	0.019	46.2	27.5	34.0	Good

溶接中の層間温度は、とくに温度調整を行なつたもの以外はできるだけ低く保ち、試験板の過熱を防いだ。

試験片の両端部および中央部より計 3 ケの資料を削り出し顕微鏡により調査した。

##### 4.1.1.2 実験結果

実験結果を Table 4.1.2 に総括した。Macro 試験の結果では何れも溶込みは良好であり、肉眼で認

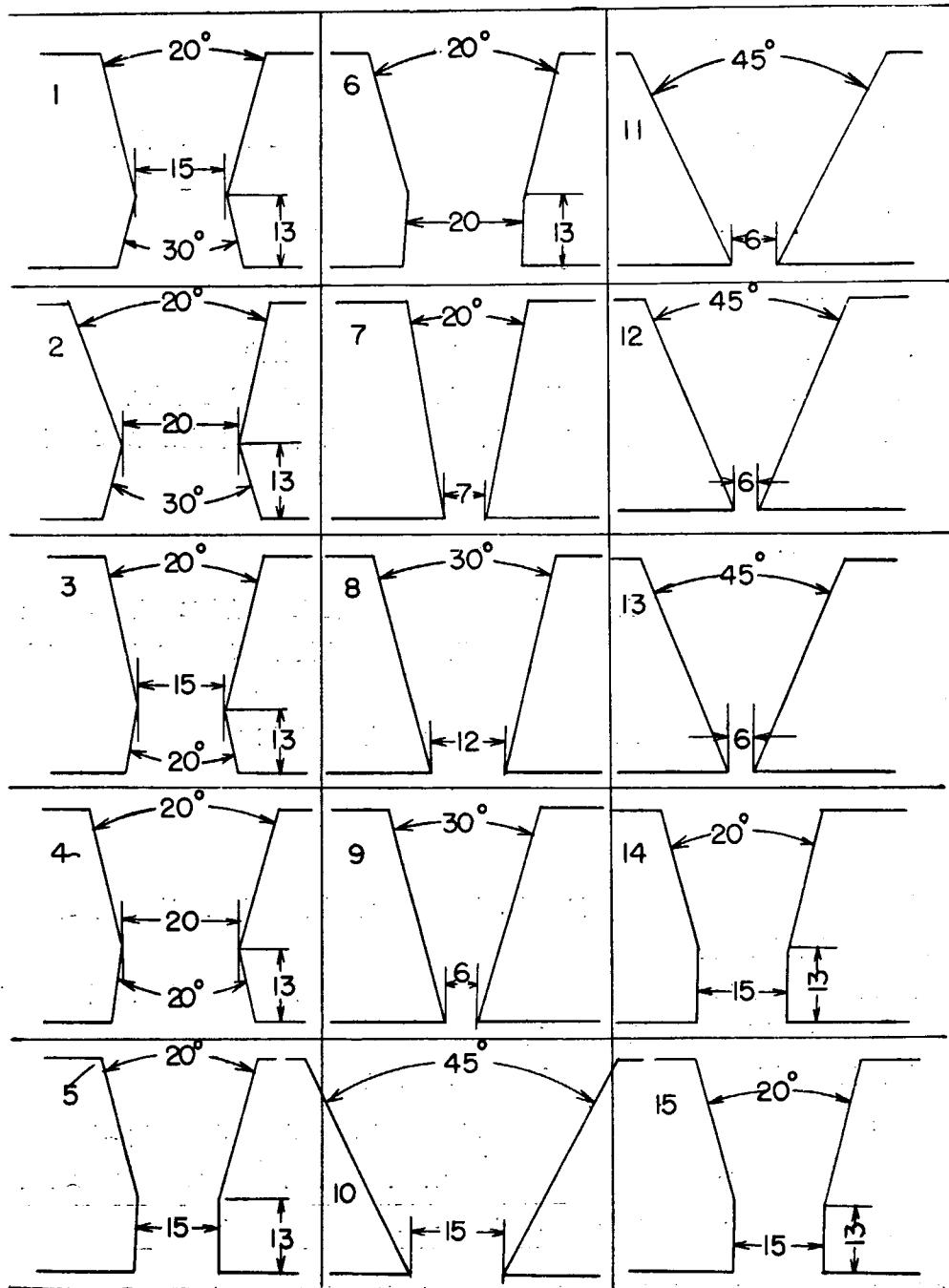


Fig. 4·1·1 Types of Groove tested

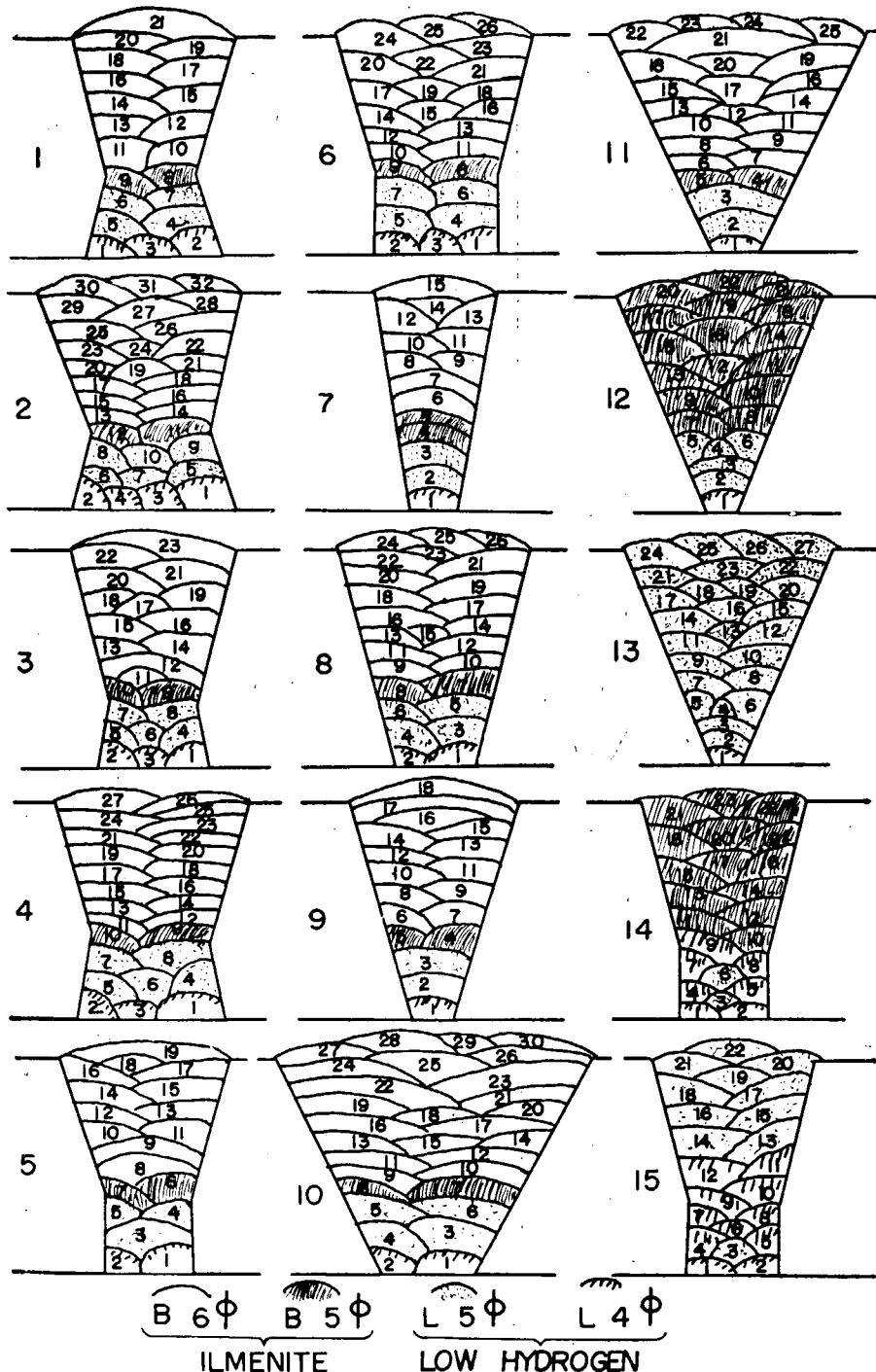


Fig. 4·1·2 Welding Sequences and Electrodes used

Table 4·1·2 Test Results

No. of Specimen	Type of Groove	Groove Angle	Opening	Macro Examination		Micro Examination	Grade	
				Fusion	Crack			
1	X	20°/30°	15 mm	Complete " " " " "	No Crack " " " " "	△ B △ P ++ H	+ B + U + B	C
2	X	20°/30°	20	" " " " " "	" " " " " "	+ B - + B	△ D + B △ B (U)	B
3	X	20°/20°	15	" " " " " "	" " " " " "	+ D △ D + D	+ D △ D + D	B
4	X	20°/20°	20	" " " " " "	" " " " " "	+ D + D + D	+ D △ D △ D	B
5	Y	20°	15	" " " " " "	" " " " " "	△ D ( ) △ D	+ B + D	B
6	Y	20°	20	" " " " " "	" " " " " "	+ D + D ++ D	△ H + D △ D	C
7	V	20°	7	" " " " " "	" " " " " "	△ D ++ B + B	△ B △ B ++ D	D
8	V	30°	12	" " " " " "	" " " " " "	+ D + B ++ D	△ B + D △ D	D
9	V	30°	6	" " " " " "	" " " " " "	++ D △ B △ B	++ D △ B △ B	C
10	V	45°	15	" " " " " "	" " " " " "	++ D ++ B + D	+ D ++ D + B	C
11	V	45°	6	" " " " " "	" " " " " "	+ D, U △ D ++ U, D*	+ D, U ++ D + D	C
12	V	45°	6	" " " " " "	" " " " " "	+ D △ D + B	+ D* △ B + D	B
13	V	45°	6	" " " " " "	" " " " " "	△ D + B ++ D	△ D + B + D	C
14	Y	20°	15	" " " " " "	" " " " " "	+ B D △ B + D	△ D + B + D	B
15	Y	20°	15	" " " " " "	" " " " " "	- △ D △ D	+ D + D + D	B

Remark:

- No Micro-Crack
- △ Doubtful
- + Small Micro-Crack
- ++ Medium Micro-Crack
- ### Large Micro-Crack

- \* Blow Hole
- D Crack in Weld Metal
- B Crack in Bond Zone
- H Crack in H.A.Z.
- U Crack in Lower Plate

められるような亀裂の発生は無かつた。

50倍の万能投影機 または更に高倍率の顕微鏡を使用して細疵の発生状況を調べた結果では、程度の差はあるが総ての試験片に細疵の発生が認められた。

これを開先形状別に調べると試験片番号 1 乃至 6 および 14, 15 の X および Y 開先のものが V 形の場合より細疵発生の度合が少なくなる事実が認められる。

ルートに発生するプロホール或いはスラグ巻込みは、その端部に細疵を併存していることが多く、これは恐らく有効ワレ長さを大きくしているであろうから、ワカシ付け溶接の際にルートバスのプロホールおよびスラグ巻込みを防止することは極めて肝要と思われる。

#### 4・1・2 実験 2

##### 4・1・2・1 実験要領

試験片形状を Fig. 4・1・3 に、使用鋼材の化学成分を Table 4・1・3 に示す。

溶接は全て試験片を 0°C に冷却した状態で行なつており、拘束を行なうものには FISCO 試験用

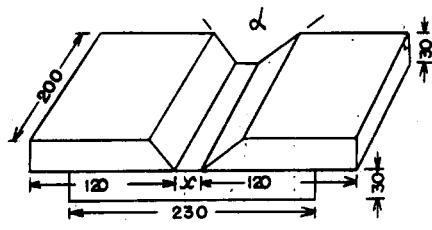
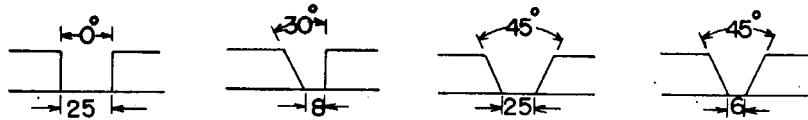


Table 4・1・3 Chemical Composition of the Steel used

C	Si	Mn	P	S
0.12%	0.23%	0.64%	0.013%	0.039%



A  
B  
C  
D

Fig. 4・1・3 Dimension of Specimen and Types of Groove used

Type	Illustration	Type	Illustration
A		B-3	
B-1		B-4	
B-2		C	

Fig. 4・1・4 Types of Micro-Crack

治具を使用している。

開先形状は4種類 (Fig. 4-1-4) を採用し、それぞれについて拘束のある場合、無い場合、初層をイルメナイト系および低水素系で溶接し、溶接を初層のみにとどめた場合および全層溶接を行つた場合、計32枚の試験片を使用して細孔の発生状況を調べた。

溶接中各層ごとに肉眼検査を行ない、更に溶接終了後試験片を溶接線に直角に10個に切断し、顕微鏡試験片を採取して両面を研磨し、100倍の顕微鏡で亀裂の有無を調べた。

#### 4-1-2-2 実験結果

溶接中の肉眼検査では亀裂は認められなかつたが、顕微鏡で観察した結果では、いずれの試験片にも亀裂を生じていたので、便宜上亀裂の形式による分類 (Fig. 4-1-4) および亀裂の大きさによる分類 (大・中・小の3つに分け、大体の基準は極めて小さなものを小、1m/m前後のものを中、それより大きいものを大とした) を行なつて実験結果の整理を行なつた。

Table 4-1-4 Test Results

Item	Characteristic	Type of Groove			
		A	B	C	D
Size of Crack	Small	○	○	○	○
	Medium	○	○	○	○
	Large	○			○
Pull-Out	Pull-Out		○		◎
	No Pull-Out	○		○	
Type of Crack	A	○		○	○
	B-1	○	○	○	○
	B-2	○	○	○	○
	B-3	○	○		
	B-4		○		○
	C				○
Effect of No. of Layers	Complete Weld is Worse	○	○	○	○
	Complete Weld is Better				
Effect of Type of Electrode *	Low Hydrogen is Excellent				
	Low H. is Better	○			
	Little Difference		○	○	
	Low H. is Worse for Pull-Out				○
Effect of Restraint *	Free is Better	○			
	Little Difference			○	
	Free is Worse for Pull-Out		○		○
Fusion	Deep	○		○	
	Shallow		○		
	Incomplete Fusion		○		○

\* Type of Electrode is D 4301 or D 4316.

Note: (1) All the specimens are cooled to 0°C and then welded.

(2) A FISCO Tester is used for restraint.

(3) ○ Fair Correlation, ◎ Good Correlation

各開先形状の特性を示すと Table 4·1·4 の如くである。この表より分る如く、何れの試験片にも程度の差こそあれすべて亀裂を生じており、本実験の範囲では全然亀裂のない施工法は見つからなかつた。亀裂は初層の溶接時すでに発生しており、それが上層の溶接により成長するのではないかと考えられる。初層を隅肉溶接で行なつたものは一般に下板に対する溶け込みが大きく、亀裂の型式は Type A のものが比較的多いが余り大きな亀裂ではなく、また剥離も生じ難いようである。これに対し初層を突合せ溶接したものは一般に溶け込みは小さく、亀裂の形式は Type B-1, B-2 のものが多く、しかも相当大きい亀裂も有り、また剥離を生ずる可能性も多い。溶接棒に関しては余り明確な差は認められなかつた。拘束に関しては拘束なしの方が剥離し易いようである。

### 4·1·3 実験 3

#### 4·1·3·1 試験方法

試験片形状を Fig. 4·1·5 に、供試鋼板の化学成分を Table 4·1·5 に示す。また Fig. 4·1·6 には溶接グループの形状と溶接順序を示した。

試験条件としてグループ形状 A に対して溶接のまま 150°C 予熱、650°C 後熱（以上低水素系溶接棒）、イルメナイト系溶接棒を使用した場合の 4 条件、開先 B に対しては低水素系溶接棒を使用した溶接のままの 1 条件、計 5 条件につき実験を行なつた。

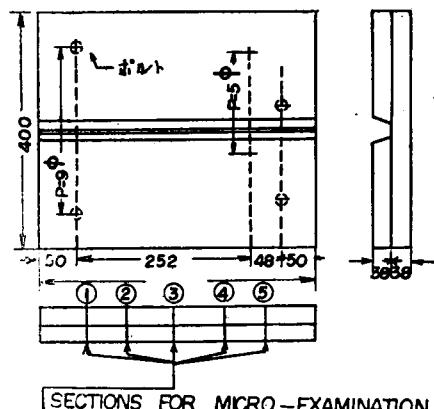


Fig. 4·1·5 Dimensions of Specimen

Table 4·1·5 Chemical Composition of the Steel used

C	Si	Mn	P	S	C <sub>eq</sub>
0.15%	0.25%	0.85%	0.023%	0.024%	0.30%

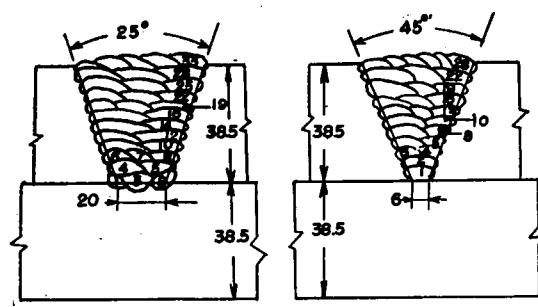


Fig. 4·1·6 Types of Groove and Welding Sequences

#### 4·1·3·2 実験結果

100 倍の顕微鏡で調査した細孔の発生率を Table 4·1·6 に示す。これを検討すれば以下の如くなる。

Table 4·1·6 Test Results

Type of Groove	A Root Opening 20 mm, Groove Angle 45°				B R.O. 6mm, G.A. 45°
Electrode	Low Hydrogen			Ilmenite	L. H.
Condition	Pre-heat to 150°C	Post-heat 650°C 1hr.	As Weld	As Weld	As Weld
Rate of Crack	3/10	9/10	4/10	10/10	9/10

- (イ) 上記の溶接条件においては可視的な亀裂は全く発生しないが細疵の発生率は高い。
- (ロ) 予熱を行ない低水素系溶接棒を使用した隅肉型開先の接头(A)の細疵発生率が最小である。
- (ハ) 応力除去を目的とした焼鈍は亀裂防止には効果はなく、かえつて高温亀裂を助長することが考えられる。
- (ニ) イルミナイト系溶接棒を使用したものは細疵発生率は100%であり、低水素系溶接棒を使用したものより著しく劣る。
- (ホ) 45° 開先は低水素系溶接棒を使用しても発生率は高く隅肉型に劣る。
- (ヘ) 一般に亀裂長さは 0.5 mm 内外であり、巾は 5/1,000 mm 程度であつた。

#### 4.1.4 実験4 (裏当金のある場合の細疵発生率)

##### 4.1.4.1 実験要領

試験片の形状を Fig. 4.1.7 に、使用鋼板の化学成分を Table 4.1.7 に示す。

細疵の発生状況は 4.1.2 項に述べた方法と同様な方法により調査した。

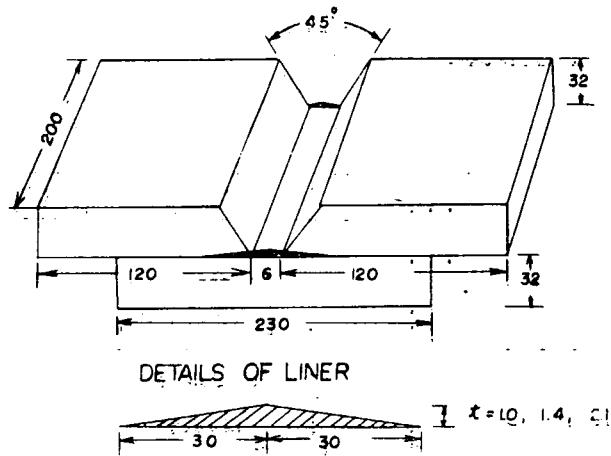


Fig. 4.1.7 Dimensions of Specimen

Table 4.1.7 Chemical Composition of the Steels used

		C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)
Plate		0.17	0.68	0.25	0.015	0.032
Liners	Thickness 1.0 mm	0.05	0.35	tr.	0.018	0.054
	" 1.4 mm	0.04	0.25	tr.	0.010	0.023
	" 2.1 mm	0.03	0.41	tr.	0.009	0.024

##### 4.1.4.2 実験結果

溶接中の肉眼検査では亀裂は認められなかつたが、顕微鏡で観察した結果では相当数の微小亀裂が認められた。実験結果を Table 4.1.8 に示す。表から分る如く、程度の差こそあるが全種類の試験片に亀裂を生じている。亀裂の型式はワカシ付溶接の結果と比較して大差なく、Type A または B

Table 4·1·8 Test Results

No. of Specimen	Thickness of Liner	Electrode		No. of Crack observed **	Fused Length of Liner to Lower Plate
		Type	Diameter (1st Layer)		
1	1.0	I *	4 mm	7	Starting Part 30 mm
2	1.4	"	4	4	Nothing
3	1.4	"	5	5	"
4	2.1	"	4	7	"
5	2.1	"	5	4	"
6	1.0	L. H.	4	6	Nearly All Over the Length
7	1.4	"	4	8	"
8	1.4	"	5	4	"
9	2.1	"	4	6	Partially Over the Length
10	2.1	"	5	10	Nearly All Over the Length

\* Ilmenite

\*\* Total number of examined root is 40 for each specimen.

の亀裂が大部分であり、小数ではあるが B-1, B-2 の亀裂も認められた。

ワカシ付溶接の場合と比較すれば、亀裂発生件数も大巾に減小しており、またその大きさも小さくなっている。溶接棒による差は明らかでなく、むしろ低水素型の方が発生件数が多い結果となつてゐるが、これは低水素型の場合はライナーの大部分が下板に溶着してワカシ付け溶接に近い状態になつてゐることが影響しているのであろう。しかし比較的溶着の少ない No. 9 にも亀裂が生じていることから考えて、もしライナーが溶着していないとしても亀裂がなくなるとは思われない。

## 4·2 二重張鋼板裏当金溶接の溶接条件および変形

### 4·2·1 溶接条件

裏当金溶接を行なう場合ライナーが下板に溶着しない溶接条件を見出すことが先ず必要とされる。このためには裏当金の厚みを増すことが必要であるが、肌隙の観点から好ましくなく、従つて下板に溶着しない最小板厚を用いるべきものということになる。かかる観点より 1 mm 以下の場合は特殊な方法を用いなければ下板に溶着する怖れがあるので、本実験では裏当金の厚みを 1.6 mm とし、下板に溶着せずに溶け込み不足、スラグ巻込み等の欠陥を生ぜしめない初層の溶接条件を決定するための実験を行なつた。

当金および供試鋼板の化学成分を Table 4·2·1 に、試験片形状および拘束の模様を Fig. 4·2·1 に示した。先ず下向溶接の場合の結果を総括すれば Table 4·2·2 の如くなる。

Table 4·2·1 Chemical Composition of Steel Plate and Liner

	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cef
Liner	0.06	0.03	0.25	0.014	0.033	0.11
Steel Plate	0.15	0.08	0.87	0.027	0.027	0.30

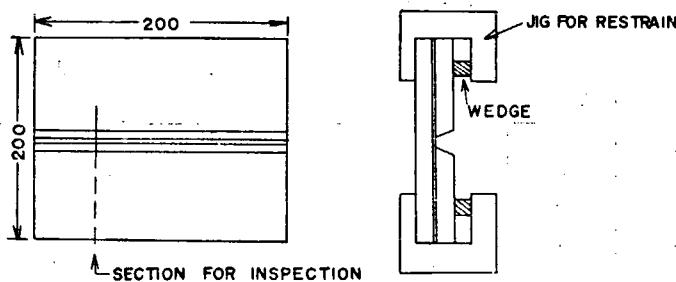


Fig. 4.2.1 Specimen and Jig for Restraint

Table 4.2.2 Test Results (Flat Position)

Root Opening (mm)	Dia. of Rod (mm)	Current Amp.	Bead Length (mm)	Rod Con- sumption (mm)	Welding Speed (mm/min)	Remarks	
4	5	210	200	200	300	Incomplete Fusion. Tend to Slag Inclusion	
	5	220	200	150	324	Generally Good	
	5	230	200	150	353	Good. Necessary of High Welding Speed	
6	5	200	200	110	414	Slag Inclusion. Macro Inspection is Good	
	5	210	200	110	414	Good. Welding Speed is somewhat Higher	
	5	210	200	160	334	Liner is fused to Lower Plate. Bad	
8	5	210	200	130	600	1 Pass	Difficult
	5	210	200	130	600	2 Pass	Liner is fused to Lower Plate
	4	155	200	120	400	1 Pass	Necessary to fuse Groove Face Sufficiently
	4	155	200	155	364	2 Pass	Fusion is Over but Good
	4	170	200	120	414	1 Pass	Same as the Case of 155 Amp.
	4	170	200	150	388	2 Pass	Liner is tend to fuse. Generally Good

Table 4.2.3 Test Results (Over Head Position)

Root Opening (mm)	Dia. of Rod (mm)	Current Amp.	Bead Length (mm)	Rod Con- sumption (mm)	Welding Speed (mm/min)	Remarks	
4	4	135	200	170	273	Current is too Low, Slag Inclusion, Incomplete Fusion.	
	4	140	200	190	245	Fair	
	4	145	200	180	256	Good	
6	4	135	200	180	245	Over Current, Liner is tend to fuse	
	4	135	200	140	316	Same as the Upper Case, Higher Speed is better	
	4	140	200	150	300	Liner is fused. Bad	
8	4	135	200	170	267	1 Pass	Necessary to fuse Groove Face Sufficiently at 2nd Pass. Good
	4	135	200	240	191	2 Pass	
	4	140	200	140	316	1 Pass	Same as the above. Good
	4	140	200	195	232	2 Pass	
	4	145	200	160	286	1 Pass	
	4	145	200	170	267	2 Pass	Liner is fused. Bad

この試験結果より、最適の溶接条件はルート間隙 4~5 mm, 電流 210~230 A で、運棒は少々早目に行なう。ただし早過ぎてプロホールが発生しないよう留意すべきである。隙 4 mm 以下の場合は開先先端の溶け込み不充分となる恐れがある。また隙 6 mm の場合は作業性が悪く、210 A にて運棒を速くすれば良好であるが、プロホール発生の危険がある。隙 7~8 mm 以上になれば 5 mm 棒での溶接は困難である。4 mm 棒で 2 列溶接を行なえば作業性は良好である。

上向溶接の場合に対して同様実施した試験結果は Table 4·2·3 の如くである。

以上の試験の結果、最適の溶接条件は隙 4~5 mm, 電流 135~145 A 程度と思われる。隙が 4 mm 以下になつた場合は開先先端の完全溶接は不可能で電流を上げることになるが、その場合プロホールの発生する恐れがある。また隙が 7~8 mm 以上になれば初層を 2 列に施工するが作業性は良好であり、隙 6 mm の時が初層の施工が難しく技術を必要とするようである。

以上の実験結果より適當と考えられる溶接条件は Table 4·2·4 の如くである。この初層の溶接条件を用いれば裏当金が下板に溶着せずに、また溶け込み不足、スラグ巻込み等も生じない。施工条件の適正範囲は狭く、溶接管理および開先精度維持に充分留意することが必要と思われる。

Table 4·2·4 Welding Condition for Doubling Connection with Liner

Position	Electrode	Dia. of Rod (mm)	Root Opening (mm)	Current Amp.	Welding Speed (mm/min)	Thickness of Liner (mm)
Flat	B 17	5	4~5	210~230	320~350	1.6
Over head	B 17	4	4~5	135~145	245~255	1.6

#### 4·2·2 肌隙に関する研究

裏当金を用い、下板に溶着せしめないためには当金の厚みが増大するが、肌隙の観点より好ましくない。本実験においては、当金の厚みが 1.6 mm の場合につき肌隙状態を計測した。

使用した鋼材の化学成分を Table 4·2·5 に、試験片の形状および寸法を Fig. 4·2·2 に示す。この図に示す如く鉢孔を明け、試験片と同一厚の下板にボルト鉢めを行ない、肌隙がないようにして溶接を行ない、溶接終了後、鉢孔を 1 個ずつ皿取り当もみを行ない、常時 5 個のボルトがしまつているようにした。鉢鉢も各 1 本ずつ順に施工した。

試験結果の例を Fig. 4·2·3 に示した。溶接終了時の肌隙は溶接前ボルト締めした時と余り変化しないが、皿取りおよび当もみの際ボルトを外すが、その際 1~3 mm の隙が生じ、インパクト・レンチで締めても 1~1.5 mm の隙が残存する。鉢鉢すれば鉢の収縮力により平均 0.5 mm 程度隙が減少する。また下向より上向の方が角変形が大きいため肌隙が大きくなる。

Table 4·2·5 Chemical Composition of Steel and Liner

	C	Si	Mn	P	S	$C_{eq}$
Liner	0.03	0.02	0.24	0.011	0.026	0.07
Steel Plate	0.16	0.26	0.64	0.012	0.027	0.28

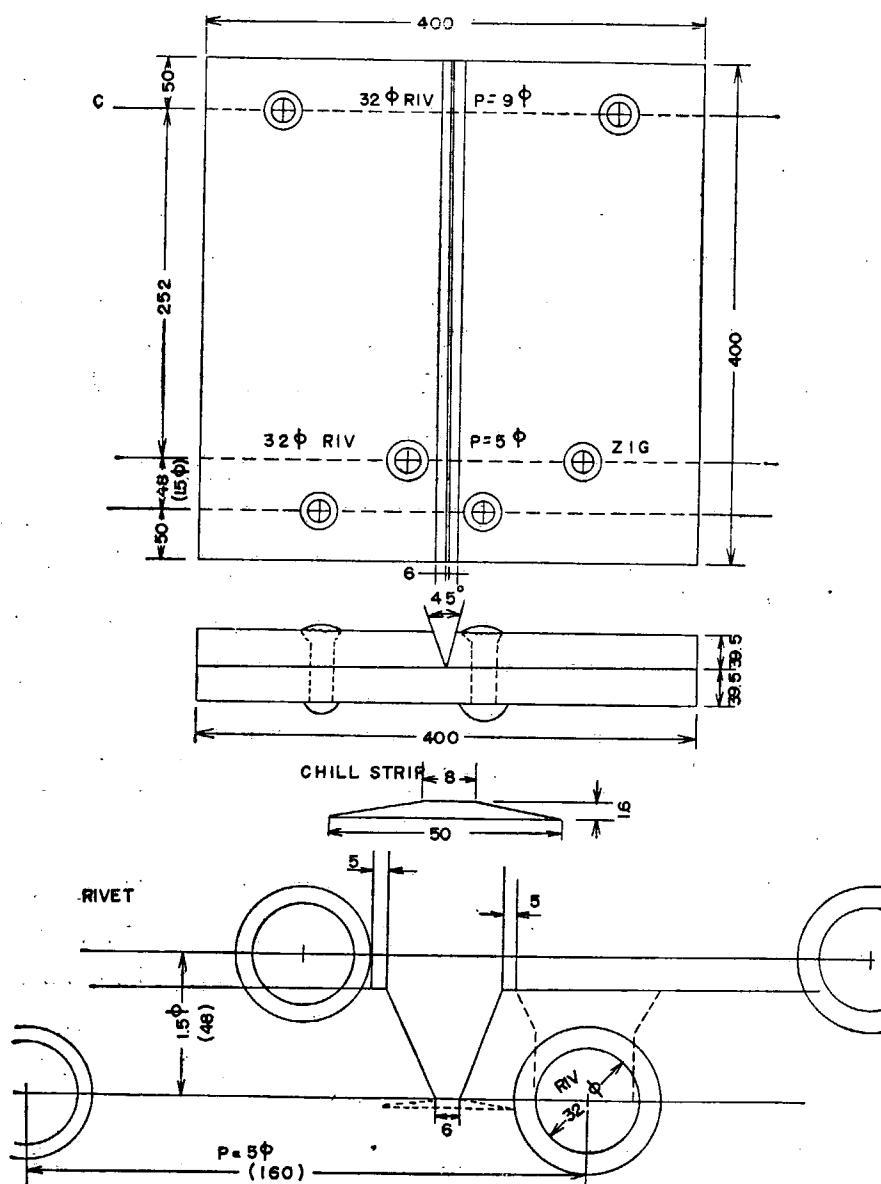


Fig. 4.2.2 Arrangement and Dimensions of Specimen

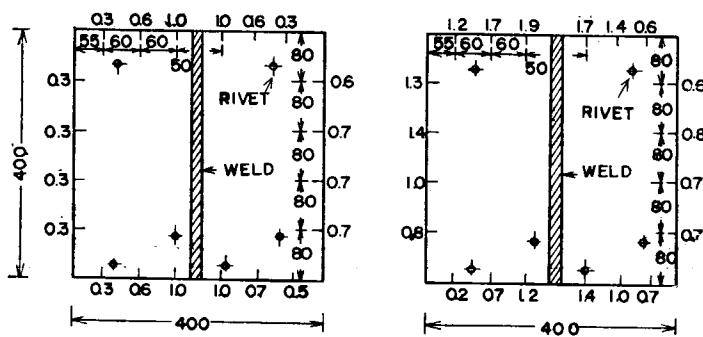


Fig. 4.2.3 Examples of Test Result

## 4・3 二重張溶接部の強度試験—I (施工試験)

### 4・3・1 実験 1. 曲げ試験

#### 4・3・1・1 実験方法

試験に採用した試験材および試験片の採取方法を Fig. 4・3・1～Fig. 4・3・3 に示す。溶接開先の形状、溶接棒の種類、溶接順序は Fig. 4・1・1 および Fig. 4・1・2 と同様であり、細疵の発生状況を調べた。4・1・1 実験 1 の試験と本試験とは同一の試験材によつたものである。

初層を溶接する際の溶接棒はすべて低水素系溶接棒としているが、これは板厚 25 mm の鋼板を使用した予備試験の結果、イルメナイト系を使用した場合は側曲げ試験の成績が著しく悪かつたことによる。

#### 4・3・1・2 実験結果

試験結果を総括して Table 4・3・1 に示す。

側曲げ試験では同表に示すように破断あるいはワレを示したものであるが、これらはすべてイルミナイト系溶接棒による溶着金属部に発生したものであり、ルートの低水素系溶接棒による溶着金属部にはワレが発生せず、破断（×印）の 1 例も、ルートの端で辛うじてつながつており、ルート部溶着金属の強靭なことを示している。また曲げた面の小亀裂もイルミナイト系溶接棒による溶着金属部に集中しており、低水素系溶接棒による溶着金属部には極めて少ない。この小亀裂は、溶接中の層間温度調整 (No. 12, 14……ガスで予熱) したものでは相当減少しており、また金属低水素系溶接棒で溶接したもの (No. 13, 15) では極めて少ない。

板の上下を削り込んで試験片の中央に板の重ね目が来るようした側曲げ試験（中央）では、イルミナイト系溶接棒による溶接金属の大部分が削り取られるためもあり、ワレは著しく少なくなつてゐる。試験片は、ワカシ付溶接により、つながつてゐる以外に何らの拘束も加えなかつたため、曲げ完了時には隙間が開いたがルート部からの亀裂は生長しなかつた。

上板の裏曲げ試験では、第 1 回目に試験を行なつた No. 1～6 および No. 11 の試験片では溶着部の中央を曲げの中心としたが、このたゞ 3 個の試験板がルートとは無関係に溶着金属の中央から破断したので、前記以外の試験片はルートの一方を曲げの中心として曲げた。ルートから破断したものは両者を通じてなかつた。小さいワレについて Table 4・3・1 に示してあるが、ルート部のアンダー・カットの形状のため、計測は相当困難であつた。

中央部型曲げ試験は、中央側曲げ試験と同様に板の上下を削り込んで曲げた。両端部は拘束しなかつた。これは拘束することにより、ルート部にかかる剪断力が小さくなることを避けるためである。このためにルート部には大きな力がかかり、ルート部のノッチは生長するが、ルート部の溶着金属が強靭なためにワレは直進できず、熱影響部の方へ曲がろうとし、この場合、曲げによる引張の関係で下板へ向つてワレが伸びてゆく。Table 4・3・1 に見られるように、そのため下板破断および下板破断寸前のものが若干ある。削り込まれた上板の表面には、いくらかの欠陥を生じたが、ルートから上板溶着金属への欠陥の伸展は強い抵抗で妨げられている。1 例 (No. 11) では上下を間違えて下板が引張側になるように曲げたが、ルートの欠陥は上下板ともに伸展を妨げられた。

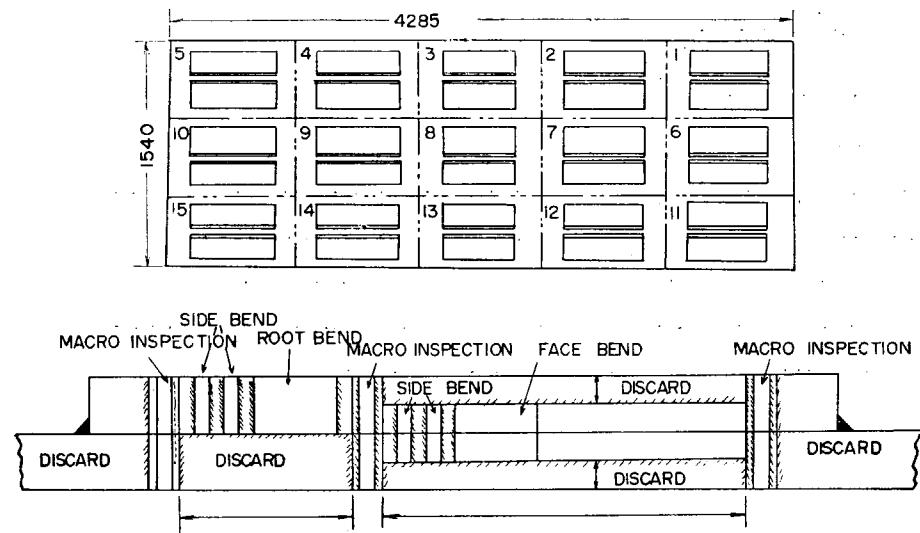


Fig. 4-3-1 Test Plates and Location of Test Specimens

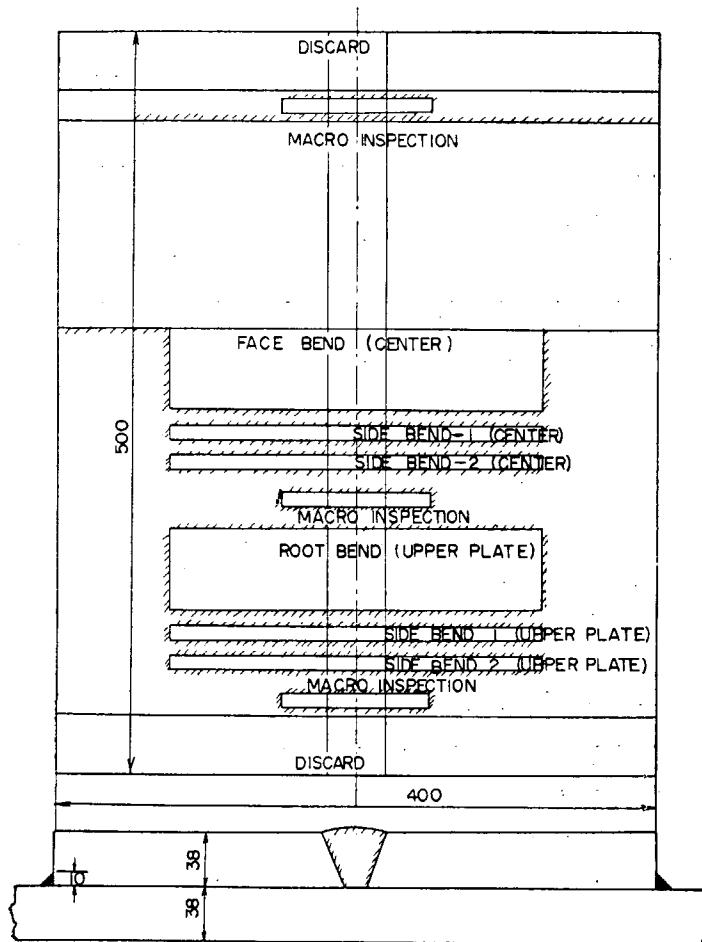


Fig. 4-3-2 Test Plate and Location of Test Specimens

マクロエッチでは溶け込みの欠陥は見られなかつた。これは開先形状の選定に当つて、開先間隙の小さい方のものが、運棒上欠陥を残さない限度以上になるようにしたから当然のことである。ルートの微小割れについても肉眼で判定できるようなものはなかつた。

#### 4.3.1.3 考察

本試験において開先形状を変化させれば細疵の発生しない条件が得られるのではないかという期待は満足されなかつた。

予備試験において、側曲げ試験（上板）では上層のイルミナイト系溶接棒による溶着金属に小さい欠陥が多く見られたが、これは本試験に於ても同様であり、中にはこのため破断した例もある。しかしこれは開先面積が大きいときに著るしく、また予熱（層間温度調整）により改善されることがわかつた。低水

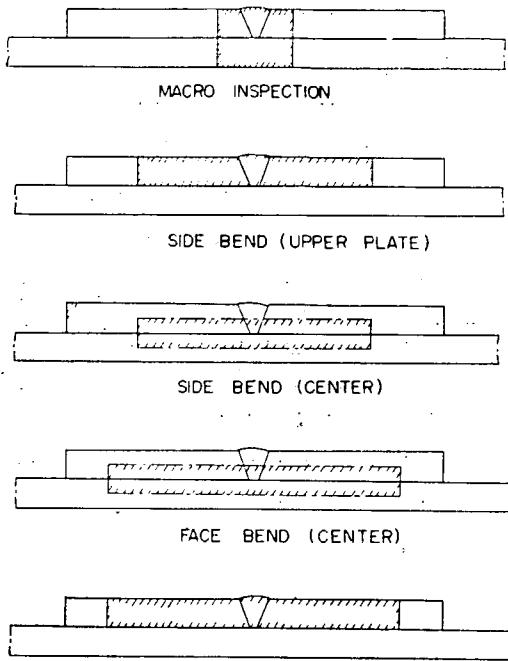


Fig. 4.3.3 Location of Test Specimens in the Sections of Test Plate

Table 4.3.1 Test Results

No. of Specimen	Side Bend				Root Bend	Face Bend (Center)			
	Upper Plate		Center			Crack	Crack	Small Crack	
	Crack	Small Crack (mm)	Crack	Small Crack (mm)					
1	27	E	0	E	Shallow Crack 30 mm Under-cut All Over the Length	0.5 mm	50° △	E	
	30	E	0	E					
2	28	E	0	E	×95° in Weld Metal, a Little Distance from Center	0.5 mm	47° △	E	
	×	—	5	E					
3	5	E	0	D	0, Under Cut All Over the Length	1.0 mm	60° △	E	
	10	E	0	D					
4	5	E	0	D	×95° at Center		× Fracture of Lower Plate	—	
	31	—	10	E					
5	7	E	0	C	Shallow Crack 53 mm	25 mm	80° △ Bond	E	
	0	E	0	D					
6	3	E	0	E	×90° at Center		Small Cracks Intermittently Over the Length	E	
	35	E	0	E					
7	0	E	0	A'	Shallow Cracks Intermittently Over the Length	5.0 mm	180°	B	
	0	D	0	A'					
8	0	E	0	A'	Shallow Crack All Over the Length	2.5 mm	180°	B	
	×	—	0	E					
9	0	E	0	B	50+20 Under Cut	5.0 mm	180°	D	
	6	E	0	C					
10	0	E	0	E	Intermittently Over the Length	10.0 mm	180°	D	
	0	E	0	E					
11	3	E	0	D	Shallow Cracks Intermittently Over the Length		Bended Adversely Up and Low	—	
	2	E	0	D					
12	5	C	0	C	10+9	1.5 mm	180°	E	
	0	C	0	D					
13	0	A	0	B	Shallow Crack Intermittently Over the Length	1.0 mm	180°	A	
	0	A	0	A					
14	0	B	0	C	Shallow Cracks 40+10	4.0 mm	180°	C	
	0	C	0	A'					
15	0	A'	7	B	Shallow Cracks 40+7	0.5 mm	180°	A	
	0	A'	0	A					

△: Lower Plate is just before the Complete Fractures. ×: Fracture

素系溶接棒を全層にわたって使用すれば更によく、殆んど欠陥を防止できる。この試験溶棒は冬季に予熱なしで且つ各バスの間で十分空冷して溶棒を重ねたものであり、一方実船に使用される場合には厚板の二重張りでは慎重な予熱が実施されるから Table 4・3・1 に示すような性質は十分改善されているものと考えられる。

開先面積の影響は明瞭に見られる。同じ開先角度のもので比較すると No. 1; No. 3, No. 5, No. 9 および No. 11 が No. 2, No. 4, No. 6, No. 8, No. 10 よりそれぞれ優れた成績を示しており、開先面積過大の悪影響を示している。また、No. 1～No. 11 を開先面積をベースに整理してみると、上板側曲げでは開先面積  $700 \text{ mm}^2$  以下はすべて判定 C であり、 $750 \text{ mm}^2$  以上は 2 個の C を除いてすべて E である。また中央側曲げについてみても開先面積  $750 \text{ mm}^2$  以下はすべて B であり、 $800 \text{ mm}^2$  以上はすべて C である。

ルートの細胞の点からはルート巾を若干ひろげた X, Y 系が良く、また縫手全体からみると開先面積を小にした方が良いということになると開先角度の小さい X, Y 或いは V 開先でルートバスを 2 パスにして運棒に支障のない程度のものの中から適正開先が選ばれるであろう。本試験の系列から行けば、No. 3, No. 5 および No. 7 のルート間隙を広くしたもののが良好な開先形状といえるであろう。

#### 4・3・2 裏当金のある場合および別箇に溶接した場合に対する施工試験

裏当金のある場合および別箇に溶接する場合に対する引張および曲げ試験について、そう大きな問題はないと思われるが、確認の意味で以下の試験を実施した。

##### a) 実験条件

使用した鋼材の化学成分を Table 4・3・2 に示す。開先形状および溶接棒の組合せは計 5 通りであり、これを Fig. 4・3・4 に、試験機寸法および試験片の採取要領を Fig. 4・3・5 に示した。試験片は上板より AB Rule に従つて切り出しているが、自由曲試験片は上面を切削し厚さを 1 時とした。

##### b) 実験結果

自由曲げ試験の結果を Table 4・3・3 に示す。曲げの方向は AB Rule とは逆に Root 部が表になるようにしておあり、Root 部の溶着金属巾をゲージ巾に取つている。

側曲げ試験はすべて裏当金を外して試験した。

なお、裏当金を着けたままの試験片はすべて当金と母材間の切欠部より大亀裂が発生した。これは主として形状に基く応力集中によるもので、溶接欠陥によるものとは考えられない。当金を外して曲げたものはすべて  $180^\circ$  平行曲に於て不具合は生じなかつた。

また引張試験の結果は Table 4・3・4 の如くである。

##### c) 檢討

自由曲げ試験の結果は C-2 (上向姿勢、裏当金のある場合) を除けば何れも 30% を越えており、良好といえよう。溶接条件により伸率は異なる値を示し、裏当金付下向溶接のものが最も大きな延性を示す結果となり、1 層目に低水素系溶接棒を使用したものはイルミナイト系の場合より、やや良好な結果を示している。Table 4・3・3 の結果より自由曲げに影響する因子としては、開先等の溶接条件より姿勢が最も効いてくると考えられる。すなわち裏当金上向、X 型、V 型の試験位置はすべて上

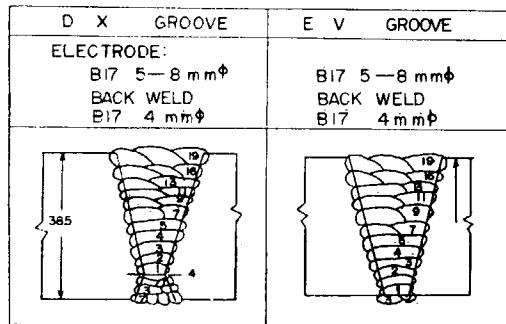
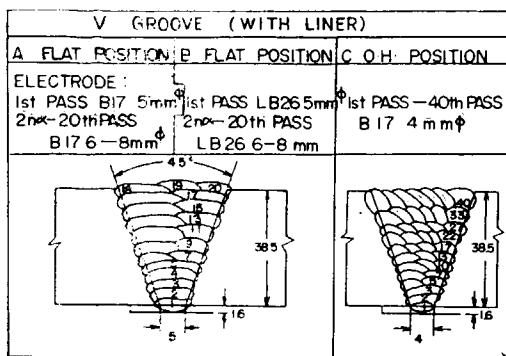


Fig. 4·3·4 Types of Groove and Electrodes used

Table 4·3·2 Chemical Composition of the Steel used

C	Si	Mn	P	S	C <sub>eq</sub>
0.15	0.26	0.61	0.028	0.027	0.28

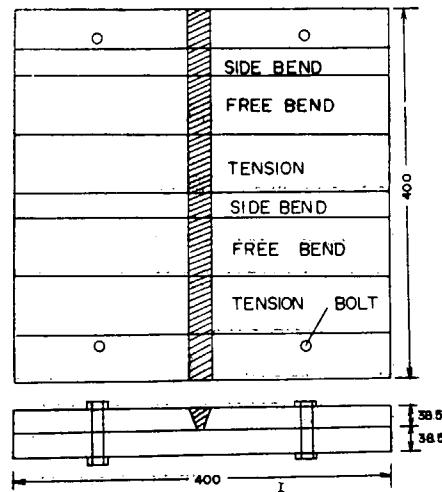


Fig. 4·3·5 Order of Removal of Test Specimens from Welded Test Plate

Table 4·3·3 Test Results of Free Bend Test

No. of Specimen	A-1	A-2	B-1	B-2	C-1	C-2	D-1	D-2	E-1	E-2
Gauge Length	4 mm	12 mm	12 mm	10 mm	10 mm					
Elongation	1.8 mm	1.9 mm	2.1 mm	2.0 mm	1.4 mm	0.8 mm	4.3 mm	3.5 mm	3.9 mm	3.2 mm
Elongation	45.0%	47.5%	52.5%	50.0%	35.0%	20.0%	35.8%	32.5%	39.0%	32.0%

Table 4·3·4 Results of Tension Tests

No. of Specimen	Dimensions of Specimen	Max. Load	Tensile Strength	Remarks
A-1	1.523"×1.009"	46.900 lbf	47.3 kg/mm <sup>2</sup>	Machined off Backing Strip
A-2	1.528"×1.004"	46.300 lbf	46.8 " "	With Backing Strip
B-1	1.514"×1.000"	46.300 lbf	47.4 " "	Machined off Backing Strip
B-2	1.523"×1.004"	46.500 lbf	47.1 " "	With Backing Strip
C-1	1.512"×1.004"	47.900 lbf	48.9 " "	—
C-2	1.520"×1.006"	47.800 lbf	48.4 " "	—
D-1	1.514"×1.012"	47.000 lbf	47.5 " "	—
D-2	1.516"×1.004"	47.000 lbf	47.9 " "	—
E-1	1.510"×1.004"	46.800 lbf	47.9 " "	—
E-2	1.516"×1.004"	47.200 lbf	48.0 " "	—

向溶接となつておる、他は下向である。

側曲げ結果はすべて  $180^{\circ}$  曲り裏当金を付けたもの以外は差異を生じなかつた。

なお当金のままの側曲げでは全て当金部から亀裂が入るが主として応力集中によるもので溶接欠陥とは認められない。

また引張試験の結果も同様であり、当金の有無、溶接条件等による抗張力の差異は殆んど認められない。

#### 4.4 二重張溶接部の強度試験—II

##### 4.4.1 ワカシ付部の剪断耐力

ワカシ付溶接は他の接手と異なり下板に溶着しているために剪断荷重を受けることとなり、しかも鉸鉢部より接手が剛であるため、二重張の接手間の全剪断力を受持つ可能性が考えられるので下記の如く剪断試験を行なつた。

供試鋼の化学成分は Table 4.4.1 の如きものであり、Fig. 4.4.1 に示す如き方法で溶接を行ない、イルメナイト系溶接棒を使用した場合と低水素系溶接棒の場合を比較した。

Table 4.4.1 Chemical Composition of the Steel

C	Si	Mn	P	S	$C_{eq}$
0.15%	0.25%	0.85%	0.023%	0.024%	0.30%

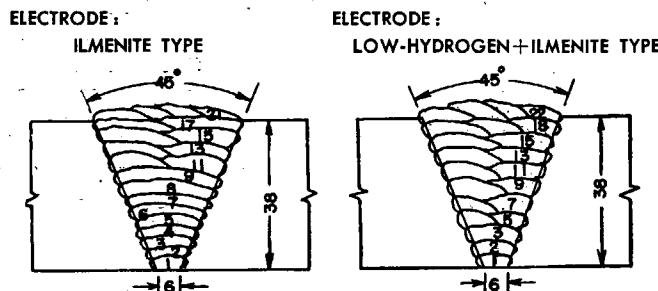


Fig. 4.4.1 Type of Groove and Welding Sequences

試験片の形状を Fig. 4.4.2 に示す。上記の試験片に付き引張試験を行なつた結果 Table 4.4.2 の結果を得た。

実船においてワカシ付部に働く剪断力は鉢の働きを無視して、ワカシ付巾を  $7\sim8\text{ mm}$  とすれば約  $12\text{ kg/mm}^2$  以下であると想定されるので、上記の実験結果よりワカシ付部が剪断に耐え得ることを示している。

なお開先を変えワカシ付巾を増せば剪断応力はさらに小さくすることが出来る。本実験において一部ルート部より可視的亀裂が発生したが、強度の低下は見られなかつた。

なお亀裂の発生原因は拘束が弱かつたため変形を生じたことによるものと考えられる。

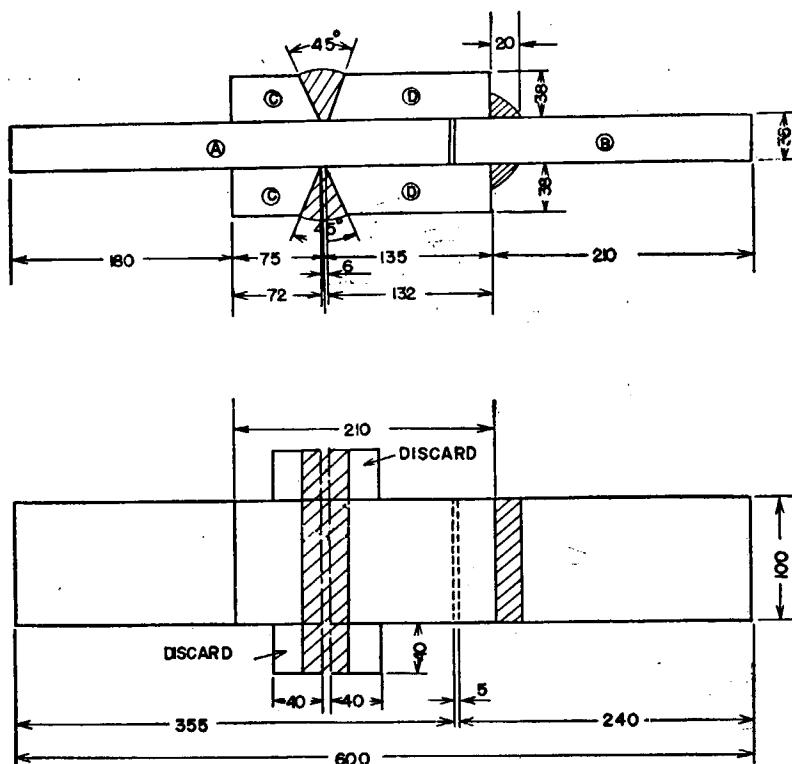


Fig. 4·4·2 Dimensions of Specimen

Table 4·4·2 Test Results

	Load at Fracture	Shearing Stress	Shearing / Tensile Stress Strength	Expected Shearing Stress
Ilmenite	72.5 ton	52.1 kg/mm <sup>2</sup>	104.2%	35~40 kg/mm <sup>2</sup>
Low Hydrogen	60.6 ton	45.9 kg/mm <sup>2</sup>	91.8%	35~40 kg/mm <sup>2</sup>

1) Effective area is 1392 mm<sup>2</sup> for upper specimen and 1381 mm<sup>2</sup> for lower specimen.

2) Expected shearing stress is estimated by multiplying 70~80% to tensile strength.

#### 4·4·2 ワカシ付部の衝撃試験

ワカシ付部に発生した細疵の発展性および下板との溶着部の切欠靱性を調べるために、下記の如き衝撃試験を行なつた。

溶接グループの形状、溶接条件は 4·1·3 実験 3 の場合と同様であつて、特性を略記すれば Table 4·4·3 の如くなる。

Table 4·4·3 Welding Conditions

Specimen	Type of Groove	Electrode	Treatment
A	Root Opening 20 mm, Groove Angle 45°	Low Hydrogen	Preheat to 150°C
C	"	"	Postheat 650°C 1 hr.
D	"	"	As Weld
E	"	Ilmenite	"
G	R. O. 6 mm, G. A. 45°	Low Hydrogen	"

試験片の採取位置を Fig. 4.4.3 に示す。この試験片を使用して  $-40^{\circ}\text{C} \sim +40^{\circ}\text{C}$  温度範囲で V シャルピー試験に準じて行なつた試験の結果 Fig. 4.4.4 および Fig. 4.4.5 が得られた。この結果によれば、後熱によりワカシ付部の切欠靱性は著しく改善されるものであることが認めら

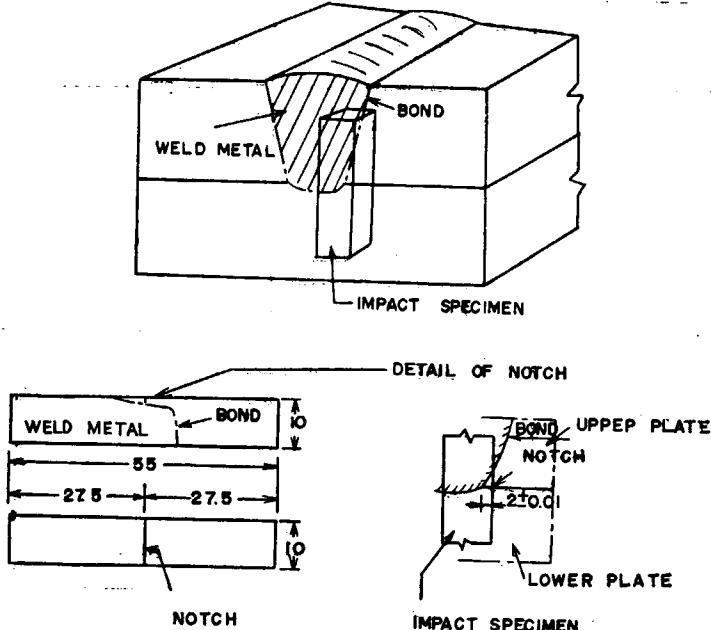


Fig. 4.4.3 Location and Dimensions of Impact Bend Specimen

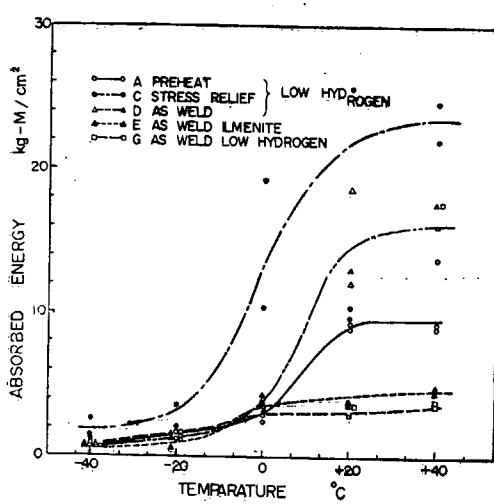


Fig. 4.4.4 Energy-Temperature Curves of Impact Bend Tests

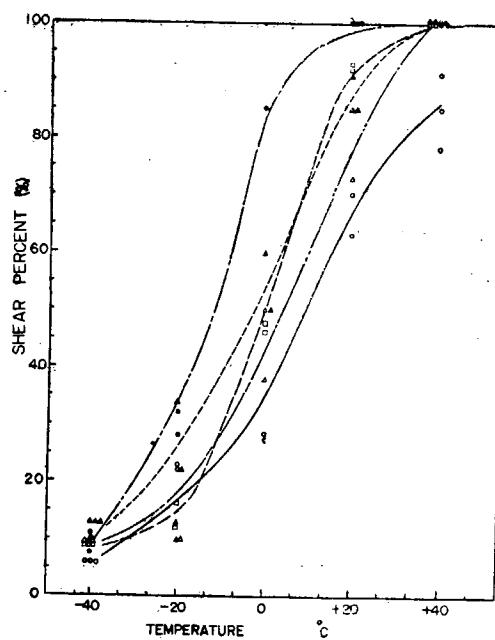


Fig. 4.4.5 Shear Percent-Temperature Curves of Impact Bend Tests

れ、予熱の効果は全く見られていない。またイルミナイト系溶接棒の使用およびルート間隙の少ない場合は極めて劣つた成績を示している。

#### 4·4·3 疲労強度比較試験

##### 4·4·3·1 試験方法

二重張構造の3つの施工法

- a ワカシ付溶接
- b 製当金溶接
- c 別箇に溶接した板を鉢により重ね合せる方法

を実施した際、それら各々が疲労強度の点でどのような差異を示すかを調べるため、以下の実験を行なつた。

まず使用した鋼板の化学成分を Table 4·4·4 に、開先形状及び試験片形状をそれぞれ Fig. 4·4·6, Fig. 4·4·7 に示す。

Table 4·4·4 Chemical Composition of the Steel used

C	Si	Mn	P	S	$C_{eq}$
0.13%	0.25%	0.74%	0.010%	0.021%	0.26%

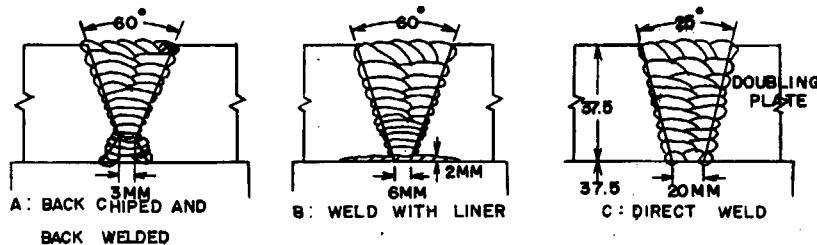


Fig. 4·4·6 Types of the Groove used and Welding Procedure

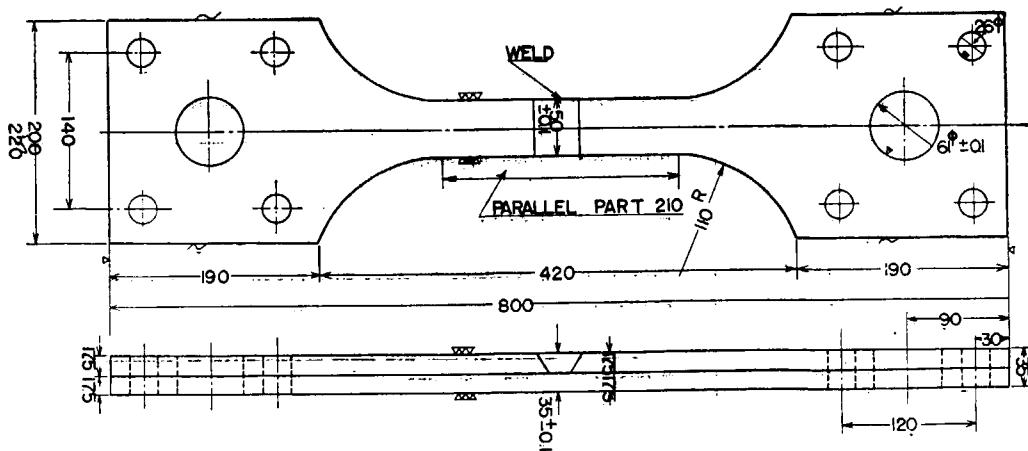


Fig. 4·4·7 Dimensions of Specimen

使用した溶接棒は Fig. 4·4·6 A および B に対しては B-17, 5~8 mm $\phi$ , C のワカシ付溶接の場合は 7 パスまで LB 26, 6 mm $\phi$ , 以後 B-17, 6 mm $\phi$  および 8 mm $\phi$  である。

試験機は 100 Ton 600 r.p.m. のものを使用し, 引張応力 15, 20, 25 kg/mm<sup>2</sup> の 3 条件につき試験した。

#### 4·4·3·2 試験結果

試験結果を Fig. 4·4·8 および Table 4·4·5 に示す。

これらの結果から三種の施工条件の間には明瞭な差異が認められ, 裏はつり, 裏溶接の場合が最も優れ, 以下ワカシ付溶接, 裏当金溶接の順に疲労強度は低下している。

このような順位は他の強度試験結果においても見られる現象であり, これは主として形状の差異による応力集中度に起因するものと思われる。

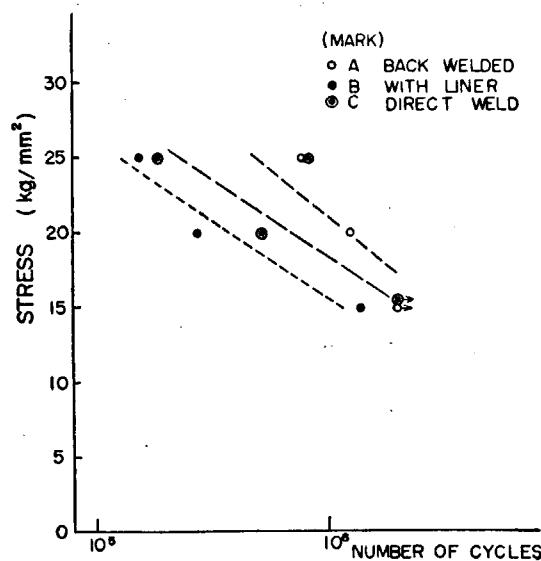


Fig. 4·4·8 Test Results of Fatigue Test

Table 4·4·5 Test Results of Fatigue Test

Types of Groove	Stress (S)	No. of Cycles (N)	Location of Fracture
A Back Chipped and Back Welded	15 kg/mm <sup>2</sup>	$2.00 \times 10^6$	No Fracture
	20	$10.24 \times 10^5$	H. A. Z.
	25	$7.86 \times 10^5$	Weld Metal
B With Liner	15	$1.37 \times 10^6$	Initiates at Root and propagates to Weld Metal
	20	$2.76 \times 10^5$	"
	25	$1.54 \times 10^5$	"
C Direct Weld	15	$2.00 \times 10^6$	No Fracture
	20	$5.21 \times 10^5$	Initiates at Root and propagates to Weld Metal
	25	$1.85 \times 10^5$	Lower Plate fractures at 7mm apart from the Root
	25	$8.34 \times 10^4$	Lower Plate fractures at 27mm apart from the Root

S-N 曲線の函数形として従来より提案されている実験式として次式がある。

$$\log(S-S_e) = a - b \log N$$

ただし、 $a, b$ ：常数  $S_e$ ：耐久限度 ( $\text{kg/mm}^2$ )

ここで上式を用いて最も悪い成績を示した裏当金溶接について耐久限度を求めてみると、 $S_e=13.8 \text{ kg/mm}^2$  となる。その他の接手についてはデータ不足のため計算不能であるが、S-N 線図の傾向より  $S_e > 13.8 \text{ kg/mm}^2$  だろうということは考えられる。このように 3 接手間にかなりの疲労強度の差が存在するが、各接手とも、相当な耐久限度を持つていると推測され、ワカシ付溶接あるいは裏当金溶接の採用が全く危険であるとはいえないようである。ただ、脆性破壊の観点から裏当金溶接は応力集中度が高く、破壊の発生点となる可能性に対する幾分の危惧が持たれる。

#### 4.4.4 低温における引張および曲げ試験による比較

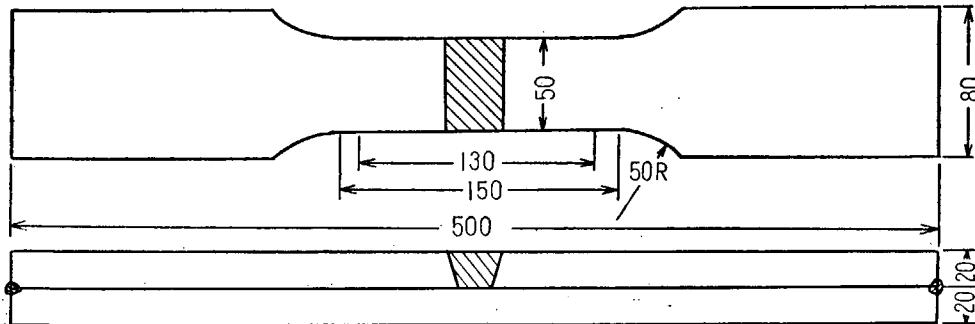
##### 4.4.4.1 試験方法

本試験に採用した施工条件は 4.4.3 疲労強度の場合と全く同様であり開先形状もまた Fig. 4.4.6 と同様である。

Table 4.4.6 Chemical Composition of the Steel used for the Bend Test

C	Si	Mn	P	S	C <sub>eq</sub>
0.16%	0.21%	0.76%	0.020%	0.021%	0.30%

Tension specimen



Bend specimen

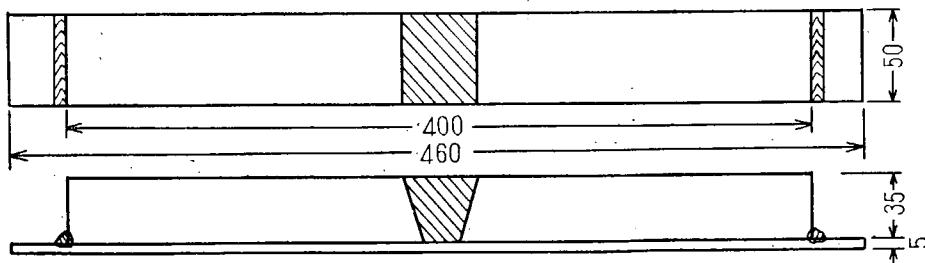


Fig. 4.4.9 Dimensions of Tension and Bend Specimen

供試鋼も引張試験に対しては Table 4·4·4 のものを使用しているが、曲げ試験に対しては Table 4·4·6 の化学成分の鋼材を使用した。

試験片の冷却にはドライアイスとアルコールを使用し  $0^{\circ}\text{C}$ ,  $-20^{\circ}\text{C}$  および  $-40^{\circ}\text{C}$  で試験を行なつた。引張および曲げ試験片の形状を Fig. 4·4·9 に示す。

#### 4·4·4·2 低温引張試験

試験結果を Table 4·4·7 および Fig. 4·4·10 (上図) に示す。Table 4·4·7 および Fig. 4·4·10 に示すように低温になるに従つて、各接手共抗張力は直線的に増大している ( $0^{\circ}\text{C}$  で約  $47 \text{ kg/mm}^2$ ,  $-40^{\circ}\text{C}$  で約  $49 \text{ kg/mm}^2$ ) が、接手間に差異は見受けられない。裏はつり裏溶接およびワカシ付溶接接手は全試験片が母材部より破断し、破面は剪断型である。

一方、裏当金溶接においてはただ 1 個の例外はあるが溶金あるいは溶接二番部より破断したが、破面は他接手同様剪断型であつた。

次に横方向の絞りを考えてみると、裏はつり裏溶接とワカシ付溶接とには殆んど差がないが、裏当金溶接は前二者に比較した場合、半分以下の絞り量を示し、著しく劣つている。

Table 4·4·7 Results of Tension Test at Low Temperature

Types of Welding Procedure	Specimen	Temperature ( $^{\circ}\text{C}$ )	Tensile Strength ( $\text{kg/mm}^2$ )	Reduction of Area (%)	Location of Fracture
(A) Back Chip and Back Weld	A-1	0	46.7	23	Base Plate
	A-2	0	46.9	28	"
	A-3	-20	47.2	26	"
	A-4	-20	48.3	26	"
	A-5	-40	49.0	22	"
	A-6	-40	49.1	22	"
(B) Liner Weld	B-1	0	46.3	12	Weld Metal
	B-2	0	47.6	11	"
	B-3	-20	48.1	10	"
	B-4	-20	48.9	8	H. A. Z. Weld Metal
	B-5	-40	49.1	27	Base Metal
	B-6	-40	49.1	8	H. A. Z.
(C) Direct Weld	C-1	0	47.6	25	Base Metal
	C-2	-20	48.4	23	"
	C-3	-20	48.4	23	"
	C-4	-40	49.2	21	"
	C-5	-40	48.8	23	"

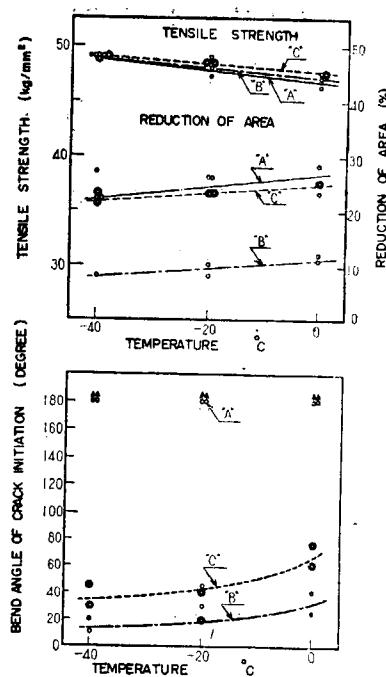


Fig. 4·4·10 Effects of Temperature on Tension Test and Bend Test Results

#### 4.4.4.3 低温曲げ試験

曲げ試験は Fig. 4.4.11 に示す要領で行なつた。

試験片形状は Fig. 4.4.9 に示すように、溶接終了後、下板は板厚 5 mm に、上板は板厚 35 mm まで切削している。

試験結果を Fig. 4.4.10 (下図), Table 4.4.8 および Fig. 4.4.12 (写真) に示す。

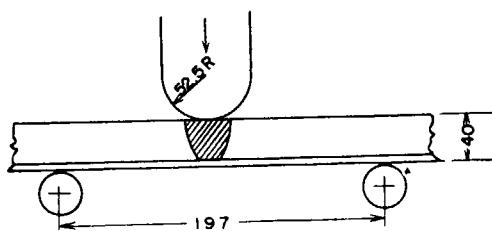


Fig. 4.4.11 Dimensions of Bending Jig

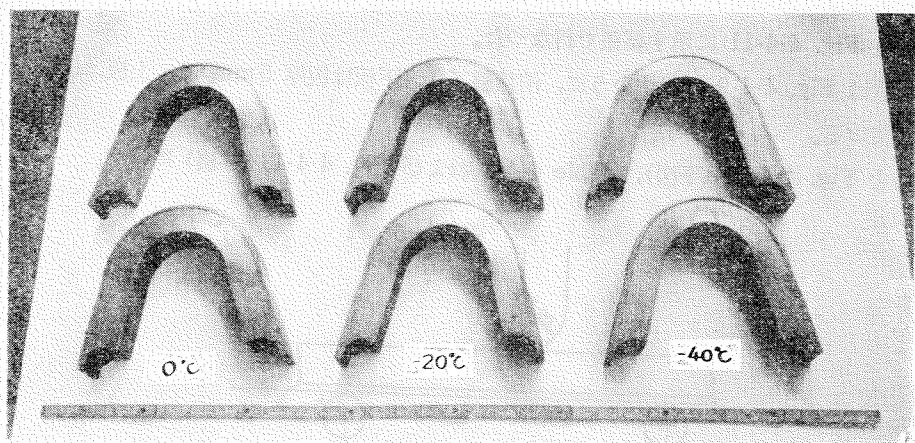
Table 4.4.8 Test Results of Bend Test at Low Temperature

Procedure	0°C	-20°C	-40°C
(A) Back Chip and Back Weld	180°	180°	180°
	180°	180°	180°
(B) Liner Weld	25°	30°	10°
	40°	45°	20°
(C) Direct Weld	60°	40°	30°
	75°	20°	45°

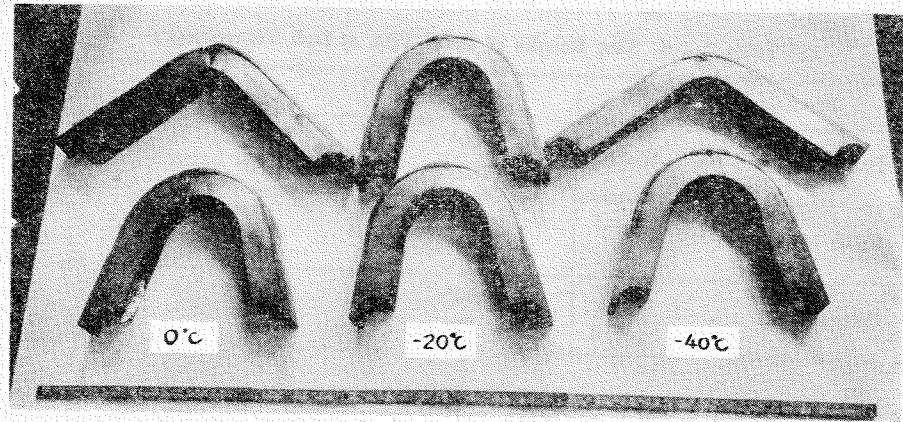
試験結果より上記各接手を比較してみると、亀裂発生までの曲げ角度は低温になるにつれて延性を失ない、小となる傾向が伺がえるが、裏はつり裏溶接は 180° の曲げによつてもおな亀裂は発生せず良好な成績を示した。裏当金溶接およびワカシ付溶接はその大半が 45° 以下の曲げ角度によつて亀裂発生を見ており、裏はつり裏溶接に比し著しく劣るようである。次に裏当金溶接とワカシ付溶接とを比較すると、両者の間には亀裂発生角度に約 20° の差異があり、後者の方が優位に立つているが、Initial の亀裂発生後の曲げによる亀裂の進展状況についてみると、写真で明らかなようにワカシ付溶接の場合、亀裂は溶着金属内へ発展しており、一方裏当金溶接では例外はあるが大抵の場合、裏当金へのワカシ付ルートの両端より発生した亀裂は途中でお互いにつながり合い、板内へは進展していない点、注目すべきであろう。ここでも疲労試験と同様、裏はつり裏溶接が最高の成績を示し、ワカシ付溶接が三者の中間に位するという順位に変りがなかつた。

#### 4.4.4.4 考 察

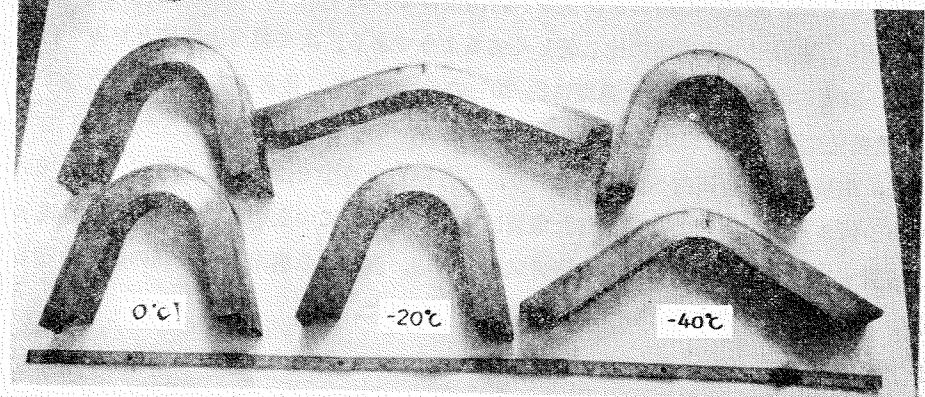
疲労試験、低温における引張りおよび曲げ試験を通じて、裏はつり裏溶接、ワカシ付溶接、裏当金溶接の順位に変動がなく、これは接手の形状係数的なものに起因するものと思われる。裏はつり裏溶接については予想通りかなりの好成績を示し、他の接手に比し秀れていたが、ワカシ付溶接に関しては予想以上の成績で裏当金溶接より勝つていた。



(A) Back Chip and Back Weld



(B) Liner Weld



(C) Direct Weld

Fig. 4·4·12 Specimens bended at Low Temperatures

しかしながら実船の遭遇する繰返し応力の程度は現在なお未詳であるので、これを以て上記三法の採否の決定をなすことは危険である。本実験により最も優秀であつた裏はつり裏溶接による方法は唯一の施工法でなく、裏波溶接による方法も充分な性能を持つと考えられるので、今後更に各種接手につき研究を進める必要があると考えられる。

#### 4・5 結 論

二重張鋼板の溶接施工法について行われた各試験の結果、大凡以下の如き結論が得られた。

(1) 二重張鋼板を別箇に溶接する方法は当然接手部には何等の問題も発生しない。工数の点、また施工上の種々の問題を解決し、もしこの方法を採用することが出来れば接手の安全度は最も高いものと思われる。

(2) ライナーを使用する溶接法は細疵の発生を抑えるという点では効果があるが、この接手は予想に反して応力集中度が高く、疲労強度および低温における靭性の点でワカシ付溶接の場合よりさらに劣るものであることがわかつた。

(3) ワカシ付溶接においては細疵及び他の割れ発生の観点からはルート間隙を広くとり、第1層は低水素系溶接棒を使用して3パス溶接する方法が優れている。

(4) 曲げ試験等の結果よりみると、開先面積の過大は悪影響を与え、また2層以後なるべく低水素系溶接棒を使用することが望ましい。

(5) 予熱は細疵および割れの発生には効果を示したが、ワカシ付部の靭性には殆ど影響を与えた。

(6) ワカシ付部は細疵が発生していても充分な剪断耐力を示し、また細疵の発生が疲労強度に及ぼす影響もそれ程大きくはないようである。しかしながらこの点についてはさらに詳細な研究を行うことが必要である。

(7) 以上の各事項より(1)の方法が採用出来ぬ場合には、開先形状は第1層3パス溶接のX、Yまたは壁角度の小さいV形とし、予熱を行い、なるべく多くの層数を低水素系溶接棒を使用して溶接するワカシ付溶接の方法が優れている。

以上本試験の結果を抜粋したが、ワカシ付溶接に際して細疵の発生を完全に除去する適切な施工法は見出しえなかつたということになる。最近は裏波溶接棒の実用化が進み、これを使用することにより、ワカシ付溶接により発生する多くの問題点を解決出来るのではないかという期待が大きい。この問題とも関連して二重張構造の溶接施工法については、さらに研究を行うべき多くの問題点が残されているといえよう。

## 第5章 厚板すみ肉溶接 (Gunwale Connection) の研究

超大型船の Gunwale Connection においては Gunwale Plate を使用する構造が採用されており、この場合 Deck Plate および Gunwale Plate がともに板厚を増すため、その溶接部に細疵が発生しやすいものといわれている。

ここで超大型船 Gunwale Connection 構造の 1 例について溶接による変形量を調査し、また開先形状、予熱温度、棒種などを種々に変化させた場合について大形隅肉溶接における細疵発生の有無を調査した。

## 5.1 Gunwale Connection 濡接における変形

### 5.1.1 実験方法

D. W. T. 45,000 トン程度の Tanker の船体工事を想定して Fig. 5-1-1 の如き実験用治具を採用了。同図に示された如く、Deck Plate は一端を厚さ 12.7 mm の Blacket で支持し、他端は  $190 \times 100 \times 12.7$  mm の山形鋼によって支持している。使用鋼板の厚さは外板 40 mm Deck Plate 及び Gunwale Plate は 33 mm とした。

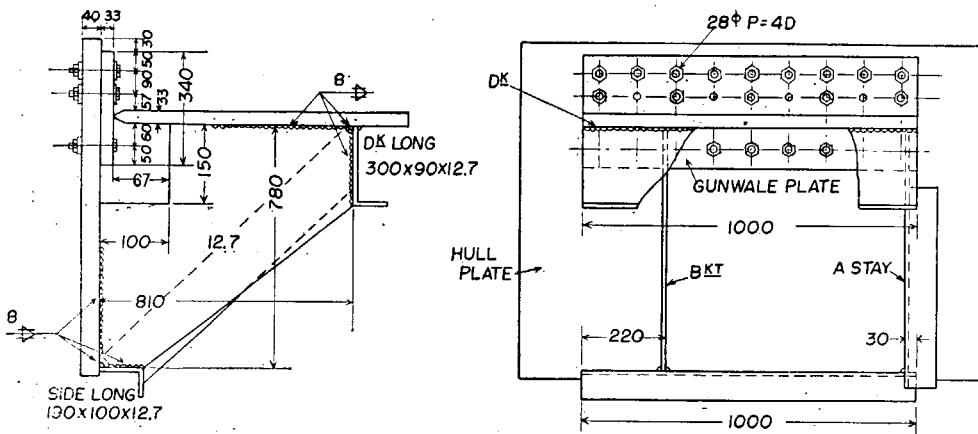


Fig. 5.1.1 Arrangement of Test Jig and Specimen

溶接前のボルト締めはすべてインパクトにより行い、最上列は全数、第2列は1本とび、甲板下は全数とした。この時の外板と Gunwale Plate との間隙は 0.1 mm 以下である。

### 5·1·2 溶接

溶接は上下グループともはじめの3層は LB 26, 4 mm $\phi$ , 4層以後は B 17 を使用して行なつた。Deck Plate 表面よりみた余盛の高さは 6 mm を目標としている。溶接はすべて室温のままの状態で実施しており、溶接姿勢が変る際は 12 時間以上放置して後、反対側の溶接を行つた。採用した開先形状および溶接順序を Table 5・1・1 および Fig. 5・1・2 に示す。

Table 5.1.1 Types of Edge Preparation and Welding Sequence

Test No.	Type of Edge	Sequence of Welding		
3	A-1	(1) Upper Half	(2) Lower All	(3) Upper Half
8	"	(1) Upper All	(2) Lower All	"
4	"	"	"	"
5	"	"	"	"
6	B	"	"	"
7	"	(1) Lower All	(2) Upper All	"
9	C	(1) Upper Half	(2) Lower All	(3) Upper Half
15	A-2	"	"	"
16	F	"	"	"

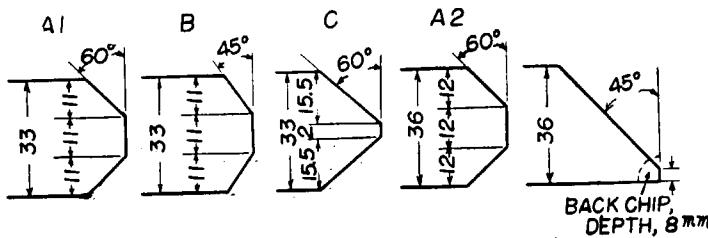


Fig. 5.1.2 Types of Edge

### 5.1.3 実験項目

(a) 外板と Gunwale Plate の間隙

Fig. 5.1.3 矢印部の間隙をサーチャにより計測した。計測時期は溶接前、溶接冷却完了後、溶接完了後、1本とびにボルトをゆるめた時、同ボルトを再度締めた時の4回とした。測定位置は Fig. 5.1.7 に示す。

(b) 外板の折込み、角変形

Fig. 5.1.4 に示す要領で上甲板から上側の外板が内側へ折込む量を測定した。測定は溶接冷却完了後とした。なお、 $\theta_1$ 、 $\theta_2$  の角変形量も測定した。測定位置は Fig. 5.1.9 および Fig. 5.1.10 に示す。

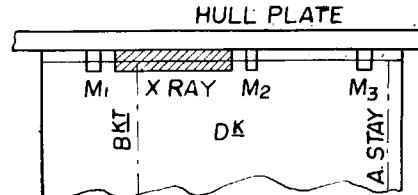


Fig. 5.1.5

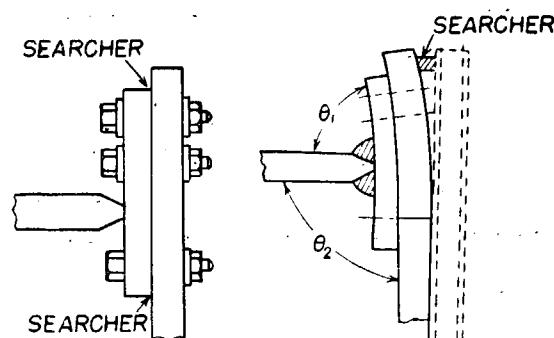


Fig. 5.1.3

Fig. 5.1.4

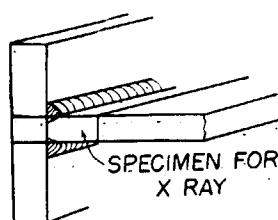


Fig. 5.1.6

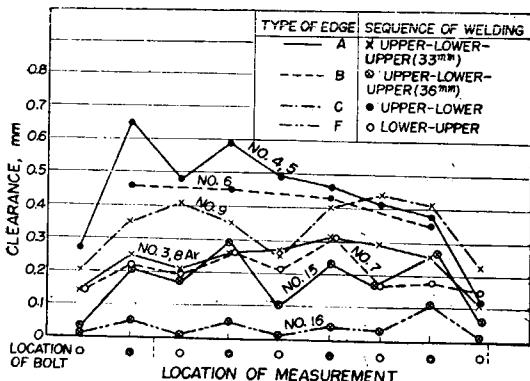


Fig. 5.1.7 Clearance between Gunwale Plate and Hull Plate at Lower Position (● Location of the bolt was loosened.)

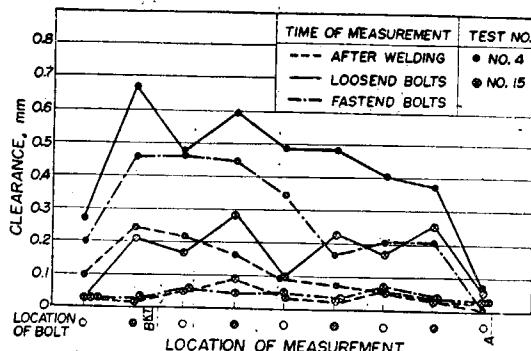


Fig. 5.1.8 Alternation of Clearance (● Location of the bolt was loosened and fastened.)

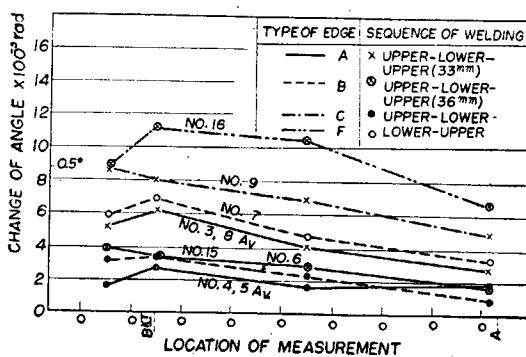


Fig. 5.1.9 Bending of Hull Plate

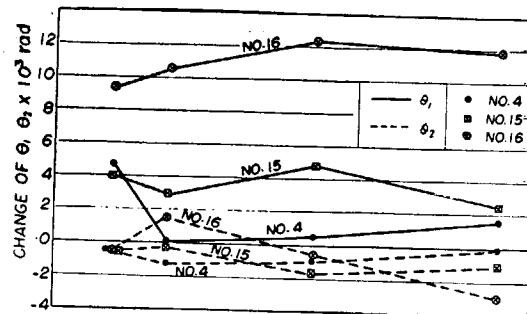


Fig. 5.1.10 Change of Angle between Deck and Hull Plate

### (c) 断面の Macro etching

Fig. 5.1.5 の  $M_1$ ,  $M_2$ ,  $M_3$  の位置で Macro etching を行い断面検査を行つた。

### (d) X 線の検査

Fig. 5.1.5 の位置から Fig. 5.1.6 の如く、機械切削により試験片を採り X 線検査を行つた。

## 5.1.4 実験結果

### (a) 外板と Gunwale Plate との間隙

上側は 2 列ボルト締めであるため、間隙は 0 または 0.1 mm 以下であつた。下側を 1 本とびにボルトを弛めた時の間隙（溶接前の間隙を 0 として）Fig. 5.1.7 に示す。

Fig. 5.1.7 の結果から、間隙を少くするためには開先角度を小さくして溶着金属量を減すことも必要であるが、溶接順序の影響が大きいことが考えられる。また溶接冷却完了後、1 本とびにボルトを弛めた時、ボルトを再度締めた時の間隙の変動についての試験番号 4 及び 15 の例を Fig. 5.1.8 に示す。No. 15 のように間隙が少い時は再度ボルトを締めることにより間隙を少くすることができるが、No. 4 のように大きくなるとその効果は少い。

### (b) 外板の折込み、角変形

上甲板から上側の外板の内側への折れ込み量を Fig. 5.1.9 に示す。Fig. 5.1.9 から上側の溶着

量が少いこと、また上側の溶接を先に行なうことが折れ込みを少くするためには良いといふことがわかる。

なお上甲板と外板の角変形量を No. 4, No. 15, No. 16 について Fig. 5·1·10 に示す。図の角変形量 "+" は小さくなつた量、"−" は大きくなつた量を示す。

Fig. 5·1·10 の  $\theta_1$  の変形量は Fig. 5·1·9 の折れ込み量とほぼ一致する。従つて上甲板は外板に對してほとんど動いていないと考えられる。 $\theta_2$  の変形量はほとんど 0 で、むしろ  $\theta_2$  は大きくなろうとする傾向、いいかえれば外板は外へでようとする傾向を示している。

### (c) 断面の Macro etching

Fig. 5·1·5 の位置で Macro etching を行つた結果、一部の試験片では ルート部に Slag を巻き込んでいるものもあつたが、その他は肉眼的には問題はなかつた。しかし約 50 倍に拡大してみると、溶接順序、姿勢の如何にかかわらず、ルート部に Fig. 5·1·11 に示す如き、約 0.2 mm 程度の微小亀裂が入つているものが認められた。

微小亀裂発生の状況については、5·2 章で詳細に検討するが、本章の実験における Slag の巻き込み、微小亀裂の発生状況をまとめると Table 5·1·2 の如くなる。

Table 5·1·2 から B 型開先では Slag 巻き込みが多く開先角度が小さいため、完全な溶接は難しいようである。

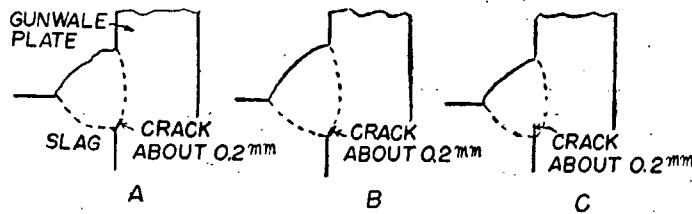


Fig. 5·1·11 Types of Crack observed

Table 5·1·2 Slag Inclusion and Crack

Type of Edge	Position	Total No. of Inspection	No. of Slag Inclusion	No. of Crack		
				Clear	Doubtful	Total
A	Flat	12	3	5	3	8
	Over Head	12	3	5	4	9
B	Flat	6	6	0	1	1
	Over Head	6	5	1	0	1
C	Flat	3	2	0	1	1
	Over Head	3	2	0	2	2

### (d) X 線検査

Fig. 5·1·6 の試験片について X 線検査を行つたところ Blow hole が出ているものがかなり見受けられた。そして特に B 型開先に多い。この試験片を機械切削により調べると Fig. 5·1·12 に示す位置に "みみず状" の Blow hole があることがわかつた。これは上向溶接側に限り発生している。

この Blow hole は上向溶接において上甲板側の開先面が、溶込み不足になりやすいためと考えられる A 1 型、A 2 型の開先で上甲板開先面への溶込みに充分注意して行えば防止できる。

### 5・1・5 考 察

Gunwale Plate と外板との間隙を少くするためには 溶着金属量を少くすることも必要であるが、本実験のごとく片側が一列鉄の場合には、溶接順序によつて一列側の間隙が大きく左右されるから注意を要する。

即ち二列側を完了してから一列側を溶接すると間隙が大きくなるから、二列側を半分溶接後、一列側を完了させ、二列側の残りを最後に溶接することが望ましい。この方法を採れば間隙を 0.3 mm 程度以下にすることが可能である。外板の折込みは当然 F 型開先が大きくなつてゐるが、A 型開先は何れも 0.5° 以下であり問題はないであろう。角変形についても同じことがいえる。ただし 外板の折込み、角変形に対してのみを考えれば溶接順序は上側完了後、下側を行うのが良いようだ、上下とも二列鉄の場合はこの溶接順序の方が好ましいと思われる。

Macro etching、X 線写真の結果では 45° 開先では完全な溶接は期待し難いようである。設計に当つては開先角度とともにボルト頭の高さも考えて鉄孔までの距離を考える必要があり、本実験の寸法では両側とも近すぎて溶接がやや困難であつた。溶接施行に当つては上向溶接初層に Blow hole を出さないように充分注意が必要である。

溶接時間は勿論溶着金属量を少くし、下向溶接を多くすることが望ましい。

以上の結果から微小亀裂の点を除いて考えると Table 5・1・3 の如くなる。

Table 5・1・3 Summary of Results

	Type of Groove				Welding Sequence		
	A	B	C	D	Upper 1/2, Lower, Upper	Upper, Lower	Lower, Upper
Clearance of Lower Position	Fair	Fair	Bad	Good	Good	Bad	Good
Bending of Hull Plate	Good	Good	Fair	Bad	Fair	Good	Bad
Easiness of Welding	Good	Bad	Fair	Fair	—	—	—
Blow Hole	Fair	Bad	Fair	Good	—	—	—
Arc Time	Fair	Good	Bad	Bad	Fair	Good	Good

従つて本実験の結果では A 型開先で上側、下側、上側の溶接順序が良いと思われる。

ただし上下とも二列鉄の場合は溶接順序は上側、下側の方が良い。

B 型は開先角度が小さいから不適当であろう。

C 型を用いるなら、むしろ F 型にして外板の折れ込みを防ぐ方法を考えた方が良いと考えられる。

### 5・2 Gunwale Connection における細疵の発生

Gunwale Connection 溶接部においても二重引張鋼板の場合と同様にルート部に細疵が発生する。この状況を調べるために以下の研究を実施した。

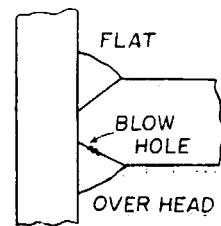


Fig. 5・1・12 Blow Hole

## 5・2・1 開先形状の影響

### 5・2・1・1 実験方法

開先形状の影響を調べるために使用した溶接試験片の形状を Fig. 5・2・1 に、また使用した鋼板の合金成分を Table 5・2・1 に示す。

Table 5・2・1 Chemical Composition of the Steels used

	C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)
Deck Plate (40 mm)	0.15	0.83	0.29	0.014	0.037
Gunwale Plate (30 mm)	0.12	0.67	0.11	0.011	0.025

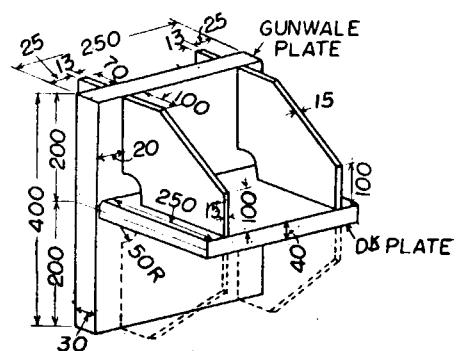


Fig. 5・2・1 Arrangement and Dimensions of Test Specimen

試験溶接は常温のままでイルメナイト型を用いて、下向溶接を仕上げてから上向溶接を行うことにした。下向溶接中は上向溶接側に blacket のついた状態で、上向溶接中は下向溶接側に blacket のついた状態で溶接している。blacket stiffener は脚長 8 mm で溶接した。

採用した開先の形状を Fig. 5・2・2 に示す。使用した溶接棒の径は 上向に対してもすべて  $4\text{mm}\phi$

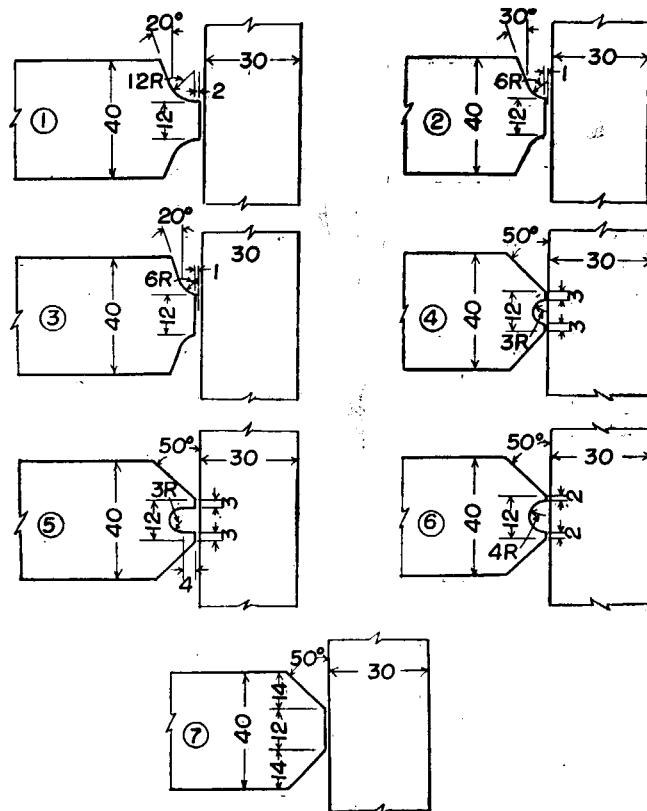


Fig. 5・2・2 Types of Groove

を使用し、下向に対しては試験番号 1, 2 は初層 5 mmφ, 3 乃至 7 は初層 4 mmφ であり、下向溶接の後の層に対しては 5~8 mmφ の棒径を使用している。

各層溶接毎に肉眼検査を行い、溶接完了後 start, center, end の3個所から顕微鏡試験片を採取して 100 倍で亀裂を調査した。

### 5.2.1.2 実験結果

溶接中の肉眼検査では亀裂は認められなかつたが、試験片を研磨した状態では肉眼でも判別し得る程度の亀裂を発生しているものもあり、更に 100 倍の顕微鏡で観察した結果では相当数の亀裂が認められた。これらの亀裂を型式により分類すると Fig. 5.2.3 の如く分けられる。

実験結果をまとめると Table 5.2.2, 5.2.3 の如くである。

程度の差はあるがすべての試験片に亀裂を生じており、その数は開先によつてもまた溶接姿勢によ

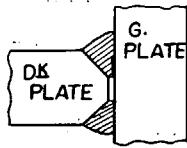
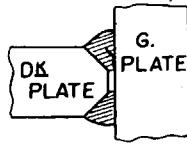
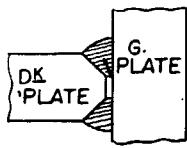
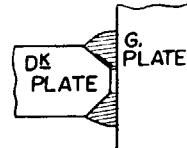
Type	Illustration	Type	Illustration
A		C	
B		D	

Fig. 5.2.3 Types of Micro-Crack

Table 5.2.2 Effect of Welding Position on the Number of Observed Micro-Crack

Test No. Position	No. 1	No. 2	No. 3	No. 4	No. 5	No. 6	No. 7	Total
Over Head	3	3	3	3	3	3	2	20
Flat	2	3	3	3	3	3	3	20
Total	5	6	6	6	6	6	5	40

Table 5.2.3 Types of Micro Crack observed

Position	Test No.	No. 1	No. 2	No. 3	No. 4	No. 5	No. 6	No. 7	Total
Over Head Position	A	0	0	3	1	0	0	0	4
	B	0	2	0	1	0	1	1	5
	C	2	1	0	1	3	2	1	10
	D	1	0	0	0	0	0	0	1
Flat Position	A	2	3	2	3	3	3	3	19
	B	0	0	1	0	0	0	0	1
	C, D	0	0	0	0	0	0	0	0

つても余り変化していない。下向溶接では Type a の亀裂が圧倒的に多く、上向溶接では Type c が多くなっている。

### 5・2・2 拘束度を変化させた試験

#### 5・2・2・1 実験要領

この実験に使用した鋼材の化学成分を Table 5・2・4 に示す。

試験片の位置は Fig. 5・2・4 に示す拘束条件のものであり、採用した開先形状を Fig. 5・2・5 に示す。溶接は常温のままで行い、上向溶接を仕上げてから下向溶接を行つた。上向、下向と共に 2 層まで低水素型を用い、上層はイルメナイト型で行つた。上向溶接を行う際には bracket ④, ⑤ をつけた状態で溶接し、上向溶接終了後、④をつけ ③を切断し ⑤はつけたままで溶接を行つた。

Table 5・2・4 Chemical Composition and Mechanical Properties of the Steel used

C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Yield Point (kg/mm <sup>2</sup> )	Ultimate Strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Bend Test
0.21	0.21	0.68	0.019	0.037	28.1	43.2	31.0	Good

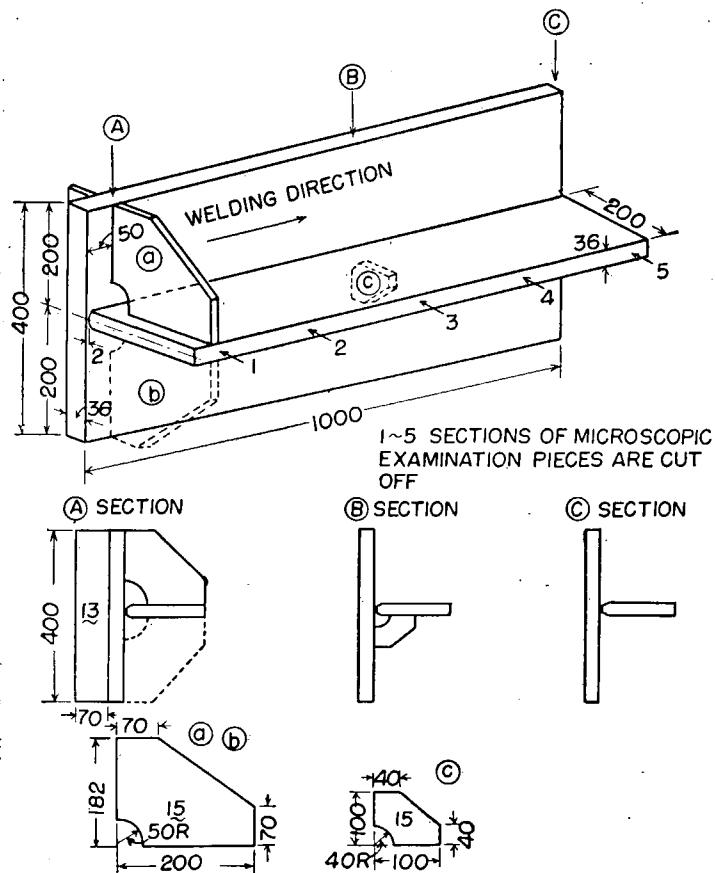


Fig. 5・2・4 Arrangement and Dimensions of Specimen

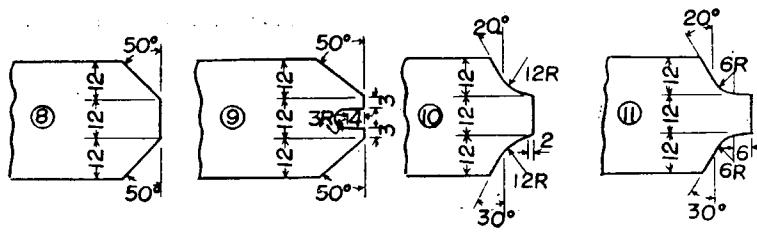


Fig. 5-2-5 Types of Edges for Welding

### 5.2.2.2 実験結果

前と同様、試験片は bracket @ のところ、@ と © の中央、© のところ、© と end との中央、end の 5 個採取し、この順に 1~5 の番号をつけた。

溶接中、肉眼検査では亀裂は認められなかつたが、試料を採取し、顕微鏡で観察した結果では相当数の亀裂が認められた。亀裂の型式は前と同様であるが、ただ Type b のものはなかつた。実験結果を Table 5-2-5, 5-2-6 に示す。

Table 5-2-5 Effects of Welding Positions and Groove Types on Micro-Crack Initiation

Test No.	Position	Piece No.					Total	Sum Total
		1	2	3	4	5		
No. 8	Over Head	0	1	0	0	0	(1)	
	Flat	1	2	1	1	1	(6)	(7)
No. 9	Over Head	0	0	1	1	1	(3)	
	Flat	2	1	1	1	1	(6)	(9)
No. 10	Over Head	1	1	1	1	1	(5)	
	Flat	1	1	1	1	1	(5)	(10)
No. 11	Over Head	1	1	1	1	1	(5)	
	Flat	1	1	1	1	1	(5)	(10)
Total		(7)	(8)	(7)	(7)	(7)	(36)	

Table 5-2-6 Types of Micro-Crack observed

Test No.	Over Head		Flat		Total
	a	d	a	d	
No. 8	1	0	5	1	(7)
No. 9	3	0	5	1	(9)
No. 10	5	0	5	0	(10)
No. 11	4	1	5	0	(10)
Total	(13)	(1)	(20)	(2)	(36)

亀裂はすべて Root 部より発し、Gunwale plate 側の Bond に沿つて進展しているのが最も多い。溶接順序に関しては後から溶接した下向溶接の方が少し発生件数が多く、また大きさも大きくなつてるので溶接順序の影響はあるようである。試験片採取位置によつては発生件数に差はなく、このこ

とは拘束の変化の程度が小さすぎたというよりは、むしろ拘束以外に大きな要因のあることを示しているのであろう。開先形状についてはあまり差はない。

### 5・2・3 予熱温度の影響

#### 5・2・3・1 実験要領

本実験に採用した試験片形状を Fig. 5・2・6 に、鋼材の化学成分を Table 5・2・7 に示す。

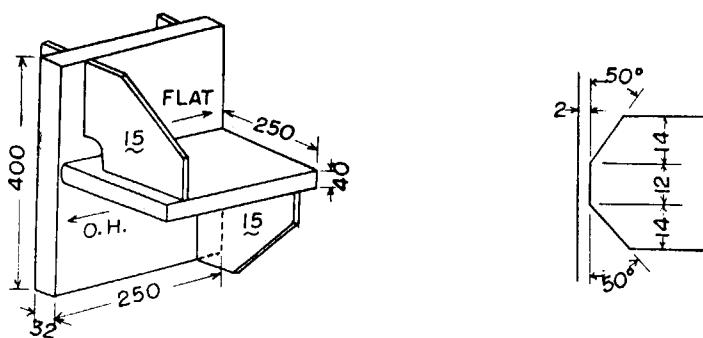


Fig. 5・2・6 Arrangement and Dimensions of Welding Specimen

Table 5・2・7 Chemical Composition of the Steels used

	Thickness	C	Mn	Si	P	S
Gunwale Plat	32 mm	0.16%	0.73%	0.26%	0.019%	0.040%
Deck Plate	40 mm	0.15%	0.66%	0.23%	0.015%	0.031%

溶接は上向、下向ともはじめの 2 層を低水素系または改良型低水素系溶接棒（発生水素量が極めて少い）を使用し、3 層以後はイルメナイト系溶接棒を使用して行つた。採用した溶接順序は Fig. 5・2・7 に示した a, b, c の 3 通りである。

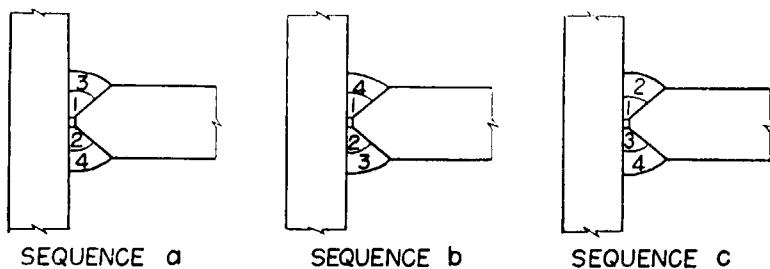


Fig. 5・2・7 Welding Sequence adopted

#### 5・2・3・2 実験結果

前と同様、試験片は bracket のところから 1 個づつ、中央から 1 個、計 3 個採取し、両面を研磨して調査した。

各試験片とも溶接中の肉眼検査では亀裂は認められなかつたが、100 倍で調査した結果では、程度の差はあるが、各試験片とも微小亀裂が認められた。亀裂の形式は前の実験と同様であつた。実験結果を Table 5・2・8～5・2・11 に示す。

Table 5·2·8 Influence of Types of Electrode, Pre-heat Temperatures and Welding Sequences upon the Initiation of Micro-Crack

Test No.	Electrode	Preheat Temp. (°C)	Welding Sequence	Flat Position		O. H. Position			Total
				a	c, d	a	c	d	
1	Low Hydrogen	50	a	1	0	0	1	0	2
2	Improved L. H.	50	b	3	0	1	0	0	4
3	Low Hydrogen	100	a	5	0	3	1*	0	9
4	Improved L. H.	100	b	1	0	2	0	0	3
5	Low Hydrogen	150	a	5	0	0	0*	0	5
6	Improved L. H.	150	b	2	0	2	0	0	4
7	Low Hydrogen	200	a	2	0	0	1	0	3
8	Improved L. H.	200	b	3	0	1	0	0	4
9	Low Hydrogen	Room Temp.	c	3	0	3	0	0	5
10	Improved L. H.	Room Temp.	c	3	0	2	1	2	3

\* Cases of a Crack grows from a Slag Inclusion or a Blow Hole

Table 5·2·9 Effect of Pre-heat Temperatures on the Initiation of Micro-Crack

Temperature	Room Temperature	50°C	100°C	150°C	200°C
No. of Crack	13	6	12	9	7

Table 5·2·10 Effect of Types of Electrode on the Initiation of Micro-Crack

	Total of No. 1 to No. 8	Total of No. 1 to No. 10
Low Hydrogen	19	24
Improved L. H.	15	23

Table 5·2·11 Effect of Welding Sequences on the Initiation of Micro-Crack  
(Total from No. 1 to No. 8)

	Flat	Over Head	Total
Sequence-(a)	11	8	19
Sequence-(b)	11	4	15

亀裂は小亀裂であり、やはり Type a のものが最も多い。予熱温度によつても、また溶接棒によつても発生件数は変わらないが、溶着順序によつては多少差があるようである。本実験結果では予熱によつても亀裂は防止できず、ただその大きさが小さくなつたのみである。

#### 5·2·4 Root 部の微少亀裂に関する実験

##### 5·2·4·1 実験方法

治具は Fig. 5·1·1 に示したものと同様のものを使用した。Deck Plate 及び Gunwale Plate として使用した鋼板の化学成分および機械的性質を Table 5·2·12 に示す。

Table 5·2·12 Steels used

	Thickness (mm)	Chemical Composition (%)					Mechanical Properties			Remark
		C	Si	Mn	P	S	T. S. (kg/mm <sup>2</sup> )	Y. P. (kg/mm <sup>2</sup> )	Elong. (%)	
Deck Plate	.36	0.14	0.24	0.88	0.019	0.017	45.4	31.2	30	NK/W, A/B/C, Nor.
Gunwale Plate	.33	0.13	0.19	0.67	0.016	0.023	42.6	25.6	29.5	NK/W

採用した開先形状は Fig. 5·2·8 に示す 4 種であり、各試験片に採用した開先形状、溶接順序、予熱、間隙などの諸条件を Table 5·2·13 に総括した。

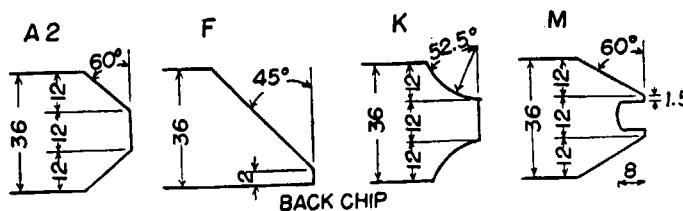


Fig 5·2·8 Types of Edge prepared

Table 5·2·13 Welding Conditions

Test No.	Type of Edge	Root Opening	Preheat	Welding Sequence	Remark
10	A 2	1	—	Upper Half, Lower, Upper Half	
11	"	2	—	"	
12	"	3	—	"	
13	"	0	80°C	"	
14	"	0	150°C	"	
15	"	0	—	"	
16	F	0	—	"	
17	K	0	—	"	
18	M	0	—	"	
19	A 2	0	—	"	Weided Continuously**
20	"	0	—	Upper Half, Lower, Upper Half *	
21	A 2 (23 mm)	0	—	"	
22	Fillet (23 mm)	0	—	Flat Position (Both Sides)	

\* The first three layers are welded by stainless electrode.

\*\* The other specimens are waited one night before the other position are welded.

#### 5·2·4·2 実験結果

Fig. 5·1·5 に示す位置から各試験番号ごとに 3 個の試験片を機械加工により製作し、Root 部の微小亀裂を 50 倍に拡大して調査した結果を Table 5·2·14 に示す。

Table 5·2·14 Number of the Observed Micro-Crack

Test No.	No. of Crack Initiation			Test No.	No. of Crack Initiation		
	Flat Position	O. H. Position	Total		Flat Position	O. H. Position	Total
12	○ ○ ●	○ ○ ○	1	13	○ ○ ●	○ ○ ○	1
11	○ ● ○	● ○ ○	3	14	● ○ ●	○ ○ ○	2
10	○ ● ○	○ ○ ○	1	20	○ ○ ○	○ ○ ●	1
15	○ ○ ○	● ○ ○	1	16	○ ○ ○	○ ○ ○	0
19	○ ● ●	○ ○ ○	2	21	● ● ●	○ ○ ○	3
17	● ○ ○	○ ○ ●	3	22	○ ○ ○	○ ○ ○	1
18	○ ○ ○	● ○ ○	4	Total	16/39	7/39	23/78

● Micro-Crack initiated ○ No Micro-Crack

その結果、調査全数 78 ケ所の中 23 ケ所に亀裂が見られた。

### 5.2.5 考 察

以上行われた試験の結果を総合すると Gunwale Connection における細疵の発生は極めて避け難いものであつて、溶接グループの形状-(不完全溶込形) 溶接棒を種々に変化させてみてもその効果は見られなかつた。また予熱を行うことも殆ど効果を示しておらず、拘束を変化させた試験の結果から見ると、細疵の発生には外的拘束の影響も殆ど受けぬようである。

板厚 23 mm の鋼材について行われた別の研究において、やはり同様に細疵の発生が見られており、不完全溶込隅肉溶接ルート部に発生する細疵は 20 mm 程度の板厚の場合でも見られるのではなかろうかと思われる。

本試験の範囲では板厚と細疵の関係、細疵の発生している不完全溶込み隅肉接手部の強度についての実験は行われなかつたが、この厚板隅肉溶接部の細疵発生の問題については、さらに詳細な研究を行つて、その防止対策を確立しなければならないと言えよう。

### 謝 辞

本研究の実施に当り、本研究部会主査、顧問、幹事委員の他、特に下記造船所等並びにこれら造船所等に所属される実験担当委員より絶大なる御協力を賜りましたことを厚く感謝致します。

石川島重工業株式会社 (田知本一雄委員)

三菱日本重工業株式会社 (吉田兎四郎委員)

日立造船株式会社 (山内俊平委員)

新三菱重工業株式会社 (高木乙磨委員)

三井造船株式会社 (安藤次郎委員)

三菱造船株式会社 (春木英夫委員)

日本钢管株式会社 (清水澄委員)

浦賀船渠株式会社 (松岡忠正委員)

川崎重工業株式会社 (吉田俊夫委員)

株式会社播磨造船所 (松山泰委員)

株式会社吳造船所 (神田好雄委員)

大阪変圧器株式会社 (長谷川光雄委員)

昭和34年11月25日 印刷  
昭和34年11月30日 発行

日本造船研究協会報告 第26号

発行人 出 澄 畿

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

印刷所 松 本 印 刷 所

電話(34)4853