

(昭和 31 年 11 月造船協会秋季講演会に於て講演)

# 溶接残留応力が脆性破壊に及ぼす影響の研究

(第 1 報)

正員 工学博士 木 原 博\*

正員 工学士 安 藤 良 夫\*\*

Studies on the Effect of Residual Welding Stress on Brittle Fracture of Steel, Part I.

By Hiroshi, Kihara, *Kogakuhakushi, Member*

and Yoshio Ando, *Kogakushi, Member*

Abstract

A series of slow notch bend tests was performed to investigate the effect of residual welding stress on brittle fracture of steel.

Chemical composition and mechanical properties of steel tested are shown in Table 1.

Following 9 types of test specimens were prepared. (Fig.1).

- (1) parent metal, as rolled, notched.
- (2) parent metal, prebent at room temperature as shown in Fig. 2a, notch side tension, permanent deflection 2.5mm.
- (3) parent metal, prebent as shown in Fig. 2b, notch side compression, permanent deflection 2.5mm.
- (4) welded specimen, as welded, notched.
- (5) welded specimen, similar to (2).
- (6) welded specimen, similar to (3).
- (7) welded specimen, pretensioned at elastic nominal stress of 25 kg/mm<sup>2</sup>, then notched.
- (8) do. pretensioned up to yield point.
- (9) do. pretensioned, permanent strain 2.5% for 100mm gauge length.

Fracture test procedure is the same as Van der Veen test.

Temperatures were varied from 0° to -70°C. Fracture appearance are shown in Figs. 3—5. Depth of fibre are shown in Figs. 6—8, and fracture appearance transition temperatures  $T_{II}$  are listed in Table 3. Among welded specimens, type (4) (as welded) has highest ( $T_{II} = -18^{\circ}\text{C}$ ) and type (8) (pretensioned up to yield point) has lowest ( $T_{II} = -38^{\circ}\text{C}$ ) transition temperature.

Residual stress measurement was performed by resistance wire strain gauge. From the results of our experiment, we can conclude that residual welding stress has a pretty effect on brittle fracture of welded structure.

## 1. ま え が き

拘束された溶接接手には残留応力が存在し、その値は降伏点に達している場合が多い。このような接手を有する構造物でも、相当程度の塑性変形を伴って破壊する場合には、残留応力の影響はほとんどあらわれない。しかし脆性破壊のように、塑性変形がきわめて少い場合には、溶接残留応力の影響があることが考えられ、静的切欠

原稿受付. 7 月 13 日

\* 東京大学工学部教授

\*\* 東京大学生産技術研究所助教授

曲げ試験によつてその影響を求めたのが本報告である。

## 2. 使用材料, 試験片形状及び試験方法

### 2-1 使用材料

実験に使用した材料は日本鋼管製, 板厚 19mm (実測では 20mm に近い) のキルド鋼で, その化学成分 (成分分析) と機械的性質は Table 1 に示す通りである。

Table 1. Chemical composition and mechanical properties of steel tested

check analyses (%)					yield point	tensile strength	elongation
C	Mn	Si	P	S	kg/mm <sup>2</sup>	kg/mm <sup>2</sup>	%
.15	.80	.21	.018	.040	32.0	49.0	25.0

### 2-2 試験片形状と種類

試験片の形状は静的切欠曲げ試験 (Van der Veen Test) に準じ, 溶接を行わない試験片は, Fig. 1 (a) に示すように, 標準のままとした。溶接を行うものは, Fig. 1 (b), (c) に示す2種類とも, 試験片の片側より 25mm の線を中心とし, 長さ約 100mm のX型開先 [Fig. 1 (d)] をとつて, Fig. 1 (e) に示すように両面各4層盛つた。溶接条件は Table.2 に示す通りである。

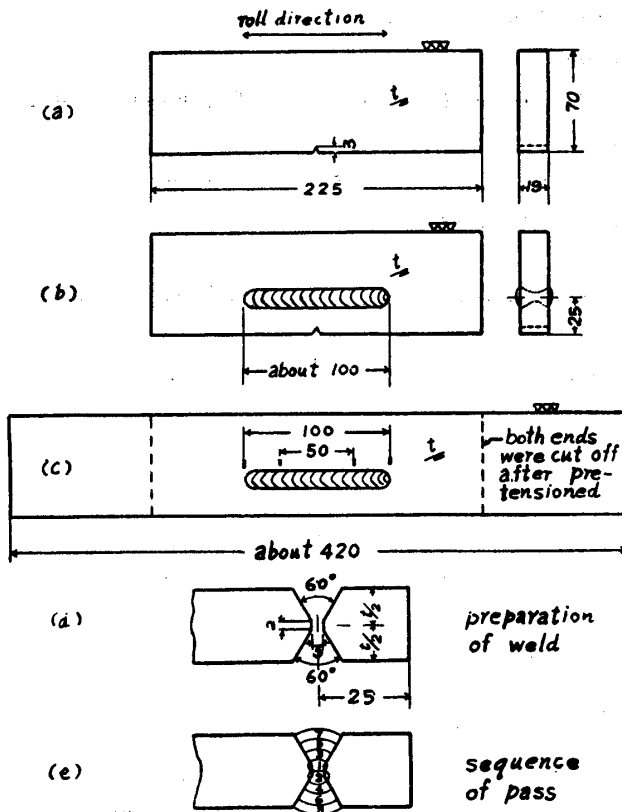


Fig. 1 Test specimens

Table. 2 Details of welding procedure

Workshop : Ishikawajima Heavy Industry Co.  
 Electrode : LB-26, 5mm dia. (low hydrogen type, Kobe Steel Co.)  
 Welder : KO-500 A. C. Welder (Osaka Transformer Co.)  
 Open Voltage : 75 V  
 Arc Voltage : 30~33 V  
 Temperature : 20 °C  
 Humidity 79 %  
 Preparation : see Fig. 1 (d)  
 Welding current and speed

pass	current A	speed mm/min
see Fig.1 (e)		
1	200-220	240
2	220-250	220
3	"	240
4	"	"
5	"	"
6	"	"
7	"	150
8	"	"

試験片の条件は次に示す9種類のものをおのおの約8本準備した。

(1) : 圧延のままの母材に切欠をプレスした標準試験片 [Fig. 1 (a)]

(2) : (1) をさらに室温 (23-27°C) で, Fig. 2 (a) に示す方法により, 切欠側が引張りになるように, 曲げ荷重約 20t を加え, 永久撓み約 2.5mm を残したもの。

(3) : (1) をさらに室温で, Fig. 2 (b) に示す方法で, 切欠側が圧縮になるように曲げ荷重約 30t を加え, 永久撓み約 2.5mm を残したもの。

(4) : 溶接のままに切欠をプレスしたもの [Fig. 1 (b)]

(5) : (4) に対し, (2) と同様に, 切欠側が引張りとなる曲げ荷重を加えた溶接試験片 (荷重約 24t, 永久撓み約 2.5mm)

(6) : (4) に対し, (3) と同様に, 切欠側が圧縮となる曲げ荷重を加

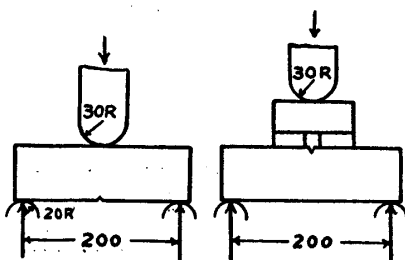


Fig. 2 Procedure of prebending at room temperature. (a) was used also for low temperature breaking test

えた溶接試験片（荷重約 33t，永久撓み約 2.5mm）

(7) : Fig. 1 (c) に示すような、長さを大きくした溶接試験片に、室温で公称応力  $25\text{kg/mm}^2$  の弾性的引張り荷重を加えた後、長さを  $225\text{mm}$  に切断したもの。溶接の近傍、ほぼ試験片の幅の中央で長さ方向の伸びを計測したが、ゲージ長  $100\text{mm}$  に対しても、 $50\text{mm}$  に対しても永久歪は生じていなかった。切欠はその後にプレスした。

(8) : (7) と同様であるが、引張り試験機を目盛を見て、荷重が上昇伏点に達して、下降伏点に落つた直後に荷重を除いた。この際の公称応力は  $32\text{--}33\text{kg/mm}^2$  で、材料の降伏点 ( $32.0\text{kg/mm}^2$ ) にはほぼ等しく、 $100\text{mm}$  のゲージ長に対する永久歪は  $0.05\text{--}0.15\%$  であつた。切欠はその後にプレスした。

(9) : (7) と同様であるが、 $100\text{mm}$  のゲージ長に対する永久歪が約  $2.5\text{mm}$  ( $2.5\%$ ) 生ずるように、室温で引張つたもので、公称応力は約  $37\text{kg/mm}^2$  であつた。引張りの終了した後で切欠をプレスしたことは (7)、(8) と同様である。

切欠は  $1\%$  Cr 鋼の刃を室温において荷重約  $10\text{t}$  でプレスしたもので、深さは  $3\text{mm}$ 、切欠半径  $r=0$ 、角度は  $45^\circ$  である。

切欠をプレスした後に室温で曲げ荷重を加えたり、または引張り荷重を加えた後に切欠をプレスした試験片は時効の影響を避けるために、予備的操作を行つてから 2 時間以内に、低温における破壊試験を行つた。

また熱影響を避けるために、影響が全くないと考えられるごく一部を除き、試験片の加工は大部分機械切削と鋸切断によつた。

### 2-3 破壊試験

破壊試験の要領は Van der Veen 試験と全く同様で、試験片をドライアイスとエチルアルコールによつて  $0\text{--}70^\circ\text{C}$  の適当な試験温度に冷却した後、Fig. 2 (a) に示す方法で曲げ破壊を行つた。この際、荷重-撓み曲線を自記せしめた。

## 3. 実験結果

各種試験片の破面の外観は Figs. 3~5 に示す通りである。切欠底部より測つた剪断亀裂の深さ (mm fibrous) を温度について描くと、Figs. 6~8 がえられ、これより破面遷移温度 (mm fibrous =  $32\text{mm}$  の温度)  $T_{II}$  を求めると Table. 3 の如くなる。

延性遷移温度をあらわす  $T_I$  (最大荷重時、Fig. 5、Fracture appearance of specimens tested (1)~(3)

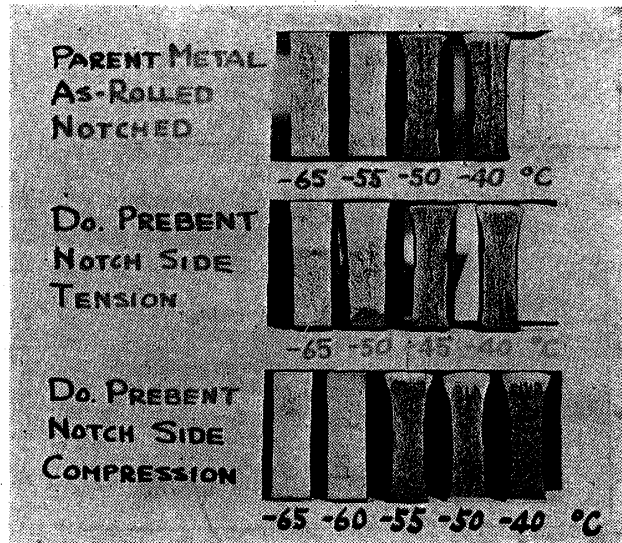


Fig. 3 Fracture appearance of specimens tested (1)~(3)

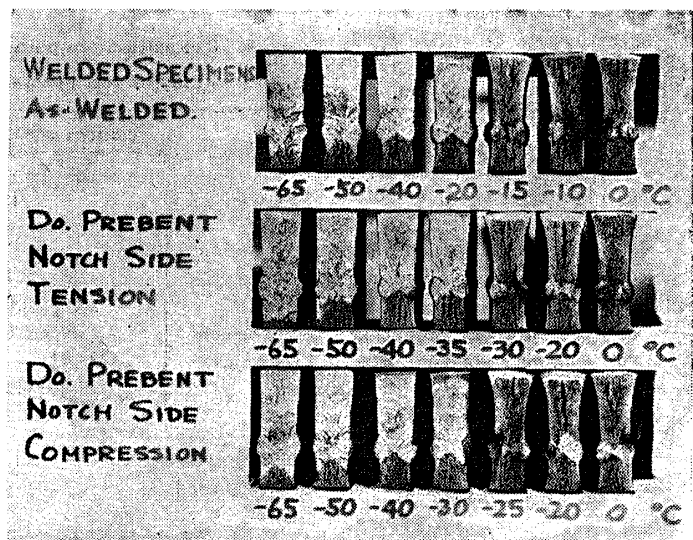


Fig. 4 Fracture appearance of specimens tested (4)~(6)

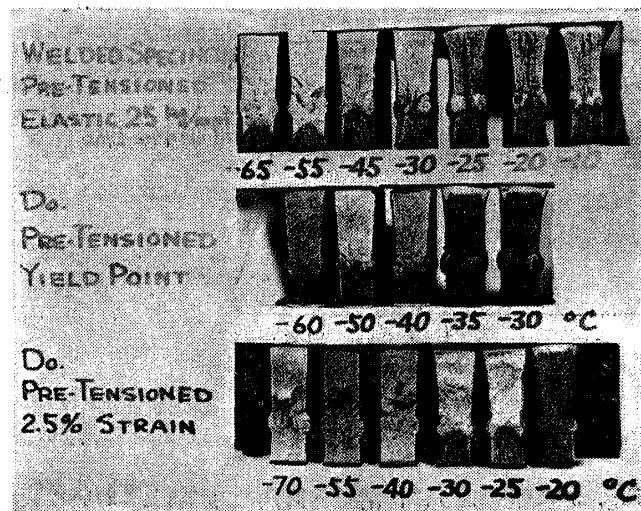


Fig. 5 Fracture appearance of specimens tested (7)~(9)

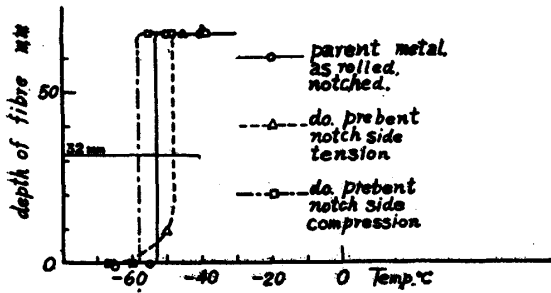


Fig. 6 Depth of fibre for unwelded specimens

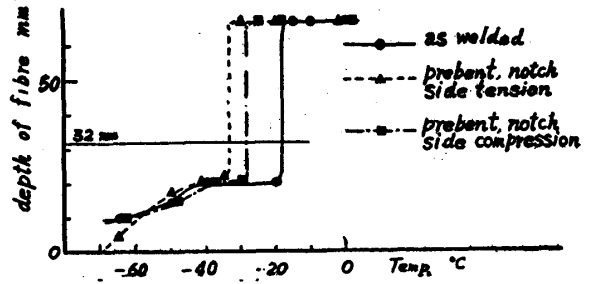


Fig. 7 Depth of fibre for welded and prebent specimens

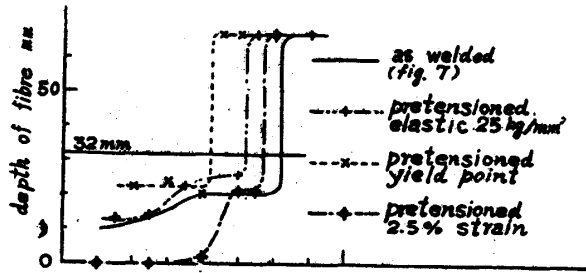


Fig. 8 Depth of fibre for welded and pretensioned specimens

の撓み = 6 mm の温度)は、このような試験片では、剪断亀裂が溶接部に達するときには、すでに撓みが 6 mm を超えている場合が多く、残留応力の影響を見るのには不適當であるので比較しなかつた。母材の延性遷移温度  $T_I$  は  $-53^{\circ}\text{C}$  で、破面遷移温度  $T_{II}$  に等しかつた。

Table 3. Transition temperatures for various kinds of test specimens

type of specimens	residual stress at weld centre* kg/mm <sup>2</sup>		$T_{II}$ °C
	$\sigma_x$	$\sigma_y$	
(1) parent metal, as rolled, notched	—	—	-53
(2) do. prebent, notch side tension	—	—	-48
(3) do. prebent, notch side compression	—	—	-58
(4) welded specimens, as welded	42.8(±0.4)	7.1(±0.4)	-18
(5) do. prebent, notch side tension	26.6(±0.6)	-2.8(±6.5)	-33
(6) do. prebent, notch side compression	-14.0(±6.6)	6.3(±0.4)	-28
(7) do. pretensioned, elastic 25kg/mm <sup>2</sup>	29.4†	-4.6†	-28
(8) do. pretensioned, yield point	19.9(±0.1)	-0.5(±1.5)	-38
(9) do. pretensioned, 2.5% strain	16.4(±0.2)	-4.7(±0.9)	-23

\* mean stress (± —) = actual measured stress  
 † measurement of one surface was failed

4. 残留応力の計測

溶接試験片 (4)~(9) の 6 種各 1 枚について残留応力の計測を行つた。溶接のままの試験片 (4) について

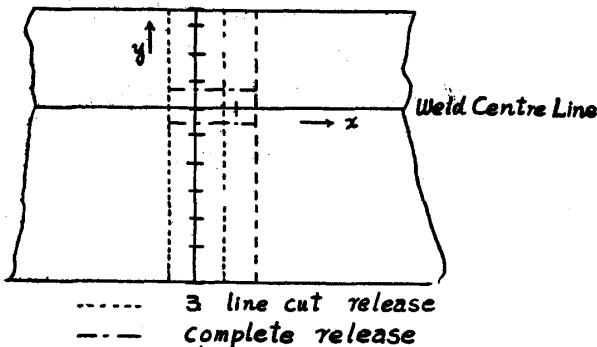


Fig. 9

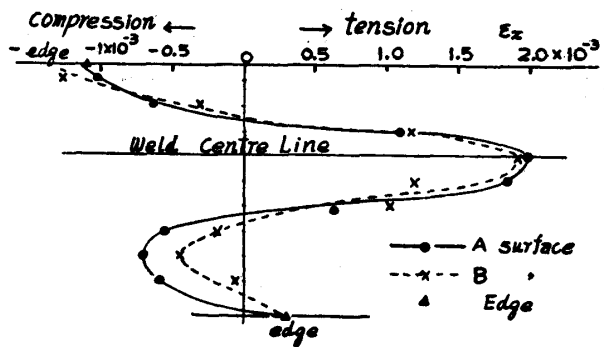


Fig. 10 Distribution of residual strain  $E_x$  (As welded)

は Fig. 9 に示すように、溶接と直角な  $y$  軸上において裏表の溶接方向の歪  $e_x$  の分布を求めるために合計 22 枚の歪ゲージを貼つたが、その他は裏表の溶接線上に 2 方向、計 4 枚の歪ゲージを貼つたのみである。接着後機

機械と切削油を用い、温度上昇をさせずに、 $y$  方向に3分割し、その前後の歪の差を求めた。

使用したゲージは共和無線製、ゲージ長 4mm、ゲージファクター 2.08 の KB9 ベークライトゲージで、DC-7 接着剤と DC-7 コーティングを使用した。歪計測器は同社 III F 型歪計測器である。

溶接線方向およびそれと直角方向が主応力の方向と考え、計測した歪より溶接線方向の応力  $\sigma_x$  と直角方向の応力  $\sigma_y$  を求めた。Table 3 にこれらの値の裏表の平均値および裏表の計測値と平均値の差を括弧内に記入してある。

溶接のまま試験片(4)に対する  $y$  軸上の  $\epsilon_x$  の分布は Fig. 10 に示す通りである。

一部の試験片は3分割後さらに  $x$  方向に小さく切断して (Fig. 9) 完全解放を行つたが、応力の増加は  $2\text{kg}/\text{mm}^2$  以下であつたので、大部分の応力は3分割によつて解放されたと認められる。

## 5. 実験結果に対する考察と結論

母材の切欠側が引張りになるように室温で予め曲げたもの(2)では、遷移温度が母材圧延のままのもの(1)よりも  $5^\circ$  高いが、これは引張りによる塑性歪の影響と考えられる<sup>(1)</sup>。

母材の切欠側が圧縮になるように室温で予め曲げたもの(3)は、切欠側の相当広い領域に塑性圧縮歪を生じ、切欠底部付近に弾性引張りの残留応力を生じていると考えられる。この試験片の遷移温度は母材よりもさらに  $5^\circ$  低いから、残留応力よりも塑性圧縮歪による降伏点低下の影響をより多く受けていると考えられる。

いずれにしても母材をこの程度曲げたのでは、遷移温度は  $\pm 5^\circ$  変る程度である。

溶接した試験片は溶接しない試験片に比して一般に遷移温度が高い。これは溶接部の厚さが母材より厚いことによる形状の影響、母材と成分や組織を異にする溶着金属の影響(低水素系溶接棒のシャルピー遷移温度は比較的高い<sup>(2)</sup>)、溶接の熱影響のためと考えられる。しかし(4)~(9)の溶接した試験片は、これらの諸影響についてはほとんど同一条件と考えて差支えない。溶接試験片はいずれの場合も、遷移温度  $T_{II}$  よりやや低い温度では、剪断亀裂が 20mm の深さに達し、溶接の境界付近より脆性亀裂が発生しており、残留応力の程度が遷移温度に大きく影響していると思われる。

残留応力の最も大きい ( $42.8\text{kg}/\text{mm}^2$ ) 溶接のままの試験片(4)は遷移温度が最も高い。

切欠側が引張りになるように室温で予め曲げた溶接試験片(5)は、溶接のまま(4)に比べて遷移温度が  $15^\circ$  低い。母材試験の(1)と(2)でわかるように、このように室温で曲げることは遷移温度を高める傾向にあるが、母材と溶接試験片では脆性亀裂の発生点が異なるので、母材のような傾向は見られず、曲げによつて溶接部の残留応力が低下したこと ( $16\text{kg}/\text{mm}^2$  減) が大きく影響していると考えられる。

切欠側が圧縮になるように室温で予め曲げた溶接試験片(6)は、溶接のまま(4)に比べて遷移温度が  $10^\circ$  低い。残留応力は大幅に変化して、 $\sigma_x$  は圧縮 ( $-14\text{kg}/\text{mm}^2$ ) になつているのに、遷移温度の低下が比較的少ないのは、 $\sigma_y$  が絶対値は小さいが引張りを示しており、剪断亀裂の底部で、2軸の引張り応力をうけるためではないかと考える。

予め室温で引張つた試験片は、引張りの程度を異にする種類 [(7)~(9)] を準備した。溶接したままの試験片では、溶着金属にはほぼその降伏点に等しい引張り残留応力が存在するが、これに荷重を加えて母材部に弾性的引張り応力を生ぜしめると、溶着部は降伏して伸び、荷重を除いた際に相当程度応力が除去される。  $25\text{kg}/\text{mm}^2$  の弾性的公称引張り応力を加えた試験片(7)では、  $13\text{kg}/\text{mm}^2$  程度残留応力は除去されているが、まだかなり存在しており、遷移温度の低下は溶接のまま(4)に比べて  $10^\circ$  である。

ところが、降伏点まで荷重を加えた溶接試験片(8)では、溶接のまま(4)に比べて遷移温度が  $20^\circ$  も低下している。これは残留応力の除去が相当良く行われ ( $23\text{kg}/\text{mm}^2$  減)、しかも冷間加工が最小限 (100mm のゲージ長に対し 0.05~0.15%) にとどまつたためと考えられる。

溶接試験片を室温で引張り、2.5% の永久歪を生ぜしめたもの(9)では、遷移温度は溶接のまま(4)に比べて僅か  $5^\circ$  しか低下していない。これは溶接残留応力は除去されるので ( $26\text{kg}/\text{mm}^2$  減)、相当程度遷移温度が下がるが、それと同時に、逆に塑性歪のために遷移温度が上昇するためと考えられる<sup>(1)</sup>。

結論として溶接構造が脆性破壊を行う場合には、溶接残留応力は悪影響を及ぼすといふことができる。機械的方法で残留応力を除去すれば、可なり切欠靱性を回復することができ、室温で溶接方向に引張り、母材が降伏点に達した直後に荷重を除いたものが最も成績が良く、本研究に使用した試験片については遷移温度の低下は  $20^\circ$  に達した。

溶接船は建造後相当の年月を経たものでも、相当の溶接残留応力を残しているが<sup>(3)</sup>、それにもかかわらず溶接船の事故はまれにしか起らない。これはまだ設計に予猶があるためで、もし建造時に溶接部の残留応力除去を行えば、溶接船の信頼性が向上するため、現在よりさらに軽い構造としうる可能性は多分にあると思われる。

### あ と が き

本研究を行うに当り、試験片製作に御協力を頂いた石川島造船所、残留応力の計測に御協力を頂いた運輸技術研究所溶接部、特に飯田国広技官、実験遂行に協力した東京大学生産技術研究所安藤研究室の諸君に対し、厚く感謝致します。

#### 参考文献

- (1) 木原, 安藤, 山口, 飯田, 今井: 造船協会論文集 第 95 号 (1954. 8)
- (2) 大谷: 鉄道業務研究資料 第 13 巻第 2・3 号 (1956. 2)
- (3) 山内, 中井, 国広: 溶接技術第 4 巻第 7 号 (1956. 7)