溶接応力に関する実験的研究 (第2報)*

—拘束状態において溶接せる場合の応力の発生過程—

三ヶ島秀雄** 大和田野利郎** 迎 静 雄**

Experimental Studies on Welding Stresses (2nd Report)*

—Dynamic Measurement of Restraint Stresses—

By Hideo Mikashima**, Toshiro Owadano** and Shizuo Mukai**

Abstract

Although welding stresses exist in a welded specimen both during and after welding, only those remaining after the specimen has completely cooled have been much discussed, and many works have been done to measure the distribution of residual stresses in welded joints.

If, however, one wants to make clear weld cracking behaviours, the most important thing to be done is to inquire minutely into the processes of generation and growth of welding stresses.

The following are researches on the dynamic measurements of the generation process of stresses in weld which are produced in welding mild steel under the restrained conditions. In measuring the process a trially-made experimental restraint apparatus indicated in Fig. 3 was used.

The conclusions obtained from the above experiments are as follows.

Though the tensile stresses were slightly produced by the contraction of deposit metal at temperatures higher than that of the Ar' transformation, they were soon counteracted by compressive stresses due to the Ar' transformation.

Consequently, restraint stresses are evidently considered to be generated really after the Ar' transformation has been finished; the so called Heyn's "Grenze Temperatur" of plastic and elastic deformation is 500–450°C.

When deposit metal cools down below 500–450°C, restraint stresses are rapidly generated. They keep growing up to the yield point of mild steel while the deposit metal cools down to the room temperature.

1. 緒 言

溶接応力は溶着金属の収縮および溶接部近傍に生じる塑性変形等によって発生するものであって、溶接後の残留応力に関しては、その性質および大きさの分布状態、部材の機械的性質におよぼす影響などに関しては従来より多数の実験的研究が行なわれている¹⁾。

しかし溶接時に応力が発生し発達する過程を詳細に検討することは溶接割れなどの解明にきわめて重要なことである。溶接にあたって溶着部近傍には常温から溶融温度までの広範囲の温度変化が集中的に発生し、しかも熱源が移動するために急熱急冷の熱サイクルを受ける。さらにこれに部材の機械的性質等の変化も加わって溶接中

の応力変化を追跡することは理論的にも実験的にもきわめて困難なことであるが、現在までに多くの人によってかなり追究が試みられている²⁾。

しかし所謂溶接熱応力の履歴に関する実験的研究については、これらの研究の中に行なわれていず、わずか White³⁾ Travis⁴⁾ 等によって一部試みられているにすぎない。

溶接により応力が生成成長して残留応力となるまでの過程を実験的に詳細に追跡することができるならば、Heyn のいう粘性一弾性の境界温度⁵⁾すなわち溶接応力の発生温度を求めうるばかりでなく、その性質の詳細を明らかにすることができるものと考えられる。さらにまた、溶接応力の抑制と緩和に対する根本的な対策もたてることができる。

本報告は溶接応力の発生過程に関する実験的研究の一部として、外的に拘束状態にある部材を溶接した場合に

* 原稿受付、昭和37年4月16日 (昭和34年度溶接学会秋季学術講演会において発表)

** 正 員、九州工業大学 Member, Kyūshū Technical College

溶着金属に刻々加わる荷重—この荷重をどの厚の有効断面積で割ったものを拘束応力ということにすれば、拘束応力の発生過程その他に関する実験結果である。

2. 実験方法

A. 供試材料

本実験に供した試験母材は SS 41 の黒皮つき圧延鋼材であり、その化学成分および機械的性質は Table 1 に示すとおりである。また使用した溶接棒は八幡溶接棒 G-200 で、Table 2 に示すような規格を有している。

Table 1 Chemical analysis and mechanical properties of base metal

Chemical analysis %					Mechanical properties		
C	Si	Mn	P	S	Yield strength kg/mm ²	Ultimate tensile strength kg/mm ²	Elongation %
0.16	0.27	0.67	0.021	0.025	20.4	46.02	34.1

Table 2 Chemical analysis and mechanical properties of electrode

Chemical composition %					Mechanical properties		
C	Si	Mn	P	S	Yield strength kg/mm ²	Ultimate tensile strength kg/mm ²	Elongation %
0.07 ~0.09	0.07 ~0.10	0.35 ~0.45	<0.025 ~0.025	<0.020 ~0.020	38~41	44~47	25~32

B. 実験方法

イ. 溶着部の冷却曲線の測定

拘束応力の発生過程を詳細に検討するためには溶着部の冷却過程を知ることは、もっとも重要なことの一つである。溶接部はアーク熱により瞬間的ではあるが鋼の熔融温度よりもはるかに高い温度に加熱され、しかも溶接後は油焼入時の冷却速度にも相当する速やかな冷却を行なうため、その温度変化の測定にはかなりの注意を要する。

そこで本実験においては、熱電対にタングステン—鉄系を使用し、そのタングステン線のみを溶接前に開先部の中央にセットし、鉄線は溶接部から離れた試験片の端部に溶接により接続した。タングステン線はアーク熱によりいったん溶けるが、タングステン線に取りつけた重錘により自然沈下して直ちに溶融ビード中に埋没しそこが熱接点となる。溶着部の冷却によって生じるタングステン—鉄熱電対の熱起電力の変化は非常に追従能力のすぐれた電子管式温度記録計または、暗室内にセットしたガルバノメーターに導きその振れを廻転ドラム上の印画紙に感光記録させた。そして Fig. 1 に示す予め求めたタングステン—鉄熱電対の起電力と温度の関係曲線より溶着部の刻々の温度を知ることができた。

Fig. 1 Temperature vs. mV curve of W-Fe thermocouple

この関係曲線からわかるように約 270°C で熱起電力は零となり、それ以下の温度では負符号に転ずるため、270°C 以下の温度測定は正確度を欠き事実上 300°C 以上の温度測定となるが、本研究ではそれでもほぼ満足な結果が得られた。

ロ. 試験母材に与えられる熱量の測定

各溶接条件で溶接した場合に試験母材にいかなる程度の熱エネルギーが与えられたかということは溶接応力の研究に関する基礎的問題と考えられる。したがって本研究に使用した溶接棒につき各溶接条件と母材の吸収熱量との関係を求めた。測定装置は以前に仲博士²⁾が使用された水熱量計と類似のものを使用したので詳細は省略する。

ハ. 拘束応力の発生過程の測定

本実験に使用した試験片の形状は Fig. 2 に示すとおりで、これをセットした拘束棒実験装置の機構を Fig. 3 に示す。溶接長を約 30 mm としたのは溶接熱を瞬間的な熱源に近い状態にして溶接ビード自身による拘束を可及的に小さくするためである。

溶接によって生じる試験母材の横方向の自由変形および角変形を拘束棒 A (収縮用)、および D (膨脹用)、拘束ピン E などで拘束し、その拘束力を応力測定用弾性棒 B の断面における応力に換算すれば溶接中および溶着部の冷却過程における拘束応力の生成発達過程を追跡することができる。

応力測定用弾性棒 B には縦方向に 2 枚のストレインゲージ (Active gauge) を貼り、弾性棒と同質の小鋼片に貼付した Dummy gauge 2 枚と組合せて Fig. 4 に示す

Fig. 2 Shape of specimen

Fig. 3 Apparatus for experiment

A : Restraint frame D : Restraint beam
B : Steel bar E : Clamp pin
C : stay S : Specimen

Fig. 4 Automatic recording apparatus of welding stress

ように電橋を構成し弾性棒の伸縮による Active gauge の抵抗変化によって生じる電橋の不平衡電圧を電氣的に増巾しその出力を小型記録計に記録することにより、溶接時の拘束応力の刻々の変化を連続的に捉えることができた。この場合溶接部と弾性棒 B との間の空間に遮蔽板をおき、また弾性棒は中空に設計して一定の落差をもった冷却水を通すことによりアーク熱および溶接部の熱が弾性棒に伝わるのを防止した。もし弾性棒に熱が伝わるようなことがあれば熱膨脹や Active gauge 抵抗変化が生じて実験結果の解釈が不可能になるおそれがあるからである。

また拘束荷量が両弾性棒に均等にかかるものかどうかを実際に試験片を取りつけて溶接を行ない検討した結果、溶接開始からの経過時間が僅少のうちには溶接終了側の弾性棒に一時的に最高 100~200 kg だけ大きくかかることがわかった。しかしこれを拘束応力に換算して約 $0.4 \sim 0.7 \text{ kg/mm}^2$ でありそれほど問題にならない。経過時間が 200 秒を超えるとこの差異はほとんど認められなくなる。したがって本実験においては常に一本の弾性棒に加わる荷重を測定しその測定値の 2 倍で性質の反対の荷重が溶着部にかかっているものと解釈して実験を進めた。

また試験後に試験片の拘束を解き弾性棒にかかっている荷重を除いたときに試験前にとったブリッジ・バランスが保持されているかどうか、すなわち零点えの複元状態を確認したが、 $-4 \sim -5 \times 10^{-6}$ 程度の移動が認められた。これを弾性棒にかかる荷重に換算して約 19~23 kg に相当し、拘束荷重測定中の最大荷重 4,000~5,000 kg に比較して無視しうる程度である。

二. 溶接線に直角方向の自由変形の測定

溶接による溶接線に直角方向の自由変形の発生過程についてはすでに前報⁷⁾において報告した。Heyn のいう粘性-弾性の境界温度の決定等拘束応力の発生過程を深く追求するためには、この自由変形の発生過程の測定は必要である。

横変形の測定は前報と同様、Fig. 3 に示した拘束棒実験装置に試験片の一方はそのまま拘束状態にして置き、他方の試験片は拘束棒 D および拘束ピン E を解除して自由に動きうる状態にして、Fig. 2 に示した試験片の l 間の自由変形量を固定棒に取りつけたダイヤルゲージで測定した (Photo. 1)。

Photo. 1 Test apparatus

3. 実験結果および考察

イ. 溶接熱源の強さ

Table 3 は供試溶接棒につき各溶接電流で溶接を行なった場合の単位時間に母材が吸収する熱量 Q_a/t の測定結果を示す。これより溶接時間を測定すれば全溶接熱量を知ることができる。これを溶接部の母材の単位断面積当りの熱量 q になおし、さらにこれを母材の比熱 c 、および密度 ρ の積で除したものはすなわち溶接熱源の強さ Q である。

$$Q = q/c \cdot \rho \quad (\text{デイメンジョンは cm} \cdot \text{deg})$$

今後の実験において溶接入熱の比較には、この溶接熱源の強さ Q でもって行なうことにする。

ロ. 溶接線に直角方向の溶接変形の発生過程

Fig. 5 は試験片の $l=208\text{mm}$ 間の溶接による自由変形を溶接開始より溶着部が常温に冷却する間にわたって測定した結果と溶着部の冷却曲線を示したものである。

Fig. 5 によれば第 1 層溶接においては溶接開始とともに溶接部およびその近傍はアーク熱によって加熱され膨脹する。この膨脹は開先端の間隙の縮小を伴って現われるので余り大きく発達せず、また一方では溶着金属の収縮がすでに生じており溶接開始後わずか数秒で膨脹量

は最大に達し、直ちに収縮を始める。しかしいったん収縮を開始してから間もなくこの収縮は止まりわずかながら膨脹が認められる。この膨脹を示しはじめるときの溶着部の温度はほぼ 650°C 前後でこのときの冷却速度は $60 \sim 80^\circ\text{C/sec}$ であり、前報に示したように M. Cohen の資料に基づきこの時期の膨脹は Ar' 変態に基因するものと考えられる。しかし一方ではまた不均一な温度分布に依存するものとも思われるが、オーステナイド系不銹鋼のように熔融状態から常温に至る冷却過程において Ar' 変態をもたないものにおいては、この一時的な膨脹が現われ

ないところからこの膨脹は炭素鋼特有の変態によるものと考えられる。その後溶着部の冷却とともに収縮量は増加し常温に達するにおよび収縮変形は飽和する。

以上のような第 1 層溶接で示した溶接歪の発生過程は第 2、第 3 層と多層置した場合もほとんど同様である。すなわち第 1 層溶接によって生じた収縮歪は次層溶接の入熱による材の膨脹により緩和される。この場合の膨脹は開先端が完全に前層溶接により埋まっているので第 1 層

Fig. 5 Cooling curves of deposited metal and processes of growth of deformation perpendicular to weld line

Table 3 Measuring results of heat input under various welding condition

Sample No.	E (volt)	I (amp)	W (watt)	$\cos \phi$ (%)	t (sec)	Q_g (cal)	Q_g/t (cal/sec)	w (gr)	Q_a (cal)	η (%)	Q_a/t (cal/sec)	Q_a/w (cal/gr)	w/t (g/sec)
1	29	152	3600	81.8	8.5	7025	826	2.80	4725	67.3	555	1685	0.33
2	27	156	3700	87.6	9.4	8280	880	2.95	5150	62.2	532	1750	0.31
3	25	120	2760	92.0	9.0	5915	658	2.37	3630	61.5	392	1535	0.26
4	26	128	3060	92.0	9.0	6560	730	2.58	4070	62.1	439	1575	0.29
5	22	108	1940	81.6	7.7	3550	462	2.35	2715	76.5	354	1155	0.31
6	27	140	3300	87.3	10.0	7857	786	3.40	5210	66.3	506	1530	0.34
7	30	163	4240	78.2	8.0	8070	1007	2.45	4880	60.5	592	1985	0.31
8	22	100	1800	81.9	7.5	3395	453	2.00	2440	72.2	345	1220	0.27

よりも大きく現われるため第1層溶接による収縮歪はほとんど完全に消失し、溶接入熱が大きい場合にはむしろ全体の歪は膨張側に移行する場合すらある。溶接入熱が小さい場合は溶接熱による材の膨張が前層溶接による収縮を完全に打消すほど小さくなく、前層の収縮歪の発達の過程は第1層の場合と全く同一である。

Fig. 6 は第3層溶接における溶接線に直角方向の溶接歪の発達過程におよぼす溶接熱源の強さの影響を示すものである。これによれば最大膨張量に達してから残留収縮歪までの全収縮量は熱源の強さに比例して大きくなるが反面、膨張量は増大するので結局溶着部が常温に冷却したときに残留する収縮歪は熱源の強さ Q が 1400~2630 (溶接電流は 100 A~200 A) の間ではあまり差異は認められないものと考えられる。

Fig. 6 Effect of heat input on processes of growth of deformation perpendicular to weld line

ハ、拘束溶接における応力の発生過程

溶接により生じる溶接線に直角方向の変形を外的に拘束した場合、溶着部にかかる荷重を溶着部の有効喉厚の断面積で除した値をこの場合拘束応力とすれば、溶接を開始してから溶着部が常温に冷却するまでの拘束応力の発生過程を追跡した結果を Fig. 7 に示す。

第1層溶接における拘束応力の発生過程は、溶接開始

Fig. 7 Cooling curves of deposited metal and processes of growth of restraint stress

後しばらくは応力の発生がみられない。Fig. 6 の横方向の歪の発生過程を参照してみると溶接と同時に部材は膨張している。しかしこの時期の溶着部の温度はきわめて高く、ためにこの膨張は拘束されて塑性変形を起し応力が発生し得ないものと考えられる。

ついで溶着金属の凝固収縮ならびに温度の低下による収縮が起るわけであるが、それが拘束棒等で拘束されるために溶着部には引張応力が生じる。しかしまだ溶着部の温度が高いために大きく発達しきらない。さらに溶着部の温度が 600~700°C に達すると、オーステナイト不銹鋼等には現われない炭素鋼特有の Ar' 変態による膨張によって、さきに溶着部に生成していた引張応力は相殺され拘束応力はほとんど零の状態になる。溶接入熱が大きい場合は溶着金属の量も増加するためにこの膨張が大きく現われ、したがってそれに伴う圧縮応力も大きくなりそれまでに生成していた引張応力より大きく発達するため応力状態はむしろ逆の圧縮応力となることがある。この膨張による圧縮応力の生成はごく短時間で、ふたたび温度降下とともに溶着金属は収縮しはじめこの収縮による新しい引張応力が生成し、さらに溶着部の冷却の進行によってこの引張応力は急速に発達し常温に達するにおよび応力の増加は飽和し残留応力となる。

従来より溶接応力の発生温度は軟鋼の降伏点やヤング率などから考慮してほぼ 700°C 以下と推察されていたが、以上の結果より 700°C 以上の高温において発生することがわかった。しかし発生する引張応力の値は極めて小さいもので、しかも溶着部の温度が 600~700°C に達すると Ar' 変態に基因する膨張に伴う圧縮応力によってほとんど零まで減少するので、事実上の応力の発生温度は 500~550°C の Ar' 変態終了温度をみるのが妥当のようである。

さて第1層溶接により生じた残留応力は次層溶接により急速に緩和され溶接終了時にはほとんど零の状態まで下がる。この時期の溶着部の温度はほぼ 600~550°C で Ar' 変態終了前後に相当しており、第2層の溶接熱による前層溶接部の焼鈍の効果と溶接熱による部材の膨張および変態に基づく膨張とが重畳して応力零の状態を形成するものと考えられる。

その後温度の低下とともに溶着部には第1層溶接の場合とはほぼ同様の経過をたどって応力が発生し発達する。さらに多層盛溶接をする場合も以上とはほぼ同一の経過を繰返す。そして残留応力の大きさは同一溶接条件で行なう場合には各層ともほとんど変わらないと思われる。Fig. 7 における第3層の残留応力がいささか低いように思われるが、これは層を重ねるにしたがって拘束棒(A)の撓みが大きくなり拘束力を減少するためと考え

Fig. 8 Effect of heat input on processes of growth of restraint stress

られる。

Fig. 8 は第 3 層目の溶接において溶接入熱を変化した場合の応力の発生過程を示すものである。溶接入熱の小さい場合においては前層溶接による引張残留応力が溶接熱によって完全に緩和されずある程度残留した状態から再び新しい引張応力が発生発達しはじめるのに対して、入熱の過大の場合は前層溶接による引張の残留応力は完全に除去され、さらに部材の熱膨脹および変態による膨脹が大きく現われて溶着部には逆の圧縮応力が生じる。その後の引張応力の発生過程は入熱の小さい場合に比し急激であるが、溶着部が常温に達したときの応力は溶接入熱 Q が 1400~2630 の範囲内においては入熱の大小により余り差異が認められない。

ニ. 溶接中および溶着部の冷却中に生じる粘性変形

拘束状態下で部材の溶接を行なう場合、溶着部が常温まで冷却する間には溶着部あるいはその近傍において粘性変形 λ_{pl} と弾性変形 λ_{el} とが生じることが考えられる。その合計である $\lambda_{pl} + \lambda_{el}$ は非拘束状態で溶接した場合の横方向の自由変形量 λ と一致するものと考えられる。しかし本実験の実験装置の場合には、さらに拘束棒 (A) の弾性変形 λ_{elf} が加わることで結局自由変形量は近似的に次式で表わされることになる。すなわち

$$\lambda = \lambda_{el} + \lambda_{elf} + \lambda_{pl}$$

この式で左辺はさきに測定した。そこで右辺の第 1 項と第 2 項を測定すれば第 3 項の粘性変形量 λ_{pl} が求められる。

Fig. 9 は荷重と λ_{el} および λ_{elf} の関係をそれぞれ単独に測定した結果であるが、偶然にもこの両者はほとんど同一であった。図中の $\lambda_{el} + \lambda_{elf}$ と荷重の関係は次のようにして求めたものである。すなわち、さきの拘束応力の発生過程を測定した後に溶接した試験片の一方の拘束を完全に解除した状態にして、再び拘束ピン (E) の位置に楔を打ち込み試験片の l 間の伸びを拘束棒 (A) に固定したダイヤルゲージで測定すると同時に、弾性棒

Fig. 9 Elastic deformation of specimen and restraint frame

にかかる荷重を測定することにより得ることができた。こうして求めた荷重と $\lambda_{el} + \lambda_{elf}$ の関係はさきに単独に求めた荷重と λ_{el} および λ_{elf} の関係の和にはほぼ等しい。

Fig. 10 Plastic deformation produced in specimen during cooling of deposited metal at heat input 1400

Fig. 11 Plastic deformation produced in specimen during cooling of deposited metal at heat input 2050

Fig. 12 Plastic deformation produced in specimen during cooling of deposited metal at heat input 2630

いま、溶着部の温度と試験片の l 間の全自由変形量、および拘束溶接において溶着部の温度と弾性棒の荷重から Fig. 9 によって求めた $\lambda_{el} + \lambda_{elf}$ との関係をそれぞれ各溶接入熱について求めれば Fig. 10; Fig. 11 および Fig. 12 に示す結果が得られる。

これらの各図で各温度における $\lambda_{el} + \lambda_{elf}$ 曲線と λ 曲線との差は溶接中あるいは溶着部の冷却中に試験片のどこかで生じた粘性変形 λ_{pl} に相当する。いずれの溶接入熱の場合でも 650°C 以上の温度ではこの差は大きく粘性変形を生じたことを意味し応力は大きく発達し得ないものと考えられる。まだ 650°C 以下 500°C 位までは幾分この両曲線の間に開きが認められ粘性変形が起りやすい状態にあるものと考えられる。しかし $500^\circ\text{C} \sim 450^\circ\text{C}$ 以下に溶着部の温度が低下するときはほとんど両曲線間に開きが認められず粘性変形はもはや起っていない弾性変形のみが生じているものと解される。

以上の実験結果から Heyn のいう粘性 - 弾性の境界温度は $500 \sim 450^\circ\text{C}$ と考えられ、この温度は Ar' 変態の終了直後位に相当し、拘束状態にある部材の溶接における応力の発生は事実上溶着部の温度がこの温度以下において起るものということができる。

以上の考察が部材を拘束する拘束棒の拘束力が変化した場合においても成立するかどうかについて検討を行なったが、拘束棒 (A) の拘束力は Fig. 13 に示すように溶接ビード長を変化することによっても変るのでビード長を種々変化した場合につき同様の考察を試みたが変りないことが確認された。Fig. 14 および Fig. 15 にビード長 60% の場合の荷重と $\lambda_{el} + \lambda_{elf}$ の関係および粘性 - 弾性境界温度に関する実験結果を示す。

Fig. 13 Relation between restrained force of frame and bead length

Fig. 14 Elastic deformation of specimen and restraint frame at bead length 60%

Fig. 15 Plastic deformation produced in specimen during cooling of deposited metal at bead length 60%

4. 結 言

溶接により生じる溶接線に直角方向の自由変形を外的な力で拘束した場合に溶着部に発生する応力に関して実

験的な研究を行ない次の諸事項を明らかにした。

(1). 溶接線に直角方向の溶接変形は、まず入熱により部材の熱膨張となって現われるが直ちに溶着金属の凝固収縮により収縮しはじめる。この収縮は溶着金属の Ar' 変態に基ずく膨脹によりいったんとまるかあるいは全体的に幾分膨脹をもたらす。この膨脹はごく一時的で後は溶着金属の冷却の進行とともに収縮し移行し漸次その量を増大し、常温に冷却後はかなりの収縮歪を残留する。

(2). このような溶接線に直角方向の変形の発生過程は、各層溶接において本質的な変化は認められない。また溶接入熱の影響は溶接初期に生じる熱膨脹により前層の残留収縮歪の緩和される程度が相異なるが、溶着部が常温に達したときに残留する収縮歪は、溶接入熱 Q が 1400 から 2600 までの範囲ではその大小によってほとんど差異は認められない。

(3). 横方向の収縮変形および角変形を外的に拘束した場合に溶着部に発生発達する応力は Fig. 7 に示したような挙動をとる。すなわち、700°C 以上の高温においても溶着金属の収縮による引張応力がわずかながら発生する。しかし大きくは発達しきらず溶着部の温度が 650°C 前後に達するときは炭素鋼特有の Ar' 変態に基因する圧縮応力によってさきに発達した引張応力は相殺されて応力状態はほとんど零となる。その後溶着部の温度低下により再び引張応力が生じこれが急速に発達して、溶着部が常温に冷却するにおよび降伏点に近い引張の残留応力となる。

(4). 多層盛溶接の場合は、前層溶接により生じた応力は、次層溶接の入熱による焼鈍の効果と部材の熱膨脹により緩和され入熱の大小によって緩和が不完全であったりまた完全に緩和されて応力零の状態を生じる。またあるいは熱膨脹および Ar' 変態による膨脹が大きく現われてかえって逆の圧縮応力を生じる場合すらある。その後は溶着部の冷却とともに前層と全く同一の過程を経て引張応力が発生発達する。残留応力の大きさは溶接入熱によって大きな差異は認められない。

(5). 拘束状態にある部材の溶接を行なった場合、Heyn のいう粘性-弾性の境界温度は 500~450°C と考えられる。650~700°C に現われる膨脹を Ar' 変態に基ずくものと考えれば 500~450°C の温度は Ar' 変態終了直後に相当し、応力の発生はこの温度以下において起るものと考えてさしつかえない。

終りに本実験を遂行するに当たって終始熱心に御協力戴いた執行栄六氏に感謝するしだいである。

参 考 文 献

- 1) たとえば D. Rosenthal & J. Zábrs : W. J. Sept, 1940, 323 S~33 S
- 2) たとえば D.E. Rodgers & J.R. Fetcher : W. J. Nov 1938 4~7 渡辺, 佐藤 : 造船協会論文集 第86号 (1949) 185~197, 第88号 (1950) 155~164
- 3) S.S. White, W. E. Moffatt & C. M. Adams : W. J. 1958 185 S~192 S
- 4) R.E. Travis, J.M. Barry : W. J. 1961 49 S~56 S
- 5) E. Heyn : Stahl u Eisen 27 (1907) ss. 1347
- 6) 仲 威雄 : 溶接の収縮と亀裂 小峰出版 (昭25)
- 7) 三ヶ島, 迎 : 溶接学会誌 Vol 30 (1961) No. 2 p. 126

研 究 委 員 会 の 動 き (9 . 10 月)

◎溶接用語委員会

▷37. 9. 4 第10回専門委員会

造船協会々議室 手塚委員長外19名

作業 ; 用語の英和対照を検討

▷37. 9. 25 第11回専門委員会

東大出版会館 手塚委員長外21名

作業 ; 用語の英和対照を検討

(本作業を今回にて終了した)

◎溶接疲労強度研究委員会

37. 10. 18 東大出版会館

出席者 ; 鶴田学会長外37名

議 事 ;

1. 報告事項

- 1) 旧 F.S. 委員会の学会移管に関する経過報告

- 2) 旧 F.S. 委員会の事業経過及び決算の報告

2. 鶴田学会長挨拶

3. 協議事項

- 1) 役員の選出

委員長 多田美朝 (鉄研), 副委員長 白石隆義 (鉄研), 幹事 村本徹五郎 (鉄研), 榎本信助 (鉄研), 高橋幸伯 (生研), 太田省三郎 (鉄研)

- 2) 運営方針の協議

4. その他

- 1) 抄訳カードの説明

- 2) 溶接構造疲労強度の最近の問題点について
多田委員長