

社団法人

日本造船研究協会報告

第 2 号

昭和29年10月

国産造船用鋼材による熔接船体の信頼性向上に関する研究

..... 第3研究部会

Some Studies on the Weldability and Notch Sensitivity

of Structural Steels for Ships. The 3rd Research Committee

The Report

of the

Shipbuilding Research Association

of Japan,

Tokyo, JAPAN

No. 2

October 1954

Abstracts

§1. Transition Temperatures of Killed and Semi-Killed Steel.

We have carefully experimented the ordinary tension test and slow bending test with standard Charpy V-notched specimen, using three kinds of killed steels and two rimmed steels.

The following results were obtained;

(1) ϕ -value (actual maximum load-point stress) is constant at maximum load point strain, being independent of temperature, within the temperature range of 100°C to -80°C and ϕ -values of these steels are smaller than that of rimmed steels.

(2) Transition temperatures of killed-and semi-killed steels are lower than that of rimmed steels and the notch toughness of killed steels is most favorable.

(3) Observing the relation between the transition temperatures and the ϕ -values, it is clear that the material of which ϕ -value is smaller shows the lower transition temperature.

§2. The Weldability of Killed and Semi-Killed Ship Steels.

(Studies of the Transition Temperature of Killed and Semi-Killed Steels and their Embrittled Zone due to Welding.)

In a previous study, authors have investigated the effect of welding on the notch-toughness of rimmed ship steels, and showed that the most embrittled zone appeared in a region of the heat-affected zone heated below A_1 transformation range during welding.

In this paper, the same phenomenon was recognized even with fully killed or semi-killed ship steels; In addition, the embrittled zone was markedly improved by stress relief annealing about an hour at 650°C .

§3. Notch Toughness in the Vicinity of Welded Part. (Micro-Tension Test)

For studying the notch toughness in the vicinity of welded part and the effect of peening, the authors performed micro-tension test at room temperature. Micro-tension test specimens were cutted at the distances, 5 mm, 10 mm, 15 mm etc. from the welding line. By comparing the ϕ -values (actual max. load-strain at max. point stress), the tendency of brittleness near the welded load-point line was estimated. From these experimental results the following characteristics were shown.

- (1) In as-weld condition, the notch toughness becomes worse as the part is far from the deposit metal and the worst at the heat-affected zone. Far from the heat-affected zone, the notch toughness recovers.
- (2) As to the peening operation, it is useful from the point

of stress relieving but harmful from the point of notch toughness especially in heat affected zone.

§4. Study of the Transition Temperature of the Weldment.

(On Weldability of Some Fully Killed Commercial Ship Steels)

To investigate the weldability of Japanese commercial ship structural steels, fourteen fully killed and two semi-killed steel plates, 25 to 35 mm in thickness, were tested over a range of temperatures employing V-Charpy Test, Austrian Standard-unnotched-bead-bend Test, and Knoop-hardness Test. Transitions from ductile to brittle behaviors were also observed.

In general, Killed steels were found to be more hardenable in the heat affected zone than rimmed or semi-killed steels, and accordingly V-Charpy notch toughness is not enough to evaluate the weldability of killed steels.

The transition temperature determined by Austrian Bead Test was found to be closely associated with the combined parameter of V-Charpy transition temperature and maximum hardness in the heat affected zone. The Austrian Test, therefore, is considered to be a reasonable mean of V-Charpy and maximum hardness tests.

It was observed that with an unnotched bead such as in Austrian Test, the initial crack occurs sometimes in

the weld-heat hardened zone in a comparatively hardenable steel. The bend performance, therefore, is greatly influenced by electrode types.

§5. Comparison of Brittle Fracture in Welded and Riveted Steel Plates.

The comparison of brittle fracture occurred in welded and riveted steel plates was made. The wide breadth specimens consist of three groups; plain plates, plates with a welded seam, and plates having a riveted seam line as shown in Fig. 1. The tests were made under slow tension.

The absorbed energy in brittle fracture at riveted plate showed larger value than the welded and plain plate. There was no difference between welded and plain plate.

§6. Cracking Tendency Test of Killed and Semi-Killed Steels

Using slit type specimen, crack test was performed to evaluate the cracking tendency of killed and semi-killed structural steels. Electrodes of various types (ilmenite, cellulose, iron oxide and low hydrogen types) were applied for welding, and any crack was scrutinized at the welded bead by magnetic inspection method. As compared with the crack test results for structural rimmed steels, those killed or semi-killed steels showed practically the same cracking

tendency, and proved to be used without any special precaution. The crack usually originated from the notch at the root of weld. It was concluded that steels with chemical compositions of $C < 0.20\%$, $P < 0.035\%$ and $S < 0.030\%$ might be with no danger for head cracking.

§7. The Effect of Prestrain Superposed on Welding

In the recent construction of steel ships, riveting has been largely replaced by welding. In welding ships, steels are frequently required to be welded in prestrained condition after cold working. One of the most important examples may be the joining of a gusset plate to the margin plate. In such a case it is usually recommended by the Ship Classification Societies that the prestrained area should not be welded in order to avoid deleterious effect of cold working upon welding. It is generally considered that welding of a cold worked steel reduces impact strength and corrosion resistance of the steel. To investigate the problem, various kinds of tests were performed, that is, tensile, bending, fatigue, and corrosion tests as well as notch brittleness test.

A rimmed steel, 13mm thick and with the manganese-to-carbon ratio > 2.5 , was employed. After a stress relief heat treatment at 700°C for one hour, specimens were

prestrained in a 300 tons tensile testing machine to various amounts of cold working, 0, 2.5, 5 %. Specimens were then bead welded with the submerged-arc welding process, and the following results were obtained.

No effect of cold working upon welding was observed in the tensile and the bending tests. In the V-Charpy notch brittleness test, transition temperature seems to be raised with increasing prestrains.

The fatigue test with repeated bending specimens in Schenk's fatigue testing machines, showed that the fatigue strength was increased with prestraining and welding.

In the corrosion test, the steel was made less resistant to corrosion when it had mill scale unremoved, cold worked, while the effect of prestraining-and-welding seemed to be favourable to increase the corrosion resistance.

Summarizing the test results, it may be concluded, that the effect of welding on a prestrained steel is not so deleterious as to be observable in tensile, bending, or fatigue tests, but rather effective to increase corrosion resistance.

Therefore the said recommendation does not seem reasonable, and the gussets may be welded to the margin plate on cold worked corners.

§8. The Brittle Fracture of Welded Joint with Defect

Tensile tests were made on butt welded joints with internal defects, which were produced at the root face, left unwelded, of double V grooved butt joint. The dimension of root face was changed in series, accordingly the amount of internal defect could be controlled. Also the height of reinforcement of weld was changed. The load was applied perpendicularly to the weld. The sharp transition phenomena reappeared in the presence of such natural defects.

The transition temperature of joint was affected by those of deposit steel and base plate as in Eq. (b). The notch brittleness of the base plate more influenced on the transition temperature of the joint than the deposit by this experiment.

The effect of dimensional changes in the size of defect and reinforcement on the transition temperature could be explained by the change of yielding point of the specimen; it was proved that higher the yielding point, the transition temperature also becomes higher.

国産造船用鋼材による熔接船体の 信頼性向上に関する研究

一 目 次

第 1 章	キルド鋼及びセミキルド鋼の遷移温度	1 頁
第 2 章	熔接による脆化領域の研究	13 頁
第 3 章	熔接による脆化領域の研究(ミクロ抗張試験)	21 頁
第 4 章	キルド及びセミキルド鋼の熔接部の遷移温度の研究	27 頁
第 5 章	広幅ビード試験(熔接及び鉄構造における脆性破壊試験)	37 頁
第 6 章	キルド鋼及びセミキルド鋼の塑非性試験	45 頁
第 7 章	冷間加工と熔接が鋼材に及ぼす重疊効果	53 頁
第 8 章	欠陥を有する熔接々手の遷移温度	63 頁

図面は各章毎にその番号を改めてその章の終りに
まとめてあります。

第1章 キルド鋼及びセミキルド鋼の遷移温度

I. 緒 言

第2次世界大戦中米国において多数急速建造された客船の一部に起つた破壊事例に関連し、使用材料の調査の結果普通の常温機械試験では延性強度とともに満足すべき結果を示すにも拘らず脆性破壊を起していることが明らかになつた。換言すればかかる脆性破壊に関する材料の良否は普通の常温試験結果から判定できず、この為種々の材料試験法が考案されてきた。

一般に上記脆性破壊に関しては Notch Toughness なる言葉が使用され、材料の Notch Toughness の判定にはいわゆる遷移温度を求める方法がとられている。然し乍ら実際問題として遷移温度を一々求めることは繁雑であるから、一般的且つ容易に実施しうる普通の常温機械試験結果から材料の Notch Toughness が判定できればきわめて便利である。

かかる見地から筆者らは引張り、振り、曲げ試験などを各種温度において実施し、詳細に吟味した結果、低温における種々の著しい特性を見出した。かつ曲げおよびシャルピー試験によって別途に求められた遷移温度との関連性について興味ある結果を得た。しかして常温における普通の機械試験結果から後述のごとき Criterion を比較することより鋼材の Notch Toughness を判定することができることを確めた。よつてこれらの結果の応用例を二、三の場合について示し、材料の Notch Toughness に関する簡易判別法を提案したいと思ふ。

II. 供 試 材 料

試験材料は代表的な本邦製鋼所より供給された縁付鋼A～D、半鎮静鋼E、F及び鎮静鋼G～Iである。各製鋼所より添付された各材料の化学成分を Table I. に示す。

III. 試 験 概 要

実施せる材料試験は丸棒試片及び両側に切欠を入れた板状試片の引張試験、振り試験、シャル

ビー試片による切欠曲げ（荷重並びに支持方法はシャルピー試験機のものと同様にして静かに曲げた）および衝撃試験の5種である。鎮静鋼及び半鎮静鋼は丸棒試片の引張試験及びシャルピー試片による切欠曲げ試験のみを行つた。常温以下の試験温度をうるにはドライアイスとアルコールを使用し、高温側では普通の電気炉を使用し、各試験共恒温槽中で行つた。※

Fig. 1. はこれら試験片の寸法形状を示す。

※
たゞしシャルピー試験は炉外で行つた。なおこれら試験装置の詳細は文献(1) (2) を参照されたい。

N. 従来の方法による各種温度における材料試験結果の表示

従来引張試験結果は最大荷重点の応力*** をもつて材料の強度を表わし伸率をもつて材料の延性を表わしてゐる。これらの結果によれば Fig. 2 及び Fig. 3 にみると本実験範囲内では温度が降下したからとて特に脆化したとは考えられず、遷移温度に相当したところも見当らない。*

(図には材料中、説明の便宜上代表的なものの特性を示した) たゞし断面縮少率は Fig. 3 のごとくある程度温度が降下すれば減少し始めてくるが、この程度の減少では材料はなお延性を保持すると考えられよう。これに対し伸率は逆に温度降下と共に増加する傾向を示すが、これはおそらくこの伸率の中には局部収縮を起すところのみならず、しからざるところも含まれており、後者の影響の大なるためと思われる。こうみに局部収縮の始まる迄の歪、すなわち最大荷重点における歪 ϵ_t を求めてみると Fig. 3 のごとく温度降下と共に上昇する傾向が見られる。

以上は引張試験結果について述べたのであるが、その他の試験結果についてもほど同様の特性が得られ^{1) 2)}。従来のごとき Criterion を採用したのでは材料の Notch Toughness は判定し難い。そこで最近の実験では切欠曲げ試験について最大荷重点以後の吸収エネルギー A_0 を考え、あるいはシャルピー試験の衝撃値が温度低下によつて変化する状態を考え、論議を行つている。

Fig. 4. はこの A_0 と温度との関係を示し Fig. 5. はシャルピー衝撃値と温度との関係を示すものである。これらの結果より遷移温度を決定し、さらに切欠曲げ遷移温度とシャルピー遷移

温度との関係を図示すると Fig. 6 のごとくなる。たゞし遷移温度としては A_0 (あるいは荷重値) と温度との関係曲線において最大の A_0 (荷重値) の $\frac{1}{2}$ の値を示す点の温度を採用した。

なお同図から次のことがわかる。(a)曲げ遷移温度よりシャルピー遷移温度の方が高い。(b)遷移温度の高い材料の時には Notch Toughness に関する材料差はシャルピー試験の方が敏感にあらわれ、逆に遷移温度の低い材料では曲げ試験による方が敏感にあらわれる。勿論(a)の遷移温度の高いということは荷重速度の影響によるものである。また(b)に関して本実験では V ノッヂシャルピー遷移温度で約 6 ℃ (V ノッヂシャルピー遷移温度で約 35 ℃) の時が両試験法感度の限界点になることがわかる。これは試験法の本質的差異に基づくものであつて何れの試験方式によるも Notch Toughness の絶対的判定が下せるわけのものでなく、あくまで比較試験であるというに過ぎない。

※※

最大荷重点の真応力 σ_t および歪 ϵ_t を求めるには最大荷重時の試片断面積を求める必要がある。これを求めるには恒温槽中の試片断面積を測定しなければならない。しかしこれを直接測定することは困難なので筆者らは次の方法を採用した。すなわち破断後において局部収縮を起していない平行部の断面積を測定し、これをもつて最大荷重点における断面積とした。しかして塑性変形により体積が、変わらないとの仮定によれば ϵ_t は次式より十分なる近似度をもつて求められる。

$$\epsilon = A_0 / A_{t,0} - 1$$

たゞし A_0 は変形前の試片断面積、 $A_{t,0}$ は最大荷重点における試片断面積。なお実験的検証については附録および文献(3)を参照されたい。

* 勿論さらに極低温まで実験を行えば単純引張試験といえども、脆化現象は顕著とならう。

V. Notch Toughness に対する新しき Criterion の提案

前項の結果をみると前者の方式によつて Notch Toughness を比較するについて、た

とへば切欠曲げ、シヤルピー何れの試験によるも温度を多段変へて行う必要があり、試験実験には多大の労力を要する。この点従来の試験結果からのみ Notch Toughness を推定しうる方法はないかということが問題になる。かゝる見地より試験結果を解析してみた。その結果

丸棒引張試験；

$$\varphi = \frac{(\text{最大荷重点における真応力})^*}{(\text{最大荷重点における歪})}$$

両側切欠引張試験；

$$\varphi' = \frac{(\text{最大荷重})}{(\text{最大荷重点の伸び})}$$

捩り試験；

$$\psi = \frac{(\text{破断捩りモーメント})^{**}}{(\text{破断捩れ角})}$$

切欠曲げ試験；

$$\psi = \frac{(\text{最大荷重})}{(\text{最大荷重点の撓み量})}$$

のごとき量を採用することがはなはだ便利であることが確認された。(Fig. 7 参照)

即ちこれらの量は Figs. 8~11 にみるとく試験温度に無関係に一定値をとり試験温度に左右されることがない。しかもこれらの量と遷移温度とを比較してみると Figs. 12~15 のごとくこれらの量の値が大なる程遷移温度は高く、Notch Toughness の低下していることがわかる。以上の見地から筆者らは φ , φ' , ψ , ψ' などを Notch Toughness 判定の Criterion として採用することを提案した。

最後にこれらの量につきさらに若干言及してみる。最近の研究結果⁴⁾によると普通の引張試験の抗張力 (σ_t) は次の如く表わされてゐる。

$$\sigma_t = K e^{Q/RT} \dots (1) \quad K: \text{常数} \quad Q: \text{活性化エネルギー}$$

R: ガス常数 T: 絶対温度

この関係が本実験にどの程度適用されるかを調査するに大体+100°C以下の温度で満足されるようである。さらに最大荷重点までの歪、 ϵ_t について調査するに(1)式と類似式

$$\epsilon_t = k e^{n/T} \dots (2)$$

k, n : 常数 T: 絶対温度

が大体+100°C以下の温度で成立するようである。今(1)(2)式の各常数を実験的に求めてみると、 Q/R と n とは互に近似しており、 $e^{(Q/R-n)/T} \approx 1$ と見なすことができるようである。よつてこれから $\varphi = \alpha_t / \epsilon_t$ の値が大体+100°C以下の温度で温度に無関係に一定値を保つものと推定されよう。なおこれらのこと φ' , Φ , Ψ , についても同様にいえることである。

*

φ はいわゆる引張試験の最大荷重点における塑性係数に当る。

**

振り試験の場合には破断点が引張および曲げ試験における最大荷重点と同様の特性を有する。

VI. 材料の Notch Toughness に対する指標としての条件

現在我々の目的は極低温系でも実験を行うことなく可及的に常温試験結果を指標として Notch Toughness 判定せんとするにある。そのためにはできるだけ次の条件を満足する量を指標として採用すべきである。

- (1) できるだけ試験温度に左右されない量であること。
- (2) 工業試験法として求めうる量であること。
- (3) 物理的意義のしつかりした量であること。
- (4) 材料の Notch Toughness を鋭敏に反応する量であること。

今前述の常温における φ , φ' , Φ 及び Ψ を此等の条件について調査するに(1), (2)及び(4)の条件は前述のごとく満足されよう。更に(3)の物理的意義については、 φ は最大荷重点における塑性係数を意味し、その他の Criteria も類似の意味を表わすこととなる。

勿論実際問題としては材料の Notch Toughness の指標として φ を採用することが最も簡便である。然し小形の試験片しか得られぬ時には、試験片の平行部が絶て「くびれ」による影

響をうけ最大荷重点における断面積、したがつて最大荷重点における真応力及び歪を正確に算定することは困難となるからこのような場合の σ 又は ψ を採用することが望ましい。又局所的な Notch Toughness を判定する必要のある時には判定箇所をノッチ下に位置するように試片を採取し σ 又は ψ を採用するのが都合がよい。

VII. 熔接された板の Notch Toughness の判定に対する新しい Criteria の応用例

前節において筆者らは Notch Toughness の判定に新しい Criterion を提案した。次に同様の考え方より他の実験結果を解析してみる。

(1) 熔接部近傍の Notch Toughness

2700×200×12 の軟鋼板を V 型衝合溶接し両側切欠引張試験片をその切欠部を熔接中心線より 5mm づつずらして採取し、常温試験を行つた。これらの結果は Fig. 16 に示す如くなりこれより次のことが知られる。

- a) 熔着部の Notch Toughness は母材と同程度によい。
- b) 熔着部より離れ熱影響部に到つて Notch Toughness を失う。
- c) さらに熱影響部から遠ざかるにつれ Notch Toughness は漸次回復し、遂に母材部に到る。

なおこれらの結論はジヤルピー試片を上記方法と同様に多数採取し、温度を変へて実験を行つた増淵氏の実験果⁵⁾ とほど一致してゐる。

(2) 熔接鋼板の Notch Toughness に関する焼鉋の影響

500×100×25 の軟鋼板を X 型衝合溶接し熔接線に直角に板面にアイソソフト型切欠を入れ各種温度で熔接のままのものと熔接後応力焼鉋 (650°C 2時間) を行つたものとについて曲げ試験を行つた。Fig. 17 はこの実験結果を示す。これより熔接のままのものは ψ の値が高く、焼鉋せるものに比し Notch Toughness の点において劣ると推定される。

VIII. 結 言

筆者らは多種の鋼材を用いて低温における基本的実験を行い著しい特性を見出した。特に特に Notch Toughness と最大荷重点における荷重と伸び(撓み)の比などとの関連性を明らかにし、かかる応用例を二、三示した。これらの結果筆者らは普通の常温機械試験における新し

い Criterion をもつて材料の Notch Toughness を判定することを提案するものである。もしこの結論が許容されるならば Notch Toughness を簡単な工業試験法により判定することができ、それによつて受ける利益は大であろう。

附 錄

引張試験における試片断面積の変化について

引張試験結果から抗張真応力及び最大荷重点の歪を求めるには最大荷重時の試片断面積を測定しなければならない。筆者らは既述のごとく破断後局部收縮を起していない試片平行部の断面積を測定し、これを最大荷重点の断面積とした。かゝる方法が許容されるかどうかについては一応実験的に確認する必要がある。第18図は室温における実験結果を示すものである。なお使用せる試片の寸法形状は本実験で使用せる引張試片と同一である。もちろん試片平行部は最大荷重までは一様な断面収縮、したがつて一様な伸びを示す。最大荷重点においては幾分断面縮少は不均一を示すがこの程度では結果に重大な影響を与へない。したがつて、破断後破断点からかなり離れた平行部の断面積を二三ヶ所求め、これらの平均値を採用すれば近似的には最大荷重時の断面積を表わすと考へられる。

文 献

- 1) 渡辺、合田 「鋼材の切欠感受度と引張試験との比較」
熔接学会誌 第21巻4号(昭和27年)
- 2) 渡辺、合田 「鋼材の切欠感受度に関する切欠曲げ試験」
熔接学会誌 第21巻 3号(昭和27年)
- 3) Mc Gregor, "A Two - Load Method of Determining the Average True Stress-Strain Curve in Tension,"
Jl. app. mech., Vol. 4, No. 12, (1939)
- 4) C. Zener and H. Hollomon, "Effect of Strain Rate upon Plastic Flow of Steel," Jl. App. Phys., Vol. 15 (1944);
H. Hollomon, "The Problems of Fracture," Weld. Jl.,
No. 5, (1946),

5) 増淵，橋田，田村 熔接学会誌 第21巻 1号 (昭和27年)

Table 1. Chemical Analysis of Materials Used

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
A	0.255	0.007	0.54	0.033	0.017	0.30	0.02	0.07
B	0.16	0.021	0.43	0.014	0.016	0.238		
C	0.18	0.01	0.53	0.012	0.018	0.27		
D	0.21	Tr	0.43	0.034	0.011	0.28	0.022	Tr.
E	0.21	0.07	0.66	0.014	0.023	0.16	0.098	
F	0.20	0.084	0.67	0.010	0.034	0.270		
G	0.16	0.23	0.73	0.031	0.020			
H	0.12	0.25	0.74	0.021	0.025			
I	0.15	0.21	0.72	0.015	0.020	0.20	0.098	

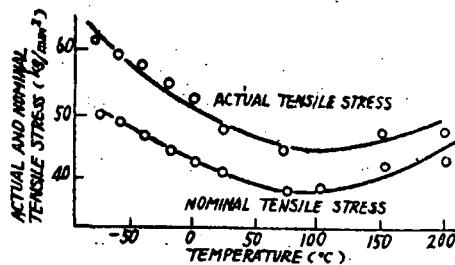


Fig. 2. RELATION BETWEEN ACTUAL OR NOMINAL TENSILE STRESS AND TEMPERATURE

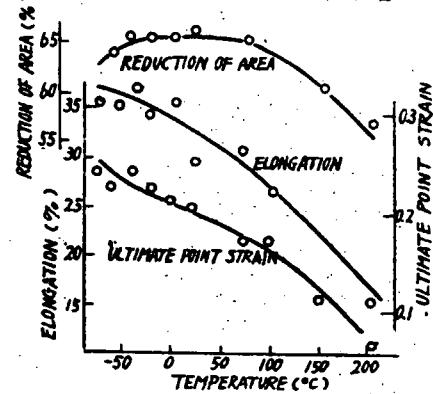


Fig. 3. RELATION BETWEEN TEMPERATURE AND ELONGATION, REDUCTION OF AREA OR ULTIMATE POINT STRAIN

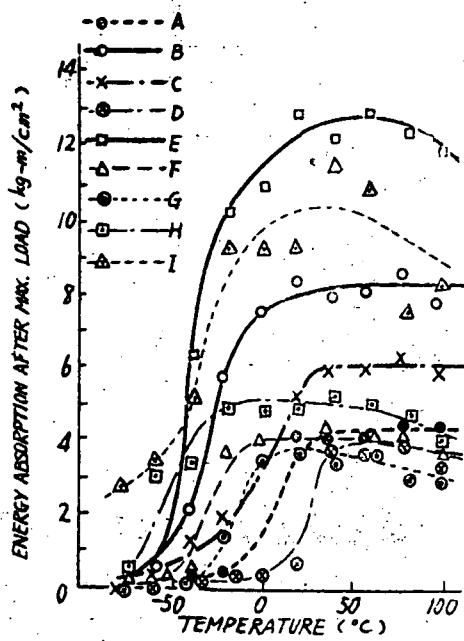


Fig. 4 (a) RELATION BETWEEN TEMPERATURE AND ENERGY ABSORPTION AFTER MAX. LOAD CONCERNING U-NOTCHED SPECIMEN

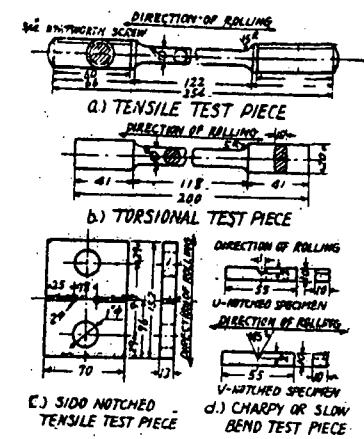


Fig. 1. DETAILS OF SPECIMENS

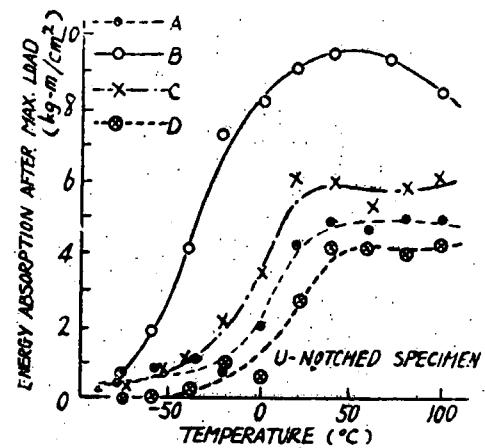


Fig. 4 (a) RELATION BETWEEN TEMPERATURE AND ENERGY ABSORPTION AFTER MAX. LOAD CONCERNING U-NOTCHED SPECIMEN.

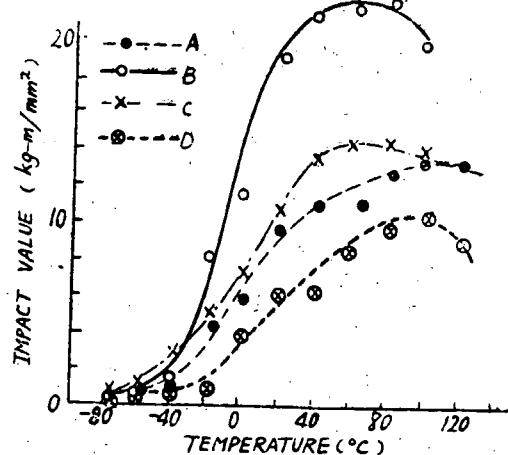


Fig. 5 (a) U-NOTCH CHARPY IMPACT TEST RESULT

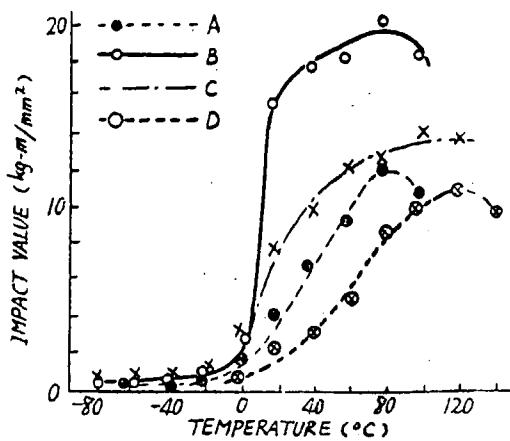


Fig. 5(b) V-NOTCH CHARPY IMPACT TEST RESULT

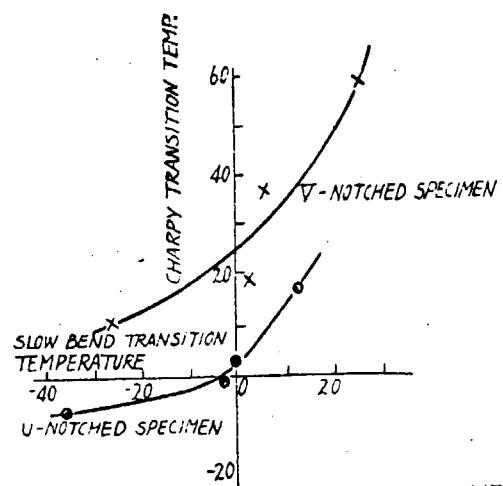


Fig. 6. RELATION BETWEEN TRANSITION TEMPERATURE BY CHARPY AND SLOW BEND TESTS ($^{\circ}\text{C}$)

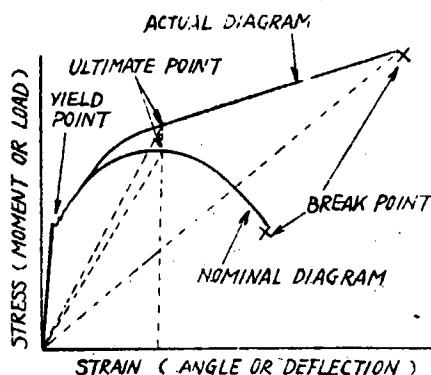


Fig. 7. DEFINITION OF ϕ , ϕ' , Φ AND ψ

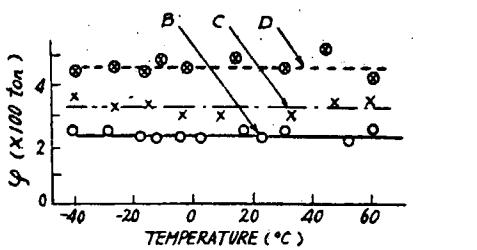


Fig. 9. RELATION BETWEEN ϕ' AND TEMPERATURE.

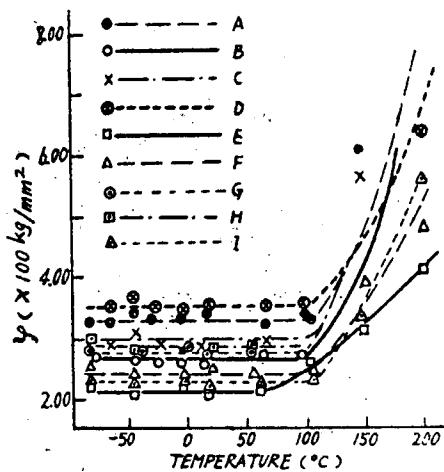


Fig. 8. RELATION BETWEEN ϕ AND TEMPERATURE.

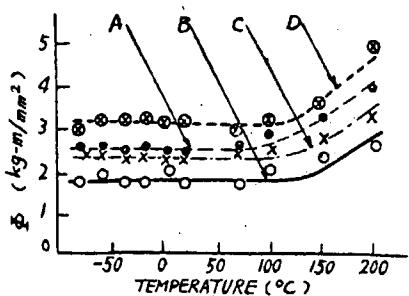


Fig. 10. RELATION BETWEEN Φ AND TEMPERATURE

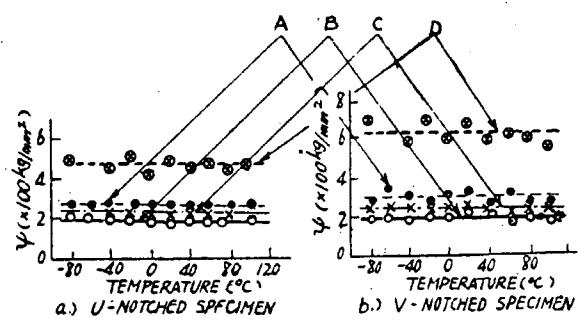


Fig. 11. RELATION BETWEEN ψ AND TEMPERATURE

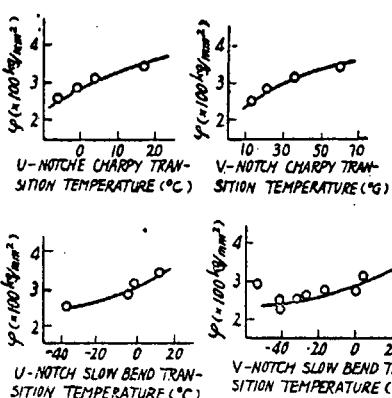


Fig. 12. RELATION BETWEEN Φ AND TRANSITION TEMPERATURE

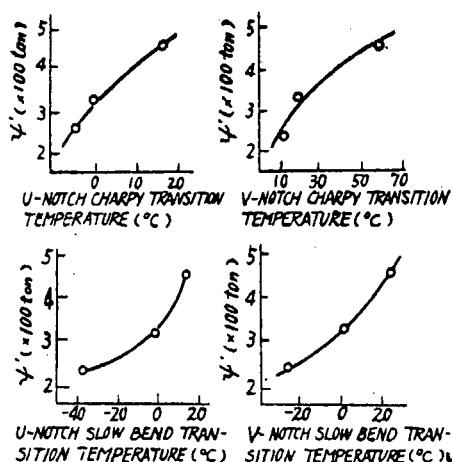


Fig. 13. RELATION BETWEEN Ψ' AND TRANSITION TEMP.

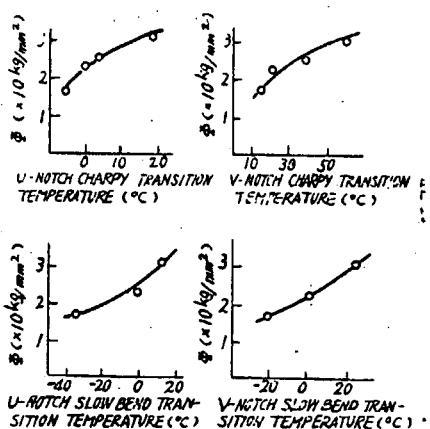


Fig. 14. RELATION BETWEEN Φ AND TRANSITION TEMPERATURES

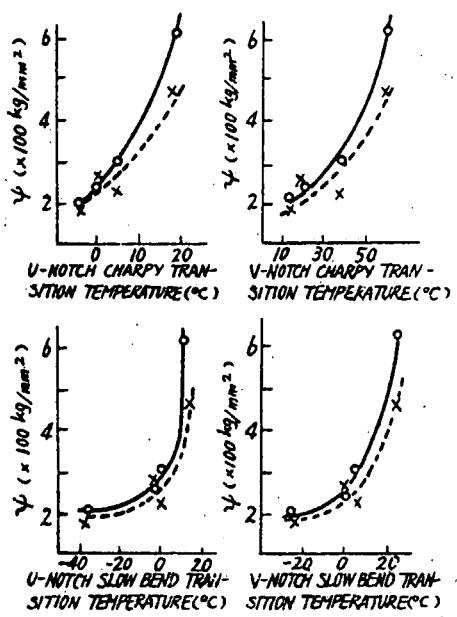


Fig. 15. RELATION BETWEEN Ψ AND TRANSITION TEMPS.

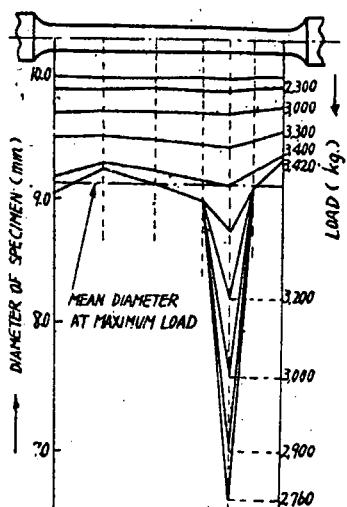


Fig. 16. VARIATION OF DIAMETER OF SPECIMEN TO NO LOAD FROM BREAKING LOAD IN TENSILE TEST

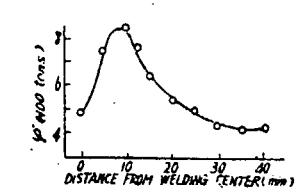


Fig. 16. RELATION BETWEEN Ψ AND DISTANCE FROM WELDING CENTER

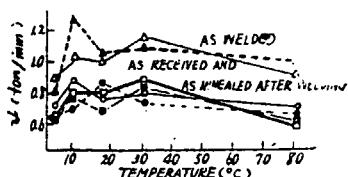


Fig. 17. RELATIONS BETWEEN Φ AT VARIOUS CONDITIONS AND TEMPERATURE

第2章 熔接による脆化領域の研究

I. 緒 言

軟鋼に熔接した際、最高加熱温度が鋼の A_1 変態点以下の範囲に脆化領域の現れることについては、先に行つたリムド鋼に関する詳細な実験によつてよく知られており、脆化の原因についても、其の後色々と研究が進められているが、急熱急冷による炭素、窒素、酸素等の析出及び熱応力に因る歪時効がその原因に挙げられている。

キルド及びセミキルド鋼は、リムド鋼に比較して特殊元素による脱酸が十分なため溶湯の清浄度高く、機械的性質特に衝撃値が優れているので、脆化の程度が異なることが考えられる。

そこでキルド鋼及びセミキルド鋼について先の実験に準じて、脆化の程度をしらべたのでその概要を報告する。

II. キルド鋼の脆化領域の実験

II-1. 実験方法

1) 鋼 材

前の実験と^{*}、熔接による熱影響の条件を一致させるため下記成分の 2.5mm 厚キルド鋼（日鋼室蘭製）を機械加工により両面を削り 1.2mm に仕上げたものを使用した。

第1表 化学成分

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
0.15	0.28	0.48	0.037	0.028	0.12	0.21	0.18

試験材の大きさは 1.2mm 厚、長さ 1400mm、幅 300mm でその中央の長さ方向に開先をつけた。

2) 熔接条件

上記の試験片を二枚用意し、手熔接及びユニアント熔接の二種類の熔接について行い

比較した。開先形状を第1図に示す。

手熔接の熔接棒は神鋼B17（径4mm）で、ユニオンメルト熔接の使用心線は大阪電圧No.43、フックスは Linde grade 20 で熔接条件を第2表に示す。

尚、熔接中の温度変化をも含せて測定した。

第2表 熔接条件

	施工法	熔接電流	熔接電圧	熔接速度
(A) 熔接	表三層 裏二層	180～190A	27～32V	約8"/min
(B) ユニオンメルト熔接	1層	580A	30±2V	11.1"/min

3) シヤルピー衝撃試験片採取

前回と異り、衝撃試験片の長さ方向をビードに直角方向に取つた。これにより前回で、Notch の方向を熔接線に直角にとつたため、破断面の中で場所によつて材質が変化していく不都合を改めることができた。

*

増淵、橘田、田村 熔接学会誌 昭和27年1月 P.2

II-2 試験結果及び検討

試験結果として各距離毎に、試験温度と衝撃値の関係をあらわす遷移温度曲線が得られた。第2図は手熔接について母材、熔着鉄、脆化部の遷移温度曲線を示す。

今、各距離毎の遷移温度曲線から $T_{\text{tr}} = 15$ (°C) 遷移温度を求め熔接中心からの距離に応じて Plot すると第3図の如くなる。

図中には先に求めた温度分布曲線から求めた各距離の最高温度を図示した。

これらによると手熔接、ユニオンメルト熔接共著しい脆化があらわれている。前者では熔着金属が多層熔接による微細化のため、非常に低い遷移温度を示し、中心から離れるに従つて漸次上昇し、10mm附近で最も脆化しており先のリムド鋼の場合と一致する。又、脆化の著しい点の最高温度は明らかに A1 変態点以下であることが温度曲線からも知られる。

ユニオンメルト熔接では中心より 8 mm 附近の所に最も遷移温度の低い所があらわれ、17 ~ 18 mm 附近が最も脆化している。この 8 mm 附近は母材と比較しても電子顕微鏡的（直接倍率 × 8,000）にも何等の変化がなかつた。

Ⅳ. セミキルド鋼の脆化領域の実験

Ⅳ-1. 実験方法

セミキルド鋼についてキルド鋼同様熔接による脆化領域をしらべたが、熔接式後片寸法、シャルピー試験片の採り方等は前と全く同様であつた。

1) 鋼材

第3表の如き成分の 12 mm 厚セミキルド鋼（富士製鉄製）を用いた。

第3表 化学成分(%)

C	Mn	Si	P	S
0.18	0.59	0.049	0.008	0.029

2) 熔接

熔接は自動熔接機 (Brown Boveri 社) により開先は 60 V, 心線は ex weld 36, フラックスは grade 20, を用い, 熔接電流 600 A, 熔接電圧 26 ± 1 V, 熔接速度 16.3 "/min であつた。

3) シヤルピー衝撃試験片の採り方

シヤルピー試験片の採り方は前のキルド鋼の場合に準ずるも、たゞその距離のとり方を前者より少なくしても十分その目的を達することが出来た。又 Notch の位置が夫々熔接線から定めた距離にあることを確認するため、シヤルピー試験片の断面を腐蝕して、その距離を測定した。

加工が正確であつたので Notch までの距離は、殆ど所定の長さになつていていることが分つた。

III - 2 実験結果及び検討

各遷移温度曲線から求めた T_{r15} 遷移温度の溶接中心からの距離による変化を第4図に示す。

これによると、12mm附近に稍々脆化の著しい所があらわれたが、その程度は前のリムド、キルドに較べると大部少い。最高温度はキルド鋼同様 A_1 変態点に達していない。又この図ではキルド鋼のユニオンメルト溶接の場合にあらわれた変質層の微細化領域附近の遷移温度の低下は見られない。

IV. キルド鋼及びセミキルド鋼に関する実験による脆化領域の考察

以上、キルド及びセミキルド鋼について溶接による脆化領域をしらべたが、いづれの場合も、大なり、小なりの脆化領域があらわれることが認められた。

これらの脆化領域は共に鋼の A_1 変態点に達しない部分であつて $400 \sim 700^{\circ}\text{C}$ に加熱された範囲であり、且つそれが相当離れた所まで及んでいることから溶接の熱応力による歪時効に関聯するようである。

歪を受けた鋼の衝撃値が著しく低下することは歪時効として昔からよく知られているが、溶接による残留歪は実際にはきわめて少ないのであるまゝでは到底この場合の現象には当てはまらない。所が溶接の場合は歪と共に急激な温度変化が加わるため時効の量は歪の量に相当するものより遙かに大きいかも知れない。更に加工を受けた鋼の歪時効は 250°C 附近に加熱すると最も激しくなることは既に知られている。溶接の際の温度と熱応力による歪の重畠効果をこの場合と結びつけて考えることは未だ早計のようであるが、昨年の国際溶接会議 (I.I.W) で脆化領域と 5% の歪加工後 250°C に加熱することによる歪時効の程度が材質によって関聯を有するという提案があつたことからも、この点に着目してよいと思う。

又この脆化領域が顕微鏡的に何等変化の見られないことは既に述べたが、更に先のリムド鋼の実験にキルド鋼及びセミキルド鋼の実験結果から、母材の遷移温度 T_{r15} に対して脆化領域の T_{r15} 遷移温度がどの程度上昇するかをしらべるために、今その差を仮りに ΔT_{r15} (脆化度) と考えると、母材の遷移温度に対する脆化度 ΔT_{r15} は第5図によつて与えられる。

この中 □印は高張力鋼による結果を示したもので、大体母材の遷移温度が増す程脆化が激しくなる。この図では最も脆化の少いことが期待されたキルド鋼の結果が、思わしくなかつたことは、母材の遷移温度が高いためであつたようで、これだけの結果からはリムド、キルド等の製鋼法の差による脆化の程度の相違はあらわれていないようである。

V. 焼鉋による脆化領域の変化に関する一実験

熔接による脆化領域の挙動を明らかにする一実験として焼鉋による変化をしらべた。

V-1. 実験方法

第4表に示す成分のリムド鋼(12mm)を長さ1000mm, 幅300mmに切り, その中央に3mmのV溝を作りユニアンメルト熔接を行つた。熔接条件は520~530A, 30V, 17°/min, 使用心線は大阪変圧N○.43

第4表 リムド鋼の成分(%)

C	Mn	Si	P	S	Cu
0.194	0.48	0.009	0.023	0.614	0.22

フラックスはgrade 20を用いた。

熔接後, 試験材を第6図の如く4枚に分割し, 一枚をそのままにし, 他の三枚を夫々250°C, 540°C, 670°Cに1時間焼鉋し, 約5~13°C/minの速度で炉冷した。

焼鉋後, これらの試験片から, 通常の方法で熔接線からNotchまでの距離が夫々0, 3, 6, 9, 13, 18, 28, 38, 50, 60mmの10種のシャルピー試験片を取り出し, 20°Cで衝撃試験を行つた。この場合, 熔接線からNotchまでの距離は最も重要なので, 特に熔接断面をマクロ腐蝕して溶接部を現し, 正確にNotchの位置を定めて, 加工を行つた。又試験温度を定めるには予め行つた素材の遷移温度曲線から最も適当な温度を選んだ。

V-2 実験結果及び検討

第7図に脆化領域の焼鉋による変化を示す。先づ熔接のまゝの場合は明瞭に脆化があらわれている。これを250°Cに加熱しても殆んど変化は起らないが, 540°Cで焼鉋すると著しく脆化が回復して来る。更に670°Cに加熱することによつて, 完全に脆化は消え, 特に熔着金属の靱性が増している。又この場合の熔接部附近の硬度変化も測定したが540°C以上に加熱した場合熔着余層の硬度が幾分減少する傾向にある他は著しい変化はない。

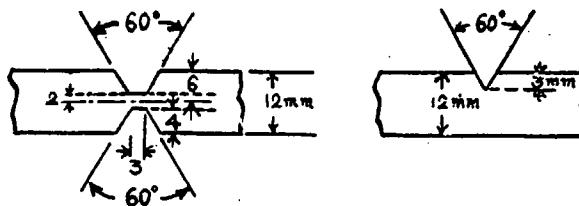
若し, 熔接による脆化が炭素, 又は窒素の析出に起因するならば, これらが固溶する温度まで加熱することによつて析出物を溶体化し, 脆化を回復することは可能である。

先に述べた歪硬化による靭性値の低下も 500°C 以上の加熱によつて既往の工前の靭性値に戻ることは明らかである。尙、普通用いる応力焼純によつて組織の変化が一應瞭がれしがこの結果から知られる。

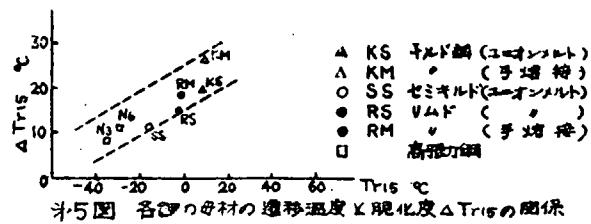
VI. 結 論

以上の実験から推論出来ることを要約すると次の如くなる。

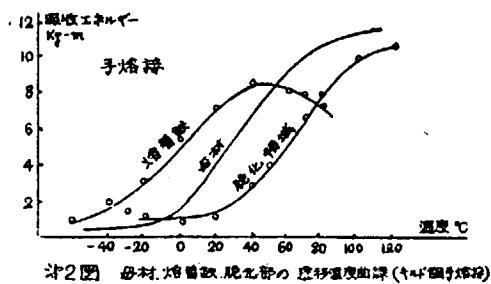
- (1) 熔接による脆化領域はキルド及びセミキルド鋼においてもリムド鋼同様あらわれる。しかしてその脆化の程度は、製鋼法の差によるより、母材の遷移温度に依存する。
従つて母材の遷移温度の大なるものは脆化の程度も比較的大きい。
- (2) 熔接による脆化領域は最高加熱温度が A₁ 変態点に満たないところで、顕微鏡的にも母材と区別が困難である。
- (3) 熔接による脆化領域は約 600°C の焼純によつて回復することが知られた。これらのことなどから考えると、脆化が熔接の際の熱応力による残留歪と急激な熱変化に基く時効に起因すると考えることは妥当のようである。



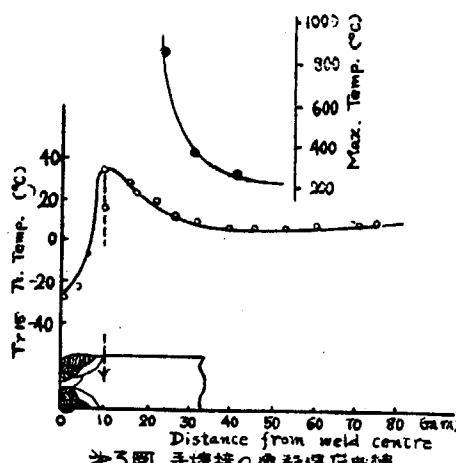
(A) 手溶接
(B) ユニオンメルト
第1図 焼接試験片寸法と拘束形形状



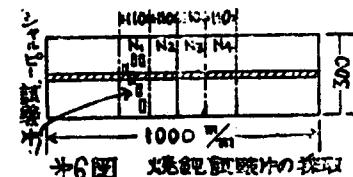
第2図 各種の母材の遷移温度 ΔT_{15} の関係



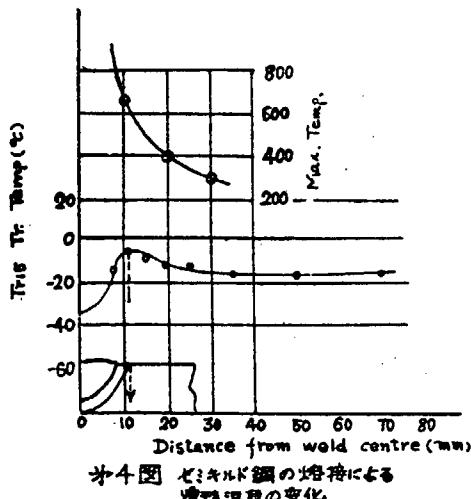
第3図 母材、被覆板、焼毛部の遷移温度曲線 (KJ/m)



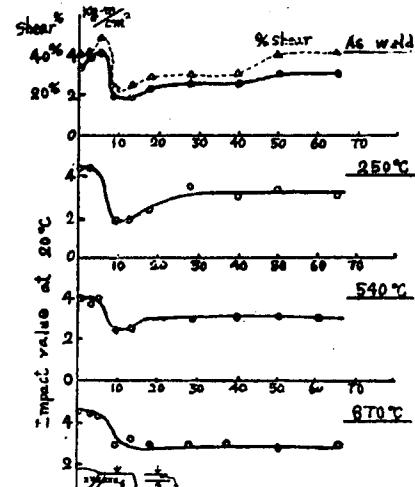
第4図 手溶接の遷移温度曲線



第5図 焼毛試験時の挙動



第6図 ゼミキルド鋼の焼接による遷移温度の変化



第7図 焼毛による脆化領域の変化 (シムド鋼)

第3章 熔接による脆化領域の研究 (ミクロ抗張試験)

I. 緒 言

熔接部近傍の Notch Toughness の変化状態を調べたものには Nippes 等の研究報告がある。然し從来遷移温度を求むるために行はれてゐる所謂低温試験は或る温度範囲に亘つて数多くの試験を行う要があり沢山の材料と手数を必要とする難点がある。別報¹⁾に於て筆者の一人は「常温試験による切欠脆性の簡易判定法」即ち常温丸棒引張試験に於ける σ_{max} (= 最大荷重点における真応力) の値により切欠脆性の特性を判定する事を唱導した而してから見地より Slow Bending Test 及び Side Notched Tension Test^{*} により熔接近傍の材質変化の状態を切欠脆性の見地より試験を行い Nippes 等の研究結果とは同様の結果を得た。

本研究は小型引張試験機により更に詳細に実験を行つたものの報告である。

※ Appendix 参照

II. Micro-Tension Test の概要

本実験に使用した試験機は東京衡機製の 2000kg capacity の「ユーバーソメータ」で Fig. 1 に略図を示した如く非常に小型の試験機である。先ず試験片をチャック A に插入しリング B を締めて固定しハンドルを C 部に取付け回転するとレバー D の働きによつて試験片の下端に力が加はり又其の上端はディスク E-E に固く締付けられてるので自然力はディスクによつてスプリングビーム F の中心に働くスプリングビーム F の撓は水銀のシリンダー内 G のピストン H を押圧するを以つてスケール I 上の硝子管 M に水銀が現はれて来て其時の荷重を知り得るようになつてゐる。N は伸記録用のドラムである。本試験機により最大荷重点まで荷重をかけその時の試験片の直径を測定して最大荷重点の真応力及び歪を求めた。

Ⅲ. 試験片材料

試験材料としては造船用 Rimmmed Steel と Killed Steel とを用い Fig. 2 に示す開先と溶接順序を以つて箇合溶接を行い Rimmmed Steel については Peening の影響をも調査することにして溶接のまゝのものと Fig. 3 に示す過程の Peening を 1 回行つたものと 2 回行つたもの計 3 枚作成し端部を切捨てし結局 Rimmmed Steel 120 × 150 × 16, 3 枚, Killed Steel 120 × 100 × 25, 1 枚を準備した。

Peening 要領としては重ね 5.5Kg の Peening tool を溶接完了後常温に復した後に Union melt 溶接機の carriage を用いて溶接方向に引張り Speed を一定に保つて最終層上を一端から他端に向つて行い、次にその近傍の素材部をも Peening を行つた。用いた Chisel は角に 15° を附した 11.5 × 7.5 の矩形断面を有し重量は 450 gr のものであつた。

IV. 試験片採取方法及び試験片寸法

試験片の採取方法及採取位置は Fig. 5 に図示した。即ち先ず各試験材について Macroetch を行い Fig. 4 の如き結果を得たので試験片採取位置を溶接中心より 5mm づらし各位置 2 本づつ採取することにした。又吾々の行つた Condition では Peening の effect は硬さ変化の測定結果より表面より 3 ~ 4 mm まで到達してあることが判明したので Peening の影響が消滅しないよう出来得る限り板表面より採取するように注意した。試験片の寸法は Fig. 6 に示す。

V. 実験結果ならびに考察

最大荷重点に於ける Diameter の測定結果から同点に於ける歪を計算し最大荷重点に於ける真応力と歪との比即ち σ/ϵ の値を算出し溶接中心線よりの距離との関係を得た。すなわち Fig. 7 に示す如くである。先ず as weld のものについて macroetch の結果を参照して考察するに Rimmmed Steel, Killed Steel とも 10mm ~ 20mm の範囲に σ/ϵ の値の最大値があらわれこの部分に遷移温度の最も高いすなわち低温脆性の著しい領域がありそれより溶接線を遠ざかるに従い Notch toughness を回復し母材部に至ることが確認された。これは Nippes 氏²⁾ 或は増淵氏³⁾ が熱間引張りで採取した微小試験片によつて色々温度

を変えて溶接線近傍の遷移温度を調査された実験結果ともよく一致するものである。又、Peening effectを見るに Peening 程度の如何にかかわらずこの傾向は改善されず更に脆化の傾向は増大するようである。Rimmed Steel と Killed Steel との脆化の傾向を比較するに Killed Steel の方は Rimmed Steel 程熱影響部に於ける遷移温度は上昇を示してゐないがこれは製鋼作業に於ける脱酸操作の差異が大きな影響を及ぼしてゐるもと考へられよう。

VI. 結 論

常温に於て微小引張試験を行い最大荷重点に於ける真応力と歪との比即ち ϕ の値を比較することにより種々の温度に於て行つた衝撃試験によるものと同様溶接線近傍の脆化の傾向を知り得ることを確認し次の結論を得た。即ち Rimmed, Killed 両 Steel とも溶接中心より 10 mm ~ 20 mm の熱影響部がもつとも遷移温度高く、即ち脆化著しくそれより溶接中心を遠ざかるに従い notch toughness は回復され母材部に至るこの傾向は Peening 操作により更に強められ母材部熱影響部とともに Peening により遷移温度は上昇するようである。従つて、Peening 操作は切欠脆性の点では熱影響部及び母材部に対しては悪影響を及ぼすもので残留応力緩和の見地より推奨される溶着鉄に沿う一定巾の母材部の Peening は行はない方が好ましい。

最後に本実験遂行に当り協力下さつた臼杵 匠君に対し深く感謝の意を表する次第である。

APPENDIX : -

造船用 Rimmed Steel (A B S 規格材) を V 型衝合溶接して 1990×200×12 及び 470×150×16 寸法の二枚を作成し Side Notched Tension Specimen 及び Slow Bending Specimen をその切欠部を溶接中心より 5 mm づつずらして採取し常温に於て試験を行い

$$\phi = \frac{\text{(最大荷重)}}{\text{(最大荷重点に於ける伸)}} \dots \text{Side Notched Tension Test}$$

$$\phi' = \frac{\text{(最大荷重 - 降伏荷重)}}{\text{(最大荷重点の伸び)}} \dots \text{Slow Bending Test}$$

を算定して熔接線近傍のNotch toughness の傾向をしらべ次の如き結果を得た。

図(a), (b)

注：—

1) 渡辺・合田

「Notch Toughness の見地よりみたる材料試験結果の判定」

2) E.F.Nippes and W.F.Savage

「Tests of Specimens Simulating weld Heat-affected
Zones.」 W.Jul. Vol 28 (1949)

3) 増岡・楠田・田村

「鋼材の切欠脆性に及ぼす溶接の影響」

（溶接学会誌） 21巻 1号

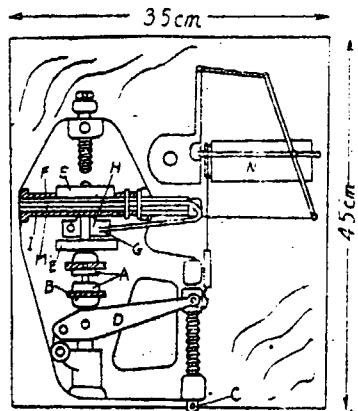


Fig. 1. 試験概路図

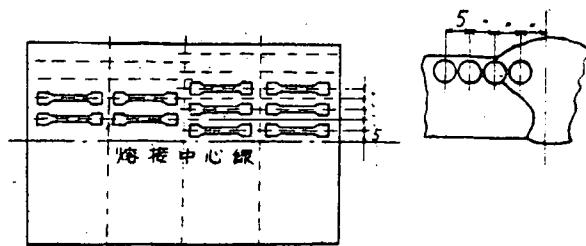


Fig. 5. 試験片採取要領

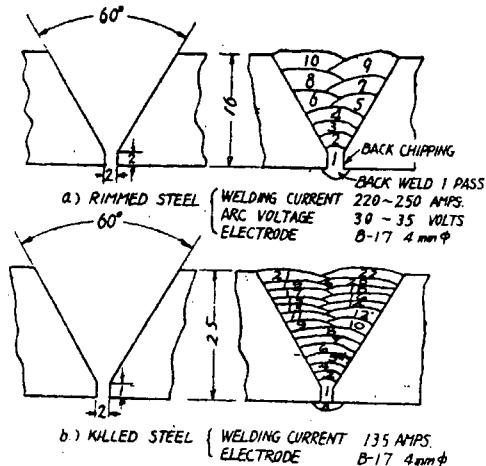


Fig. 2. 熔接要領

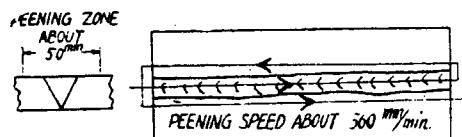


Fig. 3. PEENING 要領

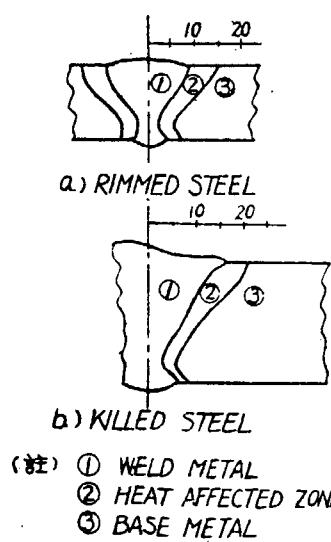


Fig. 4. MACRO-ETCH OF WELD

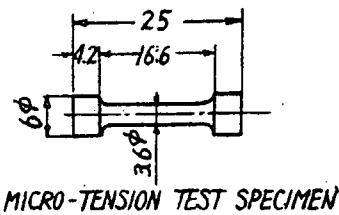


Fig. 6

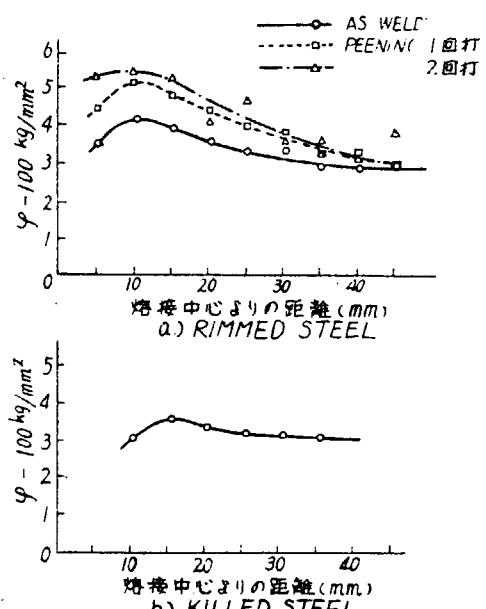
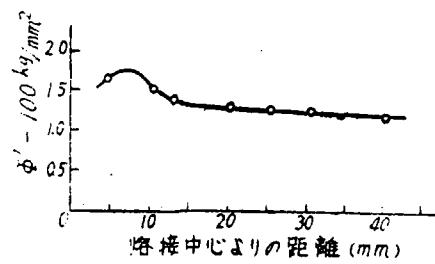
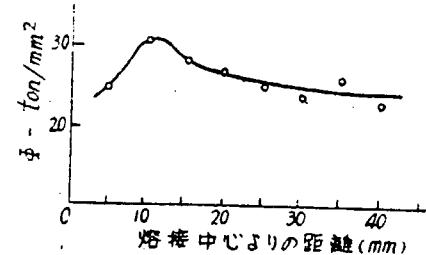


Fig. 7. 実験結果



a) SLOW BENDING TEST RESULT



b) SIDE NOTCHED TENSION TEST RESULT

第4章 キルド及びセミキルド鋼の熔接部の遷移温度の研究

I. 緒 言

我国では1951年頃から造船用キルド、セミキルド鋼の厚板の本格的な製造が行はれ、現在では相当量のものが、船体の主要部分に用いられている。

キルド鋼及びセミキルド鋼はリムド鋼に較べて、低温の性質が優れていることは既に分つているが、リムド鋼とは製鋼条件が異なるため、Mn, Siが多く、又場合によつてはNi, Cr等が廃材中から混入していることもあるが、熔接性に疑問の点があり、一部熔接欠陥を生じた例もあるので、最近欧洲で特に用いられているAustrian testを主として熔接性を調べた結果を報告する。

II. 試験方法

熔接性試験に用いた方法は古くはKommerell Test¹⁾として知られ最近ではAustrian Standard Bending Testとして欧洲で用いられている切欠なしのピード曲げ試験で戦前ドイツでSt 52で作つた全熔接橋梁が破壊した際、鋼材改良に採用され、好結果を示したもので特に厚板の試験に適している。

第1図が試験片及び曲げ試験用治具で、試験片は大体板厚のまゝで用い、中央にU型の溝を切り、これにsingle beadを置いたものを、beadが下側になるように二個のローラーの上に置き50瓩Amsler才能試験機を用いて曲げ試験を行つた。荷重が増すと板は変形するがこの時入つたピード上乃至は内部の亀裂が或時には脆性破壊を、又或時にはヒリ破壊を起すわけで母材が十分軟性にともなう時には亀裂は母材に入る前に停止する。

試験片寸法及びローラー等試験治具の寸法については、Kommerell TestとAustrian Testでは多少相違する所があるが、こゝではAustrian Standard Bending Testに従つた。

実験に用いた鋼材は25~37mmの種々の板厚のものであつたが試験材の容量の制限からすべて25mmに統一して用いたので、曲げ試験治具寸法は次の如く定まつた。

$$\begin{array}{ll}
 l_p = 350 \text{mm} & d_r = 4 \text{mm} \\
 b = 150 \text{mm} & d = 75 \text{mm} \\
 r = 3 \text{mm} & l_r = 150 \text{mm} \\
 l_s = 125 \text{mm} &
 \end{array}$$

試験の際は恒温槽を温湯又はドライアイスとアルコールで定められた温度に保ち、この中に試験片を約30分保持して均一な温度に保つてから速早く取り出し試験を行つた。

曲げ試験の完了時間は最大約2分を要すため、試験温度が室温と差が大きい場合は直接試験片が治具と接触する所からの熱伝導によつて試験片の温度が相当変化してしまうので、これを防ぐため厚紙をローター・やビンとの接触点にはさんで試験を行つた。

III. オーストリアビード曲げ試験

(1) 各種鋼材の熔接性比較

予備実験によつて、試験温度が下るに従い、曲り角度、及び吸収エネルギーが減少し、或温度でこれらが激減する遷移温度が認められたので各造船所で使用せるキルド鋼及び製鐵所から送附せるキルド及びセミキルド鋼について-60~+40°Cの各温度でAustrian Bending test を行つて熔接性を比較した。

各鋼材の化学成分を Table 2 に示す。

使用熔接棒は神戸製鋼B17(棒径 4mm)を用い、熔接条件は次のTable 3 に準じた。この場合熔接条件の変化が曲げ試験結果に重要な影響を及ぼすことを予想して、極力条件を一定にするよう努めた。

実験結果としては、破断までの最大曲り角度、吸収エネルギー、縫裂の発生及びそれが母材に伝播する際の曲り角度をとつたが、縫裂発生及び伝播の際の曲り角度は、現象が速く測定が困難であつたので試験機の自記装置に画かれた荷重-変位曲線の変位に対する試験片の曲り角度の関係を予め求め、試験中自記された変位の上に夫々観察による発生、縫裂の母材に進行する時期等を記入しておいて、あとで角度に換算した。

各種キルド鋼及びセミキルド鋼のオーストリア試験結果をTable 4 に括して挙げた。この中△印のない分は各造船所で実際に使用している钢板から集めたもので、△印のある鋼種は各製鐵所で製造した板について試験したものである。

Fig. 4 は曲げ試験結果を最大曲り角度 θ_{max} を規準にして試験温度との関係をあらわし

たもので、このように鋼種によつて相当の相違を示していることが知られる。

就中、鋼種Fはドライアイスで達し得る最低の試験温度でもなほ並くれ立つを粘り破断を示した。この鋼種Fは粒度が微細で且薄い層状組織を呈している点でこのようを特に優秀な成績を示したものと思われる。

最大曲り角度の代りに破断までの吸収エネルギーをとつても大体同様な傾向を示す。

Fig 4の曲線は曲り角度θが急激に減少する温度範囲を示してゐるので今曲り角度が90度に達する温度をオーストリア90°遷移温度と定めてTr90であらわした。Table 4に各鋼材のTr90の値を示す。

(2) 使用熔接棒のオーストリア試験に及ぼす影響

オーストリア試験では切欠がないため、他の例えればLehigh, Kinselなどの試験法とは異り、熔接ビード中の欠陥、又はビード自身の伸等の機械的性質が破壊に重要な役割を持つ故伸の良好な熔接棒とか欠陥の少い熔着金属を作る事ができれば、当然結果が良くなると考える。

そこで今種々の熔接棒を使用した場合についてオーストリア試験を行つて比較した。

使用鋼材は八幡製鉄製23mm厚リムド鋼でTable 5にその化学成分を示す。

熔接棒には色々と性質の異なるものを使用した。

熔接条件については前の実験条件(Table 3)に出来るだけ適合するように努めたが、SB-25については20~30amp、位高い電流を使用した。

Fig 5に試験温度と最大曲り角度の関係を示す。Fig 5によつて明らかに如く、低水素系熔接棒LB26を使用した場合だけがその他の熔接棒を使用した場合に比べて遷移温度が著しく低くなつている。

これは低水素系熔接棒は比較的伸が大で、且熔接欠陥が少いためと思はれ、大体予想と一致する。

肉盛用熔接棒(R-300)では、一見結果はB17と変わらないが僅かの曲げ試験で熔接ビードに縦横の亀裂が無数に入りビードによる拘束がなくなるのでこのような極端にビードが脆い場合は溶接のない場合と同じ結果に近づくので一応除外して考えて良い。

又これらの他、熔接ビードを置かない母材乃至はU溝を切つた儘の試験片についても曲げ試験を行つたが、いづれも-40°まで亀裂が入らずに180°変形した。

尚、低水素系熔接棒とイルミナイト系熔接棒による比較試験を更に二種の鋼材について行つたが、いづれも低水素系熔接棒の方が良好な結果を示した。

IV. 実験結果に関する考察

以上オーストリア曲げ試験によつて数種のキルド及びセミキルド鋼の熔接性をしらべたが、このビード曲げ試験が一般のビード曲げ試験 (Lehigh, Kinzel, Nick bend Test 等) と異なる所は、人工的な欠欠がないことで、従つて縫裂のスタートは切欠の底部の最も多軸応力度の大なる所から発生するという常識に必ずしも適合しない。

オーストリア試験では切欠がないため縫裂の発生が必ずしも熔接ビードの表面に起らず、ビード内部乃至は変質層から入る場合もあるようで、縫裂の発生状況は非常に複雑である。

他の試験法でも合金鋼などのような硬化性の大きい鋼の場合は変質層に最初の縫裂が入る例もあるが、オーストリア試験では特にこの傾向が大であると考えられるので、母材の靱性と熱影響の程度の両者から試験結果を検討することが必要と考える。

(1) シヤルピー試験結果との比較

オーストリア試験と他の試験法の関聯を求めるため標準シヤルピー試験を行つた。Fig. 6 は $T_r 15$ 還移温度とオーストリア試験による $T_r 90$ 還移温度を比較したもので、大体母材の還移温度が下る程オーストリア還移温度も良くなるが、図に示す直線範囲からは可成り外れた点が存在する。

(2) 热影響部の最高硬度との比較

母材の熱影響による硬化がオーストリア試験結果に及ぼす影響を調べるために、曲げ試験の終つた試験片から変形の少いものを選んで、断面の硬度を微小硬度計 (Tukon Tester (KNOOP INDENTER) 500 gr load) によって測定した。

Table 4 に各鋼材の熱影響部の最高硬度^{*}を示す。

Fig. 8 はオーストリア試験による $T_r 90$ と熱影響部の最高硬度 H_{max} を比較したもので、稍々硬度増す程還移温度は上昇する傾向を示している。

熱影響部の硬化がビード曲げ試験結果に影響することは硬化した部分が伸が少いため縫裂の発生又は伝播を助けることから当然考えられることで、ビード曲げ試験においては、変質層の硬度と還移温度の間の関係は多数の研究によつても認められている³⁾がオーストリア試験結果では図中の測定点の変動から考えて変質層の硬度はその要因の一つではあるが決定的な関聯があると認めるわけには行かない。

※

微小硬度計を用いたため、どうしても微細な硬度変化が読みとられるため、普通ピッカースの硬度数にくらべて約15~20%大きい数字があらわれている。

(3) シヤルピー試験と熱影響部の最高硬度を総合した場合の比較

1) 2) に示したオーストリヤ試験結果とシャルピー試験及び硬度との比較によつて、両者ともオーストリヤ試験結果と或程度の関聯性を有するもいづれも決定的なものではないことを知つたが、このFig. 7 及び Fig. 9 を比較すると図に示す直線範囲から特に離れる点は例えばシャルピー試験の場合には変質層の硬度が特に大又は小であり逆に硬度で比較した場合直線から離れる点は母材の遷移温度が特に高いか又は低いというように相互の関係が示されていくことに着目して、Fig. 7 及び 8 を総合した或るパラメーターとオーストリヤ試験結果の関係をしらべた。

先づ、Fig. 7 の実線よりオーストリア遷移温度とシャルピー遷移温度の関係は $T_f = 90$ (°C) = 2 ($T_f - 15 + 15$) (1) で表せる。

同様に熱影響部の最高硬度 H_{max} との関係は Fig. 9 の実線より

$$Tr90(C) = 55/200(H_{max} - 385) \dots\dots\dots (2)$$

と表すことが出来るから、これら両者が同じ程度曲げ試験に影響すると考えると

$$Tr\,90(C) = (Tr\,15 + 15) + 55/400 (H_{max} - 385) \dots\dots (3)$$

と表すことが出来る。(3) 式は結局、シャルピー試験結果と最高硬度の両者からオーストリア試験結果を推定する実験式となる故、今これを仮りに等価オーストリア遷移温度(*equivalent Tr 90*)と呼ぶと、*equivalent Tr 90*と実験によるTr 90の値の関係はFig. 9の如くなる。

即ち、オーストリア試験による結果は、母材の遷移温度と熱影響による硬化をあらわす量によつて整理すると比較的満足な結果が得られる。従つてオーストリア試験の値は少くとも母材の遷移温度と硬化の両者を総合して考へることが必要をわけである。

(4) 化学成分との関係

鋼材の溶接性と化学成分の関係についてはVoldrich 等は $C + I/4 (Mn + Si)$ を Tremlett は $C + Mn/6 + Ni/1.5 + Cr/5 + Mo/4 + V/5$ を提案しているが本実験結果にこの式を適用すると、 $C + I/4 (Mn + Si)$ の値が0.4を超えるもの例えば K. P. U の鋼材はいづれもオーストリヤ試験の結果が不良である。

又 $C + Mn / 6$ の式に対しても同様等価炭素量が増すと共にオーストリヤ遷移温度が上昇するようであるが、成分の変化が少いので餘りまとつた傾向が見られない。

(5) 試験片断面の破裂状況

先に曲げ試験による詰裂の発生が溶接ピード表面からのみでないことを述べたが、曲げ試験

后、試験片を Fig 10 のように切出し研磨するとビード直下に板厚方向の縫裂が多数あることを認めた。高張力鋼のような硬化の大きい鋼にはこのような縫裂も認められるようであるが、9) このようなキルド鋼でも明かに認められる。

これは熔接による急冷のため生じた硬化層中の微細な欠陥が曲げ応力によつて応力と直角方向に割れたためと考えられる。

Fig 11 の写真は鋼種 U にあらわされた縫裂を示す。この縫裂の発生状況を見るとビード表面の縫裂がない所からも内部には変質層縫裂が多数発生している。

この外にビード内の表面に達しない縫裂を認めた。鉄種も多数あつたが、これは熔着金属中の欠陥に關係するようである。

V. 結論

以上、造船用キルド及びセミキルド鋼厚板の熔接性を調査する目的で、造船所で使用せるもの及び製鐵所から送付された鋼材数種についてオーストリヤ試験を行つた結果大要次の如き結論を得た。

- (1) 造船用各種キルド及びセミキルド鋼はオーストリヤ試験による熔接性に著しい相違を示している。この中特に $C + I / 4Mn + I / Si$ の値が 0.4 を超えるものでは変質層の硬化が大で熔接性が低下するから注意する必要がある。
- 2) オーストリヤ試験による結果は単に母材の遷移温度だけでは定まらず、熔接による熱影響の程度を考慮して考えると比較的合理的に判断性を見出すことが出来る。
- 3) オーストリヤ試験による縫裂の Start は熔接ビードの表面だけでなく、熔接ビード内部、乃至は変質層中にあらわる場合もあるようで、特に硬化の著しいものでは変質層中の熔融部に近接した部分に曲げ応力による縫割れを生ずる。
- 4) オーストリヤ試験結果は熔接棒の種類によつて影響を受ける。低水素系熔接棒は特に他にくらべて結果が良好である。
- 5) 以上用いた鋼材の中造船所から送附された分はキルド鋼厚板を製造し始めた初期のもので特に炭素量の高い、オーストリヤ試験の不良なものが見られる。△印を附した分は比較的最近のキルド鋼でこれらは大体満足出来る結果を示している故、一般的の傾向としては材質が向上して來ていると見ることが出来るようである。

R E F F E R E N C E S

- 1) Stahl u Eisen 57 421 (1937)
- 2) H. Melhardt, " New Austrian standard "W.JI (1952) P. 592
- 3) 例えば Kinzel, A. B. W. JI. 27. 1948. PP 217~234-S
- 4) C. B. Voldvici, & D. E. Harder, W. JI. July (1949) PP, 326 336 S
- 5) M. William, " Properties of Metals used at low temperatures," W. JI. Nov. (1951) PP. 572~575 S
- 6) Voldvich, C. B., " Cold Cracking in the Heat affected Zone," W. JI. 126 (3) Research Supplement. (1947) 153~169-S

(3 4)

TABLE 1. DIMENSION FOR AUSTRIAN STANDARD BEADING TEST

PLATE THICKNESS (mm)	l_p (mm)	b (mm)	r (mm)	l_d (mm)	dr (mm)	d (mm)	l_r (mm)	I (amp.)
0.97 ~ 1.00	350	150	3	125	4	75	150	160 ~ 190
1.00 ~ 1.18	380	150	3	150	4	90	165	160 ~ 190
1.18 ~ 1.38	410	150	3	175	4	105	190	160 ~ 190

l_p : LENGTH
 b : WIDTH
 r : GROOVE RADIUS
 l_d : DEAD LENGTH
 d : PIN DIAMETER
 l_f : DISTANCE BETWEEN ROLLERS

TABLE 3. WELDING CONDITION

AMBIENT TEMPERATURE (°C)	WELDING CURRENT (amp.)	ARC VOLTAGE (volt)	WELDING SPEED (in/mm/h)
9 ~ 10	160 ~ 165	28 ~ 33	84 ~ 94

TABLE 4. TEST RESULTS

MATERIAL	AUSTRIAN TEST		CHARPY TEST		MAX. HARDNESS OF HEAT AFFECTED ZONE (KHN)			
	BEND ANGLE AT 0°C (DEGREE)	BEND ANGLE AT 20°C (DEGREE)	T _R 90 (°C)	T _R 180 (°C)				
A	46	180	6	10	7	-21	4.5	347
B	180	180	-21	-10	-3	-18	6.0	318
C	180	180	-10	0	30	4	2.0	295
E	55	180	12	20	24	0	2.5	345
F	180	180	-45	-30	-31	-53	10.2	316
H	180	180	-21	-1	18.5	-16	5.6	355
K	51	180	10.0	17.5	30	13	-17	4.0
M	180	180	-23	-15	31	-35	4.5	403
N	180	180	-65	0	-1	-35	9.0	317
P	38	65	27.5	35	34	7	1.8	330
U	78	78	29	45	23	-9	3.8	470
ΔYK	180	180	-27	-10	12	-10	3.1	258
ΔYS	180	180	-23.5	0	12	-12	3.2	273
ΔMK	180	180	-27	-3	-28	-42	7.4	310
ΔFS	78	110	9	20	29	0	2.5	324
ΔNK	180	180	-38	-35	5	-17	5.6	280

T_R 90 : MAX. BEND ANGLE 90° TRANSITION TEMPERATURE IN BEND TEST

T_R 180 : MAX. BEND ANGLE 180°

T_E : CHARPY ENERGY TRANSITION TEMPERATURE

T_{P15} : CHARPY 15 ft-lb TRANSITION TEMPERATURE

W₀ : ABSORBED ENERGY AT 0°C

TABLE 2. CHEMICAL COMPOSITION OF STEELS TESTED

MATERIAL	PLATE THICKNESS (mm)	CHEMICAL COMPOSITION (%)							C + 1.6 Mn	C + 0.8 Cr + Mn
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	
A FILLED S	27	0.11	0.15	0.75	0.027	0.018	—	—	6.8	0.235
B	—	0.12	0.21	2.65	0.036	0.027	—	—	5.4	0.228
C	—	0.18	0.23	0.64	0.024	0.019	—	—	3.6	0.287
E	—	0.12	0.21	0.84	0.020	0.020	—	—	7.0	0.260
F	25	0.17	0.20	0.64	0.015	0.033	—	—	3.8	0.277
H	—	0.17	0.20	0.71	0.016	0.023	0.18	0.11	4.2	0.288
K	—	0.22	0.26	0.79	0.027	0.028	—	—	3.6	0.352
M	—	0.15	0.19	0.63	0.010	0.021	0.27	—	4.2	0.255
N	—	0.14	0.17	0.75	0.020	0.017	—	—	5.4	0.265
P	—	0.15	0.28	0.98	0.037	0.028	0.18	0.12	6.5	0.313
ΔYK FILLED S	25	0.15	0.21	0.72	0.015	0.020	0.20	0.098	3.5	0.382
ΔYS SEMI KILLED	25	0.21	0.07	0.66	0.014	0.023	0.16	0.098	4.8	0.270
ΔMK FILLED S	30	0.16	0.23	0.73	0.031	0.020	—	—	3.1	0.330
ΔFS SEMI KILLED	25	0.20	0.08	0.67	0.010	0.034	0.27	—	4.6	0.282
ΔNK FILLED S	29	0.12	0.25	0.74	0.021	0.025	—	—	3.4	0.312
ΔNK SEMI KILLED	29	0.12	0.25	0.74	0.021	0.025	—	—	4.2	0.243

TABLE 5. CHEMICAL COMPOSITION (%)

C	Mn	Si	P	S	Cu
0.23	0.45	0.013	0.012	0.019	0.26

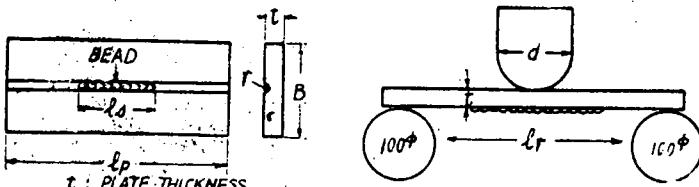


Fig 1. AUSTRIAN TEST SPECIMEN AND ITS ROLLER

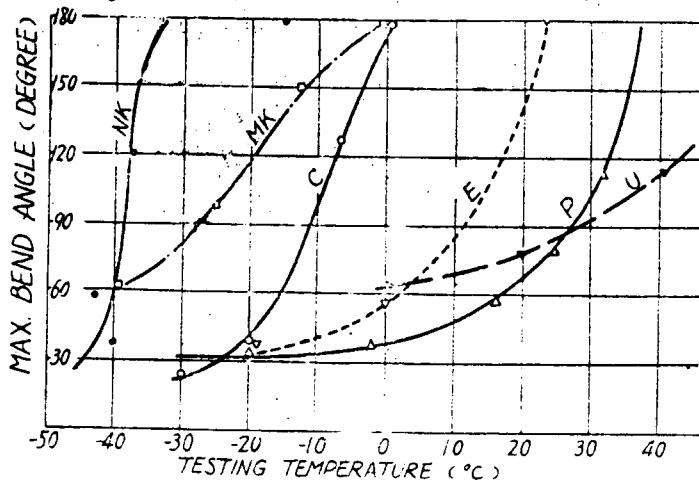


Fig. 4. EFFECT OF TESTING TEMPERATURE ON AUSTRIAN BENDING TEST IN VARIOUS SHIP STEELS

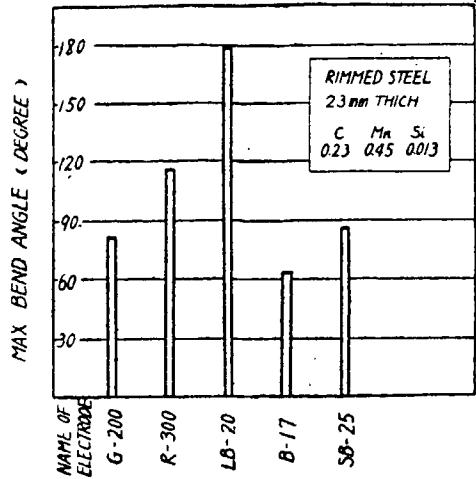


Fig. 5 EFFECT OF VARIOUS ELECTRODE TYPES ON AUSTRIAN BENDING TEST

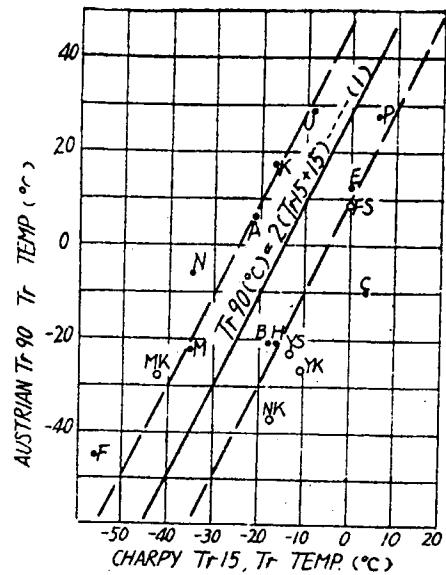


Fig. 6. PLOT OF AUSTRIAN TRANSITION TEMP. Tr 90 VERSUS V-NOTCH CHARPY 5 ft-16 TRANSITION TEMP. IN SHIP STEELS

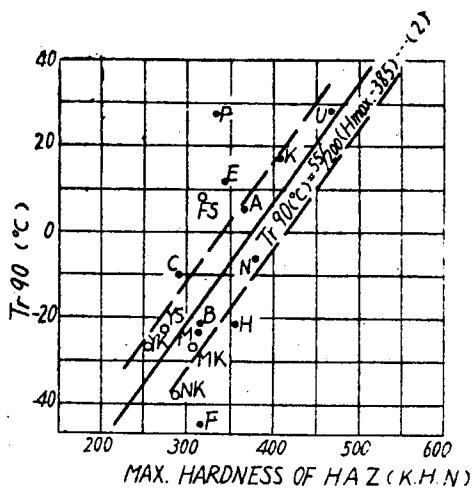


Fig. 8. PLOT OF AUSTRIAN TRANSITION TEMP. Tr 90 VERSUS MAX. HARDNESS OF HEAT EFFECTED ZONE IN SHIP STEELS

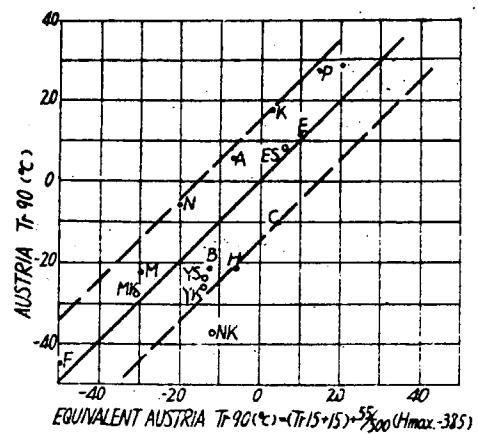


Fig. 9. PLOT OF AUSTRIAN TRANSITION TEMP. Tr 90 VERSUS EQUIVALENT AUSTRIAN TRANSITION TEMP. EQUIVALENT Tr 90 IN SHIP STEELS

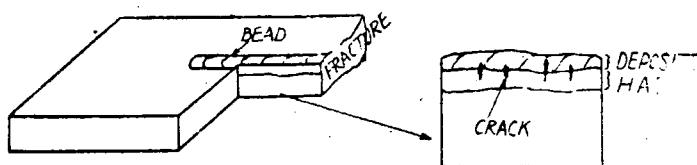


Fig. 10. SPECIMEN FOR DETECTING INTERNAL CRACK

第5章 広幅ビード試験（熔接及び鉄 鋸造における脆性破壊試験）

I. 試験の目的

鉄構造及び熔接構造における脆性破壊の差を求めるために大型試験片に鉄線を設けたもの、熔接ビードを設けたもの、素板のものの各々につき片側切欠を設けて低温で引張試験を行つた。

II. 試験片及び鋼材

試験片は板厚13mmと23mmの2種で、各々につき第1図に示すとく、素板の場合と熔接ビードのあるもの、鉄線のあるもの、素板で切欠の深さの異なるものの組合せ8本につき低温（約-30°C）で静的引張を与えた。

切欠は45°Vで切欠半径はいずれも0.05mmであつた。

以下に要目表を示す。

番号	板 厚	名 称	切欠深さ	幅	鋼 材
1	13	素 板	10 mm	300 mm	1
2		素 板	20	300	
3		熔接ビード（ビード中心は切欠底部より15mm）	10	300	
4		鉄線（幅中央重ね接手一列鉄）	10	243	
5	23	素 板	10	240	2
6		素 板	30	240	
7		熔接ビード（ビード中心は切欠底部より20mm）	30	240	3
8		鉄線（幅中央重ね接手一列鉄）	30	240	

註 熔接はV型衝合、鉄は13mmのとき鉄径19mmピッチ8.5mmラップ57mm

23 " " 25mm " 100mm " 70mm

使用鋼材はリムド鋼三種であり、化学成分及び機械的性質は次表に示す通りである。

鋼材番号	板厚	C	Mn	Si	P	S	Cu	粒度	降伏点抗張力 $\frac{kg}{mm^2}$	抗張力 $\frac{kg}{mm^2}$	伸び %
1	13 mm	.16	.44	.01	.004	.036	.21	8	287	41.0	30.5
2	23	.20	.43	.01	.012	.022	.24	9	27.5	43.7	27.5
3	23	.18	.41	.01	.020	.035	.27	8	26.0	43.0	27.5

II. 試験方法

低温時の破壊強度を比較するために何れも -30°C 前後で破壊を行い最大荷重及び吸収エネルギーを求めた。

また破壊前に切欠底部附近の応力状態を知るために抵抗線歪ゲージを用いて歪分布の計測を行つた。このとき荷重を計測時間中一定に保つと荷重速度のむらを生ずる懸念があるので荷重を増加しつつ切換式動的歪計を用いて動的歪を計測した。

試験機は月島 300 ton 構造物試験機を用いた。

IV. 試験結果

(1) 最大正味応力と吸収エネルギー

板厚 13 mm の場合には殆んど shear type の破壊を示し、板厚 23 mm の場合にはすべて cleavage type の破壊を示した。

第 2 図に板厚 23 mm の場合の脆性破壊時の強度の比較を示す。同図によれば吸収エネルギーは鉄の場合には著しく大きく素板の 4.1 倍に達する。これは後述するように鉄線の働きによるものである。

溶接のものと素板との差は認められない。又切欠が浅いものは吸収エネルギーが 3.5 % 増加している。

最大正味応力（鉄の場合はラップを考慮）は鉄の場合に低く、素板の 21 % 減となつてゐる。この理由は後述するように鉄の場合の切欠底部の応力集中が大きいためと考えられる。

溶接は素板とあまり差がない。

最大応力は材料の抗張力と比較すると、板厚13mmの剪断破壊においては75%程度、板厚23mmの脆性破壊においては60%程度となつてゐる。

薄板の場合も含めて結果を表示すれば次のようになる。

番号	板厚	名 称	温 度	吸 収 エネルギ	最 大 荷 重	正味応力	抗 張 力 と の 比	破 壊
1		素 板	-40°C	3675Kgm	124ton	31.9 $\frac{kg}{mm^2}$	775 %	96% shear
2	13	素板(側)	-32	2,370	115	32.7	794	95% *
3		熔 接	-34	1,650	114	29.6	71.7	91% *
4		鉄	-34	1,680	97	24.6	59.8	20% *
5		素板(側)	-25	780	142	27.3	62.8	cleav
6	23	素 板	-31	576	130	26.6	61.2	cleav
7		熔 接	-29	615	133	28.3	65.0	cleav
8		鉄	-22	2,325	136	21.0	48.3	cleav

(2) 荷重伸び曲線と鉄線の働き

第3図に板厚23mmの場合の各試験片の荷重伸び曲線を示す。著しい特徴は鉄線を有する試験片に見られる。

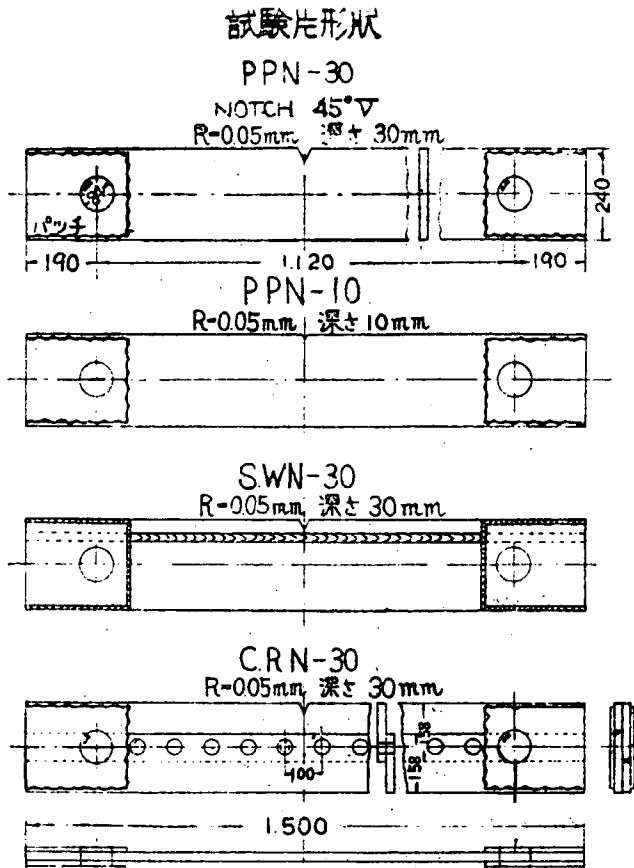
同図で荷重136tonで第1次亀裂が切欠底部から一枚目のstrakeの自由縁まで走り、次で67tonで停止し、再び塑性変形が生じ117tonで二枚目のstrakeの自由縁より鉄孔までの二次亀裂が発生する。再び82tonより変形を生じ96tonで二枚目のstrakeの鉄孔より他の自由縁まで脆性破壊を行う。なお亀裂附近の鉄は第二次亀裂と同時に剪断力を受けて脆性破壊をなすものと思はれる。

(3) 応力(歪)分布

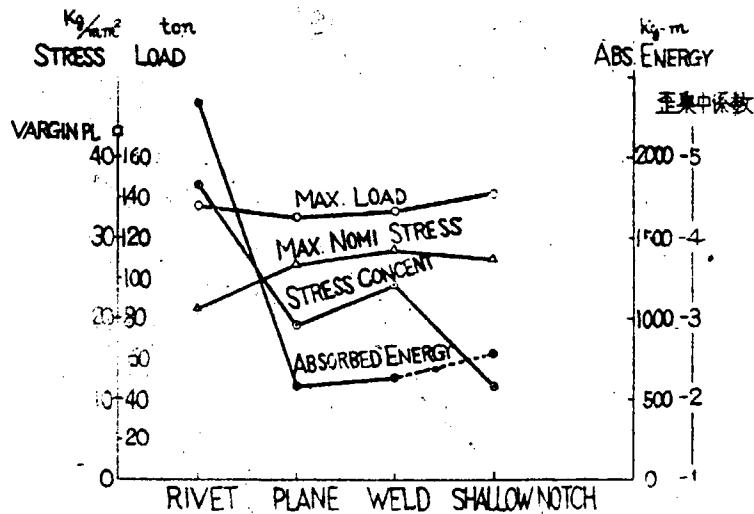
有限要素的預計を用いた荷重、歪曲線を第4図に示す。

一般的傾向として荷重が増加していくと切欠附近の集中係数が減つてくることが見られる。第5図は荷重と積算弾性率との関係を示す。

鋸歯を有するものが応力集中が最も高い、この理由の一つは同一切欠深さであるために一つの *strake* に対しては相対的に深い切欠となつてゐるためと考えられる。

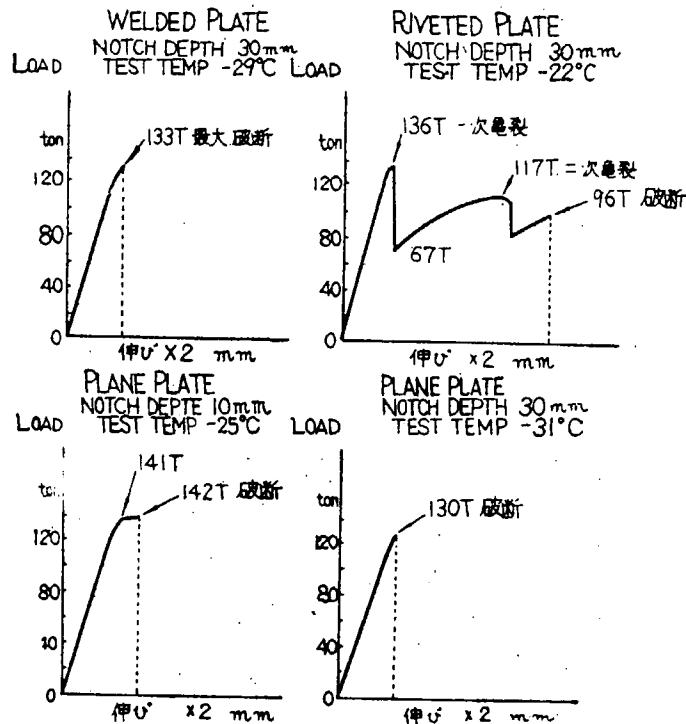


第1図



第2図

LOAD-EXTENSION CURVE

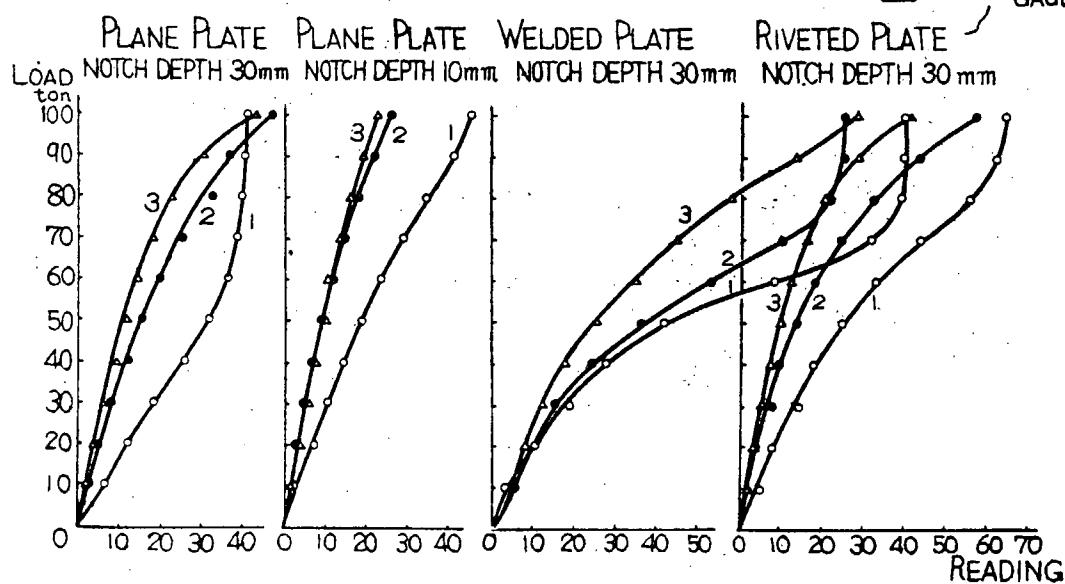
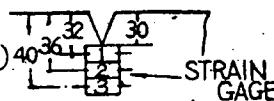


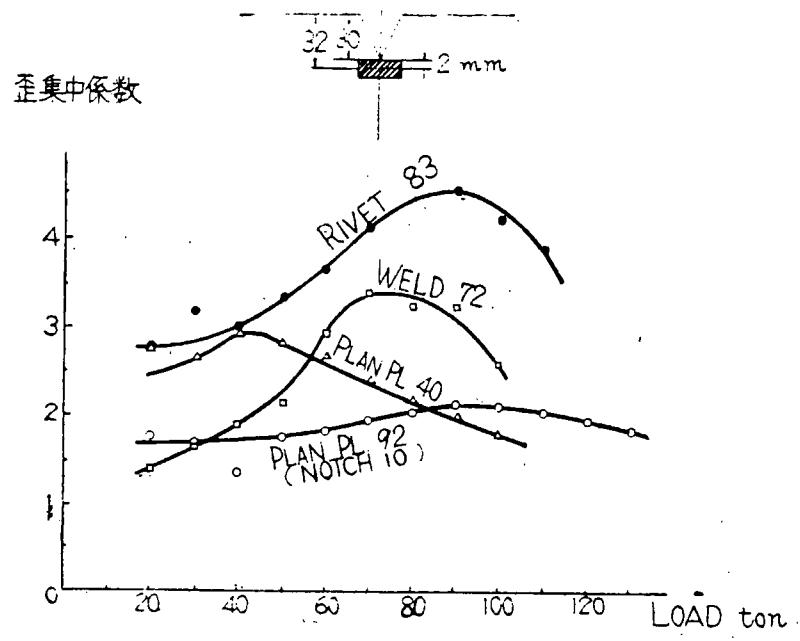
第3図

LOAD-STRAIN CURVE

第4図

AT NOTCH BOTTOM (SHOWN RIGHT FIGURE)





才5図

第6章 キルド鋼及びセミキルド鋼の破裂性試験

I. 緒 言

最近、船級厚板部に対し盛んに使用され始めたキルド鋼が、熔接部の破裂性の点でリムド鋼に比べいかなる性能を示すかを明らかにするため本実験を行つたものである。

II. 実 験

(1) 鋼 材

第1表に示す化学成分と機械的性質を有する各種のキルド鋼及びセミキルド鋼を収集し、これらを供試材として使用した。

(2) 熔 接 棒

各種の市販熔接棒^①のうち、第2表に示すとおりイルミナイト系4種、セルローズ系2種、酸化鉄系1種、低水素系2種を試験用熔接棒として使用した。棒径はすべて4mmのものを選んだ。イルミナイト系熔接棒のうち、B-17は現在最も広く用いられている代表的なものである。これに対しT-11は、機械的性質が良好であるにも拘らず破裂発生の傾向あるもの。またMS-136は熔着鉄中にPを多く含有するもの、SECは特に心臓を脱酸過度として破裂が発生し易くしたものである。

セルローズ系熔接棒にはHC-24と、之にMnを添加して抗張力を高めHB-71を使用した。

酸化鉄系熔接棒としてはD4600級のM-47を用いた。

低水素熔接棒にはLB-26及びLB-76を選んだ。

これら熔接棒の熔着鉄分析成分と機械的性質は第2表の通りである。

(3) 試 験 片

破裂試験は、第1図の鉄研式スリット型試験片を用いて行つた。この試験片のスリットを一層熔接して、ビードの破裂発生程度を検査する。熔接の開始点及び終点はスリット前后の壁によくわかつつけ、かつクレータを十分埋めてこれを残さないようにし、ビードの始点とクレータの影響を残さないようにするのが、本試験法の特徴である。

(4) 試 験 法

各チャード毎の钢材枚数が極めて少く、かつ成分及び板厚が種々変化していたので、系統的な

試験を行うことが困難ではあつたが諸因子の影響を見るため；第3表のごとく鋼板と溶接棒を組合せて実験を行うこととした。すなわち、まずA群の試験は鋼板の板厚とPの影響を調査せんとするもので、また特に溶接棒MS136をも加えて、鋼材と熔着鉄両者にPが多い場合を検討した。B群の実験は同じく板厚とSの影響を調査するものである。C群ではC及びSiの影響を調査する。

以上の3群の試験においては、試験片温度が室温(15~17°C)のまゝで実験を行つたが之に対しD群の試験としては、残餘の試験片をすべて氷で冷却して実験し、冬季現場で溶接を行う際の安全性を検討することとした。試験片を氷塊の上に約30分程度のせておくと、2~5°C程度に冷却する。(D群の鋼材と溶接棒の組合せは第5表参照)スリット中の水分は試験直前に、エーテルで除去する。

溶接はまず①側のスリットを行い、溶接棒を取り換えて直ちに②側のスリットを溶接する。①側スリットの溶接終了後、約10秒程度で②側の溶接に取り掛るならば、②側スリットの温度はまだ上昇して居らず、かつ冷却速度も両者殆んど同様としてよい。

溶接条件は第4表のごとくで、溶接電流は各溶接棒に対する最適値より約10%強い値である。

II. 試験成績

溶接後試験片を静かに空冷してスラグを除去し、ビード表面における縫裂発生状態を観察し、また更に磁気検査法によりその詳細を調査した。縫裂発生状態の数例は第2図に示す通りである。肉眼検査によりビード表面に縫裂が認められる箇所は、もちろん磁気検査でも明らかに縫裂の存在が指摘されるが、通常後者は前者を延長したような形をとることが多い。スリットの全長(ガス切断部を含めて8.5mm)に対する縫裂長さ(スリット中心に沿つて投影した長さで、クレータ部に発生したものと除く)の比を以て縫裂度と定義すると、肉眼検査及び磁気検査によるその値は第5、6表のごとくである。

また試験片はすべて切断して、①側スリット中央部横断面での縫裂発生状況を観察した。これらの数例を第3図に示す。横断面で観察した縫裂の深さに応じて、その程度を第7表のごとく6段階に分けた。そして第7表に示す記号を用いて、第6表(磁気検査成績)中に結果を記入した。

IV. 考察ならびに結論

(1) リムド鋼との比較

本実験に用いた熔接棒の大半は、先に第8表の成分を有するリムド鋼($t = 20 \text{ mm}$)に対して脆裂試験を行い、その結果第9表の成績を示した。^① これと第5表を比較すると、室温の場合、B-17, HC-24, LB-26に対してキルド鋼及びリムド鋼とも表面脆裂の発生は認められず、^② キルド鋼及びセミキルド鋼はリムド鋼と同じく熔接施工上格別な注意は必要でなく、脆裂発生に対して安全と考えられる。

氷で試験片を冷却した場合はリムド鋼の例が少く、かつ第8表に示すようにその材質が優れたものであつたから、3者を正確に比較することは困難であるが、氷で冷却した試験片では室温の場合より当然脆裂発生の傾向がやゝ増大することを考慮して全成績を検査すると、結局リムド鋼、キルド鋼及びセミキルド鋼の脆裂性には殆んど差がなく、ほぼ同等と考えて誤はないであろうと結論することができる。

(2) 鋼材成分の影響

B-17とHC-24につき脆裂を生じた钢板の成分を調べて見ると、M-30(0.045P)がB-17に対し(2.4~1.8)%の脆裂^③が認められ、M-48(0.032S)はHC-24で(3.5)%、M-43(0.035S)はHC-24で(0.6)%、M-32S(0.028C)はB-17で(3.5)%、M-U(0.24C, 0.037P)はB-17で25.9(71.3)%、Y^④(0.21C)はB-17で2.4(2.4)%HC-24で1.8(4.3)%、F^⑤(0.034S)はB-17で6.5(6.5)%HC-24で39.7(54.2)%の脆裂を発生している。またM-32(0.033P, 0.032S)は、これを氷で冷却した場合、SECに対し36.2(74.2)%の脆裂を発し、M-32S(A)の4.7(7.1)%より脆裂度が甚じ。M-47に対しても同様の傾向を示す。成分良好な钢板(C<0.20, P<0.035, S<0.03%)のうちでは、B-17及びHC-24に対し、M-28, Y-1, N^⑥, Y^⑦の4種は脆裂を生ぜず、M-30S, M-H, N-H, N-S, Y-Mk(いずれも氷で冷却したもの)はやや脆裂を生じている。また成分不良な钢板で全然無脆裂なものはM-35S(0.033S)のみにすぎない。

このように試験成績がややばらついているので断定的な結論を下すことはできないが、以上の成績を概観すると、C<0.20%, P<0.035, S<0.030%程度のキルド及びセミキルド鋼であれば、脆裂発生の恐れはほゞないことが推察できるであろう。しかしこのような良質鋼でも、寒冷時に甚しく拘束された接頭を熔接するときに、拘束部を少しく予熱する方が安

たであろう。

M_nに対しては、本実験に関する限りその影響は認められない。

(3) 熔接棒の影響

第5,6表の試験成績を見ると、熔接棒の種類が破裂度に大なる影響を及ぼすことは歴然としている。低水素系のLB-26とLB-76は最も優秀で殆んど完璧な成績を示し、B-17が之に次ぐ。M-476良好である。HC-24はB-17に略々匹敵するが、断面の破裂深さをも考慮すると、少しく劣るようである。一方Sの悪影響に鋭敏ではないかと思われ(M-48,M-43,FS), サルファーバンドが存在するリムド鋼には適さない危険性がある。

良質鋼材に対しても破裂を発生しやすいT-11及びSECでは、鋼板中にSが多くなると破裂傾向が一般に甚しくなる。またPの多いMS-136でPの多い鋼板(M-30)を熔接しても破裂を発生する。これらの棒はHB-71と共に構造物の溶接に適しないものである。

(4) その他の

(a) 板厚20~36mmの範囲では、板厚の差が熔接部の破裂性に影響を及ぼす徵候は認められない。

(b) ①側スリット中央部の断面検査の結果、内限検査及び磁気検査で外観上破裂の認められない場合でも、熔着鉄底部には破裂の存在が認められるものが大部分であることが判明した。破裂はいずれも熔着鉄底部のノツチから発生し、リムド鋼においてサルファー、バンドから破裂の発生する例が多いのに比べると、趣を異にしている。かゝる破裂が餘り発生しないのは、低水素系熔接棒のみである。元来、鐵研式スリット型試験片は熔接部を極めて剛に拘束するものであるから、本実験の結果より現場での溶接の状態を推測すべきではないが、しかし第1層の熔接部表面から破裂の存在が発見されなくても、ビード底部に微小な破裂が発生している危険性は十分あることが予期できる。従つて、第1層目の溶接は裏から十分削り取つて、之を完全に再溶接することが絶対に必要である。

なお磁気検査では、表面から最大約1.5mmまでの深さの破裂が発見できるようである。

註

① 安藤：溶接学会 講演会報告(1952-11)

② キルド鋼M-30(n o 3)に対しB-17が破裂を生じたのは、前後の状況より判断して溶加工不良で溶接不完全のためと考えられる。

③ () 内は磁気検査による破裂度

第1表 鋼板の成分及び機械的性質

STEEL	COMPOSITION (%)						MECHANICAL PROP.			備考
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	N	
M - 30	0.13	0.19	0.65	0.045	0.027	—	—	—	—	20, 25, 30
	0.15	0.19	0.65	0.027	0.032	—	—	—	—	23
	0.15	0.20	0.71	0.027	0.026	—	—	—	—	20, 22
	0.14	0.23	0.71	0.022	0.035	—	—	—	—	20
	0.17	0.20	0.64	0.026	0.033	0.23	28.7	44.0	31.8	35(Ni0.2,Cr0.5)
	0.18	0.29	0.84	0.015	0.023	0.19	31.7	51.5	32.8	32(Ni, Mn, Cr, Ti)
	0.12	0.21	0.74	0.020	0.020	—	33.7	48.0	21.0	36
	0.15	0.18	0.57	0.016	0.015	0.18	36.3	49.1	26.7	30.6(12, Cr, Ni)
	0.15	0.18	0.57	0.016	0.015	0.18	36.3	49.1	26.7	30.6(12, Cr, Ni)
	0.18	0.23	0.64	0.024	0.019	—	28.6	47.7	26.0	29
M - 32S	0.11	0.15	0.75	0.027	0.018	—	44.6	27.0	27.30	
	0.12	0.16	0.68	0.027	0.020	—	32.7	49.7	28.3	30
	0.15	0.21	0.75	0.023	0.022	—	—	—	—	20, 25
	0.16	0.18	0.63	0.026	0.022	—	—	—	—	32(Ni, Mn, Cr, Ti)
	0.12	0.25	0.74	0.021	0.025	—	—	—	—	29
Y - M	0.15	0.21	0.72	0.015	0.020	0.20	—	—	—	25
	0.21	0.07	0.66	0.014	0.023	0.16	—	—	—	25
Y - F	0.20	0.08	0.67	0.010	0.034	0.270	—	45.2	28.5	25

備考: () 内は表面分析、その他レーデル分析の値

第4表 熔接條件

ELECTRODE	溶接電流 (A)	溶接速度 (mm/sec.)
B-17	170~190	2.9
T-11	—	—
MS-136	—	—
SEC	185~190	2.6
セルロース系	HC-24	160~165
	HB-71	165~175
酸化鉄系	M-47	195~200
低水素系	LB-26	190~200
	LB-76	195~200

(棒塗は4mm)

第2表 熔着鋼の成分及び機械的性質 (標準4mm)

ELECTRODE	COMPOSITION (%)						MECHANICAL PROP.			備考
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	N	
セルロース系	B-17	0.10	0.07	0.89	0.039	0.022	0.11	44.1	48.0	27.8 51.5
	T-11	0.11	0.11	0.33	0.025	0.023	0.26	42.4	49.8	24.9 39.1
	MS-136	0.09	0.12	0.74	0.060	0.021	0.14	47.5	55.2	24.0 29.4
	SEC	0.14	0.094	0.46	0.036	0.018	—	51.5	25.4	45.7
セルロース系	HC-24	0.06	0.11	0.29	0.016	0.030	0.29	41.9	49.0	26.4 54.1
	HB-71	(分)	(分)	(分)	(分)	(分)	—	59.1	17.8	34.8
酸化鉄系	M-47	0.094	0.084	0.33	0.028	0.016	—	45.9	52.5	26.0 49.6
	LB-26	0.07~0.11	0.20~0.26	0.60~0.66	0.020~0.023	—	42.8	48.7	32.6	74.7
低水素系	LB-76	0.07~0.11	0.20~0.26	0.60~0.66	0.020~0.025	—	47.7	56.0	34.1	74.7

備考: 1) () 内は標準4mm塗り、2) 熔接棒塗はすべて4mmである

第5表 塗膜度(%) (肉眼検査)

ELECTRODE	イルミナイト系		セルロース系		低水素系		備考
	STEEL SLIT	SLIT	SLIT	SLIT	SLIT	SLIT	
M-30	1	100%	—	—	—	—	A
	2	0	—	—	—	—	
	MEAN	50.0	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
M-48	2	0	—	—	—	—	B
	MEAN	0	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
M-28	2	0	—	—	—	—	C
	MEAN	0	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
M-43	2	0	—	—	—	—	
	MEAN	20.0	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
M-355	2	—	—	—	—	—	
	MEAN	0	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
M-32S	2	—	—	—	—	—	
	MEAN	0	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
Y-I	2	0	—	—	—	—	
	MEAN	0	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
M-30S	2	—	—	—	—	—	
	MEAN	0	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
M-N	2	0	—	—	—	—	
	MEAN	0	—	—	—	—	
	1	5.3	—	—	—	—	
N-3	2	0	—	—	—	—	
	MEAN	2.7	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
Y-M	2	0	—	—	—	—	
	MEAN	0	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
M-U	2	33.3	—	—	—	—	
	MEAN	25.9	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
M-32	2	—	—	—	—	—	
	MEAN	—	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
A-32S (A)	2	—	—	—	—	—	
	MEAN	—	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
N-F	2	0	—	—	—	—	
	MEAN	0	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
Y-F	2	0	—	—	—	—	
	MEAN	0	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
Y-F	2	47	—	—	—	—	
	MEAN	24	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	
F-F	2	13.0	—	—	—	—	
	MEAN	6.5	—	—	—	—	
	1	0	—	—	—	—	

備考: 1) 鋼板マージ記号末尾のSは、スリット切片のみの試験件を採取したこと表示。

2) □ 内は腐食食のため、腐食不完全。

表 6 氮吸收 (%) (通氣換氣)

2-CT-102		イルミナイト系		セラミック系		樹脂系		高分子系		その他	
STEEL	IT	B-17	T-11	PC-14	SEC	HC-24	BT-71	M-47	4-26	3-73	備考
M-X	2 MEAN 値(%)	6 4.5 2.4 0.5	4.5 3.5 2.5 1.5	100.2 7.2 9.0 2.5							A
M-48	1 MEAN 値(%)	0				2.3	4.7	2.3	0.2		高分子系
M-28	1 MEAN 値(%)	0		1.0.0 1.5.6 1.1.1 0.8.8		0	0	0	0		B
M-45	1 MEAN 値(%)	0	0	5.6 4.2 3.2.0 2.8.8		4.2	6.8	0	0.5		C
M-355	1 MEAN 値(%)	0				0	0	0	0		D
M-Y-1	1 MEAN 値(%)	3.5				0	0	0	0		E
M-303	1 MEAN 値(%)	35.3				0	0	0	0		F
M-M	1 MEAN 値(%)	0				11.7	24	0	0		G
M-S	1 MEAN 値(%)	73.0	0			67.1	92.8	0	0		H
M-AK	1 MEAN 値(%)	35.0				2.0	1.2	0	0		I
M-U	1 MEAN 値(%)	68.3				0	0	0	0		J
M-32	1 MEAN 値(%)	0		19.6 32.2 44.2 56.8		180.0 140.0 110.0 80.0	27.1 44.2 51.1 64.2 84.8	0	0		K
M-33	1 (A) MEAN 値(%)	0		7.1 7.1 11.1 11.1		100.0 100.0	3.5 3.5	22.1 22.1	0		L
M(K)	1 MEAN 値(%)	0				0	0	0	0		M
M(Y)	1 MEAN 値(%)	0				0	0	0	0		N
M(3)	1 MEAN 値(%)	4.7 0				3.6 3.6 3.6 3.6	4.7 3.8 4.3 4.4				O
P(S)	1 MEAN 値(%)	0				2.0.0 2.8.3 3.4.2 3.8.8	2.0.0 2.8.3 3.4.2 3.8.8				P

備考: 1) 銀聯の記号〇, 下等は第7表参照.
2) □ 内は過不足の度合, 满たず全

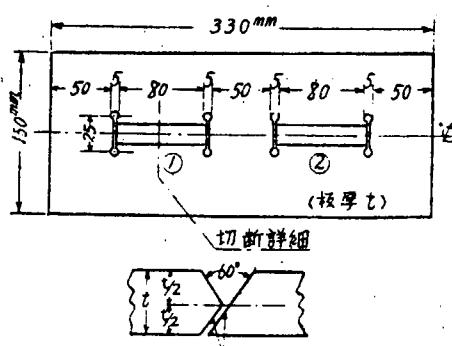
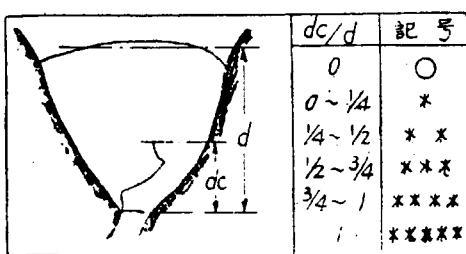
第8表 リムド鋼の化学成分(%)

成分 鋼種	C	Si	Mn	P	S	Cu
a	0.13	tr	0.55	0.007	0.025	0.34
b	0.21	tr	0.57	0.022	0.046	0.24
c	0.19	0.016	0.44	0.009	0.031	0.36
f	0.17	0.014	0.41	0.008	0.027	0.33

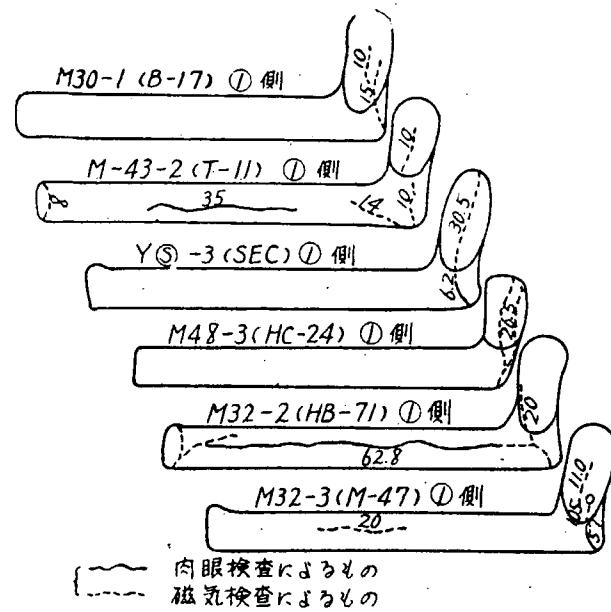
表9 リムド鋼の錆製度(%) (肉眼検査)

STEEL	a	b	e	f		
ELECTRODE	(1)	(2)	(1)	(2)	(1)	(2)
B-17	/	0	0	0	0	0
T-11	0	0	/	0	0	25
MS-136	/	/	/	/	70	4
HC-24	/	32	73	0	0	0
LB-24	0	0	0	/	/	0

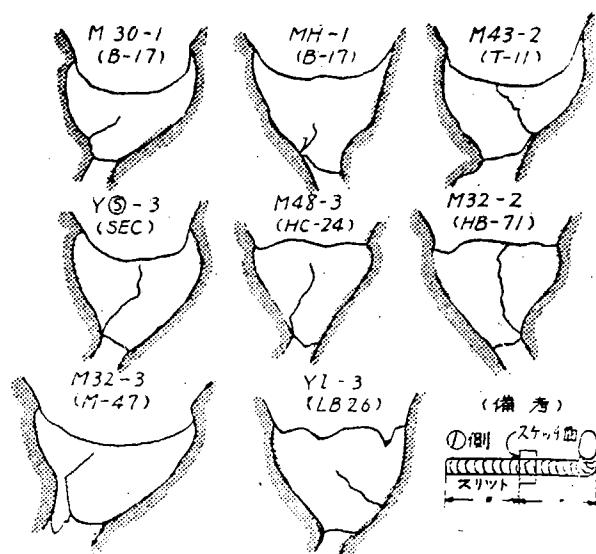
表 7 表 横断面の屈折度



第一圖 龜裂試驗片(鑄鐵式スリット型)



第2図 龜裂発生状態の数例(数字は亀裂長mm)



第3図 スリット横断面の亀裂発生状況

第7章 冷間加工と熔接が鋼材に及ぼす重畠効果

I. 緒 言

船体構造には冷間加工によつて塑性歪を与えられた附所に熔接を行はなければならない場所が多々ある。そのうち最も問題となるのはMargin PlateとGusset Plateの熔接である。現在船級協会においては第1図(a)の如く両方のR止りの間は熔接不可で、(b)の如く下に避けるか(c)の如く上に避けることを指示している。

その意味は冷間加工を行うとその附近の材料が歪硬化し、特に衝撃、腐蝕等に関して悪くなり、一方熔接を行うことは純然たる母材に比して悪い影響があり、その両者の重畠効果によつて悪い影響と重畠されると考えられている点にあると思われる。

著者等はこのような考えが果して正しいか否かを究明するため、この問題についてあらゆる角度から調査した。すなわち、引張り、曲げ、切欠脆性、疲労、腐蝕の諸点について実験を行つた結果をとりまとめたのが本報告である。

II. 試験方法

実験に使用した材料は板厚13mmのSpecial Rimmed Steelでその化学成分及機械的性質は次の通りである。

C	Si	M	P	S
.22	.011	.60	.011	.036

引張強さ	44.9	%
伸び	33.0	%

鋼板は普通圧延によつて prestrain が若干残つているので700℃で1時間の応力焼純を行つた。

冷間における曲げ加工によつて塑性歪を与えると後で試験片を探る場合不都合であるため引張

によつて prestrain を与えた。試験片の形状は第2図の如く試験用材を $1800 \times 300 \times 13$ の大きさにガス切断し、その両端にチヤツクを熔接した。このような試験片を6枚作り、運研構造部の300トン試験機によつて引張り、各2枚ずつ2.5%, 5%, 10%の prestrain を与えた。

この6枚に全然 prestrain のないもの2枚を加え、巾の中央長さ方向に潜弧熔接によつてビードをおいた。熔接条件は次の通りである。

心	線	Oxweld 43	, 3/16 in
熔	剤	Grade 50	
電	流	D.C. 580 ± 20A	
アーク電圧		31 ± 1V	
熔接速度		24 in/min	

熔接を行つた場合ビードの中心から若干離れた所ではどのような温度変化をうけるかを計測した。ビード中心より 10, 15, 20, 30 mm 離れた点の裏面に直径 3 mm, 深さ約 7 mm の孔を開け、これに熱電対を入れてコーティングを行い、アークがこれらの点を連ねる直線を通過した時を時間の原点にとり計測を行つた。その結果を第3図に示す。

これより引張、曲げ、切欠脆性、疲労試験片を採つたが、その詳細については各節において述べる。

III. 引張試験

試験材の都合で1号試験片はとれないので、第4図の如き形状のものを用い、各 prestrain につき第5図に示したように熔接部を含んで縦、横、熔接の影響のない部分について prestrain の方向に関し平行と直角に各2本、計32本について常温における引張強さと伸びを求めた。

その結果は第6図の通りで一般に prestrain を増すと熔接のない場合は強度を増すが、熔接のある場合はほど一定である。伸びの方は prestrain の増加と共に低くなるが熔接のある場合の方が下り方が少し多い。

IV. 曲げ試験

曲げ試験片は第7図に示した如き形状のもので、採取位置は引張試験片とほど同様に熔接部を含んで縦、横、熔接部のない部分より各prestrainについてとつた。

第8図の如く両端を支えて曲げ半径を板に等しくとり常温で曲げた場合はすべて18° 曲げても破裂が入らなかつた。

常温では何れもよく曲り、一応曲げに関しては心配ないと考えられるが、prestrainの差の影響をはつきり見るため低温の曲げを近く行う予定で準備をしている。

V. 切欠脆性試験

切欠脆性の優劣を判別する試験方法には種々あるが、本試験ではシャルピー衝撃試験により決定することとした。

試験片の形状はVノッチ シャルピー試験片で、ノッチの角度は45°、深さ2mm、曲率半径は0.25mmである。第9図のように破断面がビードと平行になるように試験片を採取したが、ビード中心とノッチの距離dは0, 3, 6, 9, 12, 15, 18, 22, 28, 36, 50, 80mmの12種類であるから、試験片の总数は $4 \times 12 \times 10 = 480$ 本となる。

試験片の温度を-40°より130°まで変えて行つたが、この試験片にどの温度を与えるかは乱数表を参考とし、位置による誤差を除いた。

遷移温度は 1.5 ft-lbによるもの、50% shearによるもの、1/2 max energyによるもの、および1/2 max contractionによるものをそれぞれ第10、第11、第12図及び第13図に示す。prestrainの増加と共に脆性し、特にビードより1.2mm附近に脆化領域がみられる。この附近はいわゆる二番より更に外側の大体400で前に熱せられた部分で、析出によつて脆化するものと考えられる。

遷移温度を求めるため衝撃値とprestrain、温度、距離の三つのFactorについて、cross curveをかけて整理したがここには10%の場合について例をあげた。

距離-衝撃値図(温度一定)を第14図に示し、温度-衝撃値図(距離一定)を第15図に示す。常温に近い例として+20°におけるPrestrainの変化と衝撃値の関係を表したもののが第16図でビード附近はPrestrainに餘り関係しないことがわかる。第17図に温度-Percent Shear曲線を示す。-20°以下ではCavage Type、130°C以上ではShear Typeの破断をしている。PrestrainとPercent Shearの関係を

第18図に示す。

Contractionについても Percent Shear と殆ど同じ傾向を知ることが出来た。

VI. 疲労試験

疲労試験はシエンクの繰返し曲げ試験機で行つた。試験片の形状は第19図の通りで、ピードを含むものと溶接の影響のないものを各10本づつとつた。試験片の総数は4種の Prestrain について $4 \times 2 \times 10 = 80$ 本である。

結果は第20, 21図に示した通りであるが、溶接も行はず Prestrain もないものが最も弱い。Prestrain を加えると降伏点が上るため疲労ではむしろ強くなるわけである。

VII. 腐蝕試験

この試験については冷間加工の方法がこれまでと異り、同じ材料の鋼板を $1800 \times 300 \times 13$ mm に切り、これを冷間で巾の中央を 20 mm の内径で 90° 曲げる。しかる後約 700 度で一時間応力焼鈍を行い、再び冷間に於いて元のように平に戻せば、鋼板は平であるけれども中央部に塑性歪を受けた板となる。

これより 300×300 mm の板 4 枚を切り取り、そのうち 2 枚は黒皮のついたまゝ、2 枚はシエバーにより黒皮を取りのぞく。各 2 枚のうち 1 枚は引張りの塑性歪を受けた側、他方は圧縮の塑性歪を受けた側を表とし、第22図の如く塑性歪の線と直交して中央に溶接ピードをおく。溶接条件はすべて前掲のものと同一である。

また板の周辺はガス切断の影響を見るため一部ガス切断のまゝとし、大部分の周辺は機械仕上げを行つた。

これらの試験片の厚さを 1 枚につき約 400 点精密に測定した後 10% HC I 中に 50 日間浸した後取出して結果を比較した。

腐蝕は一様に厚さがほんの少し減つたが、深さ 1 mm 程度のあばた状の孔が所々に出来、400 点の厚さを再計測して意味がないので面積を 30 mm の巾の縦横の線で区切り、その四角形内の孔の面積の百分率を計測した。

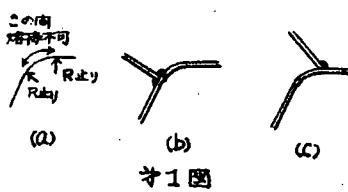
結果としてはつきり言えることは

- I. Prestrain があると腐蝕が甚しい。

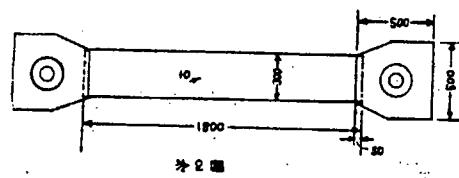
2. しかし *prestrain* があつても熔接を行うとビードより 30mm 位は腐蝕が減る。
3. 黒皮のある方が腐蝕が進しい。
4. ガス切断した縁は腐蝕が進しい。
5. ビードと母材の境に腐蝕が数ヶ所見られた。
6. 塑性歪の圧縮側と引張側は大差がないが、どちらかといえば前者の方が腐蝕が少し多かつた。

IV. 結論

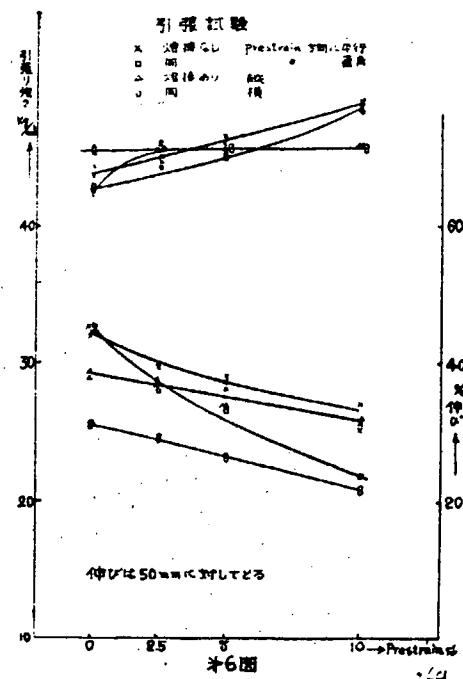
塑性歪と熔接の重疊効果をうけても、引張、曲げ、疲労には悪影響がみられず、腐蝕は却つて良くなり、切欠脆性についてもビード附近は良くなり、ビードから 12mm 附近に脆化領域があるので、現在のように *Gusset Plate* を *Margin Plate* の角から少し離して熔接するには大して意味がなく、角へ直接熔接しても差支えないと考えられる。



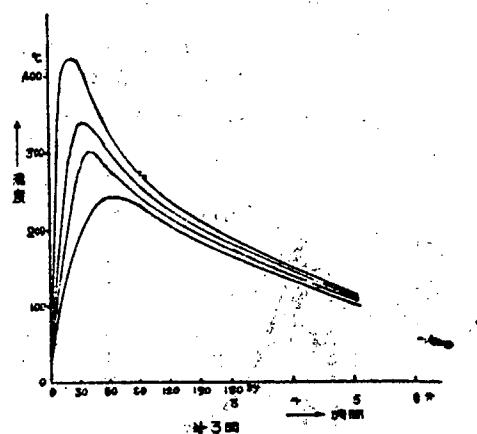
第1図



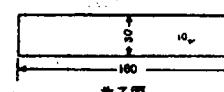
第2図



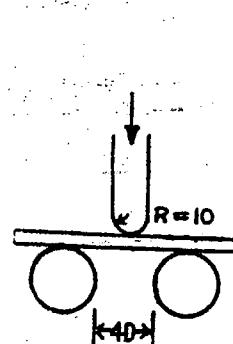
第6図



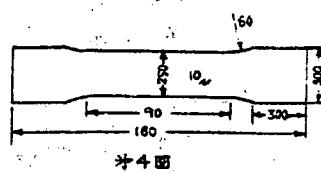
第3図



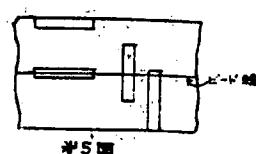
第7図



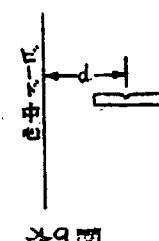
第8図



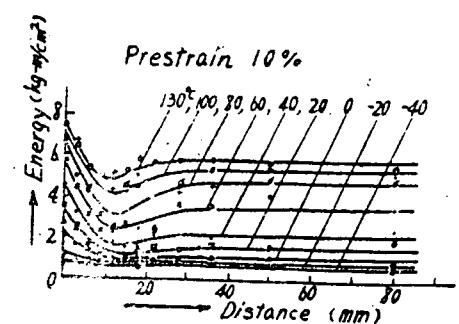
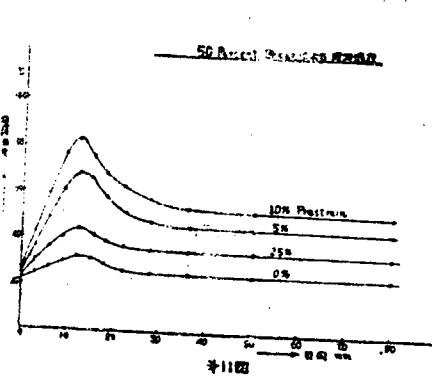
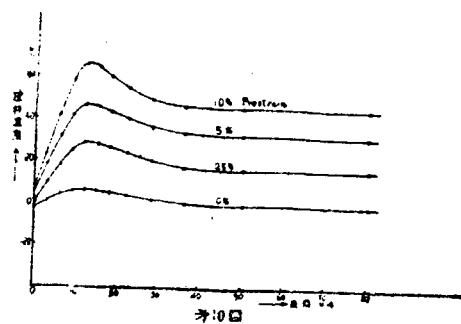
第4図



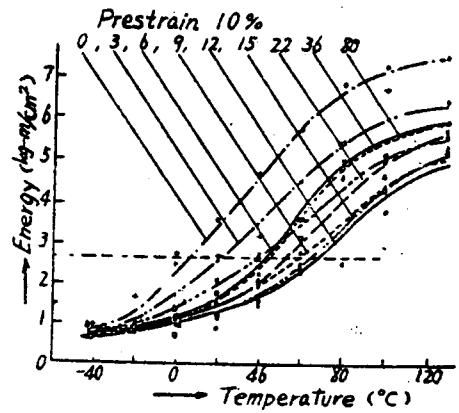
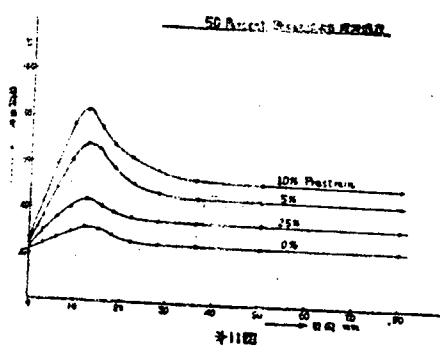
第5図



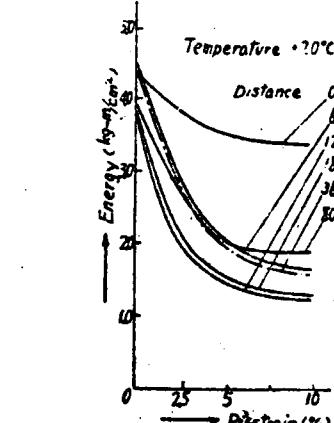
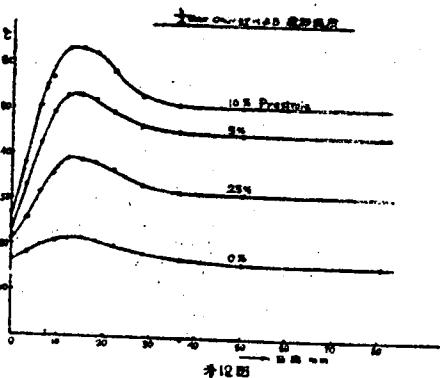
第9図



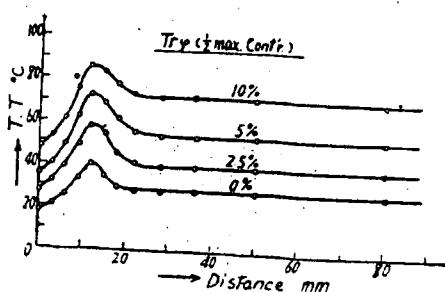
第 14 図



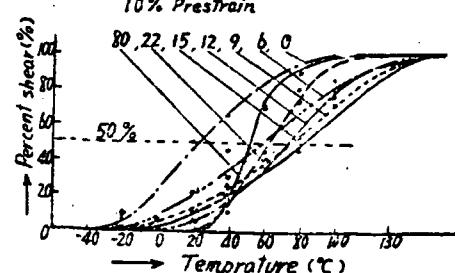
第 15 図



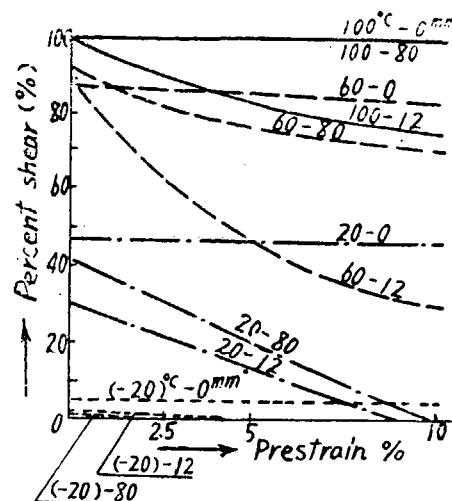
第 16 図



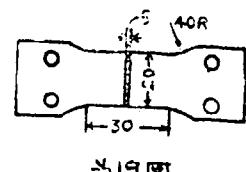
第 17 図 $\frac{1}{2}$ Max. Contr. は 5% 運移温度



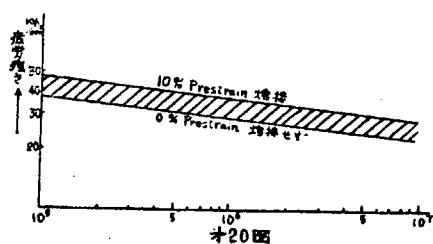
第 17 図



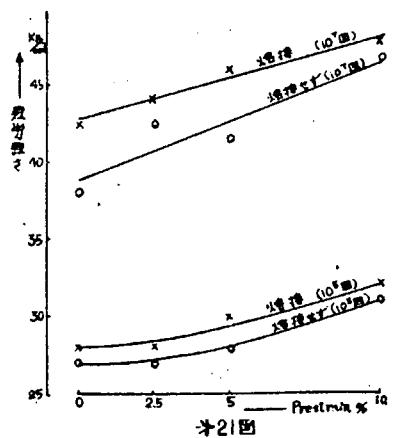
第 18 図



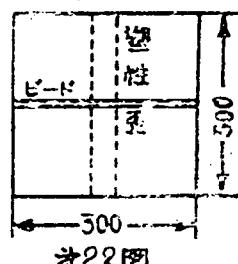
第 19 図



第 20 図



第 21 図



第 22 図

第8章 欠陥を有する熔接々手の遷移温度

I. 目的

構造物が脆性破壊するのは熔接構造に特有な現象であつて、旧くから用いられている鉄構造においては、設計に重大な誤りがない限り、構造物の破壊は起らないとされている。その第一の理由として、熔接接手中には、不熔着部、スラグ捲込み、アンダーカット、亀裂等が不可避的に存在し、これらが鋭い切欠きとして作用し、熔接部脆化の原因となることが考えられる。現用の各種切欠脆性試験片には何れも人工的な切欠きを付けて、かゝる諸欠陥の影響を再現せしめているのである。

しかし従来の脆性試験片は母材ないしはこれと変質部を組合せた場合に対するものが多く、熔接鉄をも加え熔接接手としての脆性破壊を論じたものにはBulge試験^①及びG.Welten氏が室温において試験した結果^②、ならびにオーストリヤ試験^③等があるに過ぎない。かつこれらの試験片は、いずれも人工的な切欠きを有するものないしは無切欠きのもので、熔接部中に自然な形で存在する欠陥が及ぼす影響を明らかにしたものは皆無に近い。

本研究の第一目的は、かゝる諸欠陥のうち、不熔着部が接手中に存在するとき、熔接部が予期の如く脆性破壊して遷移現象を示すか否かを検討することである。

次に、接手の急激な脆化現象の存在が実証された場合、母材及び熔着鉄個々の遷移温度と、両者を総合した接手としての遷移温度の間に存在する関連性を見出すことが第2の目的である。第3に欠陥（不熔着部）の大きさが、熔接々手の遷移温度に及ぼす影響を明かにし、併せて熔着鉄補強盛りの影響をも調査して、熔接接手の安全性に論及せんとするものである。

以上の研究を行うため、中心に不熔着部を有する特殊なX型衝合接頭試験片を提案して実験を行つた。

II. 鋼材及び熔接棒

試験片として用ひた鋼材は、板厚23mmのキルド鋼3種、同じくリムド鋼2種である。これらの鋼材は、1951年度実施した国産造船用鋼材の調査研究に際して、造船用鋼材研究会より支給されたもの^④の残材であつて、その主要な性質は第一表に示す通りである。

熔接棒には、先に筆者が試作研究したイルミナイト系溶接棒のうち、基準としたN。. 1及び脱酸不足のため全焼着鉄の通常の機械的性質は良好であるが、高い遷移温度を示したN。. 4溶接棒を使用した、また同時に低水素系溶接棒N。. 9をも使用した。これらの溶接棒の諸性質は第2表の通りである。②

以上の鋼材と溶接棒を組合せて接合試験片を作り、その遷移温度を求めた。

II. 試験片

まず鋼板より、第1図に示すごとく板厚中心に不溶着部が残る様なX型開先をもつ試験片を削り出し、2箇を衝合せて溶接した。溶着鉄がX型開先底部にちょうど溶け込んで、不溶着部の長さが指定通りとなり、かつ不溶着部両端の切欠き効果が一定となる様に、第一層溶接電流の選定には慎重な考慮をはらつた。

溶接は両面交互に行ひ、一層溶接することにこれが約100℃まで空冷するのを待ち、次層を溶接した。なほ、歪防止のための拘束は、試験片にあたえなかつた。

このようにして、板厚中央に不溶着部を有するX型衝合接手を溶接したのち、これより第2図に示す形状の試験片を製作した。

不溶着部の長さ(G)、補強盛りの高さ(h)及び鋼材と溶接棒の組合せは、第3表の通りである。これらの各組合せに対し、約7枚づつの試験片を準備した。補強盛り部は第3図のように町寧に仕上げて、応力集中のない表面形状とした。

IV. 実験方法

試験片を恒温装置中でドライアイス及びアルコールを冷剤に用いて冷却しながら、50tonアムスラー型試験機により引張試験を行つた。

冷剤中で試験片を30分以上所定の温度に保つた後、試験に着手した。冷剤の温度はアルコール温度計で測定し、試験片保持時間中、±1℃以内の正確さで所定の温度に保つた。試験直前に温度計の示した目盛を以つて、試験温度とした。また荷重速度は6mm/minを標準とした。

V. 試験成績

各種温度での引張試験において、試験片の示す最大荷重(P_M)、最大荷重までの吸収エネルギー(W_M)、最大荷重後の吸収エネルギー(W_{B-M})等を測定し又試験片破断後、断面の剪断破面率(S)、溶着鉄表面での横收縮率(ϕ)等を測定した。吸収エネルギーの計測は試験機に附属した自記装置によつた。

また P_M を試験片平行部の母材断面積(A)で除して、見掛けの平均破断応力(σ_M)を求めたこれらの σ_M 、 W_{B-M} 、 ϕ 、 S 値と試験温度の関係の一例を示すと、第4図の通りである。

図から明らかなように、 W_{B-M} 、 S または ϕ 曲線は明瞭な遷移現象を示している。

遷移温度以上の場合、接手は第5図(a)に示すように、ほゞ融合部に沿い荷重方向に対し約45°傾いた面で剪断破壊するが、遷移温度以下となると、(b)のごとく荷重に直角に脆性破壊する。

W_{B-M} 、 S および ϕ 曲線から遷移温度 T_{rE} 、 T_{rS} および $T_{r\phi}$ を決定すると、第4表の値が得られる。これらの遷移温度は、いずれもほとんど完全に一致した。

W_{B-M} 曲線が遷移現象を示すのに対し、第6図に示すように W_M 曲線では温度降下に伴う吸収エネルギーの減少がまだ著しくはあらはれていない。(上図は W_M がほとんど低下しない場合、下図は低下の大きい場合の例である。)

また不溶着部(G)上下端での溶着鉄部の横收縮率は、温度および試験片の種類の如何にかかわらず、常に殆ど零に近い。之は試験片が破断するまで、不溶着部は横收縮を起さないので、之に隣接した溶着鉄部の收縮が拘束されるためである。なほ第5表では、鋼材K2を用ひた試験片につき、見かけの平均破断応力(σ_M)と、不溶着部位置での平均破断応力($\sigma_{M'}$)、すなわち

$$\sigma_{M'} = P_M / (T + 2\delta - G)B \quad (= P_M / A_w)$$

が比較してある。一般に A_w の小さほど、 $\sigma_{M'}$ は大となる傾向が認められる。

VI. 考察ならびに結論

(I) 以上の実験においては、溶接部中に存在すると予想される各種欠陥のうち、特に不溶着部を選び、之を有する衝合接手の引張試験を行つたのであるが、試験成績に明らかごとく、いづれも明確な遷移現象を示すことが実証された。溶接部の欠陥が溶接構造の脆性破壊する主要な

原因であることは従来より予期され、そのためこれまでに提案された各種の脆性試験片にはいずれも人工的な切欠きが付してあって、欠陥の示す切欠き的作用を材料にあたえんとしているのである。しかし熔接部中の自然な欠陥と、試験片にあたえられた人工的な切欠との関連性を実証する資料は、従来見出されていなかつた。前者の存在のものに遷移現象の出現することが、本研究により始めて証明されたわけである。

第4表の遷移温度(T_{rE} , T_{rS} , $T_{r\phi}$)は W_{B-M} , S_{ϕ} 曲線より求めたものであるが、いずれもほとんど一致した値となり、またその性質上すべてFracture遷移温度である。第6図の例から分るように、本実験の温度範囲では最大荷重までに試験片は相当なエネルギーを吸収し、またDuctility遷移温度はあらわれていない。これは試験片が小型のため、遷移温度が低温側に移行したからであろう。

(2) 鋼材及び熔着鉄の影響

(i) 第4表の遷移温度において、 $G = 6 \text{ mm}$ $\delta = 2 \text{ mm}$ で形が同一な試験片同志の遷移温度を比較してみると、その間にはかなりの差があり、接頭の遷移温度は鋼材と熔着鉄の影響を受けているものと考えられる。この点を少しく詳細に検討してみよう。

第4表中の3種の遷移温度はいずれもほぼ等しいから、 $G = 6 \text{ mm}$ $\delta = 2 \text{ mm}$ の場合の T_{rS} についてのみ調べることとする。

本実験より求めた熔接接頭のFracture遷移温度(T_{rS})が、母材および熔着鉄の遷移温度(それぞれ $T_{rS}(B)$ および $T_{rS}(D)$ を以てあらわす)の影響を(1)式の形で受けるものと仮定する。

$$T_{rS} = \alpha \cdot T_{rS}(B) + \beta \cdot T_{rS}(D) + \text{Const} \dots \dots \dots (a)$$

$T_{rS}(B)$, $T_{rS}(D)$ としては、Fracture遷移温度の一様であるVノッチ・シャルビ試験における剪断破面率遷移温度(第1,2表)を用いることとする。

各種鋼材を棒No. 1で熔接した接頭の T_{rS} を $T_{rS}(B)$ に対してPlotすると、両者の間には第7図に示す直線関係が近似的に存在することが判明する。この直線の傾斜から α を決めると、 $\alpha = 0.6$ となる。この α の値を(a)式中に代入し、No. 1, No. 4, No. 9熔接棒で熔接した接頭の遷移温度がもつともよくあらわされるように β の値を決めると、 $\beta = 0.45$ となる。その場合、(a)式中の常数の値は-34となり、結局(a)式は次の形をとることが分る。

$$TrS = 0.6 TrS(B) + 0.45 TrS(D) - 34(C) \dots \dots (b)$$

第8図は(b)式による計算値と、実験より求めた遷移温度を比較したもので、(b)式により接手の遷移温度をほぼ正確に予測しうることが示されている。

(ii) 不溶着部を有する衝合接手の遷移温度は(b)式によつて母材と熔着鉄の影響をほぼ対等に受けることが判明した。係数 α は β よりやや大きいから、むしろ母材の影響の方が大きい。 ν 不溶着部の存在により熔着鉄が破壊するときの遷移温度は、熔着鉄の性質によりほぼ決定されるだらうとするのが常識的な予想であるが、これに反して母材の影響を大きく受けるのは何故であらうか。

筆者は先に横ビード及び縦ビードを熔着したKahn試験片(第9図)のFracture遷移温度を求めたが、実験の結果、熔接しない母材に対する遷移温度の上昇度は、両者ほとんど同様であることを見出した。したがつて、破壊の急激な進展が開始する附近の箇所の冶金的な条件が、Fracture遷移温度を決定する一因子であると云える。

第2図の試験片の熔接において母材の影響をもつとも受けるのは第1層目の熔着鉄である。試験片側面を研磨エッチして観察すると、第1層目における母材への熔込みと熔着鉄面積の比はほぼ等しい程度である。熔接Kahn試験片に対する考察が本実験の結果に対しても適用されるとするならば、衝合接手のFracture遷移温度も、不溶着部に隣る第1層目熔着鉄によりほぼ決定されることとなるから、接手の遷移温度が母材の影響を強く受けるのは当然であらう。

(iii) 鋼材B23を低水素系熔接棒No.9で熔接した接手の遷移温度は、イルミナイト系のNo.1棒によるものと殆んど同じであつた。元来低水素系熔接棒による熔着鉄は各種熔接棒中もつとも切欠靱性に富み、その熔接接手の遷移温度も非常に低いことが期待されていた。本実験の結果は一見奇異の感を与えるかも知れないが、しかし熔着鉄のFracture遷移温度が、Vノツチ・シャルビ衝撃試験の剪断破面率遷移温度により良くあらわされるものであることを考へるならば、その妥当性が首肯されよう。すなわち筆者が熔着鋼について行つた二重衝撃試験の結果によれば、低水素熔接棒の示す異常に高い衝撃値の大部分は切欠き底部に龜裂が発生するまでの吸收エネルギーによつて占められ、この龜裂が伝播して試験片が破断するまでに吸收されるエネルギー(WP)はイルミナイト系と大差がない。そしてWP～温度曲線は、S(剪断破面率)～温度曲線と密接な関連を有している。したがつて、第2表に示すごとく、No.1棒とNo.9棒の剪断破面率遷移温度にはほとんど差がないので、

接手の Fracture 遷移温度もほぼ等しい値を示すものであろう。

(3) G との影響

鋼材 K1 と K2 による試験片について、補強盛りの高さ δ と不溶接部の大きさ G の影響を調べると第 10 図及び第 11 図のごとくなる。

まず δ が増すと、第 10 図に示すように鋼材 K1 の接手に対しては、遷移温度が著しく上昇する。之に対し鋼材 K2 では上昇する傾向は認められるが、その割合は K1 のときほど著しくない。このように上昇度が一致せずその理由は明らかではないが、とにかく δ が増せば一般に遷移温度の上昇する傾向のあることが確認された。図中には両鋼材に対する平均曲線を記入しておいた。

次に G が変化した場合の遷移温度の変化は、餘り著しくない(第 11 図)。しかし G が 3 mm あるいは 10 mm のものより 6 mm のものの方がやや高い遷移温度を有する。

以上の結果から、無用に高い補強盛りは、接手の遷移温度を上昇せしめて危険であり、また接手中に欠陥があれば、之が相当小さくても、欠陥の大きい場合に近い遷移温度を示すから、欠陥は極力防止しなければならないことが明らかにされた。

参考文献

- ① P. Puzak, E. Eschbacher, & W. Pellini, "Initiation and Propagation of Brittle Fracture in Structural Steel", Weld. J., Dec. 1952, P 561-S~581-S.
- ② G. Welter, "Research on Arc-Welded Butt Joints of Mild Steel", Weld J., July 1948, P 321-S~369-S.
- ③ W. A. Felix, "The Practical Testing of the Cohesive Strength and Weldability of Steels", Weld. J., Feb. 1952 P 105-S~110-S.
- ④ 鋼材研究会研究成果報告書, May. 1952, P. 113
- ⑤ 大谷, 岡田, "熔着鋼の遷移温度", 熔接学会誌 May 1954, P 18~24
- ⑥ 文獻④及び大谷, 太田, "熔接が鋼材の切欠脆性に及ぼす影響について(第4報)", "熔接学会誌 Jan. 1954, P 35~40.
- ⑦ 大谷, "熔着鋼の二重衝撃試験" (未発表)

附 錄

接手の幾何学的形状の変化（ δ および G の変化）が遷移温度に影響を及ぼす現象に関し、昭和 28 年度文部省試験研究費の交付を受けてその原因を研究することができた。以下に成果の概要を附記する。

第2図（b）と同じ形で厚さ（ t ）が 5 mm の溶接接手試験片（鋼材 K 2, 熔接棒 N o. 1 について G を挟んで標点距離 50 mm のマルテンス歪形をとりつけ、見掛けの平均応力 ($\sigma = P / T \times t$, P は荷重) と歪 (ε) の関係を附図 1 のように $P \propto t$ すると、曲線はほぼ直線的に変化する④部と、塑性歪形の進展をあらわす⑤部より成ることが分る。阪大渡辺教授の提案された方法にならつて、④ ⑤ 両曲線の交点がこの形状の試験片の降伏点 (σ_{YW}) であると定義しよう。 σ_{YW} の計測値は附表に示すごとくである。

しかし附図 2 で $G = 0$ の場合を仮想して概念的に示した通り、OX 断面上の荷重方向応力 (σ_w) は補強盛り部で減少することが予期される。補強盛り部の有効度 (k) を次の通りあらわすこととする。（附図 2 参照）

$$k = \delta_e / \delta \quad \left. \begin{array}{l} \\ \end{array} \right\}$$

$$\delta_e = \left(\int_0^{\frac{T}{2}} \sigma_w dx / \sigma_{w0} \right) - \frac{T}{2} \quad \left. \begin{array}{l} \\ \end{array} \right\}$$

但し σ_w は中心における σ_w

小突起を有する半無限平板に対する H. Neuber 氏の理論式 (Kerf Spannungs Lehre P. 65) を適用して、 $\delta = 2 \text{ mm}$ 及び $\delta = 4 \text{ mm}$ のときの応力分布を計算し上式により δ_e を求め、これが溶接試験片の δ_e を近似的にあらわすものと仮定し、附表中の σ_{YW} を次のように補正すれば、

$$\sigma_{YW} \times \frac{T}{T - G + 2 \delta_e} (\equiv \sigma'_{YW})$$

σ'_{YW} は溶接部の有効断面積についての降伏点を示すと考えられよう。

σ'_{YW} (附表参照) と遷移温度 ($T_{r,s}$) mean の関係は附図 3 のごとくで σ'_{YW} の上昇は $T_{r,s}$ を高めることができている。G 及び δ の組合せによって σ'_{YW} が変化する現象は、円孔を有する帯板の降伏点が円孔の存在のため上昇し、かつ帯板寸法と円孔寸法の組合せ如何により種々変動する現象に準じた性質のものであろう。有孔帯板の場合と同様に、降伏点の

上昇は形状的な拘束度の増加に起因するものとすれば、附図3の結果は欠陥を有する熔接接手試験片において、その形状如何により拘束度が変化し、拘束度が増加すれば T_r , s も上昇することを定性的に示しているものと考えることができる。

謝 詞

この研究を実施するに当り、莫大な補助金を交付せられた運輸省、研究費を負担された日本造船工業会、協力を賜つた運輸技術研究所、鉄道技術研究所、東京大学工学部船舶工学科、東京大学生産技術研究所、大阪大学工学部熔接学科、並びに鋼材を提供された各製鐵所及び造船所に対し深甚なる感謝の意を表する。

第1表 試験用鋼材の諸性質

Steel No.	分析成分(%)					機械的性質			遷移温度(°C)		
	C	Si	Mn	P	S	屈服点(σ_y) (kg/mm ²)	引張強さ(σ_u) (kg/mm ²)	延伸率(%)	Vシヤルビ試験 T_{V15}	カーン試験 Tr_s	Kahn引張試験 Tr_e
K1	0.20	0.21	0.63	0.023	0.027	0.25	28.7	43.7	29.5	-26	7
K2	0.17	0.16	0.55	0.011	0.025	0.26	31.8	49.9	26.7	-17	2
K3	0.21	0.16	0.66	0.014	0.017	0.21	31.8	48.1	28.0	-33	0
B23	0.14	0.01	0.42	0.011	0.018	0.24	25.0	39.1	30.0	-2	14.5
D23	0.20	tr	0.45	0.030	0.013	0.24	26.5	45.4	24.8	20	26.5
											38

(備考) 1.) T_{V15} は V 切欠付 V シヤルビ衝撃試験による 15 ft-lb-16s 遷移温度を、 Tr_s は萬能破面衝撃試験による最大荷重時の吸収エネルギーより決定した遷移温度を示す。

2.) V シヤルビ試験の Tr_s 値は、秋田好雄氏の測定されたデータ(文獻④ P.9 ~ 11)に於ける V シヤルビ試験とカーン試験の Tr_s 間に存在する比例關係を利用して、筆者がカーン試験で実測した Tr_s 値より推定したもの。(K3のみは実測値)

第2表 熔着鉄の諸性質

Rod No.	分析成分(%)					機械的性質			遷移温度(°C)		
	C	Si	Mn	P	S	屈服点(σ_y) (kg/mm ²)	引張強さ(σ_u) (kg/mm ²)	延伸率(%)	T_{V15}	Tr_s	
1	0.10	0.057	0.34	0.031	0.028	0.18	38.0	43.9	26.0	38.5	-50 -26
4	0.07	0.066	0.11	0.033	0.031	0.19	38.2	43.1	26.0	44.6	-21 -1
9	0.09	0.37	0.83	0.07	0.013	0.17	42.9	56.6	30.4	61.1	< -90 -28

第3表 鋼材、熔接棒、G, f の組合せ

Steel No.	G (mm)	f (mm)	ELECTRODE
K1	6	0, 2, 4	NO.1
	3	2	
K2	6	0, 2, 4	NO.1
	10	2	
K3	6	2	NO.4
B23	6	2	NO.1
			NO.9
D23	6	2	NO.1

G (mm)	f (mm)	σ_m (kg/mm ²)	FACTOR (n)	$\sigma_n = n \sigma_m$ (kg/mm ²)
3	2	52.6	0.958	50.4
	0	40.5	1.352	54.8
6	2	43.0	1.095	47.1
	4	45.8	0.920	42.1
10	2	36.7	1.352	49.6

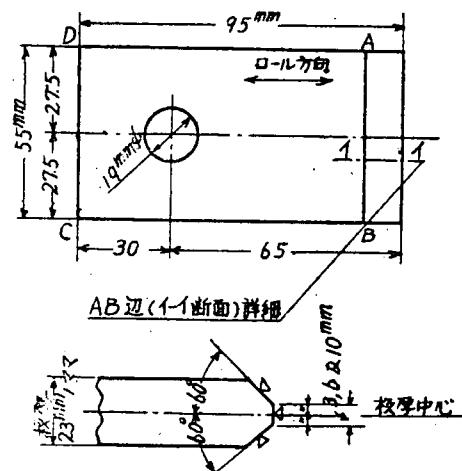
備考:

$$\text{FACTOR}(n) = \frac{B(20) \times T(23)}{\text{SECTIONAL AREA ATG}}$$

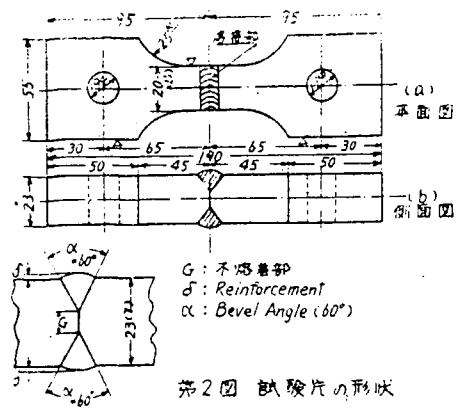
第5表 破断应力の 1/15
(STEEL ... K2, ELECTRODE ... NO.1)

第4表 遷移温度

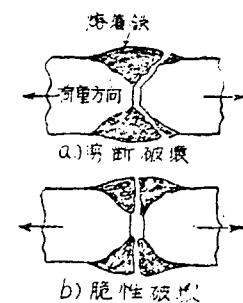
STEEL No.	ELECTRODE	G (mm)	f (mm)	遷移温度(°C)		
				T_{Fe}	Tr_s	Tr_e
K1	NO.1	6	0	-45.5	-45.5	-45.5
			2	-41.5	-41.5	-41.5
			4	-29.5	-29.5	-29.5
		3	2	-47.0	-47.0	-47.0
K2	NO.1	6	0	-45.0	-45.0	-46.0
			2	-44.0	-44.0	-44.0
			4	-42.5	-42.5	-42.5
			10	-45.5	-45.5	-45.5
K3	NO.4	6	2	-35.5	-35.5	-35.5
B23	NO.1	6	2	-34.0	-34.0	-34.0
			2	-36.5	-36.5	-36.5
D23	NO.1	6	2	-31.5	-31.5	-31.5



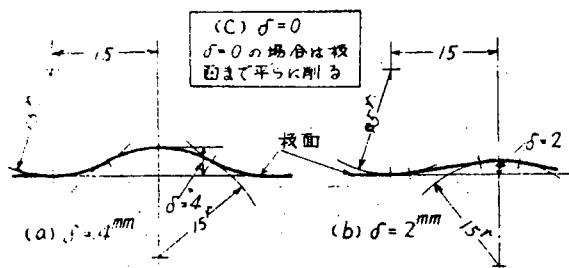
第1図 試験片の製作要領



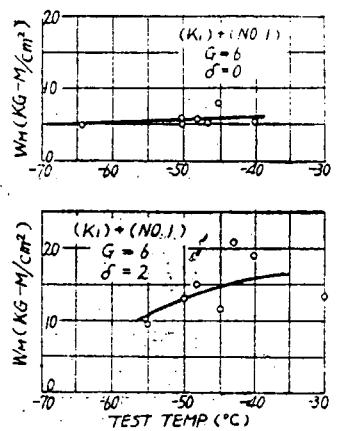
第2図 試験片の形状



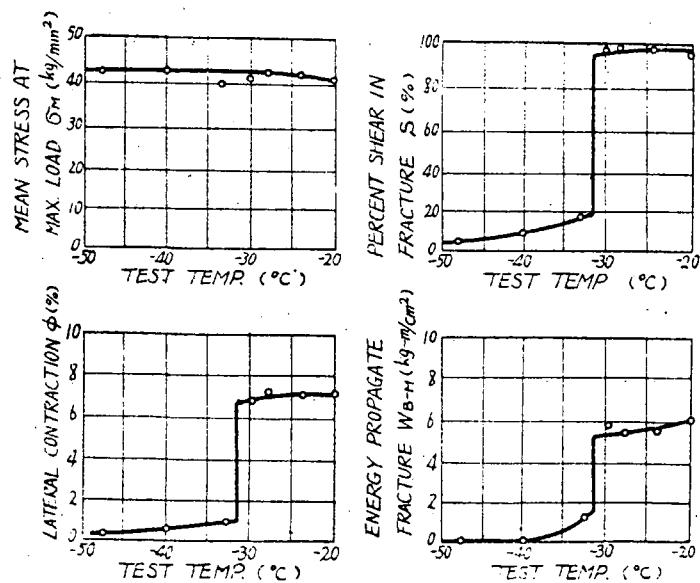
第5図 破断形式



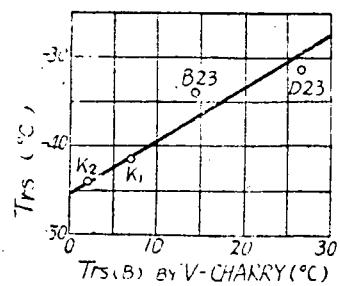
第3図 補強盛り部の仕上げ形状(寸法はmm)



第6図 W_H 曲線の例(STEEL-K₁)



第4図 試験成績例(鋼種D23 熔接構No.1, G=6mm, δ=2mm)



第7図 接合のTrsと母材の
Trs(B)の関係
(L=5mm, δ=2mm, No.1等厚接合)

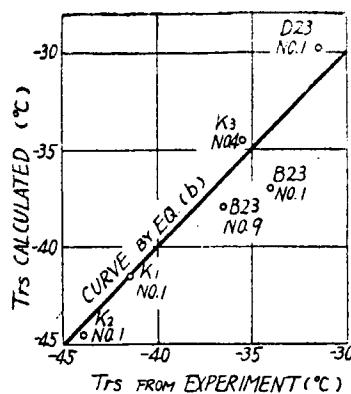


図 8 図 遷移温度の計算値と実験値の比較
($G = 6 \text{ mm}$, $\delta = 2 \text{ mm}$)

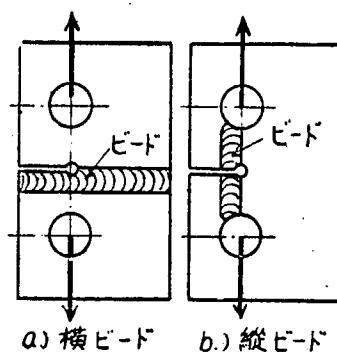


図 9 図 熔接 KAHN 試験片

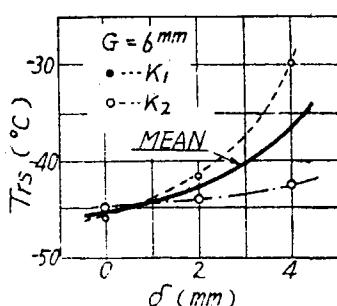


図 10 図 δ の影響

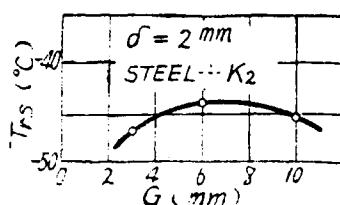


図 11 図 G の影響

附表 遷移温度と降伏点の関係

試験片の形状	σ_{rw}	σ'_{rw}	
$G(\text{mm})$	$\delta(\text{mm})$	(kg/mm ²)	(kg/mm ²)
6	0	23.8	33.5
	2	25.5	34.0
	4	27.3	35.4
3	2	27.8	32.9
10	2	18.8	33.4

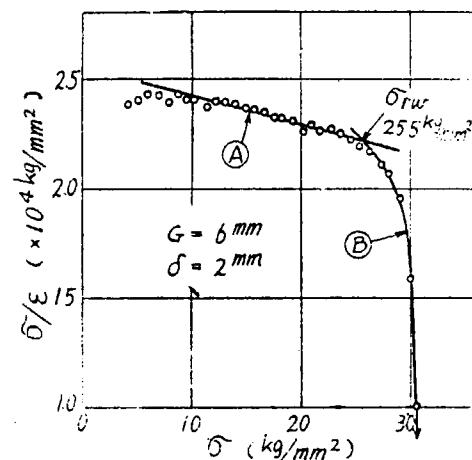


図 1 図 降伏点の決定法

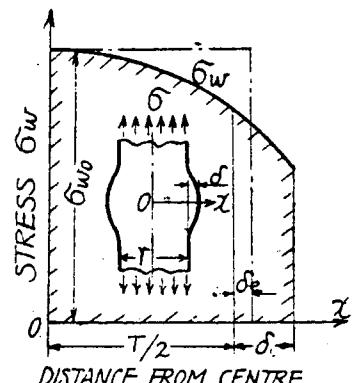


図 2 図 補強盛りの有効性

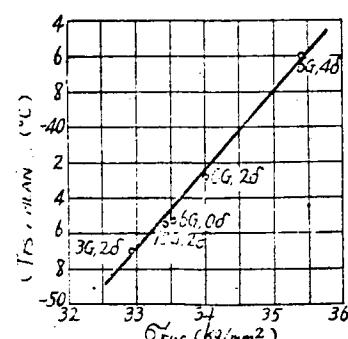


図 3 図 降伏点と遷移温度の関係

