(昭和 48 年 5 月日本造船学会春季講演会において講演)

鋼板の靱性に及ぼす組立工程における 加工の影響 (その 2)

——線状加熱による熱塑性変形ならびに局所的靱性劣化について——

正員 木 原 博*	正員 栖 原 二郎**
黒 川 常 夫***	正員 片 岡 繁 夫***
修 行 稔***	正員 中 島 正 樹****
正員 矢 島 浩****	正員 深 江 達 郎****

Effect of Fabricating Method at Assembly Stage on
Notch Toughness of Steel Plates (Report No. 2)

—Thermoplastic Deformation and Local Brittleness due to Line-Heating—

by Hiroshi Kihara, <i>Member</i>	Jiro Suhara, <i>Member</i>
Tsuneo Kurokawa	Shigeo Kataoka, <i>Member</i>
Minoru Shugyo	Masaki Nakajima, <i>Member</i>
Hiroshi Yajima, <i>Member</i>	Tatsuro Fukae, <i>Member</i>

Summary

Line-heating is a thermoplastic working technique widely applied to bending and straightening of hull plates in shipbuilding.

In this study, the thermoplastic deformation and the local brittleness due to line-heating for high-strength steel of the 50 kg. per sq. mm class were investigated by the Charpy V-notch impact test, hardness test and observation of microstructure. The results obtained are as follows ;

- 1) The relation between the line-heating condition and the thermoplastic deformation was clarified.
- 2) In the heating at the temperature exceeding the transformation temperature A_{c1} , the air-cooling causes only little embrittlement.
- 3) In the water-cooling after heating, the embrittlement is comparatively slight if the starting temperature of water-cooling is kept below the transformation temperature A_{r1} .

1 は し が き

線状加熱は、造船工作において船殻部材の曲げ加工、曲げ加工後の修正、あるいは歪取りなどに広く利用されている熱塑性加工技術である。

一般に、軟鋼板については、ガストーチによる A_{c1} 変態点以上の加熱とその後の水冷により行なわれているが、50 キロ級高張力鋼板の場合、加熱部の靱性劣化防止の観点から、最高加熱温度を A_{c1} 変態点以下の低温におさえると同時に、加熱後の水冷による急速冷却を避けるべきであるとされている。しかし、線状加熱の工作基準は

* 大阪大学溶接工学研究所

** 九州大学工学部

*** 長崎大学工学部

**** 三菱重工(株)技術本部長崎研究所

まだ確立されていないのが実状である。

しかしながら、加工温度をより高くできれば曲げ加工効率が增大するし、加熱後水冷による急速冷却ができれば、作業能率の向上が期待できる。

本報告では、実用上許容される靱性劣化の範囲内で、最も効率のよい曲げ加工条件を選定するため、熱塑性変形量におよぼす線状加熱条件の影響、ならびに加熱部の局所的な靱性の変化量を把握し、線状加熱作業条件確立のバックデータを得たので紹介する。

2 試 験

2.1 線状加熱条件と熱塑性変形量

2.1.1 線状加熱条件

国内の各造船所において造船工作に、線状加熱が用いられているが、その条件はそれぞれの造船所でまちまちである。したがって試験に際し、各造船所において実用されている加熱条件のアンケートを取り、その集約結果に基づいて²⁾、Table 1 に示す条件を選定した。なお加熱面からのガストーチ火口の高さは、加熱焔の温度が最高となる白色錐の先端が被加熱材の表面に接するように調整し、Table 1 中に示したように約 20 mm とした。

供試材の線状加熱には、ガストーチと冷却水ノズルを台車に搭載し、Straight Line Heating で行なった。ガストーチの走行速度と最高加熱温度の関係をFig. 1 に示す。温度測定には、裏面より加熱表面下 1 mm の深さ

Item	Condition
Nozzle of Gas Torch	2.8 mm ϕ
Pressure of Oxygen	6.0 kg/cm ²
Flow Rate of Oxygen	2.3 $\times 10^3$ l/h
Pressure of Acetylene	0.5 kg/cm ²
Flow Rate of Acetylene	2.0 $\times 10^3$ l/h
Height of Gas Torch (H)	20 mm
Distance between Gas Torch and Water Nozzle (D)	Min. 50 mm
Flow Rate of Water	2.3 l/min

Fig. 1 Relationship between travel speed of torch and max. heating temperature

まであけられた 1.5 mm ϕ のキリ孔底に溶着された C. A. 熱電対と電磁オシログラフを使用した。したがって Fig. 1 に示した最高加熱温度とは、加熱表面下 1 mm の点における最高温度であり、加熱表面における最高加熱温度は、これよりかなり高い値となっている。キニス B 型輻射温度計を併用した実測値によれば、表面下 1 mm の温度が 800°C の場合、表面の温度は約 900°C になっていた。以下本試験での温度の測定は、すべて表面下 1 mm で行なった。

加熱後の冷却条件としては、空冷する自然冷却と、水冷する強制冷却とがある。水冷の場合は、加熱後ただちに水冷する同時水冷と、加熱後しばらく空冷してから水冷する途中水冷とがある。同時水冷の効果を上げるためには、ガストーチと冷却水ノズルの間隔をできるだけ接近させた方がよいが、接近させ過ぎると加熱焔の流圧により水が飛散し、加熱焔を定常状態に保つことが困難になる。したがって、本試験では加熱焔が安定でしかもガストーチと冷却水ノズル間隔が最小になる状態 (約 50 mm, Table 1 参照)

Fig. 2 Example of thermal cycle of line-heated zone (1 mm below the heated surface)

Fig. 3 Example of distribution of max. heating temperature attained on plate surface (1 mm below the heated surface)

Fig. 4 Example of distribution of max. heating temperature attained at plate section

で線状加熱した場合を同時水冷とみなしたため、水冷開始温度が最高加熱温度よりも若干低くなることはやむを得ないことであった。一方、途中水冷の場合、水冷開始温度はガストーチと冷却水ノズル間隔を変化させて調整した。

最高加熱温度(以下加熱温度という)が800°Cの場合の熱サイクルの例をFig. 2に示す。また加熱温度800°Cにおける同時水冷の板表面および断面の温度分布をFig. 3およびFig. 4に示す。なお図中に記した800°C A.C. → 700°C W.C.の記号は、加熱温度800°Cにおける同時水冷の場合、水冷開始温度が約700°Cになっていることを示している。

2.1.2 供試材

試験に使用した鋼板は、日本海事協会(NK)規格の船体用50キロ級高張力鋼A級鋼(K5A鋼、板厚30mm)、D級鋼(K5D鋼、板厚30mm)およびE級鋼(K5E鋼、板厚30mm)である。供試材の化学成分ならびに機械的性質をTable 2に示す。

Table 2 Chemical compositions and mechanical properties of steel used

Specification	Heat Treatment	Plate-Thickness (mm)	Chemical Compositions (%)					Tensile Properties		
			C	Si	Mn	P	S	Y. P. (kg/mm ²)	T. S. (kg/mm ²)	Elong. G. L. = 200 mm (%)
K 5 A	As Rolled	30	0.12	0.34	1.24	0.025	0.020	37.8	52.4	25.2
K 5 D	Normalized	30	0.15	0.46	1.31	0.014	0.019	36.0	53.0	24.0
K 5 E	Normalized	30	0.13	0.35	1.35	0.027	0.017	38.2	55.1	23.7

2.1.3 熱塑性変形量の測定

先に述べたごとく、線状加熱においては、“高温に加熱すると良く曲る”、“水冷すると作業能率が上がる”、などと一般に言われている。しかし、加熱温度を高くすることや、水冷することは、材料の靱性劣化を招く恐れがあるので制約されている。試験実施に先立ち、靱性の劣化が少なく、曲り効率の良い加熱条件を選定する必要があるとの見地から、熱塑性変形量におよぼす線状加熱条件の影響について調査した。K5D鋼(板厚30mmと、参考として板厚12.7mmを供試)について実測した加熱温度と熱塑性変形による角変形量との関係および測定要領などをFig. 5に示す。

板厚30mmの場合、加熱温度が高くなるにつれて角変形量は増加し、加熱温度が約900°C以上になると、角変形量の増加する割合は少なくなる。また、角変形量は加熱後水冷した場合の方が大きくなる。一方、板厚12.7mmの場合、加熱後空冷したときは約900°C、水冷したときは約600°Cにて角変形量が最大になることが認められた。また、加熱後水冷した場合には、加熱温度が約850°Cを越えると、角変形が逆向きになる傾向があった。

Fig. 5 Relationship between max. heating temperature and permanent angular distortion

まず、幅 250 mm (圧延方向)、長さ 600 mm の供試材の表裏両面に、長さ方向 (圧延直角方向) に各 1 条ずつ同一条件の線状加熱を行ない、平板状の線状加熱加工材を製作した。次に、その線状加熱加工材より前述の各種試験片を採取した。すなわち、V-ノッチ・シャルピー衝撃試験片は、表面から 1 mm 削り圧延方向に採取し、ノッチを板厚断面に加工した。

さらに加熱部より組織、硬さ分布測定用試験片を採取した。組織は光学顕微鏡により 300 倍で観察し、硬さ分布はピッカース硬さ計 (荷重 10 kg) にて測定した。

2.2.2 組織および硬さ分布調査結果

高温に曝された線状加熱部板厚断面組織の数例を Fig. 6~Fig. 8 に示す。

Fig. 6 は K 5 D 鋼 (板厚 30 mm) を 900°C に加熱した後、同時水冷した場合と空冷した場合の板厚断面 (表面下 0.5 mm, 1 mm, 2 mm および板厚中央部) の組織である。また、Fig. 7 および Fig. 8 は、加熱条件の違いによる表面下 1 mm の位置の組織変化の数例を示したものである。すなわち、Fig. 7 は K 5 D 鋼 (板厚 30 mm) における加熱温度が異なる同時水冷の場合であり、Fig. 8 は K 5 E 鋼 (板厚 30 mm) における加熱温度が 800°C で冷却条件の異なる場合を示したものである。

組織観察の結果より、各供試材について次のことがいえる。加熱後同時水冷した場合、加熱温度が A_{c1} 変態点以下、すなわち、約 700°C 以下では、パーライトの分解は見られず、 A_{c1} 変態点以上の 800°C~900°C になると、高炭素マルテンサイトの生成が見られる。途中水冷した場合、加熱温度が 800°C~900°C のときは、水冷開

2.1.4 線状加熱条件の決定

熱塑性変形量の測定結果などから、供試材の線状加熱条件としては、主として加熱温度を 700°C~900°C とし、加熱後空冷した場合と、加熱後種々の温度から水冷した場合を選定した。供試材の線状加熱条件を Table 3 に示す。

Table 3 Max. temperature and cooling conditions of line-heating

Line-Heating Condition	1000	900	800	700	600	500	400	Specimen	K 5 A	K 5 D	K 5 E
1000°C A.C.	●	○						◎	◎	◎	◎
900°C Δ 780°CWC*	●	○						◎	◎	◎	◎
900°C Δ 625°CWC	●	○						◎	◎	◎	◎
900°C Δ 575°CWC	●	○						◎	◎	◎	◎
900°C Δ 500°CWC	●	○						◎	◎	◎	◎
900°C A.C.	●	○						◎	◎	◎	◎
800°C Δ 700°CWC*	●	○						◎	◎	◎	◎
800°C Δ 575°CWC	●	○						◎	◎	◎	◎
800°C Δ 500°CWC	●	○						◎	◎	◎	◎
800°C Δ 400°CWC	●	○						◎	◎	◎	◎
800°C A.C.	●	○						◎	◎	◎	◎
750°C Δ 650°CWC*	●	○						◎	◎	◎	◎
700°C Δ 615°CWC*	●	○						◎	◎	◎	◎
700°C A.C.	●	○						◎	◎	◎	◎
650°C Δ 575°CWC*	●	○						◎	◎	◎	◎
Original Plate								◎	◎	◎	◎

● Max. Heating Temperature

○ Water-Cooling Temperature

◎ Test Material

* Water-Cooled Just After Heating

2.2 靱性試験

2.2.1 試験片

線状加熱部の切欠き靱性を評価する試験法としては、一般に簡便な V-ノッチ・シャルピー衝撃試験が行なわれている。本試験においても、この試験法により、Table 3 に示した線状加熱が加熱部切欠き靱性におよぼす影響を調査した。また、線状加熱部の組織変化および硬さ分布の測定も行なった。

始温度を 575°C まで下げても、部分的にマルテンサイトの生成が見られる。しかし、水冷開始温度を 500°C 以下に下げると、マルテンサイトの生成は見られなくなり、組織的には加熱後空冷した場合と同じ状態の粒状パーライトないしは細粒のベイナイトとなる。

組織観察から、加熱温度が同一の場合、加熱後同時水冷すると、空冷したときより著しく脆化することが予想される。

硬さ分布測定例を Fig. 9 および Fig. 10 に示す。Fig. 9 は K5D 鋼について加熱温度が異なる同時水冷した場合の、加熱部板厚断面のビッカース硬さ測定結果を示したものであり、Fig. 10 は加熱温度が 800°C および 900°C で、冷却条件を変えた場合の加熱表面下 1 mm におけるビッカース硬さを示したものである。硬さ分布測定結果より以下のことが明らかになった。

加熱温度が 600°C~700°C の場合でも、加熱後同時水冷すると加熱表層部は硬化しており、線状加熱の影響が見られる。また、加熱温度が 800°C~900°C で、同時水冷した場合は、かなり硬化が見られ、加熱温度が高いほど硬化は著しい。しかし、加熱後空冷した場合は、あまり硬化しない。また、水冷開始温度が 500°C 以下の場合も、空冷した場合と同様あまり硬化しない。

Fig. 6 Microstructures of line-heated zone (0.5, 1.0, 2.0 and 15.0 mm below the heated surface ; (K5D))

Fig. 7 Microstructures of original plate and line-heated zone (1 mm below the heated surface), heated to various max. temperatures and water-cooled just after heating (a) Original plate; (b) Max. temperature 650°C; (c) Max. temperature 700°C; (d) Max. temperature 800°C; (e) Max. temperature 900°C (K 5 D)

Fig. 8 Microstructures of original plate and line-heated zone (1 mm below the heated surface), heated to 800°C and water-cooled from various temperatures on cooling cycle (a) Original plate; (b) Water-cooled from 700°C (just after heating); (c) Water-cooled from 575°C; (d) Water-cooled from 500°C; (e) Air-cooled to room temperature (K 5 E)

Fig. 9 Effect of max. heating temperature on the hardness of line-heated zone water-cooled just after heating (K 5 D)

Fig. 10 Effect of water-cooling temperature on the hardness of line-heated zone

2.2.3 V-ノッチ・シャルピー衝撃試験結果

先に Table 3 に示した各条件で線状加熱加工された供試材について実施した、V-ノッチ・シャルピー衝撃試験結果の吸収エネルギー～温度ならびに脆性破面率～温度遷移曲線の数例を Fig. 11～Fig. 15 に示す。Fig. 11～

Fig. 11 Charpy V-notch transition curves of line-heated zones, heated to 800°C and water-cooled from various temperatures on cooling cycle (K 5 A)

Fig. 12 Charpy V-notch transition curves of line-heated zones, heated to 800°C and water-cooled from various temperatures on cooling cycle (K 5 D)

Fig. 13 は、加熱温度が 800°C で冷却条件の異なる場合について、各鋼種ごと示したものである。また、Fig. 14 は K 5 D 鋼の加熱温度が異なる空冷の場合について示したものであり、同様に Fig. 15 は同時水冷した場合について示したものである。また、加熱温度が 800°C および 900°C の場合の水冷開始温度と 50% 脆性破面率遷移温度 νT_{rs} との関係を示す、各鋼ごとに Fig. 16 に示す。

Fig. 13 Charpy V-notch transition curves of line-heated zones, heated to 800°C and water-cooled from various temperatures on cooling cycle (K 5 E)

Fig. 14 Charpy V-notch transition curves of line-heated zones, heated to various max. temperatures and air-cooled (K 5 D)

Fig. 15 Charpy V-notch transition curves of line-heated zones, heated to various max. temperatures and water-cooled just after heating (K 5 D)

Fig. 16 Effect of water-cooling temperature on Charpy V-notch transition temperature νT_{rs} of line-heated zone

以上の V-ノッチ・シャルピー衝撃試験結果より、概略次のことが明らかになった。

- (1) 各鋼種とも遷移曲線は冷却条件により大きな影響を受ける。また、影響の受け方は鋼種によって異なる。
- (2) 700℃ に加熱して空冷した場合には、いずれの鋼種も靱性劣化はほとんど認められない。
- (3) 800℃～900℃ に加熱して空冷した場合には、K5A 鋼、K5D 鋼では、 vT_{rs} が約 10℃ 程度高温側に移動し、K5E 鋼では 20℃ 以上高温側に移動している。
- (4) K5D 鋼を A_{c1} 変態点以下に加熱して同時水冷した場合 (650℃ $\xrightarrow{A.C.}$ 575℃ W.C.), vT_{rs} は約 10℃ 程度高温側に移動している。
- (5) A_{c1} 変態点に近い温度、すなわち 700℃、および A_{c1} 変態点以上の温度、すなわち 800℃～900℃ に加熱して水冷した場合、K5A 鋼では、水冷開始温度の差による明瞭な影響はなく、 vT_{rs} は 15℃～30℃ 程度高温側に移動している。K5D 鋼では、水冷開始温度によって変化が見られ、 vT_{rs} は水冷開始温度が 500℃ のときは約 10℃、575℃ 以上のときは 20℃～30℃ 程度高温側に移動している。また、K5E 鋼では、水冷開始温度に関係なく vT_{rs} は 20℃～30℃ 程度高温側に移動している。

3 考 察

3.1 線状加熱による脆化現象

線状加熱により加熱表層部は、Fig. 3 および Fig. 4 に示したような温度分布、ならびにそれを最高温度とした熱サイクルを受ける。この場合、加熱表層部は組織の変化に伴う材質変化と、局所的な加熱冷却によって生ずる内部歪に伴う材質変化により、一般に素材に比べて脆化する。

脆化の原因としては次のように考えられる。まず、 A_{c1} 変態点以下に加熱された領域は、加熱中全くオーステナイト変態が起らないので、普通の光学顕微鏡では組織変化はなんら認められない。この領域での脆化の原因には焼入れ時効と歪時効の重畳効果が考えられる。一般に、フェライト中の炭素、窒素および酸素の溶解限度は、温度低下とともに急減する傾向にある。したがって、600℃ に加熱急冷された領域では、室温で炭素、窒素および酸素は過飽和状態になり、不安定のため、炭素、窒素あるいは酸素を析出しようとして硬化現象を起こす、いわゆる焼入れ時効が生ずる。また、500℃～200℃ に加熱された領域では熱応力による内部歪が残留し、炭素、窒素原子が転位の周囲に Cottrell 雰囲気をつくり、こり変形源である原子の移動を防げるために、いわゆる歪時効を起こす³⁾。これらの脆化は、鉄中に固溶する炭素、窒素、酸素に原因するから鋼種によりその影響は著しく異なり、キルド鋼はリムド鋼に比べて脆化はきわめて少ないといわれている。

本試験の供試材はアルミキルド鋼であるため、アルミは固溶されている窒素の一部と結合して安定な窒化アルミを形成するので⁴⁾このような時効現象は起こり難いといえる。しかし、Fig. 9 の硬さ分布からも明らかなように、加熱温度 650℃ の場合も、硬化していることは、このような時効が起こっていることを示すものと考えられる。

次に A_{c1} 変態点直上の 700℃～800℃ の温度範囲に加熱された領域は、パーライトの部分的分解により不安定組織となり、それが急冷されることによって、高炭素マルテンサイトが生成されるので著しい脆化を起こす。また、この温度より加熱温度が高くなるほど脆化は大きくなる。

しかし、この領域も空冷の場合は、冷却速度が比較的緩やかになるのでマルテンサイトの生成に至らず、細粒のベイナイトになるため大きな脆化は起らない。

加熱後途中水冷する場合、すなわち水冷開始温度を低くした場合は、以下のように考えられる。加熱温度 800℃～900℃ の場合、 A_{r1} 変態点以上から水冷開始したものは、部分的にマルテンサイトを生成し、同時水冷したものと脆化の程度はあまりかわらないが、 A_{c1} 変態点以下から水冷を開始したものは、マルテンサイトの生成が見られず、材質的には空冷したものと大差ない^{5,6)}。

3.2 靱性試験結果の評価

次に、各供試材について実施した V-ノッチ・シャルピー衝撃試験結果の評価について検討する。この場合、V-ノッチ・シャルピー衝撃試験結果において、靱性を的確に示すと認められている 50% 脆性破面率遷移温度 vT_{rs} を評価の基準にする。本試験に供した程度の材料では、一般に、 vT_{rs} についてのバラツキは 20℃ 程度以下といわれている。したがって、線状加熱により、 vT_{rs} がバラツキの範囲を越えて高温側に移動した場合、加

熱による靱性劣化が認められたものと判断されよう。

以上により、先に述べた V-ノッチ・シャルピー衝撃試験結果を評価すれば以下ようになる。

K 5 A 鋼について

- (1) 加熱後空冷した場合、加熱温度が 900℃ でも、明確な靱性劣化は認められない。
- (2) 加熱後途中水冷した場合、加熱温度が 800℃～900℃ のときは、水冷開始温度によらず靱性劣化は認められるものの、明確に悪影響を受けているとはいえない。
- (3) 加熱後同時水冷した場合、加熱温度が 800℃ のとき、 vT_{rs} は約 30℃ 高温側に移動し、明確な靱性劣化が認められる。

K 5 D 鋼について

- (1) 加熱後空冷した場合、加熱温度が 1,000℃ でも、明確な靱性劣化は認められない。
- (2) 加熱後途中水冷した場合、加熱温度が 800℃～900℃ 程度でも、水冷開始温度を 500℃ 以下にすれば明確な靱性劣化は認められない。
- (3) 加熱後同時水冷した場合、加熱温度を 700℃ 以上にすれば、明確な靱性劣化が認められる。

K 5 E 鋼について

- (1) 加熱後空冷した場合、加熱温度を 700℃ までとすれば、靱性劣化は認められない。
- (2) 加熱温度を 800℃ 以上にすれば、水冷、空冷を問わず靱性劣化が認められる。

3.3 線状加熱による靱性劣化の鋼種差

先に述べたごとく、同一条件で線状加熱加工を施しても、鋼種により靱性におよぼす影響が異なっていた。すなわち、K 5 E 鋼は、靱性の受ける影響が大きいようである。この原因として、K 5 A 鋼、K 5 D 鋼と K 5 E 鋼では製鋼メーカーが異なり、含有成分や製鋼過程における圧延および熱処理条件の相違が考えられる。

K 5 A 鋼は As Rolled 材であり、K 5 D 鋼および K 5 E 鋼は Normalized 材である。

変態点の測定結果によれば、K 5 E 鋼の A_{c1} 変態点は K 5 D 鋼に比べて低くなっており、また K 5 E 鋼の A_{r1} 変態点は冷却速度を速くした場合、K 5 D 鋼より低温側に移動する傾向にある。この現象は、両鋼種の添加元素や微量元素の含有量の差によるものと考えられる。

したがって、K 5 E 鋼は K 5 D 鋼に比べてより低い温度からパーライトが分解するので、同一加熱条件では、K 5 E 鋼の方が加熱により影響を受ける範囲が広くなる。また冷却時においては、K 5 E 鋼の方が変態時期が遅れ、焼入れ硬化性が大となる。そのため、同一加熱条件では、K 5 E 鋼の方が K 5 D 鋼より靱性の受ける影響が大きくなったものと考えられる。

4 結 論

船体用 50 キロ級高張力鋼 A 級鋼 (K 5 A 鋼)、D 級鋼 (K 5 D 鋼) および E 級鋼 (K 5 E 鋼) に対して、線状加熱による熱塑性変形量および局所的靱性劣化の程度を把握し、以下の結論を得た。

- (1) 熱塑性変形量におよぼす線状加熱 (Straight Line Heating) 条件の影響が明らかになった。
- (2) A_{c1} 変態点以上に加熱した場合、空冷すれば加熱部はほとんど靱性劣化しないが、加熱後に同時水冷すると著しく脆化する。加熱表層部について行なった V-ノッチ・シャルピー衝撃試験結果の 50% 脆性破面率遷移温度 vT_{rs} は、同時水冷した場合、素材に対し約 30℃ 高温側に移動する。
- (3) 加熱後途中水冷した場合、鋼種にもよるが、水冷開始温度を A_{r1} 変態点以下にすれば、加熱部の靱性劣化は比較的少ない。加熱表層部の vT_{rs} は、素材に対して、K 5 A 鋼および K 5 D 鋼では約 10℃～20℃、K 5 E 鋼では約 20℃～30℃ それぞれ高温側に移動する。

これらより加熱表層部の靱性におよぼす影響のみを考慮すれば、加熱後空冷することがもっとも望ましいといえるが、以上は飽くまでも線状加熱表層部の V-ノッチ・シャルピー衝撃試験結果など、局所的な靱性を中心に検討したものである。したがって、線状加熱に対する現場工作基準などを検討、確立するにあたっては、破壊強度をより正確に示すと考えられる加熱部全板厚についての大形試験結果を十分考慮の上、判断する必要がある。

本研究は、日本造船学会鋼船工作法研究委員会第 1 分科会において研究問題としてとりあげられ、日本造船研究協会第 111 研究部会において実施されたものである。ここに両委員会の関係各位より戴いたご示唆および熱心

なご協力に対して厚く感謝する次第である。また、実験の遂行に大いに努力していただいた長崎大学工学部構造工学科 久保武技官、ならびに三菱重工(株)長崎研究所 河波静男氏、石川兼保氏に感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) 石川島重工造船部：“線状加熱板曲加工法”，石川島技報第11巻，35号，第13巻，40号，41号。
- 2) 三菱長崎造船所：“船体構造に対する線状加熱についてのアンケート取纏め”，日本造船学会鋼船工作法研究委員会第1分科会資料，No.69-1-15，(昭和44年)
- 3) 鈴木春義，稲垣道夫，田村博，永井信雄，大谷 碧：“溶接冶金（溶接技術講座 3）”，日刊工業新聞社，(昭和38年)。
- 4) A. S. Tetlman, A. J. McEvily, Jr.：“Fracture of Structural Materials”，(宮本博訳)，培風館，(昭和45年)。
- 5) 鈴木春義，田村 博，川名喜之，橋口隆吉：“溶接熱サイクル再現装置による鋼の熱影響部の冶金的研究（第3報）”，溶接学会誌，27巻，5号，(昭和33年)。
- 6) 稲垣道夫，中原敬介，原田幸一，三谷良光：“各種高張力鋼のボンド近傍における溶接熱影響部再現組織の切欠じん性について”，溶接学会誌，33巻，9号，(昭和39年)。