厚 h 平均のど厚増加量 h_w , 開先幅 $2b$ より決まるパラメータ $\sum Ddt/h_w^2$, h/h_w , b/h_w によって決定される。

(3) 水素濃度分布におよぼす溶接諸条件の影響をまとめると次のようになる。

④ 予熱・パス間温度 θ_i は最高水素濃度 $C_{\max}$ の低減に有効である。

⑤ 板厚が厚くなると $C_{\max}$ は漸増する。

⑥ 平均のど厚増加量 h_w が増すと $C_{\max}$ は急激に増加する。

⑦ 開先幅 $2b$ は $C_{\max}$ に影響を与える。

⑧ 溶け込み深さ l は $C_{\max}$ に大きな影響を与えるが、水素濃度分布の形にはあまり影響を与えない。

参 考 文 献

- 1) 佐藤, 寺崎, 山下: 単層溶接部の局部集積水素濃度におよぼす溶接諸条件の影響, 本誌, Vol. 48 (1979), No. 7
- 2) 百合岡他: 鋼中水素拡散と集積の数値解析および溶接部への応用, 本誌, Vol. 43 (1974), No. 9
- 3) O'M. Bockris, W. Beck et al.: The Effect of Stress on the Chemical Potential of Hydrogen in Iron and Steel, ACTA Met. Vol. 19 November 1971
- 4) 安藤: 抵抗溶接の熱伝導, 大阪大学講義資料 (1958)
- 5) 川下: 熱伝導論, オーム社
- 6) 佐藤, 寺崎, 山下: 多層溶接の水素濃度分布について WD-29-77, WM-677-78
- 7) 高橋, 岩井: 厚板突合せ溶接部のビード割れに関する研究, 溶接学会全国大会, 第21集

構造用高張力鋼 (50, 60および80キロ級) の 電子ビーム溶接性に関する研究 (第6報)*

荒田吉明** 松田福久** 柴田 泰*** 小野凱久*** 玉置光男*** 藤平正一郎***

Mechanical Properties on Electron Beam Welds of Constructional High Strength Steels (Report VI)*

by Yoshiaki Arata**, Fukuhisa Matsuda**, Yutaka Shibata***
Yoshihisa Ono***, Mitsuo Tamaoki***, Shouichiro Fujihira***

The existence of the unusual fracture path transition phenomenon in Charpy impact test specimen had been already found out on the electron beam (EB)-weld metals of constructional high strength steels in the previous report. Then in this report, the occurring possibility of such "fracture path transition phenomenon" and its mechanism were theoretically studied by means of the stress analysis in static load for the bending model of impact test specimen of EB-weld metal using finite element method (FEM). The stress analysis was performed on the bending model for HT50 and 80 weld metals of 12 and 40 KJ/cm weld heat inputs. The remarkable conclusions are as follows;

(1) As compared the distribution of plastic zone in the model specimen for EB-weld metal between 12 and 40KJ/cm weld heat inputs, the remarkable large extensions of the plastic zone were observed in the part of base metal near the fusion boundary (Bond) in case of the former model specimen. From this results it is presupposed that the fracture path of this impact test specimen has a chance to deviate into base metal side in case of the weld metal of low weld heat input.

(2) It was expected that the fracture path transition has a tendency to occur with a decrease of the bead width in the test specimen d_B and with an increase of the hardness in the weld metal $H_{v,w}$ as a result of the comparison for the variation of the plastic strain at the base metal near the fusion boundary ($\bar{\epsilon}_{p,B}$) and the center of weld metal ($\bar{\epsilon}_{p,w}$) from V-notch bottom in the model specimen between 12 and 40KJ/cm EB-weld metals.

*原稿受付 昭和53年3月31日 (昭和53年度春季全国大会にて発表)

**正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute of Osaka University

***正 員 (株)片山鉄工所技術開発部 Member, Katayama Iron Works, Ltd., Department of Research and Development

(3) $\bar{\epsilon}_{p,B}$ tends to be increased, that is to say, the fracture path of specimen tends to have a risk to deviate to base metal side with an increase of the remained thickness of specimen under V-notch bottom h . It was theoretically confirmed that h had the effect opposite to d_B on the mechanism for fracture path transition.

(4) From the experimental results in the previous examination and the theoretical consideration in this investigation, it was confirmed that the fracture path of specimen tends to have a much chance to deviate to base metal side with an increase of $\delta H_V (= (H_{V,W} - H_{V,B}) / H_{V,B})$; $H_{V,B}$ means the hardness of base metal) or with a decrease of $F_p (= d_B/h)$.

1. 緒 言

本研究は、構造用高張力鋼の電子ビーム溶接部の諸特性を明らかにしようとするものである。すでに第1報¹⁾および第2報²⁾では、それらの溶接部の衝撃、疲れ特性等の一般的な機械的諸性質を明らかにし、第3報³⁾では構造用鋼材の電子ビーム溶接において問題となる、溶接欠陥の発生特性、欠陥発生が少ない溶接条件ならびに鋼中の酸素および窒素量の許容限界等を明示した。次に第4報⁴⁾では、ディープノッチ (Deep notch) および COD 試験による電子ビーム溶接金属の低温切欠き靱性の評価を行い、その入熱依存性を明示するとともに、衝撃試験による場合も含め、ある特定温度で試験片の破断経路が熱影響部 (HAZ) または母材側へそれという特異な破断現象の存在を見出した。また衝撃試験の場合それらの特定温度を衝撃破断経路遷移温度 iT_F (Fracture path transition temperature in impact test) と名付けた。さらに第5報では、破断経路の相違により吸収エネルギー値が著しく異なった電子ビーム溶接金属の衝撃特性に着目し、その破断経路遷移温度 iT_F におよぼす入熱条件等の各種諸条件の影響を詳細に検討しその特性を明らかにした。その結果、溶接金属の iT_F は、ビード幅に関係する要素または溶接金属の硬さに関係する要素の2種類に主に影響されることが実験的に確かめられた。

そこで本報告では、第5報で検討した一部の電子ビーム溶接金属に対して、その衝撃試験片の破断経路遷移機構に関して理論的な考察を加えた。すなわちビード幅および溶接金属の硬さ等を種々に変化した、静的荷重をうける3点曲げ試験片に対して、有限要素法による応力解析を行い、その遷移現象の可能性を論考した。また破断経路遷移機構におよぼすビード幅、溶接金属の硬さ等の影響についてのそれらの解析結果が、先の実験結果による場合と、同様な傾向を示すことを明らかにした。

2. 解析方法

Fig. 1 は、電子ビーム溶接金属の衝撃試験片でみられた、典型的な2種類の破断経路の模式図を示す。矢印で

Fig. 1 Schematic illustration for two types of fracture path observed in Charpy test specimen of EB weld metal.

示したように、ある特定の同一試験温度 iT_F で、破断経路が母材側へそれる場合と、HAZ あるいは母材部へそれる場合があり、その iT_F は、破断経路パラメータ F_p 値 ($F_p = d_B/h$, ただし、 d_B ; 試験片内のビード幅、 h ; 切欠き底部の残り肉厚) が大きくなる程、または溶接金属の硬化率パラメータ δH_V 値 ($\delta H_V = (H_{V,W} - H_{V,B}) / H_{V,B}$ ただし $H_{V,W}$ および $H_{V,B}$; 溶接金属および母材の平均硬さ) が小なる程、高温側へ移行する傾向にあることが実験的に確かめられた⁵⁾。すなわち F_p 値の増大または δH_V 値の減少とともに、破断経路がより溶接金属内を貫通しやすくなる傾向を示した。

そこで、第5報で検討した電子ビーム溶接金属と同条件の衝撃試験片に対して3点曲げの静的荷重をうける応力解析を、有限要素法を用いて行い、破断経路遷移機構におよぼす F_p 値または δH_V 値の影響を論考した。有限要素法による応力解析は弾塑性解析とし、山田の方法⁶⁾にしたがった。またその解析は、溶接入熱 (以後 q_B 値と呼ぶ) が 12 KJ/cm で a_B 値が 0.75 および q_B 値が 40 KJ/cm で a_B 値が 1.2 の2種類の溶接金属について行った。それらの詳細な溶接条件ならびに衝撃特性も含めた溶接金属の諸性質は、第5報で既述した。

Fig. 2 は、電子ビーム溶接金属の衝撃試験片にたいする

曲げモデルの設定方法を示す。試験片の幅を 10 mm, 支点間距離を 40 mm とし, 母材 B 内に一定幅 d_B の溶接金属 W (母材より硬化した層) のある場合のモデルを想定した。この場合切欠き位置は溶接金属の中央部とし, 切欠きの方向は溶接線方向と同一である。溶接金属および HAZ 部の硬さ変化ならびに軟化域の存在等を考慮すると解析が極めて煩雑となるため, 溶接部が矩形状の硬さ分布をもつものとし, また各層の硬さに降伏応力 σ_y が比例するものとした。図中の $H_{V,B}$, $H_{V,W}$ および $\sigma_{y,B}$ 等の記号は, 母材または溶接金属の硬さおよび降伏応力を表わす。さらに試験片板厚方向 (溶込み深さ方向) の応力 σ_z は零とし, 平面応力条件下での種々の負荷荷重 P にたいする弾塑性解析を行った。Table 1 は, HT 50 および 80 材の母材 B 層の硬さ $H_{V,B}$ および降伏応力 $\sigma_{y,B}$ を示し, 同時にそれらの q_B ; 12 および 40 KJ/cm 溶接金属 B 層の d_B , $H_{V,W}$ および $\sigma_{y,W}$ 等を示した。各溶接金属の $\sigma_{y,W}$ は, $\sigma_{y,B}$ から簡単な硬さの比例計算により決定した。本研究では, これらの諸定数を有する上記 4 種の溶接金属 (2 鋼種 $\times$ 2 溶接条件) の解析を行ったが, σ_y 値は温度に依存するため, それらは当然常温での解析となる。また表中の d_B は先の実験による試験片上部のビード幅を採用した。また表中に各溶接金属の 2 mm V 切欠き標準シャルピー試験片による iTF も示したが, 狭いビードの q_B ; 12 KJ/cm

の場合, 常温においていずれも破断経路が母材側へそれたのにたいし, 広いビードの q_B ; 40 KJ/cm の場合溶接金属内で破断した。なお q_B ; 12 KJ/cm の HT 50 および 80 溶接金属のみについて 6 mm V 切欠き試験片による解析も行い, 破断経路遷移機構におよぼす切欠き深さ d_N の影響も検討した。この場合の HT 50 および 80 溶接金属の iTF は, それぞれ -30°C および $>100^\circ\text{C}$ であった。

Fig. 3 は, 有限要素法による応力解析に用いた, 2 mm V 切欠き試験片中央部の要素分割図を示すが, 試験片の対称性を利用してその 1/2 だけの解析を行った。用いた要素は要素内での変位が線形的に変化する三角形要素とし, 切欠き先端近傍および各 q_B 値にたいするビード幅に相当する箇所 (中央より 1.25 および 2.25 mm の所) では, 特にその要素分割を細かくした。

3. 解析結果および考察

3.1 破断経路遷移機構におよぼす d_B および $H_{V,W}$ の影響

Fig. 4 および 5 は, それぞれ HT 50 および 80 材につ

Fig. 2 Bending model for Charpy test specimen of EB weld metal.

Fig. 3 Diagram for finite element division for standard Charpy test specimen.

Table 1 Mechanical properties of EB weld metal and base metal adopted for stress analysis in FEM.

Steel	Base metal		Weld metal					
			q_B ; 12 KJ/cm (a_B ; 0.75) $d_B = 2.5\text{mm}$			q_B ; 40 KJ/cm (a_B ; 1.2) $d_B = 4.5\text{mm}$		
	$H_{V,B}$ (VHN)	$\sigma_{y,B}$ (kg/mm ²)	$H_{V,W}$ (VHN)	$\sigma_{y,W}$ (Kg/mm ²)	iTF ($^\circ\text{C}$)	$H_{V,W}$ (VHN)	$\sigma_{y,W}$ (Kg/mm ²)	iTF ($^\circ\text{C}$)
HT50	170	35.0	375	77.2	-60	240	49.5	>100
HT80	300	82.0	405	110.7	-15	350	95.7	>100

Notes: $H_{V,B}$: Average Vickers hardness of base metal (Load; 10Kg)

$H_{V,W}$: Average Vickers hardness of weld metal

$\sigma_{y,B}$: Yield strength of base metal

$\sigma_{y,W}$: Yield strength of weld metal

iTF : Fracture path transition temperature in impact test using standard Charpy specimen

d_B : Bead width

Fig. 4 Comparison of plastic element-distribution between q_B ; 12 and 40 KJ/cm-HT 50 welds in standard Charpy test specimen.

Fig. 5 Comparison of plastic element-distribution between q_B ; 12 and 40 KJ/cm-HT 80 welds in standard Charpy test specimen.

いて, q_B ; 12および 40 KJ/cm 溶接金属の 2mmV 切欠き先端近傍の塑性域要素の広がりかほぼ同一となる荷重条件を選んで, 双方の塑性域要素の分布状態を比較したものである。この場合, 黒く塗りつぶした部分が, その各要素が塑性域に達したことを意味する。その判断は, 各要素にたいして算出した相当応力 σ とその降伏応力 σ_y より行った。なお荷重側の要素の一部が塑性域となったのは, 圧縮によるものである。各材とも q_B ; 12 KJ/cm 溶接金属ではボンド近傍の母材部に著しく大きな塑性域の広がりが認められたのにたいし, q_B ; 40 KJ/cm ではそれらは全くみられなかった。このことから一般に前者のように d_B が狭くかつ $H_{T,W}$ が高い溶接金属では, 切欠き先端近傍ばかりでなくボンド近傍の母材部にも破壊の芽が生じ, その破断経路が母材側へそれる可能性の大きいことが予想される。すなわちそのことは, 各溶接金属の常温での衝撃試験でみられた破断経路の結果と一致することを示す。Fig. 6(a) および (b) は,

Fig. 6 Comparison of $\varepsilon_{p, w}$ -variation between q_B ; 12 and 40 KJ/cm welds in standard Charpy test specimen.

(a) HT50 weld metal (b) HT80 weld metal

そのぞれ各材について切欠き先端部よりの距離 (L とする) と溶接金属中央部の相当塑性歪 ($\varepsilon_{p, w}$ とする) との関係をも q_B 値別に比較したものである。いずれも各 q_B 値の切欠き先端部の $\varepsilon_{p, w}$ 値がほぼ同一として比較したものである。一般に q_B ; 40 KJ/cm の $\varepsilon_{p, w}$ 値は q_B ; 12 KJ/cm のそれより常に高い値を示し, 前者の方が溶接金属内でより大きな変形をうけており, 破断経路が溶接金属内を貫通しやすい傾向にあることが推察される。次に Fig. 7 および 8 は, それぞれ HT 50 および 80 溶接金属について, 試験片内での各要素の相当塑性歪 ε_p にたいする等歪線を, q_B 値別に比較して示したものである。その ε_p が, 0.25, 0.5 および 1.0% の等歪線を求めて比較したが, いずれも切欠き先端近傍の等歪線とボンド近傍の母材部のそれとは, 連続するものではなかった。ただしこの場合, 溶接金属と母材の境界 (ボンド部) の各節点での変位が連続していることは当然である。また, 各図とも q_B ; 40 KJ/cm の場合, q_B ; 12 KJ/cm にくらべて切欠き近傍の等歪線の広がりが大なる荷重条件を選んで比較した。各材とも一般に q_B ; 12 KJ

Fig. 7 Comparison of equi-plastic strain line between q_B ; 12 and 40 KJ/cm HT 50 welds in standard Charpy test specimen.

Fig. 8 Comparison of equi-plastic strain line between q_B ; 12 and 40 KJ/cm-HT80 welds in standard Charpy test specimen.

/cm の場合、ボンド近傍の母材部に切欠き先端近傍と同程度の等歪線がみられたのにたいし、 q_B ; 40 KJ/cm ではそれらはほとんどみられなかった。

そこで Fig. 9 (a) および (b) は、それぞれ各材について、切欠き底部よりの距離 L と溶接金属中央部およびボンド近傍の母材部の相当塑性歪との関係を q_B 値別に比較して示した。なお母材部の相当塑性歪を $\bar{\epsilon}_{p,B}$ として表わした。また図中の各位置での歪量は、その節点を囲む要素の相当塑性歪量の平均値を採用した。前者(a)の HT50 材の結果によれば、 q_B ; 12 KJ/cm の場合 $L=0.3$ mm 付近で $\bar{\epsilon}_{p,W}$ と $\bar{\epsilon}_{p,B}$ 値が同程度の値となり、その後常に $\bar{\epsilon}_{p,B}$ 値の方が高い値を示した。一方 q_B ; 40 KJ/cm では、その切欠き先端部での $\bar{\epsilon}_{p,B}$ 値が q_B ; 12 KJ/cm にくらべて著しい高い荷重条件を選んで比較したのにもかかわらず、 $\bar{\epsilon}_{p,B}$ 値が常に極めて低い値となり、 $\bar{\epsilon}_{p,W}$ 値との交差がみられなかった。また後者 (b)

Fig. 9 $\bar{\epsilon}_{p,W}$ or $\bar{\epsilon}_{p,B}$ vs. L in q_B ; 12 and 40 KJ/cm welds.

(a) HT50 welds (b) HT80 welds

の HT 80 材の結果についても、HT 50 材のそれとほぼ同様の傾向を示した。これらのことからみても、 q_B ; 12 KJ/cm 溶接金属の方が、 q_B ; 40 KJ/cm の場合にくらべ試験片の破断経路がより母材側へそれやすい可能性のあることが十分うかがわれる。

上述した常温での解析結果より、各材とも一般に q_B 値が小なる程、すなわち F_p 値に関係する d_B が小となりかつ δH_V 値に関係する $H_{V,W}$ が大なる程、衝撃試験片の破断経路がより母材側へそれやすい可能性のあることがわかった。

3.2 破断経路遷移機構におよぼす h の影響

ここでは q_B ; 12 KJ/cm の HT 50 および 80 溶接金属について、2 mmV 切欠き標準シャルピー試験片による結果と比較のため、6 mmV 切欠き試験片にたいする応力解析を行い、破断経路遷移機構におよぼす、試験片の切欠き深さ d_N 、いいかえれば試験片の残り肉厚 h の影響を検討した。先に述べたように、 h は F_p 値に関係する因子であり、それらは反比例の関係にある。

Fig. 10 および 11 は、それぞれ q_B ; 12 KJ/cm の HT 50 および 80 溶接金属について、切欠き先端近傍の塑性域

Fig. 10 Comparison of plastic element-distribution between 2 and 6 mm V notch depth to 10 mm squared specimen in q_B ; 12KJ/cm-HT50 welds.

(a) 2 mm V notch (b) 6 mm V notch

Fig. 11 Comparison of plastic element-distribution between 2 and 6 mm V notch depth to 10 mm squared specimen in q_B ; 12KJ/cm-HT80 welds.

(a) 2 mm V notch (b) 6 mm V notch

の広がりほぼ同一の荷重条件を選んで、 d_N が2および6 mm V 切欠き試験片での塑性域要素の分布状態を比較したものである。各材とも切欠き先端側のボンド近傍の母材部は、 d_N の相違に関係なく塑性域に達しているが、その横方向への広がり幅は6 mm V 切欠きの方が2 mm V より明らかに狭くなる傾向を示した。すなわちこのことより、 h が小なる程破断径路が母材側へそれにくくなることが予想される。そこで Fig. 12(a) および(b) は、その傾向を定量的に表わすため、それぞれ各材について切欠き底部よりの距離 L と溶接金属中央部の $\bar{\epsilon}_{p,w}$ またはボンド近傍の母材部の $\bar{\epsilon}_{p,B}$ との関係 d_N 別に比較して示したものである。これらは、6 mm V 切欠き先端近傍の $\bar{\epsilon}_{p,w}$ 値が2 mm V のそれより若干大なる荷重条件を選んで比較した。また6 mm V 切欠き試験片の荷重側の一部の $\bar{\epsilon}_{p,B}$ 値を示さなかったが、それらは圧縮による塑性歪となったため省略した。各材とも d_N が相違しても $\bar{\epsilon}_{p,w}$ と $\bar{\epsilon}_{p,B}$ 値が交差し、その位置より以後は後者の方が前者より大なる値を示した。しかし切欠き底部よりその交差位置までの距離は、2 mm V

Fig. 12 $\bar{\epsilon}_{p,w}$ or $\bar{\epsilon}_{p,B}$ vs. L in 2 and 6 mm V notch depth to 10 mm squared specimen.

(a) HT50 welds (b) HT80 welds

切欠きの場合の方が6 mm V より短かく、かつ $\bar{\epsilon}_{p,B}$ の絶対量は常に前者の方が高いことがわかる。このことより h が大で F_p 値が小となる程、試験片の破断径路が母材側へそれやすくなることが予想され、その遷移機構におよぼす h と先に述べた d_B との影響は、相反する効果を与えるものであることが理論的にも確かめられた。

上述したように、電子ビーム溶接金属の衝撃試験片をモデルにした試験片の応力解析により、実験的な結果ばかりでなく計算結果に基づく理論的な考察によっても、 F_p 値の増大または δH_V 値の減少とともに、破断径路が溶接金属内を貫通しやすい傾向にあることを予想することができた。

4. 結 論

本研究では、電子ビーム溶接金属の衝撃試験片をモデル化した試験片にたいする応力解析を有限要素法を用いて行い、その破断径路遷移現象の可能性ならびに遷移機構におよぼす諸因子の影響を論考した。なお HT 50 および80溶接金属の q_B ; 12および40 KJ/cm の場合に相当するものについて応力解析を行った。以下に得られた

結果を要約して示す。

(1) 各 q_B 値の場合について切欠き先端近傍の塑性域の広がりをもととして、試験片内の塑性域の分布状態を比較すると、ビード幅の狭い硬化した q_B ; 12 KJ/cm 溶接金属では、各材ともボンド近傍の母材部に著しい塑性域の広がりがみられ、その破断径路が母材側へそれる可能性の大きいことがわかった。

(2) 切欠き底部からの溶接金属中央部の相当塑性歪 $\bar{\epsilon}_{p,W}$ およびボンド近傍の母材部 $\bar{\epsilon}_{p,B}$ 値の変化を比較すると、 q_B 値が小なる場合すなわち試験片内のビード幅 d_B が小でかつ溶接金属の硬さ H_V が大なる場合に、 $\bar{\epsilon}_{p,B}$ の方が $\bar{\epsilon}_{p,W}$ 値より高くなることがあり、破断径路が母材側へそれやすい傾向にあることを定量的にも予想することができた。

(3) 切欠き底部の肉厚 h が大なる程、上記の $\bar{\epsilon}_{p,B}$ 値は大となる傾向を示し、より破断径路が母材側へそれやすい可能性があることがわかった。すなわち破断径路遷移機構におよぼす d_B と h の影響は、相反する効果を与えるものであることが理論的にも確かめられた。

(4) 先の実験で採用した F_p および δH_V 値は、本研究の理論的考察によっても、破断径路遷移機構にたいして実験結果と同様な影響を与えるもので、それらはその

遷移現象を考察するのに有効な2つの基本パラメータであることがわかった。

謝 辞

本研究の遂行にあたり、有益なる御助言と御討論を賜った大阪大学工学部佐藤邦彦教授、豊田政男助教授ならびに大阪大学溶接工学研究所の教官各位にたいし、厚く御礼申し上げる。

参 考 文 献

- 1) 荒田, 松田, 柴田, 穂積, 小野, 藤平, “構造用高張力鋼 (50, 60 および80キロ級) の電子ビーム溶接性に関する研究 (第1報)”, 本誌, 第44巻 (1975), 第12号, p. 67~73
- 2) 荒田, 松田, 柴田, 小野, 玉置, 藤平, “構造用高張力鋼 (50, 60 および80キロ級) の電子ビーム溶接性に関する研究 (第2報)”, 本誌, 第45巻 (1976), 第1号, p. 69~75
- 3) 荒田, 松田, 柴田, 小野, 玉置, 藤平, “構造用高張力鋼 (50, 60 および80キロ級) の電子ビーム溶接性に関する研究 (第3報)”, 本誌, 第48巻 (1979), 第3号, p. 47~54
- 4) 荒田, 松田, 柴田, 小野, 玉置, 藤平, “構造用高張力鋼 (50, 60 および80キロ級) の電子ビーム溶接性に関する研究 (第4報)”, 本誌, 第48巻 (1979), 第5号, p. 35~44
- 5) 荒田, 松田, 柴田, 小野, 玉置, 藤平, “構造用高張力鋼 (50, 60 および80キロ級) の電子ビーム溶接性に関する研究 (第5報)”, 本誌, 第48巻 (1979), 第8号, p. 40~47
- 6) 山田嘉昭, “塑性・粘弾性, コンピュータによる構造工学講座 II-2 -A, 日本鋼構協編, 培風館 (1972)

水中におけるサブマージーク溶接 (第1報)*

—サブマージーク溶接法の水中溶接への適用の可能性—

蓮井 淳** 菅 泰雄** 関水信之***

On Underwater Submerged-Arc Welding (The 1st Report)*

—The Feasibility of Underwater Welding by Submerged-Arc Welding Process—

by Atsushi Hasui**, Yasuo Suga**, Nobuyuki Sekimizu***

The feasibility of underwater welding by the submerged arc welding process is investigated. In this process, a special flux mixed water glass with MF43 is used to stabilize arc and to protect the part being welded from the surrounding water.

Welding experiments are done by using steel for welded structure SM41 of 9mm in thickness and it is ascertained that this process may be put to practical use.

Main results are summarized as follows:

*原稿受付 昭和53年6月9日 (昭和52年度春季全国大会にて発表)

**正 員 慶応義塾大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Keio University

***正 員 慶応義塾大学大学院 (現在日本鋼管株式会社) Graduate School of Keio University (Present Address: Nippon Kokan K.K.)