大入熱 SAWBox 柱の HAZ 割れ防止対策の検討

和田 典巳**, 寺崎 俊夫***, 伊木 聡****

Prevention of HAZ Cracking in Corner Joint by Submerged Arc Welding with High Heat input

by Tsunemi WADA**, Toshio TERASAKI***, Satoshi IGI****

One-pass submerged arc welding (SAW) with high heat-input is widely employed for the corner seam of box-shaped columns, however, an internal crack similar to lamellar tearing occasionally occurs along the center-thickness line of the flange plate. In this paper, microstructures, hydrogen concentrations and residual stresses at the cracking position have been investigated to clarify the mechanism of the cracking. In addition, appropriate countermeasures against the cracking in terms of the quality of plates and the conditions of welding have been studied, by application of the one-pass SAW experiment in the laboratory and the numerical analysis of hydrogen diffusion.

The generation and the propagation of the cracking were closely related to the transit of hydrogen concentration at the cracking position, while the effect of residual stresses on the cracking was small. The dominant material factors of this cracking were elongated manganese sulfides (MnS) in the center segregation band, and martensite-austenite constituents (M-A) around MnS formed by intercritical heat affection of one-pass SAW.

Moisture contained in the flux was the greatest source of hydrogen, so that drying of the flux was the most effective countermeasure in the welding conditions. As a groove for the one-pass SAW corner joint, a bevel groove was preferable to a V groove to prevent cracking. PWHT at 300°C for longer than 2 hours was also effective. As countermeasures in the production of steel plates, alleviating center segregation by soft reduction in continuous casting, shape control of sulfides by addition of Ca, and lowering Ceq by application of thermo-mechanical-control-process were effective.

Key Words: Submerged arc welding, Box-shaped column, Cracking, Intercritical heat affected zone, Hydrogen, Finite differential method, Center segregation, Martensite-austenite constituent, Corner joint

1. 緒 言

4 面 Box 柱の角溶接法には、鉄粉入りポンドフラックスを用いた大電流 2 電極あるいは 3 電極サブマージアーク溶接法 (SAW) が普及した。今日では、板厚 70-80 mm の Box 柱も 1 パスで完全溶け込み溶接され、入熱量は 50 kJ/mm を超える場合もある。この溶接法により施工能率は飛躍的に向上したが¹⁾、熱影響部 (HAZ) に割れが発生する場合がある²⁻³⁾。割れはラメラテア状の内部割れであり、フランジの板厚中央線上でコバ面から板厚の半分ほど内部に入った位置 (以降、コーナー中央部と呼ぶ) に集中する傾向が見られる⁴⁾。また、 $S \leq 0.002\%$ で Z 方向の絞り値 $RA_z \geq 70\%$ の鋼にも発生する⁵⁾。本論文では、上記割れ発生位置に着目して、そのミクロ組織的特徴、水素濃度、残留応力を把握し割れ発生機構を明らかにするとともに、鋼材面、溶接施工面の両面から割れ防止策について検討した。

2. 試 験 方 法

2.1 供試材

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。連続铸造時、鋼 A

以外は中心偏析軽減のため軽圧下が施されている。鋼 A ~ E は、連続铸造後、45 mm に熱間圧延された 520 MPa 級鋼板である。鋼 A と鋼 B は、 $P=0.011-0.012\%$ 、 $S=0.003\%$ レベルの鋼であるのに対し、鋼 C、D は、 $P=0.006-0.009\%$ 、 $S=0.001\%$ レベルの強脱磷・脱硫鋼である。さらに鋼 D では硫化物の球状化のため Ca が添加されている。鋼 E は他の 4 鋼種より炭素、合金添加量を減じ ($Ceq=0.38\%$)、熱間圧延後、加速冷却が施されている。鋼 F ~ J は板厚 36 mm の 490 MPa 級建築鋼板であり、Ca 含有量と S 含有量の比 Ca/S が変化している。これら A ~ J の鋼の板厚方向の絞り値は 70% 以上であることを確認している。また、JIS G 0901 に準拠し、超音波探傷 (UST) しても欠陥エコーは検出されないことを確認している。

2.2 割れ試験法

実験室における大電流 SAW 角溶接割れの再現並びに鋼板の耐割れ性評価に用いた試験体 (以後、半 Box 試験と呼ぶ) を Fig. 1 に示す。まず、30 mm のダイヤフラムをエレクトロスラグ (ESW) 溶接にて取り付け、次に、1 パスの大電流 SAW を実施した。大電流 SAW の溶接条件を Table 2 に示す。フラックス (Flux) には、乾燥処理を実施したもの、温度 30°C 湿度 80% の恒温恒湿室にて 3 時間並びに 5 時間吸湿させたもの、計 3 水準の Flux を使用した。溶接後 3 日間放置し、角溶接部から 45 mm × 45 mm × 100 mm 長のサンプルを 7 個採取し、フランジ表面から C スコープ探傷を実施した。C スコープ探傷の感度は底面波エコー高さが 50% になるよう設定した。耐割れ性の評価では、欠陥面積率 DF_{10} ($=10\%$ 以上のエコー高さを示す部分の面積和/スキャン面積) 及び DF_{50} ($=50\%$ 以上のエコー高さを示す部分の面積和/スキャン面積) を指標として用いた。また、一部に割れの発生・拡大挙動を調べるために、溶接後 24 時間毎に 10 日間、フランジ表面から UST 手探傷を実施

*原稿受付 平成 8 年 5 月 30 日 平成 5 年 11 月溶接構造研究委員会で発表

**正 員 NKK 総合材料技術研究所 Member, Material and Processing Research Center, NKK Corporation

*** 九州工業大学物質工学科 Member, Department of Materials Science & Eng. Kyushu Institute of Technology

**** NKK 総合材料技術研究所 (現: 東京都立大学機械工学科) Material and Processing Research Center, NKK Corporation (Present Address: Faculty of Technology, Tokyo Metropolitan University)

Table 1 Chemical composition of steel.

	Pl.t.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Ca	Ca/S	Ceq(WES)	Note
A	45mm	0.14	0.34	1.44	0.012	0.003	0.23	0.14	0.03	tr.	0	0.40	-
B	45mm	0.14	0.32	1.47	0.011	0.003	0.25	0.14	0.03	tr.	0	0.40	S.R.
C	45mm	0.14	0.32	1.42	0.006	0.001	0.25	0.14	0.03	tr.	0	0.39	S.R.
D	45mm	0.14	0.33	1.44	0.009	0.001	0.25	0.13	0.03	0.0021	-	0.40	S.R., Ca add.
E	45mm	0.13	0.35	1.44	0.014	0.003	tr.	tr.	0.01	tr.	0	0.38	S.R., TMCP
F-J	36mm	0.16	0.35	1.45	0.008	0.0010-0.0020	0.22	0.11	tr.	tr.-0.0029	0-2.42	0.42	S.R.

Pl.t.:Plate thickness, tr.:trace, S.R.:Soft reduction in continuous casting, TMCP: Thermo-Mechanical-Control Process.

Fig. 1 Configuration of half-box specimen.

Table 2 Welding conditions of half box specimen.

groove	V with angle of 32°
wire	TS 490MPa grade(6.4 φ)
flux	bond type with iron powder
current-voltage	L:1500A-35V M:1350A-42V T:1150A-43V
heat input	31.7 kJ/mm
flux condition	drying:300°Cx1h humidifying: 30°Cx80%RHx3hs 30°Cx80%RHx3hs

した。手探傷の感度は JIS G 0901 に準拠し設定した。

2.3 水素拡散計算

1パス大電流 SAW 角溶接部の水素拡散挙動を把握するため、2次元有限差分法にて数値計算を実施した。継手内の要素分割図を Fig. 2 に示す。継手内の温度分布計算では、瞬間線熱源による熱伝導式を基礎式⁶⁾として用いた。水素濃度計算では、Fick の拡散方程式を基礎式にしてポテンシャル法⁷⁾にて実施した。用いた水素の拡散係数を式(1)に示す⁸⁾。

$$\theta \geq 500^{\circ}\text{C} \quad D = 1.06 \times 10^{-2} \exp(-13136/RT)$$

$$500^{\circ}\text{C} \geq \theta \geq 90^{\circ}\text{C} \quad D = 1.4 \times 10^{-3} \exp(-3200/RT)$$

$$90^{\circ}\text{C} \geq \theta \quad D = 8.66 \times 10^{-2} \exp(-6165/RT)$$

ここで、 D : [cm²/s], R : [cal/mol]

水素拡散計算における初期条件として、溶接金属の水素濃度に H_0 、母材の水素濃度に 0 を与えた。境界条件として、溶接金属表面並びに母材表面の水素濃度を常に 0 とした。ボイドや介在物での水素トラップ、応力分布の影響は無視した。また、溶接冷却中、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態は 500°C で起こると仮定した。解析に使用した標準溶接条件を Table 3 に示す。水素拡散挙動に及ぼす溶接条件の影響を把握するために、一部の条件を変化させている。その詳細も同 Table に併記する。

Fig. 2 Finite element mesh of corner joint.

Table 3 Welding conditions given to FDM analysis.

	Standard conditions	Varied condition
atmospheric temp.	20°C	-25~30°C
preheat temp.	free	free~150°C
PWHT	free	300°Cx1~10hs
groove	V	single bevel(ㄥ)
plate thickness	45mm	-
heat input	33kJ/mm	-

2.4 角継手内の溶接残留応力分布

残留応力測定用の試験体形状並びに溶接条件は、Fig. 1, Table 2 と同じである。溶接後、長手中央部近傍を厚さ 9 mm 程度の薄い層に溶接線と直角に切断した。その切断面 (250 mm×250 mm の L 型) に、ゲージ長 1 mm あるいは 5 mm の歪みゲージを貼り、応力弛緩法 (切断解放後のサイズ : 10 mm×10 mm×9 mm) によって溶接直角方向の残留応力を測定した⁹⁾。

3. 結果および考察

3.1 割れの機構

3.1.1 割れ及び周辺のマクロ組織的特徴

鋼 A の半ボックス試験体において、UST 欠陥エコーが検出された切断面のマクロ組織を Fig. 3 に示す。割れは毛割れ状で、フランジの板厚中央に存在している。HAZ 境界が明瞭であり、割れは 2 相域に加熱された部分に存在している。上記の切断面を 2 段エッチ¹⁰⁾ した後のマクロ組織を Fig. 4 に示す。低倍率の写真から、割れは帯状の低温変態組織の中を伝播していることがわかる。高倍率では、帯状の低温変態組織の中に Martensite-Austenite-Constuent (M-A) が析出しており、割れは M-A を分断するように伝播しているのが観察される。また、割れの一部に伸張した MnS が介在しているのが観察される。割れ周辺の成分偏析を EPMA でマッピングすると、低温変態組織の分布形状

Fig. 3 Macro-structure of one-pass SAW corner joint with UST flow.

Fig. 4 SEM microstructure around cracks.

Fig. 5 Fracture surface of the crack. ((b) is at higher magnification for the same field as (a))

と Mn 偏析のそれとがよく一致した。破面の一例を Fig. 5 に示す。水素が関与した時によく見られる擬劈開破面を呈しており、破面上には圧延により伸長した MnS が観察される。

以上から、割れは溶接の水素に起因した割れであり、材料因子として MnS と M-A が影響していることがわかった。ここで、大電流 SAW により 2 相域以外の温度領域に加熱されたフランジの板厚中央のマイクロ組織も 2 段エッチ後 SEM にて観察し、2 相域加熱された部分に割れが集中する理由について考察する。2 相域に加熱された HAZ (IC-HAZ) 内のフランジ板厚中央では、Fig. 4 のように伸張 MnS に隣接して塊状の M-A が連なって生成している。一方、Bond 近傍 (CG-HAZ) のフランジ板厚中央では微細な M-A が分散して析出していた。また、熱影響を受けていないフランジ板厚中央では、ベイナイト組織は呈しているものの M-A は析出しておらず、多くの炭化物が観察された。上記の特徴を模式的に Fig. 6 に示す。伸長した MnS は加熱してもほとんど変化せず、CG-HAZ、IC-HAZ、母材の板厚中央に存在しているので、各図に同様に配している。溶接金属から拡散してきた水素は MnS とマトリックス界面に集積、ガス化し界面剥離を引き起こすと考えられる。IC-HAZ のように MnS に隣接して脆い M-A が連なって生成していると、上述の界面剥離は容易に伝播し UST で検出されるサイズの割れになると考えられる。また、M-A 自身が水素のトラップサイトとして作用し割れの起点になることも考えられるが、その場合にも、IC-HAZ のように M-A が連なって生成していると容易に伝播すると考えられる。一方、M-A が微細に分散析出している CG-HAZ や、

Fig. 6 Characteristics of microstructures on center thickness line in flange of one-pass SAW corner joint.

M-Aが析出していない母材部では、水素によりMnSとマトリックスの界面剥離が起こったとしても、周囲に伝播し難いと考えられる。なお、上記の様なM-Aの析出状態となった理由は、温度による元素の拡散に基づくものと考えられる。IC-HAZ内の中央偏析帯では、Mn等の置換型元素はほとんど拡散せずオーステナイトにCのみ濃縮した結果、塊状のM-Aが連なって生成したのに対し、CG-HAZ内の中央偏析帯では、Mn等の元素も小範囲には拡散でき、M-Aが微細に分散して析出したものと考えられる。

3.1.2 水素拡散挙動

Table 3に示した標準条件のもとで計算したコーナー中央部の水素濃度変化をFig. 7に示す。Fig. 7-(a)では、横軸に熱因子 $\sqrt{\Sigma D \Delta t}$ をとって、縦軸にはコーナー中央の水素濃度Hcそのものではなく、溶着金属の初期水素濃度H₀で除したHc/H₀で表現している。Fig. 7-(b)では、(1)式の拡散係数を用い横軸を溶接後の時間tに変換し、また、H₀に大電流SAW鋼溶接部の拡散性水素量測定値(入熱

Fig. 7 Hydrogen concentration at center of corner in the one-pass SAW corner joint with plate thickness of 45 mm.

Fig. 8 Hydrogen distribution on center thickness line of flange with plate-thickness of 45 mm.

2~20 kJ/mmのSAW継手の実測結果を入熱33 kJ/mmまで外挿して求めた値)を代入し縦軸を水素濃度Hcに変換している。 $\sqrt{\Sigma D \Delta t}=0.4$ cmすなわち溶接後約1時間でコーナー中央部に水素が到達し始める。水素濃度がピークに達するのは $\sqrt{\Sigma D \Delta t}=1.0$ cmすなわち約3日後であり、30°C×80% RH×5 hrsの吸湿フラックスを用いた場合のピーク値は約1.6 cc/100 g、乾燥フラックスの場合には約0.5 cc/100 gという結果である。

Fig. 8に、フランジ板厚中央ライン上の水素濃度分布を示す。 $\sqrt{\Sigma D \Delta t}=0.7$ cmでは中央(22.5 mmの位置)よりも7.5 mm上側の部分を頂点とするややに偏った分布を示し、その後、時間の経過とともに下側の水素濃度が上昇し、 $\sqrt{\Sigma D \Delta t}=1.1$ cmでは中央を頂点とするほぼ対象な水素濃度分布を示す。フランジ板厚中央ライン上で割れが発生するとしたならば、コーナー中央部に発生し易いことが水素拡散の面からも説明される。

3.1.3 割れの発生・進展

Fig. 9に、鋼Aの半ボックス試験体における溶接後、1日、3日、7日目のUST手探傷結果を示す。横軸には、溶接スタート側からの距離、縦軸にはエコー高さを示している。1日後、既に欠陥エコーが検出されている。3日目には、1日目の欠陥が広がっており、また、新たな位置からも欠陥エコーが検出されている。7日後には、若干3日目に検出された欠陥が広がっている部分もあるが、新たな発生は見られない。それ以後、有意な変化は認められなかった。Fig. 10には、上述のUST探傷結果から得られる欠陥面積増加量の変化をコーナー中央部の水素濃度変化の図に重ねて示している。水素濃度が急激に増加する時に割れ面積増加量も急激に上昇している。また、水素濃度増加が小さいピーク前後には、割れ面積増加量も小さいことがわかる。この結果から、割れは水素の拡散に伴い、遅れ破壊的

Fig. 9 Relation between defect echo height and time after welding (Steel A, Flux condition: 30°C×80%RH×5 hr).

Fig. 10 Relation between Δ defect area, H_c/H_0 and thermal factor (Steel A, Flux condition: $30^\circ\text{C} \times 80\%$ RH $\times$ 5 hr).

Fig. 11 Distribution of defects in welding direction in the half-box specimens (see Fig. 1).

Fig. 12 Transverse residual stress distribution in cross section of one-pass SAW corner joint.

に進展することが確認された。

3.1.4 拘束力の影響

従来のラメラテアに関する研究結果では、板厚方向の拘束力が割れ発生の支配因子の1つと考えられている¹²⁻¹⁷⁾。大電流SAWのHAZ割れもラメラテア状であり、拘束力の影響が考えられる。

Fig. 11に、半ボックス試験体の欠陥面積率 DF_{10} と溶接

Fig. 13 Factors of HAZ cracking in one-pass SAW corner joint.

Fig. 14 Effect of soft reduction in continuous casting and TMCP on defect area fraction.

長手方向位置の関係を示す。半ボックス試験体では中央にダイアフラムが溶接されており(350 mmの位置)、その近傍の拘束力は他の位置よりも高いと考えられるが²¹⁸⁾、欠陥面積率が特に高いという傾向は認められない。

Fig. 12に、45 mm厚半ボックス試験体におけるフランジ板厚中央線上の板厚方向(溶接線に直角方向)残留応力分布を示す。測定方法にも議論の余地はあるが、最も割れの発生する部分であるコーナー中央部の残留応力は高々数10 MPa程度の引張応力しか示さなかった。

上記の結果から、大電流SAWのHAZ割れにおいては、拘束力の影響は小さいと判断される。

3.2 割れ防止策の検討

3.1節の割れ機構の検討から、大電流SAWのHAZ割れでは、Fig. 13にまとめるように、溶接による水素と材料因子が主要因であり、それらの複合効果により割れが発生するとわかった。次項から、上記の割れ機構を踏まえ、割れ防止策について、材料、溶接施工の両面から検討する。

3.2.1 材料面での対策

割れの伝播経路となるM-Aは3.1.1項で述べたように板厚中央部に生成するため、板厚中央部の焼入れ性を軽減すればM-Aの生成が抑制され、割れの防止に有効と考えられる。そこで、偏析対策や C_{eq} の異なる鋼A～Eを対象に、吸湿フラックス($30^\circ\text{C} \times 80\%$ Rh $\times$ 3 h)を用いた半ボッ

Fig. 15 Effect of sulfide shape-control on defect area fraction of half box specimens.

クス試験により、大入熱 HAZ 割れ性を調べた。その結果を Fig. 14 に示す。連続鋳造において軽圧下を施した鋼 B～E では、鋼 A に比較し欠陥面積率が著しく低い。特に、重欠陥のみを対象とした欠陥面積率 DF_{50} はゼロである。さらに、TMCP 鋼である鋼 E では DF_{10} もゼロである。本試験結果から、軽圧下鋳造による中央偏析軽減並びに TMCP 適用による C_{eq} の低減が大電流 SAW の HAZ 割れ防止に効果的なことが確認された。

次に、水素のトラップサイトとして作用する硫化物(MnS)を微細化すれば、割れ防止に有効と考えられる。Ca を添加すると硫化物は CaS になり、圧延後も球状化していることが知られている。そこで、Ca/S 量の異なる鋼 F-J を対象に、 $30^{\circ}\text{C} \times 80\% \text{RH} \times 5 \text{h}$ の吸湿フラックスを用いて半ボックス試験を行った。その結果を Fig. 15 に示す。Ca/S が増加する程、 DF_{10} は減少している。本結果から、Ca 添加は、鋼の耐大入熱 HAZ 割れ性を改善するのに有効なことが確認された。

3.2.2 溶接施工面での対策

大電流 SAW では、溶着効率を上げるため鉄粉入りのボンド型フラックスを使用しており、熔融型のフラックスに比較すると吸湿し易い。したがって、大電流 SAW の HAZ 割れにおける最大の水素源はフラックスの吸湿と考えられ、使用前にフラックスを乾燥すれば割れを防止できることが期待される。

そこで、材料的には最も耐割れ性の低い鋼 A を対象に、乾燥並びに吸湿フラックスを用い、半ボックス割れ試験を実施した。その結果を Fig. 16 に示す。フラックスの吸湿が増すにしたがって、 DF_{10} が著しく増加している。本結果より、大入熱 HAZ 割れの防止にはフラックスの乾燥が極めて重要であることが確認された。

次に、開先形状も HAZ 割れ防止と密接な関係があることが示された。Fig. 17 に、1パス SAW 角継手内の水素拡散数値解析による、 30° の V 開先並びに 40° のレ開先を有するコーナー中央部の水素濃度変化を示す(開先以外は Table 3 に示す標準条件にて計算)。コーナー中央部と bond 間の距離の長いレ開先の方が、水素の拡散が遅くピーク水素濃度も低い。このことから、大電流 SAW 角継手では、レ開先を採用した方が V 開先よりも有利と考えられた。そこで、 $30^{\circ}\text{C} \times 80\% \text{RH} \times 5 \text{h}$ の吸湿フラックスを用いて 30°

Fig. 16 Influence of flux condition on defect area fraction.

Fig. 17 Influence of groove shape on hydrogen concentration at center of corner.

Fig. 18 Effect of PWHT time on peak hydrogen concentration and the corresponding temperature.

の V 開先並びに 40° のレ開先を有する鋼 C の半ボックス試験体を作成し欠陥面積率を測定した。その結果、V 開先の場合には $DF_{10} = 2\%$ 、レ開先の場合には $DF_{10} = 0\%$ と、実験的にも上記のことが確認された。

水素拡散を促進するという観点から、後熱処理も HAZ 割れ防止に効果があると期待される。そこで、溶接冷却途中 300°C で保持する後熱処理を想定して、水素拡散数値解析を行った。Fig. 18 に、 300°C 後熱処理の保持時間を横軸にして、コーナー中央部のピーク水素濃度並びにピーク水素濃度を示した時の温度の関係を示している(後熱以外は Table 3 に示す標準条件にて計算)。ピーク水素濃度は後熱

保持時間に依らずほぼ一定であるが、ピーク水素濃度になった時の温度が変化している。コーナー中央部は、2 時間保持すれば冷却過程の 250°C で水素濃度のピークを迎え、3 時間以上の保持では保持時間中に水素濃度のピークを迎える。このことから、300°C で 2 時間以上保持する後熱処理は HAZ 割れ抑制に有効と考えられた。そこで、A 鋼の半ボックス試験体を用い、溶接後 300°C まで冷却された時点で、角部フランジ表面をバーナー加熱により 300°C 近傍で 2 時間保持する実験を行った。割れは発生せず、上記条件の後熱処理の有効性が確認された。

なお、Table 3 に示した範囲の予熱あるいは雰囲気温度の変化は、コーナー中央部のピーク水素濃度に大きな影響を及ぼさなかった。

4. 結 言

1) 大電流 SAW 角継手の HAZ 割れは、溶接による水素と材料因子の複合効果により発生する。

2) 材料因子として、伸長した MnS の他に、大電流 SAW の 2 相域熱影響を受けた中央偏析帯に連なって生成した M-A が挙げられる。

3) フランジの板厚中央線上では、コバ面より板厚の半分程度内部に入った位置（コーナー中央部）で最も水素濃度が高くなる。水素の面からも、コーナー中央で割れが発生し易いことが説明できた。

4) 大電流 SAW 角継手の HAZ 割れ防止に対する材料面の対策として、①連続鋳造時の軽圧下適用による中央偏析の軽減、② TMCP 適用による C_{eq} の低減、③ Ca 添加による硫化物の球状化の各々が有効である。

5) 大電流 SAW 角継手の HAZ 割れ防止に対する溶接施工面の対策として、①フラックスの乾燥、②レ開先の採

用、③300°C で 2 時間以上保持する後熱処理の各々が有効である。

参 考 文 献

- 1) S. Sakaruchi, T. Yamaguchi, C. Shiga: IIW Doc. XII-1156-90, 1990.
- 2) 中野秀二, 田中一男, 大月真一: 宮地技報, 7 (1991), 58-65.
- 3) 渡辺武, 菅野啓行, 山田直人, 代田雄次: 川田技報, 11 (Jan. 1992), 62-66.
- 4) 和田典巳, 伊木聡, 寺崎俊夫: CAMP-ISIJ, 7 (1994), S839.
- 5) 和田典巳, 伊木聡: CAMP-ISIJ, 4 (1991), S1951.
- 6) M. Watanabe, K. Satoh: Welding Mechanics and Application, 1963, Asakura press, 163-184.
- 7) 佐藤邦彦, 寺崎俊夫, 山下泰生: 溶接学会誌, 1979, No. 7, 504-509.
- 8) T. Terasaki, G.H. Hall, R.J. Rargeter: Trans. Jpn. Welding Soc., 1991, No. 1, 52-56.
- 9) 上田幸雄, 福田敬二, 西村岩夫, 飯山英明, 千葉尚道: 溶接学会誌, 1979, No. 1, 34-39.
- 10) 井川博, 大重広明, 田上豊明: 溶接学会誌, 1980, No. 7, 467-472.
- 11) 寺崎俊夫, 原沢秀明, 坂口勝, 坂下幹雄, 佐藤邦彦: 溶接学会誌, 1981, 1171-1178.
- 12) 西尾安弘, 山本喜宏, 梶本勝也, 広実常登: 溶接学会誌, 1972, No. 5, 578-586.
- 13) 浮田基信, 荒木睦郎, 永尾敏男, 原沢秀明: 溶接学会論文集, 1972, Oct. 46-47.
- 14) J.C.M. Farrar, R.E. Dolby: M.C. & B.M.J., 1969, No. 2S, 32-39.
- 15) J.E.M. Jubb, L. Carrick, J. Hammond: M.C. & B.M.J., 1969, No. 2S, 58-63.
- 16) S. Kanazawa, K. Yamamoto, K. Takeshi, N. Inoue, T. Takeda, K. Hashimoto: IIW Doc. IX-840-73, 1973.
- 17) D.N. Elliott: W.J., 1969, No. 9, 409 S-416 S.
- 18) 上田幸雄, 西村岩夫, 飯山英明, 千葉尚道: 溶接学会誌, 1977, No. 7, 408-415.