3.5% Ni 鋼の再現溶接熱影響部の破壊靱性について

—低温用鋼の破壊靱性について (第2報)—*

藤原 諒**, 田中俊明***, 迎 静雄****

Fracture Toughness in Synthetic Weld-Heat
Affected Zone of 3.5% Ni Steel*

—Fracture Toughness of Steels for Low Temperature Service (Report II)—

by Makoto Fujiwara**, Toshiaki Tanaka*** and Shizuo Mukae****

3.5% Ni steel for low temperature service was subjected to some synthetic welding cycles. These J integral fracture toughness, J_{Ic} and critical crack-tip opening displacement, δ_c were obtained through three point bend test conducted at low temperature range from -196°C to -80°C . The main results obtained were as follows;

- 1) Judging from the results of manual weld sample with covered electrode (3.5% Ni and 6.5% Ni) through V-notch Charpy impact test, the absorbed energy was better in the following order. base metal > weld HAZ > weld metal
But the energies of synthetic HAZs were much inferior to those of weld HAZ mainly due to grain coarsening.
- 2) J_{Ic} values and δ_c values in synthetic HAZ were inferior to those of as-received steel in every test temperature. But the remarkable recovery of J_{Ic} and δ_c was obtained in synthetic HAZ by a reheat of the temperature at 700°C to 800°C and a rapid cooling, which was due to the formation of a tempered martensite and a bainite structure. Fracture toughness of the reheated synthetic HAZ was about two to three times larger compared to that of as-received specimen.
- 3) Maximum J_{Ic} and δ_c were observed at 18 to 40 sec, changing the cooling time from 800°C to 500°C in synthetic HAZ, which was heated at peak temperature of 1300°C .

1. 緒 言

切欠靱性の評価法としては、従来より衝撃試験による吸収エネルギーや破面率が鋼材の靱性の指標として広く使用されている。しかしながら一方では、第2次世界大戦中に製造された約250隻の溶接構造船の破壊や損傷事故が Griffith-Irwin 理論に基づく線形破壊力学の進歩を促し^{1,2)}、この10数年間における破壊力学はめざましい発展をとげている。すなわち、現在では破壊力学は脆性破壊のみならず、延性破壊を含めた疲労破壊、腐食破壊にも適用されつつある³⁾。

破壊力学が実際に適用された事故例は、これまでに数多く報告されているが⁴⁾、最近では英国でのアンモニア合成用の厚肉压力容器の鋼板製シェルの周溶接熱影響部(以下熱影響部を HAZ と記す)が水圧試験中に発生した破壊事故⁵⁾や我国における HT 80 および HT 60 の LPG 貯蔵用タンクの完成後の耐圧試験昇圧中に脆性破壊が発生した事故⁶⁾などが有名である。

本来、溶接部の破壊現象の解明は、鋼材メーカーによる鋼材の品質の検討、溶材メーカーによる溶接材料の品質改善の検討、および装置メーカーの破壊力学的見地からの設計の検討や溶接施工による HAZ 部や溶接金属部の品質の検討が必要と考えられる。

このような観点から、本研究においては、低温用鋼材の中で破壊靱性についての報告が比較的少ないアルミキルド鋼板と 3.5% Ni 鋼材について、特にそれらの溶接 HAZ 部の脆化および靱性の回復の程度について検討した。先に第1報として、アルミキルド鋼板についての

*原稿受付 昭和56年8月24日(昭和55年春季全国大会にて一部発表)

**正 員 (株)高田工業所(現在英才教育センター) Member, Takada Industries Ltd., (Present Address: Eisai Education Center)

*** 九州工業大学大学院(現在本田技研工業(株)) Graduate School of Kyushu Institute of Technology (Present Address: Honda Motor Company)

****正 員 九州工業大学 Member, Kyushu Institute of Technology

結果を報告したので、本報告では第 2 報として 3.5%Ni 鋼板についての結果を示した。

2. 供 試 材

供試材は板厚 30 mm の 3.5% Ni 鋼板 (ASTM A 203 E 相当) である。その化学成分と機械的性質を Table 1 に示す。

Table 1 Chemical composition (wt%) and mechanical properties of material used.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Y. S. (kg/mm ²)	T. S. (kg/mm ²)	EL. (%)
0.09	0.20	0.59	0.007	0.004	3.55	45	59	34

3. 実 験 方 法

3.1 再現熱サイクルの附与

熱サイクルは再現熱サイクル装置を用い、試験片の切欠部を中心に幅 15~20 mm にわたって均一な組織を与えた。熱サイクルはあらかじめ相当する CCT 曲線を参考にして所定の組織を得るように冷却速度を定めた。附与した熱サイクルの模式図を Fig. 1 に示す。

Fig. 1 Schematic diagram of synthetic weld-heat affected zone.

熱サイクルは 3 種類とし、最高加熱温度は 1300℃、加熱速度および最高加熱温度から 900℃ までの冷却速度は 15℃/秒 とした。受入れ材 (以下 AsR と記す) を除いて、a 材、b 材および c 材 (以下模式図中の記号で記す) は 800~500℃ までの冷却時間 T_c が、それぞれ 1 秒、18 秒および 150 秒である。

3.2 衝撃試験

試験片は JIS Z 2202 4 号を用いた。試験片の長手方向を圧延方向とし、板表面より切欠きを入れた後、a 材、b 材および c 材の熱サイクルを附与して試験に供した。

次に被覆アーク溶接棒として A 棒 (JIS DL-5016-D 3 相当, 3.5% Ni) と B 棒 (JIS DL-5016-E 4 相当, 6.5% Ni 相当) を用いてレ型開先内に下向姿勢で手溶接した溶接材も検討した。すなわち、18~24 kJ/cm の入熱で 5~6 層の溶接後、625℃、2 時間の熱処理をした溶接材の板厚中央部から衝撃試験片を切出した。切欠きは側面より入れ、特に HAZ 部の切欠きはボンド部より 1~2 mm の所に入れた。衝撃試験は各測定温度で 2 個の試験片を用い、吸収エネルギーの平均値を求めた。

3.3 3 点曲げ試験

3.3.1 試験片の寸法

試験片の寸法を Fig. 2 に示す。試験片の厚さ $B=10$ mm, 幅 $W=20$ mm, き裂の深さ $a/W=0.6$, 長さ $L=120$ mm とし、き裂は素材板の表面より入れた。

Fig. 2 Size of bend specimens used for fracture test.

3.3.2 疲労き裂の導入

Fig. 2 に示した試験片に各熱サイクルを附与したあと疲労き裂を入れた。すなわち、油圧サーボパルサーを用い、sine 波形、速度 5 または 30 HZ とし、き裂の進展にしたがい 100~60 kg/mm^{3/2} と $4K_I$ を変化した。疲労き裂の長さは 1.3 mm 以上とし⁷⁾、全き裂の長さ a と試験片の幅 W の比 $a/W=0.5\sim0.6$ となるまで導入した。

3.3.3 3 点曲げ破壊試験

低温域における破壊靱性の評価は小型試験片を用いて、3 点曲げ試験により求めた。すなわち、Rice らによる簡便式は次式で与えられる⁸⁾。

$$J = 2 U_{\text{crack}} / B (W - a) \\ = 2 (U_{\text{total}} - U_{\text{no crack}}) / B (W - a) \quad \dots (1)$$

ここで $U_{\text{total}} = \int P du$, P は荷重, u は荷重点たわみであり、スパン S と W の比 $S/W=4$ において荷重-たわみ曲線より U_{total} を計算した。 $U_{\text{no crack}}$ は試験片にき裂が存在しない場合の弾性エネルギー量から求められる⁹⁾。

$$U_{\text{no crack}} = \{ S^3 / 8 E B W^3 + 3(1 + \gamma) S / 10 E B W \} P^2 \quad \dots (2)$$

上式 (1), (2) において E はヤング率, γ はポアソン比である。

疲労き裂の先端に新たに延性またはぜい性き裂が発生する時の臨界 J 値, J_c は臨界の P_c と u_c を実測して

(1), (2) 式より求めた. 新き裂の発生点の検出は DD 19¹⁰⁾に準拠し, き裂の両端に一定直流電流 (5~6 A) を通し, 微小電位の変化を記録計により感度 2.5 $\mu\text{V}/\text{mm}$ で測定した.

3.3.4 CTOD 試験

き裂先端での限界 COD 値 (δ_c) の測定は DD 19¹⁰⁾に準拠して行なった. すなわち, 試験片切欠きの両側にナイフエッジを接着し, 測定されるクリップゲージの変位を自動記録した. δ_c は次式を用いて計算した¹⁰⁾.

$V_c \geq 2 V'$ のとき

$$\delta_c = f(W, a, Z) [V_c - V'] \quad \dots\dots (3)$$

$V_c < 2 V'$ のとき

$$\delta_c = f(W, a, Z) [V_c^2 / 4 V'] \quad \dots\dots (4)$$

ここで, $f(W, a, Z) = 0.45 (W - a) / (0.45 W + 0.55 a + Z)$, Z はナイフエッジの厚さ, V_c は限界のクリップゲージ変位, $V' = \gamma \sigma_{Ys} W (1 - \gamma^2) / E$ = 限界の弾性クリップゲージ変位, γ は a/W の関数で無次元値, σ_{Ys} は降伏応力である.

4. 実験結果

4.1 再現熱サイクルの附与による組織の変化

Fig. 3 に AsR 材, a 材, b 材および c 材の光学顕微

Fig. 3 Examples of optical micrographs for as-received, and synthetic weld-heat affected zone specimens, a, b and c.

鏡による金属組織を示す. AsR 材は微細なフェライトとパーライトの組織である. a 材はラスマルテンサイト (α') であり, 前オーステナイト (γ) 粒内は微細なパケット, ブロックと α' ラスより構成されている¹¹⁾. b 材は上部ベニナイトと下部ベニナイトの混合組織である. また c 材は冷却速度が遅いため, γ 粒界からマッシュプなフェライトが生成し, パーライトが点在する組織である. なお a 材, b 材および c 材の前 γ 粒径は約 120~140 μ である.

4.2 衝撃試験結果

Fig. 4 に溶接材および再現 HAZ 材の衝撃特性を示

Fig. 4 Absorbed energy versus temperature for base metal, weld metal, weld-heat affected zone and synthetic weld-heat affected zones.

す. 溶接材については, 母材 > HAZ 部 > 溶接金属の順に吸収エネルギーは良好である. この事は従来の報告と類似する¹²⁾. 溶接金属では 3.5% Ni 成分より 6.5% Ni 成分の方がすぐれている. ところが再現 HAZ 材である a~c 材は, いずれも溶接金属より吸収エネルギーが低い値を示している.

重要なことは, 供試した溶接材の HAZ 部では組織が連続的に変化したため, 実際の吸収エネルギーより高い値を示した可能性があり, 再現 HAZ 部の a, b, c 材が真に近い溶接 HAZ 部の衝撃特性を示しているものと考えられる. したがって, Fig. 4 は 3.5% Ni 鋼の溶接部では粗大化した HAZ 部の低温靱性の劣化が重大であることを示している.

4.3 J_{Ic} 値の温度依存性

測定された J_c 値が (5) 式を満足すれば, それは平面ひずみ靱性値 J_{Ic} とみなされる¹³⁾.

$$B, a, W - a \geq (25 \sim 50) J_c / \sigma_{flow} \quad \dots\dots (5)$$

ここでは, σ_{flow} のかわりに圧縮 0.2% 耐力 $\sigma_{0.2}$ を用いて J_{Ic} 値の判定を行なった. なお $\sigma_{0.2}$ は熱サイクル附与後, 6.5 $\phi \times 13 L$ に仕上げ研磨して, 定荷重速度 6.7 kg/秒 にて圧縮試験して求めた. Fig. 5 に $\sigma_{0.2}$ の温度依

Fig. 5 Temperature dependence of 0.2% compression stress, $\sigma_{0.2}$.

Fig. 6 Temperature dependence of J_{IC} fracture toughness.

存性を示す。

AsR, a, b および c 材について, 3 点曲げ試験により求めた J_{IC} 値 (一部 J_e 値を含み Invalid と示す) の温度依存性を Fig. 6 に示す。 J_{IC} 値は微細なフェライトとパーライトから成る AsR が最もすぐれ, 次いで上部および下部ペイナイト組織を持つ b 材がすぐれる。ラス α' 組織の a 材は前の二者に劣り, マッシュブなフェライトからなる c 材が最も低い値を示した。

4.4 δ_c 値の温度依存性

AsR, a, b および c 材について求めた δ_c 値の温度における変化を Fig. 7 に示す。 δ_c 値の変化は J_{IC} 値と類似して, AsR 材が最もすぐれ, 次いで b 材, a 材, c 材の順に小さい値を示した。なお, δ_c 値を求めるにあたっては, (3), (4) 式中の σ_{YS} のかわりに $\sigma_{0.2}$ を用いて計算した。

Fig. 7 Temperature dependence of critical crack-tip opening displacement, δ_c .

4.5 再加熱による J_{IC} 値および δ_c 値の回復

a, b, c 材について, 再加熱処理による靱性の回復の程度を検討するため, Fig. 8 に示す熱サイクルを附与し

Fig. 8 Reheating thermal curves for specimens, a, b, and c.

た。すなわち, a 材をさらに 900°C, 800°C, 700°C に再加熱したのち, 800°C~500°C までの冷却時間 $T_c=1$ 秒として冷却した供試材をそれぞれ a_1, a_2, a_3 とした。b 材も再加熱温度は同一であるが, $T_c=18$ 秒とし, それぞれを b_1, b_2, b_3 とした。また c 材についても再加熱温度は同一にして, $T_c=150$ 秒とし, それぞれを c_1, c_2, c_3 材と区別した。

代表例として Fig. 9 に $a_3, a_1, b_3, b_1, c_3, c_1$ 各材の光学顕微鏡による組織を示した。 a_3 材は焼戻し α' , a_1 材は完全に γ 化したのち, 再冷却により微細な γ' と下部ペイナイトになっている。 b_3 材は焼戻しペイナイトであり, b_1 材は γ 化のあと変態により微細なフェライトとパーライトになっている。 c_3 材は c 材とあまり変化はないが, フェライトが少し成長しており, c_1 材は γ 化後, 微細なフェライトが折出しており同時に冷却過程における成長も見られる。

Fig. 9 Examples of optical micrographs for reheated specimens.

Fig. 10 Relationship between J_{IC} , $\delta\sigma$, $\sigma_{0.2}$ and reheating temperature.

Fig. 10 にこれらの再加熱材について, -120°C で求めた J_{IC} 値および $\delta\sigma$ 値を示す。a 材と b 材は再加熱処理により, 靱性は大幅に回復し, 特に焼戻しベィナイト組織の b_3 材は最高の靱性を示し, 次で焼戻し α' 組織の a_3 材がすぐれている。また $c_1 \sim c_3$ 材は, ほぼ AsR 材近くまで靱性が回復している。

低合金鋼において, 焼戻しベィナイトと焼戻し α' が靱性にすぐれ, こに前者が後者よりさらにすぐれることが報告されており¹⁴⁾, 本研究においても同様の結果を得た。

5. 考 察

5.1 実測した J_{IC} 値の応力依存性

J 積分値と σ_N/σ_{Ys} の関係は次式で与えられる¹⁵⁾。

$$(EJ/a\sigma_{Ys}^2) I(a/W) = (\sigma_N/\sigma_{Ys})^2 \quad \dots\dots (6)$$

ここで, σ_N は切欠断面における net 応力,

$I(a/W) = \{\pi(1-\nu^2)(1-a/W)^4 F(a/W)\}^{-1}$, $F(a/W)^{16)}$ は試験片の形状補正項である。

Fig. 11 において, 実線は $(\sigma_N/\sigma_{Ys})^2$ 対 σ_N/σ_{Ys} 曲線であり, 破線は金沢らによる 3 点曲げ試験についての有限要素法による弾塑性解析の結果である¹⁵⁾。

Fig. 11 中に本研究で求めた J_{IC} 値と新たに延性またはぜい性き裂が発生するときの net 応力 σ_{Ne} とから, $EJ_{IC}/a\sigma_{0.2}^2$ 対 $\sigma_{Ne}/\sigma_{0.2}$ の関係をプロットした。これらのプロット点と曲線はよく一致することが確かめられた。

5.2 $K_{IC}(J)$ 値と K_{IC} 値の対応性

小規模な降伏状態において, J_{IC} 値と平面歪破壊靱性値 K_{IC} との間には, 次式が成立することが知られている¹³⁾。

Fig. 11 Fracture net stress and yield stress dependence of J_{IC} fracture toughness.

Fig. 12 Relation between K_{IC} and $K_{IC}(J)$, calculated from J_{IC} value.

$$K_{IC} = \sqrt{EJ_{IC}/1-\nu^2} \quad \dots\dots (7)$$

したがって, 以後において (7) 式により J_{IC} 値から換算して求めた K_{IC} を $K_{IC}(J)$ として示す。周知のごとく, valid な K_{IC} 値を測定するには大型の試験片を使用しなければならないが, valid な J_{IC} 値は (5) 式を満足すればよく, したがって小型の試験片を使用して $K_{IC}(J)$ 値を求めることができる。

Fig. 12 に本研究で求めた $K_{IC}(J)$ と K_{IC} の対応性を示す。なお K_{IC} 値は (8), (9) 式により求めた⁷⁾。同図中には 2~3 の他の文献結果も引用してある^{9,13,16-19)}。

$$K_{IC} = 3P_c S \sqrt{\pi a F(a/W)/2BW^2} \quad \dots\dots (8)$$

$$K_{IC} = \text{valid } K_c \leq \sigma_{0.2} \sqrt{2.5(B \text{ or } a)} \quad \dots\dots (9)$$

Fig. 12 において K_{IC} と $K_{IC}(J)$ は K_{IC} がおよそ $300 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 以下の範囲で対応性が認められる。

5.3 J_{IC} 値と $\delta\sigma$ 値の関係

J_{IC} 値と $\delta\sigma$ 値の間には次式が成立することが知られている^{16,20)}。

$$J_{Ic}/\sigma_{0.2} = \alpha \delta_c \quad \dots\dots (10)$$

Fig. 13 に本研究における $J_{Ic}/\sigma_{0.2}$ 対 δ_c の関係を示す。 α の値は研究者により種々の報告がなされており²¹⁾ $\alpha \approx 1 \sim 2.6$ とされている。今回の結果は $\alpha \approx 1.6$ となり、中野²⁰⁾による $\alpha \approx 1.4$ に近い値を示した。

Fig. 13 $J_{Ic}/\sigma_{0.2}$ versus δ_c curve.

5.4 J_{Ic} 値と δ_c 値の冷却速度による変化

Fig. 1 に示した熱サイクルに類似して、最高加熱温度 1300℃ に加熱し、800℃～500℃ までの冷却時間を 1 秒～150 秒まで変化した再現 HAZ 部の -120℃ における J_{Ic} 値と δ_c 値を Fig. 14 に示した。両者は 18 秒～40 秒間で極大値を示した。この場合、微細なベイナイト組織であり、破面単位も比較的小さく、走査電顕で観察される破面も微細であり、靱性にすぐれるものと考えられる。

Fig. 14 Cooling rate dependence of J_{Ic} and δ_c .

6. 結 言

低温用鋼の再現 HAZ 部の破壊靱性について考察するため、3.5% Ni 鋼板を用い、三点曲げ試験により J_{Ic} 値 (一部 J_c 値) と δ_c 値を測定した結果を第二報として報告した。以下に得られた知見について要約する。

(1) 被覆アーク溶接棒 (3.5% Ni および 6.5% Ni) に

よる溶接材の衝撃試験による吸収エネルギーは、母材 > HAZ 部 > 溶接金属の順に良好であった。ところが再現 HAZ 部の吸収エネルギーは溶接金属より低い値を示し、3.5% Ni 鋼の溶接部では粗粒化した HAZ 部の靱性の劣化がより重要である。

(2) 再現 HAZ 部の J_{Ic} 値と δ_c 値は各試験温度下で、すべて AsR 材 (受入れ材) のそれより劣る。更に再現 HAZ 部を再加熱処理して、-120℃ において J_{Ic} 値と δ_c 値を求め、靱性の回復について検討した。その結果、焼戻しベイナイト組織の b_3 材が最高の靱性を示し、次で焼戻し α' 組織の a_3 材がすぐれていた。これらは前オーステナイト粒径が粗大化しているにもかかわらず、AsR 材に比し約 2～3 倍の靱性を示した。

(3) J_{Ic} 値と δ_c 値の 800℃～500℃ までの冷却時間の差異による変化は、18～40 秒附近で極大となり、ベイナイト組織の靱性がすぐれる事が理解される。

おわりに、本研究を遂行するにあたり、九州大学松田公扶、辻 勇両教授、(株) 高田工業所甲斐良美氏、および福岡県金属工業試験場田中洋征氏の各位に多大の御教示、御協力をいただいたことを記し謝意といたします。

参 考 文 献

- 1) Irwin, G.R.: Analyses of stress and strain near the end of a crack transversing a plate, J. Applied Mechanics, 24 (1957), 361
- 2) M. L. Williams and G. A. Ellinger: Investigation of Structural Failures of Welded Ships, Weld. J., 32 (1953), 498s-527s
- 3) 米国保安情報調査団報告書: 高圧ガス保安協会, 昭和54年11月
- 4) 渡辺十郎: 破壊事故とその解析—回転体と压力容器, 鉄と鋼, 64 (1978), 1020
- 5) 岩崎忠雄: 破壊力学の基本概念と破壊事故解析, 日本金属学会北海道支部講演会 (1979), 1
- 6) 池田一夫: 破壊力学の構造物への適用法とその例, 日本鉄鋼協会第 64 回西山記念技術講座 (1979), 195
- 7) Standard Test Method for Plane-strain Fracture Toughness of Metallic Materials, ASTM Standards, E 399 (1974), 471
- 8) J.R. Rice, P.C. Paris and J.G. Merkle: Some Further Results of J-Integral Analysis and Estimates, ASTM STP 536 (1973), 231
- 9) 中野善文: HT80, ディープノッチ試験, 三点曲げ試験, CT試験, 日本溶接協会 JJ 委員会資料, JJ-60 (1976)
- 10) Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing, DD-19 (1972), British Standards Institution
- 11) J.M. Marder and A.R. Marder: The Morphology of Iron-Nickel Massive Martensite, Trans. ASM, 62 (1969), 1
- 12) 中西睦夫: 2 1/2% Ni 鋼, 3 1/2% Ni 鋼の溶接技術の進歩, 溶接技術, 26 (1978), 15
- 13) J.D. Landes and J.A. Begley: Test Results from J-Integral Studies, An Attempt to Establish a J_{Ic} Testing Procedure, ASTM STP 560 (1974), 170
- 14) S. Matsuda, T. Inoue and Y. Okamura: On the Cleavage

- Plane of Tempered Martensite, Trns. JIM, 11 (1970), 371
- 15) 金沢武, 町田進, 小林順一, 松島義男: J-積分による破壊基準について (第2報), 日本造船学会論文集, 第142号 (1977), 164
- 16) 金沢武, 町田進, 金田重裕, 小野塚正一: J-積分による破壊基準について, 日本造船学会論文集, 第138号 (1975), 480
- 17) (株)日本製鋼所: 100mm 厚 A533 Gr B Cl I 鋼板の破壊靱性試験結果, 日本溶接協会 JI 委員会資料, JI-97 (1977)
- 18) 中村春夫, 小林英男, 中沢一: ストレッチゾーン幅の J 積分による評価とその弾塑性破壊じん性試験への適用, 日本機械学会論文集, 45巻392号 (昭54-4)
- 19) 藤原諒, 田中俊明, 迎静雄: 低温用鋼の再溶解接熱影響部の破壊靱性について (第1報), 本誌, 50-10 (1981), 62
- 20) たとえば中野善文: J 積分による構造用鋼材の破壊靱性の評価, 鉄と鋼, 第64年第7号 (1978), 63
- 21) J.N. Robinson: An Experimental Investigation of the Effect of Specimen Type on the Crack Tip Opening Displacement and J-Integral Fracture Criteria, Int. J. of Fracture, 12 (1976), 723

ろう接時に発生するヒュームの研究*

西田隆法**, 雀部 謙***, 稲垣道夫***, 宮本 栄**

Study on Fume Produced by Brazing*

by Takanori Nishida**, Ken Sasabe***, Michio Inagaki*** and Sakae Miyamoto**

The phenomenon of fume generation from filler metal in a brazing process is well known, and it is said that the fumes will cause an undesirable effect on the health, but the study about fumes concerning brazing has hardly been reported on.

The authors tried measuring and analysing of fumes using fume-collecting equipment which was specially designed by the authors.

The experimental results were as follows.

- 1) Among many kinds of filler metals, brass, BAg-4, and Bcup-2 produced comparatively larger amount of fumes in the brazing process.
- 2) The main constituent of the fumes produced during brazing was zinc in the case of brass and BAg-4, and phosphorus in the case of BCup-2.
- 3) The shape and size of the fumes were different according to the kinds of filler metals, and the size of the fumes was about $1\mu\sim 10\mu$.

1. 緒 言

アーク溶接時のヒュームに関する研究は, かなり行われているが¹⁾, ろう接時にろう材などから発生するヒュームに関する研究はきわめて少い。これらのヒュームは人体に無害であると言われ, これらを長期間吸入すると肺などに害をおよぼすと言われている。

著者らはこのヒュームの捕集装置を試作し, この捕集装置を用いてヒュームを捕集し, この化学分析を原子吸光法及び湿式法を用いて行った。また, ヒュームの形状を走査型及び透過型の電子顕微鏡で観察した。

これら実験結果により, ろう接時に発生するヒュームの成分及び形状について二, 三の結果が判明したのでこ

こに報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材

実験に用いたろうは JIS Z 3261 (銀ろう) によるろうとして BAg-1, BAg-3, BAg-4, 及び BAg-7, JIS Z 3264 (りん銅ろう) から BCuP-2, 次に JIS Z 3262 (黄銅ろう) による BCuZn-2 に準ずるものとして, 60.13 Cu, 0.91 Sn, (0.09) (Pb+Fe), 残 Zn を使用した。

また Cu-0.91 Mn-2.47 Si ろうは JIS にはないが, ヒュームが少ないものと言われる市販品であり, 比較のために選んだ。以上使用したろうは7種類である。上記ろうを選定した理由としては, 銀ろうにおいては, Zn 成分を含有している代表的な種類であり, りん銅ろう, 黄銅ろうにおいては, その種類の中で比較的よく使用されるろうを選んだ。フラックスは上記各種ろうに適合し

*原稿受付 昭和56年10月15日 (昭和49年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 職業訓練大学校 Member, The Institute of Vocational Training

***正 員 金属材料技術研究所 Member, National Research Institute for Metal