溶接金属の気孔とそのガス組成*

益 本 功** 篠 田 剛**

Blowholes in Weld Metal and Chemical Compositions of Blowhole Gases*

by Isao Masumoto** and Takeshi Shinoda**

I. 溶接金属中の気孔ガス

溶接金属中に気孔を形成するガスについては, 次の三つの原因が考えられる. すなわち,

- (1) 凝固温度での液体と固体の溶解度差にもとづくガスの放出
- (2) 溶接金属中における化学反応によるガスの発生
- (3) アーク雰囲気気体の物理的巻きこみ

(1) の溶解度による気孔としては, 鋼における水素および窒素ガスであり, アルミニウムにおいては水素が代表的な例として挙げられる. (2) の化学反応による例としては, 鋼溶融池における C-O 反応が最も代表的な例であるが, 他に CO_2 , H_2S , SO_2 , CH_4 等のガス生成の可能性について論じられている¹⁾²⁾³⁾⁹⁾. (3) の物理的巻きこみは, MIG 溶接における不活性ガスの巻きこみが考えられる. しかし, 後に述べるごとく, 気孔はこれらのガスの一つのみで形成されている場合は少なく, 主要原因となっているガスの他にいくつかの他のガスが含まれている場合が多い.

(1) 溶解度差にもとづく気孔

i) 水素による気孔

図1は, 溶融点以上の鉄, ニッケル, アルミニウムおよび銅中の水素溶解度を示す⁴⁾⁵⁾. それぞれについて, 高温側での水素溶解度の減少は, 金属の蒸発によるものである. 同図の最大溶解度と凝固点における溶解度との比を, 比較して表1が示されているが, 同表によればアルミニウムの場合のこの比は際立って高く, 水素による気孔生成の可能性がきわめて大きいことを示している. アルミニウム以外の金属では, その比が小さく, 水素溶解度差による気孔が生じにくいことが示されている. しかしながら, MIG および CO_2 溶接の被包ガスに, 十数%以上の水素を混合すれば, 鋼の溶接金属に気孔が生成することが報告されている⁶⁾⁷⁾⁸⁾. 図2は, その結果をま

表-1 各種金属の最大ガス溶解度 (D.G. Howden, D.R. Milner⁴⁾)

金 属	最大溶解度の温度 °C	最大溶解度
		融点における溶解度
Fe	2400	1.6
Ni	2600	1.6
Cu	2180	7.2
Al	2140	7.0

図-1 水素の溶解度曲線
曲線の低温側は既知の実験データから求め, 高温側は金属の蒸発を補正して求めた.
(D.G. Howden, D.R. Milner⁴⁾)

図-2 アルゴン被包 MIG 溶接における気孔発生におよぼす水素添加の効果

備考: G.W. Oyster⁶⁾ および 益本⁸⁾ のデータをまとめた.

* 原稿受付 昭和46年12月27日

** 正 員 名古屋大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Nagoya University

とめた一例である。さらに、母材が高硫黄の時には、水素のみが気孔生成を促進し、被包ガス中の5%酸素は、影響のないことも示されている⁷⁾。被覆アーク溶接棒においても、空気中の湿度増加により、アーク中の水素分圧がきわめて高くなり、溶着金属中に固体鉄の溶解度限以上の水素が吸収される⁹⁾。

このように、水素は鋼材溶接金属の気孔生成の原因になりうるが、図3¹⁰⁾のCO₂-H₂混合ガス雰囲気での鋼のビード溶着実験によれば、気孔生成は雰囲気の水素16%

図-3 CO₂-H₂ アーク溶接における溶着部の拡散性水素含量と供給ガスの水素混合量との関係¹⁰⁾

備考：○気孔なし，×気孔発生

以上、溶接金属の拡散性水素量 26 cc/100 g-以上ではじめて見られる。普通の溶接条件では、このように多量の水素が雰囲気に含まれることは少なく、特に CO₂ 溶接の場合の拡散性水素量は、表2¹¹⁾に示すごとく高々 0.1 cc/100 g 以下であるから、特別な場合——たとえば、錆びた鋼板あるいは、塗装鋼板¹²⁾——を除き、水素が主原因となって、鋼材溶接金属に気孔を生ずることは少ないと思われる。

しかしながら、溶接雰囲気の水素は、溶接金属の気孔生成に影響するばかりでなく、とくに鋼においては、おくれ破壊、脆化の原因として重要である。

そこで、さらに溶接中の水素吸収について見ると、アーク直下での水素吸収については、D.G. Howden, D.R. Milner⁴⁾ ならびに G.R. Salter¹³⁾ の研究がある。すなわち、D.G. Howden⁴⁾ らは、容積 154 cm³ の小型チャンバー内に、Ar-H₂ (2%以下) 混合ガスを満たし、TIG 法により試料を溶融し、チャンバー内の水素ガス濃度変化を熱伝導度セルを通して測定した。図4はその結果であるが、試料の溶け落ち後、20~30秒でチャンバー内の水素濃度は急激に減少し、試料中に水素が吸収されたことを示している。そしてアーク消失後は試料からの水素の放出が極わめてすみやかに行なわれ、チャンバー内の水素濃度が再び急激に高くなることを示している。G.R. Salter¹³⁾ は、Ar-H₂ 雰囲気中で 3~9 g の鉄を TIG アークで溶かし、水素の吸収曲線を求めているが、いずれもアーク発生後 4~5 秒で、試料中の水素は飽和し、その吸収速度は極めて大きく、初期の水素吸収速度は、 $\sqrt{P_{H_2}}$ に比例することを示している。このように、水素の吸収がきわめて速いのは、銅、アルミニウム

表-2 各種溶接法による溶着金属の化学組成および拡散性水素(関口・益本¹¹⁾)

溶 接 法	ワイヤ, 電極棒	被包ガス, フラックス	化 学 組 成, %							溶着金属の水素含量 cc/100g	
			C	Si	Mn	Ti	N ₂	O ₂		45°C グリ セリン中	800°C 真 空 中
炭 酸 ガ ス	D.S. 1, 1.6 mm φ	CO ₂ * JIS 1 級	0.11	0.14	0.81	0.032	0.0080	0.016		0.03	0.6
		CO ₂ * JIS 2 級	0.11	0.29	0.79	0.034	0.0078	0.051		0.03	0.5
		CO ₂ * JIS 3 級	0.10	0.14	0.77	0.030	0.0079	0.055		0.03	0.5
MIG	D.S. 1, 1.6 mm φ	Ar+5%O ₂	0.10	0.31	1.12	—	0.0068	0.026		0.67	1.6
サブマージ	オックスウェルド42 4 mm φ	グレート50	0.08	0.15	0.90	—	0.0065	0.103		2.71	1.4
被覆溶接棒 による手溶接	低 水 素 系 4 mm φ	—	0.08	0.22	0.77	—	0.0205	0.035		3.15	1.0
	イルメナイト系 4 mm φ	—	0.09	0.07	0.52	—	0.0159	0.092		21.9	12.1

* 被包ガスの露点および水分

	露点 °C	水分 Wt%
JIS 1 級	-16	0.082
JIS 2 級	-30	0.027
JIS 3 級	-47	0.005

図4 鉄試料についての水素分圧変化
初期吸収, 溶鉄からの一部の水素放出があり,
その後の再吸収の後, 凝固による水素放出があ
る. (D.G. Howden, D.R. Milner¹⁾)

およびマグネシウムの実験結果から, アーク直下に活性域が生ずるためであることが確められている¹⁴⁾. また, 吸収水素量は, 試料重量, アーク長による影響は小さく, アーク電流の増加により増す傾向があり, TIG アークで溶融した鉄の水素溶解量は, 非アーク溶解の 1900°C の平衡溶解量にほぼ一致している.¹³⁾

このように, 水素はアーク直下で極わめてすみやかに, 溶融池に吸収され, 凝固時に過飽和となって, 一部は溶着金属外部へ放出され, 一部は気孔中に残留することになる。

気孔中の水素の存在を, N. Christensen, K. Gjermundsen および R. Rose¹⁵⁾ は実験的に示している。すなわち, 塩基性被覆溶接棒で鋼板上にビード溶着した後, 試片をすみやかに液体窒素温度に冷却・保管し, -80°C で試片の拡散性水素を放出させないようにして, 研磨した後, これに軽く油を塗布して室温で放置すると, 写真1に示すように, 水素は拡散をはじめ油膜の下に小さな黒点が現われる。しかし, 気孔の周囲, ビード表面層, および溶融線近傍にはこの黒点の生成が少なく, 拡散性水素の濃度が低いことが示されている。気孔の周囲の拡散性水素は, 気孔内へ拡散したものと考えられる。

ii) 窒素による気孔

鋼溶接金属において, 窒素は水素と同じように凝固点において, 溶解度が急減し, 気孔生成の主原因となる。したがって, 鋼溶接金属の気孔生成におよぼす窒素の影響については, 多数の論文が現在までに発表されている¹⁶⁻²⁶⁾。小林, 桑名, 菊池¹⁸⁾は, 酸化性窒素雰囲気における窒素吸収が高く, Sievert の法則に従わないことを示したが, この点について W. Radeker¹⁹⁾ は NO 生成の可能性を指摘している。しかし, 最近, 小林, 桑名, 菊池²²⁾は, 酸化性窒素雰囲気内で溶接する際, 雰囲気中に生ずるガスを分析し, 室温では NO₂ が生成していることを実験的に確認し, これはアーク中で生じた NO が雰囲気中の酸素と反応した結果生じたものであろうと

写真1 塩基性被覆溶接棒によるビードからの
ガス放出, 試料は -80°C で研磨

- D) 20°C の空气中へ90秒放置後
- E) 20°C の空气中へ375秒放置後
- F) マクロ組織

(N. Christensen, K. Gjermundsen, R. Rose¹⁵⁾)

述べている。稲垣, 和田, 宇田¹⁷⁾は, アーク下における窒素吸収が Sievert の法則に従わない理由を, アークの高温における窒素分子の解離に帰している。すなわち, アーク下で溶鉄が 1800°C で平衡に達していると仮定して, 計算から窒素の解離度 0.15 の値を求め, これはアーク温度 5100°K に相当することを示している。

このように, アーク溶接時に, 窒素は解離し, 気孔生成を導くことになる。

図5は, ガス被包アーク溶接で鋼板上にビード溶着した場合の気孔生成におよぼす送給炭酸ガスあるいはアルゴンへの窒素添加の影響について行なった著者の一人の実験結果である²³⁾。同図によれば, 主被包ガスがアルゴンまたは炭酸ガスによらず, ほぼ 4~8% 以上の窒素混合により気孔が生成している。K. Häschel, D. Buhlert²¹⁾あるいは, J.E. O'Brien, M.F. Jordan²⁷⁾ もほぼ同様の結果を得ている。すなわち, K.Höschel²¹⁾らは CO₂-N₂ 雰囲気中で 7% 窒素以上 Ar-N₂ 雰囲気中で 3.5% 窒素以上で気孔生成を認めている。

このように, 鋼溶接金属に気孔を生成し始める雰囲気中の窒素濃度は数%で極わめて小さく, 溶接アークの周囲には窒素を 78% 含む空気が存在することを考えれば, 鋼溶接金属の気孔生成の主因としてまず第一に窒素を疑うべきであろう。著者の一人はすでに低水素被覆アーク溶接棒によるビード始端部の気孔が被覆剤中の CaCO₃ の

図-5 送給ガスの窒素含量と溶着鋼の気孔との関係²³⁾

備考: ↑は各気孔の大きさを考慮すれば, 数としてはもっと多くなることを示す。

不十分な分解にもとづく不完全な被包効果から窒素の侵入によるものであることを示したが²⁸⁾²⁹⁾, 最近の半自動溶接においても, 気孔生成の場合には第一に被包効果を検討し, 窒素の侵入に注意すべきである。

常富³⁰⁾は, 現在までのデータを総括して, 窒素による鋼の気孔発生限界は, 溶着金属中の窒素含量 120~200 ppm で, 固相溶解度前後の窒素量であるとしており, 窒素の溶解度による気孔生成を裏づけている³¹⁾³²⁾。

これらの窒素に帰因する気孔は, 溶着金属中のアルミニウムを増してやれば, 図6に示すように高窒素側に移行し, また溶着金属中の窒素量もそれとともに減少することが示されている²¹⁾。さらに, 窒素をチタンあるいはジルコンにより固定し, 鋼溶接金属の気孔防止を計る考えは, 無被包アーク溶接を進展させている³³⁾³⁴⁾³⁵⁾。

図-6 気孔生成におよぼす被包ガスへの窒素混合量および溶着金属へのアルミニウム添加の効果
(K. Höschel, D. Buhlert²¹⁾)

(2) 溶接金属中の化学反応にもとづく気孔生成

i) CO 反応による気孔

鋼塊および溶接金属の CO 反応による気孔については, 古くから数多くの研究がある。

リムド鋼が凝固時に放出するガス量は, 溶鋼中の炭素量に依存し, 0.04% C 鋼で溶鋼 1kg 当り約 620cc の最大値をとり, 炭素量の増加とともに放出ガス量は減少し, 0.2% C 鋼で 188 cc/1 kg となることが示されている³⁶⁾³⁷⁾。

ただし, この場合放出されるガスは, CO のみばかりでなく, 図7に示すように微量の CO₂, H₂, および N₂ がともなわれている。また, 鋼塊中の気孔内圧は, 1.5~1.6気圧であることが示されている³⁶⁾³⁷⁾。

セミキルド鋼の造塊時の発生ガス組成は, 脱酸度とともに変化し, ほとんど気泡を生じない程度の脱酸度では, 発生ガス組成は CO 約30%, H₂ 約60%, および N₂ 約10%と推定されている³⁸⁾。

キルド鋼について, 田上³⁹⁾は先のリムド鋼における考えをそのまま適用し, 0.12% C 鋼について, CO, H₂, N₂ の放出量を平衡論的に計算し, 溶鋼内の酸素により生成する CO が, H₂ や N₂ よりもいちじるしく多いことを示している。

鋼溶接金属の気孔生成の点について, 笠松⁴⁰⁾は溶鋼中で CO 気泡を発生する条件は, 化学平衡論的には, $K < a_C \cdot a_O$ (K は, CO ガス 1 気圧の時の平衡恒数であり, a_C, a_O は溶鋼中の C, O の活量)であればよいことから, $a_C \cdot a_O$ の積を H. Schenk および J. Chipman の提出した相互作用助係数より求め, Schenk の式によって鋼溶接金属の気孔生成現象を説明できるとしている。しかし, 和田⁴¹⁾は, 気孔の発生を溶鋼中の平均濃度より求めた $a_C \cdot a_O$ の積によって説明することに疑問を示している。和田⁴¹⁾はさらに, 溶接金属の凝固界面の拡散層で, C, Si の濃縮が起きることを前提として, 著者の一人⁴²⁾の実験値をもとに, この拡散層の濃度のピーク値から $a_C \cdot a_O$ を計算し, ピーク濃度での CO ポテンシャルは $[a_C \cdot a_O]^{\frac{1}{2}} > 0.00021$ で CO が発生し, 気孔生成すると述べている。

また, 梶も各種被覆溶接棒によるビード溶着実験を行ない, その結果を笠松⁴⁰⁾の方法により整理し, $a_C \cdot a_O$ の積のみで, CO 反応による気孔発生傾向を表わせないことを示している⁴³⁾。

以上述べたように, 溶鋼中の CO 反応は, 鋼溶接金属中の気孔生成の主要原因であり, 被包ガス中の酸素の増加とともにこの可能性は大になる。

G.W. Oyler, R.D. Stout⁶⁾ は, キルド鋼母材の MIG 溶接で, アルゴンに数%以上の酸素を添加すると, 気孔

図一七 リムド鋼の凝固進行にともない放出されるガス組成の変化 (下川³⁶⁾³⁷⁾)

が生成し、さらに12%以上の酸素で開口孔となると述べている。また、J.T. Ballas, R.D. Stout⁷⁾も、Ar-5%O₂被包ガスでMIG溶接すると、リムド鋼はキルド鋼より気孔生成しやすく、同一鋼種でも、母材の炭素量増加により気孔生成が促進されることを示している。しかしながら、現在では鋼溶接金属中のCO反応による気孔は、脱酸剤により完全に防止できることはよく知られており、図8は著者の一人による実験結果で⁴⁴⁾⁴⁵⁾、電極ワイヤまたは母材鋼板から十分な脱酸剤が供給される場合には、CO₂に50%O₂を混合して溶接しても、気孔は生成しない。

また、C.F. Meitzner⁴⁶⁾は、リムド鋼のTIG溶接において、溶着金属中の酸素とアルミニウムの比が、O₂/Al $\geq$ 4で気孔生成がいちじるしく、アルミニウム脱酸の有効性を示している。写真2は、同一鋼種でもリム部と

コア部ではO₂/Alの比が違うので、溶接による気孔発生状況が全く異なることを示すものである。

ただし、鋼材溶接金属の脱酸に関しては、単に気孔防止の観点ばかりでなく、溶接金属の清浄化という観点から関口提案があることは周知の通りである⁴⁵⁾⁴⁷⁾⁴⁸⁾。

ii) その他の反応による気孔

鋼溶接金属中において、CH₄、SO₂、H₂Sなどのガス発生が古くから論じられてきている¹⁾²⁾³⁾⁹⁾。

S.A. Herres⁴⁹⁾は、被覆アーク溶接金属中の水素は、硫黄あるいはセレンを含む鋼の場合に、

または、

の反応により気孔を生ずると述べている。J.T. Ballas, R.D. Stout⁷⁾も鋼溶接金属で高硫黄、高水素の状態で気

図-8 送給混合ガスの酸素含量と溶接鋼の全酸素含量

備考：(1) 母材および溶接用鋼線の化学成分

	C	Si	Mn	Al	Ti
セミキルド鋼	0.12	0.08	0.06	0.008	—
低合金鋼	0.17	0.53	1.27	0.074	—
溶接用鋼線	0.04	0.59	1.64	—	0.021

(2) 溶接鋼の全酸素含量は真空溶融法によって求めた (関口, 益本⁴⁴⁾⁴⁵⁾)

写真2 リム鋼板のリム部よりコア部へ TIG 溶接した場合の X 線写真
リム部は健全であるが、コア部は気孔生成 (C.F. Meitzner⁴⁶⁾)

孔が生成し、硫黄含量および酸素含量が変化しても、特に気孔生成傾向に差異は認められなかったと報告している。

また、J. Wegrzyn⁵⁰⁾によれば、炭素、リン、硫黄、シリコンは水素の存在により気孔生成を助長し、これらの化合物は溶鋼中に溶解できず、水素の溶解度を減じ、溶鋼中で水素原子が水素分子になる触媒的作用をする。また、 H_2S は、

により生ずるのではなく、

の反応により、高硫黄含量の鋼溶接金属には気孔が生成

しやすいことを説明した。また、高炭素鋼の溶接金属が高水素含量の場合には、 CH_4 生成の可能性もあると述べている。

しかしながら、P. Rocquet, J.C. Rocci, J.A. Gironne⁵¹⁾によると、炭酸ガスを吹きこんだ水を凍らせて、気泡生成を観察し、この際表面張力を減少させるような表面活性剤を投入すると気泡はきわめて残留しやすくなる事実を報告している。

一方、溶鋼中における酸素および硫黄が、溶鉄の表面張力を減少させることはよく知られており、たとえば、大久保、榎井、佐藤⁵²⁾らは、溶鉄の表面張力 σ_{Fe-S} と、硫黄含量との関係を過去のデータより

$$\sigma_{Fe-S} = -375 \log[\%S] + 795$$

で示している。したがって、高硫黄鋼溶接金属中の気孔が、硫黄化合物ガスによるものか、あるいは溶鋼の表面張力減少のための気泡の残留しやすさ⁵³⁾によるものかは、じゅう分明らかでない。

(3) 溶接金属の被包ガス巻きこみによる気孔生成

アルゴンによる鋼の MIG 溶接においては、 CO_2 溶接に比べじゅう分な脱酸剤を含むワイヤを用いても、気孔を生じやすいことはよく知られている。この原因として、ビードの断面形状の相違があげられ、またアルゴンの被包効果が必ずしもよくないことによると言われている。しかし、アルゴン中と CO_2 中では溶滴移行が噴霧状と粒状との相異があり、アルゴンが物理的に溶滴流に巻きこまれて気孔を生ずることも疑われる。

図9は、G.W. Oyler, R.D. Stout の実験結果で⁶⁾、ア

図-9 キルド鋼母材にキルド鋼ワイヤにより MIG 溶接した場合の気孔発生状況と溶接電流の関係 (G.W. Oyler, R.D. Stout⁶⁾)

ルゴン雰囲気中で電流密度が高くなると、Ar-O₂被包の場合に比べてきわめて気孔を生成しやすいことを示している。

また、著者の一人は、オーステナイト鋼のアルゴン被包 MIG 溶接金属に気孔生成を認め、窒素による気孔はオーステナイト鋼溶接金属に生成し難いので、アルゴン自身が気孔の原因となるのではないかと示唆した⁵⁴⁾。同様のことが、岡田らによっても示唆されている⁵⁵⁾。

III. 溶接金属気孔ガスの分析

溶接金属中の気孔生成については、多くの研究があるが、気孔を形成しているガスを直接分析した報告はきわめて少ない。

K. Rössler⁵⁶⁾⁵⁷⁾⁵⁸⁾ は、彼の一連の報告で図10に示す箱にビード溶着した試片を固定し、ガス溶解度の小さいグリセリンを満たし、溶接金属をドリルで穿孔して気孔を破壊し、放出されるガスをガス溜めに捕集し、ガスクロマトグラフィーによりガス分析を行なっている。溶接は、軟鋼板に CO₂ あるいは Ar 被包ガスに水素あるいは窒素を混合して行なった。また、硫黄を添加して高硫黄含量の場合の気孔ガスを分析した。気孔は、いずれもかなり大型のものが一面に発生した状況であった。

図11は、軟鋼の MIG 溶接、図12は軟鋼の CO₂ 溶接、図13は軟鋼の MIG 溶接で、アルゴン被包ガスに特に水

図一10 気孔ガス捕集装置の模式図
(K. Rössler⁵⁶⁾⁵⁷⁾)

素を添加した場合である。図14は、アルゴンまたは CO₂ 送給ガスに窒素を混合した場合の気孔ガス組成の比較である。

図11, 12および13では、MIG 溶接、CO₂ 溶接いずれの場合も主ガスは水素であり、残りガスは窒素と少量の一酸化炭素である。また、これらの水素および窒素ガス濃度は、溶接電流、アーク電圧の影響をうけているが、一酸化炭素の変化は認められない。

図13は、故意に送給ガスに水素を添加した場合で、気

図一11 軟鋼の MIG 溶接部に生ずる気孔の分析結果
(K. Rössler⁵⁷⁾)

図-12 軟鋼の CO_2 溶接部に生ずる気孔の分析結果
(K. Rössler⁵⁷⁾)

図-13 軟鋼の MIG 溶接部 (Ar- H_2 被包ガス) に生ずる気孔の分析結果
(K. Rössler⁵⁷⁾)

孔ガス組成の90%以上が水素である点は理解できるにしても、図11および図12の実験結果で気孔中の水素濃度が極めて高く、40~70%以上を占める点は、後述の著者らの実験結果と異なり、一般に MIG および CO_2 溶接による溶着金属中の水素含量が極めて少ないことを考えれば、今後検討の必要があるものと思われる。

また、図14は送給ガスに窒素を添加した場合の MIG

溶接と CO_2 溶接との比較であるが、MIG 溶接ではアルゴン被包のみですでに気孔生成が見られ、また被包ガスへ2~4%の窒素混合によりビード 1cm^2 当りの気孔量は最大となっている。この場合の気孔ガス中の成分は、60%が窒素である。これに対し、 CO_2 溶接では気孔生成しにくく、窒素1%以上の混合被包ガスで気孔を生じ始め、MIG 溶接の場合と同一窒素量を送給した場合

図-14 CO₂ および MIG 溶接部に生ずる気孔数および気孔中の窒素含量におよぼす被包ガス中への窒素混合の影響 (K. Rössler⁵⁷⁾)

- a) MIG 溶接部の気孔数
- b) CO₂ 溶接部の気孔数
- c) CO₂ および MIG 溶接部の気孔の窒素含量

でも、気孔中の窒素含量は低い結果となっている、

著者らも、グリセリン中で溶接金属をシェーパー切削し、溶接金属気孔より放出されるガスをピペットにより採集し、吸収液に順次移し、その前後の体積変化を顕微鏡で測定する方法⁵⁹⁾により、微量ガス分析を行なった⁶⁰⁾⁶¹⁾。また、この吸収法による微量ガス分析では分離できないアルゴンと窒素を分離定量するために、質量分析を実施した。

表3、4および5は、この実験結果の一部を示す。CO₂ 溶接で、溶接金属にX線的に気孔が認められない場合でも、ミクロ的な気孔からガスが放出され、その組成は、12% CO、20% H₂ と68%の窒素ガスと思われる残りガスよりなっている。また、低脱酸剤ワイヤあるいは過剰酸素添加による CO₂ 溶接金属気孔中には、CO が60~80%と高い割合で含まれている。このガス組成は、K. Rössler の実験結果とかなり異なり、むしろ前述の銅塊の放出ガス組成に近い。

また、純アルゴンおよびアルゴン-酸素、アルゴン-炭酸ガス被包溶接による溶着金属の気孔生成の主ガス

は、窒素であり、さらに質量分析により気孔中にアルゴンが含まれていることも示されている。この気孔中のアルゴン濃度は純アルゴン被包の場合と、アルゴンに少量の酸素あるいは炭酸ガスを混合した場合とで、明らかな差があり、後者の場合にはアーク長が短くなり、溶滴移行状態が噴霧状で安定してくることにより⁶²⁾、気孔中への被包ガス巻き込みの可能性が減少したものと考えられる。

気孔ガス中にアルゴンが存在することは、N. Jenkins, F.R. Coe も報告している⁶²⁾。N. Jenkins らは、気孔のある溶接部を丸棒に仕上げ、気孔附近にノッチを入れて、図15に示す低温気密の箱の中へ入れ、外部より試片を脆性的に振り破壊させ、気孔部より放出されたガスを、そのまま質量分析計およびガスクロマトグラフィーにより、ヘリウムガスキャリアを用いて分析した。その結果、H₂, Ar の他に CH₄ およびごく少量の N₂ と CO₂ を認めている。これらの溶接法、溶接条件等の詳細は明らかにされていないが、N. Jenkins らは、アルゴンについては物理的な巻きこみにより気孔生成したと述べている。これらの結果を表6に示す。

同表で注目されるのは、質量分析計は CO に関しても十分な検出能があるにもかかわらず、CO は測定されず、むしろ CO₂ が一部の試料について検出され、また CH₄ も検出されている点である。これは、K. Rössler^{56)~58)}および著者ら⁶⁰⁾⁶¹⁾の結果と異なる。

著者らは、S-55C 鋼母材に CO₂-H₂ 被包ガスにより、

図-15 脆性破壊振り装置 (N. Jenkins, F.R. Coe⁶³⁾)

- 1) 試験片
- 2) 試験片形状
- 3) 気孔 (気孔部にノッチがある)
- 4) ヘリウムキャリアーガス
- 5) Oリング

表-3 軟鋼および高張力鋼溶接金属の気孔ガスの分析結果 (益本・篠田⁶⁰⁾)

被包ガス, 流量 l/分	母材	ワイヤ	試片 番号	X線 撮写孔 真の有 無	吸収法による化学組成 Vol. %							質量分析による化学組成 Vol. %		
					CO ₂	H ₂ S	O ₂	CH ₄	CO	H ₂	残りガス	残りガス		
												N ₂	Ar	N ₂ :Ar
CO ₂ 20	SS-41	DS-1	1	無	—	—	—	—	12	20	68			
CO ₂ 15+O ₂ 5	SS-41	DS-1	2	無	—	—	—	—	13	—*	87**	87	0	35:1
			3	無	—	—	—	—	9	—*	91**	91	0	
			4	無	—	—	—	—	11	17	72	70	2	
			5	無	—	—	—	—	9	25	66			
CO ₂ 10+O ₂ 10	SS-41	DS-1	6	有	—	—	—	—	58	19	23	23	0	
			7	有	—	—	—	—	60	17	23	23	0	
			8	有	—	—	—	—	58	16	26			
CO ₂ 20	SS-41	DO-1 DM-2	9	有	—	—	—	—	78	8	14			
			10	有	—	—	—	—	67	12	21			
CO ₂ 20 グリース塗布	SS-41 WT-55	DS-1	11	有	—	—	—	3	38	42	17			
			12	有	—	—	—	—	40	33	27			
CO ₂ 20 錆発生	SS-41	DS-1	13	有	—	—	—	—	28	67	5			
CO ₂ 18+N ₂ 2	SS-41 WT-55	DS-1	14	有	—	—	—	—	21	18	61			
			15	有	—	—	—	—	18	16	66			
Ar 20	SS-41	DS-1	16	有	—	—	—	—	17	15	70	54	14	4:1
			17	有	—	—	—	—	14	12	74	53	21	5:2
			18	有	—	—	—	—	16	11	73	56	17	3:1
			19	有	—	—	—	—	15	14	71			
Ar 18+N ₂ 2	SS-41	DS-1	20	有	—	—	—	—	11	13	76			10:1
			21	有	—	—	—	—	14	13	71	65	6	
			22	有	—	—	—	—	16	19	65	65	0	
			23	有	—	—	—	—	11	15	74	70	4	
	WT-55	DS-1	24	有	—	—	—	—	12	18	70			20:1
Ar 18+O ₂ 2	SS-41	DS-1	25	有	—	—	—	—	10	12	78			
			26	有	—	—	—	—	17	—*	83**	76	7	10:1
			27	有	—	—	—	—	15	11	74	59	15	4:1
			28	有	—	—	—	—	11	16	73	48	25	2:1
Ar 15+CO ₂ 5	SS-41	DS-1	29	有	—	—	—	—	17	14	69			
			30	有	—	—	—	—	14	16	70	64	6	10:1
			31	有	—	—	—	—	16	13	71	68	3	20:1
			32	有	—	—	—	—	13	12	75	75	0	

* 爆発法により水素分析不能

** 水素を含む値

表-4 オーステナイトステンレス鋼溶接金属の気孔ガスの分析結果 (益本・篠田⁶⁰⁾)

被包ガス, 流量 l/分	母材	ワイヤ	試片 番号	X線 撮写孔 真の有 無	吸収法による化学組成 Vol. %							質量分析による化学組成 Vol. %		
					CO ₂	H ₂ S	O ₂	CH ₄	CO	H ₂	残りガス	残りガス		
												N ₂	Ar	N ₂ :Ar
Ar20	18-8 ステンレス	316 ステンレス	1	有	—	—	—	—	15	15	70	52	18	3:1
			2	有	—	—	—	—	18	14	68	54	14	3:1
			3	有	—	—	—	—	17	13	70	56	14	3:1
			4	有	—	—	—	—	20	—*	80**			
Ar 10+N ₂ 10	18-8 ステンレス	316 ステンレス	5	有	—	—	—	—	12	15	73	73	0	6:1
			6	有	—	—	—	—	15	14	71	71	0	
			7	有	—	—	—	—	15	13	71	60	11	
			8	有	—	—	—	—	16	17	67			

*, ** は表3と同じ。

表-5 アルミニウムおよびアルミニウム合金溶接金属の気孔ガスの分析結果 (益本・篠田⁶⁰⁾)

被包ガス, 流量 l/分	母材	ワイヤ	試片 番号	X線 写真 の 有 無	吸収法による化学組成, Vol. %							質量分析による化学組成 Vol. %		
					CO ₂	H ₂ S	CO	CH ₄	O ₂	H ₂	残りガス	残りガス		
												N ₂	Ar	N ₂ : Ar
Ar 15.0	A 1200	(1100)	1	有	—	—	—	—	2	85	13	12	1	10:1
			2	有	—	—	—	—	1	88	11	7	4	2:1
			3	有	—	—	—	—	2	84	14			
	A 6061	(4043)	4	有	—	—	—	—	—	93	7			
			5	有	—	—	—	—	—	91	9			
Ar 13.5+N ₂ 1.5	A 1200	(1100)	6	有	—	—	—	—	4	82	14			
Ar 10.5+N ₂ 4.5	A 1200	(1100)	7	有	—	—	—	—	2	79	19			
Ar 7.5+N ₂ 7.5	A 1200	(1100)	8	有	—	—	—	—	2	85	13	12	1	15:1
			9	有	—	—	—	—	1	84	15	11	4	4:1
	A 6061	(4043)	10	有	—	—	—	—	—	82	18			
			11	有	—	—	—	—	—	80	20			
Ar 6.0+N ₂ 9.0	A 1200	(1100)	12	有	—	—	—	—	3	75	22			
Ar 1.5+N ₂ 13.5	A 1200	(1100)	13	有	—	—	—	—	5	85	10			
母材	A 1200	—	14	無	—	—	—	—	5	85	10	10	0	
			15	無	—	—	—	—	3	80	17	17	0	
	A 6061	—	16	無	—	—	—	—	—	88	12			
			17	無	—	—	—	—	—	85	15			

母材 A 1200, およびワイヤ1100は工業用純アルミニウム

母材 A 6061 は Al-Mg-Si 合金

ワイヤ4043は Al-5%Si 合金

表-6 溶接金属の気孔から放出されたガスの分析結果 (N. Jenkins, F.R.Coe⁶³⁾)

試片番号	分析法	H ₂	O ₂	Ar	N ₂	CH ₄	CO ₂	気孔の物理的 体積	1600°C での アルゴンの 体積
4	M.S. 10	0.238	0.040	0.026	0.165	0.021	0.025	0.099	0.178
6	GC	<0.01	—	0.023	n.d.	0.001	—	0.142	0.158
8	M.S. 10	n.d.	0.015	0.045	<0.004	0.040	0.011	0.321	0.309
9	GC	0.331	—	0.150	n.d.	0.004	—	0.321	1.029
11	M.S. 10	0.042	n.d.	0.018	n.d.	0.009	0.003	0.048	0.123
12	GC	<0.01	—	0.039	n.d.	0.001	—	0.268	0.267
13	GC	<0.01	—	<0.001	n.d.	0.021	—	0.334	—
14	M.S. 10	0.41	n.d.	0.065	n.d.	n.d.	n.d.	0.144	0.446
17	M.S. 10	1.05	n.d.	0.040	n.d.	0.011	0.002	0.321	0.274
C1	GC	n.d.	—	0.013	n.d.	0.001	—	0.113	0.077
E1	GC	n.d.	—	0.200	n.d.	0.010	—	0.904	1.372
D2	GC	n.d.	—	0.038	<0.005	0.005	—	0.221	0.261
C2	GC	n.d.	—	0.193	0.008	0.001	—	0.904	1.324
1A	GC	n.d.	—	0.057	n.d.	0.002	—	0.523	0.391
2A	GC	n.d.	—	0.100	0.02	0.012	—	0.221	0.686
4A	GC	n.d.	—	0.092	n.d.	0.001	—	0.179	0.631

備考: 全ての体積は μ l

M.S. 10: 質量分析法

GC: ガスクロマトグラフィー法 (O₂, CO₂ は検出不能)

n.d.: 検出できず

>: 以下

ビード溶着して、溶着金属の気孔ガスを分析したが CH₄ は検出されなかった⁶⁴⁾。CH₄ は、熱力学的に考えても、その可能性は少ないように思われる⁶⁵⁾。

高硫黄含量の溶着金属中に生成する気孔のガス組成を、K. Rössler⁶⁶⁾⁶⁷⁾ は定量し、硫化物系ガスは検出されなかったと報告しているが、著者ら⁶⁴⁾の実験結果によれ

ば、図16に示すごとく、0.4%以上の高硫黄含量の鋼板上に CO₂-H₂ 被包ガスによりビード溶着して、ごく微量の H₂S および SO₂ を気孔中に検出した。しかし、これは高硫黄、高水素溶着鋼のきわめて特殊な場合で、一般にはこのような反応は生じないものと思われる。

また、特殊な溶接の場合として、著者の一人が行なっ

図一16 Mn-Si 系低合金高張力鋼母材に、FeS 添加してビード溶着した場合の硫黄含量と気孔ガス分析値の関係 (CO₂ 20.0 l/min + H₂ 5.0 l/min 被包ガス) (益本・篠田⁶⁴⁾)

た軟鋼の水中でのガス被包アーク溶接の場合に発生した気孔ガスの組成は、被包ガスの種類、溶接条件にかかわらず、水素が64~76%、一酸化炭素が10~12%、窒素と思われる残りガスが13~26%含まれていた⁶⁵⁾。

また、鋼塊凝固の場合に残留する気孔内圧は1.5気圧前後といわれているが、K. Rössler⁶⁷⁾は、溶接金属中の気孔内圧を計算し、図17および図18を与えている。同図によれば、小型の気孔程圧力が高く、特に H₂ を被包ガスに添加して溶接した場合に、約数十気圧に達している。

一般に鋼溶接金属中に発生する比較的大型の気孔は、鋼塊塊固時に求められた気孔内圧1.5気圧に近いが、故意に水素量を増したような場合に生成する気孔は、きわめて圧力が高く、かつ放置時間を長くする程圧力が高くなることから、気孔内へ水素が拡散していくことを示すものと思われる。これは、前述の N. Christensen により示された写真1の結果とも一致する¹⁵⁾。

図一17 CO₂ 溶接金属の気孔内圧と気孔体積および放置時間の関係 (K. Rössler⁶⁷⁾)

図一18 CO₂-H₂ 溶接金属の気孔内圧と気孔体積および放置時間の影響 (K. Rössler⁶⁷⁾)

IV. ま と め

溶接金属中に生成する気孔については、古くから多くの研究があるが、多くは雰囲気ガスより間接的に気孔生成の反応を推論したにすぎない。最近、気孔を形成しているガス組成を直接分析した実験結果が、二、三みられるようになった。これらは実験条件、分析方法が異なる

上に, 気孔を形成しているガスはきわめて微量であるので, 得られている結論は必ずしも同じでない。

共通の点を要約すれば,

1. 溶接金属に生成する気孔ガスは, 単一組成ではなく, いくつかのガスの混合体である。
2. 鋼の CO_2 溶接あるいは MIG 溶接において, 被包ガス中に水素あるいは窒素を故意に添加して発生する気孔のガス組成は, 一般に CO , H_2 , N_2 であるが, MIG 溶接の場合被包ガスアルゴンを機械的に巻きこみ, 気孔を生成する場合がある。
3. 脱酸不十分な場合の鋼溶接金属の気孔の主ガスは CO , 雰囲気中に数%以上の窒素を含む場合に生成する気孔の主ガスは窒素である。
4. 水素を含む被包ガスの下で得られた 0.4% 以上の高硫黄含量の鋼溶接金属の気孔には, 硫化物ガス (SO_2 , H_2S) がごく少量認められた。しかし, これはきわめて特殊な場合で, 一般的にはこのような SO_2 あるいは H_2S が気孔主成分ガスとなることはないように思われる。
5. 鋼の溶接金属の気孔中に CH_4 の存在は疑わしい。
6. アルミニウムおよびアルミニウム合金溶接金属の気孔を形成しているガスは主に水素である。

文 献

- 1) G.C. Christopher and R.C. Becker: "Inert-Gas-Shielded Metal-Arc Welding of Low-Carbon Steels", *Welding Journal* **33** (1954), No. 1, p. 7~22
- 2) A.R. Muir: "A Review of Literature on the Causes of Porosity in Steel Welds", *British Welding Journal* **3** (1956), No. 3, p. 98~102
- 3) O.H. Henry, G.E. Claussen: "Welding Metallurgy", *Welding Journal* **19** (1940), No. 6, p. 413~422
- 4) D.G. Howden, D.R. Milner: "Hydrogen Absorption in Arc Melting", *British Welding Journal*, **10** (1963) No. 6, p. 304~315
- 5) D.G. Howden: "An Up-to-Date Look at Porosity Formation in Aluminum Weldments", *Welding Journal*, **50** (1971), No. 2, p. 112~114
- 6) G.W. Oyler and R.D. Stout: "Porosity in the Welding of Carbon Steel", *Welding Journal*, **32** (1953), No. 9, 454s~460s
- 7) J.T. Ballass and R.D. Stout: "Mild-Steel Weld-Metal Porosity", *Welding Journal*, **35** (1956), No. 9, 409s~415s
- 8) 益本, "ガス被包金属アーク溶接による鋼材溶接部の気孔生成について" (第2報), 溶接学会誌 **29** (1960) No. 12, p. 956~962
- 9) A.L. Schaeffer, H.C. Campbell and H. Thielsch, "Hydrogen in Mild-Steel Weld Metal", *Welding Journal*, **31** (1952) No. 6, 283s~309s
- 10) 関口, "本邦における CO_2 - O_2 アーク溶接法の最近の進展", *IIW-Doc. XII-127-62* (1962)
- 11) 関口, 益本, "炭酸ガス関口線材アーク溶接法について" (第7報), 溶接学会誌, **27**, (1958), No. 6, p. 331~339
- 12) 益本, 関口, "ガス被包アーク溶接部の気孔生成におよぼす電極鋼線の影響について", 溶接学会誌, **37** (1968), No. 8, p. 826~838
- 13) G.R. Salter: "Hydrogen Absorption in Arc Welding" *British Welding Journal* **10** (1963), No. 6, p. 316~325
- 14) G.R. Salter and D.R. Milner: "Gas-Metal Reactions in Arc Welding" *British Welding Journal*, **12** (1965) No. 5, p. 222~228
- 15) N. Christensen, K. Gjermundsen and R. Rose: "Hydrogen in Mild-steel Weld Deposits" *British Welding Journal*, **5** (1958) No. 6, p. 272~281
- 16) H.C. Ludwick: "Nitrogen Effects in Argon Arc Welding Atmospheres", *Welding Journal*, **34** (1955), No. 9, 409s~414s
- 17) 稲垣, 宇田, 宇田: "アーク溶解時における溶鉄中への窒素溶解量について", 金属材料技術研究所研究報告, **8** (1965) No. 5, p. 77~85
- 18) 小林, 桑名, 菊池: "軟鋼溶接金属の窒素含量および気孔", 溶接学会誌, **35** (1966), No. 3, p. 237~245
- 19) W. Rädiker: "Die Rolle des Stickstoffes beim Schweißen", *Schweißen und Schneiden* **20** (1968) H3, S. 110~115
- 20) 和田, 宇田: "アーク溶接における窒素の溶解機構および窒素溶解量におよぼす酸素の影響", 溶接冶金委員会第33回資料, WM-223-68 (1968)
- 21) K. Höschel, D. Buhler: "Stickstoffaufnahme beim Schutzgasschweißen", *Schweißtechnik (DDR)*, **19** (1969), H3, S. 110~115
- 22) 小林, 桑名, 菊池: "溶接金属の窒素含量におよぼす溶接雰囲気ならびに溶接極性の影響", 溶接学会誌, **40** (1971), No. 3, p. 221~231
- 23) 関口, 益本: "ガス被包アーク溶接による鋼材溶接部の気孔生成について", (第1報), 溶接学会誌, **28** (1959), No. 7, p. 463~472
- 24) D. Warren and R.D. Stout: "Porosity in Mild Steel Weld Metal" *Welding Journal*, **31** (1952), No. 8, 381s~386s
- 25) D. Warren and R.D. Stout: "Porosity in Mild Steel Weld Metal" *Welding Journal*, **31** (1952), No. 9, 406s~420s
- 26) F. Rupertus, K. Höschel und K. Wellendorf: "Porosität des Schweißguts beim Schutzgasschweißen durch den Einfluß von Stickstoff", *Schweißtechnik (DDR)*, **19** (1969) H3, S. 110~115
- 27) J.E. O'Brian and M.F. Jordan: "Nitrogen absorption and porosity in CO_2 arc welding of mild steel", *Metal construction and British Welding Journal* **3** (1971) No. 8, p. 299~303
- 28) 関口, 益本, 篠田: "低水素型被覆アーク溶接棒による鋼材溶接部の気孔発生について" (第1報), 溶接学会誌, **27**, (1958) **27** (1958), No. 8, p. 445~450
- 29) 関口, 益本: "低水素型被覆アーク溶接棒による鋼材溶接部の気孔発生について", (第2報), 溶接学会誌, **27**, (1958), No. 9, p. 514~518
- 30) 常富: "鉄鋼のアーク溶接における冶金反応について", 鉄と鋼, **55**, (1969), No. 7, p. 589~603
- 31) N.A. Miller and G.R. Salter: "Effect of Nitrogen in CO_2 Welding" *British Welding Journal* **11** (1964), No. 1, p. 19~27
- 32) J.G. Verhagen, G.d. Ouden A. Liefkens and G.W. Tichelaar: "Nitrogen absorption by ferritic weld metal during arcwelding" *Metal construction and British Welding Journal* **2** (1970), No. 4, p. 135~143
- 33) T. Kobayashi: "Nonshielded Arc Welding of Steel" *British Welding Journal*, **14** (1967), No. 3, p. 101~107
- 34) Т.М. Случкая, Л.Ф. Кривенко, В.А. Авриятенко: "Проволока ОП-439 ДЛЯ ПОЛУАВТОМАТИЧЕСКОЙ СВАРКИ БЕЗ ЗАЩИТНОЙ СРЕДЫ ВО ВСЕХ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ ПОЛОЖЕНИЯХ", *Автоматическая Сварка*, **17** (1964), No. 10, p. 31~34
- 35) 鈴木: "炭酸ガスおよびノーガスアーク溶接, 産報", (1970)
- 36) 下川, 田上: "溶鋼のガス放出能に関する基礎的考察", 扶桑金属, **3** (1951) No.2 p. 61~66
- 37) 下川, 田上, "リッド鋼の凝固について", 扶桑金属, **3** (1951),

- No. 2, p. 67~77
- 38) 加藤: "セミキルド鋼についての2, 3の研究(1)", 鉄と鋼, 43, (1957), 43 (1957) No. 10, p. 1104~1110
- 39) 田上: "鋼塊の凝固時におけるガス放出に関する考察", 鉄と鋼, 47 (1961) No. 10, p. 1442~1444
- 40) 笠松: "溶着鋼の気孔生成に関する物理化学的研究", 溶接学会誌, 30 (1961) No. 7, p. 487~494
- 41) 和田: "溶接における凝固過程とそれにもなう化学反応", 金属材料技術研究所研究報告, 8 (1965) No. 5, p. 399~406
- 42) 益本: "CO₂-O₂ アーク溶接による溶融鋼における諸反応" (第1報), 溶接学会誌, 29 (1960), No. 5, p. 396~401
- 43) 榊: "被覆溶接棒における炭素-酸素反応", 神戸製鋼技報, 19 (1969) No. 3, p. 75~79
- 44) I. Masumoto: "Metallurgische Fragen des CO₂-O₂-Schweißens", Schweißtechnik (DDR) 14 (1964) H.7, S. 312~319
- 45) 関口: "鋼材融接理論・提案及び応用", 日刊工業新聞社刊, (1964), p. 76
- 46) C.F. Meitzner: "Effect of Steel Composition on Porosity in Gas Tungsten-Arc Welds", Welding Journal 47 (1968) No. 12, 529s~533s
- 47) 関口, 益本: "炭酸ガス関口線材アーク溶接法について", (第2報), 25 (1956), No. 12, p. 674~681
- 48) 関口, 益本: "炭酸ガス関口線材アーク溶接法について", (第3報), 26 (1957), No. 1, p. 14~22
- 49) S.A. Herres: "Practical Importance of Hydrogen in Metal-Arc Welding of Steel" Trans. of the A.S.M. 39 (1947), p. 162~193
- 50) J. Wegrzyn: "Hydrogen, nitrogen and oxygen in the process of welding with covered electrodes", IIW, Doc.-227-68
- 51) P. Rocquet, J.C. Rossi and J.A. Gironne: "Comparative Quality on Flat Rolled Products Produced From Continuously Cast and Conventionally Rolled Slabs", Journal of Metals 19 (1967), No. 8, p. 57~61
- 52) 大久保, 榊井, 佐藤, 若林, 三好: "リムド鋼の管状気泡について", 日本鋼管技報, No. 45 (1970), p. 11~21
- 53) 石崎: "鉤塊気孔の生成機構について", 鉄と鋼, 48 (1962), No. 4, p. 541~542
- 54) 関口, 益本, 栗林: "18-8 ステンレス鋼のガス被包アーク溶接について", 溶接学会誌, 31 (1962), No. 6, p. 435~451
- 55) 岡田, 水野, 出口, 大久保: "オーステナイト不銹鋼溶接部のガス組成", 溶接学会誌, 29 (1960), No. 7, p. 545~551
- 56) K. Rössler: "Eine Methode zur Untersuchung des Gasinhalts von Poren in Schweißnähten", Neue Hütte, 13 (1968) H.5, S. 301~307
- 57) K. Rössler: "Untersuchungen zur Porenbildung im Schweißgut unlegierter Baustähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt" Schweißtechnik (DDR) 20 (1970) H.7, S. 293~296
- 58) K. Rössler: "Untersuchungen zur Porenbildung im Schweißgut unlegierter Baustähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt", ZIS Mitteilungen 11 (1969), H.12, S. 2069~2082
- 59) 水池: "顕微鏡を用いる微量ガス分析法", 分析化学, 3, (1954), 3 (1954), No. 1, p. 17~21
- 60) 益本, 篠田: "溶接金属の気孔について", 溶接学会誌, 38 (1969) No. 10, p. 1075~1083
- 61) I. Masumoto, T. Shinoda: "Chemical Analysis on Blowhole" Trans. Japan Welding Soc. 1 (1970) No. 2, p. 137~145
- 62) 安藤, 長谷川, "溶接アーク現象", 産業図書株式会社刊, 1962, p. 267
- 63) N. Jenkins and F.R. Coe: "Extraction and analysis of gases from pores in weld metal", Metal Construction and British Welding Journal 2 (1970), No. 1, p. 27~31
- 64) 益本, 篠田: "溶接金属の気孔について", (第2報), 溶接学会全国大会概要集, No. 8 (1971) p. 133~134
- 65) J.F. Elliott, M. Gleiser: "Thermochemistry for Steelmaking, Vol. 1", 1960. Addison-Wesley Pub. Co., Massachusetts, U.S.A.
- 66) 益本, 近藤, 中島, 松田: "水中溶接に関する研究", (第2報), 溶接学会誌, 40 (1971), No. 8, p. 748~754
- 67) K. Rössler: "Experimentelle Bestimmung des Innendruckes von makroskopischen Poren im Schweißgut", ZIS Mitteilungen 12 (1970) H.7, S. 971~974

お　わ　ひ

執筆予定者のご都合により、前号で予告した本欄の内容を一部割愛いた

しましたこととお詫びいたします。

編 集 委 員 会