研究論文

水平すみ肉溶接時の水素による気孔*

常富栄一** 森 直道** 本間弘之** 石崎敬三***

Porosity caused by hydrogen in horizontal fillet welding*

by Eiichi Tsunetomi** Naomichi Mori** Hiroyuki Honma**
and Keizo Ishizaki***

In order to investigate the behavior of porosity caused by hydrogen in horizontal fillet welding, the growth and the distribution of porosity were studied using flux coated electrodes with various water contents.

1. Growth of porosity The growth of porosity becomes most remarkable when the hydrogen content of the weld is in a certain value, i. e. 15–17 cc/100g as diffusible hydrogen content. At higher hydrogen content, the pores become smaller and porosity formation changes to bubbling type from non bubbling type. In bubbling type, the special solidification lines appear in the solidification structure of the periphery of pore.

These lines may be caused by the rise of bubble from the pore to the molten pool. In consequence of this behavior, the growth of porosity becomes difficult and smaller pores are formed.

2. Distribution of porosity According to the measurements of length and diameter of pore, pores in a weld may be classified into following 2 categories:

A. Pores with length shorter than l_1 (~ 1.2 mm)

B. Pores with length longer than l_2 ($l_2 < l_1$)

And the pores with length $l_1 \sim l_2$ are very few.

This tendency may depend on the movement and the hydrogen content of molten pool.

Moreover this may be interpreted by a view of probability which is assumed to be decided by the relative position of pore–molten metal interface for solid–molten metal interface.

1. 緒 言

赤さび鋼板やプライマー塗布鋼板などを用いて水平すみ肉溶接を行なうとピットやブローホールなどの気孔が著しく生成し問題になることがある。この気孔生成は赤さび中の水分やプライマー中の有機物に由来する水素に一因があると考えられる。本報告はこの水素に着目し、その場合の気孔生成条件、とくに気孔成長過程について検討を行なったものである。

2. 実験ならびに結果

2.1 実験方法

含水鉱物を含む被覆材を塗装した試作溶接棒を用いて溶接し、そのときのビード中の気孔生成状況を調べた。

* 原稿受付 昭和49年7月1日(45年度春季全国大会に発表)

** 正 員 新日本製鉄(株)製品技研 Member, Products Res. & Dev. Lab. Nippon Steel Corp.

*** 正 員 日本工業大学 Member, Japan Institute of Technology

用いた含水鉱物はセリサイト (Sericitic : SiO_2 49%, Al_2O_3 32%, K_2O 8%, 結晶水 5%) で、これを 0～15% 被覆材に添加し一連の含水溶接棒 A, B 系列を試作した。溶接棒の系統は鉄粉系で同一系列では、スラグ成分などできるだけ一定に保つよう調節した。棒の心線は径 6 mm, 長さ 550 mm で被覆外径は 10 mm である。母材は巾 150 mm, 長さ 500 mm, 板厚 15 mm の SM 50 材 (黒皮まま) を用いた。溶接棒はあらかじめ 250°C で 1 時間乾燥し、市販重力式すみ肉溶接機を用いて水平すみ肉溶接を実施した。溶接条件は溶接電流 280 A, 電圧 30 V, 溶接速度 23～25 cm/min で運棒比はほぼ 1.2 である。

溶接後の試片はプレスにより破断し、のど厚方向に破断された溶接金属面の気孔生成状況を調べた。気孔は立板と下板のぶつかるルート部附近から発生し、ほとんどが破断面上に存在している。この観察には実体顕微鏡 ($\times 10$) を用い、気孔の長さ l , 気孔の最大径 d をビード長さ 20 cm にわたり測定した。これとともに任意に

抽出した気孔について気孔周辺の凝固組織を調べた。また溶接ビードについて化学分析を行なうとともに水素については別途 JIS 法により拡散性水素量を測定し、さらに A 系列については急冷法による水素測定も実施した。すなわち板厚 8 mm, 巾 12 mm, 長さ 25 mm の試片の両側を銅製水冷治具で固定し、両端にダミーをおいて溶接し、溶接後直ちに水冷して水銀置換ならびに真空抽出によりビードの水素量測定を行なった。

2.2 気孔生成と成分

破断面上の気孔の状態を Photo. 1 に示す。写真にみられるように気孔の形や大きさは同一ビード上の隣りあった気孔でも著しく異なるが、ビード間での気孔生成状

Photo. 1 Fracture surface of fillet weld

態は肉眼でも判定することはできる。たとえば Photo. 1 の場合、気孔生成の激しさは

$$B > C > D > A$$

の順といえる。これらビードの差は被覆材中のセリサイト量の相違によるもので、セリサイト量と全気孔数、長さ 2 mm 以上の気孔数およびピット数との関係をみると Fig. 1 のとおりであった。図は A 系列の結果であるが、B 系列についてもその傾向は同一である。すなわちセリサイトが増加すると次第に気孔は大きくなりピットが生成するようになる。しかしセリサイトの量が 8~9% 以上になると逆に減少し始め、セリサイトの増加とともに気孔が生成しにくくなるという傾向を示している。これらの溶接金属成分をみると、Fig. 2 に示すようにセリサイトの増加とともに H が急増し、Si, Mn は若干減少の傾向を、また C, O および N はほとんど変化しないという傾向をみせている。H はセリサイ

Fig. 1 Relationship between sericite and porosity

ト中の結晶水によるもので、熔融池の水素含有量は少なくとも急冷法による値より高いものと考えられる。気孔生成の主要因は後述するように本実験の場合 H に起因するものであるが、気孔が減少し始める水素量を JIS 法の拡散性水素量で示すと 15~17 cc/100 gr 前後であるといえることができる。

溶接棒の含水量が高ければ熔融池の水素含有量は高くなるであろう。これは気孔へのガス放出能力が大きくなることを意味するから含水量とともに気孔は生成しやすくなるはずである。したがって上記は常識的には理解できない結果といえる。なお気孔防止の観点からみれば、気孔生成を防ぐためには水素源を極力減少せしめることあるいは逆にある程度以上存在させることが必要で、中途半端に存在することには問題があるといえる。

2.3 気孔タイプの検討

ピットが減少し始める条件すなわち、拡散性水素量 15~17 cc/100 gr 以上における気孔とそれ以下の気孔とでは形に若干の相異がある。前者は“いもむし状”的であり、後者は“円筒状”的である (Photo. 1 参照)。これは気孔成長挙動に相異があるためと予想されるが、その検討のため気孔周辺の凝固組織を観察した。その例は Photo. 2 のとおりではなはだ興味ある変化が認められた。Photo. 2 で A はセリサイト 6.6% の場合、B および

Fig. 2 Content of component in weld metal

Cはセリサイト11.2%の場合で、AおよびBは破断面に直角な面を研磨エッチングしたもの、Cは破断面を研磨エッチングしたものである。なおCの気孔内面にみられる白い層は内面保護のためあらかじめメッキしたNi層である。これらの写真で特徴的なことは気孔面にある角度をもった不連続線（以下凝固線という）が存在することである。この凝固線は写真からわかるようにエッチングの濃淡から認められる結晶の断続的成長にもとづくもので、Aの場合には気孔面に直角に近い角度で気孔を横切り表面のビード波までつながっている。これは溶融池内の溶鋼の揺動に起因した凝固線と考えられる。いっぽうB、Cでは前記に比べると気孔面からの角度がやや上向きで気孔近傍にのみ存し、かつより明瞭な凝固線が前記の凝固線とともに多数認められることである（以下特殊凝固線という）。この特殊凝固線の状況を調べるために各ビードについて任意にきめた気孔をとりあげ特殊凝固線の数を測定した。その結果は Fig. 3 のとおりであった。すなわち

1. 同一ビードではいずれの気孔でも気孔単位長さ当りの特殊凝固線数はそれほど変化せずほぼ同一値をとる。

Photo. 2 periphin the structure Solidification ery of pore

Fig. 3 Formation of special solidification lines caused by sericite

2. 特殊凝固線は拡散性水素量 15~17 cc/100 gr 前後から現われ始め、水素の増加とともに激増する。この特殊凝固線が現われ始める拡散性水素量・(セリサイト量)は気孔が成長しにくくなり始める拡散性水素量(セリサイト量)と一致している。このことから特殊凝固線を出現させる因子が気孔の成長を阻んでいるものと推定される。この特殊凝固線をもつ気孔生成を放出型気孔生成 (Bulbling type porosity formation), もたない場合を非放出型気孔生成 (Non bubbling type porosity formation) となづけることにする。以上のように本実験の気孔は低水素側の非放出型気孔と高水素側の放出型気孔の2種類に分類することができる。

2.4 気孔分布の検討

前述のように同一ビードのなかでもそれぞれの気孔の形、大きさは種々に変動する。この量的取扱いの試みとして統計的な手法を用いて検討を進めた。すなわち実体顕微鏡を用いビード長さ 20 cm の全気孔について、気孔の長さ l 、最大径 d を測定し分布状況を求めた。Fig. 4 に1例を示したように観察した範囲では一般に

1. 最小の気孔は 0.05 mm 径前後の球状気孔である。
2. 気孔数は長さ 1 mm 前後までに急激に減少する。ついで長さが増加し再び減少するという傾向を

Fig. 4 Distribution of porosity in a bead welded with A-type electrode containing 6.6 % sericite in the coated material

Fig. 5 Examples of distribution of pore length

示す。

などの結果がえられた。前者は気孔発生、後者は気孔成長の問題と思われるが、後者に注目し全気孔数 N_0 と気孔長さ l 以上の気孔数 N_l との割合 $N_l/N_0 (=P_l)$ を求め、気孔長さ l との関係調べた。結果の数例は Fig. 5 のとおりで、いずれの試片も同様の傾向を示した。すなわち

1. 気孔の大部分は l_1 以下ならびに l_2 以上の長さの気孔でしめられ、 $l_1 \sim l_2$ 間の長さの気孔は少ない。成長過程でいえば $l_1 \sim l_2$ 間では成長を阻む要因は少なく、長さが l_1 以上になった気孔はほとんどが成

長して l_2 以上の長さになってしまうということが出来る。

2. 気孔長さ l_1 以下の気孔分布はほぼ

$$\log P_l = -kl \quad \dots\dots\dots (1)$$

で与えられる。 k が小さいと P_l の値は大きいから気孔は成長しやすいといえる。この k の値と成長の関係は l_1 以下の気孔のみならず生成した気孔全般についていえるようである。たとえば Fig. 1 の結果を k と拡散性水素の関係で示すと Fig. 6 のとおりで、前述の気孔に対する水素の影響はより明らかに認められる。このように l_1 以下の気孔から求めた k の値によって気孔の定量的評価ができる可能

Fig. 6 Relationship between diffusible Hydrogen content and tendency of porosity formation represented by k

性があることがわかる。

3. 非放出型気孔を生成している各ビードについて、 l_1, l_2 の値ならびに l_2 以上の気孔の最大径平均値 d_{2m} の値と k との関係を示すと Fig. 7 のとおりである。すなわち l_1 は 1.2 mm 前後ではほぼ一定、 l_2 および d_{2m} の値は k が小さくなるほど大きくなる。これは k が小さく気孔の成長が著しいほど、長さの長い径の太い気孔ばかりが一見認められるようになることを示している。放出型気孔ではデータ不足のため明らかでないが、 l_1 値はほぼ非放出型気孔と同一値をとるようである。

Fig. 7 Relationship between pore length l_1, l_2 or mean diameter d_{2m} and tendency of porosity formation represented by k

以上のように気孔の分布状況は成長初期における気孔の成長をきめる k によってある程度定量的に取扱えることが明らかになった。

3. 気孔生成機構の検討

3.1 一般的考え方

気孔生成を段階的にみると、気孔の発生と成長の2段階にわけることができる。前述のようにルート部にみられる径 0.05 mm 前後の球状気孔が最小で、それ以上では細長い気孔が多数を占めるようになる。これから気孔発生のための臨界直径は 0.05 mm 程度と想像される。この気孔発生の頻度は全気孔数で示されるが、本実験では Fig. 1 に示すように表面黒皮つき銅板では 1ヶ/mm あるいはやや低めの程度であった。図で水素量が少ない場合あるいは著しく多い場合に減少しているが、これが一般的な傾向であると断定することはやや危険である。いっぽう気孔の成長は気孔周辺の凝固の早さと気孔内部へのガス放出量との相対的關係できまる。この観点から Chalmer¹⁾ は気孔の種類を次のように分類した。

1. 凝固速度 > ガス放出速度 気孔が発生しても気孔の成長より凝固が早いために小さな球状気孔あるいは先細りの小さな気孔になる。
2. 凝固速度 = ガス放出速度 気孔の気液界面と凝固面はほぼ同一高さを保ちながら成長し、管状気孔になる。

3. 凝固速度<ガス放出速度 ガスの気孔への放出が早いから気孔の成長は著しい。成長しすぎると気孔内のガスは界面にとどまりきれず、一部の残留ガスを残して気泡となってガスは外に飛び出していく。この考え方からすれば溶融池の水素濃度が高くなるにつれ1)の状態から2), 3)の状態に気孔は変っていくことになる。

いっぽう一つのビード内でみれば溶接方向のどここの位置をとっても定常状態にあるから、溶融池の成分、溶融金属の凝固挙動あるいは気孔へのガス放出傾向などすべて変らないはずである。それにもかかわらず相隣る気孔でも気孔の形状大きさは種々様々であって同一の形、大きさのものはない。また1個の気孔についてみても気孔壁はジグザグし、マクロ的にも凝固速度やガス放出速度は一定ではなく不連続に変動していることがわかる。この変動は主として溶融池の動きに起因すると思われるが、たとえば何らかの変動によって凝固が急速に進めば気孔の成長はとまりある長さのブローホールになってしまうことになる。このように気孔の成長は常に定常的に進むのではなく局所的な変動によって調節されているものと考えられる。したがって気孔の形や大きさの分布を説明するためには確率的な見方からの検討を進めることも必要であろうと思われる。

3.2 気孔分布

前述のような気孔分布たとえば l_1 以下では(1)式に従い、 $l_1 \sim l_2$ 間の長さの気孔は少ないなどの分布状況について溶融池の湯動きや確率的な立場を念頭におき考察を進めた。

気孔生成時の位置をみると、核の発生はアーク直下あるいはその近傍であるが、成長するにつれアークから離れていく。気孔が成長している間は溶融池底(凝固面)に気孔は開口し溶融金属に接している。たとえばピットは溶融池最後尾まで開口していた気孔である。また気孔長さ l_1 (約 1.2 mm) 以下の気孔が成長している範囲はおそらくアーク直下から 10 mm 以内で1次溶込域の範囲であろう。いっぽう溶融池の動きとしてはアーク力によってアーク近傍の1次溶込域がもっとも湯動きの激しい箇所と推定される。アークから離れるとやや落着き定常的な揺動や対流の湯動きが主になり、最後尾になると温度も下がり湯はよどんでいるものと考えられる。このような溶融池の湯動きを想定して気孔の成長を考えてみる。アーク近傍では核が発生しても激しく動く溶鋼によって気孔開口面と凝固面との相対位置はたえず変動し、気孔の成長は阻止されやすいと思われる。このために長さの長い気孔は急激に減少してしまうのであろう(l_1 以下の気孔分布に対応)。 l_1 以上になった気孔はあまり湯

動きが激しくないために成長を続けるが($l_1 \sim l_2$ 間の成長)、溶融池後尾では湯の温度が低く表面からも凝固しやすいなどにより気孔の成長が阻まれるものであろう。

以上のように溶融池の動きと関連して気孔の成長挙動を考えてみたが、気孔が成長を停止してしまう現象について次のような検討を試みた。いま気孔が成長しないで停止してしまう確率 k_0 を考えてみる。この k_0 は長さ l における単位長さ当りの気孔数 (l で成長を停止した気孔数) と長さ l 以上の全気孔数の割合(単位 1/mm)であらわすことができる。気孔長さ l と $l+dl$ 間にある気孔と全気孔数との割合 ΔP_l は $-P_l k_0 dl$ で与えられるから、もっとも単純な場合として k_0 が気孔長さ l に無関係で一定であるとすれば

$$\ln P_l = -k_0 l \quad \dots\dots\dots (2)$$

が成立する。この関係は気孔長さ l_1 以下の気孔分布で求めた(1)式の関係と同一である。すなわちみかけ上は上述のような単純な関係で少なくとも l_1 までの長さの気孔は成長を停止したとすることができる。 k の実験値は溶接金属の水素と相関があり、また k により気孔全体の成長状況が評価できることを示している。これらのことは確率的な考え方と矛盾はしないが、 k の具体的内容は必ずしも明らかではない。しかし前述の推論からすればは気孔開口面と周辺の凝固面との相対位置の変動と何らかの関連があるものと推定される。

3.3 放出ガスと気孔成長

本実験は被覆材の含水量を変化させ、気孔の挙動を調べたものである。この場合の気孔は含水量増加により溶融池の水素濃度が高くなったために生成したとして議論を進めた。しかし CO や N_2 などのガスによる影響も予想されるので、本実験における放出ガス成分について若干の検討を行なった。気孔へのガス放出速度を求めることはできないので、ガス放出の推進力となる溶鋼濃度に対する平衡ガス分圧を計算した。その例は Table 1 のとおりで、セリサイトを加えることにより CO, N_2 分圧は変化しないが H_2 分圧のみは著しく増加した(真の H_2 分圧は表の値よりも高いであろう)。この分圧までガスは放出能力をもつから、この場合水素がもっとも放出しやすい成分であることは明らかである。また同一推進力でも一般にガス放出速度(速度定数)は水素が一番大きいと考えられる。これらの点から気孔は主として水素に起因していると断定して差支えないであろう。

この水素と気孔生成で注目されるのは高水素側で生成する気孔周辺に特殊凝固線をもつ放出型気孔とその成長機構である。この現象と類似の現象の研究として興味深いものに Hultgren, Phragmen³⁾ のリムド鋼の研究がある。その研究で Hultgren らは管状気孔の発生している

Table 1 Equilibrium pressure for content of gas component in molten pool

Sericite %							Eq. pressure Atm.		
	[C] %	[Si] %	[Mn] %	[O] %	[N] %	[H] ^{a)} cc/100gr	P _{H₂} ^{b)}	P _{N₂} ^{c)}	P _{CO} ^{d)}
0	0.094	0.25	1.58	0.047	0.0089	17.7	0.43	0.04	0.56
11.2	0.087	0.12	0.98	0.057	0.0108	40.5	2.25	0.06	0.63

a) Value measured by the queach method (it may be lower than true value.)

b) $P_{H_2} = ([H]/27)^2$ at 1550°C

c) $P_{N_2} = ([N]/0.045)^2$ at 1550°C

d) $P_{CO} = [C] \cdot [O]_S / 0.021$ at 1550°C, $C_{[S]}$: Carbon conc. at solid-liquid interface, $[O]_S$: Oxygen conc. equilibrated with Si conc. at solid-liquid interface (these conc. may be calculated using the method proposed by Wada²⁾)

Fig. 8 Growth behavior of bubbling type porosity formation

リム部に特殊な凝固線を認め、Rim hole contour lineと名づけている。この凝固線は動きのはげしい溶鋼によって成長しつつある気孔が気泡を出して溶鋼でうづまってしまったあとを示しているとのことである。放出型気孔の特殊凝固線もこれと同様の挙動によるとしている。このような現象が説明できるかどうかの検討を進めた。

放出型気孔は高水素側で生成するから、当然ガス放出傾向は大きく気泡を放出しやすい。気泡を放出した場合の挙動をモデル的に示すと Fig. 8 のとおりである。すなわち気孔内へのガス放出によって気孔周辺で凝固面に接していた溶鋼は後退しガスで置換えられ、ある程度以上に気孔表面がふくれ上るとガスは気泡として浮上ることになる。その結果ガスに接していた凝固面は再び溶鋼と接触し一時中断していた凝固が進行することになる。すなわちその面(2次元的には線)では凝固が断続し、そこが特殊凝固線として認められるようになったと推定される。もし気孔内のガス全部が浮上すれば気孔は消滅してしまうことになる。また一部が浮上した場合を考えると、気孔開口部の溶鋼との界面は変動し急激に縮少することになる。これは気孔へのガス放出量が減少し凝固のほうが早くなり、気孔成長を停止させる確率が高くな

ることを意味するものである。したがって気泡の浮上回数が多いほど気孔が消滅したり小さな気孔ばかりになりやすくなるということができる。いいかえれば非放出型気孔では溶融池の水素濃度が高くなるほど気孔は逆に認められなくなるということである。このように放出型気孔の挙動は気泡放出という機構によってほぼ説明することができる。なお非放出型気孔は特殊凝固線のない気孔で、気泡を放出していないという根拠はない。時に放出しているかもしれないが、この点は不明である。

4. ま と め

水平すみ肉溶接における水素による気孔生成について含水被覆棒を用いて調べ、その生成機構を検討した。

1. 溶融池の水素濃度が高くなるにつれ気孔の生成状況は激しくなるが、ある濃度以上(拡散性水素量で15~17 cc/100 gr 相当以上)になると逆に生成しにくくなる。
2. 上記低水素側気孔と高水素側気孔では気孔成長時の挙動が異なる。前者は比較的単純に成長していく非放出型気孔であるが、後者は気泡を放出しつつ成長する放出型気孔である。この気泡放出が放出型気孔の成長しにくい要因と考えられる。
3. 気孔の長さ分布をみると長さ1mm 強以下のものとある長さ以上のものが多く、その中間は少ない。この傾向は溶融池内の湯動きの状況ならびに水素濃度によってきまるものと推定される。その気孔のはげしさの程度は確率的な見方により整理できる可能性がある。

引 用 文 献

- 1) B. Chalmers "Principles of Solidification" (1964), p. 189~192, John Wiley & Sons., Inc.
- 2) 和田次康: "溶接における凝固過程とそれにもなう化学反応", 金材研報告, 8 (1965) p. 399~406
- 3) A. Hultgren & G. Phragmen: "Solidification of Rimming-steel Ingots" Trans. Met. Soc., AIME, 135 (1939), p. 133~244