ガス圧接接合部における酸化介在物変遷挙動の解明に関する実験的検討*

－ ガス圧接現象の解明－

山本 隆一**, 小溝 裕一***, 深田 康人****

Experimental Examination for Understanding of Transition Behavior of Oxide Inclusions on Gas Pressure Weld Interface* - Joining Phenomena of Gas Pressure Welding -

by YAMAMOTO Ryu-ichi**, KOMIZO Yu-ichi*** and FUKADA Yasuto****

Gas pressure welding method is often applicable for joining of rails and reinforcing steel bars. However, if bonding work is inferior, a large quantity of oxide inclusions remain at the weld interface and those inclusions will cause the weld defects. In the previous study, the morphologies of oxide inclusions were estimated by the observation of the transition behavior for inclusions on each welding stage during the gas pressure welding.

In this study, we traced the morphological change of oxide inclusions and base material in pressure welding process to clarify the transition behavior of oxide inclusions.

In the first stage, Fe-O type oxide inclusions were mainly deoxidized by carbon, which exists in base material, and the degree of decomposition was influenced by temperature. Furthermore, oxide inclusions, which contain Si and Mn, emerged from outside region of Fe-O type oxide inclusions due to participation of Si and Mn, which exist in base material. In the final stage, almost of oxide inclusions existed on the weld interface were Si-Mn-O type, and the Si content of these oxide inclusions gradually increased as well as downsizing of oxide inclusions as welding process advanced.

Key Words: Gas pressure welding, Weld interface, Oxide inclusions, Transition behavior, Deoxidization

1. 緒 言

ガス圧接法は、母材同等の信頼性の高い継手を実現できることから、鉄道および鉄筋の接合に広く適用されている^{1) 2)}。その一方で、接合部に存在する酸化介在物がガス圧接継手の接合強度へ影響を及ぼす³⁾ため、ガス圧接作業上の不備により接合部に多量の酸化介在物が残存し、継手が折損に至る場合がある⁴⁾。このような中、将来的に予測される熟練作業不足状況下で、ガス圧接継手の品質を確保するには、ガス圧接接合部における酸化介在物の効果的な低減手法の確立が不可欠であり、これらの検討を進めるに当たって、ガス圧接接合部における酸化介在物の生成から縮小化に至るまでの変遷挙動を詳細に把握する必要がある。

なお前報⁵⁾において、ガス圧接作業の各過程に存在する酸化介在物の形態を観察し、ガス圧接過程における酸化介在物の変遷挙動を断片的に推定した。しかしながら、酸化介

在物の詳細な変遷挙動は未解明である。

そこで、本検討では、酸化介在物変遷挙動をより詳細に把握することを目的に、圧接過程を段階的に進行させた試験体を作製し、酸化介在物および接合部周辺母材の形態変化現象を追跡した。なお、実際のガス圧接作業では、接合温度および圧縮量を高精度で制御することは困難であることから、加工フォーマスター試験機を利用し接合雰囲気温度および圧縮量を制御した状況下で観察試験体を作製し、観察・分析に供した。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材

供試材として、JIS E 1101 に規定される普通レールから切出したφ8 mm×5 mm 長の鋼片を用いた。供試材の化学成分を Table 1 に示す。なお、本検討では、供試材端面に直角加工を施し、端面どうしを突合せて接合した。

2.2 観察試験体作製方法

酸化介在物および接合部周辺母材の形態変化現象を追跡するために、大気雰囲気下で、加工フォーマスター試験機を用い、接合雰囲気温度、各接合雰囲気温度での保持時間、圧縮量を系統的に変化させて観察試験体を作製した。ここ

*受付日	平成21年11月2日	受理日	平成22年4月15日
**正 員	(財) 鉄道総合技術研究所 Member, Railway Technical Research Institute		
***正 員	大阪大学接合科学研究所 Member, Joining and Welding Research Institute, Osaka University		
****	阪和溶接工業所 Hanwa Welding Institute Corporation		

では、圧縮量を供試材長さの減少率(%)で示す。Table 2 に試験体作製時の基本条件を示したが、試験体作製時の昇温速度および冷却速度は一律 10 K/s とした。なお、(1) 接合雰囲気温度を室温から 1070 K まで昇温速度 10 K/s で昇温、(2) 1070 K において、100 s 保持した後 10% の圧縮を付与する接合条件制御パターンを、本検討では「heating from R.T. to 1070 K $\Rightarrow$ 1070 K-100 s $\times$ 10%」と記述する。

前報⁹⁾により、実際のガス圧接部では、圧接初期過程の接合部表層近傍において、FeO を主体とする Fe 系層状酸化物が生成し、圧接過程の進行に伴い徐々に縮小化することがわかっている。一方、加工フォーマスター試験機を用いた予備試験において、供試材を無負荷状態で突合せ、雰囲気温度を 1070 K まで昇温し 300 s 保持した後、10% の圧縮を付与した場合に、試験体接合部の表層近傍に実際のガス圧接部と同形態の Fe 系層状酸化物が生成することが明らかとなった。そこで本検討では、Fe 系層状酸化物が形成される当制御パターン (heating from R.T. to 1070 K $\Rightarrow$ 1070 K-300 s $\times$ 10%) を基準条件として設定し、それ以降の接合雰囲気温度、圧縮量を系統的に変化させて観察試験体を作製した。Fig. 1 に試験体作製時の接合雰囲気温度および圧縮量の時間変化の模式図を示す。本検討では、圧接過程の進行に伴う形態変化を段階的に捉えるため、比較対象とする観察試験体の作製においては、圧接過程の上流側で、同一の

履歴となる制御パターンを用いた。また、観察試験体作製時の再現性を考慮し、接合雰囲気温度および圧縮量が直線的に変化する制御パターンを採用した。

2.3 試験体観察方法および化学分析方法

各試験体接合部の状況を把握するため、観察面研磨および硝酸アルコール溶液によるエッチング後、接合部を光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察した。また、酸化介在物および接合部周辺母材の化学組成を分析するため、EPMA および TEM-EDX を用いた。

2.4 圧接過程の分類

本検討では前報⁹⁾と同様に、圧接過程を圧接現象の進行程度、すなわち、酸化介在物の存在形態に基づいて、初期過程、中盤過程、終盤過程の 3 過程に分類した。

初期過程：接合部に層状酸化物が存在する。

中盤過程：接合部に塊状および粒状の酸化物が混在して存在する。

終盤過程：接合界面に沿って 0.1 μ m オーダーの粒状酸化物が存在する

3. 実験結果および考察

3.1 酸化介在物の形態変化現象

上述したように、ガス圧接接合部では、圧接初期過程において Fe 系層状酸化物が生成し、中盤過程に至ると、層状酸化物が塊状および粒状の酸化物に形態変化し、さらに終盤過程では、微小な粒状酸化物のみが観察される。よって、本検討では、初期過程から中盤過程における Fe 系層状酸化物、および終盤過程における粒状酸化物の形態変化現象に注目した。

3.1.1 圧接初期過程において生成する Fe 系層状酸化物の形態変化現象

圧接初期過程において生成する Fe 系層状酸化物の形態変化現象を追跡するため、Fig. 2 に示す 3 種の制御パターンで

Table 1 Chemical compositions of standard carbon rail steel (mass%)

C	Si	Mn	P	S
0.67	0.17	1.00	0.009	0.014

Table 2 Each parameter on production of test pieces with formastor machine

Heating rate (K/s)	10
Atmosphere temperature (K)	Variable
Holding time (s)	Variable
Upset ratio (%)	Variable
Cooling rate (K/s)	10
Atmosphere	Air

Fig. 1 Schematic illustration of joining patterns

Fig. 2 Joining conditions of TPNNo.1-3

Fig. 3 The transition behavior of Fe-O type oxide inclusion (Etched)

Fig. 4 The existence state of particle inclusions in TPN0.1 (Etched)

試験体を作製し、各試験体の接合部を光学顕微鏡により観察した。ここでは、TPNo.1の作製条件を基準と位置付け、TPNo.1⇒TPNo.2⇒TPNo.3と接合雰囲気温度および圧縮量を段階的に増加させている。Fig. 3に、各試験体の表面から0.5mmの部位における接合部状況を示す。

Fig. 3 (a)はTPNo.1の接合部状況である。当試験体表面付近の接合部には、Fe系層状酸化物が連続して存在しており、層状酸化物に隣接した領域にフェライト層が認められる。前報⁵⁾において、Fe系層状酸化物の還元之母材中Cが消費されるため周辺母材部に脱炭が生じる可能性について示唆したが、Fig. 3 (a)中の層状酸化物に隣接した領域に認めら

Fig. 5 Sample of analysis result for particle inclusions with EPMA

れるフェライト層は、周辺母材との間に組織の連続性がなく母材側に生じた脱炭層ではないと言える。すなわち、このフェライト層は層状酸化物の外郭領域が周辺母材中のCにより還元されることで出現したと判断される。なお、母材中CによるFe系層状酸化物の還元現象については、後ほど考察する。

Fig. 4は同試験体 (TPNo.1) 中の表面から1.0mm位置の走査型電子顕微鏡 (SEM) による高倍率の観察像であり、層状酸化物周辺のフェライト層内部に、粒径0.1μmオーダーの粒状介在物が複数認められる (Fig. 4中の○印および矢印で示した箇所)。なお、EPMAによる定性分析により、これら粒状介在物はSiおよびMnを含有する酸化物であることを確認した。Fig. 5に、当粒状酸化物を対象に実施した分析結果の一例を示す。ただし、当分析結果は、分析対象である粒状酸化物のサイズが1μm以下と小さいため、母材中Feの影響を大きく受けている。

以上の結果より、これら粒状酸化物は、Fe系層状酸化物が存在していた領域内に形成されたものであると理解できる。すなわち、当粒状酸化物はFe系層状酸化物から遊離し

た酸素が母材中へ拡散し、母材中に含まれる Si および Mn と結合することで形成された酸化物ではなく、Fe 系層状酸化物が縮小化していく過程で、Fe 系層状酸化物領域中から出現した酸化物であると言える。なお、本検討での試験体作製条件は、実際の圧接作業環境を想定して設定していることから、当現象は、大気中で実施される圧接作業において一般に生じると考えられる。したがって、この知見は、酸化物層が母材中へ拡散することで消滅する可能性に言及したこれまでの諸説^{6, 7)}とは本質的に異なる新たなものであると言える。上述の粒状酸化物が Si および Mn を含有する要因については、後ほど考察する。

一方、TPNo.1 に対して圧接過程が進行した TPNo.2 の接合部 (Fig. 3 (b)) では、TPNo.1 に比べて Fe 系層状酸化物の存在領域が狭帯化し、周囲のフェライト層領域の比率が増大している。この状況より、母材中 C による Fe 系層状酸化物の還元がさらに進んだと言える。

また、圧接過程がより進行した TPNo.3 の接合部 (Fig. 3 (c)) では、Fe 系層状酸化物が還元され縮小化したと判断される塊状酸化物が所々分断して存在している。これら塊状酸化物は、縦方向に伸びた形態を呈し、さらに、接合部に沿って存在するフェライト層が狭帯化していることから、TPNo.3 の接合部では、大きな圧縮変形が達成されていると言える。なお、3.1.2 で後述するように、圧接終盤過程では微小な粒状酸化物のみが観察される。したがって、圧接過程がより進行し、さらなる圧縮変形が生じることで、これら塊状酸化物は、より一層分断され最終的に粒状化すると考えられる。また、圧縮変形に伴い、接合部の酸化介在物はいずれも接合界面付近に集積すると考えられる。

3.1.2 圧接終盤過程に存在する粒状酸化物の形態変化現象

圧接終盤過程に存在する粒状酸化物の形態変化現象を追跡するため、Fig. 6 に示す制御パターンで試験体を作製した。なお、試験体内部領域では、圧縮変形に伴う面積拡大程度⁸⁾が試験体表層に比べて大きくなる。すなわち、酸化物の縮

小化が試験体表層部に比べてより促進される。よって、ここでは試験体内部領域における酸化物の形態変化挙動に注目した。Fig. 7 は、Fig. 6 中に示す TPNo.4 および TPNo.6 の試験体表面から 2.0 mm 位置の SEM による接合部状況である。TPNo.4 においても、介在物は $0.1\mu\text{m}$ オーダーまで縮小化しているが、多数の介在物が存在している。それに対し、TPNo.6 では介在物がより縮小化し、存在量も著しく減少している。すなわち、圧接終盤過程の接合部に存在する粒状介在物も圧接過程が一層進行することで SEM レベルでは認識困難なサイズにまで縮小化すると言える。

また、これら粒状介在物の化学組成を詳細に把握するため、Fig. 6 に作製条件を示した TPNo.5 の表面から 2.0 mm の位置から介在物を抽出し、無作為に選択した計25個の介在物を対象に TEM-EDX を用いた化学組成分析を実施した。化学組成分析結果を Table 3 に示す。いずれの個体からも相当量の C が検出されているが、薄膜作製過程で混入した吸着 C であると判断される。Table 3 より粒径 $0.1\sim0.3\mu\text{m}$ の Si-Mn 系酸化物が多数を占めており、各個体の化学組成にバラツキが認められる。一方、Si および Mn の含有率に注目する

Fig. 6 Joining conditions of TPNo.4-6

Fig. 7 Transition behavior of particle oxide inclusions in final stage

Table 3 Chemical compositions of particle oxide inclusions

No.	Chemical compositions (mass%)								Diameter (μm)
	C	O	Si	Mn	S	Fe	Ti	Cr	
1	19.9	29.9	17.0	8.6	0.1	24.2	-	0.3	0.19
2	19.4	44.8	19.5	12.4	3.4	0.4	0.2	0.0	0.17
3	25.3	44.3	18.0	11.5	0.1	0.7	-	0.1	0.21
4	-	53.1	29.1	16.9	-	0.5	0.1	0.4	0.22
5	8.0	48.6	26.5	15.8	-	0.3	0.1	0.3	0.20
6	23.6	48.5	12.8	12.4	0.6	0.5	1.4	0.1	0.05
7	29.9	45.2	14.5	8.5	0.2	1.4	0.1	0.1	0.15
8	35.6	42.1	9.2	9.4	2.6	0.6	0.3	0.1	0.12
9	27.9	49.4	20.8	0.6	0.2	0.3	0.7	-	0.12
10	13.1	48.2	24.1	13.6	0.0	0.7	0.1	0.2	0.25
11	34.2	45.0	13.8	6.6	0.1	0.1	0.1	0.0	0.13
12	11.7	49.7	24.0	14.3	0.1	0.2	0.1	-	0.25
13	16.1	47.7	23.0	7.6	0.3	5.2	0.0	0.1	0.34
14	10.2	51.5	26.5	11.2	0.2	0.4	-	0.2	0.21
15	12.2	50.1	21.5	15.5	0.1	0.5	0.2	0.0	0.15
16	9.4	53.1	22.6	13.8	0.7	0.3	0.1	0.0	0.18
17	25.4	49.0	22.4	2.1	0.8	0.3	0.1	-	0.10
18	17.2	44.3	23.5	2.8	0.3	11.8	0.1	0.1	0.33
19	10.9	46.3	19.7	17.5	1.2	2.8	1.6	0.0	0.28
20	17.5	48.1	25.5	8.1	0.3	0.5	0.1	0.0	0.20
21	40.4	44.5	12.5	1.6	0.4	0.5	0.1	-	0.15
22	-	50.7	29.7	17.7	0.1	1.6	0.2	0.1	0.16
23	15.7	47.8	21.4	14.7	0.1	0.2	0.1	-	0.07
24	13.3	47.4	23.2	15.9	0.1	0.1	0.0	-	0.18
25	12.2	55.0	32.1	0.5	0.1	0.1	0.1	0.0	0.21

と、一個体を除き Si 含有率が Mn 含有率を上回っており、Si 含有率が著しく高い個体が複数存在する。これは、 SiO の標準生成自由エネルギー変化量が MnO に比べて低いため⁹⁾、母材中に存在する Si により、Si-Mn 系酸化物中の MnO が圧接過程の進行に伴って還元されるためであると考えられる。

以上の結果より、圧接終盤過程において観察される Si-Mn 系粒状酸化物も圧縮変形によってさらに縮小化するとともに、化学組成を徐々に変化させながら変遷し、圧接過程が一層進行した場合、最終的に Si を主成分とする酸化物に変遷すると考えられる。

3.1.1 で圧接初期過程において形成する Fe 系酸化物が母材中 C によって還元される可能性について言及した。しかしながら、酸化物の標準生成自由エネルギー変化量を考慮すれば、圧接終盤過程において観察される Si-Mn 系酸化物に対して母材中 C による還元作用は望めないため⁹⁾、これら Si-Mn 系酸化物を品質に影響を及ぼさない大きさまで縮小化すべく、適正な圧縮量の確保が必要になると言える。

3.2 Fe 系層状酸化物の形態変化挙動に影響を及ぼす因子

3.1 で述べたように、ガス圧接部において観察される酸化介在物は圧接過程の進行に伴い形態を変化させるが、いずれも圧接初期過程に生成する Fe 系層状酸化物を祖としており、圧接中盤過程以降の酸化介在物存在状況は、Fe 系層状酸化物の形態変化挙動に依存する。このことから、一連の研究の目標である酸化介在物の低減手法を検討する上で、

Fig. 8 Joining conditions of TPNos. 7-9

Fe 系層状酸化物の形態変化挙動に影響を及ぼす因子を把握する必要があると判断された。ここでは、Fe 系層状酸化物の形態変化挙動に及ぼす接合条件および周辺母材中の成分の影響について述べる。

3.2.1 接合条件の影響

Fe 系層状酸化物の形態変化挙動に及ぼす接合雰囲気温度および圧縮量の影響を明らかにするため、Fig. 8 に示す 3 種の制御パターンで作製した試験体接合部を光学顕微鏡で観察した。Fig. 9 に、各試験体の表面から 0.5 mm の位置における接合部状況を示す。

Fig. 9 (a) に示す TPNos. 7 の接合部には、接合部に狭窄され

るように厚さ $10\mu\text{m}$ 程度の Fe 系層状酸化物が存在している。当試験体は、試験体作製時の基準条件とした「heating from R.T. to 1070 K $\Rightarrow$ 1070 K-300 s $\times$ 10%」に対し、1070 K での保持時間を 180 s、付与する圧縮量を 10%、それぞれ増大させた条件で作製したものであるが、層状酸化物が分解した形跡は認められない。一方、圧縮量を TPN0.7 と同一とし、接合雰囲気温度を 1270 K まで上昇させて作製した TPN0.8 (Fig. 9 (b)) では、TPN0.7 に比べて層状酸化物の層

厚が減少しており、周辺母材部において、淡色化した領域が確認される。また、TPN0.8 に対して 1270 K での保持時間を増大させた TPN0.9 (Fig. 9 (c)) では、層状酸化物が局部的に分断しており、層状酸化物周辺母材部の淡色領域がより拡大している。

以上の結果より、接合雰囲気温度が 1070 K 程度では、10% 程度の圧縮を付与しても層状酸化物の分解は、ほとんど進行しないことがわかる。一方、同圧縮条件においても、

Fig. 9 The decomposition status of oxide inclusion on weld interface (Etched)

Fig. 10 The results of line analysis for C

Fig. 11 The results of area analysis for C

雰囲気温度を 1270 K に上昇させることで、層状酸化物の分解現象が生じ、かつ 1270 K での保持時間が増大するほど、分解がより促進されると言える。すなわち、圧接初期過程に生成する Fe 系層状酸化物の形態変化においては、温度因子が大きな影響を及ぼすと考えられる。なお、層状酸化物の分解が進んだ試験体ほど接合部周辺母材部の淡色化の程度が著しく、このことから、Fe 系層状酸化物の分解に伴い脱炭現象が生じた可能性が示唆される。

3.2.2 母材成分の影響

3.2.1 で圧接初期過程において生成する Fe 系層状酸化物の分解に伴い接合部周辺母材部に脱炭が生じた可能性について言及したが、このことより、Fe 系層状酸化物の分解に周辺母材中の成分が関与している可能性が考えられた。よって、Fe 系層状酸化物の分解に伴う母材中の添加元素である C、Si および Mn の分布状況の変化を EPMA を用いて追跡した。

(1) C の分布状況

C を対象に EPMA による線分析および面分析を実施した。なお、線分析は Fig. 9 に示した各観察部位中央部を横切る $500\mu\text{m}$ の範囲において、一方、面分析は TPN0.8 および TPN0.9 を対象に幅 $280\mu\text{m}$ × 高さ $280\mu\text{m}$ の範囲において、それぞれ行った。

Fig. 10 に EPMA 線分析の結果を示す。Fig. 10 の縦軸は C 濃度を示すが、測定環境中の C の影響を含んだ値であるため、各試験体間の C 濃度を相対比較するための相対指標と位置付けた。なお、Fig. 10 中には、母材中の C 濃度レベルを基準線として表示した。TPN0.7 の分析結果では、分析線上の C 濃度にほとんど変化が認められない。それに対し、TPN0.8 および TPN0.9 では、測定範囲全域において C 濃度の低下が認められ、その低下程度は TPN0.9 の方が TPN0.8 に比べてより顕著である。なお、TPN0.8 および TPN0.9 とも、C 濃度の低下程度は接合界面に近い程大きい。

また、Fig. 11 に面分析の結果を示すが、TPN0.8、TPN0.9

Fig. 12 Joining conditions of TPN0.10-12

いずれにおいても接合界面を中心として C 濃度が低下していることがわかる。なお、C 濃度の低下程度は、線分析結果と同様、TPN0.8 に比べて TPN0.9 の方が顕著である。

以上の結果より、Fig. 9 に示したエッチング試料で淡色を呈する領域は、C 濃度が低下しており、圧接過程において生じた脱炭層であることがわかる。すなわち、Fe 系層状酸化物の分解が進行した試験体ほど接合部近傍の脱炭程度が顕著であることから、接合部周辺母材中の C が Fe 系層状酸化物の分解、すなわち還元消費されると言える。なお、前報⁹⁾および 3.1.1 で、母材中 C による Fe 系層状酸化物の還元の可能性について言及したが、本結果はこれを実験的に裏付けるものである。

一方、圧接過程の進行に伴う脱炭層の挙動を調べるため、Fig. 12 に示す 3 種の制御パターンで試験体を作製し、接合部付近を光学顕微鏡により観察した。なお、ここでは、TPN0.10 の作製条件を基準と位置付け、TPN0.10 ⇒ TPN0.11 ⇒ TPN0.12 と圧接過程を段階的に進行させている。Fig. 13 に各試験体の表層を含む接合部状況を示す。Fig. 13

Fig. 13 The degree of decarburization beside the weld interface (Etched)

Fig. 14 The results of area analysis for Si

より TPN0.10 から TPN0.11 へ過程が進行すると, Fig. 13 中に点線で囲んだ接合部周辺母材の淡色領域, すなわち脱炭領域が拡大することが確認される. 一方, TPN0.12 へさらに過程が進行すると, 脱炭領域が縮小化する傾向が認められる.

本結果より, 圧接過程の進行に伴い接合部周辺母材部の C が Fe 系層状酸化物の還元により消費され, 一旦脱炭層が形成されるが, さらに圧接過程が進行すると形成した脱炭層が縮小化することが明らかとなった. なお, 脱炭層縮小化の背景には, 温度上昇に伴う母材中 C の拡散現象の活発化が関与していると考えられる.

以上より, 接合部温度をできる限り速やかに上昇させて母材中 C の拡散現象を活発化させることが, 圧接初期過程に生成する Fe 系層状酸化物の還元, すなわち分解を促進する上で有効であると判断される. また, 現行のレールガス

圧接作業では全工程を通して弱還元炎を適用しているが, 圧接初期過程における部材突合せ部が密着に至る以前の段階においてアセチレン過剰炎(強還元炎)を適用することで接合端面を浸炭させ, 接合部周辺母材部の C 濃度を高めることも効果的であると考えられる. なお, 圧接作業の初期過程においてアセチレン過剰炎を適用することで, Fe 系層状酸化物の生成量低減効果も期待できる.

(2) Si および Mn の分布状況

TPN0.7~9 に対して Si, Mn を対象とした面分析を実施した. 分析範囲は, Fig. 9 に示した各試験体観察部位を包括する幅 $280\mu\text{m}$ × 高さ $280\mu\text{m}$ の領域とした. Fig. 14 に Si を対象とした面分析結果, Fig. 15 に Mn を対象とした面分析結果をそれぞれ示す.

Si を分析対象とした結果を示す Fig. 14 では, TPN0.7~9 いずれにおいても, 接合部に存在する酸化物の外郭領域に

Fig. 15 The results of area analysis for Mn

Si 濃化部が認められる．一方，Mn を分析対象とした結果を示す Fig. 15 では，TPNo.8 および TPNo.9 において Mn 濃化部が認められる．なお，Fig. 15 (a)～(c) 中の接合界面から離れた部位に Mn が濃化したことを示す白色部が複数認められるが，当該領域の EPMA による化学組成分析の結果，Mn に併せて硫黄 (S) が検出されたことから，母材（レール鋼）中の介在物 MnS であると判断される．Fig. 16 に一例として，Fig. 15 (a) 中の点 A に対して実施した分析結果を示す．

Fig. 14 および Fig. 15 に示した結果より Fe 系層状酸化物の外郭領域における Si および Mn 濃化部は，母材中における Si, Mn 各元素の偏析部に隣接する箇所において，より顕著に生じている．以上より，3.1.1 で述べた Si および Mn を含有する粒状酸化物出現の背景には，母材中に存在する Si, Mn の関与，すなわち，Si, Mn による Fe 系層状酸化物の還元現象があると言える．

なお，3.1.2 で圧接終盤過程に存在する Si-Mn 系粒状酸化物の化学組成にバラツキがあると述べたが，この要因として母材中における Si および Mn の偏析が考えられる．

4. 結 言

本検討では，ガス圧接接合部における酸化介在物変遷挙動を詳細に把握することを目的に，加工フォーマスター試験機により，圧接過程を段階的に進行させた試験体を作製し，酸化介在物および接合部周辺母材部の形態変化現象を追跡した．本検討で得られた主な結果を以下に要約する．

- (1) 圧接初期過程において接合部に生成する Fe 系層状酸化物は，主に接合部周辺母材中の C による還元を被ることで分解し，その分解程度は温度因子の影響を受けることが確認された．また，Fe 系層状酸化物の還元に伴い周辺母材部に脱炭層が一旦形成されるが，接合雰囲気温度の上昇に伴い形成した脱炭層が縮小化することがわかった．
- (2) 圧接初期過程から中盤過程における Fe 系層状酸化物の分解過程で，Fe 系層状酸化物の外郭領域から Si および Mn を含有する粒状酸化物が出現することが明らかとなり，この現象には母材中に存在する Si, Mn が関与していることが確認された．また，Fe 系層状酸化物は，還元により分解されると同時に，圧接過程の進行に伴う圧縮変形によって，縦方向に伸びた塊状酸化物に形態変化することがわかった．なお，圧接過程がより進行し，さらなる圧縮変形が達成されることで，塊状酸化物が分断され粒状化することが示唆された．
- (3) 圧接終盤過程の接合部に存在する介在物は，そのほと

Fig. 16 Analysis result for point A in Fig. 15 (a) with EPMA

んどが，Si-Mn 系の粒状酸化物であることが確認された．これらの粒状酸化物は，圧接過程の一層の進行に伴う圧縮変形により，さらなる縮小化を被るとともに，酸化物中の MnO が母材中の Si によって還元されることで Si の含有率を増し，最終的に Si を主成分とする酸化物に変遷することがわかった．

参 考 文 献

- 1) R. Yamamoto, Y. Fukada: 溶接技術の現状，新線路，54-2 (2000), 20-22. (in Japanese)
- 2) Japan Pressure Welding Society: 鉄筋継手市場調査報告書，(2004), 4. (in Japanese)
- 3) H. Oishibashi, K. Ueyama: Investigation for Quality Estimation Mechanism of Gas Pressure Welds - A Non-destructive Inspection Method of Gas Pressure Welds with Bulge Removal by Hot Shearing (Report 1)-, Journal of the Japan Welding Society. 14-2 (1996), 422-428. (in Japanese)
- 4) Y. Fukada, M. Tatsumi, R. Yamamoto K. Ueyama: Improvement in Reliability of Gas Pressure Welds on Rails, Journal of the Japan Welding Society, 21-1 (2003), 39-45. (in Japanese)
- 5) R. Yamamoto Y. Fukada, M. Tatsumi, Y. Komizo: Observation for Transition Behavior of Oxide Inclusions on Gas Pressure Weld Interface - Welding Phenomena of Gas Pressure Welding -, Journal of the Japan Welding Society, 27-3 (2009), 222-229. (in Japanese)
- 6) A. B. Kinzel: Solid Phase Welding, Welding Journal, 23-12 (1944), 1124-1144.
- 7) K. Ando, S. Nakata, Y. Nishida: Dispersion Mechanism of Oxide Inclusions at the Interface of Specimens in Upset Butt Welding, Journal of the Japan Welding Society, 40-11 (1971), 1140-1148. (in Japanese)
- 8) Y. Takahashi, S. Shibamoto, K. Inoue: Computer Simulation of the Deformation Process during Gas Pressure Welding, Welding in the World, 37-6 (1996), 293-300.
- 9) A. Muan, E. F. Osborn: Phase Equilibria among Oxides in Steelmaking, ADDISONWESLEY PUBLISHING COMPANY, INC., (1965) 4.