The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	ガス圧接時の酸化介在物変遷挙動の解明およびレールガス圧接技術改良に関する研究
Author(s)	山本, 隆一
Citation	大阪大学, 2012, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/1173
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

ガス圧接時の酸化介在物変遷挙動の解明および
レールガス圧接技術改良に関する研究

２０１１年

山　本　隆　一

目　　次

第１章　緒論

１．１　緒言 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 1

１．２　ガス圧接に関する既往の研究と問題点 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 2

１．３　本研究の目的と本論文の構成 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 8

第２章　ガス圧接接合部における酸化介在物の観察 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 11

２．１　緒言 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 11

２．２　実験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 11

２．２．１　供試材 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 11

２．２．２　圧接装置 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 11

２．２．３　試験体作製条件 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 12

２．２．４　試験体観察方法および化学分析方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 13

２．３　圧接各過程における接合部の状況 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 13

２．４　各酸化介在物の化学組成 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 15

２．５　ガス圧接部における酸化介在物の形態変遷過程の推定 ・・・・・・・・・・・・ 20

２．５．１ Type a ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 20

２．５．２ Type α および Type β ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 20

２．５．３ Type γ ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 22

２．５．４ Type δ ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 22

２．６　酸化介在物変遷過程の推定 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 23

２．６．１　酸化介在物変遷過程のモデル化・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 23

２．６．２　提案モデルと従来説との相違点・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 24

２．７　結言 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 25

第３章　酸化介在物の形態変化現象解明に関する検討 ・・・・・・・・・・・・・・・・・ 26

３．１　緒言 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 26

３．２　実験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 26
３．２．１　供試材 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 26
３．２．２　観察試験体作製方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 26
３．２．３　試験体観察方法および化学分析方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 28
３．３　酸化介在物の形態変化現象・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 28
３．３．１　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 ・・・ 28
３．３．２　圧接終盤過程に存在する粒状酸化物の形態変化現象 ・・・・・・・・・・・ 31
３．４　酸化介在物の形態変化挙動に影響を及ぼす因子 ・・・・・・・・・・・・・・・・ 34
３．４．１　接合条件の影響 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 34
３．４．２　周辺母材部中の成分の影響 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 35
（１）　C の分布状況 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 36
（２）　Si および Mn の分布状況 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 39
３．５　結言 ・・・ 42

第４章　酸化介在物低減のための適正燃焼・加圧パターンの検討 ・・・・・・・・・・・・ 44
４．１　緒言 ・・・ 44
４．２　実験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 44
４．２．１　供試材 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 44
４．２．２　圧接装置 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 45
４．２．３　試験体作製条件および試験体観察方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 45
４．３　接合施工条件の酸化介在物存在量に及ぼす影響 ・・・・・・・・・・・・・・・・・ 46
４．３．１　燃焼条件の影響 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 46
４．３．２　加圧条件の影響 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 48
４．３．３　突合せ部の隙間の影響 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 49
４．４　酸化介在物の低減に有効な燃焼・加圧パターンの検討 ・・・・・・・・・・・・・ 51
４．５　レールガス圧接試験による提案した燃焼・加圧パターンの有効性検証 ・・・・ 52
４．６　結言 ・・ 57

第５章　水素ガスを用いたレールガス圧接法に関する検討 ・・・・・・・・・・・・・・・・・ 58
５．１　緒言 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 58
５．２　水素ガス燃焼炎の特徴 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 59
５．３　水素ガスをガス圧接に適用するための方策 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 60
５．４　水素ガスを用いたレールのガス圧接試験 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 60
５．４．１ 実験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 60
（１）燃焼条件 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 61
（２）加熱バーナ ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 61
（３）継手品質評価方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 62
５．４．２　試験結果および考察 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 62
（１）燃焼条件の継手品質に及ぼす影響 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 62
（２）加熱バーナ構造の継手品質に及ぼす影響 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 65
５．４．３　接合施工条件の提案 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 68
５．５　提案したレールガス圧接法の生産プロセスとしての適用可能性評価 ・・・・ 69
５．５．１　提案ガス圧接法により作製した継手の諸特性 ・・・・・・・・・・・・・・ 69
（１）頭頂面硬さ分布 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 69
（２）ミクロ組織 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 69
（３）曲げ疲労強度 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 71
５．５．２　当該ガス圧接法の作業安全性 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 71
５．５．３　炭酸ガス発生量の試算・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 72
５．５．４　適用可能性の評価 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 72
５．６　結言 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 73

第６章　総括 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 74

謝辞 ・・ 78
参考文献 ・・ 79
本研究に関する発表論文 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 84

第１章　緒　論

１．１　緒　言

ガス圧接法は、接合部材を突合せ、圧力を加えながら突合せ部をガス炎で加熱し、所定の圧縮量を得て接合を達成する接合法である。日本では、鉄道レールおよび鉄筋の接合に広く適用されており、ガス炎として、主にアセチレンガス燃焼炎が適用されている。ガス圧接法が普及してきた要因として、接合部に異材が介在せず、母材レベルの信頼性の高い継手を実現できること、および使用機器が比較的小型であり、現場施工に適していることが挙げられる。

本法は、1940 年前後に、日本と米国で鉄道レール接合技術として開発され[1,2]、その後、旧ソ連、ドイツでもガス圧接に関する研究が行われた[3,4]。しかし、1960 年代になると、日本以外では、ほとんど使用されなくなった。この主な理由として、フラッシュ溶接、アーク溶接等の電気的溶接法が開発されたこと、ガス圧接部の信頼性が低かったことが挙げられる。それに対し、日本では、工法、機器、接合現象解明に関する研究が進められ、その結果、今日では、国内における鉄道用レールの接合のうち約 35%、また、土木・建築分野における鉄筋接合のうち約 80%をガス圧接が占めるに至っている[5,6]。

このように、ガス圧接法は広く普及した技術である。しかしながら、施工上の不備等により十分な継手品質が得られない場合がある。特に、鉄道レールガス圧接継手の折損は深刻な事故につながる可能性があることから、レールガス圧接継手には非常に高い信頼性が要求されており、将来的に熟練作業者不足が予測される状況下で、今後、レールガス圧接部の信頼性をいかに保持するかが重要な課題となっている。

一方、現行のレールガス圧接法で燃料ガスとして用いられているアセチレンガスは、酸素との燃焼反応に伴い炭酸ガスが発生する。現在、炭酸ガスによる地球温暖化を防止すべく各分野において様々な施策がとられているが、鉄道業界も例外ではなく、レールガス圧接技術を今後継続して使用するには、環境負荷低減に関する取り組みも必要である。

以上の状況に鑑み、本研究では、鉄道の軌道保守上不可欠なレールガス圧接技術を将来に継承する目的から、ガス圧接部の信頼性保持ならびにガス圧接作業に伴う環境負荷低減に資するための検討を実施した。本論文は、これらの研究をとりまとめたものである。

１．２　ガス圧接に関する既往の研究と問題点

上述したように、ガス圧接法は、1960 年代以降、海外ではほとんど使用されていないが、ガス圧接法開発の初期には、欧米においても、ガス圧接法に関する複数の報告がなされた。米国では、1939 年に L.Adams がレールガス圧接機を試作し[2)]、その後、1940 年に H.F.Moore らがレールガス圧接部の強度試験を実施した[7)]。また、ドイツでは、1953 年に W.Hoffmann らがレールガス圧接[4)]について、1958 年に P.Steidle が鉄筋の現場ガス圧接[8)]に関する論文を発表した。なお、接合現象については、1944 年に A.B.Kinzel が拡散説[9)]、1946 年に L.Fine らが表面張力説[10)]、1953 年に J.M.Parks が再結晶説[11)]、1954 年に J.E.Huges が内部酸化説[12)]をそれぞれ発表した。以下、これらの内容について概説する。

- A.B.Kinzel による拡散説[9)]

接合達成のための機構として、「接合界面を横切っての結晶成長」と「接合界面に存在する Fe 系酸化物層の母材中への拡散」について言及している。なお、接合部温度が 1320K 以上で十分な拡散現象が生じるとした。

- L.Fine による表面張力説[10)]

圧接法における接合は、本質的に金属原子の原子間に作用する引力により達成されるとしたものである。この中で、圧縮変形に伴う接合界面での表面張力の増加により、突合せ部の空洞が縮小化、すなわち金属接触部の面積が増大し、接合阻害因子がなければ、結合に至ると述べている。なお、接合阻害因子として接合界面に存在する酸化介在物を挙げているが、その挙動については述べられていない。

- J.M.Parks による再結晶説[11)]

接合達成の主因子として再結晶現象に注目したものであり、接合界面上の接合阻害因子である酸化膜は母材が再結晶を起こすことで遊離・凝集するため、金属接触部面積が増大し接合に至るとした。ただし、遊離・凝集した後の酸化介在物の挙動には言及されていない。

- J.E.Huges による内部酸化説[12)]

鋼圧接部の接合部近傍を光学顕微鏡により観察し、圧接終盤過程において接合界面に存在する酸化介在物が鋼中成分である Si、Mn、Al、Cr などの内部酸化により生成したものであるとした。また、接合境界部近傍にフェライト層が認められることから、接合部に存在する

Si の酸化物が、接合部の冷却過程でフェライト生成の核作用をなす可能性について示唆した。

なお、最近になり、米国でレールガス圧接法再評価の動きがあり、2003 年 J.Sun らにより試験線に敷設したレールガス圧接部の耐久試験結果が示された[13)]。

一方、日本では、最近に至るまで研究開発が継続されてきた。日本でのガス圧接に関する最初の文献は、南満州鉄道㈱の高木らが実施した丸棒鋼のガス圧接試験結果報告[1)]であり、1943 年に発表された。その後、大井らが 1952 年から 1953 年にかけて続報を示した[14,15)]。ガス圧接法は固相接合法の一種であるが、1960 年代になり、固相接合に関連する研究が広く実施されるようになった。例えば、斉藤らが常温圧接に関する論文を発表し、圧接性に及ぼす諸因子の影響、実用例などが述べられ[16-18)]、さらに、橋本、田沼、大橋らにより固相接合機構解明のための基礎的な検討が実施された[19-22)]。さらに、1969 年石井らが、爆接に関して、爆接時の圧接境界部に生じる溶融層の特性を調べ[23,24)]、1972 年仁藤らが高周波誘導加熱による鋼管圧接に関して、圧接条件が圧接部の機械的特性に及ぼす影響を調査した[25)]。

また、ガス圧接部の接合阻害因子として、ガス圧接作業工程中に形成する酸化介在物が挙げられるが、接合部に相当量の酸化介在物が残存するガス圧接継手を破断した場合、平滑な破面形態を有する、いわゆるフラット破面が観察されることがある。1966 年大井らが、フラット破面形成に及ぼす鋼材成分の影響を明らかとし[26)]、白岩、小平らがフラット破面を電子顕微鏡で観察し、フラット破面上に Si、Mn の酸化物が存在することを確認した[27,28)]。

なお、圧接の接合現象については、1963 年に石井が接合機構、および圧接における温度と圧力の役割について述べ[29)]、1967 年から 1969 年にかけて橋本らが空洞収縮説[30,31)]、1971 年に安藤らが酸化物の溶融による分散・微細化説[32)]、1983 年に大石橋らが鋼中炭素による酸化物の還元説[33)]を発表した。また、1985 年から 1986 年にかけて西口らが、固相接合過程のモデル化に関する基礎的な検討および数値解析による検討を行い、各接合機構の固相接合過程への寄与程度を明らかとし[34,35)]、さらに、接合条件の各接合機構に及ぼす影響について考察がなされた[36)]。以下、これら国内で提唱された圧接現象論について概説する。

－ 石井による接合機構に関する説[29)]

上述の L.Fine による表面張力説と同様に、金属どうしが接触し、金属原子相互間に引力が作用することで接合が達成されるとしたものであり、接合過程での原子の再配列に着目している。なお、原子再配列の必要条件として、「接合部の温度を上昇させ原子移動を可能とするための“加熱”」および「固体の凝集に抗して原子再配列を促進させる“加圧”」を挙げている。圧接工程全体にわたる考察が実施されているが、酸化介在物の挙動については述べられていない。

－ 橋本らによる空洞収縮説 [30,31]

L.Fine と同様に接合界面における空洞の縮小化が接合達成の根本としたものである。S45C 等を対象とした高温顕微鏡内での接合試験において結晶粒の成長現象を観察し、空洞が極めて微小なサイズに収縮した際に結晶粒界の移動が生じ、エネルギー的により安定な方向に粒界移動が起こることで結晶学的に完全な接合に至るとした。なお、この説では、接合部に存在する酸化介在物の挙動については言及されていない。

－ 安藤らによる酸化物の溶融による分散・微細化説 [32]

S45C 等を接合対象とした大気中での通電加熱圧接試験により、圧接境界面の温度が 1650K を越えた場合に、接合部に存在する鉄系酸化物である FeO 層が溶融し、遊離した O が鋼中に拡散することで接合が達成されるとしたものである。ただし、通常のガス圧接における接合部の到達温度は 1470～1520K 程度であるため、この説によれば、接合部に Fe 系酸化物が残存することとなる。

－ 大石橋らによる鋼中炭素による酸化物の還元説 [33]

数種類の鋼材を種々の接合条件でガス圧接し、試験体の破断面におけるフラット破面率に及ぼす接合条件の影響を調査し、接合温度および接合面の面積拡大度が接合状態に影響することを明らかとした。鋼材の C 含有量が増すほど接合状態が良好となることから、生成した酸化介在物が鋼中 C により還元される可能性を示唆している。

－ 西口らによる数値計算モデルによる固相接合過程の解明 [34-36]

固相接合過程のモデル化および数値解析による検討を行い、変形機構（塑性変形、クリープ変形）および拡散機構（界面拡散、体積拡散）の接合過程への寄与程度を明らかとした。また、接合温度が上昇した場合、拡散機構より変形機構が優勢になること、および接合端面のあらさが一定の条件下では、拡散機構より変形機構を優勢とした方がより速やかに接合が

達成されることを示唆した。当モデルは、固相接合過程を定量的に説明できるものであるが、適用範囲が減圧雰囲気下に限定される。

さらに、1996 年に高橋らが、圧縮変形に伴う突合せ面の面積拡大挙動および被膜挙動を解明する目的から、数値計算を用いた接合部材の変形挙動解析を実施した[37]。また、固相接合法の一種である常温接合の適用が、半導体分野をはじめとした各分野において期待されており、近年、接合面の表面活性化技術に関する検討[38-42]、固体間凝着現象を解明するための分子動力学法を用いた研究[43-45]、さらに、接合現象に及ぼす弾塑性変形の影響を解明するための研究[46]が実施された。

レールのガス圧接については、旧国鉄において実用化のための取り組みがなされた。日本最初のレールガス圧接機は 1953 年に作製され、当圧接機により接合されたレールが初めて本線に敷設され、その途中経過等が大井らにより報告された[47,48]。また、1964 年青山らにより、トンネル内に敷設されたレールガス圧接部の摩耗状態、硬さ分布等の調査結果[49]が、1966 年、ガス圧接へのプロパンガスの適用可能性に関する検討結果が報告された[50]。さらに、青山らにより 1966 年から 1968 年にかけて、当時の新型レールである 50kgN、40kgN、50T 各レール用ガス圧接バーナの開発（50kgN、40kgN、50T : JIS E 1101 で規定されるレール断面形状を示す記号。ただし、50T レールは現行 JIS には存在しない。）、および現場レールガス圧接作業の信頼度調査が実施された[51,52]。1970 年代に入り、国鉄においてロングレール化が推進され始め、これに伴い、従来溶接工場で実施されていたガス圧接法の現場への適用が検討された。その結果、1973 年に、従来のガス圧接機に比べ起動性を大幅に向上させた PGP 型レールガス圧接機が開発され、山陽新幹線の建設に使用された。なお、この時期までは、ガス圧接作業に伴って生じた圧接部の膨らみは、圧接直後にガススカーフィングで除去され、その後グラインダー研削により仕上げられていたが、1975 年に、圧接直後にレール全周の膨らみを機械的に除去できる押抜きせん断機付のガス圧接機が開発された。本圧接機は東北、上越新幹線のレール溶接工事に大きく貢献し、さらに、圧接直後に膨らみを押抜くため、レール頭部の再熱処理が可能となり、上山らが熱処理レールの現地ガス圧接施工を達成した[53]。また、2003 年深田らにより、レールガス圧接作業における脱技能化を目的に実施された加熱バーナ改良に関する研究結果が報告された[54]。

Fig. 1 － 1 に、押抜きせん断機付の小型レールガス圧接機によるレールガス圧接作業状況を示す。レールガス圧接施工では、上述のように、圧接作業直後、圧接工程で形成された膨らみを専用の押し抜き装置でせん断除去する。なお、接合作業では、接合端面が高温下で大気に曝されるため、端面の酸化を免れない。

(a) Grinding

(b) During welding

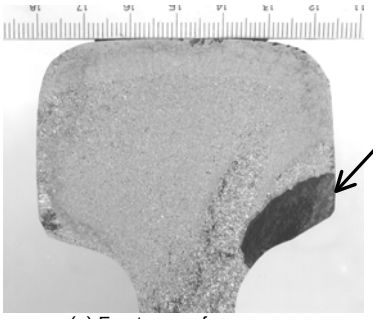
(c) Finish of welding

(d) Trimming of bulge

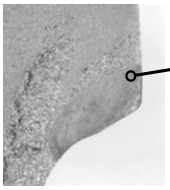
(e) Joint right after welding

Fig.1-1　Gas pressure welding of rail

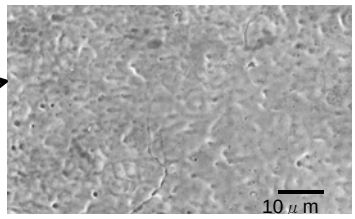
Fig. 1 － 2 は、磁粉探傷検査によりレール頭部領域にきずが確認され、営業線から撤去に至ったレールガス圧接部の強制破断面例である。当破断面上のレール頭部下側角部には、黒色酸化した部位が観察される。黒色酸化部の電子顕微鏡写真を図(c)に示すように、当該領域は溶融凝固状態を呈しており、不完全な接合状態にあったことが示唆される。レールガス圧接施工では、上述のように圧接工程で形成された膨らみの熱間せん断が実施されるが、図(a)に示す黒色酸化部は、接合状態の不完全な部位が、熱間せん断に伴



(a) Fracture surface



(b)After descaling



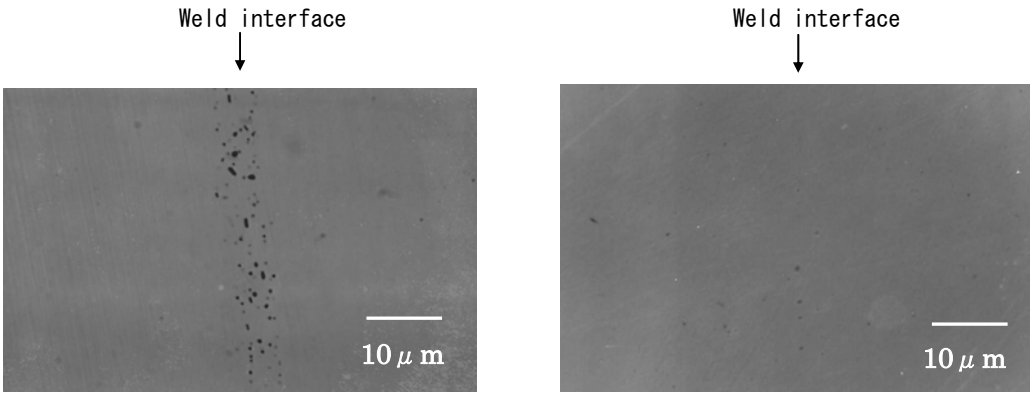
(c)Scanning electron micrograph

Fig.1-2　Example of fracture surface of gas pressure weld failure of rail

い表層近傍に生じる大きな応力に耐えきれず開口することで生じた、いわゆる押抜き割れ（高温割れの一種）である。

Fig. 1 － 3 (a)に、レール頭部下側角部に押抜き割れが生じたレールガス圧接部の押し抜き割れ発生部位近傍の接合部状況を示す。当ガス圧接部には、接合部を中心とした幅約 5μm の領域に多数の酸化介在物が存在している。一方、Fig. 1 － 3 (b)に標準的なガス圧接部における同部位の接合部状況を示したが、酸化介在物はごく少量しか認められない。すなわち、接合部上に残存する酸化介在物が接合阻害因子として接合強度に影響を及ぼし、その残存量が多い場合、十分な接合強度が達成されず膨らみの熱間せん断時に押抜き割れの形成に至ると推察される。したがって、ガス圧接継手の欠陥発生防止手法について検討するには、接合阻害因子である酸化介在物の生成から微細化に至るまでの挙動を詳細に調べる必要があると考えられる。

上述したように、ガス圧接の既往の研究は、施工法、機器の開発等、実用的な側面に重点が置かれたものが主である。圧接現象の解明に関連した基礎的研究も複数実施されたが、ガス圧接工程全体にわたる酸化介在物変遷挙動に言及したものは見当たらない。



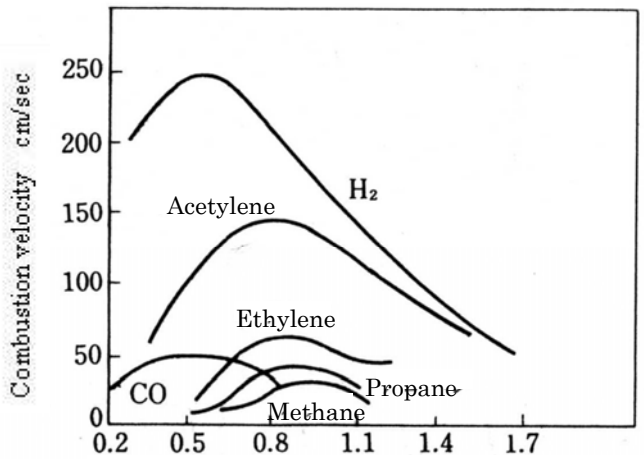
(a)　Bad weld　　(b) Standard weld

Fig.1-3　Status on weld interface of gas pressure welds

一方、ガス圧接作業に伴う環境負荷低減に関する研究報告はほとんどない。なお、アセチレン代替ガスを用いたガス圧接法については、上述したプロパンガスの適用可能性が検討され[50]、さらに近年、アセチレン代替ガスとして天然ガスを用いる鉄筋のガス圧接工法が開発された[55]。しかしながら、プロパンガスおよび天然ガスの主成分であるメタンガスは、Fig.　1―4[56] に示すように燃焼速度がアセチレンガスに比べて低い。よって、燃焼炎の集中性がアセチレンガ

スに比べて劣っており、加熱特性の観点から、高い集中性を有する燃焼炎が要求されるレールガス圧接には、不向きであると考えられる。さらに、プロパンガス、天然ガスとも、アセチレンガスと同様に炭化水素であり、燃焼反応に伴い炭酸ガスを発生するという問題がある。

また、アセチレンガスは、産業界における需要減少および原材料価格の高騰に伴って生産コストが上昇しており、将来において供給が滞る可能性が危惧されている。



The stoichiometric fraction of fuel gas in air

Fig.1-4 Combustion velocity of each gas [56)]

１．３　本研究の目的と本論文の構成

現行のレールガス圧接作業では、ガス流量や加圧力の設定条件範囲が定められており、それらに基づいた作業がなされる。しかしながら、継手品質は作業者の技量に依存しており、接合端面の研削精度、加熱バーナの取扱い等が適切でない場合、接合部に多量の酸化介在物が接合阻害因子として残存し、十分な接合強度が得られない。さらに、将来的に熟練作業者不足が予測されており、これを併せて考慮すると酸化介在物を低減する上でより有効な接合施工条件について検討する必要がある。なお、酸化介在物の低減策について言及するには、ガス圧接工程中の酸化介在物の変遷挙動解明が前提となる。しかしながら、ガス圧接全工程における酸化介在物の挙動解明を目的とした既往の研究は見当たらない。

一方、ガス圧接作業に伴う環境負荷低減の観点から、酸素との燃焼反応で炭酸ガスを生じない水素ガスの適用が有効であると考えられる。また、Fig. １－４より、水素ガスは燃焼速度がアセチレンガスより高く、レールガス圧接に要求される燃焼炎の集中性を達成できると判断される。ただし、アセチレンガス燃焼炎は、圧接性に非常に優れており、アセチレンガス以外の燃料ガスを適用する場合には、圧接性の低下を考慮する必要がある。すなわち、この場合にも、接合阻害因子である酸化介在物の挙動を十分に考慮した上で検討を進めなければならない。

そこで、本研究では、まず第一にガス圧接の初期過程から終盤過程にかけての接合部観察、およびフォマスター試験機を用いた圧接現象再現試験により、接合部における酸化介在物の生成から微細化に至るまでの変遷挙動を調査し、それを基に、ガス圧接過程における酸化介在物変遷挙動の解明を試みた。次に、そこで得られた知見により、酸化介在物の低減に有効な接合施工条件を提案し、実際のレールガス圧接試験により、提案した接合施工条件の有効性を確認した。さらに、レールガス圧接作業に伴う環境負荷低減、および将来においても燃料ガスの安定確保を可能とする目的から、水素ガスを用いる場合のレールガス圧接工法についての検討を実施し、作製した継手の実使用性能、当該工法の生産プロセスとしての安全性および環境負荷低減性能を評価した。

本論文は、６章から構成されている。

第１章は緒論であり、ガス圧接法における課題について言及し、現在までのガス圧接に関わる研究経緯を述べるとともに残された問題点を指摘した。また、本研究の目的と研究過程について述べた。

第２章では、ガス圧接の各過程における接合部状況を観察し、得られた酸化介在物の存在形態および化学組成に関するデータを基に、ガス圧接過程における酸化介在物の変遷挙動について考察した。その結果、圧接初期過程において、Fe 系の層状酸化物が生成し、圧接過程の進行に伴い、Si-Mn-Fe 系酸化物を経て、微細な Si-Mn 系の粒状酸化物に変遷することを示した。

第３章では、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。その結果、初期過程において生成する Fe 系層状酸化物は、主に接合部周辺母材中の C による還元を受けて分解し、さらに圧縮変形を被り、最終的に粒状の Si-Mn 系酸化物に変遷すること、および Fe 系層状酸化物の分解程度は温度上昇により高まることが示唆された。

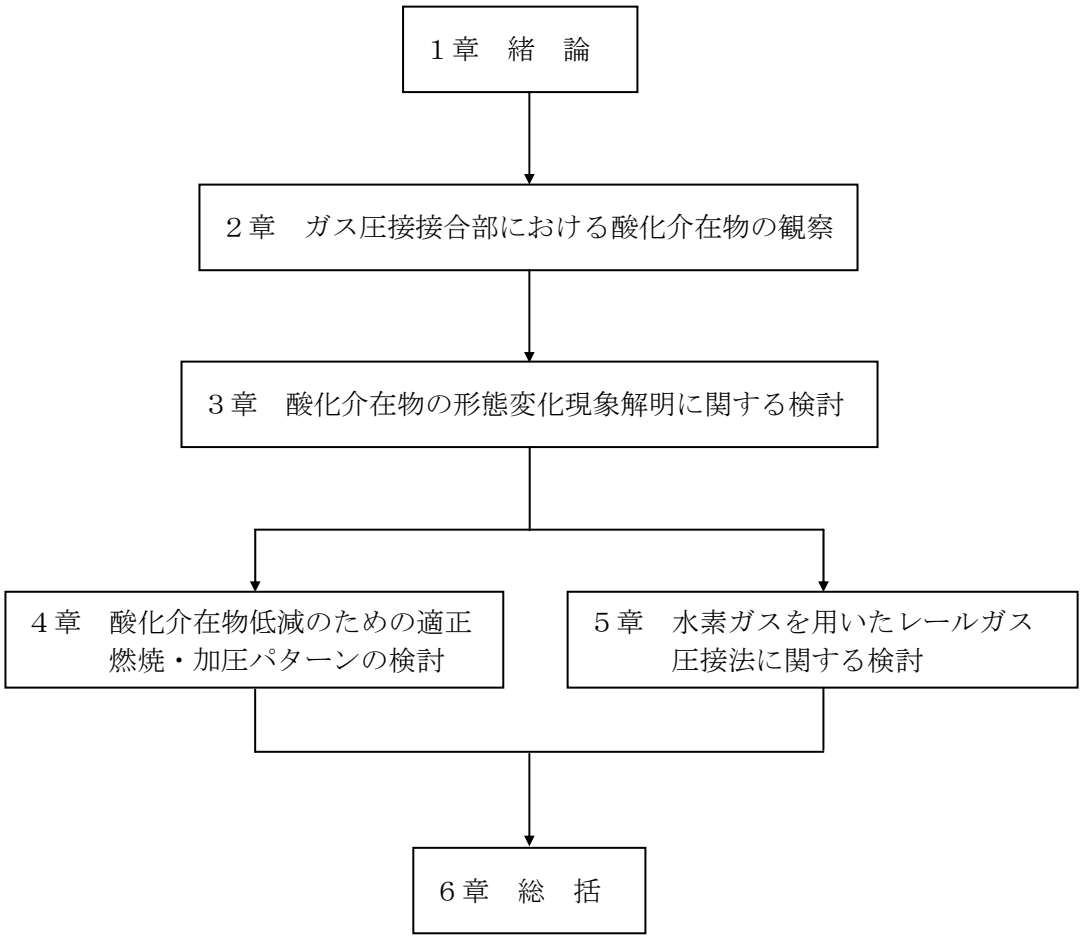
第４章では、酸化介在物の低減に有効な接合施工条件を見出すことを目的に、接合条件の酸化介在物存在量に及ぼす影響を調べ、酸化介在物存在の低減と作業性の確保を両立し得る現実的な接合施工条件を提案した。なお、実レールのガス圧接試験により、提案した燃焼・加圧パターンは、従来の接合パターンに比べて酸化介在物の低減により有効であることが示唆された。

第５章では、レールガス圧接作業に伴う環境負荷低減、および将来においても燃料ガスの安

定確保を可能とする目的から、水素ガスを用いるレールガス圧接法に関する検討を実施し、接合施工条件を提案した。なお、当該法により作製した継手の性能は、従来法による継手と同等であり、また、当該法の生産プロセスとしての安全性および環境負荷性能は、従来法より優れていると判断された。

第６章では、全体を総括し、本論文の結論を述べた。

以下に論文の構成を示す。



第２章　ガス圧接接合部における酸化介在物の観察

２．１　緒言

１章で述べたように、将来的に予測される熟練作業者不足状況下で、ガス圧接継手の信頼性を保持するための方策の一つとして、接合阻害因子である酸化介在物の低減により有効な接合施工条件を適用する方法が考えられる。なお、酸化介在物の低減に関する検討を進めるには、圧接初期過程における生成から圧接終盤過程での微細化に至るまでの全過程における酸化介在物の形態変化挙動の把握が前提となるが、既往の研究で、ガス圧接の全過程にわたる酸化介在物の変遷挙動について言及したものは、見当たらない。

そこで、２章では、ガス圧接の初期から終盤にかけての各段階における接合部状況を観察し、酸化介在物の形状および化学組成状況を明らかにすることで、ガス圧接過程における酸化介在物の変遷挙動を推定した。

２．２　実験方法

２．２．１　供試材

供試材として、JIS E1101 に規定される普通レールから切出した φ25mm の丸棒鋼を用いた。供試体の化学成分を Table ２－１に示す。なお、本検討では、接合部に形成する酸化介在物の量を増大させ酸化介在物の観察を容易にする目的から、供試材突合せ部に隙間が生じるよう、機械加工により供試材端部中央に直径 5.0mm、高さ 2.0mm の突起を設け、端部を直角加工した供試材と組み合わせてガス圧接を行った。当条件では、ガス圧接開始時点において、突合せ部の表面から 10.0mm の位置まで、2.0mm の隙間が形成される。

Table 2-1　Chemical compositions of test piece　(mass%)

C	Si	Mn	P	S
0.67	0.17	1.00	0.009	0.014

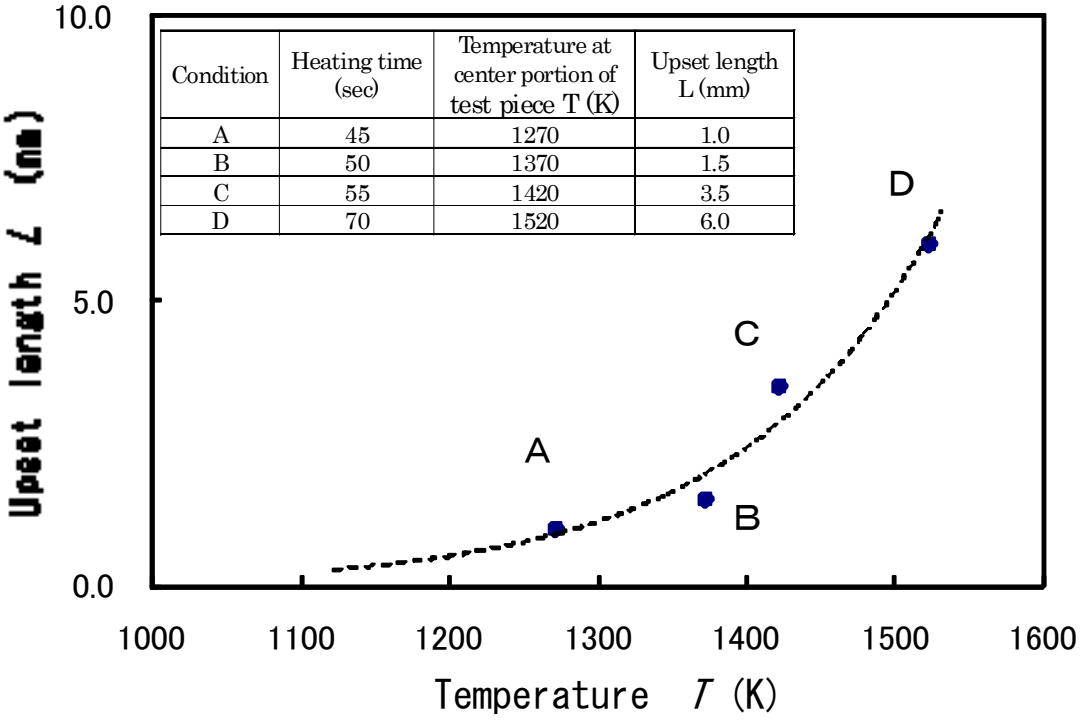
２．２．２　圧接装置

供試材の圧接には、鉄筋用ガス圧接装置を使用した。当該装置は火口数 12 ヶのアセチレン用空冷式リングバーナ、鉄筋支持器、油圧シリンダ、加圧ポンプで構成されており、最大スト

ローク 100mm、最大加圧力 60kN の性能を有している。

２．２．３　試験体作製条件

ガス圧接接合過程の各段階での接合部状況を再現するため、Fig. 2－1 に示した実際のガス圧接工程を想定した圧接温度(T)－圧縮量(L)曲線を基に同図中の 4 条件（条件 A～D）を選定し、ガス圧接を実施した。ここでは、圧接作業後の試験体を自然放冷した。ガス圧接では、加熱炎として酸素過剰の酸素アセチレン炎(アセチレン:18ℓ/min、酸素:20ℓ/min)を適用し、加圧力を 20MPa とした。一方、試験体作製時の圧接温度は、試験体作製条件と同一条件でガス圧接した際の加熱時間と供試材中心部温度との関係を熱電対を用いた温度測定試験により予め求めておき、加熱時間より算出した（Fig. 2－1 中には、各試験体作製条件における加熱時間も併せて記述した)。なお、本実験では、端部に突起を設けた供試材および端部を直角加工した供試材を組み合わせてガス圧接を実施したが、熱電対設置位置は、直角加工した供試材中心部の端面から 1.0mm 離れた位置とした。また、Fig. 2－1 に示す圧縮量は、隙間設置部での実質的な達成量であり、試験では、初期設定隙間に相当する 2.0mm 分の変位を余分に付与している。



Condition	Heating time (sec)	Temperature at center portion of test piece T (K)	Upset length L (mm)
A	45	1270	1.0
B	50	1370	1.5
C	55	1420	3.5
D	70	1520	6.0

Fig.2-1　Welding conditions of test pieces

なお、本検討では、供試材突合せ部に隙間を設け、かつ酸素過剰の酸素アセチレン炎を適用しているため、試験体の接合部に存在する酸化介在物量は、同一の接合部到達温度および圧縮量で比較した場合、標準的な圧接作業下で作製される試験体の接合部に観察される酸化介在物より増大する傾向にある。また、圧接終了後に各試験体の接合部で観察される介在物の形態は、試験体を自然放冷、あるいは急冷したいずれの場合においても差異が認められないことから、これらの介在物は、圧接進行過程で生成したものであると判断した。

２．２．４　試験体観察方法および化学分析方法

ガス圧接継手の接合部における酸化介在物の存在形態を定性的に捉えるため、接合過程の各段階において圧接作業を終了させた試験体の接合部状況を走査型電子顕微鏡で観察した。また、接合部に存在する酸化介在物の化学組成を分析するため、EPMA および TEM-EDX を用いた。EPMA による分析では、分析対象とする介在物の粒径が 1μm 以下の場合、測定精度が低下する。したがって、粒径 0.1μm オーダーの酸化介在物については、介在物の存在領域から薄膜を抽出し、TEM-EDX を用いた分析を実施した。

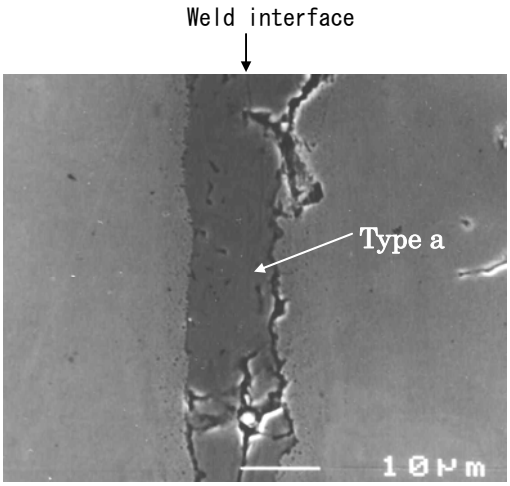
２．３　圧接各過程における接合部の状況

作製した各試験体の接合部を走査型電子顕微鏡で観察した結果、同一試験体でも、表層近傍に比べて内部領域の方が圧接過程の進行がより早いという傾向が認められた。なお、この原因の一つとして、圧縮変形に伴う突合せ面の面積拡大程度が内部領域ほど大きく[37]、酸化介在物の縮小化がより促進されることが考えられる。しかしながら、酸化介在物が生成し、圧接温度および圧縮量の増大に伴って分解、縮小化していく本質的な変遷現象は、部位によらず同一であると判断される。よって、本検討では観察ポイントを試験体表層近傍に定めて接合部観察を行った。Fig. ２－２に、各試験体表面から 1.0mm 位置における接合部の状況を示す。

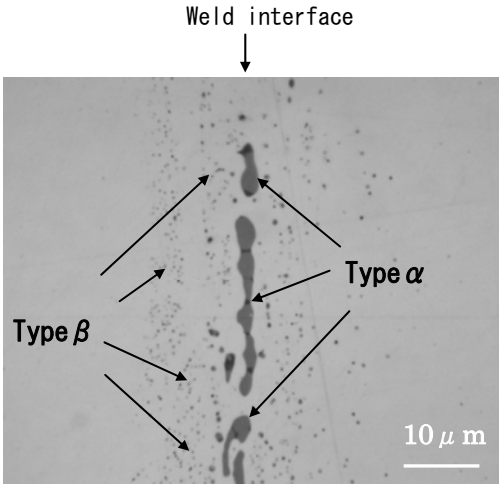
Fig. ２－２(a)は、接合のほとんど達成されていない初期過程で圧接作業を終了した試験体(Fig. ２－１接合条件 A で作製)の接合部状況である。当過程においては、10～20μm 程度の幅を有する層状介在物が観察される。

Fig. ２－２(b)は、突合せ部が密着した時点において圧接を終了した試験体（Fig. ２－１接合条件 B で作製）の接合部状況である。当接合部の接合界面に沿って、縦方向に伸びた塊状介在

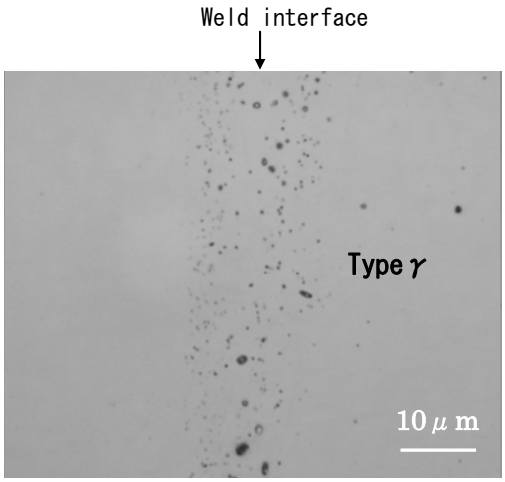
物が複数存在し、一方、接合線を中心とした幅約 20μm の領域に粒径 0.1～1μm 程度の粒状介在物が多数認められる。



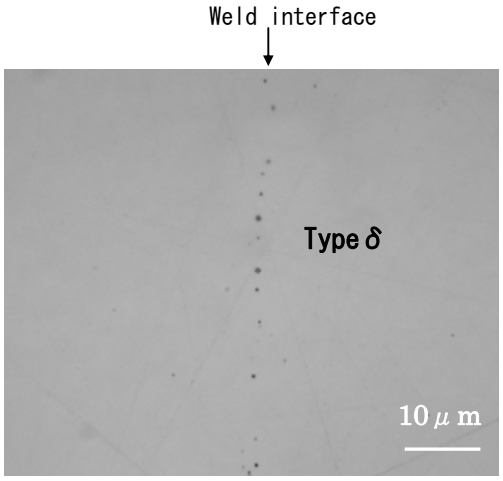
(a)　Condition A



(b)　Condition B



(c)　Condition C



(d)　Condition D

Fig.2-2　Weld interface of each gas pressure welding stage

また、圧接中盤過程で圧接を終了した試験体(Fig. 2－1 接合条件 C で作製)の接合部状況を Fig. 2－2 (c)に示すが、当接合部においては、粒径 0.1～2μm 程度の粒状介在物が接合界面を中心とした幅 10～15μm 程度の帯状領域に存在している。なお、比較的サイズの大きい 1μm オーダーの個体が接合中心に沿って存在し、0.1μm オーダーの個体が接合界面を中心とした幅 10～15μm の領域に分散して存在している。一方、Fig. 2－2 (d)は、終盤過程まで圧接作業を継続した試験体（Fig. 2－1 接合条件 D で作製）の接合部状況である。当試験体の接合部に存在する介在物は少量であり、接合界面に沿って 0.1μm オーダーの粒状介在物が散見されるの

みである。ただし、当試験体は生成する酸化介在物量を意図的に増大させたものであり、標準的な圧接施工条件で終盤過程まで圧接作業を継続した場合、接合部に残存する介在物は、より少量である。

以上より、接合界面において観察される介在物をその存在過程および外観形態から分類すると、以下の 5 タイプに大別される。

Type a　：圧接初期過程における突合せ部表層近傍に存在する層状介在物

Type α、β

：突合せ部密着段階において、接合界面に沿って存在する縦方向に伸びた塊状介在物（Type α と称す。）および、接合界面を中心とする幅 20μm 程度の領域に分散して存在する粒状介在物（Type β と称す。）

Type γ　：中盤過程以降、接合界面を中心とする幅およそ 10μm の領域に存在する粒径 0.1～2μm程度の粒状介在物。比較的サイズの大きい 1μm オーダーの個体が接合界面に沿って存在し、0.1μm オーダーの個体が接合界面を中心とした幅 10～15μm の領域に分散して存在している。

Type δ　：終盤過程の接合界面に沿って存在する粒径 0.1μm オーダーの粒状介在物。

２．４ 各酸化介在物の化学組成

上述した各タイプに分類される介在物の化学組成状況を把握する目的で EPMA および TEM-EDX を用いて化学組成分析を実施した。その結果、ほとんどの介在物が Si、Mn、Fe を含有する酸化物であることが明らかとなった。Fig. ２－３は、Type δ に対して実施した TEM-EDX による分析の一例を示したものである。そこで、各介在物の EPMA 分析結果を基に、酸素(O)を除く Si、Mn、Fe 三元素の構成比率を重量分率(mass%)で算出し、分析個体の粒径と併せて Table ２－２に記した。なお、Type a、Type α および Type β については、個体ごと（Type a については、同一個体中の各分析箇所による）の化学組成に大きなばらつきが認められなかったことから、5 個体の平均値（Type a については、5 分析箇所の平均値）を示した。一方、Type γ および Type δ については、個体ごとの化学組成に大きなばらつきが認められたため、各 10 個体を対象とした分析結果を示した。

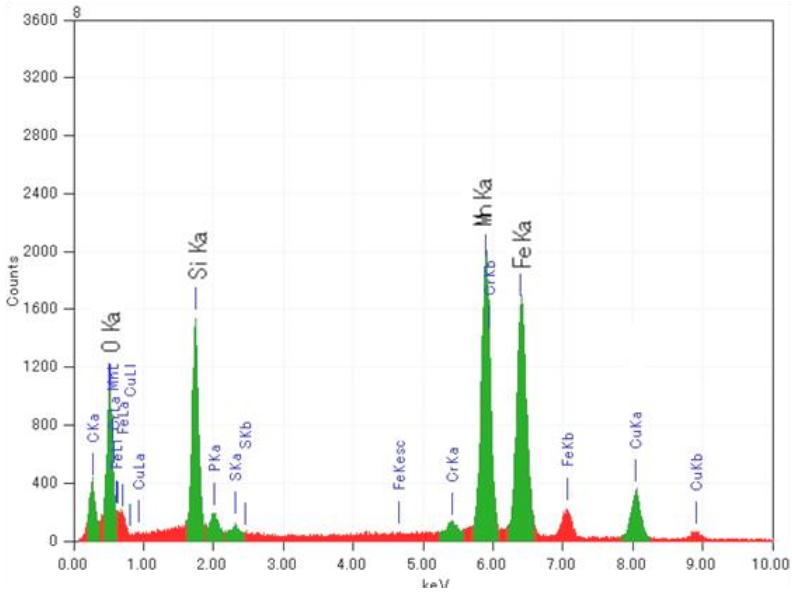


Fig.2-3 Sample of analysis result for Type δ with TEM-EDX

Table 2-2 Chemical compositions of each oxide inclusions

Oxide type	Diameter (μm)	Chemical compositions (mass%)		
		Si	Mn	Fe
Type a	-	0.5	2.7	96.8
Type α	-	0.9	8.6	90.6
Type β	0.3	20.1	54.8	25.1
Type γ	1.2	38.7	38.7	22.5
〃	2	12.8	21.4	65.7
〃	1.3	27.5	43.6	28.9
〃	1.1	37.5	33.6	29.0
〃	1	23.9	38.2	38.0
〃	0.2	35.6	38.7	25.8
〃	0.15	49.0	46.8	4.2
〃	0.2	45.6	46.5	8.0
〃	0.1	44.8	48.3	6.9
〃	0.15	72.4	19.4	8.1
Type δ	0.15	92.5	4.0	3.4
〃	0.25	26.3	73.7	0.0
〃	0.5	57.7	42.3	0.0
〃	0.35	55.1	44.9	0.0
〃	0.4	95.6	1.8	2.6
〃	0.2	97.2	0.6	2.1
〃	0.25	62.2	37.8	0.0
〃	0.1	95.3	0.6	4.1
〃	0.1	97.6	1.2	1.2
〃	0.15	93.9	1.1	5.4

Average for 5 samples

Table ２－２より、Fig.２－２(a)において観察される層状介在物 Type a および Fig.２－２(b)で観察される塊状介在物 Type α は Fe 系の酸化物であることが分かる。なお、両者とも低含有率ながら Si および Mn を含有しており、その含有率は Type α の方がやや高い。一方、Type α の周囲に存在する粒状介在物 Type β は Si、Mn、Fe をそれぞれ相当量含有していることから、これらと O による複合酸化物であると判断される。

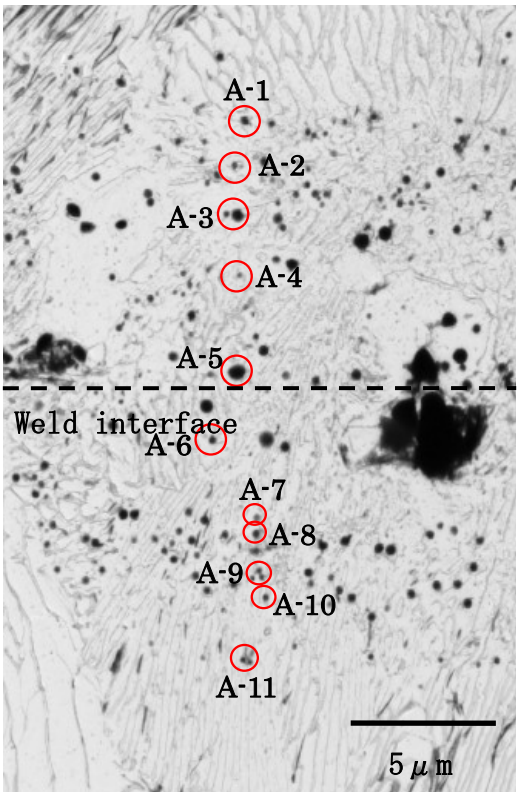
また、圧接中盤過程に存在する粒状介在物 Type γ も Type β と同様に Si、Mn、Fe をそれぞれ相当量含有しており、Si、Mn、Fe、O で構成される複合酸化物であると推察される。しかしながら、Type γ の場合、個体により化学組成比率が大きくばらついている。

さらに、圧接終盤過程において観察される粒状介在物 Type δ は、Si および Mn を主体に構成されている酸化物であると判断される。Type δ においても、Fe を含有する個体も存在するが、含有率は非常に低い。その一方で、Si を 90mass%以上の高割合で含有する個体が存在する。

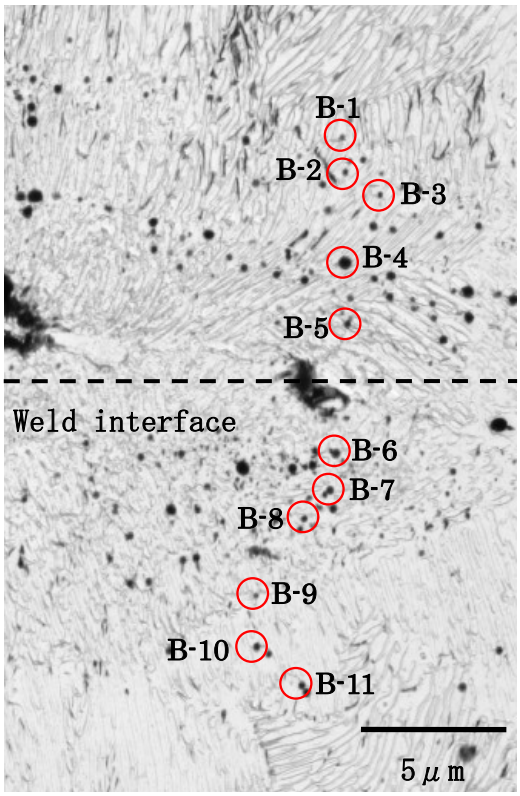
以上に言及した各介在物の化学組成状況および２．３で述べた各種介在物の存在形態より、圧接初期過程では、Fe 系の層状酸化物 Type a が一旦生成するが、圧接過程の進行に伴いサイズおよび化学組成が徐々に変化し、最終的に Si-Mn 系の粒径 0.1μm オーダーの粒状介在物 Type δ に変遷すると判断される。しかしながらその一方で、圧接中盤過程において観察される Type γ は、個体により化学組成に大きなばらつきがあることが明らかとなった。したがって、酸化介在物の変遷挙動解明に資する観点から、Type γ の存在領域から薄膜を抽出し、TEM-EDX を用いた詳細な化学組成分析を実施した。

Fig.２－４は、分析対象とした Type γ 群の TEM 写真（分析対象とした個体を○で囲んだ。）である。ここでは、近接する 3 領域から、接合中心からの距離がそれぞれ異なる個体を均等に計 34 体選定し化学組成分析を行った。なお、Type γ に分類される介在物には粒径 1 μm 以上の個体も存在するが、本分析領域には 1μm 以上の個体が含まれていなかった。

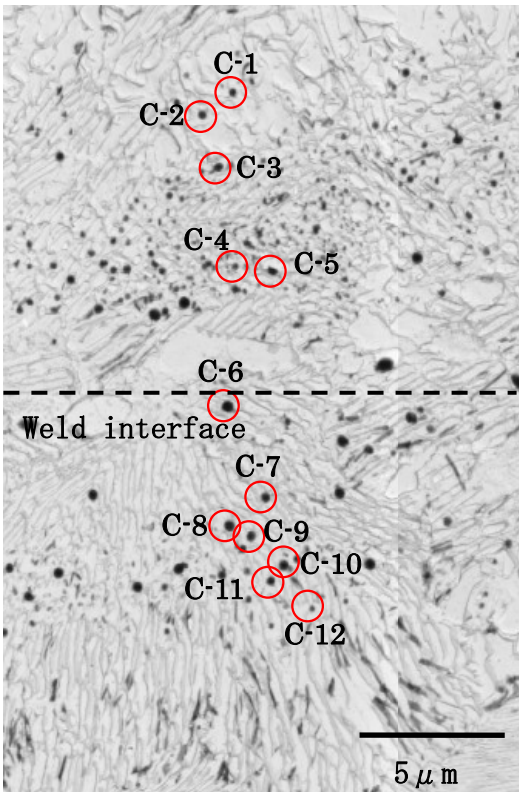
Fig.２－５は、分析データを基に各個体の接合界面からの距離と Fe 含有率との関係を示したグラフである。当グラフより、接合界面から離れた位置に存在する個体ほど Fe 含有率が減少する傾向が認められる。一方、Fig.２－６には各個体の接合界面からの距離と Si および Mn 含有率との関係を示すが、接合界面から離れた位置に存在する個体ほど、Si 含有量および Mn 含有量ともに増大する傾向が認められる。



(a) Region A



(b) Region B



(c) Region C

Fig.2-4 Cluster of Type γ on weld interface

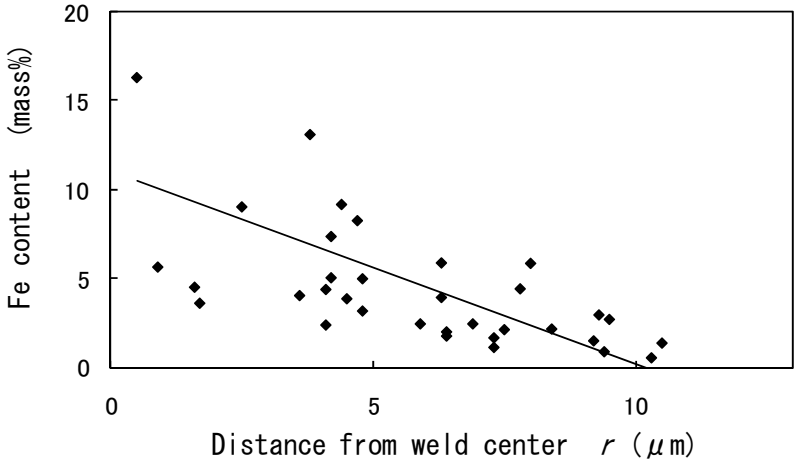
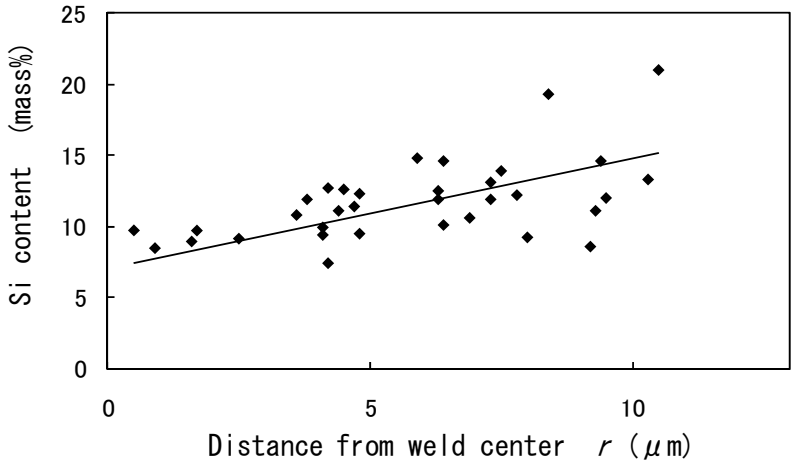
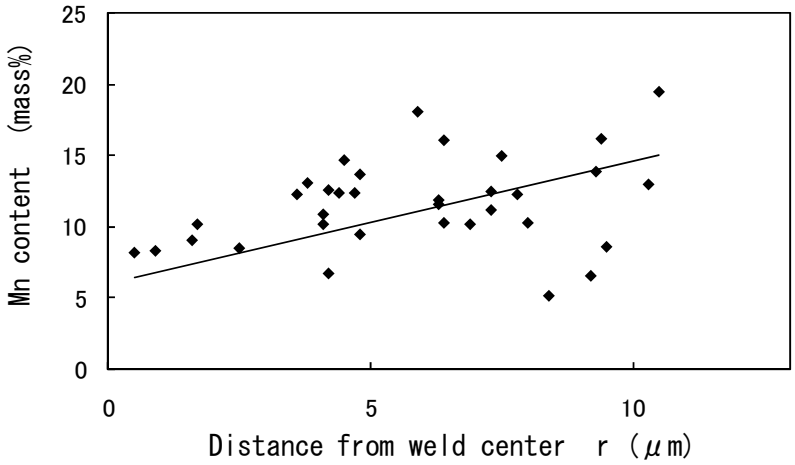


Fig.2-5 Fe content of Type γ



(a) Si content



(b) Mn content

Fig.2-6 Si and Mn contents of Type γ

２．５ ガス圧接部における酸化介在物の形態変遷過程の推定

ここでは、得られた各種酸化介在物の存在形態および化学組成分析結果を基に、各種酸化介在物の形成および形態変化に関する考察を行う。

２．５．１ Type a

２．４において、Type a は Fe 系の酸化介在物であると述べたが、鉄を 840K 以上の高温で酸化させた場合、金属側から FeO、Fe_3O_4、Fe_2O_3 の形態を有する酸化皮膜が、それぞれ 95:5:1 の割合で生成するとされている[57)]。よって、圧接初期過程の突合せ部が開口している状況下で形成される Type a は、その大部分を FeO が占めていると考えられる。また、FeO は金属イオン不足型の P 型半導体の形態を有しており、その内部では空孔を介しての金属イオンの拡散が優勢で、酸素イオンの拡散は非常に遅い[57)]。すなわち、Type a の主体である FeO は、酸素イオンの内方拡散により形成された強固な内層ではなく、母材中に存在する鉄イオンの外方拡散により形成される固着力の弱い皮膜の形態を有していると考えられる。したがって、Type a はアプセットに伴って母材と Type a との間に作用するせん断力により母材から容易に剥離し、圧接過程の進行に伴い圧接部外周部へ押し出されるものと推察される。

一方、２．４で言及したように Type a 中には微量の Si および Mn が存在している。圧接初期過程において母材中の主成分である Fe が外方拡散し Type a が形成されるが、Type a 中に存在するこれらの Si および Mn は、母材中に僅かに含まれる Si、Mn が Fe 同様に外方拡散することで Type a 中に取り込まれたものであると推察される。

２．５．２ Type α および Type β

２．３、２．４で述べたように、Type α は、試験体表層近傍の接合部に沿って存在する塊状酸化介在物であり、Type a 同様、Fe 系の酸化物である。また、Type α が存在する過程においては、突合せ部は閉口しており、接合部における酸化介在物の追加生成はないと判断される。よって、Type α は Type a が圧接過程の進行に伴い縮小化したものであると考えられる。

一方、Type β は、Si-Mn-Fe 系の複合酸化物であると推定され、圧接初期過程において Type a が存在した領域に相当する接合線を中心とした幅 20μm 程度の範囲に分布している。さらに、２．５．１で述べたように、Type a の素地中に微量な Si および Mn が存在することを併せて考慮すると、Type β は Type a が縮小化し、Type α に変遷していく過程において、これら Si

および Mn が Type a 中の Fe と複合酸化物を形成し現出したものであると推察される。Fig. ２－１中の条件 B により作製した試験体の表面付近では、Fig. ２－２(b)に示したように Type β の形成が認められるが、条件 B 適用時の供試材中心部温度は 1370K に到達することから、Type β の形成が認められる表面付近では、1370K 以上の温度に到達したと判断される。なお、Fig. ２－７に各種酸化物の標準生成自由エネルギー変化 [58] を示したが、Type a が縮小化し、Type β の形成が認められる 1370K 以上の温度域では、Fig. ２－７中に図示したように、CO の生成自由エネルギーが FeO の生成自由エネルギーに比べてより低くなっており、炭素（C）が Type a 中の大部分を占めると考えられる FeO を還元し得る状況にあることが分かる。すなわち、Type a は主成分である FeO が接合部近傍の母材中に存在する C により還元されることで縮小化すると推察される。

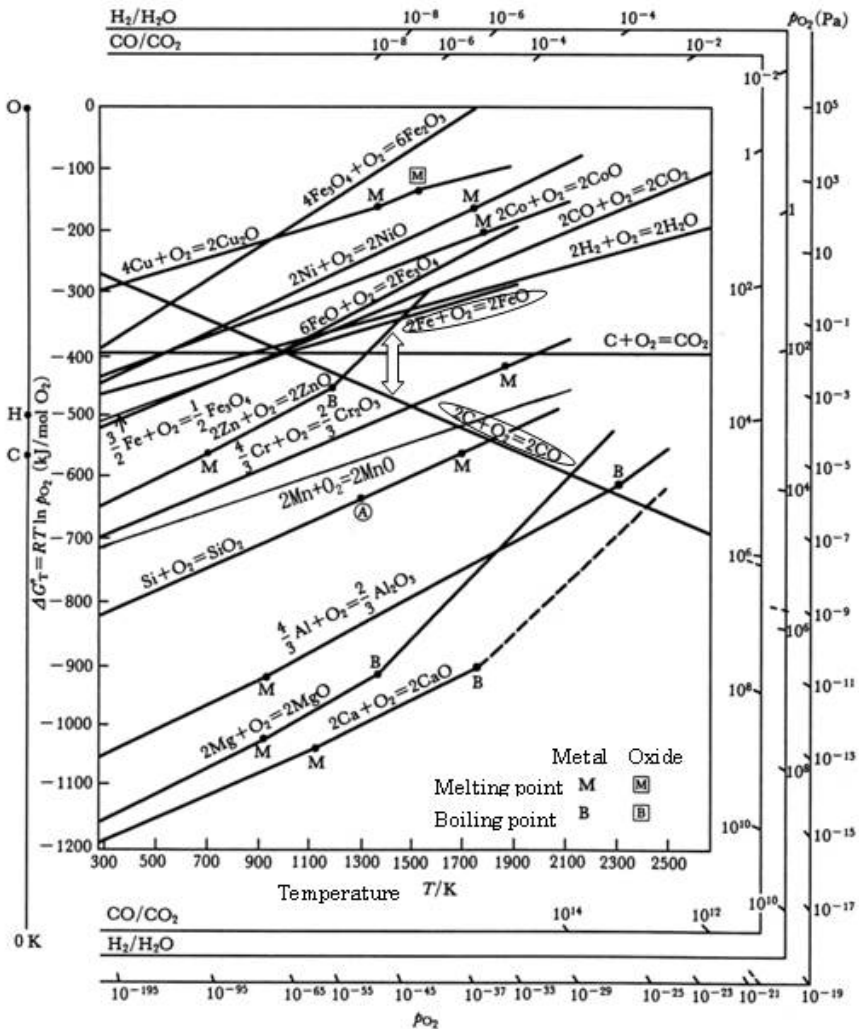


Fig.2-7　Gibbs free energy of each oxide[58]

２．５．３ Type γ

圧接中盤過程においては、Fe 系の酸化物である Type a および Type α は認められず、Si-Mn-Fe 系複合酸化物の Type γ が接合界面を中心とした幅 10～15μm 程度の範囲に分布している。なお、２．４で言及したように Type γ に分類される介在物の中で接合界面に沿って存在する個体は接合界面から離れた部位に存在する個体に比べて Fe を比較的高割合で含有しているが、この要因として、接合部近傍母材中の C 濃度低下が考えられる。すなわち、２．５．２で Type a が Type a に隣接する母材中の C により還元を被り縮小化する可能性について言及したが、この過程において、Type a の還元に母材中 C が消費されるため、接合部近傍の母材中 C 濃度が徐々に低下するものと推察される。したがって、接合界面付近に相当する Type a の内郭領域では、母材中 C による FeO の還元作用が弱まることにより、周辺部に比べて Fe を高割合で含有する Si-Mn-Fe 系の複合酸化物が形成され、これらが Type γ のうち接合界面に沿って存在する個体の祖になると考えられる。

一方、Type γ のうち接合界面から離れた位置に存在するものは、２．４で述べたように Fe の含有率が低く、Si および Mn の含有率が高いという傾向を呈していることから、圧接過程の進行に伴い Type β が母材中 C によるさらなる還元を被ったものであると推察される。

２．５．４ Type δ

圧接終盤過程の接合部においては、Si-Mn 系の複合酸化物 Type δ が観察される。２．５．３で接合部近傍母材中の C 濃度低下の可能性を示唆したが、圧接過程の進行に伴う圧縮および接合部温度上昇に伴う母材中 C の拡散により、C 濃度が一旦低下した接合部近傍母材に C が新たに供給されると考えられる。したがって、Table ２－２の結果も併せて考慮すると、Type γ も圧接過程の進行に伴って C の還元を被り、徐々に Fe の含有率を低下させながら縮小化すると推察される。すなわち、Type δ は Type γ を祖とするものであると判断される。また、ガス圧接の終盤過程においては、接合部が大きな圧縮変形を被ることで突合せ面の面積が増大する[37]が、この効果によっても酸化介在物の縮小化が促進されると考えられる。なお、標準生成自由エネルギー変化量の観点から、ガス圧接作業工程における到達温度が 1470～1520K 程度では、母材中 C による Si-Mn 系の複合酸化物 Type δ の還元は達成されないと判断されるため、圧縮変形による酸化介在物の縮小化が接合部の品質を確保する上で重要であると考えられる。

また、Table ２－２において Type δ に分類される介在物の中には、Si を 90mass%以上の高割合で含有する個体が存在するが、一方、Mn を 90mass %以上の高割合で含有する個体は存在しない。これは、さらなる圧接過程の進行に伴い、Type δ 中の Mn が、母材中の Si による還元を受けるためであると推察される。

２．６　酸化介在物変遷過程の推定

２．６．１　酸化介在物変遷過程のモデル

以上に述べた試験体表面近傍の接合部に存在する酸化介在物の観察および化学組成分析結果を基に推定した接合部における酸化介在物形態変遷過程のモデル図を Fig. ２－８示す。

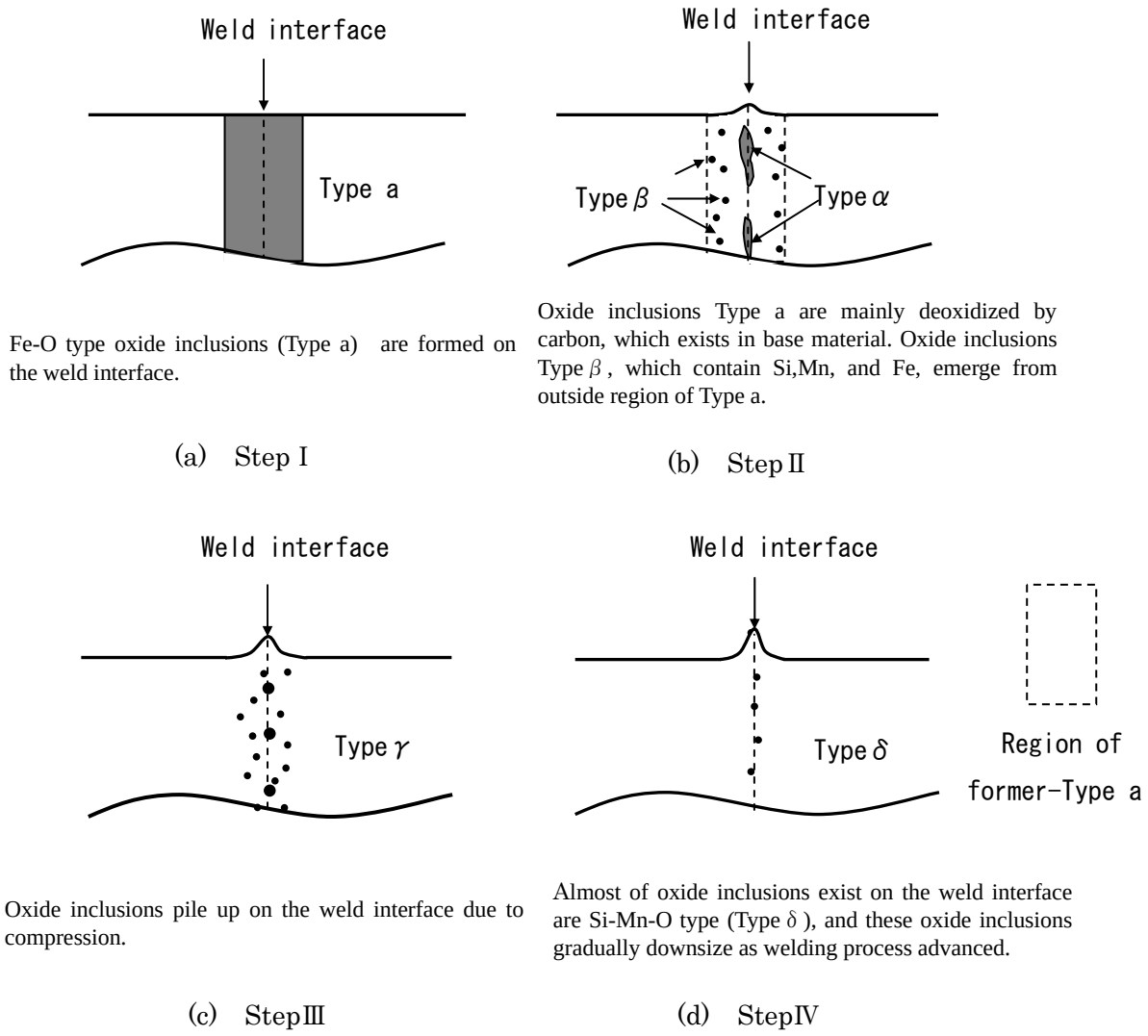


Fig.2-8　Transition model of oxide inclusions on gas pressure weld interface

圧接初期過程においては、母材中の主成分であり、かつ成長速度の速い Fe 系の酸化物 Type a が生成する(Fig. 2－8(a))。なお、Type a 中には、供試材中から外方拡散した Si および Mn が微量ながら存在している。圧接過程が進行し中盤過程に至ると、Type a に対する母材中 C による還元作用が生じ、Type a が縮小化し Type α に変遷すると同時に、Type a 外郭領域から、Si-Mn-Fe 系の複合酸化物 Type β が現出する(Fig. 2－8(b))。なお、Type a の縮小化に伴い接合部近傍母材中の C 濃度が低下するため、Type a 内郭領域では、母材中 C による FeO の還元作用が弱まり、結果として Fe を比較的高割合で含有する Si-Mn-Fe 系の複合酸化介在物が接合界面近傍に現出する。また、圧接中盤以降の温度上昇および圧縮に伴い、これら接合界面近傍に現出した Fe を比較的高割合で含有する Si-Mn-Fe 系複合酸化物および Type β が接合界面付近に集積しながら、Type γ に変遷する (Fig. 2－8(c))。さらに圧接過程が進行し、圧接終盤過程に至ると、ほぼ全数が Si-Mn 系の複合酸化物 Type δ となり、圧縮変形の効果も重畳し、介在物サイズがさらに縮小化する (Fig. 2－8(d))。 なお、Fig. 2－8(b)では、圧接初期過程において Type a が存在した領域に相当する部位を点線で囲んだ。

２．６．２　提案モデルと従来説との相違点

２．６．１で提案した酸化介在物変遷過程モデルは、１．２で述べた従来説と部分的には理論の一致が見られるが、ガス圧接工程全体にわたる酸化介在物の変遷挙動を示している点が大きな特徴として挙げられる。以下、本提案モデルと従来説との主な相違点について示す。

(1) 拡散説[9]、酸化物の溶融による分散・微細化説[32]においても、本モデルと同様に Fe 系酸化物の分解現象に言及しているが、これらの説では、Fe 系酸化物が、当酸化物中の酸素の母材中への拡散により分解に至ると述べられている。それに対し、本モデルでは、Fe 系酸化物は母材中 C の還元作用により分解に至る可能性を示唆した。

(2) 本モデルは、圧接過程で形成した Fe 系酸化物が母材中 C により還元される可能性を示唆した酸化物の還元説[33]を包含したものである。しかし、本モデルでは、酸化物の標準生成自由エネルギー変化量の観点から、圧接終盤過程に存在する Si-Mn 系複合酸化物は、母材中 C により還元されないとしている。

(3) 内部酸化説[12]は、圧接終盤過程において母材中成分である Si、Mn などの酸化介在物が存在することを示している点で本モデルと類似しているが、本モデルでは、それに加え、圧

接初期過程から終盤過程に至るまでの酸化介在物の変遷挙動を説明している。

２．７　結言

ガス圧接では、接合部上の酸化介在物が継手品質へ影響を及ぼすが、本章では、酸化介在物の生成抑制および効果的な消失手法の確立に資するため、接合部の酸化介在物の変遷挙動を観察した。本章で得られた結果を基に推定したガス圧接接合部における酸化介在物の変遷挙動を以下に示す。

(1) 圧接初期過程では、接合部に沿って Fe 系の層状酸化物が生成する。

(2) 圧接過程が進行し中盤過程に至ると、Fe 系の層状酸化物が、主に母材中 C の還元を被り縮小化すると同時に、粒状の Si-Mn-Fe 系複合酸化物に変遷する。

(3) さらなる圧接過程の進行に伴い、接合部上の酸化介在物は Fe の含有率を低下させながら縮小化し、圧接終盤過程に至ると、Si-Mn 系の複合酸化物に変遷する。なお、圧接終盤過程では、圧縮変形の効果が重畳することで、介在物サイズがより縮小化する。

第３章　酸化介在物の形態変化現象解明に関する検討

３．１　緒言

２章では、ガス圧接作業の各過程に存在する酸化介在物の形態観察および化学組成分析結果に基づき、ガス圧接過程の初期から終盤過程に至るまでの酸化介在物の変遷挙動を推定した。なお、推定した酸化介在物変遷挙動モデルは、圧接初期過程から終盤過程に至るまでの全過程を網羅しているが、酸化介在物の変遷挙動を断片的に捉えたに過ぎず、酸化介在物の詳細な形態変化現象は未解明であった。

３章では、酸化介在物形態変化現象をより詳細にトレースすることを目的に、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、フォーマスター試験機を利用し、接合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。

３．２　実験方法

３．２．１ 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φ8mm×5mm 長の鋼片を用いた。供試材の化学成分は Table ２－１と同一である。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。

３．２．２ 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、大気雰囲気下で、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。ここでは、圧縮量を供試材長さの減少率(%)で示す。Table ３－１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 10K/s とした。なお、(1) 接合雰囲気温度を室温から 1070K まで昇温速度 10K/s で昇温、(2)1070K において 100s 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 1070K ⇒ 1070K-100s×10%」と記述する。

２．５．１で述べたように、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と推察される。一方、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 1070K まで昇温し 300s 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 1070K ⇒ 1070K-300s×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. 3－1 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概念図を示す。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。

Table 3-1　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

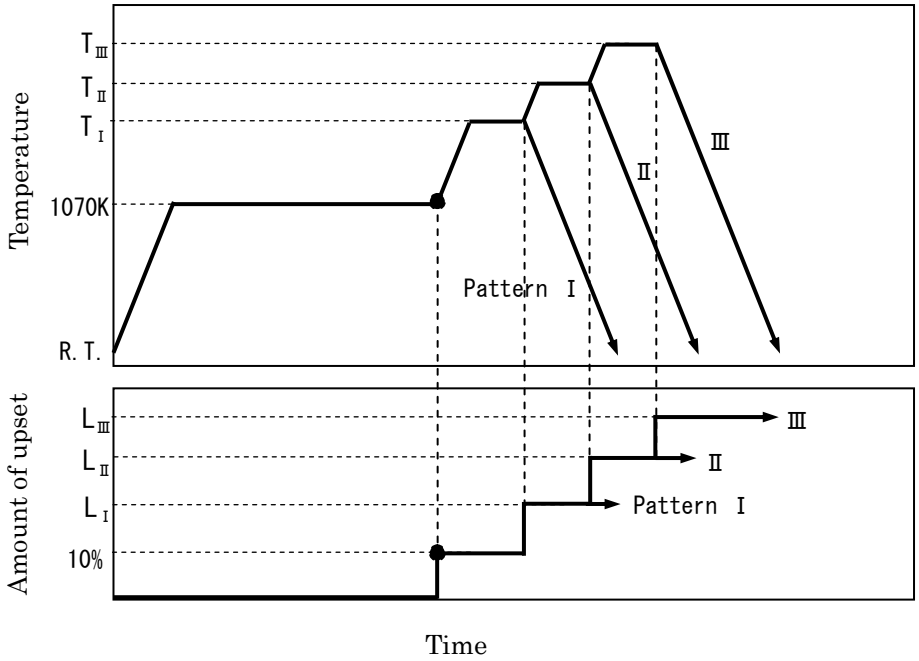


Fig. 3-1 Schematic illustration of joining patterns

３．２．３　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。

３．３　酸化介在物の形態変化現象

２章で述べたように、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 Type a 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。

３．３．１　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 Type a の形態変化現象を追跡するため、Fig. ３－２に示す 3 種の制御パターンで試験体を作製し、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. ３－３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。

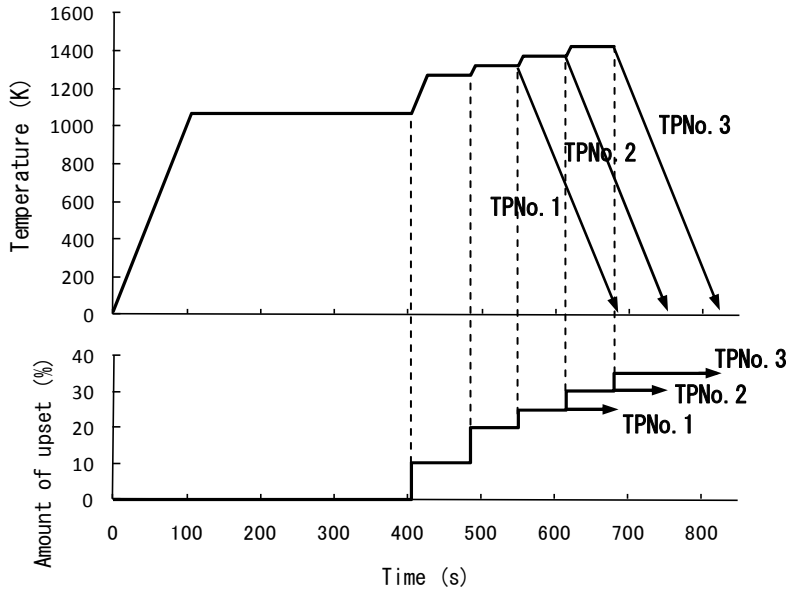


Fig.3-2　Joining conditions of TPNo.1-3

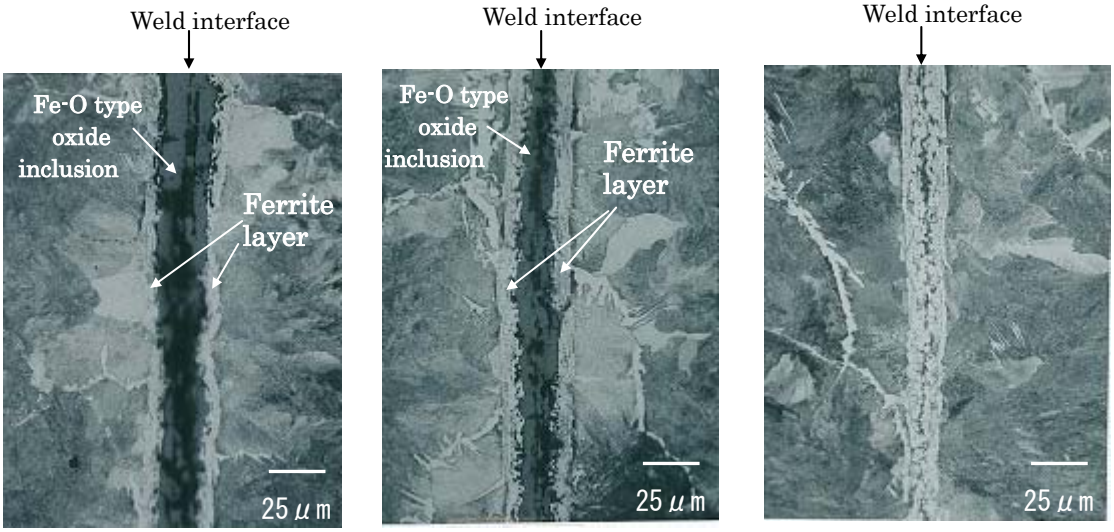
Fig３－３(a)はTPNo.1の接合部状況である。当試験体表面付近の接合部には、Fe系層状酸化物が連続して存在しており、層状酸化物に隣接した領域にフェライト層が認められる。２章において、Fe系層状酸化物の還元に母材中Cが消費されるため周辺母材部に脱炭が生じる可能性について示唆したが、Fig.３－３(a)中の層状酸化物に隣接した領域に認められるフェライト層は、周辺母材との間に組織の連続性がなく、母材側に生じた脱炭層ではないと考えられる。すなわち、このフェライト層は層状酸化物の外郭領域が周辺母材中のCにより還元されることで出現したと判断される。なお、この知見は、接合部に存在するSiの酸化物が接合部の冷却過程でフェライト生成の核作用をなす可能性について言及した上述の内部酸化説[12]とは、本質的に異なる。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.３－４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.３－５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判断される。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考えられる。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[9,32]とは本質的に異なる新たなものであると言える。また、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.３－３(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考えられる。

また、圧接過程がより進行した TPNo.3 の接合部（Fig. 3 － 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、３．３．２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。



(a)　TPNo.1　　(b)　TPNo.2　　(c)　TPNo.3

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

Fig.3-4　The existence state of particle inclusions in TPNo.1 (Etched)

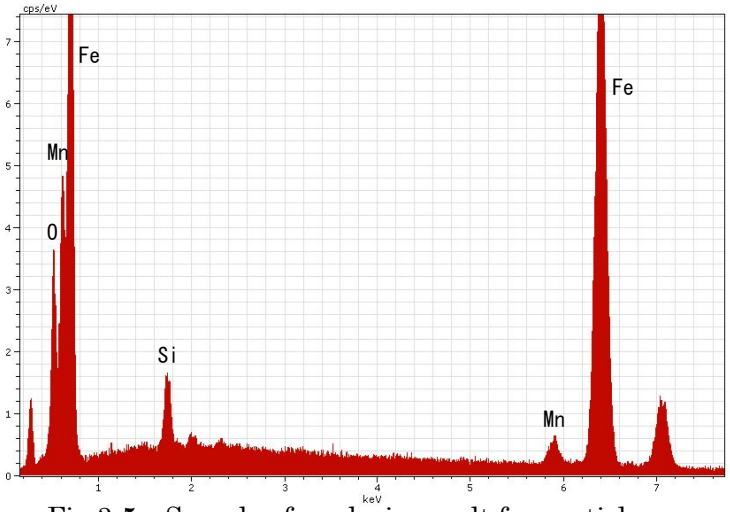


Fig.3-5　Sample of analysis result for particle inclusions with EPMA

３．３．２ 圧接終盤過程に存在する粒状酸化物の形態変化現象

３．３．１で述べたように、圧接初期過程において生成する Fe 系層状酸化物 Type a は圧接過程の進行に伴い母材中 C により分解・縮小化され、圧縮変形を被ることで圧接中盤以降、接合界面近傍に集積すると考えられる。なお、２．３で述べたように、圧接終盤過程に至ると接合部上に観察される介在物は減少し、接合界面に沿ってのみ粒径 0.1μm オーダーの粒状介在物が断続的に認められる。

ここでは、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.３－６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 [37] 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.３－７は、Fig.３－６中に示す TPNo.4 および TPNo.6 の試験体表面から 2.0mm 位

置の接合部状況である。TPNo.4 においても、介在物は 0.1μm 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酸化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。

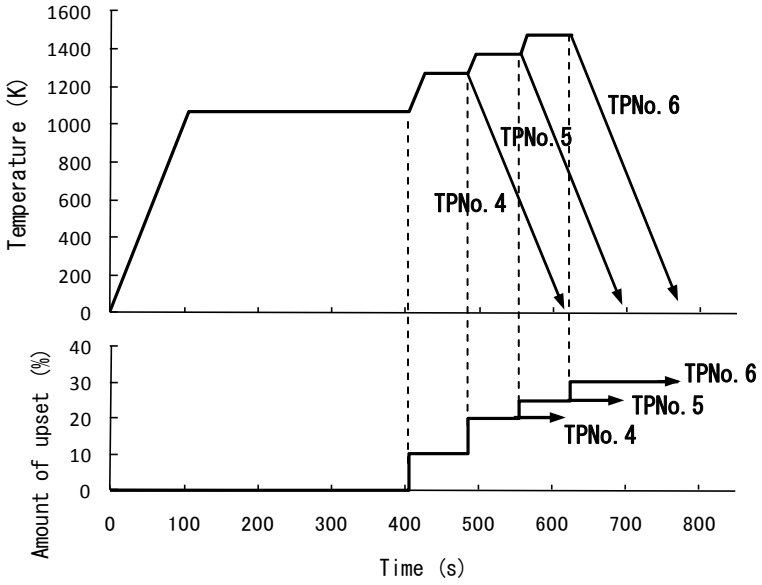
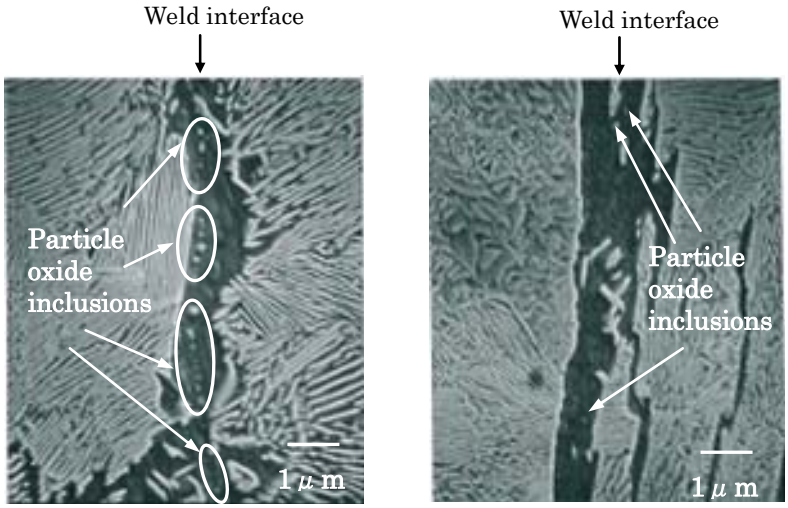


Fig.3-6　Joining conditions of TPNo.4-6



(a)　TPNo.4　　(b) TPNo.6

Fig.3-7　Transition behavior of particle oxide inclusions in final step

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. 3－6 に作製条件を示した TPNo.5 の表面から 2.0mm 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 ３－２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 ３－２より、粒径 0.1～0.3μm 程度の 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[58]、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。

Table 3-2　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

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至ると考えられる。

３．３．１で、圧接初期過程において形成する Fe 系酸化物 Type a 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[58]ため、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。

３．４　酸化介在物の形態変化挙動に影響を及ぼす因子

３．３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 Type a 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、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。

３．４．１　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.３－８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.３－９に、各試験体の表面から 0.5mm の位置における接合部状況を示す。

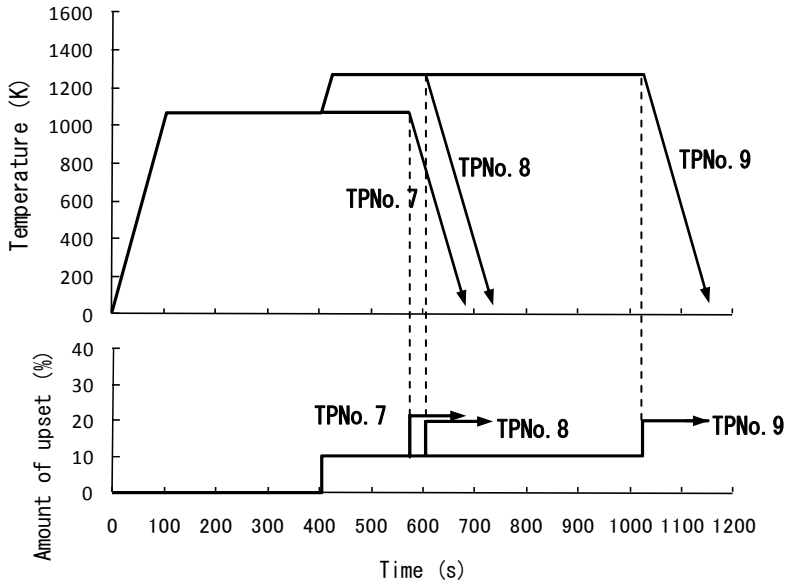
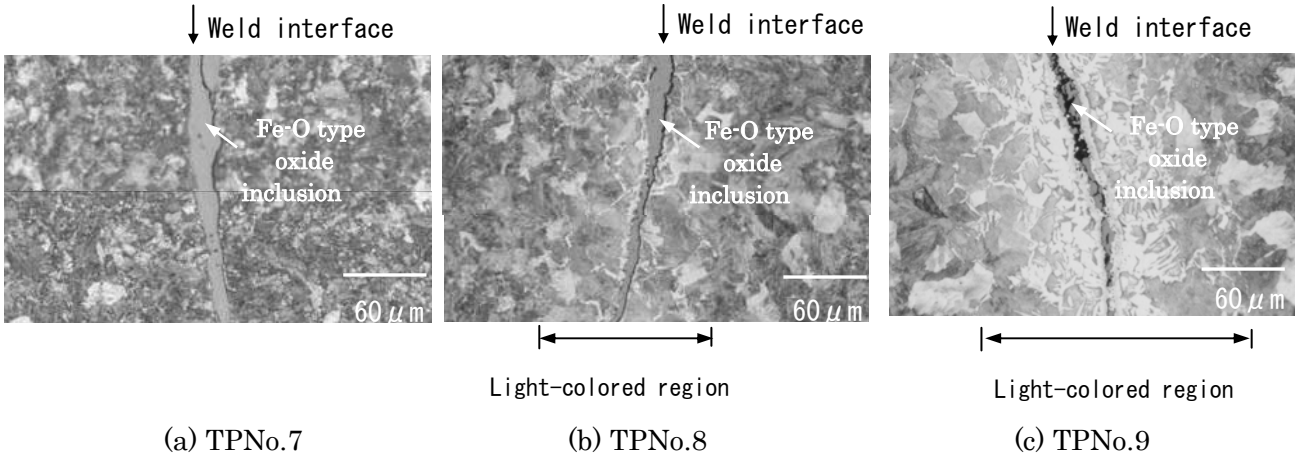


Fig.3-8　Joining conditions of TPNo.7-9

Fig. 3－9(a)に示す TPNo.7 の接合部には、接合部に狭窄されるように厚さ 10μm 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 1070K ⇒1070K-300s×10%」に対し、1070K での保持時間および圧縮量をより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 TPNo.7 と同一とし、接合雰囲気温度を 1270K まで上昇させて作製した TPNo.8（Fig. 3－9(b)）では、TPNo.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、TPNo.8 に対して 1270K での保持時間を増大させた TPNo.9（Fig. 3－9(c)）では、層状酸化物が局所的に分断しており、層状酸化物周辺母材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 1070K 程度では、10%程度の圧縮を施しても層状酸化物の分解は、ほとんど進行しないと判断される。一方、同圧縮条件においても、雰囲気温度を 1270K に上昇させることで、層状酸化物の分解現象が生じ、かつ 1270K での保持時間が増大するほど、分解がより促進されると推察される。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の淡色化の程度が著しく、このことからも、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。



(a) TPNo.7　(b) TPNo.8　(c) TPNo.9

Fig.3-9　The decomposition status of oxide inclusion on weld interface (Etched)

３．４．２　周辺母材部中の成分の影響

３．４．１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周辺母材部における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

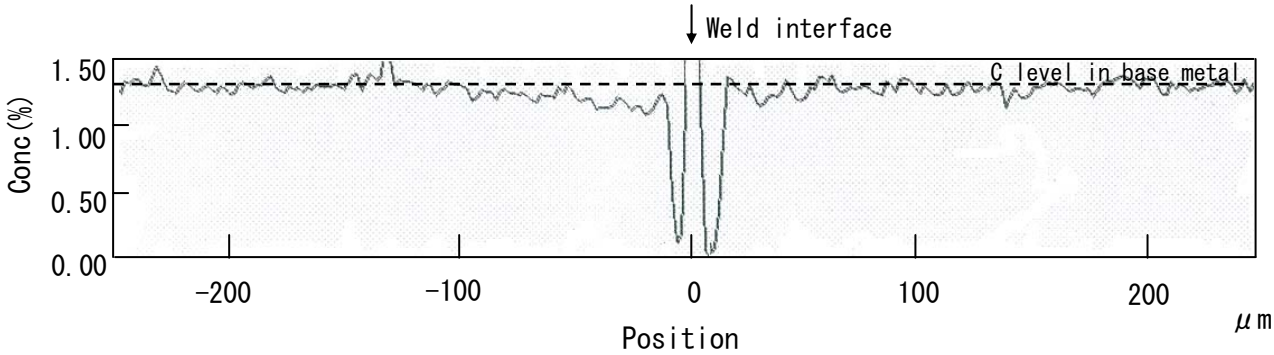
C を対象に EPMA による線分析および面分析を実施した。なお、線分析は Fig.３－１０に示した各観察部位中央部を横切る 500μｍの範囲を、面分析は TPNo.8 および TPNo.9 を対象に幅 280μｍ×高さ 280μｍの範囲をそれぞれ分析対象とした。

Fig.３－１０に EPMA 線分析の結果を示す。Fig.３－１０の縦軸は C 濃度であるが、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.３－１０中には、母材での C 濃度レベルを基準線として表示した。TPNo.7 の分析結果では、接合界面部を除き、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、TPNo.8 および TPNo.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 TPNo.9 の方が TPNo.8 に比べてより顕著である。なお、TPNo.8 および TPNo.9 とも、C 濃度の低下程度は接合界面に近い程大きい。

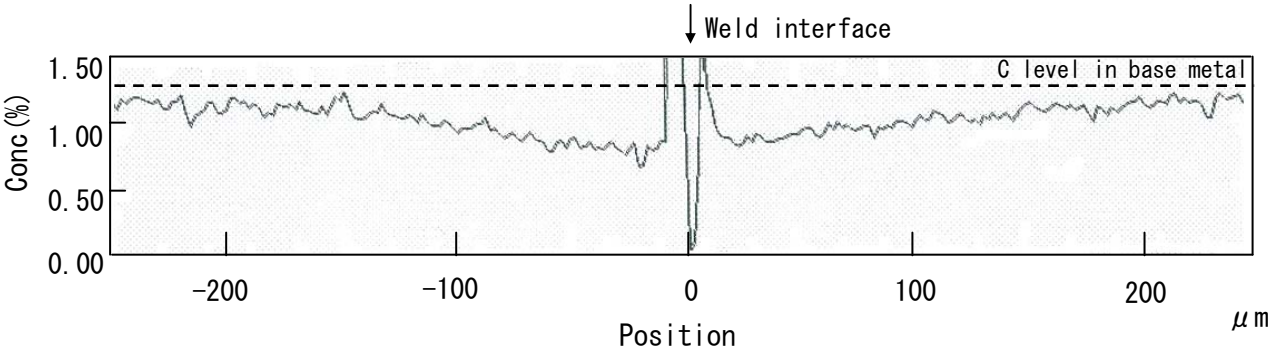
また、Fig.３－１１に面分析の結果を示すが、TPNo.8、TPNo.9 いずれにおいても接合界面を中心として C 濃度が低下していることがわかる。なお、C 濃度の低下程度は、線分析結果と同様、TPNo.8 に比べて TPNo.9 の方が顕著である。

以上の結果より、Fig.３－９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、ガス圧接過程において生じた脱炭層であると言える。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、すなわち還元に消費されると考えられる。

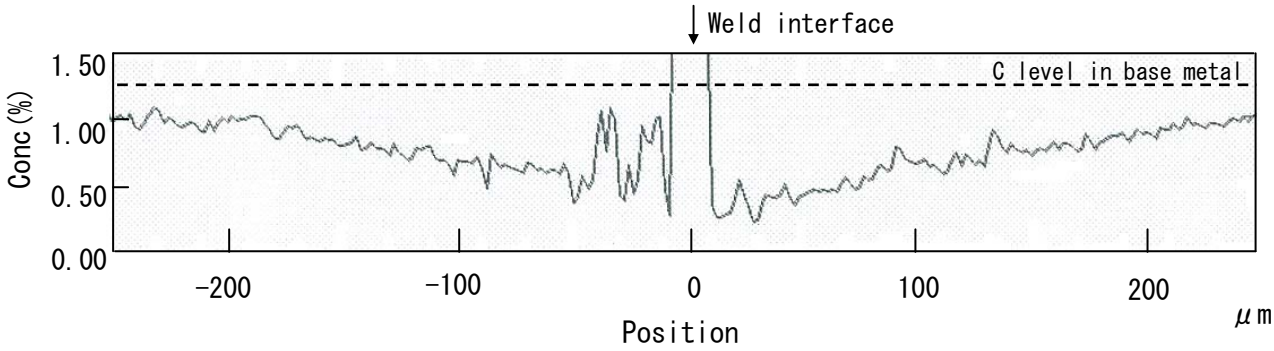
なお、２．５．２で、母材中 C による Fe 系層状酸化物の還元の可能性について言及したが、本章で述べた以上の結果はこれを実験的に裏付けるものである。



(a) TPNo.7

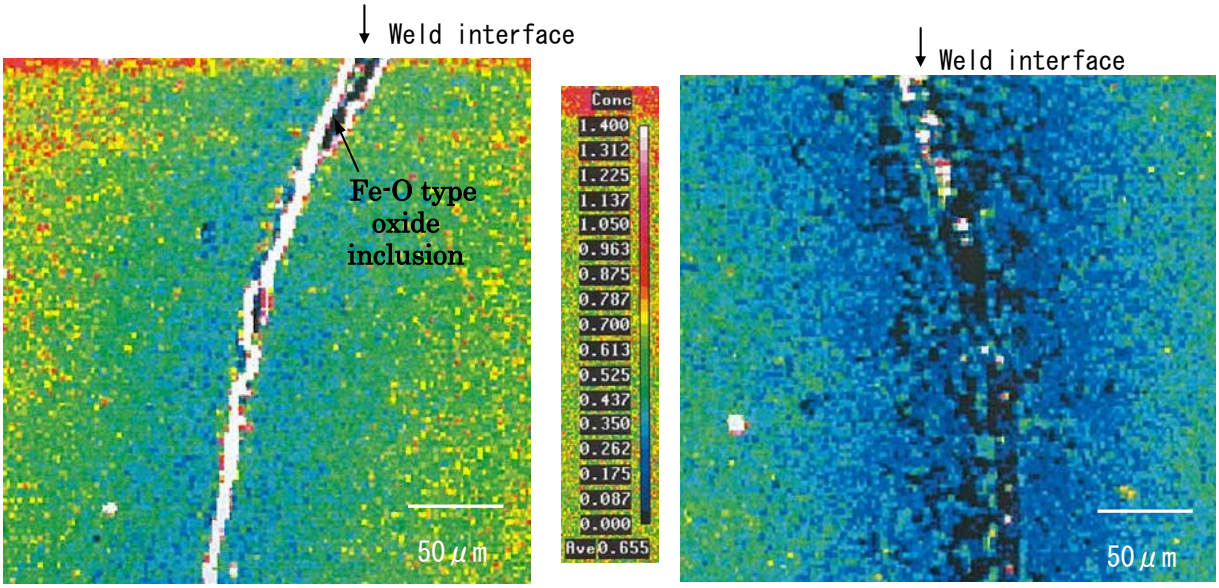


(b) TPNo.8



(c) TPNo.9

Fig.3-10 The results of line analysis for C



(a)　TPNo.8　　(b)　TPNo.9

Fig.3-11　The results of area analysis for C

一方、圧接過程の進行に伴う脱炭層の挙動を調べるため、Fg.３－１２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、TPNo.10 の作製条件を基準と位置付け、TPNo.10 ⇒ TPNo.11 ⇒ TPNo.12 と圧接過程を段階的に進行させている。Fig.３－１３に各試験体の表層を含む接合部状況を示す。Fig.３－１３より、TPNo.10 から TPNo.11 へ過程が進行すると、Fig.３－１３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、TPNo.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。なお、Fig.３－１３(a)および(b)中に矢印で示した白色部は圧接過程の進行に伴い形成した脱炭層ではなく、試験体の加速冷却に伴い形成した組織である。

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 が酸化物の還元に費やされ、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と言える。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推察される。

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 Type a 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が適用されているが、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強還元炎（アセチレン過剰炎）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強還元炎を適用することで、Fe 系層状酸化物 Type a の生成量低減効果も期待できる。

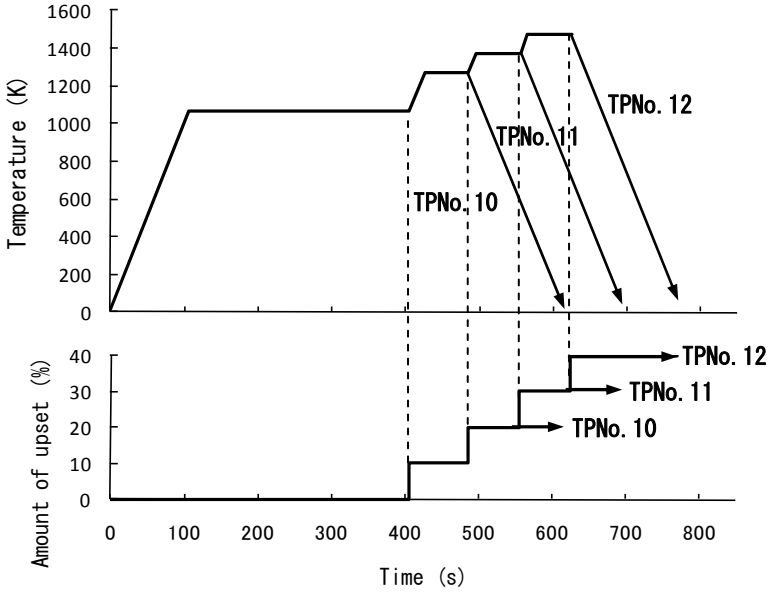
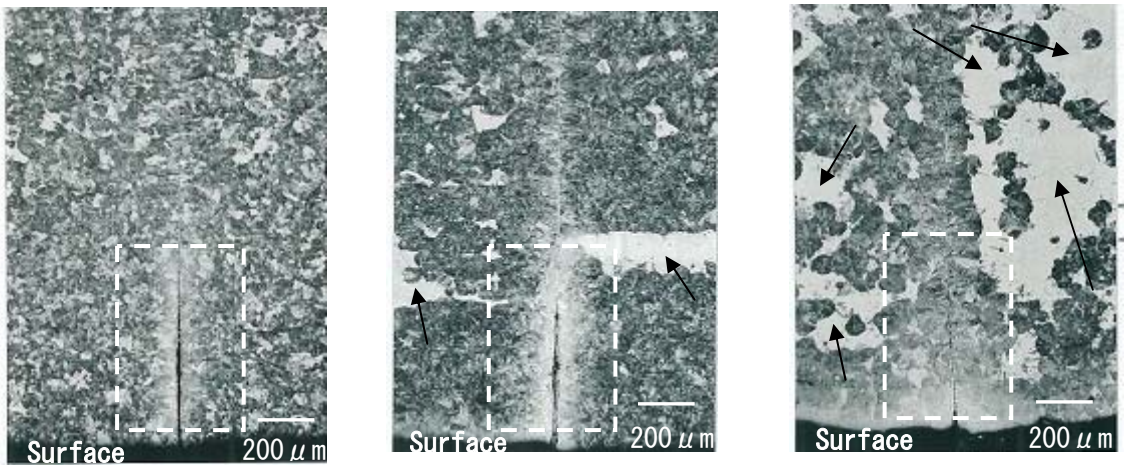


Fig.3-12　Joining conditions of TPNo.10-12

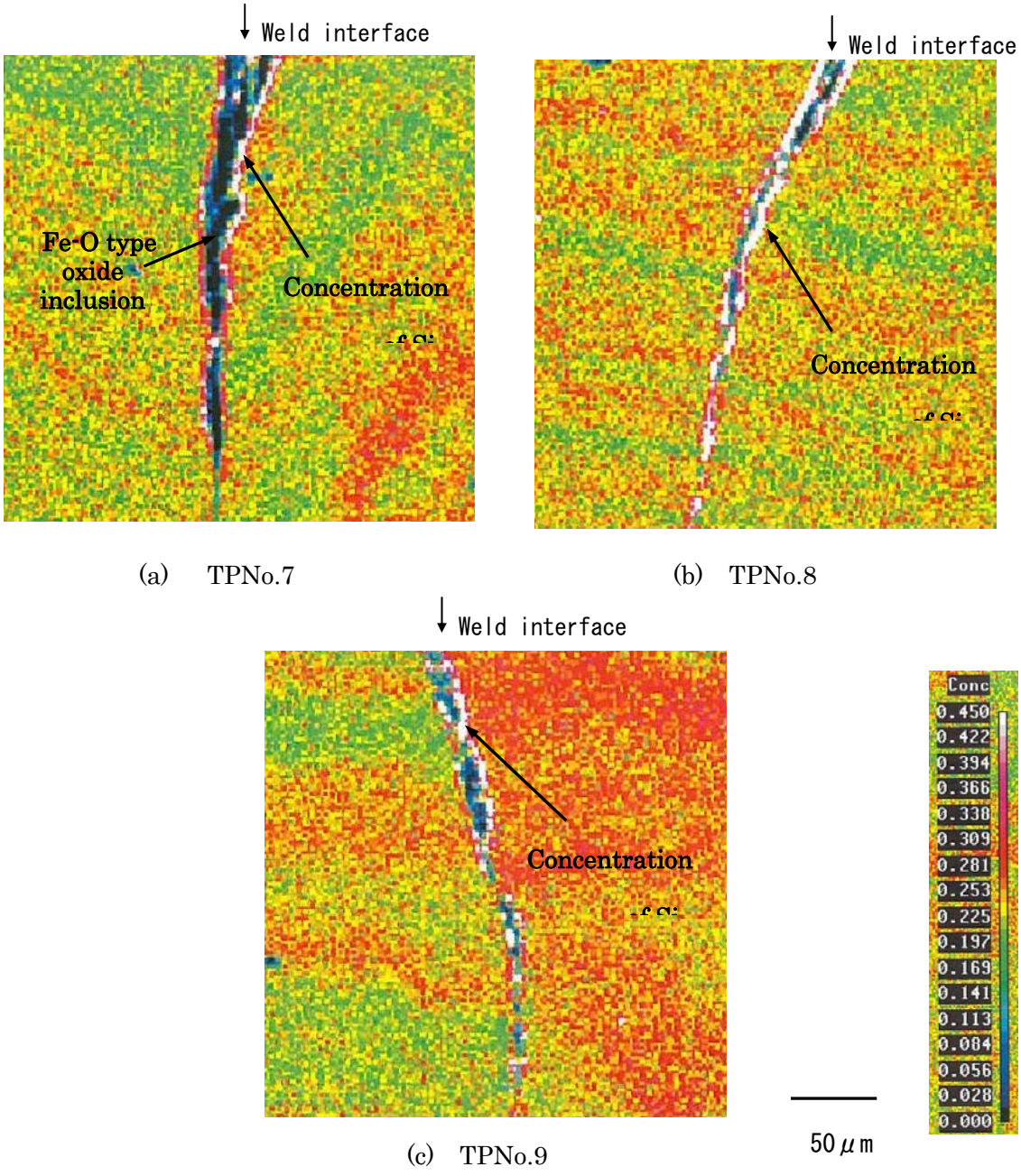


(a) TPNo.10　　(b) TPNo.11　　(c) TPNo.12

Fig.3-13　The degree of decarburization beside the weld interface (Etched)

（２） Si および Mn の分布状況

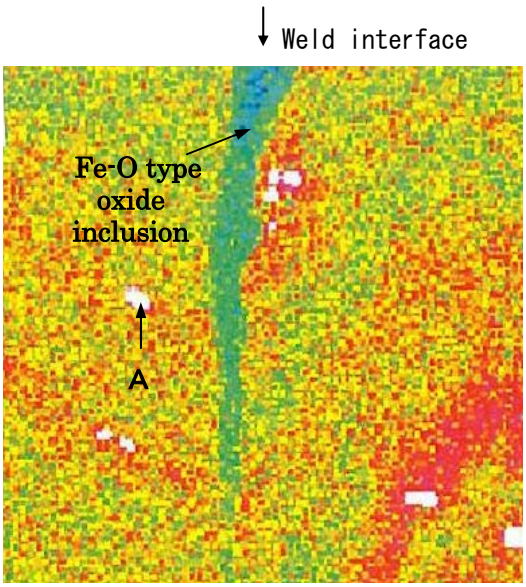
TPNo.7～9 に対して、Si、Mn を対象とした面分析を実施した。分析範囲は、Fig. 3 － 9 に示した各試験体観察部位を包括する幅 280 μm×高さ 280 μm の領域とした。Fig. 3 － 1 4 に Si を対象とした面分析結果、Fig. 3 － 1 5 に Mn を対象とした面分析結果をそれぞれ示す。



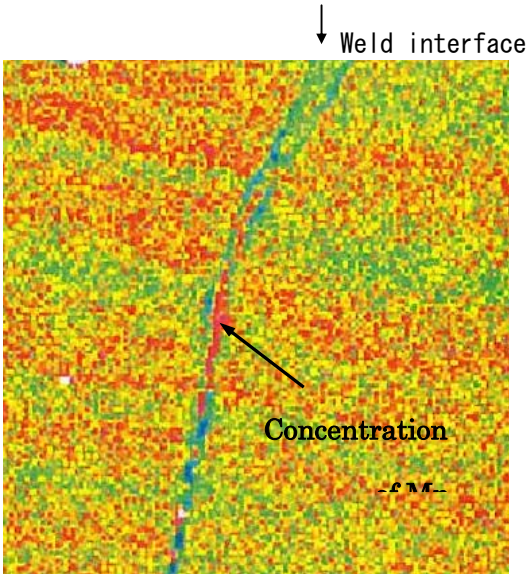
(a)　TPNo.7　　(b)　TPNo.8

(c)　TPNo.9

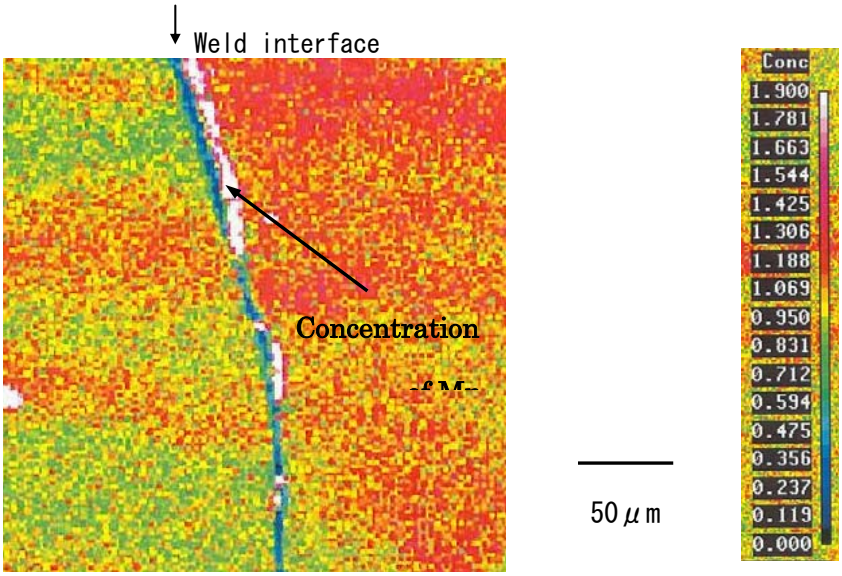
Fig.3-14　The results of area analysis for Si



(a)　TPNo.7



(b)　TPNo.8



(c)　TPNo.9

Fig.3-15　The results of area analysis for Mn

Si を分析対象とした結果を示す Fig. 3－１４では、TPNo.7～9 いずれにおいても、接合部に存在する酸化介在物の外郭領域に 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. 3－１５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. 3－１５(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. 3－１６に一例と

して、Fig.３－１５(a)中の点Ａに対して実施した分析結果を示す。

Fig.３－１４およびFig.３－１５に示した結果より、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、３．３．１で述べた Si および Mn を含有する粒状酸化物出現には、母材中に存在する Si および 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背景にあると言える。

なお、３．３．２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。

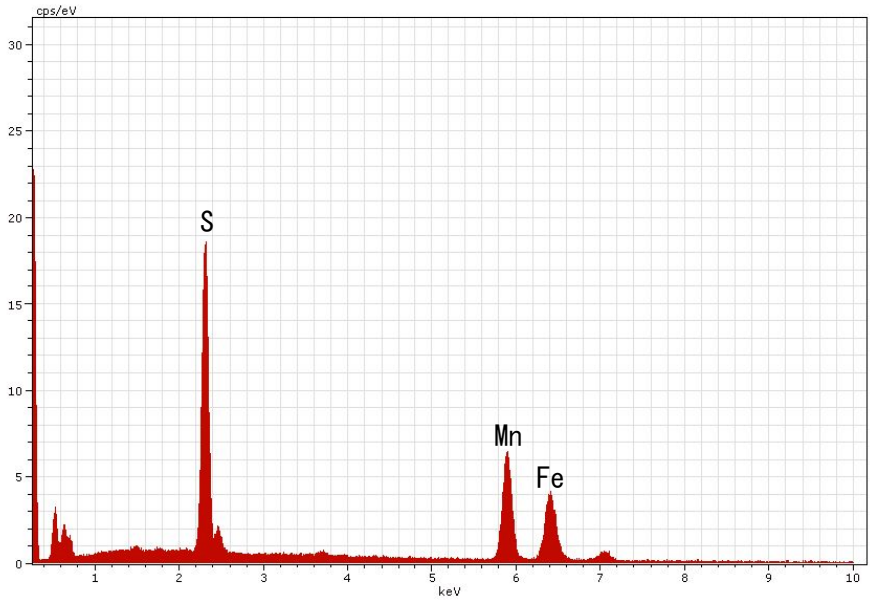


Fig.3-16　Analysis result for point A in Fig.3-15(a) with EPMA

３．５　結言

本章では、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、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。本章で得られた主な結果を以下に示す。

(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 による還元を受けて分解し、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。

第４章　酸化介在物低減のための適正燃焼・加圧パターンの検討

４．１　緒言

２章、３章では、ガス圧接の初期から終盤過程に至る酸化介在物の形態変化現象を追跡し、その結果、初期過程において Fe 系層状酸化物が生成した後、圧接過程の進行に伴い Si-Mn 系酸化物に変化すること、および変遷過程において Fe 系層状酸化物は主に接合部周辺母材中の C による還元を受けて分解し、その分解程度は温度上昇により高まることが示唆された。

しかしながら､実際のガス圧接作業下で部材各部の温度を任意に制御することは困難であり、部材内部の温度上昇を図った場合、部材表面の過熱に伴う表面溶融により作業性が低下する等の問題を生じる。また、現行のレールガス圧接では、圧接途中工程におけるガス供給量および加圧力を一定とした施工条件の下、作業が実施されている。したがって、接合施工条件の検討においては、接合条件の作業性に及ぼす影響に十分留意し、かつ各圧接過程に応じて燃焼条件および加圧力を制御する変動型の燃焼・加圧パターンの適用も視野に入れる必要があると判断された。

４章では、酸化介在物存在量および作業性に及ぼす接合条件の影響を明確にすることで、酸化介在物低減と作業性確保を両立し得る現実的な燃焼・加圧パターンを提案し、実レールのガス圧接試験によりその効果を確認した。

４．２　実験方法

４．２．１　供試材

供試材として、JIS E1101 に規定される普通レールから切出した φ50mm×300mm 長さの丸棒鋼を用いた。供試材の化学成分は Table ２－１と同一である。本検討では、Fig. ４－１に示すように､端面に段加工を施した供試材と直角加工した供試材を組み合わせ､突合せ部の 1/2 を占める領域に 0.5mm の隙間が存在する状況下で試験体を作製して標準とした。なお、接合条件が同一であっても、隙間の状況により、酸化介在物の存在量が影響を受ける可能性を考慮し、一部の試験体では、隙間加工を施さずに試験体を作製した。なお、この場合の供試材突合せ部の隙間状況を隙間ゲージを用いて確認したところ、0.05mm 未満であった。

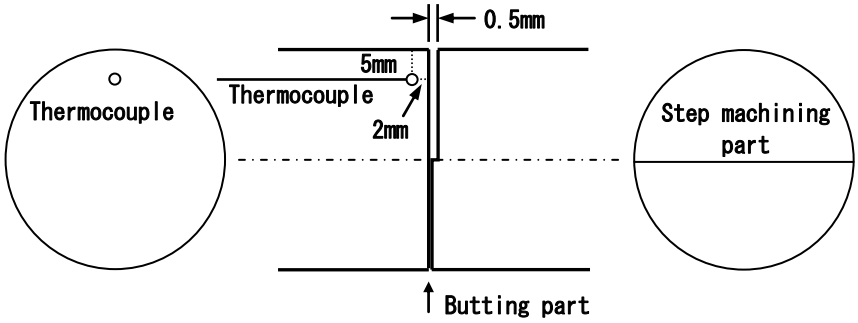


Fig.4-1　The shape of test piece and the position of thermocouple

４．２．２　圧接装置

供試材の圧接には、鉄筋用ガス圧接装置を使用した。当該装置は火口数 18 ヶのアセチレン用空冷式リングバーナ、鉄筋支持器、油圧シリンダ、加圧ポンプで構成されており、最大ストローク 100mm、最大加圧力 120kN の性能を有している。

４．２．３　試験体作製条件および試験体観察方法

酸化介在物存在量に及ぼす接合条件の影響を調査するため､酸素量および圧縮量をそれぞれ、32ℓ/min、3.0mm の一定とした条件の下、アセチレン量と加圧力をパラメータとし試験体を作製した。試験体作製条件を Table ４－１に示す。本報告では、燃焼条件を示す指標として、酸素供給量に対するアセチレン供給量の比(アセチレン供給量／酸素供給量)を用いるが、以下、この供給量比をガス容積比と記す。なお、本試験で設定した圧縮量 3.0mm は、隙間設置部での実質的な圧縮変形量である。また、各試験体と同一条件でガス圧接した際の供試材表面から 5mm 位置における到達温度を熱電対による温度測定により求めた｡本試験で用いた熱電対は、白金―白金ロジウム熱電対 (R-Type)であり、供試材に穴加工を施し、パーカッション溶接により取り付けた。熱電対の設置位置を Fig.４－１に併せて示す。なお、温度測定は、熱電対とデータロガーを組合せ、サンプリング間隔 0.5sec で実施した。さらに、各試験体の酸化介在物存在量を把握するため、観察面研磨後、接合部を光学顕微鏡で観察した。

Table 4-1　Welding conditions

Gas flow rate : Q (ℓ /min)	C_2H_2	34, 38, 40
	O_2	32
Welding pressure : P (MPa)		20, 40
Upset length : L (mm)		3.0
Gap on butting part : G (mm)		0.5, 0.0

４．３　接合施工条件の酸化介在物存在量に及ぼす影響

４．３．１　燃焼条件の影響

ガス容積比として、現行レールガス圧接作業で適用する弱還元炎と同程度の 1.06（アセチレン：34ℓ/min、酸素:32ℓ/min）、およびアセチレンの供給比率をより増大させた強還元炎に分類される 1.19（アセチレン：38ℓ/min、酸素:32ℓ/min）の 2 条件を設定し、加圧力 20MPa の下、試験体を作製した。Fig. 4－2 に各試験体における隙間設置部の接合部状況を示す。観察位置は、試験体表面から 5mm および 10mm の部位であり、Fig. 4－2 中の接合部に沿って存在する粒状体が酸化介在物である。Fig. 4－2 の接合部状況より、いずれの部位においても、ガス容積比 1.19 で作製した試験体における酸化介在物の存在量は、ガス容積比 1.06 の条件で作製した試験体に比べて少ないことがわかる。このことから、現行レールガス圧接作業で適用されている弱還元炎に比べて、ガス容積比を高めた強還元炎の方が酸化介在物低減に有効であると判断される。

Fig. 4－3 は各燃焼炎による丸棒形状材の加熱状況を撮影したものである。ガス容積比 1.19 の方が、ガス容積比 1.06 に比べて火炎形成領域が広く、加熱対象である丸棒形状材の表面付近まで、アセチレンフェザーが形成されている。アセチレンフェザー部には、遊離状態の炭素が多く含まれ[59]、接合端面の酸化を防止するシールド性を有する。すなわち、ガス容積比が高いほどアセチレンガス濃度が増加し、これにより接合端面のシールド性が高まることで、酸化介在物の生成量が減少するものと考えられる。また、２．５．２および３．４．２で述べたように、ガス圧接の初期過程において Fe 系酸化物（Type a）が形成され、これら Fe 系酸化物は部材突合せ部が密着に至るまでの圧接初期過程において、母材中の C により分解されると考えられる。つまり、ガス容積比が高い方が、接合雰囲気中の未燃焼アセチレンが多くなる（ガス容積比 1.0 の場合、完全燃焼となる。）ため、接合部近傍の C 濃度が高まり酸化介在物の分解がより促進されるものと考えられる。なお、３．４．１で述べたように、鋼中 C による Fe 系酸化物の分解程度は、接合温度にも依存するが、表面から 5mm 位置での到達温度は両試験体とも同程度であり、分解程度に及ぼす温度の影響は、大差ないと考えられる。

一方、ガス容積比 1.25（アセチレン：40ℓ/min、酸素：32ℓ/min）とした条件で試験体を作製したところ、目標圧縮量 3.0mm に到達する以前に部材表面が著しく溶融したため、ガス圧接作業を中止した。また、ガス容積比 1.19 でも、圧接作業を圧縮量 3.0mm 到達以降も継続した場合

には、加熱変形開始以降の膨らみの形成に伴い部材表面が過剰溶融に至った。Fig.４－４に、ガス容積比が 1.19 の場合の加熱工程における部材表面の溶融状況を示す。以上より、ガス容積比、すなわち、燃焼条件は、酸化介在物の低減だけでなく、部材表面溶融も十分に考慮した上で設定する必要があると考えられる。

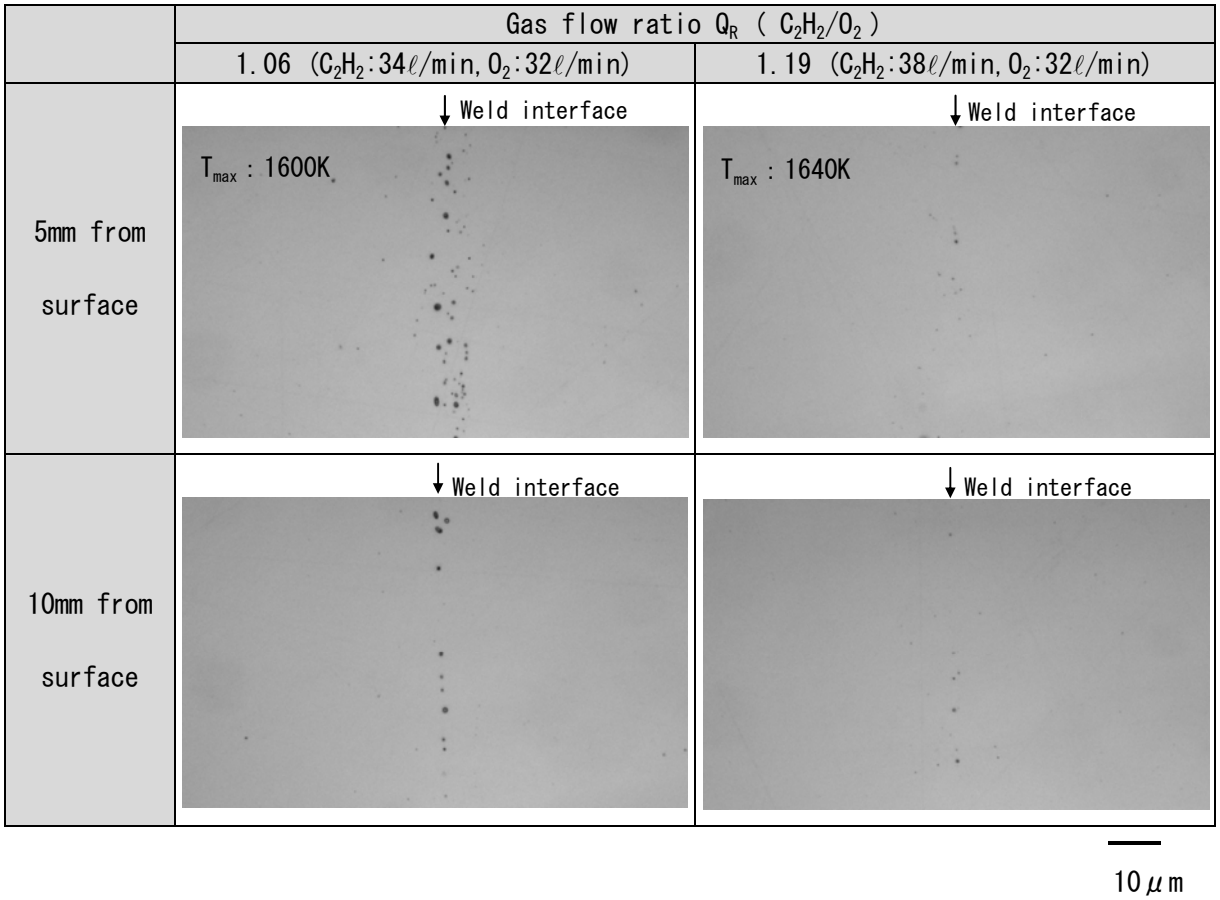
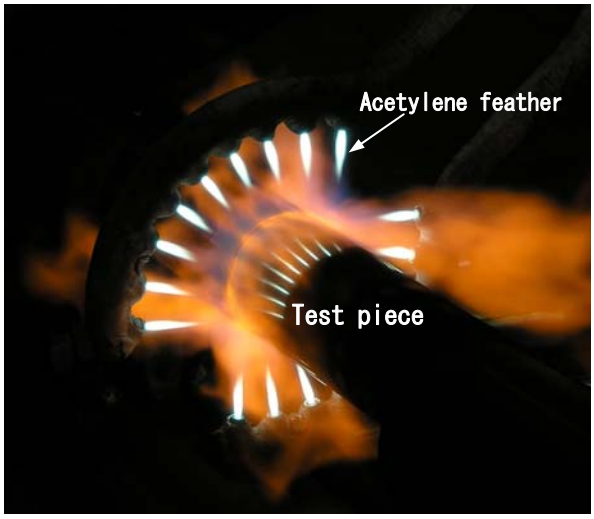
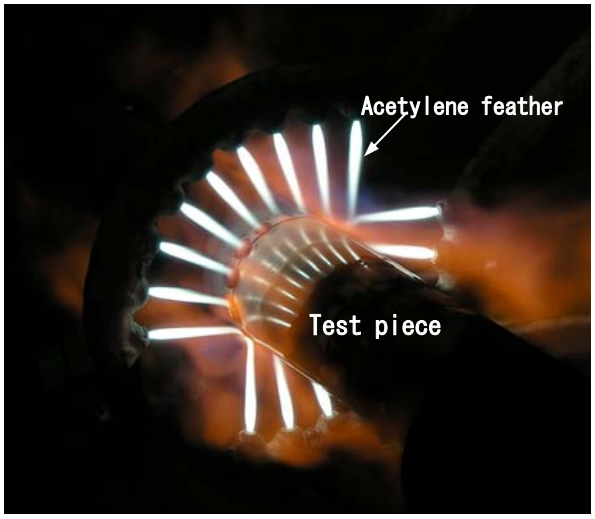


Fig.4-2　The state of oxide inclusions on cross-section (1)　P：20MPa



(a) Gas flow ratio Q_R:1.06



(b) Gas flow ratio Q_R: 1.19

Fig.4-3　The appearance of combustion flame

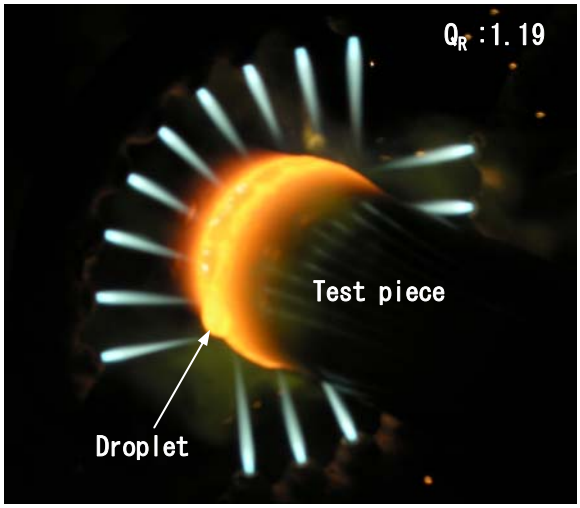


Fig.4-4　Melting state of test piece

４．３．２ 加圧条件の影響

ガス容積比 1.19 の下、加圧力を 20MPa および 40MPa として試験体を作製した。Fig.４－５に各試験体の接合部状況を示す。観察位置は、Fig.４－２と同様に試験体表面から 5mm および 10mm の部位である。Fig.４－５より、加圧力 40MPa で作製した試験体における酸化介在物存在量は、加圧力 20MPa で作製した試験体に比べて多い。

ガス圧接では部材の温度上昇に伴い加熱変形が生じるが、燃焼条件が同一の場合、加圧力が低い程、突合せ部密着までにより時間を要する。したがって、突合せ部が密着に至るまでの圧接初期過程における加圧力を下げることで､圧接初期過程における到達温度がより高まり､３.

４．２で述べたように、酸化介在物の分解に寄与すると考えられる。なお、上述のガス容積比 1.19、加圧力 20MPa の接合条件では、同一ガス容積比の下、加圧力 40MPa とした接合条件に比べ、突合せ部密着までの時間が 30～40sec 延伸し、密着時点での温度が 150K 程度上昇する。さらに、突合せ部密着までの時間延伸に伴い、接合端面への燃焼炎による C 供給量が増大し、３．４．２で述べた浸炭効果により Fe 系酸化物の分解がより促進されると考えられる。

以上より、強還元炎を適用する場合には、突合せ部が密着に至るまでの圧接初期過程において、できるだけ低い加圧力で圧接することが酸化介在物低減に有効であると判断される。

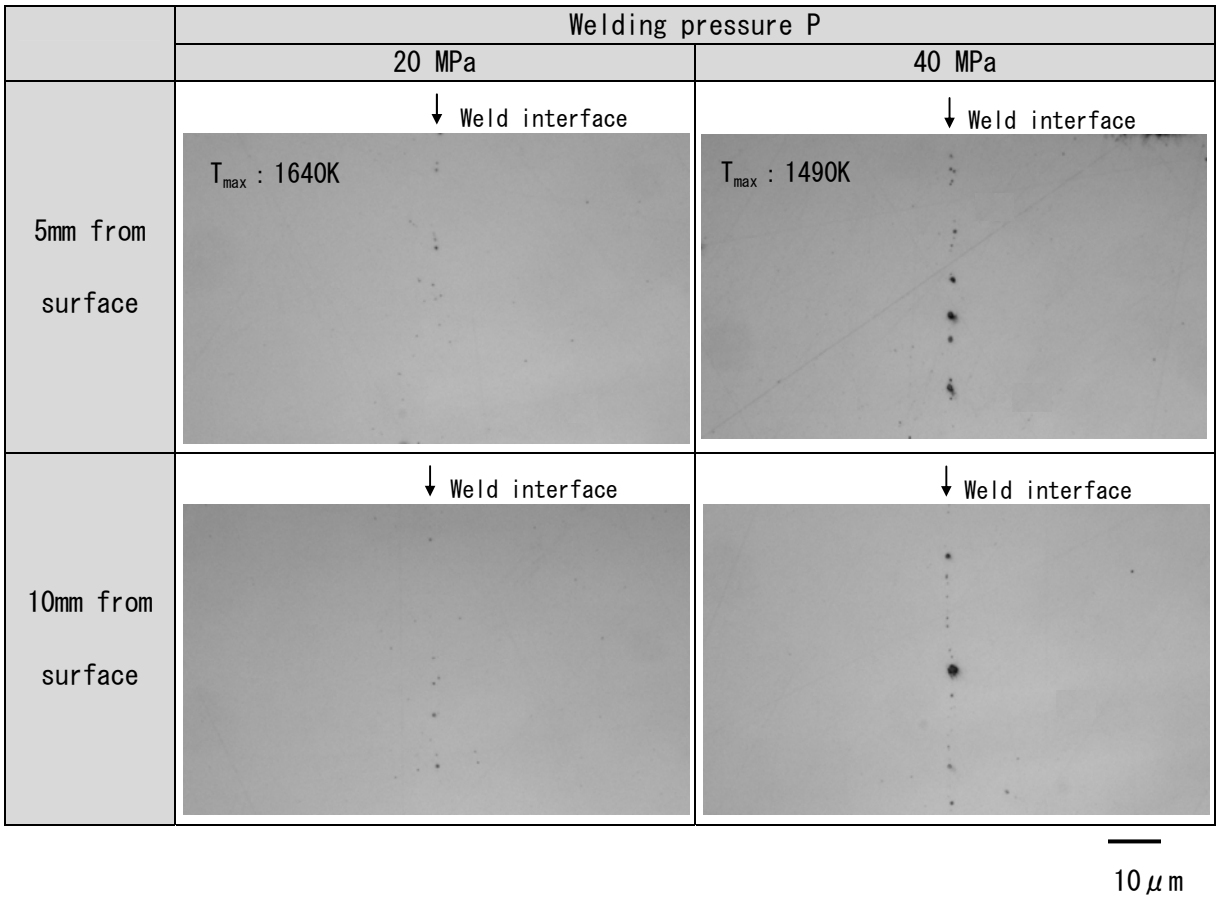


Fig.4-5　The state of oxide inclusions on cross-section (2)　Q_R : 1.19

４．３．３　突合せ部の隙間の影響

ガス容積比 1.05 程度の弱還元炎が適用される現行のレールガス圧接作業では、レール突合せ部の隙間が大きいほど、接合部に生成する酸化介在物量が増大する [60]。よって、現行作業では突合せ部の隙間を極小化するために端面研削精度を高めており、突合せ部の隙間程度は、標準

作業において 0.05mm 未満である。ここでは、強還元炎適用下における突合せ部の隙間状況が酸化介在物存在量に及ぼす影響を調べるため、上述の 0.5mm の隙間を設け、ガス容積比 1.19、加圧力 20MPa、圧縮量 3.0mm の条件により作製した試験体と、同一接合条件の下、接合端面に隙間加工を施さず、突合せ部の隙間が 0.05mm 未満となる条件で作製した試験体の酸化介在物存在量を比較した。

Fig. 4 － 6 に、試験体の接合部状況を示す。観察位置は、試験体表面から 5mm および 10mm の部位である。いずれの部位においても、隙間加工を施さずに作製した試験体の酸化介在物存在量は、隙間を設置した試験体に比べて多い傾向を呈している。このことから、隙間加工を施さない場合には、強還元炎適用による酸化介在物低減効果が低下すると考えられる。なお、この理由として、隙間加工を施さない場合、未燃焼アセチレンを含む燃焼炎の接合端面への進入が不十分となり、接合部近傍の C 濃度の増大が図れないためであると考えられる。すなわち、強還元炎適用の効果を得るには、突合せ部に燃焼炎の進入経路を確保する必要があると判断される。

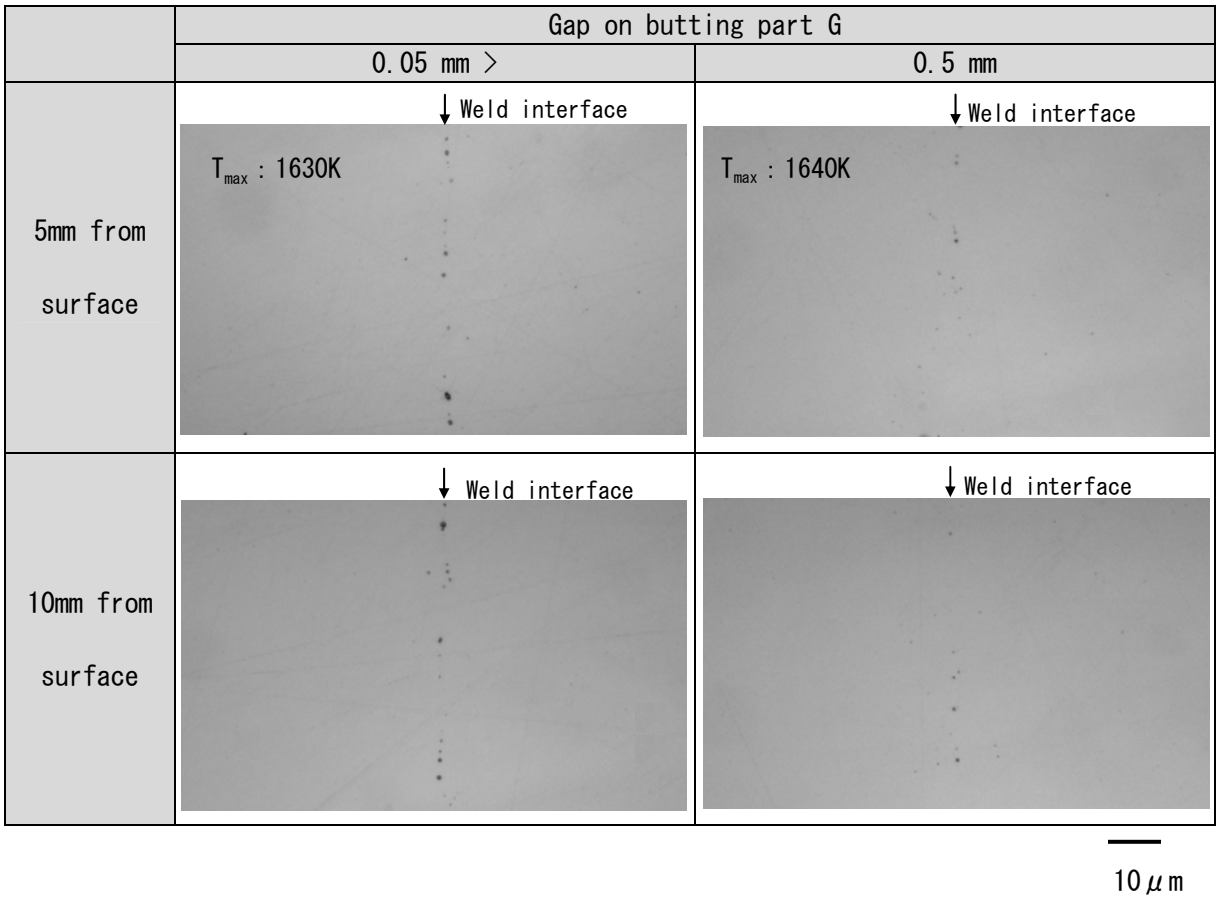


Fig.4-6　The state of oxide inclusions on cross-section (3)　Q_R : 1.19,　P : 20MPa

４．４　酸化介在物の低減に有効な燃焼・加圧パターンの検討

実験結果より、突合せ部に燃焼炎の進入経路を確保することを前提とし、突合せ部が密着に至るまでの圧接初期過程(加熱変形開始以前)において、ガス容積比 1.2 程度の強還元炎を適用するとともに、できるだけ低い加圧力で圧接し圧接初期過程での到達温度をより高めることが酸化介在物低減に有効であることが示唆された。

しかしながら、上述したように、ガス容積比を 1.2 程度とした場合、加熱変形開始以降の膨らみの形成に伴い部材表面が過剰溶融することが明らかとなった。なお、ガス圧接作業工程において酸化介在物が生成されるのは､接合端面が大気に曝される突合せ部密着前の過程であり、突合せ部密着後に従来の弱還元炎に切り替えても、酸化介在物存在量は増大しないと考えられる。よって、酸化介在物低減と作業性確保を両立させる観点から、突合せ部密着前の圧接初期過程において強還元炎を適用し、突合せ部密着後、ガス容積比を低下させる燃焼パターンが望ましいと考えられる。

一方、加圧力を低下させた場合も、目標圧縮量への到達時間(加熱時間)が延伸するため、終盤過程においてレール表面が過剰溶融する可能性がある。したがって、突合せ部密着後は加圧力を従来レベルまで上昇させる加圧パターンで、速やかに加熱変形を進行させることが望ましいと考えられる。

以上の検討結果から提案される酸化介在物の低減に有効な燃焼・加圧パターンを従来のパターンと比較して Fig. 4 － 7 にイメージ図として示す。

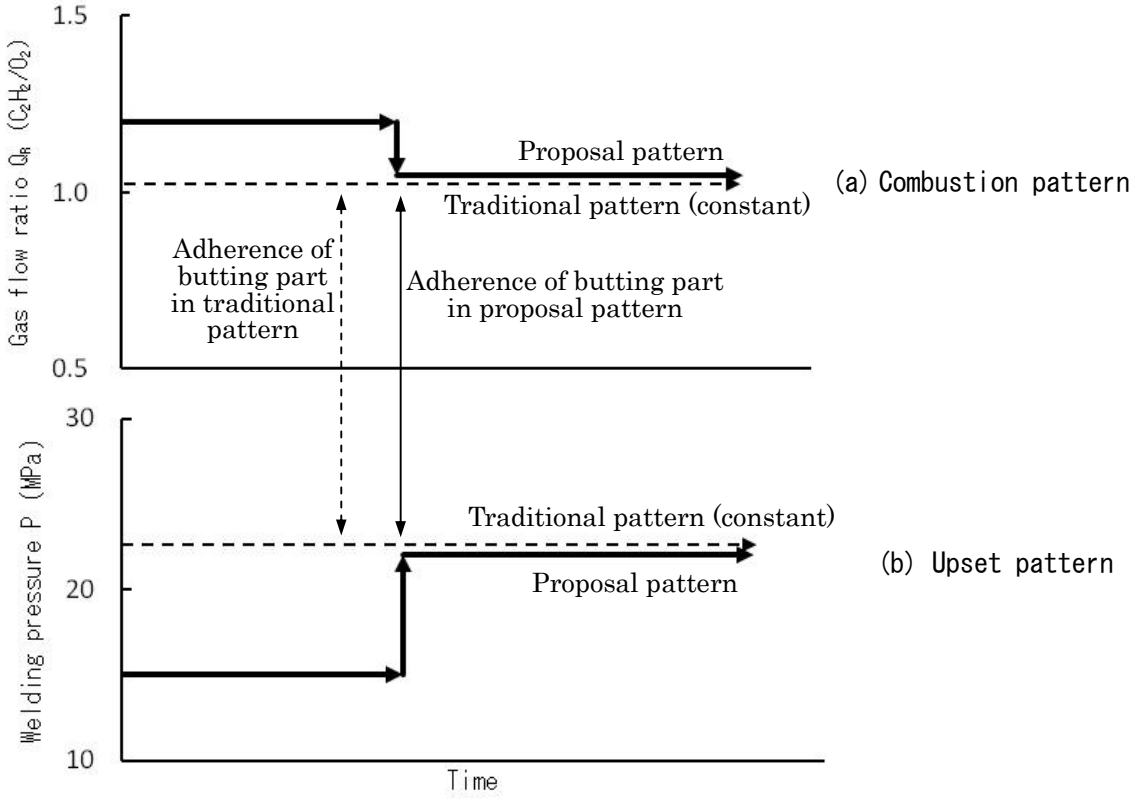


Fig.4-7　The proposal operation pattern for decreasing the oxide inclusions

４．５　レールガス圧接試験による提案した燃焼・加圧パターンの有効性検証

提案した燃焼・加圧パターンの従来のパターンに対する有効性を確認するため、難圧接材であるベイナイトレールを接合対象としたガス圧接試験を実施した。Table ４－２にベイナイトレールの化学成分の規格値を従来レールと併せて示す。ベイナイトレールは、従来の普通レールや熱処理レールに比べ、酸化介在物の分解に寄与する C の含有量が低く、さらに圧接性を低下させる Cr および Mo が合金元素として添加されている。

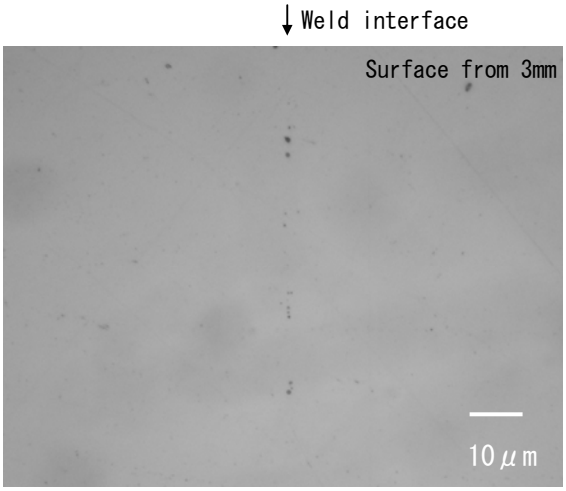
レールガス圧接作業では、形成した膨らみを熱間でせん断除去するが、接合部に酸化介在物が多量に存在する場合、熱間せん断により割れ（以下、押抜き割れと称す。）が生じ、磁粉探傷試験で欠陥磁粉模様が検出される。２．３で述べた

Table 4-2　The chemical compositions of each rail

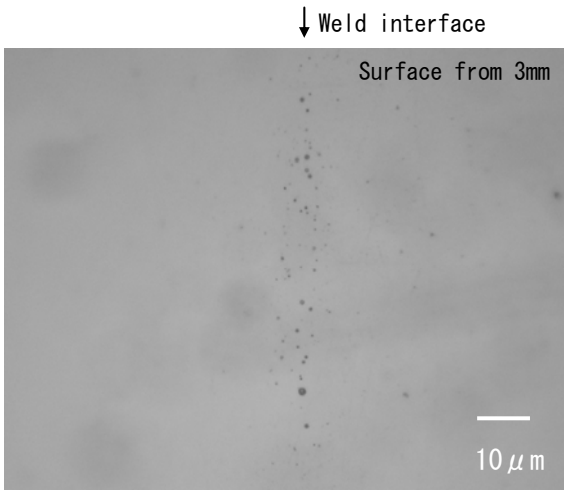
	Chemical compositions (mass%)						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
Bainitic rail	0.10-0.50	0.10-0.35	0.30-2.00	0.030 max	0.025 max	3.00 max	1.00 max
Standard carbon rail	0.63-0.75	0.15-0.30	0.70-1.10	0.030 max	0.025 max	-	-
HH rail (HH340)	0.72-0.82	0.10-0.55	0.70-1.10	0.030 max	0.020 max	0.20 max	-

ように、ガス圧接の圧縮変形に伴う接合界面の面積拡大度は、部材内部ほど大きいため、一般に内部領域の品質は部材表層部に比べて良好である。したがって、ガス圧接部の品質は、磁粉探傷試験により表面欠陥の有無を確認することで担保可能である。

また、本レールガス圧接試験において基礎試験で用いた普通レールを接合対象とした場合、従来の標準接合条件においても押抜き割れが発生する可能性は低く、提案した燃焼・加圧パターンの「酸化介在物低減効果」に言及することは困難であると考えられる。Fig. 4－8に、標準的な普通レール接合部、およびベイナイトレールを従来の HH レールガス圧接条件で接合した試験体のレール頭部コーナー部における表面から 3mm の部位の接合部状況を示す。Fig. 4－8より普通レール接合部における酸化介在物残存量は微量であり、一方、ベイナイトレール接合部では、多量の酸化介在物が認められ接合状態が不完全であるといえる。すなわち、ベイナイトレールを従来の接合条件で接合した場合、良好な接合状態を達成できないと判断されたため、本ガス圧接試験では、当ベイナイトレールを接合対象に選定した。



(a)Standard carbon rail



(b) Bainitic rail

Fig.4-8　The state of oxide inclusions on cross-section (4)

Fig. 4－9は、Table 4－3に示す従来の HH レールの標準ガス圧接条件（従来条件と称す。）で作製した試験体(TPNo.R-1)に対する磁粉探傷試験結果であるが、レール頭部コーナー部に欠陥磁粉模様が認められ、接合状態が不良であることが示唆される。

一方、提案した施工パターンに基づいて設定した接合条件(提案条件と称す。)を Table 4－3に併せて示す。提案条件の選定に際して実施したレール加熱試験により、ガス容積比 1.2 程度の強還元炎を適用した場合、加熱開始後 3min 程度でレール頭側面が溶融する兆候を呈し始

め、加熱変形開始(加熱開始後 4min 程度：ガス圧接作業時の経過時間と圧縮量との関係から導出)以前にレール頭頂面および頭側面が溶融することが判明した。Fig. 4－１０にレール加熱試験時のレール頭部状況、Fig. 4－１１に加熱試験後のレール頭部状況を撮影した写真をそれぞれ示すが、頭頂面および頭側面が溶融し、溶け落ちが生じている。よって、提案条件ではレール表面の溶け落ちを回避するため、強還元炎の適用を加熱開始後 2min とし、それ以降段階的にアセチレン流量を下げる燃焼パターンとした。

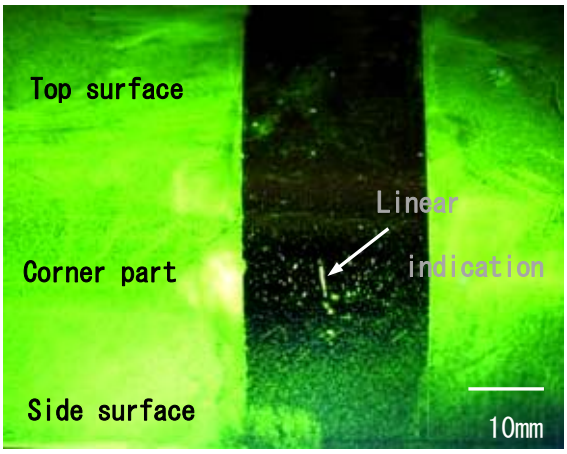


Fig.4-9　The appearance of linear indication in magnetic particle test (1)：TPNo.R-1

Table 4-3　Welding conditions on gas pressure welding test of bainitic rail

			Traditional condition (HH rail)	Proposal condition
Gas flow rate (ℓ/min)	Oxygen		105	105
	Acetylene	Heating start - 2min	109 (constant)	120
		2 - 4min		115
		4min -		109
Welding pressure (kN)		Before deformation start	186 (constant)	130
		After deformation start		186
Upset length (mm)			30	30
Gap on butting part			0.05mm > on surface	2.5mm on surface

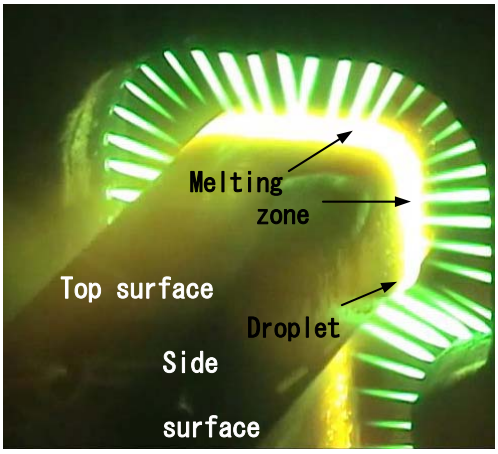


Fig.4-10　The appearance of rail surface during heating test

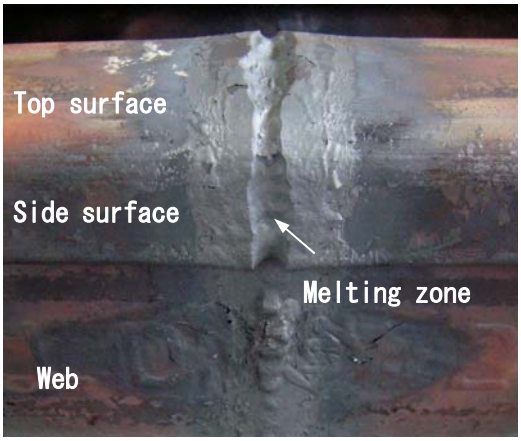


Fig.4-11　The appearance of rail surface after heating test

また、加熱変形開始以前の加圧力の低減率については、加熱時間延伸に伴う終盤過程でのレール表面の過剰溶融を防止するため、加熱時間の延伸を従来条件の 1min 以内に留めることを前提に検討し、従来条件での設定値の 30%とした。なお、加圧力の低減率を 30%とした場合、加熱時間の延伸は 30～40sec 程度に留まることを確認した。さらに、燃焼炎の接合面への進入程度を高めることを目的に、従来条件において欠陥磁粉模様が発生したレール頭部コーナー部を含むレール頭側面に隙間を設置することとした。ここでは、Fig. 4－１２に示した表面幅 2.5mm、深さ 10mm を有する楔状の隙間を設置したが、隙間形状の検討段階において、燃焼炎を強還元炎から弱還元炎に切り替えるタイミングでの突合せ部の密着程度を考慮した。

Fig. 4－１３に試験体作製状況を示すが、提案条件による試験体作製作業では、作業途中において問題となるレールの表面溶融は生じなかった。Fig. 4－１４に当試験体(TPNo.R-2)の膨らみ押抜き直後の外観写真を示す。また、試験体 TPNo.R-2 に対して実施した磁粉探傷試験において欠陥磁粉模様は検出されず、さらに、Fig. 4－１５に同試験体の接合部状況を示す（観察部位は Fig. 4－８と同一）ように、酸化介在物存在量は少量であり、良好な接合状態が達成されていると判断される。

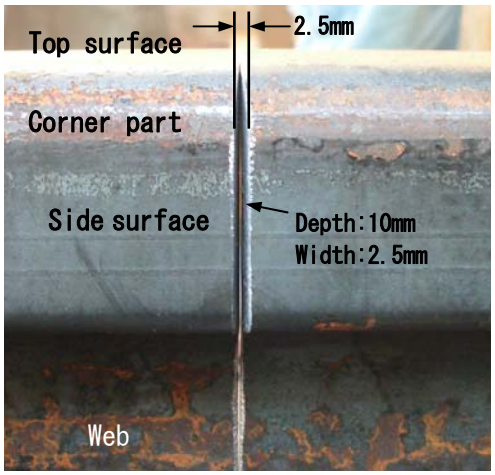


Fig.4-12　The circumstance of gap on butting part

Fig.4-13　Gas pressure welding of rail

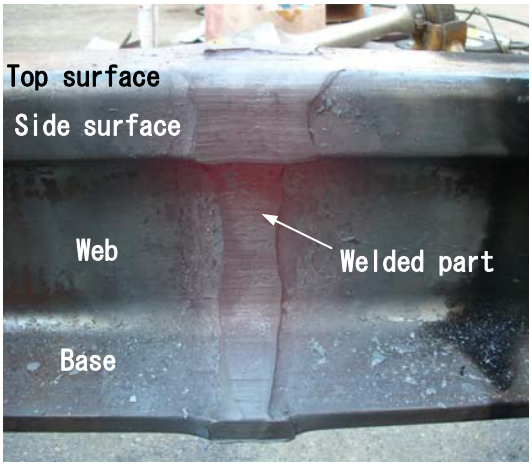


Fig.4-14　The appearance of rail surface just after bulge trimming

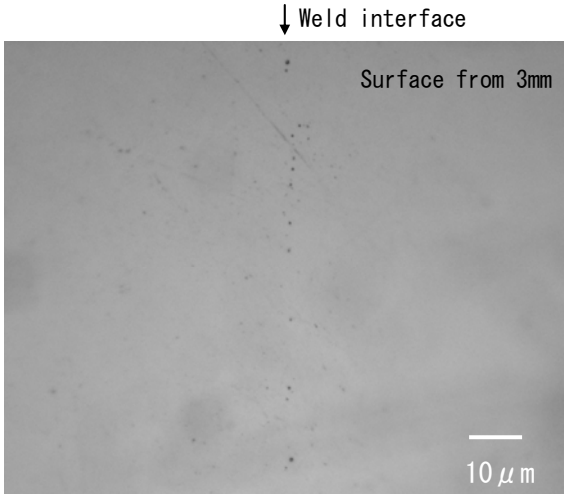
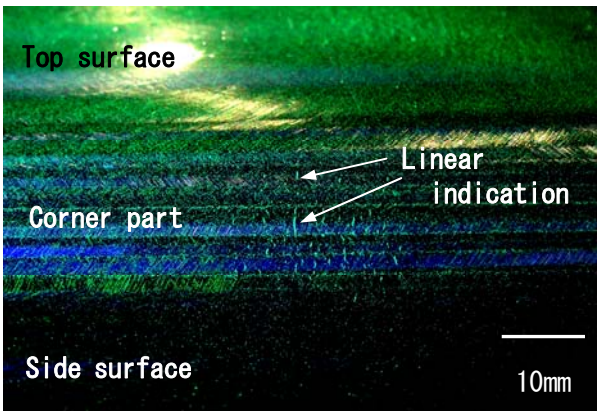
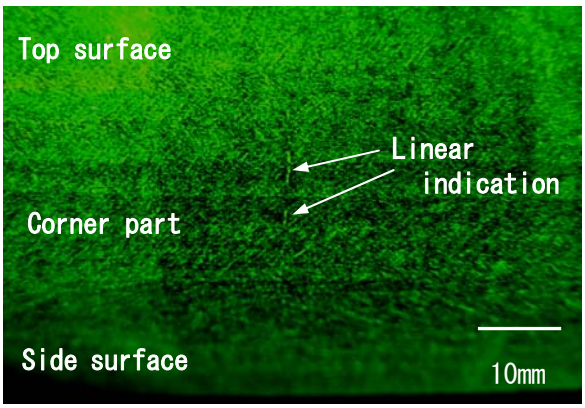


Fig.4-15　The state of oxide inclusions on cross-section (5)：TPNo.R-2

なお、本検討で提案した燃焼・加圧パターンは、圧接初期過程での「強還元炎の適用」および「低加圧力の適用」の 2 要素を反映しているが、各要素の欠陥抑制に対する影響を確認するため、各要素それぞれを単独で反映した接合条件でベイナイトレール試験体(強還元炎を適用した試験体：TPNo.R-3、低加圧力を適用した試験体：TPNo.R-4)を作製し、欠陥磁粉模様の発生状況を調べた。その結果、いずれの試験体においても欠陥磁粉模様の発生が認められ、2 要素とも酸化介在物の低減に寄与していると判断された。Fig. 4－１６に両試験体の欠陥磁粉模様発生状況を示す。



(a)　TPNo.R-3



(b)　TPNo.R-4

Fig.4-16　The appearance of linear indication in magnetic particle test (2)

以上の結果より、本検討で提案した燃焼・加圧パターンは、従来の接合パターンに比べて酸化介在物の低減により有効であり、圧接部の品質を向上できると考えられる。

４．６　結言

本章では、酸化介在物の低減に有効な接合施工条件を提案することを目的に、接合条件の酸化介在物存在量に及ぼす影響を調べた。本検討で得られた主な結果を以下に示す。

(1) 突合せ部が密着に至るまでの圧接初期過程において、ガス容積比（アセチレン供給量／酸素供給量）1.2 程度の強還元炎を適用するとともに、できるだけ低い加圧力で圧接し圧接初期過程での到達温度をより高めることが酸化介在物低減に有効であることが示唆された。

(2)強還元炎適用による酸化介在物低減効果を得るには、突合せ部に燃焼炎の進入経路を確保する必要があることがわかった。

(3)ベイナイトレールを接合対象としたガス圧接試験により、本検討において提案した燃焼・加圧パターンは、従来の接合パターンに比べて酸化介在物の低減により有効であることが示唆された。

第５章　水素ガスを用いたレールガス圧接法に関する検討

５．１　緒言

１章で述べたように、現行のレールガス圧接システムで用いられているアセチレンガスは燃焼反応に伴い炭酸ガスを発生するため、環境に及ぼす影響が懸念される。また、アセチレンガスは環境問題のみならず、年間消費量が 1.6 万トン[61] と全盛期の 3 分の１程度にまで落ち込んでいることから、将来的な原材料価格の高騰、あるいは製造メーカ側の採算状況如何によっては、ガスの安定供給が滞る可能性が危惧されている。このことから、将来においてもレールの接合においてガス圧接法の適用を可能とするには、アセチレン代替ガスを用いたガス圧接法の開発が必要であると考えられる。

一般に用いられている代表的な燃料ガスとして、天然ガス（メタンガスが主成分）、LPG（プロパンガスが主成分）、水素ガスが挙げられる。このうち天然ガスは豊富な可採埋蔵量が確認されており[62]、また、LPG は天然ガスから分離抽出できる[63] ため、将来においても安定供給を維持できると推察される。しかしながら、天然ガスの主成分であるメタンガスおよび LPG の主成分であるプロパンガスは、1 章で述べたように、燃焼速度がアセチレンガスに比べて遅く、ガス圧接作業で加熱能力の観点から特に重要となる火炎の集中性がアセチレンガスに比べて劣っている。一方、水素ガスは燃焼速度が非常に速く、また、酸素との燃焼反応で炭酸ガスを発生しない。なお、脱炭素化の流れが加速しつつある現在、世界各国で「化石燃料改質法」、「電気分解法」等の複数の方式による水素製造法、さらには、水素ガスの貯蔵・輸送に関する研究が高効率化、コスト低減等を目標に推進されている[64]。したがって、将来においては、より容易にかつ廉価に水素ガスが入手できるようになるものと推察される。

そこで、本研究では、水素ガスを用いるレールガス圧接法の開発を具体的目標に掲げることとした。ただし、ガス圧接作業に適用する燃焼炎は、十分な加熱能力と接合面の酸化を軽減する上で十分なシールド性を併せ持つ必要があり、この点においてアセチレンガス燃焼炎は優れた特性を有している。よって、水素ガスを適用する場合には、圧接性の低下を考慮する必要がある。

以上を鑑み、本章では、水素ガス燃焼炎の特性を十分に把握し、さらに、２章および３章で得られたガス圧接部における酸化介在物変遷挙動に関する知見を念頭に置いた上で、水素ガス

を用いてレールを接合する場合の接合施工条件に関する検討を実施した。なお、４章では、酸化介在物の低減に有効な変動型の燃焼・加圧パターンを提案したが、本章においては、標準となる接合条件を見出す目的から、従来のレールガス圧接法と同様、不変型の燃焼・加圧パターンを基本とする接合条件の選定を前提として検討を進めた。

５．２　水素ガス燃焼炎の特徴

水素ガスは燃焼速度が非常に速いため、燃焼炎の取扱いが難しいという欠点を有する。しかしながら、これまでの研究[65]により、適量のヘキサン(C_6H_{14})を付加することで燃焼炎が安定して形成されることがわかっている。そこで本研究においても、燃焼炎を安定形成させるため、ヘキサンの適用を前提とした。Fig. ５－１に、本研究で用いた水素ガス燃焼炎発生システムの概略図を示す。本システムでは、ガスボンベから得た水素ガスをヘキサン溶液を封入した容器中に通すことで、ヘキサンの混成を実施する。

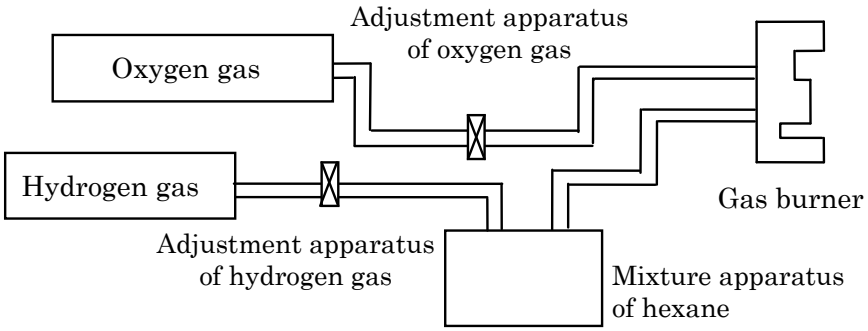
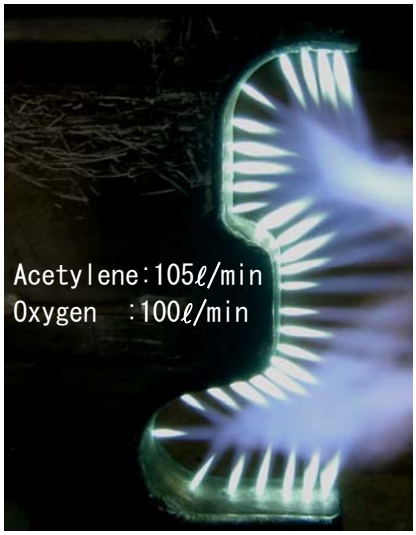


Fig.5-1　The combustion system of hydrogen gas

Fig. ５－２に、当システムで得られる水素ガス燃焼炎の状況を従来のアセチレンガス燃焼炎と比較して示す。使用した加熱バーナは、アセチレンを用いる従来のレールガス圧接用(2 分割式)であり、水素、酸素およびヘキサン溶液の供給量は、φ25mm 丸棒鋼の接合試験[65]で選定した条件を基にレール断面積を勘案して設定した。両燃焼炎とも中性混合比に対し、燃料ガス量をやや高めに設定した弱還元炎であるが、水素ガス燃焼炎の形成領域は、水素ガスの燃焼速度がアセチレンガスに比べて高い[56]ことに起因して、アセチレンガス燃焼炎より狭い。したがって、水素ガス燃焼炎は、火炎の集中性が高く優れた加熱特性を有するが、燃焼炎による接合

部のシールド性がアセチレンガス燃焼炎に比べて劣るものと判断される。

(a) Hydrogen gas



(b)Acetylene gas

Fig.5-2　Combustion flame of each fuel gas

５．３　水素ガスをガス圧接に適用するための方策

４．３．１では、燃焼炎による接合部のシールド性を高めることで、突合せ部が完全に閉口し外気と遮断される以前の圧接初期過程における酸化介在物の生成量を低減できる可能性を示唆した。しかしながら、５．２で述べたように、水素ガス燃焼炎はシールド性の面でアセチレンガス燃焼炎に比べて劣っていると判断されることから、水素ガスを適用する上で、燃焼炎によるシールド範囲を拡張するための方策の検討が不可欠になると考えられる。なお、燃焼炎によるシールド範囲を拡張する具体的な方法として、以下の 2 項目が挙げられる。

(1)燃料ガス（水素ガス）の供給比率を増大し、燃焼炎の形成範囲を拡張する。

(2)加熱バーナの構造改良により、燃焼炎の形成範囲を拡張する。

したがって、本章では、レールのガス圧接試験を通して、実用に供し得る継手を達成するための燃焼条件および加熱バーナ構造を見出すことを目的に検討を実施した。

５．４　水素ガスを用いたレールのガス圧接試験

５．４．１ 実験方法

実用に供し得る継手を実現するための燃焼条件および加熱バーナ構造を見出すため、複数の

燃焼条件および加熱バーナを適用し、JIS E 1101 に規定される JIS60kg 普通レールを接合対象としたガス圧接試験を実施した。なお、接合条件は、燃焼条件を除き、アセチレンガスを用いる従来法における JIS60kg 普通レール接合条件と同一とした。また、機器も燃焼炎発生システムを除き、従来法と同一のものを使用した。

Table 5-1　Combustion conditions of hydrogen gas

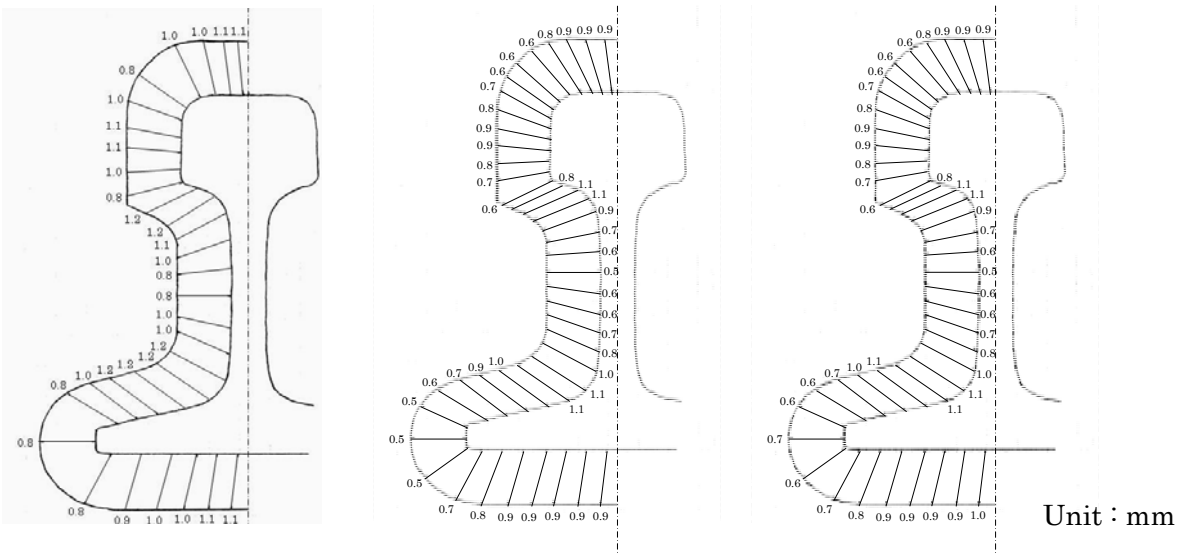
	Gas flow rate Q(ℓ/min)		Additional amount of hexane(mℓ/min)
	Hydrogen	Oxygen	
Condition A	330	125	65
Condition B	410	〃	〃
Condition C	450	〃	〃

（１）燃焼条件

水素ガス燃焼条件として Table　５－１に示した 3 条件を設定した。燃焼条件 A は Fig. ５－２(a)の燃焼条件であり、燃焼条件 B および C は、燃焼条件 A に対して水素ガス供給量を段階的に増量し、燃焼炎によるシールド性を高めたものである。

（２）加熱バーナ

既存のアセチレンガス用加熱バーナ 2 種類と試作バーナ 1 種類を試験に供した。これらはいずれも 2 分割式である。片側のバーナ形状を Fig. ５－３にそれぞれ示す。



(a)　Conventional burner a　　(b) Conventional burner b　　(c) Trial burner

Fig.5-3　Tip arrangement and diameter of each burner

Fig. 5－3 (a)の既存バーナ a は、Fig. 5－2 に燃焼状況を示した加熱バーナである。それに対して、Fig. 5－3 (b)に示した既存バーナ b では、燃焼炎がレール全周を均一に覆うように火口の配置間隔が既存バーナ a に比べて密になっている。また、Fig. 5－3 (c)に示した試作バーナは、燃焼炎の形成範囲をより拡大させる目的から、既存バーナ b における複数火口の火口径を拡大したものである。

（３）継手品質評価方法

試験体作製時のレール外観状況を観察するとともに、作製試験体の全周を研削した後、磁粉探傷試験を行い欠陥磁粉模様の有無を詳細に確認した。また、静的曲げ破断試験を実施し、曲げ破断荷重とたわみ測定および破断面観察を実施した。さらに、一部の試験体においては、接合部を観察し、接合部に残存する酸化介在物量を調査した。

５．４．２　試験結果および考察

（１）燃焼条件の継手品質に及ぼす影響

Table　5－1 の各燃焼条件の下、Fig. 5－3 (a)に示した既存バーナ a を用いて試験体を作製した。試験体作製条件および試験体に対する非破壊検査の結果を Table　5－2 に示す。燃焼条件 A および B で作製した TPNo.1-1 および 1-2 は両者とも、所定の圧縮量（24mm）が得られるまでの圧接時間が 7 分程度であるが、これは従来法における JIS60kg 普通レール接合時の圧接時間と同程度である。また、TPNo.1-1 および 1-2 とも目視で確認されるきずは発生しなかった。一方、設定した燃焼条件中、最もシールド性が高い燃焼条件 C を適用した TPNo.1-3 の圧接時間は 8 分 12 秒と、TPNo.1-1 および 1-2 に比べて著しく延びており、レール頭頂面から頭部コーナ部に至る部位、および片側のレール底部端に顕著な押抜き割れが認められた。Fig. 5－4 に、頭部領域の押抜き割れ発生状況を示す。以上より、燃焼条件Ｃで得られる燃焼炎は、シールド性が高い一方で加熱能力が不十分なため、良好な接合状態を達成することは不可能であると判断される。

一方、目視では押抜き割れが観察されなかった TPNo.1-1 および 1-2 を対象に磁粉探傷試験を実施した。試験継手の全周をグラインダ研削した後に実施した磁粉探傷試験の結果、両継手とも片側のレール底部端に微小な欠陥磁粉模様が認められた。

Table 5-2　Welding conditions and the results of non-destructive test（1）

TPNo.	Condition	Pressure (kN)	Weiding time	Upset length (mm)	Appearance test	Magnetic particle test
1-1	A	165	7’ 03”	24	Good	No good
1-2	B	〃	6’ 55”	〃	Good	No good
1-3	C	〃	8’ 12”	〃	No good (There are cracks on head and foot)	-

また、TPNo.1-1 および 1-2 を対象に支点間距離 1m、中央集中荷重による静的曲げ破断試験を実施し、静的強度を評価した。なお、静的曲げ破断試験では、磁粉探傷試験でレール底部端に欠陥磁粉模様が認められたことを考慮し、レール底部側に引張力の作用する頭部上向（HU）姿勢での破断とした。Table５－３に曲げ破断試験結果を示すが、両継手とも JIS60kg 普通レールガス圧接部の曲げ破断基準値を下回った。さらに、破断面観察の結果、両継手とも片側のレール底部端に微小な押抜き割れが認められた。

よって、TPNo.1-1 および 1-2 は、レール底部端に存在した押抜き割れに起因し、低荷重で破断に至ったものと判断される。Fig.５－５に TPNo.1-1 の破断面状況を示すが、押抜き割れ形成部位周辺にフラット破面（酸化介在物の残存に起因し、破断き裂が接合部に沿って進展することで現出する平滑破面）が認められる。

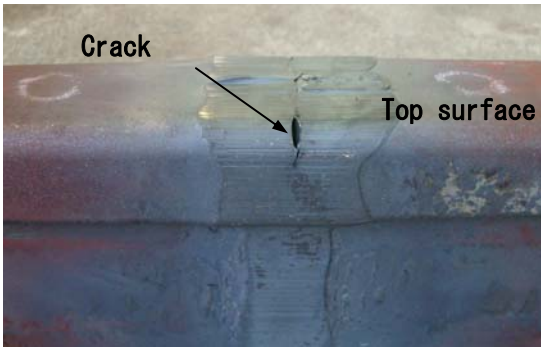


Fig.5-4　The crack on rail head area

Table 5-3 The results of slow bend test（1）

TPNo.	Position	Load(kN)	Deflection(mm)
1-1	HU	1,105	12
1-2	〃	1,350	20
The criteria of gas pressure weld (JIS60kg-standard carbon rail)			
HU		1,370	25

４．５で述べたように、ガス圧接部の押抜き割れは、酸化介在物の残存量が多く低強度の接合部が熱間押抜き時の発生応力に耐え切れず開口することで形成される。Fig. ５－６は、TPNo.1-1 および TPNo.1-2 の底部端近傍の接合部状況である。観察位置は、いずれも押抜き割れの発生した側の底部側面から 10mm 離れた部位とした。なお、図(c)には従来法（アセチレンガス燃焼炎）による標準的なレールガス圧接部の同部位における接合部状況を示した。TPNo.1-1 の接合部状況を示す図(a)では、接合部を中心とした幅 10μm 程度の領域に多量の酸化介在物が分散して存在し、接合状態が粗悪であると判断される。なお、このように多量の酸化介在物が残存する要因として、燃焼炎による接合部のシールド不足が考えられる。すなわち、燃焼炎によるシールド不足により、圧接初期過程の接合面に多量の酸化介在物が形成されたものと推察される。

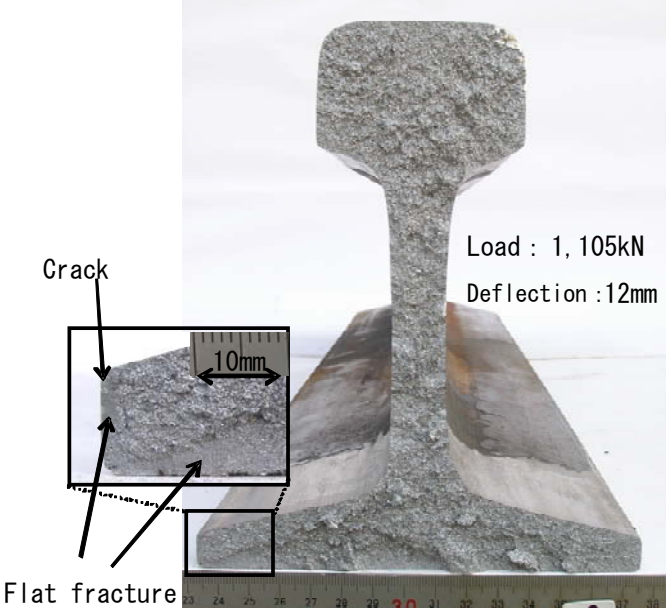
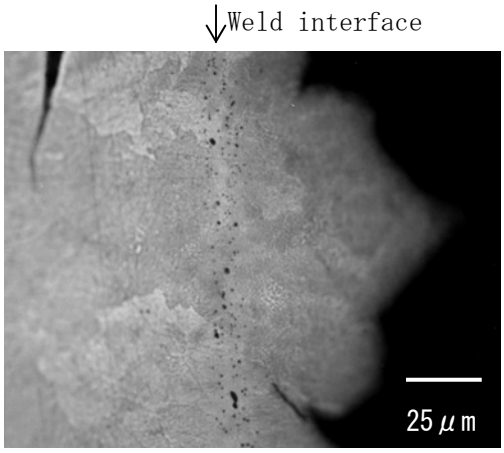


Fig.5-5　The appearance of fracture surface (TPNo.1-1)

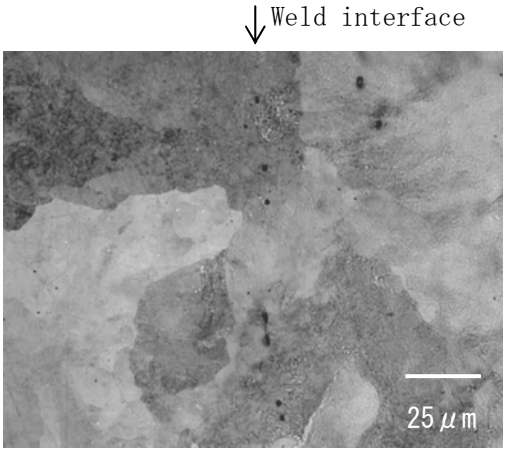
それに対して、図(b)に示す TPNo.1-2 の接合部上に観察される酸化介在物量は、TPNo.1-1 に比べて減少している。これは、TPNo.1-2 作製時に適用した燃焼条件Ｂによる燃焼炎のシールド性が TPNo.1-1 作製時に適用した燃焼条件 A に比べて高いことに起因すると考えられる。また、Table ５－２に示した TPNo.1-2 作製時の圧接時間が従来法と同程度であることを考慮すると、燃焼条件Ｂによる燃焼炎は必要十分な加熱能力を有していると判断される。その一方で、上述したように、燃焼条件 B よりさらにシールド性を高めた燃焼条件 C の場合、燃焼炎の加熱能力が著しく低下するため、ガス圧接作業への適用は適切でないと考えられる。したがって、燃焼炎の加熱特性とシールド性のバランスを考慮すると、燃焼条件Ｂの適用が概ね妥当であると判断される。しかしながら、Fig. ５－６に示した TPNo.1-2 の接合部には、従来法による標準的な接合部に比べて、サイズの大きな酸化介在物が残存しており、さらに、レール底部端に微小な押抜き割れが生じていることを考え合わせると、燃焼条件 B を適用した場合でもレ

ール底部端付近では、燃焼炎によるシールド性が不足していると推察される。

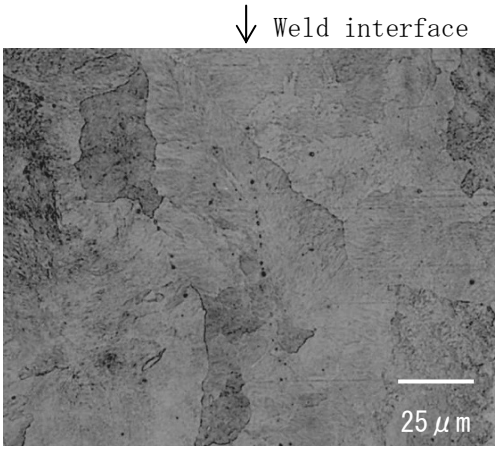
以上より、本レールガス圧接試験で用いた既存バーナ a の適用を前提とする限り、いかなる燃焼条件を選定しても良好な接合状態を達成することは困難であり、加熱バーナ構造の改良により、燃焼炎によるシールド範囲を拡張する必要があると考えられる。



(a) TPNo.1-1



(b) TPNo.1-2



(c) Standard weld produced by conventional method

Fig.5-6　The state of oxide inclusions in weld interface (1)
（10mm distance from foot tip of rail）

（２）加熱バーナ構造の継手品質に及ぼす影響

既存バーナ a では、燃焼条件をいかに設定しても良好な接合状態を達成することは困難であると判断された。そこで、燃焼炎が接合部全周を均一に覆うように、火口が密に配列された既存バーナ b を適用して試験体を作製し、継手品質を評価した。なお、試験では、加熱特性とシールド性のバランスに優れると判断された Table５－１の燃焼条件 B による燃焼炎を適用し、

計 3 体の継手を作製した。

Table ５－４に継手作製条件および磁粉探傷試験結果を示す。いずれの試験継手も圧接時間が JIS60kg 普通レール接合時の標準圧接時間（6 分 30 秒～7 分 30 秒）に収まっている。また、磁粉探傷試験の結果、いずれの試験継手においても異常は認められなかった。よって、Table ５－４と同一接合条件の下、既存バーナ a を用いて作製した TPNo.1-2 のレール底部端に磁粉探傷試験で異常が認められたことを考慮すると、既存バーナ b の適用により、燃焼炎によるシールド範囲が拡大し、レール底部端近傍の継手品質向上に至ったと判断される。

Table 5-4　Welding conditions and the results of non-destructive test（2）

TPNo.	Combustion condition			Pressure (kN)	Welding time	Upset length (mm)	Magnetic particle test
	Gas flow rate(ℓ/min)		Additional amount of hexane(mℓ/min)				
	Hydrogen	Oxygen					
2-1	410	125	65	165	7’ 13”	24	Good
2-2	〃	〃	〃	〃	7’ 21”	〃	Good
2-3	〃	〃	〃	〃	6’ 57”	〃	Good

なお、上記試験継手 3 体を対象に実施した HU 姿勢での曲げ破断試験結果を Table５－５に示す。3 体のうち、TPNo.2-1 および 2-3 の破断荷重、たわみ量は曲げ破断基準値を満足したが、TPNo.2-2 は、破断荷重、たわみ量とも基準値を下回った。また、破断面観察の結果、TPNo.2-1 および 2-2 における片側の底部端に微小な押抜き割れが、TPNo.2-3 の両側の底部端にフラット破面が認められた。さらに、3 体とも底部中央部に疑似フラット破面が観察された。代表例として TPNo.2-2 の破断面（押抜き割れが生じた側の足部領域）を Fig. ５－７に示す。

Table 5-5　The results of slow bend test（2）

TPNo.	Position	Load(kN)	Deflection(mm)
2-1	HU	1,515	25
2-2	〃	1,215	14
2-3	〃	1,650	33
The criteria of gas pressure weld (JIS60kg-standard carbon rail)			
HU		1,370	25

Fig.5-7　The appearance of fracture surface (TPNo.2-2)

以上の結果より、既存バーナ b を適用してもレール底部端における押抜き割れの完全な抑制には至らず、燃焼炎によるシールド範囲をさらに拡大する必要があると判断される。また、底部中央部にフラット破面が形成されていることから、底部領域への入熱不足が示唆される。

そこで、上述した試験結果を考慮し、レール底部領域における燃焼炎によるシールド範囲拡大、および入熱量増大を図るため、既存バーナ b における複数火口の火口径を拡大させた加熱バーナ（Fig. 5－3 (c)試作バーナ）を試作し、試験体作製に適用した。レール底部領域に限定して火口径を拡大することで、当該領域のガス噴出量が増大し、シールド範囲の拡大および入熱量増大を達成できるが、特定部位のガス噴出量が大幅に増加した場合、レール部材の局部過熱が引き起こされる可能性がある。よって、試作バーナの設計においては、段階的に火口径の拡大を実施し、その都度、レールガス圧接試験によりレール部材の局部過熱が生じないことを確認した。Fig. 5－8 に当試作バーナの既存バーナ b に対する火口径の変更状況を示す。当試作バーナを用いて、Table 5－4 の接合条件により試験継手を 3 体作製し、各試験に供した。

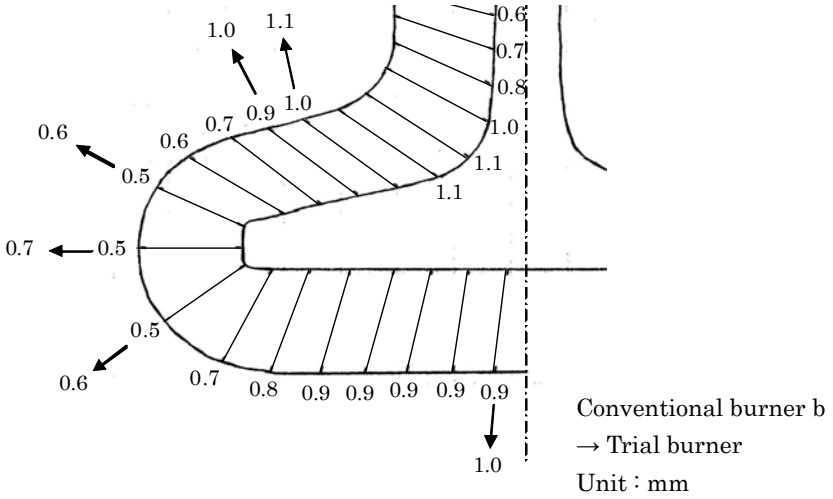


Fig.5-8　The modification of tip diameter on trial burner

Table 5－6 に磁粉探傷試験結果および HU 姿勢での曲げ破断試験結果を示す。磁粉探傷試験では、いずれの試験体とも異常は認められず、さらに、静的曲げ破断試験においても基準値を十分に上回る結果が得られた。また、Fig. 5－9 に同条件で作製した試験継手の底部端近傍の接合部状況を示す（観察部位は、Fig. 5－6 と同部位）。当接合部上に存在する酸化介在物は微量であり、Fig. 5－6 (c)に示した従来法による標準な接合部と同程度であると言える。

Table 5-6　The results of slow bend test（3）

TPNo.	Magnetic particle test	The results of slow bend test		
		Position	Load(kN)	Deflection (mm)
3-1	Good	HU	1,670	40
3-2	Good	〃	1,585	34
3-3	Good	〃	1,905	70

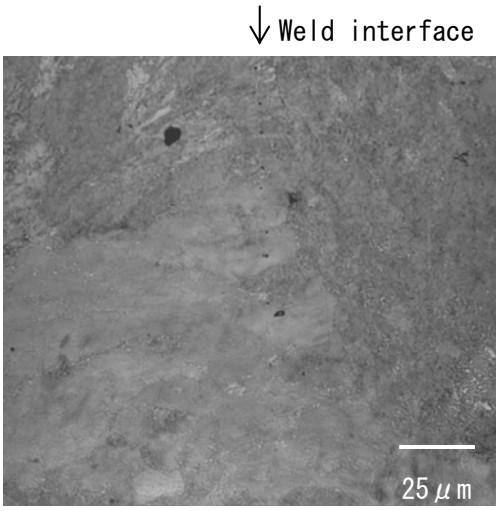


Fig.5-9　The state of oxide inclusions in weld interface (2)（10mm distance from foot tip of rail）

５．４．３　接合施工条件の提案

５．４．２で述べたように、継手強度に大きな影響を及ぼす接合部上の酸化介在物量を低減する観点から、燃焼条件および加熱バーナ構造の検討を行い、十分な静的強度を有する継手を作製できる接合施工条件を見出した。本検討結果より提案される水素ガスを主ガスとして用いるレールガス圧接法の標準仕様を Table５－７に示す。なお、接合対象は JIS 60kg 普通レールである。

Table 5-7　Standard procedure of gas pressure welding of rail with hydrogen gas (JIS60kg standard carbon rail)

1.Applying fuels

Hydrogen gas、Oxygen gas、Solution of hexane

2.Applying devices

Pressure device：Applying the same as conventional method.
Trimming device：Applying the same as conventional method.
Heating burner　：Applying the burner as shown in Fig.1

3.Welding condition

Applying the welding condition as shown in Table1.

Table 1 Welding condition

Combustion condition			Pressure (kN)	Upset length (mm)
Q(ℓ/min)		Additional amount of hexane (mℓ/min)		
Hydrogen	Oxygen			
410	125	65	165	24

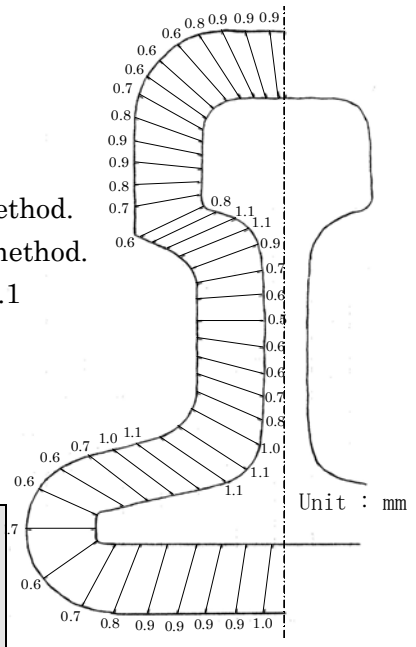


Fig.1 Tip diameter of burner

５．５　提案したレールガス圧接法の生産プロセスとしての適用可能性評価

５．４で提案した水素ガスを用いるレールガス圧接法の従来法に代わる生産プロセスとしての適用可能性を評価する目的から、提案ガス圧接法により作製した継手の諸特性、当該ガス圧接法適用時の作業安全性および炭酸ガス発生量に関する評価を実施した。

５．５．１　提案ガス圧接法により作製した継手の諸特性

５．４．２で述べたように、提案ガス圧接法を適用することで十分な静的強度を有する継手を実現できる。しかしながら、実軌道に適用するには、継手が経年使用に耐え得るか検証する必要がある。よって、提案ガス圧接法により作製した継手を対象に、硬度試験、ミクロ組織試験、曲げ疲労試験を実施した。

（１）頭頂面硬さ分布

Fig.５－１０に、試験継手頭頂面中央部のブリネル硬さ分布を示す。測定間隔は、5mm である。当硬度分布では、接合部近傍の硬さがレール母材よりやや高くなっており、また、熱影響域境界において、幅 10mm 程度の軟化域が認められる。なお、当硬度分布は、従来法による接合部とほぼ同一であり、列車通過に伴う軟化域の落ち込みが、顕在化することはないと判断される。

（２）ミクロ組織

Fig.５－１１は、試験継手中央縦断面上で観察した代表位置のミクロ組織である。観察部位は、頭頂面下 5mm 位置の圧接中心、HAZ 中央部、HAZ 細粒部、HAZ 近接母材、および母材である。いずれの部位においても、マルテンサイト等の異常組織は認められない。

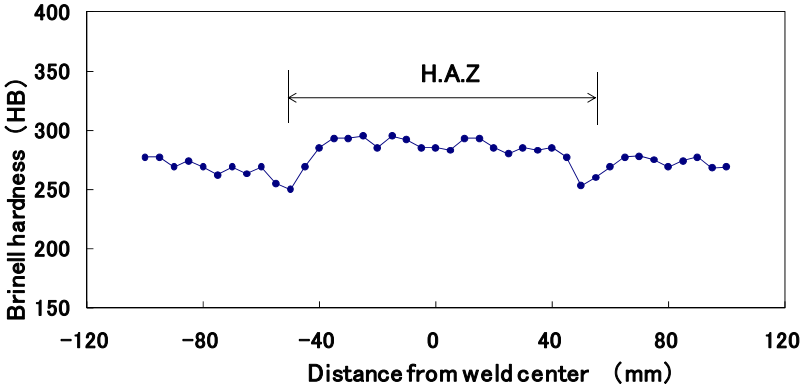
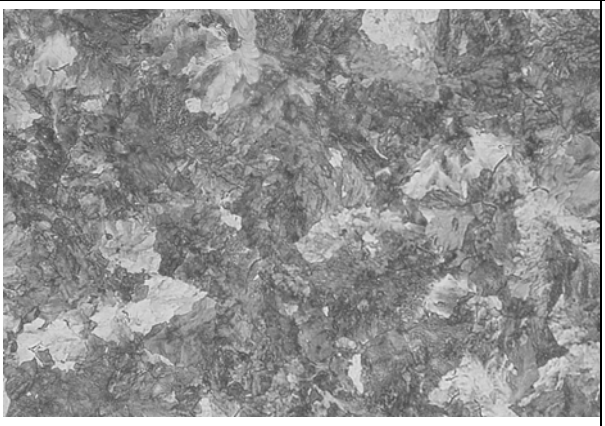


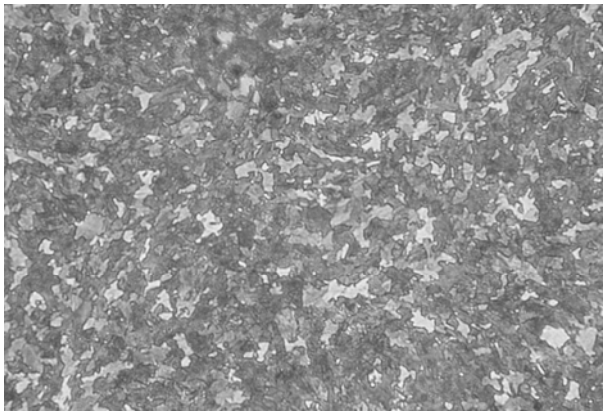
Fig.5-10　Hardness distribution of top surface

Observation positions

①Center of weld



②H.A.Z.



③Fine grained region of H.A.Z.

④Base material nearby H.A.Z.

⑤Base material

100 μ m

Fig.5-11 Micrograph of longitudinal section (5mm below top surface)

（３）曲げ疲労強度

試験継手 3 体に対し、レール底部領域に引張応力の作用する HU 姿勢にて、支点間距離 1300mm、中央載荷点距離 150mm、繰り返し速度 2Hz の 4 点曲げ疲労試験を実施した。試験では、最小応力を 30N/mm² とする片振り条件を採用し、繰り返し数 200 万回を限度とした。

Fig.5-12 The status of bending fatigue test

曲げ疲労試験状況を Fig. 5－１２に、試験結果を Table 5－8 にそれぞれ示す。

TPNo.F-1 および F-3 は、全応力振幅 320N/mm² の下、繰り返し数 200 万回で未破断であったが、TPNo.F-2 は繰り返し数 134 万回で破断した。なお、TPNo.F-2 の破壊起点は圧接中心より約 70mm 離れた熱影響部外側のレール母材底面部であった。以上より、当該試験継手は、従来法によるガス圧接部が有する 320N/mm²（全応力振幅）と同等の疲労強度レベルを確保していると判断される。

Table 5-8 The results of bending fatigue test

TPNo.	Stress (N/mm²)			Number of cycles ($\times 10^6$)	Comment
	Minimum	Maximum	Range		
F-1	30	350	320	2.00	No-fracture
F-2	30	350	320	1.34	Fracture (Initiation was out of H.A.Z.)
F-3	30	350	320	2.00	No-fracture

以上に述べた継手性能評価試験結果より、提案ガス圧接法により作製した継手は実軌道上の使用において、問題を生じないと判断される。

５．５．２ 当該ガス圧接法の作業安全性

アセチレンガスを用いる従来法では、加熱バーナがオーバーヒートされた場合、燃焼速度の増大に起因して燃焼炎が火口内部に侵入する逆火現象が生じる問題がある。一方、当該ガス圧接法を適用した試験継手作製作業では、当逆火現象が発生せず、ヘキサンを付加した水素ガス

燃焼炎は、作業安全上、アセチレンガス燃焼炎に比べて優れていると判断された。なお、本質的に燃焼速度が速い水素ガスを用いる当システムにおいて逆火現象が発生しない要因として、ヘキサン付加による燃焼速度の低減、および従来法に比べて供給ガス流量が増加したことによるガス噴出速度の増大が考えられる。

５．５．３ 炭酸ガス発生量の試算

また、水素ガスの適用により期待される環境負荷低減効果を評価するため、当該レールガス圧接法を JIS 60kg 普通レールの接合に適用した場合の炭酸ガス発生量を試算し、従来法における発生量と比較した。Table ５－９に試算結果を示す。本結果から、当該法の適用により、炭酸ガス発生量が従来法のおよそ 1/3 程度に削減でき、環境負荷を大幅に低減できると判断される。

Table 5-9 Estimation of carbon footprint in gas pressure welding of rail
(JIS 60kg-standard carbon rail)

	Newly method	Conventional method
Combustion condition	Hydrogen : 410ℓ/min Oxygen : 125ℓ/min Hexane : 65mℓ/min(11.3ℓ/min: gas phase)	Acetylene : 105ℓ/min Oxygen : 100ℓ/min
Equation of reaction	・H_2＋0.5O_2→H_2O ・C_6H_{14}＋9.5O_2→ 6CO_2＋7H_2O	・C_2H_2＋2.5O_2 → 2CO_2＋H_2O
Welding time	7 min	7 min
Carbon footprint	11.3 ℓ/min× 6 × 7 min = 474 ℓ	105 ℓ/min× 2 × 7 min = 1470 ℓ

５．５．４ 適用可能性の評価

上述したように、提案したレールガス圧接法により作製した継手の性能は、従来法による継手と比べても遜色なく、実使用上、問題を生じないと考えられる。また、生産プロセスとしての安全性および環境負荷性能については、従来法より優れていると判断された。したがって、提案した水素ガスを用いるレールガス圧接法は、アセチレンガスを用いる従来法に代わる生産プロセスとして実用に供し得ると判断される。

５．６　結言

本章では、レールガス圧接作業に伴う環境負荷低減、および将来においても燃料ガスの安定確保を可能とする目的から、水素ガスを用いるレールガス圧接法の確立に関する検討を実施した。得られた主な結果を以下に列挙する。

(1) 水素ガス燃焼炎は燃焼速度が高いため、接合端面の酸化を防止する上で重要となる燃焼炎による接合部のシールド性が従来のアセチレンガス燃焼炎に比べて劣ると判断された。

(2) ガス圧接工程における接合雰囲気の還元度を高める目的から、燃焼条件および加熱バーナ構造に関する検討を実施し、水素ガスの適用に相応しい燃焼条件および加熱バーナを考案した。なお、JIS60kg 普通レール試験継手を対象に実施した性能評価試験の結果、本研究で提案したレールガス圧接法により、実軌道に適用し得るガス圧接部を作製できると判断された。

(3) 当該法における試験継手作製試験では、アセチレンガスを用いる従来法で問題となっている逆火現象が発生せず、当該法は、従来法に比べ、作業安全上優れていると判断された。

(4) 当該法により JIS60kg 普通レールを接合する場合の炭酸ガス発生量を試算した結果、従来法における炭酸ガス発生量のおよそ 1/3 程度に削減できることがわかった。

第6章　総　括

鉄道レールを溶接してロングレール化することにより、騒音・振動の低減、メンテナンスコストの節減、乗り心地の向上が図れるため、ロングレール軌道の適用が一般的となっている。ガス圧接法は主要なレール溶接法として、新幹線にも適用されており、安全安定輸送の一端を担っている。しかしながら、現行のレールガス圧接作業では、ガス圧接部の品質が溶接作業者の技量に大きく依存しており、熟練作業者不足が減少していく状況下において、今後、レールガス圧接部の信頼性をいかに保持するかが重要な課題として挙げられる。

ガス圧接部では、接合部に存在する酸化介在物が接合阻害因子となり、ガス圧接施工後の接合部に酸化介在物が多量に残存する場合、実用上問題となる欠陥発生の可能性が生じる。したがって、接合阻害因子である酸化介在物の低減方法について検討することがガス圧接部の信頼性を保持する上で有効であると考えられる。なお、この前提として、酸化介在物の生成から微細化に至るまでの変遷挙動を把握する必要があるが、既往の研究において、ガス圧接工程全体にわたる酸化介在物変遷挙動に言及したものは見当たらない。

一方、鉄道は他輸送機関に比べて輸送効率が高く、環境負荷の面で優れているが、各鉄道事業者では、その優位性をさらに高めるべく、鉄道事業に伴う炭酸ガス排出量削減のための取り組みを実施している。そのような状況の中、炭化水素であるアセチレンガスを用いるレールガス圧接においても、環境負荷低減に対する迅速な対応が求められている。さらに、アセチレンガスは産業界での消費量減少により生産コストが増大しており、将来的な供給体制の崩壊が懸念されている。

以上の背景より、本研究では、主要なレール溶接技術であるガス圧接法を将来においても継続して適用可能とする目的から、ガス圧接接合部の接合阻害因子である酸化介在物の低減により有効な接合施工条件を見出すための検討、およびアセチレン代替ガスを用いたレールガス圧接法に関する検討を実施した。

まず、ガス圧接の初期過程から終盤過程にかけての接合部観察、およびフォマスター試験機を用いた圧接現象再現試験により、接合部における酸化介在物の生成から微細化に至るまでの挙動を追跡し、ガス圧接過程における酸化介在物変遷挙動の把握を試みた。次に、そこで得られた知見を基に、酸化介在物を低減する上で有効な燃焼・加圧パターンを提案し、実レールの

ガス圧接試験により、提案条件の有効性を確認した。さらに、アセチレン代替ガスとして水素ガスに注目し、水素ガスを用いる場合のレールガス圧接法についての検討を実施し、作製した継手の実使用性能、当工法の生産プロセスとしての安全性および環境負荷低減性能を示した。

以下に本研究で得られた主な結論を総括して述べる。

第１章では、ガス圧接法における課題について言及し、現在までのガス圧接に関わる研究経緯を述べるとともに残された問題点を指摘した。さらに、本研究の目的と研究過程を示した。

第２章では、ガス圧接の各過程における接合部状況を観察し、得られた酸化介在物の存在形態および化学組成に関するデータを基に、ガス圧接過程における酸化介在物の変遷挙動について考察した結果、以下の諸点が明らかになった。

(1) 圧接初期過程では、接合部に沿って Fe 系の層状酸化物が生成する。

(2) 圧接過程が進行し中盤過程に至ると、Fe 系の層状酸化物が母材中 C の還元を被り縮小化すると同時に、粒状の Si-Mn-Fe 系複合酸化物に変遷する。

(3) さらなる圧接過程の進行に伴い、接合部上の酸化介在物は Fe の含有率を低下させながら縮小化し、圧接終盤過程に至ると、Si-Mn 系の複合酸化物に変遷する。なお、圧接終盤過程では、圧縮変形の効果が重畳することで、介在物サイズがより縮小化する。

第３章では、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、以下の諸点を明らかにした。

(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 による還元を受けて分解し、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。

第 4 章では、酸化介在物の低減と作業性確保を両立し得る現実的な接合施工条件を提案し、実レールのガス圧接試験により、その効果を確認した。明らかになった諸点を以下に示す。

(1) 突合せ部が密着に至るまでの圧接初期過程において、ガス容積比（アセチレン供給量／酸素供給量）1.2 程度の強還元炎を適用するとともに、できるだけ低い加圧力で圧接し圧接初期過程での到達温度をより高めることが酸化介在物低減に有効であることが示唆された。

(2) 強還元炎適用による酸化介在物低減効果を得るには、突合せ部に燃焼炎の進入経路を確保する必要があることがわかった。

(3) ベイナイトレールを接合対象としたガス圧接試験により、本検討において提案した燃焼・加圧パターンは、従来の接合パターンに比べて酸化介在物の低減により有効であることが示唆された。

第 5 章では、レールガス圧接作業に伴う環境負荷低減、および将来においても燃料ガスの安定確保を可能とする目的から、水素ガスを用いるレールガス圧接法の確立に関する検討を実施し、以下の諸点を明らかにした。

(1) 水素ガス燃焼炎は燃焼速度が高いため、接合端面の酸化を防止する上で重要となる燃焼炎による接合部のシールド性が従来のアセチレンガス燃焼炎に比べて劣ると判断された。

(2) ガス圧接工程における接合雰囲気の還元度を高める目的から、燃焼条件および加熱バーナ構造に関する検討を実施し、水素ガスの適用に相応しい燃焼条件および加熱バーナを考案した。なお、JIS60kg 普通レール試験継手を対象に実施した性能評価試験の結果、本研究で提案したレールガス圧接法により、実軌道に適用し得るガス圧接部を作製できると判断された。

(3) 当該法における試験継手作製試験では、アセチレンガスを用いる従来法で問題となっている逆火現象が発生せず、当該法は、従来法に比べ、作業安全上優れていると判断された。

(4) 当該法により JIS60kg 普通レールを接合する場合の炭酸ガス発生量を試算した結果、従来法における炭酸ガス発生量のおよそ 1/3 程度に削減できることがわかった。

以上、本研究では、主要なレール溶接技術であるガス圧接法を将来においても継続して適用可能とする目的から、ガス圧接部の接合阻害因子である酸化介在物存在の低減に有効な接合施工条件を示し、さらに、レールガス圧接作業に伴う環境負荷低減および将来的な燃料ガスの安定確保を達成する目的から、水素ガスを用いるレールガス圧接法を提案した。

謝　辞

本論文は大阪大学接合科学研究所教授 小溝裕一博士の多大な御指導と御鞭撻を賜って纏めたもので、ここに謹んで感謝の意を表します。

また、本論文の作成にあたり、有益な御助言、御指導を賜りました大阪大学接合科学研究所教授　高橋康夫博士、同大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻教授　廣瀬明夫博士ならびに同大学接合科学研究所教授　藤井英俊博士に衷心より感謝の意を表します。

本研究は、公益財団法人鉄道総合技術研究所にて実施したもので、本研究遂行の機会を与えて戴きました公益財団法人鉄道総合技術研究所理事長　垂水尚志博士に心より感謝いたします。また、本研究の遂行にあたり、御指導を戴いた公益財団法人鉄道総合技術研究所専務理事　内田雅夫氏、同企画室長　高井秀之氏、同鉄道力学研究部主管研究員　石田誠博士、同軌道技術研究部長　古川敦博士、同軌道技術研究部レール溶接研究室長　辰巳光正氏、同鉄道技術推進センター管理課長　設楽英樹氏ならびに元公益財団法人鉄道総合技術研究所　大石橋宏次博士（現技建工業㈱）、同　三浦重氏（現㈱鉄道現業社）、同　上山且芳氏（現ＪＦＥエンジニアリング㈱）、同　深田康人博士（現阪和溶接工業所）に深く感謝の意を表します。

さらに、本研究の実施にあたり、御協力戴いた公益財団法人鉄道総合技術研究所　軌道技術研究部レール溶接研究室　寺下善弘氏、同　伊藤太初氏、同　梅内一行氏、ならびに元公益財団法人鉄道総合技術研究所　工藤松一氏（現双葉鉄道工業㈱）、同　坂下積氏（同）に心から感謝いたします。

また、本論文を纏めるにあたり、御助言を戴きました大阪大学接合科学研究所講師　寺崎秀紀博士をはじめとした同小溝研究室の皆様に深く感謝いたします。

なお、本研究での実験および分析の実施にあたり、㈱全溶　井上哲生氏、東海ガス圧接㈱　宮口茂樹氏、㈱徳武製作所　徳武利洋氏、㈱九州テクノリサーチ　影山英明氏、白山商事㈱　田中文夫氏ならびに㈱白山製作所　山下英樹氏に御協力を戴きました。ここに記して感謝いたします。

参考文献

1） 高木小二郎，小野川侑，青木正一：酸素アセチレン焔に依る鉄筋の衝合接合に就いて, 満鉄鉄道技術研究所報告, 241(1943), 1-19.

2）Adams,L.:New Oxyacetylene Processes for Butt Welding Rails, Ry.Eng.Maitenance, 35(1939), 28～31.

3）А.Ф.ЖАРКОВ: ТРУДЫ ЧНИИ МПС ВЫПУСК, 166(1959), 31-97.

4）Hoffmann,W. and Raabe,W.:Erfahrung mit der Autogenen Schienen – Pressschweissung, Schw.u.Schn., 5-H-3(1953), 90～95.

5）山本隆一：レールの溶接，特殊鋼，59-5(2010), 35-38.

6）日本圧接協会：鉄筋継手市場調査報告書, (2004), 4.

7）Moore,H.F.,Thomas,H.R.and Cramer,A.E.:Progress Report –Joint Investigation of Continuous Welded Rail, Welding Journal, 18(1939), 270s-290s.

8）Steidle,P.:Das Autogene Pressschweissen im Stahlbeton – Hochbau,Schw.u.Schn.,10, H.6(1958), 242-244.

9）A.B.Kinzel:Solid Phase Welding, Welding Journal, 23-12(1944), 1124-1144.

10）Fine,L.,C.H.Maak,A.R.Ozanich :Fundamental Affecting the Bond in Pressure Welds, Welding Journal, 25-6(1946), 517-529.

11）J.M.Parks: Recrystallization Welding, Welding Journal, 32-5(1953), 209-221.

12）Huges,J.E. :Some Oxidation Effects during the Pressure Welding of Steels, British Welding Journal, 33-4(1954), 161-166.

13）J.Sun,J.Kristan :Gas-Pressure Welding –Is it feasible for North American railroads?, Railway Track & Structures, 99-2(2003), 12-15.

14）大井一郎：ガス圧接に関する研究（第１報）-軟鋼接合に関する予備実験-, 溶接学会誌，21-3 (1952), 71-76.

15）大井一郎：ガス圧接法に関する研究（第２報）―軟鋼棒ならびに管の接合―, 溶接学会誌, 22-1(1953), 10-17.

16）斉藤哲夫, 山路賢吉：常温圧接の基礎と応用（１）, 溶接学会誌, 30-1(1961), 3-10.

17）斉藤哲夫, 山路賢吉：常温圧接の基礎と応用（２）, 溶接学会誌, 30-2(1961), 70-79.

18）斉藤哲夫, 角川清夫：常温圧接, 溶接学会誌, 36-12(1967), 80-90.

19）橋本達哉, 田沼欣司：圧接部の機械的性質におよぼす表面処理の影響について, 溶接学会誌, 37-10(1968), 1080-1087.

20）橋本達哉, 大橋修：後熱処理による固相接合過程の研究, 溶接学会誌, 40-7(1971), 632-639.

21）田沼欣司, 橋本達哉：固相接合性におよぼす高真空中の表面処理の効果について, 溶接学会誌, 40-9(1971), 875-884.

22）大橋修, 橋本達哉：常温圧接性に影響をおよぼす 2, 3 の因子について　−常温圧接に関する研究（第 1 報）−, 溶接学会誌, 47-1(1978), 37-43.

23）石井勇五郎, 恩沢忠男, 生沼利亮, 村越誠：爆発圧接境界の溶融層の研究（第 1 報）, 溶接学会誌, 38-6(1969), 601-607.

24）石井勇五郎, 恩沢忠男, 生沼利亮：爆発圧接境界の溶融層の研究（第 2 報）, 溶接学会誌, 38-12 (1969), 1372-1378.

25）仁藤弘, 武田秀雄：高周波誘導加熱による管圧接に関する研究（第 1 報）―圧接諸条件の機械的性質におよぼす影響―, 溶接学会誌, 41-10(1972), 1197-1208.

26）大井一郎, 袴田定雄：異形鉄筋のガス圧接性, 溶接学会誌, 35-9(1966), 882.

27）白岩俊男, 伊藤慶典, 石井謙一, 藤野充克：ガス圧接材のフラット破面について, 鉄と鋼, 52-10(1966), 1616-1619.

28）小平一丸, 松阪卲一郎：鋼材のガス圧接部の破面に対する一考察, 溶接学会全国大会講演概要集, 1(1967),　13.

29）石井勇五郎：圧接, 溶接学会誌, 32-2(1963), 80-90.

30）橋本達哉, 田沼欣司：炭素鋼圧接部の高温顕微鏡的研究, 溶接学会誌, 36-12(1967), 1301-1309.

31）橋本達哉, 田沼欣司：固相圧接部の結晶粒界移動に関する研究, 溶接学会誌, 38-11(1969), 1225-1233.

32）安藤弘平, 仲田周次, 西田順紀：アプセット・バット溶接における接合面の酸化介在物の分散・微細化機構, 溶接学会誌, 40-11(1971), 1140-1148.

33）大石橋宏次, 上山且芳, 大原宗行：鋼の熱間圧接に関する研究　−主としてフラット破面の

改善について−、溶接学会抵抗溶接研究委員会資料、RW-190-81 (1983).

34) 西口公之, 高橋康夫：基本的な接合機構に基づく固相接合過程の定量的検討（第１報）−接合過程のモデル化とその数値計算による検討−, 溶接学会論文集, 3-2(1985), 303-309.

35) 西口公之, 高橋康夫：基本的な接合機構に基づく固相接合過程の定量的検討（第２報）−接合モデルの妥当性に関する実験的検討−, 溶接学会論文集, 3-2(1985), 309-315.

36) 西口公之, 高橋康夫, 小口力：接合機構領域図による固相接合過程の検討, 溶接学会論文集, 4-2(1986), 311-316.

37) 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.

38) 山口博, 細田奈麻絵, 須賀唯知 : 表面活性化法によるダイヤモンドの常温接合, 日本金属学会秋期大会講演概要, 129(2001), 469.

39) 清水敬介, 鈴木隆資, 荒木孝雄, 西田稔 : エキシマレーザを用いた表面活性化プロセスとその応用, 溶接学会全国大会講演概要, 72(2003), 174-175.

40) 渡辺健彦, 高山博史, 柳沢敦：界面活性凝着接合法による鉄鋼とアルミニウム合金の接合, 第 62 回界面接合研究委員会資料, IJ-22-02(2003)

41) 加賀忠士, マティアル R ハウラダル, 須賀唯知：ステンレスとアルミニウムの常温接合によるシール特性に関する研究, 日本金属学会春期大会講演概要, 132(2003), 277.

42) 王謙, 王英輝, 石川信博, 木村隆, 須賀唯知：Au-Sn room temperature interconnections fabricated by Surface Activated Bonding, 日本金属学会秋期大会講演概要, 133(2003), 601.

43) 藤野真久, 細田奈麻絵, 石川信博, 山口博, 須賀唯知, 桑山直樹 : ダイヤモンドとアルミニウムの常温接合, 日本金属学会春期大会講演概要, 130(2002), 272.

44) 苑暁迎, 高橋邦夫, 恩澤忠男：修正埋め込み原子法を二量体に適用する際の問題点に関する検討 −修正埋め込み原子法の接合・凝着問題への適用性に関する基礎研究（第１報）−, 溶接学会論文集, 27-1(2002), 63-67.

45) 苑暁迎, 高橋邦夫, 恩澤忠男：非バルク系へ適用範囲を拡張した修正埋め込み原子法及びその体心立方遷移金属への適応, 溶接学会全国大会講演概要, 73(2003), 128-129.

46) 高橋康夫, 上杉勝洋, 松坂壮太：金細線の常温凝着接合 −接合界面に沿った応力誘起拡散と

接合強度上昇機構-, 溶接学会全国大会講演概要, 72(2003), 194-195.

47) 大井一郎, 今井定雄:ガス圧接法によるレールの接合(第 1 報) -曲げ試験について, 溶接学会誌, 24-8,9(1955), 308-314.

48) 大井一郎, 今井定雄:ガス圧接法によるレールの接合(第 2 報), 溶接学会誌, 24-11(1955), 423-430.

49) 青山信一, 川島実, 石黒一郎, 比留間正夫, 橋本勝利:トンネル内にふ設したガス圧接レールの実態調査, 鉄道技術研究資料, 21-11(1964), 38.

50) 青山信一, 川島実, 比留間正夫, 橋本勝利 : レールのプロパンガス圧接試験(50N,40N,50T レール), 鉄道技術研究資料, 23-5(1966), 35.

51) 青山信一, 川島実, 小松敬也, 石黒一郎, 比留間正夫, 橋本勝利:新形レールのアセチレンガス圧接試験 - 50N,40N,50T レール -, 鉄道技術研究資料, 23-8(1966), 25.

52) 青山信一, 川島実, 比留間正夫 : 現場レールガス圧接作業の信頼度調査, 鉄道技術研究資料, 25-12(1968), 26.

53) 上山且芳, 大原宗行, 大石橋宏次, 佐々木秀:硬頭レールガス圧接部の後熱処理, 鉄道技術研究資料, 40-4(1983),12-16.

54) 深田康人, 辰己光正, 山本隆一, 上山且芳: レールガス圧接部の信頼性向上に関する検討, 溶接学会論文集, 21-1(2003), 39-45.

55) (社)日本鉄筋継手協会 技術委員会 : 高分子材を用いた天然ガス圧接工法に関する調査研究, (2010)

56) 日本化学会編 : 化学便覧 基礎編Ⅱ, 丸善(1984), 408.

57) 金属表面物性工学, 丸善(1992), 141.

58) 文献 57), 112.

59) 中西実, 丸尾大: 炎加工・熱切断, 産報出版(1979), 31.

60) 大石橋宏次, 上山且芳 : ガス圧接部の品質と評価に関する基本的検討 - 鋼ガス圧接部ふくらみの熱間せん断による非破壊検査(第 1 報) -, 溶接学会論文集, 14-2(1996), 305-313.

61) 経済産業省:生産動態統計・化学工業統計年報, (2006)

62) 資源エネルギー年鑑研修委員会編 : 2003/2004 資源エネルギー年鑑, 通産資料出版会 (2003), 719.

63）燃料協会編：新版　燃料便覧, コロナ社(1974), 409.

64）石黒雅裕：水素社会への移行に向けて, Best Value, 5(2004), 8-11.

65）山本隆一, 深田康人, 寺下善弘 : 低 CO_2 型ガス圧接法に関する基礎的検討, 鉄道総研報告, 15-10(2001), 51-56.

本研究に関する発表論文

1) 山本 隆一，深田 康人，辰巳 光正，小溝 裕一：ガス圧接接合部における酸化介在物の変遷挙動の観察，溶接学会論文集，27-3(2009), 222-229.

2) 山本 隆一，小溝 裕一，深田 康人：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，溶接学会論文集，28-2(2010), 167-176.

3) 山本 隆一，辰巳 光正，伊藤　太初，小溝 裕一：レールガス圧接における酸化介在物低減に関する検討，溶接学会論文集，29-4(2011), 258-266.

4) R. Yamamoto, Y. Fukada and H. Harasawa : Rail Welding in Japan, 6th Technical Seminar of the Institute of Rail Welding, Cambridge, October (2004)

5) 山本隆一，辰己光正，小溝裕一，深田康人：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検討，溶接学会，第 200 回溶接冶金研究委員会資料，WM-2143-10(2010)

6) 山本隆一，辰己光正，小溝裕一，深田康人：レール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, 溶接学会, 第 84 回界面接合研究委員会資料, IJ-07-10, (2010)

7) 山本隆一, 深田康人, 寺下善弘 : 低 CO_2 型ガス圧接法に関する基礎的検討, 鉄道総研報告, 15-10(2001)，51-56.

8) 山本隆一，辰巳光正，寺下善弘：水素ガスを適用したレールガス圧接法の開発，鉄道総研報告，22-8(2008)，45-50.