

鉄道レールの現地溶融溶接技術の開発

Development of Field Welding Technology for Rails

奥村 誠⁽¹⁾ 狩峰 健一⁽²⁾ 内野 耕一⁽³⁾ 百合岡 信孝⁽⁴⁾
Makoto OKUMURA Kenichi KARIMINE Kouichi UCHINO Nobutaka YURIOKA

抄 録

近年、鉄道輸送の効率化を目指し列車の高速化、貨車の重載化が図られ、レールの使用環境は耐摩耗や耐疲労損傷に関し一段と厳しさを増している。これに対応し新日本製鐵は高性能・高強度レールを開発した。一方、鉄道レールはその保守点検の簡易化、騒音や振動の抑制、安全走行などの観点からロングレール化が進められてきており、そのためレール接合は不可欠の技術となっている。本報では、主として、高性能・高強度レールを対象とした現地軌道での溶融溶接技術に対し、従来の溶接技術の常識を打破する溶接金属の高炭素化を着想することにより、開発した新接合技術の実用化の状況を述べる。又、今後の発展が期待されているレール自動溶融溶接技術の開発状況を紹介します、レール溶接の将来動向を展望する。

Abstract

In recent years, speed of passenger train and heavy loading on freight train have been increased for the purpose of improving the efficiency of railroad transportation. These rail service conditions have been resulting in increasing severity of wear and fatigue resistances of rails. To cope with such environmental conditions Nippon Steel has met these challenges by developing high-strength and high-performance rails. Meanwhile, continuous welded rails (CWR) have been extensively laid to simplify maintenance and inspection, to reduce noise and vibration, and to ensure high speed track. Accordingly, developing of advanced welding techniques for CWR has become indispensable. The present paper describes some applications of new rail welding techniques, which have been developed on the basis of entirely new concept that a high carbon weld metal is used for a field fusion welding of the high-strength and high-performance rails. It further states the present situation of an automatic fusion welding technology for rails which is expected to be a novel welding method in the future, and also surveys the prospective trend of the rail welding techniques.

1. はじめに

鉄道の使命として、安全性を前提により効率的な輸送体系を作ることが重要である。具体的には、より早くより大量に人や物を輸送するため、列車の高速化及び貨車の重載化（高軸重化）が図られてきている。こうした状況は、レール各部に、より複雑な荷重及び衝撃力が加わることになり、レール材にとって極めて過酷な使用環境となっている。特に、車輪の接触するレール頭頂踏面からゲージコーナーにかけては、大きな輪重、横圧あるいは接線力が作用し、より複雑な応力場がレール表面直下に形成される。又、レール底部では大きな繰返し曲げ応力が働く状況になる。その結果、この過酷な使用状況に耐えるため耐摩耗性のもとより、さまざまな形態で生じる疲労損傷への耐性及び曲げ疲労強度の向上がレール材に要求されている。

この市場要請に対応し、新日本製鐵は圧延後レール頭部を再加熱し緩冷却焼入れ (Slack Quench) 処理を施すことにより、微細パー

ライト組織を有する NHH (New Head Hardened) レール、NS II スーパーレールを開発してきている¹⁾。更にレール圧延後直接熱処理を施し、硬化深度を従来にない大きなものにした DHH (Deep Head Hardened) レールなどの高強度レールも開発してきている¹⁾。又、最近では列車の高速走行時に問題となるレール頭頂部の転動疲労損傷 (ダークスポット、シェリング、フレーキングなど) を低減すべく新しいレールの開発に取り組んでいる²⁾。

一方、鉄道レールはその保守点検の簡易化、騒音や振動の抑制、乗り心地の向上、高速走行の安定化などの観点から、定尺レールを溶接により長尺化する、いわゆるロングレール化が進められている。このロングレールは、工場から出荷される25又は50mの定尺レールをレール溶接工場や仮設基地で接合（一次溶接）して、100から200m（もしくは400m）に長尺化した後、それらを敷設箇所まで輸送し、現場で接合（二次溶接）し、更にその両端に伸縮継目や分岐器を接合（三次溶接）して数百から千数百mの長さにしたものである。適用する溶接法としては、圧接法に属するフラッシュバット溶接 (FBW) :

*⁽¹⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 接合研究センター
主任研究員 工博
*⁽²⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 接合研究センター 主任研究員

*⁽³⁾ 技術開発本部 八幡技術研究部 主任研究員
*⁽⁴⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 接合研究センター 所長 工博

主に一次溶接)とガス圧接 (GPW:一次, 二次溶接), 及び溶融溶接法に属するエンクローズドアーク溶接 (EAW:二次, 三次溶接)とテルミット溶接(TW:二次, 三次溶接)が使い分けられている⁹⁾。

圧接法に比較し, 溶融溶接法では溶接部の性能がレール組成に加え溶接材料により左右されるため, 溶接材料が適正でないと, 新しく市場に提供したレールの性能を十分に発揮することができない。そこで, これら新しく開発したレールに適合した溶融溶接技術確立することを主目的に, 著者らは溶接金属をレールと同様に高C系とすることを発想すると共に, 溶接残留応力分布の制御により継手信頼性の向上を図り, 従来技術を抜本的に改善した溶融溶接の新要素技術を提唱した⁴⁻¹⁰⁾。この新溶融溶接技術の開発経緯については, 圧接技術に関する検討も含めた形でまとめたものを以前に本誌に報告した⁹⁾。本報では, その後の新知見を含め, 再度これら新要素技術を概説すると共にその実用化展開について述べ, 併せて今後のレール溶接技術の動向について報告する。

2. 新エンクローズドアーク溶接 (EAW) 技術^{4,5)}

2.1 既存 EAW 法における問題点

エンクローズドアーク溶接 (EAW) 法は, 開先間隙17mm程度のI開先突合せ継手部内を被覆アーク溶接棒を用い, 底部を下向き多層溶接した後, レール腹部と頭部を水冷銅当金で囲い溶融スラグを排除しながら連続的に棒継ぎ溶接を行う方法である。最後にレール頭頂部(約15mm深さ)のみは多層溶接で行う場合もある。国内, 特に新幹線軌道に重点的に用いられている技術である¹¹⁾。この既存法の問題点は, 用いる溶接棒に依存した溶着金属の成分(低C-低合金系)及びマイクロ組織(焼戻しベイナイト)に起因して, 溶接部の耐摩耗性が母材のそれより劣り, 生じた局部摩耗が振動や騒音の一因となることであった¹²⁾。更に, 高温液化割れが溶接熱影響部(HAZ)に発生しやすく, 耐転動疲労損傷性の劣化及び横裂破損発生の原因となることも問題であった¹³⁾。

2.2 溶接金属の高C化による改善

溶接部を一部含む円筒状の試験片を作製し, 同形状の車輪材を相手材として, 荷重490N, すべり率9%, 大気中の条件下で西原式摩耗試験を行った。図1は40万回繰り返し回転をかけた後の試験片表面形状を精密に測定したものである。低C-低合金系の既存溶接棒を用いた場合は溶接部に明確な凹部が形成されるが, 試作した高C系

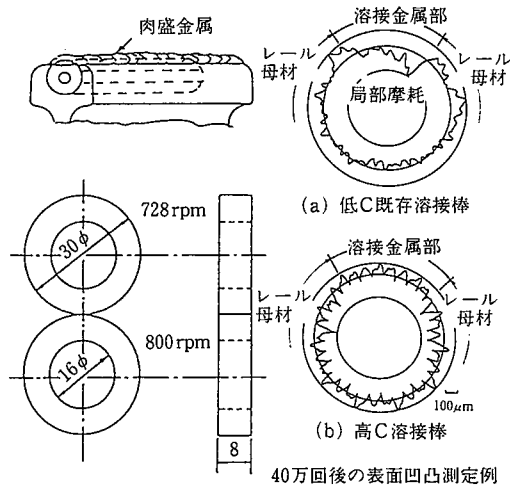


図1 西原式摩耗試験結果

溶接棒の場合は凹部が全く見られない。この試験片溶接部は, 試作高C系溶接棒の場合では, わずかに粒界フェライトを含むパーライト組織であるのに対し, 低C-低合金系溶接棒の場合は, ベイナイト組織を呈しており, 共に硬さ水準はほぼ同程度である。従って, 図1の表面形状の差異は, 主として溶接金属部のマイクロ組織の差で生じたと理解され, レール頭頂溶接金属の高C化は, EAW溶接部の局部摩耗の抑制に大きな効果を示すことが確認できた。

表1に現用しているレール鋼の化学成分の典型例を示す。Si, Mn, P, Sなどはこのレール母材成分範囲内に設定し, C量のみを段階的に変化させた溶接棒を試作した。そして, レール腹部から頭部にかけてEAW法を行い, 融合境界に沿ってHAZの液化割れ発生を調べた。割れの評価はマイクロ試験片を倍率100倍で光学顕微鏡観察し, 液化割れと判断される欠陥の融合境界面への投影長さを測定し, その総和と観察した融合境界の総延長との比率を割れ発生率と定義した。図2に実験結果を示す。HAZ液化割れ発生傾向は溶接金属と母材レールのC差と密接な関連があり, C差0.3%以上の範囲においてC差が増加するほど, すなわち溶接金属C量が低下するほど割れ発生率が増大することを確認した¹⁴⁾。又, 太径, 高電流の高入熱条件下では割れ発生の危険性が増大することも明らかとなった。

2.3 高C系溶接棒の品質設計と適正施工条件

高C系溶接棒を新たに開発するに当たり, 耐低温割れ性を考慮し被覆組成は低水素系(CaO-CaF₂が主成分)を基本とした。しかし, この既存の被覆組成で低C系心線を用い被覆剤への黒鉛添加で溶着金属の高C化を図ると, 溶融スラグのアーク柱への干渉(まわりつき)に伴うアーク不安定化現象が認められた。図3はこのアークの不安定化現象を定量的に把握するため, レーザースキュリーレンを用いた観察法により検討した結果を示す。この検討結果から被覆剤への黒鉛添加を少量に抑え, 心線を高C線材に変更することでアーク不安定化の改善を可能にした。なお, 被覆組成もスラグ発生量の低減をはじめ, 凝固スラグ再溶融の容易性とスラグ流動性の観点から, CaO/CaF₂比率及びTiO₂量の適正化により改良し, 従来にない高C系溶接棒を開発することができた。

一方, 溶接金属の高C化(C \geq 0.5%)は不純物成分PやSの固溶限界が小さい γ 単層の凝固であることに加え, 固液共存温度域が大きいため, 樹枝状晶間のP, Sマイクロ偏析が助長される。この結果, 凝固割れ(高温割れ)感受性が増大する欠点を有する。従って, こ

表1 レール母材の化学成分例 (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr
普通Cレール	0.68	0.20	0.88	0.020	0.007	—
高強度レール	0.79	0.23	0.97	0.025	0.009	0.16

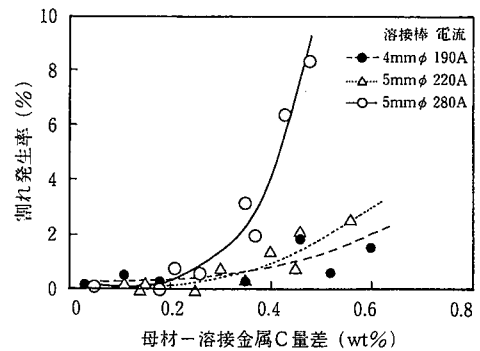


図2 母材-溶接金属C量差とHAZ液化割れ発生率の関係

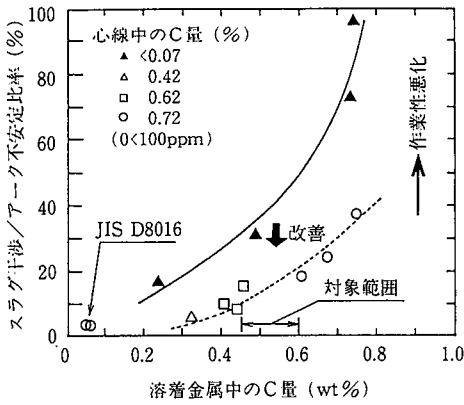


図3 溶接棒心線C量とアーク安定性

れら樹枝状晶間の凝固偏析を低減するか又は無害化する方策をとる必要がある。図4はその効果を狙って検討した結果の一例である。溶接金属中のMoを0.1~0.2%含有させることにより凝固割れ感受性を約半減させ得ることが分かった。このMoの効果については、溶接金属の凝固過程において、樹枝状晶間近傍にPと共偏析したMoがPを補足し、その結果Pの粒界偏析が抑制され¹⁵⁾、Pがフリーで粒界に偏析した場合に生じる高温延性の劣化が防止されるためと推定される。

高C系溶接金属の凝固割れを防止する上で、溶接金属中の不純物成分P、Sの低減に加えMoの微量添加が有効であるが、材料面での配慮だけでは完全に凝固割れを防止することは難しい。図5は溶接施工面からも割れ防止について検討した結果の一例である。図中の○印に示すように、適正電流値のもと直流、棒プラスでウイーピング運棒を行い、加えて溶融池形状の広がりを抑え楕円形状に制御できる適正溶接速度(1パス当たりの溶接棒消費が2/3相当)を採用することにより、凝固割れの完全防止を可能にする施工条件を見いだせた。これは、既存EAW法でのエンクロズドアーク運棒法では、溶融池が縦長の涙滴形となり凝固割れが発生しやすいのに対し、溶接スラグとの干渉を避け、かつ開先両壁に溶接入熱を分散するウイーピング運棒の方が、溶融池凝固先端での凝固速度を大きくし、セル樹枝状晶ないし柱状晶が交錯した細粒の凝固組織を形成させ得るためと考えられる。なお、棒マイナスの正極性条件では、ウイーピング運棒を行っても、溶融池中央部の保熱量が大きく、入熱分散の効果が減少するため、ストレートな粗大柱状晶が形成されるので、

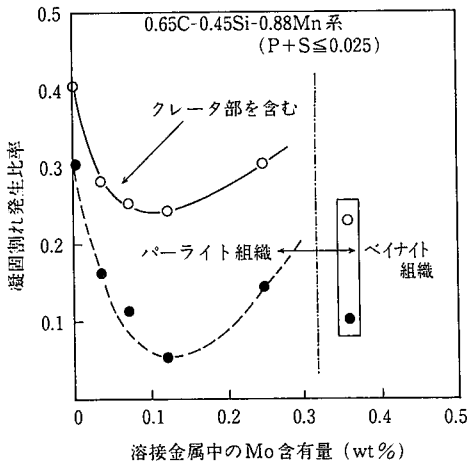


図4 高温割れに及ぼすMoの影響

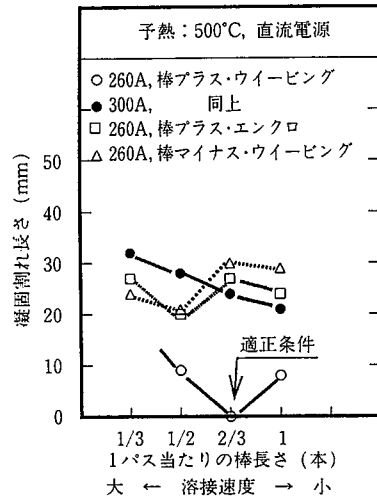


図5 凝固割れと溶接施工条件

凝固割れ感受性が高くなる。従って、この新EAW法においても逆極性条件が推奨される。

2.4 新EAW施工技術の確立と実用性能評価

2.4.1 高強度レールへの適用

レール溶接部は母材レールと同様に、その部位により要求される特性が異なる。すなわち、頭部は耐摩耗性が高いこと、底部は強度及び延性が高いこと、更に腹部では、材質よりも溶接作業性の良好なことが要求される。そこで、上記の要求をそれぞれ満足できるように溶接金属中の適正C量を考慮し、それぞれに必要な溶接棒を設定した。又、前項で述べた高C系溶接棒に最適な溶接施工条件を基本とする溶接積層法を確立した。結果を図6にまとめて示す。既存EAW法では、液化割れ対策のためレール頭部は開先面パタリング小電流多層溶接を行い、腹及び足部は溶接後に炉冷焼きなまし処理を行っており、全施工時間に約2時間は必要である¹¹⁾。これに対し、高C系新EAW法では、多層溶接においても電流を極端に低下させず1層1パスの積層法を採用している。後熱処理も全断面急速加熱後、頭部は再加熱緩冷却焼入れ(RSQ)処理、腹及び足部は焼きならし

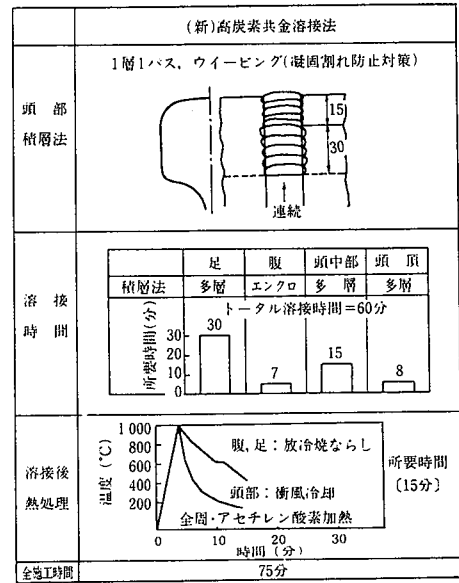


図6 新エンクロズドアーク溶接法の施工プロセス

放冷により全施工時間を約75分と大幅な短縮を達成している。

この新 EAW 法による溶接敷設試験は、北海道旅客鉄道(株)／白石駅構内及び東日本旅客鉄道(株)／東北新幹線上野一大宮間で、それぞれ岩見沢並びに千葉レールセンターの技術者により実施された¹⁶⁾。図7に東北新幹線での溶接部追跡調査結果の一部を示す。新 EAW 法による溶接部頭頂面の凹凸形状は、通トン数1 500万 t と4 500万 t でほとんど差がないのに対し、既存 EAW 法による溶接部のそれは、1 500万 t 以降で大きく摩耗し4 500万 t 時には0.25~0.30mm の局部落ち込みが発生しており、新 EAW 法が既存 EAW 法に比べ極めて良好な耐局部摩耗性を有していることが明らかとなった。

2.4.2 普通レールへの適用

前項で述べた高強度レール用に確立した新 EAW 法を基礎に、普通レール、補修溶接へ適用、はん用化したいという要求にこたえ技術検討を行った。高強度レールでは頭部の組織の均質化、及び耐摩耗性の向上、並びに腹部及び底部の延性確保のために、後熱処理を行っている。しかし、普通レールでは作業時間を短縮する必要があり、後熱処理を省略し、溶接ままの状態、溶接部の耐摩耗性及び継手性能を確保することが前提条件となる。

高強度レール用に開発したレール頭頂部専用溶接棒は、溶接終了後に RSQ 処理を行うことを前提としたものである。溶接ままでは硬さ水準が高く適用が難しいとの判断により、溶着金属のC量を0.5% 近傍にした専用の溶接棒を開発した。溶接金属部の粒界フェライトの生成は、C量が亜共析である影響を受け母材のそれよりやや多いが、パーライトラメラ間隔が比較的細かく硬さ水準も若干高めであるため、耐摩耗性は母材レールに比べそん色ないものが得られている。

図8に溶接金属組成の異なる溶接まま継手の残留応力分布形態を比較して示す。高C系溶接金属と低C-低合金系溶接金属の溶接残留応力の発生形態に、特徴的な差があることが分かる。そこで、両者の特徴を生かした溶接積層法を確立することにより、レール頭部及び底部とも圧縮残留応力にし、頭頂部転動疲労及び底部曲げ疲労ともに良好な性能を示す溶接積層法を開発した¹⁷⁾。すなわち、底部曲げ疲労強度安定化のために、レール底部には、低C-低合金系溶接棒を用いる。加えて底部上面の化粧盛りにも、低C-低合金系溶接棒を用いると共に、HAZ 液化割れ防止と溶接部の局部摩耗防止のために、腹部及び頭部には、高C系溶接棒を使用することとした。

この普通レールを対象とする新 EAW 法は、既存法との比較調査を目的とし、西日本旅客鉄道(株)／東海道本線の膳所駅構内に4か

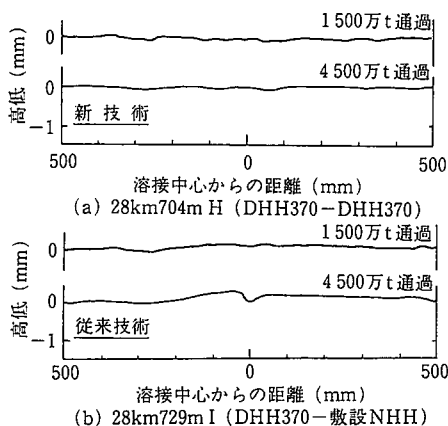


図7 溶接部の頭頂面凹凸状況の変化

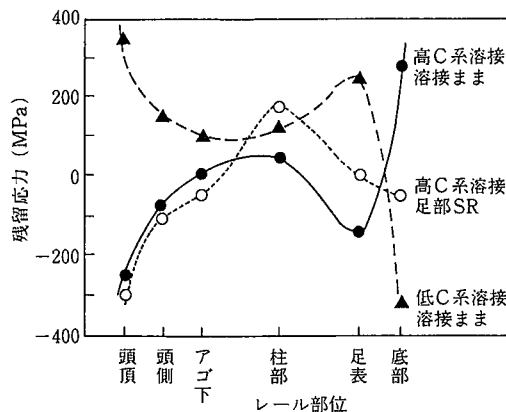


図8 エンクローズドアーク溶接中心部の残留応力分布

所の試験敷設を行った。現在、追跡調査中であり、1995年上期には、溶接部の耐摩耗性に関する経年変化の評価が明らかとなる予定である。

以上、今までになかった高炭素系溶接金属を利用した高性能、かつ高能率な新 EAW 技術を開発し、実用に供することができ、現在、その普及が進められている。なお、表2に本技術による JIS60kg レールの溶接継手性能の結果をまとめて示す。新 EAW 法は既存 EAW 法と比較しそん色のない優れた値を有している。

3. 高性能テルミット溶接 (TW) 技術⁶⁾

3.1 現行 TW 法における課題

テルミット溶接 (TW) 法は、Al 粉と酸化鉄粉の酸化還元反応により生じた約2 000°C以上の高温の溶鋼を、耐火物鑄型で囲った I 開先溶接部に注入することにより、レールを接合するプロセスである¹⁸⁾。反応-鑄造工程で数分、全施工時間にしても約40~60min と極めて溶接施工能率の優れたものである。そのため、欧米におけるレールの現地溶接は、そのほとんどがこの TW 法によって施工されている。国内においても近年見直しが行われ、現地溶接全体に占める TW 法の比率は、前述の EAW 法の倍以上を占めるに至っている³⁾。

しかし、この溶接法では溶接部に肉厚で広幅の余盛が形成され、そのまま残されて使用に供されるため余盛止端部に応力集中が働くこと、加えてレール足表には引張残留応力が重畳することなどのため、継手の曲げ疲労強度が他の溶接法に比較しやや低いレベルにある。又、溶接施工条件の制御という概念を導入しにくい溶接プロセスのため、溶接部の内質健全性が変動しやすく性能のばらつきが大きくなる傾向もある。

3.2 TW 法の信頼性向上に関する検討

曲げ疲労強度に及ぼすマクロな余盛形状の適正化に関しては、前報⁹⁾に詳細に述べているので、以下、溶接部内質健全性に及ぼすテ

表2 新 EAW 法の継手性能 (JIS60kg レール)

鋼種	3点曲げ (Head up)		曲げ疲労 (底部引張) 2×10 ⁶ 未破断, 応力振幅
	破断荷重	たわみ	
普通 C レール*1	1.63MN	52mm	275MPa
	1.44MN	33mm	
	1.60MN	47mm	
高強度レール*2	1.75MN	32mm	≥ 304MPa
	1.70MN	37mm	
	1.72MN	31mm	

*1 溶接まま

*2 再加熱緩冷却焼入れ (DHH370レール)

ミット反応プロセスの諸因子の影響に関し、基礎的検討を行った結果を述べる。

レールの溶接金属組成は前章で述べたように高炭素共金系であることが望ましい。表3に供試溶剤の概要を示すが、溶接金属がJIS60 kg 普通レールと同等の化学組成になるように、合金成分を配合し製作したテルミット溶剤（高C溶剤）と、Cを通常の構造用鋼レベルに低減したもの（低C溶剤）を準備した。

テルミット溶剤を配合する場合、Alと酸化鉄の化学量論的な配合比率は、テルミット反応式に基づいてミルスケール（酸化鉄）の形態分析値から理論的Al配合量として算出される。なお、酸化鉄の形態組成はT.FeとFeOの分析値から、FeO以外の酸化物形態がすべてFe₂O₃であると仮定して算出した。この暫定理論量を基準として、実際のAl配合量の過不足分をAl過剰率α(%)と定義した。るつば内で反応終了後に鋳型に注入されるテルミット溶鋼の注入温度は、レール母材溶け込み量、溶接部冷却速度、継手内部健全性に影響を与えるため重要である。図9に、このAl過剰率αを変えたときのテルミット溶鋼注入温度（放射型温度計で測定）との関係を示す。注入温度の最高点（適正值）を示すαが0でなくマイナス側に偏っているのは、ミルスケールの形態分析誤差によるものと考えられるが、この実験結果により、Al配合量が不足でも過剰でも溶鋼注入温度が低下し反応不良を生じる危険性があることが分かった。なお、低C系溶剤に比較し高C系溶剤の溶鋼温度が全体に若干低いのは、C源として用いた合金鉄の配合率が高くその冷却作用によるものと考えられ、添加原料の形態及び種類に関する選択も重要な因子であることが分かる。

レール鋼の化学成分に関与する主要元素の酸素親和力は、Al>Si>Mn>Feの順序であり、Alの量によりテルミット溶鋼への各成分の歩留が変化する。図10にAl過剰率αとテルミット溶鋼化学成分の歩留変化の関係を示す。溶接金属中のT.Alは、αの増加とともに増加するが、逆に酸素は低減し、それと呼応してSi,Mnは増加する。α=2.5%以上で酸素はほぼ一定となり、溶鋼の脱酸反応が飽和していると考えられるので、更なるSi,Mnの増加はαの増加に伴う溶鋼温度の低下も影響しているものと推定される。一方、Cは他元素のよう

表3 供試溶剤の概要

種類	溶剤中の化学成分 (wt %)						重量 (kg)
	C	Si	Mn	Al	T.Fe	O	
高C溶剤	0.57	0.04	2.39	19.08	58.51	17.7	13.5
低C溶剤	0.14	0.01	1.35	19.13	61.92	15.4	11.3

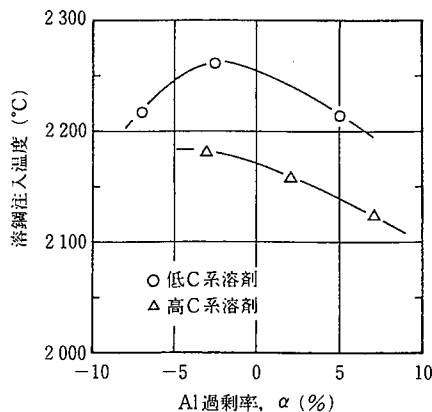


図9 Al過剰率と注入温度の関係

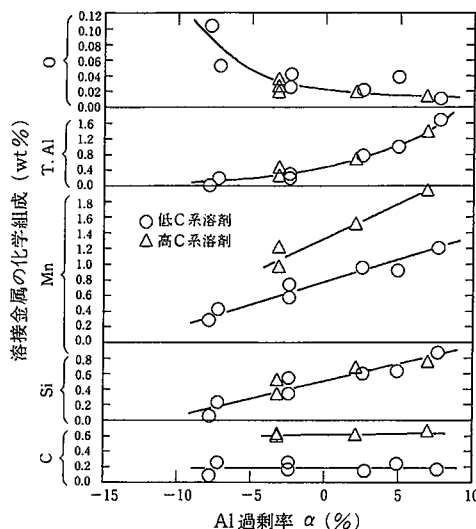


図10 溶剤中のAl過剰率αと溶接金属の化学組成

な顕著な変化を示さず、Al過剰率αに無関係に歩留は一定値を示すという特徴が見られた。以上の結果から溶鋼温度の適正化の観点で見ると、最適条件選択としてα値をほぼ0近傍に制御する上で、溶鋼中のAl量が有効な指標として活用できるといえる。

テルミット反応により得られた溶鋼のレール溶接部への注入は、るつば底部に栓として装着したオートタップと呼ぶ耐火物製円筒の内部に珪酸塩を充てんしたのものによって行われる。すなわち、テルミット反応がるつば全体にいきわたり、底部に装着したオートタップ内の珪酸塩が溶鋼に接触し完全に溶融すると、栓としての機能を失い中空になった円筒孔を通じて溶鋼が鋳型に注入される。溶鋼の注入タイミングは安定した継手品質を確保する上で重要であり、るつば内での溶鋼滞留時間の適正範囲が存在する。図11は現行TW技術について、反応開始から溶鋼注入までのるつば内滞留時間を計測した例であるが、10~30sと大幅に変動しており、滞留時間の増加と共に溶鋼注入温度が低下しているのが分かる。現行の技術では想定されるテルミット反応終了後、溶鋼からのスラグ分離に要する時間として、5~10sの鎮静時間を見込んで、珪酸塩の量を調整しているが、この点も滞留時間の変動に関与している。いずれにしても今後改善を要する重要な課題である。

写真1はるつば内の反応形態を直接観察するため、耐熱ガラスを用いて構成した実験装置と観察結果の一例である。るつばを模した容器内の溶剤の堆積形態は山形状（上に凸）を呈しているが、これ

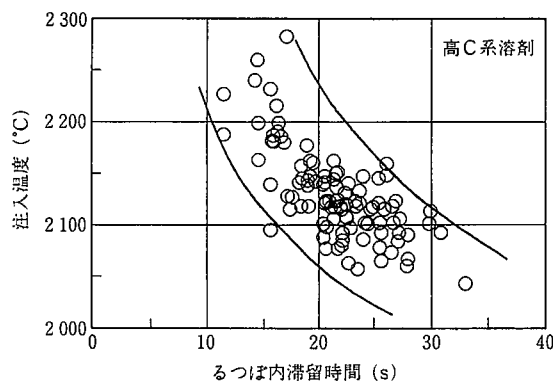


図11 溶鋼のるつば内滞留時間と注入温度

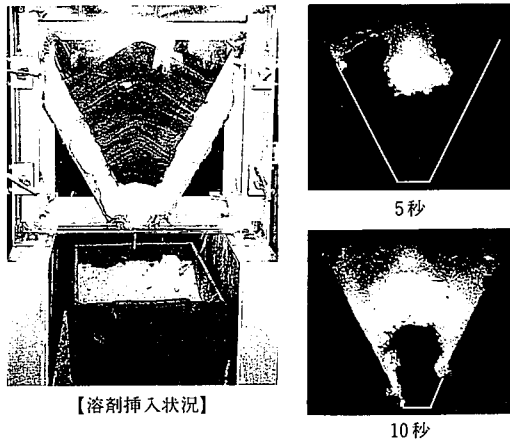


写真1 るつば内テルミット反応模擬実験装置による観察結果

は現行 TW 法での標準の手順に従ったものである。テルミット溶剤のごく一部を反応開始温度（著者らの測定例では1 310°C）に点火し昇温すると局部的に反応が開始し、以後は連鎖的に反応が誘発され、溶剤全体に及ぶ。この反応進展状況を視覚的に把握できる。反応界面の伝播状況の観察結果から、反応伝播形態は同心円状でなく、着火点から直接るつば下方に向かう反応と、溶剤斜面を伝わりるつばの壁面を進展する反応とに分岐する傾向が見い出された。伝播速度の点で、後者の反応進路を進む溶鋼の方が早くるつば底に到着する傾向が認められ、オートトップの性能によっては、未反応溶剤が残存したまま溶鋼注入が開始される危険性のあることが分かった。

なお、この直接観察手法を活用し、るつば内で均一な反応を得る上での溶剤の構成形態（粒度、組成など）並びに溶剤の堆積形態や着火方式などの検討を進めており、TW 法の最適化を図る上で有用な指針を見い出している。又、継手曲げ疲労強度向上に重要な影響を与える余盛止端の微視的形狀改善についても、現在、鑄型構造に関し検討を進めている。今後、これらの検討で得られた結果を溶剤及び鑄型の改良に生かし、より実用的な高性能 TW 技術の確立を目指す予定である。

4. 次世代レール自動溶融溶接技術^{7,8)}

4.1 新開発要素技術の概要

前述した EAW 法及び TW 法はその導入以来、それぞれに改良を加えその特徴を生かして用いられてきており、長い間の実績もあることから急に他の溶接技術に取って替わられるものでもない。しかし、前者では、全施工に要する時間が長いことに加え、熟練溶接技能者の育成保持が将来にわたり必要である点が、又、後者においては、継手の品質が変動しやすく、安定に欠ける点など、それぞれに課題を保有している状況である。そこで、これら両溶接法に替わり得る次世代技術として、継手信頼性が高く、かつ作業者の技能的習熟をそれほど必要としない溶融溶接の自動化に着手し、狭開先エレクトロスラグ溶接 (ESW) 法をベースとし、レール足部の溶接にガスシールドアーク溶接 (GMAW) 法を併用する連続自動溶融溶接プロセスの要素技術を開発した。写真2にこのレール自動溶融溶接装置の外観を示す。この新自動溶融溶接プロセスは、溶接ワイヤを供給する非消耗電極ノズルの動きを水平方向と垂直方向の位置検出機構と連動させ制御する方式を基本としている。特に垂直方向すなわち電極ノズルの自動上昇制御は、給電チップ先端と溶融金属表面と

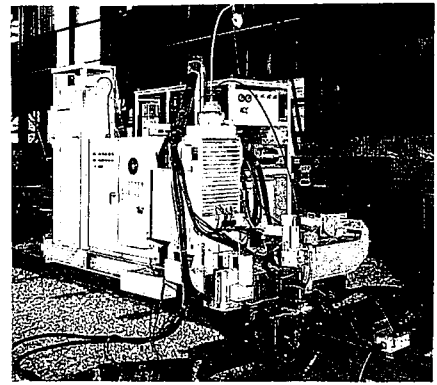


写真2 レール自動溶融溶接装置

の間隔（ワイヤ突出し長さ）が短くなると溶接電流が増加する特性を利用して、溶接電流をしきい値以下に保持するように電極ノズル高さを調整する方式を採用した。図12にレール断面内における電極ノズルの軌道を模式的に示す。軌道を計13の区域に区分してそれぞれの区域に対し、適切な組み合わせ溶接条件が選定できる。溶接条件としては、電流しきい値、電圧、電極横行速度、溶接ワイヤ送給速度、フラックス供給量、溶接ワイヤ回転速度があり、適正条件をあらかじめ確定しプリセットできる。これらの作動位置及び作動時間は、シールドガスの開閉や、足部 GMAW 法から腹部 ESW 法に移行する際の移動銅当金の油圧作動、更にクレータ処理など特殊処理も含め、全てシーケンス制御プログラムに変数として組み込んで制御している。溶接開始から終了まで完全自動溶接である。なお、溶接開始前に電極ノズルを開先幅の中心に合わせるのみで、溶接中は開先ならいを行っていない。溶接ワイヤに回転モードを与えることにより、GMAW 法においてはアークを回転(約50rpm)させており、狭開先(17mm)であるため、開先ならいがなくとも良い機構になっている。又、この自動溶融溶接プロセスにおいても、溶接金属の化学成分は、母材レールのそれに近似させた高C系が望ましいとの考え方に基づいている。表4に示すように、新開発の溶接ワイヤをはじめ補助溶加材はすべて高C材であることが本法の特徴の一つとなっている。更に、ESW 法に適用している溶接フラックスも、この高C系溶接金属に適合した新開発の低熔点フラックスである。

4.2 プロトタイプ装置による実用化検討

上述の自動溶融溶接プロセスを実用化させるため、溶接終了後、酸素-プロパン炎を用いて溶接部を約1 000°Cに再加熱し、全周に形成される溶接余盛を熱間せん断押し抜きにより削除する後処理技術

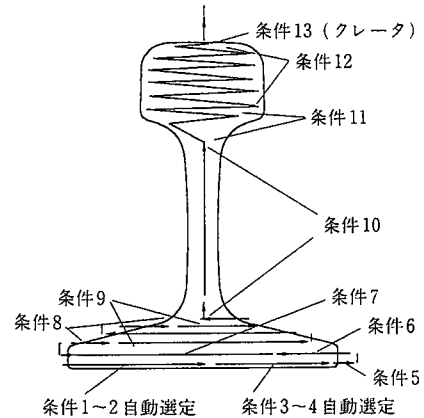


図12 電極ノズルの軌道と溶接条件変更区分

表 4 適用溶接材料の化学成分 (wt %)

溶接材料	C	Si	Mn	P	S
溶接ワイヤ	0.75/0.81	0.3/0.4	1.1/1.6	<0.005	<0.005
溶加材鋼片	0.70/0.80	0.1/0.3	0.7/1.0	<0.015	<0.010
フラックス	CaO-SiO ₂ -TiO ₂ : 低融点メルトフラックス				

表 5 4点曲げ試験結果

(AREA 規格1321b レール, Head up)

レール鋼種	破断荷重 ton (kip)	たわみ mm (inch)	破面 検査
BHN300 SC レール	181 (400)	30.5 (1.20)	良
DHH370 高強度レール	203 (449)	29.0 (1.14)	〃
	201 (445)	20.0 (0.79)	〃

表 6 溶接施工のタイムスタディ例

(AREA 規格1321b レール)

前処理工程		溶接 (自動)	後処理工程		仕上げ 研磨など
開先設定	溶接準備		後処理準備	加熱-押抜き-冷却	
33分	12分	20分	6分	20分	14分

を開発した。なお、この後処理技術における再加熱を利用し、適正な頭頂部の硬さ分布を付与する RSQ 処理法、及びレール足溶接部の表面に圧縮残留応力を付与し、曲げ疲労強度を向上させる熱処理法も併せて確立した。後者については、再加熱-余盛押し抜き後に、鋼材が熱可塑性を有する温度域から熱可塑性を失う温度域までレール底部を加速冷却し、鋼材表面と内部の冷却収縮の時間的遅れを利用するものである⁸⁾。

上述の自動溶融溶接技術と後処理技術を組み合わせて製作したプロトタイプ装置を用い、北米のN鉄道会社における模擬軌道で実用化のための試験検討を行った。図13にレール頭頂面溶接部の硬さ分布の結果を、又、表5に静曲げ性能試験結果を示す。溶接継手の品質は現行 TW 法の性能以上で良好であることを確認した。一方、表6に本プロトタイプ装置での溶接施工タイムスタディの一例を示す。溶接機と後処理機が分離しており形状、重量ともに過大であるため装置の操作性に難があり、その結果、全施工に要する時間が約100min前後と長く溶接施工性の劣ることが問題となった。すなわち、装置の小型・軽量化の点でも、現行 TW 法での施工時間相当(40~60min)程度に短縮するためにも、前後処理に要する作業の省略ないし大幅な簡略化が不可欠であると判断された。現在、これら課題に対処す

るため、(1) 前処理の自動化技術の開発、(2) 後処理の簡易処理技術の開発を掲げ、本技術の完成度を高める努力をしている。

現状、前処理の自動化に関しては、溶接開先の設定作業(レール軸芯合せと開先間隙設定)に対し、既存の緊張機と併用できるアライメント装置を、又、溶接準備作業(銅当金、裏当材及び補助溶加材の設置と溶接機本体部の開先内位置調整)に対し、新銅当金駆動装置及び溶接本体部の電極ノズル調整装置をそれぞれ要素技術として確立している。これらの要素技術の開発により、国内鉄道対応として JIS60kg レールに適用した場合で、約50~60min 前後で施工できる見通しを得ており、更なる短縮化を目指し検討中である。なお、図14は全溶接施工(前処理-溶接-後処理)を通じ操作に必要な要素を一体化させた装置の構想を模式的に示したものである。電源など本技術に必要な材料及び装置を格納する機能として、軌陸車を利用したシステム化の構想も念頭に入れ、国内鉄道会社と共同で本技術の実用化に向けて総合的な検討を進めているところである。

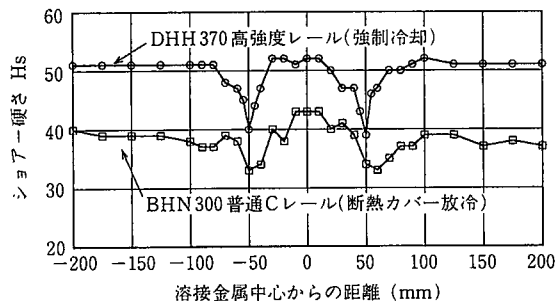


図 13 レール自動溶融溶接の頭頂面硬さ分布

5. レール溶接の今後の動向

鉄道の高速度化及び高軸重化などレールの使用環境は内外ともに厳しさを増す方向である。これに伴い、レール材質上では更なる高性能・高強度化、又、レール形状の面で高剛性化(レール単重の増加)など多様化した要求にこたえていく必要がある。一方、ロングレール化は時代のすう勢であり、利用加工技術としての接合技術の重要

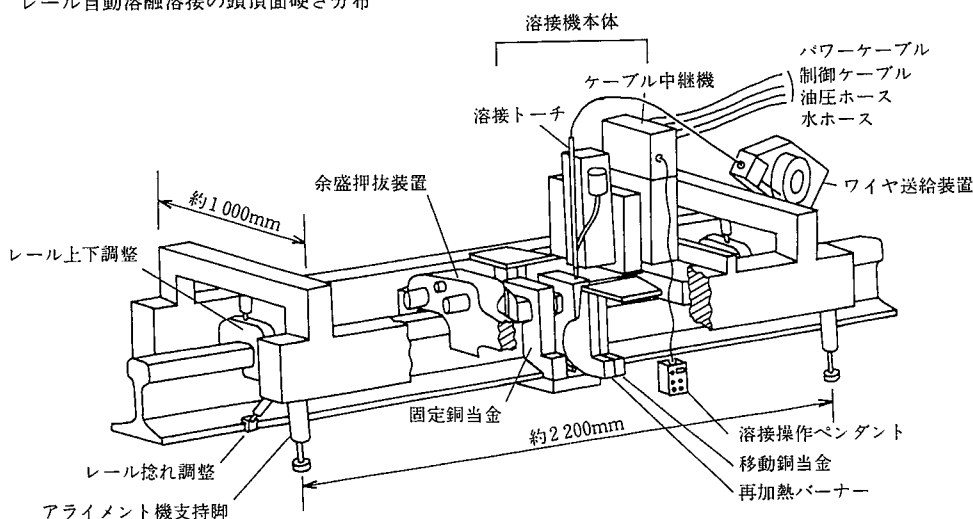


図 14 レール自動溶融溶接の操作本体部構想

性は今後とも変わらない。現行、このロングレール化に適用されている溶接プロセスは、環境の変化に付随し、それぞれに機器、材料、施工など改良変更が進められていくであろう。しかし、こうした改善要請とは別に EAW 法や TW 法の代替技術として現地軌道の溶融溶接の自動化は、ますますその要求が大きくなっていくと考えられる。

新日本製鐵が進めている技術の早期完成により、その期待にこたえる必要がある。なお、溶融溶接でないため完全な代替技術とはいえず、その適用に制限があるとはいえ、北米地区ではすでに、FBW 法（圧接）を用いた自動溶接技術が現地軌道溶接施工に投入され、TW 法と一部置き換わり、実績を挙げている¹⁹⁾。国内におけるその導入動向が注目される。現在、鉄道技術は急速に進歩しており、その発展のために、レール接合技術も独創的な技術開発により、更なる貢献が期待されている。

謝 辞

本稿において、高 C 系 EAW 法の開発研究は（財）鉄道総合技術研究所との共同研究を通じて実施されたものである。実軌道敷設試験の実施に当たっては、北海道旅客鉄道（株）、東日本旅客鉄道（株）及び西日本旅客鉄道（株）に多大なご援助及びご配慮をいただいた。又、本報告に述べた一連の研究成果は、日鐵溶接工業（株）の研究

部門、溶接材料並びに機器事業部門の協力により行われたものであり、多くの関係者各位に対してお礼申し上げます。

参 照 文 献

- 1) 影山英明 ほか：製鉄研究. (329), 7 (1988)
- 2) 上田正治 ほか：材料とプロセス. 7(6), S1814 (1994)
- 3) 上山且芳 ほか：R R R. 48(6), 15 (1991)
- 4) 内野耕一 ほか：溶接学会論文集. 10(1), 65 (1992)
- 5) 内野耕一 ほか：溶接学会論文集. 10(1), 74 (1992)
- 6) 狩峰健一 ほか：溶接法研究委員会資料. SW-2147-92
- 7) Karimine.K et al.: Int. Conf. Advances in Joining and Cutting Process. Harrogate, 1989-10, TWI
- 8) Uchino.K et al.: Int. Conf. Rail Metallurgy Presentation. Montreal, 1992-10, ISS
- 9) 内野耕一 ほか：新日鉄技報. (343), 18 (1992)
- 10) 奥村誠 ほか：溶接技術. 8, 83 (1993)
- 11) 滝本正：鉄と鋼. 70(10), 1350 (1984)
- 12) 辰巳光三：J R E A. 32(6), 34 (1989)
- 13) 栗原利喜雄：鉄道技術研究所報告. No.1188, 1981
- 14) 狩峰健一 ほか：溶接学会講演概要. No.53, 1993-8, 202
- 15) 上島良之 ほか：鉄と鋼. 73(11), 1551 (1987)
- 16) 上山且芳 ほか：鉄道総研報告. 6(11), 39 (1992)
- 17) 内野耕一 ほか：溶接学会講演概要. No.53, 1993-8, 306
- 18) Guntermann.H.: 日独レール溶接シンポジウム. 東京, 1983-10
- 19) Railway Track & Structures. September,1990, 31-33