

技術解説

新日本製鐵(株)  
主幹研究員  
内野 耕一  
Koichi Uchino



# 鉄道用レールの現地溶融溶接技術の開発

Development of Field Welding Technology for Rails

## 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つくるのが重要である。具体的には、より速くより大量に人や貨物を輸送するため、列車の高速化および重載化（高軸重化）が図られている。こうした状況はレールにとって極めて過酷な使用環境となる。特に車輪と接触するレール頭部には大きな輪重、横圧、接線力が作用し、複雑な応力場が形成される。また、レール底部では大きな繰返し曲げ応力が働く。その結果、レール鋼には耐摩耗性に加え、耐塑性フロー、耐疲労損傷および曲げ疲労強度の向上などが要求される。これに応えるため、圧延後直後熱処理（In Line Slack Quench）を用いた微細パーライト組織を呈する高強度レール<sup>1)</sup>、過共析鋼レール<sup>2)</sup>、耐転がり損傷性を向上させたベイナイト鋼レール<sup>3)</sup>などが開発されている。

一方、鉄道レールはその保守点検の簡素化、騒音や振動の抑制、乗り心地の向上、高速走行安定化などの観点から、溶接によるロングレール化が進められている。このロングレール化に用いられる溶接法には圧接法に属するフラッシュユバット溶接とガス圧接、および溶融溶接法に属するエンクローズアーク溶接とテルミット溶接がある<sup>4)</sup>。前者は主に工場溶接や基地溶接に、後者は現地溶接に用いられる。

圧接法に比較し、溶融溶接法は溶接部の性能が溶接材料や溶接プロセスに左右されるため、レール鋼に適切な溶接技術の開発が必要である。そこで、本論では既存技術ではいくつかの問題を含むエンクローズアーク溶接法の改善および将来の脱溶接技能を見据えたレール自動溶接法の開発について述べる。

## 2 新エンクローズアーク溶接（EAW）技術の開発

### 2.1 既存EAW法における問題点

EAW法は開先間隔17mm程度のI開先突き合せ継ぎ手内部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レール形状に合わせた水冷銅当金で囲い、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<sup>5)</sup>。この既存法の問題点は用いる溶接棒が

引張強さ780MPa級の低C-低合金系であることに起因して、溶接金属部の耐摩耗性がレール母材のそれに劣り、生じた局部摩耗が振動や騒音の一因となること<sup>6)</sup>、および溶接熱影響部（HAZ）に高温液化割れが発生し易く、疲労損傷発生の原因となること<sup>7)</sup>であった。

### 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用い、同形状の車輪材を相手材として、荷重490N、すべり9%の転がり接触する西原式摩耗試験を行った。図-1は試験方法と40万回繰返し回転後の試験片表面形状を測定した結果を示す。既存の低C-低合金系溶接棒の場合、溶接部に明瞭な凹部が形成されるが、試作した高C系溶接棒の場合、凹部が全く見られない。これらの試験片の溶接部金属組織は高C系の場合、パーライトを、低C系の場合、ベイナイトを呈し、硬さは両者との同程度である。したがって、図-1の局部摩耗の差は溶接金属部の金属組織の差で生じたと考えられ、溶接金属部の高C化は局部摩耗防止に大きな効果を示すことが確認された<sup>8)</sup>。

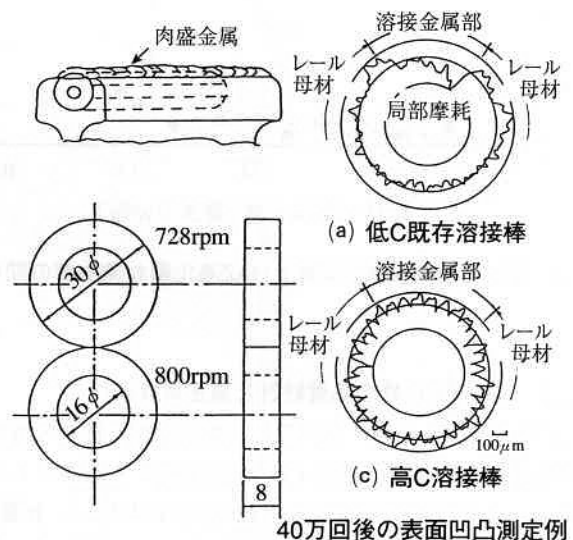


図-1 西原式摩耗試験結果<sup>8)</sup>

また、HAZの高温液化割れに関しては割れの性状からその原因が従来言われている低融点の硫化物の液化ではなく、凝固収縮が生ずる中で溶接金属とレール鋼の凝固の時間的なずれ、言い換えれば凝固温度の差にあると予測し、溶接金属とレール鋼のC量の差が主因であるとの仮説のもと以下の実証を行った。表-1に現用レール鋼の化学成分の一例を示す。Si、Mnなどの成分はレール鋼のそれと同等とし、C量のみを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へかけてEAWを行い、融合境界に沿ってHAZの液化割れ発生を調べた。図-2にその結果をレール母材と溶接金属のC量の差および割れ発生率の関係で示した。割れ発生率は溶接線長さに対する割れ長さの比である。図よりレール母材と溶接金属のC量の差が割れ発生率に大きく影響し、C量の差を0.2mass%以下にする、すなわち、溶接金属のC量をレールと同等にすると液化割れが防止できることを確認した<sup>9)</sup>。

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

以上の結果により、既存のEAW法の問題点の解決に溶接金属の高C化が有効なことを見出し、以下、レールのEAW法への高C系被覆アーク溶接棒の適用を検討した。

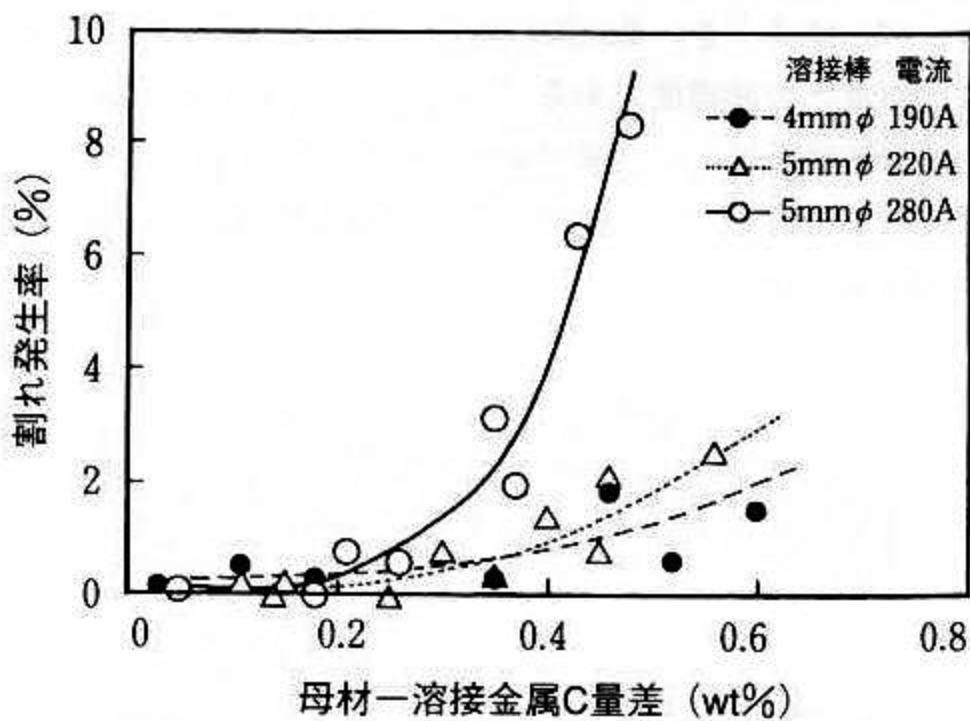


図-2 母材-溶接金属C量差とHAZ液化割れ発生率の関係

### 2.3 高C系溶接棒の品質設計と適正溶接条件<sup>10),11)</sup>

高C系溶接棒を開発するに際し、耐低温割れ性を考慮し、被覆組成は低水素系 (CaO-CaF<sub>2</sub>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、被覆材への黒鉛添加で溶着金属の高C化を図ると、熔融スラグのアーク柱への干渉 (まとわりつき) に伴うアークの不安

定化現象が認められた。図-3にこのアークの不安定化現象を定量的に把握するため、レーザーシュリーレンを用いた観察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抑え、心線を高C線材にすることでアークの不安定化の改善を可能とした。なお、被覆組成もスラグ発生量の低減をはじめ、凝固スラグの再溶解性とスラグ流動性の観点からCaO/CaF<sub>2</sub>比率およびTiO<sub>2</sub>量の適性化により従来にない高C系溶接棒を開発することができた。

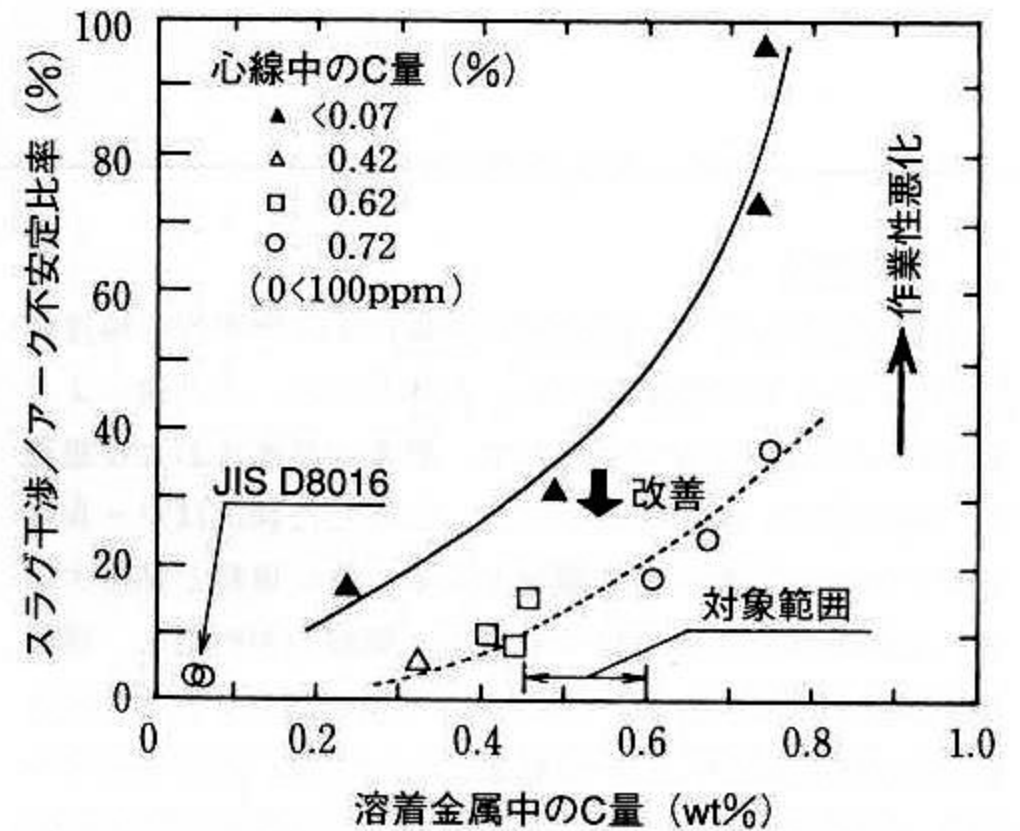


図-3 溶接棒心線C量とアーク安定性

一方、溶接金属の高C化 (C $\geq$ 0.5mass%) はPやSの固溶限の小さいオーステナイト単相凝固であることに加え、固液共存領域が大きく、樹枝状晶間のP、Sの偏析が助長される。この結果、凝固割れ感受性が增大する欠点を有する。したがって、PおよびSの低減に加え、樹枝状晶間の偏析低減が必要である。図-4はその結果の一例として、凝固割れ発生比率におよぼすMoの影響を示す。0.1mass%程度のMoの添加が凝固割れ発生の抑制に効果が大きいことがわかる。この効果は樹枝状晶間近傍にPと共偏析したMoのトラップ効果によりPの偏析が抑制されたこと<sup>12)</sup> によると考えられる。

高C系溶接金属の凝固割れを防止する上で先に述べた材料面の配慮だけでは完全に凝固割れを防止することはできない。図-5は凝固割れにおよぼす溶接条件の影響を示す。図中○印に示すように適性電流値のもと直流、棒プラス (逆極性) でウィーピング運棒を行い、加えて熔融池形状を楕円形に制御できる溶接速度 (1パスあたりの溶接棒消費量が2/3) にすることで凝固割れを完全に防止できることを確認した。この時の凝固組織はセル樹枝状晶ないし柱状晶が交錯した細粒の組織を呈しており、これが割れ感受性を低減する要因と考えられる。



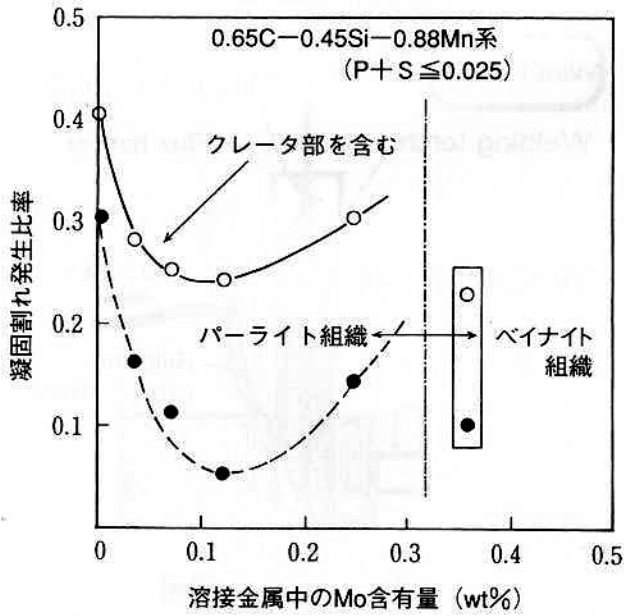


図-4 高温割れに及ぼすMoの影響

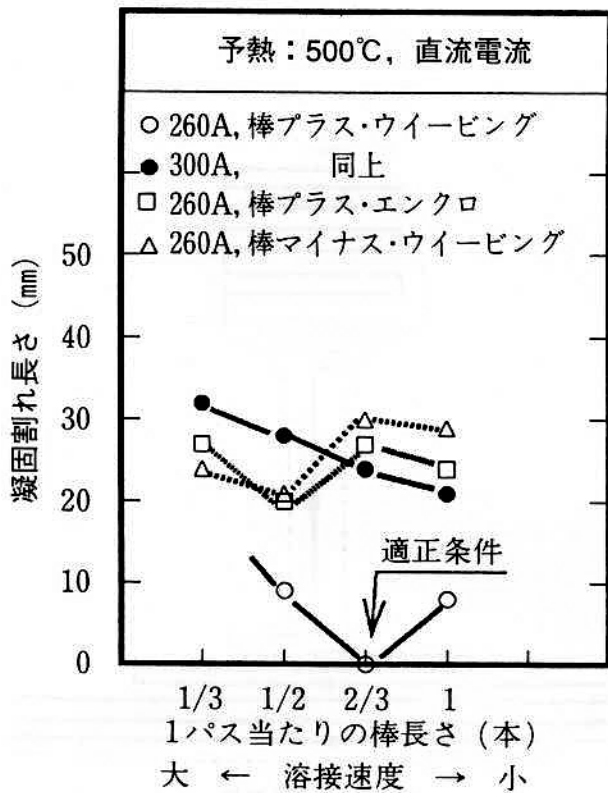


図-5 凝固割れと溶接施工条件

2.4 新EAW施工技術の確立

2.4.1 高強度レールへの適用<sup>11)</sup>

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、腹部、底部は強度および延性が高いこと、さらに腹部ではEAW特有の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し得る溶接金属中の適性C量を考慮し、頭部は後述するように後熱処理でレールと同等の硬さを確保するため、合金の0.8mass%に、また、腹部、底部は0.6%massCを基本とした。また、前項で述べた高C系溶接棒に適した溶接条件を基本とした新しい溶接施工法を確立した。既存の方法はHAZの液化割れ対策のため、レール頭部は開先面に小電流多層のバタリング溶接を施し、さらに溶接残留応力除去のため、腹部と底部を炉冷焼きなまし処理を行い、全施工時間2時間を要する<sup>5)</sup>。これに対し、新EAW法では、腹部、頭部の多層溶接においても電流を極端に低下させず、1層1パスのウイーピング積層法を採用し、さらに後熱処理は全断面急速加熱後、頭部はレール母材と同様な衝風冷却 (Slack Quenching) を施し、金属組織を硬さHB370の微細パーライトとし、腹部、底部は放冷 (焼きならし) により全施工時間を75分と大幅な短縮を達成した。

図-6に実軌道での溶接部の評価の一例を示す<sup>13)</sup>。評価は溶接頭頂面の凹凸の変化の差を新EAW法と既存法とで比較して行った。既存法では列車の通過トン数が増加すると溶接部に局部摩耗が発生するが、新EAW法では初期状態と変わらないことがわかる。

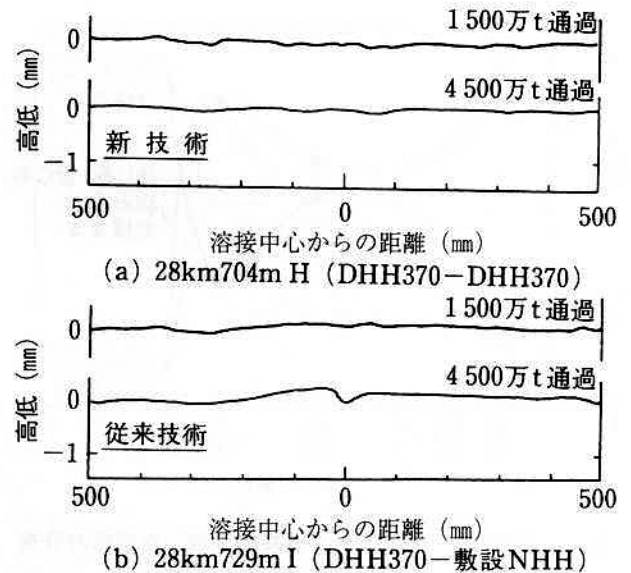


図-6 溶接部の頭頂面凹凸状況の変化<sup>13)</sup>

2.4.2 普通レールへの適用<sup>14)</sup>

前項で述べた高強度レールでの適用では後熱処理を施したが、普通レールの場合、汎用の意味も含め、施工時間の更なる短縮が必要となる。したがって、溶接ままでの施工方法の開発と継手性能の確保が課題である。

溶接金属のC量は高強度レールの場合、衝風冷却を前提に母材と同等の0.8mass%としたが、普通レールの場合、硬さはHB240で、C量は約0.7mass%であるが、溶接ままの溶

接金属では0.6mass%Cでレールと同等の硬さが得られるため、全部位を0.6mass%Cの溶接棒を基本とした。

一方、溶接ままでは溶接残留応力の溶接継手性能への影響を考慮する必要がある。図-7に高C系溶接と既存の低C-低合金系溶接の溶接ままのレール各部位の残留応力を示す。高C系の場合、頭部は圧縮、底部が引張の残留応力を呈するが、低C系の場合、全く逆の分布を呈し、溶接金属の種類により残留応力の発生形態が異なることを見出した。これらの違いは高C系の場合、パーライト変態に起因する熱応力型の残留応力発生、低C系の場合、ベイナイト変態に起因する熱応力-変態応力重畳型の残留応力発生によると考えられる。

レール溶接継手では頭部の耐ころがり疲労、底部の曲げ疲労性の確保から両者ともに圧縮残留応力とすることが好ましい。図-7において高C系は底部が引張残留応力となっている。そこで、底部も圧縮残留応力とするため、底部多層溶接部に低C系溶接棒を、腹部と頭部はHAZ液化割れの防止と耐摩耗性の確保から高C系の溶接棒を用いる組み合わせの積層法を確立した。図-7の中にその残留応力分布を示すが、頭部と底部両者ともに圧縮残留応力を呈することがわかる。

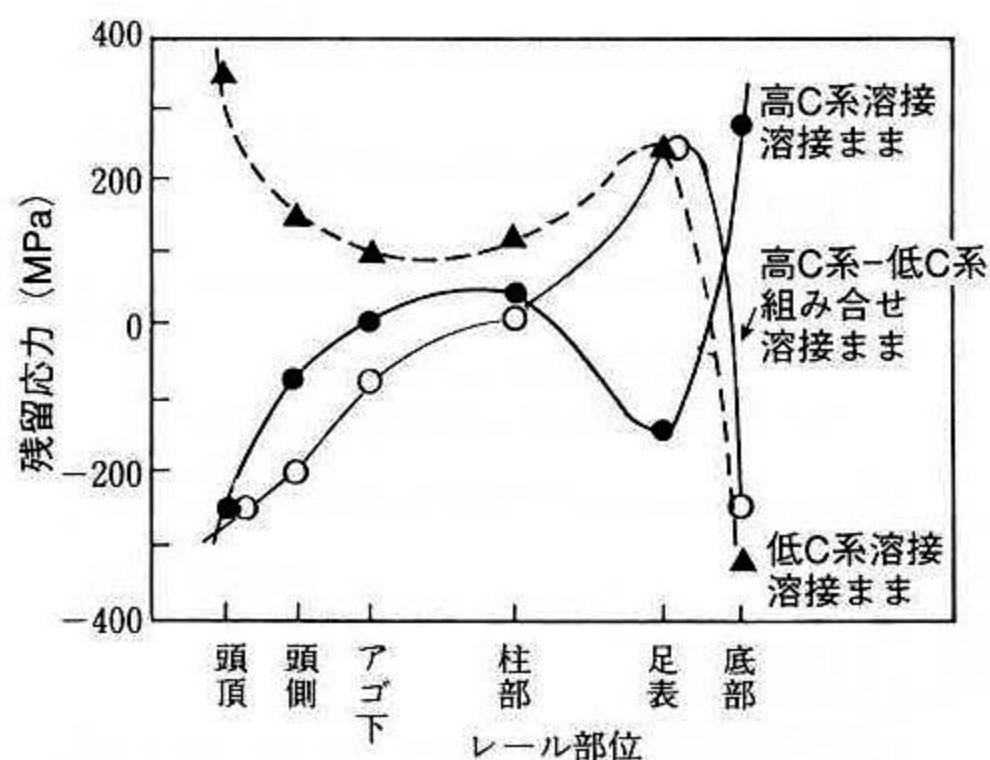


図-7 エンクローズドアーク溶接中心部の残留応力分布

### 3 次世代レール自動溶融溶接技術の開発

#### 3.1 開発要素技術の概要<sup>15),16)</sup>

前述したEAW法はその導入以来、改良を加え、その特徴を生かし、長い間の実績を積んできている。しかしながら、今後、熟練溶接技能者の確保が困難となることは必然である。そこで、次世代技術として、溶接継手の信頼性が高く、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) 法をベースにレール底部の溶接にガスシールドアーク溶接 (GMAW) 法を併用する自動溶融溶接法を開発した。

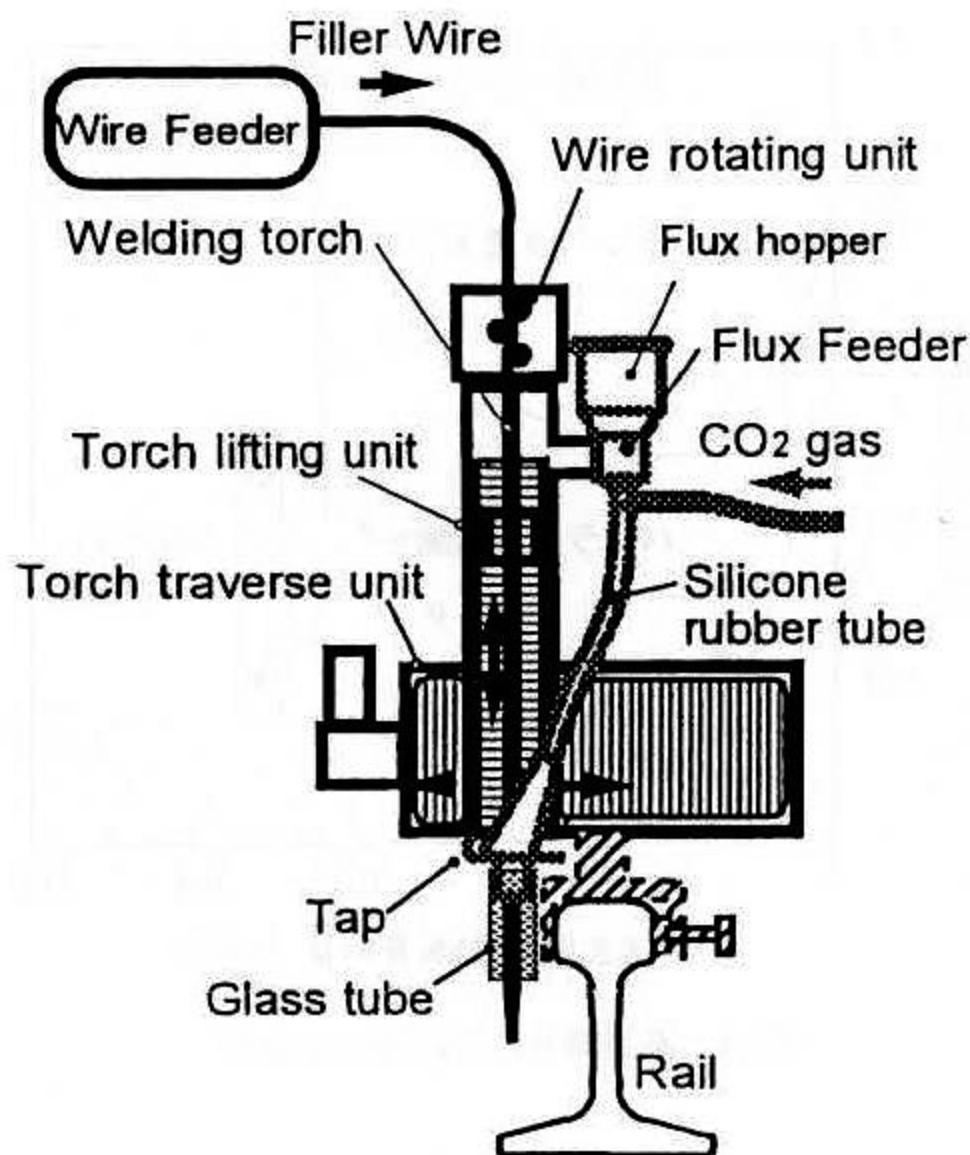


図-8 溶接ヘッド

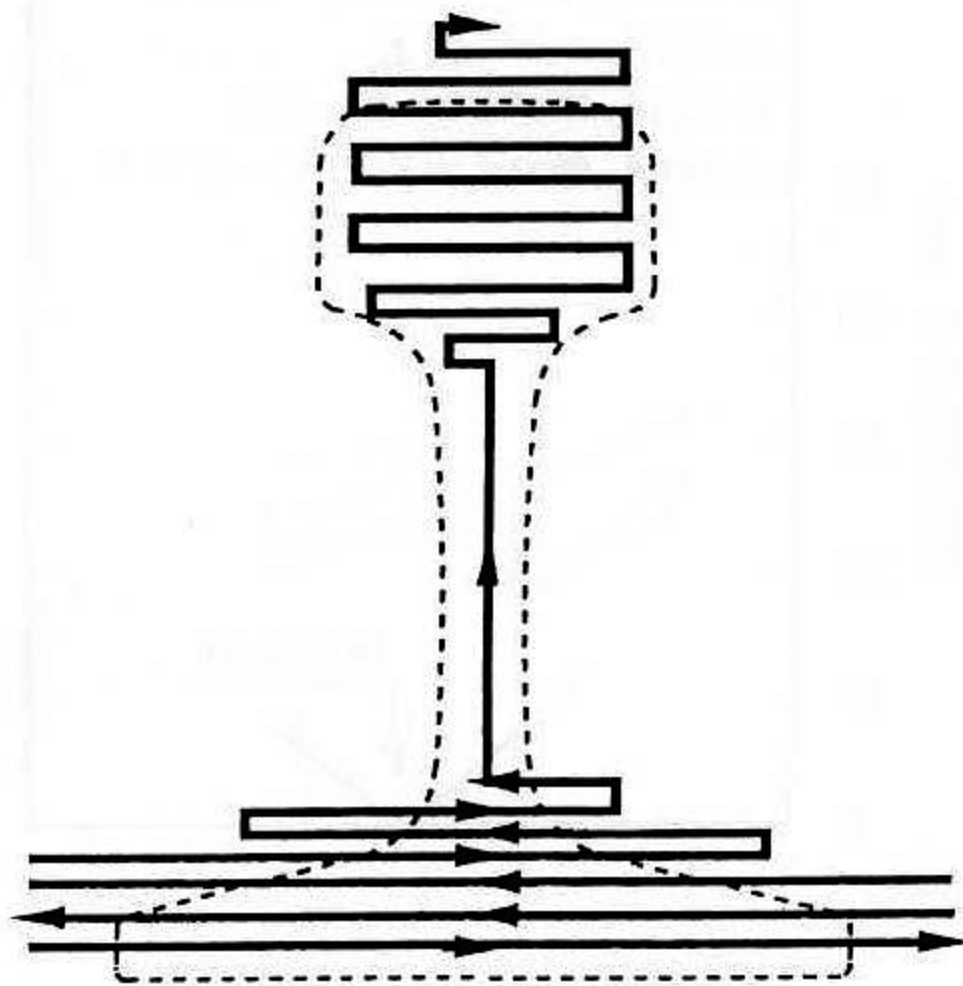


図-9 トーチ軌跡

図-8に溶接ヘッドの正面図を示す。本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および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の間隔 (ワイヤ突き出し長さ) が短くなると抵抗が減じ、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-9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。底部は下向き多層のGMAW法、腹部、頭部はESW法である。軌道を十数区域に分け、それぞれの区域で、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。これらの作動位置作動時間は、シールドガスの開閉、さらにクレータ処理などの特殊処理も含め、全てサークエ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。なお、実際の溶接では、これまで述べた溶接ヘッドに加え、水冷式の銅鑄型を用いる。当初、底部GMAW法から腹部ESW法への移行時に必要な腹部鑄型のセットを油圧、圧縮空気などを用い、自動制御としていたが、配管などの煩雑さの回避、重量軽減から、実用法では手動式とした。

また、この溶接の自動化により純溶接時間は先に述べたエンクローズアーク溶接法の40~60分に比較し、20分と大幅な短縮が可能となった。

一方、溶接材料については本自動溶接法においても、前章で述べた高C系を用いた。表-2に示すように新開発の溶接ワイヤをはじめ、補助溶加材は全て高C系であることが特徴である。

逆の意味において、すなわち、凝固割れ感受性の高い高C系溶接金属を用いるが故に、その凝固が溶融金属の沈殿式であるESW法の特徴が生かされる。さらにESW法に用いる溶接フラックスも、高C系溶接金属に適合した新開発の低融点フラックスである。

### 3.2 溶接継手性能<sup>17)</sup>

本自動溶接法においては、先に示した表-1のレール鋼において、表-2に示すような溶接材料を用い、溶接後、全断面再加熱後、高強度熱処理レールでは頭部を母材レールと同様の衝風冷却を施し、普通レールでは冷却速度を抑制するため断熱カバー放冷としてそれぞれの硬さレベルに調整した。図-10にそれらの硬さ分布を示す。再加熱によるHAZの硬さの低下は見られるが溶接部はほぼ母材レールの硬さと同等の値が得られている。表3には溶接継手の実物静的曲げの結果を示す。破断面に欠陥を示す異常は認められず、破断荷重およびたわみともに十分な値が得られた。

表-2 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 <sub>2</sub> -TiO <sub>2</sub> ；低融点メルトフラックス				

表-3 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 々
	181 (400)	29.0 (1.14)	
DHH370 高強度レール	203 (449)	20.0 (0.79)	良 々
	201 (445)	20.0 (0.79)	

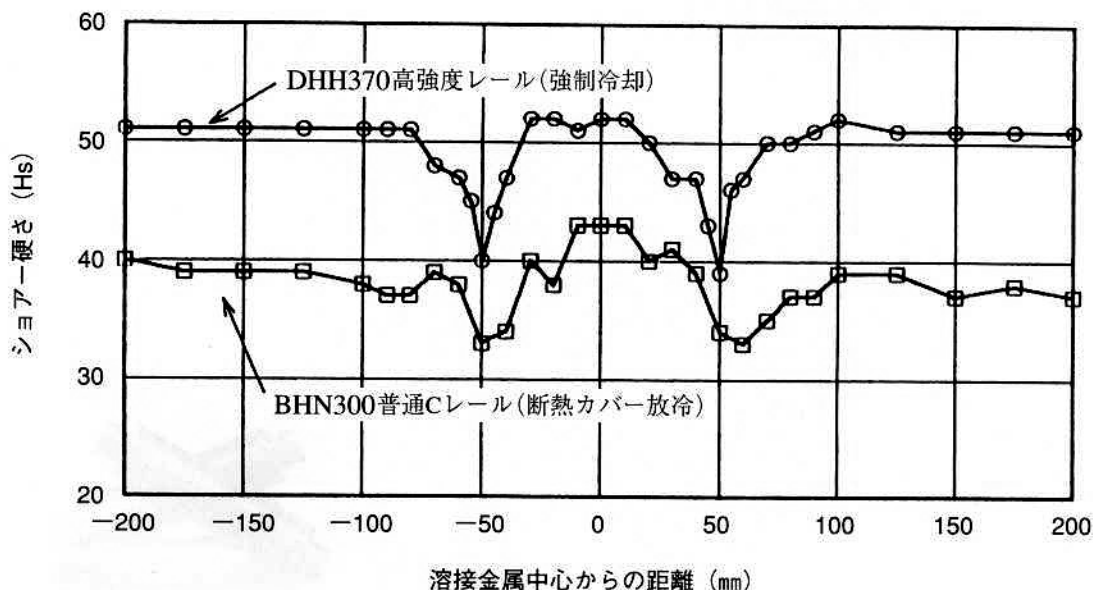


図-10 レール自動溶融溶接の頭頂面硬さ分布



#### 4 おわりに

本論で紹介した従来にない高C系溶接金属を基本としたレール溶融溶接法としての新しい技術は現在、実用に供されるか、実用化の途中である。

近年、鉄道は環境に優しく、安全な輸送手段の一つとしてその効果が見直されつつある。したがって、それを支えるレールの役割も大きな意味をもつ。冒頭、述べたようにますます過酷化するレールの使用環境において、それに応えられる新しいレールの開発に加え、そのレールの特性を十分に生かすためのレール溶接技術の開発にも今後ますます、力を注いでいきたい。

#### 参考文献

- 1) 影山英明 他：製鉄研究, No329 (1988), 7
- 2) K. Uchino et al. : The 39th Mechanical Working and Steel Processing Conference, Indianapolis, Oct. 20-21, 1997
- 3) M.Ueda et al. : International Heavy Haul Association Conference, Moscow, June 14-17, 1999
- 4) 上山 且芳 他：RRR, 48 (6) (1991), 15
- 5) 滝本 正：鉄と鋼, 70 (10) (1984), 1350
- 6) 辰巳 光正：JREA, 36 (6) (1989), 34
- 7) 栗原利喜雄：鉄道技術研究所報告, No1188, 1981
- 8) H. Shitara et al. : The 39th Mechanical Working and Steel Processing Conference, Montreal, Oct. 26-27, 1992
- 9) 狩峰 健一 他：溶接学会論文集, 14 (3) (1996), 578
- 10) 内野 耕一 他：溶接学会論文集, 10 (1) (1992), 65
- 11) 内野 耕一 他：溶接学会論文集, 10 (1) (1992), 74
- 12) 上島 良之 他：鉄と鋼, 73 (11) (1987), 1551
- 13) 上山 且芳 他：鉄道総研報告, 6 (11) (1992), 39
- 14) 内野 耕一 他：溶接学会論文集, 13 (4) (1995), 613
- 15) K. Karimine et al. : Int. Conf. Advances in Joining and Cutting Process, Harrogate, Oct. 1989
- 16) K. Uchino et al. : The 39th Mechanical Working and Steel Processing Conference, Montreal, Oct. 26-27, 1992
- 17) 奥村 誠 他：新日鉄技報, No355 (1995), 33

