- 7) 影山英明, 杉野和男, 樹本弘毅: “炭素鋼レールの摩耗特性”, 鉄と鋼, Vol. 64, No. 11, 1978.
- 8) 上田正博, 竹原準一郎, 岩崎宣博, 市ノ瀬弘之: “レール鋼の摩耗特性および転動疲労特性に及ぼす組織・強度の影響”, 鉄と鋼, Vol. 64, No. 11, 1978.
- 9) 森三郎, 安藤精一, 大久保通則: “エンクローズ溶接によるレール溶接部の微小割れについて”, 第52回溶接冶金研究委員会資料, WM-477-73.
- 10) 益本功: 溶接学会誌, Vol. 42 (1973), No. 7, p. 674-684.
- 11) K. Sugino, H. Kageyama, T. Suzuki, K. Fukuda, H. Yoshitake, Y. Makino, M. Ishii: “Development of In-Line HEAT Treated DHH Rails”, The Fourth International Heavy Haul Railway Conference 1989, Brisbane, 11-15 September 1989.
- 12) 滝本正: “日本におけるレール溶接技術”, 日独レール溶接に関するシンポジウム, 東京, 昭和58年10月5日.
- 13) 大石橋宏次: “改良頭部熱処理レールガス圧接部の現地再熱処理”, 鉄道線路, Vol. 29, No. 9, 1981.
- 14) 高橋稔彦: 学位論文 “共析パーライト鋼とその伸線材の強度と延性に関する研究”, 京都大学 (1980).
- 15) JWS Bulletin 3, 溶接冶金レビュー (上), p. 149.
- 16) 松田福久, 中川博二, 富田正吾: “凝固割れ発生時の限界歪みに及ぼす歪み速度の影響”; 溶接学会論文集, Vol. 7 (1989), No. 1, p. 100-105.
- 17) 田口勇, 浜田広樹, 谷誠一郎: 製鉄研究, 第313号 (1984), p. 93-100.
- 18) 木村勝一, 西村光彦, 上島良之, 溝口庄三: “高炭素鋼のデンドライト内溶質分布の解析”, 鉄と鋼, Vol. 71 (1985), s. 1060.
- 19) JWS Bulletin 3, 溶接冶金レビュー (上), p. 136.
- 20) JWS Bulletin 3, 溶接冶金レビュー (上), p. 161.
- 21) 榎本雅己, 宋森弘, 山田邦博, 清水其佐男, 国尾武: “旧オーステナイト粒界の新しい現出法”, 機械学会誌, Vol. 40, No. 330, p. 407-411.

高強度レールの新エンクローズアーク溶接法と継手性能*

—レールの高炭素系溶融溶接技術の研究 (第2報)—

内野 耕一**, 狩峰 健一**, 上山 且芳***, 大石橋宏次***, 小池 弘之****

An Enclosed-arc Welding Process for High Strength Rails and Welded Joint Performance*

—Study on Rail Welding with High-C Welding Materials (Report 2)—

by Kouichi Uchino**, Ken-ichi Karimine**, Katsuyoshi Ueyama***,
Hirotsugu Oishibashi*** and Hiroyuki Koike****

This paper describes the use of high-C welding materials for enclosed-arc welding of high strength rail. Experiments have been done to improve the facility of manipulation of the high-C electrodes to find the optimum welding procedures and to find weld joint performances of high-C welds.

The experimental results are as follows:

- 1) It is necessary to keep the flux weight ratio to core electrode between 22 and 23%, the ratio of CaO/CaF₂ in flux around 1.6, and carbon content in weld metal less than 0.5% so that welders can preferably manipulate electrodes to remove molten slag swiftly out of molten weld pool.
- 2) The welding conditions and the pass sequences specific to the high-C welding have been found so that sound welds free from solidification cracks in weld metal and liquation cracks in HAZ can be obtained.

Key Words: Rail welding, Enclosed arc welding, Eutectoid carbon, Weldability, Wear, Weld defect, PWHT, Fatigue

1. 緒 言

レールのエンクローズアーク溶接法(以下, EA 溶接法と称する)は, レール端面に17 mm 程度の間隙を設けて I 型開先の状態で突き合わせ, 785 MPa 級高張力鋼用低水素系被覆アーク溶接棒(JIS-Z3212-D8016)を用い, 底

部を多層溶接した後, 腹部, 頭部をレール形状に合わせた水冷銅鑄型で囲み, 溶接中に運棒により溶融スラグを排除しながら連続的に積層溶接を行う(以下, エンクローズアーク運棒と称する)現場接合法である¹⁾。本法は, 東海道新幹線の建設を契機に昭和38年に確立され, 国内では欠くことのできないレール溶接法の一つとなっている²⁾。

この EA 溶接法において, いくつかの問題点が指摘されている。一つは, その溶接金属部の耐摩耗性が母材レールのそれより劣り, 局部摩耗しやすく^{3), 4)}, その結果, 騒音や振動の発生をまねくこと⁵⁾であり, もう一つの問題点は溶接熱影響部(HAZ)に液化割れが発生しやすいこと⁶⁾である。

著者らは前報⁷⁾において, これらの問題点を解決するため, すなわち, 溶接金属の耐摩耗性向上と HAZ 液化割

*原稿受付 平成3年5月16日 昭和63, 平成1年度 季全国大会で発表, 平成2年2月 溶接法研究委員会で発表

**正 員 新日本製鉄(株) Member, Nippon Steel Corporation

***正 員 鉄道総合技術研究所 Member, Railway Technical Research Institute

****正 員 日鐵溶接工業(株) Member, Nippon Steel Welding Products & Engineering Corporation

れ防止のために、溶接金属組成として母材レールのそれに近い高炭素系の被覆アーク溶接金属の適用を検討した。その結果、耐摩耗性の良いパーライト組織を主体とした溶接金属が得られること、溶接金属中の炭素量を0.4%以上にするとHAZ液化割れが見られなくなること、さらに高炭素系溶接金属で問題となる溶接金属凝固割れは溶接条件を適正にすることで防止可能であるなどの知見を得た。

そこで、本報では、これらの知見をもとにレールのEA溶接へ的高炭素系溶接金属の適用を目的にその溶接法の確立および継手性能の確認をおこない、高性能EA溶接技術を開発したので、以下に報告する。

2. 実験方法

2.1 高炭素系被覆アーク溶接棒の溶接作業性の評価

前報⁷⁾においては、高炭素系溶接金属をレールのアーク溶接へ適用した際の溶接金属組織および溶接欠陥の発生とその防止法について検討した。本報では、まず第一に実際のEA溶接に高炭素系溶接棒を適用する際に課題となる溶接作業性について検討した。溶接棒は、前報⁷⁾で述べたように、軟鋼心線(C<0.1%)を用いて被覆剤中に黒鉛を添加するか、直接硬鋼心線(C:0.4~0.8%)を用いるかして、溶着金属の炭素量を変化させたものを用いた。

EA溶接法は、レール腹部から頭部にかけての溶接積層工程の主要部分を先に述べたようなエンクローズアーク運棒により溶接する方法である。したがって、生成スラグ量が多すぎるとアークの短絡、スラグ巻き込みなどの問題が生ずる。そこで被覆剤厚みを変化させ、かつ種々の炭素量が得られる溶接棒を試作し、心線4mm径で170A、5mm径で210Aの溶接電流条件でビードオンプレート⁸⁾の溶接を行い、スラグ生成量を測定した。

また、レール底部を溶接する場合、第一層目は健全な裏波ビードを形成する必要がある。そこで、炭素量やアーク特性に影響をおよぼすとされる心線中の酸素量を変化させた溶接棒を試作し、溶接時の溶滴移行やアークおよび溶融プールの状態をレーザーシュリーレンとビデオカメラを併用したモニターシステム⁹⁾を用い、直接観察した。溶接電流条件は前記と同様である。

溶接棒の溶接作業性を支配している要因の一つは、被覆剤の組成に起因する生成スラグの高温物性(融点、粘性)である。溶融スラグの融点および粘性を測定するのは容易でないので、両特性の代替特性として、簡便なゼーグルコーン法¹⁰⁾を用いて、溶接スラグ粉の高温軟化点を測定した。

2.2 高炭素系被覆アーク溶接棒を用いたEA溶接法における溶接積層法の検討

レールの突合わせ溶接部では、溶接継手性能および溶接作業性の観点から、レール断面の部位毎に要求される特性は異なる。すなわち、頭頂部は耐摩耗性、腹部では連続溶接に耐えうる溶接作業性、底部は強度と延性そして裏波溶接部は溶接作業性がそれぞれ良好なことが要求される。高炭素系溶接金属においては、これらの特性が溶接金属中の炭素量にもっとも強く影響されることが推

Table 1 Chemical compositions of rail steels.

(wt. %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr
A	0.80	0.24	0.88	0.014	0.005	—
B	0.79	0.23	0.97	0.025	0.009	0.16

Table 2 Chemical compositions of weld metals.

(wt. %)

Rail portion	C	Si	Mn	P	S
Head	0.79	0.49	0.99	0.006	0.001
Web-Head	0.43	0.46	1.03	0.015	0.003
Base	0.59	0.31	0.75	0.012	0.002

Table 3 Enclosed arc welding condition.

Rail portion	Welding conditions	
Base	Uranami	2 Passes (130/160A)
	Multi layers	1 Pass a layer 220~230A
Web-Head	Enclosed Continuous Passes	240~260A
Head	Multi layers	150~170A

定される。そこで、まず溶接金属の強度と炭素量の関係の一つの指標として、レール溶接部各部位の必要炭素量を決定し、それに応じた溶接棒を試作し、溶接積層法を検討した。

実験に用いたレールはその頭頂面がブリネル硬さで平均370の値を有するJIS 60 kgの改良頭部熱処理(NHH)レールである。Table 1のSteel Aにその化学成分を示す。また、先に述べたように頭部は耐摩耗性を確保するため、レール母材とほぼ同等の炭素量、腹部は溶接作業性を確保し、かつHAZ液化割れを防止するために炭素量を0.4%目標、底部は強度を確保するため、0.6%目標の炭素量とした。Table 2にレール各部位での溶接金属の化学成分の一例を示す。

溶接積層法については、まず高炭素系溶接金属を既存のEA溶接法に適用する際の問題点を把握するため、Table 3に示す既存の普通レールで用いられている方法で溶接した後、溶接継手性能、特に凝固割れなどの発生による影響を評価した。評価試験は実レール溶接継手を用い、スパン1mで溶接中心部載荷(3点曲げ)の実継手静的曲げ試験および曲げ疲労試験を行った。Fig. 1にその試験方法を示す。

この既存EA溶接積層法ではTable 3で示したレール各部位の溶接工程で底部および頭部に、後述するように溶接時の凝固割れの発生が見られた。そこで、前報⁷⁾

*スラグ粉末試料を水ガラスと混ぜて作製した三角錘状の試片の高さが、初期の値の1/2になる温度を高温軟化点と定義した。

Fig. 1 Slow bend and fatigue test conditions.

Table 4 Post weld heat treatment condition.

Rail portion	Purpose	Preheating temp.	Cooling
Head	to obtain a hardenability	950~1050℃	Air quenching
Web-Base	γ -grain refining to obtain a ductility	800~900℃	Cooling in still air

で得られた凝固割れの発生しない溶接条件、すなわち、ウィービング運棒、直流一逆極性（棒+）、溶接電流；240～260 A、溶接速度；1パス当たり消費棒長さ230 mmの採用を前提に新たな溶接積層法を検討した。

高炭素系溶接金属ではパーライトを主体とした金属組織が得られる。したがって、頭部の耐磨耗性をより向上させるためのパーライトの微細化および腹部、底部の延性を確保するためのフェライト・パーライトの細粒化が継手性能向上に有効である。そこで溶接継手部の後熱処理法も検討した。Table 4にレール溶接部位別の後熱処理条件を示す。加熱はレール首部を境に上下、ノズル配置を変えてガス流量の異なる酸素・アセチレンガスバーナー治具を用いて行った。頭部は、焼入れ性確保のためセメントタイトのオーステナイト（ γ ）中への再固溶を確実にし、かつ過熱による γ 粒の粗大化を防止するため、レール頭表面中央の位置で最高加熱温度を950℃とした。一方、腹部および底部は γ 粒の微細化のため A_{c3} 直上温度（800～900℃）に加熱した。加熱後の冷却は、頭部については圧縮空気噴射ノズル治具を用いて空気焼入れ（SQ）を行い⁹⁾、一方腹部、底部についてはレール腹部より下方に遮へい治具を取り付けて、自然放冷とした。

これらの実験により得られた高炭素系溶接金属による新EA溶接法および後熱処理法を代表的な高強度レールであるJIS 60 kgの頭部全断面熱処理（DHH）レール¹⁰⁾に適用し、その溶接継手の性能を評価した。Table 1のSteel Bにその化学成分を示す。評価項目は溶接継手部のレール中心軸縦断面での溶接部金属組織の観察、硬さ分布の測定、さらに先に述べた3点曲げの実継手静的曲げ試験および曲げ疲労試験である。

3. 実験結果および考察

3.1 溶接時のスラグ発生量

EA溶接法は底部および頭頂部の下向き多層溶接を除いて、緒言で述べたように生成した溶融スラグをレール本体と銅当金の隙間に運棒により排出しながら連続溶接する溶接法であり、本質的に生成スラグ量が少ない方が望ましい。Fig. 2に被覆率とスラグ発生量の関係を示す。ここで被覆率およびスラグ発生比率の定義を次のように

Fig. 2 Relation between slag-metal ratio and flux coating ratio in high carbon electrode.

定めた。

$$\text{被覆率} = \{(We - Wf) / We\} \times 100 (\%)$$

ただし、 We ；単位長さ当たりの溶接棒重量

Wf ；単位長さ当たりの心線重量

$$\text{スラグ発生比率} = (\text{発生スラグの重量}) / (\text{溶接金属の重量})$$

既存溶接棒は、被覆率が22～23%で、スラグ発生比率が0.2以下と低く、この値を満足させるためには被覆率を23%以下にする必要があり、したがって被覆外径を心線4 mm径のときには約5.7 mm以下、心線5 mm径のときには約7.1 mm以下にする必要がある。ただし、被覆厚みは溶接アークを保護する役目も果たしており、過度に被覆率を下げることは好ましくない。Fig. 2の結果より高炭素系の溶接棒でも、被覆率を変えることにより既存の溶接棒と同程度のスラグ発生率が確保できることが確認されたため、エンクローズアーク運棒による連続溶接は可能ながわかった。

3.2 高炭素系溶接棒の溶滴移行およびアーク現象

溶接棒の作業性の良否は、溶接工の感覚に依存する面があり、従来、定性的な評価が主であった。レーザーシュリーレン法を用い、アーク発生時の溶接現象を直接観察することにより、溶接作業性の定量的な評価を試みた。Fig. 3にレーザーシュリーレン法により高炭素系溶接棒の溶接現象を観察した結果の一例を示す。比較のため、既存の溶接棒（JIS-Z3212-D8016）の観察結果も示す。これらの観察から既存の溶接棒はアークが安定しているのに比較し、この高炭素系試作溶接棒ではアークのふらつきおよびスラグのアークへのまとわりつきが観察される。Fig. 4は、アークを切った直後の溶接棒先端の中心断面を観察した結果である。Fig. 3と同様、既存の溶接棒と溶接作業性の著しく悪かった高炭素系の試作溶接棒を比較しているが、前者の外筒は健全な状態を呈し、心線中に形成されたHAZ巾が大きいのに比較して、後者（試作棒）では、溶滴中にガス気泡が認められ、かつ不完全な形状を呈し、HAZ巾も小さく、溶接棒先端での心線部溶融に対する有効熱量供給が異なることが推察される。

これらの観察結果に基づき、一部の高炭素系試作溶接棒で裏波ビード形成時に見られたアーク作業性の極めて悪い場合と通常の場合とのアークと溶融プールの状態を比較してFig. 5に模式的に示す。一般的に言って、溶接金属の高炭素化を図った試作溶接棒は、低炭素・低水素系溶接棒（JIS-D8016）に比較して図に示すようなスラグ

Fig. 3 Arc welding phenomena of high carbon electrode and conventional low carbon electrode.

Fig. 4 Shape of electrode tip after arc put out.

Fig. 5 Schematic illustration of arc and molten pool.

Fig. 6 Influence of carbon content in all-weld metal on frequency of metal shorted.

先行によるアークへの干渉や溶滴移行のふらつきなどの溶接作業性の悪化した現象が生じ易い。観察されたアーク現象の中で、溶融スラグがアークにまとわりつき溶滴移行と干渉する頻度（ここでは架橋率と呼ぶ）が、溶接作業性の良否と相関があることが認められる。そこで、本報ではビデオ画像の各コマを観察し、溶融スラグが溶滴移行と干渉しているコマの全観測コマ数に対する割合を各試作溶接棒の架橋率として測定した。その架橋率と全溶着金属の炭素量との関係を Fig. 6 に示す。溶着金属の炭素量が高くなるにしたがい架橋率が増加し、溶接作業性が悪化する傾向が認められた。この架橋率の変化は溶接棒に用いる心線の種類にも依存することがわかる。すなわち、軟鋼心線（低炭素）の場合、心線中の酸素量を80 ppm 以下と低減すると、酸素量が250 ppm 以上の高いものに比較して、架橋率が著しく高くなり、炭素量の増大とともに溶接作業性が悪化すると考えられる。また、酸素量の高い場合でも、架橋率は低くなるものの炭素量による変化にバラツキがある。一方、硬鋼心線（高炭素）を用いた場合、心線中の酸素量は70 ppm と低い、架橋率は低く、炭素量の変化によるバラツキも小さい。全溶着金属の炭素量を0.5%程度までに抑えるように溶接棒全体の炭素源を調整すると、JIS-D8016 相当の溶接棒に比較して遜色ない溶接作業性を確保できることがわかった。したがって、レールの EA 溶接において、他の特性より溶接作業性が重視される部位に用いる溶接棒は、硬鋼心線を用い、全溶着金属の炭素量を0.5%程度までとすることが望ましい。

3.3 溶接生成スラグの高温物性

溶接時、溶融スラグがアークにまとわりつき溶滴移行に影響を与える現象には、生成スラグの高温物性およびアーク吹きつけ力に関連していると考えられる。この中でスラグの高温物性に関しては、その融点、粘性が低い被覆成分系が望ましい。主成分が CaCO_3 、 CaF_2 からなる低水素系の被覆組成は既存の被覆成分系（イルミナイト系、チタニア系、ライムチタニア系等）の中で、融点、粘性とも、もっとも低い組成であることが報告されている¹¹⁾。そこで、この CaCO_3 、 CaF_2 系被覆剤を基本系とし、

Fig. 7 Influence of chemical composition of flux coating on softening temperature of weld slag.

溶接金属を高炭素化した場合について、生成スラグの高温挙動とスラグ組成の関係を検討した。融点および粘性の代替特性として溶接生成スラグ粉の高温軟化点を測定した。Fig. 7 に各種試作溶接棒および既存溶接棒のスラグ軟化点を溶接棒の被覆剤中に含まれる CaO/CaF_2 比率で整理した結果を示す。軟化点が最小となる CaO/CaF_2 比率の適正範囲の存在が認められ、その値を1.6程度にすると良いことがわかった。また、ルチール(TiO_2)添加量を減らすにしたがい、軟化点の低下が認められ、他のアーク特性に影響しない範囲でのルチール添加量の低減が良好な溶接作業性を確保する上で必要であると判断された。

3.4 高炭素系溶接棒を既存 EA 溶接積層法に適用した場合の問題点

普通炭素レールを対象にした既存の EA 溶接法にならない、高炭素系溶接棒により高強度レールを溶接した場合の溶接継手の静的曲げおよび曲げ疲労試験の結果をそれぞれ Table 5 および Table 6 に示す。静的曲げでは、頭部引張様式、底部引張様式ともに曲げ破断強度およびたわみが低い。また、疲労強度については、従来、普通レールの継手では245~295 MPa といわれているのに対して、特に頭部引張様式の場合、かなり低い値を示した。これらすべての破断は、頭部中央部のエンクローズアーク運棒による溶接金属内部、あるいは底部多層溶接最終パスの溶接金属内部を起点として発生していることが明らかとなった。Fig. 8 に疲労破断面の写真、Fig. 9 に破断起点部の走査型電子顕微鏡による観察結果を示す。き裂の起点が溶接金属中の割れであり、破面が明らかにデンドリックな様相を呈しており、溶接金属の凝固割れである。これらの結果より、頭部中央部のエンクローズアーク運棒による溶接積層法および底部の下向き多層溶接最

Table 5 Slow bend test results of welded joint made by conventional welding process.

Head up			Head down		
Fracture load (ton)	Deflection (mm)	Fracture position	Fracture load (ton)	Deflection (mm)	Fracture position
131.0	15.0	Depo	125.0	14.0	Depo
> 140.0 ^{*)}	> 25.0 ^{*)}	—	> 115.0 ^{*)}	> 15.0 ^{*)}	—

^{*)} JR standard

Table 6 Bend fatigue test results of welded joint made by conventional welding process.

Bending direction	Bending stress (MPa)			Fracture cycle ($\times 10^3$)
	Min.	Max.	Range	
Base tension	30	255	225	2,000 (good)
	30	304	274	1,260 (fail)
Head tension	30	255	225	680 (fail)
	30	304	274	130 (fail)

Fig. 8 Fracture surfaces of bend fatigue test.

Fig. 9 Morphology of crack in all-weld metal by SEM.

終パスの溶接積層法の改善が必要であることが確認された。

3.5 高炭素系溶接金属に最適な EA 溶接施工法およびその継手性能

前項での検討の結果、頭部中央部のエンクローズアーク運棒による連続溶接積層部および底部の下向き多層溶接最終パス部に発生した凝固割れが継手の性能を低下させることがわかった。そこで、前報で確立した溶接金属

凝固割れ防止条件をこれらの部位に適用し、さらに底部については、下向き多層溶接の各層のスタートおよびクレータ部をレール断面の外に余盛として出すことを前提に高炭素系溶接金属の新 EA 溶接積層法を設定した。その結果を Table 7 に示す。既存法で用いられるエンクローズアーク運棒による連続溶接は腹部のみとし、裏波溶接部を除いて、他の箇所は全て、ウィービングによる溶融池形状制御を行う溶接積層法とした。また、前報では、1 パス溶接で得られた最適溶接電流条件を 260 A としていたが、実際の継手に適用した場合、最適溶接電流条件を 200~230 A に低めた方が凝固割れ防止に対して良好なことが確認された。この理由として、実継手では溶接積層による溶接熱の蓄積(予熱温度 500°C に対して実継手ではパス間温度が 700°C 程度まで上昇)の影響を考慮する必要があることが考えられる。さらに、レールの EA 溶接法は列車運行の合間を計って実施する現地溶接法であるため、溶接アークタイムも可能な限り短い方がよい。Table 7 に併記したように本溶接積層法は約 60 分で溶接が可能であり、普通炭素レールを対象とした既存法に比較して遜色ない溶接施工性を有する。

高炭素系溶接金属ではその金属組織がパーライトあるいはフェライト-パーライトを呈し、後熱処理によるマイクロ組織の微細化は継手性能の向上に有効である。Fig. 10 に Table 4 に示した後熱処理条件で得られた溶接継手部の各部位の熱履歴を示す。各位置ともほぼ所定の温度に加熱され、さらに頭頂部は空気焼入れにより冷却開始から変態開始の間で、平均 6°C/s の冷却速度が得られ、その結果、変態温度も微細パーライトの得られる 600°C まで低くなっている。一方、腹部・底部は放冷により変態温度が約 700°C でフェライト-パーライト変態している。Fig. 11 および Fig. 12 に溶接継手部の縦断面マクロ組織、マイクロ組織をそれぞれ示す。マクロ組織から頭頂部は母材レールと一様な組織を呈し、腹部・底部は加熱温度が A_{c3} 直上のため、やや溶接ままの組織が残存した

Table 7 Typical welding condition and welding time of newly developed process employed with high carbon electrode.

	Preheat	Uranami	Base	Web	Head (depth 45~15)	Head (depth 15~)	Welding time (min.)
Electrode	500℃	0.4%C 4φ	0.6%C 5φ	0.4%C 5φ	0.6%C 5φ	0.8%C 4φ	60
Welding current(A)		120, 160	230	260	200~230	150	
Pass sequence		Weaving	Weaving	Enclosed continuous	Weaving	Weaving	
Slag removing		No	Every 2 passes	No	Yes	Yes	

Fig. 10 Thermal history of post weld heat treatment.

様子が観察される。ミクロ組織はパーライトを主体に溶接各部位の炭素量に応じた金属組織を呈している。とくに頭頂部は母材に近似した微細パーライトを呈している。Fig. 13 に溶接継手部の硬さ分布を示す。頭頂近傍の硬さ分布は後熱処理による HAZ も含めて母材と同等の硬さが得られている。この後熱処理による HAZ 境界の軟化部巾は約 20 mm 程度で車輪との接触弧長を考慮すると使用中の局部摩耗も小さいと推定され、実用上問題ないと判断される。

また、溶接継手の機械的性質の把握を静的曲げおよび曲げ疲労試験で行った。その結果を Table 8, Table 9 に示す。破断面上には凝固割れなどの溶接欠陥は見られず、先の Table 5 および Table 6 に示した既存積層法のままで溶接した場合の結果と比較して、それらの値が著しく向上し、実用上充分良好な使用性能を有することを確

Fig. 11 Macrostructure of welded joint with PWHT.

Fig. 12 Microstructure of weld metal of head, web and base.

Fig. 13 Hardness distributions of welded joint.

認した。

4. 結 言

高炭素系被覆アーク溶接金属のレールのEA溶接への適用を目的に、その溶接作業性および最適溶接施工法の検討を行い、次に示すような知見を得た。

1) レールのEA溶接法の中で、特に溶接作業性が重視される部位の溶接、すなわち溶融スラグを排除しながら連続的に溶接積層を進めることや適正形状の裏波溶接を可能とするためには、溶接棒の被覆率を22~23%とし、スラグ生成量を抑えること、スラグのアークへの干渉や

Table 8 Slow bend test results of welded joint made by newly developed process.

	Fracture load (ton)	Deflection (mm)
Head up	179	32
	173	37
Head down	176	31
	156	22
	159	25
	150	21

Table 9 Bend fatigue test results of welded joint made by newly developed process.

	Bending stress (MPa)			Fracture cycle ($\times 10^3$)
	Min.	Max.	Range	
Base tension	30	304	274	2000 (good)
	30	334	304	2000 (good)
Head tension	30	304	274	2000 (good)
	30	334	304	2000 (good)

溶滴移行のふらつきをなくすために心線を硬鋼線とし、溶着金属の炭素量も約0.5%以下に抑制することが望ましいことおよび被覆剤をCaO-CaF₂系としその比率を1.6程度にするとよいこと等を確認し、高炭素系被覆アーク溶接棒でも充分良好な溶接作業性の確保が可能であることを明らかにした。

2) 高炭素系溶接金属をレールのEA溶接に適用する際に、既存の連続溶接(エンクローズアーク運棒)を主体とした溶接積層法では、レール頭部の溶接金属中に凝固割れが発生する。また、底部の下向き多層溶接の上部最終パス部では、溶接のスタートおよびクレータをレー

ル断面内に止めざるをえないため、クレータ割れが生じやすく継手性能を低下させる。

一方、ウィーピングによる溶融池形状制御を伴う下向き溶接を主体とした溶接積層を行うと溶接金属の凝固割れが防止できる。さらに底部の多層溶接各パスのスタートおよびクレータを余盛としてレール断面外に出すとレール断面内の溶接欠陥を排除できる。その結果、これらの効果を組み合わせた新しい溶接積層法では溶接欠陥のない良好な溶接継手が得られる。

3) 高炭素系溶接金属を用いた EA 溶接では母材レールと同様のパーライトを主体とした金属組織を得ることができるので、溶接後、頭部を空気焼入れし、腹部および底部を焼ならしする後熱処理を施すと、さらに溶接継手性能を向上させることができる。

4) 以上の検討の結果、溶接時間も既存法と比較して遜色のない高性能の継手性能が得られる高炭素系溶接棒による新エンクローズアーク溶接技術を開発した。

参 考 文 献

- 1) 滝本正：“日本におけるレール溶接技術”，日独レール溶接に関するシンポジウム，東京，昭和58年10月5日。

- 2) 森三郎：“60 kg レールのエンクローズアーク溶接”，鉄道技術研究所速報，No. 70-1013，昭和45年10月。
- 3) 阿部則次，杉山亨，山崎立良：“レール溶接部凹凸形状に関する一考察”，鉄道技術研究所速報，No. A-84-49，1984.3。
- 4) 辰巳光正：“レール溶接の現状と今後”，JREA，Vol. 32，No. 6，1989。
- 5) Q704レール研究グループ：新幹線レールの諸問題と対策，鉄道技術研究所速報，No. 79-17，昭和54年6月。
- 6) 栗原利喜雄：“レール損傷に関する研究”，鉄道技術研究所報告，No. 1188，1981.10。
- 7) 内野耕一，奥村誠，岡崎睦，杉野和男，百合岡信孝：溶接学会論文集，第10巻（1992），第1号，p. 24-33。
- 8) 河野六郎：私信 “アーク現象解析手法の検討”。
- 9) 大石橋宏次：“改良頭部熱処理レールガス圧接部の現地再熱処理”，鉄道線路，Vol. 29，No. 9，1981。
- 10) K. Sugino, H. Kageyama, T. Suzuki, K. Fukuda, H. Yoshitake, Y. Makino, M. Ishii; “Development of In-Line Heat Treated DHH Rails”, The Fourth International Heavy Haul Railway Conference 1989, Brisbane, 11-15 September 1989。
- 11) 益本功，松田一夫，長谷川正義：“吸湿水素系溶接棒による溶接金属の気孔生成の原因” 溶接学会誌，Vol. 51（1982），No. 4，p. 329-335。