

重荷重鉄道用耐摩耗・耐損傷レール(HEレール)の開発

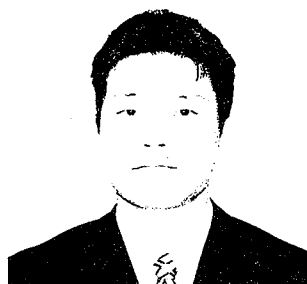
Development of HE Rail with High Wear and Damage Resistance for Heavy Haul Railways



上 田 正 治^{*(1)}
Masaharu UEDA



内 野 耕 一^{*(2)}
Koichi UCHINO



松 下 公 一 郎^{*(3)}
Koichiro MATSUSHITA



小 林 玲^{*(4)}
Akira KOBAYASHI

抄 録

重荷重鉄道用として多くの高強度熱処理レールが開発され、用いられている。更なる耐摩耗・耐損傷性向上に応えるため、従来のパーライト鋼の硬さを上げる手段に加え、パーライト中のセメンタイト密度の効果を検討してきた。その結果、従来にない0.9mass%Cを含有するHEレールを開発した。既存の0.8mass%C含有の熱処理DHH370レールを比較にHEレールの耐摩耗・耐損傷性の特徴、実軌道での性能について紹介した。

Abstract

Many types of head-hardened rails have been developed and popularly used on heavy haul railways. In order to meet the demand for rails with higher wear and damage resistance, the authors have studied the method of increasing the cementite density in pearlite structure in addition of the conventional method of increasing hardness of pearlite steel. As a result of this study, Nippon Steel developed the new rail named HE rail of 0.9 mass% carbon steel. In this report the authors introduce the characteristics of wear and damage resistance and the performance in the actual site as compared with the current heat-treated DHH370 rail of 0.8 mass% carbon steel.

1. はじめに

輸送効率の向上、地球環境保護の観点からモーダルシフトが進む中、鉄道輸送もその手段の一つとして見直されつつある。鉄道輸送には主として貨物鉄道と旅客鉄道があり、前者は貨物の重載化、後者は速度の向上が積極的に進められている。これらに伴い、軌道材料の一つであるレールの使用環境は益々苛酷なものとなる。従来よりレール鋼には耐摩耗性に優れることから共析炭素(約0.8mass%C)を含有するパーライト鋼が用いられ、1980～1990年代にオフライン熱処理、それに続くインライン熱処理によるパーライト組織の微細化技術が開発され、重荷重鉄道用の耐摩耗高強度レールとして前者はNHHレール¹⁾、後者はDHHレール²⁾として世界で広く用いられてきた。

しかしながら、貨物鉄道の重載化はその歩をゆるめず、例えば、

北米重荷重鉄道では貨車1両の重量を従来の100tから125tへの増加する検討が進められており、その結果、レール寿命の低下やメンテナンスコストの増加は必然であり、これらの問題を解決できる新しいレールの開発が課題である。

本報では重荷重鉄道など大きな輪重が作用するレールに生ずる問題点の例を挙げ、それらの解決のための新しい考えに基づく過共析鋼レール(Hyper-eutectoid、以下HEレールと呼ぶ)の開発³⁾、実軌道で得られた知見及び今後確認されるであろう性能向上の予測について述べる。

2. 実軌道でのレールに生ずる主な問題点

曲線軌道の外軌レールでは、レールの基本特性である(1)摩耗(写真1にその例を示す)、(2)レール頭内部の疲労損傷(写真2参照)、メタルフロー限界に起因しゲージコーナーに生ずる(3)きしみ割れ、

^{*(1)} 技術開発本部 八幡技術研究部 主任研究員

^{*(2)} 技術開発本部 八幡技術研究部 主幹研究員 工博

福岡県北九州市戸畑区飛幡町1-1 ☎804-8501 ☎093-872-6373

^{*(3)} 八幡製鐵所 条鋼工場 条鋼技術・管理グループ

^{*(4)} 八幡製鐵所 条鋼工場 条鋼技術・管理グループ マネジャー

剥離(写真3参照)、ゲージコーナーからややレール中心よりに生ずる(4)フレーキング損傷(写真4参照)などの問題がある。

また、曲線軌道の内軌レールでは、車輪踏面の摩耗により形成される擬似フランジ、及びゲージ間隔が広がることが重畳して生ずる、あるいは塗油過多により生ずるメタルフロー限界起因の(5)スポーリング損傷(写真5参照)、車輪の内輪差により生ずる(6)波状摩耗(写真6参照)などの問題がある。

一方、直線軌道では(7)表面メタルフロー及びそれに起因するスポーリング損傷、特に高速の旅客鉄道で生ずる(8)転がり接触疲労損傷



写真1 摩耗

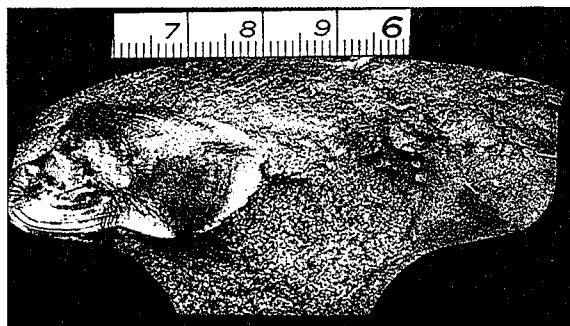


写真2 内部疲労損傷

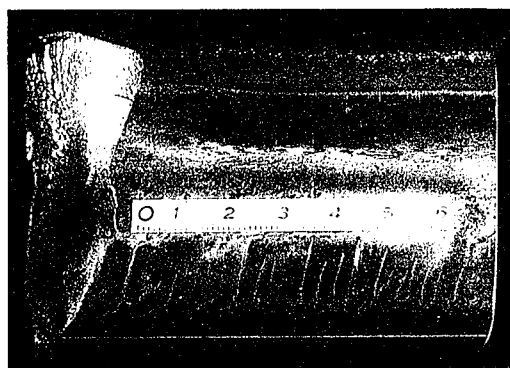


写真3 きしみ割れ

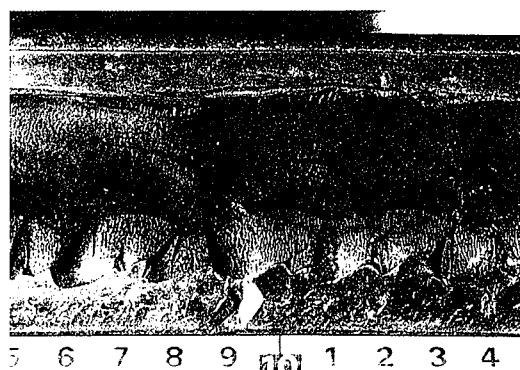


写真4 フレーキング損傷

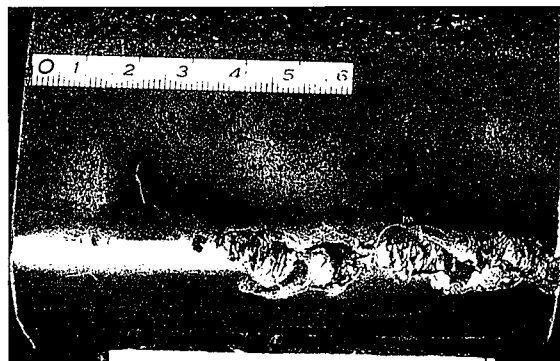


写真5 スポーリング

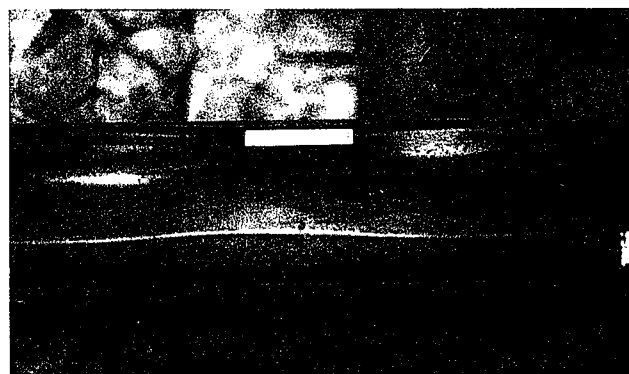


写真6 波状摩耗

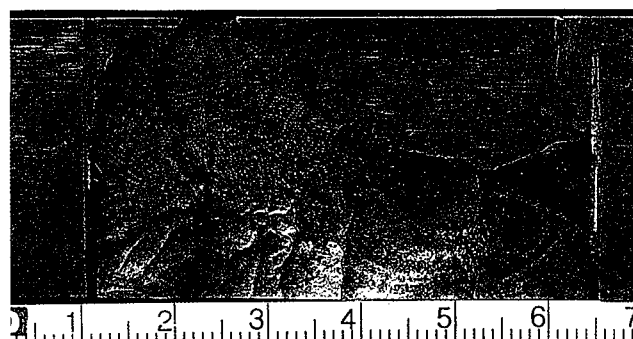


写真7 転がり疲労損傷(ダークスポット)

傷(頭頂面シェリングあるいはダークスポットと呼ばれる、写真7参照)がある。

その他、近年は継目板結合に代わり、溶接によるロングレール化が進められており、それに付随して溶接部の局部摩耗や溶接欠陥損傷などの問題が生ずる。

これらの問題に対し、(1)耐摩耗性や(2)耐内部疲労損傷性の改善のためのNHHレールの開発、DHHレールの開発に加え、高速鉄道の直線軌道で生ずる転がり接触疲労の防止に関しては、耐摩耗性の維持を意図してこれまでに用いられてきたパーライト鋼に代わり、比較的低炭素のベイナイト鋼が耐転がり疲労損傷性に優れることを見出し、ベイナイト鋼レールを開発し⁴⁾、現在実用化拡大を目指している。

また、レールの溶接技術に関しては従来にない高炭素の溶接金属を適用したエンクローズアーク溶接の開発⁵⁾や自動溶接技術開発⁶⁾を行ってきた。

本報では冒頭のべたように重荷重鉄道でのレールの問題点の更なる改善を目的に開発を進めてきたHEレールについて述べる。

3. 転がり接触での組織変化を考慮した新しいレール材料の考え

従来用いられてきた耐摩耗性向上策としてのパーライトラメラ微細化による硬さの向上に代わる新しいシーズ検討の結果、転がり表層の組織変化による硬さの上昇が耐摩耗性を支配し、パーライトラメラ中のセメンタイト密度の増加でこの硬さの上昇が大きくなるという知見を得、レール鋼の過共析化が上記レールに生ずる幾つかの問題点解決に有効なことを見出した。

図1は転がり接触における摩耗量及び表層の硬さの変化に及ぼす転がり回数と鋼中の炭素量(ここでは粒界セメンタイトのない均一なパーライト組織でのセメンタイト密度)の影響を示す。この結果より、セメンタイト密度が高くなると転がり表層の加工硬化量がある転がり回数以上で大きくなり、それに応じて転がり摩耗量が減少し、パーライトラメラ中のセメンタイト密度が大きいくほど耐摩耗性が向上することが分かった。この転がり表層の加工硬化が大きくなる理由を明らかにするため、透過電子顕微鏡や示差熱分析によりその微組織の変化を観察した。

その結果、転がり表層では車輪との転がり接触による大きな塑性変形により、パーライトラメラ中のフェライトの転位強化に加え、フェライトの超微細化(ナノ結晶化)及びセメンタイトの分解によるフェライトの炭素固溶強化などのメカニカルミリングの強化作用が生じること、また、セメンタイト密度の増加により、それらの効果が大きくなり、加工硬化量が大きくなることが分かった^{7,8)}。それらの微組織の変化を模式的に図2に示す。図1及び図2に示した結果を簡単に述べると、初期の硬さが同一でも車輪との接触により、炭素が高いパーライトほど転がり表層が硬くなり、耐摩耗性が向上す

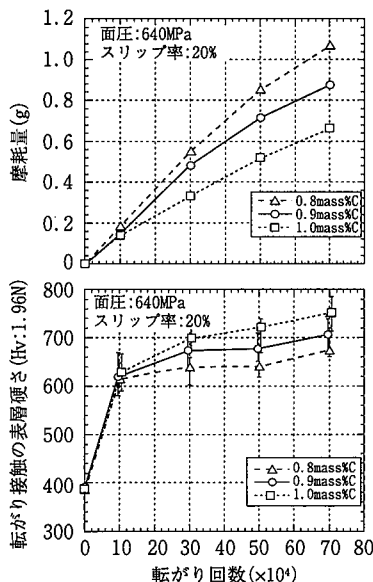


図1 摩耗量及び表層硬さの変化に及ぼす転がり回数と炭素量の影響

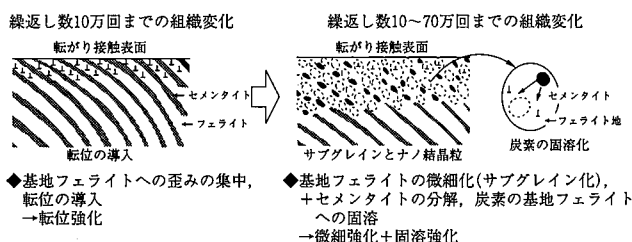


図2 転がり表面の硬さの上昇に伴う微組織の変化

ることとなる。従って、従来から言われているレールの硬さを高くする方法を併せるとより耐摩耗性の高いレールが実現する。

4. 過共析パーライト鋼のレール性能向上への効果

前章でセメンタイト密度の高い過共析パーライト鋼を用いると車輪との転がり接触によりレールの転がり表層の硬さが増し、(1)耐摩耗性が向上することを述べたが、過共析パーライト鋼のレールへの適用はレールで生ずるその他の問題解決にも有効と考えられる。

4.1 転がり接触によるレール表層の硬さの向上

レールの転がり表層の硬さが増加すると先に述べた耐摩耗性の向上に加え、第2章で述べたレールに生ずる問題点の中の(5)スポーリング損傷、更には(6)波状摩耗や(7)直線軌道に生ずる表面メタルフローなどの発生抑制に有効になる。

4.2 過共析鋼の変態挙動による硬さの向上

図3に過共析鋼と従来用いられてきた共析鋼の連続冷却変態(CCT)図を比較して示す。両者のパーライト変態ノーズを比較すると共析鋼のノーズは高冷却速度、高温側へシフトし、過共析鋼のノーズはやや平坦化し、変態開始温度の冷却速度感受性が共析鋼のそれと比較し小さくなるのが分かる。この効果はレール頭部を加速冷却熱処理する際に生ずるレール表層と内部の冷却速度の差に起因する内部の硬さの低下の抑制に寄与すると考えられ、鋼の焼入れ性を確保することを考慮すると頭部の内部硬さの低下の少ないレールが得られる。

図4にレール頭部の表面から内部への硬さの分布を示す。既存の共析鋼を用いた熱処理レールに比較し、内部の硬さが約10ポイント高くなるのが分かる。第3章で述べた曲線軌道外軌で問題となる(2)内部疲労損傷の抑制に硬さ向上効果が大きいとされる報告⁹⁾を考慮すると、この内部の硬さが高いことは(1)摩耗寿命の更なる改善に加え、(2)内部疲労損傷の抑制にも寄与する。

更に、図3のCCT図より高冷却速度までノーズがシフトすること

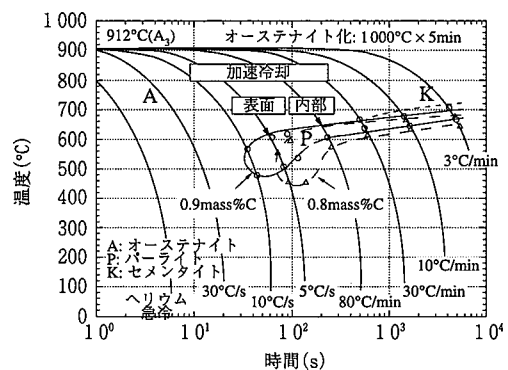


図3 0.8mass%Cと0.9mass%C鋼の連続冷却変態図

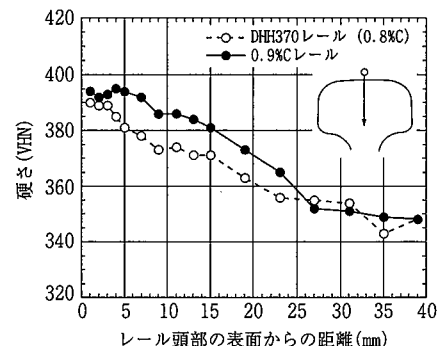


図4 0.8mass%Cと0.9mass%C鋼のレール頭部の硬さ分布

表1 過共析レールの材料特性と期待される使用特性

過共析レールの材料特性	期待される使用特性
転がり接触下での表層の加工硬化量が大きい	(1)耐摩耗性向上, (5)スポーリング損傷抑制, (6)耐波状摩耗, (7)耐塑性フロー性
熱処理による内部, 更には全体硬さの向上	(1)耐摩耗性向上, (2)耐内部疲労損傷性, (3)きしみ割れ, 剥離抑制, (4)フレーキング抑制

から, パーライト変態が安定となり, セメントタイト密度の向上も併せて, 現状, 共析鋼で実製造上, 安定して得られる硬さHB370~390を大きく上回るHB400~430のパーライト組織を得ることが可能となる。このことは先に述べた耐摩耗性をはじめとする諸問題に加え, 高強度化の意味するところのパーライトラメラ間隔の微細化により曲線軌道外軌の(3)きしみ割れ, 剥離や(4)フレーキングの抑制に有効になる。

以上, レールの過共析化に伴うパーライト中のセメントタイト密度の増加やラメラ間隔の微細化は軌道で生ずる幾つかの問題点の解決につながり, 過共析鋼のレールへの適用は従来にない効果を発揮すると考えられる。表1に過共析レールの材料特性と期待される軌道での使用特性をまとめて示す。

5. 過共析鋼レール(HEレール)の開発

高炭素化では延性の確保が課題となる。具体的には引張試験での伸びの確保であるが, 全伸び中の局部伸び向上の手段として組織の微細化がある。図5にオーステナイト(γ)粒径と全伸びの関係を示す。この結果より0.9mass%C鋼においては γ 粒径を60 μ m以下にすると規格値である10%の伸びを確保できることが分かった。また, 高炭素鋼の圧延 γ 組織制御の検討から, (a)高炭素鋼では加工後の再結晶が著しく速く, 圧延直後に再結晶が完了して細粒 γ となること, (b)しかし, 次パスまでのパス間の粒成長が著しく大きく, γ 細粒化を阻害すること, (c)それを回避するため, パス間時間の短い連続圧延を施すと粒成長が小さく, 圧延再結晶の累積で細粒 γ が得られることを見出した。

そこで, 仕上げ圧延をユニバーサル圧延2機によるタンデム圧延とし, その後のインライン加速冷却法を組み合わせ, 最終的に高延性の微細パーライト組織が得られる新しいプロセスを開発した。その結果, 表2に示すHEレールの化学成分の一例において図6に示すような機械的性質が得られた。ブリネル硬さ370(HE370)及び400レベル(HE400)ともに高強度でかつ延性の十分な過共析鋼レールが得られた。図7にHE370及びHE400のレール頭部硬さの分布を示す。HE400の場合, 15mm深さにおいて従来にない

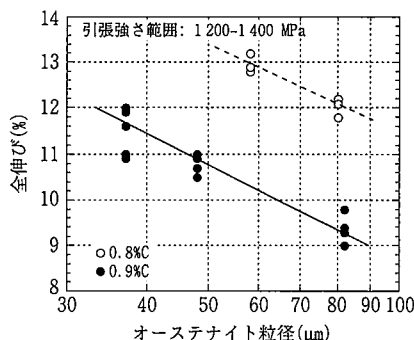


図5 全伸びに及ぼすオーステナイト粒径の影響

表2 HEレールの化学成分の一例 (mass %)

C	Si	Mn	P	S	Cr
0.89	0.48	0.61	0.014	0.009	0.25

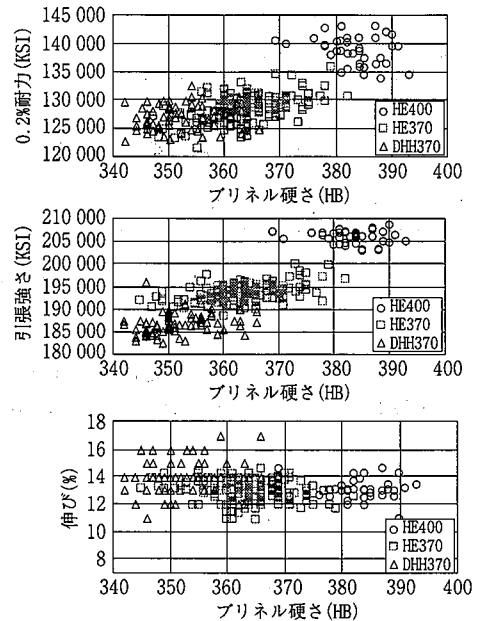


図6 HEレールの機械的性質

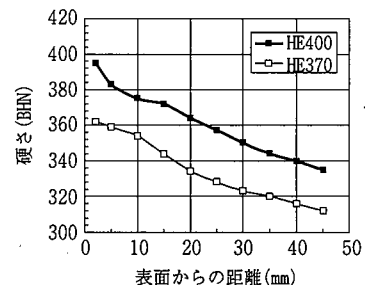
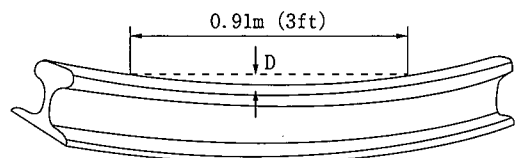


図7 HEレールの頭部硬さ分布

表3 母材レールの落重試験性能

落重試験条件		
重量	8.9kN (2000lb)	
高さ	10.6m	
スパン	0.91m (3.0ft)	
試験温度	+20℃	
支持方法	頭部が上向き	
結果		
試験番号	たわみ：D (mm)	
	0.9mass%Cレール	0.8mass%Cレール
1	20.0 (破断せず)	21.0 (破断せず)
2	20.0 (破断せず)	22.0 (破断せず)
3	19.0 (破断せず)	20.0 (破断せず)



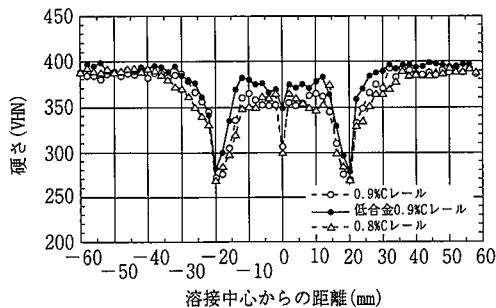


図8 フラッシュバット溶接部の硬さ分布

表4 フラッシュバット溶接継手の静的曲げ性能

試験番号	破断荷重 [kN(tonf)]	たわみ [mm(in)]
1	2 313(236)	27.0(1.06)
2	2 391(244)	30.0(1.18)
3	2 567(262)	36.0(1.42)
AWS規格相当	1 911(195)	19.1(0.75)

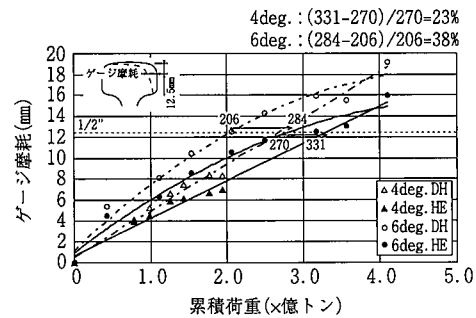
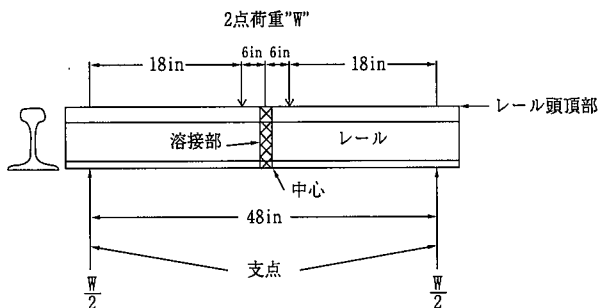


図9 曲線外軌レールの摩耗寿命

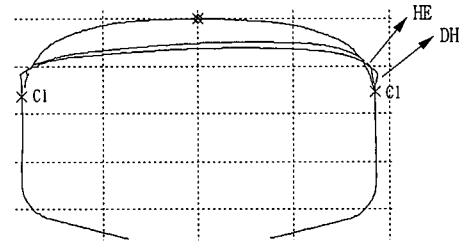


図10 曲線内軌レールのメタルフロー

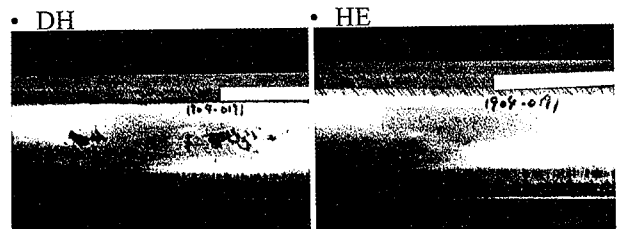


写真8 実敷設レールの転がり表面性状

AWS: The American Welding Society

HB370の硬さが得られている。表3に実物レールの耐衝撃性評価のための落重試験の結果(N=3)を示す。既存の熱処理レールと遜色のない延性を示すことが分かる。

図8にフラッシュバット溶接継手部の硬さの分布、表4に静的曲げ試験の結果(N=3)を示す。継手部の硬さ分布は既存の熱処理レールと同等であり、また、静的曲げ性能は曲げ破面上には溶接欠陥などの異常は見らず、AWS(アメリカ溶接協会)の熱処理レールの基準相当以上の十分な値を示している。両者より溶接性に関しても既存熱処理レールと比較し、遜色のないことが確認できた。

6. レール寿命向上とメンテナンス緩和への期待(実軌道でのパフォーマンス)

HEレールの北米重荷重鉄道における評価の結果、主たる目的である摩耗寿命の向上、更に第4章で述べた幾つかの問題点の改善効果を確認、あるいは確認しつつあり、その一例を示す。

図9に曲線軌道外軌レールの摩耗寿命の向上の結果を既存熱処理レールとの比較で示す。曲率半径440m(4°カーブ)では約20%、曲率半径290m(6°カーブ)では約40%の寿命の向上が得られた。また、曲率半径が小さい(面圧やすべり率が高い)ほど寿命向上効果が大きい傾向にあり、第3章の図1で示した転がり回数が増すほど炭素量の増加にともなう転がり表層の加工硬化量が大きくなり、耐摩耗性が向上することを反映している。

図10に曲線軌道内軌レールの頭部メタルフローの状態を示す。既

存熱処理レールはメタルフロー境界での表面き裂の生成や剥離損傷に至るリップの形成が見られるが、HEレールではほとんど見られない。

写真8に転がり表面状態の一例を示す。既存熱処理レールにはきしみ割れのような表面損傷が見られるがHEレールでは見られない。一般に軌道では表面損傷対策としてグラインディングにより早期に損傷の目を除去する手段がとられているが、図10や写真8の結果から、HEレールではグラインディングの削減、すなわちメンテナンスコストの削減が可能となることが期待される。

また、レール頭部内部硬さの向上は第4章の表1で述べたように耐内部疲労損傷性の向上も予測でき、内部疲労防止のために行われるレール/車輪の接触最適化のためのレールのプロファイルグラインディングの削減も可能となることが期待される。

7. おわりに

重荷重鉄道での更なる輸送効率の向上とメンテナンスの緩和に応える新しいレールの開発を進めてきた。本報告では転がり接触下でのレール表層の微視的組織変化に着目し、従来の耐摩耗性向上策として用いられてきた硬さの向上に加え、パーライト中のセメンタイト密度をあげることによる転がり接触下での硬さの上昇を図るという新しい考えによる耐摩耗性、耐損傷性の向上の可能性を述べた。また、その実現のため、過共析鋼をレールに適用し、高炭素化で問題となる延性低下をTMCP技術により解決した。実軌道での評価の結果、摩耗寿命の延長、表面損傷の抑制など軌道メンテナンスの緩和に期待ができることが分かった。

参考文献

- 1) 榊本, 杉野, 影山: Development of Wear Resistance and Anti-shelling High Strength Rail in Japan. 1st International Heavy Haul Railway Conference, Perth, 1978
- 2) 杉野, 影山, 鈴木, 福田, 吉武, 牧野, 石井: Development of In-line Heat Treated DHH Rails. 4th International Heavy Haul Railway Conference, Brisbane, 1989
- 3) 上田, 内野, 影山, 久多良木, 馬場園: Development of Hypereutectoid Steel Rails for Heavy Haul Railways. 6th International Heavy Haul Railway Conference, Cape Town, 1997
- 4) 上田, 内野, 影山, 兼田, 小林: Development of Bainitic Steel Rail with Excellent Surface Damage Resistance. STS International Heavy Haul Railway Conference, Moscow, 1999
- 5) 設楽, 内野, 上山, 奥村, 杉野, 百合岡: Study on Rail Welding with High Carbon Welding Materials. ISS 34th Mechanical working and Steel Processing Conference, Montreal, 1992
- 6) 内野, 藤山, 狩峰, 岡崎, 奥村, 和田, 杉野: Development of Automatic Rail Welding Process. ISS 34th Mechanical working and Steel Processing Conference, Montreal, 1992
- 7) 上田, 内野, 小林: Effect of Carbon Content on Wear Property In Pearlitic Steels. 5th International Conference on Wheel/Rail Contact Mechanics, Tokyo, 2000
- 8) 上田, 内野, 瀬沼: パーライト鋼のころがり接触摩耗に及ぼす硬さと炭素量の影響. 鉄と鋼. 87(4), 190-197 (2001)
- 9) Paul Clayton and Glenn Brave: Fatigue Defect Origination and Growth Experiment. FRA/ORD-91/18