

## 海外貨物鉄道用の長寿命レールの開発

## Development of Long Life Rail for Overseas Freight Railways

上田 正治\*  
Masaharu UEDA松下 公一郎  
Kohichiro MATSUSHITA岩野 克也  
Katsuya IWANO小林 玲  
Akira KOBAYASHI山本 剛士  
Takeshi YAMAMOTO宮崎 照久  
Teruhisa MIYAZAKI高橋 淳  
Jun TAKAHASHI小林 由起子  
Yukiko KOBAYASHI

## 抄 録

海外の貨物鉄道用レールの耐摩耗性や耐表面損傷性を向上させるため、従来の高硬度化に代わる方法として、パーライト組織中のセメントイト相の体積分率（炭素量）の増加を検討した。その結果、ころがり面での加工硬化が促進し、硬度の上昇により、耐摩耗性や耐表面損傷性が大きく向上した。この効果を適用し、過共析鋼レール（0.9～1.0mass%C）を開発した。このレールは実軌道においても優れた諸特性を示し、貨物鉄道用レールの高寿命化に大きく寄与している。

## Abstract

To improve wear resistance and surface damage resistance of overseas freight railways, the authors studied and performed an increase of volume fraction of the cementite phase (carbon content) in the pearlite structure as an alternative to a conventional method of increasing the hardness thereof. As a result, the work-hardening rate of rolling contact surface was increased, leading to increased hardness to thereby significantly improve wear resistance and surface damage resistance. By using these effects, Nippon Steel and Sumitomo Metal have developed hyper-eutectoid steel rails. These rails have excellent properties in actual tracks and have contributed to the improvement of the service life of freight railways.

## 1. 緒 言

鉄道は定時性や安全性の高い大量輸送機関として、国内外において重要な役割を担っている。近年、地球温暖化や大気汚染等の環境問題が深刻化する中で、都市間の旅客輸送として、CO<sub>2</sub>排出量や排気ガスの少ない鉄道の見直しが進んでいる。また、発展途上国や資源国では、その優れた輸送効率から、旅客や資源輸送の手段として新たな鉄道敷設も進められている。このように鉄道は輸送の要として現在でも主要な地位を占めている。

鉄道には主として海外の鉱石輸送等を担う貨物鉄道と新幹線等の旅客鉄道がある。資源開発や経済発展にともない、輸送の効率化として、貨物鉄道では貨物の重載化（写真1参照）、旅客鉄道では車両の軽量化や列車速度の向上が積極的に進められている。特に、北米、豪州等の貨物鉄道では、図1に示すように、輪重（車輪一つに負荷される重量）が25年間で約2倍の20トンまで増加している。このような軌道環境の変化にともない、軌道材料の一つであるレール



写真1 海外の貨物鉄道における重載化の事例  
Example of increase of superimposed load on an overseas freight railway

ルの使用環境は苛酷化しており、摩耗や損傷の増加等により、耐久性や安全性に優れた経済性の高いレールの開発が望まれている。

このような背景の中、貨物鉄道用レールとして過共析鋼レール（HE RAIL®）を開発<sup>2,6)</sup>、実用化した。このレール

\* 八幡技術研究部 主幹研究員 福岡県北九州市戸畑区飛幡町 1-1 〒804-8501

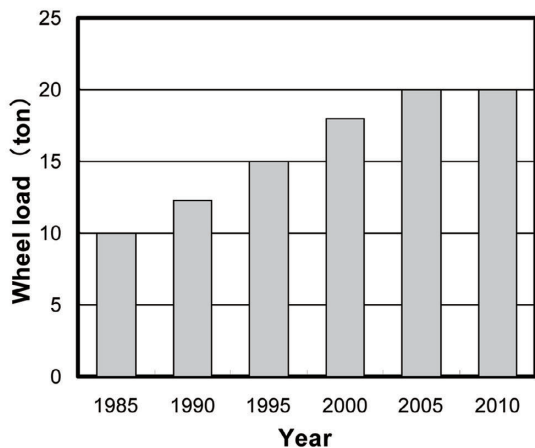


図1 海外の貨物鉄道における輪重の変化  
Change of wheel load in an overseas freight railway

の特徴は、耐摩耗性や耐表面損傷性を向上させるため、従来の高硬度化に代わる方法として、鋼の炭素量を増加し、車輪との接触による加工硬化を促進させ、ころがり面での硬度上昇の効果を取り入れたものである。

本稿では、過共析パーライト鋼の実験室検討結果を紹介すると共に、開発した過共析鋼レールの諸特徴について述べる。

## 2. 海外の貨物鉄道における技術的課題

鉄道用レールに主に要求される特性は、構造部材として、車両を支えるための剛性、強度、溶接性である。さらに、走行用部材として、車輪と接触するレール頭部においては、摩耗や表面損傷の抑制や防止が必要とされている。

特に、鉄鉱石や石炭等の天然資源や穀物を輸送している海外の貨物鉄道では、先に述べたように輪重が大きく、車輪と接触するレール頭部（ころがり面）の接触面圧は高い。これにともない、写真2<sup>a)</sup>に示すような摩耗の増加、塑性変形を起因とするフレーキング等の表面損傷の発生が顕在化する。これらの摩耗や損傷はレールの使用寿命を決定する主な因子であり、耐摩耗性、耐表面損傷性の向上はレールの長寿命化を図る上で最も重要な技術的課題である。

## 3. 過共析鋼レールの開発

### 3.1 耐摩耗性の向上

従来、レールの耐摩耗性を向上させるには高硬度化が有効な手段であると考えられていた<sup>7)</sup>。本開発では、耐摩耗性をより一層向上させるため、硬度の制御に加えて、金属の組織構造と炭化物量の制御を基礎的に検討した。

#### 3.1.1 金属組織の制御

高炭素鋼の耐摩耗性におよぼす金属の組織構造や炭化物量の影響を検討した。炭素量を0.8mass%、1.2mass%の2水準に変化させた鋼を用いて、二円筒のころがり接触摩

耗試験を行った。

金属組織を変化させるため、所定の条件<sup>10)</sup>において供試鋼に熱処理を施した。写真3に各供試材のマイクロ組織と硬さを示す。供試材は硬質な炭化物（セメントイト： $\text{Fe}_3\text{C}$ ）と軟質なフェライト（Fe）が層状（ラメラ）構造のパーライト鋼（0.8mass%C）、フェライト中に炭化物が分散した構造の焼戻しマルテンサイト鋼（0.8mass%C）と炭化物の体積分率が高い球状化炭化物鋼（1.2mass%C）である。熱処理条件の制御により、それぞれの鋼の硬さをHV284～306

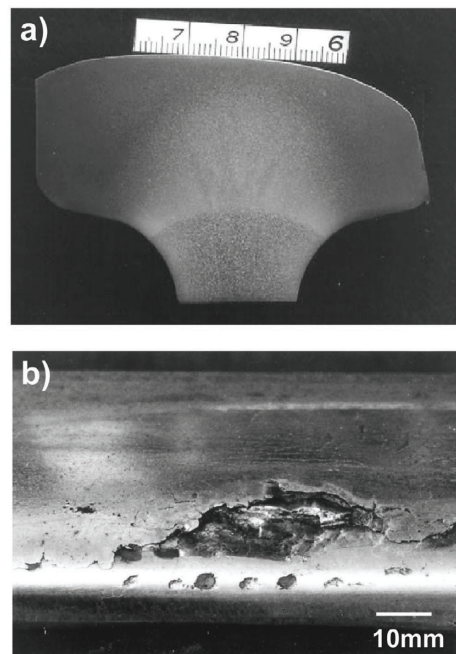


写真2 海外の貨物鉄道における摩耗と損傷の事例  
a) 摩耗, b) フレーキング損傷（表面損傷）  
Examples of wear and damage in overseas freight railways  
a) Wear, b) Flaking (surface damage)

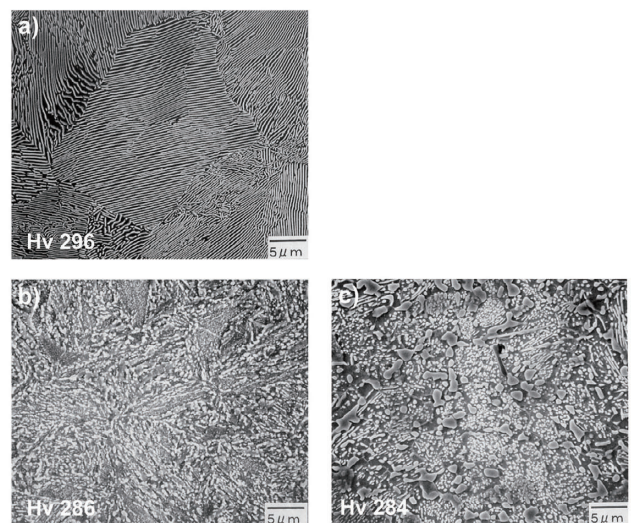


写真3 高炭素鋼のマイクロ組織  
Microstructure of high-carbon steels  
a) Pearlite steel, b) Tempered martensite steel, c) Spheroidal carbide steel

の範囲に調整した。

図2に繰返し回転数と摩耗量の関係を示す。炭素量が同一のパーライト鋼と焼戻しマルテンサイト鋼の摩耗量を比較すると、パーライト鋼は焼戻しマルテンサイト鋼と比較して摩耗量が顕著に少ない。一方、硬質な炭化物の体積分率を高めた球状化炭化物鋼では、炭素（炭化物）量の少ないパーライト鋼や焼戻しマルテンサイト鋼と比較して摩耗量が多い。

図3に繰返し回転数とこころがり面の硬さの関係を示す。繰返し回転数が一定回数を超えると、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼と比較して、パーライト鋼のこころがり面の硬さは向上する。摩耗と同様にこころがり面の硬さは金属組織とよい相関が認められる。

これらの結果から、摩耗特性は金属の組織構造に大きく影響され、セメンタイトとフェライトのラメラ構造である

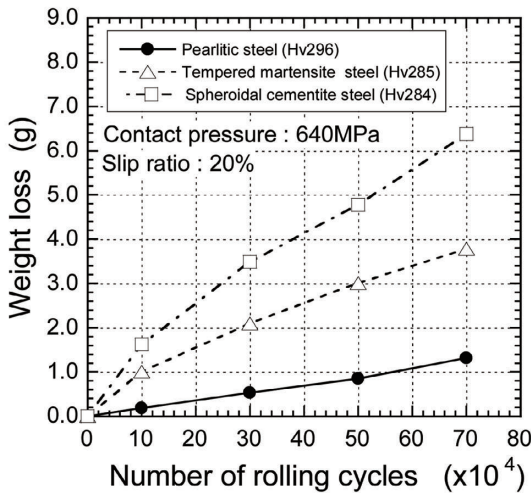


図2 高炭素鋼の繰返し回転数と摩耗量の関係  
Relationship between the number of rolling cycles and weight loss in the high-carbon steels

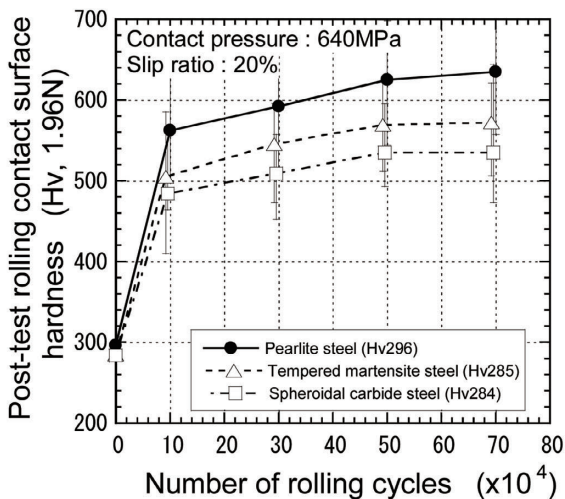


図3 高炭素鋼の繰返し回転数とこころがり面硬さの関係  
Relationship between the number of rolling contact cycle and post-test hardness in the high-carbon steels

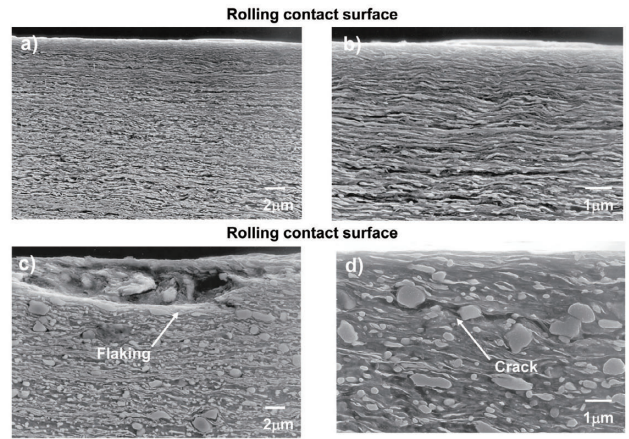


写真4 70万回転繰返し後のこころがり面直下のマイクロ組織 (SEM)

a) パーライト鋼, b) パーライト鋼-高倍率, c) 球状化炭化物鋼, d) 球状化炭化物鋼-高倍率

Cross-sectional SEM microstructures of test specimens directly under the rolling contact surface after 700,000 cycles

a) Pearlite steel, b) Pearlite steel at high magnification, c) Spheroidal carbide steel, d) Spheroidal carbide steel at high magnification

パーライト鋼は、こころがり面の硬さが高く、耐摩耗性が最も高いことが確認された。

写真4に70万回転繰返し後のパーライト鋼と球状化炭化物鋼のこころがり面直下の断面SEM組織をそれぞれ示す。硬質なセメンタイトと軟質なフェライトがラメラ構造のパーライト鋼では、メタルフローに沿ってラメラが層状化し、微細化している。一方、フェライト中に炭化物が分散した構造の球状化炭化物鋼では、こころがり面において、最大深さ10 μm程度の剥離痕が認められる。さらに、こころがり面直下においては、基地フェライトと炭化物の界面を伝播したと考えられるき裂の生成が認められる。

上記の観察結果から、パーライト組織の耐摩耗性の向上は、こころがり面においてラメラ構造が維持、微細化することによりこころがり面の硬さが増加し、さらに、塑性変形にともなうマイクロな剥離が抑制されたことに起因すると考えられる<sup>10)</sup>。

### 3.1.2 パーライト組織での炭化物の利用

パーライト鋼の耐摩耗性の向上を図るため、ラメラ構造においてセメンタイトの体積分率の増加、すなわち、高炭素化を検討した。主に炭素量を0.8～1.0mass%に変化させたパーライト鋼（硬さ：HV385～395、ラメラ間隔：80～90nm）を用いて、二円筒式のこころがり接触摩耗試験を行った。

図4に繰返し回転数と摩耗量の関係、図5に繰返し回転数とこころがり面の硬さの関係をそれぞれ示す。繰返し回転数が一定回数を超えると、鋼の炭素量の増加にともない摩耗量は減少する。一方、こころがり面の硬さは鋼の炭素量の

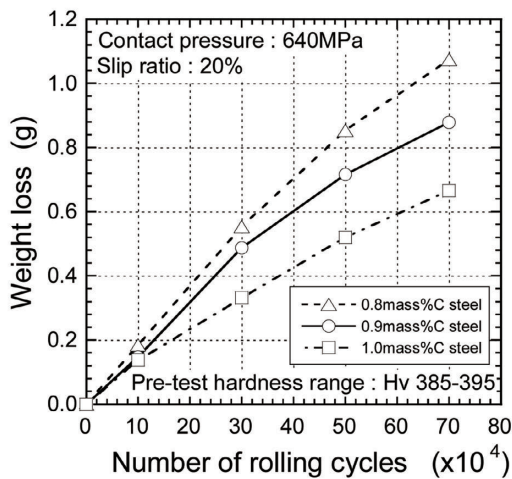


図4 パーライト鋼の繰返し回転数と摩耗量の関係  
Relationship between the number of rolling contact cycle and weight loss of the pearlite steels

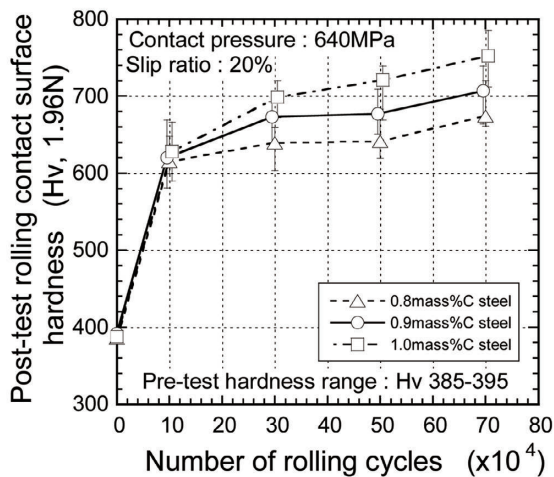


図5 パーライト鋼の繰返し回転数とところがり面硬さの関係  
Relationship between the number of rolling contact cycle and post-test hardness of the pearlite steels

増加にともない向上する。すなわち、パーライト鋼ではセメントタイトの体積分率を増加させると、ところがり面の硬さが上昇し、その結果、ところがり面での摩耗が抑制され、耐摩耗性が向上する。

ところがり面の硬さの増加に及ぼす炭素量の影響を明らかにするため、供試材の試験前後のところがり面の硬さの差に着目した。試験前硬さに対する試験後ところがり面硬さの増加量の比を、(1)式に示すところがり面の加工硬化率(%)として定義し、供試材の炭素量とところがり面の加工硬化率の関係を整理した。

$$\begin{aligned} & \text{ところがり面の加工硬化率 (\%)} \\ &= \{(\text{試験後ところがり面硬さ} - \text{試験前硬さ}) / \text{試験前硬さ}\} \\ & \times 100 \end{aligned} \quad (1)$$

ここで、硬さは全てビッカース硬さ (HV)。

図6に鋼の炭素量と10万回転および70万回転繰返し後

のところがり面の加工硬化率の関係を示す。10万回転では炭素量と加工硬化率には明確な相関は認められない。一方、70万回転ではところがり面の加工硬化率は炭素量の増加に伴い上昇する傾向が認められる。

ところがり面での加工硬化率の上昇機構を明らかにするためところがり面直下の組織変化を調査した。

写真5に70万回転繰返し後の炭素量1.0mass%の試験片ところがり面直下の断面薄膜組織(TEM)を示す。ところがり面直下では塑性流動に沿ってパーライトラメラが微細化し、マクロ的にはセメントタイト相が残存している<sup>11,12)</sup>。

図7に70万回転繰返し後の試験片ところがり面直下の3次元アトムプローブ(3D-AP)の解析結果を示す。C及びSiの分布からセメントタイト相の存在状態を推定すると、ところがり面直下では、ラメラ間隔が初期の90nmから10~30nmレベルまで微細化し、セメントタイト相自体の薄膜化が認められる<sup>11,12)</sup>。

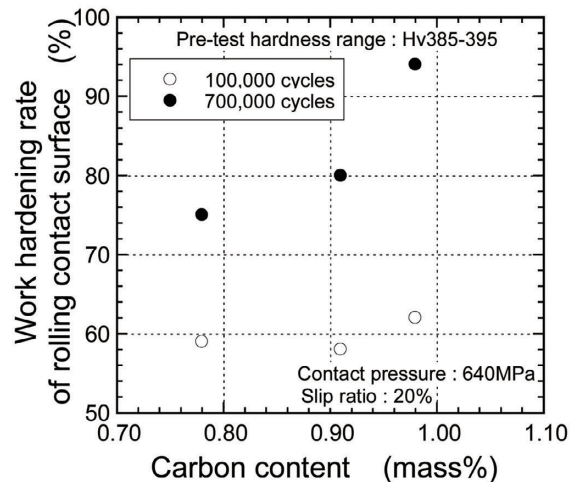


図6 パーライト鋼の炭素量とところがり面の加工硬化率の関係  
Relationship between the carbon content and work-hardening rate of a rolling contact surface with respect to the pearlite steels

Rolling contact surface

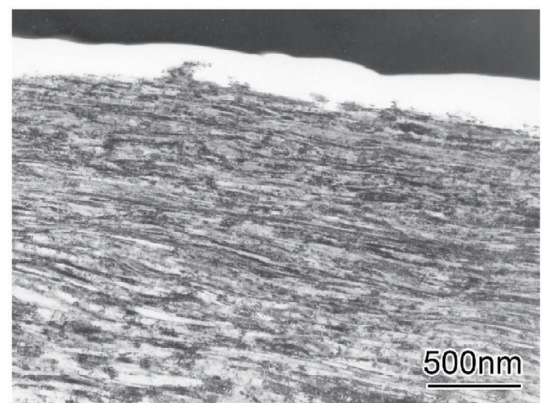


写真5 70万回転繰返し後のところがり面直下の断面薄膜組織  
TEM image of the cross-sectional bright field directly under a rolling contact surface after 700000 cycles

図8に3D-APの解析部位でのC原子の濃度分布を示す。Cの分布を詳細に見ると、Cは薄膜化したセメンタイト相のみに濃化しておらず、部分的にフェライト相までブロードに分布している<sup>11)</sup>。

さらに詳細な組織調査を実施した結果、ころがり面では基地フェライト相の微細化、鋼の炭素量の増加にともなうナノサイズまでの超細粒化の傾向が確認されている<sup>13,14)</sup>。

図9にころがり面直下のパーライト鋼の組織変化を模式的に示す。試験片のころがり面直下では強い接線力によるせん断変形が主に発生している。この結果、ラメラの微細化、基地フェライト相の細粒化、メカニカルミリング実験等の強加工材で確認<sup>15)</sup>されているラメラセメンタイト相の分解および炭素の基地フェライト相への固溶が部分的に発生している。この中で、鋼の炭素量の増加にともないころがり面の硬さが上昇する現象は、硬質なセメンタイト相の

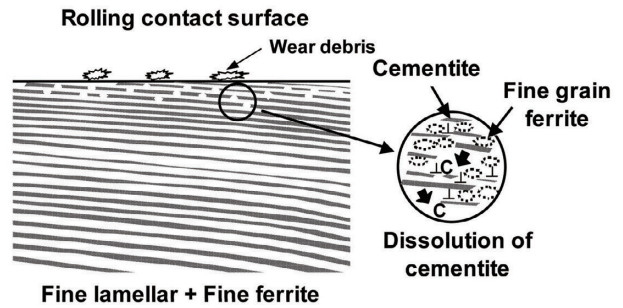


図9 ころがり面直下のパーライト鋼の組織変化  
Structural change of pearlite steel directly under the rolling contact surface

体積分率の増加により、基地フェライト相の細粒強化や炭素の固溶強化が促進され、ころがり面での加工硬化が促進したためと考えられる<sup>15)</sup>。

### 3.2 耐表面損傷性の向上

レールの耐表面損傷性を向上させるには、耐摩耗性と同様に高硬化化が有効な手段であると考えられていた<sup>7,8)</sup>。本開発では、耐表面損傷性をより一層向上させるため、高炭素化によるパーライト鋼の加工硬化の促進を検討した。炭素量を0.8mass%、1.0mass%に変化させたパーライト鋼（硬さ：HV400）を用いて、レール/車輪の1/4モデルの二円筒（直径200mm）式のころがり接触損傷試験機により耐表面損傷性の評価を行った。

写真6に試験後のころがり面性状（染色浸透探傷後）を示す。車輪のフランジが接するコーナー（G.C. : Gauge Corner）部を中心にき裂損傷が発生している。炭素量の高い鋼ではき裂の生成量が少ない。写真7に試験後のころがり面直下のき裂発生挙動を示す。G.C.部を中心に塑性変形起因のき裂損傷が発生している。鋼の炭素量とき裂損傷の関係に着目すると、炭素量の増加にともないき裂の生成

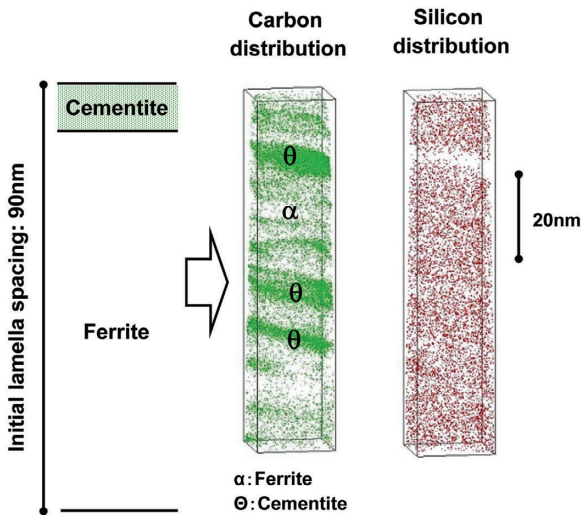


図7 ころがり面直下の3次元原子マップ  
3D element maps of the test specimen directly under the rolling contact surface

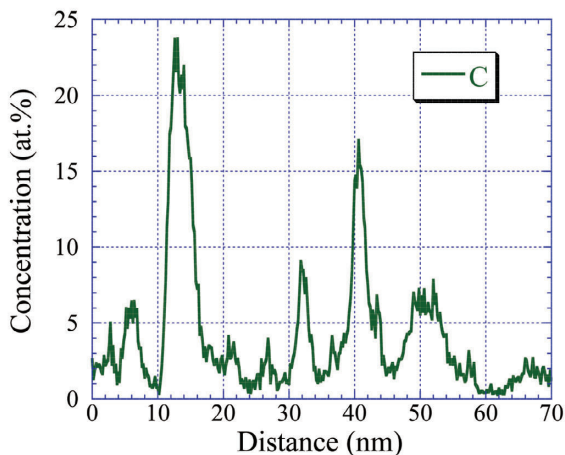


図8 ころがり面直下の炭素原子の濃度分布  
Concentration profile of a carbon atom in the test specimen directly under the rolling contact surface

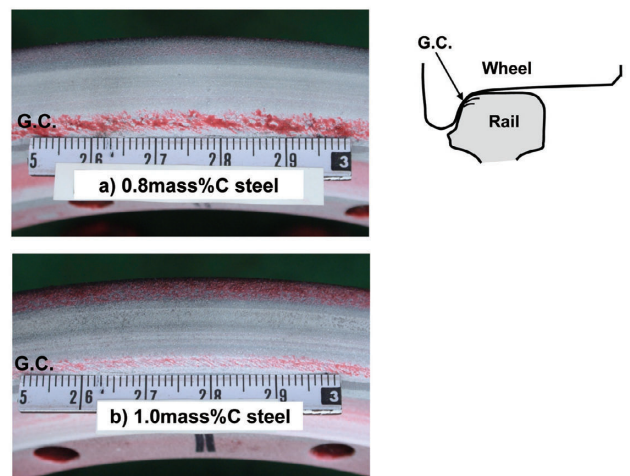


写真6 パーライト鋼のころがり面性状（染色浸透探傷後）  
Rolling contact surface appearance of the pearlite steel (subjected to the dye liquid penetrant inspection)

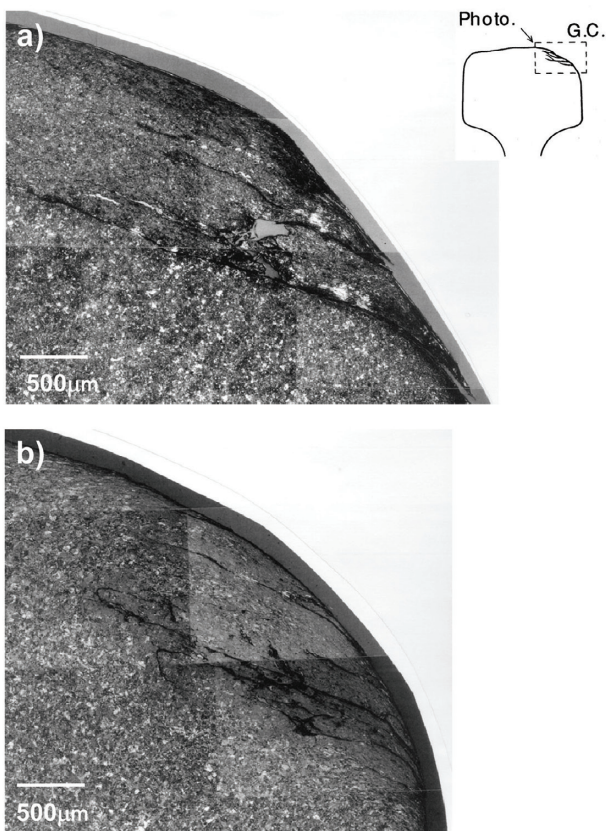


写真7 ころがり面直下のき裂伝播挙動  
 a) 0.8mass%C 鋼, b) 0.9mass%C 鋼  
 Crack propagation directly under the rolling contact surface  
 a) 0.8mass%C steel, b) 1.0mass%C steel

上記の結果から、炭素量の高い鋼における耐表面損傷性の向上は、摩耗試験と同様に、鋼の炭素量の増加によりころがり面の加工硬化が促進したことが主要因と考えられる。今後、疲労き裂の発生や伝播の観点から詳細なメカニズムの解明を行う。

### 3.3 延性向上, 組織制御のための製造技術

耐摩耗性や耐表面損傷性を向上させるため鋼を高炭素化すると、パーライト鋼の延性が低下し、脆化組織である初析セメント組織が生成し易くなる。北米のレール規格(米国鉄道技術・保線協会: AREMA)等では、頭部において引張試験の全伸び値 10%以上、金属組織としてパーライト組織の確保が定められており、延性の向上、初析セメント組織の生成防止が製造上の技術的課題となる。そこで、これらの諸特性を向上、制御する製造技術を開発した。

パーライト鋼の全伸び値(延性)を向上させるにはパーライトブロックの微細化が有効<sup>16)</sup>である。パーライトブロックの微細化は主に変態前のオーステナイト( $\gamma$ )粒の微細化により達成される。また、初析セメント組織の生成防止には冷却速度の制御が重要である<sup>17)</sup>。

高炭素化したパーライト鋼レールの製造においては、熱間圧延時の温度、圧延パスや圧下量の最適化を行い、 $\gamma$ 粒径の微細化を達成した。さらに、熱処理条件の最適化により、初析セメント組織の生成を防止し、高炭素のパーライト鋼においてこれらの規格を満足することが可能となった。

以上の検討結果から、従来の鋼の高硬度化に代わる方法として、パーライト鋼を高炭素化し、ころがり面での加工硬化を促進させ、耐摩耗性や耐表面損傷性を向上させる組織制御技術、さらに、熱間圧延条件や熱処理条件の最適化により、パーライト組織の延性向上や組織を制御する製造技術を確立した。次章では実製造した高炭素のパーライト鋼レール(以降、“過共析鋼レール”と称す)の諸特性について述べる。

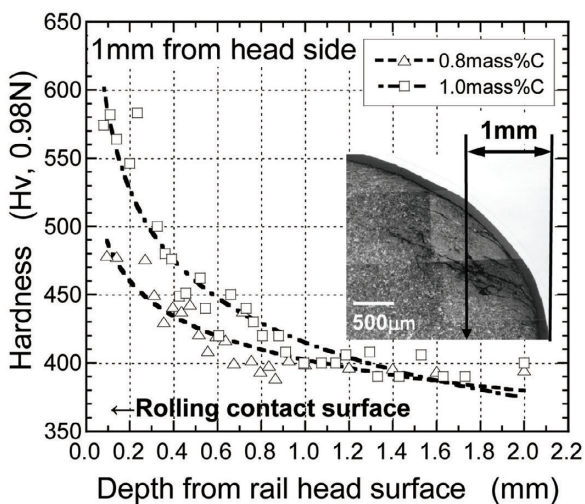


図10 き裂発生部の断面硬さ分布  
 Cross-sectional hardness distributions of the cracked portion

範囲が小さくなっており、耐表面損傷性の向上が認められる<sup>18)</sup>。

耐表面損傷性の向上機構を明らかにするため、ころがり面直下の硬さ変化を調査した。

図10にき裂発生部の断面硬さ分布を示す。き裂の生成により値に変動はあるが、き裂発生部位では鋼の炭素量の増加により硬さが上昇する傾向が認められる<sup>18)</sup>。

## 4. 過共析鋼レール (HE RAIL®) の諸特性

様々な使用環境に適合する性能を確保するため、炭素量や硬さを制御した過共析鋼レール(炭素量:0.9~1.0mass%, 頭部表面硬さ: HB370~420)を開発した。本章では、過共析鋼レールの機械的性質、溶接継ぎ手特性、実軌道での性能について述べる。

### 4.1 機械的性質

代表的な過共析鋼レールの炭素量と頭部の引張特性を従来の高強度レール(0.8mass%)と比較して表1に示す。開発したレールは、炭素量0.9~1.0mass%とし、Mn, Cr等の合金を制御したものである。引張強度1350~1440MPa, 全伸び値10%以上を確保しており、貨物鉄道

表1 過共析鋼レールの炭素量と頭部の引張特性  
Carbon content and head tensile strength properties of the hyper-eutectoid steel rails

Rail	Carbon content (mass%)	Mechanical properties	
		Tensile strength (MPa)	Total elongation (%)
0.8mass%C	0.80	1 290	14.1
0.9mass%C	0.90	1 350 - 1 420	13.2 - 13.6
1.0mass%C	1.00	1 440	10.7

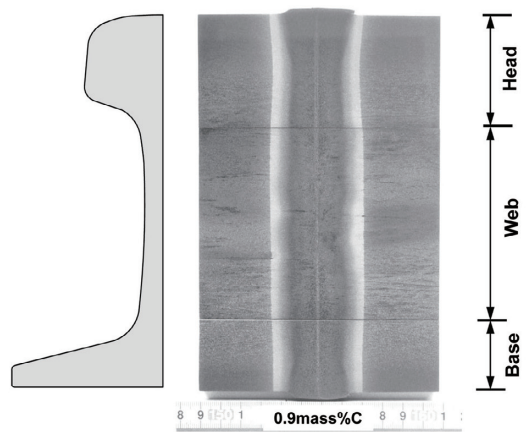


写真8 過共析鋼レールのフラッシュバット溶接継ぎ手部のマクロ組織  
Macrostructure of the flash butt-welded joint of a hyper-eutectoid steel rail

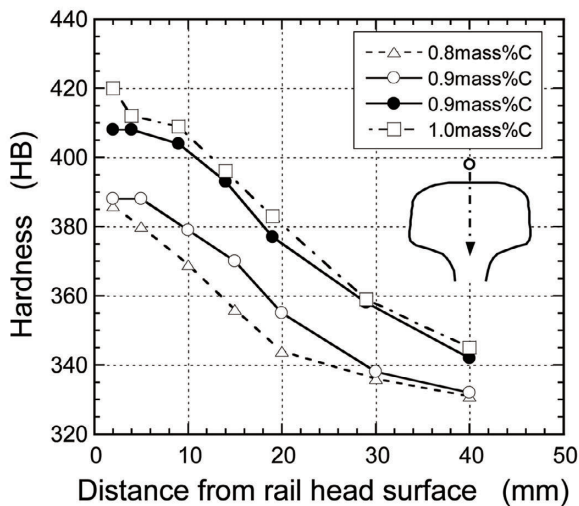


図11 過共析鋼レールの頭部断面硬度分布  
Cross-sectional hardness distributions of the hyper-eutectoid steel rail head portions

用レールに必要な高い強度と延性が確保されている。

図11に過共析鋼レールの頭部断面硬度分布を従来の高強度レール(0.8mass%)と比較して示す。過共析鋼レールは頭部表面から内部まで高い硬度特性を示している。さらに、炭素量や合金添加量の制御と熱処理条件の最適化により、頭部表面でHB420、頭部表面下20mm深さでHB370以上の世界最高水準の高い硬度特性が実現されている<sup>11,18-21)</sup>。この頭部内部での高硬度化は、耐摩耗性や頭部内部での耐疲労損傷性の向上に寄与している。

#### 4.2 溶接継ぎ手特性

鉄道会社では、継ぎ目部の損傷抑制および点検の簡素化、騒音、振動の抑制、軌道破壊の防止の目的から、レールを溶接し長尺化する。貨物鉄道では、工場溶接としてフラッシュバット(FB: Flash Butt)溶接、現地溶接としてテルミット溶接等が主に適用されている。ここでは、FB溶接の継ぎ手特性について評価した結果を述べる<sup>21)</sup>。

FB溶接はレールの両端部に電圧を加え、両端面を一時的に短絡させ、アーク放電を発生させることにより端面を余熱する。さらに、フラッシュを連続して繰返すことにより、両端面に十分な溶融層を形成させた後、最終的に加圧し、接合する方法である。

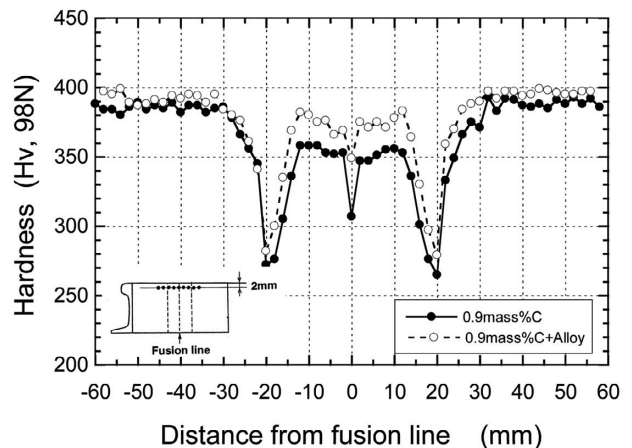


図12 過共析鋼レールのフラッシュバット溶接継ぎ手部の硬度分布  
Flash butt-welded joint hardness distributions of the hyper-eutectoid steel rails

過共析鋼レールのFB溶接継ぎ手部のマクロ組織および硬度分布を写真8、図12に示す。過共析鋼レール(0.9mass%)の溶接中心部には軟化域(オーステナイト域まで再加熱された領域)が存在する。この軟化部は局所的な摩耗や損傷を発生させる要因となるため、鉄道会社では溶接直後に熱処理を実施し、軟化を抑制している。

この熱処理を省略するため、図12に示したように溶接ままで軟化を抑制する合金制御型の過共析鋼レール(0.9mass%C-Alloy)を開発した。現在、カナダの顧客で実用化され、溶接の作業効率を向上させている。

継ぎ手性能の評価としては、静的曲げ試験、曲げ疲労試験等がある。これらの特性は主に溶接部に発生する欠陥に大きく影響される。炭素量が増加すると、鋼自体の延性や靱性が低下し、欠陥に対する感受性が増す。このため、継ぎ手性能の維持を目的とし、欠陥を低減する溶接施工条件の検討が必要となる。過共析鋼レールのフラッシュバット

溶接では、溶接条件の制御を行い、溶接欠陥の発生を低減し、AWS（米国溶接協会）が提唱する熱処理レールの規格を満足する継ぎ手性能を確保することができた。

### 4.3 実軌道での性能

海外の貨物鉄道に敷設された過共析鋼レール（0.9mass% C）の累積通過トン数（左右2本のレールの上を通過した貨物の累積重量）と摩耗量の関係を従来の高強度レール（0.8mass%C）と比較して図13に示す<sup>9)</sup>。頭側部の摩耗量が約1/2inch（12.7mm）に達する累積通過トン数の推定で従来の高強度レールと過共析鋼レールの寿命を比較すると、曲率半径440m（4deg.）では約23%、290m（6deg.）では約38%のレール使用寿命の改善が認められる。

この結果は、曲率半径が小さい、すなわち、遠心力の増加によりレール頭部の接触面圧が向上する軌道では、高炭素化にともなう加工硬化の促進によりころがり面の硬さが増加し、耐摩耗性が向上することを示唆している。過共析鋼レールは急曲線区間での使用寿命の改善が期待されている。

過共析鋼レール（0.9mass%C）のころがり面性状（曲率半径400m、累積通過トン数170MGT）を現行の高強度レール（0.8mass%C）と比較して写真9に示す<sup>9)</sup>。現行レールではころがり面に割れをともなった剥離損傷が発生している。一方、過共析鋼レールでは損傷の発生はなく、表面損傷の抑制効果が確認される。

実軌道では剥離損傷等の表面損傷の発生を抑制するため、グラインディング等による定期的な削正が行われている。過共析鋼レールでは表面損傷の発生が抑制されるため、削正等のメンテナンス作業の軽減、すなわち、保守管理コストの低減が可能となる。

## 5. 過共析鋼レール（HE RAIL<sup>®</sup>）の実用化状況

上述したように、過共析鋼レールは優れた耐摩耗性と耐

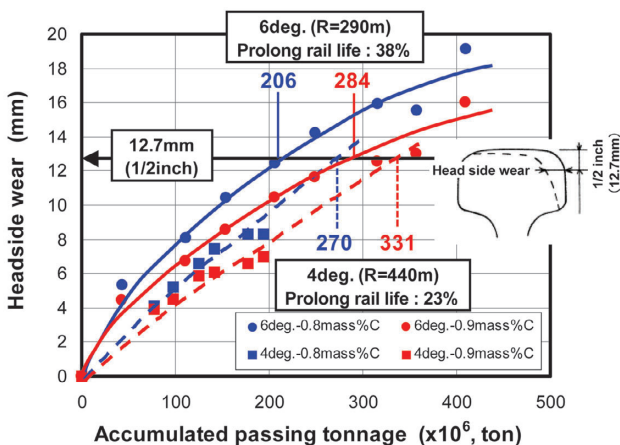


図13 過共析鋼レールの累積通過トン数と摩耗量の関係  
Relationship between accumulated passing tonnage and head-side wear with respect to the hyper-eutectoid steel

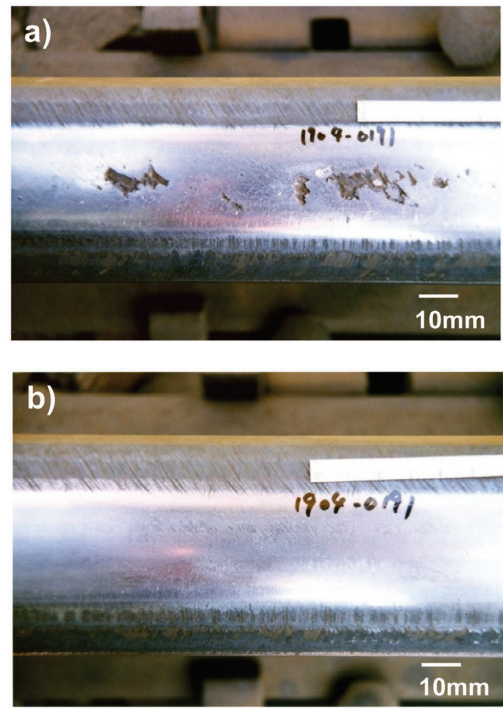


写真9 過共析鋼レールのころがり面性状  
a) 0.8mass%C 鋼, b) 0.9mass%C 鋼  
Rolling contact surface appearance of a hyper-eutectoid steel rail  
a) 0.8mass%C steel, b) 0.9mass%C steel

表面損傷性を兼ね備えている。また、実使用で要求される溶接性についてもフラッシュバット溶接をはじめとする全ての現行溶接法の適用が可能であり、十分な継ぎ手性能が確保されている。これらの実績等により、このレールは現在までに約200万トン以上が北米、南米および豪州の鉄道会社に出荷され、その優れた耐久性により貨物鉄道のレールの使用寿命を大きく向上させている。

## 6. 結 言

貨物鉄道用レールの長寿命化を図るため、耐摩耗性、耐表面損傷性の向上を狙って開発した過共析鋼レール（HE RAIL<sup>®</sup>）について、過共析パーライト鋼の実験室検討結果を紹介すると共に、開発したレールの諸特性について概説した。

今後も資源開発や経済発展、世界的な環境問題の深刻化等により、地球環境に優しい鉄道の利用がさらに拡大すると考えられる。これにともない、輸送の効率化として、貨物の重載化や列車速度の向上がさらに進み、使用環境は益々過酷さを増すと推定される。このような状況において、レール性能の飛躍的な向上に加えて、レールを走行する車輪との相互の関係を十分に考慮した新レールの提供が必要になると予想される。これらのニーズに的確に答え、信頼性の高い鉄道輸送を支えるため、安全性が高く、長寿命でメンテナンスコストの低いレールの研究・開発が必要である。



参考文献

- 1) 例えば, 横山泰康, 三田尾真司, 竹正峰康: NKK 技報. 176, (2002)
- 2) Ueda, M., Uchino, K., Kageyama, H., Kutaragi, K., Babazono, K.: 6th International Heavy Haul Conference. 1997, p. 355
- 3) Uchino, K., Ueda, M., Kutaragi, K., Babazono, K.: 4th International Symposium on Rail Steels Proceedings. 1997, p. 1047
- 4) 上田正治, 内野耕一, 影山英明, 小林玲: まてりあ. 39 (3), 281 (2000)
- 5) 上田正治, 内野耕一, 松下公一郎, 小林玲: 新日鉄技報. (375), 150 (2001)
- 6) 上田正治: 日本鉄鋼協会/日本金属学会九州支部秋季講演大会秋季講演概要集. 43 (2002)
- 7) Masumoto, H., Sugino, K., Hayashida, H.: 1st International Heavy Haul Railway Conference Proceedings. Session 212 (1978)
- 8) Sugino, K., Kageyama, H., Urashima, C.: 32nd Mechanical Working and Steel Proceedings. 1990, p. 171
- 9) 山本雄二, 兼田禎宏: トライボロジー. 理工学社, 1998, p. 191
- 10) 上田正治, 内野耕一, 瀬沼武秀: 鉄と鋼. 90 (12), 1023 (2004)
- 11) 上田正治, 山本剛士, 佐藤琢也, 狩峰健一: ふえらむ. 17 (6), 40 (2012)
- 12) 山口由起子, 高橋淳, 上田正治, 宮崎照久: CAMP-ISIJ. 21, 539 (2008)
- 13) 上田正治, 内野耕一, 瀬沼武秀: 鉄と鋼. 87 (4), 190 (2001)
- 14) Ueda, M., Uchino, K., Kobayashi, A.: Wear. 253, 107 (2002)
- 15) 飛鷹秀幸, 木村勇次, 高木節雄: 鉄と鋼. 85 (1), 52 (1999)
- 16) 高橋稔彦, 南雲道彦, 浅野巖之: 日本金属学会誌. 42, 708 (1987)
- 17) 落合政雄, 西田世紀, 大羽浩, 川名章文: 鉄と鋼. 79 (9), 1101 (1993)
- 18) Iwano, K., Ueda, M., Karimine, K., Yamamoto, T.: 7th International Conference of Contact Mechanics and Wear of Rail/wheel System Proceedings. 2006, p. 287
- 19) 上田正治: 日本鉄鋼協会/日本金属学会九州支部春季講演大会春季講演概要集. 29 (2009)
- 20) Ueda, M., Inoue, Y., Iwano, K., Yamamoto, T., Karimie, K.: TRB (Transportation Research Board) 88th Annual Meeting Proceedings. 2009, p. 355
- 21) 上田正治, 岩野克也: 溶接学会誌. 76 (7), 520 (2007)



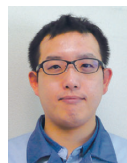
上田正治 Masaharu UEDA  
八幡技術研究部 主幹研究員  
福岡県北九州市戸畑区飛幡町1-1 〒804-8501



山本剛士 Takeshi YAMAMOTO  
八幡製鐵所 形鋼部 軌条技術・管理室  
主幹



松下公一郎 Kohichiro MATSUSHITA  
八幡製鐵所 形鋼部 軌条技術・管理室  
主幹



宮崎照久 Teruhisa MIYAZAKI  
八幡技術研究部 主任研究員



岩野克也 Katsuya IWANO  
八幡製鐵所 形鋼部 軌条技術・管理室  
上席主幹



高橋 淳 Jun TAKAHASHI  
先端技術研究所 解析科学研究部  
主幹研究員 博士(工学)



小林 玲 Akira KOBAYASHI  
八幡製鐵所 形鋼部 軌条技術・管理室長



小林由起子 Yukiko KOBAYASHI  
先端技術研究所 解析科学研究部  
主任研究員