



世界の貨物鉄道を支える長寿命レールの開発

Development of Long Life Rail to Support Freight Railways in the World

新日本製鐵(株) 技術開発本部
八幡技術研究部 条鋼研究グループ
主幹研究員(総括)

上田正治
Masaharu Ueda

新日本製鐵(株) 八幡製鐵所
形鋼部 軌条技術・管理グループ
マネジャー

山本剛士
Tsuyoshi Yamamoto

新日本製鐵(株) 八幡製鐵所
形鋼部 軌条技術・管理グループ
マネジャー

佐藤琢也
Takuya Sato

新日本製鐵(株) 技術開発本部
八幡技術研究部 条鋼研究グループ
主任研究員

狩峰健一
Kenichi Karimine

1 緒言

地球温暖化問題や発展途上国の大気汚染問題が深刻化するなかで、地球環境にやさしい鉄道輸送が見直されている。物流における環境負荷において、鉄道を営業用トラックと比較した場合、1トンの貨物を1km輸送する際に発生するCO₂排出量では約8分の1、エネルギー消費原単位では約6分の1という報告¹⁾もあり、鉄道輸送は物流における環境負荷の軽減の点で優れた特性を有している。

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。経済発展や環境問題の深刻化によるモーダルシフトにともない、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²⁾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の使

用環境は益々苛酷化しており、摩耗や損傷の増加により、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³⁻⁶⁾・実用化した。このレールの特徴は、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。

過共析鋼レールは海外の貨物鉄道で使用されており、平成23年度科学技術分野の文部科学大臣表彰科学技術賞(開発部門)を受賞した。本稿では、開発材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徴について概説する。

2 開発の経緯

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



写真1 海外の貨物鉄道における重載化

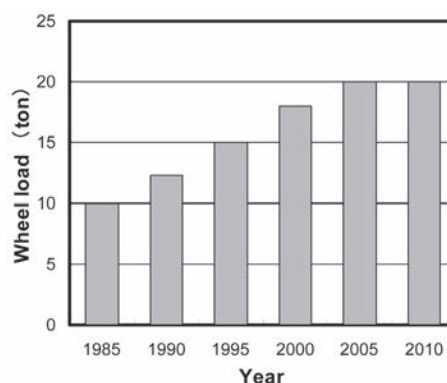


図1 海外の貨物鉄道における輪重の変化

* H23年度文部科学大臣表彰科学技術賞(開発部門)受賞技術

両を支えるための剛性、強度の確保、さらに、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に示すような摩耗量の増加や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。これらの摩耗や表面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 開発技術の内容

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⁷⁻⁹⁾。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、金属組織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するため、図2に模式的に示すように、硬質な炭化物（セメンタイト： Fe_3C ）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）を用いて、二円筒のころがり接触摩耗試験を行った。図3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べ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。

これらの結果から、鋼中の硬質な炭化物を単純に増加させるのみでは耐摩耗性は向上しないこと、また、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パーライト鋼は耐摩耗性が最も高いことがわかる。

このパーライト組織の高い耐摩耗性は、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ろがり面の硬

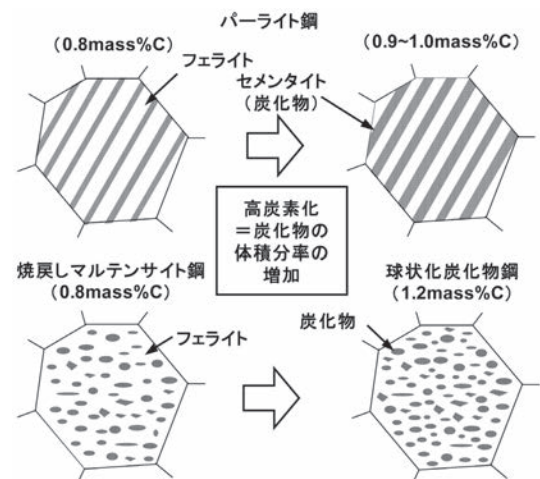
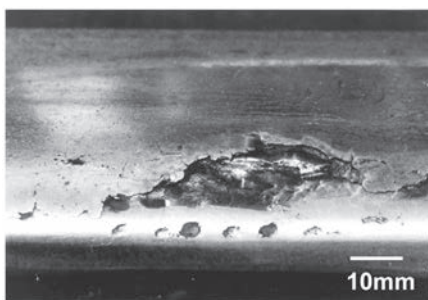
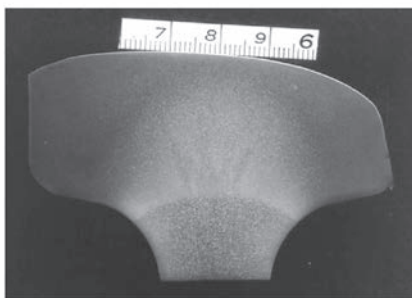


図2 高炭素鋼の組織構造と耐摩耗性向上の考え方（概念図）



(b) フレーキング損傷（表面損傷）



(a) 摩耗

写真2 海外の貨物鉄道における摩耗と表面損傷

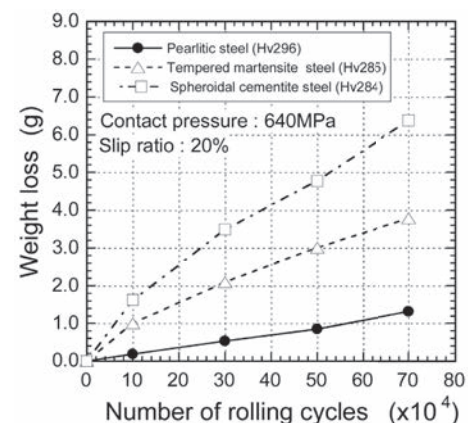


図3 高炭素鋼の繰返し回転数と摩耗量の関係

さが増加し、さらに、塑性変形にともなうミクロな剥離が抑制されたことに起因する¹⁰⁾。

3.1.2 ラメラ構造での炭化物の利用

パーライト鋼の耐摩耗性の向上を図るため、図2に示したように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。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、ころがり面の硬さは鋼の炭素量の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タイトの体積分率を増加させると、ころがり面の硬さが上昇し、その結果、ころがり面での摩耗が抑制され、耐摩耗性が向上する。ころがり面での硬さの上昇機構を明らかにするためころがり面直下の組織変化を調査した。図6に70万回繰返し後

の炭素量1.0mass%の試験片ころがり面直下の断面薄膜組織（TEM）および3次元アトムプローブ（3D-AP）の解析結果を示す。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ている。3D-APのCの分布からラメラセメンタイトの存在状態を推定すると、ころがり面直下ではラメラセメンタイトが薄膜化し、ラメラ間隔が10～20nmレベルまで微細化している。また、Cの分布を詳細に見ると、Cはラメラセメンタイト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¹¹⁾。さらに詳細な組織調査を実施した結果、ころがり面では、ラメラセメンタイト相のミクロな破碎、基地フェライト相の分断、鋼の炭素量の増加にともなうナノサイズまでの微細化の傾向が確認されている^{12,13)}。

図7にパーライト鋼のころがり面直下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分断・細粒化、メカニカルミリング実験等の強加工材で確認¹⁴⁾されているラメラセメンタイト相の分解およ

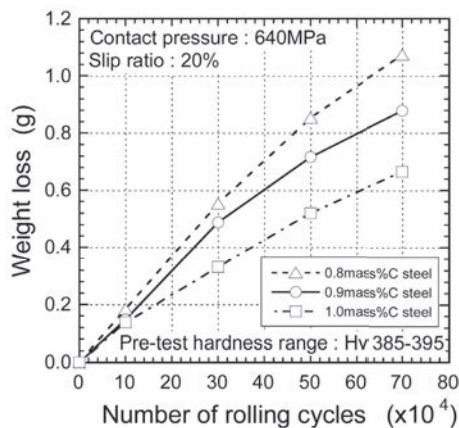


図4 パーライト鋼の繰返し回転数と摩耗量の関係

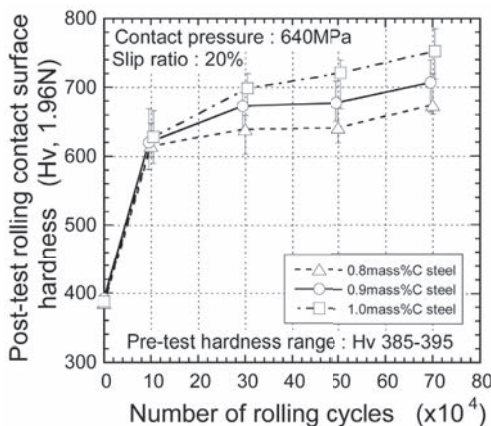


図5 パーライト鋼の繰返し回転数ところがり面硬さの関係

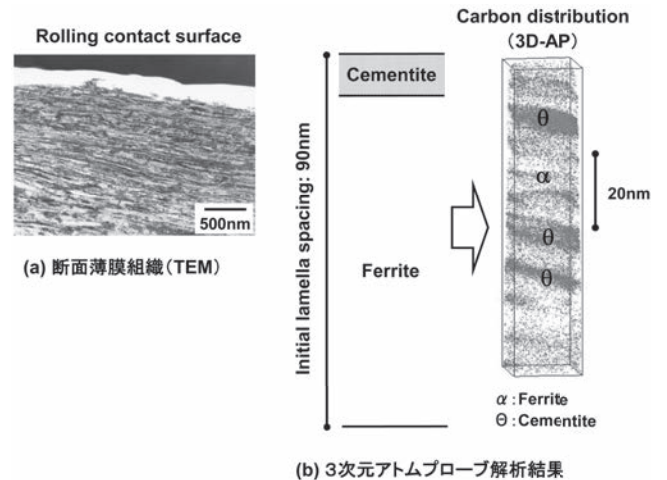


図6 ころがり面直下の断面薄膜組織および3次元アトムプローブの解析結果

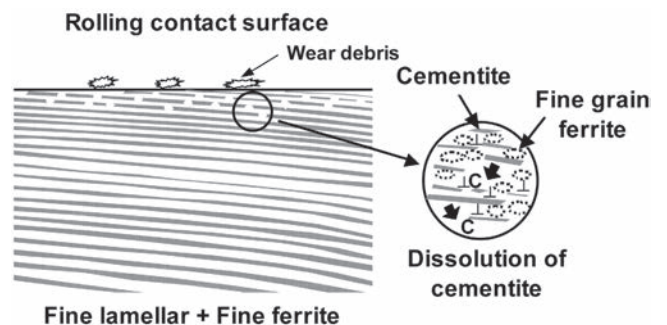


図7 パーライト鋼のころがり面直下の組織変化

び炭素の基底フェライト相への固溶が発生している。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体積分率の増加により、基底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^{12,13)}。

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度化が有効な手段であると考えられていた^{7,8)}。本開発では、耐表面損傷性をより一層向上させるため、パーライト鋼の加工硬化の促進効果の適用を検討した。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）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3に試験後のころがり面性状（浸透探傷後）を示す。車輪のフランジが接するコーナー部（G.C.：Gauge Corner）を中心に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、炭素量の高い鋼ではき裂の生成量が少なく、鋼の炭素量の増加により耐表面損傷性が向上している。

図8にき裂損傷発生部の断面硬さ分布を示す。き裂の生成により値は変動しているが、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。

炭素量の高い鋼において耐表面損傷性が向上する理由は、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な理由と考えられる。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

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タイ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、初析セメンタイ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¹⁵⁾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（ γ ）粒の微細化により達成される。また、初析セメンタイト組織の生成防止には冷却速度の制御が重要である¹⁶⁾。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、 γ 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、初析セメンタイ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。

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。

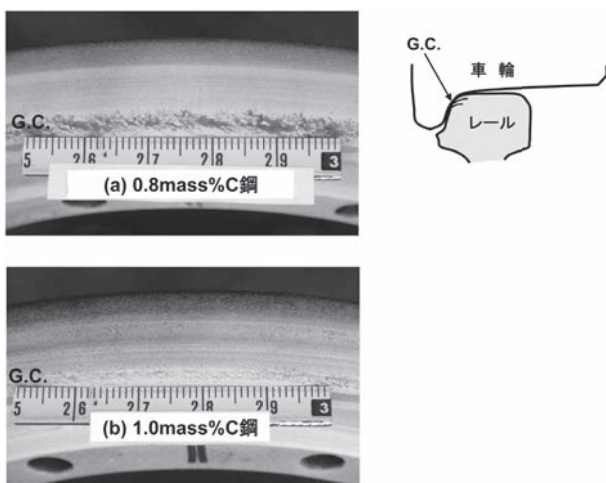


写真3 パーライト鋼のころがり面性状（浸透探傷後）

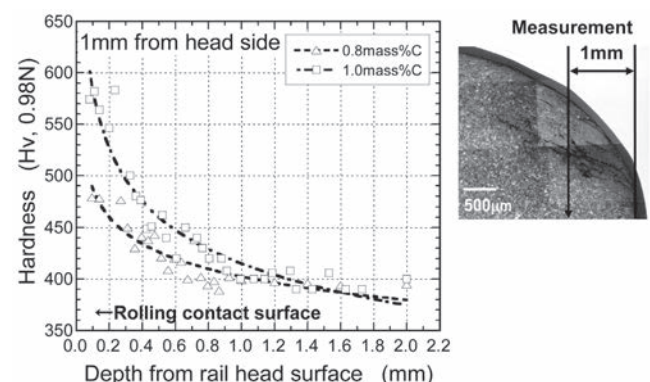


図8 き裂損傷発生部の断面硬さ分布

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%、さらに、合金を添加したものである。引張強度1300～1440MPa、全伸び値10%以上を確保しており、貨物鉄道用レールに必要な高い強度と延性が確保されている。

図9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表部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¹⁷⁻¹⁹⁾されている。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 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%) の累積通過トン数と摩耗量の関係を従来の高強度レール (0.8mass%) と比較して図10に示す。頭側部の摩耗量が約1/2inch (12.7mm) に達する累積通過トン数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

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4に示す。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。

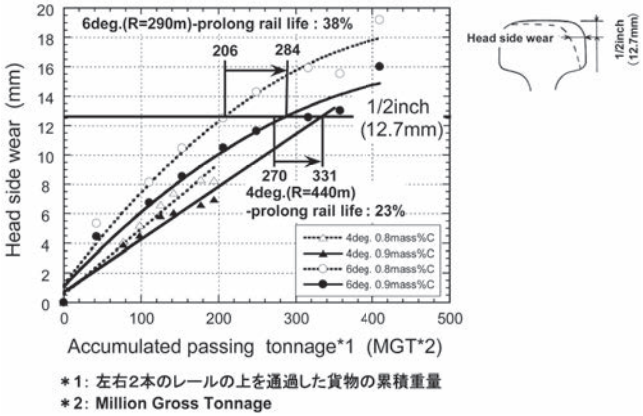


図10 過共析鋼レールの累積通過トン数と摩耗量の関係

表1 過共析鋼レールの炭素量と頭部の引張特性

Rail	Carbon content (mass%)	Mechanical properties	
		Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
0.8mass%C	0.80	1290	14.1
0.9mass%C	0.90	1350	13.2
0.9mass%C+Alloy	0.90	1420	13.6
1.0mass%C	1.00	1440	10.7

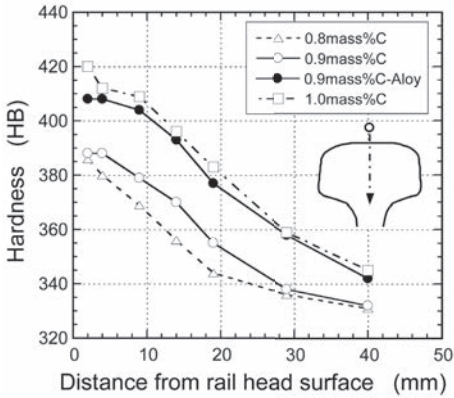
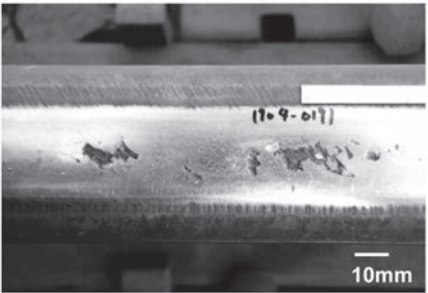
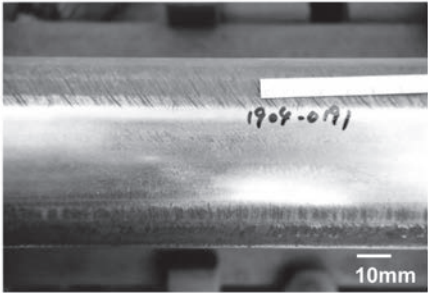


図9 過共析鋼レールの頭部断面硬度分布



(a) 0.8mass%C鋼



(b) 0.9mass%C鋼

写真4 過共析鋼レールのころがり面性状

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、これら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®) 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等の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²⁰⁾。これらの実績等により、このレールは現在までに約170万トン以上が北米、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 おわりに

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®) について、開発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。

21世紀は、発展途上国のさらなる経済発展、地球環境問題にともなうCO₂排出量の総量規制等により、大量輸送機関である鉄道の利用が拡大すると考えられる。これにともない、列車速度の向上や貨物のさらなる重載化により、レールの使用環境は過酷さを増すものと予想され、レールに要求される諸特性の向上が求められると考える。これらのニーズに答え、地球環境にやさしく、信頼性や経済性の高い鉄道輸送を支えるため、今後も安全性が高く、長寿命でメンテナンスコストの低いレールの開発を進めていく必要がある。

参考文献

- 1) 国土交通省ホームページ : <http://www.mlit.go.jp/tetudo/kamotu.html>
- 2) 例えば、横山泰康, 三田尾眞司, 竹正峰康 : NKK技報, 176 (2002) , 59.
- 3) M.Ueda, K.Uchino, H.Kageyama, K.Kutaragi and K.Babazono : 6th International Heavy Haul Conference, (1997) , 355.
- 4) K.Uchino, M.Ueda, K.Kutaragi and K.Babazono : 4th International Symposium on Rail Steels Proceedings, (1997) , 1047.
- 5) 上田正治, 内野耕一, 影山英明, 小林玲 : まてりあ, 39 (2000) 3, 281.
- 6) 上田正治, 内野耕一, 松下公一郎, 小林玲 : 新日鐵技報, 375 (2001) , 150.
- 7) H.Masumoto, K.Sugino and H.Hayashida : 1st International Heavy Haul Railway Conference Proceedings, (1978) , session 212.
- 8) K.Sugino, H.Kageyama and C.Urashima : 32nd Mechanical Working and Steel Proceedings, (1990) , 171.
- 9) 山本雄二, 兼田禎宏 : トライボロジー, 理工学社, (1998) , 191.
- 10) 上田正治, 内野耕一, 瀬沼武秀 : 鉄と鋼, 90 (2004) , 1023.
- 11) 山口由起子, 高橋淳, 上田正治, 宮崎照久 : CAMP-ISIJ, 21, (2008) , 539.
- 12) 上田正治, 内野耕一, 瀬沼武秀 : 鉄と鋼, 87 (2001) , 190.
- 13) M.Ueda, K.Uchino and A.Kobayashi : Wear, 253 (2002) , 107.
- 14) 飛鷹秀幸, 木村勇次, 高木節雄 : 鉄と鋼, 85 (1999) , 52.
- 15) 高橋稔彦, 南雲道彦, 浅野厳之 : 日本金属学会誌, 42 (1987) , 708.
- 16) 落合政雄, 西田世紀, 大羽浩, 川名章文 : 鉄と鋼, 79 (1993) , 1101.
- 17) K.Iwano, M.Ueda, K.Karimine and T.Yamamoto : 7th International Conference of Contact Mechanics and Wear of Rail/wheel System Proceedings, (2006) , 287.
- 18) 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, (2009) , 29.
- 19) M.Ueda, Y.Inoue, K.Iwano, T.Yamamoto and K.Karimie : TRB (Transportation Research Board) 88th Annual Meeting Proceedings, (2009) , 355.
- 20) 上田正治, 岩野克也 : 溶接学会誌, 76 (2007) , 520.

(2012年3月9日受付)