

連携記事

貨物鉄道用レールおよび溶接技術の開発

Development of Rails and Welding Techniques for Freight Railways

日本製鉄(株)
技術開発本部 高炭素鋼材研究部
上席主幹研究員

上田正治
Masaharu Ueda

日本製鉄(株) 九州製鉄所
品質管理部 軌条管理室
室長

山本剛士
Takeshi Yamamoto

日本製鉄(株)
技術開発本部 高炭素鋼材研究部
主幹研究員

才田健二
Kenji Saita

日本製鉄(株) 九州製鉄所
品質管理部 軌条管理室
主幹

園山恭平
Kyouhei Sonoyama

日本製鉄(株)
技術開発本部 高炭素鋼材研究部
主幹研究員

宮崎照久
Teruhisa Miyazaki

1 はじめに

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、CO₂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。

世界の鉄道は主に貨物鉄道と旅客鉄道に分類される。貨物鉄道の輸送対象はコンテナ等の物資や石炭、鉄鉱石等の天然資源である。一方、旅客鉄道の輸送対象は人である。使用

環境の特徴としては、貨物鉄道は天然資源などを輸送するため、輪重、すなわち、車輪に作用する荷重が大きく、レールに作用する接触面圧が高いという特徴を有している。一方、旅客鉄道は人を輸送するため、輪重が小さく、レールに作用する接触面圧が低い。しかし、走行速度は速いという特徴がある。

近年、貨物鉄道では、経済発展や資源開発にともない、輸送の効率化として重積載化が進められている(図1参照)。一方、旅客鉄道では、航空機等との熾烈な競争により、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2に示すように、最大輪重(1つの車輪に作用する荷重)が25年間で約2倍の20トンまで増加している¹⁾。このような軌道環境の変化にともない、貨物鉄道の



図1 貨物鉄道における重積載化の一例

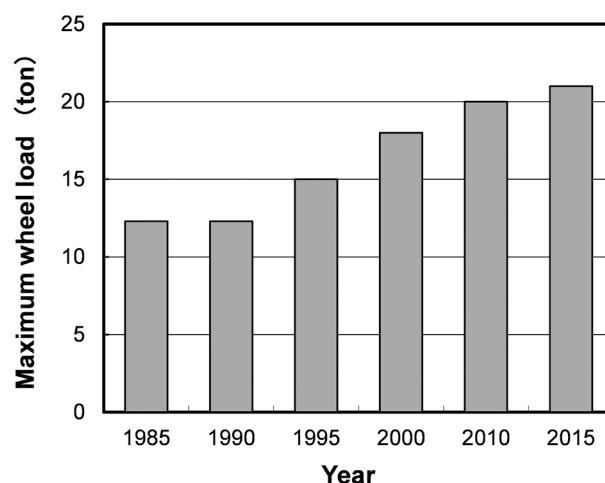


図2 海外の貨物鉄道における最大輪重の変化

使用環境は苛酷化しており、レールや溶接部の摩耗や損傷の増加²⁾により、耐久性に優れたレールの開発や溶接部の信頼性を向上させる技術の開発が望まれている。

本稿では、貨物鉄道におけるレールおよび溶接部の技術課題について紹介し、レールおよび溶接部の耐摩耗性や耐ころがり接触疲労損傷性、さらに、溶接部の耐折損性を向上させる技術開発や実用化状況について述べる。

2 貨物鉄道におけるレールおよび溶接部の技術的課題

貨物鉄道では、輪重の増加により、車輪と接触するレール頭部（ころがり接触面）の接触面圧および接線力（摩擦力）が著しく増加している。レールでは、図3に示すように、摩耗、塑性変形を起因とするスポーリング等のころがり接触疲労損傷¹⁾が増加している。また、レール母材よりも性能が劣位である溶接部では、図4に示すように、溶接部の熱影響部（HAZ：Heat Affected Zone）の軟化域に発生する摩耗やころがり接触疲労損傷の増加、溶接部の引張残留応力を起因とする折損の発生が顕在化している。

これらのレールや溶接部の摩耗や損傷は、鉄道輸送の安全性や列車の安定走行を阻害するばかりでなく、使用寿命に大きな影響を及ぼす。したがって、レールや溶接部の耐摩耗性、耐損傷性の向上は、軌道において重要な技術的な課題となっ

ている。

3 過共析鋼レールの開発

3.1 耐摩耗性および耐ころがり接触疲労損傷性の向上の考え方

摩耗は車輪とのすべりを伴うころがり接触により発生し、その機構はころがり接触面の塑性変形による微小なせん断破壊を基本とした凝着摩耗^{3,4)}であると考えられている。また、塑性変形を起因とするころがり接触疲労損傷は、車輪の接線力により塑性流動が発達し、この流動に沿ってき裂が生成、伝播し、その一部が剥離する現象^{5,6)}であると考えられている。したがって、レールの耐摩耗性および耐ころがり接触疲労損傷性を向上させるには、レール鋼の基本組織であるパーライト組織の高硬度化が有効な手段であると考えられていた⁷⁻¹⁰⁾。図5にパーライト鋼における耐摩耗性および耐ころがり接触疲労損傷性の向上の考え方を示す。これまで、パーライト鋼の高硬度化を図るため、合金添加や熱処理によりパーライト組織のラメラ間隔（フェライト相とセメンタイト相の間隔）の微細化が行われてきた。この様な従来の方法に加えて、新たな試みとして、パーライト組織中のセメンタイト相（炭化物）の体積分率の増加、すなわち、高炭素化に着目した。本章では、パーライト鋼の耐摩耗性および耐ころがり接触疲労損傷性に及ぼす炭素量の影響を基礎的に検討した結果を紹介する。

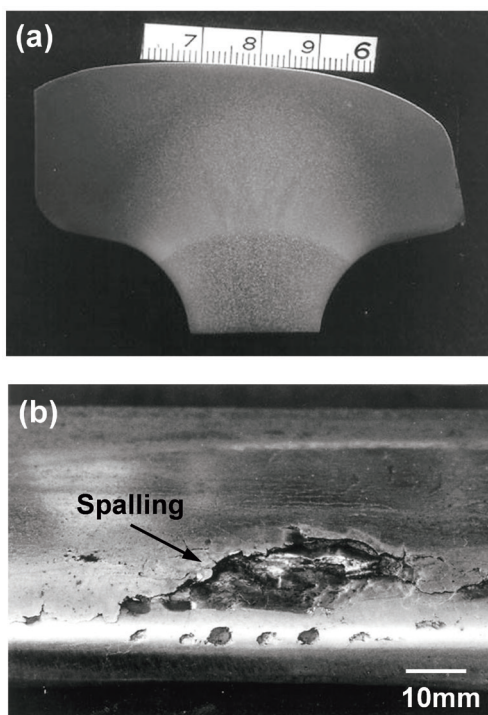


図3 貨物鉄道における摩耗と損傷の一例
(a) 摩耗 (b) スポーリング損傷（ころがり接触疲労損傷）

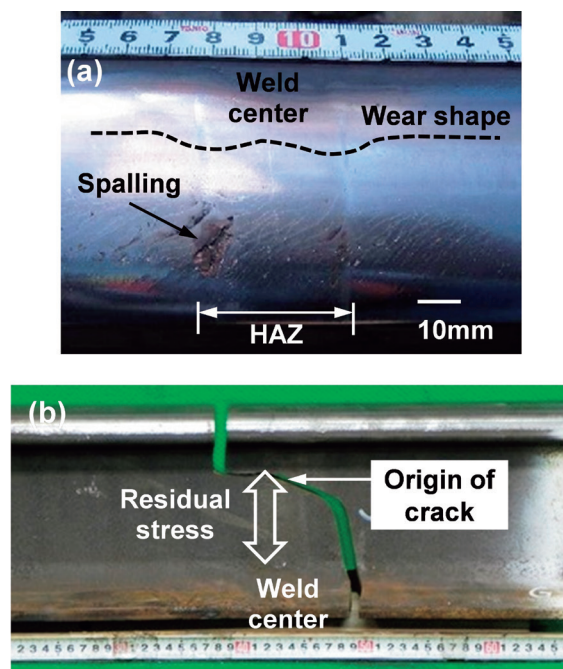


図4 貨物鉄道における溶接部の摩耗と損傷の一例
(a) 摩耗・損傷 (b) 折損

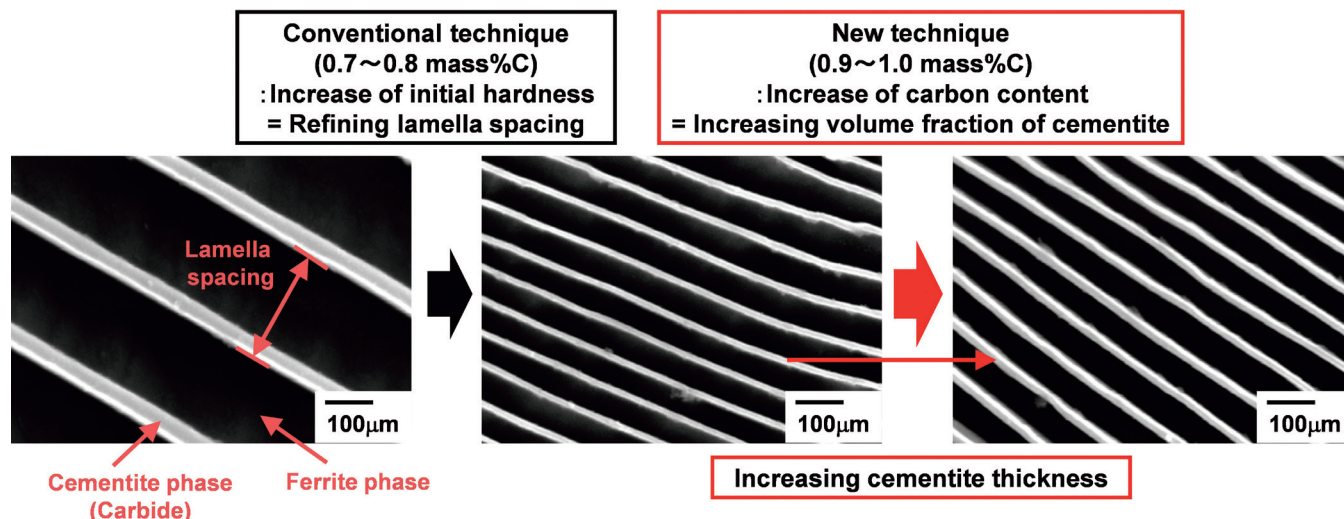


図5 パーライト鋼における耐摩耗性および耐ころがり接触疲労損傷性の向上の考え方

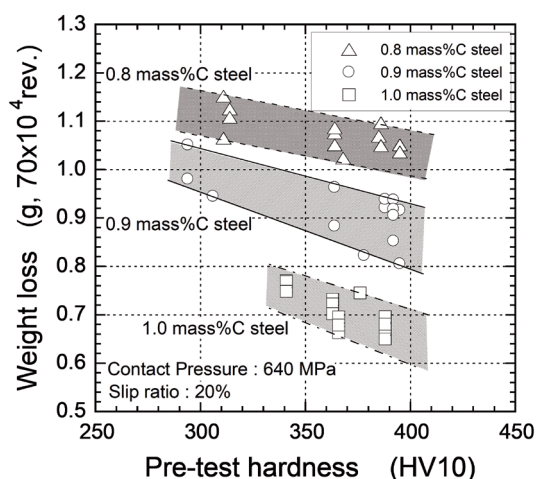


図6 初期硬さと摩耗量の関係

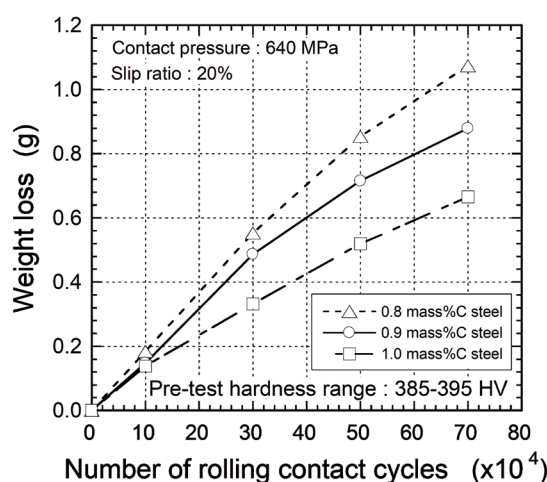


図7 繰り返し接触回転数と摩耗量の関係

3.2 耐摩耗性の検討

炭素量を0.8 mass%、0.9 mass%および1.0 mass%の3水準に変化させ、熱処理により初期硬さを294~395 HVの範囲に変化させたパーライト鋼を用いて、二円筒式のころがり接触摩耗試験を行った。図6に試験片の初期硬さと摩耗量の関係を示す¹¹⁾。これまでに報告⁷⁻¹⁰⁾されているように、初期硬さが増加すると摩耗量は減少する。これに加えて、鋼の炭素量の増加にともない摩耗量は減少することを確認した。この摩耗量の減少は、図6に示したように、炭素量0.10 mass%の増加と硬さ100 HVの増加がほぼ等価であり、耐摩耗性の向上は高硬度化と比較して高炭素化が有効なことを示唆している。

さらに、摩耗機構を検証するため、初期硬さ385~395 HVのパーライト鋼を用いて、繰り返し接触回転数を変化させたころがり接触摩耗試験を行った。図7に繰り返し接触回転数と摩耗量の関係、図8に繰り返し接触回転数ところがり接触面の硬さの関係をそれぞれ示す¹¹⁾。繰返し接触回転数が一定回

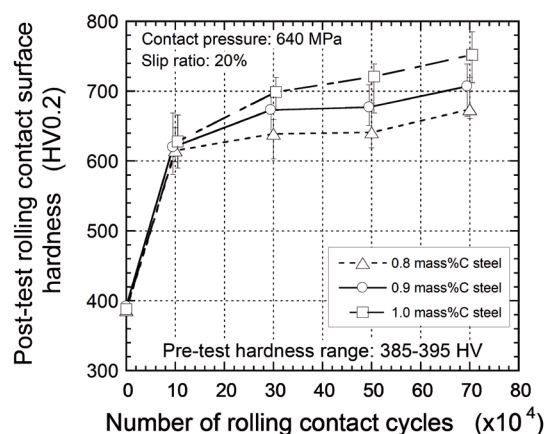


図8 繰り返し接触回転数ところがり接触面硬さの関係

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、ころがり接触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、高炭素化、すな

わち、セメンタイト相の体積分率を増加させると、ころがり接触面の硬さが上昇し、その結果、ころがり接触面での摩耗が抑制され、耐摩耗性が向上する。

炭素量の増加に伴うころがり接触面での硬さの増加率の上昇機構を明らかにするためころがり接触面直下の組織変化を調査した。図9に70万回転繰返し後の炭素量1.0 mass%の試験片ころがり接触面直下の断面薄膜組織 (TEM) およびころがり接触面直下の3次元アトムプローブ (3D-AP) の解析結果を示す¹⁾。ころがり接触面直下では塑性流動に沿ってパーライト組織が微細化している。3D-APの結果から、パーライト組織のラメラ間隔 (フェライト相とセメンタイト相の間隔) やセメンタイト相の存在状態を推定すると、ころがり接触面直下では、ラメラ間隔が初期の約90nmから10~30nmレベルまで微細化している。さらに、セメンタイト相自体も薄膜化¹²⁾が進み、セメンタイト相から分解したと考えられる炭素が部分的にフェライト相までブロードに分布している。

さらに、詳細な組織調査を実施した結果、ころがり接触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基地フェライト相の超細粒化の傾向が確認されている¹¹⁾。

図10にころがり接触面直下のパーライト鋼の組織変化を模式的に示す¹⁾。試験片のころがり接触面直下では、強い接触面圧および接線力 (摩擦力) が作用している。この結果、パーライト組織のラメラ間隔の微細化、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されている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¹³⁾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うころがり接触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、基地フェライト相の結晶粒細粒強化や炭素の固溶強化が促進¹⁴⁾され、ころがり接触面での硬さが増加したためと考えられる。

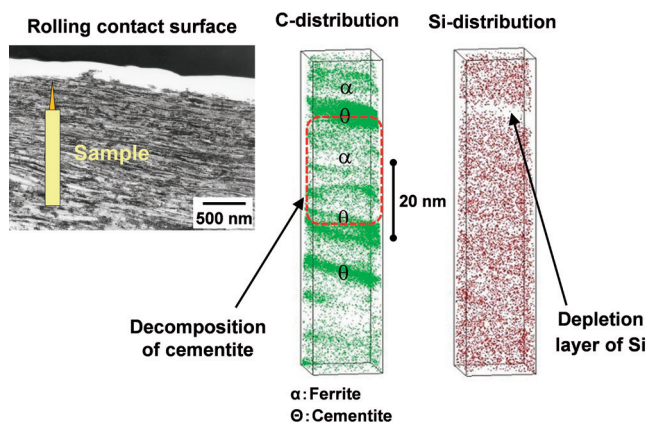


図9 試験片ころがり面直下の断面薄膜組織 (TEM) およびころがり接触面直下の3次元アトムプローブ (3D-AP) の解析結果

3.3 耐ころがり接触疲労損傷性の検討

パーライト鋼の耐ころがり接触疲労損傷性を向上させるため、前節で確認された炭素量の増加に伴うころがり接触面の硬さ増加の効果を検討した。主に炭素量を変化させたパーライト鋼 (炭素量: 0.8, 1.0 mass%, 初期硬さ: 400~415 HV) を用いて、実際の貨物鉄道のレールと車輪の接触を模擬した二円筒式の試験機により、水・乾燥間欠潤滑条件下におけるころがり接触疲労損傷特性を評価した。

図11にレール試験片のころがり接触面性状の一例を示す¹⁵⁾。車輪のフランジが接するコーナー (G.C.: Gauge Corner) 部を中心に剥離損傷が発生している。剥離の生成状況を比較すると、炭素量の高い鋼ではき裂の生成が少ない。図12にレール試験片のG.C.部ころがり面接触直下の断面マイクロ組織の一例を示す¹⁵⁾。炭素量が増加すると、塑性流動の発達が抑制され、き裂深さが減少する傾向が認められる。さらに、図13にこれらのレール試験片のG.C.部のころがり接触面直下の断面硬さの測定結果を示す¹⁵⁾。ころがり接触面直下では硬さが大きく上昇しており、特に、炭素量の高い1.0 mass% C鋼

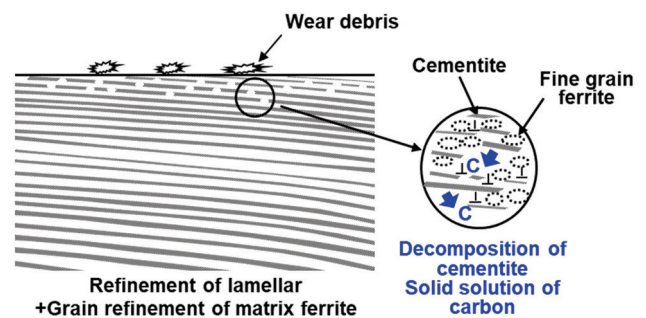


図10 ころがり接触面直下のパーライト鋼の組織変化

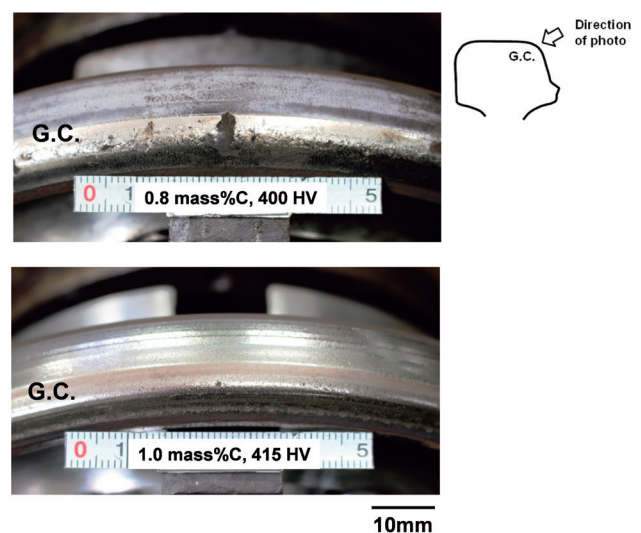


図11 試験後のころがり接触面性状の一例

は、0.8 mass% C鋼と比較して硬さが高く、その硬さの差は初期硬さの15 HVから80 HVまで増加している。

詳細な解析¹⁵⁾によると、炭素量の高いパーライト鋼において、耐ころがり接触疲労損傷性が向上する理由は、摩耗試験の結果と同様に、鋼の炭素量の増加によりころがり接触面の硬さが向上し、その結果、ころがり接触面直下の表層部において、シェークダウン限界¹⁶⁾ (最大接触圧力、鋼のせん断降伏強度の関係から算定されるころがり接触面の塑性流動の発達の挙動を示す値) が向上する。この向上により塑性流動の発達が抑制され、これに伴い、塑性流動中に発生したき裂の傾斜角度 (ころがり面となす角度) の減少が抑えられる。さらに、このき裂に水が侵入し、先端に充満した場合に、き裂

先端での応力集中が低下し、き裂の伝播が抑制されたことが主な理由と考えられている。

3.4 実軌道での諸特性

試作した過共析パーライト鋼レール (炭素量：0.9 mass%、硬さ：390 HB) を北米の貨物鉄道に試験敷設し、耐摩耗性、耐ころがり接触疲労損傷性を評価した。耐摩耗性については、曲率半径290 m (6 deg.) の曲線区間の軌道、耐ころがり接触疲労損傷性については、曲率半径400 m (4.4 deg.) の曲線区間の軌道でそれぞれ評価した。

図14に過共析パーライト鋼レールの累積通過トン数 (軌道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 (炭素量：0.8 mass%、硬さ：390 HB) と比較して示す^{1,17)}。過共析パーライト鋼レールは、従来の高強度レールと比較して摩耗量が少なく、耐摩耗性の改善が認められる。頭側部の摩耗量が約1/2 inch (12.7 mm) に達する累積通過トン数から従来の高強度レールと過共析パーライト鋼レールの寿命を比較すると、約38%のレール使用寿命の改善が認められる。

図15に過共析パーライト鋼レールのころがり接触面性状 (累積通過トン数170 MGT) を従来の高強度レールと比較して示す¹⁾。従来の高強度レールではころがり接触面に割れをともなった剥離損傷が発生している。一方、過共析パーライト鋼レールでは剥離損傷の発生はなく、耐ころがり接触疲労損傷性の向上が確認される。実軌道では剥離損傷等のころがり接触疲労損傷の発生を抑制するため、グラインディングによる定期的な削正が行われている。過共析パーライト鋼レールではころがり接触疲労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になると考えられる。

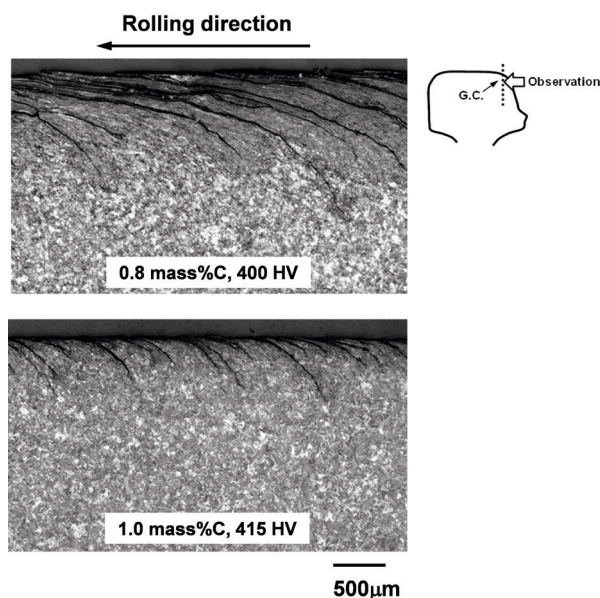


図12 レール試験片のG.C.部直下の断面ミクロ組織の一例

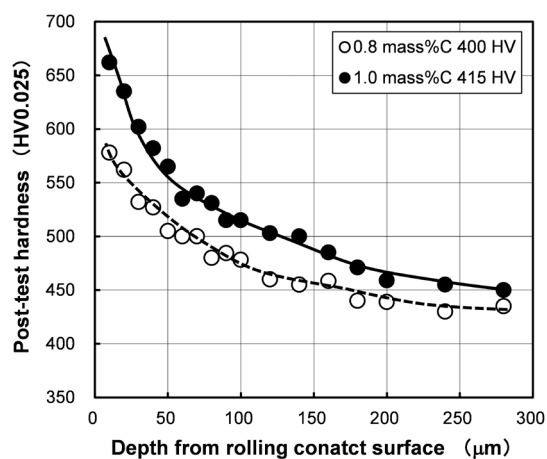


図13 レール試験片のG.C.部のころがり接触面直下の断面硬さ分布の一例

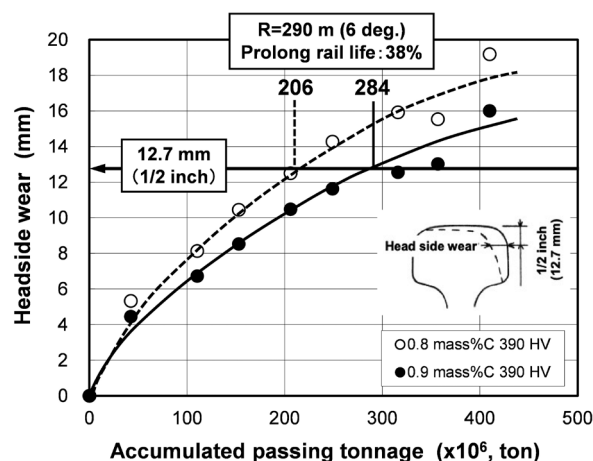


図14 過共析パーライト鋼レールの累積通過トン数と摩耗量の関係

3.5 過共析鋼レール (HE RAIL®) の実用化状況

これらの実績により、過共析鋼レール (炭素量: 0.9~1.0 mass%, 硬さ: 390~420 HB) を実用化した。その優れた耐摩耗性と耐ころがり接触疲労損傷性により、これらのレールは現在までに約300万トン以上が北米、豪州および南米の鉄道会社に出荷され、高い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。

4 溶接部信頼性向上技術の開発

4.1 溶接部信頼性向上の考え方

溶接部に発生する摩耗やころがり接触疲労損傷はHAZの軟化が主な原因であると考えられている¹⁸⁾。また、溶接部に発生する折損は溶接部に作用する引張残留応力が大きく影響していると考えられている¹⁹⁾。本章では、HAZの軟化、すなわち、HAZ幅を低減するフラッシュバット (FB: Flash Butt) 溶接技術の開発、溶接部の残留応力を低減させる後熱処理 (PWHT: Post Weld Heat Treatment) 技術の開発について紹介する。

4.2 HAZ 幅低減技術の開発

FB溶接は全面短絡による予熱、アークを連続的に発生させるフラッシュ、最終的に加圧するアプセットの工程から

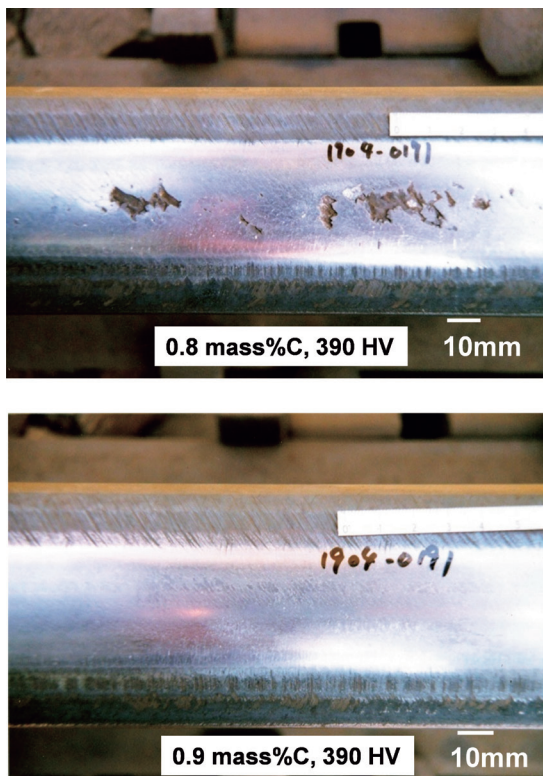


図15 過共析パーライト鋼レールのころがり接触面性状

なる。FB溶接においてHAZ幅を低減させるには、①予熱の低減、②フラッシュ時の溶鋼の飛散量 (フラッシュ速度) の増加が有効であると考えられている。今回、主にフラッシュ速度に着目して開発を行った。図16にフラッシュ速度を1.2, 2.6mm/secに変化させた溶接継ぎ手のマクロ組織²⁰⁾、図17に溶接継ぎ手部の長手方向の硬度分布を示す²⁰⁾。従来の継ぎ手と比較して、フラッシュ速度を増加した継ぎ手では、HAZ幅が従来の33mmから23mmまで減少する。また、硬度分布に示したように、軟化域の幅も減少することが確認されている。さらに、このHAZ幅の低減効果を検証するため、これらの溶接継ぎ手を用いて、実車輪との組み合わせによる転動疲労試験を行った。図18に累積通過トン数100MGT経過後の溶接継ぎ手部の長手方向の摩耗形状を示す²⁰⁾。従来の溶接継ぎ手 (HAZ幅: 33mm) と比較して、HAZ幅を低減した溶接継ぎ手 (HAZ幅: 23mm) では、摩耗深さや摩耗幅が減少し、耐摩耗性が向上することが確認されている。なお、HAZ幅の低減は、溶接部の冷却速度を増加させ、異組織の生成を促進させる可能性がある。しかしながら、レール鋼の高炭素化と組み合わせることにより、これらの組織の生成を抑制する効果が期待できる。

4.3 残留応力低減技術の開発

FB溶接部に生成する引張残留応力は溶接部の加熱、収縮に伴う残留歪が主な発生原因であると考えられている。この残留歪を緩和するため、溶接部のPWHT技術を検討した。図

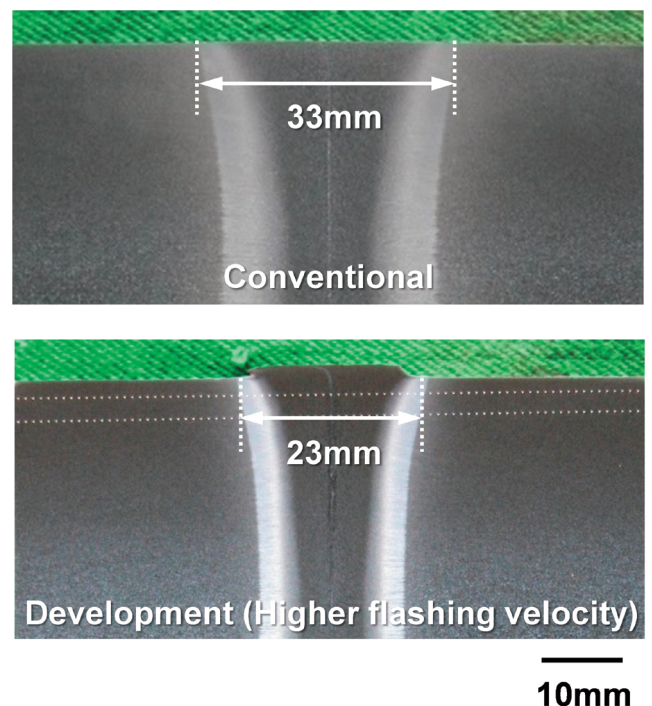


図16 溶接継ぎ手のマクロ組織

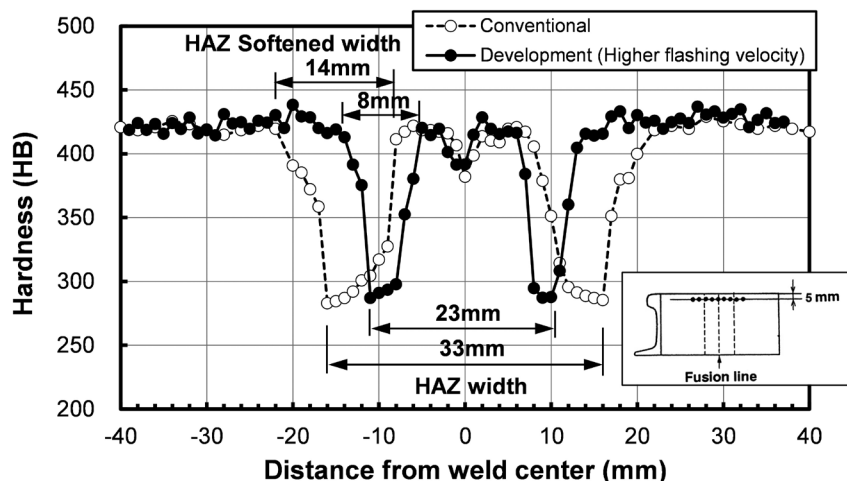
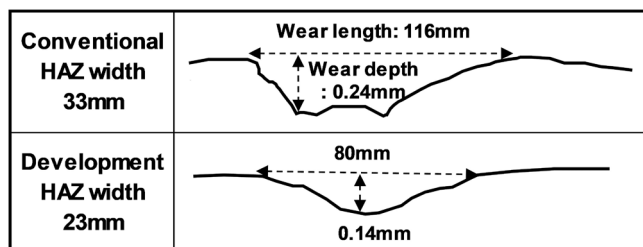


図17 溶接継ぎ手部の長手方向の硬度分布



Scale horizontal direction/vertical direction : 100

図18 累積通過トン数100MGT経過後の溶接継ぎ手部の長手方向の摩耗形状

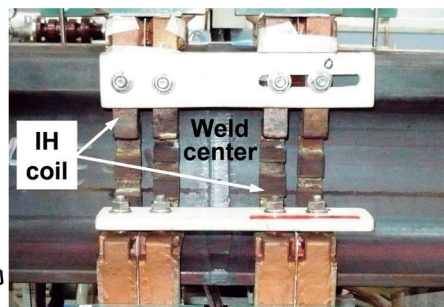
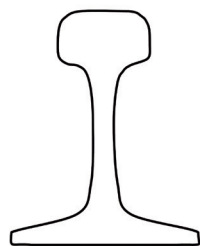


図19 溶接部のIHコイルによる加熱の一例

19に示すIHコイルを用いて、溶接後に溶接部の周囲のレール母材を加熱し、温度分布を平準化し、溶接部の残留歪を分散させる方法を検討²⁰⁾した。図20に溶接継ぎ手部のHAZ幅と残留応力の関係を示す²⁰⁾。従来の溶接部（溶接まま）では400 MPa以上の引張残留応力が発生しているが、PWHTを行った溶接部では、HAZ幅に関係なく、引張残留応力が200 MPa程度まで低減する。なお、このPWHTにおいては、溶接部の残留歪を低減し、かつ、加熱するレール母材の軟化を抑制するため、最適な加熱温度および溶接継ぎ手部の温度分布の制御が重要となる。

4.4 溶接部信頼性向上技術の実用化

上記のHAZ幅を低減するFB溶接技術、残留応力を低減させるPWHT技術については、米国Union Pacific社、豪州Rio Tinto社で実用化²⁰⁾されており、貨物鉄道の溶接部の耐久性や安全性を向上させている。また、前章で説明した過共析鋼レールとの組み合わせにより、レールの使用寿命のさらなる向上に寄与している。

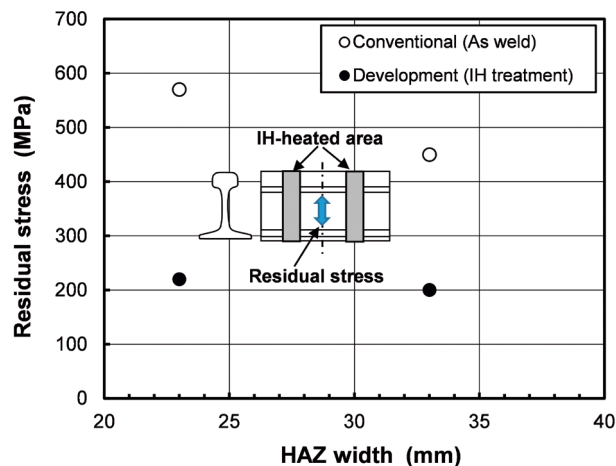


図20 溶接継ぎ手部のHAZ幅と残留応力の関係

5 おわりに

貨物鉄道用レールの長寿命化を図るため、耐摩耗性、耐ころがり接触疲労損傷性の向上を狙って開発した過共析鋼レール（HE RAIL[®]）、さらに、溶接部の耐摩耗性、耐ころがり接触

疲労損傷性、耐折損性の向上を目的に開発したHAZ幅低減技術、残留応力低減技術を紹介した。

今後も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ている。これにともない、輸送の効率化として、列車速度の向上や貨物の重載化がさらに進み、鉄道の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、レールや溶接部の性能の飛躍的な向上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、今後も安全性が高く、長寿命のレールおよびこのレールを支える溶接技術の研究開発に寄与していきたい。

参考文献

- 1) 上田正治, 松下公一郎, 岩野克也, 小林玲, 山本剛士, 宮崎照久, 高橋淳, 小林由起子: 新日鉄住金技報, (2013) 395, 64.
- 2) L.Wessels, S.Oswald, D.Welsby and P.Mutton : Proceedings of the International Heavy Haul Conference, Perth, (2015), 1045.
- 3) 笹田直: 潤滑, 24 (1979) 11, 700.
- 4) 山本雄二, 兼田禎宏: トライボロジー, 理工学社, (1998), 190.
- 5) H.Ghonem, J.Kalousek, D.H.Stone and E.E.Laufer : Proceedings of the 2th International Heavy Haul Conference, Colorado Springs, (1982), 339.
- 6) M.Sato, P.M.Anderson and D.A.Rigney : Wear, 162-164 (1993), 159.
- 7) 影山英明, 杉野和男, 梶本弘毅: 鉄と鋼, 64 (1978) 11, S905.
- 8) 上田正博, 竹原準一郎, 岩崎宣博, 市之瀬弘之: 鉄と鋼, 64 (1978) 11, S906.
- 9) G.Brave, J.Hannafious and R.Steele : Fast/Hal rail performance experiment and overview, AAR Report R-796, (1991)
- 10) H.Muster, H.Schmedders, K.Wick and H.Pradier : Wear, 191 (1996), 54.
- 11) 上田正治, 内野耕一, 瀬沼武秀: 鉄と鋼, 87 (2001) 4, 32.
- 12) 山口由起子, 高橋淳, 上田正治, 宮崎照久: CAMP-ISIJ, 21 (2008), 539, CD-ROM.
- 13) 飛鷹秀幸, 木村勇次, 高木節雄: 鉄と鋼, 85 (1999) 1, 52.
- 14) H.Hidaka, T.Suzaki, Y.Kimura and S.Takaki : Materials Science Forum, 304-306 (1999), 115.
- 15) M.Ueda and K.Matsuda : Wear, 444-445 (2020), 203120.
- 16) K.L.Johnson : Contact mechanics, Cambridge University Press, (1985)
- 17) M.Ueda, K.Uchino and A.Kobayashi : Wear, 253(2002), 107.
- 18) P.Mutton, J.Cookson, C.Qiun and D.Welsby : Wear, 366-367 (2016), 368.
- 19) P.J.Mutton, J.M.Cookson and W.K.Chui : Fatigue behaviour of flashbutt welds in high strength, eutectoid and hypereutectoid rail steels under high axle loads, Proceedings of the International Heavy Haul Conference, Calgary, (2011)
- 20) K.Saita, M.Ueda, T.Miyazaki and T.Yamamoto : Proceedings of the 11th International Heavy Haul Conference, Cape Town, (2017), 187.

(2020年6月30日受付)