重荷重鉄道用過共析鋼レールの開発

上田 正治¹⁾ 内野 耕一²⁾ 影山 英明³⁾
小林 玲⁴⁾

1. はじめに

近年、鉄道では貨物の重載化や列車速度の増加により輸送効率の向上が図られている。この中で石炭などの貨物輸送を主とする重荷重鉄道ではレールの耐摩耗性や頭部内部の耐疲労損傷性の更なる向上が要求されている。

従来、レール鋼には共析炭素鋼が用いられ、合金添加や加速冷却によってパーライトラメラ間隔を微細にし、硬さを増加させることにより耐摩耗性を向上させてきた⁽¹⁾。しかしながら、硬さを現状以上に増加させること、すなわち、更なる合金添加や加速冷却速度を大きくすることは共析鋼の連続変態挙動よりマルテンサイトなど異常硬化組織の生成を招くため、限界があった。

著者らは硬さを増加させずにこれらの要求に応えるため、(1)従来のラメラ間隔を細かくし、硬くするという考えに替え、ラメラ中のセメンタイト密度を上げる、すなわち過共析化すると耐摩耗性が向上すること、また、(2)過共析鋼のパーライト変態挙動よりレールの内部の硬さの低下が少なくなり、摩耗寿命の延長に加え、耐内部疲労損傷性が向上すること、さらに(3)炭素の増加で懸念される延性の低下はTMCP技術の適用でその確保が可能であることを見出し、新しい重荷重鉄道用レールを開発した⁽²⁾⁽³⁾。

2. 耐摩耗性の向上

車輪によりころがり接触をうけるレール鋼の極表層の微視組織は図1に示すようにメタルフローおよびパーライトラメラ中のセメンタイトの積層よりなる。著者らは、この観察結果より耐摩耗性を向上させる手段として、従来のパーライトラメラを細かくして硬さを上げるという考えに替えて、硬さを上げずにパーライトラメラ中のセメンタイト密度を上げることで耐摩耗性向上が図れると予測した。そこで、炭素量を0.8~1.0 mass%変化させた鋼を実験室的な2円筒のころがり接触摩耗試験により、耐摩耗性、ころがり接触直下の微視組織観察、および硬さの変化を評価した。その結果、(1)図2に示すように0.8~1.0%の範囲で炭素量を増せば、同一硬さにおいても耐摩耗性が大きく向上すること、(2)また、図3に示すように、炭素量の増加でころがり接触による硬さの増加

図1 ころがり接触下のレール鋼のマイクロ組織。

* 新日本製鐵株式会社

八幡技術研究部：1)主任研究員 2)主幹研究員

3)主任研究員(現在：九州テクノロジー)

八幡製鐵所：4)条鋼工場

Development of Hypereutectoid Steel Rail for Heavy Haul Railways; Masaharu Ueda, Koichi Uchino, Hideaki Kageyama, Akira Kobayashi (Nippon Steel Corporation)

1999年11月26日受理

代が大きくなり、これが耐摩耗性向上の主因であること、(3)ころがり接触後の微視組織は図4に示すようにTEMでの薄膜観察や電子線回折の結果からナノオーダー単位の超微細組織となっていることが推定されることなどを知見した。これらの結果からころがり接触下では一般的な加工転位による硬化でなく、メカニカルミリング効果⁽⁴⁾が生じ、炭素が増加するほど硬さの増加が大きくなることを知見した。この炭素増加、すなわち過共析鋼適用により、従来から用いられてきた初期硬さを上げずとも、ころがり接触により硬さの増加を得、耐摩耗性の向上が図れることを明らかにした。

図2 硬さと摩耗量におよぼす[C]の影響。

図3 ころがり接触下の硬さの増加におよぼす[C]の影響。

3. 内部疲労損傷性の向上

レール頭内部に生ずる疲労損傷を防止する手段として、内部の硬さを上げることが言われている。従来の高強度レールは衝風冷却を用いた熱処理による微細パーライト組織を得ることにより製造されている⁽⁵⁾が、レール表面と内部の冷却速度の差により表面と内部のパーライト変態温度が異なり、内部の硬さが低下することは避けられない。0.8~1.0 mass% 鋼の連続変態(CCT)挙動を調査した結果、図5に示すように共析鋼に比較し、過共析鋼はCCTにおけるパーライトノーズがより高温、短時間側へ移行し、(1)冷却速度の異なるレール表面と内部での変態温度の差が小さくなること、(2)高冷却速度でも安定してパーライト組織が選られることを知見した。この結果、レール頭部の表面から内部方向への硬さの低下が小さい硬さの分布が得られ、摩耗寿命の延長に加え、レール内部での耐疲労損傷性の向上が図れることが分かった。

図4 TEM観察によるころがり直下のマイクロ組織。

図5 CCTにおけるパーライトノーズにおよぼす[C]の影響。

図6 延性におよぼす圧延 γ 粒度の影響。

4. 過共析鋼の延性の確保

高炭素化で懸念される延性の低下をパーライト組織の微細化の観点から検討し、延性を支配するパーライトブロックサイズと相関のある圧延 γ 粒度と延性の関係を求めた。その結果を図6に示す。この結果より延性の規格として定められている引張試験での伸び量10%の確保は圧延 γ 粒度を60 μm 以下にすると可能であり、従来の共析鋼と同等の延性が得られることが確認した。

5. 耐摩耗・耐内部疲労損傷性レールの製造

過共析鋼レールの実炉溶製材の化学成分例を表1に示す。約0.9 mass%Cの過共析炭素に従来の共析鋼レール中の合金量と同様のSiおよびCr⁽⁵⁾を添加し、パーライト組織の強化を図った。表2には機械的性質を示す。図6に示したように γ 粒度を60 μm 以下とするTMCP技術の併用で、強度・延性ともに規格を十分に満足する値が得られた。また、図7にはレール頭部の表面から深さ方向の断面硬さの分布を従来の高強度の共析鋼レールと比較して示す。両者ともに表面の硬さに大きな差はないものの、開発レールでは深さ方向での硬さの低下が小さく、先の図2に示した耐摩耗性の向上に加え、更なる摩耗寿命や耐内部疲労性の向上が期待される。

6. 実用化と今後の展望

本開発レールの北米の重荷重鉄道での評価の結果、既存の熱処理レールに比較し、20%以上の寿命延長が確認され、実用化も近い。また、今後、過共析鋼の変態の特徴と他の元素との組み合わせにより、さらなる耐摩耗性の向上が期待さ

表1 開発レール鋼の化学成分。(mass%)

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

表2 機械的性質。

0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	RA (%)
889 (784)	1348 (1176)	11 (10)	22 (—)

()内、規格値下限

図7 開発レールの頭部深さ方向硬さ分布。

れる。

7. 特 許

特願平5-320098, 特願平6-244440, 特願平6-280916, 特願平7-46753等国内25件, 外国出願4件

文 献

- (1) H. Masumoto, K. Sugino and H. Hayashida: 1st International Heavy Haul Railway Conference Proceedings, (1978), session 212.
- (2) M. Ueda and K. Uchino: ASM-TMS Material Week '97 Proceedings, (1997), 161.
- (3) K. Uchino, M. Ueda, K. Kutaragi and Babazono: ISS 39th Mechanical Working and Steel Processing Proceedings, (1997), 1047.
- (4) Y. Kimura and S. Takaki: Mater. Trans., JIM, 36(1995), 289.
- (5) K. Sugino, H. Kageyama and C. Urashima: ISS 32th Mechanical Working and Steel Processing Proceedings, (1990), 171.