(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号

特許第4336101号
(P4336101)

(45)発行日　平成21年9月30日(2009.9.30)　(24)登録日　平成21年7月3日(2009.7.3)

| (51)Int.Cl. | | F I | | |
|---|---|---|---|---|
| C22C 38/00 | (2006.01) | C22C | 38/00 | 301Z |
| C22C 38/02 | (2006.01) | C22C | 38/02 | |
| C22C 38/04 | (2006.01) | C22C | 38/04 | |
| E01B 5/00 | (2006.01) | E01B | 5/00 | |

請求項の数 11　(全 16 頁)

(21)出願番号　特願2002-375536(P2002-375536)
(22)出願日　平成14年12月25日(2002.12.25)
(65)公開番号　特開2004-204306(P2004-204306A)
(43)公開日　平成16年7月22日(2004.7.22)
審査請求日　平成16年9月2日(2004.9.2)
審判番号　不服2007-25617(P2007-25617/J1)
審判請求日　平成19年9月19日(2007.9.19)

(73)特許権者　000006655
新日本製鐵株式会社
東京都千代田区大手町２丁目６番３号
(74)代理人　100062421
弁理士　田村　弘明
(74)代理人　100080171
弁理士　津波古　繁夫
(74)代理人　100139701
弁理士　渡辺　艮幸
(72)発明者　上田　正治
福岡県北九州市戸畑区飛幡町１番１号
新日本製鐵株式会社
八幡製鐵所内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール

(57)【特許請求の範囲】

【請求項１】

質量％で、

Ｃ　：０．９０～１．４０％、

Ｓｉ：０．０５～２．００％、

Ｍｎ：０．０５～２．００％

を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる鋼レールにおいて、少なくとも、レール頭部の一部が、パーライト組織と初析セメンタイト組織の混合組織であり、直行する長さ３００μｍの線分と交差するネットワーク状の初析セメンタイト組織の本数（Ｎ：初析セメンタイト交線数）がＮ≧１５で、かつ、そのネットワーク状の初析セメンタイト組織の平均厚さが４００ｎｍ以下であることを特徴とする耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール。

【請求項２】

質量％で、さらに、

Ｃｒ：０．０５～２．００％、

Ｍｏ：０．０１～０．５０％

の１種または２種を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなることを特徴とする請求項１に記載の耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール。

【請求項３】

質量％で、さらに、

Ｖ　：０．００５～０．５００％、
Ｎｂ：０．００２～０．０５０％
の１種または２種を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなることを特徴とする請求項１～２のいずれか１項に記載の耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール。

【請求項４】
質量％で、さらに、
Ｂ　：０．０００１～０．００５０％
を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなることを特徴とする請求項１～３のいずれか１項に記載の耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール。

【請求項５】
質量％で、さらに、
Ｃｏ：０．１０～２．００％、
Ｃｕ：０．０１～１．００％
の１種または２種を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなることを特徴とする請求項１～４のいずれか１項に記載の耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール。

【請求項６】
質量％で、さらに、
Ｎｉ：０．０１～１．００％
を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなることを特徴とする請求項１～５のいずれか１項に記載の耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール。

【請求項７】
質量％で、さらに、
Ｔｉ：０．００５０～０．０５００％、
Ｍｇ：０．０００５～０．０２００％、
Ｃａ：０．０００５～０．０１５０％
の１種または２種以上を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなることを特徴とする請求項１～６のいずれか１項に記載の耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レールレール。

【請求項８】
質量％で、さらに、
Ａｌ：０．０１００～１．００％
を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなることを特徴とする請求項１～７のいずれか１項に記載の耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール。

【請求項９】
質量％で、さらに、
Ｚｒ：０．０００１～０．２０００％
を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなることを特徴とする請求項１～８のいずれか１項に記載の耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール。

【請求項１０】
質量％で、さらに、
Ｎ：０．００４０～０．０２００％
を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなることを特徴とする請求項１～９のいずれか１項に記載の耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール。

【請求項１１】
請求項１～１０のいずれかに記載の鋼レールにおいて、頭部コーナー部および頭頂部表面を起点として、少なくとも深さ２０ｍｍの範囲がパーライト組織と初析セメンタイト組織の混合組織であることを特徴とする耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール。

【発明の詳細な説明】
【０００１】
【発明の属する技術分野】
本発明は、重荷重鉄道等で使用される高炭素含有のレールにおいて、頭部の耐摩耗性を安定的に向上させ、同時に、靭性を確保することを目的としたものである。
【０００２】
【従来の技術】
近年、海外の石炭や鉄鉱石を輸送する重荷重鉄道や国内の貨物鉄道では、より一層の鉄道輸送の高効率化のために、貨物の高積載化を強力に進めており、特に急曲線のレールでは、Ｇ．Ｃ．部や頭側部の耐摩耗性が十分確保できず、摩耗によるレール寿命の低下が問題となってきた。このような背景から、現状の共析炭素含有の高強度レール以上の耐摩耗性を有するレールの開発が求められるようになってきた。
【０００３】
この問題を解決するため、本発明者らは下記に示すようなレールを開発した。
▲１▼過共析鋼（Ｃ：０．８５超～１．２０％）を用いて、パーライト組織中のラメラ中のセメンタイト密度を増加させた耐摩耗性に優れたレール（特許文献１）。
▲２▼過共析鋼（Ｃ：０．８５超～１．２０％）を用いて、パーライト組織中のラメラ中のセメンタイト密度を増加させ、同時に、頭部を熱処理することにより硬さを制御した、耐摩耗性に優れたレールおよびその製造法（特許文献２）。
これらのレールの特徴は、鋼の炭素量を増加し、パーライトラメラ中のセメタイト相の密度を増加させ、さらに、硬さを制御することによりパーライト組織の耐摩耗性を向上させるものであった。
【０００４】
【特許文献１】
特開平８－１４４０１６号公報
【特許文献２】
特開平８－２４６１００号公報
【０００５】
【発明が解決しようとする課題】
これらの過共析鋼を用いたパーライト組織のレールは、共析鋼を用いたパーライト組織のレールと比べて、セメンタイト密度の向上により耐摩耗性は向上する。しかし、耐摩耗性の改善を狙って鋼中の炭素量を増加させると、鋼の成分系に選択よっては、パーライト組織中のラメラセメンタイト相と比べて、比較的サイズが大きい初析セメンタイト組織がオーステナイト粒界に生成する。この結果、ころがり面において摩耗が促進され、耐摩耗性を確保できないといった問題があった。
また、オーステナイト粒界に粗大な初析セメンタイト組織が生成すると、レールの靭性が低下するといった問題もあった。
【０００６】
そこで、高炭素鋼を用いたパーライト組織のレールにおいて、安定的に頭部の耐摩耗性を向上させ、同時に、靭性を確保できる新たな材料開発が求められるようになった。
すなわち、本発明は、重荷重鉄道等で使用される高炭素含有のレールにおいて、頭部の耐摩耗性を安定的に向上させ、同時に、靭性を確保することを目的としたものである。
【０００７】
（１）質量％で、Ｃ：０．９０～１．４０％、Ｓｉ：０．０５～２．００％、Ｍｎ：０．０５～２．００％を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる鋼レールにおいて、少なくとも、レール頭部の一部が、パーライト組織と初析セメンタイト組織の混合組織であり、直行する長さ３００μｍの線分と交差するネットワーク状の初析セメンタイト組織の本数（Ｎ：初析セメンタイト交線数）がＮ≧１５で、かつ、そのネットワーク状の初析セメンタイト組織の平均厚さが４００ｎｍ以下であることを特徴とする耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール。

【０００８】
（２）上記（１）のレールに質量％でさらに、下記▲１▼～▲９▼の成分の１以上を選択的に含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる、耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール。
▲１▼Ｃｒ：０．０５～２．００％、
Ｍｏ：０．０１～０．５０％
の１種または２種、
▲２▼Ｖ　：０．００５～０．５０％、
Ｎｂ：０．００２～０．０５０％
の１種または２種、
▲３▼Ｂ　：０．０００１～０．００５０％、
▲４▼Ｃｏ：０．１０～２．００％、
Ｃｕ：０．０１～１．００％
の１種または２種、
▲５▼Ｎｉ：０．０１～１．００％、
▲６▼Ｔｉ：０．００５０～０．０５００％、
Ｍｇ：０．０００５～０．０２００％、
Ｃａ：０．０００５～０．０１５０％
の１種または２種以上、
▲７▼Ａｌ：０．０１００～１．００％、
▲８▼Ｚｒ：０．０００１～０．２０００％、
▲９▼Ｎ：０．００４０～０．０２００％
【０００９】
（３）前記鋼レールの頭部コーナー部および頭頂部表面を起点として、少なくとも深さ２０ｍｍの範囲がパーライト組織と初析セメンタイト組織の混合組織であることを特徴とする耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール。
【００１０】
【発明の実施の形態】
以下に本発明について詳細に説明する。
本発明者らは、高炭素鋼において、旧オーステナイト粒界に生成する初析セメンタイト組織の耐摩耗性や靭性に対する有害性について詳細な検討を行った。
まず、本発明者らは、旧オーステナイト粒界に生成する初析セメンタイト組織の厚さを変化させたパーライト鋼を実験室熱処理により製作し、摩耗試験を行った。その結果、初析セメンタイト組織の厚さがある一定厚さ以上になると、ころがり面において塑性変形（メタルフロー）が生じた場合に、厚さの厚い初析セメンタイト組織の周囲に応力集中が発生し、ボイドが生成し、その部分が剥離することにより、耐摩耗性が低下することが確認された。
【００１１】
次に、本発明者らは、上記の実験室熱処理材を用いて、衝撃試験を行った。その結果、初析セメンタイト組織の厚さがある一定厚さ以上になると、初析セメンタイト組織に割れが発生し、その部分が破壊の起点になることにより、靭性が低下することが確認された。
【００１２】
さらに、詳細な実験を続けた結果、この靭性は、ある視野倍率において、ある一定長さの直交する線分と交差する初析セメンタイト組織の本数（Ｎ，以下、初析セメンタイト交線数）ともよい相関が認められ、初析セメンタイト交線数がある一定値以下になると、応力が集中しやすい粒界の３重点などの粒界の集合点では、初析セメンタイト組織が粗大化し、その部分が破壊の起点になることにより、靭性が低下することが確認された。
【００１３】
そこで、本発明者らは、耐摩耗性や靭性を低下させない初析セメンタイト組織の厚さの上限値や初析セメンタイト交線数について検討した。その結果、旧オーステナイト粒界に存

在する初析セメンタイト組織の厚さをある一定値以下に制御し、同時に、粒界の３重点などに生成する初析セメンタイト組織の粗大化を防止するため、初析セメンタイト交線数をある一定値以上とすることにより、高炭素鋼において、頭部の耐摩耗性を安定的に向上させ、同時に、靭性を確保することが可能であることを知見した。
すなわち、本発明は、重荷重鉄道等で使用される高炭素含有のレールにおいて、頭部の耐摩耗性を安定的に向上させ、同時に、靭性を確保することを目的としたものである。
【００１４】
次に、本発明の限定理由について詳細に説明する。
（１）鋼レールの化学成分
請求項１～１１において、レール鋼の化学成分を上記請求範囲に限定した理由について詳細に説明する。
Ｃは、パーライト変態を促進させて、かつ、耐摩耗性を確保する有効な元素である。Ｃ量が０．９０％未満では、パーライト組織中のセメンタイト相の密度が確保できず、重荷重鉄道において耐摩耗性が維持できない。また、Ｃ量が１．４０％を超えると、本成分系では、旧オーステナイト粒界に生成する初析セメンタイト組織の厚さが著しく増加し、耐摩耗性や靭性が低下する。このため、Ｃ量を０．９０～１．４０％に限定した。
【００１５】
Ｓｉは、脱酸材として必須の成分である。また、パーライト組織中のフェライト相への固溶体硬化によりレール頭部の硬度（強度）を上昇させる元素である。しかし、０．０５％未満ではその効果が十分に期待できず、レール頭部の硬度上昇が認められない。また、２．００％を超えると、熱間圧延時に表面疵が多く生成することや、酸化物の生成により溶接性が低下する。さらに、焼入性が著しく増加し、レールの耐摩耗性や靭性に有害なマルテンサイト組織が生成する。このため、Ｓｉ量を０．０５～２．００％に限定した。
【００１６】
Ｍｎは、焼き入れ性を高め、パーライトラメラ間隔を微細化することにより、パーライト組織の硬度を確保し、耐摩耗性を向上させる元素である。しかし、０．０５％未満の含有量では、その効果が小さく、レールに必要とされる耐摩耗性の確保が困難となる。また、２．００％を超えると、焼入性が著しく増加し、耐摩耗性や延性に有害なマルテンサイト組織が生成し易くなる。このため、Ｍｎ量を０．０５～２．００％に限定した。
【００１７】
また、上記の成分組成で製造されるレールは、パーライト組織の硬度（強化）の向上、パーライト組織の延性や靭性の向上、溶接部の熱影響部の軟化の防止、レール頭部内部の断面硬度分布の制御を図る目的で、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｖ、Ｎｂ、Ｂ、Ｃｏ、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｔｉ、Ｍｇ、Ｃａ、Ａｌ、Ｚｒ、Ｎの元素を必要に応じて添加する。
【００１８】
ここで、Ｃｒ、Ｍｏは、パーライトの平衡変態点を上昇させ、主に、パーライトラメラ間隔を微細化することによりパーライト組織の硬度を確保する。Ｖ、Ｎｂは、熱間圧延やその後の冷却課程で生成した炭化物や窒化物により、オーステナイト粒の成長を抑制し、さらに、析出硬化により、パーライト組織の靭性と硬度を向上させる。また、再加熱時に炭化物や窒化物を安定的に生成させ、溶接継ぎ手熱影響部の軟化を防止する。Ｂは、初析セメンタイト組織の生成を微細化し、同時に、パーライト変態温度の冷却速度依存性を低減させ、レールの靭性を向上させ、さらに、レール頭部の硬度分布を均一にする。
【００１９】
Ｃｏ、Ｃｕは、パーライト組織中のフェライトに固溶し、パーライト組織の硬度を高める。Ｎｉは、Ｃｕ添加による熱間圧延時の脆化を防止し、同時に、パーライト鋼の硬度を向上させ、さらに、溶接継ぎ手熱影響部の軟化を防止する。
【００２０】
Ｔｉは、熱影響部の組織の微細化を図り、溶接継ぎ手部の脆化を防止する。Ｍｇ、Ｃａは、レール圧延時においてオーステナイト粒の微細化を図り、同時に、パーライト変態を促進し、パーライト組織の靭性を向上させる。

Ａｌは、共析変態温度を高温側へ移動させ、パーライト組織を強化し、レールの耐摩耗性の向上させる。Ｚｒは、$ZrO_2$介在物が高炭素レール鋼の凝固核となり、凝固組織の等軸晶化率を高めることにより、鋳片中心部の偏析帯の形成を抑制し、初析セメンタイト組織の厚さを微細化する。Ｎはオーステナイト粒界からのパーライト変態を促進させ、パーライト組織を微細にすることより、靭性を向上させることが主な添加目的である。

【００２１】

これらの成分の個々の限定理由について、以下に詳細に説明する。

Ｃｒは、パーライトの平衡変態点を上昇させ、結果としてパーライト組織を微細にして高硬度（強度）化に寄与すると同時に、セメンタイト相を強化して、パーライト組織の硬度（強度）を向上させることにより耐摩耗性を向上させる元素であるが、０．０５％未満ではその効果が小さく、２．００％を超える過剰な添加を行うと、焼入性が著しく増加し、マルテンサイト組織が多量に生成し、レールの耐摩耗性や靱性を低下する。このため、Ｃｒ量を０．０５～２．００％に限定した。

【００２２】

Ｍｏは、Ｃｒ同様パーライトの平衡変態点を上昇させ、結果としてパーライト組織を微細にすることにより高硬度（強度）化に寄与し、パーライト組織の硬度（強度）を向上させる元素であるが、０．０１％未満ではその効果が小さく、レール鋼の硬度を向上させる効果が全く見られなくなる。また、０．５０％を超える過剰な添加を行うと、パーライト組織の変態速度が著しく低下し、靭性に有害なマルテンサイト組織が生成しやすくなる。このため、Ｍｏ添加量を０．０１～０．５０％に限定した。

【００２３】

Ｖは、高温度に加熱する熱処理が行われる場合に、Ｖ炭化物やＶ窒化物のピニング効果により、オーステナイト粒を微細化し、さらに、熱間圧延後の冷却課程で生成したＶ炭化物、Ｖ窒化物による析出硬化により、パーライト組織の硬度（強度）を高めると同時に、延性を向上させるのに有効な元素である。また、Ac1点以下の温度域に再加熱された熱影響部において、比較的高温度域でＶ炭化物やＶ窒化物を生成させ、溶接継ぎ手熱影響部の軟化を防止するのに有効な元素である。しかし、０．００５％未満ではその効果が十分に期待できず、パーライト組織の硬度の向上や靭性の改善は認められない。また、０．５００％を超えて添加すると、粗大なＶの炭化物やＶの窒化物が生成し、レールの靭性や耐内部疲労損傷性が低下する。このため、Ｖ量を０．００５～０．５００％に限定した。

【００２４】

Ｎｂは、Ｖと同様に、高温度に加熱する熱処理が行われる場合に、Ｎｂ炭化物やＮｂ窒化物のピニング効果により、オーステナイト粒を微細化し、さらに、熱間圧延後の冷却課程で生成したＮｂ炭化物、Ｎｂ窒化物による析出硬化により、パーライト組織の硬度（強度）を高めると同時に、延性を向上させるのに有効な元素である。また、Ac1点以下の温度域に再加熱された熱影響部において、低温度域から高温度域までＮｂの炭化物やＮｂ窒化物を安定的に生成させ、溶接継ぎ手熱影響部の軟化を防止するのに有効な元素である。しかし、その効果は、０．００２％未満では期待できず、パーライト組織の硬度の向上や靭性の改善は認められない。また、０．０５０％を超える添加すると、粗大なＮｂの炭化物やＮｂの窒化物が生成し、レールの靭性や耐内部疲労損傷性が低下する。このため、Ｎｂ量を０．００２～０．０５０％に限定した。

【００２５】

Ｂは、旧オーステナイト粒界に鉄炭ほう化物を形成し、初析セメンタイト組織の生成を微細化し、同時に、パーライト変態温度の冷却速度依存性を低減させ、頭部の硬度分布を均一化することにより、レールの靱性低下を防止し、高寿命化を図る元素であるが、０．０００１％未満ではその効果は十分でなく、レール頭部の硬度分布には改善が認められない。また、０．００５０％を超えて添加すると、旧オーステナイト粒界に粗大な鉄の炭ほう化物が生成し、靭性、耐摩耗性、さらには、耐内部疲労損傷性が大きく低下することから、Ｂ量を０．０００１～０．００５０％に限定した。

【００２６】

Ｃｏは、パーライト組織中のフェライトに固溶し、固溶強化によりパーライト組織の硬度（強度）を向上させる元素であり、さらに、パーライトの変態エネルギーを増加させて、パーライト組織を微細にすることにより靭性を向上させる元素であるが、０．１０％未満ではその効果が期待できない。また、２．００％を超えて添加すると、パーライト組織中のフェライト相の延性が著しく低下し、ころがり面にスポーリング損傷が発生し、レールの耐表面損傷性が低下する。このため、Ｃｏ量を０．１０～２．００％に限定した。

【００２７】

Ｃｕは、パーライト組織中のフェライトに固溶し、固溶強化によりパーライト組織の硬度（強度）を向上させる元素であるが、０．０１％未満ではその効果が期待できない。また、１．００％を超えて添加すると、著しい焼入れ性向上により靭性に有害なマルテンサイト組織が生成しやすくなる。さらに、パーライト組織中のフェライト相の延性が著しく低下し、レールの靭性が低下する。このため、Ｃｕ量を０．０１～１．００％に限定した。

【００２８】

Ｎｉは、Ｃｕ添加による熱間圧延時の脆化を防止し、同時に、フェライトへの固溶強化によりパーライト鋼の高硬度（強度）化を図る元素である。さらに、溶接熱影響部においては、Ｔｉと複合でＮｉ３　Ｔｉの金属間化合物が微細に析出し、析出強化により軟化を抑制する元素であるが、０．０１％未満では、その効果が著しく小さく、また、１．００％を超えて添加すると、フェライト相の延性が著しく低下し、ころがり面にスポーリング損傷が発生し、レールの耐表面損傷性が低下する。このため、Ｎｉ量を０．０１～１．００％に限定した。

【００２９】

Ｔｉは、溶接時の再加熱において析出したＴｉの炭化物、Ｔｉの窒化物が溶解しないことを利用して、オーステナイト域まで加熱される熱影響部の組織の微細化を図り、溶接継ぎ手部の脆化を防止するのに有効な成分である。しかし、０．００５０％未満ではその効果が少なく、０．０５００％を超えて添加すると、粗大なＴｉの炭化物、Ｔｉの窒化物が生成して、レールの靭性、これに加えて耐内部疲労損傷性が大きく低下することから、Ｔｉ量を０．００５０～０．０５０％に限定した。

【００３０】

Ｍｇは、Ｏ、または、ＳやＡｌ等と結合して微細な酸化物を形成し、レール圧延時の再加熱において、結晶粒の粒成長を抑制し、オーステナイト粒の微細化を図り、パーライト組織の靭性を向上させるのに有効な元素である。さらに、ＭｇＯ、ＭｇＳがＭｎＳを微細に分散させ、ＭｎＳの周囲にＭｎの希薄帯を形成し、パーライト変態の生成に寄与し、その結果、パーライトブロックサイズを微細化することにより、パーライト組織の靭性を向上させるのに有効な元素である。しかし、０．０００５％未満ではその効果は弱く、０．０２００％を超えて添加すると、Ｍｇの粗大酸化物が生成し、レールの靭性、さらには、耐内部疲労損傷性を低下させるため、Ｍｇ量を０．０００５～０．０２００％に限定した。

【００３１】

Ｃａは、Ｓとの結合力が強く、ＣａＳとして硫化物を形成し、さらに、ＣａＳがＭｎＳを微細に分散させ、ＭｎＳの周囲にＭｎの希薄帯を形成し、パーライト変態の生成に寄与し、その結果、パーライトブロックサイズを微細化することにより、パーライト組織の靭性を向上させるのに有効な元素である。しかし、０．０００５％未満ではその効果は弱く、０．０１５０％を超えて添加すると、Ｃａの粗大酸化物が生成し、レールの靭性、さらには、耐内部疲労損傷性を低下させるため、Ｃａ量を０．０００５～０．０１５０％に限定した。

【００３２】

Ａｌは、脱酸材として必須の成分である。また、共析変態温度を高温側へ移動させる元素であり、パーライト組織の高強度化に有効な元素であるが、０．０１００％以下では、その効果が弱く、１．００％を超えて添加すると、鋼中に固溶させることが困難となり、疲労損傷の起点となる粗大なアルミナ系介在物が生成し、レールの靭性、さらには、耐内部疲労損傷性が低下する。また、溶接時に酸化物が生成し、溶接性が著しく低下するため、

Ａｌ量を０．０１００～１．００％に限定した。

【００３３】

Ｚｒは、$ZrO_2$介在物がγ－Ｆｅとの格子整合性が良いため、γ－Ｆｅが凝固初晶である高炭素レール鋼の凝固核となり、凝固組織の等軸晶化率を高めることにより、鋳片中心部の偏析帯の形成を抑制し、オーステナイト粒界から生成する初析セメンタイト組織の厚さを微細化する元素である。しかし、Ｚｒ量が０．０００１％以下では、$ZrO_2$系介在物の数が少なく、凝固核として十分な作用を示さない。その結果、偏析部に厚さの厚い初析セメンタイト組織が生成し、レールの靭性を低下させる。また、Ｚｒ量が０．２０００％を超えると、粗大Ｚｒ系介在物が多量に生成し、レールの靭性が低下することや、粗大Ｚｒ系介在物を起点とした内部疲労損傷が発生しやすくなり、レールの使用寿命が低下する。このため、Ｚｒ量を０．０００１～０．２０００％に限定した。

【００３４】

Ｎは、オーステナイト粒界に偏析することにより、オーステナイト粒界からのパーライト変態を促進させ、パーライトブロックサイズを微細化することにより、パーライト組織の靭性を向上させるのに有効な元素である。しかし、０．００４０％未満ではその効果は弱く、０．０２００％を超えて添加すると、鋼中に固溶させることが困難となり、疲労損傷の起点となる気泡が生成することから、Ｎ量を０．００４０～０．０２００％に限定した。

【００３５】

上記のような成分組成で構成されるレール鋼は、転炉、電気炉などの通常使用される溶解炉で溶製を行い、この溶鋼を造塊・分塊あるいは連続鋳造し、さらに熱間圧延を経てレールとして製造される。

次に、この熱間圧延した高温度の熱を保有するレール、あるいは熱処理する目的で高温に再加熱されたレール頭部に熱処理を施すことにより、レール頭部に所定の特性を満たすパーライト組織と初析セメンタイト組織の混合組織を安定的に生成させることが可能となる。

【００３６】

なお、上記製造プロセスにおいて、初析セメンタイト交線数や初析セメンタイト組織の平均厚さを制御するには、上記の成分範囲の限定に加えて、上記の熱間圧延時の温度をできるだけ低い温度とし、圧延直後のオーステナイト粒径を微細化し、さらに、圧延後にオーステナイト粒が粒成長する前に、直ちに加速冷却を行うことが望ましい。実際のレール頭部圧延熱処理条件としては、最終圧延温度９５０℃以下、最終圧延減面率１０％以上、加速冷却速度１℃／ｓｅｃ（８００～５５０℃）以上が必要である。

また、熱処理する目的でレールを再加熱する場合は、再加熱温度をできるだけ低い温度とすることが望ましい。実際の再加熱熱処理条件としては、再加熱温度１０００℃以下、加速冷却速度２℃／ｓｅｃ（８００～５５０℃）以上が必要である。

【００３７】

なお、本発明レールの頭部の金属組織はパーライト組織と初析セメンタイト組織の混合組織である。しかし、レールの成分系の選択や熱処理製造方法によっては、レール頭部の一部に、微量な初析フェライト組織、ベイナイト組織やマルテンサイト組織が混入することがある。しかし、これらの組織が混入しても、レールとしての基本性能やレールの靭性には大きな悪影響を及ぼさないため、本発明レールの頭部の金属組織は、若干の初析フェライト組織、ベイナイト組織、マルテンサイト組織の混在も含んでいる。

【００３８】

（２）ネットワーク状の初析セメンタイト交線数（Ｎ）の限定理由

直行する長さ３００μｍの線分と交差するネットワーク状の初析セメンタイト組織の本数（初析セメンタイト交線数：Ｎ）が１５未満になると、応力が集中しやすい旧オーステナイト粒界の３重点などの粒界の集合点では、初析セメンタイト組織が粗大化し、その部分が破壊の起点になることにより、レールの靭性が低下する。このため、初析セメンタイト交線数（Ｎ）を１５以上とした。

【００３９】
ここで、旧オーステナイト粒界の３重点などの粒界の集合点に生成する初析セメンタイト組織ついて説明する。図１に示すように、旧オーステナイト粒界の集合点とは、３つ以上のオーステナイト粒界が同時に隣接する部分である。この部分は生成する初析セメンタイト組織の厚さが非常に厚くなる。
【００４０】
次に、初析セメンタイト交線数（Ｎ）を測定する際の初析セメンタイト組織の現出方法について説明する。まず、レール頭部の横断面をダイヤ研摩する。続いて、被研面をピクリン酸カセイソーダ液で浸漬し、初析セメンタイト組織を現出する。現出条件は、研摩面の状態により若干調整が必要であるが、基本的には、液温８０℃、約１２０分の浸漬が望ましい。
【００４１】
さらに、初析セメンタイト交線数（Ｎ）の測定方法について説明する。初析セメンタイト組織を現出したレール頭部の任意の点を、光学顕微鏡により観察する。視野倍率２００倍で直交する３００μｍの線分と交差する初析セメンタイト組織の本数をカウントする。図２に測定方法の模式図を示す。交差する初析セメンタイト組織の本数は、直交する３００μｍの各線分と交差した本数の合計とした。なお、観察視野としては、初析セメンタイト組織のばらつきを考慮すると、最低でも５視野以上の観察を行い、その平均値を代表値とすることが望ましい。
【００４２】
（３）ネットワーク状の初析セメンタイト組織の平均厚さの限定理由
ネットワーク状の初析セメンタイト組織の平均厚さが４００ｎｍを超えると、ころがり面において塑性変形（メタルフロー）が生じた場合に、厚さの厚い初析セメンタイト組織の周囲に応力集中が発生し、ボイドが生成し、その部分が剥離することにより、耐摩耗性が低下する。さらに、初析セメンタイト組織に割れが発生し、その部分が破壊の起点になることにより、靭性が低下する。このため、初析セメンタイト組織の平均厚さを４００ｎｍ以下とした。
【００４３】
ここで、ネットワーク状の初析セメンタイト組織の平均厚さを測定する際の初析セメンタイト組織の現出方法について説明する。まず、レール頭部の横断面をダイヤ研摩する。続いて、被研面を２～５％ナイタール液に浸漬し、初析セメンタイト組織を現出する。現出条件は、研摩面の状態により若干調整が必要であるが、基本的には、約５～１５秒の浸漬が望ましい。
【００４４】
次に、ネットワーク状の初析セメンタイト組織の平均厚さの測定方法について説明する。初析セメンタイト組織を現出したレール頭部の任意の点を、ＳＥＭ（走査型電子顕微鏡）により観察する。視野倍率１～１０万倍で初析セメンタイト組織の厚さを測定する。図３に測定方法の模式図を示す。初析セメンタイト組織の厚さは、一つのネットワークセメンタイト組織において、図３に示すように、最も厚さの薄い部分を３ヶ所以上（ｔ１～ｔ４）選定し、その平均値をネットワークの代表値とした。なお、ネットワークの一部が途切れている初析セメンタイト組織も存在するが、この部分については、平均的な初析セメンタイト組織の厚さの算定には加えない。また、ネットワークセメンタイト組織の観察数としては、初析セメンタイト組織の厚さのばらつきを考慮すると、最低でも上記初析セメンタイト交線数（Ｎ）以上のネットワークセメンタイト組織の観察を行い、その平均値を代表値とすることが望ましい。
【００４５】
（４）パーライト組織と初析セメンタイト組織の混合組織の呈する範囲
パーライト組織と初析セメンタイト組織の混合組織の呈する範囲を、頭部コーナー部および頭頂部の該頭部表面を起点として深さ２０ｍｍの範囲に限定した理由について説明する。

２０ｍｍ未満では、レールの使用寿命から考えると、重荷重鉄道のレールに要求される耐摩耗性や靭性を必要とされている領域としては小さく、十分なレール使用寿命の改善効果が得られないためである。また、パーライト組織と初析セメンタイト組織の呈する範囲が、頭部コーナー部および頭頂部の該頭部表面を起点として、深さ３０ｍｍ以上であれば、レール使用寿命がさらに向上し、より望ましい。

【００４６】

ここで、図４に本発明の耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レールの頭部断面表面位置での呼称、および、パーライト組織と初析セメンタイト組織の混合組織が必要な領域を示す。レール頭部において１は頭頂部、２は頭部コーナー部であり、頭部コーナー部２の一方は車輪と主に接触するゲージコーナー（Ｇ．Ｃ．）部である。パーライト組織と初析セメンタイト組織の混合組織は、少なくとも図中の斜線内に配置されていれば、レールの耐摩耗性や耐内部疲労損傷性の向上が可能となる。

したがって、パーライト組織と初析セメンタイト組織の混合組織は、車輪とレールが主に接するレール頭部表面近傍に配置することが望ましく、それ以外の部分はパーライト組織以外の金属組織であってもよい。

【００４７】

【実施例】

次に、本発明の実施例について説明する。

表１に本発明レール鋼の化学成分、頭部のミクロ組織、初析セメンタイト交線数（Ｎ）、ネットワークセメンタイト組織の平均厚さを示す。また、表１には、図５に示す西原式摩耗試験による摩耗試験結果、衝撃試験結果を示す。

表２に比較レール鋼の化学成分、頭部のミクロ組織、初析セメンタイト交線数（Ｎ）、ネットワークセメンタイト組織の平均厚さを示す。また、表２には、図５に示す西原式摩耗試験による摩耗試験結果、衝撃試験結果を示す。

【００４８】

なお、レールの構成は以下のとおりである。

・本発明レール鋼（１０本）　符号Ａ～Ｊ

上記成分範囲内で、初析セメンタイト交線数（Ｎ）、ネットワークセメンタイト組織の平均厚さが上記限定範囲内の耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レール。

・比較レール鋼（８本）　符号Ｋ～Ｒ

符号Ｋ～Ｎ：Ｃ、Ｓｉ、Ｍｎの添加量が上記請求範囲外の比較レール鋼（４本）。

符号Ｏ～Ｒ：上記成分範囲内で、初析セメンタイト交線数（Ｎ）、ネットワークセメンタイト組織の平均厚さが上記範囲外の比較レール鋼。

【００４９】

ここで、本明細書中の図について説明する。図１は旧オーステナイト粒界の集合点に生成する初析セメンタイト組織の概略図、図２は初析セメンタイト交線数（Ｎ）の測定方法の概略図、図３はネットワークセメンタイト組織の厚さの測定方法の模式図、図４は本発明の耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レールの頭部断面表面位置での呼称およびパーライト組織と初析セメンタイト組織の混合組織が必要とされる領域を示したものである。図５は西原式摩耗試験機の概略図をそれぞれ示したものである。図５において、３はレール試験片、４は相手材、５は冷却用ノズルである。また、図６、図７は表１と表２に示す摩耗試験および衝撃試験における試験片採取位置を図示したものである。

【００５０】

各種試験は次のとおりとした。

・摩耗試験

試験機　　：西原式摩耗試験機（図５参照）
試験片形状　：円盤状試験片（外径：３０ｍｍ、厚さ：８ｍｍ）
試験片採取位置：レール頭部表面下２ｍｍ（図６参照）
試験荷重　　：６８６Ｎ（接触面圧６４０ＭＰａ）
すべり率　　：２０％

相手材　　：パーライト鋼（Ｈｖ３８０）
雰囲気　　：大気中
冷却　　：圧搾空気による強制冷却（流量：１００Ｎｌ／ｍｉｎ）
繰返し回数　：７０万回
【００５１】
・衝撃試験
試験片　　：ＪＩＳ３号２ｍｍＵノッチシャルピー衝撃試験片
試験片採取位置：レール柱部（図２参照）
試験温度　　：常温（＋２０℃）
【００５２】
表１、表２に示すように、本発明レール鋼（符号：Ａ～Ｊ）は、比較レール鋼（符号：Ｋ～Ｎ）と比べて、Ｃ、Ｓｉ、Ｍｎの添加量をある一定範囲内に納めることにより、マルテンサイト組織などの耐摩耗性や靭性に有害な組織の生成を抑制し、同時に、初析セメンタイト交線数（Ｎ）、ネットワークセメンタイト組織の平均厚さを上記限定範囲内に納めることができた。
また、表１、表２に示すように、本発明レール鋼（符号：Ａ～Ｊ）は、適切な圧延条件や熱処理条件を選択することにより、初析セメンタイト交線数（Ｎ）、ネットワークセメンタイト組織の平均厚さを上記限定範囲内に納めることができた。
【００５３】
【表１】

| レール | 符号 | 化学成分（mass%） C | Si | Mn | Cr/Mo/V/Nb/B/Co/Cu/Ni/Ti/Mg/Ca/Al/Zr/N | 頭部ミクロ組織＊1 | 初析セメンタイト交線数（N）＊2（本） | ネットワークセメンタイト組織の平均厚さ＊3（nm） | 摩耗試験結果＊4（g） | 衝撃試験結果＊5（J/cm²） |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 本発明レール | A | 0.91 | 0.06 | 1.86 | B :0.0015 | パーライト＋初析セメンタイト | 16 | 130 | 1.65 | 17.5 |
| | B | 1.00 | 0.24 | 0.72 | Cu:0.21<br>Co:0.21<br>Ni:0.35 | パーライト＋初析セメンタイト | 18 | 185 | 1.60 | 17.0 |
| | C | 1.00 | 0.44 | 0.81 | Cr:0.25<br>Mo:0.03 | パーライト＋初析セメンタイト | 20 | 210 | 1.55 | 16.5 |
| | D | 1.10 | 0.52 | 1.24 | | パーライト＋初析セメンタイト | 23 | 230 | 1.35 | 14.8 |
| | E | 1.10 | 0.77 | 0.82 | V :0.03<br>N :0.0085 | パーライト＋初析セメンタイト | 30 | 190 | 1.25 | 15.9 |
| | F | 1.20 | 1.01 | 0.83 | Cr:0.35 | パーライト＋初析セメンタイト | 31 | 280 | 1.15 | 13.9 |
| | G | 1.20 | 0.82 | 1.02 | Cr:0.45 | パーライト＋初析セメンタイト | 37 | 270 | 1.10 | 14.7 |
| | H | 1.30 | 1.22 | 0.67 | Mg:0.0015<br>Ca:0.018 | パーライト＋初析セメンタイト | 39 | 310 | 0.98 | 12.5 |
| 鋼 | I | 1.35 | 1.34 | 0.39 | Ti:0.0125<br>Al:0.0200<br>Nb:0.010 | パーライト＋初析セメンタイト | 41 | 360 | 0.92 | 11.5 |
| | J | 1.40 | 1.88 | 0.11 | Zr:0.015 | パーライト＋初析セメンタイト | 52 | 390 | 0.85 | 10.2 |

注　：残部は不可避的不純物およびＦｅ
＊１：レール頭部の幅中央部表面５ｍｍ下を光学顕微鏡により観察。
＊２：初析セメンタイト組織の現出方法、初析セメンタイト交線数（Ｎ）の測定方法については明細書および図２参照。
　　測定位置はレール頭部幅中央部表面５ｍｍ下
＊３：初析セメンタイト組織の現出方法、初析セメンタイト組織の厚さの測定方法は明細書および図３参照。
　　測定位置はレール頭部幅中央部表面５ｍｍ下
＊４：摩耗試験方法については図５および明細書参照、試験片採取位置については図６参照。
＊５：衝撃試験方法については明細書参照、試験片採取位置については図７参照。

【００５４】
【表２】

【００５５】

【発明の効果】

| レール | 符号 | 化学成分（mass%） C | Si | Mn | Cr/Mo/V/Nb/B/Co/Cu/Ni/Ti/Mg/Ca/Al/Zr/N | 頭部ミクロ組織＊１ | 初析セメンタイト交線数（N）＊２（本） | ネットワークセメンタイト組織の平均厚さ＊３（nm） | 摩耗試験結果＊４（g） | 衝撃試験結果＊５（J/cm²） |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 比較レール鋼 | K | 0.87 | 0.25 | 1.65 | | パーライト＋初析セメンタイト | 16 | 80 | 2.15（摩耗大） | 18.5 |
| | L | 1.50 | 1.65 | 0.25 | Zr:0.0015 | パーライト＋初析セメンタイト | 40 | 540（セメンタイト厚さ粗大） | 2.02（摩耗大） | 5.8（靭性低下） |
| | M | 1.10 | 2.58 | 1.24 | | パーライト＋マルテンサイト | 0 | ―― | 3.05（摩耗大） | 7.8（靭性低下） |
| | N | 1.20 | 0.82 | 2.24 | Cr:0.45 | パーライト＋マルテンサイト | 0 | ―― | 3.25（摩耗大） | 6.4（靭性低下） |
| | O | 1.10 | 0.52 | 1.24 | | パーライト＋初析セメンタイト | 10（粒界集合点セメンタイト粗大化） | 260 | 1.37 | 7.9（靭性低下） |
| | P | 1.40 | 1.88 | 0.11 | Zr:0.015 | パーライト＋初析セメンタイト | 40 | 645（セメンタイト厚さ粗大） | 2.35（摩耗大） | 5.9（靭性低下） |
| | Q | 1.30 | 1.22 | 0.67 | Mg:0.0015 Ca:0.018 | パーライト＋初析セメンタイト | 8（粒界集合点セメンタイト粗大化） | 425（セメンタイト厚さ粗大） | 2.12（摩耗大） | 6.8（靭性低下） |
| | R | 1.20 | 1.01 | 0.83 | Cr:0.35 | パーライト＋初析セメンタイト | 15 | 415（セメンタイト厚さ粗大） | 2.08（摩耗大） | 7.3（靭性低下） |

注　：残部は不可避的不純物およびＦｅ
＊１：レール頭部の幅中央部表面５ｍｍ下を光学顕微鏡により観察。
＊２：初析セメンタイト組織の現出方法、初析セメンタイト交線数（Ｎ）の測定方法については明細書および図２参照。
　　測定位置はレール頭部幅中央部表面５ｍｍ下
＊３：初析セメンタイト組織の現出方法、初析セメンタイト組織の厚さの測定方法は明細書および図３参照。
　　測定位置はレール頭部幅中央部表面５ｍｍ下
＊４：摩耗試験方法については図５および明細書参照、試験片採取位置については図６参照。
＊５：衝撃試験方法については明細書参照、試験片採取位置については図７参照。

以上述べたように、Ｃ、Ｓｉ、Ｍｎの添加量をある一定範囲内に納め、さらに、適切な圧延条件や熱処理条件を選択することにより、マルテンサイト組織などの耐摩耗性や靭性に有害な組織の生成を抑制し、同時に、初析セメンタイト交線数（Ｎ）、ネットワークセメンタイト組織の平均厚さを制御することにより、レールの安定的な耐摩耗性の向上や靭性の確保が可能となる。

【図面の簡単な説明】

【図１】旧オーステナイト粒界の集合点に生成する初析セメンタイト組織を模式的に示した図。

【図２】初析セメンタイト交線数（Ｎ）の測定方法を模式的に示した図。

【図３】ネットワークセメンタイト組織の厚さの測定方法を模式的に示した図。

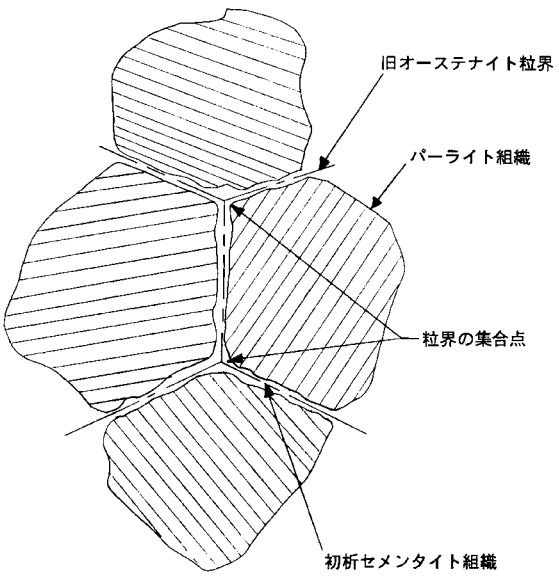
【図４】本発明の耐摩耗性および靭性に優れた高炭素パーライト系レールの頭部断面表面位置での呼称およびパーライト組織と初析セメンタイト組織の混合組織が必要とされる領域を示した図。

【図５】西原式摩耗試験機の概略を示した図。

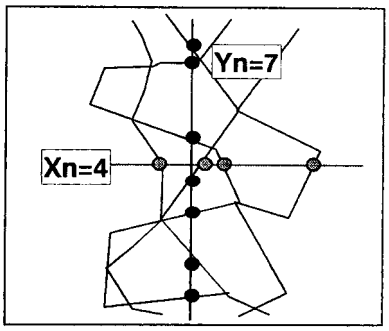
【図６】摩耗試験における試験片採取位置を示した図。

【図７】衝撃試験における試験片採取位置を示した図。

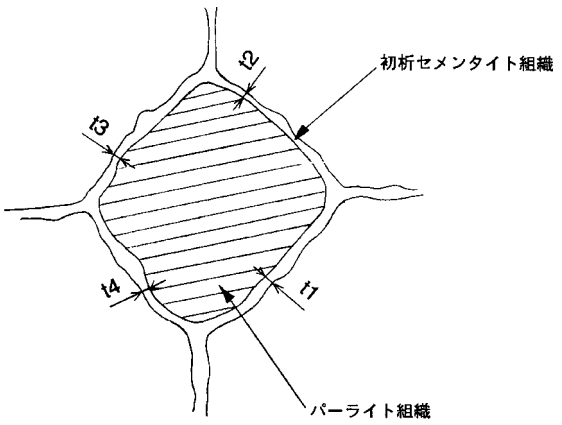
【図１】



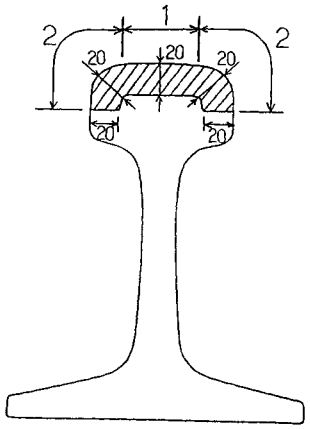

【図２】



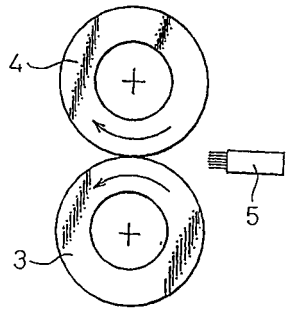

【図３】



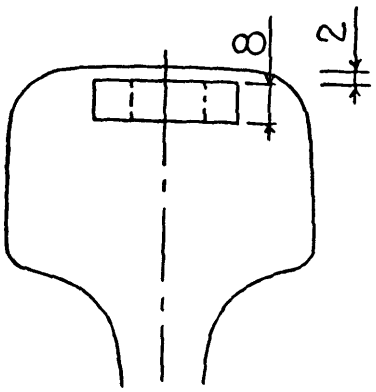
【図４】



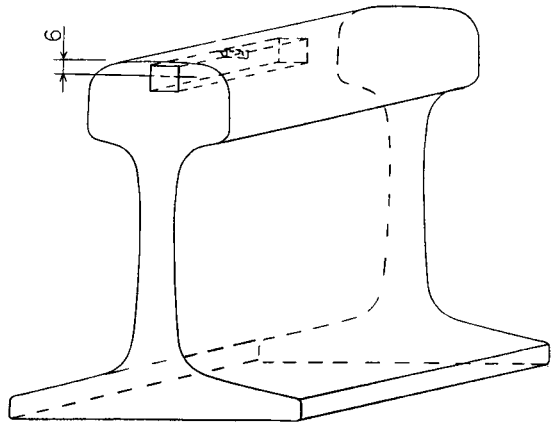

【図５】




【図６】




【図７】



フロントページの続き

(72)発明者　松下　公一郎
福岡県北九州市戸畑区飛幡町１番１号　新日本製鐵株式会社　八幡製鐵所内

合議体
審判長　長者　義久
審判官　大橋　賢一
審判官　守安　太郎

(56)参考文献　特開２００２－２５６３９３（ＪＰ，Ａ）

(58)調査した分野(Int.Cl.，ＤＢ名)
C22C 38/00-38/60