





(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK,

SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

明 細 書

発明の名称： レールおよびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、レールおよびその製造方法に関し、特に、貨物鉄道で使用される際に求められる耐摩耗性および耐表面損傷性を向上させることを目的とした曲線区間用レールおよびその製造方法に関するものである。

本願は、2014年5月29日に、日本に出願された特願2014-111735号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 経済発展に伴い、石炭などの天然資源の新たな開発が進められている。具体的には、これまで未開であった自然環境の厳しい地域での天然資源の採掘が進められている。これに伴い、採掘後の天然資源を輸送する貨物鉄道用のレールが用いられる環境が著しく厳しくなっている。特に、貨物鉄道に使用されるレールに対して、これまで以上の耐表面損傷性が求められるようになってきた。レールの耐表面損傷性とは、レール表面（特に、レールと車輪との接触部であるレール頭部の表面）における傷の生じにくさを示す特性である。

[0003] レールに用いられる鋼（以下、レール鋼ともいう）の耐表面損傷性を改善するため、従来では、下記に示すようなベイナイト組織を有するレールが開発された。これら従来のレールの主な特徴は、化学成分の制御および熱処理により、レールの主な組織をベイナイト組織とし、レールと車輪との接触部であるレール頭部の摩耗を促進させることである。レール頭部の摩耗は、レール頭部に生じた傷を消滅させるので、摩耗の促進によりレール頭部の耐表面損傷性が向上する。

[0004] 特許文献1には、レール鋼としては炭素量が比較的少ない（C：0.15～0.45%）鋼を、オーステナイト域温度から5～20℃/secの冷却速度で加速冷却し、その組織をベイナイト組織とすることにより得られる、

耐表面損傷性を向上させたレールが開示されている。

[0005] 特許文献2には、レール鋼としては炭素量が比較的少なく（C：0.15～0.55%）、さらに、レールの固有抵抗値を制御する合金設計が行われた鋼をベイナイト組織とすることにより得られる、耐表面損傷性を向上させたレールが開示されている。

[0006] このように、特許文献1、2に開示された技術では、レール鋼をベイナイト組織とし、レール頭部の摩耗を促進させることにより一定範囲の耐表面損傷性の向上が図れる。しかし、貨物鉄道では、近年、鉄道輸送のさらなる過密化が進み、レール頭部の摩耗が促進されているので、耐摩耗性向上によるレール使用寿命のさらなる改善が求められている。レールの耐摩耗性とは、摩耗の生じにくさを示す特性である。

[0007] そこで、耐表面損傷性および耐摩耗性の両方を向上させたレールの開発が求められるようになってきた。この問題を解決するため、従来には、下記に示すような、ベイナイト組織を有する高強度レールが開発された。これら従来のレールは、耐摩耗性を向上させるため、MnおよびCr等の合金を添加し、ベイナイトの変態温度を制御し、硬さを向上させていることを特徴とする（例えば、特許文献3、4参照）。

[0008] 特許文献3には、レール鋼としては炭素量が比較的少ない（C：0.15～0.45%）鋼において、MnおよびCrの含有量を増加させ、且つレール鋼の硬さをHv330以上に制御する技術が開示されている。

[0009] 特許文献4には、レール鋼としては炭素量が比較的少ない（C：0.15～0.50%）鋼において、MnおよびCrの含有量を増加させ、さらに、Nbを添加し、且つレール鋼の硬さをHv400～500に制御する技術が開示されている。

[0010] このように、特許文献3、4に開示された技術では、レール鋼の硬さを増加させることにより、一定の耐摩耗性の向上が図れる。しかし、接触面圧の高い貨物鉄道では、レール頭部の摩耗が促進されるので、近年では鉄道輸送のさらなる過密化に耐えうるように、レール使用寿命のさらなる改善が課題

となっていた。

[0011] そこで、貨物鉄道のレールで必要とされる耐表面損傷性と耐摩耗性とを向上させた新たな高強度レールの開発が求められるようになってきた。

特許文献5には、ベイナイト組織の耐摩耗性を改善するため、レール鋼としては炭素量が比較的少ない（C：0.25～0.60%）鋼において、ベイナイト組織中に耐摩耗性の高いパーライト組織を混合させ、耐摩耗性を改善する技術が開示されている。

このように、特許文献5に開示された技術では、ベイナイト組織中にパーライト組織を混合させることにより、一定範囲の耐摩耗性の向上が図れる。しかし、特許文献5に開示された技術によって得られる主な組織はベイナイト組織であるので、特許文献5に開示された技術は、耐摩耗性を十分に改善することができない。

先行技術文献

特許文献

[0012] 特許文献1：日本国特許第3253852号公報

特許文献2：日本国特許第3114490号公報

特許文献3：日本国特開平8-92696号公報

特許文献4：日本国特許第3267124号公報

特許文献5：日本国特開2002-363698号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0013] 本発明は、上述した問題点に鑑み案出されたものであり、特に、貨物鉄道の曲線区間で使用されるレールに要求される耐摩耗性と耐表面損傷性との両方を向上させたレールおよびその製造方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0014] 本発明者らは、上記課題を解決すべく、耐摩耗性と耐表面損傷性に優れたレールを得ることができる化学成分、および組織等について鋭意研究を行

い、本発明するに至った。

本発明の要旨は以下の通りである。

[0015] (1) 本発明の一態様に係るレールは、前記レールの延伸方向に沿ってレール頭部の頂部に延在する平坦な領域である頭頂部と、前記レールの前記延伸方向に沿って前記レール頭部の側部に延在する平坦な領域である側頭部と、前記頭頂部と前記側頭部との間に延在する丸められた角部および前記側頭部の上半分を併せた領域である頭部コーナ一部とを有する前記レール頭部を備え、質量%で、C : 0.70~1.00%、Si : 0.20~1.50%、Mn : 0.20~1.00%、Cr : 0.40~1.20%、P : 0.0250%以下、S : 0.0250%以下、Mo : 0~0.50%、Co : 0~1.00%、Cu : 0~1.00%、Ni : 0~1.00%、V : 0~0.300%、Nb : 0~0.0500%、Mg : 0~0.0200%、Ca : 0~0.0200%、REM : 0~0.0500%、B : 0~0.0050%、Zr : 0~0.0200%、およびN : 0~0.0200%を含有し、残部がFeおよび不純物からなる化学成分を有し、前記頭頂部の表面と前記頭部コーナ一部の表面とから構成される頭部外郭表面から深さ10mmまでの領域において、パーライト組織とベイナイト組織との合計量が95面積%以上であり、且つ前記ベイナイト組織の量が20面積%以上50面積%未満であり、前記頭部外郭表面から深さ10mmまでの前記領域の平均硬さがHv400~500の範囲内である。

(2) 上記(1)に記載のレールは、前記化学成分が、質量%で、Mo : 0.01~0.50%、Co : 0.01~1.00%、Cu : 0.05~1.00%、Ni : 0.05~1.00%、V : 0.005~0.300%、Nb : 0.0010~0.0500%、Mg : 0.0005~0.0200%、Ca : 0.0005~0.0200%、REM : 0.0005~0.0500%、B : 0.0001~0.0050%、Zr : 0.0001~0.0200%、およびN : 0.0060~0.0200%の1種または2種以上を含有してもよい。

(3) 本発明の別の態様に係るレールの製造方法は、上記(1)または(2)に記載の前記化学成分を含有する鋼片をレール形状に熱間圧延して素材レールを得る工程と、前記熱間圧延する工程の後に、前記素材レールの前記頭部外郭表面を、オーステナイトからの変態開始温度以上の温度域である700℃以上の温度域から600～650℃の温度域まで3.0～10.0℃/secの冷却速度で第1加速冷却する工程と、前記第1加速冷却する工程の後に、前記素材レールの前記頭部外郭表面の温度を、600～650℃の前記温度域内で10～300sec保持する工程と、前記保持する工程の後に、さらに、600～650℃の前記温度域から350～500℃の温度域まで冷却速度3.0～10.0℃/secで前記素材レールの前記頭部外郭表面を第2加速冷却する工程と、前記第2加速冷却する工程の後に、前記素材レールの前記頭部外郭表面を室温まで自然冷却する工程と、を備える。

(4) 上記(3)に記載のレールの製造方法は、前記熱間圧延する工程と、前記第1加速冷却する工程との間に、前記熱間圧延後のレールを予備冷却し、次いで、前記素材レールの前記頭部外郭表面をオーステナイト変態完了温度+30℃以上に再加熱する工程をさらに備えてもよい。

発明の効果

[0016] 本発明によれば、レール鋼の化学成分、パーライトおよびベイナイトの合計面積率、ならびにベイナイトの面積率を制御し、さらには、レール頭部の硬さを制御することにより、貨物鉄道の曲線区間で使用されるレールの耐摩耗性と耐表面損傷性とを向上させ、レールの使用寿命を大きく向上させることが可能となる。

図面の簡単な説明

[0017] [図1]試験レール(供試鋼群A)における、鋼の炭素量と摩耗量との関係を示したグラフである。

[図2]試験レール(供試鋼群A)における、鋼の炭素量と表面損傷発生寿命との関係を示したグラフである。

[図3]試験レール(供試鋼群B1～3)における、レールの頭表部のベイナイ

ト組織の面積率と摩耗量との関係を示したグラフである。

[図4]試験レール（供試鋼群B 1～3）における、レールの頭表部のベイナイト組織の面積率と表面損傷発生寿命との関係を示したグラフである。

[図5]試験レール（供試鋼群C 1～C 3）における、レールの頭表部の硬さと表面損傷発生寿命との関係を示したグラフである。

[図6]本発明の一実施形態に係るレールの断面模式図である。

[図7]摩耗試験を行うための円盤状試験片の採取位置を説明するための、レール頭部の断面模式図である。

[図8]摩耗試験（西原式摩耗試験機）の概要を示した概略側面図である。

[図9]転動疲労試験の概要を示した概略斜視図である。

[図10]本発明の別の態様に係るレールの製造方法のフローチャートである。

発明を実施するための形態

[0018] 以下に本発明を実施する形態として、耐摩耗性および耐表面損傷性に優れたレールにつき、詳細に説明する。

以下、化学成分の含有量の単位「質量%」は、単に「%」と記載する。

[0019] まず、本発明者らは、レールと車輪との繰り返し接触によって発生する、レール頭部の摩耗および表面損傷と、レール頭部の金属組織との関係を研究した。その結果、フェライト相とセメンタイト相との層状構造を有するパーライト組織は、ころがり面での加工硬化量が大きいので、レール頭部の耐摩耗性を大きく向上させることが分かった。また、柔らかなフェライト組織中に粒状の硬い炭化物が分散した構造を有するベイナイト組織は、パーライト組織よりどころがり面での加工硬化量が小さいので、摩耗を促進し、結果としてころがり疲労損傷の発生を抑制し、レール頭部の耐表面損傷性を向上させることが明らかとなった。さらに、本発明者らは、レールの耐摩耗性と耐表面損傷性とを同時に向上させるためには、レールの頭表部の組織を主に、パーライト組織とベイナイト組織との混合組織（以下、単に混合組織と称する場合がある）とすることが有効であり、初析フェライト、マルテンサイト等の組織は本実施形態に係るレールの耐摩耗性および耐表面損傷性を損ねる

ことを知見した。

加えて本発明者らは、レールの頭表部の混合組織のさらなる最適化を実現するために、以下のような検討を行った。なお、以下の検討において用いられた全ての供試鋼群において、パーライト組織およびベイナイト組織以外の組織（初析フェライト、マルテンサイト等）の量は5.0面積%未満であった。

[0020] （1. パーライトーベイナイト混合組織を有する鋼における炭素量と耐摩耗性との関係）

まず、本発明者らは、パーライト鋼とベイナイト鋼との混合組織の耐摩耗性の改善を図るために、頭表部の組織がパーライト組織とベイナイト組織との混合組織であり、かつ鋼中の炭素量が異なる種々の鋼塊を実験室で製造し、この鋼塊を熱間圧延し、素材レールを製造した。さらに、素材レールの頭表部に熱処理を施し、試験レール（供試鋼群A）を製造し、種々の評価を行った。具体的には、試験レールの頭表部の硬度および組織を測定し、且つ試験レールの頭表部から切り出した円盤状試験片に対する二円筒の摩耗試験を行うことにより、試験レールの耐摩耗性を評価した。なお、供試鋼群Aの化学成分、組織、および熱処理条件、ならびに摩耗試験条件は下記に示す通りである。

[0021] <供試鋼群Aの化学成分>

C : 0.60～1.10% ;

Si : 0.50% ;

Mn : 0.60% ;

Cr : 1.00% ;

P : 0.0150% ;

S : 0.0120% ; および

残部 : Fe および不純物

上記の化学成分を有する鋼に下記の熱処理を行って、供試鋼群A（レール）を作成した。

＜供試鋼群 A の熱処理条件＞

加熱温度：950℃（オーステナイト変態完了温度＋30℃以上の温度）

上記加熱温度での保持時間：30min

冷却条件：上記保持時間が経過した後、冷却速度5.0℃/secで620℃まで加速冷却し、次いで620℃で10～300sec保持し、さらに5.0℃/secで400℃まで加速冷却し、そして室温まで自然冷却した。

[0022] ＜供試鋼群 A の組織観察方法＞

事前処理：圧延方向に垂直な断面をダイヤ研磨し、次いで3%ナイトールを用いたエッチング

組織観察：光学顕微鏡を使用

パーライト面積率およびベイナイト面積率の測定方法：試験レールの頭部外郭表面から2mm深さの20箇所のパーライト面積率及びベイナイト面積率と、頭部外郭表面から10mm深さの20箇所のパーライト面積率及びベイナイト面積率とを、光学顕微鏡写真に基づいて求め、これらを平均することにより得た

[0023] ＜供試鋼群 A の硬さの測定方法＞

事前処理：断面をダイヤ研磨

装置：ビッカース硬度計を使用（荷重98N）

測定方法：JIS Z 2244に準拠

硬さの測定方法：試験レールの頭部外郭表面から2mm深さの20箇所の硬さと、頭部外郭表面から10mm深さの20箇所の硬さとを求め、これらを平均することにより得た

[0024] ＜供試鋼群 A の組織及び硬さ＞

円盤状試験片全体の組織：60面積%のパーライト組織と、40面積%のベイナイト組織を含む

円盤状試験片の試験面（外周部）硬さ：Hv420～440

[0025] なお、上記「オーステナイト変態完了温度」とは、鋼材を700℃以下の温度域から加熱する過程で、フェライト相および／またはセメンタイト相が

らオーステナイト相への変態が完了する温度である。亜共析鋼のオーステナイト変態完了温度は A_{c3} 点（フェライト相からオーステナイト相への変態が完了する温度）であり、過共析鋼のオーステナイト変態完了温度は A_{cm} 点（セメンタイト相からオーステナイト相への変態が完了する温度）であり、共析鋼のオーステナイト変態完了温度は A_{c1} 点（フェライト相及びセメンタイト相からオーステナイト相への変態が完了する温度）である。オーステナイト変態完了温度は、鋼材の炭素量および化学成分に応じて異なっている。オーステナイト変態完了温度を正確に求めるためには、実験による検証が必要である。しかし、オーステナイト変態完了温度を簡便に求めるためには、炭素量のみを基準に、冶金学の教科書（例えば、「鉄鋼材料」、日本金属学会編）などに掲載されている $Fe-Fe_3C$ 系平衡状態図から読み取ってもよい。なお、本実施形態に係るレールの化学成分の範囲においては、オーステナイト変態完了温度は通常 $720^{\circ}C$ 以上 $900^{\circ}C$ 以下の範囲内である。

[0026] このレールの頭部から摩耗試験片を切り出し、レールの耐摩耗性の評価を行った。

<摩耗試験の実施方法>

試験機：西原式摩耗試験機（図8参照）

試験片形状：円盤状試験片（外径：30mm、厚さ：8mm）、図8中のレール材4

試験片採取方法：円盤状試験片の上面が試験レールの頭部外郭表面下2mmとなり、円盤状試験片の下面が試験レールの頭部外郭表面下10mmとなるように、試験レールの頭部から円盤状試験片を切り出した（図7参照）

接触面圧：840MPa

すべり率：9%

相手材：パーライト鋼（Hv380）、図8中の車輪材5

試験雰囲気：大気中

冷却方法：図8中の冷却用エアノズル6を用いた、圧搾空気による強制冷却（流量：100Nl/min）

繰返し回数：50万回

[0027] 図1に、試験レール（供試鋼群A）における、鋼の炭素量と摩耗量との関係を示す。図1のグラフから、レールの頭表部の摩耗量は鋼の炭素量との相関があり、鋼の炭素量の増加により耐摩耗性が大きく向上することが明らかになった。特に、炭素量0.70%以上の鋼では、摩耗量が大きく低減し、耐摩耗性が大幅に向上することが確認された。

[0028] （2. 炭素量と耐表面損傷性との関係）

さらに、本発明者らは、上記の試験レール（供試鋼群A）に実際の車輪を繰返し転動接触させる方法（転動試験）により、レールの耐表面損傷性の評価を行った。なお、転動試験条件は下記に示す通りである。

[0029] <転動疲労試験の実施方法>

試験機：転動疲労試験機（図9参照）

試験片形状：レール（2mの141ポンドレール、図9中の試験レール8）

車輪：AAR（Association of American Railroads）タイプ（直径920mm）、図9中の車輪9

荷重 ラジアル：50～300kN、スラスト：100kN（曲線レールと車輪との繰返し接触を再現するための値）

潤滑：ドライ＋油（間欠給油）

繰返し回数：損傷発生まで（損傷が発生しない場合、最大140万回）

[0030] 転動疲労試験においては、表面損傷が試験レール8に発生するまでの転動回数を求め、この回数を試験レール8の表面損傷発生寿命とみなした。140万回の転動によって表面損傷が発生しなかった試験レール8の表面損傷発生寿命は「140万回以上」とみなした。表面損傷の発生の有無は、試験レールのころがり面全長を目視で観察することにより判断した。長さ1mm以上のき裂、または幅1mm以上の剥離が生じたレールを、表面損傷が発生したレールと見なした。図2に、試験レール（供試鋼群A）における、鋼の炭素量と表面損傷発生寿命との関係を示す。

[0031] 図2のグラフからも明らかなように、レールの頭表部の表面損傷発生寿命は鋼の炭素量との相関があることが分かる。また、鋼の炭素量が1.00%を超えると、図1に示したようにレールの頭表部の摩耗量のさらなる低減が可能となるが、一方で、図2に示した通り、ころがり疲労損傷の発生により表面損傷発生寿命が低減し、耐表面損傷性が大幅に低下することが確認された。

[0032] 以上の結果から、パーライト組織とベイナイト組織との混合組織を有する鋼から構成されたレールの頭表部の耐摩耗性を向上させ、さらに、耐表面損傷性を確保するためには、鋼の炭素量を一定の範囲内とする必要があることが明らかになった。

[0033] (3. ベイナイトの面積率と、耐摩耗性との関係)

さらに、本発明者らは、耐摩耗性に優れたパーライト組織と耐表面損傷性に優れたベイナイト組織との最適な比率を明らかにするために、まず、頭表部のパーライト組織とベイナイト組織との合計面積率が95%以上であり、かつ種々の面積率のベイナイト組織を頭表部に有する試験レール（供試鋼群B1～B3）に摩耗試験を行って、耐摩耗性を検証した。

[0034] なお、供試鋼群B1～B3の成分および熱処理条件および摩耗試験条件は下記に示す通りである。ベイナイト組織の面積率は、加速冷却停止後の温度での保持時間を変化させて調整した。

[0035] <供試鋼群B1～B3の化学成分>

C : 0.70% (供試鋼群B1)、0.90% (供試鋼群B2)、または1.00% (供試鋼群B3) ;

Si : 0.50% ;

Mn : 0.60% ;

Cr : 1.00% ;

P : 0.0150% ;

S : 0.0120% ; および

残部 : Fe および不純物

[0036] 上記の化学成分を有する鋼に下記の熱処理を行って、供試鋼群 B 1 ～ B 3（レール）を作成した。

[0037] <供試鋼群 B 1 ～ B 3 の熱処理条件>

加熱温度：950℃（オーステナイト変態完了温度＋30℃以上の温度）

上記加熱温度での保持時間：30min

冷却条件：前記保持時間の経過後に、冷却速度5.0℃/secで600～650℃の温度範囲内にある加速冷却停止温度まで加速冷却し、加速冷却停止温度で0～500sec保持し、さらに5.0℃/secで400℃まで加速冷却し、そして室温まで自然冷却した。

[0038] <供試鋼群 B 1 ～ B 3 の組織観察方法>

上述の、供試鋼群 A の組織観察方法と同じ

<供試鋼群 B 1 ～ B 3 の硬さ測定方法>

上述の、供試鋼群 A の硬さ測定方法と同じ

<供試鋼群 B 1 ～ B 3 の硬さ>

硬さ：Hv400～500

[0039] このレールの頭部から摩耗試験片を切り出し、レールの耐摩耗性の評価を行った。

[0040] <摩耗試験の実施方法>

上述の、供試鋼群 A に対して行われた摩耗試験の方法と同じ

[0041] 図3に、試験レール（供試鋼群 B 1 ～ 3）における、レールの頭表部のベイナイト組織の面積率と摩耗量との関係を示す。なおベイナイト組織の面積率は、円盤状試験片の試験面（外周部）全体に亘って一定である。図3のグラフから、いずれの供試鋼群においても、レールの頭表部のベイナイト組織の面積率が50%未満であれば、摩耗量が低減され、耐摩耗性が著しく向上することが確認された。

[0042] （4. ベイナイトの面積率と耐表面損傷性との関係）

さらに、本発明者らは、摩耗試験に使用した上記の供試鋼群 B 1、B 2 及び B 3 のレールを用いて、転動試験により耐表面損傷性の評価を行った。な

お、転動試験条件は下記に示す通りである。

[0043] <供試鋼群 B 1 ～ B 3 の転動疲労試験の実施方法>

上述の、供試鋼群 A に対して行われた転動疲労試験の実施方法と同じ

<供試鋼群 B 1 ～ B 3 の頭部外郭表面から 10 mm 深さまでの領域の組織観察方法>

上述の、供試鋼群 A に対して行われた組織観察方法と同じ

[0044] 図 4 に、試験レール（供試鋼群 B 1 ～ 3）における、レールの頭表部のベイナイト組織の面積率と表面損傷発生寿命との関係を示す。なお、転動疲労試験の最大繰返し回数 140 万回を経た後の試験片の摩耗量は、平均して数ミリメートル程度であった。

[0045] 図 4 のグラフから、混合組織を有する供試鋼群 B 1 ～ B 3 の表面損傷発生寿命と、レールの頭表部のベイナイト組織の面積率との間には相関があることが分かる。また、いずれの供試鋼群においても、レールの頭表部のベイナイト組織の面積率が 20 % 未満である場合、ベイナイト鋼の耐表面損傷性向上の効果が十分に得られないので、ころがり疲労損傷の発生により、表面損傷発生寿命が低減する。

[0046] 以上の結果から、混合組織を有する鋼において、パーライト組織により耐摩耗性を確保し、さらに、ベイナイト組織により耐表面損傷性を向上させるためには、鋼の炭素量を適切な範囲内に制御し、さらにレールの頭表部のベイナイト組織の面積率を適切な範囲内に制御する必要があることが明らかになった。

[0047] （5．硬さと耐表面損傷性との関係）

さらに、本発明者らは、レールの頭表部において耐表面損傷性におよぼすレールの頭表部の硬さの影響を把握するために、硬さを変化させた、炭素量 0.70 %、0.90 %、または 1.00 % の、パーライト組織とベイナイト組織との混合組織を有する試験レール（供試鋼群 C 1 ～ C 3）を製作し、これらに対し、転動試験により耐表面損傷性の評価を行った。なお、供試鋼群 C 1 ～ C 3 の成分、熱処理条件、および転動試験条件は下記に示す通りで

ある。

[0048] <供試鋼群C 1～C 3の化学成分>

C : 0.70% (供試鋼群C 1)、0.90% (供試鋼群C 2)、または1.00% (供試鋼群C 3) ;

Si : 0.50% ;

Mn : 0.60% ;

Cr : 1.00% ;

P : 0.0150% ;

S : 0.0120% ; および

残部 : Fe および不純物

上記の化学成分を有する鋼に熱間圧延および下記の熱処理を行って供試鋼群C 1～C 3 (レール) を作成した。

[0049] <供試鋼群C 1～C 3の熱処理条件>

加熱温度 : 950℃ (オーステナイト変態完了温度 + 30℃以上の温度)

上記加熱温度での保持時間 : 30min

冷却条件 : 前記保持時間の経過後に、冷却速度 5.0℃/sec で、600～650℃の温度範囲 (加速冷却停止温度) まで加速冷却し、次いで加速冷却停止温度で 100sec 保持し、さらに冷却速度 1.0～20.0℃/sec で 350～550℃まで加速冷却し、そして室温まで自然冷却

[0050] <供試鋼群C 1～C 3の頭部外郭表面から10mm深さまでの領域の硬度測定方法>

上述の供試鋼群Aに対して行われた硬度測定方法と同じ

<供試鋼群C 1～C 3の頭部外郭表面から10mm深さまでの領域の組織観察方法>

上述の供試鋼群Aに対して行われた組織観察方法と同じ

[0051] <供試鋼群C 1～C 3の頭部外郭表面から10mm深さまでの領域の組織および硬さ>

混合組織 パーライト : 60～70面積%、ベイナイト : 30～40面積%

硬さ：Hv340～540

[0052] 上記の供試鋼群C1～C3（レール）に実際の車輪を繰り返し転動接触させる方法（転動試験）により、レールの耐表面損傷性の評価を行った。

[0053] <転動疲労試験の実施方法>

上述の供試鋼群Aへの転動疲労試験と同様に実施

[0054] 図5に、試験レール（供試鋼群C1～C3）における、レールの頭表部の硬さと表面損傷発生寿命との関係を示す。なお、転動疲労試験の最大繰り返し回数140万回を経た後の試験片の摩耗量は、平均して数ミリメートル程度であった。

[0055] 図5のグラフから、混合組織を有する供試鋼群C1～C3の表面損傷発生寿命と頭表部の硬さとの間に相関があることが分かる。また、レールの頭表部の硬さがHv500を超える場合、レールの頭表部の硬さが過剰となり、摩耗促進効果が低減し、ころがり疲労損傷の発生により表面損傷発生寿命が低減し、耐表面損傷性が大幅に低下することが確認された。一方、レールの頭表部の硬さがHv400未満である場合、転動面で塑性変形が発達し、塑性変形を起因とするころがり疲労損傷の発生により表面損傷発生寿命が低減し、耐表面損傷性が大幅に低下することが確認された。つまり、パーライト組織とベイナイト組織とを有する混合組織を備えたレールの頭表部の硬さをHv400～500の範囲にすると、安定して耐表面損傷性を低下させることが可能となることが分かった。

[0056] 以上の結果から、パーライト組織とベイナイト組織とを有する混合組織から構成されるレールの頭表部の耐摩耗性を確保し、さらに、耐表面損傷性を向上させるためには、当該混合組織を備えるレールの頭表部の炭素量、ベイナイト組織の面積率、および硬さに関する最適範囲が存在することが明らかになった。

[0057] さらに、本発明者らは、レールの頭表部のベイナイト組織の面積率、さらにレールの頭表部の硬さを制御するための熱処理条件を検討した。具体的には、炭素量0.80%の鋼塊を溶解し、この鋼塊を熱間圧延し、素材レール

を製造し、この素材レールを用いて熱処理実験を行い、熱処理条件と硬さとの関係、および熱処理条件と金属組織との関係を調査した。

[0058] その結果、鋼塊を熱間圧延して素材レールを得た後に、素材レールの頭部外郭表面に加速冷却を行い、パーライト組織の生成温度域で素材レールの頭部外郭表面の温度を一定時間だけ保持し、その後、さらに素材レールの頭部外郭表面を加速冷却し、ベイナイト組織の生成温度域で加速冷却を停止し、その後、素材レールを自然冷却することにより好ましい混合組織が形成されることを確認した。

[0059] さらに、パーライト組織の生成温度域での保持時間の調整により、ベイナイト組織の面積率が制御でき、加えて、パーライト組織の生成温度域での加速冷却停止温度および保持温度の選択と、ベイナイト組織の生成温度域での加速冷却停止温度の選択とにより、レールの頭表部の硬さが制御できることを確認した。

[0060] すなわち、本発明は、レールに使用する鋼（レール鋼）の化学成分、およびレールの頭表部のパーライト組織およびベイナイト組織の面積率を制御し、さらにレールの頭表部の硬さを制御することにより、貨物鉄道の曲線区間で使用されるレールの耐摩耗性と耐表面損傷性とを向上させ、使用寿命を大きく向上させることを目的としたレールに関するものである。

[0061] 本発明の一実施形態に係るレールは、前記レールの延伸方向に沿ってレール頭部の頂部に延在する平坦な領域である頭頂部と、前記レールの前記延伸方向に沿って前記レール頭部の側部に延在する平坦な領域である側頭部と、前記頭頂部と前記側頭部との間に延在する丸められた角部および前記側頭部の上半分を併せた領域である頭部コーナ一部とを有する前記レール頭部を備え、質量%で、C : 0.70~1.00%、Si : 0.20~1.50%、Mn : 0.20~1.00%、Cr : 0.40~1.20%、P : 0.0250%以下、S : 0.0250%以下、Mo : 0~0.50%、Co : 0~1.00%、Cu : 0~1.00%、Ni : 0~1.00%、V : 0~0.300%、Nb : 0~0.0500%、Mg : 0~0.0200%、Ca :

0～0.0200%、REM：0～0.0500%、B：0～0.0050%、Zr：0～0.0200%、およびN：0～0.0200%を含有し、残部がFeおよび不純物からなる化学成分を有し、前記頭頂部の表面と前記頭部コーナー部の表面とから構成される頭部外郭表面から深さ10mmまでの領域において、パーライト組織とベイナイト組織との合計量が95面積%以上であり、且つ前記ベイナイト組織の量が20面積%以上50面積%未満であり、前記頭部外郭表面から深さ10mmまでの前記領域の平均硬さがHv400～500の範囲内である。本発明の一実施形態に係るレールは、前記化学成分が、質量%で、Mo：0.01～0.50%、Co：0.01～1.00%、Cu：0.05～1.00%、Ni：0.05～1.00%、V：0.005～0.300%、Nb：0.0010～0.0500%、Mg：0.0005～0.0200%、Ca：0.0005～0.0200%、REM：0.0005～0.0500%、B：0.0001～0.0050%、Zr：0.0001～0.0200%、およびN：0.0060～0.0200%の1種または2種以上を含有してもよい。

[0062] 次に、本発明の一実施形態に係るレールの構成要件、および限定理由について詳細に説明する。なお、以下に説明する、鋼の化学成分の単位「質量%」は、単に「%」と記載する。

[0063] (1) 鋼の化学成分の限定理由

本実施形態のレールを構成する鋼の化学成分を前述した数値範囲に限定する理由について詳細に説明する。

[0064] (C：0.70～1.00%)

Cは、パーライト組織およびベイナイト組織の耐摩耗性を確保するために有効な元素である。C含有量が0.70%未満になると、図1に示したように、本実施形態に係るレールの頭表部の良好な耐摩耗性が維持できない。一方、C含有量が1.00%を超えると、図2に示したように、レールの頭表部の耐摩耗性が過剰になり、ころがり疲労損傷の発生により表面損傷発生寿命が低減し、耐表面損傷性が大幅に低下する。

[0065] このため、C含有量を0.70%以上1.00%以下に限定する。なお、レールの頭表部の耐摩耗性を安定的に向上させるためには、C含有量を0.72%以上とすることが望ましく、0.75%以上とすることがさらに望ましい。また、レールの頭表部の耐摩耗性の過度の上昇を抑制し、レールの頭表部の耐表面損傷性を安定的に向上させるためには、C含有量を0.95%以下とすることが望ましく、0.90%以下とすることがさらに望ましい。

[0066] (Si : 0.20~1.50%)

Siは、パーライト組織およびベイナイト組織の基地組織であるフェライトに固溶し、レールの頭表部の硬度（強度）を上昇させ、レールの頭表部の耐表面損傷性を向上させる元素である。しかし、Si含有量が0.20%未満では、これらの効果が十分に期待できない。一方、Si含有量が1.50%を超えると、熱間圧延時に表面疵が多く生成する。さらに、Si含有量が1.50%を超えると、焼入れ性が著しく増加し、レールの頭表部にマルテンサイト組織が生成し、その耐摩耗性や耐表面損傷性が低下する。このため、Si含有量を0.20%以上1.50%以下に限定する。なお、混合組織の硬さを確保し、レールの頭表部の耐表面損傷性を向上させるためには、Si含有量を0.25%以上とすることが望ましく、0.40%以上とすることがさらに望ましい。また、マルテンサイト組織の生成を抑制し、レールの頭表部の耐摩耗性や耐表面損傷性をさらに向上させるためには、Si含有量を1.20%以下とすることが望ましく、1.00%以下とすることがさらに望ましい。

[0067] (Mn : 0.20~1.00%)

Mnは、焼入れ性を高め、パーライト組織のラメラ間隔を微細化し、パーライト組織の硬度を向上させることにより、レールの頭表部の耐摩耗性を向上させる元素である。さらに、Mnは、ベイナイト変態を促進させ、ベイナイト組織の基地組織（フェライト）および炭化物を微細化することにより、ベイナイト組織の硬度（強度）を向上させ、レールの頭表部の耐表面損傷性を向上させる元素である。しかし、Mn含有量が0.20%未満では、パー

ライト組織の硬度向上効果およびベイナイト変態の促進効果が不足するので、レールの頭表部の耐表面損傷性が十分に向上しない。また、Mn含有量が1.00%を超えると、焼入れ性が著しく増加し、レールの頭表部にマルテンサイト組織が生成し、レールの頭表部の耐表面損傷性および耐摩耗性が低下する。このため、Mn含有量を0.20%以上1.00%以下に限定する。混合組織の生成を安定化し、レールの頭表部の耐表面損傷性を向上させるためには、Mn含有量を0.35%以上とすることが望ましく、0.40%以上とすることがさらに望ましい。また、マルテンサイト組織の生成を抑制し、レールの頭表部の耐摩耗性及び耐表面損傷性を安定して向上させるためには、Mn含有量を0.85%以下とすることが望ましく、0.80%以下とすることがさらに望ましい。

[0068] (Cr: 0.40~1.20%)

Crは、パーライトの平衡変態温度を上昇させるので、過冷度の増加により、パーライト組織のラメラ間隔を微細化させ、パーライト組織の硬度(強度)を向上させる元素である。さらに、Crは、ベイナイト変態を促進させ、ベイナイト組織の基地組織(フェライト)および炭化物を微細化し、ベイナイト組織の硬度(強度)を向上させ、レールの頭表部の耐表面損傷性を向上させる元素である。しかし、Cr含有量が0.40%未満ではそれらの効果は小さく、Cr含有量が減少するに従い、パーライト組織の硬度向上効果およびベイナイト変態の促進効果が不足し、レールの頭表部の耐表面損傷性が十分に向上しない。一方、Cr含有量が1.20%を超える場合、焼入れ性が著しく増加し、レールの頭表部にマルテンサイト組織が生成し、レールの頭表部の耐表面損傷性および耐摩耗性が低下する。このため、Cr含有量を0.40%以上1.20%以下に限定する。混合組織の生成を安定化し、レールの頭表部の耐摩耗性および耐表面損傷性を向上させるためには、Cr含有量を0.50%以上とすることが望ましく、0.60%以上とすることがさらに望ましい。また、マルテンサイト組織の生成を抑制し、レールの頭表部の耐摩耗性および耐表面損傷性を安定して向上させるためには、Cr含

有量を1.10%以下とすることが望ましく、1.00%以下とすることがさらに望ましい。

[0069] (P : 0.0250%以下)

Pは、鋼中に含有される不純物元素である。転炉での精錬を行うことにより、その含有量を制御することが可能である。P含有量が0.0250%を超えると、レールの頭表部が脆化し、レールの頭表部の耐表面損傷性が低下する。このため、P含有量を0.0250%以下に制御する。望ましくは、P含有量は0.220%以下に制御し、さらに望ましくは0.0180%以下に制御する。P含有量の下限は限定しないが、精錬工程の脱燐能力を考慮すると、0.0020%程度が、P含有量の実質的な下限値になると考えられる。そのため、本実施形態では、P含有量の下限値を0.0020%、または0.0080%としてもよい。

[0070] (S : 0.0250%以下)

Sは、鋼中に含有される不純物元素である。溶銑鍋での脱硫を行うことにより、その含有量を制御することが可能である。S含有量が0.0250%を超えると、粗大なMnS系硫化物の介在物が生成し易くなり、レールの頭表部において、介在物の周囲で生じる応力集中により、疲労き裂が生成し、耐表面損傷性が低下する。このため、S含有量を0.0250%以下に制御する。望ましくは、S含有量は0.0210%以下に制御し、さらに望ましくは0.0180%以下に制御する。なお、S含有量の下限は限定しないが、精錬工程の脱硫能力を考慮すると、0.0020%程度が、S含有量の実質的な下限値になると考えられる。そのため、本実施形態では、S含有量の下限値を0.0020%、または0.0080%としてもよい。

[0071] さらに、本実施形態に係るレールの化学成分は、混合組織の安定化による耐表面損傷性の向上、硬さ（強度）の増加等による耐摩耗性の向上、靱性の向上、溶接熱影響部の軟化の防止、および頭部内部の断面硬度分布の制御のために、Mo、Co、Cu、Ni、V、Nb、Mg、Ca、REM、B、Zr、およびNのうち1種または2種以上を必要に応じて含有してもよい。し

かしながら、本実施形態に係るレールがこれら元素を含有する必要はないので、これら元素の下限值は0%である。

[0072] ここで、本実施形態に係るレールにおける、Mo、Co、Cu、Ni、V、Nb、Mg、Ca、REM、B、Zr、およびNの作用効果について説明する。

Moは、平衡変態点を上昇させ、パーライト組織のラメラ間隔を微細化し、レールの頭表部の硬度を向上させる効果を有する。さらにMoは、ベイナイト組織の生成を促進させ、ベイナイト組織の基底組織（フェライト）および炭化物を微細化し、レールの頭表部の硬度を向上させる効果を有する。

Coは、摩耗面（頭部外郭表面）でのベイナイト組織の基底組織（フェライト）を微細化し、レールの頭表部の耐摩耗性を高める効果を備える。

Cuは、パーライト組織およびベイナイト組織中のフェライトに固溶し、レールの頭表部の硬度を高める効果を備える。

Niは、パーライト組織およびベイナイト組織の靱性と硬度とを向上させ、同時に、溶接継手の熱影響部の軟化を防止する効果を備える。

Vは、熱間圧延およびその後の冷却過程で生成した炭化物および窒化物等が生じさせる析出強化により、パーライト組織およびベイナイト組織を強化する効果を有する。また、Vは、高温に加熱する熱処理が行われる際にオーステナイト粒を微細化させ、ベイナイト組織およびパーライト組織の延性および靱性を向上させる効果を有する。

Nbは、旧オーステナイト粒界から生成する場合がある初析フェライト組織の生成を抑制し、パーライト組織およびベイナイト組織を安定化する効果を有する。また、Nbは、熱間圧延およびその後の冷却過程で生成した炭化物および窒化物等が生じさせる析出強化により、パーライト組織およびベイナイト組織を強化する効果を有する。さらに、Nbは、高温に加熱する熱処理が行われる際にオーステナイト粒を微細化させ、ベイナイト組織およびパーライト組織の延性および靱性を向上させる効果を有する。

Mg、Ca、およびREMは、MnS系硫化物を微細分散し、このMnS

系硫化物から生成する疲労損傷を低減する効果を有する。

Bは、パーライト変態温度の冷却速度依存性を低減させ、レールの頭表面部の硬度分布を均一にする。さらに、Bは、ベイナイト変態時に生成するおそれがある初析フェライト組織の生成を抑止し、ベイナイト組織を安定して生成させる効果を有する。

Zrは、凝固組織の等軸晶化率を高めることにより、鑄片中心部の偏析帯の形成を抑制し、マルテンサイト組織の生成を抑制する効果を有する。

Nは、Vの窒化物の生成を促進させ、レールの頭表面部の硬さを向上させる効果を有する。

[0073] (Mo : 0 ~ 0.50%)

Moは、平衡変態温度を上昇させ、過冷度の増加により、パーライト組織のラメラ間隔を微細化させる。さらに、Moは、MnまたはCrと同様に、安定的にベイナイト組織を生成させ、強度を上昇させることができる元素である。この効果を得るために、Mo含有量を0.01%以上としてもよい。一方、Mo含有量が0.50%を超える場合、焼入れ性の過剰な増加により、レール頭表面部にマルテンサイト組織が生成し、耐摩耗性が低下する。さらに、レールの頭表面部にころがり疲労損傷が発生し、耐表面損傷性が低下するおそれがある。さらに、Mo含有量が0.50%を超える場合、鋼片において偏析を助長し、偏析部に韌性に有害なマルテンサイト組織を生成するおそれがある。このため、Mo含有量を0.50%以下にすることが望ましい。Mo含有量の下限値を0.02%、または0.03%としてもよい。また、Mo含有量の上限値を0.45%、または0.40%としてもよい。

[0074] (Co : 0 ~ 1.00%)

Coは、ベイナイト組織の基底組織（フェライト）に固溶し、摩耗面のベイナイト組織の基底組織（フェライト）を微細化し、摩耗面の硬度を高め、レールの頭表面部の耐摩耗性を向上させる元素である。この効果を得るために、Co含有量を0.01%以上としてもよい。一方、Co含有量が1.00%を超えると、上記の効果が飽和し、含有量に応じた組織の微細化が得られ

ない。また、C_o含有量が1.00%を超えると、原材料費の増大を招き、経済性が低下する。このため、C_o含有量を1.00%以下にすることが望ましい。C_o含有量の下限値を0.02%、または0.03%としてもよい。また、C_o含有量の上限値を0.95%、または0.90%としてもよい。

[0075] (C_u : 0~1.00%)

C_uは、パーライト組織およびベイナイト組織中の基底組織（フェライト）に固溶し、固溶強化によりレールの頭表部の強度を向上させる元素である。この効果を得るために、C_u含有量を0.05%以上としてもよい。一方、C_u含有量が1.00%を超えると、過剰な焼入れ性向上により、レールの頭表部の耐摩耗性や耐表面損傷性にとって有害なマルテンサイト組織が生成しやすくなるおそれがある。このため、C_u含有量を1.00%以下にすることが望ましい。C_u含有量の下限値を0.07%、または0.10%としてもよい。また、C_u含有量の上限値を0.95%、または0.90%としてもよい。

[0076] (N_i : 0~1.00%)

N_iは、レールの頭表部のパーライト組織およびベイナイト組織の靱性を向上させ、同時に、パーライト組織の基底組織であるフェライトおよびベイナイト組織の基底組織であるフェライトに固溶し、固溶強化によりレールの頭表部の強度を向上させる効果を有する。さらにN_iは、オーステナイトを安定化させる元素でもあり、ベイナイト変態温度を下げ、ベイナイト組織を微細化し、レールの頭表部の強度と靱性とを向上させる効果をも有する。この効果を得るために、N_i含有量を0.05%以上としてもよい。一方、N_i含有量が1.00%を超えると、混合組織の変態速度が大きく低下し、レールの頭表部の耐摩耗性や耐表面損傷性にとって有害なマルテンサイト組織が生成しやすくなるおそれがある。そのため、N_i含有量を1.00%以下にすることが望ましい。N_i含有量の下限値を0.07%、または0.10%としてもよい。また、N_i含有量の上限値を0.95%、または0.90%

%としてもよい。

[0077] (V : 0 ~ 0.300%)

Vは、熱間圧延時の冷却過程で生成したV炭化物、およびV窒化物が生じさせる析出硬化によってレールの頭表面部の強度を高めるのに有効な成分である。さらにVは、高温に加熱する熱処理が行われる際に結晶粒の成長を抑制する作用を有するので、オーステナイト粒を微細化させ、レールの頭表面部の延性および靱性を向上させるために有効な成分である。この効果を得るために、V含有量を0.005%以上としてもよい。一方、V含有量が0.300%を超えると上述の効果が飽和するので、V含有量を0.300%以下にすることが望ましい。V含有量の下限値を0.007%、または0.010%としてもよい。また、V含有量の上限値を0.250%、または0.200%としてもよい。

[0078] (Nb : 0 ~ 0.0500%)

Nbは、旧オーステナイト粒界から生成する場合がある初析フェライト組織の生成を抑制し、且つ焼入れ性の増加によりベイナイト組織を安定的に生成させる元素である。また、Nbは、熱間圧延時の冷却過程で生成したNb炭化物、およびNb窒化物が生じさせる析出硬化によってレールの頭表面部の強度を高めるために有効な成分である。さらにNbは、高温に加熱する熱処理が行われる際に結晶粒の成長を抑制する作用を有するので、オーステナイト粒を微細化させ、レールの頭表面部の延性および靱性を向上させるためにも有効な成分である。この効果を得るために、Nb含有量を0.0010%以上としてもよい。一方、Nb含有量が0.0500%を超えると、Nbの金属間化合物および粗大析出物（Nb炭化物）が生成し、レールの頭表面部の靱性を低下させるおそれがあるので、Nb含有量を0.0500%以下にすることが望ましい。Nb含有量の下限値を0.0015%、または0.0020%としてもよい。また、Nb含有量の上限値を0.0450%、または0.0400%としてもよい。

[0079] (Mg : 0 ~ 0.0200%)

Mgは、Sと結合して微細な硫化物(MgS)を形成し、このMgSがMnSを微細に分散させ、MnSの周囲に生じる応力集中を緩和し、レールの頭表部の耐疲労損傷性を向上させる。この効果を得るために、Mg含有量を0.0005%以上としてもよい。一方、Mg含有量が0.0200%を超える場合、Mgの粗大酸化物が生成し、この粗大酸化物の周囲に生じる応力集中により、疲労き裂が生成し、レールの頭表部の耐疲労損傷性が低下するおそれがある。このため、Mg含有量を0.0200%以下にすることが望ましい。Mg含有量の下限値を0.0008%、または0.0010%としてもよい。また、Mg含有量の上限値を0.0180%、または0.0150%としてもよい。

[0080] (Ca: 0~0.0200%)

Caは、Sとの結合力が強く、硫化物(CaS)を形成し、このCaSがMnSを微細に分散させ、MnSの周囲に生じる応力集中を緩和し、レールの頭表部の耐疲労損傷性を向上させる元素である。この効果を得るために、Ca含有量を0.0005%以上としてもよい。一方、Ca含有量が0.0200%を超える場合、Caの粗大酸化物が生成し、この粗大酸化物の周囲に生じる応力集中により、疲労き裂が生成し、レールの頭表部の耐疲労損傷性が低下するおそれがある。このため、Ca含有量を0.0200%以下にすることが望ましい。Ca含有量の下限値を0.0008%、または0.0010%としてもよい。また、Ca含有量の上限値を0.0180%、または0.0150%としてもよい。

[0081] (REM: 0~0.0500%)

REMは、脱酸および脱硫効果を有する元素であり、オキシサルファイド($\text{REM}_2\text{O}_2\text{S}$)を生成する。 $\text{REM}_2\text{O}_2\text{S}$ はMn硫化物系介在物の生成核となる。 $\text{REM}_2\text{O}_2\text{S}$ は、融点が高いので、熱間圧延の際に溶融せず、圧延によってMn硫化物系介在物が延伸することを防ぐ。この結果、 $\text{REM}_2\text{O}_2\text{S}$ はMnSを微細に分散させ、MnSの周囲に生じる応力集中を緩和し、レールの頭表部の耐疲労損傷性を向上させることができる。この効果を得るた

めに、REM含有量を0.0005%以上としてもよい。一方、REM含有量が0.0500%を超えると、硬質な $\text{REM}_2\text{O}_2\text{S}$ が過剰に生成し、 $\text{REM}_2\text{O}_2\text{S}$ の周囲に生じる応力集中により、疲労き裂が生成し、レールの頭表面部の耐疲労損傷性が低下するおそれがある。このため、REM含有量を0.0500%以下にすることが望ましい。REM含有量の下限値を0.0008%、または0.0010%としてもよい。また、REM含有量の上限値を0.0450%、または0.0400%としてもよい。

[0082] なお、REMとはCe、La、PrまたはNd等の希土類金属である。「REM含有量」とは、これらの全希土類元素の含有量の合計値である。希土類元素の含有量の総和が上記範囲内であれば、希土類元素の種類が1であっても2以上であっても、同様な効果が得られる。

[0083] (B: 0~0.0050%)

Bは、オーステナイト粒界に鉄炭ほう化物($\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$)を形成する効果を有する。この鉄炭ほう化物は、パーライト変態の促進効果を有するので、パーライト変態温度の冷却速度依存性を低減させ、頭部外郭表面から内部までの硬度分布をさらに均一化させる。硬度分布の均一化により、レールの頭表面部の耐摩耗性および耐表面損傷性確実に向上し、使用寿命が向上する。さらにBは、旧オーステナイト粒界から生成する場合がある初析フェライト組織の生成を抑制し、ベイナイト組織を安定的に生成させ、レールの頭表面部の硬さおよびレールの頭表面部の組織安定性をさらに向上させる元素でもある。この効果を得るために、B含有量を0.0001%以上としてもよい。一方、B含有量が0.0050%を超える場合、その効果が飽和し、原材料費を不必要に増大させるので、B含有量を0.0050%以下にすることが望ましい。B含有量の下限値を0.0003%、または0.0005%としてもよい。また、B含有量の上限値を0.0045%、または0.0040%としてもよい。

[0084] (Zr: 0~0.0200%)

Zrは、 ZrO_2 系介在物を生成する。この ZrO_2 系介在物は、 $\gamma\text{-Fe}$

との格子整合性が良いので、 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、これにより、鑄片中心部の偏析帯の形成を抑制し、レール偏析部へのマルテンサイト組織の生成を抑制する元素である。この効果を得るために、Zr含有量を0.0001%以上としてもよい。一方、Zr含有量が0.0200%を超えると、粗大なZr系介在物が多量に生成し、粗大なZr系介在物の周囲に生じる応力集中により、疲労き裂が生成し、耐疲労損傷性が低下するおそれがある。このため、Zr含有量を0.0200%以下にすることが望ましい。Zr含有量の下限値を0.0003%、または0.0005%としてもよい。また、Zr含有量の上限値を0.0180%、または0.0150%としてもよい。

[0085] (N : 0~0.0200%)

Nは、Vと同時に含有される場合、熱間圧延後の冷却過程でVの窒化物を生成し、パーライト組織およびベイナイト組織の硬度（強度）を高め、レールの頭表面部の耐表面損傷性および耐摩耗性を向上させる元素である。この効果を得るために、N含有量を0.0060%以上としてもよい。一方、N含有量が0.0200%を超えると、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し、レールの頭表面部に内部疲労損傷が発生し易くなる。このため、N含有量を0.0200%以下にすることが望ましい。N含有量の下限値を0.0065%、または0.0070%としてもよい。また、N含有量の上限値を0.0180%、または0.0150%としてもよい。

[0086] 本実施形態に係るレールの化学成分が含む合金元素の含有量は以上の通りであり、化学成分の残部はFe及び不純物である。原料、資材、製造設備等の状況によっては、不純物が鋼中に混入するが、本実施形態に係るレールの特性を阻害しない範囲であれば、不純物の混入は許容される。

[0087] 上記のような化学成分を有するレールは、転炉、および電気炉などの通常使用される溶解炉で溶製を行い、これにより得られる溶鋼を造塊・分塊法あるいは連続鑄造法により鑄造し、次に、これにより得られる鑄片をレール形

状に熱間圧延し、さらに、レールの頭表部の金属組織および硬さを制御する目的で熱処理することにより得られる。

[0088] (2) パーライト組織とベイナイト組織との混合組織の限定理由

次に、レール頭部外郭表面から深さ10mmまでの領域（レールの頭表部）の組織をパーライト組織とベイナイト組織との混合組織とした理由について説明する。

[0089] (パーライト組織とベイナイト組織との混合組織の面積率：95%以上)

本発明者らは、レールの頭表部における金属組織及びその特性を調査した。その結果、フェライト相とセメンタイト相との層状構造を有するパーライト組織は、レールの耐摩耗性を大きく向上させることが分かった。これは、レールの頭表部のころがり面においてパーライト組織の加工硬化量が大きいからであると考えられる。一方、柔らかな基地フェライトの中に粒状の硬い炭化物が分散した構造を有するベイナイト組織は、ころがり疲労損傷の発生を抑制し、耐表面損傷性を大きく向上させることが確認された。これは、レールの頭表部のころがり面においてベイナイト組織の加工硬化量がパーライト組織よりも小さいので、レールの頭表部の摩耗を促進するからであると考えられる。

[0090] 本発明者らは、耐摩耗性と耐表面損傷性とを同時に向上させるために、耐摩耗性を向上させるパーライト組織と耐表面損傷性を向上させるベイナイト組織との混合組織をレールの頭表部に適用することに想到した。

[0091] 本実施形態に係るレールの頭表部の金属組織は、パーライト組織とベイナイト組織との混合組織のみからなることが望ましい。レールの頭表部の金属組織に、初析フェライト組織、初析セメンタイト組織、およびマルテンサイト組織等の、パーライト組織およびベイナイト組織以外の組織が混入されることは好ましくない。しかし、パーライト組織およびベイナイト組織以外の組織は、その面積率が5%未満であれば、レールの頭表部の耐摩耗性および耐表面損傷性には大きな悪影響を及ぼさない。そのため、本実施形態に係るレールの頭表部の組織は、面積率で5%以下のパーライト組織およびベイナ

イト組織以外の組織（即ち、初析フェライト組織、初析セメンタイト組織、およびマルテンサイト組織等）を含んでもよい。言い換えれば、本実施形態に係るレールの頭表面部は、面積率で95%以上の、パーライト組織とベイナイト組織との混合組織を含んでいる（即ち、パーライト組織とベイナイト組織との合計量が95%以上である）必要がある。なお、耐摩耗性および耐表面損傷性を十分に向上させるためには、レールの頭表面部の組織は、面積率で98%以上の、パーライト組織とベイナイト組織との混合組織を含むことが望ましい。なお、初析フェライトは、パーライト組織およびベイナイト組織の基地組織としてのフェライトとは区別される。

[0092] （ベイナイト組織の面積率：20%以上50%未満）

次に、レール頭部外郭表面から深さ10mmまでの領域の金属組織が含むベイナイト組織の量を20面積%以上50面積%未満とした理由について説明する。

[0093] ベイナイト組織の割合が20面積%未満では、図4に示したように、ベイナイト組織の摩耗促進効果が小さく、結果としてころがり疲労損傷が発生し、レールの頭表面部の耐表面損傷性の確保が困難となる。また、ベイナイト組織の量が50面積%以上では、図3に示したように、ベイナイト組織の摩耗促進効果が著しく、レールの頭表面部の耐摩耗性の確保が困難となる。このため、ベイナイト組織の量を20面積%以上50面積%未満とする。なお、レールの頭表面部の耐表面損傷性を安定して確保するためには、ベイナイト組織の量を22面積%以上とすることが好ましく、25面積%以上とすることがさらに好ましい。また、レールの頭表面部の耐摩耗性を安定して確保するためには、ベイナイト組織の量を49面積%以下とすることが好ましく、45面積%以下とすることがさらに好ましい。

[0094] 本実施形態に係るレールの頭表面部のパーライト組織の面積率は、上述した混合組織の面積率の規定、およびベイナイト組織の面積率の規定が達成されている限り、特に制限されない。従って、上述した混合組織の面積率の規定、およびベイナイト組織の面積率の規定に基づき、本実施形態に係るレール

の頭表部のパーライトの面積率は45%超80%以下となる。

[0095] (3) 金属組織およびパーライト組織とベイナイト組織との混合組織の必要範囲の限定理由

次に、レール頭部外郭表面から深さ10mmまでの領域をパーライト組織とベイナイト組織との混合組織とした理由について説明する。

[0096] 図6に、本実施形態に係るレールの構成、および、95面積%以上のパーライト組織とベイナイト組織との混合組織が必要な領域を示す。レール頭部3は、頭頂部1と、頭頂部1の両端に位置する頭部コーナー部2と、側頭部12とを有する。頭頂部1は、レール延伸方向に沿ってレール頭部の頂部に延在する略平坦な領域である。側頭部12は、レール延伸方向に沿ってレール頭部の側部に延在する略平坦な領域である。頭部コーナー部2は、頭頂部1と側頭部12との間に延在する丸められた角部と、側頭部12の上半分（側頭部12の、鉛直方向に沿った1/2部より上側）とを併せた領域である。2つの頭部コーナー部2のうち一方は、車輪と主に接触するゲージコーナー（G. C.）部である。

[0097] 頭頂部1の表面と頭部コーナー部2の表面とを併せた領域を、レールの頭部外郭表面と称する。この領域は、レールの中で、車輪に接触する頻度が最も高い領域である。頭部コーナー部2および頭頂部1の表面（頭部外郭表面）から深さ10mmまでの領域を頭表部3a（図中の斜線部）と呼ぶ。

[0098] 図6に示すように、頭部コーナー部2及び頭頂部1の表面から深さ10mmまでの領域である頭表部3aに、所定の硬さかつ所定の面積率の、パーライト組織とベイナイト組織との混合組織が配置されていれば、レールの頭表部3aの耐摩耗性および耐表面損傷性が十分に向上する。したがって、所定の硬さかつ所定の面積率の混合組織は、車輪とレールとが主に接する箇所であるので耐表面損傷性および耐摩耗性が要求される、頭表部3aに配置する必要がある。一方、頭表部3a以外の、これらの特性が必要とされない部分の組織は特に限定されない。

[0099] 頭部外郭表面から10mm未満までの領域しか、組織が上述のように制御

されていない場合、レールの頭表部に要求される耐表面損傷性および耐摩耗性を確保することができず、レール使用寿命の十分な向上が困難となる。一方、95面積%以上のパーライト組織とベイナイト組織との混合組織を含有させる範囲が、頭部外郭表面から10mm超の深さの領域であってもよい。耐表面損傷性および耐摩耗性をさらに向上させるためには、頭部外郭表面から深さ30mm程度までの領域を95面積%以上の混合組織とすることが望ましい。

[0100] 頭部外郭表面から任意の深さの位置におけるベイナイトの面積率および混合組織の面積率は、例えば、200倍の光学顕微鏡の視野で、その任意の深さの位置の金属組織を観察することにより求められる。また、前記した光学顕微鏡の観察は、その任意の深さの位置における20視野（20箇所）以上で行い、各視野におけるベイナイト組織の面積率の平均値および混合組織の面積率の平均値を、その任意の深さの位置に含まれるベイナイト組織の面積率および混合組織の面積率とみなすことが好ましい。

[0101] 頭部外郭表面から2mm程度の深さの位置と、頭部外郭表面から10mm深さの位置との、双方の混合組織の面積率が95%以上であれば、頭部外郭表面から少なくとも10mm深さまでの領域（レールの頭表部）の金属組織の95%以上が混合組織である、とみなすことができる。また、頭部外郭表面から2mm深さの位置の混合組織の面積率と、頭部外郭表面から10mm深さの位置の混合組織の面積率との平均値を、頭部外郭表面から10mm深さまでの領域全体の平均的な混合組織の面積率とみなすことができる。同様に、頭部外郭表面から2mm程度の深さの位置と、頭部外郭表面から10mm深さの位置の、双方のベイナイト組織の面積率が20～50%であれば、頭部外郭表面から少なくとも10mm深さまでの領域の金属組織の20～50%がベイナイト組織である、とみなすことができ、頭部外郭表面から2mm深さの位置のベイナイト組織の面積量と、頭部外郭表面から10mm深さの位置のベイナイト組織の面積量との平均値を、頭部外郭表面から10mm深さまでの領域全体の平均的なベイナイト組織の面積量とみなすことができ

る。

[0102] なお、ベイナイト組織およびパーライト組織以外の組織（即ち、初析フェライト組織、初析セメンタイト組織、およびマルテンサイト組織等）の面積率は、前記した、パーライト組織およびベイナイト組織の面積率と同様に測定することができる。

[0103] 頭部外郭表面から2 mm程度の深さの位置と、頭部外郭表面から10 mm深さの位置の、双方のベイナイト組織およびパーライト組織以外の組織の面積率が5 %未満であれば、頭部外郭表面から少なくとも10 mm深さまでの領域の組織におけるベイナイト組織およびパーライト組織以外の組織の面積率が5 %未満であるとみなすことができる。

[0104] （４）レールの頭表部の硬さの限定理由

（頭部外郭表面から深さ10 mmまでの領域の範囲の平均硬さ：Hv400～500）

次に、頭部外郭表面から深さ10 mmまでの領域の平均硬さをHv400～500の範囲に限定した理由について説明する。

[0105] 頭部外郭表面から深さ10 mmまでの領域（レールの頭表部）の硬さがHv400未満では、図5に示したように、転動面で塑性変形が発達し、この塑性変形を起因とするころがり疲労損傷の発生により表面損傷発生寿命が低減し、レールの頭表部の耐表面損傷性が大幅に低下する。また、レールの頭表部の硬さがHv500を超えると、図5に示したように、レールの頭表部の摩耗促進効果が低減し、レールの頭表部において、ころがり疲労損傷の発生により表面損傷発生寿命が低減し、耐表面損傷性が大幅に低下する。このため、レールの頭表部の硬さをHv400～500の範囲に限定する。

[0106] なお、転動面で塑性変形の変達をより抑制し、耐表面損傷性を十分に確保するために、頭部外郭表面から深さ10 mmまでの領域（レールの頭表部）の硬さをHv405以上とすることが望ましく、Hv415以上とすることがさらに望ましい。また、摩耗促進効果の低減を抑制し、且つころがり疲労損傷の発生をさらに抑制して耐表面損傷性を十分に確保するために、頭部外

郭表面から深さ 10 mm までの領域（レールの頭表部）の硬さを Hv 498 以下とすることが望ましく、Hv 480 以下とすることがさらに望ましい。

[0107] 頭部外郭表面から 10 mm 未満までの領域しか、硬さが上述のように制御されていない場合、レール特性の十分な向上が困難となる。一方、硬さが Hv 400～500 である領域が、頭部外郭表面から 10 mm 超の深さまで及んでもよい。頭部外郭表面から 30 mm 程度までの領域の硬さを Hv 400～500 とすることが望ましい。この場合、レールの耐表面損傷性および表面損傷発生寿命が一層向上する。

[0108] なお、レールの頭表部の硬さは、頭表部内の複数の箇所における硬さ測定値を平均することにより求めることが好ましい。また、頭部外郭表面から 2 mm 程度の深さにおける 20 箇所の平均硬さと、頭部外郭表面から 10 mm 程度の深さにおける 20 箇所の平均硬さの双方が Hv 400～500 であれば、頭部外郭表面から少なくとも 10 mm 深さまでの領域の硬さが Hv 400～500 であると推定される。硬さの測定方法の一例を以下に示す。

[0109] <レールの頭表部の硬さの測定方法測定条件の一例>

装置：ビッカース硬度計（荷重 98 N）

測定用試験片採取方法：レール頭部の横断面から、頭表部を含むサンプル切り出し。

事前処理：前記横断面を平均粒径 1 μ m のダイヤモンド砥粒で研磨。

測定方法：JIS Z 2244 に準じて測定。

頭部外郭表面から 2 mm 深さ位置の平均硬さの算定：頭部外郭表面から深さ 2 mm の任意の 20 点において硬さ測定を行い、測定値の平均値を算出する。

頭部外郭表面から 10 mm 深さ位置の平均硬さの算定：頭部外郭表面から深さ 10 mm の任意の 20 点において硬さ測定を行い、測定値の平均値を算出する。

頭表部の平均硬さの算定：上述の頭部外郭表面から 2 mm 深さ位置の平均硬さと、頭部外郭表面から 10 mm 深さ位置の平均硬さとの平均値を算出する。

る。

なお、本実施形態において「横断面」とは、レール長手方向に垂直な断面である。

[0110] (5) 頭部外郭表面の熱処理条件

次に、上述してきた本実施形態に係る耐摩耗性および耐表面損傷性に優れたレールの製造方法について説明する。

[0111] 本実施形態に係るレールの製造方法は、本実施形態に係るレールの化学成分を含有する鋼片をレール形状に熱間圧延して素材レールを得る工程と、前記熱間圧延する工程の後に、前記素材レールの前記頭部外郭表面を、オーステナイトからの変態開始温度以上の温度域である 700°C 以上の温度域から $600\sim 650^{\circ}\text{C}$ の温度域まで $3.0\sim 10.0^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ の冷却速度で第1加速冷却する工程と、前記第1加速冷却する工程の後に、前記素材レールの前記頭部外郭表面の温度を、 $600\sim 650^{\circ}\text{C}$ の前記温度域内で $10\sim 300\text{sec}$ 保持する工程と、前記保持する工程の後に、さらに、 $600\sim 650^{\circ}\text{C}$ の前記温度域から $350\sim 500^{\circ}\text{C}$ の温度域まで冷却速度 $3.0\sim 10.0^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ で前記素材レールの前記頭部外郭表面を第2加速冷却する工程と、前記第2加速冷却する工程の後に、前記素材レールの前記頭部外郭表面を室温まで自然冷却する工程と、を備える。本実施形態に係るレールの製造方法は、前記熱間圧延する工程と、前記第1加速冷却する工程との間に、前記熱間圧延後のレールを予備冷却し、次いで、前記素材レールの前記頭部外郭表面をオーステナイト変態完了温度 $+30^{\circ}\text{C}$ 以上に再加熱する工程をさらに備えてもよい。

[0112] 素材レールとは、レール形状に熱間圧延された後かつ組織制御のための熱処理が完了する前の鋼片である。従って素材レールは、本実施形態に係るレールとは異なる組織を有するが、本実施形態に係るレールと同じ形状を有している。すなわち、素材レールは、素材レールの延伸方向に沿って素材レール頭部の頂部に延在する平坦な領域である頭頂部と、素材レールの延伸方向に沿って素材レール頭部の側部に延在する平坦な領域である側頭部と、頭頂

部と側頭部との間に延在する丸められた角部および側頭部の上半分を併せた領域である頭部コーナー部とを有する素材レール頭部を有し、頭頂部の表面と頭部コーナー部の表面とから構成される頭部外郭表面を有する。本実施形態に係るレールの製造方法では、レールの頭表部の組織を制御するために、素材レールの頭部外郭表面の温度を制御する。本実施形態に係るレールの、頭表部以外の箇所の組織は特に限定されないので、本実施形態に係るレールの製造方法では、素材レールの頭部外郭表面以外の箇所を上述のように制御する必要はない。素材レールの頭部外郭表面の温度は、例えば、放射温度計によって測定することができる。

[0113] オーステナイトからの変態開始温度とは、組織のほぼ全てがオーステナイトである鋼を冷却した際に、オーステナイトがオーステナイト以外の組織に変態し始める温度である。例えば、亜共析鋼のオーステナイトからの変態開始温度は A_{r3} 点（オーステナイトからフェライトへの変態が開始する温度）であり、過共析鋼のオーステナイトからの変態開始温度は A_{cm} 点（オーステナイトからセメンタイトへの変態が開始する温度）であり、共析鋼のオーステナイトからの変態開始温度は A_{r1} 点（オーステナイトからフェライトおよびセメンタイトへの変態が開始する温度）である。オーステナイトからの変態開始温度は、鋼の化学成分、特に鋼のC含有量に影響される。

[0114] オーステナイト変態完了温度とは、上述のように、鋼の加熱の際に鋼の組織のほぼ全てがオーステナイトとなる温度である。例えば、亜共析鋼のオーステナイト変態完了温度は A_{c3} 点であり、過共析鋼のオーステナイト変態完了温度は A_{cm} 点であり、共析鋼のオーステナイト変態完了温度は A_{c1} 点である。

[0115] 以下、熱間圧延後の各熱処理条件を限定した理由について説明する。

[0116] 「第1 加速冷却工程」

本実施形態に係るレールの製造方法は、素材レールを得るために鋼片をレール形状に熱間圧延する工程と、組織制御のために行われる素材レールを加速冷却する工程とを含む。熱間圧延する工程の条件は特に限定されず、後の

工程の実施の妨げにならない限り、周知のレールの熱間圧延条件から適宜選択されればよい。熱間圧延する工程と加速冷却する工程とは連続的に行われることが好ましいが、製造設備の制約等に応じて、加速冷却する工程の前に、熱間圧延後の素材レールの頭部外郭表面を冷却し、次いで再加熱してもよい。

[0117] 熱処理（加速冷却）開始時の素材レールの頭部外郭表面の温度は、オーステナイトからの変態開始温度以上である必要がある。熱処理開始時の素材レールの頭部外郭表面の温度がオーステナイトからの変態開始温度未満である場合、必要とされるレールの頭表部の組織が得られない場合がある。これは、加速冷却開始前に素材レールの頭表部にオーステナイト以外の組織が生じ、この組織が熱処理後に残存するからであると推定される。

[0118] なお、オーステナイトからの変態開始温度は上記のように鋼の炭素量に応じて大きく変化する。本実施形態に係るレールの化学成分を有する鋼のオーステナイトからの変態開始温度は700℃が下限である。したがって、本実施形態に係るレールの製造方法では、加速冷却する工程における加速冷却の開始温度の下限値を700℃以上にする必要がある。

[0119] 熱間圧延と加速冷却との間に冷却（以下、予備冷却と称する場合がある）と再加熱とを行う場合、素材レールの頭部外郭表面の予備冷却の条件は限定されないが、レールの搬送を行いやすくする等のために、素材レールは室温まで予備冷却されることが好ましい。また、この場合、素材レールの頭部外郭表面の再加熱は、素材レールの頭部外郭表面の温度がオーステナイト変態完了温度+30℃以上となるまで行われる必要がある。再加熱終了時の素材レールの頭部外郭表面の温度がオーステナイト変態完了温度+30℃未満である場合、必要とされるレールの頭表部の組織が得られない場合がある。これは、再加熱終了時の素材レールの頭表部にオーステナイト以外の組織が残存し、この組織が熱処理後に残存するからであると推定される。

[0120] なお、再加熱時のオーステナイト粒の粗大化（すなわち、変態後のパーライト組織の粗大化）を抑制するために、再加熱温度はオーステナイト変態完

了温度+30℃以上とし、最大再加熱温度を1000℃以下に制御することが望ましい。

[0121] 熱間圧延後または再加熱後の素材レールの頭部外郭表面は、700℃以上の温度域から600～650℃の温度域まで3.0～10.0℃/secの冷却速度で加速冷却される。まず、素材レールの頭部外郭表面の冷却開始温度を700℃以上に限定した理由を説明する。

[0122] <1>第1加速冷却工程での冷却開始条件

加速冷却を開始する際の素材レールの頭部外郭表面の温度が700℃未満では、加速冷却開始前もしくは加速冷却開始直後の時点でパーライト変態が開始し、ラメラ間隔の大きなパーライトが生成してしまうので、パーライト組織の高硬度化が達成されない。この結果、レールの頭表部の硬さが低下し、耐表面損傷性が低下する。このため、加速冷却を開始する際の素材レールの頭部外郭表面の温度を700℃以上に限定する。なお、素材レールの頭部外郭表面の加速冷却の開始温度は、熱処理効果を安定化させる目的から、望ましくは720℃以上である。また、レール頭部の内部（頭部外郭表面から10mm超の深さの領域）の硬さおよび組織を好ましいものにするために、素材レールの頭部外郭表面の加速冷却の開始温度を750℃以上とすることがさらに望ましい。

[0123] 一方、熱間圧延後に冷却および再加熱を行うことなく加速冷却を開始する場合、素材レールの頭部外郭表面の加速冷却の開始温度の上限は特に限定されない。熱間圧延後に冷却および再加熱を行うことなく加速冷却を開始する場合、仕上圧延の終了時の素材レールの頭部外郭表面の温度が950℃程度となることが多いので、加速冷却の開始温度の実質的な上限値は900℃程度となる。熱処理時間の短縮を図るために、加速冷却の開始温度は850℃以下とすることが望ましい。

[0124] 熱間圧延後の素材レールの頭部外郭表面を冷却し、再加熱する場合においては、熱処理時間の短縮を図るために、素材レールの頭部外郭表面の加速冷却の開始温度を850℃以下とすることが望ましい。

[0125] オーステナイトからの変態開始温度およびオーステナイト変態完了温度は、鋼材の炭素量および化学成分に応じて異なる。オーステナイトからの変態開始温度およびオーステナイト変態完了温度を正確に求めるためには、実験による検証が必要である。しかしながら、鋼中の炭素量のみに基づいて、冶金学の教科書（例えば、鉄鋼材料、日本金属学会編）などに掲載されている $Fe-Fe_3C$ 系平衡状態図に基づいてオーステナイトからの変態開始温度およびオーステナイト変態完了温度を推定してもよい。本実施形態に係るレールのオーステナイトからの変態開始温度は通常、 $700^{\circ}C$ 以上 $800^{\circ}C$ 以下の範囲である。

[0126] <2>第1加速冷却工程での加速冷却速度

素材レールの頭部外郭表面の、 $700^{\circ}C$ 以上の温度域からの加速冷却において、冷却速度を $3.0 \sim 10.0^{\circ}C/sec$ の範囲に限定した理由を説明する。

[0127] 素材レールの頭部外郭表面を $3.0^{\circ}C/sec$ 未満の冷却速度で加速冷却すると、冷却速度が小さいので、加速冷却開始直後の高温度域（オーステナイトからの変態開始温度直下の温度域）でパーライト変態が開始してしまい、パーライト組織を十分に高硬度化することができない。この結果、レールの頭表部の硬さが低下し、耐表面損傷性が低下する。また、素材レールの頭部外郭表面を $10^{\circ}C/sec$ を超えた冷却速度で加速冷却すると、加速冷却後の復熱量が増加し、加速冷却後における所定温度範囲内での保持（保持工程）が困難となる。その結果、保持工程でのパーライト変態温度が上昇し、パーライト組織の硬さの制御が困難となり、レールの頭表部の硬さが低下し、耐表面損傷性が低下する。このため、 $700^{\circ}C$ 以上の温度域からの加速冷却速度を $3.0^{\circ}C/sec$ 以上 $10.0^{\circ}C/sec$ 以下の範囲に限定する。なお、パーライト組織の硬さを安定して制御し、パーライト組織を十分に高硬度化するためには、 $700^{\circ}C$ 以上の温度域からの加速冷却速度の範囲を $5.0^{\circ}C/sec$ 以上 $8.0^{\circ}C/sec$ 以下の範囲とすることが望ましい。

[0128] <3>第1加速冷却工程における、 $700^{\circ}C$ 以上の温度域からの素材レール

の頭部外郭表面の加速冷却の停止温度範囲

本実施形態に係るレールの頭表部の硬度をHv400～500に制御する必要がある。Hv400～500の硬度を有する頭表部を得るためには、頭表部のパーライトおよびベイナイトの両方の硬さを適切に制御する必要がある。頭表部のパーライトおよびベイナイトのうち、パーライトの硬さは、第1加速冷却工程における加速冷却停止温度に影響される。本実施形態に係るレールの製造方法においては、混合組織のパーライト組織の硬さを適切に制御するために、第1加速冷却工程における冷却停止温度を600～650℃の範囲内とする必要がある。

[0129] 素材レールの頭部外郭表面の温度が650℃を超える温度範囲にて加速冷却を停止すると、冷却停止温度域の近傍の高温度域（オーステナイトからの変態開始温度直下の温度域）でパーライト変態が開始してしまい、パーライト組織を十分に高硬度化することができない。この結果、レールの頭表部の硬さが低下し、耐表面損傷性が低下する。また、素材レールの頭部外郭表面の温度が600℃未満の温度範囲にて加速冷却を停止すると、パーライト変態の速度が著しく低下し、パーライト組織が十分に生成しない。この結果、ベイナイト組織量が増加し、レールの頭表部の耐摩耗性が低下する。このため、700℃以上からの素材レールの頭部外郭表面の加速冷却の停止温度（第1加速冷却工程の停止温度）を600～650℃の範囲内に限定する。

[0130] なお、第1加速冷却工程の加速冷却停止温度が630℃以上650℃以下の範囲内である場合、パーライト組織の硬さが低くなる。この場合、パーライトとベイナイトとの混合組織から構成されるレールの頭表部の硬さをHv400～500に制御するためには、後述する第2加速冷却工程の加速冷却停止温度を350℃以上420℃以下の範囲内として、ベイナイト組織の硬さを高くすることが好ましい。

[0131] また、第1加速冷却工程の加速冷却停止温度が600℃以上630℃未満の範囲内である場合、パーライト組織の硬さが高くなる。この場合、この場合、パーライトとベイナイトとの混合組織から構成されるレールの頭表部の

硬さをHv400～500に制御するためには、後述する第2加速冷却工程の加速冷却停止温度を420℃超500℃以下の範囲内として、ベイナイト組織の硬さを低くすることが好ましい。パーライト組織の硬さを安定して制御するためには、700℃以上からの素材レールの頭部外郭表面の加速冷却の停止温度（第1加速冷却工程の停止温度）を610～640℃の範囲内とすることが望ましい。

[0132] 「保持工程」

本実施形態に係るレールの製造方法では、前述の700℃以上の温度域から600～650℃の温度域（加速冷却停止温度域）への素材レールの頭部外郭表面の加速冷却（第1加速冷却）に続き、素材レールの頭部外郭表面の温度を加速冷却停止温度域内で10～300secの間保持する（保持工程）。

[0133] <4>保持工程における、素材レールの頭部外郭表面の温度の保持時間

700℃以上からの素材レールの頭部外郭表面の加速冷却（第1加速冷却工程）を600～650℃の範囲内で停止した後、素材レールの頭部外郭表面の温度を600～650℃の範囲で保持する際、保持時間を10～300secに限定した理由を説明する。

[0134] 本実施形態に係るレールの頭表部において、ベイナイト組織の面積率を20面積%以上50面積%未満に制御する必要がある。20面積%以上50面積%未満のベイナイトを有する頭表部を得るためには、この保持工程において適切な量のパーライト組織を生成させる必要がある。保持工程においては、まずパーライト組織が生じ、次いでベイナイト組織が生じるので、パーライト組織量によってベイナイト組織量が決定される。パーライト組織の量を最適化するためには、保持工程における保持時間を最適な範囲内に制御する必要がある。

[0135] 保持時間が10sec未満では、パーライト変態が十分に進行せず、素材レールの頭部外郭表面におけるパーライト組織の量が不足し、レールの頭表部の混合組織の面積率を所定範囲内に制御することが困難となる。その結果

、ベイナイト組織の生成量が過度に増加し、レールの頭表部の耐摩耗性が低下する。また、保持時間が300secを超えると、パーライト変態が過剰に進行し、パーライト組織の面積率が80面積%を超え、必要とされるベイナイト量を確保することが困難となる。さらに、保持時間が300secを超えると、パーライト組織自体が焼戻され、レールの頭表部の硬さを確保することが困難となる。その結果、ころがり疲労損傷が発生し、レールの頭表部の耐表面損傷性が低下する。

[0136] このため、700℃以上からの素材レールの頭部外郭表面の加速冷却を停止した後の、600～650℃の範囲内での素材レールの頭部外郭表面の温度の保持時間を、10sec以上、300sec以下に限定する。なお、パーライト組織を十分に生成させるために、保持時間は20sec以上とすることが望ましく、30sec以上とすることがさらに望ましい。また混合組織の面積率および硬さを安定して規定範囲内とするために、保持時間は250sec以下とすることが望ましく、200sec以下とすることがさらに望ましい。

[0137] なお、加速冷却後の温度保持の工程においては、上述した加速冷却停止温度の範囲内であれば、どの温度を選択してもパーライト組織の制御が可能である。したがって、温度保持の間に、恒温保持を行っても良く、上述の温度範囲内での不規則な温度変動があってもよい。

[0138] 「第2加速冷却工程」

本実施形態に係るレールの製造方法では、素材レールの頭部外郭表面の温度を600～650℃の範囲内にある保持温度に10～300secの間保持した後に、素材レールの頭部外郭表面を、保持温度から350～500℃の範囲内まで3.0～10.0℃/sec以下の加速冷却速度で冷却する（第2加速冷却工程）。この第2加速冷却において、冷却速度を3.0～10.0℃/secの範囲に限定した理由を説明する。

[0139] <5>第2加速冷却工程における加速冷却速度

保持工程後、素材レールの頭部外郭表面を3.0℃/sec未満の冷却速

度で加速冷却すると、加速冷却開始直後の温度域（冷却開始温度である600～650℃近傍）で再度パーライト変態が始まり、レールの頭表部の混合組織の面積率を所定範囲内に制御することができない。また、素材レールの頭部外郭表面を3.0℃/sec未満の冷却速度で加速冷却すると、高温でベイナイト変態が開始してしまい、加速冷却後のベイナイト組織を十分に高硬度化できない。この結果、レールの頭表部の耐表面損傷性が低下する。また、10℃/secを超えた冷却速度で素材レールの頭部外郭表面を冷却すると、加速冷却後の復熱量が増加し、加速冷却停止後のベイナイト変態温度が上昇し、ベイナイト組織の硬さの制御が困難となる。この結果、レールの頭表部の硬さが低下し、耐表面損傷性が低下する。このため、600～650℃の温度域からの素材レールの頭部外郭表面の加速冷却速度を3.0℃/sec以上、10.0℃/sec以下の範囲内に限定する。

[0140] なお、ベイナイト組織の硬さを安定して制御し、ベイナイト組織の高硬度化を図るためには、600～650℃の温度域からの素材レールの頭部外郭表面の加速冷却速度を5.0℃/sec以上8.0℃/sec以下の範囲内とすることが望ましい。

[0141] <6>第2加速冷却工程における加速冷却の停止温度範囲

第2加速冷却工程において、素材レールの頭部外郭表面の加速冷却の停止温度を350～500℃の範囲に限定した理由を説明する。上述したように、本実施形態に係るレールの頭表部の硬度をHv400～500に制御する必要がある。Hv400～500の硬度を有する頭表部を得るためには、頭表部のパーライトおよびベイナイトの両方の硬さを適切に制御することが好ましい。頭表部のパーライトおよびベイナイトのうち、ベイナイトの硬さは、第2加速冷却工程における加速冷却停止温度に影響される。

[0142] 500℃を超えた温度範囲にて加速冷却を停止すると、ベイナイト変態温度が上昇し、ベイナイト組織の硬さが低下する。この結果、レールの頭表部の硬さが低下し、耐表面損傷性が低下する。また、600～650℃の温度域から350℃未満まで素材レールの頭部外郭表面を加速冷却すると、ベイ

ナイト変態温度が低下し、ベイナイト組織の硬さが過度に増加する。また、この場合、ベイナイト変態速度が低下し、ベイナイト変態が完全に終了する前にマルテンサイト組織が生成する。その結果、レールの頭表部の硬さの過剰な増加およびマルテンサイト組織の生成により、耐摩耗性が低下する。さらに、ころがり疲労損傷が発生し、レールの頭表部の耐表面損傷性が低下する。このため、600～650℃の温度域からの素材レールの頭部外郭表面の加速冷却の停止温度を350～500℃の範囲内に限定する。本実施形態に係るレールの製造方法においては、混合組織のベイナイトの硬さを適切に制御するために、第2加速冷却工程における冷却停止温度を380～470℃の範囲内とすることが好ましい。

[0143] なお、上述したように、第1加速冷却工程の加速冷却停止温度が630℃以上650℃以下の範囲内である場合、パーライト組織の硬さが低くなる。この場合、パーライトとベイナイトとの混合組織から構成されるレールの頭表部の硬さをHv400～500に制御するためには、第2加速冷却工程の加速冷却停止温度を350℃以上420℃未満の範囲内として、ベイナイト組織の硬さを高くすることが好ましい。また、第1加速冷却工程の加速冷却停止温度が600℃以上630℃未満の範囲内である場合、パーライト組織の硬さが高くなる。この場合、この場合、パーライトとベイナイトとの混合組織から構成されるレールの頭表部の硬さをHv400～500に制御するためには、第2加速冷却工程の加速冷却停止温度を420℃超500℃以下の範囲内として、ベイナイト組織の硬さを低くすることが好ましい。ベイナイト組織の硬さを安定して制御するためには、加速冷却の停止温度（第2加速冷却工程の停止温度）を380～450℃の範囲内とすることが望ましい。

[0144] 「自然冷却工程」

第2加速冷却後に素材レールの頭部外郭表面を自然冷却することで、ベイナイト組織の硬さおよび面積率を制御し、所定の混合組織を安定的に形成させることができる。

- [0145] 以上の製造条件（熱処理条件）を採用することにより、本実施形態に係るレールを製造することができる。
- [0146] 本実施形態に係るレールの製造方法において、「冷却速度」とは、冷却開始温度と冷却終了温度との差を冷却時間で割った値である。
- [0147] 本実施形態に係るレールの製造方法では、耐表面損傷性および耐摩耗性が要求されるレールの頭表部に、所定の構成を有する混合組織を生成させるために、製造条件を限定する。つまり、耐表面損傷性および耐摩耗性が必須とされない、頭表部以外の部分（例えば、レールの足部等）の組織は限定されない。従って、素材レールの頭部外郭表面の冷却条件が規定される熱処理において、素材レールの頭部外郭表面以外の部分の製造条件（熱処理条件）は限定されない。従って、素材レールの頭部外郭表面以外の部分は、上述の冷却条件で冷却されなくてもよい。

実施例

- [0148] 次に、本発明の実施例について説明する。なお、本実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。

実施例 1

- [0149] 表1及び表2に本発明の範囲内のレール（実施例、鋼N○. A1～A46）の化学成分を示す。表3に本発明の範囲外のレール（比較例、鋼N○. B1～B12）の化学成分を示す。表中の下線を付した数値は、本発明で規定する範囲外である数値である。
- [0150] また、表4～表6に、表1～表3に示したレール（鋼N○. A1～A46および鋼N○. B1～B12）の諸特性（頭部外郭表面から深さ2mmの箇所および頭部外郭表面から深さ10mmの箇所の組織、頭表部のパーライト組織およびベイナイト組織の合計量、頭部外郭表面から深さ2mmの箇所および頭部外郭表面から深さ10mmの箇所の硬さ、図8に示す方法で行った

繰り返し回数50万回の摩耗試験結果、および図9に示す方法で行った最大繰り返し回数140万回の転動疲労試験結果)に示す。

なお、図7はレールの断面図であり、図8に示す摩耗試験で用いる試験片の採取位置を示す。図7に示すように、円盤状試験片の上面が試験レールの頭部外郭表面下2mmとなり、円盤状試験片の下面が試験レールの頭部外郭表面下10mmとなるように、試験レールの頭部から厚さ8mmの円盤状試験片を切り出した。

[0151] 表のうち、金属組織を開示する箇所において、ベイナイトを「B」と記載し、パーライトを「P」と記載し、マルテンサイトを「M」と記載し、初析フェライトを「F」と記載した。金属組織を開示する箇所において、さらにベイナイト組織の量を記載した。

表には、頭部表面の表面下2mmの箇所および表面下10mmの箇所の硬さを単位Hvで示す。頭部表面の表面から2mm深さの箇所の硬さと、頭部表面の表面から10mm深さの箇所の硬さとの両方がHv400～500である例は、硬度に関し本発明の規定範囲内である例であるとみなされる。

表には、摩耗試験結果（繰り返し回数50万回の摩耗試験終了後の摩耗量）を単位gで示す。

表には、転動疲労試験結果（最大繰り返し回数140万回の転動疲労試験において疲労損傷が生じるまでの繰り返し回数）を、単位万回で示す。転動疲労試験結果が「－」と記載されている例は、最大繰り返し回数140万回の転動疲労試験の終了の際に、疲労損傷が生じておらず、耐疲労損傷性が良好な例である。

[0152] <鋼No. A1～A46および鋼No. B1～B12の摩耗試験の実施方法および合否基準>

試験機：西原式摩耗試験機（図参照）

試験片形状：円盤状試験片（外径：30mm、厚さ：8mm）、図中のレール材4

試験片採取位置：レールの頭部外郭表面下2mm（図7参照）

接触面圧：840MPa

すべり率：9%

相手材：パーライト鋼（Hv380）、図中の車輪材5

試験雰囲気：大気中

冷却方法：図中の冷却用エアノズル6を用いた、圧搾空気による強制冷却
（流量：100Nl/min）

繰返し回数：50万回

合否基準：摩耗量が0.6g以上である例は、耐摩耗性に関し本発明の規定範囲外である例とみなした。

[0153] <鋼No. A1～A46および鋼No. B1～B12の転動疲労試験の実施方法および合否基準>

試験機：転動疲労試験機（図参照）

試験片形状：レール（2mの141ポンドレール）、図中のレール8

車輪：AAR（Association of American Railroads）タイプ（直径920mm）、図中の車輪9

荷重 ラジアル：50～300kN、スラスト：20kN

潤滑：ドライ＋油（間欠給油）

転動回数：損傷発生まで（損傷が発生しない場合最大140万回まで）

合格基準：転動疲労試験中に表面損傷が生じた例は、耐疲労損傷性に関し本発明の規定範囲外である例とみなした。

[0154] <鋼No. A1～A46および鋼No. B1～B12の硬さの測定方法>

測定用試験片：頭表部を含むレール頭部の横断面から切り出されたもの

事前処理：断面をダイヤ研磨

装置：ビッカース硬度計を使用（荷重98N）

測定方法：JIS Z 2244に準拠

頭部外郭表面から2mm深さの位置の硬さの測定方法：頭部外郭表面から深さ2mmの任意の20箇所の硬度を測定し、これら測定値を平均することにより求めた

頭部外郭表面から10mm深さの位置の硬さの測定方法：頭部外郭表面から深さ10mmの任意の20箇所の硬度を測定し、これら測定値を平均することにより求めた

[0155] <鋼No. A1～A46および鋼No. B1～B12の組織観察方法>

事前処理：断面をダイヤ研磨し、次いで3%ナイトールを用いたエッチング
組織観察：光学顕微鏡を使用

頭部外郭表面から10mm深さまでの領域のベイナイト面積率の測定方法：光学顕微鏡写真に基づき、頭部外郭表面から2mm深さの20箇所のベイナイト面積率、および頭部外郭表面から10mm深さの20箇所のベイナイト面積率をそれぞれ求め、これらを平均することにより各位置の値を求めた

[0156] 表4～表6に示した実施例および比較例のレールの製造工程および製造条件の概略は下記に示す通りである。なお、何れの例においても、第2加速冷却工程後は自然冷却（放冷）とした。

[0157] <製造工程の概略>

製造方法1（表中で、「<1>」と表記）：溶鋼の化学成分を調整し、鋳造し、鋼片を1250～1300℃の温度範囲内まで再加熱し、熱間圧延し、熱処理した。

製造方法2（表中で、「<2>」と表記）：溶鋼の化学成分を調整し、鋳造し、鋼片を1250～1300℃の温度範囲内まで再加熱し、熱間圧延し、一旦常温まで予備冷却し、素材レールを製造した後に、頭部外郭表面をオーステナイト変態完了温度+30℃以上まで再加熱し、熱処理した。

[0158] <頭表部熱処理条件>

「第1加速冷却工程」

冷却開始温度：750℃

加速冷却速度：5.0℃/sec

加速冷却停止温度：620℃

「保持工程」

保持時間：150sec

「第2加速冷却工程」

加速冷却速度：5.0℃／sec

加速冷却停止温度：430℃

[0159] 表1～表3に示した実施例および比較例のレールの詳細は下記に示す通りである。

[0160] (1) 本発明レール(46本)

符号 A1～A46：化学成分値、頭表部の組織、頭表部の硬さが本発明範囲内のレール。

(2) 比較レール(12本)

符号 B1～B12(12本)：C、Si、Mn、Cr、P、Sの含有量が本発明範囲外のレール。

[0161]

[表1]

鋼No.	化学成分 (mass%)														
	C	Si	Mn	Cr	P	S	Mo	Co	Cu	Ni	V	Nb	Mg	Ca	REM
A1	0.70	0.30	0.55	0.60	0.0120	0.0110	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A2	1.00	0.30	0.55	0.60	0.0120	0.0110	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A3	0.85	0.20	0.35	0.75	0.0180	0.0150	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A4	0.85	1.50	0.35	0.75	0.0180	0.0150	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A5	0.75	0.25	0.20	0.90	0.0150	0.0080	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A6	0.75	0.25	1.00	0.90	0.0150	0.0080	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A7	0.83	0.45	0.50	0.40	0.0150	0.0080	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A8	0.83	0.45	0.50	1.20	0.0150	0.0080	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A9	0.80	0.60	1.00	1.00	0.0250	0.0100	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A10	0.80	0.25	1.00	0.50	0.0150	0.0250	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A11	0.70	0.25	0.85	0.90	0.0120	0.0100	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A12	0.70	0.25	0.85	0.90	0.0120	0.0100	0.02	—	—	—	—	—	—	—	—
A13	0.72	0.55	0.70	1.05	0.0120	0.0100	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A14	0.72	0.55	0.70	1.05	0.0120	0.0100	—	0.10	—	—	—	—	—	—	—
A15	0.75	0.20	1.00	0.70	0.0150	0.0090	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A16	0.75	0.20	1.00	0.70	0.0150	0.0090	—	—	—	—	0.05	—	—	—	—
A17	0.75	0.20	1.00	0.70	0.0150	0.0090	—	—	—	—	0.10	—	—	—	—
A18	0.77	0.80	0.70	0.80	0.0180	0.0080	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A19	0.77	0.80	0.80	0.55	0.0180	0.0080	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A20	0.77	0.80	0.70	0.80	0.0180	0.0080	—	—	—	—	—	—	—	0.0010	—
A21	0.78	0.50	0.80	1.20	0.0110	0.0100	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A22	0.78	0.50	0.90	0.75	0.0110	0.0100	—	—	—	—	—	—	—	—	—

発明例

[表2]

化学成分 (mass%)																		
鋼No.	C	Si	Mn	Cr	P	S	Mo	Co	Cu	Ni	V	Nb	Mg	Ca	REM	B	Zr	N
A23	0.79	1.20	0.40	0.80	0.0150	0.0210	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A24	0.79	1.20	0.40	0.80	0.0150	0.0210	—	—	—	—	—	—	0.0025	0.0015	—	—	—	—
A25	0.80	0.60	0.50	0.75	0.0150	0.0180	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A26	0.80	0.60	0.75	0.60	0.0150	0.0180	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A27	0.80	0.60	0.50	0.75	0.0150	0.0180	—	—	—	—	0.05	—	—	—	—	—	—	0.0140
A28	0.80	0.45	0.70	1.20	0.0100	0.0050	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A29	0.81	0.70	0.25	1.05	0.0080	0.0070	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A30	0.81	0.70	0.25	1.05	0.0080	0.0070	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0012	—
A31	0.82	0.25	0.80	1.20	0.0150	0.0140	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A32	0.82	0.25	0.80	1.20	0.0150	0.0140	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0025	—	—	—
A33	0.82	0.45	1.00	1.10	0.0220	0.0050	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A34	0.82	0.45	1.00	0.50	0.0220	0.0050	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A35	0.82	0.45	1.00	1.10	0.0220	0.0050	—	—	0.10	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A36	0.85	0.55	0.35	0.40	0.0150	0.0120	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A37	0.85	0.55	0.35	0.40	0.0150	0.0120	—	—	—	0.10	—	—	—	—	—	—	—	—
A38	0.87	0.75	0.40	0.60	0.0070	0.0080	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A39	0.87	0.75	0.40	0.60	0.0070	0.0080	—	—	—	—	0.08	—	—	—	—	—	—	—
A40	0.90	0.50	0.30	0.80	0.0150	0.0140	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A41	0.90	0.50	0.80	0.35	0.0150	0.0140	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A42	0.90	0.50	0.30	0.80	0.0150	0.0140	0.02	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0010	—	—
A43	0.92	0.75	0.60	0.40	0.0070	0.0080	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A44	0.95	0.50	0.80	0.30	0.0150	0.0140	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A45	0.95	0.50	0.80	0.30	0.0150	0.0140	—	—	—	—	—	0.0025	—	—	—	—	—	—
A46	1.00	0.50	0.80	0.60	0.0150	0.0140	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0010	—	—
発 明 例																		

発明例

[表3]

[illegible]

[0164] [表4]

鋼No.	頭表部組織		パーライトおよびベイナイトの合計量 (面積%)	頭表部硬さ(Hv)		摩耗試験 結果	転動疲労試験 結果	製造方法
	頭表面下2mm	頭表面下10mm		頭表面下 2mm	頭表面下 10mm			
A1	P+B(25%)	P+B(25%)	96	415	400	0.55	-	<1>
A2	P+B(20%)	P+B(20%)	95	445	423	0.20	-	<1>
A3	P+B(35%)	P+B(35%)	95	435	412	0.40	-	<1>
A4	P+B(35%)	P+B(35%)	95	460	435	0.37	-	<1>
A5	P+B(25%)	P+B(20%)	100	420	405	0.38	-	<1>
A6	P+B(35%)	P+B(35%)	99	450	435	0.40	-	<1>
A7	P+B(20%)	P+B(20%)	98	420	405	0.38	-	<2>
A8	P+B(45%)	P+B(40%)	95	465	435	0.36	-	<2>
A9	P+B(49%)	P+B(45%)	98	481	449	0.34	-	<1>
A10	P+B(35%)	P+B(35%)	97	435	410	0.39	-	<1>
A11	P+B(35%)	P+B(25%)	99	435	405	0.50	-	<1>
A12	P+B(40%)	P+B(35%)	100	440	410	0.48	-	<1>
A13	P+B(35%)	P+B(25%)	96	440	414	0.48	-	<2>
A14	P+B(35%)	P+B(25%)	99	440	414	0.40	-	<2>
A15	P+B(25%)	P+B(20%)	95	435	410	0.42	-	<1>
A16	P+B(25%)	P+B(20%)	95	435	410	0.42	-	<1>
A17	P+B(25%)	P+B(20%)	95	435	420	0.41	-	<1>
A18	P+B(35%)	P+B(25%)	98	450	425	0.39	-	<1>
A19	P+B(25%)	P+B(20%)	99	455	430	0.35	-	<1>
A20	P+B(35%)	P+B(35%)	98	455	435	0.38	-	<1>
A21	P+B(40%)	P+B(35%)	100	470	445	0.36	-	<1>
A22	P+B(35%)	P+B(30%)	98	475	450	0.34	-	<1>

発明例

[0165]

[表5]

鋼No.	頭表部組織		パーライトおよびベイナイトの合計量 (面積%)	頭表部硬さ(Hv)		摩耗試験 結果	転動疲労試験 結果	製造方法
	頭表面下2mm	頭表面下10mm		頭表面下 2mm	頭表面下 10mm	摩耗量 (g)	疲労損傷発生 までの回数 (万回)	
A23	P+B(25%)	P+B(20%)	99	440	418	0.39	-	<1>
A24	P+B(25%)	P+B(20%)	100	440	418	0.39	-	<1>
A25	P+B(25%)	P+B(20%)	96	435	415	0.36	-	<1>
A26	P+B(20%)	P+B(20%)	99	440	420	0.34	-	<1>
A27	P+B(25%)	P+B(20%)	95	435	425	0.37	-	<1>
A28	P+B(40%)	P+B(35%)	95	480	455	0.33	-	<1>
A29	P+B(35%)	P+B(35%)	100	455	435	0.38	-	<1>
A30	P+B(35%)	P+B(35%)	99	455	435	0.38	-	<1>
A31	P+B(40%)	P+B(40%)	98	480	458	0.34	-	<1>
A32	P+B(40%)	P+B(40%)	95	480	458	0.34	-	<1>
A33	P+B(48%)	P+B(45%)	98	490	452	0.39	-	<2>
A34	P+B(35%)	P+B(35%)	99	495	460	0.36	-	<2>
A35	P+B(45%)	P+B(45%)	95	498	462	0.30	-	<2>
A36	P+B(25%)	P+B(25%)	95	420	400	0.37	-	<2>
A37	P+B(25%)	P+B(25%)	95	435	410	0.37	-	<2>
A38	P+B(35%)	P+B(25%)	98	445	420	0.35	-	<1>
A39	P+B(35%)	P+B(25%)	99	445	435	0.35	-	<1>
A40	P+B(49%)	P+B(45%)	100	460	431	0.34	-	<1>
A41	P+B(35%)	P+B(35%)	99	475	440	0.33	-	<1>
A42	P+B(45%)	P+B(40%)	96	470	439	0.33	-	<1>
A43	P+B(40%)	P+B(30%)	95	445	435	0.33	-	<1>
A44	P+B(30%)	P+B(30%)	100	460	431	0.27	-	<1>
A45	P+B(30%)	P+B(30%)	98	460	445	0.27	-	<1>
A46	P+B(35%)	P+B(35%)	97	470	439	0.25	-	<1>

[0166]

[表6]

	鋼No.	頭部ミクロ組織		パーライト +ベイナイト の組織生成 比率 (%)	頭部の硬さ		摩耗試験 結果	転動疲労試験 結果	製造 方法
		頭表面下2mm	頭表面下10mm		頭表面下 2mm	頭表面下 10mm			
比較例	B1	P+B(25%)	P+B(25%)	96	415	400	1.80	-	<1>
	B2	P+B(20%)	P+B(20%)	97	440	420	0.11	35	<1>
	B3	P+B(35%)	P+B(35%)	95	390	375	0.50	95	<1>
	B4	<u>P+B(20%)+M</u>	<u>P+B(20%)+M</u>	75	532	502	2.50	50	<1>
	B5	<u>P+B(10%)</u>	<u>P+B(10%)</u>	95	440	420	0.30	50	<1>
	B6	<u>P+B(30%)+M</u>	<u>P+B(30%)+M</u>	85	530	500	2.45	50	<1>
	B7	<u>P+B(25%)+M</u>	<u>P+B(25%)+M</u>	70	550	512	2.62	30	<1>
	B8	<u>P+B(10%)</u>	<u>P+B(10%)</u>	98	450	425	0.25	55	<2>
	B9	<u>P+B(35%)+M</u>	<u>P+B(35%)+M</u>	80	510	495	1.95	60	<2>
	B10	<u>P+B(40%)+M</u>	<u>P+B(40%)+M</u>	60	535	495	2.45	45	<2>
	B11	P+B(49%)	P+B(45%)	98	490	445	0.34	75	<1>
	B12	P+B(35%)	P+B(35%)	97	435	410	0.39	80	<1>

[0167] 表 1 ～表 6 に示すように、各合金元素の含有量が本発明の規定範囲内である本実施例のレール（符号 A 1 ～A 4 6）は、比較例のレール（符号 B 1 ～B 1 2）と比べて、レールの頭表部において、初析フェライト組織、初析セメントナイト組織、マルテンサイト組織の生成を抑制し、頭表部をパーライト組織とベイナイト組織との混合組織とし、耐摩耗性と耐表面損傷性とが向上していた。

[0168] また、表 1 ～表 6 に示すように、本実施例のレール鋼（符号 A 1 ～A 4 6）は、比較例のレール鋼（符号 B 1 ～B 1 2）と比べて、鋼の成分、ベイナイト組織の面積率を制御し、さらに、レールの頭表部の硬さを制御することにより、耐摩耗性と耐表面損傷性とが向上していた。

[0169] 一方、C 含有量が不足した鋼 B 1 は、耐摩耗性が不足した。

C 含有量が過剰であった鋼 B 2 は、耐摩耗性が高すぎたので耐表面損傷性が不足した。

Si が不足した鋼 B 3 は、硬さが不足したので耐表面損傷性が不足した。

Si が過剰であった鋼 B 4 は、マルテンサイトが生成したので耐摩耗性および耐表面損傷性の両方が不足した。

Mn が不足した鋼 B 5 は、ベイナイト量が不足したので耐表面損傷性が不足した。

Mn が過剰であった鋼 B 6 および鋼 B 7 は、マルテンサイトが生成したので耐摩耗性および耐表面損傷性の両方が不足した。

Cr が不足した鋼 B 8 は、ベイナイト量が不足したので耐表面損傷性が不足した。

Cr が過剰であった鋼 B 9 および鋼 B 1 0 は、マルテンサイトが生成したので耐摩耗性および耐表面損傷性の両方が不足した。

P が過剰であった鋼 B 1 1 は、脆化が生じたので耐表面損傷性が不足した。

S が過剰であった鋼 B 1 2 は、介在物量が増大したので耐表面損傷性が不足した。

実施例 2

[0170] 次に、表 1、表 2 に示す N o. A 1 5、A 2 1、A 3 3、A 3 6、A 3 8、A 4 0 と同じ化学成分（いずれも本発明の規定範囲内の化学成分）を有する鋼を用いて、表 7 に示すような種々の製造条件によってレール（N o. C 1 ～C 2 6）を作成した。表 7 には、例 N o. C 1 ～C 2 6 の頭表部の熱処理条件（第 1 加速冷却における冷却開始温度、加速冷却速度、および加速冷却停止温度、保持工程における保持時間、ならびに第 2 加速冷却における加速冷却速度および加速冷却停止温度）が記載されている。例 C 5 の製造では、第 1 加速冷却における加速冷却後に復熱による昇温が発生し、恒温保持を行えなかったため、例 C 5 の保持時間は表 7 に記載されていない。例 C 2 0 および例 C 2 1 の製造では、第 2 加速冷却における加速冷却後に復熱による昇温が発生し、加速冷却の停止が安定的に行えなかったため、例 C 2 0 および例 C 2 1 の加速冷却停止温度の値には下線および記号「*」を付した。

表 8 に、得られた各レール（N o. C 1 ～C 2 6）の諸特性を示す。表 8 には、頭表部の組織、頭表部の硬さ、摩耗試験結果、および転動疲労試験結果が、表 4 ～ 6 の同様に記載されている。表 9 のうち、組織を開示する箇所において、記号「B」の隣に付されている数値は、ベイナイトの含有量である。

[0171] また、鋼 N o. C 1 ～C 2 6 の摩耗試験の実施方法および合否基準、転動疲労試験の実施方法および合否基準、レールの頭表部の硬さの測定方法、および組織観察方法は、鋼 N o. A 1 ～A 4 6 および鋼 N o. B 1 ～B 1 2 と同じであった。

[0172] 表 8 に示すように、第 1 加速冷却工程の条件（冷却開始温度、加速冷却速度、加速冷却停止温度）、保持工程の条件（保持時間）、第 2 加速冷却工程の条件（加速冷却速度、加速冷却停止温度）を本発明の範囲で行った実施例 C 1、C 3、C 6、C 1 1、C 1 7、C 2 2 は、組織および硬さが適切に制御され、マルテンサイト組織等の生成が抑制されたため、良好な耐摩耗性と耐表面損傷性とを有した。

[0173] 一方、第1加速冷却における冷却開始温度が低かった比較例C2は、パーライト変態温度が高かったので、硬さが不足し、耐表面損傷性が不足した。

第1加速冷却における加速冷却速度が不足した比較例C4は、パーライト変態温度が高かったので、硬さが不足し、耐表面損傷性が不足した。

第1加速冷却における加速冷却速度が過剰であった比較例C5は、第1加速冷却後の温度保持が適切に行えなかったので、パーライト変態温度が高くなり、硬さが不足し、耐表面損傷性が不足した。

第1加速冷却における加速冷却停止温度が高かった比較例C7およびC8は、パーライト変態温度が高かったので、硬さが不足し、耐表面損傷性が不足した。

第1加速冷却における加速冷却停止温度が低かった比較例C9およびC10は、ベイナイト生成量が過剰であったので、耐摩耗性が不足した。

[0174] 保持工程における保持時間が短かった比較例C12およびC13は、ベイナイト生成量が過剰であったので、耐摩耗性が不足した。

保持工程における保持時間が長かった比較例C14～C16は、ベイナイト生成量が不足したので、耐表面損傷性が不足した。

[0175] 第2加速冷却における加速冷却速度が不足した比較例C18およびC19は、ベイナイト変態温度が高かったので、硬さが不足し、耐表面損傷性が不足した。第2加速冷却における加速冷却速度が過剰であった比較例C20およびC21は、第2加速冷却の後に復熱が発生し、加速冷却の停止を適切に行えなかったので、ベイナイト変態温度が高くなり、硬さが不足し、耐表面損傷性が不足した。

第2加速冷却における加速冷却停止温度が高すぎた比較例C23およびC24は、ベイナイト変態温度が高かったので、硬さが不足し、耐表面損傷性が不足した。

第2加速冷却における加速冷却停止温度が低すぎた比較例C25およびC26は、マルテンサイトが生成したので、耐表面損傷性および耐摩耗性の両方が不足した。

[0176] [表7]

鋼No.	例No.	第1加速冷却			保持	第2加速冷却	
		冷却開始溫度 (°C)	加速冷却速度 (°C/sec)	加速冷却停止溫度 (°C)		加速冷却速度 (°C/sec)	加速冷却停止溫度 (°C)
A36	C1 実施例	700	5.0	620	50	8.0	450
	C2 比較例	650	5.0	620	50	8.0	450
A15	C3 実施例	720	10.0	600	100	10.0	435
	C4	720	2.0	600	100	10.0	435
	C5 比較例	720	15.0	600		10.0	435
A38	C6 実施例	700	8.0	610	150	3.0	470
	C7	700	8.0	660	200	3.0	470
	C8	700	8.0	655	200	3.0	470
	C9	700	8.0	595	200	3.0	470
	C10	700	8.0	580	200	3.0	470
	C11 実施例	800	3.0	610	120	6.0	400
A21	C12	800	3.0	610	5	6.0	400
	C13	800	3.0	610	9	6.0	400
	C14 比較例	800	3.0	610	301	6.0	400
	C15	800	3.0	610	350	6.0	400
	C16	800	3.0	610	500	6.0	400
	C17 実施例	750	6.0	650	150	5.0	350
A40	C18	750	6.0	650	150	1.0	350
	C19	750	6.0	650	150	2.0	350
	C20	750	6.0	650	150	11.0	350*
	C21	750	6.0	650	150	12.0	350*
	C22 実施例	720	5.0	620	35	5.0	400
A33	C23	720	5.0	620	35	5.0	520
	C24	720	5.0	620	35	5.0	502
	C25	720	5.0	620	35	5.0	349
	C26	720	5.0	620	35	5.0	340

[0177]

[表8]

鋼No.	例No.	頭部ミクロ組織		パーライト +ベイナイト の組織生成 比率 (%)	頭部の硬さ		摩耗試験 結果	転動疲労試験 結果
		頭表面下2mm	頭表面下10mm		頭表面下 2mm	頭表面下 10mm		
A36	C1 実施例	P+B(25%)	P+B(25%)	95	420	400	0.37	-
	C2 比較例	P+B(25%)	P+B(25%)	95	390	360	0.55	110
A15	C3 実施例	P+B(25%)	P+B(20%)	95	435	410	0.42	-
	C4 比較例	P+B(25%)	P+B(20%)	95	395	370	0.57	115
	C5	P+B(25%)	P+B(20%)	95	360	320	0.59	75
A38	C6 実施例	P+B(35%)	P+B(25%)	98	445	420	0.35	-
	C7	P+B(35%)	P+B(25%)	98	390	370	0.40	110
	C8	P+B(35%)	P+B(25%)	98	395	370	0.39	115
	C9	P+B(51%)	P+B(55%)	98	415	375	0.70	-
	C10	P+B(65%)	P+B(60%)	98	420	380	0.75	-
	C11 実施例	P+B(40%)	P+B(35%)	100	470	445	0.36	-
A21	C12	P+B(60%)	P+B(55%)	100	435	400	0.72	-
	C13	P+B(51%)	P+B(55%)	100	425	400	0.70	-
	C14 比較例	P+B(19%)	P+B(15%)	100	440	420	0.35	85
	C15	P+B(10%)	P+B(8%)	100	465	445	0.35	50
	C16	P+B(5%)	P+B(5%)	100	490	465	0.28	40
	C17 実施例	P+B(49%)	P+B(45%)	100	460	431	0.34	-
A40	C18	P+B(49%)	P+B(45%)	100	395	380	0.40	105
	C19	P+B(49%)	P+B(45%)	100	399	380	0.41	110
	C20	P+B(49%)	P+B(45%)	100	385	365	0.45	85
	C21	P+B(49%)	P+B(45%)	100	360	340	0.51	75
	C22 実施例	P+B(48%)	P+B(45%)	98	490	452	0.39	-
A33	C23	P+B(48%)	P+B(45%)	98	380	365	0.55	100
	C24	P+B(48%)	P+B(45%)	98	395	370	0.53	110
	C25 比較例	P+B(48%)+M	P+B(48%)+M	94	501	480	1.40	100
	C26	P+B(48%)+M	P+B(48%)+M	80	535	495	2.35	60

符号の説明

[0178] 1 : 頭頂部

2 : 頭部コーナ一部

3 : レール頭部

3 a : 頭表部（頭部コーナ一部および頭頂部の表面から深さ 1 0 m m までの領域、斜線部）

4 : レール材

5 : 車輪材

6 : 冷却用エアーノズル

7 : レール移動用スライダ

8 : 試験レール

9 : 車輪

1 0 : モーター

1 1 : 荷重制御装置

1 2 : 側頭部

請求の範囲

[請求項1]

レールであって、

前記レールの延伸方向に沿ってレール頭部の頂部に延在する平坦な領域である頭頂部と、前記レールの前記延伸方向に沿って前記レール頭部の側部に延在する平坦な領域である側頭部と、前記頭頂部と前記側頭部との間に延在する丸められた角部および前記側頭部の上半分を併せた領域である頭部コーナー部とを有する前記レール頭部を備え、

質量%で、

C : 0.70～1.00%、

Si : 0.20～1.50%、

Mn : 0.20～1.00%、

Cr : 0.40～1.20%、

P : 0.0250%以下、

S : 0.0250%以下、

Mo : 0～0.50%、

Co : 0～1.00%、

Cu : 0～1.00%、

Ni : 0～1.00%、

V : 0～0.300%、

Nb : 0～0.0500%、

Mg : 0～0.0200%、

Ca : 0～0.0200%、

REM : 0～0.0500%、

B : 0～0.0050%、

Zr : 0～0.0200%、および

N : 0～0.0200%

を含有し、残部がFeおよび不純物からなる化学成分を有し、

前記頭頂部の表面と前記頭部コーナー部の表面とから構成される頭

部外郭表面から深さ 10 mm までの領域において、パーライト組織とベイナイト組織との合計量が 95 面積% 以上であり、且つ前記ベイナイト組織の量が 20 面積% 以上 50 面積% 未満であり、

前記頭部外郭表面から深さ 10 mm までの前記領域の平均硬さが Hv 400～500 の範囲内であることを特徴とするレール。

[請求項2]

前記化学成分が、質量%で、

Mo : 0.01～0.50%、

Co : 0.01～1.00%、

Cu : 0.05～1.00%、

Ni : 0.05～1.00%、

V : 0.005～0.300%、

Nb : 0.0010～0.0500%、

Mg : 0.0005～0.0200%、

Ca : 0.0005～0.0200%、

REM : 0.0005～0.0500%、

B : 0.0001～0.0050%、

Zr : 0.0001～0.0200%、および

N : 0.0060～0.0200% の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 に記載のレール。

[請求項3]

請求項 1 または請求項 2 に記載の前記化学成分を含有する鋼片をレール形状に熱間圧延して素材レールを得る工程と、前記熱間圧延する工程の後に、前記素材レールの前記頭部外郭表面を、オーステナイトからの変態開始温度以上の温度域である 700℃ 以上の温度域から 600～650℃ の温度域まで 3.0～10.0℃/sec の冷却速度で第 1 加速冷却する工程と、

前記第 1 加速冷却する工程の後に、前記素材レールの前記頭部外郭表面の温度を、600～650℃ の前記温度域内で 10～300 sec 保持する工程と、

前記保持する工程の後に、さらに、 $600\sim650^{\circ}\text{C}$ の前記温度域から $350\sim500^{\circ}\text{C}$ の温度域まで冷却速度 $3.0\sim10.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で前記素材レールの前記頭部外郭表面を第2加速冷却する工程と、

前記第2加速冷却する工程の後に、前記素材レールの前記頭部外郭表面を室温まで自然冷却する工程と、
を備えることを特徴とするレールの製造方法。

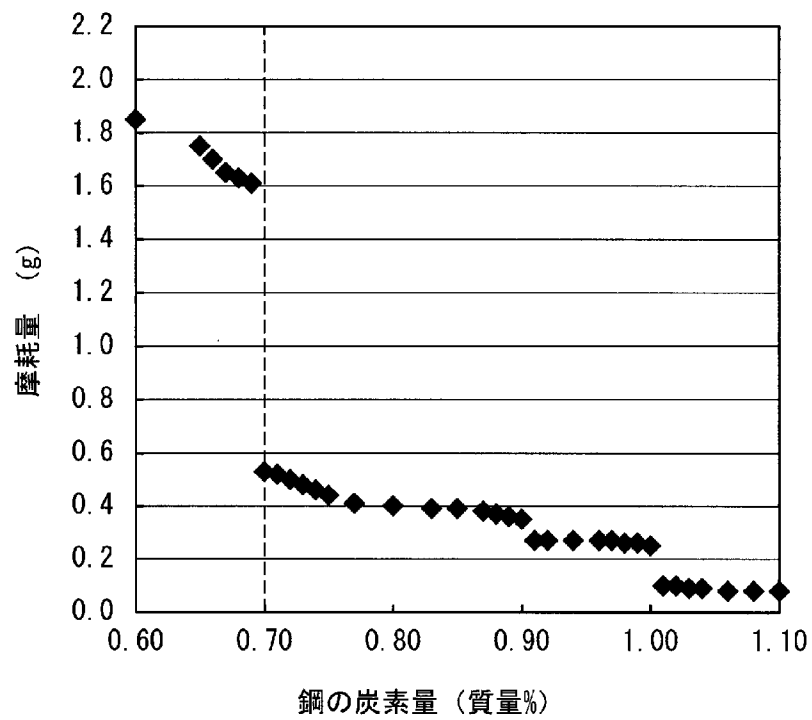
[請求項4]

前記熱間圧延する工程と、前記第1加速冷却する工程との間に、

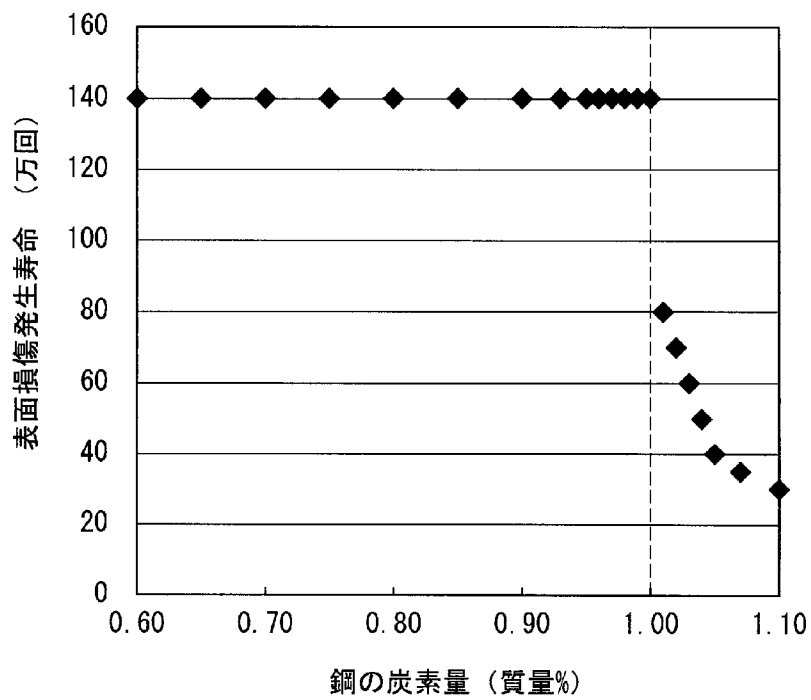
前記熱間圧延後のレールを予備冷却し、次いで、前記素材レールの前記頭部外郭表面をオーステナイト変態完了温度 $+30^{\circ}\text{C}$ 以上に再加熱する工程

をさらに備えることを特徴とする請求項3に記載のレールの製造方法。

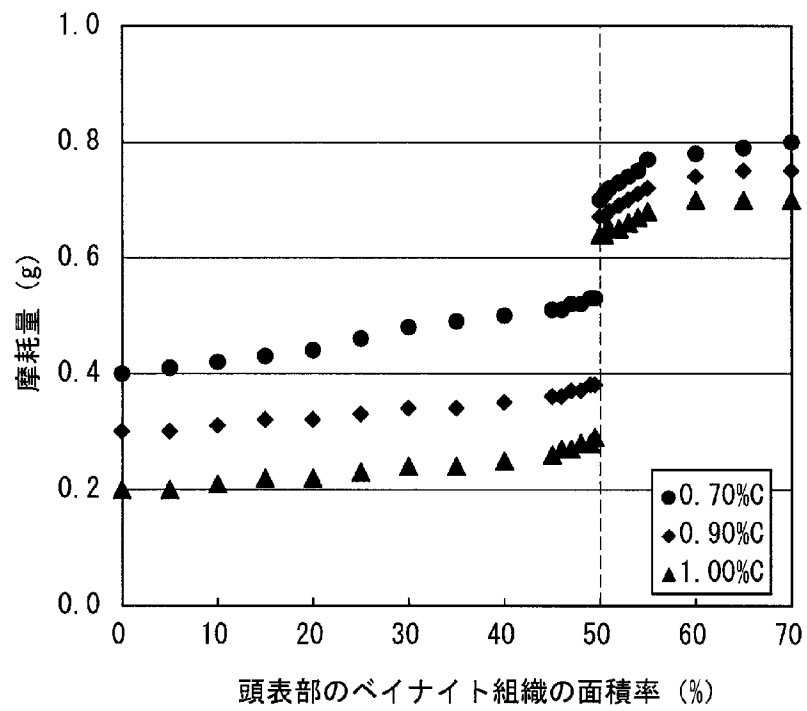
[図1]



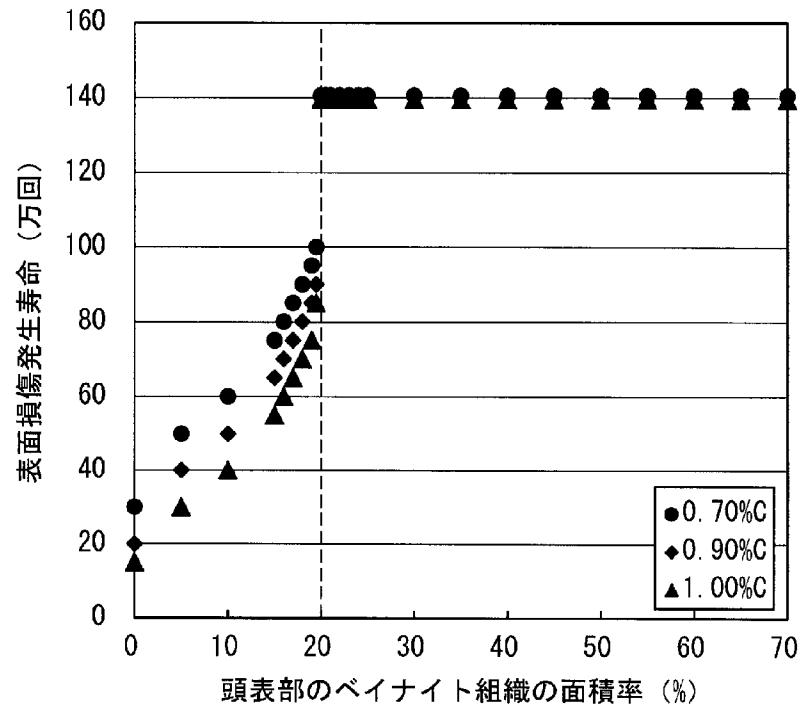
[図2]



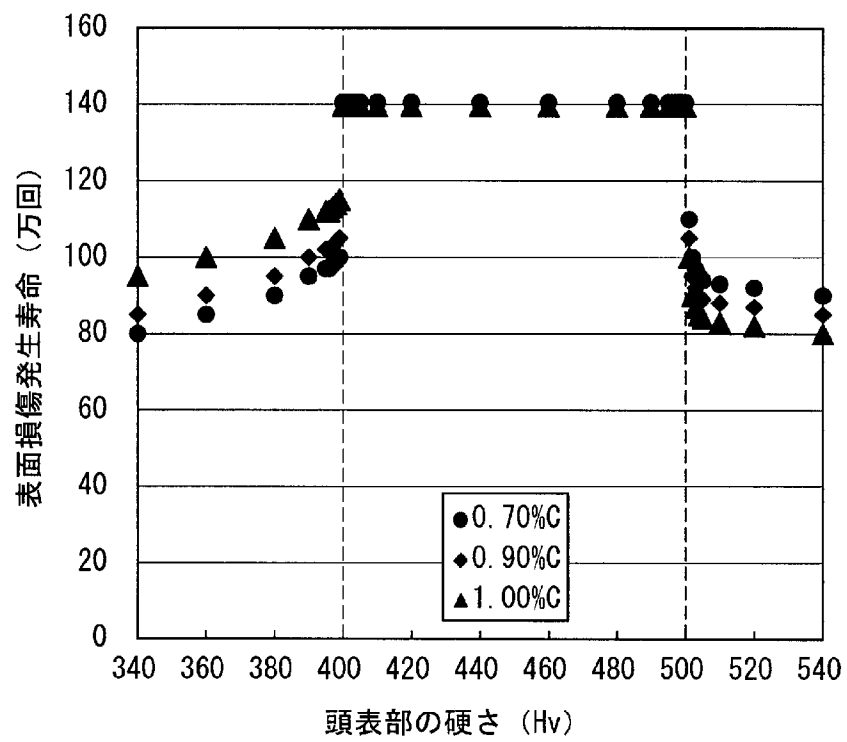
[図3]



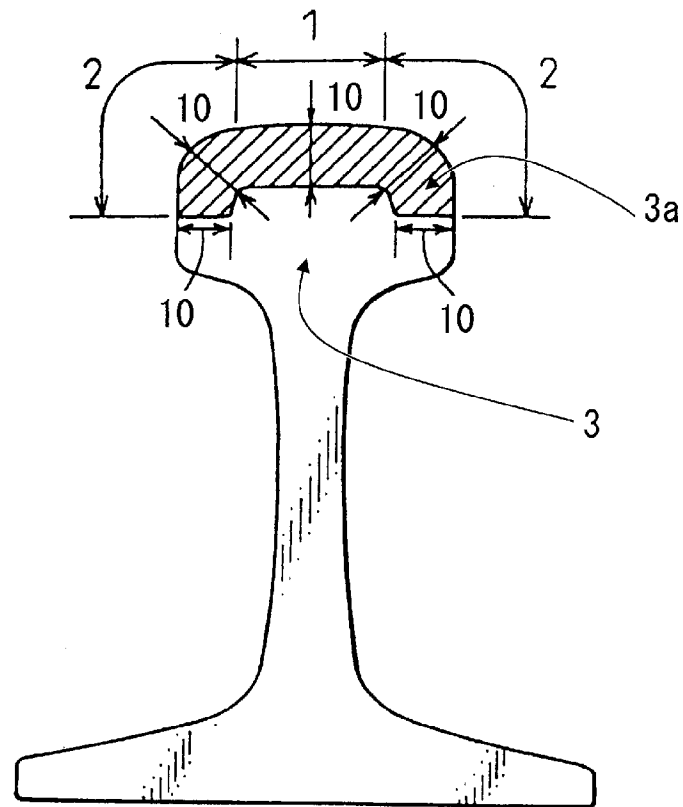
[図4]



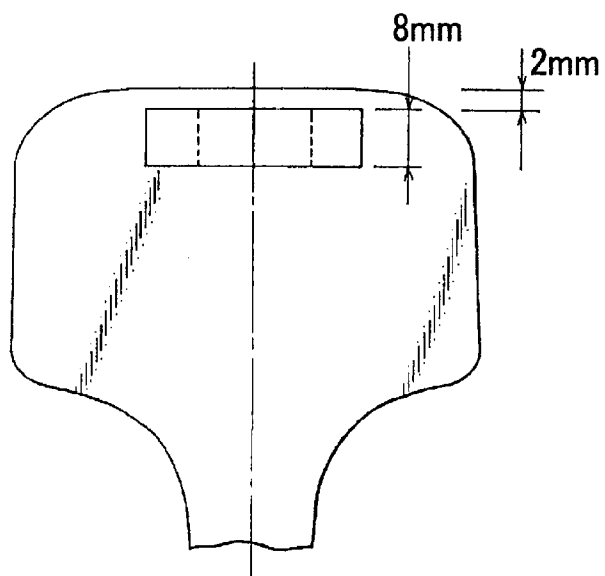
[図5]



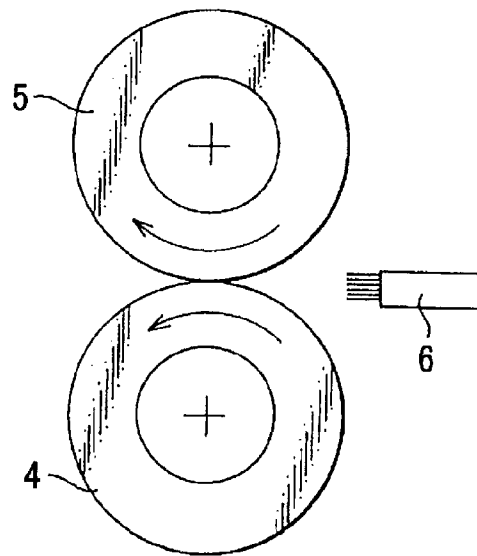
[図6]



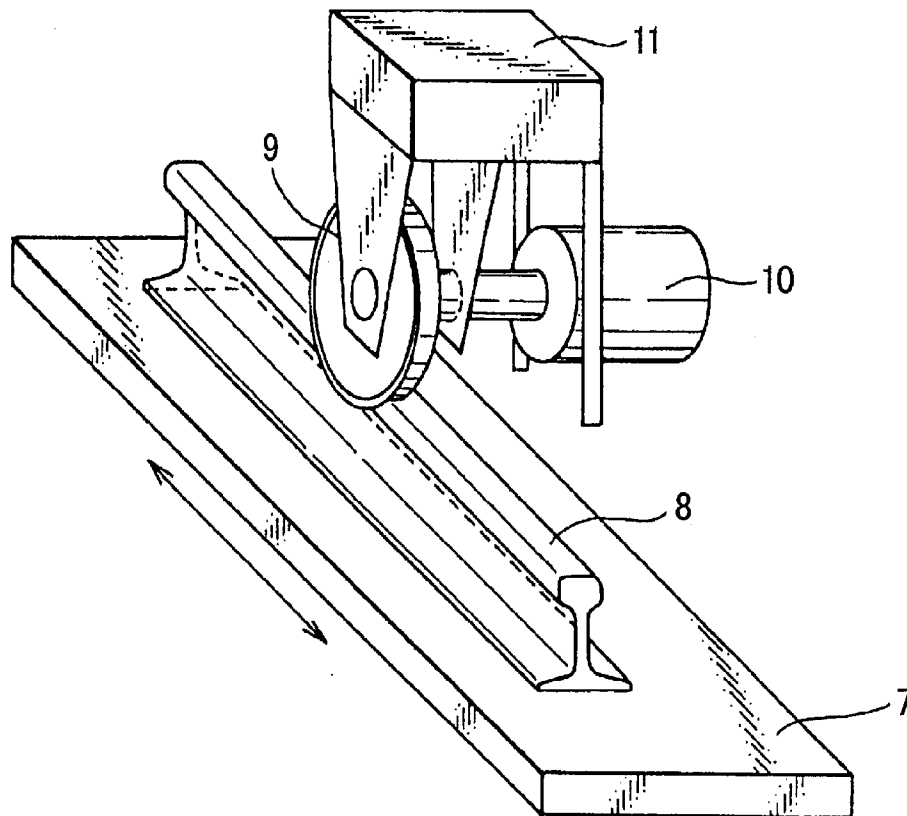
[図7]



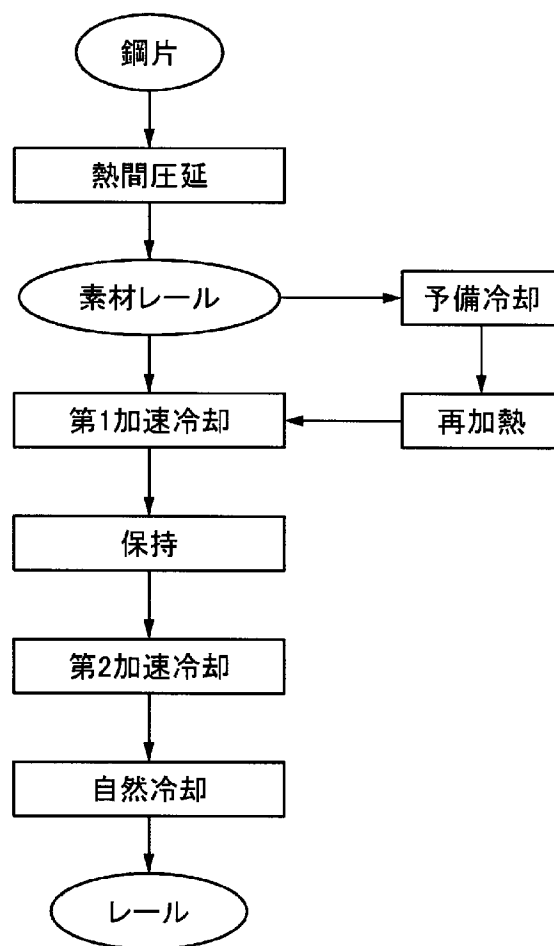
[図8]



[図9]



[図10]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/065621

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D8/00(2006.01)i, C21D9/04(2006.01)i, C22C38/54(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00, C21D8/00, C21D9/04, C22C38/54

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X A	JP 5459453 B1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 02 April 2014 (02.04.2014), claims; 0045 to 0070; examples; fig. 2 & US 2015/0069141 A1 & WO 2013/161794 A1 & EP 2843074 A1 & AU 2013253561 A1 & CN 104185690 A	1, 2 3, 4
A	JP 8-92645 A (NKK Corp.), 09 April 1996 (09.04.1996), entire text; all drawings (Family: none)	1-4
A	JP 10-280098 A (Nippon Steel Corp.), 20 October 1998 (20.10.1998), entire text; all drawings (Family: none)	1-4

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
 "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
 "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
 "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
 "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
 "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
 "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
 "&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
04 August 2015 (04.08.15)

Date of mailing of the international search report
18 August 2015 (18.08.15)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/065621

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2014/049032 A1 (AB SKF), 03 April 2014 (03.04.2014), entire text; all drawings & CN 104662192 A	1-4
A	JP 5482974 B1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 07 May 2014 (07.05.2014), entire text; all drawings & US 2015/0136864 A1 & WO 2013/187470 A1 & AU 2013275213 A1	1-4
A	JP 2013-224471 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 31 October 2013 (31.10.2013), entire text; all drawings (Family: none)	1-4
A	JP 2010-77481 A (JFE Steel Corp.), 08 April 2010 (08.04.2010), entire text; all drawings (Family: none)	1-4

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D8/00(2006.01)i, C21D9/04(2006.01)i, C22C38/54(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00, C21D8/00, C21D9/04, C22C38/54

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 5 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 5 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 5 年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X A	JP 5459453 B1（新日鐵住金株式会社）2014. 04. 02, 特許請求の範囲, 0045-0070, 実施例, 図 2 & US 2015/0069141 A1 & WO 2013/161794 A1 & EP 2843074 A1 & AU 2013253561 A1 & CN 104185690 A	1, 2 3, 4
A	JP 8-92645 A（日本鋼管株式会社）1996. 04. 09, 全文, 全図（ファミリーなし）	1-4

☒ C 欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）

「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

0 4 . 0 8 . 2 0 1 5

国際調査報告の発送日

1 8 . 0 8 . 2 0 1 5

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A / J P）

郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

鈴木 葉子

4 K

3 5 5 7

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 10-280098 A (新日本製鐵株式会社) 1998. 10. 20, 全文, 全図 (ファミリーなし)	1-4
A	WO 2014/049032 A1 (AKTIEBOLAGET SKF) 2014. 04. 03, 全文, 全図 & CN 104662192 A	1-4
A	JP 5482974 B1 (新日鐵住金株式会社) 2014. 05. 07, 全文, 全図 & US 2015/0136864 A1 & WO 2013/187470 A1 & AU 2013275213 A1	1-4
A	JP 2013-224471 A (新日鐵住金株式会社) 2013. 10. 31, 全文, 全図 (ファミリーなし)	1-4
A	JP 2010-77481 A (J F E スチール株式会社) 2010. 04. 08, 全文, 全図 (ファミリーなし)	1-4