(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号
特許第5292875号
(P5292875)
(45)発行日　平成25年9月18日(2013.9.18)　(24)登録日　平成25年6月21日(2013.6.21)

(51)Int.Cl.		F I		
C22C 38/00	(2006.01)	C22C	38/00	301Z
C22C 38/24	(2006.01)	C22C	38/24	
C22C 38/48	(2006.01)	C22C	38/48	
C21D 8/00	(2006.01)	C21D	8/00	A
C21D 9/04	(2006.01)	C21D	9/04	A

請求項の数 6　(全 20 頁)

(21)出願番号　特願2008-77914(P2008-77914)
(22)出願日　平成20年3月25日(2008.3.25)
(65)公開番号　特開2009-108396(P2009-108396A)
(43)公開日　平成21年5月21日(2009.5.21)
審査請求日　平成23年1月28日(2011.1.28)
(31)優先権主張番号　特願2007-264826(P2007-264826)
(32)優先日　平成19年10月10日(2007.10.10)
(33)優先権主張国　日本国(JP)

(73)特許権者　000001258
ＪＦＥスチール株式会社
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号
(74)代理人　100099531
弁理士　小林　英一
(72)発明者　本庄　稔
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社内
(72)発明者　木村　達己
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社内
(72)発明者　鈴木　伸一
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】耐摩耗性，耐疲労損傷性および耐遅れ破壊性に優れた内部高硬度型パーライト鋼レールおよびその製造方法

(57)【特許請求の範囲】
【請求項１】
Ｃ：0.73～0.85質量％、Si：0.5～0.75質量％、Mn：0.3～1.0質量％、Ｐ：0.035質量％以下、Ｓ：0.0005～0.012質量％、Cr：0.2～1.3質量％、Ｖ：0.005～0.12質量％、Ｎ：0.0015～0.0060質量％を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成を有し、Mn含有量を［％Mn］としCr含有量を［％Cr］として［％Mn］／［％Cr］値が0.3以上1.0未満であり、かつＶ含有量を［％Ｖ］としＮ含有量を［％Ｎ］として［％Ｖ］／［％Ｎ］値が8.0～30.0であり、レール頭部の表層から少なくとも25mm深さの範囲におけるビッカース硬さで定義されるレール頭部の内部硬さがHv380以上Hv480未満であることを特徴とする内部高硬度型パーライト鋼レール。
【請求項２】
前記組成のＣ含有量を［％Ｃ］、Si含有量を［％Si］、Mn含有量を［％Mn］、Ｐ含有量を［％Ｐ］、Ｓ含有量を［％Ｓ］、Cr含有量を［％Cr］、Ｖ含有量を［％Ｖ］として、下記の(1)式で算出されるＤＩ値が5.6～8.6であり、かつ下記の(2)式で算出されるC_{eq}値が1.04～1.27であることを特徴とする請求項１に記載の内部高硬度型パーライト鋼レール。
ＤＩ＝（0.548［％Ｃ］$^{1/2}$）×（１＋0.64［％Si］）×（１＋4.1［％Mn］）
×（１＋2.83［％Ｐ］）×（１－0.62［％Ｓ］）×（１＋2.23［％Cr］）
×（１＋1.82［％Ｖ］）　・・・(1)
C_{eq}＝［％Ｃ］＋（［％Si］／11）＋（［％Mn］／７）＋（［％Cr］／5.8）
＋［％Ｖ］　・・・(2)

【請求項３】
前記組成のSi含有量を［%Si］、Mn含有量を［%Mn］、Cr含有量を［%Cr］として、［%Si］＋［%Mn］＋［%Cr］値が1.55～2.50であることを特徴とする請求項１または２に記載の内部高硬度型パーライト鋼レール。
【請求項４】
前記組成に加えて、Cu：1.0質量%以下、Ni：1.0質量%以下、Nb：0.001～0.05質量%およびMo：0.5質量%以下の中から選ばれる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１～３のいずれか一項に記載の内部高硬度型パーライト鋼レール。
【請求項５】
前記レール頭部の表層から少なくとも25mm深さの範囲におけるパーライト層のラメラー間隔が0.04～0.15μmであることを特徴とする請求項１～４のいずれか一項に記載の内部高硬度型パーライト鋼レール。
【請求項６】
請求項１～４のいずれかに記載される組成を有する鋼材を、圧延仕上温度が850～950℃となるようにレール形状に熱間圧延し、引き続きレール頭表部をパーライト変態開始温度以上の温度から1.2～５℃/秒の冷却速度で400～650℃まで加速冷却することを特徴とする内部高硬度型パーライト鋼レールの製造方法。

【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本発明は、耐摩耗性，耐疲労損傷性および耐遅れ破壊性に優れた内部高硬度型パーライト鋼レールおよびその製造方法に関し、詳しくは、貨車重量が重くかつ急曲線が多い海外の鉱山鉄道のような、過酷な高軸荷重条件下で使用されるレールの長寿命化を達成する耐摩耗性，耐疲労損傷性および耐遅れ破壊性に優れた内部高硬度型パーライト鋼レールおよびその製造方法に関する。
【背景技術】
【０００２】
鉱石の運搬等を主体とする高軸重鉄道では、貨車の車軸にかかる荷重は客車に比べて遥かに高く、レールの使用環境も過酷なものとなっている。このような環境下で使用されるレールは従来、耐摩耗性重視の観点から主としてパーライト組織を有する鋼が使用されている。しかし近年においては鉄道による輸送の効率化のために貨車への積載重量のさらなる増加が進められており、一層の耐摩耗性，耐疲労損傷性および耐遅れ破壊性の向上が求められている。なお、高軸重鉄道とは、列車や貨車の積載重量の大きい（貨車１両あたりの積載重量がたとえば150トン程度以上の）鉄道である。
【０００３】
近年、さらなる耐摩耗性向上を目指して様々な研究が行なわれている。たとえば特許文献１，特許文献２ではＣ量を0.85質量%超え1.20質量%以下に増加し、また、特許文献３，特許文献４ではＣ量を0.85質量%超え1.20質量%以下とするとともにレール頭部に熱処理を施す等、Ｃ量を増加して、セメンタイト分率を増加させることによって耐摩耗性の向上を図る等の工夫がなされている。
【０００４】
一方、高軸重鉄道の曲線区間のレールには、車輪による転がり応力と遠心力による滑り力が加わるためレールの摩耗がより厳しくなるとともに、滑りに起因した疲労損傷が発生する。上記のように単にＣ量を0.85質量%超え1.20質量%以下にすると、熱処理条件によっては初析セメンタイト組織が生成し、また脆いパーライト層状組織のセメンタイト層の量が増加するため、耐疲労損傷性の向上は見込めない。そのため、特許文献５ではAl，Siの添加により初析セメンタイト生成を抑制し、耐疲労損傷性を向上させる技術が提案されている。しかし、Alの添加は疲労損傷の起点となる酸化物が生成する等、パーライト組織を有するレールにおいて耐摩耗性と耐疲労損傷性の両特性を満足させることは困難であっ

た。

【０００５】

レールの使用寿命向上を目指して、特許文献６では、レールの頭部コーナー部および頭頂部の表面を起点として少なくとも深さ20mmの範囲のビッカース硬さがHv370以上となるようにすることでレールの使用寿命向上を図っている。また特許文献７では、パーライトブロックを制御することにより、レールの頭部コーナー部および頭頂部の表面を起点として少なくとも深さ20mmの範囲の硬さがHv300～500の範囲となるようにすることでレールの使用寿命向上を図っている。

【０００６】

しかしながらレールの高強度化を図ることで遅れ破壊の危険性が高くなり、特許文献１～７では遅れ破壊を防止する効果は不十分である。

パーライト鋼からなるレール(以下、パーライト鋼レールという)の遅れ破壊を防止する技術として、たとえば特許文献８，特許文献９には、高強度パーライト鋼を強伸線加工することによって耐遅れ破壊性を向上させる技術が開示されている。しかし、この技術をレールに適用した場合は、強伸線加工によりレールの製造コストが増大するという問題が生じる。

【０００７】

また、耐遅れ破壊性を改善する技術としては、特許文献10～特許文献13に開示されているようなＡ系介在物の形態と量の制御が有効であることが知られている。しかし特許文献10～特許文献13はレールの靭性や延性を改善するためにＡ系介在物の形態と量を制御するものである。たとえば特許文献11では、Ａ系介在物の大きさを0.1～20μｍとし、Ａ系介在物の個数を１mm^2あたり25～11000個に制御することによってレールの靭性および延性を向上させる。したがって、この技術では必ずしも良好な耐遅れ破壊性が得られるとは限らない。

【特許文献１】特開平8-109439号公報
【特許文献２】特開平8-144016号公報
【特許文献３】特開平8-246100号公報
【特許文献４】特開平8-246101号公報
【特許文献５】特開2002-69585号公報
【特許文献６】特開平10-195601号公報
【特許文献７】特開2003-293086号公報
【特許文献８】特許第3648192号公報
【特許文献９】特開平5-287450号公報
【特許文献１０】特開2000-328190号公報
【特許文献１１】特開平6-279928号公報
【特許文献１２】特許第3323272号公報
【特許文献１３】特開平6-279929号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【０００８】

しかしながらパーライト鋼レールの使用環境がさらに過酷化しており、パーライト鋼レールの使用寿命向上のためには、さらなる高硬度化かつ硬化深度範囲の拡大、さらに耐遅れ破壊性の向上が課題となっていた。本発明は、この課題を解決するべくなされたもので、従来の亜共析，共析および過共析型パーライト鋼レールに比べて、Si，Mn，Cr，Ｖ，Ｎ添加の適正化を行ない、Mn含有量［%Mn］とCr含有量［%Cr］から算出される［%Mn］／［%Cr］値およびＶ含有量［％Ｖ］とＮ含有量［％Ｎ］から算出される［％Ｖ］／［％Ｎ］値を適正範囲に保持するとともに、焼入れ性指数（以下、ＤＩという）と炭素当量（以下、C_{eq}という）の適正化を行なうことで、少なくともレール頭頂部表面を起点として深さ25mm範囲内の硬度を上昇させ、耐摩耗性，耐疲労損傷性および耐遅れ破壊性に優れた内部高硬度型パーライト鋼レールをその好ましい製造方法とともに提供するものである。

【課題を解決するための手段】
【０００９】
発明者らは、上記の課題を解決するため、Si，Mn，Cr，Ｖ，Ｎの含有量を変化させたパーライト鋼レールを製作し、組織，硬さ，耐摩耗性，耐疲労損傷性および耐遅れ破壊性を鋭意調査した。その結果、Mn含有量［%Mn］とCr含有量［%Cr］から算出される［%Mn］／［%Cr］値を0.3以上1.0未満としかつ［％Ｖ］／［％Ｎ］値を8.0～30.0とすることで、パーライト層のラメラー（以下、単にラメラーともいう）間隔が微細化し、レール頭部の表層から少なくとも25mm深さの範囲における硬さで定義されるレール頭部の内部硬さがHv380以上Hv480未満となり、耐摩耗性，耐疲労損傷性および耐遅れ破壊性が向上することを見出した。さらに焼入れ性指数（すなわちＤＩ値）を5.6～8.6の範囲内，炭素当量（すなわちC_{eq}値）を1.04～1.27の範囲内とし、Mn含有量［%Mn］，Cr含有量［%Cr］，Si含有量［%Si］から算出される［%Si］＋［%Mn］＋［%Cr］値を1.55～2.50の範囲内にすることで、耐摩耗性と耐疲労損傷性を向上する効果を安定して維持できることが分かった。
【００１０】
本発明は、これらの知見に基づいてなされたものである。
すなわち本発明は、Ｃ：0.73～0.85質量%，Si：0.5～0.75質量%，Mn：0.3～1.0質量%，Ｐ：0.035質量%以下，Ｓ：0.0005～0.012質量%，Cr：0.2～1.3質量%，Ｖ：0.005～0.12質量%，Ｎ：0.0015～0.0060質量%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成を有し、Mn含有量を［%Mn］としCr含有量を［%Cr］として［%Mn］／［%Cr］値が0.3以上1.0未満であり、かつＶ含有量を［％Ｖ］としＮ含有量を［％Ｎ］として［%Ｖ］／［％Ｎ］値が8.0～30.0であり、レール頭部の表層から少なくとも25mm深さの範囲におけるビッカース硬さで定義されるレール頭部の内部硬さがHv380以上Hv480未満である内部高硬度型パーライト鋼レールである。
【００１１】
本発明の内部高硬度型パーライト鋼レールにおいては、前記した組成のＣ含有量を［%Ｃ］，Si含有量を［%Si］，Mn含有量を［%Mn］，Ｐ含有量を［％Ｐ］，Ｓ含有量を［%Ｓ］，Cr含有量を［%Cr］，Ｖ含有量を［％Ｖ］として、下記の(1)式で算出されるＤＩ値が5.6～8.6であり、かつ下記の(2)式で算出されるC_{eq}値が1.04～1.27であることが好ましい。

$$DI=(0.548[\%C]^{1/2})\times(1+0.64[\%Si])\times(1+4.1[\%Mn])\times(1+2.83[\%P])\times(1-0.62[\%S])\times(1+2.23[\%Cr])\times(1+1.82[\%V]) \quad \cdots(1)$$

$$C_{eq}=[\%C]+([\%Si]/11)+([\%Mn]/7)+([\%Cr]/5.8)+[\%V] \quad \cdots(2)$$

また、前記した組成のSi含有量を［%Si］，Mn含有量を［%Mn］，Cr含有量を［%Cr］として、［%Si］＋［%Mn］＋［%Cr］値が1.55～2.50の範囲内を満足することが好ましい。さらに、前記した組成に加えて、Cu：1.0質量%以下，Ni：1.0質量%以下，Nb：0.001～0.05質量%およびMo：0.5質量%以下の中から選ばれる１種または２種以上を含有することが好ましい。
【００１２】
また、本発明の内部高硬度型パーライト鋼レールは、好ましくは、レール頭部の表層から少なくとも25mmの深さの範囲におけるパーライト層のラメラー間隔が0.04～0.15μｍである。
また本発明は、上記した組成を有する鋼材を、圧延仕上温度が850～950℃となるようにレール形状に熱間圧延し、引き続きレール頭表部をパーライト変態開始温度以上の温度から1.2～５℃/秒の冷却速度で400～650℃まで加速冷却する内部高硬度型パーライト鋼レールの製造方法である。
【発明の効果】
【００１３】

本発明によれば、従来のパーライト鋼レールに比べて遥かに優れた耐摩耗性，耐疲労損傷性および耐遅れ破壊性を有するパーライト鋼レールを安定して製造することが可能となり、高軸重鉄道のパーライト鋼レールの高寿命化や鉄道事故防止に寄与し、産業上有益な効果がもたらされる。

【発明を実施するための最良の形態】

【００１４】

本発明の内部高硬度型パーライト鋼レールの組成をはじめとする諸要件の限定理由を説明する。

Ｃ：0.73～0.85質量％

Ｃはパーライト組織においてセメンタイトを形成し、耐摩耗性を確保するための必須元素であり、含有量の増加に伴い耐摩耗性が向上する。しかし、0.73質量％未満では従来の熱処理型パーライト鋼レールと比較して優れた耐摩耗性を得ることが難しい。また、0.85質量％を超えると熱間圧延後の変態時に初析セメンタイトがオーステナイト粒界に生成し、耐疲労損傷性が著しく低下する。したがって、Ｃ量は0.73～0.85質量％とする。好ましくは0.75～0.85質量％である。

【００１５】

Si：0.5～0.75質量％

Siは脱酸素剤およびパーライト組織の強化元素として0.5質量％以上必要であるが、0.75質量％を超えるとSiの有する高い酸素との結合力のため、溶接性が劣化する。さらにSiの高い焼入れ性のため、内部高硬度型パーライト鋼レールの表層にマルテンサイト組織が生成し易くなる。したがってSi量は0.5～0.75質量％とする。好ましくは0.5～0.70質量％である。

【００１６】

Mn：0.3～1.0質量％

Mnはパーライト変態温度を低下させてラメラー間隔を細かくすることにより、内部高硬度型パーライト鋼レールの高強度化および高延性化に寄与するが、過剰な添加はパーライトの平衡変態温度を低下させ、その結果、過冷度が小さくなりラメラー間隔が粗大化する元素である。0.3質量％未満では十分な効果が得られず、1.0質量％を超えるとマルテンサイト組織を生じ易く、熱処理時および溶接時に硬化や脆化を生じ材質が劣化し易い。またパーライト組織となっても平衡変態温度が低下するため、ラメラー間隔の粗大化を招く。したがって、Mn量は0.3～1.0質量％とする。好ましくは0.3～0.8質量％である。

【００１７】

Ｐ：0.035質量％以下

0.035％を超えるＰの含有は延性を劣化する。したがって、Ｐ量は0.035質量％以下とする。好ましくは0.020質量％以下である。

Ｓ：0.0005～0.012質量％

Ｓは主にＡ系介在物の形態で鋼材中に存在するが、0.012質量％を超えるとこの介在物量が著しく増加し、同時に粗大な介在物を生成するため、鋼材の清浄性が悪化する。また、0.0005質量％未満にすると、製鋼コストの増加を招く。したがって、Ｓ量は0.0005～0.012質量％とする。好ましくは0.0005～0.008質量％である。

【００１８】

Cr：0.2～1.3質量％

Crはパーライト平衡変態温度を上昇させ、ラメラー間隔の微細化に寄与すると同時に、固溶強化によりさらなる高強度化をもたらす元素である。しかし、0.2質量％未満では十分な内部硬度が得られず、一方、1.3質量％を超えて添加すると焼入れ性が高くなりすぎ、マルテンサイトが生成し、耐摩耗性および耐疲労損傷性が低下する。したがって、Cr量は0.2～1.3質量％とする。好ましくは0.3～1.3質量％、さらに好ましくは0.5～1.3質量％である。

【００１９】

Ｖ：0.005～0.12質量％

Ｖは炭窒化物を形成し、基地中へ分散析出し、耐摩耗性，耐遅れ破壊性を向上するが、0.005質量％未満ではその効果が少なく、一方、0.12質量％を超えると、合金コストが増加するため、内部高硬度型パーライト鋼レールのコストが増加する。したがって、Ｖ量は0.005～0.12質量％とする。好ましくは0.012～0.10質量％である。

【００２０】

Ｎ：0.0015～0.0060質量％

Ｎは窒化物を形成し、基地中へ分散析出し、耐摩耗性，耐遅れ破壊性を向上するが、0.0015質量％未満ではその効果が少なく、一方、0.0060質量％を超えると、内部高硬度型パーライト鋼レール中に粗大な窒化物が形成されるようになり、耐疲労損傷性，耐遅れ破壊性が低下する。したがって、Ｎ量は0.0015～0.0060質量％とする。好ましくは0.0030～0.0060質量％である。

【００２１】

［％Mn］／［％Cr］：0.3以上1.0未満

MnおよびCrは内部高硬度型パーライト鋼レールの硬さを上昇させるために添加する元素である。ただし、Mn含有量［％Mn］とCr含有量［％Cr］のバランスが適正でないと、内部高硬度型パーライト鋼レールの表層にマルテンサイトが生成するようになる。なお［％Mn］と［％Cr］の単位は、いずれも質量％である。［％Mn］／［％Cr］の値が0.3未満であると、Crの添加量が多くなり、Crの高い焼入性のため、内部高硬度型パーライト鋼レールの表層にマルテンサイトが生成しやすくなる。また、［％Mn］／［％Cr］の値が1.0以上になると、Mnの添加量が多くなり、Mnの高い焼入性のため、同様に内部高硬度型パーライト鋼レールの表層にマルテンサイトが生成しやすくなる。Mn，Crの含有量をそれぞれ上記した範囲とした上で、［％Mn］／［％Cr］の値を0.3以上1.0未満とすることで、表層へのマルテンサイトの生成を防止しつつ、レール頭部の内部硬さ（内部高硬度型パーライト鋼レールの頭部表層から少なくとも25㎜深さの範囲における硬さ）を後述する範囲に制御できるようになる。したがって、［％Mn］／［％Cr］の値は0.3以上1.0未満とする。好ましくは0.3以上0.9以下である。

【００２２】

［％Ｖ］／［％Ｎ］：8.0～30.0

ＶおよびＮは水素のトラップサイトとなるＶ系窒化物を形成する重要な元素であり、Ｖ系窒化物を形成させるために添加量を制御しなければならない。なお［％Ｖ］と［％Ｎ］の単位は、いずれも質量％である。［％Ｖ］／［％Ｎ］の値が8.0未満であると、Ｖ系窒化物の形成が十分ではなく、水素のトラップサイトが減少し、耐遅れ破壊性の大幅な向上は期待できない。また、［％Ｖ］／［％Ｎ］の値が30.0を超えると、Ｖの添加量が多くなり、合金コストが増加するため、内部高硬度型パーライト鋼レールのコストが増加するばかりでなく、耐遅れ破壊性の大幅な向上は期待できない。したがって、［％Ｖ］／［％Ｎ］の値は8.0～30.0とする。好ましくは8.0～22.0である。

【００２３】

レール頭部の内部硬さ（内部高硬度型パーライト鋼レールの頭部表層から少なくとも25㎜深さの範囲における硬さ）：Hv380以上Hv480未満

レール頭部の内部硬さがHv380未満になると耐摩耗性が低下し、内部高硬度型パーライト鋼レールの使用寿命が低下する。一方、Hv480以上になるとマルテンサイトが生成し、内部高硬度型パーライト鋼レールの耐疲労損傷性が低下する。よって、レール頭部の内部硬さはHv380以上Hv480未満とする。好ましくはHv390超えHv480未満である。また、レール頭部の内部硬さの定義域を内部高硬度型パーライト鋼レールの頭部表層から少なくとも25㎜深さの範囲としたのは、25㎜未満では、レール頭部の表層から内部に入るにつれて内部高硬度型パーライト鋼レールの耐摩耗性が低下し、使用寿命が低下するからである。

【００２４】

ＤＩ：5.6～8.6

ＤＩ値は、Ｃ含有量を［％Ｃ］，Si含有量を［％Si］，Mn含有量を［％Mn］，Ｐ含有量を［％Ｐ］，Ｓ含有量を［％Ｓ］，Cr含有量を［％Cr］，Ｖ含有量を［％Ｖ］として下記

の(1)式で算出される値である。なお［％Ｃ］，［%Si］，［%Mn］，［％Ｐ］，［％Ｓ］，［%Cr］，［％Ｖ］の単位は、いずれも質量％である。

$$DI=(0.548[\%C]^{1/2})\times(1+0.64[\%Si])\times(1+4.1[\%Mn])\times(1+2.83[\%P])\times(1-0.62[\%S])\times(1+2.23[\%Cr])\times(1+1.82[\%V])\quad\cdots(1)$$

このＤＩ値は焼入れ性を表わすものであり、焼入れ性の良否を判断する指標として活用されるが、本発明では、内部高硬度型パーライト鋼レールの表層にマルテンサイトが生成するのを抑制するとともにレール頭部の内部硬さの目標値を達成するための指標として使用し、好適な範囲に維持することが好ましい。ＤＩ値が5.6未満であると、所望の内部硬さは得られるが目標の硬さ範囲の下限に近くなるので、一層の耐摩耗性，耐疲労損傷性，耐遅れ破壊性の向上が期待できない。また、ＤＩ値が8.6を超えると、内部高硬度型パーライト鋼レールの焼入れ性が上昇し、レール頭部の表層にマルテンサイトが生成し易くなる。したがって、ＤＩ値は5.6～8.6とすることが好ましい。より好ましくは5.6～8.2である。

【００２５】

C_{eq}：1.04～1.27

C_{eq}値は、Ｃ含有量を［％Ｃ］，Si含有量を［%Si］，Mn含有量を［%Mn］，Cr含有量を［%Cr］，Ｖ含有量を［％Ｖ］として下記の(2)式で算出される値である。なお［％Ｃ］，［%Si］，［%Mn］，［%Cr］，［％Ｖ］の単位は、いずれも質量％である。

$$C_{eq}=[\%C]+([\%Si]/11)+([\%Mn]/7)+([\%Cr]/5.8)+[\%V]\quad\cdots(2)$$

このC_{eq}値は合金成分の配合比率から、得られる最大硬度と溶接性を見積もるために活用されるが、本発明では、内部高硬度型パーライト鋼レールの表層にマルテンサイトが生成するのを抑制するとともにレール頭部の内部硬さの目標値を達成するための指標として使用し、好適な範囲に維持することが好ましい。C_{eq}値が1.04未満であると、所望の内部硬さは得られるが目標の硬さ範囲の下限に近くなるので、一層の耐摩耗性，耐疲労損傷性の向上が期待できない。また、C_{eq}値が1.27を超えると、内部高硬度型パーライト鋼レールの焼入れ性が上昇し、レール頭部の表層にマルテンサイトが生成し易くなる。したがって、C_{eq}値は1.04～1.27とすることが好ましい。より好ましくは1.04～1.20である。

【００２６】

［%Si］＋［%Mn］＋［%Cr］：1.55～2.50

Si含有量［%Si］とMn含有量［%Mn］とCr含有量［%Cr］の合計（＝［%Si］＋［%Mn］＋［%Cr］）の値が1.55未満であると、レール頭部の内部硬さがHv380以上Hv480未満を満足し難い。また2.50を超えると、Si，Mn，Crの高い焼入れ性のため、マルテンサイト組織が生成し、延性および靭性が低下しがちとなる。したがって、［%Si］＋［%Mn］＋［%Cr］値は1.55～2.50とすることが好ましい。より好ましくは1.55～2.30である。なお［%Si］，［%Mn］，［%Cr］の単位は、いずれも質量％である。

【００２７】

上記の組成には、さらに、Cu：1.0質量％以下，Ni：1.0質量％以下，Nb：0.001～0.05質量％およびMo：0.5質量％以下の中から選ばれる１種または２種以上が必要に応じて添加されてもよい。

Cu：1.0質量％以下

CuはCrと同様に固溶強化により更なる高強度化を図るための元素である。ただし、1.0質量％を超えるとCu割れが生じ易くなる。したがってCuを添加する場合は、Cu量は1.0質量％以下とすることが好ましい。より好ましくは0.005～0.5質量％である。

【００２８】

Ni：1.0質量％以下

Niは延性を劣化することなく高強度化を図るための元素である。また、Cuと複合添加することによりCu割れを抑制するため、Cuを添加した場合にはNiも添加することが望ましい。ただし、1.0質量％を超える添加により焼入れ性が上昇し、マルテンサイトが生成する

ようになり、耐摩耗性と耐疲労損傷性が低下しがちとなる。したがってNiを添加する場合は、Ni量は1.0質量％以下とすることが好ましい。より好ましくは0.005～0.5質量％である。

【００２９】

Nb：0.001～0.05質量％

Nbは鋼中のＣと結び付いて圧延中および圧延後に炭化物として析出し、パーライトコロニーサイズの微細化に有効に作用する。その結果、耐摩耗性，耐疲労損傷性，延性を大きく向上させ、内部高硬度型パーライト鋼レールの長寿命化に大きく寄与する。ただし、Nb量が0.001質量％未満では十分な効果が得られない。また0.05質量％超えて添加しても、耐摩耗性，耐疲労損傷性の向上効果が飽和し、添加量に見合う効果が得られない。したがって、Nbを添加する場合は、Nb量は0.001～0.05質量％とすることが好ましい。より好ましくは0.001～0.03質量％である。

【００３０】

Mo：0.5質量％以下

Moは固溶強化によりさらなる高強度化を図るための元素である。ただし、0.5質量％を超えるとベイナイト組織が生じ易くなり、耐摩耗性が低下しがちとなる。したがって、Moを添加する場合は、Mo量は0.5質量％以下とすることが好ましい。より好ましくは0.005～0.3質量％である。

【００３１】

レール頭部の表層から少なくとも25mm深さの範囲におけるパーライト層のラメラー間隔：0.04～0.15μｍ

パーライト層のラメラー間隔については、微細なほど、内部高硬度型パーライト鋼レールの硬さが上昇し、耐摩耗性および耐疲労損傷性の向上の観点から有利となるが、0.15μｍ超では、これらの特性の向上が不十分となるので、0.15μｍ以下とすることが好ましい。また、ラメラー間隔を0.04μｍ未満にしようとすると、焼入性を向上させて、より微細化する手法を用いることとなり、この場合、表層にマルテンサイトが生成しやすくなり耐疲労損傷性に悪影響を及ぼす。よって、0.04μｍ以上とすることが好ましい。

【００３２】

なお、本発明に係る組成中の残部Feの一部に代えて本発明の作用効果に実質的に影響しない範囲内で他の微量成分元素を含有するものとしたパーライト鋼レールも、本発明に属する。ここで、不純物としては、Ｐ，Ｏ等が挙げられ、Ｐは上記の通り0.035質量％まで許容できる。また、Ｏは0.004質量％まで許容できる。さらに本発明では、不純物として混入するTiを0.0010質量％まで許容できる。特にTiは酸化物を形成し、レールの基本特性である耐疲労損傷性の低下を招くので、0.0010質量％以下に制御することが好ましい。

【００３３】

本発明の内部高硬度型パーライト鋼レールは、本発明に係る組成を有する鋼材を、圧延仕上温度が850～950℃となるようにレール形状に熱間圧延し、引き続きレール形状体の少なくとも頭部を、パーライト変態開始温度以上の温度から、1.2～５℃/秒の冷却速度で400～650℃まで加速冷却することによって製造することが好ましい。圧延仕上温度：850～950℃，加速冷却の冷却速度：1.2～５℃/秒および冷却停止温度：400～650℃とする理由を次に述べる。

【００３４】

圧延仕上温度：850～950℃

圧延仕上温度が850℃より低い場合は、オーステナイト低温域まで圧延を行なうことになり、オーステナイト結晶粒に加工歪が導入されるだけでなく、オーステナイト結晶粒の伸長度合いも顕著となる。転位の導入かつオーステナイト粒界面積の増加により、パーライト核生成サイトが増加し、パーライトコロニーサイズは微細化するものの、パーライト核生成サイトの増加により、パーライト変態開始温度が上昇し、パーライト層のラメラー間隔が粗大化するため、耐摩耗性が著しく低下する。一方、圧延仕上温度が950℃を超える場合は、オーステナイト結晶粒が粗大になるため、最終的に得られるパーライトコロニ

ーサイズが粗くなり、耐疲労損傷性が低下する。したがって、圧延仕上温度は850～950℃とするのがよい。

【００３５】

パーライト変態開始温度以上の温度からの冷却速度：1.2～５℃/秒

冷却速度が1.2℃/秒未満の場合、パーライト変態開始温度が上昇し、パーライト層のラメラー間隔が粗大化し、耐摩耗性，耐疲労損傷性が著しく低下する。一方、冷却速度が５℃/秒を超える場合は、マルテンサイト組織が生成し、延性および靭性が低下する。したがって、冷却速度は1.2～５℃/秒の範囲とするのがよい。好ましくは1.2～4.6℃/秒である。パーライト変態開始温度は冷却速度によっても変化するが、本発明では平衡変態温度のことを言うものとし、本発明の成分範囲では720℃以上からこの範囲の冷却速度を採用すればよい。

【００３６】

冷却停止温度：400～650℃

本発明に係る組成，冷却速度の場合、冷却速度1.2～５℃/秒の範囲で均質なパーライト組織を得るためには、冷却停止温度として平衡変態温度よりも70℃程度以上低い温度を確保するのが好ましい。しかしながら、冷却停止温度が400℃未満になると、冷却時間の増大により、内部高硬度型パーライト鋼レールのコストアップにつながる。したがって、冷却停止温度は400～650℃とするのがよい。好ましくは450～650℃である。

【００３７】

次に、耐摩耗性，耐疲労損傷性，耐遅れ破壊性，レール頭部の内部硬さ，ラメラー間隔の測定ないし評価方法について説明する。

（耐摩耗性）

耐摩耗性に関しては、内部高硬度型パーライト鋼レールを実際に敷設して評価するのが最も望ましいが、それでは試験に長時間を要する。そこで、本発明では、短時間で耐摩耗性を評価することができる西原式摩耗試験機を用いて実際の内部高硬度型パーライト鋼レールと車輪の接触条件をシミュレートした比較試験により評価する。外径30㎜の西原式摩耗試験片１をレール頭部から採取し、図１に示すようにタイヤ試験片２と接触させて回転させて試験を行なう。図１中の矢印は、それぞれ西原式摩耗試験片１とタイヤ試験片２の回転方向を示す。タイヤ試験片は、ＪＩＳ規格E1101に記載の普通レールの頭部から直径32㎜の丸棒を採取し、ビッカース硬さ（荷重98Ｎ）がHv390であり、組織が焼戻しマルテンサイト組織となるように熱処理を行ない、その後、図１に示す形状に加工を施し、タイヤ試験片とした。なお、西原式摩耗試験片１は図２に示すようにレール頭部３の２ケ所から採取する。レール頭部３の表層から採取するものを西原式摩耗試験片1aとし、内部から採取するものを西原式摩耗試験片1bとする。レール頭部３の内部から採取する西原式摩耗試験片1bの長手方向の中心は、レール頭部３の上面から24～26㎜（平均値25㎜）の深さに位置する。試験環境条件は乾燥状態とし、接触圧力：1.4Gpa，滑り率：－10％，回転速度675rpm（タイヤ試験片は750rpm）の条件で10万回転後の摩耗量を測定する。摩耗量の大小を比較する際に基準となる鋼材として熱処理型パーライト鋼レールを採用し、この基準鋼材よりも10％以上摩耗量が少ない場合に耐摩耗性が向上したと判定する。なお、耐摩耗性向上代は、〔｛（基準材の摩耗量）－（試験材の摩耗量）｝／（基準材の摩耗量）〕×100で算出した。

【００３８】

（耐疲労損傷性）

耐疲労損傷性に関しては、接触面を曲率半径15㎜の曲面として直径30㎜の西原式摩耗試験片１をレール頭部から採取し、図１に示すようにタイヤ試験片２と接触させて回転させて試験を行なう。図１中の矢印は、それぞれ西原式摩耗試験片１とタイヤ試験片２の回転方向を示す。なお、西原式摩耗試験片１は図２に示すようにレール頭部３の２ケ所から採取する。西原式摩耗試験片１を採取する位置およびタイヤ試験片を採取する位置は上記と同じであるから説明を省略する。試験環境は油潤滑条件とし、接触圧力：2.2Gpa，滑り率：－20％，回転速度600rpm（タイヤ試験片は750rpm）で、２万５千回毎に試験片表面を観

察し、0.5㎜以上の亀裂が発生した時点での回転数をもって、疲労損傷寿命とする。疲労損傷寿命の大小を比較する際に基準となる鋼材とした熱処理型パーライト鋼レールを採用し、この基準鋼材よりも10％以上疲労損傷時間が長い場合に耐疲労損傷性が向上したと判定する。なお、耐疲労損傷性向上代は、〔｛（試験材の疲労損傷発生までの回転数）－（基準材の疲労損傷発生までの回転数）｝／（基準材の疲労損傷発生までの回転数）〕×100で算出した。

【００３９】

（耐遅れ破壊性）

図４に示すようにレール頭部３の上面から25.4㎜を中心として、ＳＳＲＴ（Slow Strain Rate Technique）試験片４を採取する。ＳＳＲＴ試験片４の寸法形状は図５に示す通りであり、ねじ部とＲ部以外は▽▽▽仕上げとし、平行部は＃600までエメリー研磨する。このＳＳＲＴ試験片を試験装置に装着し、大気中25℃で歪速度3.3×10^{-6}／秒にてＳＳＲＴ試験を行ない、大気中でのＳＳＲＴ試験片の伸びE_0を得る。また、20質量％チオシアン酸アンモニウム水溶液中25℃で歪速度3.3×10^{-6}／秒にてＳＳＲＴ試験を行ない、チオシアン酸アンモニウム水溶液中でのＳＳＲＴ試験片の伸びE_1を得る。耐遅れ破壊性を評価する指標となる遅れ破壊感受性（すなわちＤＦ）は、ＤＦ（％）＝100×（１－E_1／E_0）で算出する。そして基準材（すなわちＣ量0.68質量％の熱処理型パーライト鋼レール）の遅れ破壊感受性に対して向上代が10％以上であるものを耐遅れ破壊性が向上したと判定する。なお、遅れ破壊感受性向上代は、〔｛（試験材の遅れ破壊感受性）－（基準材の遅れ破壊感受性）｝／（基準材の遅れ破壊感受性）〕×100で算出した。

【００４０】

（レール頭部の内部硬さ）

レール頭部の表層から深さ25㎜までの範囲のビッカース硬さを荷重98Ｎ，１㎜ピッチで測定する。そして、すべての硬さのうち、最小の値をレール頭部の内部硬さとした。

（ラメラー間隔）

走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）を用いてレール頭部の表層近傍（深さ１㎜程度）と深さ25㎜の位置それぞれについて、倍率7500倍で任意の５つの視野内を観察する。さらにラメラー間隔が一番狭い部分が存在した場合には、倍率20000倍で観察し、視野内のラメラー間隔の測定を行なう。なお、倍率7500倍の視野内にラメラー間隔が狭い部分がない場合や、ラメラーの断面がラメラー面に対して垂直でなく斜めになっている場合は、別の視野に切り替えて測定する。ラメラー間隔は、５視野のラメラー間隔測定値の平均値で評価する。

【実施例】

【００４１】

(実施例１)

表１に示す組成を有する鋼材について、表２に示す条件で圧延，冷却を行なって、パーライト鋼レールを製造した。冷却はレール頭部のみに行ない、冷却停止後は放冷した。このパーライト鋼レールについて、ビッカース硬さ，ラメラー間隔，耐摩耗性，耐疲労損傷性および耐遅れ破壊性を評価した。その結果を表３に示す。表２中の圧延仕上温度とは、最終圧延ミル入側のレール頭部側面表層の温度を放射温度計で測定した値を圧延仕上温度として示している。冷却停止温度は、冷却設備出側のレール頭部側面表層の温度を放射温度計で測定した値を冷却停止温度として示している。冷却速度は、冷却開始から冷却停止までの間の温度の時間変化を冷却速度とした。

【００４２】

【表１】

鋼No	成分（質量%）									[%Mn]／[%Cr]	[%V]／[%N]	DI	C_{eq}	[%Si]＋[%Mn]＋[%Cr]	備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	N							
1－A	0.68	0.18	1.00	0.014	0.016	0.20	0.000	0.0035		5.0	0.0	3.8	0.87	1.38	基準材
1－B	0.81	0.52	0.71	0.011	0.006	0.82	0.073	0.0035		0.9	20.9	8.5	1.17	2.05	発明例
1－C	0.84	0.53	0.53	0.011	0.003	0.79	0.061	0.0056		0.7	10.9	7.4	1.18	1.85	
1－D	0.84	0.61	0.66	0.012	0.004	0.88	0.017	0.0021		0.8	8.1	8.2	1.16	2.15	
1－E	0.83	0.51	0.68	0.010	0.004	0.84	0.092	0.0031		0.8	29.7	8.6	1.21	2.03	
1－F	0.81	0.51	0.71	0.012	0.005	0.80	0.089	0.0020		0.9	44.5	8.5	1.18	2.02	比較例
1－G	0.82	0.51	0.73	0.013	0.004	0.79	0.011	0.0039		0.9	2.8	7.7	1.12	2.03	
1－H	0.81	0.66	0.69	0.011	0.005	0.83	0.015	0.0022		0.8	6.8	8.1	1.13	2.18	
1－I	0.82	0.59	0.68	0.010	0.006	0.77	0.072	0.0022		0.9	32.7	8.2	1.18	2.04	
1－J	0.76	0.51	0.69	0.011	0.003	0.82	0.072	0.0042		0.8	17.1	8.0	1.12	2.02	発明例
1－K	0.83	0.70	0.63	0.013	0.003	0.79	0.055	0.0050		0.8	11.0	8.1	1.17	2.12	
1－L	0.84	0.69	0.59	0.010	0.004	0.99	0.030	0.0030		0.6	10.0	8.6	1.19	2.27	
1－M	0.82	0.52	0.46	0.011	0.004	1.20	0.063	0.0035		0.4	18.0	8.0	1.20	2.18	
1－N	0.85	0.70	0.55	0.011	0.003	0.83	0.090	0.0045		0.7	20.0	8.1	1.23	2.08	

【００４３】

【表２】

鋼No	圧延仕上温度（℃）	冷却停止温度（℃）	冷却速度（℃／秒）	備考
１－Ａ	900	500	2.0	基準材
１－Ｂ	900	500	1.6	発明例
１－Ｃ	950	550	2.3	
１－Ｄ	900	450	2.2	
１－Ｅ	850	600	3.2	
１－Ｆ	900	550	1.4	比較例
１－Ｇ	950	500	2.2	
１－Ｈ	950	550	1.9	
１－Ｉ	850	500	1.6	
１－Ｊ	900	500	2.6	発明例
１－Ｋ	950	550	3.2	
１－Ｌ	900	500	2.3	
１－Ｍ	850	450	2.5	
１－Ｎ	900	550	3.3	

【００４４】

【表３】

鋼No	レール頭部の表層							レール頭部の内部25mm							備考
	硬さ (Hv)	ラメラー間隔 (μm)	組織 *	摩耗量 (g)	耐摩耗性向上代 (%)	疲労損傷が発生するまでの回転数 (×10⁶回)	耐疲労損傷性向上代 (%)	硬さ (Hv)	ラメラー間隔 (μm)	組織 *	摩耗量 (g)	耐摩耗性向上代 (%)	疲労損傷が発生するまでの回転数 (×10⁶回)	耐疲労損傷性向上代 (%)	遅れ破壊感受性 (%)	遅れ破壊感受性の向上代 (%)	
1－A	370	0.16	P	1.37	－	8.10	－	340	0.23	P	1.40	－	7.65	－	85.0	0.0	基準材
1－B	431	0.06	P	1.10	19.7	9.90	22.2	410	0.08	P	1.16	17.1	9.23	20.7	73.7	13.3	発明例
1－C	420	0.08	P	1.14	16.8	9.68	19.5	403	0.09	P	1.18	15.7	9.00	17.6	75.0	11.8	
1－D	433	0.06	P	1.12	18.2	9.90	22.2	399	0.10	P	1.17	16.4	9.00	17.6	76.1	10.5	
1－E	442	0.05	P	1.09	20.4	10.13	25.1	415	0.08	P	1.16	17.1	9.00	17.6	72.6	14.6	
1－F	430	0.06	P	1.10	19.7	9.90	22.2	412	0.08	P	1.17	16.4	9.23	20.7	72.4	14.8	比較例
1－G	409	0.09	P	1.16	15.3	9.23	14.0	382	0.14	P	1.26	10.0	8.55	11.8	78.1	8.1	
1－H	411	0.08	P	1.14	16.8	9.23	14.0	384	0.14	P	1.26	10.0	8.55	11.8	76.9	9.5	
1－I	436	0.05	P	1.10	19.7	9.90	22.2	402	0.09	P	1.19	15.0	9.23	20.7	72.3	14.9	
1－J	435	0.06	P	1.12	18.2	9.90	22.2	402	0.09	P	1.19	15.0	9.00	17.6	73.9	13.1	発明例
1－K	440	0.06	P	1.11	19.0	9.90	22.2	401	0.10	P	1.18	15.7	9.00	17.6	75.2	11.5	
1－L	439	0.06	P	1.12	18.2	9.68	19.5	403	0.10	P	1.19	15.0	9.00	17.6	75.6	11.1	
1－M	441	0.05	P	1.12	18.2	9.90	22.2	409	0.09	P	1.17	16.4	9.00	17.6	75.3	11.4	
1－N	433	0.06	P	1.14	16.8	9.68	19.5	399	0.10	P	1.19	15.0	9.00	17.6	74.8	12.0	

＊　Pはパーライト，Mはマルテンサイト，θは初析セメンタイト

【００４５】

また表１に示す１－Ｂから１－ＮのＶ含有量とＮ含有量から［％Ｖ］／［％Ｎ］値を算出し、得られた［％Ｖ］／［％Ｎ］値と表３に示す遅れ破壊感受性の向上代との関係を図６に示す。

これらの結果から、［％Mn］／［％Cr］値を0.3以上1.0未満とした上で、［％Ｖ］／［％Ｎ］値を8.0～30.0とすることで、少なくともレール頭部の表層から25mm範囲がHv380以上Hv480未満となり、耐摩耗性および耐疲労損傷性が向上し、かつ耐遅れ破壊性が10％以

上向上していることが分かる。一方、１－Ｆや１－Ｉのように、［％Ｖ］／［％Ｎ］値が30を超えても、耐遅れ破壊性の顕著な向上は認められないことが分かる。

【００４６】

(実施例２)

表４に示す組成を有する鋼材について、表５に示す条件で圧延，冷却を行なって、パーライト鋼レールを製造した。冷却はレール頭部のみに行ない、冷却停止後は放冷した。このパーライト鋼レールについて実施例１と同様、ビッカース硬さ，ラメラー間隔，耐摩耗性，耐疲労損傷性および耐遅れ破壊性を評価した。その結果を表６に示す。

【００４７】

【表４】

鋼No	成分（質量%）															[%Mn]／[%Cr]	[%V]／[%N]	DI	C_{∞}	[%Si]+[%Mn]+[%Cr]	備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	N	Nb	Cu	Ni	Mo	Ti								
2－A	0.68	0.18	1.00	0.014	0.016	0.20	0.000	0.0035								5.0	0.0	3.8	0.87	1.38	基準材
2－B	0.84	0.55	0.55	0.012	0.004	0.77	0.056	0.0021	0.03							0.7	26.7	6.8	1.16	1.87	発明例
2－C	0.84	0.65	0.39	0.011	0.008	0.78	0.051	0.0055	0.01	0.05	0.05					0.5	9.3	5.7	1.14	1.82	
2－D	0.84	0.55	0.33	0.011	0.004	1.09	0.120	0.0043		0.05	0.05	0.05				0.3	27.9	6.9	1.25	1.97	
2－E	0.82	0.52	0.66	0.015	0.003	0.83	0.050	0.0051	0.02			0.03				0.8	9.8	7.9	1.15	2.01	
2－F	0.82	0.54	0.77	0.013	0.005	0.85	0.029	0.0031	0.02			0.03				0.9	9.4	8.7	1.15	2.16	
2－G	0.82	0.66	0.47	0.016	0.002	1.15	0.013	0.0016	0.01		0.05					0.4	8.1	7.9	1.16	2.28	
2－H	0.81	0.53	0.72	0.012	0.007	0.86	0.055	0.0051		0.03	0.07	0.15				0.8	10.8	8.6	1.16	2.11	
2－I	0.83	0.51	0.51	0.010	0.005	0.65	0.031	0.0032	0.02							0.8	9.7	5.4	1.09	1.67	
2－J	0.81	0.52	0.44	0.011	0.003	0.69	0.062	0.0044	0.01			0.08				0.6	14.1	5.4	1.10	1.65	
2－K	0.81	0.52	0.44	0.012	0.004	0.75	0.042	0.0032	0.02							0.6	13.1	5.5	1.09	1.71	
2－L	0.79	0.51	0.31	0.011	0.003	0.70	0.033	0.0019	0.01							0.4	17.4	4.1	1.03	1.52	
2－M	0.78	0.31	0.72	0.011	0.004	1.08	0.044	0.0048	0.04	0.03	0.03	0.03				0.7	9.2	8.7	1.14	2.11	比較例
2－N	0.70	0.62	0.81	0.012	0.004	0.89	0.031	0.0022	0.02							0.9	14.1	9.0	1.06	2.32	
2－P	1.05	0.51	0.58	0.009	0.003	0.63	0.027	0.0031	0.02			0.04				0.9	8.7	6.5	1.31	1.72	
2－Q	0.84	0.94	0.63	0.009	0.008	0.81	0.044	0.0042	0.02	0.05	0.05					0.8	10.5	8.9	1.20	2.38	
2－R	0.83	0.62	0.31	0.007	0.003	1.25	0.021	0.0045	0.01			0.16				0.2	4.7	6.3	1.17	2.18	
2－S	0.76	0.53	1.16	0.011	0.004	0.50	0.081	0.0042				0.05				2.3	19.3	9.2	1.14	2.19	
2－T	0.80	0.51	0.36	0.013	0.007	1.35	0.051	0.0041		0.05	0.05	0.03				0.3	12.4	7.3	1.18	2.22	
2－U	0.79	0.73	0.55	0.011	0.004	0.75	0.055	0.0055	0.02				0.01			0.7	10.0	7.0	1.12	2.03	
2－V	0.77	0.62	0.61	0.010	0.004	0.72	0.025	0.0031	0.01							0.8	8.1	6.6	1.06	1.95	発明例
2－W	0.84	0.51	0.51	0.014	0.003	0.71	0.053	0.0055				0.01				0.7	9.6	6.1	1.13	1.73	
2－X	0.82	0.70	0.31	0.013	0.004	1.11	0.048	0.0059		0.01	0.01					0.3	8.1	6.4	1.17	2.12	

【００４８】

【表５】

鋼No	圧延仕上温度（℃）	冷却停止温度（℃）	冷却速度（℃／秒）	備考
２－Ａ	900	500	2.0	基準材
２－Ｂ	900	500	2.3	発明例
２－Ｃ	900	500	1.9	
２－Ｄ	950	550	1.3	
２－Ｅ	900	500	2.2	
２－Ｆ	900	500	1.9	
２－Ｇ	950	500	2.3	
２－Ｈ	900	600	2.0	
２－Ｉ	950	500	2.0	
２－Ｊ	850	550	2.1	
２－Ｋ	950	450	2.8	
２－Ｌ	950	550	2.0	
２－Ｍ	900	500	2.1	比較例
２－Ｎ	900	550	2.0	
２－Ｐ	950	500	2.2	
２－Ｑ	900	500	2.3	
２－Ｒ	850	450	3.1	
２－Ｓ	850	650	2.4	
２－Ｔ	850	550	3.2	
２－Ｕ	900	600	2.2	
２－Ｖ	850	550	2.6	発明例
２－Ｗ	900	500	2.4	
２－Ｘ	900	600	2.6	

【００４９】

【表６】

鋼No	レール頭部の表層							レール頭部の内部25mm							備考
	硬さ (Hv)	ラメラー間隔 (μm)	組織 *	摩耗量 (g)	耐摩耗性向上代 (%)	疲労損傷が発生するまでの回転数 (×10⁵回)	耐疲労損傷性向上代 (%)	硬さ (Hv)	ラメラー間隔 (μm)	組織 *	摩耗量 (g)	耐摩耗性向上代 (%)	疲労損傷が発生するまでの回転数 (×10⁵回)	耐疲労損傷性向上代 (%)	遅れ破壊感受性 (%)	遅れ破壊感受性の向上代 (%)	
2－A	370	0.16	P	1.37	－	8.10	－	340	0.23	P	1.40	－	7.65	－	85.0	0.0	基準材
2－B	425	0.08	P	1.10	19.7	9.68	19.5	399	0.10	P	1.17	16.4	9.00	17.6	72.4	14.8	発明例
2－C	429	0.07	P	1.11	19.0	9.68	19.5	395	0.11	P	1.18	15.7	9.00	17.6	72.2	15.1	
2－D	431	0.06	P	1.10	19.7	9.68	19.5	401	0.10	P	1.17	16.4	9.00	17.6	73.1	14.0	
2－E	428	0.07	P	1.11	19.0	9.90	22.2	400	0.10	P	1.17	16.4	9.00	17.6	74.2	12.7	
2－F	434	0.06	P	1.10	19.7	9.90	22.2	398	0.10	P	1.18	15.7	9.00	17.6	74.2	12.7	
2－G	459	0.05	P	1.07	21.9	10.58	30.6	417	0.09	P	1.15	17.9	9.45	23.5	75.1	11.6	
2－H	438	0.05	P	1.10	19.7	10.35	27.8	412	0.09	P	1.16	17.1	9.45	23.5	75.1	11.6	
2－I	419	0.11	P	1.15	16.1	9.23	14.0	381	0.15	P	1.25	10.7	8.55	11.8	74.8	12.0	
2－J	422	0.12	P	1.14	16.8	9.00	11.1	381	0.15	P	1.25	10.7	8.55	11.8	74.5	12.4	
2－K	425	0.08	P	1.10	19.7	9.90	22.2	383	0.14	P	1.25	10.7	8.55	11.8	74.1	12.8	
2－L	411	0.09	P	1.14	16.8	9.23	14.0	380	0.15	P	1.26	10.0	8.55	11.8	73.9	13.1	
2－M	411	0.11	P	1.17	14.6	9.00	11.1	377	0.17	P	1.31	6.4	8.33	8.9	74.3	12.6	比較例
2－N	409	0.11	P	1.14	16.8	9.00	11.1	373	0.19	P	1.33	5.0	8.33	8.9	74.3	12.6	
2－P	432	0.05	P＋θ	1.11	19.0	8.78	8.4	378	0.17	P	1.31	6.4	8.33	8.9	74.0	12.9	
2－Q	488	－	P＋M	1.21	11.7	8.55	5.6	421	0.08	P	1.14	18.6	9.45	23.5	76.2	10.4	
2－R	483	－	P＋M	1.21	11.7	8.55	5.6	432	0.07	P	1.10	21.4	9.68	26.5	76.2	10.4	
2－S	495	－	P＋M	1.18	13.9	8.55	5.6	440	0.06	P	1.08	22.9	9.68	26.5	76.5	10.0	
2－T	500	－	P＋M	1.18	13.9	8.55	5.6	437	0.06	P	1.10	21.4	9.45	23.5	76.3	10.2	
2－U	412	0.11	P	1.17	14.6	8.78	8.4	388	0.15	P	1.19	15.0	7.88	3.0	76.3	10.2	
2－V	421	0.09	P	1.13	17.5	9.68	19.5	395	0.11	P	1.21	13.6	8.78	14.8	73.9	13.1	発明例
2－W	435	0.08	P	1.11	19.0	9.68	19.5	403	0.10	P	1.17	16.4	9.00	17.6	74.1	12.8	
2－X	439	0.07	P	1.10	19.7	9.68	19.5	409	0.09	P	1.14	18.6	9.23	20.7	74.1	12.8	

＊　Pはパーライト，Mはマルテンサイト，θは初析セメンタイト

【００５０】

これらの結果から、２－Ｂから２－Ｌ，２－Ｖから２－Ｘのように、Si，Mn，Cr，Ｖ，Ｎの添加量を適正化し、および［%Mn］／［%Cr］値を0.3以上1.0未満，［%Ｖ］／［%Ｎ］値を8.0～30.0とした上で、さらに、Cu，Ni，Nb，Moの中から選ばれる１種または２種以上の成分を適正範囲で添加することにより、耐摩耗性，耐疲労損傷性および耐遅れ破壊性が向上していることが分かる。また、発明例の中で２－Ｂから２－Ｈ，２－Ｖから２－Ｘのように、ＤＩ値を5.6～8.6，C_{eq}値を1.04～1.27に制御することにより、２－Ｉか

ら２－Ｌに比べて耐磨耗性と耐疲労損傷性が向上することが分かる。さらに、２－Ｕのように、Tiを添加すると、耐疲労損傷性が低下することが分かる。

【図面の簡単な説明】

【００５１】

【図１】耐磨耗性を評価する西原式摩耗試験片を示す図であり、(a)は平面図、(b)は側面図である。

【図２】西原式摩耗試験片の採取位置を示すレール頭部の断面図である。

【図３】耐疲労損傷性を評価する西原式摩耗試験片を示す図であり、(a)は平面図、(b)は側面図である。

【図４】ＳＳＲＴ試験片の採取位置を示すレール頭部の断面図である。

【図５】ＳＳＲＴ試験片の寸法形状を示す断面図である。

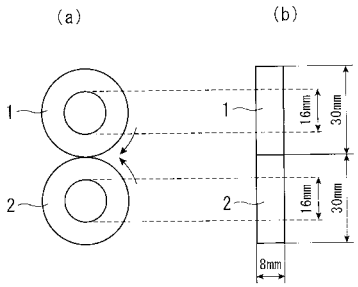
【図６】［％Ｖ］／［％Ｎ］値と遅れ破壊感受性の向上代との関係を示すグラフである。

【符号の説明】

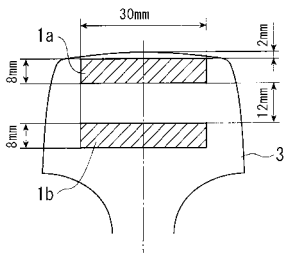
【００５２】

１　パーライト鋼レールから採取した西原式摩耗試験片
1a　レール頭部の表層部から採取した西原式摩耗試験片
1b　レール頭部の内部から採取した西原式摩耗試験片
２　タイヤ試験片
３　レール頭部
４　ＳＳＲＴ試験片

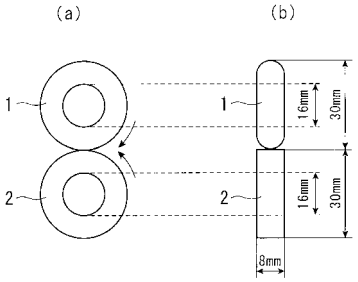
【図１】



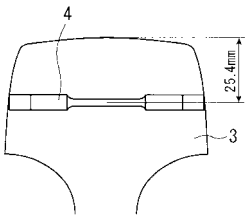
【図２】



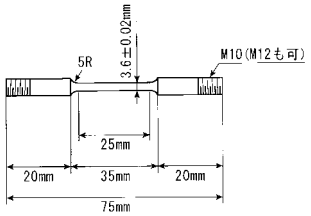
【図３】



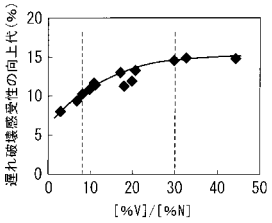
【図４】



【図５】



【図６】



フロントページの続き

(72)発明者　西村　公宏
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社内
(72)発明者　鹿内　伸夫
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号　ＪＦＥスチール株式会社内

審査官　森井　隆信

(56)参考文献　特開２００２－３６３６９６（ＪＰ，Ａ）
特開平１０－１９５６０１（ＪＰ，Ａ）
特開２００３－２９３０８６（ＪＰ，Ａ）

(58)調査した分野(Int.Cl.，ＤＢ名)
Ｃ２２Ｃ　３８／００
Ｃ２１Ｄ　８／００
Ｃ２１Ｄ　９／０４
Ｃ２２Ｃ　３８／２４
Ｃ２２Ｃ　３８／４８