

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号  
特許第7417170号  
(P7417170)

(45)発行日 令和6年1月18日(2024.1.18)

(24)登録日 令和6年1月10日(2024.1.10)

(51)国際特許分類

F I

E 0 1 B	11/50	(2006.01)	E 0 1 B	11/50	
E 0 1 B	29/44	(2006.01)	E 0 1 B	29/44	
C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 Z
C 2 2 C	38/38	(2006.01)	C 2 2 C	38/38	
C 2 2 C	38/58	(2006.01)	C 2 2 C	38/58	

請求項の数 3 (全41頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2022-553843(P2022-553843)  
 (86)(22)出願日 令和3年9月21日(2021.9.21)  
 (86)国際出願番号 PCT/JP2021/034463  
 (87)国際公開番号 WO2022/071007  
 (87)国際公開日 令和4年4月7日(2022.4.7)  
 審査請求日 令和4年12月23日(2022.12.23)  
 (31)優先権主張番号 特願2020-165639(P2020-165639)  
 (32)優先日 令和2年9月30日(2020.9.30)  
 (33)優先権主張国・地域又は機関  
 日本国(JP)

(73)特許権者 000006655  
 日本製鉄株式会社  
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号  
 (74)代理人 100149548  
 弁理士 松沼 泰史  
 (74)代理人 100140774  
 弁理士 大浪 一徳  
 (74)代理人 100134359  
 弁理士 勝俣 智夫  
 (74)代理人 100188592  
 弁理士 山口 洋  
 (74)代理人 100217249  
 弁理士 堀田 耕一郎  
 (74)代理人 100221279  
 弁理士 山口 健吾

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 溶接レール

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

頭部及び柱部を有する、高さhの複数のレール部と、  
 前記レール部を接合する溶接継ぎ手部と  
 を備え、

前記レール部は、化学成分として、単位質量%で、

C : 0 . 7 5 ~ 1 . 2 0 %、  
 S i : 0 . 1 0 ~ 2 . 0 0 %、  
 M n : 0 . 1 0 ~ 2 . 0 0 %、  
 C r : 0 . 1 0 ~ 1 . 5 0 %、  
 P 0 . 0 2 5 0 %、  
 S 0 . 0 2 5 0 %、  
 M o : 0 ~ 0 . 5 0 %、  
 C o : 0 ~ 1 . 0 0 %、  
 B : 0 ~ 0 . 0 0 5 0 %、  
 C u : 0 ~ 1 . 0 0 %、  
 N i : 0 ~ 1 . 0 0 %、  
 V : 0 ~ 0 . 5 0 %、  
 N b : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 %、  
 T i : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 %、

Mg : 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %、  
 Ca : 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %、  
 REM : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 %、  
 N : 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %、  
 Zr : 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %、及び  
 Al : 0 ~ 1 . 0 0 %

を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、

前記溶接継ぎ手部のHAZ幅が60mm以下であり、

前記溶接継ぎ手部の、溶接レールの長手方向及び上下方向に平行かつ前記溶接継ぎ手部の中心を通る断面の、頭頂部外郭表面から0 ~ ( 2 / 3 ) × h、且つ溶接中心から長手方向に±5mmの領域において、マルテンサイト組織の面積率が0 . 0 0 0 6 %以上0 . 1 0 0 0 %以下であり、

10

前記領域において、粒径20 ~ 200 μmのマルテンサイト組織の個数が3 ~ 80個であることを特徴とする溶接レール。

【請求項2】

さらに、前記溶接継ぎ手部の前記領域におけるCr偏析度が2 . 0 0以下であることを特徴とする請求項1に記載の溶接レール。

【請求項3】

前記レール部がさらに、前記化学成分として、単位質量%で、

Mo : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 %、  
 Co : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、  
 B : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 0 5 0 %、  
 Cu : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、  
 Ni : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、  
 V : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 %、  
 Nb : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 5 0 0 %、  
 Ti : 0 . 0 0 3 0 ~ 0 . 0 5 0 0 %、  
 Mg : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 0 0 %、  
 Ca : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 2 0 0 %、  
 REM : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 5 0 0 %、  
 N : 0 . 0 0 2 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %、  
 Zr : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 2 0 0 %、  
 Al : 0 . 0 1 0 0 ~ 1 . 0 0 %、

20

の一種以上を含有する

ことを特徴とする請求項1または2に記載の溶接レール。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、溶接レールに関する。

本願は、2020年9月30日に、日本に出願された特願2020 - 165639号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

40

【背景技術】

【0002】

フラッシュバット溶接は、レールの溶接方法として広く普及している。フラッシュバット溶接の特徴として、自動化が可能であり、品質の安定性が高く、溶接時間が短いなどの長所を有することが知られている。

【0003】

フラッシュバット溶接は、加熱によりレール端面を溶かした後、溶融面を加圧密着させて、互いのレールを接合する技術である。フラッシュバット溶接の際、レールは室温からその融点近くまで加熱され、次いで冷却される。そのため、フラッシュバット溶接によっ

50

て、レールの金属組織及び硬さに変化が生じる。溶接、切断などの熱で冶金的性質、機械的性質などが変化を生じた部分は、熱影響部（HAZ：Heat Affected Zone）と呼ばれる。

【0004】

HAZのうち、溶接時にA1点以上まで加熱された箇所においては、金属組織のオーステナイト化及びパーライト変態が生じる。さらにHAZのうち、A1点未満であるが、その近傍まで加熱された箇所においては、金属組織であるパーライト組織の分解が生じる。これにより、HAZでは硬度の低下が発生する。溶接レールにおいて硬度低下が発生すると、車輪の通過によるレール頭部のHAZの摩耗が促進される。そして、HAZと母材との摩耗速度の違いにより、溶接継ぎ手部に凹凸が発生し易くなる。このため、列車走行時に溶接継ぎ手部に過大な荷重が作用し、溶接レールの折損等の可能性が増す。このため、レールのフラッシュバット溶接において、溶接継ぎ手部のHAZ幅を狭めること、及びHAZにおける軟化を抑制することが求められる。なお、HAZ幅とHAZの軟化との間には相関があり、HAZ幅が増加するほどHAZの軟化が著しくなる傾向にある。そのため、HAZ幅を低減すれば、HAZ軟化の抑制も達成されることとなる。

例えば、HAZ幅を狭めるために、次のような技術が提案されている。

【0005】

特許文献1においては、レールのフラッシュ溶接において、レール長手方向のHAZ幅を低減するため、頭頂面におけるレール長手方向の長さが15mm以上であり、かつ頭頂面と接触する部分の厚みが10mm以上の当て金を溶接前のレール端面から20mm以上50mm以内にセットし、その後、レールをフラッシュバット溶接することにより、硬さが低下する溶接継ぎ手のHAZの幅（レール長手方向）を15mm以下にすることができると示されている。

【0006】

特許文献2においては、レールのフラッシュ溶接において、レール長手方向のHAZ幅を低減するため、後期フラッシュ速度を2.1mm/sec以上とし、HAZ幅が27mm以下、かつ、軟化幅が10mm以下とするレール溶接継ぎ手を実現するフラッシュバット溶接方法が記されている。

【0007】

特許文献3においては、レール溶接部における柱部冷却領域を、オーステナイトからパーライトへの変態が完了するまでの少なくとも一部の温度範囲において冷却する第1の柱部冷却工程と；前記レール溶接部における前記柱部の全体がパーライトへ変態後、前記柱部冷却領域を冷却する第2の柱部冷却工程と；前記レール溶接部における足部を冷却する足部冷却工程と；前記レール溶接部における頭部を冷却する頭部冷却工程と；を有し、前記第1の柱部冷却工程及び前記第2の柱部冷却工程の冷却時間を $t$ （分）とすると、 $k$ 値が $-0.1t + 0.63$   $k = -0.1t + 2.33$ で示される式を満たすレール溶接部の冷却方法が開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【文献】日本国特開2007-289970号公報

【文献】国際公開第2011/052562号

【文献】国際公開第2010/116680号

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

しかしながら、特許文献1のように当て金を装着する方法では、別途用意された当て金を指定された範囲に装着する必要がある。しかし、当て金が配置される箇所は、レールの突合せ端面に極めて近いので、飛散した溶融金属が当て金に固着する。そのため、特許文献1の方法では、当て金の脱着が容易ではなく、さらに、当て金に固着した金属の除去に

10

20

30

40

50

も手間を要する。そのため、特許文献1の方法は、自動化され溶接能率の高いフラッシュバット溶接の効率を損なう問題がある。また、特許文献1に記載の技術は、溶接継ぎ手部の凹凸を低減することを主な目的としており、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性及び耐折損性を向上させることは考慮されていない。さらに、特許文献1に記載の技術では、当て金を用いてレールを冷却することにより、溶接継ぎ手部の靱性を低下させるマルテンサイト組織が生成し易くなり、レールの折損等の可能性が増すと言った問題があった。

特許文献2は、摩耗による溶接継ぎ手部の凹凸を低減することが主な目的であり、レール溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性及び耐折損性を向上させることを目的としたものではなかった。また、特許文献2に示すような溶接条件では、HAZ幅を低減させた場合に、レール溶接継ぎ手部に靱性を低下させる粗大なマルテンサイト組織が生成し易くなり、レールの折損等の可能性が増すと言った問題があった。

特許文献3に記載の技術の主な目的は、フラッシュバット溶接後のレールにおける残留応力の低減にある。HAZ幅を減少させることは、特許文献3に記載の技術の目的とはされていない。また、HAZ幅を狭めるようにフラッシュバット溶接を行うと、レール母材部からレール溶接部にかけての温度勾配が急峻化して、溶接後のレールにおける残留応力が増大する。そのため、特許文献3の技術においてHAZ幅を狭めることは容易ではない。

また、レールのフラッシュバット溶接では、溶接後の溶接継ぎ手部の冷却速度が高い。このため、溶接継ぎ手部では、靱性の低いマルテンサイト組織が生成し易い。特に、レール頭部内部及び柱部の合金偏析部にマルテンサイト組織が生成する。パーライト組織中にマルテンサイト組織が生成すると、レールの折損が発生することが知られている。このため、溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織については、その生成量がレールの規格等で規制されている(例えば、「CAN SPECIFICATION FOR THE MANUFACTURE OF STEEL RAIL」Canadian National Railway Company, August 8, 2006, 12-16D)。しかしながら、これまでこのマルテンサイト組織の有害性については明確な評価はされておらず、有害性に対する定量的な評価もされていない。

#### 【0010】

本発明は、上述した問題点に鑑み案出されたものであり、溶接レールの溶接継ぎ手における耐疲労損傷性及び耐折損性を向上させることを目的としたものである。好ましくは、軌道環境が厳しい貨物鉄道のレールのフラッシュバット溶接継ぎ手における、極めて厳しい耐疲労損傷性及び耐折損性の要求を満足することができるレールを提供することを課題とする。

#### 【課題を解決するための手段】

#### 【0011】

本発明の要旨は、下記に示すレールにある。

#### 【0012】

(1) 本発明の一態様に係る溶接レールは、頭部及び柱部を有する、高さhの複数のレール部と、前記レール部を接合する溶接継ぎ手部とを備え、前記レール部は、化学成分として、単位質量%で、C: 0.75~1.20%、Si: 0.10~2.00%、Mn: 0.10~2.00%、Cr: 0.10~1.50%、P: 0.0250%、S: 0.0250%、Mo: 0~0.50%、Co: 0~1.00%、B: 0~0.0050%、Cu: 0~1.00%、Ni: 0~1.00%、V: 0~0.50%、Nb: 0~0.0500%、Ti: 0~0.0500%、Mg: 0~0.0200%、Ca: 0~0.0200%、REM: 0~0.0500%、N: 0~0.0200%、Zr: 0~0.0200%、及びAl: 0~1.00%を含有し、残部がFeおよび不純物からなり、前記溶接継ぎ手部のHAZ幅が60mm以下であり、前記溶接継ぎ手部の、溶接レールの長手方向及び上下方向に平行かつ前記溶接継ぎ手部の中心を通る断面の、頭頂部外郭表面から $0 \sim (2/3) \times h$ 、且つ溶接中心から長手方向に $\pm 5$ mmの領域において、マルテンサイト組織の面積率が0.0006%以上0.1000%以下であり、前記領域において、粒径 $20 \sim 200 \mu\text{m}$ のマルテンサイト組織の個数が3~80個である。

(2) 上記(1)に記載の溶接レールでは、さらに、前記溶接継ぎ手部の前記領域におけるCr偏析度が2.00以下であってもよい。

(3) 上記(1)または(2)に記載の溶接レールでは、前記レール部がさらに、前記化学成分として、単位質量%で、Mo:0.01~0.50%、Co:0.01~1.00%、B:0.0001~0.0050%、Cu:0.01~1.00%、Ni:0.01~1.00%、V:0.01~0.50%、Nb:0.0010~0.0500%、Ti:0.0030~0.0500%、Mg:0.0005~0.0200%、Ca:0.0005~0.0200%、REM:0.0005~0.0500%、N:0.0020~0.0200%、Zr:0.0001~0.0200%、Al:0.0100~1.00%、の一種以上を含有してもよい。

10

【発明の効果】

【0013】

本発明の上記態様によれば、溶接レールの溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性及び耐折損性を向上させることが可能となる。

【図面の簡単な説明】

【0014】

【図1A】溶接レールの側面図である。

【図1B】溶接レールの長手方向断面における硬さ分布の一例である。

【図2】溶接レールのレール部の、長手方向に垂直な断面図である。

【図3】レール/車輪の転動による損傷を再現する転動疲労試験機の概要を示した図である。

20

【図4】レールの落重試験の概要を示した図である。

【図5A】溶接レールの溶接継ぎ手部の長手方向断面図、及び、溶接レールの溶接継ぎ手部のC-C断面図である。

【図5B】長手方向断面及び溶接継ぎ手部の斜視図である。

【図6】溶接継ぎ手部の粒径20~200 $\mu$ mのマルテンサイト組織の個数とレール折損の関係を示したグラフである。

【図7】偏析部のCr濃度の算定方法を示したグラフである。

【図8】溶接継ぎ手部のHAZ幅と粒径20~200 $\mu$ mのマルテンサイト組織の個数の関係を示したグラフである。

30

【発明を実施するための形態】

【0015】

本発明の一実施形態に係る耐疲労損傷性及び耐折損性に優れた溶接レールにつき、詳細に説明する。以下、組成における質量%は、単に%と記載する。

【0016】

まず、本実施形態において用いられる用語を説明する。

溶接レール1は、図1A及び図2に示されるように、頭部121及び柱部122を有する複数のレール部12と、これらレール部12を接合する溶接継ぎ手部11とを備えるものである。なお、図1A中の符号「A」は、後述する溶接中心を示す。また、溶接前のレールに関しては、便宜上、単に「レール」、と称することにより、溶接レールと区別する。即ち、「レール(rail)」は溶接継ぎ手部11を有しない溶接前のレールのことであり、「溶接レール(welded rail)」は溶接継ぎ手部11を有する溶接後のレールのことであり、「レール部(rail portion)」は溶接レール1における溶接継ぎ手部11以外の部分のことであり、

40

【0017】

レール頭部(又は頭部)121とは、図2に示されるレール部12の横断面において、レール部12の上下方向中央における括れた部分よりも上側の部分をいう。また、レール柱部(又は柱部)122とは、図に示されるレール部12の横断面において、レール部12の上下方向中央における括れた部分をいう。さらに、レール底部(又は底部)123とは、図に示されるレール部12の横断面において、レールの上下方向中央における括れた

50

部分よりも下側の部分をいう。また、レール頭部 1 2 1 において、上部の外郭表面を頭頂面、又はレール頭頂部外郭表面 1 2 1 1 と称する。また、レール頭部 1 2 1 の下部の括れた部分を、レール顎下部（又は顎下部）1 2 1 2 と称する。なお、当然ながら、溶接レール 1 の上下方向とは、溶接レール 1 が軌道として使用される際の上下方向を意味する。

#### 【 0 0 1 8 】

溶接継ぎ手部 1 1 とは、J I S Z 3 0 0 1 - 1 : 2 0 1 8 に規定された「溶接継手」のことであり、部材を溶接で一つにした結合部を意味する。溶接継ぎ手部 1 1 は熱影響部（H A Z）1 1 1 を含む。本実施形態において、部材とはレール部 1 2 の材料となるレールのことである。なお、溶接レール 1 において溶接継ぎ手部 1 1 の形状はレール部 1 2 と略同一となる。従って、溶接継ぎ手部 1 1 も、レール部 1 2 と同様に、頭部及び柱部に該当する箇所を有する形状をなす。

10

溶接継ぎ手部 1 1 の長手方向断面とは、溶接レール 1 の長手方向及び上下方向に平行であり、且つ溶接継ぎ手部 1 1 の中心を通る、溶接継ぎ手部 1 1 及びその周囲の断面のことである。図 5 A 及び図 5 B に、溶接継ぎ手部 1 1 の長手方向断面の概略図を示す。

熱影響部 1 1 1（heat-affected zone、H A Z）とは、本実施形態に係る溶接レールにおいては、図 1 B に示される最軟化部間の領域を意味する。図 1 B は、溶接レールの溶接継ぎ手部 1 1 の長手方向断面において、溶接レールの長手方向に沿って、溶接継ぎ手部 1 1 のレール頭頂部外郭表面 1 2 1 1 から 5 m m 下の位置の硬さを連続的に測定することによって得られる、長手方向断面の硬さ分布のグラフの一例である。通常、フラッシュバット溶接によって得られた溶接レールの硬さ分布のグラフにおいては、レールの継目の両側に 2 つの谷が生じる。レールの継目の左側及び右側それぞれにおいて最も柔らかい箇所を、溶接継ぎ手部 1 1 の最軟化部と定義する。この 2 つの最軟化部間の領域を、熱影響部（H A Z）1 1 1 と定義する。また、溶接レールの長手方向に沿って測定される、2 つの最軟化部の間隔を、H A Z 幅 W と定義する。なお、ナイタルを用いて溶接継ぎ手部 1 1 の長手方向断面をエッチングした後で変色した領域は、上述の定義による H A Z とおおむね一致する。

20

溶接中心 A とは、溶接継ぎ手部 1 1 の長手方向断面において、熱影響部 1 1 1 の中心を通る、溶接レールの上下方向に沿った直線を意味する。通常、溶接中心 A は、レールの継目とおおむね一致する。

#### 【 0 0 1 9 】

次に、本発明の技術思想について説明する。本発明者らは、溶接レールの溶接継ぎ手部に発生する損傷を調査した。実軌道で発生した損傷レールを調査した結果、損傷の発生形態には、（ 1 ）溶接レールの底部から発生する疲労き裂を起点とする折損、及び（ 2 ）溶接レールの頭部の内部及び柱部から発生する、脆性き裂を起点とする折損があることを確認した。そこで、これらの発生原因を調査した。

30

#### 【 0 0 2 0 】

まず、（ 1 ）底部から発生する疲労き裂を起点とする折損について調査した。底部から疲労き裂が発生している溶接継ぎ手部では、その頭部で摩耗による深い凹部が生じていた。また、底部から疲労き裂が発生している溶接継ぎ手部では、溶接継ぎ手部の H A Z 幅が著しく大きいことがわかった。

40

#### 【 0 0 2 1 】

さらに、溶接レールの底部から発生する疲労き裂を起点とする折損を抑制するために、溶接継ぎ手部の H A Z 幅と、折損との関係を検証した。共析鋼レール、及び過共析鋼レール（ 0 . 7 5 ~ 1 . 2 0 % C ）を用いてフラッシュバット溶接試験を行い、H A Z 幅が異なる種々の溶接継ぎ手を作成した。そして、図 3 に示すレール / 車輪の転動による損傷を再現する試験機を用いて、H A Z 幅と溶接レールの底部の応力との関係を評価した。図 3 において、符号 1 は上述の溶接レールであり、符号 2 は溶接レール 1 が載置される枕木を示す。また、符号 5 は、モーター 4 によって回転する車輪 3 を押さえる荷重安定装置を示す。転動疲労試験では、荷重安定装置 5 を用いて所定の荷重を車輪 3 に加えながら、車輪 3 が溶接レール 1 の頭部を長手方向に沿って前後に転動することを繰り返す。溶接前のレ

50

ール、フラッシュバット溶接条件、フラッシュバット溶接継ぎ手部の特性、溶接レール / 車輪の転動疲労試験の条件は下記に示すとおりである。

【 0 0 2 2 】

[ 溶接レール / 車輪の転動試験 ]

溶接前のレール

成分：0.75 ~ 1.20 % C、Si、Mn、Cr を含有し、残部が鉄及び不純物

レール形状：136ポンド（重さ：67kg/m）。

レール頭頂部外郭表面の硬さ：420HV

【 0 0 2 3 】

フラッシュバット溶接条件（予熱フラッシュ方式）

10

初期フラッシュ時間：15sec

予熱回数：2 ~ 16回

後期フラッシュ時間：15 ~ 30sec

平均的な後期フラッシュ速度：0.2 ~ 1.0mm/sec

アセット直前（3sec間）の後期フラッシュ速度：0.3 ~ 3.0mm/sec

アセット荷重：65 ~ 85kN

【 0 0 2 4 】

溶接後の溶接継ぎ手部の冷却条件

頭頂部の平均冷却速度：1.0 / sec（温度範囲：800 ~ 400）

顎下部、及び柱部の平均冷却速度：

20

800 ~ 500 の温度範囲で1.0 / secとし、

500 ~ 400 の温度範囲で1.0 / secとし、

その後50 まで放冷

【 0 0 2 5 】

フラッシュバット溶接継ぎ手部の特性

HAZ幅：10 ~ 80mm

溶接中心の硬さ：390 ~ 440 HV

最軟化部の硬さ：280 HV

【 0 0 2 6 】

溶接レール / 車輪の転動疲労試験の条件

30

試験機：転動疲労試験機（図3参照）

試験片となる溶接レールの形状：長さ2m（長さ方向中央部にフラッシュバット溶接継ぎ手部あり）

車輪：AARタイプ（直径920mm）

ラジアル荷重：300kN

スラスト荷重：50kN

底部応力：400MPa（試験初期にひずみゲージを用いて測定された実測値）

潤滑：水・乾燥の繰り返し潤滑（即ち、溶接レールに一定時間水をかけ、その後、水の供給を停止させて水を乾燥させるサイクルを繰り返す）

車輪を用いた荷重印加の繰り返し回数：最大400万回

40

累積通過トン数：最大12千万トン

合格基準：荷重印加200万回まで未破断

累積通過トン数：溶接レールの上を走行した貨車の総重量、本試験の場合は車輪から作用した通過重量の2倍で評価。即ち、上述のラジアル荷重（300kN）×車輪通過回数×2によって求められる値が累積通過トン数である。

【 0 0 2 7 】

評価

底部き裂の調査方法：目視、及び磁粉探傷

【 0 0 2 8 】

50

【表 1】

HAZ幅 (mm)	破断までの 繰り返し回数 (万回)	判定
60超～80以下	200未満	不合格
40以上～60以下	200～300未満	合格
20以上～40未満	300以上～400未満	合格
10以上～20未満	400万回車輪通過後に 未破断	合格

10

## 【0029】

その結果、表 1 に示すように、HAZ 幅が小さいほど、破断までの繰り返し回数が増加し、溶接継ぎ手部の使用寿命が向上した。また、上述の転動疲労試験後の溶接レールを観察すると、HAZ 幅が小さいほど、溶接継ぎ手部に生成する凹凸が減少することがわかった。

具体的には、HAZ 幅が 60 mm を超えると、溶接継ぎ手部に生成する凹凸が大きくなり、破断までの車輪通過繰り返し回数が 200 万回未満となり、合格基準を満たさなかった。

20

また、HAZ 幅が 40 mm 以上～60 mm 以下の範囲になると、溶接継ぎ手部に生成する凹凸が減少し、破断までの車輪通過繰り返し回数が 200 万回を超え、破断までの車輪通過繰り返し回数が 200 万回以上～300 万回未満の範囲となり、合格基準を満たした。

さらに、HAZ 幅が 20 mm 以上～40 mm 未満になると、溶接継ぎ手部に生成する凹凸がさらに減少し、破断までの車輪通過繰り返し回数が 300 万回以上～400 万回未満の範囲となった。

これに加えて、HAZ 幅が 10 mm 以上～20 mm 未満になると、溶接継ぎ手部に生成する凹凸がさらに減少し、車輪通過繰り返し回数が 400 万回でも破断しなくなった。

本試験により、HAZ 幅の減少に伴い、溶接継ぎ手部の使用寿命がより一層向上することが判明した。

30

## 【0030】

次に、(2) 溶接レールの頭部の内部及び柱部から発生する脆性き裂を起点とする折損の発生原因を調査した。折損が発生した溶接レールの折損の起点部と金属組織との関係を調査した結果、折損の起点部には靱性を低下させるマルテンサイト組織が生成していることが確認された。

## 【0031】

そこで、このマルテンサイト組織と溶接レールの折損との関係を調査した。まず、マルテンサイト組織の生成量と溶接レールの折損との関係を調査した。共析鋼レール、及び過共析鋼レール(0.75～1.20% C)を用いて、フラッシュバット溶接試験を行い、図 4 に示す溶接レールの落重試験を行い、マルテンサイト組織の生成量と溶接レールの折損の有無との関係を評価した。フラッシュバット溶接条件、及び溶接後の溶接継ぎ手部の冷却条件は、上述の溶接試験の条件と同一であった。溶接前のレール、フラッシュバット溶接継ぎ手部の特性、マルテンサイト組織の評価、落重試験の条件は下記に示すとおりである。

40

## 【0032】

溶接前のレール

成分：0.75～1.20% C、Si、Mn、Cr を含有し、残部が鉄及び不純物

レール形状：136 ポンド(重さ：67 kg/m)

頭頂部外郭表面の硬さ：420 HV

50

## 【 0 0 3 3 】

フラッシュバット溶接継ぎ手部の特性

H A Z 幅 : 4 0 m m

溶接中心の硬さ : 3 8 0 ~ 4 4 0 H V

最軟化部の硬さ : 2 8 0 H V

マルテンサイト評価領域 B におけるマルテンサイト組織の面積率 : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 2 0 0 0 %

マルテンサイト評価領域 B におけるマルテンサイト組織の粒径範囲 : 5 μ m 以上

## 【 0 0 3 4 】

マルテンサイト組織の面積率の算定

評価部位 ( 図 5 A 及び図 5 B 参照 ) : 図 5 A 及び図 5 B において破線で囲まれた領域 B 領域 B について詳細に説明すると以下の通りである。図 5 A の左側は、溶接レールの長手方向に垂直な、溶接レールの断面図である。図 5 A の右側は、図 5 A の左側の図に示された C - C 破線における C - C 断面図、即ち、溶接継ぎ手部の、溶接レールの長手方向及び上下方向に平行かつ溶接継ぎ手部の中心を通る断面図である。なお、溶接継ぎ手部の中心とは、溶接レールを使用する際の溶接レールの幅方向における、溶接継ぎ手部の中心のことである。図 5 B は、溶接レールから切り出され、図 5 A の右側に示された断面が現出した組織観察用試料の斜視図である。領域 B は、溶接継ぎ手部の長手方向断面の、レール頭頂部外郭表面 1 2 1 1 から深さ 0 m m 以上 ( 2 / 3 ) × h m m 以下、且つ溶接中心 A から長手方向に幅 ± 5 m m ( 合計幅 1 0 m m ) の領域である。ここで、「 h 」は溶接レール 1 の高さを意味する。以下、この部位を、マルテンサイト評価領域 B と称する。

評価部位の選定理由 : マルテンサイト評価領域 B は、フラッシュバット溶接において A 1 点以上に加熱される部位であり、かつ、これまでのフラッシュバット溶接試験においてマルテンサイト組織が最も生成しやすいことが確認された部位であるため。

マルテンサイト組織の観察 : マルテンサイト評価領域 B を研磨後、ナイタールエッチを行い、光学顕微鏡により観察を行い、マルテンサイトを写真撮影することにより実施した。

研磨条件 : 1 μ m ダイヤペーストでのバフ研磨

ナイタールエッチ条件 : アルコール + 5 % 硝酸

光学顕微鏡観察条件 : 2 0 0 倍

視野 : マルテンサイト評価領域 B の全体

マルテンサイト組織の面積率の算定 : マルテンサイト評価領域 B の、倍率 2 0 0 倍の光学顕微鏡写真を撮影する。次いで、画像解析ソフトを用いて、この光学顕微鏡写真を二値化する。マルテンサイトは通常白色に表示されるので、二値化後の光学顕微鏡写真においてマルテンサイト評価領域 B に占める白色領域の面積割合を、マルテンサイト組織の面積率とみなすことができる。なお、本実施形態に係る溶接レールの溶接継ぎ手部において、マルテンサイト組織以外の金属組織はパーライト組織である。このような金属組織の光学顕微鏡写真において、炭化物を含まないマルテンサイトは白色領域として現れ、パーライトとは明瞭に区別することができる。なお、溶接レールの溶接継ぎ手部において微量なベイナイト組織が含まれる場合もあるが、本実施形態に係る溶接レールにおいては、溶接継ぎ手部におけるベイナイト組織はマルテンサイト組織とみなす。両者を光学顕微鏡写真で判別することが難しく、さらに、両者が溶接レールの耐折損性に及ぼす影響がほぼ同一であるからである。

## 【 0 0 3 5 】

落重試験条件 ( 図 4 参照 )

姿勢 : 頭部を下側、底部を上側として溶接レールを 2 点支持し、溶接レールの底部に落錘落下

スパン ( 2 つの支持点の間隔 ) : 1 0 0 0 m m

落錘重量 : 1 0 k N

落錘高さ : 5 0 0 0 m m

## 【 0 0 3 6 】

10

20

30

40

50

その結果、溶接継ぎ手部のマルテンサイト評価領域 B におけるマルテンサイト組織の面積率が 0.1000% を超えると、落重試験において、溶接レールの折損が発生することが判明した。なお、粒径 20 ~ 200  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織の個数が、後述する通り 80 個以下であっても、マルテンサイト組織の面積率が 0.1000% を超えると折損が発生した。

【0037】

さらに、マルテンサイト評価領域 B におけるマルテンサイト組織の粒径と、溶接レールの折損との関係を調査した。共析鋼レール、及び過共析鋼レール (0.75 ~ 1.20% C) を用いて、フラッシュバット溶接試験を行った。溶接後の冷却条件を変化させ、マルテンサイト組織の粒径を変化させた溶接継ぎ手を作成した。これらに、図 4 に示すレールの落重試験を行い、マルテンサイト組織の粒径と溶接レールの折損の有無との関係を評価した。溶接前のレール、フラッシュバット溶接継ぎ手部の特性およびマルテンサイト組織の粒径測定は下記に示すとおりである。なお、マルテンサイト組織の面積率、及び落重試験の条件は上記に示したとおりである。

10

【0038】

溶接前のレール

成分：0.75 ~ 1.20% C - 0.50% Si - 1.00% Mn - 0.20% Cr - 0.0150% P - 0.0120% S (残部は鉄及び不純物)

レール形状：136 ポンド (重さ：67 kg/m)。

頭頂部外郭表面の硬さ：420 HV

20

フラッシュバット溶接条件 (予熱フラッシュ方式)

溶接後の溶接継ぎ手部の冷却条件

初期フラッシュ時間：15 sec

予熱回数：10 回

後期フラッシュ時間：20 sec

平均的な後期フラッシュ速度：0.6 mm/sec

アブセット直前 (3 sec 間) の後期フラッシュ速度：1.8 mm/sec

アブセット荷重：65 kN

【0039】

溶接後の溶接継ぎ手部の冷却条件

30

頭頂部の平均冷却速度：1.0 / sec (温度範囲：800 ~ 400 )

顎下部、及び柱部の平均冷却速度：

800 ~ 500 の温度範囲で 0.5 ~ 2.0 / sec とし、

500 ~ 400 の温度範囲で 1.0 / sec とし、

その後 50 まで放冷

フラッシュバット溶接継ぎ手部の特性

HAZ 幅：40 mm

溶接中心の硬さ：390 HV

最軟化部の硬さ：280 HV

マルテンサイト評価領域 B におけるマルテンサイト組織の面積率：0.0001 ~ 0.1000%

40

マルテンサイト評価領域 B におけるマルテンサイト組織の粒径範囲：5  $\mu\text{m}$  以上

マルテンサイト組織の粒径測定：マルテンサイト評価領域 B におけるマルテンサイト組織の写真について、画像解析により個々のマルテンサイト組織それぞれの面積を測定した。そして、マルテンサイト組織の形状を円と仮定し、面積に基づいて円相当直径を算定した。

【0040】

50

【表 2】

事例	5.0~9.9	10.0~19.9	20.0~29.9	30.0~49.9	50.0~200.0	MSの 総数 (個)	粒径 20 $\mu$ m以上の MS総数(個)	折損の 有無	MSの 面積率 (%)
1	30	60	8	2	0	100	10	未折損	0.0015
2	20	55	20	4	1	100	25	未折損	0.0031
3	5	35	50	6	4	100	60	未折損	0.0073
4	0	10	80	5	5	100	90	折損	0.0091
5	0	5	30	40	25	100	95	折損	0.0311

10

20

30

40

## 【0041】

その結果、表 2 に示すように、マルテンサイト評価領域 B におけるマルテンサイト組織の粒径、及び個数密度も溶接レールの耐折損性に影響することが判明した。具体的には、溶接レールの溶接継ぎ手部における粒径 20 ~ 200  $\mu$ m のマルテンサイト組織の個数が 80 個超であると、落重試験において溶接レールに折損が発生した。したがって、溶接レールの折損を制御するためには、粒径が 20  $\mu$ m 以上のマルテンサイト組織の生成量を制御する必要があることがわかった。

## 【0042】

さらに、粒径が 20 ~ 200  $\mu$ m のマルテンサイト組織と溶接レールの折損との関係を詳細に調査した。共析鋼レール、及び過共析鋼レール (0.75 ~ 1.20% C) を用い

50

て、フラッシュバット溶接試験を行い、溶接後の冷却条件を変化させ、粒径が $20 \sim 200 \mu\text{m}$ のマルテンサイト組織の数を変化させた溶接継ぎ手を作成した。これらに、図4に示す溶接レールの落重試験を行い、粒径が $20 \sim 200 \mu\text{m}$ のマルテンサイト組織の個数と溶接レールの折損の有無との関係の評価した。溶接前のレールおよびフラッシュバット溶接継ぎ手部の特性は下記に示すとおりである。なお、マルテンサイト組織の面積率および粒径の算定、落重試験の条件は上記に示したとおりである。

【0043】

溶接前のレール

成分： $0.75 \sim 1.20\% \text{C} - 0.50\% \text{Si} - 1.00\% \text{Mn} - 0.20\% \text{Cr} - 0.0150\% \text{P} - 0.0120\% \text{S}$

レール形状：136ポンド（重さ：67kg/m）。

頭頂部外郭表面の硬さ：420 HV

【0044】

フラッシュバット溶接条件（予熱フラッシュ方式）

初期フラッシュ時間：15sec

予熱回数：8回

後期フラッシュ時間：20sec

平均的な後期フラッシュ速度： $1.0 \text{mm/sec}$

アセット直前（3sec間）の後期フラッシュ速度： $2.0 \text{mm/sec}$

アセット荷重：65kN

【0045】

溶接後の溶接継ぎ手部の冷却条件

頭頂部の平均冷却速度： $1.0 / \text{sec}$ （温度範囲： $800 \sim 400$ ）

顎下部、及び柱部の平均冷却速度：

$800 \sim 500$  の温度範囲で $1.0 / \text{sec}$ とし、

$500 \sim 400$  の温度範囲で $0.4 \sim 2.4 / \text{sec}$ とし、

その後50℃まで放冷

【0046】

フラッシュバット溶接継ぎ手部の特性

HAZ幅：35mm

溶接中心の硬さ：390 HV

最軟化部の硬さ：280 HV

マルテンサイト評価領域Bにおけるマルテンサイト組織の面積率： $0.0001 \sim 0.1000\%$

マルテンサイト評価領域Bにおける粒径 $20 \sim 200 \mu\text{m}$ のマルテンサイト組織の個数： $3 \sim 160$ 個

マルテンサイト評価領域Bにおけるマルテンサイト組織の粒径範囲： $20 \mu\text{m}$ 以上

【0047】

その結果、図6に示すように、粒径 $20 \sim 200 \mu\text{m}$ のマルテンサイト組織の個数がマルテンサイト評価領域Bにおいて80個以下である場合、溶接レールに折損が発生しないことがわかった。一方、粒径 $20 \sim 200 \mu\text{m}$ のマルテンサイト組織の個数がマルテンサイト評価領域Bにおいて80個超である場合、溶接レールに折損が発生することが判明した。したがって、溶接レールの折損を制御するためには、マルテンサイト評価領域Bにおける粒径 $20 \sim 200 \mu\text{m}$ のマルテンサイト組織の個数を80個以下に制御する必要があることがわかった。

【0048】

さらに、溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の生成量を一層抑制し、溶接レールの耐折損性をより一層向上させる方法を検討した。本発明者らは、マルテンサイト組織の生成部位を詳細に観察した。その結果、マルテンサイト組織は溶接継ぎ手部のCr偏析部に生成していることが確認された。

10

20

30

40

50

これは、本発明者らの予想とは異なる結果であった。鉄鋼の技術分野では、マルテンサイトはMn偏析部に生成しやすいことが知られている。例えば落合ら「高炭素鋼線材のMn偏析におよぼす鋳片均熱処理の影響」鉄と鋼、1989年第7号、第1217頁等には、Mnの偏析部にマルテンサイトが生成する旨が報告されている。従って本発明者らは、溶接レールの溶接継ぎ手部においても、マルテンサイト組織の生成部位とMn偏析部位とが一致すると予想していた。しかし予想に反し、本発明者らは、Crの偏析がマルテンサイト組織の生成量等に影響していることを知見した。具体的には、本発明者らが、マルテンサイトの生成領域を詳細に調査したところ、マルテンサイトの生成領域の近傍にはMn及びCrが偏析していたが、マルテンサイトの生成領域ではCrだけが偏析していた。

Mnがマルテンサイトの生成を促進する理由は、Mnがフェライトの生成を抑制するからである。亜共析鋼においては、初析相がフェライトであるので、Mnによるフェライト生成の抑制は、マルテンサイトの生成を促進する。一方、本実施形態に係る溶接レールは過共析鋼であり、初析相はセメンタイトである。そのため、Mnが過共析鋼においてマルテンサイトの生成を促進する効果は、亜共析鋼よりも小さいと推定される。以上の理由により、マルテンサイトの生成を抑制する手段として、Mn偏析ではなくCr偏析を抑制すべきであると本発明者らは推定している。

#### 【0049】

そこで、Cr偏析度が異なる2種類のレールについて、マルテンサイト組織の生成状況とマルテンサイト組織の生成した部位のCr偏析状態を詳細に分析した。レール、フラッシュバット溶接継ぎ手部の特性、分析方法およびCr濃化状態の定量化方法は下記に示すとおりである。なお、マルテンサイト組織の面積率および粒径の算定は上記に示したとおりである。

#### 【0050】

溶接前のレール

成分：0.85% C - 0.50% Si - 1.00% Mn - 0.20% Cr - 0.015% P - 0.0120% S

レール形状：136ポンド（重さ：67kg/m）。

頭頂部外郭表面の硬さ：420 HV

#### 【0051】

フラッシュバット溶接条件（予熱フラッシュ方式）

初期フラッシュ時間：15sec

予熱回数：2～14回

後期フラッシュ時間：15～30sec

平均的な後期フラッシュ速度：0.3～1.2mm/sec

アセット直前（3sec間）の後期フラッシュ速度：0.5～3.0mm/sec

アセット荷重：65～85kN

#### 【0052】

溶接後の溶接継ぎ手部の冷却条件

頭頂部の平均冷却速度：1.0 / sec（温度範囲：800～400）

顎下部、及び柱部の平均冷却速度：

800～500の温度範囲で0.5～2.0 / secとし、

500～400の温度範囲で0.4～1.6 / secとし、

その後50℃まで放冷

#### 【0053】

フラッシュバット溶接継ぎ手部の特性

HAZ幅：10～60mm

マルテンサイト評価領域Bにおけるマルテンサイト組織の面積率：0.0001～0.1000%

マルテンサイト評価領域Bにおけるマルテンサイト組織の粒径範囲：20μm以上

#### 【0054】

10

20

30

40

50

分析方法

装置：E P M A ( E l e c t r o n P r o b e M i c r o A n a l y z e r )

分析元素：C、S i、M n、C r、P、S

ビーム径：2 μ m

【0055】

溶接継ぎ手部のマルテンサイト評価領域 B における C r 偏析度の評価方法

分析位置：マルテンサイト評価領域 B

定量化：C r の成分の濃化がある部分を偏析部と位置づけ、各偏析部の偏析部 C r 濃度、及びバルク C r 濃度を求め、各部位の C r 偏析度を算定し、最大 C r 偏析度から上位 20ヶ所の C r 偏析度の平均値を、溶接継ぎ手部のマルテンサイト評価領域 B における C r 偏析度として算定した。

10

偏析部の C r 濃度：偏析部の C r 濃度プロファイルから C r 濃度の最大値を求め、C r 濃度の最大値とバルク濃度とを平均した値（図7参照）。

バルク C r 濃度：偏析部の C r 濃度プロファイルから偏析部のない部分の C r 濃度を求めた値。偏析部でない部分の C r 濃度は、偏析部の左右に存在する C r 濃度分布において、長さ 1000 μ m の領域の C r 濃度を平均化した値。偏析部の左右で値が異なる場合、値の小さい方の値をバルク濃度とする（図7参照）。

各分析位置において、下式から各部位の C r 偏析度を求める。

各部位の C r 偏析度 = 各部位の偏析部 C r 濃度 / 各部位のバルク C r 濃度

次に、C r 偏析度の評価の手順を具体的に説明すると、以下の通りである。

20

まず、E P M A の面分析によって、溶接継ぎ手断面のマルテンサイト評価領域 B において、溶接レールの頭頂部外郭表面から  $(1/6) \times h \sim (3/6) \times h$  の深さの範囲における元素分布マップを作成する。元素分布マップに基づいて、C r の濃化が生じている領域を特定し、この領域をマクロな偏析帯と特定する。

そして、図7に示されるように、偏析帯を横切る線に沿って連続的に C r 濃度の分析を行う（いわゆる線分析）。偏析帯が楕円等の長さを伴う形状となっている場合は偏析帯中心を通るように線分析を行う。この線分析は溶接継ぎ手の全断面において実施する。この評価は3つの溶接継ぎ手断面について行い、3つの溶接継ぎ手断面における各部位の C r 偏析度の上位 20ヶ所の各部位の C r 偏析度の平均値を求める。これを下式の「C r 偏析度」とみなす。

30

$C r \text{ 偏析度} = \text{偏析部 } C r \text{ 濃度} / \text{バルク } C r \text{ 濃度}$

【0056】

落重試験条件（図4参照）

姿勢：頭部を下側、底部を上側として溶接レールを2点支持し、底部に落錘落下

スパン（2つの支持点の間隔）：1000 mm

落錘重量：10 k N

落錘高さ：5000 mm、7500 mm、又は10000 mm

【0057】

その結果、図8に示されるように、マルテンサイト組織の生成部位である偏析部には C r が濃化していることが確認された。この C r の濃化と、マルテンサイトの析出状態との間には相関があり、C r の濃化の度合いが高いほど、マルテンサイトが多量に生成していることがわかった。

40

【0058】

そこで、C r 偏析度の平均値の異なった溶接レールの溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織を詳細に観察した結果、図8に示すように、溶接継ぎ手部のマルテンサイト評価領域 B における C r 偏析度（以下、「溶接継ぎ手部の C r 偏析度」と記載する）が 2.0 以下まで低下した溶接レールでは、同一 H A Z 幅において、粒径 20 ~ 200 μ m のマルテンサイト組織の個数が減少していることがわかった。

【0059】

具体的には、溶接継ぎ手部の C r 偏析度が 2.0 超 ~ 2.4 以下の溶接レールでは、粒

50

径20～200μmのマルテンサイト組織の個数が65～80個であった。これに対して、溶接継ぎ手部のCr偏析度が1.6以上～2.0以下の範囲の溶接レールでは、同一HAZ幅において、粒径20～200μmのマルテンサイト組織の個数が35～50個まで減少していることがわかった。さらに、溶接継ぎ手部のCr偏析度が1.3以上～1.6未満の範囲の溶接レールでは、同一HAZ幅において、粒径20～200μmのマルテンサイト組織の個数が5～15個まで減少していることがわかった。

【0060】

さらに、落重試験を行った結果を表3に示す。落重試験を行った結果、溶接継ぎ手部のCr偏析度が2.0超～2.4以下の範囲であり、粒径20～200μmのマルテンサイト組織の個数が65～80個の溶接レールでは、落錘高さ5000mmでは溶接レールは未折損であった。一方、溶接継ぎ手部のCr偏析度が1.6以上2.0以下の範囲であり、粒径20～200μmのマルテンサイト組織の個数が35～50個まで減少した溶接レールでは、落錘高さ7500mmでも折損が発生しなかった。また、溶接継ぎ手部のCr偏析度が1.3以上～1.6未満の範囲であり、粒径20～200μmのマルテンサイト組織の個数が5～15個まで減少した溶接レールでは、落錘高さ10000mmでも折損が発生せず、耐折損性が一層向上していることが確認された。

10

【0061】

【表3】

レールの 軽圧下 制御	溶接継ぎ手部の Cr偏析度	HAZ幅 (mm)	粒径20μm以上の マルテンサイト数 (個)	落錘高さ(mm)		
				5000	7500	10000
なし	2.00超～2.40以下	10～60	65～80	未折損	折損	折損
1	1.60以上～2.00以下	10～60	35～50	未折損	未折損	折損
2	1.30以上～1.60未満	10～60	5～15	未折損	未折損	未折損

20

【0062】

これらの結果から、フラッシュバット溶接継ぎ手部において、マルテンサイト組織の生成ともなう、溶接レールの頭部内部から発生する脆性き裂起因の耐折損性をさらに向上させるためには、溶接継ぎ手部のCr偏析度をさらに低下させ、マルテンサイト数をさらに減少させる必要があることがわかった。

30

【0063】

上述の知見に基づいて得られた、耐疲労損傷性及び耐折損性に優れた本実施形態に係る溶接レールにつき、以下に詳細に説明する。以下、合金成分の含有量の単位「質量%」は、単に「%」と記載する。

【0064】

(1) 鋼の化学成分の限定理由

本実施形態の溶接レールのレール部の化学成分の限定理由について詳細に説明する。

40

【0065】

Cは、パーライト変態を促進させて、溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の生成を抑制し、かつ、溶接レール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0.75%未満になると、本成分系では、初析フェライト組織が生成するので、パーライト組織を主体とする溶接継ぎ手部に要求される最低限の強度及び耐摩耗性が維持できない。また、C含有量を0.75%未満にしたとしても、溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の生成を抑制する効果は生じない。一方、C含有量が1.20%を超えると、溶接継ぎ手部に初析セメント組織が生成し易くなり、パーライト組織の耐折損性及び耐摩耗性が低下する。このため、C含有量を0.75～1.20%に限定した。C含有量は好ましくは0.80%以上、0.85%以上、又は0.90%以上である。C含有量は好ましくは1.1

50

5%以下、1.10%以下、又は1.00%以下である。なお、パーライト組織の生成を安定化するには、C含有量を0.80~1.10%とすることが望ましい。

【0066】

Siは、パーライト組織のフェライト相に固溶し、溶接継ぎ手部の硬さを上昇させ、耐摩耗性を向上させる元素である。しかし、Si含有量が0.10%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2.00%を超えると、レール鋼の焼入性が著しく増加し、溶接継ぎ手部に多量のマルテンサイト組織が生成し、溶接レールの耐折損性及び耐摩耗性が低下する。このため、Si含有量を0.10~2.00%に限定した。Si含有量は好ましくは0.20%以上、0.30%以上、又は0.50%以上である。Si含有量は好ましくは1.80%以下、1.60%以下、又は1.50%以下である。なお、パーライト組織の生成を安定化し、溶接レールの耐折損性及び耐摩耗性を向上させるためには、Si含有量を0.20~1.50%とすることが望ましい。

10

【0067】

Cr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し、パーライト組織の硬さを向上させ、溶接継ぎ手部の耐摩耗性を向上させる元素である。しかし、Cr含有量を0.10%未満では、これらの効果が十分に期待できない。一方、Cr含有量が1.50%を超える場合、レール鋼の焼入れ性が著しく増加し、溶接継ぎ手部にベイナイト組織及びマルテンサイト組織等が生成し、溶接レールの耐摩耗性及び耐折損性が低下する。さらに、過剰な量のCrは、偏析部のCr濃化を助長し、溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の生成を促進する。これにより、過剰な量のCrは、溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の粗大化、及びマルテンサイト組織の生成数の増加を招く。このため、Cr含有量を0.10~1.50%に限定した。Cr含有量は好ましくは0.20%以上、0.30%以上、又は0.50%以上である。Cr含有量は好ましくは1.40%以下、1.30%以下、又は1.00%以下である。なお、パーライト組織の生成を安定化し、溶接レールの耐摩耗性を向上させるためには、Cr含有量を0.20~1.00%とすることが望ましい。

20

【0068】

Mnは、溶接レールの焼入れ性を高め、パーライト変態を安定化すると同時に、パーライト組織のラメラ間隔を微細化し、溶接継ぎ手部の硬さを確保し、耐摩耗性をより一層向上させる元素である。しかし、Mn含有量が0.10%未満では、その効果が小さく、軟質な初析フェライト組織が生成し、溶接継ぎ手部の耐摩耗性が低下する。一方、Mn含有量が2.00%を超えると、レール鋼の焼入性が著しく増加し、溶接継ぎ手部にベイナイト組織及びマルテンサイト組織などが生成し、溶接レールの耐折損性及び耐摩耗性が低下する。このため、Mn含有量を0.10~2.00%に限定した。Mn含有量は好ましくは0.20%以上、0.30%以上、又は0.50%以上である。Mn含有量は好ましくは1.80%以下、1.60%以下、又は1.50%以下である。なお、パーライト組織の生成を安定化し、溶接継ぎ手部の耐摩耗性及び耐折損性を向上させるためには、Mn含有量を0.20~1.50%とすることが望ましい。

30

【0069】

Pは、鋼中に含有される不純物元素である。P含有量が0.0250%を超えると、パーライト組織の脆化により、溶接継ぎ手部の耐折損性が低下する。このため、P含有量を0.0250%以下に限定した。なお、P含有量の下限は限定する必要はなく、例えば0%でもよいが、精錬工程の脱燐能力を考慮すると、P含有量の下限値を0.0020%程度としてもよい。P含有量は好ましくは0.0025%以上、0.0030%以上、又は0.0050%以上である。P含有量は好ましくは0.0200%以下、0.0150%以下、又は0.0120%以下である。

40

【0070】

Sは、鋼中に含有される不純物元素である。S含有量が0.0250%を超えると、粗大なMnS系硫化物の介在物の周囲に応力集中が生成し、溶接継ぎ手部の耐折損性が低下する。このため、S含有量を0.0250%以下に限定した。なお、S含有量の下限は限

50

定する必要はなく、例えば0%でもよいが、精錬工程の脱硫能力を考慮すると、S含有量の下限値を0.0020%程度としてもよい。S含有量は好ましくは0.0025%以上、0.0030%以上、又は0.0050%以上である。S含有量は好ましくは0.0200%以下、0.0150%以下、又は0.0120%以下である。

**【0071】**

さらに、上記の成分組成で製造されるレール部には、溶接継ぎ手部の硬さの増加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、並びに頭部内部の断面硬度分布を制御する目的で、Mo、Co、B、Cu、Ni、V、Nb、Ti、Mg、Ca、REM、N、Zr、及びAlからなる群から選択される一種以上を含有させてもよい。ただし、これら元素がレール部に含有されなくても、本実施形態に係る溶接レールはその効果を発揮することができるので、これら元素の含有量の下限値は0%である。

10

**【0072】**

Moは、平衡変態点を上昇させることによりパーライト組織のラメラ間隔を微細化し、溶接継ぎ手部の硬さを向上させる。Coは、パーライト組織のフェライト相に固溶することにより溶接継ぎ手部のころがり面直下のラメラ組織を微細化し、摩耗面の硬さを高める。Bは、パーライト変態温度の冷却速度依存性を低減させ、溶接継ぎ手部の頭部内部の硬度分布を均一にする。Cu、及びNiは、パーライト組織中のフェライトに固溶し、溶接継ぎ手部の硬さを高め、同時に靱性を向上させる。V、Nb、及びTiは、レールの溶接後の溶接レールの冷却の過程で生成した炭化物及び窒化物などの析出硬化により、溶接継ぎ手部の疲労強度を向上させる。また、V、Nb、及びTiは、再加熱時に炭化物及び窒化物など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。Mg、Ca、及びREMは、MnS系硫化物を微細分散し、溶接継ぎ手部において介在物から生成する疲労損傷を低減する。Nは、溶接後のその後の冷却過程でVの炭化物及び窒化物などの析出を促進させ、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性を向上させる。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、初析セメンタイト組織及びマルテンサイト組織などの生成を抑制し、溶接レールの偏析部のCrの濃化を抑制する。さらにAlは、共析変態温度を高温側へ移動させ、初析セメンタイト組織の生成を抑制し、溶接継ぎ手部の耐折損性を向上させる。

20

**【0073】**

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し、パーライト組織の硬さを向上させ、溶接継ぎ手部の耐摩耗性を向上させる元素である。上述の効果を得るためには、Mo含有量を0.01%以上とすることが好ましい。一方、Mo含有量が0.50%を超える場合、変態速度が著しく低下し、溶接継ぎ手部にマルテンサイト組織が生成し、溶接継ぎ手部の耐折損性が低下する場合がある。このため、Mo含有量を0.01~0.50%とすることが望ましい。Mo含有量は好ましくは0.02%以上、0.05%以上、又は0.10%以上である。Mo含有量は好ましくは0.45%以下、0.40%以下、又は0.30%以下である。

30

**【0074】**

Coは、パーライト組織のフェライト相に固溶し、車輪との接触による変形が生じるころがり面直下のパーライト組織のラメラ組織を微細化し、ころがり面の硬さを向上させ、溶接継ぎ手部の耐摩耗性を向上させる元素である。上述の効果を得るためには、Co含有量を0.01%以上とすることが好ましい。一方、Co含有量が1.00%を超えると、上記の効果が飽和し、Co含有量に応じたラメラ組織の微細化が図れない。また、Co含有量が1.00%を超えると、合金コストの増大により経済性が低下する。このため、Co含有量を0.01~1.00%とすることが望ましい。Co含有量は好ましくは0.02%以上、0.05%以上、又は0.10%以上である。Co含有量は好ましくは0.90%以下、0.80%以下、又は0.60%以下である。

40

**【0075】**

Bは、オーステナイト粒界に鉄炭ほう化物( $Fe_23(CB)_6$ )を形成し、パーライト変態の促進効果により、パーライト変態温度の冷却速度依存性を低減させ、溶接継ぎ手部

50

の頭表面から内部までの硬度分布を均一化し、溶接レールを高寿命化する元素である。上述の効果を得るためには、B含有量を0.0001%以上とすることが好ましい。一方、B含有量が0.0050%を超えると、粗大な鉄炭ほう化物が生成し、脆性破壊を助長し、溶接継ぎ手部の耐折損性が低下する場合がある。このため、B含有量を0.0001~0.0050%とすることが望ましい。B含有量は好ましくは0.0002%以上、0.0005%以上、又は0.0010%以上である。B含有量は好ましくは0.0040%以下、0.0030%以下、又は0.0020%以下である。

【0076】

Cuは、パーライト組織のフェライト相に固溶し、固溶強化により溶接レールの硬さを向上させ、溶接継ぎ手部の耐摩耗性を向上させる元素である。上述の効果を得るためには、Cu含有量を0.01%以上とすることが好ましい。一方、Cu含有量が1.00%を超えると、レール鋼の著しい焼入れ性向上により、溶接継ぎ手部にマルテンサイト組織が生成し、耐折損性が低下する場合がある。このため、Cu含有量を0.01~1.00%にすることが好ましい。Cu含有量は好ましくは0.02%以上、0.05%以上、又は0.10%以上である。Cu含有量は好ましくは0.90%以下、0.80%以下、又は0.60%以下である。なお、溶接継ぎ手部の硬さを確保し、マルテンサイト組織の生成を抑制するためには、Cu含有量を0.20%以下に制御することが望ましい。

10

【0077】

Niは、パーライト組織の靱性を向上させ、同時に、固溶強化により溶接レールの硬さを向上させ、溶接継ぎ手部の耐摩耗性を向上させる元素である。さらに、溶接熱影響部においては、NiはTiと結びついて微細なNi<sub>3</sub>Tiの金属間化合物として析出し、析出強化により溶接継ぎ手部の軟化を抑制する元素である。また、Cuが溶接レールに含有されている場合、Niは粒界の脆化を抑制する。上述の効果を得るためには、Ni含有量を0.01%以上とすることが好ましい。Ni含有量が1.00%を超えると、レール鋼の著しい焼入れ性向上により、溶接継ぎ手部にマルテンサイト組織が生成し、耐摩耗性及び耐折損性が低下する場合がある。このため、Ni含有量を0.01~1.00%とすることが望ましい。Ni含有量は好ましくは0.02%以上、0.05%以上、又は0.10%以上である。Ni含有量は好ましくは0.90%以下、0.80%以下、又は0.60%以下である。

20

【0078】

Vは、熱間圧延後の冷却過程で生成するVの炭・窒化物による析出硬化により、パーライト組織の硬さ(強度)を高め、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性を向上させる元素である。上述の効果を得るためには、V含有量を0.01%以上とすることが好ましい。一方、V含有量が0.50%を超えると、微細なVの炭・窒化物の数が過剰となり、パーライト組織が脆化し、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性が低下する場合がある。このため、V含有量を0.01~0.50%とすることが望ましい。V含有量は好ましくは0.02%以上、0.03%以上、又は0.04%以上である。V含有量は好ましくは0.45%以下、0.40%以下、又は0.30%以下である。

30

【0079】

Nbは、熱間圧延後の冷却過程で生成したNb炭化物及びNb窒化物による析出硬化により、パーライト組織の硬さを高め、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性を向上させる元素である。また、Ac1点以下の温度域に再加熱された溶接熱影響部において、Nbは低温度域から高温域までの幅広い温度域においてNb炭化物及びNb窒化物などを安定的に生成させ、溶接継ぎ手の熱影響部の軟化を防止するのに有効な元素である。上述の効果を得るためには、Nb含有量を0.0010%以上とすることが好ましい。一方、Nb含有量が0.0500%を超えると、Nbの炭化物及び窒化物などの析出硬化が過剰となり、パーライト組織自体が脆化し、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性が低下する場合がある。このため、Nb含有量を0.0010~0.0500%とすることが望ましい。Nb含有量は好ましくは0.0020%以上、0.0025%以上、又は0.0050%以上である。Nb含有量は好ましくは0.0400%以下、0.0300%以下、又は0.0200%以下

40

50

である。

#### 【0080】

Tiは、熱間圧延後の冷却過程で生成したTi炭化物及びTi窒化物による析出硬化により、パーライト組織の硬さを高め、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性を向上させる元素である。また、Tiは、溶接時の再加熱において析出したTi炭化物及びTi窒化物がマトリックス中に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を微細化し、溶接継ぎ手部の脆化を防止するのに有効な成分である。上述の効果を得るためには、Ti含有量を0.0030%以上とすることが好ましい。一方、Ti含有量が0.0500%を超えると、粗大なTiの炭化物、Tiの窒化物が生成し、これらの周囲における応力集中により、疲労き裂が生成しやすくなり、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性が低下する場合がある。このため、Ti含有量を0.0030~0.0500%とすることが望ましい。Ti含有量は好ましくは0.0040%以上、0.0050%以上、又は0.0080%以上である。Ti含有量は好ましくは0.0400%以下、0.0300%以下、又は0.0200%以下である。

10

#### 【0081】

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の周囲における応力集中を緩和し、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性を向上させる元素である。上述の効果を得るためには、Mg含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。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おける応力集中により、疲労き裂が生成しやすくなり、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性が低下する場合がある。このため、Mg含有量を0.0005~0.0200%とすることが望ましい。Mg含有量は好ましくは0.0010%以上、0.0020%以上、又は0.0050%以上である。Mg含有量は好ましくは0.0180%以下、0.0150%以下、又は0.0120%以下である。

20

#### 【0082】

Caは、Sとの結合力が強いので硫化物(CaS)を形成し、このCaSがMnSを微細に分散させ、MnSの周囲における応力集中を緩和し、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性を向上させる元素である。上述の効果を得るためには、Ca含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。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おける応力集中により、疲労き裂が生成しやすくなり、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性が低下する場合がある。このため、Ca含有量を0.0005~0.0200%とすることが望ましい。Ca含有量は好ましくは0.0010%以上、0.0020%以上、又は0.0050%以上である。Ca含有量は好ましくは0.0180%以下、0.0150%以下、又は0.0120%以下である。

30

#### 【0083】

REM(Rare Earth Metals)は、脱酸・脱硫元素であり、REMのオキシサルファイド( $REM_2O_2S$ )を生成し、Mn硫化物系介在物の生成核となる。オキシサルファイド( $REM_2O_2S$ )は、融点が高いので、圧延後のMn硫化物系介在物の延伸を抑制する。この結果、REMはMnSを微細に分散させ、MnSの周囲における応力集中を緩和し、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性を向上させる。上述の効果を得るためには、REM含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。一方、REM含有量が0.0500%を超えると、粗大で硬質なREMのオキシサルファイド( $REM_2O_2S$ )が生成し、このオキシサルファイドの周囲における応力集中により、疲労き裂が生成しやすくなり、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性が低下する場合がある。このため、REM含有量を0.0005~0.0500%とすることが望ましい。REM含有量は好ましくは0.0010%以上、0.0020%以上、又は0.0050%以上である。REM含有量は好ましくは0.0400%以下、0.0300%以下、又は0.0250%以下である。

40

#### 【0084】

なお、REMとはSc、YおよびLa(ランタノイド)からなる合計17元素である。「REMの含有量」とは、これらの全REM元素の含有量の合計値を意味する。全含有量

50

が上記範囲内であれば、REM元素の種類が1種類であっても2種類以上であっても、同様な効果が得られる。

【0085】

Nは、製鋼工程で混入する不純物元素である。脱ガスを積極的に行っても0.0020%程度のNは鋼中に残留する。通常の精錬によれば、N含有量は0.0040%程度となる。また、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、主に、パーライトブロックサイズを微細化することにより、溶接継ぎ手部の靱性を向上させるのに有効な元素である。また、NとVとを同時に含有させると、レールの溶接後の冷却過程でVの炭窒化物の析出を促進させ、パーライト組織の硬さを高め、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性を向上させる。上述の効果を得るためには、N含有量を0.0020%以上、又は0.0050%以上とすることが好ましい。一方、N含有量が0.0200%を超えると、Nを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易くなる場合がある。このため、N含有量を0.0020~0.0200%とすることが望ましい。

10

【0086】

Zrは、 $\gamma$ -Feとの格子整合性が良いZrO<sub>2</sub>介在物を生成するので、 $\gamma$ -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、鑄片中心部の偏析帯の形成を抑制し、溶接継ぎ手部に生成するマルテンサイト組織の生成を抑制する元素である。上述の効果を得るためには、Zr含有量を0.0001%以上とすることが好ましい。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、この粗大介在物の周囲における応力集中により、疲労き裂が生成しやすくなり、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性が低下する場合がある。このため、Zr含有量を0.0001~0.0200%とすることが望ましい。Zr含有量は好ましくは0.0010%以上、0.0020%以上、又は0.0050%以上である。Zr含有量は好ましくは0.0180%以下、0.0150%以下、又は0.0120%以下である。

20

【0087】

Alは、共析変態温度を上昇させる元素であり、靱性に有害な初析セメンタイト組織の生成を抑制し、溶接継ぎ手部の耐折損性を向上させる。上述の効果を得るためには、Al含有量を0.0100%以上とすることが好ましく、0.500%以上とすることがさらに好ましい。一方、Al含有量が1.00%を超えると、Alを鋼中に固溶させることが困難となり、粗大なアルミナ系介在物が生成し、この粗大な介在物から疲労き裂が発生しやすくなり、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性が低下する場合がある。さらに、Al含有量が1.00%を超えると、レール溶接時に酸化物が生成し、レール溶接性が著しく低下する場合がある。このため、Al含有量を0.0100~1.00%とすることが望ましい。Al含有量は好ましくは0.0200%以上、0.0500%以上、又は0.1000%以上である。Al含有量は好ましくは1.80%以下、1.50%以下、又は1.20%以下である。

30

【0088】

本実施形態に係る溶接レールのレール部における化学成分の残部は、鉄及び不純物(上述されたS、P、N及びAl以外の元素)を含む。不純物とは、例えば鋼材を工業的に製造する際に、鉱石若しくはスクラップ等のような原料、又は製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本実施形態に係る溶接レールに悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

40

【0089】

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、この溶鋼を連続鑄造法により鋼塊(ブルーム)を製造し、次に、熱間圧延を経てレールとして製造される。さらに、必要に応じて溶接レールの頭部の金属組織及び硬さを制御する目的から熱処理を行う。レール鋼の製造方法については後述される。

【0090】

(2)フラッシュバット溶接継ぎ手部のHAZ幅の限定理由

50

次に、本実施形態において、溶接継ぎ手部のHAZ幅を60mm以下に限定した理由について説明する。表1に示すように、HAZ幅が小さくなると、溶接継ぎ手部に生成する凹凸が減少し、破断までの繰り返し回数が増加し、溶接継ぎ手部の使用寿命が向上する。具体的には、HAZ幅が60mmを超えると、溶接継ぎ手部に生成する凹凸が大きくなり、破断までの繰り返し回数が200万回未満となり、合格基準を満たさない。また、HAZ幅が40mm以上60mm以下の範囲になると、溶接継ぎ手部に生成する凹凸が減少し、破断までの繰り返し回数が200万回を超え、合格基準を満たす。さらに、HAZ幅が20mm以上40mm未満になると、溶接継ぎ手部に生成する凹凸がさらに減少し、破断までの繰り返し回数が300~400万回の範囲となる。さらに、HAZ幅が10mm以上20mm未満になると、溶接継ぎ手部に生成する凹凸がさらに減少し、繰り返し回数が400万回でも破断しなくなり、HAZ幅の減少に伴い、溶接継ぎ手部の使用寿命がより一層向上する。溶接レール/車輪の転動試験を行った結果、上述の旨が判明した。このため、溶接継ぎ手部のHAZ幅を60mm以下に限定した。溶接継ぎ手部のHAZ幅を55mm以下、50mm以下、40mm以下、30mm以下、又は25mm以下としてもよい。なお、破断までの繰り返し回数を安定的に向上させるには、HAZ幅は15~25mmの範囲に制御することが望ましい。

10

#### 【0091】

HAZ幅の下限値は特に限定されない。ただし、HAZ幅を小さくするためには溶接入熱を小さくする必要があり、このことが熱影響部の急冷及びマルテンサイトの生成を引き起こす場合がある。そのため、HAZ幅を10mm以上、15mm以上、18mm以上、又は20mm以上としてもよい。また、HAZの硬さも特に限定されないが、例えばHAZの両端の最軟化部の硬さを230HV以上、250HV以上、又は280HV以上と規定してもよい。

20

#### 【0092】

(3)フラッシュバット溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の面積率の限定理由

次に、本実施形態において、溶接継ぎ手部の長手方向断面の、頭頂部外郭表面から0~ $(2/3) \times h$ 、且つ溶接中心から長手方向に $\pm 5$ mmの領域(マルテンサイト評価領域B)におけるマルテンサイト組織の面積率を0.1000%以下に限定した理由について説明する。以下、溶接継ぎ手部のマルテンサイト評価領域Bにおけるマルテンサイト組織の面積率を、単に「溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の面積率」と称する場合がある。

30

#### 【0093】

溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の面積率が0.1000%を超えると、落重試験において、溶接レールの折損が発生する。このため、溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の面積率を0.1000%以下に限定した。なお、マルテンサイト評価部位、評価部位の選定理由およびマルテンサイト組織の面積率の算定方法は上記に示したとおりである。なお、溶接レールの折損を安定的に抑制するには、溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の面積率は0.0800%以下、0.0600%以下、又は0.0500%以下が望ましい。例えば後述する溶接条件を溶接レールに適用することによって、マルテンサイト組織の面積率を0.1000%以下にすることが可能である。

溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の面積率は少ないほど好ましい。しかし、HAZ幅を60mm以下にする場合は、溶接継ぎ手部が急冷されることとなり、必然的に微量のマルテンサイトが溶接継ぎ手部に生成する。後述する溶接条件を溶接レールに適用したとしても、溶接継ぎ手部には、少なくとも約0.0006%のマルテンサイトが生成されることを本発明者らは確認した。従って、溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の面積率の下限値は0.0006%とされる。例えば、溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の面積率を0.0010%以上、0.0020%以上、又は0.0050%以上と規定してもよい。

40

なお、従来の研究においては、微量のマルテンサイト組織が溶接レールの機械特性に影響することが知られていなかった。従って、溶接レールの組織評価においては、微量のマルテンサイト組織は、たとえ検出されても無視されていた。しかし本発明者らは、微量のマルテンサイト組織が溶接レールに与える影響を知見したので、溶接継ぎ手部のマルテン

50

サイト組織の面積率を上述の如く規定した。

【 0 0 9 4 】

( 4 ) フラッシュバット溶接継ぎ手部において個数制御されるマルテンサイト組織の粒径を 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  に限定する理由

本実施形態に係る溶接レールでは、溶接継ぎ手部のマルテンサイト評価領域 B における粒径 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織の個数が制御される。この要件に関し、先ず、粒径 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織を個数制御の対象とした理由について説明する。以下、溶接継ぎ手部のマルテンサイト評価領域 B におけるマルテンサイト組織の粒径及び個数を、単に「溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の粒径」「溶接継ぎ手部のマルテンサイト組織の個数」と称する場合がある。

10

【 0 0 9 5 】

上述のマルテンサイト組織の面積規定が満たされる限り、粒径が 2 0  $\mu\text{m}$  未満のマルテンサイト組織は、レール折損を発生させないと考えられる。このような観点から、本実施形態に係る溶接レールでは、粒径が 2 0  $\mu\text{m}$  未満のマルテンサイト組織の個数は特に限定されない。一方、粒径が 2 0  $\mu\text{m}$  以上のマルテンサイト組織は、その発生状況によっては、溶接レールに折損を発生させるおそれがある。したがって、本実施形態に係る溶接レールでは、粒径 2 0  $\mu\text{m}$  以上のマルテンサイト組織の個数を制御対象とする。

【 0 0 9 6 】

なお、個数が制御されるマルテンサイト組織の粒径の上限値は 2 0 0  $\mu\text{m}$  とされる。換言すると、粒径が 2 0 0  $\mu\text{m}$  超のマルテンサイト組織の個数は特に限定されない。何故なら、粒径が 2 0 0  $\mu\text{m}$  超のマルテンサイト組織が生成する場合、マルテンサイト組織の面積率が 0 . 1 0 0 0 % を超過する可能性が極めて高いからである。換言すると、マルテンサイト組織の面積率を上述の通り 0 . 1 0 0 0 % 以下と規定した場合、粒径が 2 0 0  $\mu\text{m}$  超のマルテンサイト組織によって溶接レールの折損が惹起されるおそれは極めて少ない。

20

【 0 0 9 7 】

( 5 ) フラッシュバット溶接継ぎ手部の粒径 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織の個数の限定理由

次に、本実施形態において、溶接継ぎ手部のマルテンサイト評価領域 B における粒径 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織の個数を、3 ~ 8 0 個に限定した理由について説明する。

30

【 0 0 9 8 】

上述のように、粒径 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織は、溶接レールの折損を引き起こす恐れがある。しかしながら、図 6 に示したように、粒径 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織の個数が 3 ~ 8 0 個であれば、上述の試験条件において溶接レールに折損が発生しなかった。上述の試験条件は、溶接レールの使用環境と同等以上の負荷を溶接レールに印加するものである。そのため、粒径 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織の個数が 8 0 個以下であれば、溶接レールを現実に使用に供した場合も折損を防止できる蓋然性が高い。一方、粒径 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織の個数が 8 0 個を超えると溶接レールに折損が発生した。このため、溶接継ぎ手部の粒径 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織の個数を 8 0 個以下に限定した。なお、溶接レールの折損を安定的に抑制するには、粒径 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織の個数は 7 0 個以下、6 0 個以下、又は 5 0 個以下が望ましい。

40

溶接レールの折損を防止する観点から、粒径 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織の個数は小さい程好ましい。しかしながら、溶接レールの製造設備の能力を考慮すると、粒径 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織の個数を 3 個未満にすることは難しい。従って、粒径 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織の個数の下限値は 3 個である。粒径 2 0 ~ 2 0 0  $\mu\text{m}$  のマルテンサイト組織の個数を 4 個以上、6 個以上、又は 1 0 個以上としてもよい。

【 0 0 9 9 】

( 6 ) 溶接継ぎ手部の C r 偏析度の限定理由

50

上述のレール部の化学成分規定、及び溶接継ぎ手部のマルテンサイト規定が満たされることにより、溶接レールに優れた耐疲労損傷性及び耐折損性を付与することができる。一方、本発明者らの検討によれば、溶接継ぎ手部におけるCr偏析を緩和することにより、溶接レールの耐疲労損傷性及び耐折損性を一層優れたものとするることができる。次に、本実施形態において、溶接継ぎ手部のマルテンサイト評価領域BにおけるCr偏析度を2.00以下に限定した理由について説明する。以下、溶接継ぎ手部のマルテンサイト評価領域BにおけるCr偏析度を、単に「溶接継ぎ手部のCr偏析度」と称する場合がある。ここで上述のように、

偏析部は、Crの濃化が生じている領域と定義され、

バルクCr濃度は、偏析部の外部におけるCr濃度と定義され、

偏析部Cr濃度は、偏析部の内部におけるCr濃度の最大値とバルクCr濃度との平均値と定義され、

偏析部におけるCr偏析度は、偏析部Cr濃度をバルクCr濃度で割って得られる値と定義され、

溶接継ぎ手部のマルテンサイト評価領域BにおけるCr偏析度は、マルテンサイト評価領域Bに含まれる20か所以上の偏析部におけるCr偏析度のうち、最大値から順に20か所のCr偏析度の平均値と定義される。

具体的な、偏析部の特定方法、バルクCr濃度の測定方法、及び偏析部の内部におけるCr濃度の最大値の測定方法は、上述の通りである。

【0100】

図8、及び表3に示すように、溶接継ぎ手部のCr偏析度が2.00超～2.40以下の溶接レールでは、粒径20～200 $\mu$ mのマルテンサイト組織の個数が65～80個生成していた。これに対して、溶接継ぎ手部のCr偏析度を1.60以上～2.00以下の範囲に制御した溶接レールでは、粒径20～200 $\mu$ mのマルテンサイト組織の個数が35～50個の範囲となった。これら溶接レールに落重試験を行った結果、落錘高さ7500mmでは、溶接レールは未折損であった。従って、溶接継ぎ手部のCr偏析度を低下させることによって、耐折損性が一層向上した。また、図8、及び表3に示したように、溶接継ぎ手部のCr偏析度を1.30以上～1.60未満の範囲に制御した溶接レールでは、粒径20～200 $\mu$ mのマルテンサイト組織の個数が5～15個まで減少した。これら溶接レールに落重試験を行った結果、落錘高さ10000mmでも折損が発生せず、耐折損性が極めて顕著に向上していることが確認された。したがって、溶接継ぎ手部のCr偏析度を2.00以下、1.80以下、1.60以下、又は1.40以下に限定してもよい。

【0101】

次に、本発明の別の態様に係る溶接レールの製造方法について説明する。本実施形態に係る溶接レールの製造方法によれば、上述した耐疲労損傷性及び耐折損性に優れた溶接レールを好適に得ることができる。ただし、上述の要件を満たす溶接レールは、その製法に関わらず、耐疲労損傷性及び耐折損性に優れたものとなる。従って、本実施形態に係る溶接レールの製造方法は特に限定されない。以下に説明する製造方法は、本実施形態に係る溶接レールの範囲を限定するものではなく、その製造方法の望ましい一例として理解されるべきである。

【0102】

耐疲労損傷性及び耐折損性に優れた溶接レールを得るためには、(1)溶接レールの底部から発生する疲労き裂を起点とする折損、及び(2)溶接レールの頭部の内部及び柱部から発生する、脆性き裂を起点とする折損の両方を抑制することが好ましい。底部から発生する疲労き裂を起点とする折損を抑制するためには、溶接継ぎ手部におけるHAZ幅を狭めることが有効である。頭部の内部及び柱部から発生する、脆性き裂を起点とする折損の両方を抑制するためには、溶接継ぎ手部における粗大なマルテンサイトの生成を抑制することが有効である。

【0103】

しかしながら本発明者らは、溶接継ぎ手部におけるHAZ幅の短縮と、溶接継ぎ手部に

10

20

30

40

50

おける粗大マルテンサイト生成の抑制とを同時に達成することは極めて困難である旨を知見した。HAZ幅を狭めるためには、レールの溶接時の入熱量を小さくして、A1点以上の温度まで加熱される領域の幅を狭める必要がある。しかしながら、溶接時の入熱量を小さくして、溶接継ぎ手部の周囲の母材の温度上昇を抑制すると、溶接継ぎ手部から母材への抜熱量が著しく増大した。これにより、溶接継ぎ手部の冷却速度が著しく大きくなり、マルテンサイトの生成が促進されることが明らかになった。

#### 【0104】

そこで本発明者らが一層の検討を重ねたところ、溶接完了後の冷却速度を厳格に制御することにより、HAZ幅の短縮とマルテンサイト変態の抑制との両方を達成可能であることが判明した。また、熱間圧延前のブルームにおけるCrの偏析を抑制することで、溶接時のマルテンサイト変態を一層効果的に抑制可能であることも知見された。

10

#### 【0105】

以上の知見に基づいて得られた、本実施形態に係る溶接レールの製造方法は、

- ・上述の化学成分を有するブルームを鑄造する工程と、
- ・ブルームを1000～1350 で加熱する工程と、圧延開始温度を1000～1350 とし、圧延終了温度を750～1100 として、ブルームを熱間圧延して、レールを得る工程と、
- ・冷却開始温度を700～900 とし、冷却停止温度を500～650 とし、冷却開始温度及び冷却停止温度の間の平均冷却速度を1～20 / secとして、レールを冷却する工程と、
- ・予熱フラッシュ方式の場合は、予熱回数：2～14回、後期フラッシュ時間を10～30 sec、平均的な後期フラッシュ速度：0.3 mm / sec以上、アプセット直前(3 sec間)の後期フラッシュ速度を0.5 mm / sec以上、及びアプセット荷重を50 kN以上とし、連続フラッシュ方式の場合は、フラッシュ時間を150～250 sec、フラッシュ速度を0.10 mm / sec以上として、複数の前記レールの端部をフラッシュバット溶接して、レール部と溶接継ぎ手部とを有する溶接レールを得る工程と、
- ・800～400 の温度範囲における溶接継ぎ手部の頭頂部外郭表面の平均冷却速度を0.5～2.0 / secとし、800～500 の温度範囲における顎下部外郭表面および柱部外郭表面の平均冷却速度CR1を0.5～2.0 / secとし、500～400 の温度範囲における溶接継ぎ手部の平均冷却速度CR2を0.4～1.6 / secとし、且つCR2 / CR1を0.80以下として、溶接レールの溶接継ぎ手部を冷却する工程と、

を有する。

20

30

#### 【0106】

##### (7) 望ましいフラッシュバット溶接条件

まず、本実施形態に係る溶接レールの製造方法における、望ましいフラッシュバット溶接条件について説明する。レールのフラッシュバット溶接には、予熱フラッシュ方式及び連続フラッシュ方式がある。本実施形態に係る溶接レールの製造方法では、いずれの方式を採用することも可能である。

#### 【0107】

予熱フラッシュ方式の場合は、フラッシュバット溶接は、初期フラッシュ工程、予熱工程、後期フラッシュ工程、及びアプセット工程を含む。

40

#### 【0108】

初期フラッシュ工程は、レールが常温の状態から始まるフラッシュ工程である。引き続き行われる予熱工程における溶接面の接触を生じやすくするために、初期フラッシュ工程では、一对のレールの端面(即ち溶接面)の間にフラッシュを生じさせ、溶接面をレールの長手方向に対して垂直に調整する。さらに、初期フラッシュ工程では、フラッシュの抵抗発熱とアーク発熱により、溶接面を加熱する。初期フラッシュ工程を行う時間、即ち初期フラッシュ時間は10 sec以上、40 sec以下が望ましい。

#### 【0109】

50

予熱工程では、一对のレールの対向する溶接面同士を強制的に接触させた状態で、一定時間、一对のレールに大電流を流し、抵抗発熱により溶接面付近の母材を加熱する。その後、一对のレールを引き離す。溶接面の接触および分離を1回以上繰り返す。予熱（溶接面の接触及び分離）の回数は2回以上とすることが好ましい。予熱回数は、より好ましくは4回以上であり、さらには12回以上とすることが望ましい。予熱回数の上限值は特に規定されないが、例えば14回以下、又は13回以下である。

#### 【0110】

後期フラッシュ工程では、まず、対向する溶接面間において部分的にフラッシュを生じさせるとともに、このフラッシュの抵抗発熱及びアーク発熱により、溶接面を加熱する。次いで、後期フラッシュ工程では、溶接面の一部に生じていたフラッシュを、フラッシュ速度の上昇により溶接面全体に生じさせ、このフラッシュの抵抗発熱及びアーク発熱により溶接面全体を均一に加熱する。さらに後期フラッシュ工程では、予熱工程中に生じた酸化物を、フラッシュにより飛散させ、減少させる。なお、フラッシュ速度とは、一对のレールを把持する治具を互いに近づける速度である。

10

#### 【0111】

後期フラッシュ工程を行う時間、即ち後期フラッシュ時間が長いと、溶接継ぎ手部のHAZ幅が増加する。また、後期フラッシュ工程におけるフラッシュ速度、即ち後期フラッシュ速度を上昇させると、溶接面近傍の熱分布が急峻化し、その結果、溶接継ぎ手部のHAZ幅が低減する。このため、後期フラッシュ時間を10sec以上、30sec以下とし、平均的な後期フラッシュ速度を0.3mm/sec以上、アプセット直前（3sec間）の後期フラッシュ速度を0.5mm/sec以上とすることが望ましい。ここで、平均的な後期フラッシュ速度とは、後期フラッシュ工程全体におけるフラッシュ速度の平均値であり、アプセット直前の後期フラッシュ速度とは、アプセット開始前の3秒間におけるフラッシュ速度の平均値である。なお、溶接継ぎ手部のHAZ幅を確実に減少させるためには、後期フラッシュ代、すなわち、後期フラッシュ工程におけるレールの溶損量は10mm以上とすることが望ましい。

20

#### 【0112】

アプセット工程では、後期フラッシュ工程によって溶接面全面を溶融させた後、大加圧力で溶接面同士を急速に密着させ、溶接面の溶融金属の大部分を外部へ排出するとともに、溶接面後方の高温に加熱された部分に加圧及び変形を与え、これにより接合部を形成する。つまり、溶接中に生成された酸化物は、アプセット工程によって排出されるとともに、微細・分散化されるので、曲げ性能を阻害する欠陥として接合面に残存する可能性を低くすることが可能である。また、溶融金属の大部分を外部へ排出することにより、溶接継ぎ手部のHAZ幅の減少に寄与する。溶接継ぎ手部のHAZ幅を確実に減少させるには、アプセット荷重を50kN以上とすることが望ましい。より好ましくはアプセット荷重を65kN以上とすることが望ましい。

30

#### 【0113】

連続フラッシュ方式の場合は、フラッシュバット溶接は、予熱工程を含まず、フラッシュ工程とアプセット工程とからなる。フラッシュ工程では、フラッシュ時間が長いと溶接継ぎ手部のHAZ幅が増加する。また、フラッシュ速度を上昇させると、溶接面近傍の熱分布が急峻化し、その結果、溶接継ぎ手部のHAZ幅が低減する。このため、フラッシュ時間は150sec以上、250sec以下とし、フラッシュ速度は0.10mm/sec以上が望ましい。連続フラッシュ方式の場合におけるアプセット工程は、上述した予熱フラッシュ方式の場合におけるアプセット工程と同様の条件とすればよい。なお、溶接継ぎ手部のHAZ幅を確実に減少させるには、フラッシュ工程の前にパルスフラッシュ等で予熱を行い、フラッシュ時間を低減し、フラッシュ速度を増加させることが望ましい。

40

予熱フラッシュ方式及び連続フラッシュ方式のいずれが用いられた場合であっても、溶接レールの溶接継ぎ手部には、アプセットによって余盛が形成される。従って、余盛を除去するためのトリミングを、溶接レールに行うことが好ましい。作業効率を考慮すると、トリミングは、フラッシュバット溶接の終了後、且つ溶接レールの冷却前に行うことが好

50

ましい。

【 0 1 1 4 】

( 8 ) 望ましいフラッシュバット溶接後の冷却条件

次に、望ましいフラッシュバット溶接後の冷却条件について説明する。なお、フラッシュバット溶接が予熱フラッシュ方式及び連続フラッシュ方式のいずれであっても、フラッシュバット溶接後の冷却条件は同様に制御することができる。

【 0 1 1 5 】

溶接継ぎ手部はオーステナイト域まで加熱される。このため、適切な冷却を施さないと、溶接継ぎ手部の硬さが低下する。その一方で、溶接レールの頭部の内部及び柱部などに、破壊の起点となるマルテンサイト組織が多量に生成する。

10

【 0 1 1 6 】

まず、溶接継ぎ手部の硬さを確保する冷却条件について説明する。溶接直後の、温度範囲  $800 \sim 400$  の溶接継ぎ手部において、図 2 に示した溶接レールの頭頂部外郭表面 1 2 1 1 の平均冷却速度を  $0.5 \sim 2.0 / \text{sec}$  の範囲内として冷却することが望ましい。なお、 $800 \sim 400$  の温度範囲における平均冷却速度とは、温度を  $800$  から  $400$  まで低下させるのに要する時間で、 $400$  (即ち  $800$  と  $400$  との差) を割って得られる値である。この温度帯での頭頂部外郭表面の平均冷却速度が  $0.5 / \text{sec}$  未満になると、溶接継ぎ手部の硬さが低下し、溶接レールの頭頂部の摩耗が促進する。また、この温度帯での頭頂部外郭表面の平均冷却速度が  $2.0 / \text{sec}$  を超えると、溶接継ぎ手部の硬さが過剰となり、溶接レールの頭頂部の耐ころがり接触疲労損傷性が低下する。さらに、頭頂部外郭表面の平均冷却速度が  $2.0 / \text{sec}$  を超えると、マルテンサイト組織が粗大化して、粒径  $20 \sim 200 \mu\text{m}$  のマルテンサイト組織の個数が  $80$  個超となる。

20

なお、上記の温度は、溶接後の溶接継ぎ手の頭頂部の外郭表面を放射温度計又は接触式温度計で測定し、制御することが望ましい。また、冷却速度は、上記の温度測定をベースに、温度と経過時間を調整することにより制御が可能となる。

【 0 1 1 7 】

次に、溶接レールの頭部の内部及び柱部などに生成するマルテンサイト組織を減少させる冷却条件について説明する。溶接直後の、温度範囲  $800 \sim 500$  の溶接継ぎ手部において、図 2 に示した溶接レールの顎下部 1 2 1 2 の外郭表面および溶接レールの柱部 1 2 2 の外郭表面を、平均冷却速度  $CR1$  を  $0.5 \sim 2.0 / \text{sec}$  の範囲で冷却することが望ましい。なお、 $800 \sim 500$  の温度範囲における平均冷却速度とは、温度を  $800$  から  $500$  まで低下させるのに要する時間で、 $300$  (即ち  $800$  と  $500$  との差) を割って得られる値である。この温度帯での顎下部及び柱部の外郭表面の平均冷却速度  $CR1$  が  $0.5 / \text{sec}$  未満になると、頭部内部及び柱部の硬さが低下し、溶接レールの溶接継ぎ手部として必要とされる最低限の強度の確保が困難となる。また、この温度帯での顎下部及び柱部の外郭表面の平均冷却速度  $CR1$  が  $2.0 / \text{sec}$  を超えると、たとえ  $500$  未満の温度帯における冷却速度を制御しても、マルテンサイト組織の粒径が粗大化し、マルテンサイト組織の面積率が  $0.1000\%$  を超える。なお、頭頂部外郭表面の冷却速度制御が  $800 \sim 400$  の範囲内で行われるのに対し、顎下部及び柱部の冷却速度制御が  $800 \sim 500$  の温度範囲内で行われる。この温度範囲の相違は、冷却速度制御の目的の差に起因するものである。頭頂部外郭表面における冷却速度制御の目的は、パーライト変態を十分に生じさせて硬さを維持することにある。一方、顎下部及び柱部における冷却速度制御の目的は、偏析部におけるマルテンサイトの生成量を減少させることにある。

30

40

【 0 1 1 8 】

さらに、溶接継ぎ手部に生成するマルテンサイト組織の面積率を減少させるためには、溶接直後 ( $800 \sim 500$ ) の冷却における平均冷却速度  $CR1$  に加えて、その後の冷却、即ち温度範囲  $500 \sim 400$  の冷却における平均冷却速度  $CR2$  を制御することが望ましい。溶接継ぎ手部における、温度範囲  $500 \sim 400$  の平均冷却速度  $CR2$  は  $0$

50

． 4 ～ 1 . 6 / s e c とすることが望ましい。なお、 5 0 0 ～ 4 0 0 の温度範囲における平均冷却速度 C R 2 とは、温度を 5 0 0 から 4 0 0 まで低下させるのに要する時間で、 1 0 0 （即ち 5 0 0 と 4 0 0 との差）を割って得られる値である。また、この温度帯における平均冷却速度は、溶接レールの顎下部、及び溶接レールの柱部の外郭表面全体での平均冷却速度のことである。この温度帯での平均冷却速度 C R 2 が 0 . 4 / s e c 未満になると、溶接継ぎ手部のパーライト組織が焼き戻され、頭部内部及び柱部の硬さが低下し、溶接レールの溶接継ぎ手部として必要とされる最低限の強度の確保が困難となる。また、この温度帯での平均冷却速度 C R 2 が 1 . 6 / s e c を超えると、パーライト変態が十分に終了せず、溶接継ぎ手部の粒径 2 0 ～ 2 0 0 μ m のマルテンサイト組織の生成数が増加し、溶接レールの耐損傷性が低下する。

10

## 【 0 1 1 9 】

さらに、マルテンサイト組織の面積率、粒径 2 0 ～ 2 0 0 μ m のマルテンサイト組織の生成数を低減させるには、溶接レールの顎下部、及び溶接レールの柱部の外郭表面全体の平均冷却速度（ C R 1、温度範囲： 8 0 0 ～ 5 0 0 ）と、その後の平均冷却速度（ C R 2、温度範囲： 5 0 0 ～ 4 0 0 ）の比（ C R 2 / C R 1 ）を 0 . 8 0 以下に制御することが望ましい。 C R 2 / C R 1 が 0 . 8 0 以下になると、パーライト変態の促進に重要な低温域の冷却速度（ C R 2 ）が、高温域の冷却速度（ C R 1 ）と比較して小さくなり、パーライト変態が十分に進行し、マルテンサイトの生成量が減少するからである。

## 【 0 1 2 0 】

したがって、溶接継ぎ手部の折損を防止するために、マルテンサイト組織の生成量の面積率を 0 . 1 0 0 0 % 以下とし、粒径 2 0 ～ 2 0 0 μ m のマルテンサイト組織の個数を 5 ～ 8 0 個に制御するには、溶接直後の高温域の冷却における冷却速度と、その後の低温域の冷却における平均冷却速度をそれぞれ制御することに加えて、さらに、溶接直後（ 8 0 0 ～ 5 0 0 ）の平均冷却速度（ C R 1 ）とその後（ 5 0 0 ～ 4 0 0 ）の平均冷却速度（ C R 2 ）の比（ C R 2 / C R 1 ）を 0 . 8 0 以下に制御することが望ましい。

20

## 【 0 1 2 1 】

## （ 9 ）溶接継ぎ手部の望ましい金属組織

次に、本実施形態における溶接継ぎ手部の望ましい金属組織について説明する。溶接継ぎ手部の金属組織は、上述のマルテンサイトの規定が満たされる限り特に限定されないが、以下に説明する構成を有することにより、溶接レールの耐疲労損傷性及び耐折損性が一層向上する。

30

## 【 0 1 2 2 】

車輪と接触する溶接レールの頭部では、耐摩耗性の確保が最も重要である。金属組織と耐摩耗性との関係を調査した結果、頭部の耐摩耗性を確保するためにはパーライト組織が最もよいことが確認された。そこで、溶接継ぎ手部の頭部（頭頂部外郭表面から深さ 1 / 3 h までの領域）については、上記限定のマルテンサイト組織以外の部分はパーライト組織が望ましい。なお、それ以外の部位については、溶接レールに必要な強度、延性、靱性を確保できるものであれば、上記限定のマルテンサイト組織以外の部分は、パーライト組織以外の金属組織でもよい。

## 【 0 1 2 3 】

## （ 1 0 ）溶接に供するレールの製造条件

次に、本実施形態に係る溶接レールの製造方法において用いられる、レールの望ましい製造条件について説明する。

40

## 【 0 1 2 4 】

まず、レールの素材であるブルームの連続鑄造条件について説明する。

フラッシュバット溶接継ぎ手部の C r 偏析度を制御するためには、レールの圧延素材であるブルームにおける偏析を緩和することが好ましい。ブルームの段階で C r 偏析度を低下させておくと、溶接継ぎ手部の C r 偏析度も低下させることができる。これは、ブルームの偏析状態がレール圧延を経ても維持され、さらに、レールの偏析状態が溶接工程を経ても維持されるからであると推定される。ブルームにおける合金元素の偏析状態は、公知

50

の方法で適宜制御することができる。例えば、連続鋳造の際に、凝固が完了していないブルームを軽圧下すること、及び、凝固が完了した後のブルームに均熱拡散処理をすることなどが、元素の偏析を解消するための手段の例として挙げられる。ただし、1の元素の偏析の解消に有効な方法が、他の元素の偏析の解消にも有効であるとは限らない。例えば、偏析が問題になりやすい元素としてMnが挙げられるが、Mnの偏析を解消するための条件は、Crの偏析を解消するために必ずしも有効ではない。Crの偏析を解消するためには、この目的に応じた手段を選択する必要がある。

【0125】

次に、ブルームの熱間圧延条件について説明する。

【0126】

まず、ブルーム再加熱温度について説明する。ブルーム再加熱温度が1000 未満では、レール圧延において熱間での造形性が確保できず、圧延疵が発生し、レール製造が困難となる。また、再加熱温度が1350 を超えると、鋼が溶融し、レール製造が困難となる場合がある。従って、ブルーム再加熱温度は1000～1350 の範囲が望ましい。ブルームをこの温度範囲内に加熱した状態で、ブルームの熱間圧延を開始する。

【0127】

次に、熱間圧延における最終圧延温度（レールが最終パスを通過するときの温度）について説明する。

【0128】

最終圧延温度が750 未満では、圧延完了の直後にパーライト変態が開始するので、圧延終了後の熱処理においてレールを高硬度化できず、耐摩耗性を確保できない。また、最終圧延温度が1100 を超えると、圧延後のレールにおいてオーステナイト粒が粗大化し、焼入れ性が大幅に増加し、耐摩耗性に有害なベイナイト組織がレールの頭部に生成する。この場合、溶接レールの耐摩耗性が低下し、また、溶接レールに必要な最低限の延性が確保できない。従って、最終圧延温度は750～1100 の範囲が望ましい。

【0129】

その他の熱間圧延条件については特に限定しない。溶接レールの頭部の硬さを確保するためには、ブルームの再加熱温度、及びレールの最終圧延温度を上述のように制御しながら、通常のレールの孔型圧延を行えばよい。例えば、鋼片を粗圧延した後、リバース圧延機による中間圧延を複数パスに渡って行い、続いて連続圧延機による仕上げ圧延を2パス以上行い、この仕上げ圧延の最終圧延時に、最終圧延温度を上記の温度範囲内に制御すればよい。

【0130】

次に、圧延後のレールの熱処理条件について説明する。

【0131】

熱間圧延後の熱処理条件については、パーライト組織を維持し、レール頭部の硬さを制御するために、下記に示す条件範囲で行う。

【0132】

まず、冷却速度について説明する。熱間圧延後のレールの平均冷却速度が1 /sec 未満では、パーライト変態温度が上昇し、レールを高硬度化できず、溶接レールの耐摩耗性を確保できない。また、熱間圧延後のレールの平均冷却速度が20 /sec を超えると、本成分系では、レール頭部において、ベイナイト組織及びマルテンサイト組織が生成し、レールの耐摩耗性が低下する。従って、熱間圧延後のレールの平均冷却速度を1～20 /sec の範囲とする。なお、平均冷却速度とは、後述する冷却開始温度と冷却停止温度との差を、冷却時間で割って得られる値である。

【0133】

次に、レールの冷却開始温度について説明する。レールの冷却開始温度が700 未満では、本成分系では、加速冷却前の高温域で、レールにパーライト組織が生成するので、レールを高硬度化できず、溶接レールの耐摩耗性を確保できない。また、レールの冷却開始温度が700 未満である場合、レールに初析セメンタイト組織が生成し、溶接レー

10

20

30

40

50

ルの耐摩耗性が低下する場合もある。また、レールの冷却開始温度が900を超えると、レールの焼入れ性が大幅に増加し、レール頭部に耐摩耗性に有害なベイナイト組織が生成し、耐摩耗性が低下する。従って、冷却開始温度は、700～900の範囲とする。なお、冷却開始温度とは、レールへの加速冷却を開始したときのレール温度である。例えば、加速冷却手段が冷媒である場合は、冷却開始温度とは、冷媒をレールに噴射し始めたときのレール温度である。

#### 【0134】

次に、レールの冷却停止温度について説明する。レールの冷却停止温度が650を超えると、本成分系では、冷却停止直後の高温度域でパーライト変態が開始するので、硬さが低いパーライト組織が多く生成する。その結果、頭部の硬さが確保できず、溶接レールに必要な耐摩耗性を確保することが困難となる。また、500未満まで加速冷却を行うと、本成分系では、冷却停止直後に耐摩耗性に有害なベイナイト組織が多く生成する。その結果、溶接レールとして必要な耐摩耗性を確保することが困難となる。従って、冷却停止温度は500～650の範囲とする。なお、冷却停止温度とは、レールへの加速冷却を終了したときのレール温度である。例えば、加速冷却手段が冷媒である場合は、冷却開始温度とは、冷媒をレールに噴射し終えたときのレール温度である。加速冷却が終了した後も、レールの温度は放熱によって低下し続けることとなるが、放熱によるレールの温度低下は、加速冷却には含めない。

#### 【0135】

レールの熱処理冷媒の種類は特に限定しない。レールに耐摩耗性を付与するために、レールの硬さを制御するためには、空気噴射冷却、ミスト冷却、水及び空気の混合噴射冷却、又はこれらの組み合わせにより、熱処理時のレールの冷却速度を上述のように制御する。なお、レールの900～500の温度範囲での平均冷却速度が上述の範囲内となる場合であれば、熱間圧延後のレールを室温まで自然放冷してもよく、この場合、上述の冷却開始温度及び冷却停止温度の規定は無視しても良い。

#### 【0136】

(11)レールの望ましい金属組織

次に、本実施形態におけるレールの望ましい金属組織について説明する。

#### 【0137】

車輪と接触するレール頭部では耐摩耗性の確保が最も重要である。金属組織と耐摩耗性の関係を調査した結果、パーライト組織が最もよいことが確認された。そこで、レール頭部(頭頂部外郭表面から1/3h)についてはパーライト組織が望ましい。なお、それ以外の部位については、レールに必要な強度と延性を確保できるものであれば、パーライト組織以外の金属組織でもよい。なお、レールの構成は、溶接レールのレール部の構成と略同一となる。

#### 【実施例】

#### 【0138】

実施例により本発明の一態様の効果を更に具体的に説明する。ただし、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に過ぎない。本発明は、この一条件例に限定されない。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、種々の条件を採用し得る。

#### 【0139】

表4-1～表4-4に記載の成分を有するレールを製造し、フラッシュバット溶接に供することによって、溶接レールを製造した。溶接レールの製造条件は、原則的に、以下の通りとした。変更された条件については表5-3～表5-4の備考欄に記載されている。

ブルーム製造条件

ブルームの軽圧下開始：中心固相率20%

レール製造条件

ブルームの加熱温度(即ち熱間圧延開始温度)：1250

レールの仕上圧延温度：950

10

20

30

40

50

レールの冷却開始温度：800  
 レールの冷却停止温度：550  
 レールの平均冷却速度：5.0 / sec

#### フラッシュバット溶接条件

(1) 予熱フラッシュ方式(表5-1、5-2に記載の「予熱」に対応)の場合

レールのフラッシュバット溶接における予熱回数：8回  
 レールのフラッシュバット溶接におけるフラッシュ時間：25 sec  
 レールのフラッシュバット溶接における平均的なフラッシュ速度：0.8 mm / sec  
 レールのフラッシュバット溶接におけるアブセット直前(3 sec間)のフラッシュ速度：2.0 mm / sec

10

レールのフラッシュバット溶接におけるアブセット荷重：65 kN

(2) 連続フラッシュ方式(表5-1、5-2に記載の「連続」に対応)の場合

レールのフラッシュバット溶接におけるフラッシュ時間：200 sec  
 レールのフラッシュバット溶接における平均的なフラッシュ速度：0.25 mm / sec  
 レールのフラッシュバット溶接におけるアブセット荷重：60 kN

(3) 溶接後の冷却条件(予熱フラッシュ方式、連続フラッシュ方式共通)

800 ~ 400 の温度範囲における溶接継ぎ手部の頭頂部外郭表面の平均冷却速度：1.0 / sec

800 ~ 500 の温度範囲における溶接継ぎ手部の顎下部及び柱部の外郭表面の平均冷却速度：1.0 / sec

20

500 ~ 400 の温度範囲における溶接継ぎ手部の平均冷却速度：0.6 / sec  
 CR2 / CR1 : 0.60

ただし一部の溶接レールには、上述の条件に代えて、表5-3 ~ 表5-4の「備考」欄に記載の製造条件を適用した。

#### 【0140】

そして、溶接レールの溶接継ぎ手部のHAZ幅、並びにマルテンサイト評価領域におけるマルテンサイト組織の面積率、粒径20 ~ 200 μmのマルテンサイト組織の個数、及びCr偏析率を評価し、表5-1 ~ 表5-2に記載した。これらの要素の評価方法は、上述の通りとした。さらに、溶接レールの耐疲労損傷性及び耐折損性も、上述の方法によって評価し、表5-1 ~ 表5-2に記載した。なお、表に記載された評価結果の符号の定義は以下の通りである。

30

#### 転動疲労試験結果の符号の定義

A : 寿命400万回以上  
 B : 寿命300万回以上 ~ 400万回未満  
 C : 寿命200万回以上 ~ 300万回未満  
 X : 寿命200万回未満

評価結果がXとなった溶接レールは、転動疲労試験に関して不合格と判定した。

#### 落重試験結果の符号の定義

AA : 落錘高さ10000 mmまでレール未折損  
 A : 落錘高さ7500 mmまでレール未折損  
 B : 落錘高さ5000 mmまでレール未折損  
 X : 折損発生

40

評価結果がXとなった溶接レールは、落重試験に関して不合格と判定した。

#### 【0141】

50

【表 4 - 1】

	C	Si	Mn	P	S	Cr
1	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
2	1.20	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
3	0.75	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
4	1.00	2.00	0.80	0.018	0.015	0.60
5	1.00	0.10	0.80	0.018	0.015	0.60
6	1.00	0.70	2.00	0.018	0.015	0.60
7	1.00	0.70	0.10	0.018	0.015	0.60
8	1.00	0.70	0.80	0.025	0.015	0.60
9	1.00	0.70	0.80	0.018	0.025	0.60
10	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	1.50
11	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.10
12	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
13	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
14	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
15	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
16	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
17	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
18	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
19	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
20	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
21	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
22	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
23	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
24	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
25	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
26	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
26	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
27	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
28	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60

10

20

30

【 0 1 4 2 】

40

50

【表 4 - 2】

	Mo	Co	B	Cu	Ni	V	Nb	Ti	Mg	Ca	REM	N	Zr	Al
1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
4	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
6	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
7	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
8	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
9	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
11	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
13	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
14	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
16	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
17	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
18	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
19	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
21	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
22	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
23	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
24	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
26	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
26	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
27	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
28	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022

10

20

30

40

【 0 1 4 3 】

50

【表 4 - 3】

	C	Si	Mn	P	S	Cr
29	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
30	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
31	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
32	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
33	1.10	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
34	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.30
35	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
36	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
37	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
38	1.05	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
39	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.35
40	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
41	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
42	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
43	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
44	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
45	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
46	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
47	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
48	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
49	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
50	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
51	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
52	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
53	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
54	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
55	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
56	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
57	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
58	1.00	0.70	0.80	0.018	0.015	0.60
59	1.10	0.40	0.30	0.003	0.018	0.90
60	0.80	1.20	0.90	0.018	0.004	0.25
61	0.86	1.50	0.70	0.015	0.006	0.30
62	1.04	0.20	0.50	0.006	0.015	0.80
63	0.90	1.40	1.00	0.012	0.008	0.35
64	1.00	0.30	0.20	0.008	0.014	0.70
65	0.92	1.10	0.55	0.020	0.010	0.40
66	0.98	0.60	0.65	0.002	0.012	0.60
67	0.94	1.00	0.50	0.014	0.020	0.45
68	0.96	0.70	0.60	0.010	0.002	0.50
69	0.82	0.90	0.80	0.016	0.005	1.00
70	1.08	0.80	0.40	0.005	0.016	0.20

10

20

30

40

【 0 1 4 4 】

50

【表 4 - 4】

	Mo	Co	B	Cu	Ni	V	Nb	Ti	Mg	Ca	REM	N	Zr	Al
29	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
31	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
32	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
33	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
34	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
36	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
37	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
38	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
39	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
41	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
42	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
43	0.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
44	-	1.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
45	-	-	0.0050	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
46	-	-	-	1.00	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
47	-	-	-	-	1.00	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
48	-	-	-	-	-	0.20	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
49	-	-	-	-	-	-	0.0500	-	-	-	-	0.0038	-	0.0022
50	-	-	-	-	-	-	-	0.0500	-	-	-	0.0038	-	0.0022
51	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0200	-	-	0.0038	-	0.0022
52	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0200	-	0.0038	-	0.0022
53	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0500	0.0038	-	0.0022
54	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0200	-	0.0022
55	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0020	-	0.0022
56	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	0.0200	0.0022
57	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	1.0000
58	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0038	-	0.0100
59	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0020	-	1.0000
60	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0200	-	0.0100
61	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0150	-	0.0300
62	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0050	-	0.5000
63	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0140	-	0.0350
64	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0040	-	0.3000
65	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0130	-	0.0400
66	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0080	-	0.1000
67	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0120	-	0.0600
68	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0100	-	0.0800
69	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0160	-	0.0200
70	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0030	-	0.8000

10

20

30

40

【 0 1 4 5 】

50

【表 5 - 1】

	FB溶接 方法	HAZ	MS 面積率	MS個数 (20~ 200μm)	Cr 偏析率	疲労 損傷性	折損性	
1	予熱	35	0.0165	70	2.20	B	B	
2	予熱	35	0.0113	68	2.20	B	B	
3	予熱	35	0.0130	78	2.10	B	B	
4	予熱	35	0.0170	70	2.10	B	B	
5	予熱	35	0.0160	70	2.02	B	B	
6	予熱	35	0.0123	75	2.20	B	B	
7	予熱	35	0.0110	65	2.05	B	B	
8	予熱	35	0.0130	78	2.19	B	B	
9	予熱	35	0.0114	70	2.15	B	B	
10	予熱	35	0.0135	80	2.20	B	B	
11	予熱	35	0.0105	65	2.01	B	B	
12	予熱	60	0.0108	65	2.20	C	B	予熱回数：14回 平均的な後期フラッシュ速度：0.3mm/sec アブセット直前のフラッシュ速度：0.5mm/sec アブセット荷重：50kN
13	連続	60	0.0100	60	2.20	C	B	平均的なフラッシュ速度：0.20mm/sec アブセット荷重：50kN
14	予熱	40	0.0115	70	2.20	C	B	予熱回数：10回 平均的な後期フラッシュ速度：0.4mm/sec アブセット直前のフラッシュ速度：1.5mm/sec アブセット荷重：50kN
15	予熱	30	0.0118	72	2.20	B	B	予熱回数：8回 平均的な後期フラッシュ速度：1.1mm/sec アブセット直前のフラッシュ速度：2.2mm/sec アブセット荷重：60kN
16	連続	30	0.0120	75	2.20	B	B	平均的なフラッシュ速度：0.25mm/sec アブセット荷重：60kN
17	予熱	20	0.0125	75	2.20	B	B	予熱回数：6回 平均的な後期フラッシュ速度：1.2mm/sec アブセット直前のフラッシュ速度：2.4mm/sec アブセット荷重：65kN
18	予熱	15	0.0130	77	2.20	A	B	予熱回数：4回 平均的な後期フラッシュ速度：1.4mm/sec アブセット直前のフラッシュ速度：2.6mm/sec アブセット荷重：70kN
19	連続	15	0.0125	75	2.20	A	B	平均的なフラッシュ速度：0.40mm/sec アブセット荷重：70kN
20	予熱	10	0.0135	80	2.20	A	B	予熱回数：3回 平均的な後期フラッシュ速度：1.5mm/sec アブセット直前のフラッシュ速度：3.0mm/sec アブセット荷重：90kN
21	予熱	80	0.0100	60	2.20	X	B	予熱回数：16回 平均的な後期フラッシュ速度：0.1mm/sec アブセット直前のフラッシュ速度：0.4mm/sec アブセット荷重：45kN
22	予熱	35	0.1000	65	2.20	B	B	
23	予熱	35	0.2000	78	2.20	B	X	冷却速度 (CR1、800~500°C)：1.2°C/sec 冷却速度 (CR2、500~400°C)：2.4°C/sec CR2/CR1：2.0
24	予熱	35	0.0140	80	2.30	B	B	
25	予熱	35	0.0750	70	2.20	B	B	
26	予熱	60	0.0268	90	2.20	B	X	予熱回数：14回 平均的な後期フラッシュ速度：0.3mm/sec アブセット直前のフラッシュ速度：0.5mm/sec アブセット荷重：50kN 冷却速度 (CR1、800~500°C)：1.2°C/sec 冷却速度 (CR2、500~400°C)：2.2°C/sec CR2/CR1：1.8
27	予熱	35	0.0461	100	2.20	B	X	冷却速度 (CR1、800~500°C)：1.2°C/sec 冷却速度 (CR2、500~400°C)：1.8°C/sec CR2/CR1：1.5
28	予熱	15	0.0806	130	2.20	A	X	予熱回数：4回 平均的な後期フラッシュ速度：1.4mm/sec アブセット直前のフラッシュ速度：2.6mm/sec アブセット荷重：70kN 冷却速度 (CR1、800~500°C)：2.4°C/sec 冷却速度 (CR2、500~400°C)：1.2°C/sec CR2/CR1：0.5

10

20

30

40

【0146】

50

【表 5 - 2】

	FB溶接方法	HAZ	MS面積率	MS個数 (20~ 200 $\mu$ m)	Cr 偏析率	疲労 損傷性	折損性
29	予熱	35	0.0115	70	2.39	B	B
30	予熱	35	0.0083	50	1.99	B	A
31	予熱	35	0.0076	45	1.80	B	A
32	予熱	35	0.0068	40	1.70	B	A
33	予熱	35	0.0059	35	1.70	B	A
34	予熱	35	0.0058	35	1.65	B	A
35	予熱	35	0.0061	35	1.60	B	A
36	予熱	35	0.0027	15	1.59	B	AA
37	予熱	35	0.0023	13	1.50	B	AA
38	予熱	35	0.0018	10	1.50	B	AA
39	予熱	35	0.0017	10	1.45	B	AA
40	予熱	35	0.0018	10	1.40	B	AA
41	予熱	35	0.0010	5	1.35	B	AA
42	予熱	35	0.0006	3	1.30	B	AA
43	予熱	35	0.0165	70	2.20	B	B
44	予熱	35	0.0165	70	2.20	B	B
45	予熱	35	0.0165	70	2.20	B	B
46	予熱	35	0.0165	70	2.20	B	B
47	予熱	35	0.0165	70	2.20	B	B
48	予熱	35	0.0165	70	2.20	A	B
49	予熱	35	0.0165	70	2.20	A	B
50	予熱	35	0.0165	70	2.20	A	B
51	予熱	35	0.0165	70	2.20	A	B
52	予熱	35	0.0165	70	2.20	A	B
53	予熱	35	0.0165	70	2.20	A	B
54	予熱	35	0.0165	70	2.20	A	B
55	予熱	35	0.0165	70	2.20	B	B
56	予熱	35	0.0165	70	2.20	B	B
57	予熱	35	0.0165	70	2.20	B	B
58	予熱	35	0.0165	70	2.20	B	B
59	予熱	35	0.0167	80	2.10	B	B
60	予熱	35	0.0109	60	2.10	B	B
61	予熱	20	0.0110	60	2.05	B	B
62	予熱	20	0.0142	75	2.05	B	B
63	予熱	25	0.0111	60	2.10	B	B
64	予熱	25	0.0142	75	2.10	B	B
65	予熱	35	0.0132	65	2.05	B	B
66	予熱	35	0.0119	70	2.05	B	B
67	予熱	30	0.0138	65	2.20	B	B
68	予熱	30	0.0126	70	2.20	B	B
69	予熱	25	0.0156	60	2.30	B	B
70	予熱	25	0.0271	75	2.30	B	B

## 【0147】

例 2 1 は、平均的な後期フラッシュ速度が小さすぎたので、溶接継ぎ手部の H A Z 幅（表の「H A Z 幅」列参照）が発明範囲を超えた例である。この例 2 1 においては、疲労損傷性が合否基準に満たなかった。

例 2 3 は、500～400 の温度範囲における溶接継ぎ手部の平均冷却速度 C R 2、及び C R 2 / C R 1 が大きすぎたことにより、マルテンサイト評価領域におけるマルテンサイト組織の面積率（表の「MS 面積率」参照）が発明範囲を超えた例である。この例 2 3 においては、折損性が合否基準に満たなかった。

例 2 6 及び例 2 7 は、500～400 の温度範囲における溶接継ぎ手部の平均冷却速

10

20

30

40

50

度CR2、及びCR2/CR1が大きすぎたので、マルテンサイト評価領域における粒径20~200μmのマルテンサイト組織の個数が発明範囲を超えた例である。これら例26及び例27においては、折損性が合否基準に満たなかった。

例28は、800~400の温度範囲における溶接継ぎ手部の頭頂部外郭表面の平均冷却速度CR1が大きすぎたので、マルテンサイト評価領域における粒径20~200μmのマルテンサイト組織の個数が発明範囲を超えた例である。この例25においては、折損性が合否基準に満たなかった。

【0148】

一方、本発明の範囲内にある例は、いずれも疲労損傷性及び折損性が合否基準を上回っていた。即ち、本発明によれば、溶接継ぎ手部の耐疲労損傷性及び耐折損性を向上させ、溶接レールの使用寿命を大きく向上させることができた。

10

【符号の説明】

【0149】

- 1 溶接レール
- 1 1 溶接継ぎ手部
- 1 1 1 熱影響部 (HAZ)
- 1 2 レール部
- 1 2 1 溶接レールの頭部 (頭部)
- 1 2 1 1 溶接レールの頭頂部外郭表面 (頭頂部外郭表面)
- 1 2 1 2 溶接レールの顎下部 (顎下部)
- 1 2 2 溶接レールの柱部 (柱部)
- 1 2 3 溶接レールの底部 (底部)
- A 溶接中心
- B マルテンサイト評価領域
- 2 枕木
- 3 車輪
- 4 モーター
- 5 荷重安定装置

20

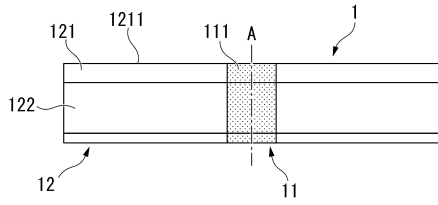
30

40

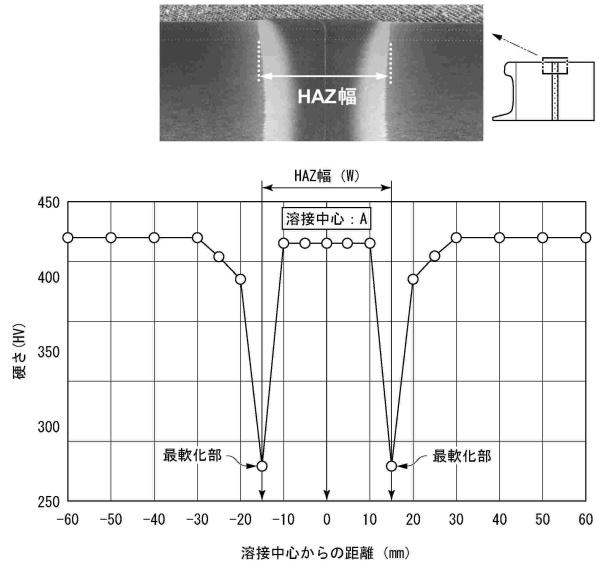
50

【図面】

【図 1 A】

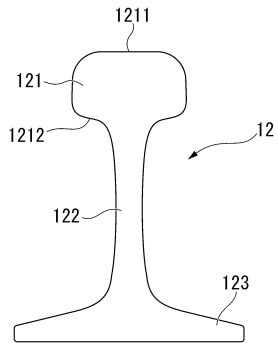


【図 1 B】

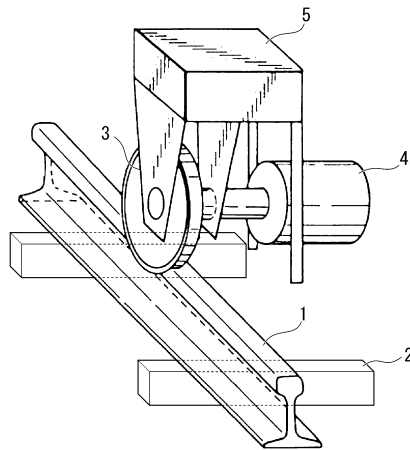


10

【図 2】



【図 3】



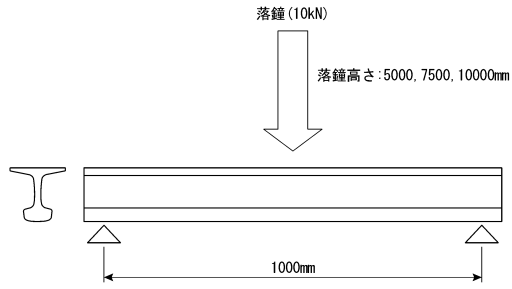
20

30

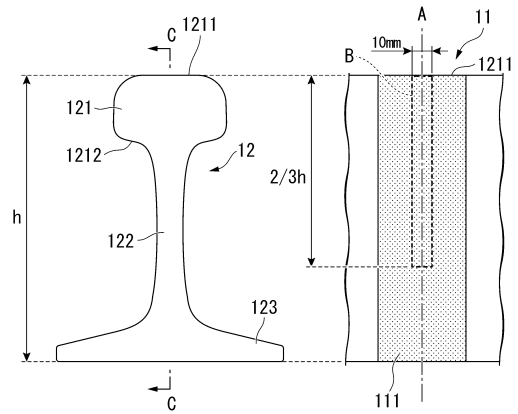
40

50

【 図 4 】

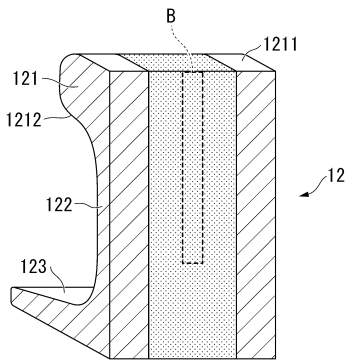


【 図 5 A 】

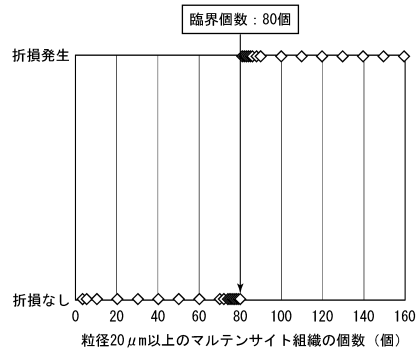


10

【 図 5 B 】



【 図 6 】



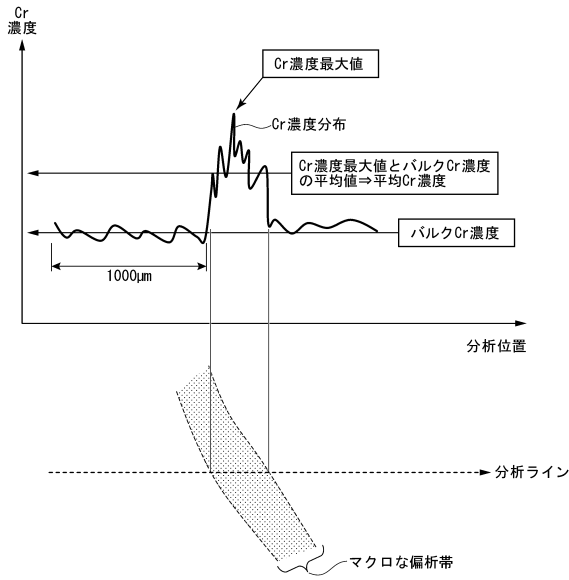
20

30

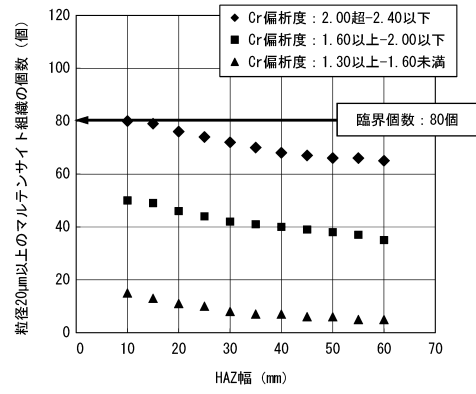
40

50

【 図 7 】



【 図 8 】



10

20

30

40

50

## フロントページの続き

## (51)国際特許分類

**C 2 1 D 8/00 (2006.01)**  
**B 2 3 K 11/04 (2006.01)**  
**B 2 3 K 11/24 (2006.01)**

## F I

C 2 1 D 8/00 A  
 B 2 3 K 11/04 1 0 1  
 B 2 3 K 11/04 5 1 0  
 B 2 3 K 11/24

(74)代理人 100207686

弁理士 飯田 恭宏

(74)代理人 100224812

弁理士 井口 翔太

(72)発明者 上田 正治

東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内

(72)発明者 才田 健二

東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内

(72)発明者 宮 崎 照久

東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内

(72)発明者 棚橋 拓也

東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内

審査官 彦田 克文

## (56)参考文献

特開2007-289970(JP, A)  
 国際公開第2011/052562(WO, A1)  
 国際公開第2010/116680(WO, A1)  
 特許第5549782(JP, B2)  
 特開2012-101280(JP, A)  
 米国特許出願公開第2019/0100822(US, A1)

## (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)

E 0 1 B 1 1 / 5 0  
 E 0 1 B 2 9 / 4 4  
 C 2 2 C 3 8 / 0 0  
 C 2 2 C 3 8 / 3 8  
 C 2 2 C 3 8 / 5 8  
 C 2 1 D 8 / 0 0  
 B 2 3 K 1 1 / 0 4  
 B 2 3 K 1 1 / 2 4