

(74) 代理人: 松沼 泰史, 外(MATSUNUMA Yasushi et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

(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, CV, 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, ME, 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:

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

longitudinal direction and to the vertical direction, is 26 or less in the pro-eutectoid cementite structure evaluation region.

(57) 要約: 本発明の一態様に係る溶接継手部の耐疲労損傷性及び耐折損性に優れた溶接レールは、複数のレール部と、レール部を接合する溶接継手部とを備え、HAZ幅(W)が60mm以下であり、長手方向に沿って測定される、最軟化部と溶接中心との間隔をWXと定義し、溶接中心からの距離が $0.6WX \sim 0.7WX$ であり、且つ頭頂部外郭表面からの深さが2~5mmである領域を初析セメンタイト組織評価領域と定義したとき、初析セメンタイト組織評価領域において、長手方向及び上下方向に平行な長さ100μmの2本の線分からなる十字線と交差する初析セメンタイト組織の総交差数(N)が26以下である。

明 細 書

発明の名称：溶接レール

技術分野

[0001] 本発明は、溶接レールに関する。

本願は、2021年11月5日に、日本に出願された特願2021-181221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] 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、溶接時間が短い等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、レールは室温から最大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て、レールの金属組織及び硬さに変化が生じる。溶接、切断等の熱で冶金的性質、機械的性質等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では、溶接時にA1点以上まで加熱されることに伴う、レール部の金属組織のオーステナイト化及びパーライト変態、並びにA1点近傍まで加熱されることに伴う、レール部の金属組織の部分的なオーステナイト化及びパーライト組織の分解が生じる。これにより、HAZでは硬さの低下が発生する。

[0005] 溶接レールにおいて硬さ低下が発生すると、車輪の通過により、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。

[0006] このため、レールのフラッシュバット溶接において、溶接継手部のHAZ

の軟化を抑制することが求められる。例えば、H A Z軟化の抑制のために、次のような技術が提案されている。

[0007] 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H A Z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15 mm以上であり、かつ頭頂面と接触する部分の厚みが10 mm以上の当て金を溶接前のレール端面から20 mm以上50 mm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手のH A Zの軟化、すなわち、レール長手方向のH A Zの軟化領域の幅（H A Z幅）を15 mm以下にすることができると示されている。

[0008] 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H A Z幅を低減するため、後期フラッシュ速度を2.1 mm/sec以上とし、H A Z幅が27 mm以下、かつ、軟化幅が10 mm以下とするレール溶接継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。

[0009] 特許文献3においては、レールの溶接において、オーステナイト相とセメンタイト相が混在する2相状態の800～900℃の範囲に加熱されたレール頭部と底部のいずれか一方または両方を、750℃以上の温度域から冷却速度1～10℃/secで加速冷却し、前記鋼レールの頭部と底部のいずれか一方または両方の温度が680～550℃に達した時点で加速冷却を停止し、その後、680℃を超えないように放冷または緩冷却し、初析セメンタイト組織の生成を抑制し、レール溶接接手部の靱性を向上させる溶接継手部の熱処理方法が記されている。

先行技術文献

特許文献

[0010] 特許文献1：日本国特開2007-289970号公報

特許文献2：国際公開第2011/052562号

特許文献3：日本国特開2004-43862号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0011] しかしながら、溶接レールに求められる耐疲労損傷性及び耐折損性はますます高まっている。特許文献１～３の技術には、以下に説明するような課題がある。
- [0012] 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。その結果、フラッシュバット溶接中に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も手間を要する。そのため、特許文献１の方法には、作業の効率性を一層向上させる余地がある。
- [0013] また、特許文献１に記載の技術は、溶接継手部のＨＡＺ部の軟化を抑制し、レールの偏摩耗を低減し、列車の騒音や振動を抑制し、車両通過時のレールへの衝撃を低減し、レールの疲労破壊を抑制することを主な目的としている。しかしながら、近年の貨車の高積載化により軌道環境は過酷化している。これに伴い、溶接継手部の底部で発生する疲労破壊起因の損傷や、頭部で発生する脆性破壊起因の折損が多発している。特許文献１に記載の技術は、溶接継手部の頭部で発生する偏摩耗の低減により、疲労破壊を抑制する効果を有していると考えられる。しかし特許文献１に記載の技術においては、上記のような過酷な使用環境下において発生する脆性破壊及び疲労破壊起因の折損を防止することは想定されていない。特許文献１に記載の技術においては、溶接レールの使用性能を一層向上させる余地がある。
- [0014] 特許文献２に記載の技術では、高炭素過共析レール鋼の溶接部の熱影響部を低減し、摩耗による溶接継手部の凹凸を低減し、レール頭部の偏摩耗や表面損傷を低減することを主な目的としている。しかしながら、近年の貨車の高積載化により軌道環境は過酷化しており、これに伴い溶接継手部の底部で発生する疲労破壊起因の損傷や頭部で発生する脆性破壊起因の折損が多発している。特許文献２に記載の技術は、このような過酷な使用環境下において

、レール頭部の偏摩耗や表面損傷を低減する効果を有していると考えられる。しかし特許文献2に記載の技術においては、上記のような過酷な使用環境下で発生する溶接継手部の脆性破壊及び疲労破壊起因の折損を防止することは想定されていない。特許文献2に記載の技術においては、溶接レールの使用性能を一層向上させる余地がある。

[0015] また、過共析成分（C：0.80%以上）のレールでは、溶接接手部に靱性の低い初析セメンタ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る。特許文献1、2に記載の技術は、摩耗による溶接継手部の凹凸を低減し、頭部の偏摩耗、表面損傷、溶接接手部の疲労破壊を抑制することを主な目的としているが、過共析成分のレールについては考慮していない。過共析成分のレールで問題となっている、溶接接手部の靱性を低下させる初析セメンタイト組織の生成を抑制し、溶接接手部の耐折損性を向上させることは、これら特許文献1及び2において目的とされていない。また、特許文献1及び2の技術を過共析成分のレールに適用した場合、耐折損性は十分ではないと考えられる。

[0016] 特許文献3に記載の技術は、溶接接手部の靱性を低下させる初析セメンタイト組織の生成を抑制し、溶接接手部の耐折損性を向上させることを目的としている。また、特許文献3に記載の技術は、過共析成分のレールを対象としている。

[0017] しかしながら、近年の貨車の高積載化により軌道環境は過酷化しており、これに伴い溶接継手部の頭部で発生する脆性破壊起因の折損が多発している。特許文献3に記載の技術では、初析セメンタイト組織を起因とする損傷を抑制する効果はあると考えられる。しかし特許文献3に記載の技術においては、上記のような過酷な使用環境下で頭部に発生する脆性破壊起因の折損を防止することは想定されていない。特許文献3に記載の技術においては、レールの使用性能を一層向上させる余地がある。

[0018] 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手部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、本発明は、軌道環境が厳しい貨物鉄道のレールの溶接継手部における、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

[0019] 本発明の要旨は、下記に示すレールにある。

[0020] (1) 本発明の一態様に係る溶接レールは、複数のレール部と、前記レール部を接合する溶接継手部と、を備える溶接レールであって、前記レール部は、化学成分として、単位質量%で、C : 0.85~1.20%、Si : 0.10~2.00%、Mn : 0.10~2.00%、Cr : 0.10~1.50%、 $P \leq 0.0250\%$ 、 $S \leq 0.0250\%$ 、Mo : 0~0.50%、Co : 0~1.00%、B : 0~0.0050%、Cu : 0~1.00%、Ni : 0~1.00%、V : 0~0.20%、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 : 0~1.000%を含有し、残部がFe及び不純物からなり、前記溶接レールの長手方向及び上下方向に平行であり、且つ前記溶接レールの幅方向の中央を通る断面において、前記溶接レールの前記長手方向に沿って測定される、前記溶接継手部の溶接中心の両側に形成された2つの最軟化部の間隔であるHAZ幅(W)が、60mm以下であり、前記断面において、前記長手方向に沿って測定される、前記最軟化部と前記溶接中心との間隔をWXと定義し、前記溶接中心からの距離が $0.6WX \sim 0.7WX$ であり、且つ頭頂部外郭表面からの深さが2~5mmである領域を初析セメント組織評価領域と定義したとき、前記初析セメント組織評価領域において、前記長手方向及び前記上下方向に平行な長さ $100\mu m$ の2本の線分からなる十字線と交差する初析セメント組織の総交差数(N)が26以下である。

(2) 上記(1)に記載の溶接レールでは、さらに、前記溶接継手部の前記HAZ幅(W)と、前記初析セメント組織の前記総交差数(N)とが下

記 1 式を満たしてもよい。

$$N \leq 4.6 \times \ln N \quad (W) \quad 1 \text{ 式}$$

ここで、前記 1 式の「 $\ln N$ 」とは自然対数である。

発明の効果

[0021] 本発明の上記態様によれば、溶接継手部の耐疲労損傷性及び耐折損性を向上させ、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

[0022] [図1]溶接レールの溶接継手部の側面図である。

[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]溶接レールの溶接継手部の硬さを、溶接レールの長手方向に沿って測定することによって得られる、頭頂部外郭表面から 5 mm 深さの位置における断面硬さ分布の模式図である。

[図4]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図である。

[図5]初析セメントタイト組織評価領域の概要図である。

[図6]初析セメントタイト組織評価領域における、初析セメントタイト組織の評価方法の概要図である。

[図7]落重試験条件の概要図である。

[図8]初析セメントタイト組織と折損性との関係を示すグラフである。

[図9]折損性におよぼす HAZ 幅の影響を示すグラフである。

[図10A] HAZ 幅が 10 mm の溶接継手部において、折損性におよぼす初析セメントタイト組織の影響を示すグラフである。

[図10B] HAZ 幅が 30 mm の溶接継手部において、折損性におよぼす初析セメントタイト組織の影響を示すグラフである。

[図10C] HAZ 幅が 60 mm の溶接継手部において、折損性におよぼす初析セメントタイト組織の影響を示すグラフである。

[図11]折損性におよぼす HAZ 幅及び臨界初析セメントタイト組織の影響を示すグラフである。

[図12]フラッシュバット溶接後の溶接中心付近の熱分布の概要図である。

[図13]フラッシュバット溶接後の溶接中心付近の熱分布の経時変化の概要図である。

[図14A]溶接継手部の冷却装置の一例の断面図である。

[図14B]溶接継手部の冷却装置の一例の斜視図である。

[図15A]溶接継手部の冷却装置に設けられた冷却ガス吐出口の一例である。

[図15B]溶接継手部の冷却装置に設けられた冷却ガス吐出口の一例である。

[図15C]溶接継手部の冷却装置に設けられた冷却ガス吐出口の一例である。

[図15D]溶接継手部の冷却装置に設けられた冷却ガス吐出口の一例である。

発明を実施するための形態

[0023] フラッシュバット溶接レール（以下、単に「溶接レール１」と称する）は、図１に示されるように、複数のレール部１１と、これらレール部１１を接合する溶接継手部１２とを備える。本発明者らは、溶接継手部１２の耐疲労損傷性及び耐折損性を向上させる方法について鋭意検討を重ねた。そして本発明者らは、溶接継手部１２のHAZ幅を小さくするほど、溶接継手部１２の耐疲労損傷性が向上することを知見した。一方で本発明者らは、溶接継手部１２のHAZ幅を小さくするほど、溶接継手部１２の耐折損性が損なわれることも知見した。この現象について本発明者らが種々の検討を行った結果、溶接継手部１２のHAZ幅を小さくするほど、溶接継手部１２における軟化部の幅が減少し、マクロ的な延性が低下し、これにより溶接レール１の耐折損性が損なわれることを知見した。

[0024] そして本発明者らは、溶接条件、及び溶接完了後の熱処理条件を最適化することにより、

（１）図３に示される、溶接継手部１２におけるHAZ幅を減少させ、且つ、

（２）図５に示される、溶接継手部１２の初析セメント組織評価領域Ｃにおける初析セメントの析出量を減少させた。

これにより本発明者らは、溶接継手部１２の耐疲労損傷性及び耐折損性を

向上させ、その使用寿命を大きく向上させることができた。さらに本発明者らは、HAZ幅と初析セメンタイトの析出量との関係を限定することにより、溶接継手部12的使用寿命を一層向上させることができた。

[0025] 以上の知見に基づいて得られた、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1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。

[0026] まず、本実施形態において用いられる用語を説明する。

[0027] フラッシュバット溶接レール1とは、レールをフラッシュバット溶接してつなぎ合わせることによって得られるレールである。以下、フラッシュバット溶接レール1を単に「溶接レール(welded rail)1」と称する。

[0028] 溶接レール1は、図1及び図2に示されるように、レール頭部111、レール柱部112、及びレール底部113を有する複数のレール部11と、これらレール部11を接合する溶接継手部12とを備えるものである。なお、図1中の符号「A」は、後述する溶接中心を示す。以下、単に「レール(rail)」と記載した場合は、溶接前のレールを意味し、「レール部(rail portion)」と記載した場合は、溶接レールの母材部を意味する。

[0029] レール部11のレール頭部111とは、図2に示されるレール部11の長手方向に垂直な断面において、レール部11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112とは、図2に示されるレール部11の断面において、レール部11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113とは、図2に示されるレール部11の断面において、レール部11の上下方向中央における括れた部分よりも下側の部分をいう。

[0030] また、レール頭部111において、上部の外郭表面をレール頭頂面、又はレール頭頂部外郭表面1111と称する。また、レール頭部111の下部の括れた部分を、レール顎下部1112と称する。レール頭部111の頭側面

を、レール頭側部外郭表面 1 1 1 3 と称する。レールの頭頂面において、レール部 1 1 のコーナー部に近い外郭表面を、レール頭頂部コーナー側外郭表面 1 1 1 4 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。

[0031] 溶接継手部 1 2 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。本実施形態において、部材とはレール部 1 1 の材料となるレールのことである。溶接継手部 1 2 は熱影響部 (H A Z) 1 2 H を含む。

[0032] 溶接レール 1 において溶接継手部 1 2 の形状はレール部 1 1 と略同一となる。従って、溶接継手部 1 2 も、レール部 1 1 と同様に、頭部 1 2 1、柱部 1 2 2、及び底部 1 2 3 を有する。溶接継手部 1 2 の頭部 1 2 1 は、頭頂部外郭表面 1 2 1 1、顎下部 1 2 1 2、頭側部外郭表面 1 2 1 3、及び頭頂部コーナー側外郭表面 1 2 1 4 を有する。以下、レール部 1 1 における頭部の名称を「レール頭部 1 1 1」と称し、溶接継手部 1 2 における頭部の名称を単に「頭部 1 2 1」と称する。他の部位に関しても、レール部 1 1 に含まれる場合は「レール」という用語を付し、溶接継手部 1 2 に含まれる場合は、「レール」という用語を付さない。

[0033] 熱影響部 (h e a t - a f f e c t e d z o n e、H A Z) 1 2 H とは、J I S Z 3 0 0 1 - 1 : 2 0 1 8 に規定される通り、溶接、切断等の熱で、冶金的性質、機械的性質等が変化を生じた、溶融していない母材の部分を意味する。本実施形態において、母材とはレール部 1 1 のことである。

[0034] 本実施形態に係る溶接レール 1 では、溶接レール 1 の長手方向に沿った熱影響部 1 2 H の幅、即ち H A Z 幅を、所定範囲内にする必要がある。本実施形態に係る溶接レール 1 では、H A Z 幅を、溶接レール 1 の長手方向及び上下方向に平行であり、且つ溶接レール 1 の幅方向の中央を通る切断面において測定される、溶接継手部 1 2 の硬さ分布に基づいて定義する。溶接レール 1 の長手方向及び上下方向に平行であり、且つ溶接レール 1 の幅方向の中央を通る切断面を、本実施形態において「長手方向断面」と称する。以下、溶

接継手部 1 2 の硬さ分布の概要を説明し、次いで、H A Z 幅の定義について説明する。

[0035] 図 3 に、溶接継手部 1 2 の頭頂部外郭表面 1 2 1 1 から 5 mm 下の部分における、長手方向断面の硬さ分布を模式的に示す。このグラフは、溶接継手部 1 2 の長手方向断面において、溶接継手部 1 2 の頭頂部外郭表面 1 2 1 1 から 5 mm 深さの位置を、頭頂部外郭表面 1 2 1 1 に沿って連続的にビッカース硬さ測定を行うことにより得られる。なお、このグラフに記載された溶接中心 A とは、溶接継手部 1 2 の長手方向断面において、熱影響部 1 2 H 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。

[0036] 溶接継手部 1 2 には、溶接熱によって A 1 点以上に加熱されて全体的にオーステナイト化し、次いで溶接完了後の降温によってパーライト変態した領域が形成される。また、この領域の両側には、溶接熱によって A 1 点近傍に加熱されて部分的にオーステナイト化し、次いで溶接完了後の降温によってパーライト組織の分解が発生する領域が存在する。これらの領域では、硬さが著しく低くなる。そのため、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 1 の硬さ分布のグラフにおいては、図 3 に示されるように、2 つのビッカース硬さの谷が存在する。これらのビッカース硬さの谷が生じる場所を、本実施形態に係る溶接レール 1 の最軟化部と定義する。最軟化部の硬さはおおむね 230 HV 以上、又は 250 HV 以上となる。そして、溶接継手部 1 2 の長手方向断面において、溶接継手部 1 2 の頭頂部外郭表面 1 2 1 1 から 5 mm 深さの位置のビッカース硬さを、頭頂部外郭表面 1 2 1 1 に沿って連続的に測定することにより特定される、2 つの最軟化部の間隔を、H A Z 幅 W と定義する。

[0037] 初析セメンタイト組織評価領域 C は、図 5 に示されるように、長手方向断面において、溶接中心 A からの距離が $0.6WX \sim 0.7WX$ であり、且つ頭頂部外郭表面からの深さが 2 ~ 5 mm である領域を意味する。ここで WX とは、長手方向断面において、溶接レール 1 の長手方向に沿って測定される

、最軟化部と溶接中心 A との間隔である。初析セメント組織評価領域 C の技術的意義については後述する。なお、初析セメント組織評価領域 C は溶接中心 A の左右いずれの側に設定してもよい。

[0038] 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）溶接継手部の底部から発生する疲労き裂を起点とする折損、及び（２）溶接継手部の頭部の表面から発生する、脆性き裂を起点とする折損があることを確認した。

[0039] そこで、これらの発生原因を調査した。まず、（１）溶接継手部の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。溶接継手部の底部から疲労き裂が発生している溶接継手部では、溶接継手部の頭部において摩耗による落ち込みが大きかった。また、このような溶接レールでは、溶接継手部の H A Z 幅が著しく大きいことがわかった。頭部が摩耗した溶接継手部を車輪が通過すると、車両の荷重によって溶接レールに曲げ変形が生じ、これにより溶接継手部の足部に引張荷重が生じる。この引張荷重が、溶接継手部の底部の疲労き裂の原因となる。

[0040] （H A Z 幅と折損との関係（表 1））

さらに、溶接継手部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、溶接継手部の H A Z 幅と折損との関係を検証した。過共析鋼レール（0.80～1.20% 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手部を作成した。H A Z 幅の制御は、主に、フラッシュバット溶接におけるアプセット直前の後期フラッシュ速度を制御することにより実現した。そして、図 4 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 幅と溶接継手部の底部応力との関係の評価した。図 4 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。

[0041] レール、フラッシュバット溶接条件、溶接後の溶接継手部の冷却条件、溶接継手部の特性、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。なお、溶接後の溶接継手部の冷却は、摩耗による落ち込みが主に生じる溶接中心（A）の頭頂面に行った。

[0042] ●溶接母材となるレール

成分：0.80～1.20％C、0.30％Si、0.60％Mn、0.0120％P、0.0100％S、0.35％Cr、0.0035％N、0.0020％Al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）。

硬さ：420 HV（頭頂面）

[0043] ●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：2～16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

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

アプセット荷重：65～85KN

[0044] ●溶接後の溶接継手部の冷却条件

溶接中心（A）の頭頂面の平均冷却速度：1.5超～3.0℃/sec（温度範囲：800～550℃）＋その後放冷（50℃）

冷却手段：図14A及びBに示す冷却装置

図14A及び図14Bに示されるように、筒状の冷却装置6を溶接継手部12の周囲に配置した。筒状の冷却装置6の長手方向と、溶接レール1の長手方向とを一致させた。冷却装置6には、図15A～15Dに示されるように、冷却装置6の長手方向に沿って複数の冷却ガス吐出口61が設けられていた。これら冷却装置6を用いて、頭頂部外郭表面1211、顎下部121

2、頭側部外郭表面 1 2 1 3 に冷却ガス g を吹き付けた。

また、図 1 5 A ～ 1 5 D に示されるように、複数の冷却ガス吐出口 6 1 の間隔を変更することによって、溶接中心 A における冷却速度、及び溶接中心 A から 0.6 W X ～ 0.7 W X 離れた箇所であると推定される箇所の冷却速度を独立的に制御した。

例えば図 1 5 C の冷却装置 6 には、複数の冷却ガス吐出口 6 1 が均一に配されている。従って図 1 5 C の冷却装置 6 は、溶接継手部 1 2 に長手方向にそって均一に冷却ガスを吹き付けることができる。一方、図 1 5 A の冷却装置 6 には、複数の冷却ガス吐出口 6 1 が長手方向中央では広い間隔で配され、長手方向端部付近では狭い間隔で配されている。冷却の際には、冷却装置 6 の長手方向中央部は溶接中心 A に面するように配され、冷却装置 6 の長手方向端部は最軟化部と推定される箇所に面するように配される。従って図 1 5 A の冷却装置 6 によれば、溶接中心 A の冷却ガス吹き付け量よりも、最軟化部の冷却ガス吹き付け量の方が大きくなる。

図 1 5 B 及び図 1 5 D の冷却装置 6 は、図 1 5 A と同じく、複数の冷却ガス吐出口 6 1 が長手方向中央では広い間隔で配され、長手方向端部付近では狭い間隔で配されている。しかし、図 1 5 B は図 1 5 A と比べて、長手方向中央における冷却ガス吐出口 6 1 の間隔が一層広げられている。従って、図 1 5 A の冷却装置と比較すると、図 1 5 B の冷却装置は、溶接中心 A に対する冷却ガス吹付能力が小さい。図 1 5 D は図 1 5 A と比べて、長手方向端部付近における冷却ガス吐出口 6 1 の間隔が一層狭められている。従って、図 1 5 A の冷却装置と比較すると、図 1 5 D の冷却装置は、最軟化部に対する冷却ガス吹付能力が大きい。

[0045] ●溶接継手部の特性

H A Z 幅 : 1 0 ～ 8 0 m m

溶接中心の硬さ : 3 9 0 ～ 4 4 0 H V

最軟化部の硬さ : 2 8 0 H V

[0046] ●レール／車輪の転動疲労試験の条件

試験機：転動疲労試験機（図4参照）

試験片となる溶接レールの形状：長さ2 m（長さ方向中央部に溶接継手部あり）

車輪：AARタイプ（直径920 mm）

ラジアル荷重：300 kN

スラスト荷重：50 kN

底部応力：400 MPa（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

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（300 kN）×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。

[0047] ●評価

溶接継手部の底部き裂の調査方法：目視、及び磁粉探傷

[0048] [表1]

HAZ幅（mm）	破断までの繰り返し回数	判定
60超80以下	200万回未満	不合格
40以上60以下	200万回以上300万回未満	合格
20以上40未満	300万回以上400万回未満	合格
10以上20未満	400万回経過後に未破断	合格

[0049] 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、溶接継手部の使用寿命が向上した。また、HAZ幅が小さいほど、溶接継手部に生成する凹凸が減少した。

[0050] 具体的には、HAZ幅が60 mmを超えると、溶接継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。また、HAZ幅が40mm以上60mm以下の範囲になると、溶接継手部に生成する凹凸が減少し、破断までの車輪通過繰返し回数が200万回を超え、破断までの車輪通過繰返し回数が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20mm以上40mm未満になると、溶接継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10mm以上20mm未満になると、溶接継手部に生成する凹凸がさらに減少し、車輪通過繰返し回数が400万回でも破断しなくなった。

[0051] 本試験により、HAZ幅の減少に伴い、溶接継手部の使用寿命がより一層向上することが判明した。

[0052] (初析セメント組織の総交差数と折損との関係(図8))

次に、(2)溶接継手部の頭部の表面から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起点と金属組織との関係を調査した結果、折損の起点部には初析セメント組織が生成していることが確認された。

[0053] そこで、折損の起点部の特定を行った。その結果、折損は熱影響部12H(HAZ)から発生していることを確認した。

[0054] さらに、詳細に発生部位の特定を行った。その結果、図3に示した溶接継手部の長手方向の断面硬さ分布において、溶接中心(A)と最軟化部との距離をWXとした場合、溶接中心Aから $0.6WX \sim 0.7WX$ の範囲内であり、且つ頭頂部外郭表面から深さ2~5mmの範囲内にある部位から折損が発生していることが確認された。この部位が、上述した初析セメント組織評価領域Cに該当する。

[0055] そこで、この部位の初析セメント組織と、溶接継手部の折損との関係を調査した。まず、初析セメント組織の生成量と、溶接継手部の折損との関係を調査した。過共析鋼レール(1.00%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、初析セメントタイト組織の生成量と溶接継手部の折損の有無との関係性を評価した。なお、初析セメントタイト組織の生成量の制御は、初析セメントタイト組織が生成している溶接継手部において、溶接中心から0.6WX～0.7WXの距離の頭頂部外郭表面の冷却速度を制御することにより実現した。また、HAZ幅の制御は、主に、予熱回数、平均的な後期フラッシュ速度、フラッシュバット溶接におけるアプセット直前の後期フラッシュ速度を制御することにより実現した。また、レール、フラッシュバット溶接条件、溶接後の溶接継手部の冷却条件、溶接継手部の特性、初析セメントタイト組織の評価方法、及び落重試験の条件は下記に示すとおりである。

[0056] ●溶接母材となるレール

成分：1.00%C、0.30%Si、0.60%Mn、0.0120%P、0.0100%S、0.35%Cr、0.0035%N、0.0020%Al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）。

硬さ：420 HV（頭頂面）

●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：0.3～1.0mm/sec

アプセット直前（3sec間）の後期フラッシュ速度：0.5～3.0mm/sec

アプセット荷重：65～85KN

[0057] ●溶接後の溶接継手部の冷却条件

溶接中心（A）の頭頂面の平均冷却速度：1.5超～3.5/sec（温度範囲：800～550℃）＋その後放冷（50℃）

溶接継手部の0.6WX～0.7WXの頭頂部外郭表面の平均冷却速度：

0.8～4.0℃/sec（温度範囲：800～550℃）+0.1～1.5℃/sec（温度範囲：550～450℃）+その後放冷（50℃）

冷却手段：図14A～図14Bに示す冷却装置

[0058] ●溶接継手部の特性

HAZ幅：10～60mm

溶接中心の硬さ：380～440 HV

最軟化部の硬さ：280 HV

初析セメンタイト組織評価領域Cにおける初析セメンタイト組織の総交差数（N）：20～34本

[0059] ●初析セメンタイト組織の評価方法

評価部位（図5参照）：溶接継手部の長手方向断面において、溶接中心（A）と最軟化部との距離をWXとした場合、溶接中心から0.6WX～0.7WXの距離であり、且つ頭頂部外郭表面から深さ2～5mmの部位。

評価部位の選定理由：初析セメンタイト組織を起点とする折損が発生する位置であるため。

初析セメンタイト組織の評価方法：初析セメンタイト組織評価領域を研磨後、セメンタイトエッチを行い、光学顕微鏡により観察を行い、初析セメンタイト組織を写真撮影することにより実施した。

研磨条件：1μmダイヤモンドでのバフ研磨

初析セメンタイトエッチ条件

エッチング液：ピクリン酸カセイソーダ液

エッチング条件：80℃×120分

調査方法

装置：光学顕微鏡

倍率：500倍

評価方法（図6参照）：直交する長さ100μmの2本の線分と交差する初析セメンタイト組織の数をカウントした。直交する2本の線分のうち一方は、溶接レールの長手方向に平行とし、他方は溶接レールの上下方向に垂直

とした。直交する2本の線分は、それらの中点において互いに交差する十字線をなすようにした。

初析セメント組織の総交差数（ N ）は、直交する $100\mu\text{m}$ の各線分と交差したセメントの本数（ X_n 、 Y_n ）の合計（ $X_n + Y_n$ ）とした。

なお、本実施形態に係る溶接レールのレール部の成分系では、初析セメントは、図6に示されるようにネットワーク状に析出することが通常である。粒状のセメントは、 MnS 等の介在物と判別しづらい場合があるので、初析セメント組織の総交差数を測定する際は、ネットワーク状のセメントのみを測定対象とすることが好ましい。

定量化：初析セメント評価領域における20箇所に、直交する長さ $100\mu\text{m}$ の2本の線分を記載し、初析セメント組織の総交差数を測定した。そして、各写真における総交差数の平均値を、溶接継手部の初析セメント組織の総交差数（ N ）とみなした。

[0060] ●落重試験条件（図7参照）

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、溶接継手部の底部に落錘落下

スパン（2つの支持点の間隔）： 1000mm

落錘重量： 1000kgf （ 9.8kN ）

落錘高さ（ X ）： 3.0m

落錘エネルギー： $29.4\text{kN}\cdot\text{m}$

[0061] その結果、図8に示すように、初析セメント組織の評価領域における初析セメント組織の総交差数（ N ）が26を超えると、落重試験において、溶接継手部の折損が発生することが判明した。

[0062] （HAZ幅と落錘エネルギーとの関係（図9））

さらに、本発明者らは、近年の貨車の高積載化により過酷化する軌道環境で使用される溶接継手部の使用性能を抜本的に向上させるために、頭部で発生する脆性破壊起因の折損と、溶接継手部のHAZ幅との関係を詳細に調査

した。図5に示す初析セメント組織評価領域Cにおいて、溶接継手部の長手方向断面における初析セメント組織の生成数をさらに制御（初析セメント組織の総交差数： $N = 18$ 本）し、溶接継手部のHAZ幅と耐折損性との相関を、さらに厳しい軌道条件を再現した落重試験条件で調査した。なお、初析セメント組織の生成数の制御は、主に、初析セメント組織が生成している溶接継手部において、溶接中心から $0.6WX \sim 0.7WX$ の距離の頭頂部外郭表面の冷却速度を制御することにより実現した。冷却速度の上限と下限との間の範囲を狭め、初析セメント組織の総交差数を一定になるように制御した。また、HAZ幅の制御は、主に、予熱回数、平均的な後期フラッシュ速度、フラッシュバット溶接におけるアプセット直前の後期フラッシュ速度の下限を制御することにより実現した。

[0063] 過共析鋼レール（ $1.00\%C$ ）を用いて、フラッシュバット溶接試験を行い、図7に示す溶接レールの落重試験を行い、初析セメント組織の生成量と溶接継手部の折損の有無との関係性を評価した。レール、フラッシュバット溶接条件、初析セメント組織の評価方法は、図8のグラフに関する溶接試験の条件と同一であった。溶接後の溶接継手部の冷却条件、溶接継手部の特性、落重試験の条件は下記に示すとおりである。

[0064] ●溶接後の溶接継手部の冷却条件

溶接中心（A）の頭頂面の平均冷却速度： $1.5 \text{ 超} \sim 3.5 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{sec}$ （温度範囲： $800 \sim 550 \text{ } ^\circ\text{C}$ ）+その後放冷（ $50 \text{ } ^\circ\text{C}$ ）

溶接継手部の $0.6WX \sim 0.7WX$ の頭頂部外郭表面の平均冷却速度： $1.7 \sim 2.8 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{sec}$ （温度範囲： $800 \sim 550 \text{ } ^\circ\text{C}$ ）+ $0.8 \sim 1.5 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{sec}$ （温度範囲： $550 \sim 450 \text{ } ^\circ\text{C}$ ）+その後放冷（ $50 \text{ } ^\circ\text{C}$ ）

冷却手段：図14A～図14Bに示す冷却装置

[0065] ●溶接継手部の特性

HAZ幅： $10 \sim 60 \text{ mm}$

溶接中心の硬さ： $380 \sim 440 \text{ HV}$

最軟化部の硬さ： 280 HV

初析セメントタイト組織の総交差数 (N) : 18本

●落重試験条件 (図7参照)

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、溶接継手部の底部に落錘落下

スパン (2つの支持点の間隔) : 1000mm

落錘重量 : 1000kgf (9.8kN)

落錘高さ (X) : 4.0~11.0m

落錘エネルギー : 39.2~107.8kN・m

[0066] その結果、図9に示すように、初析セメントタイト組織の総交差数 (N) が同一の状態では、溶接継手部のHAZ幅と溶接継手部の折損性との間には相関があった。HAZ幅が小さくなるにしたがって、折損を引き起こす落錘エネルギーが小さくなる。すなわち、HAZ幅が小さくなると、溶接継手部の耐折損性が低下することを本発明者らは見出した。この折損性の低下は、HAZ幅の減少に伴う溶接継手部の軟化部の減少、すなわち、マクロ的な延性の低下が原因であることを本発明者らは突き止めた。

[0067] (HAZ幅と初析セメントタイト組織の総交差数との好適な関係 (図10A~図10C、及び図11))

さらに、本発明者らは、HAZ幅によって変化する溶接継手部の耐折損性を詳細に調査した。図5に示す初析セメントタイト組織評価領域Cにおける、溶接継手部の長手方向の断面における初析セメントタイト組織の生成状況と、溶接継手部の耐折損性との相関を、落重試験条件で調査した。過共析鋼レール (1.00%C) を用いて、フラッシュバット溶接試験を行った。次いで、図7に示す溶接継手部の落重試験を行い、初析セメントタイト組織の生成量と溶接継手部の折損の有無との関係性を評価した。これにより、折損を防止することが可能な初析セメントタイト組織の生成状況を調査した。なお、初析セメントタイト組織の生成数の制御は、主に、初析セメントタイト組織が生成している溶接継手部において、溶接中心から0.6WX~0.7WXの距離の頭頂部外郭表面の冷却速度を制御することにより実現した。冷却速度の範囲を

限定し、初析セメント組織の総交差数が一定の範囲になるように制御した。また、HAZ幅の制御は、主に、予熱回数、平均的な後期フラッシュ速度、フラッシュバット溶接におけるアプセット直前の後期フラッシュ速度の下限を制御することにより実現した。

[0068] レール、フラッシュバット溶接条件、及び初析セメント組織の評価方法は、図8のグラフに関する溶接試験の条件と同一であった。溶接後の溶接継手部の冷却条件、溶接継手部の特性、落重試験の条件は下記に示すとおりである。

[0069] ●溶接後の溶接継手部の冷却条件

溶接中心（A）の頭頂面の平均冷却速度：1.5超～3.5／sec（温度範囲：800～550℃）＋その後放冷（50℃）

溶接継手部の0.6WX～0.7WXの頭頂部外郭表面の平均冷却速度：1.5超～3.5℃／sec（温度範囲：800～550℃）＋0.2～1.5℃／sec（温度範囲：550～450℃）＋その後放冷（50℃）

冷却手段：図14A～図14Bに示す冷却装置

[0070] ●溶接継手部の特性

HAZ幅：10、20、30、40、50、60mm（6水準）

溶接中心の硬さ：380～440 HV

最軟化部の硬さ：280 HV

初析セメント組織の総交差数（N）＝6～26

[0071] ●落重試験条件（図7参照）

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、溶接継手部の底部に落錘落下

スパン（2つの支持点の間隔）：1000mm

落錘重量：1000kgf（9.8kN）

落錘高さ（X）：7.0～12.0mの範囲内の6水準

落錘エネルギー：68.6～117.6kN・mの範囲内の6水準

厳しい軌道条件における折損防止する落重試験条件

落錘高さ (X) : 9.0 m

折損防止基準エネルギー : 88.2 kN・m

[0072] 試験結果を、横軸を初析セメント組織の総交差数N、縦軸を落錘エネルギーとしてプロットした結果を、図10A～図10Cに示す。図10Aは、HAZ幅が10mmの種々の溶接継手部の評価結果であり、図10Bは、HAZ幅が30mmの種々の溶接継手部の評価結果であり、図10Cは、HAZ幅が60mmの種々の溶接継手部の評価結果である。図10A～図10Cでは、折損が生じたか否かに応じて、データポイントの種類を変更している。また、図10A～図10Cに記載の「折損防止基準エネルギー」とは、厳しい軌道条件における溶接継手部の耐折損性の評価基準である。本試験では、折損防止基準エネルギーを88.2 kNと設定した。そして、88.2 kNの落錘エネルギーによる落重試験によっても溶接継手部に折損が生じなかった溶接レールを、厳しい軌道条件においても溶接継手部の耐折損性に優れた溶接レールと判断した。また、88.2 kNの落錘エネルギーに耐えられる種々の溶接継手部における初析セメント組織の総交差数の最大値を、臨界の初析セメント組織のセメント組織の総交差数とみなした。

[0073] その結果、図10A～図10Cに示すように、HAZ幅が減少するにしたがって、厳しい軌道条件において折損を防止できる初析セメント組織の総交差数(N)、すなわち、臨界の初析セメント組織の総交差数が大幅に減少することが確認された。具体的には、図10Cに示されるように、HAZ幅が60mmの溶接継手部における臨界の初析セメント組織の総交差数は20であった一方、図10B及び図10Aに示されるように、HAZ幅が30mmの溶接継手部における臨界の初析セメント組織の総交差数は18であり、HAZ幅が10mmの溶接継手部における臨界の初析セメント組織の総交差数は12であった。

[0074] 図11に、HAZ幅10～60mmにおける、HAZ幅と臨界の初析セメント組織のセメント組織の総交差数との関係を、整理して示す。HAZ幅が減少するにしたがって、厳しい軌道条件において折損を防止できる臨界の

初析セメントタイト組織の総交差数が大幅に減少することがわかる。この実験結果から、溶接継手部の使用寿命を向上させるためにH A Z幅を減少させるほど、臨界の初析セメントタイト組織の総交差数が増加し、従って厳しい軌道条件における耐折損性の確保が難しくなる旨が明らかになった。

[0075] さらに、本発明者らは、厳しい軌道条件において折損を確実に防止するために、H A Z幅毎に溶接継手部の折損を防止する臨界の初析セメントタイト組織の総交差数の推定を行った。その結果、下記のH A Z幅(W)からなる1式で算定される値以下に初析セメントタイト組織の総交差数(N)を確実に制御することにより、溶接継手部の折損を確実に防止できることを見出した。ここで、1式の「 $L N$ 」とは自然対数、即ちネイピア数 e を底とする対数を意味する。

$$N \leq 4.6 \times L N (W) \quad 1 \text{ 式}$$

[0076] これらの結果から、溶接継手部の頭部から発生する脆性き裂に起因する折損をさらに抑制するためには、初析セメントタイト組織の生成量、すなわち、初析セメントタイト組織の総交差数を制御することが必要であることを本発明者らは知見した。さらに、厳しい軌道条件における溶接継手部の折損を防止するには、初析セメントタイト組織の総交差数を、H A Z幅に応じて規定される所定範囲内に制御することが望ましい旨を本発明者らは知見した。

[0077] 上述の知見に基づいて得られた、溶接継手部の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。

[0078] (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。

[0079] Cは、パーライト変態を促進させて、溶接継手部の耐摩耗性を確保するために有効な元素である。C量が0.85%未満になると、溶接継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。一方、C量が1.20%を超えると、溶接継手部に初析セメントタイト組織が多量に生成し、溶接継手

部の耐折損性が低下する。このため、C含有量を0.85～1.20%に限定した。C含有量は好ましくは0.90%以上、0.95%以上、又は1.00%以上である。C含有量は好ましくは1.18%以下、1.15%以下、又は1.10%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0.95～1.10%とすることが望ましい。

[0080] Siは、パーライト組織のフェライト相に固溶し、溶接継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量が2.00%を超えると、パーライト組織の靱性が低下し、溶接継手部の耐折損性が低下する。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0.40%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、溶接継手部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0.30～1.50%とすることが望ましい。

[0081] 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量が0.10%未満では、その効果が小さく、溶接継手部の耐摩耗性が低下する。一方、Mn量が2.00%を超える場合、過剰な量のMnが、偏析部のMn濃化を助長し、溶接継手部の初析セメンタイト組織の生成を促進し、耐折損性を低下させる。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0.40%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0.30～1.50%とすることが望ましい。

[0082] 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、溶接継手部の耐摩耗性を向上させる元素である。しかし、C r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、C r量が1.50%を超える場合、過剰な量のC rが、偏析部のC r濃化を助長し、溶接継手部の初析セメント組織の生成を促進し、耐折損性を低下させる。このため、C r含有量を0.10～1.50%に限定した。C r含有量は好ましくは0.15%以上、0.20%以上、又は0.25%以上である。C r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、溶接継手部の耐摩耗性及び耐損傷性を向上させるためには、C r含有量を0.20～1.00%とすることが望ましい。

[0083] Pは、鋼中に含有される不純物元素である。P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。

[0084] 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。

[0085] 溶接レールのレール部の化学成分の残部は、鉄及び不純物を含む。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。

[0086] さらに、溶接レールのレール部には、溶接継手部の硬さの増加による耐摩耗性の向上、靱性の向上、熱影響部の軟化の防止、並びに頭部内部の断面硬さ分布を制御する目的で、a群のMo、b群のCo、c群のB、d群のCu、及びNi、e群のV、Nb、及びTi、f群のMg、Ca、及びREM、g群のN、h群のZr、並びにi群のAlの元素を必要に応じて1群又は2群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。

[0087] a群の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、溶接継手部の硬さを向上させる。b群の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。c群のBは、パーライト変態温度の冷却速度依存性を低減させ、溶接継手部の頭部内部の硬さ分布を均一にする。d群のCu、及びNiは、パーライト組織中のフェライトに固溶し、溶接継手部の硬さを高め、同時に靱性を向上させる。e群のV、Nb、及びTiは、レールの溶接後の、溶接継手部の冷却の過程で生成した炭化物及び窒化物等の析出硬化により、溶接継手部の疲労強度を向上させる。また、e群のV、Nb、及びTiは、溶接継手部の再加熱時に炭化物及び窒化物等を安定的に生成させ、熱影響部の軟化を防止する。f群のMg、Ca、及びREMは、MnS系硫化物を微細分散し、溶接継手部において介在物から生成する疲労損傷を低減する。g群のNは、レールの溶接後の溶接継手部の冷却過程でVの炭化物及び窒化物等の析出を促進させ、溶接継手部の耐疲労損傷性を向上させる。h群のZrは、凝固組織の等軸晶化率を高めることにより、鋳片中心部の偏析帯の形成を抑制し、偏析部のMn、Crの濃化を

抑制する。さらに i 群の A l は、脱酸により、溶接継手部の耐折損性を向上させる。

[0088] <a 群>

M o 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、M o 量を 0 . 0 1 % 以上とすることが好ましい。一方、M o 量が 0 . 5 0 % を超える場合、パーライト組織が脆化し、溶接継手部の耐折損性が低下する場合がある。このため、M o 含有量を 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 % とすることが望ましい。M o 含有量は好ましくは 0 . 0 2 % 以上、0 . 0 5 % 以上、又は 0 . 1 0 % 以上である。M o 含有量は好ましくは 0 . 4 5 % 以下、0 . 4 0 % 以下、又は 0 . 3 0 % 以下である。

[0089] <b 群>

C o 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、C o 量を 0 . 0 1 % 以上とすることが好ましい。一方、C o 量が 1 . 0 0 % を超えると、上記の効果が飽和し、C o 含有量に応じたラメラ組織の微細化が図れない。また、C o 量が 1 . 0 0 % 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、C o 含有量を 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 % とすることが望ましい。C o 含有量は好ましくは 0 . 0 2 % 以上、0 . 0 5 % 以上、又は 0 . 1 0 % 以上である。C o 含有量は好ましくは 0 . 9 0 % 以下、0 . 8 0 % 以下、又は 0 . 6 0 % 以下である。

[0090] <c 群>

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、溶接継手部の頭表面から内部までの硬さ分布を均一化し、溶接継手部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 量を 0 . 0

0.01%とすることが好ましい。一方、B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。

[0091] <d群>

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継手部の硬さを向上させ、溶接継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量を0.01%以上とすることが好ましい。一方、Cu量が1.00%を超えると、パーライト組織が脆化し、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0.70%以下である。なお、Cu含有量を0.40%以下に制御することが望ましい。

[0092] 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継手部の硬さを向上させ、溶接継手部の耐摩耗性を向上させる元素である。さらに、熱影響部においては、NiはTiと結びついて微細なNi₃Tiの金属間化合物として析出し、析出強化により溶接継手部の軟化を抑制する元素である。また、Cuがレール部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量を0.01%以上にすることが好ましい。Ni量が1.00%を超えると、パーライト組織が脆化し、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0.70%以下である。

[0093] <e群>

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量を0.01%以上にすることが好ましい。一方、V量が0.20%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0.01～0.20%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0.05%以上である。V含有量は好ましくは0.18%以下、0.15%以下、又は0.10%以下である。

[0094] 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窒化物等を安定的に生成させ、溶接継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量を0.0010%以上にすることが好ましい。一方、Nb量が0.0500%を超えると、Nbの炭化物及び窒化物等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0.0030%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%以下である。

[0095] 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、溶接後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再加熱される熱影響部の組織を微細化し、溶接継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、T

i 量を 0.0030%以上とすることが好ましい。一方、Ti 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 0.0020～0.0500%とすることが望ましい。Ti含有量は好ましくは 0.0030%以上、0.0035%以上、又は 0.0040%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。

[0096] < f 群 >

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量を 0.0005%以上とすることが好ましい。一方、Mg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、溶接継手部の耐疲労損傷性が低下する場合がある。このため、Mg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、0.0015%以上、又は 0.0030%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。

[0097] 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量を 0.0005%以上とすることが好ましい。一方、Ca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、溶接継手部の耐疲労損傷性が低下する場合がある。このため、Ca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0.0030%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。

[0098] REMは、脱酸・脱硫元素であり、REMのオキシサルファイド ($\text{REM}_2\text{O}_2\text{S}$) 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 ($\text{REM}_2\text{O}_2\text{S}$) 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、溶接継手部の耐疲労損傷性を向上させる。上述の効果をj得るためには、REM量を0.0005%以上とすることが好ましい。一方、REM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 ($\text{REM}_2\text{O}_2\text{S}$) 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0.0030%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。

[0099] なお、REMとはSc、Y及び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。

[0100] <g群>

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。通常のレール精錬では、N含有量は0.0030～0.0060%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、レールの溶接後の溶接継手部の冷却過程で、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、溶接継手部の耐疲労損傷性を向上させる。上述の効果をを得るためには、N量を0.0050%以上とすることが好ましい。一方、N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。N含有量は好ましくは0.0030%以上、0.0040%以上、又は0.0080%以上である。N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。

[0101] <h群>

Zrは、 γ -Feとの格子整合性が良いZrO₂介在物を生成するので、 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ることにより、鋳片中心部の偏析帯の形成を抑制する元素である。上述の効果をを得るためには、Zr量を0.0001%以上とすることが好ましい。一方、Zr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0.0030%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。

[0102] <i群>

Alは、脱酸材として機能する成分である。上述の効果をを得るためには、Al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量が1.00%又は1.000%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、溶接継手部の耐疲労損傷性が低下する場合がある。さらに、Al量が1.000%を

超えると、レールの溶接時に酸化物が生成し、レールの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0.0100～1.000%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0.900%以下、0.800%以下、又は0.700%以下である。

レール部の化学成分は、JIS G 0321:2017「鋼材の製品分析方法及びその許容変動値」に従って測定される。

[0103] (2) 溶接継手部のHAZ幅(W)の限定理由

次に、本実施形態において、溶接継手部のHAZ幅(W)を60mm以下に限定した理由について説明する。

[0104] 表1に示すように、レール／車輪の転動試験を行った結果、HAZ幅が小さくなると、溶接継手部に生成する凹凸が減少し、破断までの転動繰り返し回数が増加し、溶接継手部の使用寿命が向上する。具体的には、上述の実験においては、HAZ幅が60mmを超えると、溶接継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かった。また、HAZ幅が40mm以上60mm以下の範囲になると、溶接継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、合格基準を満たした。さらに、HAZ幅が20mm以上40mm未満になると、溶接継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った。さらに、HAZ幅が10mm以上20mm未満になると溶接継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、溶接継手部の使用寿命がより一層向上することが判明した。

[0105] このため、溶接継手部のHAZ幅を60mm以下に限定した。溶接継手部のHAZ幅を55mm以下、50mm以下、40mm以下、又は30mm以下としてもよい。なお、HAZ幅の下限值は特に限定されないが、例えば5mm以上、10mm以上、又は15mm以上としてもよい。破断までの転動繰り返し回数を安定的に向上させるには、HAZ幅は10～30mmの範囲

に制御することが望ましい。

H A Z 幅の測定方法は以下の通りである。硬さ測定対象は長手方向断面、即ち溶接レール 1 の長手方向及び上下方向に平行であり、且つ溶接レール 1 の幅方向の中央を通る切断面とする。長手方向断面において、溶接継手部 1 2 の頭頂部外郭表面 1 2 1 1 から 5 mm 深さの位置を、頭頂部外郭表面 1 2 1 1 に沿って連続的にビッカース硬さ測定を行う。ビッカース硬さ測定は、J I S Z 2 2 4 4 : 2 0 0 9 「ビッカース硬さ試験－試験方法」に基づいて行われる。試験力、即ち圧子を試料の表面に押し込む力は 1 0 k g f とされる。測定間隔は 1 m m とされる。これにより、図 3 に例示されるような硬さ分布グラフが得られる。溶接レール 1 の硬さ分布のグラフにおいては、2 つのビッカース硬さの谷が存在する。これらのビッカース硬さの谷が生じる場所が最軟化部である。2 つの最軟化部の間隔を、H A Z 幅 W とみなす。

[0106] (3) 初析セメント組織評価領域における初析セメント組織の総交差数 (N) の限定理由

次に、本実施形態に係る溶接レールの溶接継手部に設定される初析セメント組織評価領域 C において、直交する 1 0 0 μ m のそれぞれの線分と交差する初析セメント組織の総交差数 (N) を 2 6 以下に限定した理由について説明する。以下、溶接継手部に設定される初析セメント組織評価領域 C の初析セメント組織の総交差数を、単に「溶接継手部の初析セメント組織の総交差数」と称する場合がある。

[0107] 図 6 を参照しながら上述したように、初析セメント組織の総交差数とは、溶接レールの長手方向及び上下方向に平行であり、且つ溶接レールの幅方向の中央を通る断面における、初析セメント組織評価領域に配された十字線と、初析セメント組織との交差点の総数である。初析セメント組織評価領域に配された十字線とは、図 6 に示されるように、レールの長手方向及び上下方向に平行な長さ 1 0 0 μ m の 2 本の線分からなる十字線である。なお、ばらつきを考慮して、初析セメント組織評価領域における 2 0 箇所、直交する長さ 1 0 0 μ m の 2 本の線分を記載し、初析セメント組織の総

交差数を測定して、各写真における総交差数の平均値を、溶接継手部の初析セメント組織の総交差数（N）とみなす。

[0108] 図8に示したように、溶接継手部の初析セメント組織の総交差数が26を超えると、落重試験において、溶接継手部の折損が発生する。このため、溶接継手部の初析セメント組織の総交差数を26以下に限定した。なお、初析セメント組織評価領域Cの選定理由、及び初析セメント組織の総交差数の算定方法は、上記に示したとおりである。なお、溶接継手部の折損を安定的に抑制するには、溶接継手部の初析セメント組織の総交差数は24以下、23以下、又は22以下が望ましい。溶接継手部の初析セメント組織の総交差数は少ないほど好ましいので、その下限値は特に限定されない。

溶接継手部の初析セメント組織の総交差数の測定方法は、図8に示されるグラフに関して説明された「初析セメント組織の評価方法」の通りとする。

[0109] （4）溶接継手部のHAZ幅（W）と溶接継手部の初析セメント組織の総交差数との好ましい関係の限定理由

次に、本実施形態に係る溶接レールにおいて、溶接継手部のHAZ幅（W）と初析セメント組織の総交差数（N）とが1式を満たすことが好ましい理由について説明する。

$$N \leq 4.6 \times L N(W) \quad 1 \text{ 式}$$

[0110] 本発明者らは溶接継手部の耐折損性をさらに詳細に調査した。初析セメント組織の総交差数（N）を一定とした条件下で、溶接継手部のHAZ幅と耐折損性との相関を、さらに厳しい軌道条件を再現した落重試験条件で調査した。その結果、図9に示すように、初析セメント組織の総交差数（N）が同一の状態では、溶接継手部のHAZ幅と溶接継手部の折損性との間には相関があり、HAZ幅が小さくなるにしたがって、折損を引き起こす落重エネルギーが小さくなる。すなわち、HAZ幅が小さくなると溶接継手部の耐折損性が低下することを本発明者らは見出した。この折損性の低下は、

H A Z 幅の減少に伴う溶接継手部の軟化部の減少、すなわち、マクロ的な延性の低下が原因であることを本発明者らは突き止めた。

[0111] さらに、本発明者らは、H A Z 幅によって変化する溶接継手部の耐折損性の調査を行った。初析セメント組織の総交差数（N）と溶接継手部の耐折損性との相関を、落重試験条件で調査した。その結果、図 10 A～図 10 C に示すように、H A Z 幅が減少するにしたがって、厳しい軌道条件において折損を防止できる初析セメント組織の総交差数（N）、すなわち、臨界の初析セメント組織の総交差数が大幅に減少することが確認された。

[0112] H A Z 幅 10～60 mm における H A Z 幅と臨界の初析セメント組織のセメント総交差数の関係を図 11 に整理して示す。H A Z 幅が減少するにしたがって、厳しい軌道条件において折損を防止できる臨界の初析セメント組織の総交差数が大幅に減少することを確認した。

[0113] さらに、本発明者らは、厳しい軌道条件において折損を確実に防止するために、H A Z 幅毎に溶接継手部の折損を防止する臨界の初析セメント組織の総交差数（N）の推定を行った。その結果、下記の H A Z 幅（W）からなる 1 式で算定される値以下に初析セメント組織の総交差数（N）を確実に制御することにより、溶接継手部の折損を一層確実に防止できることを確認した。ここで、1 式の「LN」とは自然対数、即ちネイピア数 e を底とする対数を意味する。

$$N \leq 4.6 \times \ln(W) \quad 1 \text{ 式}$$

これらの結果から、厳しい軌道条件における折損を防止するためには、H A Z 幅に応じて初析セメント組織の総交差数の上限を制御することが好ましい旨を本発明者らは確認した。

[0114] 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、上述した溶接継手部の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の溶接継手部は、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

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。

[0115] 溶接継手部の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）溶接継手部の底部から発生する疲労き裂を起点とする折損、及び（２）溶接継手部の頭部から発生する、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。溶接継手部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は、溶接継手部におけるHAZ幅を狭めることが有効である。また、溶接継手部の底部から発生する疲労き裂を起点とする折損と、溶接継手部の頭部から発生する脆性き裂を起点とする折損との両方を抑制するためには、溶接継手部における初析セメンタイト組織のセメンタイト総交差数を抑制することが有効である。

[0116] そこで本発明者らが一層の検討を重ねたところ、フラッシュバット溶接条件と、溶接完了後の溶接継手部の冷却速度を厳格に制御することにより、HAZ幅の短縮と、初析セメンタイト組織のセメンタイト総交差数の抑制との両方を達成可能であることが判明した。また、溶接継手部の冷却速度をさらに厳格に制御することで、初析セメンタイト組織のセメンタイト総交差数を、一層効果的に抑制可能であることも知見された。

[0117] 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、レールをフラッシュバット溶接して溶接継手部を形成する工程と、溶接継手部に熱処理する工程とを有する。

[0118] フラッシュバットに供されるレール、即ち溶接レールの素材となる母材レールの製造方法は特に限定されない。HAZ幅は、後述するフラッシュバット溶接条件によって制御される。溶接継手部のセメンタイトの状態は、フラッシュバット溶接後の熱処理条件によって制御される。溶接前の母材レールの金属組織は、溶接継手部においては、溶接熱によって別の組織へと変態する。そのため、フラッシュバット溶接前の母材レールの金属組織は、溶接継手部のHAZ幅及びセメンタイトの状態に影響しない。

[0119] 母材レールの製造方法の好適な一例は、

- ・ 上述の化学成分を有するブルームを鑄造する工程と、
 - ・ 圧延開始温度を $1000 \sim 1350^{\circ}\text{C}$ とし、圧延終了温度を $750 \sim 1100^{\circ}\text{C}$ として、ブルームを熱間圧延する工程と、
 - ・ 冷却開始温度を $700 \sim 900^{\circ}\text{C}$ とし、冷却停止温度を $500 \sim 650^{\circ}\text{C}$ 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 $1 \sim 2^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ として、レールを冷却する工程と、
- を有する。これにより得られたレールを母材として溶接レールを製造した場合、レール部の耐摩耗性及び耐折損性が著しく向上する。

[0120] レールのフラッシュバット溶接を、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予熱フラッシュ方式で行う場合は、

- ・ 予熱回数を $2 \sim 14$ 回とし、
- ・ 後期フラッシュ時間を $10 \sim 30 \text{ sec}$ とし、
- ・ 平均的な後期フラッシュ速度を $0.3 \text{ mm}/\text{sec}$ 以上とし、
- ・ アプセット直前 (3 sec 間) の後期フラッシュ速度を $0.5 \text{ mm}/\text{sec}$ 以上とし、
- ・ アプセット荷重を 50 kN 以上とする。

レールのフラッシュバット溶接を、フラッシュ工程とアプセット工程とを含む連続フラッシュ方式で行う場合は、

- ・ フラッシュ時間を $150 \sim 250 \text{ sec}$ とし、
- ・ フラッシュ速度を $0.10 \text{ mm}/\text{sec}$ 以上とする。

これら条件下で、複数のレールの端部をフラッシュバット溶接して、レール部と溶接継手部とを有する溶接レールを得る。

[0121] フラッシュバット溶接の後の熱処理では、

- ・ 溶接中心 A における、溶接継手部の頭頂部外郭表面の、 $800 \sim 550^{\circ}\text{C}$ の温度範囲における平均冷却速度を $1.5 \sim 3.5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ とし、
- ・ 溶接中心 A から $0.6 \text{ WX} \sim 0.7 \text{ WX}$ 離れた箇所における、溶接継手部

の頭頂部外郭表面の、 $800 \sim 550^{\circ}\text{C}$ の温度範囲における平均冷却速度 $CR1$ を $1.5 \sim 3.5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ とし、

・溶接中心Aから $0.6\text{WX} \sim 0.7\text{WX}$ 離れた箇所における、溶接継手部の頭頂部外郭表面の、 $550 \sim 450^{\circ}\text{C}$ の温度範囲における平均冷却速度 $CR2$ を $0.2 \sim 1.5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ とし、且つ、

・ $CR2 \geq 2.0 - 0.5 \times CR1$ を満たす

ように、冷却を制御して、溶接レールの溶接継手部を冷却する。以下に、これらの製造条件について詳細に説明する。

[0122] (5) 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。

[0123] 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。

[0124] 初期フラッシュ工程は、素材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、一对の素材レールの端面（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。

[0125] 予熱工程では、一对の素材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、一对の素材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、一对の素材レールを引き離す。溶接面の接触及び分離を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10回以上とすることが望ましい。一方、HAZ幅を減少

させる観点から、予熱回数は14回以下、13回以下、又は12回以下とすることが好ましい。

[0126] 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、一対の素材レールを把持する治具を互いに近づける速度である。

[0127] 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以下とする。さらに、平均的な後期フラッシュ速度を0.3mm/sec以上又は0.4mm/sec以上とし、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素材レールの溶損量は10mm以上とすることが望ましい。

[0128] 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、熔融金属の大部分を外部へ排出することにより、溶接継手部のHAZ幅の減少に寄与する。溶接継手部の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。

[0129] 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以下とすることが望ましい。また、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。

[0130] (6) 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。

[0131] 溶接継手部は、フラッシュバット溶接によってオーステナイト域まで加熱される。このため、溶接継手部に適切な冷却を施さないと、溶接継手部の頭部の硬度が低下する。さらに、溶接継手部の頭部に、破壊の起点となる初析セメンタイト組織が生成する。この際、溶接中心Aに近い箇所、及び溶接中心Aから離れた箇所それぞれにおいて、独立に温度を制御する必要がある。図12に、フラッシュバット溶接の終了後の溶接継手部における、温度分布の模式図を示す。図12の、実線で示されるグラフは、HAZ幅が大きい溶

接継手部が得られる溶接条件下における、溶接終了直後の熱分布であり、破線で示されるグラフは、H A Z幅が小さい溶接継手部が得られる溶接条件下における、溶接終了直後の熱分布である。フラッシュバット溶接の際は、溶接中心 A が激しく加熱される一方で、溶接中心 A から離れた箇所では抵抗発熱がほとんど生じない。溶接中心 A から離れた箇所における温度上昇は、溶接中心 A からの熱移動に起因する。従って、フラッシュバット溶接の終了後は、図 1 2 に示されるような急峻な温度勾配が溶接継手部に生じる。また、H A Z 幅を狭めるためには、通常の溶接条件（実線のグラフに対応）よりも一層急峻な温度勾配を生じさせるような条件（破線のグラフに対応）で溶接する必要がある。このため、溶接継手部の熱処理の際は、温度制御を行う場所と溶接中心 A との距離を考慮することが求められる。本実施形態に係る溶接レールの製造方法では、

- ・溶接中心 A における冷却速度、及び

- ・溶接中心 A から 0.6 W X ~ 0.7 W X 離れた箇所における冷却速度

を独立に制御する。例えば、図 1 5 A に模式的に示されるように、冷却装置の冷却ガス吐出口の間隔などを最適化することにより、このような熱処理が可能となる。冷却条件を制御する箇所それぞれの温度を測定し、且つ、冷媒の噴射位置を最適化してもよい。一方、通常の冷却においては、図 1 2 に示されるような熱分布に起因して、溶接中心 A における冷却速度と溶接中心 A から離れた箇所における冷却速度とは相違すると推定される

[0132] まず、溶接中心 A における、溶接継手部 1 2 の頭頂部外郭表面 1 2 1 1 の、温度範囲 800 ~ 550℃における平均冷却速度を、1.5℃/sec ~ 3.5℃/sec の範囲内として冷却することが望ましい。なお、800 ~ 550℃の温度範囲における平均冷却速度とは、当該箇所の温度を 800℃から 550℃まで低下させるのに要する時間で、250℃（即ち 800℃と 550℃との差）を割って得られる値である。この温度帯での当該箇所の平均冷却速度を 1.5℃/sec 超とすることにより、溶接継手部の硬さを確保し、溶接継手部の頭頂部の耐摩耗性を高めることができる。また、この温度帯での

当該箇所（溶接継手）の平均冷却速度が $3.5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ を超えると、溶接継手部の硬さが過剰となり、溶接継手部の頭頂部の耐ころがり接触疲労損傷性が低下する。

[0133] なお、上記の温度は、溶接後の溶接継手の頭頂部外郭表面を放射温度計で測定し、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。

[0134] また、溶接中心 A のからの距離が $0.6\text{WX} \sim 0.7\text{WX}$ である位置における、溶接継手部の頭頂部外郭表面 1211 の、温度範囲 $800 \sim 550^{\circ}\text{C}$ での平均冷却速度 CR1 を $1.5 \sim 3.5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ の範囲とする。 $800 \sim 550^{\circ}\text{C}$ の温度範囲における平均冷却速度 CR1 とは、当該箇所の温度を 800°C から 550°C まで低下させるのに要する時間で、 250°C （即ち 800°C と 550°C との差）を割って得られる値である。この温度帯での当該箇所の平均冷却速度 CR1 が $1.5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下になると、初析セメントタイト組織評価領域 C における初析セメントタイト組織が増加し、セメントタイト総交差数（N）が 26 を超え、溶接レールの溶接継手部として必要とされる最低限の耐折損性の確保が困難となる。また、この温度帯での当該位置の平均冷却速度 CR1 が $3.5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ を超えると、冷却後の復熱が過剰となり、 550°C 未満の温度帯における平均冷却速度 CR2 の制御が困難となり、温度上昇により初析セメントタイト組織が増加し、初析セメントタイト組織のセメントタイト総交差数（N）が 26 を超える。

[0135] さらに、溶接中心 A のからの距離が $0.6\text{WX} \sim 0.7\text{WX}$ である位置における、溶接継手部の頭頂部外郭表面の、 $550 \sim 450^{\circ}\text{C}$ の温度範囲における平均冷却速度 CR2 を $0.2 \sim 1.5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ とする。 $550 \sim 450^{\circ}\text{C}$ の温度範囲における当該箇所の平均冷却速度 CR2 とは、温度を 550°C から 450°C まで低下させるのに要する時間で、 100°C （即ち 550°C と 450°C との差）を割って得られる値である。この温度帯での当該箇所の平均冷却速度 CR2 が $0.2^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下になると、 $0.6\text{WX} \sim 0.7\text{WX}$ 位置の頭部の初析セメントタイト組織が増加し、初析セメントタイト組織の

セメントイト総交差数（ N ）が26を超え、溶接レールの溶接継手部として必要とされる最低限の耐折損性の確保が困難となる。一方、この温度帯での当該箇所の平均冷却速度 $CR2$ が $1.5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ を超えたとしても、初析セメントイト組織の総交差数（ N ）に大きな変化がなく、効果が飽和する。このため、平均冷却速度 $CR2$ の好ましい上限値を $1.5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ とした。

[0136] なお、溶接中心（ A ）の頭頂部外郭表面の冷却速度制御が $800\sim550^{\circ}\text{C}$ の範囲内で行われるのに対し、 $0.6WX\sim0.7WX$ 位置の頭頂部外郭表面の冷却速度制御は $800\sim450^{\circ}\text{C}$ の範囲内で行われる。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。溶接中心（ A ）の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、 $0.6WX\sim0.7WX$ 位置の頭頂部外郭表面における冷却速度制御の目的は、初析セメントイト組織の生成を抑制することにある。

[0137] さらに、初析セメントイト組織のセメントイト総交差数（ N ）及びHAZ幅（ W ）が $N\leq 4.6\times LN$ （ W ）の関係式を満たすように制御し、溶接継手部の耐折損性をさらに向上させるためには、 $0.6WX\sim0.7WX$ 位置の頭頂部外郭表面1211の平均冷却速度 $CR1$ （ $800\sim550^{\circ}\text{C}$ ）と、平均冷却速度 $CR2$ （ $550\sim450^{\circ}\text{C}$ ）とを、 $CR2\geq 2.0-0.5\times CR1$ の関係式を満たす範囲に制御することが望ましい。パーライト変態後の初析セメントイト組織の生成制御に重要な低温域の平均冷却速度（ $CR2$ ）が制御されることにより、パーライト変態が十分に促進され、初析セメントイト組織の生成がさらに抑制されるからである。

したがって、溶接継手部の折損を抜本的に防止するために、初析セメントイト組織のセメントイト総交差数（ N ）とHAZ幅（ W ）とが $N\leq 4.6\times LN$ （ W ）の関係式を満たすように制御するためには、溶接直後の高温域の冷却における平均冷却速度 $CR1$ と、その後の低温域の冷却における平均冷却速度 $CR2$ をそれぞれ制御することに加えて、さらに、溶接直後（ 800

～550℃)の平均冷却速度 $CR1$ とその後(550～450℃)の平均冷却速度 $CR2$ を $CR2 \geq 2.0 - 0.5 \times CR1$ の範囲に制御することが望ましい。

溶接中心Aにおける冷却速度、及び溶接中心Aから0.6WX～0.7WX離れた箇所における冷却速度を独立に制御するにあたっては、溶接完了後の溶接中心、及びその周辺部の熱分布を考慮する必要がある。図13に、溶接継手部を加速冷却した際の、溶接中心及びその周辺部における熱分布の経時変化の模式図を示す。図13に示される4つの熱分布曲線の意味は以下の通りである。

(曲線1) 溶接完了直後の溶接継手部の熱分布

(曲線2) 溶接完了からXsec後の、加速冷却開始時の溶接継手部の熱分布

(曲線3) 溶接完了からXsec後に図15Cの冷却装置を用いて加速冷却を行った場合の、溶接完了からYsec後の溶接継手部の熱分布

(曲線4) 溶接完了からXsec後に図15Aの冷却装置を用いて加速冷却を行った場合の、溶接完了からYsec後の溶接継手部の熱分布

曲線1に示される溶接完了直後の温度分布によれば、溶接中心の温度は鋼の融点に近い。一方、溶接継手部から母材部への熱移動が溶接中及び溶接完了後に常に生じているので、溶接中心からの距離が大きいほど温度は低くなる。図13の曲線1に示されるように、溶接直後において、溶接中心Aから0.6WX～0.7WX離れた箇所の温度は、溶接中心Aよりも大幅に低い。

曲線2に示される、加速冷却の開始時点(Xsec経過後)の温度分布によれば、溶接継手部の温度は、溶接完了直後の温度よりも低下している。しかしながら、溶接継手部において温度低下量は一様ではない。溶接中心における温度低下量は、溶接中心Aから0.6WX～0.7WX離れた箇所の温度低下量よりも大きい。

曲線3に示される、図15Cの冷却装置を用いた加速冷却後の温度分布に

よれば、溶接中心の冷却速度は、溶接中心 A から $0.6W \times \sim 0.7W \times$ 離れた箇所の冷却速度よりも大きくなる。図 15 C の冷却装置では、複数の冷却ガス吐出口 61 が均一に配されている。従って、図 15 C の冷却装置によれば、冷却ガスは溶接継手部に沿って均一に噴射されるが、溶接継手部の冷却速度は均一とはならない。

曲線 4 に示される、図 15 A の冷却装置を用いた加速冷却後の温度分布によれば、溶接中心の温度は曲線 3 と変わらないが、溶接中心 A から $0.6W \times \sim 0.7W \times$ 離れた箇所の温度は曲線 3 よりも下に位置する。そして、溶接中心の冷却速度は、溶接中心 A から $0.6W \times \sim 0.7W \times$ 離れた箇所の冷却速度と概ね等しい。図 15 A の冷却装置では、複数の冷却ガス吐出口 61 の間隔が、中央部では広く、端部では狭い。従って、図 15 A の冷却装置によれば、冷却ガスの噴射量は溶接中心 A から $0.6W \times \sim 0.7W \times$ 離れた箇所において特に多くされている。溶接によって生じた温度差の影響を緩和するためには、冷却ガスの噴射量を溶接中心 A から $0.6W \times \sim 0.7W \times$ 離れた箇所において多量にする必要がある。

図 13 の曲線 2 ～曲線 4 を対比することによって、溶接完了直後における溶接中心 A とその周辺部との温度差が、冷却速度に及ぼす影響を理解することができる。

[0138] 溶接中心 A における冷却速度、及び溶接中心 A から $0.6W \times \sim 0.7W \times$ 離れた箇所における冷却速度を独立に制御するための手段は特に限定されないが、上述したように、図 14 A 及び図 14 B に示されるような複数の筒状の冷却装置 6 を用いることが好ましい。

冷却装置 6 には、図 15 A 等に例示されるように、複数の冷却ガス吐出口 61 が設けられている。また、冷却装置 6 は、図示されない冷却ガス供給管を介して、コンプレッサーに接続されている。冷却装置 6 は、冷却ガス吐出口 61 が溶接継手部の頭頂部外郭表面 1211、レール頭頂部コーナー側外郭表面 1114、及び頭側部外郭表面 1213 に面するように、溶接継手部の周囲に配される。また、冷却装置 6 は、その長手方向が溶接レールの長手

方向と一致するように配される。加えて、複数の筒状の冷却装置 6 の長手方向中心部は、溶接中心 A と位置合わせされる。冷却装置 6 を用いて冷却ガス g を溶接継手部に吹き付けることにより、溶接中心 A 及び H A Z を冷却することができる。冷却ガス g は、例えば空気である。

冷却速度の制御は、冷却ガス吐出口 6 1 の配置及び個数を介して制御することが可能である。図 1 5 A に示されるように、冷却ガス吐出口 6 1 が長手方向中央では広い間隔で配され、長手方向端部付近（セメントait制御位置）では狭い間隔で配置されることが最も好ましい。これにより、溶接中心 A から 0.6 W X ~ 0.7 W X 離れた箇所における冷却能力を、溶接中心 A における冷却能力よりも高めることができる。

図 1 5 C に示される冷却装置 6 においては、冷却ガス吐出口 6 1 が長手方向に沿って等間隔に設けられている。このような冷却装置 6 によれば、冷却ガスの吐出量を均一にすることができる。しかし、図 1 3 を挙げながら上述したように、冷却ガスの吐出量を均一にした場合には、溶接継手部の冷却速度は均一にはならない。

一方、冷却ガス吐出口 6 1 の間隔が長手方向中央において広すぎることも好ましくない。例えば図 1 5 B に示される冷却装置 6 では、長手方向中央における冷却ガス吐出口 6 1 の間隔が、図 1 5 A に示される冷却装置よりも広い。図 1 5 B に示される冷却装置 6 によれば、溶接中心の冷却速度が不足するおそれがある。

また、冷却ガス吐出口 6 1 の間隔が長手方向端部付近において狭すぎることも好ましくない。例えば図 1 5 D に示される冷却装置 6 では、長手方向端部付近における冷却ガス吐出口 6 1 の間隔が、図 1 5 A に示される冷却装置よりも狭い。図 1 5 D に示される冷却装置 6 によれば、溶接中心 A から 0.6 W X ~ 0.7 W X 離れた箇所の冷却速度が過剰となる恐れがある。冷却ガス g の流量、及び溶接レールの形状等の諸条件に応じて、冷却ガス吐出口 6 1 の大きさ、及び間隔を最適化することが望ましい。

なお、C R 1 及び C R 2 の関係を上述の範囲内とするためには、冷却ガス

の流量を適宜制御することが好ましい。

冷却装置 6 における冷却ガス吐出口 6 1 の配置は、当該冷却装置 6 が用いられる溶接継手部の H A Z 幅 W に応じて決定される必要がある。例えば、冷却ガス吐出口 6 1 が疎に配置された箇所と、密に配置された箇所との間隔が、おおむね $0.6W \sim 0.7W$ であることが好ましい。このような冷却装置 6 を溶接継手部に配置した場合、冷却ガス吐出口 6 1 が疎に配置された箇所が溶接中心 A に面し、かつ、冷却ガス吐出口 6 1 が密に配置された箇所が溶接中心 A から $0.6W \sim 0.7W$ 離れた箇所に面する。

なお、溶接終了の直後の、溶接継手部が高温である時点において、溶接継手部の最軟化部はまだ形成されていない。しかしながら、同一のフラッシュバット溶接条件が適用された同一形状同一成分の溶接レールの溶接継手部において、溶接中心と最軟化部との間隔は実質的に同一となる。また、溶接終了後の冷却条件は、最軟化部の位置に実質的に影響しない。従って、最軟化部の位置は、冷却を開始する前に容易に推定することが可能である。最軟化部の推定位置に基づいて、冷却装置 6 の冷却ガス吐出口 6 1 の配置を定めることができる。

冷却装置 6 のその他の具体的構成は特に限定されない。例えば冷却装置 6 の長手方向に沿った大きさは特に限定されないが、H A Z 幅の 2.0 倍以上 3.0 倍以下の範囲内とすることが好ましい。このような冷却装置 6 によれば、溶接継手部全体の冷却効率を確保することができる。冷却装置 6 の冷却ガス吐出口 6 1 の径、及び冷却ガスの流量についても特に限定されない。溶接対象等に応じて、これらの構成を適宜変更することができる。

[0139] (7) 溶接継手部の望ましい金属組織

[0140] 次に、本実施形態における溶接継手部の望ましい金属組織について説明する。溶接継手部の金属組織は、上述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、溶接レールの溶接継手部の耐疲労損傷性及び耐折損性が一層向上する。

[0141] 車輪と接触する溶接継手部の頭部では、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、溶接継手部の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、溶接継手部の頭部（頭頂面から深さ $1/3 h$ までの領域）は、パーライト組織を主体とすることが望ましい。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、パーライト組織以外の金属組織でもよい。

実施例

[0142] 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。

[0143] 表2に記載の化学成分を有する種々のレールを、溶接レールの素材として用いた。なお、表2に記載の化学成分の残部は鉄及び不純物であった。意図的に添加されなかった元素の含有量は、表2において「—」と記載した。

[0144] これらレールをフラッシュバット溶接し、次いで熱処理することにより、種々の溶接レールを作成した。そして、溶接レールの溶接継手部に対して転動疲労試験及び落重試験を実施した。熱処理条件は、表4に記載の通りとした。なお、参考のために、表4において好ましい範囲外である値には下線を付した。溶接継手部におけるHAZ幅（W）、及び初析セメンタイトの総交差数（N）は、表3に記載の通りであった。なお、表3において発明範囲外の値には下線を付した。溶接継手部の転動疲労試験結果及び落重試験結果は表5に記載の通りであった。

初析セメンタイト組織の評価方法、及びHAZ幅の測定方法は上述の通りとした。なお、上述の測定方法から明らかなように、初析セメンタイトの総交差数は0以上の整数となる。一方、 $4.6 \times LN(W)$ は整数とはならない。これらの大小を比較する際には、 $4.6 \times LN(W)$ の値を小数点以下で四捨五入するべきではない。例えば初析セメンタイトの総交差数が10で

あり、 $4.6 \times L N (W)$ が 9.7 である場合、 $N \leq 4.6 \times L N (W)$ の関係が満たされていないと判定される。

その他の実験条件は下記の通りとした。

[0145] ●溶接母材となるレール

レール形状：136ポンド（重さ：67kg/m）

硬さ：420 HV（頭頂面）

[0146] ●フラッシュバット溶接条件（予熱フラッシュ方式）

原則的に以下の溶接条件でフラッシュバット溶接を行った。

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：0.3～1.0mm/sec

アプセット直前（3sec間）の後期フラッシュ速度：0.5～3.0mm/sec

アプセット荷重：65～85kN

ただし、比較例28においては、以下の溶接条件でフラッシュバット溶接を行った。

予熱回数16回、

平均的な後期フラッシュ速度：0.2mm/sec

アプセット直前（3sec間）の後期フラッシュ速度：0.3mm/sec

それ以外の溶接条件：上述と同じ

比較例35においては、以下の溶接条件でフラッシュバット溶接を行った。

平均的な後期フラッシュ速度：0.1mm/sec

アプセット直前（3sec間）の後期フラッシュ速度：0.2mm/sec

それ以外の溶接条件：上述と同じ

●冷却条件

溶接中心 A における冷却速度、及び溶接中心 A から 0.6 W X ~ 0.7 W X 離れた箇所における冷却速度を独立に制御した。冷却速度は表 4 に示す通りとした。冷却手段は、図 14 A ~ 図 14 B に示されるような構成を有する冷却装置 6 とした。

なお、図 5 に示される、溶接中心 A から 0.6 W X ~ 0.7 W X 離れた箇所の冷却速度は、溶接中心の冷却速度よりも小さくなる傾向にある。この傾向を考慮しながら、冷却装置における冷却ガス吐出口の配置及び間隔を決定した。

例えば実施例 1 においては、図 15 A に模式的に示されるような、長手方向中央部において冷却ガス吐出口の間隔が広く、長手方向両端部において冷却ガス吐出口の間隔が狭い冷却装置を用いた。

比較例 28 及び 35 においては、図 15 B に模式的に示されるように、長手方向中央部における冷却ガス吐出口の間隔が図 15 A のものよりも一層広い冷却装置を用いた。そのため、比較例 28 及び 35 においては、溶接中心 A の冷却速度が不足した。

比較例 31 及び 38 においては、図 15 C に模式的に示されるように、冷却ガス吐出口の間隔が均一な冷却装置を用いた。そのため、比較例 31 及び 38 においては、溶接中心 A から 0.6 W X ~ 0.7 W X 離れた箇所の冷却速度が不足した。

比較例 32 においては、図 15 D に模式的に示されるように、長手方向両端部における冷却ガス吐出口の間隔が図 15 A のものよりも一層狭い冷却装置を用いた。そのため、比較例 32 においては、溶接中心 A から 0.6 W X ~ 0.7 W X 離れた箇所の冷却速度が過剰となった。

[0147] ●溶接継手部の特性

溶接中心の硬さ：390 ~ 440 HV

最軟化部の硬さ：280 HV

[0148] ●レール／車輪の転動疲労試験の条件

試験機：転動疲労試験機（図4参照）

試験片となる溶接レールの形状：長さ2 m（長さ方向中央部に溶接継手部あり）

車輪：AARタイプ（直径920 mm）

ラジアル荷重：300 kN

スラスト荷重：50 kN

底部応力：400 MPa（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

累積通過トン数：最大12千万トン

●レール／車輪の転動疲労試験の評価基準

破断までの荷重印加の繰り返し回数が200万回未満：X（不合格）

破断までの荷重印加の繰り返し回数が200万回以上300万回未満：C（合格）

破断までの荷重印加の繰り返し回数が300万回以上400万回未満：B（合格）

荷重印加の繰り返し回数が400万回でも破断なし：A（合格）

[0149] ●落重試験条件（図7参照）

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、溶接継手部の底部に落錘落下

スパン（2つの支持点の間隔）：1000 mm

落錘重量：1000 kgf（9.8 kN）

落錘高さ（X）：3.0 m、及び9.0 m

落錘エネルギー：29.4 kN・m、及び88.2 kN・m（折損防止基準エネルギー）

●落重試験の評価基準

落錘エネルギー 29.4 kN・m で折損 : X

落錘エネルギー 88.2 kN・m で折損 : B

落錘エネルギー 88.2 kN・m で未折損 : A

[0150] [表2]

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Co	B	Cu	Ni	V	Nb	Ti	Mg	Ca	REM	N	Zr	Al
1	1.05	0.80	0.80	0.0120	0.0120	0.30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0040	-	0.002
2	1.20	0.40	1.00	0.0130	0.0150	0.40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0040	-	0.002
3	0.85	0.40	1.00	0.0130	0.0150	0.40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0040	-	0.002
4	1.00	2.00	0.40	0.0140	0.0170	0.80	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0030	-	0.003
5	1.00	0.10	0.40	0.0140	0.0170	0.80	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0030	-	0.003
6	0.95	1.20	2.00	0.0150	0.0140	0.30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0050	-	0.002
7	0.95	1.20	0.10	0.0150	0.0140	0.30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0050	-	0.002
8	1.10	0.60	0.60	0.0020	0.0120	0.90	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0060	-	0.004
9	1.05	1.40	0.50	0.0120	0.0020	0.25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0060	-	0.004
10	1.00	0.50	1.20	0.0150	0.0130	1.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0040	-	0.003
11	1.00	0.50	1.20	0.0150	0.0130	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0040	-	0.003
12	1.10	0.60	0.80	0.0120	0.0180	0.60	0.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0050	-	0.002
13	1.05	0.50	1.00	0.0130	0.0160	0.50	-	1.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0060	-	0.002
14	1.00	0.40	1.20	0.0140	0.0140	0.80	-	-	0.0050	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0050	-	0.002
15	0.95	0.30	1.40	0.0150	0.0120	0.70	-	-	-	1.00	-	-	-	-	-	-	-	0.0060	-	0.002
16	0.95	1.00	0.70	0.0200	0.0120	0.50	-	-	-	-	1.00	-	-	-	-	-	-	0.0030	-	0.004
17	1.00	1.40	0.60	0.0190	0.0130	0.30	-	-	-	-	-	0.20	-	-	-	-	-	0.0030	-	0.002
18	1.05	1.30	0.50	0.0180	0.0140	0.50	-	-	-	-	-	-	0.0500	-	-	-	-	0.0040	-	0.003
19	1.10	1.20	0.40	0.0170	0.0150	0.80	-	-	-	-	-	-	-	0.0500	-	-	-	0.0060	-	0.002
20	1.10	0.40	1.40	0.0140	0.0240	0.70	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0200	-	-	0.0050	-	0.002
21	1.05	0.50	1.30	0.0150	0.0220	0.40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0200	-	0.0040	-	0.002
22	1.00	0.60	1.20	0.0160	0.0200	0.70	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0500	0.0030	-	0.002
23	0.95	0.70	1.10	0.0170	0.0180	0.80	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0200	-	0.003
24	0.95	0.90	0.80	0.0200	0.0200	0.90	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0020	-	0.003
25	1.00	0.80	1.00	0.0210	0.0190	0.80	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0040	0.0200	0.004
26	1.10	0.70	1.20	0.0220	0.0180	0.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0040	-	1.000
27	1.05	0.60	1.40	0.0230	0.0170	0.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0030	-	0.001
28	No.1と同じ																			
29	No.1と同じ																			
30	No.1と同じ																			
31	No.1と同じ																			
32	No.1と同じ																			
33	No.1と同じ																			
34	No.1と同じ																			
35	No.1と同じ																			
36	No.1と同じ																			
37	No.1と同じ																			
38	No.1と同じ																			
39	No.1と同じ																			
40	No.1と同じ																			

[0151]

[表3]

	HAZ幅(W) (mm)	初析セメント組織の 総交差数(N)	$4.6 \times LN(W)$	$N \leq 4.6 \times LN(W)$
1	18	13	13.3	満たす
2	30	15	15.6	満たす
3	30	15	15.6	満たす
4	25	13	14.8	満たす
5	25	13	14.8	満たす
6	22	12	14.2	満たす
7	22	12	14.2	満たす
8	10	6	10.6	満たす
9	10	6	10.6	満たす
10	15	10	12.5	満たす
11	15	10	12.5	満たす
12	30	13	15.6	満たす
13	25	12	14.8	満たす
14	18	11	13.3	満たす
15	15	8	12.5	満たす
16	15	5	12.5	満たす
17	10	4	10.6	満たす
18	18	11	13.3	満たす
19	25	10	14.8	満たす
20	25	8	14.8	満たす
21	30	12	15.6	満たす
22	30	10	15.6	満たす
23	25	8	14.8	満たす
24	25	7	14.8	満たす
25	23	5	14.4	満たす
26	25	6	14.8	満たす
27	25	7	14.8	満たす
28	80	19	20.2	満たす
29	60	14	18.8	満たす
30	10	8	10.6	満たす
31	25	28	14.8	満たさない
32	25	30	14.8	満たさない
33	25	14	14.8	満たす
34	25	4	14.8	満たす
35	80	24	20.2	満たさない
36	60	20	18.8	満たさない
37	10	13	10.6	満たさない
38	18	30	13.3	満たさない
39	18	26	13.3	満たさない
40	18	16	13.3	満たさない

[0152]

[表4]

	溶接中心の 頭頂面の 平均冷却速度 (°C/sec)	CR1 (°C/sec)	CR2 (°C/sec)	$2.0-0.5 \times$ CR1	$CR2 \geq$ $2.0-0.5 \times CR1$
1	1.8	1.8	1.2	1.1	満たす
2	3.3	3.2	0.5	0.4	満たす
3	3.3	3.2	0.5	0.4	満たす
4	3.0	2.8	0.7	0.6	満たす
5	3.0	2.8	0.7	0.6	満たす
6	2.0	1.9	1.2	1.1	満たす
7	2.0	1.9	1.2	1.1	満たす
8	1.6	1.7	1.3	1.2	満たす
9	1.6	1.7	1.3	1.2	満たす
10	1.8	1.9	1.2	1.1	満たす
11	1.8	1.9	1.2	1.1	満たす
12	3.2	3.0	0.7	0.5	満たす
13	3.1	2.8	0.7	0.6	満たす
14	2.1	1.9	1.2	1.1	満たす
15	1.9	2.0	1.1	1.0	満たす
16	1.9	2.0	1.1	1.0	満たす
17	1.7	1.7	1.3	1.2	満たす
18	2.0	2.2	1.0	0.9	満たす
19	2.8	3.0	0.7	0.5	満たす
20	2.8	3.0	1.0	0.5	満たす
21	3.2	2.9	0.7	0.6	満たす
22	3.2	2.9	1.0	0.6	満たす
23	2.9	2.8	0.8	0.6	満たす
24	2.9	2.8	1.2	0.6	満たす
25	1.9	2.1	1.3	1.0	満たす
26	2.8	2.8	1.4	0.6	満たす
27	2.8	2.8	1.4	0.6	満たす
28	1.0	3.0	1.0	0.5	満たす
29	3.5	3.4	0.9	0.3	満たす
30	1.6	1.7	1.3	1.2	満たす
31	2.3	1.0	0.9	1.5	満たさない
32	2.3	3.6	0.1	0.2	満たさない
33	2.3	1.8	1.3	1.1	満たす
34	2.3	2.8	0.8	0.6	満たす
35	1.0	3.2	0.3	0.4	満たさない
36	3.3	3.4	0.2	0.3	満たさない
37	1.7	1.7	1.0	1.2	満たさない
38	3.0	0.8	0.2	1.6	満たさない
39	3.0	2.0	0.3	1.0	満たさない
40	3.0	2.8	0.4	0.6	満たさない

[0153]

[表5]

	転動疲労 試験	落重試験
1	A	A
2	B	A
3	B	A
4	B	A
5	B	A
6	B	A
7	B	A
8	A	A
9	A	A
10	A	A
11	A	A
12	B	A
13	B	A
14	A	A
15	A	A
16	A	A
17	A	A
18	A	A
19	B	A
20	B	A
21	B	A
22	B	A
23	B	A
24	B	A
25	B	A
26	B	A
27	B	A
28	X	A
29	C	A
30	A	A
31	B	X
32	B	X
33	B	A
34	B	A
35	X	B
36	C	B
37	A	B
38	A	X
39	A	B
40	A	B

[0154] 比較例 28 及び比較例 35 は、フラッシュバット溶接条件が不適切であったので、HAZ 幅が過剰であった溶接レールである。比較例 28 及び比較例 35 においては、溶接継手部の耐疲労損傷性が不足し、転動疲労試験結果が不合格となった。

[0155] 比較例 3 1 及び比較例 3 8 は、CR 1 が小さすぎたために、初析セメントタイト組織の総交差数が過剰となった溶接レールである。比較例 3 1 及び比較例 3 8 においては、溶接継手部の耐折損性が不足し、落重試験結果が不合格となった。比較例 3 2 は、CR 1 が大きすぎたために、冷却後の復熱が過剰となり、550℃未満の温度帯における平均冷却速度 CR 2 の制御が困難となり、温度上昇により初析セメントタイト組織が増加し、初析セメントタイト組織のセメントタイト総交差数 (N) が 26 を超えた。そして、比較例 3 2 においては、溶接継手部の耐折損性が不足し、落重試験結果が不合格となった。

[0156] 一方、化学成分、HAZ 幅、及び初析セメントタイト組織の総交差数が発明範囲内である溶接レールの溶接継手部は、耐疲労損傷性及び耐折損性に優れており、転動疲労試験結果、及び落重試験結果の両方が良好であった。また、 $N \leq 4.6 \times L N (W)$ の関係を満たす溶接レールの溶接継手部は、試験結果が一層良好であった。

符号の説明

- [0157] 1 フラッシュバット溶接レール（溶接レール）
- 1 1 レール部
- 1 1 1 レール頭部
- 1 1 1 1 レール頭頂部外郭表面
- 1 1 1 2 レール顎下部
- 1 1 1 3 レール頭側部外郭表面
- 1 1 1 4 レール頭頂部コーナー側外郭表面 1 1 1 4
- 1 1 2 レール柱部
- 1 1 3 レール底部
- 1 2 溶接継手部
- 1 2 1 （溶接継手部の）頭部
- 1 2 1 1 （溶接継手部の）頭頂部外郭表面
- 1 2 1 2 （溶接継手部の）顎下部
- 1 2 1 3 （溶接継手部の）頭側部外郭表面

- 1 2 1 4 (溶接継手部の) 頭頂部コーナー側外郭表面
- 1 2 2 (溶接継手部の) 柱部
- 1 2 3 (溶接継手部の) 底部
- 1 2 H 熱影響部 (H A Z)
- A 溶接中心
- 2 枕木
- 3 車輪
- 4 モーター
- 5 荷重安定装置
- 6 冷却装置
- 6 1 冷却ガス吐出口
- g 冷却ガス

請求の範囲

[請求項1]

複数のレール部と、
前記レール部を接合する溶接継手部と、
を備える溶接レールであって、
前記レール部は、化学成分として、単位質量％で、
C : 0.85～1.20％、
Si : 0.10～2.00％、
Mn : 0.10～2.00％、
Cr : 0.10～1.50％、
 $P \leq 0.0250\%$ 、
 $S \leq 0.0250\%$ 、
Mo : 0～0.50％、
Co : 0～1.00％、
B : 0～0.0050％、
Cu : 0～1.00％、
Ni : 0～1.00％、
V : 0～0.20％、
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 : 0～1.000％

を含有し、残部がFe及び不純物からなり、

前記溶接レールの長手方向及び上下方向に平行であり、且つ前記溶接レールの幅方向の中央を通る断面において、前記溶接レールの前記

長手方向に沿って測定される、前記溶接継手部の溶接中心の両側に形成された2つの最軟化部の間隔であるHAZ幅(W)が、60mm以下であり、

前記断面において、前記長手方向に沿って測定される、前記最軟化部と前記溶接中心との間隔をWXと定義し、前記溶接中心からの距離が $0.6WX \sim 0.7WX$ であり、且つ頭頂部外郭表面からの深さが2～5mmである領域を初析セメント組織評価領域と定義したとき、前記初析セメント組織評価領域において、前記長手方向及び前記上下方向に平行な長さ $100\mu m$ の2本の線分からなる十字線と交差する初析セメント組織の総交差数(N)が26以下であることを特徴とする溶接レール。

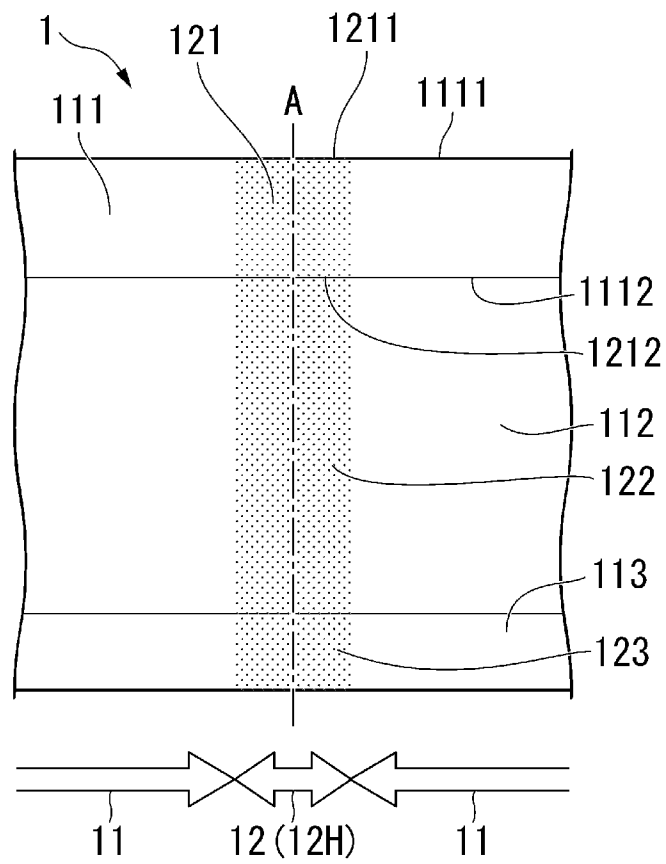
[請求項2]

さらに、前記溶接継手部の前記HAZ幅(W)と、前記初析セメント組織の前記総交差数(N)とが下記1式を満たすことを特徴とする請求項1に記載の溶接レール。

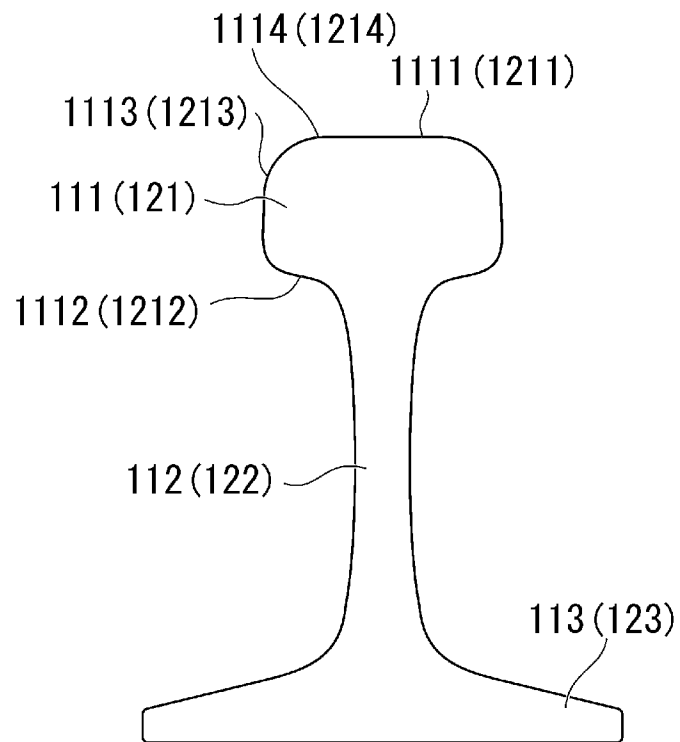
$$N \leq 4.6 \times \ln(W) \quad 1 \text{ 式}$$

ここで、前記1式の「 $\ln$ 」とは自然対数である。

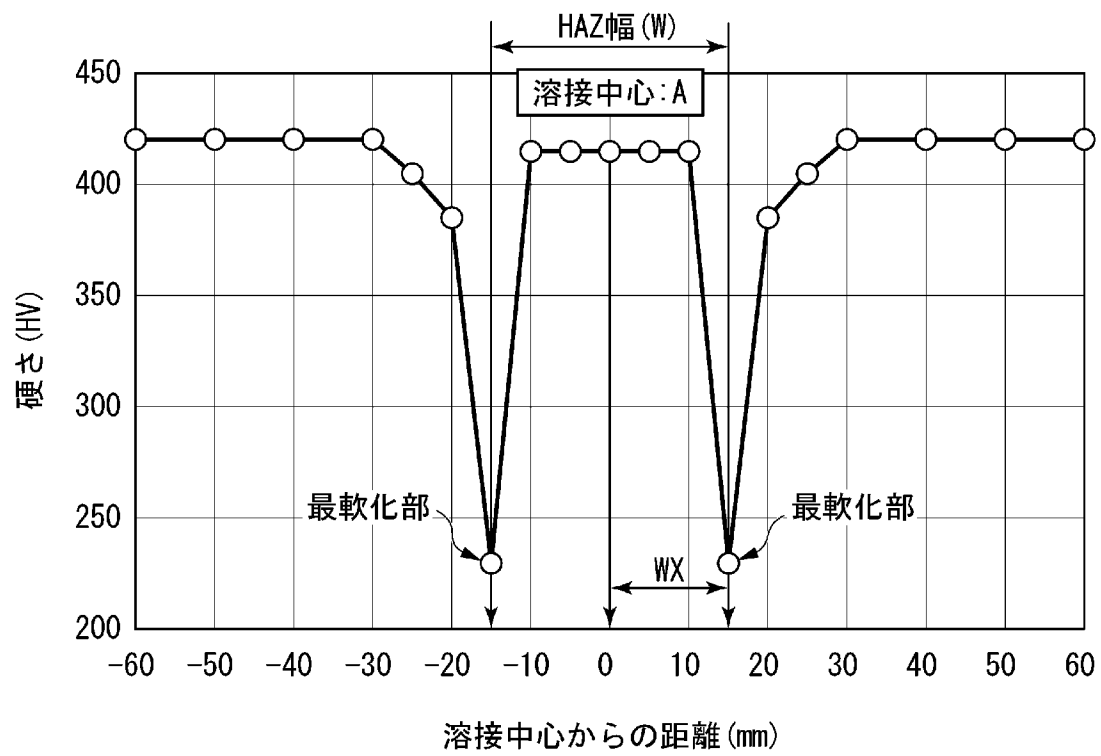
[図1]



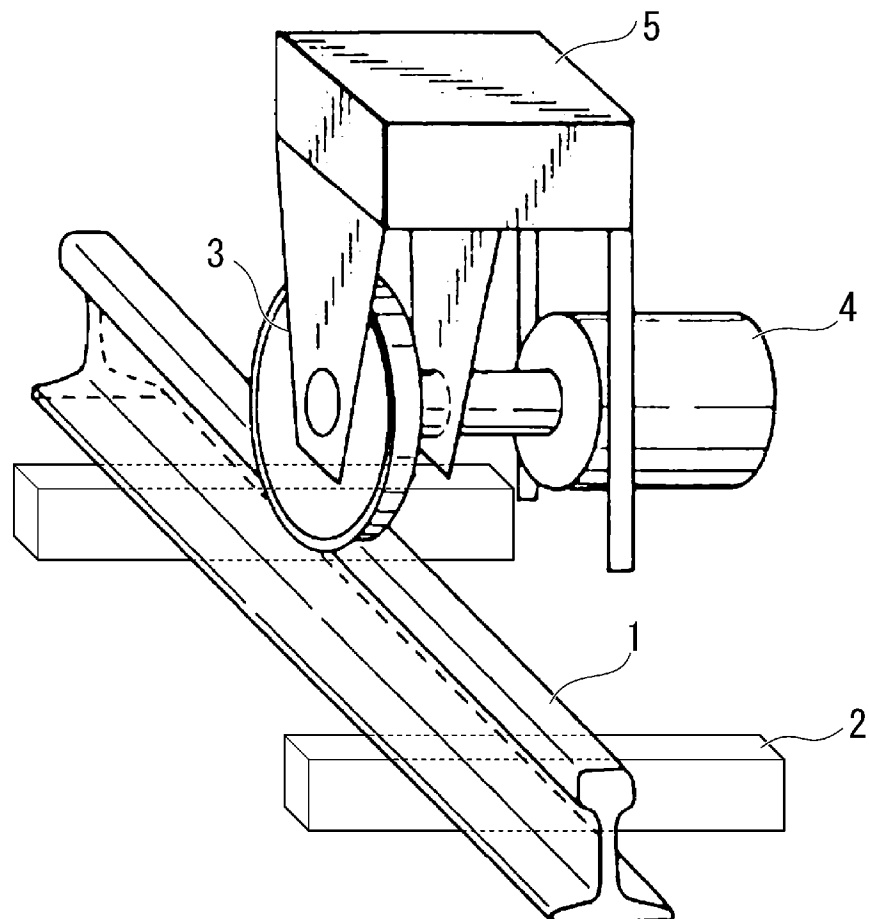
[図2]



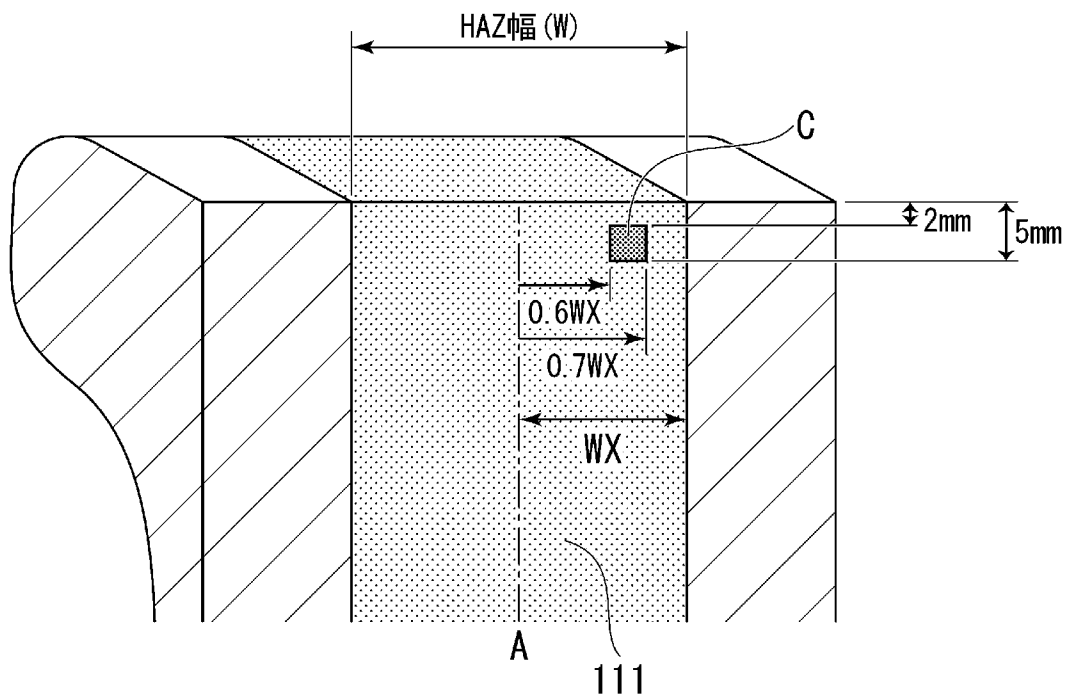
[図3]



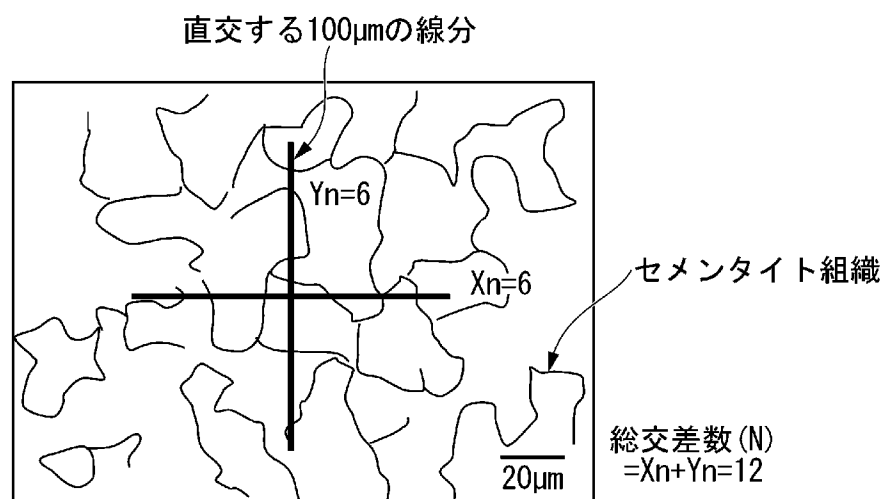
[図4]



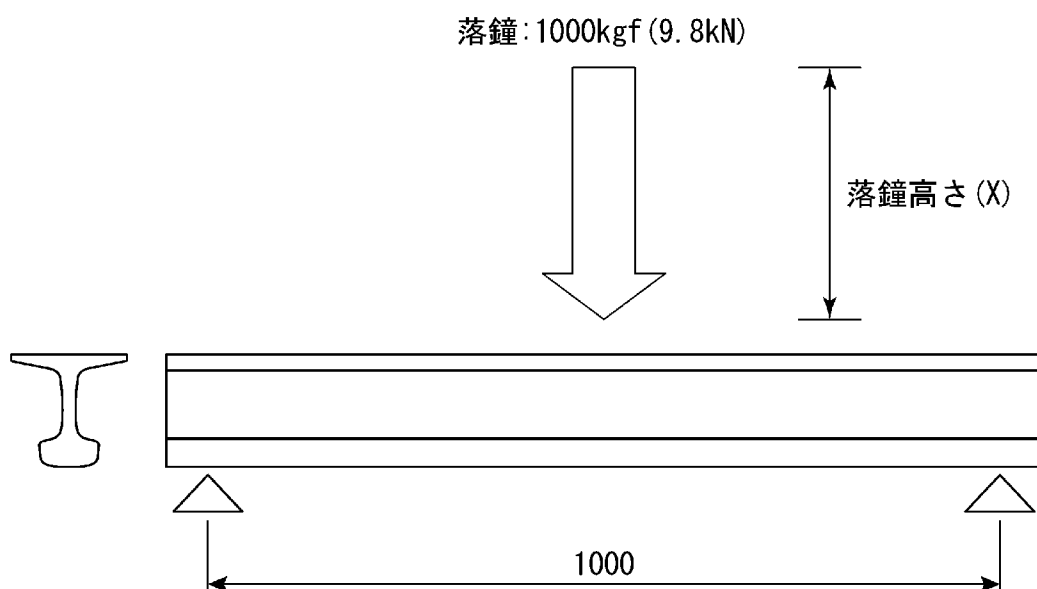
[図5]



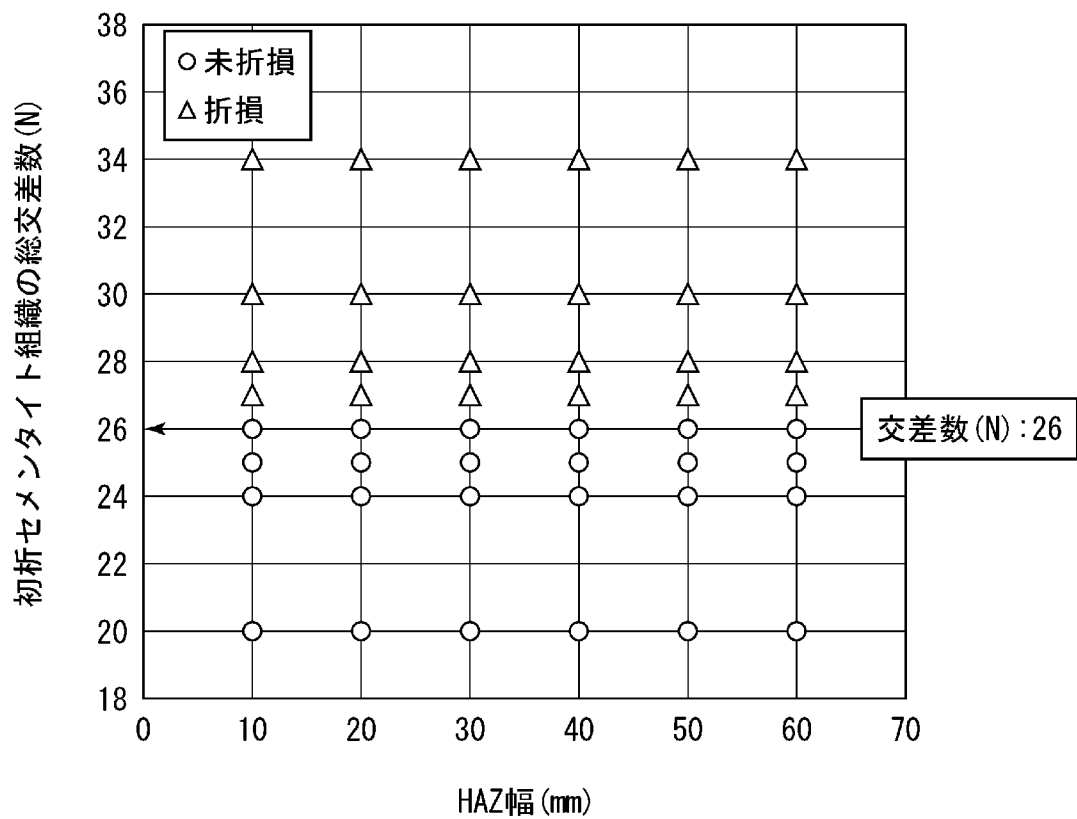
[図6]



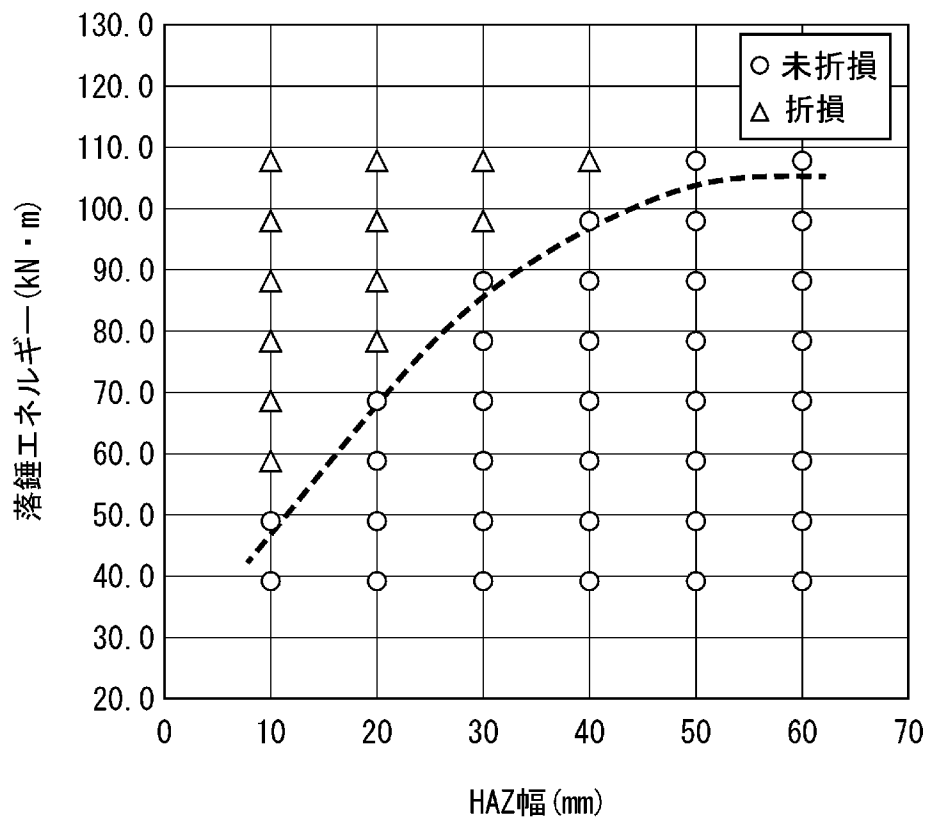
[図7]



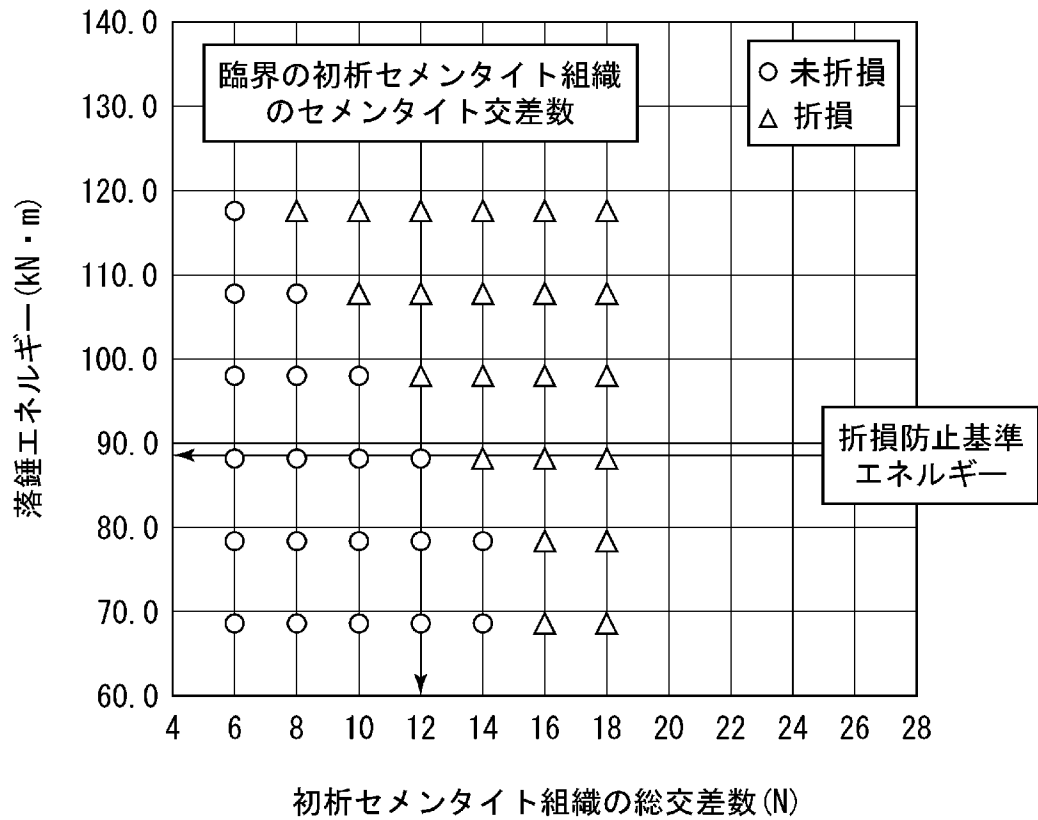
[図8]



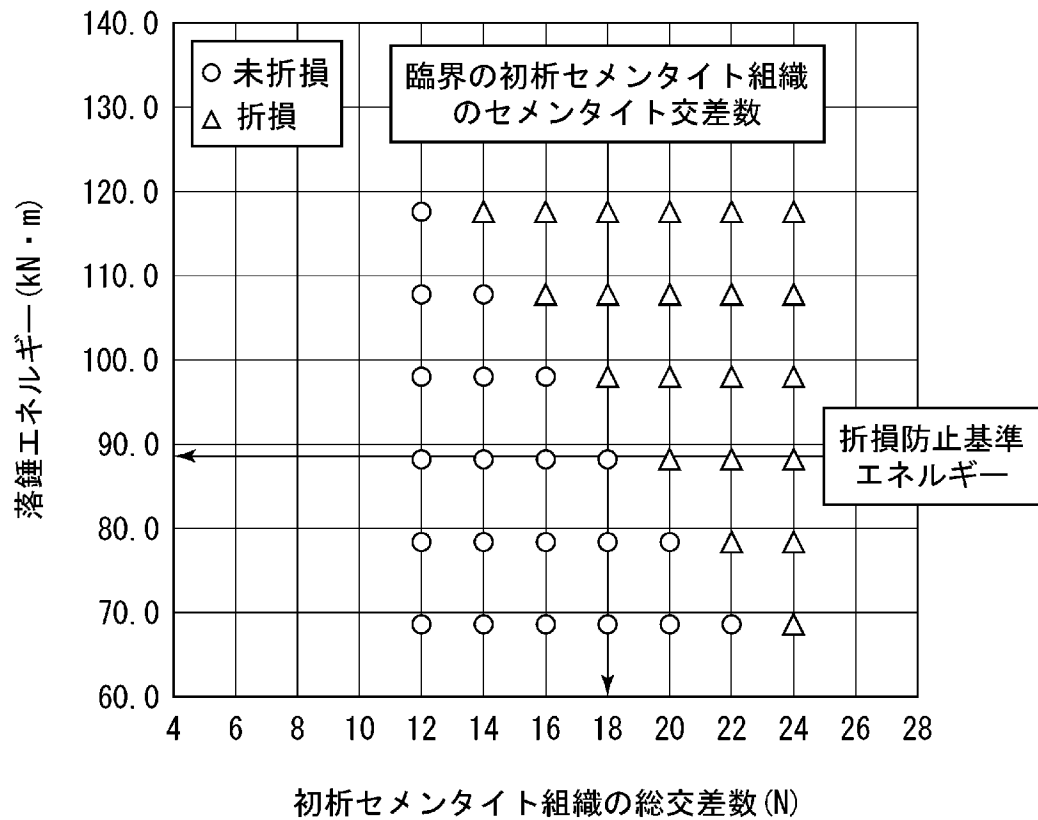
[図9]



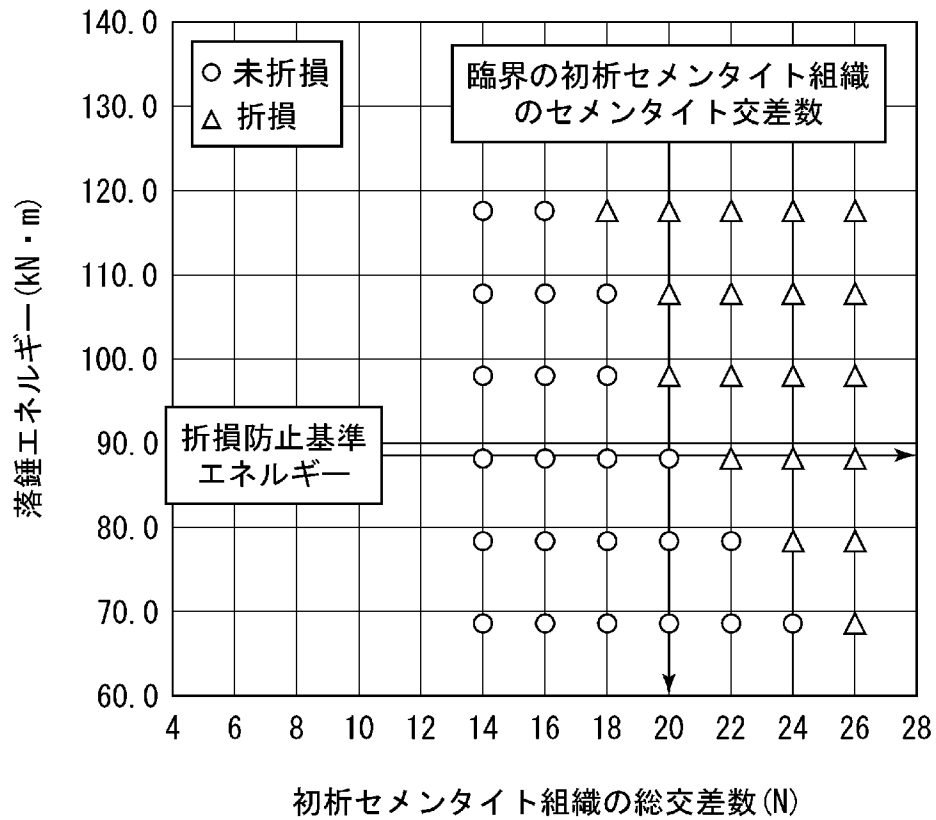
[図10A]



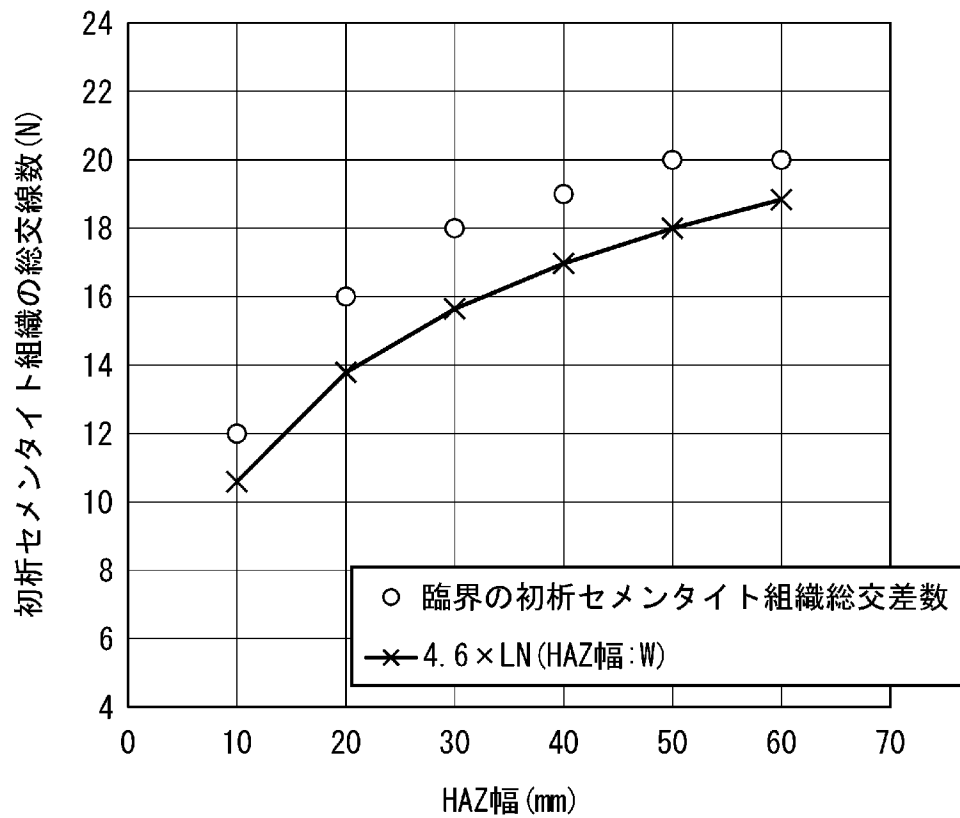
[図10B]



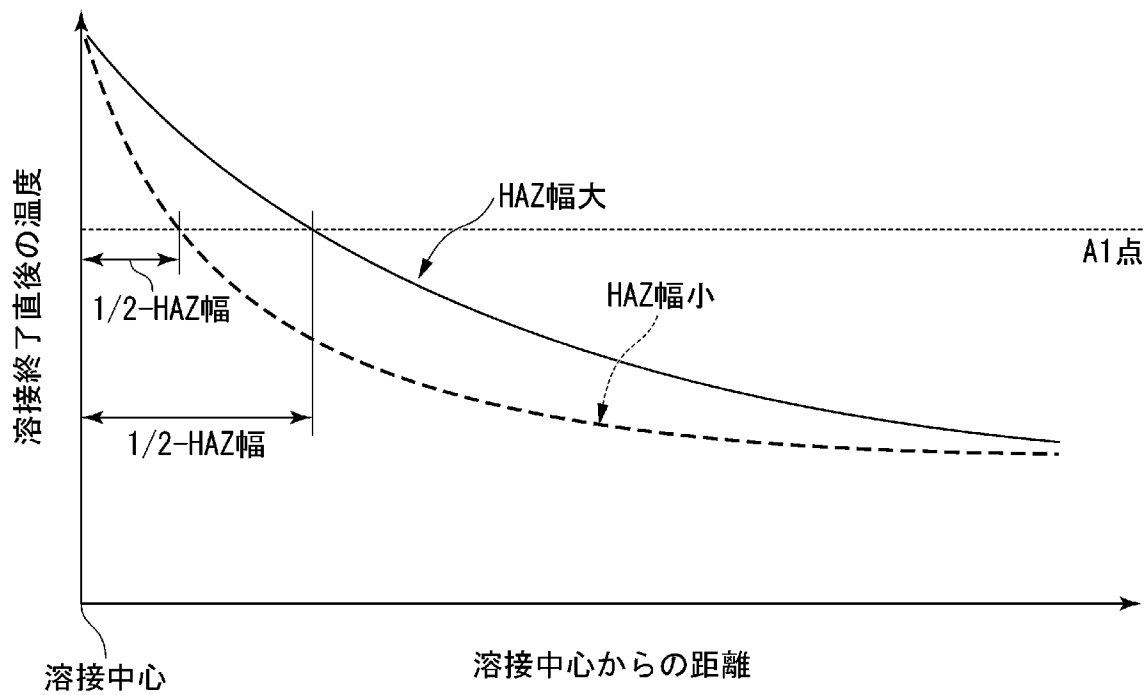
[図10C]



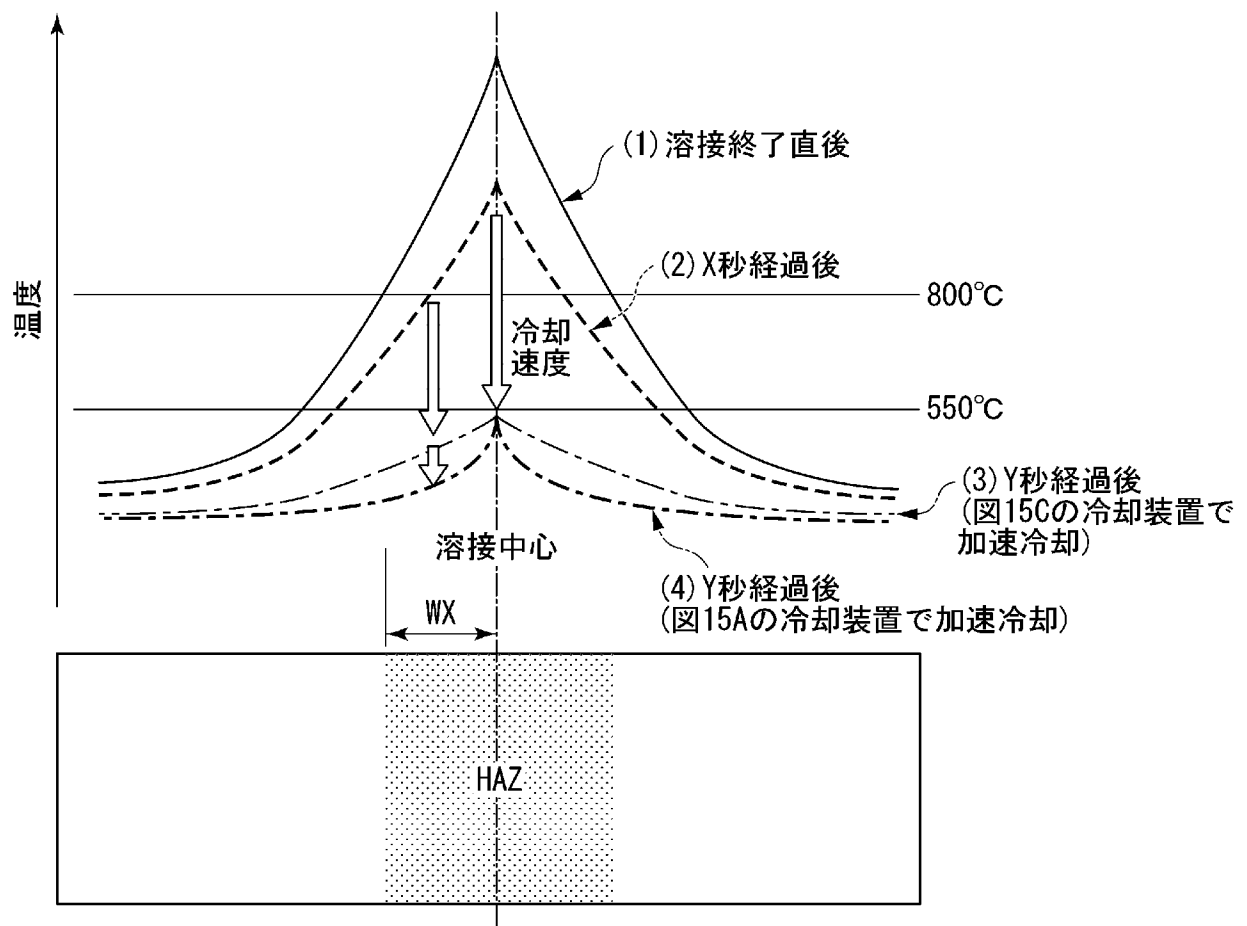
[図11]



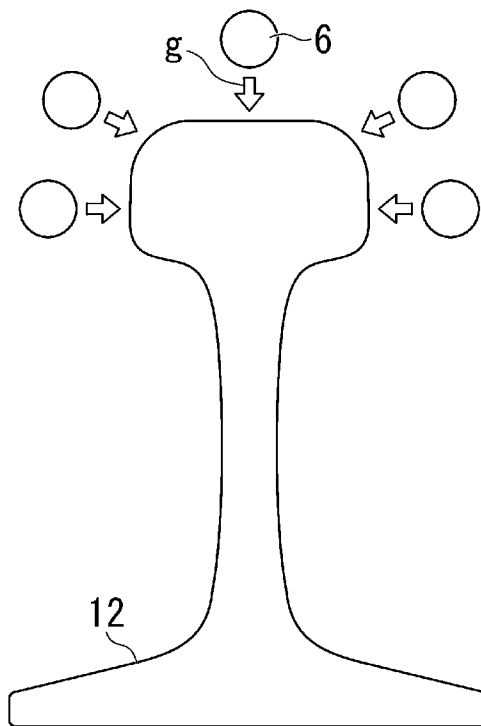
[図12]



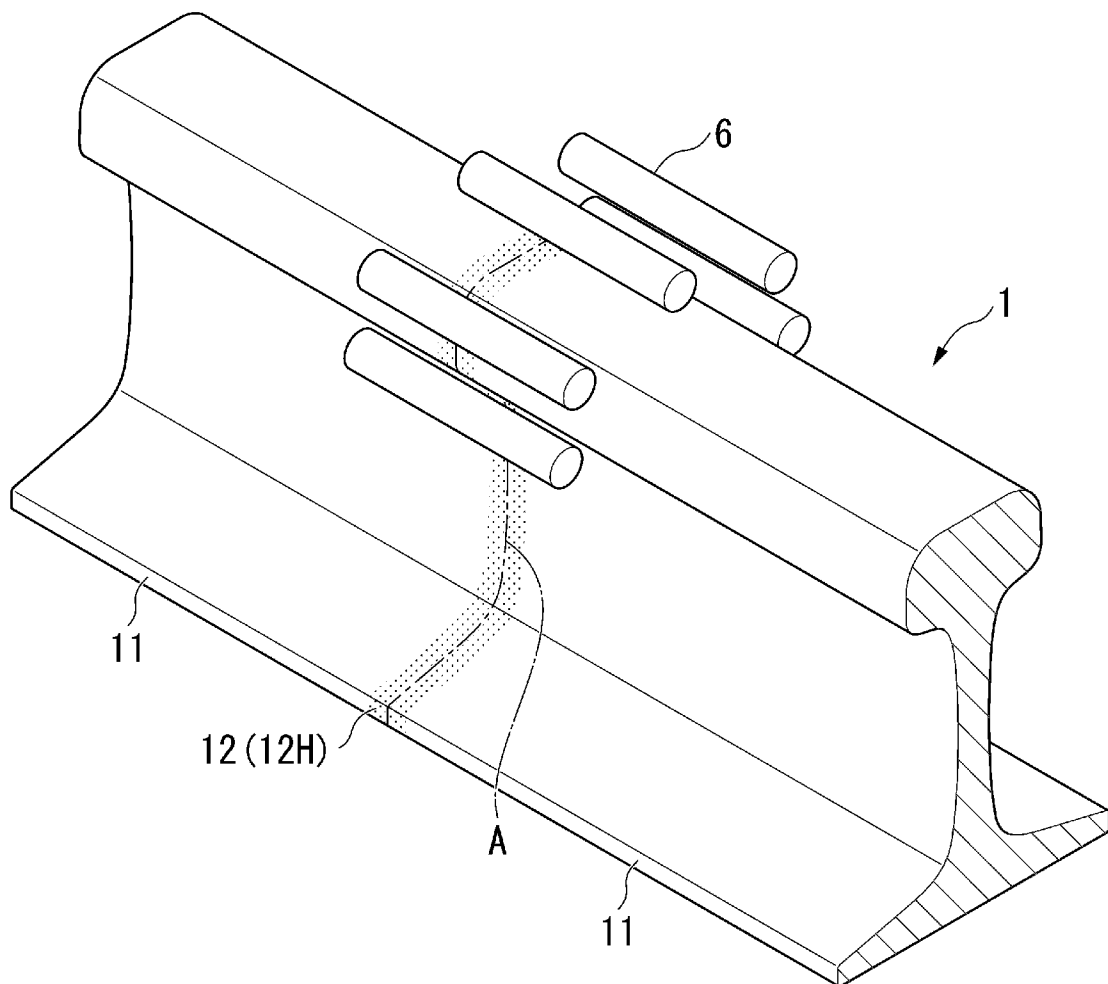
[図13]



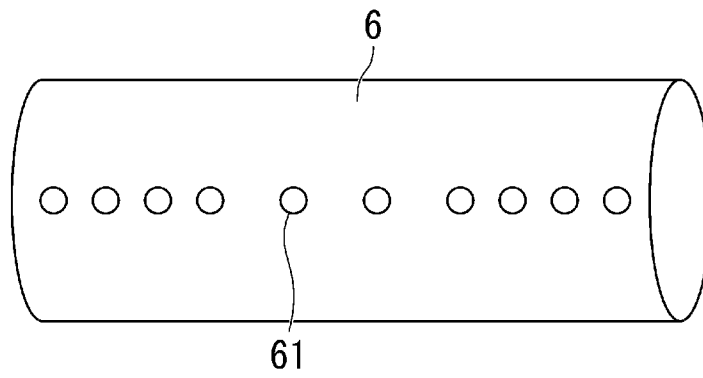
[図14A]



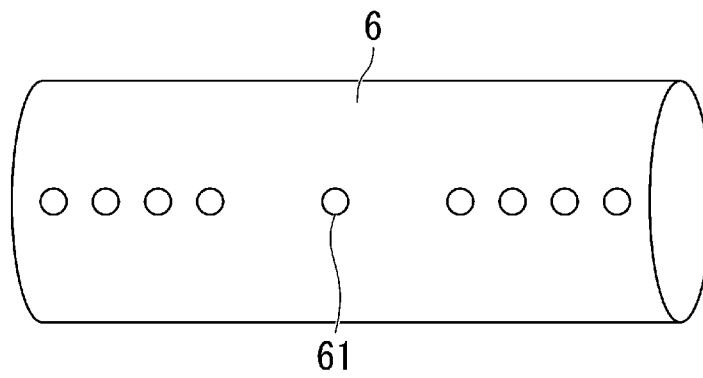
[図14B]



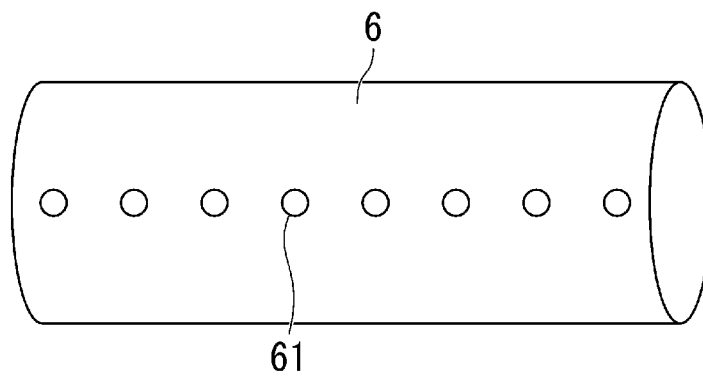
[図15A]



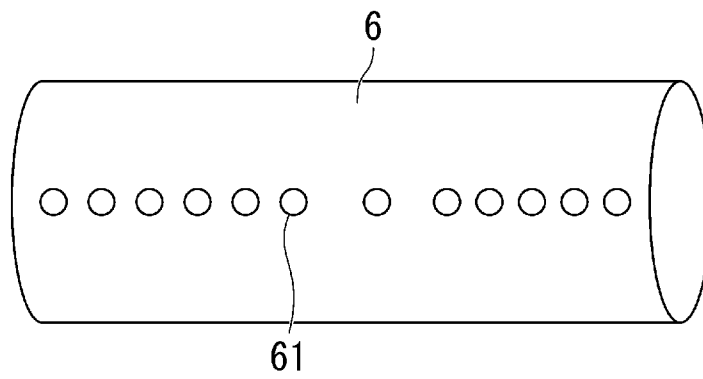
[図15B]



[図15C]



[図15D]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2022/040876

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/00(2006.01)i; **C22C 38/58**(2006.01)i; **B23K 11/04**(2006.01)n; **C21D 8/00**(2006.01)n; **C21D 9/04**(2006.01)n;
C21D 9/50(2006.01)n

FI: C22C38/00 301Z; C22C38/58; B23K11/04 510; C21D8/00 A; C21D9/04 A; C21D9/04 B; C21D9/50 101Z; C21D9/50 102Z

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)

C22C38/00-38/60; B23K11/04; C21D8/00; C21D9/04; C21D9/50

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

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996
 Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2023
 Registered utility model specifications of Japan 1996-2023
 Published registered utility model applications of Japan 1994-2023

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.
A	JP 2004-43862 A (NIPPON STEEL CORP.) 12 February 2004 (2004-02-12)	1-2
A	JP 2004-43863 A (NIPPON STEEL CORP.) 12 February 2004 (2004-02-12)	1-2
A	JP 2012-101280 A (NIPPON STEEL CORP.) 31 May 2012 (2012-05-31)	1-2
A	WO 2013/161026 A1 (JFE STEEL CORP.) 31 October 2013 (2013-10-31)	1-2
P, A	WO 2022/071007 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 07 April 2022 (2022-04-07)	1-2



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

13 January 2023

Date of mailing of the international search report

24 January 2023

Name and mailing address of the ISA/JP

Japan Patent Office (ISA/JP)
3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915
Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2022/040876

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP	2004-43862	A	12 February 2004	(Family: none)	
JP	2004-43863	A	12 February 2004	US 2004/0187981	A1
				WO 2003/085149	A1
				EP 1493831	A1
				CA 2451147	A1
				CN 1522311	A
JP	2012-101280	A	31 May 2012	(Family: none)	
WO	2013/161026	A1	31 October 2013	US 2015/0152516	A1
				CA 2869964	A1
WO	2022/071007	A1	07 April 2022	(Family: none)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i; B23K 11/04(2006.01)n; C21D 8/00(2006.01)n; C21D 9/04(2006.01)n; C21D 9/50(2006.01)n FI: C22C38/00 301Z; C22C38/58; B23K11/04 510; C21D8/00 A; C21D9/04 A; C21D9/04 B; C21D9/50 101Z; C21D9/50 102Z										
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（IPC）） C22C38/00-38/60; B23K11/04; C21D8/00; C21D9/04; C21D9/50										
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 <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922-1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971-2023年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996-2023年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994-2023年</td> </tr> </table>			日本国実用新案公報	1922-1996年	日本国公開実用新案公報	1971-2023年	日本国実用新案登録公報	1996-2023年	日本国登録実用新案公報	1994-2023年
日本国実用新案公報	1922-1996年									
日本国公開実用新案公報	1971-2023年									
日本国実用新案登録公報	1996-2023年									
日本国登録実用新案公報	1994-2023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								
A	JP 2004-43862 A（新日本製鐵株式会社）12.02.2004（2004-02-12）	1-2								
A	JP 2004-43863 A（新日本製鐵株式会社）12.02.2004（2004-02-12）	1-2								
A	JP 2012-101280 A（新日本製鐵株式会社）31.05.2012（2012-05-31）	1-2								
A	WO 2013/161026 A1（JFEスチール株式会社）31.10.2013（2013-10-31）	1-2								
P, A	WO 2022/071007 A1（日本製鉄株式会社）07.04.2022（2022-04-07）	1-2								
☐ 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。										
<table border="0"> <tr> <td> * 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの “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 </td> <td> “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抵触するものではなく、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 </td> </tr> </table>			* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの “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抵触するものではなく、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						
* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの “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抵触するものではなく、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 13.01.2023	国際調査報告の発送日 24.01.2023									
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 相澤 啓祐 4K 4037 電話番号 03-3581-1101 内線 3435									

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2022/040876

引用文献			公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP	2004-43862	A	12.02.2004	(ファミリーなし)	
JP	2004-43863	A	12.02.2004	US 2004/0187981	A1
				WO 2003/085149	A1
				EP 1493831	A1
				CA 2451147	A1
				CN 1522311	A
JP	2012-101280	A	31.05.2012	(ファミリーなし)	
WO	2013/161026	A1	31.10.2013	US 2015/0152516	A1
				CA 2869964	A1
WO	2022/071007	A1	07.04.2022	(ファミリーなし)	