(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2018年10月11日(11.10.2018)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2018/186274 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01)　*C21D 9/50* (2006.01)
C21D 8/10 (2006.01)　*C22C 38/14* (2006.01)
C21D 9/08 (2006.01)　*C22C 38/60* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)

(21) 国際出願番号：　PCT/JP2018/013077

(22) 国際出願日：　2018年3月29日(29.03.2018)

(25) 国際出願の言語：　日本語

(26) 国際公開の言語：　日本語

(30) 優先権データ：
特願 2017-076412　2017年4月7日(07.04.2017)　JP

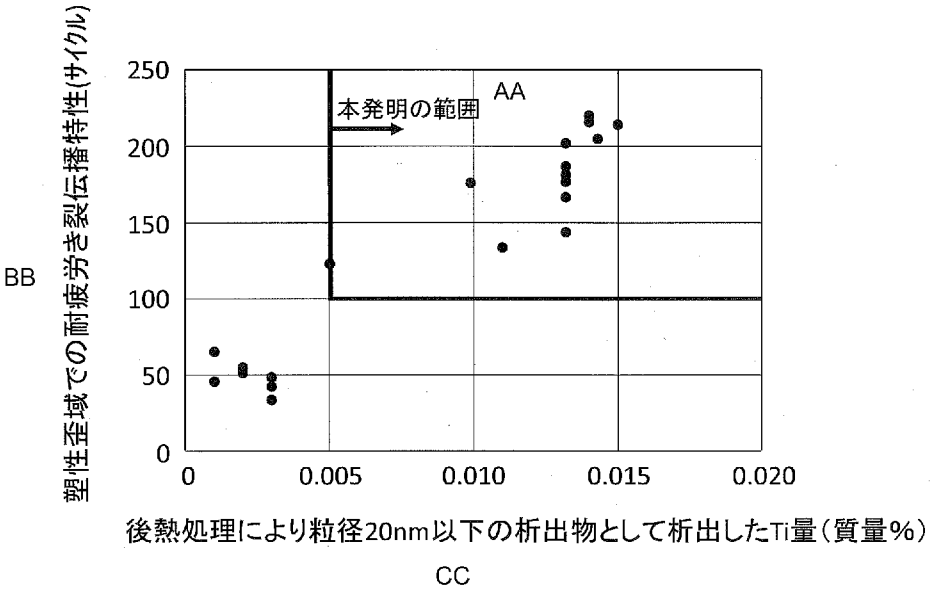
(71) 出願人：ＪＦＥスチール株式会社(**JFE STEEL CORPORATION**) [JP/JP]；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 Tokyo (JP).

(72) 発明者：豊田　俊介 (**TOYODA Shunsuke**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 杉本 一郎(**SUGIMOTO Ichiro**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 川村 修司(**KAWAMURA Shuji**)；〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人：熊坂 晃，外(**KUMASAKA Akira** et al.)；〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目７

(54) **Title:** STEEL MEMBER, HOT-ROLLED STEEL SHEET FOR SAID STEEL MEMBER AND PRODUCTION METHODS THEREFOR

(54) 発明の名称： 鋼部材、前記鋼部材用の熱延鋼板およびこれらの製造方法



AA　Scope of the present invention
BB　Fatigue crack propagation resistance characteristic (cycles) in plastic strain range
CC　Amount (mass%) of Ti precipitated as precipitates with particle size of 20 nm or less as a result of post-heat treatment

(57) **Abstract:** The purpose of the present invention is to provide a steel member with excellent fatigue crack propagation resistance characteristics in the plastic strain range, a hot-rolled steel sheet as the material therefor and production methods therefor. A steel member, which contains 0.010-0.120 mass% Ti and in the structure of which at least 0.005 mass% of the Ti is precipitated as precipitates with a particle size of 20 nm or less. A hot-rolled steel sheet for said steel member that contains 0.010-0.120 mass% Ti and in the structure of which at

WO 2018/186274 A1

［続葉有］

番１号ＪＦＥテクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 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, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, 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, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, 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, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類：

— 国際調査報告（条約第21条(3)）

least 0.005 mass% of the Ti is present as Ti solid solution. A production method for said steel member in which, after performing molding of the hot-rolled steel sheet, heat treatment is performed wherein the member is heated to a temperature greater than 550 ° C and not exceeding 1050 ° C and then cooled at an average cooling rate of at least 10 ° C/s for the temperature range of 550-400 ° C. A production method for said hot-rolled steel sheet in which a steel slab containing 0.010-0.120 mass% Ti is extracted under temperature conditions higher than the equilibrium solid solution temperature T_{Ti} determined from a specified formula, after which finish-rolling is completed at a temperature of at least T_{Ti}-400 ° C, and the sheet is cooled at an average cooling rate of at least 10°C/s for the temperature range from T_{Ti}-400°C to T_{Ti}-500 °C, and is coiled at a temperature of T_{Ti}-500°C or less.

(57) 要約：塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性に優れた鋼部材と、その素材となる熱延鋼板およびこれらの製造方法を提供すること。 質量％で、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有し、組織中に０．００５％以上のＴｉが粒径２０ｎｍ以下の析出物として析出している、鋼部材。質量％で、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有し、組織中に０．００５％以上のＴｉが固溶Ｔｉとして存在する前記鋼部材用の熱延鋼板。前記熱延鋼板に成形加工を施した後に、５５０℃を超え１０５０℃以下の温度に加熱した後、５５０～４００℃の温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却する熱処理を施す前記鋼部材の製造方法。質量％で、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有する鋼スラブを、所定の式から求めた平衡固溶温度T_{Ti}よりも高い温度条件でスラブ抽出した後、T_{Ti}－４００℃以上の温度で仕上げ圧延を終了し、T_{Ti}－４００℃からT_{Ti}－５００℃までの温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却し、T_{Ti}－５００℃以下の温度で巻き取る前記熱延鋼板の製造方法。

明　細　書

発明の名称 ：

鋼部材、前記鋼部材用の熱延鋼板およびこれらの製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、鋼部材、前記鋼部材用の熱延鋼板およびこれらの製造方法に関する。本発明は、より具体的には、塑性歪域の耐疲労き裂伝播特性に優れた鋼部材、前記鋼部材用の熱延鋼板およびこれらの製造方法に関する。本発明は、特に、高強度で塑性歪域の耐疲労特性を要求される、コイルドチュービング用溶接鋼管、ラインパイプ用溶接鋼管、自動車用構造部材用溶接鋼管に関し、なかでもコイルドチュービング用溶接鋼管に係るものであり、これらの鋼部材の塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性の改善に関するものである。

背景技術

[0002] 特許文献１には、自動車等の高強度構造部材および駆動力伝達部材、あるいは油井管洗浄用電縫管として、造管後の降伏強度７００ＭＰａ以上、引張強度８００ＭＰａ以上の強度と、伸び１５％以上の延性を有する高張力電縫鋼管の製造方法が開示されている。この方法によれば、０．０９～０．１８％のＣと、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏの合金元素を所定量含有することで、溶接熱影響部の軟化をもたらすことない高張力電縫鋼管を得ることができる。しかしながら、疲労用途、特に塑性歪域の耐疲労特性を要求されるコイルドチュービング用鋼管としては、繰返し使用での耐久寿命が低いという問題があった。

[0003] 特許文献２には、材質均一性に優れたコイルドチュービング用鋼帯およびその製造方法が開示されている。この方法によれば、０．１０～０．１６％のＣと、Ｃｒ、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、Ｎｂ、Ｔｉの合金元素を所定量含有することでコイル幅方向、長手方向の降伏強度のばらつきが小さいコイルドチュービング用鋼帯を得ることができる。しかしながら、塑性歪域の耐疲労特性は十分ではなく、繰返し使用での耐久寿命が低いという問題があった。

[0004] 特許文献３には、自動車等の機械構造物用鋼管、特に自動車用中空スタビライザー用として、疲労寿命の優れた焼入れ・焼戻し鋼管が開示されている。この方法によれば、所定の化学成分を含有し、析出炭化物の平均粒径を０．５μｍ以下とし、肉厚中心部の硬さを４００ＨＶとすることにより、高疲労寿命の鋼管が得られる。しかしながら、本鋼管で得られる疲労寿命レベルは、寿命が数万サイクルとなる低応力－高サイクルの弾性域疲労特性である。一方、コイルドチュービングは、抗井への挿入、回収を繰り返しながら数百回使用される。コイルの巻き戻し－巻き付けならびに、抗井へ挿入する際の湾曲（グースネック）部分では２％程度の塑性域の歪が加わり、１００～１０００サイクルの高歪－低サイクル疲労強度が必要となる。一般に、弾性域疲労のように応力振幅一定の条件での疲労強度は、材料強度を上げることで増加する。一方、コイルドチュービングに加わる長手方向歪は、コイルとグースネックの内径で決まる歪一定条件に相当し、所謂Morrowの式の疲労延性係数の寄与が大きくなるため、高強度化は必ずしも寿命の向上につながらず所望の塑性歪域の耐疲労特性が得られないという問題があった。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特許第３４９１３３９号公報

特許文献2：特許第５４９４８９５号公報

特許文献3：特許第５１９６９３４号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] 本発明は、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性に優れた鋼部材と、その素材となる熱延鋼板およびこれらの製造方法を提供することを目的とする。

[0007] なお、本発明でいう、「塑性歪域の耐疲労き裂伝播特性に優れた」ないし「優れた塑性歪域の耐疲労き裂伝播特性」とは、引張モード、ひずみ制御モード、ひずみ比＝０、全ひずみ範囲２．０％の条件で引張疲労試験を行った

場合の初期荷重の１２．５％荷重低下から２５％荷重低下までの繰り返し数が１００回以上である場合をいうものとする。コイルドチュービング用途では、油井内で疲労寿命に達した製品を引き抜いて回収するために、疲労き裂の形態も重要で、破断モードではなく、ピンホール状のリークモードで疲労き裂が形成されることが必要とされる。本発明でいう「塑性歪域の耐疲労き裂伝播特性に優れた」ないし「優れた塑性歪域の耐疲労き裂伝播特性」はリークモードで疲労き裂が形成されることに対応する特性である。

また、本発明の鋼部材の素材となる熱延鋼板を、「素材熱延鋼板」ともいう。

本発明の鋼部材としては、溶接鋼管等の鋼管、自動車用構造部材等の成形部品等が挙げられる。溶接鋼管としては、コイルドチュービング用溶接鋼管、ラインパイプ用溶接鋼管、自動車用構造部材用溶接鋼管等が挙げられる。

課題を解決するための手段

[0008] 本発明者らは、強度と塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性という、相反する特性を高度なレベルで両立させるために、素材となる熱延鋼板の化学成分、製造条件を種々変化させて系統的な実験検討を行なった。その結果、特定化学成分を有する鋼を、特定温度加工条件で熱間圧延し、或いは鋼管形状等に成形加工したのちに特定の条件で熱処理することで、高い強度と優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性を同時に満たす鋼部材が得られることを見出した。

本発明はこのような知見に基づいて完成されたものであり、以下の［１］～［９］の構成を有する。

[0009] ［１］質量％で、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有し、組織中に０．００５％以上のＴｉが粒径２０ｎｍ以下の析出物として析出している、鋼部材。

［２］前記鋼部材は、質量％で、Ｃ：０．０６～０．３０％、Ｓｉ：０．００２～１．５％、Ｍｎ：０．４～２．５％、Ａｌ：０．０１～０．１９％、Ｃｒ：０．００１～０．９０％、Ｂ：０．０００１～０．００５０％、Ｔｉ

：０．０１０～０．１２０％、Ｐ：０．０１９％以下（０％を含む）、Ｓ：０．０１５％以下（０％を含む）、Ｎ：０．００８％以下（０％を含む）、Ｏ：０．００３％以下（０％を含む）、Ｓｎ：０．１０％以下（０％を含む）を含有し、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる組成を有する、［１］に記載の鋼部材。

［３］前記組成に加えてさらに、質量％で、Ｎｂ：０．００１～０．１５％、Ｖ：０．００１～０．１５％、Ｗ：０．００１～０．１５％、Ｍｏ：０．００１～０．４５％、Ｃｕ：０．００１～０．４５％、Ｎｉ：０．００１～０．４５％、Ｃａ：０．０００１～０．００５％、Ｓｂ：０．０００１～０．１０％のうちから選ばれた１種または２種以上を含有する、［２］に記載の鋼部材。

［４］前記鋼部材が溶接鋼管である、［１］～［３］のいずれかに記載の鋼部材。

[0010] ［５］前記［１］～［４］のいずれかに記載の鋼部材用の熱延鋼板であって、質量％で、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有し、組織中に０．００５％以上のＴｉが固溶Ｔｉとして存在する、鋼部材用の熱延鋼板。

［６］長手方向両端部である先端部および尾端部の板厚が、ともに長手方向中央部の板厚に比べて５～５０％厚い、［５］に記載の鋼部材用の熱延鋼板。

[0011] ［７］前記［１］～［４］のいずれかに記載の鋼部材の製造方法であって、質量％で、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有し、組織中に０．００５％以上のＴｉが固溶Ｔｉとして存在する熱延鋼板に成形加工を施した後に、５５０℃を超え１０５０℃以下の温度に加熱した後、５５０～４００℃の温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却する熱処理を施す、鋼部材の製造方法。

［８］前記熱延鋼板を、質量％で、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有する鋼スラブを下記（１）式から計算される平衡固溶温度T_{Ti}よりも高い温度条件でスラブ抽出した後、T_{Ti}－４００℃以上の温度で仕上げ圧延を終了し

、T_{Ti}－４００℃からT_{Ti}－５００℃までの温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却し、T_{Ti}－５００℃以下の温度で巻き取って製造する、［７］に記載の鋼部材の製造方法。

ｌｏｇ（［Ｔｉ－Ｎ×４８÷１４］［Ｃ］）＝－７０００／（T_{Ti}（℃）＋２７３）＋２．７５　・・・（１）

ただし、（１）式におけるＴｉ、Ｎ、Ｃは、鋼スラブ中のそれぞれの元素の含有量（質量％）である。

[0012] ［９］前記［５］または［６］に記載の鋼部材用の熱延鋼板の製造方法であって、質量％で、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有する鋼スラブを、下記（１）式から計算される平衡固溶温度T_{Ti}よりも高い温度条件でスラブ抽出した後、T_{Ti}－４００℃以上の温度で仕上げ圧延を終了し、T_{Ti}－４００℃からT_{Ti}－５００℃までの温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却し、T_{Ti}－５００℃以下の温度で巻き取る、鋼部材用の熱延鋼板の製造方法。

ｌｏｇ（［Ｔｉ－Ｎ×４８÷１４］［Ｃ］）＝－７０００／（T_{Ti}（℃）＋２７３）＋２．７５　・・・（１）

ただし、（１）式におけるＴｉ、Ｎ、Ｃは、鋼スラブ中のそれぞれの元素の含有量（質量％）である。

発明の効果

[0013] 本発明によれば、塑性歪域の耐疲労き裂伝播特性に優れる鋼部材を提供できる。また、本発明の熱延鋼板は、前記鋼部材の素材として特に適する。

本発明によれば、強度と塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性という相反する特性を高度なレベルで両立できる鋼部材を提供できる。そのため、本発明の鋼部材としては、特に、高強度で塑性歪域の耐疲労特性を要求される、コイルドチュービング用溶接鋼管、ラインパイプ用溶接鋼管、自動車用構造部材用溶接鋼管が好適であり、なかでもコイルドチュービング用溶接鋼管が好適である。

図面の簡単な説明

[0014] [図1]後熱処理により粒径２０ｎｍ以下の析出物として析出したＴｉ量と塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性の関係を示す図である。

発明を実施するための形態

[0015] （鋼部材）

本発明の鋼部材は、特定温度加工条件で熱間圧延して製造した熱延鋼板（素材熱延鋼板）に成形加工を施した後、特定の条件で熱処理することで得られる。以下、素材熱延鋼板に成形加工を施した後に施す熱処理を「後熱処理」ともいう。

まず、本発明の鋼部材の化学成分範囲の限定理由について説明する。なお、以下、組成における質量％は、単に％で示す。

[0016] Ｔｉ：０．０１０～０．１２０％

Ｔｉは、熱間圧延工程で炭窒化物として析出し、熱間圧延工程での回復・再結晶の粒成長を抑制する。Ｔｉを含有することで、素材熱延鋼板の組織（ミクロ組織）中に所望の微細なフェライト相の粒径（１～５０μｍ）を得られる効果がある。この素材熱延鋼板段階でのミクロ組織の微細化は、その後の造管、部品成形等の成形加工（冷間加工）後に、熱処理を施した後のミクロ組織の微細化につながり、優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られる。

[0017] Tanakaらは疲労サイクルによってすべり面上に転位が不可逆的にパイルアップし、このときに発生する応力が限界応力を超えると初期亀裂が発生するというモデルを提唱している（文献：K. Tanaka and T. Mura：J Appl Mech., Vol. 48, p.97-103 (1981)）。このモデルによれば、Ｇ：横弾性定数、Ｗｓ：単位面積あたりの破壊エネルギー、ν：ポアソン比、Δτ：すべり面上の分解剪断応力範囲、ｋ：すべり面上の転位の摩擦力など材料物性値、外力条件等が同じであれば、各結晶粒の疲労亀裂発生サイクルＮｃは、すべり面長さｄが短いほど、すなわち結晶粒径が小さいほど長くなる。

このようなメカニズムにより、本発明の微細化されたミクロ組織材は、発生した疲労き裂の応力集中が小さいため、優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝

播特性を示すものと考えられる。

[0018] さらにＴｉは炭化物としてマトリクスを析出強化し、かつ固溶元素として固溶強化し、かつ焼入れ性向上元素として変態組織強化を強めることで、造管、部品成形等の成形加工後に熱処理を施した後の強度が向上し、疲労強度を著しく向上させる必須元素である。こうした効果は、Ｔｉ含有量が０．０１０～０．１２０％の範囲にあるときに得られ、Ｔｉ含有量が前記範囲の下限値未満であると、後述する素材熱延鋼板の段階で０．００５％以上のＴｉが固溶Ｔｉとして存在し、成形加工した後の熱処理によって、０．００５％以上のＴｉを粒径２０ｎｍ以下の微細な析出物として析出させることができず、上記効果を得ることができない。一方、Ｔｉ含有量が前記範囲の上限値を超えると、粗大なＴｉＮの生成によって耐疲労特性が低下する。そのため、Ｔｉ含有量は０．０１０～０．１２０％の範囲とする。

[0019] 本発明の鋼部材の組織中には、０．００５％以上のＴｉが粒径２０ｎｍ以下の析出物として析出している。

本発明者らは、本発明のように熱延鋼板を素材とし、さらに造管あるいは部品成形等の成形加工後に施される熱処理（後熱処理）の後に、塑性歪域での耐疲労特性が必要とされる場合、後熱処理によって、０．００５％以上のＴｉを粒径２０ｎｍ以下の微細な析出物として析出させることで、格段に優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られることを知見した。図１に、後熱処理により粒径２０ｎｍ以下の微細な析出物として析出したＴｉ量（質量％）と塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性の関係を示す。後熱処理により粒径２０ｎｍ以下の微細な析出物として析出したＴｉ量が０．００５％以上になると、引張モード、ひずみ制御モード、ひずみ比＝０、全ひずみ範囲２．０％の条件で引張疲労試験を行った場合の初期荷重の１２．５％荷重低下から２５％荷重低下までの繰り返し数が１００回以上となり、優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られる。

[0020] 次に、本発明の鋼部材が有する好適な組成について説明する。

[0021] Ｃ：０．０６～０．３０％

本発明において、Ｃは、特定の条件で後熱処理することで、高い強度を確保させ、さらに後熱処理時にＴｉと結合し、特に表層部において微細析出物を析出させ塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性を向上させる元素である。Ｃの含有量が０．０６％未満では、この所望の強度（ＹＳ≧７７０ＭＰａ）と塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性を得られにくくなる。一方、Ｃの含有量が０．３０％を超えると、鋼部材、例えば鋼管の靭性、溶接性が確保できなくなるためこれを上限とする。なお、さらに好ましくは、Ｃの含有量は０．１０％以上である。また、さらに好ましくは、Ｃの含有量は０．２８％以下である。

[0022] Ｓｉ：０．００２～１．５％

Ｓｉは、固溶強化により所望の強度を確保しつつ、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性を向上させる元素である。Ｓｉの含有量が０．００２％未満では強度が不足する。一方、１．５％を超える含有は、溶接性が劣化する。従ってＳｉの含有量は０．００２～１．５％に限定することが好ましい。なお、さらに好ましくは、Ｓｉの含有量は０．０５％以上である。また、さらに好ましくは、Ｓｉの含有量は０．３５％以下である。

[0023] Ｍｎ：０．４～２．５％

Ｍｎは、後熱処理時に低温変態強化により所望の強度を確保させ、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性を向上させる働きがある。Ｍｎの含有量が０．４％未満では、この効果が十分に発現せず、一方、Ｍｎの含有量が２．５％を超えると溶接性が劣化する。従ってＭｎの含有量は０．４～２．５％に限定することが好ましい。なお、さらに好ましくは、Ｍｎの含有量は１．０９％以上である。また、さらに好ましくは、Ｍｎの含有量は１．９９％以下である。

[0024] Ａｌ：０．０１～０．１９％

Ａｌは、製鋼時の脱酸元素であるとともに、熱間圧延工程でのオーステナイト粒の成長を抑制し、結晶粒を微細とし、後熱処理後に所望のフェライト粒径（１～５０μｍ）を得られ、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性を向上さ

せる働きがある。ＡｌのＡｌの含有量が０．０１％未満ではこれらの効果が得られずフェライト粒径が粗大化し、一方、ＡｌのＡｌの含有量が０．１９％を超えると溶接性が低下するともに、酸化物系介在物の増大により耐疲労特性が低下する傾向となる。なお、さらに好ましくは、ＡｌのＡｌの含有量は０．０４１％以上である。また、さらに好ましくは、ＡｌのＡｌの含有量は０．０８０％以下である。

[0025] Ｃｒ：０．００１～０．９０％

Ｃｒは、後熱処理時に低温変態強化により所望の強度を確保させ、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性を向上させる働きがある。Ｃｒの含有量が０．００１％未満では、この効果が十分に発現せず、一方、Ｃｒの含有量が０．９０％を超えると溶接性が劣化する。従って、Ｃｒの含有量は０．００１～０．９０％に限定することが好ましい。なお、さらに好ましくは、Ｃｒの含有量は０．００１～０．１９％である。

[0026] Ｂ：０．０００１～０．００５０％

Ｂは、後熱処理時に低温変態強化により所望の強度を確保させ、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性を向上させる働きがある。Ｂの含有量が０．０００１％未満では、この効果が十分に発現せず、一方、Ｂの含有量が０．００５０％を超えると耐疲労特性が低下する傾向となる。従って、Ｂの含有量は０．０００１～０．００５０％に限定することが好ましい。なお、さらに好ましくは、Ｂの含有量は０．０００５％以上である。また、さらに好ましくは、Ｂの含有量は０．００３５％以下である。

[0027] Ｐ：０．０１９％以下（０％を含む）

Ｐは、Ｍｎとの凝固共偏析を介し、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性を低下させるとともに電縫溶接性を劣化させる。Ｐの含有量が０．０１９％を超えると悪影響が顕著となるため、０．０１９％を上限とすることが好ましい。

[0028] Ｓ：０．０１５％以下（０％を含む）

Ｓは、ＭｎＳなどとして鋼中介在物として存在し、塑性歪域での疲労亀裂

の起点として耐疲労特性を低下させる。Ｓの含有量が０．０１５％を超えるとこの悪影響が顕著となるため、０．０１５％を上限とすることが好ましい。なお、さらに好ましくはＳの含有量は０．００５％以下である。

[0029] Ｎ：０．００８％以下（０％を含む）

Ｎは、ＴｉとＴｉＮを形成し、粗大な析出物として析出し、固溶Ｔｉを消費する。こうしてＮは、Ｔｉ添加によって素材熱延鋼板の段階で０．００５％以上のＴｉを固溶Ｔｉとして存在させ、成形加工後の熱処理によって、０．００５％以上のＴｉを粒径２０ｎｍ以下の微細な析出物として析出し、格段に優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られる効果を低下させる。Ｎの含有量が０．００８％を超えるとこの悪影響が顕著となるため、０．００８％を上限とすることが好ましい。なお、さらに好ましくは、Ｎの含有量は０．００４９％以下である。

[0030] Ｏ：０．００３％以下（０％を含む）

Ｏは、酸化物系介在物として存在し、鋼の耐疲労特性を低下させる。Ｏの含有量が０．００３％を超えるとこの悪影響が顕著となるため、０．００３％を上限とすることが好ましい。なお、さらに好ましくは、Ｏの含有量は０．００２％以下である。

[0031] Ｓｎ：０．１０％以下（０％を含む）

Ｓｎは、固溶元素として存在し、鋼の熱間延性を低下させる。Ｓｎの含有量が０．１０％を超えるとこの悪影響が顕著となるため、０．１０％を上限とすることが好ましい。なお、さらに好ましくは、Ｓｎの含有量は０．０３％以下である。

[0032] 残部はＦｅおよび不可避的不純物である。本発明では、さらに、本発明の効果を向上させること等を目的に、つぎの元素を添加することができる。

[0033] Ｎｂ：０．００１～０．１５％

Ｎｂは、炭化物として析出し、熱間圧延工程での回復・再結晶の粒成長を抑制し、所望のフェライト粒径（１～５０μｍ）を得られる効果があり必要に応じて含有できる。Ｎｂの含有量が０．００１％未満ではこれらの効果が

得られない。一方、Ｎｂの含有量が０．１５％を超えると、熱間圧延時の歪誘起析出によって表層部に粗大な析出物が析出し、表層部の微細析出物が減少し、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が低下するため、０．１５％を上限とする。そのためＮｂを含有する場合には、Ｎｂの含有量を０．００１～０．１５％とする。なお、さらに好ましくは、Ｎｂの含有量は０．００１～０．００９％である。

[0034] Ｖ：０．００１～０．１５％

Ｖは、炭化物として析出し、熱間圧延工程での回復・再結晶の粒成長を抑制し、所望のフェライト粒径（１～５０μｍ）を得られる効果があり必要に応じて含有できる。Ｖの含有量が０．００１％未満ではこれらの効果が得られない。一方、Ｖの含有量が０．１５％を超えると、熱間圧延時の歪誘起析出によって表層部に粗大な析出物が析出し、表層部の微細析出物が減少し、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が低下するため０．１５％を上限とする。そのためＶを含有する場合には、Ｖの含有量を０．００１～０．１５％とする。なお、さらに好ましくはＶの含有量は０．００１～０．０４９％である。

[0035] Ｗ：０．００１～０．１５％

Ｗは、炭化物として析出し、熱間圧延工程での回復・再結晶の粒成長を抑制し、所望のフェライト粒径（１～５０μｍ）を得られる効果を補完する働きがあり必要に応じて含有できる。Ｗの含有量が０．００１％未満ではこれらの効果が得られない。一方、Ｗの含有量が０．１５％を超えると、熱間圧延時の歪誘起析出によって表層部に粗大な析出物が析出し、表層部の微細析出物が減少し、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が低下するため０．１５％を上限とする。そのためＷを含有する場合には、Ｗの含有量を０．００１～０．１５％とする。なお、さらに好ましくは、Ｗの含有量は０．００１～０．０４９％である。

[0036] Ｍｏ：０．００１～０．４５％

Ｍｏは、後熱処理時に低温変態強化或いは析出強化により所望の強度を確

保させ、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性を向上させる効果を補完する働きがあり必要に応じて含有できる。Ｍｏの含有量が０．００１％未満では、この効果が発現せず、一方、Ｍｏの含有量が０．４５％を超えると溶接性が劣化する。従って、Ｍｏを含有する場合には、Ｍｏの含有量を０．００１～０．４５％とする。なお、さらに好ましくは、Ｍｏの含有量は０．００１～０．３０％である。

[0037] Ｃｕ：０．００１～０．４５％、Ｎｉ：０．００１～０．４５％

Ｃｕ、Ｎｉは、Ｍｎの疲労強度を向上させる効果を補完する働きがある元素であると同時に、鋼材の耐食性を高める効果があり、必要に応じてＣｕ、Ｎｉをそれぞれ含有できる。これら効果はＣｕ、Ｎｉそれぞれ０．００１％以上の含有で発現するが、Ｃｕ、Ｎｉそれぞれ０．４５％を超える含有は溶接性を低下させるために、それぞれ０．４５％を上限とする。そのためＣｕを含有する場合には、Ｃｕの含有量を０．００１～０．４５％とする。また、Ｎｉを含有する場合には、Ｎｉの含有量を０．００１～０．４５％とする。なお、さらに好ましくはいずれの元素も０．３５％以下である。

[0038] Ｃａ：０．０００１～０．００５％

Ｃａは、展伸したＭｎＳを粒状のＣａ（Ａｌ）Ｓ（Ｏ）とする所謂形態制御効果があり、疲労亀裂発生を抑制し、耐疲労特性を向上させる効果があり、必要に応じて含有できる。この効果は０．０００１％以上の含有で発現するが、０．００５％を超える含有は、非金属介在物の増大によってかえって耐疲労特性が低下するために０．００５％を上限とする。そのためＣａを含有する場合には、Ｃａの含有量を０．０００１～０．００５％とする。

[0039] Ｓｂ：０．０００１～０．１０％

Ｓｂは、表面に優先的に偏析し、熱間圧延工程、或いは後熱処理工程での雰囲気からのＮの侵入を抑制し、ＢＮの形成によるＢの添加効果の減少を抑制する働きがあり、必要に応じて含有できる。この効果は、０．０００１％以上の含有で発現するが、０．１０％を超えて含有しても効果が飽和するために０．１０％を上限とする。そのためＳｂを含有する場合には、Ｓｂの含

有量を０．０００１～０．１０％とする。なお、さらに好ましくは、Ｓｂの含有量は０．０００１～０．０３０％である。

[0040] また、本発明の鋼部材は、後熱処理後の表面から板厚方向２００μｍまでのフェライト相の平均結晶粒径が１～５０μｍであり、表面から板厚方向２００μｍまでのフェライト相中に粒径１．０～２０ｎｍのＴｉ炭化物が析出してなる組織を有し、表面から板厚方向２００μｍまでの平均硬度と、中心偏析部を除く板厚中心近傍の平均硬度の差（絶対値）が、ビッカース硬さ（ＨＶ）で、ΔＨＶ５０ポイント以下であることが望ましい。

[0041] 鋼部材のミクロ組織、析出物の析出状態、並びに断面硬度は、優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性を確保する上で重要である。後熱処理後の表面から板厚方向２００μｍまでのフェライト相の平均結晶粒径が５０μｍ超えでは、初期疲労き裂が早く、大きく発生し所望の塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が確保しにくくなる。一方、後熱処理後にフェライト相の平均結晶粒径を１μｍ未満とすることは工業的、経済的に難しいためこれを下限とした。

[0042] なお、ここでいうフェライト相とは体心立方格子の母相鉄を謂い、ポリゴナルフェライト、アシキュラーフェライト、ウィッドマンステッテンフェライト、ベイニティックフェライト、ベイナイト、低炭素（Ｃ含有量１％以下）マルテンサイト組織を含むものとする。なお、フェライト相以外の第二相としては、オーステナイト、カーバイド、パーライト、高炭素マルテンサイト（Ｃ含有量１％超え）が挙げられる。

本発明の鋼部材の組織は、上記フェライト相を主相とすることが好ましい。ここで、主相とは、体積率で、５１％以上占有する相をいい、８０％以上が好ましく、１００％であってもよい。

[0043] また、表面から板厚方向２００μｍまでのフェライト相中のＴｉ炭化物寸法は、表面硬度を確保し、高い塑性歪域での耐疲労特性を確保するために重要である。表面から板厚方向２００μｍまでのフェライト相中に１．０～２０ｎｍのＴｉ炭化物が析出することで、疲労初期き裂の発生が抑制され、ま

たその寸法が小さくなり優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性をより高めることができる。なお、１．０～２０ｎｍのＴｉ炭化物の析出量はここでは特に定めない。また、１．０～２０ｎｍのＴｉ炭化物以外に、寸法の異なるＴｉ炭化物が析出していることも許容する。

[0044] 表面から板厚方向２００μｍまでの平均硬度と、中心偏析部を除く板厚中心近傍の平均硬度の差がΔＨＶ５０ポイント以下であることは、優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性を確保する上で重要である。表面から板厚方向２００μｍまでの平均硬度と、中心偏析部を除く板厚中心近傍の平均硬度の差がΔＨＶ５０ポイントを超えると、初期疲労き裂が早く、大きく発生し、所望の塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性を確保しにくくなる。このため、表面から板厚方向２００μｍまでの平均硬度と、中心偏析部を除く板厚中心近傍の平均硬度の差がΔＨＶ５０ポイント以下であることが望ましい。

[0045] なお、表面から板厚方向２００μｍまでの平均硬度と、中心偏析部を除く板厚中心近傍の平均硬度の差は、板厚方向５０～２００μｍの間を板厚方向に２５μｍピッチでマイクロビッカース硬度を荷重０．１ｋｇｆで測定し(HV(0.1))、７点を平均した値$HV(0.1)_S$と、板厚中心部を中心に中心偏析部を避け、板厚方向に２５μｍピッチでHV(0.1)を７点測定し平均した値$HV(0.1)_C$の差、$HV(0.1)_C-HV(0.1)_S$として測定した。

[0046] （素材熱延鋼板）

本発明の鋼部材用の熱延鋼板（素材熱延鋼板）は、本発明の鋼部材を得るために特に好適なものである。

本発明の素材熱延鋼板は、質量％で、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有し、組織中に０．００５％以上のＴｉが固溶Ｔｉとして存在する。これにより、成形加工後、所定の熱処理を施した後に、鋼部材の組織中に０．００５％以上のＴｉを粒径２０ｎｍ以下の微細な析出物として析出させることができ、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性に優れ、さらに強度特性にも優れる鋼部材を得ることができる。

[0047] 本発明の素材熱延鋼板の有する組成は、上記鋼部材の有する組成と同様で

ある。

また、本発明の素材熱延鋼板は、長手方向両端部である先端部および尾端部の板厚が、ともに長手方向両端部以外の中間部（長手方向中央部）の板厚に比べて５～５０％厚いことが好ましい。このことにより、コイルドチュービングのように、素材熱延鋼板を所定の幅にスリットした後、長手方向に溶接で繋いで用いる場合の、溶接部の塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が向上する効果が高められる。

[0048]（製造方法）

次に、本発明の鋼部材と、その素材となる熱延鋼板の製造方法について説明する。なお、以下の説明において、特に断らない限り、温度は鋼スラブ等の表面温度とする。

本発明では、上記した組成を有する鋼を鋳造した鋼スラブを出発素材とする。出発素材の製造方法は、とくに限定されず、例えば、上記した組成の溶鋼を転炉等の常用の溶製方法で溶製し、連続鋳造法等の通常の鋳造方法で鋼スラブとする方法等が挙げられる。

[0049] まず、本発明の鋼部材の素材となる熱延鋼板（素材熱延鋼板）の製造方法について説明する。

本発明の素材熱延鋼板は、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有する鋼スラブを所定の条件で熱間圧延することで製造できる。

[0050] Ｌｏｇ（［Ｔｉ－Ｎ×４８÷１４］［Ｃ］）＝－７０００／（T_{Ti}（℃）＋２７３）＋２．７５から計算される平衡固溶温度T_{Ti}よりも高い温度条件でスラブ抽出

熱間圧延工程におけるスラブ抽出温度は鋼中のＴｉの再固溶、析出状況を通じて、熱間圧延後の析出物サイズ、固溶Ｔｉ量に影響を及ぼし、後熱処理後に良好な耐疲労特性を確保するために重要である。抽出温度が下記（１）式から計算される平衡固溶温度T_{Ti}以下であると、連続鋳造時に析出した粗大なＴｉが未固溶炭窒化物として残存し、素材熱延鋼板の段階で固溶Ｔｉ量が０．００５％未満となり、後熱処理後に格段に優れた塑性歪域での耐疲労

き裂伝播特性が得られない。下記（１）式から計算される平衡固溶温度T_{Ti}よりも高い温度条件でスラブ抽出することで、素材熱延鋼板の段階で０．００５％以上のＴｉが固溶Ｔｉとして存在し、成形加工後の熱処理によって、０．００５％以上のＴｉを粒径２０ｎｍ以下の微細な析出物として析出させることができ、格段に優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られる。なお、さらに好ましくは結晶粒径の粗大化防止の観点から、スラブ抽出温度は１６２０Ｋ以下であることが好ましく、Ｔｉの固溶状態の均一性と十分な固溶時間の確保の観点からスラブの均熱時間（平衡固溶温度T_{Ti}よりも高い温度でスラブを保持する時間）は１０ｍｉｎ以上であることが好ましい。

[0051] ｌｏｇ（［Ｔｉ－Ｎ×４８÷１４］［Ｃ］）＝－７０００／（T_{Ti}（℃）＋２７３）＋２．７５　・・・（１）

ただし、（１）式におけるＴｉ、Ｎ、Ｃは、鋼スラブ中のそれぞれの元素の含有量（質量％）である。

[0052] T_{Ti}－４００℃以上の仕上げ圧延温度

熱延仕上げ圧延温度がT_{Ti}－４００℃を下回ると、表面近傍部分での上下ロールによる付加的剪断歪、あるいはロールや冷却水による抜熱により歪誘起析出が誘発され、素材熱延鋼板の段階で特に表面近傍（表裏面から２００μｍ以内）に存在する固溶Ｔｉ量が０．００５％を下回り、後熱処理後に格段に優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られない。熱延仕上げ圧延温度をT_{Ti}－４００℃以上とすることで、素材熱延鋼板の段階で表面近傍含め０．００５％以上のＴｉが固溶Ｔｉとして存在し、成形加工後の熱処理によって、０．００５％以上のＴｉを粒径２０ｎｍ以下の微細な析出物として析出させることができ、格段に優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られる。

[0053] T_{Ti}－４００℃からT_{Ti}－５００℃までの温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却

T_{Ti}－４００℃からT_{Ti}－５００℃までの温度域の平均冷却速度が１０℃／ｓを下回ると、ＴｉＣが熱延ランナウトからコイリングの過程で析出し、素

材熱延鋼板の段階で存在する固溶Ｔｉ量が０．００５％を下回り、後熱処理後に格段に優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られない。T_{Ti}－４００℃からT_{Ti}－５００℃までの温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で急冷することで、素材熱延鋼板の段階で表面近傍含め０．００５％以上のＴｉが固溶Ｔｉとして存在し、成形加工後の熱処理によって、０．００５％以上のＴｉを粒径２０ｎｍ以下の微細な析出物として析出させることができ、格段に優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られる。

[0054] T_{Ti}－５００℃以下の巻き取り温度

巻き取り温度がT_{Ti}－５００℃を超えると、コイル冷却までの間にＴｉ析出物の析出が促進され、素材熱延鋼板の段階で存在する固溶Ｔｉ量が０．００５％を下回り、後熱処理後に格段に優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られない。巻き取り温度をT_{Ti}－５００℃以下とすることで、素材熱延鋼板の段階で表面近傍含め０．００５％以上のＴｉが固溶Ｔｉとして存在し、成形加工後の熱処理によって、０．００５％以上のＴｉを粒径２０ｎｍ以下の微細な析出物として析出させることで、格段に優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られる。なお、前記仕上げ圧延温度、巻き取り温度は、コイル幅中央部の表面温度であり、平均冷却速度は、前記表面温度から求められるものである。

[0055] 上記の製造方法により、組織中に０．００５％以上のＴｉが固溶Ｔｉとして存在する熱延鋼板（素材熱延鋼板）が得られる。

[0056] 次に、本発明の鋼部材の製造方法について説明する。

本発明の鋼部材は、上記素材熱延鋼板に、成形加工を施した後、所定の熱処理を施すことで製造される。成形加工としては、特に限定されないが、例えば、鋼部材が鋼管であれば、造管加工が挙げられる。鋼部材が溶接鋼管であれば、造管加工後に溶接加工を施してもよい。また、例えば、鋼部材が自動車用構造部材等の成形部品であれば、プレス加工等が挙げられる。

成形加工後、以下の条件で熱処理を施す。

[0057] ５５０℃を超え１０５０℃以下の温度に加熱した後、５５０～４００℃の

温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却

素材熱延鋼板に成形加工を施した後、５５０℃を超え１０５０℃以下の温度に加熱した後、５５０～４００℃の温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却する熱処理を施すことで、０．００５％以上のＴｉが粒径２０ｎｍ以下の微細な析出物として析出し、格段に優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られる。加熱温度が５５０℃以下であると固溶Ｔｉが２０ｎｍ以下の微細な析出物として析出せず、格段に優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られない。また、加熱温度が１０５０℃を超えるとフェライト相の粒径が５０μｍを超え、格段に優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られにくくなる。また５５０～４００℃の温度域の冷却速度が１０℃／ｓを下回ると十分な強度（ＹＳ≧７７０ＭＰａ）が得られない。なお、加熱温度はさらに望ましくは７００～１０００℃の範囲である。

[0058] また、特に限定されないが、例えば溶接鋼管を製造する場合には、素材熱延鋼板を、黒皮まま、或いは、必要に応じて、酸洗、冷間圧延、焼鈍、めっきのいずれかまたは複数の処理を行った後、スリッティングで所定の板幅とし、コイルを長手方向に１コイル以上溶接接合し、ロール成形或いはプレス成形により概円形断面成形に成形し、端部を高周波電縫溶接、レーザー溶接等の方法により接合し、オンライン或いはオフラインで５５０℃を超え１０５０℃以下の温度に加熱後、５５０～４００℃の温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却し、コイル状にまかれた鋼管とする。

また、例えば成形部品を製造する場合には、素材熱延鋼板を、黒皮まま、或いは、必要に応じて、酸洗、冷間圧延、焼鈍、めっきのいずれかまたは複数の処理を行った後、所定の大きさにブランキングし、部品に成形加工した後、５５０℃を超え１０５０℃以下の温度に加熱後、５５０～４００℃の温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却する。これにより、０．００５％以上のＴｉが粒径２０ｎｍ以下の微細な析出物として析出し、格段に優れた塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られる。

実施例

[0059]（実施例１）

表１に示す組成（鋼種Ｃ～Ｋ）の鋼スラブを、スラブ表面温度約１２２０℃、スラブ中心温度約１２１０℃で加熱炉より抽出し、仕上げ圧延圧下率：９１％、コイル幅中央部仕上げ圧延温度約８６０℃、コイル幅方向最低仕上げ圧延温度約８５０℃、T_{Ti}－４００℃からT_{Ti}－５００℃までの温度域を約２０℃／ｓの平均冷却速度で冷却し、巻取り温度約５６０℃とする熱間圧延を行い素材熱延鋼板（板厚：約５ｍｍ、先後端部の板厚は長手中央部に対し約１０％厚い）とした（Ｎｏ．３～１１）。

また、表１に示す組成（鋼種Ａ、Ｌ）の鋼スラブを、巻取り温度約４００℃としたこと以外は、上記と同様にして素材熱延鋼板とし（Ｎｏ．１、１２）、表１に示す組成（鋼種Ｂ、Ｍ）の鋼スラブを、スラブ表面温度約１３３５℃、スラブ中心温度約１３３５℃で加熱炉より抽出し、コイル幅中央部仕上げ圧延温度を約９４０℃としたこと以外は、上記と同様にして素材熱延鋼板とした（Ｎｏ．２、１３）。

[0060] 次いで、これら素材熱延鋼板に酸洗を施したのち、所定の幅寸法にスリット加工し、連続成形してオープン管とし、該オープン管を高周波抵抗溶接により電縫溶接して、幅絞り率４％で、外径φ５０．８ｍｍ肉厚約５ｍｍの溶接鋼管を得た。この溶接鋼管全体を連続的に高周波加熱し、加熱温度９２０℃、保持時間約５秒加熱した後、外面より水でミスト冷却を行い、５５０～４００℃の温度域を約５０℃／ｓの平均冷却速度で冷却する熱処理を施した。

[0061] これらの溶接鋼管から試験片を採取し、組織観察試験、析出物、固溶量の定量試験、引張試験、塑性歪域疲労試験、低温靭性試験を実施した。試験方法はつぎの通りとした。

[0062]（１）組織観察試験

これら溶接鋼管の円周方向断面が観察面となるように組織観察試験片を採取して、研磨、ナイタール腐食して走査型電子顕微鏡（３０００倍）で組織を観察し、ＥＢＳＤ（Ｅｌｅｃｔｒｏｎ ＢａｃｋＳｃａｔｔｅｒ Ｄｉｆ

ｆｒａｃｔｉｏｎ）法により隣接粒との傾角１５°以上を粒界としてフェライト相の平均粒径を求めた。なお、表面から板厚方向２００μｍまでの平均粒径として、板厚方向５０～２００μｍの間を５０μｍピッチで３点を測定し平均した値と、板厚中心部を中心に中心偏析部を避け、板厚方向に５０μｍピッチで３点を測定平均した値をそれぞれ求めた。

[0063] （２）析出物、固溶量の定量試験

これら溶接鋼管から、２０ｍｍ×３０ｍｍの大きさの試料片を切り出し、１０％ＡＡ系電解液（１０ｖｏｌ％アセチルアセトン－１ｍａｓｓ％塩化テトラメチルアンモニウム－メタノール）中で、約０．２ｇを電流密度２０ｍＡ／ｃｍ^{2}で定電流電解した。電解後の、表面に析出物が付着している試料片を電解液から取り出して、ヘキサメタリン酸ナトリウム水溶液（５００ｍｇ／ｌ）（以下、ＳＨＭＰ水溶液と称す）中に浸漬し、超音波振動を付与して、析出物を試料片から剥離しＳＨＭＰ水溶液中に抽出した。次いで、析出物を含むＳＨＭＰ水溶液を、穴径１００ｎｍ、２０ｎｍの順にフィルタを用いてろ過し、ろ過後のフィルタ上の残渣とろ液に対してＩＣＰ発光分光分析装置を用いて分析し、フィルタ上の残渣中およびろ液中のＴｉの絶対量を測定し、粒径１００ｎｍを超える析出物、粒径１００ｎｍ以下２０ｎｍ超の析出物、粒径２０ｎｍ以下の析出物に含まれるＴｉの絶対量Tilp、Timp、Tispをそれぞれ得た。なお、電解質量は、析出物剥離後の試料片の質量を測定し、電解前の試料片の質量から差し引くことで求めた。

[0064] 固溶状態にあるＴｉ（固溶Ｔｉ）は、電解後の電解液を分析溶液とし、ＩＣＰ質量分析法を用いてＴｉ及び比較元素としてＦｅの液中濃度を測定した。得られた濃度を基に、Ｆｅに対するＴｉの濃度比をそれぞれ算出し、さらに、試料中のＦｅの含有率を乗じることで、固溶状態にあるＴｉの含有率を求めた。なお、試料中のＦｅの含有率は、Ｆｅ以外の組成値の合計を１００％から減算することで求めることができる。この析出物、固溶量の定量試験は、後熱処理を施した後の溶接鋼管に加えて、後熱処理を施す前の溶接鋼管についても行った。

[0065] （３）引張試験

これら溶接鋼管から、Ｌ方向が引張方向となるように、ＪＩＳ　Ｚ　２２０１の規定に準拠してＪＩＳ　１２号試験片を切出し、ＪＩＳ　Ｚ　２２４１の規定に準拠して引張試験を実施し、引張特性（引張強さＴＳ、降伏強さＹＳ、全伸びＥｌ）を求めた。

[0066] （４）塑性歪域疲労試験

これら溶接鋼管から、板厚約５ｍｍ×板幅５ｍｍ、平行部長さ１２ｍｍの平行部断面寸法の板状Ｌ方向疲労試験片を偏平矯正後に採取し、引張モード、ひずみ制御モード、ひずみ比＝０、全ひずみ範囲２．０％、サイクル数０．１２５Ｈｚの条件で疲労試験を行った。引張最大荷重が初期荷重から１２．５％低下してから２５％低下するまでのサイクル数を求め、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性の指標とした。

[0067] （５）低温靭性試験

これら溶接鋼管から管長手方向（Ｌ方向）が試験片長さとなるように展開し、ＪＩＳ　Ｚ　２２０２の規定に準拠してシャルピー試験片（２ｍｍＶノッチ、１／２サイズ）を切出し、ＪＩＳ　Ｚ　２２４２の規定に準拠してシャルピー衝撃試験を実施し、破面遷移温度を求め、低温靭性を評価した。

[0068] また、上述の方法により、表面から板厚方向２００μｍまでの平均硬度（$HV(0.1)_S$）、中心偏析部を除く板厚中心近傍の平均硬度（$HV(0.1)_C$）を測定し、表面から板厚方向２００μｍまでの平均硬度と、中心偏析部を除く板厚中心近傍の平均硬度の差ΔＨＶ（$HV(0.1)_C - HV(0.1)_S$）を求めた。

得られた結果を表２に示す。

[0069]

[表1]

No.	鋼種	化学成分（質量%）												平衡固溶温度（℃）	T_{Ti}-400(℃)	T_{Ti}-500(℃)	区分
		Ti	C	Si	Mn	Al	Cr	B	P	S	N	O	Sn	Others	T_{Ti}			
1	A	0.013	0.12	0.004	0.46	0.043	0.003	0.0003	0.006	0.0006	0.0014	0.0006	–	–	943	543	443	本発明鋼
2	B	0.112	0.28	1.43	2.42	0.074	0.85	0.0044	0.018	0.014	0.0075	0.0026	0.092	–	1330	930	830	
3	C	0.043	0.25	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	–	1170	770	670	
4	D	0.043	0.25	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	Nb:0.007	1170	770	670	
5	E	0.043	0.25	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	V:0.023	1170	770	670	
6	F	0.043	0.25	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	W:0.003	1170	770	670	
7	G	0.043	0.25	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	Mo:0.25	1170	770	670	
8	H	0.043	0.25	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	Cu:0.24	1170	770	670	
9	I	0.043	0.25	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	Ni:0.18	1170	770	670	
10	J	0.043	0.25	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	Ca:0.0023	1170	770	670	
11	K	0.043	0.25	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	Sb:0.008	1170	770	670	
12	L	0.009	0.25	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0014	0.0012	0.002	–	949	549	449	比較鋼
13	M	0.132	0.25	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	–	1366	966	866	

下線は本発明の範囲外

[0070]

[表2]

No.	鋼種	フェライト相の平均粒径(μm)		ビッカース硬さ(HV)		固溶Ti量（質量%）		析出物中のTi量(質量%)			引張特性			耐疲労き裂伝播特性(サイクル)	シャルピー破面遷移温度(℃)	区分
		表面～200μm	板厚中心	$HV(0.1)_C$	ΔHV	後熱処理前	後熱処理後	≦20nm	20nm超100nm以下	>100nm	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)			
1	A	47	45	270	20	0.005	0.000	0.005	0.004	0.004	772	858	14	123	−70	本発明例
2	B	2	1	370	0	0.045	0.022	0.025	0.034	0.031	1078	1198	10	145	−30	本発明例
3	C	7	6	340	10	0.014	0.004	0.014	0.019	0.006	976	1084	11	205	−65	本発明例
4	D	4	2	350	10	0.011	0.002	0.010	0.024	0.007	1018	1131	11	176	−70	本発明例
5	E	6	6	360	10	0.012	0.003	0.013	0.022	0.004	1032	1147	10	187	−60	本発明例
6	F	6	6	350	10	0.012	0.003	0.013	0.022	0.004	1015	1128	11	167	−60	本発明例
7	G	4	3	400	10	0.011	0.001	0.011	0.023	0.008	1142	1269	9	134	−50	本発明例
8	H	6	5	350	10	0.012	0.003	0.013	0.022	0.004	1007	1119	11	177	−55	本発明例
9	I	6	5	350	10	0.012	0.003	0.013	0.022	0.004	1005	1116	11	182	−65	本発明例
10	J	7	6	340	10	0.012	0.003	0.013	0.022	0.004	973	1081	11	202	−70	本発明例
11	K	6	6	380	10	0.012	0.003	0.013	0.022	0.004	1089	1210	10	144	−55	本発明例
12	L	62	55	280	80	0.003	0.000	0.003	0.002	0.004	887	986	12	34	−25	比較例
13	M	4	3	280	60	0.066	0.043	0.025	0.029	0.035	900	1000	12	42	−10	比較例

下線は本発明の範囲外

[0071] 本発明例（Ｎｏ．１～１１）は、いずれも上述の塑性歪域疲労試験におけ

るサイクル数が１００サイクル以上となり、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性に優れる。さらに、本発明例は、いずれもＹＳが７７０ＭＰａ以上であり強度特性にも優れる。また、本発明例は、いずれもシャルピー破面遷移温度が－３０℃以下であり低温靭性にも優れる。一方、鋼の成分組成が本発明の範囲を満たさず粒径２０ｎｍ以下の析出物として析出したＴｉが０．００５％未満であるＮｏ．１２、鋼の成分組成が本発明の範囲を満たさないＮｏ．１３は、所望の塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られない。

[0072] （実施例２）

表１に示す鋼種Ａ、Ｂ、Ｃの成分組成を有する鋼スラブに、表３に示す条件の熱間圧延を施し素材熱延鋼板（板厚：約５ｍｍ、先後端部の板厚は長手中央部に対し約１０％厚い）とした。ついでこれら素材熱延鋼板に酸洗を施したのち、所定の幅寸法にスリット加工し、連続成形してオープン管とし、該オープン管を高周波抵抗溶接により電縫溶接して、幅絞り率４％で、外径φ５０．８ｍｍ肉厚約５ｍｍの溶接鋼管を得た。この溶接鋼管全体を連続的に高周波加熱し、表３に示す条件で熱処理を施した。これらの溶接鋼管から試験片を採取し、組織観察試験、析出物、固溶量の定量試験、引張試験、塑性歪域疲労試験、低温靭性試験、ビッカース硬さ測定を実施した。

なお、Ｎｏ．２３については、素材熱延鋼板に酸洗を施したのち、所定の大きさにブランキングし、プレス加工して成形部品としたものに対して、表３に示す条件で熱処理を施した。そして、この成形部品から試験片を採取し、上記各試験を実施した。

[0073] 得られた結果を表４に示す。なお、表３、表４には、上記Ｎｏ．１～３の結果を併記してある。

[0074]

[表3]

No.	鋼種	平衡固溶温度T_{Ti} (℃)	T_{Ti}−400 (℃)	T_{Ti}−500 (℃)	熱間圧延条件				後熱処理条件		備考	区分
					スラブ抽出温度(表面) (℃)	仕上げ圧延終了温度 (℃)	平均冷却速度*1 (℃/s)	巻取り温度 (℃)	加熱温度 (℃)	平均冷却速度*2 (℃/s)		
1	A	943	543	443	1220	860	20	400	920	50	−	本発明例
14	A	943	543	443	1220	860	5	400	920	50	−	比較例
15	A	943	543	443	1220	860	20	400	500	50	−	比較例
16	A	943	543	443	1220	860	20	400	920	5	−	比較例
2	B	1330	930	830	1335	940	20	560	920	50	−	本発明例
17	B	1330	930	830	1150	940	20	560	920	50	−	比較例
18	B	1330	930	830	1335	800	20	560	920	50	−	比較例
19	B	1330	930	830	1335	940	20	560	1100	50	−	比較例
3	C	1170	770	670	1220	860	20	560	920	50	−	本発明例
20	C	1170	770	670	1220	860	20	700	920	50	−	比較例
21	C	1170	770	670	1220	860	20	560	920	50	後熱処理冷却後400℃×60min保持	本発明例
22	C	1170	770	670	1220	860	20	560	920	50	後熱処理冷却後200℃×10min保持	本発明例
23	C	1170	770	670	1220	860	20	560	920	50	素材熱延鋼板を酸洗、プレス部品成形後、後熱処理	本発明例

下線は本発明の範囲外

＊1 T_{Ti}−400℃からT_{Ti}−500℃までの温度域の平均冷却速度

＊2 550～400℃の温度域の平均冷却速度

[0075]

[表4]

No.	鋼種	フェライト相の平均粒径(μm)		ビッカース硬さ(HV)		固溶Ti量(質量%)		析出物中のTi量(質量%)			引張特性			耐疲労き裂伝播特性(サイクル)	シャルピー破面遷移温度(℃)	区分
		表面～200μm	板厚中心	$HV(0.1)_C$	ΔHV	後熱処理前	後熱処理後	≦20nm	20nm超100nm以下	>100nm	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)			
1	A	47	45	270	20	0.005	0.000	0.005	0.004	0.004	772	858	14	123	−70	本発明例
14	A	76	55	180	60	0.001	0.000	0.001	0.009	0.003	581	646	19	66	−25	比較例
15	A	32	29	210	70	0.005	0.005	0.001	0.003	0.004	674	749	16	46	−15	比較例
16	A	70	60	150	60	0.005	0.002	0.002	0.005	0.004	564	627	19	55	0	比較例
2	B	2	1	370	0	0.045	0.022	0.025	0.034	0.031	1078	1198	10	145	−30	本発明例
17	B	2	1	280	80	0.003	0.001	0.003	0.038	0.070	899	999	12	43	−25	比較例
18	B	4	1	290	80	0.004	0.001	0.003	0.070	0.038	921	1023	12	49	−25	比較例
19	B	63	57	320	80	0.045	0.003	0.002	0.068	0.039	997	1108	11	52	0	比較例
3	C	7	6	340	10	0.014	0.004	0.014	0.019	0.006	976	1084	11	205	−65	本発明例
20	C	20	18	280	80	0.001	0.001	0.001	0.031	0.010	879	977	12	65	−15	比較例
21	C	7	6	340	10	0.014	0.002	0.015	0.019	0.007	967	1074	11	214	−60	本発明例
23	C	7	6	330	10	0.014	0.004	0.014	0.019	0.006	956	1062	11	216	−70	本発明例
23	C	7	6	340	10	0.014	0.004	0.014	0.019	0.006	961	1068	14	220	−70	本発明例

下線は本発明の範囲外

[0076] 本発明例（Ｎｏ．２１～２３）はいずれも、上述の塑性歪域疲労試験にお

けるサイクル数が１００サイクル以上となり、塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性に優れる。さらに、本発明例は、いずれもＹＳが７７０ＭＰａ以上であり強度特性にも優れる。また、本発明例は、いずれもシャルピー破面遷移温度が－３０℃以下であり低温靭性にも優れる。一方、粒径２０ｎｍ以下の析出物として析出したＴｉ量が本発明の範囲外であるＮｏ．１４～２０は、所望の塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性が得られない。

請求の範囲

[請求項1] 質量％で、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有し、組織中に０．００５％以上のＴｉが粒径２０ｎｍ以下の析出物として析出している、鋼部材。

[請求項2] 前記鋼部材は、質量％で、

Ｃ：０．０６～０．３０％、

Ｓｉ：０．００２～１．５％、

Ｍｎ：０．４～２．５％、

Ａｌ：０．０１～０．１９％、

Ｃｒ：０．００１～０．９０％、

Ｂ：０．０００１～０．００５０％、

Ｔｉ：０．０１０～０．１２０％、

Ｐ：０．０１９％以下（０％を含む）、

Ｓ：０．０１５％以下（０％を含む）、

Ｎ：０．００８％以下（０％を含む）、

Ｏ：０．００３％以下（０％を含む）、

Ｓｎ：０．１０％以下（０％を含む）を含有し、

残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる組成を有する、請求項１に記載の鋼部材。

[請求項3] 前記組成に加えてさらに、質量％で、

Ｎｂ：０．００１～０．１５％、

Ｖ：０．００１～０．１５％、

Ｗ：０．００１～０．１５％、

Ｍｏ：０．００１～０．４５％、

Ｃｕ：０．００１～０．４５％、

Ｎｉ：０．００１～０．４５％、

Ｃａ：０．０００１～０．００５％、

Ｓｂ：０．０００１～０．１０％

のうちから選ばれた１種または２種以上を含有する、請求項２に記載の鋼部材。

[請求項4] 前記鋼部材が溶接鋼管である、請求項１～３のいずれかに記載の鋼部材。

[請求項5] 請求項１～４のいずれかに記載の鋼部材用の熱延鋼板であって、

質量％で、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有し、組織中に０．００５％以上のＴｉが固溶Ｔｉとして存在する、鋼部材用の熱延鋼板。

[請求項6] 長手方向両端部である先端部および尾端部の板厚が、ともに長手方向中央部の板厚に比べて５～５０％厚い、請求項５に記載の鋼部材用の熱延鋼板。

[請求項7] 請求項１～４のいずれかに記載の鋼部材の製造方法であって、

質量％で、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有し、組織中に０．００５％以上のＴｉが固溶Ｔｉとして存在する熱延鋼板に成形加工を施した後に、５５０℃を超え１０５０℃以下の温度に加熱した後、５５０～４００℃の温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却する熱処理を施す、鋼部材の製造方法。

[請求項8] 前記熱延鋼板を、質量％で、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有する鋼スラブを下記（１）式から計算される平衡固溶温度T_{Ti}よりも高い温度条件でスラブ抽出した後、T_{Ti}－４００℃以上の温度で仕上げ圧延を終了し、T_{Ti}－４００℃からT_{Ti}－５００℃までの温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却し、T_{Ti}－５００℃以下の温度で巻き取って製造する、請求項７に記載の鋼部材の製造方法。

$$\log([Ti-N\times 48\div 14][C]) = -7000/(T_{Ti}(℃)+273)+2.75 \quad \cdots (1)$$

ただし、（１）式におけるＴｉ、Ｎ、Ｃは、鋼スラブ中のそれぞれの元素の含有量（質量％）である。

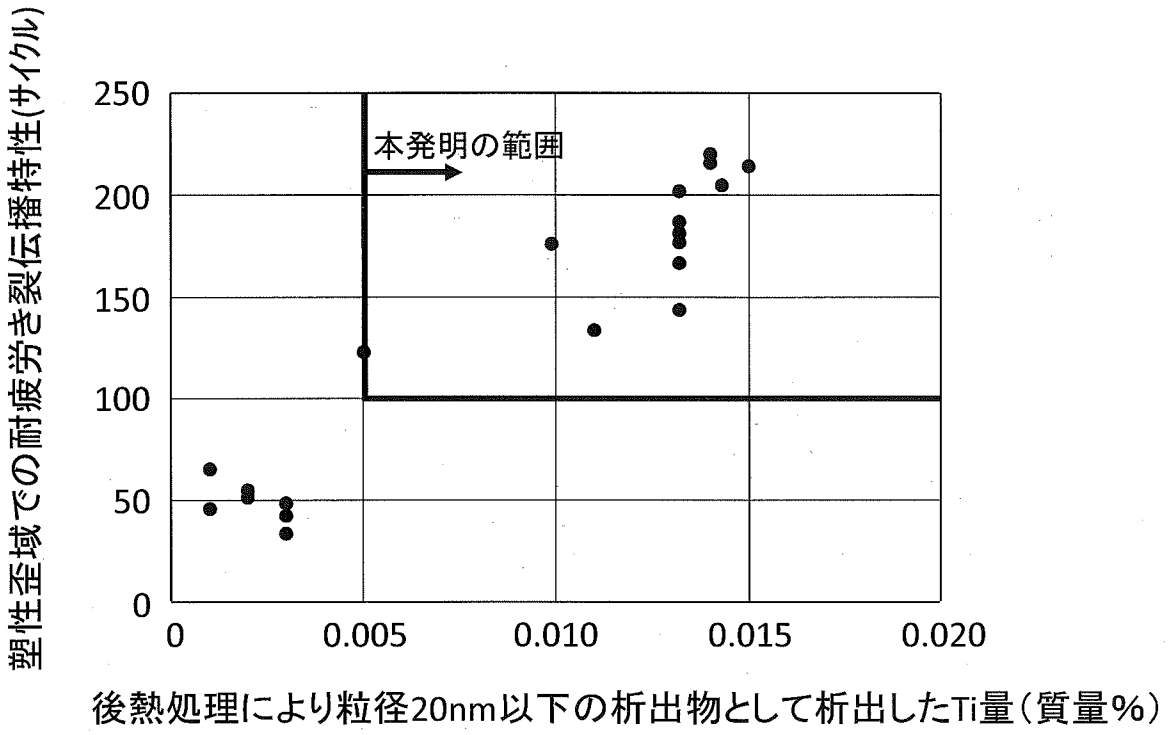
[請求項9] 請求項５または６に記載の鋼部材用の熱延鋼板の製造方法であって、

質量％で、Ｔｉを０．０１０～０．１２０％含有する鋼スラブを、下記（１）式から計算される平衡固溶温度T_{Ti}よりも高い温度条件でスラブ抽出した後、T_{Ti}－４００℃以上の温度で仕上げ圧延を終了し、T_{Ti}－４００℃からT_{Ti}－５００℃までの温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却し、T_{Ti}－５００℃以下の温度で巻き取る、鋼部材用の熱延鋼板の製造方法。

$$\log([Ti-N\times 48\div 14][C]) = -7000/(T_{Ti}(℃)+273)+2.75 \quad \cdots (1)$$

ただし、（１）式におけるＴｉ、Ｎ、Ｃは、鋼スラブ中のそれぞれの元素の含有量（質量％）である。

[図1]


塑性歪域での耐疲労き裂伝播特性(サイクル)
250
200
150
100
50
0
本発明の範囲
0
0.005
0.010
0.015
0.020
後熱処理により粒径20nm以下の析出物として析出したTi量（質量%）

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2018/013077

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D8/10(2006.01)i, C21D9/08(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C21D9/50(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
Int.Cl. C22C1/00-49/14, C21D8/10, C21D9/08, C21D9/46, 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	1971-2018
Registered utility model specifications of Japan	1996-2018
Published registered utility model applications of Japan	1994-2018

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X A	JP 2009-191360 A (JFE STEEL CORPORATION) 27 August 2009, claims, tables 1-5 (Family: none)	1,5-6 2-4,7-9
X A	JP 2016-204690 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 08 December 2016, claims, tables 1-3 to 2 (Family: none)	1,5-6,9 2-4,7-8
P,X P,A	JP 2017-186634 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 12 October 2017, claims, tables 1-3 to 1, 3-3, 3-5 (Family: none)	1,5,9 2-4,6-8

☐ 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	Date of mailing of the international search report
22 June 2018 (22.06.2018)	03 July 2018 (03.07.2018)

Name and mailing address of the ISA/	Authorized officer
Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Telephone No.

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１８／０１３０７７

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C38/00(2006.01)i, C21D8/10(2006.01)i, C21D9/08(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C21D9/50(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

Ｂ．　調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C1/00-49/14, C21D8/10, C21D9/08, C21D9/46, 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

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０１８年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１８年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１８年

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

Ｃ．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求項の番号
X A	JP 2009-191360 A（ＪＦＥスチール株式会社）2009.08.27, 特許請求の範囲、【表１】－【表５】（ファミリーなし）	1,5-6 2-4,7-9
X A	JP 2016-204690 A（新日鐵住金株式会社）2016.12.08, 特許請求の範囲、【表１】－【表３－２】（ファミリーなし）	1,5-6,9 2-4,7-8
P，X P，A	JP 2017-186634 A（新日鐵住金株式会社）2017.10.12, 特許請求の範囲、【表１】－【表３－１】、【表３－３】、【表３－５】（ファミリーなし）	1,5,9 2-4,6-8

☐　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。

☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー
「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「＆」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
２２．０６．２０１８	０３．０７．２０１８

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
郵便番号１００－８９１５
東京都千代田区霞が関三丁目４番３号

特許庁審査官（権限のある職員）　４Ｋ　９８３３
河野　一夫
電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５