

(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)



(10) 国際公開番号

WO 2018/186273 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
B21B 1/26 (2006.01) C21D 9/50 (2006.01)
B21C 37/08 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
C21D 9/08 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2018/013076

(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 2017-076411 2017年4月7日(07.04.2017) JP

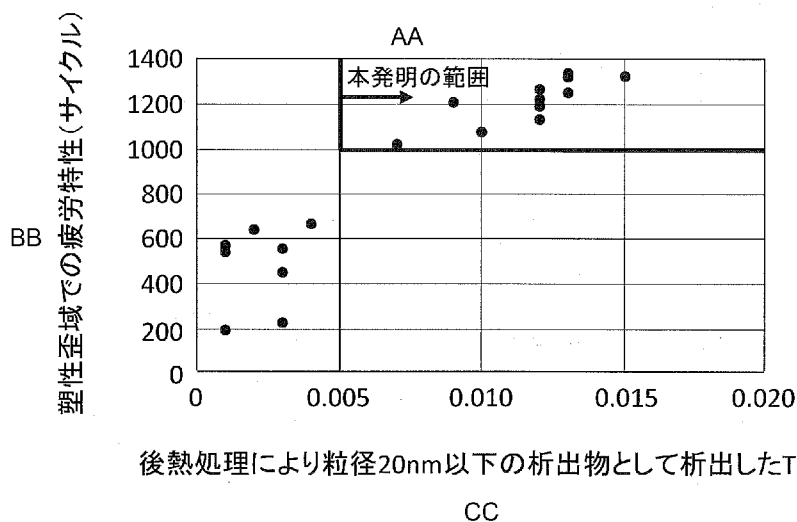
(71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).

(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 J F E 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 J F E 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 J F E 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 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 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 0.031-0.200 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 0.031-0.200 mass% Ti and in the structure of which at least 0.005 mass% of the Ti is present as Ti solid solution. A production method for said steel member in which, after molding of



番 1 号 J F E 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))

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 0.031-0.200 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, 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0.031~0.200%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0.031~0.200%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°Cを超え1050°C以下の温度に加熱した後、550~400°Cの温度域を10°C/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0.031~0.200%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、 $T_{Ti}-400$ °C以上の温度で仕上げ圧延を終了し、 $T_{Ti}-400$ °Cから $T_{Ti}-500$ °Cまでの温度域を10°C/s以上の平均冷却速度で冷却し、 $T_{Ti}-500$ °C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疲労寿命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 $0.5\mu\text{m}$ 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、「塑性歪域の耐疲労特性に優れた」ないし「優れた塑性歪域の耐疲労特性」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破断までの

繰返し数が1000回以上である場合をいうものとする。

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0.031～0.200%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:0.19～0.50%、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:0.031～0.200%、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および不可避免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.

0.01～0.45%、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0.031～0.200%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0.031～0.200%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0.031～0.200%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。

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

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 0.031～0.200%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、 $T_{Ti}-400^{\circ}\text{C}$ 以上の温度で仕上げ圧延を終了し、 $T_{Ti}-400^{\circ}\text{C}$ から $T_{Ti}-500^{\circ}\text{C}$ までの温度域を $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で冷却し、 $T_{Ti}-500^{\circ}\text{C}$ 以下の温度で巻き取る、鋼部材用の熱延鋼板の製造方法。

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

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 20 nm 以下の析出物として析出した Ti 量と塑性歪域での疲労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 : 0.031 ~ 0.200 %

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 ~ 50 μm ）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、 $\Delta\tau$: 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、疲労き裂発生が遅れ、優れた塑性歪域での耐疲労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0.031 ~ 0.200 %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20 nm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0.031～0.200%の範囲とする。Ti含有量は、好ましくは0.120%超である。また、Ti含有量は、好ましくは0.150%以下である。

[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%）と塑性歪域での疲労特性の関係を示す。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破断までの繰返し数が1000回以上となり、優れた塑性歪域での耐疲労特性が得られる。

[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：0.19～0.50%

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特性を向上させる元素である。Cの含有量が0.19%未満では、この所望の強度（ $YS \geq 770 \text{ MPa}$ ）と塑性歪域での耐疲労特性を得られにくくなる。一方、Cの含有量が0.50%を超えると、鋼部材、例えば鋼管の靱性、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0.28%超である。また、さらに好ましくは、Cの含有量は0.30%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 ~ 50 μm) を得られ、塑性歪域での耐疲労特性を向上させる働きがある。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 の含有量が 0.19 % を超えると溶接性が低下するとともに、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 の含有量は 0.041 % 以上である。また、さらに好ましくは、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、C r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、M nとの凝固共偏析を介し、塑性歪域での耐疲労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、M n S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、T iとT i Nを形成し、粗大な析出物として析出し、固溶T iを消費する。こうしてNは、T i添加によって素材熱延鋼板の段階で0.005%以上のT iを固溶T i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T i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および不可避免的不純物である。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 (1~50 μm) 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 (1~50 μm) 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(1~50 μ m)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を超えでは、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200 μ m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200 μ m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200 μ m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 Δ HV50ポイント以下であることは、優れた塑性歪域での耐疲労特性を確保する上で重要である。表面から板厚方向200 μ m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 Δ HV50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特性を確保しにくくなる。このため、表面から板厚方向200 μ m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 Δ HV50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200 μ m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50~200 μ mの間を板厚方向

に $25\ \mu\text{m}$ ピッチでマイクロビッカース硬度を荷重 $0.1\ \text{kgf}$ で測定し ($\text{HV}(0.1)$)、7 点を平均した値 $\text{HV}(0.1)_s$ と、板厚中心部を中心に中心偏析部を避け、板厚方向に $25\ \mu\text{m}$ ピッチで $\text{HV}(0.1)$ を 7 点測定し平均した値 $\text{HV}(0.1)_c$ の差、 $\text{HV}(0.1)_c - \text{HV}(0.1)_s$ 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 $0.031 \sim 0.200\%$ 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 $20\ \text{nm}$ 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 $5 \sim 50\%$ 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鑄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、連続鑄造法等の通常の鑄造方法で鋼

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、 T_i を0.031～0.200%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] $\log ([T_i - N \times 48 \div 14] [C]) = -7000 / (T_{Ti} (^{\circ}\text{C}) + 273) + 2.75$ 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 T_i 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 T_i 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 T_i 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 T_i 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 T_i が固溶 T_i として存在し、成形加工後の熱処理によって、0.005%以上の T_i 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、 T_i 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] $\log ([T_i - N \times 48 \div 14] [C]) = -7000 / (T_{Ti} (^{\circ}\text{C}) + 273) + 2.75 \dots (1)$

ただし、（１）式における T_i 、 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] $T_{Ti} - 400^{\circ}\text{C}$ 以上の仕上げ圧延温度

熱延仕上げ圧延温度が $T_{Ti} - 400^{\circ}\text{C}$ 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 $200\mu\text{m}$ 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特性が得られない。熱延仕上げ圧延温度を $T_{Ti} - 400^{\circ}\text{C}$ 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特性が得られる。

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

$T_{Ti} - 400^{\circ}\text{C}$ から $T_{Ti} - 500^{\circ}\text{C}$ までの温度域の平均冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を下回ると、 TiC が熱延ランナウトからコイル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特性が得られない。 $T_{Ti} - 400^{\circ}\text{C}$ から $T_{Ti} - 500^{\circ}\text{C}$ までの温度域を $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 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特性が得られる。

[0054] $T_{Ti} - 500^{\circ}\text{C}$ 以下の巻き取り温度

巻き取り温度が $T_{Ti} - 500^{\circ}\text{C}$ 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特性が得られない。巻き取り温度を $T_{Ti} - 500^{\circ}\text{C}$ 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（ $YS \geq 770 \text{ MPa}$ ）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～L)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℃、 $T_{Ti} - 400^\circ\text{C}$ から $T_{Ti} - 500^\circ\text{C}$ 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. 3～12)。

また、表1に示す組成(鋼種A)の鋼スラブを、スラブ表面温度約1250℃、スラブ中心温度約1245℃で加熱炉より抽出したこと以外は、上記と同様にして素材熱延鋼板とし(No. 1)、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 ϕ 50.8mm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、低温靱性試験を実施した。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、ナイト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 Back Scatter Diffraction)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200 μ mまでの平均粒径として、板厚方向50～200 μ mの間を50 μ m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50 μ m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/cm²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、孔径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 Ti_{lp} 、 Ti_{mp} 、 Ti_{sp} 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、固容量の定量試験は、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EI）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25%低下したサイクル数を求め、破断までの繰り返し数とした。

[0067] （5）低温靱性試験

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

シャルピー衝撃試験を実施し、破面遷移温度を求め、低温靱性を評価した。

[0068] また、上述の方法により、表面から板厚方向 $200\ \mu\text{m}$ 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 $200\ \mu\text{m}$ 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 (°C)		T _T -500 (°C)	区分
		Ti	C	Si	Mn	Al	Cr	B	P	S	N	O	Sn	Others	T _T				
1	A	0.032	0.48	0.004	0.46	0.043	0.003	0.0003	0.006	0.0006	0.0014	0.0006	-	-	1238	838	738	本発明鋼	
2	B	0.138	0.21	1.43	2.42	0.074	0.85	0.0044	0.018	0.014	0.0075	0.0026	0.092	-	1326	926	826		
3	C	0.043	0.29	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	-	1189	789	689		
4	D	0.043	0.29	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	Nb:0.007	1189	789	689		
5	E	0.043	0.29	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	V:0.023	1189	789	689		
6	F	0.043	0.29	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	W:0.003	1189	789	689		
7	G	0.043	0.29	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	Mo:0.25	1189	789	689		
8	H	0.043	0.29	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	Cu:0.24	1189	789	689		
9	I	0.043	0.29	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	Ni:0.18	1189	789	689		
10	J	0.043	0.29	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	Ca:0.0023	1189	789	689		
11	K	0.043	0.29	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	Sb:0.008	1189	789	689		
12	L	0.024	0.29	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	-	1077	677	577		比較鋼
13	M	0.213	0.29	0.23	1.30	0.048	0.19	0.0023	0.009	0.005	0.0033	0.0012	0.002	-	1485	1085	985		

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			塑性歪域 疲寿命 (サイクル)	シャルビ破面 遷移温度 ($^{\circ}\text{C}$)	区分
		表面 $\sim 200\mu\text{m}$	板厚中心	HV(0.1) $_{\text{C}}$	ΔHV	後熱処理前	後熱処理後	$\leq 20\text{nm}$	20nm超 100nm以下	$> 100\text{nm}$	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)			
1	A	43	32	280	20	0.008	0.001	0.007	0.016	0.008	803	892	13	1023	-45	本発明例
2	B	2	1	340	0	0.065	0.023	0.048	0.058	0.009	988	1098	11	1034	-30	本発明例
3	C	9	8	330	10	0.013	0.004	0.013	0.017	0.009	967	1074	11	1250	-60	本発明例
4	D	5	3	340	20	0.010	0.002	0.009	0.022	0.010	998	1109	11	1208	-65	本発明例
5	E	8	7	320	10	0.011	0.003	0.012	0.020	0.008	1012	1124	11	1192	-55	本発明例
6	F	8	7	340	10	0.011	0.003	0.012	0.020	0.008	995	1106	11	1212	-55	本発明例
7	G	5	4	380	10	0.010	0.001	0.010	0.021	0.011	1120	1244	10	1077	-45	本発明例
8	H	7	6	340	10	0.011	0.003	0.012	0.020	0.008	987	1097	11	1222	-50	本発明例
9	I	7	6	340	10	0.011	0.003	0.012	0.020	0.008	985	1094	11	1224	-60	本発明例
10	J	9	8	330	10	0.011	0.003	0.012	0.020	0.008	954	1060	11	1264	-65	本発明例
11	K	8	8	370	10	0.011	0.003	0.012	0.020	0.008	1068	1187	10	1129	-50	本発明例
12	L	58	52	300	80	0.004	0.000	0.004	0.013	0.007	942	1047	11	672	-25	比較例
13	M	3	2	300	60	0.122	0.095	0.033	0.050	0.035	945	1050	11	450	0	比較例

下線は本発明の範囲外

[0071] 本発明例（N o. 1 ～ 1 1）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1000サイクル以上となり、塑性歪域での耐疲労特性に優れる。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℃以下であり低温靱性にも優れる。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N o. 12、鋼の成分組成が本発明の範囲を満たさないN o. 13は、所望の塑性歪域での耐疲労特性が得られない。

[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、固容量の定量試験、引張試験、塑性歪域疲労試験、低温靱性試験、ビッカース硬さ測定を実施した。

なお、N o. 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N o. 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_H (°C)	T_H-400 (°C)	T_H-500 (°C)	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) (°C)	仕上げ圧延 終了温度 (°C)	平均冷却 速度*1 (°C/s)	巻取り 温度 (°C)	加熱温度 (°C)	平均冷却 速度*2 (°C/s)		
1	A	1238	838	738	1250	860	20	560	920	50	-	本発明例
14	A	1238	838	738	1250	860	5	560	920	50	-	比較例
15	A	1238	838	738	1250	860	20	560	500	50	-	比較例
16	A	1238	838	738	1250	860	20	560	920	5	-	比較例
2	B	1326	926	826	1335	940	20	560	920	50	-	本発明例
17	B	1326	926	826	1150	940	20	560	920	50	-	比較例
18	B	1326	926	826	1335	800	20	560	920	50	-	比較例
19	B	1326	926	826	1335	940	20	560	1100	50	-	比較例
3	C	1189	789	689	1220	860	20	560	920	50	-	本発明例
20	C	1189	789	689	1220	860	20	700	920	50	-	比較例
21	C	1189	789	689	1220	860	20	560	920	50	後熱処理冷却後400°C×60min保持	本発明例
22	C	1189	789	689	1220	860	20	560	920	50	後熱処理冷却後200°C×10min保持	本発明例
23	C	1189	789	689	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_H-400 °Cから T_H-500 °Cまでの温度域の平均冷却速度

* 2 550~400°C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			塑性歪域 疲労寿命 (サイクル)	シャルピ-破面 遷移温度 ($^{\circ}\text{C}$)	区分
		表面~200 μm	板厚中心	HV(0.1) $_{\text{C}}$	ΔHV	後熱処理前	後熱処理後	$\leq 20\text{nm}$	20nm超 100nm以下	>100nm	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)			
1	A	43	32	280	20	0.008	0.001	0.007	0.016	0.008	803	892	13	1023	-45	本発明例
14	A	33	30	230	60	0.001	0.000	0.001	0.023	0.008	712	791	15	546	-25	比較例
15	A	23	20	190	80	0.008	0.007	0.001	0.016	0.008	587	652	18	200	-10	比較例
16	A	65	54	210	60	0.008	0.001	0.003	0.020	0.008	665	739	16	456	0	比較例
2	B	2	1	340	0	0.065	0.023	0.048	0.058	0.009	988	1098	11	1034	-30	本発明例
17	B	2	1	280	80	0.004	0.001	0.003	0.069	0.065	889	966	12	235	-25	比較例
18	B	6	1	290	60	0.004	0.001	0.003	0.109	0.025	906	1007	12	564	-25	比較例
19	B	59	52	310	60	0.065	0.003	0.002	0.109	0.024	967	1074	11	645	0	比較例
3	C	9	8	330	10	0.013	0.004	0.013	0.017	0.009	967	1074	11	1250	-60	本発明例
20	C	23	20	290	70	0.001	0.001	0.001	0.028	0.013	910	1011	12	576	-20	比較例
21	C	9	8	330	10	0.013	0.002	0.015	0.017	0.009	966	1073	11	1323	-55	本発明例
22	C	9	8	330	10	0.013	0.004	0.013	0.017	0.009	955	1061	11	1333	-65	本発明例
23	C	9	8	320	10	0.013	0.004	0.013	0.017	0.009	944	1049	14	1322	-65	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1000サイクル以上となり、塑性歪域での耐疲労特性に優れる。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℃以下であり低温靱性にも優れる。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特性が得られない。

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、Tiを0.031~0.200%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:0.19~0.50%、
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:0.031~0.200%、
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および不可避免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０．０３１～０．２００％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０．０３１～０．２００％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０．０３１～０．２００％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、 $T_{Ti}-400^{\circ}\text{C}$ 以上の温度で仕上げ圧延を終了し、 $T_{Ti}-400^{\circ}\text{C}$ から $T_{Ti}-500^{\circ}\text{C}$ までの温度域を１０℃／ｓ以上の平均冷却速度で冷却し、 $T_{Ti}-500^{\circ}\text{C}$ 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。

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

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

、

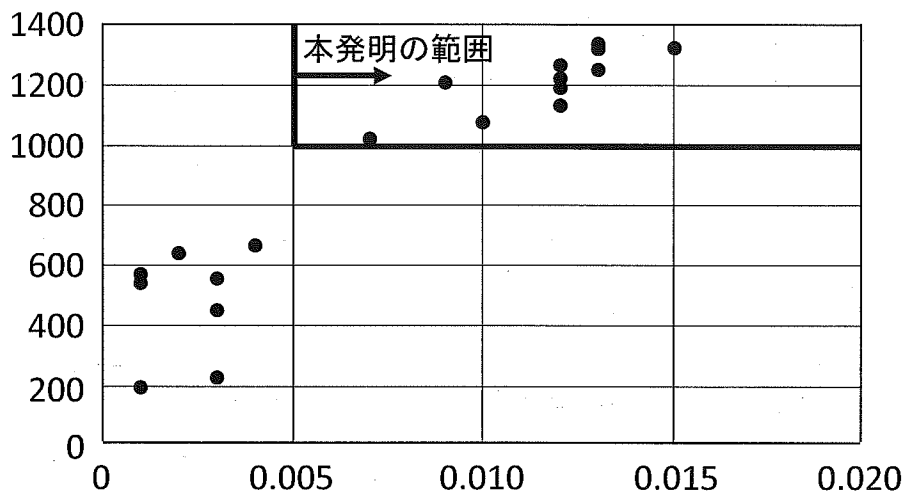
質量%で、Tiを0.031～0.200%含有する鋼スラブを、
下記（1）式から計算される平衡固溶温度 T_{Ti} よりも高い温度条件
でスラブ抽出した後、 $T_{Ti}-400^{\circ}\text{C}$ 以上の温度で仕上げ圧延を終
了し、 $T_{Ti}-400^{\circ}\text{C}$ から $T_{Ti}-500^{\circ}\text{C}$ までの温度域を $10^{\circ}\text{C}/$
s以上の平均冷却速度で冷却し、 $T_{Ti}-500^{\circ}\text{C}$ 以下の温度で巻き
取る、鋼部材用の熱延鋼板の製造方法。

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

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]

塑性歪域での疲労特性(サイクル)



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/JP2018/013076

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. C22C38/00 (2006.01) i, B21B1/26 (2006.01) i, B21C37/08 (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, B21B1/26, B21C37/08, 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

"I" 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
22 June 2018 (22.06.2018)

Date of mailing of the international search report
03 July 2018 (03.07.2018)

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

Authorized officer

Telephone No.

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, B21B1/26(2006.01)i, B21C37/08(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, B21B1/26, B21C37/08, 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（J F E 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

22.06.2018

国際調査報告の発送日

03.07.2018

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（ISA/J P）

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）

河野 一夫

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4 K

9833