

(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4日(04.10.2018)



(10) 国際公開番号

WO 2018/181564 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2018/012956
- (22) 国際出願日: 2018年3月28日(28.03.2018)
- (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 2017-068431 2017年3月30日(30.03.2017) 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: 太田 周作(OTA Shusaku); 〒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).
横田 智之(YOKOTA Tomoyuki); 〒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).
長谷 和邦(HASE Kazukuni); 〒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).
田村 雄太(TAMURA Yuta); 〒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: 杉村 憲司 (SUGIMURA Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目2番1号 霞が関コモンゲート西館36階 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,

(54) Title: HIGH STRENGTH STEEL SHEET FOR SOUR-RESISTANT LINE PIPE, METHOD FOR MANUFACTURING SAME, AND HIGH STRENGTH STEEL PIPE USING HIGH STRENGTH STEEL SHEET FOR SOUR-RESISTANT LINE PIPE

(54) 発明の名称: 耐サワーラインパイプ用高強度鋼板およびその製造方法並びに耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管

(57) Abstract: The present invention provides a high strength steel sheet for a sour-resistant line pipe, the high strength steel sheet having excellent HIC resistance and SSCC resistance under extremely severe corrosive environments, and having excellent hardness uniformity in the thickness direction. This high strength steel sheet for a sour-resistant line pipe has a predetermined component composition, and is characterized in that the steel structure 0.5 mm below the surface of the steel sheet is a bainite structure having a dislocation density of 0.5×10^{14} - 7.0×10^{14} (m^{-2}), the difference ΔHV between the average Vickers hardness value 0.5 mm below the surface of the steel sheet and the average Vickers hardness value at the center with respect to the thickness of the steel sheet is 25 HV or less, and the tensile strength of the steel sheet is at least 520 MPa.

(57) 要約: 本発明は、より厳しい腐食環境下での耐HIC性及び耐SSCC性に優れ、かつ板厚方向の硬さ均一性にも優れた耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を提供する。本発明の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板は、所定の成分組成を有し、鋼板表面下0.5mmにおける鋼組織が、転位密度 $0.5 \times 10^{14} \sim 7.0 \times 10^{14}$ (m^{-2}) のベイナイト組織であり、鋼板表面下0.5mmにおけるビッカース硬さの平均値と鋼板板厚中央におけるビッカース硬さの平均値との差 ΔHV が25HV以下であり、520MPa以上の引張強さを有することを特徴とする。

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)）

明 細 書

発明の名称：

耐サワーラインパイプ用高強度鋼板およびその製造方法並びに耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管

技術分野

[0001] 本発明は、建築、海洋構造物、造船、土木、建設産業用機械の分野のラインパイプに使用して好適な、鋼板内の材質均一性に優れた耐サワーラインパイプ用高強度鋼板およびその製造方法に関するものである。また、本発明は、上記の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管に関するものである。

背景技術

[0002] 一般に、ラインパイプは、厚板ミルや熱延ミルによって製造された鋼板を、UOE成形、プレスバンド成形およびロール成形等によって、鋼管に成形することで製造される。

[0003] ここに、硫化水素を含む原油や天然ガスの輸送に用いられるラインパイプは、強度、靱性、溶接性などの他に、耐水素誘起割れ性（耐HIC（Hydrogen Induced Cracking）性）や耐硫化物応力腐食割れ性（耐SSCC（Sulfide Stress Corrosion Cracking）性）といった、いわゆる耐サワー性が必要とされる。中でもHICは、腐食反応による水素イオンが鋼材表面に吸着し、原子状の水素として鋼内部に侵入し、鋼中のMnSなどの非金属介在物や硬い第2相組織のまわりに拡散・集積して、分子状の水素となり、その内圧により割れを生ずるもので、油井管に対して比較的強度レベルの低いラインパイプにおいて問題とされ、多くの対策技術が開示されてきた。一方、SSCCに関しては、一般的に油井用高強度継目無鋼管や、溶接部の高硬度域で発生することが知られており、比較的硬さが低いラインパイプではあまり問題視されてこなかった。ところが近年、原油や天然ガスの採掘環境がますます厳しさを増し、硫化水素分圧の高い、あるいはpHが低い環境において、ラ

インパイプの母材部においてもSSCCが生じることが報告されており、鋼管内面表層部の硬さをコントロールして、より厳しい腐食環境下での耐SSCC性を向上させることの重要性が指摘されている。

[0004] 通常、ラインパイプ用高強度鋼板の製造に際しては、制御圧延と制御冷却を組み合わせた、いわゆるTMCP (Thermo-Mechanical Control Process) 技術が適用されている。このTMCP技術を用いて鋼材の高強度化を行うには、制御冷却時の冷却速度を大きくすることが有効である。しかしながら、高冷却速度で制御冷却した場合、鋼板表層部が急冷されるため、鋼板内部に比べて表層部の硬さが高くなり、板厚方向の硬さ分布にばらつきが生じる。従って、鋼板内の材質均一性を確保する観点で問題となる。

[0005] 上記の問題を解決するために、例えば特許文献1, 2には、圧延後の加速冷却を中断し、表面を復熱させた後に再度加速冷却を実施することによる、板厚方向の材質差が小さい鋼板の製造方法が開示されている。また、特許文献3, 4には、高周波誘導加熱装置を用いて、加速冷却後の鋼板表面を内部より高温に加熱して表層部の硬さを低減した、ラインパイプ用鋼板の製造方法が開示されている。

[0006] 他方、鋼板表面のスケール厚さにむらがあった場合、冷却時にその下部の鋼板の冷却速度にもばらつきが生じ、鋼板内の局所的な冷却停止温度のばらつきが問題となる。その結果、スケール厚さのむらによって板幅方向に鋼板材質のばらつきが生じることになる。これに対し、特許文献5, 6には、冷却直前にデスケリングを行うことにより、スケール厚さむらに起因した冷却むらを低減して、鋼板形状を改善する方法が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特許第3951428号公報

特許文献2：特許第3951429号公報

特許文献3：特開2002-327212号公報

特許文献4：特許第3711896号公報

特許文献5：特開平9－57327号公報

特許文献6：特許第3796133号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0008] しかしながら、本発明者らの検討によると、上記特許文献1～6に記載の製造方法で得られる高強度鋼板では、より厳しい腐食環境下での耐HIC性及び耐SSCC性という観点で改善の余地があることが判明した。その理由としては、以下のようなものが考えられる。
- [0009] 特許文献1，2に記載の製造方法では、鋼板の成分により変態挙動が異なると、復熱による十分な材質均質化の効果が得られない場合がある。
- [0010] 特許文献3，4に記載の製造方法は、加速冷却における表層部の冷却速度が大きいため、鋼板表面の加熱だけでは表層部の硬さを十分に低減できない場合がある。
- [0011] 他方、特許文献5，6に記載の方法では、デスクーリングにより、熱間矯正時のスケールの押し込み疵による表面性状不良の低減や、鋼板の冷却停止温度のばらつきを低減して鋼板形状を改善しているが、均一な材質を得るための冷却条件に関しては何ら配慮がなされていない。すなわち、特許文献5，6に記載の技術では、加速冷却における表層部の冷却速度が何ら考慮されていない。そのため、板厚中央における引張特性を確保するための冷却速度では、表層部の硬さを十分には低減できていない可能性があり、その結果として板厚方向に硬さのばらつきが生じることが懸念される。
- [0012] そこで本発明は、上記課題に鑑み、より厳しい腐食環境下での耐HIC性及び耐SSCC性に優れ、かつ板厚方向の硬さ均一性にも優れた耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を、その有利な製造方法と共に提供することを目的とする。また、本発明は、上記耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管を提案することを目的とする。

課題を解決するための手段

- [0013] 本発明者らは、より厳しい腐食環境下での耐HIC性及び耐SSCC性を

確保するべく、鋼材の成分組成、ミクロ組織および製造条件について、数多くの実験と検討を繰り返した。その結果、高強度鋼管の耐SSCC性をさらに向上させるためには、従来知見どおり単に表層硬さを抑えることだけでは不十分であり、特に鋼板の極表層部の組織、具体的には鋼板表面下0.5mmの鋼組織を、転位密度 $0.5 \times 10^{14} \sim 7.0 \times 10^{14} \text{ (m}^{-2}\text{)}$ のベイナイト組織とすることで、造管後のコーティング過程において硬さの上昇代を抑えることができ、結果として鋼管の耐SSCC特性が向上することを知見した。

[0014] さらに、このような鋼組織を実現するためには、制御冷却における鋼板表面下0.5mmにおける熱履歴と鋼板平均の熱履歴の両方を厳密にコントロールしたうえで、その後制御冷却によって導入された過剰な転位を誘導加熱により減少させることが重要であることを見出した。また、誘導加熱を、制御冷却における冷却開始時の鋼板表面温度 T_1 と、鋼板平均温度で冷却停止温度 T_2 とを考慮した所定条件下で行うことによって、板厚方向に硬さのばらつきを顕著に低減できることを見出した。本発明は、この知見をもとになされたものである。

[0015] すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

[1] 質量%で、C:0.02~0.08%、Si:0.01~0.50%、Mn:0.50~1.80%、P:0.001~0.015%、S:0.0002~0.0015%、Al:0.01~0.08%およびCa:0.0005~0.005%を含有し、以下の式(1)によって求められるCP値が1.00以下となり、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

鋼板表面下0.5mmにおける鋼組織が、転位密度 $0.5 \times 10^{14} \sim 7.0 \times 10^{14} \text{ (m}^{-2}\text{)}$ のベイナイト組織であり、

鋼板表面下0.5mmにおけるピッカース硬さの平均値と鋼板板厚中央におけるピッカース硬さの平均値との差 ΔHV が25HV以下であり、

520MPa以上の引張強さを有する

ことを特徴とする耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

$$CP = 4.46 [\%C] + 2.37 [\%Mn] / 6 + (1.74 [\%Cu] + 1.7 [\%Ni]) / 15 + (1.18 [\%Cr] + 1.95 [\%Mo] + 1.74 [\%V]) / 5 + 22.36 [\%P] \quad \dots (1)$$

ただし、[%X]はX元素の鋼中含有量（質量%）を示す。

[0016] [2] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu：0.50%以下、Ni：0.50%以下、Cr：0.50%以下およびMo：0.50%以下のうちから選んだ1種又は2種以上を含有する、上記[1]に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

[0017] [3] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Nb：0.005～0.1%、V：0.005～0.1%およびTi：0.005～0.1%のうちから選んだ1種又は2種以上を含有する、上記[1]または[2]に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

[0018] [4] 質量%で、C：0.02～0.08%、Si：0.01～0.50%、Mn：0.50～1.80%、P：0.001～0.015%、S：0.0002～0.0015%、Al：0.01～0.08%およびCa：0.0005～0.005%を含有し、以下の式(1)によって求められるCP値が1.00以下となり、残部がFeおよび不可避免的不純物の成分組成を有する鋼片を、1000～1300℃の温度に加熱したのち、熱間圧延して鋼板とし、

その後前記鋼板に対して、

冷却開始時の鋼板表面温度 T_1 ：($A_{r3} - 10^\circ\text{C}$) 以上、

鋼板表面下0.5mmにおける鋼板温度で750℃から550℃までの平均冷却速度：100℃/s以下、

鋼板平均温度で750℃から550℃までの平均冷却速度：15℃/s以上、および

鋼板平均温度で冷却停止温度 T_2 ：250～550℃

の条件で制御冷却を行い、

その後、誘導加熱により、鋼板平均温度が前記冷却停止温度 T_2 以上であつて、かつ鋼板表面温度が $550\sim 750^\circ\text{C}$ の加熱温度 T_3 となるように前記鋼板を再加熱することを特徴とする耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

$$CP = 4.46 [\%C] + 2.37 [\%Mn] / 6 + (1.74 [\%Cu] + 1.7 [\%Ni]) / 15 + (1.18 [\%Cr] + 1.95 [\%Mo] + 1.74 [\%V]) / 5 + 22.36 [\%P] \quad \dots (1)$$

ただし、 $[\%X]$ はX元素の鋼中含有量（質量％）を示す。

[0019] [5] 前記成分組成が、さらに、質量％で、Cu：0.50％以下、Ni：0.50％以下、Cr：0.50％以下およびMo：0.50％以下のうちから選んだ1種又は2種以上を含有する、上記[4]に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

[0020] [6] 前記成分組成が、さらに、質量％で、Nb：0.005～0.1％、V：0.005～0.1％およびTi：0.005～0.1％のうちから選んだ1種又は2種以上を含有する、上記[4]または[5]に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

[0021] [7] 前記再加熱は、以下の式(2)で定義されるTPが0.50以上となる条件を満たすように行う、上記[4]～[6]のいずれか一項に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

$$TP = (T_3 - T_2) \times T_2 / (T_1 - T_2)^2 \quad \dots (2)$$

[0022] [8] 上記[1]～[3]のいずれか一項に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管。

発明の効果

[0023] 本発明の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板および該耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管は、より厳しい腐食環境下での耐HIC性及び耐SSCC性に優れ、かつ板厚方向の硬さ均一性にも優れる。また、本発明の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法によれば、より厳しい腐食環境下での耐HIC性及び耐SSCC性に優れ、かつ板厚方向の硬さ

均一性にも優れた耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を製造することができる。

図面の簡単な説明

[0024] [図1]実施例における耐SSCC性の評価のための試験片の採取方法を説明する模式図である。

発明を実施するための形態

[0025] 以下、本開示の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板について、具体的に説明する。

[0026] [成分組成]

まず、本開示による高強度鋼板の成分組成とその限定理由について説明する。以下の説明において%で示す単位は全て質量%である。

[0027] C : 0.02 ~ 0.08 %

Cは、強度の向上に有効に寄与するが、含有量が0.02%未満では十分な強度が確保できず、一方0.08%を超えると加速冷却時に表層部の硬さが上昇するため、耐HIC性および耐SSCC性が劣化する。また、靱性も劣化する。このため、C量は0.02~0.08%の範囲に限定する。

[0028] Si : 0.01 ~ 0.50 %

Siは、脱酸のため添加するが、含有量が0.01%未満では脱酸効果が十分でなく、一方0.50%を超えると靱性や溶接性を劣化させるため、Si量は0.01~0.50%の範囲に限定する。

[0029] Mn : 0.50 ~ 1.80 %

Mnは、強度、靱性の向上に有効に寄与するが、含有量が0.50%未満ではその添加効果に乏しく、一方1.80%を超えると加速冷却時に中心偏析部の硬さが上昇するため、耐HIC性が劣化する。また、溶接性も劣化する。このため、Mn量は0.50~1.80%の範囲に限定する。

[0030] P : 0.001 ~ 0.015 %

Pは、不可避不純物元素であり、溶接性を劣化させるとともに、中心偏析部の硬さを上昇させることで耐HIC性を劣化させる。0.015%を超え

るとその傾向が顕著となるため、上限を0.015%に規定する。好ましくは0.008%以下である。含有量は低いほどよいが、精錬コストの観点から0.001%以上とする。

[0031] S : 0.0002~0.0015%

Sは、不可避不純物元素であり、鋼中においてはMnS介在物となり耐HIC性を劣化させるため少ないことが好ましいが、0.0015%までは許容される。含有量は低いほどよいが、精錬コストの観点から0.0002%以上とする。

[0032] Al : 0.01~0.08%

Alは、脱酸剤として添加するが、0.01%未満では添加効果がなく、一方、0.08%を超えると鋼の清浄度が低下し、靱性が劣化するため、Al量は0.01~0.08%の範囲に限定する。

[0033] Ca : 0.0005~0.005%

Caは、硫化物系介在物の形態制御による耐HIC性向上に有効な元素であるが、0.0005%未満ではその添加効果が十分でない。一方、0.005%を超えた場合、効果が飽和するだけでなく、鋼の清浄度の低下により耐HIC性を劣化させるので、Ca量は0.0005~0.005%の範囲に限定する。

[0034] 以上、本開示の基本成分について説明したが、本開示の成分組成は、鋼板の強度や靱性の一層の改善のために、Cu, Ni, CrおよびMoのうちから選んだ1種又は2種以上を、以下の範囲で任意に含有させることができる。

[0035] Cu : 0.50%以下

Cuは、靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であり、この効果を得るには0.05%以上を含有することが好ましいが、含有量が多すぎると溶接性が劣化するため、Cuを添加する場合は0.50%を上限とする。

[0036] Ni : 0.50%以下

Niは、靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であり、この効果を得るに

は0.05%以上を含有することが好ましいが、含有量が多すぎると経済的に不利だけでなく、溶接熱影響部の靱性が劣化するため、Niを添加する場合は0.50%を上限とする。

[0037] Cr : 0.50%以下

Crは、Mnと同様、低Cでも十分な強度を得るために有効な元素であり、この効果を得るには0.05%以上を含有することが好ましいが、含有量が多すぎると溶接性が劣化するため、Crを添加する場合は0.50%を上限とする。

[0038] Mo : 0.50%以下

Moは、靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であり、この効果を得るには0.05%以上を含有することが好ましいが、含有量が多すぎると溶接性が劣化するため、Moを添加する場合は0.50%を上限とする。

[0039] 本開示の成分組成は、さらに、Nb、VおよびTiのうちから選んだ1種又は2種以上を、以下の範囲で任意に含有させることもできる。

[0040] Nb : 0.005~0.1%、V : 0.005~0.1%およびTi : 0.005~0.1%のうちから選んだ1種又は2種以上

Nb、VおよびTiはいずれも、鋼板の強度および靱性を高めるために任意に添加することができる元素である。各元素とも、含有量が0.005%未満ではその添加効果に乏しく、一方0.1%を超えると溶接部の靱性が劣化するので、添加する場合はいずれも0.005~0.1%の範囲とするのが好ましい。

[0041] 本開示は、耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管の耐SSCC性を改善するための技術を開示するものであるが、耐サワー性能として、いうまでもなく、耐HIC性を同時に満足することが必要であるので、下記(1)式によって求められるCP値を、1.00以下とする。なお、添加しない元素は0を代入すれば良い。

$$CP = 4.46 [\%C] + 2.37 [\%Mn] / 6 + (1.74 [\%Cu] + 1.7 [\%Ni]) / 15 + (1.18 [\%Cr] + 1.95 [\%Mo] + 1.$$

$$74 [\%V]) / 5 + 22.36 [\%P] \dots (1)$$

ただし、[%X]はX元素の鋼中含有量（質量%）を示す。

[0042] ここに、上記CP値は、各合金元素の含有量から中心偏析部の材質を推定するために考案された式であり、上掲（1）式のCP値が高いほど中心偏析部の成分濃度が高くなり、中心偏析部の硬さが上昇する。従って、上記の（1）式において求められるCP値を1.00以下とすることで、HIC試験での割れ発生を抑制することが可能となる。また、CP値が低いほど中心偏析部の硬さが低くなるため、さらに高い耐HIC性が求められる場合は、その上限を0.95とすれば良い。

[0043] なお、上記した元素以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物からなる。ただし、本発明の作用効果を害しない限り、他の微量元素の含有を妨げない。

[0044] [鋼板の組織]

次に、本開示の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の鋼組織について説明する。引張強さが520MPa以上の高強度化を図るために、鋼組織は、ベイナイト組織とする必要がある。特に、表層部は、マルテンサイトや島状マルテンサイト（MA）等の硬質相が生成した場合、表層硬さが上昇し、鋼板内の硬さのばらつきが増大して材質均一性が阻害される。表層硬さの上昇を抑制するために、表層部の鋼組織についてはベイナイト組織とする。ここで、ベイナイト組織は、変態強化に寄与する加速冷却時あるいは加速冷却後に変態するベイニティックフェライトまたはグラニューラーフェライトと称される組織を含むものとする。ベイナイト組織中に、フェライトやマルテンサイト、パーライト、島状マルテンサイト、残留オーステナイトなどの異種組織が混在すると、強度の低下や靱性の劣化、表層硬さの上昇などが生じるため、ベイナイト相以外の組織分率は少ない程良い。ただし、ベイナイト相以外の組織の体積分率が十分に低い場合には、それらの影響が無視できるので、ある程度の量であれば許容される。具体的に、本開示では、ベイナイト以外の鋼組織（フェライト、マルテンサイト、パーライト、島状マルテンサイト

、残留オーステナイト等)の合計が体積分率で5%未満であれば、大きな影響がないので許容されるものとする。

[0045] また、ベイナイト組織にも冷却速度に応じた種々の形態があるが、本開示においては、鋼板の極表層部の組織、具体的には鋼板表面下0.5mmの鋼組織を、転位密度 $0.5 \times 10^{14} \sim 7.0 \times 10^{14} \text{ (m}^{-2}\text{)}$ のベイナイト組織とすることが肝要である。造管後のコーティング過程において転位密度が減少するため、鋼板表面下0.5mmの転位密度が $7.0 \times 10^{14} \text{ (m}^{-2}\text{)}$ 以下であれば、時効硬化による硬さの上昇代を最小限に抑えることができる。逆に、鋼板表面下0.5mmの転位密度が $7.0 \times 10^{14} \text{ (m}^{-2}\text{)}$ を超えると、造管後のコーティング過程において転位密度が減少せず、時効硬化で硬度が大きく上昇して耐SSCC性を劣化させる。造管後に良好な耐SSCC性を得るために好ましい転位密度の範囲は $6.0 \times 10^{14} \text{ (m}^{-2}\text{)}$ 以下である。一方、鋼板表面下0.5mmの転位密度が $0.5 \times 10^{14} \text{ (m}^{-2}\text{)}$ 未満では鋼板として強度を維持できなくなる。X65グレードの強度を確保するため、 $1.0 \times 10^{14} \text{ (m}^{-2}\text{)}$ 以上の転位密度を有することが好ましい。なお、本開示の高強度鋼板においては、鋼板表面下0.5mmの鋼組織における転位密度が上記範囲であれば、鋼板表面から深さ0.5mmの範囲の極表層部も同等の転位密度を有し、その結果、上記耐SSCC性向上の効果が得られるものである。

[0046] なお、鋼板表面下0.5mmでの転位密度を $7.0 \times 10^{14} \text{ (m}^{-2}\text{)}$ 以下とすると、表面下0.5mmでのHV0.1が230以下となる。鋼管の耐SSCC性を確保する観点から、鋼板の表層硬さを抑制することが重要であるが、鋼板の表面下0.5mmでのHV0.1を230以下にすることで、造管後コーティング過程を経たのちの、表面下0.5mmでのHV0.1を260以下に抑えることができ、耐SSCC性を確保することができる。

[0047] また、本開示の高強度鋼板では、鋼板表面下0.5mmにおけるビッカース硬さの平均値が230HV以下であることに加えて、表層の硬さを抑えつつ、板厚中央における材料特性の確保の観点から、鋼板表面下0.5mmに

おけるビッカース硬さの平均値と鋼板板厚中央におけるビッカース硬さの平均値との差 ΔHV が25HV以下であることも重要である。より好ましい ΔHV は20HV以下である。

[0048] 本開示の高強度鋼板は、API 5LのX60グレード以上の強度を有する鋼管用の鋼板であるので、520MPa以上の引張強さを有するものとする。

[0049] [製造方法]

以下、上記耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を製造するための製造方法および製造条件について、具体的に説明する。本開示の製造方法は、上記成分組成を有する鋼片の加熱したのち、熱間圧延して鋼板とし、その後当該鋼板に対して所定条件下での制御冷却を行い、その後鋼板を誘導加熱により再加熱する。

[0050] [スラブ加熱温度]

スラブ加熱温度：1000～1300℃

スラブ加熱温度が1000℃未満では、炭化物の固溶が不十分で必要な強度が得られず、一方1300℃を超えると靱性が劣化するため、スラブ加熱温度は1000～1300℃とする。なお、この温度は加熱炉の炉内温度であり、スラブは中心部までこの温度に加熱されるものとする。

[0051] [圧延終了温度]

熱間圧延工程において、高い母材靱性を得るには、圧延終了温度は低いほどよいが、その反面、圧延能率が低下するため、鋼板表面温度における圧延終了温度は、必要な母材靱性と圧延能率を勘案して設定する必要がある。強度および耐HIC性を向上させる観点からは、圧延終了温度を、鋼板表面温度で A_{r3} 変態点以上とすることが好ましい。ここで、 A_{r3} 変態点とは、冷却中におけるフェライト変態開始温度を意味し、例えば、鋼の成分から以下の式で求めることができる。また、高い母材靱性を得るためにはオーステナイト未再結晶温度域に相当する950℃以下の温度域での圧下率を60%以上とすることが望ましい。なお、鋼板の表面温度は放射温度計等で測定するこ

とができる。

$$A r_3 (\text{°C}) = 910 - 310[\%C] - 80[\%Mn] - 20[\%Cu] - 15[\%Cr] - 55[\%Ni] - 80[\%Mo]$$

ただし、[%X]はX元素の鋼中含有量（質量%）を示す。

[0052] 〔制御冷却の冷却開始温度〕

冷却開始時の鋼板表面温度 T_1 : ($A r_3 - 10^\circ\text{C}$) 以上

冷却開始時の鋼板表面温度が低いと、制御冷却前のフェライト生成量が多くなり、特に $A r_3$ 変態点からの温度降下量が 10°C を超えると体積分率で5%を超えるフェライトが生成して、強度低下が大きくなると共に耐HIC性が劣化するため、冷却開始時の鋼板表面温度は ($A r_3 - 10^\circ\text{C}$) 以上とする。

[0053] 〔制御冷却の冷却速度〕

高強度化を図りつつ、鋼板内の硬さのばらつきを低減し、材質均一性を向上させるためには、表層（具体的には鋼板表面下0.5mmの深さ）での冷却速度を抑制しつつ、板厚中心の変態温度区間での冷却速度を確保する必要がある。

[0054] 鋼板表面下0.5mmにおける鋼板温度で 750°C から 550°C までの平均冷却速度 : $100^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下

鋼板表面下0.5mmにおける鋼板温度で 750°C から 550°C までの平均冷却速度が $100^\circ\text{C}/\text{s}$ を超えると、鋼板表面下0.5mmにおける転位密度 $7.0 \times 10^{14} (\text{m}^{-2})$ を超えてしまう。その結果、鋼板表面下0.5mmのHV0.1が230を超え、造管後のコーティング過程を経たのち、表面下0.5mmでのHV0.1が260を超え、鋼管の耐SSCC性が劣化する。そのため、当該平均冷却速度は $100^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下とする。好ましくは $80^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下である。当該平均冷却速度の下限は特に限定されないが、冷却速度が過度に小さくなるとフェライトやパーライトが生成して強度不足となるため、これを防ぐ観点から、 $10^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが好ましい。

[0055] 鋼板平均温度で750℃から550℃までの平均冷却速度：15℃/s以上

鋼板平均温度で750℃から550℃までの平均冷却速度が15℃/s未満では、ベイナイト組織が得られずに強度低下や耐HIC性の劣化が生じたり、板厚方向の硬さのばらつきが大きくなったりする。このため、鋼板平均温度での冷却速度は15℃/s以上とする。鋼板強度と硬さのばらつきの観点からは、鋼板平均の冷却速度は20℃/s以上とすることが好ましい。当該平均冷却速度の上限は特に限定されないが、低温変態生成物が過剰に生成しないように、80℃/s以下とすることが好ましい。

[0056] なお、鋼板表面下0.5mmおよび鋼板平均温度は、物理的に直接測定することはできないが、放射温度計にて測定された冷却開始時の表面温度と目標の冷却停止時の表面温度をもとに、例えばプロセスコンピューターを用いて差分計算により板厚断面内の温度分布をリアルタイムに求めることができる。当該温度分布における鋼板表面下0.5mmでの温度を本明細書における「鋼板表面下0.5mmにおける鋼板温度」とし、当該温度分布における板厚方向の温度の平均値を本明細書における「鋼板平均温度」とする。

[0057] [冷却停止温度]

鋼板平均温度で冷却停止温度 T_2 ：250～550℃

圧延終了後、制御冷却でベイナイト変態の温度域である250～550℃まで急冷することにより、ベイナイト相を生成させる。冷却停止温度が550℃を超えると、ベイナイト変態が不完全であり、十分な強度が得られない。また、冷却停止温度が250℃未満では、マルテンサイトや島状マルテンサイト(MA)が生成し、特に板厚方向の硬さのばらつきが大きくなる。そこで、鋼板内の材質均一性の劣化を抑制するため、制御冷却の冷却停止温度は鋼板平均温度で250～550℃とする。

[0058] [誘導加熱条件]

誘導加熱温度 T_3 ：鋼板表面温度で550～750℃

本実施形態では、制御冷却後、制御冷却でベイナイト中に導入された高密

度の転位を焼戻すことが重要である。これにより、鋼板表面下0.5 mmにおける転位密度が $7.0 \times 10^{14} \text{ (m}^{-2}\text{)}$ 以下となり、優れた耐SSCC性を得られ、また、鋼板表面下0.5 mmにおけるビッカース硬さの平均値と鋼板板厚中央におけるビッカース硬さの平均値との差 ΔHV を25 HV以下とすることができる。ここで、誘導加熱温度が550°Cを下回ると、十分な焼き戻し効果が得られず、表層の転位密度を $7.0 \times 10^{14} \text{ (m}^{-2}\text{)}$ 以下とすることができても、 ΔHV を25 HV以下とすることはできない。また、誘導加熱温度が750°Cを超えると、板厚中央も焼戻され、所定の強度を得られなくなる恐れがある。そこで、鋼板内の材質均一性の劣化を抑制しつつ板厚中央の強度を確保するため、オンライン誘導加熱の到達温度は鋼板表面温度で550~750°Cとする。なお、本実施形態では、強度低下を抑えるために鋼板内部はなるべく焼き戻すことなく、表層部のみを焼き戻すことが肝要であり、そのため、加熱はオンライン誘導加熱装置を用いる。

[0059] 再加熱条件に関しては以下に示す式(2)で定義されるTPが0.50以上1.50以下を満たすことが好ましい。さらに好ましくは0.60以上1.00以下である。

$$TP = (T_3 - T_2) \times T_2 / (T_1 - T_2)^2 \quad \dots (2)$$

TPは制御冷却の過冷度に対する焼き戻しの関係式であり、これが0.50以上を満たすことで、加速冷却で導入された表層部分の転位を十分に回復しつつ板厚中央での過度の焼き戻しをまねかないため、板厚方向における硬さのばらつきを顕著に抑制することが可能となる。具体的には、 ΔHV を20以下とすることができる。

[0060] [高強度鋼管]

本開示の高強度鋼板を、プレスバンド成形、ロール成形、UOE成形等で管状に成形した後、突き合わせ部を溶接することにより、原油や天然ガスの輸送に好適な鋼板内の材質均一性に優れた耐サワーラインパイプ用高強度鋼管(UOE鋼管、電縫鋼管、スパイラル鋼管等)を製造することができる。

[0061] 例えば、UOE鋼管は、鋼板の端部を開先加工し、Cプレス、Uプレス、

プレスで鋼管形状に成形した後、内面溶接および外面溶接で突き合わせ部をシーム溶接し、さらに必要に応じて拡管工程を経て製造される。また、溶接方法は十分な継手強度と継手靱性が得られる方法であれば、いずれの方法でも良いが、優れた溶接品質と製造能率の観点から、サブマージアーク溶接を用いることが好ましい。

実施例

[0062] 表1に示す成分組成になる鋼（鋼種A～I）を、連続鋳造法によりスラブとし、表2に示す温度に加熱したのち、表2に示す圧延終了温度および圧下率の熱間圧延をして、表2に示す板厚の鋼板とした。その後、鋼板に対して、表2に示す条件下で水冷型の制御冷却装置を用いて、制御冷却を行った。その後直ちに、表2の「加熱方法」に示す方法で、鋼板表面温度が表2の「再加熱時最高温度」となるように、鋼板を再加熱した。

[0063] [組織の特定]

得られた鋼板のミクロ組織を、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡により観察した。鋼板表面下0.5mmの位置での組織と、板厚中央での組織を、表2に示す。

[0064] [引張強度の測定]

圧延方向に直角な方向の全厚試験片を引張試験片として引張試験を行い、引張強度を測定した。結果を表2に示す。

[0065] [ビッカース硬さの測定]

圧延方向に直角な断面について、JIS Z 2244に準拠して、鋼板表面下0.5mmの位置において20点のビッカース硬さ（HV0.1）を測定し、その平均値を求めた。また、板厚中央においても同様に20点のビッカース硬さ（HV0.1）を測定し、その平均値を求めた。そして、両者の差の絶対値 ΔHV を求めた。ここで、通常用いられるHV10に代えてHV0.1で測定したのは、HV0.1で測定することにより圧痕が小さくなるので、より表面に近い位置での硬さ情報や、よりミクロ組織に敏感な硬さ情報をすることが可能となるからである。

[0066] [転位密度]

平均的な硬度を有する位置からX線回折用のサンプルを採取、サンプル表面を研磨してスケールを除去し、鋼板表面下0.5mmの位置においてX線回折測定を行った。転位密度はX線回折測定の半価幅 β から求める歪みから換算する手法を用いた。通常のX線回折により得られる回折強度曲線では、波長の異なる $K\alpha 1$ 線と $K\alpha 2$ 線の2つが重なっているため、Rachingerの方法により分離する。歪みの抽出には、以下に示すWilliamson-Hall法を用いる。半価幅の広がり β は結晶子のサイズ D とひずみ ε が影響し、両因子の和として次式で計算できる。 $\beta = \beta_1 + \beta_2 = (0.9\lambda / (D \times \cos \theta)) + 2\varepsilon \times \tan \theta$ となる。さらにこの式を変形し、 $\beta \cos \theta / \lambda = 0.9\lambda / D + 2\varepsilon \times \sin \theta / \lambda$ となる。 $\sin \theta / \lambda$ に対して $\beta \cos \theta / \lambda$ をプロットすることにより、直線の傾きからひずみ ε が算出される。なお、算出に用いる回折線は(110)、(211)、および(220)とする。ひずみ ε から転位密度の換算は $\rho = 14.4\varepsilon^2 / b^2$ を用いた。なお、 θ はX線回折の $\theta - 2\theta$ 法より算出されるピーク角度を意味し、 λ はX線回折で使用するX線の波長を意味する。 b は $Fe(\alpha)$ のバーガス・ベクトルで、本実施例においては、0.25nmとした。

[0067] [耐SSCC性の評価]

耐SSCC性は、これら各鋼板の一部を用いて造管して評価した。造管は、鋼板の端部を開先加工し、Cプレス、Uプレス、Oプレスで鋼管形状に成形した後、内面および外面の突き合わせ部をサブマージアーク溶接でシーム溶接し、拡管工程を経て製造した。図1に示すように、得られた鋼管から切り出したクーポンをフラットニングした後、 $5 \times 15 \times 115$ mmのSSCC試験片を鋼管内面より採取した。このとき、被検面である内面は、最表層の状態を残すために黒皮付きのままとした。採取したSSCC試験片に、各鋼管の実際の降伏強度(0.5%YS)の90%の応力を負荷し、NACE規格 TMO177 Solution A溶液を用い、硫化水素分圧: 1 barにて、EFC16規格の4点曲げSSCC試験に準拠して行った。7

20時間の浸漬後に、割れが認められない場合を耐SSCC性が良好と判断して○、また割れが発生した場合を不良と判断して×とした。結果を表2に示す。

[0068] [耐HIC性の評価]

耐HIC性は、NACE Standard TM-02-84に準じた浸漬時間96時間のHIC試験を行い、割れが認められない場合を耐HIC性良好と判断して○で、割れが発生した場合を×として評価した。結果を表2に示す。

[0069] 本発明の目標範囲は、耐サワーラインパイプ用高強度鋼板として引張強度：520MPa以上、表面下0.5mm位置と $t/2$ 位置ともマイクロ組織はベイナイト組織、表面下0.5mmでのHV0.1が230以下、表面下0.5mmでの硬さと板厚中央の硬さの差の絶対値 ΔHV が25以下、その鋼板を用いて造管した高強度鋼管においてSSCC試験で割れが認められないこと、およびHIC試験による割れが認められないこととした。

[0070]

[表1]

表1

鋼種	成分組成 (mass%)													CP	Ar ₃ 温度 (°C)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti			Ca
A	0.045	0.26	1.61	0.004	0.0003	0.024								0.003	0.93	767
B	0.056	0.31	1.20	0.004	0.0008	0.028	0.31	0.40			0.020			0.003	0.89	768
C	0.040	0.30	1.35	0.005	0.0005	0.027			0.25	0.12	0.030		0.010	0.003	0.93	776
D	0.051	0.28	1.23	0.004	0.0004	0.032	0.21	0.21	0.20	0.15	0.020		0.012	0.001	0.96	765
E	0.042	0.25	1.40	0.005	0.0007	0.027			0.21	0.08	0.025	0.010		0.002	0.94	775
F	0.055	0.28	1.22	0.009	0.0008	0.027		0.16	0.18	0.22	0.024		0.012	0.001	<u>1.07</u>	766
G	0.061	0.12	<u>1.82</u>	0.005	0.0006	0.031					0.010			0.002	<u>1.10</u>	745
H	0.048	0.33	1.17	<u>0.017</u>	0.0006	0.021			0.26	0.20			0.008	0.001	<u>1.20</u>	782
I	0.052	0.02	1.28	0.006	<u>0.0026</u>	0.034		0.18	0.15	0.08	0.025	0.030	0.010	0.001	0.97	773

※注意1: 残部はFeおよび不可避免的不純物である。

※注意2: 下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0071] [表2]

No.	鋼種	板厚 (mm)	加熱 温度 (°C)	圧延終了 温度 (°C)	圧下率 (%)	制御冷却				再加熱			マイクロ組織		引張強度 (MPa)	鋼板表面下 0.5mm 転位密度 (μm^{-2})	鋼板表面下 0.5mm HV 平均値 (HV0.1)	ZHV 鋼板表面下0.5mm-t/2 (HV0.1)	鋼管の 耐SSCC性	鋼管の HIC性	区分
						冷却開始 温度 T1 (°C)	冷却開始 温度-A ₁ (°C)	750-550°C 冷却速度 (鋼板表面下 0.5mm) (°C/s)	750-550°C 冷却速度 (鋼板平均) (°C/s)	冷却停止 温度 T2 (°C)	加熱方法	最高温度 T3 (°C)	TP (-)	鋼板表面下 0.5mm							
1	A	17.5	1100	850	75	785	18	66	75	430	誘導加熱	650	0.75	B	B	579	3.7E+14	211	19	○	○
2	B	20	1080	850	75	830	62	39	37	530	誘導加熱	660	0.76	B	B	555	2.8E+14	201	16	○	○
3	C	20	1080	880	75	820	44	63	67	425	誘導加熱	680	0.69	B	B	610	5.0E+14	220	18	○	○
4	D	20	1050	880	75	810	45	61	54	500	誘導加熱	680	0.94	B	B	598	4.5E+14	209	10	○	○
5	D	20	1050	850	75	785	20	64	52	500	誘導加熱	650	0.92	B	B	572	3.2E+14	204	15	○	○
6	D	20	1050	850	75	780	15	87	60	450	誘導加熱	590	0.59	B	B	565	5.4E+14	208	14	○	○
7	D	20	1050	850	70	815	50	35	31	495	誘導加熱	680	0.89	B	B	566	1.9E+14	195	7	○	○
8	E	34	1150	870	70	825	50	46	23	390	誘導加熱	700	0.64	B	B	551	3.3E+14	206	18	○	○
9	C	20	1080	880	75	820	44	68	70	430	誘導加熱	600	0.48	B	B	587	5.7E+14	220	24	○	○
10	C	20	1080	880	75	820	44	60	43	240	誘導加熱	680	0.31	B+M	B+MA	616	5.0E+14	228	23	○	○
11	C	20	1080	880	75	820	44	182	71	470	誘導加熱	650	0.69	B	B	605	2.2E+15	258	39	x	○
12	C	20	1080	880	75	820	44	120	65	490	誘導加熱	650	0.68	B	B	601	2.8E+14	232	22	x	○
13	C	20	1080	880	75	820	44	37	5	540	誘導加熱	650	0.76	B	F+B	515	1.9E+14	200	29	○	x
14	C	20	1080	880	75	820	44	77	64	420	誘導加熱	500	0.21	B	B	603	6.1E+14	224	23	○	○
15	C	20	1080	880	75	820	44	61	58	420	炉加熱	650	0.60	B	B	518	3.9E+14	204	12	○	○
16	C	20	1080	880	75	820	44	64	66	420	なし	660	0.69	B	B	566	7.0E+14	234	23	x	○
17	E	34	1150	850	65	820	68	58	20	450	誘導加熱	660	0.69	B	B	576	5.5E+14	207	14	○	x
18	G	34	1150	850	70	790	40	48	23	380	誘導加熱	630	0.57	B	B	589	3.2E+14	208	12	○	x
19	H	34	1150	860	70	820	38	52	17	490	誘導加熱	630	0.63	B	B	558	3.4E+14	198	12	○	x
20	I	34	1150	860	70	820	52	31	18	520	誘導加熱	630	0.64	B	B	534	1.8E+14	187	10	○	x

※注意1: 下線は本発明の範囲外を表す。

※注意2: ミクロ組織について、Bはベイナイト、Fはフェライト、Mはマルテンサイト、MAIは島状マルテンサイトを示す。

[0072] 表2に示したように、No. 1～No. 9は、成分組成および製造条件が本発明の適正範囲を満足する発明例である。いずれも、鋼板として引張強度：520MPa以上、表面下0.5mm位置と $t/2$ 位置ともマイクロ組織はベイナイト組織、表面下0.5mmでのHV0.1が230以下かつ ΔHV が25以下であり、その鋼板を用いて造管した高強度鋼管において耐SSCC性および耐HIC性も良好であった。

[0073] これに対し、No. 10～No. 16は、成分組成は本発明の範囲内であるが、製造条件が本発明の範囲外の比較例である。No. 10は、冷却停止温度が低かったため、表層と板厚中央との硬さの差が大きくなっている。No. 11および12は、制御冷却条件が本発明範囲外で、鋼板表層において転位密度が顕著に増大したため、表層硬さが増大し、SSCCの発生を招いた。No. 13は、鋼板平均での冷却速度が十分確保されず、板厚中央でフェライトを形成したため、強度の低下を招いた。No. 14は、オンライン誘導加熱での加熱温度が最適ではなかったため、板厚方向の硬度差が生じるに至っている。No. 15は炉加熱により焼き戻しを実施しているが、昇温速度が遅く板厚全体が平均して焼き戻されるため、強度が低い値となっている。No. 16は再加熱を実施しない場合であり、焼き戻しによる表層軟化がなされていないため、表層の転位密度が高く、SSCCの発生を招いている。また、板厚方向硬さばらつきも大きい。No. 17～No. 20は、鋼板の成分組成が本発明の範囲外であり、耐HIC性の劣化を生じている。

産業上の利用可能性

[0074] 本発明によれば、より厳しい腐食環境下での耐HIC性及び耐SSCC性に優れ、かつ板厚方向の硬さ均一性にも優れた耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を供給することができる。よって、この鋼板を冷間成形して製造した鋼管（電縫鋼管、スパイラル鋼管、UOE鋼管等）は、耐サワー性を要する硫化水素を含む原油や天然ガスの輸送に好適に使用することができる。

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、C：0.02～0.08%、Si：0.01～0.50%、Mn：0.50～1.80%、P：0.001～0.015%、S：0.0002～0.0015%、Al：0.01～0.08%およびCa：0.0005～0.005%を含有し、以下の式(1)によって求められるCP値が1.00以下となり、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

鋼板表面下0.5mmにおける鋼組織が、転位密度 $0.5 \times 10^{14} \sim 7.0 \times 10^{14} \text{ (m}^{-2}\text{)}$ のベイナイト組織であり、

鋼板表面下0.5mmにおけるビッカース硬さの平均値と鋼板板厚中央におけるビッカース硬さの平均値との差 ΔHV が25HV以下であり、

520MPa以上の引張強さを有する

ことを特徴とする耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

$$CP = 4.46 [\%C] + 2.37 [\%Mn] / 6 + (1.74 [\%Cu] + 1.7 [\%Ni]) / 15 + (1.18 [\%Cr] + 1.95 [\%Mo] + 1.74 [\%V]) / 5 + 22.36 [\%P] \quad \dots$$

(1)

ただし、[X]はX元素の鋼中含有量(質量%)を示す。

[請求項2] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu：0.50%以下、Ni：0.50%以下、Cr：0.50%以下およびMo：0.50%以下のうちから選んだ1種又は2種以上を含有する、請求項1に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

[請求項3] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Nb：0.005～0.1%、V：0.005～0.1%およびTi：0.005～0.1%のうちから選んだ1種又は2種以上を含有する、請求項1または2に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

[請求項4] 質量%で、C：0.02～0.08%、Si：0.01～0.50%

%、Mn：0.50～1.80%、P：0.001～0.015%、S：0.0002～0.0015%、Al：0.01～0.08%およびCa：0.0005～0.005%を含有し、以下の式（1）によって求められるCP値が1.00以下となり、残部がFeおよび不可避免的不純物の成分組成を有する鋼片を、1000～1300℃の温度に加熱したのち、熱間圧延して鋼板とし、

その後前記鋼板に対して、

冷却開始時の鋼板表面温度 T_1 ：（ $A r_3 - 10^\circ\text{C}$ ）以上、

鋼板表面下0.5mmにおける鋼板温度で750℃から550℃までの平均冷却速度：100℃/s以下、

鋼板平均温度で750℃から550℃までの平均冷却速度：15℃/s以上、および

鋼板平均温度で冷却停止温度 T_2 ：250～550℃

の条件で制御冷却を行い、

その後、誘導加熱により、鋼板平均温度が前記冷却停止温度 T_2 以上であって、かつ鋼板表面温度が550～750℃の加熱温度 T_3 となるように前記鋼板を再加熱することを特徴とする耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

$$CP = 4.46 [\%C] + 2.37 [\%Mn] / 6 + (1.74 [\%Cu] + 1.7 [\%Ni]) / 15 + (1.18 [\%Cr] + 1.95 [\%Mo] + 1.74 [\%V]) / 5 + 22.36 [\%P] \quad \dots$$

(1)

ただし、[%X]はX元素の鋼中含量（質量%）を示す。

[請求項5]

前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu：0.50%以下、Ni：0.50%以下、Cr：0.50%以下およびMo：0.50%以下のうちから選んだ1種又は2種以上を含有する、請求項4に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

[請求項6]

前記成分組成が、さらに、質量%で、Nb：0.005～0.1%

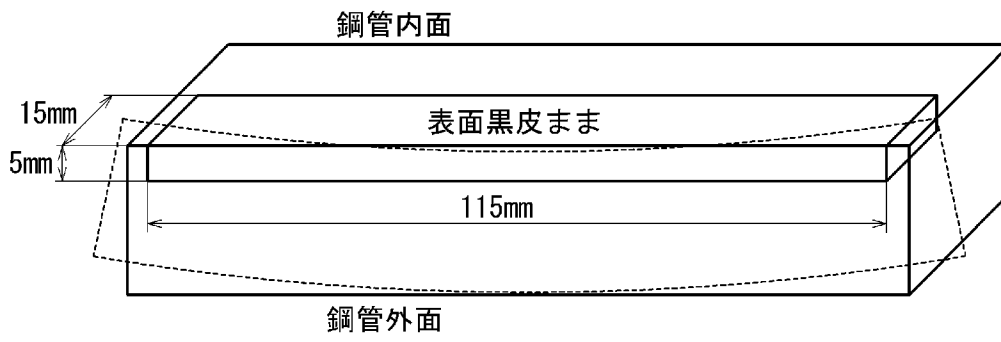
、V：0.005～0.1%およびTi：0.005～0.1%のうちから選んだ1種又は2種以上を含有する、請求項4または5に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

[請求項7] 前記再加熱は、以下の式(2)で定義されるTPが0.50以上となる条件を満たすように行う、請求項4～6のいずれか一項に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

$$TP = (T_3 - T_2) \times T_2 / (T_1 - T_2)^2 \quad \dots (2)$$

[請求項8] 請求項1～3のいずれか一項に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2018/012956

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
 Int. Cl. C22C38/00 (2006.01) i, C21D8/02 (2006.01) i, C22C38/06 (2006.01) i,
 C22C38/58 (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. C22C38/00, C21D8/02, C22C38/06, C22C38/58

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	JP 2013-139630 A (JFE STEEL CORP.) 18 July 2013, claims 1-6, paragraphs [0044], [0059]-[0070], [0082], table 1, (steel types E, F), table 2 (no. 5, 7, 9) (Family: none)	1-8
A	JP 2008-56962 A (JFE STEEL CORP.) 13 March 2008, claims 1-5, paragraphs [0059]-[0074], [0079], tables 1, 2 (Family: none)	1-8
A	JP 2005-60820 A (JFE STEEL CORP.) 10 March 2005, claims 1-3, paragraphs [0042]-[0048], [0067], tables 1, 2 (Family: none)	1-8

Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 21.05.2018	Date of mailing of the international search report 05.06.2018
---	--

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, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(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. C22C38/00, C21D8/02, C22C38/06, C22C38/58

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	JP 2013-139630 A (JFEスチール株式会社) 2013.07.18, 請求項1~6, [0044], [0059]~[0070], [0082], 表1(鋼種E, F), 表2(No. 5, 7, 9) (ファミリーなし)	1-8
A	JP 2008-56962 A (JFEスチール株式会社) 2008.03.13, 請求項1~5, [0059]~[0074], [0079], 表1, 表2 (ファミリーなし)	1-8
A	JP 2005-60820 A (JFEスチール株式会社) 2005.03.10, 請求項1~3, [0042]~[0048], [0067], 表1, 表2 (ファミリーなし)	1-8

☐ 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

21.05.2018

国際調査報告の発送日

05.06.2018

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)

守安 太郎

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4K

9347