

(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
2023年12月28日(28.12.2023)



(10) 国際公開番号

WO 2023/248638 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01) C22C 38/38 (2006.01)
B21C 37/08 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2023/017639

(22) 国際出願日: 2023年5月10日(10.05.2023)

(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:

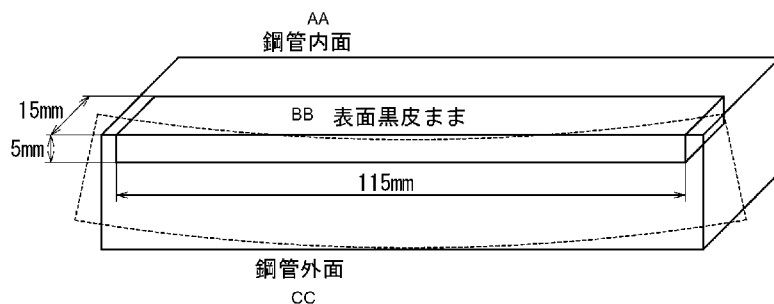
特願 2022-099827 2022年6月21日(21.06.2022) JP

(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: 泉 大地(IZUMI Daichi); 〒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). 嶋村 純二(SHIMAMURA Junji); 〒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). 芝本 優平(SHIBAMOTO Yuhai); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E ス

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL SHEET FOR SOUR-RESISTANT LINE PIPE AND 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及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



AA Inner surface of steel pipe
BB Intact black scale on surface
CC Outer surface of steel pipe

(57) Abstract: The present invention provides a high-strength steel sheet that is for a sour-resistant line pipe and that has not only excellent HIC resistance and SSCC resistance but also excellent low temperature toughness. A high-strength steel sheet for a sour-resistant line pipe according to the present invention has a component composition containing, in mass%, 0.030-0.060% of C, 0.01-0.50% of Si, 0.80-1.80% of Mn, 0.015% or less of P, 0.0015% or less of S, 0.010-0.080% of Al, 0.05-0.50% of Cr, 0.005-0.080% of Nb, 0.0010-0.0080% of N, and 0.0005-0.0050% of Ca, the remaining portion being Fe and unavoidable impurities. The steel structure at 0.25 mm below the surface of the steel sheet includes granular bainite and tempered island martensite. At the center in the sheet thickness, the maximum crystal grain size is 80 µm or less and the average crystal grain size is 20 µm or less. The ductile-brittle transition temperature of the steel sheet in a Charpy

チール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 山根 健志(YAMANE Takeshi); 〒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, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, ME, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

impact test is -100°C or lower. The steel sheet has a tensile strength of 535 MPa or more.

(57) 要約: 本発明は、耐HIC性、耐SSCC性のみならず、低温靱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、質量%で、C: 0.030~0.060%、Si: 0.01~0.50%、Mn: 0.80~1.80%、P: 0.015%以下、S: 0.0015%以下、Al: 0.010~0.080%、Cr: 0.05~0.50%、Nb: 0.005~0.080%、N: 0.0010~0.0080%、及びCa: 0.0005~0.0050%を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなる成分組成を有し、鋼板表面下0.25mmにおける鋼組織がグラニューベイナイト及び焼戻し島状マルテンサイトからなり、板厚中央における最大結晶粒径が80µm以下、平均結晶粒径が20µm以下であり、シャルピー衝撃試験における脆性-延性遷移温度が-100°C以下であり、引張強さが535MPa以上である。

明 細 書

発明の名称：

耐サワーラインパイプ用高強度鋼板及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、原油や天然ガスの輸送に用いられるラインパイプに供して好適な、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及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、プレスベンド成形及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ある。このHICは、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、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。これら耐サワー性に加えて、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ていることから、優れた低温靱性の要求が高まっている。

[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T M C P (Thermo-Mechanical Control Process) 技術が適用されている。このT M C P 技術を用いて鋼板の耐サワー性を確保するには、制御冷却時の冷却開始温度を高くし、かつ冷却速度を遅くすることが有効である。しかしながら、冷却開始温度を高くした場合、未再結晶温度域での圧延が不十分になるため、低温靱性の向上に有効である結晶粒の微細化に限度があり、優れた低温靱性を確保できなかった。

[0005] 上記の問題を解決するために、例えば特許文献1には、仕上げ圧延完了温度を700℃以上とし、平均結晶粒径を15.0μm以下にする技術が提案されている。また、特許文献2には、粗圧延後仕上げ圧延開始までの保持時間を300秒以内とし、結晶粒の成長を抑制する技術が提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開2020-12168号公報

特許文献2：特表2020-509181号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 特許文献1及び特許文献2に記載の技術によって、低温靱性の向上が可能であるが、両文献に記載の技術は金属組織にフェライトが含まれているため、より厳しい腐食環境下である硫化水素分圧の高い環境における耐サワー性までは確保することが難しい。

[0008] 特に、寒冷地に使用されるパイプラインには優れた低温靱性が必要である。しかしながら、フェライトの生成を防ぐためには、 A_{r3} 点以上の温度で冷却を開始する必要がある、圧延時の累積歪が小さくなるため、結晶粒径を微細にするのが困難であり、従来は優れた低温靱性が得られていない。

[0009] そこで、本発明は、上記課題に鑑み、耐HIC性、耐SSCC性のみならず、低温靱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供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0010] 本発明者らは、耐サワー性のみならず、さらに低温靱性を確保するべく、鋼板の成分組成、ミクロ組織、及び製造条件について、数多くの実験と検討をくり返した。その結果、高強度鋼板の低温靱性をさらに向上させるためには、板厚中央における最大結晶粒径を $80\mu\text{m}$ 以下、平均結晶粒径を $20\mu\text{m}$ 以下にする必要があることを知見した。さらに、このような鋼組織を実現するためには、再結晶温度域における熱間圧延条件を厳密にコントロールする必要がある、その条件を見出すことに成功した。本発明は、これら知見に基づいてなされたものである。

[0011] 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 : $0.030\sim0.060\%$ 、Si : $0.01\sim0.50\%$ 、Mn : $0.80\sim1.80\%$ 、P : 0.015% 以下、S : 0.0015% 以下、Al : $0.010\sim0.080\%$ 、Cr : $0.05\sim0.50\%$ 、Nb : $0.005\sim0.080\%$ 、N : $0.0010\sim0.0080\%$ 、及びCa : $0.0005\sim0.0050\%$ を含有し、残部がFe及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 0.25mm における鋼組織がグラニューベイナイト及び焼戻し島状マルテンサイトからなり、

板厚中央における最大結晶粒径が $80\mu\text{m}$ 以下、平均結晶粒径が $20\mu\text{m}$ 以下であり、

シャルピー衝撃試験における脆性－延性遷移温度が -100°C 以下であり、

引張強さが 535MPa 以上である

ことを特徴とする耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

[0012] [2] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu : 0.30% 以下、Ni

: 0.10%以下、及びMo: 0.50%以下からなる群から選択される1種以上を含有する、前記〔1〕に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

[0013] 〔3〕前記成分組成が、さらに、質量%で、V: 0.005~0.1%、Ti: 0.005~0.1%、Zr: 0.0005~0.02%、Mg: 0.0005~0.02%、及びREM: 0.0005~0.02%からなる群から選択される1種以上を含有する、前記〔1〕又は〔2〕に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

[0014] 〔4〕質量%で、C: 0.030~0.060%、Si: 0.01~0.50%、Mn: 0.80~1.80%、P: 0.015%以下、S: 0.0015%以下、Al: 0.010~0.080%、Cr: 0.05~0.50%、Nb: 0.005~0.080%、N: 0.0010~0.0080%、及びCa: 0.0005~0.0050%を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有する鋼片を1000~1250℃の温度に加熱し、

その後、前記鋼片に、再結晶温度域における総圧下率: 35%以上55%以下、再結晶温度域における最終圧延パスの圧下率: 10%以上を満足する熱間圧延を施して鋼板とし、

その後、前記鋼板に対して、

冷却開始時の鋼板表面温度: A_{r3} 点以上、

鋼板表面下0.25mmにおける鋼板温度で750℃から550℃までの平均冷却速度: 15~35℃/s、

板厚中央における鋼板温度で750℃から550℃までの平均冷却速度: 15℃/s以上、

鋼板表面下0.25mm及び板厚中央における鋼板温度で冷却停止温度: 350~550℃

の条件で制御冷却を行う

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。

- [0015] [5] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu : 0.30%以下、Ni : 0.10%以下、及びMo : 0.50%以下からなる群から選択される1種以上を含有する、前記[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。
- [0016] [6] 前記成分組成が、さらに、質量%で、V : 0.005~0.1%、Ti : 0.005~0.1%、Zr : 0.0005~0.02%、Mg : 0.0005~0.02%、及びREM : 0.0005~0.02%からなる群から選択される1種以上を含有する、前記[4]又は[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。
- [0017] [7] 前記[1]又は[2]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。
- [0018] [8] 前記[3]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

- [0019] 本発明の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板及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、耐HIC性、耐SSCC性のみならず、低温靱性にも優れる。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、耐HIC性、耐SSCC性のみならず、低温靱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

- [0020] [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

- [0021] 以下、本発明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。
- [0022] [成分組成]

まず、本発明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、特に断らない限り全て「質

量%」である。

[0023] C : 0.030~0.060%

Cは、強度の向上に有効に寄与するが、C含有量が0.030%未満では十分な強度が確保できないので、C含有量は0.030%以上とし、好ましくは0.035%以上とする。他方で、C含有量が0.060%を超えると、低温靱性が劣化する。また、加速冷却時に表層部や中心偏析部の硬さが上昇するため、耐SSCC性及び耐HIC性が劣化する。このため、C含有量は0.060%以下とし、好ましくは0.050%以下とする。

[0024] Si : 0.01~0.50%

Siは、脱酸のために添加するが、Si含有量が0.01%未満では脱酸効果が十分でないので、Si含有量は0.01%以上とし、好ましくは0.05%以上とする。他方で、Si含有量が0.50%を超えると、鋼の非熱的応力が上昇し、低温靱性が劣化するため、Si含有量は0.50%以下とし、好ましくは0.45%以下とする。

[0025] Mn : 0.80~1.80%

Mnは、強度の向上に有効に寄与するが、Mn含有量が0.80%未満ではその効果が十分には発現しない。このため、Mn含有量は0.80%以上とし、好ましくは1.00%以上とする。他方で、Mn含有量が1.80%を超えると、加速冷却時に表層部や中心偏析部の硬さが上昇するため、耐SSCC性及び耐HIC性が劣化する。また、溶接性も劣化する。このため、Mn含有量は1.80%以下とし、好ましくは1.70%以下とする。

[0026] P : 0.015%以下

Pは、不可避免の不純物元素であり、低温靱性を劣化させるとともに、表層部や中心偏析部の硬さを上昇させることで、耐SSCC性及び耐HIC性を劣化させる。P含有量が0.015%を超えると、その傾向が顕著となるため、P含有量は0.015%以下とし、好ましくは0.008%以下とする。なお、P含有量は低いほどよいが、精錬コストの観点からは、P含有量は0.001%以上とすることが好ましい。

[0027] S : 0.0015%以下

Sは、不可避免的不純物元素であり、鋼中においてはMnS介在物となり耐H₂SO₄性を劣化させるため、少ないことが好ましい。この観点から、S含有量は0.0015%以下とし、好ましくは0.0010%以下とする。なお、S含有量は低いほどよいが、精錬コストの観点から、S含有量は0.0002%以上とすることが好ましい。

[0028] Al : 0.010~0.080%

Alは、脱酸剤として添加するが、Al含有量が0.010%未満では、その効果が十分には発現しない。このため、Al含有量は0.010%以上とし、好ましくは0.015%以上とする。他方で、Al含有量が0.080%を超えると、鋼の非熱的応力が上昇し、低温靱性が劣化する。このため、Al含有量は0.080%以下とし、好ましくは、0.070%以下とする。

[0029] Cr : 0.05~0.50%

Crは、Mnと同様、低C含有量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、Cr含有量を0.05%以上とする必要がある。しかし、Cr含有量が多すぎると、焼入れ性が過剰になるため、加速冷却時に表層部や中心偏析部の硬さが上昇し、耐SSCC性及び耐H₂SO₄性が劣化する。また、溶接性も劣化する。このため、Cr含有量は0.50%以下とし、好ましくは0.45%以下とする。

[0030] Nb : 0.005~0.080%

Nbは、固溶Nbとして存在すると制御圧延時の未再結晶温度域を拡大し、低温靱性の向上に寄与するが、Nb含有量が0.005%未満では、その効果が十分には発現しない。このため、Nb含有量は0.005%以上とし、好ましくは0.010%以上とする。他方で、Nb含有量が0.080%を超えると、凝固時に粗大な炭化物を晶出するため、耐H₂SO₄性が劣化する。このため、Nb含有量は0.080%以下とし、好ましくは0.060%以下とする。

[0031] N : 0.0010~0.0080%

Nは、強度の向上に有効に寄与するが、N含有量が0.0010%未満では、十分な強度が確保できない。このため、N含有量は0.0010%以上とし、好ましくは0.0015%以上とする。他方で、N含有量が0.0080%を超えると、加速冷却時に表層部や中心偏析部の硬さが上昇するため、耐SSCC性及び耐HIC性が劣化する。また、低温靱性も劣化する。このため、N含有量は0.0080%以下とし、好ましくは0.0070%以下とする。

[0032] Ca : 0.0005~0.0050%

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、Ca含有量が0.0005%未満では、その添加効果が十分でない。このため、Ca含有量は0.0005%以上とし、好ましくは0.0008%以上とする。他方で、Ca含有量が0.0050%を超えた場合、上述の効果が飽和するだけでなく、鋼の清浄度が低下することにより耐HIC性が劣化する。このため、Ca含有量は0.0050%以下とし、好ましくは0.0045%以下とする。

[0033] 以上、本発明における成分組成の基本成分について説明したが、本発明において、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、及びMoからなる群から選択される1種以上を、以下の範囲で任意に含有させることができる。

[0034] Cu : 0.30%以下

Cuは、低温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、Cu含有量は0.05%以上とすることが好ましい。しかし、Cu含有量が0.30%を超えた場合、1bar未満の硫化水素分圧の低い環境において、フィッシャーと呼ばれる微細割れが生成しやすくなるため、耐SSCC性が劣化する。このため、Cuを含有する場合、Cu含有量は0.30%以下とし、好ましくは0.25%以下とする。

[0035] Ni : 0.10%以下

Niは、低温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、Ni含有量は0.01%以上とすることが好ましい。しかし、Ni含有量が0.10%を超えた場合、1bar未満の硫化水素分圧の低い環境において、フィッシャーと呼ばれる微細割れが生成しやすくなるため、耐SSCC性が劣化する。このため、Niを含有する場合、Ni含有量は0.10%以下とし、好ましくは0.02%以下とする。

[0036] Mo: 0.50%以下

Moは、低温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、Mo含有量は0.01%以上とすることが好ましく、0.10%以上とすることがより好ましい。他方で、Mo含有量が多すぎると、1bar未満の硫化水素分圧の低い環境において、フィッシャーと呼ばれる微細割れが生成しやすくなるため、耐SSCC性が劣化する。また、溶接性も劣化する。このため、Moを含有する場合、Mo含有量は0.50%以下とし、好ましくは0.40%以下とする。

[0037] 本発明における成分組成は、さらに、V、Ti、Zr、Mg、及びREMからなる群から選択される1種以上を、以下の範囲で任意に含有させることもできる。

[0038] V: 0.005~0.1%、Ti: 0.005~0.1%、Zr: 0.0005~0.02%、Mg: 0.0005~0.02%、及びREM: 0.0005~0.02%からなる群から選択される1種以上

[0039] V及びTiはいずれも、鋼板の強度及び低温靱性を高めるために任意に含有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、その効果が十分には発現しない。このため、これらの元素を含有する場合、含有量はそれぞれ0.005%以上とすることが好ましい。他方で、これらの元素の含有量が0.1%を超えると、溶接部の靱性が劣化する。このため、これらの元素を含有する場合、含有量はそれぞれ0.1%以下とするのが好ましい。

[0040] Zr、Mg及びREMは、結晶粒微細化を通じて低温靱性を高めたり、介在物性状のコントロールを通して耐割れ性を高めたりするために任意に含有

することができる元素である。各元素とも、含有量が0.0005%未満では、その効果が十分には発現しない。このため、これらの元素を含有する場合、含有量はそれぞれ0.0005%以上とすることが好ましい。他方で、これらの元素の含有量が0.02%を超えると、その効果が飽和するので、これらの元素を含有する場合、含有量はそれぞれ0.02%以下とするのが好ましい。

[0041] 本発明は、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低温靱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性を満足することが必要であり、例えば、下記(1)式によって求められるCP値を、1.00以下とすることが好ましい。なお、含有しない元素は0を代入すれば良い。

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

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、耐HIC性を向上させ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。CPの下限は特に限定されないが、CP値は0.70以上であり得る。

[0043] なお、上記した元素以外の残部は、Fe及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。例えば、Oは鋼中に不可避免的に含まれる元素であるが、その含有量が0.0050%以下、好ましくは0.0040%以下であれば、本発明においては許容される。

[0044] [鋼板表面下0.25mmの組織]

次に、本発明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。耐SSCC性を向上させるとともに引張強さが535MPa以上の高強度化を図るために、鋼板表面下0.25mmの鋼組織を、グラニューベイナイト及び焼戻し島状マルテンサイトからなる組織とする。鋼組織中に、島状マルテンサイトが混在すると、低温靱性の劣化、耐SSCC性の劣化が生じるが、冷却停止温度が十分に高い場合には、冷却停止後に焼き戻された焼戻し島状マルテンサイト（TMA）となるため、低温靱性及び耐SSCC性の劣化を防ぐことができる。また、グラニューベイナイト及び焼戻し島状マルテンサイトは、他のベイナイトや他のマルテンサイトと比較し、硬度が低いため、耐SSCC性を向上させることができる。

[0045] ここで、本発明における鋼板表面下0.25mmの鋼組織は、グラニューベイナイトが主体であることが好ましい。具体的には、グラニューベイナイトが面積率で90%以上、焼戻し島状マルテンサイトが面積率で10%以下であることが好ましい。他方で、焼戻し島状マルテンサイトの存在も必須であるため、グラニューベイナイトが面積率で99%以下、焼戻し島状マルテンサイトが面積率で1%以上であることが好ましい。

[0046] なお、本発明の高強度鋼板においては、鋼板表面下0.25mmの鋼組織が上記の条件を満足すれば、鋼板表面から深さ0.25mmまでの範囲の極表層部も同等の鋼組織を有し、その結果、上記耐SSCC性向上の効果が得られる。

[0047] また、耐SSCC性の向上及び高強度化の効果をより十分に得るためには、表層部以外の部位も含め鋼板の全体の鋼組織が、上記の条件を満足することが好ましい。具体的には、「表層部以外の部位」を代表して、板厚中央での組織が上記の条件を満足していればよい。

[0048] [板厚中央における最大結晶粒径及び平均結晶粒径]

本発明においては、粗大な結晶粒の形成を抑制することが肝要である。すなわち、最大結晶粒径又は平均結晶粒径が大きいと、低温靱性は劣化する。

特に、板厚中央における最大結晶粒径が $80\mu\text{m}$ 超であると、粗大な結晶粒が破壊の起点になりやすいので、低温靱性は著しく劣化する。平均結晶粒径が $20\mu\text{m}$ 超でも、低温靱性は劣化する。よって、板厚中央における最大結晶粒径を $80\mu\text{m}$ 以下、平均結晶粒径を $20\mu\text{m}$ 以下とする必要がある。板厚中央における最大結晶粒径及び平均結晶粒径は、小さいほど好ましいため、その下限は特に限定されないが、本発明において、板厚中央における最大結晶粒径は $50\mu\text{m}$ 以上であり得、平均結晶粒径は $10\mu\text{m}$ 以上であり得る。なお、「結晶粒径」は、板厚中央における $1\text{mm}\times 1\text{mm}$ の範囲における結晶粒の粒径を測定し、そのうちの最大値を「最大結晶粒径」として採用し、平均値を「平均結晶粒径」として採用するものとし、結晶粒径の定義は円相当径とした。ここで、板厚中央とは、全厚の $1/2$ 位置を指す。

[0049] [脆性－延性遷移温度]

本発明の高強度鋼板は、シャルピー衝撃試験における脆性－延性遷移温度が -100°C 以下であるものとする。これにより、優れた低温靱性を確保することができる。脆性－延性遷移温度の下限は特に限定されないが、本発明において、脆性－延性遷移温度は -120°C 以上であり得る。

[0050] [引張強さ]

本発明の高強度鋼板は、API 5LのX65グレード以上の強度を有する鋼管用の鋼板であることから、 535MPa 以上の引張強さを有するものとする。引張強さの上限は特に限定されないが、本発明の高強度鋼板の引張強さは 600MPa 以下であり得る。

[0051] [鋼板の厚さ]

本発明の高強度鋼板は、特に板厚は限定されないが、 $12\sim 39\text{mm}$ の厚さを有するものが上述の用途に適している。

[0052] [耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法]

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及び製造条件について、具体的に説明する。本発明の製造方法は、上記成分組成を有する鋼片（例えば、スラブ）を加熱したのち、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う。

[0053] 〔鋼片加熱温度〕

鋼片加熱温度：1000～1250℃

鋼片加熱温度が1000℃未満では、炭化物の固溶が不十分となり、固溶強化量が少なくなるため、必要な強度が得られない。このため、鋼片加熱温度は1000℃以上とし、好ましくは1030℃以上とする。他方で、鋼片加熱温度が1250℃を超えると、結晶粒が極端に粗大化し、靱性が劣化する。このため、鋼片加熱温度は1250℃以下とし、好ましくは1200℃以下とする。なお、この温度は加熱炉の炉内温度であり、鋼片は中心部までこの温度に加熱されるものとする。

[0054] 〔熱間圧延条件〕

再結晶温度域における総圧下率：35%以上55%以下

最大結晶粒を微細にするためには、再結晶温度域における熱間圧延で、結晶粒の再結晶を促進し、粗大粒の形成を抑制する必要がある。再結晶温度域における総圧下率が35%未満の場合、再結晶が不十分であるため、粗大粒が残存し、低温靱性が劣化する。よって、再結晶温度域における総圧下率は35%以上とし、好ましくは38%以上とする。他方で、再結晶温度域における総圧下率が55%を超えると、最大結晶粒の粗大化は抑制できるが、未再結晶温度域での圧下が不足するため、平均結晶粒径を20μm以下にできず、低温靱性が劣化する。よって、再結晶温度域における総圧下率は55%以下とし、好ましくは52%以下とする。ここで、「再結晶温度域」とは、以下の式から求められる T_{nr} 以上の温度域を意味する。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、各板厚位置の鋼板温度に変換することができる。

$$T_{nr} (\text{℃}) = 174 \times \log \{ [\%Nb] \times ([\%C] + 12 / 14 [\%N]) \} + 1444$$

ただし、[%X]はX元素の鋼中含有量（質量%）を示す。

[0055] 再結晶温度域における最終圧延パスの圧下率：10%以上

再結晶温度域における総圧下率を35%以上55%以下にすることに加えて、再結晶温度域における最終圧延パスの圧下率を十分に確保し、再結晶を十分に促進させることで、粗大粒が存在しない均一粒の状態で未再結晶温度域での圧延を開始する必要がある。再結晶温度域における最終圧延パスの圧下率が10%未満の場合、再結晶が不十分であるため、粗圧延後仕上げ圧延開始までの保持時間の間に粗大粒に成長するため、低温靱性が劣化する。よって、再結晶温度域における最終圧延パスの圧下率は10%以上とし、好ましくは11%以上とする。再結晶温度域における最終圧延パスの圧下率の上限は特に限定されず、高いほど好ましいが、当該圧下率は20%以下であり得る。

[0056] 再結晶温度域における圧延の完了後に行われる未再結晶温度域における圧延は、低温で圧延した方が、歪が多く導入されるため、結晶粒の微細化に有効である。このため、後述する冷却処理の冷却開始温度を遵守できる範囲内において、できるだけ低温で圧延するのが好ましい。

[0057] 熱間圧延工程において、高い低温靱性を得るには、圧延終了温度は低いほどよい。その反面、硫化水素分圧が高い環境下においても耐サワー性を確保する観点からは、後述する制御冷却の冷却開始温度を鋼板表面温度で A_{r3} 点以上とする必要があることを踏まえて、圧延終了温度を設定する必要がある。ここで、 A_{r3} 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。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。

$$A_{r3} \text{ 点 } (^{\circ}\text{C}) = 910 - 310[\%C] - 80[\%Mn] - 20[\%Cu] - 15[\%Cr] - 55[\%Ni] - 80[\%Mo]$$

ただし、 $[\%X]$ はX元素の鋼中含有量（質量%）を示す。

[0058] 〔制御冷却条件〕

冷却開始温度：鋼板表面温度で A_{r3} 点以上

冷却開始時の鋼板表面温度が A_{r3} 点未満の場合、制御冷却前にフェライトが生成して、強度低下が大きくなると共に耐サワー性が劣化する。このため

、冷却開始時の鋼板表面温度は A_{r3} 点以上とする。なお、冷却開始時の鋼板表面温度は、圧延終了温度以下となる。冷却開始時の鋼板表面温度の上限は特に限定されないが、当該温度は 900°C 以下であり得る。

[0059] 優れた耐SSCC性を得つつ、高強度化を図るためには、鋼板表面下 0.25 mm 及び板厚中央における冷却速度を制御する必要がある。

[0060] 鋼板表面下 0.25 mm における鋼板温度で 750°C から 550°C までの平均冷却速度： $15\sim35^{\circ}\text{C}/\text{s}$

鋼板表面下 0.25 mm における鋼板温度で 750°C から 550°C までの平均冷却速度を極力遅くし、グラニューベイナイトを造り込むことが重要である。 750°C から 550°C までの温度域がベイナイト変態において重要な温度域となるので、この温度域における冷却速度を制御することが重要になる。すなわち、平均冷却速度が $35^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超えでは、ラスベイナイトが生成し、造管後の耐SSCC性が劣化する。そのため、当該平均冷却速度は $35^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とし、好ましくは $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。他方で、当該平均冷却速度が $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、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、当該平均冷却速度は $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。

[0061] なお、鋼板表面下 0.25 mm における鋼板温度で 550°C 以下の冷却については、冷却速度が遅い場合、安定した核沸騰状態での冷却にならず、鋼板の極表層部で組織がばらつくおそれがある。このため、鋼板表面下 0.25 mm における鋼板温度で 550°C から冷却停止温度までの平均冷却速度は $150^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上が好ましい。組織がばらつくおそれがあるため、当該平均冷却速度は $250^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下が好ましい。

[0062] 板厚中央における鋼板温度で 750°C から 550°C までの平均冷却速度： $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上

板厚中央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 $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、フェライトが生成し、強度低下や耐HIC性の劣化が生じる。このため、当該平均冷却速度は $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。低温靱性の

ばらつき抑制の観点からは、当該平均冷却速度は $17^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが好ましい。当該冷却速度の上限は特に限定されないが、ラスベナイトが生成しないように、当該平均冷却速度は $35^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。なお、板厚中央における鋼板温度で 550°C 以下の冷却については、特に限定されないが、低温靱性のばらつき抑制の観点から、平均冷却速度は $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $35^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。

[0063] なお、鋼板表面下 0.25 mm 及び板厚中央における鋼板温度は、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計算し、その結果から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 0.25 mm での温度を本明細書における「鋼板表面下 0.25 mm における鋼板温度」とし、当該温度分布における板厚中央の温度を本明細書における「板厚中央における鋼板温度」とする。

[0064] 冷却停止温度：鋼板表面下 0.25 mm 及び板厚中央における鋼板温度で $350\sim 550^{\circ}\text{C}$

冷却停止温度が 550°C を超えると、ベイナイト変態が不完全になり、十分な強度が得られない。このため、冷却停止温度は 550°C 以下とする。他方で、冷却停止温度が 350°C 未満では、島状マルテンサイトが十分に焼き戻されないため、低温靱性が劣化する。さらに、冷却停止温度が 250°C 未満では、耐SSCC性も劣化する。このため、冷却停止温度は 350°C 以上とし、好ましくは 400°C 以上とする。

[0065] [高強度鋼管]

本発明の高強度鋼板を、プレスベンド成形、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。また、本発明の高強度鋼板を鋼管に用いることにより、溶接部に高硬度域が

存在しても、耐SSCC性に優れる鋼管を製造することができる。

- [0066] 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、Oプレスで鋼管形状に成形した後、内面溶接及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。また、プレスベンド成形により管状に成形した後、突き合わせ部をシーム溶接した鋼管に対しても、拡管を実施することができる。

実施例

- [0067] 表1に示す成分組成からなる鋼（鋼種A～AE）を、連続鋳造法によりスラブとし、表2に示す条件で加熱、熱間圧延、及び制御冷却を実施して、鋼板を得た。その後、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、突き合わせ部を内面側及び外面側からサブマージアーク溶接でシーム溶接し、拡管工程を経て鋼管にした。

- [0068] [組織の特定及び面積率の算出並びに最大結晶粒径及び平均結晶粒径の算出]

上記に従って得られた鋼板の板長中央部かつ板幅中央部より金属組織観察用サンプルを採取した。このサンプルの板幅方向に垂直な断面を鏡面研磨したあと、コロイダルシリカでエッチングを行ってから、鋼板表面下0.25mm及び板厚中央（板全厚の1/2位置）の位置でそれぞれ1mm×1mmの視野でEBSD（Electron Backscatter Diffraction）法にて結晶データを収集した（測定ステップ：0.8μm）。データ収集後、OIM-Analysiss及び画像処理ソフト（ImageJ）を用いて、鋼板表面下0.25mmでの組織及び板厚中央の位置での組織を特定し、各相の面積率を算出するとともに、板厚中央の最大結晶粒径及び平均結晶粒径を算出した。なお、結晶粒径の定義は円相当径とした。これら測定の結果を表3に示す。

- [0069] [脆性－延性遷移温度の導出]

シャルピー衝撃試験片を、板厚 1 / 2 位置から、試験片長手方向が板幅方向と一致するように採取し、シャルピー衝撃試験に供し、「鉄鋼のシャルピー吸収エネルギー遷移曲線の新しい数式表示法と破壊靱性評価（日本材料強度学会誌 17 1 - 13、1982）」に記載の方法に基づいて、脆性－延性遷移温度を導出した。その結果を表 3 に示す。

[0070] [引張強さ及び降伏強さの測定]

全厚引張試験片を、試験片長手方向が板幅方向と一致するように採取し、引張試験を行い、引張強さ及び降伏強さを測定した。その結果を表 3 に示す。

[0071] [耐 SSCC 性の評価]

図 1 に示すように、得られた鋼管から切り出した試験片（クーポン； coupon）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、溶接部を含まない母材だけの試験片のほかに、溶接部と母材の両方を含む試験片を採取した。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。すなわち、鋼板表面下 0.25 mm は試験片に含まれている。かくして採取した 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 TM0177 Solution A 溶液を用い、硫化水素分圧：1 bar にて、EFC16 規格に準拠して 4 点曲げ SSCC 試験を行った。

また、同様に NACE 規格 TM0177 Solution B 溶液を用い、硫化水素分圧：0.1 bar + 二酸化炭素分圧：0.9 bar にて、EFC16 規格に準拠して 4 点曲げ SSCC 試験を行った。

さらに、NACE 規格 TM0177 Solution A 溶液を用い、硫化水素分圧：1.6 bar + 二酸化炭素分圧：5 bar にて、EFC16 規格に準拠して 4 点曲げ SSCC 試験を行った。

試験片を溶液に 720 時間浸漬した後、溶接部を含まない母材だけの試験片と、溶接部と母材の両方を含む試験片との両方において、割れが認められない場合を耐 SSCC 性が良好と判断して○、また少なくとも一方の試験片

において割れが発生した場合を耐SSCC性が不良と判断して×とした。評価結果を表3に示す。

[0072] [耐HIC性の評価]

耐HIC性は、NACE規格 TM0177 Solution A溶液を用い、硫化水素分圧：1 barにて、96時間浸漬のHIC試験により調べた。また、NACE規格 TM0177 Solution B溶液を用い、硫化水素分圧：0.1 bar + 二酸化炭素分圧：0.9 barにて、96時間浸漬のHIC試験により調べた。耐HIC性は、HIC試験で割れ面積率（CAR）が5%以下となった場合を耐HIC性が良好と判断して○、5%を超えた場合を耐HIC性が不良と判断して×とした。評価結果を表3に示す。

[0073] 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脆性－延性遷移温度：－100℃以下、引張強さ：535 MPa以上、鋼板表面下0.25 mm位置における鋼組織はグラニューベイナイト及び焼戻し島状マルテンサイトからなり、板厚中央における最大結晶粒径が80 μm以下、平均結晶粒径が20 μm以下であり、SSCC試験で割れが認められないこと、HIC試験で割れ面積率（CAR）が5%以下であることとした。

[0074]

[表1]

鋼種	成分組成(質量%)																	CP	A ₃ 溫度 (℃)	T _m 溫度 (℃)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	N	Ca	Cu	Ni	Mo	V	Ti	Zr	Mg				REM
A	0.035	0.20	1.43	0.006	0.0006	0.031	0.40	0.053	0.0047	0.0024									0.95	779	977
B	0.050	0.33	1.57	0.005	0.0005	0.035	0.15	0.025	0.0040	0.0025									0.99	767	944
C	0.045	0.25	1.48	0.005	0.0005	0.027	0.10	0.036	0.0046	0.0020	0.30								0.96	770	965
D	0.041	0.28	1.45	0.005	0.0007	0.042	0.25	0.038	0.0039	0.0019		0.10							0.94	772	961
E	0.030	0.40	1.05	0.008	0.0009	0.050	0.23	0.015	0.0034	0.0030		0.50							0.98	773	869
F	0.037	0.15	1.54	0.007	0.0008	0.025	0.31	0.027	0.0042	0.0028				0.005					1.00	771	929
G	0.042	0.30	1.45	0.006	0.0006	0.025	0.28	0.040	0.0040	0.0023					0.012				0.96	777	967
H	0.046	0.26	1.38	0.005	0.0005	0.029	0.35	0.031	0.0038	0.0018						0.005			0.94	780	954
I	0.040	0.23	1.60	0.004	0.0004	0.028	0.15	0.018	0.0035	0.0040							0.005		0.94	767	903
J	0.039	0.05	1.29	0.009	0.0007	0.060	0.50	0.012	0.0060	0.0021								0.005	1.00	787	874
K	0.028	0.21	1.38	0.008	0.0006	0.041	0.15	0.023	0.0035	0.0020									0.88	789	896
L	0.063	0.35	1.28	0.007	0.0007	0.027	0.22	0.016	0.0041	0.0017				0.005					1.00	785	927
M	0.047	0.51	1.37	0.008	0.0008	0.054	0.31	0.014	0.0053	0.0025					0.010				1.00	781	897
N	0.040	0.17	0.78	0.006	0.0005	0.028	0.43	0.022	0.0039	0.0022	0.20								0.75	825	918
O	0.030	0.05	1.81	0.009	0.0009	0.030	0.05	0.045	0.0035	0.0028		0.05							1.07	752	952
P	0.040	0.20	1.47	0.016	0.0009	0.026	0.22	0.045	0.0043	0.0024			0.10						1.21	769	973
Q	0.042	0.08	1.50	0.009	0.0016	0.037	0.44	0.019	0.0035	0.0029									1.08	770	910
R	0.049	0.10	1.15	0.009	0.0007	0.081	0.28	0.023	0.0053	0.0021	0.10		0.10						0.99	789	938
S	0.038	0.32	1.22	0.007	0.0006	0.027	0.53	0.031	0.0044	0.0026									0.93	793	942
T	0.050	0.14	1.50	0.009	0.0009	0.030	0.15	0.081	0.0040	0.0018									1.05	772	1033
U	0.035	0.13	1.58	0.008	0.0008	0.028	0.35	0.030	0.0082	0.0019									1.04	768	940
V	0.043	0.21	1.42	0.008	0.0009	0.026	0.23	0.043	0.0039	0.0051			0.15						1.04	768	974
W	0.041	0.25	1.36	0.006	0.0006	0.025	0.20	0.040	0.0043	0.0023	0.32	0.09							0.95	774	966
X	0.040	0.20	1.45	0.006	0.0007	0.040	0.15	0.030	0.0040	0.0026	0.30	0.15							0.97	765	942
Y	0.035	0.22	1.20	0.006	0.0006	0.036	0.10	0.034	0.0045	0.0028			0.53						0.99	759	943
Z	0.039	0.05	1.08	0.006	0.0005	0.030	0.11	0.022	0.0009	0.0023									0.76	810	912
AA	0.042	0.17	1.55	0.009	0.0008	0.045	0.21	0.048	0.0042	0.0004		0.08							1.06	765	981
AB	0.060	0.21	1.31	0.004	0.0005	0.033	0.38	0.015	0.0038	0.0021									0.96	781	918
AC	0.037	0.30	1.80	0.004	0.0004	0.028	0.15	0.025	0.0040	0.0023									1.00	752	923
AD	0.040	0.22	0.99	0.008	0.0008	0.035	0.49	0.075	0.0060	0.0014	0.28	0.10			0.014				0.91	800	1014
AE	0.043	0.15	1.45	0.005	0.0006	0.030	0.29	0.034	0.0080	0.0024					0.023				0.94	776	962

注意1:残部はFe及び不可避免的不純物からなる。

注意2:下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0075] [表2]

No.	銅種	板厚 (mm)	加熱 温度 (°C)	原料温度域 における熱間圧延		圧延終了 温度 (°C)	冷却開始		750～550°C 平均冷却速度 (鋼板表面下 0.25mm) (°C/ε)	550°C以下 平均冷却速度 (鋼板表面下 0.25mm) (°C/ε)	550°C以下 平均冷却速度 (板厚中央) (°C/ε)	冷却停止 温度 (鋼板表面下 0.25mm) (°C)	冷却停止 温度 (°C) (板厚中央)	区分
				総圧下率 (%)	最終パスの 圧下率 (%)		温度 (°C)	温度・Ar ₃ (°C)						
1	A	39	1000	35	10	824	794	15	15	150	16	350	350	発明例
2	B	18	1150	50	13	840	770	3	30	270	31	510	510	発明例
3	C	15	1200	53	14	851	771	1	33	240	34	530	530	発明例
4	D	33	1060	40	11	822	782	10	18	190	19	400	400	発明例
5	E	21	1120	55	10	833	778	5	28	220	29	490	490	発明例
6	F	27	1090	43	12	832	777	6	22	200	23	450	450	発明例
7	G	36	1030	39	11	820	785	8	17	170	18	380	380	発明例
8	H	30	1060	42	10	835	785	5	20	190	20	420	420	発明例
9	I	12	1250	55	14	857	767	0	35	250	35	550	550	発明例
10	J	24	1120	46	11	830	790	3	25	210	26	470	470	発明例
11	K	36	1130	49	12	840	800	11	16	160	16	460	490	比較例
12	L	33	1110	45	10	840	795	10	19	180	20	390	390	比較例
13	M	27	1140	45	11	852	794	13	21	200	22	400	400	比較例
14	N	39	1100	55	11	875	840	15	15	160	16	500	500	比較例
15	O	12	1200	53	13	855	755	3	34	250	35	550	550	比較例
16	P	21	1170	50	11	850	780	11	27	210	28	460	460	比較例
17	Q	39	1000	35	12	815	775	5	16	160	16	390	390	比較例
18	R	33	1110	45	10	845	800	11	19	190	20	380	380	比較例
19	S	30	1010	40	11	841	795	2	20	180	20	430	430	比較例
20	T	18	1100	40	13	845	775	3	31	230	31	500	500	比較例
21	U	36	1080	44	12	820	778	10	18	170	19	370	370	比較例
22	V	24	1070	36	12	830	770	2	24	200	25	450	450	比較例
23	W	21	1070	38	11	842	777	3	29	210	30	470	470	比較例
24	X	21	1070	38	10	835	770	5	28	220	29	480	480	比較例
25	Y	15	1150	43	13	840	760	1	32	230	34	500	500	比較例
26	H	30	990	52	11	847	793	13	21	190	21	490	490	比較例
27	F	27	1260	53	11	840	783	12	23	210	24	410	410	比較例
28	G	36	1080	34	11	829	787	10	17	160	18	370	370	比較例
29	D	33	1110	58	10	827	785	13	18	180	19	380	380	比較例
30	A	30	1050	45	9	825	780	10	15	150	16	350	350	比較例
31	E	21	1220	55	10	834	770	-3	28	290	29	490	490	比較例
32	B	18	1250	52	12	853	781	14	14	220	17	540	540	比較例
33	C	15	1150	43	10	855	773	3	36	270	35	510	510	比較例
34	F	27	1140	45	11	842	785	14	20	200	24	340	340	比較例
35	I	12	1250	53	13	870	773	6	34	250	34	240	240	比較例
36	J	24	1220	48	11	850	790	3	26	210	27	560	560	比較例
37	Z	39	1000	35	10	854	825	15	16	150	17	520	520	比較例
38	AA	21	1150	54	10	840	765	1	25	210	27	360	360	比較例
39	AB	30	1050	40	11	840	790	9	20	200	20	400	400	発明例
40	AC	39	1000	37	10	900	770	18	15	150	16	380	380	発明例
41	AD	12	1250	55	13	893	803	3	35	250	35	520	520	発明例
42	AE	20	1100	45	12	844	784	8	29	220	30	450	450	発明例

注：1. 下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0076]

[表3]

No.	鋼種	ミクロ組織 (鋼板表面下0.25mm)				ミクロ組織 (圧延仕上)				最大 結晶粒径 (μm)	平均 結晶粒径 (μm)	塑性 延性 遷移温度 ($^{\circ}\text{C}$)	酸化物 濃度 (MPa)	鋼管の耐SSCOR性			鋼管の耐HIC性		区分
		組織	GBの 面積率 (%)	TMAの 面積率 (%)	GB-TMA 境界の 面積率 (%)	組織	GBの 面積率 (%)	TMAの 面積率 (%)	GB-TMA 境界の 面積率 (%)					1bar H_2S SolA	0.1bar H_2S +0.8bar CO_2 SolA	10bar H_2S +5bar CO_2 SolA	1bar H_2S SolA	0.1bar H_2S +0.8bar CO_2 SolA	
1	A	GB+TMA	96	4	0	GB+TMA	97	3	0	79	11	-104	564	○	○	○	○	○	劣化例
2	B	GB+TMA	98	2	0	GB+TMA	99	1	0	58	16	-111	493	○	○	○	○	○	劣化例
3	C	GB+TMA	98	2	0	GB+TMA	99	1	0	59	18	-112	474	○	○	○	○	○	劣化例
4	D	GB+TMA	97	3	0	GB+TMA	97	3	0	52	13	-118	465	○	○	○	○	○	劣化例
5	E	GB+TMA	97	3	0	GB+TMA	97	3	0	75	20	-101	498	○	○	○	○	○	劣化例
6	F	GB+TMA	96	4	0	GB+TMA	97	3	0	67	15	-108	510	○	○	○	○	○	劣化例
7	G	GB+TMA	95	5	0	GB+TMA	96	4	0	52	12	-119	467	○	○	○	○	○	劣化例
8	H	GB+TMA	99	1	0	GB+TMA	99	1	0	61	16	-112	483	○	○	○	○	○	劣化例
9	I	GB+TMA	90	10	0	GB+TMA	93	7	0	66	19	-103	489	○	○	○	○	○	劣化例
10	J	GB+TMA	93	7	0	GB+TMA	95	5	0	78	19	-101	496	○	○	○	○	○	劣化例
11	K	GB+TMA	96	4	0	GB+TMA	96	4	0	72	19	-102	439	○	○	○	○	○	劣化例
12	L	GB+TMA	96	4	0	GB+TMA	97	3	0	72	17	-97	450	×	×	×	×	×	劣化例
13	M	GB+TMA	96	4	0	GB+TMA	97	3	0	74	18	-98	477	○	○	○	○	○	劣化例
14	N	GB+TMA	98	2	0	GB+TMA	98	2	0	74	20	-102	475	○	○	○	○	○	劣化例
15	O	GB+TMA	97	3	0	GB+TMA	97	3	0	65	19	-109	497	×	×	×	×	×	劣化例
16	P	GB+TMA	98	2	0	GB+TMA	98	2	0	58	17	-95	466	×	×	×	×	×	劣化例
17	Q	GB+TMA	97	3	0	GB+TMA	98	2	0	73	11	-107	508	○	○	○	○	○	劣化例
18	R	GB+TMA	99	1	0	GB+TMA	99	1	0	73	19	-98	452	○	○	○	○	○	劣化例
19	S	GB+TMA	99	1	0	GB+TMA	99	1	0	68	15	-110	489	×	×	×	×	×	劣化例
20	T	GB+TMA	94	6	0	GB+TMA	96	4	0	45	16	-120	483	○	○	○	○	○	劣化例
21	U	GB+TMA	95	5	0	GB+TMA	96	4	0	62	15	-92	505	×	×	×	×	×	劣化例
22	V	GB+TMA	90	4	0	GB+TMA	96	4	0	61	12	-111	507	○	○	○	×	×	劣化例
23	W	GB+TMA	98	2	0	GB+TMA	98	2	0	63	14	-114	486	○	×	○	○	○	劣化例
24	X	GB+TMA	97	3	0	GB+TMA	98	2	0	69	14	-112	477	○	×	○	○	○	劣化例
25	Y	GB+TMA	95	5	0	GB+TMA	96	4	0	68	16	-113	509	○	×	○	○	○	劣化例
26	H	GB+TMA	98	2	0	GB+TMA	99	1	0	59	18	-110	440	○	○	○	○	○	劣化例
27	F	GB+TMA	96	4	0	GB+TMA	96	4	0	82	17	-93	476	○	○	○	○	○	劣化例
28	G	GB+TMA	96	4	0	GB+TMA	97	3	0	83	11	-94	472	○	○	○	○	○	劣化例
29	D	GB+TMA	99	1	0	GB+TMA	99	1	0	57	22	-95	475	○	○	○	○	○	劣化例
30	A	GB+TMA	97	3	0	GB+TMA	97	3	0	81	16	-97	480	○	○	○	○	○	劣化例
31	E	GB+TMA+F	94	3	3	GB+TMA	98	2	0	71	17	-103	441	○	○	○	×	×	劣化例
32	B	GB+TMA+F	93	4	3	GB+TMA+F	94	3	3	68	19	-107	433	○	○	○	×	×	劣化例
33	C	GB+TMA+LB	83	3	4	GB+TMA	88	2	0	72	18	-112	478	○	○	○	○	○	劣化例
34	F	GB+MA	94	0	6	GB+MA	93	0	7	73	17	-98	511	○	○	○	○	○	劣化例
35	I	GB+MA	96	0	6	GB+MA	94	0	6	72	19	-98	483	○	○	○	○	○	劣化例
36	J	GB+TMA+F	93	5	2	GB+TMA+F	92	4	4	78	16	-103	434	○	○	○	×	×	劣化例
37	Z	GB+TMA	96	4	0	GB+TMA	96	4	0	79	14	-115	447	○	○	○	○	○	劣化例
38	AA	GB+TMA	96	4	0	GB+TMA	96	4	0	57	18	-106	479	○	○	○	×	×	劣化例
39	AB	GB+TMA	97	3	0	GB+TMA	98	2	0	68	15	-108	485	○	○	○	○	○	劣化例
40	AC	GB+TMA	98	2	0	GB+TMA	98	2	0	78	11	-105	505	○	○	○	○	○	劣化例
41	AD	GB+TMA	97	3	0	GB+TMA	97	3	0	64	23	-110	488	○	○	○	○	○	劣化例
42	AE	GB+TMA	96	4	0	GB+TMA	97	3	0	70	17	-104	481	○	○	○	○	○	劣化例

付記1: 下欄は本発明の範囲外であることを示す。

注記2: ミクロ組織について、GBはグラニューサイト、TMAは焼戻し島状マルテンサイト、MAは焼戻し島状マルテンサイト、Fはフェライト、LBはラスペイナイトを示す。

[0077] 表2及び表3に示したように、No. 1～10, 39～42は、成分組成及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、鋼板として脆性－延性遷移温度：－100℃以下、引張強さ：535MPa以上、鋼板表面下0.25mmにおける鋼組織はグラニューベイナイト及び焼戻し島状マルテンサイトからなり、板厚中央における最大結晶粒径が80μm以下、平均結晶粒径が20μm以下であり、耐SSCC性及び耐HIC性が良好であった。

[0078] これに対し、No. 11～25, 37～38は、鋼板の成分組成が本発明の範囲外である。No. 11, 14, 37は固溶強化が十分でなく、強度が不足した。No. 12, 15～16, 19, 21は、硬さが上昇したため、耐SSCC性及び耐HIC性が劣っていた。No. 12, 21は、低温での強度上昇が大きく、低温靱性が劣化した。No. 16は清浄度が低下し、低温靱性が劣化した。No. 17, 20, 22, 38は、介在物又は炭化物が生成したため、耐HIC性が劣っていた。No. 13, 18は、鋼の非熱的応力の上昇によって低温靱性が劣化した。No. 23～25は、局部腐食が促進されたため、0.1bar-H₂S+0.9bar-CO₂での耐SSCC性が劣化した。

[0079] No. 26～36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. 26は、スラブ加熱温度が低いため、炭化物の固溶が不十分であり低強度であった。No. 27は、スラブ加熱温度が高いため、結晶粒が粗大化し低温靱性が劣化した。No. 28は、再結晶温度域での総圧下率が不足したため、粗大粒が残存し、低温靱性が劣化した。No. 29は、再結晶温度域での総圧下率が過多のため、平均結晶粒径が大きく、低温靱性が劣化した。No. 30は、再結晶温度域での最終パスの圧下率が不足したため、粗大粒が残存し、低温靱性が劣化した。No. 31は、冷却開始温度が低く、表層にフェライトが一部生成したため、低強度であるとともに、高圧での耐SSCC性が劣化した。No. 32は、平均冷却速度が低く、板厚中央までフェライトが一部生成したため、低強度であると

ともに、耐HIC性及び高圧での耐SSCC性が劣っていた。No. 33は、平均冷却速度が高く、表層にラスベナイトが一部生成したため、高圧での耐SSCC性が劣っていた。No. 34は、冷却停止温度が低く、島状マルテンサイトが十分に焼き戻されなかったため、低温靱性が劣化した。No. 35は、冷却停止温度がさらに低いため、低温靱性に加えて高圧での耐SSCC性が劣化した。No. 36は、冷却停止温度が高く、板厚中央までフェライトが一部生成したため、低強度であるとともに、耐HIC性及び高圧での耐SSCC性が劣っていた。

産業上の利用可能性

[0080] 本発明によれば、耐HIC性、耐SSCC性のみならず、低温靱性にも優れた耐サワーラインパイプ用高強度鋼板及び高強度鋼管を提供することができる。

請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、C : 0.030~0.060%、Si : 0.01~0.50%、Mn : 0.80~1.80%、P : 0.015%以下、S : 0.0015%以下、Al : 0.010~0.080%、Cr : 0.05~0.50%、Nb : 0.005~0.080%、N : 0.0010~0.0080%、及びCa : 0.0005~0.0050%を含有し、残部がFe及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0.25mmにおける鋼組織がグラニューラーベイナイト及び焼戻し島状マルテンサイトからなり、
- 板厚中央における最大結晶粒径が80 μ m以下、平均結晶粒径が20 μ m以下であり、
- シャルピー衝撃試験における脆性－延性遷移温度が－100℃以下であり、
- 引張強さが535MPa以上である
- ことを特徴とする耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。
- [請求項2] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu : 0.30%以下、Ni : 0.10%以下、及びMo : 0.50%以下からなる群から選択される1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、V : 0.005~0.1%、Ti : 0.005~0.1%、Zr : 0.0005~0.02%、Mg : 0.0005~0.02%、及びREM : 0.0005~0.02%からなる群から選択される1種以上を含有する、請求項1又は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 : 0.030~0.060%、Si : 0.01~0.50%、Mn : 0.80~1.80%、P : 0.015%以下、S : 0.0015%以下、Al : 0.010~0.080%、Cr : 0.05~0.50%、Nb : 0.005~0.080%、N : 0.00

10～0.0080%、及びCa：0.0005～0.0050%を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなる成分組成を有する鋼片を1000～1250℃の温度に加熱し、

その後、前記鋼片に、再結晶温度域における総圧下率：35%以上55%以下、再結晶温度域における最終圧延パスの圧下率：10%以上を満足する熱間圧延を施して鋼板とし、

その後、前記鋼板に対して、

冷却開始時の鋼板表面温度：Ar₃点以上、

鋼板表面下0.25mmにおける鋼板温度で750℃から550℃までの平均冷却速度：15～35℃/s、

板厚中央における鋼板温度で750℃から550℃までの平均冷却速度：15℃/s以上、

鋼板表面下0.25mm及び板厚中央における鋼板温度で冷却停止温度：350～550℃

の条件で制御冷却を行う

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。

[請求項5] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu：0.30%以下、Ni：0.10%以下、及びMo：0.50%以下からなる群から選択される1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。

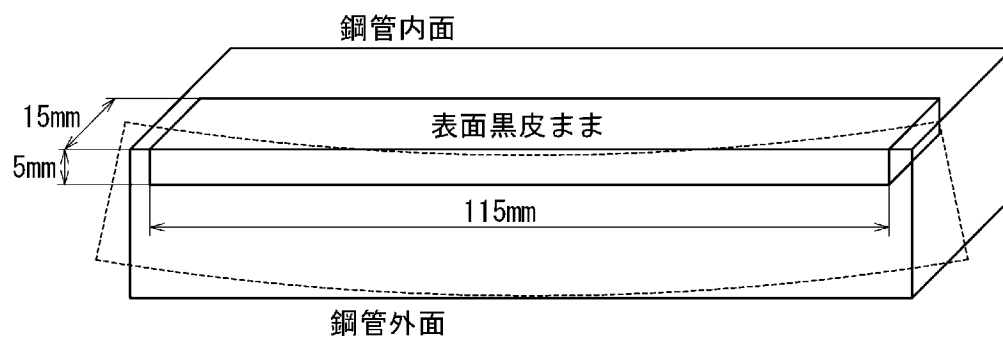
[請求項6] 前記成分組成が、さらに、質量%で、V：0.005～0.1%、Ti：0.005～0.1%、Zr：0.0005～0.02%、Mg：0.0005～0.02%、及びREM：0.0005～0.02%からなる群から選択される1種以上を含有する、請求項4又は5に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

[請求項7] 請求項1又は2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。

[請求項8] 請求項3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/JP2023/017639

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/00(2006.01)i; **B21B 3/00**(2006.01)i; **B21C 37/08**(2006.01)i; **C21D 8/02**(2006.01)i; **C22C 38/38**(2006.01)i;
C22C 38/58(2006.01)i

FI: C22C38/00 301F; C22C38/00 301Z; C22C38/38; C22C38/58; C21D8/02 C; B21B3/00 A; B21C37/08 A

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-38/60; B21B3/00; B21C37/08; C21D8/02

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

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996

Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2023

Registered utility model specifications of Japan 1996-2023

Published registered utility model applications of Japan 1994-2023

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2020/003499 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 02 January 2020 (2020-01-02)	1-8
A	WO 2021/020220 A1 (JFE STEEL CORP.) 04 February 2021 (2021-02-04)	1-8
A	WO 2020/067209 A1 (JFE STEEL CORP.) 02 April 2020 (2020-04-02)	1-8



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

21 July 2023

Date of mailing of the international search report

01 August 2023

Name and mailing address of the ISA/JP

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

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2023/017639

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
WO	2020/003499	A1	02 January 2020	JP	6460297	B1	
				EP	3816311	A1	
				CN	112313357	A	
				KR	10-2021-0021068	A	
WO	2021/020220	A1	04 February 2021	EP	4006180	A1	
				CN	114174547	A	
				KR	10-2022-0032115	A	
				BR	112022001623	A2	
WO	2020/067209	A1	02 April 2020	EP	3859027	A1	
				CN	112752857	A	
				KR	10-2021-0050548	A	
				BR	112021005768	A2	
				RU	2767260	C1	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C22C 38/00(2006.01)i; B21B 3/00(2006.01)i; B21C 37/08(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C22C 38/38(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i FI: C22C38/00 301F; C22C38/00 301Z; C22C38/38; C22C38/58; C21D8/02 C; B21B3/00 A; B21C37/08 A		
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C22C38/00-38/60; B21B3/00; B21C37/08; C21D8/02 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 1971-2023年 日本国実用新案登録公報 1996-2023年 日本国登録実用新案公報 1994-2023年 国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2020/003499 A1（日本製鉄株式会社）02.01.2020（2020-01-02）	1-8
A	WO 2021/020220 A1（JFEスチール株式会社）04.02.2021（2021-02-04）	1-8
A	WO 2020/067209 A1（JFEスチール株式会社）02.04.2020（2020-04-02）	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、一般的技术水準を示すもの “E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの “L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す） “O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 “P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献 “T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの “X” 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの “Y” 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの “&” 同一パテントファミリー文献		
国際調査を完了した日 21.07.2023		国際調査報告の発送日 01.08.2023
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		権限のある職員（特許庁審査官） 相澤 啓祐 4K 4037 電話番号 03-3581-1101 内線 3435

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2023/017639

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2020/003499	A1	02.01.2020	JP	6460297	B1	
				EP	3816311	A1	
				CN	112313357	A	
				KR	10-2021-0021068	A	
WO	2021/020220	A1	04.02.2021	EP	4006180	A1	
				CN	114174547	A	
				KR	10-2022-0032115	A	
				BR	112022001623	A2	
WO	2020/067209	A1	02.04.2020	EP	3859027	A1	
				CN	112752857	A	
				KR	10-2021-0050548	A	
				BR	112021005768	A2	
				RU	2767260	C1	