

(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  
2021年9月30日(30.09.2021)



(10) 国際公開番号

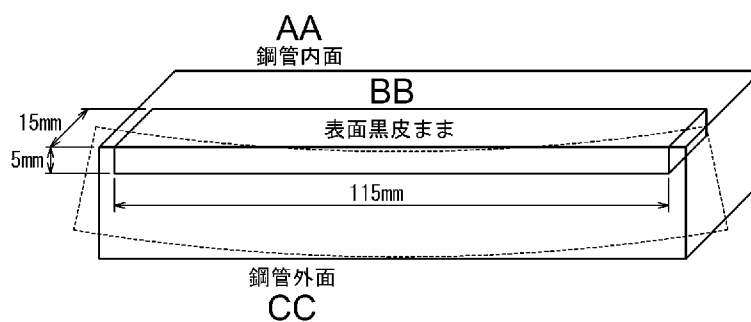
WO 2021/193383 A1

- (51) 国際特許分類:  
B21B 45/02 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)  
C21D 8/02 (2006.01) B21B 1/26 (2006.01)  
C22C 38/00 (2006.01) B21B 37/74 (2006.01)  
C22C 38/12 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2021/011238
- (22) 国際出願日: 2021年3月18日(18.03.2021)
- (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 2020-056573 2020年3月26日(26.03.2020) 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). 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). 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). 上岡 悟史(UOKA Satoshi); 〒1000011 東京都千代

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

[図1]



- AA Steel pipe inner surface  
BB Surface as forged  
CC Steel pipe outer surface

(57) Abstract: Provided is a high-strength steel sheet for a sour-resistant line pipe that is excellent not only in HIC resistance but also in SSCC resistance in a more severely corrosive environment and SSCC resistance in an environment having a low hydrogen sulfide partial pressure of less than 1 bar. This high-strength steel sheet for a sour-resistant pipe is characterized by having a component composition containing, in terms of mass%, 0.020-0.080% C, 0.01-0.50% Si, 0.50-1.80% Mn, no more than 0.015% P, no more than 0.0015% S, 0.010-0.080% Al, 0.0010-0.0080% N, 0.01-0.50% Mo, and 0.0005-0.0050% Ca, the remainder comprising Fe and unavoidable impurities, the magnetite ratio in scale that is present on the surface of the steel sheet being 50% or greater, the maximum value of the Vickers hardness at 0.25 mm below



WO 2021/193383 A1

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, IT, 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,  
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, 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:

- 一 国際調査報告 (条約第21条(3))

the surface of the steel sheet being 230 HV or less, and the tensile strength of the steel sheet being 520 MPa or greater.

(57) 要約: 耐HIC性のみならず、より厳しい腐食環境下での耐SSCC性および1bar未満の硫化水素分圧の低い環境における耐SSCC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: 0.020~0.080%、Si: 0.01~0.50%、Mn: 0.50~1.80%、P: 0.015%以下、S: 0.0015%以下、Al: 0.010~0.080%、N: 0.0010~0.0080%、Mo: 0.01~0.50%およびCa: 0.0005~0.0050%を含有し、残部がFeおよび不可避の不純物からなる成分組成を有し、鋼板表面に存在するスケール中のマグネタイト比率が50%以上であり、鋼板表面下0.25mmにおけるビッカース硬さの最高値が230HV以下であり、引張強さが520MPa以上であることを特徴とする。

## 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、溶接部の高硬度域で発生することが知られており、一般的に、油井用高強度継目無鋼管や、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。また、硫化水素分圧が比較的低い環境においては、フィッシャーと呼ばれる微細割れが発生する場合があります、SSCCが生じるおそれがある。

[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技術を用いて鋼板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る。さらに、鋼板を管状に成形する際に加工硬化が起きるため、表層部の硬さがさらに上昇し、耐SSCC性が低下する。

[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、表層部がベイナイト変態を完了する前に表面を復熱させる高冷却速度の制御冷却を行う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てしまう。これに対し、特許文献5, 6には、鋼板を冷却する直前にデスクー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1～4に記載の製造方法では、鋼板の制御冷却の条件が十分には最適化されておらず、その結果、鋼板の表層部において局所的に高硬度な部位が生じてしまうものと思われる。
- [0010] 特許文献5、6に記載の方法では、デスケーリングにより、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。しかしながら、耐SSCC性を向上させるという観点からのデスケーリング条件の最適化は行われていない。また、鋼板の表層部の硬さを低減す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。
- [0011] また、特許文献1～6では、硫化水素分圧が比較的低い環境におけるフィッシャーのような微細割れを回避する条件は明確でなかった。
- [0012] そこで本発明は、上記課題に鑑み、耐HIC性のみならず、より厳しい腐食環境下での耐SSCC性および1bar未満の硫化水素分圧の低い環境における耐SSCC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、上記課題を解決するべく鋭意検討したところ、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部の

硬さを抑えるだけでは不十分であることが判明した。すなわち、従来技術では、表層部の硬さを全体的に抑制したとしても、実際には、表層部のうち鋼板表面に限りなく近い極表層部において、局所的に高硬度な部位が生じてしまい、当該部位を起点にSSCCが発生してしまうのである。そこで、本発明者らは、極表層部、具体的には鋼板表面下0.25mmの位置において、局所的に高硬度な部位が存在しない高強度鋼板を得るべく、鋼板の成分組成、鋼板表面に存在するスケールの性状、および鋼板の製造条件について、数多くの実験を繰り返した。

[0014] その結果、所定の成分組成を採用することと、鋼板表面にマグネタイトを主体とするスケールを生成させることが、鋼板表面下0.25mmの位置において局所的に高硬度な部位が存在しない高強度鋼板を得るための必要条件であることが分かった。そして、鋼板表面にマグネタイトを主体とするスケールを生成させるためには、熱間圧延工程で行うデスケーリングの条件を最適化することと、制御冷却時の冷却停止温度を所定の範囲に設定することが必要であることが分かった。さらに、製造条件に関する必要条件としては、鋼板表面下0.25mmにおける冷却速度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以下のとおりである。

[1] 質量%で、C:0.020~0.080%、Si:0.01~0.50%、Mn:0.50~1.80%、P:0.015%以下、S:0.0015%以下、Al:0.010~0.080%、N:0.0010~0.0080%、Mo:0.01~0.50%およびCa:0.0005~0.0050%を含有し、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、

鋼板表面に存在するスケール中のマグネタイト比率が50%以上であり、鋼板表面下0.25mmにおけるピッカース硬さの最高値が230HV以下であり、

引張強さが520MPa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。

[0016] [2] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu：0.30%以下、Ni：0.10%以下およびCr：0.50%以下のうちから選んだ1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%、Ti：0.005~0.1%、Zr：0.0005~0.02%、Mg：0.0005~0.02%およびREM：0.0005~0.02%のうちから選んだ1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] 上記[1]~[3]のいずれか一項に記載の成分組成を有する鋼片を1000~1300℃の温度に加熱し、

その後、前記鋼片に熱間圧延を施して鋼板とし、その際、前記熱間圧延の圧延パス数の50%以上の圧延パスにおいて、吐出圧力10MPa以上のデスケーリングを行い、

その後、前記鋼板に対して、

冷却開始時の鋼板表面温度：(Ar<sub>3</sub>-10℃)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：20~100℃/s、

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

鋼板表面下0.25mmにおける鋼板温度で冷却停止温度：250~550℃

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。

[0019] [5] 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**

[0020] 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、耐HIC性のみならず、より厳しい腐食環境下での耐SSCC性および1bar未満の硫化水素分圧の低い環境における耐SSCC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性のみならず、より厳しい腐食環境下での耐SSCC性および1bar未満の硫化水素分圧の低い環境における耐SSCC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

[0021] [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

[0022] 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。

[0023] [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。

[0024] C : 0.020~0.080%

Cは、強度の向上に有効に寄与するが、含有量が0.020%未満では十分な強度が確保できない。このため、C量は0.020%以上とし、好ましくは0.025%以上とする。一方、C量が0.080%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性および耐HIC性が劣化する。また、靱性も劣化する。このため、C量は0.080%以下とし、好ましくは0.070%以下とする。

[0025] 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い。このため、Si量は0.01%以上とし、好ましくは0.05

%以上とする。一方、Si量が0.50%を超えると靱性や溶接性を劣化させる。このため、Si量は0.50%以下とし、好ましくは0.45%以下とする。

[0026] 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が十分には発現しない。このため、Mn量は0.50%以上とし、好ましくは0.80%以上とする。一方、Mn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SSC性および耐HIC性が劣化する。また、溶接性も劣化する。このため、Mn量は1.80%以下とし、好ましくは1.70%以下とする。

[0027] P : 0.015%以下

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、表層部や中心偏析部の硬さを上昇させることで、耐SSC性および耐HIC性を劣化させる。P量が0.015%を超えるとその傾向が顕著となるため、P量は0.015%以下とし、好ましくは0.008%以下とする。なお、P量は低いほどよいが、精錬コストの観点からは、0.001%以上とすることが好ましい。

[0028] S : 0.0015%以下

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。このため、S量は0.0015%以下とし、好ましくは0.0010%以下とする。なお、S量は低いほどよいが、精錬コストの観点からは、0.0002%以上とすることが好ましい。

[0029] Al : 0.010~0.080%

Alは、脱酸剤として添加するが、含有量が0.010%未満ではその効果が十分に発現しない。このため、Al量は0.010%以上とし、好ましくは0.015%以上とする。一方、Al量が0.080%を超えると、鋼の清浄度が低下し、靱性が劣化する。このため、Al量は0.080%以下とし、好ましくは0.070%以下とする。

[0030] N : 0.0010~0.0080%

Nは、強度の向上に有効に寄与するが、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量は0.0010%以上とし、好ましくは0.0015%以上とする。一方、N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性および耐HIC性が劣化する。また、靱性も劣化する。このため、N量は0.0080%以下とし、好ましくは0.0070%以下とする。

[0031] Mo : 0.01~0.50%

Moは、靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であり、硫化水素分圧によらず耐SSCC性の向上に有効な元素である。本発明者らは、Moを含有する鋼板をSSCC試験に供した場合、試験後の鋼板表面は、Moを含有しない鋼板のSSCC試験後の表面に比べて平滑であることを知見した。そのメカニズムは必ずしも明確ではないが、このことが耐SSCC性の向上に関連すると考えられる。この効果を得るには、Mo量を0.01%以上とする必要があり、好ましくは0.10%以上とする。一方で、Mo量が0.50%を超えると、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性および耐HIC性が劣化する。また、溶接性も劣化する。このため、Mo量は0.50%以下とし、好ましくは0.40%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、含有量が0.0005%未満ではその効果が十分に発現しない。このため、Ca量は0.0005%以上とし、好ましくは0.0008%以上とする。一方、Ca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

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およびCrのうちから選んだ1種以上を、以下の範囲で任意に含有してもよい。

[0034] Cu : 0.30%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Cu量は0.05%以上とすることが好ましい。しかし、Cu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を添加する場合、Cu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、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量は0.01%以上とすることが好ましい。しかし、Ni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を生成しやすくなるため、耐SSCC性が劣化する。このため、Niを添加する場合、Ni量は0.10%以下とし、好ましくは0.05%以下とする。

[0036] 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Cr量は0.05%以上とすることが好ましい。しかし、Cr量が0.50%を超えた場合、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性および耐HIC性が劣化する。また、溶接性も劣化する。このため、Crを添加する場合、Cr量は0.50%以下とし、好ましくは0.45%以下とする。

[0037] 本発明において、成分組成は、さらに、Nb、V、Ti、Zr、MgおよびREMのうちから選んだ1種以上を、以下の範囲で任意に含有してもよい。

[0038] Nb : 0.005~0.1%、V : 0.005~0.1%、Ti : 0.0

0.05～0.1%、Zr：0.0005～0.02%、Mg：0.0005～0.02%およびREM：0.0005～0.02%のうちから選んだ1種以上

[0039] 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%未満ではその効果が十分には発現しない。このため、これらの元素を添加する場合には、各元素の含有量を0.005%以上とすることが好ましい。一方、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、これらの元素を添加する場合は、各元素の含有量を0.1%以下とするのが好ましい。

[0040] Zr、MgおよびREMは、結晶粒微細化を通じて靱性を高めたり、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0.0005%未満ではその効果が十分には発現しない。このため、これらの元素を添加する場合には、各元素の含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。一方、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。このため、これらの元素を添加する場合は、各元素の含有量を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耐SSCC性を改善するための技術に関するものであるが、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、添加しない元素は0を代入すれば良い。

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

ただし、[%X]はX元素の鋼中含量(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。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。表層部の硬さを低減するために、表層部の鋼組織はベイナイト相とすることが好ましい。特に、鋼板表面下０．２５ｍｍの最高硬さを一定以下に抑え、耐ＳＳＣＣ性を向上させるためには、鋼板表面下０．２５ｍｍの鋼組織をベイナイト相とすることが好ましい。さらに、引張強さが５２０ＭＰａ以上の高強度化を図るために、表層部以外の部位も含め鋼板の全体の鋼組織を、ベイナイト相と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ベイナイト相であればよい。

[0045] ここで、ベイナイト相は、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。ベイナイト相中に、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面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、本発明では、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）の合計が面積分率で10%未満であれば、大きな影響がないので許容され、5%未満であることがより好ましい。

[0046] [鋼板表面のスケール]

本発明の高強度鋼板においては、耐SSCC性をさらに向上させる観点から、制御冷却後に鋼板表面に存在するスケール中のマグネタイト比率が50%以上であることが肝要である。一般的に、制御冷却後の鋼板表面に存在するスケールは、ウスタイト（ $FeO$ ）、マグネタイト（ $Fe_3O_4$ ）、およびヘマタイト（ $Fe_2O_3$ ）からなる。本発明者らは、マグネタイト比率が50%未満の場合、鋼板表面下0.25mmの位置において局所的に高硬度な部位が形成されてしまい、その結果、鋼板表面下0.25mmにおけるビッカース硬さの最高値が230HVを超えてしまうことを見出した。つまり、鋼板表面下0.25mmにおけるビッカース硬さの最高値を230HV以下とするためには、少なくとも、マグネタイト比率を50%以上とする必要がある。なお、マグネタイト比率の上限は特に限定されず、マグネタイト比率は100%以下であってよく、95%以下であってもよい。

[0047] [極表層部の硬さ]

本発明の高強度鋼板は、鋼板表面下0.25mmにおけるビッカース硬さ（HV0.5）の最高値が230HV以下であることが重要である。この条件を満たすことにより、より厳しい腐食環境下でも、1bar未満の硫化水素分圧の低い環境でも、優れた耐SSCC性を得ることができる。鋼板表面下0.25mmにおけるビッカース硬さの最高値が230HV超えの場合、鋼板の極表層に局所的な高硬度部位が存在することにより、当該部位を起点とした耐SSCC性の劣化が生じてしまう。ここで、「鋼板表面下0.25mmにおけるビッカース硬さ（HV0.5）の最高値」は、鋼板の圧延方向に直角な断面において、鋼板表面下0.25mmの位置のビッカース硬さ（HV0.5）を板幅方向に沿って等間隔に100点測定し、その測定値のうちの最高値を意味するものとする。ここで、通常用いられるHV10に代え

てHV0.5で測定するのは、HV0.5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、よりマイクロ組織に敏感な硬さ情報を得ることが可能となるからである。HV0.5未満で測定すると、圧痕サイズが過度に小さく、測定ばらつきが大きくなる。また、平均硬さでなく最高硬さで評価するのは次の理由による。すなわち、局所的に硬い箇所が存在すると、亀裂が進展しやすくなるため、亀裂進展感受性を精度良く調べるには、局所的に硬い箇所を検出可能な最高硬さによる評価のほうが適しているからである。

[0048] [引張強さ]

本発明の高強度鋼板は、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] [鋼板の厚さ]

本発明の高強度鋼板は、14～39mmの厚さを有する。

[0050] [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。本発明の製造方法は、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う。

[0051] [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、スラブ加熱温度は1000℃以上とし、好ましくは1030℃以上とする。一方、スラブ加熱温度が1300℃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、スラブ加熱温度は1300℃以下とし、好ましくは1250℃以下とする。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。

## [0052] [デスケーリング]

本発明では、熱間圧延工程において、熱間圧延の圧延パス数の50%以上の圧延パスにおいて、吐出圧力10MPa以上のデスケーリングを行うことが重要である。ここでいう「圧延パス」は、熱間圧延工程中の粗圧延の圧延パスおよび仕上げ圧延の圧延パスの両方を含むものとする。具体的には、熱間圧延の圧延パス数の50%以上の圧延パスにおいて、スラブ（鋼片）が当該圧延パスに導入される直前の位置で、スラブの表面に吐出圧力10MPa以上のデスケーリングを行う。このデスケーリング条件は、スケールの不均一な生成を抑制して、制御冷却後に鋼板表面に存在するスケール中のマグネタイト比率を50%以上とするための必要条件の一つである。なお、「スラブが圧延パスに導入される直前の位置」とは、熱間圧延ラインの長手方向において、当該圧延パスに対応する圧延機のロール軸の位置から3m以内、好ましくは1.5m以内の位置を意味するものとする。また、粗圧延のパス数は、一般的な範囲で任意に設定すればよく、特に限定されないが、例えば2以上12以下であることが好ましい。仕上げ圧延のパス数も、一般的な範囲で任意に設定すればよく、特に限定されないが、例えば5以上15以下であることが好ましい。デスケーリングの方法は定法に従えばよく、例えば、熱間圧延ラインの幅方向に沿って複数本配置されたデスケーリングノズルからスラブ表面に高圧水を噴射することにより行うことができる。各回のデスケーリングにおいて、吐出圧力以外の条件（例えば、水量、ノズル・スラブ間距離、ノズル角度）については、一般的な条件を採用すればよい。

[0053] 吐出圧力が10MPa未満では、スケールを均一に除去できず、ヘマタイトが増加する結果、マグネタイト比率を50%以上にすることができない。よって、吐出圧力は10MPa以上とし、好ましくは15MPa以上とする。吐出圧力は高いほど好ましいが、設備の大型化などが必要になるため、25MPa以下とすることが好ましい。

[0054] デスケーリングの回数が圧延パス数の50%未満の場合、ヘマタイトが増加する結果、マグネタイト比率を50%以上にすることができない。よって

、デスケーリングの回数は圧延パス数の50%以上とし、好ましくは60%以上とする。デスケーリングの回数の上限は特に限定されず、圧延パス数の100%としてもよく、すなわち、全圧延パスの直前でデスケーリングを行ってもよい。

[0055] 〔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。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。

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

ただし、 $[\%X]$ はX元素の鋼中含有量（質量%）を示す。

[0056] 〔制御冷却の冷却開始温度〕

冷却開始温度：鋼板表面温度で $(A_{r3} - 10\text{°C})$ 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る。特に、 $(A_{r3} - 10\text{°C})$ 未満の温度から冷却を開始すると、面積分率で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。このため、冷却開始時の鋼板表面温度は $(A_{r3} - 10\text{°C})$ 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。

[0057] 〔制御冷却の冷却速度〕

高強度化を図りつつ、鋼板表面下0.25mmにおけるビッカース硬さの最高値を230HV以下とするためには、鋼板表面下0.25mmにおける冷却速度を制御する必要がある。

[0058] 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：20～100℃/s

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を極力遅くし、高温変態相を造り込むことが重要であり、冷却速度が遅くなるほど、最高硬さを低くすることができる。750℃から550℃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。スケールの不均一な生成を抑制した場合において、平均冷却速度が100℃/s超えの場合、低温変態相の割合が高く、鋼板表面下0.25mmでのビッカース硬さの最高値が230HVを超えるため、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100℃/s以下とし、好ましくは80℃/s以下とする。平均冷却速度が20℃/s未満の場合、フェライトやパーライトが生成して強度不足となる。このため、平均冷却速度は20℃/s以上とする。

[0059] なお、鋼板表面下0.25mmにおける鋼板温度で550℃以下の冷却については、安定した核沸騰状態での冷却を行う観点から、水量密度を上昇させることが好ましい。安定した核沸騰状態での冷却を行い、鋼板の極表層部で局所的な高硬度部位が生成しないようにするために、鋼板表面下0.25mmにおける鋼板温度で550℃から冷却停止温度までの平均冷却速度は110℃/s以上が好ましく、150℃/s以上がより好ましい。また、高硬度部位の生成をより確実に抑制する観点から、当該平均冷却速度は200℃/s以下とすることが好ましい。

[0060] 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、ベイナイト相以外の相の分率が高くなり、強度低下や耐HIC性の劣化が生じる。このため、鋼板平均温度での平均冷却速度は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、鋼板平均温度での平均冷却速度は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、当該平均冷却速度は $80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。

[0061] なお、鋼板表面下 $0.25\text{mm}$ における鋼板温度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 $0.25\text{mm}$ での温度を本明細書における「鋼板表面下 $0.25\text{mm}$ 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。

[0062] [冷却停止温度]

冷却停止温度：鋼板表面下 $0.25\text{mm}$ における鋼板温度で $250\sim 550^{\circ}\text{C}$

冷却停止温度は、制御冷却後に鋼板表面に存在するスケール中のマグネタイト比率を $50\%$ 以上とするための必要条件の一つである。冷却停止温度が $550^{\circ}\text{C}$ 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。冷却停止温度が $250^{\circ}\text{C}$ 未満の場合、ウスタイトが増加する結果、マグネタイト比率を $50\%$ 以上にすることができない。その結果、鋼板表面下 $0.25\text{mm}$ でのピッカース硬さの最高値が $230\text{HV}$ を超えるため、造管後の耐SSCC性が劣化する。また、中心偏析部の硬さも高くなり、耐HIC性も劣化する。このため、冷却停止温度は、鋼板表面下 $0.25\text{mm}$ における鋼板温度で $250\sim 550^{\circ}\text{C}$ とする。

[0063] [高強度鋼管]

本発明の高強度鋼板を、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。

[0064] 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、

〇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。また、プレスバンド成形により鋼板を管状に成形した後、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

[0065] 表1に示す成分組成になる鋼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の熱間圧延をして、表2に示す板厚の鋼板とした。熱間圧延工程は、粗圧延が2～12パス、仕上げ圧延が5～15パスの計10～25パスからなり、そのうち、表2に示す割合の圧延パスにおいて、表2に示す吐出圧力のデスクーリングを行った。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。

[0066] [組織の特定]

得られた鋼板のミクロ組織を、光学顕微鏡により観察した。鋼板の板幅中央部から、金属組織観察用サンプルをそれぞれ採取した。これらのサンプルについて、圧延長手方向と平行な断面を鏡面研磨した後、ナイトールエッチングを行った。その後、光学顕微鏡を用いて、各サンプルの研磨面を400～1000倍の範囲の倍率で無作為に5視野を写真撮影して、画像解析処理によって各相の面積分率を算出した。鋼板表面下0.25mmの位置での組織と、板厚中央での組織の種類と、ベイナイト相以外の相の面積率を、表3に示す。

[0067] [スケール中のマグネタイト比率の測定]

得られた鋼板の表面からスケールを採取した。スケールの採取は、鋼板長手方向の先端、中央、末端の各位置における、鋼板幅中央および幅方向両端の計9箇所で行い、各箇所にて0.5g以上のスケールを採取した。各箇所

で採取したスケールに関して、X線回折（XRD：X-ray diffraction）法により相同定を行い、参照強度比（RIR：Reference Intensity Ratio）法を用いて定量分析（すなわちマグネタイト比率の測定）を行った。9箇所スケールのマグネタイト比率の平均値を、本発明における「マグネタイト比率」として、表3に示す。

[0068] [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、降伏強さおよび引張強さを測定した。結果を表3に示す。

[0069] [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0.25mmの位置において100点のビッカース硬さ（HV0.5）を測定し、その最高硬さ、平均値および標準偏差 $\sigma$ を求めた。最高硬さ、平均値および $3\sigma$ の値を表3に示す。

[0070] [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、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。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：1barにて、EFC16規格の4点曲げSSCC試験に準拠して行った。また、NACE規格 TM0177 Solution B溶液を用い、硫化水素分圧：0.1bar+二酸化炭素分圧：0.9barにて、EFC16規格の4点曲げSSCC試験に準拠して行った。さらに、

NACE規格 TM0177 Solution A溶液を用い、硫化水素分圧：2 bar＋二酸化炭素分圧：3 barについても、EFC16規格の4点曲げSSCC試験に準拠して行った。720時間の浸漬後に、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不良と判断して×とした。結果を表3に示す。

[0071] [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試験で割れ長さ率（CLR：Crack Length Ratio）が10%以下となった場合を優秀と判断して◎、10%超え15%以下となった場合を良好と判断して○、15%を超えた場合を不十分と判断して×とした。結果を表3に示す。

[0072] 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0.25mm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0.25mmでのHV0.5の最高硬さが230以下、SSCC試験で割れが認められないこと、HIC試験で割れ長さ率（CLR）が15%以下であることとした。

[0073]

[表1]

表1

鋼種	成分組成(質量%)																CP	Ar <sub>3</sub> 温度 (°C)		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ca	Cu	Ni	Cr	Nb	V	Ti	Zr			Mg	REM
A	0.045	0.30	1.41	0.004	0.0006	0.025	0.0042	0.33	0.0021	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.98	757
B	0.041	0.19	1.38	0.004	0.0005	0.031	0.0050	0.35	0.0019	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.95	759
C	0.037	0.25	1.49	0.005	0.0006	0.036	0.0039	0.25	0.0030	0.18	0.09	-	0.035	-	0.011	-	-	-	0.99	751
D	0.035	0.23	1.33	0.004	0.0005	0.033	0.0035	0.24	0.0015	-	-	0.21	0.042	-	0.007	-	-	-	0.91	770
E	0.049	0.15	1.36	0.006	0.0006	0.040	0.0045	0.19	0.0019	-	-	-	0.035	0.006	0.008	-	-	-	0.97	771
F	0.037	0.18	1.60	0.004	0.0005	0.038	0.0038	0.20	0.0020	-	-	-	0.030	-	-	0.001	0.002	0.001	0.96	755
G	0.018	0.10	1.48	0.006	0.0007	0.023	0.0031	0.08	0.0022	-	-	-	-	-	0.010	-	-	-	0.83	780
H	0.083	0.03	1.50	0.007	0.0006	0.022	0.0030	0.01	0.0017	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.12	763
I	0.050	0.33	0.49	0.004	0.0005	0.036	0.0050	0.35	0.0018	0.10	0.10	0.25	0.040	-	-	-	-	-	0.72	816
J	0.035	0.10	1.84	0.007	0.0008	0.029	0.0045	0.01	0.0023	0.15	0.10	-	-	-	-	-	-	-	1.07	743
K	0.038	0.23	1.53	0.016	0.0010	0.028	0.0039	0.16	0.0026	-	-	-	-	-	0.009	-	-	-	1.19	763
L	0.036	0.13	1.38	0.005	0.0006	0.028	0.0009	0.02	0.0030	-	-	-	0.038	-	0.012	-	-	-	0.83	787
M	0.051	0.22	1.47	0.006	0.0007	0.020	0.0083	0.18	0.0025	-	-	0.15	-	-	-	-	-	-	1.05	760
N	0.042	0.25	1.45	0.005	0.0006	0.027	0.0043	0.00	0.0022	-	-	0.20	0.036	-	0.010	-	-	-	0.92	778
O	0.038	0.34	1.29	0.006	0.0009	0.026	0.0044	0.51	0.0035	0.08	0.08	-	-	-	-	-	-	-	1.03	748
P	0.043	0.16	1.35	0.005	0.0005	0.019	0.0035	0.25	0.0020	0.31	0.10	-	0.028	-	-	-	-	-	0.98	757
Q	0.039	0.18	1.46	0.005	0.0006	0.025	0.0037	0.23	0.0024	0.25	0.12	-	0.035	-	0.011	-	-	-	0.99	751
R	0.035	0.13	1.36	0.008	0.0005	0.023	0.0040	0.10	0.0023	-	-	0.51	0.040	0.010	0.010	-	-	-	1.04	775

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。

[0074] [表2]

表2

No.	鋼種	板厚 (mm)	加熱 温度 (°C)	デスケーリング		圧延終了 温度 (°C)	冷却開始		750→550°C 冷却速度 (鋼板表面下 0.25mm) (°C/s)	750→550°C 冷却速度 (鋼板平均) (°C/s)	550°C以下 冷却速度 (鋼板表面下 0.25mm) (°C/s)	冷却停止 温度 (鋼板表面下 0.25mm) (°C)	区分
				吐出圧力 (MPa)	全圧延パス数に 占める割合 (%)		温度 (°C)	温度-Ar <sub>3</sub> (°C)					
1	A	20	1070	15	100	880	800	43	100	80	150	430	発明例
2	B	20	1080	15	80	890	810	51	45	34	170	460	発明例
3	C	20	1060	20	85	870	800	49	86	69	130	420	発明例
4	D	25	1070	20	60	880	820	50	65	52	110	400	発明例
5	E	25	1080	15	50	870	800	29	35	26	160	390	発明例
6	F	25	1060	15	75	860	800	45	50	39	190	450	発明例
7	G	30	1050	10	80	870	820	40	29	25	150	400	比較例
8	H	30	1060	10	90	860	810	47	64	54	140	350	比較例
9	I	30	1070	15	70	870	830	14	70	58	130	470	比較例
10	J	15	1150	15	85	900	800	57	90	75	170	400	比較例
11	K	15	1130	20	60	900	800	37	94	79	160	400	比較例
12	L	15	1110	20	75	910	800	13	86	71	150	430	比較例
13	M	20	1070	15	80	870	800	40	73	60	160	340	比較例
14	N	20	1080	15	85	890	810	32	33	27	180	380	比較例
15	O	20	1090	10	85	880	800	52	58	45	160	350	比較例
16	P	25	1070	10	70	850	800	43	88	75	190	400	比較例
17	Q	25	1060	15	100	860	800	49	73	60	140	410	比較例
18	R	25	1050	15	90	880	810	44	55	44	150	280	比較例
19	A	35	990	10	70	840	800	43	25	20	180	430	比較例
20	B	35	1040	5	60	860	820	61	30	24	150	300	比較例
21	C	35	1030	10	45	850	810	59	36	27	170	350	比較例
22	D	30	1080	20	75	800	750	-20	60	46	160	400	比較例
23	E	30	1070	20	80	840	800	29	15	13	140	420	比較例
24	F	30	1060	15	85	860	810	55	110	90	190	450	比較例
25	A	25	1060	15	80	880	810	53	29	24	180	240	比較例
26	B	25	1050	10	80	880	820	61	39	31	-	560	比較例
27	C	25	1070	10	90	850	800	49	105	85	150	240	比較例
28	D	20	1060	5	55	870	800	30	41	32	150	450	比較例
29	E	20	1060	15	45	870	800	29	53	43	160	350	比較例
30	A	14	1120	15	50	880	810	53	40	30	150	500	発明例
31	B	39	1050	15	80	850	830	71	35	20	110	400	発明例

注意1: 下線は本発明の範囲外であることを示す。

[0075]



- [0076] 表2および表3に示したように、No. 1～No. 6およびNo. 30～No. 31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、鋼板の引張強度が520MPa以上であり、耐SSCC性および耐HIC性が良好であった。
- [0077] これに対し、No. 7～No. 18は、鋼板の成分組成が本発明の範囲外である。No. 7、No. 9、No. 12は、固溶強化が十分でなく低強度であった。No. 8、No. 10、No. 11、No. 13、No. 15、No. 18は、HV0.5の最高硬さが230を超えたため、耐SSCC性および耐HIC性が劣っていた。No. 14は、鋼板がMoを含まないため、硫化水素分圧2Barという非常に厳しい腐食環境下では耐SSCC性が劣化した。No. 16は、鋼板のCu量が過多であるため、硫化水素分圧の低い環境での耐SSCC性が劣化した。No. 17は、鋼板のNi量が過多であるため、硫化水素分圧の低い環境での耐SSCC性が劣化した。
- [0078] No. 19～No. 29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. 19は、スラブ加熱温度が低いため、ミクロ組織の均質化と炭化物の固溶が不十分であり低強度であった。No. 20およびNo. 28は、デスケーリングの吐出圧力が10MPa未満であるため、スケールのムラが生じ、マグネタイト比率が50%未満となり、HV0.5の最高硬さが230を超えたため、耐SSCC性および耐HIC性が劣っていた。No. 21およびNo. 29は、圧延パスに占めるデスケーリング回数の割合が50%未満であるため、マグネタイト比率が50%未満となり、HV0.5の最高硬さが230を超えたため、耐SSCC性および耐HIC性が劣っていた。No. 22は、冷却開始温度が低く、フェライトが析出した層状組織となったため、低強度であるとともに、耐HIC性が劣化した。No. 23は、制御冷却条件が本発明範囲外で、ミクロ組織がフェライト+ベイナイト組織となったため、低強度であるとともに、耐HIC性が劣化した。No. 24は、鋼板表面下0.25mmにおける750→550℃での平均冷却速度が100℃/sを超えることで、低温変態相の割合

が高くなり、鋼板表面下0.25mmでのHV0.5の最高硬さが230を超えたため、耐SSCC性が劣っていた。No.25は、冷却停止温度が低く、マグネタイト比率が50%未満となり、HV0.5の最高硬さが230を超えたため、耐SSCC性が劣っていた。No.26は、冷却停止温度が高く、ベイナイト変態が不完全であったため、十分な強度が得られなかった。なお、No.26は冷却停止温度が560℃であり、550℃以下の温度域では制御冷却（加速冷却）を実施していないという意味で、表2の「550℃以下冷却速度（鋼板表面下0.25mm）」の欄を空白にした。No.27は、鋼板表面下0.25mmにおける750→550℃での平均冷却速度が100℃/sを超え、冷却停止温度も低いため、マグネタイト比率が50%未満となり、HV0.5の最高硬さが230を超え、耐SSCC性が劣っていた。

### 産業上の利用可能性

[0079] 本発明によれば、耐HIC性のみならず、より厳しい腐食環境下での耐SSCC性および1bar未満の硫化水素分圧の低い環境における耐SSCC性にも優れる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：0.020～0.080%、Si：0.01～0.50%、Mn：0.50～1.80%、P：0.015%以下、S：0.0015%以下、Al：0.010～0.080%、N：0.0010～0.0080%、Mo：0.01～0.50%およびCa：0.0005～0.0050%を含有し、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、
- 鋼板表面に存在するスケール中のマグネタイト比率が50%以上であり、
- 鋼板表面下0.25mmにおけるピッカース硬さの最高値が230HV以下であり、
- 引張強さが520MPa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%以下およびCr：0.50%以下のうちから選んだ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、Nb：0.005～0.1%、V：0.005～0.1%、Ti：0.005～0.1%、Zr：0.0005～0.02%、Mg：0.0005～0.02%およびREM：0.0005～0.02%のうちから選んだ1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] 請求項1～3のいずれか一項に記載の成分組成を有する鋼片を1000～1300℃の温度に加熱し、
- その後、前記鋼片に熱間圧延を施して鋼板とし、その際、前記熱間圧延の圧延パス数の50%以上の圧延パスにおいて、吐出圧力10MPa以上のデスクーリングを行い、

その後、前記鋼板に対して、

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

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： $20 \sim 100^\circ\text{C}/\text{s}$ 、

鋼板平均温度で750°Cから550°Cまでの平均冷却速度： $15^\circ\text{C}/\text{s}$  以上、および

鋼板表面下0.25 mmにおける鋼板温度で冷却停止温度： $250 \sim 550^\circ\text{C}$

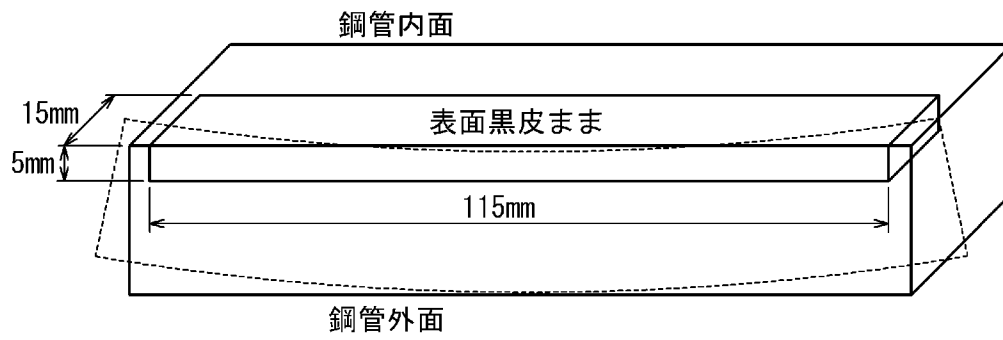
の条件で制御冷却を行う、

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]

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/JP2021/011238

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
 Int.Cl. B21B45/02 (2006.01) i, C21D8/02 (2006.01) i, C22C38/00 (2006.01) i, C22C38/12 (2006.01) i, C22C38/58 (2006.01) i, B21B1/26 (2006.01) i, B21B37/74 (2006.01) i  
 FI: C22C38/00301F, C22C38/00301Z, C22C38/12, C22C38/58, C21D8/02C, B21B1/26, B21B45/02320R, B21B37/74A  
 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. B21B45/02, C21D8/02, C21D8/06, C22C38/00-C22C38/60, B21B1/26, B21B37/74

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	1971-2021
Registered utility model specifications of Japan	1996-2021
Published registered utility model applications of Japan	1994-2021

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.
Y A	JP 2019-131840 A (JFE STEEL CORPORATION) 08 August 2019 (2019-08-08), claims, paragraphs [0001]-[0008], [0028]-[0037], [0050], [0053]-[0056], tables 1-3	1-3, 5 4
Y A	JP 2013-237101 A (KOBE STEEL, LTD.) 28 November 2013 (2013-11-28), claims, paragraphs [0001]-[0015], [0025]-[0033], [0045], [0065], [0070], [0071]	1-3, 5 4
Y A	WO 2020/003499 A1 (NIPPON STEEL CORP.) 02 January 2020 (2020-01-02), claims, paragraphs [0001]-[0010], [0014], [0036], [0044]-[0056], [0087], [0088], [0092]-[0099], tables 1, 3A	3, 5 1-2, 4

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

* Special categories of cited documents:	"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
"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 May 2021	Date of mailing of the international search report 01 June 2021
--	--

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

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP2021/011238

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2020-12168 A (NIPPON STEEL CORP.) 23 January 2020 (2020-01-23), claims, paragraphs [0001]-[0009], [0033], [0034], [0050]-[0064], [0081], [0087]-[0091], tables 1, 5	3, 5
A	WO 2013/147197 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 03 October 2013 (2013-10-03), entire text, all drawings	1-5
A	JP 62-238378 A (KOBE STEEL, LTD.) 19 October 1987 (1987-10-19), entire text, all drawings	1-5
A	KR 10-2011-0062903 A (POSCO) 10 June 2011 (2011-06-10), entire text, all drawings	1-5

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**  
Information on patent family members

International application No.  
PCT/JP2021/011238

JP 2019-131840 A	08 August 2019	(Family: none)
JP 2013-237101 A	28 November 2013	(Family: none)
WO 2020/003499 A1	02 January 2020	EP 3816311 A1 claims, paragraphs [0001]-[0010], [0014], [0052], [0061]-[0089], [0139]-[0154], tables 1, 3A CN 112313357 A KR 10-2021-0021068 A
JP 2020-12168 A	23 January 2020	(Family: none)
WO 2013/147197 A1	03 October 2013	EP 2832879 A1 entire text, all drawings CN 104024461 A KR 10-2014-0116913 A
JP 62-238378 A	19 October 1987	(Family: none)
KR 10-2011-0062903 A	10 June 2011	(Family: none)

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） B21B 45/02(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/12(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i; B21B 1/26(2006.01)i; B21B 37/74(2006.01)i FI: C22C38/00 301F; C22C38/00 301Z; C22C38/12; C22C38/58; C21D8/02 C; B21B1/26; B21B45/02 320R; B21B37/74 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）） B21B45/02; C21D8/02; C21D8/06; C22C38/00-C22C38/60; B21B1/26; B21B37/74 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 1971-2021年 日本国実用新案登録公報 1996-2021年 日本国登録実用新案公報 1994-2021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
Y A	JP 2019-131840 A（JFEスチール株式会社）08.08.2019（2019-08-08） 特許請求の範囲,0001-0008,0028-0037,0050,0053-0056,表1-表3	1-3,5 4
Y A	JP 2013-237101 A（株式会社神戸製鋼所）28.11.2013（2013-11-28） 特許請求の範囲,0001-0015,0025-0033,0045,0065,0070-0071	1-3,5 4
Y A	WO 2020/003499 A1（日本製鉄株式会社）02.01.2020（2020-01-02） 請求の範囲,0001-0010,0014,0036,0044-0056,0087-0088,0092-0099,表1,表3A	3,5 1-2,4
Y	JP 2020-12168 A（日本製鉄株式会社）23.01.2020（2020-01-23） 特許請求の範囲,0001-0009,0033-0034,0050-0064,0081,0087-0091,表1,表5	3,5
A	WO 2013/147197 A1（新日鐵住金株式会社）03.10.2013（2013-10-03） 全文,全図	1-5
<input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> 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 21.05.2021	国際調査報告の発送日 01.06.2021	
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） 鈴木 葉子 4K 3557 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 62-238378 A (株式会社神戸製鋼所) 19.10.1987 (1987 - 10 - 19) 全文, 全図	1-5
A	KR 10-2011-0062903 A (POSCO) 10.06.2011 (2011 - 06 - 10) 全文, 全図	1-5

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/JP2021/011238

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 2019-131840 A	08.08.2019	(ファミリーなし)	
JP 2013-237101 A	28.11.2013	(ファミリーなし)	
WO 2020/003499 A1	02.01.2020	EP 3816311 A1 Claims,0001-0010,0014, 0052,0061-0089,0139-0154, Table 1,Table 3A CN 112313357 A KR 10-2021-0021068 A	
JP 2020-12168 A	23.01.2020	(ファミリーなし)	
WO 2013/147197 A1	03.10.2013	EP 2832879 A1 全文,全図 CN 104024461 A KR 10-2014-0116913 A	
JP 62-238378 A	19.10.1987	(ファミリーなし)	
KR 10-2011-0062903 A	10.06.2011	(ファミリーなし)	