

(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  
2017年8月3日(03.08.2017)



(10) 国際公開番号  
**WO 2017/130885 A1**

- (51) 国際特許分類:  
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)  
C21D 8/02 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2017/002060
- (22) 国際出願日: 2017年1月23日(23.01.2017)
- (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 2016-015000 2016年1月29日(29.01.2016) 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: 木村 英之 (KIMURA Hideyuki); 〒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). 長尾 亮 (NAGAO Ryo); 〒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). 石川 信行 (ISHIKAWA Nobuyuki); 〒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).

(74) 代理人: 熊坂 晃, 外 (KUMASAKA Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目7番1号 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).

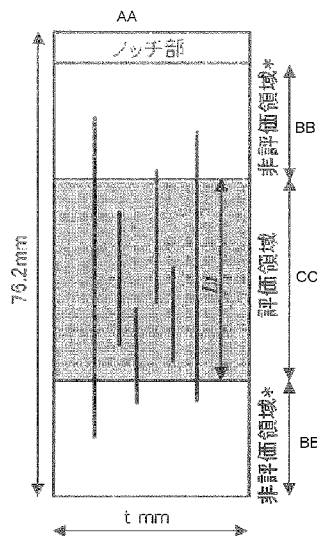
(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, 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,

[続葉有]

(54) Title: STEEL SHEET FOR HIGH-STRENGTH/HIGH-TOUGHNESS STEEL TUBES, AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 高強度・高靱性鋼管用鋼板およびその製造方法

[図1]



BB \*非評価領域  
DD 板厚 $t < 19$ mmの場合,  $t$  mm  
EE 板厚 $t \geq 19$ mmの場合, 19mm

AA Notched part  
BB Area not to be evaluated  
CC Area to be evaluated  
DD  $t$  mm when sheet thickness  $t < 19$  mm  
EE 19 mm when sheet thickness  $t \geq 19$  mm

(57) Abstract: The purpose of the present invention is to provide: a steel sheet for high-strength/high-toughness steel tubes, which has a tensile strength value of 625 MPa or more as measured in the C-direction and a percent ductile fracture value of 85% or more as measured by a DWTT at -55°C; and a method for producing the steel sheet. A steel sheet for high-strength/high-toughness steel tubes, which has a chemical composition that contains, in mass%, 0.03 to 0.08% inclusive of C, more than 0.05% and 0.50% or less of Si, 1.5 to 2.5% inclusive of Mn, 0.001 to 0.010% inclusive of P, 0.0030% or less of S, 0.01 to 0.08% inclusive of Al, 0.010 to 0.080% inclusive of Nb, 0.005 to 0.025% inclusive of Ti and 0.001 to 0.006% inclusive of N and additionally contains at least one selected from 0.01 to 1.00% inclusive of Cu, 0.01 to 1.00% inclusive of Ni, 0.01 to 1.00% inclusive of Cr, 0.01 to 1.00% inclusive of Mo, 0.01 to 0.10% inclusive of V and 0.0005 to 0.0030% inclusive of B, with the remainder made up by Fe and unavoidable impurities, and which has a structure such that the areal ratio of ferrite at a half-thickness point as observed in the sheet thickness direction is 20 to 80% inclusive and the content of deformed ferrite in the ferrite is 50 to 100% inclusive, wherein separation occurring on a fracture surface of a test specimen has a separation index ( $SI_{-55^\circ C}$ ) of 0.10 mm<sup>-1</sup> or more as measured by a DWTT test at a testing temperature of -55°C; and a method for producing the steel sheet.

(57) 要約:

[続葉有]



SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE,

ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

C方向の引張強度が625MPa以上、-55℃でのDWT Tで得られる延性破面率が85%以上である高強度・高靱性鋼管用鋼板およびその製造方法を提供すること。質量%で、C: 0.03%以上0.08%以下、Si: 0.05%超0.50%以下、Mn: 1.5%以上2.5%以下、P: 0.001%以上0.010%以下、S: 0.0030%以下、Al: 0.01%以上0.08%以下、Nb: 0.010%以上0.080%以下、Ti: 0.005%以上0.025%以下、N: 0.001%以上0.006%以下を含有し、さらにCu: 0.01%以上1.00%以下、Ni: 0.01%以上1.00%以下、Cr: 0.01%以上1.00%以下、Mo: 0.01%以上1.00%以下、V: 0.01%以上0.10%以下、B: 0.0005%以上0.0030%以下から選ばれる1種以上を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有し、板厚方向の1/2位置におけるフェライトの面積率が20%以上80%以下であり、このフェライト中の加工フェライトの割合が50%以上100%以下である組織を有し、-55℃の試験温度でDWT T試験を行った際の試験片破面に生成するセパレーションがセパレーションインデックス(SI<sub>-55℃</sub>)で0.10mm<sup>-1</sup>以上である、高強度・高靱性鋼管用鋼板とその製造方法。

## 明 細 書

発明の名称： 高強度・高靱性鋼管用鋼板およびその製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は高強度・高靱性鋼管用鋼板とその製造方法に関する。特に、優れた脆性き裂伝播停止性能を有するラインパイプ用鋼管の素材に好適な高強度・高靱性鋼板とその製造方法に関する。

### 背景技術

[0002] 天然ガスや原油等の輸送用として使用されるラインパイプでは、高圧化による輸送効率の向上や薄肉化による現地溶接施工効率の向上のため、高強度化の要望が非常に高まっている。

[0003] 特に、高圧ガスを輸送するラインパイプ（以下、高圧ガスラインパイプとも記す。）では、大規模破壊を回避する観点から脆性破壊の抑制が非常に重要であり、過去の実管ガスバースト試験結果から求められた脆性破壊抑制のために必要なDWTT試験（Drop Weight Tear Test）の試験値（延性破面率が85%となる破面遷移温度）が規定され、優れたDWTT特性が要求される。

[0004] また、近年のガス田や油田の開発は、ロシアやアラスカなどの極寒地域や北海などの寒冷地域にまで拡大する傾向がある。極寒地域や寒冷地域に敷設されるラインパイプには母材の耐脆性き裂伝播特性に優れることが要求され、さらに母材の低温靱性に優れることが要求される。

[0005] このような要求に対して、特許文献1では、炭素当量（Ceq）を0.30～0.45に制御した成分系において、未再結晶温度域にて累積圧下率が50%以上、二相域にて累積圧下率が10～50%で熱間圧延を行った後、直ちに450～700℃に再加熱する技術を開示している。該技術に基づき、母材靱性に優れ、かつ溶接入熱4～10kJ/mmで溶接した際の溶接熱影響部（HAZ；Heat Affected Zone）組織に占める上部ベイナイト組織を面積率で90%以上、当該上部ベイナイト組織に含まれ

る島状マルテンサイトを面積率で3%以下に制御しHAZ靱性を改善した引張強度が565MPa以上の高靱性ラインパイプ用鋼板およびその製造方法が提案されている。

[0006] 特許文献2では、Siを実質的に含まないレベルまで低減し、炭素当量（ $C_{eq}$ ）を0.30～0.45に制御した成分系において、900℃以下の未再結晶温度域にて累積圧下率が50%以上、二相域にて累積圧下率が10～50%で熱間圧延を行った後、10～80℃/sの冷却速度で400℃以下の冷却停止温度まで冷却し、直ちに冷却停止温度超え、かつ150℃以上450℃未満の温度範囲に再加熱することを特徴とする脆性き裂伝播停止性能および溶接熱影響部靱性に優れた高降伏強度・高靱性厚鋼板の製造方法が提案されている。

[0007] 特許文献3では、質量%で、C：0.05～0.10%、Mn：1.8～2.5%、Mo：0.30～0.60%、Nb：0.01～0.10%、V：0.03～0.10%、Ti：0.005～0.030%を含有し、P値（ $=2.7C+0.4Si+Mn+Mo+V$ ）が1.9～2.8を満足し、そのミクロ組織がマルテンサイト・ベイナイトと20～90%のフェライトによって形成された2相組織からなり、かつフェライト中に加工フェライトを50～100%含有し、フェライトの平均粒径が5μm以下であることを特徴とする低温靱性に優れた超高張力鋼板が提案されている。

[0008] 特許文献4では、質量%で、C：0.04～0.08%、Si：0.05～0.5%、Mn：1.8～3.0%、P：0.08%以下、S：0.0006%以下、Ni：0.1～1.0%、Cr：0.01～0.5%、Nb：0.01～0.05%、Ti：0.005～0.020%を含有し、そのミクロ組織におけるベイナイトの面積率が85%以上であり、前記ベイナイト中の島状マルテンサイトが面積率で5～15%で均一分散し、旧オーステナイト粒界に存在するフェライトの面積率が5%以下であって、-30℃の試験温度でシャルピー衝撃試験を行った際の破面において、『破面上の長さ1mm以上のセパレーション長さの総和を破面の被検面面積で除した値』で定

義されるセパレーションインデックス（S I）が $0.05\text{ mm}^{-1}$ 以下であることを特徴とする高靱性かつ高変形高強度鋼管用鋼板およびその製造方法が提案されている。

## 先行技術文献

## 特許文献

[0009] 特許文献1：特開2009-127069号公報

特許文献2：特開2009-161824号公報

特許文献3：特開平9-41074号公報

特許文献4：特開2012-72472号公報

## 発明の概要

## 発明が解決しようとする課題

[0010] ところで、近年の高圧ガスラインパイプ等に適用される鋼板には、より高強度かつ高靱性であることが求められている。具体的には、鋼板から鋼管への加工後において、鋼管母材の引張強度が $625\text{ MPa}$ 以上であり、かつ鋼管母材における $-45^{\circ}\text{C}$ でのDWT T試験で得られた延性破面率が $85\%$ 以上であることが要求されている。

[0011] 特許文献1では、脆性破壊抑制のための評価指標であるDWT T特性は板厚が $33\text{ mm}$ の鋼板の $1/2\text{ t}$ （以下、 $\text{t}$ は厚さを意味する）位置から採取した $19\text{ mm}$ に減厚した試験片にて、試験温度が $-47^{\circ}\text{C}$ での延性破面率で評価されている。試験片を減厚すると延性破面率が高めとなる傾向が認められることに加えて、実際に敷設されるラインパイプにおける造管時の加工による特性劣化の懸念も考慮すると、特許文献1に記載の発明は改善の余地がある。

[0012] 特許文献2では圧延および急速冷却後、直ちに再加熱処理が必須であり、オンラインの加熱装置が必要である。このため、製造工程の増加による製造コストの上昇が懸念される。また、DWT T特性は板厚が $33\text{ mm}$ の鋼板の $1/2\text{ t}$ 位置から採取した $19\text{ mm}$ に減厚した試験片にて、試験温度が $-4$

7℃での延性破面率で評価されている。試験片を減厚すると延性破面率が高めとなる傾向が認められることに加えて、実際に敷設されるラインパイプにおける造管時の加工による特性劣化の懸念も考慮すると、特許文献2に記載の発明は改善の余地がある。

[0013] 特許文献3は、20～90%のフェライトと平均粒径が5  $\mu$ m以下のフェライト中に加工フェライトを50～100%含有した組織を有するTS $\geq$ 950MPaの低温靱性に優れた超高強度鋼板に関する技術を開示する。しかし、母材の低温靱性はシャルピー試験による50%破面遷移温度( $vTrs$ )で実施されており、実管ガスバースト試験との相関が高い全厚DWT試験に関する記載がない。このため、特許文献3に記載の発明は、冷却速度が速く硬質相の分率が増加しやすい表層部を含んだ全厚での脆性破壊の伝播停止性能が劣位であることが懸念される。

[0014] 特許文献4では、セパレーションの生成量を適正に制御することで高吸収エネルギーと低温靱性の両立を指向している。しかし、セパレーションを抑制することでシャルピー衝撃吸収エネルギーは向上するものの、実施例中のDWT試験は-20℃での延性破面率で評価されており、-45℃といったより低温での使用環境では改善の余地がある。

[0015] このような特許文献1～4に記載の技術では、より厳しい敷設環境・使用環境でも適用可能な高強度・高靱性鋼管の素材となる鋼板を安定的に製造することは実現できていない。

[0016] そこで、かかる事情を鑑み、625MPa以上の引張強度を有し、-45℃でのDWT試験で得られた延性破面率が85%以上である鋼管の素材として適用可能な鋼板とその製造方法を提供することを本発明の目的とする。ここで、DWT特性は造管時に10℃の試験温度差に相当する特性低下が生じると考えられる。この点を考慮して、本発明は、引張強度が625MPa以上、-55℃でのDWT試験で得られた延性破面率( $SA_{-55^{\circ}C}$ )が85%以上である高強度・高靱性鋼管用鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

[0017] 本発明の高強度・高靱性鋼管用鋼板において、高強度とは後述の実施例に記載の引張試験から求めたC方向（圧延方向に直角方向）の引張強度（TS）が625MPa以上であることを意味する。また、高靱性とは後述の実施例に記載のDWTT試験から求めた延性破面率（SA<sub>-55℃</sub>）が85%以上であることを意味する。

### 課題を解決するための手段

[0018] 本発明者らは評価指標として延性破面率（SA<sub>-55℃</sub>）を参照しながら、目標とする脆性亀裂伝播停止性能を得るためのセパレーション発生量を定量化した。図1に示す概略図は、セパレーションインデックス（SI<sub>-55℃</sub>）の測定方法を説明するためのものである。DWTT試験を実施した際にDWTT試験片の破面上に生成するセパレーションについて、プレスノッチ側と落重による衝撃側からそれぞれ試験片厚さt（板厚t<19mmの場合）、あるいは19mm（板厚t≥19mmの場合）を差し引いた評価領域にて、試験片破面に生成したセパレーションを目視で観察し、長さが1mm以上のすべてのセパレーションの長さを測定し、それらの総和を評価領域面積で除したSIを算出した。625MPa以上の引張強度を有する鋼管素材用の鋼板各種に対して、このセパレーションインデックス（SI<sub>-55℃</sub>）と、DWTT試験の延性破面率（SA<sub>-55℃</sub>）との関係を整理した結果、SA<sub>-55℃</sub>で評価される目標とする脆性亀裂伝播停止性能を得るためには、SI<sub>-55℃</sub>≥0.10mm<sup>-1</sup>とする必要があることを知見した。即ち、少なくとも、SI<sub>-55℃</sub>値が外れた場合は目標とするSA<sub>-55℃</sub>値が得られない。

[0019] さらに本発明者らは、DWTT特性に及ぼす各種要因について、鋼管用鋼板を対象に鋭意検討した。その結果、C、Mn、Nb、Ti等を含有する鋼板において、2相域での累積圧下率制御によるセパレーションの生成に起因した低温靱性の改善効果およびオーステナイト未再結晶温度域の低温側での累積圧下率制御による組織の微細化に起因した低温靱性の改善効果を活用することで、より厳しい低温での使用環境にも適用可能な優れたDWTT特性を有する高強度・高靱性鋼管用鋼板が得られることを本発明者らは知見した。

。

[0020] 本発明者らは、以上の知見に基づきさらに検討を重ねて本発明を完成した。本発明の要旨は以下のとおりである。

[0021] [1] 質量%で、C : 0.03%以上0.08%以下、Si : 0.05%超0.50%以下、Mn : 1.5%以上2.5%以下、P : 0.001%以上0.010%以下、S : 0.0030%以下、Al : 0.01%以上0.08%以下、Nb : 0.010%以上0.080%以下、Ti : 0.005%以上0.025%以下、N : 0.001%以上0.006%以下を含有し、さらにCu : 0.01%以上1.00%以下、Ni : 0.01%以上1.00%以下、Cr : 0.01%以上1.00%以下、Mo : 0.01%以上1.00%以下、V : 0.01%以上0.10%以下、B : 0.0005%以上0.0030%以下から選ばれる1種以上を含有し、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、板厚方向の1/2位置におけるフェライトの面積率が20%以上80%以下であり、このフェライト中の加工フェライトの割合が50%以上100%以下である組織を有し、−55℃の試験温度でDWT T試験(Drop Weight Tear Test)を行った際の試験片破面に生成するセパレーションが(1)式で定義されるセパレーションインデックス( $SI_{-55^{\circ}\text{C}}$ )で $0.10\text{mm}^{-1}$ 以上である、高強度・高靱性鋼管用鋼板。

$$SI_{-55^{\circ}\text{C}} (\text{mm}^{-1}) = \Sigma L_i / A \cdots (1)$$

$\Sigma L_i$  : DWT T試験片の評価領域(A)に存在する長さ1mm以上のセパレーションの合計長さ(mm)

A : DWT T試験片のプレスノッチ側と落重による衝撃側からそれぞれ試験片厚さt(板厚 $t < 19\text{mm}$ の場合)、あるいは $19\text{mm}$ (板厚 $t \geq 19\text{mm}$ の場合)を差し引いた評価領域面積( $\text{mm}^2$ )

[2] 前記成分組成に加えてさらに、質量%で、Ca : 0.0005%以上0.0100%以下、REM : 0.0005%以上0.0200%以下、Zr : 0.0005%以上0.0300%以下、Mg : 0.0005%以上

0.0100%以下から選ばれる1種以上を含有する〔1〕に記載の高強度・高靱性鋼管用鋼板。

[0022] 〔3〕〔1〕または〔2〕に記載の高強度・高靱性鋼管用鋼板の製造方法であって、鋼スラブを1000℃以上1250℃以下に加熱し、オーステナイト再結晶温度域において圧延後、 $A_{r3}$ 点以上( $A_{r3}$ 点+150℃)以下における累積圧下率が50%以上の圧延を行い、ついで、( $A_{r3}$ 点-50℃)以上 $A_{r3}$ 点未満における累積圧下率が50%超の圧延を行う熱間圧延工程と、前記熱間圧延工程後、直ちに10℃/s以上80℃/s以下の冷却速度で、250℃以上450℃以下の冷却停止温度まで加速冷却し、その後100℃以下の温度域まで空冷を行う冷却工程と、を有する高強度・高靱性鋼管用鋼板の製造方法。

### 発明の効果

[0023] 本発明の製造方法によれば、圧延条件および圧延後の冷却条件を適正に制御することで、板厚方向の1/2位置におけるフェライトの面積率を20%以上80%以下とし、このフェライト中の加工フェライトの割合を50%以上100%以下とした組織を得ることが可能となる。また、製造した鋼板は高強度・高靱性を実現可能である。

[0024] 本発明の鋼板は、セパレーションを活用し、引張強度(C方向)が625MPa以上、-55℃でのDWT T試験で得られた延性破面率( $SA_{-55℃}$ )が85%以上の高強度・高靱性鋼管用鋼板である。本発明の鋼板は、冬季には周囲環境の気温が-40℃以下となる寒冷地域及び／または極寒地域にまで施設の拡大が予想されるラインパイプへの適用が期待される。また、該ラインパイプとして、例えば10MPa以上の高圧ガスラインパイプへの適用が期待される。

### 図面の簡単な説明

[0025] [図1]図1は、セパレーションインデックス( $SI_{-55℃}$ )の測定方法を説明するための概略図である。

### 発明を実施するための形態

[0026] 以下、本発明について詳細に説明する。

[0027] 本発明の高強度・高靱性鋼管用鋼板は、質量%で、C : 0.03%以上0.08%以下、Si : 0.05%超0.50%以下、Mn : 1.5%以上2.5%以下、P : 0.001%以上0.010%以下、S : 0.0030%以下、Al : 0.01%以上0.08%以下、Nb : 0.010%以上0.080%以下、Ti : 0.005%以上0.025%以下、N : 0.001%以上0.006%以下を含有し、さらにCu : 0.01%以上1.00%以下、Ni : 0.01%以上1.00%以下、Cr : 0.01%以上1.00%以下、Mo : 0.01%以上1.00%以下、V : 0.01%以上0.10%以下、B : 0.0005%以上0.0030%以下から選ばれる1種以上を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有する鋼板であり、該鋼板の板厚方向の1/2位置におけるフェライトの面積率が20%以上80%以下であり、このフェライト中の加工フェライトの割合が50%以上100%以下である組織を有する。

[0028] まず、本発明の成分組成の限定理由を説明する。なお、成分組成に関する「%」表示は質量%を意味するものとする。

[0029] C : 0.03%以上0.08%以下

Cは変態強化による高強度化に有効に作用する。しかしながら、C量が0.03%未満では所望の引張強度( $TS \geq 625 \text{ MPa}$ )が得られない場合がある。また、冷却中にフェライト変態やパーライト変態が生じやすくなるため、ベイナイト量が減少しやすくなる。一方、C量が0.08%を超えると加速冷却後に硬質なマルテンサイトが生成しやすくなり、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT特性( $SA_{-55^\circ\text{C}}$ )が低位となる場合がある。また、加速冷却後に表層硬度が上昇する場合があり、鋼管製造時にしわや表面欠陥の原因となる場合がある。したがって、C量は0.03%以上0.08%以下とし、好ましくは0.03%以上0.07%以下とする。

[0030] Si : 0.05%超0.50%以下

Siは脱酸に必要な元素であり、さらに固溶強化により鋼材の強度を向上さ

せる効果を有する。このような効果を得るためにはS iを0.05%超含有することが必要である。S i量は、好ましくは0.10%以上であり、より好ましくは0.15%以上である。一方、S i量が0.50%を超えると溶接性や母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーが低下するため、S i量は0.50%以下とする。なお、HAZ部の韌性劣化防止の観点から、S i量は0.20%以下とすることが好ましい。

[0031] Mn : 1.5%以上2.5%以下

MnはCと同様に加速冷却後にベイナイトを形成し、変態強化による高強度化に有効に作用する。しかしながら、Mn量が1.5%未満では所望の引張強度( $TS \geq 625 \text{ MPa}$ )が得られない場合がある。また、冷却中にフェライト変態やパーライト変態が生じやすくなるため、ベイナイト量が減少しやすくなる。一方、Mnを2.5%を超えて含有すると鑄造時に不可避免的に形成される偏析部にMnが濃化し、その部分でシャルピー衝撃吸収エネルギーが低くなったり、DWTT特性( $SA_{-55^\circ\text{C}}$ )が劣ったりする原因となる。このため、Mn量は1.5%以上2.5%以下とする。なお、韌性向上の観点から、Mn量は1.5%以上2.0%以下とすることが好ましい。

[0032] P : 0.001%以上0.010%以下

Pは固溶強化による鋼板の高強度化に有効な元素である。しかしながら、P量が0.001%未満ではその効果が現れないだけでなく、製鋼工程において脱磷コストの上昇を招く場合があるため、P量は0.001%以上とする。一方、P量が0.010%を超えると、韌性や溶接性が顕著に劣る場合がある。したがって、P量は0.001%以上0.010%以下とする。

[0033] S : 0.0030%以下

Sは熱間脆性を起こす原因となるほか、鋼中に硫化物系介在物として存在して、韌性や延性を劣化させる有害な元素である。したがって、Sは極力低減するのが好ましく、本発明ではS量の上限は0.0030%とし、好ましくはS量を0.0015%以下とする。下限は特にないが、極低S化は製鋼コストが上昇するため、S量を0.0001%以上とすることが好ましい。

[0034] Al : 0.01%以上0.08%以下

Alは脱酸剤として含有する元素である。また、Alは固溶強化能を有するため、鋼板の高強度化に有効に作用する。しかしながら、Al量が0.01%未満では上記効果が得られない。一方、Al量が0.08%を超えると、原料コストの上昇を招くとともに、靱性を劣化させる場合がある。したがって、Al量は0.01%以上0.08%以下とし、好ましくは0.01%以上0.05%以下とする。

[0035] Nb : 0.010%以上0.080%以下

Nbは析出強化や焼入れ性増大効果による鋼板の高強度化に有効である。また、Nbは熱間圧延時のオーステナイトの未再結晶温度域を拡大する効果があり、該未再結晶温度域における圧延による組織微細化効果を通じて鋼板の靱性の向上に有効である。これらの効果を得るために、Nbを0.010%以上含有する。一方、Nb量が0.080%を超えると、加速冷却後に硬質なマルテンサイトが生成しやすくなり、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーが低くなったり、DWT特性（SA<sub>-55℃</sub>）が劣ったりする場合がある。また、HAZ部の靱性が著しく劣る。したがって、Nb量は0.010%以上0.080%以下とし、好ましくは0.010%以上0.040%以下とする。

[0036] Ti : 0.005%以上0.025%以下

Tiは鋼中で窒化物を形成し、特に0.005%以上含有すると窒化物のピンニング効果でオーステナイト粒を微細化する効果があり、母材の靱性確保やHAZ部の靱性確保に寄与する。また、Tiは析出強化による鋼板の高強度化に有効な元素である。これらの効果を得るにはTiを0.005%以上含有する。好ましくは、Ti量は0.008%以上である。一方、Tiを0.025%を超えて含有すると、TiNが粗大化し、オーステナイト粒の微細化に寄与しなくなり、靱性向上効果が得られなくなる。こればかりでなく、粗大なTiNは延性き裂や脆性き裂の発生起点となるため、シャルピー衝撃吸収エネルギーが著しく低くなり、DWT特性（SA<sub>-55℃</sub>）も著しく劣る。

。したがって、Ti量は0.025%以下とし、好ましくは0.018%以下とする。

[0037] N : 0.001%以上0.006%以下

NはTiと窒化物を形成してオーステナイトの粗大化を抑制し、靱性の向上に寄与する。このようなピンニング効果を得るため、Nを0.001%以上含有する。一方、N量が0.006%を超えると、溶接部、特に溶融線近傍で1450℃以上に加熱されたHAZ部でTiNが分解した場合、固溶Nに起因したHAZ部の靱性が劣る場合がある。したがって、N量は0.001%以上0.006%以下とし、HAZ部の靱性に対する要求レベルが高い場合には、N量は0.001%以上0.004%以下とすることが好ましい。

[0038] 本発明では上記必須元素のほかに、さらにCu、Ni、Cr、Mo、V、Bから選ばれる1種以上を含有する。

[0039] Cu : 0.01%以上1.00%以下、Cr : 0.01%以上1.00%以下、Mo : 0.01%以上1.00%以下

Cu、Cr、Moはいずれも焼入れ性向上元素であり、母材やHAZ部の高強度化に寄与する。この効果を得るためには、Cu、Cr、Moのいずれの元素を含有する場合であっても、含有する各元素について、0.01%以上含有することが必要である。一方、Cu、Cr、Mo量がそれぞれ1.00%を超えると高強度化の効果は飽和する。したがって、Cu、Cr、Moを含有する場合はそれぞれ0.01%以上1.00%以下とする。

[0040] Ni : 0.01%以上1.00%以下

Niも焼入れ性向上元素であり、含有しても靱性が劣化しないため、有用な元素である。この効果を得るためにはNiを0.01%以上含有することが必要である。一方、Ni量が1.00%を超えるとその効果が飽和し、また、Niは非常に高価であるため、Niを含有する場合は0.01%以上1.00%以下とする。

[0041] V : 0.01%以上0.10%以下

Vは析出強化による鋼板の高強度化に有効な元素であり、この効果を得るた

めにはVを0.01%以上含有することが必要である。一方、V量が0.10%を超えると、炭化物量が過剰となり、靱性が劣る場合がある。したがって、Vを含有する場合は0.01%以上0.10%以下とする。

[0042] B: 0.0005%以上0.0030%以下

Bは焼入れ性向上元素であり、オーステナイト粒界に偏析し、フェライト変態を抑制することで、母材の高強度化やHAZ部の強度低下防止に寄与する。この効果を得るためにはBを0.0005%以上含有することが必要である。一方、B量が0.0030%を超えるとその効果は飽和するため、Bを含有する場合は0.0005%以上0.0030%以下とする。

[0043] 上記成分以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物からなる。

[0044] しかし、必要に応じてさらに、Ca: 0.0005%以上0.0100%以下、REM: 0.0005%以上0.0200%以下、Zr: 0.0005%以上0.0300%以下、Mg: 0.0005%以上0.0100%以下から選ばれる1種以上を含有することができる。

[0045] Ca、REM、Zr、Mgは鋼中のSを固定して鋼板の靱性を向上させる働きがあり、いずれの元素を含有する場合であっても、含有する各元素について、0.0005%以上含有することで効果を発揮する。一方、Caは0.0100%、REMは0.0200%、Zrは0.0300%、Mgは0.0100%を超えて含有すると鋼中の介在物が増加し、靱性を劣化させる場合がある。したがって、これらの元素を含有する場合、Ca: 0.0005%以上0.0100%以下、REM: 0.0005%以上0.0200%以下、Zr: 0.0005%以上0.0300%以下、Mg: 0.0005%以上0.0100%以下とすることが好ましい。

[0046] 次に、組織について説明する。

[0047] 本発明の高強度・高靱性鋼管用鋼板は、母材の引張強度(C方向)が625MPa以上、-55℃でのDWT試験で得られた延性破面率( $SA_{-55^{\circ}C}$ )が85%以上、セパレーションインデックス( $SI_{-55^{\circ}C}$ )が0.10mm<sup>-1</sup>以上の特性を安定して得るために、板厚方向の1/2位置の組織においてフ

フェライトが面積率で20%以上80%以下、さらにフェライト中の加工フェライトの割合が50%以上100%以下であることが必要である。ここで、加工フェライトを含むフェライト以外の組織は主にベイナイトとすることが好ましい。その他の残部組織として、島状マルテンサイト、パーライト、マルテンサイトなどが含まれていてもよく、これらの残部組織が合計面積率で10%以下となることが好ましい。

[0048] 板厚方向の1/2位置におけるフェライトの面積率：20%以上80%以下

本発明においてフェライトの面積率は重要であり、特に後述するフェライト中の加工フェライト量が重要である。つまり2相域で圧延された鋼板は、加工フェライトの集合組織に起因したセパレーションと呼ばれるDWT T試験時のき裂進展方向に垂直な割れが発生し、き裂先端の応力が緩和されることで低温靱性が改善する。このセパレーションによる脆性き裂伝播停止性能の改善効果を得るためにはフェライトが面積率で20%以上必要である。フェライトの面積率が20%未満の場合、加工フェライト量の低下に起因したDWT T特性（SA<sub>-55℃</sub>）の低下が懸念される。フェライトの面積率が20%未満の場合、これだけでなく、加工フェライト量が低下すると降伏比（YR）が上昇し鋼管の変形能が低下することから、地盤変動等の地形の変形に対する安全性が低下する場合がある。一方、フェライトが面積率で80%を超えると、所望の引張強度が得られない場合がある。また、ベイナイトの面積率が小さくなりやすい。したがって、板厚方向の1/2位置におけるフェライトの面積率は20%以上80%以下とし、強度と低温靱性の安定確保の観点からフェライトの面積率は50%以上80%以下とすることが好ましい。フェライトの面積率は、より好ましくは50%以上70%以下である。

[0049] フェライト中の加工フェライトの割合：50%以上100%以下

上述のように加工フェライトは、集合組織に起因したセパレーションの発生により低温靱性を改善する。フェライト中の加工フェライトの割合が50%未満では、所望のセパレーション量が得られない場合があり、脆性き裂伝播

停止性能が低位となる場合がある。したがって、フェライト中の加工フェライトの割合は50%以上100%以下とし、より安定して良好な脆性き裂伝播停止性能と優れたシャルピー衝撃吸収エネルギーを得る観点からフェライト中の加工フェライトの割合を80%以上100%以下とすることが好ましい。

[0050] 板厚方向の1/2位置におけるベイナイトの面積率：20%以上80%以下（好適条件）

所望の引張強度（ $TS \geq 625 \text{ MPa}$ ）を安定して確保するため、ベイナイトの面積率は20%以上とすることが好ましい。より好ましくは、ベイナイトの面積率は30%以上である。また、ベイナイトの面積率が80%を超えると加工フェライト量の低下に起因したDWT特性（ $SA_{-55^\circ C}$ ）の低下が懸念される。ベイナイトの面積率が80%を超えると、これだけでなく、YRの上昇による鋼管の変形能の低下によって、地盤変動等の地形の変形に対する安全性が低下する場合がある。したがって、ベイナイトの面積率は80%以下とすることが好ましい。より好ましくは、ベイナイトの面積率は50%以下である。

[0051] 板厚方向の1/2位置における組織の残部について

フェライトおよびベイナイト以外の残部としては、マルテンサイト（島状マルテンサイト（*martensite-austenite constituent*）を含む）やパーライト、残留オーステナイト等から選ばれる1種以上を含んでよい。残部組織として、これらが合計の面積分率で10%以下存在していても差し支えない。

[0052] ここで、上記のフェライトの面積率について、例えば、板厚方向の1/2位置からL断面（圧延方向に平行な垂直断面）を鏡面研磨後、ナイタールで腐食し、光学顕微鏡を用いて、400～1000倍の範囲の倍率で無作為に5視野観察し、撮影した組織写真から画像解析処理により、フェライトの面積率を算出することが可能である。面積率は5視野の平均値である。また、板厚方向のフェライト粒長さに対する圧延方向のフェライト粒長さの比とし

て計算されるアスペクト比が3以上のフェライトを加工フェライトと定義し、全フェライト中の加工フェライトの割合を算出する。

[0053] また、例えば、走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて倍率2000倍で無作為に5視野観察し、撮影した組織写真により組織を同定し、ベイナイト、マルテンサイト、島状マルテンサイト、フェライト（加工フェライト）、パーライト等の各相の面積率を画像解析にて求めることが可能である。面積率は5視野の平均値である。

[0054] なお、一般に加速冷却を適用して製造された鋼板の組織は鋼板の板厚方向で異なるため、目標とする強度および脆性き裂伝播停止性能を安定して満足する観点から、冷却速度が遅く上記特性を達成しにくい板厚方向の1/2位置（板厚 $t$ の1/2 $t$ 位置）の組織を本発明では規定した。

[0055] 本発明の高強度・高靱性鋼管用鋼板は以下の特性を有する。

（1）C方向の引張強度が625MPa以上：天然ガスや原油等の輸送用として使用されるラインパイプでは、高圧化による輸送効率の向上や薄肉化による現地溶接施工効率の向上のため、高強度化の要望が非常に高まっている。これらの要求に応えるため、本発明においてはC方向の引張強度を625MPa以上とする。

[0056] L方向の降伏比（YR）が93%以下（好適条件）：近年のガス田や油田の開発は、地震地帯や永久凍土地帯へと拡大する傾向がある。よって、敷設するラインパイプには、地盤変動による地形の大変形時の安全性確保のための低降伏比が要求されている場合がある。この要求に応えるため、本発明においては降伏比を93%以下とし、好ましくは90%以下とする。

[0057] ここで、引張強度および引張強度に対する降伏強度の比で表される降伏比は、ASTM A370に準拠した引張方向がC方向（圧延方向に直角方向）およびL方向（圧延方向に平行な方向）となる全厚引張試験片を採取し、引張試験を実施することで測定することができる。

[0058] （2）-55℃でのDWT試験で得られた延性破面率（SA<sub>-55℃</sub>）が85%以上、セパレーションインデックス（SI<sub>-55℃</sub>）が0.10mm<sup>-1</sup>以上

：天然ガス等の輸送用として使用されるラインパイプでは、脆性き裂伝播停止の観点から、DWT T試験における延性破面率の値が高いことが望まれ、本発明においては $-55^{\circ}\text{C}$ でのDWT T試験で得られた延性破面率（SA値）を85%以上とした。また、セパレーションインデックス（ $SI_{-55^{\circ}\text{C}}$ ）が $0.10\text{ mm}^{-1}$ 以上とした。ここで、 $-55^{\circ}\text{C}$ でのDWT T試験で得られた延性破面率（ $SA_{-55^{\circ}\text{C}}$ ）は、API-5L3に準拠した長手方向がC方向となるプレスノッチ型全厚DWT T試験片を採取し、 $-55^{\circ}\text{C}$ で落重による衝撃曲げ荷重を加え、プレスノッチ側（き裂発生領域）と落重による衝撃側（圧縮歪領域）からそれぞれ試験片厚さ $t$ （板厚 $t < 19\text{ mm}$ の場合）、あるいは $19\text{ mm}$ （板厚 $t \geq 19\text{ mm}$ の場合）を差し引いた評価領域から延性破面率を求める。また上述のDWT T試験後の延性破面率測定と同等の評価領域、すなわち、プレスノッチ側（き裂発生領域）と落重（drop weight）による衝撃側（圧縮歪領域）からそれぞれ試験片厚さ $t$ （板厚 $t < 19\text{ mm}$ の場合）、あるいは $19\text{ mm}$ （板厚 $t \geq 19\text{ mm}$ の場合）を差し引いた評価領域にて、試験片破面に生成するセパレーションを目視で観察し、長さが $1\text{ mm}$ 以上のすべてのセパレーションの長さを測定し、それらの総和を評価領域面積で除したセパレーションインデックス（ $SI_{-55^{\circ}\text{C}}$ ）を算出する。

[0059] （3） $-55^{\circ}\text{C}$ でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが $160\text{ J}$ 以上（好適条件）：高圧ガスラインパイプにおいては、外因性の事故により発生した延性き裂が管軸方向に $100\text{ m/s}$ 以上の速度で伝播する高速延性破壊（不安定延性破壊）が生じることが知られており、これによって数 $\text{km}$ にもおよぶ大規模破壊が生じる可能性がある。このような高速延性破壊を防止するためには高吸収エネルギー化が有効であるため、本発明においては $-55^{\circ}\text{C}$ でのシャルピー衝撃吸収エネルギーが $160\text{ J}$ 以上であることが好ましい。ここで、 $-55^{\circ}\text{C}$ でのシャルピー衝撃吸収エネルギーは、 $-55^{\circ}\text{C}$ にてASTM A370に準拠したシャルピー衝撃試験を実施することで測定することができる。

[0060] （4）鋼板表面から板厚方向に $1\text{ mm}$ 位置のビッカース硬度が $260$ 以下

（好適条件）：鋼板表層部の温度は鋼板中央部に比べて低いため、二相温度域で圧延を行う場合、表層部と中央部で組織構成や特性が異なる場合がある。また、圧延後の冷却速度が速い鋼板表層部では硬質なマルテンサイトや島状マルテンサイトが生成しやすく、表面硬度が上昇する場合がある。このような表面硬度の上昇は、鋼板表面に応力集中が生じやすい鋼管製造時に、しわや割れ等の表面欠陥の原因となる場合があるだけでなく、脆性亀裂の発生起点となる場合がある。このため、表層部の硬さを適正に制御することが好ましく、本発明では鋼板表面から板厚方向に1 mm位置のビッカース硬度を260以下とする。ここで、ビッカース硬度は、鋼板から採取した硬度測定用試験片のL断面（圧延方向に平行で板面に垂直断面）を機械的に研磨後、鋼板表面から板厚方向に1 mm離れた位置において、測定荷重が10 kgfの条件で、JIS Z 2244に準拠したビッカース硬度を各10点測定し、その平均値を求める。

[0061] 次に、本発明の高強度・高靱性鋼管用鋼板の製造方法について説明する。

[0062] 本発明の高強度・高靱性鋼管用鋼板は、好ましくは、前述した成分組成からなる鋼スラブを、1000℃以上1250℃以下に加熱し、オーステナイト再結晶温度域において圧延後、 $A_{r3}$ 点以上（ $A_{r3}$ 点+150℃）以下における累積圧下率が50%以上の圧延を行い、ついで、（ $A_{r3}$ 点-50℃）以上 $A_{r3}$ 点未満における累積圧下率が50%超の圧延を行う熱間圧延工程と、前記熱間圧延工程後、直ちに10℃/s以上80℃/s以下の冷却速度で、250℃以上450℃以下の冷却停止温度まで加速冷却し、その後100℃以下の温度域まで空冷を行う冷却工程と、を有する製造方法によって得られる。また、組織微細化による低温靱性の改善効果をより高める観点から、 $A_{r3}$ 点以上（ $A_{r3}$ 点+150℃）以下での累積圧下率のうち、 $A_{r3}$ 点以上（ $A_{r3}$ 点+50℃）以下の温度域における累積圧下率を20%以上とすることが好ましい。

[0063] なお、以下の説明において、特に断らない限り、温度は鋼板の板厚方向の平均温度とする。鋼板の板厚方向の平均温度は、板厚、表面温度および冷却

条件等から、シミュレーション計算等により求められる。例えば、差分法を用い、板厚方向の温度分布を計算することにより、鋼板の板厚方向の平均温度が求められる。

[0064] ー熱間圧延工程ー

鋼スラブ加熱温度：1000℃以上1250℃以下

本発明の鋼スラブは、成分のマクロ偏析を防止すべく連続鑄造法で製造してもよく、造塊法で製造してもよい。また、鋼スラブを製造した後、一旦室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法に加え、冷却せず温片のままで加熱炉に装入し熱間圧延する直送圧延、あるいはわずかの保熱をおこなった後に直ちに熱間圧延する直送圧延・直接圧延、高温状態のまま加熱炉に装入して再加熱の一部を省略する方法（温片装入）などの省エネルギープロセスも問題なく適用することができる。

[0065] 加熱温度が1000℃未満では、鋼スラブ中のNbやV等の炭化物が十分に固溶せず、析出強化による強度上昇効果が得られない場合がある。一方、加熱温度が1250℃を超えると初期のオーステナイト粒が粗大化するため、シャルピー衝撃吸収エネルギーやDWTT特性（SA<sub>-55℃</sub>）が低下する場合がある。したがって、鋼スラブ加熱温度は1000℃以上1250℃以下とし、好ましくは1000℃以上1150℃以下とする。

[0066] 本発明においては、鋼スラブを加熱した後、まず、オーステナイト再結晶温度域において圧延を行う。オーステナイト再結晶温度域において圧延を実施することにより、鋼スラブ加熱時に粗大化した組織が微細化するとともに整粒にもなるので、後述の各温度域における圧延および冷却後に得られる最終的な組織も微細化する。その結果、得られた鋼板のDWTT特性（SA<sub>-55℃</sub>）やシャルピー衝撃吸収エネルギーも向上する。オーステナイト再結晶温度域における累積圧下率は特に限定されるものではないが、30%以上とすることが好ましい。なお、本発明の鋼の成分範囲においては、オーステナイト再結晶の下限温度は、およそ930℃である。

[0067] Ar<sub>3</sub>点以上（Ar<sub>3</sub>点+150℃）以下での累積圧下率：50%以上

$A_{r3}$ 点以上（ $A_{r3}$ 点＋150℃）以下の温度範囲は、オーステナイト未再結晶温度域の低温側に該当する。 $A_{r3}$ 点以上（ $A_{r3}$ 点＋150℃）以下のオーステナイトの未再結晶温度域にて累積圧下率で50%以上の圧下を行うことにより、オーステナイト粒が伸展し、特に板厚方向では細粒となる。このため、その後、2相域圧延および加速冷却して得られる鋼の組織を構成するフェライトやベイナイトも微細化し、その結果、DWTT特性（ $SA_{-55℃}$ ）は向上する。一方、累積圧下率が50%未満では細粒化効果が不十分となり良好なDWTT特性（ $SA_{-55℃}$ ）が得られない場合がある。したがって、 $A_{r3}$ 点以上（ $A_{r3}$ 点＋150℃）以下のオーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率は50%以上とする。累積圧下率の上限は特に限定されないが、累積圧下率が90%を超えると必要な鋼スラブの厚さが非常に厚くなるため、加熱効率等の低下を招き、エネルギーコストが大幅に上昇する懸念がある。このため、 $A_{r3}$ 点以上（ $A_{r3}$ 点＋150℃）以下のオーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率の上限は90%が好ましい。

[0068] なお、本発明において $A_{r3}$ 点は各鋼素材中の各元素の含有量に基づく次式を用いて計算して得られる値を用いる。各式中の元素記号は、鋼中の各元素の含有量（質量%）を表す。含有しない元素については0とする。

$$(\text{式}) : A_{r3} (\text{℃}) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo$$

$A_{r3}$ 点以上（ $A_{r3}$ 点＋50℃）以下の温度域における累積圧下率：20%以上（好適条件）

（ $A_{r3}$ 点＋150℃）以下のオーステナイト未再結晶温度域での累積圧下率のうち、 $A_{r3}$ 点以上（ $A_{r3}$ 点＋50℃）以下の温度域における累積圧下率を20%以上とすることで、オーステナイト粒がより細粒となり、2相域圧延および加速冷却して得られる鋼の組織を構成するフェライトやベイナイトがより微細化し、その結果、DWTT特性（ $SA_{-55℃}$ ）は向上する。したがって、 $A_{r3}$ 点以上（ $A_{r3}$ 点＋50℃）の温度域における累積圧下率は20%以上とすることが望ましい。

[0069] (A<sub>r3</sub>点－50℃)以上A<sub>r3</sub>点未満における累積圧下率：50%超

A<sub>r3</sub>点未満のフェライト－オーステナイトの二相温度域で熱間圧延を行う。これにより、フェライトに加工が加わり、加工フェライトが生成する。その結果、高強度化とともに、DWT T試験などの脆性き裂伝播停止性能評価試験で、試験片の破面にセパレーションを発生させ、優れた耐脆性き裂伝播性能を得ることが可能となる。また、圧延温度が(A<sub>r3</sub>点－50℃)未満では、フェライト変態が進行し、フェライトの面積率が增大するため、所望の強度が得られない場合がある。したがって、二相温度域の圧延温度範囲は(A<sub>r3</sub>点－50℃)以上A<sub>r3</sub>点未満とする。

[0070] (A<sub>r3</sub>点－50℃)以上A<sub>r3</sub>点未満の累積圧下率が50%以下ではアスペクト比3以上で定義した加工フェライトが所望量得られない場合がある。これにより、セパレーションの発生は認められるものの、その発生量は十分ではなく、優れた脆性き裂伝播停止性能が得られない場合がある。よって、(A<sub>r3</sub>点－50℃)以上A<sub>r3</sub>点未満の累積圧下率は50%超とし、好ましくは53%以上である。一方、(A<sub>r3</sub>点－50℃)以上A<sub>r3</sub>点未満の累積圧下率の上限は特に規定しないが、累積圧下率が80%を超えると、セパレーションの発生量が飽和し、さらにフェライトの脆化による母材靱性の低下が懸念される。このため、該温度域の累積圧下率を80%以下とすることが好ましい。(A<sub>r3</sub>点－50℃)以上A<sub>r3</sub>点未満の累積圧下率は、より好ましくは70%以下である。

[0071] 圧延終了温度：(A<sub>r3</sub>点－50℃)以上A<sub>r3</sub>点未満(好適条件)

(A<sub>r3</sub>点－50℃)以上A<sub>r3</sub>点未満での累積大圧下は高強度化とともに、DWT T試験などの脆性き裂伝播停止性能評価試験で、試験片の破面にセパレーションを発生させ、優れた耐脆性き裂伝播性能を得ることが可能となる。しかしながら、(A<sub>r3</sub>点－50℃)未満の低温域での圧延はフェライトの面積率が增大するため、所望の強度が得られない場合がある。他方、A<sub>r3</sub>点以上で圧延を終了すると加工フェライトが所望量得られない場合がある。これにより、セパレーションの発生は認められるものの、その発生量は十分で

はなく、優れた脆性き裂伝播停止性能が得られない場合がある。したがって、圧延終了温度は ( $A_{r3}$  点  $-50^{\circ}\text{C}$ ) 以上  $A_{r3}$  点未満とすることが好ましい。

[0072] ー冷却工程ー

加速冷却の冷却開始温度： ( $A_{r3}$  点  $-80^{\circ}\text{C}$ ) 以上 (好適条件)

本発明では、熱間圧延工程後、直ちに加速冷却を開始する。なお、加速冷却の冷却開始温度が ( $A_{r3}$  点  $-80^{\circ}\text{C}$ ) 未満では、熱間圧延後、加速冷却開始までの空冷過程において、ポリゴナルフェライトが生成し、母材強度が低下する場合がある。したがって、加速冷却の冷却開始温度は ( $A_{r3}$  点  $-80^{\circ}\text{C}$ ) 以上が好ましい。一方、加速冷却の開始温度の上限は  $A_{r3}$  点未満であれば特に規定しない。

[0073] 加速冷却の冷却速度：  $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上  $80^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以下

圧延終了後に生成するフェライトは加工されていないため、強度確保の観点から有害である。このため、圧延終了後直ちに加速冷却を行い、未変態オーステナイトをベイナイトに変態させて、フェライトの生成を抑制し、母材靱性を損なわずに強度を向上させることが好ましい。加速冷却の冷却速度が  $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$  未満では、冷却中にフェライト変態が過度に生じ、母材強度が低下する場合がある。よって、加速冷却の冷却速度は  $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上とし、好ましくは  $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上である。一方、 $80^{\circ}\text{C}/\text{s}$  を超えると、特に鋼板表層近傍ではマルテンサイト変態が生じやすく硬質相が増加するため、表面硬度が過剰に高くなり、鋼管製造時にしわや割れ等の表面欠陥の原因となる場合がある。さらに、表面欠陥は延性き裂や脆性き裂の発生起点となる場合があり、シャルピー衝撃吸収エネルギーや DWT T 特性 ( $SA_{-55^{\circ}\text{C}}$ ) の低下が懸念される。したがって、加速冷却の冷却速度は  $80^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以下とし、 $60^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以下とすることが好ましい。なお、冷却速度は冷却開始温度と冷却停止温度との差を所要時間で除した平均冷却速度を指す。

[0074] 加速冷却の冷却停止温度：  $250^{\circ}\text{C}$  以上  $450^{\circ}\text{C}$  以下

$625\text{MPa}$  以上の引張強度を得るため、冷却停止温度を  $450^{\circ}\text{C}$  以下とし

、鋼板の未変態オーステナイトを微細なベイナイトやマルテンサイトとする。冷却停止温度が450℃を超えると粗大なベイナイト組織となり、十分な高強度が得られない場合がある。一方、冷却停止温度が250℃未満では、過剰にマルテンサイトが生じる場合があり、母材強度は上昇するものの、母材のシャルピー衝撃吸収エネルギーやDWT T特性（SA<sub>-55℃</sub>）が著しく低下する場合があり、特に鋼板表層近傍でその傾向は顕著となる。また、冷却速度が速い表層部で硬度が過剰に高くなりやすく、その結果、鋼管製造時にしわや割れ等の表面欠陥の原因となる場合がある。したがって、加速冷却の冷却停止温度は250℃以上450℃以下とする。

[0075] 100℃以下の温度域まで空冷

上記加速冷却を終了後は、100℃以下の温度域まで空冷する。

[0076] 本発明の製造方法は、上記した熱間圧延工程および冷却工程の他、任意の工程を含んでもよい。例えば、熱間圧延工程と冷却工程との間、および／または、空冷の後に実施される形状矯正等の工程を含んでも良い。なお、上記加速冷却の後、空冷の後は再加熱しなくてもよい。

[0077] 本発明の鋼板を用いて鋼管を製造できる。鋼管の成形方法としては、UOEプロセスやプレスベンド（ベンディングプレスとも称する）等の冷間成形によって鋼管形状に成形する方法が挙げられる。

[0078] UOEプロセスでは、素材となる厚鋼板の幅方向端部に開先加工を施したのち、プレス機を用いて鋼板の幅方向端部の端曲げを行い、続いて、プレス機を用いて鋼板をU字状にそしてO字状に成形することにより、鋼板の幅方向端部同士が対向するように鋼板を円筒形状に成形する。次いで、鋼板の対向する幅方向端部をつき合わせて溶接する。この溶接をシーム溶接と呼ぶ。このシーム溶接においては、円筒形状の鋼板を拘束し、対向する鋼板の幅方向端部同士を突き合わせて仮付溶接する仮付溶接工程と、サブマージアーク溶接法によって鋼板の突き合わせ部の内外面に溶接を施す本溶接工程との、二段階の工程を有する方法が好ましい。シーム溶接を行った後に、溶接残留応力の除去と鋼管真円度の向上のため、拡管を行う。拡管工程において拡管

率（拡管前の管の外径に対する拡管前後の外径変化量の比）は、通常、0.3%～1.5%の範囲で実施される。真円度改善効果と拡管装置に要求される能力とのバランスの観点から、拡管率は0.5%～1.2%の範囲であることが好ましい。その後、防食を目的としてコーティング処理を実施することができる。コーティング処理としては、たとえば、拡管後の鋼管を200～300℃の温度域に加熱した後、鋼管外面に、たとえば公知の樹脂を塗布すればよい。

[0079] プレスベンドにより冷間成形する場合には、鋼板に三点曲げを繰り返すことにより逐次成形し、ほぼ円形の断面形状を有する鋼管を製造する。その後は、上述のUOEプロセスと同様に、シーム溶接を実施する。プレスベンドの場合にも、シーム溶接の後、拡管を実施してもよく、また、コーティングを実施することもできる。

### 実施例 1

[0080] 以下、本発明の実施例について説明する。本発明の技術的範囲は以下の実施例に限定されない。

[0081] 表1に示す成分組成（残部はFeおよび不可避免の不純物）からなる溶鋼を転炉で溶製し、260mm厚さのスラブとした後、表2に示す条件を満たす熱間圧延、加速冷却を施し、100℃以下の温度域（室温）まで空冷することで板厚が31.9mmの厚鋼板を製造した。なお、スラブ加熱後、オーステナイト再結晶温度域（930～1080℃の範囲内）において累積圧下率30%以上の圧延を行った。

[0082]

[表1]

| 鋼No. | 成分組成(質量%) |      |     |       |        |      |       |       |       |      |      |      |      |      |        | Ar <sub>3</sub><br>(°C) | 備考  |
|------|-----------|------|-----|-------|--------|------|-------|-------|-------|------|------|------|------|------|--------|-------------------------|-----|
|      | C         | Si   | Mn  | P     | S      | Al   | Nb    | Ti    | N     | Cu   | Ni   | Cr   | Mo   | V    | B      | その他                     |     |
| A    | 0.02      | 0.20 | 1.5 | 0.005 | 0.0006 | 0.03 | 0.030 | 0.015 | 0.004 | 0.15 | 0.20 | 0.35 | 0.10 | 0.05 |        |                         | 比較鋼 |
| B    | 0.04      | 0.20 | 1.9 | 0.005 | 0.0005 | 0.03 | 0.035 | 0.009 | 0.005 |      |      | 0.25 | 0.35 |      |        | REM:0.0040              | 発明鋼 |
| C    | 0.05      | 0.20 | 1.9 | 0.006 | 0.0006 | 0.05 | 0.040 | 0.010 | 0.005 |      |      | 0.15 | 0.35 |      |        | Ca:0.0015               | 発明鋼 |
| D    | 0.06      | 0.10 | 1.8 | 0.006 | 0.0004 | 0.04 | 0.035 | 0.010 | 0.004 |      |      | 0.20 | 0.30 |      |        |                         | 発明鋼 |
| E    | 0.06      | 0.10 | 1.8 | 0.007 | 0.0008 | 0.03 | 0.035 | 0.015 | 0.004 | 0.40 | 0.20 |      | 0.26 |      |        |                         | 発明鋼 |
| F    | 0.07      | 0.15 | 1.8 | 0.007 | 0.0011 | 0.03 | 0.030 | 0.015 | 0.003 | 0.35 | 0.30 |      | 0.30 |      |        |                         | 発明鋼 |
| G    | 0.08      | 0.20 | 1.7 | 0.008 | 0.0014 | 0.05 | 0.030 | 0.015 | 0.005 | 0.25 | 0.25 |      |      | 0.10 |        |                         | 発明鋼 |
| H    | 0.06      | 0.20 | 2.1 | 0.008 | 0.0021 | 0.06 | 0.040 | 0.010 | 0.005 | 0.35 | 0.35 |      |      |      |        |                         | 発明鋼 |
| I    | 0.05      | 0.40 | 2.4 | 0.007 | 0.0023 | 0.05 | 0.050 | 0.020 | 0.003 |      |      | 0.05 | 0.10 |      |        | Zr:0.0100               | 発明鋼 |
| J    | 0.06      | 0.35 | 2.0 | 0.007 | 0.0019 | 0.05 | 0.040 | 0.025 | 0.004 | 0.35 | 0.30 |      |      |      | 0.0030 | Mg:0.0020               | 発明鋼 |
| K    | 0.04      | 0.10 | 1.8 | 0.006 | 0.0022 | 0.03 | 0.060 | 0.020 | 0.002 |      |      | 0.25 | 0.30 |      |        |                         | 発明鋼 |
| L    | 0.06      | 0.30 | 1.8 | 0.006 | 0.0017 | 0.02 | 0.040 | 0.020 | 0.005 | 0.40 | 0.20 |      |      | 0.10 | 0.0010 |                         | 発明鋼 |
| M    | 0.05      | 0.20 | 2.1 | 0.005 | 0.0023 | 0.03 | 0.090 | 0.020 | 0.002 | 0.15 | 0.25 | 0.15 | 0.25 |      |        |                         | 比較鋼 |
| N    | 0.09      | 0.20 | 2.5 | 0.005 | 0.0028 | 0.05 | 0.040 | 0.005 | 0.003 | 0.05 |      |      |      |      |        |                         | 比較鋼 |
| O    | 0.05      | 0.20 | 2.7 | 0.005 | 0.0006 | 0.03 | 0.020 | 0.010 | 0.003 | 0.05 | 0.05 |      |      |      |        |                         | 比較鋼 |
| P    | 0.06      | 0.02 | 1.8 | 0.006 | 0.0017 | 0.02 | 0.040 | 0.020 | 0.005 | 0.40 | 0.20 |      |      | 0.10 | 0.0010 |                         | 比較鋼 |
| Q    | 0.06      | 0.20 | 1.4 | 0.005 | 0.0006 | 0.03 | 0.020 | 0.010 | 0.003 |      |      | 0.25 | 0.25 |      |        |                         | 比較鋼 |
| R    | 0.06      | 0.20 | 2.0 | 0.005 | 0.0006 | 0.03 | 0.020 | 0.010 | 0.003 |      |      |      |      |      |        |                         | 比較鋼 |
| S    | 0.05      | 0.20 | 2.1 | 0.005 | 0.0023 | 0.03 | 0.020 | 0.030 | 0.005 |      |      | 0.25 | 0.30 |      |        |                         | 比較鋼 |
| T    | 0.04      | 0.10 | 1.5 | 0.005 | 0.0023 | 0.03 | 0.005 | 0.020 | 0.005 |      |      | 0.25 | 0.30 |      |        |                         | 比較鋼 |
| U    | 0.05      | 0.10 | 1.6 | 0.005 | 0.0023 | 0.03 | 0.020 | 0.001 | 0.005 |      |      | 0.25 | 0.25 |      |        |                         | 比較鋼 |

\*1: Ar<sub>3</sub>=910-310C-80Mn-20Cu-15Cr-55Ni-80Mo (各元素記号は鋼中の各元素の含有量(質量%))

[0083] [表2]

| 鋼板No. | 鋼板No. | $A_{c3}$<br>(°C) | スラブ<br>加熱温度<br>(°C) | $A_{c2}$ 点以上( $A_{c3}$ 点+150°C)以下の<br>未再結晶温度域累積圧下率<br>(%) | $A_{c2}$ 点以上( $A_{c2}$ 点+50°C)以下の<br>温度域における累積圧下率<br>(%) | ( $A_{c2}$ 点-50°C)以上 $A_{c2}$ 点未満の<br>二相温度域累積圧下率<br>(%) | 圧延終了温度<br>(°C) | 冷却開始温度<br>(°C) | 冷却速度<br>(°C/s) | 冷却停止温度<br>(°C) | 備考  |
|-------|-------|------------------|---------------------|-----------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------|----------------|----------------|----------------|----------------|-----|
| 1     | A     | 757              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 720            | 690            | 20             | 350            | 比較例 |
| 2     | B     | 714              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 685            | 655            | 20             | 350            | 発明例 |
| 3     | C     | 712              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 685            | 655            | 20             | 350            | 発明例 |
| 4     | D     | 720              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 690            | 660            | 20             | 350            | 発明例 |
| 5     | E     | 708              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 680            | 650            | 20             | 350            | 発明例 |
| 6     | F     | 697              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 670            | 640            | 20             | 350            | 発明例 |
| 7     | G     | 730              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 700            | 670            | 20             | 350            | 発明例 |
| 8     | H     | 697              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 670            | 640            | 20             | 350            | 発明例 |
| 9     | I     | 694              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 665            | 635            | 20             | 350            | 発明例 |
| 10    | J     | 708              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 680            | 650            | 20             | 350            | 発明例 |
| 11    | K     | 726              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 700            | 670            | 20             | 350            | 発明例 |
| 12    | L     | 728              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 700            | 670            | 20             | 350            | 発明例 |
| 13    | M     | 688              | 1200                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 660            | 630            | 20             | 350            | 比較例 |
| 14    | N     | 681              | 1200                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 645            | 615            | 20             | 350            | 比較例 |
| 15    | O     | 675              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 645            | 615            | 20             | 350            | 比較例 |
| 16    | P     | 728              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 700            | 670            | 20             | 350            | 比較例 |
| 17    | Q     | 756              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 725            | 695            | 20             | 350            | 比較例 |
| 18    | R     | 731              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 700            | 670            | 20             | 350            | 比較例 |
| 19    | S     | 699              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 670            | 640            | 20             | 350            | 比較例 |
| 20    | T     | 750              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 720            | 690            | 20             | 350            | 比較例 |
| 21    | U     | 743              | 1150                | 61                                                        | 0                                                        | 55                                                      | 710            | 680            | 20             | 350            | 比較例 |

\*1:  $A_{c3}$ =910-310C-80Mn-20Cu-15Cr-55Ni-80Mo (各元素記号は鋼中の各元素の含有量(質量%))

- [0084] 以上により得られた厚鋼板より、ASTM A370に準拠した引張方向がC方向およびL方向となる全厚引張試験片を採取し、引張試験を実施し、C方向の全厚引張試験片を使用して引張強度(TS)を求め、L方向の全厚試験片を使用して降伏強度(YS)、引張強度(TS)および降伏比(YR)を求めた。
- [0085] また、シャルピー衝撃試験は、板厚方向の1/2位置から2mmのVノッチを有する長手方向がC方向となるシャルピー試験片を採取して、-55℃にてASTM A370に準拠したシャルピー衝撃試験を実施し、シャルピー衝撃吸収エネルギー( $vE_{-55℃}$ )を求めた。
- [0086] さらに、API-5L3に準拠した長手方向がC方向となるプレスノッチ型全厚DWT T試験片を採取し、-55℃で落重による衝撃曲げ荷重を加え、プレスノッチ側(き裂発生領域)と落重による衝撃側(圧縮歪領域)からそれぞれ19mm(板厚 $t \geq 19\text{ mm}$ であるから)を差し引いた評価領域から延性破面率( $SA_{-55℃}$ )を求めた。さらに延性破面率測定と同等の評価領域にて、試験片破面に生成するセパレーションを目視で観察し、長さが1mm以上のすべてのセパレーションの長さを測定し、それらの総和を評価領域面積で除した(1)式で定義されるセパレーションインデックス( $SI_{-55℃}$ )を算出した。
- [0087]  $SI_{-55℃} (\text{mm}^{-1}) = \Sigma L_i / A \cdots (1)$   
 $\Sigma L_i$ : DWT T試験片の評価領域(A)に存在する長さ1mm以上のセパレーションの合計長さ(mm)  
A: DWT T試験片のプレスノッチ側と落重による衝撃側からそれぞれ試験片厚さ $t$ (板厚 $t < 19\text{ mm}$ の場合)、あるいは19mm(板厚 $t \geq 19\text{ mm}$ の場合)を差し引いた評価領域面積( $\text{mm}^2$ )
- 表層硬度測定は、厚鋼板から硬度測定用試験片を採取し、L断面(圧延方向に平行で板面に垂直断面)を機械的に研磨し、鋼板表面から板厚方向に1mm深さの領域(表層部)において、荷重を10kgfでJIS Z 2244に準拠したピッカース硬度を各10点測定し、その平均値を求めた。

[0088] そして、厚鋼板の一方の板面から板厚方向の  $3/8$  の位置から  $5/8$  の位置までの領域から組織観察用試験片を採取し、前述した方法にて、板厚方向の  $1/2$  位置におけるフェライトの面積率、フェライト中の加工フェライトの割合、ベイナイトおよび残部組織の面積率を求めた。得られた結果を表 3 に示す。

[0089]

[表3]

| 鋼板No. | 鋼No. | 鋼組織                 |                             |                     |                           | 母材引張特性(C方向) |             | 母材引張特性(L方向) |           |                          |                                  | 母材靱性                                     |      | 母材硬度 |  |
|-------|------|---------------------|-----------------------------|---------------------|---------------------------|-------------|-------------|-------------|-----------|--------------------------|----------------------------------|------------------------------------------|------|------|--|
|       |      | フェライト<br>面積率<br>(%) | フェライト中の<br>加工フェライト割合<br>(%) | ベイナイト<br>面積率<br>(%) | 残留組織 <sup>*2</sup><br>(%) | TS<br>(MPa) | YS<br>(MPa) | TS<br>(MPa) | YR<br>(%) | vE <sub>55℃</sub><br>(J) | DWTT<br>SA <sub>55℃</sub><br>(%) | SI <sub>55℃</sub><br>(mm <sup>-1</sup> ) | 表層HV | 備考   |  |
| 1     | A    | 83                  | 30                          | 17                  | -                         | 589         | 509         | 577         | 88.2      | 325                      | 80                               | 0.05                                     | 198  | 比較例  |  |
| 2     | B    | 63                  | 98                          | 34                  | 3(M)                      | 763         | 583         | 748         | 77.9      | 202                      | 95                               | 0.15                                     | 257  | 発明例  |  |
| 3     | C    | 61                  | 93                          | 37                  | 2(M)                      | 741         | 576         | 726         | 79.3      | 197                      | 96                               | 0.16                                     | 249  | 発明例  |  |
| 4     | D    | 66                  | 90                          | 32                  | 2(M)                      | 726         | 570         | 712         | 80.1      | 194                      | 97                               | 0.16                                     | 244  | 発明例  |  |
| 5     | E    | 61                  | 86                          | 37                  | 2(M)                      | 709         | 563         | 695         | 81.0      | 190                      | 98                               | 0.16                                     | 239  | 発明例  |  |
| 6     | F    | 60                  | 97                          | 37                  | 3(M)                      | 756         | 581         | 741         | 78.4      | 200                      | 95                               | 0.15                                     | 252  | 発明例  |  |
| 7     | G    | 66                  | 73                          | 34                  | -                         | 653         | 539         | 640         | 84.2      | 177                      | 100                              | 0.18                                     | 220  | 発明例  |  |
| 8     | H    | 61                  | 88                          | 37                  | 2(M)                      | 719         | 567         | 705         | 80.4      | 192                      | 97                               | 0.16                                     | 242  | 発明例  |  |
| 9     | I    | 63                  | 100                         | 34                  | 3(M)                      | 770         | 586         | 755         | 77.6      | 204                      | 94                               | 0.15                                     | 255  | 発明例  |  |
| 10    | J    | 62                  | 78                          | 37                  | 1(M)                      | 675         | 549         | 662         | 82.9      | 182                      | 100                              | 0.17                                     | 227  | 発明例  |  |
| 11    | K    | 59                  | 85                          | 39                  | 2(M)                      | 705         | 561         | 691         | 81.2      | 189                      | 98                               | 0.17                                     | 237  | 発明例  |  |
| 12    | L    | 63                  | 70                          | 37                  | -                         | 639         | 532         | 626         | 85.0      | 174                      | 100                              | 0.19                                     | 215  | 発明例  |  |
| 13    | M    | 58                  | 100                         | 22                  | 20(M)                     | 802         | 566         | 786         | 72.0      | 130                      | 75                               | 0.17                                     | 270  | 比較例  |  |
| 14    | N    | 60                  | 100                         | 10                  | 30(M)                     | 850         | 583         | 833         | 70.0      | 110                      | 70                               | 0.17                                     | 286  | 比較例  |  |
| 15    | O    | 59                  | 100                         | 10                  | 31(M)                     | 846         | 584         | 829         | 70.4      | 112                      | 75                               | 0.16                                     | 285  | 比較例  |  |
| 16    | P    | 30                  | 70                          | 70                  | -                         | 612         | 510         | 600         | 85.0      | 174                      | 100                              | 0.19                                     | 206  | 比較例  |  |
| 17    | Q    | 63                  | 51                          | 14                  | 23(P)                     | 607         | 518         | 595         | 87.1      | 166                      | 100                              | 0.17                                     | 204  | 比較例  |  |
| 18    | R    | 70                  | 50                          | 15                  | 15(P)                     | 581         | 503         | 570         | 88.2      | 161                      | 100                              | 0.19                                     | 196  | 比較例  |  |
| 19    | S    | 60                  | 100                         | 36                  | 4(M)                      | 810         | 586         | 794         | 73.8      | 145                      | 75                               | 0.13                                     | 273  | 比較例  |  |
| 20    | T    | 82                  | 28                          | 18                  | -                         | 583         | 500         | 572         | 87.4      | 330                      | 80                               | 0.05                                     | 191  | 比較例  |  |
| 21    | U    | 75                  | 50                          | 25                  | -                         | 612         | 512         | 600         | 85.3      | 185                      | 85                               | 0.17                                     | 202  | 比較例  |  |

\*2: P: パーライト, M: マルテンサイト, 島状マルテンサイト

- [0090] No. 2～12は発明例であり、母材のC方向の引張強度（TS）が625 MPa以上、L方向の降伏比（YR）が93%以下、 $-55^{\circ}\text{C}$ でのシャルピー衝撃吸収エネルギー（ $vE_{-55^{\circ}\text{C}}$ ）が160 J以上でかつ、 $-55^{\circ}\text{C}$ でのDWT T試験で得られた延性破面率（ $SA_{-55^{\circ}\text{C}}$ ）が85%以上、セパレーションインデックス（ $SI_{-55^{\circ}\text{C}}$ ）が $0.10\text{ mm}^{-1}$ 以上、表層のビッカース硬度が260以下となっている。
- [0091] これに対して、比較例であるNo. 1は、C量が本発明の範囲を下回っているため、焼入れ性の低下が顕著となり、圧延後の冷却中に生じたフェライトの生成量が多く、その結果、フェライトの面積率が所定量より多くなったため、所望の引張強度（TS）が得られない。また、圧延後の冷却中に生成したフェライトは加工フェライトとなっていないものが多く、 $SI_{-55^{\circ}\text{C}}$ 値が本発明範囲に未達のため、所望のDWT T特性（ $SA_{-55^{\circ}\text{C}}$ ）が得られない。
- [0092] 比較例であるNo. 13は、Nb量が本発明の範囲を上回っており、焼入れ性が過度に向上するため、加速冷却後に硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー（ $vE_{-55^{\circ}\text{C}}$ ）やDWT T特性（ $SA_{-55^{\circ}\text{C}}$ ）が得られない。さらに鋼板表層近傍では硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望の表層硬度が得られない。
- [0093] 比較例であるNo. 14は、C量が、No. 15はMn量が本発明の範囲を上回っているため、加速冷却後に硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー（ $vE_{-55^{\circ}\text{C}}$ ）やDWT T特性（ $SA_{-55^{\circ}\text{C}}$ ）が得られない。また、C量やMn量が高いため、特に鋼板表層近傍では硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望の表層硬度が得られない。
- [0094] 比較例であるNo. 16はSi量が本発明の範囲を下回っているため、固溶強化による強度上昇が不十分のため、所望の引張強度が得られない。
- [0095] 比較例であるNo. 17はMn量が本発明範囲を下回っているため、焼入れ性の低下が顕著となり、冷却中にパーライト変態が生じ、ベイナイト量が減少した結果、所望の引張強度が得られない。
- [0096] 比較例であるNo. 18はCu、Ni、Cr、Mo、V、Bが含有されて

いないため、焼入れ性の低下が顕著となり、冷却中にパーライト変態が生じ、ベイナイト量が減少した結果、所望の引張強度が得られない。

[0097] 比較例であるN o. 19はTi量が本発明範囲を上回っているため、TiNが粗大化し、延性き裂や脆性き裂の発生起点となり、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー ( $vE_{-55^{\circ}C}$ ) やDWT T特性 ( $SA_{-55^{\circ}C}$ ) が得られない。

[0098] 比較例であるN o. 20はNb量が本発明範囲を下回っているため、焼入れ性の低下が顕著となり、圧延後の冷却中に生じたフェライトの生成量が多く、その結果、フェライトの面積率が所定量より多くなったため、所望の引張強度 (TS) が得られない。また、圧延後の冷却中に生成したフェライトは加工フェライトとなっていないものが多く、 $SI_{-55^{\circ}C}$ 値が本発明範囲に未達のため、所望のDWT T特性 ( $SA_{-55^{\circ}C}$ ) が得られない。

[0099] 比較例であるN o. 21はTi量が本発明範囲を下回っているため、析出強化による強度上昇が不十分のため、所望の強度が得られない。

## 実施例 2

[0100] 表1に示す鋼C、EおよびGの成分組成（残部はFeおよび不可避免的不純物）からなる溶鋼を転炉で溶製し、260mm厚さのスラブとした後、表4に示す条件を満たす熱間圧延、加速冷却を施し、100℃以下の温度域（室温）まで空冷することで板厚が31.9mmの厚鋼板を製造した。なお、スラブ加熱後、オーステナイト再結晶温度域（930～1080℃の範囲内）において累積圧下率30%以上の圧延を行った。

[0101]

[表4]

| 鋼板No. | 鋼No. | A <sub>cs</sub> <sup>*1</sup><br>(°C) | スラブ<br>加熱温度<br>(°C) | A <sub>cs</sub> 点以上(A <sub>cs</sub> 点+150°C)以下の<br>未再結晶温度域累積低下率<br>(%) | A <sub>cs</sub> 点以上(A <sub>cs</sub> 点+50°C)以下の<br>温度域における累積低下率<br>(%) | (A <sub>cs</sub> 点-50°C)以上A <sub>cs</sub> 点未満の<br>二相温度域累積低下率<br>(%) | 圧延終了温度<br>(°C) | 冷却開始温度<br>(°C) | 冷却速度<br>(°C/s) | 冷却停止温度<br>(°C) | 備考  |
|-------|------|---------------------------------------|---------------------|------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------|----------------|----------------|----------------|----------------|-----|
| 22    | C    | 712                                   | 1150                | 61                                                                     | 0                                                                     | 55                                                                  | 685            | 655            | 20             | 350            | 発明例 |
| 23    | C    | 712                                   | 1100                | 61                                                                     | 25                                                                    | 55                                                                  | 685            | 655            | 20             | 350            | 発明例 |
| 24    | C    | 712                                   | 1150                | 61                                                                     | 0                                                                     | 30                                                                  | 685            | 655            | 20             | 350            | 比較例 |
| 25    | C    | 712                                   | 1150                | 61                                                                     | 0                                                                     | 55                                                                  | 685            | 655            | 100            | 250            | 比較例 |
| 26    | C    | 712                                   | 1150                | 61                                                                     | 0                                                                     | 55                                                                  | 685            | 655            | 20             | 150            | 比較例 |
| 27    | C    | 712                                   | 1150                | 75                                                                     | 0                                                                     | 35                                                                  | 685            | 655            | 20             | 350            | 比較例 |
| 28    | C    | 712                                   | 1150                | 45.5                                                                   | 0                                                                     | 55                                                                  | 685            | 655            | 20             | 350            | 比較例 |
| 29    | C    | 712                                   | 1300                | 61                                                                     | 0                                                                     | 55                                                                  | 685            | 655            | 20             | 350            | 比較例 |
| 30    | E    | 708                                   | 1150                | 61                                                                     | 0                                                                     | 55                                                                  | 680            | 650            | 20             | 350            | 発明例 |
| 31    | E    | 708                                   | 1100                | 61                                                                     | 25                                                                    | 55                                                                  | 680            | 650            | 20             | 350            | 発明例 |
| 32    | G    | 730                                   | 1150                | 61                                                                     | 0                                                                     | 55                                                                  | 700            | 670            | 20             | 350            | 発明例 |
| 33    | G    | 730                                   | 950                 | 61                                                                     | 0                                                                     | 55                                                                  | 700            | 670            | 20             | 350            | 比較例 |
| 34    | G    | 730                                   | 1150                | 61                                                                     | 0                                                                     | 55                                                                  | 700            | 670            | 5              | 450            | 比較例 |
| 35    | G    | 730                                   | 1150                | 61                                                                     | 0                                                                     | 55                                                                  | 700            | 670            | 20             | 500            | 比較例 |

\*1: A<sub>cs</sub>=910-310C-80Mn-20Cu-15Cr-55Ni-80Mo (各元素記号は鋼中の各元素の含有量(質量%))

[0102] 以上により得られた厚鋼板に対して、実施例 1 と同様に、全厚引張試験、シャルピー衝撃試験、プレスノッチ型全厚 DWT T 試験を実施し、降伏強度 (Y S)、引張強度 (T S)、降伏比 (Y R)、シャルピー衝撃吸収エネルギー ( $v E_{-55^{\circ}C}$ )、延性破面率 ( $S A_{-55^{\circ}C}$ )、セパレーションインデックス ( $S I_{-55^{\circ}C}$ ) および表層硬度を測定した。得られた結果を表 5 に示す。

[0103] なお、No. 22 は実施例 1 の No. 3 と同じであり、No. 30 は実施例 1 の No. 5 と同じであり、No. 32 は実施例 1 の No. 7 と同じである。

[0104]

[表5]

| 鋼板No. | 鋼No. | 鋼組織                 |                                 |                     |                           | 母材引張特性(C方向) |             |             | 母材引張特性(L方向) |               |                       | 母材靱性                          |      |     | 母材硬度 |  | 備考 |
|-------|------|---------------------|---------------------------------|---------------------|---------------------------|-------------|-------------|-------------|-------------|---------------|-----------------------|-------------------------------|------|-----|------|--|----|
|       |      | フェライト<br>面積率<br>(%) | フェライト中の<br>加エフェライト割<br>合<br>(%) | ベイナイト<br>面積率<br>(%) | 残部組織 <sup>*2</sup><br>(%) | TS<br>(MPa) | YS<br>(MPa) | TS<br>(MPa) | YR<br>(%)   | vE-55℃<br>(J) | DWTT<br>SA-55℃<br>(%) | SI-55℃<br>(mm <sup>-1</sup> ) | 表層HV |     |      |  |    |
| 22    | C    | 61                  | 93                              | 37                  | 2(M)                      | 741         | 576         | 726         | 79.3        | 197           | 96                    | 0.16                          | 249  | 発明例 |      |  |    |
| 23    | C    | 60                  | 95                              | 38                  | 2(M)                      | 740         | 572         | 725         | 78.9        | 200           | 100                   | 0.16                          | 250  | 発明例 |      |  |    |
| 24    | C    | 70                  | 45                              | 28                  | 2(M)                      | 714         | 555         | 700         | 79.3        | 240           | 80                    | 0.08                          | 240  | 比較例 |      |  |    |
| 25    | C    | 58                  | 93                              | 10                  | 32(M)                     | 842         | 580         | 825         | 70.3        | 102           | 65                    | 0.17                          | 305  | 比較例 |      |  |    |
| 26    | C    | 60                  | 90                              | 5                   | 35(M)                     | 852         | 583         | 835         | 69.8        | 110           | 70                    | 0.17                          | 285  | 比較例 |      |  |    |
| 27    | C    | 65                  | 40                              | 33                  | 2(M)                      | 734         | 570         | 720         | 79.2        | 230           | 80                    | 0.08                          | 245  | 比較例 |      |  |    |
| 28    | C    | 58                  | 90                              | 40                  | 2(M)                      | 724         | 565         | 710         | 79.6        | 199           | 80                    | 0.15                          | 238  | 比較例 |      |  |    |
| 29    | C    | 56                  | 90                              | 41                  | 3(M)                      | 714         | 562         | 700         | 80.3        | 203           | 75                    | 0.15                          | 233  | 比較例 |      |  |    |
| 30    | E    | 61                  | 96                              | 37                  | 2(M)                      | 709         | 563         | 695         | 81.0        | 190           | 98                    | 0.16                          | 239  | 発明例 |      |  |    |
| 31    | E    | 60                  | 95                              | 38                  | 2(M)                      | 710         | 560         | 696         | 80.5        | 195           | 100                   | 0.16                          | 240  | 発明例 |      |  |    |
| 32    | G    | 66                  | 73                              | 34                  | -                         | 653         | 539         | 640         | 84.2        | 177           | 100                   | 0.18                          | 220  | 発明例 |      |  |    |
| 33    | G    | 70                  | 77                              | 30                  | -                         | 620         | 535         | 608         | 88.0        | 188           | 100                   | 0.19                          | 207  | 比較例 |      |  |    |
| 34    | G    | 82                  | 45                              | 18                  | -                         | 597         | 532         | 585         | 90.9        | 195           | 80                    | 0.08                          | 198  | 比較例 |      |  |    |
| 35    | G    | 65                  | 75                              | 35                  | -                         | 622         | 530         | 610         | 86.9        | 185           | 100                   | 0.18                          | 207  | 比較例 |      |  |    |

\*2: P、パーライト、M: マルテンサイト、G: 馬状マルテンサイト

[0105] No. 22、23、30～32は発明例であり、母材のC方向の引張強度

(TS) が 625 MPa 以上、L 方向の降伏比 (YR) が 93% 以下、 $-55^{\circ}\text{C}$  でのシャルピー衝撃吸収エネルギー ( $vE_{-55^{\circ}\text{C}}$ ) が 160 J 以上でかつ、 $-55^{\circ}\text{C}$  での DWT T 試験で得られた延性破面率 ( $SA_{-55^{\circ}\text{C}}$ ) が 85% 以上、セパレーションインデックス ( $Sl_{-55^{\circ}\text{C}}$ ) が  $0.10\text{ mm}^{-1}$  以上、表層のビッカース硬度が 260 以下となっている。

[0106] さらに、No. 23 および No. 31 は、No. 22 および No. 30 と対比して、( $A_{r3} + 150^{\circ}\text{C}$ ) 以下の未再結晶温度域における累積圧下率に加えて、未再結晶温度域の中でも低い温度域での累積圧下率を好適範囲に設定して製造したものであるため、フェライトやベイナイトへ変態する前のオーステナイトの微細化に起因して、最終的に得られた鋼板の組織も微細化して延性破面率 ( $SA_{-55^{\circ}\text{C}}$ ) がより高位となっている。

[0107] 以上に対して、比較例である No. 24 および No. 27 は ( $A_{r3}$  点  $-50^{\circ}\text{C}$ ) 以上  $A_{r3}$  点未満の累積圧下率が本発明範囲を下回るため、所定量の加工フェライトが得られず、 $Sl_{-55^{\circ}\text{C}}$  値が本発明範囲外である。このため、所望の DWT T 特性 ( $SA_{-55^{\circ}\text{C}}$ ) が得られない。

[0108] 比較例である No. 25 は冷却速度が本発明範囲を上回るため、加速冷却後に硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー ( $vE_{-55^{\circ}\text{C}}$ ) や DWT T 特性 ( $SA_{-55^{\circ}\text{C}}$ ) が得られない。さらに鋼板表層近傍では硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望の表層硬度が得られない。

[0109] 比較例である No. 26 は冷却停止温度が本発明範囲を下回るため、加速冷却後に硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望のシャルピー衝撃吸収エネルギー ( $vE_{-55^{\circ}\text{C}}$ ) や DWT T 特性 ( $SA_{-55^{\circ}\text{C}}$ ) が得られない。さらに鋼板表層近傍では硬質なマルテンサイトの生成量が増加し、所望の表層硬度が得られない。

[0110] 比較例である No. 28 は  $A_{r3}$  点以上 ( $A_{r3}$  点  $+150^{\circ}\text{C}$ ) 以下の未再結晶温度域の累積圧下率が本発明範囲を下回るため、フェライトやベイナイトへ変態する前のオーステナイトの微細化に起因した鋼板組織の微細粒化効

果が不十分となり、所望のDWT T特性（SA<sub>-55℃</sub>）が得られない。

[0111] 比較例であるN o. 29はスラブ加熱温度が本発明範囲を上回るため、初期のオーステナイト粒が粗大化し、鋼板組織の微細粒化効果が不十分となり、所望のDWT T特性（SA<sub>-55℃</sub>）が得られない。

[0112] 比較例であるN o. 33はスラブ加熱温度が本発明範囲を下回るため、鋼スラブ中のNbやV等の炭化物が十分に固溶せず、析出強化による強度上昇効果が不足し、所望の引張強度が得られない。

[0113] 比較例であるN o. 34は冷却速度が本発明範囲を下回るため、冷却中に過度のフェライトが生成し、その結果、所望の引張強度が得られない。また、所定量の加工フェライトが得られず、SI<sub>-55℃</sub>値が本発明範囲外であるため、所望のDWT T特性（SA<sub>-55℃</sub>）が得られない。

[0114] 比較例であるN o. 35は冷却停止温度が本発明範囲を上回るため、粗大なベイナイトが生成し、その結果、所望の引張特性が得られない。

### 産業上の利用可能性

[0115] 本発明の高強度・高靱性鋼管用鋼板を天然ガスや原油等の輸送用として使用されるラインパイプに適用することで、高圧化による輸送効率の向上や薄肉化による現地溶接施工効率の向上に大きく貢献できる。

## 請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.03%以上0.08%以下、

Si : 0.05%超0.50%以下、

Mn : 1.5%以上2.5%以下、

P : 0.001%以上0.010%以下、

S : 0.0030%以下、

Al : 0.01%以上0.08%以下、

Nb : 0.010%以上0.080%以下、

Ti : 0.005%以上0.025%以下、

N : 0.001%以上0.006%以下を含有し、

さらに

Cu : 0.01%以上1.00%以下、

Ni : 0.01%以上1.00%以下、

Cr : 0.01%以上1.00%以下、

Mo : 0.01%以上1.00%以下、

V : 0.01%以上0.10%以下、

B : 0.0005%以上0.0030%以下から選ばれる1種以上を含有し、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、

板厚方向の1/2位置におけるフェライトの面積率が20%以上80%以下であり、このフェライト中の加工フェライトの割合が50%以上100%以下である組織を有し、

−55℃の試験温度でDWTT試験(Drop Weight Tear Test)を行った際の試験片破面に生成するセパレーションが(1)式で定義されるセパレーションインデックス( $SI_{-55℃}$ )で0.10mm<sup>-1</sup>以上である、高強度・高靱性鋼管用鋼板。

$$SI_{-55℃} (mm^{-1}) = \sum Li / A \cdots (1)$$

$\Sigma L_i$  : DWT T試験片の評価領域 (A) に存在する長さ 1 mm 以上のセパレーションの合計長さ (mm)

A : DWT T試験片のプレスノッチ側と落重による衝撃側からそれぞれ試験片厚さ  $t$  (板厚  $t < 19$  mm の場合)、あるいは 19 mm (板厚  $t \geq 19$  mm の場合) を差し引いた評価領域面積 ( $\text{mm}^2$ )

[請求項2]

前記成分組成に加えてさらに、質量%で、

Ca : 0.0005%以上0.0100%以下、

REM : 0.0005%以上0.0200%以下、

Zr : 0.0005%以上0.0300%以下、

Mg : 0.0005%以上0.0100%以下から選ばれる1種以上を含有する請求項1に記載の高強度・高靱性鋼管用鋼板。

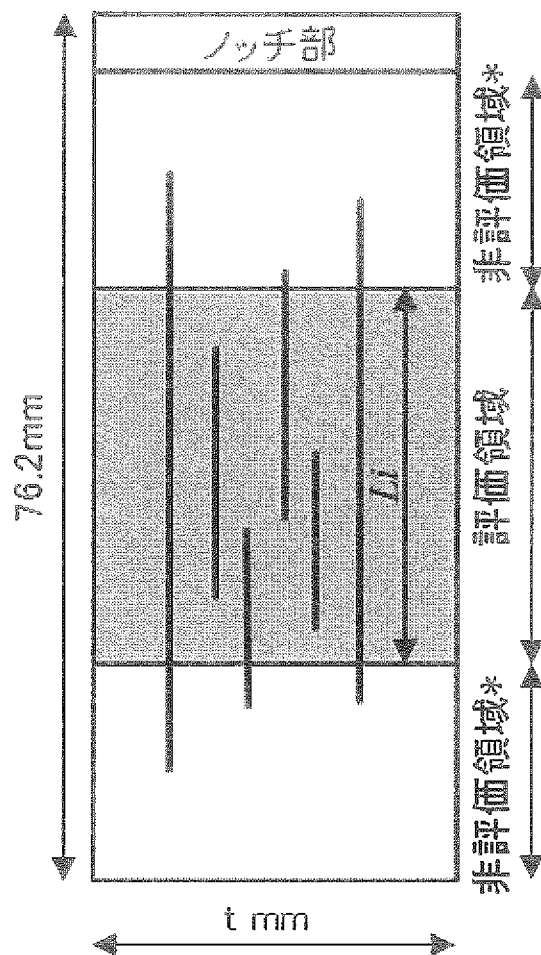
[請求項3]

請求項1または2に記載の高強度・高靱性鋼管用鋼板の製造方法であって、

鋼スラブを1000℃以上1250℃以下に加熱し、オーステナイト再結晶温度域において圧延後、 $A_{r3}$ 点以上( $A_{r3}$ 点+150℃)以下における累積圧下率が50%以上の圧延を行い、ついで、( $A_{r3}$ 点-50℃)以上 $A_{r3}$ 点未満における累積圧下率が50%超の圧延を行う熱間圧延工程と、

前記熱間圧延工程後、直ちに10℃/s以上80℃/s以下の冷却速度で、250℃以上450℃以下の冷却停止温度まで加速冷却し、その後100℃以下の温度域まで空冷を行う冷却工程と、を有する高強度・高靱性鋼管用鋼板の製造方法。

[図1]



\*非評価領域

板厚 $t < 19$ mmの場合,  $t$ mm

板厚 $t \geq 19$ mmの場合, 19mm

# INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/002060

## A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D8/02(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)

C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/02

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

|                           |           |                            |           |
|---------------------------|-----------|----------------------------|-----------|
| Jitsuyo Shinan Koho       | 1922-1996 | Jitsuyo Shinan Toroku Koho | 1996-2017 |
| Kokai Jitsuyo Shinan Koho | 1971-2017 | Toroku Jitsuyo Shinan Koho | 1994-2017 |

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

JSTPlus/JMEDPlus/JST7580(JDreamIII)

## C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

| Category* | Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages                                                                                                                                                                                                                                 | Relevant to claim No. |
|-----------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------|
| A         | JP 9-41074 A (Nippon Steel Corp.),<br>10 February 1997 (10.02.1997),<br>claims; table 2, steel 1<br>(Family: none)                                                                                                                                                                                                 | 1-3                   |
| A         | WO 2012/002481 A1 (Nippon Steel Corp.),<br>05 January 2012 (05.01.2012),<br>claims; paragraphs [0039] to [0042], [0047]<br>& JP 4970625 B2 & US 2013/0092295 A1<br>claims; paragraphs [0123] to [0126], [0131]<br>& EP 2589673 A1 & CN 102959114 A<br>& KR 10-2013-0014616 A & MX 2012014602 A<br>& TW 201211278 A | 1-3                   |

☒ 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  
08 March 2017 (08.03.17)

Date of mailing of the international search report  
21 March 2017 (21.03.17)

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/JP2017/002060

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

| Category* | Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages                                                                                                                                                                                     | Relevant to claim No. |
|-----------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------|
| A         | JP 2012-72472 A (JFE Steel Corp.),<br>12 April 2012 (12.04.2012),<br>claims; paragraph [0066]; fig. 2<br>(Family: none)                                                                                                                                                | 1-3                   |
| A         | Hirosuke INAGAKI, Hiroyuki KAGAWA, "Condition<br>of the formation of separations in control-<br>rolled steels: Separation in control-rolled<br>steel IV", Journal of the Iron & Steel<br>Institute of Japan, 1984.09, vol.70, no.13,<br>page S1398, fig. 1, lower part | 1-3                   |
| A         | JP 57-41323 A (Kawasaki Steel Corp.),<br>08 March 1982 (08.03.1982),<br>claims; table 2-2, sample steel N6<br>(Family: none)                                                                                                                                           | 1-3                   |
| A         | JP 1-176026 A (Kawasaki Steel Corp.),<br>12 July 1989 (12.07.1989),<br>claims; table 2, test No.16<br>(Family: none)                                                                                                                                                   | 1-3                   |

## 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, C22C38/58(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. C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/02

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 | 1971-2017年 |
| 日本国実用新案登録公報 | 1996-2017年 |
| 日本国登録実用新案公報 | 1994-2017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）

JSTPlus/JMEDPlus/JST7580 (JDreamIII)

## C. 関連すると認められる文献

| 引用文献の<br>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<br>請求項の番号 |
|-----------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------|
| A               | JP 9-41074 A（新日本製鐵株式会社）1997.02.10, 特許請求の範囲,<br>表2鋼1（ファミリーなし）                                                                                                                                                                                      | 1-3            |
| A               | WO 2012/002481 A1（新日本製鐵株式会社）2012.01.05, 請求の範囲,<br>[0039] - [0042], [0047] & JP 4970625 B2 & US<br>2013/0092295 A1 特許請求の範囲, [0123]-[0126], [0131] & EP<br>2589673 A1 & CN 102959114 A & KR 10-2013-0014616 A & MX 2012014602<br>A & TW 201211278 A | 1-3            |

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

「&amp;」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

08.03.2017

国際調査報告の発送日

21.03.2017

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）

小川 武

4 K

9270

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

| C (続き) . 関連すると認められる文献 |                                                                                                            |                |
|-----------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------|
| 引用文献の<br>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<br>請求項の番号 |
| A                     | JP 2012-72472 A ( J F E スチール株式会社) 2012. 04. 12, 特許請求の範囲, [ 0 0 6 6 ], 図 2 (ファミリーなし)                        | 1-3            |
| A                     | 稲垣裕輔, 香川裕之, 制御圧延鋼におけるセパレーションの発生条件 (制御圧延鋼のセパレーションの研究—第 4 報), 鉄と鋼, 1984. 09, Vol. 70 No. 13, S1398 頁, 図 1 下段 | 1-3            |
| A                     | JP 57-41323 A (川崎製鉄株式会社) 1982. 03. 08, 特許請求の範囲, 表 2 - 2 供試鋼 N 6 (ファミリーなし)                                  | 1-3            |
| A                     | JP 1-176026 A (川崎製鉄株式会社) 1989. 07. 12, 特許請求の範囲, 第 2 表試験 N o . 1 6 (ファミリーなし)                                | 1-3            |