

(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  
2016年10月6日(06.10.2016)



(10) 国際公開番号  
WO 2016/157857 A1

- (51) 国際特許分類:  
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)  
C21D 8/02 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2016/001727
- (22) 国際出願日: 2016年3月25日(25.03.2016)
- (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 2015-065776 2015年3月27日(27.03.2015) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 太田 周作(OTA, Shusaku); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 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). 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). 遠藤 茂 (ENDO, Shigeru); 〒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 商事ビル6階 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, 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, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:  
— 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL, PRODUCTION METHOD THEREFOR, STEEL PIPE, AND PRODUCTION METHOD FOR STEEL PIPE

(54) 発明の名称: 高強度鋼及びその製造方法、並びに鋼管及びその鋼管の製造方法

(57) Abstract: Provided is a technology for manufacturing a high-strength steel pipe that is at least API grade X100 and is for transporting steam. The high-strength steel uses a specified component composition and is characterized by: Ti/N being at least 2.0 and less than 4.0; X (%) in formula (1) being at least 0.90%; the bainite fraction being at least 70%, and the tensile strength at 350°C being at least 760 MPa.  $X = 0.35 \text{ Cr} + 0.9 \text{ Mo} + 12.5 \text{ Nb} + 8 \text{ V}$  (1). The chemical symbols in formula (1) indicate the content (% by mass) of each element. 0 is substituted if an element is not included.

(57) 要約: APIグレードX100以上の蒸気輸送用の高強度鋼管を製造するための技術を提供する。特定の成分組成を採用し、Ti/Nが2.0以上4.0未満であり、式(1)で表されるX(%)が0.90%以上であり、ベイナイト分率が70%以上であり、350°Cでの引張強度が760MPa以上であることを特徴とする高強度鋼とする。 $X = 0.35 \text{ Cr} + 0.9 \text{ Mo} + 12.5 \text{ Nb} + 8 \text{ V}$  (1) 式(1)中における元素記号は各元素の含有量(質量%)を意味する。また、含有しない元素については0を代入する。



WO 2016/157857 A1

## 明 細 書

発明の名称：

高強度鋼及びその製造方法、並びに鋼管及びその鋼管の製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、中温度域において引張強度が760MPa以上の高強度鋼及びその製造方法、並びに当該高強度鋼から構成される鋼管及びその製造方法に関する。本発明は、蒸気輸送用の高強度鋼管に特に好ましく適用できる技術に関する。

### 背景技術

[0002] カナダ等に埋蔵されている油層からオイルサンドを回収する方法として、露天堀による方法と、高温・高圧の蒸気を鋼管により油層に挿入するスチームインジェクション法がある。露天掘りが適用可能な地域は少なく、多くの地域ではスチームインジェクション法が採用されている。

[0003] スチームインジェクション法にて油層内へ送入される蒸気の温度は、300～400℃の温度域（以下、中温度域という）にある。スチームインジェクション法では、中温度域の温度を有する蒸気が、高圧にて油層内に送り込まれる。この蒸気の送り込みには、上記の通り、鋼管が使用される。近年、エネルギー需要の増加に伴う重質油の回収率の向上ならびに敷設コストの低減を目的として、鋼管の大径化ならびに高強度化が要望されている。

[0004] さらに、カナダのような寒冷地にて使用される場合、-20℃以下の外気に触れる地上部分では作業時には300℃以上に加熱され、非作業時には-20℃以下に冷却されるため低温度域から中温度域において優れた靱性が鋼管特性として要求される。

[0005] スチームインジェクション法に使用可能な蒸気輸送用の鋼管の従来技術として、特許文献1及び特許文献2がある。これらの特許文献では、API X80グレード相当の継目無管が報告されており、この継目無管の鋼管外径が最大で16インチである。

[0006] 継目無鋼管においては、更なる大径化が困難である。また、継目無鋼管においては、API X80グレード以上の強度を得るには合金元素の多量添加が求められる。

[0007] ところで、特許文献3、4には、溶接によって製造され、大径化が可能な高強度鋼管の製造技術が開示されている。よ具体的には、特許文献3、4は、TMCP (Thermo-mechanical control process) により作製され、API X80グレード以上の強度を有する高強度溶接鋼管の製造技術に関する。

### 先行技術文献

### 特許文献

[0008] 特許文献1：特開2000-290728号公報

特許文献2：特許第4821939号公報

特許文献3：特許第5055736号公報

特許文献4：特許第4741528号公報

### 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

[0009] 特許文献3では、中温度域における高温特性はX80グレードを満足する。しかし、高温で長時間適用時の強度劣化を考慮していない。また、特許文献4では中温度域での長期適用時における高温特性がX80グレードを満足する。しかし、蒸気輸送用の高強度鋼管の素材としては、さらに、高強度であることが好ましい。

[0010] このように、従来技術では、大径であること、蒸気輸送用の高強度溶接鋼管に要求される強度特性を有することの両者を満たす蒸気配管用の高強度溶接鋼管を得ることができない。

[0011] そこで、本発明は、APIグレードX100以上の蒸気輸送用の高強度鋼管を製造するための技術を提供することを目的とする。

[0012] なお、本明細書において、溶接熱影響部靱性の「溶接」は、鋼管のシーム

溶接に用いる溶接を対象とする。

### 課題を解決するための手段

[0013] 本発明者等は、大径化された高強度溶接管における中温度域での特性について鋭意検討した。その結果、成分組成と製造条件を適宜選定することにより、大径でありながら、蒸気輸送用の高強度鋼管に要求される強度特性を有する高強度鋼管を製造可能な高強度鋼が得られることを見出した。

[0014] 本発明は上記知見に更に検討を加えてなされたものであり、すなわち、本発明は以下で構成される。

[0015] [1] 質量%で、C：0.05～0.09%、Si：0.05～0.20%、Mn：1.6～2.0%、P：0.020%以下、S：0.002%以下、Mo：0.20～0.50%、Nb：0.02～0.06%、Ti：0.005～0.02%、Al：0.01～0.04%、N：0.004～0.006%を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、Ti/Nが2.0以上4.0未満であり、式(1)で表されるXが0.90%以上であり、ベイナイト分率が70%以上であり、350℃での引張強度が760MPa以上である高強度鋼。

$$X = 0.35Cr + 0.9Mo + 12.5Nb + 8V \quad (1)$$

式(1)中における元素記号は各元素の含有量(質量%)を意味する。また、含有しない元素については0を代入する。

[0016] [2] 更に、Cu：0.50%以下、Ni：0.50%以下、Cr：0.50%以下、V：0.08%以下、Ca：0.0005～0.0040%のうち1種または2種以上を含有する[1]に記載の高強度鋼。

[0017] [3] [1]又は[2]に記載の高強度鋼から構成される鋼管。

[0018] [4] [1]または[2]に記載の高強度鋼の製造方法であって、鋼素材を1050～1200℃に加熱する加熱工程と、前記加熱工程で加熱された鋼素材を、900℃以下での累積圧下率が50%以上、かつ圧延終了温度が850℃以下の条件で熱間圧延する熱間圧延工程と、前記熱間圧延工程で得られた熱延板を、冷却速度が5℃/秒以上、冷却停止温度が300～450℃

の条件で加速冷却する加速冷却工程と、を有する高強度鋼の製造方法。

[0019] [5] [1] 又は [2] に記載の高強度鋼から構成される鋼板を管状に冷間成形する冷間成形工程と、前記冷間成形工程で管状に成形された鋼板の突合せ部を溶接する溶接工程と、を有する鋼管の製造方法。

### 発明の効果

[0020] 本発明によれば、大径でありながら、蒸気輸送用の高強度鋼管に要求される強度特性を有する高強度鋼管が得られる。

[0021] 本発明の高強度鋼によれば、溶接熱影響部の中温域での靱性も高められるため、本発明の高強度鋼は、蒸気輸送用の高強度鋼管の素材として好ましく利用できる。

[0022] また、本発明によれば、合金成分の含有量を抑えても、優れた強度特性等の上記効果が得られる。したがって、本発明によれば、強度特性等の物性を改善しつつ、蒸気輸送用の高強度鋼管の製造コストを抑えることができる。

### 発明を実施するための形態

[0023] 以下、本発明の実施形態について説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

[0024] <高強度鋼>

本発明の高強度鋼は、質量%で、C : 0.05~0.09%、Si : 0.05~0.20%、Mn : 1.6~2.0%、P : 0.020%以下、S : 0.002%以下、Mo : 0.20~0.50%、Nb : 0.02~0.06%、Ti : 0.005~0.02%、Al : 0.01~0.04%、N : 0.004~0.006%を含有する。以下の説明において、成分の含有量を表す「%」は「質量%」を意味する。

[0025] C : 0.05~0.09%

Cは固溶強化ならびに析出強化により鋼の強度を確保するために必要な元素である。特に固溶C量の増加と析出物の形成は、中温度域での強度確保に重要である。室温ならびに中温度域において所定の強度を確保するために、C含有量を0.05%以上とする。C含有量が0.09%を超えると、溶接

熱影響部韌性が劣化する。そこで、C含有量は0.05~0.09%とした。

[0026] Si : 0.05~0.20%

Siは脱酸のために添加される。Si含有量が0.05%未満では十分な脱酸効果が得られない。Si含有量が0.20%を超えると溶接熱影響部韌性の劣化を招く。そこで、Si含有量は0.05~0.20%とした。

[0027] Mn : 1.6~2.0%

Mnは鋼の強度および韌性の向上に有効な元素である。Mn含有量が1.6%未満ではその効果が小さい。また、Mn含有量が2.0%を超えると溶接熱影響部韌性が著しく劣化する。そこで、Mn含有量は1.6~2.0%とした。

[0028] P : 0.020%以下

Pは不純物元素であり韌性を劣化させる。このため、P含有量を極力低減することが望ましい。しかし、P含有量を過度に低減しようとする、製造コストが上昇する。そこで、韌性劣化が許容範囲内に収まる条件として、P含有量は0.020%以下とした。

[0029] S : 0.002%以下

Sは不純物元素であり韌性を劣化させる。このため、S含有量を極力低減することが望ましい。Sの含有量を0.002%以下とした。

[0030] Mo : 0.20~0.50%

Moは、固溶強化ならびに炭化物の析出強化により強度の上昇、特に中温度域での強度の上昇に有効な元素の1つである。Mo含有量が0.20%未満では十分な強度が得られない。一方、Mo含有量が0.50%を超えると効果が飽和すると共に、溶接熱影響部韌性が劣化する。そこで、Moの含有量は0.20~0.50%とした。

[0031] Nb : 0.02~0.06%

Nbはスラブ加熱時と圧延時の結晶粒の成長を抑制することによりミクロ組織を微細化し、十分な強度と韌性を付与するために必要な成分である。ま

た、Nbは、炭化物を形成し中温度域での強度確保に必要な成分でもある。その効果によりX100グレード材として求められる強度を得るためには、Nb含有量を0.02%以上にすることが必要である。Nb含有量が0.06%を超えるとその効果がほぼ飽和して溶接熱影響部靱性が劣化する。そこで、Nb含有量を0.02~0.06%とした。

[0032] Ti : 0.005~0.02%

TiはNと共にTiNを形成して1350℃以上に達する溶接熱影響部の高温度域においてオーステナイト粒の成長を抑制する。その結果、Tiの含有は、-20℃以下での低温度域ならびに300℃以上での中温度域における溶接熱影響部靱性の改善に有効である。この効果を得るためにはTi含有量を0.005%以上にすることが必要である。Ti含有量が0.02%を超えると析出物の粗大化により靱性が劣化する。そこで、Tiの含有量を0.005~0.02%とした。

[0033] Al : 0.01~0.04%

Alは脱酸剤として添加される。脱酸剤としての効果は、Al含有量を0.01%以上にすることで得られる。Al含有量が0.04%を超えると靱性が劣化する。そこで、Alの含有量を0.01~0.04%とする。

[0034] N : 0.004~0.006%

NはTiと共にTiNを形成し、1350℃以上に達する溶接熱影響部の高温度域において微細分散する。この微細分散により溶接熱影響部の旧オーステナイト粒を細粒化する。この細粒化は、-20℃以下での低温度域ならびに300℃以上での中温度域における溶接熱影響部の靱性向上に大きく寄与する。N含有量が0.004%未満ではその上記効果が十分に得られない。N含有量が0.006%を超えると、析出物の粗大化に伴う旧オーステナイト粒の粗大化を招くと共に固溶Nが増加し、溶接熱影響部靱性が劣化する。そこで、Nの含有量は0.004~0.006%とする。

[0035] Ti/N : 2.0~4.0

Ti/Nを適正な範囲に規定することにより、TiNが微細に分散し、溶

接熱影響部での旧オーステナイト粒の微細化が達成される。この微細化により $-20^{\circ}\text{C}$ 以下での低温域ならびに $300^{\circ}\text{C}$ 以上での中温度域における溶接熱影響部の靱性が向上する。 $\text{Ti}/\text{N}$ が $2.0$ 未満の場合、その効果が十分ではない。 $\text{Ti}/\text{N}$ が $4.0$ を超えると析出物の粗大化に伴う旧オーステナイト粒の粗大化を招く。この粗大化により溶接熱影響部の靱性が劣化する。そこで、 $\text{Ti}/\text{N}$ の値を $2.0\sim 4.0$ に規定する。

[0036]  $X$  (%) :  $0.90\%$ 以上

$0.35\text{Cr} + 0.9\text{Mo} + 12.5\text{Nb} + 8\text{V}$ で表される $X$  (式中の元素記号は各元素の含有量 (質量%) を意味する) が $0.90\%$ 以上となるようにこれらの元素の含有量を調整する。 $X$ を表す上記式は、上記成分範囲で構成される鋼について、焼き戻し軟化抵抗を向上、圧延中の粒内析出強化を改善することにより、中温度域での $X100$ グレード以上の優れた強度を有し $-20^{\circ}\text{C}$ の良好な低温靱性を有する鋼とするために重要な因子である。後に記述する製造条件と組み合わせることにより最大限の効果を発現する。 $350^{\circ}\text{C}$ における $X100$ グレードの強度の実現には、 $X$ を $0.90\%$ 以上とすることが必須である。また、 $X$ が $2.0\%$ 以上になると溶接部低温靱性が低下する場合がある。そこで、 $X$ は $2.0\%$ 未満であることが好ましい。好ましくは $1.8\%$ 未満、より好ましくは $1.6\%$ 未満である。

[0037] 本発明の高強度鋼の特性をさらに向上させる目的で、高強度鋼は $\text{Cu}$ 、 $\text{Ni}$ 、 $\text{Cr}$ 、 $\text{V}$ 、 $\text{Ca}$ の1種または2種以上を含有してもよい。

[0038]  $\text{Cu}$  :  $0.50\%$ 以下

$\text{Cu}$ は靱性の改善と強度の上昇に有効な元素の1つである。この効果を得るためには $\text{Cu}$ 含有量を $0.05\%$ 以上にすることが好ましい。 $0.50\%$ を超える $\text{Cu}$ の含有は溶接性を阻害するため、 $\text{Cu}$ を添加する場合は $0.50\%$ 以下とした。

[0039]  $\text{Ni}$  :  $0.50\%$ 以下

$\text{Ni}$ は靱性の改善と強度の上昇に有効な元素の1つである。この効果を得るためには $\text{Ni}$ 含有量は $0.05\%$ 以上が好ましい。 $\text{Ni}$ 含有量が $0.50$

%を超えると効果が飽和するだけでなく、製造コストの上昇を招く。そこで、Niを含有する場合、その含有量は0.50%以下とした。

[0040] Cr : 0.50%以下

Crは強度の上昇に有効な元素の一つである。この効果を得るためにはCr含有量は0.05%以上が好ましい。Cr含有量が0.50%を超えると溶接性に悪影響がある。そこで、Crを含有する場合、Cr含有量は0.50%以下とした。

[0041] V : 0.08%以下

VはTiと共に複合析出物を形成し、強度上昇に寄与する。この効果を得るためにはV含有量を0.01%以上にすることが好ましい。V含有量が0.08%を超えると溶接熱影響部の靱性が劣化する。そこで、Vを含有する場合、V含有量は0.08%以下に規定する。

[0042] Ca : 0.0005~0.0040%

Caは硫化物系介在物の形態を制御し靱性を改善する。Ca含有量を0.0005%以上とすることでその効果が現われる。Ca含有量が0.0040%を超えると効果が飽和し、逆に清浄度が低下し、靱性が劣化する。そこで、Caを含有する場合、Ca含有量は0.0005~0.0040%とした。なお、Ca含有量が上記下限値未満でも本発明の効果を害さないため、Ca含有量が下限値未満の場合にはCaは不可避的不純物として含まれるとする。

[0043] Cu + Ni + Cr + Mo (元素記号は各元素の含有量(質量%)を意味する)が1.50%以下になるように、これらの元素の含有量を調整することが好ましい。上記元素群は強度上昇に寄与し、多量に添加するほど上記効果は高まる。特にNiは靱性を改善させるために有効である。また、製造コストを安価に抑えるためには、上記元素群の合計含有量の上限を1.50%以下とすることが好ましい。より好ましくは1.20%以下である。このように、本発明では、特定の成分組成や組織の採用により、合金元素の含有量を抑えても、所望の強度及び靱性を得ることができる。なお、強度上昇の点から

は上記合計含有量は0.30%以上が好ましい。

[0044] 上記成分以外の残部はFe及び不可避免の不純物である。不可避免の不純物としてはB:0.0002%以下が挙げられる。

[0045] 次に、本発明の高強度鋼の組織について説明する。本発明の高強度鋼の組織において、ベイナイト分率は面積率で70%以上である。ベイナイト分率が70%以上であることはAPI X100グレード以上の強度を得るという理由が必要である。なお、ベイナイト以外の相として、フェライト、パーライト、マルテンサイト、島状マルテンサイト(MA)、残留オーステナイトなどが、合計の面積率で30%以下含まれてもよい。

[0046] また、本発明の高強度鋼は350℃での引張強度が760MPa以上である。上記のような成分組成及び組織とすることで、高強度鋼は、中温度域でも優れた引張強度を有する。

[0047] <鋼管>

本発明の鋼管は、上記の高強度鋼から構成される。本発明の鋼管は、本発明の高強度鋼から構成されるため、大径としても、蒸気輸送用の高強度鋼管に要求される強度特性を有する。

[0048] 大径とは、鋼管の内径(直径)が500mm以上であることを意味する。特に、本発明によれば、蒸気輸送用の高強度鋼管に要求される強度特性を維持しつつ、上記内径850mmまでは十分に大径化できる。

[0049] また、鋼管の厚みは、特に限定されないが、蒸気輸送用の場合、12~30mmである。

[0050] 蒸気輸送用の高強度溶接鋼管に要求される強度特性とは、上記高強度鋼と同様に、350℃での引張強度が760MPa以上である。

[0051] <高強度鋼の製造方法>

次に、本発明の高強度鋼の製造方法について説明する。本発明の製造方法は、加熱工程と、熱間圧延工程と、加速冷却工程と、を有する。以下、各工程について説明する。なお、以下の説明において、特に断らない限り、温度は板厚方向の平均温度とする。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、板厚方向の平均温度が求められる。

[0052] 加熱工程

本発明において、加熱工程とは、鋼素材を1050～1200℃に加熱する工程である。ここで鋼素材とは、例えば溶鋼を鋳造して得られるスラブである。鋼素材の成分組成が、高強度鋼の成分組成となるため、高強度鋼の成分組成の調整は、溶鋼の成分組成の調整の段階で行えばよい。なお、鋼素材の製鋼方法については特に限定しない。経済性の観点から、転炉法による製鋼プロセスと、連続鋳造プロセスによる鋼片の鋳造を行うことが望ましい。

[0053] 後述する熱間圧延工程に際し、オーステナイト化ならびに炭化物の固溶を十分に進行させ、室温ならびに中温度域での十分な強度を得るためには、鋼素材の加熱温度を1050℃以上とする必要がある。一方、加熱温度が1200℃を超えると、オーステナイト粒成長が著しく、母材靱性が劣化する。そこで、加熱温度は1050～1200℃とした。

[0054] 熱間圧延工程

本発明において、熱間圧延工程とは、加熱工程で加熱された鋼素材を、900℃以下での累積圧下率が50%以上、かつ圧延終了温度が850℃以下の条件で熱間圧延する工程である。

[0055] オーステナイト未再結晶温度域の上限は、Nb添加により900℃程度まで上昇する。900℃以下での温度域において圧延を行うことにより、オーステナイト粒が伸展し、板厚、板幅方向で細粒となると共に、圧延により導入される粒内の転位密度が増加する。900℃以下での累積圧下率が50%以上で圧延終了温度を850℃以下とすることにより、この効果が顕著に発揮され、熱間圧延および後述する冷却後の高強度鋼において、またその高強度鋼からなる鋼管において、強度、特に中温度域での強度が上昇し、靱性も著しく向上する。

[0056] 900℃以下での累積圧下率が50%未満あるいは圧延終了温度が850

℃を超える場合には、オーステナイト粒の細粒化が十分でなく、粒内の転位密度が小さいため、中温度域での強度及び靱性が劣化する。これより、900℃以下での累積圧下率は50%以上、かつ圧延終了温度は850℃以下とする。

[0057] なお、上記圧延終了温度の下限も特に限定されないが、鋼全体がオーステナイトである状態から冷却することにより組織の均一性が確保されるという理由で、上記圧延終了温度はAr3点以上が好ましい。

[0058] 加速冷却工程

本発明において、加速冷却工程とは、熱間圧延工程で得られた熱延板を、冷却速度（冷却開始温度と冷却停止温度との差を冷却開始から冷却停止までの所要時間で除した平均冷却速度を意味する。）が5℃/秒以上、冷却停止温度が300～450℃の条件で加速冷却する工程である。

[0059] 高強度鋼の強度は加速冷却での冷却速度の増加に伴い上昇する傾向を示す。加速冷却時の冷却速度が5℃/s未満の場合、高温で変態が開始するため、ベイナイト以外にフェライトやパーライトが生成するほか、冷却中に転位の回復も進行する。このため、冷却速度が5℃/s未満の場合、室温ならびに中温度域にて十分な強度を得ることができない。そこで、加速冷却時の冷却速度を5℃/s以上とする。なお、冷却速度の上限は特に限定されないが、マルテンサイト分率の過度な上昇を避けるために、冷却速度は50℃/s以下であることが好ましい。

[0060] 鋼板強度は加速冷却の冷却停止温度が低下するに従い上昇する傾向を示す。加速冷却の冷却停止温度が450℃を超える場合、炭化物の成長が促進され固溶炭素量が低減するため、冷却後の高強度鋼において、またその高強度鋼からなる鋼管において、十分な強度、特に中温度域での十分な強度が得られない。また、加速冷却の冷却停止温度が450℃を超える場合、粗大な島状マルテンサイトが形成され、靱性が著しく低下する。一方、冷却停止温度が300℃未満の場合には、マルテンサイトの形成にともない靱性が劣化するとともに、析出した低温変態生成物の中温度域での分解が生じて中温度域

での強度が著しく低下する。そこで、加速冷却の冷却停止温度は300～450℃とする。なお、冷却停止温度は400℃以下であることが好ましく、400℃未満であることがさらに好ましい。

[0061] <鋼管の製造方法>

本発明の鋼管の製造方法は、冷間成形工程と、溶接工程とを有する。

[0062] 冷間成形工程

冷間成形工程とは、本発明の高強度鋼から構成される鋼板を管状に冷間成形する工程である。

[0063] 蒸気輸送用の鋼管を製造する場合には、上記鋼板の厚みは12～30mmであることが好ましい。

[0064] 冷間にて、鋼板を管状に成形する方法は特に限定されない。成形方法としては、UOE成形、プレスバンド成形、ロール成形などを例示できる。

[0065] 溶接工程

溶接工程とは、冷間成形工程で管状に成形された鋼板の突合せ部を溶接する工程である。溶接方法は、特に限定されないが、サブマージドアーク溶接等により溶接接合すればよい。なお、溶接後の鋼管に対して、拡管を実施すると、管断面の真円度が改善されるため、好ましい。鋼管製造後の熱処理は所望する特性に応じて実施すれば良く、特に規定しない。

## 実施例

[0066] 表1に示す化学成分を有する鋼A～Nを用いて、表2に示す製造条件にて作製した鋼板を冷間成形後シーム溶接により、管厚15～20mmの溶接鋼管を作製した。なお、表2における「圧下率」は900℃以下での累積圧下率、FTは圧延終了温度、「冷速」は冷却速度、「冷停」は冷却停止温度を意味する。

[0067] 上記のように製造した鋼板の板幅中央部より鋼組織観察用サンプルを採取し、圧延長手方向と平行な板厚断面を鏡面研磨した後、ナイトール腐食することによりミクロ組織を出現させた。その後、光学顕微鏡を用い、400倍の倍率で無作為に5視野について鋼組織写真を撮影し、写真中のベイナイト

分率を画像解析装置にて測定した。

- [0068] 鋼板特性として、鋼板圧延方向に対して直角方向に引張試験片を採取し、室温ならびに350℃での引張強度（単位MPa）を求めた。室温での引張試験にはAPI矩形試験を、350℃では直径6mmの丸棒試験片を用い、室温ならびに350℃での引張強度（単位MPa）が760MPa以上を良好とした。
- [0069] 鋼管での溶接熱影響部靱性は、シャルピー衝撃試験によりシャルピー吸収エネルギー（J）を求めて評価した。シャルピー衝撃試験の試験片は、2mmVノッチのフルサイズ試験片で、管厚の中央部から、ノッチ位置が溶接熱影響部となるように長手を円周方向として3本採取した。シャルピー衝撃試験は試験温度-20℃で行い、3本の平均値で評価し、50J以上を良好とした。
- [0070] 鋼管での室温ならびに350℃での強度（単位MPa）を求めた。室温での引張試験にはAPI矩形試験を、350℃では直径6mmの丸棒試験片を用い、室温ならびに350℃での降伏強度が690MPa以上、引張強度が760MPa以上を良好とした。
- [0071] なお、一部の比較例については鋼板段階での特性を満足しなかったので造管しておらず、鋼管特性を省略した。
- [0072] 表2に鋼板の製造条件、得られた特性を示す。化学成分、鋼板製造条件とも本発明範囲内である本発明鋼は鋼板、鋼管の室温ならびに350℃での引張強度が760MPa以上を有し、かつ良好な溶接熱影響部靱性が得られている。
- [0073] 一方、化学成分、X値、あるいは鋼板製造条件が本発明範囲外である比較鋼は、室温あるいは350℃での強度および／または溶接熱影響部靱性が本発明鋼に対して劣っていた。
- [0074]

[表1]

(質量%)

鋼記号	C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	Ti	Al	N	Cu	Ni	Cr	V	Ca	X	Ti/N	備考
A	0.085	0.06	1.73	0.011	0.002	0.35	0.048	0.010	0.023	0.0045					0.0021	0.92	2.2	発明鋼
B	0.050	0.15	1.98	0.009	0.001	0.31	0.045	0.013	0.022	0.0048				0.030	0.0020	1.08	2.7	発明鋼
C	0.070	0.15	1.90	0.010	0.001	0.45	0.049	0.011	0.043	0.0046				0.062	0.0017	1.51	2.4	発明鋼
D	0.070	0.15	1.92	0.010	0.001	0.35	0.060	0.011	0.043	0.0041	0.25	0.15			0.0018	1.07	2.7	発明鋼
E	0.070	0.12	1.85	0.009	0.001	0.30	0.055	0.008	0.021	0.0041		0.20	0.30	0.040	0.0021	1.38	2.0	発明鋼
F	0.060	0.18	1.90	0.008	0.001	0.24	0.048	0.016	0.025	0.0057	0.25	0.22		0.050	0.0026	1.22	2.8	発明鋼
G	0.060	0.18	1.85	0.010	0.002	0.48	0.030	0.016	0.025	0.0057	0.15	0.30		0.020	0.0024	0.97	2.8	発明鋼
H	0.075	0.10	1.62	0.009	0.001	0.41	0.024	0.010	0.014	0.0044			0.20	0.075	0.0020	1.34	2.3	発明鋼
I	0.060	0.28	1.82	0.009	0.002	0.28	0.030	0.012	0.025	0.0042	0.15	0.15	0.20		0.0024	0.70	2.9	比較鋼
J	0.030	0.12	1.85	0.011	0.002	0.35	0.041	0.008	0.019	0.0041					0.0022	0.83	2.0	比較鋼
K	0.110	0.26	1.60	0.008	0.001	0.17	0.036	0.015	0.023	0.0047					0.0025	0.60	3.2	比較鋼
L	0.070	0.11	1.45	0.012	0.001	0.42	0.045	0.015	0.035	0.0034	0.22	0.10	0.35	0.060	0.0016	1.54	4.4	比較鋼
M	0.060	0.15	1.70	0.010	0.002	0.15	0.080	0.013	0.025	0.0058		0.28			0.0030	1.14	2.2	比較鋼
N	0.070	0.18	1.74	0.013	0.002	0.55	0.021	0.013	0.019	0.0048				0.030	0.0018	1.00	2.7	比較鋼
O	0.060	0.15	1.81	0.026	0.004	0.21	0.001	0.015	0.028	0.0046	0.29	0.21	0.23		0.0021	0.28	3.3	比較鋼

注:太字+下線は本発明範囲外であることを示す。

注:X = 0.35Cr + 0.9Mo + 12.5Nb + 8V

各合金元素は含有量(質量%)

[0075] [表2]

No.	鋼	板厚 (mm)	鋼板製造条件				鋼板 ベイナイト 分率 (%)	鋼板 引張強度 (MPa)		鋼管 降伏強度 (MPa)		鋼管 引張強度 (MPa)		鋼管 溶接熱影響部 韌性 (J)		備考
			加熱温度 (°C)	圧下率 (%)	FT (°C)	冷速 (°C/秒)		冷停 (°C)	室温	350°C	室温	350°C	室温	350°C	室温	
1	A	20	1150	75	850	25	350	792	781	696	709	801	768	98	発明鋼	
2	B	15	1200	75	760	40	300	811	785	764	718	816	769	133	発明鋼	
3	C	15	1080	75	850	40	450	829	797	728	695	818	771	102	発明鋼	
4	C	15	1080	80	770	40	300	864	843	745	752	865	821	86	発明鋼	
5	D	15	1120	70	750	40	320	811	792	763	700	813	785	62	発明鋼	
6	E	20	1150	75	800	25	340	832	818	791	732	844	823	78	発明鋼	
7	F	20	1200	75	800	25	390	795	764	750	713	788	769	122	発明鋼	
8	G	15	1080	75	800	40	400	808	762	723	696	810	771	93	発明鋼	
9	H	20	1200	75	800	30	400	844	820	692	701	842	809	107	発明鋼	
10	D	15	<u>1000</u>	75	800	40	320	762	<u>735</u>						比較鋼	
11	D	15	1200	<u>40</u>	800	40	310	796	<u>751</u>						比較鋼	
12	D	15	1200	75	<u>880</u>	40	450	773	<u>738</u>						比較鋼	
13	D	15	1200	75	800	40	<u>200</u>	853	772	695	641	861	770	61	比較鋼	
14	I	20	1150	75	800	35	380	792	<u>756</u>						比較鋼	
15	J	15	1200	75	800	40	320	731	<u>616</u>						比較鋼	
16	K	15	1140	75	820	40	360	821	801	786	704	834	813	32	比較鋼	
17	L	20	1100	75	840	25	320	812	786	742	714	824	781	47	比較鋼	
18	M	20	1200	70	800	30	350	762	<u>727</u>						比較鋼	
19	N	20	1080	75	840	30	300	843	791	759	696	846	778	43	比較鋼	
20	O	20	1100	70	780	25	390	782	<u>717</u>						比較鋼	

注:太字+下線は本発明範囲外であることを示す。

## 請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、C：0.05～0.09%、Si：0.05～0.20%、Mn：1.6～2.0%、P：0.020%以下、S：0.002%以下、Mo：0.20～0.50%、Nb：0.02～0.06%、Ti：0.005～0.02%、Al：0.01～0.04%、N：0.004～0.006%を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、
- Ti/Nが2.0以上4.0未満であり、
- 式(1)で表されるX(%)が0.90%以上であり、
- ベイナイト分率が70%以上であり、
- 350℃での引張強度が760MPa以上である高強度鋼。
- $$X = 0.35Cr + 0.9Mo + 12.5Nb + 8V \quad (1)$$
- 式(1)中における元素記号は各元素の含有量(質量%)を意味する。また、含有しない元素については0を代入する。
- [請求項2] 更に、Cu：0.50%以下、Ni：0.50%以下、Cr：0.50%以下、V：0.08%以下、Ca：0.0005～0.0040%のうち1種または2種以上を含有する請求項1に記載の高強度鋼。
- [請求項3] 請求項1又は2に記載の高強度鋼から構成される鋼管。
- [請求項4] 請求項1または2に記載の高強度鋼の製造方法であって、
- 鋼素材を1050～1200℃に加熱する加熱工程と、
- 前記加熱工程で加熱された鋼素材を、900℃以下での累積圧下率が50%以上、かつ圧延終了温度が850℃以下の条件で熱間圧延する熱間圧延工程と、
- 前記熱間圧延工程で得られた熱延板を、冷却速度が5℃/秒以上、冷却停止温度が300～450℃の条件で加速冷却する加速冷却工程と、を有する高強度鋼の製造方法。
- [請求項5] 請求項1又は2に記載の高強度鋼から構成される鋼板を管状に冷間

成形する冷間成形工程と、

前記冷間成形工程で管状に成形された鋼板の突合せ部を溶接する溶接工程と、を有する鋼管の製造方法。

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.  
PCT/JP2016/001727

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
C22C38/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C22C38/14(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, C21D8/00-8/10

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	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

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

**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2006-183133 A (JFE Steel Corp.), 13 July 2006 (13.07.2006), table 1 (Family: none)	1-5
A	JP 2007-119884 A (JFE Steel Corp.), 17 May 2007 (17.05.2007), table 1 (Family: none)	1-5
A	JP 2007-169747 A (JFE Steel Corp.), 05 July 2007 (05.07.2007), table 1 (Family: none)	1-5

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 03 June 2016 (03.06.16)	Date of mailing of the international search report 14 June 2016 (14.06.16)
--	---

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/JP2016/001727

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2012/108027 A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 16 August 2012 (16.08.2012), table 1 & JP 5447698 B2	1-5

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, C22C38/14(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, C21D8/00-8/10

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	1971-2016年
日本国実用新案登録公報	1996-2016年
日本国登録実用新案公報	1994-2016年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2006-183133 A（JFEスチール株式会社）2006.07.13, 表1（ファミリーなし）	1-5
A	JP 2007-119884 A（JFEスチール株式会社）2007.05.17, 表1（ファミリーなし）	1-5
A	JP 2007-169747 A（JFEスチール株式会社）2007.07.05, 表1（ファミリーなし）	1-5

☑ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

\* 引用文献のカテゴリー

- 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
- 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
- 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
- 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
- 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

- 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
- 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
- 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
- 「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

03.06.2016

国際調査報告の発送日

14.06.2016

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）

佐藤 陽一

4K

9731

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 カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2012/108027 A1 (住友金属工業株式会社) 2012. 08. 16, 表 1 & JP 5447698 B2	1-5