

(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 2016/157235 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)  
C21D 8/10 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/001768
- (22) 国際出願日: 2015年3月27日(27.03.2015)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (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 THEREFOR

(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製造方法

(57) Abstract: Provided is a technology whereby a tensile strength of at least 620 MPa (at least API X80 grade) as required for API X80 or higher grade steel pipes can be obtained even after extended ageing in a medium temperature range. The high-strength steel is characterized by: comprising a specified component composition; having a parameter  $P_{eff}$  of at least 0.050%; tensile strength (TS) and tensile strength ( $TS_0$ ) fulfilling the formula  $(TS_0-TS)/TS_0 \leq 0.050$ , said tensile strength (TS) being the tensile strength at 350°C measured after ageing performed under conditions in which the Larson Miller Parameter (LMP) = 15,700 and said tensile strength ( $TS_0$ ) being the tensile strength at 350°C measured before said ageing; and having a toughness of at least 100J at  $vE_{-20}$ , in a welding heat-affected zone formed when welded.

(57) 要約: API X80以上の鋼管に要求される引張強度620MPa以上(API X80以上)を、中温度域の長時間時効後においても実現できる技術を提供する。特定の成分組成からなり、パラメータ  $P_{eff}$  が0.050%以上であり、Larson Miller Parameter (LMP) = 15700の条件で行う時効後に測定した350°Cでの引張強度(TS)と、該時効前に測定した350°Cでの引張強度( $TS_0$ )が  $(TS_0-TS)/TS_0 \leq 0.050$  の関係を満たし、溶接したときに形成される溶接熱影響部の靱性が  $vE_{-20}$  で100J以上であることを特徴とする高強度鋼とする。



WO 2016/157235 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製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、中温度域での長時間時効後における引張強度が620MPa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、蒸気配管用の高強度鋼管に好ましく適用できる。

### 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及び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] 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。

[0005] 近年、溶接により製造され、大径化が可能な高強度鋼管の製造技術に関し、API X80以上の強度を有する高強度鋼管の製造技術が特許文献3、4に開示されている。

### 先行技術文献

## 特許文献

- [0006] 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：国際公開2012/108027号

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

- [0007] 特許文献3では、中温度域における高温特性はX80程度であるものの、長時間使用した際の強度特性については考慮されていない。
- [0008] API X100の高強度鋼の製造技術として、上記特許文献4がある。しかし、特許文献4の技術で、中温度域での強度を確保するためには合金成分を多量に使用せざるを得ない。
- [0009] また、特許文献4に記載の技術は、中温度域で長時間保持した際には引張強度の低下が著しいことが本発明完成にいたる過程で明らかとなった。
- [0010] 本発明は、上記課題を解決するためのものであり、その目的は、API X80以上の鋼管に要求される引張強度620MPa以上（API X80以上）を、中温度域の長時間時効後においても実現できる技術を提供することを目的とする。

### 課題を解決するための手段

- [0011] 本発明者等は、中温度域での高強度鋼の特性について鋭意検討した。その結果、制御圧延後の加速冷却とその後の再加熱という製造プロセスにおいて、Nbを固溶したNb系鋼、あるいは、NbとVを固溶したNb-V系鋼におけるベイナイト変態途中に再加熱を行うと、加速冷却時のベイナイト変態による強化に加え、再加熱時にベイナイト及び未変態オーステナイトから析出する微細析出物による析出強化、中温度域での転位回復の抑制により中温度域での強度低下の抑制が可能になるという知見を得た。
- [0012] また、TiNが存在する場合、Nbが固溶し難くなる。その結果、Tiを

添加しない場合に比べて、加速冷却後の再加熱時に、微細な Nb 炭化物が分散析出し難くなり、中温度域での強度低下の抑制が困難となる。しかし、下記式 (1) で求められる  $P_{eff}$  値が 0.070% 以上の場合には、Ti 添加の場合においても再加熱時の微細な Nb および V 炭化物の分散析出が十分に得られ、中温度域での強度低下の抑制が可能になる。

$$P_{eff} (\%) = (0.13 Nb + 0.24 V - 0.125 Ti) / (C + 0.86 N) \quad (1)$$

式 (1) 中の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。

[0013] また、Nb および V は鋼中で炭化物を形成する元素である。NbC の析出により鋼を強化することは従来から行われている。また、V 系炭化物は高温で長時間保持した際にも凝集粗大化しにくく、高温クリープ強度の確保などに有用な元素である。本発明では加速冷却後、再加熱する際の加熱速度を速くして加熱時の析出物の成長を抑制する。この抑制により、基本として Nb を、あるいは、Nb と V を含有する炭化物を鋼中に多量に微細析出させ、中温度域での強度低下抑制効果を得ている。

[0014] 本発明では、加速冷却後の再加熱において、大気炉で、従来の工業的に採用されている加熱速度よりも高速で加熱する。このようにすることで、基本として Nb を、あるいは、Nb と V を含有する炭化物の成長を抑制させ、粒径が 10 nm 未満の極めて微細な析出物を多量に得ている。

[0015] さらに、本発明の高強度鋼を製造する際には、粒内組織中に多量の転位を導入するために、加速冷却後の再加熱による微細炭化物の分散析出に先立ち、900℃以下での累積圧下率と圧延仕上温度を調整する。つまり、本発明の高強度鋼を製造する際には、圧延及び加速冷却の両工程にて粒内の転位を増加させる。

[0016] 上述したように、本発明は圧延と加速冷却による転位の増加と、加速冷却後の加熱により分散析出する微細炭化物による中温度域での転位の回復抑制により、中温度域での高強度を確保する。

[0017] 本発明は以上の知見に基づいて完成されたものである。具体的には本発明は以下のものを提供する。

[0018] [1] 質量%で、C : 0.040~0.090%、Si : 0.05~0.30%、Mn : 1.50~2.50%、P : 0.020%以下、S : 0.002%以下、Mo : 0.20~0.60%、Nb : 0.020~0.070%、Ti : 0.020%以下、V : 0.080%以下、Al : 0.045%以下、N : 0.0100%以下を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、下記(1)式で示されるパラメータ $P_{eff}$ が0.050%以上であり、Lerson Miller Parameter (LMP) = 15700の条件で行う時効後に測定した350℃での引張強度(TS)と、該時効前に測定した350℃での引張強度( $TS_0$ )が $(TS_0 - TS) / TS_0 \leq 0.050$ の関係を満たし、溶接したときに形成される溶接熱影響部の靱性が $vE_{-20}$ で100J以上であることを特徴とする高強度鋼。

$$P_{eff} (\%) = (0.13Nb + 0.24V - 0.125Ti) / (C + 0.86N) \quad (1)$$

式(1)中の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。

[0019] [2]  $Ti / N$ が2.0~4.0であり、式(2)で表される $X$ が0.70%以上であることを特徴とする[1]に記載の高強度鋼。

$$X = 0.35Cr + 0.9Mo + 12Nb + 8V \quad (2)$$

式(2)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。

[0021] [3] さらに、質量%で、Cu : 0.5%以下、Ni : 0.5%以下、Cr : 0.5%以下及びCa : 0.0005~0.004%のうち1種または2種以上を含有し、

ベイナイト分率が70%以上であることを特徴とする[1]又は[2]に記載の高強度鋼。

[0022] [4] [1] ~ [3] のいずれかに記載の高強度鋼から構成される鋼管。

[0023] [5] [1] ~ [3] のいずれか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、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250~550℃の条件で加速冷却する加速冷却工程と、前記加速冷却後、直ちに、昇温速度が0.5℃/s以上、到達温度が550~700℃の条件で、熱延板を再加熱する再加熱工程とを有することを特徴とする高強度鋼の製造方法。

[0024] [6] [1] ~ [3] のいずれか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

[0025] 本発明によれば、鋼管を大径化しても、中温度域において長時間保持した後の引張強度が620MPa以上の鋼管を得ることができる。

[0026] また、本発明によれば、合金元素の使用量を抑えて、製造コストを抑えても、上記特性を有する鋼管を得ることができる。

### 発明を実施するための形態

[0027] 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。

[0028] <高強度鋼>

本発明の高強度鋼は、質量%で、C:0.040~0.090%、Si:0.05~0.30%、Mn:1.50~2.50%、P:0.020%以下、S:0.002%以下、Mo:0.20~0.60%、Nb:0.020~0.070%、Ti:0.020%以下、V:0.080%以下、Al:0.045%以下、N:0.010%以下を含有する。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。

[0029] C:0.040~0.090%

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。C含有量を0.040%以上にする事で室温ならびに中温度域において所定の強度を確保できるので、0.040%以上とし、0.050%以上であることが好ましい。C含有量が0.09%を超えるとCの添加は韌性劣化ならびに溶接性劣化の原因になるので、0.090%以下とし、0.080%以下であることが好ましい。

[0030] Si : 0.05~0.30%

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ので0.05%以上含有させることが好ましい。一方、Si含有量が0.30%を超えると韌性が劣化するので0.30%以下とし、0.20%以下であることが好ましい。API X100以上の強度にする観点からは0.05~0.20%が好ましい。

[0031] Mn : 1.50~2.50%

Mnは鋼の強度および韌性の向上に有効な元素である。Mn含有量を1.50%以上にする事でその効果が十分に得られる。また、Mn含有量が2.50%を超えると韌性ならびに溶接性が著しく劣化する。そこで、Mnの含有量は1.50~2.50%とした。Mn含有量は、2.00%以下であることが好ましい。

[0032] P : 0.020%以下

Pは不純物元素であり韌性を著しく劣化させる。このため、P含有量は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、製造コストの上昇を招く。そこで、Pの含有量を0.020%以下とし、0.010%以下とすることが好ましい。

[0033] S : 0.002%以下

Sは不純物元素であり韌性を著しく劣化させる場合がある。このため、S含有量は極力低減することが望ましい。また、SはCaを添加してMnSからCaS系の介在物に形態制御を行ったとしても、X80グレード以上の高

強度材の場合には微細に分散したCaS系介在物も靱性劣化の要因となり得る。そこで、S含有量を0.002%以下とし、0.001%以下とすることが好ましい。

[0034] Mo : 0.20~0.60%

Moは固溶あるいは析出物の形成により室温ならびに中温度域での強度上昇に大きく寄与する。しかし、Mo含有量が0.2%未満では中温度域で十分な強度が得られないので0.20%以上含有させ、0.25%以上含有させることが好ましい。一方、Mo含有量が0.60%を超えると靱性ならびに溶接性が劣化するので0.60%以下とし、0.50%以下とすることが好ましい。

[0035] Nb : 0.020~0.070%

Nbは本発明において重要な元素である。具体的には、Nbは、炭化物を形成し室温ならびに中温度域での強度確保に必要な成分である。また、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、マイクロ組織を微細化し、十分な強度と靱性を付与するためにもNbは必要である。その効果はNb含有量が0.020%以上のときに顕著であるので0.020%以上含有させ、0.030%以上含有させることが好ましい。Nb含有量が0.07%を超えるとその効果がほぼ飽和するだけでなく、靱性が劣化するので0.070%以下とし、0.065%以下とすることが好ましい。

[0036] Ti : 0.020%以下

TiはTiNを形成してスラブ加熱時や溶接熱影響部の粒成長を抑制する。このようにTiはマイクロ組織の微細化をもたらして靱性を改善する効果を有する。この効果を得るためにはTi含有量は0.005%以上であることが好ましい。Ti含有量が0.020%を超えると、TiNの存在により、微細な炭化物が分散析出し難くなり、中温度域での強度低下の抑制が困難となる。そこで、Ti含有量を0.020%以下とし、0.015%以下であることが好ましい。

[0037] V : 0.080%以下



VはTi、Nbと共に複合析出物を形成し、強度上昇に寄与する。また、V系炭化物は高温で長時間保持した際にも凝集粗大化しにくく、Vは、高温クリープ強度の確保などに有用な元素である。この効果を得るためにはV含有量は0.010%以上であることが好ましい。V含有量が0.080%を超えると溶接熱影響部の靱性が劣化する。そこで、V含有量は0.080%以下に規定し、0.050%以下であることが好ましい。なお、V以外で、上記V含有による効果を得られるのであれば、本発明の高強度鋼はVを含有しなくてもよい。

[0038] Al : 0.045%以下

Alは脱酸剤として添加される。脱酸剤としての効果を得るためにはAl含有量を0.020%以上にすることが好ましい。Al含有量が0.045%を超えると鋼の清浄性が低下し、靱性が劣化する。そこで、Al含有量を0.045%以下とした。

[0039] N : 0.010%以下

NはTiと共にTiNを形成する。TiNは、1350℃以上に達する溶接熱影響部の高温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し溶接熱影響部の靱性が向上する。この効果を得るためにはN含有量を0.0020%以上にすることが好ましい。また、N含有量が0.010%を超えると、析出物の粗大化ならびに固溶Nの増加により母材靱性が劣化し、鋼管での溶接金属の靱性が劣化する。そこで、N含有量は0.010%以下とし、0.006%以下であることが好ましい。API X100以上の強度にする観点からは0.006%以下が好ましい。

[0040]  $P_{eff}$  (%) : 0.050%以上

$P_{eff}$ は  $(0.13Nb + 0.24V - 0.125Ti) / (C + 0.86N)$  で定義される。この式において、元素記号は各元素の含有量(質量%)を意味し、含有しない元素については0を代入する。 $P_{eff}$ が0.050%になるように、上記元素の含有量を調整することが、本発明において必要であ

る。P<sub>eff</sub>は上記成分範囲で構成される鋼を中温度域で優れた強度を有する鋼とするための重要な因子である。P<sub>eff</sub> (%) が0.050%未満の場合には冷却後の再加熱時に析出する微細分散炭化物量が少なくなる。その結果、強度、特に長時間熱処理後における引張強度が顕著に低下する。そこで、P<sub>eff</sub> (%) は0.050%以上とし、熱処理後の強度低下を十分に抑制するためには0.070%以上であることが好ましい。また、溶接熱影響部において多量の析出を生じ、靱性を劣化させる理由でP<sub>eff</sub>は0.280%以下であることが好ましい。API X100以上の強度にする観点からは0.070%以上が好ましい。

[0041] 本発明の高強度鋼には、さらに特性を向上させる目的で、Cu、Ni、Cr、Caの一種または二種以上を含有させてもよい。

[0042] Cu : 0.50%以下

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Cu含有量を0.05%以上にするのが好ましい。0.50%を超えるCuの含有は溶接性を阻害するため、Cuを添加する場合は0.50%以下とした。

[0043] Ni : 0.50%以下

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Ni含有量は0.05%以上が好ましい。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。

[0044] 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。

[0045] 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.

0.005%以上にすることでその効果が現われる。Ca含有量が0.004%を超えると効果が飽和するだけでなく、清浄度が低下し靱性が劣化する。そこで、Caを添加する場合、Ca含有量は0.0005~0.0040%とした。

[0046]  $Cu + Ni + Cr + Mo : 1.50\%$ 以下

$Cu + Ni + Cr + Mo$  (元素記号は各元素の含有量を意味し、含有しない元素については0を代入する)は、1.50%以下であることが好ましい。これらの元素は、強度上昇に寄与し、多量に含有するほど特性が高まる。しかし、製造コストを安価に抑えるため上記元素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、さらに好ましくは1.00以下である。なお、これらの成分の使用量を抑えても所望の特性を得られることは、本発明の特徴の1つである。API X100以上の強度にする観点からはこの構成を有することが好ましい。

[0047]  $Ti / N : 2.0 \sim 4.0$

$Ti / N$ を適正な範囲に規定することにより、 $Ti / N$ 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℃以下での低温域ならびに300℃以上での中温度域における溶接熱影響部の靱性が向上する。 $Ti / N$ が2.0未満の場合、その効果が十分ではないので、2.0以上とし、2.4以上であることが好ましい。 $Ti / N$ 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ので、 $Ti / N$ は4.0以下とし、3.8以下であることが好ましい。

[0048]  $X = 0.35Cr + 0.9Mo + 12.5Nb + 8V \cdots (2) : 0.70\%$ 以上

ただし、Cr, Mo, Nb, V : 質量%

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に寄与する。長時間熱処理後における中温度域でのX80グレード以上の優れた強度を有し、かつ、良好な低温靱性

を有する鋼とするために、(2)式は重要な因子であるため本発明ではXが0.70%以上であることが好ましい。後に記述する製造条件と組み合わせることにより、(2)式を満たすことによる効果が大きく発現する。350℃での長時間熱処理後におけるX80グレードの強度の実現には、Xを0.70%以上とすることが好ましい。より好ましくは0.75%以上とする。350℃での長時間熱処理後におけるX100グレードの強度の実現には、Xを0.90%以上とすることが好ましい。より好ましくは1.00%以上とする。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。

[0049] 次いで、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は特に限定されないが、ベイナイト分率が面積率で70%以上であることが好ましい。ベイナイト分率が70%以上であれば強度-靱性バランスを確保できるという理由で好ましい。また、ベイナイト分率の上限は特に限定されないが、変形性能を高める観点から、ベイナイト分率は95%以下が好ましい。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)などを、合計の面積率で30%以下を含んでもよい。

[0050]  $(TS_0 - TS) / TS_0 \leq 0.050$

本発明では、Lerson Miller Parameter (LMP) = 15700の条件で行う時効後に測定した350℃での引張強度(TS)と、該時効前に測定した350℃での引張強度(TS<sub>0</sub>)が $(TS_0 - TS) / TS_0 \leq 0.050$ の関係を満たす。 $(TS_0 - TS) / TS_0$ は、中温度域で長時間保持した際に引張強度の低下を評価する指標である。この指標が0.050以下であれば、中温度域において長時間保持した後の引張強度の低下が実用上問題ない範囲となる。

[0051] 溶接熱影響部の靱性： $vE_{-20}$ が100J以上

本発明の高強度鋼を他の鋼と溶接したときに形成される溶接熱影響部(H

A Z) の靱性は、試験温度が $-20^{\circ}\text{C}$ のシャルピー衝撃試験により実施したときの吸収エネルギー $vE_{-20}$ が $100\text{ J}$ 以上である。 $vE_{-20}$ が $100\text{ J}$ 以上であれば、構造管として必要とされる靱性が確保できる。なお、シャルピー衝撃試験片のノッチ位置は、溶接金属と母材の境界であるボンド部から、母材側へ $3\text{ mm}$  (HAZ  $3\text{ mm}$ ) の位置とする。また、各条件につき3本の試験片を用いてシャルピー衝撃試験を実施したときの吸収エネルギー ( $vE_{-20}$ ) の平均値が $100\text{ J}$ 以上の場合を本発明範囲内とする。

[0052] また、本発明の高強度鋼は、 $350^{\circ}\text{C}$ で測定した降伏強度が $555\text{ MPa}$ 以下、引張強度が $620\text{ MPa}$ 以上である。また、中温度域での長時間時効後における引張強度が $620\text{ MPa}$ 以上である。特定の成分組成に調整するとともに、後述する製造条件を採用することで、これらの優れた物性を実現できる。

[0053] <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溶接鋼管に要求される強度特性を有する。

[0054] 大径とは、鋼管の外径（直径）が $400\text{ mm}$ 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溶接鋼管に要求される強度特性を維持しつつ、上記外径 $813\text{ mm}$ までは十分に大径化できる。

[0055] 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、 $15\sim 30\text{ mm}$ である。

[0056] <高強度鋼の製造方法>

本発明の高強度鋼の製造方法は、加熱工程と、熱間圧延工程と、加速冷却工程と、再加熱工程とを有する。各工程の説明における温度は、特に規定しない限り、鋼板の板厚方向の平均温度とする。板厚方向の平均温度は、スラブもしくは鋼板の表面温度より、板厚、熱伝導率等のパラメータを用いて差分法などの伝熱計算によって算出することにより把握することができる。また、冷却速度は、熱間圧延終了後、冷却停止（終了）温度まで冷却に必要な

温度差をその冷却を行うのに要した時間で割った平均冷却速度である。また、再加熱速度（昇温速度）は、冷却後、再加熱温度までの再加熱に必要な温度差を再加熱するのに要した時間で割った平均昇温速度である。

[0057] 加熱工程

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、スラブ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、連続鑄造プロセスによる鋼片の鑄造を行うことが望ましい。

[0058] 熱間圧延に際し、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、加熱温度を1050℃以上とする。一方、加熱温度が1200℃を超えると、オーステナイト粒の成長が著しく、母材靱性が劣化する。そこで、加熱温度は1050～1200℃とした。

[0059] 熱間圧延工程

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、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。

[0060] 本プロセスは本発明の重要な製造条件である。900℃以下での温度域において圧延を行い、圧延終了温度を850℃以下とすることにより、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。

[0061] 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、この効果が発揮される。その結果、強度、特に中温度域での強度が上昇し靱性が著しく向上する。

[0062] 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

の増加量が小さい。その結果、中温度域での強度ならびに靱性が劣化する。そこで、 $900^{\circ}\text{C}$ 以下での累積圧下率は $50\%$ 以上、かつ圧延終了温度は $850^{\circ}\text{C}$ 以下とする。

[0063] なお、上記累積圧下率の上限は特に限定されないが、加工集合組織が発達し、母材靱性の劣化につながるという理由で $80\%$ 以下であることが好ましい。また、上記圧延終了温度の下限も特に限定されないが、完全未再結晶域での圧下量を増加させて組織の微細化を達成するという理由で $880^{\circ}\text{C}$ 以下が好ましい。

[0064] 加速冷却工程

加速冷却工程とは、熱間圧延工程で得られた熱延板を、冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、冷却停止温度が $250\sim 550^{\circ}\text{C}$ の条件で加速冷却する工程である。

[0065] 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 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満の場合、高温で鋼が変態を開始し、冷却中に転位の回復も進行する。このため、加速冷却時の冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 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 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。

[0066] 鋼の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 $550^{\circ}\text{C}$ 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。その結果、十分な強度、特に中温度域での十分な強度が得られない。

[0067] 冷却停止温度が $250^{\circ}\text{C}$ 未満の場合には、低温変態生成物の析出が顕著になり母材靱性が劣化すると共に、中温度域での低温変態生成物の分解により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 $250\sim 550^{\circ}\text{C}$ とする。

[0068] 再加熱工程

再加熱工程とは、加速冷却後、直ちに、昇温速度が $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、到達温度が $550\sim 700^{\circ}\text{C}$ の条件で、熱延板を再加熱する工程である。ここ

で、「加速冷却後、直ちに」とは冷却停止温度になってから150秒以内であることを意味する。好ましくは120秒以内である。

[0069] 加速冷却後の昇温速度：速度0.5℃/s以上、及び到達温度：550～700℃の本プロセスは本発明において重要である。このプロセスにより、室温ならびに中温度域での強化に寄与する微細析出物を再加熱時に析出させることができる。微細析出物を得るためには、加速冷却後直ちに550～700℃の温度域まで再加熱する必要がある。なお、再加熱工程において、特に温度保持時間を設定する必要はない。また、再加熱後の冷却過程でもベイナイト変態と共に析出が進行するため、再加熱後の冷却速度は基本的には空冷とする。

[0070] 昇温速度が0.5℃/s未満では、目的の再加熱温度に達するまでに長時間を要するため製造効率が悪化する。また、昇温速度が0.5℃/s未満では、析出物が成長するため、微細析出物の分散析出が得られず十分な強度を得ることができない。よって、昇温速度は0.5℃/s以上とし、5.0℃/s以上であることが好ましい。

[0071] 再加熱温度が550℃未満ではMoとNb、Vの析出温度域から外れるため十分な析出強化が図れないので、550℃以上とし、600℃以上であることが好ましい。一方、再加熱温度が700℃を超えると析出物が粗大化し室温ならびに中温度域で十分な強度が得られないので、700℃以下とし、680℃以下であることが好ましい。

[0072] なお、本発明で規定する加速冷却後の昇温速度：速度0.5℃/s以上は、板厚によっては大気炉で達成することが難しい。そこで、加熱装置として、鋼板の急速加熱が可能であるガス燃焼炉や誘導加熱装置を用いる事が好ましい。そして、ガス燃焼炉や誘導加熱装置を、加速冷却を行うための冷却設備の下流側で搬送ライン上に設置するとより好ましい。

[0073] 誘導加熱装置は均熱炉等に比べて温度制御が容易でありコストも比較的低い。また、誘導加熱装置は、冷却後の鋼板を迅速に加熱できるので特に好ましい。また複数の誘導加熱装置を直列に連続して配置することにより、ライ



ン速度や鋼板の種類・寸法が異なる場合にも、通電する誘導加熱装置の数や供給電力を任意に設定するだけで、昇温速度、再加熱温度を自在に操作することが可能である。

[0074] なお、再加熱後の冷却速度は基本的には空冷とすることが好ましい。

[0075] <鋼管の製造方法>

本発明は上述の方法によって製造された鋼板を用いて鋼管となす。

[0076] 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15～30mmであることが好ましい。

[0077] 鋼管の成形方法としては、UOEプロセスやプレスバンド（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。

[0079] プレスバンドの場合には、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。プレスバンドの場合にも、シー

ム溶接の後、拡管を実施してもよい。

### 実施例

- [0080] 表1に示す化学成分を有する鋼A～Qを用いて、表2に示す製造条件にて作製した鋼板（表2に示す板厚）を冷間成形後、シーム溶接により、表2に示す外径、管厚（板厚）の鋼管を作製した。なお、表2における「圧下率」は900℃以下での累積圧下率、「仕上温度」は圧延終了温度、「停止温度」は冷却停止温度を意味する。
- [0081] 上記のように製造した鋼板（鋼管にする前の鋼板）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マイ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。結果を表2に示した。
- [0082] 鋼板特性について、350℃での引張試験を、直径6mmの丸棒試験片を用いて実施した。引張強度及び降伏強度の測定を実施した。表2に結果を記載した。なお、鋼板特性は鋼管に成形する前の鋼板から試験片を採取して行った。
- [0083] 鋼管特性は、円周方向に引張試験片を採取し、350℃での降伏強度および引張強度を求めた。350℃での引張試験は直径6mmの丸棒試験片を用いて実施した。表2に結果を示した。
- [0084] また、中温度域に長時間保持した後の高温強度を模擬するため、蒸気配管の適用温度である350度において20年保持された場合に相当する、(2)式で示す焼き戻しパラメータであるLerson-Miller Parameterが15700の条件（450℃、50時間）の熱処理を施した後の350℃での降伏強度および引張強度を求めた。なお、鋼板、鋼管いずれについても上記測定を熱処理前の場合と同様に行い、結果を表2に示した。
- [0085] 
$$LMP = (T + 273) \times (20 + \log(t)) \quad (2)$$

T : 熱処理温度 (°C)、t : 熱処理時間 (sec) とする。

[0086] また、中温度域で長時間保持した際には引張強度の低下が小さいことを評価するために、鋼管特性の引張強度について、 $((\text{熱処理前引張強度}(TS_0)) - (\text{熱処理後引張強度}(TS))) / \text{熱処理前引張強度}(TS_0)$  を算出し、0.050以下を良好であると評価した。

[0087] 溶接熱影響部(HAZ)靱性の評価は、シャルピー衝撃試験により行った。シャルピー衝撃試験片のノッチ位置は、溶接金属と母材の境界であるボンド部から、母材側へ3mm(HAZ3mm)の位置とした。試験温度は、-20°Cで実施した。本発明では、各条件につき3本の試験片を用いてシャルピー衝撃試験を実施し、-20°Cの吸収エネルギー( $vE_{-20}$ )の平均値が100J以上を靱性に優れているものとした。結果を表2に示した。

[0088] 上記の通り、表2に鋼板の製造条件ならびに鋼板、鋼管の試験結果を併せて示す。

[0089] 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(1~9)は、鋼板及び鋼管の熱処理前と熱処理後(350°Cで測定)での降伏強度が555MPa以上、引張強度が620MPa以上である。また、本発明鋼(1~9)は、HAZ靱性、および、 $(TS_0 - TS) / TS_0$ のいずれの結果も良好であった。

[0090]

[表1]

表1 編記号	C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	Ti	V	Al	N	Cu	Ni	Cr	Ca	P.eff.	X	Ti/N	備考
A	0.075	0.28	1.75	0.008	0.001	0.32	0.053	0.007		0.023	0.0026				0.0021	0.078	0.92	2.7	発明鋼
B	0.055	0.11	2.02	0.009	0.001	0.28	0.030	0.010	0.005	0.014	0.0040			0.28	0.0023	0.066	0.75	2.5	発明鋼
C	0.056	0.05	1.85	0.004	0.002	0.31	0.040	0.012		0.031	0.0041	0.25	0.26		0.0026	0.062	0.76	2.9	発明鋼
D	0.062	0.15	1.81	0.009	0.001	0.25	0.036	0.009	0.010	0.029	0.0036	0.15	0.15	0.05	0.0021	0.091	0.75	2.5	発明鋼
E	0.060	0.25	1.75	0.004	0.001	0.21	0.042	0.011		0.031	0.0033		0.20	0.40	0.0026	0.077	0.83	3.3	発明鋼
F	0.060	0.15	1.80	0.010	0.001	0.45	0.038	0.011	0.020	0.043	0.0036				0.0017	0.133	1.02	3.1	発明鋼
G	0.070	0.15	1.92	0.010	0.001	0.35	0.040	0.010	0.030	0.043	0.0033		0.30		0.0018	0.153	1.04	3.0	発明鋼
H	0.070	0.11	1.90	0.008	0.001	0.32	0.048	0.010	0.045	0.045	0.0035	0.25	0.25		0.0026	0.216	1.22	2.9	発明鋼
I	0.075	0.10	1.62	0.009	0.001	0.41	0.024	0.010	0.075	0.014	0.0044			0.40	0.0020	0.252	1.40	2.3	発明鋼
J	0.095	0.07	1.52	0.010	0.001	0.20	0.030	0.007	0.030	0.038	0.0028				0.0020	0.105	0.78	2.5	比較鋼
K	0.056	0.32	1.99	0.010	0.001	0.30	0.040	0.009		0.025	0.0031	0.25	0.25		0.0021	0.069	0.75	2.9	比較鋼
L	0.060	0.15	1.75	0.010	0.002	0.28	0.075	0.009		0.032	0.0038			0.30	0.0030	0.136	1.26	2.4	比較鋼
M	0.071	0.18	1.74	0.013	0.002	0.26	0.025	0.021	0.030	0.035	0.0048				0.0018	0.104	0.77	4.4	比較鋼
N	0.064	0.24	1.80	0.008	0.001	0.25	0.005	0.012	0.050	0.024	0.0041	0.15	0.15		0.0024	0.165	0.69	2.9	比較鋼
O	0.060	0.15	1.81	0.009	0.001	0.25	0.040	0.016		0.028	0.0058	0.20	0.21	0.23	0.0021	0.049	0.79	2.8	比較鋼
P	0.060	0.30	1.95	0.010	0.001	0.30	0.025	0.015	0.010	0.038	0.0053	0.50	0.50		0.0021	0.058	0.65	2.8	比較鋼
Q	0.060	0.15	1.81	0.009	0.001	0.25	0.040	0.022		0.028	0.0058	0.29	0.21	0.23	0.0021	0.038	0.79	3.8	比較鋼

注:太字十下線は本発明範囲外であることを示す。  
 注:P.eff. = (0.13Nb + 0.24V - 0.125Ti) / (C + 0.86N)  
 各合金元素は含有量(質量%)

[0091] [表2]

No.	鋼板厚 (mm)	造管後 外径 (mm)	鋼板製造条件										引張強度 [鋼板] (MPa)		降伏強度 [鋼板] (MPa)		引張強度 [鋼管] (MPa)		(TS <sub>0</sub> -TS) / TS <sub>0</sub> [鋼管特性]	vE-20 (J)	ベイト分率 (%)	備考
			加熱工程		熱間圧延工程		加速冷却工程		再加熱工程		熱処理前	熱処理後	熱処理前	熱処理後	熱処理前	熱処理後	熱処理前	熱処理後				
			加熱温度	圧下率	仕上温度	冷却速度	停止温度	昇温速度	到達温度	熱処理前												
1	A	20	813	1200	75	820	25	450	31	650	665	654	701	669	652	726	723	0.004	148	95	発明鋼	
2	B	15	813	1150	75	780	45	430	29	650	643	631	721	658	658	757	724	0.044	128	95	発明鋼	
3	C	25	813	1120	75	800	45	380	28	650	607	589	643	621	614	661	649	0.018	163	95	発明鋼	
4	D	20	813	1150	70	780	45	400	33	650	634	627	642	638	615	671	652	0.028	147	95	発明鋼	
5	E	25	813	1150	70	800	40	400	26	650	606	596	647	636	627	678	646	0.048	152	95	発明鋼	
6	F	15	610	1080	75	850	45	380	8	650	679	678	803	764	741	831	816	0.018	134	95	発明鋼	
7	G	20	610	1080	80	770	45	400	11	650	667	666	795	733	740	820	801	0.023	120	95	発明鋼	
8	H	20	610	1150	75	750	40	250	14	650	701	683	802	731	706	812	775	0.046	118	90	発明鋼	
9	I	15	610	1080	75	800	45	400	5	650	713	697	784	735	732	805	786	0.024	105	95	発明鋼	
10	C	25	813	1000	75	800	48	410	30	650	579	548	573	604	555	632	547	0.135	155	95	比較鋼	
11	C	25	813	1150	75	800	40	240	33	650	599	597	618	623	564	697	644	0.076	149	90	比較鋼	
12	C	25	813	1150	75	800	40	400	31	500	583	555	615	614	573	683	624	0.086	113	85	比較鋼	
13	C	25	813	1150	75	800	40	420	-	-	562	558	609	588	554	676	601	0.110	169	90	比較鋼	
14	G	20	610	1200	75	800	40	280	-	-	676	681	768	727	733	849	775	0.087	153	85	比較鋼	
15	H	20	610	1200	75	750	40	260	-	-	586	605	745	695	641	842	753	0.106	169	80	比較鋼	
16	H	20	813	1200	75	750	40	260	16	350	633	617	762	723	708	861	766	0.110	165	85	比較鋼	
17	J	20	813	1200	75	800	40	410	32	650	586	583	631	601	587	662	642	0.031	24	95	比較鋼	
18	K	20	813	1200	75	750	40	400	29	650	633	627	695	655	644	721	690	0.043	76	95	比較鋼	
19	L	15	813	1140	75	820	40	360	30	650	647	641	698	684	679	708	684	0.034	81	95	比較鋼	
20	M	20	813	1100	75	840	25	350	33	650	633	624	660	643	639	680	662	0.026	63	90	比較鋼	
21	N	20	813	1080	75	840	30	450	30	650	597	553	617	625	548	678	612	0.097	106	90	比較鋼	
22	O	20	813	1100	70	780	35	460	32	650	588	547	607	607	573	655	596	0.090	137	85	比較鋼	
23	P	15	610	1140	75	820	40	360	15	650	647	638	753	786	704	818	750	0.083	112	90	比較鋼	
24	Q	20	610	1100	70	780	35	390	15	650	664	642	715	693	658	776	723	0.068	75	95	比較鋼	

注:太字十下線は本発明範囲外であることを示す。

[0092] 一方、化学成分が本発明範囲内であるが、鋼板製造条件が本発明範囲外である比較鋼（10～16）は、 $(TS_0 - TS) / TS_0$ が劣っていた。また、化学成分が本発明範囲外の比較鋼（17～24）は、HAZ韌性、および、 $(TS_0 - TS) / TS_0$ の少なくとも一方が劣っていた。

## 請求の範囲

[請求項1]

質量%で、C：0.040～0.090%、Si：0.05～0.30%、Mn：1.50～2.50%、P：0.020%以下、S：0.002%以下、Mo：0.20～0.60%、Nb：0.020～0.070%、Ti：0.020%以下、V：0.080%以下、Al：0.045%以下、N：0.0100%以下を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、

下記（1）式で示されるパラメータ $P_{eff}$ が0.050%以上であり、

Lerson Miller Parameter (LMP) = 15700の条件で行う時効後に測定した350℃での引張強度(TS)と、該時効前に測定した350℃での引張強度(TS<sub>0</sub>)が(TS<sub>0</sub> - TS) / TS<sub>0</sub> ≤ 0.050の関係を満たし、

溶接したときに形成される溶接熱影響部の靱性が $vE_{-20}$ で100 J以上であることを特徴とする高強度鋼。

$$P_{eff} (\%) = (0.13Nb + 0.24V - 0.125Ti) / (C + 0.86N) \quad (1)$$

式（1）中の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]

Ti / Nが2.0～4.0であり、

式（2）で表されるXが0.70%以上であることを特徴とする請求項1に記載の高強度鋼。

$$X = 0.35Cr + 0.9Mo + 12Nb + 8V \quad (2)$$

式（2）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3]

さらに、質量%で、Cu：0.50%以下、Ni：0.50%以下、Cr：0.50%以下及びCa：0.0005～0.0040%のうち1種または2種以上を含有し、

ベイナイト分率が70%以上であることを特徴とする請求項1又は2に記載の高強度鋼。

[請求項4] 請求項1～3のいずれかに記載の高強度鋼から構成される鋼管。

[請求項5] 請求項1～3のいずれか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、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250～550℃の条件で加速冷却する加速冷却工程と、

前記加速冷却後、直ちに、昇温速度が0.5℃/s以上、到達温度が550～700℃の条件で、熱延板を再加熱する再加熱工程とを有することを特徴とする高強度鋼の製造方法。

[請求項6] 請求項1～3のいずれか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/JP2015/001768
--

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
*C22C38/00(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)i, C21D8/10(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	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

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 2006-316298 A (Nippon Steel Corp.), 24 November 2006 (24.11.2006), entire text (Family: none)	1-6
A	JP 2007-224408 A (JFE Steel Corp.), 06 September 2007 (06.09.2007), entire text & US 2009/0252641 A1 & WO 2006/107066 A1 & EP 1870483 A1	1-6
A	JP 2011-094231 A (JFE Steel Corp.), 12 May 2011 (12.05.2011), entire text & US 8778096 B2 & WO 2011/040624 A1 & EP 2484792 A1	1-6

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 10 June 2015 (10.06.15)	Date of mailing of the international search report 23 June 2015 (23.06.15)
--	---

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/JP2015/001768

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 2012-017522 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 26 January 2012 (26.01.2012), entire text (Family: none)	1-6
A	JP 2013-112872 A (JFE Steel Corp.), 10 June 2013 (10.06.2013), entire text (Family: none)	1-6
A	JP 2012-126925 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 05 July 2012 (05.07.2012), entire text (Family: none)	1-6
A	JP 2013-227671 A (JFE Steel Corp.), 07 November 2013 (07.11.2013), entire text & WO 2013/145771 A1 & EP 2832890 A1	1-6
A	JP 2014-088623 A (JFE Steel Corp.), 15 May 2014 (15.05.2014), entire text & US 2013/0000798 A1 & WO 2010/074347 A1 & EP 2383360 A1	1-6
A	JP 2014-040648 A (Kobe Steel, Ltd.), 06 March 2014 (06.03.2014), entire text & WO 2014/030618 A1	1-6
A	JP 2014-077642 A (JFE Steel Corp.), 01 May 2014 (01.05.2014), entire text (Family: none)	1-6
A	JP 2014-034708 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 24 February 2014 (24.02.2014), entire text (Family: none)	1-6

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, C21D8/10(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 1971-2015年 日本国実用新案登録公報 1996-2015年 日本国登録実用新案公報 1994-2015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 2006-316298 A (新日本製鐵株式会社) 2006. 11. 24, 全文 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2007-224408 A (J F E スチール株式会社) 2007. 09. 06, 全文 & US 2009/0252641 A1 & WO 2006/107066 A1 & EP 1870483 A1	1-6
A	JP 2011-094231 A (J F E スチール株式会社) 2011. 05. 12, 全文 & US 8778096 B2 & WO 2011/040624 A1 & EP 2484792 A1	1-6
<input checked="" type="checkbox"/> C 欄の続きにも文献が列挙されている。 <span style="margin-left: 200px;"><input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。</span>		
* 引用文献のカテゴリー 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的な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 10.06.2015	国際調査報告の発送日 23.06.2015	
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) 太田 一平 電話番号 03-3581-1101 内線 3477	4 X    3 8 4 1

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	JP 2012-017522 A (住友金属工業株式会社) 2012. 01. 26, 全文 (ファミリーなし)	1 - 6
A	JP 2013-112872 A (J F E スチール株式会社) 2013. 06. 10, 全文 (ファミリーなし)	1 - 6
A	JP 2012-126925 A (住友金属工業株式会社) 2012. 07. 05, 全文 (ファミリーなし)	1 - 6
A	JP 2013-227671 A (J F E スチール株式会社) 2013. 11. 07, 全文 & WO 2013/145771 A1 & EP 2832890 A1	1 - 6
A	JP 2014-088623 A (J F E スチール株式会社) 2014. 05. 15, 全文 & US 2013/0000798 A1 & WO 2010/074347 A1 & EP 2383360 A1	1 - 6
A	JP 2014-040648 A (株式会社神戸製鋼所) 2014. 03. 06, 全文 & WO 2014/030618 A1	1 - 6
A	JP 2014-077642 A (J F E スチール株式会社) 2014. 05. 01, 全文 (ファミリーなし)	1 - 6
A	JP 2014-034708 A (新日鐵住金株式会社) 2014. 02. 24, 全文 (ファミリーなし)	1 - 6