

(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9月29日(29.09.2016)



(10) 国際公開番号  
WO 2016/152171 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/JP2016/001764
  - (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:  
PCT/JP2015/001753 2015年3月26日(26.03.2015) 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). 安田 恭野(YASUDA, Kyono); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
  - J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).
  - (74) 代理人: 杉村 憲司(SUGIMURA, Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目2番1号 霞が関コモンゲート西館36階 Tokyo (JP).
  - (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, 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))



WO 2016/152171 A1

(54) Title: STEEL PLATE FOR STRUCTURAL PIPE, METHOD FOR PRODUCING STEEL PLATE FOR STRUCTURAL PIPE, AND STRUCTURAL PIPE

(54) 発明の名称: 構造管用鋼板、構造管用鋼板の製造方法、および構造管

(57) Abstract: The present invention provides a steel plate for a structural pipe, said steel plate being a high-strength steel plate of API X100 grade or higher and, without the addition of a large quantity of alloy elements, having excellent strength in a rolling direction and having little difference in strength (excellent material uniformity) between the rolling direction and a direction perpendicular to the rolling direction. Specifically, this steel plate for a structural pipe has a specified composition and has a microstructure in which the area fraction of a bainite main component and island martensite is less than 3.0%, wherein the tensile strength in the rolling direction is 760 MPa or more, and an absolute value for the difference (TS<sub>c</sub>-TS<sub>L</sub>) between the tensile strength (TS<sub>c</sub>) in a direction orthogonal to the rolling direction and the tensile strength (TS<sub>L</sub>) in the rolling direction is 30 MPa or less.

(57) 要約: A P I X 1 0 0 グレード以上の高強度鋼板であって、多量の合金元素の添加なしで、圧延方向における強度に優れるとともに、圧延方向と圧延垂直方向における強度差の小さい(材質均一性に優れる)構造管用鋼板を提供する。前記構造管用鋼板は、具体的には、特定の成分組成を有し、ベイナイト主体、かつ島状マルテンサイトの面積分率が3.0%未満であるマイクロ組織を有し、圧延方向における引張強さが760MPa以上であり、圧延直交方向における引張強さ(TS<sub>c</sub>)と圧延方向における引張強さ(TS<sub>L</sub>)との差(TS<sub>c</sub>-TS<sub>L</sub>)の絶対値が30MPa以下である鋼板である。

## 明 細 書

発明の名称：

構造管用鋼板、構造管用鋼板の製造方法、および構造管

### 技術分野

[0001] 本発明は、構造管用鋼板に関するものであり、特に、本発明は、A P I X 1 0 0グレード以上の強度を有するとともに、圧延方向と圧延垂直方向の強度差の小さい材質均一性に優れた構造管用鋼板に関するものである。

また、本発明は、上記構造管用鋼板の製造方法、および上記構造管用鋼板を用いて製造される構造管に関するものである。

### 背景技術

[0002] 海底資源掘削船等による石油やガスの掘削においては、コンダクターケーシング鋼管やライザー鋼管等の構造管が使用される。これらの用途では、近年、圧力上昇による操業効率向上や素材コスト削減の観点から、A P I（アメリカ石油協会）X 1 0 0グレード以上の高強度鋼管に対する要求が高まっている。

[0003] また、上述のような構造管は、合金元素量が非常に多い鍛造品（例えばコネクタ等）を円周溶接して用いられることが多い。溶接を行った場合には、溶接に起因する鍛造品の残留応力除去を目的としてP W H T（P o s t W e l d H e a t T r e a t m e n t、溶接後熱処理）が施されるが、熱処理によって強度等の機械的特性の低下が懸念される。そのため、構造管には、P W H T後においても優れた機械的特性、特に掘削時の海底での外圧による破壊防止のため、管の長手方向、すなわち圧延方向に高い強度を維持していることが要求される。

[0004] そこで、例えば特許文献1では、0.30～1.00%のC r、0.005～0.0030%のT i、および0.060%以下のN bを添加した鋼を熱間圧延した後、加速冷却することによって、P W H Tの一種である応力除去（S t r e s s R e l i e f、S R）焼鈍を600℃以上の高温で行っ

た後においても優れた強度を維持することができる高強度ライザー鋼管用鋼板を製造することが提案されている。

- [0005] また、特許文献2では、溶接鋼管において、母材部と溶接金属の成分組成をそれぞれ特定の範囲とするとともに、両者の降伏強度を551MPa以上としたものが提案されている。特許文献2には、前記溶接鋼管が、溶接部におけるSR前後の靱性に優れることが記載されている。

## 先行技術文献

### 特許文献

- [0006] 特許文献1：特開平11-50188号公報  
特許文献2：特開2001-158939号公報

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

- [0007] しかし、特許文献1に記載の鋼板では、PWHT時にCr炭化物を析出させることによってPWHTによる強度低下を補っているため、多量のCrを添加する必要がある。そのため、素材コストが高いことに加えて、溶接性や靱性の低下が懸念される。
- [0008] また、特許文献2に記載の鋼管は、シーム溶接金属の特性改善を主眼においており、母材に対しては特段の配慮がなされておらず、PWHTによる母材強度の低下が避けられない。母材強度を確保するには、制御圧延や加速冷却によってPWHT前の強度を高めておく必要がある。
- [0009] さらに、構造管用鋼板には、以下に述べる理由から、圧延方向と圧延垂直方向における強度差が小さい（材質均一性に優れる）ことが求められる。

すなわち、鋼管の溶接継手部（溶接金属部）の強度は、一般的に、鋼管母材の強度よりも高くなるように設計される。この設計思想はオーバー・マッチング（over-matching）とも呼ばれる。敷設された鋼管が何らかの原因で変形や破壊する場合、オーバー・マッチングが実現していれば、変形や破壊の起点は溶接継手部ではなく鋼管母材となる。溶接継手部よりも鋼管母材の方

が材料の健全性についての信頼性は高いので、オーバー・マッチングにより、敷設される管体の安全性を高めることができる。

[0010] 構造管の場合、鋼板から鋼管を製造するときに実施されるシーム溶接 (seam welding) のほか、個々の鋼管を接続する円周溶接 (girth welding) が実施される。このため、シーム溶接継手部と円周溶接継手部との両方において、オーバー・マッチングが必要となる。すなわち、シーム溶接継手部の強度は、鋼板の圧延方向に垂直な方向の強度よりも高く、かつ、円周溶接継手部の強度は、鋼板の圧延方向の強度よりも高くする必要がある。ここで、鋼板の圧延方向の強度と圧延方向に垂直な方向の強度との差が小さければ、シーム溶接継手部と円周溶接継手部のオーバー・マッチングを実現する上で、ほぼ同様、あるいは、類似の溶接施工方法を適用することができるので好ましい。

[0011] 本発明は、上記の実情に鑑み開発されたもので、API X100グレード以上の高強度鋼板であって、多量の合金元素の添加なしで、圧延方向における強度に優れるとともに、圧延方向と圧延垂直方向における強度差の小さい (材質均一性に優れる) 構造管用鋼板を提供することを目的とする。

また、本発明は、上記構造管用鋼板の製造方法、および上記構造管用鋼板を用いて製造された構造管を提供することを目的とする。

### 課題を解決するための手段

[0012] 本発明者らは、構造管用鋼板において、材質均一性と強度とを両立させるために、圧延条件が鋼板のミクロ組織に及ぼす影響について詳細な検討を行った。一般に溶接鋼管用の鋼板や溶接構造用の鋼板は溶接性の観点から化学成分が厳しく制限されるため、X65グレード以上の高強度鋼板は熱間圧延後に加速冷却して製造されている。そのため、鋼板のミクロ組織はベイナイト主体か、ベイナイト中に島状マルテンサイト (Martensite-Austenite constituent、以下、「MA」と記すことがある) を含んだ組織となるが、このような組織の鋼にPWH Tを施すと、ベイナイト中の島状マルテンサイト組織が焼戻しにより分解するため強度低下は避けられない。また、焼戻しによる

強度低下を補うために、PWHT時にCr炭化物等を析出させる方法があるが、炭化物が容易に粗大化するために靱性が低下してしまう。このように、変態強化によってPWHT後でも強度と靱性を確保することには限界があることが明白である。そこで、本発明者らは、優れた耐PWHT性と、強度、および材質均一性が得られるミクロ組織に関して鋭意研究を行った結果、次の(a)および(b)の知見を得た。

(a) 耐PWHT性を向上させるためには、鋼のミクロ組織を、PWHTの前後において形態変化を生じない組織とする必要がある。そのためには、PWHTによって分解する島状マルテンサイトの量を低減するとともに、鋼中の炭素を熱的に安定な微細炭化物として分散析出させればよい。

(b) 高強度でかつ材質均一性に優れた鋼板を得るためには、熱間圧延後の加速冷却において、できるだけ低い温度で冷却を停止し、その後、ただちに急速加熱すれば良い。前記加速冷却を停止した直後の鋼のミクロ組織は、MAが少なく、転位密度の高いベイナイト組織となっているが、その後の再加熱によって可動転位が固溶Cによって固着される結果、材質均一性に優れた鋼板を得ることができる。

[0013] 以上の知見に基づき、鋼の成分組成とミクロ組織および製造条件について詳細な検討を行い、本発明を完成するに至った。

[0014] すなわち、本発明の要旨構成は、次のとおりである。

1. 構造管用鋼板であって、

質量%で、

C : 0.060~0.100%、

Si : 0.01~0.50%、

Mn : 1.50~2.50%、

Al : 0.080%以下、

Mo : 0.10~0.50%、

Ti : 0.005~0.025%、

Nb : 0.005~0.080%、

N : 0.001~0.010%、

O : 0.0050%以下、

P : 0.010%以下、および

S : 0.0010%以下、を含有し、

残部Feおよび不可避不純物からなり、かつ

質量%で表したN含有量に対する質量%で表したTi含有量の比である $Ti/N$ が2.5以上、4.0以下であり、

下記(1)式で定義される炭素当量 $C_{eq}$ が0.45以上であり、

下記(2)式で定義されるXが0.30未満であり、

下記(3)式で定義されるYが0.15以上である成分組成を有し、

ベイナイト主体、かつ島状マルテンサイトの面積分率が3.0%未満であるミクロ組織を有し、

圧延方向における引張強さ( $TS_L$ )が760MPa以上であり、圧延直交方向における引張強さ( $TS_C$ )と圧延方向における引張強さ( $TS_L$ )との差( $TS_C - TS_L$ )の絶対値が30MPa以下である、構造管用鋼板。

記

$$C_{eq} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \dots \dots (1)$$

(ここで、(1)式中の元素記号は、前記鋼板中における各元素の含有量を質量%で表した値であり、該鋼板中に当該元素が含有されない場合には0とする)

$$X = (C + Mo/5) / C_{eq} \dots \dots (2)$$

$$Y = [Mo] + [Ti] + [Nb] + [V] \dots \dots (3)$$

(ここで、[M]は前記鋼板中における元素Mの含有量を原子%で表した値であり、該鋼板中に元素Mが含有されない場合には[M]=0とする)

[0015] 2. さらに、前記成分組成が、質量%で、

V : 0.005~0.100%、を含有する、前記1に記載の構造管用鋼板。

[0016] 3. さらに、前記成分組成が、質量%で、

Cu : 0.50%以下、

Ni : 0.50%以下、

Cr : 0.50%以下、

Ca : 0.0005~0.0035%、

REM : 0.0005~0.0100%、および

B : 0.0020%以下からなる群より選択される1種または2種以上を含有する、前記1または2に記載の構造管用鋼板。

[0017] 4. 前記1~3のいずれか一つに記載の成分組成を有する鋼素材を、加熱温度：1100~1300℃まで加熱する加熱工程と、

前記加熱工程において加熱された鋼素材を熱間圧延して鋼板とする熱間圧延工程と、

前記熱間圧延された鋼板を、冷却開始温度：下記の式で定義される $A_{r3}$ 点以上、冷却終了温度：300℃未満、平均冷却速度：20℃/s以上の条件で加速冷却する加速冷却工程と

前記加速冷却工程の後、ただちに0.5℃/s以上10℃/s以下の昇温速度で300~550℃まで再加熱を行う再加熱工程とを、少なくとも有する、構造管用鋼板の製造方法。

記

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

(ここで、上記式中の元素記号は、前記鋼板中における各元素の含有量を質量%で表した値であり、該鋼板中に当該元素が含有されない場合には0とする)

[0018] 5. 前記1~3のいずれか一項に記載の構造管用鋼板からなる構造管。

[0019] 6. 前記1~3のいずれか一つに記載の鋼板を長手方向に筒状に成形した後、突合せ部を内外面からいずれも少なくとも1層ずつ長手方向に溶接して得た構造管。

## 発明の効果

[0020] 本発明によれば、API X100グレード以上の高強度鋼板であって、多量の合金元素の添加なしで、圧延方向における強度に優れるとともに、圧延方向と圧延垂直方向における強度差の小さい（材質均一性に優れる）構造管用鋼板を提供することができる。

## 発明を実施するための最良の形態

[0021] [成分組成]

次に、本発明における各構成要件の限定理由について述べる。

本発明においては、構造管用鋼板が所定の成分組成を有することが重要である。そこで、まず、本発明において鋼の成分組成を上記のように限定する理由を説明する。なお、成分に関する「%」表示は、特に断らない限り「質量%」を意味するものとする。

[0022] C : 0.060~0.100%

Cは、鋼の強度を増加する元素であり、所望の組織を得て、所望の強度、靱性とするためには、C含有量を0.060%以上とする必要がある。一方、C含有量が0.100%を超えると溶接性が劣化し、溶接割れが生じやすくなるとともに、母材靱性およびHAZ靱性が低下する。そのため、C含有量は0.100%以下とする。なお、C含有量は、0.060~0.080%とすることが好ましい。

[0023] Si : 0.01~0.50%

Siは、脱酸材として作用し、さらに固溶強化により鋼材の強度を増加させる元素である。前記効果を得るために、Si含有量を0.01%以上とする。一方、Si含有量が0.50%を超えると、HAZ靱性が著しく劣化する。そのため、Si含有量は0.50%以下とする。なお、Si含有量は0.05~0.20%とすることが好ましい。

[0024] Mn : 1.50~2.50%

Mnは、鋼の焼入れ性を高めるとともに、強度と靱性を向上させる作用を有する元素である。前記効果を得るために、Mn含有量を1.50%以上と

する。一方、Mn含有量が2.50%を超えると溶接性が劣化するおそれがある。そのため、Mn含有量は2.50%以下とする。なお、Mn含有量は1.80%~2.00%とすることが好ましい。

[0025] Al : 0.080%以下

Alは、製鋼時の脱酸剤として添加される元素である。Al含有量が0.080%を超えると靱性の低下を招くため、Al含有量は0.080%以下とする。なお、Al含有量は0.010~0.050%とすることが好ましい。

[0026] Mo : 0.10~0.50%

Moは、本発明において特に重要な元素であり、熱間圧延後の冷却時におけるパーライト変態を抑制しつつ、Ti、Nb、Vと微細な複合炭化物を形成して鋼板の強度を大きく上昇させる機能を有している。前記効果を得るために、Mo含有量を0.10%以上とする。一方、Mo含有量が0.50%を超えると溶接熱影響部（Heat-Affected Zone、HAZ）靱性の低下を招くため、Mo含有量は0.50%以下とする。

[0027] Ti : 0.005~0.025%

Tiは、Moと同様に本発明において特に重要な元素であり、Moと複合析出物を形成して鋼の強度向上に大きく寄与する。前記効果を得るために、Ti含有量を0.005%以上とする。一方、0.025%を超える添加はHAZ靱性および母材靱性の劣化を招く。そのため、Ti含有量は0.025%以下とする。

[0028] Nb : 0.005~0.080%

Nbは、組織の微細粒化により靱性を向上させる作用を有する元素である。また、Moと共に複合析出物を形成し、強度向上に寄与する。前記効果を得るために、Nb含有量を0.005%以上とする。一方、Nb含有量が0.080%を超えるとHAZ靱性が劣化する。そのため、Nb含有量は0.080%以下とする。

[0029] N : 0.001~0.010%

Nは、通常、不可避不純物として鋼中に存在し、Tiが存在しているとTiNを形成する。TiNによるピンニング効果によってオーステナイト粒の粗大化を抑制するために、N含有量は0.001%以上とする。しかし、TiNは、溶接部、特に溶接ボンド近傍で1450℃以上に加熱された領域において分解し、固溶Nを生成する。そのため、N含有量が高すぎると、前記固溶Nの生成に起因する靱性の低下が著しくなる。そのため、N含有量は0.010%以下とする。なお、N含有量は0.002~0.005%とすることがより好ましい。

[0030] さらに、N含有量に対するTi含有量の比であるTi/Nを2.5以上、4.0以下とすることにより上記TiNの効果を十分に発揮することができる。上記TiNによるピンニング効果をさらに有効に発揮させる観点から、Ti/Nは2.6以上であることが好ましく、また、3.8以下であることが好ましい。

[0031] O:0.0050%以下、P:0.010%以下、S:0.0010%以下  
本発明において、O、P、およびSは不可避不純物であり、これらの元素の含有量の上限を次の通り規定する。Oは、粗大で靱性に悪影響を及ぼす酸素系介在物を形成する。前記介在物の影響を抑制するため、O含有量は0.0050%以下とする。また、Pは、中心偏析して母材の靱性を低下させる性質を持つため、P含有量が高いと母材靱性の低下が問題となる。そのため、P含有量は0.010%以下とする。また、SはMnS系介在物を形成して母材の靱性を低下させる性質を有しているため、S含有量が高いと母材靱性の低下が問題となる。そのため、S含有量は0.0010%以下とする。なお、O含有量は0.0030%以下とすることが好ましく、P含有量は0.008%以下とすることが好ましく、S含有量は0.0008%以下とすることが好ましい。一方、O、P、S含有量の下限については限定されないが、工業的には0%超である。また、過度に含有量を低下させると精錬時間の増加やコストの上昇を招くため、O含有量は0.0005%以上、P含有量は0.001%以上、S含有量は0.0001%以上とすることが好まし

い。

[0032] また、本発明の構造管用鋼板は、上記元素に加えて、V : 0.005 ~ 0.100%、を、さらに含有することもできる。

[0033] V : 0.005 ~ 0.100%

Vは、Nbと同様にMoと共に複合析出物を形成し、強度上昇に寄与する。Vを添加する場合、前記効果を得るためにV含有量を0.005%以上とする。一方、V含有量が0.100%を超えるとHAZ靱性が低下するため、Vを添加する場合、V含有量を0.100%以下とする。

[0034] また、本発明の構造管用鋼板は、上記元素に加えて、Cu : 0.50%以下、Ni : 0.50%以下、Cr : 0.50%以下、Ca : 0.0005 ~ 0.0035%、REM : 0.0005 ~ 0.0100%、およびB : 0.0020%以下からなる群より選択される1種または2種以上を、さらに含有することもできる。

[0035] Cu : 0.50%以下

Cuは、靱性の改善と強度の向上に有効な元素であるが、添加量が多すぎると溶接性が低下する。そのため、Cuを添加する場合、Cu含有量は0.50%以下とする。なお、Cu含有量の下限は特に限定されないが、Cuを添加する場合はCu含有量を0.05%以上とすることが好ましい。

[0036] Ni : 0.50%以下

Niは、靱性の改善と強度の向上に有効な元素であるが、添加量が多すぎると耐PWT特性が低下する。そのため、Niを添加する場合、Ni含有量は0.50%以下とする。なお、Ni含有量の下限は特に限定されないが、Niを添加する場合はNi含有量を0.05%以上とすることが好ましい。

[0037] Cr : 0.50%以下

Crは、Mnと同様に低Cでも十分な強度を得るために有効な元素であるが、過剰の添加は溶接性を低下させる。そのため、Crを添加する場合、Cr含有量を0.50%以下とする。なお、Cr含有量の下限は特に限定され

ないが、Crを添加する場合はCr含有量を0.05%以上とすることが好ましい。

[0038] Ca : 0.0005~0.0035%

Caは、硫化物系介在物の形態制御による靱性向上に有効な元素である。前記効果を得るために、Caを添加する場合、Ca含有量を0.0005%以上とする。一方、0.0035%を超えてCaを添加しても効果が飽和し、むしろ、鋼の清浄度の低下により靱性が低下する。そのため、Caを添加する場合、Ca含有量を0.0035%以下とする。

[0039] REM : 0.0005~0.0100%

REM（希土類金属）は、Caと同様に鋼中の硫化物系介在物の形態制御による靱性向上に有効な元素である。前記効果を得るために、REMを添加する場合、REM含有量を0.0005%以上とする。一方、0.0100%を超えて添加しても効果が飽和し、むしろ、鋼の清浄度の低下により靱性を低下させるので、REMを添加する場合、REM含有量を0.0100%以下とする。

[0040] B : 0.0020%以下

Bは、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、特にHAZの強度低下防止に寄与する。しかし、0.0020%を超えて添加してもその効果は飽和するため、Bを添加する場合、B含有量は0.0020%以下とする。なお、B含有量の下限は特に限定されないが、Bを添加する場合はB含有量を0.0002%以上とすることが好ましい。

[0041] 本発明の構造管用鋼板は、以上の成分と、残部Feおよび不可避不純物とからなる。なお、「残部Feおよび不可避不純物とからなる」とは、本発明の作用・効果を損なわない限りにおいて、不可避不純物をはじめ、他の微量元素を含有するものが本発明の範囲に含まれることを意味する。

[0042] 本発明においては、鋼に含まれる元素がそれぞれ上記条件を満たすことに加えて、下記（1）式で定義される炭素当量 $C_{eq}$ を0.45以上とすることが重要である。

$$C_{eq} = C + Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5 \cdot \cdot \cdot \quad (1)$$

(ここで、(1) 式中の元素記号は、前記鋼板中における各元素の含有量を質量%で表した値を表し、該鋼板中に当該元素が含有されない場合には0とする)

[0043] 上記 $C_{eq}$ は、鋼に添加される元素の影響を炭素量に換算して表したものであり、母材強度と相関があるため、強度の指標として一般的に用いられる。本発明では、API X100グレード以上の高い強度を得るために、 $C_{eq}$ を0.45以上とする。なお、 $C_{eq}$ は0.46以上とすることが好ましい。一方、 $C_{eq}$ の上限については特に限定されないが、0.50以下とすることが好ましい。

[0044] また、PWH Tによって分解する島状マルテンサイトの量を低減するために、下記(2)式で定義されるパラメタXを0.30未満とすることが重要である。

$$X = (C + Mo / 5) / C_{eq} \cdot \cdot \cdot \quad (2)$$

上記パラメタXは炭素当量 $C_{eq}$ に対するCおよびMoの比率であり、これら2元素が過多であると島状マルテンサイトが形成されやすくなる。本発明においては、加速冷却後の再加熱により島状マルテンサイトの形成を抑制するが、所定の島状マルテンサイト量とするためにはパラメタXが0.30未満である必要がある。なお、好ましくは0.28以下、さらに好ましくは0.27以下とする。パラメタXの下限については特に限定されないが、0.10以上とすることが好ましい。

[0045] さらに本発明においては、下記(3)式で定義されるYを0.15以上とすることが重要である。

$$Y = [Mo] + [Ti] + [Nb] + [V] \cdot \cdot \cdot \quad (3)$$

(ここで、[M]は前記鋼板中における元素Mの含有量を原子%で表した値であり、該鋼板中に元素Mが含有されない場合には[M] = 0とする)

[0046] 上記Yは、析出強化の指標であり、本発明では、API X100グレー

ド以上の高い強度を得るために、Yを0.15以上とする。なお、Yは0.18%以上とすることが好ましい。一方、Yの上限は特に限定されないが、0.50以下とすることが好ましい。

[0047] なお、上記(3)式で定義されるYの値、すなわち、Mo、Ti、Nb、およびVの各元素の原子%で表した含有量の合計は、鋼に含まれるMo、Ti、Nb、およびVの原子数の和を、鋼に含まれるすべての元素の原子数で割ることによって求められるが、Mo、Ti、Nb、およびVの質量%で表した含有量を用いて、下記(4)式により求めることもできる。

$$Y = (Mo / 95.9 + Nb / 92.91 + V / 50.94 + Ti / 47.9) / (100 / 55.85) \times 100 \dots (4)$$

(ここで、(4)式中の元素記号は、前記鋼板中における各元素の含有量を質量%で表した値を表し、該鋼板中に当該元素が含有されない場合には0とする)

[0048] [ミクロ組織]

次に、本発明における鋼の組織の限定理由について説明する。

本発明においては、鋼板が、ベイナイト主体、かつ島状マルテンサイトの面積分率が3.0%未満であるミクロ組織を有することが重要である。ミクロ組織をこのように制御することにより、API X100グレードの高強度を達成することが可能である。なお、板厚中心部におけるミクロ組織が前記条件を満たしていれば、鋼板の板厚方向のほぼ全域において前記条件を満たすミクロ組織を有することになり、本願の効果を発現することができる。

[0049] ここで、ミクロ組織が「ベイナイト主体」であるとは、鋼のミクロ組織に占めるベイナイトの面積分率が、80%以上であることを意味する。なお、ベイナイトの面積分率は、90%以上であることがより好ましい。一方、ベイナイトの面積分率の合計は高い方が望ましいため、上限は特に限定されず、100%であってよい。

[0050] ベイナイト以外の組織は少ないほどよいが、ベイナイトの面積率が十分に高ければ、残部の組織の影響はほぼ無視できるため、ベイナイト以外の組織

の1種または2種以上を、合計面積率で20%以下含むことは許容される。これらのベイナイト以外の組織は、合計面積率で10%以下であることが好ましい。残部組織の例としては、パーライト、セメンタイト、フェライト、マルテンサイト等が挙げられる。

[0051] ただし、ミクロ組織がベイナイト主体であったとしても、その中に島状マルテンサイトを含んでいると、PWHT時に島状マルテンサイトが分解して強度が低下してしまう。そのため、鋼板のミクロ組織に占める島状マルテンサイトの面積分率は3.0%未満とする必要がある。なお、島状マルテンサイトの面積分率は、2%以下とすることが好ましい。一方、島状マルテンサイトの面積分率は低い方が好ましいため、下限は特に限定されず、0%以上とすることができる。

[0052] なお、ベイナイトおよび島状マルテンサイトの面積分率は、板厚中心位置から採取した試料を鏡面研磨し、ナイトール腐食した面について、走査型電子顕微鏡（倍率2000倍）でランダムに10視野以上観察を行って同定すればよい。

[0053] [機械的特性]

本発明の構造管用鋼板は、圧延方向における引張強さ ( $TS_L$ ) が760MPa以上であり、圧延直交方向における引張強さ ( $TS_C$ ) と圧延方向における引張強さ ( $TS_L$ ) との差 ( $TS_C - TS_L$ ) の絶対値が30MPa以下という機械的特性を有している。ここで、 $TS_L$  および  $TS_C$  は、実施例に記載の方法で測定することができる。なお、 $TS_L$  は、790MPa以上とすることが好ましく、( $TS_C - TS_L$ ) の絶対値は、20MPa以下とすることが好ましい。一方、 $TS_L$  の上限は特に限定されないが、たとえば、X100グレードならば990MPa以下、X120グレードならば1145MPa以下である。 $(TS_C - TS_L)$  の絶対値は小さい方が好ましいため、下限は特に限定されず、0以上とすることができる。なお、 $TS_C - TS_L$  を引いた値、( $TS_C - TS_L$ ) は、マイナスであっても良い。

[0054] 本発明の構造管用鋼板は、上記のように  $TS_C$  と  $TS_L$  の差が小さいため、該

鋼板を用いて製造された鋼管は、シーム溶接継手部と円周溶接継手部のオーバー・マッチングを容易に実現できるという、構造管として極めて優れた特性を有している。

[0055] [鋼板の製造方法]

次に、本発明の鋼板の製造方法について説明する。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。

[0056] 本発明の構造管用鋼板は、上記成分組成を有する鋼素材を、次の（１）～（４）の工程で順次処理することによって製造できる。

（１）上記鋼素材を加熱温度： $1100\sim 1300^{\circ}\text{C}$ まで加熱する加熱工程、

（２）前記加熱工程において加熱された鋼素材を熱間圧延して鋼板とする熱間圧延工程、

（３）前記熱間圧延された鋼板を、冷却開始温度： $A_{r3}$ 点以上、冷却終了温度： $300^{\circ}\text{C}$ 未満、平均冷却速度： $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の条件で加速冷却する加速冷却工程、および

（４）前記加速冷却工程の後、ただちに $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の昇温速度で $300\sim 550^{\circ}\text{C}$ まで再加熱を行う再加熱工程。

上記各工程は、具体的には以下に述べるように行うことができる。

[0057] [鋼素材]

上記鋼素材は、常法にしたがって溶製することができる。鋼素材の製造方法は特に限定されないが、連続鋳造法によって製造することが好ましい。

[0058] [加熱工程]

上記鋼素材は、圧延に先立って加熱される。その際の加熱温度は、 $1100\sim 1300^{\circ}\text{C}$ とする。加熱温度を $1100^{\circ}\text{C}$ 以上とすることにより鋼素材中の炭化物を固溶して、目標とする強度を確保することができる。なお、前

記加熱温度は、1120℃以上とすることが好ましい。一方、加熱温度が1300℃を超えるとオーステナイト粒が粗大化し、最終的な鋼組織も粗大化して靱性が劣化するので、加熱温度は1300℃以下とする。なお、前記加熱温度は、1250℃以下とすることが好ましい。

[0059] [熱間圧延工程]

次に、上記加熱工程において加熱された鋼素材を圧延する。熱間圧延の条件は特に限定されないが、後述するように、 $A_{r3}$ 点以上、すなわち、オーステナイト単相域から加速冷却を開始するために、 $A_{r3}$ 点以上で圧延を終了させることが好ましい。

[0060] [加速冷却工程]

熱間圧延工程終了後、該熱間圧延工程で得られた鋼板を加速冷却する。その際、 $A_{r3}$ 点未満の2相域から冷却を開始すると、フェライトが混在したミクロ組織となり、鋼板の強度が低下する。そのため、 $A_{r3}$ 点以上、すなわち、オーステナイト単相域から加速冷却を開始する。なお、冷却開始温度の上限は、特に限定されないが、 $(A_{r3} + 100)$ ℃以下とすることが好ましい。

なお、本発明において $A_{r3}$ 点は、次式に計算されるものとする。

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

(ここで、上記式中の元素記号は、前記鋼板中における各元素の含有量を質量%で表した値であり、該鋼板中に当該元素が含有されない場合には0とする)

[0061] また、冷却終了温度が高すぎるとベイナイトへの変態が十分に進まず、パーライトやMAが多量に生成し、靱性に悪影響を及ぼすおそれがある。そのため、冷却終了温度は300℃未満とする。なお、冷却終了温度の下限は特に限定されないが、100℃以上とすることが好ましい。

[0062] また、平均冷却速度が低い場合にも、ベイナイトへの変態が十分に進まず、パーライトが多量に生成し、靱性に悪影響を及ぼすおそれがある。そのた

め、平均冷却速度は $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。なお、平均冷却速度の上限は特に限定されないが、 $40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。

[0063] 上記条件で加速冷却を行うことにより、鋼板のミクロ組織をベイナイト主体とし、強度を向上させることができる。

[0064] [再加熱工程]

上記加速冷却終了後、ただちに $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の昇温速度で $300\sim 550^{\circ}\text{C}$ まで再加熱を行う。前記条件で再加熱を行うことにより、可動転位が固溶Cによって固着される結果、材質均一性に優れる鋼板を得ることができる。再加熱温度が $300^{\circ}\text{C}$ 未満の場合ではその効果が小さく、材質のばらつきを生じる。一方、再加熱温度が $550^{\circ}\text{C}$ 超の場合は過剰な析出によって靱性の劣化を招く恐れがある。ここで、「加速冷却後、ただちに」とは、加速冷却終了後、 $120$ 秒以内に $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の昇温速度での再加熱を開始することをいう。

[0065] 以上の工程により、API X100グレード以上の高い強度を有し、材質均一性に優れた構造管用鋼板を製造することができる。特に、加速冷却時のベイナイト変態による変態強化と、加速冷却後の再加熱時に析出する微細炭化物による析出強化を複合して活用することにより、合金元素を多量に添加することなく、優れた強度を得ることができる。そのため、本発明においては、上記加速冷却条件と再加熱条件の両者を同時に満たすことが重要である。

[0066] なお、鋼板の厚みは特に限定されず、任意の厚みとすることができ、 $15\sim 30\text{mm}$ とすることが好ましい。

[0067] [鋼管]

上記のようにして得られた鋼板を素材として用いて、鋼管を製造することができる。前記鋼管は、例えば、上記構造管用厚肉鋼板が長手方向に筒状に成形され、突き合わせ部が溶接された構造管とすることができる。鋼管の製造方法としては、特に限定されることなく、任意の方法を用いることができる。例えば、鋼板を常法に従ってUプレスおよびOプレスで鋼板長手方向に

筒状とした後、突き合わせ部をシーム溶接してUOE鋼管とすることができ  
る。前記シーム溶接は、仮付溶接後、内面、外面をいずれも少なくとも1層  
ずつサブマージアーク溶接で行うことが好ましい。サブマージアーク溶接に  
用いられるフラックスは特に制限はなく、熔融型フラックスであっても焼成  
型フラックスであってもかまわない。シーム溶接を行った後、溶接残留応力  
の除去と鋼管真円度の向上のため、拡管を実施する。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。上述のUOEプロセスの代わりに、鋼板に三点曲げを繰り  
返すことにより逐次成形するプレスバンド法により、ほぼ円形の断面形状を  
有する鋼管を製造した後に、上述のUOEプロセスと同様にシーム溶接を実  
施してもよい。プレスバンド法の場合も、UOEプロセスの場合と同様、シ  
ーム溶接を行った後、拡管を行ってもよい。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。また、必要に応じ、溶接前の予熱や溶接後の熱処理を行うこともで  
きる。

## 実施例

[0068] 表1に示す成分組成の鋼（鋼種A~M、残部は鉄および不可避免的不純物）  
を溶製し、連続鋳造法によりスラブとした。得られたスラブを加熱して熱間  
圧延し、その後、ただちに水冷型の加速冷却設備を用いて冷却して板厚20  
mmの鋼板（No. 1~19）を製造した。各鋼板の製造条件を表2に示す  
。得られた鋼板のそれぞれについて、以下に述べる方法により、マイクロ組織  
に占める島状マルテンサイトとベイナイトの面積分率と機械的特性を評価し  
た。評価結果を表3に示す。

[0069] 島状マルテンサイトとベイナイトの面積分率は、板厚中心位置から採取し

た試料を鏡面研磨し、ナイトール腐食した面について、走査型電子顕微鏡（倍率2000倍）でランダムに10視野以上観察を行って評価した。

[0070] 機械的特性のうち、0.5%耐力（YS）と引張強さ（TS）は、圧延垂直方向（C方向）と圧延方向（L方向）の両方について測定した。測定に当たっては、鋼板から圧延方向と垂直方向それぞれの全厚試験片を採取し、JIS Z 2241（1998）の規定に準拠して引張試験を実施した。

[0071] 機械的特性のうち、シャルピー特性については、板厚中心部より、圧延方向を長手方向とする2mmVノッチシャルピー試験片を各3本ずつ採取し、各試験片について-10℃におけるシャルピー吸収エネルギー（ $vE_{-10^{\circ}\text{C}}$ ）を測定し、それらの平均値を求めた。

[0072] また、溶接熱影響部（HAZ）靱性を評価するために、再現熱サイクル装置によって入熱20kJ/cm～50kJ/cmに相当する熱履歴を加えた試験片を作製し、得られた試験片を用いてシャルピー衝撃試験を行った。上述した-10℃におけるシャルピー吸収エネルギーの評価と同様の方法で測定を行い、得られた-10℃でのシャルピー吸収エネルギーが100J以上の物を良好（○）、100J未満のものを不良（×）とした。

[0073] さらに、耐PWH T特性を評価するために、ガス雰囲気炉を用いて各鋼板のPWH Tを行った。このときの熱処理条件は600℃で2時間とし、その後、鋼板を炉から取り出し、空冷によって室温まで冷却した。得られたPWH T後の鋼板それぞれについて、上述のPWH T前の測定と同様の方法で圧延方向における0.5%YS、TS、および $vE_{-10^{\circ}\text{C}}$ を測定した。

[0074] 表3に示したように、本発明の条件を満たす発明例（No. 1～7）は、PWH Tを行う前の状態において、降伏強度（0.5%YS<sub>c</sub>）が690MPa以上、引張強さ（TS<sub>c</sub>）が760MPa以上の優れた強度と、圧延直交方向における引張強さ（TS<sub>c</sub>）と圧延方向における引張強さ（TS<sub>L</sub>）との差（TS<sub>c</sub>-TS<sub>L</sub>）が30MPa以下という優れた材質均一性を備えているとともに、600℃という高温でのPWH Tの後においても優れた機械的特性を備えていた。さらに、発明例の鋼板は、シャルピー特性（靱性）が $vE_{-10^{\circ}\text{C}}$ ：2

00J以上と良好であり、また、HAZ靱性も良好であった。

[0075] 一方、本発明の条件を満たさない比較例（No. 8～20）においては、PWHT前と後の一方または両方における機械的特性や、材質均一性が劣っていた。例えば、No. 8、12、13は、鋼の成分組成は本発明の範囲内であるが、母材強度または母材靱性が劣っていた。これは、製造時の条件が本発明の条件を満たしていないため、微細炭化物が適切に分散析出しなかったためであると考えられる。また、No. 9は、鋼の成分組成は本発明の範囲内であるが、冷却開始温度が本発明の条件を満たしていないため、鋼板ミクロ組織中にフェライト組織が混在し、その結果、PWHT前後における機械的特性が劣っていた。No. 10、11は、鋼の成分組成は本発明の範囲内であるが、鋼板ミクロ組織中の島状マルテンサイトの面積分率が3.0%を超えており、その結果、母材鋼板のシャルピー特性やPWHT後の強度が劣っていた。一方、No. 14～19は鋼の成分組成が本発明の範囲外であるため、母材強度、シャルピー特性、HAZ靱性、PWHT後の強度の少なくとも一つが劣っていた。

[0076]

[表1]

成分組成(質量%)\*

鋼種	成分組成(質量%)*															Ti/N	Ceq (質量%)	X (質量%)	Y (原子%)	Ar <sub>3</sub> 点 (°C)	備考			
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ti	Nb	V	Al	Cu	Ni	Cr	Ca	REM							B	O	N
A	0.070	0.26	2.05	0.005	0.0008	0.29	0.014	0.026	0.041	0.032	-	-	-	-	-	-	0.0026	0.004	3.5	0.48	0.27	0.246	701	適合鋼
B	0.068	0.16	1.85	0.008	0.0008	0.13	0.013	0.023	0.055	0.035	0.20	0.20	0.11	-	0.0012	-	0.0027	0.005	2.6	0.46	0.20	0.165	714	
C	0.064	0.20	1.98	0.005	0.0006	0.20	0.009	0.036	0.045	0.020	0.15	0.26	-	-	-	-	0.0024	0.003	3.0	0.47	0.22	0.198	698	
D	0.060	0.19	1.92	0.005	0.0006	0.31	0.010	0.032	0.036	0.034	-	-	0.16	-	-	-	0.0025	0.004	2.5	0.48	0.25	0.251	711	
E	0.065	0.12	1.75	0.008	0.0008	0.30	0.012	0.043	-	0.035	-	-	0.30	0.0015	-	0.0004	0.0028	0.004	3.0	0.48	0.26	0.215	721	
F	0.064	0.08	2.14	0.008	0.0008	0.23	0.014	0.012	0.024	0.037	0.20	0.09	0.02	-	-	-	0.0027	0.005	2.8	0.49	0.22	0.184	691	
G	0.078	0.24	1.66	0.005	0.0006	0.26	0.019	0.036	0.005	0.041	0.20	0.21	0.20	0.0023	-	-	0.0024	0.005	3.8	0.48	0.27	0.201	714	
H	0.068	0.25	1.86	0.006	0.0006	0.31	0.012	0.031	0.010	0.028	-	-	-	-	-	-	0.0018	0.004	3.0	0.44	0.29	0.224	715	
I	0.071	0.09	1.76	0.005	0.0005	0.34	0.015	0.043	0.052	0.032	0.10	0.10	-	-	-	-	0.0020	0.005	3.0	0.46	0.30	0.298	712	
J	0.065	0.19	1.78	0.005	0.0006	0.29	0.022	0.038	0.030	0.033	0.30	0.22	-	-	-	-	0.0026	0.004	5.5	0.46	0.27	0.250	708	
K	0.061	0.15	1.74	0.005	0.0006	0.29	0.008	0.035	0.010	0.031	-	-	0.28	-	-	-	0.0026	0.004	2.0	0.47	0.25	0.210	724	
L	0.058	0.14	1.84	0.008	0.0008	0.25	0.011	0.071	-	0.033	0.20	0.18	-	-	-	-	0.0029	0.004	2.8	0.44	0.25	0.201	711	
M	0.055	0.15	1.87	0.006	0.0006	0.20	0.013	0.014	-	0.035	0.20	0.19	0.20	-	-	-	0.0027	0.004	3.3	0.47	0.20	0.140	710	比較鋼

\* 残部はFeおよび不可避不純物。

Ceq = C+Mn/6+(Cu+Ni)/15+(Cr+Mo+V)/5 (各元素記号は、含有量(質量%)を示し、含有されない場合は0とする。)

X = (C+Mo/5)/Ceq (各元素記号は、含有量(質量%)を示し、含有されない場合は0とする。)

Y = [Mo]+[Ti]+[Nb]+[V] ([M]は元素Mの含有量を原子%で表した値で、元素Mが含有されない場合は0とする。)

Ar<sub>3</sub> = 910-310C-80Mn-20Cu-15Cr-55Ni-80Mo (各元素記号は、含有量(質量%)を示し、含有されない場合は0とする。)

[0077] [表2]

表2

No.	鋼種	加熱温度 (°C)	熱間圧延	加速冷却			再加熱			備考
			圧延終了 温度 (°C)	冷却開始 温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	冷却終了 温度 (°C)	再加熱設備	昇温速度 (°C/s)	再加熱温度 (°C)	
1	A	1250	760	720	30	280	誘導加熱炉	5	450	発明例
2	B	1180	770	740	35	260	誘導加熱炉	6	450	
3	C	1180	750	710	35	250	誘導加熱炉	7	480	
4	D	1180	780	730	40	250	誘導加熱炉	5	350	
5	E	1200	760	720	45	200	ガス燃焼炉	1	480	
6	F	1150	750	720	45	220	誘導加熱炉	4	350	
7	G	1190	770	740	35	240	誘導加熱炉	5	450	
8	C	<u>1050</u>	780	750	40	190	誘導加熱炉	7	450	
9	C	1150	750	<u>680</u>	40	250	誘導加熱炉	8	440	比較例
10	C	1150	780	760	<u>3</u>	280	誘導加熱炉	8	450	
11	C	1150	760	730	25	<u>480</u>	誘導加熱炉	5	550	
12	F	1150	770	730	30	240	誘導加熱炉	6	<u>650</u>	
13	F	1150	760	730	40	220	誘導加熱炉	7	<u>280</u>	
14	F	1150	760	730	40	250	-	-	-	
15	H	1150	760	740	40	210	誘導加熱炉	4	400	
16	I	1200	750	740	35	240	誘導加熱炉	8	380	
17	J	1180	760	730	40	270	ガス燃焼炉	1.0	350	
18	K	1200	780	740	40	260	誘導加熱炉	6	450	
19	L	1200	760	720	35	250	誘導加熱炉	6	350	
20	M	1150	760	720	35	260	誘導加熱炉	6	450	

[0078]

[表3]

No.	鋼種	マイクロ組織		機械的特性 (PWHT前)						機械的特性 (PWHT後)			備考
		MA* 面積分率 (%)	B* 面積分率 (%)	圧延垂直方向(C)		圧延方向(L)		CL方向差		vE <sub>-10°C</sub> (J)	HAZじん性	0.5%YS (MPa)	
		0.5%YS <sub>C</sub> (MPa)	TS <sub>C</sub> (MPa)	0.5%YS <sub>L</sub> (MPa)	TS <sub>L</sub> (MPa)	TS <sub>C</sub> -TS <sub>L</sub> (MPa)							
1	A	2.1	96	716	830	708	814	16	249	○	744	818	254
2	B	1.2	99	707	810	703	793	17	265	○	718	799	265
3	C	1.9	98	702	807	694	798	9	260	○	720	793	272
4	D	2.1	92	712	828	713	818	10	253	○	747	821	246
5	E	0.8	99	690	811	690	803	8	271	○	725	798	280
6	F	1.0	95	721	829	715	809	20	268	○	743	826	279
7	G	1.4	99	713	829	702	819	10	258	○	738	818	262
8	C	1.9	95	693	758	699	749	9	260	○	684	758	269
9	C	2.4	86	686	789	682	763	26	233	○	703	784	245
10	C	2.3	89	684	811	670	784	27	186	○	690	765	211
11	C	3.8	96	670	823	662	801	22	168	○	681	779	209
12	F	0.9	99	761	831	768	829	2	193	○	739	822	186
13	F	2.2	95	681	834	675	801	33	249	○	731	804	267
14	F	2.8	93	713	849	701	812	37	198	○	724	811	213
15	H	2.8	97	645	752	636	731	21	279	○	663	727	273
16	I	4.6	95	722	843	714	822	21	189	×	743	812	237
17	J	2.4	98	700	812	693	799	13	254	×	719	789	261
18	K	0.9	95	701	808	698	780	28	262	×	728	801	274
19	L	1.6	98	681	752	677	746	6	295	○	673	755	286
20	M	1.7	98	685	772	680	758	14	274	○	681	748	280

\* MA: 島状マルテンサイト、B: ベイナイト、M: マルテンサイト、F: フェライト、P: パーライト

### 産業上の利用可能性

[0079] 本発明によれば、API X100グレード以上の高強度鋼板であって、多量の合金元素の添加なしで、圧延方向における強度に優れるとともに、圧延方向と圧延垂直方向における強度差の小さい（材質均一性に優れる）構造管用鋼板を提供することができる。前記鋼板を用いて得られる構造管は、PWHT後においても優れた機械的特性を維持しているため、PWHTを行う可能性のあるコンダクターケーシング鋼管やライザー鋼管等の構造管として極めて有用である。

## 請求の範囲

[請求項1]

構造管用鋼板であって、

質量%で、

C : 0.060~0.100%、

Si : 0.01~0.50%、

Mn : 1.50~2.50%、

Al : 0.080%以下、

Mo : 0.10~0.50%、

Ti : 0.005~0.025%、

Nb : 0.005~0.080%、

N : 0.001~0.010%、

O : 0.0050%以下、

P : 0.010%以下、および

S : 0.0010%以下、を含有し、

残部Feおよび不可避不純物からなり、かつ

質量%で表したN含有量に対する質量%で表したTi含有量の比であるTi/Nが2.5以上、4.0以下であり、

下記(1)式で定義される炭素当量 $C_{eq}$ が0.45以上であり、

下記(2)式で定義されるXが0.30未満であり、

下記(3)式で定義されるYが0.15以上である成分組成を有し、

ベイナイト主体、かつ島状マルテンサイトの面積分率が3.0%未満であるミクロ組織を有し、

圧延方向における引張強さ( $TS_L$ )が760MPa以上であり、  
 圧延直交方向における引張強さ( $TS_C$ )と圧延方向における引張強さ( $TS_L$ )との差( $TS_C - TS_L$ )の絶対値が30MPa以下である、  
 構造管用鋼板。

記

$$C_{eq} = C + Mn / 6 + (Cu + Ni) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5 \dots (1)$$

(ここで、(1) 式中の元素記号は、前記鋼板中における各元素の含有量を質量%で表した値であり、該鋼板中に当該元素が含有されない場合には0とする)

$$X = (C + Mo / 5) / C_{eq} \dots (2)$$

$$Y = [Mo] + [Ti] + [Nb] + [V] \dots (3)$$

(ここで、[M] は前記鋼板中における元素Mの含有量を原子%で表した値であり、該鋼板中に元素Mが含有されない場合には [M] = 0 とする)

[請求項2]

さらに、前記成分組成が、質量%で、

V : 0.005~0.100%、を含有する、請求項1に記載の構造管用鋼板。

[請求項3]

さらに、前記成分組成が、質量%で、

Cu : 0.50%以下、

Ni : 0.50%以下、

Cr : 0.50%以下、

Ca : 0.0005~0.0035%、

REM : 0.0005~0.0100%、および

B : 0.0020%以下からなる群より選択される1種または2種以上を含有する、請求項1または2に記載の構造管用鋼板。

[請求項4]

請求項1~3のいずれか一項に記載の成分組成を有する鋼素材を、加熱温度：1100~1300℃まで加熱する加熱工程と、

前記加熱工程において加熱された鋼素材を熱間圧延して鋼板とする熱間圧延工程と、

前記熱間圧延された鋼板を、冷却開始温度：下記の式で定義される  $A_{r3}$  点以上、冷却終了温度：300℃未満、平均冷却速度：20℃/s 以上の条件で加速冷却する加速冷却工程と

前記加速冷却工程の後、ただちに $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の昇温速度で $300\sim 550^{\circ}\text{C}$ まで再加熱を行う再加熱工程とを、少なくとも有する、構造管用鋼板の製造方法。

記

$$A r_3 (^{\circ}\text{C}) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo$$

(ここで、上記式中の元素記号は、前記鋼板中における各元素の含有量を質量%で表した値であり、該鋼板中に当該元素が含有されない場合には0とする)

[請求項5] 請求項1～3のいずれか一項に記載の構造管用鋼板からなる構造管。

[請求項6] 請求項1～3のいずれか一項に記載の構造管用鋼板を長手方向に筒状に成形した後、突合せ部を内外面からいずれも少なくとも1層ずつ長手方向に溶接して得た構造管。

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.  
PCT/JP2016/001764

**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, C21D8/02, C22C38/14, C22C38/58

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.
X	JP 2006-307324 A (JFE Steel Corp.), 09 November 2006 (09.11.2006), claims; paragraphs [0057], [0058] (Family: none)	1-6
X A	JP 2009-174024 A (JFE Steel Corp.), 06 August 2009 (06.08.2009), claims; paragraphs [0028], [0032] to [0034] (Family: none)	3-6 1-2
A	JP 2010-138421 A (JFE Steel Corp.), 24 June 2010 (24.06.2010), claims; paragraphs [0045], [0071] to [0073] (Family: none)	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 01 June 2016 (01.06.16)	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/JP2016/001764

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 2012-126925 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 05 July 2012 (05.07.2012), (Family: none)	1-6
A	JP 2007-231409 A (Nippon Steel Corp.), 13 September 2007 (13.09.2007), (Family: none)	1-6
A	JP 2006-124775 A (Nippon Steel Corp.), 18 May 2006 (18.05.2006), (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, 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, C21D8/02, C22C38/14, C22C38/58

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
X	JP 2006-307324 A (J F E スチール株式会社) 2006. 11. 09, [特許請求の範囲], [0057], [0058] (ファミリーなし)	1-6
X A	JP 2009-174024 A (J F E スチール株式会社) 2009. 08. 06, [特許請求の範囲], [0028], [0032]-[0034] (ファミリーなし)	3-6 1-2
A	JP 2010-138421 A (J F E スチール株式会社) 2010. 06. 24, [特許請求の範囲], [0045], [0071]-[0073] (ファミリーなし)	1-6

☑ 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

01.06.2016

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）

岸 智之

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4K

4427

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 2012-126925 A (住友金属工業株式会社) 2012.07.05, (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2007-231409 A (新日本製鐵株式会社) 2007.09.13, (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2006-124775 A (新日本製鐵株式会社) 2006.05.18, (ファミリーなし)	1-6