

(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6月29日(29.06.2017)



(10) 国際公開番号  
WO 2017/110027 A1

- (51) 国際特許分類:  
C22C 38/32 (2006.01) C21D 8/10 (2006.01)  
C22C 38/54 (2006.01) C21D 9/08 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2016/004609
- (22) 国際出願日: 2016年10月18日(18.10.2016)
- (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 2015-249956 2015年12月22日(22.12.2015) JP  
特願 2016-129714 2016年6月30日(30.06.2016) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 柚賀 正雄 (YUGA, Masao); 〒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). 岡津光浩 (OKATSU, Mitsuhiro); 〒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). 太田 裕樹 (OTA, Hiroki); 〒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, 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, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, 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 SEAMLESS STAINLESS STEEL PIPE FOR OIL WELLS AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 油井用高強度継目無鋼管およびその製造方法

(57) Abstract: Provided is a high strength seamless stainless steel pipe for oil wells that has excellent resistance to sulfide stress corrosion cracking. The pipe comprises, in mass%, C: 0.20-0.50%, Si: 0.05-0.40%, Mn: 0.1-1.5%, P: 0.015% or less, S: 0.005% or less, Al: 0.005-0.1%, N: 0.006% or less, Cr: 0.1-2.5%, Mo: 0.1-1.0%, V: 0.03-0.3%, Nb: 0.001-0.030%, B: 0.0003-0.0030%, O: 0.0030% or less, and Ti: 0.003-0.025%. Ti/N: is 2.0-5.5. At least 95% in volume fraction is tempered martensite. The prior austenite particles are at least 8.5 in grain size number. In cross-sections orthogonal to the rolling direction: per 100 mm<sup>2</sup>, there are not more than 100 nitride inclusions with particle diameter of at least 4 μm and not more than 700 of less than 4 μm; and per 100 mm<sup>2</sup>, there are not more than 60 oxide inclusions with particle diameter of at least 4 μm and not more than 500 of less than 4 μm.

(57) 要約: 耐硫化物応力腐食割れ性に優れた油井用高強度継目無鋼管の提供。質量%で、C: 0.20~0.50%、Si: 0.05~0.40%、Mn: 0.1~1.5%、P: 0.015%以下、S: 0.005%以下、Al: 0.005~0.1%、N: 0.006%以下、Cr: 0.1~2.5%、Mo: 0.1~1.0%、V: 0.03~0.3%、Nb: 0.001~0.030%、B: 0.0003~0.0030%、O: 0.0030%以下、Ti: 0.003~0.025%を含み、Ti/N: 2.0~5.5で、焼戻マルテンサイトが体積率で95%以上、旧オーステナイト粒が粒度番号で8.5以上、圧延方向に垂直な断面で、窒化物系介在物は100mm<sup>2</sup>あたり粒径4μm以上が100個以下、4μm未満が700個以下、酸化物系介在物は100mm<sup>2</sup>あたり粒径4μm以上が60個以下、4μm未満が500個以下である。

WO 2017/110027 A1

## 明 細 書

発明の名称：油井用高強度継目無鋼管およびその製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、油井管やラインパイプ用として好適な、高強度継目無鋼管に係り、とくに湿潤硫化水素環境（サワー環境）下での、耐硫化物応力腐食割れ性（耐SSC性）の向上に関する。

### 背景技術

[0002] 近年、エネルギー資源の安定確保という観点から、高深度で腐食環境が厳しい油田や天然ガス田の開発が進められている。そのため、掘削用の油井管および輸送用のラインパイプに対して、降伏強さYS：125ksi(862MPa)以上の高強度を保持しながら、硫化水素（H<sub>2</sub>S）を含むサワー環境下での耐SSC性に優れることが、強く要求されるようになってきている。

[0003] このような要求に対して、例えば特許文献1には、重量%で、C：0.2～0.35%、Cr：0.2～0.7%、Mo：0.1～0.5%、V：0.1～0.3%を含む低合金鋼を、A<sub>3</sub>変態点以上で焼入れした後、650℃以上A<sub>c1</sub>変態点以下で焼戻す油井用鋼の製造方法が提案されている。特許文献1に記載された技術によれば、析出している炭化物の総量が2～5重量%で、総炭化物量のうちMC型炭化物の割合が8～40重量%となるように調整でき、優れた耐硫化物応力腐食割れ性を有する油井用鋼が得られるとしている。

[0004] また、特許文献2には、質量%で、C：0.15～0.3%、Cr：0.2～1.5%、Mo：0.1～1%、V：0.05～0.3%、Nb：0.003～0.1%を含む低合金鋼を、1150℃以上に加熱した後、熱間加工を1000℃以上で終了し、引続き900℃以上の温度から焼入れし、その後、550℃以上A<sub>c1</sub>変態点以下で焼戻し、さらに850～1000℃に再加熱して焼入れし、650℃以上A<sub>c1</sub>変態点以下で焼戻す焼入れ焼戻処理を少なくとも1回施す、韌性と耐硫化物応力腐食割れ性に優れる油井用鋼の製造方法が提案されている。特許文献2に記載された技術によれば、析出している炭化物の総量が1.5～4質量%で、総炭化物量のうちMC型炭化物の割合

が5~45質量%、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の割合が $200/t$  ( $t$ :肉厚(mm)) 質量%以下となるように調整でき、韌性と耐硫化物応力腐食割れ性に優れる油井用鋼となるとしている。

[0005] また、特許文献3には、質量%で、C:0.15~0.30%、Si:0.05~1.0%、Mn:0.10~1.0%、P:0.025%以下、S:0.005%以下、Cr:0.1~1.5%、Mo:0.1~1.0%、Al:0.003~0.08%、N:0.008%以下、B:0.0005~0.010%、Ca+O(酸素):0.008%以下を含み、さらにTi:0.005~0.05%、Nb:0.05%以下、Zr:0.05%以下、V:0.30%以下のうちの1種または2種以上を含有し、断面観察による連続した非金属介在物の最大長さが $80\mu\text{m}$ 以下、断面観察による非金属介在物の粒径 $20\mu\text{m}$ 以上の個数が10個/100mm<sup>2</sup>以下である油井用鋼材が提案されている。これにより、油井用として要求される高強度を有しかつその強度に見合う優れた耐SSC性を有する油井用低合金鋼材が得られるとしている。

[0006] また、特許文献4には、質量%で、C:0.20~0.35%、Si:0.05~0.5%、Mn:0.05~0.6%、P:0.025%以下、S:0.01%以下、Al:0.005~0.100%、Mo:0.8~3.0%、V:0.05~0.25%、B:0.0001~0.005%、N:0.01%以下、O:0.01%以下を含有し、 $12V+1-Mo\geq 0$ を満たす耐硫化物応力腐食割れ性に優れた低合金油井管用鋼が提案されている。特許文献4に記載された技術では、上記した組成に加えて、質量%で、Cr:0.6%以下を、 $Mo-(Cr+Mn)\geq 0$ を満足するように含有してもよく、またNb:0.1%以下、Ti:0.1%以下、Zr:0.1%以下のうちの1種以上を含有してもよく、またCa:0.01%以下を含有してもよいとしている。

## 先行技術文献

### 特許文献

- [0007] 特許文献1:特開2000-178682号公報  
特許文献2:特開2000-297344号公報  
特許文献3:特開2001-172739号公報  
特許文献4:特開2007-16291号公報

## 発明の概要

### 発明が解決しようとする課題

[0008] しかしながら、耐硫化物応力腐食割れ性（耐SSC性）に影響を与える要因は多岐にわたるため、特許文献1～4に記載された技術だけでは、YS：125ksi（862MPa）級以上の高強度継目無鋼管の耐SSC性を、厳しい腐食環境で使用される油井用として十分な特性まで向上させる技術として十分であるとはいえない。しかも、特許文献1および2に記載された炭化物の種類と量や、特許文献3に記載された非金属介在物の形状や個数を、所望の範囲内に安定して調整することは、非常に難しいという問題もある。

[0009] 本発明は、かかる従来技術の問題を解決し、耐硫化物応力腐食割れ性に優れた油井用高強度継目無鋼管およびその製造方法を提供することを目的とする。

[0010] なお、ここでいう「高強度」とは、降伏強さYSが125ksi（862MPa）以上である場合をいうものとする。また、降伏強さYSは、好ましくは140ksi（965MPa）以下である。また、ここでいう「耐硫化物応力腐食割れ性に優れた」とは、NACE TM0177 Method Aに規定された試験方法に準拠し、10kPaの硫化水素を飽和させるとともに、pHを3.5に調整した5.0質量%食塩水溶液を含む酢酸－酢酸ナトリウム水溶液（液温：24℃）中で定荷重試験を実施し、被試験材降伏強さの90%の応力を負荷した状態で720h（時間）を超えて割れが生じない場合をいうものとする。

### 課題を解決するための手段

[0011] 本発明者らは、上記した目的を達成するためには、所望の高強度と優れた耐SSC性とを両立させることが必要であることから、強度と耐SSC性に及ぼす各種要因について鋭意研究した。その結果、降伏強さYS：125ksi級以上の高強度鋼管では、窒化物系介在物や酸化物系介在物が、そのサイズによって影響の度合は異なるが、耐SSC性に大きな影響を与えることを見出した。粒径が4 $\mu$ m以上の窒化物系介在物および4 $\mu$ m以上の酸化物系介在物はいずれも、硫化物応力腐食割れ（SSC）の発生起点となり、その大きさが大きいほど、SSC

を発生しやすくすることを見出した。なお、粒径が4 $\mu$ m未満の窒化物系介在物は、単独で存在してもSSCの発生起点とはならないが、多数となると耐SSC性に悪影響を及ぼすようになること、また、4 $\mu$ m未満の酸化物系介在物も多数となると耐SSC性に悪影響を及ぼすこと、を見出した。

[0012] このようなことから、本発明者らは、耐SSC性の更なる向上のためには、窒化物系介在物および酸化物系介在物の個数を、その大きさに応じて、適正な個数以下に調整する必要があることに思い至った。なお、窒化物系介在物および酸化物系介在物の個数を、適正な個数以下に調整するには、鋼管素材の製造時、とくに溶鋼の溶製時および鑄造時等に、N量およびO量を所望の範囲内となるように、コントロールすることが肝要である。さらに、鋼の精錬工程および連続鑄造工程における製造条件の管理が重要である。

[0013] 本発明は、かかる知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものである。すなわち、本発明の要旨はつぎのとおりである。

(1) 質量%で、C : 0.20~0.50%、Si : 0.05~0.40%、Mn : 0.1~1.5%、P : 0.015%以下、S : 0.005%以下、Al : 0.005~0.1%、N : 0.006%以下、Cr : 0.1~2.5%、Mo : 0.1~1.0%、V : 0.03~0.3%、Nb : 0.001~0.030%、B : 0.0003~0.0030%、O (酸素) : 0.0030%以下、Ti : 0.003~0.025%、を含み、かつTi、NをTi/N : 2.0~5.5を満足するように含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有し、

焼戻マルテンサイトを体積率で95%以上とし、旧オーステナイト粒が粒度番号で8.5以上であり、圧延方向に垂直な断面において、粒径が4 $\mu$ m以上の窒化物系介在物が100mm<sup>2</sup>あたり100個以下、粒径が4 $\mu$ m未満の窒化物系介在物が100mm<sup>2</sup>あたり700個以下、粒径が4 $\mu$ m以上の酸化物系介在物が100mm<sup>2</sup>あたり60個以下、粒径が4 $\mu$ m未満の酸化物系介在物が100mm<sup>2</sup>あたり500個以下である組織を有し、降伏強さYS : 862MPa以上である油井用高強度継目無鋼管。

(2) (1) において、前記組成に加えてさらに、質量%で、Cu : 1.0%以下、Ni : 1.0%以下、W : 3.0%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する油井用高強度継目無鋼管。

(3) (1) または (2) において、前記組成に加えてさらに、質量%で、C a : 0.0005~0.0050%を含有する油井用高強度継目無鋼管。

(4) (1) ないし (3) のいずれかに記載の油井用高強度継目無鋼管の製造方法であり、鋼管素材を、加熱温度：1050~1350℃の範囲の温度で加熱し、熱間加工を施して所定形状の継目無鋼管とし、前記熱間加工後に、前記継目無鋼管に空冷以上の冷却速度で表面温度が200℃以下となる温度まで冷却を施し、600~740℃の範囲の温度に加熱する焼戻処理を施す油井用高強度継目無鋼管の製造方法。

(5) (4) において、前記冷却後で、前記焼戻処理の前に、Ac<sub>3</sub>変態点以上1000℃以下の範囲の温度に再加熱し、表面温度で200℃以下となる温度まで急冷する焼入れ処理を1回以上施す油井用高強度継目無鋼管の製造方法。

### 発明の効果

[0014] 本発明によれば、降伏強さYS : 125ksi (862MPa) 以上の高強度を有し、耐硫化物応力腐食割れ性に優れた油井用高強度継目無鋼管を、容易にしかも安価に製造でき、産業上格段の効果を奏する。本発明によれば、適正な合金元素を適正量含有させるとともに窒化物系介在物および酸化物系介在物の生成を抑制することにより、油井用として所望の高強度を、優れた耐SSC性ととも保持する高強度継目無鋼管を安定して製造できる。

### 発明を実施するための形態

[0015] 本発明の油井用高強度継目無鋼管（以下、単に高強度継目無鋼管とも記す。）は、質量%で、C : 0.20~0.50%、Si : 0.05~0.40%、Mn : 0.1~1.5%、P : 0.015%以下、S : 0.005%以下、Al : 0.005~0.1%、N : 0.006%以下、Cr : 0.1~2.5%、Mo : 0.1~1.0%、V : 0.03~0.3%、Nb : 0.001~0.030%、B : 0.0003~0.0030%、O (酸素) : 0.0030%以下、Ti : 0.003~0.025%、を含み、かつTi、NをTi/N : 2.0~5.5を満足するように含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有し、焼戻マルテンサイトを体積率で95%以上とし、旧オーステナイト粒が粒度番号で8.5以上であり、圧延方向に垂直な断面において、粒径が4μm以上の窒化物系介在物が100mm<sup>2</sup>あたり100個以下、粒径

が4 $\mu\text{m}$ 未満の窒化物系介在物が100mm<sup>2</sup>あたり700個以下、粒径が4 $\mu\text{m}$ 以上の酸化物系介在物が100mm<sup>2</sup>あたり60個以下、粒径が4 $\mu\text{m}$ 未満の酸化物系介在物が100mm<sup>2</sup>あたり500個以下である組織を有し、降伏強さYS：862MPa以上である。

[0016] まず、本発明の高強度継目無鋼管の組成限定理由について説明する。以下、組成における質量％は、単に％で記す。

[0017] C：0.20～0.50％

Cは、固溶して鋼の強度増加に寄与するとともに、鋼の焼入性を向上させ、焼入れ時にマルテンサイト相を主相とする組織の形成に寄与する。このような効果を得るためには、0.20％以上の含有を必要とする。一方、Cの0.50％を超える含有は、焼入れ時に割れを発生させ、製造性を著しく低下させる。このため、C含有量は0.20～0.50％の範囲とする。好ましくは、C含有量は0.20％以上である。より好ましくは、C含有量は0.24％以上である。好ましくは、C含有量は0.35％以下である。より好ましくは、C含有量は0.32％以下である。

[0018] Si：0.05～0.40％

Siは、脱酸剤として作用するとともに、鋼中に固溶して鋼の強度を増加させ、さらに焼戻時の軟化を抑制する作用を有する元素である。このような効果を得るためには、Siは0.05％以上含有する必要がある。一方、Siの0.40％を超える多量の含有は、軟化相であるフェライト相の生成を促進し、所望の高強度化を阻害したり、さらに粗大な酸化物系介在物の形成を促進して、耐SSC性や靱性を低下させたりする。また、Siは偏析して局部的に鋼を硬化させる元素であり、0.40％を超える多量のSiの含有は、局部的硬化領域を形成し、耐SSC性を低下させるという悪影響をおよぼす。このようなことから、本発明では、Si含有量は0.05～0.40％の範囲とする。好ましくは、Si含有量は0.05～0.33％である。より好ましくは、Si含有量は0.24％以上である。より好ましくは、Si含有量は0.30％以下である。

[0019] Mn：0.1～1.5％

Mnは、Cと同様に、鋼の焼入性を向上させ、鋼の強度増加に寄与する元素で

ある。このような効果を得るためには、Mnは0.1%以上の含有を必要とする。一方、Mnは、偏析して局部的に鋼を硬化させる元素であり、多量のMnの含有は、局部的硬化領域を形成し、耐SSC性を低下させるという悪影響をおよぼす。このため、本発明では、Mn含有量は0.1~1.5%の範囲とする。好ましくは、Mn含有量は0.3%超えである。より好ましくは、Mn含有量は0.5%以上である。好ましくは、Mn含有量は1.2%以下である。より好ましくは、Mn含有量は0.8%以下である。

[0020] P : 0.015%以下

Pは、粒界に偏析して粒界脆化を引き起こすだけでなく、偏析して局部的に鋼を硬化させる元素であり、本発明では、Pは不可避的不純物として、できるだけ低減することが好ましいが、0.015%までは許容できる。このため、P含有量は0.015%以下とする。好ましくは、P含有量は0.012%以下である。

[0021] S : 0.005%以下

Sは、不可避的不純物として、鋼中ではそのほとんどが硫化物系介在物として存在し、延性、靱性、さらには耐SSC性を低下させるため、できるだけ低減することが好ましいが、0.005%までは許容できる。このため、S含有量は0.005%以下とする。好ましくは、S含有量は0.003%以下である。

[0022] Al : 0.005~0.1%

Alは、脱酸剤として作用するとともに、Nと結合してAlNを形成して、加熱時のオーステナイト粒の微細化に寄与する。また、Alは、Nを固定し、固溶BがNと結合するのを防止して、Bの焼入性向上効果の低減を抑制する。このような効果を得るためには、Alは0.005%以上の含有を必要とする。一方、0.1%を超えるAlの含有は、酸化物系介在物の増加をもたらす、鋼の清浄度を低下させて、延性、靱性、さらには耐SSC性の低下を招く。このため、Al含有量は0.005~0.1%の範囲とする。好ましくは、Al含有量は0.01%以上である。より好ましくは、Al含有量は0.02%以上である。好ましくは、Al含有量は0.08%以下である。より好ましくは、Al含有量は0.05%以下である。

[0023] N : 0.006%以下

Nは、不可避的不純物として鋼中に存在するが、Alと結合してAlNを形成し、また、Tiと結合してTiNを形成して、結晶粒を微細化し、靱性を向上させる作用を有する。しかし、0.006%を超えるNの含有は、形成される窒化物（ここでいう、窒化物は熱処理過程で析出する析出物と凝固段階で晶出する介在物である。）が粗大化し、耐SSC性や靱性を著しく低下させる。このため、N含有量は0.006%以下とする。

[0024] Cr : 0.1~2.5%

Crは、焼入性の向上を介して鋼の強度を増加させるとともに、耐食性を向上させる元素である。また、Crは、焼入性を向上させ、厚肉材においても焼入れ組織を得ることが可能になる。さらに、焼戻処理時にCと結合し、 $M_3C$ 、 $M_7C_3$ 、 $M_{23}C_6$ （Mは金属元素）などの炭化物を形成し、焼戻軟化抵抗を向上させる元素である。このような効果を得るためには、Crは0.1%以上含有することが必要である。好ましくは、Cr含有量は0.6%超えである。より好ましくは、Cr含有量は0.7%超えである。一方、2.5%を超えてCrを含有すると多量の $M_7C_3$ 、 $M_{23}C_6$ を形成し、水素のトラップサイトとして作用して耐SSC性を低下させる。また、含有量が過剰の場合、固溶軟化現象により、強度が低下することがある。このため、Cr含有量は2.5%以下にする。

[0025] Mo : 0.1~1.0%

Moは、炭化物を形成し、析出強化により鋼の強化に寄与する元素であり、焼戻により転位密度を低減させたいうで所望の高強度を確保するのに有効に寄与する。転位密度の低減により耐SSC性が向上する。また、Moは、鋼中に固溶して、旧オーステナイト粒界に偏析して、耐SSC性の向上に寄与する。さらに、Moは、腐食生成物を緻密化し、さらに割れの起点となるピットの生成および成長を抑制する作用を有する。このような効果を得るためには、Moは0.1%以上の含有を必要とする。一方、1.0%を超えるMoの含有は、強度上昇に対する、効果が飽和し、含有量に見合う効果を期待できなくなり、経済的に不利となる。また、針状の $M_2C$ 析出物や、場合によってはLaves相（ $Fe_2Mo$ ）の形成を促進して、耐SSC性を低下させる。このため、Mo含有量は0.1~1.0%の範

困とする。好ましくは、Mo含有量は0.3%以上である。好ましくは、Mo含有量は0.9%以下である。より好ましくは、Mo含有量は0.7%以下である。

[0026] V : 0.03~0.3%

Vは、炭化物や炭窒化物を形成し、鋼の強化に寄与する元素である。このような効果を得るためには、Vは0.03%以上の含有を必要とする。一方、0.3%を超えてVを含有しても、効果が飽和し、含有量に見合う効果を期待できなくなり、経済的に不利となる。このため、V含有量は0.03~0.3%の範囲とする。好ましくは、V含有量は0.05%以上である。好ましくは、V含有量は0.25%以下である。

[0027] Nb : 0.001~0.030%

Nbは、炭化物やあるいはさらに炭窒化物を形成し、析出強化により鋼の強度増加に寄与するとともに、旧オーステナイト粒の微細化にも寄与する。このような効果を得るためには、Nbは0.001%以上の含有を必要とする。一方、Nb析出物は、SSC（硫化物応力腐食割れ）の伝播経路と成りやすく、0.030%超えの多量のNb含有に基づく多量のNb析出物の存在は、とくに降伏強さ125ksi以上の高強度鋼材において、耐SSC性の顕著な低下に繋がる。このため、所望の高強度と優れた耐SSC性との両立の観点から、Nb含有量は0.001~0.030%とする。好ましくは、Nb含有量は0.001%以上0.02%以下である。より好ましくは、Nb含有量は0.01%未満である。

[0028] B : 0.0003~0.0030%

Bは、オーステナイト粒界に偏析し、粒界からのフェライト変態を抑制することにより、微量の含有でも、鋼の焼入性を高める作用を有する。このような効果を得るためには、Bは0.0003%以上の含有を必要とする。一方、0.0030%を超えてBを含有すると、炭窒化物等として析出し、焼入性が低下し、したがって靱性が低下する。このため、B含有量は0.0003~0.0030%の範囲とする。好ましくは、B含有量は0.0007%以上である。好ましくは、B含有量は0.0025%以下である。

[0029] O（酸素） : 0.0030%以下

O（酸素）は、不可避的不純物として、鋼中では酸化物系介在物として存在している。これら介在物は、SSCの発生起点となり、耐SSC性を低下させるため、本発明ではO（酸素）は、できるだけ低減することが好ましい。しかし、過剰な低減は精錬コストの高騰を招くため、0.0030%までは許容できる。このため、O（酸素）含有量は0.0030%以下とする。好ましくは、O含有量は0.0020%以下である。

[0030] Ti : 0.003~0.025%

Tiは、溶鋼の凝固時にNと結合し微細なTiNとして析出して、そのピンニング効果により、旧オーステナイト粒の微細化に寄与する。このような効果を得るためには、Tiは0.003%以上の含有を必要とする。Tiは0.003%未満の含有ではその効果が小さい。一方、Tiを0.025%を超えて含有すると、TiNが粗大化し、上記したピンニング効果が発揮できず、かえって靱性が低下する。また、さらに粗大なTiNが起因となり、耐SSC性が低下する。このようなことから、Ti含有量は0.003~0.025%の範囲とする。

[0031] Ti/N : 2.0~5.5

Ti/Nが2.0未満では、Nの固定が不足しBNを形成し、Bによる焼入性向上効果が低下する。一方、Ti/Nが5.5を超えて大きい場合には、TiNが粗大化する傾向が顕著になり、靱性や耐SSC性が低下する。このようなことから、Ti/Nは2.0~5.5の範囲とする。好ましくは、Ti/Nは2.5以上である。好ましくは、Ti/Nは4.5以下である。

[0032] 上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避的不純物からなる。不可避的不純物としては、Mg : 0.0008%以下、Co : 0.05%以下が許容できる。

[0033] 上記した成分が基本の成分であるが、基本の組成に加えてさらに、選択元素として、Cu : 1.0%以下、Ni : 1.0%以下、W : 3.0%以下のうちから選ばれた1種または2種以上、および/または、Ca : 0.0005~0.0050%、を含有できる。

[0034] Cu : 1.0%以下、Ni : 1.0%以下、W : 3.0%以下のうちから選ばれた1種または2種以上

Cu、Ni、Wはいずれも、鋼の強度増加に寄与する元素であり、必要に応じて1種または2種以上を選択して含有できる。

[0035] Cuは、鋼の強度増加に寄与するとともに、さらに、靱性および耐食性を向上させる作用を有する元素である。とくに、厳しい腐食環境下での耐SSC性の向上に、極めて有効な元素である。Cuを含有した場合には、緻密な腐食生成物が形成されて耐食性が向上するとともに、さらに割れの起点となるピットの生成および成長が抑制される。このような効果を得るためには、Cuは0.03%以上含有することが望ましい。一方、Cuは1.0%を超えて含有しても、効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できず経済性に不利となる。このため、Cuを含有する場合には、Cu含有量は1.0%以下に限定することが好ましい。

[0036] Niは、鋼の強度増加に寄与するとともに、さらに、靱性および耐食性を向上させる元素である。このような効果を得るためには、Niは0.03%以上含有することが望ましい。一方、Niは1.0%を超えて含有しても、効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できず経済性に不利となる。このため、Niを含有する場合には、Ni含有量は1.0%以下に限定することが好ましい。

[0037] Wは、炭化物を形成し、析出強化により鋼の強度増加に寄与するとともに、固溶して、旧オーステナイト粒界に偏析して耐SSC性の向上に寄与する元素である。このような効果を得るためには、Wは0.03%以上を含有することが望ましい。一方、Wは3.0%を超えて含有しても、効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できず経済性に不利となる。このため、Wを含有する場合には、W含有量は3.0%以下に限定することが好ましい。

[0038] Ca : 0.0005~0.0050%

Caは、Sと結合しCaSを形成して、硫化物系介在物の形態制御に有効に作用する元素であり、硫化物系介在物の形態制御を介して、靱性および耐SSC性の向上に寄与する。このような効果を得るためには、Caは0.0005%以上の含有を必要とする。一方、Caを0.0050%を超えて含有しても、その効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できなくなり、経済性に不利となる。このため、Caを含有する場合には、Ca含有量は0.0005~0.0050%の範囲に限定するこ

とが好ましい。

[0039] 本発明の高強度継目無鋼管は、上記した組成を有し、さらに、焼戻マルテンサイトを主相として体積率で95%以上とし、旧オーステナイト粒が粒度番号で8.5以上であり、圧延方向に垂直な断面において、粒径が4 $\mu$ m以上の窒化物系介在物が100mm<sup>2</sup>あたり100個以下、粒径が4 $\mu$ m未満の窒化物系介在物が100mm<sup>2</sup>あたり700個以下、粒径が4 $\mu$ m以上の酸化物系介在物が100mm<sup>2</sup>あたり60個以下、粒径が4 $\mu$ m未満の酸化物系介在物が100mm<sup>2</sup>あたり500個以下である組織を有する。

[0040] 焼戻マルテンサイト相：95%以上

本発明の高強度継目無鋼管では、YS：125ksi級以上の高強度を確保するためと、構造物として必要な延性や靱性を保持するために、マルテンサイトを焼戻した焼戻マルテンサイト相を主相とする。ここでいう「主相」とは、当該相が体積率で100%である単相である場合、あるいは第二相を特性に影響しない程度の範囲である体積率で5%以下含む、当該相が95%以上である場合をいう。なお、本発明では、第二相は、ベイナイト相、残留オーステナイト相およびパーライトあるいはそれらの混合相が例示できる。

[0041] 本発明の高強度継目無鋼管における上記の組織については、鋼の成分に応じて、冷却時の冷却速度を適正に選択することにより調整することができ、さらには焼入れ処理の際の加熱温度を適正に選択することによっても調整することができる。

[0042] 旧オーステナイト粒の粒度番号：8.5以上

旧オーステナイト粒の粒度番号が8.5未満では、生成するマルテンサイト相の下部組織が粗大化し、耐SSC性が低下する。このため、旧オーステナイト粒の粒度番号を8.5以上に限定する。なお、粒度番号は、JIS G 0551の規定に準拠して測定した値を用いるものとする。

[0043] 本発明において、旧オーステナイト粒の粒度番号については、焼入れ処理の際の加熱速度と加熱温度と保持温度、焼入れ処理の実施回数を変えることにより調整することができる。

[0044] さらに、本発明の高強度継目無鋼管では、耐SSC性の向上のために、窒化物系介在物および酸化物系介在物の個数を、大きさに応じて、適正範囲内に調整する。なお、窒化物系介在物と酸化物系介在物の同定は、走査型電子顕微鏡を用いた自動検出により行い、窒化物系介在物は、TiとNbが主成分のもの、酸化物系介在物はAl、CaおよびMgが主成分のものとした。介在物の個数は、鋼管の圧延方向に垂直な断面（管軸方向に垂直な断面：C断面）において測定した値とする。介在物の大きさは、各介在物の粒径を用いるものとする。なお、介在物の粒径は、介在物粒子の面積を求め、円相当直径を計算し、当該介在物粒子の粒径とする。

[0045] 粒径が4 $\mu$ m以上の窒化物系介在物：100mm<sup>2</sup>あたり100個以下

窒化物系介在物は、降伏強さ125ksi級以上の高強度鋼管ではSSCの発生起点となり、その大きさが4 $\mu$ m以上と大きくなるほど、その悪影響が大きくなる。そのため、粒径が4 $\mu$ m以上の窒化物系介在物はできるだけ、少なくすることが望ましいが、100mm<sup>2</sup>あたり100個以下であれば、耐SSC性への悪影響は許容できる。このため、粒径が4 $\mu$ m以上の窒化物系介在物は100mm<sup>2</sup>あたり100個以下に限定する。なお、好ましくは84個以下である。

[0046] 粒径が4 $\mu$ m未満の窒化物系介在物：100mm<sup>2</sup>あたり700個以下

粒径が4 $\mu$ m未満の微細な窒化物系介在物は、単独で存在してもSSCの発生起点にはならないが、降伏強さ125ksi級以上の高強度鋼管では、その数が多くなり、100mm<sup>2</sup>あたり700個を超えると、耐SSC性への悪影響が許容できなくなる。このため、粒径が4 $\mu$ m未満の窒化物系介在物は100mm<sup>2</sup>あたり700個以下に限定する。なお、好ましくは600個以下である。

[0047] 粒径が4 $\mu$ m以上の酸化物系介在物：100mm<sup>2</sup>あたり60個以下

酸化物系介在物は、降伏強さ：125ksi級以上の高強度鋼管では、SSCの発生起点となり、その大きさが4 $\mu$ m以上と大きくなるほど、その悪影響が大きくなる。そこで、粒径が4 $\mu$ m以上の酸化物系介在物はできるだけ、少なくすることが望ましいが、100mm<sup>2</sup>あたり60個以下であれば、耐SSC性への悪影響は許容できる。このため、粒径が4 $\mu$ m以上の酸化物系介在物は100mm<sup>2</sup>あたり60個以

下に限定する。なお、好ましくは40個以下である。

[0048] 粒径が4 $\mu$ m未満の酸化物系介在物：100mm<sup>2</sup>あたり500個以下

酸化物系介在物は、降伏強さ125ksi級以上の高強度鋼では、粒径が4 $\mu$ m未満と小さいものでもSSCの発生起点となり、その数が多くなるほど耐SSC性への悪影響が大きくなる。そのため、粒径が4 $\mu$ m未満の酸化物系介在物でもできるだけ少なくすることが望ましいが、100mm<sup>2</sup>あたり500個以下であれば、許容できる。このようなことから、粒径が4 $\mu$ m未満の酸化物系介在物は100mm<sup>2</sup>あたり500個以下に限定する。なお、好ましくは400個以下である。

[0049] 本発明において、窒化物系介在物および酸化物系介在物の調整については、とくに溶鋼の精錬工程における管理が重要であり、溶銑予備処理で、脱硫および脱燐を行ない、転炉で、脱炭および脱燐を行った後、取鍋で、加熱攪拌精錬処理（LF）およびRH真空脱ガス処理を行う。そして、加熱攪拌精錬処理（LF）の処理時間を十分に確保し、また、RH真空脱ガス処理の処理時間を確保する。また、連続鑄造法で鑄片（鋼管素材）とするに際しては、窒化物系介在物および酸化物系介在物が、上記した単位面積当たりの個数以下となるように、取鍋からタンディッシュへの注入に際し、不活性ガスによるシールを施し、また、鑄型内での電磁攪拌を施し、介在物の浮上分離を図る。

[0050] 次に、本発明の高強度継目無鋼管の好ましい製造方法について説明する。

[0051] 本発明では、上記した組成の鋼管素材を加熱し、熱間加工を施して所定形状の継目無鋼管とする。

[0052] 本発明で使用する鋼管素材は、上記した組成を有する溶鋼を、転炉等の常用の溶製方法で溶製し、連続鑄造法等の常用の鑄造方法で、鑄片（丸鑄片）とすることが好ましい。鑄片をさらに熱間圧延し所定形状の丸鋼片としても、あるいは造塊一分塊圧延を経た丸鋼片としてもよい。

[0053] なお、本発明の高強度継目無鋼管では、更なる耐SSC性の向上のために、窒化物系介在物や酸化物系介在物を、上記した単位面積当たりの個数以下となるように、低減する。このため、鋼管素材（鑄片あるいは鋼片）は、N（窒素）：0.006%以下、O（酸素）：0.0030%以下の範囲内でできるだけ低減する必

要がある。

[0054] 窒化物系介在物および酸化物系介在物を上記した単位面積当たりの個数以下とするためには、とくに溶鋼の精錬工程における管理が重要となる。本発明では、溶銑予備処理で、脱硫および脱燐を行ない、転炉で、脱炭および脱燐を行った後、取鍋で、加熱攪拌精錬処理（LF）、RH真空脱ガス処理を行うことが好ましい。LF時間が長くなるほど、介在物中のCaO濃度またはCaS濃度が減少し、MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系の介在物となり、耐SSC性が向上する。また、RH時間が長くなるほど、溶鋼中の酸素濃度が低下し、酸化物系介在物の大きさが小さくなり、また個数も減少する。このようなことから、加熱攪拌精錬処理（LF）は処理時間：30min以上、RH真空脱ガス処理は処理時間：20min以上とすることが好ましい。

[0055] また、連続鋳造法で鋳片（鋼管素材）とするに際しては、窒化物系介在物および酸化物系介在物が、上記した単位面積当たりの個数以下となるように、取鍋からタンディッシュへの注入に際し、不活性ガスによるシールを施すことが好ましい。また、鋳型内での電磁攪拌を施し、介在物の浮上分離を図ることが好ましい。これにより、窒化物系介在物、酸化系介在物の量および大きさを調整することができる。

[0056] ついで、上記した組成を有する鋳片（鋼管素材）に、加熱温度：1050～1350℃に加熱し熱間加工を施して、所定寸法の継目無鋼管とする。

[0057] 加熱温度：1050～1350℃

加熱温度が1050℃未満では、鋼管素材中の炭化物の溶解が不十分となる。一方、加熱温度が1350℃を超えて高温となると、結晶粒が粗大化するとともに、凝固時に析出したTiNなどの析出物が粗大化し、また、セメントライトが粗大化するため、靱性が低下する。また、1350℃を超える高温では、鋳片表面のスケールが厚く生成し、圧延時に表面疵等の発生原因になるとともに、エネルギーロスが増大し省エネルギーの観点から好ましくない。このようなことから、加熱温度は1050～1350℃の範囲の温度に限定する。好ましくは1100℃以上である。好ましくは、加熱温度は1300℃以下である。

[0058] 加熱された鋼管素材には、ついで、マンネスマンープラグミル方式、あるいはマンネスマンーマンドレル方式の熱間圧延機を用いて熱間加工（造管）が施され、所定寸法の継目無鋼管とされる。なお、プレス方式による熱間押し出しで継目無鋼管としてもよい。

[0059] 得られた継目無鋼管には、熱間加工を終了した後、表面温度が200℃以下となるまで空冷以上の冷却速度で冷却する冷却処理を施す。

[0060] 熱間加工終了後の冷却処理：冷却速度；空冷以上、冷却停止温度；200℃以下

本発明の組成範囲では、熱間加工後に空冷以上の冷却速度で冷却すれば、マルテンサイト相を主相とする組織を得ることができる。表面温度が200℃超えで空冷（冷却）を停止すると、変態が完全に完了していない場合がある。そのため、熱間加工後の冷却処理は、表面温度が200℃以下となるまで、空冷以上の冷却速度で冷却することとした。また、本発明において、「空冷以上の冷却速度」とは、0.1℃/s以上のことを指す。0.1℃/s未満の冷却速度であると、冷却後の金属組織が不均一になり、その後の熱処理後の金属組織が不均一となる。

[0061] 空冷以上の冷却速度で冷却する冷却処理を行なったのち、焼戻処理を施す。焼戻処理は、600～740℃の範囲の温度に加熱する処理とする。

[0062] 焼戻温度：600～740℃

焼戻処理は、転位密度を減少させ、韌性および耐SSC性を向上させる目的で行なう。焼戻温度が600℃未満では、転位の減少が不十分であるため、優れた耐SSC性を確保できない。一方、740℃を超える温度では、組織の軟化が著しく、所望の高強度を確保できない。このため、焼戻温度は600～740℃の範囲の温度に限定する。好ましくは、焼戻温度は660℃以上である。より好ましくは670℃以上である。好ましくは、焼戻温度は740℃以下である。より好ましくは、焼戻温度は710℃以下である。

[0063] なお、安定して所望の特性を確保するためには、熱間加工後、空冷以上の冷却速度で冷却する冷却処理を施したのち、さらに再加熱し、水冷などで急

冷する焼入れ処理を1回以上施し、しかる後、上記した焼戻処理を施すことが望ましい。

[0064] 焼入れ処理のための再加熱温度： $A_{c3}$ 変態点以上 $1000^{\circ}\text{C}$ 以下

再加熱温度が、 $A_{c3}$ 変態点未満では、オーステナイト単相域に加熱されないため、マルテンサイト相を主相とする組織が得られない。一方、 $1000^{\circ}\text{C}$ を超えると、結晶粒が粗大化し靱性が低下することに加え、表面の酸化スケールが厚くなり、剥離しやすくなり鋼板表面の疵発生の原因となる、などの悪影響がある。さらに、熱処理炉への負荷が過大となり、省エネルギーの観点からも問題となる。このようなことから、また、省エネルギーの観点から、焼入れ処理のための再加熱温度は、 $A_{c3}$ 変態点以上 $1000^{\circ}\text{C}$ 以下に限定する。好ましくは $950^{\circ}\text{C}$ 以下である。

[0065] また、再加熱した後に、焼入れ処理を施す。焼入れ処理の冷却では、好ましくは板厚中心位置の温度で $400^{\circ}\text{C}$ 以下の温度まで、 $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で水冷し、表面温度が $200^{\circ}\text{C}$ 以下となるまで、好ましくは $100^{\circ}\text{C}$ 以下の温度まで冷却する。なお、焼入れ処理は、2回以上繰り返しても良い。

[0066] なお、 $A_{c3}$ 変態点は、下記式で算出された値を使用するものとする。

[0067]  $A_{c3}$ 変態点 ( $^{\circ}\text{C}$ ) =  $937 - 476.5C + 56Si - 19.7Mn - 16.3Cu - 4.9Cr - 26.6Ni + 38.1Mo + 124.8V + 136.3Ti + 198Al + 3315B$

(ここで、C、Si、Mn、Cu、Cr、Ni、Mo、V、Ti、Al、B：各元素の含有量(質量%))

$A_{c3}$ 変態点の計算にあたっては、上記した式に記載された元素を含有しない場合には、当該元素の含有量を零%として算出するものとする。

[0068] なお、焼戻処理、あるいは焼入れ処理焼戻処理を施したのち、必要に応じて、温間または冷間で、鋼管の形状不良を矯正する矯正処理を施してもよい。

## 実施例

[0069] 以下、実施例に基づき、さらに本発明について説明する。

[0070] 高炉出銑した溶銑を、溶銑予備処理で脱硫および脱燐を行ない、転炉で脱

炭および脱磷を行なったのち、表2および表3に示すように、処理時間：60minまでの加熱攪拌精錬処理（LF）と、還流量：120ton/min、処理時間：10～40minのRH真空脱ガス処理とを施し、表1に示す組成の溶鋼とし、連続鋳造法で鋳片（丸鋳片：190mmφ）とした。なお、連続鋳造法に際しては、AD鋼、AE鋼、AH鋼およびAI鋼以外ではタンディッシュのArガスシールドを実施し、Z鋼、AA鋼、AH鋼およびAI鋼以外では鋳型での電磁攪拌を実施した。

[0071] 得られた鋳片を、鋼管素材として、加熱炉に装入し、表2および表3に示す加熱温度に加熱し、保持（保持時間：2h）した。加熱された鋼管素材を、マンネスマンープラグミル方式の熱間圧延機を用いて熱間加工を施し、継目無鋼管（外径178～229mmφ×肉厚12～32mm）とした。なお、熱間加工後は、空冷し、表2および表3に示す条件で焼入れ焼戻処理を行った。なお、一部では、熱間加工後、水冷し、その後焼戻処理、あるいは焼入れ焼戻処理を行った。

[0072] 得られた継目無鋼管から、試験片を採取し、組織観察、引張試験および硫化物応力腐食割れ試験を実施した。試験方法はつぎの通りとした。

#### （1）組織観察

得られた継目無鋼管の、内面側1/4t位置（t:管厚）から組織観察用試験片を採取し、管長手方向に直交する断面（C断面）を研磨し、腐食（ナイトール（nital（硝酸－エタノール混合液））腐食）して組織を現出させ、光学顕微鏡（倍率：1000倍）および走査型電子顕微鏡（倍率：2000～3000倍）を用いて、組織を観察し、視野：4箇所以上で撮像した。得られた組織写真に基づき、画像解析により、構成する相の同定、およびそれら相の組織分率を、それぞれ算出した。

[0073] また、組織観察用試験片を用いて、旧オーステナイト（ $\gamma$ ）粒径の測定を行なった。組織観察用試験片の管長手方向に直交する断面（C断面）を研磨し、腐食（ピクラール液（picral（ピクリン酸－エタノール混合液）））して旧 $\gamma$ 粒界を現出させ、光学顕微鏡（倍率：1000倍）を用いて観察し、視野：3箇所以上で撮像した。得られた組織写真について、JIS G 0551の規定に

準拠して、切断法を用いて旧 $\gamma$ 粒の粒度番号を求めた。

[0074] また、組織観察用試験片について、走査型電子顕微鏡（倍率：2000～3000倍）を用いて、400mm<sup>2</sup>の領域で組織を観察して、画像の濃淡から介在物を自動検出し、同時に、走査型顕微鏡に付設されたEDX（エネルギー分散型X線分析（energy dispersive X-ray analysis））により自動的に、介在物の定量分析を行い、介在物の種類、大きさおよび個数を測定した。なお、介在物の種類は、EDXによる定量分析から判定した。TiとNbが主成分のものは窒化物系介在物、Al、CaおよびMgが主成分のものは酸化物系介在物、と分類した。ここでいう「主成分」とは、当該元素が合計で65%以上である場合をいうものとする。

また、介在物として識別した粒子の個数を求め、さらに各粒子の面積を求め、円相当直径を計算し当該介在物の粒径とした。そして、粒径：4 $\mu$ m以上の介在物と粒径：4 $\mu$ m未満の介在物の個数密度（個/100mm<sup>2</sup>）を算出した。なお、長辺が2 $\mu$ mに満たない介在物は分析しなかった。

[0075] （2）引張試験

得られた継目無鋼管の内面側1/4t位置（t：管厚）から、JIS Z 2241の規定に準拠して、引張方向が管軸方向となるように、JIS 10号引張試験片（棒状試験片：平行部径12.5mm $\phi$ 、平行部長さ：60mm、GL（Gage Length（標線間距離））：50mm）を採取し、引張試験を実施し、引張特性（降伏強さYS（0.5%耐力））、引張強さTS）を求めた。

[0076] （3）硫化物応力腐食割れ試験

得られた継目無鋼管の内面側1/4t位置（t：管厚）を中心として、管軸方向が引張方向となるように引張試験片（平行部径：6.35mm $\phi$ ×平行部長さ25.4mm）を採取した。

[0077] 上記した引張試験片を用い、NACE TM0177 Method Aに規定された試験方法に準拠して、硫化物応力腐食割れ試験を実施した。硫化物応力腐食割れ試験は、上記した引張試験片を、試験液（10kPaの硫化水素を飽和させ、pHを3.5に調整した5.0質量%食塩水溶液を含む酢酸－酢酸ナトリウム水溶液（液温：

24℃) 中) で定荷重試験を実施し、引張試験により得られた実際の降伏強さYSの85%の応力を負荷した状態(鋼管No. 10については降伏強さYSの90%の応力負荷も実施)で保持する定荷重試験とし、720hまでに破断しなかった場合を「○」(合格)とし、720hまでに破断した場合を「×」(不合格)と評価した。なお、目標の降伏強さが確保できない場合には、硫化物応力腐食割れ試験は実施しなかった。

[0078] 得られた結果を表4、表5に示す。

[0079]

[表1]

鋼 No.	成分組成 (質量%)														Ti/N	備考				
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	V	Nb	B	Ti	Cu			Ni	W	Ca	O
A	0.26	0.21	0.90	0.008	0.0009	0.035	0.0016	0.88	0.81	0.142	0.007	0.0021	0.006	—	—	—	0.0016	3.8	適合例	
B	0.28	0.24	0.85	0.007	0.0017	0.030	0.0018	0.38	0.74	0.135	0.009	0.0025	0.005	—	—	—	0.0014	2.8	適合例	
C	0.27	0.22	0.75	0.008	0.0011	0.032	0.0042	1.04	0.95	0.105	0.003	0.0019	0.015	0.06	—	—	0.0009	3.6	適合例	
D	0.26	0.25	0.70	0.009	0.0009	0.035	0.0044	0.54	0.90	0.072	0.005	0.0021	0.014	0.07	—	—	0.0012	3.2	適合例	
E	0.28	0.21	0.60	0.010	0.0015	0.072	0.0054	2.16	0.98	0.045	0.009	0.0013	0.016	—	—	0.0023	0.0011	3.0	適合例	
F	0.27	0.24	0.55	0.008	0.0010	0.067	0.0055	0.59	0.95	0.096	0.005	0.0015	0.015	—	—	0.0018	0.0009	2.7	適合例	
G	0.30	0.21	0.60	0.009	0.0008	0.032	0.0053	0.72	0.69	0.062	0.002	0.0009	0.019	0.33	—	—	0.0010	3.6	適合例	
H	0.27	0.23	0.55	0.007	0.0012	0.037	0.0052	0.21	0.71	0.204	0.012	0.0014	0.016	0.23	—	—	0.0008	3.1	適合例	
I	0.29	0.22	0.59	0.009	0.0009	0.035	0.0031	0.64	0.51	0.079	0.008	0.0016	0.013	0.21	0.45	—	0.0009	4.2	適合例	
J	0.28	0.23	0.54	0.008	0.0011	0.062	0.0034	0.60	0.44	0.132	0.015	0.0015	0.009	0.19	0.37	—	0.0010	2.6	適合例	
K	0.28	0.35	0.45	0.009	0.0017	0.028	0.0035	0.66	0.28	0.154	0.007	0.0021	0.015	—	—	1.22	—	0.0011	4.3	適合例
L	0.27	0.36	0.41	0.011	0.0008	0.032	0.0037	0.35	0.21	0.145	0.021	0.0019	0.012	—	—	0.96	—	0.0010	3.2	適合例
M	0.19	0.25	0.46	0.010	0.0009	0.033	0.0036	0.71	0.75	0.184	0.007	0.0012	0.012	—	0.33	—	0.0020	0.0015	3.3	比較例
N	0.18	0.24	0.39	0.011	0.0011	0.038	0.0037	0.33	0.82	0.194	0.008	0.0013	0.014	—	0.24	—	0.0012	3.8	比較例	
O	0.54	0.13	1.05	0.009	0.0010	0.034	0.0029	1.15	0.76	0.125	0.010	0.0022	0.009	—	—	—	0.0010	3.1	比較例	
P	0.52	0.19	0.95	0.012	0.0014	0.033	0.0031	0.54	0.68	0.155	0.009	0.0014	0.016	—	—	—	0.0011	5.2	比較例	
Q	0.24	0.29	0.44	0.010	0.0012	0.030	0.0044	0.67	0.02	0.095	0.007	0.0022	0.014	—	—	—	0.0012	3.2	比較例	
R	0.25	0.31	0.46	0.008	0.0016	0.029	0.0033	0.23	0.01	0.080	0.008	0.0018	0.012	—	—	—	0.0008	3.6	比較例	
S	0.27	0.25	0.45	0.012	0.0011	0.034	0.0029	2.65	0.96	0.065	0.006	0.0015	0.013	—	—	—	0.0009	4.5	比較例	
T	0.33	0.20	0.43	0.007	0.0008	0.039	0.0036	0.67	0.95	0.052	0.035	0.0018	0.015	—	—	—	0.0008	4.2	比較例	
U	0.28	0.24	0.46	0.009	0.0009	0.035	0.0046	0.43	0.77	0.077	0.032	0.0016	0.016	—	—	—	0.0009	3.5	比較例	
V	0.32	0.25	0.43	0.014	0.0017	0.029	0.0042	0.71	0.95	0.053	0.007	0.0022	0.024	—	—	—	0.0012	5.7	比較例	
W	0.33	0.24	0.45	0.009	0.0007	0.032	0.0039	0.36	0.89	0.074	0.008	0.0014	0.025	—	—	—	0.0011	6.4	比較例	
X	0.29	0.32	0.70	0.010	0.0008	0.033	0.0066	0.61	0.71	0.055	0.009	0.0010	0.010	0.16	0.22	—	0.0022	0.0017	1.5	比較例
Y	0.25	0.33	0.61	0.009	0.0009	0.038	0.0068	0.38	0.65	0.072	0.009	0.0008	0.011	0.14	0.15	—	0.0019	0.0016	1.6	比較例
Z	0.28	0.23	0.75	0.009	0.0011	0.035	0.0042	0.72	0.69	0.056	0.007	0.0018	0.014	0.52	—	—	0.0021	0.0033	3.3	比較例
AA	0.35	0.24	0.70	0.008	0.0009	0.041	0.0039	0.42	0.76	0.073	0.010	0.0015	0.012	0.44	—	—	0.0016	0.0037	3.1	比較例
AB	0.28	0.28	0.62	0.011	0.0010	0.033	0.0057	0.70	0.95	0.055	0.007	0.0014	0.027	—	—	—	—	0.0014	4.7	比較例
AC	0.26	0.25	0.58	0.010	0.0011	0.028	0.0055	0.45	0.87	0.072	0.008	0.0010	0.028	—	—	—	0.0015	5.1	比較例	
AD	0.27	0.33	0.61	0.011	0.0009	0.032	0.0080	0.86	0.95	0.047	0.014	0.0013	0.019	—	—	—	—	0.0035	2.4	比較例
AE	0.25	0.23	0.62	0.012	0.0013	0.035	0.0078	0.56	0.93	0.067	0.009	0.0011	0.018	—	—	—	—	0.0032	2.3	比較例
AF	0.26	0.26	0.73	0.011	0.0007	0.034	0.0029	0.80	0.96	0.214	0.008	0.0021	0.014	0.09	—	—	—	0.0012	4.8	適合例
AG	0.26	0.24	0.77	0.010	0.0008	0.027	0.0032	0.42	0.81	0.203	0.014	0.0017	0.016	0.08	—	—	—	0.0011	5.0	適合例
AH	0.31	0.26	0.31	0.009	0.0011	0.035	0.0058	0.90	0.84	0.085	0.008	0.0019	0.024	—	—	—	—	0.0013	4.1	適合例
AI	0.30	0.27	0.34	0.012	0.0009	0.033	0.0054	0.36	0.79	0.051	0.015	0.0012	0.025	—	—	—	—	0.0010	4.6	適合例
AJ	0.25	0.29	0.45	0.008	0.0011	0.043	0.0044	0.77	0.68	0.089	0.008	0.0023	0.015	1.16	—	—	—	0.0012	3.4	比較例

\*上記成分組成以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物

[表2]

鋼管 No.	鋼 No.	精錬		鑄造		加熱 温度 (°C)	管寸法		熱間加工後冷却		焼入れ処理		焼戻 温度 (°C)	Ac <sub>3</sub> 変態点 (°C)	備 考
		処理時間 (min) *****		シール *****	電磁攪拌 *****		外径 (mmφ)	肉厚 (mm)	冷却	冷却 停止 温度 (°C)*	焼入れ 温度** (°C)	冷却停止 温度*** (°C)			
		LF	RH												
1	A	60	20	○	○	1230	178	25	空冷	≤100	900	150	690	866	本発明例
2	A	60	20	○	○	1230	229	32	空冷	≤100	950	150	680	866	本発明例
											900****	150****		866	
3	B	60	20	○	○	1230	178	25	空冷	≤100	920	150	690	862	本発明例
4	B	60	20	○	○	1230	178	25	空冷	≤100	950	150	680	862	本発明例
											920****	150****		862	
5	C	65	30	○	○	1200	178	25	空冷	≤100	900	150	700	864	本発明例
6	C	65	30	○	○	1230	220	12	空冷	≤100	900	<100	700	864	本発明例
7	C	65	30	○	○	1230	229	32	水冷	200	—	—	720	864	本発明例
8	C	65	30	○	○	1230	229	32	水冷	200	900	150	700	864	本発明例
9	C	65	30	○	○	1230	229	32	空冷	≤100	900	<100	690	864	本発明例
10	D	65	30	○	○	1200	220	12	空冷	≤100	930	150	700	870	本発明例
11	D	65	30	○	○	1230	220	12	空冷	≤100	930	<100	700	870	本発明例
12	D	65	30	○	○	1230	178	25	水冷	200	—	—	720	870	本発明例
13	D	65	30	○	○	1230	178	25	水冷	200	930	150	700	870	本発明例
14	D	65	30	○	○	1230	178	25	空冷	≤100	930	<100	690	870	本発明例
15	E	50	40	○	○	1230	178	25	空冷	≤100	900	<100	690	855	本発明例
16	E	50	40	○	○	1230	178	25	空冷	≤100	1030	<100	690	855	比較例
17	F	50	40	○	○	1230	220	12	空冷	≤100	930	<100	690	876	本発明例
18	F	50	40	○	○	1230	220	12	空冷	≤100	1030	<100	690	876	比較例
19	G	50	40	○	○	1230	178	25	空冷	≤100	890	<100	690	831	本発明例
20	H	50	40	○	○	1230	220	12	空冷	≤100	930	<100	690	870	本発明例
21	I	50	30	○	○	1230	178	25	空冷	≤100	890	<100	680	821	本発明例
22	I	50	30	○	○	1230	178	25	空冷	≤100	890	<100	770	821	比較例
23	I	50	30	○	○	1230	178	25	空冷	≤100	890	330	670	821	比較例
24	I	50	20	○	○	1260	178	25	空冷	≤100	—	—	700	821	本発明例
25	J	50	30	○	○	1230	220	12	空冷	≤100	890	<100	680	841	本発明例
26	J	50	30	○	○	1230	220	12	空冷	≤100	890	<100	770	841	比較例
27	J	50	30	○	○	1230	220	12	空冷	≤100	890	330	670	841	比較例
28	J	50	20	○	○	1260	220	12	空冷	≤100	—	—	700	841	本発明例

\*) 空冷終了温度: 表面温度

\*\*) 再加熱温度

\*\*\*) 焼入れ冷却停止温度: 表面温度

\*\*\*\*) 第2回目焼入れ処理

\*\*\*\*\*) LF: 加熱攪拌精錬処理、RH: 真空脱ガス処理

\*\*\*\*\*) 取鍋→タンディッシュの注入時シール 有: ○、無: ×

\*\*\*\*\*) 鑄型内電磁攪拌 有: ○、無: ×

[0081]

[表3]

鋼管 No.	鋼 No.	精錬		鑄造		加熱	管寸法		熱間加工後冷却		焼入れ処理		焼戻処理	Ac <sub>3</sub> 変態点 (°C)	備考
		処理時間 (min) *****		シール *****	電磁撹拌 *****		加熱温度 (°C)	外径 (mmφ)	肉厚 (mm)	冷却	冷却停止温度 (°C)*	焼入れ温度** (°C)			
		LF	RH												
29	K	50	30	○	○	1230	178	25	空冷	≦100	890	<100	680	855	本発明例
30	L	50	30	○	○	1230	220	12	空冷	≦100	890	<100	680	862	本発明例
31	M	25	30	○	○	1230	178	25	空冷	≦100	950	<100	680	903	比較例
32	N	25	30	○	○	1230	220	12	空冷	≦100	950	<100	680	915	比較例
33	O	40	30	○	○	1230	178	25	空冷	≦100	900	<100	680	720	比較例
34	P	40	30	○	○	1230	220	12	空冷	≦100	880	<100	680	739	比較例
35	Q	40	30	○	○	1230	178	25	空冷	≦100	900	<100	680	855	比較例
36	R	40	30	○	○	1230	220	12	空冷	≦100	900	<100	680	851	比較例
37	S	40	30	○	○	1230	178	25	空冷	≦100	900	<100	650	859	比較例
38	T	40	30	○	○	1230	178	25	空冷	≦100	900	<100	700	836	比較例
39	U	40	30	○	○	1230	220	12	空冷	≦100	900	<100	700	855	比較例
40	V	40	30	○	○	1230	178	25	空冷	≦100	900	<100	700	845	比較例
41	W	40	30	○	○	1230	220	12	空冷	≦100	900	<100	700	842	比較例
42	X	40	30	○	○	1230	178	25	空冷	≦100	900	<100	700	836	比較例
43	Y	40	30	○	○	1230	220	12	空冷	≦100	900	<100	700	864	比較例
44	Z	25	10	○	×	1230	178	25	空冷	≦100	900	<100	700	838	比較例
45	AA	25	10	○	×	1230	220	12	空冷	≦100	900	<100	700	812	比較例
46	AB	40	30	○	○	1230	178	25	空冷	≦100	900	<100	700	862	比較例
47	AC	40	30	○	○	1230	220	12	空冷	≦100	930	<100	700	873	比較例
48	AD	25	10	×	○	1230	178	25	空冷	≦100	900	150	700	866	比較例
49	AE	25	10	×	○	1230	220	12	空冷	≦100	930	150	700	876	比較例
50	AF	50	25	○	○	1230	229	32	空冷	≦100	900	<100	700	887	本発明例
51	AG	50	25	○	○	1230	178	25	空冷	≦100	930	<100	700	887	本発明例
52	AH	50	30	×	×	1230	229	32	空冷	≦100	900	<100	700	852	比較例
53	AI	50	30	×	×	1230	178	25	空冷	≦100	930	<100	700	855	比較例
54	B	60	20	○	○	1230	229	32	空冷	≦100	950 900****	150 150****	680	862 862	比較例
55	D	65	30	○	○	1230	229	32	空冷	≦100	900	<100	690	870	比較例
56	H	50	40	○	○	1230	178	25	空冷	≦100	890	<100	690	870	比較例
57	L	50	30	○	○	1230	178	25	空冷	≦100	890	<100	680	862	比較例
58	AG	50	25	○	○	1230	229	32	空冷	≦100	900	<100	700	887	比較例
59	AJ	50	30	○	○	1260	178	25	空冷	≦100	900	<100	690	858	比較例

\*) 空冷終了温度: 表面温度

\*\*\*) 再加熱温度

\*\*\*\*) 焼入れ冷却停止温度: 表面温度

\*\*\*\*\*) LF: 加熱撹拌精錬処理, RH: 真空脱ガス処理

\*\*\*\*\*) 取鍋→タンディッシュの注入時シール 有: ○、無: ×

\*\*\*\*\*) 鑄型内電磁撹拌 有: ○、無: ×

[0082]

[表4]

鋼管 No.	鋼 No.	組				織			引張特性		耐SSC性		備考
		窒化物系介在物個数密度* 4μm未満	酸化物系介在物個数密度* 4μm以上	酸化物系介在物個数密度* 4μm未満	酸化物系介在物個数密度* 4μm以上	種類**	TM組織分率 (体積%)	旧ノ粒 粒度番号	降伏強さ YS(MPa)	引張強さ TS(MPa)	評価	応力(MPa)	
1	A	442	25	272	41	TM+B	97	9.5	888	972	○	755	本発明例
2	A	403	24	313	32	TM+B	96	9.5	908	981	○	772	本発明例
3	B	378	22	298	35	TM+B	98	9	892	975	○	758	本発明例
4	B	398	25	326	29	TM+B	97	9.5	913	983	○	776	本発明例
5	C	587	75	205	22	TM+B	97	10	895	972	○	761	本発明例
6	C	567	70	189	16	TM+B	98	10	873	949	○	742	本発明例
7	C	524	67	215	21	TM+B	98	9	927	1004	○	788	本発明例
8	C	553	79	168	25	TM+B	96	11	885	956	○	752	本発明例
9	C	589	82	193	30	TM+B	97	10	906	984	○	770	本発明例
10	D	569	72	231	16	TM+B	98	9	898	971	○	763	本発明例
11	D	553	71	202	13	TM+B	97	10	868	942	○	738	本発明例
12	D	537	64	241	15	TM+B	98	9	932	1006	○	792	本発明例
13	D	579	80	201	22	TM+B	96	12	880	949	○	748	本発明例
14	D	566	79	219	24	TM+B	98	10	910	987	○	774	本発明例
15	E	632	52	209	16	TM+B	97	11	926	997	○	787	本発明例
16	E	651	73	233	24	TM+B	97	8	943	1020	×	802	比較例
17	F	658	53	222	13	TM+B	98	11	929	996	○	790	本発明例
18	F	664	70	259	18	TM+B	97	7.5	948	1022	×	806	比較例
19	G	543	72	189	22	TM+B	97	10	956	1028	○	813	本発明例
20	H	569	73	202	19	TM+B	96	10	951	1021	○	808	本発明例
21	I	451	61	226	34	TM+B	97	10	944	1018	○	802	本発明例
22	I	423	49	204	30	TM+B	98	10	828	913	-	704	比較例
23	I	418	53	193	42	TM+B	80	10.5	807	897	-	686	比較例
24	I	445	52	190	55	TM+B	96	10.5	866	983	○	736	本発明例
25	J	464	58	252	28	TM+B	97	10	947	1017	○	805	本発明例
26	J	449	50	217	27	TM+B	98	10	832	916	-	707	比較例
27	J	431	50	219	36	TM+B	80	10.5	811	895	-	689	比較例
28	J	471	53	203	51	TM+B	97	10.5	879	956	○	747	本発明例

\*ノ個数密度:個/100mm<sup>2</sup>

\*\*ノTM:焼戻マルテンサイト、B:ベイナイト

[0083]

[表5]

鋼管 No.	鋼 No.	組				種類**	TM組織分率 (体積%)	旧ノック 粒径番号	引張特性		耐SSC性		備考
		窒化物系介在物個数密度* 4μm未満	窒化物系介在物個数密度* 4μm以上	窒化物系介在物個数密度* 4μm未満	窒化物系介在物個数密度* 4μm以上				降伏強さ YS(MPa)	引張強さ TS(MPa)	評価	応力(MPa)	
29	K	615	66	222	30	TM+B	98	10.5	927	1003	○	788	本発明例
30	L	628	63	248	24	TM+B	97	10.5	930	1002	○	791	本発明例
31	M	436	59	264	25	TM+B	98	9.5	816	899	—	694	比較例
32	N	462	60	277	22	TM+B	98	9.5	821	890	—	698	比較例
33	O	687	55	283	19	TM+B	98	8.5	1095	1165	×	931	比較例
34	P	578	52	309	13	TM+B	97	9	1098	1164	×	933	比較例
35	Q	626	43	292	24	TM+B	98	10.5	987	1043	×	839	比較例
36	R	652	44	305	21	TM+B	97	10.5	991	1046	×	842	比較例
37	S	510	78	233	27	TM+B	98	11.5	960	1144	×	816	比較例
38	T	681	135	167	13	TM+B	96	10	886	983	×	753	比較例
39	U	654	136	180	10	TM+B	96	10.5	891	985	×	757	比較例
40	V	1225	78	237	28	TM+B	98	10	959	1035	×	815	比較例
41	W	922	75	263	22	TM+B	96	10	964	1037	×	819	比較例
42	X	623	125	374	31	TM+B	96	10.5	897	980	×	762	比較例
43	Y	649	126	387	28	TM+B	97	10	901	983	×	766	比較例
44	Z	683	34	585	34	TM+B	98	10.5	874	946	×	743	比較例
45	AA	696	31	511	28	TM+B	97	11	879	948	×	747	比較例
46	AB	554	84	277	18	TM+B	96	10	900	981	×	765	比較例
47	AC	628	85	290	15	TM+B	98	10.5	904	984	×	768	比較例
48	AD	665	70	344	112	TM+B	97	10	888	967	×	755	比較例
49	AE	578	67	370	106	TM+B	98	10	891	966	×	757	比較例
50	AF	550	39	256	33	TM+B	96	11	933	1001	○	793	本発明例
51	AG	576	40	269	30	TM+B	96	10.5	937	1004	○	796	本発明例
52	AH	956	207	533	124	TM+B	96	10.5	912	979	×	775	比較例
53	AI	869	174	559	118	TM+B	96	11	917	981	×	779	比較例
54	B	380	23	315	28	TM+B	90	9	855	923	—	727	比較例
55	D	552	68	225	21	TM+B	88	9.5	843	920	—	717	比較例
56	H	549	65	212	21	TM+B	82	9.5	831	892	—	706	比較例
57	L	595	62	274	26	TM+B	85	10.5	847	929	—	720	比較例
58	AG	550	46	248	29	TM+B	83	10.5	833	912	—	708	比較例
59	AJ	596	65	230	29	TM+B	96	9.5	942	1025	×	801	比較例

\* ) 個数密度 : 個 / 100mm<sup>2</sup>  
 \*\* ) TM : 焼戻マルテンサイト、B : ベイナイト

[0084] 本発明例はいずれも、降伏強さYS : 862MPa以上の高強度と、優れた耐SSC性を兼備する継目無鋼管となっている。また、本発明例の鋼管はいずれも、降伏強さYS : 965MPa以下にすることもできている。一方、本発明の範囲を外れる比較例は、降伏強さYSが低下し所望の高強度が確保できていないか、あるいは耐SSC性が低下している。

[0085] 焼入れ温度が本発明の範囲の上限を超えた表2の鋼管No. 16および鋼管No. 1

8 (鋼No. Eおよび鋼No. F) は、旧オーステナイト粒が粗大化し、耐SSC性が低下している (表4)。

また、焼戻温度が本発明の範囲の上限を超えた表2の鋼管No. 22および鋼管No. 26 (鋼No. Iおよび鋼No. J) は、強度が低下している。そのため、耐SSC性試験を行わなかった (表4)。

また、焼入れ処理の冷却停止温度が本発明の範囲の上限を超えた表2の鋼管No. 23および鋼No. 27 (鋼No. Iおよび鋼No. J) は、マルテンサイト相を主相とする所望の組織が得られず、強度が低下している。そのため、耐SSC性試験を行わなかった (表4)。

[0086] また、Cが本発明の範囲の下限未満である鋼管No. 31および鋼管No. 32 (表1の鋼No. Mおよび鋼No. N) は、所望の高強度を確保できていない。そのため、耐SSC性試験を行わなかった (表5)。

また、Cが本発明の範囲の上限を超えた鋼管No. 33および鋼管No. 34 (表1の鋼No. Oおよび鋼No. P) は、本発明範囲の焼戻温度では強度が高くなり、耐SSC性が低下している (表5)。

また、Moが本発明の範囲の下限未満である鋼管No. 35および鋼管No. 36 (表1の鋼No. Qおよび鋼No. R) は、耐SSC性が低下している (表5)。

[0087] また、Crが本発明の範囲の上限を超えた鋼管No. 37 (表1の鋼No. S) は耐SSC性が低下している (表5)。

また、Nbが本発明の範囲を高く外れた鋼管No. 38および鋼管No. 39 (表1の鋼No. Tおよび鋼No. U) は、介在物の個数が本発明の範囲を外れ、耐SSC性が低下している (表5)。

また、Ti/Nが本発明の範囲を外れた鋼管No. 40~43 (表1の鋼No. V~Y) は、窒化物系介在物および酸化物系介在物の個数が本発明の範囲を外れ、いずれも耐SSC性が低下している (表5)。

[0088] また、O (酸素) を本発明の範囲の上限を超えて含有する鋼管No. 44および鋼管No. 45 (表1の鋼No. Zおよび鋼No. AA) は、酸化物系介在物の個数が本発明範囲を外れ、耐SSC性が低下している (表5)。

また、Tiを本発明の範囲の上限を超えて含有する鋼管No. 46および鋼管No. 47（表1の鋼No. ABおよび鋼No. AC）は、耐SSC性が低下している（表5）。

また、NとO（酸素）の両方を本発明の範囲の上限を超えて含有する鋼管No. 48および鋼管No. 49（表1の鋼No. ADおよび鋼No. AE）は、酸化物系介在物の個数が本発明範囲を外れ、耐SSC性が低下している（表5）。

[0089] また、成分は本発明の範囲内であるが、窒化物系介在物および酸化物系介在物の個数が本発明の範囲を外れた鋼管No. 52および鋼管No. 53（表1の鋼No. AHおよび鋼No. AI）は耐SSC性が低下している（表5）。

[0090] また、Cuを本発明の範囲の上限を超えて含有する鋼管No. 59（表1の鋼No. AJ）は耐SSC性が低下している（表5）。

[0091] また、Crの含有量に着目すると、まず、Cr含有量が0.6質量%以上である表4の鋼管No. 2（表1の鋼No. A）は、Cr含有量が0.6質量%未満である表5の鋼管No. 54（表1の鋼No. B）に比べ、その他は同様の条件で製造しているものの、焼入れ性が安定し、マルテンサイトを体積率で95%以上とすることができ、肉厚が32mmである厚肉鋼管を得ることができる。

また、Cr含有量が0.6質量%以上である表4の鋼管No. 9（表1の鋼No. C）は、Cr含有量が0.6質量%未満である表5の鋼管No. 55（表1の鋼No. D）に比べ、その他は同様の条件で製造しているものの、焼入れ性が安定し、マルテンサイトを体積率で95%以上とすることができ、肉厚が32mmである厚肉鋼管を得ることができる。

[0092] さらに、Cr含有量が0.6質量%以上である表5の鋼管No. 50（表1の鋼No. AF）は、Cr含有量が0.6質量%未満である表5の鋼管No. 58（表1の鋼No. AG）に比べ、その他は同様の条件で製造しているものの、焼入れ性が安定し、マルテンサイトを体積率で95%以上とすることができ、肉厚が32mmである厚肉鋼管を得ることができる。

また、Cr含有量が0.6質量%以上である表4の鋼管No. 19（表1の鋼No. G）は、Cr含有量が0.6質量%未満である表5の鋼管No. 56（表1の鋼No. H）に比べ、また、Cr含有量が0.6質量%以上である表5の鋼管No. 29（表1の鋼No. K

)は、Cr含有量が0.6質量%未満である表5の鋼管No.57(表1の鋼No.L)に比べ、その他は同様の条件で製造しているものの、焼入れ性が安定し、マルテンサイトを体積率で95%以上とすることができ、肉厚が25mmである厚肉鋼管を得ることができる。

## 請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、C : 0.20~0.50%、Si : 0.05~0.40%、Mn : 0.1~1.5%、P : 0.015%以下、S : 0.005%以下、Al : 0.005~0.1%、N : 0.006%以下、Cr : 0.1~2.5%、Mo : 0.1~1.0%、V : 0.03~0.3%、Nb : 0.001~0.030%、B : 0.0003~0.0030%、O (酸素) : 0.0030%以下、Ti : 0.003~0.025%、を含み、かつTi、Nを $Ti/N : 2.0 \sim 5.5$ を満足するように含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有し、
- 焼戻マルテンサイトを体積率で95%以上とし、旧オーステナイト粒が粒度番号で8.5以上であり、圧延方向に垂直な断面において、粒径が $4 \mu m$ 以上の窒化物系介在物が $100 mm^2$ あたり100個以下、粒径が $4 \mu m$ 未満の窒化物系介在物が $100 mm^2$ あたり700個以下、粒径が $4 \mu m$ 以上の酸化物系介在物が $100 mm^2$ あたり60個以下、粒径が $4 \mu m$ 未満の酸化物系介在物が $100 mm^2$ あたり500個以下である組織を有し、降伏強さYS : 862MPa以上である油井用高強度継目無鋼管。
- [請求項2] 前記組成に加えてさらに、質量%で、Cu : 1.0%以下、Ni : 1.0%以下、W : 3.0%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する請求項1に記載の油井用高強度継目無鋼管。
- [請求項3] 前記組成に加えてさらに、質量%で、Ca : 0.0005~0.0050%を含有する請求項1または2に記載の油井用高強度継目無鋼管。
- [請求項4] 請求項1ないし3のいずれかに記載の油井用高強度継目無鋼管の製造方法であり、
- 鋼管素材を、加熱温度 :  $1050 \sim 1350^\circ C$ の範囲の温度で加熱し、熱間加工を施して所定形状の継目無鋼管とし、
- 前記熱間加工後に、前記継目無鋼管に空冷以上の冷却速度で表面温度が $200^\circ C$ 以下となる温度まで冷却を施し、 $600 \sim 740^\circ C$ の範囲の温度に加熱する焼戻処理を施す油井用高強度継目無鋼管の製造方法。
- [請求項5] 前記冷却後で、前記焼戻処理の前に、 $Ac_3$ 変態点以上 $1000^\circ C$ 以下の

範囲の温度に再加熱し、表面温度で200℃以下となる温度まで急冷する焼入れ処理を1回以上施す請求項4に記載の油井用高強度継目無鋼管の製造方法。

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.  
PCT/JP2016/004609

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
C22C38/32(2006.01)i, C22C38/54(2006.01)i, C21D8/10(2006.01)i, C21D9/08(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-C22C38/60, C21D8/10, C21D9/08

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)

**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2012-26030 A (JFE Steel Corp.), 09 February 2012 (09.02.2012), claims; paragraphs [0002], [0009] to [0016]; tables 1, 2 (Family: none)	1-5
A	JP 2013-227611 A (JFE Steel Corp.), 07 November 2013 (07.11.2013), claims; paragraph [0001]; tables 1 to 3 (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 12 January 2017 (12.01.17)	Date of mailing of the international search report 24 January 2017 (24.01.17)
---	--

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/JP2016/004609

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 2012-519238 A (Vallourec Mannesmann Oil & Gas France), 23 August 2012 (23.08.2012), claims; paragraph [0001]; table 1 & US 2011/0315276 A1 claims; paragraph [0001]; table 1 & WO 2010/100020 A1 & CN 102341522 A	1-5
A	WO 2010/150915 A1 (JFE Steel Corp.), 29 December 2010 (29.12.2010), claims; paragraph [0001]; tables 1 to 3 & US 2012/0186704 A1 claims; paragraph [0002]; tables 1 to 3 & EP 2447386 A1 & CN 102459677 A & JP 2011-246798 A	1-5
P,A	WO 2016/103537 A1 (JFE Steel Corp.), 30 June 2016 (30.06.2016), claims & JP 5943165 B1	1-5

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/32(2006.01)i, C22C38/54(2006.01)i, C21D8/10(2006.01)i, C21D9/08(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-C22C38/60, C21D8/10, C21D9/08

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）

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 2012-26030 A（JFEスチール株式会社）2012.02.09, 特許請求の範囲, [0002], [0009] - [0016], 表1, 表2（ファミリーなし）	1-5
A	JP 2013-227611 A（JFEスチール株式会社）2013.11.07, 特許請求の範囲, [0001], 表1-表3（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	の日の後に公表された文献
「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	「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
「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	「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
「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）	「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
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」同一パテントファミリー文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日

12.01.2017

国際調査報告の発送日

24.01.2017

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）  
 鈴木 毅

4K

9154

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	JP 2012-519238 A (バローレック・マネスマン・オイル・アンド・ ガス・フランス) 2012. 08. 23, 特許請求の範囲, [0001], 表1 & US 2011/0315276 A1, Claims, [0001], Table1 & WO 2010/100020 A1 & CN 102341522 A	1 - 5
A	WO 2010/150915 A1 (JFEスチール株式会社) 2010. 12. 29, 請求の範囲, [0001], 表1 - 表3 & US 2012/0186704 A1, Claims, [0002], Table1-Table3 & EP 2447386 A1 & CN 102459677 A & JP 2011-246798 A	1 - 5
P, A	WO 2016/103537 A1 (JFEスチール株式会社) 2016. 06. 30, 請求の範囲 & JP 5943165 B1	1 - 5