

(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
2018年8月30日(30.08.2018)



(10) 国際公開番号
WO 2018/155041 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/54 (2006.01) C21D 8/10 (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01) C21D 9/08 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2018/001868

(22) 国際出願日: 2018年1月23日(23.01.2018)

(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 2017-033009 2017年2月24日(24.02.2017) 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: 加茂 祐一(KAMO Yuichi); 〒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). 柚賀 正雄(YUGA Masao); 〒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). 江口 健

一郎(EGUCHI Kenichiro); 〒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). 石黒 康英(ISHIGURO Yasuhide); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

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

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL,

(54) Title: HIGH STRENGTH SEAMLESS STAINLESS STEEL PIPE FOR OIL WELL AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 油井用高強度ステンレス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 an oil well that has excellent low temperature toughness, carbon dioxide gas corrosion resistance, sulfide stress corrosion cracking resistance and sulfide stress cracking resistance. The pipe contains, in mass%, C: 0.05% or less, Si: 0.5% or less, Mn: 0.15-1.0%, P: 0.030% or less, S: 0.005% or less, Cr: 14.5-17.5%, Ni: 3.0-6.0%, Mo: 2.7-5.0%, Cu: 0.3-4.0%, W: 0.1-2.5%, V: 0.02-0.20%, Al: 0.10% or less, N: 0.15% or less, and B: 0.0005-0.0100%, C, Si, Mn, Cr, Ni, Mo, Cu and N satisfying a specified formula and Cu, Mo, W, Cr and Ni satisfying another specified formula, the balance being Fe and unavoidable impurities, and has greater than 45% of martensitic phases, 10-45% of ferritic phases, and 30% or less of retained austenite phases. When a continuous 100 mm² region is examined by electron backscatter diffraction (EBSD) considering grains within a 15° crystal orientation difference to be the same grain, the maximum crystal grain diameter of ferrite grains is 500 μm or less, and the yield strength is at least 862 MPa.

(57) 要約: 優れた低温靱性、耐炭酸ガス腐食性、耐硫化物応力腐食割れ性、耐硫化物応力割れ性を備えた油井用高強度ステンレス継目無鋼管の提供。質量%で、C: 0.05%以下、Si: 0.5%以下、Mn: 0.15~1.0%、P: 0.030%以下、S: 0.005%以下、Cr: 14.5~17.5%、Ni: 3.0~6.0%、Mo: 2.7~5.0%、Cu: 0.3~4.0%、W: 0.1~2.5%、V: 0.02~0.20%、Al: 0.10%以下、N: 0.15%以下、B: 0.0005~0.0100%含有し、C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、Nが特定式、Cu、Mo、W、Cr、Niが他の特定式を満足し、残部Fe及び不可避免的不純物からなり、マルテンサイト相: 45%超、フェライト相: 10~45%、残留オーステナイト相: 30%以下有し、後方散乱電子回折(EBSD)により結晶方位差15°以内の粒を同一粒とみなした時に100mm²の連続した領域を検査した際のフェライト粒の最大結晶粒径を500μm以下とし、降伏強さを862MPa以上にする。



WO 2018/155041 A1

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:

- 一 国際調査報告 (条約第21条(3))

明 細 書

発明の名称：

油井用高強度ステンレス継目無鋼管およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、原油あるいは天然ガスの油井、ガス井（以下、単に油井と称する）等に用いて好適な、高強度ステンレス継目無鋼管に係り、とくに炭酸ガス（CO₂）、塩素イオン（Cl⁻）を含み、高温の極めて厳しい腐食環境下での耐炭酸ガス腐食性に優れ、硫化水素（H₂S）を含む環境下における、高温での耐硫化物応力腐食割れ性（耐SCC性）と常温での耐硫化物応力割れ性（耐SSC性）にも優れ、油井用として好適な高強度ステンレス継目無鋼管に関する。なお、ここでいう「高強度」とは、降伏強さ：125ksi級の強度、すなわち降伏強さが862MPa以上の強度をいうものとする。

背景技術

[0002] 近年、原油価格の高騰や、近い将来に予想される石油資源の枯渇という観点から、従来省みられなかったような高深度の油田や、硫化水素等を含む、いわゆるサワー環境下にある厳しい腐食環境の油田やガス田等の開発が盛んになっている。このような油田、ガス田は一般に深度が極めて高く、またその雰囲気も高温でかつ、CO₂、Cl⁻、さらにH₂Sを含む厳しい腐食環境となっている。このような環境下で使用される油井用鋼管には、高強度で、かつ優れた耐食性（耐炭酸ガス腐食性、耐硫化物応力腐食割れ性および耐硫化物応力割れ性）を兼ね備えた材質を有することが要求される。

[0003] 従来、炭酸ガス（CO₂）、塩素イオン（Cl⁻）等を含む環境の油田、ガス田では、採掘に使用する油井管として13Crマルテンサイト系ステンレス鋼管が多く使用されている。さらに、最近では13Crマルテンサイト系ステンレス鋼のCを低減し、Ni、Mo等を増加させた成分系の改良型13Crマルテンサイト系ステンレス鋼の使用も拡大している。

[0004] 例えば、特許文献1には、13Crマルテンサイト系ステンレス鋼（鋼管）の

耐食性を改善した、改良型マルテンサイト系ステンレス鋼（鋼管）が記載されている。特許文献1に記載されたステンレス鋼（鋼管）は、重量％で、C：0.005～0.05％、Si：0.05～0.5％、Mn：0.1～1.0％、P：0.025％以下、S：0.015％以下、Cr：10～15％、Ni：4.0～9.0％、Cu：0.5～3％、Mo：1.0～3％、Al：0.005～0.2％、N：0.005～0.1％を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、Ni当量（Nieq）が $40C+34N+Ni+0.3Cu-1.1Cr-1.8Mo \geq -10$ を満足するとともに焼戻しマルテンサイト相、マルテンサイト相、残留オーステナイト相からなり、焼戻しマルテンサイト相とマルテンサイト相の合計の分率が60％以上90％以下、残りが残留オーステナイト相である、耐食性、耐硫化物応力腐食割れ性に優れたマルテンサイト系ステンレス鋼である。これにより、湿潤炭酸ガス環境および湿潤硫化水素環境における耐食性と耐硫化物応力腐食割れ性が向上する。

[0005] また、最近では、更なる高温（200℃までの高温）の腐食環境下での油井の開発が進められている。しかし、特許文献1に記載された技術では、このような高温の腐食環境下では、安定して所望の耐食性を十分に確保できないという問題があった。

[0006] そこで、このような高温での腐食環境下で使用できる、耐食性、耐硫化物応力腐食割れ性に優れた油井用鋼管が要望され、種々のマルテンサイト系ステンレス鋼管が提案されている。

[0007] 例えば、特許文献2には、mass％で、C：0.005～0.05％、Si：0.05～0.5％、Mn：0.2～1.8％、P：0.03％以下、S：0.005％以下、Cr：15.5～18％、Ni：1.5～5％、Mo：1～3.5％、V：0.02～0.2％、N：0.01～0.15％、O：0.006％以下を含有し、Cr、Ni、Mo、Cu、Cが特定の関係式を満足し、さらに、Cr、Mo、Si、C、Mn、Ni、Cu、Nが特定の関係式を満足するように含有する組成を有し、さらにマルテンサイト相をベース相とし、フェライト相を体積率で10～60％、あるいはさらに体積率でオーステナイト相を30％以下含有する組織を有する耐食性に優れた高強度ステンレス鋼管が記載されている。これにより、CO₂、Cl⁻を含む230℃までの高温の厳しい腐食環境下においても十分な耐食性を

有し、高強度さらには高靱性の油井用ステンレス鋼管を安定して製造できる。

[0008] また、特許文献3には、高靱性でかつ耐食性に優れた油井用高強度ステンレス鋼管が記載されている。特許文献3に記載された技術では、mass%で、C : 0.04%以下、Si : 0.50%以下、Mn : 0.20~1.80%、P : 0.03%以下、S : 0.005%以下、Cr : 15.5~17.5%、Ni : 2.5~5.5%、V : 0.20%以下、Mo : 1.5~3.5%、W : 0.50~3.0%、Al : 0.05%以下、N : 0.15%以下、O : 0.006%以下を含み、かつCr、Mo、W、Cが特定の関係式を、またCr、Mo、W、Si、C、Mn、Cu、Ni、Nが特定の関係式を、さらにMo、Wが特定の関係式を、それぞれ満足するように含有する組成と、さらにマルテンサイト相をベース相とし、フェライト相を体積率で10~50%を含有する組織とを有する鋼管とする。これにより、CO₂、Cl⁻を含み、さらにH₂Sを含む高温の厳しい腐食環境下においても十分な耐食性を示す油井用高強度ステンレス鋼管を安定して製造できる。

[0009] また、特許文献4には、耐硫化物応力割れ性と耐高温炭酸ガス腐食に優れた高強度ステンレス鋼管が記載されている。特許文献4に記載された技術では、質量%で、C : 0.05%以下、Si : 1.0%以下、S : 0.002%未満、Cr : 16%超18%以下、Mo : 2%超3%以下、Cu : 1~3.5%、Ni : 3%以上5%未満、Al : 0.001~0.1%、O : 0.01%以下を含み、かつMn : 1%以下、N : 0.05%以下の領域で、MnとNが特定の関係を満足するように含有する組成と、マルテンサイト相を主体とし、体積率で10~40%のフェライト相と、体積率で10%以下の残留 γ 相を含む組織とを有する鋼管とする。これにより、高強度で、さらに200℃という高温の炭酸ガス環境でも十分な耐食性を有し、環境ガス温度が低下したときでも、十分な耐硫化物応力割れ性を有する、耐食性に優れたステンレス鋼管となる。

[0010] また、特許文献5には、質量%で、C : 0.05%以下、Si : 0.5%以下、Mn : 0.01~0.5%、P : 0.04%以下、S : 0.01%以下、Cr : 16.0超~18.0%、Ni : 4.0超~5.6%、Mo : 1.6~4.0%、Cu : 1.5~3.0%、Al : 0.001~0.10%、N : 0.050%以下を含有し、Cr、Cu、Ni、Moが特定の関係を満足し、さらに、(C+N)

、Mn、Ni、Cu、(Cr+Mo)が特定の関係を満足する組成を有し、マルテンサイト相と体積率で10~40%のフェライト相とを含み、フェライト相が、表面から厚さ方向に50 μ mの長さを有し、10 μ mピッチで200 μ mの範囲に1列に配列された複数の仮想線分と交差する割合が85%よりも多い組織を有し、758MPa以上の耐力を有する油井用ステンレス鋼が記載されている。これにより、高温環境で優れた耐食性を有し、常温での耐SCC性に優れた油井用ステンレス鋼となる。

[0011] また、特許文献6には、質量%で、C:0.05%以下、Si:0.5%以下、Mn:0.15~1.0%、P:0.030%以下、S:0.005%以下、Cr:15.5~17.5%、Ni:3.0~6.0%、Mo:1.5~5.0%、Cu:4.0%以下、W:0.1~2.5%、N:0.15%以下を、 $-5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91Si + 0.21Mn - 0.9Cr + Ni - 1.1Mo + 0.2Cu + 11N) \geq 13.0$ 、 $Cu + Mo + 0.5W \geq 5.8$ 、 $Cu + Mo + W + Cr + 2Ni \leq 34.5$ を満足するように含有する。これにより、200 $^{\circ}$ Cまでの高温でかつ、CO₂、Cl⁻を含む高温環境下における優れた耐炭酸ガス腐食性、さらにH₂Sを含む腐食環境下で優れた耐硫化物応力割れ性、優れた耐硫化物応力腐食割れ性を兼備する、優れた耐食性を有する高強度ステンレス継目無鋼管を製造できる。

先行技術文献

特許文献

- [0012] 特許文献1：特開平10-1755号公報
特許文献2：特開2005-336595号公報
特許文献3：特開2008-81793号公報
特許文献4：国際公開WO 2010/050519号
特許文献5：国際公開WO 2010/134498号
特許文献6：特開2015-110822号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0013] 最近の、厳しい腐食環境の油田やガス田等の開発に伴い、油井用鋼管には

、高強度と、優れた低温靱性と、高温で、かつ、CO₂、Cl⁻、さらにH₂Sを含む厳しい腐食環境下においても、優れた耐炭酸ガス腐食性を有し、さらに、優れた耐硫化物応力腐食割れ性（耐SCC性）および耐硫化物応力割れ性（耐SSC性）を兼備する、耐食性を保持することが要望されるようになっている。

[0014] しかしながら、特許文献2～5に記載された技術によってもなお、優れた低温靱性とH₂S分圧が高い環境下における耐SSC性との双方の実現について、十分であるとはまだ言えなかった。その要因として、鋼管素材は穿孔前に熱間加工性を上げるために加熱されるが、加熱温度が高すぎると結晶粒が粗大化し、高い低温靱性値が得られない。低温靱性が低いと寒冷地で使用できないという問題がある。一方、加熱温度が低すぎると、延性の不足により造管過程で生じる亀裂や割れが鋼管内外面に生じ、このような鋼管が油井にて使用された場合には、腐食性イオンが傷内部に滞留さらには腐食の進行により濃縮した結果、十分な耐SSC性が発揮されないという問題がある。また、特許文献6に記載された技術でも、高い低温靱性値を得られていなかった。

[0015] そこで、本発明は、かかる従来技術の問題を解決し、高強度であるとともに、優れた低温靱性を示し、かつ上記したような厳しい腐食環境下においても、優れた耐炭酸ガス腐食性を有し、さらに、優れた耐硫化物応力腐食割れ性および優れた耐硫化物応力割れ性を兼ね備えた、耐食性に優れた油井用高強度ステンレス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。

[0016] なお、ここでいう「高強度」とは、降伏強さ：125ksi（862MPa）以上を有する場合をいうものとする。

[0017] また、ここでいう「低温靱性に優れる」とは、JIS Z 2242の規定に準拠して、Vノッチ試験片（10mm厚）を採取し、シャルピー衝撃試験を実施し、-40℃における吸収エネルギーが100J以上の場合をいうものとする。

[0018] また、ここでいう「優れた耐炭酸ガス腐食性」とは、オートクレーブ中に保持された試験液：20質量%NaCl水溶液（液温：200℃、30気圧のCO₂ガス雰囲気）中に、試験片を浸漬し、浸漬期間を336時間として実施した場合の腐食速

度が0.125mm/y以下の場合をいうものとする。

[0019] また、ここでいう「優れた耐硫化物応力腐食割れ性」とは、オートクレーブ中に保持された試験液：20質量%NaCl水溶液（液温：100℃、30気圧のCO₂ガス、0.1気圧のH₂S雰囲気）に、酢酸および酢酸ナトリウムを含有する水溶液を加えてpH：3.3に調節した水溶液中に、試験片を浸漬し、浸漬期間を720時間として、降伏応力の100%を付加応力として付加し、試験後の試験片に割れが発生しない場合をいうものとする。

[0020] また、ここでいう「優れた耐硫化物応力割れ性」とは、オートクレーブ中に保持された試験液：20質量%NaCl水溶液（液温：25℃、0.9気圧のCO₂ガス、0.1気圧のH₂S雰囲気）に酢酸および酢酸ナトリウムを含有する水溶液を加えて、pH：3.5に調節した水溶液中に、試験片を浸漬し、浸漬期間を720時間として、降伏応力の90%を付加応力として付加し、試験後の試験片に割れが発生しない場合をいうものとする。

課題を解決するための手段

[0021] 本発明者らは、上記した目的を達成するために、耐食性の観点から各種のCr含有組成のステンレス鋼管について、さらに-40℃での低温靱性に及ぼす各種要因について鋭意検討した。その結果、組織を、体積率で、主相として45%超のマルテンサイト相、第二相として10~45%のフェライト相、30%以下の残留オーステナイト相を含有する複合組織とすることにより、200℃までの高温でかつ、CO₂、Cl⁻、さらにH₂Sを含む高温腐食環境下、およびCO₂、Cl⁻、さらにH₂Sを含む腐食雰囲気中でかつ降伏強さ近傍の応力が負荷される環境下において、優れた耐炭酸ガス腐食性を有し、さらに高温での優れた耐硫化物応力腐食割れ性を兼備する高強度ステンレス継目無鋼管とすることができた。

[0022] さらにBを一定量以上含有する組成とすることにより熱間加工性が改善され、後述するように継目無鋼管を製造する際の鋼管素材の加熱温度を1200℃以下としても、欠陥の要因となる延性を損なうことなく加熱時の粒成長を抑制することができるため、微細な組織を得られ、低温靱性が向上することを知

見した。

[0023] 本発明者らの更なる検討によれば、14.5質量%以上のCr含有組成において、組織を、所望の複合組織とするためには、まず、C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、Nを次(1)式

$$-5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91Si + 0.21Mn - 0.9Cr + Ni - 1.1Mo + 0.2Cu + 11N) \geq 13.0 \dots (1)$$

(ここで、C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、N：各元素の含有量(質量%))を満足するように、調整して含有させることが肝要になることを見出した。なお、(1)式の左辺は、フェライト相の生成傾向を示す指数として本発明者らが実験的に求めたものであり、本発明者らは、(1)式を満足させるように合金元素量、種類を調整することが、所望の複合組織を実現するために重要となることを見出した。

[0024] さらに、Cu、Mo、W、Cr、Niを次(2)式

$$Cu + Mo + W + Cr + 2Ni \leq 34.5 \dots (2)$$

(ここで、Cu、Mo、W、Cr、Ni：各元素の含有量(質量%))を満足するように調整して含有させることにより、残留オーステナイトの過剰な生成が抑制され、所望の高強度と耐硫化物応力割れ性を確保できることを見出した。

[0025] さらに、継目無鋼管を製造する際の、穿孔前の鋼管素材の加熱温度を1200℃以下とすれば、-40℃におけるシャルピー吸収エネルギーが100J以上という優れた低温靱性を示すことを見出した。

[0026] なお、14.5質量%以上の高Cr含有組成とし、さらにマルテンサイト相を主体とし、第二相がフェライト相、さらに残留オーステナイト相である複合組織とし、さらにCr、Mo、Wを一定量以上含有する組成とすることにより、優れた耐炭酸ガス腐食性に加えて、優れた耐硫化物応力腐食割れ性および優れた耐硫化物応力割れ性を兼備できることについて、本発明者らはつぎのように考えている。

[0027] フェライト相は、耐ピット性(耐孔食性)に優れる相であり、しかも、フ

フェライト相が圧延方向に、すなわち管軸方向に層状に析出する。このため、層状組織が硫化物応力割れ試験、硫化物応力腐食割れ試験の負荷応力方向と平行する方向となり、割れが層状組織を分断するように進展することから、割れの進展が抑制され、耐SSC性、耐SCC性が向上する。

[0028] なお、優れた耐炭酸ガス腐食性は、Cを0.05質量%以下に低減し、Crを14.5質量%以上、Niを3.0質量%以上、Moを2.7質量%以上含む組成とすることにより確保できる。

[0029] 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 : 0.05%以下、	Si : 0.5%以下、
Mn : 0.15~1.0%、	P : 0.030%以下、
S : 0.005%以下、	Cr : 14.5~17.5%、
Ni : 3.0~6.0%、	Mo : 2.7~5.0%、
Cu : 0.3~4.0%、	W : 0.1~2.5%、
V : 0.02~0.20%、	Al : 0.10%以下、
N : 0.15%以下、	B : 0.0005~0.0100%

を含有し、C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、Nが下記(1)式を満足し、さらにCu、Mo、W、Cr、Niが下記(2)式を満足し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有し、

体積率で、主相としてマルテンサイト相：45%超、第二相としてフェライト相：10~45%、残留オーステナイト相：30%以下を含有する組織を有し、後方散乱電子回折(EBSD)により結晶方位差 15° 以内の粒を同一粒とみなした時に、 100mm^2 の連続した領域を検査した際のフェライト粒の最大結晶粒径が $500\mu\text{m}$ 以下である、降伏強さが862MPa以上である油井用高強度ステンレス継目無鋼管。

[0030]

記

$$-5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91Si + 0.21Mn - 0.9Cr + Ni - 1.1Mo + 0.2Cu + 11N$$

) $\geq 13.0 \dots (1)$

式(1)中、C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、N：各元素の含有量(質量%)

$$\text{Cu} + \text{Mo} + \text{W} + \text{Cr} + 2\text{Ni} \leq 34.5 \dots (2)$$

式(2)中、Cu、Mo、W、Cr、Ni：各元素の含有量(質量%)

[2] 前記組成に加えてさらに、質量%で、Nb：0.02~0.50%、Ti：0.02~0.16%、Zr：0.02~0.50%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する前記[1]に記載の油井用高強度ステンレス継目無鋼管。

[3] 前記組成に加えてさらに、質量%で、REM：0.001~0.05%、Ca：0.001~0.005%、Sn：0.05~0.20%、Mg：0.0002~0.01%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することを特徴とする前記[1]または[2]に記載の油井用高強度ステンレス継目無鋼管。

[4] 前記組成に加えてさらに、質量%で、Ta：0.01~0.1%、Co：0.01~1.0%、Sb：0.01~1.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する前記[1]~[3]のいずれかに記載の油井用高強度ステンレス継目無鋼管。

[5] 前記[1]~[4]のいずれか1項に記載の油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法であり、

鋼管素材を、1200℃以下の加熱温度で加熱し、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、前記継目無鋼管に焼入れ処理および焼戻処理を順次施す油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法。

発明の効果

[0031] 本発明によれば、高強度であるとともに、優れた低温靱性を示し、かつ上記したような厳しい腐食環境下においても、優れた耐炭酸ガス腐食性を有し、さらに、優れた耐硫化物応力腐食割れ性および優れた耐硫化物応力割れ性を兼ね備えた高強度ステンレス継目無鋼管を製造できる。

発明を実施するための形態

[0032] 本発明の油井用高強度ステンレス継目無鋼管は、質量%で、C：0.05%以下、Si：0.5%以下、Mn：0.15~1.0%、P：0.030%以下、S：0.005%以下、Cr：14.5~17.5%、Ni：3.0~6.0%、Mo：2.7~5.0%、Cu：0.3~4.0%、W：0.

1~2.5%、V : 0.02~0.20%、Al : 0.10%以下、N : 0.15%以下、B : 0.0005~0.0100%を含有し、かつC、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、Nが下記(1)式を満足し、さらにCu、Mo、W、Cr、Niが次(2)式を、それぞれ満足するように調整して含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有し、降伏強さが862MPa以上であり、シャルピー衝撃試験による-40℃における吸収エネルギーが100J以上である。

$$-5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91Si + 0.21Mn - 0.9Cr + Ni - 1.1Mo + 0.2Cu + 11N) \geq 13.0 \dots (1)$$

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

$$Cu + Mo + W + Cr + 2Ni \leq 34.5 \dots (2)$$

(ここで、Cu、Mo、W、Cr、Ni : 各元素の含有量(質量%))

また、継目無鋼管を製造する際の鋼管素材の加熱温度が1200℃以下であり、継目無鋼管は後方散乱電子回折(EBSD)により結晶方位差15°以内の粒を同一粒とみなした時に、100mm²の連続した領域を検査した際のフェライト粒の最大粒径が500μm以下である。

[0033] まず、本発明の鋼管の組成限定理由について説明する。以下、特に断わらないかぎり、質量%は単に%と記す。

[0034] C : 0.05%以下

Cは、マルテンサイト系ステンレス鋼の強度を増加させる重要な元素である。本発明では、所望の強度を確保するために0.005%以上含有することが好ましい。一方、0.05%を超えてCを含有すると、耐炭酸ガス腐食性、耐硫化物応力腐食割れ性が低下する。このため、C含有量は0.05%以下とする。好ましくは、C含有量は下限が0.005%であり上限が0.04%である。より好ましくは、C含有量は下限が0.005%であり上限が0.02%である。

[0035] Si : 0.5%以下

Siは、脱酸剤として作用する元素である。この効果は0.1%以上のSiの含有で得られる。一方、0.5%を超えるSiの含有は、熱間加工性が低下する。このため、Si含有量は0.5%以下とする。好ましくは、Si含有量は下限が0.2%で

あり上限が0.3%である。

[0036] Mn : 0.15~1.0%

Mnは、鋼の強度を増加させる元素であり、所望の強度を確保するために、本発明では0.15%以上のMnの含有を必要とする。一方、1.0%を超えてMnを含有すると、靱性が低下する。このため、Mn含有量は0.15~1.0%とする。好ましくは、Mn含有量は下限が0.20%であり上限が0.5%である。より好ましくは、Mn含有量は下限が0.20%であり上限が0.4%である。

[0037] P : 0.030%以下

Pは、耐炭酸ガス腐食性、耐孔食性および耐硫化物応力割れ性等の耐食性を低下させるため、本発明ではできるだけ低減することが好ましく、0.030%以下であれば許容できる。このため、P含有量は0.030%以下とする。好ましくは、P含有量は0.020%以下である。より好ましくは、P含有量は0.015%以下である。

[0038] S : 0.005%以下

Sは、熱間加工性を著しく低下させ、パイプ製造工程の安定操業を阻害する元素であり、できるだけ低減することが好ましく、0.005%以下であれば通常工程のパイプ製造が可能となる。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0.002%以下である。より好ましくは、S含有量は0.0015%以下である。

[0039] Cr : 14.5~17.5%

Crは、保護皮膜を形成して耐食性向上に寄与する元素であり、所望の耐食性を確保するために、本発明では14.5%以上のCrの含有を必要とする。一方、17.5%を超えるCrの含有は、フェライト分率が高くなりすぎて所望の高強度を確保できなくなるだけでなく、焼き戻し時に金属間化合物が析出し、低温靱性が低下する。このため、Cr含有量は14.5~17.5%とする。好ましくは、Cr含有量は下限が15.0%であり上限が17.0%である。より好ましくは、Cr含有量は下限が15.0%であり上限が16.5%である。

[0040] Ni : 3.0~6.0%

Niは、保護皮膜を強固にして耐食性を向上させる作用を有する元素である。また、Niは、固溶強化で鋼の強度を増加させる。このような効果は、3.0%以上のNiの含有で得られる。一方、6.0%を超えるNiの含有は、マルテンサイト相の安定性が低下し強度が低下する。このため、Ni含有量は3.0~6.0%とする。好ましくは、Ni含有量は下限が3.5%であり上限が5.5%である。より好ましくは、Ni含有量は下限が4.0%であり上限が5.5%である。

[0041] Mo : 2.7~5.0%

Moは、Cl⁻や低pHによる孔食に対する抵抗性を増加させ、耐硫化物応力割れ性および耐硫化物応力腐食割れ性を高める元素であり、本発明では2.7%以上のMoの含有を必要とする。2.7%未満のMoの含有では、苛酷な腐食環境下での耐食性が十分であるとはいえない。一方、Moは高価な元素であり、5.0%を超える多量のMoの含有は、金属間化合物が析出し、靱性、耐孔食性が低下する。このため、Mo含有量は2.7~5.0%とする。好ましくは、Mo含有量は下限が3.0%であり上限が5.0%である。より好ましくは、Mo含有量は下限が3.3%であり上限が4.7%である。

[0042] Cu : 0.3~4.0%

Cuは、保護皮膜を強固にして鋼中への水素侵入を抑制し、耐硫化物応力割れ性および耐硫化物応力腐食割れ性を高める重要な元素である。このような効果を得るためには、0.3%以上のCuを含有することが必要である。一方、4.0%を超えるCuの含有は、CuSの粒界析出を招き熱間加工性や耐食性が低下する。このため、Cu含有量は0.3~4.0%とする。好ましくは、Cu含有量は下限が1.5%であり上限が3.5%である。より好ましくは、Cu含有量は下限が2.0%であり上限が3.0%である。

[0043] W : 0.1~2.5%

Wは、鋼の強度向上に寄与するとともに、さらに耐硫化物応力腐食割れ性、耐硫化物応力割れ性を向上させる極めて重要な元素である。Wは、Moと複合して含有することにより耐硫化物応力割れ性を向上させる。このような効果を得るためには、Wを0.1%以上含有する必要がある。一方、2.5%を超える多量

のWの含有は、金属間化合物が析出し、靱性を低下させる。このため、W含有量は0.1~2.5%とする。好ましくは、W含有量は下限が0.8%であり上限が1.2%である。より好ましくは、W含有量は下限が1.0%であり上限が1.2%である。

[0044] V : 0.02~0.20%

Vは、析出強化により鋼の強度を向上させる元素である。このような効果は、Vを0.02%以上含有することで得られる。一方、0.20%を超えるVの含有は、靱性が低下する。このため、V含有量は0.02~0.20%とする。好ましくは、V含有量は下限が0.04%であり上限が0.08%である。より好ましくは、V含有量は下限が0.05%であり上限が0.07%である。

[0045] Al : 0.10%以下

Alは、脱酸剤として作用する元素である。このような効果は、Alを0.001%以上含有することで得られる。一方、0.10%を超えて多量にAlを含有すると、酸化物量が多くなりすぎて、靱性が低下する。このため、Al含有量は0.10%以下とする。好ましくは、Al含有量は下限が0.01%であり上限が0.06%である。より好ましくは、Al含有量は下限が0.02%であり上限が0.05%である。

[0046] N : 0.15%以下

Nは、耐孔食性を著しく向上させる元素である。このような効果は、0.01%以上のNの含有で顕著となる。一方、0.15%を超えてNを含有すると、種々の窒化物を形成し靱性が低下する。このようなことから、N含有量は0.15%以下とする。好ましくは、N含有量は0.07%以下である。より好ましくは、N含有量は0.05%以下である。

[0047] B : 0.0005~0.0100%

Bは、強度増加に寄与するとともに、さらに熱間加工性の改善にも寄与する。このような効果を得るためには、Bを0.0005%以上含有することが好ましい。一方、0.0100%を超えてBを含有させても、熱間加工性を改善効果がほぼ現出しなくなるだけでなく、低温靱性が低下する。このため、B含有量は0.00

05～0.0100%とする。好ましくは、B含有量は下限が0.0010%であり上限が0.008%である。より好ましくは、B含有量は下限が0.0015%であり上限が0.007%である。

[0048] 本発明では、上記のように特定の成分を特定の含有量としつつ、C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、Nについては、以下の(1)式を満足するようにし、さらにCu、Mo、W、Cr、Niを以下の(2)式を満足するようにする。

$$[0049] \quad -5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91Si + 0.21Mn - 0.9Cr + Ni - 1.1Mo + 0.2Cu + 11N) \geq 13.0 \dots (1)$$

式(1)中、C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、N：各元素の含有量(質量%)

(1)式の左辺は、フェライト相の生成傾向を示す指数として求めたものであり、(1)式に示された合金元素を(1)式が満足するように調整して含有すれば、マルテンサイト相とフェライト相、あるいはさらに残留オーステナイト相からなる複合組織を安定して実現することができる。このため、本発明では、(1)式を満足するように、各合金元素量を調整する。なお、(1)式に記載される合金元素を含有しない場合には、(1)式の左辺値は、当該元素の含有量を零%として扱うものとする。

$$[0050] \quad Cu + Mo + W + Cr + 2Ni \leq 34.5 \dots (2)$$

式(2)中、Cu、Mo、W、Cr、Ni：各元素の含有量(質量%)

(2)式の左辺は、残留オーステナイトの生成傾向を示す指数として、本発明者らが新たに導出したものである。(2)式の左辺値が、34.5を超えて大きくなると、残留オーステナイトが過剰となり、所望の高強度を確保できなくなるうえ、耐硫化物応力割れ性、耐硫化物応力腐食割れ性が低下する。このため、本発明では、Cu、Mo、W、Cr、Niを(2)式を満足するように調整する。なお、(2)式の左辺値は、32.5以下とすることが好ましい。より好ましくは31以下である。

[0051] 上記した成分が基本の成分であり、上記成分以外の残部は、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、O(酸素)：0.01%以下が許容できる。

[0052] また、本発明では、選択元素として、必要に応じて選択してNb：0.02～0.50%、Ti：0.02～0.16%、Zr：0.02～0.50%のうちから選ばれた1種または2種以上、および／または、REM：0.001～0.05%、Ca：0.001～0.005%、Sn：0.05～0.20%、Mg：0.0002～0.01%のうちから選ばれた1種または2種以上、および／または、Ta：0.01～0.1%、Co：0.01～1.0%、Sb：0.01～1.0%のうちから選ばれた1種または2種以上、を含有できる。

[0053] Nb：0.02～0.50%、Ti：0.02～0.16%、Zr：0.02～0.50%のうちから選ばれた1種または2種以上

Nb、Ti、Zrは、いずれも、強度増加に寄与する元素であり、必要に応じて選択して含有できる。

[0054] Nbは、上記した強度増加に寄与するとともに、さらに韌性向上にも寄与する。このような効果を確保するためには、Nbを0.02%以上含有することが好ましい。一方、0.50%を超えてNbを含有すると、韌性が低下する。このため、含有する場合には、Nb含有量は0.02～0.50%とする。

[0055] Tiは、上記した強度増加に寄与するとともに、さらに耐硫化物応力割れ性の改善にも寄与する。このような効果を得るためには、Tiを0.02%以上含有することが好ましい。一方、0.16%を超えてTiを含有すると、粗大な析出物が生成し韌性および耐硫化物応力腐食割れ性が低下する。このため、含有する場合には、Ti含有量は0.02～0.16%とする。

[0056] Zrは、上記した強度増加に寄与するとともに、さらに耐硫化物応力腐食割れ性の改善にも寄与する。このような効果を得るためには、Zrを0.02%以上含有することが好ましい。一方、0.50%を超えてZrを含有すると、韌性が低下する。このため、含有する場合には、Zr含有量は0.02～0.50%とする。

[0057] REM：0.001～0.05%、Ca：0.001～0.005%、Sn：0.05～0.20%、Mg：0.0002～0.01%のうちから選ばれた1種または2種以上

REM、Ca、Sn、Mgはいずれも、耐硫化物応力腐食割れ性の改善に寄与する元素であり、必要に応じて選択して含有できる。このような効果を確保するためには、REMは0.001%以上、Caは0.001%以上、Snは0.05%以上、Mgは0.0002

%以上含有することが好ましい。一方、REMは0.05%、Caは0.005%、Snは0.20%、Mgは0.01%を超えてそれぞれ含有しても、効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できなくなり、経済的に不利となる。このため、含有する場合には、REM含有量は0.001~0.05%、Ca含有量は0.001~0.005%、Sn含有量は0.05~0.20%、Mg含有量は0.0002~0.01%とする。

[0058] Ta : 0.01~0.1%、Co : 0.01~1.0%、Sb : 0.01~1.0%のうちから選ばれた1種または2種以上

Ta、Co、Sbはいずれも耐炭酸ガス腐食性（耐CO₂腐食性）、耐硫化物応力割れ性および耐硫化物応力腐食割れ性の改善に寄与する元素であり、必要に応じて選択して含有できる。さらに、CoはMs点を高め、強度増加にも寄与する。このような効果を確保するためには、Taは0.01%以上、Coは0.01%以上、Sbは0.01%以上含有することが好ましい。一方、Taは0.1%、Coは1.0%、Sb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なくなる。このため、含有する場合には、Ta含有量は0.01~0.1%、Co含有量は0.01~1.0%、Sb含有量は0.01~1.0%とする。

[0059] つぎに、本発明の油井用高強度ステンレス継目無鋼管の組織限定理由について説明する。

[0060] 本発明の油井用高強度ステンレス継目無鋼管は、上記した組成を有し、さらに体積率で、主相（ベース相）としてマルテンサイト相（焼戻マルテンサイト相）：45%超、第二相としてフェライト相：10~45%、残留オーステナイト相：30%以下を含有する組織を有する。

[0061] 本発明の継目無鋼管では、所望の高強度を確保するために、ベース相はマルテンサイト相（焼戻マルテンサイト相）とし、体積率で45%超とする。そして、本発明では所望の耐食性（耐炭酸ガス腐食性、耐硫化物応力割れ性（耐SSC性）および耐硫化物応力腐食割れ性（耐SCC性））を確保するために、少なくとも第二相として体積率で10~45%のフェライト相を析出させて、マルテンサイト相（焼戻マルテンサイト相）とフェライト相との二相組織とする。これにより、層状組織が管軸方向に形成され、割れの進展が抑制される。

。フェライト相が10%未満では、上記した層状組織が形成されず、所望の耐食性向上が得られない。一方、フェライト相が45%を超えて多量に析出すると、所望の高強度を確保できなくなる。このようなことから、第二相としてのフェライト相は体積率で10~45%の範囲とする。好ましくは、フェライト相は20~40%である。

[0062] また、第二相としてフェライト相に加えて、体積率で30%以下の残留オーステナイト相を析出させる。残留オーステナイト相の存在により、延性、靱性が向上する。体積率で30%を超えて残留オーステナイト相が多量になると、所望の高強度を確保できなくなる。好ましくは、残留オーステナイト相は体積率で5%以上30%以下である。

[0063] 本発明の継目無鋼管の上記の組織の測定としては、まず、組織観察用試験片をピレラ試薬（ピクリン酸、塩酸およびエタノールをそれぞれ2g、10mlおよび100mlの割合で混合した試薬）で腐食して走査型電子顕微鏡（倍率：1000倍）で組織を撮像し、画像解析装置を用いて、フェライト相の組織分率（体積%）を算出する。

[0064] そして、X線回折用試験片を、管軸方向に直交する断面（C断面）が測定面となるように、研削、研磨し、X線回折法を用いて残留オーステナイト（ γ ）量を測定する。残留オーステナイト量は、 γ の（220）面、 α の（211）面、の回折X線積分強度を測定し、次式

$$\gamma \text{ (体積率)} = 100 / (1 + (I_{\alpha} R_{\gamma} / I_{\gamma} R_{\alpha}))$$

（ここで、 I_{α} ： α の積分強度、 R_{α} ： α の結晶学的理論計算値、 I_{γ} ： γ の積分強度、 R_{γ} ： γ の結晶学的理論計算値）

を用いて換算する。

[0065] また、マルテンサイト相の分率は、フェライト相、残留オーステナイト相以外の残部とする。

[0066] さらに、本発明の油井用高強度ステンレス継目無鋼管は、後方散乱電子回折（EBSD）により結晶方位差 15° 以内の粒を同一粒とみなした時に 100mm^2 の連続した領域を検査した際のフェライト粒の最大結晶粒径が $500\mu\text{m}$ 以下である。

フェライト粒の最大結晶粒径が $500\mu\text{m}$ 超であると、亀裂進展の障害である結晶粒界の存在数が少なくなるため、所望の低温靱性を得られなくなる。よって、本発明では、鋼管の上記結晶粒径を $500\mu\text{m}$ 以下とする。フェライト粒の最大結晶粒径は、好ましくは $400\mu\text{m}$ 以下であり、より好ましくは $350\mu\text{m}$ 以下である。

[0067] なお、上記の最大結晶粒径は、後方散乱電子回折(EBSD)により結晶方位差 15° 以内の粒を同一粒とみなす分析を 100mm^2 の連続した領域について実施し、同一フェライト粒と判定された範囲の最大直径をその結晶の結晶粒径とし、 100mm^2 の範囲内の全結晶の結晶粒径のうち最も大きい値を採用することで決定できる。また、本発明では、後述するように、熱間加工前の鋼管素材を 1200°C 以下の加熱温度に加熱することで、前記EBSDで測定したフェライト粒の最大結晶粒径を $500\mu\text{m}$ 以下にすることができる。

[0068] つぎに、本発明の油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法について説明する。本発明の油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法としては、鋼管素材を、 1200°C 以下の加熱温度で加熱し、熱間加工を施して所定形状の継目無鋼管とし、熱間加工後に、前記継目無鋼管に焼入れ処理および焼戻処理を順次施すことを特徴とする。

[0069] 油井用高強度ステンレス継目無鋼管は一般に、通常公知の造管方法である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ミル方式により、鋼管素材（ピレットなど）を穿孔することで製造される。穿孔時の鋼管素材の温度が低いと、延性の低下による凹みや穴あき、割れといった欠陥が生じやすいため、鋼管素材は十分な延性を確保できる温度まで加熱される。しかし、高温で加熱すると結晶粒が粗大に成長し、その結果最終的な製品も粗大な結晶粒を有する組織となり、優れた低温靱性値が得られない。

[0070] この点、本発明ではBを一定量以上含有する組成とすることにより熱間加工性が改善され、鋼管素材の加熱温度を 1200°C 以下としても、欠陥の要因となる延性を損なうことなく加熱時の粒成長を抑制することが出来るため、微細な組織を得られ、優れた低温靱性値が得られる。

[0071] つぎに、本発明の油井用高強度ステンレス継目無鋼管の好ましい製造方法について、出発素材から順に説明する。まず本発明では、上記した組成を有するステンレス継目無鋼管を出発素材とする。出発素材であるステンレス継目無鋼管の製造方法は、前述した鋼管素材の加熱温度以外は特に限定しない。

[0072] 上記した組成の溶鋼を、転炉等の常用の溶製方法で溶製し、連続鋳造法、造塊一分塊圧延法等、通常の方法でビレット等の鋼管素材とすることが好ましい。ついで、これら鋼管素材を1200℃以下の温度に加熱し、通常公知の造管方法である、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ミル方式の造管工程を用いて、熱間加工して造管し、所望寸法の上記した組成を有する継目無鋼管とする。この熱間加工の際、上記した欠陥の生成を抑制するための延性向上を目的に高温に加熱すると結晶粒が粗大に成長し、最終製品の低温靱性が低下する。そのため、鋼管素材の加熱温度は1200℃以下とする必要があり、好ましくは1180℃以下であり、より好ましくは1150℃以下である。また、加熱温度が1050℃未満となると鋼材の加工性が相当低くなり、本発明鋼をもってしても外面傷を生じることなく造管することが困難になるため、鋼管素材の加熱温度は1050℃以上であることが好ましく、より好ましくは、1100℃以上である。

[0073] 造管後、継目無鋼管は、空冷以上の冷却速度で室温まで冷却することが好ましい。これにより、鋼管組織をマルテンサイト相をベース相とする組織を確保できる。なお、プレス方式による熱間押出で継目無鋼管としてもよい。

[0074] ここで、「空冷以上の冷却速度」とは、 $0.05^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上であり、「室温」とは、40℃以下のことを指す。

[0075] 造管後の空冷以上の冷却速度で室温まで冷却する冷却に引続き、本発明では、さらに鋼管を850℃以上の加熱温度に加熱したのち、空冷以上の冷却速度で50℃以下の温度まで冷却する焼入れ処理を施す。これにより、マルテンサイト相をベース相とし、適正量のフェライト相を含む組織の継目無鋼管とすることができる。ここで、「空冷以上の冷却速度」とは、 $0.05^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で

あり、「室温」とは、40℃以下のことを指す。

[0076] 焼入れ処理の加熱温度が850℃未満では、所望の高強度を確保することができない。なお、焼入れ処理の加熱温度は、組織の粗大化を防止する観点から150℃以下とすることが好ましい。より好ましくは下限が900℃であり上限が1100℃である。

[0077] ついで、焼入れ処理を施された継目無鋼管には、 A_{c1} 変態点以下の焼戻温度に加熱し冷却（放冷）する焼戻処理を施す。 A_{c1} 変態点以下の焼戻温度に加熱し冷却される焼戻処理を施されることにより、組織は焼戻マルテンサイト相、フェライト相、さらには残留オーステナイト相（残留 γ 相）からなる組織とされる。これにより、所望の高強度と、さらには高靱性、優れた耐食性を有する高強度ステンレス継目無鋼管となる。焼戻温度が A_{c1} 変態点を超えて、高温となると、焼入れままのマルテンサイトが生成し、所望の高強度と、さらには高靱性、優れた耐食性を確保できなくなる。なお、焼戻温度は700℃以下、好ましくは550℃以上とすることがより好ましい。

実施例

[0078] 以下、さらに実施例に基づき、本発明を説明する。

[0079] 表1に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法でビレット（鋼管素材）に鋳造し、鋼管素材を加熱し、モデルシームレス圧延機を用いる熱間加工により造管し、外径83.8mm×肉厚12.7mmの継目無鋼管とし、空冷した。このとき、熱間加工前の鋼管素材の加熱温度は表2に示す通りである。

[0080] 得られた継目無鋼管から、試験片素材を切り出し、表2に示す条件で加熱したのち、冷却する焼入れ処理を施した。そして、さらに表2に示す条件で加熱し空冷する焼戻処理を施した。

[0081] このように焼入れ－焼戻処理を施された試験片素材から、組織観察用試験片を採取し、組織観察用試験片をピレラ試薬（ピクリン酸、塩酸およびエタノールをそれぞれ2g、10mlおよび100mlの割合で混合した試薬）で腐食して走査型電子顕微鏡（1000倍）で組織を撮像し、画像解析装置を用いて、フェライト相の組織分率（体積％）を算出した。

[0082] また、残留オーステナイト相組織分率は、X線回折法を用いて測定した。焼入れ-焼戻処理を施された試験片素材から測定用試験片を採取し、X線回折により γ の(220)面、 α の(211)面、の回折X線積分強度を測定し、次式

$$\gamma \text{ (体積率)} = 100 / (1 + (I_{\alpha} R_{\gamma} / I_{\gamma} R_{\alpha}))$$

ここで、 I_{α} : α の積分強度

R_{α} : α の結晶学的理論計算値

I_{γ} : γ の積分強度

R_{γ} : γ の結晶学的理論計算値

を用いて換算した。なお、マルテンサイト相の分率はこれらの相以外の残部として算出した。

[0083] また、後方散乱電子回折(EBSD)により結晶方位差 15° 以内の粒を同一粒とみなす分析を 100mm^2 の連続した領域について実施し、同一フェライト粒と判定された範囲の最大直径を結晶粒径とし、 100mm^2 の範囲内の全結晶の結晶粒径のうち最も大きい値を最大結晶粒径とした。

[0084] また、焼入れ-焼戻処理を施された試験片素材から、API弧状引張試験片を採取し、APIの規定に準拠して引張試験を実施し引張特性(降伏強さYS、引張強さTS)を求めた。また、焼入れ-焼戻処理を施された試験片素材から、JIS Z 2242の規定に準拠して、Vノッチ試験片(10mm厚)を採取し、シャルピー衝撃試験を実施し、 -40°C における吸収エネルギーを求め、靱性を評価した。

[0085] さらに、焼入れ-焼戻処理を施された試験片素材から、厚さ $3.0\text{mm} \times$ 幅 $30\text{mm} \times$ 長さ 40mm の腐食試験片を機械加工によって作製し、腐食試験を実施した。

[0086] 腐食試験は、オートクレーブ中に保持された試験液:20質量%NaCl水溶液(液温: 200°C 、30気圧の CO_2 ガス雰囲気)中に、試験片を浸漬し、浸漬期間を336時間として実施した。試験後の試験片について、質量を測定し、腐食試験前後の重量減から計算した腐食速度を求めた。また、腐食試験後の試験片について倍率:10倍のルーペを用いて試験片表面の孔食発生の有無を観察した。なお、孔食有りは、直径: 0.2mm 以上の場合をいう。

- [0087] さらに、焼入れ－焼戻処理を施された鋼管から、NACE TM0177 Method Cに準拠して、Cの形をした試験片を機械加工によって作製し、耐SSC試験を実施した。なお、鋼管内外面に相当する曲面に対しては研削や研磨は行っていない。
- [0088] また、焼入れ－焼戻処理された試験片素材から、機械加工により、厚さ3mm×幅15mm×長さ115mmの4点曲げ試験片を採取し、耐SCC試験および耐SSC試験を実施した。
- [0089] 耐SCC（耐硫化物応力腐食割れ）試験は、オートクレーブ中に保持された試験液：20質量%NaCl水溶液（液温：100℃、H₂S：0.1気圧、CO₂：30気圧の雰囲気）に、酢酸および酢酸ナトリウムを含有する水溶液を加えて、pH：3.3に調整した水溶液中に、試験片を浸漬し、浸漬期間を720時間として、降伏応力の100%を付加応力として付加して、実施した。試験後の試験片について、割れの有無を観察した。
- [0090] 耐SSC（耐硫化物応力割れ）試験は、試験液：20質量%NaCl水溶液（液温：25℃、H₂S：0.1気圧、CO₂：0.9気圧の雰囲気）に、酢酸および酢酸ナトリウムを含有する水溶液を加えてpH：3.5に調整した水溶液中に、試験片を浸漬し、浸漬期間を720時間として、降伏応力の90%を付加応力として付加して、実施した。
- [0091] 得られた結果を表2に示す。
- [0092]

[表1]

鋼 No.	成分組成 (質量%)																式(1) 左辺値 (*)	式(2) 左辺値 (*)	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	W	V	Al	N	B	Nb, Ti, Zr	REM, Ca, Sn, Mg			Ta, Co, Sb
A	0.012	0.30	0.26	0.013	0.0009	15.1	4.8	4.0	2.5	1.1	0.048	0.017	0.011	0.0041	-	-	-	27.3	32.3
B	0.009	0.28	0.28	0.016	0.0008	15.3	4.9	3.6	2.5	1.1	0.052	0.025	0.011	0.0025	-	-	-	25.6	32.3
C	0.017	0.26	0.28	0.014	0.0008	15.1	4.8	3.0	2.5	1.2	0.048	0.022	0.014	0.0087	-	-	-	19.7	31.4
D	0.011	0.21	0.24	0.015	0.0008	15.0	4.5	3.1	2.5	1.1	0.047	0.021	0.008	0.0061	-	-	-	22.7	30.7
E	0.013	0.26	0.25	0.015	0.0010	15.1	4.7	4.3	2.6	1.3	0.050	0.021	0.012	0.0025	Nb:0.145	-	-	29.2	32.6
F	0.015	0.24	0.28	0.016	0.0012	14.9	4.6	4.3	2.6	1.2	0.047	0.023	0.013	0.0036	-	-	-	28.4	32.2
G	0.010	0.23	0.29	0.014	0.0011	15.5	3.7	3.1	2.8	1.1	0.051	0.021	0.004	0.0023	-	-	-	30.2	29.9
H	0.012	0.25	0.29	0.015	0.0009	15.0	3.8	3.0	2.6	1.3	0.054	0.023	0.004	0.0019	-	-	-	26.3	29.8
I	0.033	0.27	0.24	0.015	0.0010	15.2	3.9	3.3	2.6	0.9	0.050	0.023	0.062	0.0052	Nb:0.056	-	-	21.8	29.8
J	0.005	0.29	0.28	0.016	0.0007	15.2	4.3	3.5	2.7	1.2	0.041	0.023	0.014	0.0048	-	REM:0.021, Ca:0.0021	-	28.2	31.2
K	0.010	0.22	0.26	0.015	0.0007	14.9	4.2	3.6	2.5	1.1	0.047	0.023	0.014	0.0034	-	-	Ta:0.02, Co:0.24	27.0	30.5
L	0.006	0.24	0.22	0.015	0.0009	15.1	4.3	3.2	2.3	1.3	0.044	0.028	0.012	0.0029	Ti:0.054, Zr:0.10	-	-	26.0	30.5
M	0.006	0.26	0.21	0.014	0.0008	14.8	4.6	3.4	2.4	1.5	0.046	0.021	0.013	0.0028	Ti:0.046	-	Sb:0.14	24.1	31.2
N	0.006	0.23	0.23	0.020	0.0007	14.9	4.6	3.5	2.4	1.2	0.042	0.024	0.015	0.0010	-	-	Ta:0.02, Sb:0.12	24.7	31.2
O	0.009	0.21	0.29	0.019	0.0007	15.1	4.7	3.4	2.5	1.3	0.044	0.011	0.014	0.0040	Zr:0.08	-	Co:0.26	23.9	31.9
P	0.015	0.28	0.29	0.014	0.0009	15.1	5.6	3.5	2.4	1.3	0.049	0.050	0.009	0.0050	-	-	-	19.1	33.5
Q	0.015	0.29	0.21	0.013	0.0011	15.7	3.6	3.0	3.3	0.8	0.044	0.019	0.036	0.0037	-	-	-	28.1	30.0
R	0.014	0.27	0.23	0.012	0.0009	15.6	3.4	2.9	2.6	1.5	0.134	0.024	0.014	0.0045	-	-	-	30.4	29.4
S	0.037	0.25	0.35	0.016	0.0009	16.8	3.5	2.8	0.8	1.3	0.059	0.027	0.012	0.0028	Nb:0.069	-	-	33.9	28.7
T	0.015	0.22	0.31	0.011	0.0010	15.6	3.7	2.9	2.8	0.9	0.061	0.023	0.044	0.0026	-	-	-	25.9	29.6
U	0.012	0.24	0.30	0.014	0.0009	16.1	4.1	4.1	2.5	1.2	0.041	0.025	0.016	0.0027	-	-	-	37.9	32.1
V	0.012	0.21	0.29	0.014	0.0010	14.8	2.5	3.1	2.5	0.9	0.055	0.022	0.014	0.0029	-	-	-	32.9	29.3
W	0.033	0.27	0.29	0.014	0.0010	16.2	3.8	2.3	1.1	1.0	0.058	0.038	0.047	0.0046	-	-	-	23.8	28.2
X	0.027	0.22	0.30	0.014	0.0013	17.8	3.6	3.0	1.3	1.1	0.053	0.041	0.048	0.0038	-	-	-	38.5	30.4
Y	0.011	0.25	0.26	0.014	0.0009	14.8	5.2	3.6	2.6	1.0	0.061	0.019	0.009	0.0051	-	-	-	14.8	34.4
Z	0.012	0.26	0.27	0.012	0.0009	14.8	3.8	5.5	2.4	1.1	0.054	0.018	0.009	0.0041	-	-	-	41.5	31.4
AA	0.012	0.23	0.26	0.015	0.0010	15.3	3.6	3.1	4.3	1.1	0.058	0.019	0.009	0.0011	-	-	-	28.4	31.2
AB	0.012	0.23	0.29	0.016	0.0008	14.2	3.2	2.9	2.6	0.9	0.052	0.021	0.014	0.0029	-	-	-	24.2	27.0
AC	0.031	0.21	0.35	0.014	0.0014	16.3	3.6	2.9	0.1	1.0	0.049	0.032	0.056	0.0030	-	-	-	30.0	27.5
AD	0.028	0.25	0.31	0.015	0.0009	16.8	4.1	3.0	2.7	1.0	0.012	0.034	0.043	0.0035	-	-	-	28.9	31.7
AE	0.033	0.22	0.33	0.016	0.0010	16.1	3.4	2.9	2.7	-	0.059	0.044	0.041	0.0049	-	-	-	27.8	28.5
AF	0.013	0.22	0.30	0.014	0.0010	15.9	4.0	3.0	2.6	1.0	0.112	0.028	0.028	0.0150	-	-	-	28.0	29.5
AG	0.020	0.21	0.26	0.018	0.0012	17.2	4.1	3.1	2.5	1.4	0.059	0.029	0.022	0.0063	-	-	-	34.4	31.0
AH	0.009	0.23	0.33	0.019	0.0006	14.9	5.8	3.3	2.6	0.9	0.081	0.024	0.070	0.0053	-	-	-	12.0	33.3
AI	0.025	0.21	0.31	0.018	0.0006	17.1	5.7	3.4	2.4	1.6	0.056	0.044	0.012	0.0020	-	-	-	26.2	35.9
AJ	0.009	0.27	0.31	0.016	0.0009	15.9	4.0	3.1	2.6	1.3	0.053	0.026	0.023	0.0026	-	-	-	29.9	30.9
AK	0.012	0.56	0.26	0.013	0.0009	15.1	4.8	4.0	2.5	1.1	0.048	0.017	0.011	0.0041	-	-	-	28.7	32.3
AL	0.012	0.30	1.10	0.013	0.0009	15.1	4.8	4.0	2.5	1.1	0.048	0.017	0.011	0.0041	-	-	-	26.3	32.3
AM	0.012	0.30	0.14	0.013	0.0009	15.1	4.8	4.0	2.5	1.1	0.048	0.017	0.011	0.0041	-	-	-	27.5	32.3
AN	0.012	0.30	0.26	0.013	0.0009	14.4	4.8	4.0	2.5	1.1	0.048	0.017	0.011	0.0041	-	-	-	23.6	31.6
AO	0.012	0.30	0.26	0.013	0.0009	15.1	2.9	4.0	2.5	1.1	0.048	0.017	0.011	0.0041	-	-	-	38.6	28.5
AP	0.012	0.30	0.26	0.013	0.0009	15.1	4.8	2.6	2.5	1.1	0.048	0.017	0.011	0.0041	-	-	-	18.3	30.9

*上記成分以外の残部はFeおよび不可避の不純物
 (*1): 式(1)左辺値 = $-5.5 \times (7.82 + 27C - 0.91Si - 0.21Mn - 0.9Cr - 1.1Mo + 0.2Cu + 1.1N)$ (式中、C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、Niは各元素の含有量(質量%))
 (*2): 式(2)左辺値 = $Cu + Mn + W + Cr + 2Ni$ (式中、Cu、Mn、W、Cr、Niは各元素の含有量(質量%))
 *下線は発明範囲外

[表2]

鋼 No.	鋼管 No.	鋼管素材 加熱温度 (°C)	焼入れ処理		焼戻処理		組織(体積%)				フェライト粒 最大結晶 粒径 (μm) (*2)	降伏強さ YS (MPa)	引張強さ TS (MPa)	vE ₄₀ (J)	腐食 速度 (mm/y)	孔食 の有無	SSC	SOC	備考
			加熱温度 (°C)	保持時間 (min)	加熱温度 (°C)	保持時間 (min)	M (*)	F (*)	A (*)										
A	1	1180	1050	20	575	30	61	31	8	289	977	1052	154	0.033	無	○	○	本発明例	
B	2	1180	1030	20	575	30	65	30	5	267	952	1012	156	0.035	無	○	○	本発明例	
C	3	1180	1000	20	565	30	67	29	4	244	963	1013	186	0.035	無	○	○	本発明例	
D	4	1180	1000	20	565	30	61	34	5	239	969	1018	130	0.029	無	○	○	本発明例	
E	5	1150	1050	20	570	30	49	43	8	296	954	1066	105	0.033	無	○	○	本発明例	
F	6	1150	1050	20	570	30	58	35	7	294	948	1082	122	0.044	無	○	○	本発明例	
G	7	1150	980	20	590	30	67	31	2	260	886	953	152	0.036	無	○	○	本発明例	
H	8	1150	1000	20	560	30	66	32	2	279	968	1028	156	0.027	無	○	○	本発明例	
I	9	1150	980	20	580	30	64	30	6	265	958	1135	147	0.050	無	○	○	本発明例	
J	10	1180	1030	20	575	30	66	29	5	266	970	1024	126	0.036	無	○	○	本発明例	
K	11	1180	1030	20	575	30	65	30	5	260	972	1018	160	0.032	無	○	○	本発明例	
L	12	1180	1010	20	575	30	65	32	3	249	964	1018	172	0.025	無	○	○	本発明例	
M	13	1180	1030	20	575	30	68	29	3	266	926	1021	171	0.045	無	○	○	本発明例	
N	14	1180	1030	20	575	30	64	32	4	271	970	1009	153	0.033	無	○	○	本発明例	
O	15	1180	1030	20	575	30	62	32	6	273	950	1030	186	0.028	無	○	○	本発明例	
P	16	1150	1050	20	575	30	64	25	11	288	916	1062	175	0.031	無	○	○	本発明例	
Q	17	1150	980	20	590	30	72	26	2	270	931	1053	123	0.031	無	○	○	本発明例	
R	18	1150	1000	20	560	30	66	31	3	276	934	1034	110	0.027	無	○	○	本発明例	
S	19	1150	970	20	560	30	56	38	6	261	920	1055	117	0.019	無	○	○	本発明例	
T	20	1150	980	20	590	30	64	36	0	265	958	1007	107	0.034	無	○	○	本発明例	
W	23	1180	970	20	560	30	65	30	5	266	862	1016	106	0.030	無	×	×	比較例	
X	24	1180	970	20	560	30	50	46	4	263	842	1023	32	0.010	無	○	○	比較例	
Y	25	1150	1050	20	575	30	49	21	20	258	850	1039	230	0.030	無	○	○	比較例	
Z	26	1150	1080	20	580	30	54	36	10	270	912	1043	30	0.030	有	×	×	比較例	
AA	27	1150	980	20	590	30	59	35	6	249	916	1017	131	0.038	無	×	×	比較例	
AB	28	1150	960	20	570	30	65	35	0	246	942	1020	115	0.139	有	×	×	比較例	
AC	29	1180	970	20	555	30	64	33	3	271	936	1019	123	0.027	無	×	×	比較例	
AD	30	1180	970	20	560	30	62	30	8	263	854	1058	122	0.016	無	○	○	比較例	
AE	31	1180	970	20	560	30	67	32	1	270	847	1048	157	0.041	有	×	×	比較例	
AF	32	1180	1000	20	595	30	60	31	9	277	901	1015	51	0.019	無	○	○	比較例	
AG	33	1180	1040	20	550	30	58	27	15	324	886	981	111	0.046	無	×	×	比較例	
AJ	36	1230	1000	20	575	30	60	22	18	518	870	998	42	0.011	無	○	○	比較例	
AK	37	1180	960	20	570	30	65	25	10	264	888	1001	121	0.078	無	○	○	比較例	
AL	38	1180	960	20	570	30	67	24	9	257	901	1012	60	0.058	無	○	○	比較例	
AM	39	1180	960	20	570	30	65	25	10	251	845	931	109	0.061	無	○	○	比較例	
AN	40	1180	960	20	570	30	65	26	9	270	920	1055	117	0.153	有	×	×	比較例	
AO	41	1180	960	20	570	30	68	23	9	266	832	945	108	0.132	無	×	×	比較例	
AP	42	1180	960	20	570	30	67	24	9	260	916	1062	175	0.098	無	×	×	比較例	

(*1) M: マルテンサイト相、F: フェライト相、A: 残留オーステナイト相
 (*2) 後方散乱電子回折(EBSD)により結晶方位差15°以内の粒を同一粒とみなした時に、100mm²の連続した領域を検査した際のフェライト粒の最大結晶粒径(μm)
 .下線は発明範囲外

[0094] 本発明例はいずれも、降伏強さ：862MPa以上の高強度と、-40°Cにおける吸

収エネルギー：100 J以上の高靱性と、CO₂、Cl⁻を含む200℃という高温の腐食環境下における耐食性（耐炭酸ガス腐食性）に優れ、さらにH₂Sを含む環境下で割れ（SSC、SCC）の発生もなく、優れた耐硫化物応力割れ性および耐硫化物応力腐食割れ性を兼備し、高強度ステンレス継目無鋼管となっている。

- [0095] 一方、本発明の範囲を外れる比較例は、所望の高強度、低温靱性、耐炭酸ガス腐食性、耐硫化物応力割れ性（耐SSC性）、耐硫化物応力腐食割れ性（耐SCC性）のうちの少なくともいずれかを得られなかった。
- [0096] 鋼管No. 23（鋼No. W）は、Mo含有量が2.7質量%未満であるため、所望の耐SSC性及び耐SCC性を得られなかった。
- [0097] 鋼管No. 24（鋼No. X）は、Cr含有量が17.5質量%超であり、また、フェライト相が45%超であるため、降伏強さYSが862MPa未満であり、vE-40が100J未満であった。
- [0098] 鋼管No. 25（鋼No. Y）は、Ni含有量が6.0質量%超であるため、降伏強さYSが862MPa未満であった。
- [0099] 鋼管No. 26（鋼No. Z）は、Mo含有量が5.0質量%超であるため、vE-40が100J未満であり、孔食が発生し、所望の耐SSC性及び耐SCC性を得られなかった。
- [0100] 鋼管No. 27は（鋼No. AA）は、Cu含有量が4.0質量%超であるため、所望の耐SSC性及び耐SCC性を得られなかった。
- [0101] 鋼管No. 28（鋼No. AB）は、Cr含有量が14.5質量%未満であり、孔食が発生し、所望の耐SSC性及び耐SCC性を得られなかった。
- [0102] 鋼管No. 29（鋼No. AC）は、Cu含有量が0.3質量%未満であり、所望の耐SSC性及び耐SCC性を得られなかった。
- [0103] 鋼管No. 30（鋼No. AD）は、V含有量が0.02質量%未満であり、降伏強さYSが862MPa未満であった。
- [0104] 鋼管No. 31（鋼No. AE）は、W含有量が0.1質量%未満であり、降伏強さYSが862MPa未満であり、孔食が発生し、所望の耐SSC性及び耐SCC性を得られなかった。
- [0105] 鋼管No. 32（鋼No. AF）は、B含有量が0.0100質量%超であるため、vE-40が

100J未満であった。

- [0106] 鋼管No.33 (鋼No. AG) は、B含有量が0.0005質量%未満であるため、熱間加工性が不足し造管過程において傷が発生し、所望の耐SSC性が得られなかった。
- [0107] 鋼管No.36は、加熱温度が1200℃を超えており、フェライト粒の最大結晶粒径が500 μ m超であり、vE-40が100J未満であった。
- [0108] 鋼管No.37は、Si含有量が0.5質量%超であり、熱間加工性が不足し造管過程において傷が発生し、所望の耐SSC性が得られなかった。
- [0109] 鋼管No.38は、Mn含有量が1.0質量%超であり、vE-40が100J未満であった。
- [0110] 鋼管No.39は、Mn含有量が0.15質量%未満であり、降伏強さYSが862MPa未満であった。
- [0111] 鋼管No.40は、Cr含有量が14.5質量%未満であり、所望の耐炭酸ガス腐食性、耐孔食性、耐SSC性及び耐SCC性を得られなかった。
- [0112] 鋼管No.41は、Ni含有量が3.0質量%未満であり、降伏強さYSが862MPa未満であるとともに、所望の耐炭酸ガス腐食性、耐孔食性、耐SSC性及び耐SCC性を得られなかった。
- [0113] 鋼管No.42は、Mo含有量が2.7質量%未満であり、所望の耐SSC性及び耐SCC性を得られなかった。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.05%以下、

Si : 0.5%以下、

Mn : 0.15~1.0%、

P : 0.030%以下、

S : 0.005%以下、

Cr : 14.5~17.5%、

Ni : 3.0~6.0%、

Mo : 2.7~5.0%、

Cu : 0.3~4.0%、

W : 0.1~2.5%、

V : 0.02~0.20%、

Al : 0.10%以下、

N : 0.15%以下、

B : 0.0005~0.0100%、

を含有し、C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、Nが下記(1)式を満足し、さらにCu、Mo、W、Cr、Niが下記(2)式を満足し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有し、

体積率で、主相としてマルテンサイト相：45%超、第二相としてフェライト相：10~45%、残留オーステナイト相：30%以下を含有する組織を有し、後方散乱電子回折(EBSD)により結晶方位差 15° 以内の粒を同一粒とみなした時に、 100mm^2 の連続した領域を検査した際のフェライト粒の最大結晶粒径が $500\mu\text{m}$ 以下である、降伏強さが 862MPa 以上である油井用高強度ステンレス継目無鋼管。

記

$$-5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91\text{Si} + 0.21\text{Mn} - 0.9\text{Cr} + \text{Ni} - 1.1\text{Mo} + 0.2\text{Cu} + 11\text{N}) \geq 13.0 \dots (1)$$

式(1)中、C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、N：各元素の含有量(質量%)

$$\text{Cu} + \text{Mo} + \text{W} + \text{Cr} + 2\text{Ni} \leq 34.5 \dots (2)$$

式(2)中、Cu、Mo、W、Cr、Ni：各元素の含有量(質量%)

[請求項2]

前記組成に加えてさらに、質量%で、Nb : 0.02~0.50%、Ti : 0.02~0.16%、Zr : 0.02~0.50%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ステンレス継目無鋼管。

- [請求項3] 前記組成に加えてさらに、質量%で、REM : 0.001~0.05%、Ca : 0.001~0.005%、Sn : 0.05~0.20%、Mg : 0.0002~0.01%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または2に記載の油井用高強度ステンレス継目無鋼管。
- [請求項4] 前記組成に加えてさらに、質量%で、Ta : 0.01~0.1%、Co : 0.01~1.0%、Sb : 0.01~1.0%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1~3のいずれかに記載の油井用高強度ステンレス継目無鋼管。
- [請求項5] 請求項1~4のいずれか1項に記載の油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法であり、
鋼管素材を、1200℃以下の加熱温度で加熱し、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、前記継目無鋼管に焼入れ処理および焼戻処理を順次施す油井用高強度ステンレス継目無鋼管の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2018/001868

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
Int.Cl. C22C38/54 (2006.01) i, C22C38/60 (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) Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D8/10, C21D9/08		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched		
Published examined utility model applications of Japan	1922-1996	
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2018	
Registered utility model specifications of Japan	1996-2018	
Published registered utility model applications of Japan	1994-2018	
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	WO 2014/097628 A1 (JFE STEEL CORP.) 26 June 2014, claims, paragraph [0062], tables 1-1 to 2-2 & EP 2918697 A1, claims, paragraph [0063], table 1-1 to 2-2 & US 2015/0315684 A1 & CN 104884658 A & JP 2015-110822 A	1-5
A	WO 2016/132403 A1 (JFE STEEL CORP.) 25 August 2016, claims, paragraphs [0062]-[0066], [0071], tables 1-3 & EP 3260564 A1, claims, paragraphs [0057]-[0061], [0066], table 1-3 & CN 107250405 A & JP 6037031 B1	1-5
P, A	WO 2017/138050 A1 (JFE STEEL CORP.) 17 August 2017, claims, paragraphs [0063]-[0069], [0081]-[0082], table 1-3 & JP 6156609 B1	1-5
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed		"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family
Date of the actual completion of the international search 16 April 2018 (16.04.2018)		Date of mailing of the international search report 24 April 2018 (24.04.2018)
Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan		Authorized officer Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/54(2006.01)i, C22C38/60(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. C22C38/00-38/60, 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	1971-2018年
日本国実用新案登録公報	1996-2018年
日本国登録実用新案公報	1994-2018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	WO 2014/097628 A1（JFEスチール株式会社）2014.06.26, 請求の範囲, [0062], 表1-1-表2-2 & EP 2918697 A1, Claims, [0063], Table1-1 - Table2-2 & US 2015/0315684 A1 & CN 104884658 A & JP 2015-110822 A	1-5
A	WO 2016/132403 A1（JFEスチール株式会社）2016.08.25, 請求の範囲, [0062] - [0066], [0071], 表1-表3 & EP 3260564 A1, Claims, [0057]-[0061], [0066], Table1-Table3 & CN 107250405 A & JP 6037031 B1	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 16.04.2018	国際調査報告の発送日 24.04.2018
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 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
P, A	WO 2017/138050 A1 (JFEスチール株式会社) 2017.08.17, 請求の範囲, [0063] - [0069], [0081] - [0082], 表1 - 表3 & JP 6156609 B1	1 - 5