

(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
2020年10月8日(08.10.2020)



(10) 国際公開番号

WO 2020/202957 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C22C 38/44 (2006.01) C21D 9/08 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2020/008403
- (22) 国際出願日: 2020年2月28日(28.02.2020)
- (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 2019-065259 2019年3月29日(29.03.2019) 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).
- (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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, 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).

(54) Title: STAINLESS SEAMLESS STEEL PIPE

(54) 発明の名称: ステンレス継目無鋼管

(57) Abstract: Provided is a stainless seamless steel pipe having high strength and excellent low-temperature toughness and corrosion resistance. A stainless seamless steel pipe which has a composition containing, in terms of % by mass, 0.06% or less of C, 1.0% or less of Si, 0.01 to 1.0% inclusive of Mn, 0.05% or less of P, 0.005% or less of S, 14.0 to 17.0% inclusive of Cr, more than 3.80% and 6.0% or less of Mo, more than 1.03% and 3.5% or less of Cu, 3.5 to 6.0% inclusive of Ni, 0.10% or less of Al, 0.10% or less of N and 0.010% or less of O, and also containing C, Si, Mn, Cr, Ni, Mo, Cu and N in amounts that satisfy a specified relational expression, with the remainder made up by Fe and unavoidable impurities, has a structure containing, in terms of volume ratios, 40% or more of a martensite phase, 60% or less of a ferrite phase and 30% or less of a retained austenite phase, and also has yield strength of 862 MPa or more.

(57) 要約: 高強度で、かつ、優れた低温靱性及び耐食性を有するステンレス継目無鋼管の提供。質量%で、C: 0.06%以下、Si: 1.0%以下、Mn: 0.01%以上1.0%以下、P: 0.05%以下、S: 0.005%以下、Cr: 14.0%以上17.0%以下、Mo: 3.80%を超え6.0%以下、Cu: 1.03%を超え3.5%以下、Ni: 3.5%以上6.0%以下、Al: 0.10%以下、N: 0.10%以下、O: 0.010%以下、を含有し、かつC、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、Nが所定の関係式を満足し、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、40%以上のマルテンサイト相と、60%以下のフェライト相と、30%以下の残留オーステナイト相とを含む組織を有し、降伏強さ862MPa以上を有するステンレス継目無鋼管。

WO 2020/202957 A1

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：ステンレス継目無鋼管

技術分野

[0001] 本発明は、油井およびガス井（以下、単に油井と称する）での利用に好適な、マルテンサイト系ステンレス継目無鋼管に関する。本発明は、とくに炭酸ガス（CO₂）、塩素イオン（Cl⁻）を含み高温の厳しい腐食環境下や、硫化水素（H₂S）を含む環境下等における耐食性の向上、さらには低温靱性の向上に関する。

背景技術

[0002] 近年、近い将来に予想されるエネルギー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、高深度の油田や炭酸ガスを含む環境下、およびサワー環境と呼ばれる硫化水素を含む環境下など、厳しい腐食環境の油井の開発が盛んに行われている。このような環境下で使用される油井用鋼管には、高強度かつ優れた耐食性を有することが要求される。

[0003] 従来から、CO₂およびCl⁻等を含む環境下にある油田およびガス田では、採掘に使用する油井用鋼管として13Crマルテンサイト系ステンレス鋼管が一般的に使用されてきた。しかし、最近では、更なる高温（200℃までの高温）の油井の開発が進められ、13Crマルテンサイト系ステンレス鋼では耐食性が不足する場合があった。このような環境下でも使用できる、優れた耐食性を有する油井用鋼管が要望されている。

[0004] このような要望に対し、例えば、特許文献1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：13.5～15.4%、Ni：3.5～6.0%、Mo：1.5～5.0%、Cu：3.5%以下、W：2.5%以下、N：0.15%以下を含有し、C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、W、Cu、Nが特定の関係を満足する組成を有する、油井用高強度ステンレス鋼継目無管が記載されている。これにより、降伏強さ：110ksi（758MPa）以上の強度と、CO₂、Cl⁻、H₂Sを含む高温の厳しい腐食環境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継目無管が製造できるとしている。

[0005] また、特許文献2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%以下を含有し、C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、N、Wが特定の関係を満足する組成を有する、耐食性に優れた油井用高強度ステンレス継目無鋼管が記載されている。これにより、降伏強さ：110ksi（758MPa）以上の強度と、CO₂、Cl⁻、H₂Sを含む高温の厳しい腐食環境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継目無鋼管が製造できるとしている。

[0006] また、特許文献3には、質量%で、C：0.05%以下、Si：0.50%以下、Mn：0.20~1.80%、P：0.030%以下、S：0.005%以下、Cr：14.0~18.0%、Ni：5.0~8.0%、Mo：1.5~3.5%、Cu：0.5~3.5%、Al：0.10%以下、Nb：0.20%超0.50%以下、V：0.20%以下、N：0.15%以下、O：0.010%以下を含み、Cr、Ni、Mo、Cu、C、Si、Mn、Nが特定の関係を満足する組成を有する、油井用ステンレス継目無鋼管が記載されている。これにより、降伏強さ：110ksi（758MPa）以上の強度と、CO₂、Cl⁻、H₂Sを含む高温の厳しい腐食環境においても十分な耐食性を示す油井用ステンレス継目無鋼管が製造できるとしている。

[0007] また、特許文献4には、質量%で、C：0.05%以下、Si：1.0%以下、Mn：0.1~0.5%、P：0.05%以下、S：0.005%未満、Cr：15.0%超え19.0%以下、Mo：2.0%超え3.0%以下、Cu：0.3~3.5%、Ni：3.0%以上5.0%未満、W：0.1~3.0%、Nb：0.07~0.5%、V：0.01~0.5%、Al：0.001~0.1%、N：0.010~0.100%、O：0.01%以下を含有し、Nb、Ta、C、N、Cuが特定の関係を満足する組成を有し、さらに体積率で45%以上の焼戻マルテンサイト相と、20~40%のフェライト相と、10%超え25%以下の残留オーステナイト相と、からなる組織を有する、油井用高強度ステンレス継目無鋼管が記載されている。これにより、降伏強さYS：862MPa以上の強度と、CO₂、Cl⁻、H₂Sを含む高温の厳しい腐食環境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継目無鋼管が製造できるとしている。

[0008] また、特許文献5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：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%以下を含有し、C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、N、Wが特定の関係を満足する組成を有し、さらに体積率で、主相としてマルテンサイト相を45%超、第二相としてフェライト相を10~45%、残留オーステナイト相を30%以下含有する組織を有する、油井用高強度ステンレス継目無鋼管が記載されている。これにより、降伏強さYS：862MPa以上の強度と、CO₂、Cl⁻、H₂Sを含む高温の厳しい腐食環境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継目無鋼管が製造できるとしている。

[0009] 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：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、Wが特定の関係を満足する組成を有し、さらに体積率で、主相としてマルテンサイト相を45%超、第二相としてフェライト相を10~45%、残留オーステナイト相を30%以下含有する組織を有する、油井用高強度ステンレス継目無鋼管が記載されている。これにより、降伏強さYS：862MPa以上の強度と、CO₂、Cl⁻、H₂Sを含む高温の厳しい腐食環境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継目無鋼管が製造できるとしている。

先行技術文献

特許文献

- [0010] 特許文献1：特開2014-25145号公報
特許文献2：特開2015-110822号公報
特許文献3：国際公開第2014/112353号
特許文献4：国際公開第2017/138050号
特許文献5：国際公開第2018/020886号

特許文献6：特許第6399259号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0011] ところで、寒冷地で使用する場合には優れた低温靱性が求められる。油井管材料の分野では -10°C におけるシャルピー衝撃試験による吸収エネルギー E_{-10} で低温靱性を評価することが一般的であり、求められる吸収エネルギーは 300J 以上である。この点、前述の特許文献1～6で開示されている鋼はフェライト相を含む。フェライト相の破壊形態は、高温では延性的であるが、ある温度を境に急に脆化する特徴がある。この温度は一般的に延性-脆性遷移温度(以下、遷移温度ともいう)と呼ばれている。この遷移温度に近い試験温度でシャルピー衝撃試験を行った場合、シャルピー衝撃試験における吸収エネルギーがばらつきやすく、限られた本数の試験では、吸収エネルギーのみを低温靱性の評価指標とすると、低温靱性が優れていると見誤る可能性がある。また、単一の試験温度での評価では、より低温環境での靱性面の安全性が不安である。そのため、低温靱性として、前述した吸収エネルギーに加えて、遷移温度も評価される場合があり、性能として、 -40°C 以下の遷移温度とすることが求められる。

[0012] 前述の特許文献1～6に記載された技術によれば、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°C 、 H_2S ： 0.1 気圧、 CO_2 ： 0.9 気圧の雰囲気)に酢酸+酢酸Na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%を負荷応力として負荷して実施するSSC試験に合格する鋼管が製造できるとされている。しかしながら、これらの技術では、降伏強さ YS が 862MPa 以上の高強度と、さらに苛酷な環境下における耐硫化物応力割れ性(耐SSC性)に加えて、優れた低温靱性の実現について、十分であるとは言えなかった。この理由について、発明者らは以下のように考えている。

[0013] ステンレス鋼の硫化物応力割れは、不働態皮膜の欠陥部における孔食が腐食速度を大きくし、大量の水素発生を引き起こすことで生じる。優れた耐SSC

性を得るためには、Cr、Mo、Wといった耐孔食性を向上させる元素の添加が効果的である。しかしながら、Cr、Mo、Wはいずれもフェライト相を安定化させる元素であるため、多量に添加すると、鋼管素材から鋼管を製造する際の加熱時にフェライト相が粒成長し易くなり、最終製品の低温靱性が著しく低下する。さらに、MoやWを多量に添加すると、焼戻し時に金属間化合物として析出し、低温靱性を低下させる。特許文献5には同様の目的のために、析出物中のCr、Mo、Wの各元素質量の合計量を質量%で0.75%以下とする技術が公開されているが、この特許文献5に開示の技術によってもなお、優れた低温靱性との両立は困難であった。

[0014] このように、従来の技術は、高強度を有し、優れた低温靱性を有すると共に、優れた耐硫化物応力割れ性（耐SSC性）、更には優れた耐炭酸ガス腐食性及び優れた耐硫化物応力腐食割れ性（耐SCC性）を有するステンレス継目無鋼管の技術としてはまだ十分とは言えなかった。

[0015] 本発明は、このような従来技術の問題を解決し、降伏強さ：862MPa（125ksi）以上という高強度と、シャルピー衝撃試験における試験温度： -10°C での吸収エネルギー vE_{-10} が300J以上であるとともに、延性-脆性遷移温度が -40°C 以下という優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有するステンレス継目無鋼管を提供することを目的とする。

[0016] なお、ここでいう「優れた耐食性」とは、「優れた耐炭酸ガス腐食性」、「優れた耐硫化物応力腐食割れ性（耐SCC性）」および「優れた耐硫化物応力割れ性（耐SSC性）」に優れる場合をいうものとする。

[0017] 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°C 、30気圧の CO_2 ガス雰囲気）中に、試験片を浸漬し、浸漬時間を336時間として実施した場合の腐食速度が 0.127mm/y 以下の場合をいうものとする。

[0018] また、ここでいう「優れた耐硫化物応力腐食割れ性（耐SCC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°C 、30気圧の CO_2 ガス、0.1気圧の H_2S 雰囲気）に、酢酸+酢酸ナトリウムを加えてpH

: 3.3に調整した水溶液中に、試験片を浸漬し、浸漬時間を720時間とし、降伏応力の100%を負荷応力として負荷し、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。

[0019] また、ここでいう「優れた耐硫化物応力割れ性（耐SSC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+酢酸ナトリウムを加えてpH：3.0に調整した水溶液中に、試験片を浸漬し、浸漬時間を720時間とし、降伏応力の90%を負荷応力として負荷し、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、ここでいう降伏強さは、熱処理済み試験材から、管軸方向が引張方向となるように、API(American Petroleum Institute)弧状引張試験片を採取し、APIの規定に準拠して測定される降伏強さのことをいう。

[0021] また、ここでいう「優れた低温靱性」とは、熱処理済み試験材から、JIS Z 2242の規定に準拠して、試験片長手方向が管軸方向となるように、Vノッチ試験片（10mm厚）を採取してシャルピー衝撃試験を実施し、試験温度を50℃～-120℃とした際の-10℃における吸収エネルギー vE_{-10} が300 J以上であるとともに、延性-脆性遷移温度が-40℃以下である場合をいうものとする。

課題を解決するための手段

[0022] 本発明者らは、上記した目的を達成するために、Cr含有量を14.0質量%以上のCr含有組成のステンレス継目無鋼管における、耐食性および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、Mo含有量を3.80質量%超えかつCu含有量を1.03質量%超えで含有させることで所望の耐SSC性が得られた。また、Wを含有させない、もしくはWを含有させるにしてもW含有量を0.84%以下に抑制することで、所望の低温靱性が得られた。この理由について、発明者らは以下のように考えている。

[0023] Moは、耐孔食性を向上させる元素であるため、含有量を増やすことで耐SSC性を向上させることができる。また、Cuは保護皮膜を強固にして鋼中への水素侵入量を抑制することで、耐SSC性を向上させることができる。一方、WはM

oやCuに比べて焼戻し時に金属間化合物を析出しやすいと考えられる。その結果、Mo含有量3.80質量%を超えかつCu含有量を1.03質量%を超えて含有させるとともに、Wを含有させない、もしくはWを含有させるにしてもW含有量を0.84%以下に抑制することで、所望の耐SSC性と低温靱性を兼備することができたものと考えられる。

[0024] 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 : 0.06%以下、	Si : 1.0%以下、
Mn : 0.01%以上1.0%以下、	P : 0.05%以下、
S : 0.005%以下、	Cr : 14.0%以上17.0%以下、
Mo : 3.80%を超え6.0%以下、	Cu : 1.03%を超え3.5%以下、
Ni : 3.5%以上6.0%以下、	Al : 0.10%以下、
N : 0.10%以下、	O : 0.010%以下、

を含有し、かつC、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、Nが以下の式(1)を満足し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

体積率で40%以上のマルテンサイト相と、60%以下のフェライト相と、30%以下の残留オーステナイト相と、を含む組織を有し、降伏強さ862MPa以上を有するステンレス継目無鋼管。

記

$$13.0 \leq -5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91Si + 0.21Mn - 0.9Cr + Ni - 1.1Mo + 0.2Cu + 11N) \leq 50.0 \dots (1)$$

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

[2] 前記成分組成に加えてさらに、質量%で、W : 0.84%以下を含有する [1] に記載のステンレス継目無鋼管。

[3] 前記成分組成に加えてさらに、質量%で、Nb : 0.5%以下、V : 0.5%以下、B : 0.01%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 [1]

または [2] に記載のステンレス継目無鋼管。

[4] 前記成分組成に加えてさらに、質量%で、Ti : 0.3%以下、Zr : 0.3%以下、Co : 1.5%以下、Ta : 0.3%以下のうちから選ばれた1種又は2種以上を含有する [1] ~ [3] のいずれかに記載のステンレス継目無鋼管。

[5] 前記成分組成に加えてさらに、質量%で、Ca : 0.01%以下、REM : 0.3%以下、Mg : 0.01%以下、Sn : 0.2%以下、Sb : 1.0%以下のうちから選ばれた1種又は2種以上を含有する [1] ~ [4] のいずれかに記載のステンレス継目無鋼管。

発明の効果

[0025] 本発明によれば、降伏強さ : 862MPa (125ksi) 以上という高強度と、-10°Cでのシャルピー衝撃試験による吸収エネルギー vE_{-10} が300J以上であり、かつ延性-脆性遷移温度が-40°C以下であるという優れた低温靱性とを有するとともに、200°Cという高温で、かつCO₂、Cl⁻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、さらには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有し、耐食性に優れた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

[0026] 本発明のステンレス継目無鋼管は、質量%で、C : 0.06%以下、Si : 1.0%以下、Mn : 0.01%以上1.0%以下、P : 0.05%以下、S : 0.005%以下、Cr : 14.0%以上17.0%以下、Mo : 3.80%超え6.0%以下、Cu : 1.03%超え3.5%以下、Ni : 3.5%以上6.0%以下、Al : 0.10%以下、N : 0.10%以下、O : 0.010%以下、を含有し、かつC、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、Nが以下の式(1)を満足し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、体積率で40%以上のマルテンサイト相と、60%以下のフェライト相と、30%以下の残留オーステナイト相と、を含む組織を有する、降伏強さ862MPa以上を有するステンレス継目無鋼管である。

記

$$13.0 \leq -5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91Si + 0.21Mn - 0.9Cr + Ni - 1.1Mo + 0$$

$$.2\text{Cu}+11\text{N}) \leq 50.0 \cdots (1)$$

ここで、C、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、N：各元素の含有量（質量％）であり、含有しない場合はゼロとする。

[0027] まず、本発明の継目無鋼管の成分組成の限定理由について説明する。以下、とくに断らない限り、質量％は単に％で記す。

[0028] C：0.06％以下

Cは、製鋼過程で不可避に含有される元素である。0.06％を超えてCを含有すると、耐食性が低下する。このため、C含有量は0.06％以下とする。好ましいC含有量は0.05％以下であり、さらに好ましくは0.04％以下である。脱炭コストを考慮すると、C含有量の好ましい下限は0.002％であり、さらに好ましくは0.003％以上である。

[0029] Si：1.0％以下

Siは、脱酸剤として作用する元素である。しかしながら、1.0％を超えてSiを含有すると、熱間加工性、耐食性が低下する。このため、Si含有量は1.0％以下とする。好ましいSi含有量は0.7％以下であり、さらに好ましくは0.5％以下である。脱酸効果が得られれば良いので特に下限は設けないが、十分な脱酸効果を得る目的から、好ましいSi含有量は0.03％以上であり、さらに好ましくは0.05％以上である。

[0030] Mn：0.01％以上1.0％以下

Mnは、脱酸材・脱硫材として作用し、熱間加工性を向上させる元素である。また、鋼の強度を増加させる元素である。これらの効果を得るためには、Mn含有量は0.01％以上とする。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0.01％以上1.0％以下とする。好ましいMn含有量は0.03％以上であり、さらに好ましくは0.05％以上である。また、好ましいMn含有量は0.8％以下であり、さらに好ましくは0.6％以下である。

[0031] P：0.05％以下

Pは、耐炭酸ガス腐食性、耐硫化物応力割れ性等の耐食性を低下させる元素であり、本発明ではできるだけ低減することが好ましいが、0.05％以下であ

れば許容できる。このため、P含有量は0.05%以下とする。好ましいP含有量は0.04%以下であり、さらに好ましくは0.03%以下である。

[0032] S : 0.005%以下

Sは、熱間加工性を著しく低下させ、熱間造管工程の安定操業を阻害する元素である。また、Sは、鋼中では硫化物系介在物として存在し、耐食性を低下させる。そのため、できるだけ低減することが好ましいが、0.005%以下であれば許容できる。このため、S含有量は0.005%以下とする。好ましいS含有量は0.004%以下であり、さらに好ましくは0.003%以下である。

[0033] Cr : 14.0%以上17.0%以下

Crは、鋼管表面の保護皮膜を形成して耐食性向上に寄与する元素であり、Cr含有量が14.0%未満では、所望の耐食性を確保することができない。このため、14.0%以上のCrの含有を必要とする。一方、17.0%を超えるCrの含有は、フェライト分率が高くなりすぎて、所望の強度を確保できなくなる。このため、Cr含有量は14.0%以上17.0%以下とする。好ましいCr含有量は14.2%以上であり、さらに好ましくは14.5%以上である。また、好ましいCr含有量は16.3%以下であり、さらに好ましくは16.0%以下である。

[0034] Mo : 3.80%超え6.0%以下

Moは、鋼管表面の保護皮膜を安定化させて、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、本発明で重要な元素である。所望の耐食性を得るためには、3.80%超えのMoを含有する必要がある。一方、6.0%超えのMoの添加は、低温靱性の低下を招く。このため、Mo含有量は3.80%超え6.0%以下とする。好ましいMo含有量は3.85%以上であり、さらに好ましくは3.90%以上である。また、好ましいMo含有量は5.8%以下であり、さらに好ましくは5.5%以下である。

[0035] Cu : 1.03%超え3.5%以下

Cuは、残留オーステナイトを増加させ、かつ析出物を形成して降伏強さの向上に寄与するため、低温靱性を低下させることなく高強度を得ることが可能である。また、鋼管表面の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効果も有する。所望の強度および耐食性を得るためには、1.03%超えのCuを含有する必要がある。一方、含有量が多すぎれば鋼の熱間加工性が低下するため、Cu含有量は3.5%以下とする。このため、Cu含有量は1.03%超え3.5%以下とする。好ましいCu含有量は1.2%以上であり、さらに好ましくは1.5%以上である。また、好ましいCu含有量は3.2%以下であり、さらに好ましくは3.0%以下である。

[0036] Ni : 3.5%以上6.0%以下

Niは、鋼管表面の保護皮膜を強固にして耐食性向上に寄与する元素である。また、Niは、固溶強化により鋼の強度を増加させるとともに、鋼の靱性を向上させる。このような効果は3.5%以上のNiの含有で顕著になる。一方、6.0%超えの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3.5%以上6.0%以下とする。好ましいNi含有量は4.0%以上であり、さらに好ましくは4.5%以上である。また、好ましいNi含有量は5.8%以下であり、さらに好ましくは5.5%以下である。

[0037] Al : 0.10%以下

Alは、脱酸剤として作用する元素である。しかしながら、0.10%を超えてAlを含有すると、低温靱性が低下する。このため、Al含有量は0.10%以下とする。好ましいAl含有量は0.07%以下であり、さらに好ましくは0.05%以下である。脱酸効果が得られれば良いので特に下限は設けないが、十分な脱酸効果を得る目的から、好ましいAl含有量は0.005%以上であり、さらに好ましくは0.01%以上である。

[0038] N : 0.10%以下

Nは製鋼過程で不可避に含有される元素であるが、鋼の強度を高める元素でもある。しかしながら、0.10%を超えてNを含有すると、窒化物を形成して靱性を低下させる。このため、N含有量は0.10%以下とする。好ましくは、N含有量は0.08%以下であり、さらに好ましくは、N含有量は0.07%以下である。N含有量の下限値は特に設けないが、極度のN含有量の低減は製鋼コストの増

大を招く。そのため、好ましいN含有量は0.002%以上であり、さらに好ましくは0.003%以上である。

[0039] 0 : 0.010%以下

0 (酸素) は、鋼中では酸化物として存在するため、各種特性に悪影響を及ぼす。このため、本発明では、できるだけ低減することが望ましい。とくに、0が0.010%を超えると、熱間加工性、耐食性、靱性が低下する。このため、0含有量は0.010%以下とする。

[0040] 本発明では、上記成分組成を満足すると共に、さらにC、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、Nが次の(1)式を満足するように含有する。

$$13.0 \leq -5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91Si + 0.21Mn - 0.9Cr + Ni - 1.1Mo + 0.2Cu + 11N) \leq 50.0 \dots (1)$$

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

(1) 式の「 $-5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91Si + 0.21Mn - 0.9Cr + Ni - 1.1Mo + 0.2Cu + 11N)$ 」(以下、単に(1)式の中央の多項式、中央値とも記す)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。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)式の中央の多項式の値は、当該元素の含有量を零%として扱うものとする。

[0041] 上記の(1)式の中央の多項式の値が、13.0未満であると、フェライト相が少なくなり、熱間加工時に疵や割れを生じやすくなる。一方、上記の(1)式の中央の多項式の値が、50.0超えであると、フェライト相が体積率で60%を超え、所望の強度を確保できなくなる。

このため、本発明で規定する(1)式は、下限となる左辺値を13.0とし、上限となる右辺値を50.0とする。

[0042] 本発明では、上記した成分組成以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物か

らなる。

[0043] また、本発明では、上記した基本の成分組成に加えてさらに、下記の選択元素 (W、Nb、V、B、Ti、Zr、Co、Ta、Ca、REM、Mg、Sn、Sb) を1種または2種以上含有してもよい。

[0044] 具体的には、本発明では、上記した組成に加えて、W : 0.84%以下を含有することができる。

また、本発明では、上記した組成に加えて、Nb : 0.5%以下、V : 0.5%以下およびB : 0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することができる。

また、本発明では、上記した組成に加えて、Ti : 0.3%以下、Zr : 0.3%以下、Co : 1.5%以下およびTa : 0.3%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することができる。

更には、本発明では、上記した組成に加えて、Ca : 0.01%以下、REM : 0.3%以下、Mg : 0.01%以下、Sn : 0.2%以下およびSb : 1.0%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することができる。

[0045] W : 0.84%以下

Wは、鋼の強度向上に寄与するとともに、鋼管表面の保護皮膜を安定化させて、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ことができる元素である。Wは、Moと複合して含有することにより、とくに耐硫化物応力割れ性を顕著に向上させる。一方、Wが多すぎれば金属間化合物が析出して低温靱性を低下させる。このため、Wを含有する場合、W含有量は0.84%以下とする。好ましいW含有量は0.001%以上であり、さらに好ましくは0.005%以上である。また、W含有量は、好ましくは0.7%以下であり、さらに好ましくは0.6%以下である。

[0046] Nb : 0.5%以下

Nbは、強度を増加させる元素であり、必要に応じて含有することができる。一方、0.5%を超えるNbの含有は、靱性および耐硫化物応力割れ性の低下を招く。このため、Nbを含有する場合、Nb含有量は0.5%以下とする。好ましい

Nb含有量は、0.4%以下であり、さらに好ましくは0.3%以下である。また、好ましくは、Nb含有量は0.02%以上であり、さらに好ましくは0.05%以上である。

[0047] V : 0.5%以下

Vは、強度を増加させる元素であり、必要に応じて含有することができる。一方、0.5%を超えるVの含有は、靱性および耐硫化物応力割れ性の低下を招く。このため、Vを含有する場合、V含有量は0.5%以下とする。好ましいV含有量は0.4%以下であり、さらに好ましくは0.3%以下である。また、好ましくは、V含有量は0.02%以上であり、さらに好ましくは0.05%以上である。

[0048] B : 0.01%以下

Bは、強度を増加させる元素であり、必要に応じて含有することができる。また、Bは熱間加工性の改善にも寄与し、造管過程において亀裂や割れの発生が抑制する効果も有する。一方、0.01%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はなく、低温靱性が低下する。このため、Bを含有する場合、B含有量は0.01%以下とする。好ましいB含有量は0.008%以下であり、より好ましくは0.007%以下である。また、好ましくは、B含有量は0.0005%以上であり、さらに好ましくは0.001%以上である。

[0049] Ti : 0.3%以下

Tiは、強度を増加させる元素であり、必要に応じて含有することができる。Tiは、上記した効果に加えて、耐硫化物応力割れ性を改善する効果も有する。このような効果を得るためには、Tiを0.0005%以上含有することが好ましい。一方、Tiを0.3%を超えて含有すると、靱性が低下する。このため、Tiを含有する場合には、Ti : 0.3%以下に限定する。

[0050] Zr : 0.3%以下

Zrは、強度を増加させる元素であり、必要に応じて含有することができる。Zrは、上記した効果に加えて、耐硫化物応力割れ性を改善する効果も有する。このような効果を得るためには、Zrを0.0005%以上含有することが好ましい。一方、Zrを0.3%を超えて含有すると、靱性が低下する。このため、Zr

を含有する場合には、Zrを0.3%以下に限定する。

[0051] Co : 1.5%以下

Coは、強度を増加させる元素であり、必要に応じて含有することができる。Coは、上記した効果に加えて、耐硫化物応力割れ性を改善する効果も有する。このような効果を得るためには、Coを0.0005%以上含有することが好ましい。一方、Coを1.5%を超えて含有すると、靱性が低下する。このため、Coを含有する場合には、Coを1.5%以下に限定する。

[0052] Ta : 0.3%以下

Taは、強度を増加させる元素であり、必要に応じて含有することができる。Taは、上記した効果に加えて、耐硫化物応力割れ性を改善する効果も有する。このような効果を得るためには、Taを0.0005%以上含有することが好ましい。一方、Taを0.3%を超えて含有すると、靱性が低下する。このため、Taを含有する場合には、Taを0.3%以下に限定する。

[0053] Ca : 0.01%以下

Caは、硫化物の形態制御を介して耐硫化物応力腐食割れ性の改善に寄与する元素であり、必要に応じて含有できる。このような効果を得るためには、Caを0.0005%以上含有することが好ましい。一方、Caを0.01%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、Caを含有する場合には、Caを0.01%以下に限定する。

[0054] REM : 0.3%以下

REMは、硫化物の形態制御を介して耐硫化物応力腐食割れ性の改善に寄与する元素であり、必要に応じて含有できる。このような効果を得るためには、REMを0.0005%以上含有することが好ましい。一方、REMを0.3%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、REMを含有する場合には、REMを0.3%以下に限定する。

なお、本発明でいうREMとは、原子番号21番のスカンジウム (Sc) と原子番号39番のイットリウム (Y) 及び、原子番号57番のランタン (La) から71番のルテチウム (Lu) までのランタノイドである。本発明におけるREM濃度とは、上

述のREMから選択された1種または2種以上の元素の総含有量である。

[0055] Mg : 0.01%以下

Mgは、耐食性を向上させる元素であり、必要に応じて含有できる。このような効果を得るためには、Mgを0.0005%以上含有することが好ましい。一方、Mgを0.01%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、Mgを含有する場合には、Mgを0.01%以下に限定する。

[0056] Sn : 0.2%以下

Snは、耐食性を向上させる元素であり、必要に応じて含有できる。このような効果を得るためには、Snを0.001%以上含有することが好ましい。一方、Snを0.2%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、Snを含有する場合には、Snを0.2%以下に限定する。

[0057] Sb : 1.0%以下

Sbは、耐食性を向上させる元素であり、必要に応じて含有できる。このような効果を得るためには、Sbを0.001%以上含有することが好ましい。一方、Sbを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、Sbを含有する場合には、Sbを1.0%以下に限定する。

[0058] 次に、本発明の継目無鋼管の組織限定理由について説明する。

[0059] 本発明の継目無鋼管は、上記した成分組成を有し、体積率で、40%以上のマルテンサイト相と、60%以下のフェライト相と、30%以下の残留オーステナイト相とを含む組織を有する。

[0060] 本発明の継目無鋼管では、所望の強度を確保するために、マルテンサイト相を体積率で40%以上とする。本発明では、体積率で60%以下のフェライトを含む。フェライト相を含有すると、硫化物応力腐食割れおよび硫化物応力割れの進展を抑制でき、優れた耐食性が得られる。一方、体積率で60%を超えて多量のフェライト相が析出すると、所望の強度を確保できなくなる場合がある。好ましくは、フェライト相は体積率で5%以上である。また、好ましくは、フェライト相は体積率で50%以下である。

[0061] さらに、本発明の継目無鋼管では、マルテンサイト相とフェライト相に加えて、体積率で30%以下のオーステナイト相（残留オーステナイト相）を含む。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。一方、体積率で30%を超える多量のオーステナイト相の析出は、所望の強度を確保できなくなる。このため、残留オーステナイト相は体積率で30%以下とする。好ましくは、残留オーステナイト相は体積率で5%以上である。また、好ましくは、残留オーステナイト相は体積率で25%以下である。

[0062] ここで、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（体積率（%））を算出する。

[0063] 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、研削および研磨し、X線回折法を用いて残留オーステナイト（ γ ）相の組織分率（体積率（%））を測定する。残留オーステナイト相の組織分率は、 γ の（220）面、 α （フェライト）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。

[0064] また、上記測定方法により求めたフェライト相および残留 γ 相以外の残部を、マルテンサイト相の分率とする。本発明でいうマルテンサイト相には、マルテンサイト相、フェライト相及び残留オーステナイト相の他に含まれる体積率で5%以下の析出物相が含まれていてもよい。

[0065] 以下に、本発明のステンレス継目無鋼管の好適な製造方法について説明する。

[0066] 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、通常の方法でピレット等の鋼管素材とすることが好ましい。ついで、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。熱間加工後には、冷却処理を施してよい。冷却工程は、とくに限定する必要はない。本発明の組成範囲であれば熱間加工後、空冷程度の冷却速度で室温まで冷却する。

[0067] 本発明では、さらに焼入れ処理と焼戻処理とからなる熱処理を施す。

[0068] 焼入れ処理は、加熱温度：850～1150℃の範囲の温度に再加熱したのち、空冷以上の冷却速度で冷却する処理とする。この時の冷却停止温度は表面温度が50℃以下である。加熱温度が850℃未満では、マルテンサイトからオーステナイトへの逆変態が起こらず、また冷却時にオーステナイトからマルテンサイトへの変態が起こらず、所望の強度を確保できない。一方、加熱温度が1150℃を超えて高温となると、結晶粒が粗大化する。このため、焼入れ処理の加熱温度は850～1150℃の範囲の温度とする。好ましくは、焼入れ処理の加熱温度は900℃以上である。好ましくは、焼入れ処理の加熱温度は1100℃以下である。

また、冷却停止温度は50℃超えであると、オーステナイトからマルテンサイトへの変態が十分に起こらず、残留オーステナイト分率が過剰となる。そのため、本発明では、焼入れ処理における冷却での冷却停止温度は50℃以下とする。

また、ここで、「空冷以上の冷却速度」とは、0.01℃/s以上である。

また、焼入れ処理において、均熱時間は、肉厚方向における温度を均一化し、材質の変動を防止するために、5～30分とすることが好ましい。

[0069] 焼戻処理は、焼入れ処理を施された継目無鋼管に、焼戻温度：500～650℃に加熱する処理とする。また、この加熱の後、放冷することができる。焼戻温度が500℃未満では、低温すぎて所望の焼戻効果が期待できなくなる。一方、焼戻温度が650℃を超える高温では、金属間化合物が析出し、優れた低温靱

性が得られなくなる。このため、焼戻温度は500～650℃の範囲の温度とする。好ましくは、焼戻温度は520℃以上である。好ましくは、焼戻温度は630℃以下である。

[0070] また、焼戻処理において、保持時間は、肉厚方向における温度を均一化し、材質の変動を防止するために、5～90分とすることが好ましい。

[0071] 上記した熱処理（焼入れ処理および焼戻処理）を施すことにより、継目無鋼管の組織は、所定の体積率で特定されるマルテンサイト相とフェライト相と残留オーステナイト相とを含む組織となる。これにより、所望の強度および靱性と、優れた耐食性とを有するステンレス継目無鋼管とすることができる。

[0072] 以上、本発明により得られるステンレス継目無鋼管の降伏強さが862MPa以上となる高強度鋼管であり、優れた低温靱性と、優れた耐食性とを有する。好ましくは、降伏強さは1034MPa以下である。本発明のステンレス継目無鋼管は、油井用ステンレス継目無鋼管（油井用高強度ステンレス継目無鋼管）とすることができる。

実施例

[0073] 以下、実施例に基づき、さらに本発明について説明する。

[0074] 表1-1、表1-2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1250℃とした。

[0075] 得られた継目無鋼管から、試験片素材を切り出し、加熱温度960℃に再加熱し、均熱保持時間を20分とし、30℃の冷却停止温度まで、冷却（水冷）する焼入れ処理を施した。そして、さらに加熱温度575℃に加熱し、均熱保持時間を20分とし、空冷する焼戻処理を施した。焼入れ処理時の水冷での冷却速度は11℃/sであり、焼戻処理時の空冷（放冷）での冷却速度は、0.04℃/sであった。

表1-1、表1-2中、式（1）に適合する場合を○、式（1）に適合しな

い場合を×として示す。

[0076] [表1-1]

鋼 No.	成分組成 (質量%)													備考	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Ni	Al	N	O	その他		
A	0.0114	0.21	0.278	0.014	0.0008	14.61	4.21	2.09	4.53	0.021	0.020	0.0032	-	○	発明鋼
B	0.0120	0.20	0.306	0.015	0.0010	14.66	4.23	1.36	5.40	0.019	0.019	0.0030	-	○	発明鋼
C	0.0177	0.22	0.281	0.016	0.0010	15.34	4.09	3.43	5.41	0.019	0.019	0.0030	-	○	発明鋼
D	0.0550	0.22	0.305	0.014	0.0010	14.80	4.39	3.41	5.00	0.019	0.026	0.0032	-	○	発明鋼
E	0.0082	0.95	0.327	0.015	0.0009	16.24	4.56	2.58	4.52	0.019	0.034	0.0030	-	○	発明鋼
F	0.0133	0.22	0.950	0.014	0.0011	14.49	4.22	2.53	4.86	0.019	0.035	0.0032	-	○	発明鋼
G	0.0175	0.20	0.015	0.014	0.0012	14.97	4.43	1.79	4.54	0.019	0.017	0.0030	-	○	発明鋼
H	0.0099	0.20	0.281	0.045	0.0010	15.11	4.46	1.89	5.35	0.021	0.026	0.0032	-	○	発明鋼
I	0.0117	0.20	0.294	0.015	0.0045	15.08	4.50	2.59	4.57	0.020	0.023	0.0032	-	○	発明鋼
J	0.0146	0.22	0.287	0.016	0.0009	16.25	4.08	3.35	4.75	0.022	0.016	0.0028	-	○	発明鋼
K	0.0165	0.21	0.278	0.016	0.0009	14.10	4.19	2.83	5.05	0.020	0.025	0.0027	-	○	発明鋼
L	0.0111	0.20	0.324	0.014	0.0011	16.07	5.90	3.06	5.13	0.021	0.027	0.0028	-	○	発明鋼
M	0.0084	0.22	0.273	0.016	0.0008	15.69	3.90	2.31	5.04	0.021	0.035	0.0032	-	○	発明鋼
N	0.0160	0.19	0.275	0.014	0.0010	14.65	4.54	3.40	4.60	0.020	0.028	0.0029	-	○	発明鋼
O	0.0091	0.19	0.302	0.015	0.0010	15.52	4.90	1.10	4.93	0.021	0.019	0.0032	-	○	発明鋼
P	0.0175	0.22	0.301	0.014	0.0012	16.07	4.35	2.33	5.90	0.021	0.019	0.0029	-	○	発明鋼
Q	0.0157	0.19	0.280	0.015	0.0010	14.59	4.41	2.14	4.08	0.018	0.029	0.0032	-	○	発明鋼
R	0.0182	0.21	0.326	0.014	0.0009	14.71	4.31	1.74	4.63	0.095	0.022	0.0030	-	○	発明鋼
S	0.0112	0.32	0.293	0.016	0.0009	14.94	4.13	2.56	5.36	0.021	0.095	0.0030	-	○	発明鋼
T	0.0192	0.20	0.278	0.016	0.0008	15.57	4.28	3.41	5.14	0.021	0.024	0.0035	-	○	発明鋼
U	0.0053	0.90	0.050	0.015	0.0010	16.24	4.50	1.08	4.05	0.020	0.010	0.0031	-	○	発明鋼
V	0.0322	0.05	0.910	0.014	0.0010	14.38	3.99	3.41	5.00	0.020	0.049	0.0027	-	○	発明鋼
W	0.0113	0.22	0.273	0.016	0.0008	15.69	4.01	2.31	5.04	0.021	0.035	0.0032	W:0.05	○	発明鋼
X	0.0120	0.30	0.400	0.015	0.0010	14.66	4.23	1.36	5.40	0.019	0.023	0.0027	W:0.80	○	発明鋼
Y	0.0160	0.21	0.278	0.016	0.0010	15.13	4.19	2.83	4.89	0.020	0.025	0.0027	Nb:0.102	○	発明鋼
Z	0.0118	0.21	0.307	0.014	0.0010	16.10	4.00	2.00	5.37	0.022	0.018	0.0032	V:0.06	○	発明鋼
AA	0.0160	0.19	0.275	0.014	0.0010	14.65	4.54	3.40	4.60	0.020	0.028	0.0029	B:0.004	○	発明鋼
AB	0.0182	0.22	0.366	0.014	0.0011	15.66	4.33	2.95	4.78	0.019	0.039	0.0030	Nb:0.421 V:0.36 B:0.005	○	発明鋼
AC	0.0065	0.29	0.230	0.015	0.0010	16.28	4.09	2.11	4.03	0.021	0.008	0.0033	Ti:0.07, Zr:0.06	○	発明鋼
AD	0.0202	0.22	0.281	0.016	0.0010	15.34	3.99	3.50	5.41	0.019	0.019	0.0030	Co:0.33, Ta:0.05	○	発明鋼
AE	0.0102	0.36	0.318	0.012	0.0010	15.39	4.40	2.02	5.26	0.020	0.022	0.0029	Ti:0.20, Zr:0.23, Co:0.78, Ta:0.07	○	発明鋼
AF	0.0152	0.37	0.456	0.016	0.0010	16.20	4.33	2.97	5.31	0.018	0.038	0.0029	Ca:0.0067, Mg:0.0045, Sn:0.13	○	発明鋼
AG	0.0138	0.28	0.240	0.018	0.0011	14.84	4.07	1.97	5.44	0.018	0.026	0.0029	REM:0.081	○	発明鋼
AH	0.0190	0.40	0.333	0.014	0.0010	16.11	4.53	2.29	5.32	0.020	0.033	0.0030	Sb:0.76	○	発明鋼
AI	0.0103	0.32	0.290	0.015	0.0010	16.28	3.88	2.11	4.03	0.021	0.008	0.0033	W:0.13, V:0.32	○	発明鋼
AJ	0.0202	0.22	0.281	0.016	0.0010	15.34	4.35	3.32	4.44	0.019	0.019	0.0022	Nb:0.068, Ti:0.07	○	発明鋼
BG	0.0168	0.21	0.275	0.016	0.0011	14.89	4.54	1.36	5.14	0.021	0.035	0.0027	W:0.48, Ti:0.18, Ta:0.22	○	発明鋼
BH	0.0173	0.20	0.302	0.014	0.0008	15.19	4.90	3.43	4.05	0.020	0.023	0.0030	W:0.14, REM:0.192	○	発明鋼
BI	0.0213	0.22	0.301	0.015	0.0010	15.55	4.35	3.41	5.00	0.020	0.025	0.0032	W:0.55, Nb:0.313, B:0.007	○	発明鋼
BJ	0.0224	0.22	0.280	0.014	0.0010	14.39	4.41	2.58	5.04	0.021	0.018	0.0030	W:0.12, V:0.04, REM:0.212	○	発明鋼
BK	0.0188	0.95	0.326	0.014	0.0012	14.52	4.31	2.95	5.40	0.019	0.028	0.0032	W:0.71, Co:0.90, Mg:0.0071	○	発明鋼
BL	0.0159	0.22	0.293	0.045	0.0010	14.91	4.23	2.95	4.53	0.019	0.039	0.0030	W:0.63, Nb:0.097, Zr:0.12, Ca:0.0073	○	発明鋼
BM	0.0127	0.20	0.278	0.015	0.0009	15.66	4.19	2.11	5.40	0.020	0.008	0.0032	B:0.003, REM:0.087	○	発明鋼
BN	0.0156	0.20	0.278	0.016	0.0009	15.37	4.00	3.50	5.41	0.018	0.038	0.0032	V:0.12, Ti:0.18, Mg:0.0055	○	発明鋼
BO	0.0199	0.20	0.307	0.016	0.0010	15.02	4.54	2.02	5.00	0.018	0.026	0.0028	Cr:1.11, Ca:0.0085	○	発明鋼

(*) 上記成分以外の残部は、Feおよび不可避の不純物である。

(*) 式(1): $13.0 \leq -5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91Si + 0.21Mn - 0.9Cr + Ni - 1.1Mo + 0.2Cu + 11N) \leq 50.0$

(*) 式(2): $13.0 \leq -5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91Si + 0.21Mn - 0.9Cr + Ni - 1.1Mo + 0.2Cu + 11N) \leq 50.0$

(*) 式(3): $13.0 \leq -5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91Si + 0.21Mn - 0.9Cr + Ni - 1.1Mo + 0.2Cu + 11N) \leq 50.0$

[0077]

[表1-2]

鋼 No.	成分組成 (質量%)																備考	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Ni	Al	N	O	その他	式(1) (*3) 値 (*4)	適合	備考		
AK	0.0650	0.21	0.315	0.016	0.0010	15.75	4.14	2.76	5.46	0.022	0.018	0.0029	-	18.1	○	比較鋼		
AL	0.0137	1.05	0.303	0.015	0.0011	14.80	4.05	1.55	5.40	0.018	0.024	0.0029	-	26.6	○	比較鋼		
AM	0.0165	0.21	1.050	0.014	0.0011	16.22	4.46	3.23	4.61	0.020	0.016	0.0032	-	34.1	○	比較鋼		
AN	0.0081	0.20	0.004	0.016	0.0012	15.61	4.36	3.30	4.89	0.019	0.035	0.0031	-	29.9	○	比較鋼		
AO	0.0194	0.19	0.305	0.055	0.0010	15.89	4.30	2.70	5.05	0.020	0.028	0.0032	-	28.9	○	比較鋼		
AP	0.0157	0.21	0.299	0.014	0.0055	16.23	4.14	3.04	4.96	0.021	0.035	0.0029	-	30.1	○	比較鋼		
AQ	0.0153	0.20	0.308	0.014	0.0010	17.10	4.24	2.65	5.11	0.021	0.025	0.0032	-	35.6	○	比較鋼		
AR	0.0108	0.19	0.283	0.016	0.0011	13.90	4.34	3.31	5.49	0.022	0.033	0.0030	-	16.3	○	比較鋼		
AS	0.0168	0.20	0.294	0.015	0.0011	15.15	6.10	2.69	4.78	0.020	0.018	0.0029	-	39.4	○	比較鋼		
AT	0.0138	0.21	0.277	0.016	0.0009	15.75	3.70	2.56	4.76	0.019	0.034	0.0029	-	26.8	○	比較鋼		
AU	0.0190	0.20	0.276	0.016	0.0009	14.83	4.15	0.98	4.79	0.019	0.030	0.0029	-	25.9	○	比較鋼		
AV	0.0184	0.19	0.276	0.014	0.0009	15.92	4.14	2.70	6.10	0.022	0.015	0.0032	-	22.9	○	比較鋼		
AW	0.0162	0.22	0.319	0.015	0.0010	16.18	4.15	3.26	3.44	0.018	0.033	0.0032	-	38.6	○	比較鋼		
AX	0.0080	0.20	0.277	0.015	0.0009	16.20	4.32	1.59	5.01	0.105	0.018	0.0030	-	34.7	○	比較鋼		
AY	0.0104	0.20	0.278	0.016	0.0012	15.29	4.32	1.39	4.86	0.021	0.105	0.0027	-	25.0	○	比較鋼		
AZ	0.0109	0.21	0.307	0.014	0.0010	16.10	4.19	1.55	5.48	0.022	0.018	0.0105	-	30.2	○	比較鋼		
BA	0.0065	0.88	0.100	0.015	0.0010	16.28	5.50	1.23	4.03	0.021	0.008	0.0033	-	53.8	×	比較鋼		
BB	0.0535	0.06	0.900	0.014	0.0010	14.38	3.85	3.41	4.87	0.020	0.051	0.0022	-	9.8	×	比較鋼		
BC	0.0120	0.31	0.350	0.015	0.0010	14.66	4.23	1.36	5.40	0.019	0.023	0.0027	W: 1.00	23.5	○	比較鋼		
BD	0.0165	0.20	0.083	0.015	0.0009	16.11	4.23	1.25	5.51	0.033	0.017	0.0030	Nb:0.563	30.1	○	比較鋼		
BE	0.0189	0.18	0.195	0.016	0.0010	15.77	4.00	1.33	3.78	0.041	0.009	0.0030	V:0.58	36.8	○	比較鋼		
BF	0.0201	0.23	0.126	0.014	0.0010	16.28	3.90	3.34	4.48	0.028	0.025	0.0030	B:0.0153	31.5	○	比較鋼		

(*1) 上記成分以外の残部は、Feおよび不可避免的の不純物である。

(*2) 下線は発明範囲外である。

(*3) 式(1): $13.0 \leq -5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91Si + 0.21Mn - 0.9Cr + Ni - 1.1Mo + 0.2Cu + 11N) \leq 50.0$

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

[0078] 得られた熱処理済み試験材（縦目無鋼管）から、試験片を採取し、組織観

察、引張試験、衝撃試験および耐食性試験を実施した。試験方法はつぎの通りとした。

[0079] (1) 組織観察

得られた熱処理済み試験材から、管軸方向断面が観察面となるように組織観察用試験片を採取した。得られた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、フェライト相の面積率を測定し、この面積率を組織分率（体積％）とした。

[0080] また、得られた熱処理済み試験材から、X線回折用試験片を採取し、管軸方向に直交する断面（C断面）が測定面となるように、研削および研磨し、X線回折法を用いて残留オーステナイト（ γ ）相の組織分率を測定した。残留オーステナイト相の組織分率は、 γ の（220）面、 α （フェライト）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、フェライト相および、残留 γ 相以外の残部である。

[0081] (2) 引張試験

得られた熱処理済み試験材から、管軸方向が引張方向となるように、API (American Petroleum Institute) 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。降伏強さYSが862MPa以上のものを高強度であるとして合格とし、862MPa未満のものは不合格とした。

[0082] (3) 衝撃試験

得られた熱処理済み試験材から、JIS Z 2242の規定に準拠して、試験片長手方向が管軸方向となるように、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た。試験温度は、50℃～-120℃とし、-10℃における吸収エネルギー vE_{-10} および延性-脆性遷移温度を求め、低温靱性を評価した。なお、試験片は各3本とし、得られた値の算術平均を当該鋼管の吸収エネルギー（J）とした。

-10℃での吸収エネルギー vE_{-10} が300 J以上であり、且つ延性-脆性遷移温度が-40℃以下であるものを合格とし、これらのいずれかを満足しないものを不合格とした。

[0083] (4) 耐食性試験

得られた熱処理済み試験材から、厚さ3mm×幅30mm×長さ40mmの腐食試験片を機械加工によって作製し、腐食試験を実施し耐炭酸ガス腐食性を評価した。

[0084] 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℃、30気圧のCO₂ガス雰囲気）中に、上記腐食試験片を浸漬し、浸漬期間を14日間（336時間）として実施した。試験後の試験片について、重量を測定し、腐食試験前後の重量減から計算した腐食速度を求めた。腐食速度が0.127mm/y以下のものを合格とし、0.127mm/y超えのものを不合格とした。

[0085] さらに、得られた試験片素材から、NACE TM0177 Method Aに準拠して、丸棒状の試験片（直径：6.4mm）を機械加工によって作製し、耐硫化物応力割れ試験（耐SSC(Sulfide Stress Cracking)試験）を実施した。

[0086] 耐SSC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：25℃、H₂S：0.1気圧、CO₂：0.9気圧の雰囲気）に酢酸+酢酸Naを加えてpH：3.0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%を負荷応力として負荷して、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。割れ無のものを合格（○）とし、割れ有のものを不合格（×）とした。

[0087] また、得ら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、EFC(European Federation ofCorrosion)17

に準拠して、耐硫化物応力腐食割れ試験（耐SCC(Sulfide StressCorrosion Cracking)試験）を実施した。

[0088] 耐SCC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+酢酸Na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%を負荷応力として負荷して、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。割れ無のものを合格（○）とし、割れ有のものを不合格（×）とした。

[0089] 得られた結果を表2-1、表2-2に示す。

[0090]

[表2-1]

鋼 No.	鋼管 No.	組織(体積%)			降伏強さ YS(MPa)	vE ₋₁₀ (J)	遷移温度 (°C)	腐食 速度 (mm/y)	SSC	SCC	備考
		M (*1)	F (*1)	A (*1)							
A	1	63	24	13	953	323	-50	0.011	○	○	本発明例
B	2	70	20	10	960	311	-45	0.012	○	○	本発明例
C	3	70	19	11	959	322	-50	0.010	○	○	本発明例
D	4	63	14	23	902	329	-55	0.065	○	○	本発明例
E	5	42	40	18	888	333	-55	0.055	○	○	本発明例
F	6	66	19	15	977	307	-45	0.019	○	○	本発明例
G	7	63	28	9	870	339	-60	0.015	○	○	本発明例
H	8	60	30	10	940	316	-45	0.055	○	○	本発明例
I	9	63	28	9	948	320	-50	0.058	○	○	本発明例
J	10	45	40	15	888	319	-50	0.006	○	○	本発明例
K	11	73	16	11	971	308	-45	0.036	○	○	本発明例
L	12	45	40	15	887	309	-45	0.008	○	○	本発明例
M	13	64	24	12	959	311	-45	0.046	○	○	本発明例
N	14	62	23	15	921	317	-50	0.010	○	○	本発明例
O	15	60	32	8	879	331	-55	0.021	○	○	本発明例
P	16	51	24	25	876	350	-65	0.019	○	○	本発明例
Q	17	52	37	11	869	353	-65	0.071	○	○	本発明例
R	18	64	24	12	953	305	-42	0.017	○	○	本発明例
S	19	58	15	27	873	310	-45	0.015	○	○	本発明例
T	20	67	23	10	953	308	-45	0.060	○	○	本発明例
U	21	49	49	2	866	309	-45	0.017	○	○	本発明例
V	22	69	2	29	876	339	-60	0.025	○	○	本発明例
W	23	63	22	15	893	311	-45	0.022	○	○	本発明例
X	24	69	20	11	931	307	-45	0.009	○	○	本発明例
Y	25	64	24	12	945	320	-50	0.011	○	○	本発明例
Z	26	54	33	13	887	309	-45	0.010	○	○	本発明例
AA	27	60	30	10	966	310	-45	0.013	○	○	本発明例
AB	28	57	31	12	937	318	-50	0.020	○	○	本発明例
AC	29	64	24	12	953	305	-42	0.017	○	○	本発明例
AD	30	72	15	13	969	307	-42	0.016	○	○	本発明例
AE	31	57	27	16	943	315	-45	0.019	○	○	本発明例
AF	32	56	28	16	934	320	-50	0.018	○	○	本発明例
AG	33	71	18	11	953	309	-45	0.022	○	○	本発明例
AH	34	50	32	18	910	322	-50	0.025	○	○	本発明例
AI	35	45	40	15	930	322	-50	0.011	○	○	本発明例
AJ	36	64	24	12	957	309	-45	0.010	○	○	本発明例
BG	59	51	34	15	943	320	-50	0.011	○	○	本発明例
BH	60	64	28	8	969	311	-45	0.010	○	○	本発明例
BI	61	54	36	10	944	309	-42	0.013	○	○	本発明例
BJ	62	47	31	22	909	333	-55	0.025	○	○	本発明例
BK	63	50	30	20	934	328	-45	0.011	○	○	本発明例
BL	64	62	27	11	955	315	-45	0.016	○	○	本発明例
BM	65	61	26	13	971	331	-60	0.019	○	○	本発明例
BN	66	48	33	19	888	329	-60	0.006	○	○	本発明例
BO	67	59	32	9	943	302	-42	0.036	○	○	本発明例

(*1) M: 焼戻マルテンサイト相、F: フェライト相、A: 残留オーステナイト相

[0091]

[表2-2]

鋼 No.	鋼管 No.	組織(体積%)			降伏強さ YS(MPa)	vE ₋₁₀ (J)	遷移温度 (°C)	腐食 速度 (mm/y)	SSC	SCC	備考
		M (*1)	F (*1)	A (*1)							
AK	37	57	14	29	866	334	-55	<u>0.135</u>	x	x	比較例
AL	38	55	24	21	869	306	-45	<u>0.138</u>	x	x	比較例
AM	39	46	34	20	1002	<u>289</u>	<u>-35</u>	0.019	○	○	比較例
AN	40	67	27	6	<u>848</u>	345	-60	0.016	○	○	比較例
AO	41	63	26	11	956	309	-45	<u>0.137</u>	x	x	比較例
AP	42	62	28	10	945	322	-50	<u>0.140</u>	x	x	比較例
AQ	43	<u>38</u>	40	22	<u>848</u>	315	-45	0.010	○	○	比較例
AR	44	79	12	9	990	303	-42	<u>0.153</u>	x	x	比較例
AS	45	44	38	18	880	<u>253</u>	<u>-20</u>	0.014	○	○	比較例
AT	46	66	24	10	966	310	-45	<u>0.130</u>	x	x	比較例
AU	47	70	23	7	<u>860</u>	348	-60	<u>0.147</u>	x	x	比較例
AV	48	<u>38</u>	19	<u>43</u>	<u>840</u>	363	-70	0.020	○	○	比較例
AW	49	49	44	7	<u>847</u>	321	-50	0.089	○	○	比較例
AX	50	54	33	13	947	<u>286</u>	<u>-30</u>	0.016	○	○	比較例
AY	51	49	22	29	865	<u>271</u>	<u>-25</u>	0.015	○	○	比較例
AZ	52	58	31	11	944	<u>276</u>	<u>-30</u>	<u>0.131</u>	x	x	比較例
BA	53	<u>32</u>	<u>61</u>	7	<u>807</u>	315	-45	0.018	○	○	比較例
BB	54	62	5	<u>33</u>	<u>860</u>	350	-65	0.031	○	○	比較例
BC	55	67	20	13	918	<u>269</u>	<u>-25</u>	0.008	○	○	比較例
BD	56	58	32	10	989	<u>69</u>	<u>0</u>	0.022	x	○	比較例
BE	57	46	39	15	987	<u>78</u>	<u>0</u>	0.009	x	○	比較例
BF	58	53	34	13	932	<u>91</u>	<u>-10</u>	0.011	○	○	比較例

(*1) M: 焼戻マルテンサイト相、F: フェライト相、A: 残留オーステナイト相

(*2) 下線は発明範囲外である。

[0092] 本発明例はいずれも、降伏強さYS: 862MPa以上の高強度と、-10°Cにおける吸収エネルギー: 300J以上であるとともに、延性-脆性遷移温度が-40°C以下の高靱性と、CO₂、Cl⁻を含む200°C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有するステンレス継目無鋼管となっている。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.06%以下、

Si : 1.0%以下、

Mn : 0.01%以上1.0%以下、

P : 0.05%以下、

S : 0.005%以下、

Cr : 14.0%以上17.0%以下、

Mo : 3.80%超え6.0%以下、

Cu : 1.03%超え3.5%以下、

Ni : 3.5%以上6.0%以下、

Al : 0.10%以下、

N : 0.10%以下、

O : 0.010%以下、

を含有し、かつC、Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu、Nが以下の式(1)を満足し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、

体積率で、40%以上のマルテンサイト相と、60%以下のフェライト相と、30%以下の残留オーステナイト相と、を含む組織を有し、降伏強さ862MPa以上を有するステンレス継目無鋼管。

記

$$13.0 \leq -5.9 \times (7.82 + 27C - 0.91Si + 0.21Mn - 0.9Cr + Ni - 1.1Mo + 0.2Cu + 11N) \leq 50.0 \dots (1)$$

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

[請求項2]

前記成分組成に加えてさらに、質量%で、W : 0.84%以下を含有する請求項1に記載のステンレス継目無鋼管。

[請求項3]

前記成分組成に加えてさらに、質量%で、Nb : 0.5%以下、V : 0.5%以下、B : 0.01%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または2に記載のステンレス継目無鋼管。

[請求項4]

前記成分組成に加えてさらに、質量%で、Ti : 0.3%以下、Zr : 0.3%以下、Co : 1.5%以下、Ta : 0.3%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1～3のいずれかに記載のステンレス継目無鋼管。

[請求項5]

前記成分組成に加えてさらに、質量%で、Ca : 0.01%以下、REM : 0

.3%以下、Mg : 0.01%以下、Sn : 0.2%以下、Sb : 1.0%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1～4のいずれかに記載のステンレス継目無鋼管。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2020/008403

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int. Cl. C22C38/00 (2006.01) i, C22C38/44 (2006.01) i, C22C38/60 (2006.01) i, C21D9/08 (2006.01) n

FI: C22C38/00 302Z, C22C38/44, C22C38/60, C21D9/08 E

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, C21D9/05

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 1971-2020

Registered utility model specifications of Japan 1996-2020

Published registered utility model applications of Japan 1994-2020

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 2018/020886 A1 (JFE STEEL CORP.) 01 February 2018	1-5
A	WO 2014/097628 A1 (JFE STEEL CORP.) 26 June 2014	1-5
A	WO 2010/134498 A1 (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 25 November 2010	1-5
A	JP 2017-510715 A (VALLOUREC TUBOS DO BRASIL S. A.) 13 April 2017	1-5

Further documents are listed in the continuation of Box C.

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
19.05.2020

Date of mailing of the international search report
02.06.2020

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
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2020/008403

Patent Documents referred to in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
WO 2018/020886 A1	01.02.2018	US 2019/0292618 A1 EP 3456852 A1 CA 3026554 A1 CN 109563581 A MX 2019000964 A AR 109147 A1 RU 2698233 C1	
WO 2014/097628 A1	26.06.2014	JP 2015-110822 A US 2015/0315684 A1 EP 2918697 A1 CN 104884658 A	
WO 2010/134498 A1	25.11.2010	US 2012/0031530 A1 EP 2434030 A1 CA 2760297 A1 MX 2011012282 A CN 102428201 A	
JP 2017-510715 A	13.04.2017	ES 2566545 T3 US 2017/0029912 A1 WO 2015/127523 A1 CA 2940582 A1 CN 106661683 A MX 2016011134 A	

<p>A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/44(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i; C21D 9/08(2006.01)n FI: C22C38/00 302Z; C22C38/44; C22C38/60; C21D9/08 E</p>										
<p>B. 調査を行った分野</p>										
<p>調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C22C38/00-38/60; C21D9/08</p>										
<p>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</p> <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922 - 1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971 - 2020年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996 - 2020年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994 - 2020年</td> </tr> </table>			日本国実用新案公報	1922 - 1996年	日本国公開実用新案公報	1971 - 2020年	日本国実用新案登録公報	1996 - 2020年	日本国登録実用新案公報	1994 - 2020年
日本国実用新案公報	1922 - 1996年									
日本国公開実用新案公報	1971 - 2020年									
日本国実用新案登録公報	1996 - 2020年									
日本国登録実用新案公報	1994 - 2020年									
<p>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）</p>										
<p>C. 関連すると認められる文献</p>										
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 2018/020886 A1 (JFEスチール株式会社) 01.02.2018 (2018-02-01)	1-5								
A	WO 2014/097628 A1 (JFEスチール株式会社) 26.06.2014 (2014-06-26)	1-5								
A	WO 2010/134498 A1 (住友金属工業株式会社) 25.11.2010 (2010-11-25)	1-5								
A	JP 2017-510715 A (パローレック・トゥーボス・ド・ブラジル・エス・ア) 13.04.2017 (2017-04-13)	1-5								
<p><input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。</p>										
* 引用文献のカテゴリー	<p>“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抵触するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの</p> <p>“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの</p> <p>“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</p> <p>“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）</p> <p>“O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献</p> <p>“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</p>									
国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日									
19.05.2020	02.06.2020									
名称及びあて先	権限のある職員（特許庁審査官）									
日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	相澤 啓祐 4K 4037 電話番号 03-3581-1101 内線 3435									

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2020/008403

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2018/020886	A1	01.02.2018	US	2019/0292618	A1	
				EP	3456852	A1	
				CA	3026554	A1	
				CN	109563581	A	
				MX	2019000964	A	
				AR	109147	A1	
				RU	2698233	C1	

WO	2014/097628	A1	26.06.2014	JP	2015-110822	A	
				US	2015/0315684	A1	
				EP	2918697	A1	
				CN	104884658	A	

WO	2010/134498	A1	25.11.2010	US	2012/0031530	A1	
				EP	2434030	A1	
				CA	2760297	A1	
				MX	2011012282	A	
				CN	102428201	A	
				ES	2566545	T3	
				JP	2017-510715	A	13.04.2017
				WO	2015/127523	A1	
				CA	2940582	A1	
				CN	106661683	A	
				MX	2016011134	A	
