(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
2021年11月11日(11.11.2021)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2021/225103 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C21D 9/08* (2006.01)
C21D 8/10 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2021/016954

(22) 国際出願日： 2021年4月28日(28.04.2021)

(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 2020-081917 2020年5月7日(07.05.2020) JP
特願 2020-081833 2020年5月7日(07.05.2020) JP
特願 2020-082042 2020年5月7日(07.05.2020) JP

(71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (**NIPPON STEEL CORPORATION**) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 Tokyo (JP).

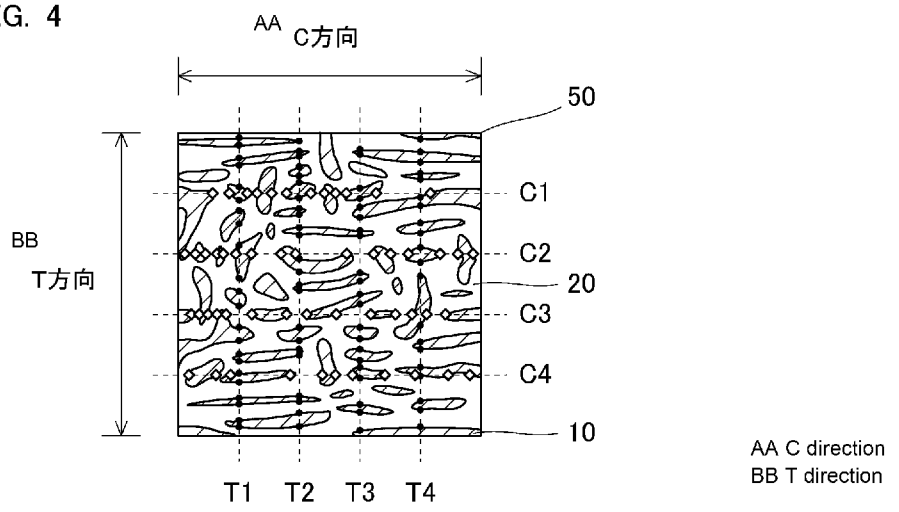
(72) 発明者: 野口 美紀子 (**NOGUCHI, Mikiko**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 中村 潤 (**NAKAMURA, Jun**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 相良 雅之 (**SAGARA, Masayuki**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 松尾 大輔 (**MATSUO, Daisuke**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 脇野 喜平 (**WAKINO, Yoshihei**); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目６番１号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: アセンド特許業務法人 (**ASCEND IP LAW FIRM**); 〒5300003 大阪府大阪市北区堂島一丁目５番１７号 Osaka (JP).

(54) **Title:** DUPLEX STAINLESS STEEL SEAMLESS PIPE

(54) 発明の名称： 二相ステンレス継目無鋼管

FIG. 4



(57) **Abstract:** Provided is a duplex stainless steel seamless pipe having high toughness and demonstrating excellent resistance to HISC. This duplex stainless steel seamless pipe has the chemical compositions disclosed in the specification and a microstructure comprising 30-55% of ferrite and austenite. In a square observation field area that comprises the central part of the wall thickness and has a T direction and a C direction, and each side is 250 μm, the four line segments that extend in the T-direction and divide the observation field area equally into five parts in the C direction are defined as line segments T1-T4. Four line segments extending in the C-direction and equally dividing the visual observation area into five regions in the T-direction are defined as line segments C1-C4. The number of intersections NT, that is, the number of intersections of line segments T1-T4 with ferrite interfaces, is 65 or greater. The number of intersections NC, that is, the number of intersections of line segments C1-C4 with ferrite interfaces, is 50 or greater.

WO 2021/225103 A1

［続葉有］

(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, IT, 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).

添付公開書類:

一　国際調査報告（条約第21条(3)）

(57) 要約：高強度と、優れた耐ＨＩＳＣ性とを有する、二相ステンレス継目無鋼管を提供する。本開示による二相ステンレス継目無鋼管は、明細書に記載の化学組成と、３０～５５％のフェライト及びオーステナイトからなるミクロ組織とを有する。肉厚中央部を含み、Ｔ方向及びＣ方向を含む、一辺２５０μｍの正方形の観察視野領域において、Ｔ方向に延びる線分であって、観察視野領域をＣ方向に５等分する４つの線分を線分Ｔ１～Ｔ４と定義する。Ｃ方向に延びる線分であって、観察視野領域をＴ方向に５等分する４つの線分を線分Ｃ１～Ｃ４と定義する。線分Ｔ１～Ｔ４とフェライト界面との交点の数である交点数ＮＴが６５個以上である。線分Ｃ１～Ｃ４とフェライト界面との交点の数である交点数ＮＣが５０個以上である。

明　細　書

発明の名称 ： 二相ステンレス継目無鋼管

技術分野

[0001] 本開示は二相ステンレス鋼材に関し、さらに詳しくは、二相ステンレス継目無鋼管に関する。

背景技術

[0002] 油井やガス井（以下、油井及びガス井を総称して、単に「油井」という）は、腐食性ガスを含有した腐食環境となっている場合がある。ここで、腐食性ガスとは、炭酸ガス（CO_2ガス）、及び／又は、硫化水素ガス（H_2Sガス）を意味する。油井で用いられる鋼材には、腐食環境における優れた耐食性が求められる。

[0003] これまでに、鋼材の耐食性を高める手法として、クロム（Ｃｒ）含有量を高め、Ｃｒ酸化物を主体とする不動態被膜を、鋼材の表面に形成する手法が知られている。さらに、フェライト相とオーステナイト相との二相組織を有する二相ステンレス継目無鋼管は、塩化物を含有する水溶液中で問題となる、孔食及び／又はすきま腐食に対する耐食性（以下、「耐孔食性」という）に優れる。そのため、優れた耐食性が求められる環境下では、二相ステンレス継目無鋼管が用いられる場合がある。

[0004] 近年さらに、海面下の深井戸についても、開発が活発になってきている。そのため、二相ステンレス継目無鋼管の高強度化が求められてきている。すなわち、高強度と優れた耐孔食性とを両立する二相ステンレス継目無鋼管が、求められてきている。

[0005] 特開平５－１３２７４１号公報（特許文献１）、特開平９－１９５００３号公報（特許文献２）、特開２０１４－０４３６１６号公報（特許文献３）、及び、特開２０１６－００３３７７号公報（特許文献４）は、高強度と優れた耐食性とを有する二相ステンレス鋼を提案する。

[0006] 特許文献１に開示されている二相ステンレス鋼は、重量％で、Ｃ：０．０

３％以下、Ｓｉ：１．０％以下、Ｍｎ：１．５％以下、Ｐ：０．０４０％以下、Ｓ：０．００８％以下、ｓｏｌ．Ａｌ：０．０４０％以下、Ｎｉ：５．０～９．０％、Ｃｒ：２３．０～２７．０％、Ｍｏ：２．０～４．０％、Ｗ：１．５超～５．０％、Ｎ：０．２４～０．３２％、残部がＦｅ及び不可避不純物からなる化学組成を有し、ＰＲＥＷ（＝Ｃｒ＋３．３（Ｍｏ＋０．５Ｗ）＋１６Ｎ）が４０以上である。この二相ステンレス鋼は、優れた耐食性と高強度とを発揮する、と特許文献１には記載されている。

[0007] 特許文献２に開示されている二相ステンレス鋼は、重量％で、Ｃ：０．１２％以下、Ｓｉ：１％以下、Ｍｎ：２％以下、Ｎｉ：３～１２％、Ｃｒ：２０～３５％、Ｍｏ：０．５～１０％、Ｗ：３超～８％、Ｃｏ：０．０１～２％、Ｃｕ：０．１～５％、Ｎ：０．０５～０．５％を含み、残部がＦｅ及び不可避不純物からなる。この二相ステンレス鋼は、強度を低下させることなく、さらに優れた耐食性を備える、と特許文献２には記載されている。

[0008] 特許文献３に開示されている二相ステンレス鋼は、質量％で、Ｃ：０．０３％以下、Ｓｉ：０．３％以下、Ｍｎ：３．０％以下、Ｐ：０．０４０％以下、Ｓ：０．００８％以下、Ｃｕ：０．２～２．０％、Ｎｉ：５．０～６．５％、Ｃｒ：２３．０～２７．０％、Ｍｏ：２．５～３．５％、Ｗ：１．５～４．０％、Ｎ：０．２４～０．４０％、及び、Ａｌ：０．０３％以下を含有し、残部はＦｅ及び不純物からなり、σ相感受性指数Ｘ（＝２．２Ｓｉ＋０．５Ｃｕ＋２．０Ｎｉ＋Ｃｒ＋４．２Ｍｏ＋０．２Ｗ）が５２．０以下であり、強度指数Ｙ（＝Ｃｒ＋１．５Ｍｏ＋１０Ｎ＋３．５Ｗ）が４０．５以上であり、耐孔食性指数ＰＲＥＷ（＝Ｃｒ＋３．３（Ｍｏ＋０．５Ｗ）＋１６Ｎ）が４０以上である化学組成を有する。鋼の組織は、圧延方向に平行な厚さ方向断面において、表層から１ｍｍ深さまでの厚さ方向に平行な直線を引いた時、該直線に交わるフェライト相とオーステナイト相との境界の数が１６０以上である。この二相ステンレス鋼は、耐食性を損なうことなく高強度化でき、高加工度の冷間加工を組み合わせることで優れた耐水素脆化特性を発揮する、と特許文献３には記載されている。

[0009] 特許文献４に開示されている二相ステンレス鋼は、質量％で、Ｃ：０．０３％以下、Ｓｉ：０．２～１％、Ｍｎ：０．５～２．０％、Ｐ：０．０４０％以下、Ｓ：０．０１０％以下、Ｓｏｌ．Ａｌ：０．０４０％以下、Ｎｉ：４～６％未満、Ｃｒ：２０～２５％未満、Ｍｏ：２．０～４．０％、Ｎ：０．１～０．３５％、Ｏ：０．００３％以下、Ｖ：０．０５～１．５％、Ｃａ：０．０００５～０．０２％、Ｂ：０．０００５～０．０２％、残部がＦｅと不純物である化学組成を有し、金属組織が、フェライト相とオーステナイト相の二相組織にて構成され、シグマ相の析出がなく、かつ、面積率で、金属組織に占めるフェライト相の割合が５０％以下であり、３００ｍｍ^{2}視野中に存在する粒径３０μｍ以上の酸化物個数が１５個以下である。この二相ステンレス鋼は、強度、耐孔食性及び低温靭性に優れる、と特許文献４には記載されている。

先行技術文献

特許文献

[0010] 特許文献1：特開平５－１３２７４１号公報

特許文献2：特開平９－１９５００３号公報

特許文献3：特開２０１４－０４３６１６号公報

特許文献4：特開２０１６－００３３７７号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0011] ところで、土壌中や海洋中での使用が想定された二相ステンレス継目無鋼管は、耐食性を高める目的で、カソード防食が実施される場合がある。カソード防食とは、鋼材の電位を下げることで、鋼材を腐食に対して不活性化することを意味する。継目無鋼管にカソード防食が実施された場合、継目無鋼管の周囲が電子過剰となり、継目無鋼管の近傍に存在するプロトン（H^+）が、水素原子（Ｈ）又は水素分子（H_2）になりやすい。その結果、生じた水素原子や水素分子が、継目無鋼管の内部へと侵入する場合がある。

[0012] また、ラインパイプや油井管として使用される二相ステンレス継目無鋼管には、敷設状況によって自重や外圧等の応力が負荷される。この場合、応力によって継目無鋼管中に新たな転位が生じる。その結果、応力が負荷された領域には、継目無鋼管中の転位密度が局所的に高まる。一方、転位は水素を吸蔵する可能性がある。上述のとおり、カソード防食が実施された継目無鋼管には、水素が内部に侵入しやすい。そのため、カソード防食が実施された二相ステンレス継目無鋼管では、応力によって生じた転位を起点に、水素誘起割れが発生する場合がある。このような水素誘起割れを、水素誘起応力割れ（ＨＩＳＣ：Ｈｙｄｒｏｇｅｎ　Ｉｎｄｕｃｅｄ　Ｓｔｒｅｓｓ　Ｃｒａｃｋｉｎｇ）という。このように、カソード防食の実施が想定された二相ステンレス継目無鋼管では、高い降伏強度に加えて、優れた耐ＨＩＳＣ性も求められる。しかしながら、上記特許文献１～４では、耐ＨＩＳＣ性について検討されていない。

[0013] 本開示の目的は、高強度と、優れた耐ＨＩＳＣ性とを有する、二相ステンレス継目無鋼管を提供することである。

課題を解決するための手段

[0014] 本開示による二相ステンレス継目無鋼管は、

質量％で、

Ｃ：０．０３０％以下、

Ｓｉ：０．２０～１．００％、

Ｍｎ：０．１０～７．００％、

Ｐ：０．０４０％以下、

Ｓ：０．０１００％以下、

Ａｌ：０．１００％以下、

Ｎｉ：４．００～９．００％、

Ｃｒ：２０．００～２８．００％、

Ｍｏ：０．５０～５．００％、

Ｃｕ：０．０１～４．００％、

Ｎ：０．０５０～０．５００％、

Ｖ：０．０１～１．５０％、

Ｗ：０～４．０００％、

Ｃｏ：０～２．００％、

Ｓｂ：０～０．１００％、

Ｓｎ：０～０．１００％、

Ｎｂ：０～０．１００％、

Ｔａ：０～０．１００％、

Ｔｉ：０～０．１００％、

Ｚｒ：０～０．１００％、

Ｈｆ：０～０．１００％、

Ｂ：０～０．０２００％、及び、

希土類元素：０～０．２００％を含有し、

Ｃａ：０．０００１～０．０２００％、及び、

Ｍｇ：０．０００１～０．０２００％からなる群から選択される１元素以上を含有し、

残部がＦｅ及び不純物からなり、

ミクロ組織が、体積率で３０～５５％のフェライト及びオーステナイトからなり、

降伏強度が、４１５ＭＰａ以上であり、

前記二相ステンレス継目無鋼管の管軸方向をＬ方向、前記二相ステンレス継目無鋼管の管径方向をＴ方向、前記Ｌ方向及び前記Ｔ方向と垂直な方向をＣ方向と定義したとき、

前記二相ステンレス継目無鋼管の肉厚中央部を含み、前記Ｔ方向に延びる辺の長さが２５０μｍであり、前記Ｃ方向に延びる辺の長さが２５０μｍである正方形の観察視野領域において、

前記Ｔ方向に延びる線分であって、前記観察視野領域の前記Ｃ方向に等間隔に配列され、前記観察視野領域を前記Ｃ方向に５等分する４つの線分をＴ

１～Ｔ４と定義し、

前記Ｃ方向に延びる線分であって、前記観察視野領域の前記Ｔ方向に等間隔に配列され、前記観察視野領域を前記Ｔ方向に５等分する４つの線分をＣ１～Ｃ４と定義し、

前記観察視野領域における前記フェライトと前記オーステナイトとの界面をフェライト界面と定義したとき、

前記線分Ｔ１～Ｔ４と前記フェライト界面との交点の数である交点数ＮＴが６５個以上であり、

前記線分Ｃ１～Ｃ４と前記フェライト界面との交点の数である交点数ＮＣが５０個以上である。

発明の効果

[0015] 本開示による二相ステンレス継目無鋼管は、高強度と優れた耐ＨＩＳＣ性とを有する。

図面の簡単な説明

[0016] [図1]図１は、本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管と同じ化学組成を有するものの、ミクロ組織が異なる二相ステンレス継目無鋼管の肉厚中央部であって、二相ステンレス継目無鋼管の管軸方向に垂直な断面でのミクロ組織の模式図である。

[図2]図２は、本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管の肉厚中央部であって、二相ステンレス継目無鋼管の管軸方向に垂直な断面でのミクロ組織の模式図である。

[図3]図３は、図１を用いて本実施形態におけるミクロ組織の分布状態の指標を説明する模式図である。

[図4]図４は、図２を用いて本実施形態におけるミクロ組織の分布状態の指標を説明する模式図である。

発明を実施するための形態

[0017] まず、本発明者らは、質量％で、Ｃ：０．０３０％以下、Ｓｉ：０．２０～１．００％、Ｍｎ：０．１０～７．００％、Ｐ：０．０４０％以下、Ｓ：

０．０１００％以下、Ａｌ：０．１００％以下、Ｎｉ：４．００～９．００％、Ｃｒ：２０．００～２８．００％、Ｍｏ：０．５０～５．００％、Ｃｕ：０．０１～４．００％、Ｎ：０．０５０～０．５００％、Ｖ：０．０１～１．５０％、Ｗ：０～４．０００％、Ｃｏ：０～２．００％、Ｓｂ：０～０．１００％、Ｓｎ：０～０．１００％、Ｎｂ：０～０．１００％、Ｔａ：０～０．１００％、Ｔｉ：０～０．１００％、Ｚｒ：０～０．１００％、Ｈｆ：０～０．１００％、Ｂ：０～０．０２００％、及び、希土類元素：０～０．２００％を含有し、Ｃａ：０．０００１～０．０２００％、及び、Ｍｇ：０．０００１～０．０２００％からなる群から選択される１元素以上を含有し、残部がＦｅ及び不純物からなる化学組成を有する二相ステンレス継目無鋼管であれば、４１５ＭＰａ以上の高い降伏強度と、優れた耐ＨＩＳＣ性とを両立できる可能性があると考えた。

[0018] 上述の化学組成を有する二相ステンレス継目無鋼管のミクロ組織は、フェライト及びオーステナイトからなる。本明細書において「フェライト及びオーステナイトからなる」とは、フェライト及びオーステナイト以外の相が、無視できるほど少ないことを意味する。ここで、フェライトとオーステナイトとでは、降伏強度はフェライトの方が高い。したがって、フェライトの体積率が高いほど、二相ステンレス継目無鋼管の降伏強度が高まる。

[0019] すなわち、高強度を有する二相ステンレス継目無鋼管を得るためには、フェライトの体積率を高めればよいのではないかと、本発明者らは考えた。そこで本発明者らは、フェライトの体積率を高めた二相ステンレス継目無鋼管を種々製造し、その耐ＨＩＳＣ性を評価した。その結果、フェライトの体積率を高めた場合、継目無鋼管の耐ＨＩＳＣ性が低下する場合があることを、本発明者らは知見した。

[0020] そこで本発明者らは、フェライトとＨＩＳＣとの関係を、さらに詳細に検討した。その結果、ＨＩＳＣはフェライトにおいて発生しやすいことが新たに明らかになった。この理由について、詳細は明らかになっていないが、本発明者らは次のように考えている。ミクロ組織において、フェライトはオー

ステナイトと比較して、水素濃度の許容量が少ない。すなわち、フェライトはオーステナイトと比較して、低い水素濃度でも、応力割れに対する感受性が高い。そのため、二相ステンレス継目無鋼管に応力が負荷された場合、フェライトにおいて、水素誘起応力割れが発生しやすくなると、本発明者らは推測している。

[0021] このことから、フェライトの体積率を高めれば、二相ステンレス継目無鋼管の降伏強度が高まる一方、二相ステンレス継目無鋼管の耐ＨＩＳＣ性が低下する。したがって、二相ステンレス継目無鋼管において、４１５ＭＰａ以上の降伏強度と、優れた耐ＨＩＳＣ性とを両立するには、フェライトの体積率を維持しつつ、フェライトにおいてＨＩＳＣを発生しにくくすることが求められる。

[0022] そこで本発明者らは、まず、４１５ＭＰａ以上の降伏強度を得るための、フェライトの体積率について調査及び検討した。その結果、フェライトの体積率を３０～５５％とすれば、４１５ＭＰａ以上の降伏強度が得られることを知見した。そこで本発明者らは、次に、フェライトの体積率を３０～５５％に維持しつつ、フェライトにおいてＨＩＳＣを発生しにくくする方法について検討した。具体的に本発明者らは、二相ステンレス継目無鋼管のミクロ組織における、フェライト及びオーステナイトの分布状態に着目し、耐ＨＩＳＣ性との関係について、調査及び検討を行った。その結果、上述の化学組成を有する二相ステンレス継目無鋼管では、フェライトの体積率が同程度であっても、フェライトとオーステナイトとの分布状態によって、耐ＨＩＳＣ性の程度が異なることが明らかになった。

[0023] 図１及び図２は、上述の化学組成を有する二相ステンレス継目無鋼管の肉厚中央部における、管軸方向に垂直な断面でのミクロ組織の様子の一例を示す模式図である。本明細書において、二相ステンレス継目無鋼管の管軸方向をＬ方向、管径方向をＴ方向、Ｌ方向及びＴ方向と垂直な方向をＣ方向と定義する。図１及び図２の観察視野領域５０中の左右方向がＣ方向に相当する。図１及び図２の観察視野領域５０中の上下方向がＴ方向に相当する。図１

及び図２の観察視野領域５０は、いずれもＣ方向長さが２５０μｍであり、Ｔ方向長さが２５０μｍである。

[0024] 図１及び図２において、ハッチングされた領域１０はフェライトである。白色の領域２０はオーステナイトである。図１の観察視野領域５０におけるフェライト１０の体積率及びオーステナイト２０の体積率は、図２の観察視野領域５０におけるフェライト１０の体積率及びオーステナイト２０の体積率とそれほど大きくは変わらない。しかしながら、図１の観察視野領域５０におけるフェライト１０及びオーステナイト２０の分布状態は、図２の観察視野領域５０におけるフェライト１０及びオーステナイト２０の分布状態と大きく異なる。

[0025] 具体的に、図１に示すミクロ組織では、フェライト１０及びオーステナイト２０がいずれもＣ方向に延びており、フェライト１０及びオーステナイト２０がＴ方向に積層している。一方、図２に示すミクロ組織では、フェライト１０及びオーステナイト２０が各々ランダムな方向に延びており、フェライト１０の数も多い。さらに、本発明者らの詳細な検討の結果、図１に示すミクロ組織を有する二相ステンレス継目無鋼管よりも、図２に示すミクロ組織を有する二相ステンレス継目無鋼管の方が、優れた耐ＨＩＳＣ性を示すことが明らかになった。

[0026] このように、継目無鋼管のミクロ組織において、フェライトとオーステナイトとの分布状態が異なれば、耐ＨＩＳＣ性も異なる可能性がある。そこで本発明者らは、継目無鋼管のミクロ組織におけるフェライトとオーステナイトとの分布状態の指標について、種々検討した。具体的に本発明者らは、フェライトとオーステナイトとの界面の個数に着目し、継目無鋼管のミクロ組織におけるフェライトとオーステナイトとの分布状態の指標にすることを検討した。この点について、図面を用いて詳細に説明する。

[0027] 図３及び図４は、図１及び図２を用いて、本実施形態におけるミクロ組織の分布状態の指標を説明する模式図である。図３及び図４を参照して、観察視野領域５０には、フェライト１０とオーステナイト２０とが含まれている

。ここで、フェライト１０とオーステナイト２０との界面を、「フェライト界面」と定義する。なお、フェライト１０とオーステナイト２０とは、顕微鏡観察において、コントラストが異なるため、当業者であれば容易に特定できる。

[0028] 図３及び図４中の線分Ｔ１～Ｔ４は、Ｔ方向に延び、観察視野領域５０のＣ方向に等間隔に配列され、観察視野領域５０をＣ方向に５等分する線分である。線分Ｔ１～Ｔ４と、観察視野領域５０内のフェライト界面との交点（図３及び図４中で「●」印）の数を、交点数ＮＴ（個）と定義する。図３及び図４中の線分Ｃ１～Ｃ４は、Ｃ方向に延び、観察視野領域５０のＴ方向に等間隔に配列され、観察視野領域５０をＴ方向に５等分する線分である。線分Ｃ１～Ｃ４と、観察視野領域５０内のフェライト界面との交点（図３及び図４中で「◇」印）の数を、交点数ＮＣ（個）と定義する。

[0029] 具体的に、図３を参照して、図１に示すミクロ組織では、２５０μｍ×２５０μｍの観察視野領域５０において、Ｔ方向の交点数ＮＴが８９個であり、Ｃ方向の交点数ＮＣが１４個であった。さらに、図４を参照して、図２に示すミクロ組織では、２５０μｍ×２５０μｍの観察視野領域５０において、Ｔ方向の交点数ＮＴが８６個であり、Ｃ方向の交点数ＮＣが５３個であった。このように、図３と図４とを比較すると、Ｔ方向の交点数ＮＴは同程度であった一方、Ｃ方向の交点数ＮＣが大きく異なることがわかる。このように、Ｔ方向の交点数ＮＴ（個）と、Ｃ方向の交点数ＮＣ（個）とによれば、継目無鋼管のミクロ組織における、フェライトとオーステナイトとの分布状態を判断できるのではないかと考えられる。

[0030] 続いて本発明者らは、上述の化学組成を有し、フェライトの体積率が３０～５５％の二相ステンレス継目無鋼管について、後述する方法で耐ＨＩＳＣ性を評価した。その結果、上述の化学組成を有し、フェライトの体積率が３０～５５％の二相ステンレス継目無鋼管では、２５０μｍ×２５０μｍの観察視野領域において、Ｔ方向の交点数ＮＴが６５個以上であって、かつ、Ｃ方向の交点数ＮＣが５０個以上であれば、継目無鋼管の耐ＨＩＳＣ性が顕著

に高まることが明らかになった。

[0031] この理由について、詳細は明らかになっていない。しかしながら、本発明者らは次のように考えている。上述のとおり、フェライトでは低い水素濃度であっても、水素誘起応力割れが発生しやすい可能性がある。さらに、フェライト粒が大きいほど、フェライト中の水素原子が集積し、水素分子を形成しやすくなると考えられる。この場合、フェライト中の水素濃度が高まり、水素誘起応力割れが発生しやすくなる。すなわち、継目無鋼管の耐ＨＩＳＣ性が低下する。一方、Ｔ方向の交点数ＮＴとＣ方向の交点数ＮＣとが多い場合、継目無鋼管のミクロ組織では、フェライト粒が全体的に小さい可能性が高い。その結果、フェライト中の水素の集積が低減され、継目無鋼管の耐ＨＩＳＣ性が高まるのではないかと考えられる。なお、このメカニズム以外のメカニズムによって、継目無鋼管の耐ＨＩＳＣ性が高まっている可能性もあり得る。しかしながら、上述の化学組成を有し、フェライトの体積率が３０～５５％であり、２５０μｍ×２５０μｍの観察視野領域において、Ｔ方向の交点数ＮＴが６５個以上であり、かつ、Ｃ方向の交点数ＮＣが５０個以上の二相ステンレス継目無鋼管では、４１５ＭＰａ以上の降伏強度と優れた耐ＨＩＳＣ性とを両立できることは、後述の実施例によって証明されている。

[0032] 以上の知見に基づいて完成した本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管の要旨は、次のとおりである。

[0033] ［１］

二相ステンレス継目無鋼管であって、

質量％で、

Ｃ：０．０３０％以下、

Ｓｉ：０．２０～１．００％、

Ｍｎ：０．１０～７．００％、

Ｐ：０．０４０％以下、

Ｓ：０．０１００％以下、

Ａｌ：０．１００％以下、

Ｎｉ：４．００～９．００％、

Ｃｒ：２０．００～２８．００％、

Ｍｏ：０．５０～５．００％、

Ｃｕ：０．０１～４．００％、

Ｎ：０．０５０～０．５００％、

Ｖ：０．０１～１．５０％、

Ｗ：０～４．０００％、

Ｃｏ：０～２．００％、

Ｓｂ：０～０．１００％、

Ｓｎ：０～０．１００％、

Ｎｂ：０～０．１００％、

Ｔａ：０～０．１００％、

Ｔｉ：０～０．１００％、

Ｚｒ：０～０．１００％、

Ｈｆ：０～０．１００％、

Ｂ：０～０．０２００％、及び、

希土類元素：０～０．２００％を含有し、

Ｃａ：０．０００１～０．０２００％、及び、

Ｍｇ：０．０００１～０．０２００％からなる群から選択される１元素以上を含有し、

残部がＦｅ及び不純物からなり、

ミクロ組織が、体積率で３０～５５％のフェライト及びオーステナイトからなり、

降伏強度が、４１５ＭＰａ以上であり、

前記二相ステンレス継目無鋼管の管軸方向をＬ方向、前記二相ステンレス継目無鋼管の管径方向をＴ方向、前記Ｌ方向及び前記Ｔ方向と垂直な方向をＣ方向と定義したとき、

前記二相ステンレス継目無鋼管の肉厚中央部を含み、前記Ｔ方向に延びる

辺の長さが２５０μｍであり、前記Ｃ方向に延びる辺の長さが２５０μｍである正方形の観察視野領域において、

前記Ｔ方向に延びる線分であって、前記観察視野領域の前記Ｃ方向に等間隔に配列され、前記観察視野領域を前記Ｃ方向に５等分する４つの線分をＴ１～Ｔ４と定義し、

前記Ｃ方向に延びる線分であって、前記観察視野領域の前記Ｔ方向に等間隔に配列され、前記観察視野領域を前記Ｔ方向に５等分する４つの線分をＣ１～Ｃ４と定義し、

前記観察視野領域における前記フェライトと前記オーステナイトとの界面をフェライト界面と定義したとき、

前記線分Ｔ１～Ｔ４と前記フェライト界面との交点の数である交点数ＮＴが６５個以上であり、

前記線分Ｃ１～Ｃ４と前記フェライト界面との交点の数である交点数ＮＣが５０個以上である、

二相ステンレス継目無鋼管。

[0034] ［２］

［１］に記載の二相ステンレス継目無鋼管であって、

Ｗ：０．００１～４．０００％、

Ｃｏ：０．０１～２．００％、

Ｓｂ：０．００１～０．１００％、

Ｓｎ：０．００１～０．１００％、

Ｎｂ：０．００１～０．１００％、

Ｔａ：０．００１～０．１００％、

Ｔｉ：０．００１～０．１００％、

Ｚｒ：０．００１～０．１００％、

Ｈｆ：０．００１～０．１００％、

Ｂ：０．０００５～０．０２００％、及び、

希土類元素：０．００１～０．２００％からなる群から選択される１元素

以上を含有する、

二相ステンレス継目無鋼管。

[0035] 以下、本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管について詳述する。元素に関する「％」は、特に断りがない限り、質量％を意味する。

[0036] ［化学組成］

本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管は、次の元素を含有する。

[0037] Ｃ：０．０３０％以下

炭素（Ｃ）は不可避に含有される。つまり、Ｃ含有量の下限は０％超である。Ｃは結晶粒界にＣｒ炭化物を形成し、粒界での腐食感受性を高める。そのため、Ｃ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の耐ＨＩＳＣ性が低下する。したがって、Ｃ含有量は０．０３０％以下である。Ｃ含有量の好ましい上限は０．０２８％であり、さらに好ましくは０．０２５％である。Ｃ含有量はなるべく低い方が好ましい。ただし、Ｃ含有量の極端な低減は、製造コストを大幅に高める。したがって、工業生産を考慮した場合、Ｃ含有量の好ましい下限は０．００１％であり、さらに好ましくは０．００５％である。

[0038] Ｓｉ：０．２０～１．００％

シリコン（Ｓｉ）は鋼を脱酸する。Ｓｉ含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Ｓｉ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の靭性及び熱間加工性が低下する。したがって、Ｓｉ含有量は０．２０～１．００％である。Ｓｉ含有量の好ましい下限は０．２５％であり、さらに好ましくは０．３０％である。Ｓｉ含有量の好ましい上限は０．８０％であり、さらに好ましくは０．６０％である。

[0039] Ｍｎ：０．１０～７．００％

マンガン（Ｍｎ）は鋼を脱酸し、鋼を脱硫する。Ｍｎはさらに、鋼材の熱間加工性を高める。Ｍｎ含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Ｍｎ含有量が高

すぎれば、Ｍｎは、Ｐ及びＳ等の不純物とともに、粒界に偏析する。この場合、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、高温環境における鋼材の耐食性が低下する。したがって、Ｍｎ含有量は０．１０～７．００％である。Ｍｎ含有量の好ましい下限は０．３０％であり、さらに好ましくは０．５０％であり、さらに好ましくは０．７０％であり、さらに好ましくは０．９０％であり、さらに好ましくは１．００％である。Ｍｎ含有量の好ましい上限は６．５０％であり、さらに好ましくは６．２０％である。

[0040] Ｐ：０．０４０％以下

燐（Ｐ）は不純物である。つまり、Ｐ含有量の下限は０％超である。Ｐは粒界に偏析して、鋼材の靭性を低下させる。したがって、Ｐ含有量は０．０４０％以下である。Ｐ含有量の好ましい上限は０．０３５％であり、さらに好ましくは０．０３０％である。Ｐ含有量はなるべく低い方が好ましい。ただし、Ｐ含有量の極端な低減は、製造コストを大幅に高める。したがって、工業生産を考慮した場合、Ｐ含有量の好ましい下限は０．００１％であり、さらに好ましくは０．００３％である。

[0041] Ｓ：０．０１００％以下

硫黄（Ｓ）は不純物である。つまり、Ｓ含有量の下限は０％超である。Ｓは粒界に偏析して、鋼材の靭性及び熱間加工性を低下させる。したがって、Ｓ含有量は０．０１００％以下である。Ｓ含有量の好ましい上限は０．００８５％であり、さらに好ましくは０．００３０％である。Ｓ含有量はなるべく低い方が好ましい。ただし、Ｓ含有量の極端な低減は、製造コストを大幅に高める。したがって、工業生産を考慮した場合、Ｓ含有量の好ましい下限は０．０００１％であり、さらに好ましくは０．０００２％である。

[0042] Ａｌ：０．１００％以下

アルミニウム（Ａｌ）は不可避に含有される。つまり、Ａｌ含有量の下限は０％超である。Ａｌは鋼を脱酸する。一方、Ａｌ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、粗大な酸化物系介在物が生成して、鋼材の靭性が低下する。したがって、Ａｌ含有量は０．１００％以

下である。Ａｌ含有量の好ましい下限は０．００１％であり、さらに好ましくは０．００５％であり、さらに好ましくは０．０１０％である。Ａｌ含有量の好ましい上限は０．０９０％であり、さらに好ましくは０．０８５％である。なお、本明細書にいうＡｌ含有量は、「酸可溶Ａｌ」、つまり、ｓｏｌ．Ａｌの含有量を意味する。

[0043] Ｎｉ：４．００～９．００％

ニッケル（Ｎｉ）は鋼材中のオーステナイトを安定化させる元素である。すなわち、Ｎｉは安定したフェライト及びオーステナイトの二相組織を得るために必要な元素である。Ｎｉはさらに、高温環境における鋼材の耐食性を高める。Ｎｉ含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。Ｎｉ含有量が低すぎればさらに、フェライトの体積率が高くなりすぎ、鋼材の耐ＨＩＳＣ性が低下する。一方、Ｎｉ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、オーステナイトの体積率が高くなりすぎ、鋼材の強度が低下する。したがって、Ｎｉ含有量は４．００～９．００％である。Ｎｉ含有量の好ましい下限は４．２０％であり、さらに好ましくは４．２５％であり、さらに好ましくは４．３０％であり、さらに好ましくは４．４０％であり、さらに好ましくは４．５０％である。Ｎｉ含有量の好ましい上限は８．５０％であり、さらに好ましくは８．００％であり、さらに好ましくは７．５０％であり、さらに好ましくは７．００％であり、さらに好ましくは６．７５％である。

[0044] Ｃｒ：２０．００～２８．００％

クロム（Ｃｒ）は高温環境における鋼材の耐食性を高める。具体的に、Ｃｒは酸化物として鋼材の表面に不動態被膜を形成する。その結果、鋼材の耐食性が高まる。Ｃｒはさらに、鋼材中のフェライトの体積率を高める元素である。フェライトの体積率を高めることで、鋼材の耐食性が安定化する。Ｃｒ含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Ｃｒ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、フェライトの体積率が高くなりすぎ

、鋼材の耐ＨＩＳＣ性が低下する。したがって、Ｃｒ含有量は２０．００～２８．００％である。Ｃｒ含有量の好ましい下限は２１．００％であり、さらに好ましくは２２．００％であり、さらに好ましくは２４．００％である。Ｃｒ含有量の好ましい上限は２７．５０％であり、さらに好ましくは２７．００％であり、さらに好ましくは２６．５０％である。

[0045] Ｍｏ：０．５０～５．００％

モリブデン（Ｍｏ）は高温環境における鋼材の耐食性を高める。Ｍｏ含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Ｍｏ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間加工性が低下する。したがって、Ｍｏ含有量は０．５０～５．００％である。Ｍｏ含有量の好ましい下限は０．６０％であり、さらに好ましくは０．７０％であり、さらに好ましくは０．８０％である。Ｍｏ含有量の好ましい上限は４．８０％であり、さらに好ましくは４．６０％であり、さらに好ましくは４．３０％である。耐食性をさらに高める観点から、Ｍｏ含有量のさらに好ましい下限は２．００％超であり、さらに好ましくは２．２０％であり、さらに好ましくは２．５０％であり、さらに好ましくは２．８０％である。製造コストを低減する観点から、Ｍｏ含有量のさらに好ましい上限は２．００％以下であり、さらに好ましくは２．００％未満であり、さらに好ましくは１．８５％であり、さらに好ましくは１．５０％である。

[0046] Ｃｕ：０．０１～４．００％

銅（Ｃｕ）は高温環境での鋼材の耐食性を高める。Ｃｕ含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Ｃｕ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間加工性が低下する。したがって、Ｃｕ含有量は０．０１～４．００％である。Ｃｕ含有量の好ましい下限は０．０５％であり、さらに好ましくは０．１０％であり、さらに好ましくは０．３０％であり、さらに好ましくは０．５０％であり、さらに好ましくは１．００％で

ある。Ｃｕ含有量の好ましい上限は３．９０％であり、さらに好ましくは３．７５％であり、さらに好ましくは３．５０％である。

[0047] Ｎ：０．０５０～０．５００％

窒素（Ｎ）は鋼材中のオーステナイトを安定化させる元素である。すなわち、Ｎは安定したフェライト及びオーステナイトの二相組織を得るために必要な元素である。Ｎはさらに、鋼材の耐食性を高める。Ｎ含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Ｎ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の靭性及び熱間加工性が低下する。したがって、Ｎ含有量は０．０５０～０．５００％である。Ｎ含有量の好ましい下限は０．０７５％であり、さらに好ましくは０．１００％であり、さらに好ましくは０．１５０％である。Ｎ含有量の好ましい上限は、０．４００％であり、さらに好ましくは０．３５０％である。

[0048] Ｖ：０．０１～１．５０％

バナジウム（Ｖ）は炭窒化物を形成し、鋼材の強度を高める。Ｖ含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Ｖ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が高くなりすぎ、鋼材の靭性が低下する。したがって、Ｖ含有量は０．０１～１．５０％である。Ｖ含有量の好ましい下限は０．０２％であり、さらに好ましくは０．０３％であり、さらに好ましくは０．０５％である。Ｖ含有量の好ましい上限は１．２０％であり、さらに好ましくは１．００％である。

[0049] 本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管の化学組成は、Ｃａ、及び、Ｍｇからなる群から選択される１元素以上を含有する。すなわち、本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管の化学組成は、Ｃａ、及び、Ｍｇのうち、一方を含有してもよく、両方含有してもよい。要するに、Ｃａ、及び、Ｍｇのいずれか一方は、その含有量が０％であってもよい。これらの元素はいずれも、鋼材の熱間加工性を高める。

[0050] Ｃａ：０．０００１～０．０２００％

カルシウム（Ｃａ）は鋼材中のＳを硫化物として固定することで無害化し、鋼材の熱間加工性を高める。一方、Ｃａ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材中の酸化物が粗大化して、鋼材の靭性が低下する。したがって、含有される場合、Ｃａ含有量は０．０００１～０．０２００％である。上記効果をより有効に得るための、Ｃａ含有量の好ましい下限は０．０００３％であり、さらに好ましくは０．０００５％であり、さらに好ましくは０．０００８％であり、さらに好ましくは０．００１０％である。Ｃａ含有量の好ましい上限は０．０１８０％であり、さらに好ましくは０．０１５０％である。

[0051] Ｍｇ：０．０００１～０．０２００％

マグネシウム（Ｍｇ）は鋼材中のＳを硫化物として固定することで無害化し、鋼材の熱間加工性を高める。一方、Ｍｇ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材中の酸化物が粗大化して、鋼材の靭性が低下する。したがって、含有される場合、Ｍｇ含有量は０．０００１～０．０２００％である。上記効果をより有効に得るための、Ｍｇ含有量の好ましい下限は０．０００３％であり、さらに好ましくは０．０００５％であり、さらに好ましくは０．０００８％であり、さらに好ましくは０．００１０％である。Ｍｇ含有量の好ましい上限は０．０１８０％であり、さらに好ましくは０．０１５０％である。

[0052] 本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管の化学組成の残部は、Ｆｅ及び不純物からなる。ここで、化学組成における不純物とは、二相ステンレス継目無鋼管を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、又は製造環境などから混入されるものであって、本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0053] ［任意元素］

［第１群任意元素］

上述の二相ステンレス継目無鋼管の化学組成はさらに、Ｆｅの一部に代え

て、Ｗを含有してもよい。

[0054] Ｗ：０～４．０００％

タングステン（Ｗ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｗ含有量は０％であってもよい。含有される場合、Ｗは炭窒化物を形成し、鋼材の強度を高める。Ｗが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、Ｗ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が高くなりすぎ、鋼材の靭性が低下する。したがって、Ｗ含有量は０～４．０００％である。Ｗ含有量の好ましい下限は０％超であり、さらに好ましくは０．００１％であり、さらに好ましくは０．００２％であり、さらに好ましくは０．００３％であり、さらに好ましくは０．００５％である。Ｗ含有量の好ましい上限は３．７５０％であり、さらに好ましくは３．５００％であり、さらに好ましくは３．２５０％である。Ｗ含有量の好ましい上限は３．５００％であり、さらに好ましくは３．０００％であり、さらに好ましくは２．０００％であり、さらに好ましくは１．０００％であり、さらに好ましくは０．２００％である。強度をさらに高める観点から、Ｗ含有量のさらに好ましい下限は０．２００％超であり、さらに好ましくは０．２５０％であり、さらに好ましくは０．５００％であり、さらに好ましくは０．７５０％であり、さらに好ましくは１．０００％であり、さらに好ましくは１．５００％である。製造コストを低減する観点から、Ｗ含有量のさらに好ましい上限は０．２００％であり、さらに好ましくは０．１９０％であり、さらに好ましくは０．１８０％であり、さらに好ましくは０．１５０％である。

[0055] ［第２群任意元素］

上述の二相ステンレス継目無鋼管の化学組成はさらに、Ｆｅの一部に代えて、Ｃｏ、Ｓｂ、及び、Ｓｎからなる群から選択される１元素以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも任意元素であり、鋼材の耐食性を高める。

[0056] Ｃｏ：０～２．００％

コバルト（Ｃｏ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｃｏ含有量は０％であってもよい。含有される場合、Ｃｏは鋼材の表面に被膜を形成して、鋼材の耐食性を高める。Ｃｏはさらに、鋼材の焼入性を高め、鋼材の強度を安定化する。Ｃｏが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、Ｃｏ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、製造コストが極端に高まる。したがって、Ｃｏ含有量は０～２．００％である。Ｃｏ含有量の好ましい下限は０％超であり、さらに好ましくは０．０１％であり、さらに好ましくは０．０５％である。Ｃｏ含有量の好ましい上限は１．８０％であり、さらに好ましくは１．６０％であり、さらに好ましくは１．５０％である。

[0057] Ｓｂ：０～０．１００％

アンチモン（Ｓｂ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｓｂ含有量は０％であってもよい。含有される場合、Ｓｂは鋼材の耐食性を高める。Ｓｂが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、Ｓｂ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、製造コストが極端に高まる。したがって、Ｓｂ含有量は０～０．１００％である。Ｓｂ含有量の好ましい下限は０％超であり、さらに好ましくは０．００１％であり、さらに好ましくは０．００２％である。Ｓｂ含有量の好ましい上限は０．０８０％であり、さらに好ましくは０．０７０％である。

[0058] Ｓｎ：０～０．１００％

スズ（Ｓｎ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｓｎ含有量は０％であってもよい。含有される場合、Ｓｎは鋼材の耐食性を高める。Ｓｎが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、Ｓｎ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、製造コストが極端に高まる。したがって、Ｓｎ含有量は０～０．１００％である。Ｓｎ含有量の好ましい下限は０％超であり、さらに好ましくは０．００１％であり、さらに好ましくは０．００２％である。Ｓｎ含有量

の好ましい上限は０．０８０％であり、さらに好ましくは０．０７０％である。

[0059] ［第３群任意元素］

上述の二相ステンレス継目無鋼管の化学組成はさらに、Ｆｅの一部に代えて、Ｎｂ、Ｔａ、Ｔｉ、Ｚｒ、及び、Ｈｆからなる群から選択される１元素以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも任意元素であり、鋼材の強度を高める。

[0060] Ｎｂ：０～０．１００％

ニオブ（Ｎｂ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｎｂ含有量は０％であってもよい。含有される場合、Ｎｂは炭窒化物を形成し、鋼材の強度を高める。Ｎｂが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、Ｎｂ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が高くなりすぎ、鋼材の靭性が低下する。したがって、Ｎｂ含有量は０～０．１００％である。Ｎｂ含有量の好ましい下限は０％超であり、さらに好ましくは０．００１％であり、さらに好ましくは０．００２％である。Ｎｂ含有量の好ましい上限は０．０８０％であり、さらに好ましくは０．０７０％である。

[0061] Ｔａ：０～０．１００％

タンタル（Ｔａ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｔａ含有量は０％であってもよい。含有される場合、Ｔａは炭窒化物を形成し、鋼材の強度を高める。Ｔａが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、Ｔａ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が高くなりすぎ、鋼材の靭性が低下する。したがって、Ｔａ含有量は０～０．１００％である。Ｔａ含有量の好ましい下限は０％超であり、さらに好ましくは０．００１％であり、さらに好ましくは０．００２％である。Ｔａ含有量の好ましい上限は０．０８０％であり、さらに好ましくは０．０７０％である。

[0062] Ｔｉ：０～０．１００％

チタン（Ｔｉ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｔｉ含有量は０％であってもよい。含有される場合、Ｔｉは炭窒化物を形成し、鋼材の強度を高める。Ｔｉが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、Ｔｉ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が高くなりすぎ、鋼材の靭性が低下する。したがって、Ｔｉ含有量は０～０．１００％である。Ｔｉ含有量の好ましい下限は０％超であり、さらに好ましくは０．００１％であり、さらに好ましくは０．００２％である。Ｔｉ含有量の好ましい上限は０．０８０％であり、さらに好ましくは０．０７０％である。

[0063] Ｚｒ：０～０．１００％

ジルコニウム（Ｚｒ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｚｒ含有量は０％であってもよい。含有される場合、Ｚｒは炭窒化物を形成し、鋼材の強度を高める。Ｚｒが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、Ｚｒ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が高くなりすぎ、鋼材の靭性が低下する。したがって、Ｚｒ含有量は０～０．１００％である。Ｚｒ含有量の好ましい下限は０％超であり、さらに好ましくは０．００１％であり、さらに好ましくは０．００２％である。Ｚｒ含有量の好ましい上限は０．０８０％であり、さらに好ましくは０．０７０％である。

[0064] Ｈｆ：０～０．１００％

ハフニウム（Ｈｆ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｈｆ含有量は０％であってもよい。含有される場合、Ｈｆは炭窒化物を形成し、鋼材の強度を高める。Ｈｆが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、Ｈｆ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の強度が高くなりすぎ、鋼材の靭性が低下する。したがって、Ｈｆ含有量は０～０．１００％である。Ｈｆ含有量の好ましい下限は０％超であり、さらに好ましくは０．００１％であり、さらに好ましくは０．００２％である。Ｈｆ含有量の好ましい上限は０．０８

０％であり、さらに好ましくは０．０７０％である。

[0065] ［第４群任意元素］

上述の二相ステンレス継目無鋼管の化学組成はさらに、Ｆｅの一部に代えて、Ｂ、及び、希土類元素からなる群から選択される１元素以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも任意元素であり、鋼材の熱間加工性を高める。

[0066] Ｂ：０～０．０２００％

ホウ素（Ｂ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Ｂ含有量は０％であってもよい。含有される場合、Ｂは鋼材中のＳの粒界への偏析を抑制し、鋼材の熱間加工性を高める。Ｂが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、Ｂ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、ボロン窒化物（ＢＮ）が生成し、鋼材の靭性を低下させる。したがって、Ｂ含有量は０～０．０２００％である。Ｂ含有量の好ましい下限は０％超であり、さらに好ましくは０．０００５％であり、さらに好ましくは０．００１０％であり、さらに好ましくは０．００１５％であり、さらに好ましくは０．００２０％である。Ｂ含有量の好ましい上限は０．０１８０％であり、さらに好ましくは０．０１５０％であり、さらに好ましくは０．０１００％である。

[0067] 希土類元素：０～０．２００％

希土類元素（ＲＥＭ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、ＲＥＭ含有量は０％であってもよい。含有される場合、ＲＥＭは鋼材中のＳを硫化物として固定することで無害化し、鋼材の熱間加工性を高める。ＲＥＭが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、ＲＥＭ含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材中の酸化物が粗大化して、鋼材の靭性が低下する。したがって、ＲＥＭ含有量は０～０．２００％である。ＲＥＭ含有量の好ましい下限は０％超であり、さらに好ましくは０．００１％であり、さらに好ましくは０．００５％であり、さらに好ましくは０．０１０％である。ＲＥＭ含有量の

好ましい上限は０．１８０％であり、さらに好ましくは０．１５０％であり、さらに好ましくは０．１２０％であり、さらに好ましくは０．１００％である。

[0068] なお、本明細書におけるＲＥＭとは、原子番号２１番のスカンジウム（Ｓｃ）、原子番号３９番のイットリウム（Ｙ）、及び、ランタノイドである原子番号５７番のランタン（Ｌａ）～原子番号７１番のルテチウム（Ｌｕ）からなる群から選択される１種以上の元素を意味する。本明細書におけるＲＥＭ含有量とは、これらの元素の合計含有量である。

[0069] ［ミクロ組織］

本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管のミクロ組織は、フェライト及びオーステナイトからなる。本明細書において、「フェライト及びオーステナイトからなる」とは、フェライト及びオーステナイト以外の相が無視できるほど少ないことを意味する。たとえば、本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管のミクロ組織における析出物や介在物の体積率は、フェライト及びオーステナイトの体積率と比較して、無視できるほど低い。すなわち、本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管のミクロ組織には、フェライト及びオーステナイト以外に、析出物や介在物等を微小量含んでもよい。

[0070] 本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管のミクロ組織ではさらに、フェライトの体積率が３０～５５％である。フェライトの体積率が低すぎれば、継目無鋼管の降伏強度が低下する。一方、フェライトの体積率が高すぎれば、継目無鋼管の耐ＨＩＳＣ性が低下する。したがって、本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管のミクロ組織において、フェライトの体積率は３０～５５％である。フェライトの体積率の好ましい下限は３２％であり、さらに好ましくは３５％である。フェライトの体積率の好ましい上限は５４％であり、さらに好ましくは５２％である。

[0071] 本実施形態において、二相ステンレス継目無鋼管のフェライトの体積率は、次の方法で求めることができる。本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管の肉厚中央部から、ミクロ組織観察用の試験片を作製する。ミクロ組織

観察は、二相ステンレス継目無鋼管の管軸方向（Ｌ方向）に垂直な断面において実施される。具体的に、二相ステンレス継目無鋼管の肉厚中央部から、管径方向（Ｔ方向）と、Ｌ方向及びＴ方向に垂直な方向（Ｃ方向）とを含む観察面を有する試験片を作製する。なお、試験片の大きさは、特に限定されず、Ｃ方向：５ｍｍ×Ｔ方向：５ｍｍの観察面が得られればよい。観察面のＴ方向における中央位置が、二相ステンレス継目無鋼管の肉厚中央部とほぼ一致するように、試験片を作製する。作製した試験片の観察面を鏡面研磨する。鏡面研磨された観察面を７％水酸化カリウム腐食液中で電解腐食し組織現出を行う。組織現出された観察面を、光学顕微鏡を用いて１０視野観察する。観察視野領域の面積は特に限定されないが、たとえば、６．２５×10^4 μm^2（倍率４００倍）である。

[0072] 各視野において、コントラストからフェライト及びオーステナイトを特定する。特定したフェライト及びオーステナイトの面積率を求める。特定したフェライト及びオーステナイトの面積率を求める方法は特に限定されず、周知の方法でよい。たとえば、画像解析によっても求めることができる。本実施形態では、全ての視野で求めた、フェライトの面積率の算術平均値を、フェライトの体積率（％）と定義する。

[0073] 上述のとおり、本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管では、ミクロ組織において、フェライト及びオーステナイト以外に、析出物や介在物等を含む場合がある。しかしながら、上述のとおり、析出物や介在物等の体積率は、フェライト及びオーステナイトの体積率と比較して、無視できるほど低い。そのため、本明細書において、上述の方法によりフェライト及びオーステナイトの総体積率を算出する場合、析出物や介在物等の体積率は無視する。

[0074] ［フェライト界面の交点数］

本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管のミクロ組織はさらに、図４に示されるように、２５０μｍ×２５０μｍの観察視野領域５０において、Ｔ方向の交点数ＮＴが６５個以上であり、かつ、Ｃ方向の交点数ＮＣが５０

個以上である。本実施形態では、二相ステンレス継目無鋼管のミクロ組織の、２５０μｍ×２５０μｍの観察視野領域における、Ｔ方向の交点数ＮＴ（個）と、Ｃ方向の交点数ＮＣ（個）とは、次の方法で観察することができる。

[0075] 上述のフェライトの体積率を求める方法と同様に、二相ステンレス継目無鋼管の肉厚中央部から、Ｔ方向とＣ方向とを含む観察面を有するミクロ組織観察用の試験片を作製する。上述のとおり、Ｃ方向：５ｍｍ×Ｔ方向：５ｍｍの観察面を有し、観察面のＴ方向における中央位置が、二相ステンレス継目無鋼管の肉厚中央部とほぼ一致するように、試験片を作製する。作製した試験片の観察面を鏡面研磨する。鏡面研磨された観察面を７％水酸化カリウム腐食液中で電解腐食し組織現出を行う。組織現出された観察面を、光学顕微鏡を用いて１０視野観察する。観察視野領域の面積は、２５０μｍ×２５０μｍ＝６．２５×10^4μm^2（倍率４００倍）とする。

[0076] 図３及び図４は、図１及び図２を用いて本実施形態におけるミクロ組織の分布状態の指標を説明する模式図である。図１～図４では、本実施形態の二相ステンレス継目無鋼管の肉厚中央部であって、Ｃ方向及びＴ方向を含む、一辺２５０μｍの断面のミクロ組織の模式図を示す。図４を参照して、二相ステンレス継目無鋼管の肉厚中央部でのＣ方向（管軸方向と管径方向とに垂直な方向）及びＴ方向（管径方向）を含む断面において、Ｃ方向に延びる辺の長さが２５０μｍ、Ｔ方向に延びる辺の長さが２５０μｍの正方形の領域を、観察視野領域５０とする。図３では、観察視野領域５０において、フェライト１０（図中ハッチングされた領域）とオーステナイト２０（図中白色の領域）とが含まれている。エッチングされた実際の観察視野領域５０では、上述のとおり、当業者であれば、フェライトとオーステナイトとをコントラストにより判別可能である。

[0077] 観察視野領域５０において、図４に示すとおり、Ｔ方向に延び、観察視野領域５０のＣ方向に等間隔に配列され、観察視野領域５０をＣ方向に５等分する線分を、線分Ｔ１～Ｔ４と定義する。そして、線分Ｔ１～Ｔ４と、観察

視野領域５０内のフェライト界面との交点（図４中で「●」印）の数を、交点数ＮＴ（個）と定義する。さらに、Ｃ方向に延び、観察視野領域５０のＴ方向に等間隔に配列され、観察視野領域５０をＴ方向に５等分する線分を、線分Ｃ１～Ｃ４と定義する。そして、線分Ｃ１～Ｃ４と、観察視野領域５０内のフェライト界面との交点（図４中で「◇」印）の数を、交点数ＮＣ（個）と定義する。

[0078] 本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管のミクロ組織は、上述の観察視野領域５０において、交点数ＮＴが６５個以上であり、かつ、交点数ＮＣが５０個以上である。この場合、二相ステンレス継目無鋼管は、４１５ＭＰａ以上の降伏強度と、優れた耐ＨＩＳＣ性とを両立できる。

[0079] Ｔ方向の交点数ＮＴの好ましい下限は８０個であり、さらに好ましくは１００個であり、さらに好ましくは１２０個であり、さらに好ましくは１３０個である。交点数ＮＴの上限は特に限定されないが、たとえば、５００個である。Ｃ方向の交点数ＮＣの好ましい下限は６０個であり、さらに好ましくは７０個であり、さらに好ましくは８０個であり、さらに好ましくは１００個である。交点数ＮＣの上限は特に限定されないが、たとえば、３００個である。

[0080] 本明細書において、本実施形態の二相ステンレス継目無鋼管の交点数ＮＴとは、上述の方法により採取した試験片の観察面において、任意の１０箇所の観察視野領域の各々で得られた交点数ＮＴの算術平均値を意味する。また、本実施形態の二相ステンレス継目無鋼管の交点数ＮＣとは、上述の方法により採取した試験片の観察面において、任意の１０箇所の観察視野領域の各々で得られた交点数ＮＣの算術平均値を意味する。

[0081] ［降伏強度］

本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管の降伏強度は、４１５ＭＰａ以上である。本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管は、上述の化学組成とミクロ組織とを有することにより、降伏強度が４１５ＭＰａ以上であっても、優れた耐ＨＩＳＣ性を有する。

[0082] 本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管の降伏強度の好ましい下限は４３０ＭＰａであり、さらに好ましくは４５０ＭＰａである。なお、本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管の降伏強度の上限は特に限定されないが、たとえば、９６５ＭＰａである。

[0083] 本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管の降伏強度は、次の方法で求めることができる。具体的に、ＡＳＴＭ　Ｅ８／Ｅ８Ｍ（２０１３）に準拠した引張試験を行う。本実施形態による継目無鋼管の肉厚中央部から、丸棒試験片を作製する。丸棒試験片の大きさは、たとえば、平行部直径６ｍｍ、平行部長さ３０ｍｍである。なお、丸棒試験片の軸方向は、継目無鋼管の管軸方向（Ｌ方向）と平行とする。丸棒試験片を用いて、常温（２５℃）、大気中で引張試験を実施する。以上の条件で実施した引張試験によって得られた０．２％オフセット耐力を、降伏強度（ＭＰａ）と定義する。

[0084] ［耐ＨＩＳＣ性］

本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管は、上述の化学組成と、上述のミクロ組織とを有することにより、優れた耐ＨＩＳＣ性を有する。本実施形態において、優れた耐ＨＩＳＣ性とは、次のとおりに定義される。

[0085] 本実施形態による継目無鋼管の肉厚中央部から、耐ＨＩＳＣ性試験用のＶノッチ試験片を作製する。Ｖノッチ試験片の形状は、特に限定されない。具体的にＶノッチ試験片は、たとえば、平行部の断面が一辺７．５ｍｍの矩形であり、平行部の長さが２５．４ｍｍである。ここで、Ｖノッチ試験片の長手方向は、継目無鋼管の管軸方向と平行である。Ｖノッチ試験片の平行部の長手方向の中央位置（つまり、平行部長さ２５．４ｍｍの中央位置）のうち、継目無鋼管の表面側に相当する位置に、Ｖノッチを形成する。Ｖノッチは、向きを継目無鋼管の管径方向と平行とし、角度を４５°とし、深さを１．５ｍｍとする。

[0086] 作製したＶノッチ試験片にプレチャージを実施する。具体的には、３．５重量％の塩化ナトリウム水溶液を８０℃に加熱して、プレチャージ用の試験溶液とする。プレチャージ用の試験溶液に、上述のＶノッチ試験片と、参照

電極とを浸漬する。なお、本実施形態では、参照電極として、飽和カロメル電極を用いる。Ｖノッチ試験片に－１０５０ｍＶの電位を印加させて、３０日間保持する。

[0087] プレチャージ後のＶノッチ試験片にＨＩＳＣ試験を実施する。具体的には、プレチャージ後のＶノッチ試験片の長手方向に、実降伏応力の８５％に相当する応力を負荷する。３．５重量％の塩化ナトリウム水溶液を４℃に保持して、ＨＩＳＣ試験用の試験溶液とする。ＨＩＳＣ試験用の試験溶液に、応力が負荷されたＶノッチ試験片と、参照電極（飽和カロメル電極）とを浸漬する。Ｖノッチ試験片に－１０５０ｍＶの電位を印加させて、３０日間保持する。

[0088] 以上の試験の結果、３０日間保持後のＶノッチ試験片に割れが確認されない場合、本実施形態では、優れた耐ＨＩＳＣ性を有すると判断する。なお、本明細書において「割れが確認されない」とは、試験後のＶノッチ試験片を肉眼及び倍率１０倍の投影機によって観察した結果、Ｖノッチ試験片に割れが確認されないことを意味する。

[0089] 本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管は、好ましくは、Ｃ方向の交点数ＮＣが１００個以上である。この場合、本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管は、さらに優れた耐ＨＩＳＣ性を有する。本実施形態において、さらに優れた耐ＨＩＳＣ性とは、次のとおりに定義される。

[0090] Ｖノッチ試験片に負荷する応力を、実降伏応力の９３％に相当する応力にすること以外、上述の耐ＨＩＳＣ性試験と同様の試験を実施する。以上の試験の結果、３０日間保持後のＶノッチ試験片に割れが確認されない場合、本実施形態では、さらに優れた耐ＨＩＳＣ性を有すると判断する。なお、本明細書において「割れが確認されない」とは、試験後のＶノッチ試験片を肉眼及び倍率１０倍の投影機によって観察した結果、Ｖノッチ試験片に割れが確認されないことを意味する。

[0091] ［製造方法］

上述の構成を有する、本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管の製造

方法の一例を説明する。なお、本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管の製造方法は、以下に説明する製造方法に限定されない。

[0092] 本実施形態の二相ステンレス継目無鋼管の製造方法の一例は、素材を準備する工程（素材準備工程）と、素材を熱間加工して素管を製造する工程（熱間加工工程）と、溶体化処理を実施して継目無鋼管を製造する工程（溶体化処理工程）とを含む。以下、各製造工程について詳述する。

[0093] ［素材準備工程］

素材準備工程では、上述の化学組成を有する素材を準備する。素材は製造して準備してもよいし、第三者から購入することにより準備してもよい。すなわち、素材を準備する方法は特に限定されない。

[0094] 素材を製造する場合、たとえば、次の方法で製造する。上述の化学組成を有する溶鋼を製造する。溶鋼を用いて連続鋳造法により鋳片（スラブ、ブルーム、又は、ビレット）を製造する。溶鋼を用いて造塊法により鋼塊（インゴット）を製造してもよい。必要に応じて、スラブ、ブルーム又はインゴットを分塊圧延して、ビレットを製造してもよい。以上の工程により素材を製造する。

[0095] ［熱間加工工程］

熱間加工工程では、準備された素材に対して熱間加工を実施して、素管を製造する。まず、素材を加熱炉で加熱する。加熱温度は特に限定されないが、たとえば、１０００～１３００℃である。加熱炉から抽出された素材に対して、熱間加工を実施する。本実施形態では、熱間加工とは、後述する条件を満たせば、特に限定されない。熱間加工は、熱間圧延であってもよく、熱間押出であってもよい。熱間加工として熱間圧延を実施する場合、たとえば、マンネスマン法を実施して、素管を製造してもよい。マンネスマン法を実施する場合、穿孔機により素材（丸ビレット）を穿孔圧延する。穿孔圧延する場合、穿孔比は特に限定されないが、たとえば、１．０～４．０である。穿孔圧延された中空丸ビレットはさらに、マンドレルミル、レデューサ、サイジングミル等によって、熱間圧延が実施され、素管が製造される。

[0096] 熱間加工として熱間押出を実施する場合、たとえば、ユジーン・セジュルネ法、又は、エルハルトプッシュベンチ法を実施して、素管を製造してもよい。なお、熱間加工は１回のみ実施してもよく、複数回実施してもよい。たとえば、素材に対して上述の穿孔圧延を実施した後、上述の熱間押出を実施してもよい。

[0097] 好ましくは、本実施形態による熱間加工工程では、加工時間は１５分以下である。加工時間（分）とは、素材が加熱炉から抽出されてから、最終の熱間加工が終了するまでの時間を意味する。加工時間が長すぎれば、フェライト及びオーステナイトが粗大になる。その結果、製造された二相ステンレス継目無鋼管のミクロ組織において、Ｃ方向のフェライト界面との交点数ＮＣが低下する。一方、加工時間が短ければ、フェライト及びオーステナイトの粗大化を抑制することができる。その結果、製造された二相ステンレス継目無鋼管のミクロ組織において、Ｃ方向のフェライト界面との交点数ＮＣが大きくなる。

[0098] したがって、本実施形態では、加工時間を１５分以下とするのが好ましい。さらに好ましい加工時間の上限は１４分であり、さらに好ましくは１３分である。加工時間の下限は特に限定されないが、たとえば、５分である。

[0099] 好ましくは、本実施形態による熱間加工工程では、熱間加工による断面減少率Ｒは３０％以上である。断面減少率Ｒとは、次の式（Ａ）で定義される。

Ｒ＝｛１－（熱間加工後の素管の管軸方向に垂直な断面積／熱間加工前の素材の軸方向に垂直な断面積）｝×１００　（Ａ）

[0100] なお、式（Ａ）における「熱間加工後の素管」とは、最終の熱間加工が終了した後の素管を意味する。式（Ａ）における「熱間加工前の素材」とは、熱間加工を実施する前の素材を意味する。すなわち、本実施形態による熱間加工工程では、熱間加工によって変化した、素材の軸方向に垂直な断面積によって、断面減少率Ｒを定義する。

[0101] 熱間加工工程における断面減少率Ｒが大きければ、加工時に管径方向（Ｔ

方向）への剪断力がかかり、製造された二相ステンレス継目無鋼管のミクロ組織において、フェライトを細粒にすることができる。その結果、製造された二相ステンレス継目無鋼管のミクロ組織では、Ｔ方向のフェライト界面との交点数ＮＴが大きくなる。

[0102] したがって、本実施形態による熱間加工工程では、断面減少率Ｒは３０％以上とするのが好ましい。さらに好ましい断面減少率Ｒの下限は３３％であり、さらに好ましくは３５％であり、さらに好ましくは３８％である。本実施形態において、断面減少率Ｒの上限は特に限定されないが、たとえば、８０％である。

[0103] ［溶体化処理工程］

溶体化処理工程では、上記熱間加工工程で製造された素管に対して、溶体化処理を実施する。溶体化処理の方法は、特に限定されず、周知の方法でよい。たとえば、素管を熱処理炉に装入し、所望の温度で保持した後、急冷する。なお、素管を熱処理炉に装入し、所望の温度で保持した後、急冷して溶体化処理を実施する場合、溶体化処理を実施する温度（溶体化温度）とは、溶体化処理を実施するための熱処理炉の温度（℃）を意味する。この場合さらに、溶体化処理を実施する時間（溶体化時間）とは、素管が溶体化温度で保持される時間を意味する。

[0104] 好ましくは、本実施形態の溶体化処理工程における溶体化温度を９００～１２００℃とする。溶体化温度が低すぎれば、溶体化処理後の継目無鋼管に析出物（たとえば、金属間化合物であるσ相等）が残存する場合がある。この場合、継目無鋼管の耐食性が低下する。溶体化温度が低すぎればさらに、溶体化処理後の継目無鋼管のフェライト体積率が３０％未満になる場合がある。この場合、継目無鋼管の降伏強度が低下する。一方、溶体化温度が高すぎれば、溶体化処理後の継目無鋼管のフェライトの体積率が５５％を超える場合がある。この場合、継目無鋼管の耐ＨＩＳＣ性が低下する。

[0105] したがって、継目無鋼管を熱処理炉に装入し、所望の温度で保持した後、急冷して溶体化処理を実施する場合、溶体化温度は９００～１２００℃とす

るのが好ましい。溶体化温度のさらに好ましい下限は９２０℃であり、さらに好ましくは９４０℃である。溶体化温度のさらに好ましい上限は１１８０℃であり、さらに好ましくは１１６０℃である。

[0106] 継目無鋼管を熱処理炉に装入し、所望の温度で保持した後、急冷して溶体化処理を実施する場合、溶体化時間は特に限定されず、周知の条件で実施すればよい。溶体化時間は、たとえば、５～１８０分である。急冷方法は、たとえば、水冷である。

[0107] ［その他の工程］

本実施形態による製造方法では、上記以外の製造工程を含んでもよい。たとえば、溶体化処理工程の後の継目無鋼管に対して、冷間加工を実施してもよい。本明細書において「冷間加工」とは、冷間引抜であってもよく、冷間圧延であってもよい。溶体化処理後の継目無鋼管に対して冷間加工を実施した場合、継目無鋼管の降伏強度がさらに高まる。具体的に、冷間加工による加工度（すなわち、冷間加工による断面減少率）が３％以上であれば、本実施形態による継目無鋼管の降伏強度を７００ＭＰａ以上にまで高めることができる。なお、本実施形態による継目無鋼管は、上述の化学組成と、上述のミクロ組織とを有する結果、降伏強度が７００ＭＰａ以上であっても、優れた耐ＨＩＳＣ性を有する。

[0108] 本実施形態による製造方法ではさらに、たとえば、熱間加工工程の後、溶体化処理工程の前の素管に対して、冷間加工を実施してもよい。この場合、製造された二相ステンレス継目無鋼管の降伏強度がさらに高まる。本実施形態による製造方法ではさらに、溶体化処理工程の後に、酸洗処理を実施してもよい。この場合、酸洗処理は、周知の方法で実施されればよく、特に限定されない。酸洗処理を実施する場合、製造された二相ステンレス継目無鋼管の表面に不動態被膜が形成され、二相ステンレス継目無鋼管の耐食性がさらに高まる。

[0109] 以上の工程により、本実施形態による二相ステンレス継目無鋼管が製造できる。なお、上述の二相ステンレス継目無鋼管の製造方法は一例であり、他

の方法によって二相ステンレス継目無鋼管が製造されてもよい。具体的に、上述の化学組成からなり、ミクロ組織が、体積率で３０～５５％のフェライト及び残部がオーステナイトからなり、降伏強度が４１５ＭＰａ以上であり、Ｔ方向の交点数ＮＴが６５個以上であり、Ｃ方向の交点数ＮＣが５０個以上である二相ステンレス継目無鋼管が製造できれば、上述の製造方法に限定されず、他の方法であってもよい。以下、実施例によって本発明をさらに具体的に説明する。

実施例

[0110] 表１及び表２に示す化学組成を有する溶鋼を用いて、断面矩形の鋳片（スラブ）を鋳造した。なお、表１及び表２中の「－」は、該当する元素の含有量が不純物レベルであったことを意味する。具体的に、鋼ＡのW含有量、Ｓｂ含有量、Ｓｎ含有量、Ｎｂ含有量、Ｔａ含有量、Ｔｉ含有量、Ｚｒ含有量、Ｈｆ含有量、及び、ＲＥＭ含有量は、小数第四位を四捨五入して、０％であったことを意味する。たとえばさらに、鋼ＡのＣｏ含有量は、小数第三位を四捨五入して、０％であったことを意味する。たとえばさらに、鋼ＡのＢ含有量は、小数第五位を四捨五入して、０％であったことを意味する。

[0111]

[表1]

TABLE 1

鋼	化学組成(単位は質量%、残部はFe及び不純物)																									
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Cr	Mo	Cu	N	V	Ca	Mg	W	Co	Sb	Sn	Nb	Ta	Ti	Zr	Hf	B	REM
A	0.014	0.53	1.18	0.020	0.0004	0.033	6.07	24.99	1.45	2.51	0.189	0.09	0.0030	0.0020	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
B	0.015	0.55	1.52	0.019	0.0004	0.036	4.97	25.75	1.08	2.57	0.210	0.12	–	0.0021	0.120	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
C	0.014	0.50	1.03	0.020	0.0002	0.027	4.99	25.48	1.03	2.63	0.204	0.11	0.0024	0.0019	–	0.15	–	–	–	–	–	–	–	–	–
D	0.013	0.49	3.05	0.022	0.0003	0.015	5.20	25.66	1.14	3.01	0.199	0.09	0.0025	0.0018	–	–	–	–	–	–	0.003	–	–	–	–
E	0.013	0.56	1.14	0.019	0.0005	0.075	5.29	26.21	1.12	3.62	0.218	0.11	–	0.0019	–	–	–	0.002	–	–	–	–	–	–	–
F	0.015	0.52	3.10	0.020	0.0005	0.080	4.81	25.20	0.99	3.20	0.216	0.10	0.0022	–	0.030	0.14	–	–	–	–	0.001	–	–	–	–
G	0.015	0.51	5.05	0.019	0.0005	0.077	4.80	25.13	0.99	2.50	0.233	0.10	0.0020	–	–	0.14	0.001	–	–	–	0.002	–	–	0.0020	–
H	0.015	0.52	3.10	0.020	0.0005	0.080	4.81	25.20	0.99	3.20	0.216	0.10	0.0022	–	–	–	–	–	–	0.002	–	–	0.001	0.0019	–
I	0.015	0.52	5.06	0.019	0.0005	0.033	6.25	27.64	1.48	3.19	0.228	0.09	0.0027	0.0013	0.140	0.19	–	–	–	–	–	0.002	–	0.0020	0.010
J	0.014	0.52	0.97	0.021	0.0002	0.014	5.03	25.00	1.10	2.44	0.187	0.05	0.0023	–	–	–	0.002	0.001	0.002	–	–	–	–	0.0023	–
K	0.014	0.51	1.02	0.020	0.0002	0.026	5.01	25.48	1.04	2.55	0.204	0.11	–	0.0019	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.0020	0.020
L	0.015	0.44	2.53	0.016	0.0005	0.023	3.04	25.20	0.89	2.13	0.205	0.11	0.0017	–	–	0.09	–	0.001	–	–	–	–	–	0.0021	–
M	0.014	0.53	6.14	0.016	0.0005	0.044	6.59	29.58	1.02	3.95	0.214	0.10	–	0.0024	–	0.20	0.002	–	–	–	–	–	0.002	–	–
N	0.015	0.52	1.18	0.019	0.0004	0.033	6.07	24.98	1.45	2.52	0.189	0.11	0.0029	0.0020	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
O	0.014	0.55	3.05	0.020	0.0003	0.015	5.17	25.65	1.14	3.02	0.199	0.09	0.0025	0.0018	–	–	–	–	–	–	0.003	–	–	–	–
P	0.014	0.49	1.49	0.020	0.0004	0.030	4.97	25.78	1.08	2.56	0.210	0.12	–	0.0019	0.140	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
Q	0.013	0.48	1.02	0.022	0.0002	0.028	5.01	25.44	1.03	2.62	0.204	0.11	0.0028	0.0021	–	0.15	–	–	–	–	–	–	–	–	–
R	0.015	0.51	1.18	0.021	0.0005	0.075	5.29	26.21	1.11	3.61	0.218	0.09	–	0.0019	–	–	–	0.002	–	–	–	–	–	–	–
S	0.016	0.53	3.10	0.019	0.0002	0.066	4.81	25.20	0.98	3.19	0.216	0.10	0.0022	–	–	–	–	–	–	0.001	–	–	0.002	0.0022	–
T	0.014	0.52	3.10	0.013	0.0003	0.045	4.92	25.20	0.99	3.20	0.216	0.05	0.0021	–	0.120	0.15	–	–	–	–	0.002	–	–	–	–
U	0.014	0.55	1.00	0.014	0.0002	0.025	5.01	25.48	1.04	2.54	0.204	0.11	–	0.0020	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.0021	0.010
V	0.015	0.50	5.05	0.022	0.0009	0.077	4.83	25.13	0.98	2.50	0.233	0.10	0.0019	–	–	0.14	0.002	–	–	–	0.003	–	–	0.0019	–
W	0.013	0.51	5.10	0.022	0.0003	0.045	6.22	27.64	1.48	3.18	0.228	0.10	0.0027	0.0021	0.160	0.19	–	–	–	–	–	0.002	–	0.0020	0.020
X	0.014	0.52	0.97	0.020	0.0002	0.052	5.03	25.00	1.11	2.43	0.187	0.05	0.0024	–	–	–	0.001	0.001	0.001	–	–	–	–	0.0022	–
Y	0.015	0.48	2.78	0.018	0.0004	0.031	3.10	25.20	0.89	2.13	0.205	0.10	0.0017	–	–	0.09	–	0.002	–	–	–	–	–	0.0018	–
Z	0.015	0.50	6.19	0.019	0.0003	0.044	6.59	29.58	1.02	3.94	0.214	0.11	–	0.0022	–	0.20	0.001	–	–	–	–	–	0.002	–	–

[0112] [表2]

TABLE 2

鋼	化学組成(単位は質量%、残部はFe及び不純物)																										
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Cr	Mo	Cu	N	V	Ca	Mg	W	Co	Sb	Sn	Nb	Ta	Ti	Zr	Hf	B	REM
AA	0.015	0.43	1.30	0.020	0.0005	0.022	5.50	22.25	3.23	0.22	0.189	0.09	0.0020	0.0020	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
AB	0.018	0.48	1.17	0.020	0.0002	0.026	5.22	23.14	3.10	0.17	0.178	0.11	–	0.0018	0.100	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
AC	0.023	0.47	1.20	0.023	0.0005	0.018	5.18	22.50	3.16	0.17	0.172	0.11	0.0027	–	–	0.16	–	–	–	–	–	–	–	–	–
AD	0.020	0.49	1.32	0.021	0.0004	0.021	5.31	22.99	3.34	0.24	0.178	0.15	0.0021	–	–	–	–	–	–	–	0.002	–	–	–	–
AE	0.022	0.51	1.28	0.018	0.0004	0.025	5.71	23.06	3.01	0.18	0.196	0.14	0.0022	0.0019	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.0019	–
AF	0.023	0.46	1.19	0.024	0.0005	0.017	5.15	22.52	3.15	0.17	0.169	0.11	0.0023	–	0.040	0.15	–	–	–	–	0.003	–	–	0.0022	–
AG	0.026	0.46	1.19	0.019	0.0004	0.015	5.20	22.70	3.21	0.13	0.177	0.13	0.0018	–	–	0.16	0.001	–	–	–	–	0.002	–	–	–
AH	0.020	0.52	3.10	0.014	0.0004	0.022	4.92	23.28	3.48	0.20	0.199	0.10	–	0.0019	–	0.15	–	0.002	–	0.002	0.002	–	–	0.0018	–
AI	0.016	0.50	1.46	0.019	0.0005	0.024	5.59	22.63	2.99	0.19	0.181	0.05	0.0027	0.0013	0.130	0.17	–	–	–	–	–	–	0.002	0.0020	0.010
AJ	0.014	0.52	0.97	0.021	0.0002	0.014	5.33	22.63	3.02	0.15	0.187	0.09	0.0019	–	–	0.16	0.002	–	0.010	0.001	–	–	–	–	–
AK	0.019	0.49	1.59	0.017	0.0005	0.016	3.24	22.47	3.07	0.22	0.194	0.10	–	0.0023	–	0.10	–	–	0.022	–	–	–	–	0.0021	0.010
AL	0.016	0.49	0.99	0.020	0.0005	0.023	4.82	28.49	2.99	0.20	0.205	0.11	0.0017	–	–	0.14	–	0.001	–	–	–	–	–	0.0025	–
AM	0.016	0.45	1.33	0.020	0.0004	0.037	5.41	23.48	3.01	0.25	0.199	0.10	0.0025	0.0018	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
AN	0.014	0.55	0.97	0.021	0.0002	0.014	5.33	24.36	3.02	0.31	0.187	0.09	0.0019	–	–	–	–	0.002	–	–	0.002	–	–	–	–
AO	0.015	0.43	0.87	0.019	0.0003	0.021	6.30	25.05	3.54	0.50	0.294	0.09	0.0020	0.0018	2.060	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
AP	0.019	0.22	0.71	0.022	0.0002	0.011	6.13	24.82	3.81	0.49	0.199	0.07	0.0027	0.0013	2.340	0.11	–	–	–	–	–	–	–	–	–
AQ	0.021	0.28	0.66	0.019	0.0003	0.016	6.33	26.03	2.99	0.61	0.311	0.11	–	0.0019	2.220	–	–	–	–	–	0.002	–	–	–	–
AR	0.016	0.39	0.98	0.018	0.0004	0.017	6.11	25.00	3.02	0.47	0.301	0.10	0.0021	–	2.140	–	–	–	–	–	–	–	–	0.0028	–
AS	0.016	0.24	0.69	0.020	0.0004	0.018	7.14	24.90	3.11	0.52	0.296	0.05	–	0.0015	2.080	0.19	0.001	0.002	–	–	–	0.001	–	–	–
AT	0.018	0.29	0.48	0.021	0.0002	0.007	6.82	27.21	3.12	0.53	0.300	0.08	–	0.0019	2.090	0.14	–	–	–	–	–	–	–	0.0018	–
AU	0.015	0.24	0.70	0.020	0.0003	0.015	6.28	24.80	3.16	0.49	0.281	0.06	0.0015	–	2.120	0.23	0.001	–	0.010	0.002		–	–	0.0020	–
AV	0.017	0.24	0.70	0.020	0.0004	0.018	6.26	24.89	3.11	0.52	0.296	0.05	0.0016	0.0003	2.080	0.17	0.001	–	0.006	–	0.003	–	–	0.0030	–
AW	0.022	0.24	0.73	0.019	0.0002	0.019	5.89	24.81	2.84	0.44	0.287	0.08	–	0.0021	2.380	0.09	–	–	–	–	–	–	–	–	–
AX	0.015	0.46	0.82	0.021	0.0003	0.020	5.84	25.87	3.46	0.77	0.271	0.10	0.0019	–	2.430	0.10	0.002	–	–	0.002	–	–	0.001	–	0.010
AY	0.020	0.26	1.21	0.017	0.0003	0.031	3.23	25.12	3.09	0.55	0.236	0.06	–	0.0021	2.100	0.09	–	–	–	–	–	–	0.001	–	0.010
AZ	0.023	0.31	0.94	0.017	0.0004	0.019	5.97	29.74	3.00	0.74	0.254	0.10	0.0017	–	2.000	0.09	–	–	–	–	0.001	–	–	0.0025	–
BA	0.015	0.43	0.87	0.019	0.0003	0.021	6.30	25.05	3.54	0.50	0.294	0.09	0.0020	0.0018	2.060	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
BB	0.022	0.24	0.73	0.019	0.0002	0.019	5.99	24.81	2.84	0.44	0.287	0.10	–	0.0021	2.380	–	–	–	–	–	0.002	–	–	–	0.002

[0113] 各試験番号のスラブを１２５０℃で加熱した後、分塊圧延を実施して、断面円形の丸ビレットを製造した。各試験番号の丸ビレットを１２００℃で加熱した後、熱間加工として熱間圧延を実施して、外径３２３．９ｍｍ、肉厚２４．５ｍｍの素管（継目無鋼管）を製造した。各試験番号における、熱間加工（熱間圧延）の断面減少率Ｒ（％）を表３～表５に示す。さらに、丸ビレットを加熱炉から抽出してから、最終の熱間加工（熱間圧延）が終了するまでの時間（加工時間）を表３～表５に示す。

[0114]

[表3]

TABLE 3

試験番号	鋼	熱間加工		溶体化温度(℃)	ミクロ組織			YS(MPa)	耐HISC性試験
		断面減少率R(%)	加工時間(分)		フェライト体積率(%)	NT(個)	NC(個)		
1	A	57	8	1000	45	148	114	474	E
2	B	62	8	1050	42	145	106	578	E
3	C	46	10	1050	48	136	88	576	G
4	D	55	11	1000	50	124	95	632	G
5	E	50	10	1050	48	149	94	497	G
6	F	59	13	1000	42	163	87	607	G
7	G	62	8	1000	40	135	102	613	E
8	H	66	12	980	44	135	113	585	E
9	I	69	7	1050	35	120	127	621	E
10	J	68	8	1000	43	132	118	545	E
11	K	45	9	1050	49	135	87	569	G
12	E	49	10	1250	65	77	85	653	NA
13	G	28	9	1100	49	60	79	596	NA
14	E	34	18	950	45	97	36	655	NA
15	F	28	20	1000	52	49	46	650	NA
16	L	55	8	1000	62	111	87	605	NA
17	M	47	8	1050	59	106	60	640	NA
18	N	50	10	1050	40	129	89	786	G
19	O	55	12	1000	37	131	87	747	G
20	P	69	7	1000	33	142	104	761	E
21	Q	62	8	1050	35	153	111	772	E
22	R	55	12	1000	35	128	96	783	G
23	S	48	12	1000	49	119	82	789	G
24	T	40	13	980	50	107	93	802	G
25	U	55	8	1050	44	138	101	752	E
26	V	62	7	1000	38	140	110	730	E
27	W	63	7	1050	37	142	127	744	E
28	X	67	10	1050	40	154	119	768	E
29	R	48	18	1070	49	81	42	720	NA
30	U	34	12	1250	66	82	83	803	NA
31	O	29	13	1000	45	50	78	799	NA
32	R	28	20	1050	44	63	48	751	NA
33	Y	49	9	980	58	103	77	821	NA
34	Z	51	8	1000	65	99	82	834	NA

[0115]

[表4]

TABLE 4

試験番号	鋼	熱間加工		溶体化温度(℃)	ミクロ組織			YS(MPa)	耐HISC性試験
		断面減少率R(%)	加工時間(分)		フェライト体積率(%)	NT(個)	NC(個)		
35	AA	52	8	1050	42	135	107	501	E
36	AB	43	9	950	50	148	89	555	G
37	AC	50	8	1000	47	145	108	541	E
38	AD	50	12	1000	45	120	90	548	G
39	AE	49	7	1050	36	151	95	439	G
40	AF	58	7	1050	48	133	113	528	E
41	AG	60	7	1050	39	140	118	489	E
42	AH	64	12	980	44	139	98	532	G
43	AI	69	13	950	49	121	94	457	G
44	AJ	69	15	1000	50	108	88	491	G
45	AG	44	12	1250	63	85	79	602	NA
46	AF	44	20	950	50	83	47	585	NA
47	AC	28	20	1000	52	64	48	535	NA
48	AK	54	8	1100	60	96	86	593	NA
49	AL	60	7	1150	62	134	81	590	NA
50	AA	52	8	1050	38	137	102	714	E
51	AM	53	8	1050	39	132	105	720	E
52	AB	43	9	950	49	119	87	801	G
53	AC	50	8	1000	46	143	109	765	E
54	AD	50	12	1000	45	122	92	784	G
55	AE	49	7	1050	44	109	83	825	G
56	AF	58	7	1050	39	133	100	774	E
57	AG	60	7	1050	40	140	114	749	E
58	AN	49	10	1050	46	101	95	813	G
59	AL	60	7	1150	66	124	90	831	NA
60	AK	54	8	1100	61	89	92	830	NA
61	AG	44	12	1250	68	84	83	798	NA
62	AC	28	20	1000	51	60	47	741	NA
63	AF	44	20	950	52	81	42	764	NA

[0116]

[表5]

TABLE 5

試験番号	鋼	熱間加工		溶体化温度(℃)	ミクロ組織			YS(MPa)	耐HISC性試験
		断面減少率R(%)	加工時間(分)		フェライト体積率(%)	NT(個)	NC(個)		
64	AO	64	8	1000	41	158	119	581	E
65	AP	68	7	1050	38	161	103	562	E
66	AQ	44	8	1000	48	121	95	597	G
67	AR	50	12	1050	46	125	96	546	G
68	AS	61	7	1050	42	144	113	572	E
69	AT	65	8	1070	39	154	101	603	E
70	AU	58	8	1080	43	133	94	602	G
71	AV	51	9	1050	40	125	99	583	G
72	AW	49	7	950	50	137	92	614	G
73	AX	59	10	1080	41	106	87	579	G
74	AX	40	13	1300	63	76	65	639	NA
75	AV	54	25	1050	45	94	39	580	NA
76	AU	20	23	950	45	55	46	514	NA
77	AY	53	10	1150	56	81	77	612	NA
78	AZ	49	12	1200	60	90	79	635	NA
79	AO	64	8	1000	40	143	120	834	E
80	BA	63	9	1070	43	139	113	849	E
81	AP	68	7	1050	39	140	101	821	E
82	AQ	44	8	1000	49	119	97	913	G
83	AR	50	12	1050	45	123	88	877	G
84	AS	61	7	1050	41	146	106	862	E
85	AT	65	8	1070	40	137	104	846	E
86	AU	58	8	1080	46	115	92	828	G
87	BB	59	10	1080	43	108	85	881	G
88	AQ	40	13	1300	72	87	71	920	NA
89	AY	53	10	1150	58	82	74	862	NA
90	AZ	49	12	1200	61	89	80	917	NA
91	AP	54	25	1050	44	92	38	759	NA
92	AO	20	23	950	43	64	47	790	NA

[0117] 上記熱間加工が実施された各試験番号の素管に対して、表３～表５に記載の溶体化温度で、溶体化時間を１５分とし、水冷する溶体化処理を実施した。以上の工程により、試験番号１～１７、３５～４９、及び、６４～７８の継目無鋼管を製造した。溶体化処理後の試験番号１８～３４、５０～６３、及び、７９～９２の継目無鋼管にはさらに、冷間加工を実施した。試験番号

１８～３４、５０～６３、及び、７９～９２の継目無鋼管に対する冷間加工では、加工度を３％とする冷間引抜を実施した。以上の工程により、試験番号１８～３４、５０～６３、及び、７９～９２の継目無鋼管を製造した。

[0118] ［評価試験］

上記のとおりに製造された各試験番号の継目無鋼管に対して、以下に説明するミクロ組織観察と、引張試験と、耐ＨＩＳＣ性試験とを実施した。

[0119] ［ミクロ組織観察］

各試験番号の継目無鋼管に対して、ミクロ組織観察を実施して、フェライトの体積率と、２５０μｍ×２５０μｍの観察視野における、Ｔ方向の交点数ＮＴ及びＣ方向の交点数ＮＣとを求めた。具体的には、各試験番号の継目無鋼管の肉厚中央部から、Ｃ方向：５ｍｍ×Ｔ方向：５ｍｍの観察面を有するミクロ組織観察用の試験片を作製した。各試験番号の試験片の観察面を、鏡面に研磨した。鏡面研磨された観察面を７％水酸化カリウム腐食液中で電解腐食し組織現出を行った。組織現出された観察面を、光学顕微鏡を用いて１０視野観察した。各視野の面積は、６．２５×10^4μm^2（２５０μｍ×２５０μｍ）であり、倍率は４００倍であった。

[0120] 各試験番号の各視野において、ミクロ組織はフェライト及びオーステナイト以外の相は、無視できるほど少なかった。すなわち、各試験番号の継目無鋼管は、フェライト及びオーステナイトからなるミクロ組織を有していた。各試験番号の各視野において、フェライトとオーステナイトとを、コントラストに基づいて特定した。特定したフェライトの面積率を、画像解析によって求めた。１０視野におけるフェライトの面積率の算術平均値を、フェライト体積率（％）とした。求めたフェライト体積率（％）を表３～表５に示す。

[0121] 各試験番号の各視野においてさらに、Ｔ方向に延びる線分Ｔ１～Ｔ４を、各視野のＣ方向に等間隔に配置して、各視野をＣ方向に５等分した。各試験番号の各視野においてさらに、Ｃ方向に延びる線分Ｃ１～Ｃ４を、各視野のＴ方向に等間隔に配置して、各視野をＴ方向に５等分した。線分Ｔ１～Ｔ４

と、フェライト界面との交点の数を計数し、Ｔ方向の交点数ＮＴ（個）とした。同様に、線分Ｃ１～Ｃ４と、フェライト界面との交点の数を計数し、Ｃ方向の交点数ＮＣ（個）とした。

[0122] １０視野におけるＴ方向の交点数ＮＴの算術平均値を、その試験番号の継目無鋼管におけるＴ方向の交点数ＮＴ（個）とした。同様に、１０視野におけるＣ方向の交点数ＮＣの算術平均値を、その試験番号の継目無鋼管におけるＣ方向の交点数ＮＣ（個）とした。各試験番号のＴ方向の交点数ＮＴを「ＮＴ（個）」として、Ｃ方向の交点数ＮＣを「ＮＣ（個）」として、それぞれ表３～表５に示す。

[0123] ［引張試験］

各試験番号の継目無鋼管に対して、ＡＳＴＭ　Ｅ８／Ｅ８Ｍ（２０１３）に準拠した上述の方法で引張試験を実施して、降伏強度（ＭＰａ）を求めた。本実施例では、引張試験用の丸棒試験片は、各試験番号の継目無鋼管の肉厚中央部から作製した。丸棒試験片の大きさは、平行部直径６ｍｍ、平行部長さ３０ｍｍであった。なお、丸棒試験片の軸方向は、継目無鋼管の管軸方向（Ｌ方向）と平行であった。引張試験で得られた０．２％オフセット耐力を、降伏強度（ＭＰａ）とした。各試験番号の降伏強度を「ＹＳ（ＭＰａ）」として表３～表５に示す。

[0124] ［耐ＨＩＳＣ性試験］

各試験番号の継目無鋼管に対して、耐ＨＩＳＣ性試験を実施して、耐ＨＩＳＣ性を評価した。具体的には、各試験番号の継目無鋼管の肉厚中央部から、耐ＨＩＳＣ性試験用のＶノッチ試験片を作製した。Ｖノッチ試験片は、平行部の断面が一辺７．５ｍｍの矩形であり、平行部長さが２５．４ｍｍであった。Ｖノッチ試験片の長手方向は、継目無鋼管の管軸方向（Ｌ方向）と平行であった。さらに、Ｖノッチ試験片の平行部では、長手方向の中央位置のうち、継目無鋼管の表面側に相当する位置に、向き管径方向（Ｃ方向）、角度４５°、深さ１．５ｍｍのＶノッチが形成された。

[0125] 各試験番号のＶノッチ試験片に対して、プレチャージを実施した。具体的

には、３．５重量％の塩化ナトリウム水溶液を８０℃に加熱して、プレチャージ用の試験溶液とした。プレチャージ用の試験溶液に、各試験番号のＶノッチ試験片と、参照電極（飽和カロメル電極）とを浸漬させた。さらに、各試験番号のＶノッチ試験片に－１０５０ｍＶの電位を印加して、３０日間保持した。

[0126] プレチャージ後の各試験番号のＶノッチ試験片に対して、ＨＩＳＣ試験を実施した。具体的には、各試験番号のＶノッチ試験片の長手方向に、実降伏応力の８５％に相当する応力を負荷した。さらに、各試験番号の他のＶノッチ試験片の長手方向に、実降伏応力の９３％に相当する応力を負荷した。３．５重量％の塩化ナトリウム水溶液を４℃に保持して、ＨＩＳＣ試験用の試験溶液とした。ＨＩＳＣ試験用の試験溶液に、応力が負荷された各試験番号のＶノッチ試験片と、参照電極（飽和カロメル電極）とを浸漬した。各試験番号のＶノッチ試験片に－１０５０ｍＶの電位を印加させて、３０日間保持した。

[0127] ３０日間保持後の各試験番号のＶノッチ試験片のそれぞれについて、肉眼及び倍率１０倍の投影機を用いて観察した。観察の結果、実降伏応力の９３％に相当する応力を負荷した試験片に割れが確認されなかった場合、さらに優れた耐ＨＩＳＣ性を有する（表３～表５中の「Ｅ」（Ｅｘｃｅｌｌｅｎｔ））と判断した。実降伏応力の９３％に相当する応力を負荷した試験片では割れが確認されたが、実降伏応力の８５％に相当する応力を負荷した試験片では割れが確認されなかった場合、優れた耐ＨＩＳＣ性を有する（表３～表５中の「Ｇ」（Ｇｏｏｄ））と判断した。実降伏応力の８５％に相当する応力を負荷した試験片に割れが確認された場合、優れた耐ＨＩＳＣ性を有さない（表３～表５中の「ＮＡ」（Ｎｏｔ　Ａｃｃｅｐｔａｂｌｅ））と判断した。

[0128] ［評価結果］

表３～表５に試験結果を示す。表１～表５を参照して、試験番号１～１１、１８～２８、３５～４４、５０～５８、６４～７３、及び、７９～８７の

継目無鋼管はいずれも、化学組成が適切であった。さらに、製造方法も明細書に記載の好ましい製造方法であった。その結果、フェライトの体積率が３０～５５％であった。さらに、２５０μｍ×２５０μｍの観察視野領域における、交点数ＮＴが６５個以上であり、交点数ＮＣが５０個以上であった。さらに、降伏強度が４１５ＭＰａ以上であった。その結果、耐ＨＩＳＣ性試験において優れた耐ＨＩＳＣ性を示した。

[0129] さらに、試験番号１８～２８、５０～５８、及び、７９～８７の継目無鋼管は、降伏強度が７００ＭＰａ以上であった。つまり、さらに高い降伏強度を有していながら、耐ＨＩＳＣ性試験において、優れた耐ＨＩＳＣ性を示した。

[0130] さらに、試験番号１、２、７～１０、２０、２１、２５～２８、３５、３７、４０、４１、５０、５１、５３、５６、５７、６４、６５、６８、６９、７９～８１、８４、及び、８５の継目無鋼管は、交点数ＮＣが１００個以上であった。その結果、耐ＨＩＳＣ性試験において、さらに優れた耐ＨＩＳＣ性を示した。

[0131] さらに、試験番号２０、２１、２５～２８、５０、５１、５３、５６、５７、７９～８１、８４、及び、８５の継目無鋼管は、降伏強度が７００ＭＰａ以上であり、交点数ＮＣが１００個以上であった。その結果、さらに高い降伏強度を有していながら、耐ＨＩＳＣ性試験において、さらに優れた耐ＨＩＳＣ性を示した。

[0132] 一方、試験番号１２、３０、４５、６１、７４、及び、８８の継目無鋼管は、溶体化温度が高すぎた。その結果、フェライトの体積率が５５％を超えた。その結果、耐ＨＩＳＣ性試験において優れた耐ＨＩＳＣ性を示さなかった。

[0133] 試験番号１３及び３１の継目無鋼管は、熱間加工の断面減少率Ｒが低すぎた。その結果、２５０μｍ×２５０μｍの観察視野領域において、交点数ＮＴが６５個未満となった。その結果、耐ＨＩＳＣ性試験において優れた耐ＨＩＳＣ性を示さなかった。

[0134] 試験番号１４、２９、４６、６３、７５、及び、９１の継目無鋼管は、熱間加工の加工時間が長すぎた。その結果、２５０μｍ×２５０μｍの観察視野領域において、交点数ＮＣが５０個未満となった。その結果、耐ＨＩＳＣ性試験において優れた耐ＨＩＳＣ性を示さなかった。

[0135] 試験番号１５、３２、４７、６２、７６、及び、９２の継目無鋼管は、断面減少率Ｒが低すぎた。さらに、加工時間が長すぎた。その結果、２５０μｍ×２５０μｍの観察視野領域において、交点数ＮＴが６５個未満となり、交点数ＮＣが５０個未満となった。その結果、耐ＨＩＳＣ性試験において優れた耐ＨＩＳＣ性を示さなかった。

[0136] 試験番号１６、３３、４８、６０、７７、及び、８９の継目無鋼管は、Ｎｉ含有量が低すぎた。その結果、フェライトの体積率が５５％を超えた。その結果、耐ＨＩＳＣ性試験において優れた耐ＨＩＳＣ性を示さなかった。

[0137] 試験番号１７、３４、４９、５９、７８、及び、９０の継目無鋼管は、Ｃｒ含有量が高すぎた。その結果、フェライトの体積率が５５％を超えた。その結果、耐ＨＩＳＣ性試験において優れた耐ＨＩＳＣ性を示さなかった。

[0138] 以上、本開示の実施の形態を説明した。しかしながら、上述した実施の形態は本開示を実施するための例示に過ぎない。したがって、本開示は上述した実施の形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述した実施の形態を適宜変更して実施することができる。

符号の説明

[0139] １０ フェライト

２０ オーステナイト

５０ 観察視野領域

請求の範囲

[請求項1] 二相ステンレス継目無鋼管であって、

質量％で、

Ｃ：０．０３０％以下、

Ｓｉ：０．２０～１．００％、

Ｍｎ：０．１０～７．００％、

Ｐ：０．０４０％以下、

Ｓ：０．０１００％以下、

Ａｌ：０．１００％以下、

Ｎｉ：４．００～９．００％、

Ｃｒ：２０．００～２８．００％、

Ｍｏ：０．５０～５．００％、

Ｃｕ：０．０１～４．００％、

Ｎ：０．０５０～０．５００％、

Ｖ：０．０１～１．５０％、

Ｗ：０～４．０００％、

Ｃｏ：０～２．００％、

Ｓｂ：０～０．１００％、

Ｓｎ：０～０．１００％、

Ｎｂ：０～０．１００％、

Ｔａ：０～０．１００％、

Ｔｉ：０～０．１００％、

Ｚｒ：０～０．１００％、

Ｈｆ：０～０．１００％、

Ｂ：０～０．０２００％、及び、

希土類元素：０～０．２００％を含有し、

Ｃａ：０．０００１～０．０２００％、及び、

Ｍｇ：０．０００１～０．０２００％からなる群から選択される１

元素以上を含有し、

残部がＦｅ及び不純物からなり、

ミクロ組織が、体積率で３０～５５％のフェライト及びオーステナイトからなり、

降伏強度が、４１５ＭＰａ以上であり、

前記二相ステンレス継目無鋼管の管軸方向をＬ方向、前記二相ステンレス継目無鋼管の管径方向をＴ方向、前記Ｌ方向及び前記Ｔ方向と垂直な方向をＣ方向と定義したとき、

前記二相ステンレス継目無鋼管の肉厚中央部を含み、前記Ｔ方向に延びる辺の長さが２５０μｍであり、前記Ｃ方向に延びる辺の長さが２５０μｍである正方形の観察視野領域において、

前記Ｔ方向に延びる線分であって、前記観察視野領域の前記Ｃ方向に等間隔に配列され、前記観察視野領域を前記Ｃ方向に５等分する４つの線分をＴ１～Ｔ４と定義し、

前記Ｃ方向に延びる線分であって、前記観察視野領域の前記Ｔ方向に等間隔に配列され、前記観察視野領域を前記Ｔ方向に５等分する４つの線分をＣ１～Ｃ４と定義し、

前記観察視野領域における前記フェライトと前記オーステナイトとの界面をフェライト界面と定義したとき、

前記線分Ｔ１～Ｔ４と前記フェライト界面との交点の数である交点数ＮＴが６５個以上であり、

前記線分Ｃ１～Ｃ４と前記フェライト界面との交点の数である交点数ＮＣが５０個以上である、

二相ステンレス継目無鋼管。

[請求項2] 請求項１に記載の二相ステンレス継目無鋼管であって、

Ｗ：０．００１～４．０００％、

Ｃｏ：０．０１～２．００％、

Ｓｂ：０．００１～０．１００％、

Ｓｎ：０．００１～０．１００％、

Ｎｂ：０．００１～０．１００％、

Ｔａ：０．００１～０．１００％、

Ｔｉ：０．００１～０．１００％、

Ｚｒ：０．００１～０．１００％、

Ｈｆ：０．００１～０．１００％、

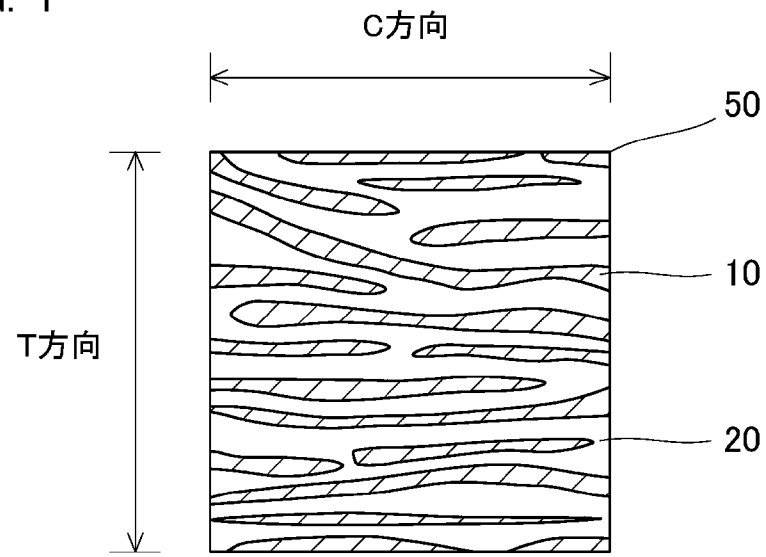
Ｂ：０．０００５～０．０２００％、及び、

希土類元素：０．００１～０．２００％からなる群から選択される１元素以上を含有する、

二相ステンレス継目無鋼管。

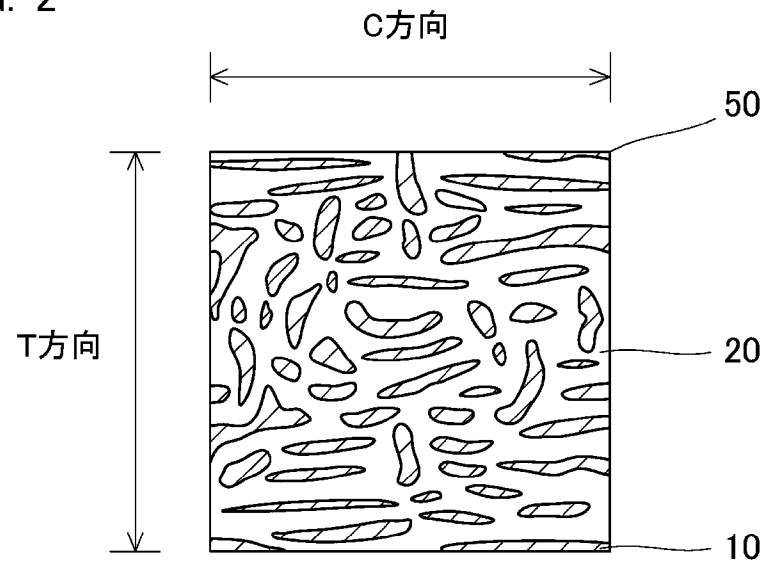
[図1]

FIG. 1



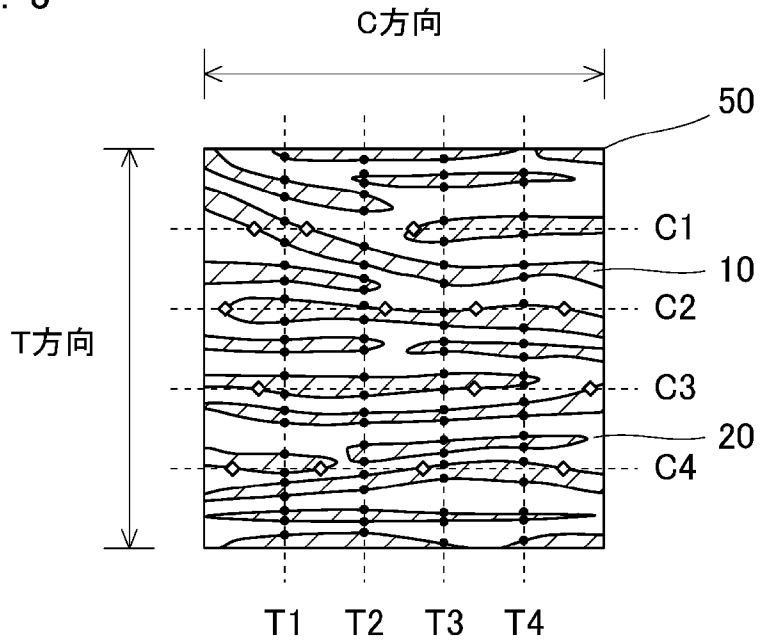
[図2]

FIG. 2



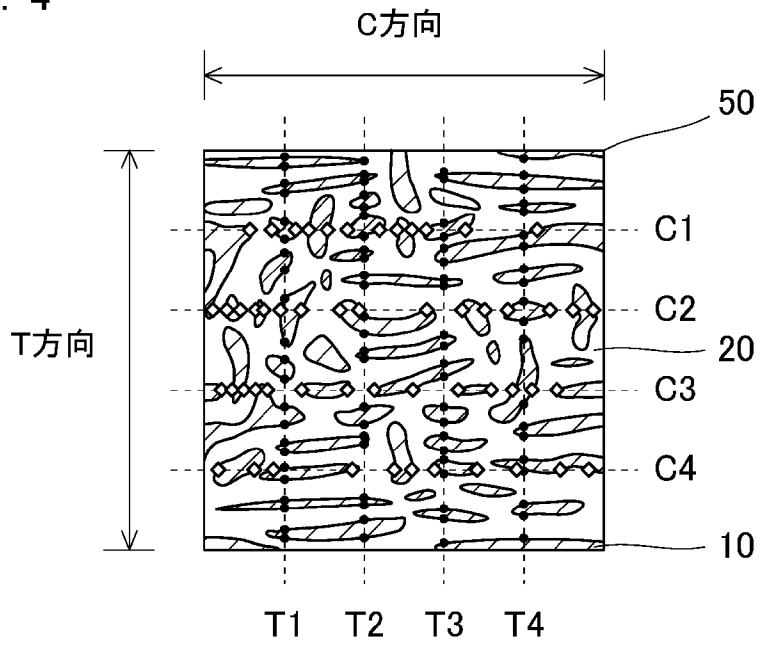
[図3]

FIG. 3



[図4]

FIG. 4



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2021/016954

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C 38/00(2006.01)i; C21D 8/10(2006.01)i; C21D 9/08(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i
FI: C22C38/00 302H; C22C38/60; C21D8/10 D; 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)
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	1971-2021
Registered utility model specifications of Japan	1996-2021
Published registered utility model applications of Japan	1994-2021

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 2016-164288 A (JFE STEEL CORPORATION) 08 September 2016 (2016-09-08) paragraphs [0011]-[0012], [0052]-[0053], tables 1-3, steel pipe no. 13, 15	1-2
A	JP 2016-117944 A (JFE STEEL CORPORATION) 30 June 2016 (2016-06-30) paragraphs [0015]-[0016], [0055]-[0056], tables 1-3, steel pipe no. 13, 15	1-2
A	WO 2020/013197 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 16 January 2020 (2020-01-16) paragraph [0021], fig. 1-5	1-2
P, A	WO 2020/218426 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 29 October 2020 (2020-10-29) paragraphs [0120]-[0123], tables 2-3, fig. 1-3	1-2

☐ 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	Date of mailing of the international search report
16 July 2021 (16.07.2021)	10 August 2021 (10.08.2021)

Name and mailing address of the ISA/	Authorized officer
Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2021/016954

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
JP 2016-164288 A	08 Sep. 2016	(Family: none)	
JP 2016-117944 A	30 Jun. 2016	(Family: none)	
WO 2020/013197 A1	16 Jan. 2020	EP 3822381 A1 paragraph [0021], fig. 1-5 BR 112021000039 A2	
WO 2020/218426 A1	29 Oct. 2020	(Family: none)	

国際調査報告

国際出願番号
PCT/JP2021/016954

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; C21D 8/10(2006.01)i; C21D 9/08(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i
FI: C22C38/00 302H; C22C38/60; C21D8/10 D; C21D9/08 E

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））

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	１９７１－２０２１年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０２１年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０２１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 2016-164288 A (ＪＦＥスチール株式会社) 08.09.2016 (2016-09-08) 段落0011-0012, 0052-0053, 表1-3, 鋼管No.13, 15	1-2
A	JP 2016-117944 A (ＪＦＥスチール株式会社) 30.06.2016 (2016-06-30) 段落0015-0016, 0055-0056, 表1-3, 鋼管No.13, 15	1-2
A	WO 2020/013197 A1 (日本製鉄株式会社) 16.01.2020 (2020-01-16) 段落0021, 図1-5	1-2
P, A	WO 2020/218426 A1 (日本製鉄株式会社) 29.10.2020 (2020-10-29) 段落0120-0123, 表2-3, 図1-3	1-2

☐ Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。

☑ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー
“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
“E” 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
“L” 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
“O” 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
“P” 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
“T” 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と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
“X” 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
“Y” 特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
“&” 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日	国際調査報告の発送日
16.07.2021	10.08.2021

名称及びあて先
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

権限のある職員（特許庁審査官）
橋本　憲一郎 4K 3031
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/JP2021/016954

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 2016-164288 A	08.09.2016	（ファミリーなし）	
JP 2016-117944 A	30.06.2016	（ファミリーなし）	
WO 2020/013197 A1	16.01.2020	EP 3822381 A1 段落0021，図1-5 BR 112021000039 A2	
WO 2020/218426 A1	29.10.2020	（ファミリーなし）	