

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2018年3月8日(08.03.2018)



(10) 国際公開番号

WO 2018/043565 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01) 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2017/031157 (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).
- (22) 国際出願日: 2017年8月30日(30.08.2017)
- (25) 国際出願の言語: 日本語 (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, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (26) 国際公開の言語: 日本語 (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,
- (30) 優先権データ:
特願 2016-168596 2016年8月30日(30.08.2016) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL 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: 岡田 浩一(OKADA, Hirokazu); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 栗原伸之佑(KURIHARA, Shinnosuke); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 且越雄(DAN, Etsuo); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 瀬戸雅浩(SETO, Masahiro); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 小薄孝裕(OSUKI, Takahiro);

(54) Title: AUSTENITIC STAINLESS STEEL

(54) 発明の名称: オーステナイト系ステンレス鋼

(57) Abstract: Provided is an austenitic stainless steel which exhibits excellent polythionic acid SCC resistance and excellent creep ductility. An austenitic stainless steel according to the present embodiment has a chemical composition which contains, in terms of mass%, 0.030% or less of C, 0.10-1.00% of Si, 0.20-2.00% of Mn, 0.040% or less of P, 0.010% or less of S, 16.0-25.0% of Cr, 10.0-30.0% of Ni, 0.1-5.0% of Mo, 0.20-1.00% of Nb, 0.050-0.300% of N, 0.0005-0.100% of sol.Al and 0.0010-0.0080% of B, with the remainder comprising Fe and impurities, and which satisfies formula (1). $B+0.004-0.9C+0.017Mo^2 \geq 0$ (1) Here, the atomic symbols in formula (1) are substituted by the content (mass%) of the corresponding element.

(57) 要約: 耐ポリチオン酸SCC性に優れ、かつ、クリープ延性にも優れるオーステナイト系ステンレス鋼を提供する。本実施形態によるオーステナイト系ステンレス鋼は、質量%で、C: 0.030%以下、Si: 0.10~1.00%、Mn: 0.20~2.00%、P: 0.040%以下、S: 0.010%以下、Cr: 16.0~25.0%、Ni: 10.0~30.0%、Mo: 0.1~5.0%、Nb: 0.20~1.00%、N: 0.050~0.300%、sol.Al: 0.0005~0.100%、及びB: 0.0010~0.0080%を含有し、残部がFe及び不純物からなり、式(1)を満たす化学組成を有する。 $B+0.004-0.9C+0.017Mo^2 \geq 0$ (1) ここで、式(1)の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。



WO 2018/043565 A1

SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM,
GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類：

- 一 国際調査報告（条約第21条(3)）

明 細 書

発明の名称： オーステナイト系ステンレス鋼

技術分野

[0001] 本発明は、ステンレス鋼に関し、さらに詳しくは、オーステナイト系ステンレス鋼に関する。

背景技術

[0002] 火力ボイラ、石油精製及び石油化学用プラントの加熱炉管等のプラント設備に用いられる部材の中には、600～700℃の高温で、かつ、硫化物及び／又は塩化物を含む腐食性流体を含む高温腐食環境で使用されるものがある。このようなプラント設備が定期点検等により停止したとき、空気、水分、硫化物スケールが反応して、部材表面にポリチオン酸が生成する。このポリチオン酸は、粒界における応力腐食割れ（以下、ポリチオン酸SCCという）を誘発する。したがって、上述の高温腐食環境で使用される部材には、優れた耐ポリチオン酸SCC性が求められる。

[0003] 耐ポリチオン酸SCC性を高めた鋼が、特開2003-166039号公報（特許文献1）及び国際公開第2009/044802号（特許文献2）に提案されている。ポリチオン酸SCCは、Crが $M_{23}C_6$ 型炭化物として粒界に析出し粒界近傍にCr欠乏層が形成されることにより発生する。そこで、特許文献1及び特許文献2では、C量を低減して $M_{23}C_6$ 型炭化物の生成を抑制して、耐ポリチオン酸SCC性を高めている。

[0004] 具体的には、特許文献1に開示されたオーステナイト系耐熱鋼は、質量%で、C：0.005～0.03%未満、Si：0.05～0.4%、Mn：0.5～2%、P：0.01～0.04%、S：0.0005～0.005%、Cr：18～20%、Ni：7～11%、Nb：0.2～0.5%、V：0.2～0.5%、Cu：2～4%、N：0.10～0.30%、B：0.0005～0.0080%を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる。Nb及びVの含有量の合計が0.6%以上であり、鋼中のNb固溶量

が0.15%以上である。さらに、 $N/14 \geq Nb/93 + V/51$ 、及び $Cr - 16C - 0.5Nb - V \geq 17.5$ を満足する。特許文献1では、C含有量を低減し、CrとC、Nb及びVとの関係を規定することにより、耐ポリチオン酸SCC性を高めている。

[0005] 特許文献2に開示されたオーステナイト系ステンレス鋼は、質量%で、C:0.04%未満、Si:1.5%以下、Mn:2%以下、Cr:15~25%、Ni:6~30%、N:0.02~0.35%、Sol. Al:0.03%以下を含み、さらに、Nb:0.5%以下、Ti:0.4%以下、V:0.4%以下、Ta:0.2%以下、Hf:0.2%以下、及びZr:0.2%以下のうちの1種又は2種以上を含有し、残部がFe及び不純物からなる。不純物中において、P:0.04%以下、S:0.03%以下、Sn:0.1%以下、As:0.01%以下、Zn:0.01%以下、Pb:0.01%以下、及びSb:0.01%以下である。さらに、 $F1 = S + \{ (P + Sn) / 2 \} + \{ (As + Zn + Pb + Sb) / 5 \} \leq 0.075$ 、及び $0.05 \leq Nb + Ta + Zr + Hf + 2Ti + (V/10) \leq 1.7 - 9 \times F1$ を満足する。特許文献2では、C含有量を0.05%未満にすることで耐ポリチオン酸SCC性を高める。さらに、NbやTiといったC固定化元素を低減し、鋼中のP、S、Sn等の粒界脆化元素を低減することにより、溶接熱影響部(HAZ)における耐脆化割れ性を高める。

先行技術文献

特許文献

- [0006] 特許文献1: 特開2003-166039号公報
特許文献2: 国際公開第2009/044802号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0007] ところで、最近では、上述の高温腐食環境で使用される部材において、高いクリープ延性が求められている。プラント設備では、上述のとおり、設備

を停止して定期点検を実施する場合がある。定期点検において、交換が必要な部材が調査される。このとき、クリープ延性が高ければ、定期点検時において、部材の変形の程度を確認して、部材の交換の判断基準とすることができる。

[0008] 特許文献1及び特許文献2では、耐ポリチオン酸SCC性の改善を目的としているものの、クリープ延性の向上については目的としていない。これらの特許文献で提案された鋼では、耐ポリチオン酸SCC性を高めるために、C含有量を低くしている。この場合、高いクリープ延性が得られない場合がある。

[0009] 本発明の目的は、耐ポリチオン酸SCC性に優れ、かつ、クリープ延性にも優れる、オーステナイト系ステンレス鋼を提供することである。

課題を解決するための手段

[0010] 本発明によるオーステナイト系ステンレス鋼は、質量%で、C：0.030%以下、Si：0.10～1.00%、Mn：0.20～2.00%、P：0.040%以下、S：0.010%以下、Cr：16.0～25.0%、Ni：10.0～30.0%、Mo：0.1～5.0%、Nb：0.20～1.00%、N：0.050～0.300%、sol. Al：0.0005～0.100%、B：0.0010～0.0080%、Cu：0～5.0%、W：0～5.0%、Co：0～1.0%、V：0～1.00%、Ta：0～0.2%、Hf：0～0.20%、Ca：0～0.010%、Mg：0～0.010%、及び、希土類元素：0～0.10%を含有し、残部がFe及び不純物からなり、式(1)を満たす化学組成を有する。

$$B + 0.004 - 0.9C + 0.017Mo^2 \geq 0 \quad (1)$$

ここで、式(1)の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

発明の効果

[0011] 本発明によるオーステナイト系ステンレス鋼は、耐ポリチオン酸SCC性に優れ、かつ、クリープ延性にも優れる。

発明を実施するための形態

- [0012] 本発明者らは、耐ポリチオン酸SCC性だけでなく、クリープ延性にも優れた鋼について調査及び検討を行った。
- [0013] C含有量を0.030%以下に低減すれば、高温腐食環境下での使用中において、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の生成が抑制され、粒界近傍でのCr欠乏層の生成が抑制される。本発明ではさらに、0.20~1.00%のNbを含有することにより、CをNbで固定して、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の生成要因となる固溶C量をさらに低減する。本発明ではさらに、Moを0.1~5.0%含有する。Moは、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の生成を抑制する。そのため、C欠乏層の生成が低減される。以上の対策により、耐ポリチオン酸SCC性を高めることができる。
- [0014] しかしながら、本発明者らが調査した結果、C含有量を0.030%以下に低減すれば、クリープ延性が低下することが判明した。その理由として、次の事項が考えられる。粒界に生成する析出物は、粒界強度を高める。粒界強度が高まれば、クリープ延性が高まる。しかしながら、C含有量を0.030%以下に低減すれば、粒界に生成する析出物（炭化物等）も低減する。その結果、粒界強度が得られにくく、クリープ延性が低下すると考えられる。
- [0015] そこで、本発明者らは、優れた耐ポリチオン酸SCC性及び優れたクリープ延性を両立できるオーステナイト系ステンレス鋼について、さらに検討を行った。B（ボロン）は上述の600~700℃の高温腐食環境下において、結晶粒界に偏析して、粒界強度を高めると考えられる。
- [0016] そこで、本発明者らは、質量%で、C：0.030%以下、Si：0.10~1.00%、Mn：0.20~2.00%、P：0.040%以下、S：0.010%以下、Cr：16.0~25.0%、Ni：10.0~30.0%、Mo：0.1~5.0%、Nb：0.20~1.00%、N：0.050~0.300%、sol. Al：0.0005~0.100%、B：0.0010~0.0080%、Cu：0~5.0%、W：0~5.0%、

Co : 0 ~ 1.0%、V : 0 ~ 1.00%、Ta : 0 ~ 0.2%、Hf : 0 ~ 0.20%、Ca : 0 ~ 0.010%、Mg : 0 ~ 0.010%、及び、希土類元素 : 0 ~ 0.10%を含有し、残部がFe及び不純物からなるオーステナイト系ステンレス鋼であれば、優れた耐ポリチオン酸SCC性及び優れたクリープ延性を両立させることができると考えた。

[0017] しかしながら、上記化学組成を有するオーステナイト系ステンレス鋼の耐ポリチオン酸SCC及びクリープ延性を調査した結果、優れた耐ポリチオン酸SCC性は得られるものの、優れたクリープ延性が必ずしも得られない場合があることがわかった。そこで、本発明者らはさらなる検討を行った。その結果、クリープ延性について、次のメカニズムが考えられることが分かった。

[0018] 上述のとおり、本実施形態では、耐ポリチオン酸SCC性を高めるために、C含有量を0.030%以下にするだけでなく、0.20~1.00%のNbを含有してCをNbに固定して、固溶Cを低減する。具体的には、Nbは、溶体化処理、又は、短時間での時効により、Cと結合してMX型炭窒化物として析出する。しかしながら、本実施形態の鋼材の使用環境(600~700℃の高温腐食環境)において、MX型炭窒化物は準安定相である。そのため、上記化学組成を有する鋼材を600~700℃の高温腐食環境において長時間使用した場合、NbのMX型炭窒化物は、安定相であるZ相(CrNbN)とM₂₃C₆型炭化物に変化する。このとき、粒界に偏析しているBが、M₂₃C₆型炭化物中の一部のCと置換され、M₂₃C₆型炭化物に吸収される。そのため、粒界に偏析しているB量が低減し、粒界強度が低下する。その結果、十分なクリープ延性が得られないと考えられる。

[0019] そこで、600~700℃の高温腐食環境下での使用中において、粒界での偏析B量の低減を抑制する方法について、さらに検討を行った。その結果、次のメカニズムが考えられることが分かった。

[0020] Moは上述のとおり、M₂₃C₆型炭化物の生成自体を抑制する。Moはさらに、M₂₃C₆型炭化物中の一部のMと置換され、M₂₃C₆型炭化物に固溶する

場合がある。本明細書において、M_oが固溶したM₂₃C₆型炭化物を、「M_o固溶M₂₃C₆型炭化物」と定義する。M_o固溶M₂₃C₆型炭化物はBを固溶しにくい。したがって、高温腐食環境下での使用中において、Nbを含有するMX型炭窒化物がZ相とM₂₃C₆型炭化物に変化した場合であっても、M₂₃C₆型炭化物がM_o固溶M₂₃C₆型炭化物であれば、BのM₂₃C₆型炭化物への固溶を抑制でき、粒界での偏析B量の低減が抑制される。その結果、優れた耐ポリチオン酸SCC性及び優れたクリープ延性を両立させることができると考えられる。

[0021] そこで、上記化学組成を有するオーステナイト系ステンレス鋼において、600～700℃の高温腐食環境下での使用中において、Nbを含有するMX型炭窒化物がZ相とM₂₃C₆型炭化物に変化した場合であっても、M_o固溶M₂₃C₆型炭化物が生成することにより、粒界での偏析B量の低減を抑制できる化学組成をさらに検討した。その結果、M_o固溶M₂₃C₆型炭化物の生成による偏析B量の低減抑制には、上記化学組成中のBと、Cと、M_oとが密接に関係することが分かった。そして、上記化学組成において、B、C及びM_oが式(1)を満たせば、600～700℃の高温腐食環境下での使用中においても、優れた耐ポリチオン酸SCC性及び優れたクリープ延性を両立させることができると分かった。

$$B + 0.004 - 0.9C + 0.017M_o^2 \geq 0 \quad (1)$$

ここで、式(1)の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

[0022] 本発明者らがさらに検討した結果、上記オーステナイト系ステンレス鋼に任意元素であるCuが含有される場合、Cuを5.0%以下含有すれば、優れたクリープ強度が得られつつ、クリープ延性も維持できるが、Cu含有量の上限を1.9%以下とすればさらに、クリープ強度を高めつつ、さらに高いクリープ延性を維持できることが分かった。その理由として、次の事項が考えられる。Cuは高温腐食環境下での使用中において、粒内に析出してCu相を形成する。Cu相はクリープ強度を高めるものの、クリープ延性を低

下する場合がある。したがって、上記化学組成であって、式(1)を満たすオーステナイト系ステンレス鋼において、より好ましくは、Cu含有量は1.9%以下である。Cu含有量が1.9%以下であれば、優れたクリープ延性をより有効に維持できる。

[0023] 本発明者がさらに検討した結果、Mo含有量を0.5%以上とすれば、クリープ延性がさらに高まることが分かった。この理由は定かではないが、次の事項が考えられる。上記化学組成(式(1)を満たす)においてさらに、Mo含有量を0.5%以上とした場合、600~700℃の高温腐食環境下での使用中において、Moはさらに、粒界に偏析したり金属間化合物を生成したりする。この粒界偏析や金属間化合物により、粒界強度がさらに高まる。その結果、クリープ延性がさらに高まる。したがって、好ましいMo含有量の下限は0.5%である。クリープ延性をさらに高めるための好ましいMo含有量の下限は0.8%であり、さらに好ましくは1.0%であり、さらに好ましくは2.0%である。

[0024] 以上の知見に基づいて完成した本発明によるオーステナイト系ステンレス鋼は、質量%で、C:0.030%以下、Si:0.10~1.00%、Mn:0.20~2.00%、P:0.040%以下、S:0.010%以下、Cr:16.0~25.0%、Ni:10.0~30.0%、Mo:0.1~5.0%、Nb:0.20~1.00%、N:0.050~0.300%、sol. Al:0.0005~0.1000%、B:0.0010~0.0080%、Cu:0~5.0%、W:0~5.0%、Co:0~1.0%、V:0~1.00%、Ta:0~0.2%、Hf:0~0.20%、Ca:0~0.010%、Mg:0~0.010%、及び、希土類元素:0~0.10%を含有し、残部がFe及び不純物からなり、式(1)を満たす化学組成を有する。

$$B + 0.004 - 0.9C + 0.017Mo^2 \geq 0 \quad (1)$$

ここで、式(1)の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

[0025] 上記化学組成は、質量%で、Cu : 0.1 ~ 5.0%、W : 0.1 ~ 5.0%、及びCo : 0.1 ~ 1.0%からなる群から選択される1種又は2種以上を含有してもよい。

[0026] 上記化学組成は、質量%で、V : 0.1 ~ 1.00%、Ta : 0.01 ~ 0.2%、及びHf : 0.01 ~ 0.20%からなる群から選択される1種又は2種以上を含有してもよい。

[0027] 上記化学組成は、質量%で、Ca : 0.0005 ~ 0.010%、Mg : 0.0005 ~ 0.010%、及び、希土類元素 : 0.001 ~ 0.10%からなる群から選択される1種又は2種以上を含有してもよい。

[0028] 上記化学組成は、質量%で、Cu : 0 ~ 1.9%を含有してもよい。

[0029] 上記化学組成は、質量%で、Mo : 0.5 ~ 5.0%を含有してもよい。

[0030] 以下、本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼について詳述する。元素に関する「%」は、特に断りがない限り、質量%を意味する。

[0031] [化学組成]

本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼の化学組成は、次の元素を含有する。

[0032] C : 0.030%以下

炭素 (C) は不可避に含有される。Cは、600 ~ 700℃の高温腐食環境下で本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼を使用中において、粒界に $M_{23}C_6$ 型炭化物を生成し、耐ポリチオン酸SCC性を低下する。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0.020%であり、さらに好ましくは0.015%である。C含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、上述のとおり、Cは不可避に含有されるため、工業生産上、Cは少なくとも、0.0001%は含有され得る。そのため、C含有量の好ましい下限値は0.0001%である。

[0033] Si : 0.10 ~ 1.00%

シリコン (Si) は、鋼を脱酸する。Siはさらに、鋼の耐酸化性及び耐水蒸気酸化性を高める。Si含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。

一方、Si含有量が高すぎれば、鋼中にシグマ相（ σ 相）が析出し、鋼の靱性が低下する。したがって、Si含有量は0.10～1.00%である。Si含有量の好ましい上限は0.75%であり、さらに好ましくは0.50%である。

[0034] Mn : 0.20～2.00%

マンガン（Mn）は鋼を脱酸する。Mnはさらに、オーステナイトを安定化して、クリープ強度を高める。Mn含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。一方、Mn含有量が高すぎれば、鋼のクリープ強度が低下する。したがって、Mn含有量は0.20～2.00%である。Mn含有量の好ましい下限は0.40%であり、さらに好ましくは0.50%である。Mn含有量の好ましい上限は1.70%であり、さらに好ましくは1.50%である。

[0035] P : 0.040%以下

燐（P）は不純物である。Pは鋼の熱間加工性及び靱性を低下する。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0.032%である。P含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、Pは不可避に含有され、工業生産上、Pは少なくとも、0.0001%は含有され得る。そのため、P含有量の好ましい下限値は0.0001%である。

[0036] S : 0.010%以下

硫黄（S）は不純物である。Sは鋼の熱間加工性及びクリープ延性を低下する。したがって、S含有量は0.010%以下である。S含有量の好ましい上限は0.005%である。S含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、Sは不可避に含有され、工業生産上、Sは少なくとも、0.0001%は含有され得る。そのため、S含有量の好ましい下限値は0.0001%である。

[0037] Cr : 16.0～25.0%

クロム（Cr）は鋼の耐ポリチオン酸SCC性を高める。Crはさらに、

耐酸化性、耐水蒸気酸化性、耐高温腐食性等を高める。Cr含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。一方、Cr含有量が高すぎれば、鋼のクリープ強度及び靱性が低下する。したがって、Cr含有量は16.0~25.0%である。Cr含有量の好ましい下限は16.5%であり、さらに好ましくは17.0%である。Cr含有量の好ましい上限は24.0%であり、さらに好ましくは23.0%である。

[0038] Ni : 10.0~30.0%

ニッケル(Ni)はオーステナイトを安定化して、クリープ強度を高める。Ni含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。一方、Ni含有量が高すぎれば、上記効果が飽和し、さらに、製造コストが高くなる。したがって、Ni含有量は10.0~30.0%である。Ni含有量の好ましい下限は11.0%であり、さらに好ましくは13.0%である。Ni含有量の好ましい上限は25.0%であり、さらに好ましくは22.0%である。

[0039] Mo : 0.1~5.0%

モリブデン(Mo)は、600~700℃の高温腐食環境下での使用中において、粒界に $M_{23}C_6$ 型炭化物が生成するのを抑制する。Moはさらに、600~700℃での高温腐食環境下での使用中において、NbのMX型炭窒化物が $M_{23}C_6$ 型炭化物に変化するとき、 $M_{23}C_6$ 型炭化物にBが固溶するのを抑制して、高温腐食環境下での粒界の偏析B量が低減するのを抑制する。これにより、高温腐食環境下において、十分なクリープ延性が得られる。Mo含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。一方、Mo含有量が高すぎれば、オーステナイトの安定性が低下する。したがって、Mo含有量は0.1~5.0%である。Mo含有量の好ましい下限は0.2%であり、さらに好ましくは0.3%である。

[0040] Mo含有量が0.5%以上であればさらに、Moは粒界に偏析したり、金属間化合物を生成したりして、粒界強度をさらに高める。この場合、高温腐食環境下において、さらに優れたクリープ強度が得られる。したがって、Mo含有量のさらに好ましい下限は0.5%であり、さらに好ましくは0.8

%であり、さらに好ましくは1.0%であり、さらに好ましくは1.5%であり、さらに好ましくは2.0%である。Mo含有量が1.5%以上であれば、クリープ強度も高める。Mo含有量の好ましい上限は4.5%であり、さらに好ましくは4.0%である。Mo含有量が1.5%以上であれば、クリープ強度も高める。

[0041] Nb : 0.20~1.00%

ニオブ (Nb) は、600~700℃の高温腐食環境下での使用中において、Cと結合してMX型炭窒化物を生成し、鋼中の固溶C量を低減する。これにより、鋼の耐ポリチオン酸SCC性が高まる。生成したNbのMX型炭窒化物はまた、クリープ強度を高める。Nb含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。一方、Nb含有量が高すぎれば、 δ フェライトが生成し、鋼の長時間クリープ強度、靱性、及び、溶接性を低下する。したがって、Nb含有量は0.20~1.00%である。Nb含有量の好ましい下限は0.25%である。Nb含有量の好ましい上限は0.90%であり、さらに好ましくは0.80%である。

[0042] N : 0.050~0.300%

窒素 (N) はマトリクス (母相) に固溶してオーステナイトを安定化して、クリープ強度を高める。Nはさらに、粒内に微細な炭窒化物を形成し、鋼のクリープ強度を高める。つまり、Nは、固溶強化及び析出強化の両方でクリープ強度に寄与する。N含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。一方、N含有量が高すぎれば、粒界でCr窒化物が形成され、溶接熱影響部 (HAZ) での耐ポリチオン酸SCC性が低下する。N含有量が高すぎればさらに、鋼の加工性が低下する。したがって、N含有量は0.050~0.300%である。N含有量の好ましい下限は0.070%である。N含有量の好ましい上限は0.250%であり、さらに好ましくは0.200%である。

[0043] sol. Al : 0.0005~0.100%

アルミニウム (Al) は鋼を脱酸する。Al含有量が低すぎれば、上記効

果が得られない。一方、Al含有量が高すぎれば、鋼の清浄度が低下し、鋼の加工性及び延性が低下する。したがって、Al含有量は0.0005～0.100%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0.002%である。Al含有量の好ましい上限は0.050%であり、さらに好ましくは0.030%である。本実施形態においてAl含有量は、酸可溶Al (sol. Al) の含有量を意味する。

[0044] B : 0.0010～0.0080%

ボロン (B) は、600～700℃での高温腐食環境下での使用中において、粒界に偏析し、粒界強度を高める。その結果、クリープ延性を高める。B含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。一方、B含有量が高すぎれば、溶接性及び高温での熱間加工性が低下する。したがって、B含有量は0.0010～0.0080%である。B含有量の好ましい下限は、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0.0060%未満であり、さらに好ましくは0.0050%である。

[0045] 本実施の形態によるオーステナイト系ステンレス鋼の化学組成の残部は、Fe及び不純物からなる。ここで、不純物とは、オーステナイト系ステンレス鋼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、本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0046] [任意元素について]

本実施形態によるオーステナイト系ステンレス鋼はさらに、Feの一部に代えて、Cu、W及びCoからなる群から選択される1種又は2種以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも、鋼のクリープ強度を高める。

[0047] Cu : 0～5.0%

銅 (Cu) は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Cuは600～700℃の高温腐食環境での使用中において、粒内にCu相として析出して、析出強化により鋼のクリープ強度を高める。しかしながら

、Cu含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性及び溶接性が低下する。したがって、Cu含有量は0～5.0%である。クリープ強度をさらに有効に高めるためのCu含有量の好ましい下限は0.1%であり、さらに好ましくは2.0%であり、さらに好ましくは2.5%である。Cu含有量の好ましい上限は4.5%であり、さらに好ましくは4.0%である。一方、より優れたクリープ延性を維持するための好ましいCu含有量は0～1.9%であり、さらに好ましくいCu含有量の上限は、1.8%である。

[0048] W : 0～5.0%

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。含有される場合、Wはマトリクス (母相) に固溶して、鋼のクリープ強度を高める。しかしながら、W含有量が高すぎれば、オーステナイトの安定性が低下し、鋼のクリープ強度や靱性が低下する。したがって、W含有量は0～5.0%である。W含有量の好ましい下限は0.1%であり、さらに好ましくは0.2%である。W含有量の好ましい上限は4.5%であり、さらに好ましくは4.0%である。

[0049] Co : 0～1.0%

コバルト (Co) は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Coはオーステナイトを安定化して、クリープ強度を高める。しかしながら、Co含有量が高すぎれば、原料コストが高まる。したがって、Co含有量は0～1.0%である。Co含有量の好ましい下限は0.1%であり、さらに好ましくは0.2%である。

[0050] 本実施形態によるオーステナイト系ステンレス鋼はさらに、Feの一部に代えて、V、Ta及びHfからなる群から選択される1種又は2種以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも、鋼の耐ポリチオン酸SCC性及びクリープ強度を高める。

[0051] V : 0～1.00%

バナジウム (V) は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Vは、600～700℃の高温腐食環境下での使用中において、Cと

結合して炭窒化物を生成して、固溶Cを低減し、鋼の耐ポリチオン酸SCC性を高める。生成したV炭窒化物はまた、クリープ強度を高める。しかしながら、V含有量が高すぎれば、 δ フェライトが生成し、鋼のクリープ強度、靱性、及び溶接性が低下する。したがって、V含有量は0～1.00%である。耐ポリチオン酸SCC性及びクリープ強度をさらに有効に高めるためのV含有量の好ましい下限は0.10%である。V含有量の好ましい上限は0.90%であり、さらに好ましくは0.80%である。

[0052] Ta : 0～0.2%

タンタル (Ta) は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Taは、600～700℃の高温腐食環境下での使用中において、Cと結合して炭窒化物を生成して、固溶Cを低減し、鋼の耐ポリチオン酸SCC性を高める。生成したTa炭窒化物はまた、クリープ強度を高める。しかしながら、Ta含有量が高すぎれば、 δ フェライトが生成し、鋼のクリープ強度、靱性、及び溶接性が低下する。したがって、Ta含有量は0～0.2%である。耐ポリチオン酸SCC性及びクリープ強度をさらに有効に高めるためのTa含有量の好ましい下限は0.01%であり、さらに好ましくは0.02%である。

[0053] Hf : 0～0.2%

ハフニウム (Hf) は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Hfは、600～700℃の高温腐食環境下での使用中において、Cと結合して炭窒化物を生成して、固溶Cを低減し、鋼の耐ポリチオン酸SCC性を高める。生成したHf炭窒化物はまた、クリープ強度を高める。しかしながら、Hf含有量が高すぎれば、 δ フェライトが生成し、鋼のクリープ強度、靱性、及び溶接性が低下する。したがって、Hf含有量は0～0.2%である。Hf含有量の好ましい下限は0.01%であり、さらに好ましくは0.02%である。

[0054] 本実施形態によるオーステナイト系ステンレス鋼はさらに、Feの一部に代えて、Ca、Mg及び希土類元素からなる群から選択される1種又は2種

以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも、鋼の熱間加工性及びクリープ延性を高める。

[0055] Ca : 0~0.010%

カルシウム (Ca) は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Caは、O (酸素) 及びS (硫黄) を介在物として固定し、鋼の熱間加工性及びクリープ延性を高める。しかしながら、Ca含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性及びクリープ延性を低下する。したがって、Ca含有量は0~0.010%である。Ca含有量の好ましい下限は0.0005%であり、さらに好ましくは0.001%である。Ca含有量の好ましい上限は0.008%であり、さらに好ましくは0.006%である。

[0056] Mg : 0~0.010%

マグネシウム (Mg) は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Mgは、O (酸素) 及びS (硫黄) を介在物として固定し、鋼の熱間加工性及びクリープ延性を高める。しかしながら、Mg含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性及び長時間クリープ延性を低下する。したがって、Mg含有量は0~0.010%である。Mg含有量の好ましい下限は0.0005%であり、さらに好ましくは0.001%である。Mg含有量の好ましい上限は0.008%であり、さらに好ましくは0.006%である。

[0057] 希土類元素 : 0~0.10%

希土類元素 (REM) は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、REMは、O (酸素) 及びS (硫黄) を介在物として固定し、鋼の熱間加工性及びクリープ延性を高める。しかしながら、REM含有量が高すぎれば、鋼の熱間加工性及び長時間クリープ延性を低下する。したがって、REM含有量は0~0.01%である。REM含有量の好ましい下限は0.001%であり、さらに好ましくは0.002%である。REM含有量の好ましい上限は0.08%であり、さらに好ましくは0.06%である。

[0058] 本明細書におけるREMは、Sc、Y、及び、ランタノイド (原子番号57番のLa~71番のLu) の少なくとも1種以上を含有し、REM含有量

は、これらの元素の合計含有量を意味する。

[0059] [式(1)について]

上記化学組成はさらに、式(1)を満たす。

$$B + 0.004 - 0.9C + 0.017M_{\circ}^2 \geq 0 \quad (1)$$

式(1)中の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

[0060] 上述のとおり、本実施形態では、耐ポリチオン酸SCC性を高めるために、C含有量を0.030%以下にするだけでなく、0.20~1.00%のNbを含有して、600~700℃の高温腐食環境下での使用中にNbのMX型炭窒化物を生成し、固溶C量を低減する。しかしながら、NbのMX型炭窒化物は準安定相であるため、上記高温使用環境下での使用中において、Z相及び $M_{23}C_6$ 型炭化物に変化する。このとき、粒界に偏析しているBが $M_{23}C_6$ 型炭化物に固溶し、粒界でのB偏析量が低減する。その結果、クリープ延性が低下してしまう。

[0061] しかしながら、 M_{\circ} が $M_{23}C_6$ 型炭化物に固溶して「 M_{\circ} 固溶 $M_{23}C_6$ 型炭化物」を生成すれば、 M_{\circ} 固溶 $M_{23}C_6$ 型炭化物にBは固溶しにくい。そのため、粒界でのB偏析量は維持され、優れた耐ポリチオン酸SCC性が得られるだけでなく、優れたクリープ延性が得られる。

[0062] $F1 = B + 0.004 - 0.9C + 0.017M_{\circ}^2$ と定義する。F1は、高温腐食環境下で使用中の鋼中に生成する複数の $M_{23}C_6$ 型炭化物のうち、 M_{\circ} 固溶 $M_{23}C_6$ 型炭化物の割合を示す指標である。F1が0以上であれば、高温腐食環境下での使用中において、鋼中に複数の $M_{23}C_6$ 型炭化物が生成しても、 M_{\circ} 固溶 $M_{23}C_6$ 型炭化物の割合が高い。そのため、粒界に偏析しているBが $M_{23}C_6$ 型炭化物に固溶されにくく、粒界での偏析B量が維持される。そのため、優れた耐ポリチオン酸SCC性と優れたクリープ延性とを両立させることができる。したがって、F1は0(0.00000)以上である。好ましくは、F1は0.00100以上であり、さらに好ましくは0.00200以上であり、さらに好ましくは、0.00400以上であり、さらに好

ましくは、0.00500であり、さらに好ましくは0.00800以上であり、最も好ましくは0.01000である。

[0063] 好ましくは、上記オーステナイト系ステンレス鋼の化学組成がCuを含有する場合、上述のとおり、Cu含有量の上限は1.9%以下である。つまり、クリープ強度を高めつつ、さらに、優れたクリープ延性を得ることを考慮すれば、好ましいCu含有量は0%~1.9%である。Cu含有量が1.9%以下であれば、Cu相の析出強化により優れたクリープ強度を得つつ、優れたクリープ延性を維持できる。

[0064] 上記オーステナイト系ステンレス鋼の化学組成において、Mo含有量の下限は好ましくは0.5%である。この場合、600~700℃の高温腐食環境下での使用中において、Moはさらに、粒界に偏析したり金属間化合物を生成したりする。この粒界偏析や金属間化合物により、粒界強度がさらに高まる。その結果、クリープ延性がさらに高まる。したがって、好ましいMo含有量の下限は1.0%である。なお、Mo含有量の下限が1.0%以上である場合、好ましいF1値は0.00500以上であり、さらに好ましくは、0.00800以上であり、さらに好ましくは、0.01000以上である。

[0065] [製造方法]

本発明のオーステナイト系ステンレス鋼の製造方法の一例を説明する。本製造方法は、素材を準備する準備工程と、素材に対して熱間加工を実施して鋼材を製造する熱間加工工程と、必要に応じて熱間加工工程後の鋼材を冷間加工する冷間加工工程と、必要に応じて鋼材に対して溶体化処理を実施する溶体化処理工程とを備える。以下、製造方法について説明する。

[0066] [準備工程]

上述の化学組成であって、式(1)を満たす溶鋼を製造する。たとえば、電気炉やAOD (Argon Oxygen Decarburization) 炉、VOD (Vacuum Oxygen Decarburization) 炉を用いて、上記溶鋼を製造する。製造された溶鋼に対して、必

要に応じて周知の脱ガス処理を実施する。脱ガス処理を実施した溶鋼から、素材を製造する。素材の製造方法はたとえば、連続鋳造法である。連続鋳造法により、連続鋳造材（素材）を製造する。連続鋳造材はたとえば、スラブ、ブルーム及びビレット等である。溶鋼を造塊法によりインゴットにしてもよい。

[0067] [熱間加工工程]

準備された素材（連続鋳造材又はインゴット）を熱間加工して、オーステナイト系ステンレス鋼材を製造する。たとえば、素材を熱間圧延して鋼板や棒鋼、線材を製造する。また、熱間押出や熱間穿孔圧延等によりオーステナイト系ステンレス鋼管を製造する。熱間加工の具体的な方法は特に限定されず、最終製品の形状に応じた熱間加工を実施すればよい。熱間加工の加工終了温度はたとえば、1050℃以上である。ここでいう加工終了温度とは、最終の熱間加工が完了した直後の鋼材の温度を意味する。

[0068] [冷間加工工程]

熱間加工後のオーステナイト系ステンレス鋼材に対して、必要に応じて、冷間加工を実施してもよい。オーステナイト系ステンレス鋼材が棒鋼、線材、鋼管である場合、冷間加工はたとえば、冷間引抜や冷間圧延である。オーステナイト系ステンレス鋼材が鋼板である場合、冷間圧延等である。

[0069] [溶体化処理工程]

熱間加工後、又は冷間加工後、必要に応じて、溶体化処理を実施してもよい。溶体化処理工程では、組織の均一化、及び炭窒化物の固溶を行う。好ましい溶体化処理温度は次のとおりである。

[0070] 好ましい溶体化処理温度：1000～1250℃

溶体化処理温度が1000℃以上であれば、Nbの炭窒化物が十分に固溶し、クリープ強度がさらに高まる。熱処理温度が1250℃以下であれば、Cの過剰な固溶を抑制でき、耐ポリチオン酸SCC性がさらに高まる。

[0071] 溶体化処理時における上記溶体化処理温度での保持時間は特に限定されないが、たとえば2分～60分である。

[0072] なお、熱間加工工程により製造した鋼材に対して、上述の溶体化処理に代えて、熱間加工直後に急冷を行ってもよい。この場合、熱間加工の加工終了温度は、1000℃以上とするのが好ましい。熱間加工終了温度が1000℃以上であれば、Nbの炭窒化物が十分に固溶し、600～700℃の高温腐食環境での使用中において、優れた耐ポリチオン酸SCC性及び優れたクリープ延性の両立が可能であり、かつ、高温環境下での使用中におけるNb炭窒化物の生成により、十分なクリープ強度も得られる。

[0073] なお、本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼の形状は特に限定されない。本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼は、鋼板であってもよいし、鋼管であってもよいし、棒鋼又は線材であってもよいし、形鋼であってもよい。

実施例

[0074] 表1の化学組成を有する溶鋼を製造した。

[0075]

[表1]

TABLE1
化学組成(単位は質量%、残部はFe及び不純物)

試験番号	化学組成(単位は質量%、残部はFe及び不純物)														F1
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	N	sol.Al	B	Cu	その他	
1	0.010	0.25	0.68	0.019	0.001	17.1	14.2	0.8	0.43	0.099	0.005	0.0033	-	-	0.00918
2	0.012	0.23	0.85	0.024	0.001	18.5	13.1	0.5	0.35	0.086	0.008	0.0045	3.2	-	0.00195
3	0.010	0.25	0.98	0.008	0.001	17.8	14.5	0.6	0.34	0.091	0.004	0.0041	1.5	-	0.00522
4	0.010	0.33	0.56	0.018	0.001	18.1	14.2	0.5	0.38	0.100	0.009	0.0029	0.8	-	0.00215
5	0.017	0.18	0.77	0.026	0.001	17.6	14.2	1.2	0.32	0.085	0.003	0.0023	-	-	0.01548
6	0.015	0.23	0.65	0.029	0.001	17.4	15.2	1.6	0.31	0.098	0.008	0.0031	-	-	0.03712
7	0.015	0.39	1.52	0.018	0.001	17.5	14.9	2.3	0.41	0.120	0.015	0.0035	-	0.15V, 0.002Ca	0.08393
8	0.008	0.19	1.32	0.031	0.002	17.6	13.2	0.4	0.25	0.110	0.004	0.0025	2.8	1.0W, 0.1Ta	0.00202
9	0.006	0.42	0.63	0.021	0.001	18.2	14.3	0.3	0.28	0.092	0.030	0.0020	3.4	0.5Co	0.00213
10	0.014	0.33	0.94	0.019	0.001	22.7	16.2	0.9	0.62	0.180	0.021	0.0031	2.5	0.002Mg	0.00827
11	0.020	0.23	1.23	0.013	0.001	20.3	21.3	3.8	0.33	0.110	0.007	0.0023	-	0.08Hf, 0.03Nd	0.23378
12	0.012	0.43	0.51	0.031	0.002	16.8	13.4	3.1	0.27	0.110	0.026	0.0026	-	0.5W	0.15917
13	0.008	0.26	0.85	0.025	0.001	18.2	15.3	0.7	0.43	0.120	0.010	0.0028	-	0.1V	0.00793
14	0.007	0.25	1.05	0.028	0.001	17.9	14.8	0.8	0.35	0.092	0.009	0.0029	-	0.004Ca	0.01148
15	0.009	0.18	0.65	0.015	0.001	17.5	11.2	0.4	0.29	0.078	0.008	0.0045	1.8	-	0.00312
16	0.008	0.25	0.69	0.012	0.001	17.6	11.3	0.3	0.35	0.082	0.005	0.0046	-	-	0.00293
17	0.020	0.24	1.11	0.028	0.001	18.0	13.9	0.3	0.35	0.086	0.010	0.0025	-	-	-0.00997
18	0.016	0.23	0.62	0.003	0.001	17.8	14.2	0.4	0.32	0.086	0.012	0.0012	-	-	-0.00648
19	0.040	0.20	0.85	0.027	0.001	17.5	12.8	1.3	0.42	0.110	0.007	0.0055	-	-	0.00223
20	0.012	0.24	1.05	0.002	0.001	18.2	12.9	0.4	0.34	0.095	0.012	0.0025	2.5	-	-0.00158
21	0.012	0.26	1.03	0.022	0.002	17.2	13.2	-	0.33	0.130	0.023	0.0019	-	2.8W	-0.00490
22	0.016	0.35	0.80	0.018	0.001	17.8	14.7	2.4	0.28	0.110	0.080	0.0002	-	-	0.08772
23	0.013	0.23	0.78	0.023	0.001	18.6	13.8	0.5	-	0.130	0.015	0.0041	-	0.4Co, 0.003Ca	0.00065

[0076] 表1中の「F1」欄には、各試験番号の鋼のF1値が記入される。また、「化学組成」欄中の「その他」欄の元素記号及び元素記号の手前に付された数値は、含有されている任意元素と、その含有量(質量%)を意味する。各

試験番号の化学組成のうち、表 1 に記載の元素以外の残部は、Fe 及び不純物であった。

[0077] 溶鋼を用いて、外径 120 mm、30 kg のインゴットを製造した。インゴットに対して熱間鍛造を実施して、厚さ 40 mm の鋼板とした。さらに、熱間圧延を実施して、厚さ 15 mm の鋼板とした。熱間圧延時の最終加工温度はいずれも 1050℃以上であった。熱間圧延後の鋼板に対して、さらに、冷間圧延を実施して、厚さ 10.5 mm、幅 50 mm、長さ 100 mm の鋼板を製造した。冷間圧延後の各鋼板に対して、溶体化処理を実施した。各試験番号の鋼板の溶体化処理温度はいずれも 1150℃であり、溶体化処理時間はいずれも 10 分であった。溶体化処理後の鋼板を水冷した。以上の工程により、オーステナイト系ステンレス鋼材を製造した。

[0078] 製造されたオーステナイト系ステンレス鋼板の板厚を t (mm) と定義し、表面から $t/4$ 深さの任意の位置のサンプルを用いて、周知の成分分析法 (C 及び S については燃焼-赤外線吸収法、N については高温離脱ガス分析法、その他の合金元素については ICP 分析法) を実施した。その結果、各試験番号のオーステナイト系ステンレス鋼板の化学組成は、表 1 と一致した。

[0079] [耐ポリチオン酸 SCC 性評価試験]

各試験番号の鋼板に対して、高温環境下での使用を想定して、600℃で 5000 時間の時効処理を実施した。この時効処理材から、厚み 2 mm、幅 10 mm、長さ 75 mm の板状試験片を採取した。JIS G 0576 (2001) 「ステンレス鋼の応力腐食割れ試験方法」に準じて、耐ポリチオン酸 SCC 性評価試験を実施した。具体的には、試験片を、内側半径 5 mm のポンチ周りに曲げて U ベンド形とした。U ベンド形の試験片を、Wackenerodeer 溶液 (蒸留水中に SO₂ ガスを吹き込んで作成した H₂SO₃ 飽和水溶液に多量の H₂S ガスを吹き込んだ溶液) 中に常温で 100 時間浸漬した。浸漬後の試験片に対して、割れ発生の有無を倍率 500 倍で顕微鏡観察して、割れの有無を確認した。

[0080] 割れが確認されなかった場合、耐ポリチオン酸SCC性に優れると判断した（表2中の「耐ポリチオン酸SCC性」欄において「E」（Excellent））。割れが1つでも確認された場合、耐ポリチオン酸SCC性が低いと判断した（表2中の「耐ポリチオン酸SCC性」欄において「NA」（Not Accepted））。

[0081] [クリープ延性及びクリープ強度評価試験]

各試験番号の鋼板から、JIS Z2271（2010）に準拠したクリープ破断試験片を作製した。クリープ破断試験片の軸方向に垂直な断面は円形であり、クリープ破断試験片の外径は6mmであり、平行部は30mmであった。平行部は鋼板の圧延方向と平行であった。作製されたクリープ破断試験片を用いて、JIS Z2271（2010）に準拠したクリープ破断試験を実施した。具体的には、クリープ破断試験片を750℃で加熱した後、クリープ破断試験を実施した。試験応力は45MPaとし、クリープ破断時間（時間）及びクリープ破断絞り（%）を求めた。

[0082] クリープ強度に関して、クリープ破断時間が5000～10000h以下の場合、クリープ強度に優れると判断した（表2中の「クリープ強度」欄において「G」（Good）で表記）。クリープ破断時間が10000時間を超える場合、クリープ強度が顕著に優れると判断した（表2中の「クリープ強度」欄において「E」（Excellent）で表記）。クリープ破断時間が5000時間未満の場合、クリープ強度が低いと判断した（表2中の「クリープ強度」欄において「NA」（Not Accepted）で表記）。クリープ破断時間がG又はEの場合、十分なクリープ強度が得られたと判断した。

[0083] クリープ延性に関して、クリープ破断絞りが20.0%～30.0%以下の場合、クリープ延性が良好と判断した（表2中の「クリープ延性」欄において「P」（Passing）で表記）。クリープ破断絞りが30.0%を超え50.0%以下の場合、クリープ延性が優れると判断した（表2中の「クリープ延性」欄において「G」（Good）で表記）。さらに、クリープ

破断絞りが50.0%を超える場合、クリープ延性が顕著に優れると判断した（表2中の「クリープ延性」欄において「E」（Excellent）で表記）。クリープ破断絞りが20.0%未満の場合、クリープ延性が低いと判断した（表2中の「クリープ延性」欄において「NA」（Not Accepted））。クリープ破断絞りが、P、G、又はEの場合、十分なクリープ延性が得られたと判断した。

[0084] [試験結果]

表2に試験結果を示す。

[0085] [表2]

TABLE2

試験番号	耐ホリチオン酸 SCC性	クリープ延性	クリープ強度
1	E	E	G
2	E	G	E
3	E	E	E
4	E	E	E
5	E	E	G
6	E	E	E
7	E	E	E
8	E	P	E
9	E	P	E
10	E	G	E
11	E	E	E
12	E	E	E
13	E	G	G
14	E	G	G
15	E	G	E
16	E	G	G
17	E	NA	NA
18	E	NA	NA
19	NA	E	E
20	E	NA	E
21	E	NA	NA
22	E	NA	NA
23	NA	G	NA

- [0086] 表1及び表2を参照して、試験番号1～16の鋼の化学組成中の各元素の含有量は適切であり、F1も式(1)を満たした。そのため、これらの試験番号の鋼板では、優れた耐ポリチオン酸SCC性が得られた。さらに、破断時間が5000時間以上であり、優れたクリープ強度が得られた。さらに、クリープ破断絞りが20.0%以上であり、優れたクリープ延性が得られた。さらに、試験番号2～4、6～12及び15では、Cuを含有したりMoを多く含有したりするため、クリープ破断試験における破断時間が試験番号1、5、13、14及び16よりも長く10000時間以上であり、卓越したクリープ強度が得られた。
- [0087] さらに、Cu含有量が1.9%以下を含有しかつMoを0.5%以上含有する試験番号3、4、及び、Cuを含有しなくてもMoを1.0%以上含有する試験番号5～7、11、12では、十分なクリープ強度が得られつつ、かつ、卓越したクリープ延性も得られた。
- [0088] 一方、試験番号17及び18では、F1が式(1)を満たさなかった。その結果、クリープ破断絞りが20%未満となり、鋼のクリープ延性が低かった。Bの粒界偏析による粒界強化効果が十分に得られなかったためと考えられる。また、クリープ強度も低かった。
- [0089] 試験番号19では、C含有量が高すぎた。その結果、耐ポリチオン酸SCC性が低かった。
- [0090] 試験番号20では、Cuを含有したため、クリープ強度が高かったものの、F1が式(1)を満たさなかった。その結果、クリープ破断絞りが20.0%未満となり、鋼のクリープ延性が低かった。
- [0091] 試験番号21では、Moを含有しなかった。さらに、F1が式(1)の下限未満であった。その結果、破断絞りが20.0%未満となり、鋼のクリープ延性が低かった。また、クリープ強度も低かった。
- [0092] 試験番号22では、B含有量が低かった。その結果、クリープ破断絞りが20.0%未満となり、鋼のクリープ延性が低かった。また、クリープ強度も低かった。

[0093] 試験番号23では、Nbを含有しなかった。その結果、耐ポリチオン酸SCC性が低かった。さらに、破断時間が5000時間未満となり、鋼のクリープ強度が低かった。

[0094] 以上、本発明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発明を実施するための例示に過ぎない。したがって、本発明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。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.030%以下、

Si : 0.10~1.00%、

Mn : 0.20~2.00%、

P : 0.040%以下、

S : 0.010%以下、

Cr : 16.0~25.0%、

Ni : 10.0~30.0%、

Mo : 0.1~5.0%、

Nb : 0.20~1.00%、

N : 0.050~0.300%、

sol. Al : 0.0005~0.100%、

B : 0.0010~0.0080%、

Cu : 0~5.0%、

W : 0~5.0%、

Co : 0~1.0%、

V : 0~1.00%、

Ta : 0~0.2%、

Hf : 0~0.20%、

Ca : 0~0.010%、

Mg : 0~0.010%、及び、

希土類元素 : 0~0.10%を含有し、残部がFe及び不純物からなり、

式(1)を満たす化学組成を有する、オーステナイト系ステンレス鋼。

$$B + 0.004 - 0.9C + 0.017Mo^2 \geq 0 \quad (1)$$

ここで、式(1)の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量

%) が代入される。

- [請求項2] 請求項1に記載のオーステナイト系ステンレス鋼であって、
前記化学組成は、
Cu : 0.1 ~ 5.0%、
W : 0.1 ~ 5.0%、及び
Co : 0.1 ~ 1.0% からなる群から選択される1種又は2種以上を含有する、オーステナイト系ステンレス鋼。
- [請求項3] 請求項1又は請求項2に記載のオーステナイト系ステンレス鋼であって、
前記化学組成は、
V : 0.1 ~ 1.00%、
Ta : 0.01 ~ 0.2%、及び
Hf : 0.01 ~ 0.20% からなる群から選択される1種又は2種以上を含有する、オーステナイト系ステンレス鋼。
- [請求項4] 請求項1 ~ 請求項3のいずれか1項に記載のオーステナイト系ステンレス鋼であって、
前記化学組成は、
Ca : 0.0005 ~ 0.010%、
Mg : 0.0005 ~ 0.010%、及び、
希土類元素 : 0.001 ~ 0.10% からなる群から選択される1種又は2種以上を含有する、オーステナイト系ステンレス鋼。
- [請求項5] 請求項1に記載のオーステナイト系ステンレス鋼であって、
前記化学組成は、
Cu : 0 ~ 1.9% を含有する、オーステナイト系ステンレス鋼。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/031157

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)j

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-C22C38/60

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Japanese Published Examined Utility Model Applications	1922-1996
Japanese Published Unexamined Utility Model Applications	1971-2017
Japanese Examined Utility Model Registrations	1996-2017
Japanese Registered Utility Model Specifications	1994-2017

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y A	JP 2014-5506 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 16 January 2014, claims, paragraphs [0001]-[0014], [0032]-[0055], [0069], table 1 (Family: none)	1-4 5
Y A	WO 2009/044802 A1 (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 09 April 2009, paragraphs [0001], [0087] & US 2010/0054983 A1, paragraphs [0001], [0125] & US 2012/0141318 A1 & US 2015/0010425 A1 & EP 2199420 A1 & CA 2698562 A1 & KR 10-2010-0060026 A & CN 102317489 A & KR 10-2012-0137520 A & DK 2199420 T3 & ES 2420839 T3 & CN 104611624 A	1-4 5

Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	“T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	“X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date	“Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
“L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	“&” document member of the same patent family
“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search 21 November 2017	Date of mailing of the international search report 28 November 2017
---	--

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

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/031157

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2012-1749 A (SANYO SPECIAL STEEL CO., LTD.) 05 January 2012, claims, paragraphs [0001], [0015]-[0029], [0032], table 1 (Family: none)	1-5
A	JP 2015-62910 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 09 April 2015 (Family: none)	1-5
A	WO 2012/134529 A1 (UOP LLC) 04 October 2012 & US 2014/0148628 A1 & KR 10-2013-0135910 A	1-5

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C38/00-C22C38/60

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2017年
日本国実用新案登録公報	1996-2017年
日本国登録実用新案公報	1994-2017年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
Y A	JP 2014-5506 A（新日鐵住金株式会社）2014.01.16, 特許請求の範囲,0001-0014,0032-0055,0069,表1（ファミリーなし）	1-4 5
Y A	WO 2009/044802 A1（住友金属工業株式会社）2009.04.09, 0001,0087 & US 2010/0054983 A1 ,0001,0125 & US 2012/0141318 A1 & US 2015/0010425 A1 & EP 2199420 A1 & CA 2698562 A1 & KR 10-2010-0060026 A & CN 102317489 A & KR 10-2012-0137520 A & DK 2199420 T3 & ES 2420839 T3 & CN 104611624 A	1-4 5

☑ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

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

国際調査を完了した日 21.11.2017	国際調査報告の発送日 28.11.2017
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁（ISA/J P） 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	特許庁審査官（権限のある職員） 鈴木 葉子 電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X	JP 2012-1749 A (山陽特殊製鋼株式会社) 2012. 01. 05, 特許請求の範囲, 0001, 0015-0029, 0032, 表 1 (ファミリーなし)	1-5
A	JP 2015-62910 A (新日鐵住金株式会社) 2015. 04. 09, (ファミリーなし)	1-5
A	WO 2012/134529 A1 (UOP LLC) 2012. 10. 04, & US 2014/0148628 A1 & KR 10-2013-0135910 A	1-5