

(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

2024年12月19日(19.12.2024)



(10) 国際公開番号

WO 2024/257874 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

B21B 3/02 (2006.01)

C22C 38/58 (2006.01)

(21) 国際出願番号:

PCT/JP2024/021768

(22) 国際出願日:

2024年6月14日(14.06.2024)

(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 2023-098220 2023年6月15日(15.06.2023) JP

(71) 出願人: 日鉄ステンレス株式会社
(NIPPON STEEL STAINLESS STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000005 東京都千代田区丸の内一丁目8番2号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 秦野 正治 (HATANO, Masaharu);
〒1000005 東京都千代田区丸の内一丁目8番2号 日鉄ステンレス株式会社内 Tokyo (JP).
松本 三月 (MATSUMOTO, Mitsuki); 〒1000005
東京都千代田区丸の内一丁目8番2号 日鉄ステンレス株式会社内 Tokyo (JP).
濱田 辰巳 (HAMADA, Tatsumi); 〒1000005 東京都千代田区丸の内一丁目8番2号 日鉄ステンレス株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 弁理士法人ブライタス (BRIGHTAS IP ATTORNEYS); 〒5300003 大阪府大阪市北区堂島2-2-23 Osaka (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, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, 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, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, 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, ME, 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))

(54) Title: AUSTENITIC STAINLESS STEEL SHEET, HYDROGEN GAS TRANSPORT PIPING, VALVE, JOINT, AND INSTRUMENT

(54) 発明の名称: オーステナイト系ステンレス鋼板、水素ガス輸送配管、バルブ、継手、および計器

(57) Abstract: Provided is an austenitic stainless steel sheet having a predetermined chemical composition, in which the difference between $GSNo(1/4)_{ave}$, which is the average grain size number at 1/4 of sheet thickness, and $GSNo(1/2)_{ave}$, which is the average grain size number at 1/2 of sheet thickness, satisfies $[0 < GSNo(1/4)_{ave} - GSNo(1/2)_{ave}]$, and among the grain size number at 1/4 of sheet thickness and the grain size number at 1/2 of sheet thickness, $GSNo_{min}$, which is the minimum grain size number, is 4.5 or more, the tensile strength is 550 MPa or more, and the sheet thickness is 4.5 mm or more.

(57) 要約: 所定の化学組成を有し、板厚1/4部の結晶粒度番号の平均値である $GSNo(1/4)_{ave}$ と、板厚1/2部の結晶粒度番号の平均値である $GSNo(1/2)_{ave}$ との差が、 $[0 < GSNo(1/4)_{ave} - GSNo(1/2)_{ave}]$ を満足し、板厚1/4部の結晶粒度番号および板厚1/2部の結晶粒度番号のうち、最小の結晶粒度番号である $GSNo_{min}$ が4.5以上であり、引張強さが550 MPa以上であり、板厚が4.5 mm以上である、オーステナイト系ステンレス鋼板。



WO 2024/257874 A1

明 細 書

発明の名称：

オーステナイト系ステンレス鋼板、水素ガス輸送配管、バルブ、継手、および計器

技術分野

[0001] 本発明は、オーステナイト系ステンレス鋼板、水素ガス輸送配管、バルブ、継手、および計器に関する。

背景技術

[0002] 近年、発電段階で CO_2 の排出を低減しうる、水素発電が注目されている。水素発電は、水素を燃料に使用した発電である。水素発電設備の一例として、例えば、特許文献1に記載された設備がある。このような水素発電設備では、多量の水素を輸送する必要があり、パイプライン等、様々な部品および部材が設置される。このような水素発電設備に用いられる部品および部材には、耐水素脆化性が求められる。

先行技術文献

特許文献

[0003] 特許文献1：特開2021-141058号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0004] 水素発電設備に用いられる部品および部材には、板厚の厚い、所謂、厚鋼板から製造されるものがある。ここで、所望する部品および部材の形状に加工するためには、一定量のひずみを厚鋼板に導入する必要がある。しかしながら、厚鋼板のように、厚い素材に一定量のひずみを導入して、水素環境で使用すると、水素脆化が生じやすくなるという問題がある。また、水素発電設備に用いられる部品および部材によっては、高い強度が求められることがある。このため、良好な耐水素脆化性と高い強度とを兼ね備えたオーステナ

イト系ステンレス鋼板が求められている。

[0005] 本発明は、上記課題を解決し、板厚が4.5 mm以上で、耐水素脆化性に優れ、高い強度を有するオーステナイト系ステンレス鋼板を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0006] 本発明は、上記の課題を解決するためになされたものであり、下記のオーステナイト系ステンレス鋼板等を要旨とする。

[0007] (1) 化学組成が、質量%で、

C : 0.10%以下、

Si : 1.0%以下、

Mn : 8.0~10.0%、

P : 0.050%以下、

S : 0.0050%以下、

Cr : 14.0~18.0%、

Mo : 1.0%以下、

Ni : 6.0~9.0%、

Cu : 1.5%以下、

Co : 0.01~1.0%、

N : 0.25%以下、

Al : 0~0.10%、

Nb : 0~0.10%、

Ti : 0~0.10%、

B : 0~0.0050%、

V : 0~0.50%、

W : 0~0.50%、

Ca : 0~0.010%、

Mg : 0~0.010%、

Zr : 0~0.50%、

G a : 0 ~ 0. 0 5 %、

H f : 0 ~ 0. 1 0 %、

R E M : 0 ~ 0. 1 0 %、

残部 : F e および不純物であり、

下記 (i) 式で算出される M 値が $-90 \sim -20$ であり、

板厚 $1/4$ 部の結晶粒度番号の平均値である $G S N o (1/4)_{ave}$ と、板厚 $1/2$ 部の結晶粒度番号の平均値である $G S N o (1/2)_{ave}$ との差が、下記 (ii) 式を満足し、

前記板厚 $1/4$ 部の結晶粒度番号および前記板厚 $1/2$ 部の結晶粒度番号のうち、最小の結晶粒度番号である $G S N o_{min}$ が、4. 5 以上であり、引張強さが 5 5 0 M P a 以上であり、板厚が 4. 5 m m 以上である、オーステナイト系ステンレス鋼板。

$M \text{ 値} = 551 - 462 (C + N) - 9.2 Si - 8.1 Mn - 13.7 Cr - 29 (Ni + Cu) - 18.2 Mo \dots (i)$

$0 < G S N o (1/4)_{ave} - G S N o (1/2)_{ave} \dots (ii)$

但し、上記 (i) 式中の各元素記号はオーステナイト系ステンレス鋼板に含まれる各元素の含有量 (質量%) を表し、含有されない場合はゼロとする。

[0008] (2) 前記化学組成が、質量%で、

A l : 0. 0 1 ~ 0. 1 0 %、

N b : 0. 0 1 ~ 0. 1 0 %、

T i : 0. 0 1 ~ 0. 1 0 %、

B : 0. 0 0 0 2 ~ 0. 0 0 5 0 %、

V : 0. 0 5 ~ 0. 5 0 %、

W : 0. 0 5 ~ 0. 5 0 %、

C a : 0. 0 0 0 2 ~ 0. 0 1 0 %、

M g : 0. 0 0 0 2 ~ 0. 0 1 0 %、

Zr : 0.01 ~ 0.50 %、
Ga : 0.001 ~ 0.05 %、
Hf : 0.01 ~ 0.10 %、および
REM : 0.01 ~ 0.10 %、
から選択される一種以上を含有する、
上記 (1) に記載のオーステナイト系ステンレス鋼板。

[0009] (3) 板厚 1 / 4 部において、下記 (iii) 式を満足する領域の面積率が 90 % 以上であり、下記 (iv) 式を満足する領域の面積率が 90 % 以上である、

上記 (1) または (2) に記載のオーステナイト系ステンレス鋼板。

$Nis > 0.8 \dots (iii)$

$Mns > 0.8 \dots (iv)$

但し、上記 (iii) 式中で、 Nis は Ni の偏析度を表し、上記 (iv) 式中で Mns は、 Mn の偏析度を表す。

[0010] (4) 水素ガス環境下で用いられる、
上記 (1) ~ (3) のいずれかに記載のオーステナイト系ステンレス鋼板。

[0011] (5) 上記 (1) ~ (3) のいずれかに記載のオーステナイト系ステンレス鋼板を用いた水素ガス輸送配管。

[0012] (6) 上記 (1) ~ (3) のいずれかに記載のオーステナイト系ステンレス鋼板を用いた水素ガス用途のバルブ、継手または計器。

発明の効果

[0013] 本発明によれば、板厚が 4.5 mm 以上で、耐水素脆化性に優れ、高い強度を有するオーステナイト系ステンレス鋼板を得ることができる。

発明を実施するための形態

[0014] 本発明者らは、厚鋼板の耐水素脆化性について検討を行い、以下の知見を得た。

[0015] (a) 厚鋼板を所望する部品および部材に成形する際に、引張加工、曲げ

加工といった塑性変形による加工が行われる。このような塑性変形が行われることで、厚鋼板に、予ひずみが付与される。通常、板厚の増加に伴い、塑性変形に必要な応力は大きくなる。その一方、鋼板の全ての位置において、均一にひずみが付与されることはない。例えば、鋼板の表面付近に付与されるひずみ量と、板厚の中心部付近に付与されるひずみ量とは、大きく異なる。

[0016] (b) この理由の一つとして、表面付近と板厚中心付近との結晶粒径の差が挙げられる。本発明者らが検討を行った結果、特に高Mn系のオーステナイト系ステンレス鋼においては、板厚10mmを超える厚鋼板の場合、最表面は、最も細粒になるものの、表面付近である板厚1/4部の結晶粒は、凝固時の柱状晶組織が成長・粗大化してやや粗粒になる傾向があることが分かった。さらに、板厚の中心部付近である板厚1/2部の結晶粒は、凝固時の等軸晶組織の形成により板厚1/4部と比較して、細粒になりやすい。つまり、板厚1/4部と板厚1/2部とでは、結晶粒径の差が生じやすく、板厚1/4部の結晶粒の方が板厚1/2部の結晶粒より粗粒になりやすい。この結果、結晶粒径の大きい領域に多量にひずみが蓄積されやすくなり、結晶粒径が大きい領域で、水素脆化が生じやすくなる。この傾向は、鋼板が高強度になればなるほど、顕著になる。

[0017] (c) 以上を踏まえ、厚鋼板の耐水素脆化性を高めるためには、鋼板内の結晶粒径の差を小さくすることが望まれる。しかしながら、単に、結晶粒径の差を小さくするのではなく、板厚1/2部より1/4部の結晶粒の方が細粒であるのが耐水素脆化性の観点から好ましい。このような金属組織とするためには、製造時に圧延形状比を所定の範囲に制御する必要がある。また、耐水素脆化性の観点から、鋼板全体において、粗粒な粒を低減するのが好ましい。

[0018] 本発明の一実施形態は上記の知見に基づいてなされたものである。以下、本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼板の各要件について詳しく説明する。

[0019] 1. 化学組成

各元素の限定理由は下記のとおりである。なお、以下の説明において含有量についての「%」は、「質量%」を意味する。

[0020] C : 0.10%以下

C (炭素) は、オーステナイト相の安定化に有効な元素であり、耐水素脆化性の向上にも寄与する。しかしながら、Cが過剰に含有されると、Cr系炭化物が粒界析出するのを助長し、却って、耐水素脆化性が低下しやすくなる。このため、C含有量は、0.10%以下である。C含有量は、0.080%以下であるのが好ましく、0.070%以下であるのがより好ましく、0.060%以下であるのがさらに好ましい。一方、上記効果を得るためには、C含有量は、0.010%以上であるのが好ましく、0.020%以上であるのがより好ましく、0.030%以上であるのがさらに好ましく、0.040%以上であるのがさらに好ましい。

[0021] Si : 1.0%以下

Si (ケイ素) は、脱酸に有効な元素であり、耐水素脆化性の向上にも寄与する。しかしながら、Siが過剰に含有されると、 σ 相などの金属間化合物の生成を助長し、熱間加工性および靱性を低下させる。このため、Si含有量は、1.0%以下である。Si含有量は、0.90%以下であるのが好ましく、0.80%以下であるのがより好ましく、0.70%以下であるのがさらに好ましく、0.60%以下であるのがさらに好ましい。一方、上記効果を得るためには、Si含有量は、0.10%以上であるのが好ましく、0.20%以上であるのがより好ましく、0.30%以上であるのがさらに好ましく、0.40%以上であるのがさらに好ましい。

[0022] Mn : 8.0~10.0%

Mn (マンガン) は、オーステナイト相の安定化に有効な元素であり、耐水素脆化性の向上に寄与する。また、強度を向上させる効果を有する。このため、Mn含有量は、8.0%以上である。Mn含有量は、8.5%以上であるのが好ましい。しかしながら、Mnを過剰に含有させると、水素脆化感

受性の高い ε 相の生成を助長し、却って耐水素脆化性を低下させる。このため、Mn含有量は、10.0%以下である。Mn含有量は、9.5%以下であるのが好ましい。

[0023] P : 0.050%以下

P（リン）は、不純物として鋼に含有される元素であり、偏析を生じさせ、耐水素脆化性を低下させる。このため、P含有量は、0.050%以下である。P含有量は、0.040%以下であるのが好ましく、0.030%以下であるのがより好ましい。一方、Pが過剰に低減されると、製造コストの増加に繋がることから、P含有量は、0.001%以上であるのが好ましく、0.010%以上であるのがより好ましい。

[0024] S : 0.0050%以下

S（硫黄）は、不純物として鋼に含有される元素であり、MnSを形成し、耐水素脆化性を低下させる。このため、S含有量は、0.0050%以下である。S含有量は、0.0040%以下であるのが好ましく、0.0030%以下であるのがより好ましい。しかしながら、Sが過剰に低減されると、製造コストが増加する。このため、S含有量は、0.0001%以上であるのが好ましく、0.0002%以上であるのがより好ましい。

[0025] Cr : 14.0~18.0%

Cr（クロム）は、ステンレス鋼において一定量含有される元素であり、耐食性を向上させる効果を有する。このため、Cr含有量は、14.0%以上である。Cr含有量は、14.5%以上であるのが好ましく、15.0%以上であるのがより好ましく、15.5%以上であるのがさらに好ましい。しかしながら、Crはフェライト形成元素である。したがって、Crが過剰に含有されると、オーステナイト相が不安定化するとともに、炭化物が多量に析出し、耐水素脆化性を低下させる。このため、Cr含有量は、18.0%以下である。Cr含有量は、17.5%以下であるのが好ましく、17.0%以下であるのがより好ましく、16.5%以下であるのがより好ましい。

[0026] Mo : 1.0%以下

Mo（モリブデン）は、強度を向上させる効果を有する。しかしながら、Moが過剰に含有されると、 δ フェライト相の生成が促進し、耐水素脆化性が低下する。このため、Mo含有量は、1.0%以下である。Mo含有量は、0.85%以下であるのが好ましく、0.70%以下であるのがより好ましく、0.50%以下であるのがさらに好ましく、0.30%以下であるのがさらに好ましい。一方、Moが過剰に低減されると、溶解原料の制約を招き、製造コストが増加する。このため、Mo含有量は、0.01%以上であるのが好ましく、0.05%以上であるのがより好ましく、0.10%以上であるのがさらに好ましい。

[0027] Ni : 6.0~9.0%

Ni（ニッケル）は、Mnとともに、耐水素脆化性および強度を確保するために必要な元素である。このため、Ni含有量は、6.0%以上である。Ni含有量は、6.3%以上であるのが好ましく、6.7%以上であるのがより好ましく、7.0%以上であるのがさらに好ましい。しかしながら、Niが過剰に含有されると、製造コストが増加するだけでなく、偏析が生じやすくなり、却って、耐水素脆化性が低下しやすくなる。加えて、過剰なNiの含有は固溶軟化を引き起こし、強度を低下させる場合もある。このため、Ni含有量は、9.0%以下である。Ni含有量は、8.5%以下であるのが好ましく、8.0%以下であるのがより好ましく、7.6%以下であるのがさらに好ましい。

[0028] Cu : 1.5%以下

Cu（銅）は、スクラップ等の原料から混入する元素であり、オーステナイト相の安定化に有効な元素である。その一方、Cuは、低融点元素であり、粒界に偏析し、破壊の起点を生じやすくなる。このため、Cu含有量は、1.5%以下である。Cu含有量は、1.0%以下であるのが好ましく、0.70%以下であるのがより好ましく、0.50%以下であるのがさらに好ましい。しかしながら、Cuが過剰に低減されると、溶解原料の制約を招き

、製造コストが増加する。このため、Cu含有量は、0.01%以上であるのが好ましく、0.05%以上であるのが好ましく、0.10%以上であるのがさらに好ましい。

[0029] Co : 0.01~1.0%

Co（コバルト）は、重要な元素であり、耐食性を向上させ、オーステナイト相を安定化させるとともに、特に、板厚が厚い場合、耐水素脆化性を向上させる効果を有する。このため、Co含有量は、0.01%以上である。Co含有量は、0.05%以上であるのが好ましく、0.10%以上であるのがより好ましく、0.15%以上であるのがさらに好ましい。しかしながら、Coが過剰に含有されると、靱性および加工性が低下する。このため、Co含有量は、1.0%以下である。Co含有量は、0.70%以下であるのが好ましく、0.50%以下であるのがさらに好ましい。

[0030] N : 0.25%以下

N（窒素）は、MnおよびNiと同様に、耐水素脆化性の向上に有効な元素である。しかしながら、Nが過剰に含有されると、溶製時のブローホール等、内部欠陥が発生する場合があります、却って、耐水素脆化性が低下しやすくなる。このため、N含有量は、0.25%以下である。N含有量は、0.20%以下であるのが好ましく、0.18%以下であるのがより好ましい。一方、上記効果を得るためには、N含有量は、0.010%以上であるのが好ましく、0.020%以上であるのがより好ましく、0.050%以上であるのがさらに好ましく、0.10%以上であるのがさらに好ましい。

[0031] 上記の元素に加えて、さらに、Al、Nb、Ti、B、V、W、Ca、Mg、Zr、Ga、Hf、およびREMから選択される一種以上を、以下に示す範囲において含有させてもよい。各元素の限定理由について説明する。

[0032] Al : 0~0.10%

Al（アルミニウム）は、有効な脱酸元素であることに加え、低融点元素の粒界偏析を抑制して、粒界を強化する効果を有する。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Alは、フェライト形成元素である

。このため、Alが過剰に含有されると、オーステナイト相が不安定化する。このため、Al含有量は、0.10%以下である。Al含有量は、0.07%以下であるのが好ましく、0.05%以下であるのがより好ましい。一方、上記効果を得るためには、Al含有量は、0.01%以上であるのが好ましく、0.02%以上であるのがより好ましい。

[0033] Nb : 0~0.10%

Nb（ニオブ）は、炭窒化物を形成し、結晶粒を微細化し、粒界を強化する効果を有する。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Nbが過剰に含有されると、熱間圧延時の製造性および加工性が低下する。このため、Nb含有量は、0.10%以下である。Nb含有量は、0.08%以下であるのが好ましく、0.07%以下であるのがより好ましい。一方、上記効果を得るためには、Nb含有量は、0.01%以上であるのが好ましく、0.02%以上であるのがより好ましい。

[0034] Ti : 0~0.10%

Ti（チタン）は、炭窒化物を形成し、結晶粒を微細化し、粒界を強化する効果を有する。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Tiが過剰に含有されると、熱間圧延時の製造性が低下する。また、介在物が多量に形成し、耐衝撃特性が低下する場合がある。このため、Ti含有量は、0.10%以下である。Ti含有量は、0.07%以下であるのが好ましく、0.05%以下であるのがより好ましい。一方、上記効果を得るためには、Ti含有量は、0.01%以上であるのが好ましく、0.02%以上であるのがより好ましい。

[0035] B : 0~0.0050%

B（ボロン）は、粒界を強化し、強度を向上させるとともに、耐衝撃特性を向上させる効果を有する。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Bが過剰に含有されても、その効果が飽和するばかりか、却って耐衝撃特性が低下する場合がある。このため、B含有量は、0.0050%以下である。B含有量は、0.0040%以下であるのが好ましく、0.

0.030%以下であるのがより好ましい。一方、上記効果を得るためには、B含有量は、0.0002%以上であるのが好ましく、0.0005%以上であるのがより好ましく、0.0010%以上であるのがさらに好ましい。

[0036] V : 0 ~ 0.50%

V (バナジウム) は、鋼中に固溶または炭窒化物として析出し、強度を向上させる効果を有する。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Vが過剰に含有されると、炭窒化物が過剰に形成し、熱間圧延時の製造性を低下させる。このため、V含有量は、0.50%以下である。V含有量は、0.40%以下であるのが好ましく、0.30%以下であるのがより好ましく、0.20%以下であるのがさらに好ましい。一方、上記効果を得るためには、V含有量は、0.05%以上であるのが好ましく、0.10%以上であるのがより好ましい。

[0037] W : 0 ~ 0.50%

W (タングステン) は、強度および耐食性を向上させる効果を有する。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Wが過剰に含有されると、製造コストが増加する。このため、W含有量は、0.50%以下である。W含有量は、0.40%以下であるのが好ましく、0.30%以下であるのがより好ましい。一方、上記効果を得るためには、W含有量は、0.05%以上であるのが好ましく、0.10%以上であるのがより好ましい。

[0038] Ca : 0 ~ 0.010%

Ca (カルシウム) は、脱酸および熱間加工性の向上に有効な元素である。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Caが過剰に含有されると、偏析が生じやすくなり、偏析が破壊の起点になりやすくなる。この結果、耐衝撃特性が低下する場合がある。このため、Ca含有量は、0.010%以下である。Ca含有量は、0.0050%以下であるのが好ましく、0.0030%以下であるのがより好ましい。一方、上記効果を得るためには、Ca含有量は、0.0002%以上であるのが好ましく、0.0005%以上であるのがより好ましく、0.0010%以上であるのがさ

らに好ましい。

[0039] Mg : 0 ~ 0.010%

Mg (マグネシウム) は、脱酸および熱間加工性の向上に有効な元素である。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Mg が過剰に含有されると、介在物が多量に形成し、破壊の起点になりやすくなる結果、耐衝撃特性が低下する場合がある。このため、Mg 含有量は、0.010% 以下である。Mg 含有量は、0.0050% 以下であるのが好ましく、0.0030% 以下であるのがより好ましく、0.0010% 以下であるのがさらに好ましい。一方、上記効果を得るためには、Mg 含有量は、0.0001% 以上であるのが好ましく、0.0002% 以上であるのがより好ましい。

[0040] Zr : 0 ~ 0.50%

Zr (ジルコニウム) は、脱酸効果を有する。また、耐食性を向上させる効果を有する。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Zr が過剰に含有されると、靱性および加工性が低下する。このため、Zr 含有量は、0.50% 以下である。Zr 含有量は、0.30% 以下であるのが好ましく、0.10% 以下であるのがより好ましく、0.05% 以下であるのがさらに好ましい。一方、上記効果を得るためには、Zr 含有量は、0.01% 以上であるのが好ましく、0.02% 以上であるのがより好ましい。

[0041] Ga : 0 ~ 0.05%

Ga (ガリウム) は、熱間加工性を向上させる効果を有する。このため、必要に応じて、含有させてもよい。しかしながら、Ga が過剰に含有されると、製造性が低下する。このため、Ga 含有量は、0.05% 以下である。Ga 含有量は、0.04% 以下であるのが好ましく、0.02% 以下であるのがより好ましい。一方、上記効果を得るためには、Ga 含有量は、0.0001% 以上であるのが好ましく、0.0005% 以上であるのがより好ましい。

[0042] H f : 0 ~ 0. 1 0 %

H f (ハフニウム)は、強度を向上させ、耐水素脆化性を向上させる効果を有する。このため、必要に応じて、含有させてもよい。しかしながら、H f が過剰に含有されると、加工性が低下する。このため、H f 含有量は、0. 1 0 %以下である。H f 含有量は、0. 0 7 %以下であるのが好ましく、0. 0 5 %以下であるのがより好ましく、0. 0 3 %以下であるのがさらに好ましい。一方、上記効果を得るためには、H f 含有量は、0. 0 0 1 %以上であるのが好ましく、0. 0 0 5 %以上であるのがより好ましく、0. 0 1 %以上であるのがさらに好ましい。

[0043] R E M : 0 ~ 0. 1 0 %

R E M (希土類元素)は、熱間加工性を向上させる効果を有する。また、耐食性を向上させる効果も有する。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、R E M が過剰に含有されると、その効果が飽和するばかりか熱間加工性が低下する。このため、R E M 含有量は、0. 1 0 %以下である。R E M 含有量は、0. 0 7 %以下であるのが好ましく、0. 0 5 %以下であるのがより好ましく、0. 0 3 %以下であるのがさらに好ましい。一方、上記効果を得るためには、R E M 含有量は、0. 0 0 1 %以上であるのが好ましく、0. 0 0 5 %以上であるのがより好ましく、0. 0 1 %以上であるのがさらに好ましい。

[0044] R E Mは、S c、Yおよびランタノイドの合計17元素を指し、上記R E M含有量はこれらの元素の合計含有量を意味する。R E Mは、工業的には、ミッシュメタルの形で添加されることが多い。

[0045] 本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼板の化学組成において、残部はF eおよび不純物である。ここで「不純物」とは、オーステナイト系ステンレス鋼板を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本実施形態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] M値

下記 (i) 式で算出されるM値は、オーステナイト系ステンレス鋼板において、オーステナイト相の安定性を示す指標である。本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼板では、耐水素脆化性および強度を向上させるため、M値は、 $-90 \sim -20$ である。

$$M\text{値} = 551 - 462(C + N) - 9.2Si - 8.1Mn - 13.7Cr - 29(Ni + Cu) - 18.2Mo \cdots (i)$$

但し、上記 (i) 式中の各元素記号はオーステナイト系ステンレス鋼板に含まれる各元素の含有量（質量％）を表し、含有されない場合はゼロとする。

[0047] M値が -90 未満であると、合金コストが増加する。このため、M値は -90 以上である。M値は、 -80 以上であるのが好ましく、 -70 以上であるのがより好ましい。

[0048] 一方、M値が -20 を超えると、オーステナイト相の安定性が低く、 α' 相への変態が生じやすく、耐水素脆化性が低下する。また、所望する強度が得にくくなる。このため、M値は -20 以下である。M値は、 -25 以下であるのが好ましく、 -35 以下であるのがより好ましい。

[0049] 2. 結晶粒度番号

2-1. 表面付近の結晶粒度と中心部の結晶粒度との差

本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼板は、耐水素脆化性を高めるため、表面付近の結晶粒度と中心部の結晶粒度との差を小さくし、板厚 $1/2$ 部より $1/4$ 部の結晶粒の方が細粒である必要がある。

[0050] 具体的には、板厚 $1/4$ 部の結晶粒度番号の平均値である $GSNo(1/4)_{ave}$ と、板厚 $1/2$ 部の結晶粒度番号の平均値である $GSNo(1/2)_{ave}$ との差（以下、単に、「結晶粒度差」または「(ii) 式右辺値」ともいう。）が、下記 (ii) 式を満足する。

$$0 < GSNo(1/4)_{ave} - GSNo(1/2)_{ave} \cdots (ii)$$

[0051] 耐水素脆化性の観点から、上記結晶粒度差は、 0.1 以上であるのが好ましく、 0.3 以上であるのがより好ましい。一方、上記結晶粒度差が 1.5

を超えると、鋼板内で、結晶粒度の差が大きくなりすぎて、却って、耐水素脆化性が低下しやすくなる。このため、上記結晶粒度差は、1.5以下であるのが好ましく、1.0以下であるのがより好ましい。

[0052] ここで、板厚 $1/4$ 部とは、板厚を t とした場合に、表面から板厚方向に $1/4 t$ の位置のことをいう。同様に、板厚 $1/2$ 部とは、板厚を t とした場合に、表面から板厚方向に $1/2 t$ の位置のことをいう。

[0053] 板厚 $1/4$ 部の結晶粒度番号の平均値 $GSNo(1/4)_{ave}$ および板厚 $1/2$ 部の結晶粒度番号の平均値 $GSNo(1/2)_{ave}$ は、以下の手順で測定する。具体的には、鋼板の中央部付近における、板厚方向および長手方向に平行な面（以下、「L断面」という。）を観察面とし、硝酸電解または王水浸漬で結晶粒界を現出させたのち、光学顕微鏡を用いて観察する。観察面の大きさは、板厚 $\times 30\text{ mm}$ （長手方向の長さ）とし、観察の際の倍率は100倍とする。そして、上記観察面の板厚 $1/4$ 部について、長手方向における中心、両方向にそれぞれ 6 mm 位置および 12 mm 位置の合計5視野測定し、結晶粒度を直線的に切断法で算出し、その平均値を上記 $GSNo(1/4)_{ave}$ とする。同様に、板厚 $1/2$ 部についても、長手方向における中心、両方向にそれぞれ 6 mm 位置および 12 mm 位置の合計5視野測定し、結晶粒度を直線的に切断法で算出し、その平均値を上記 $GSNo(1/2)_{ave}$ とする。その他、観察、測定条件は、JIS G 0551:2020に従えばよい。

[0054] 2-2. 最小結晶粒度

本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼板は、水素の浸入を抑制し、耐水素脆化性を向上させるために、粗大な粒の形成を抑制する。具体的には、観察された視野において板厚 $1/4$ 部の結晶粒度番号および板厚 $1/2$ 部の結晶粒度番号のうち、最小、すなわち最も粗粒である視野の結晶粒度番号 $GSNo_{min}$ が、4.5以上である。上記 $GSNo_{min}$ は、5.0以上であるのが好ましく、5.5以上であるのがより好ましい。なお、上記 $GSNo_{min}$ の上限は、特に、限定されないが、製造コストおよび製造時の制約等を考慮

し、通常、8.0であるのが好ましい。

[0055] なお、 $GSNo_{min}$ は、上述した $GSNo(1/4)_{ave}$ と $GSNo(1/2)_{ave}$ を測定するために行った観察において、板厚 $1/4$ 部の5視野および板厚 $1/2$ 部の5視野の中で、最も小さい結晶粒度番号を求めることで得られる。

[0056] 3. 引張強さ

本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼板の常温の引張強さは、所望する強度を得るため、550MPa以上である。引張強さは、600MPa以上であるのが好ましく、650MPa以上であるのがより好ましい。なお、引張強さの上限は、特に、限定されないが、通常、900MPaである。好ましくは800MPa未満、より好ましくは780MPa以下、さらに好ましくは750MPa以下である。

なお、常温での引張強さは、室温（24℃）で、引張試験を行うことで、測定できる。引張試験の条件は、一般的な条件とすればよい。

[0057] 4. 板厚

本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼板では、水素発電設備での使用が想定された板厚の厚い厚鋼板を対象としている。このため、鋼板の板厚は、4.5mm以上である。板厚は、10mm以上であるのが好ましく、20mm以上であるのがより好ましく、30mm以上であるのがさらに好ましい。なお、板厚の上限は、特に、限定されないが、通常、100mmとなる。

[0058] 5. 偏析状態

良好な耐水素脆化性を得るため、偏析の状態を制御するのが好ましい。偏析は、凝固の際、溶質元素の濃度が不均一になる現象のことであり、厚鋼板の場合、顕著に生じやすい。そして、この偏析の状態が、後々、鋼板として製造された後も、金属組織において、一部、残存することで、耐水素脆化性に悪影響を及ぼす。特に、表面近傍の板厚 $1/4$ 部では、偏析の影響が顕著であり、偏析が生じた領域で、予ひずみが局部的に蓄積される結果、耐水素

脆化性が低下しやすくなる。また、偏析が生じていると、オーステナイト相から α' 相への変態が生じやすくなることも耐水素脆化性が低下しやすい一因となる。

[0059] なお、偏析には、平均濃度よりも高く元素が分布する正偏析と、平均濃度よりも低く元素が分布する負偏析とがあるが、本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼板では、耐水素脆化性の観点から、主に、負偏析に着目する。

[0060] 以上を踏まえ、板厚 1 / 4 部において、下記 (iii) 式を満足する領域の面積率が 90 % 以上であり、下記 (iv) 式を満足する領域の面積率が 90 % 以上であるのが好ましい。

$$N i s > 0.8 \quad \cdots \quad (iii)$$

$$M n s > 0.8 \quad \cdots \quad (iv)$$

但し、上記 (iii) 式中で、 $N i s$ は $N i$ (ニッケル) の偏析度を表し、上記 (iv) 式中で $M n s$ は、 $M n$ (マンガン) の偏析度を表す。

[0061] 本実施形態の鋼板の化学組成において、偏析して、耐水素脆化性に影響を与える元素として、 $N i$ および $M n$ がある。このため、 $N i$ および $M n$ の偏析度を制御する。なお、偏析度とは、所定の元素の平均濃度に対する偏析部分の濃度であり、 $N i$ の偏析度は、(局所的な $N i$ 濃度) / (鋼板の全厚の平均 $N i$ 含有量) で算出することができ、 $M n$ の偏析度は、(局所的な $M n$ 濃度) / (鋼板の全厚の平均 $M n$ 含有量) で算出することができ、偏析度が 1 に近い程、偏析が少なくなる。

[0062] $N i s$ が 0.8 超、すなわち $N i$ の偏析度が 0.8 超で (iii) 式を満足する場合に、局所的な濃度勾配は生じておらず、負偏析は低減されている。したがって、負偏析に起因する耐水素脆化性低下の観点から、板厚 1 / 4 部において、(iii) 式を満足する領域の面積率が、90 % 以上であるのが好ましい。(iii) 式を満足する領域の面積率は、95 % 以上であるのがより好ましい。

[0063] 同様に、 $M n s$ が 0.8 超、すなわち $M n$ の偏析度が 0.8 超で (iv) 式

を満足する場合に、局所的な濃度勾配は生じておらず、負偏析は低減されている。したがって、負偏析に起因する耐水素脆化性低下の観点から、板厚 $1/4$ 部において、(iv) 式を満足する領域の面積率が、 90% 以上であるのが好ましい。このため、(iv) 式を満足する領域の面積率が、 90% 以上であるのが好ましく、 95% 以上であるのがより好ましい。

[0064] そして、(iii) 式を満足する領域が 90% 以上で、かつ (iv) 式を満足する領域が 90% 以上であるのが好ましい。

[0065] なお、板厚 $1/4$ 部における上記 Ni s および Mn s、ならびに (iii) 式を満足する領域の面積率および (iv) 式を満足する領域の面積率は、以下の手順で測定すればよい。鋼板の板厚方向および板幅方向に平行な面 (C 断面) において、板厚 $1/4$ 部を視野の中心とし、その中心から上下 2 mm 四方を観察視野とする。続いて、当該観察視野に対して、ビーム径 $6\text{ }\mu\text{ m}$ 、加速電圧 15 kV 、照射電流 $1.17 \times 10^{-9}\text{ A}$ の条件で、EPMAを用いた面分析を行う。EPMAを用いた面分析により、Ni 濃度および Mn 濃度をマッピングするとともに、(iii) 式を満足する領域および (iv) 式を満足する領域を面積率で算出する。なお、観察は、偏析が生じやすい鋼板の板幅中央付近で行うのがよいが、板幅方向のどの位置かに拘わらず、上記範囲を満足すれば、本実施形態の発明の範囲内とする。

[0066] 6. 用途

本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼板は、水素ガス環境下での使用、特に、水素発電設備の部品および部材に適している。すなわち、上記設備に使用される水素ガス輸送配管、水素ガス用途のバルブ、継手、計器に使用されるのが好ましい。なお、水素ガスは、圧縮ガスまたは液化ガスであるのが好ましく、水素ガスの圧力は、例えば、 $0.1 \sim 20\text{ MPa}$ の範囲であるのが好ましい。

[0067] 7. 製造方法

本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼板は、例えば、以下のような製造方法により、安定して製造することができる。

[0068] 7-1. 熱間圧延工程

7-1-1. 予備圧延

上記化学組成を有するステンレス鋼を溶製し、スラブなどの鋼片を製造する。次に、鋼片を所定の温度に加熱して熱間圧延を行う（熱間圧延工程）。この熱間圧延工程において、最初に1200℃以下の温度で鋼片を加熱して、圧延形状比 m_j が0.5以上となるパスを3パス以上行う予備圧延を行う。

[0069] 本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法では、予備圧延の加熱温度は1200℃以下である。予備圧延の加熱温度は、1100℃以下であるのが好ましい。再結晶および結晶粒成長を抑制して板厚1/4部へひずみを蓄積させるためである。このようなひずみの蓄積により次工程の熱処理または仕上圧延の加熱において再結晶を促進し、板厚1/4部を細粒化する効果が得られる。

[0070] 上記加熱温度で、予備圧延を、圧延形状比 m_j が0.5以上となるパスを3パス以上となるよう行うことで、(ii)式を満足し、かつ $G S N o_{min}$ が、4.5以上の結晶粒を形成させることができる。なお、圧延形状比 m_j は、以下の(a)式より算出される。

[0071] [数1]

$$m_j = \frac{2\sqrt{R(t_j - t_{j+1})}}{t_j + t_{j+1}} \quad (a)$$

[0072] 但し、上記式中の各記号は、以下のように定義される。

R : ロール半径 (mm)

t_j : 入側板厚 (mm)

t_{j+1} : 出側板厚 (mm)

[0073] 熱間圧延工程では、一对の圧延ロールを有する圧延機が、連続的に複数設置されている。この複数の圧延機の間を、鋼板が通過することで、圧延がされる。ここで、一つの圧延機のロール対の間を鋼板が通過し圧延されることをパスと呼ぶ。したがって、上記Rは、圧延ロールのロール半径であり、 t_j

は、1パスの間で、圧延前に圧延機に入る際の板厚であり、 t_{j+1} は、圧延機を通過した後の板厚である。なお、圧延形状比 m_j は、圧延機のロール径、圧下率等の影響を受けるため、これらを適正な範囲に制御して、圧延形状比 m_j を0.5以上にすればよい。なお、予備圧延のその他の条件は、適宜、常法に従えばよい。

[0074] 7-1-2. 熱処理

予備圧延後に、必要に応じて、熱処理を行ってもよい。熱処理を行うと、板厚1/4部において、(iii)および(iv)式を満足する領域が90%以上になりやすくなるからである。熱処理温度は、1200~1300℃であるのが好ましく、熱処理時間は、60分以上であるのが好ましい。

[0075] 7-1-3. 仕上圧延

熱間圧延工程において、予備圧延後、または、必要に応じて、熱処理を行った場合は、熱処理後、仕上圧延を行う。仕上圧延では、圧延形状比 m_j が0.8以上となるパス数を5パス以上行うのが好ましい。結晶粒度差が1.0以下となり、より良好な耐水素脆化性を得ることができるからである。なお、圧延形状比 m_j は、予備圧延の際と同様に算出すればよい。また、所望する結晶粒度の組織を得るために、仕上圧延における鋼板の加熱温度は、1150~1250℃の範囲であるのが好ましい。なお、仕上圧延のその他の条件は、適宜、常法に従えばよい。仕上圧延後、常法に従い、冷却し、オーステナイト系ステンレス鋼板とする。

[0076] 7-2. その他

熱間圧延工程後において、必要に応じて、焼鈍、酸洗を行ってもよい。焼鈍条件は、常法に従えばよく、例えば、焼鈍温度は、1050~1150℃であるのが好ましく、焼鈍時間は、5~15分であるのが好ましい。その後、最終的にオーステナイト系ステンレス鋼板となるよう、冷却すればよく、必要に応じて、酸洗を行ってもよい。酸洗の条件も適宜、常法に従えばよい。

[0077] 以下、実施例によって本発明に係るオーステナイト系ステンレス鋼板をよ

り具体的に説明するが、本実施形態はこれらの実施例に限定されるものではない。

実施例

[0078] 表 1 に示す化学組成のステンレス鋼を溶製し、200mm厚のスラブを製造した。得られたスラブを予備圧延した。予備圧延では、表 2 に記載の温度で加熱した。なお、予備圧延における圧延形状比 m_r が0.5以上であるパス数を数えた。その後、一部の例では、表 2 に記載の条件で、熱処理を行った。予備圧延後、必要に応じて、熱処理を行った例については、熱処理後、1150～1200℃に加熱し、仕上圧延を行った。なお、同様に、仕上圧延における圧延形状比 m_r が0.8以上であるパス数を数えた。その後、1050～1100℃の温度域で、5分焼鈍をした後、冷却、酸洗等を行い、オーステナイト系ステンレス鋼板とした。

[0079]

[表1]

鋼種	化学組成 (質量%, 殘部: Feおよび不純物)																							M値
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Co	N	Al	Nb	Ti	B	V	W	Ca	Mg	Zr	Ga	Hf	REM	
A	0.055	0.45	9.1	0.013	0.0001	15.3	0.01	7.4	0.01	0.15	0.18	0.04	-	0.05	0.0003	0.15	-	0.0015	0.0003	-	0.02	-	-	-60
B	0.060	0.55	9.9	0.046	0.0002	15.7	0.03	6.1	1.4	0.45	0.055	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-21
C	0.095	0.95	8.2	0.021	0.0035	17.8	0.95	6.5	0.20	0.05	0.012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-29
D	0.012	0.60	9.3	0.025	0.0014	14.1	0.25	8.9	0.35	0.35	0.19	-	0.05	-	-	-	0.30	-	-	-	-	-	-	-89
E	0.045	0.58	9.4	0.005	0.0006	15.5	0.10	6.2	0.10	0.20	0.24	-	-	-	-	-	-	-	-	0.03	-	0.01	0.02	-59
F	0.038	0.45	8.9	0.013	0.0001	16.5	0.10	7.7	0.01	0.15	0.16	0.03	-	-	0.0022	0.15	-	-	-	-	-	-	-	-66
G	0.065	0.51	9.2	0.013	0.0001	17.2	0.10	6.5	0.01	0.15	0.17	0.04	-	-	-	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-63
H	0.082	0.45	8.4	0.013	0.0001	16.2	0.10	7.1	0.01	0.15	0.17	0.05	0.08	-	-	0.08	-	-	-	-	-	-	-	-67
I	<u>0.11</u>	0.58	9.2	0.021	0.0018	16.2	0.20	6.7	0.20	0.20	0.13	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-65
J	0.045	0.55	<u>10.5</u>	0.022	0.0026	15.8	0.33	6.5	0.15	0.13	0.15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-45
K	0.056	0.61	9.2	<u>0.051</u>	0.0016	15.2	0.25	6.2	0.13	0.17	0.16	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-25
L	0.053	0.59	9.1	0.022	<u>0.0051</u>	15.1	0.15	6.4	0.14	0.18	0.17	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-30
M	0.065	0.62	8.8	0.021	0.0013	<u>18.2</u>	0.21	6.2	0.16	0.14	0.16	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-68
N	0.045	0.48	8.1	0.018	0.0016	14.8	0.20	<u>9.2</u>	0.05	0.23	0.055	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-40
O	0.062	0.53	9.1	0.021	0.0012	15.2	0.23	<u>5.9</u>	0.23	0.25	0.18	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-30
P	0.057	0.52	9.3	0.018	0.0013	15.5	0.23	7.0	0.10	0.25	0.090	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-19
Q	0.058	0.62	9.3	0.019	0.0013	15.6	0.11	6.0	0.22	<u><0.01</u>	0.15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-22
R	0.035	0.58	8.8	0.023	0.0012	15.9	0.15	6.0	0.20	0.10	<u>0.26</u>	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-62

下線: 本実施形態のオーステナイト系ステンレス鋼板の化学組成を外れることを意味する。

M値=551-462(C+N)-9.2Si-8.1Mn-13.7Cr-29(Ni+Cu)-18.2Mo …(i)

[0080] 得られたオーステナイト系ステンレス鋼板について、以下の手順で、 $GSNo(1/4)_{ave}$ 、 $GSNo(1/2)_{ave}$ 、 $GSNo_{min}$ 、板厚 $1/4$ 部における(iii)式を満足する領域および(iv)式を満足する領域の面積率を測定した。また、特性評価を行うため、以下の手順で低ひずみ速度引張試験を行った。

[0081] ($GSNo(1/4)_{ave}$ 、 $GSNo(1/2)_{ave}$ 、 $GSNo_{min}$)

鋼板のL断面を観察面とする。観察面の大きさは、板厚 $\times 30\text{ mm}$ （長手方向の長さ）とし、観察の際の倍率は、 100 倍とした。そして、上記観察面の板厚 $1/4$ 部について、 5 視野測定し、結晶粒度を直線的に切断法で算出し、その平均値を上記 $GSNo(1/4)_{ave}$ とした。同様に、板厚 $1/2$ 部についても、 5 視野測定し、結晶粒度を直線的に切断法で算出し、その平均値を上記 $GSNo(1/2)_{ave}$ とした。その他、観察条件は、JIS G 0551:2020に従った。

[0082] また、上述した $GSNo(1/4)_{ave}$ と $GSNo(1/2)_{ave}$ を測定するために行った観察で、最も結晶粒度番号が小さくなった視野の粒度番号を $GSNo_{min}$ とした。すなわち、板厚 $1/4$ 部の 5 視野および板厚 $1/2$ 部の 5 視野の中で、最も小さい結晶粒度番を $GSNo_{min}$ とした。

[0083] (板厚 $1/4$ 部における(iii)式および(iv)式を満足する領域の面積率)

鋼板のC断面において、板厚 $1/4$ 部を視野の中心とし、その中心から上下 2 mm 四方を観察視野とした。続いて、当該観察視野に対して、ビーム径 $6\text{ }\mu\text{ m}$ 、加速電圧 15 kV 、照射電流 $1.17\times 10^{-9}\text{ A}$ の条件で、EPM Aを用いた面分析を行った。EPM Aを用いた面分析により、NiおよびMn濃度をマッピングするとともに、(iii)式を満足する領域および(iv)式を満足する領域を面積率で算出した。なお、板厚 $1/4$ 部における(iii)式を満足する領域の面積率について、表中では、 $Nis>0.8$ である領域の面積率と記載し、板厚 $1/4$ 部における(iv)式を満足する領域の面積率について、 $Mns>0.8$ である領域の面積率と記載した。

[0084] (低ひずみ速度引張試験)

耐水素脆化性を評価するため、低ひずみ速度引張試験を行った。板厚 1 / 4 位置でかつ圧延面に平行な面から、長手方向が鋼板の長手方向と一致するように、平行部が $\Phi 3 \text{ mm} \times$ 長さ 20 mm の丸棒で、掴み部 $\Phi 8 \text{ mm}$ 、全長 80 mm の試験片を採取した。この試験片の平行部の変位が 6 mm になるまで大気中で引っ張り、伸びが 30% の予ひずみを加えた。その後、20 MPa H_2 ガス中で破断まで、引張応力を加えて、試験を行った。なお、引張速度は 0.036 mm/min とし、ひずみ速度 $3 \times 10^{-5} / \text{s}$ とした。なお、各試験片について、後述する RTS (相対引張強さ) と REL (相対破断伸び) を算出するため、大気中での引張強さおよび破断伸びも、別途、測定した。なお、本実施例では、上記の丸棒試験片を用いているが、板厚が 8 mm 未満の場合には、例えば、平行部が板厚 $\times$ 幅 4 mm $\times$ 長さ 20 mm の板状で、掴み部：幅 25 mm $\times$ 長さ 27 mm、全長 94 mm (平行部から掴み部の R10 mm) の試験片を用いればよい。また、上記試験片を採取できない場合は、採取可能な大きさの試験片を用いて試験を行えばよい。

[0085] 得られた試験結果に対し、RTS (相対引張強さ) と REL (相対破断伸び) とで評価した。なお、RTS および REL は、以下の式から算出される。

$$\text{RTS} = \text{大気中で予ひずみを付与した後、20 MPa H}_2 \text{ 中で引張応力を付与して試験した際の引張強さ} \div \text{大気中の引張強さ} \cdots (b)$$

$$\text{REL} = \text{大気中で予ひずみを付与した後、20 MPa H}_2 \text{ 中で引張応力を付与して試験した際の破断伸び} \div \text{大気中の破断伸び} \cdots (c)$$

[0086] 上記 RTS が 1.00 未満の場合、耐水素脆化性が不良であると判断し、C と記載した。一方、上記 RTS が 1.00 以上の場合、耐水素脆化性が良好であると判断し、B と記載した。また、上記 RTS が 1.00 以上でかつ、REL が 1.00 以上である場合、耐水素脆化性がさらに良好であると判断し、A と記載した。以下、結果を纏めて、表 2 に記載する。

[0087]

[表2]

表2

試験 No.	銅種	製造条件				物性等評価					特性評価			備考	
		予備圧延		熱処理	仕上圧延 mjが0.8以上の のバス数	結晶粒度		Nis>0.8 である領域の 面積率 (%)	Mns>0.8 である領域の 面積率 (%)	引張強さ (MPa)	板厚 (mm)	SSRT			
		加熱温度 (°C)	mjが0.5以上の のバス数			(ii)式 右辺値	GSSNo _{min}					RTS	REL		耐水素 脆化性
1	A	1090	4	1250°C, 6h	無し	1.0	5.5	90	90	680	40	1.00	0.95	B	本発明例
2		1090	4	1250°C, 6h	5	0.5	6.5	90	90	710		1.00	1.05	A	本発明例
3	B	1180	無し	無し	無し	-1.5	4.5	85	85	580		0.90	0.80	C	比較例
4		1100	4	無し	無し	1.0	5.5	85	85	600	50	1.00	0.90	B	本発明例
5		1100	4	1250°C, 6h	6	0.5	6.5	95	95	630		1.05	1.05	A	本発明例
6	C	1050	4	無し	6	0.5	6.0	95	85	560	40	1.00	0.95	B	本発明例
7	D	1100	3	無し	無し	1.0	5.0	80	80	690		1.00	0.85	B	本発明例
8				1250°C, 6h	無し	0.5	6.0	90	90	700	20	1.00	0.95	B	本発明例
9				6	0.3	6.5	95	95	720		1.05	1.05	A	本発明例	
10	E	1180	無し	無し	無し	-1.0	5.0	85	85	680		0.95	0.90	C	比較例
11		1100	5	無し	無し	1.0	6.0	85	85	700	30	1.00	0.93	B	本発明例
12	F	1090	4	1250°C, 6h	6	0.5	7.0	95	95	750		1.05	1.05	A	本発明例
13				1250°C, 6h	無し	1.0	5.0	90	90	650	40	1.00	0.95	B	本発明例
14				1250°C, 6h	5	0.5	6.0	95	95	670	40	1.00	1.05	A	本発明例
15	G	1100	4	1250°C, 6h	5	0.3	6.5	95	95	730	40	1.00	1.05	A	本発明例
16	H	1100	4	1250°C, 6h	無し	0.5	7.0	90	90	780	20	1.00	0.95	B	本発明例
17		1100	4	1250°C, 6h	6	0.3	7.5	95	95	820	20	1.00	1.05	A	本発明例
18	I	1100	4	無し	無し	0.5	5.5	90	90	670	30	0.90	0.80	C	比較例
19	J	1100	5	無し	無し	0.5	5.0	85	85	650	30	0.90	0.80	C	比較例
20	K	1100	5	無し	無し	0.5	5.0	85	85	670	30	0.90	0.85	C	比較例
21	L	1100	5	無し	無し	0.5	5.0	85	85	660	30	0.90	0.80	C	比較例
22	M	1100	4	無し	無し	0.5	5.5	90	90	680	30	0.95	0.80	C	比較例
23	N	1100	5	無し	無し	1.0	4.5	90	90	540	30	0.90	0.90	C	比較例
24	O	1100	5	無し	無し	1.0	4.5	85	85	660	30	0.90	0.90	C	比較例
25	P	1100	5	無し	無し	1.0	4.5	85	85	650	30	0.90	0.90	C	比較例
26	Q	1100	5	無し	無し	1.0	5.0	85	85	670	30	0.95	0.90	C	比較例
27	R	1100	4	無し	無し	0.5	5.5	90	90	680	30	0.95	0.80	C	比較例

二重下線：好ましい製造条件を外れることを意味する。
下線：本実施形態の要件または目標とする特性を外れることを意味する。
 $0 < \text{GSSNo}((1/4)_{\text{ave}} - \text{GSSNo}((1/2)_{\text{ave}} \dots (i))$

[0088] 本実施形態の要件を満足するNo. 1、2、4、5～9、11～17は、
良好な耐水素脆化性を示した。一方、本実施形態の要件を満足しないNo.

3、10、18～27は、耐水素脆化性が不良であった。

請求の範囲

[請求項1]

化学組成が、質量％で、

C : 0.10%以下、

Si : 1.0%以下、

Mn : 8.0～10.0%、

P : 0.050%以下、

S : 0.0050%以下、

Cr : 14.0～18.0%、

Mo : 1.0%以下、

Ni : 6.0～9.0%、

Cu : 1.5%以下、

Co : 0.01～1.0%、

N : 0.25%以下、

Al : 0～0.10%、

Nb : 0～0.10%、

Ti : 0～0.10%、

B : 0～0.0050%、

V : 0～0.50%、

W : 0～0.50%、

Ca : 0～0.010%、

Mg : 0～0.010%、

Zr : 0～0.50%、

Ga : 0～0.05%、

Hf : 0～0.10%、

REM : 0～0.10%、

残部 : Feおよび不純物であり、

下記(i)式で算出されるM値が $-90 \sim -20$ であり、

板厚1/4部の結晶粒度番号の平均値であるGSNo(1/4)_a

v_e と、板厚 $1/2$ 部の結晶粒度番号の平均値である $G S N_o (1/2)_{ave}$ との差が、下記 (ii) 式を満足し、

前記板厚 $1/4$ 部の結晶粒度番号および前記板厚 $1/2$ 部の結晶粒度番号のうち、最小の結晶粒度番号である $G S N_{o_{min}}$ が、 4.5 以上であり、

引張強さが $550 MPa$ 以上であり、

板厚が $4.5 mm$ 以上である、

オーステナイト系ステンレス鋼板。

$M値 = 551 - 462(C + N) - 9.2Si - 8.1Mn - 13.7Cr - 29(Ni + Cu) - 18.2Mo \dots (i)$

$0 < G S N_o (1/4)_{ave} - G S N_o (1/2)_{ave} \dots (ii)$

但し、上記 (i) 式中の各元素記号はオーステナイト系ステンレス鋼板に含まれる各元素の含有量（質量％）を表し、含有されない場合はゼロとする。

[請求項2]

前記化学組成が、質量％で、

Al : $0.01 \sim 0.10\%$ 、

Nb : $0.01 \sim 0.10\%$ 、

Ti : $0.01 \sim 0.10\%$ 、

B : $0.0002 \sim 0.0050\%$ 、

V : $0.05 \sim 0.50\%$ 、

W : $0.05 \sim 0.50\%$ 、

Ca : $0.0002 \sim 0.010\%$ 、

Mg : $0.0002 \sim 0.010\%$ 、

Zr : $0.01 \sim 0.50\%$ 、

Ga : $0.001 \sim 0.05\%$ 、

Hf : $0.01 \sim 0.10\%$ 、および

REM : $0.01 \sim 0.10\%$ 、

から選択される一種以上を含有する、

請求項 1 に記載のオーステナイト系ステンレス鋼板。

[請求項3] 板厚 1 / 4 部において、下記 (iii) 式を満足する領域の面積率が 90 % 以上であり、下記 (iv) 式を満足する領域の面積率が 90 % 以上である、

請求項 1 に記載のオーステナイト系ステンレス鋼板。

$$N i s > 0.8 \quad \cdots \quad (iii)$$

$$M n s > 0.8 \quad \cdots \quad (iv)$$

但し、上記 (iii) 式中で、 $N i s$ は $N i$ の偏析度を表し、上記 (iv) 式中で $M n s$ は、 $M n$ の偏析度を表す。

[請求項4] 板厚 1 / 4 部において、下記 (iii) 式を満足する領域の面積率が 90 % 以上であり、下記 (iv) 式を満足する領域の面積率が 90 % 以上である、

請求項 2 に記載のオーステナイト系ステンレス鋼板。

$$N i s > 0.8 \quad \cdots \quad (iii)$$

$$M n s > 0.8 \quad \cdots \quad (iv)$$

但し、上記 (iii) 式中で、 $N i s$ は $N i$ の偏析度を表し、上記 (iv) 式中で $M n s$ は、 $M n$ の偏析度を表す。

[請求項5] 水素ガス環境下で用いられる、
請求項 1 ～ 4 のいずれかに記載のオーステナイト系ステンレス鋼板。

[請求項6] 請求項 1 ～ 4 のいずれかに記載のオーステナイト系ステンレス鋼板を用いた水素ガス輸送配管。

[請求項7] 請求項 1 ～ 4 のいずれかに記載のオーステナイト系ステンレス鋼板を用いた水素ガス用途のバルブ、継手または計器。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/021768

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**C22C 38/00**(2006.01)i; **B21B 3/02**(2006.01)i; **C21D 8/02**(2006.01)i; **C22C 38/58**(2006.01)i

FI: C22C38/00 302A; C22C38/58; C21D8/02 D; B21B3/02

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; B21B3/02; C21D8/02

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 1971-2024
Registered utility model specifications of Japan 1996-2024
Published registered utility model applications of Japan 1994-2024

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 2022-89302 A (NIPPON STEEL STAINLESS STEEL CORP.) 16 June 2022 (2022-06-16)	1-7
A	JP 2022-155180 A (NIPPON STEEL STAINLESS STEEL CORP.) 13 October 2022 (2022-10-13)	1-7
A	JP 2-97649 A (AICHI STEEL CORPORATION) 10 April 1990 (1990-04-10)	1-7
A	WO 2012/043877 A1 (NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLESS STEEL CORPRATION) 05 April 2012 (2012-04-05)	1-7
A	JP 2019-143228 A (NIPPON STEEL STAINLESS STEEL CORP.) 29 August 2019 (2019-08-29)	1-7
P, A	JP 2024-20935 A (NIPPON STEEL STAINLESS STEEL CORP.) 15 February 2024 (2024-02-15)	1-7
P, A	JP 2024-47464 A (NIPPON STEEL STAINLESS STEEL CORP.) 05 April 2024 (2024-04-05)	1-7

☐ 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

“D” document cited by the applicant in the international application

“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

20 August 2024

Date of mailing of the international search report

03 September 2024

Name and mailing address of the ISA/JP

Japan Patent Office (ISA/JP)
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/JP2024/021768

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP	2022-89302	A	16 June 2022	(Family: none)	
JP	2022-155180	A	13 October 2022	(Family: none)	
JP	2-97649	A	10 April 1990	(Family: none)	
WO	2012/043877	A1	05 April 2012	US	2013/0174949 A1
				EP	2623624 A1
				CN	103154291 A
				KR	10-2013-0045931 A
				ES	2595630 T3
JP	2019-143228	A	29 August 2019	(Family: none)	
JP	2024-20935	A	15 February 2024	(Family: none)	
JP	2024-47464	A	05 April 2024	(Family: none)	

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; B21B 3/02(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i; C22C 38/58(2006.01)i
FI: C22C38/00 302A; C22C38/58; C21D8/02 D; B21B3/02

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; B21B3/02; C21D8/02
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 1971-2024年
日本国実用新案登録公報 1996-2024年
日本国登録実用新案公報 1994-2024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 2022-89302 A（日鉄ステンレス株式会社）16.06.2022（2022-06-16）	1-7
A	JP 2022-155180 A（日鉄ステンレス株式会社）13.10.2022（2022-10-13）	1-7
A	JP 2-97649 A（愛知製鋼株式会社）10.04.1990（1990-04-10）	1-7
A	WO 2012/043877 A1（新日鐵住金ステンレス株式会社）05.04.2012（2012-04-05）	1-7
A	JP 2019-143228 A（日鉄ステンレス株式会社）29.08.2019（2019-08-29）	1-7
P, A	JP 2024-20935 A（日鉄ステンレス株式会社）15.02.2024（2024-02-15）	1-7
P, A	JP 2024-47464 A（日鉄ステンレス株式会社）05.04.2024（2024-04-05）	1-7

☐ 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、一般的技术水準を示すもの
“D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献
“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
20.08.2024

国際調査報告の発送日
03.09.2024

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）

川口 由紀子 4K 5798

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/JP2024/021768

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
JP	2022-89302	A	16.06.2022	(ファミリーなし)			
JP	2022-155180	A	13.10.2022	(ファミリーなし)			
JP	2-97649	A	10.04.1990	(ファミリーなし)			
WO	2012/043877	A1	05.04.2012	US	2013/0174949	A1	
				EP	2623624	A1	
				CN	103154291	A	
				KR	10-2013-0045931	A	
				ES	2595630	T3	
JP	2019-143228	A	29.08.2019	(ファミリーなし)			
JP	2024-20935	A	15.02.2024	(ファミリーなし)			
JP	2024-47464	A	05.04.2024	(ファミリーなし)			