(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
2019年4月11日(11.04.2019)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2019/070001 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)
B23K 35/30 (2006.01)

(21) 国際出願番号： PCT/JP2018/037098

(22) 国際出願日： 2018年10月3日(03.10.2018)

(25) 国際出願の言語： 日本語

(26) 国際公開の言語： 日本語

(30) 優先権データ：
特願 2017-193689 2017年10月3日(03.10.2017) 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: 平田 弘征 (**HIRATA, Hiroyuki**); 〒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). 浄▲徳▼佳奈(**JOTOKU, Kana**); 〒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). 田中 克樹(**TANAKA, Katsuki**); 〒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).

(74) 代理人: 特許業務法人ブライタス(**BRIGHTAS IP ATTORNEYS**); 〒5300057 大阪府大阪市北区曽根崎２丁目５番１０号 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, 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.

(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)）

WO 2019/070001 A1

(54) **Title:** AUSTENITIC STAINLESS STEEL WELDING METAL AND WELDED STRUCTURE

(54) 発明の名称： オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属および溶接構造物

(57) **Abstract:** An austenitic stainless steel welding metal which has a chemical composition that contains, in mass%, 0.05-0.11% of C, 0.10-0.50% of Si, 1.0-2.5% of Mn, 0.035% or less of P, 0.0030% or less of S, 0.01-1.00% of Co, 9.0-11.5% of Ni, 17.0-21.0% of Cr, 0.60-0.90% of Nb, 0.001-0.100% of Ta, 0.01-0.15% of N, 0.030% or less of Al, 0.020% or less of O, 0-0.10% of V, 0-0.10% of Ti, 0-0.50% of W, 0-0.50% of Mo, 0-0.50% of Cu, 0-0.005% of B, 0-0.010% of Ca, 0-0.010% of Mg and 0-0.10% of REM, with the balance made up of Fe and impurities, and which satisfies $(Nb - 7.8 \times C) \leq 0.25$.

(57) 要約： 化学組成が、質量％で、 C： 0.05 ～ 0.11％、 Si： 0.10 ～ 0.50％、 Mn： 1.0 ～ 2.5％、 P： 0.035％以下、 S： 0.0030％以下、 Co： 0.01～ 1.00％、 Ni： 9.0 ～ 11.5％、 Cr： 17.0 ～ 21.0％、 Nb： 0.60 ～ 0.90％、 Ta： 0.001 ～ 0.100％、 N： 0.01 ～ 0.15％、 Al： 0.030％以下、 O： 0.020％以下、 V： 0 ～ 0.10％、 Ti： 0 ～ 0.10％、 W： 0 ～ 0.50％、 Mo： 0 ～ 0.50％、 Cu： 0 ～ 0.50％、 B： 0 ～ 0.005％、 Ca： 0 ～ 0.010％、 Mg： 0 ～ 0.010％、 REM： 0 ～ 0.10％、 残部： Feおよび不純物であり、 ［Nb-7.8×C≦0.25］を満足する、オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属。

明　細　書

発明の名称 ：

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属および溶接構造物

技術分野

[0001] 本発明は、オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属およびそれを有する溶接構造物に関する。

背景技術

[0002] 米国機械学会（ＡＳＭＥ）ＳＡ２１３およびＳＡ２１３Ｍに規定されているＴＰ３１６Ｈは、Ｍｏを含有し、高温での耐食性に優れることから、火力発電プラントおよび石油化学プラントにおける伝熱管および熱交換器の素材として広く使用されている。

[0003] このＴＰ３４７Ｈを構造物として組み立てる場合、一般には溶接により組み立てられ、溶接金属を有する溶接構造物として使用される。市販のＮｉ基耐熱合金用溶接材料（例えば、ＪＩＳ　Ｚ　３３３４（２０１１）　ＳＮｉ６０８２）を用いて得られる溶接金属は、クリープ強度および靭性の観点からは、安定して十分な性能が得られるが、Ｎｉを多量に含有するため高価である。一方、市販のＭｏ含有ステンレス鋼用溶接材料（ＪＩＳ　Ｚ　３３２１（２０１０）　ＹＳ１６－８－２）を用いて得られる溶接金属は、安価で経済性に優れる。

[0004] しかしながら、非特許文献１に開示されているように、Ｎｂを含有するオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属はその溶接時の凝固割れ感受性が高いことが広く知られている。さらに、非特許文献２に開示されているように、溶接構造物として高温で使用する際、その使用中に溶接部に、応力緩和割れ、またはひずみ誘起析出硬化割れなどと呼ばれる脆化割れが発生しやすい。これ以外にも特許文献１～３には、Ｎｂを含有した溶接材料が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特開平６－１４２９８０号公報

特許文献2：特開平９－３０００９６号公報

特許文献3：特開２００１－３００７６３号公報

非特許文献

[0006] 非特許文献1：小川ら、溶接学会誌、第５０巻、第７号（１９８１）、第６８０頁

非特許文献2：内木ら、石川島播磨技報、第１５巻（１９７５）第２号、第２０９頁

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] しかし、特許文献１～３等に記載される溶接材料は、いずれもＭｏ、Ｗ、Ｃｕなどを含有させることによって、得られる溶接金属の高温強度を高めているものの、多量に含有しているため、経済性に劣る。また、いずれもＰおよびＳなどの不純物を低減することにより、溶接時の耐凝固割れ性を高めているものの、使用時の割れには言及していない。

[0008] これに対し、溶接割れを抑制して優れた耐溶接割れ性を実現することが求められている。またその一方で、溶接割れを抑制した場合でも、溶接構造物が高温環境（例えば６５０℃環境）に晒されるとクリープ強度に劣る場合があり、そのため耐溶接割れ性に加えて高温環境での安定したクリープ強度を実現することが求められている。

[0009] 本発明は、高温で使用される機器に用いる構造物を構成する溶接金属であって、耐溶接割れ性に優れかつ高いクリープ強度を有するオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属、およびにそれを有する溶接構造物の提供を目的とする。

課題を解決するための手段

[0010] 本発明は、上記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溶接金属および溶接構造物を要旨とする。

[0011] （１）化学組成が、質量％で、

Ｃ：０．０５～０．１１％、

Ｓｉ：０．１０～０．５０％、

Ｍｎ：１．０～２．５％、

Ｐ：０．０３５％以下、

Ｓ：０．００３０％以下、

Ｃｏ：０．０１～１．００％、

Ｎｉ：９．０～１１．５％、

Ｃｒ：１７．０～２１．０％、

Ｎｂ：０．６０～０．９０％、

Ｔａ：０．００１～０．１００％、

Ｎ：０．０１～０．１５％、

Ａｌ：０．０３０％以下、

Ｏ：０．０２０％以下、

Ｖ：０～０．１０％、

Ｔｉ：０～０．１０％、

Ｗ：０～０．５０％、

Ｍｏ：０～０．５０％、

Ｃｕ：０～０．５０％、

Ｂ：０～０．００５％、

Ｃａ：０～０．０１０％、

Ｍｇ：０～０．０１０％、

ＲＥＭ：０～０．１０％、

残部：Ｆｅおよび不純物であり、

下記（ｉ）式を満足する、

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属。

Ｎｂ－７．８×Ｃ≦０．２５　　・・・（ｉ）

但し、上記式中の元素記号は、鋼中に含まれる各元素の含有量（質量%）を表す。

[0012] （２）前記化学組成が、質量%で、

Ｖ：０．０１～０．１０%、

Ｔｉ：０．０１～０．１０%、

Ｗ：０．０１～０．５０%、

Ｍｏ：０．０１～０．５０%、

Ｃｕ：０．０１～０．５０%、

Ｂ：０．０００２～０．００５%、

Ｃａ：０．０００５～０．０１０%、

Ｍｇ：０．０００５～０．０１０%、および、

ＲＥＭ：０．０００５～０．１０%、

上記（１）に記載のオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属。

[0013] （３）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溶接金属を有する、溶接構造物。

発明の効果

[0014] 本発明によれば、高温で使用される機器に用いる構造物を構成する溶接金属であって、耐溶接割れ性に優れかつ高いクリープ強度を有するオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属、およびにそれを有する溶接構造物を得ることができる。

図面の簡単な説明

[0015] [図1]実施例において開先加工を施した板材の形状を示す概略断面図である。

[図2]実施例において開先加工を施した板材の形状を示す概略断面図である。

発明を実施するための形態

[0016] 本発明者らは、優れた耐溶接割れ性と構造物としての安定したクリープ強度とを両立するために詳細な調査を行った。その結果、以下の知見を得るに至った。

[0017] 溶接ままでのＮｂを含有するオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属に生

じた割れ現象について調査した結果、以下の２点を見出した。

[0018] （ａ）溶接ままの溶接金属に生じた割れは、柱状晶の会合部に発生し、その破面は液相が残存していたことを示唆する滑らかな性状を呈していた。さらに、液相が残存していたと推定される部分では顕著なＮｂの濃化が観察された。一方、割れの発生しなかった溶接金属では柱状晶の会合部にラメラ状のＮｂＣが観察された。

[0019] （ｂ）高温での使用後の溶接金属に発生した割れは、溶接金属の柱状晶境界に発生し、破面は延性の乏しい性状を呈し、Ｓの濃化が検出された。さらに、柱状晶内には微細なＮｂ炭化物またはＮｂ炭窒化物が多量に析出していた。

[0020] このことから、前者は所謂、凝固割れであり、溶接金属の凝固中にＮｂが凝固偏析することに起因し、残存液相の融点が低下するため、液膜が柱状晶の会合部に長時間存在し、その部分が熱応力により開口して生じた割れであると考えられた。割れの発生しなかった溶接金属ではＮｂＣの形態からＮｂＣとマトリックスとの共晶凝固が生じ、液相が短時間で消失するため、凝固割れが発生しなかったものと推察された。

[0021] また、後者は、応力緩和割れであり、高温での使用中にＮｂ炭化物、Ｎｂ窒化物またはＮｂ炭窒化物が多量に析出することに起因して、粒内が変形し難くなり、溶接残留応力が開放する過程に生じるクリープ変形が柱状晶境界に集中し、開口して生じた割れであると考えられた。そして、Ｓは溶接中、または高温での使用中に柱状結晶に偏析し、その結合力を低下させるため、Ｓ含有量が多くなると割れが発生しやすくなると考えられた。

[0022] そして、検討を重ねた結果、本発明の対象とする組成を有するオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属において、割れを防止するとともに、高いクリープ強度を得るためには、Ｎｂ含有量を０．６０～０．９０％の範囲とし、Ｎｂ－７．８×Ｃを０．２５以下とするとともに、Ｓ含有量を０．００３０％以下に制限する必要があることが判明した。加えて、溶接割れ感受性を低減する効果を十分に得るため、所定量以上のＣｏを含有させる必要があるこ

とが分かった。

[0023] 本発明は、上記知見に基づいてなされたものである。以下、本発明の各要件について詳しく説明する。

[0024] （Ａ）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。

[0025] Ｃ：０．０５～０．１１％

Ｃはオーステナイト相を安定にするとともにＮｂと結合して微細な炭化物を形成し、高温使用中のクリープ強度を向上させる。また、Ｃは溶接中の最終凝固過程においてＮｂと結合し、ＮｂＣとマトリックスの共晶凝固を生じさせ、液相を早期に消失させ凝固割れを防止する。しかしながら、Ｃが過剰に含有された場合、高温での使用中初期に多量の炭化物を析出し、応力緩和割れを助長する。そのため、Ｃ含有量は０．０５～０．１１％とする。Ｃ含有量は０．０６％以上であるのが好ましく、０．１０％以下であるのが好ましい。

[0026] Ｓｉ：０．１０～０．５０％

Ｓｉは脱酸作用を有するとともに、高温での耐食性および耐酸化性の確保に必要な元素である。しかしながら、Ｓｉが過剰に含有された場合にはオーステナイト相の安定性が低下し、クリープ強度の低下を招く。そのため、Ｓｉ含有量は０．１０～０．５０％とする。Ｓｉ含有量は０．１５％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い。また、Ｓｉ含有量は０．４５％以下であるのが好ましく、０．４０％以下であるのがより好ましい。

[0027] Ｍｎ：１．０～２．５％

ＭｎはＳｉと同様、脱酸作用を有する元素である。また、オーステナイト相を安定にして、クリープ強度の向上に寄与する。しかしながら、Ｍｎ含有量が過剰になると、クリープ延性の低下を招く。そのため、Ｍｎ含有量は１．０～２．５％とする。Ｍｎ含有量は１．１％以上であるのが好ましく、１

．２％以上であるのがより好ましい。また、Ｍｎ含有量は２．２％以下であるのが好ましく、２．０％以下であるのがより好ましい。

[0028] Ｐ：０．０３５％以下

Ｐは不純物として含まれ、溶接中に凝固偏析して残存液相の融点を下げ、凝固割れ感受性を高める元素である。さらに、クリープ延性も低下させる。そのため、Ｐ含有量に上限を設けて０．０３５％以下とする。Ｐ含有量は０．０３２％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。なお、Ｐ含有量は可能な限り低減することが好ましく、つまり含有量が０％であってもよいが、極度の低減は材料製造時のコストの増大を招く。そのため、Ｐ含有量は０．０００５％以上であるのが好ましく、０．０００８％以上であるのがより好ましい。

[0029] Ｓ：０．００３０％以下

ＳはＰと同様に不純物として含まれ、溶接中に凝固偏析して残存液相の融点を下げ、凝固割れ感受性を高める。また、凝固後も後続パスの熱サイクルにより、粒界偏析して延性低下割れ感受性も高める。そのため、Ｓ含有量に上限を設けて０．００３０％以下とする。Ｓ含有量は０．００２５％未満であるのが好ましく、０．００２０％以下であるのがより好ましい。なお、Ｓ含有量は可能な限り低減することが好ましく、つまり含有量が０％であってもよいが、極度の低減は材料製造時のコストの増大を招く。そのため、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。

[0030] Ｃｏ：０．０１～１．００％

Ｃｏはオーステナイト相の安定性を高めて、クリープ強度の向上に寄与する元素である。また、ＮｉおよびＭｎに比べて、ＰおよびＳなどの偏析エネルギーに与える影響が小さく、凝固偏析を軽減し、溶接割れ感受性を低減する効果が期待できる。しかしながら、Ｃｏは高価な元素であるため、過剰の含有は材料の製造コスト増を招く。そのため、Ｃｏ含有量は０．０１～１．００％とする。Ｃｏ含有量は０．０１５％以上であるのが好ましく、０．０

２％以上であるのがより好ましい。また、Ｃｏ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い。

[0031] Ｎｉ：９．０～１１．５％

Ｎｉは長時間使用時のオーステナイト相の安定性を確保するために必須の元素である。しかしながら、Ｎｉは高価な元素であり、多量の含有は材料の製造コストの増大を招く。そのため、Ｎｉ含有量は９．０～１１．５％とする。Ｎｉ含有量は９．２％以上であるのが好ましく、９．５％以上であるのがより好ましい。また、Ｎｉ含有量は１１．２％以下であるのが好ましく、１１．０％以下であるのがより好ましい。

[0032] Ｃｒ：１７．０～２１．０％

Ｃｒは高温での耐酸化性および耐食性の確保のために必須の元素である。また、微細な炭化物を形成してクリープ強度の確保にも寄与する。しかしながら、多量の含有はオーステナイト相の安定性を低下させ、逆にクリープ強度を損ねる。そのため、Ｃｒ含有量は１７．０～２１．０％とする。Ｃｒ含有量は１７．２％以上であるのが好ましく、１７．５％以上であるのがより好ましい。また、Ｃｒ含有量は２０．８％以下であるのが好ましく、２０．５％以下であるのがより好ましい。

[0033] Ｎｂ：０．６０～０．９０％

ＮｂはＣおよび／またはＮと結合して、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物として粒内に析出し、高温でのクリープ強度および引張強さの向上に寄与する元素である。しかしながら、過剰に含有すると、炭窒化物が多量に析出し、応力緩和割れ感受性の増大を招く。また、溶接金属の凝固過程で凝固し、液相の融点を低下させ、凝固割れ感受性を高める。そのため、Ｎｂ含有量は０．６０～０．９０％とする。Ｎｂ含有量は０．６５％以上であるのが好ましく、０．８５％以下であるのが好ましい。

[0034] Ｔａ：０．００１～０．１００％

ＴａはＮｂと同様、Ｃおよび／またはＮと結合して、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物として粒内に析出し、高温でのクリープ強度および引張強

さの向上に寄与する元素である。加えて、Ｎｂに置換して窒化物または炭窒化物中に固溶することにより、析出開始を遅延させ、応力緩和割れを軽減する効果を有する。しかしながら、過剰に含有すると、応力緩和割れ感受性の増大を招く。そのため、Ｔａ含有量は０．００１～０．１００％とする。Ｔａ含有量は０．００２％以上であるのが好ましく、特に、析出開始を遅延させ、応力緩和割れ感受性を低減する効果を十分に得たい場合には、０．００５％以上であるのがより好ましい。また、Ｔａ含有量は０．０９０％以下であるのが好ましく、０．０８０％以下であるのがより好ましい。

[0035] Ｎ：０．０１～０．１５％

Ｎはオーステナイト相を安定にするとともに、固溶して、または窒化物として析出して、高温強度の向上に寄与する。しかしながら、過剰に含有すると、析出物を多量に生成し、延性の低下を招く。そのため、Ｎ含有量は０．０１～０．１５％とする。Ｎ含有量は０．０２％以上であるのが好ましく、０．０３％以上であるのがより好ましい。また、Ｎ含有量は０．１４％以下であるのが好ましく、０．１２％以下であるのがより好ましい。

[0036] ＡｌＩ：０．０３０％以下

ＡｌＩは、多量に含有すると清浄性が劣化し、延性が低下する。そのため、ＡｌＩ含有量は０．０３０％以下とする。ＡｌＩ含有量は０．０２５％以下であるのが好ましく、０．０２０％以下であるのがより好ましい。なお、ＡｌＩ含有量について特に下限を設ける必要はなく、つまり含有量が０％であってもよいが、極度の低減は材料の製造コストの増大を招く。そのため、ＡｌＩ含有量は０．０００５％以上であるのが好ましく、０．００１％以上であるのがより好ましい。

[0037] Ｏ：０．０２０％以下

Ｏ（酸素）は不純物として含まれる。その含有量が過剰になると靭性および延性の劣化を招く。このため、Ｏ含有量は０．０２０％以下とする。Ｏ含有量は０．０１８％以下であるのが好ましく、０．０１５％以下であるのがより好ましい。なお、Ｏ含有量について特に下限を設ける必要はなく、つま

り含有量が０％であってもよいが、極度の低減は材料の製造コストの増大を招く。そのため、Ｏ含有量は０．０００５％以上であるのが好ましく、０．０００８％以上であるのがより好ましい。

[0038] 上述のように、Ｎｂは溶接中に凝固偏析し、液相の融点を低下させ、凝固割れ感受性を高める。それを防止するためには、凝固過程でＮｂＣとマトリックスの共晶凝固を生じさせ、液相を早期に消失させることが有効である。この効果を活用して、凝固割れを防止するためには、Ｎｂ含有量が上記の範囲内となるだけでなく、下記（ｉ）式を満足する必要がある。（ｉ）式右辺値は、０．２３であるのが好ましく、０．２０であるのがより好ましい。なお、（ｉ）式左辺値に下限を設ける必要はないが、各元素の含有量の範囲から－０．２５８以上となることは自明である。

Ｎｂ－７．８×Ｃ≦０．２５ ・・・（ｉ）

但し、上記式中の元素記号は、鋼中に含まれる各元素の含有量（質量％）を表す。

[0039] 本発明の溶接金属の化学組成において、上記の元素に加えて、さらにＶ、Ｔｉ、Ｗ、Ｍｏ、Ｃｕ、Ｂ、Ｃａ、ＭｇおよびＲＥＭから選択される１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。

[0040] Ｖ：０～０．１０％

ＶはＣおよび／またはＮと結合して、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成し、クリープ強度に寄与するため、必要に応じて含有してもよい。しかしながら、過剰に含有すると、炭窒化物が多量に析出し、耐応力緩和割れ性の悪化を招く。そのため、Ｖ含有量は０．１０％以下とする。Ｖ含有量は０．０９％以下であるのが好ましく、０．０８％以下であるのがより好ましい。なお、上記の効果を得たい場合には、Ｖ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] Ｔｉ：０～０．１０％

ＴｉはＶと同様、Ｃおよび／またはＮと結合して、微細な炭化物、窒化物

または炭窒化物を形成し、クリープ強度に寄与するため、必要に応じて含有してもよい。しかしながら、過剰に含有すると、炭窒化物が多量に析出し、耐応力緩和割れ性の悪化を招く。そのため、Ｔｉ含有量は０．１０％以下とする。Ｔｉ含有量は０．０８％以下であるのが好ましく、０．０６％以下であるのがより好ましい。なお、上記の効果を得たい場合には、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。

[0042] Ｗ：０～０．５０％

Wはマトリックスに固溶して高温でのクリープ強度および引張強さの向上に寄与する元素であるため、必要に応じて含有してもよい。しかしながら、過剰に含有すると、オーステナイト相の安定性を低下させ、かえってクリープ強度の低下を招く。そのため、W含有量は０．５０％以下とする。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。なお、上記の効果を得たい場合には、W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。

[0043] Ｍｏ：０～０．５０％

ＭｏはWと同様、マトリックスに固溶して高温でのクリープ強度および引張強さの向上に寄与する元素であるため、必要に応じて含有してもよい。しかしながら、過剰に含有させると、オーステナイト相の安定性を低下させ、クリープ強度を損ねる。さらに、Ｍｏは高価な元素であるため、過剰の含有は材料の製造コストの増大を招く。そのため、Ｍｏ含有量は０．５０％以下とする。Ｍｏ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。なお、上記の効果を得たい場合には、Ｍｏ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。

[0044] Ｃｕ：０～０．５０％

Ｃｕはオーステナイト相の安定性を高めて、クリープ強度の向上に寄与する元素であるため、必要に応じて含有してもよい。しかしながら、過剰に含

有させると、延性の低下を招く。そのため、Ｃｕ含有量は０．５０％以下とする。Ｃｕ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。なお、上記の効果を得たい場合には、Ｃｕ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。

[0045] Ｂ：０～０．００５％

Ｂは粒界炭化物を微細分散させることにより、クリープ強度を向上させるとともに、粒界に偏析して粒界を強化して延性低下割れ感受性を低減することにも一定の効果を有するため、必要に応じて含有してもよい。しかしながら、過剰に含有すると、逆に凝固割れ感受性を高める。そのため、Ｂ含有量は０．００５％以下とする。Ｂ含有量は０．００４％以下であるのが好ましく、０．００３％以下であるのがより好ましい。なお、上記の効果を得たい場合には、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い。

[0046] Ｃａ：０～０．０１０％

Ｃａは熱間変形能を改善する効果を有するため、必要に応じて含有してもよい。しかしながら、過剰に含有すると、酸素と結合し、清浄性を著しく低下させて、却って熱間での変形能を劣化させる。そのため、Ｃａ含有量は０．０１０％以下とする。Ｃａ含有量は０．００８％以下であるのが好ましく、０．００５％以下であるのがより好ましい。なお、上記の効果を得たい場合には、Ｃａ含有量は０．０００５％以上であるのが好ましく、０．００１％以上であるのがより好ましい。

[0047] Ｍｇ：０～０．０１０％

ＭｇはＣａと同様、熱間変形能を改善する効果を有するため、必要に応じて含有してもよい。しかしながら、過剰に含有すると、酸素と結合し、清浄性を著しく低下させて、却って熱間での変形能を劣化させる。そのため、Ｍｇ含有量は０．０１０％以下とする。Ｍｇ含有量は０．００８％以下であるのが好ましく、０．００５％以下であるのがより好ましい。なお、上記の効

果を得たい場合には、Ｍｇ含有量は０．０００５％以上であるのが好ましく、０．００１％以上であるのがより好ましい。

[0048] ＲＥＭ：０～０．１０％

ＲＥＭはＣａおよびＭｇと同様、熱間変形能を改善する効果を有するため、必要に応じて含有してもよい。しかしながら、過剰に含有すると、酸素と結合し、清浄性を著しく低下させて、却って熱間での変形能を劣化させる。そのため、ＲＥＭ含有量は０．１０％以下とする。ＲＥＭ含有量は０．０８％以下であるのが好ましく、０．０６％以下であるのがより好ましい。なお、上記の効果を得たい場合には、ＲＥＭ含有量は０．０００５％以上であるのが好ましく、０．００１％以上であるのがより好ましい。

[0049] ここで、ＲＥＭは、Ｓｃ、Ｙおよびランタノイドの合計１７元素を指し、前記ＲＥＭの含有量はこれらの元素の合計含有量を意味する。

[0050] 本発明の溶接金属の化学組成において、残部はＦｅおよび不純物である。ここで「不純物」とは、鋼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、本発明に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0051] （Ｂ）製造方法

本発明に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属は、オーステナイト系ステンレス鋼の母材を溶接して作製される。なお、母材を溶接する際に溶接材料（溶加材）を用いてオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属を作製してもよい。

[0052] 本発明に係るオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属を得るための溶接方法について、特に限定されるものではないが、例えば、ティグ溶接、ミグ溶接、被覆アーク溶接、サブマージアーク溶接、レーザー溶接等が挙げられる。

[0053] オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属を前記の化学組成を満たすように作製する方法としては、用いるオーステナイト系ステンレス鋼の母材の化学組成を調整することで制御する方法、さらに溶接材料（溶加材）を用いる場

合にはその溶接材料の化学組成も併せて調整することで制御する方法、が挙げられる。

[0054] 例えば、用いるオーステナイト系ステンレス鋼の母材および溶接材料（溶加材）として、前記の化学組成を満たす材料のみを用いることで、得られる溶接金属が前記化学組成を満たすよう作製してもよい。また、オーステナイト系ステンレス鋼の母材および溶接材料（溶加材）の少なくとも一方に、前記の化学組成を満たさない材料を用いつつ、その両者の組成のバランスを調整することで、得られる溶接金属が前記化学組成を満たすよう作製してもよい。

[0055] なお、前記オーステナイト系ステンレス鋼母材の好ましい組成としては、特に限定されるものではない。例えば、母材の化学組成は、質量％で、Ｃ：０．０４～０．１２％、Ｓｉ：０．２０～０．５０％、Ｍｎ：１．０～２．０％、Ｐ：０．０４５％以下、Ｓ：０．００２０％以下、Ｃｏ：０．０２～０．８０％、Ｎｉ：９．０～１２．０％、Ｃｒ：１６．５～１８．５％、Ｎｂ：０．５０～０．９０％、Ｔａ：０．００１～０．１００％、Ｎ：０．０１～０．１３％、Ａｌ：０．０３０％以下、Ｏ：０．０２０％以下、Ｖ：０～０．１０％、Ｔｉ：０～０．１０％、Ｗ：０～０．６０％、Ｍｏ：０～０．６０％、Ｃｕ：０～０．６０％、Ｂ：０～０．００５％、Ｃａ：０～０．０１０％、Ｍｇ：０～０．０１０％、ＲＥＭ：０～０．１０％、残部：Ｆｅおよび不純物であることが好ましい。

[0056] 前記母材の化学組成は、質量％で、Ｖ：０．０１～０．１０％、Ｔｉ：０．０１～０．１０％、Ｗ：０．０１～０．６０％、Ｍｏ：０．０１～０．６０％、Ｃｕ：０．０１～０．６０％、Ｂ：０．０００２～０．００５％、Ｃａ：０．０００５～０．０１０％、Ｍｇ：０．０００５～０．０１０％、および、ＲＥＭ：０．０００５～０．１０％、から選択される１種以上を含有してもよい。

[0057] また、上記のオーステナイト系ステンレス鋼の母材および溶接材料（溶加材）の製造方法について特に制限は設けないが、化学組成が調整された鋼に

対して、常法により、熱間鍛造、熱間圧延、熱処理および機械加工を順に施すことにより製造することができる。

[0058] （Ｃ）溶接構造物

本発明に係る溶接構造物は、上述したオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属を有する構造物である。例えば、溶接構造物は、溶接金属と母材とからなる。母材は、金属からなり、鋼材であることが好ましく、ステンレス鋼であることがより好ましく、オーステナイト系ステンレス鋼であることがさらに好ましい。なお、溶接構造物の具体的形状、溶接構造物を得るための溶接の具体的態様（溶接姿勢）は特に限定されない。

[0059] 以下、実施例によって本発明をより具体的に説明するが、本発明はこれらの実施例に限定されるものではない。

実施例 1

[0060] 表１に示す化学組成を有する鋼を溶解して鋳込んだインゴットから、熱間鍛造、熱間圧延、熱処理および機械加工により、板厚１５ｍｍ、幅５０ｍｍ、長さ１００ｍｍの板材（母材）および板厚４ｍｍ、幅２００ｍｍ、長さ５００ｍｍの板材を作製した。さらに、上記の板厚４ｍｍの板材を用い、機械加工により、２ｍｍ角、長さ５００ｍｍのカットフィラーを作製した。これらを用いて、以下に示す各種の性能評価試験を行った。

[0061]

[表1]

表1

鋼	化学組成 (質量%, 残部: Feおよび不純物)														(i)式† 左辺値
	C	Si	Mn	P	S	Co	Ni	Cr	Nb	Ta	N	Al	O	その他	
A	0.08	0.31	1.58	0.020	0.0024	0.02	10.5	17.5	0.85	0.005	0.10	0.011	0.006	-	0.23
B	0.07	0.40	1.98	0.025	0.0009	0.01	11.2	18.4	0.75	0.001	0.07	0.009	0.007	-	0.20
C	0.11	0.15	1.20	0.030	0.0029	0.78	9.5	20.5	0.90	0.025	0.02	0.007	0.006	-	0.042
D	0.06	0.21	1.47	0.032	0.0011	0.95	9.8	17.2	0.65	0.094	0.12	0.012	0.005	W: 0.27, Cu: 0.05, Ca: 0.002	0.18
E	0.09	0.45	2.16	0.023	0.0015	0.54	9.2	19.2	0.70	0.042	0.06	0.008	0.010	Mo: 0.12, B: 0.0030, REM: 0.05	-0.002
F	0.10	0.49	1.14	0.034	0.0023	0.25	10.9	20.7	0.83	0.005	0.03	0.010	0.009	Ti: 0.05, V: 0.08, Mg: 0.001	0.050
G	0.07	0.12	1.45	0.024	0.0035	0.18	10.7	19.6	0.76	0.084	0.07	0.010	0.008	-	0.21
H	0.06	0.35	1.95	0.034	0.0024	0.01	11.3	18.4	0.74	0.093	0.02	0.008	0.007	-	0.27
I	0.07	0.38	1.44	0.034	0.0025	0.03	11.1	17.3	0.57	0.005	0.03	0.007	0.005	Ca: 0.002	0.024
J	0.10	0.28	1.36	0.002	0.0028	0.26	10.7	18.6	0.94	0.088	0.13	0.010	0.007	B: 0.0042	0.16

† Nb-7.8×C≤0.25 ...(i)

[0062] ＜耐溶接割れ性＞

上記母材の長手方向の端部に、図１に示す形状の開先加工を施した。その後、開先を形成した母材を２つ突き合わせ、裏ビードと干渉しないよう溝加工を施した市販の鋼板上に四周を拘束溶接した。なお、上記市販の鋼板は、ＳＭ４００ＢのＪＩＳ　Ｇ　３１６０（２００８）に規定の鋼板であり、厚さ３０ｍｍ、幅１５０ｍｍ、長さ２００ｍｍであった。また、上記の拘束溶接は、ＪＩＳ　Ｚ　３２２４（２０１０）に規定の被覆アーク溶接棒ＥＮｉ６６２５を用いて行った。

[0063] その後、開先内にティグ溶接により積層溶接を行った。上記の積層溶接は、各母材と同じ板材から得られたカットフィラーを溶加材として用いて行った。入熱９～１５ｋＪ／ｃｍとし、各母材につき３つずつ溶接継手を作製した。そして、各母材から作製された溶接継手のうちの１体については溶接ままとし、もう１体については６５０℃、５００時間の条件で時効熱処理を行った。それらの溶接継手について、それぞれ５か所から試験片を採取した。採取された試験片の横断面を鏡面研磨してから腐食し、光学顕微鏡により観察して、溶接金属における割れの有無を調査した。そして、５個の全ての試験片で割れのない溶接継手を「合格」、割れが観察された溶接継手を「不合格」と判断した。なお、母材とカットフィラーとは同組成であることから、表１の化学組成は溶接金属の化学組成と同義である。

[0064] ＜クリープ破断強さ＞

さらに、耐溶接割れ性の評価で「合格」となった溶接継手の残り１体から、溶接金属が平行部の中央となるように丸棒クリープ破断試験片を採取し、母材の目標破断時間が約１０００時間となる６５０℃、２１６ＭＰａの条件でクリープ破断試験を行った。そして、破断時間が母材の目標破断時間の９０％以上となるものを「合格」とした。

[0065] それらの結果を表２にまとめて示す。

[0066]

[表2]

表２

試験No.	鋼	溶接中の耐割れ性	高温使用中の耐割れ性	クリープ破断強さ
1	A	合格	合格	合格
2	B	合格	合格	合格
3	C	合格	合格	合格
4	D	合格	合格	合格
5	E	合格	合格	合格
6	F	合格	合格	合格
7	G	合格	不合格	実施せず
8	H	不合格	不合格	実施せず
9	I	合格	合格	不合格
10	J	合格	不合格	実施せず

[0067] 表２から分かるように、本発明の規定を満足する鋼Ａ～Ｆを母材および溶加材の双方に用いた試験Ｎｏ．１～６では、溶接中および高温での時効中に十分な耐凝固割れ性および耐応力緩和割れ性を発揮するとともに、クリープ強度に優れる結果となった。

[0068] それに対して、比較例である鋼ＧはＳ含有量が規定から外れているため、それを用いた試験Ｎｏ．７では、高温での時効により溶接金属内に応力緩和割れと考えられる割れが発生した。また、鋼Ｈは（ｉ）式の上限を上回ったため、それを用いた試験Ｎｏ．８では、溶接金属の凝固時にフリーのＮｂにより液相の融点が低下した結果、凝固割れが発生した。また、高温時効後の断面観察においても、溶接時に発生した凝固割れと思われる割れが観察された。

[0069] 鋼ＩはＮｂ含有量が下限値より低いため、それを用いた試験Ｎｏ．９では、溶接中および高温での時効中に割れの発生はなかったものの、必要なクリープ強度が得られなかった。また、鋼ＪはＮｂ含有量が上限値を超えたため、多量の析出物が生成し、高温での時効により溶接金属内に応力緩和割れと考えられる割れが発生した。

実施例 2

[0070] 実施例１で用いた鋼Ａ～Ｆのインゴットの残材から、熱間鍛造、熱間圧延、熱処理および機械加工により、板厚２５ｍｍ、幅５０ｍｍ、長さ１００ｍｍの板材（母材）を作製した。これを用いて、以下に示す各種の性能評価試験を行った。

[0071] ＜耐溶接割れ性＞

上記母材の長手方向の端部に、図２に示す形状の開先加工を施した。その後、開先を形成した母材を２つ突き合わせ、裏ビードと干渉しないよう溝加工を施した市販の鋼板上に四周を拘束溶接した。なお、上記市販の鋼板は、ＳＭ４００ＢのＪＩＳ　Ｇ　３１６０（２００８）に規定の鋼板であり、厚さ４０ｍｍ、幅１５０ｍｍ、長さ２００ｍｍであった。また、上記の拘束溶接は、ＪＩＳ　Ｚ　３２２４（２０１０）に規定の被覆アーク溶接棒ＥＮｉ６６２５を用いて行った。

[0072] その後、開先内にティグ溶接により積層溶接を行った。上記の積層溶接は、各母材と同じ板材から得られたカットフィラーを溶加材として用いて行った。入熱９～１８ｋＪ／ｃｍとし、各母材につき２つずつ溶接継手を作製した。そして、各母材から作製された溶接継手のうちの１体については溶接ままとし、残り１体については６５０℃、５００時間の条件で時効熱処理を行った。それらの溶接継手について、それぞれ５か所から試験片を採取した。採取された試験片の横断面を鏡面研磨してから腐食し、光学顕微鏡により観察して、溶接金属における割れの有無を調査した。そして、５個の全ての試料で割れがない溶接継手を「良」、１つの試料でのみ割れが認められた溶接継手を「可」として「合格」とし、２つ以上の試料で割れがあった溶接継手を「不合格」と判断した。

[0073] それらの結果を表３にまとめて示す。

[0074]

[表3]

表３

試験No.	鋼	溶接中の耐割れ性	高温使用中の耐割れ性
11	A	合格	合格（良）
12	B	合格	合格（可）
13	C	合格	合格（良）
14	D	合格	合格（良）
15	E	合格	合格（良）
16	F	合格	合格（良）

[0075] 表３から分かるように、本発明の規定を満足する鋼Ａ～Ｆを母材および溶加材の双方に用いた試験Ｎｏ．１１～１６では、板厚が厚くなった厳しい拘束条件下においても、溶接中および高温での時効中に十分な耐凝固割れ性および耐応力緩和割れ性を発揮する結果となった。しかしながら、試験Ｎｏ．１２では、合格と判断されたものの、Ｔａ含有量が０．００１％と少なかったため、１断面において非常に軽微な応力緩和割れが生じた。

実施例 3

[0076] 表４に示す化学組成を有する鋼を溶解して鋳込んだインゴットから、熱間鍛造、熱間圧延、熱処理および機械加工により、板厚１５ｍｍ、幅５０ｍｍ、長さ１００ｍｍの板材（母材）を作製した。これを用いて、以下に示す各種の性能評価試験を行った。

[0077]

[表4]

表4

鋼	化学組成 (質量%, 残部: Feおよび不純物)												
	C	Si	Mn	P	S	Co	Ni	Cr	Nb	Ta	N	Al	O	その他
K	0.08	0.35	1.55	0.028	0.0015	0.12	11.9	18.0	0.72	0.006	0.06	0.008	0.008	-
L	0.09	0.33	1.46	0.038	0.0005	0.08	10.8	16.8	0.75	0.010	0.05	0.008	0.007	Cu: 0.34, Mo: 0.30
M	0.04	0.32	1.50	0.030	0.0011	0.15	11.2	17.5	0.57	0.005	0.05	0.010	0.006	Ti: 0.09, REM: 0.03

[0078] ＜耐溶接割れ性＞

上記母材の長手方向の端部に、図１に示す形状の開先加工を施した。その後、開先を形成した母材を２つ突き合わせ、裏ビードと干渉しないよう溝加

工を施した市販の鋼板上に四周を拘束溶接した。なお、上記市販の鋼板は、ＳＭ４００ＢのＪＩＳ　Ｇ　３１６０（２００８）に規定の鋼板であり、厚さ３０ｍｍ、幅１５０ｍｍ、長さ２００ｍｍであった。また、上記の拘束溶接は、ＪＩＳ　Ｚ　３２２４（２０１０）に規定の被覆アーク溶接棒ＥＮｉ６６２５を用いて行った。

[0079] その後、開先内にティグ溶接により積層溶接を行った。上記の積層溶接は、鋼Ａの板材から得られたカットフィラーを溶加材として用いて行った。入熱９～１５ｋＪ／ｃｍとし、各母材につき３つずつ溶接継手を作製した。そして、各母材から作製された溶接継手のうちの１体については溶接ままとし、溶接金属から切粉を採取し、化学分析を行った。残り１体については６５０℃、５００時間の条件で時効熱処理を行った。

[0080] それらの溶接継手について、それぞれ５か所から試験片を採取した。採取された試験片の横断面を鏡面研磨してから腐食し、光学顕微鏡により観察して、溶接金属における割れの有無を調査した。そして、５個の全ての試験片で割れのない溶接継手を「合格」、割れが観察された溶接継手を「不合格」と判断した。

[0081] ＜クリープ破断強さ＞

さらに、溶接継手の残り１体から、溶接金属が平行部の中央となるように丸棒クリープ破断試験片を採取し、母材の目標破断時間が約１０００時間となる６５０℃、２１６ＭＰａの条件でクリープ破断試験を行った。そして、破断時間が母材の目標破断時間の９０％以上となるものを「合格」とした。

[0082] それらの結果を表５および６にまとめて示す。

[0083]

[表5]

表5

試験No.	母材	溶加材	化学組成 (質量%, 残部: Feおよび不純物)													(i)式† 左辺値
			C	Si	Mn	P	S	Co	Ni	Cr	Nb	Ta	N	Al	O	その他	
17	K	A	0.08	0.32	1.58	0.021	0.0023	0.04	10.7	17.6	0.83	0.005	0.10	0.011	0.006	-	0.21
18	L		0.08	0.31	1.56	0.023	0.0022	0.03	10.5	17.4	0.84	0.006	0.09	0.011	0.006	Cu: 0.04, Mo: 0.03	0.20
19	M		0.07	0.31	1.57	0.021	0.0022	0.04	10.6	17.5	0.81	0.005	0.09	0.011	0.006	Ti: 0.01, REM: 0.004	0.23

† $Nb-7.8\times C\leq 0.25$ ...(i)

[0084] [表6]

表６

試験No.	母材	溶加材	溶接中の耐割れ性	高温使用中の耐割れ性	クリープ破断強さ
17	K	A	合格	合格	合格
18	L		合格	合格	合格
19	M		合格	合格	合格

[0085] 表５および６から分かるように、溶接金属の化学組成が本発明の規定を満足する試験Ｎｏ．１７～１９では、溶接中および高温での時効中に十分な耐凝固割れ性および耐応力緩和割れ性を発揮するとともに、クリープ強度に優れる結果となった。

[0086] 以上のように、本発明の要件を満足する場合のみ、十分な耐凝固割れ性および耐応力緩和割れ性ならびに優れたクリープ強度が得られることが分かる。

産業上の利用可能性

[0087] 本発明によれば、高温で使用される機器に用いる構造物を構成する溶接金属であって、耐溶接割れ性に優れかつ高いクリープ強度を有するオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属、およびにそれを有する溶接構造物を得ることができる。

請求の範囲

[請求項1] 化学組成が、質量％で、

Ｃ：０．０５～０．１１％、

Ｓｉ：０．１０～０．５０％、

Ｍｎ：１．０～２．５％、

Ｐ：０．０３５％以下、

Ｓ：０．００３０％以下、

Ｃｏ：０．０１～１．００％、

Ｎｉ：９．０～１１．５％、

Ｃｒ：１７．０～２１．０％、

Ｎｂ：０．６０～０．９０％、

Ｔａ：０．００１～０．１００％、

Ｎ：０．０１～０．１５％、

Ａｌ：０．０３０％以下、

Ｏ：０．０２０％以下、

Ｖ：０～０．１０％、

Ｔｉ：０～０．１０％、

Ｗ：０～０．５０％、

Ｍｏ：０～０．５０％、

Ｃｕ：０～０．５０％、

Ｂ：０～０．００５％、

Ｃａ：０～０．０１０％、

Ｍｇ：０～０．０１０％、

ＲＥＭ：０～０．１０％、

残部：Ｆｅおよび不純物であり、

下記（ｉ）式を満足する、

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属。

Ｎｂ－７．８×Ｃ≦０．２５ ・・・（ｉ）

但し、上記式中の元素記号は、鋼中に含まれる各元素の含有量（質量％）を表す。

[請求項2] 前記化学組成が、質量％で、

Ｖ：０．０１～０．１０％、

Ｔｉ：０．０１～０．１０％、

Ｗ：０．０１～０．５０％、

Ｍｏ：０．０１～０．５０％、

Ｃｕ：０．０１～０．５０％、

Ｂ：０．０００２～０．００５％、

Ｃａ：０．０００５～０．０１０％、

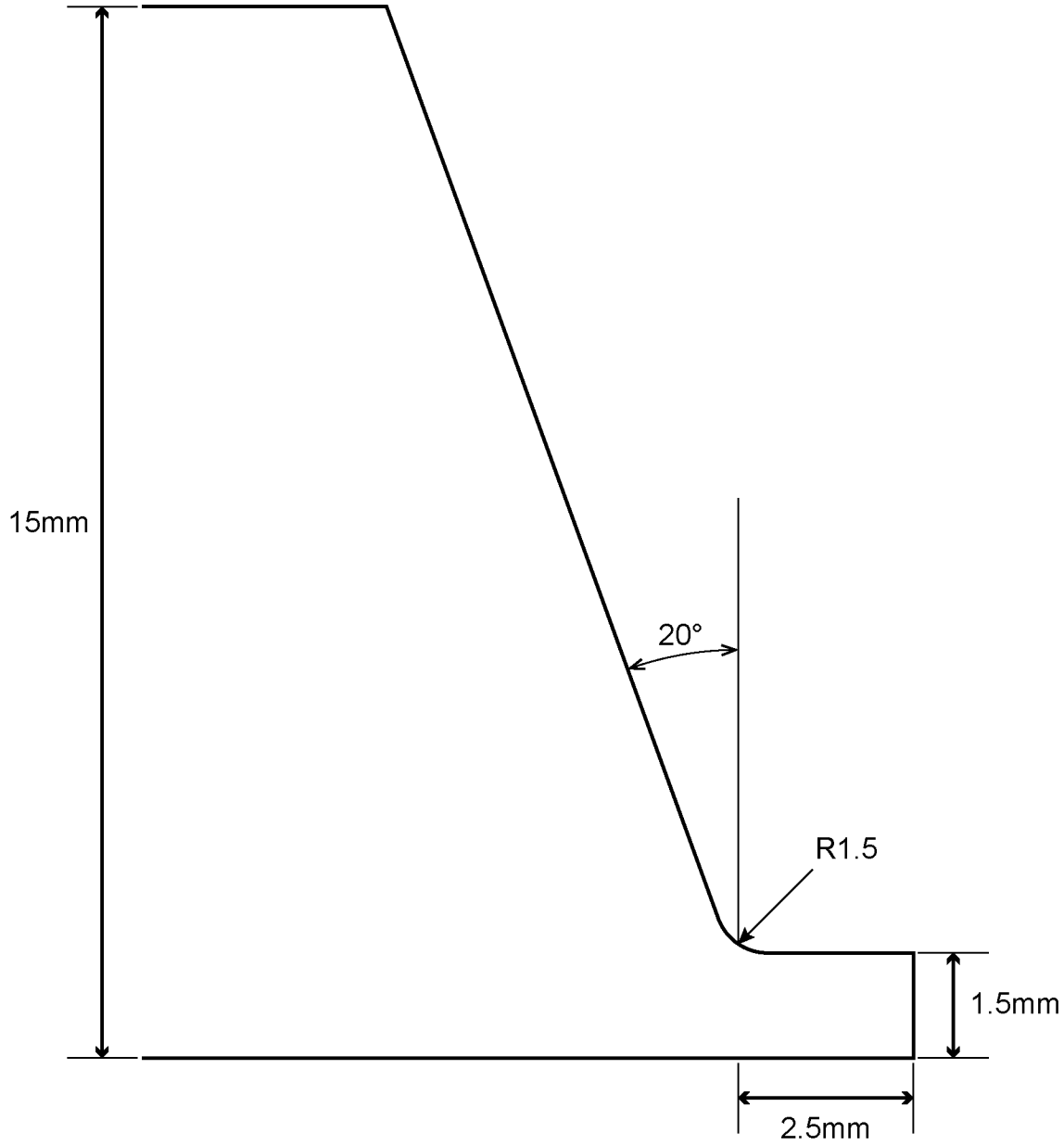
Ｍｇ：０．０００５～０．０１０％、および、

ＲＥＭ：０．０００５～０．１０％、

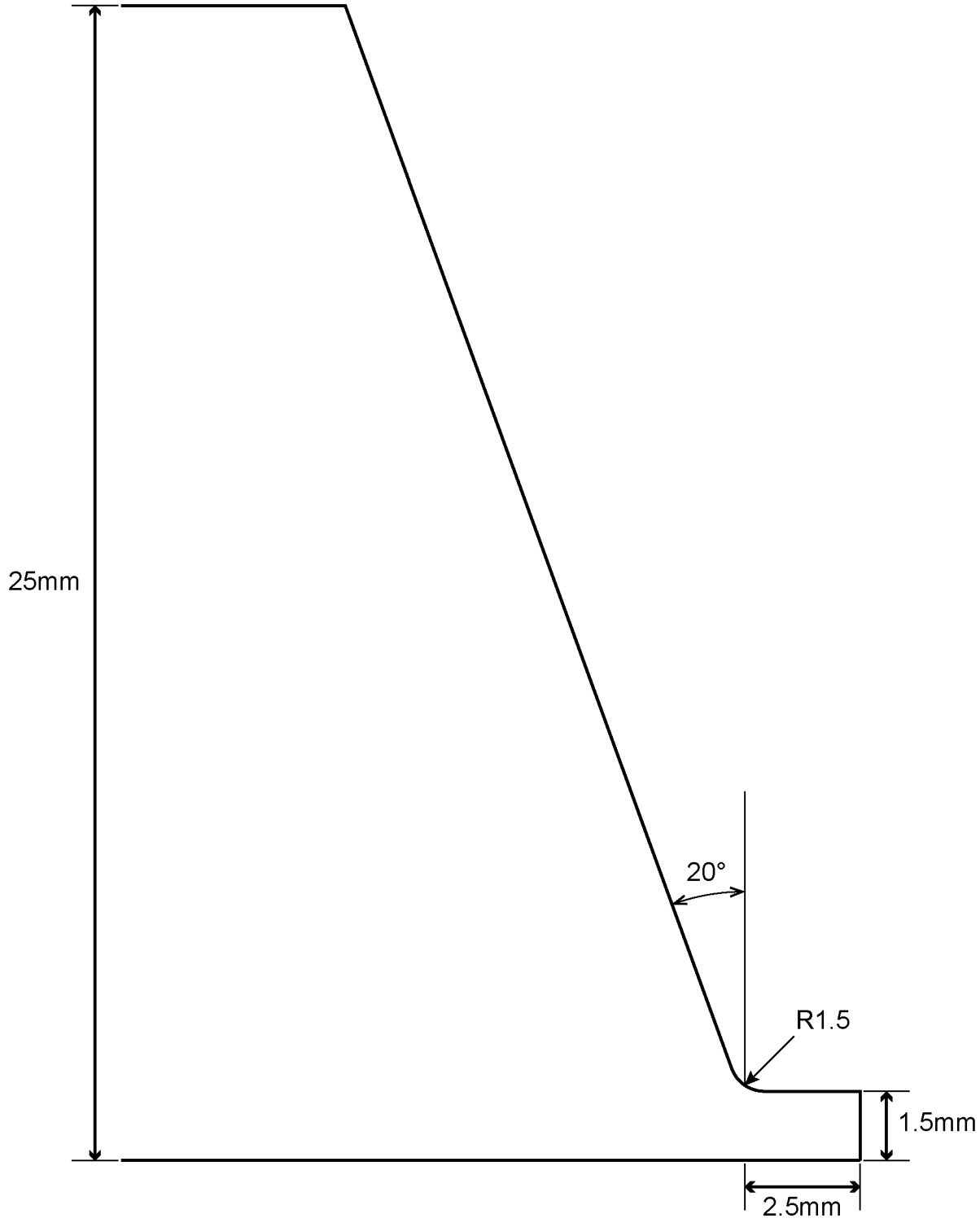
請求項１に記載のオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属。

[請求項3] 請求項１または請求項２に記載のオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属を有する、溶接構造物。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2018/037098

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int. Cl. C22C38/00(2006.01)i, B23K35/30(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
Int. Cl. C22C38/00-38/60, B23K35/30

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
Published examined utility model applications of Japan 1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2018
Registered utility model specifications of Japan 1996-2018
Published registered utility model applications of Japan 1994-2018

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y	JP 2017-95767 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 01 June 2017, claims, paragraphs [0030]-[0057], [0064]-[0086] (Family: none)	1-3 1-3
Y	JP 61-238914 A (NIPPON STEEL CORP.) 24 October 1986, claims, page 4, lower right column, line 5 to line 12, examples (Family: none)	1-3
A	JP 2015-137419 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.) 30 July 2015 (Family: none)	1-3
A	JP 2001-107196 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 17 April 2001 (Family: none)	1-3

☒ 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
27.11.2018	11.12.2018
Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2018/037098

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 11-151593 A (MITSUBISHI HEAVY INDUSTRIES, LTD.) 08 June 1999 (Family: none)	1-3

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１８／０３７０９８

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, B23K35/30(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.　C22C38/00-38/60, B23K35/30

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２０１８年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１８年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１８年

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

CAplus/REGISTRY (STN)

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
X Y	JP 2017-95767 A (新日鐵住金株式会社) 2017.06.01, 特許請求の範囲, [0030]-[0057], [0064]-[0086] (ファミリーなし)	1-3 1-3
Y	JP 61-238914 A (新日本製鐵株式会社) 1986.10.24, 特許請求の範囲, 第４頁右下欄第５行-第12行, 実施例 (ファミリーなし)	1-3

☑　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
「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
２７．１１．２０１８	１１．１２．２０１８

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ）
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）　４Ｋ　３６４０
伊藤　真明
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
A	JP 2015-137419 A（新日鐵住金株式会社）2015.07.30, (ファミリーなし)	1-3
A	JP 2001-107196 A（住友金属工業株式会社）2001.04.17, (ファミリーなし)	1-3
A	JP 11-151593 A（三菱重工業株式会社）1999.06.08, (ファミリーなし)	1-3