(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
2015 年 2 月 5 日(05.02.2015)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2015/015735 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01) *C21D 9/46* (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2014/003767

(22) 国際出願日: 2014 年 7 月 16 日(16.07.2014)

(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 2013-156452 2013 年 7 月 29 日(29.07.2013) JP

(71) 出願人: ＪＦＥスチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 吉野　正崇 (YOSHINO, Masataka); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号 ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 太田　裕樹 (OTA, Hiroki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目２番３号ＪＦＥスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 熊坂　晃，外 (KUMASAKA, Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目７番１号ＪＦＥ商事ビル６階ＪＦＥテクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, 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, 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:
— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

WO 2015/015735 A1

(54) **Title**: FERRITIC STAINLESS STEEL HAVING EXCELLENT WELD CORROSION RESISTANCE

(54) 発明の名称 : 溶接部の耐食性に優れたフェライト系ステンレス鋼

(57) **Abstract**: Provided is a ferritic stainless steel having excellent weld corrosion resistance. The ferritic stainless steel is characterized by containing, in terms of mass %, 0.001-0.025% of C, 0.05-0.30% of Si, 0.35-2.0% of Mn, 0.05% or less of P, 0.01% or less of S, 0.05-0.80% of Al, 0.001-0.025% of N, 16.0-20.0% of Cr, 0.12-0.50% of Ti, 0.002-0.050% of Nb, 0.30-0.80% of Cu, 0.05% to less than 0.50% of Ni, and 0.01-0.50% of V and satisfying formula (1), with the remainder consisting of Fe and unavoidable impurities. $0.50 < 25\times C + 18\times N + Ni + 0.11\times Mn + 0.46\times Cu$ (1) Moreover, the chemical symbols in the formula denotes the content (mass %) of the elements in question.

(57) 要約: 溶接部の耐食性に優れたフェライト系ステンレス鋼を提供する。 質量%で、Ｃ：０．００１～０．０２５%、Ｓｉ：０．０５～０．３０%、Ｍｎ：０．３５～２．０%、Ｐ：０．０５%以下、Ｓ：０．０１%以下、Ａｌ：０．０５～０．８０%、Ｎ：０．００１～０．０２５%、Ｃｒ：１６．０～２０．０%、Ｔｉ：０．１２～０．５０%、Ｎｂ：０．００２～０．０５０%、Ｃｕ：０．３０～０．８０%、Ｎｉ：０．０５～０．５０%未満、Ｖ：０．０１～０．５０%を含有し、かつ下記式（１）を満たし、残部がＦｅおよび不可避不純物からなることを満たすことを特徴とするフェライト系ステンレス鋼。 $０．５０<２５\times Ｃ+１８\times Ｎ+Ｎｉ+０．１１\times Ｍｎ+０．４６\times Ｃｕ$ （１） なお、式中の元素記号は各元素の含有量（質量%）を意味する。

明　細　書

発明の名称 ： 溶接部の耐食性に優れたフェライト系ステンレス鋼

技術分野

[0001] 本発明は、溶接を行った際に溶接相手材から溶接ビードに侵入する炭素および窒素あるいは、大気から侵入する窒素に起因した耐食性の低下が生じにくいフェライト系ステンレス鋼に関する。

背景技術

[0002] フェライト系ステンレス鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼と比較して少ないＮｉ量で耐食性を確保できる。Ｎｉは高価な元素であることから、フェライト系ステンレス鋼はオーステナイト系ステンレス鋼に比べて低コストで製造することができる。また、フェライト系ステンレス鋼はオーステナイト系ステンレス鋼に比べて熱伝導率が高く、熱膨張率が小さい、さらには応力腐食割れが起こりにくい等の優れた特性がある。このことから、フェライト系ステンレス鋼は、自動車排気系部材、屋根や建具などの建材、厨房機器や貯水タンク、貯湯タンクなどの水まわり用材料など幅広い用途に適用されてきた。

[0003] これら構造物の作製にあたっては、オーステナイト系ステンレス鋼、特にＳＵＳ３０４（１８％Ｃｒ－８％Ｎｉ）（ＪＩＳ　Ｇ　４３０５）等とフェライト系ステンレス鋼を組み合わせて使用される場合が多い。このようなステンレス鋼の溶接方法としては、一般にＴＩＧ溶接が用いられる。その場合も、溶接部に対して母材部と同様に良好な耐食性を持つことが求められる。

[0004] このような課題に対し、ＣｒよりもＣおよびＮとの親和力が大きいＴｉやＮｂを添加することで、ＣおよびＮをＴｉやＮｂの炭窒化物として固定し、Ｃｒ炭窒化物の生成をおさえて鋭敏化の発生を抑制し、良好な耐食性を確保する方法が提案されている。たとえば、特許文献１にはＴｉとＮｂを複合添加することでフェライト系ステンレス鋼の耐粒界耐食性を向上させた鋼が開示されている。また、特許文献２ではＮｂを添加することで耐粒界腐食性を

向上させた鋼が開示されている。

[0005] しかし、いずれの発明も０．３質量％以上のＭｏ添加を必要とする。Ｍｏは母材の耐食性を向上させる元素ではある。しかしながら、強いフェライト生成元素であるため、０．３質量％ものＭｏが添加された場合、溶接部におけるフェライト相の生成が促進されて、溶接部の鋭敏化が助長されるため、十分な溶接部の耐食性を得ることができない。また、いずれも０．１質量％以上のＮｂ添加を必要としている。しかしながら、多量のＮｂを含む鋼を溶接した場合、固溶Ｎｂが溶接部で粗大Ｎｂ析出物として生成し、溶接割れなどの問題が発生する場合がある。溶接部の耐食性をＮｂやＴｉなどの炭窒化物生成元素の添加のみによって得ることは、製造性や実用性を考慮すると最適な方策とは言えない。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開２００７－２７０２９０号公報

特許文献2：特開２０１０－２０２９１６号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] そこで本発明では、ＴｉやＮｂの過度の添加を必要としない、溶接部の耐食性に優れたフェライト系ステンレス鋼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

[0008] 本発明者らは上記課題を解決するため、従来以上に溶接部の耐食性の低下を抑制できる技術について鋭意検討した。まず、発明者らは十分な溶接部の耐食性を得るために許容される鋭敏化の程度について１６～２０質量％Ｃｒ鋼を用いて系統的に調査した。その結果、鋭敏化による溶接部の耐食性の低下は、Ｃｒ炭窒化物によるフェライト相の粒界被覆率（粒界被覆率については、実施例の測定方法を参照。）が４０％を超えた場合に顕在化することを知見した。

[0009] 次に発明者らはＣｒ炭窒化物によるフェライト相の粒界被覆率を低減する手法について検討した。その結果、オーステナイト生成元素であるＭｎおよびＣｕの添加によりオーステナイト相を安定化することが、溶接部の耐食性向上に極めて効果的であることを知見した。

[0010] すなわち、ＭｎおよびＣｕの添加によりオーステナイト相を安定化した場合、溶接時のフェライト相の生成を抑制することができるとともに、フェライト相の固溶限以上に含まれたＣおよびＮをフェライト相よりも固溶限が圧倒的に大きいオーステナイト相中に固溶させた状態で安定化することにより、Ｃｒ炭窒化物の生成による鋭敏化を防止することができ、溶接部の耐食性が格段に向上することを知見した。

[0011] さらに、ＣおよびＮをオーステナイト相中で固溶するため、従来のＴｉやＮｂ等のみによるＣおよびＮの固定化に比べて、より多いＣおよびＮ量においても鋭敏化を防止することができることも明らかとなった。発明者らは上記効果が得られる鋼成分について系統的に調査し、上記効果はオーステナイト相を安定化するＣ、Ｎ、Ｎｉ、ＭｎおよびＣｕの含有量が下式（１）を満たす場合に得られることを知見した。

０．５０＜２５×Ｃ＋１８×Ｎ＋Ｎｉ＋０．１１×Ｍｎ＋０．４６×Ｃｕ （１）

なお、式中の元素記号は各元素の含有量（質量％）を意味する。

[0012] さらに、本効果は、従来技術であるＴｉやＮｂ添加によるＣおよびＮの固定化と併用することができるため、ＴｉやＮｂの過度な添加を必要とせずとも、従来鋼よりも格段に優れた溶接部の耐食性を得ることが可能となる。

[0013] 本発明は、上記の知見に基づきなされたもので、その要旨は以下の通りである。

[0014] ［１］ 質量％で、Ｃ：０．００１～０．０２５％、Ｓｉ：０．０５～０．３０％、Ｍｎ：０．３５～２．０％、Ｐ：０．０５％以下、Ｓ：０．０１％以下、Ａｌ：０．０５～０．８０％、Ｎ：０．００１～０．０２５％、Ｃｒ：１６．０～２０．０％、Ｔｉ：０．１２～０．５０％、Ｎｂ：０．００

２～０．０５０％、Ｃｕ：０．３０～０．８０％、Ｎｉ：０．０５％以上０．５０％未満、Ｖ：０．０１～０．５０％を含有し、かつ下記式（１）を満たし、残部がＦｅおよび不可避不純物からなることを満たすことを特徴とする溶接部の耐食性に優れたフェライト系ステンレス鋼。

０．５０＜２５×Ｃ＋１８×Ｎ＋Ｎｉ＋０．１１×Ｍｎ＋０．４６×Ｃｕ　（１）

なお、式中の元素記号は各元素の含有量（質量％）を意味する。

[0015] ［２］　更に、質量％で、Ｚｒ：０．０１～０．５０％、Ｗ：０．０１～０．２０％、ＲＥＭ：０．００１～０．１０％、Ｃｏ：０．０１～０．２０％、Ｂ：０．０００２～０．０１０％、Ｓｂ：０．０５～０．３０％の中から選ばれる１種以上を含有することを特徴とする［１］に記載の溶接部の耐食性に優れたフェライト系ステンレス鋼。

発明の効果

[0016] 本発明によれば、溶接相手材から母材にＣおよびＮが侵入するような溶接条件においても優れた耐食性を有するフェライト系ステンレス鋼が得られる。

発明を実施するための形態

[0017] 以下に本発明の各構成要件の限定理由について説明する。

[0018] １．成分組成ならびに金属組織について

はじめに、本発明の鋼の成分組成を規定した理由を説明する。なお、成分％はすべて質量％を意味する。

[0019] Ｃ：０．００１～０．０２５％

Ｃは不可避的に含まれる元素である。Ｃ量が高いほど強度が向上し、少ないほど加工性が向上する。十分な強度を得るためには０．００１％以上の含有が必要である。しかしながら、０．０２５％を超えて含有すると加工性の低下が顕著となるうえ、Ｃｒ炭化物の析出による局所的なＣｒ欠乏に起因した耐食性の低下（鋭敏化）が生じやすくなる。そのため、Ｃ量は０．００１～０．０２５％の範囲とする。ただし、Ｃ量が低いほど耐食性および加工性

の観点では好ましいものの、Ｃ量を極度に低下させることは精錬に時間がかかり、製造上好ましくない。このため、好ましくは０．００３～０．０１８％の範囲である。より好ましくは０．００５～０．０１２％の範囲である。

[0020] Ｓｉ：０．０５～０．３０％

Ｓｉは溶接部の耐食性の向上に有効な元素である。この効果を得るためには０．０５％以上の含有が必要であり、含有量が多いほどその効果は大きくなる。しかし、Ｓｉ含有量が０．３０％を超えると溶接部の成形性や靭性が低下するため好ましくない。そのため、Ｓｉ量は０．０５～０．３０％の範囲とする。好ましくは０．０５～０．２５％の範囲である。さらに好ましくは０．０８～０．２０％の範囲である。

[0021] Ｍｎ：０．３５～２．０％

Ｍｎは本発明において特に重要な元素である。Ｍｎは脱酸剤として有効な元素であるとともに、オーステナイト相を安定化する効果を有する。所定量のＭｎを含有させることにより、溶接時のフェライト相の生成を抑制することができ、フェライト相の固溶限以上に含まれたＣおよびＮをフェライト相よりも固溶限が大きいオーステナイト相中に固溶させた状態で安定化することにより、Ｃｒ炭窒化物の生成による鋭敏化を防止する効果が発現し、溶接部の耐食性が向上する。これらの効果を得るためには０．３５％以上のＭｎを含有する必要がある。しかし、Ｍｎ含有量が２．０％を超えると、母材が過度に硬質化し延性が低下するとともに、溶接部においては、溶接部の硬質化による靭性の低下が生じるため好ましくない。そのため、Ｍｎ量は０．３５～２．０％の範囲とする。好ましくは０．５０～１．５％の範囲である。さらに好ましくは０．７５～１．２５％の範囲である。

[0022] Ｐ：０．０５％以下

Ｐは鋼に不可避的に含まれる元素であり、過剰な含有は溶接性を低下させ、粒界腐食を生じやすくさせる。この傾向は０．０５％超の含有で顕著となる。そのため、Ｐ量は０．０５％以下とする。好ましくは０．０３％以下である。

[0023] Ｓ：０．０１％以下

ＳもＰと同様に鋼に不可避的に含まれる元素であり、０．０１％超の含有によって耐食性が低下する。そのため、Ｓ量は０．０１％以下とする。好ましくは０．００８％以下である。

[0024] ＡｌもＳｉと同様に溶接部の耐食性を向上させる元素である。ＡｌはＮとの親和力がＣｒよりも強いため、溶接部にＮが混入した場合に、ＮをＣｒ窒化物ではなくＡｌ窒化物として析出させ、鋭敏化を抑制する効果がある。また、Ａｌは製鋼工程における脱酸に有用な元素でもある。これらの効果は０．０５％以上の含有で得られる。しかし、０．８０％を超えてＡｌを含有すると、フェライト結晶粒が粗大化し、加工性や製造性が低下する。そのため、Ａｌ量は０．０５～０．８０％の範囲とする。好ましくは、０．１０～０．６０％の範囲である。さらに好ましくは０．１５～０．５０％の範囲である。

[0025] Ｎ：０．００１～０．０２５％

ＮはＣと同様に鋼中に不可避的に含まれる元素である。Ｎ含有量が高いと強度が向上し、少ないほど加工性が向上する。十分な強度を得るためには０．００１％以上の含有が適当である。しかしながら、含有量が０．０２５％を超えると延性が顕著に低下する上、Ｃｒ窒化物の析出を助長することによる耐食性の低下が生じるため好ましくない。そのため、Ｎ量は０．００１～０．０２５％の範囲とする。耐食性の観点からＮは低いほど好ましい。しかしながら、Ｎ量を低減するには精錬時間を増加させる必要があり、製造性の低下を招く。このため、０．００３～０．０２５％の範囲とすることが好ましい。より好ましくは０．００３～０．０１５％の範囲である。さらに好ましくは０．００３～０．０１０％の範囲である。

[0026] Ｃｒ：１６．０～２０．０％

Ｃｒはステンレス鋼の耐食性を確保するために最も重要な元素である。Ｃｒ含有量が１６．０％未満では、溶接による酸化で表層のＣｒが減少する溶

接ビードやその周辺において十分な耐食性が得られない。また、溶接の際に溶接相手材あるいは大気から混入するＮに起因する鋭敏化が一層助長されるため好ましくない。一方、Ｃｒ含有量が２０．０％を超えると、靭性の低下や焼鈍後の脱スケール性が低下するため好ましくない。そのため、Ｃｒ量は１６．０％～２０．０％の範囲とする。好ましくは、１６．５％～１９．０％の範囲である。さらに好ましくは１７．０～１８．５％の範囲である。

[0027] Ｔｉ：０．１２～０．５０％

ＴｉはＣおよびＮと優先的に結合してＣｒ炭窒化物の析出による鋭敏化に起因した耐食性の低下を抑制する元素である。この効果は、０．１２％以上の含有によって得られる。しかし、含有量が０．５０％を超えると、粗大なＴｉ炭窒化物が生成し、表面欠陥を引き起こすため好ましくない。そのため、Ｔｉ量は０．１２～０．５０％の範囲とする。好ましくは、０．１５～０．４０％の範囲である。さらに好ましくは０．２０～０．３５％の範囲である。

[0028] Ｎｂ：０．００２～０．０５０％

ＮｂはＣおよびＮと優先的に結合してＣｒ炭窒化物の析出による鋭敏化に起因した耐食性の低下を抑制する元素である。また、Ｎｂは溶接部の結晶粒径を微細化させ、溶接部の靭性および曲げ性を向上させる効果もある。これらの効果は、０．００２％以上の含有で得られる。一方、Ｎｂは再結晶温度を上昇させる元素でもあり、０．０５０％を超えて含有すると、再結晶に必要な焼鈍温度が高温化するため、高速冷延板焼鈍ラインを用いた焼鈍工程において焼鈍が不十分となり、未再結晶粒と再結晶粒が混在することによる加工性の低下が生じるため好ましくない。そのため、Ｎｂ量は０．００２～０．０５０％の範囲とする。好ましくは０．０１０～０．０４５％の範囲である。さらに好ましくは０．０１５～０．０４０％の範囲である。

[0029] Ｃｕ：０．３０～０．８０％

Ｃｕは耐食性を向上させる元素であり、水溶液中や弱酸性の水滴が付着した場合の母材および溶接部の耐食性を向上させるのに特に有効な元素である

。また、ＣｕはＮｉと同様に強いオーステナイト生成元素であり、溶接部でのフェライト相の生成を抑制し、Ｃｒ炭窒化物の析出による鋭敏化を抑制する効果がある。これらの効果は０．３０％以上の含有で得られる。一方、０．８０％を超えてＣｕを含有すると、熱間加工性が低下するため好ましくない。そのため、Ｃｕ量は０．３０～０．８０％の範囲とする。好ましくは０．３０～０．６０％の範囲である。さらに好ましくは０．３５～０．５０％の範囲である。

[0030] Ｎｉ：０．０５％以上０．５０％未満

Ｎｉはステンレス鋼の耐食性を向上させる元素であり、不動態皮膜が形成できず活性溶解が生じる腐食環境において腐食の進行を抑制する元素である。また、Ｎｉは強いオーステナイト生成元素であり、溶接部でのフェライト生成を抑制し、Ｃｒ炭窒化物の析出による鋭敏化を抑制する効果がある。これらの効果は０．０５％以上の含有によって得られる。しかし、Ｎｉを０．５０％以上含有すると、加工性が低下することに加えて、応力腐食割れ感受性が強くなる。さらには、Ｎｉは高価な元素であるため、製造コストの増大を招くため好ましくない。そのため、Ｎｉ量は０．０５％以下０．５０％未満の範囲とする。好ましくは０．１０～０．３０％の範囲である。さらに好ましくは０．１５～０．２５％の範囲である。

[0031] Ｖ：０．０１～０．５０％

Ｖは耐食性や加工性を向上させる元素であり、溶接部にＮが混入した場合にＮと結合することによってＣｒ窒化物の生成を抑制し、溶接部の鋭敏化を低減する効果を有する。この効果は０．０１％以上の含有によって得られる。しかし、含有量が０．５０％を超えると加工性が低下するため好ましくない。そのため、Ｖ量は０．０１～０．５０％の範囲とする。好ましくは０．０５～０．３０％の範囲である。さらに好ましくは０．０８～０．２０％の範囲である。

[0032] ０．５０＜２５×Ｃ＋１８×Ｎ＋Ｎｉ＋０．１１×Ｍｎ＋０．４６×Ｃｕ （１）

なお、式中の元素記号は各元素の含有量（質量％）を意味する。

[0033] 溶接部のＣおよびＮをオーステナイト相中に固溶させて固定化するためには、溶接後の冷却組織中にオーステナイト相を生成させる必要がある。溶接後の冷却過程においてオーステナイト相を生成させるためには、上記式（１）を満たす必要がある。式（１）の右辺が０．５０以下の場合、オーステナイト相の安定化が不十分となり、溶接部において本発明が提供する固溶Ｃおよび固溶Ｎを効果的に固定化するだけのオーステナイト相を生成させることができない。そのため、式（１）の右辺は０．５超えとする。好ましくは０．６０以上である。より好ましくは、０．７０以上である。

[0034] 以上が本発明の基本化学成分であり、残部はＦｅおよび不可避不純物からなる。なお、不可避不純物としては、Ｃａ：０．００２０％以下が許容できる。

[0035] さらに、上記基本成分に加えて、溶接ビードの鋭敏化の抑制および耐食性の向上等の目的で以下の元素を含有してもよい。

[0036] Ｚｒ：０．０１～０．５０％

ＺｒはＣおよびＮと結合して鋭敏化を抑制する効果がある。この効果は０．０１％以上の含有により得られる。しかしながら、０．５０％を超えて含有すると加工性が低下する。また、Ｚｒは高価な元素であるため、過度な添加は製造コストの増加を招くため好ましくない。そのため、Ｚｒを含有する場合は０．０１～０．５０％の範囲とすることが好ましい。より好ましくは、０．１０～０．３５％の範囲である。

[0037] Ｗ：０．０１～０．２０％

ＷはＭｏと同様に耐食性を向上させる効果がある。この効果は０．０１％以上の含有により得られる。しかしながら、０．２０％を超えて含有すると強度が上昇し、圧延荷重の増大等による製造性の低下を招くため好ましくない。そのため、Ｗを含有する場合は０．０１～０．２０％の範囲とすることが好ましい。より好ましくは、０．０５～０．１５％の範囲である。

[0038] ＲＥＭ：０．００１～０．１０％

ＲＥＭは耐酸化性を向上させる効果があり、酸化スケールの形成の抑制による、溶接テンパーカラー直下におけるＣｒ欠乏領域の形成の抑制に有効である。この効果を得るためには０．００１％以上の含有が必要である。しかしながら、０．１０％を超えて含有すると酸洗性などの製造性を低下させる。また、ＲＥＭはＺｒと同様に高価な元素であるため、過度な含有は製造コストの増加を招くため好ましくない。そのため、ＲＥＭを含有する場合は０．００１～０．１０％の範囲とすることが好ましい。より好ましくは、０．０１０～０．０８％の範囲である。

[0039] Ｃｏ：０．０１～０．２０％

Ｃｏは靭性を向上させる元素である。この効果は０．０１％以上の含有によって得られる。一方、０．２０％を超えて含有すると製造性を低下させる。そのため、Ｃｏを含有する場合は０．０１～０．２０％の範囲とすることが好ましい。より好ましくは、０．０５～０．１５％の範囲である。

[0040] Ｂ：０．０００２～０．０１０％

Ｂは二次加工脆性を改善する元素であり、その効果は０．０００２％以上の含有によって得られる。しかし、０．０１０％を超えて含有すると、過度な固溶強化による延性の低下を誘引する。そのため、Ｂを含有する場合は０．０００２～０．０１０％の範囲とすることが好ましい。より好ましくは、０．００１０～０．００７５％の範囲である。

[0041] Ｓｂ：０．０５～０．３０％

ＳｂはＡｌと同じく、ＴＩＧ溶接のガスシールドが不十分な場合に、大気から混入するＮを捕らえる効果があり、十分なガスシールドを行うことが困難な複雑形状を有する構造体に適用する場合に、特に有効な元素である。その効果は０．０５％以上の含有により得られる。しかしながら、０．３０％を超えて含有すると、製鋼工程において非金属介在物が生成し、表面性状が悪化する。また、熱延板の靭性を悪化させる。そのため、Ｓｂを含有する場合は、０．０５～０．３０％の範囲とすることが好ましい。より好ましくは０．０５～０．１５％の範囲である。

[0042] ２．製造条件について

次に、本発明鋼の好適製造方法について説明する。上記した成分組成の溶鋼を、転炉、電気炉、真空溶解炉等の公知の方法で溶製し、連続鋳造法あるいは造塊－分塊法により鋼素材（スラブ）とする。このスラブを、１１００～１２５０℃で１～２４時間加熱後に熱間圧延するか、あるいは加熱することなく鋳造のまま直接、熱間圧延して熱延板とする。

[0043] 通常、熱延板は８００～１１００℃で１～１０分の熱延板焼鈍が施される。なお、用途によっては熱延板焼鈍を省略しても良い。ついで、熱延板酸洗後、冷間圧延により冷延板とした後、再結晶焼鈍、酸洗を施して製品とする。

[0044] 冷間圧延は伸び性、曲げ性、プレス成形性および形状の観点から５０％以上の圧下率で行うことが望ましい。冷延板の再結晶焼鈍は、一般的にはＪＩＳ　Ｇ　０２０３の表面仕上げ、Ｎｏ．２Ｂ仕上げ品の場合、良好な機械的性質を得ること、および酸洗性の面から８００～９５０℃で行うことが好ましい。また、より光沢を求める箇所の部材には仕上げにＢＡ焼鈍（光輝焼鈍）を行うことが有効である。なお、冷間圧延後および加工後にさらに表面性状を向上させるために、研磨等を施しても良い。

実施例 1

[0045] 以下、実施例に基づいて本発明をさらに詳しく説明する。

[0046] 表１に示す化学組成を有するステンレス鋼を５０ｋｇ小型真空溶解炉にて溶製した。これらの鋼塊を１１５０℃で１時間加熱後、熱間圧延を施して３．５ｍｍ厚の熱延板とした。ついで、これらの熱延板に９５０℃で１分間の熱延板焼鈍を施した後、表面にショットブラスト処理を行った後、温度８０℃、２０質量％硫酸溶液中に１２０秒浸漬後、１５質量％硝酸および３質量％弗酸よりなる温度５５℃の混合酸中に６０秒浸漬することにより酸洗を行い、脱スケールを行った。

[0047] さらに、板厚０．８ｍｍまで冷間圧延し、弱還元性雰囲気（水素：５ｖｏｌ％、窒素：９５ｖｏｌ％、露点：－４０℃）において９００℃で１分間の

再結晶焼鈍を行い、冷延焼鈍板を得た。この冷延焼鈍板を、温度５０℃、１５質量％硝酸および０．５質量％塩酸からなる混合酸液中で電解酸洗することにより脱スケール処理を行い、冷延酸洗焼鈍板を得た。

[0048] [表1-1]

表1-1

質量%

鋼No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	V	Nb	Ti	N	Cu	備考
1	0.004	0.11	0.92	0.02	0.002	18.7	0.17	0.15	0.04	0.022	0.18	0.008	0.36	発明例
2	0.009	0.14	0.38	0.02	0.003	16.3	0.13	0.18	0.06	0.026	0.20	0.008	0.46	発明例
3	0.005	0.09	1.11	0.03	0.003	19.7	0.12	0.21	0.09	0.049	0.24	0.009	0.41	発明例
4	0.013	0.13	0.83	0.03	0.003	18.9	0.08	0.16	0.05	0.034	0.25	0.014	0.46	発明例
5	0.011	0.19	0.41	0.03	0.001	19.1	0.13	0.16	0.06	0.038	0.22	0.011	0.39	発明例
6	0.018	0.21	1.96	0.04	0.004	19.4	0.45	0.19	0.08	0.044	0.29	0.015	0.45	発明例
7	0.014	0.16	1.24	0.03	0.002	18.9	0.12	0.15	0.11	0.035	0.24	0.020	0.76	発明例
8	0.016	0.10	1.25	0.02	0.004	18.8	0.14	0.22	0.13	0.043	0.28	0.018	0.59	発明例
9	0.010	0.12	0.57	0.03	0.001	18.3	0.09	0.16	0.09	0.009	0.31	0.011	0.38	発明例
10	0.007	0.11	0.73	0.02	0.002	17.8	0.17	0.74	0.13	0.040	0.16	0.009	0.36	発明例
11	0.008	0.15	0.78	0.02	0.001	18.6	0.24	0.43	0.07	0.047	0.21	0.007	0.42	発明例
12	0.010	0.07	1.02	0.03	0.004	19.2	0.16	0.19	0.14	0.036	0.25	0.012	0.31	発明例
13	0.009	0.09	0.86	0.03	0.003	18.8	0.07	0.16	0.16	0.010	0.22	0.016	0.41	発明例
14	0.010	0.18	0.87	0.03	0.003	19.4	0.05	0.15	0.18	0.011	0.19	0.016	0.39	発明例
15	0.007	0.15	0.84	0.03	0.005	19.5	0.09	0.17	0.17	0.009	0.23	0.013	0.42	発明例
16	0.010	0.13	0.91	0.02	0.001	18.9	0.10	0.19	0.17	0.005	0.21	0.014	0.44	発明例
17	0.010	0.07	0.96	0.02	0.001	18.4	0.08	0.08	0.15	0.024	0.22	0.012	0.38	発明例
18	0.011	0.05	0.69	0.03	0.003	18.7	0.08	0.18	0.18	0.034	0.17	0.017	0.41	発明例
19	0.015	0.18	1.31	0.02	0.004	19.1	0.09	0.20	0.02	0.019	0.35	0.013	0.39	発明例
20	0.014	0.22	1.02	0.03	0.004	19.2	0.07	0.18	0.19	0.036	0.26	0.011	0.42	発明例
21	0.007	0.09	0.81	0.02	0.003	24.1	0.11	0.22	0.22	0.046	0.22	0.009	0.35	比較例
22	0.009	0.13	0.78	0.03	0.002	15.4	0.23	0.16	0.17	0.051	0.18	0.012	0.36	比較例
23	0.013	0.06	0.19	0.02	0.003	19.7	0.22	0.34	0.03	0.006	0.11	0.014	0.34	比較例
24	0.019	0.08	2.38	0.02	0.005	19.4	0.10	0.27	0.08	0.041	0.18	0.018	0.42	比較例
25	0.014	0.06	1.25	0.03	0.002	19.3	0.11	0.93	0.21	0.015	0.16	0.020	0.37	比較例
26	0.014	0.10	0.82	0.02	0.002	17.6	0.15	0.23	0.16	0.016	0.53	0.015	0.33	比較例
27	0.003	0.12	0.36	0.03	0.003	16.3	0.05	0.23	0.16	0.003	0.12	0.006	0.31	比較例
28	0.004	0.14	0.50	0.02	0.004	18.5	0.06	0.17	0.08	0.035	0.18	0.007	0.34	比較例
29	0.004	0.19	0.84	0.03	0.003	18.8	0.05	0.21	0.07	0.033	0.26	0.004	0.38	比較例
30	0.003	0.11	0.38	0.02	0.003	18.1	0.06	0.14	0.10	0.028	0.16	0.003	0.30	比較例

下線付は本発明の範囲外であることを示す

[0049] [表1-2]

表 1-2

質量%

鋼No.	Zr	W	REM	Co	B	Sb	式(1)の右辺の値	備考
1	–	–	–	–	–	–	0.69	発明例
2	–	–	–	–	–	–	0.74	発明例
3	–	–	–	–	–	–	0.73	発明例
4	–	–	–	–	–	–	0.95	発明例
5	–	–	–	–	–	–	0.83	発明例
6	–	–	–	–	–	–	1.59	発明例
7	–	–	–	–	–	–	1.32	発明例
8	–	–	–	–	–	–	1.27	発明例
9	–	–	–	–	–	–	0.79	発明例
10	–	–	–	–	–	–	0.74	発明例
11	–	–	–	–	–	–	0.85	発明例
12	–	–	–	–	–	–	0.87	発明例
13	0.07	–	–	–	–	–	0.86	発明例
14	–	0.17	–	–	–	–	0.85	発明例
15	–	–	0.08	–	–	–	0.79	発明例
16	–	–	–	0.14	–	–	0.91	発明例
17	–	–	–	–	0.0021	–	0.82	発明例
18	–	–	–	–	–	0.23	0.93	発明例
19	–	–	0.09	0.08	0.0016	–	1.01	発明例
20	0.19	–	–	0.05	–	–	0.94	発明例
21	–	–	–	–	–	–	0.70	比較例
22	–	–	–	–	–	–	0.91	比較例
23	–	–	–	–	–	–	0.97	比較例
24	–	–	–	–	–	–	1.35	比較例
25	–	–	–	–	–	–	1.12	比較例
26	–	–	–	–	–	–	1.01	比較例
27	–	–	–	–	–	–	0.43	比較例
28	–	–	–	–	–	–	0.48	比較例
29	–	–	–	–	–	–	0.49	比較例
30	–	–	–	–	–	–	0.37	比較例

下線付は本発明の範囲外であることを示す

[0050] なお、表１－１、表１－２は連続した一連の表である。

[0051] 作製した冷延板および市販のオーステナイト系ステンレス鋼ＳＵＳ３０４（Ｃ：０．０７質量%、Ｎ：０．０５質量%、Ｃｒ：１８．２質量%、Ｎｉ：８．２質量%）の板厚０．８ｍｍの冷延板を用いて、

突合せＴＩＧ溶接(butt TIG welding)を行った（本発明の冷延板：母材、溶接相手材：ＳＵＳ３０４）。溶接電流は９０Ａ、溶接速度は６０ｃｍ／ｍｉ

ｎとし、シールドガスには８ｖｏｌ％の窒素、２ｖｏｌ％の酸素を含有するＡｒガスを１５Ｌ／ｍｉｎで使用した。得られた表側の溶接ビードの幅はおよそ３ｍｍであった。

[0052] 作製した溶接ビードを含む試験片を採取して以下の試験を行った。

[0053] １．母材および溶接部の孔食電位試験

冷延焼鈍後の試験片、および溶接後の試験片から２０ｍｍ角の試験片を採取し、１０ｍｍ角の測定面を残してシール材で被覆した試験片を作製した。溶接後の試験片については溶接ビードを含むように試験片を採取し、溶接によるテンパーカラー（酸化皮膜）を残したままとした。これらの試験片について、３０℃の３．５質量％ＮａＣｌ溶液中で母材および溶接部の孔食電位を測定した。測定に際して、試験片の研磨や不動態化処理を行わなかったが、それ以外の測定方法はＪＩＳ　Ｇ　０５７７（２００５）に準拠した。

[0054] 母材の孔食電位：１５０ｍＶ以上、溶接部の孔食電位：０ｍＶ以上を合格とした。

[0055] ２．中性塩水噴霧サイクル試験

溶接後の試験片から、溶接ビードを含む１００ｍｍ角の試験片を採取し、表面を＃６００エメリーペーパーにより研磨仕上げした後に端面部をシールした試験片を作製し、ＪＩＳ　Ｈ　８５０２に規定された中性塩水噴霧サイクル試験に供した。中性塩水噴霧サイクル試験は、５質量％ＮａＣｌ溶液噴霧（３５℃、２ｈ）→乾燥（６０℃、４ｈ、相対湿度２０～３０％）→湿潤(moistness)（４０℃、２ｈ、相対湿度９５％以上）が１サイクルである。これを１５サイクル実施後に母材あるいは溶接部からの腐食の発生がない場合を合格とした。

[0056] ３．Ｃｒ炭窒化物によるフェライト相の粒界被覆率測定

溶接した試験片の溶接ビードの直角方向に金属組織観察用試験片を採取し、鏡面研磨後、ピクリン酸塩酸水溶液によるエッチングにより金属組織および析出物を現出させ、走査型電子顕微鏡およびエネルギー分散型Ｘ線分光法を用いた組織観察および析出物の相同定を行い、溶接ビード部のフェライト

相のＣｒ炭窒化物による粒界被覆率を測定した。

[0057] 粒界被覆率は、撮影した組織写真中の結晶粒の粒界長さを画像解析装置により計測するとともに、粒界上に析出したＣｒ炭窒化物の粒界に平行な方向の径を同じく画像解析装置により計測し、粒界被覆率（％）＝（粒界上のＣｒ炭窒化物の粒界に平行な方向の径の総計）÷（結晶粒の粒界長さの総計）×１００の式により算出した。

[0058] Ｃｒ炭窒化物によるフェライト相の粒界被覆率が４０％以下の場合を合格とした。

[0059] ４．機械特性評価

作製した冷延焼鈍板から、圧延方向と平行にＪＩＳ　１３Ｂ号引張試験片を採取し、引張試験をＪＩＳ　Ｚ２２４１に準拠して行い、破断伸びを測定した。

[0060] 破断伸びが２５％以上を合格とした。

[0061] ５．表面品質評価

冷延焼鈍後、脱スケールした鋼板表面を肉眼で観察し、脱スケール不良および線状疵等の表面欠陥がないか確認した。

[0062] スケール残りや表面欠陥がなく、良好な表面外観が得られていることを合格基準とした。

[0063] 試験結果を表２に示す。

[0064]

[表2]

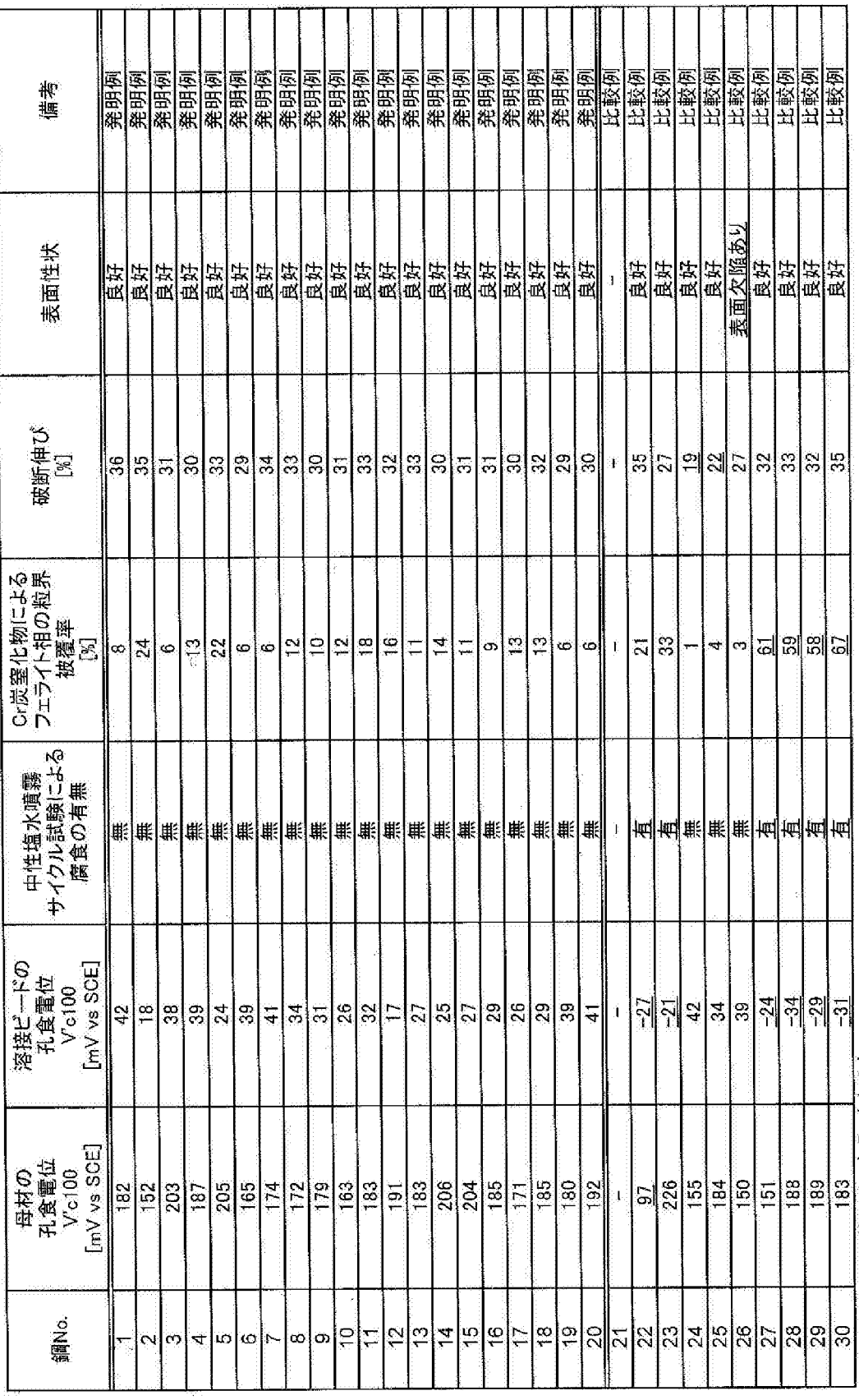


表2

鋼No.	母材の孔食電位 Vc100 [mV vs SCE]	溶接ビードの孔食電位 Vc100 [mV vs SCE]	中性塩水噴霧サイクル試験による腐食の有無	Cr炭窒化物によるフェライト相の粒界被覆率 [%]	破断伸び [%]	表面性状	備考
1	182	42	無	8	36	良好	発明例
2	152	18	無	24	35	良好	発明例
3	203	38	無	6	31	良好	発明例
4	187	39	無	13	30	良好	発明例
5	205	24	無	22	33	良好	発明例
6	165	39	無	6	29	良好	発明例
7	174	41	無	6	34	良好	発明例
8	172	34	無	12	33	良好	発明例
9	179	31	無	10	30	良好	発明例
10	163	26	無	12	31	良好	発明例
11	183	32	無	18	33	良好	発明例
12	191	17	無	16	32	良好	発明例
13	183	27	無	11	33	良好	発明例
14	206	25	無	14	30	良好	発明例
15	204	27	無	11	31	良好	発明例
16	185	29	無	9	31	良好	発明例
17	171	26	無	13	30	良好	発明例
18	185	29	無	13	32	良好	発明例
19	180	39	無	6	29	良好	発明例
20	192	41	無	6	30	良好	発明例
21	-	-	-	-	-	-	比較例
22	97	-27	有	21	35	良好	比較例
23	226	-21	有	33	27	良好	比較例
24	155	42	無	1	19	良好	比較例
25	184	34	無	4	22	良好	比較例
26	150	39	無	3	27	表面欠陥あり	比較例
27	151	-24	有	61	32	良好	比較例
28	188	-34	有	59	33	良好	比較例
29	189	-29	有	58	32	良好	比較例
30	183	-31	有	67	35	良好	比較例

下線付は本発明の範囲外であることを示す

[0065] 本発明の要件を満たす鋼Ｎｏ．１～２０はいずれも母材の孔食電位が１５０ｍＶ以上、溶接ビードの孔食電位が０ｍＶ以上であるとともに、中性塩水噴霧サイクル試験によっても腐食は発生せず、オーステナイト系ステンレス鋼と溶接を施した場合においても十分な耐食性が得られている。また、鋼Ｎｏ．１～２０はいずれも溶接後のＣｒ炭窒化物によるフェライト相の粒界被覆率が４０％以下であり、所定の鋭敏化防止効果が得られている。さらに、引張試験による破断伸びはいずれも２５％以上と良好な加工特性が得られているとともに、表面欠陥も認められなかった。

[0066] 一方、Ｃｒ量が本発明の範囲を上回る鋼Ｎｏ．２１では熱間圧延後の鋼板の靭性が著しく低下し、以降の製造工程を実施することができず、特性を評価することができなかった。

[0067] Ｃｒ量が本発明の範囲を下回る鋼Ｎｏ．２２では、十分な孔食電位が得られず、また、中性塩水噴霧サイクル試験において母材および溶接部から腐食が生じ、所定の耐食性を得ることができなかった。

[0068] Ｍｎ量が本発明の範囲を下回る鋼Ｎｏ．２３では、母材に関しては十分な耐食性が得られたものの、溶接部に関して十分な耐食性が得られなかった。

[0069] 一方、ＭｎまたはＡｌ量が本発明の範囲を上回る鋼Ｎｏ．２４および２５では所定の母材ならびに溶接部耐食性は得られたものの、鋼板が硬質化したことにより延性が低下し、所定の機械特性を得ることができなかった。

[0070] Ｔｉ量が本発明の範囲を上回る鋼Ｎｏ．２６では所定の耐食性および機械特性が得られたものの、粗大なＴｉ系介在物が多量に生成したことに起因する表面欠陥が発生し、所定の表面性状が得られなかった。

[0071] 各元素の含有量は本発明の範囲を満たすものの、オーステナイト安定化元素の含有量が式（１）の範囲を下回る鋼Ｎｏ．２７～３０では、所定の母材耐食性ならびに機械特性は得られた。しかしながら、所定の溶接ビード部の孔食電位ならびに溶接部の耐食性が得られなかった。Ｎｏ．２７～３０の溶接部の断面組織を調査したところ、いずれもフェライト相粒界に粒界被覆率で５０％以上と極めて多量のＣｒ炭窒化物が析出していたことが確認された

。鋼Ｎｏ．２７～３０ではオーステナイト安定化元素が不足したために、溶接後の冷却中にフェライト相が生成し、粒界上へのＣｒ炭窒化物の生成を抑制することができなかった結果、顕著な鋭敏化が生じ、所定の溶接部の耐食性が得られなかったと考えられる。

[0072] 以上の結果より、本発明によればＴｉやＮｂの過剰な添加を必要とせずに、優れた耐食性、機械特性ならびに表面性状を有するフェライト系ステンレス鋼が得られることが明らかとなった。

産業上の利用可能性

[0073] 本発明で得られるフェライト系ステンレス鋼は、溶接によって構造体の作製が行われる用途、例えば、マフラー等の自動車排気系材料、建具や換気口、ダクト等の建築用材料等への適用に好適である。

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、Ｃ：０．００１～０．０２５%、Ｓｉ：０．０５～０．３０%、Ｍｎ：０．３５～２．０%、Ｐ：０．０５%以下、Ｓ：０．０１%以下、Ａｌ：０．０５～０．８０%、Ｎ：０．００１～０．０２５%、Ｃｒ：１６．０～２０．０%、Ｔｉ：０．１２～０．５０%、Ｎｂ：０．００２～０．０５０%、Ｃｕ：０．３０～０．８０%、Ｎｉ：０．０５%以上０．５０%未満、Ｖ：０．０１～０．５０%を含有し、かつ下記式（１）を満たし、残部がＦｅおよび不可避不純物からなることを特徴とするフェライト系ステンレス鋼。

０．５０＜２５×Ｃ＋１８×Ｎ＋Ｎｉ＋０．１１×Ｍｎ＋０．４６×Ｃｕ （１）

なお、式中の元素記号は各元素の含有量（質量%）を意味する。

[請求項2] 更に、質量%で、Ｚｒ：０．０１～０．５０%、Ｗ：０．０１～０．２０%、ＲＥＭ：０．００１～０．１０%、Ｃｏ：０．０１～０．２０%、Ｂ：０．０００２～０．０１０%、Ｓｂ：０．０５～０．３０%の中から選ばれる１種以上を含有することを特徴とする請求項１に記載のフェライト系ステンレス鋼。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2014/003767

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, *C22C38/58*(2006.01)i, *C22C38/60*(2006.01)i, *C21D9/46*(2006.01)n

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

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2014
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2014	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2014

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 2008-138270 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 19 June 2008 (19.06.2008), paragraph [0036] (Family: none)	1-2
A	JP 2007-92163 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 12 April 2007 (12.04.2007), paragraph [0028] (Family: none)	1-2
A	JP 2007-217716 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 30 August 2007 (30.08.2007), paragraph [0030] (Family: none)	1-2

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

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

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
07 October, 2014 (07.10.14)	21 October, 2014 (21.10.14)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office Facsimile No.	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2014/003767

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 2001-3143 A (Nippon Steel Corp.), 09 January 2001 (09.01.2001), paragraph [0030] (Family: none)	1-2
A	JP 2002-332548 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 22 November 2002 (22.11.2002), claims 1, 4; paragraph [0008] (Family: none)	1-2
P,A	WO 2013/136736 A1 (JFE Steel Corp.), 19 September 2013 (19.09.2013), paragraph [0016] & TW 201348463 A	1-2

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１４／００３７６７

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, C22C38/60(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)n

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

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	１９７１－２０１４年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１４年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１４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 2008-138270 A（新日鐵住金ステンレス株式会社）2008.06.19, 【００３６】（ファミリーなし）	1-2
A	JP 2007-92163 A（日新製鋼株式会社）2007.04.12, 【００２８】（ファミリーなし）	1-2
A	JP 2007-217716 A（日新製鋼株式会社）2007.08.30, 【００３０】（ファミリーなし）	1-2

☑　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。　　☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー
「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と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
０７．１０．２０１４	２１．１０．２０１４

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　５２７６
佐藤　陽一
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 2001-3143 A (新日本製鐵株式会社) 2001.01.09, 【００３０】（ファミリーなし）	1-2
Ａ	JP 2002-332548 A（日新製鋼株式会社）2002.11.22, 【請求項１】、【請求項４】、【０００８】（ファミリーなし）	1-2
Ｐ、Ａ	WO 2013/136736 A1（ＪＦＥスチール株式会社）2013.09.19, ［００１６］ & TW 201348463 A	1-2