

(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
2013 年 9 月 19 日(19.09.2013)



(10) 国際公開番号
WO 2013/136736 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C22C 38/50 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/001462
- (22) 国際出願日: 2013 年 3 月 7 日(07.03.2013)
- (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 2012-055308 2012 年 3 月 13 日(13.03.2012) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目 2 番 3 号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 寒川 孝(SAMUKAWA, Takashi); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 福田 國夫(FUKUDA, Kunio); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 吉野 正崇(YOSHINO, Masataka); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 太田 裕樹(OTA, Hiroki); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目 2 番 3 号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 尾形 浩行(OGATA, Hiroyuki); 〒1000011 東京都千代田区幸町二丁目 2 番 3 号 J F E 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.); 〒1030027 東京都中央区日本橋二丁目 1 番 10 号柳屋ビルディング7階 J F E 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, IS, JP, KE, KG, KM, 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, 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, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: FERRITIC STAINLESS STEEL

(54) 発明の名称: フェライト系ステンレス鋼

(57) Abstract: A ferritic stainless steel having excellent surface properties and corrosion resistance in welds with austenitic stainless steel is provided. The ferritic stainless steel is characterized by containing, in mass%, 0.003 to 0.015% carbon, 0.05 to 0.30% silicon, 0.10 to 0.35% manganese, not more than 0.06% phosphorus, not more than 0.02% sulfur, 17.0 to 19.0% chromium, more than 0.10% to 0.30% nickel, 0.10 to 0.40% titanium, 0.005% to less than 0.050% niobium, less than 0.20% molybdenum, 0.005 to 0.015% nitrogen, 0.30 to 0.50% copper, and less than 0.0005% magnesium, with the remainder comprising iron and incidental impurities.

(57) 要約: 表面性状およびオーステナイト系ステンレス鋼との溶接部の耐食性に優れるフェライト系ステンレス鋼を提供する。質量%で、C: 0.003~0.015%、Si: 0.05~0.30%、Mn: 0.10~0.35%、P: 0.06%以下、S: 0.02%以下、Cr: 17.0~19.0%、Ni: 0.10%超~0.30%、Ti: 0.10~0.40%、Nb: 0.005%~0.050%未満、Mo: 0.20%未満、N: 0.005~0.015%、Cu: 0.30~0.50%、Mg: 0.0005%未満を含有し、残部 Fe および不可避免の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。



WO 2013/136736 A1

明 細 書

発明の名称：フェライト系ステンレス鋼

技術分野

[0001] 本発明は、表面性状およびオーステナイト系ステンレス鋼(austenitic stainless steel)との溶接部の耐食性に優れたフェライト系ステンレス鋼 (ferritic stainless steel) に関するものである。

背景技術

[0002] ステンレス鋼の中では、その優れた耐食性により、オーステナイト系ステンレス鋼のSUS304 (18%Cr-8%Ni) (日本工業規格、JIS G 4305) が広く使われているが、この鋼種は、Niを多量に含むため高価である。このため、SUS304相当の優れた耐食性を持つ鋼種として、特許文献1に記載のステンレス鋼が開発された。

[0003] 特許文献1には、成分組成として、mass%で、C:0.03%以下、Si:1.0%以下、Mn:0.5%以下、P:0.04%以下、S:0.02%以下、Al:0.1%以下、Cr:20.5%以上、22.5%以下、Cu:0.3%以上、0.8%以下、Ni:1.0%以下、Ti: $4 \times (C\% + N\%)$ 以上、0.35%以下、Nb:0.01%以下、N:0.03%以下、C+N:0.05%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなるフェライト系ステンレス鋼板が開示されている。

[0004] また、JIS-SUS444、JIS-SUS430J1L等のフェライト系ステンレス鋼も、オーステナイト系ステンレス鋼と比較して、応力腐食割れ感受性(Stress Corrosion Cracking sensitivity)が小さく、価格変動の大きいNiを含まない等の特徴を有し、自動車の排気系部材の材料や水タンク、建築材料として広く使用されている。

[0005] しかし、一般には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よりも加工性、特に伸びが劣ることから、フェライト系ステンレス鋼では成型できない難加工性部品にはオーステナイト系ステンレス鋼が使用され

ている。そのため、オーステナイト系ステンレス鋼とフェライト系ステンレス鋼とを組み合わせ、一つの構成品とする場合が多い。この場合、各部材は溶接により結合される場合がほとんどであり、溶接方法としては、主に TIG 溶接(Tungsten Inert Gas welding)が用いられ、溶接部 (weld zone) にも母材と同様に良好な耐食性が求められる。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開 2007-77496 号公報

特許文献2：特開平 8-10823 号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 特許文献 1 に開示されたフェライト系ステンレス鋼は、同一鋼種での溶接部は良好な耐食性を有する。しかし、SUS304 等の異鋼種と TIG 溶接した場合、溶接部の耐食性が母材より低下する場合が生じるという問題がある。

[0008] これは、溶接時の熱履歴で鋼中の C、N が Cr と結合して Cr 炭化物 (chromium carbides 例えば $Cr_{23}C_6$ 等)、または Cr 窒化物 (chromium nitrides CrN_2 等) として粒界に析出することにより、粒界近傍に母材より Cr 濃度が低くなる Cr 欠乏層 (chromium depletion layer) が生じる、いわゆる鋭敏化 (sensitization) をおこし、その耐食性を劣化させることによるものである。

[0009] 一般的に、鋭敏化による溶接部での耐食性劣化を防ぐために、鋼中の C、N を低減するとともに、適量の Ti を添加して、C、N を Ti 炭窒化物として固定して、Cr 炭化物、Cr 窒化物の生成を防止する方法が取られる。この方法により、特許文献 1 に開示されたフェライト系ステンレス鋼板同士での TIG 溶接部は、良好な耐食性を示す。

[0010] しかし、このフェライト系ステンレス鋼板の C 含有量が 0.01% 程度な

のに対して、SUS304等はC含有量が0.04～0.05%と高いために、通常、SUS304等の高C含有ステンレス鋼との接合で、同様のTi添加で鋭敏化を防止するためには、Ti添加量を1.0%程度までに高めなければならない。

[0011] しかし、フェライト系ステンレス鋼にTiを1.0%程度まで添加すると、凝固中に溶鋼中のTiとNが反応して、TiNとなって析出することがある。このTiNは高温での延性に乏しく、熱延工程での疵となり表面性状が悪化する。このようにして発生した疵は深く、熱延板焼鈍、酸洗、その後の冷間圧延、冷延板焼鈍、酸洗などでも消えることがないので、グラインダー研削等で熱延焼鈍酸洗板の表面を多量に削る処理を行わない限り、いわゆるチタンストリンガー (stringer caused by titanium nitrides) と呼ばれる表面疵となり、冷延焼鈍酸洗板での表面性状を著しく劣化させる。

[0012] また、TIG溶接の場合、表、裏面とも一般に不活性ガスでシールドし、溶接部にテンパーカラー (temper color) と呼ばれる薄い酸化皮膜が極力形成しないような条件で溶接が行われるが、実際の工程では、このガスシールドは十分でなく、空気中の窒素の混入により、先に述べた鋭敏化が助長されてしまうという問題がある。

[0013] また、高価なTiを多量に添加することは、高価なNiを用いないという鋼種の利点を損なうことになるという問題もある。

[0014] 本発明はかかる事情に鑑みてなされたものであり、表面性状に優れるとともにフェライト系ステンレス鋼のみならずオーステナイト系ステンレス鋼と溶接した場合にも溶接部の耐食性が優れる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

[0015] 本発明者らは、上記した課題を達成するために、母材部と溶接部の耐食性に及ぼす鋼の化学成分の影響、および鋼板の表面性状 (チタンストリンガー疵) について、綿密な調査、検討を行って、以下の知見を得た。

[0016] (1) フェライト相促進元素の濃度を適正化することにより、オーステナ

イト系ステンレス鋼との溶接部の組織をマルテンサイト相 (martensite phase) とすると、鋭敏化を防止できる。これはマルテンサイト相のC、Nの固溶限が大きいためである。

[0017] (2) 極微量のNbを添加すると、Ti窒化物が析出する温度より高温で、Nb窒化物が析出する。その後の冷却過程でこのNb窒化物がTi炭窒化物の核生成サイトとなり、Tiによる鋭敏化防止効果が促進される。

[0018] (3) 一般的にNbを添加すると鋼板の再結晶温度が上昇するが、極微量のNbの添加であれば、鋼板の再結晶温度を上げる弊害はほとんどなく、例えば特許文献2に開示されるような炭素鋼のラインを用いた安価な高速酸洗手法が適用できる。

[0019] (4) 溶接時にガスシールドが不完全で大気中のNが溶接部に混入しても、鋼に適量のAlを含有させておけば、溶接部にAlNが生成して鋭敏化を防止できる。また、鋼に適量のSbを含有させておけば、溶接部にSbとNの化合物が生成して鋭敏化を防止できる。

[0020] (5) チタNSTロリンガー疵の主たる原因は、鋼板の極表層部に存在する粗大なTiNに起因している。Ti含有量を最適化することにより、チタNSTロリンガー疵の発生を防止できる。

[0021] 以上より、溶接部においても良好な耐食性を有し、熱延焼鈍酸洗板で表面研削を行うことなく、良好な表面品質の冷延焼鈍酸洗板を製作でき、Ni系のオーステナイト系ステンレス鋼に比較して安価なフェライト系ステンレス鋼が得られることを知見した。

本発明は、以上の知見に基づきなされたもので、その要旨は以下のとおりである。

[0022] [1] 質量%で、C : 0.003~0.015%、Si : 0.05~0.30%、Mn : 0.10~0.35%、P : 0.06%以下、S : 0.02%以下、Cr : 17.0~19.0%、Ni : 0.10%超~0.30%、Ti : 0.10~0.40%、Nb : 0.005%~0.050%未満、Mo : 0.20%未満、N : 0.005~0.015%、Cu : 0.30~0

、50%、Mg：0.0005%未満を含有し、残部Feおよび不可避免的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。

[0023] [2] さらに、質量%で、Al：0.02～0.50%を含有することを特徴とする前記[1]に記載のフェライト系ステンレス鋼。

[0024] [3] 質量%で、Al：0.10～0.50%である前記[2]に記載のフェライト系ステンレス鋼。

[0025] [4] さらに、質量%で、Sb：0.005～0.30%を含有することを特徴とする前記[1]乃至[3]の何れかに記載のフェライト系ステンレス鋼。

[0026] [5] さらに、質量%で、Zr：0.05～0.60%、V：0.02～0.50%の一種または二種を含有することを特徴とする前記[1]乃至[4]の何れかに記載のフェライト系ステンレス鋼。

発明の効果

[0027] 本発明の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溶接しても、溶接部の耐食性および表面性状に優れるので、厨房機器、建築内装材、産業機械、自動車部品などに好適である。

発明を実施するための形態

[0028] 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。

[0029] 1. 成分組成について

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。

[0030] C：0.003～0.015%

Cは、Crと結合してCr炭化物を形成しやすく、溶接時に熱影響部(Heat Affected Zone)にCr炭化物が形成されると粒界腐食の原因となるので、Cは低い程望ましい。そこで、Cは0.015%以下とする。一方、低すぎても精錬において多大な時間を必要とするため、C量は、0.003～0.015%の範囲とする。溶接部の耐食性の観点から、好ましくは、0.003～0.012%の範囲である。より好ましくは0.003～0.010%の

範囲である。

[0031] Si : 0.05 ~ 0.30 %

Si は脱酸剤として有用な元素であるので、0.05 %以上とする。一方、0.30 %を超えると、炭素鋼ラインで用いられる高速酸洗方法においての冷延板の酸洗性を劣化させ、生産性を低下させる。よって、Si 量は0.05 ~ 0.30 %の範囲とする。好ましくは0.05 ~ 0.20 %の範囲である。

[0032] Mn : 0.10 ~ 0.35 %

Mn は、脱酸作用があるので0.10 %以上含有する。また、オーステナイト相促進元素 (austenite former element) であるので、オーステナイト系ステンレス鋼との溶接部（以下異鋼種溶接部と呼ぶ）のマルテンサイト相の形成を促進させる。しかし、過剰に添加した場合、鋼中に存在するSと結合して、可溶性硫化物(soluble sulfides)であるMnSを形成し、耐食性を低下させるので、Mn量は0.10 ~ 0.35 %の範囲とする。好ましくは0.10 ~ 0.25 %の範囲である。

[0033] P : 0.06 %以下

P は、0.06 %を超えると耐食性に有害なばかりか、固溶強化 (solid solution strengthening) により加工性を低下させる。よって、P量は0.06 %以下とする。耐食性の観点から、好ましくは0.04 %以下である。

[0034] S : 0.02 %以下

S は、耐食性に有害な元素である。特に、Mnと同時に存在する場合、MnSを形成して孔食の起点となり、耐食性を劣化させる。このような作用は、0.02 %を超えると顕著になる。このため、S量は0.02 %以下とする。耐食性の観点から、好ましくは、0.01 %以下である。より好ましくは0.006 %以下である。

[0035] Cr : 17.0 ~ 19.0 %

Cr は、ステンレスの表面に不動態皮膜を形成させ、母材の耐食性を上げるのに不可欠な元素である。良好な耐食性を得るためには17.0 %以上の

添加が必要である。しかし、19.0%を超えての添加はSUS304との異鋼種溶接部でマルテンサイトが生成しなくなり耐食性低下を防止できなくなる。このため、Cr量は17.0~19.0%の範囲とする。好ましくは17.5~18.5%の範囲である。

[0036] Ni: 0.10%超~0.30%

Niは、耐隙間腐食性 (crevice corrosion resistance) の改善に寄与する元素である。さらには、Mnと同じく、オーステナイト相生成促進元素であるので、異鋼種溶接部のマルテンサイト相の形成を促進させる。しかし、0.30%を超えて添加するとSCC感受性が高くなり、また高価な元素でもある。このため、Ni量は0.10%超~0.30%の範囲とする。好ましくは0.20~0.30%の範囲である。

[0037] Ti: 0.10~0.40%

Tiは前述したように、オーステナイト系ステンレス鋼との異鋼種溶接部の耐食性を確保するために必要不可欠な元素である。しかし、過剰に添加し過ぎると、TiNの析出量が増加してチタノストリンガー疵が顕著となり、熱延焼鈍酸洗板の表面研削等を行わないと、製品板（冷延焼鈍酸洗板）での表面性状を良好に保つことができなくなる。このため、Ti量は、0.10~0.40%の範囲とする。異鋼種溶接部の耐食性の観点から、好ましくは0.20~0.40%の範囲である。

[0038] Nb: 0.005%~0.050%未満

Nbの微量添加も、本発明に関する重要な要素の一つである。Nbは、Cr、Tiよりも優先的に炭窒化物を形成する。特に異鋼種溶接部においては、溶融池(weld metal)および熱影響部において、Ti炭窒化物が生成する温度よりも高温でNb炭窒化物の生成が始まる。後の冷却過程においては、理由は明らかではないが、Nb炭窒化物を核生成サイトとして、多量に含まれるTiの炭窒化物が生成する。つまり、微量のNb添加によって、Ti炭窒化物の生成が促進されることから、Nbを含有しない場合に比べ、異鋼種溶接部の溶融池、熱影響部のTiによるC、Nの固定能力が強固になり、より

有効に鋭敏化が防止される。このため、本発明のNb量の下限を0.005%以上とする。一方、過剰にNbを添加すると、冷間圧延板の再結晶温度(recrystallization temperature)が上昇するため、十分な機械的性質を得るためには、高温で焼鈍する必要がある。このため、Nbを無添加とした場合に比べ、仕上焼鈍(finishing annealing)時に生成する酸化皮膜が厚く成長する。このため、前述した炭素鋼ラインで用いられる高速酸洗方法における冷延板の酸洗性を劣化させ、生産性を低下させる。よって、Nb量は0.005%~0.050%未満の範囲とする。異鋼種溶接部の耐食性の観点から、好ましくは0.010%~0.050%未満の範囲である。

[0039] Mo : 0.20%未満

Moは、不動態皮膜(passivation film)を強固にし、耐食性を顕著に向上させる。しかし、フェライト相生成促進元素であり、微量の添加によっても、オーステナイト系ステンレス鋼との異鋼種溶接部にマルテンサイト相が生成しなくなる。そのため、異鋼種溶接部がフェライト相となって鋭敏化が発生する。鋭敏化が発生する。よって、Mo量は0.20%未満とする。また、Moは熱延板の靱性を低下させることから、好ましくは0.10%未満である。なお、Moの下限は0とする。

[0040] N : 0.005~0.015%

Nは、Crと結合してCr窒化物を形成しやすい。溶接時、異鋼種溶接部および熱影響部にCr窒化物が形成すると粒界腐食(intergranular corrosion)の原因となるので、Nは低いほど望ましい。また、チタノストリンガー疵の原因となるTiNの析出量を低減するために、できるだけ減らした方がよい。しかし、低すぎても精錬において多大な時間が必要となるため、N量は0.005~0.015%の範囲とする。異鋼種溶接部の耐食性の観点から、好ましくは0.005~0.012%の範囲であり、より好ましくは0.005~0.010%の範囲である。

[0041] Cu : 0.30~0.50%

Cuは、耐食性、特に水溶液中や弱酸性の水滴が付着した場合の耐食性を

高める元素である。これは、Cuが水溶液や水滴に一度溶解した後、地鉄表面に再付着して、地鉄の溶解を抑えるためである。しかし、Cu量が0.50%を超えると、熱間加工性が低下することに加え、熱延時に赤スケールと呼ばれるCu起因の水あめ状酸化物が熱延スラブ上に生成し、表面欠陥の原因ともなる。よって、Cu量は0.30~0.50%の範囲とする。熱間加工性の観点から、好ましくは0.30~0.40%の範囲である。

[0042] Mg : 0.0005%未満

Mgは、主に転炉の中のレンガより混入する不純物である。さらに、Mgは多種多様の介在物の起点となり、他の介在物の核生成サイトにもなる。また、焼鈍などを行っても再固溶しにくいため、熱延焼鈍酸洗板、製品板（冷延焼鈍酸洗板）の表面性状を劣化させる。よって、Mg量は0.0005%未満とする。良好な表面性状を保つために、好ましくは0.0003%未満である。

[0043] 以上が本発明の基本化学成分であり、残部はFe及び不可避免の不純物からなるが、更に、TIG溶接のガスシールドと異鋼種溶接部の鋭敏化防止の観点からAl、Sbを選択元素として添加してもよい。更に、異鋼種溶接部の耐食性向上の目的でZr、Vを選択元素として添加してもよい。なお不可避免の不純物としては、例えば、Ca : 0.0020%以下が許容できるが、これに限らない。

[0044] Al : 0.02~0.50%

Alは、TIG溶接のガスシールドが不十分な場合に、特に重要となる元素である。前述したように、TIG溶接の場合、裏面をガスシールドして溶接するのが一般的である。しかし、異鋼種溶接部の形状が複雑な場合には、ガスシールドが十分ではなく、大気中のNが溶融池に混入する場合がある。この場合、C、N量がマルテンサイト相の固溶限（solid solubility limit）を超えると、Tiのみでは鋭敏化を完全に防止できなくなる。このような場合、あらかじめAlを添加しておくのが鋭敏化防止に効果的である。これは、Alが溶融池に混入したNをAlNとして固定するためである。この効

果はA lを0.02%以上含有することにより得られる。しかし、0.50%を超えてA lを含有すると、スラブ段階で非金属系介在物が生成し、熱延板、冷延板の表面性状が劣化する原因となる。よって、A lを含有する場合は、A l量は0.02~0.50%の範囲とすることが好ましい。より好ましい下限は、0.10%、さらに好ましくは、0.15%である。より好ましい上限は0.30%である。

[0045] S b : 0.005~0.30%

S bもA lと同様に、T i G溶接のガスシールドが不十分な場合に、大気中から混入するNを捕らえる効果があり、複雑な形状の構成体の場合には、添加したほうが良い元素である。しかし、S bを過剰に添加すると、スラブ段階で非金属系介在物が生成し、熱延板、冷延板の表面性状が劣化する原因となる。よって、S bを添加する場合は、S b量は0.005~0.30%の範囲とすることが好ましい。製品板（冷延焼鈍酸洗板）での表面性状の観点から、より好ましくは0.005~0.10%の範囲である。

[0046] Z r : 0.05~0.60%

Z rは、T iと同様にC rよりも優先的に炭窒化物を形成し、同鋼種、異鋼種溶接部の耐食性を向上させる元素である。しかし、Z rは、T iよりも高価であるうえ、Z rを過剰に添加すると、金属間化合物を生成し、熱延板の靱性を劣化させる。よって、Z rを添加する場合は、Z r量は0.05~0.60%の範囲とすることが好ましい。より好ましくは0.15~0.35%の範囲である。

[0047] V : 0.02~0.50%

Vも、T iと同様にC rよりも優先的に炭窒化物を形成し、同鋼種、異鋼種溶接部の耐食性を向上させる元素である。しかし、その効果はT iよりも小さい。また、高価な元素でもある。このため、Vを添加する場合は、V量は0.02~0.50%の範囲とすることが好ましい。より好ましくは、0.02~0.05%の範囲である。

[0048] 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。上記した好適成分組成の鋼を、転炉、電気炉、真空溶解炉等の公知の方法で溶製し、連続鑄造法あるいは造塊一分塊法により、鋼素材（スラブ）とする。この鋼素材を、その後1100～1250℃で1～24時間の加熱をするか、あるいは加熱することなく直接、熱間圧延して熱延板とする。

[0049] 熱延板には、通常、800～1100℃で1～10分の熱延板焼鈍が施されるが、用途によっては熱延板焼鈍を省略してもよい。ついで、熱延板酸洗後、冷間圧延により冷延板としたのち、仕上焼鈍を施して、製品板とする。冷間圧延は、伸び性、曲げ性、プレス成形性および形状矯正の観点から、50%以上の圧下率で行うことが望ましい。冷延板の仕上焼鈍は、一般的にはJIS G0203の表面仕上げNo. 2B仕上げ品の場合、良好な機械的性質の確保、および酸洗性の観点から800～950℃で焼鈍を行うのが好ましい。

[0050] しかし、タンデム圧延－CAL (tandem cold rolling and continuous annealing line)による高生産性の冷間圧延製品の場合には、炭素鋼のラインを利用した前述の炭素鋼焼鈍酸洗ラインの高速酸洗（特許文献2参照）を用いた安価プロセスによる製造が最も好ましく、この際の焼鈍温度は800～900℃で行うのが好ましい。また、より光沢が求められる箇所の部材には、BA焼鈍による仕上焼鈍が有効である。また、前述したが、冷間圧延後、および加工後に更に良好な表面性状を得るために、研磨等を施しても何ら問題は無い。

実施例 1

[0051] 以下、実施例に基づいて、本発明をさらに詳しく説明する。

[0052] 表1に示す発明例No. 1～8および33、比較例No. 9～12の組成を有する鋼を50kg小型真空溶解炉で溶製した。これらの鋼塊を、Arガスでパージした炉内で1150℃に加熱後、熱間圧延を施して、板厚4.0mmの熱延板とした。

[0053] ついで、これらの熱延板に大気中で、950℃で1分間の熱延板焼鈍を施

した後、表面をガラスビーズのショットブラスト処理を行った後、温度 80℃の 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%弗酸からなる温度 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。

[0054] さらに、冷間圧延により板厚 1.0 mm の冷間圧延板とし、大気開放炉で、900℃で 1 分間の焼鈍を行い、冷延焼鈍板を得た。この冷延焼鈍板を、温度 80℃、20 質量% NaSO_4 中で鋼板を陽極とした $3 \text{ A} / \text{dm}^2$ で 10 秒の電解酸洗を三回行った後、5 質量%硝酸および 3 質量%弗酸からなる温度 55℃の混合酸に 30 秒間浸漬することにより、脱スケールを行い、冷延焼鈍酸洗板を得た。

[0055]

[表1]

表1

No.	組成(質量%)																	備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	Nb	Mo	N	Mg	Al	Sb	Zr	V	
1	0.010	0.05	0.18	0.023	0.004	18.8	0.23	0.36	0.22	0.020	0.06	0.009	0.0003	0.028	—	—	—	
2	0.003	0.10	0.15	0.024	0.003	18.4	0.12	0.35	0.14	0.030	0.02	0.008	0.0001	0.030	—	—	—	
3	0.012	0.14	0.25	0.020	0.003	18.3	0.20	0.33	0.29	0.040	0.10	0.012	0.0002	0.025	—	—	—	
4	0.006	0.18	0.21	0.021	0.002	17.3	0.26	0.41	0.20	0.040	0.08	0.009	0.0004	0.031	—	—	—	
5	0.003	0.12	0.13	0.025	0.004	18.4	0.13	0.40	0.15	0.020	0.05	0.007	0.0003	0.150	—	—	—	
6	0.008	0.08	0.19	0.026	0.005	18.2	0.15	0.34	0.19	0.010	0.07	0.008	0.0002	0.240	—	—	0.20	
7	0.007	0.21	0.33	0.019	0.002	18.0	0.27	0.50	0.24	0.030	0.08	0.012	0.0002	0.024	0.110	0.12	—	
8	0.014	0.29	0.22	0.022	0.003	17.9	0.11	0.31	0.21	0.020	0.03	0.005	0.0003	0.160	0.006	—	—	
33	0.005	0.15	0.15	0.024	0.004	18.1	0.22	0.37	0.20	0.030	0.04	0.007	0.0004	—	—	—	—	
9	0.009	0.11	0.19	0.025	0.002	16.2	0.20	0.41	0.27	0.020	0.09	0.008	0.0003	0.026	—	—	—	
10	0.005	0.23	0.22	0.029	0.003	19.4	0.17	0.34	0.34	0.030	0.11	0.010	0.0003	0.210	—	—	—	
11	0.012	0.18	0.20	0.024	0.004	18.2	0.21	0.38	0.07	0.020	0.13	0.015	0.0002	0.032	—	0.05	—	
12	0.005	0.34	0.21	0.020	0.002	18.5	0.24	0.32	0.29	0.060	0.06	0.013	0.0004	0.110	—	—	0.10	

注：下線付きは、本発明の範囲外であることを示す。

まず、得られた冷延焼鈍酸洗板の表面性状の判定を目視で行った。

ついで、得られた冷延焼鈍酸洗板を供試材として、母材耐食性評価用のサンプルとして、脱スケール後の冷延焼鈍酸洗板の酸洗まま材と#600番の研磨紙で表面を研磨した研磨材の2種類のサンプルを作製した。

[0056] さらに、同じ供試材に対して、同材でのTIG溶接部試験を行った。この試験では、それぞれの供試材から採取した2枚の板をTIG溶接で接合し、それらの表面を#600番の研磨紙で研磨して、同鋼種溶接部耐食性評価サンプルとした。

[0057] また、各供試材に対して、SUS304との異鋼種TIG溶接試験を行った。この試験では、各供試材から採取した板と板厚1.0mmのSUS304の板をTIG溶接で接合し、それらの表面を#600番の研磨紙で研磨して、異鋼種溶接部耐食性評価サンプルとした。同鋼種、異鋼種TIG溶接試験条件は、ともに下記の通りで、裏ビード幅 (width of the back bead) が3mm以上になるように溶接電流を制御し、評価面は裏ビード面とした。

[0058] 溶接電圧： 10V

溶接電流： 90～110A

溶接速度： 600mm/min

電極： 1.6mmタングステン電極

シールドガス：表ビード側 (front bead side) Ar 20L/min

裏ビード側 (back bead side) Ar 20L/min

得られた母材 (酸洗まま材、研磨材)、同鋼種溶接部、異鋼種溶接部サンプルを用いて、JIS H 8502 (1999) に準じて塩水噴霧サイクル試験 (CCT、neutral salt spray cyclic corrosion test) を行った。CCTは、5質量%NaCl溶液噴霧 (35℃、2h) → 乾燥 (60℃、4h、相対湿度20～30%) → 湿潤 (40℃、2h、相対湿度95%以上) を1サイクルとして、15サイクル実施した。得られた結果を表2に示す。

なお、各試験の判定基準は以下の通りである。

- [0059] (a) 冷延酸洗焼鈍後の外観： 表面欠陥（ヘゲ（scab）、ピンホール（pin hole）、線ヘゲ（linear scab）、チタノストリンガー疵、白筋模様（white streak）の色異常）がある部分の長さの板全長に対する割合で判断し、欠陥率5%未満を◎、欠陥率5%以上10%未満を○、欠陥率10%以上20%未満を△、欠陥率20%以上を×とし、◎と○を合格、△と×を不合格と判定した。
- [0060] (b) 酸洗まま材および#600番研磨材のCCT結果： 15サイクル試験後の発錆面積が、発錆率(Rust area ratio)10%未満を◎、発錆率10%以上20%未満を○、発錆率20%以上30%未満を△、発錆率30%以上を×とし、◎と○を合格、△と×を不合格と判定した。
- [0061] (c) 同鋼種溶接部耐食性試験結果： 同鋼種でTIG突合せ溶接を行い、#600番の研磨紙で溶接部のテンパーカラーを除去後、CCT15サイクル後の溶接部の発錆率10%未満を◎、発錆率10%以上20%未満を○、発錆率20%以上30%未満を△、発錆率30%以上を×とし、◎と○を合格、△と×を不合格と判定した。
- [0062] (d) 異鋼種溶接部耐食性試験結果： SUS304とTIG突合せ溶接を行い、#600番の研磨紙で溶接部のテンパーカラーを除去後、CCT15サイクル後の溶接部の発錆率10%未満を◎、発錆率10%以上20%未満を○、発錆率20%以上30%未満を△、発錆率30%以上を×とし、◎と○を合格、△と×を不合格と判定した。

[0063]

[表2]

表2

No.	冷延焼鈍酸洗板 の表面性状	CCTIによる 冷延焼鈍酸洗板 (酸洗まま)の耐食性	CCTIによる 冷延焼鈍酸洗板 (研磨材)の耐食性	CCTIによる 同鋼種溶接部 の耐食性	CCTIによる 異鋼種溶接部 の耐食性	備考	備考
1	◎	◎	◎	◎	○	—	—
2	◎	◎	◎	◎	○	—	—
3	○	◎	◎	◎	○	—	—
4	◎	○	◎	◎	○	—	—
5	◎	◎	◎	◎	○	—	—
6	◎	◎	◎	◎	◎	—	—
7	◎	◎	◎	◎	◎	—	—
8	○	◎	◎	◎	◎	—	—
33	◎	◎	◎	◎	○	—	—
9	◎	×	×	×	×	—	—
10	○	◎	◎	○	×	—	—
11	◎	○	○	×	×	—	—
12	△	△	◎	◎	○	伸び低下、 スケール残り	比較例

註：◎、○を合格、△、×を不合格と判定

発明例である N o. 1 ～ 8 および 33 は、成分組成が本発明の範囲内であり、いずれの評価項目に対しても、耐食性、表面性状ともに優れていた。

一方、C r 量が 16.2% と低い比較例 N o. 9 は、発錆面積が多く、耐食性が劣っていた。

また、C r 量が 19.4% と高い比較例 N o. 10 は、異鋼種溶接部の発錆面積が多く、耐食性が劣っていた。これは、フェライト生成促進元素である C r 量が高いため、異鋼種溶接部がマルテンサイト化しないことが原因と考えられる。

また、T i 量が 0.07% と少ない比較例 N o. 11 は、異鋼種溶接部の発錆面積が多く、耐食性が劣っていた。

さらに、S i 量と N b 量が本発明範囲を超える比較例 N o. 12 では、母材の表面に若干のスケール残りが確認され、冷延焼鈍酸洗後の耐食性が劣っていた。

実施例 2

[0064] 次に、表 3 に示す発明例 N o. 13 ～ 18、比較例 N o. 19 ～ 22 の成分組成を有するフェライト系ステンレス鋼を 150 t o n V O D (Vacuum Oxygen Decaburization) で溶製した後、連続 casting でスラブに casting した。これを 1150℃ の温度に加熱して熱間圧延を行い、板厚 4.0 mm の熱延コイルとした。次いで、950℃ で 1 ～ 5 分間、空気比 1.3 のコークス炉ガス燃焼雰囲気中で焼鈍し、表面を鉄球ビーズのショットブラスト処理 (shot blasting) を行った後、温度 80℃ の 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% 弗酸からなる温度 55℃ の混合酸中に 60 秒浸漬することにより酸洗して、脱スケールを行い、熱延焼鈍酸洗コイルとした。さらに、冷間圧延により板厚 1.0 mm の冷延板とし、900℃ で 2 分間、空気比 1.3 のコークス炉ガス燃焼雰囲気中で焼鈍し、温度 80℃、20 質量% N a S O₄ 中で鋼板を陽極とした 3 A / d m² で 10 秒の電解酸洗 (electrolytic descaling) を三回行った後、5 質量% 硝酸および 3 質量% 弗酸から

なる温度 55℃の混合酸に 30 秒間浸漬することにより脱スケールを行い、冷延焼鈍酸洗板を得た。

[0065]

[表3]

表3

No.	組成(質量%)																	備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	Nb	Mo	N	Mg	Al	Sb	Zr	V	
13	0.009	0.06	0.21	0.024	0.006	18.6	0.20	0.34	0.21	0.020	0.05	0.008	0.0002	0.029	—	—	—	
14	0.005	0.11	0.23	0.025	0.003	18.4	0.12	0.35	0.16	0.030	0.07	0.008	0.0003	0.030	—	—	—	
15	0.006	0.13	0.19	0.023	0.008	17.9	0.19	0.46	0.23	0.040	0.08	0.012	0.0004	0.027	—	—	—	
16	0.006	0.10	0.22	0.025	0.004	18.5	0.15	0.34	0.17	0.030	0.12	0.009	0.0004	0.140	—	—	—	
17	0.010	0.28	0.20	0.019	0.003	18.3	0.23	0.36	0.37	0.020	0.06	0.014	0.0003	0.028	—	—	0.10	
18	0.004	0.19	0.33	0.030	0.005	18.2	0.24	0.31	0.20	0.030	0.08	0.010	0.0002	0.031	0.100	0.12	—	
19	0.007	0.15	0.19	0.023	0.003	18.2	0.18	0.34	0.24	0.020	0.40	0.010	0.0004	0.025	—	—	—	
20	0.004	0.26	0.24	0.029	0.004	19.5	0.23	0.32	0.33	0.020	0.15	0.008	0.0001	0.026	—	—	—	
21	0.011	0.33	0.20	0.021	0.006	17.8	0.20	0.37	0.37	0.003	0.08	0.015	0.0003	0.032	—	—	—	
22	0.005	0.45	0.23	0.019	0.004	18.4	0.14	0.41	0.20	0.010	0.09	0.008	0.0010	0.200	—	—	0.20	

註：下線付きは、本発明の範囲外であることを示す。

まず、こうして得られた冷延焼鈍酸洗板の表面性状の判定を目視で行った。
。

次いで、実施例 1 と同様に母材、同鋼種溶接部、異鋼種溶接部サンプルを作成して、実施例 1 と同様に J I S H 8 5 0 2 （ 1 9 9 9 ） に準じて塩水噴霧サイクル試験（C C T）を行って、耐食性評価試験を行った。得られた結果を表 4 に示す。なお、各試験の判定基準は、実施例 1 と同様とした。

[0066]

[表4]

表4

No.	冷延焼鈍酸洗板 の表面性状	CCTによる 冷延焼鈍酸洗板 (酸洗まま)の耐食性	CCTによる 冷延焼鈍酸洗板 (研磨材)の耐食性	CCTによる 同鋼種溶接部 の耐食性	CCTによる 異鋼種溶接部 の耐食性	備考	備考
13	◎	◎	◎	◎	○	—	発明例
14	◎	◎	◎	◎	○	—	
15	◎	◎	◎	◎	○	—	
16	◎	◎	◎	◎	○	—	
17	○	◎	◎	◎	◎	—	
18	◎	◎	◎	◎	◎	—	
19	◎	◎	◎	◎	×	—	比較例
20	○	◎	◎	◎	×	—	
21	×	△	◎	◎	○	—	
22	×	×	◎	◎	○	—	

註: ◎、○を合格、△、×を不合格と判定

発明例である N o. 13～18 は、成分組成が本発明の範囲内であり、いずれの評価項目に対しても、耐食性、表面性状ともに優れていた。

[0067] 一方、比較例である N o. 19 は、M o 量が 0.40% と本発明範囲より高いため、同じく、比較例である N o. 20 は C r 量が 19.5% と本発明範囲より高いため、異鋼種溶接部の発錆面積が多く、耐食性が劣っていた。これは、フェライト相生成促進元素である M o 量および C r 量が高いために、異鋼種溶接部がマルテンサイト化しないことが原因と考えられる。

[0068] また、比較例 N o. 21 は、S i 量が 0.33%、N b 量が 0.003% といずれも本発明の範囲を外れており、同じく、比較例 N o. 22 は、S i 量が 0.45%、M g 量が 0.0010% といずれも本発明範囲を超えているため、若干のスケール残りが確認され、冷延焼鈍酸洗後の耐食性が劣っていた。

実施例 3

[0069] 表 5 に示す発明例 N o. 23～28、比較例 N o. 29～32 の成分組成を有する鋼を 50kg 小型真空溶解炉で溶製した。これらの鋼塊を A r ガスでパージした炉内で 1150℃ に加熱後、熱間圧延を行い、板厚 4.0mm の熱延板とした。

[0070] ついで、これらの熱延板を大気中で、950℃ で 1 分間の熱延板焼鈍を施した後、表面をガラスビーズのショットブラスト処理を行い、温度 80℃ の 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%弗酸からなる温度 55℃ の混合酸中に 60 秒浸漬することにより、酸洗して脱スケールを行った。

[0071] さらに、冷間圧延により板厚 1.0mm の冷間圧延板とし、還元性雰囲気 (H_2 : 5 vol%, N_2 : 95 vol%、露点 -40℃) で、900℃ で 1 分間の焼鈍を行い、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%塩酸からなる溶液中で鋼板を陽極とした電気分解 (10A/dm² で 2 秒) を 2 回行う脱スケールを行い、冷延焼鈍酸洗

板を得た。

[0072]

[表5]

表5

記号	組成(質量%)																	備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	Nb	Mo	N	Mg	Al	Sb	Zr	V	
23	0.010	0.18	0.28	0.024	0.004	18.7	0.15	0.36	0.23	0.020	0.11	0.012	0.0004	0.028	—	—	—	発明例
24	0.005	0.11	0.21	0.025	0.002	18.4	0.16	0.34	0.16	0.030	0.07	0.008	0.0002	0.030	—	—	—	
25	0.006	0.09	0.19	0.023	0.003	18.5	0.20	0.35	0.17	0.030	0.09	0.007	0.0003	0.150	—	—	—	
26	0.009	0.06	0.23	0.024	0.005	17.3	0.13	0.32	0.20	0.010	0.13	0.010	0.0002	0.027	0.180	0.20	—	
27	0.013	0.28	0.20	0.025	0.003	18.2	0.18	0.40	0.35	0.040	0.06	0.013	0.0003	0.190	—	—	0.10	比較例
28	0.003	0.12	0.23	0.024	0.004	17.9	0.21	0.37	0.12	0.030	0.05	0.008	0.0004	0.160	0.050	—	0.40	
29	0.010	0.18	0.20	0.029	0.005	16.7	0.15	0.43	0.27	0.020	0.11	0.010	0.0003	—	—	—	—	
30	0.005	0.20	0.24	0.027	0.001	19.7	0.23	0.31	0.32	0.020	0.15	0.008	0.0001	0.210	—	—	—	
31	0.012	0.36	0.21	0.024	0.003	18.0	0.24	0.36	0.25	0.020	0.40	0.011	0.0004	—	—	—	—	比較例
32	0.005	0.50	0.25	0.026	0.004	18.4	0.18	0.32	0.23	0.100	0.09	0.008	0.0003	—	—	—	0.20	

註：下線付きは、本発明の範囲外であることを示す。

まず、得られた冷延焼鈍酸洗板の表面性状の判定を目視で行った。

次いで、冷延焼鈍酸洗板を供試材として、実施例 1 と同様に脱スケール後の冷延焼鈍酸洗板の酸洗まま材と # 6 0 0 番の研磨紙で表面を研磨した研磨材の 2 種類の母材耐食性評価用サンプルを作製した。

さらに、同鋼種および S U S 3 0 4 との異鋼種溶接サンプルを作製するにあたり、T I G 溶接の際にガスシールドが不完全であった場合を想定して、表ビード側、裏ビード側ともに A r + 2 0 v o l % N₂ のシールドガスを用いた溶接試験を行った。

[0073] 溶接条件は下記の通りで、評価面は裏ビード面とした。

[0074] 溶接電圧 : 1 0 V

溶接電流 : 9 0 ~ 1 1 0 A

溶接速度 : 6 0 0 m m / m i n

電極 : 1 . 6 m m タングステン電極

シールドガス : 表ビード側 A r + 2 0 v o l % N₂ 2 0 L / m i n

裏ビード側 A r + 2 0 v o l % N₂ 2 0 L / m i n

得られた母材、同鋼種溶接部、異鋼種溶接部サンプルを用いて、J I S H 8 5 0 2 (1 9 9 9) に準じて塩水噴霧サイクル試験 (C C T) を行った。C C T は、5 質量 % N a C l 溶液噴霧 (3 5 ° C 、 2 h) → 乾燥 (6 0 ° C 、 4 h 、 相対湿度 2 0 ~ 3 0 %) → 湿潤 (4 0 ° C 、 2 h 、 相対湿度 9 5 % 以上) を 1 サイクルとして、1 5 サイクルを行った。得られた結果を表 6 に示す。なお、判定基準は、実施例 1 と同様である。

[0075]

[表6]

表6

No.	冷延焼鈍酸洗板 の表面性状	CCTによる 冷延焼鈍酸洗板 (酸洗まま)の耐食性	CCTによる 冷延焼鈍酸洗板 (研磨材)の耐食性	CCTによる 同鋼種溶接部 の耐食性	CCTによる 異鋼種溶接部 の耐食性	備考	備考
23	◎	◎	◎	○	○	—	
24	◎	◎	◎	○	○	—	
25	◎	◎	◎	◎	◎	—	
26	○	○	◎	◎	◎	—	
27	◎	◎	◎	◎	◎	—	
28	◎	◎	◎	◎	◎	—	
29	◎	×	×	×	×	—	
30	◎	◎	○	△	×	—	
31	△	△	○	○	×	—	
32	×	×	◎	○	×	スケール残り、 伸び低下	

註：◎、○を合格、△、×を不合格と判定

発明例である N o. 23 ~ 28 は、いずれの評価項目に対しても、耐食性、表面性状ともに優れていた。Al、Sb、Zr、V を添加した N o. 25 ~ 28 は、SUS304 との異鋼種溶接部においても、耐食性が非常に優れていた。

一方、比較例である N o. 29 は Cr 量が 16.7 % と本発明の範囲よりも低いため、発錆面積が多く耐食性が劣っていた。

[0076] また、比較例 N o. 30 は Cr 量が 19.7 % と本発明の範囲よりも高いため、異鋼種溶接部の発錆面積が多く耐食性が劣っていた。これは、フェライト相生成促進元素である Cr 量が高いため、異鋼種溶接部がマルテンサイト化しないことが原因と考えられる。

[0077] また、比較例 N o. 31 は Si 量が 0.36 %、Mo 量が 0.40 % といずれも本発明範囲を超えており、母材の表面に若干のスケール残りが確認され、冷延焼鈍酸洗後の耐食性も劣っていたことに加え、特にガスシールドが不十分な場合の SUS304 との異鋼種溶接部においても耐食性が劣っていた。

[0078] さらに、比較例 N o. 32 は Si 量が 0.50 %、Nb 量も 0.10 % といずれも本発明範囲を超えており、母材の表面にスケール残りが確認され、冷延焼鈍酸洗後の耐食性が劣っていた。

[0079] 以上より、本発明例では、母材の耐食性、同鋼種溶接部の耐食性、SUS304 との異鋼種溶接部の耐食性、冷延焼鈍酸洗板の表面性状も良好なフェライト系ステンレス鋼板が、熱延焼鈍酸洗板を研削することなく得ることができることが明らかになった。

産業上の利用可能性

[0080] 器物、厨房機器、建築内外装材、建築金具、エレベーター・エスカレーター内装材、家電、自動車部品等を中心に、耐食性が要求される部材として好適である。

請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、C : 0.003~0.015%、Si : 0.05~0.30%、Mn : 0.10~0.35%、P : 0.06%以下、S : 0.02%以下、Cr : 17.0~19.0%、Ni : 0.10%超~0.30%、Ti : 0.10~0.40%、Nb : 0.005%~0.050%未満、Mo : 0.20%未満、N : 0.005~0.015%、Cu : 0.30~0.50%、Mg : 0.0005%未満を含有し、残部Feおよび不可避免的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。
- [請求項2] さらに、質量%で、Al : 0.02~0.50%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。
- [請求項3] 質量%で、Al : 0.10~0.50%である請求項2に記載のフェライト系ステンレス鋼。
- [請求項4] さらに、質量%で、Sb : 0.005~0.300%を含有することを特徴とする請求項1乃至3の何れかに記載のフェライト系ステンレス鋼。
- [請求項5] さらに、質量%で、Zr : 0.05~0.60%、V : 0.02~0.50%の一種または二種を含有することを特徴とする請求項1乃至4の何れかに記載のフェライト系ステンレス鋼。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/001462

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C22C38/50(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)

C22C1/00-49/14, C21D9/46

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	1996-2013
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2013	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2013

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 11-106875 A (Kawasaki Steel Corp.), 20 April 1999 (20.04.1999), & US 6113710 A & EP 930375 A1 & WO 1999/007909 A1 & DE 69824384 D & TW 452599 B & ES 2222598 T & CN 1088764 C	1-5
A	JP 2003-201547 A (JFE Steel Corp.), 18 July 2003 (18.07.2003), & US 2003/0094217 A1 & US 2004/0055674 A1 & EP 1308532 A2 & DE 60228186 D & KR 10-2003-0035972 A	1-5
A	JP 2007-119856 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 17 May 2007 (17.05.2007), (Family: none)	1-5

☒ 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
28 May, 2013 (28.05.13)Date of mailing of the international search report
04 June, 2013 (04.06.13)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/001462

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 2008-38183 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 21 February 2008 (21.02.2008), & US 2010/0150770 A1 & WO 2007/129703 A1 & CA 2650469 A & KR 10-2008-0110662 A & CN 101437974 A & KR 10-2011-0006740 A & KR 10-2011-0009268 A & CA 2776892 A & CA 2777715 A & KR 10-2012-0049410 A	1-5
A	JP 2010-116619 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 27 May 2010 (27.05.2010), (Family: none)	1-5

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C22C38/50(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 (I P C))

Int.Cl. C22C1/00-49/14, C21D9/46

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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 3 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 3 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 3 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 11-106875 A (川崎製鉄株式会社) 1999.04.20, & US 6113710 A & EP 930375 A1 & WO 1999/007909 A1 & DE 69824384 D & TW 452599 B & ES 2222598 T & CN 1088764 C	1 - 5
A	JP 2003-201547 A (J F E スチール株式会社) 2003.07.18, & US 2003/0094217 A1 & US 2004/0055674 A1 & EP 1308532 A2 & DE 60228186 D & KR 10-2003-0035972 A	1 - 5
A	JP 2007-119856 A (日新製鋼株式会社) 2007.05.17,	1 - 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

「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

2 8 . 0 5 . 2 0 1 3

国際調査報告の発送日

0 4 . 0 6 . 2 0 1 3

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (I S A / J P)

郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5

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)

河野 一夫

4 K

9 8 3 3

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5

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
	(ファミリーなし)	
A	JP 2008-38183 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2008.02.21, & US 2010/0150770 A1 & WO 2007/129703 A1 & CA 2650469 A & KR 10-2008-0110662 A & CN 101437974 A & KR 10-2011-0006740 A & KR 10-2011-0009268 A & CA 2776892 A & CA 2777715 A & KR 10-2012-0049410 A	1 - 5
A	JP 2010-116619 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2010.05.27, (ファミリーなし)	1 - 5