

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

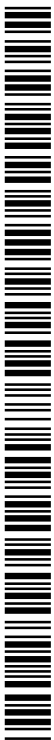
(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2016年6月16日(16.06.2016)



(10) 国際公開番号
WO 2016/092714 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/40 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/54 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/003335
- (22) 国際出願日: 2015年7月2日(02.07.2015)
- (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 2014-251178 2014年12月11日(11.12.2014) 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: 水谷 映斗 (MIZUTANI, Akito); 〒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). 藤澤 光幸 (FUJISAWA, Mitsuyuki); 〒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). 田 彩子 (TA, Ayako); 〒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: 杉村 憲司 (SUGIMURA, Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目2番1号 霞が関コモンゲート西館36階 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, 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:
— 国際調査報告 (条約第21条(3))



WO 2016/092714 A1

(54) Title: FERRITE-BASED STAINLESS STEEL AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: フェライト系ステンレス鋼およびその製造方法

(57) Abstract: Provided is a ferrite-based stainless steel having excellent moldability and ridging resistance characteristics and also being capable of being produced with high productivity, as a result of having: a prescribed component composition; 5-50 vol% ferrite crystal grains relative to the overall composition, said ferrite crystal grains fulfilling either or both a C concentration of at least 2C_C and an N concentration of at least 2C_N; and a Vickers hardness of no more than 180. C_C and C_N are, respectively, the C and the N content in the steel (in percent by mass).

(57) 要約: 所定の成分組成とし、C濃度: 2C_C以上、N濃度: 2C_N以上のうち、いずれか一方または両方を満足するフェライト結晶粒を組織全体に対する体積率で5%以上50%以下とし、ビッカース硬さを180以下とすることにより、成形性および耐リジング特性に優れるとともに、高い生産性の下に製造すること可能なフェライト系ステンレス鋼を提供する。ここで、C_CおよびC_Nは、それぞれCおよびNの鋼中含有量(質量%)である。

明 細 書

発明の名称：フェライト系ステンレス鋼およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、成形性および耐リジング特性に優れたフェライト系ステンレス鋼に関するものである。

背景技術

[0002] SUS430に代表されるフェライト系ステンレス鋼は、経済的で耐食性に優れているため、家電製品、厨房機器などに使用されている。近年では磁性があることから、IH（誘導加熱）方式に対応できる調理器具への適用が増えている。鍋などの調理器具は張出し加工により成形されることが多く、所定の形状に成形するためには十分な伸びが必要となる。

[0003] 一方、調理鍋などは表面外観も商品価値を大きく左右する。通常、フェライト系ステンレス鋼を成形するとリジングと呼ばれる表面凹凸が形成され、成形後の表面外観が悪化する。過度なリジングが発生した場合、成形後に凹凸を除去する研磨工程が必要となり、製造コストが増加するという課題がある。そのためリジングが小さいことが求められる。リジングは、類似の結晶方位を有するフェライト粒の集合体（以下、フェライトコロニーもしくはコロニーと表記する場合がある）に起因する。鑄造時に生成する粗大な柱状晶組織が熱間圧延によって展伸し、展伸した粒あるいは粒群が熱延板焼鈍、冷間圧延および冷延板焼鈍を経た後にも残存することにより、コロニーが形成されると考えられている。

[0004] 上記の課題に対して、例えば特許文献1では、「mass%で、C：0.02～0.12%、N：0.02～0.12%、Cr：16～18%、V：0.01～0.15%、Al：0.03%以下を含有した鋼素材を、加熱し、圧延終了温度FDTが1050～750℃の範囲となる熱間圧延を行い、熱間圧延終了後2sec以内に冷却を開始し、冷却速度10～150℃/sで550℃以下まで冷却したのち巻き取り、フェライト+マルテンサイト組織とし、あるいはさらに冷間または温間で圧下率：2～15%の圧延を行

う予備圧延工程を行って、熱延板焼鈍を行うフェライト系ステンレス鋼の製造方法」が開示されている。なお、ここでは、熱間圧延後の急冷に代えて、巻き取り後急冷し、フェライト+マルテンサイト組織としてもよいとされている。

- [0005] また、特許文献2では、「質量%で、C:0.01~0.08%、Si:0.30%以下、Mn:0.30~1.0%、P:0.05%以下、S:0.01%以下、Al:0.02%以下、N:0.01~0.08%、Cr:16.0~18.0%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成と、Cr炭窒化物の析出したフェライト結晶粒からなる組織とを有し、圧延方向と板厚方向がつくる断面において、板厚方向の平均フェライト結晶粒径 D_z と圧延方向の平均フェライト結晶粒径 D_l の比 D_z/D_l が0.7以上であり、かつCr炭窒化物の観察視野に占める面積率 S_p が2%以上、平均円相当径 D_p が $0.5\mu\text{m}$ 以上であるフェライト系ステンレス冷延鋼板」が開示されている。なお、Cr炭窒化物の S_p や D_p は、SEMにより2000倍で観察して求めたものである。

先行技術文献

特許文献

- [0006] 特許文献1：特開2001-98328号公報
特許文献2：特開2009-275268号公報

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の方法では、鋼板の製造に際して、熱延板焼鈍前に予備圧延を実施する必要があるため、圧延負荷が増加し生産性が低くなるという点に課題を残していた。
- [0008] また、特許文献2に記載の鋼板は、仕上げ焼鈍板に析出しているCr炭窒化物の平均円相当半径が $0.5\mu\text{m}$ 以上と粗大であるため、製品に加工した際に、加工条件によっては表面欠陥が生じるおそれがあった。
- [0009] 本発明は、上記の現状に鑑み開発されたものであって、成形性および耐リジング特性に優れるとともに、高い生産性の下に製造することが可能なフェ

ライト系ステンレス鋼を、その製造方法とともに提供することを目的とする。

[0010] なお、「優れた成形性」とは、JIS Z 2241に準拠した引張試験における破断伸び（E1）が圧延方向に対して直角方向（以下、圧延直角方向と表記する場合がある）を長手方向とする試験片で25%以上、好ましくは28%以上、より好ましくは30%以上である。

[0011] また、「優れた耐リジング特性」とは、次に述べる方法で測定したリジング高さが2.5 μ m以下であることを意味する。リジング高さの測定は、まず、圧延方向に平行にJIS 5号引張試験片を採取する。次いで、採取した試験片の表面を#600のエメリーペーパーを用いて研磨した後、20%の引張ひずみを付与する。次いで、試験片の平行部中央の研磨面で、圧延方向に直角の方向に、表面粗度計でJIS B 0601（2001年）で規定される算術平均うねりWaを測定する。測定条件は、測定長16mm、ハイカットフィルター波長0.8mm、ローカットフィルター波長8mmである。この算術平均うねりをリジング高さとする。

課題を解決するための手段

[0012] 上記課題を解決するため、発明者らは鋭意検討を重ねた。特に、発明者らは、生産性を高めるべく、現在一般的に行われている箱焼鈍（バッチ焼鈍）による長時間の熱延板焼鈍ではなく、連続焼鈍炉を用いた短時間の熱延板焼鈍により、優れた成形性および耐リジング特性を確保する方法について、鋭意検討を重ねた。

その結果、連続焼鈍炉を用いた短時間の熱延板焼鈍を行う場合であっても、熱延板焼鈍時に所定量のマルテンサイト相を生成させ、その状態で冷間圧延を施すことによって、鑄造段階で生成したフェライトコロニーを効果的に破壊できることを見出した。

さらに、このようにして得られた冷延板を、フェライト単相温度域で冷延板焼鈍することで、熱延板焼鈍時に生成したマルテンサイト相を起点とするCおよびNのうちの少なくとも一方が濃化したフェライト結晶粒（以下、C

・N濃化粒と表記する場合がある)と、熱延板焼鈍の間もフェライト相であった部分を起点とする炭窒化物濃度の低いフェライト結晶粒(以下、単に非濃化粒と表記する場合がある)の複合組織が得られ、これにより優れた耐リジング特性と成形性が同時に得られることを見出した。また、ここで、CおよびNのうちの少なくとも一方がフェライト結晶粒に濃化していると判定する基準としては、フェライト結晶粒中のCおよびNの濃度のうちの少なくとも一方が、CおよびNの鋼中含有量(質量%)の2倍以上であることが適当であることを見出した。

すなわち、C・N濃化粒には、冷延板焼鈍時に微細な炭窒化物が多量に析出するため、ピン止め効果によって焼鈍時の粒成長が抑制され、これにより、フェライトコロニーの集積が防止され、耐リジング特性が向上する。一方、非濃化粒では、C・N濃度が低減されるため、粒成長が促進され、伸び、つまり成形性が向上する。

本発明は、上記の知見に基づき、さらに検討を加えた末に完成されたものである。

[0013] すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 質量%で、C:0.005~0.050%、Si:0.01~1.00%、Mn:0.01~1.0%、P:0.040%以下、S:0.010%以下、Cr:15.5~18.0%、Ni:0.01~1.0%、Al:0.001~0.10%およびN:0.005~0.06%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物の成分組成からなり、

C濃度: $2C_c$ 以上、N濃度: $2C_N$ 以上のうち、いずれか一方または両方を満足するフェライト結晶粒が組織全体に対する体積率で5%以上50%以下であり、

ビッカース硬さが180以下である、フェライト系ステンレス鋼。

ここで、 C_c および C_N は、それぞれCおよびNの鋼中含有量(質量%)である。

[0014] 2. 前記成分組成が、さらに質量%で、Cu:0.01~1.0%、Mo:0

、0.1～0.5%およびCo:0.01～0.5%のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する、前記1に記載のフェライト系ステンレス鋼。

[0015] 3. 前記成分組成が、さらに質量%で、V:0.01～0.25%、Ti:0.001～0.10%、Nb:0.001～0.10%、Ca:0.0002～0.0020%、Mg:0.0002～0.0050%、B:0.0002～0.0050%およびREM:0.01～0.10%のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する、前記1または2に記載のフェライト系ステンレス鋼。

[0016] 4. 前記成分組成におけるCの含有量が0.005～0.030質量%、Siの含有量が0.25質量%以上0.40質量%未満、Mnの含有量が0.05～0.35質量%であり、

前記フェライト結晶粒の体積率が5%以上30%以下であり、

圧延方向に対して直角方向の破断伸びが28%以上であり、リジング高さが2.5 μ m以下である、前記1～3のいずれか一項に記載のフェライト系ステンレス鋼。

[0017] 5. 前記成分組成におけるCの含有量が0.005～0.025質量%、Siの含有量が0.05質量%以上0.25質量%未満、Mnの含有量が0.60～0.90質量%、Nの含有量が0.005～0.025質量%であり、

前記フェライト結晶粒の体積率が5%以上20%以下であり、

圧延方向に対して直角方向の破断伸びが30%以上であり、リジング高さが2.5 μ m以下である、前記1～3のいずれか一項に記載のフェライト系ステンレス鋼。

[0018] 6. 前記1～5のいずれか一項に記載のフェライト系ステンレス鋼を製造するための方法であって、

前記1～5のいずれか一項に記載の成分組成からなる鋼スラブを熱間圧延し、熱延板とする工程と、

前記熱延板を900℃以上1050℃以下の温度範囲で5秒～15分間保

持する熱延板焼鈍を行い、熱延焼鈍板とする工程と、

前記熱延焼鈍板を冷間圧延し、冷延板とする工程と、

前記冷延板を800℃以上900℃未満の温度範囲で5秒～5分間保持する冷延板焼鈍を行う工程とをそなえる、フェライト系ステンレス鋼の製造方法。

[0019] 7. 前記成分組成におけるCの含有量が0.005～0.030質量%、Siの含有量が0.25質量%以上0.40質量%未満、Mnの含有量が0.05～0.35質量%であり、

前記熱延板焼鈍における保持温度が940℃以上1000℃以下であり、

前記冷延板焼鈍における保持温度が820℃以上880℃未満である、前記6に記載のフェライト系ステンレス鋼の製造方法。

[0020] 8. 前記成分組成におけるCの含有量が0.005～0.025質量%、Siの含有量が0.05質量%以上0.25質量%未満、Mnの含有量が0.60～0.90質量%、Nの含有量が0.005～0.025質量%であり、

前記熱延板焼鈍における保持温度が960℃以上1050℃以下であり、

前記冷延板焼鈍における保持温度が820℃以上880℃未満である、前記6に記載のフェライト系ステンレス鋼の製造方法。

発明の効果

[0021] 本発明によれば、成形性および耐リジング特性に優れるフェライト系ステンレス鋼を得ることができる。

また、本発明のフェライト系ステンレス鋼は、箱焼鈍（バッチ焼鈍）による長時間の熱延板焼鈍ではなく、連続焼鈍炉を用いた短時間の熱延板焼鈍により製造することができるので、生産性の面で極めて有利である。

発明を実施するための形態

[0022] 以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明のフェライト系ステンレス鋼が、優れた成形性と耐リジング特性を有する理由について説明する。

ステンレス鋼の耐リジング特性を向上させるためには、類似した結晶方位を有する結晶粒の集合体であるフェライトコロニーを破壊することが有効である。

本発明者らは、生産性の観点から、現在一般的に行われている箱焼鈍（バッチ焼鈍）による長時間の熱延板焼鈍ではなく、連続焼鈍炉を用いた短時間の熱延板焼鈍により、優れた成形性および耐リジング特性を確保すべく検討を重ねたところ、熱延板焼鈍時にフェライト相とオーステナイト相の二相温度域まで昇温して再結晶を促進させるとともにオーステナイト相を生成させ、熱延板焼鈍後に所定量のマルテンサイト相を確保し、この所定量のマルテンサイト相を含む熱延焼鈍板を冷間圧延することにより、フェライト相に圧延歪が効果的に付与され、フェライトコロニーが効率的に破壊されることを見出した。

[0023] さらに、本発明者らは、成分組成、熱延板焼鈍条件および冷延板焼鈍条件を適切に制御し、冷延板焼鈍組織をC・N濃化粒と非濃化粒の複合組織とすることで、更なる耐リジング特性の向上と十分な成形性を得ることが可能となることを見出した。C・N濃化粒は、熱延焼鈍時に生成したマルテンサイトが分解したフェライト粒である。熱延板焼鈍時に（フェライト+オーステナイト）二相域まで加熱すると、C、Nはフェライト相よりも固溶限の大きいオーステナイト相へと濃化する。その後、冷却されるとオーステナイト相が変態して、C、Nが濃化したマルテンサイト相となる。このようなマルテンサイト相を含んだ熱延焼鈍板を、冷間圧延後にフェライト単相温度域で焼鈍し、マルテンサイト相を分解することでC・N濃化粒を得ることができる。このC・N濃化粒には炭窒化物が多量に析出するため、冷延板焼時にピン止め効果で粒成長が阻害される。これにより、フェライト粒の過度な集合組織集積が防止され、耐リジング特性が大幅に向上すると考えられる。この効果は、CおよびNのうち、少なくとも一方がその鋼中含有量（質量%）の2倍以上に濃化した際に得られる。一方、C・N濃化粒以外のフェライト粒（非濃化粒）は、CおよびN濃度が鋼中含有量（質量%）より低下するため、

冷延板焼鈍時に粒成長が促進され、伸びが向上する。これにより、優れた耐リジング特性と十分な成形性の両立が可能となる。

[0024] しかし、C・N濃化粒の体積率が一定以上に多くなった場合、強度が過度に上昇し、破断伸びが低下する。そこで、発明者らは優れた成形性および耐リジング特性が得られるC・N濃化粒の体積率について詳細な検討を行った。

その結果、冷延板焼鈍後のC・N濃化粒の体積率を組織全体に対する体積率で5～50%の範囲に制御することにより、鋼板強度の上昇による破断伸びの低下を伴うことなく、所定の成形性および耐リジング特性が得られることを見出した。特に成形性と耐リジング特性のバランスを考慮した場合、C・N濃化粒の体積率は組織全体に対する体積率で5～30%であることが好ましい。また、より優れた成形性を得る観点からは、C・N濃化粒の体積率は組織全体に対する体積率で5～20%であることが好ましい。なお、C・N濃化粒からなるフェライト粒以外の組織は、基本的に非濃化粒からなるフェライト粒となるが、これ以外の組織（マルテンサイト相など）は、組織全体に対する体積率の合計で1%未満であれば許容できる。

[0025] また、冷延板焼鈍の保持温度や保持時間が不十分になると、フェライト粒の再結晶が不十分となるばかりでなく、熱延板焼鈍時に生成したマルテンサイト相の分解も不十分となり、伸びが低下する。十分な成形性を得るためには、冷延板焼鈍後に十分に再結晶を完了させるとともに熱延板焼鈍時に生成したマルテンサイト相を十分に分解させることが必要である。一方、冷延板焼鈍における保持温度が高すぎる場合、新たにマルテンサイト相が生成し伸びが低下する。そのため、マルテンサイト相の存在量を抑制する必要がある。マルテンサイト相は組織全体に対する体積率で1%未満でなければならない。優れた成形性を得るためには、0%であることが好ましい。

本発明者らの検討の結果、これらの問題を回避して適切な組織を得るためには、冷延板焼鈍条件を適正に制御し、ピッカース硬さを180以下とすればよいことがわかった。好ましくは、ピッカース硬さが165以下である。

[0026] 次に、本発明のフェライト系ステンレス鋼における成分組成の限定理由について説明する。なお、成分組成における元素の含有量の単位はいずれも「質量%」であるが、以下、特に断らない限り単に「%」で示す。

C : 0.005 ~ 0.050%

Cは、C・N濃化粒を生成させ耐リジング特性を向上させるために重要な元素である。また、オーステナイト相の生成を促進し、熱延板焼鈍時にフェライト相とオーステナイト相の二相温度域を拡大する効果もある。これらの効果を得るためには、Cの0.005%以上の含有が必要である。しかし、C含有量が0.050%を超えると鋼板が硬質化し、所定の破断伸びが得られない。そのため、C含有量は0.005~0.050%の範囲とする。また、破断伸びを一層向上させ、優れた成形性を得る観点からは、後述するSi含有量およびMn含有量に応じて、C含有量を0.005~0.030%または0.005~0.025%の範囲とすることが好ましい。より好ましくは0.008~0.025%の範囲、さらに好ましくは0.010~0.020%の範囲である。

[0027] Si : 0.01 ~ 1.00%

Siは鋼溶製時に脱酸剤として作用する元素である。この効果を得るためには、Siの0.01%以上の添加が必要である。しかし、Si含有量が1.00%を超えると、鋼板が硬質化し所定の破断伸びが得られない。さらに、焼鈍時に生成する表面スケールが強固となり、酸洗が困難となるため好ましくない。そのため、Si含有量は0.01~1.00%の範囲とする。好ましくは0.05~0.75%の範囲である。さらに好ましくは0.05~0.40%の範囲である。

なお、後述するMn含有量が0.05~0.35%の範囲となる場合、所定の耐リジング特性を確保しつつ、破断伸びを一層向上させて優れた成形性を得る観点から、Si含有量は0.25%以上0.40%未満の範囲とすることが好ましい。

また、後述するMn含有量が0.60~0.90%の範囲となる場合、所

定の耐リジング特性を確保しつつ、破断伸びを一層向上させて優れた成形性を得る観点から、Si含有量は0.05%以上0.25%未満とすることが好ましい。

[0028] Mn : 0.01~1.0%

MnはCと同様にオーステナイト相の生成を促進し、熱延板焼鈍時にフェライト相とオーステナイト相の二相温度域を拡大する効果がある。この効果を得るためには、Mnの0.01%以上の添加が必要である。しかし、Mn含有量が1.0%を超えるとMnSの生成量が増加して耐食性が低下する。そのため、Mn含有量は0.01~1.0%の範囲とする。好ましくは0.05~0.90%の範囲である。

なお、上述したように、Si含有量が0.25%以上0.40%未満の範囲となる場合、所定の耐リジング特性を確保しつつ、破断伸びを一層向上させて優れた成形性を得る観点から、Mn含有量は0.05~0.35%の範囲とすることが好ましい。

また、Si含有量が0.05%以上0.25%未満の範囲となる場合、所定の耐リジング特性を確保しつつ、破断伸びを一層向上させて優れた成形性を得る観点から、Mn含有量は0.60~0.90%の範囲とすることが好ましい。より好ましくは0.70~0.90%の範囲である。さらに好ましくは0.75~0.85%の範囲である。

[0029] P : 0.040%以下

Pは粒界偏析による粒界破壊を助長する元素であるため低い方が望ましく、上限を0.040%とする。好ましくは0.030%以下である。さらに好ましくは0.020%以下である。なお、P含有量の下限は特に限定されないが、製造コスト等の観点からは0.010%程度である。

[0030] S : 0.010%以下

SはMnSなどの硫化物系介在物となって存在して延性や耐食性等を低下させる元素であり、特に含有量が0.010%を超えた場合にそれらの悪影響が顕著に生じる。そのためS含有量は極力低い方が望ましく、S含有量の

上限は0.010%とする。好ましくは0.007%以下である。さらに好ましくは0.005%以下である。なお、S含有量の下限は特に限定されないが、製造コスト等の観点からは0.001%程度である。

[0031] Cr : 15.5 ~ 18.0%

Crは、鋼板表面に不動態皮膜を形成して耐食性を向上させる効果を有する元素である。この効果を得るためにはCr含有量を15.5%以上とする必要がある。しかし、Cr含有量が18.0%を超えると、熱延板焼鈍時にオーステナイト相の生成が不十分となり、所定の材料特性が得られない。そのため、Cr含有量は15.5~18.0%の範囲とする。好ましくは16.0~17.5%の範囲である。さらに好ましくは16.5~17.0%の範囲である。

[0032] Ni : 0.01 ~ 1.0%

Niは、C、Mnと同様にオーステナイト相の生成を促進し、熱延板焼鈍時にフェライト相とオーステナイト相が出現する二相温度域を拡大する効果がある。この効果を得るためには、Ni含有量を0.01%以上とする必要がある。しかし、Ni含有量が1.0%を超えると加工性が低下する。そのため、Ni含有量は0.01~1.0%の範囲とする。好ましくは0.1~0.6%の範囲である。さらに好ましくは0.1~0.4%の範囲である。

[0033] Al : 0.001 ~ 0.10%

Alは、Siと同様に脱酸剤として作用する元素である。この効果を得るためには、Alの0.001%以上の含有が必要である。しかし、Al含有量が0.10%を超えると、 Al_2O_3 等のAl系介在物が増加し、表面性状が低下しやすくなる。そのため、Al含有量は0.001~0.10%の範囲とする。好ましくは0.001~0.05%の範囲である。さらに好ましくは0.001~0.03%の範囲である。

[0034] N : 0.005 ~ 0.06%

Nは、C・N濃化粒を生成させ耐リジング特性を向上させるために重要な元素である。また、オーステナイト相の生成を促進し、熱延板焼鈍時にフェ

ライト相とオーステナイト相が出現する二相温度域を拡大する効果もある。この効果を得るためには、N含有量を0.005%以上とする必要がある。しかし、N含有量が0.06%を超えると延性が著しく低下する上、Cr窒化物の析出を助長することによる耐食性の低下を招く。そのため、N含有量は0.005~0.06%の範囲とする。好ましくは0.005~0.05%の範囲である。より好ましくは0.005~0.025%の範囲である。さらに好ましくは0.010~0.025%の範囲である。よりさらに好ましくは0.010~0.020%の範囲である。

なお、特に、C含有量が0.005~0.025%、Si含有量が0.05%以上0.25%未満、Mn含有量が0.60~0.90%の範囲となる場合、N含有量は0.005~0.025%の範囲とすることが好ましい。より好ましくは0.010~0.025%の範囲である。さらに好ましくは0.010~0.020%の範囲である。

[0035] 以上、基本成分について説明したが、本発明のフェライト系ステンレス鋼では、製造性あるいは材料特性を向上させる目的で、必要に応じて、以下に述べる元素を適宜含有させることができる。

[0036] Cu : 0.01~1.0%、Mo : 0.01~0.5%およびCo : 0.01~0.5%のうちから選ばれる1種または2種以上
Cu : 0.01~1.0%、Mo : 0.01~0.5%

CuおよびMoはいずれも耐食性を向上させる元素であり、特に高い耐食性が要求される場合には含有することが有効である。また、Cuにはオーステナイト相の生成を促進し、熱延板焼鈍時にフェライト相とオーステナイト相が出現する二相温度域を拡大する効果がある。これらの効果はそれぞれ0.01%以上の含有で得られる。しかし、Cu含有量が1.0%を超えると熱間加工性が低下する場合があります好ましくない。そのためCuを含有する場合は0.01~1.0%の範囲とする。好ましくは0.2~0.8%の範囲である。さらに好ましくは0.3~0.5%の範囲である。また、Mo含有量が0.5%を超えると焼鈍時にオーステナイト相の生成が不十分となり、

所定の材料特性が得られなくなり好ましくない。そのため、Moを含有する場合は0.01~0.5%の範囲とする。好ましくは0.2~0.3%の範囲である。

[0037] Co : 0.01~0.5%

Coは靱性を向上させる元素である。この効果はCoの0.01%以上の添加によって得られる。一方、Co含有量が0.5%を超えると製造性を低下させる。そのため、Coを含有する場合は0.01~0.5%の範囲とする。さらに好ましくは0.02~0.20%の範囲である。

[0038] V : 0.01~0.25%、Ti : 0.001~0.10%、Nb : 0.001~0.10%、Ca : 0.0002~0.0020%、Mg : 0.0002~0.0050%、B : 0.0002~0.0050%およびREM : 0.01~0.10%のうちから選ばれる1種または2種以上
V : 0.01~0.25%

Vは、鋼中のCおよびNと結合して、固溶C、Nを低減する。これにより、熱延板での炭窒化物の析出を抑制して熱延・焼鈍起因の線状疵の発生を抑制し、表面性状を改善する。これらの効果を得るためにはV含有量を0.01%以上とする必要がある。しかし、V含有量が0.25%を超えると加工性が低下するとともに、製造コストの上昇を招く。そのため、Vを含有する場合は0.01~0.25%の範囲とする。好ましくは0.03~0.15%の範囲である。さらに好ましくは0.03~0.05%の範囲である。

[0039] Ti : 0.001~0.10%、Nb : 0.001~0.10%

TiおよびNbは、Vと同様に、CおよびNとの親和力の高い元素であり、熱間圧延時に炭化物あるいは窒化物として析出し、母相中の固溶C、Nを低減させ、冷延板焼鈍後の加工性を向上させる効果がある。これらの効果を得るためには、0.001%以上のTiあるいは0.001%以上のNbを含有させる必要がある。しかし、Ti含有量あるいはNb含有量が0.10%を超えると、過剰なTiNおよびNbCの析出により良好な表面性状を得ることができない。そのため、Tiを含有する場合は0.001~0.10

%の範囲、Nbを含有する場合は0.001~0.10%の範囲とする。Ti含有量は好ましくは0.003~0.010%の範囲である。Nb含有量は好ましくは0.005~0.020%の範囲である。さらに好ましくは0.010~0.015%の範囲である。

[0040] Ca:0.0002~0.0020%

Caは、連続鋳造の際に発生しやすいTi系介在物の晶出によるノズルの閉塞を防止するのに有効な成分である。その効果を得るためには0.0002%以上の含有が必要である。しかし、Ca含有量が0.0020%を超えるとCaSが生成して耐食性が低下する。そのため、Caを含有する場合は:0.0002~0.0020%の範囲とする。好ましくは0.0005~0.0015の範囲である。さらに好ましくは0.0005~0.0010%の範囲である。

[0041] Mg:0.0002~0.0050%

Mgは、熱間加工性を向上させる効果がある元素である。この効果を得るためには0.0002%以上の含有が必要である。しかし、Mg含有量が0.0050%を超えると表面品質が低下する。そのため、Mgを含有する場合は0.0002~0.0050%の範囲とする。好ましくは0.0005~0.0035%の範囲である。さらに好ましくは0.0005~0.0020%の範囲である。

[0042] B:0.0002~0.0050%

Bは、低温二次加工脆化を防止するのに有効な元素である。この効果を得るためには0.0002%以上の含有が必要である。しかし、B含有量が0.0050%を超えると熱間加工性が低下する。そのため、Bを含有する場合は0.0002~0.0050%の範囲とする。好ましくは0.0005~0.0035%の範囲である。さらに好ましくは0.0005~0.0020%の範囲である。

[0043] REM:0.01~0.10%

REM (Rare Earth Metals) は耐酸化性を向上させる元素であり、特に溶

接部の酸化皮膜形成を抑制し溶接部の耐食性を向上させる効果がある。この効果を得るためには、REMの0.01%以上の添加が必要である。しかし、REM含有量が0.10%を超えると、冷延焼鈍時の酸洗性などの製造性を低下させる。また、REM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、REMを含有する場合は0.01~0.10%の範囲とする。

[0044] 以上、本発明のフェライト系ステンレス鋼における成分組成について説明した。

なお、本発明における成分組成のうち、上記以外の成分はFeおよび不可避的不純物である。

[0045] 次に、本発明のフェライト系ステンレス鋼の製造方法について説明する。

上記した成分組成からなる溶鋼を、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。このスラブを、1100~1250℃で1~24時間加熱するか、あるいは加熱することなく鑄造まま直接、熱間圧延して熱延板とする。

その後、熱延板をフェライト相とオーステナイト相の二相域温度となる900℃以上1050℃以下の温度で5秒~15分間保持する熱延板焼鈍を行い、熱延焼鈍板とする。

また、C:0.005~0.030%、Si:0.25%以上0.40%未満およびMn:0.05~0.35%となる成分組成の場合（以下、単に成分組成1の場合ともいう）、940℃以上1000℃の温度で5秒~15分間保持する熱延板焼鈍を行うことが好ましい。

さらに、C:0.005~0.025%、Si:0.05%以上0.25%未満、Mn:0.60~0.90%およびN:0.005~0.025%となる成分組成の場合（以下、単に成分組成2の場合ともいう）、960℃以上1050℃以下の温度で5秒~15分間保持する熱延板焼鈍を行うことが好ましい。

[0046] 次いで、熱延焼鈍板に対して、必要に応じて酸洗を施したのち、冷間圧延

を施して冷延板とする。その後、冷延板に対して冷延板焼鈍を行い、冷延焼鈍板とする。さらに、冷延焼鈍板に対して必要に応じて酸洗を施し、製品とする。

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好ましい。また、本発明では、冷延焼鈍を2回以上繰り返しても良い。また、冷延板焼鈍は、800℃以上900℃未満の温度で5秒～5分間保持することにより行う。なお、上記した成分組成1または2の場合、820℃以上880℃未満の温度で5秒～5分間保持することが好ましい。また、より光沢を求めるためにBA焼鈍（光輝焼鈍）を行っても良い。

なお、さらに表面性状を向上させるために、研削や研磨等を施してもよい。

以下、上記した製造条件のうち、熱延板焼鈍および冷延板焼鈍条件の限定理由について、説明する。

[0047] 熱延板焼鈍条件：900℃以上1050℃以下の温度で5秒～15分間保持

熱延板焼鈍は本発明が優れた成形性および耐リジング特性を得るために極めて重要な工程である。熱延板焼鈍における保持温度が900℃未満では十分な再結晶が生じないうえ、フェライト単相域となるため、二相域焼鈍によって発現する本発明の効果が得られない場合がある。一方、保持温度が1050℃を超えると、熱延板焼鈍後に生成するマルテンサイト相の体積率が減少するために、その後の冷間圧延におけるフェライト相への圧延ひずみの集中効果が低減し、フェライトコロニーの破壊が不十分となり、所定の耐リジング特性が得られない場合がある。

また、保持時間が5秒未満の場合、所定の温度で焼鈍したとしてもオーステナイト相の生成とフェライト相の再結晶が十分に生じないため、所望の成形性が得られない場合がある。一方、保持時間が15分を超えるとオーステナイト相中へのC濃化が助長され、熱延板焼鈍後にマルテンサイト相が過剰に生成し熱延板靱性が低下する場合がある。そのため、熱延板焼鈍は900

℃以上1050℃以下の温度で、5秒～15分間保持する。好ましくは、920℃以上1000℃以下の温度で5秒～15分間保持する。

なお、上記した成分組成1の場合、940℃以上1000℃以下の温度で5秒～15分間保持することがより好ましい。また、上記した成分組成2の場合、960℃以上1050℃以下の温度で5秒～15分間保持することがより好ましい。なお、保持時間の上限については、5分、さらには3分とすることがよりさらに好ましい。

[0048] 冷延板焼鈍条件：800℃以上900℃未満の温度で5秒～5分間保持

冷延板焼鈍は熱延板焼鈍で形成したフェライト相を再結晶させるとともに、C・N濃化粒の体積率を所定の範囲に調整するために重要な工程である。冷延板焼鈍における保持温度が800℃未満では、再結晶が十分に生じず所定の破断伸びを得ることができない。一方、冷延板焼鈍における保持温度が900℃以上となる場合、マルテンサイト相が生成して鋼板が硬質化し所定の破断伸びを得ることができない。

また、保持時間が5秒未満の場合、所定の温度で焼鈍したとしてもフェライト相の再結晶が十分に生じないため、所定の破断伸びを得ることができない。一方、保持時間が5分を超えると、結晶粒が著しく粗大化し、鋼板の光沢度が低下するため表面美麗性の観点で好ましくない。そのため、冷延板焼鈍は800℃以上900℃未満の温度で5秒～5分間保持とする。好ましくは、820℃以上900℃未満で5秒～5分間保持である。なお、上記した成分組成1または2の場合、820℃以上880℃未満の温度で5秒～5分間保持することが好ましい。

実施例

[0049] 表1に示す成分組成を有する鋼を50kg小型真空溶解炉にて溶製した。これらの鋼塊を1150℃で1h加熱後、熱間圧延を施して3.0mm厚の熱延板とした。熱間圧延後は600℃まで水冷した後に空冷した。次いで、これらの熱延板に表2に記載の条件で熱延板焼鈍を施した後、表面にショットブラスト処理と酸洗による脱スケールを行った。さらに、板厚0.8mm

まで冷間圧延した後、表2に記載の条件で冷延焼鈍を行い、酸洗による脱スケール処理を行って、冷延焼鈍板を得た。

かくして得られた冷延焼鈍板について以下の評価を行った。

[0050] (1) C・N濃化粒の体積率

C・N濃化粒の体積率測定はE P M A（電子線マイクロアナライザー[日本電子JXA-8200]）を用いて行った。冷延焼鈍板の幅中央部から幅10mm長さ15mmの試験片を切り出し、圧延方向と平行な断面が露出するように樹脂に埋め込んで表面を鏡面研磨した。この埋込試料の板厚1/4部において、 $200\mu\text{m} \times 200\mu\text{m}$ の領域の組織像（反射電子像）を撮影した。次いで、撮影した領域に存在するすべての結晶粒についてスポット分析を実施して、CおよびN濃度を測定した[加速電圧15kV，照射電流 $1 \times 10^{-7}\text{A}$ ，スポット径： $0.5\mu\text{m}$]。なお、スポット分析の際には、予めCおよびN含有量が明らかな試料で測定した検量線に基づいて定量値を補正した。各結晶粒のCおよびN濃度測定が完了したら、別途湿式分析によって求めたCおよびNの鋼中含有量（ C_c および C_n とする）と比較して、C濃度が $2C_c$ 以上および/またはN濃度が $2C_n$ 以上のフェライト結晶粒をC・N濃化粒と判定した。ついで、上記組織像におけるC・N濃化粒の面積率を算出して、これをC・N濃化粒の体積率とした。

なお、発明例ではいずれも、C・N濃化粒と非濃化粒の複合組織（フェライト相）が得られており、フェライト相以外の組織は組織全体に対する体積率で1%未満であった。

[0051] (2) ビッカース硬さ

ビッカース硬さ評価は、J I S Z 2244に従って行った。冷延焼鈍板の幅中央部から幅10mm長さ15mmの試験片を切り出し、圧延方向と平行な断面が露出するように樹脂に埋め込んで表面を鏡面研磨した。次いで、ビッカース硬さ計を用いて、この断面の板厚1/4部の硬さを荷重1kgf（ $\cong 9.8\text{N}$ ）で10点測定し、平均値をその鋼のビッカース硬さとした。

[0052] (3) 破断伸び

冷延焼鈍板から、圧延直角方向が試験片の長手方向となるように J I S 13 B 号引張試験片を採取し、引張試験を J I S Z 2241 に準拠して行い、破断伸びを測定した。破断伸びが 30% 以上の場合を非常に優れた伸びで合格 (◎◎)、28% 以上の場合を特に優れた伸びで合格 (◎)、25% 以上 28% 未満の場合を合格 (○)、25% 未満の場合を不合格 (×) とした。

[0053] (4) 耐リジング特性

冷延焼鈍板から、圧延方向に平行な方向が試験片の長手となるように J I S 5 号引張試験片を採取し、その表面を #600 のエメリーペーパーを用いて研磨した後、引張試験を J I S Z 2241 に準拠して行い、20% の引張ひずみを付与した。その後、その試験片の平行部中央の研磨面で圧延方向に直角の方向に、表面粗度計を用いて、J I S B 0601 (2001年) で規定される算術平均うねり W_a を、測定長 16 mm、ハイカットフィルター波長 0.8 mm、ローカットフィルター波長 8 mm で測定した。 W_a が $2.0 \mu\text{m}$ 以下の場合を特に優れた耐リジング特性で合格 (◎)、 $2.0 \mu\text{m}$ 超 $2.5 \mu\text{m}$ 以下の場合を合格 (○)、 $2.5 \mu\text{m}$ 超の場合を不合格 (×) とした。

[0054] (5) 耐食性

冷延焼鈍板から、 $60 \times 100 \text{ mm}$ 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、J I S H 8502 に規定された塩水噴霧サイクル試験に供した。塩水噴霧サイクル試験は、塩水噴霧 (5 質量% NaCl 、 35°C 、噴霧 2 h) → 乾燥 (60°C 、4 h、相対湿度 40%) → 湿潤 (50°C 、2 h、相対湿度 $\geq 95\%$) を 1 サイクルとして、8 サイクル行った。

塩水噴霧サイクル試験を 8 サイクル実施後の試験片表面を写真撮影し、画像解析により試験片表面の発錆面積を測定し、試験片全面積との比率から発錆率 ($(\text{試験片中の発錆面積} / \text{試験片全面積}) \times 100 [\%]$) を算出した。発錆率が 25% 以下を合格 (○)、25% 超を不合格 (×) とした。

上記(1)～(5)の評価結果を表2に併記する。

[0055] [表1]

鋼記号	成分組成(質量%)											備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	N	その他		
AA	0.021	0.16	0.80	0.022	0.004	16.4	0.12	0.003	0.035	—		適合鋼
AB	0.019	0.15	0.78	0.028	0.006	16.1	0.24	0.002	0.034	—		適合鋼
AC	0.018	0.30	0.18	0.026	0.005	16.2	0.11	0.002	0.036	V: 0.04		適合鋼
AD	0.028	0.26	0.21	0.031	0.005	17.4	0.10	0.003	0.015	—		適合鋼
AE	0.022	0.29	0.31	0.023	0.006	16.3	0.12	0.005	0.051	Mc: 0.4		適合鋼
AF	0.022	0.26	0.22	0.033	0.005	16.2	0.08	0.003	0.042	—		適合鋼
AG	0.024	0.32	0.12	0.028	0.003	16.1	0.21	0.006	0.019	Ti:0.04, Ca:0.0009		適合鋼
AH	0.023	0.28	0.24	0.031	0.003	16.4	0.12	0.005	0.034	V: 0.09 B: 0.0031		適合鋼
AI	0.025	0.31	0.21	0.020	0.003	16.2	0.13	0.005	0.031	Mg: 0.0021		適合鋼
AJ	0.021	0.39	0.23	0.034	0.002	16.3	0.10	0.005	0.039	REM: 0.02		適合鋼
AK	0.021	0.34	0.48	0.032	0.006	16.5	0.12	0.024	0.043	Cu: 0.4		適合鋼
AL	0.020	0.58	0.39	0.029	0.005	16.7	0.10	0.004	0.031	Nb: 0.05		適合鋼
AM	0.018	0.71	0.20	0.034	0.003	16.4	0.09	0.003	0.034	Co: 0.4		適合鋼
AN	0.048	0.24	0.61	0.026	0.004	15.7	0.30	0.003	0.041	—		適合鋼
AO	0.012	0.14	0.81	0.034	0.002	16.4	0.12	0.003	0.037	—		適合鋼
AP	0.014	0.15	0.81	0.021	0.004	16.1	0.11	0.003	0.015	—		適合鋼
AQ	0.010	0.16	0.79	0.020	0.004	16.3	0.12	0.003	0.010	—		適合鋼
AR	0.007	0.15	0.79	0.020	0.005	16.2	0.12	0.004	0.006	—		適合鋼
AS	0.015	0.16	0.80	0.021	0.004	16.2	0.11	0.004	0.016	Ti:0.008, Nb:0.019		適合鋼
AT	0.015	0.15	0.78	0.020	0.005	16.1	0.10	0.004	0.015	Cu:0.04 V:0.05		適合鋼
BA	0.003	0.31	0.21	0.031	0.005	16.6	0.10	0.004	0.020	—		比較鋼
BB	0.016	0.29	0.20	0.031	0.003	16.1	0.12	0.003	0.004	—		比較鋼
BC	0.062	0.26	0.29	0.034	0.006	16.2	0.15	0.003	0.067	—		比較鋼
BD	0.022	1.13	0.32	0.030	0.004	16.7	0.10	0.003	0.034	—		比較鋼
BE	0.022	0.29	1.07	0.030	0.004	16.7	0.09	0.003	0.037	—		比較鋼
BF	0.022	0.31	0.25	0.031	0.006	15.3	0.10	0.003	0.039	—		比較鋼
BG	0.024	0.34	0.24	0.028	0.005	18.4	0.15	0.004	0.037	—		比較鋼

注: 下線は、適正範囲外であることを示す。

[0056]

[表2]

No.	No.	網記号	熱延板焼鈍条件		冷延板焼鈍条件		C・N濃化粒の体積率(%)	ピッカース硬さ(Hv1.0)	破断伸び	耐リジグ特性	耐食性	備考
			保持温度(°C)	保持時間(秒)	保持温度(°C)	保持時間(秒)						
1	1		920	60	810	60	18	164	○	◎	○	発明例
2	2	AA	980	60	860	60	27	172	○	◎	○	発明例
3	3		980	60	890	60	25	175	○	◎	○	発明例
4	4		1020	60	860	60	34	174	○	◎	○	発明例
5	5	AB	920	60	810	60	24	168	○	◎	○	発明例
6	6	AC	920	60	810	60	14	164	○	○	○	発明例
7	7		980	60	860	60	18	166	◎	◎	○	発明例
8	8	AD	980	60	860	60	14	162	◎	○	○	発明例
9	9	AE	980	60	860	60	29	178	◎	◎	○	発明例
10	10	AF	980	60	860	60	30	179	◎	◎	○	発明例
11	11	AG	980	60	860	60	18	165	◎	○	○	発明例
12	12	AH	980	60	860	60	15	164	◎	○	○	発明例
13	13	AI	980	60	860	60	15	162	◎	○	○	発明例
14	14	AJ	980	60	860	60	16	162	◎	◎	○	発明例
15	15	AK	980	60	860	60	28	173	◎	◎	○	発明例
16	16	AL	980	60	860	60	14	163	○	○	○	発明例
17	17	AM	980	60	860	60	7	159	○	○	○	発明例
18	18	AN	980	60	860	60	45	169	○	◎	○	発明例
19	19	AO	980	60	860	60	14	161	○	○	○	発明例
20	20	AP	1000	60	840	60	10	158	◎◎	○	○	発明例
21	21	AQ	1000	60	840	60	8	156	◎◎	○	○	発明例
22	22	AR	1000	60	840	60	6	154	◎◎	○	○	発明例
23	23	AS	1000	60	840	60	8	158	◎◎	○	○	発明例
24	24	AT	1000	60	840	60	7	154	◎◎	○	○	発明例
25	25	BA	980	60	860	60	1	151	◎◎	×	○	比較例
26	26	BB	980	60	860	60	2	159	◎◎	×	○	比較例
27	27	BC	980	60	860	60	58	174	×	○	×	比較例
28	28	BD	980	60	860	60	0	161	×	×	○	比較例
29	29	BE	980	60	860	60	11	157	○	○	×	比較例
30	30	BF	980	60	860	60	28	157	◎	○	×	比較例
31	31	BG	980	60	860	60	3	167	○	×	○	比較例
32	32		800	30000	840	60	0	158	◎	×	○	比較例
33	33	AA	880	60	840	60	3	167	○	○	○	比較例
34	34		980	60	760	60	21	271	×	○	○	比較例
35	35		980	60	960	60	14	185	×	○	○	比較例
36	36		800	30000	840	60	0	154	◎	×	○	比較例
37	37	AC	860	60	840	60	3	163	○	×	○	比較例
38	38		980	60	760	60	18	254	×	○	○	比較例
39	39		980	60	960	60	16	201	×	○	○	比較例

注：下線は、適正範囲外であることを示す。

[0057] 表2より、発明例ではいずれも、成形性および耐リジグ特性に優れるとともに、耐食性についても優れていることが分かる。

[0058] 一方、比較例No. 25、No. 26は、C含有量またはN含有量が適正範囲を下回るため、C・N濃化粒の体積率が低下し、耐リジグ特性に劣る。比較例No. 27は、C含有量およびN含有量が適正範囲を上回るため、C・N濃化粒の体積率が適正範囲を上回り、破断伸びに劣るうえ、耐食性にも劣る。

比較例No. 28はSi含有量が適正範囲を上回るため、破断伸びに劣るうえ、熱延板焼鈍時にマルテンサイト相が十分に生成せず、耐リジグ特性に劣る

。比較例No. 29はMn含有量が適正範囲を上回るため、耐食性に劣る。比較例No. 30はCr含有量が適正範囲を下回るため、耐食性に劣る。比較例No. 31はCr含有量が適正範囲を上回るため、C・N濃化粒の体積率が適正範囲を下回り、耐リジング特性に劣る。

[0059] また、比較例No. 32およびNo. 36は、熱延板焼鈍の保持温度および保持時間が適正範囲外となり、熱延板焼鈍で十分な量のマルテンサイト相が生成しないため、耐リジング特性に劣る。No. 33およびNo. 37は、熱延板焼鈍の保持温度が適正範囲を下回るため、冷延焼鈍板でのC・N濃化粒の体積率が十分でなく、耐リジング特性に劣る。

比較例No. 34およびNo. 38は、冷延板焼鈍の保持温度が適正範囲を下回るため、再結晶が十分でなく硬度が高く、破断伸びに劣る。比較例No. 35およびNo. 39では、冷延板焼鈍の保持温度が適正範囲を上回るため、硬質なマルテンサイト相が生成し硬度が高く、破断伸びに劣る。

以上のことから、本発明に従えば、優れた耐リジング特性および成形性を有し、さらには耐食性にも優れるステンレス鋼が得られることがわかる。

産業上の利用可能性

[0060] 本発明により得られるフェライト系ステンレス鋼は、張出しを主体としたプレス成形品や高い表面美麗性を要求される用途、例えば厨房器具や食器への適用に特に好適である。

請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、C:0.005~0.050%、Si:0.01~1.00%、Mn:0.01~1.0%、P:0.040%以下、S:0.010%以下、Cr:15.5~18.0%、Ni:0.01~1.0%、Al:0.001~0.10%およびN:0.005~0.06%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物の成分組成からなり、
C濃度： $2C_c$ 以上、N濃度： $2C_N$ 以上のうち、いずれか一方または両方を満足するフェライト結晶粒が組織全体に対する体積率で5%以上50%以下であり、
ビッカース硬さが180以下である、フェライト系ステンレス鋼。
ここで、 C_c および C_N は、それぞれCおよびNの鋼中含有量（質量%）である。
- [請求項2] 前記成分組成が、さらに質量%で、Cu:0.01~1.0%、Mo:0.01~0.5%およびCo:0.01~0.5%のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する、請求項1に記載のフェライト系ステンレス鋼。
- [請求項3] 前記成分組成が、さらに質量%で、V:0.01~0.25%、Ti:0.001~0.10%、Nb:0.001~0.10%、Ca:0.0002~0.0020%、Mg:0.0002~0.0050%、B:0.0002~0.0050%およびREM:0.01~0.10%のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する、請求項1または2に記載のフェライト系ステンレス鋼。
- [請求項4] 前記成分組成におけるCの含有量が0.005~0.030質量%、Siの含有量が0.25質量%以上0.40質量%未満、Mnの含有量が0.05~0.35質量%であり、
前記フェライト結晶粒の体積率が5%以上30%以下であり、
圧延方向に対して直角方向の破断伸びが28%以上であり、リジング高さが2.5 μ m以下である、請求項1~3のいずれか一項に記載

のフェライト系ステンレス鋼。

[請求項5] 前記成分組成におけるCの含有量が0.005～0.025質量%、Siの含有量が0.05質量%以上0.25質量%未満、Mnの含有量が0.60～0.90質量%、Nの含有量が0.005～0.025質量%であり、

前記フェライト結晶粒の体積率が5%以上20%以下であり、

圧延方向に対して直角方向の破断伸びが30%以上であり、リジング高さが2.5μm以下である、請求項1～3のいずれか一項に記載のフェライト系ステンレス鋼。

[請求項6] 請求項1～5のいずれか一項に記載のフェライト系ステンレス鋼を製造するための方法であって、

請求項1～5のいずれか一項に記載の成分組成からなる鋼スラブを熱間圧延し、熱延板とする工程と、

前記熱延板を900℃以上1050℃以下の温度範囲で5秒～15分間保持する熱延板焼鈍を行い、熱延焼鈍板とする工程と、

前記熱延焼鈍板を冷間圧延し、冷延板とする工程と、

前記冷延板を800℃以上900℃未満の温度範囲で5秒～5分間保持する冷延板焼鈍を行う工程とをそなえる、フェライト系ステンレス鋼の製造方法。

[請求項7] 前記成分組成におけるCの含有量が0.005～0.030質量%、Siの含有量が0.25質量%以上0.40質量%未満、Mnの含有量が0.05～0.35質量%であり、

前記熱延板焼鈍における保持温度が940℃以上1000℃以下であり、

前記冷延板焼鈍における保持温度が820℃以上880℃未満である、請求項6に記載のフェライト系ステンレス鋼の製造方法。

[請求項8] 前記成分組成におけるCの含有量が0.005～0.025質量%、Siの含有量が0.05質量%以上0.25質量%未満、Mnの含

有量が0.60～0.90質量%、Nの含有量が0.005～0.025質量%であり、

前記熱延板焼鈍における保持温度が960℃以上1050℃以下であり、

前記冷延板焼鈍における保持温度が820℃以上880℃未満である、請求項6に記載のフェライト系ステンレス鋼の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/003335

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/40(2006.01)i, C22C38/54(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) C22C38/00, C21D9/46, C22C38/40, C22C38/54 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 1996-2015 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2015 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2015 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.
X Y	JP 9-111354 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 28 April 1997 (28.04.1997), claims; paragraphs [0023] to [0030]; tables 1 to 2 (Family: none)	1, 4-8 2
X Y	JP 2001-89814 A (Kawasaki Steel Corp.), 03 April 2001 (03.04.2001), claims; paragraphs [0024] to [0025], [0027], [0036]; tables 1 to 3 (Family: none)	3-8 3
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> 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 08 September 2015 (08.09.15)		Date of mailing of the international search report 15 September 2015 (15.09.15)
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/JP2015/003335

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 8-291332 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 05 November 1996 (05.11.1996), claims; paragraphs [0031], [0038] to [0039]; tables 1 to 4 (Family: none)	2, 3
A	JP 55-27129 B2 (Kawasaki Steel Corp.), 18 July 1980 (18.07.1980), claims; tables 2 to 3; column 8, lines 17 to 22; table 5; column 12, line 23 to column 13, line 8; fig. 2 & JP 48-84019 A	1-8
A	JP 2001-98327 A (Kawasaki Steel Corp.), 10 April 2001 (10.04.2001), claims; paragraphs [0040] to [0041]; tables 1 to 3 (Family: none)	1-8

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, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/40(2006.01)i, C22C38/54(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, C21D9/46, C22C38/40, C22C38/54		
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 1971-2015年 日本国実用新案登録公報 1996-2015年 日本国登録実用新案公報 1994-2015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
X Y	JP 9-111354 A（住友金属工業株式会社）1997.04.28, 特許請求の範囲, [0023]-[0030], 表 1-2（ファミリーなし）	1, 4-8 2
X Y	JP 2001-89814 A（川崎製鉄株式会社）2001.04.03, 特許請求の範囲, [0024]-[0025], [0027], [0036], 表 1-3（ファミリーなし）	3-8 3
Y	JP 8-291332 A（住友金属工業株式会社）1996.11.05, 特許請求の範囲, [0031], [0038]-[0039], 表 1-4（ファミリーなし）	2, 3
<input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> 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 08.09.2015	国際調査報告の発送日 15.09.2015	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁（ISA/J P） 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	特許庁審査官（権限のある職員） 田口 裕健 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4K 4663

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリ*	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 55-27129 B2 (川崎製鉄株式会社) 1980.07.18, 特許請求の範囲, 表 2-3, 第 8 欄 17-22 行, 表 5, 第 12 欄 23 行-第 13 欄 8 行, 第 2 図 & JP 48-84019 A	1-8
A	JP 2001-98327 A (川崎製鉄株式会社) 2001.04.10, 特許請求の範囲, [0040]-[0041], 表 1-3 (ファミリーなし)	1-8