

(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7月16日(16.07.2015)



(10) 国際公開番号
WO 2015/105045 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/54 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01) C21D 9/48 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/000032
- (22) 国際出願日: 2015年1月7日(07.01.2015)
- (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 2014-001362 2014年1月8日(08.01.2014) JP
特願 2014-228501 2014年11月11日(11.11.2014) 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 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 東京都千代田区内幸町二丁目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 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 松原 行宏 (MATSUBARA, Yukihiko); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 水谷 映斗 (MIZUTANI, Akito); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目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 東京都千代田区内幸町二丁目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.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目7番1号 J F E 商事ビル6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, 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 2015/105045 A1

(54) Title: FERRITIC STAINLESS STEEL AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(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 are: a ferritic stainless steel which has sufficient corrosion resistance and formability (large elongation and average r value, and small $|\Delta r|$), while being suppressed in the occurrence of linear streaks and having excellent surface properties; and a method for producing this ferritic stainless steel. A ferritic stainless steel according to the present invention contains, in mass %, 0.005-0.05% of C, 0.02-0.50% of Si, 0.05-1.0% of Mn, 0.04% or less of P, 0.01% or less of S, 15.5-18.0% of Cr, 0.001-0.10% of Al, 0.01-0.06% of N, 0.01-0.25% of V, 0.001-0.020% of Ti and 0.001-0.030% of Nb, with the balance made up of Fe and unavoidable impurities. In addition, this ferritic stainless steel is configured to satisfy $V/(Ti + Nb) \geq 2.0$.

(57) 要約: 十分な耐食性および成形性 (伸びおよび平均 r 値が大きく、 $|\Delta r|$ が小さい) を有し、かつ線状疵の発生が少ない表面性状に優れたフェライト系ステンレス鋼およびその製造方法を提供する。本発明のフェライト系ステンレス鋼は、質量%で、C: 0.005~0.05%、Si: 0.02~0.50%、Mn: 0.05~1.0%、P: 0.04%以下、S: 0.01%以下、Cr: 15.5~18.0%、Al: 0.001~0.10%、N: 0.01~0.06%、V: 0.01~0.25%、Ti: 0.001~0.020%、Nb: 0.001~0.030%を含有し、残部が Fe および不可避免的不純物からなり、かつ $V / (Ti + Nb) \geq 2.0$ を満たす。

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、十分な耐食性および成形性を有し、かつ熱間圧延や焼鈍に起因する線状疵の発生がない表面性状に優れたフェライト系ステンレス鋼およびその製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] フェライト系ステンレス鋼は、安価で耐食性に優れているため、建材、輸送機器、家電製品、厨房器具、自動車部品などのさまざまな用途に使用されており、その適用範囲は近年さらに拡大しつつある。これらの用途に適用するためには、フェライト系ステンレス鋼に対して、耐食性だけでなく、所定の形状に加工できる十分な成形性（伸びが大きく（以下、伸びが十分大きいことを延性があると称することがある）、平均ランクフォード値（以下、平均 r 値と称することがある）が大きく、 r 値の面内異方性の絶対値（以下、 $|\Delta r|$ と称することがある）が小さい）が必要になる。また、表面美麗性を必要とする用途に適用する場合には、表面性状に優れることも必要となる。

[0003] 上記に対して、特許文献1では、質量%で、C: 0.02~0.06%、Si: 1.0%以下、Mn: 1.0%以下、P: 0.05%以下、S: 0.01%以下、Al: 0.005%以下、Ti: 0.005%以下、Cr: 11~30%、Ni: 0.7%以下を含み、かつ $0.06 \leq (C+N) \leq 0.12$ 、 $1 \leq N/C$ および $1.5 \times 10^{-3} \leq (V \times N) \leq 1.5 \times 10^{-2}$ （C、N、Vはそれぞれ各元素の質量%を表す）を満たすことを特徴とする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が開示されている。しかし、特許文献1では異方性については一切言及されていない。また、熱間圧延後にいわゆる箱焼鈍（例えば、860℃で8時間の焼鈍）を行う必要がある。このような箱焼鈍プロセスは加熱、冷却の過程を含めると完了まで一週間程度の時間を要するため、生産性が低いという問題がある。

[0004] 特許文献2では、質量%で、C: 0.01~0.10%、Si: 0.05~0.50%、Mn: 0.05

～1.00%、Ni: 0.01～0.50%、Cr: 10～20%、Mo: 0.005～0.50%、Cu: 0.01～0.50%、V: 0.001～0.50%、Ti: 0.001～0.50%、Al: 0.01～0.20%、Nb: 0.001～0.50%、N: 0.005～0.050%およびB: 0.00010～0.00500%を含有した鋼を熱間圧延後、箱型炉あるいはAPライン(annealing and pickling line)の連続炉を用いてフェライト単相温度域で熱延板焼鈍を行い、さらに冷間圧延および仕上げ焼鈍を行うことを特徴とした加工性と表面性状に優れたフェライト系ステンレス鋼が開示されている。しかし、箱型炉を用いた場合には上記の特許文献1と同様に生産性が低いという問題がある。また、特許文献2では伸びに関しては一切言及されていないが、熱延板焼鈍を連続焼鈍炉でフェライト単相温度域で行った場合、焼鈍温度が低いために再結晶が不十分となり、フェライト単相温度域で箱焼鈍を行った場合に比べて伸びが低下する。また、一般に特許文献2のようなフェライト系ステンレス鋼は、鑄造あるいは熱延時に類似した結晶方位を有する結晶粒群（コロニー）が生成し、 $|\Delta r|$ が大きくなるという問題がある。

先行技術文献

特許文献

- [0005] 特許文献1：特許第3584881号公報(再公表W000/60134号)
特許文献2：特許第3581801号公報(特開2001-3134号)

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0006] 本発明は、かかる課題を解決し、十分な耐食性および成形性を有し、かつ熱間圧延や焼鈍に起因する線状疵の発生がない表面性状に優れたフェライト系ステンレス鋼およびその製造方法を提供することを目的とする。
- [0007] なお、本発明において、十分な耐食性とは、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鋼板にJIS H 8502に規定された塩水噴霧サイクル試験（（塩水噴霧（35℃、5質量%NaCl、噴霧2h）→乾燥（60℃、相対湿度40%、4h）→湿潤（50℃、相対湿度 \geq 95%、2h））を1サイク

ルとする試験)を3サイクル行った場合の鋼板表面における発錆面積率(=発錆面積/鋼板全面積×100 [%])が25%以下であることを意味する。

[0008] また、十分な成形性とは、JIS Z 2241に準拠した引張試験における破断伸びが圧延方向と直角方向に採取した試験片を用いた際に25%以上であること、JIS Z2241に準拠した引張試験において15%のひずみを付与した際の下記(1)式により算出される平均 r 値が0.65以上であること、および下記(2)式により算出される r 値の面内異方性(以下、 Δr と称す)の絶対値($|\Delta r|$)が0.30以下であることを意味する。

$$\text{平均 } r \text{ 値} = (r_L + 2 \times r_D + r_C) / 4 \quad (1)$$

$$\Delta r = (r_L - 2 \times r_D + r_C) / 2 \quad (2)$$

ここで、 r_L は圧延方向に平行な方向に引張試験した際の r 値、 r_D は圧延方向に対して 45° の方向に引張試験した際の r 値、 r_C は圧延方向と直角方向に引張試験した際の r 値である。

課題を解決するための手段

[0009] 課題を解決するために検討した結果、適切な成分のフェライト系ステンレス鋼に対して熱間圧延後の鋼板を冷間圧延する前に、フェライト相とオーステナイト相の二相となる温度域で焼鈍を行うことにより、十分な耐食性と成形性を有するフェライト系ステンレス鋼が得られることを見いだした。また、鋼板表面の線状疵については、熱間圧延時に粗大なCr炭窒化物を析出させないよう、上記の適切な鋼成分の範囲においてV、TiおよびNbをさらに規定することで、発生を抑制することができ、その結果、耐食性ならびに成形性だけでなく表面性状にも優れることを見出した。

[0010] 本発明は以上の知見に基づいてなされたものであり、以下を要旨とするものである。

[1] 質量%で、C: 0.005~0.05%、Si: 0.02~0.50%、Mn: 0.05~1.0%、P: 0.04%以下、S: 0.01%以下、Cr: 15.5~18.0%、Al: 0.001~0.10%、N: 0.01~0.06%、V: 0.01~0.25%、Ti: 0.001~0.020%、Nb: 0.001~0.030%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、かつ $V / (Ti + Nb) \geq 2.0$ を満たす

フェライト系ステンレス鋼。

[2] 質量%で、C: 0.01~0.05%、Si: 0.02~0.50%、Mn: 0.2~1.0%、P: 0.04%以下、S: 0.01%以下、Cr: 16.0~18.0%、Al: 0.001~0.10%、N: 0.01~0.06%、V: 0.01~0.25%、Ti: 0.001~0.015%、Nb: 0.001~0.025%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、かつ $V / (Ti + Nb) \geq 2.0$ を満たすフェライト系ステンレス鋼。

[3] 質量%で、さらに、Cu: 0.1~1.0%、Ni: 0.1~1.0%、Mo: 0.1~0.5%、Co: 0.01~0.5%のうちから選ばれる1種または2種以上を含む前記[1]または[2]に記載のフェライト系ステンレス鋼。

[4] 質量%で、さらに、Mg: 0.0002~0.0050%、B: 0.0002~0.0050%、REM: 0.01~0.10%、Ca: 0.0002~0.0020%のうちから選ばれる1種または2種以上を含む前記[1]~[3]のいずれかに記載のフェライト系ステンレス鋼。

[5] 前記[1]から[4]のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを、熱間圧延を施し、次いで880~1000℃の温度範囲で5秒~15分間保持する焼鈍を行い熱延焼鈍板とし、次いで冷間圧延を施した後、800~950℃の温度範囲で5秒~5分間保持する冷延板焼鈍を行うフェライト系ステンレス鋼の製造方法。

なお、本明細書において、鋼の成分を示す%はすべて質量%である。

発明の効果

[0011] 本発明によれば、十分な耐食性および成形性（伸びおよび平均 r 値が大きく、 $|\Delta r|$ が小さい）を有し、かつ線状疵の発生が少ない表面性状に優れた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

[0012] 以下、本発明を詳細に説明する。

フェライト系ステンレス鋼は、質量%で、C: 0.005~0.05%、Si: 0.02~0.50%、Mn: 0.05~1.0%、P: 0.04%以下、S: 0.01%以下、Cr: 15.5~18.0%、Al: 0.001~0.10%、N: 0.01~0.06%、V: 0.01~0.25%、Ti: 0.001~0.020%、Nb: 0.001~0.030%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、かつ $V / (T$

$i + Nb) \geq 2.0$ を満たすことを特徴とする。本発明では、成分組成のバランスが重要であり、特にVとTiとNbのバランスが重要である。V: 0.01~0.25%、Ti: 0.001~0.020%、Nb: 0.001~0.030%とし、 $V / (Ti + Nb) \geq 2.0$ を満たすことは重要な要件である。このような成分組成の組み合わせとすることで、十分な耐食性と十分な成形性を有し、かつ線状疵の発生が少ない表面性状に優れたフェライト系ステンレス鋼を得る事ができる。

[0013] まず、本発明の技術内容について詳細に説明する。

発明者らは箱焼鈍（バッチ焼鈍）のような長時間の熱延板焼鈍ではなく、生産性の高い連続焼鈍炉を用いた短時間の熱延板焼鈍により所定の成形性を得る技術について検討した。連続焼鈍炉を用いた従来技術においての課題は、焼鈍をフェライト単相温度域で行っているために十分な再結晶が生じず、十分な伸びが得られないこと、コロニーが冷延板焼鈍後にまで残存するために $|\Delta r|$ が大きいことであった。そこで、発明者らは、熱延板焼鈍をフェライト相とオーステナイト相の二相域で行った後に、常法で冷間圧延ならびに冷延板焼鈍を行い、最終的に再度フェライト単相組織とすることを考案した。

[0014] すなわち、熱延板焼鈍をフェライト単相温度域よりも高温のフェライト相とオーステナイトの二相域で行うことにより、フェライト相の再結晶が促進される。その結果、熱間圧延によって加工ひずみが導入されたフェライト結晶粒が冷延板焼鈍後にまで残存することが回避され、冷延板焼鈍後の伸びが向上する。また、熱延板焼鈍でフェライト相からオーステナイト相が生成する際に、オーステナイト相が焼鈍前のフェライト相とは異なった結晶方位を有して生成するために、フェライト相のコロニーが効果的に破壊される。そのため、冷間圧延および冷延板焼鈍を行った後の冷延焼鈍板の金属組織では、 r 値を向上させる γ -ファイバー集合組織が発達するとともに、コロニーが分断され、金属組織の異方性が緩和され、 $|\Delta r|$ が小さくなるという優れた特性が得られることになる。

[0015] さらに、熱延板焼鈍をフェライト相とオーステナイト相の二相域で行った

場合、熱延板焼鈍後はフェライト相と、オーステナイト相から変態したマルテンサイト相の二相組織となる。しかし、このマルテンサイト相を含んだ熱延焼鈍板を冷間圧延することにより、マルテンサイト相がフェライト相に比べて硬質なために、マルテンサイト相近傍のフェライト相が優先的に変形して圧延ひずみが集中し、冷延板焼鈍時の再結晶サイトが一層増加する。これにより、冷延板焼鈍時の再結晶がより促進され、冷延板焼鈍後の金属組織の異方性が一層緩和される。

[0016] しかしながら、従来成分の鋼に対して上記のフェライト相とオーステナイト相の二相域で熱延板焼鈍を行うと、冷延板焼鈍後に圧延方向に沿った線状の疵（以下、線状疵と称することがある）が発生し、表面性状が著しく低下するという新たな問題が生じることが明らかとなった。

[0017] そこで、発明者らは成形性と表面性状を両立させるため、フェライト相とオーステナイト相の二相域で熱延板焼鈍を行うことにより線状疵が発生した原因について調査した。その結果、線状疵は熱延板焼鈍後の鋼板表層部に存在する著しく硬質なマルテンサイト相に起因することがわかった。すなわち、熱延板焼鈍後の鋼板表層部に著しく硬質なマルテンサイト相が存在すると、その後の冷間圧延において著しく硬質なマルテンサイト相とフェライト相の界面にひずみが集中して微小亀裂が発生し、冷延板焼鈍後に線状疵となることを見出した。マルテンサイト相はフェライト相とオーステナイト相の二相域での熱延板焼鈍において生成したオーステナイト相が冷却過程で変態して生成したものである。金属組織中の各マルテンサイト結晶粒の硬度を調査したところ、多くのマルテンサイト相がビッカース硬度（HV）で300~400程度であるのに対し、一部のマルテンサイト相がHV500を超えるほど著しく硬質であり、冷間圧延における微小亀裂はこのHV500を超える著しく硬質なマルテンサイト相とフェライト相の界面で発生していることを見出した。

[0018] そこで、発明者らは、熱延板焼鈍後にHV500を超える著しく硬質なマルテンサイト相が局所的に生成する原因を解明するとともに、その対策技術について鋭意検討した。その結果、熱延板焼鈍前に粗大なCr炭窒化物が存在する場

合に、著しく硬質なマルテンサイト相が生成することを見出した。この機構は次のように考えられる。熱延板焼鈍では熱間圧延によって析出したCr炭窒化物が固溶することによりオーステナイト相が生成する。熱延板焼鈍前のCr炭窒化物が粗大な場合、オーステナイト相に供給されるC量が多くなる。そのため、粗大なCr炭窒化物が固溶した周囲では、粗大なCr炭窒化物が固溶していない箇所に比べてC濃度が局所的に高くなる。このC濃度が高いオーステナイト相から、熱延板焼鈍後に著しく硬質なマルテンサイト相が生成する。

[0019] そこで発明者らは熱間圧延時に粗大なCr炭窒化物を析出させない技術について検討した。その結果、鋼成分にV、TiおよびNbをV: 0.01~0.25%、Ti: 0.001~0.020%、Nb: 0.001~0.030%、かつ $V / (Ti+Nb) \geq 2.0$ を満たすように含有させることで熱間圧延時の粗大なCr炭窒化物の析出を回避できることを知見した。

[0020] すなわち、これらの元素を適用含有することにより、熱間圧延時に析出するCr炭窒化物がV、TiおよびNbを含有する複合炭窒化物(Cr、V、Ti、Nb)(C、N)となり、Cr炭窒化物に比べて微細かつ均一に析出するようになり、粗大なCr炭窒化物の生成が抑制されることを見出した。

[0021] このような効果は適量のVを含有することで発現する。TiおよびNbはCrよりもCおよびNとの親和力が強く、Crよりも炭窒化物を形成しやすい。そのため、TiあるいはNbを単独で含有した場合には、Cr炭窒化物とは別のTi (C、N)あるいはNb (C、N)として析出して、粗大なCr炭窒化物の生成を抑制する効果は得られない。

[0022] 一方、VもCおよびNとの親和力の強い元素である。しかし、VはCr、TiおよびNbとの複合炭窒化物である(Cr、V、Ti、Nb)(C、N)を形成する傾向を有するため、TiおよびNbに加えてVを適量含有させた場合にはCr炭窒化物が(Cr、V、Ti、Nb)(C、N)として析出する。この(Cr、V、Ti、Nb)(C、N)は、Crに比べて拡散速度の小さいV、TiおよびNbを含む析出物のため、析出後の成長あるいは粗大化がV、TiおよびNbの拡散に律速され、析出物サイズが従来のCr炭窒化物に比べて微細となり、熱間圧延における粗大な炭窒化物の生成を効果的に抑

制することができる。

[0023] これらの効果により、フェライト相とオーステナイト相の二相域で熱延板焼鈍を行った際に、粗大なCr炭窒化物の固溶に起因した著しく硬質なマルテンサイト相の生成が抑制され、冷延板焼鈍後の線状疵の発生が大幅に低減されることが明らかとなった。

[0024] すなわち、箱焼鈍（バッチ焼鈍）のような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所定の成形性を表面性状を低下させることなく得るには、フェライト相とオーステナイト相の二相域で短時間の熱延板焼鈍を行うだけでなく、V、TiおよびNbを適切な配合で含有する鋼成分とすることが必要である。

[0025] 次に、本発明のフェライト系ステンレス鋼の成分組成について説明する。以下、特に断らない限り%は質量%を意味する。

[0026] C: 0.005~0.05%

C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。この効果を得るためには0.005%以上の含有が必要である。しかし、C量が0.05%を超えると鋼板が硬質化して延性が低下する。また、本発明をもってしても熱延板焼鈍後に著しく硬質なマルテンサイト相が生成し、冷延板焼鈍後の線状疵を誘引する。そのため、C量は0.005~0.05%の範囲とする。下限は、好ましくは0.01%、さらに好ましくは0.015%である。上限は、好ましくは0.035%、さらに好ましくは0.03%、より一層好ましくは0.025%である。

[0027] Si: 0.02~0.50%

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0.02%以上の含有が必要である。しかし、Si量が0.50%を超えると、鋼板が硬質化して熱間圧延時の圧延負荷が増大する。また、冷延板焼鈍後の延性が低下する。そのため、Si量は0.02~0.50%の範囲とする。好ましくは0.10~0.35%の範囲である。さらに好ましくは0.25~0.30%の範囲である。

[0028] Mn: 0.05~1.0%

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0.05%以上の含有が必要である。しかし、Mn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量は0.05~1.0%の範囲とする。下限は、好ましくは0.1%、さらに好ましくは0.2%である。上限は、好ましくは0.8%、さらに好ましくは0.35%、より一層好ましくは0.3%である。

[0029] P: 0.04%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0.04%とする。好ましくは0.03%以下である。さらに好ましくは0.01%以下である。

[0030] S: 0.01%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る。特に含有量が0.01%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量は極力低い方が望ましく、本発明ではS量の上限を0.01%とする。より好ましくは0.007%以下である。さらに好ましくは0.005%以下である。

[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量を15.5%以上とする必要がある。しかし、Cr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量は15.5~18.0%の範囲とする。好ましくは16.0~18.0%の範囲である。さらに、好ましくは16.0~17.0%の範囲である。

[0032] 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0.001%以上の含有が必要である。しかし、Al量が0.10%を超えると、Al₂O₃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量は0.001

～0.10%の範囲とする。好ましくは0.001～0.07%の範囲である。さらに好ましくは0.001～0.05%の範囲である。より一層好ましくは0.001～0.03%の範囲である。

[0033] N: 0.01～0.06%

N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N量を0.01%以上とする必要がある。しかし、N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が生じる。そのため、N量は0.01～0.06%の範囲とする。好ましくは0.01～0.05%の範囲である。さらに好ましくは0.02～0.04%の範囲である。

[0034] V: 0.01～0.25%

Vは本発明において極めて重要な元素である。VはCおよびNとの親和力がCrよりも高いという特徴を有しており、 $V / (Ti + Nb) \geq 2.0$ を満たすことによりCr、TiおよびNbと複合して熱間圧延時に(Cr、V、Ti、Nb)(C、N)として析出し、粗大なCr炭窒化物の析出を抑制する。この効果により、熱延板焼鈍時にCが過剰に濃化したオーステナイト相の生成が抑制され、熱延板焼鈍後に著しく硬質なマルテンサイト相が生成せず、冷間圧延時の微小亀裂の発生に起因した表面線状欠陥の発生が防止される。この効果を得るためにはV量を0.01%以上含有する必要がある。しかし、V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量は0.01～0.25%の範囲とする。好ましくは0.03～0.20%の範囲である。さらに好ましくは0.05～0.15%の範囲である。

[0035] Ti: 0.001～0.020%、Nb:0.001～0.030%、 $V / (Ti + Nb) \geq 2.0$

TiおよびNbはVと同様に、CrよりもCおよびNとの親和力の高い元素であり、鋼がVを含有する場合にVおよびCrと(Cr、V、Ti、Nb)(C、N)を生成し、熱間圧延時の粗大なCr炭窒化物の析出を抑制する効果がある。この効果を得るためには0.001%以上のTiおよび0.001%以上のNbを含有するとともに、 $V / (Ti + Nb)$

≥2.0を満たす必要がある。しかし、Ti量が0.020%あるいはNb量が0.030%を超えると、熱間圧延時に(Cr、V、Ti、Nb)(C、N)ではなく、Ti (C、N) およびNb (C、N) が独立に析出するために粗大なCr炭窒化物の抑制効果が得られず、所定の表面性状を得ることができない。そのため、Ti量は0.001~0.020%、Nb量は0.001~0.030%の範囲とする。Ti量は好ましくは0.001~0.015%の範囲である。さらに好ましくは0.003~0.010%の範囲である。Nb量は好ましくは0.001~0.025%の範囲である。さらに好ましくは0.005~0.020%の範囲である。V/(Ti+Nb)が2.0未満の場合、複合炭窒化物を生成するために必要なVが不足するため、Ti、NbおよびVがそれぞれ独立に炭化物あるいは窒化物となって生成するため、粗大なCr炭窒化物の生成を十分に抑制することができない。そのため、V/(Ti+Nb)は2.0以上とする。好ましくは3.0以上である。さらに好ましくは4.0以上である。一方、V/(Ti+Nb)が30.0を超えると、V、TiおよびNbが所定の含有量であっても複合炭窒化物の形成に消費されずに母相中に固溶状態で存在するV量が増加するため、鋼板の硬質化に起因した伸びの低下が生じる。そのため、V/(Ti+Nb)の上限は好ましくは30.0である。

[0036] 残部はFeおよび不可避免的不純物である。

[0037] 以上の成分組成により本発明の効果は得られるが、さらに製造性あるいは材料特性を向上させる目的で以下の元素を含有することができる。

[0038] Cu:0.1~1.0%、Ni: 0.1~1.0%、Mo:0.1~0.5%、Co: 0.01~0.5%のうちから選ばれる1種または2種以上

CuおよびNi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およびNi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。これらの効果は各々0.1%以上の含有で顕著となる。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ため好ましくない。そのためCuを含有する場合は1.0%以下とする。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。Ni含有量が1.0%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Niを含有する場合は1.0%以下とする。好ましくは0.1~0.6%の範囲である。さらに好ましくは0.1~0.3%の範囲である。

[0039] Moは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。この効果は0.1%以上の含有で顕著となる。しかし、Mo含有量が0.5%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くなり好ましくない。そのため、Moを含有する場合は0.1~0.5%以下とする。好ましくは0.1~0.3%の範囲である。

[0040] Coは靱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、Co量が0.5%を超えると加工性を低下させる。そのため、Coを含有する場合は0.5%以下とする。好ましくは0.01~0.2%の範囲である。

[0041] Mg: 0.0002~0.0050%、B: 0.0002~0.0050%、REM: 0.01~0.10%、Ca: 0.0002~0.0020%のうちから選ばれる1種または2種以上

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0.01%以上

の含有が必要である。しかし、0.10%を超えて含有すると冷延板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0.01~0.10%の範囲とする。

[0044] 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。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、Ca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。

[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。

本発明のフェライト系ステンレス鋼は上記成分組成を有する鋼スラブを、熱間圧延を施し、次いで880~1000℃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し、次いで冷間圧延を施した後、800~950℃の温度範囲で5秒~5分間保持する冷延板焼鈍を行うことで得られる。

[0046] まずは、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、連続鋳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鋳造まま直接、熱間圧延して熱延板とする。

[0047] 次いで、熱間圧延を行う。巻取りでは、巻取り温度を500℃以上850℃以下とすることが好ましい。500℃未満では巻取り後の再結晶が不十分となって冷延板焼鈍後の延性が低下する可能性があるため好ましくない。850℃超で巻き取ると粒径が大きくなり、プレス加工時に肌荒れが発生してしまう場合がある。したがって、巻取り温度は500~850℃の範囲が好ましい。

[0048] その後、フェライト相とオーステナイト相の二相域温度となる880~1000℃の温度で5秒~15分間保持する熱延板焼鈍を行う。

[0049] 熱延板焼鈍は本発明が所定の表面性状ならびに成形性を得るために重要な

工程である。熱延板焼鈍温度が880℃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。しかし、焼鈍温度が1000℃を超えると炭化物の固溶が促進されるためにオーステナイト相中へのC濃化が助長され、熱延板焼鈍後に著しく硬質なマルテンサイト相が生成し、所定の表面性状が得られない。

[0050] また、熱延板焼鈍温度が1000℃を超えると、オーステナイト相の生成量が低下する。そのため、熱延板焼鈍後に生成するマルテンサイト相量が減少し、フェライト相とマルテンサイト相を含む金属組織を冷間圧延することによる、マルテンサイト相近傍のフェライト相への圧延ひずみの集中による金属組織の異方性緩和効果を十分に得ることができず、所定の $|\Delta r|$ を得ることができない。

[0051] 焼鈍時間が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。一方、焼鈍時間が15分を超えると(Cr、V、Ti、Nb)(C、N)の一部が固溶してオーステナイト相中へのC濃化が助長され、上記と同様の機構によって所定の表面性状が得られない。

[0052] また、焼鈍時間が15分を超えると上記の機構によって熱延板焼鈍後にオーステナイト相が変態して生成するマルテンサイト相への過度なC濃化が生じる。このマルテンサイト相は冷延板焼鈍時に炭化物とフェライト相へと分解するが、C濃化量が過度に大きいとマルテンサイト相が多量の炭化物を含むフェライト相へと変化する。これにより冷延板焼鈍後に粒内および粒界上の炭化物が少ないフェライト粒と、粒内および粒界上の炭化物が過度に多いフェライト粒の混粒組織となる。このような金属組織となった場合、炭化物が少ない粒と多い粒に硬度差が生じるために両者の粒の界面に変形ひずみが集中し、粒界上の炭化物を起点として大きなボイドが発生しやすくなり、延性が低下する。

[0053] そのため、熱延板焼鈍は880～1000℃の温度で、5秒～15分間保持する。好ましくは、900～1000℃の温度で15秒～15分間保持である。より好ましくは、

900~1000℃の温度で15秒~3分間保持である。

[0054] 次いで、冷間圧延および冷延板焼鈍を行う。必要に応じて酸洗を施して製品とする。

[0055] 冷間圧延は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く、冷間圧延により板厚200μm以下のステンレス箔としても良い。

[0056] 冷延板の冷延板焼鈍は、良好な成形性を得るために800~950℃の温度で5秒~5分間保持する。

[0057] 冷延板焼鈍は熱延板焼鈍で形成したフェライト相とマルテンサイト相の二相組織をフェライト単相組織とするために重要な工程である。冷延板焼鈍温度が800℃未満では再結晶が十分に生じず所定の延性および平均r値を得ることができない。一方、冷延板焼鈍温度が950℃を超えた場合、当該温度がフェライト相とオーステナイト相の二相温度域となる鋼成分では冷延板焼鈍後にマルテンサイト相が生成するために鋼板が硬質化し所定の延性を得ることができない。また、当該温度がフェライト単相温度域となる鋼成分であったとしても、結晶粒の著しい粗大化により、鋼板の光沢度が低下するため表面品質の観点で好ましくない。焼鈍時間が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、所定の延性および平均r値を得ることができない。焼鈍時間が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品質の観点で好ましくない。そのため、冷延板焼鈍は800~950℃の範囲で5秒~5分間保持とする。好ましくは、850℃~900℃で15秒~3分間保持である。より光沢を求めるためにBA焼鈍（光輝焼鈍（bright annealing））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。

実施例 1

[0058] 以下、本発明を実施例により詳細に説明する。

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1h加熱後、熱間圧延を施して3.5mm厚の熱延板と

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。酸洗は、温度80℃、20質量%硫酸の溶液中に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℃の混合酸溶液中に60秒浸漬した。さらに、冷間圧延により0.7mm厚として、表2に記載の条件で冷延板焼鈍を行った後、水温80℃、18質量%Na₂SO₄水溶液中において25C/dm²の条件での電解酸洗、および水温50℃、10質量%HNO₃水溶液中において30C/dm²の条件での電解酸洗による脱スケール処理を行い、冷延酸洗焼鈍板を得た。

[0059] かくして得られた冷延酸洗焼鈍板について以下の評価を行った。

[0060] (1) 表面性状評価

冷延板焼鈍後、鋼板1m²あたりに存在する長さ5mm以上の線状疵の個数を計測した。冷延焼鈍板表面に認められた線状疵が鋼板1m²あたりで5箇所以下の場合を合格、5箇所超の場合を不合格とした。

[0061] (2) 延性の評価

冷延酸洗焼鈍板から、圧延方向と直角に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、破断伸びが25%以上の場合を合格(○)、25%未満の場合を不合格(×)とした。

[0062] (3) 平均r値および|Δr|の評価

冷延酸洗焼鈍板から、圧延方向に対して平行(L方向)、45°(D方向)および直角(C方向)となる方向にJIS 13B号引張試験片を採取し、JIS Z2241に準拠した引張試験をひずみ15%まで行って中断し、各方向のr値を測定し平均r値(= (r_L + 2r_D + r_C) / 4) およびr値の面内異方性(Δr = (r_L - 2r_D + r_C) / 2)の絶対値(|Δr|)を算出した。ここで、r_L、r_D、r_CはそれぞれL方向、D方向およびC方向のr値である。平均r値は0.65以上を合格(○)、0.65未満を不合格(×)とした。|Δr|は0.30以下を合格(○)、0.30超を不合格(×)とした。

[0063] (4) 耐食性の評価

冷延酸洗焼鈍板から、60mm×100mm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（35℃、5%NaCl、噴霧2h）→乾燥（60℃、相対湿度40%、4h）→湿潤（50℃、相対湿度 \geq 95%、2h）を1サイクルとして、3サイクル行った。塩水噴霧サイクル試験を3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面積率（（試験片中の発錆面積／試験片全面積） \times 100[%]）を算出した。発錆面積率が10%以下を特に優れた耐食性で合格（◎）、10%超25%以下を合格（○）、25%超を不合格（×）とした

評価結果を熱延板焼鈍および冷延焼鈍条件と併せて表2に示す。

[0064]

[表1]

鋼記号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N	V	Ti	Nb	Cu	Ni	Mo	Mg	B	Co	REM	Ca	V/(Ti+Nd)	備考
A	0.03	0.23	0.9	0.03	0.004	18.0	0.002	0.03	0.02	0.032	0.001	-	0.1	-	-	-	-	-	-	6.67	発明例
B	0.04	0.14	0.6	0.01	0.003	17.2	0.038	0.04	0.11	0.038	0.001	-	0.2	-	-	-	-	-	-	12.2	発明例
C	0.02	0.14	0.8	0.03	0.003	18.4	0.001	0.04	0.08	0.003	0.001	-	0.2	-	-	-	-	-	-	20	発明例
D	0.03	0.40	0.4	0.02	0.002	17.3	0.027	0.03	0.20	0.010	0.014	-	0.3	-	-	-	-	-	-	8.3	発明例
E	0.04	0.26	0.7	0.03	0.009	16.4	0.003	0.02	0.07	0.011	0.008	-	0.1	-	-	-	-	-	-	3.5	発明例
F	0.03	0.08	0.2	0.01	0.006	16.5	0.079	0.05	0.12	0.001	0.006	-	0.2	-	-	-	-	-	-	17.1	発明例
G	0.01	0.33	0.8	0.02	0.005	16.3	0.087	0.02	0.12	0.009	0.001	-	0.3	-	-	-	-	-	-	12.0	発明例
H	0.03	0.21	0.8	0.03	0.003	17.5	0.081	0.02	0.14	0.014	0.025	-	0.5	-	-	-	-	-	-	3.6	発明例
I	0.04	0.47	0.5	0.03	0.002	17.3	0.035	0.05	0.01	0.001	0.003	-	0.1	-	-	-	-	-	-	2.5	発明例
J	0.02	0.33	0.4	0.03	0.004	16.1	0.001	0.04	0.23	0.015	0.022	-	0.4	-	-	-	-	-	-	6.2	発明例
K	0.03	0.14	0.4	0.03	0.007	16.5	0.043	0.03	0.08	0.004	0.007	-	-	-	-	-	-	-	-	7.3	発明例
L	0.04	0.18	0.9	0.03	0.005	16.6	0.013	0.04	0.06	0.005	0.010	0.3	-	-	-	-	-	-	-	4.0	発明例
M	0.04	0.21	0.7	0.04	0.003	16.4	0.003	0.03	0.05	0.009	0.008	-	0.7	-	-	-	-	-	-	3.3	発明例
N	0.03	0.22	0.8	0.02	0.005	16.8	0.009	0.02	0.07	0.007	0.011	-	-	0.3	-	-	-	-	-	3.9	発明例
O	0.03	0.11	0.8	0.03	0.004	16.2	0.003	0.03	0.06	0.006	0.001	-	-	0.0017	-	-	-	-	-	6.6	発明例
P	0.01	0.13	0.9	0.02	0.005	16.6	0.007	0.02	0.05	0.010	0.001	-	-	-	0.0022	-	-	-	-	4.5	発明例
Q	0.05	0.24	0.8	0.03	0.007	16.2	0.010	0.03	0.06	0.013	0.016	-	-	-	-	0.14	-	-	-	2.1	発明例
R	0.04	0.26	0.8	0.01	0.005	16.4	0.009	0.02	0.05	0.010	0.013	-	-	-	-	-	0.02	-	-	2.2	発明例
BA	0.023	0.31	0.24	0.02	0.004	16.3	0.005	0.03	0.04	0.016	0.002	-	-	-	-	-	-	0.0014	-	2.0	発明例
BB	0.021	0.29	0.21	0.03	0.004	16.3	0.008	0.04	0.04	0.009	0.011	-	-	-	-	-	-	-	-	2.0	発明例
BC	0.008	0.28	0.63	0.04	0.006	16.2	0.007	0.03	0.04	0.006	0.013	-	0.1	-	-	-	-	-	-	2.1	発明例
BD	0.024	0.24	0.09	0.03	0.005	16.3	0.005	0.04	0.05	0.006	0.012	-	-	-	-	-	-	-	-	2.5	発明例
BE	0.021	0.25	0.77	0.02	0.004	15.6	0.004	0.03	0.04	0.007	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	2.4	発明例
BF	0.023	0.34	0.78	0.03	0.006	16.4	0.008	0.05	0.11	0.018	0.017	-	0.3	-	-	-	-	-	-	3.1	発明例
BG	0.022	0.31	0.78	0.02	0.004	16.5	0.006	0.05	0.12	0.013	0.029	-	-	-	-	-	-	-	-	2.9	発明例
BH	0.022	0.25	0.82	0.04	0.006	16.6	0.007	0.04	0.04	0.007	0.012	0.1	-	-	-	-	-	-	-	2.1	発明例
BI	0.023	0.19	0.76	0.03	0.004	16.4	0.005	0.03	0.05	0.007	0.014	-	0.2	-	-	-	-	-	-	2.4	発明例
BJ	0.025	0.26	0.79	0.03	0.005	16.3	0.008	0.04	0.05	0.009	0.013	-	-	0.1	-	-	-	-	-	2.3	発明例
BK	0.021	0.24	0.74	0.04	0.004	16.7	0.008	0.04	0.04	0.011	0.008	-	-	-	-	-	-	-	-	2.1	発明例
BL	0.021	0.27	0.25	0.03	0.005	16.5	0.006	0.03	0.05	0.010	0.008	-	0.1	-	-	-	-	-	-	2.6	発明例
BM	0.018	0.31	0.26	0.03	0.007	15.7	0.003	0.04	0.11	0.010	0.002	0.2	0.1	0.3	-	-	-	-	-	9.2	発明例
BN	0.034	0.28	0.26	0.03	0.004	16.1	0.003	0.04	0.05	0.002	0.012	-	-	-	-	-	-	-	-	3.6	発明例
BO	0.024	0.26	0.24	0.03	0.005	16.2	0.005	0.03	0.06	0.008	0.016	-	-	-	0.0017	-	-	0.02	-	2.2	発明例
BP	0.022	0.35	0.25	0.02	0.004	16.1	0.003	0.04	0.04	0.014	0.003	0.1	-	-	-	-	-	-	-	2.4	発明例
BQ	0.020	0.26	0.27	0.03	0.005	16.6	0.027	0.03	0.03	0.005	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-	4.6	発明例
BR	0.024	0.32	0.35	0.02	0.002	16.3	0.004	0.02	0.07	0.002	0.006	-	-	-	-	-	-	-	-	8.8	発明例
BS	0.032	0.30	0.29	0.03	0.003	17.6	0.001	0.04	0.06	0.007	0.005	-	-	-	0.0015	-	0.15	-	-	5.0	発明例
BT	0.016	0.27	0.24	0.03	0.006	16.0	0.002	0.02	0.06	0.003	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-	12.0	発明例
BV	0.019	0.28	0.34	0.03	0.009	16.3	0.002	0.03	0.14	0.008	0.006	-	-	-	-	-	-	-	-	10.0	発明例
S	0.04	0.18	1.0	0.02	0.006	17.4	0.046	0.04	0.003	0.012	0.021	-	0.5	-	-	-	-	-	-	0.1	比較例
T	0.02	0.16	0.9	0.04	0.003	17.6	0.042	0.05	0.28	0.014	0.023	-	0.1	-	-	-	-	-	-	7.6	比較例
U	0.02	0.18	0.8	0.03	0.005	17.1	0.017	0.03	0.18	0.023	0.034	-	0.1	-	-	-	-	-	-	3.2	比較例
V	0.04	0.24	0.5	0.04	0.006	13.9	0.077	0.05	0.05	0.011	0.009	-	0.3	-	-	-	-	-	-	2.6	比較例
W	0.03	0.25	0.6	0.04	0.008	18.4	0.051	0.05	0.04	0.004	0.008	-	-	-	-	-	-	-	-	3.3	比較例
X	0.08	0.37	0.7	0.02	0.004	16.7	0.031	0.06	0.10	0.009	0.014	-	0.2	-	-	-	-	-	-	4.3	比較例
Y	0.003	0.30	0.8	0.01	0.006	16.3	0.024	0.05	0.06	0.013	0.017	-	0.2	-	-	-	-	-	-	2.7	比較例
Z	0.02	0.18	0.7	0.02	0.008	16.1	0.002	0.03	0.02	0.004	0.008	-	-	-	-	-	-	-	-	1.7	比較例
AA	0.03	0.24	0.8	0.03	0.011	16.5	0.004	0.04	0.03	0.011	0.014	-	0.1	-	-	-	-	-	-	1.2	比較例
AB	0.021	0.29	0.31	0.03	0.0005	16.3	0.003	0.04	0.04	0.015	0.012	-	0.1	-	-	-	-	-	-	1.5	比較例

下線は本発明の範囲外であることを示す。

[表2]

No.	鋼記号	熱延板焼鈍		冷延板焼鈍		表面性状 (鋼板1m ² あたりの 線状疵の個数)	延性	平均r値	Δr	耐食性	備考
		温度 [°C]	時間 [秒]	温度 [°C]	時間 [秒]						
1	A	919	57	860	30	2	○	○	○	○	発明例
2	B	922	60	860	30	1	○	○	○	○	発明例
3	C	922	58	860	30	1	○	○	○	○	発明例
4	C	961	61	860	30	0	○	○	○	○	発明例
5	C	893	88	860	30	0	○	○	○	○	発明例
6	D	921	61	860	30	0	○	○	○	○	発明例
7	E	923	57	860	30	1	○	○	○	○	発明例
8	E	957	124	860	30	1	○	○	○	○	発明例
9	F	923	58	860	30	1	○	○	○	○	発明例
10	F	989	46	860	30	0	○	○	○	○	発明例
11	F	920	69	860	30	0	○	○	○	○	発明例
12	G	920	62	860	30	2	○	○	○	○	発明例
13	H	920	63	860	30	1	○	○	○	○	発明例
14	I	919	63	860	30	3	○	○	○	○	発明例
15	J	920	58	860	30	0	○	○	○	○	発明例
16	K	923	58	860	30	0	○	○	○	○	発明例
17	L	918	59	860	30	2	○	○	○	◎	発明例
18	M	922	61	860	30	1	○	○	○	◎	発明例
19	N	921	57	860	30	3	○	○	○	◎	発明例
20	O	921	61	860	30	2	○	○	○	○	発明例
21	P	920	58	860	30	3	○	○	○	○	発明例
22	Q	917	60	860	30	4	○	○	○	○	発明例
23	R	917	59	860	30	3	○	○	○	○	発明例
33	BA	922	58	860	30	1	○	○	○	○	発明例
34	BB	958	59	860	30	0	○	○	○	○	発明例
35	BC	920	61	860	30	0	○	○	○	○	発明例
36	BD	917	60	860	30	1	○	○	○	○	発明例
37	BE	919	63	860	30	1	○	○	○	○	発明例
38	BF	922	57	860	30	0	○	○	○	○	発明例
39	BG	923	55	860	30	0	○	○	○	○	発明例
40	BH	920	58	900	15	1	○	○	○	○	発明例
41	BI	918	64	840	60	1	○	○	○	○	発明例
42	BJ	921	61	860	30	1	○	○	○	○	発明例
43	BK	924	60	860	30	1	○	○	○	○	発明例
44	BL	923	57	860	30	0	○	○	○	○	発明例
45	A	954	8	860	30	2	○	○	○	○	発明例
46	Q	897	118	820	120	3	○	○	○	○	発明例
52	BM	942	59	860	30	2	○	○	○	◎	発明例
53	BN	957	62	860	60	2	○	○	○	○	発明例
54	BO	939	60	860	60	3	○	○	○	○	発明例
55	BP	926	93	860	30	1	○	○	○	○	発明例
56	BQ	932	60	860	30	4	○	○	○	○	発明例
57	BR	946	63	860	30	2	○	○	○	○	発明例
58	BS	939	60	860	30	1	○	○	○	○	発明例
59	BT	937	58	860	30	0	○	○	○	○	発明例
60	BU	940	61	960	30	2	○	○	○	○	発明例
61	BM	982	30	900	30	0	○	○	○	◎	発明例
62	BA	945	7	860	30	1	○	○	○	○	発明例
63	BS	908	175	840	60	1	○	○	○	○	発明例
24	S	923	58	860	30	36	○	○	○	○	比較例
25	T	919	57	860	30	0	×	○	○	○	比較例
26	U	918	61	860	30	23	○	○	○	○	比較例
27	V	917	58	860	30	2	○	○	○	×	比較例
28	W	921	62	860	30	4	×	×	×	◎	比較例
29	X	923	62	860	30	16	×	○	○	○	比較例
30	Y	919	62	860	30	1	○	×	×	○	比較例
31	Z	920	60	860	30	39	○	○	○	○	比較例
32	AA	919	61	860	30	35	○	○	○	○	比較例
47	Z	1031	60	860	30	43	○	○	×	○	比較例
48	Z	841	64	860	30	0	×	×	×	○	比較例
64	AB	1028	59	860	30	38	○	○	×	○	比較例
65	AB	839	62	860	30	1	×	×	×	○	比較例
66	AB	924	1233	860	30	54	×	○	○	○	比較例
67	AB	921	59	780	30	38	×	×	○	○	比較例
68	AB	922	61	960	30	40	×	○	○	○	比較例

下線は本発明の範囲外であることを示す。

- [0066] 本発明の範囲を満たす発明例No. 1~23、33~46、52~63では、冷延板焼鈍後に認められた線状疵はいずれも1m²あたり5箇所以下であり良好な表面性状が得られた。また、破断伸び25%以上、平均 r 値は0.65以上、|Δr|は0.30以下と良好な成形性が得られた。さらに耐食性に関しても塩水噴霧サイクル試験を3サイクル実施後の試験片表面の発錆面積率がいずれも25%以下と良好な特性が得られていた。
- [0067] 特に、Cu、NiおよびMoを含有した鋼L、M、NおよびBM (No. 17、18、19、52、61) では、塩水噴霧サイクル試験後の発錆面積率が10%以下となっており、耐食性が一層向上した。
- [0068] 一方、Vの含有量が本発明の範囲を下回り $V / (Ti + Nb) \geq 2.0$ を満たしていない比較例No. 24、およびTiとNbが本発明の範囲を上回る比較例No. 26では、(Cr、V、Ti、Nb)(C、N)の析出量が不足したために熱延板焼鈍中の固溶C、Nの固定化が不十分となった結果、熱延板焼鈍後に著しく硬質なマルテンサイト相が生成し、冷延板焼鈍後に線状疵が多量に発生した。
- [0069] Vの含有量が本発明の範囲を上回る比較例No. 25では、所定の平均 r 値および|Δr|は得られたが、過度のV含有によって鋼板が硬質化したために所定の延性を得ることができなかった。
- [0070] Cr含有量が本発明の範囲を下回る比較例No. 27では、所定の表面性状ならびに延性、平均 r 値および|Δr|は得られたものの、Cr含有量が不足したために所定の耐食性が得られなかった。
- [0071] Cr含有量が本発明の範囲を上回る比較例No. 28では、十分な耐食性は得られたが、過剰にCrを含有したために熱延板焼鈍時にオーステナイト相が生成せず、所定の延性、平均 r 値および|Δr|を得ることができなかった。
- [0072] C量が本発明の範囲を上回る比較例No. 29では、V、TiおよびNb量が本発明の範囲内であったが、鋼中のCを(Cr、V、Ti、Nb)(C、N)として十分に固定化しきれずに固溶Cが残存したために熱延板焼鈍後に著しく硬質なマルテンサイト相が生成し、所定の表面性状が得られなかった。また、固溶C量が増加したために鋼板強度が著しく上昇し、所定の延性も得られなかった。

- [0073] 一方、C量が本発明の範囲を下回る比較例No. 30では、Cによるオーステナイト相の安定化が不十分であったために、二相域での熱延板焼鈍中に十分な量のオーステナイト相が生成せず、所定の平均 r 値および $|\Delta r|$ が得られなかった。
- [0074] $V/(Ti+Nb)$ が本発明の範囲を下回る比較例No. 31およびNo. 32では、熱間圧延時の(Cr、V、Ti、Nb)(C、N)の析出が十分でなかったために多量の粗大なCr炭窒化物が析出し、熱延板焼鈍後に著しく硬質なマルテンサイト相が生成したために冷延板焼鈍後に線状疵が多量に発生し、所定の表面性状が得られなかった。
- [0075] No. 47およびNo. 64は、 $V/(Ti+Nb)$ が本発明の範囲を下回り、かつ、熱延板焼鈍温度が本発明範囲より高い比較例である。 $V/(Ti+Nb)$ が本発明の範囲を下回ったため、熱間圧延時に析出した粗大な炭化物の固溶に伴うオーステナイト相中へのC濃化が助長され、熱延板焼鈍後に著しく硬質なマルテンサイト相が生成したために線状疵が多量に発生し、所定の表面性状が得られなかった。さらに、熱延板焼鈍温度が本発明範囲より高かったために焼鈍において生成するオーステナイト相の量が減少し、熱延板焼鈍後に生成するマルテンサイト相の量が減少したために、その後の冷間圧延による金属組織の異方性緩和効果を得ることができず、所定の $|\Delta r|$ が得られなかった。
- [0076] No. 48およびNo. 65は、 $V/(Ti+Nb)$ が本発明の範囲を下回り、かつ、熱延板焼鈍温度が本発明範囲より低い比較例である。 $V/(Ti+Nb)$ が本発明の範囲を下回っているが、熱延板焼鈍温度がフェライト単相温度域となりオーステナイト相が生成しなかったために、著しく硬質なマルテンサイト相の生成に起因した線状疵の発生はほとんどなく良好な表面性状が得られた。しかし、熱延板焼鈍温度が本発明範囲より低かったため、十分な再結晶が生じなかったことに加え、熱延板焼鈍後にマルテンサイト相が生成しなかったために所定の延性、平均 r 値および $|\Delta r|$ が得られなかった。
- [0077] No. 66は、 $V/(Ti+Nb)$ が本発明の範囲を下回り、かつ、熱延板焼鈍時間が本発明範囲より長い比較例である。そのため、熱間圧延時に析出した粗大な炭

化物の固溶に伴うオーステナイト相中へのC濃化が過度に生じた結果、熱延板焼鈍後に著しく硬質なマルテンサイト相が生成したために線状疵が多量に発生して所定の表面性状が得られなかった。さらに、冷延板焼鈍後の金属組織が粒内および粒界上の炭化物が過度に多いフェライト結晶粒と、粒界および粒界上の炭化物が少ないフェライト結晶粒からなる混粒組織となったために、引張変形時に両者の結晶粒の界面で局所的なひずみ集中が生じ、所定の延性が得られなかった。

[0078] No. 67は、 $V/(Ti+Nb)$ が本発明の範囲を下回り、かつ、冷延板焼鈍温度が本発明範囲より低い比較例である。 $V/(Ti+Nb)$ が本発明の範囲を下回ったため、線状疵が多量に発生して所定の表面性状が得られなかった。さらに、冷延板焼鈍温度が本発明範囲より低かったため、冷延板焼鈍における再結晶が不十分で冷間圧延時の加工組織が残存したために、所定の延性および平均 r 値が得られなかった。

[0079] No. 68は、 $V/(Ti+Nb)$ が本発明の範囲を下回り、かつ、冷延板焼鈍温度が本発明範囲より高い比較例である。 $V/(Ti+Nb)$ が本発明の範囲を下回ったため、多量の線状疵が発生し所定の表面性状が得られなかった。さらに、冷延板焼鈍温度が本発明範囲より高かったため、フェライト相とオーステナイト相の二相温度域での焼鈍となったために、オーステナイト相が再度生成し、冷延板焼鈍後にマルテンサイト相へと変態したために鋼板が著しく硬質化し、所定の延性が得られなかった。

産業上の利用可能性

[0080]

本発明で得られるフェライト系ステンレス鋼は、絞り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: 0.005~0.05%、Si: 0.02~0.50%、Mn: 0.05~1.0%、P: 0.04%以下、S: 0.01%以下、Cr: 15.5~18.0%、Al: 0.001~0.10%、N: 0.01~0.06%、V: 0.01~0.25%、Ti: 0.001~0.020%、Nb: 0.001~0.030%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、かつ $V/(Ti+Nb) \geq 2.0$ を満たすフェライト系ステンレス鋼。
- [請求項2] 質量%で、C: 0.01~0.05%、Si: 0.02~0.50%、Mn: 0.2~1.0%、P: 0.04%以下、S: 0.01%以下、Cr: 16.0~18.0%、Al: 0.001~0.10%、N: 0.01~0.06%、V: 0.01~0.25%、Ti: 0.001~0.015%、Nb: 0.001~0.025%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、かつ $V/(Ti+Nb) \geq 2.0$ を満たすフェライト系ステンレス鋼。
- [請求項3] 質量%で、さらに、Cu:0.1~1.0%、Ni: 0.1~1.0%、Mo: 0.1~0.5%、Co: 0.01~0.5%のうちから選ばれる1種または2種以上を含む請求項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] 質量%で、さらに、Mg: 0.0002~0.0050%、B: 0.0002~0.0050%、REM: 0.01~0.10%、Ca: 0.0002~0.0020%、のうちから選ばれる1種または2種以上を含む請求項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] 請求項1から4のいずれか一項に記載の成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延を施し、次いで880~1000℃の温度範囲で5秒~15分間保持する焼鈍を行い熱延焼鈍板とし、次いで冷間圧延を施した後、800~950℃の温度範囲で5秒~5分間保持する冷延板焼鈍を行うフェライト系ステンレス鋼の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2015/000032

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, C22C38/28(2006.01)i, C22C38/54(2006.01)i, C21D9/48(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, C22C38/28, C22C38/54, C21D9/48

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 2001-003143 A (Nippon Steel Corp.), 09 January 2001 (09.01.2001), tables 1 to 2 (Family: none)	1-4 5
X Y	JP 6-158233 A (Nippon Steel Corp.), 07 June 1994 (07.06.1994), table 1 (Family: none)	1-4 5

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

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 28 January 2015 (28.01.15)	Date of mailing of the international search report 10 February 2015 (10.02.15)
---	---

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/JP2015/000032

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y	JP 2002-542040 A (USINOR), 10 December 2002 (10.12.2002), table 1 & US 6622779 B1 & EP 1187691 A1 & WO 2000/064613 A1 & DE 60000938 D & DE 60000938 T & FR 2792561 A & FR 2792561 A1 & AU 3661900 A & BR 9881 A & CZ 20013777 A & SK 14612001 A & AT 228905 T & DK 1187691 T & AU 757307 B & PT 1187691 E & ES 2187456 T & PL 351310 A & TW 520306 B & CN 1347352 A & ZA 200108667 A & RU 2242325 C & SI 1187691 T & TR 200103013 T	1-4 5
Y	WO 2013/136736 A1 (JFE Steel Corp.), 19 September 2013 (19.09.2013), paragraphs [0049], [0064], [0070] to [0071] & JP 5376099 B & TW 201348463 A	5
Y	JP 2009-68034 A (JFE Steel Corp.), 02 April 2009 (02.04.2009), paragraphs [0026] to [0027]; table 2 (Family: none)	5

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, C22C38/28(2006.01)i, C22C38/54(2006.01)i, C21D9/48(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, C22C38/28, C22C38/54, C21D9/48		
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 2001-003143 A（新日本製鐵株式会社）2001.01.09, 表1～2（ファミリーなし）	1-4 5
X Y	JP 6-158233 A（新日本製鐵株式会社）1994.06.07, 表1（ファミリーなし）	1-4 5
<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 28.01.2015	国際調査報告の発送日 10.02.2015	
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） 瀧澤 佳世 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4 K 4 4 2 6

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
X Y	JP 2002-542040 A (ユジノール) 2002. 12. 10, 表 1 & US 6622779 B1 & EP 1187691 A1 & WO 2000/064613 A1 & DE 60000938 D & DE 60000938 T & FR 2792561 A & FR 2792561 A1 & AU 3661900 A & BR 9881 A & CZ 20013777 A & SK 14612001 A & AT 228905 T & DK 1187691 T & AU 757307 B & PT 1187691 E & ES 2187456 T & PL 351310 A & TW 520306 B & CN 1347352 A & ZA 200108667 A & RU 2242325 C & SI 1187691 T & TR 200103013 T	1 - 4 5
Y	WO 2013/136736 A1 (J F E スチール株式会社) 2013. 09. 19, 【0049】, 【0064】, 【0070】 ~ 【0071】 & JP 5376099 B & TW 201348463 A	5
Y	JP 2009-68034 A (J F E スチール株式会社) 2009. 04. 02, 【0026】 ~ 【0027】, 表 2 (ファミリーなし)	5