

(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
2017 年 1 月 5 日(05.01.2017)



(10) 国際公開番号

WO 2017/002147 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/JP2015/003339
- (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
- (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: 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). 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). 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). 上 力 (KAMI, Chikara); 〒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.); 〒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))

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

(54) 発明の名称: フェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided are a ferritic stainless steel sheet having adequate corrosion resistance and excellent forming properties and ridging resistance, and a method for manufacturing the same. This ferritic stainless steel sheet contains, in terms of % by mass, 0.005-0.025% C, 0.02-0.50% Si, 0.55-1.00% Mn, 0.04% or less of P, 0.01% or less of S, 0.001-0.10% Al, 15.5-18.0% Cr, 0.1-1.0% Ni, and 0.005-0.025% N, the remainder comprising Fe and unavoidable impurities, the breaking elongation of the ferritic stainless steel sheet being 28% or greater, the average r value thereof being 0.75 or greater, and the minimum value of the maximum logarithmic strain of the forming limit based on a forming limit diagram (FLD) being 0.15 or greater.

(57) 要約: 十分な耐食性を有し、成形性および耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板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板は、質量%で、C: 0.005~0.025%、Si: 0.02~0.50%、Mn: 0.55~1.00%、P: 0.04%以下、S: 0.01%以下、Al: 0.001~0.10%、Cr: 15.5~18.0%、Ni: 0.1~1.0%、N: 0.005~0.025%を含有し、残部が Fe および不可避免の不純物からなり、破断伸びが 28%以上、平均 r 値が 0.75 以上、かつ、FLD (成形限界線図) に基づく成形限界の最大対数ひずみの最小値が 0.15 以上である。



WO 2017/002147 A1

明 細 書

発明の名称：フェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法 技術分野

[0001] 本発明は、十分な耐食性を有し、成形性および耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板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板は、高価なNiを多量に含むオーステナイト系ステンレス鋼より経済的である。フェライト系ステンレス鋼の中でも特にSUS430系ステンレス鋼板（16～18質量％Cr）は経済的なため、建材、輸送機器、家電製品、厨房器具、または、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、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が求められる。

[0003] 一方、SUS430系ステンレス鋼板では外観が良好であることが求められる用途へ適用される場合が多く、耐リジング特性に優れることも必要とされる。リジングとは成形加工のひずみに起因して発生する表面凹凸のことである。フェライト系ステンレス鋼板では鑄造および／また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）が生成する場合がある。コロニーが残存する鋼板では成形加工時にコロニー部とその他の部位でひずみ量に大きな差が生じるために、成形後に表面凹凸（リジング）が発生する。成形後に過度のリジングが発生した場合、表面凹凸を除去するために研磨工程が必要となり成形品の製造コストが上昇するという問題がある。

[0004] 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、本発明者らが特許文献1に記載の手法でフェライト系ステンレス鋼を製造したところ、鋼板の圧延方向については優れた破断伸びが得られた。しかし、プレス加工により張出成形性を主体とした排気ダクトの作製を試みたところ、所定の形状に成形することができず、破断伸びから期待されるほどの張出成形性が得られなかった。さらに、特許文献1の実施例では熱間圧延後にいわゆる箱焼鈍(例えば、860℃で8時間の焼鈍)を行っている。このような箱焼鈍は加熱や冷却の過程を含めると一週間程度掛かり、生産性が低いという問題がある。また、高額な遷移金属元素であるVを添加することによる固溶Nの低減技術を用いているため、製造コストが高くなるという問題もある。さらに、熱延板焼鈍をフェライト単相温度域で箱焼鈍を行っているために、フェライトコロニーがほとんど破壊されずに残存するため、耐リジング性が著しく低下するという問題もある。

[0005] 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する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。これに加えて、特許文献2でも特許文献1と同様に張出成形を主体とするプレス部材の作製を試みたところ、所定の形状に成形することができず、破断伸びから期待されるほどの張出成形性が得られなかった。

さらに、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、鑄造あるいは熱間圧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、熱延板焼鈍をフェライト単相温度域で行うとフェライト相のコロニーを十分に破壊することができない。そのため、コロニーは熱延板焼鈍後の冷間圧延によって圧延方向に展伸して残存し、成形後に著しいリジリングが生じるという問題がある。

[0006] 特許文献3では、0.15%以下のC、13～25%のCrを含有するフェライト系ステンレス鋼であって、この鋼の熱延板をオーステナイトおよびフェライト相が共存する930～990℃の範囲で10分以内の焼鈍を行うことにより、組織をマルテンサイト相とフェライト相の二相組織とし、次いで、冷間圧延および冷延板焼鈍を行うことを特徴とする耐リジリング性と加工性に優れるフェライト系ステンレス鋼板の製造方法が開示されている。特許文献3では、加工性として伸びにのみ言及している。しかしながら、本発明者らが特許文献3に記載の方法で鋼板を製造し、張出成形を主体とした換気フードの作製を試みたところ、プレス加工中に割れが生じ所定の形状に成形できないことが散発し、破断伸びから期待されるほどの張出成形性が発現しない場合があることが明らかとなった。このように、特許文献3に記載のフェライト系ステンレス鋼板では引張試験における破断伸びは高いものの、プレス成形において求められる張出成形性を十分に発現させることができず、本発明が課題とする十分な成形性が得られているとは言えない。

[0007] 以上のように、十分な耐食性を有し、成形性および耐リジリング性に優れたSUS430系ステンレス鋼板を、生産する技術は確立されていない。

先行技術文献

特許文献

[0008] 特許文献1：特許第3584881号公報(再公表WO00/60134号)

特許文献2：特許第3581801号公報(特開2001-3134号)

特許文献3：特公昭47-1878号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0009] 本発明は、かかる課題を解決し、十分な耐食性を有し、成形性および耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。
- [0010] 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2hr）→乾燥（60℃、相対湿度40%、4hr）→湿潤（50℃、相対湿度 $\geq$ 95%、2hr））を1サイクルとする試験）を8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 $\times$ 100 [%]）が25%以下であることを意味する。
- [0011] また、優れた成形性とは、優れた張出成形性、破断伸び、および平均r値を有することを言う。優れた張出成形性とは、鋼の成形限界線図（Forming Limit Diagram、FLD）に基づいて決定される成形限界の最大対数ひずみの最小値が0.15以上であることを意味する。優れた破断伸びとは、JIS Z 2241に準拠した引張試験における破断伸び（E1）が圧延方向と直角方向の試験片で28%以上であることを意味する。優れた平均r値とは、JIS Z 2241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ランクフォード値（以下、平均r値と称す）が0.75以上であることを意味する。
- $$\text{平均 } r \text{ 値} = (r_L + 2 \times r_D + r_C) / 4 \quad (1)$$
- 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。
- [0012] さらに、優れた耐リジング特性とは、以下の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ニング高さとする。

課題を解決するための手段

[0013] 課題を解決するために検討した。その結果、以下の知見を得た。適切な成分のフェライト系ステンレス鋼板に対して、熱間圧延後、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域の好適な温度域で焼鈍（以下、熱延板焼鈍と称する）を行い、さらに、冷間圧延後の鋼板をフェライト単相域となる温度で焼鈍（以下、冷延板焼鈍と称する）を行うことにより、フェライト単相組織ではあるが、粒内の炭窒化物が多いフェライト粒と粒内の炭窒化物が少ないフェライト粒の混粒組織とする。その結果、十分な耐食性を有し、成形性および耐リジニング特性に優れたフェライト系ステンレス鋼板が得られることを見出した。

[0014] 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：0.005～0.025%、Si：0.02～0.50%、Mn：0.55～1.00%、P：0.04%以下、S：0.01%以下、Al：0.001～0.10%、Cr：15.5～18.0%、Ni：0.1～1.0%、N：0.005～0.025%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、破断伸びが28%以上、平均r値が0.75以上、かつ、FLD（成形限界線図）に基づく成形限界の最大対数ひずみの最小値が0.15以上であるフェライト系ステンレス鋼板。

[2] 質量%で、さらに、Cu：0.1～1.0%、V：0.01～0.10%、Ti：0.001～0.05%、Nb：0.001～0.05%、Mo：0.1～0.5%、Co：0.01～0.2%のうちから選ばれる1種または2種以上を含む上記[1]に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

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

[4] 上記[1] ~ [3] のいずれかに記載のフェライト系ステンレス鋼板の製造方法であって、鋼スラブに対して、熱間圧延を施した後、900~1100℃の温度範囲で5秒~15分間保持する焼鈍を行い、次いで冷間圧延を施した後、800~900℃の温度範囲で5秒~5分間保持する焼鈍を行うフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

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

[0015] 本発明によれば、十分な耐食性を有し、成形性および耐リジング性に優れたフェライト系ステンレス鋼板が得られる。

発明を実施するための形態

[0016] 以下、本発明を詳細に説明する。

[0017] 本発明のフェライト系ステンレス鋼板は、プレス加工で建材部品、家電製品の部品、厨房器具、または、自動車部品などのさまざまな用途に使用されることを目的としている。これらの用途に適用するためには、十分な成形性が求められる。

[0018] しかし、十分な耐食性と優れた成形性および優れた耐リジング特性を同時に満足するSUS430系フェライト系ステンレス鋼の製造技術は十分には確立されていないのが現状である。

[0019] そこで、本発明者らは成分や製造方法が異なる各種フェライト系ステンレス鋼板（特許文献1~3に該当するものも含まれる）を用いて換気フードを想定した張出成形試験を行った。その結果、破断伸びが高い鋼板でも破断伸びが低い鋼板に比べて張出成形性劣る場合があり、張出成形性の優劣が必ずしも破断伸びの大きさでは決まらないことが明らかとなった。そこで、上記張出成形試験に用いた鋼板について、FLD（成形限界線図）を作成して張

出成形性を詳細に評価したところ、上記換気フード想定の出成形で良好な成形性を得るにはFLDに基づく成形限界の最大対数ひずみの最小値で0.15以上、好ましくは0.18以上の出成形性が必要であることが明らかとなった。

[0020] 次に、本発明者らは、従来の技術によって得られたフェライト系ステンレス鋼板の出成形性の優劣が破断伸びの大小と対応しない場合が生じる原因を調査した。その結果、箱焼鈍または連続焼鈍を用いた従来技術の場合、冷延焼鈍後の組織がいずれも炭窒化物が多量にかつ均一に分散したフェライト単相組織であり、これが原因であることを突き止めた。鋼板を加工した場合、ひずみ量の増大に伴って組織中にボイドが生成し、このボイドが連結することで亀裂となって最終的に破断へと至る。このボイドは金属組織中の炭窒化物を起点として生成するため、従来の技術によって得られたフェライト系ステンレス鋼板では炭窒化物が多量にかつ均一に分散したフェライト単相組織であるため、金属組織全面から極めて多量のボイドが生成する。すなわち、従来の技術では、ボイドの連結に起因した亀裂が発生しやすい。その結果、引張試験のような単軸変形においては高い破断伸びを示していても、多軸的な応力およびひずみが加わる出成形では、全方位的にボイドの連結が生じるために破断が生じやすく、十分な出成形性が得られない場合があることを見出した。

[0021] そこで本発明者らは、適切な成分の鋼板に対し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、常法で冷間圧延を行い、さらに冷延板焼鈍をフェライト単相温度域で行い、最終的に再度フェライト単相組織とする技術を考案した。この技術により、本発明が目標とする優れた出成形性、破断伸び、平均r値および耐リジング性の全てを満たすことができることを見出した。

[0022] 以下、得られた知見を基に、詳細に説明する。

[0023] 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、熱延板焼鈍にて面積率で3～20%のオ

ーステナイト相が生成する。このオーステナイト相は熱延板焼鈍後の冷却過程においてほぼ全てがマルテンサイト相へと変態する。フェライト相とマルテンサイト相からなる二相組織を冷間圧延および冷延板焼鈍した場合、冷延板焼鈍においてマルテンサイト相がフェライト相と炭窒化物に分解する。この組織変化により、冷延板焼鈍後の組織は当初からフェライト相であったフェライト粒とマルテンサイト相の分解によって生成したフェライト粒となる。すなわち、マルテンサイト相の分解によって生成したフェライト相の粒界および粒内には多量の炭窒化物が存在しており、金属組織全体では、粒内および粒界上の炭窒化物が極めて多いフェライト粒と炭窒化物が少ないフェライト粒からなる混粒組織となる。炭窒化物が多いフェライト粒と炭窒化物が少ないフェライト粒の間では、炭窒化物が多いフェライト粒の方が相対的に硬質となり、金属組織中に粒単位の硬度差が生じる。このような鋼板を張出成形した場合、ボイドは主に炭窒化物が多いフェライト粒と少ないフェライト粒の界面上の炭窒化物から生成し、その他の部位におけるボイド発生量は少ないことを見出した。すなわち、本発明鋼では、炭窒化物が多いフェライト粒が連続して位置している部位、炭窒化物が少ないフェライト粒が連続している部位、およびフェライト粒内ではボイド生成が少ない。そのため、従来技術によって得られるフェライト系ステンレス鋼板に比べてボイド間距離が長くなり、張出成形時のボイド連結に起因した亀裂が発生しにくく、FLDに基づく成形限界の最大対数ひずみの最小値が0.15以上という高い張出成形性が発現する。

[0024] また、本発明者らがさらに調査したところ、本発明の効果を得るためには、鋼中のC含有量およびN含有量、ならびに熱延板焼鈍温度を適切に制御することが肝要であることを知見した。すなわち、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い、3～20%のオーステナイト相を生成させるためには、オーステナイト生成元素であるCおよびNをそれぞれ最低でも0.005%以上含有させる必要がある。一方、C含有量およびN含有量のいずれかが0.025%を超えると、熱延板焼鈍時に生成するオーステ

ナイト相が20%超と過度に増加する。その結果、その後の冷延板焼鈍によって生成する炭窒化物の多いフェライト粒が増加し、加工時のボイド起点となる炭窒化物が多いフェライト粒と少ないフェライト粒の界面面積が増加するために所定の張出成形性を発現させることができない。よって、C含有量、N含有量をそれぞれの上限は0.025%とする必要がある。

[0025] 熱延板焼鈍温度に関しては、フェライト相とオーステナイト相の二相域、特に900～1100℃の範囲で焼鈍を行うことによって所定量のオーステナイト相を安定的に確保できるとともに、冷延板焼鈍後の粒径を過度に粗大化させることなく、良好な表面品質が得られる。

[0026] さらに、上記C含有量およびN含有量を有する鋼に本発明の技術的特徴の1つであるフェライト相とオーステナイト相の二相域温度で熱延板焼鈍を行うことによって、破断伸び、平均r値および耐リジング性に関しても有益な効果が得られることを見出した。従来の技術では熱延板焼鈍をフェライト単相域温度で行っていたが、本発明ではフェライト相とオーステナイト相の二相域となる高温で熱延板焼鈍を行うため、フェライト相の再結晶と粒成長が一層促進され、結晶粒径が適度に大きくなる。これにより、破断伸びの向上効果、および焼鈍集合組織の発達が一層促進されることによる平均r値の向上効果が得られる。なお、破断伸びは、以下の理由によっても向上する。C含有量およびN含有量を本発明が推奨するレベルにまで低減することによって、冷延板焼鈍後に生成する炭窒化物量が減少し、引張変形時のボイドの発生およびボイドの連結が抑制される。これによっても破断伸びは向上する。

[0027] 耐リジング性に関して、有益な効果が得られる理由は以下の通りである。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。さらに、熱延板焼鈍後の金属組織がマルテンサイト相とフェライト相の二相組織となる。その後の冷間圧延時に、マルテンサイト相に挟まれたフェライト相内に圧延ひずみが局所的に集中し、フェライト相内に方位差が形成される。フェライト相内に方位差が形成されることにより、その後の冷延板焼鈍

において方位差が導入された部位にて再結晶が優先的に生じる。その結果、フェライト相のコロニーが効果的に破壊され、リジング高さで $2.5\mu\text{m}$ 以下の優れた耐リジング特性が得られる。

[0028] 以上より、十分な張出成形性、破断伸び、平均 r 値、および耐リジング性の全てを具有させるためには、以下の条件が必要となる。まず、鋼成分がオーステナイト相が生成する C 含有量および N 含有量であることが前提となる。その上で、所定量のオーステナイト相が生成できる範囲で C 含有量、N 含有量を低減させる。このような成分を有する鋼について、熱延板焼鈍をフェライト相とオーステナイトの二相域温度で行った後に、冷間圧延および冷延板焼鈍を行う。これにより、炭窒化物が多いフェライト粒と少ないフェライト粒からなるフェライト単相組織とすることが必要である。

[0029] 次に、本発明のフェライト系ステンレス鋼板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。

[0030] C: $0.005 \sim 0.025\%$

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 0.025% を超えると熱延板焼鈍におけるオーステナイト相の生成量が過剰となって、冷延板焼鈍後に炭窒化物の多いフェライト粒の生成量が過剰となる。その結果、金属組織中のボイド間距離が小さくなり、成形時にボイド連結に起因した破断が生じやすくなり、十分な張出成形性が得られなくなる。そのため、C 量は $0.005 \sim 0.025\%$ の範囲とする。好ましくは $0.010 \sim 0.020\%$ の範囲である。

[0031] Si: $0.02 \sim 0.50\%$

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とともに、仕上げ

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0.10～0.20%の範囲である。

[0032] Mn : 0.55～1.00%

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0.55%以上の含有が必要である。しかし、Mn量が1.00%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0.55～1.00%の範囲とする。好ましくは0.60～0.90%の範囲である。さらに好ましくは0.75～0.85%の範囲である。

[0033] 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。

[0034] 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り、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。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。

[0035] 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、 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。

[0036] 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、所望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 ~ 17.0%の範囲である。さらに好ましくは16.0 ~ 16.5%の範囲である。

[0037] Ni: 0.1 ~ 1.0%

Ni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。また、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0.1%以上の含有で顕著となる。しかし、Ni含有量が1.0%を超えると成形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0.1 ~ 1.0%とする。好ましくは0.1 ~ 0.3%の範囲である。

[0038] N: 0.005 ~ 0.025%

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0.005%以上とする必要がある。しかし、N量が0.025%を超えると延性が著しく低下する上、熱延板焼鈍におけるオーステナイト相の生成量が過剰となって、冷延板焼鈍後に炭窒化物の多いフェライト粒の生成量が過剰となる。その結果、金属組織中のボイド間距離が小さくなり、成形時にボイド連結に起因した破断が生じやすくなり、十分な張出成形性が得られなくなる。そのため、N量は0.005 ~ 0.025%の範囲とする。好ましくは0.010 ~ 0.020%の範囲である。

[0039] 残部はFeおよび不可避免的不純物である。

[0040] 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。

- [0041] Cu : 0.1 ~ 1.0 %、V : 0.01 ~ 0.10 %、Ti : 0.001 ~ 0.05 %、Nb : 0.001 ~ 0.05 %、Mo : 0.1 ~ 0.5 %、Co : 0.01 ~ 0.2 %のうちから選ばれる1種または2種以上
- Cu : 0.1 ~ 1.0 %

Cu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。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 %を超えると成形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0.1 ~ 1.0 %とする。好ましくは0.2 ~ 0.3 %の範囲である。

- [0042] V : 0.01 ~ 0.10 %

Vは鋼中のCおよびNと化合して、固溶Cおよび固溶Nを低減する。これにより、平均r値を向上させる。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0.10 %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 ~ 0.10 %の範囲とする。好ましくは0.02 ~ 0.08 %の範囲である。

- [0043] Ti : 0.001 ~ 0.05 %、Nb : 0.001 ~ 0.05 %

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および固溶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。この効果を得るためには、0.001 %以上のTi、0.001 %以上のNbを含有する必要がある。しかし、Ti量が0.05 %を超えると、あるいはNb量が0.05 %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 ~ 0.05 %の範囲、Nbを含有する場合は0.001 ~ 0.05 %の範囲と

する。Ti量は好ましくは0.003～0.03%の範囲である。さらに好ましくは0.005～0.015%の範囲である。Nb量は好ましくは0.003～0.03%の範囲である。さらに好ましくは0.005～0.015%の範囲である。

[0044] Mo : 0.1～0.5%

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、所望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%とする。好ましくは0.2～0.3%の範囲である。

[0045] Co : 0.01～0.2%

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、含有量が0.2%を超えると成形性を低下させる。そのため、Coを含有する場合の含有量は0.01～0.2%の範囲とする。

[0046] Mg : 0.0002～0.0050%、Ca : 0.0002～0.0020%、B : 0.0002～0.0050%、REM : 0.01～0.10%
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。

[0047] Ca : 0.0002～0.0020%

Caは連続鋳造の際に発生しやすい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。

[0048] 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。

[0049] 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の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。好ましくは0.01～0.05%の範囲である。

[0050] 次に本発明のフェライト系ステンレス鋼板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板は上記成分組成を有する鋼スラブに対して、熱間圧延を施した後、900～1100℃の温度範囲で5秒～15分間保持する熱延板焼鈍を行い、次いで冷間圧延を施した後、800～900℃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。

[0051] 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、 $1100\sim 1250^{\circ}\text{C}$ で $1\sim 24$ 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。

[0052] 次いで、熱間圧延を行う。巻取りでは、巻取り温度を 500°C 以上 850°C 以下とすることが好ましい。 500°C 未満では巻取り後の熱延板組織中にマルテンサイト相が生成し、その後の熱延板焼鈍における再結晶および粒成長が遅滞する。これにより、熱延板焼鈍組織中の微細粒が増加し、当該微細粒が冷延板焼鈍組織中にも残存するために冷延板焼鈍後の延性が低下する場合があるため好ましくない。 850°C 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 $500\sim 850^{\circ}\text{C}$ の範囲が好ましい。

[0053] $900\sim 1100^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で5秒～15分間保持する熱延板焼鈍
その後、フェライト相とオーステナイト相の二相温度域となる $900\sim 1100^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で5秒～15分間保持する熱延板焼鈍を行う。
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。熱延板焼鈍温度が 900°C 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、二相温度域での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、焼鈍温度が 1100°C を超えるとオーステナイト相の生成量が著しく低下し、所定の耐リジング性を得られない場合がある。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、所望の成形性を得られない場合がある。一方、焼鈍時間が15分を超えるとオーステナイト相中へのC濃化が助長されてマルテンサイト相が過度に硬質化する。その結果、その後の冷間圧延において鋼板表面に過度に硬質なマルテンサイトに起因した表面疵が発生し、冷延板焼鈍後の表面性状が悪化する場合がある。そのため、熱延板焼鈍は $900\sim 1100^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で、5秒～15分間保持する。好ましくは、 $920\sim 1080^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で15秒～5分間保持である。さらに好ましくは $940\sim 1040^{\circ}\text{C}$ の温

度範囲で30秒～3分間保持である。

[0054] 次いで、必要に応じて酸洗を施し、冷間圧延を行う。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。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。

[0055] 800～900℃の温度範囲で5秒～5分間保持する冷延板焼鈍
次いで、冷延板焼鈍を行う。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成形性を得ることができない。一方、冷延板焼鈍温度が900℃を超えた場合、900℃を超える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、所定の破断伸びおよび張出成形性を得ることができない。また、900℃を超える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、所定の成形性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800～900℃の温度範囲で5秒～5分間保持とする。好ましくは、850℃～900℃の温度範囲で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）を行っても良い。

[0056] さらに、必要に応じて酸洗を施して製品とする。

実施例 1

[0057] 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1hr加熱後、熱間圧延を施して板厚3.5mm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。さらに、板厚 0.8 mm まで冷間圧延した後、表 2 に記載の条件で冷延板焼鈍を行った。さらに、酸洗による脱スケール処理を行い、冷延酸洗焼鈍板（フェライト系ステンレス鋼板）を得た。

[0058] かくして得られた冷延酸洗焼鈍板（フェライト系ステンレス鋼板）について以下の評価を行った。

[0059] (1) 張出成形性の評価

冷延酸洗焼鈍板の表面に、評点間距離が 1 mm となるように、直径 5 mm のスクライブドサークルをマーキングしたものを試験片とし、圧延平行方向、圧延 45° 方向および圧延直行方向をそれぞれ最大対数ひずみ方向として、中島法により FLD（成形限界線図）を作成した。得られた FLD から成形限界の最大対数ひずみの最小値を求め、最大対数ひずみの最小値が 0.15 以上の場合を合格（○）、0.18 以上の場合を特に優れる合格（◎）、0.15 未満の場合を不合格（×）とした。

[0060] (2) 延性の評価

冷延酸洗焼鈍板（フェライト系ステンレス鋼板）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 28% 以上の場合を合格（○）、30% 以上の場合を特に優れる合格（◎）、28% 未満の場合を不合格（×）とした。

[0061] (3) 平均 r 値の評価

冷延酸洗焼鈍板（フェライト系ステンレス鋼板）から、圧延方向に対して平行（L 方向）、45°（D 方向）およびに直角（C 方向）となる方向に JIS 13B 号引張試験片を採取し、JIS Z2411 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（ $= (r_L + 2r_D + r_C) / 4$ ）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 0.75 以上を合格（○）、0.75 未満を不合格（×）とした。

[0062] (4) 耐リジング特性の評価

冷延酸洗焼鈍板（フェライト系ステンレス鋼板）から、圧延方向に平行に J I S 5 号引張試験片を採取し、その表面を # 6 0 0 のエメリーペーパーを用いて研磨した後、2 0 % の引張ひずみを付与し、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 0 6 0 1（2 0 0 1 年）で規定される算術平均うねり（W a）を、測定長 1 6 m m、ハイカットフィルター波長 0. 8 m m、ローカットフィルター波長 8 m m で測定した。算術平均うねり（W a）が 2. 5 μ m 以下の場合を合格（○）、2. 5 μ m 超の場合を不合格（×）とした。

[0063] (5) 耐食性の評価

冷延酸洗焼鈍板から、6 0 × 1 0 0 m m の試験片を採取し、表面を # 6 0 0 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 8 5 0 2 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% N a C l、3 5 °C、噴霧 2 h r）→乾燥（6 0 °C、4 h r、相対湿度 4 0 %）→湿潤（5 0 °C、2 h r、相対湿度 $\geq$ 9 5 %）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（（試験片中の発錆面積／試験片全面積）× 1 0 0 [%]）を算出した。発錆率が 1 0 % 以下を特に優れた耐食性で合格（◎）、1 0 % 超 2 5 % 以下を合格（○）、2 5 % 超を不合格（×）とした。

[0064] 評価結果を熱延板焼鈍条件および冷延板焼鈍条件と併せて表 2 に示す。

[0065]

[表1]

鋼No.	質量%										その他	備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N	Ni			
S1	0.006	0.15	0.77	0.034	0.009	16.14	0.004	0.011	0.19		発明例	
S2	0.010	0.19	0.80	0.020	0.003	16.88	0.003	0.008	0.22		発明例	
S3	0.015	0.14	0.79	0.034	0.003	16.16	0.004	0.016	0.11		発明例	
S4	0.019	0.18	0.74	0.023	0.004	16.92	0.004	0.014	0.27		発明例	
S5	0.010	0.03	0.83	0.008	0.002	16.45	0.005	0.016	0.31		発明例	
S6	0.009	0.50	0.79	0.029	0.010	16.47	0.002	0.018	0.16		発明例	
S7	0.007	0.12	0.55	0.039	0.009	16.84	0.001	0.019	0.13		発明例	
S8	0.012	0.25	0.98	0.033	0.002	16.74	0.003	0.015	0.20		発明例	
S9	0.019	0.29	0.75	0.015	0.007	15.57	0.012	0.016	0.39		発明例	
S10	0.013	0.15	0.84	0.027	0.010	17.80	0.009	0.009	0.17		発明例	
S11	0.008	0.20	0.61	0.022	0.008	17.23	0.005	0.015	0.29		発明例	
S12	0.009	0.19	0.70	0.023	0.009	17.02	0.003	0.006	0.37		発明例	
S13	0.014	0.24	0.77	0.034	0.010	16.15	0.004	0.017	0.24		発明例	
S14	0.014	0.25	0.64	0.016	0.002	17.32	0.003	0.023	0.38		発明例	
S15	0.019	0.29	0.90	0.007	0.008	16.64	0.004	0.009	0.26	Ti: 0.012, Nb: 0.014	発明例	
S16	0.007	0.27	0.72	0.022	0.004	17.04	0.005	0.009	0.21	V: 0.08, Ti: 0.012, Nb: 0.028	発明例	
S17	0.008	0.14	0.62	0.036	0.007	16.03	0.003	0.013	0.53		発明例	
S18	0.011	0.11	0.85	0.010	0.005	16.85	0.014	0.008	0.36	Cu: 0.4	発明例	
S19	0.018	0.31	0.61	0.033	0.004	16.63	0.019	0.012	0.20	Mo: 0.3	発明例	
S20	0.010	0.20	0.87	0.032	0.008	17.30	0.002	0.011	0.39	Co: 0.2	発明例	
S21	0.005	0.27	0.68	0.008	0.005	16.32	0.003	0.018	0.15	Mg: 0.0016	発明例	
S22	0.011	0.22	0.86	0.026	0.009	16.81	0.003	0.014	0.18	Ca: 0.0012	発明例	
S23	0.010	0.23	0.77	0.008	0.007	16.41	0.003	0.015	0.33	B: 0.0011	発明例	
S24	0.012	0.31	0.90	0.016	0.007	17.06	0.077	0.009	0.36	REM: 0.05	発明例	
S25	0.002	0.17	0.78	0.019	0.004	16.34	0.004	0.017	0.33		比較例	
S26	0.027	0.15	0.83	0.027	0.005	16.79	0.002	0.014	0.22		比較例	
S27	0.014	0.58	0.69	0.031	0.006	16.46	0.003	0.012	0.16		比較例	
S28	0.009	0.18	0.17	0.034	0.004	16.38	0.005	0.016	0.28		比較例	
S29	0.018	0.35	1.06	0.035	0.006	16.87	0.004	0.017	0.28		比較例	
S30	0.011	0.20	0.64	0.028	0.003	15.30	0.005	0.013	0.10		比較例	
S31	0.016	0.14	0.79	0.030	0.005	18.24	0.004	0.015	0.38		比較例	
S32	0.016	0.26	0.72	0.021	0.004	16.33	0.003	0.003	0.22		比較例	
S33	0.014	0.19	0.80	0.027	0.006	16.26	0.003	0.028	0.24		比較例	

注：下線は、本発明範囲外であることを示す。

[0066]

[表2]

No.	鋼No.	熱延板焼鈍		冷延板焼鈍		破断伸び	平均r値	リジング高さ	耐食性	張出成形性	備考
		温度 [°C]	時間 [s]	温度 [°C]	時間 [s]						
1	S1	1004	62	852	61	◎	○	○	○	◎	発明例
2	S2	995	60	853	62	◎	○	○	○	◎	発明例
3	S3	1002	61	850	62	◎	○	○	○	◎	発明例
4	S4	1008	62	854	61	◎	○	○	○	◎	発明例
5	S5	1009	60	849	60	◎	○	○	○	◎	発明例
6	S6	1002	62	848	62	○	○	○	○	○	発明例
7	S7	1000	61	847	61	◎	○	○	○	◎	発明例
8	S8	1004	62	851	60	◎	○	○	○	◎	発明例
9	S9	993	60	852	62	◎	○	○	○	◎	発明例
10	S10	1008	61	849	60	◎	○	○	◎	◎	発明例
11	S11	991	61	852	60	◎	○	○	○	◎	発明例
12	S12	1005	60	845	62	◎	○	○	○	◎	発明例
13	S13	1009	60	847	62	◎	○	○	○	◎	発明例
14	S14	1002	60	851	60	○	○	○	○	○	発明例
15	S15	1008	61	847	62	◎	○	○	○	◎	発明例
16	S16	995	62	850	60	◎	○	○	○	◎	発明例
17	S17	993	61	851	62	◎	○	○	◎	◎	発明例
18	S18	995	61	845	60	◎	○	○	◎	◎	発明例
19	S19	1000	61	848	60	◎	○	○	◎	◎	発明例
20	S20	1003	62	848	61	◎	○	○	○	◎	発明例
21	S21	1000	61	846	61	◎	○	○	○	◎	発明例
22	S22	995	60	848	62	◎	○	○	○	◎	発明例
23	S23	996	60	851	60	◎	○	○	○	◎	発明例
24	S24	993	62	849	62	◎	○	○	○	◎	発明例
25	S3	901	61	850	61	◎	○	○	○	◎	発明例
26	S3	1098	60	853	62	◎	○	○	○	◎	発明例
27	S3	1002	5	850	60	◎	○	○	○	◎	発明例
28	S3	1000	900	852	61	◎	○	○	○	◎	発明例
29	S16	998	61	801	60	◎	○	○	○	◎	発明例
30	S16	1001	60	900	62	◎	○	○	○	◎	発明例
31	S16	1002	60	845	5	◎	○	○	○	◎	発明例
32	S16	1000	60	844	898	◎	○	○	○	◎	発明例
33	S25	1003	62	841	60	○	○	×	○	×	比較例
34	S26	1003	63	840	61	×	○	○	○	○	比較例
35	S27	1001	60	843	62	×	○	○	○	○	比較例
36	S28	1005	59	842	62	○	○	×	○	×	比較例
37	S29	999	63	844	60	○	○	○	×	○	比較例
38	S30	1000	60	843	59	○	○	○	×	○	比較例
39	S31	1004	58	838	63	○	○	×	○	×	比較例
40	S32	1002	60	842	58	○	○	×	○	×	比較例
41	S33	998	63	844	59	×	○	○	×	○	比較例
42	S30	887	63	840	60	×	×	×	○	×	比較例
43	S30	1121	61	841	60	○	○	×	○	○	比較例
44	S30	1005	3	844	63	×	×	○	○	×	比較例
45	S30	1002	63	786	60	×	×	○	○	×	比較例
46	S30	1000	61	917	59	×	○	○	○	×	比較例
47	S30	1006	60	845	2	×	○	○	○	×	比較例

注:下線は、本発明範囲外であることを示す。

[0067] 鋼成分が本発明の範囲を満たすNo. 1～32（鋼S1～S24）では、破断伸び28%以上、平均r値が0.75以上、リジング高さが2.5μm以下、耐食性に関しては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の発錆率がいずれも25%以下、かつ張出し成形性の評価としてFLDに基づく成形限界の最大対数ひずみの最小値が0.15以上と優れた成形性

と耐食性および耐リジング特性が確認された。

[0068] 特に、C r を 1 7 . 8 0 % 含有した N o . 1 0 (鋼 N o . S 1 0) 、 N i を 0 . 4 % 含有した N o . 1 7 (鋼 N o . S 1 7) 、 C u を 0 . 4 % 含有した N o . 1 8 (鋼 N o . S 1 8) および M o を 0 . 3 % 含有した N o . 1 9 (鋼 N o . S 1 9) では、塩水噴霧サイクル試験後の発錆率が 1 0 % 以下 (◎) となっており、耐食性が一層向上した。

[0069] 一方、C r 含有量が本発明の範囲を下回る N o . 3 8 (鋼 N o . S 3 0) では、所定の成形性および耐リジング特性は得られたものの、C r 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。

[0070] C r 含有量が本発明の範囲を上回る N o . 3 9 (鋼 N o . S 3 1) では、十分な耐食性は得られたが、過剰に C r 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、所定の耐リジング特性を得ることができなかった。さらに、熱延板焼鈍を二相温度域で行うことによって得られる、粒内炭窒化物の多いフェライト粒と少ないフェライト粒からなる冷延板焼鈍組織を得ることができず、所定の張出成形性が得られなかった。

[0071] C 含有量が本発明の範囲を下回る N o . 3 3 (鋼 N o . S 2 5) では、所定の破断伸びおよび平均 r 値は得られたが、オーステナイト生成能が不足したために熱延板焼鈍においてオーステナイト相が生成せず、所定の耐リジング特性および張出成形性を得ることができなかった。これに対して、C 含有量が本発明の範囲を上回る N o . 3 4 (鋼 N o . S 2 6) では、所定の耐リジング特性や張出成形性は得られたが、鋼板が硬質化したために伸びが低下し、所定の破断伸びが得られなかった。

[0072] S i 含有量が本発明の範囲を上回る N o . 2 7 (鋼 N o . S 2 7) は、過度の S i 含有によって鋼板が硬質化し、所定の破断伸びを得ることができなかった。

[0073] M n 含有量が本発明の範囲を下回る N o . 3 6 (鋼 N o . S 2 8) では、所定の破断伸びおよび平均 r 値は得られたが、オーステナイト生成能が不足したために熱延板焼鈍においてオーステナイト相が生成せず、所定の耐リジ

ング特性および張出成形性を得ることができなかった。これに対して、Mn含有量が本発明の範囲を上回るN o. 37（鋼N o. S29）では、組織中に多量のMnSが生成したために所定の耐食性が得られなかった。

[0074] N含有量が本発明の範囲を下回るN o. 40（鋼N o. S32）では、所定の破断伸びおよび平均r値は得られたが、オーステナイト生成能が不足したために熱延板焼鈍においてオーステナイト相が生成せず、所定の耐リジニング特性および張出成形性を得ることができなかった。これに対して、N含有量が本発明の範囲を上回るN o. 41（鋼N o. S33）では、所定の耐リジニング特性や張出成形性は得られたが、鋼板が硬質化したために所定の破断伸びが得られなかった。さらに、組織中に多量のCr窒化物が析出することに起因した鋭敏化が生じ、所定の耐食性が得られなかった。

[0075] N o. 42～47では、所定の成形性および耐リジニング特性は得られたものの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鋼S30を用い、熱延板焼鈍および冷延板焼鈍の条件が成形性および耐リジニング特性に対する影響を検討した。熱延板焼鈍温度が本発明を下回るN o. 42では熱延板焼鈍温度がフェライト単相域となったためにオーステナイト相が生成せず、所定の耐リジニング性および張出成形性が得られなかったことに加え、十分な再結晶が生じなかったために所定の破断伸びおよび平均r値も得られなかった。熱延板焼鈍温度が本発明の範囲を上回るN o. 43では、オーステナイト相の生成量が低下したために所定の耐リジニング特性が得られなかった。熱延板焼鈍の時間が本発明の範囲を下回るN o. 44では、オーステナイト相が十分に生成しなかったことに加え、再結晶が不十分であったため、所定の破断伸び、平均r値および張出成形性が得られなかった。冷延板焼鈍温度、あるいは冷延板焼鈍時間が本発明の範囲を下回るN o. 45およびN o. 47では、熱延板焼鈍で生成したマルテンサイト相が残存するとともに、十分な再結晶が生じなかったために、所定の破断伸びおよび張出成形性が得られなかった。冷延板焼鈍温度が本発明の範囲を上回るN o. 46では、冷延板焼鈍温度がフェライト相とオーステナイト相の二相域となってマルテン

サイト相が生成したために鋼板が硬質化し、所定の破断伸びおよび張出成形性が得られなかった。

産業上の利用可能性

[0076] 本発明で得られるフェライト系ステンレス鋼板は、張出成形を主体としたプレス成形品を要求される用途、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 : 0.005~0.025%、Si : 0.02~0.50%、Mn : 0.55~1.00%、P : 0.04%以下、S : 0.01%以下、Al : 0.001~0.10%、Cr : 15.5~18.0%、Ni : 0.1~1.0%、N : 0.005~0.025%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、破断伸びが28%以上、平均r値が0.75以上、かつ、FLD（成形限界線図）に基づく成形限界の最大対数ひずみの最小値が0.15以上であるフェライト系ステンレス鋼板。
- [請求項2] 質量%で、さらに、Cu : 0.1~1.0%、V : 0.01~0.10%、Ti : 0.001~0.05%、Nb : 0.001~0.05%、Mo : 0.1~0.5%、Co : 0.01~0.2%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に記載のフェライト系ステンレス鋼板。
- [請求項3] 質量%で、さらに、Mg : 0.0002~0.0050%、Ca : 0.0002~0.0020%、B : 0.0002~0.0050%、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板。
- [請求項4] 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板の製造方法であって、鋼スラブに対して、熱間圧延を施した後、900~1100℃の温度範囲で5秒~15分間保持する焼鈍を行い、次いで冷間圧延を施した後、800~900℃の温度範囲で5秒~5分間保持する焼鈍を行うフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/003339

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)

C22C38/00-38/60, C21D9/46-9/48

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.
A	JP 8-92652 A (Nippon Mining & Metals Co., Ltd.), 09 April 1996 (09.04.1996), tables 1 to 4 (Family: none)	1-4
A	WO 2000/060134 A1 (Kawasaki Steel Corp.), 12 October 2000 (12.10.2000), tables 1 to 4 & US 6458221 B1 & EP 1099773 A1 & CN 1310771 A	1-4
A	JP 2007-119847 A (JFE Steel Corp.), 17 May 2007 (17.05.2007), tables 1 to 3 (Family: none)	1-4

☒ 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
17 September 2015 (17.09.15)

Date of mailing of the international search report
06 October 2015 (06.10.15)

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/JP2015/003339

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 2013-227659 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 07 November 2013 (07.11.2013), tables 1 to 3 (Family: none)	1-4
A	KR 10-2010-0058849 A (POSCO), 04 June 2010 (04.06.2010), table 1 (Family: none)	1-4

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, 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（I P C）） Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D9/46-9/48			
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 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 5 年 日本国実用新案登録公報 1 9 9 6 - 2 0 1 5 年 日本国登録実用新案公報 1 9 9 4 - 2 0 1 5 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 8-92652 A（日鉱金属株式会社）1996.04.09, 【表1】 - 【表4】（ファミリーなし）	1-4	
A	WO 2000/060134 A1（川崎製鉄株式会社）2000.10.12, 表1-表4 & US 6458221 B1 & EP 1099773 A1 & CN 1310771 A	1-4	
A	JP 2007-119847 A（J F E スチール株式会社）2007.05.17, 【表1】 - 【表3】（ファミリーなし）	1-4	
☒ 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 1 7 . 0 9 . 2 0 1 5		国際調査報告の発送日 0 6 . 1 0 . 2 0 1 5	
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） 蛭田 敦 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4 K 3 2 3 7

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2013-227659 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2013. 11. 07, 【表 1】 - 【表 3】 (ファミリーなし)	1-4
A	KR 10-2010-0058849 A (POSCO) 2010. 06. 04, table1 (ファミリーなし)	1-4