

(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
2021年4月8日(08.04.2021)



(10) 国際公開番号
WO 2021/065738 A1

- (51) 国際特許分類:
C21D 9/48 (2006.01) C22C 38/28 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2020/036379
- (22) 国際出願日: 2020年9月25日(25.09.2020)
- (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 2019-182231 2019年10月2日(02.10.2019) JP
- (71) 出願人: 日鉄ステンレス株式会社
(NIPPON STEEL STAINLESS STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000005 東京都千代田区丸の内一丁目8番2号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 西村 航(NISHIMURA, Kou); 〒1000005 東京都千代田区丸の内一丁目8番2号 日鉄ステンレス株式会社内 Tokyo (JP). 井上 宜治(INOUE, Yoshiharu); 〒1008071 東京

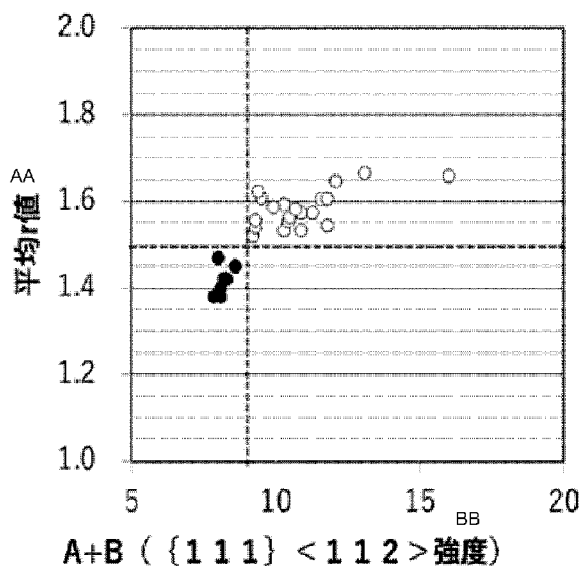
都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).

- (74) 代理人: 特許業務法人ブライトス(BRIGHTAS IP ATTORNEYS); 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜3丁目5番2号 Osaka (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, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, IT, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, 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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, 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,

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

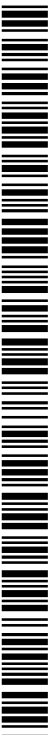
(54) 発明の名称: フェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法ならびにフェライト系ステンレス部材

[図1]



AA Average r value
BB A + B ({111}<112> intensity)

(57) Abstract: The present invention provides: a ferritic stainless steel sheet which exhibits excellent processability, in particular, excellent deep drawability, while having a sheet thickness of 1.0 mm or more; and a method for producing this ferritic stainless steel sheet. A ferritic stainless steel sheet according to the present invention has a specific chemical composition, a crystal grain size number of 6.0 or more and a sheet thickness of 1.0 mm or more, while satisfying (A + B ≥ 9.0) and (X + Y ≥ 9.0) in terms of the crystal orientation intensity of the ferrite phase as determined by X-ray diffractometry. In the formulae, A represents the {111}<112> crystal orientation intensity at the center part in the sheet thickness direction; B represents the {111}<112> crystal orientation intensity at the part at 1/8 of the sheet thickness; X represents the {322}<236> crystal orientation intensity at the center part in the sheet thickness direction; and Y represents the {322}<236> crystal orientation intensity at the part at 1/8 of the sheet thickness.



WO 2021/065738 A1

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：

- 一 国際調査報告（条約第21条(3)）

(57) 要約：本発明は、加工性、特に深絞り性に優れた、板厚1.0111111以上の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ものである。本発明のフェライト系ステンレス鋼板は、所定の化学組成を有し、結晶粒度番号が6.0以上であり、X線回折によるフェライト相の結晶方位強度において、 $[A+3 \geq 9.0]$ および $[A+\gamma \geq 9.0]$ を満足し、板厚1.0111111以上のものである。ただし、上記式中で、人：板厚中心部の $\{111\}<112>$ 結晶方位強度、：8：板厚1/8部の $\{111\}<112>$ 結晶方位強度、X：板厚中心部の $\{322\}<236>$ 結晶方位強度、V：板厚1/8部の $\{322\}<236>$ 結晶方位強度を示す。

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ならびにフェライト系ステンレス部材

技術分野

[0001] 本発明は、フェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法ならびにフェライト系ステンレス部材に関する。

背景技術

[0002] フェライト系ステンレス鋼板は、家電製品、厨房機器、電子機器等の幅広い分野で使用されている。そして、近年では、自動車、二輪車の排気管、燃料タンク、およびパイプ用に使用される素材として、ステンレス鋼板の適用が検討されている。

[0003] 上述の排気系部品では、排気環境および燃料環境において、耐食性と耐熱性とを有することが要求される。また、上記部品は、鋼板からプレス加工される、または鋼板を所定のサイズ（径）の鋼管に造管した後に、目的の形状に成形されることで製造される。このため、部品に用いる素材鋼板には、高い加工性が要求される。

[0004] そして、近年、環境規制および軽量化に対応し、部品構成が複雑になっており、これに伴い、部品の形状自体も複雑化している。排気系部材においては、上述の耐食性、耐熱性といった材料特性が要求されるのはもちろんのこと、コストも重視される。また、部品自体のコストを低減する観点から、部品成形時の成形工程および溶接工程の工程数を、低減する取り組みが、種々検討されている。その一例として、部品の一体成型加工が挙げられる。従来 of 工法では、鋼板または鋼管を成形加工した後に、他部品と溶接接合するという方法が用いられてきた。

[0005] 一方、一体成型加工とは、従来、溶接で接合されていた箇所に対して、鋼板または鋼管に多様な加工（深絞り、張出し、曲げ、拡管等）を組み合わせ

ることで一体成型するというものである。一体成型加工により部品を製造することで、溶接工程を省くことができ、コストを低減できるが、上記部材に用いられるステンレス鋼板には、さらに高い加工性が要求される。

[0006] ところで、上記排気系部品に用いられるステンレス鋼板においては、様々な加工性が要求される。例えば、プレス加工においては、深絞り性および穴拡げ性といった加工性が重要な特性となる。また、上述のように一体成型加工においては、曲げ性、張出し性、および拡管性についても要求される場合がある。

[0007] ステンレス鋼板の中でも、フェライト系ステンレス鋼板は、オーステナイト系ステンレス鋼板と比較し、低コストである。したがって、コスト面から考えると、上記部材に用いられる鋼板として適していると言える。しかしながら、フェライト系ステンレス鋼板は、成形性に劣るため、用途および形状が制限される場合がある。このような理由から、フェライト系ステンレス鋼板を上記部材として用いる場合には、その使用部位等が限定されることがあった。

[0008] 上記のような経緯から、排気系部品用の耐熱フェライト系ステンレス鋼板について、その加工性に関する問題を解決するために、様々な工夫がなされている。

[0009] 特許文献1では、熱間圧延後の焼鈍温度および時間等の条件を制御することにより、加工性を高めた鋼板、およびその製造方法が開示されている。特許文献1では、具体的には、平均 r 値が1.2以上である鋼板が開示されている。上記鋼板の製造方法は、熱延鋼板の焼鈍工程において、鋼板の組織制御を行うことで、鋼板の結晶方位を制御する。この結果、高い加工性を有する鋼板を得ることができる。

[0010] 特許文献2では、熱延鋼板の焼鈍を省き、加工性を向上させた鋼板、およびその製造方法が開示されている。特許文献2では、具体的には、平均 r 値が1.3程度で、板厚0.7mmの鋼板が開示されている。上記鋼板の製造方法は、熱延工程における仕上圧延の際に、圧下率、ロールと鋼板との摩擦

係数、および仕上圧延機出側温度を制御する。さらに、熱延板焼鈍を省略している。これらにより、特許文献2では、工程数を低減し、さらに高い加工性を有する鋼板を得ることができる。

[0011] 特許文献3では、熱延条件を制御し、二段階の冷延および焼鈍を施すことで加工性を向上させた鋼板、およびその製造方法が開示されている。特許文献3では、具体的には、平均 r 値が最大で2.3程度で、板厚0.8mmの鋼板が開示されている。

[0012] 上記鋼板の製造方法は、熱延の粗圧延および仕上圧延時の温度ならびに圧下率を制御し、中間冷延と650~900℃での中間焼鈍とを組み合わせている。これらにより、仕上冷間圧延前の組織を制御して、高加工性鋼板を得るものである。

先行技術文献

特許文献

[0013] 特許文献1：特開2005-105347号公報

特許文献2：特開2000-265215号公報

特許文献3：特開2003-138349号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0014] 加工性の中でも、深絞り性は、ランクフォード値（以下、「 r 値」と記載する。）をその指標とし、結晶方位を制御することで、向上させる。 r 値の向上には、圧延時に圧下率を高め、焼鈍温度を高温化することにより、圧延面と $\{111\}$ 面とが平行となる再結晶粒（以下、「 $\{111\}$ 結晶粒」ともいう。）を、鋼板の板厚全体において発達させることが有効である。

[0015] マフラー等の排気系部品に使用される素材では、板厚が1.0mm以上となることがある。上記のような板厚1.0mm以上の鋼板においては、必然的に圧下率が小さくなる。このため、圧延時の圧下率を高めることだけでは、深絞り性の向上に有効な $\{111\}$ 結晶粒が十分に形成せず、集合組織が

発達しない場合が考えられる。

[0016] 特許文献1～3の鋼種においては、Nbを多量に添加し、かつ板厚が厚い場合、Nbの再結晶を遅延させる効果により、{111}結晶粒が十分に発達しない場合が考えられる。

[0017] さらに、特許文献1～3のように、製造工程で熱延板焼鈍を行うと熱延時の加工歪が消失してしまう。このため、再結晶の駆動力となる転位総量が減少し、{111}結晶粒が十分に発達しないことが考えられる。加えて、工程数の増加は生産性を大きく低下させる。

[0018] 加えて、特許文献2で開示された鋼板は、厚さ1.0mm以下の薄手の鋼板を想定している。また、特許文献2に記載の製造方法を用いても、1.0mm以上の板厚の鋼板ではr値が不十分となることが考えられる。そして、特許文献3においては、本願で想定する板厚1.0mm以上の鋼板では、二段階の冷延および焼鈍をしても総圧延率が足りず、{111}結晶粒が十分に発達しないことが考えられる。加えて、工程数の増加は生産性を大きく低下させる。

[0019] また、特許文献1または3のように、熱延板焼鈍、中間焼鈍、および／または熱処理を施し、製造途中の鋼板組織を再結晶させることは、結晶方位のランダム化を進める場合がある。それらの鋼板を冷間圧延および焼鈍すると、鋼板の面内異方性(Δr)を大きくしてしまい、深絞り加工または穴拡げ加工等の鋼板成形時に、割れといった不具合につながる場合がある。

[0020] 本発明の目的は、上記の問題点を解決し、加工性、特に深絞り性に優れた、板厚1.0mm以上の排気部品用フェライト系ステンレス鋼板および、その製造方法ならびに排気系部品用フェライト系ステンレス部材を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0021] 本発明は、上記の課題を解決するためになされたものであり、下記のフェライト系ステンレス鋼板および、その製造方法ならびに排気系部品用フェライト系ステンレス部材を要旨とする。

[0022] (1) 化学組成が、質量%で、
C : 0.001~0.020%、
Si : 0.02~1.5%、
Mn : 0.02~1.5%、
P : 0.01~0.05%、
S : 0.0001~0.01%、
Cr : 13.0~20.0%、
N : 0.001~0.030%、
Nb : 0.005%以上0.10%未満、
Ti : 0~0.30%、
W : 0~2.0%、
Sn : 0~0.50%、
Mg : 0~0.0100%、
B : 0~0.005%、
V : 0~1.0%、
Mo : 0~3.0%、
Al : 0~0.5%、
Cu : 0~2.0%、
Zr : 0~0.30%、
Co : 0~0.50%、
Sb : 0~0.50%、
REM : 0~0.05%、
Ni : 0~2.0%、
Ca : 0~0.0030%、
Ta : 0~0.10%、
Ga : 0~0.1%、
残部 : Fe および不可避免的不純物であり、
下記 (i) 式を満足し、

結晶粒度番号が6.0以上であり、
X線回折によるフェライト相の結晶方位強度において、下記 (ii) および (iii) 式を満足し、

板厚1.0mm以上である、フェライト系ステンレス鋼板。

$$Ti \geq 4(C+N) \quad \dots \quad (i)$$

$$A+B \geq 9.0 \quad \dots \quad (ii)$$

$$X+Y \geq 9.0 \quad \dots \quad (iii)$$

但し、上記 (i) 式中の各元素記号は、鋼中に含まれる各元素の含有量 (質量%) を表し、含有されない場合はゼロとし、上記 (ii) および (iii) 式中各記号は以下により定義される。

A : 板厚中心部の {111} <112> 結晶方位強度

B : 板厚1/8部の {111} <112> 結晶方位強度

X : 板厚中心部の {322} <236> 結晶方位強度

Y : 板厚1/8部の {322} <236> 結晶方位強度

[0023] (2) 前記化学組成が、質量%で、

W : 0.0005~2.0%、

Sn : 0.01~0.50%、

Mg : 0.0002~0.0100%、

B : 0.0002~0.005%、

V : 0.05~1.0%、および

Mo : 0.2~3.0%、

から選択される一種以上を含有する、上記 (1) に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

[0024] (3) 前記化学組成が、質量%で、

Al : 0.003~0.5%、

Cu : 0.1~2.0%、

Zr : 0.05~0.30%、

Co : 0.05~0.50%、

S b : 0.01 ~ 0.50%、および
 R E M : 0.001 ~ 0.05%、
 から選択される一種以上を含有する、上記 (1) または (2) に記載のフェ
 ライト系ステンレス鋼板。

[0025] (4) 前記化学組成が、質量%で、
 N i : 0.1 ~ 2.0%、
 C a : 0.0001 ~ 0.0030%、
 T a : 0.01 ~ 0.10%、および
 G a : 0.0002 ~ 0.1%、
 から選択される一種以上を含有する、上記 (1) ~ (3) のいずれか1項に
 記載のフェライト系ステンレス鋼板。

[0026] (5) 下記 (iv) 式で算出される平均 r 値を r_m とした場合に、下記 (v)
 および (vi) 式を満足する、上記 (1) ~ (4) のいずれか1項に記載のフ
 ェライト系ステンレス鋼板。

$$r_m = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4 \quad \dots \quad (iv)$$

$$r_m \geq 1.50 \quad \dots \quad (v)$$

$$r_{45} \geq 1.30 \quad \dots \quad (vi)$$

但し、上記式中の各記号は以下により定義される。

r_0 : 圧延方向の r 値

r_{45} : 圧延方向に対して 45° 方向の r 値

r_{90} : 圧延方向に対して 90° 方向の r 値

[0027] (6) 排気系部品に用いられる、上記 (1) ~ (5) のいずれか1項に記
 載のフェライト系ステンレス鋼板。

[0028] (7) 上記 (1) ~ (5) のいずれか1項に記載のフェライト系ステン
 レス鋼板を素材とする自動車または自動二輪車の排気系部品用フェライト系ス
 テンレス部材。

[0029] (8) (a) 上記 (1) ~ (4) のいずれか1項に記載の化学組成を有す
 るスラブを加熱し、前記スラブを仕上温度が 900°C 以下である条件で、熱

間圧延を行い、熱延鋼板とする工程と、

(b) 前記熱延鋼板について焼鈍を施さず、前記熱延鋼板を酸洗して、酸洗鋼板とする熱延鋼板酸洗工程と、

(c) 前記酸洗鋼板を、直径が400mm以上のロール径を有する圧延機を用いて圧下率60%以上で冷間圧延して、冷延鋼板とする冷間圧延工程と、

(d) 前記冷延鋼板を、下記(vii)式を満足する焼鈍温度 T_f (°C)で焼鈍する工程と、

を順に施し、

前記(d)の工程において、加熱開始温度から下記(viii)式で算出される再結晶開始温度 T_s (°C)までの平均加熱速度を $15^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上とし、再結晶開始温度 T_s (°C)から焼鈍温度 T_f (°C)までの平均加熱速度を $10^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下とする、

フェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

$$800 \leq T_f (\text{°C}) \leq 950 \quad \dots \quad (\text{vii})$$

$$700 \leq T_s (\text{°C}) \leq T_f (\text{°C}) - 100 \quad \dots \quad (\text{viii})$$

発明の効果

[0030] 本発明によれば、加工性、特に深絞り性に優れた板厚1.0mm以上の排気部品用フェライト系ステンレス鋼板および排気部品用フェライト系ステンレス部材を得ることができる。

図面の簡単な説明

[0031] [図1]図1は、鋼板の $\{111\} \langle 112 \rangle$ 結晶方位強度の和と平均 r 値との関係を示す図である。

[図2]図2は、鋼板の $\{322\} \langle 236 \rangle$ 結晶方位強度の和と r_{45} との関係を示す図である。

発明を実施するための形態

[0032] 上記課題を解決するために、本発明者らは、フェライト系ステンレス鋼板の加工性に関して、組成、製造過程における組織、および結晶方位形成につ

いて詳細な検討を行った。その結果、以下に示す (A) ~ (C) の知見を得た。

- [0033] (A) 板厚 1.0 mm 以上の耐熱フェライト系ステンレス鋼板において、目的とする平均 r 値を得るためには、鋼板の化学組成および各製造工程における製造条件を適切に制御し、特定の方位の集合組織を発達させる必要がある。
- [0034] (B) 具体的な方位としては、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位の集合組織が発達すると、圧延方向に対して、各方向の r 値 (r_0 、 r_{45} 、 r_{90})、特に r_0 と r_{90} の値が向上し、高い平均 r 値が得られる。また、上記の方位に加え、 $\{322\} \langle 236 \rangle$ 方位の集合組織が発達すると、 r_0 が低下するが、その一方で、 r_{45} と r_{90} の値が向上する。特に、 $\{322\} \langle 236 \rangle$ 方位の集合組織を発達させることは、単純に $\{111\}$ を発達させただけでは向上させにくい r_{45} を向上させるため、有効である。これらの集合組織の発達には板の全厚にわたって生じるのが望ましい。
- [0035] (C) 板の全厚にわたって集合組織を発達させるにあたり、本発明者らは、熱延歪の蓄積を促進することに着目した。通常、フェライト系ステンレス鋼を熱延した場合、熱延のパス間または仕上圧延から巻取の間で、回復および再結晶が生じ、熱延歪は減少、消失する。この回復および再結晶は、主にせん断歪が導入されやすい熱延板の表層付近にて生じる。この結果、鋼板の表層付近では集合組織が発達しにくい。回復および再結晶を抑制する方法として、熱延の低温化が考えられる。しかし、鋼板にて焼き付きが生じない製造範囲程度で熱延を低温化しただけでは熱延歪の蓄積増大効果を十分に得ることができない。
- [0036] 上記の問題に対し、本発明者らは、Nb 等の再結晶抑制に効果が高い合金元素を本発明範囲で添加することで、熱延中の回復および再結晶が抑制され、熱延歪の蓄積を促進できる知見を得た。この知見を利用することで鋼板の板厚中心部だけでなく板厚 1/8 部においても上記の集合組織を発達させた高い加工性、特に深絞り性を持つ鋼板を得ることが可能となる。

[0037] 本発明は、上記の知見に基づいてなされたものである。以下、本発明の各要件について詳しく説明する。

[0038] 1. 化学組成

各元素の限定理由は下記のとおりである。なお、以下の説明において含有量についての「%」は、「質量%」を意味する。

[0039] C : 0.001~0.020%

Cは、靱性、耐食性および耐酸化性を劣化させる他、母相に固溶したCは、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位および $\{322\} \langle 236 \rangle$ 方位の集合組織の発達を阻害する。このため、C含有量は少ないほど良い。C含有量は、0.020%以下とする。しかしながら、Cを過剰に低減すると、精錬コストの増加に繋がるため、C含有量は、0.001%以上とする。さらに、製造コストと耐食性とを考慮すると、C含有量は、0.002%以上とするのが好ましく、0.010%以下とするのが好ましい。同様に、C含有量は、0.003%以上とするのがより好ましく、0.008%以下とするのがより好ましい。

[0040] Si : 0.02~1.5%

Siは、脱酸元素である他、耐酸化性と高温強度とを向上させる元素である。また、Siを含有させることで、鋼中の酸素量が低減し、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位および $\{322\} \langle 236 \rangle$ 方位の集合組織が発達しやすくなる。このため、Si含有量は、0.02%以上とする。しかしながら、Siを、1.5%を超えて含有させると、鋼板が著しく硬質化し、鋼管加工時において、曲げ性が劣化する。

[0041] このため、Si含有量は、1.5%以下とする。なお、上記の集合組織を顕著に発達させるためには、Si含有量は、0.30%超とするのが好ましく、0.80%以上とするのがより好ましい。そして、鋼板製造時の靱性、および酸洗性を考慮すると、Si含有量は、1.2%以下とするのが好ましい。また、Si含有量は、1.0%以下とするのがより好ましい。

[0042] Mn : 0.02~1.5%

Mnは、高温において、 $MnCr_2O_4$ またはMnOを形成し、スケール密着性を向上させる。このため、Mn含有量は、0.02%以上とする。Mn含有量は、0.10%以上とするのが好ましく、0.20%以上とするのがより好ましい。しかしながら、Mnを、1.5%を超えて含有させると、酸化物量が増加し、異常酸化が生じ易くなる。また、Mnが、Sと化合物を生成し、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位および $\{322\} \langle 236 \rangle$ 方位の集合組織の発達を阻害する。このため、Mn含有量は、1.5%以下とする。また、鋼板製造時の靱性、および酸洗性を考慮すると、Mn含有量は、1.0%以下とするのが好ましく、Mn含有量は、0.8%以下とするのがより好ましい。さらに、鋼管溶接部の酸化物に起因する偏平割れを考慮すると、Mn含有量は、0.3%以下とするのがより好ましい。

[0043] P : 0.01~0.05%

Pは、Si同様、固溶強化元素であるため、材質および靱性の観点から、その含有量を低減するのが好ましい。母相に固溶したPは、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位および $\{322\} \langle 236 \rangle$ 方位の集合組織の発達を阻害するため、P含有量は、0.05%以下とする。

[0044] しかしながら、Pを過剰に低減させると、精錬コストの増加に繋がる。このため、P含有量は、0.01%以上とする。さらに、製造コストおよび耐酸化性を考慮すると、P含有量は、0.015%以上とするのが好ましく、0.03%以下とするのが好ましい。

[0045] S : 0.0001~0.01%

Sは、材質、耐食性および耐酸化性の観点から、極力低減するのが好ましい。特に、Sの過度な含有は、TiまたはMnとの化合物を生成し、鋼管曲げの際に、介在物を起点とした割れを生じやすくさせる。加えて、これら化合物の存在は、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位および $\{322\} \langle 236 \rangle$ 方位の集合組織の発達を阻害する。

[0046] このため、S含有量は、0.01%以下とする。しかしながら、Sを過剰に低減すると、精錬コストの増加に繋がる。このため、S含有量は、0.0

0.01%以上とする。さらに、製造コストおよび耐食性を考慮すると、S含有量は、0.0005%以上とするのが好ましく、0.005%以下であるのが好ましい。

[0047] Cr: 13.0~20.0%

Crは、排気部品で最も重要な特性である、高温強度および耐酸化性を確保するため必要な元素である。このため、Cr含有量は、13.0%以上とする。しかしながら、Cr含有量が、20.0%を超えると、靱性が低下し、製造性が悪くなる他、特に鋼管溶接部の脆性割れ、または曲げ性不良が生じる。

[0048] 加えて、過度の固溶Crは、 $\{111\}$ $\langle 112 \rangle$ 方位および $\{322\}$ $\langle 236 \rangle$ 方位の集合組織の発達を阻害する。このため、Cr含有量は、20.0%以下とする。鋼板製造時の熱延板の靱性の観点からは、Cr含有量は、14.0%以上とするのが好ましい。さらに、製造コストの観点から、Cr含有量は15.0%以上とするのが好ましく、18.0%以下とするのが好ましい。

[0049] N: 0.001~0.030%

Nは、Cと同様に低温靱性、加工性、および耐酸化性を低下させる。加えて、母相に固溶したNは、 $\{111\}$ $\langle 112 \rangle$ 方位および $\{322\}$ $\langle 236 \rangle$ 方位の集合組織の発達を阻害するため、その含有量を極力低減するのが好ましい。このため、N含有量は、0.030%以下とする。一方、Nを過剰に低減させると、精錬コストの増加に繋がる。このため、N含有量は、0.001%以上とする。さらに、製造コストおよび靱性を考慮すると、N含有量は、0.005%以上とするのが好ましく、0.020%以下とするのが好ましい。

[0050] Nb: 0.005%以上0.10%未満

Nbは、熱間圧延工程において、回復および再結晶を抑制し、熱延歪の蓄積量を増大させる効果を有する。この熱延歪は、冷間圧延工程で導入される冷延歪と合わせて、 $\{111\}$ の発達に強く寄与する。さらに、Nbは、C

、N、およびSと結合し、耐食性、耐粒界腐食性、および深絞り性を向上させる。また、高温域において、固溶強化能、および析出強化能が高く、高温強度および熱疲労特性を向上させる。

[0051] このため、Nb含有量は0.005%以上とする。Nb含有量は0.010%以上とするのが好ましく、0.015%以上とするのがより好ましい。しかしながら、Nbを過剰に含有させると、冷間圧延後の最終焼鈍において再結晶の進行を著しく遅延させ、{111}の発達を阻害させる。このため、Nb含有量は、0.10%未満とする。また、再結晶への影響を考慮すると、Nb含有量は、0.08%以下であるのが好ましく、0.05%以下であるのがより好ましい。

[0052] Ti : 0~0.30%

$$Ti \geq 4(C+N) \quad \dots \quad (i)$$

但し、上記(i)式中の各元素記号は、鋼中に含まれる各元素の含有量(質量%)を表し、含有されない場合はゼロとする。

[0053] Tiは、Nbと同様に、C、N、およびSと結合して耐食性、耐粒界腐食性、深絞り性を向上させる効果を有する。また、Tiの窒化物は、スラブ casting時に核となることで、等軸晶率を増大させ、製品板の{111}方位の集合組織を発達させ、r値を向上させる。

[0054] また、熱間圧延工程において、回復および再結晶を抑制し、熱延歪を十分に蓄積させるのが望ましい。このためには、Nb炭窒化物の形成を抑制するのがよい。そこで、Tiを含有させ、CおよびNを十分に固定する必要がある。このようなCおよびNの固定化効果を得るために、本発明に係るフェライト系ステンレス鋼板では、上記(i)式を満足する必要がある。しかしながら、Tiを、0.30%を超えて含有させると、固溶Tiにより、鋼板が硬質化してしまう他、靱性が低下する。このため、Ti含有量は、0.30%以下とする。さらに、製造コストなどを考慮すると、Ti含有量は0.05%以上とするのが好ましく、0.25%以下とするのが好ましい。

[0055] W : 0~2.0%

Wは、Nbと同様に、熱間圧延工程において、回復および再結晶を抑制し、熱延歪の蓄積を増大させる。さらに、高温強度を上げる効果も高い。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Wの過度の含有は、韌性の劣化、および伸びの低下をもたらす。加えて、金属間化合物相であるLaves相の生成量が増大し、{111}方位の集合組織の発達を阻害し、r値を低下させる。このため、W含有量は、2.0%以下とする。さらに、製造コストおよび製造性を考慮すると、W含有量は、1.5%以下とするのが好ましい。

[0056] 一方、上記効果は、W含有量が0.0005%以上で発現するため、W含有量は0.0005%以上とするのが好ましい。W含有量は0.1%以上とするのがより好ましい。

[0057] Sn : 0~0.50%

Snは、スラブ鑄造時に、組成的過冷却を引き起こし、等軸晶率を増大させる。これにより、製品板の{111}方位の集合組織を発達させ、r値および鋼管の拡張性を向上させる。しかしながら、Snを、0.50%超、含有させると、過度な偏析が生じ、鋼管溶接部の低温韌性が低下する。このため、Sn含有量は、0.50%以下とする。さらに、高温特性、製造コストおよび韌性を考慮すると、Sn含有量は、0.30%以下とするのが好ましい。一方、上記効果を得るためには、Sn含有量は、0.01%以上とするのが好ましい。

[0058] Mg : 0~0.0100%

Mgは、溶鋼中でAlと同様に、Mg酸化物を形成し、脱酸効果を有する。加えて、Mgは、微細に晶出したMg酸化物が核となり、スラブの等軸晶率を増大させ、その後の工程において、NbおよびTi系微細析出物の析出を促す。具体的には、熱延工程において、上述の析出物が、微細析出すると、熱延工程および、続く熱延板の焼鈍工程において、再結晶核となる。その結果、非常に微細な再結晶組織が得られる。この再結晶組織は、{111}方位の集合組織の発達に寄与するとともに、韌性向上にも寄与する。このため

、必要に応じて含有させてもよい。

[0059] しかしながら、Mgを過剰に含有させると、耐酸化性および溶接性を低下させる。このため、Mg含有量は、0.0100%以下とする。一方、上記効果を得るためには、Mg含有量は、0.0002%以上とするのが好ましい。さらに、精錬コストを考慮すると、Mg含有量は、0.0003%以上とするのがより好ましく、0.0020%以下とするのが好ましい。

[0060] B : 0~0.005%

Bは、粒界に偏析することで粒界強度、二次加工性、低温靱性、および中温域の高温強度を向上させる効果を有する。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Bを、0.005%を超えて含有させることで、 Cr_2B 等のB化合物が生成し、粒界腐食性、および疲労特性を低下させる。加えて、 $\{111\}$ 方位の集合組織の発達を阻害し、 r 値の低下をもたらす。このため、B含有量は、0.005%以下とする。一方、上記効果を得るためには、B含有量は、0.0002%以上とするのが好ましい。さらに、溶接性および製造性を考慮すると、B含有量は、0.0003%以上とするのが好ましく、0.0010%以下とするのが好ましい。

[0061] V : 0~1.0%

Vは、CまたはNと結合して、耐食性および耐熱性を向上させる効果を有する。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Vを1.0%超含有させることで、粗大な炭窒化物が生成し、靱性が低下する。さらに $\{111\}$ 方位の集合組織の発達が阻害される。このため、V含有量は、1.0%以下とする。加えて、製造コストおよび製造性を考慮すると、V含有量は、0.2%以下とするのが好ましい。一方で、上記効果を得るためには、V含有量は、0.05%以上とするのが好ましい。

[0062] Mo : 0~3.0%

Moは、NbおよびWと同様に、熱間圧延工程において、回復および再結晶を抑制し、熱延歪の蓄積を増大させる。また、Moは、耐食性を向上させる元素であり、特に、隙間構造を有する管材等では、隙間腐食を抑制する元

素である。加えて、Moは、高温強度を向上させる効果も高い。このため、必要に応じて含有させてもよい。

[0063] しかしながら、Moを過剰に含有させると、靱性および伸びが低下する。また、金属間化合物相であるLaves相の生成量が増大し、{111}方位の集合組織の発達を阻害し、r値を低下させる。このため、Mo含有量は、3.0%以下とする。さらに、製造コストおよび製造性を考慮すると、Mo含有量は、1.5%以下とするのが好ましい。一方、上記効果は、Mo含有量が0.2%以上より発現する。このため、Mo含有量は0.2%以上とするのが好ましい。

[0064] Al : 0~0.5%

Alは、脱酸元素として使用される場合がある他、高温強度、および耐酸化性を向上させるため、必要に応じて含有させてもよい。また、TiNおよびLaves相の析出サイトとなり、析出物を微細化し、低温靱性を向上させる。しかしながら、Alを、0.5%を超えて含有させると、伸び、溶接性および表面品質の低下をもたらす。また、粗大なAl酸化物を形成させ、低温靱性を低下させる。このため、Al含有量は、0.5%以下とする。一方、上記効果を得るためには、Al含有量は、0.003%以上とするのが好ましい。さらに、精錬コストを考慮すると、Al含有量は、0.01%以上とするのが好ましく、0.1%以下とするのが好ましい。

[0065] Cu : 0~2.0%

Cuは、耐食性を向上させるとともに、母相に固溶しているCuの析出、所謂、 ϵ -Cuの析出によって、中温域での高温強度を向上させる効果を有する。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Cuの過度な含有は、鋼板の硬質化による靱性の低下、および延性低下をもたらす。このため、Cu含有量は、2.0%以下とする。さらに、耐酸化性と製造性を考慮すると、Cu含有量は1.5%未満とするのが好ましい。一方で、上記効果を得るためには、Cu含有量は0.1%以上とするのが好ましい。

[0066] Zr : 0~0.30%

Zrは、耐酸化性を向上させる元素であり、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Zrを、0.30%を超えて含有させると、韌性および酸洗性などの製造性を著しく低下させる。また、Zrと、炭素と窒素との化合物を粗大化させる。その結果、熱延焼鈍時の鋼板組織を粗粒化させ、r値を低下させる。このため、Zr含有量は、0.30%以下とする。さらに、製造コストを考慮すると、Zr含有量は、0.20%以下とするのが好ましい。一方、上記効果を得るためには、Zr含有量は、0.05%以上とするのが好ましい。

[0067] Co : 0~0.50%

Coは、高温強度を向上させる元素であり、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Coの過度な含有は、韌性および加工性を低下させる。このため、Co含有量は、0.50%以下とする。さらに、製造コストを考慮すると、Co含有量は、0.30%以下であるのが好ましい。一方、上記効果を得るためには、Co含有量は、0.05%以上とするのが好ましい。

[0068] Sb : 0~0.50%

Sbは、粒界に偏析して高温強度を上げるため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Sbを、0.50%を超えて含有させると、過度の偏析が生じて、溶接部の低温韌性を低下させる。このため、Sb含有量は、0.50%以下とする。さらに、高温特性、製造コストおよび韌性を考慮すると、Sb含有量は、0.30%以下とするのが好ましい。一方、上記効果を得るためには、Sb含有量は、0.01%以上とするのが好ましい。

[0069] REM : 0~0.05%

REM（希土類元素）は、種々の析出物を微細化し、韌性および耐酸化性を向上させる効果を有する。このため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、REM含有量が、0.05%を超えると、鑄造性が著しく低下する。このため、REM含有量は、0.05%以下とする。一方、上記効果を得るためには、REM含有量は、0.001%以上とするのが好ましい。なお、精錬コストおよび製造性を考慮すると、REM含有量は、0.003

%以上とするのがより好ましく、0.01%以下とするのが好ましい。

[0070] ここで、REMとは、ランタノイドの15元素に、YおよびScを合わせた17元素の総称である。これらの17元素のうちの1種以上を鋼材に含有することができ、REM含有量は、これらの元素の合計含有量を意味する。

[0071] Ni : 0~2.0%

Niは、靱性および耐食性を向上させる元素であるため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Niを、2.0%を超えて含有させることで、オーステナイト相が生成し、{111}方位の集合組織の発達を阻害する。この結果、r値が低下する他、鋼管曲げ性が著しく低下する。このため、Ni含有量は、2.0%以下とする。さらに、製造コストを考慮すると、Ni含有量は、0.5%以下とするのが好ましい。一方、上記効果を得るためには、Ni含有量は、0.1%以上とするのが好ましい。

[0072] Ca : 0~0.0030%

Caは、脱硫元素として有効な元素であるため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Ca含有量が、0.0030%を超えると、粗大なCaSが生成し、靱性および耐食性を低下させる。このため、Ca含有量は、0.0030%以下とする。一方、上記効果を得るためには、Ca含有量は、0.0001%以上とするのが好ましい。なお、精錬コストおよび製造性を考慮すると、Ca含有量は、0.0003%以上とするのがより好ましく、0.0020%以下とすることが好ましい。

[0073] Ta : 0~0.10%

Taは、CおよびNと結合して靱性の向上に寄与するため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Ta含有量が、0.10%を超えると、製造コストが増加する他、製造性を著しく低下させる。このため、Ta含有量は、0.10%以下とする。一方、上記効果を得るためには、Ta含有量は、0.01%以上とするのが好ましい。なお、精錬コストおよび製造性を考慮すると、Ta含有量は、0.02%以上とするのがより好ましく、0.08%以下とするのが好ましい。

[0074] Ga : 0 ~ 0.1 %

Gaは、耐食性向上および水素脆化を抑制する効果を有する。このため、必要に応じて含有させてもよい。Ga含有量は、0.1%以下とする。一方、上記効果を得るために、硫化物および水素化物の生成を鑑み、Ga含有量は、0.0002%以上とするのが好ましい。なお、製造コストおよび製造性、ならびに延性および靱性の観点から、Ga含有量は、0.0005%以上とするのがより好ましく、0.02%以下とするのが好ましい。

[0075] 本発明の鋼材の化学組成において、残部はFeおよび不可避免的不純物である。ここで「不可避免的不純物」とは、鋼材を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本発明に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0076] 2. 結晶粒度番号

本発明に係るフェライト系ステンレス鋼板においては、その結晶粒度番号を6.0以上とし、6.5以上であるのが好ましい。鋼板の結晶粒度番号が6.0未満であるとオレンジピール等の肌荒れの原因となるためである。一方、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位を発達させるには、十分に結晶粒を成長させる必要があるという理由から、鋼板の結晶粒度は9.0以下であるのが好ましい。

[0077] なお、結晶粒度番号については、JIS G 0551に準拠して、光学顕微鏡観察を行うことで測定を行う。

[0078] 3. 結晶方位強度

3-1. 各結晶方位強度

本発明に係るフェライト系ステンレス鋼板においては、X線回折によるフェライト相の結晶方位強度において、下記(ii)および(iii)式を満足する。

[0079] $A + B \geq 9.0 \quad \dots \quad (ii)$

$X + Y \geq 9.0 \quad \dots \quad (iii)$

但し、上記(ii)および(iii)式中の各記号は以下により定義される。

- [0080] A : 板厚中心部の $\{111\} \langle 112 \rangle$ 結晶方位強度
B : 板厚 1 / 8 部の $\{111\} \langle 112 \rangle$ 結晶方位強度
X : 板厚中心部の $\{322\} \langle 236 \rangle$ 結晶方位強度
Y : 板厚 1 / 8 部の $\{322\} \langle 236 \rangle$ 結晶方位強度
- [0081] $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位の集合組織が発達すると、主として、 r_0 および r_{90} の値が向上し、深絞り性を含む加工性が良好になる。このため、本発明に係る鋼板は、板厚中心部および板厚 1 / 8 部での $\{111\} \langle 112 \rangle$ 結晶方位強度の和（以下、単に「 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 結晶方位強度の和」と記載する。）が上記 (ii) 式を満足する必要がある。
- [0082] $\{111\} \langle 112 \rangle$ 結晶方位強度の和が、9.0 未満であると、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位の集合組織を発達させることができず、良好な深絞り性の鋼板を得ることができない。 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 結晶方位強度の和は、9.0 以上とし、10.0 以上とするのが好ましく、11.0 以上とするのがより好ましい。
- [0083] 同様に、 $\{322\} \langle 236 \rangle$ 方位の集合組織が発達すると、主として、 r_{45} の値が向上して、深絞り性を含む加工性が良好となる。このため、本発明に係る鋼板では、板厚中心部および板厚 1 / 8 部での $\{322\} \langle 236 \rangle$ 結晶方位強度の和（以下、単に「 $\{322\} \langle 236 \rangle$ 結晶方位強度の和」と記載する。）が上記 (iii) 式を満足する必要がある。
- [0084] $\{322\} \langle 236 \rangle$ 結晶方位強度の和が、9.0 未満であると、 $\{322\} \langle 236 \rangle$ 方位の集合組織を発達させることができず、良好な深絞り性の鋼板を得ることができない。このため、 $\{322\} \langle 236 \rangle$ 結晶方位強度の和は、9.0 以上とし、10.0 以上とするのが好ましく、11.0 以上とするのがより好ましい。
- [0085] なお、本発明に係る鋼板においては、集合組織を評価する際に、一般的に測定される板厚中心部の結晶方位強度だけでなく、板厚 1 / 8 部における結晶方位強度についても測定を行っている。これは、板厚 1 / 8 部の測定が、熱間圧延工程における、Nb 添加に起因した回復および再結晶を抑制する効

果の影響を調べる上で、最も適しているためである。それに加えて、最終焼鈍時の再結晶組織の形成に影響を与える冷間圧延の剪断変形は、板厚表面近傍部において特に生じやすく、その影響を調査するためには板厚1/8部での測定が適しているためである。

[0086] なお、本願の化学組成の範囲外では、熱延工程にて、せん断歪が導入されやすい板厚表層～1/8部で、著しく回復および再結晶が生じることで熱延歪が減少し、結果的に{111} <112>方位および{322} <236>方位の結晶方位強度が減少する。

[0087] 集合組織の測定は、X線回折装置（理学電気興業株式会社製）を使用し、Mo-K α 線を用いて、板厚中心領域（機械研磨と電解研磨の組み合わせで中心領域を現出）の(200)、(110)、(211)正極点図を得、これから球面調和関数を用いてODF (Orientation Distribution Function) を得た。この測定結果に基づいて、{111} <112>結晶方位強度および{322} <236>結晶方位強度を算出した。なお、本発明においては、母相であるフェライト相の結晶方位強度を測定している。

[0088] 3-2. 各r値

本発明に係る鋼板のr値については、JIS Z 2254に従い、下記手法により測定する。そして、試験片を圧延方向に対して平行、45°方向、および90°方向でのr値を求めた後に、平均r値を算出する。

[0089] ここで、r値とは、以下の方法により算出される。具体的には、冷延焼鈍板からJIS 13号B引張試験片を圧延方向に対して、平行、45°方向、90°方向から採取し、10～20%の歪みを付与した後に、下記(a)式に各値を代入し、算出される。また、下記(iv)式を用いて、平均r値（以下、「 r_m 」と記載する。）が算出される。

[0090] $r = \ln(W_0/W) / \ln(T_0/T) \quad \dots \quad (a)$

但し、上記式中の各記号は以下により定義される。

W_0 : 引張試験前の板幅

W : 引張試験後の板幅

T_0 : 引張試験前の板厚

T : 引張試験後の板厚

$$[0091] \quad r_m = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4 \quad \dots \quad (iv)$$

但し、上記式中の各記号は以下により定義される。

r_0 : 圧延方向の r 値

r_{45} : 圧延方向に対して 45° 方向の r 値

r_{90} : 圧延方向に対して 90° 方向の r 値

[0092] 図1では、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 結晶方位強度の和が9.0以上となった場合に、 r_m が、1.50以上となる。そして、 r_m が、1.50以上である場合に、深絞り性を含む良好な加工性が得られる。図2では、 $\{322\} \langle 236 \rangle$ 結晶方位強度の和が9.0以上となった場合に、 r_{45} が1.30以上となる。そして、 r_{45} が1.30以上である場合に、深絞り性を含む良好な加工性が得られる。

[0093] 3-3. 結晶方位強度と r 値との関係

$\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位は、厚さ方向の歪に比べて、板幅方向の歪が大きい滑り変形をする結晶方位である。このため、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 結晶方位強度が増加すると、板厚減少が抑制される。その結果、 r_m が向上する。したがって、鋼板の全厚において $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位の集合組織が発達する必要がある。

[0094] また、 $\{322\} \langle 236 \rangle$ 結晶方位強度が増加すると、鋼板の r 値の異方性を変化させ、 r_0 の値が低下するが、代わりに r_{45} の値が向上する。上記の (iv) 式に示したように、 r_m への r_{45} の寄与は大きく、単純に $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位を発達させただけでは向上しにくい r_{45} を向上させるため、 $\{322\} \langle 236 \rangle$ 方位の集合組織を増加させることは有効である。

[0095] 以上を踏まえ、本発明に係る鋼板では、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位および $\{322\} \langle 236 \rangle$ 方位の結晶方位強度が上記 (ii) および (iii) 式を満足する値とする。そして、(ii) および (iii) 式を満足するとともに、下記

の (v) および (vi) 式を満足するのが好ましい。

$$r_m \geq 1.50 \quad \dots \quad (v)$$

$$r_{45} \geq 1.30 \quad \dots \quad (vi)$$

[0096] 4. 板厚

本発明に係るフェライト系ステンレス鋼板の板厚は、1.0 mm以上とする。フェライト系ステンレス鋼板の板厚は、1.2 mm以上であるのが好ましく、1.5 mm以上であるのがより好ましい。一方、厚手鋼板の製造時に十分な圧下率を確保するためには熱延板を厚くする必要があるが、工業的な面および靱性的な面から熱延板の極端な厚手化は難しく、上記鋼板の板厚は3.0 mm以下であるのが好ましく、2.5 mm以下であるのがより好ましい。

[0097] 5. 用途

本発明に係るフェライト系ステンレス鋼板は、自動車または自動二輪車等の排気系部品に用いるのが好ましい。また、本発明に係るフェライト系ステンレス鋼板を素材として、自動車または自動二輪車の排気部品用フェライト系ステンレス部材とするのが好ましい。

[0098] 6. 製造方法

次に、製造方法について説明する。本発明の鋼板の製造方法は、例えば、製鋼－熱間圧延－酸洗－冷間圧延－焼鈍の工程を含む。製鋼においては、上記の化学組成を有する鋼を、転炉溶製し、続いて2次精錬を行う方法が好適である。溶製した溶鋼は、公知の鑄造方法（連続鑄造）に従ってスラブとする。

[0099] 6-1. 熱間圧延工程

続いて、スラブは、以下の温度にて加熱され、所定の板厚に連続圧延で熱間圧延される。鑄造されたスラブは、1100～1250℃で加熱するのが好ましい。これは、スラブの加熱温度を1100℃未満とすると、加熱温度が低すぎるためスケール生成が少なくなり圧延ロールと鋼材とが焼き付くことで、表面品質が低下し、後の工程に悪影響を及ぼすためである。

[0100] 一方、スラブの加熱温度を1250℃超とすると、スラブが、自重で高温変形するスラブ垂れが生じるため好ましくない。さらに、生産性および表面疵を考慮すると、スラブの加熱温度は、1150～1200℃とするのが好ましい。なお、本発明においては、スラブの加熱温度と熱間圧延開始温度とは、同義である。

[0101] スラブ加熱後、熱間圧延工程では、複数パスの粗圧延が施され、複数スタンドからなる仕上圧延が一方向に施され、コイル状に巻き取られる。熱間圧延工程にて導入される熱延歪は、この後の冷間圧延工程で導入される冷延歪と合わせて、 r 値向上に有効な{111}結晶方位の結晶粒の核生成を促進させる。しかし、この時、高温で仕上熱延を行った場合、熱間圧延から巻取工程において、回復および再結晶が生じる結果、熱延歪は消失してしまう。

[0102] そのため、熱間圧延の仕上温度は900℃以下である条件で行い、スラブを熱延鋼板とするのが好ましい。熱延時の仕上圧延の低温化に起因する回復および再結晶の抑制効果は、熱間圧延中に、せん断歪が強く導入される表層から板厚1/8部で、特に大きくなる。これは、せん断歪を駆動力として生じる再結晶によって、熱延歪が消失することを抑制できるためである。これにより、通常では発達しにくい板厚1/8部の集合組織が発達する。なお、この{111}方位の結晶粒のうち、代表的なものとしては、{111} <112>が挙げられる。

[0103] 6-2. 熱延板酸洗工程

本発明では、熱延鋼板に、熱延板焼鈍を施さずに酸洗処理し、酸洗鋼板とするのが好ましい。これは、通常、熱延鋼板に熱延板焼鈍を施して、整粒再結晶組織を得る一般的な製造方法とは異なっている。一般的に、熱延板焼鈍を施すと組織制御が容易となるが、熱延歪が消失し、{111} <112>結晶方位の発達を妨げる他、 r_{45} を向上させる{322} <236>結晶方位が、冷間圧延後の焼鈍工程において発達しない。

[0104] ところで、{322} <236>結晶方位は、 α -fiber（{011} // RD（{100} ~ {111} <011>））と呼ばれる集合組織が

発達した鋼板を焼鈍すると、より強く発達する。この α -fiber は、フェライト系ステンレス鋼板においては、熱間圧延および冷間圧延によって発達する。しかしながら、熱延板焼鈍を行うと熱間圧延時に発達した α -fiber が、冷間圧延の前に一旦消失し、結晶方位のランダム化が進行してしまう。このため、本発に係る鋼板においては、熱延板焼鈍を実施しない。

[0105] 6-3. 冷間圧延工程

続いて、上記酸洗鋼板を、直径が、400mm以上のロール径を有する圧延機を用いて60%以上の圧下率で冷間圧延し、冷延鋼板とするのが好ましい。ここで、ロール径を400mm以上とすることで、冷間圧延の際、鋼板表面付近での剪断歪の導入を抑制できる。剪断歪により導入される剪断変形は、ランダム方位粒の核生成サイトとなるため、抑制する必要がある。その結果、続く焼鈍工程において、 r 値を向上させる $\{111\} \langle 112 \rangle$ 結晶方位の結晶粒の生成を促進できる。これにより、通常は発達しにくい板厚1/8部の $\{111\} \langle 112 \rangle$ 結晶方位をも発達させることが可能になる。

[0106] また、圧下率が高くなると、再結晶の駆動力となる蓄積エネルギーが増大する。その結果、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 結晶方位が優先核生成しやすくなり、選択成長しやすくなる。このため、冷間圧延の圧下率は、60%以上とするのが好ましく、70%以上とするのがより好ましい。

[0107] 6-4. 冷間圧延後の焼鈍工程

$\{111\} \langle 112 \rangle$ を発達させ、加工性を向上させるために、焼鈍の際に再結晶挙動に基づき厳密に焼鈍温度および加熱速度を制御することが好ましい。

[0108] 6-4-1. 焼鈍温度

冷間圧延後の最終焼鈍について、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 再結晶粒発達のために、十分に高温で焼鈍する必要がある。同時に、過度に高い温度での焼鈍は、結晶粒の粗大化を招き、オレンジピール等の肌荒れの原因となる。また、本発明に係る鋼板の金属組織は、結晶粒度番号が6.0以上の微細組織とする必要が有る。このため、冷延鋼板を、下記(vii)式を満足する焼鈍温度

T_f (°C) で焼鈍するのが好ましい。

$$800 \leq T_f \text{ (°C)} \leq 950 \quad \dots \text{ (vii)}$$

[0109] なお、焼鈍温度 T_f (°C) が 800°C 未満であると、十分に $\{111\} <112>$ 方位および $\{322\} <236>$ 方位の再結晶粒を発達させることができない。このため、焼鈍温度 T_f (°C) は、800°C 以上とするのが好ましい。一方、焼鈍温度 T_f (°C) が 950°C を超えると、急激な粒成長が生じ、結晶粒度番号が 6.0 以上となる場合がある。このため、焼鈍温度 T_f (°C) は 950°C 以下とするのが好ましい。

[0110] 6-4-2. 加熱速度

本発明に係る鋼板では、平均加熱速度を加熱開始温度（昇温開始温度）から目標とする温度に到達するまでの時間を制御することが好ましい。再結晶粒のうち、 $\{111\} <112>$ 方位の結晶粒は、他の方位の結晶粒より比較的再結晶の初期に生じやすい。また、 $\{111\} <112>$ 方位の結晶粒は、焼鈍中に粒成長し、他の方位の結晶粒を蚕食することによって発達する。この時、 $\{111\}$ 方位の再結晶が開始する前に、他の方位の結晶粒が再結晶する温度まで昇温してしまうと、 $\{111\} <112>$ 方位の集合組織の発達が抑制され、加工性が低下してしまう。そのため、まず急速加熱により鋼板温度を再結晶開始温度 T_s (°C) に到達させ、その後、 $\{111\} <112>$ 方位の結晶粒を成長させるために焼鈍温度 T_f (°C) までゆっくりと昇温し、再結晶を進行させるのが好ましい。

[0111] なお、この際、 T_s (°C) は、下記の (viii) 式で算出されるが、より好ましくは、 T_s (°C) が下記の (xi) 式を満足する場合である。これにより、鋼板において、特に $\{111\} <112>$ 方位の集合組織が強く発達するからである。

$$700 \leq T_s \text{ (°C)} \leq T_f \text{ (°C)} - 100 \quad \dots \text{ (viii)}$$

[0112] $T_s \text{ (°C)} = 700 + (1 - X / 100) \times 130 \quad \dots \text{ (ix)}$

但し、上記式中の各記号は以下により定義される。

X : 冷間圧延の圧下率 (%)

[0113] 本発明に係る鋼板では、加熱開始温度から再結晶開始温度 T_s (°C) までの平均加熱速度が $15^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上であるのが好ましく、 $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上であるのがより好ましい。また、再結晶開始温度 T_s (°C) から焼鈍温度 T_f (°C) までの平均加熱速度が $10^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下であるのが好ましく、 $5^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下であるのがより好ましい。

[0114] そして、上述した直径 400mm 以上の大径ロール圧延により通常より剪断変形の導入が抑制される。この結果、剪断変形によるランダム方位粒の生成が抑制される。さらに、早期の $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位の結晶粒の核生成の効果が組み合わさり、通常の製造方法（小径ロール圧延かつ熱処理制御無し）と比較して、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位が強く発達する。

[0115] さらに、上述の熱延板焼鈍を省くことに加え、上記の製造条件とすることで、 $\{322\} \langle 236 \rangle$ 方位の集合組織と、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位の集合組織が同時に発達する。これらにより、本発明に係るフェライト系ステンレス鋼板を得ることができる。

[0116] 6-5. その他製造条件

スラブ厚さ、熱延板厚などは適宜設計すればよい。また、冷間圧延においては、ロール粗度、圧延油、圧延パス回数、圧延速度、圧延温度などは適宜選択すればよい。焼鈍は、必要であれば水素ガスまたは窒素ガスなどの無酸化雰囲気中で焼鈍する光輝焼鈍を実施してもよい。また、大気中で焼鈍を実施してもよい。さらに、焼鈍後に、調質圧延または形状矯正のためのテンションレベラー工程を実施してもよく、また通板しても構わない。

[0117] 6-6. フェライト系ステンレス部材の製造方法

上記方法で製造された鋼板を、例えば、排気部品用部材とする。これらの部材は、鋼板からプレス加工されるか、鋼板を所定のサイズ（径）の鋼管に造管した後に目的の形状に成形される。

[0118] 以下、実施例によって本発明をより具体的に説明するが、本発明はこれらの実施例に限定されるものではない。

実施例 1

[0119] 表 1 に示す成分組成の鋼を溶製し、スラブに鑄造し、スラブ加熱温度を 1150℃、仕上圧延温度を 880℃とし、巻取温度を 500℃の条件で熱間圧延して熱延鋼板とした。

[0120]

[表1]

表1
化学組成 (質量%, 残留Feおよび不可避の不純物)

細No.	A群										B群										C群				(式) 右辺値	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Nb	Ti	W	Sh	Mg	B	V	Mo	Al	Cu	Zr	Co	Sb	REM	Ni	Ca	Ta		Ga
A1	0.002	0.72	0.48	0.03	0.004	16.9	0.011	0.010	0.213	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.050
A2	0.019	0.24	0.82	0.02	0.005	16.7	0.010	0.009	0.132	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.116
A3	0.009	0.03	0.89	0.01	0.004	15.2	0.012	0.008	0.200	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.083
A4	0.008	1.44	0.27	0.03	0.005	17.2	0.008	0.012	0.101	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.065
A5	0.007	0.12	0.02	0.02	0.002	18.2	0.011	0.009	0.122	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.46	-	-	-	-	-	0.072
A6	0.007	0.23	1.48	0.01	0.007	15.5	0.020	0.006	0.119	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.41	-	-	-	0.106
A7	0.009	0.95	0.59	0.04	0.006	15.4	0.013	0.030	0.139	-	-	-	-	-	-	-	-	0.22	-	-	-	-	0.07	-	-	0.088
A8	0.006	0.69	0.48	0.02	0.009	15.0	0.008	0.009	0.202	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.056
A9	0.011	0.86	0.30	0.03	0.007	13.0	0.020	0.018	0.134	-	-	-	-	-	-	0.4	-	-	-	-	0.048	-	-	-	-	0.123
A10	0.009	0.85	0.97	0.02	0.004	19.8	0.013	0.014	0.243	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.22	-	-	-	0.087
A11	0.014	0.34	0.46	0.02	0.002	14.6	0.016	0.005	0.175	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.118
A12	0.006	0.13	0.92	0.02	0.004	15.0	0.013	0.091	0.161	-	-	-	-	-	0.410	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.077
A13	0.007	0.17	0.84	0.01	0.002	18.4	0.011	0.030	0.083	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0026	-	-	0.073
A14	0.014	0.16	0.68	0.01	0.004	15.5	0.017	0.007	0.274	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.124
A15	0.009	0.19	0.34	0.02	0.002	15.1	0.004	0.015	0.190	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.45	-	-	-	-	-	-	0.052
A16	0.005	0.36	0.95	0.03	0.002	15.8	0.028	0.010	0.141	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.132
A17	0.011	0.71	0.86	0.03	0.005	18.9	0.019	0.007	0.140	1.48	-	-	-	2.70	-	-	0.7	-	-	-	-	-	-	-	-	0.118
A18	0.009	0.71	0.62	0.02	0.001	18.7	0.016	0.013	0.237	-	0.318	0.0077	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.100
A19	0.006	0.25	0.61	0.02	0.003	17.8	0.011	0.006	0.160	-	-	-	-	-	0.101	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.066
A20	0.006	0.79	1.00	0.01	0.003	14.4	0.008	0.006	0.101	-	-	-	-	-	0.0029	0.631	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.057
a1	0.028	0.49	0.55	0.02	0.002	14.8	0.018	0.011	0.188	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.186
a2	0.009	0.01	0.51	0.02	0.003	18.3	0.012	0.009	0.157	-	-	-	-	-	-	-	-	0.25	-	-	-	-	-	-	-	0.084
a3	0.005	0.92	1.63	0.02	0.003	18.3	0.012	0.007	0.235	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.31	-	-	-	-	-	0.066
a4	0.012	0.64	0.38	0.07	0.002	19.0	0.017	0.020	0.117	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.115
a5	0.006	0.10	0.40	0.02	0.016	16.8	0.018	0.023	0.108	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.04	-	0.097
a6	0.005	0.61	0.77	0.03	0.005	22.1	0.008	0.006	0.115	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.052
a7	0.005	0.86	0.77	0.03	0.003	14.6	0.014	0.001	0.226	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.077
a8	0.005	0.89	0.46	0.01	0.002	14.0	0.019	0.145	0.230	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.47	-	-	-	-	-	-	0.097
a9	0.013	0.87	0.62	0.01	0.002	14.9	0.014	0.007	0.082	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.106
a10	0.009	0.47	0.35	0.02	0.002	15.9	0.036	0.015	0.218	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.180

下線 本発明の特定の化学組成を外れることを意味する。

T_i≥4(C+N)・・・(i)

[0121] その後、酸洗した熱延鋼板を、直径400~500mmのロールを用いて、表2に示す厚さまで、60%以上の圧下率で、冷間圧延し、連続焼鈍-酸洗を施し、鋼板を得た。この際の焼鈍条件は、焼鈍温度T_f(°C)、再結晶開始温度T_s(°C)、加熱開始温度から再結晶開始温度T_s(°C)までの加熱速度、および再結晶開始温度T_s(°C)から焼鈍温度T_f(°C)までの加熱速度、のいずれも本発明の好適な範囲の製造方法を用いている。

[0122] [表2]

表2

	符号	鋼No.	板厚 (mm)	結晶粒度 番号	結晶方位強度		特性評価	
					A+B	X+Y	r _m	r ₄₅
本発明例	B1	A1	1.0	6.8	16.0	16.5	1.66	1.70
	B2	A2	1.5	6.5	10.3	10.9	1.53	1.39
	B3	A3	1.2	7.6	11.6	11.9	1.61	1.57
	B4	A4	1.6	6.7	10.5	9.5	1.56	1.44
	B5	A5	1.5	7.2	10.3	10.4	1.59	1.47
	B6	A6	1.5	7.2	10.5	10.6	1.56	1.41
	B7	A7	1.5	7.5	11.3	10.7	1.57	1.39
	B8	A8	1.7	6.6	9.5	9.1	1.61	1.37
	B9	A9	1.5	7.3	9.4	11.1	1.62	1.47
	B10	A10	1.2	7.2	11.8	12.0	1.61	1.54
	B11	A11	1.5	7.6	10.9	10.5	1.57	1.39
	B12	A12	2.0	6.5	9.2	10.0	1.52	1.32
	B13	A13	1.8	7.7	9.3	9.3	1.54	1.37
	B14	A14	1.7	6.3	9.9	10.7	1.59	1.41
	B15	A15	1.2	6.2	12.1	12.0	1.65	1.55
	B16	A16	1.7	6.2	9.3	9.7	1.56	1.40
	B17	A17	1.2	7.8	13.1	11.8	1.67	1.57
	B18	A18	1.5	7.2	11.8	9.5	1.54	1.40
	B19	A19	1.5	6.5	10.9	9.4	1.53	1.47
	B20	A20	1.5	7.2	10.7	11.2	1.58	1.48
比較例	b1	<u>a1</u>	1.5	7.1	<u>8.1</u>	<u>8.2</u>	1.38	1.23
	b2	<u>a2</u>	1.5	7.2	9.1	<u>7.4</u>	1.52	1.28
	b3	<u>a3</u>	1.2	7.3	<u>8.3</u>	9.2	1.42	1.52
	b4	<u>a4</u>	1.5	7.7	<u>8.6</u>	<u>8.8</u>	1.45	1.28
	b5	<u>a5</u>	1.0	7.5	9.6	<u>7.6</u>	1.53	1.24
	b6	<u>a6</u>	1.5	8.0	<u>8.2</u>	<u>8.0</u>	1.42	1.29
	b7	<u>a7</u>	2.0	6.6	<u>7.9</u>	<u>7.7</u>	1.38	1.12
	b8	<u>a8</u>	1.7	7.1	<u>8.1</u>	<u>8.0</u>	1.40	1.25
	b9	<u>a9</u>	1.5	6.6	<u>8.0</u>	<u>8.4</u>	1.47	1.28

下線 本発明の規定を外れることを意味する。

[0123] 得られた鋼板について、結晶粒度番号、結晶方位強度測定、およびr値測

定を行った。結晶粒度番号については、JIS G 0551に準拠して、光学顕微鏡観察を行うことで測定を行った。

[0124] 結晶方位強度測定については、X線回折装置（理学電気興業株式会社製）を使用し、Mo-K α 線を用いて、板厚中心領域（機械研磨と電解研磨の組み合わせで中心領域を現出）の（200）、（110）、（211）正極点図を得、これから球面調和関数を用いてODF（Orientation Distribution Function）を得た。この測定結果に基づいて、{111} <011>結晶方位強度および{322} <236>結晶方位強度を算出した。なお、本発明においては、母相であるフェライト相の結晶方位強度を測定した。

[0125] r値については、JIS Z 2254に従い、上述の手法により実施し、圧延方向に対して、平行、45°方向、90°方向から試験片を採取し、r値を求めた後に平均r値を算出した。具体的には、JIS 13号B引張試験片採取し、圧延方向に対して平行、45°方向、90°方向に10~20%の歪みを付与した後、所定の方法で、上記値を算出した。なお、測定したr値に基づいて、加工性（深絞り性）の評価を行った。具体的には、 $r_m \geq 1.50$ でかつ、 $r_{45} \geq 1.30$ の場合を良好な加工性（深絞り性）であると評価した。

[0126] そして、本発明で規定する化学組成を有する鋼（表1の鋼No. A1~A20）を用いた発明例B1~B20は、本発明で要件とするフェライト相の結晶方位強度（集合組織）を実現するとともに、結晶粒度番号を満足し、加工性（深絞り性）に優れる結果となった。これに対し、化学組成が、本発明から外れる鋼（表1の鋼No. a1~a10）を用いた比較例b1~b10は、本発明で要件とするフェライト相の結晶方位強度（集合組織）が低く、加工性（深絞り性）が劣る結果となった。

実施例 2

[0127] 表1に記載した鋼種について、表3に示す条件で、熱間圧延、酸洗、必要に応じて熱延板焼鈍をし、その後、冷間圧延および冷延板焼鈍を行った。各

製造条件は、表 3 に示す通りである。また、実施例 1 と同様に、加工性（深絞り性）については r 値で評価した。

[0128]

[表3]

表3

符号	鋼No.	熱間圧延		冷間圧延		冷延板焼鈍				特性評価			
		仕上温度 (°C)	焼鈍 (°C)	ロール径 (mm)	圧下率 (%)	加熱速度		Ts (°C)	Tf (°C)	結晶方位強度		r値	
						Tsまで (°C/s)	Ts~Tf (°C/s)			A+B	X+Y		rm
本発明例	C1	830	-	500	70	18	4	739	870	11.5	9.8	1.56	1.55
	C2	780	-	500	70	18	4	739	870	12.7	11.5	1.64	1.67
	C3	830	-	500	60	20	5	752	870	10.1	11.5	1.57	1.39
比較例	c1	910	-	500	70	18	4	739	869	8.8	7.6	1.48	1.13
	c2	830	900	500	70	18	5	739	870	7.9	4.8	1.38	1.03
	c3	830	-	105	70	18	4	739	900	8.3	9.1	1.44	1.25
	c4	830	-	500	50	18	4	765	870	7.7	5.3	1.31	0.99
c5	830	-	500	70	5	5	739	890	8.5	7.9	1.41	1.21	
c6	830	-	500	70	20	20	739	890	7.7	7.6	1.35	1.23	
c7	830	-	500	70	18	4	739	760	11.3	8.4	-	-	

下線 本発明の規定範囲外であるか、好ましい製造条件を外れることを意味する。

[0129] 表3に示す本発明例C1～C3は、いずれも化学組成および製造方法が本発明範囲内であり、良好な加工性（深絞り性）の鋼板が得られた。それに対して、本発明の好ましい製造条件から外れる比較例c1～c7の場合、鋼板の結晶方位強度が本発明の規定範囲外となり、加工性（深絞り性）が不良であった。なお、c7は、鋼板の特性が不良であったため、r値を評価できなかった。

請求の範囲

[請求項1]

化学組成が、質量%で、
C : 0.001~0.020%、
Si : 0.02~1.5%、
Mn : 0.02~1.5%、
P : 0.01~0.05%、
S : 0.0001~0.01%、
Cr : 13.0~20.0%、
N : 0.001~0.030%、
Nb : 0.005%以上0.10%未満、
Ti : 0~0.30%、
W : 0~2.0%、
Sn : 0~0.50%、
Mg : 0~0.0100%、
B : 0~0.005%、
V : 0~1.0%、
Mo : 0~3.0%、
Al : 0~0.5%、
Cu : 0~2.0%、
Zr : 0~0.30%、
Co : 0~0.50%、
Sb : 0~0.50%、
REM : 0~0.05%、
Ni : 0~2.0%、
Ca : 0~0.0030%、
Ta : 0~0.10%、
Ga : 0~0.1%、
残部 : Feおよび不可避免的不純物であり、

下記 (i) 式を満足し、
 結晶粒度番号が 6.0 以上であり、
 X線回折によるフェライト相の結晶方位強度において、下記 (ii)
 および (iii) 式を満足し、
 板厚 1.0 mm 以上である、フェライト系ステンレス鋼板。

$$T i \geq 4 (C + N) \quad \dots \quad (i)$$

$$A + B \geq 9.0 \quad \dots \quad (ii)$$

$$X + Y \geq 9.0 \quad \dots \quad (iii)$$

但し、上記 (i) 式中の各元素記号は、鋼中に含まれる各元素の含有量 (質量%) を表し、含有されない場合はゼロとし、上記 (ii) および (iii) 式中各記号は以下により定義される。

A : 板厚中心部の {1 1 1} <1 1 2> 結晶方位強度

B : 板厚 1 / 8 部の {1 1 1} <1 1 2> 結晶方位強度

X : 板厚中心部の {3 2 2} <2 3 6> 結晶方位強度

Y : 板厚 1 / 8 部の {3 2 2} <2 3 6> 結晶方位強度

[請求項2]

前記化学組成が、質量%で、

W : 0.0005 ~ 2.0%、

Sn : 0.01 ~ 0.50%、

Mg : 0.0002 ~ 0.0100%、

B : 0.0002 ~ 0.005%、

V : 0.05 ~ 1.0%、および

Mo : 0.2 ~ 3.0%、

から選択される一種以上を含有する、請求項 1 に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

[請求項3]

前記化学組成が、質量%で、

Al : 0.003 ~ 0.5%、

Cu : 0.1 ~ 2.0%、

Zr : 0.05 ~ 0.30%、

C o : 0.05 ~ 0.50%、

S b : 0.01 ~ 0.50%、および

R E M : 0.001 ~ 0.05%、

から選択される一種以上を含有する、請求項1または2に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

[請求項4] 前記化学組成が、質量%で、

N i : 0.1 ~ 2.0%、

C a : 0.0001 ~ 0.0030%、

T a : 0.01 ~ 0.10%、および

G a : 0.0002 ~ 0.1%、

から選択される一種以上を含有する、請求項1 ~ 3のいずれか1項に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

[請求項5] 下記 (iv) 式で算出される平均 r 値を r_m とした場合に、下記 (v) および (vi) 式を満足する、請求項1 ~ 4のいずれか1項に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

$$r_m = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4 \quad \dots \quad (iv)$$

$$r_m \geq 1.50 \quad \dots \quad (v)$$

$$r_{45} \geq 1.30 \quad \dots \quad (vi)$$

但し、上記式中の各記号は以下により定義される。

r_0 : 圧延方向の r 値

r_{45} : 圧延方向に対して 45° 方向の r 値

r_{90} : 圧延方向に対して 90° 方向の r 値

[請求項6] 排気系部品に用いられる、請求項1 ~ 5のいずれか1項に記載のフェライト系ステンレス鋼板。

[請求項7] 請求項1 ~ 5のいずれか1項に記載のフェライト系ステンレス鋼板を素材とする自動車または自動二輪車の排気系部品用フェライト系ステンレス部材。

[請求項8] (a) 請求項1 ~ 4のいずれか1項に記載の化学組成を有するスラ

ブを加熱し、前記スラブを仕上温度が900℃以下である条件で、熱間圧延を行い、熱延鋼板とする工程と、

(b) 前記熱延鋼板について焼鈍を施さず、前記熱延鋼板を酸洗して、酸洗鋼板とする熱延鋼板酸洗工程と、

(c) 前記酸洗鋼板を、直径が400mm以上のロール径を有する圧延機を用いて圧下率60%以上で冷間圧延して、冷延鋼板とする冷間圧延工程と、

(d) 前記冷延鋼板を、下記(vii)式を満足する焼鈍温度 T_f (°C)で焼鈍する工程と、

を順に施し、

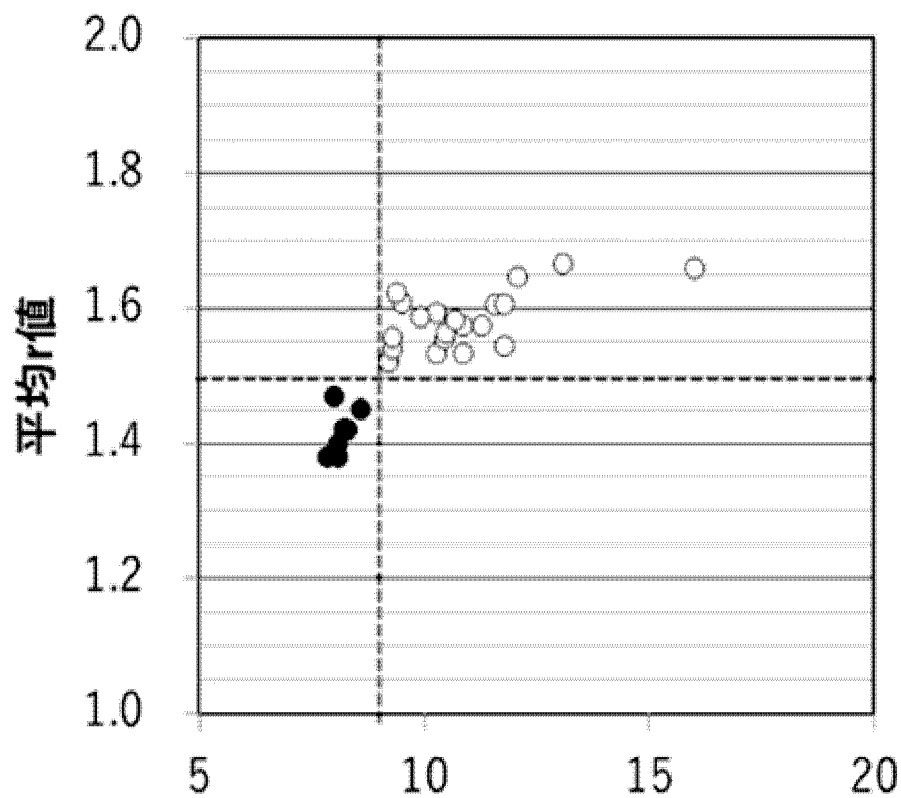
前記(d)の工程において、加熱開始温度から下記(viii)式で算出される再結晶開始温度 T_s (°C)までの平均加熱速度を $15\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上とし、再結晶開始温度 T_s (°C)から焼鈍温度 T_f (°C)までの平均加熱速度を $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下とする、

フェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

$$800 \leq T_f \text{ (}^\circ\text{C)} \leq 950 \quad \dots \quad (\text{vii})$$

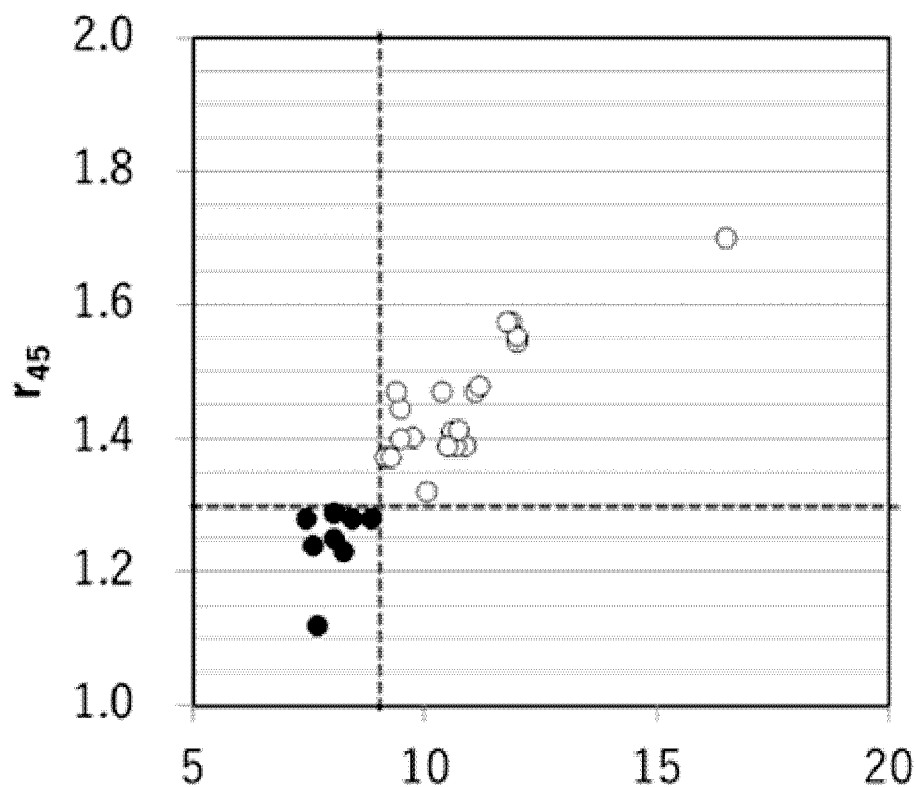
$$700 \leq T_s \text{ (}^\circ\text{C)} \leq T_f \text{ (}^\circ\text{C)} - 100 \quad \dots \quad (\text{viii})$$

[図1]



A+B ($\{111\} \langle 112 \rangle$ 強度)

[図2]



X+Y ($\{322\} \langle 236 \rangle$ 強度)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2020/036379

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
 Int. Cl. C21D9/48 (2006.01) i, C22C38/00 (2006.01) i, C22C38/28 (2006.01) i,
 C22C38/60 (2006.01) i
 FI: C22C38/00 302Z, C21D9/48 R, C22C38/28, C22C38/60
 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)
 Int. Cl. C21D9/48, C22C38/00, C22C38/28, C22C38/60

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
 Published examined utility model applications of Japan 1922-1996
 Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2020
 Registered utility model specifications of Japan 1996-2020
 Published registered utility model applications of Japan 1994-2020

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 2019-2053 A (NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLESS STEEL CORP.) 10 January 2019, claims, paragraphs [0048], [0104], [0108], tables 1-4	1-8
A	JP 2006-193771 A (NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLESS STEEL CORP.) 27 July 2006, claims, paragraph [0035], tables 1, 2	1-8
A	JP 6-179921 A (NIPPON STEEL CORP.) 28 June 1994, claims, paragraph [0010], tables 1, 2	1-8
A	WO 2016/068139 A1 (NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLESS STEEL CORP.) 06 May 2016, claims, paragraphs [0067], [0068], tables 1-1 to 4-3	1-8

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 16.11.2020	Date of mailing of the international search report 24.11.2020
---	--

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 REPORTInternational application No.
PCT/JP2020/036379

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 2002-285300 A (KAWASAKI STEEL CORP.) 03 October 2002, claims, paragraphs [0041]-[0043], tables 1-4	1-8
P, X	WO 2019/189872 A1 (NIPPON STEEL STAINLESS STEEL CORPORATION) 03 October 2019, claims, paragraph [0072], tables 1-3	1-8

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2020/036379

Patent Documents referred to in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
JP 2019-2053 A	10.01.2019	(Family: none)	
JP 2006-193771 A	27.07.2006	(Family: none)	
JP 6-179921 A	28.06.1994	(Family: none)	
WO 2016/068139 A1	06.05.2016	US 2017/0314093 A1 claims, paragraphs [0087], [0088], tables, 1-1 to 4-3 CN 106795608 A	
JP 2002-285300 A	03.10.2002	EP 1225242 A2 claims, paragraphs [0062]-[0071], tables 1-4 US 2002/0136661 A1	
WO 2019/189872 A1	03.10.2019	(Family: none)	

<p>A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C21D 9/48(2006.01)i; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 302Z; C21D9/48 R; C22C38/28; C22C38/60</p>										
<p>B. 調査を行った分野</p>										
<p>調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC）） C21D9/48; C22C38/00; C22C38/28; C22C38/60</p>										
<p>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</p> <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922 - 1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971 - 2020年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996 - 2020年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994 - 2020年</td> </tr> </table>			日本国実用新案公報	1922 - 1996年	日本国公開実用新案公報	1971 - 2020年	日本国実用新案登録公報	1996 - 2020年	日本国登録実用新案公報	1994 - 2020年
日本国実用新案公報	1922 - 1996年									
日本国公開実用新案公報	1971 - 2020年									
日本国実用新案登録公報	1996 - 2020年									
日本国登録実用新案公報	1994 - 2020年									
<p>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）</p>										
<p>C. 関連すると認められる文献</p>										
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 2019-2053 A（新日鐵住金ステンレス株式会社）10.01.2019（2019-01-10） 特許請求の範囲， [0048]， [0104]， [0108]， 表1-表4	1-8								
A	JP 2006-193771 A（新日鐵住金ステンレス株式会社）27.07.2006（2006-07-27） 特許請求の範囲， [0035]， 表1， 表2	1-8								
A	JP 6-179921 A（新日本製鐵株式会社）28.06.1994（1994-06-28） 特許請求の範囲， [0010]， 表1， 表2	1-8								
A	WO 2016/068139 A1（新日鐵住金ステンレス株式会社）06.05.2016（2016-05-06） 請求の範囲， [0067] - [0068]， 表1-1-表4-3	1-8								
A	JP 2002-285300 A（川崎製鐵株式会社）03.10.2002（2002-10-03） 特許請求の範囲， [0041] - [0043]， 表1-表4	1-8								
P, X	WO 2019/189872 A1（日鉄ステンレス株式会社）03.10.2019（2019-10-03） 請求の範囲， [0072]， 表1-表3	1-8								
<p><input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。</p>										
<p>* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な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抵触するものではなく、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</p>										
国際調査を完了した日	16.11.2020	国際調査報告の発送日 24.11.2020								
名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 鈴木 毅 4K 9154 電話番号 03-3581-1101 内線 3435									

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2020/036379

引用文献	公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP 2019-2053 A	10.01.2019	(ファミリーなし)	
JP 2006-193771 A	27.07.2006	(ファミリーなし)	
JP 6-179921 A	28.06.1994	(ファミリーなし)	
WO 2016/068139 A1	06.05.2016	US 2017/0314093 A1 Claims, [0087]-[0088], Table1-1-Table4-3 CN 106795608 A	
JP 2002-285300 A	03.10.2002	EP 1225242 A2 Claims, [0062]-[0071], Table1-Table4 US 2002/0136661 A1	
WO 2019/189872 A1	03.10.2019	(ファミリーなし)	