



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 114502760 B

(45) 授权公告日 2023.03.28

(21) 申请号 202080069794.0  
 (22) 申请日 2020.09.25  
 (65) 同一申请的已公布的文献号  
 申请公布号 CN 114502760 A  
 (43) 申请公布日 2022.05.13  
 (30) 优先权数据  
 2019-182231 2019.10.02 JP  
 (85) PCT国际申请进入国家阶段日  
 2022.04.01  
 (86) PCT国际申请的申请数据  
 PCT/JP2020/036379 2020.09.25  
 (87) PCT国际申请的公布数据  
 W02021/065738 JA 2021.04.08  
 (73) 专利权人 日铁不锈钢株式会社  
 地址 日本东京都  
 (72) 发明人 西村航 井上宜治  
 (74) 专利代理机构 北京林达刘知识产权代理事  
 务所(普通合伙) 11277  
 专利代理师 刘新宇 李茂家

(51) Int.Cl.  
 G22C 38/02 (2006.01)  
 G22C 38/04 (2006.01)  
 G22C 38/06 (2006.01)  
 G22C 38/42 (2006.01)  
 G22C 38/44 (2006.01)  
 G22C 38/46 (2006.01)  
 G22C 38/48 (2006.01)  
 G22C 38/50 (2006.01)  
 G22C 38/52 (2006.01)  
 G22C 38/54 (2006.01)  
 G22C 38/60 (2006.01)  
 G21D 8/02 (2006.01)

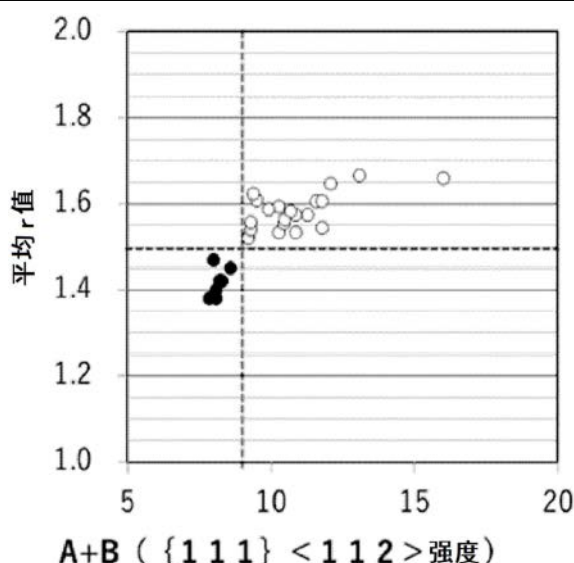
(56) 对比文件  
 CN 106795608 A, 2017.05.31  
 JP 2019002053 A, 2019.01.10  
 JP 2006193771 A, 2006.07.27  
 JP H06179921 A, 1994.06.28  
 CN 104093871 A, 2014.10.08  
 CN 101671796 A, 2010.03.17

审查员 李娇

权利要求书3页 说明书19页 附图1页

(54) 发明名称  
 铁素体系不锈钢钢板及其制造方法、以及铁素体系不锈钢构件

(57) 摘要  
 一种铁素体系不锈钢钢板,其具有规定的化学组成,晶粒度编号为6.0以上,基于X射线衍射的铁素体相的晶体取向强度满足 $[A+B \geq 9.0]$ 和 $[X+Y \geq 9.0]$ ,且板厚为1.0mm以上。其中,A:板厚中心部的 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 晶体取向强度;B:板厚1/8部的 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 晶体取向强度;X:板厚中心部的 $\{322\} \langle 236 \rangle$ 晶体取向强度;Y:板厚1/8部的 $\{322\} \langle 236 \rangle$ 晶体取向强度。



1. 一种铁素体系不锈钢钢板,其化学组成以质量%计为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%以上且小于0.10%、  
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%、

余量:Fe和不可避免的杂质,

所述铁素体系不锈钢钢板满足下述式(i),

晶粒度编号为6.0以上,

基于X射线衍射的铁素体相的晶体取向强度满足下述式(ii)和式(iii),且板厚为1.0mm以上,

$$Ti \geq 4(C+N) \cdots (i)$$

$$A+B \geq 9.0 \cdots (ii)$$

$$X+Y \geq 9.0 \cdots (iii)$$

其中,上述式(i)中的各元素符号表示钢中包含的各元素的以质量%计的含量,不含有时设为零,上述式(ii)和(iii)中的各符号如下定义:

A:板厚中心部的{111}<112>晶体取向强度

B:板厚1/8部的{111}<112>晶体取向强度

X:板厚中心部的{322}<236>晶体取向强度

Y:板厚1/8部的{322}<236>晶体取向强度。

2. 根据权利要求1所述的铁素体系不锈钢钢板,其中,所述化学组成以质量%计含有选自

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%、  
 Mo:0.2~3.0%、  
 Al:0.003~0.5%、  
 Cu:0.1~2.0%、  
 Zr:0.05~0.30%、  
 Co:0.05~0.50%、  
 Sb:0.01~0.50%、  
 REM:0.001~0.05%、  
 Ni:0.1~2.0%、  
 Ca:0.0001~0.0030%、  
 Ta:0.01~0.10%、和  
 Ga:0.0002~0.1%  
 中的一种以上。

3. 根据权利要求1所述的铁素体系不锈钢钢板,其中,将通过下述式 (iv) 算出的平均r值记作 $r_m$ 时,满足下述式 (v) 和 (vi),

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

$$r_m \geq 1.50 \cdots (v)$$

$$r_{45} \geq 1.30 \cdots (vi)$$

其中,上述式中的各符号如下定义:

$r_0$ : 轧制方向的r值

$r_{45}$ : 相对于轧制方向为45°方向的r值

$r_{90}$ : 相对于轧制方向为90°方向的r值。

4. 根据权利要求2所述的铁素体系不锈钢钢板,其中,将通过下述式 (iv) 算出的平均r值记作 $r_m$ 时,满足下述式 (v) 和 (vi),

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

$$r_m \geq 1.50 \cdots (v)$$

$$r_{45} \geq 1.30 \cdots (vi)$$

其中,上述式中的各符号如下定义:

$r_0$ : 轧制方向的r值

$r_{45}$ : 相对于轧制方向为45°方向的r值

$r_{90}$ : 相对于轧制方向为90°方向的r值。

5. 根据权利要求1~4中任一项所述的铁素体系不锈钢钢板,其用于排气系统部件。

6. 一种汽车或摩托车的排气系统部件用铁素体系不锈钢构件,其以权利要求1~4中任

一项所述的铁素体系不锈钢钢板作为坯料。

7. 一种铁素体系不锈钢钢板的制造方法,其依次实施下述工序:

(a) 将具有权利要求1或2所述的化学组成的板坯加热,在最终温度为900℃以下的条件下,对所述板坯进行热轧而制成热轧钢板的工序;

(b) 不对所述热轧钢板实施退火地将所述热轧钢板酸洗而制成酸洗钢板的热轧钢板酸洗工序;

(c) 使用具有直径为400mm以上的辊径的轧制机,以60%以上的压下率对所述酸洗钢板进行冷轧而制成冷轧钢板的冷轧工序;以及

(d) 将所述冷轧钢板以满足下述式(vii)的退火温度 $T_f$ (℃)进行退火的工序,

所述(d)工序中,将从加热开始温度起至通过下述式(viii)算出的再结晶开始温度 $T_s$ (℃)为止的平均加热速度设为15℃/s以上,将从再结晶开始温度 $T_s$ (℃)起至退火温度 $T_f$ (℃)为止的平均加热速度设为10℃/s以下,

$$800 \leq T_f (\text{℃}) \leq 950 \cdots (\text{vii})$$

$$700 \leq T_s (\text{℃}) \leq T_f (\text{℃}) - 100 \cdots (\text{viii})。$$

## 铁素体系不锈钢钢板及其制造方法、以及铁素体系不锈钢构件

### 技术领域

[0001] 本发明涉及铁素体系不锈钢钢板及其制造方法、以及铁素体系不锈钢构件。

### 背景技术

[0002] 铁素体系不锈钢钢板在家电制品、厨房设备、电子设备等广大领域中使用。并且，近年来作为在汽车、摩托车的排气管、燃料罐和管道用途中使用的坯料，研究了不锈钢钢板的应用。

[0003] 要求上述排气系统部件在排气环境和燃料环境中具有耐蚀性和耐热性。此外，上述部件通过在由钢板进行压制加工或者将钢板造管成规定尺寸(直径)的钢管后，成形为目标形状来制造。因此，对于部件所使用的坯料钢板要求高加工性。

[0004] 并且，近年来应对环境管控和轻量化，部件构成变得复杂，部件的形状自身也随之复杂化。对于排气系统构件而言，自不用说要求上述耐蚀性、耐热性之类的材料特性，成本也备受重视。此外，从降低部件自身成本的观点出发，研究了各种减少在部件成形时的成形工序和焊接工序的工序数量的措施。作为其中的一例，可列举出部件的一体成型加工。在现有方法中，使用将钢板或钢管成形加工后再与其它部件进行焊接接合的方法。

[0005] 另一方面，一体成型加工是指：对于以往利用焊接进行了接合的部位，通过对钢板或钢管组合多种加工(深拉、胀形、弯曲、扩管等)来进行一体成型。通过利用一体成型加工来制造部件，能够省略焊接工序，能够降低成本，但对于上述构件所使用的不锈钢钢板要求更高的加工性。

[0006] 然而，对于上述排气系统部件中使用的不锈钢钢板要求各种加工性。例如，对于压制加工而言，深拉性和扩孔性之类的加工性成为重要特性。此外，如上所述对于一体成型加工而言，有时也要求弯曲性、胀形性和扩管性。

[0007] 在不锈钢钢板之中，铁素体系不锈钢钢板与奥氏体系不锈钢钢板相比成本低。因此，从成本方面考虑，可以说其适合作为上述构件所使用的钢板。然而，铁素体系不锈钢钢板的成形性差，因此，用途和形状有时受限。从这种理由出发，将铁素体系不锈钢钢板用作上述构件时，其使用部位等有时受限。

[0008] 出于上述那样的原委，针对排气系统部件用的耐热铁素体系不锈钢钢板，为了解决与其加工性有关的问题而进行了各种改进。

[0009] 专利文献1中公开了通过控制热轧后的退火温度和时间等条件来提高加工性的钢板及其制造方法。专利文献1中具体公开了平均 $r$ 值为1.2以上的钢板。上述钢板的制造方法通过在热轧钢板的退火工序中进行钢板的组织控制来控制钢板的晶体取向。其结果，能够获得具有高加工性的钢板。

[0010] 专利文献2中公开了省略热轧钢板的退火而提高了加工性的钢板及其制造方法。专利文献2中具体公开了平均 $r$ 值为1.3左右且板厚为0.7mm的钢板。上述钢板的制造方法中，在热轧工序中的精轧时，控制压下率、辊与钢板的摩擦系数以及精轧机出口侧温度。进

而省略了热轧板退火。由此,专利文献2中,能够减少工序数量,获得具有更高加工性的钢板。

[0011] 专利文献3中公开了通过控制热轧条件并实施两个阶段的冷轧和退火而提高了加工性的钢板及其制造方法。专利文献3中具体公开了平均r值最大为2.3左右且板厚为0.8mm的钢板。

[0012] 上述钢板的制造方法中,控制热轧的粗轧和精轧时的温度和压下率,将中间冷轧与650~900℃下的中间退火加以组合。由此,控制精冷轧前的组织,获得高加工性钢板。

[0013] 现有技术文献

[0014] 专利文献

[0015] 专利文献1:日本特开2005-105347号公报

[0016] 专利文献2:日本特开2000-265215号公报

[0017] 专利文献3:日本特开2003-138349号公报

## 发明内容

[0018] 发明要解决的问题

[0019] 在加工性之中,深拉性以兰克福德值(Lankford value,以下记作“r值”)作为其指标,通过控制晶体取向而使其提高。对于r值的提高而言,有效的是:通过在轧制时提高压下率,使退火温度高温化,从而使轧制面与{111}面达到平行的再结晶晶粒(以下也称为“{111}晶粒”) 在钢板的整个板厚上成长。

[0020] 对于在消声器等排气系统部件中使用的坯料而言,板厚有时达到1.0mm以上。上述那样的板厚1.0mm以上的钢板的压下率必然变小。因此,可以想到如下的情况:仅通过提高轧制时的压下率,不能充分形成对于提高深拉性而言有效的{111}晶粒,织构并未成长。

[0021] 对于专利文献1~3的钢种而言,可以想到如下情况:在大量添加Nb且板厚较厚的情况下,因Nb的使再结晶延迟的效果而导致{111}晶粒未充分成长。

[0022] 进而,如专利文献1~3那样,若在制造工序中进行热轧板退火则热轧时的加工形变消失。因此,认为成为再结晶驱动力的位错总量减少,{111}晶粒未充分成长。并且,工序数量的增加会使生产率大幅降低。

[0023] 并且,专利文献2中公开的钢板设想的是厚度1.0mm以下的薄钢板。此外,认为即便使用专利文献2中记载的制造方法,在板厚为1.0mm以上的钢板的情况下,r值也不充分。并且,认为专利文献3中:在本申请所设想的板厚为1.0mm以上的钢板的情况下,即使进行两个阶段的冷轧和退火,总轧制率也不足,{111}晶粒未充分成长。并且,工序数量的增加会使生产率大幅降低。

[0024] 此外,如专利文献1或3那样实施热轧板退火、中间退火和/或热处理而使制造过程中的钢板组织发生再结晶有时会加剧晶体取向的随机化。若将这些钢板进行冷轧和退火,则会增大钢板的面内各向异性( $\Delta r$ ),在深拉加工或扩孔加工等钢板成形时,有时导致破损之类的不良情况。

[0025] 本发明的目的是解决上述问题点,提供加工性、尤其是深拉性优异的板厚1.0mm以上的排气部件用铁素体系不锈钢钢板及其制造方法、以及排气系统部件用铁素体系不锈钢构件。

[0026] 用于解决问题的方案

[0027] 本发明是为了解决上述课题而进行的,其主旨是下述铁素体系不锈钢钢板及其制造方法、以及排气系统部件用铁素体系不锈钢构件。

[0028] (1) 一种铁素体系不锈钢钢板,其化学组成以质量%计为

[0029] C:0.001~0.020%、

[0030] Si:0.02~1.5%、

[0031] Mn:0.02~1.5%、

[0032] P:0.01~0.05%、

[0033] S:0.0001~0.01%、

[0034] Cr:13.0~20.0%、

[0035] N:0.001~0.030%、

[0036] Nb:0.005%以上且小于0.10%、

[0037] Ti:0~0.30%、

[0038] W:0~2.0%、

[0039] Sn:0~0.50%、

[0040] Mg:0~0.0100%、

[0041] B:0~0.005%、

[0042] V:0~1.0%、

[0043] Mo:0~3.0%、

[0044] Al:0~0.5%、

[0045] Cu:0~2.0%、

[0046] Zr:0~0.30%、

[0047] Co:0~0.50%、

[0048] Sb:0~0.50%、

[0049] REM:0~0.05%、

[0050] Ni:0~2.0%、

[0051] Ca:0~0.0030%、

[0052] Ta:0~0.10%、

[0053] Ga:0~0.1%、

[0054] 余量:Fe和不可避免的杂质,

[0055] 所述铁素体系不锈钢钢板满足下述式(i),

[0056] 晶粒度编号为6.0以上,

[0057] 基于X射线衍射的铁素体相的晶体取向强度满足下述式(ii)和(iii),

[0058] 且板厚为1.0mm以上。

[0059]  $Ti \geq 4(C+N) \cdots (i)$

[0060]  $A+B \geq 9.0 \cdots (ii)$

[0061]  $X+Y \geq 9.0 \cdots (iii)$

[0062] 其中,上述式(i)中的各元素符号表示钢中包含的各元素的含量(质量%),不含有时设为零,上述式(ii)和(iii)中的各符号如下定义。

- [0063] A:板厚中心部的{111}<112>晶体取向强度
- [0064] B:板厚1/8部的{111}<112>晶体取向强度
- [0065] X:板厚中心部的{322}<236>晶体取向强度
- [0066] Y:板厚1/8部的{322}<236>晶体取向强度
- [0067] (2)根据上述(1)所述的铁素体系不锈钢钢板,其中,前述化学组成以质量%计含有选自
- [0068] W:0.0005~2.0%、
- [0069] Sn:0.01~0.50%、
- [0070] Mg:0.0002~0.0100%、
- [0071] B:0.0002~0.005%、
- [0072] V:0.05~1.0%、和
- [0073] Mo:0.2~3.0%
- [0074] 中的一种以上。
- [0075] (3)根据上述(1)或(2)所述的铁素体系不锈钢钢板,其中,前述化学组成以质量%计含有选自
- [0076] Al:0.003~0.5%、
- [0077] Cu:0.1~2.0%、
- [0078] Zr:0.05~0.30%、
- [0079] Co:0.05~0.50%、
- [0080] Sb:0.01~0.50%、和
- [0081] REM:0.001~0.05%、
- [0082] 中的一种以上。
- [0083] (4)根据上述(1)~(3)中任一项所述的铁素体系不锈钢钢板,其中,前述化学组成以质量%计含有选自
- [0084] Ni:0.1~2.0%、
- [0085] Ca:0.0001~0.0030%、
- [0086] Ta:0.01~0.10%、和
- [0087] Ga:0.0002~0.1%、
- [0088] 中的一种以上。
- [0089] (5)根据上述(1)~(4)中任一项所述的铁素体系不锈钢钢板,其中,将通过下述式(iv)算出的平均r值记作 $r_m$ 时,满足下述式(v)和(vi)。
- [0090]  $r_m = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4 \cdots (iv)$
- [0091]  $r_m \geq 1.50 \cdots (v)$
- [0092]  $r_{45} \geq 1.30 \cdots (vi)$
- [0093] 其中,上述式中的各符号如下定义。
- [0094]  $r_0$ :轧制方向的r值
- [0095]  $r_{45}$ :相对于轧制方向为45°方向的r值
- [0096]  $r_{90}$ :相对于轧制方向为90°方向的r值
- [0097] (6)根据上述(1)~(5)中任一项所述的铁素体系不锈钢钢板,其用于排气系统部

件。

[0098] (7) 一种汽车或摩托车的排气系统部件用铁素体系不锈钢构件,其以上述(1)~(5)中任一项所述的铁素体系不锈钢钢板作为坯料。

[0099] (8) 一种铁素体系不锈钢钢板的制造方法,其依次实施下述工序:

[0100] (a) 将具有上述(1)~(4)中任一项所述的化学组成的板坯加热,在最终温度为900℃以下的条件下,对前述板坯进行热轧而制成热轧钢板的工序;

[0101] (b) 不对前述热轧钢板实施退火地将前述热轧钢板酸洗而制成酸洗钢板的热轧钢板酸洗工序;

[0102] (c) 使用具有直径为400mm以上的辊径的轧制机,以60%以上的压下率对前述酸洗钢板进行冷轧而制成冷轧钢板的冷轧工序;以及

[0103] (d) 将前述冷轧钢板以满足下述式(vii)的退火温度 $T_f$ (℃)进行退火的工序,

[0104] 前述(d)工序中,将从加热开始温度起至通过下述式(viii)算出的再结晶开始温度 $T_s$ (℃)为止的平均加热速度设为15℃/s以上,将从再结晶开始温度 $T_s$ (℃)起至退火温度 $T_f$ (℃)为止的平均加热速度设为10℃/s以下。

[0105]  $800 \leq T_f (\text{℃}) \leq 950 \cdots \text{(vii)}$

[0106]  $700 \leq T_s (\text{℃}) \leq T_f (\text{℃}) - 100 \cdots \text{(viii)}$

[0107] 发明的效果

[0108] 根据本发明,能够得到加工性、尤其是深拉性优异且板厚为1.0mm以上的排气部件用铁素体系不锈钢钢板和排气部件用铁素体系不锈钢构件。

## 附图说明

[0109] 图1是表示钢板的{111}<112>晶体取向强度之和与平均 $r$ 值的关系的图。

[0110] 图2是表示钢板的{322}<236>晶体取向强度之和与 $r_{45}$ 的关系的图。

## 具体实施方式

[0111] 为了解决上述课题,本发明人等关于铁素体系不锈钢钢板的加工性,针对组成、制造过程中的组织和晶体取向形成进行了详细研究。其结果,获得以下所示的(A)~(C)的见解。

[0112] (A) 对于板厚为1.0mm以上的耐热铁素体系不锈钢钢板而言,为了获得目标的平均 $r$ 值,需要适当控制钢板的化学组成和各制造工序中的制造条件,使特定取向的织构成长。

[0113] (B) 作为具体的取向,若{111}<112>取向的织构成长,则相对于轧制方向,各方向的 $r$ 值( $r_0$ 、 $r_{45}$ 、 $r_{90}$ )、尤其是 $r_0$ 和 $r_{90}$ 的值提高,能够获得高的平均 $r$ 值。此外,在上述取向的基础上,{322}<236>取向的织构成长时, $r_0$ 降低,另一方面, $r_{45}$ 和 $r_{90}$ 的值提高。尤其是,使{322}<236>取向的织构成长时,会提高单纯使{111}成长时难以提高的 $r_{45}$ ,故而有效。期望遍及板的总厚度地发生这些织构的成长。

[0114] (C) 在遍及板的总厚度地使织构成长时,本发明人等着眼于促进热轧形变的蓄积。通常,对铁素体系不锈钢进行了热轧的情况下,在热轧的道次之间或精轧~卷取之间,发生恢复和再结晶,热轧形变减少、消失。该恢复和再结晶主要在容易导入剪切形变的热轧板的表层附近发生。其结果,在钢板的表层附近,织构不易成长。作为抑制恢复和再结晶的方法,

可以考虑热轧的低温化。但是,在钢板不发生烧粘的制造范围程度内仅使热轧实现低温化时,无法充分获得热轧形变的蓄积增大效果。

[0115] 针对上述问题,本发明人等获得如下见解:通过在本发明范围内添加Nb等对于抑制再结晶而言效果高的合金元素,从而抑制热轧中的恢复和再结晶,能够促进热轧形变的蓄积。通过利用该见解,能够得到不仅是钢板的板厚中心部、连板厚1/8部也使上述织构成长的具有高加工性、尤其是深拉性的钢板。

[0116] 本发明是基于上述见解而进行的。以下,针对本发明的各必要条件进行详细说明。

[0117] 1. 化学组成

[0118] 各元素的限定理由如下所述。需要说明的是,在下述说明中,针对含量的“%”是指“质量%”。

[0119] C:0.001~0.020%

[0120] C除了使韧性、耐蚀性和抗氧化性劣化之外,固溶于母相的C还会阻碍{111}<112>取向和{322}<236>取向的织构的成长。因此,C含量越少越好。C含量设为0.020%以下。然而,若过度降低C,则会导致精炼成本的增加,因此,C含量设为0.001%以上。进而,若考虑到制造成本和耐蚀性,则C含量优选设为0.002%以上,优选设为0.010%以下。同样地,C含量更优选设为0.003%以上,更优选设为0.008%以下。

[0121] Si:0.02~1.5%

[0122] Si除了是脱氧元素之外,还是使抗氧化性和高温强度提高的元素。此外,通过含有Si,从而钢中的氧量降低,{111}<112>取向和{322}<236>取向的织构容易成长。因此,Si含量设为0.02%以上。然而,若含有超过1.5%的Si,则钢板显著硬质化,在钢管加工时,弯曲性劣化。

[0123] 因此,Si含量设为1.5%以下。需要说明的是,为了使上述织构显著成长,Si含量优选设为超过0.30%,更优选设为0.80%以上。并且,若考虑到制造钢板时的韧性和酸洗性,则Si含量优选设为1.2%以下。此外,Si含量更优选设为1.0%以下。

[0124] Mn:0.02~1.5%

[0125] Mn在高温下形成 $MnCr_2O_4$ 或MnO,使氧化皮密合性提高。因此,Mn含量设为0.02%以上。Mn含量优选设为0.10%以上,更优选设为0.20%以上。然而,若含有超过1.5%的Mn,则氧化物量增加,容易发生异常氧化。此外,Mn会与S生成化合物,阻碍{111}<112>取向和{322}<236>取向的织构的成长。因此,Mn含量设为1.5%以下。此外,若考虑到制造钢板时的韧性和酸洗性,则Mn含量优选设为1.0%以下,Mn含量更优选设为0.8%以下。进而,若考虑到钢管焊接部的氧化物所引起的扁平裂纹,则Mn含量更优选设为0.3%以下。

[0126] P:0.01~0.05%

[0127] P与Si同为固溶强化元素,因此,从材质和韧性的观点出发,优选降低其含量。固溶于母相的P会阻碍{111}<112>取向和{322}<236>取向的织构的成长,因此,P含量设为0.05%以下。

[0128] 然而,若过量降低P,则会导致精炼成本的增加。因此,P含量设为0.01%以上。进而,若考虑到制造成本和抗氧化性,P含量优选设为0.015%以上,优选设为0.03%以下。

[0129] S:0.0001~0.01%

[0130] 从材质、耐蚀性和抗氧化性的观点出发,优选尽量降低S。尤其是,过量含有S时,其

会与Ti或Mn生成化合物,在钢管弯曲时,容易产生以夹杂物为起点的裂纹。并且,这些化合物的存在会阻碍{111}<112>取向和{322}<236>取向的结构的成长。

[0131] 因此,S含量设为0.01%以下。然而,若过度降低S,则会导致精炼成本的增加。因此,S含量设为0.0001%以上。进而,若考虑到制造成本和耐蚀性,则S含量优选设为0.0005%以上,优选为0.005%以下。

[0132] Cr:13.0~20.0%

[0133] Cr是对于确保在排气部件中最为重要的特性、即高温强度和耐氧化性而言必须的元素。因此,Cr含量设为13.0%以上。然而,若Cr含量超过20.0%,则除了韧性降低、制造性变差之外,尤其会发生钢管焊接部的脆性裂纹或弯曲性不良。

[0134] 并且,过量的固溶Cr会阻碍{111}<112>取向和{322}<236>取向的结构的成长。因此,Cr含量设为20.0%以下。从制造钢板时的热轧板的韧性的观点出发,Cr含量优选设为14.0%以上。进而,从制造成本的观点出发,Cr含量优选设为15.0%以上,优选设为18.0%以下。

[0135] N:0.001~0.030%

[0136] N与C同样使低温韧性、加工性和耐氧化性降低。并且,固溶于母相的N会阻碍{111}<112>取向和{322}<236>取向的结构的成长,因此,优选尽量降低其含量。因此,N含量设为0.030%以下。另一方面,若过度降低N,则会导致精炼成本的增加。因此,N含量设为0.001%以上。进而,若考虑到制造成本和韧性,则N含量优选设为0.005%以上,优选设为0.020%以下。

[0137] Nb:0.005%以上且小于0.10%

[0138] Nb具有在热轧工序中抑制恢复和再结晶而使热轧形变的蓄积量增大的效果。该热轧形变与通过冷轧工序而导入的冷轧形变一同明显有助于{111}的成长。进而,Nb与C、N和S结合,使耐蚀性、耐晶界腐蚀性和深拉性提高。此外,在高温区域中,固溶强化能力和析出强化能力高,使高温强度和热疲劳特性提高。

[0139] 因此,Nb含量设为0.005%以上。Nb含量优选设为0.010%以上,更优选设为0.015%以上。然而,若过量含有Nb,则在冷轧后的最终退火中显著推迟再结晶的进行,阻碍{111}的成长。因此,Nb含量设为小于0.10%。此外,若考虑到对再结晶造成的影响,则Nb含量优选为0.08%以下,更优选为0.05%以下。

[0140] Ti:0~0.30%

[0141]  $Ti \geq 4(C+N) \cdots (i)$

[0142] 其中,上述式(i)中的各元素符号表示钢中包含的各元素的含量(质量%),不含有时设为零。

[0143] Ti与Nb同样地具有与C、N和S结合而提高耐蚀性、耐晶界腐蚀性、深拉性的效果。此外,Ti的氮化物在铸造板坯时成为核,由此增大等轴晶率,使制品板的{111}取向的结构成长,提高r值。

[0144] 此外,期望在热轧工序中抑制恢复和再结晶,使热轧形变充分蓄积。为此,可以抑制Nb碳氮化物的形成。因而,需要含有Ti,并充分固定C和N。为了获得这种C和N的固定化效果,本发明的铁素体系不锈钢钢板需要满足上述式(i)。然而,若含有超过0.30%的Ti,则因固溶Ti而导致钢板发生硬质化,且韧性降低。因此,Ti含量设为0.30%以下。进而,若考虑到

制造成本等,则Ti含量优选设为0.05%以上,优选设为0.25%以下。

[0145] W:0~2.0%

[0146] W与Nb同样地在热轧工序中抑制恢复和再结晶,使热轧形变的蓄积增大。进而,提高高温强度的效果也高。因此,可根据需要来含有。然而,过量含有W时,会导致韧性的劣化和伸长率的降低。并且,作为金属间化合物相的Laves相的生成量增大,阻碍{111}取向的组织的成长,使r值降低。因此,W含量设为2.0%以下。进而,若考虑到制造成本和制造性,则W含量优选设为1.5%以下。

[0147] 另一方面,上述效果是在W含量为0.0005%以上时表现出的,因此,W含量优选设为0.0005%以上。W含量更优选设为0.1%以上。

[0148] Sn:0~0.50%

[0149] Sn在铸造板坯时会发生组成的过冷却,使等轴晶率增大。由此,使制品板的{111}取向的组织成长,使r值和钢管的扩管性提高。然而,若含有超过0.50%的Sn,则发生过度的偏析,钢管焊接部的低温韧性降低。因此,Sn含量设为0.50%以下。进而,若考虑到高温特性、制造成本和韧性,则Sn含量优选设为0.30%以下。另一方面,为了获得上述效果,Sn含量优选设为0.01%以上。

[0150] Mg:0~0.0100%

[0151] Mg在钢水中与Al同样地形成Mg氧化物,具有脱氧效果。并且,Mg微细地结晶的Mg氧化物成为核而使板坯的等轴晶率增大,在其后的工序中,促进Nb和Ti系微细析出物的析出。具体而言,在热轧工序中,若微细地析出前述析出物,则在热轧工序和后续的热轧板的退火工序中,形成再结晶晶核。其结果,能够获得非常微细的再结晶组织。该再结晶组织有助于{111}取向的组织的成长,且也有助于韧性的提高。因此,可根据需要来含有。

[0152] 然而,若过量含有Mg,则使耐氧化性和焊接性降低。因此,Mg含量设为0.0100%以下。另一方面,为了获得上述效果,Mg含量优选设为0.0002%以上。进而,若考虑到精炼成本,则Mg含量更优选设为0.0003%以上,优选设为0.0020%以下。

[0153] B:0~0.005%

[0154] B具有通过向晶界偏析而使晶界强度、二次加工性、低温韧性和中温区域的高温强度提高的效果。因此,可根据需要来含有。然而,因含有超过0.005%的B而生成 $Cr_2B$ 等B化合物,使晶界腐蚀性和疲劳特性降低。并且,阻碍{111}取向的组织的成长,导致r值的降低。因此,B含量设为0.005%以下。另一方面,为了获得上述效果,B含量优选设为0.0002%以上。进而,若考虑到焊接性和制造性,则B含量优选设为0.0003%以上,优选设为0.0010%以下。

[0155] V:0~1.0%

[0156] V具有与C或N结合而使耐蚀性和耐热性提高的效果。因此,可根据需要来含有。然而,因含有超过1.0%的V而生成粗大的碳氮化物,韧性降低。进而,阻碍{111}取向的组织的成长。因此,V含量设为1.0%以下。并且,若考虑到制造成本和制造性,V含量优选设为0.2%以下。另一方面,为了获得上述效果,V含量优选设为0.05%以上。

[0157] Mo:0~3.0%

[0158] Mo与Nb和W同样地在热轧工序中抑制恢复和再结晶,使热轧形变的蓄积增大。此外,Mo是使耐蚀性提高的元素,尤其是在具有间隙结构的管材等中抑制间隙腐蚀的元素。并且,Mo的使高温强度提高的效果也高。因此,可根据需要来含有。

[0159] 然而,若过量含有Mo,则韧性和伸长率降低。此外,作为金属间化合物相的Laves相的生成量增大,阻碍{111}取向的结构的成长,使 $r$ 值降低。因此,Mo含量设为3.0%以下。进而,若考虑到制造成本和制造性,则Mo含量优选设为1.5%以下。另一方面,在Mo含量为0.2%以上时表现出上述效果。因此,Mo含量优选设为0.2%以上。

[0160] Al:0~0.5%

[0161] Al除了有时用作脱氧元素之外,还会使高温强度和耐氧化性提高,因此,可根据需要来含有。此外,成为TiN和Laves相的析出位点,使析出物微细化,使低温韧性提高。然而,若含有超过0.5%的Al,则会导致伸长率、焊接性和表面品质的降低。此外,形成粗大的Al氧化物,使低温韧性降低。因此,Al含量设为0.5%以下。另一方面,为了获得上述效果,Al含量优选设为0.003%以上。进而,若考虑到精炼成本,则Al含量优选设为0.01%以上,优选设为0.1%以下。

[0162] Cu:0~2.0%

[0163] Cu具有使耐蚀性提高、且通过固溶于母相的Cu的析出、所谓 $\epsilon$ -Cu的析出而使中温区域的高温强度提高的效果。因此,可根据需要来含有。然而,Cu的过量含有会导致由钢板硬化导致的韧性降低和延性降低。因此,Cu含量设为2.0%以下。进而,若考虑到耐氧化性和制造性,则Cu含量优选设为小于1.5%。另一方面,为了获得上述效果,Cu含量优选设为0.1%以上。

[0164] Zr:0~0.30%

[0165] Zr是使耐氧化性提高的元素,可根据需要来含有。然而,若含有超过0.30%的Zr,则会使韧性和酸洗性等制造性显著降低。此外,使Zr与碳与氮的化合物粗大化。其结果,使热轧退火时的钢板组织发生粗粒化,会使 $r$ 值降低。因此,Zr含量设为0.30%以下。进而,若考虑到制造成本,则Zr含量优选设为0.20%以下。另一方面,为了获得上述效果,Zr含量优选设为0.05%以上。

[0166] Co:0~0.50%

[0167] Co是使高温强度提高的元素,可根据需要来含有。然而,Co的过度含有会使韧性和加工性降低。因此,Co含量设为0.50%以下。进而,若考虑到制造成本,则Co含量优选为0.30%以下。另一方面,为了获得上述效果,Co含量优选设为0.05%以上。

[0168] Sb:0~0.50%

[0169] Sb会向晶界偏析而提高高温强度,因此,可根据需要来含有。然而,若含有超过0.50%的Sb,则发生过度的偏析,使焊接部的低温韧性降低。因此,Sb含量设为0.50%以下。进而,若考虑到高温特性、制造成本和韧性,则Sb含量优选设为0.30%以下。另一方面,为了获得上述效果,Sb含量优选设为0.01%以上。

[0170] REM:0~0.05%

[0171] REM(稀土元素)具有使各种析出物微细化、使韧性和耐氧化性提高的效果。因此,可根据需要来含有。然而,若REM含量超过0.05%,则铸造性显著降低。因此,REM含量设为0.05%以下。另一方面,为了获得上述效果,REM含量优选设为0.001%以上。需要说明的是,若考虑到精炼成本和制造性,则REM含量更优选设为0.003%以上、优选设为0.01%以下。

[0172] 此处,REM是指镧系元素中的15种元素加上Y和Sc而得的17种元素的统称。可以在钢材中含有这17种元素之中的1种以上,REM含量是指这些元素的总含量。

[0173] Ni:0~2.0%

[0174] Ni是使韧性和耐蚀性提高的元素,因此,可根据需要来含有。然而,因含有超过2.0%的Ni而生成奥氏体相,阻碍{111}取向的结构的成长。其结果,除了r值降低之外,钢管弯曲性也显著降低。因此,Ni含量设为2.0%以下。进而,若考虑到制造成本,则Ni含量优选设为0.5%以下。另一方面,为了获得上述效果,Ni含量优选设为0.1%以上。

[0175] Ca:0~0.0030%

[0176] Ca是作为脱硫元素有效的元素,因此,可根据需要来含有。然而,若Ca含量超过0.0030%,则生成粗大的CaS,使韧性和耐蚀性劣化。因此,Ca含量设为0.0030%以下。另一方面,为了获得上述效果,Ca含量优选设为0.0001%以上。需要说明的是,若考虑到精炼成本和制造性,则Ca含量更优选设为0.0003%以上,优选设为0.0020%以下。

[0177] Ta:0~0.10%

[0178] Ta与C和N键合而有助于韧性的提高,因此,可根据需要来含有。然而,若Ta含量超过0.10%,则制造成本增加,此外,使制造性显著降低。因此,Ta含量设为0.10%以下。另一方面,为了获得上述效果,Ta含量优选设为0.01%以上。需要说明的是,若考虑到精炼成本和制造性,则Ta含量更优选设为0.02%以上、优选设为0.08%以下。

[0179] Ga:0~0.1%

[0180] Ga具有提高耐蚀性和抑制氢脆的效果。因此,可根据需要来含有。Ga含量设为0.1%以下。另一方面,为了获得上述效果,考虑到硫化物和氢化物的生成,Ga含量优选设为0.0002%以上。需要说明的是,从制造成本和制造性、以及延性和韧性的观点出发,Ga含量更优选设为0.0005%以上,优选设为0.02%以下。

[0181] 本发明的钢材的化学组成中,余量为Fe和不可避免的杂质。此处,“不可避免的杂质”是指:在工业制造钢材时,因矿石、废料等原料、制造工序的各种原因而混入的成分,其在不对本发明造成不良影响的范围内是可允许的。

[0182] 2.晶粒度编号

[0183] 在本发明的铁素体系不锈钢钢板中,将其晶粒度编号设为6.0以上,优选为6.5以上。这是因为:若钢板的晶粒度编号小于6.0,则成为桔皮现象等表面粗糙的原因。另一方面,从为了使{111}<112>取向成长而需要使晶粒充分生长的理由出发,钢板的晶粒度优选为9.0以下。

[0184] 需要说明的是,针对晶粒度编号,通过按照JIS G 0551进行光学显微镜观察来进行测定。

[0185] 3.晶体取向强度

[0186] 3-1.各晶体取向强度

[0187] 本发明的铁素体系不锈钢钢板中,基于X射线衍射的铁素体相的晶体取向强度满足下述式(ii)和(iii)。

[0188]  $A+B \geq 9.0 \cdots (ii)$

[0189]  $X+Y \geq 9.0 \cdots (iii)$

[0190] 其中,上述式(ii)和(iii)中的各符号如下定义。

[0191] A:板厚中心部的{111}<112>晶体取向强度

[0192] B:板厚1/8部的{111}<112>晶体取向强度

[0193] X:板厚中心部的{322}<236>晶体取向强度

[0194] Y:板厚1/8部的{322}<236>晶体取向强度

[0195] 若{111}<112>取向的织构成长,则主要是 $r_0$ 和 $r_{90}$ 的值提高,包括深拉性在内的加工性变得良好。因此,本发明的钢板的板厚中心部和板厚1/8部的{111}<112>晶体取向强度之和(以下简称为“{111}<112>晶体取向强度之和”)必须满足上述式(ii)。

[0196] 若{111}<112>晶体取向强度之和小于9.0,则无法使{111}<112>取向的织构成长,无法获得深拉性良好的钢板。{111}<112>晶体取向强度之和设为9.0以上,优选设为10.0以上,更优选设为11.0以上。

[0197] 同样地,若{322}<236>取向的织构成长,则主要是 $r_{45}$ 的值提高,包括深拉性在内的加工性变得良好。因此,本发明的钢板中,板厚中心部和板厚1/8部的{322}<236>晶体取向强度之和(以下简称为“{322}<236>晶体取向强度之和”)必须满足上述式(iii)。

[0198] 若{322}<236>晶体取向强度之和小于9.0,则无法使{322}<236>取向的织构成长,无法获得深拉性良好的钢板。因此,{322}<236>晶体取向强度之和设为9.0以上,优选设为10.0以上,更优选设为11.0以上。

[0199] 需要说明的是,本发明的钢板中,对织构进行评价时,不仅针对通常测定的板厚中心部的晶体取向强度进行测定,还针对板厚1/8部的晶体取向强度进行测定。这是因为:板厚1/8部的测定对于调查热轧工序中的因添加Nb而抑制恢复和再结晶的效果的影响而言最为适合。在此基础上还因为:对最终退火时的再结晶组织的形成造成影响的冷轧的剪切变形特别容易发生在板厚表面附近部,为了调查其影响而适合在板厚1/8部进行测定。

[0200] 需要说明的是,在本申请的化学组成的范围之外,在容易因热轧工序而导入剪切变形的板厚表层~1/8部显著发生恢复和再结晶,由此,热轧形变减少,其结果,{111}<112>取向和{322}<236>取向的晶体取向强度减少。

[0201] 织构的测定中,使用X射线衍射装置(理学电气兴业公司制),使用Mo-K $\alpha$ 射线,得到板厚中心区域(通过机械研磨与电解研磨的组合来露出中心区域)的(200)、(110)、(211)正极像图(pole figure),使用球谐函数由正极像图获得ODF(取向分布函数,Orientation Distribution Function)。基于该测定结果,算出{111}<112>晶体取向强度和{322}<236>晶体取向强度。需要说明的是,在本发明中,测定作为母相的铁素体相的晶体取向强度。

[0202] 3-2.各r值

[0203] 针对本发明的钢板的r值,按照JIS Z 2254并利用下述方法来测定。并且,求出试验片的相对于轧制方向为平行、45°方向和90°方向上的r值后,算出平均r值。

[0204] 此处,r值通过下述方法来算出。具体而言,由冷轧退火板沿着相对于轧制方向为平行、45°方向、90°方向采取JIS13号B拉伸试验片,赋予10~20%的形变后,将各值代入下述(a)式来计算。此外,使用下述(iv)式,计算平均r值(以下记作“ $r_m$ ”)。

[0205]  $r = \ln(W_0/W) / \ln(T_0/T) \cdots (a)$

[0206] 其中,上述式中的各符号如下定义。

[0207]  $W_0$ :拉伸试验前的板宽

[0208]  $W$ :拉伸试验后的板宽

[0209]  $T_0$ :拉伸试验前的板厚

[0210]  $T$ :拉伸试验后的板厚

[0211]  $r_m = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4 \cdots (iv)$

[0212] 其中,上述式中的各符号如下定义。

[0213]  $r_0$ :轧制方向的r值

[0214]  $r_{45}$ :相对于轧制方向为45°方向的r值

[0215]  $r_{90}$ :相对于轧制方向为90°方向的r值

[0216] 图1中, {111} <112>晶体取向强度之和达到9.0以上时,  $r_m$  达到1.50以上。并且,  $r_m$  为1.50以上时,能够得到包括深拉性在内的良好加工性。图2中, {322} <236>晶体取向强度之和达到9.0以上时,  $r_{45}$  达到1.30以上。并且,  $r_{45}$  为1.30以上时,能够得到包括深拉性在内的良好加工性。

[0217] 3-3.晶体取向强度与r值的关系

[0218] {111} <112>取向是发生与厚度方向的形变相比板宽方向的形变更大的滑动变形的晶体取向。因此,若 {111} <112>晶体取向强度增加,则板厚的减少受到抑制。其结果,  $r_m$  提高。因此,需要使钢板整体厚度上的 {111} <112>取向的织构成长。

[0219] 此外,若 {322} <236>晶体取向强度增加,则使钢板的r值的各向异性发生变化,  $r_0$  的值降低,但  $r_{45}$  的值提高。如上述式 (iv) 所示那样,  $r_{45}$  对于  $r_m$  的贡献大,为了提高仅单纯地使 {111} <112>取向成长时难以提高的  $r_{45}$ ,使 {322} <236>取向的织构增加是有效的。

[0220] 鉴于以上内容,本发明的钢板中, {111} <112>取向和 {322} <236>取向的晶体取向强度设为满足上述式 (ii) 和 (iii) 的值。并且,优选在满足式 (ii) 和 (iii) 的同时,还满足下述式 (v) 和 (vi)。

[0221]  $r_m \geq 1.50 \cdots (v)$

[0222]  $r_{45} \geq 1.30 \cdots (vi)$

[0223] 4.板厚

[0224] 本发明的铁素体系不锈钢钢板的板厚设为1.0mm以上。铁素体系不锈钢钢板的板厚优选为1.2mm以上,更优选为1.5mm以上。另一方面,为了在制造厚钢板时确保充分的压下率而需要增厚热轧板,但从工业方面和韧性方面出发,难以极端增厚热轧板,上述钢板的板厚优选为3.0mm以下,更优选为2.5mm以下。

[0225] 5.用途

[0226] 本发明的铁素体系不锈钢钢板优选用于汽车或摩托车等的排气系统部件。此外,优选以本发明的铁素体系不锈钢钢板作为坯料来制作汽车或摩托车的排气部件用铁素体系不锈钢构件。

[0227] 6.制造方法

[0228] 接着,针对制造方法进行说明。本发明的钢板的制造方法包括例如炼钢-热轧-酸洗-冷轧-退火的工序。在炼钢中,适合为将具有上述化学组成的钢进行转炉熔炼,接着进行二次精炼的方法。所熔炼的钢水按照公知的铸造方法(连续铸造)而制成板坯。

[0229] 6-1.热轧工序

[0230] 接着,在下述温度下加热板坯,通过连续轧制而热轧成规定的板厚。所铸造的板坯优选在1100~1250℃进行加热。这是因为:若板坯的加热温度小于1100℃,则加热温度过低,因此,氧化皮的生成变少,轧制辊与钢材发生烧粘,由此导致表面品质降低,对后续工序造成不良影响。

[0231] 另一方面,若板坯的加热温度超过1250℃,则发生板坯因自重而高温变形的板坯下垂,故不优选。进而,若考虑到生产率和表面瑕疵,则板坯的加热温度优选设为1150~1200℃。需要说明的是,在本发明中,板坯的加热温度与热轧开始温度的含义相同。

[0232] 在板坯加热后,在热轧工序中实施数个道次的粗轧,沿着一个方向实施包括数个轧机的精轧,并卷取成线圈状。在热轧工序中导入的热轧形变与在其后的冷轧工序中导入的冷轧形变一同促进对于提高 $r$ 值而言有效的{111}晶体取向的晶粒的成核。但是,此时以高温进行最终热轧时,在热轧~卷取工序中产生恢复和再结晶,结果,热轧形变会消失。

[0233] 因此,优选在热轧的最终温度为900℃以下的条件下进行,将板坯制成热轧钢板。因热轧时的精轧的低温化而抑制恢复和再结晶的效果在热轧中强烈导入剪切形变的表层~板厚1/8部明显变大。这是因为能够抑制因以剪切形变作为驱动力而产生的再结晶而热轧形变消失。由此,通常难以成长的板厚1/8部的织构会成长。需要说明的是,该{111}取向的晶粒之中,作为代表物,可列举出{111}<112>。

[0234] 6-2. 热轧板酸洗工序

[0235] 本发明中,优选不对热轧钢板实施热轧板退火地进行酸洗处理,制成酸洗钢板。这与通常对热轧钢板实施热轧板退火而得到整粒再结晶组织的一般制造方法不同。一般来说,若实施热轧板退火,则容易进行组织控制,但热轧形变消失而妨碍{111}<112>晶体取向的成长,此外,使 $r_{45}$ 提高的{322}<236>晶体取向在冷轧后的退火工序中不会成长。

[0236] 若将被称为 $\alpha$ -fiber({011} // RD({100} ~ {111}<011>))的织构得以成长的钢板进行退火,则{322}<236>晶体取向更强烈地成长。该 $\alpha$ -fiber在铁素体系不锈钢板中通过热轧和冷轧而成长。然而,若进行热轧板退火,则热轧时成长的 $\alpha$ -fiber在冷轧前暂时消失,发生晶体取向的随机化。因此,本发明的钢板中,不实施热轧板退火。

[0237] 6-3. 冷轧工序

[0238] 接着,优选使用具有直径为400mm以上的辊径的轧制机,以60%以上的压下率对上述酸洗钢板进行冷轧,制成冷轧钢板。此处,通过将辊径设为400mm以上,从而在冷轧时能够抑制钢板表面附近的剪切形变的导入。因剪切形变而导入的剪切变形会成为随机取向晶粒的成核位点,因此需要加以抑制。其结果,在后续的退火工序中,能够促进使 $r$ 值提高的{111}<112>晶体取向的晶粒生成。由此,也能够使通常不易成长的板厚1/8部的{111}<112>晶体取向成长。

[0239] 此外,若压下率变高,则成为再结晶驱动力的蓄积能量增大。其结果,{111}<112>晶体取向容易优先成核,容易选择生长。因此,冷轧的压下率优选设为60%以上,更优选设为70%以上。

[0240] 6-4. 冷轧后的退火工序

[0241] 为了使{111}<112>成长、提高加工性,优选在退火时根据再结晶行为来严密控制退火温度和加热速度。

[0242] 6-4-1. 退火温度

[0243] 针对冷轧后的最终退火,为了{111}<112>再结晶晶粒的成长而需要充分在高温下进行退火。同时,过高温下的退火会导致晶粒的粗大化,成为桔皮现象等表面粗糙的原因。此外,本发明的钢板的金相组织需要设为晶粒度编号为6.0以上的微细组织。因此,优选以满足下述式(vii)的退火温度 $T_f$ (℃)对冷轧钢板进行退火。

[0244]  $800 \leq T_f (^{\circ}\text{C}) \leq 950 \cdots (\text{vii})$

[0245] 需要说明的是,若退火温度 $T_f (^{\circ}\text{C})$ 小于 $800^{\circ}\text{C}$ ,则无法充分使 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 取向和 $\{322\} \langle 236 \rangle$ 取向的再结晶晶粒成长。因此,退火温度 $T_f (^{\circ}\text{C})$ 优选设为 $800^{\circ}\text{C}$ 以上。另一方面,若退火温度 $T_f (^{\circ}\text{C})$ 超过 $950^{\circ}\text{C}$ ,则有时发生剧烈的晶粒成长,晶粒度编号不足6.0。因此,退火温度 $T_f (^{\circ}\text{C})$ 优选设为 $950^{\circ}\text{C}$ 以下。

[0246] 6-4-2. 加热速度

[0247] 本发明的钢板中,针对平均加热速度,优选控制从加热开始温度(升温开始温度)至达到目标温度为止的时间。在再结晶晶粒之中,与其它取向的晶粒相比, $\{111\} \langle 112 \rangle$ 取向的晶粒容易在再结晶的较初期生成。此外, $\{111\} \langle 112 \rangle$ 取向的晶粒因在退火中发生晶粒生长并蚕食其它取向的晶粒而成长。此时,若在 $\{111\}$ 取向的再结晶开始之前,升温至其它取向的晶粒再结晶的温度,则 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 取向的组织的成长受到抑制,加工性降低。因此优选的是:首先通过急速加热而使钢板温度达到再结晶开始温度 $T_s (^{\circ}\text{C})$ ,其后为了使 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 取向的晶粒生长而缓慢升温至退火温度 $T_f (^{\circ}\text{C})$ ,从而进行再结晶。

[0248] 需要说明的是,此时, $T_s (^{\circ}\text{C})$ 由下述式(viii)算出,更优选 $T_s (^{\circ}\text{C})$ 满足下述式(xi)的情况。这是因为:由此在钢板中尤其是 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 取向的组织强烈成长。

[0249]  $700 \leq T_s (^{\circ}\text{C}) \leq T_f (^{\circ}\text{C}) - 100 \cdots (\text{viii})$

[0250]  $T_s (^{\circ}\text{C}) = 700 + (1 - X/100) \times 130 \cdots (\text{ix})$

[0251] 其中,上述式中的各符号如下定义。

[0252] X:冷轧的压下率(%)

[0253] 本发明的钢板中,从加热开始温度起至再结晶开始温度 $T_s (^{\circ}\text{C})$ 为止的平均加热速度优选为 $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上,更优选为 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上。此外,从再结晶开始温度 $T_s (^{\circ}\text{C})$ 起至退火温度 $T_f (^{\circ}\text{C})$ 为止的平均加热速度优选为 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下,更优选为 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下。

[0254] 并且,通过上述直径为400mm以上的大直径辊轧制,与通常相比,能够抑制剪切变形的导入。其结果,由剪切变形导致的随机取向晶粒的生成受到抑制。进而,与早期的 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 取向的晶粒成核的效果加以组合,与通常的制造方法(小直径辊轧制且未控制热处理)相比, $\{111\} \langle 112 \rangle$ 取向强烈成长。

[0255] 进而,通过在省略上述热轧板退火的基础上,设为上述制造条件,从而 $\{322\} \langle 236 \rangle$ 取向的组织 and  $\{111\} \langle 112 \rangle$ 取向的组织同时成长。由此,能够获得本发明的铁素体系不锈钢钢板。

[0256] 6-5. 其它制造条件

[0257] 板坯厚度、热轧板厚等适当设计即可。此外,在冷轧中,辊粗糙度、轧制油、轧制道次、轧制速度、轧制温度等适当选择即可。退火中,若有需要则可以实施在氢气或氮气等非氧化气氛中进行退火的光亮退火。此外,也可以在大气中实施退火。进而,还可以在退火后实施用于平整辊轧(temper rolling)或形状校正的张力拉矫工序,此外,也可以使板通过。

[0258] 6-6. 铁素体系不锈钢构件的制造方法

[0259] 将通过上述方法而制造的钢板制成例如排气部件用构件。这些构件在由钢板进行压制加工或者将钢板造管成规定尺寸(直径)的钢管后,成形为目标形状。

[0260] 以下,通过实施例更具体地说明本发明,但本发明不限于这些实施例。

[0261] 实施例1

[0262] 将表1所示成分组成的钢进行熔炼,铸造成板坯,在板坯加热温度为1150℃、精轧温度为880℃、卷取温度为500℃的条件下进行热轧,制成热轧钢板。

[0263] [表1]

[0264]

表1  
化学组成 (质量%, 余量为Fe和不可避免的杂质)

钢No	A组										B组										C组					式(1) 右边界
	C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Nb	Ti	W	Sn	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	0.006	16.7	0.010	0.009	0.182	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.116
A3	0.009	0.03	0.89	0.01	0.004	15.2	0.012	0.009	0.200	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.083
A4	0.008	1.44	0.27	0.03	0.006	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	0.008	0.119	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.07	-	-	0.108
A7	0.009	0.95	0.59	0.04	0.008	15.4	0.013	0.030	0.139	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	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	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.123
A10	0.009	0.85	0.87	0.02	0.004	16.8	0.013	0.014	0.243	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.087
A11	0.014	0.34	0.46	0.02	0.002	14.6	0.016	0.005	0.175	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.116
A12	0.006	0.13	0.62	0.02	0.004	15.0	0.013	0.081	0.161	-	-	-	-	-	0.410	-	-	-	-	-	-	-	0.0026	-	-	0.077
A13	0.007	0.17	0.64	0.01	0.002	16.4	0.011	0.030	0.083	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	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	15.6	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	1.46	-	-	-	-	2.70	-	0.7	-	-	-	-	-	-	-	-	0.118
A18	0.009	0.71	0.62	0.02	0.001	18.7	0.016	0.013	0.287	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.100
A19	0.006	0.25	0.61	0.02	0.003	17.8	0.011	0.006	0.160	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.066
A20	0.006	0.79	1.00	0.01	0.003	14.4	0.008	0.008	0.101	-	-	-	-	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.057
a1	0.028	0.49	0.95	0.02	0.002	14.8	0.018	0.011	0.188	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.189
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	0.02	0.002	19.0	0.017	0.020	0.117	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.115
a5	0.006	0.10	0.40	0.02	0.018	18.6	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	0.228	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.077
a8	0.005	0.89	0.46	0.01	0.002	14.0	0.019	0.145	0.230	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.067
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

下划线 意味着偏离本发明规定的化学组成。  
Ti=4(C+N)····)

[0265] 其后,使用直径为400~500mm的辊,至表2所示的厚度为止,以60%以上的压下率对经酸洗的热轧钢板进行冷轧,实施连续退火-酸洗,得到钢板。此时的退火条件使用退火温度Tf(℃)、再结晶开始温度Ts(℃)、从加热开始温度起至再结晶开始温度Ts(℃)为止的

加热速度、以及从再结晶开始温度 $T_s$  (°C) 起至退火温度 $T_f$  (°C) 为止的加热速度均为本发明的适合范围的制造方法。

[0266] [表2]

[0267] 表2

[0268]

	符号	钢No.	板厚 (mm)	晶粒度 编号	晶体取向强度		特性评价	
					A+B	X+Y	$r_m$	$r_{45}$
本发明例	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
比较例	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

[0269] 下划线意味着偏离本发明的规定。

[0270] 针对所得钢板,进行晶粒度编号、晶体取向强度测定和 $r$ 值测定。针对晶粒度编号,按照JIS G 0551,通过进行光学显微镜观察来进行测定。

[0271] 针对晶体取向强度测定,使用X射线衍射装置(理学电气兴业公司制),使用Mo-K $\alpha$ 射线,得到板厚中心区域(通过机械研磨与电解研磨的组合而露出中心区域)的(200)、(110)、(211)正极像图,使用球谐函数由该正极像图获得ODF(取向分布函数,Orientation Distribution Function)。基于该测定结果,算出{111}<011>晶体取向强度和{322}<236>晶体取向强度。需要说明的是,在本发明中,测定作为母相的铁素体相的晶体取向强度。

[0272] 针对 $r$ 值,按照JIS Z 2254,通过上述方法来实施,沿着相对于轧制方向为平行、

45°的方向、90°的方向采取试验片,在求出r值后,算出平均r值。具体而言,采取JIS13号B拉伸试验片,沿着相对于轧制方向为平行、45°的方向、90°的方向施加10~20%的形变后,利用规定方法来算出上述值。需要说明的是,根据测得的r值,进行加工性(深拉性)的评价。具体而言,将 $r_m \geq 1.50$ 且 $r_{45} \geq 1.30$ 的情况评价为良好的加工性(深拉性)。

[0273] 并且,使用具有本发明中规定的化学组成的钢(表1的钢No.A1~A20)的发明例B1~B20呈现如下结果:实现本发明中作为必要条件的铁素体相的晶体取向强度(织构),且满足晶粒度编号,加工性(深拉性)优异。与此相对,使用化学组成偏离本发明的钢(表1的钢No.a1~a10)的比较例b1~b10呈现如下结果:在本发明中作为必要条件的铁素体相的晶体取向强度(织构)低,加工性(深拉性)差。

[0274] 实施例2

[0275] 针对表1中记载的钢种,利用表3所示的条件,进行热轧、酸洗,并根据需要进行热轧板退火,其后,进行冷轧和冷轧板退火。各制造条件如表3所示。此外,与实施例1同样地针对加工性(深拉性),用r值进行评价。

[0276] [表3]

[0277]

表3

符号	钢No.	热轧		冷轧		冷轧板退火				特性评价					
		最终温度 (°C)	退火 (°C)	辊直径 (mm)	压下率 (%)	加热速度		Ts (°C)	Tf (°C)	板厚 (mm)	晶粒度 编号	晶体取向强度		r值	
						至Ts为止 (°C/s)	Ts~Tf (°C/s)					A+B	X+Y		rm
本发明例	C1	830	-	500	70	18	4	739	870	1.5	6.7	11.5	9.8	1.56	1.55
	C2	780	-	500	70	18	4	739	870	1.5	7.1	12.7	11.5	1.64	1.67
	C3	830	-	500	60	20	5	752	870	2.0	6.8	10.1	11.5	1.57	1.39
比较例	c1	910	-	500	70	18	4	739	869	1.5	6.3	8.8	7.6	1.48	1.13
	c2	830	900	500	70	18	5	739	870	1.5	6.0	7.9	4.8	1.38	1.03
	c3	830	-	105	70	18	4	739	900	1.5	6.4	8.3	9.1	1.44	1.25
	c4	830	-	500	50	18	4	765	870	2.5	6.1	7.7	5.3	1.31	0.99
	c5	830	-	500	70	5	5	739	890	1.5	6.6	8.5	7.9	1.41	1.21
	c6	830	-	500	70	20	20	739	890	1.5	6.2	7.7	7.6	1.35	1.23
	c7	830	-	500	70	18	4	739	760	1.5	-	11.3	8.4	-	-

下划线 意味着处于本发明的规定范围外或者偏离优选的制造条件。

[0278] 表3所示的本发明例C1~C3的化学组成和制造方法均在本发明范围内,能够得到加工性(深拉性)良好的钢板。与此相对,偏离本发明的优选制造条件的比较例c1~c7的情

况下,钢板的晶体取向强度处于本发明的规定范围外,加工性(深拉性)不良。需要说明的是,c7因钢板的特性不良而无法评价r值。

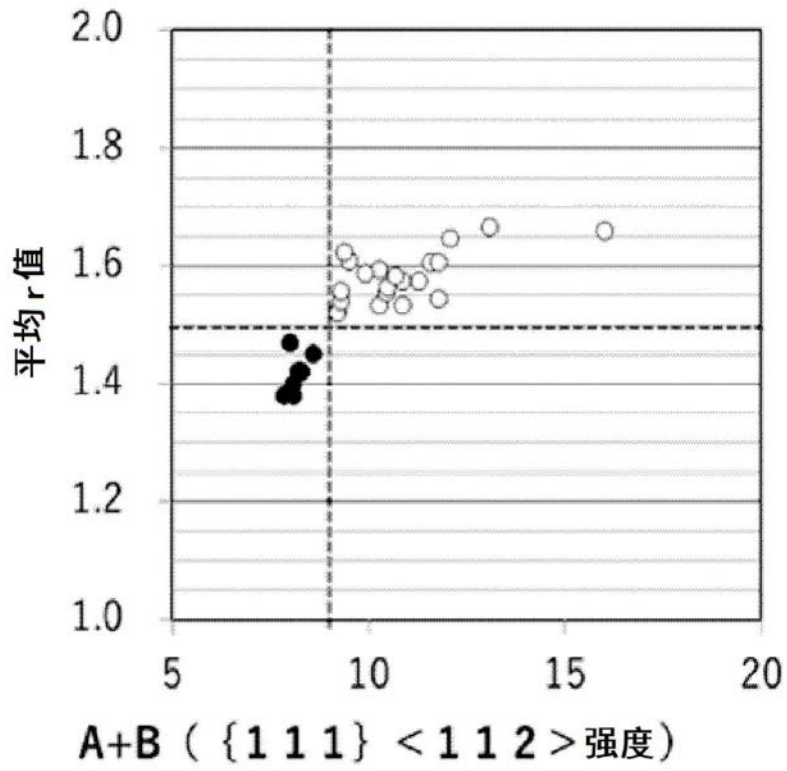


图1

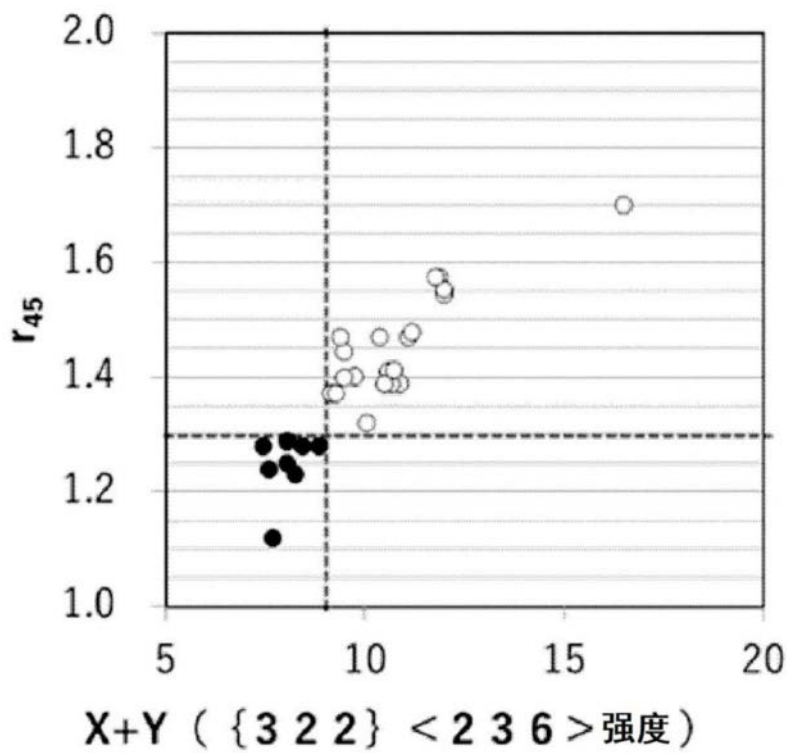


图2