(19)国家知识产权局

(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 115244207 B
(45)授权公告日 2023.09.19

(21)申请号 202180020073.5
(22)申请日 2021.03.24
(65)同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 115244207 A
(43)申请公布日 2022.10.25
(30)优先权数据
2020-071069 2020.04.10 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2022.09.08
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2021/012196 2021.03.24
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2021/205876 JA 2021.10.14
(73)专利权人 日铁不锈钢株式会社
地址 日本东京都千代田区丸之内一丁目8番2号1000005
(72)发明人 吉村祐太 平川直树 石丸咏一朗
(74)专利代理机构 北京知元同创知识产权代理事务所(普通合伙) 11535
专利代理师 刘元霞
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C21D 9/46(2006.01)
C22C 38/40(2006.01)
C22C 38/60(2006.01)
(56)对比文件
CN 107002199 A,2017.08.01
JP H11315353 A,1999.11.16
CN 102199728 A,2011.09.28
JP H09111354 A,1997.04.28
审查员 李剑锋

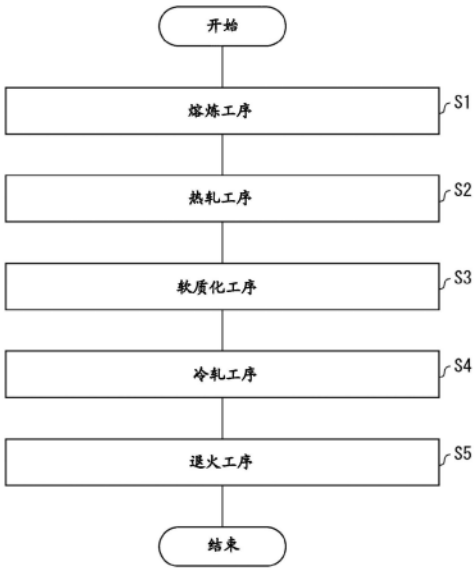
权利要求书2页 说明书12页 附图1页

(54)发明名称

铁素体类不锈钢及铁素体类不锈钢的制造方法

(57)摘要

本发明实现即使不进行调质轧制也能够减少拉伸应变,且冲压成型性高的铁素体类不锈钢等。铁素体类不锈钢规定了各合金元素的含有率,马氏体面积比率为1.0%以上且小于15.0%,屈服伸长率为2.0%以下,且断裂伸长率为22.0%以上。



CN 115244207 B

1.铁素体类不锈钢,其中,

以质量%计C:0.12%以下、Si:1.0%以下、Mn:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Cr:12.0～18.0%、N:0.10%以下、Al:0.50%以下,剩余部分由Fe及不可避免的杂质构成,

以与轧制方向平行且与轧制宽度方向垂直的平面剖切的截面中的马氏体相的面积比率为1.0%以上且小于15.0%,从所述铁素体类不锈钢除去了马氏体相的剩余部分主要由铁素体相构成,

屈服伸长率为2.0%以下,且断裂伸长率为22.0%以上,

以质量%计还含有Mo:0.5%以下,Cu:1.0%以下,O:0.01%以下,V:0.15%以下,B:0.10%以下,Ti:0.50%以下,以及Nb:0.003-0.10%。

2.根据权利要求1所述的铁素体类不锈钢,其中,

由下述式(1)表示,且表示通过退火产生的奥氏体相的最大生成量的下述指标值为15以上且50以下,

(指标值)＝420C-11.5Si+7Mn+23Ni-11.5Cr-12Mo+9Cu-49Ti-52Al+470N+189…(1)

在所述式(1)中,各元素符号表示该元素的质量%浓度。

3.根据权利要求1或2所述的铁素体类不锈钢,其中,

以质量%计还含有从Mo:0.5%以下、Cu:1.0%以下、O:0.01%以下、V:0.15%以下、B:0.10%以下、Ti:0.50%以下之中选择的一种或两种以上。

4.根据权利要求1或2所述的铁素体类不锈钢,其中,

以质量%计还含有从Co:0.01～0.50%、Zr:0.01～0.10%、Nb:0.01～0.10%、Mg:0.0005～0.0030%、Ca:0.0003～0.0030%、Y:0.01～0.20%、除Y以外的稀土类金属:合计0.01～0.10%、Sn:0.001～0.500%、Sb:0.001～0.500%、Pb:0.01～0.10%、W:0.01～0.50%之中选择的一种或两种以上。

5.根据权利要求1或2所述的铁素体类不锈钢,其中,

C的含有率为0.030%以上。

6.铁素体类不锈钢的制造方法,包括:

热轧工序,对钢坯进行热轧而制作热轧钢板,所述钢坯以质量%计C:0.12%以下、Si:1.0%以下、Mn:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Cr:12.0～18.0%、N:0.10%以下、Al:0.50%以下,剩余部分由Fe及不可避免的杂质构成,

由下述式(2)表示的指标值为15以上且50以下,

(指标值)＝420C-11.5Si+7Mn+23Ni-11.5Cr-12Mo+9Cu-49Ti-52Al+470N+189…(2)

在所述式(2)中,各元素符号表示该元素的质量%浓度;

冷轧工序,对所述热轧工序之后的所述热轧钢板进行冷轧而制作冷轧钢板;以及

退火工序,对所述冷轧工序之后的所述冷轧钢板进行退火,

在所述退火工序中,

关于所述钢坯的下述式(3)表示的TA,

TA＝35×(Cr+1.72Mo+2.09Si+4.86Nb+8.29V+1.77Ti+21.4Al+40B-7.14C-8.0N-3.24Ni-1.89Mn-0.51Cu)+310…(3)

在所述式(3)中,各元素符号表示该元素的质量%浓度,

在所述钢坯的所述TA低于921的情况下,将最高退火温度(℃)设为0.65×TA+291以上

且1.10×TA-48以下，

在所述钢坯的所述TA为921以上的情况下，将最高退火温度(℃)设为0.65×TA+291以上且1050℃以下，

将冷却速度设为5.0℃/s以上进行退火，

所述钢坯以质量％计还含有Mo:0.5％以下，Cu:1.0％以下，O:0.01％以下，V:0.15％以下，B:0.10％以下，Ti:0.50％以下，以及Nb:0.003-0.10％。

7.根据权利要求6所述的铁素体类不锈钢的制造方法，其中，

还包括软质化工序，在所述软质化工序中，在500℃以上且1100℃以下对所述热轧工序之后且所述冷轧工序之前的热轧钢板进行热处理而使其软质化。

8.根据权利要求6或7所述的铁素体类不锈钢的制造方法，其中，

所述退火工序中的升温速度为10℃/s以上。

9.根据权利要求8所述的铁素体类不锈钢的制造方法，其中，

所述退火工序中的在最高退火温度的均热时间为5秒以上。

10.根据权利要求6所述的铁素体类不锈钢的制造方法，所述铁素体类不锈钢在所述退火工序后未经调质轧制而生产，且所述铁素体类不锈钢的屈服伸长率为2.0％以下，断裂伸长率为22.0％以上。

铁素体类不锈钢及铁素体类不锈钢的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及铁素体类不锈钢及铁素体类不锈钢的制造方法。

背景技术

[0002] 在铁素体类不锈钢被适用于家电产品及烹调器具等的情况下，要求铁素体类不锈钢具有高加工性和清洁的外观。但是，包含SUS430的铁素体类不锈钢在冲压成型时会因为数％的屈服伸长率而产生被称为拉伸应变的微小凹凸，表面性状劣化。因此，专利文献1中公开了被实施了用于减少拉伸应变的调质轧制的不锈钢板。

[0003] 现有技术文献

[0004] 专利文献

[0005] 专利文献1：日本专利第3592840号公报

发明内容

[0006] 发明所要解决的课题

[0007] 然而，在上述这样的现有技术中，为了调质轧制而使工序数增加，因此，存在不锈钢板的生产率降低、不锈钢板的制造成本增加这一问题。本发明一方案的目的在于，实现即使不进行调质轧制也能够减少拉伸应变，且冲压成型性高的铁素体类不锈钢等。

[0008] 用于解决课题的技术方案

[0009] 为了解决上述课题，本发明一方案涉及的铁素体类不锈钢以质量％计C：0.12％以下、Si：1.0％以下、Mn：1.0％以下、Ni：1.0％以下、Cr：12.0～18.0％、N：0.10％以下、Al：0.50％以下，剩余部分由Fe及不可避免的杂质构成，以与轧制方向平行且与轧制宽度方向垂直的平面剖切的截面中的马氏体相的面积比率为1.0％以上且小于15.0％，从所述铁素体类不锈钢除去了马氏体相的剩余部分主要由铁素体相构成，屈服伸长率为2.0％以下，且断裂伸长率为22.0％以上。

[0010] 发明效果

[0011] 根据本发明一方案，能够实现即使不进行调质轧制也能够减少拉伸应变，且冲压成型性高的铁素体类不锈钢等。

附图说明

[0012] 图1是表示本发明一实施方式涉及的铁素体类不锈钢的制造方法的流程图。

具体实施方式

[0013] 以下针对本发明一实施方式进行详细说明。另外，在本说明书中，将各合金元素相对于铁素体类不锈钢(以下，称为不锈钢)的含有率简称为含有率。还有，关于与含有率相关的“％”的表示，只要没有特别说明，则是指“质量％”。还有，关于数值X1及数值X2(其中，X1＜X2)，“X1～X2”是指“X1以上且X2以下”。

[0014] 还有,在本说明书中,将以与不锈钢的轧制方向平行且与轧制宽度方向垂直的平面剖切的截面中的马氏体相的面积比率称为“马氏体面积比率”。换言之,马氏体面积比率是指马氏体相相对于以与不锈钢的轧制方向平行且与轧制宽度方向垂直的平面剖切的截面面积的面积比率。

[0015] 本发明人等通过深入研究发现,为了减少屈服伸长率、减少拉伸应变,马氏体相的分散是有效的。由于马氏体相具有强度高但屈服应力低的性质,同时具有预先在相内储存成为屈服伸长率的要因的固溶碳/氮的效果,因此对于屈服伸长率的减少有效。另一方面,马氏体相的过度分散会导致伴随于强度升高的延展性降低或耐腐蚀性降低等的特性劣化。基于以上,本发明人等发现,通过使适度量的马氏体相分散,能够实现即使不进行调质轧制也能够减少拉伸应变,且冲压成型性高的铁素体类不锈钢。

[0016] 〔指标值〕

[0017] 由下述式(1)表示的指标值(以下,称为指标值)是表示通过退火产生的奥氏体相的最大生成量的指标。

[0018] (指标值)=420C-11.5Si+7Mn+23Ni-11.5Cr-12Mo+9Cu-49Ti-52Al+470N+189…(1)

[0019] 在所述式(1)中,各元素符号表示该元素的质量%浓度。在此,退火时生成的奥氏体相能够在冷却过程中转变为马氏体相。通过使指标值为15以上且50以下,控制通过退火产生的奥氏体相的最大生成量,从而适当地管理在冷却过程中生成的马氏体相的量变得容易。因此,通过将指标值设定为15以上且50以下,将后述马氏体面积比率管理为1.0%以上且小于15.0%变得容易。

[0020] 〔合金成分〕

[0021] 本发明适用于例如包含以下披露的成分的不锈钢,但本发明并不限于这些内容。本发明一实施方式涉及的不锈钢除了以下成分以外,还能够包含各种成分。

[0022] <C:0.12%以下>

[0023] C是通过与Cr形成碳化物而生成在不锈钢变形时成为位错的产生源的界面的重要元素。但是,若C添加过剩,则变得容易产生过量的马氏体相,延展性降低。因此,C的含有率设定为0.12%以下。还有,为了使生成马氏体相,C的含有率优选为0.030%以上。

[0024] <Si:1.0%以下>

[0025] Si具有在熔炼阶段作为脱氧剂的效果。但是,若Si添加过剩,则不锈钢硬质化,延展性降低。因此,Si的含有率设定为1.0%以下。

[0026] <Mn:1.0%以下>

[0027] Mn具有作为脱氧剂的效果。但是,若Mn添加过剩,则MnS的生成量增加,不锈钢的耐腐蚀性降低。因此,Mn的含有率设定为1.0%以下。

[0028] <Ni:1.0%以下>

[0029] Ni是奥氏体生成元素,且是对控制退火后的马氏体面积比率及强度有效的元素。但是,若Ni添加过剩,则奥氏体相超出必要地稳定化,不锈钢的延展性降低,同时不锈钢的原料成本升高。因此,Ni的含有率设定为1.0%以下。

[0030] <Cr:12.0~18.0%>

[0031] Cr是为了在冷轧钢板的表面形成钝态皮膜,提高耐腐蚀性所必需的。但是,若Cr添

加过剩，则不锈钢的延展性降低。因此，Cr的含有率设定为12.0～18.0％。

[0032] ＜N:0.10％以下＞

[0033] N是通过与Cr形成氮化物而生成在不锈钢变形时成为位错的产生源的界面的重要元素。但是，若N添加过剩，则变得容易产生过剩的马氏体相，延展性降低。因此，N的含有率设定为0.10％以下。

[0034] ＜Al:0.50％以下＞

[0035] Al是对脱氧有效的元素，同时能够减少对冲压加工性造成不良影响的A_2类夹杂物。但是，若Al添加过剩，则表面缺陷增加。因此，Al的含有率设定为0.50％以下。

[0036] ＜Mo:优选为0.5％以下＞

[0037] Mo是对耐腐蚀性的提高有效的元素。但是，若Mo添加过剩，则不锈钢的原料成本升高。因此，Mo的含有率优选设定为0.50％以下。

[0038] ＜Cu:优选为1.0％以下＞

[0039] Cu是对耐腐蚀性的提高有效的元素。Cu的含有率优选设定为1.0％以下。

[0040] ＜O:优选为0.01％以下＞

[0041] O生成非金属夹杂物，使冲击值及疲劳寿命降低。因此，O的含有率优选设定为0.01％以下。

[0042] ＜V:优选为0.15％以下＞

[0043] V是对硬度及强度的提高有效的元素。但是，若V添加过剩，则不锈钢的原料成本升高。因此，V的含有率优选设定为0.15％以下。

[0044] ＜B:优选为0.10％以下＞

[0045] B是对韧性改善有效的元素。但是，该效果在超过0.10％时饱和。因此，B的含有率优选设定为0.10％以下。

[0046] ＜Ti:优选为0.50％以下＞

[0047] Ti能够通过与成为拉伸应变的原因的固溶C或固溶N形成碳化物或氮化物而将C及N固定化，从而减少拉伸应变。但是，由于Ti是昂贵的元素，因此，若Ti添加过剩，则不锈钢的原料成本升高。因此，Ti的含有率优选设定为0.50％以下。

[0048] ＜Co:优选为0.01～0.50％＞

[0049] Co是对耐腐蚀性及耐热性的提高有效的元素。但是，若Co添加过剩，则不锈钢的原料成本升高。因此，Co的含有率优选设定为0.01～0.50％。

[0050] ＜Zr:优选为0.01～0.10％＞

[0051] Zr是对脱氮、脱氧以及脱硫有效的元素。但是，若Zr添加过剩，则不锈钢的原料成本升高。因此，Zr的含有率优选设定为0.01～0.10％。

[0052] ＜Nb:优选为0.01～0.10％＞

[0053] Nb与Ti同样能够通过与成为拉伸应变的原因的固溶C或固溶N形成碳化物或氮化物而将C及N固定化，从而减少拉伸应变。但是，由于Nb是昂贵的元素，因此，若Nb添加过剩，则不锈钢的原料成本升高。因此，Nb的含有率优选设定为0.01～0.10％。

[0054] ＜Mg:优选为0.0005～0.0030％＞

[0055] Mg在钢液中与Al一起形成Mg氧化物，作为脱氧剂起作用。另一方面，若含有过剩Mg，则不锈钢的韧性降低，制造性降低。因此，在含有Mg的情况下，Mg的含有率优选设定为

0.0005～0.0030%,更优选设定为0.0020%以下。

[0056] ＜Ca:优选为0.0003～0.0030%＞

[0057] Ca是对脱气有效的元素。Ca的含有率优选设定为0.0003～0.0030%。

[0058] ＜Y:优选为0.01～0.20%＞

[0059] Y是对热加工性及耐氧化性的提高有效的元素。但是,这些效果在超过0.20%时饱和。因此,Y的含有率优选设定为0.01～0.20%。

[0060] ＜除Y以外的稀土类金属:优选合计为0.01～0.10%＞

[0061] 除Y以外的稀土类金属(Rare Earth Metal:REM)、例如Sc及La也与Y同样对热加工性及耐氧化性的提高有效。但是,这些效果在超过0.10%时饱和。因此,除Y以外的REM的含有率的合计优选设定为0.01～0.10%。

[0062] ＜Sn:优选为0.001～0.500%＞

[0063] Sn是对耐腐蚀性的提高有效的元素。但是,若Sn添加过剩,则热加工性及柔韧度降低。因此,Sn的含有率优选设定为0.001～0.500%。

[0064] ＜Sb:优选为0.001～0.500%＞

[0065] Sb对于通过促进在轧制时的变形带生成而提高加工性有效。另一方面,若含有过剩Sb,则其效果饱和,进而加工性降低。因此,在含有Sb的情况下,Sb的含有率优选设定为0.001～0.500%,更优选设定为0.200%以下。

[0066] ＜Pb:优选为0.01～0.10%＞

[0067] Pb是对易切削性的提高有效的元素。Pb的含有率优选设定为0.01～0.10%。

[0068] ＜W:优选为0.01～0.50%＞

[0069] W是对高温强度的提高有效的元素。但是,若W添加过剩,则不锈钢的原料成本升高。因此,W的含有率优选设定为0.01～0.50%。

[0070] ＜其它＞

[0071] 上述成分以外的剩余部分是Fe及不可避免的杂质。不可避免的杂质在本说明书中是指在制造上不可避免地混入的杂质。不可避免的杂质的含有率优选尽可能低。

[0072] 〔不锈钢的制造方法〕

[0073] 图1是表示本发明一实施方式涉及的不锈钢的制造方法的一例的流程图。为了制造不锈钢,首先,在熔炼工序S1中,将含有上述成分的不锈钢熔炼而制作钢坯。在熔炼工序S1中,能够使用不锈钢的一般的熔炼装置及熔炼条件。

[0074] 在热轧工序S2中,对钢坯进行热轧,制作热轧钢板。在热轧工序S2中,能够使用不锈钢的一般的热轧装置及热轧条件。在软质化工序S3中,在500～1100℃对热轧钢板进行热处理而使其软质化。软质化工序S3也可以根据例如不锈钢的组成或者热轧或冷轧的条件而省略。

[0075] 在冷轧工序S4中,对软质化工序S3后的热轧钢板进行冷轧、或者在能够省略软质化工序S3的情况下,对热轧工序S2后的热轧钢板进行冷轧,制作冷轧钢板。在冷轧工序S4中,能够使用不锈钢的一般的冷轧装置及冷轧条件。

[0076] 在退火工序S5中,对冷轧钢板进行退火。退火工序S5中的最高温度、即最高退火温度(℃)如下设定。首先,关于钢坯的组成,算出由下述式(2)表示的TA。该TA只要预先算出即可。

[0077] TA＝35×(Cr+1.72Mo+2.09Si+4.86Nb+8.29V+1.77Ti+21.4Al+40B-7.14C-8.0N-3.24Ni-1.89Mn-0.51Cu)+310…(2)

[0078] 其中，在所述式(2)中，各元素符号表示该元素的质量％浓度。

[0079] 而且，在TA低于921的情况下，将最高退火温度(℃)设为0.65×TA+291以上且1.10×TA-48以下。还有，在TA为921以上的情况下，将最高退火温度(℃)设为0.65×TA+291以上且1050℃以下。

[0080] 在此，TA是奥氏体相的生成开始温度的基准。若退火工序S5中的温度超过TA，则奥氏体量增加，若温度进一步升高，则奥氏体量成为峰值量后转为减少。由于奥氏体相能够在冷却过程中转变为马氏体相，因此，为了使后述马氏体面积比率为1.0％以上且小于15.0％，需要将最高退火温度设定为TA以上且奥氏体量不会增加过度的温度以下。

[0081] 但是，TA是回归方程式上的标准，与实际开始生成奥氏体相的温度有背离。因此，本发明人等深入研究结果发现，在TA低于921的情况下，通过将最高退火温度(℃)设为0.65×TA+291以上且1.10×TA-48以下，能够使马氏体面积比率为1.0％以上且小于15.0％。

[0082] 还有，在TA为921以上的情况下，由于奥氏体相的峰值量本身少，因此，即使峰值量的全量从奥氏体相转变为马氏体相，也能够使马氏体面积比率为1.0％以上且小于15.0％。因此，在TA为921以上的情况下，不需要将最高退火温度(℃)的上限限制为1.10×TA-48。该情况下，由于在过度高温的退火会导致晶粒的粗大化，从而导致加工时的表面粗糙等特性劣化，因此，将最高退火温度的上限设定为1050℃。

[0083] 退火工序S5中的升温速度优选设定为10℃/s以上。在升温速度为10℃/s以上的情况下，由于能够缩短退火工序S5中的升温时间，因此，能够缩短铁素体类不锈钢的制造所需的时间。因此，能够提高铁素体类不锈钢的生产率。还有，退火工序S5中的在最高退火温度的均热时间优选设定为5秒以上。在均热时间为5秒以上的情况下，能够在均热中确实地生成奥氏体相。奥氏体相在冷却中转变为马氏体相。因此，通过将均热时间设定为5秒以上，使后述的马氏体面积比率管理为1.0％以上且小于15.0％变得更加容易。

[0084] 退火工序S5中的冷却速度设定为5.0℃/s以上。如后所述，若冷却速度低于5.0℃/s，则从最高退火温度开始的冷却花费时间，从而奥氏体相转变为稳定状态的铁素体相，因此，马氏体面积比率降低，屈服伸长率增加。因此，为了减少屈服伸长率，退火工序S5中的冷却速度设定为5.0℃/s以上。

[0085] 〔马氏体面积比率〕

[0086] 在本发明一实施方式中，从不锈钢除去了马氏体相的剩余部分主要由铁素体相构成。马氏体面积比率越高，则屈服伸长率越减少，拉伸应变越减少。但是，若马氏体面积比率过高，则不锈钢的延展性降低，冲压成型变难。因此，本实施方式中的不锈钢的马氏体面积比率在1.0％以上且小于15.0％。

[0087] 马氏体面积比率能够使用例如EBSD(electron back scattering diffraction：电子背散射衍射)晶体取向解析进行测定。具体而言，首先，使用搭载于扫描型电子显微镜(SEM)的EBSD检测器获取不锈钢的截面的EBSD图案。EBSD图案获取条件例如如下所示。

[0088] • 测定面：L截面(以与热轧及冷轧的轧制方向平行且与轧制宽度方向垂直的平面剖切的截面)

[0089] • 测定倍率：250～800倍

[0090] • 测定面积:100μm～300μm见方

[0091] • 测定间距(step size):0.3μm～0.8μm

[0092] 而且,将获得的EBSD图案通过OIM解析软件进行IQ(Image Quality:图像质量)图像化。在此,IQ图像是表示视见度的图像解析。马氏体相与铁素体相相比内部组织复杂,视见度低,因此在IQ图像中显现得暗淡。另一方面,铁素体相与马氏体相相比内部组织简单,视见度高,因此在IQ图像中显现得明亮。通过将IQ图像二值化,并通过将马氏体相的面积除以不锈钢整体的面积,就能够算出马氏体面积比率。

[0093] 〔屈服伸长率及断裂伸长率〕

[0094] 不锈钢的屈服伸长率及断裂伸长率能够通过例如JIS Z 2241中规定的拉伸试验进行测定。此时,拉伸试验片能够使用例如JISZ2201中作为JIS13B规定的形状的试验片。本实施方式中的不锈钢的屈服伸长率在2.0%以下,且断裂伸长率在22.0%以上。

[0095] 本发明并不限于上述各实施方式,能够在权利要求所示的范围内进行各种变更,将不同实施方式分别公开的技术手段适当地组合而得到的实施方式也包含于本发明的技术范围内。

[0096] 〔总结〕

[0097] 本发明一方案涉及的铁素体类不锈钢以质量%计C:0.12%以下、Si:1.0%以下、Mn:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Cr:12.0～18.0%、N:0.10%以下、Al:0.50%以下,剩余部分由Fe及不可避免的杂质构成,以与轧制方向平行且与轧制宽度方向垂直的平面剖切的截面中的马氏体相的面积比率为1.0%以上且小于15.0%,从所述铁素体类不锈钢除去了马氏体相的剩余部分主要由铁素体相构成,屈服伸长率为2.0%以下,且断裂伸长率为22.0%以上。

[0098] 根据上述构成,能够在维持铁素体类不锈钢大的断裂伸长率的状态下减少屈服伸长率。断裂伸长率越大,则冲压成型性越好。还有,屈服伸长率越小,则拉伸应变越减少。因此,能够实现即使不进行调质轧制也能够减少拉伸应变,且冲压成型性高的铁素体类不锈钢。

[0099] 还有,本发明一方案涉及的铁素体类不锈钢,由下述式(1)表示,且表示通过退火产生的奥氏体相的最大生成量的下述指标值为15以上且50以下,

[0100] (指标值)＝420C-11.5Si+7Mn+23Ni-11.5Cr-12Mo+9Cu-49Ti-52Al+470N+189…(1)

[0101] 在所述式(1)中,各元素符号表示该元素的质量%浓度。

[0102] 根据上述构成,指标值为15以上且50以下。在此,退火时生成的奥氏体相能够在冷却过程中转变为马氏体相。通过将所述指标值设定为15以上且50以下,控制通过退火产生的奥氏体相的最大生成量,从而使适当地管理冷却过程中生成的马氏体相的量变得容易。因此,能够更加容易地实现即使不进行调质轧制也能够减少拉伸应变,且冲压成型性高的铁素体类不锈钢。

[0103] 还有,本发明一方案涉及的铁素体类不锈钢也可以以质量%计还含有从Mo:0.5%以下、Cu:1.0%以下、O:0.01%以下、V:0.15%以下、B:0.10%以下、Ti:0.50%以下之中选择的一种或两种以上。

[0104] 根据上述构成,在含有0.5%以下Mo的情况下,能够提高铁素体类不锈钢的耐腐蚀

性,同时能够抑制原料成本的升高。还有,在含有1.0%以下Cu的情况下,能够提高铁素体类不锈钢的耐腐蚀性。还有,在O的含有率为0.01%以下的情况下,能够改善冲击值及疲劳寿命。还有,在含有0.15%以下V的情况下,能够有效地提高铁素体类不锈钢的硬度及强度。还有,在含有0.10%以下B的情况下,能够有效地改善铁素体类不锈钢的韧性。还有,在含有0.50%以下Ti的情况下,能够减少拉伸应变,同时能够抑制原料成本的升高。

[0105] 还有,本发明一方案涉及的铁素体类不锈钢也可以以质量%计还含有从Co:0.01～0.50%、Zr:0.01～0.10%、Nb:0.01～0.10%、Mg:0.0005～0.0030%、Ca:0.0003～0.0030%、Y:0.01～0.20%、除Y以外的稀土类金属:合计0.01～0.10%、Sn:0.001～0.500%、Sb:0.001～0.500%、Pb:0.01～0.10%、W:0.01～0.50%之中选择的一种或两种以上。

[0106] 根据上述构成,在含有0.01～0.50%Co的情况下,能够提高耐腐蚀性及耐热性。还有,在含有0.01～0.10%Zr的情况下,能够有效地进行脱氮、脱氧以及脱硫。还有,在含有0.01～0.10%Nb的情况下,能够减少拉伸应变,同时能够抑制原料成本的升高。还有,在含有0.0003～0.0030%Ca的情况下,能够提高脱气性。还有,在含有0.01～0.20%Y的情况下,能够有效地提高热加工性及耐氧化性。还有,在以合计0.01～0.10%的范围含有除Y以外的稀土类金属的情况下,能够有效地提高热加工性及耐氧化性。还有,在含有0.001～0.500%Sn的情况下,能够提高耐腐蚀性。还有,在含有0.01～0.10%Pb的情况下,能够提高易切削性。还有,在含有0.01～0.50%W的情况下,能够提高高温强度。

[0107] 还有,本发明一方案涉及的铁素体类不锈钢的制造方法包括:热轧工序,对钢坯进行热轧而制作热轧钢板,钢坯以质量%计C:0.12%以下、Si:1.0%以下、Mn:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Cr:12.0～18.0%、N:0.10%以下、Al:0.50%以下,剩余部分由Fe及不可避免的杂质构成,由下述式(2)表示的指标值为15以上且50以下,

[0108] (指标值)＝420C-11.5Si+7Mn+23Ni-11.5Cr-12Mo+9Cu-49Ti-52Al+470N+189…(2)

[0109] 在所述式(2)中,各元素符号表示该元素的质量%浓度;冷轧工序,对所述热轧工序之后的所述热轧钢板进行冷轧而制作冷轧钢板;以及退火工序,对所述冷轧工序之后的所述冷轧钢板进行退火;在所述退火工序中,关于所述钢坯的下述式(3)所示的TA,

[0110] TA＝35×(Cr+1.72Mo+2.09Si+4.86Nb+8.29V+1.77Ti+21.4Al+40B-7.14C-8.0N-3.24Ni-1.89Mn-0.51Cu)+310…(3)

[0111] 在所述式(3)中,各元素符号表示该元素的质量%浓度,在所述钢坯的所述TA低于921的情况下,将最高退火温度(℃)设为0.65×TA+291以上且1.10×TA-48以下,在所述钢坯的所述TA为921以上的情况下,将最高退火温度(℃)设为0.65×TA+291以上且1050℃以下,将冷却速度设为5.0℃/s以上进行退火。

[0112] 根据上述方法,退火工序中的最高退火温度根据铁素体类不锈钢的组成适当地设定,同时冷却速度被适当地管理。因此,能够更加确实地将马氏体相的面积比率控制在1.0%以上且小于15.0%的范围。因此,能够更加确实地制造即使不进行调质轧制也能够减少拉伸应变,且冲压成型性高的铁素体类不锈钢。

[0113] 还有,本发明一方案涉及的铁素体类不锈钢的制造方法也可以还包括软质化工序,在所述软质化工序中,在500℃以上且1100℃以下对所述热轧工序之后且所述冷轧工序

之前的热轧钢板进行热处理而使其软质化。根据上述方法，由于还包括软质化工序，因此，在对铁素体类不锈钢进行冲压加工或拉伸加工时，能够减少与轧制方向平行地产生的褶皱(拉伸应变)。

[0114] 还有，本发明一方案涉及的铁素体类不锈钢的制造方法中，所述退火工序中的升温速度也可以为10℃/s以上。根据上述方法，由于能够缩短退火工序中的升温时间，因此，能够缩短铁素体类不锈钢的制造所需的时间。因此，能够提高铁素体类不锈钢的生产率。另外，由于退火工序中的升温速度被适当地管理，因此，能够更加确实地将马氏体相的面积比率控制在1.0％以上且小于15.0％的范围。因此，能够更加确实地制造即使不进行调质轧制也能够减少拉伸应变，且冲压成型性高的铁素体类不锈钢。

[0115] 还有，本发明一方案涉及的铁素体类不锈钢的制造方法中，所述退火工序中的在最高退火温度的均热时间也可以为5秒以上。根据上述方法，由于退火工序中的均热时间被适当地管理，因此，能够更加确实地将马氏体相的面积比率控制在1.0％以上且小于15.0％的范围。因此，能够更加确实地制造即使不进行调质轧制也能够减少拉伸应变，且冲压成型性高的铁素体类不锈钢。

[0116] 【实施例】

[0117] 以下对本发明的实施例进行说明。通过在实际操作生产线中进行熔炼而制作了具有表1所示的13种组成Ex1～Ex10及CE1～CE3的钢坯。另外，表1中也示出根据Ex1～Ex10及CE1～CE3的各组成算出的指标值。

[0118] 【表1】

[0119] 表1实施例及比较例的组成

[0120]

组成	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	M	Al	Mo	Cu	O	V	B	Ti	Nb	指标值
Ex1	0.064	0.39	0.77	0.027	0.002	0.29	18.15	0.02	0.003	0.13	0.07	0.0014	0.002	0.001	0.006	0.007	46
Ex2	0.063	0.49	0.32	0.026	0.001	0.11	16.45	0.012	0.063	0.02	0.03	0.0013	0.003	0.001	0.003	0.004	28
Ex3	0.07	0.60	0.42	0.022	0.001	0.27	16.24	0.017	0.005	0.11	0.06	0.0013	0.003	0.001	0.017	0.003	40
Ex4	0.039	0.24	0.34	0.025	0.001	0.09	16.25	0.024	0.097	0.03	0.02	0.0016	0.064	0.001	0.006	0.004	26
Ex5	0.040	0.22	0.33	0.025	0.001	0.12	16.33	0.024	0.005	0.33	0.03	0.0014	0.004	0.001	0.005	0.006	28
Ex6	0.038	0.24	0.35	0.022	0.001	0.11	16.23	0.021	0.006	0.03	0.02	0.0013	0.004	0.001	0.007	0.07	30
Ex7	0.037	0.21	0.36	0.023	0.001	0.10	16.21	0.018	0.007	0.02	0.03	0.0013	0.110	0.001	0.008	0.004	28
Ex8	0.039	0.24	0.32	0.021	0.001	0.09	16.24	0.022	0.003	0.03	0.03	0.0016	0.003	0.010	0.005	0.005	30
Ex9	0.041	0.25	0.33	0.019	0.001	0.08	16.16	0.018	0.003	0.02	0.02	0.0014	0.003	0.001	0.21	0.006	20
Ex10	0.040	0.22	0.31	0.027	0.001	0.12	16.18	0.017	0.007	0.03	0.8	0.0014	0.002	0.001	0.003	0.006	35
CE1	0.150	0.23	0.35	0.026	0.001	0.14	16.55	0.024	0.008	0.02	0.02	0.0014	0.002	0.001	0.004	0.007	75
CE2	0.050	0.23	0.33	0.026	0.001	0.15	21.3	0.023	0.006	0.02	0.02	0.0012	0.002	0.001	0.006	0.005	-22
CE3	0.062	0.22	0.31	0.025	0.001	0.18	12.2	0.023	0.005	0.02	0.03	0.0011	0.002	0.001	0.007	0.007	88

[0121] (含有率单位:质量％)

[0122] 表1中带下划线的数值表示位于本发明一实施方式中的优选范围的范围外的数值。如表1所示，Ex1～Ex10均以质量％计C:0.12％以下、Si:1.0％以下、Mn:1.0％以下、Ni:1.0％以下、Cr:12.0～18.0％、N:0.10％以下、Al:0.50％以下，剩余部分由Fe及不可避免的杂质构成，指标值为15以上且50以下。另外，Ex5、Ex6、Ex7、Ex8、Ex9以及Ex10的Mo、Nb、V、B、Ti以及Cu的含有率分别高于其它组成的例子。

[0123] 另一方面，CE1的C含有率超过0.12％，指标值也超过了50。CE2的Cr含有率超过18.0％，指标值小于15。CE3的指标值超过了50。

[0124] 接着，通过对各组成的钢坯进行热轧，制作了板厚3mm、板宽150mm的热轧钢板。而

且,通过在以980℃对热轧钢板进行30秒热处理而使其软质化之后进行冷轧,制作了板厚1mm、板宽150mm的冷轧钢板。

[0125] 接着,通过以表2所示的实际的退火条件对各组成的冷轧钢板进行退火,制造了不锈钢。还有,表2中也示出根据表1的组成算出的推荐退火温度。具体而言,首先,关于钢坯的组成,设TA＝35×(Cr+1.72Mo+2.09Si+4.86Nb+8.29V+1.77Ti+21.4Al+40B-7.14C-8.0N-3.24Ni-1.89Mn-0.51Cu)+310。而且,在TA低于921的情况下,将推荐退火温度(℃)的下限设为0.65×TA+291,将上限设为1.10×TA-48。还有,在TA为921以上的情况下,将推荐退火温度(℃)的下限设为0.65×TA+291,将上限设为1050℃。例如,关于Ex4及CE2,由于TA为921以上,因此将推荐退火温度的上限设为1050℃。

[0126] 在以下的说明中,关于各不锈钢,通过将组成和实际的退火条件的编号用“-”连接,表示将各组成的冷轧钢板以各退火条件进行了退火的不锈钢。例如,“不锈钢Ex1-2”表示将组成Ex1的冷轧钢板以退火条件2(最高退火温度:832℃、均热时间:5秒、冷却速度:30℃/s)进行了退火的不锈钢。

[0127] 还有,表2中也示出各不锈钢的物性测定结果。具体而言,关于各不锈钢,通过EBSD晶体取向解析测定了马氏体面积比率。还有,通过从各不锈钢沿轧制方向切出JISZ2201中规定的JIS13B号试验片,并进行JIS Z 2241中规定的拉伸试验,测定了各不锈钢的屈服伸长率及断裂伸长率。屈服伸长率越小,则冲压成型时的拉伸应变越减少。还有,断裂伸长率越大,则不锈钢的延展性越高,冲压成型性越良好。

[0128] 【表2】

[0129] 表2退火条件及物性测定结果

[0130]

组成	TA	推荐退火温度（℃）		实际的退火条件					组织观察	机械性质			
		下限	上限	编号	升温速度（℃/s）	最高退火温度（℃）	均热时间（s）	冷却速度（℃/s）	马氏体面积比率（%）	屈服应力（MPa）	屈服伸长率（%）	拉伸强度（MPa）	断裂伸长率（%）
Ex1	811	818	844	1	15	764	5	30	0.01	340	4.2	472	30.6
				2	15	832	5	30	9.1	270	0.0	511	26.6
				3	15	830	5	50	11.3	251	0.0	545	25.2
				4	15	830	5	2	0.7	331	3.4	475	31.3
				5	15	901	5	30	34.6	468	0.0	732	18.3
Ex2	920	889	964	1	15	849	5	30	0.01	341	3.8	454	29.9
				2	15	905	5	30	1.7	325	1.9	484	28.5
				3	15	918	5	30	4.3	300	1.2	495	28.4
				4	15	933	20	30	5.9	282	0.9	511	28.6
				5	15	932	5	6	1.6	343	1.8	464	30.2
				6	15	928	10	10	3.3	301	1.9	488	28.2
				7	15	934	5	20	4.7	303	1.5	493	29.3
				8	15	934	5	50	10.4	267	0.0	552	27.5
				9	15	930	5	2	0.8	348	3.5	462	31.1
				10	15	952	5	30	11.2	268	0.0	548	26.3
				11	15	953	5	50	14.5	402	0.0	582	25.5
				12	15	1003	5	30	16	420	0.0	590	21.8
Ex3	855	847	892	1	15	802	5	30	0.01	348	3.1	461	29.6
				2	15	864	5	30	7	276	0.3	511	27.9
				3	15	928	3	30	24	445	0.0	654	21.4
Ex4	942	903	1050	1	15	860	5	30	0.01	348	3.6	463	29.8
				2	15	920	5	30	6	288	0.7	499	27.5
				3	15	960	30	30	6.3	272	0.3	512	28.2
				4	15	960	5	7	1.7	345	1.8	470	28.9
				5	15	960	5	15	3.6	302	1.9	497	29.4
				6	15	960	5	50	8.3	277	0.0	522	26.8
				7	15	960	5	3	0.6	363	3.6	467	32.1
				8	15	1030	5	30	9	278	0.0	533	27.3
Ex5	872	858	912	1	15	833	5	30	0.01	348	3.8	468	30.2
				2	15	872	5	30	5.8	293	0.9	489	28.1
Ex6	865	854	904	1	15	845	5	30	0.01	348	3.5	474	30.6
				2	15	880	5	30	7.5	277	0.4	511	27.9
Ex7	884	865	924	1	15	842	5	30	0.01	348	3.2	474	31.2
				2	15	878	5	30	3.7	313	1.7	481	29.6
Ex8	868	855	907	1	15	923	5	30	33	446	0.0	687	19.8
				2	15	874	5	30	13.2	388	0.0	546	16.4
Ex9	867	855	906	1	15	940	5	30	25	423	0.0	633	21.8
				2	15	868	5	30	5.8	293	0.9	492	29.1
Ex10	843	839	879	1	15	905	5	30	22	411	0.0	598	20.9
				2	15	855	5	30	4.3	307	1.3	485	28.9
CE1	833	833	868	-	15	850	5	30	69.3	733	0.0	1045	12.7
CE2	1023	956	1050	-	15	970	5	30	0.01	378	3.8	464	30.6
CE3	701	746	723	-	15	730	5	30	80.2	891	0.0	1178	9.7

[0131] 表2中带下划线的数值表示位于本发明一实施方式中的优选范围的范围外的数值。如表2所示，在不锈钢Ex1-1、Ex2-1、Ex3-1、Ex4-1、Ex5-1、Ex6-1以及Ex7-1中，实际的退火条件下的最高退火温度低于推荐退火温度的下限。在这些不锈钢中，马氏体面积比率低至小于1.0％，屈服伸长率超过了2.0％。因此，暗示在这些不锈钢中容易产生拉伸应变。推测在这些不锈钢中马氏体面积比率低的理由在于，由于最高退火温度低，因而难以通过在冷却途中相变而生成成为马氏体相的奥氏体相。

[0132] 在不锈钢Ex1-5、Ex2-12、Ex3-3、Ex8-1、Ex9-1以及Ex10-1中，实际的退火条件下的

最高退火温度高于推荐退火温度的上限。在这些不锈钢中，马氏体面积比率高至15.0％以上，断裂伸长率小至低于22.0％。因此，暗示在这些不锈钢中冲压成型性低。推测在这些不锈钢中马氏体面积比率高的理由在于，由于最高退火温度高，因而在最高退火温度生成的奥氏体量多，在冷却时超出必要地生成了马氏体相。

[0133] 在不锈钢Ex1-4、Ex2-9以及Ex4-7中，实际的退火条件下的冷却速度低于5.0℃/s。在这些不锈钢中，马氏体面积比率低至小于1.0％，屈服伸长率超过了2.0％。因此，暗示在这些不锈钢中容易产生拉伸应变。推测这些不锈钢中马氏体面积比率低的理由在于，由于从最高退火温度开始的冷却花费时间，因而奥氏体相转变为稳定状态的铁素体相。

[0134] 另一方面，在不锈钢Ex1-2～3、Ex2-2～8、10、11、Ex3-2、Ex4-2～6、8、Ex5-2、Ex6-2、Ex7-2、Ex8-2、Ex9-2以及Ex10-2(以下，统称为不锈钢ExG)中，最高退火温度在推荐退火温度的范围内。还有，均热时间为5秒以上，冷却速度为5℃/s以上。

[0135] 如前所述，Ex1～Ex10均以质量％计C:0.12％以下、Si:1.0％以下、Mn:1.0％以下、Ni:1.0％以下、Cr:12.0～18.0％、N:0.10％以下、Al:0.50％以下，剩余部分由Fe及不可避免的杂质构成，指标值为15以上且50以下。对于这样的组成的Ex1～Ex10，通过以优选范围管理退火条件，不锈钢ExG的马氏体面积比率变为1.0％以上且小于15.0％。而且，通过将不锈钢ExG的马氏体面积比率设定在规定的范围，在不锈钢ExG中，屈服伸长率为2.0％以下，且断裂伸长率为22.0％以上。

[0136] 由于屈服伸长率为2.0％以下，因此，在不锈钢ExG中，能够减少拉伸应变。还有，由于断裂伸长率为22.0％以上，因此，暗示在不锈钢ExG中冲压成型性良好。

[0137] 接着，对表1所示的指标值在15～50的范围外的CE1～CE3进行研究。如表2所示，在CE1中，即使将最高退火温度设为位于推荐退火温度的范围内的850℃进行退火，马氏体面积比率也高达69.3％，断裂伸长率也小至12.7％。推测其理由在于，由于C的含有率超过0.12％，指标值也超过了50，从而在最高退火温度生成的奥氏体量多，在冷却时超出必要地生成了马氏体相。

[0138] 在CE2中，即使将最高退火温度设为位于推荐退火温度的范围内的970℃进行退火，马氏体面积比率也低至0.01％，屈服伸长率也大至3.8％。推测其理由在于，由于Cr的含有率超过18.0％，指标值低于15，从而铁素体相超出必要地稳定化，退火时难以生成奥氏体相。

[0139] 在CE3中，推荐退火温度的下限(746℃)高于上限(723℃)，严格来说无法规定推荐退火温度的范围。因此，将位于两个值之间的730℃作为最高退火温度进行了退火，但马氏体面积比率高达80.2％，断裂伸长率小至9.7％。推测其理由在于，由于指标值超过了50，从而在最高退火温度生成的奥氏体量多，在冷却时超出必要地生成了马氏体相。

[0140] 产业上的利用可能性

[0141] 本发明能够利用于铁素体类不锈钢及铁素体类不锈钢的制造方法。

[0142] 符号说明

[0143] S1 熔炼工序

[0144] S2 热轧工序

[0145] S3 软质化工序

[0146] S4 冷轧工序

[0147] S5 退火工序

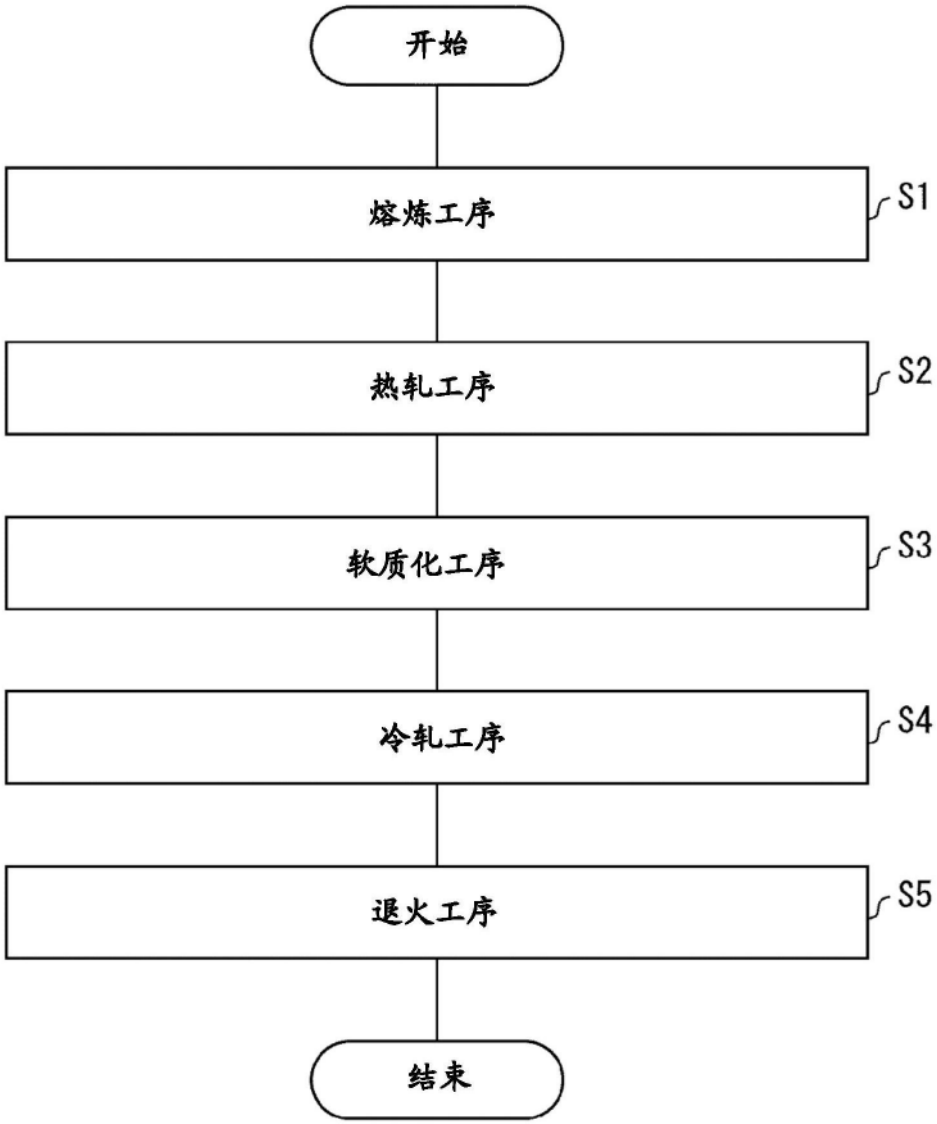


图1