



(12) 发明专利申请



(10) 申请公布号 CN 118679271 A

(43) 申请公布日 2024.09.20

(21) 申请号 202280091177.X

(22) 申请日 2022.12.23

(30) 优先权数据

2022-018412 2022.02.09 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2024.08.07

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2022/047518 2022.12.23

(87) PCT国际申请的公布数据

W02023/153097 JA 2023.08.17

(71) 申请人 日本制铁株式会社

地址 日本

(72) 发明人 西尾拓也 东昌史 中村亮介

(74) 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司  
72002

专利代理师 刘凤岭 陈建全

(51) Int.Cl.

G22C 38/00 (2006.01)

G21D 9/46 (2006.01)

G22C 38/58 (2006.01)

权利要求书3页 说明书19页

(54) 发明名称

冷轧钢板及其制造方法

(57) 摘要

本发明的冷轧钢板具有规定的化学组成,距表面为板厚的1/4的位置即1/4深度位置的金属组织以体积率计包含残余奥氏体:超过1.0%且低于8.0%、回火马氏体:80.0%以上、铁素体及贝氏体:合计0%以上且15.0%以下以及马氏体:0%以上且5.0%以下,在所述金属组织中,原 $\gamma$ 粒径为5.0 $\mu\text{m}$ 以上且25.0 $\mu\text{m}$ 以下,原 $\gamma$ 晶界上存在的残余 $\gamma$ 的个数密度为100个/ $\text{mm}^2$ 以下。

1. 一种冷轧钢板,其特征在于,所述冷轧钢板所具有的化学组成以质量%计包含:

C:超过0.140%且低于0.400%、

Si:1.00%以下、

Mn:超过1.30%且低于4.00%、

P:0.100%以下、

S:0.010%以下、

Al:0.100%以下、

N:0.0100%以下、

Ti:0%以上且低于0.050%、

Nb:0%以上且低于0.050%、

V:0%以上且0.50%以下、

Cu:0%以上且1.00%以下、

Ni:0%以上且1.00%以下、

Cr:0%以上且1.00%以下、

Mo:0%以上且0.50%以下、

B:0%以上且0.0100%以下、

Ca:0%以上且0.0100%以下、

Mg:0%以上且0.0100%以下、

REM:0%以上且0.0500%以下、

Bi:0%以上且0.050%以下、及

剩余部分:Fe及杂质,

距表面为板厚的1/4的位置即1/4深度位置的金属组织以体积率计包含:

残余奥氏体:超过1.0%且低于8.0%、

回火马氏体:80.0%以上、

铁素体及贝氏体:合计0%以上且15.0%以下、及

马氏体:0%以上且5.0%以下、

在所述金属组织中,原 $\gamma$ 粒径为 $5.0\mu\text{m}$ 以上且 $25.0\mu\text{m}$ 以下,原 $\gamma$ 晶界上存在的残余 $\gamma$ 的个数密度为 $100\text{个}/\text{mm}^2$ 以下。

2. 根据权利要求1所述的冷轧钢板,其特征在于,抗拉强度为 $1310\text{MPa}$ 以上,均匀拉伸率为 $4.0\%$ 以上, $90^\circ\text{V}$ 型弯曲下的极限弯曲 $R$ 和板厚之比即 $R/t$ 为 $5.0$ 以下。

3. 根据权利要求1或2所述的冷轧钢板,其特征在于,所述化学组成以质量%计含有选自以下元素中的1种或2种以上:

Ti:0.001%以上且低于0.050%、

Nb:0.001%以上且低于0.050%、

V:0.01%以上且0.50%以下、

Cu:0.01%以上且1.00%以下、

Ni:0.01%以上且1.00%以下、

Cr:0.01%以上且1.00%以下、

Mo:0.01%以上且0.50%以下、

B:0.0001%以上且0.0100%以下、  
Ca:0.0001%以上且0.0100%以下、  
Mg:0.0001%以上且0.0100%以下、  
REM:0.0005%以上且0.0500%以下、及  
Bi:0.0005%以上且0.050%以下。

4. 根据权利要求1~3中任一项所述的冷轧钢板,其特征在于,距所述原 $\gamma$ 晶界为 $1.0\mu\text{m}$ 的范围内存在的残余奥氏体的个数密度为 $150\text{个}/\text{mm}^2$ 以下。

5. 根据权利要求1~4中任一项所述的冷轧钢板,其特征在于,在所述表面上形成有热浸镀锌层。

6. 根据权利要求5所述的冷轧钢板,其特征在于,所述热浸镀锌层为合金化热浸镀锌层。

7. 一种冷轧钢板的制造方法,其特征在于,具备如下工序:

热轧工序,其将铸造板坯直接地或在暂时冷却后加热至 $1100^\circ\text{C}$ 以上,然后对加热后的所述铸造板坯进行热轧而得到热轧钢板,所述铸造板坯所具有的化学组成以质量%计包含C:超过0.140%且低于0.400%、Si:1.00%以下、Mn:超过1.30%且低于4.00%、P:0.100%以下、S:0.010%以下、Al:0.100%以下、N:0.0100%以下、Ti:0%以上且低于0.050%、Nb:0%以上且低于0.050%、V:0%以上且0.50%以下、Cu:0%以上且1.00%以下、Ni:0%以上且1.00%以下、Cr:0%以上且1.00%以下、Mo:0%以上且0.50%以下、B:0%以上且0.0100%以下、Ca:0%以上且0.0100%以下、Mg:0%以上且0.0100%以下、REM:0%以上且0.0500%以下、Bi:0%以上且0.050%以下及剩余部分:Fe及杂质;

卷取工序,其在 $550^\circ\text{C}$ 以下的温度下卷取所述热轧钢板;

冷轧工序,其在将所述卷取工序后的所述热轧钢板进行脱氧化皮后,实施冷轧而形成冷轧钢板;

退火工序,其对于所述冷轧工序后的所述冷轧钢板,以从 $700^\circ\text{C}$ 到 $820^\circ\text{C}$ 以上且 $880^\circ\text{C}$ 以下的均热温度的平均加热速度低于 $10.0^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的方式加热到所述均热温度,通过在所述均热温度下均热30~200秒而进行退火;

退火后冷却工序,其在 $800^\circ\text{C}$ 以下且 $700^\circ\text{C}$ 以上的温度区域,对所述退火工序后的所述冷轧钢板一边赋予 $3.0\text{kN}$ 以上的张力,一边采用半径为 $850\text{mm}$ 以下的辊,施加弯曲角度成为 $90^\circ$ 以上的一次以上的弯曲-返弯曲变形,然后以 $700^\circ\text{C}$ ~ $600^\circ\text{C}$ 的平均冷却速度以及 $450^\circ\text{C}$ ~ $350^\circ\text{C}$ 的平均冷却速度都成为 $5.0^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上的方式实施冷却,在 $350^\circ\text{C}$ 以下且 $50^\circ\text{C}$ 以上的温度区域,一边赋予 $3.0\text{kN}$ 以上的张力,一边采用半径为 $850\text{mm}$ 以下的辊,施加弯曲角度成为 $90^\circ$ 以上的一次以上的弯曲-返弯曲变形,然后,冷却到 $50^\circ\text{C}$ 以上且 $250^\circ\text{C}$ 以下的冷却停止温度;以及

回火工序,其在 $200^\circ\text{C}$ 以上且 $350^\circ\text{C}$ 以下的温度下将所述退火后冷却工序后的所述冷轧钢板回火1秒以上。

8. 根据权利要求7所述的冷轧钢板的制造方法,其特征在于,所述铸造板坯的所述化学组成以质量%计含有以下元素中的1种或2种以上:

Ti:0.001%以上且低于0.050%、  
Nb:0.001%以上且低于0.050%、

V:0.01%以上且0.50%以下、  
Cu:0.01%以上且1.00%以下、  
Ni:0.01%以上且1.00%以下、  
Cr:0.01%以上且1.00%以下、  
Mo:0.01%以上且0.50%以下、  
B:0.0001%以上且0.0100%以下、  
Ca:0.0001%以上且0.0100%以下、  
Mg:0.0001%以上且0.0100%以下、  
REM:0.0005%以上且0.0500%以下、及  
Bi:0.0005%以上且0.050%以下。

9. 根据权利要求7或8所述的冷轧钢板的制造方法,其特征在于,在退火后冷却工序中,将350℃~所述冷却停止温度的平均冷却速度设定为10℃/秒以下。

10. 根据权利要求7~9中任一项所述的冷轧钢板的制造方法,其特征在于,在所述退火后冷却工序中,在所述冷轧钢板的温度超过425℃且低于600℃的状态下,通过浸渍在镀浴中而使表面上形成热浸镀锌层。

11. 根据权利要求7~9中任一项所述的冷轧钢板的制造方法,其特征在于,在所述退火后冷却工序中,在钢板温度超过425℃且低于600℃的状态下,通过浸渍在镀浴中而使表面上形成热浸镀锌层,进而使所述热浸镀锌层合金化。

## 冷轧钢板及其制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及冷轧钢板及其制造方法。

[0002] 本申请基于2022年02月09日提出的日本专利申请特愿2022-018412号主张优先权,在此引用其内容。

### 背景技术

[0003] 在产业技术领域高度专业化的今天,对于各技术领域中所使用的材料,要求特殊且高超的性能。特别是,关于汽车用钢板,从关心地球环境出发,为了通过使车体轻量化而提高燃油效率,对板厚薄、且成形性优异的高强度冷轧钢板的需求显著增大。即使在汽车用钢板中,特别是对车体骨架部件中所使用的冷轧钢板要求高的强度,另外要求适应扩大应用范围的高的成形性。

[0004] 此外,汽车部件由于通过压力等进行成形,所以即使为高强度,也要求成形性(例如均匀拉伸率及弯曲性)优异。

[0005] 此外,伴随着高强度化,氢脆敏感性提高。汽车中所使用的钢构件有因汽车制造时以及使用时所发生的氢而发生氢脆开裂的危险。在制造时,在材料的加热工序及电泳涂装工序中发生氢,一部分氢嵌入钢构件中。此外,在使用时,因钢构件的腐蚀而发生氢。

[0006] 因此,近年来,作为汽车用钢板所必要的特性,例示出抗拉强度(TS)为1310MPa以上,均匀拉伸率为4.0%以上,90°V型弯曲下的极限弯曲(最小弯曲半径)R和板厚之比即R/t为5.0以下,而且耐氢脆特性优异。

[0007] 为了确保均匀拉伸率等延展性而形成含有铁素体的组织虽然有效,但是在含有铁素体的组织中为了得到1310MPa以上的强度,需要使第二相硬化。但是,硬质的第二相使扩孔性劣化。

[0008] 作为提高高强度钢板的扩孔性的技术,提出了以回火马氏体为主相的钢板(例如,参照专利文献1及2)。在专利文献1及2中,示出通过将显微组织形成回火马氏体单相的组织而使扩孔性优异。

[0009] 但是,在专利文献1的发明中,抗拉强度低至低于1310MPa。因此,在以更高强度化为目标的情况下,需要进一步提高与之相伴而劣化的加工性。此外,在专利文献2的发明中,虽然能够达到1310MPa以上的高强度,但是由于在淬火时的冷却中要冷却到室温附近,因此存在残余奥氏体的体积率减小、得不到高的均匀拉伸率的课题。

[0010] 此外,作为兼顾高强度化和高的成形性的技术,专利文献3中提出了利用残余奥氏体的TRIP效应的钢板。

[0011] 但是,在专利文献3的钢板中为了具有铁素体相而难以得到1310MPa以上的高强度,因组织内具有强度差而使扩孔成形性较差。

[0012] 此外,专利文献4中记载着:在将距表面为板厚的1/4的位置的组织(金属组织)形成为以含有残余奥氏体的回火马氏体为主体的组织后,通过基于退火时的露点控制的表层的软化以及表层部的硬质相的微细化,可得到抗拉强度(TS)为1310MPa以上,均匀拉伸率为

5.0%以上,90°V型弯曲下的极限弯曲半径R和板厚t之比(R/t)为5.0以下,而且耐氢脆特性优异的高强度冷轧钢板。

[0013] 但是,近年来要求进一步提高特性。

[0014] 现有技术文献

[0015] 专利文献

[0016] 专利文献1:日本特开2009-30091号公报

[0017] 专利文献2:日本特开2010-215958号公报

[0018] 专利文献3:日本特开2006-104532号公报

[0019] 专利文献4:国际公开第2019/181950号

## 发明内容

[0020] 发明所要解决的课题

[0021] 如上所述,近年来,就具有抗拉强度(TS)为1310MPa以上的高强度的钢板而言,正在寻求具有更高的成形性及耐氢脆特性的钢板。

[0022] 本发明是为了解决上述问题而完成的,其课题在于提供高强度钢板中成为课题的成形性优异、且具有优异的耐氢脆特性的冷轧钢板及其制造方法。

[0023] 其中,冷轧钢板不仅包含表面未形成镀层的冷轧钢板,而且也包含热浸镀锌钢板、合金化热浸镀锌钢板。

[0024] 用于解决课题的手段

[0025] 本发明人对影响高强度冷轧钢板的机械特性的化学组成、金属组织以及制造条件进行了详细的调查。结果发现:通过在将金属组织形成为以含有规定量以上的残余奥氏体的回火马氏体为主体的组织后,不使残余奥氏体残存在原 $\gamma$ (奥氏体)晶界附近,从而使耐氢脆特性提高。

[0026] 此外,还发现通过热轧钢板中的碳化物的分布控制和热处理时条件的调整,能够在原 $\gamma$ 晶界附近不残存残余奥氏体的方式进行控制。

[0027] 本发明是鉴于上述的见解而完成的。本发明的主旨如下所述。

[0028] [1]本发明的一个方案涉及一种冷轧钢板,其所具有的化学组成以质量%计包含C:超过0.140%且低于0.400%、Si:1.00%以下、Mn:超过1.30%且低于4.00%、P:0.100%以下、S:0.010%以下、Al:0.100%以下、N:0.0100%以下、Ti:0%以上且低于0.050%、Nb:0%以上且低于0.050%、V:0%以上且0.50%以下、Cu:0%以上且1.00%以下、Ni:0%以上且1.00%以下、Cr:0%以上且1.00%以下、Mo:0%以上且0.50%以下、B:0%以上且0.0100%以下、Ca:0%以上且0.0100%以下、Mg:0%以上且0.0100%以下、REM:0%以上且0.0500%以下、Bi:0%以上且0.050%以下及剩余部分:Fe及杂质,距表面为板厚的1/4的位置即1/4深度位置的金属组织以体积率计包含残余奥氏体:超过1.0%且低于8.0%、回火马氏体:80.0%以上、铁素体及贝氏体:合计0%以上且15.0%以下以及马氏体:0%以上且5.0%以下,在所述金属组织中,原 $\gamma$ 粒径为5.0 $\mu\text{m}$ 以上且25.0 $\mu\text{m}$ 以下,原 $\gamma$ 晶界上存在的残余 $\gamma$ 的个数密度为100个/ $\text{mm}^2$ 以下。

[0029] [2]根据上述[1]所述的冷轧钢板,其中,也可以是抗拉强度为1310MPa以上,均匀拉伸率为4.0%以上,90°V型弯曲下的极限弯曲R和板厚之比即R/t为5.0以下。

[0030] [3]根据上述[1]或[2]所述的冷轧钢板,其中,所述化学组成也可以以质量%计含有选自Ti:0.001%以上且低于0.050%、Nb:0.001%以上且低于0.050%、V:0.01%以上且0.50%以下、Cu:0.01%以上且1.00%以下、Ni:0.01%以上且1.00%以下、Cr:0.01%以上且1.00%以下、Mo:0.01%以上且0.50%以下、B:0.0001%以上且0.0100%以下、Ca:0.0001%以上且0.0100%以下、Mg:0.0001%以上且0.0100%以下、REM:0.0005%以上且0.0500%以下及Bi:0.0005%以上且0.050%以下中的1种或2种以上。

[0031] [4]根据上述[1]~[3]中任一项所述的冷轧钢板,其中,距所述原 $\gamma$ 晶界为1.0 $\mu\text{m}$ 的范围内存在的残余奥氏体的个数密度也可以为150个/ $\text{mm}^2$ 以下。

[0032] [5]根据上述[1]~[4]中任一项所述的冷轧钢板,其中,也可以在所述表面上形成有热浸镀锌层。

[0033] [6]根据上述[5]所述的冷轧钢板,其中,所述热浸镀锌层也可以是合金化热浸镀锌层。

[0034] [7]本发明的另一方案涉及一种冷轧钢板的制造方法,其具备如下工序:

[0035] 热轧工序,其将铸造板坯直接地或在暂时冷却后加热至1100 $^{\circ}\text{C}$ 以上,然后对加热后的所述铸造板坯进行热轧而得到热轧钢板,所述铸造板坯所具有的化学组成以质量%计包含C:超过0.140%且低于0.400%、Si:1.00%以下、Mn:超过1.30%且低于4.00%、P:0.100%以下、S:0.010%以下、Al:0.100%以下、N:0.0100%以下、Ti:0%以上且低于0.050%、Nb:0%以上且低于0.050%、V:0%以上且0.50%以下、Cu:0%以上且1.00%以下、Ni:0%以上且1.00%以下、Cr:0%以上且1.00%以下、Mo:0%以上且0.50%以下、B:0%以上且0.0100%以下、Ca:0%以上且0.0100%以下、Mg:0%以上且0.0100%以下、REM:0%以上且0.0500%以下、Bi:0%以上且0.050%以下及剩余部分:Fe及杂质;

[0036] 卷取工序,其在550 $^{\circ}\text{C}$ 以下的温度下卷取所述热轧钢板;

[0037] 冷轧工序,其在将所述卷取工序后的所述热轧钢板进行脱氧化皮后,实施冷轧而形成冷轧钢板;

[0038] 退火工序,其对于所述冷轧工序后的所述冷轧钢板,以从700 $^{\circ}\text{C}$ 到820 $^{\circ}\text{C}$ 以上且880 $^{\circ}\text{C}$ 以下的均热温度的平均加热速度低于10.0 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的方式加热到所述均热温度,通过在所述均热温度下均热30~200秒而进行退火;

[0039] 退火后冷却工序,其在800 $^{\circ}\text{C}$ 以下且700 $^{\circ}\text{C}$ 以上的温度区域,对所述退火工序后的所述冷轧钢板一边赋予3.0kN以上的张力,一边采用半径为850mm以下的辊,施加弯曲角度成为90度以上的一次以上的弯曲-返弯曲(或拉延弯曲:draw-bending)变形,然后以700 $^{\circ}\text{C}$ ~600 $^{\circ}\text{C}$ 的平均冷却速度以及450 $^{\circ}\text{C}$ ~350 $^{\circ}\text{C}$ 的平均冷却速度都成为5.0 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上的方式实施冷却,在350 $^{\circ}\text{C}$ 以下且50 $^{\circ}\text{C}$ 以上的温度区域,一边赋予3.0kN以上的张力,一边采用半径为850mm以下的辊,施加弯曲角度成为90度以上的一次以上的弯曲-返弯曲变形,然后,冷却到50 $^{\circ}\text{C}$ 以上且250 $^{\circ}\text{C}$ 以下的冷却停止温度;以及

[0040] 回火工序,其在200 $^{\circ}\text{C}$ 以上且350 $^{\circ}\text{C}$ 以下的温度下将所述退火后冷却工序后的所述冷轧钢板回火1秒以上。

[0041] [8]根据上述[7]所述的冷轧钢板的制造方法,其中,所述铸造板坯的所述化学组成也可以以质量%计含有Ti:0.001%以上且低于0.050%、Nb:0.001%以上且低于0.050%、V:0.01%以上且0.50%以下、Cu:0.01%以上且1.00%以下、Ni:0.01%以上且

1.00%以下、Cr:0.01%以上且1.00%以下、Mo:0.01%以上且0.50%以下、B:0.0001%以上且0.0100%以下、Ca:0.0001%以上且0.0100%以下、Mg:0.0001%以上且0.0100%以下、REM:0.0005%以上且0.0500%以下及Bi:0.0005%以上且0.050%以下中的1种或2种以上。

[0042] [9]根据上述[7]或[8]所述的冷轧钢板的制造方法,其中,在退火后冷却工序中,也可以将350℃~所述冷却停止温度的平均冷却速度设定为10℃/秒以下。

[0043] [10]根据上述[7]~[9]中任一项所述的冷轧钢板的制造方法,其中,在所述退火后冷却工序中,也可以通过在所述冷轧钢板的温度超过425℃且低于600℃的状态下浸渍于镀浴中,在表面上形成热浸镀锌层。

[0044] [11]根据上述[7]~[9]中任一项所述的冷轧钢板的制造方法,其中,在所述退火后冷却工序中,也可以通过在钢板温度超过425℃且低于600℃的状态下浸渍于镀浴中,在表面上形成热浸镀锌层,进而使所述热浸镀锌层合金化。

[0045] 发明效果

[0046] 根据本发明的上述方案,能够提供成形性优异、且具有优异的耐氢脆特性的冷轧钢板及其制造方法。

### 具体实施方式

[0047] 对本发明的一个实施方式涉及的冷轧钢板(以下有时只称为本实施方式涉及的钢板)及其制造方法进行说明。本实施方式涉及的钢板不仅包含表面没有镀层的冷轧钢板,而且还包含表面具备热浸镀锌层的热浸镀锌钢板、或表面具备合金化热浸镀锌层的合金化热浸镀锌钢板,以下所示的主要条件在热浸镀锌钢板、合金化热浸镀锌钢板中通用。

[0048] <化学组成>

[0049] 首先,对本实施方式涉及的钢板的化学组成进行说明。所谓表示化学组成中的各元素的含量“%”,只要不特别指出就都指质量%。

[0050] [C:超过0.140%且低于0.400%]

[0051] 若C含量为0.140%以下,则得到上述的金属组织变得困难,不能达到作为目标的抗拉强度。此外,弯曲性降低。所以,将C含量设定为超过0.140%。C含量优选为超过0.160%,更优选为超过0.180%。

[0052] 另一方面,若C含量为0.400%以上,则在焊接性劣化的同时弯曲性也劣化。此外耐氢脆特性也劣化。所以,将C含量设定为低于0.400%。C含量优选为低于0.350%,更优选为低于0.300%。

[0053] [Si:1.00%以下]

[0054] 另一方面,如果Si含量超过1.00%,则钢板的表面性状劣化。而且,化学转化处理性及镀覆性显著劣化。所以,将Si含量设定为1.00%以下。Si含量优选为0.80%以下。

[0055] 另一方面,Si对于通过固溶强化提高钢板强度是有用的元素。此外,Si抑制渗碳体的生成,因此对于促进C向奥氏体中的浓化,在退火后生成残余奥氏体是有效的元素。

[0056] 因此,也可以含有Si。在这种情况下,优选将Si含量设定为0.01%以上,更优选设定为0.10%以上,进一步优选设定为0.50%以上。

[0057] [Mn:超过1.30%且低于4.00%]

[0058] Mn具有提高钢的淬透性的作用,对于得到上述的金属组织是有效的元素。若Mn含

量为1.30%以下,则得到上述的金属组织变得困难。在这种情况下,得不到充分的抗拉强度。所以,将Mn含量设定为超过1.30%。Mn含量优选为超过2.00%,更优选为超过2.50%。

[0059] 另一方面,若Mn含量为4.00%以上,则不仅因Mn的偏析而使提高淬透性的效果减小,而且还招致原材料成本的上升。所以,将Mn含量设定为低于4.00%。Mn含量优选为低于3.50%,更优选为低于3.00%。

[0060] [P:0.100%以下]

[0061] P是作为杂质含在钢中的元素,是通过向晶界偏析而使钢脆化的元素。因此,P含量越少越优选,也可以为0%,但考虑到除P所需的时间以及成本而将P含量设定为0.100%以下。P含量优选为0.020%以下,更优选为0.015%以下。

[0062] [S:0.010%以下]

[0063] S是作为杂质含在钢中的元素,是通过形成硫化物系夹杂物而使弯曲性劣化的元素。因此,S含量越少越优选,也可以为0%,但考虑到除S所需的时间以及成本而将S含量设定为0.010%以下。S含量优选为0.005%以下,更优选为0.003%以下,进一步优选为0.001%以下。

[0064] [Al:0.100%以下]

[0065] 如果Al含量过高,则不仅容易发生起因于氧化铝的表面缺陷,而且相变点较大地上升,铁素体的体积率增大。在这种情况下,得到上述的金属组织变得困难,得不到充分的抗拉强度。所以,将Al含量设定为0.100%以下。Al含量优选为0.050%以下,更优选为0.040%以下,进一步优选为0.030%以下。

[0066] 另一方面,Al是具有对钢水进行脱氧的作用的元素。在本实施方式涉及的钢板中,由于含有与Al同样地具有脱氧作用的Si,因此未必需要含有Al,Al含量也可以为0%,但在以脱氧目的含有Al时,为了可靠地进行脱氧,Al含量优选为0.005%以上,进一步优选为0.010%以上。此外,Al与Si同样具有提高奥氏体的稳定性的作用,对于得到上述的金属组织是有效的元素,因此基于此点也可以含有。

[0067] [N:0.0100%以下]

[0068] N是作为杂质含在钢中的元素,是通过生成粗大的析出物而使弯曲性劣化的元素。所以,将N含量设定为0.0100%以下。N含量优选为0.0060%以下,更优选为0.0050%以下。N含量越少越优选,也可以为0%。

[0069] 本实施方式涉及的钢板含有上述的元素,剩余部分也可以为Fe及杂质,但也可以作为任意元素进一步含有以下列出的影响强度及弯曲性的元素中的1种或2种以上。但是,这些元素由于未必需要含有,因此其下限都为0%。

[0070] [Ti:0%以上且低于0.050%]

[0071] [Nb:0%以上且低于0.050%]

[0072] [V:0%以上且0.50%以下]

[0073] [Cu:0%以上且1.00%以下]

[0074] Ti、Nb、V、Cu是具有通过析出硬化提高钢板强度的作用元素。所以,也可以含有这些元素。为了充分得到上述的效果,优选将Ti含量、Nb含量分别设定为0.001%以上,优选将V含量、Cu含量分别设定为0.01%以上。更优选的Ti含量、Nb含量分别为0.005%以上,更优选的V含量、Cu含量分别为0.05%以上。得到上述的效果不是必须的。因此,不需要特别限

制Ti含量、Nb含量、V含量、Cu含量的下限,它们的下限为0%。

[0075] 但是,如果过剩地含有这些元素,则再结晶温度上升,冷轧钢板的金属组织不均匀化,从而损害弯曲性。

[0076] 所以,即使在含有时,也将Ti含量设定为低于0.050%、将Nb含量设定为低于0.050%、将V含量设定为0.50%以下、将Cu含量设定为1.00%以下。Ti含量优选为低于0.030%,更优选为低于0.020%。Nb含量优选为低于0.030%,更优选为低于0.020%。V含量优选为0.30%以下。Cu含量优选为0.50%以下。

[0077] [Ni:0%以上且1.00%以下]

[0078] [Cr:0%以上且1.00%以下]

[0079] [Mo:0%以上且0.50%以下]

[0080] [B:0%以上且0.0100%以下]

[0081] Ni、Cr、Mo及B是提高钢的淬透性、并有助于高强度化的元素,对于得到上述的金属组织是有效的元素。所以,也可以含有这些元素。为了充分得到上述的效果,优选将Ni含量、Cr含量、Mo含量分别设定为0.01%以上及/或将B含量设定为0.0001%以上。更优选Ni含量、Cr含量、Mo含量分别为0.05%以上,B含量为0.0010%以上。得到上述的效果不是必须的。因此,不需要特别限制Ni含量、Cr含量、Mo含量、B含量的下限,它们的下限为0%。

[0082] 但是,即使过剩地含有这些元素,上述作用的效果也饱和,而且变得不经济。所以,即使在含有时,也将Ni含量、Cr含量分别设定为1.00%以下,将Mo含量设定为0.50%以下,将B含量设定为0.0100%以下。Ni含量、Cr含量优选为0.50%以下,Mo含量优选为0.20%以下,B含量优选为0.0030%以下。

[0083] [Ca:0%以上且0.0100%以下]

[0084] [Mg:0%以上且0.0100%以下]

[0085] [REM:0%以上且0.0500%以下]

[0086] [Bi:0%以上且0.050%以下]

[0087] Ca、Mg及REM是通过调整夹杂物的形状而具有改善强度及弯曲性的作用的元素。此外,Bi是通过使凝固组织微细化而具有改善强度及弯曲性的作用的元素。所以,也可以含有这些元素。为了充分得到上述的效果,优选将Ca含量及Mg含量分别设定为0.0001%以上,优选将REM含量及Bi含量分别设定为0.005%以上。更优选Ca含量及Mg含量分别为0.0008%以上、REM含量及Bi含量分别为0.007%以上。得到上述的效果不是必须的。因此,不需要特别限制Ca含量、Mg含量、Sb含量、Zr含量及REM含量的下限,它们的下限为0%。

[0088] 另一方面,即使过剩地含有这些元素,上述作用的效果也饱和而变得不经济。所以,即使在含有时,也将Ca含量设定为0.0100%以下,将Mg含量设定为0.0100%以下,将REM含量设定为0.0500%以下,将Bi含量设定为0.050%以下。优选Ca含量为0.0020%以下、Mg含量为0.0020%以下、REM含量为0.0020%以下、Bi含量为0.010%以下。所谓REM,是指稀土元素,是Sc、Y及镧系元素的合计17种元素的总称,REM含量为这些元素的合计含量。

[0089] 本实施方式涉及的钢板的化学组成只要采用普通的分析方法进行测定即可。例如,只要按照JIS G1201:2014,采用ICP-AES(电感耦合等离子体发射光谱法:Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry)对切屑进行测定即可。在这种情况下,化学组成为总板厚的平均含量。不能用ICP-AES进行测定的元素,如C及S可以采用燃烧-红

外线吸收法进行测定,N可以采用不活泼气体熔融-热导率法进行测定。

[0090] 当钢板在表面具备镀层等覆盖膜时,可以在通过机械磨削等将覆盖膜除去后进行化学组成分析。在覆盖膜为镀层的情况下,也可以用添加有抑制钢板腐蚀的缓蚀剂的酸溶液将镀层溶解而除去。

[0091] <金属组织(显微组织)>

[0092] 首先,对本实施方式涉及的钢板的金属组织进行说明。

[0093] 在本实施方式涉及的钢板的金属组织的说明中,组织分数用体积率表示。所以,只要不特别指出,“%”就表示“体积%”。此外,本实施方式中,所谓成为1/4深度位置的基准的表面,在镀覆钢板的情况下,是指除去镀层的母材钢板的表面。

[0094] 在本实施方式涉及的钢板(包括冷轧钢板、热浸镀锌钢板以及合金化热浸镀锌钢板)中,1/4深度位置(距表面(在镀覆钢板时为母材钢板的表面)为板厚的1/4的位置)中的组织以体积率计,包含残余奥氏体:超过1.0%且低于8.0%、回火马氏体:80.0%以上、铁素体及贝氏体:合计0%以上且15.0%以下及马氏体:0%以上且5.0%以下。

[0095] [残余奥氏体:超过1.0%且低于8.0%]

[0096] 残余奥氏体通过TRIP效应提高延展性,有助于提高均匀拉伸率。因此,在距表面沿板厚方向为板厚的1/4的位置的组织中,将残余奥氏体的体积率设定为超过1.0%。残余奥氏体的体积率优选为超过1.5%,更优选为超过2.0%。

[0097] 另一方面,如果残余奥氏体的体积率达到过剩,则残余奥氏体的粒径变大。这样的粒径大的残余奥氏体在变形后成为粗大且硬质的马氏体。在这种情况下,容易发生裂纹的起点,使弯曲性劣化。因此,将残余奥氏体的体积率设定为低于8.0%。残余奥氏体的体积率优选为低于7.0%,更优选为低于6.0%。

[0098] [回火马氏体:80.0%以上]

[0099] 回火马氏体与马氏体(所谓初生马氏体)同样,是板条状的晶粒的集合。另一方面,与马氏体不同,是通过回火而在内部含有微细的铁系碳化物的硬质组织。回火马氏体可通过热处理等对经由退火后的冷却等而生成的马氏体进行回火而得到。

[0100] 回火马氏体与马氏体相比,是不脆而具有延展性的组织。在本实施方式涉及的钢板中,为了提高强度和弯曲性、耐氢脆特性,将回火马氏体的体积率设定为80.0%以上。优选以体积率计为85.0%以上。回火马氏体的体积率低于99.0%。

[0101] [铁素体及贝氏体:合计0%以上且15.0%以下]

[0102] 铁素体是通过双相区域退火或退火工序的保持后的缓慢冷却而生成的软质相。铁素体在与马氏体那样的硬质相混合存在的情况下,可提高钢板的延展性,但为了达到1310MPa以上的高强度,需要限制铁素体的体积率。

[0103] 此外,贝氏体是通过在退火温度下的保持后的冷却过程中于350℃以上且450℃以下保持一定时间而生成的相。贝氏体相对于马氏体为软质,因此具有提高延展性的效果,但为了达到1310MPa以上的高强度,与上述的铁素体同样需要限制其体积率。

[0104] 所以,将铁素体及贝氏体的体积率合计设定为15.0%以下。优选为10.0%以下。铁素体、贝氏体由于也可以不含有,因此其下限为0%。此外,铁素体、贝氏体各自的体积率没有限定。

[0105] [马氏体:0%以上且5.0%以下]

[0106] 马氏体(初生马氏体)是在最终冷却时通过从奥氏体相变而生成的板条状的晶粒的集合。马氏体硬质且脆,容易成为变形时的裂纹起点,因此如果马氏体的体积率较高,则弯曲性劣化。因此,将马氏体的体积率设定为5.0%以下。马氏体的体积率优选为3.0%以下,进一步优选为1.0%以下。马氏体由于也可以不含有,因此下限为0%。

[0107] [剩余部分组织]

[0108] 在1/4深度位置的金属组织中,除上述以外,作为剩余部分组织也可以包含珠光体。但是,珠光体是在组织内具有渗碳体的组织,消耗钢中有助于提高强度的C(碳)。因此,如果珠光体体积率超过5.0%,则钢板强度下降。因此,将珠光体的体积率设定为5.0%以下。珠光体的体积率优选为3.0%以下,更优选为1.0%以下。

[0109] 本实施方式涉及的钢板的1/4深度位置的金属组织中的各相的体积率可如以下那样测定。

[0110] 也就是说,关于铁素体、贝氏体、马氏体、回火马氏体、珠光体的体积率,相对于钢板的轧制方向、宽度方向从任意的位置上采集试验片,研磨与轧制方向平行的纵断面(与板厚方向平行的断面),在1/4深度位置上,采用SEM观察通过硝酸乙醇侵蚀而现出的金属组织。在SEM观察中以3000倍的放大倍数观察5个 $30\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$ 的视场,从所观察的图像测定各组织的面积率,并算出其平均值。在本实施方式涉及的钢板中,将与轧制方向平行的纵断面的面积率看作为与体积率相等,因此将通过组织观察所得到的面积率作为各自的体积率。

[0111] 在各相(组织)的面积率的测定时,将不现出下部组织且亮度低的区域作为铁素体。此外,将不现出下部组织且亮度高的区域作为马氏体或残余奥氏体。此外,将现出下部组织的区域作为回火马氏体或贝氏体。

[0112] 贝氏体和回火马氏体进而可通过仔细观察晶粒内的碳化物来区别。

[0113] 具体地说,回火马氏体由马氏体板条和板条内部生成的渗碳体构成。此时,由于马氏体板条及渗碳体的晶体取向关系存在2种以上,因此构成回火马氏体的渗碳体具有多个变种。

[0114] 贝氏体可分类为上部贝氏体和下部贝氏体。上部贝氏体由板条状的贝氏体铁素体和板条界面上生成的渗碳体构成,因此很容易与回火马氏体相区别。下部贝氏体由板条状的贝氏体铁素体和板条内部中生成的渗碳体构成。此时,贝氏体铁素体及渗碳体的晶体取向关系与回火马氏体不同,为1种,构成下部贝氏体的渗碳体具有同一变种。所以,下部贝氏体和回火马氏体可基于渗碳体的变种进行区别。

[0115] 另一方面,马氏体和残余奥氏体在SEM观察中不能明确地区别。因此,马氏体的体积率通过从判断为马氏体或残余奥氏体的组织的体积率中减去按后述的方法算出的残余奥氏体的体积率来算出。

[0116] 残余奥氏体的体积率可通过从钢板的任意的位置上采集试验片,从钢板表面化学研磨轧制面直到板厚的1/4的位置(1/4深度位置),从基于 $\text{MoK}\alpha$ 射线的铁素体的(200)、(210)面积分强度和奥氏体的(200)、(220)及(311)面积分强度来定量化。

[0117] [原 $\gamma$ (奥氏体)粒径为 $5.0\mu\text{m}$ 以上且 $25.0\mu\text{m}$ 以下]

[0118] [原 $\gamma$ (奥氏体)晶界上存在的残余奥氏体的个数密度为 $100$ 个/ $\text{mm}^2$ 以下]

[0119] 残余奥氏体是提高成形性所必要的组织,但本发明人发现:当残余奥氏体存在于原 $\gamma$ 晶界上时耐氢脆特性下降。其原因虽不清楚,但可推断如下:氢脆大多在原 $\gamma$ 晶界发生

裂纹,如果氢固溶度高的奥氏体晶粒存在于原 $\gamma$ 晶界上,则在加工时发生马氏体相变时成为氢的供给源,因此变得容易发生裂纹。此外,推断其原因在于:因通过加工在原 $\gamma$ 晶界上形成硬质的马氏体组织而容易成为裂纹的起点,由此使弯曲性、耐氢脆特性劣化。因此,在本实施方式涉及的钢板中,对原 $\gamma$ 晶界上的残余奥氏体的个数密度进行限制。

[0120] 具体地说,即使残余奥氏体的体积率超过1.0%,为了得到优异的耐氢脆特性,也将原 $\gamma$ 晶界上的残余奥氏体的个数密度设定为100个/ $\text{mm}^2$ 以下。

[0121] 此外,若原 $\gamma$ 粒径低于 $5.0\mu\text{m}$ ,则因粒径过小而在晶界上或晶界附近使残余奥氏体增加,从而使弯曲性、耐氢脆特性劣化。另一方面,若原 $\gamma$ 粒径超过 $25.0\mu\text{m}$ ,则本来容易成为起点的原 $\gamma$ 晶界的比例尽管减小,但是在加工时容易发生应变集中,从而使弯曲性、耐氢脆特性劣化。

[0122] [距原 $\gamma$ 晶界为 $1.0\mu\text{m}$ 的范围内存在的残余奥氏体的个数密度优选为150个/ $\text{mm}^2$ 以下]

[0123] 通过不仅减小原 $\gamma$ 晶界上的残余奥氏体,而且也减小原 $\gamma$ 晶界附近的残余奥氏体的个数密度,可使耐氢脆特性进一步提高。因此,在得到更优异的耐氢脆特性时,优选将距原 $\gamma$ 晶界为 $1.0\mu\text{m}$ 的范围内存在的残余奥氏体(也包含原 $\gamma$ 晶界上的残余奥氏体)的个数密度设定为150个/ $\text{mm}^2$ 以下。

[0124] 原 $\gamma$ (奥氏体)粒径、原 $\gamma$ 晶界上存在的残余奥氏体的个数密度、距原 $\gamma$ 晶界为 $1.0\mu\text{m}$ 的范围内存在的残余奥氏体的个数密度可采用以下的方法求出。也就是说,切出与轧制方向平行的纵断面(与板厚方向平行的断面)并进行研磨,利用EBSD(电子背散射衍射:Electron Back Scattering Diffraction)对1/4深度位置中的厚度方向 $200\mu\text{m}$ 、长度方向 $200\mu\text{m}$ 的范围(视场)进行3个视场以上的测定。采用EBSD中附带的软件即TSL OIM Analysis进行取向解析,将与相邻的测定点的取向差为 $5^\circ$ 以上的边界定义为晶界,由此确定晶粒。当该晶粒中的平均晶体取向在相邻的晶粒的平均晶体取向容许 $3^\circ$ 的取向差的前提下具有K-S(Kurdjumov-Sachs)的取向关系时,定义为相同的原 $\gamma$ 晶粒,通过对每个晶粒反复进行与相邻的晶粒的取向解析来定义原 $\gamma$ 晶粒。进而测量在该原 $\gamma$ 晶界上通过EBSD测定判定为 $\gamma$ 相邻的晶粒相邻的个数,算出原 $\gamma$ 晶粒上的残余奥氏体密度。

[0125] 距晶界为 $1.0\mu\text{m}$ 的范围内存在的残余奥氏体的个数密度也能够同样地求出。当在EBSD测定前进行组织观察而发现存在铁素体时,因原 $\gamma$ 晶界不明确,对该视场中的铁素体的位置赋予坐标,从EBSD测定中的原 $\gamma$ 晶界的范围中除去。

[0126] <机械特性>

[0127] [抗拉强度为1310MPa以上]

[0128] [均匀拉伸率为4.0%以上]

[0129] [ $90^\circ$ V型弯曲下的极限弯曲R和板厚之比即R/t为5.0以下]

[0130] 在本实施方式涉及的钢板中,作为有助于汽车的车体轻量化的强度,抗拉强度(TS)以1310MPa以上作为目标。如果从冲击吸收性的观点出发,钢板的强度优选为1400MPa以上,更优选为1470MPa以上。上限没有限定,也可以为1960MPa以下。

[0131] 此外,从成形性的观点出发,均匀拉伸率(uE1)以4.0%以上作为目标。为了进一步改进成形性,均匀拉伸率(uE1)优选为4.5%以上,更优选为5.0%以上。

[0132] 此外,从成形性的观点出发, $90^\circ$ V型弯曲下的极限弯曲R和板厚t之比(R/t)以5.0以下作为目标。为了进一步改进成形性,(R/t)优选为4.0以下,更优选为3.0以下。

[0133] 抗拉强度(TS)及均匀拉伸率(uE1)可通过从钢板上在与轧制方向垂直的方向采集JIS 5号拉伸试验片,并按照JIS Z2241:2011进行拉伸试验来求出。

[0134] 此外,关于(R/t),可通过以下的方法来求出:采用90°V型弯曲模具,按0.5mm间距使半径R变化,求出不产生裂纹的最小弯曲半径R,然后除以板厚t。

[0135] 在本实施方式涉及的钢板中,表面也可以具备热浸镀锌层。通过表面具备镀层而使耐蚀性提高。如果汽车用钢板存在由腐蚀造成的孔蚀的顾虑,则即使进行高强度化,也有时不能薄型化到某固定板厚以下。钢板的高强度化的目的之一是基于薄型化的轻量化,因此即使开发出高强度钢板,如果耐蚀性低,则其适用部位也受到限制。作为解决这些课题的方法,可考虑对钢板实施耐蚀性高的热浸镀锌等镀覆。本实施方式涉及的钢板通过按上述控制钢板成分,可实施热浸镀锌。

[0136] 热浸镀锌层也可以是合金化热浸镀锌层。

[0137] <板厚>

[0138] 本实施方式涉及的钢板的板厚没有限定,但如果考虑到制作假设应用的制品,则优选为0.8~2.6mm。

[0139] <制造方法>

[0140] 本实施方式涉及的钢板只要具有上述的构成就可得到效果,因此制造方法没有限定,但可通过包含以下的工序(I)~(VI)的制造方法进行制造。

[0141] (I)热轧工序,其将铸造板坯直接地或在暂时冷却后加热至1100°C以上,然后对加热后的所述铸造板坯进行热轧而得到热轧钢板;

[0142] (II)卷取工序,其在550°C以下的温度下卷取所述热轧钢板;

[0143] (III)冷轧工序,其在将所述卷取工序后的所述热轧钢板进行脱氧化皮后,实施冷轧而形成冷轧钢板;

[0144] (IV)退火工序,其对于所述冷轧工序后的所述冷轧钢板,以从700°C到820°C以上且880°C以下的均热温度的平均加热速度低于10.0°C/秒的方式加热到所述均热温度,通过在所述均热温度下均热30~200秒而进行退火;

[0145] (V)退火后冷却工序,其在800°C以下且700°C以上的温度区域,对所述退火工序后的所述冷轧钢板一边赋予3.0kN以上的张力,一边采用半径为850mm以下的辊,施加弯曲角度成为90度以上的一次以上的弯曲-返弯曲变形,然后以700°C~600°C的平均冷却速度以及450°C~350°C的平均冷却速度都成为5.0°C/秒以上的方式实施冷却,在350°C以下且50°C以上的温度区域,一边赋予3.0kN以上的张力,一边采用半径为850mm以下的辊,施加弯曲角度成为90度以上的一次以上的弯曲-返弯曲变形,然后,冷却到50°C以上且250°C以下的冷却停止温度;

[0146] (VI)回火工序,其在200°C以上且350°C以下的温度下对所述退火后冷却工序后的所述冷轧钢板进行1秒以上的回火。

[0147] 以下,对各工序进行说明。

[0148] [热轧工序]

[0149] 将铸造板坯直接地或在暂时冷却后加热至1100°C以上,对加热后的所述铸造板坯进行热轧而得到热轧钢板。

[0150] 热轧条件没有限定。

[0151] 化学组成在制造过程中实质上没有变化,因此只要将铸造板坯的化学组成规定为与作为目的的冷轧钢板的化学组成相同即可。

[0152] 铸造板坯的制造方法没有限定。从生产率的观点出发,优选采用连续铸造法进行铸造,但也可以采用铸锭法或薄板坯铸造法进行制造。

[0153] 在能够将通过连续铸造得到的钢坯以温度充分高的原状供给热轧工序的情况下,也可以将加热工序省略。

[0154] [卷取工序]

[0155] 在550℃以下的温度下卷取所述热轧钢板。通过将卷取温度设定为550℃以下,能够抑制不含碳化物的粗大的铁素体组织的形成,因此能够使碳化物微细地分散析出。该碳化物在随后的退火时成为奥氏体相变的起点,且在奥氏体相变后固溶,因此能够得到碳浓度均匀的奥氏体晶粒组织。通过一边控制冷却速度等,一边对这样的碳浓度均匀的奥氏体进行冷却,能够得到在原 $\gamma$ 晶界上不残存残余奥氏体的、弯曲性及耐氢脆特性优异的钢板。

[0156] 若卷取温度超过550℃,则碳化物变得粗大,得不到充分的效果。

[0157] [冷轧工序]

[0158] 在将所述卷取工序后的所述热轧钢板进行脱氧化皮后,实施冷轧而形成冷轧钢板。冷轧条件没有限定,但在促进退火工序中的 $\gamma$ 相变这点上,压下率(累积压下率)优选为30%以上。另一方面,在将压下率设定为超过70%时冷轧负载较高,因此也可以将压下率设定为70%以下。

[0159] [退火工序]

[0160] 在退火工序中,以均热温度(退火温度)为820~880℃、且从700℃到均热温度的平均加热速度低于10.0℃/秒的方式对所述冷轧工序后的所述冷轧钢板进行加热,通过在均热温度下均热30~200秒而进行退火。

[0161] 如果从700℃到均热温度的平均加热速度超过10.0℃/秒,则热轧钢板中生成的碳化物不固溶、或固溶碳的扩散不充分,碳浓度不能形成均匀的状态,因此不能得到在原 $\gamma$ 晶界上不残存残余奥氏体的、弯曲性、耐氢脆特性优异的钢板。

[0162] 此外,如果均热温度低,则不能成为奥氏体单相退火,铁素体的体积率增大,弯曲性劣化。因此,将均热温度设定为820℃以上。均热温度优选为830℃以上。均热温度高者容易确保弯曲性,但如果均热温度过高,则原奥氏体粗粒化,因此不能得到在原 $\gamma$ 晶界上不残存残余奥氏体的、弯曲性、耐氢脆特性优异的钢板。因此,将均热温度设定为880℃以下。均热温度优选为870℃以下。

[0163] 如果均热时间低于30秒,则有时奥氏体化不会充分进行。另一方面,如果均热时间超过200秒,则生产率降低,因此将均热时间设定为200秒以下。

[0164] [退火后冷却工序]

[0165] 在退火后冷却工序中,为了得到上述那样的金属组织,以700℃~600℃的铁素体相变温度区域的平均冷却速度以及450℃~350℃的贝氏体相变温度区域的平均冷却速度都成为5.0℃/秒以上的方式,将退火工序后的冷轧钢板冷却到50℃以上且250℃以下的温度(冷却停止温度)。如果上述温度区域中的冷却速度低,则1/4深度位置中的铁素体、贝氏体的体积率增高,回火马氏体的体积率降低。其结果是,在抗拉强度降低的同时,弯曲性、耐氢脆特性也劣化。因而,将从700℃~600℃以及450℃~350℃的平均冷却速度都设定为5.0

℃/秒以上。上述温度范围的平均冷却速度分别优选为10.0℃/秒以上,更优选为15.0℃/秒以上,进一步优选为20.0℃/秒以上。

[0166] 此外,在该冷却的过程中,在满足了上述平均冷却速度后,在800℃以下且700℃以上的温度区域,一边赋予3.0kN以上的张力,一边采用半径为850mm以下的辊施加弯曲角度成为90度以上的一次以上的弯曲-返弯曲变形,进而在350℃以下且50℃以上的温度区域,一边赋予3.0kN以上的张力,一边采用半径为850mm以下的辊施加弯曲角度成为90度以上的一次以上的弯曲-返弯曲变形。

[0167] 通过在800℃以下且700℃以上的温度区域施加弯曲-返弯曲变形,对奥氏体中赋予应变,导入马氏体相变核。应变特别地进入到奥氏体的晶界附近,然后通过350℃以下且50℃以上的温度区域施加弯曲-返弯曲变形,从而促进晶界附近的马氏体相变。

[0168] 由此,能够减小原 $\gamma$ 晶界上的残余奥氏体的个数密度。即使只在350℃以下且50℃以上的低温区域、或800℃以下且700℃以上的高温区域中的任一方的温度区域进行弯曲-返弯曲,也不会充分减小原 $\gamma$ 晶界上的残余奥氏体的个数密度。包括上述温度区域的平均冷却速度的控制在内,通过一体地控制在高温区域、低温区域分别进行的弯曲-返弯曲,可得到促进晶界附近的马氏体相变、减小原 $\gamma$ 晶界上的残余奥氏体的个数密度的效果。

[0169] 例如,在成为对象的温度区域,采用半径为850mm以下的辊(沿着辊),以表面成为内侧的方式,以90度以上的弯曲角度进行弯曲,然后以背面成为内侧的方式以90度以上的弯曲角度进行弯曲,由此能够完成规定的弯曲-返弯曲。

[0170] 关于弯曲-返弯曲时的张力,为了通过对晶界附近施加应变而充分进行马氏体相变、且使板材穿引稳定,优选为5.0kN以上,更优选为8.0kN以上。此外,也可以与800~700℃的温度区域的弯曲-返弯曲时的张力相比,提高350~50℃的温度区域的弯曲-返弯曲时的张力。通过使高温区域的张力不过强而能够抑制钢板变形,而且通过在低温区域施加大的张力而能够充分促进晶界附近的马氏体相变。

[0171] 在退火后冷却工序中,优选将350℃以下的温度区域的平均冷却速度设定为10℃/秒以下。更优选为7℃/秒以下。

[0172] 在如上述那样施加了弯曲-返弯曲后,通过减小马氏体生成的温度区域即350℃以下的冷却速度,可促进晶界附近的源自应变的马氏体相变,能够减小原奥氏体晶界附近(例如距原奥氏体晶界为1.0 $\mu\text{m}$ 的范围)的残余奥氏体的个数密度。

[0173] [热浸镀锌]

[0174] [合金化]

[0175] 在制造表面具备热浸镀锌层的冷轧钢板(热浸镀锌钢板)的情况下,在退火后冷却工序中,进而也可以在钢板温度超过425℃且低于600℃的状态下,通过浸渍在同等温度的镀浴中而实施热浸镀锌。镀浴的组成可以是公知的范围。此外,在制造表面具备合金化热浸镀锌的冷轧钢板(合金化热浸镀锌钢板)的情况下,通过接续热浸镀锌工序,例如实施加热至超过425℃且低于600℃的合金化热处理,也可以使镀层成为合金化热浸镀锌。当在退火后冷却工序中进行的情况下,按满足上述的450℃~350℃的贝氏体相变温度区域的平均冷却速度(5.0℃/秒以上)的范围进行。

[0176] [回火工序]

[0177] 在回火工序中,在200℃以上且350℃以下的温度下对退火后冷却工序后的冷轧钢

板进行1秒以上的回火。

[0178] 通过将退火后冷却工序后的冷轧钢板冷却到50℃以上且250℃以下的温度而使未相变的奥氏体相变为马氏体。在回火工序中,通过在200℃以上且350℃以下的温度下对冷轧钢板进行1秒以上的回火而在1/4深度的位置得到以回火马氏体为主体的组织。

[0179] 在进行热浸镀锌工序及/或合金化工序的情况下,在将热浸镀锌工序后的冷轧钢板或热浸镀锌工序及合金化工序后的冷轧钢板冷却到50℃以上且250℃以下的温度后,在200℃以上且350℃以下的温度下进行1秒以上的回火。如果回火温度超过350℃,则钢板强度下降。因此,将回火温度设定为350℃以下。回火温度优选为325℃以下,更优选为300℃以下。

[0180] 另一方面,如果回火温度低于200℃,则回火不充分,弯曲性、耐氢脆特性劣化。因此,将回火温度设定为200℃以上。回火温度优选为220℃以上,更优选为250℃以上。

[0181] 回火时间只要为1秒以上即可,但为了稳定地进行回火处理,优选为5秒以上,进一步优选为10秒以上。另一方面,若是长时间的回火,则有时钢板强度降低,因此回火时间优选为750秒以下,进一步优选为500秒以下。

[0182] [表皮光轧工序]

[0183] 回火工序后的冷轧钢板在被冷却到可进行表皮光轧的温度后,也可以进行表皮光轧。当退火后的冷却为采用水的水喷射冷却、浸渍冷却、气水冷却等时,为了除去通过高温下与水接触而形成的氧化膜以及提高钢板的化学转化处理性,优选在表皮光轧前进行酸洗,接着进行微量的Ni、Fe、Co、Sn、Cu中的1种或2种以上的镀覆。其中所谓微量,是指在钢板表面上3~30mg/m<sup>2</sup>左右的镀覆量。

[0184] 通过表皮光轧,能够调整钢板的形状。表皮光轧的拉伸率优选为0.10%以上,更优选为0.15%以上。另一方面,如果表皮光轧的拉伸率高,则残余奥氏体的体积率减小,延展性劣化。因此,优选将拉伸率设定为1.00%以下。拉伸率更优选为0.75%以下,进一步优选为0.50%以下。

[0185] 实施例

[0186] 参照实施例对本发明具体地进行说明。

[0187] 铸造具有表1所示的化学组成的板坯。将铸造板坯加热至1100℃以上,热轧到2.8mm,在表2中记载的卷取温度下进行卷取,并冷却到室温。

[0188] 然后,通过酸洗除去氧化皮,在冷轧到1.4mm后,在表2所示的均热温度下进行120秒退火。退火时,700℃~均热温度的平均加热速度如表2所示。

[0189] 退火后,一边在800℃~700℃的温度区域以及350℃~50℃的温度区域进行90°以上的弯曲-返弯曲,一边以700℃~600℃的温度区域以及450℃~350℃的温度区域的平均冷却速度都成为20℃/秒以上的方式,冷却到50℃以上且250℃以下的冷却停止温度。关于弯曲-返弯曲,一边施加表2的张力,一边在对象的温度区域沿着表2所示的半径的辊,以表面成为内侧的方式以90度以上的弯曲角度进行弯曲,然后以背面成为内侧的方式以90度以上的弯曲角度进行弯曲,如此进行弯曲-返弯曲。此外,350℃以下的温度区域的平均冷却速度如表2所示。

[0190] 然后,在200~350℃进行1~500秒的回火。

[0191] 对一部分例子,在退火后冷却工序中进行了热浸镀锌及合金化。表4所示的CR是没有进行镀锌的冷轧钢板、GI是热浸镀锌钢板、GA是合金化热浸镀锌钢板。

[0192] 热浸镀锌在退火后冷却工序的中途形成 $35 \sim 65\text{g/m}^2$ 的热浸镀锌层。关于合金化热浸镀锌钢板,在超过 $425^\circ\text{C}$ 且低于 $600^\circ\text{C}$ 的状态下,在浸渍于同等温度的镀浴中进行了热浸镀锌后,进而在超过 $425^\circ\text{C}$ 且低于 $600^\circ\text{C}$ 的温度下使其合金化。

[0193]

表1

钢	化学组成 (质量%) (剩余部分: Fe及杂质)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	其它		
A	0.137	0.42	2.12	0.008	0.001	0.033	0.0038			
B	0.226	0.03	2.42	0.009	0.001	0.033	0.0030			
C	0.206	0.96	1.26	0.008	0.001	0.028	0.0028			
D	0.409	0.43	3.89	0.010	0.001	0.035	0.0033			
E	0.220	1.04	2.31	0.009	0.001	0.031	0.0027			
F	0.324	0.81	4.04	0.010	0.001	0.032	0.0032			
G	0.223	0.77	2.22	0.009	0.001	0.108	0.0031			
H	0.239	0.72	2.65	0.009	0.001	0.039	0.0032			
I	0.243	0.71	2.56	0.009	0.001	0.032	0.0033			
J	0.223	0.70	2.75	0.010	0.001	0.035	0.0034			
K	0.193	0.75	3.21	0.009	0.001	0.029	0.0029			
L	0.224	0.73	2.45	0.010	0.001	0.031	0.0036	V:0.09		
M	0.243	0.74	2.56	0.009	0.001	0.034	0.0031	Ti:0.023 Nb:0.009 B:0.0018		
N	0.340	0.75	2.3	0.008	0.001	0.033	0.0030	Mo:0.09 Cr:0.27		
O	0.231	0.76	2.56	0.009	0.001	0.029	0.0031	Bi:0.008 REM:0.0010		
P	0.232	0.74	2.47	0.009	0.001	0.028	0.0032	Ca:0.0090 Mg:0.00010		

[0194] 表2

试验 编号	钢	卷取 工序	退火工序		退火后冷却工序				
					800°C~700°C下 的弯曲-返弯曲		350°C~50°C下 的弯曲-返弯曲		350°C以下 的平均 冷却速度 (°C/秒)
		卷取 温度 (°C)	700°C~均热 温度的平均 加热速度 (°C/秒)	均热 温度 (°C)	张力 (kN)	辊半径 (mm)	张力 (kN)	辊半径 (mm)	
1	A	510	4.5	825	9.3	600	9.8	600	7
2	B	520	4.5	825	9.8	600	9.5	600	5
3	B	520	4.5	845	9.8	600	10.2	600	5
4	C	515	4.5	830	9.5	600	10.3	600	5
5	D	520	4.5	830	8.9	600	10.4	600	6
6	E	525	4.5	825	9.5	600	9.8	600	5
7	E	520	4.5	840	9.2	600	9.8	600	5
8	F	510	4.5	830	10.2	600	10.5	600	6
9	G	530	4.5	835	10.1	600	10.4	600	6
10	H	520	4.5	850	9.5	600	9.9	600	5
11	H	560	4.5	865	10.4	600	10.6	600	6
12	H	540	4.5	830	9.8	600	10.1	600	15
13	H	520	4.5	810	10.3	600	10.8	600	5
14	H	525	4.5	845	2.5	600	2.8	600	6
15	H	515	4.5	850	9.5	900	10.2	900	5
16	H	535	4.5	890	9.4	600	9.8	600	5
17	H	520	4.5	825	9.6	600	9.9	600	5
18	H	525	4.5	830	10.1	600	10.4	600	5
19	H	515	4.5	830	9.5	600	10.1	600	6
20	H	515	4.5	850	9.7	600	10.2	600	6
21	H	520	4.5	845	10.5	600	10.7	600	5
22	H	515	4.5	845	9.5	600	9.8	600	5
23	H	520	4.5	850	10.2	600	10.6	600	6
24	H	520	4.5	825	9.2	600	9.8	600	5
25	I	515	4.5	845	10.2	600	10.6	600	5
26	J	515	4.5	865	10.1	600	10.4	600	5
27	K	525	4.5	840	9.5	600	9.7	600	6
28	L	520	4.5	845	10.4	600	10.7	600	5
29	M	515	4.5	840	10.2	600	10.5	600	5
30	M	545	4.5	840	10.1	600	10.4	600	15
31	N	515	4.5	830	10.1	600	10.3	600	6
32	O	515	4.5	825	9.6	600	9.9	600	6
33	O	520	4.5	845	10.3	600	10.5	600	5
34	P	510	4.5	850	10.2	600	10.5	600	5

[0195]

[0196] 对于所得到的冷轧钢板,按上述的方法,测定了1/4深度位置的金属组织的体积率(残余奥氏体、回火马氏体、铁素体、贝氏体、马氏体、珠光体)、原 $\gamma$ 粒径、原 $\gamma$ 晶界上的残余奥氏体的个数密度、距原 $\gamma$ 晶界为1.0 $\mu\text{m}$ 的范围的残余奥氏体的个数密度。

[0197] 其结果如表3所示。

[0198] 此外,抗拉强度(TS)以及均匀拉伸率( $\epsilon_1$ )可通过从冷轧钢板上在与轧制方向垂直的方向采集JIS 5号拉伸试验片,并按照JIS Z2241:2011进行拉伸试验而求出。

[0199] 作为耐氢脆特性的评价,进行了下述的试验。

[0200] 也就是说,用压弯法将机械磨削了端面的试验片弯曲成U字型,按能够加工的最小的弯曲半径R制造U型弯曲试验片,以非弯曲部平行的方式用螺栓紧固,在使其弹性变形后,浸渍在pH1的盐酸中,进行使氢侵入钢板中的延迟断裂促进试验。将即使浸渍时间达到100小时也未发生裂纹的试验片评价为具有良好(O:OK)的耐延迟断裂特性的钢板,将发生裂纹的试验片评价为不良(X:NG)。为了消除镀层的影响,对于镀覆材于试验前在用含有缓蚀剂的盐酸除去镀层后,评价耐氢脆特性。

[0201] 其结果如表4所示。

[0202] 关于弯曲性的指标即(R/t),可通过以下来求出:采用90°V型弯曲模具,按0.5mm间距使半径R变化,求出不产生裂纹的最小弯曲半径R,然后除以板厚1.4mm。

[0203] 其结果如表4所示。

[0204] 表3

试验 编号	1/4深度位置的金属组织									
	各相的体积率							原奥氏体 晶粒 径 ( $\mu\text{m}$ )	原奥氏体晶界 上存在的残余 奥氏体的 个数密度 (个/ $\text{mm}^2$ )	距原奥氏体 晶界为 $1.0\mu\text{m}$ 的范围内存在 的残余奥氏体 的个数密度 (个/ $\text{mm}^2$ )
	铁素体 (体积%)	贝氏体 (体积%)	铁素体 和贝氏体 的合计 (体积%)	残余 奥氏体 (体积%)	马氏体 (体积%)	回火 马氏体 (体积%)	剩余 部分 (体积%)			
1	4.3	11.2	15.5	2.8	0.0	81.7	0.0	7.1	48	97
2	0.0	13.4	13.4	1.3	0.0	85.3	0.0	6.9	39	61
3	0.0	5.2	5.2	0.8	0.0	94.0	0.0	12.5	25	41
4	3.4	25.6	29.0	5.3	0.0	65.7	0.0	7.4	67	88
5	0.0	0.0	0.0	7.8	5.3	86.9	0.0	7.5	91	139
6	15.2	32.4	47.6	10.0	6.5	35.9	0.0	6.8	104	159
7	2.1	14.8	16.9	4.9	0.0	78.2	0.0	10.9	52	81
8	0.0	0.0	0.0	6.5	5.7	87.8	0.0	8.4	64	86
9	24.6	3.4	28.0	6.2	0.0	65.8	0.0	10.0	51	79
10	0.0	9.7	9.6	4.9	0.0	85.5	0.0	13.0	50	78
11	0.0	9.6	9.8	4.8	0.0	85.4	0.0	25.1	106	155
12	2.1	10.1	12.2	5.0	0.0	82.8	0.0	7.2	96	153
13	20.5	2.1	22.6	5.9	1.3	70.2	0.0	4.2	106	157
14	0.0	9.6	9.6	5.8	1.4	83.2	0.0	12.0	103	154
15	0.0	9.4	9.4	6.1	1.3	83.2	0.0	13.1	105	155
16	0.0	2.6	2.6	5.2	0.0	92.2	0.0	25.3	104	156
17	7.9	1.2	9.1	5.6	0.0	84.7	0.6	8.0	63	88
18	3.4	2.1	5.5	5.5	0.0	88.8	0.2	8.5	62	86
19	3.5	0.8	4.3	5.3	0.0	90.4	0.0	8.2	64	88
20	0.0	0.0	0.0	5.2	0.0	94.8	0.0	13.0	49	69
21	0.0	9.8	9.8	6.0	0.0	84.2	0.0	11.2	52	71
22	0.0	13.5	13.5	6.2	0.0	80.3	0.0	11.4	53	75
23	0.0	10.8	10.8	5.3	0.0	83.9	0.0	12.6	50	73
24	10.6	0.0	10.6	5.2	0.0	82.1	2.1	7.5	64	90
25	0.0	9.0	9.0	5.4	0.0	85.6	0.0	11.2	52	73
26	0.0	0.0	0.0	5.2	0.0	94.8	0.0	20.1	81	127
27	0.0	0.0	0.0	5.2	0.0	94.8	0.0	10.2	52	71
28	0.0	7.9	7.9	5.5	0.0	86.6	0.0	7.9	63	90
29	0.0	9.8	9.8	5.6	0.0	84.6	0.0	7.1	64	91
30	0.0	9.6	9.6	5.5	0.0	84.9	0.0	5.7	97	153
31	7.1	2.0	9.1	7.3	2.6	80.1	0.9	8.4	76	122
32	3.5	6.2	9.7	5.5	0.0	84.8	0.0	7.9	64	89
33	0.0	8.4	8.4	5.4	0.0	86.2	0.0	10.6	54	74
34	0.0	9.5	9.5	5.5	0.0	85.0	0.0	11.9	52	72

[0205]

[0206] 表4

[0207]

试验编号	镀层有无	机械特性			耐氢脆特性	备注
	CR/GI/GA	TS (MPa)	uEl (%)	极限弯曲半径 (R/t)		
1	CR	1291	5.1	5.0	○	比较例
2	CR	1492	5.1	3.9	○	发明例
3	CR	1567	3.9	2.9	○	比较例
4	CR	1298	7.3	5.0	○	比较例
5	CR	1975	6.2	6.4	×	比较例
6	CR	930	15.5	5.0	○	比较例
7	CR	1424	6.5	5.4	○	比较例
8	GA	1653	6.3	6.8	×	比较例
9	CR	1297	8.2	4.6	○	比较例
10	CR	1488	6.1	2.1	○	发明例
11	CR	1485	6.2	5.4	×	比较例
12	CR	1487	6.1	3.9	○	发明例
13	CR	1299	7.6	5.4	×	比较例
14	CR	1503	6.1	5.4	×	比较例
15	GA	1496	5.9	5.4	×	比较例
16	CR	1554	5.7	5.4	×	比较例
17	GA	1486	6.3	2.1	○	发明例
18	CR	1491	6.2	2.1	○	发明例
19	GA	1488	6.4	2.1	○	发明例
20	GI	1550	5.6	1.8	○	发明例
21	CR	1450	7.1	2.9	○	发明例
22	GA	1420	6.7	2.5	○	发明例
23	CR	1463	6.7	2.5	○	发明例
24	GI	1418	6.8	2.5	○	发明例
25	CR	1488	6.7	2.1	○	发明例
26	GA	1579	6.2	2.1	○	发明例
27	CR	1446	6.5	1.8	○	发明例
28	CR	1460	6.5	2.1	○	发明例
29	GA	1489	6.4	2.1	○	发明例
30	GA	1485	6.4	3.9	○	发明例
31	CR	1813	6.5	3.9	○	发明例
32	GA	1465	6.3	2.1	○	发明例
33	CR	1489	6.4	2.1	○	发明例
34	GA	1472	6.6	2.1	○	发明例

[0208] 由表1~4得知,在本发明例(试验编号2、10、12、17~34)中,TS都为1310MPa以上、uEl都为4.0%以上、(R/t)都为5.0以下,耐氢脆特性也良好。

[0209] 与此相对照,在化学组成、制造方法中的任一项在本发明的范围外的、且1/4深度位置的金属组织、原 $\gamma$ 粒径、原 $\gamma$ 晶界上存在的残余 $\gamma$ 的个数密度结构在本发明范围外的试验编号1、3~9、11、13~16(比较例)中,抗拉强度、均匀拉伸率、R/t、耐氢脆特性中的任1个以上没有达到目标。