



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 113272461 B

(45) 授权公告日 2023.04.25

(21) 申请号 202080008409.1

(22) 申请日 2020.03.12

(65) 同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 113272461 A

(43) 申请公布日 2021.08.17

(30) 优先权数据
2019-048416 2019.03.15 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2021.07.08

(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2020/010946 2020.03.12

(87) PCT国际申请的公布数据
W02020/189530 JA 2020.09.24

(73) 专利权人 日本制铁株式会社

地址 日本东京都

(72) 发明人 諏访嘉宏 林宏太郎 冈本力
神武孝彦

(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.
G21D 9/46 (2006.01)
G22C 38/00 (2006.01)
G22C 38/60 (2006.01)

审查员 肖睿

权利要求书2页 说明书19页

(54) 发明名称

钢板

(57) 摘要

一种钢板,其化学组成以质量%计为C:大于0.10%且小于0.55%、Si:0.001%以上且小于3.50%、Mn:大于4.00%且小于9.00%、sil.Al:0.001%以上且小于3.00%、P:0.100%以下、S:0.010%以下、N:小于0.050%、O:小于0.020%、Cr:0%以上且小于2.00%、Mo:0~2.00%、W:0~2.00%、Cu:0~2.00%、Ni:0~2.00%、Ti:0~0.300%、Nb:0~0.300%、V:0~0.300%、B:0~0.010%、Ca:0~0.010%、Mg:0~0.010%、Zr:0~0.010%、REM:0~0.010%、Sb:0~0.050%、Sn:0~0.050%、Bi:0~0.050%、余量:Fe和杂质,在L截面中,距表面的距离为厚度的1/4位置处的金相组织如下:以面积率计为回火马氏体:25~90%、铁素体:5%以下、残余奥氏体:10~50%、贝氏体:5%以下,面积为1 μm²以上且晶粒圆形度满足0.1以上的残余奥氏体晶粒的总面积相对于残余奥氏体的整体的面积的面积率小于50%,满足 $C_{Mn \gamma} / C_{Mn \alpha} \geq 1.2$ 。

CN 113272461 B

1. 一种钢板,钢板的化学组成以质量%计为

C:大于0.10%且小于0.55%、
 Si:0.001%以上且小于3.50%、
 Mn:大于4.00%且小于9.00%、
 sol.Al:0.001%以上且小于3.00%、
 P:0.100%以下、
 S:0.010%以下、
 N:小于0.050%、
 O:小于0.020%、
 Cr:0%以上且小于2.00%、
 Mo:0~2.00%、
 W:0~2.00%、
 Cu:0~2.00%、
 Ni:0~2.00%、
 Ti:0~0.300%、
 Nb:0~0.300%、
 V:0~0.300%、
 B:0~0.010%、
 Ca:0~0.010%、
 Mg:0~0.010%、
 Zr:0~0.010%、
 REM:0~0.010%、
 Sb:0~0.050%、
 Sn:0~0.050%、
 Bi:0~0.050%、
 余量:Fe和杂质,

在所述钢板的与轧制方向和板厚方向平行的截面中,距表面的距离为板厚的1/4深度的位置处的金相组织如下:以面积%计为

回火马氏体:25~90%、
 铁素体:5%以下、
 残余奥氏体:10~50%、和
 贝氏体:5%以下,

在距所述钢板的与轧制方向和板厚方向平行的截面的表面的距离为板厚的1/4深度的位置处,面积为 $1\mu\text{m}^2$ 以上且晶粒圆形度为0.1以上的残余奥氏体晶粒的总面积相对于所述残余奥氏体的整体的面积的比率小于50%,

满足下述(i)式,

$$C_{\text{Mn}\gamma}/C_{\text{Mn}\alpha} \geq 1.2 \cdot \cdot \cdot \text{(i)}$$

其中,所述(i)式中的符号的含义如以下所述:

$C_{\text{Mn}\gamma}$:残余奥氏体中的平均Mn浓度,单位为质量%,

- $C_{Mn\alpha}$:铁素体和回火马氏体中的平均Mn浓度,单位为质量%。
2. 根据权利要求1所述的钢板,其中,所述化学组成以质量%计含有选自Cr:0.01%以上且小于2.00%、Mo:0.01~2.00%、W:0.01~2.00%、Cu:0.01~2.00%、和Ni:0.01~2.00%中的1种以上。
 3. 根据权利要求1所述的钢板,其中,所述化学组成以质量%计含有选自Ti:0.005~0.300%、Nb:0.005~0.300%、和V:0.005~0.300%中的1种以上。
 4. 根据权利要求1所述的钢板,其中,所述化学组成以质量%计含有选自B:0.0001~0.010%、Ca:0.0001~0.010%、Mg:0.0001~0.010%、Zr:0.0001~0.010%、和REM:0.0001~0.010%中的1种以上。
 5. 根据权利要求1所述的钢板,其中,所述化学组成以质量%计含有选自Sb:0.0005~0.050%、Sn:0.0005~0.050%、和Bi:0.0005~0.050%中的1种以上。
 6. 根据权利要求1所述的钢板,其中,在所述钢板的表面具有热浸镀锌层。
 7. 根据权利要求1所述的钢板,其中,在所述钢板的表面具有合金化热浸镀锌层。
 8. 根据权利要求1~权利要求7中任一项所述的钢板,其0℃下的夏比冲击值为20J/cm²以上。
 9. 根据权利要求1~权利要求7中任一项所述的钢板,其中,所述钢板的屈服比大于0.40且小于0.80。
 10. 根据权利要求8所述的钢板,其中,所述钢板的屈服比大于0.40且小于0.80。

钢板

技术领域

[0001] 本发明涉及钢板。

背景技术

[0002] 近年来,出于改善汽车的燃料效率和改善碰撞安全性的目的,基于高强度钢板的应用的车体轻量化的组装盛行。然而,通常钢板的强度越高,对成形性有影响的伸长率、和对碰撞特性有影响的韧性越降低。因此,高强度钢板的开发中,谋求高强度化,不使伸长率和韧性降低是重要的课题。

[0003] 为了改善伸长率,迄今为止,提出了利用了残余奥氏体(残余 γ)的相变诱导塑性的、所谓TRIP钢(例如专利文献1)。

[0004] 残余奥氏体是通过使C在奥氏体中富集并稳定化而得到的。例如,通过使钢板含有Si和Al等碳化物析出抑制元素,从而在钢板的制造阶段中,产生于钢板的贝氏体相变之间,可以使C在奥氏体中富集。该技术中,钢板中含有的C含量如果多,则奥氏体进一步稳定化,可以增加残余奥氏体量。而且,其结果,可以得到强度与伸长率这两者优异的钢板。

[0005] 另外,作为残余奥氏体量多于上述TRIP钢、延性大于上述TRIP钢的钢板,提出了添加了3.5%以上的Mn的钢(专利文献2)、以及添加了大于4.0%的Mn的钢(非专利文献1)。由于上述钢含有大量的Mn,因此,对于其使用构件的轻量化效果也显著。

[0006] 现有技术文献

[0007] 专利文献

[0008] 专利文献1:日本特开平5-59429号公报

[0009] 专利文献2:日本特开2013-76162号公报

[0010] 非专利文献

[0011] 非专利文献1:古川敬、松村理、热处理、日本国、日本热处理协会、平成9年、第37号卷、第4号、p.204

发明内容

[0012] 发明要解决的问题

[0013] 钢板被用于结构构件的情况下,大多在钢板上进行焊接,但钢板中的C含量如果多,则焊接性变差,因此,作为结构构件使用时受到限制。因此,期望在不增加C含量的情况下改善钢板的成形性与强度这两者。

[0014] 另外,专利文献2和非专利文献1中公开的钢的特征在于,需要箱退火那样的长时间加热工艺,期望生产率的改善。然而,未充分研究适于供于汽车用的构件的高强度钢板的制造的连续退火那样的短时间加热工艺中的材料设计,提高此时的伸长特性的特征不明显。

[0015] 进而,为了改善碰撞特性,有效的是,碰撞构件、特别是如前纵梁那样构件大幅变形而得到冲击能量吸收量,但是为了防止变形的局部化所导致的弯曲,需要兼顾高的加工

硬化率与良好的冲击特性。

[0016] 本发明解决上述课题其目的在于,提供:具有高的强度、以及优异的均匀伸长特性和冲击能量吸收能力的钢板。

[0017] 用于解决问题的方案

[0018] 本发明的钢板的主旨在于下述的钢板。

[0019] (1)一种钢板,钢板的化学组成以质量%计为

[0020] C:大于0.10%且小于0.55%、

[0021] Si:0.001%以上且小于3.50%、

[0022] Mn:大于4.00%且小于9.00%、

[0023] sol.Al:0.001%以上且小于3.00%、

[0024] P:0.100%以下、

[0025] S:0.010%以下、

[0026] N:小于0.050%、

[0027] O:小于0.020%、

[0028] Cr:0%以上且小于2.00%、

[0029] Mo:0~2.00%、

[0030] W:0~2.00%、

[0031] Cu:0~2.00%、

[0032] Ni:0~2.00%、

[0033] Ti:0~0.300%、

[0034] Nb:0~0.300%、

[0035] V:0~0.300%、

[0036] B:0~0.010%、

[0037] Ca:0~0.010%、

[0038] Mg:0~0.010%、

[0039] Zr:0~0.010%、

[0040] REM:0~0.010%、

[0041] Sb:0~0.050%、

[0042] Sn:0~0.050%、

[0043] Bi:0~0.050%、

[0044] 余量:Fe和杂质,

[0045] 在前述钢板的与轧制方向和板厚方向平行的截面中,距表面的距离为板厚的1/4深度的位置处的金相组织如下:以面积%计为

[0046] 回火马氏体:25~90%、

[0047] 铁素体:5%以下、

[0048] 残余奥氏体:10~50%、和

[0049] 贝氏体:5%以下,

[0050] 在距前述钢板的与轧制方向和板厚方向平行的截面的表面的距离为板厚的1/4深度的位置处,面积为 $1\mu\text{m}^2$ 以上且晶粒圆形度为0.1以上的残余奥氏体晶粒的总面积相对于

前述残余奥氏体的整体的面积的比率小于50%，

[0051] 满足下述(i)式。

[0052] $C_{Mn\gamma}/C_{Mn\alpha} \geq 1.2 \cdots (i)$

[0053] 其中，上述(i)式中的符号的含义如以下所述。

[0054] $C_{Mn\gamma}$ ：残余奥氏体中的平均Mn浓度(质量%)

[0055] $C_{Mn\alpha}$ ：铁素体和回火马氏体中的平均Mn浓度(质量%)

[0056] (2) 根据上述(1)所述的钢板，其中，

[0057] 前述化学组成以质量%计含有选自

[0058] Cr:0.01%以上且小于2.00%、

[0059] Mo:0.01~2.00%、

[0060] W:0.01~2.00%、

[0061] Cu:0.01~2.00%、和

[0062] Ni:0.01~2.00%

[0063] 中的1种以上。

[0064] (3) 根据上述(1)或(2)所述的钢板，其中，

[0065] 前述化学组成以质量%计含有选自

[0066] Ti:0.005~0.300%、

[0067] Nb:0.005~0.300%、和

[0068] V:0.005~0.300%

[0069] 中的1种以上。

[0070] (4) 根据上述(1)~(3)中任一项所述的钢板，其中，

[0071] 前述化学组成以质量%计含有选自

[0072] B:0.0001~0.010%、

[0073] Ca:0.0001~0.010%、

[0074] Mg:0.0001~0.010%、

[0075] Zr:0.0001~0.010%、和

[0076] REM:0.0001~0.010%

[0077] 中的1种以上。

[0078] (5) 根据上述(1)~(4)中任一项所述的钢板，其中，

[0079] 前述化学组成以质量%计含有选自

[0080] Sb:0.0005~0.050%、

[0081] Sn:0.0005~0.050%、和

[0082] Bi:0.0005~0.050%

[0083] 中的1种以上。

[0084] (6) 根据上述(1)~(5)中任一项所述的钢板，其中，

[0085] 在前述钢板的表面具有热浸镀锌层。

[0086] (7) 根据上述(1)~(5)中任一项所述的钢板，其中，

[0087] 在前述钢板的表面具有合金化热浸镀锌层。

[0088] (8) 根据上述(1)~(7)中任一项所述的钢板，其0℃下的夏比冲击值为20J/cm²以

上。

[0089] (9) 根据上述(1)~(8)中任一项所述的钢板,其中,

[0090] 前述钢板的屈服比大于0.40且小于0.80。

[0091] 发明的效果

[0092] 根据本发明,可以提供:具有高的强度、以及优异的均匀伸长特性和冲击能量吸收能力的钢板。

具体实施方式

[0093] 以下,对本发明的各特征详细进行说明。

[0094] (A) 化学组成

[0095] 各元素的限定理由如下所述。需要说明的是,以下的说明中关于含量的“%”是指“质量%”。

[0096] C:大于0.10%且小于0.55%

[0097] C是为了提高马氏体和回火马氏体的强度、确保残余奥氏体而极重要的元素。为了得到充分量的奥氏体,需要大于0.10%的C含量。另一方面,如果过剩地含有C,则有损钢板的韧性和焊接性。因此,C含量设为大于0.10%且小于0.55%。C含量优选0.12%以上、更优选0.15%以上、进一步优选0.20%以上。另外,C含量优选0.40%以下、更优选0.35%以下。

[0098] Si:0.001%以上且小于3.50%

[0099] Si是对回火马氏体的强化、组织的均匀化、和加工性的改善而有效的元素。另外,Si还具有通过抑制渗碳体的析出、促进奥氏体的残留,从而改善钢板的均匀伸长特性的作用。另一方面,如果过剩地含有Si,则有损钢板的镀覆性和化学处理性。因此,Si含量设为0.001%以上且小于3.50%。Si含量优选0.005%以上、更优选0.010%以上。Si含量优选3.00%以下、更优选2.50%以下。

[0100] Mn:大于4.00%且小于9.00%

[0101] Mn是使奥氏体稳定化、提高淬火性的元素。另外,本发明的钢板中,使Mn在奥氏体中富集,使奥氏体更稳定化。为了在室温下使奥氏体稳定化,需要大于4.00%的Mn。另一方面,如果钢板中含有过剩的Mn,则有损韧性。因此,Mn含量设为大于4.00%且小于9.00%。Mn含量优选4.50%以上、更优选4.80%以上。另外,Mn含量优选8.50%以下、更优选8.00%以下。

[0102] sol.Al:0.001%以上且小于3.00%

[0103] Al为脱氧剂,需要作为sol.Al含有0.001%以上。另外,Al还具有扩大退火时的二相域的温度范围因此提高材质稳定性的作用。Al的含量越多,该效果越变大,但如果过剩地含有Al,则变得难以维持表面性状、涂装性、和焊接性。因此,sol.Al含量设为0.001%以上且小于3.00%。sol.Al含量优选0.005%以上、更优选0.010%以上、进一步优选0.020%以上。另外,sol.Al含量优选2.00%以下、更优选1.00%以下。需要说明的是,本说明书中所谓“sol.Al”是指“酸可溶性Al”。

[0104] P:0.100%以下

[0105] P为杂质,如果在钢板中含有过剩的P,则有损韧性和焊接性。因此,P含量设为0.100%以下。P含量优选0.050%以下、更优选0.030%以下、进一步优选0.020%以下。需要

说明的是,P含量可以为0.001%以上,但本发明的钢板无需P,因此,优选尽量减少。

[0106] S:0.010%以下

[0107] S为杂质,如果在钢板中含有过剩的S,则生成由于热轧而扩张的MnS,弯曲性和扩孔性等成形性降低。因此,S含量设为0.010%以下。S含量优选0.007%以下、更优选0.003%以下。需要说明的是,S含量可以为0.001%以上,但本发明的钢板无需S,因此,优选尽量减少。

[0108] N:小于0.050%

[0109] N为杂质,如果在钢板中含有0.050%以上的N,则韧性降低。因此,N含量设为小于0.050%。N含量优选0.010%以下、更优选0.006%以下。需要说明的是,N含量可以为0.002%以上,但本发明的钢板无需N,因此,优选尽量减少。

[0110] O:小于0.020%

[0111] O为杂质,如果在钢板中含有0.020%以上的O,则均匀伸长特性降低。因此,O含量设为小于0.020%。O含量优选0.010%以下、更优选0.005%以下、进一步优选0.003%以下。需要说明的是,O含量可以为0.001%以上,但本发明的钢板无需O,因此,优选尽量减少。

[0112] 本发明的钢板中,除上述元素之外,还可以含有选自下述所示的量的Cr、Mo、W、Cu、Ni、Ti、Nb、V、B、Ca、Mg、Zr、REM、Sb、Sn和Bi中的1种以上。

[0113] Cr:0%以上且小于2.00%

[0114] Mo:0~2.00%

[0115] W:0~2.00%

[0116] Cu:0~2.00%

[0117] Ni:0~2.00%

[0118] Cr、Mo、W、Cu、和Ni是用于改善钢板的强度的元素。因此,可以含有选自这些元素中的1种以上。然而,如果过剩地含有这些元素,则变得容易生成热轧时的表面划痕,进而,热轧钢板的强度过度变高,冷轧性有时降低。因此,Cr含量设为小于2.00%、Mo含量设为2.00%以下、W含量设为2.00%以下、Cu含量设为2.00%以下、Ni含量设为2.00%以下。为了更可靠地得到这些元素的上述效果,优选含有0.01%以上的上述元素中的至少任一者。

[0119] Ti:0~0.300%

[0120] Nb:0~0.300%

[0121] V:0~0.300%

[0122] Ti、Nb、和V是生成微细的碳化物、氮化物或碳氮化物的元素,因此,对钢板的强度改善有效。因此,可以含有选自Ti、Nb、和V中的1种以上。然而,如果过剩地含有这些元素,则热轧钢板的强度过度上升,冷轧性有时降低。因此,Ti含量设为0.300%以下、Nb含量设为0.300%以下、V含量设为0.300%以下。为了更可靠地得到这些元素的上述效果,优选含有0.005%以上的上述元素中的至少任一者。

[0123] B:0~0.010%

[0124] Ca:0~0.010%

[0125] Mg:0~0.010%

[0126] Zr:0~0.010%

[0127] REM:0~0.010%

[0128] B、Ca、Mg、Zr、和REM(稀土金属)用于改善钢板的局部延性和扩孔性。因此,可以含有选自这些元素中的1种以上。然而,如果过剩地含有这些元素,则有时降低钢板的加工性。因此,B含量设为0.010%以下、Ca含量设为0.010%以下、Mg含量设为0.010%以下、Zr含量设为0.010%以下、REM含量设为0.010%以下。另外,优选使选自B、Ca、Mg、Zr、和REM中的1种以上的元素的含量的总计为0.030%以下。为了更可靠地得到这些元素的上述效果,优选含有0.0001%以上的上述元素中的至少任一者,更优选含有0.0010%以上。

[0129] 需要说明的是,本说明书中所谓REM是指,Sc、Y、和镧系元素的总计17种元素,REM含量是指,这些元素的总计含量。另外,REM通常也以为多种REM的合金的混合稀土合金形式供给。因此,可以添加1种以上单独的元素并且以REM含量成为上述的范围的方式含有,例如可以以混合稀土合金的形式添加,并且以REM含量成为上述的范围的方式含有。

[0130] Sb:0~0.050%

[0131] Sn:0~0.050%

[0132] Bi:0~0.050%

[0133] Sb、Sn、和Bi用于抑制钢板中的Mn、Si、和/或Al等易氧化性元素在钢板表面扩散而形成氧化物,提高钢板的表面性状和镀覆性。因此,可以含有选自这些元素中的1种以上。然而,即使过剩地含有,上述效果也饱和。因此,Sb含量设为0.050%以下、Sn含量设为0.050%以下、Bi含量设为0.050%以下。为了更可靠地得到这些元素的上述效果,优选含有0.0005%以上的上述元素中的至少任一者,更优选含有0.0010%以上。

[0134] 本发明的钢板的化学组成中,余量为Fe和杂质。需要说明的是,“杂质”是指,从钢原料或废料和/或从制钢过程中不可避免地混入的物质,可以示例在不妨碍本发明的钢板的特性的范围内允许的元素。

[0135] (B) 金相组织

[0136] 对本发明的钢板的金相组织进行说明。需要说明的是,以下的说明中,关于面积率的“%”是指“面积%”。

[0137] 在本发明的钢板的与轧制方向和板厚方向平行、且通过钢板的中心轴的截面(也称为“L截面”)中,距表面的距离为板厚的1/4深度的位置处的金相组织包含:25~90%的回火马氏体、5%以下的铁素体、10~50%的残余奥氏体、和5%以下的贝氏体。各组织的分数根据退火的条件而变化,对钢板的强度、均匀伸长特性、韧性、和屈服比产生影响。对各组织的限定理由详细进行说明。

[0138] 回火马氏体:25~90%

[0139] 回火马氏体是提高钢板的强度、改善均匀伸长特性和韧性、带来适当的屈服比的组织。回火马氏体的面积率如果变得小于25%或大于90%,则变得难以得到充分的强度、均匀伸长率、韧性、和屈服比。因此,回火马氏体的面积率设为25~90%。

[0140] 回火马氏体的面积率优选30%以上、更优选35%以上、进一步优选50%以上。另外,从氢脆化的观点出发,回火马氏体的面积率优选80%以下、更优选75%以下、进一步优选70%以下。

[0141] 铁素体:5%以下

[0142] 金相组织中的铁素体的面积率如果变多,则均匀伸长特性和韧性显著降低。此外,铁素体面积率大于50%的情况下,有屈服比过度变大的倾向。因此,铁素体的面积率设为

5%以下。铁素体的面积率优选3%以下、更优选0%。

[0143] 残余奥氏体:10~50%

[0144] 残余奥氏体是通过相变诱导塑性来提高钢板的延性、特别是钢板的均匀伸长特性的组织。另外,残余奥氏体通过伴有拉伸变形的鼓出加工、拉深加工、伸长凸缘加工、或弯曲加工而能相变为马氏体相,因此,不仅有利于钢板的各种加工性,还有利于改善钢板的强度。因此,残余奥氏体的面积率越高越优选。

[0145] 然而,具有上述化学组成的钢板中,残余奥氏体的面积率为50%成为上限。如果含有大于9.00%的Mn,则以残余奥氏体的面积率计可以设为大于50%,但该情况下,钢板的均匀伸长特性和铸造性受损。

[0146] 因此,残余奥氏体的面积率设为10~50%。残余奥氏体的面积率优选14%以上、更优选18%以上、进一步优选20%以上。特别是,残余奥氏体的面积率如果成为18%以上,则拉伸强度与均匀伸长率之积“TS×uEL”成为15000MPa·%以上,以更高强度也可以维持均匀伸长特性。

[0147] 贝氏体:5%以下

[0148] 本发明的钢板中,在金相组织中如果存在有贝氏体,则为硬质的组织的MA(Martensite-Austenite constituent,马氏体-奥氏体组元)内在于贝氏体中。MA如果内在,则均匀伸长特性和韧性降低。为了不降低钢板的均匀伸长特性和韧性,将贝氏体的面积率设为5%以下、优选为0%。

[0149] 作为本发明的钢板的金相组织中的回火马氏体、铁素体、残余奥氏体、和贝氏体以外的剩余组织,期望为新鲜马氏体(即,未经回火的马氏体)。贝氏体中,还可以包含回火贝氏体,但本申请说明书中未区分。另外,对于珠光体,包含的可能性低,实质上为0%。

[0150] 新鲜马氏体为硬质的组织,对确保钢板的强度有效。然而,新鲜马氏体的面积率越低,钢板的弯曲性越高。因此,新鲜马氏体的面积率优选大于0%、更优选1%以上、进一步优选3%以上。另外,新鲜马氏体的面积率优选55%以下、更优选45%以下、进一步优选20%以下。

[0151] 另外,本发明的钢板的距L截面的表面的距离为板厚的1/4深度的位置处的金相组织中,面积为 $1\mu\text{m}^2$ 以上且晶粒圆形度为0.1以上的残余奥氏体晶粒的总面积相对于残余奥氏体的整体的面积小于50%。

[0152] 晶粒的面积为 $1\mu\text{m}^2$ 以上且晶粒的晶粒圆形度为0.1以上的残余奥氏体组织在残余奥氏体的组织整体中所占的面积率小于50%,从而可以得到均匀伸长特性和韧性优异的钢板。晶粒的面积大且晶粒圆形度大的残余奥氏体如果占残余奥氏体的组织整体的50%以上,则钢板的均匀伸长特性和韧性降低。

[0153] 晶粒的面积小于 $1\mu\text{m}^2$ 、即晶体的粒径小的残余奥氏体中,在铁素体-奥氏体二相域中的退火时在短时间内Mn容易均匀地浓缩,稳定性高,因此,相变延迟至高应变侧。因此,可以得到均匀伸长特性和韧性优异的钢板。

[0154] 残余奥氏体中,晶粒的面积为 $1\mu\text{m}^2$ 以上、即晶体的粒径大的残余奥氏体中,晶粒圆形度小于0.1的情况下,大量晶粒也存在于马氏体间或回火马氏体板条间,因此,由于来自周围的空间拘束而相变延迟至高应变域侧。因此,可以得到均匀伸长特性和韧性优异的钢板。

[0155] 进而,本发明的钢材中,距L截面的表面的距离为板厚的1/4深度的位置处的金相组织中的Mn浓度满足下述(i)式。

$$[0156] \quad C_{\text{Mn}\gamma}/C_{\text{Mn}\alpha} \geq 1.2 \cdots (i)$$

[0157] 其中,上述(i)式中的符号的含义如以下所述。

[0158] $C_{\text{Mn}\gamma}$:残余奥氏体中的平均Mn浓度(质量%)

[0159] $C_{\text{Mn}\alpha}$:铁素体和回火马氏体中的平均Mn浓度(质量%)

[0160] 通过在奥氏体相分数成为20~50%的温度域中进行热处理,从而可以使Mn在为奥氏体的部位充分富集。由此,利用短时间退火也可以得到稳定的残余奥氏体,可以得到优异的均匀伸长特性、高强度、优异的韧性、和适当屈服比。

[0161] 残余奥氏体与铁素体和回火马氏体之间的Mn浓度比即(i)式左边值如果成为1.2以上,则Mn的分配充分,可以以短时间退火得到残余奥氏体。因此,(i)式左边值设为1.2以上。(i)式左边值优选1.4以上。另外,为了抑制奥氏体变得过于稳定,抑制均匀伸长特性改善效果的降低,(i)式左边值优选小于2.0。

[0162] 对于金相组织的面积率、残余奥氏体晶粒的面积和晶粒圆形度、以及 $C_{\text{Mn}\gamma}$ 和 $C_{\text{Mn}\alpha}$ 的算出方法,以下中进行说明。

[0163] <残余奥氏体的面积率的测定方法>

[0164] 残余奥氏体的面积率通过X射线衍射法而测定。首先,从钢板的主面中央部切出具有宽度25mm(轧制方向的长度)、长度25mm(轧制直角方向的长度)、以及保持退火后的试样的厚度的板厚方向的厚度的试验片。然后,对该试验片实施化学研磨,减厚板厚1/4量,得到具有化学研磨后的表面的试验片。对于试验片的表面,用Co管球,实施使测定范围 2θ 为45~105度的X射线衍射分析3次。

[0165] 关于fcc相,求出(111)、(200)、(220)的各峰的积分强度,关于bcc相,求出(110)、(200)、(211)的各峰的积分强度。解析这些积分强度,将3次的X射线衍射分析结果平均,从而求出残余奥氏体的体积率,将该值作为残余奥氏体的面积率。

[0166] <回火马氏体、铁素体、贝氏体、和新鲜马氏体的面积率的测定方法>

[0167] 回火马氏体、铁素体、贝氏体、和新鲜马氏体的面积率由基于扫描电子显微镜(SEM)的组织观察算出。对钢板的L截面进行镜面研磨后,利用3%硝酸乙醇浸蚀液(3%硝酸-乙醇溶液)使显微组织呈现。然后,利用SEM以倍率5000倍,观察距钢板的表面的距离为板厚的1/4深度的位置处的纵0.1mm(板厚方向的长度)×横0.3mm(轧制方向的长度)的范围的显微组织,可以测定各组织的面积率。

[0168] 对于回火马氏体,判断基于SEM的观察中能识别的白色的组织中、晶粒内确认到下部组织者为回火马氏体,从而算出面积率。铁素体判断为灰色的基底组织算出面积率。对于贝氏体,在基于SEM的观察中,为板条状的晶粒的集合,判断为在板条内碳化物沿同一方向延伸的组织,算出面积率。

[0169] 对于新鲜马氏体,在基于SEM的观察中,与残余奥氏体同样地作为白色的组织被识别。因此,基于SEM的观察中,难以区分残余奥氏体和新鲜马氏体,但从基于SEM的观察中得到的残余奥氏体与新鲜马氏体的总面积率中减去通过X射线衍射法测得的残余奥氏体的面积率,从而算出新鲜马氏体的面积率。

[0170] <残余奥氏体晶粒的面积和晶粒圆形度的测定方法>

[0171] 晶粒圆形度和晶粒的面积可以如下测定:使用TSL公司制OIM Analysis version 7的标准功能(Map和Grain Shape Circularity),进行背散射电子衍射(EBSP:Electron Back Scatter Diffraction Patterns)分析,从而可以测定。晶粒圆形度(Grain shape circularity)根据下述式求出。

[0172] 晶粒圆形度 $=4\pi A/P^2$

[0173] 其中,上述式中的符号的含义如以下所述。

[0174] A:晶粒的面积

[0175] P:晶粒的周长

[0176] $\langle C_{Mn\gamma}$ 和 $C_{Mn\alpha}$ 的测定方法 \rangle

[0177] $C_{Mn\gamma}/C_{Mn\alpha}$ 可以通过EBSP、SEM、和电子探针显微分析仪(EPMA)而测定。通过EBSP和SEM,特定残余奥氏体、铁素体、和回火马氏体,通过EPMA,测定 $C_{Mn\gamma}$ 和 $C_{Mn\alpha}$,可以算出 $C_{Mn\gamma}/C_{Mn\alpha}$ 。

[0178] (C) 机械特性

[0179] 接着,对本发明的钢板的机械特性进行说明。

[0180] 使用钢板作为汽车的原材料时,由于高强度化而减少板厚,有利于轻量化,因此,本发明的钢板的拉伸强度(TS)优选780MPa以上、更优选980MPa以上、进一步优选1180MPa以上。另外,为了将本发明的钢板供于加压成形,期望均匀伸长率(uEL)也优异。本发明的钢板的TS \times uEL优选12000MPa \cdot %以上、更优选15000MPa \cdot %以上。

[0181] 本发明的钢板还具有优异的韧性。本发明的钢板优选0 $^{\circ}$ C下的夏比试验的冲击值为20J/cm 2 以上。

[0182] 本发明的钢板具有适当的屈服比。屈服比YR是屈服应力(YS)相对于拉伸强度(TS)的比率,是用YS/TS表示的指标。YR小于0.80,从而可以得到高的加工硬化率,大幅变形所产生的较大的能量吸收成为可能。另外,YR大于0.40,从而也可以充分得到变形初始的冲击能量吸收量。因此,本发明的钢板的屈服比YR优选大于0.40且小于0.80。

[0183] (D) 制造方法

[0184] 接着,对本发明的钢板的制造方法进行说明。本发明的一实施方式的钢板例如可以通过包括以下所示的铸造工序、热轧工序、冷轧工序、一次退火工序和二次退火工序的制造方法而得到。另外,根据需要可以还包括镀覆工序。

[0185] \langle 铸造工序 \rangle

[0186] 本发明的钢板如下制作:将具有上述化学组成的钢以常规方法熔炼并铸造制作钢材(以下,也称为“板坯”)。本发明的钢板只要具有上述化学组成即可,可以为将钢水以通常的高炉法熔炼而成者,也可以如以电炉法制成的钢那样,原材料大量包含废料。板坯可以以通常的连续铸造工艺制造,也可以以薄板坯铸造制造。

[0187] \langle 热轧工序 \rangle

[0188] 热轧可以使用通常的连续热轧线路而进行。热轧优选在还原气氛中进行,例如在氮气98%和氢气2%的还原气氛中进行。

[0189] 板坯加热温度:1100 \sim 1300 $^{\circ}$ C

[0190] 供于热轧工序的板坯优选在热轧前进行加热。通过使供于热轧的板坯的温度为1100 $^{\circ}$ C以上,从而可以进一步减小热轧时的变形阻力。另一方面,通过使供于热轧的板坯的

温度为1300℃以下,从而可以抑制氧化皮损失增加所导致的成品率的降低。因此,供于热轧的板坯的温度优选设为1100~1300℃本申请说明书中,温度是指,板坯、热轧钢板、或冷轧钢板的主面中央部的表面温度。

[0191] 上述板坯加热温度域中的保持时间没有特别限制,为了改善弯曲性,优选设为30分钟以上,更优选设为1小时以上。另外,为了抑制过度的氧化皮损失,优选设为10小时以下,更优选设为5小时以下。进行直送轧制或直接轧制的情况下,也可以直接供于热轧而不对板坯实施加热处理。

[0192] 精轧开始温度:750~1000℃

[0193] 精轧开始温度优选设为750~1000℃。通过使精轧开始温度为750℃以上,从而可以减小轧制时的变形阻力。另一方面,通过使精轧开始温度为1000℃以下,从而可以抑制晶界氧化所导致的钢板的表面性状的降低。

[0194] 卷取温度:低于300℃

[0195] 进行精轧后,进行冷却,以低于300℃进行卷取。由此,可以确保25%以上的面积率的回火马氏体相。如果以300℃以上进行卷取,则无法使热轧板组织形成全马氏体组织,热轧钢板的热处理工序和冷轧钢板的退火工序的各自中,难以有效地引起Mn分配与奥氏体逆相变。

[0196] 热轧钢板的热处理:

[0197] 对于得到的热轧钢板,在奥氏体相分数成为20~50%的温度域中进行60分钟以上的热处理。在超过钢板的 Ac_1 且低于 Ac_3 的2相域的温度范围内的、奥氏体相分数成为20~50%的温度范围内进行热处理,从而将Mn分配至奥氏体,使奥氏体稳定化,有利于得到优异的均匀伸长特性、高强度、优异的韧性、和适当的屈服比。另一方面,该热处理中在奥氏体相分数小于20%或大于50%的温度下进行热处理时,难以使奥氏体相稳定化。

[0198] 另外,以小于60分钟进行该热处理的情况下,也难以使奥氏体相稳定化。奥氏体相分数成为20~50%的温度下进行60分钟以上热处理,从而退火后的钢板的距L截面的表面的距离为厚度的1/4位置处的金相组织可以包含以面积率计为10%以上的残余奥氏体。

[0199] 奥氏体的面积率成为20~50%的温度范围根据钢板的成分在离线的预实验中从室温以0.5℃/秒的加热速度进行加热,由加热中的体积变化测定奥氏体相分数,从而可以求出。热处理的保持时间优选2小时以上、更优选3小时以上。从生产率的观点出发,热处理的保持时间优选10小时以下、更优选8小时以下。

[0200] 在奥氏体相分数成为20~50%的温度范围内进行热处理后,进行冷却。由此,可以维持热处理中得到的Mn分配状态。

[0201] <冷轧工序>

[0202] 热处理后的热轧钢板通过常规方法实施酸洗后,以30~70%的压下率进行冷轧,形成冷轧钢板。如果使冷轧的压下率小于30%,则无法使退火后的钢板的组织微细化,奥氏体逆相变会延迟,无法得到充分的面积率的残余奥氏体。另外,从抑制冷轧中的断裂的观点出发,使冷轧的压下率为70%以下。

[0203] 在冷轧前且酸洗前或酸洗后,进行大于0%且5%以下程度的轻度的轧制来修正形状时,在确保平坦的方面变得有利,故优选。另外,在酸洗前进行轻度的轧制,从而酸洗性改善,促进表面富集元素的去除,有改善化学处理性和镀覆处理性的效果。

[0204] <一次退火工序>

[0205] 将经冷轧工序而得到的冷轧钢板加热,在超过750℃的温度域中,保持10秒以上,进行第1次退火。将该退火在本发明中称为“一次退火”。通过一次退火,在最终组织中,可以减少铁素体的生成至以面积率为5%以下。由此,可以稳定地确保良好的均匀伸长特性和韧性。一次退火温度如果低于750℃,则最终组织中的铁素体生成变得过剩,进而,温度降低时,有重结晶不充分进展的可能性。

[0206] 可以在退火炉和连续退火线路任一者中进行退火,一次退火和后述的二次退火均优选使用连续退火线路而进行。通过使用连续退火线路,从而可以改善生产率。退火优选在还原气氛中进行,例如可以在氮气98%和氢气2%的还原气氛中进行。

[0207] 一次退火温度:超过750℃

[0208] 通过使一次退火温度超过750℃,从而可以使退火后的钢板中的铁素体的分布变得均匀,可以改善均匀伸长特性和强度。一次退火温度优选为 A_{c_3} 点以上。通过使一次退火温度为 A_{c_3} 点以上,从而可以显著促进重结晶。

[0209] 此处, A_{c_3} 点以以下的手法算出。对于含有C:大于0.10%且小于0.55%、Si:0.001%以上且小于3.50%、Mn:大于4.00%且小于9.00%、和Al:0.001%以上且小于3.00%的多种冷轧钢板,以加热速度0.5~50℃/秒测量 A_{c_3} 点并进行研究,结果得到了下述式,使用该式,可以算出 A_{c_3} 点。

[0210] $A_{c_3}=910-200\sqrt{C+44Si-25Mn+44Al}$

[0211] 其中,上述式中的元素符号表示钢中所含的各元素的含量(质量%)。

[0212] 另一方面,一次退火温度的上限值优选950℃以下。通过使退火温度为950℃以下,从而可以抑制退火炉的损伤,可以改善生产率。

[0213] 一次退火时间:10s以上

[0214] 为了在一次退火的冷却后增加板条马氏体组织而形成马氏体主体的组织,出于一次性成为奥氏体主体的组织的目的,在超过750℃的温度域中保持时,使退火时间为10秒以上。退火时间小于10秒的情况下,无法充分得到一次退火的效果,均匀伸长率和韧性有降低的可能性。从生产率的观点出发,优选使退火时间为300秒以内。

[0215] 平均升温温度:5~30℃/秒

[0216] 从一次退火中的加热开始温度(室温)至退火温度的平均升温速度优选5~30℃/秒。通过使一次退火中的升温速度为该范围,从而可以进一步减少金相组织中的铁素体的面积率。

[0217] 最终冷却温度:低于100℃

[0218] 一次退火后的冷却中,从一次退火温度冷却至低于100℃。使最终冷却温度低于100℃,从而可以增加板条马氏体组织。从确保输送钢板时的安全的观点出发,最终冷却温度优选设为室温(50℃以下)。

[0219] 另外,优选以2~2000℃/秒的平均冷却速度从一次退火温度冷却至500℃以下的温度范围。通过使退火后的平均冷却速度为2℃/秒以上,从而可以抑制晶界偏析,可以改善弯曲性。另一方面,通过使平均冷却速度为2000℃/秒以下,从而冷却停止后的钢板温度分布变得均匀,因此,可以进一步改善钢板的平坦性。

[0220] 优选使2~2000℃/秒的平均冷却速度下的冷却的冷却停止温度为100℃以上。通

过使冷却停止温度为100℃以上,从而可以抑制伴有马氏体相变的应变发生,可以改善钢板的平坦性。

[0221] 进而,以平均冷却速度2~2000℃/秒从一次退火温度冷却至500℃以下的温度范围后,优选在100~500℃的温度域中保持10~1000秒。通过使100~500℃的温度域中的保持时间为10秒以上,从而对奥氏体的C分配充分进行,最终热处理前的组织中可以增加奥氏体,其结果,可以抑制最终热处理后的组织中生成块状的奥氏体,可以进一步减小强度特性的变动。另一方面,上述保持时间大于1000秒,基于上述作用的效果也饱和,生产率降低,因此,100~500℃的温度域中的保持时间优选1000秒以下、更优选300秒以下。

[0222] 通过使上述保持温度为100℃以上,从而可以改善连续退火线路的效率。另一方面,通过使保持温度为500℃以下,从而可以抑制晶界偏析,可以改善弯曲性。

[0223] <二次退火工序>

[0224] 进行上述一次退火,冷却至室温后,以1~40℃/秒的平均升温速度加热至600℃以上且低于Ac₃点的温度域,在该加热温度下保持5秒以上,进行第2次退火。将该退火在本发明中称为“二次退火”。

[0225] 二次退火温度:600℃以上且低于Ac₃点

[0226] 通过使二次退火温度为600℃以上且低于Ac₃点,从而可以减少铁素体的面积率,可以改善均匀伸长特性和韧性。如果使二次退火温度为Ac₃点以上,则在之后的冷却过程中难以确保残余奥氏体。另外,Mn含量高、马氏体相变温度低,因此,如果使二次退火温度为Ac₃点以上,则也难以确保充分的回火马氏体。

[0227] 二次退火时间:5秒以上

[0228] 从使渗碳体溶解、稳定地确保良好的韧性的观点出发,使在600℃以上且低于Ac₃点的温度域中保持的退火时间为5秒以上。从生产率的观点出发,优选使二次退火时间为300秒以内。

[0229] 平均升温速度:1~40℃/秒

[0230] 二次退火中的平均升温速度为1℃/秒以上、优选2℃/秒以上、更优选3℃/秒以上。通过以这种平均升温速度进行升温,从而可以使铁素体相的面积率为5%以下。

[0231] 二次退火中的平均升温速度小于40℃/秒、优选小于20℃/秒、更优选小于10℃/秒。通过以这种平均升温速度进行升温,从而可以抑制粗大的块状奥氏体、即、面积为1μm²以上且晶粒圆形度为0.1以上的残余奥氏体的生成,可以使粗大的块状奥氏体相对于残余奥氏体的整体的面积的面积率小于50%。升温速度如果过快,则奥氏体的生成驱动力变大,不是从马氏体板条而是从旧奥氏体晶界生成奥氏体,因此,粗大的块状奥氏体增加。

[0232] 平均冷却速度:5℃/秒以上

[0233] 二次退火后,将钢板以5℃/秒以上的平均冷却速度冷却至100℃以下。平均冷却速度小于5℃/秒时,过度生成软质的贝氏体,热处理后的钢材中,有难以确保高强度(980MPa以上的拉伸强度)的担心。从抑制钢板的淬火裂纹的观点出发,优选使平均冷却速度设为500℃/秒以下。

[0234] <镀覆工序>

[0235] 对钢板进行镀覆的情况下,如以下制造。

[0236] 对钢板的表面实施热浸镀锌,制造热浸镀锌钢板的情况下,在二次退火后,以5℃/

秒以上的平均冷却速度冷却至430~500℃的温度域,然后将冷轧钢板浸渍于热浸镀锌浴,进行热浸镀锌处理。镀浴的条件可以设为通常的范围内。镀覆处理后,以平均冷却速度5℃/秒以上冷却至100℃以下的温度域。

[0237] 对钢板的表面实施合金化热浸镀锌,制造合金化热浸镀锌钢板的情况下,对钢板实施热浸镀锌处理后,将钢板冷却至室温前,在450~620℃的温度下进行热浸镀锌的合金化处理。合金化处理条件可以设为通常的范围内。合金化处理后,以平均冷却速度5℃/秒以上冷却至100℃以下的温度域。

[0238] 可以对退火后的钢板、或镀覆后的钢板进行表皮光轧。进行表皮光轧的情况下,优选表皮光轧的压下率大于0%且小于5.0%。需要说明的是,对钢板的表面实施热浸镀锌或合金化热浸镀锌的情况下,对镀覆后的钢板进行表皮光轧。

[0239] 如以上制造钢板,从而可以得到本发明的钢板。

[0240] 以下,根据实施例对本发明更具体地进行说明,但本发明不限于这些实施例。

[0241] 实施例

[0242] 1. 评价用钢板的制造

[0243] 将具有表1所示的化学成分的钢在转炉中熔炼,通过连续铸造得到245mm厚的板坯。

[0244] [表1]

[0245] 表1

钢种类	化学组成 (质量%, 余量: Fe和杂质)									Ac ₃ (°C)
	C	Si	Mn	sol.Al	P	S	N	O	其他	
A	0.31	0.02	4.98	0.04	0.010	0.001	0.004	0.001	Mg: 0.001, Zr: 0.002	677
B	0.11	0.03	5.02	0.03	0.007	0.002	0.003	0.001	-	721
C	0.16	1.97	4.99	0.04	0.011	0.001	0.003	0.001	-	794
D	0.16	1.90	5.03	0.04	0.011	0.001	0.004	0.001	Sb: 0.001, Sn: 0.001	790
E	0.20	2.03	4.91	0.03	0.008	0.002	0.003	0.001	-	788
F	0.08	0.04	4.68	0.04	0.010	0.001	0.004	0.001	-	740
G	0.19	1.97	4.93	0.04	0.009	0.001	0.004	0.001	Zr: 0.001	788
H	0.19	1.54	3.63	0.03	0.010	0.002	0.003	0.001	-	801
I	0.29	0.02	7.04	0.04	0.009	0.002	0.004	0.001	-	629
J	0.29	0.02	6.89	0.03	0.010	0.001	0.003	0.001	Bi: 0.001	632
K	0.11	2.01	5.81	0.03	0.012	0.002	0.003	0.001	-	788
L	0.16	1.05	4.20	0.03	0.008	0.002	0.004	0.001	Ni: 0.32, Cu: 0.10	773
M	0.11	0.02	5.06	0.95	0.011	0.002	0.003	0.001	Cr: 0.10, Mo: 0.09, W: 0.06	760
N	0.12	1.97	5.04	0.02	0.010	0.001	0.004	0.001	Ti: 0.031, Nb: 0.023	802
O	0.16	2.03	5.02	0.02	0.011	0.002	0.003	0.001	Ti: 0.049, V: 0.201	795
P	0.30	0.01	4.99	0.03	0.009	0.001	0.003	0.001	-	677
Q	0.29	0.02	5.03	0.04	0.010	0.001	0.004	0.001	B: 0.001, Ca: 0.001	679
R	0.21	1.91	9.41	0.03	0.009	0.001	0.003	0.001	-	668
S	0.48	1.94	4.84	0.03	0.011	0.002	0.003	0.001	-	737
T	0.24	1.85	5.20	0.03	0.012	0.001	0.003	0.001	-	765
U	0.30	0.03	4.96	0.03	0.009	0.001	0.004	0.001	REM: 0.001	679

[0247] 将得到的钢材(板坯)在表2所示的条件下进行热轧,得到厚度2.4mm左右的热轧钢板。对于得到的热轧钢板,在成为表2所示的奥氏体相分数的温度和保持时间下实施热处理、酸洗、和以表2所示的冷轧率实施冷轧,得到厚度1.4mm的冷轧钢板。热轧和热轧钢板的

热处理在氮气98%和氢气2%的还原气氛中进行。

[0248] [表2]

[0249] 表2

[0250]

试验 No.	钢 种类	热轧条件				热轧板热处理条件		冷轧条件
		板坯加 热温度 (°C)	板坯加 热时间 (分钟)	精轧 开始温度 (°C)	卷取 温度 (°C)	γ相分数 (%)	保持时间 (分钟)	冷轧率 (%)
1	A	1250	60	900	50	40	360	40
2	A	1250	60	900	50	40	360	40
3	A	1250	60	900	50	40	360	40
4	B	1250	60	900	50	45	360	40
5	B	1250	60	900	50	40	360	40
6	C	1250	60	900	50	40	360	40
7	C	1250	60	900	50	45	360	40
8	D	1250	60	900	50	45	360	40
9	E	1250	60	900	50	50	360	40
10	F	1250	60	900	50	30	360	40
11	F	1250	60	900	50	50	360	40
12	G	1250	60	900	50	30	360	40
13	G	1250	60	900	50	35	360	40
14	H	1250	60	900	50	35	360	40
15	I	1250	60	900	50	45	360	40
16	I	1250	60	900	50	50	360	40
17	J	1250	60	900	50	40	360	40
18	K	1250	60	900	50	35	360	40
19	L	1250	60	900	250	50	360	40
20	M	1250	60	900	250	50	360	40
21	N	1250	60	900	250	30	360	40
22	O	1250	60	900	250	40	360	40
23	P	1250	60	900	250	40	360	40
24	P	1250	60	900	250	40	360	40
25	Q	1250	60	900	250	35	360	40
26	R	1250	60	900	150	40	360	40
27	S	1250	60	900	150	40	360	40
28	S	1250	60	900	150	40	360	40
29	T	1250	60	900	150	50	360	40
30	U	1250	60	900	150	35	360	40
31	B	1250	60	900	150	50	360	40
32	K	1250	60	900	<u>500</u>	40	360	40
33	P	1250	60	900	250	<u>55</u>	360	40
34	P	1250	60	900	250	<u>15</u>	360	40
35	P	1250	60	900	250	45	<u>30</u>	40
36	G	1250	60	900	150	50	60	<u>15</u>
37	T	1250	60	900	150	40	360	40
38	O	1250	60	900	50	50	60	<u>75</u>
39	M	1250	60	900	250	50	360	40
40	D	1250	60	900	50	20	360	40
41	E	1250	60	900	50	45	360	40
42	K	1250	60	900	50	50	360	40
43	K	1250	60	900	50	50	360	40
44	T	1250	60	900	250	30	360	40
45	C	1250	60	900	250	50	360	40

[0251] 对于得到的冷轧钢板,在表3所示的条件下,实施一次退火和二次退火,制作退火冷轧钢板。对冷轧钢板的2次退火在氮气98%和氢气2%的还原气氛中进行。一次退火中的加热开始温度(室温)至退火温度的平均升温速度设为15℃/秒。二次退火中,从退火温度以50℃/秒的平均冷却速度冷却至100℃以下。

[0252] [表3]

[0253] 表3

[0254]

试验 No.	钢种类	一次退火条件							二次退火条件				后处理 镀覆和合金化的有无
		一次退火温度 (°C)	一次退火时间 (秒)	直至500°C以下				最终冷却温度 (°C)	二次退火温度 (°C)	平均升温速度 (°C/秒)	二次退火时间 (秒)	平均冷却速度 (秒)	
				平均冷却速度 (°C/秒)	冷却停止温度 (°C)	保持温度 (°C)	保持时间 (秒)						
1	A	800	60	50	200	200	30	25	650	3	60	7	
2	A	未实施							700	3	100	40	
3	A	未实施							610	40	60	7	
4	B	800	80	50	250	250	30	25	640	10	200	7	
5	B	800	80	50	250	250	30	25	710	2	200	20	
6	C	800	60	50	250	250	30	25	750	3	200	20	
7	C	800	60	50	250	250	30	25	750	3	200	20	镀覆
8	D	800	80	50	250	250	30	25	710	3	200	7	
9	E	800	40	50	250	250	30	25	700	3	60	7	
10	F	800	60	50	250	250	30	25	650	10	200	7	
11	F	800	60	50	250	250	30	25	570	15	200	7	
12	G	800	60	50	250	250	30	25	675	3	60	5	合金化
13	G	800	60	50	250	250	30	25	675	5	60	5	
14	H	800	40	50	250	250	30	25	630	20	200	7	
15	I	800	70	50	250	250	30	25	620	3	60	7	
16	I	未实施							620	5	60	7	
17	J	800	60	50	200	200	30	25	610	5	80	15	
18	K	730	80	50	250	250	30	25	740	5	200	15	
19	L	800	60	50	200	200	30	25	680	3	200	7	
20	M	800	40	50	200	200	30	25	690	2	200	7	
21	N	760	80	50	250	250	30	25	700	5	200	7	
22	O	800	60	50	250	250	30	25	720	10	200	7	
23	P	800	60	50	250	250	30	25	630	3	60	7	
24	P	620	60	50	200	200	30	25	610	2	60	7	
25	Q	800	60	50	250	250	30	25	620	5	60	7	
26	R	800	60	50	200	200	30	25	650	3	80	40	
27	S	800	60	50	250	250	30	25	650	5	60	40	
28	S	680	60	50	200	200	30	25	420	5	30	7	
29	T	未实施							740	10	120	10	
30	U	800	60	50	250	250	30	25	650	3	60	10	
31	B	800	80	50	250	250	30	25	700	45	60	10	
32	K	760	40	50	250	250	30	25	750	10	200	20	
33	P	800	60	50	250	250	30	25	650	5	60	7	
34	P	800	60	50	200	200	30	25	720	5	60	7	
35	P	800	60	50	250	250	30	25	650	5	60	7	
36	G	760	20	50	200	300	60	25	730	30	30	30	
37	T	800	60	50	250	250	30	25	590	10	60	7	
38	O	冷轧时断裂											
39	M	800	40	1	450	450	10	25	680	10	200	7	
40	D	900	60	500	100	300	200	25	710	3	200	7	
41	E	900	60	50	200	200	30	未实施	800	5	200	7	
42	K	760	5	50	250	250	30	25	650	2	60	7	
43	K	780	60	50	100	300	200	25	680	0.2	200	7	
44	T	760	10	50	250	250	30	25	720	5	200	4	
45	C	760	5	50	250	250	30	25	710	20	60	5	

[0255] 对于一部分退火冷轧钢板例,在460°C停止二次退火后的冷却,使冷轧钢板浸渍于460°C的热浸镀锌浴2秒,进行热浸镀锌处理。镀浴的条件与以往的条件相同。不实施后述的合金化处理的情况下,460°C保持后,以平均冷却速度10°C/秒冷却至室温。

[0256] 对于一部分退火冷轧钢板例,进行热浸镀锌处理后,不冷却至室温而接着实施合

金化处理。加热至520℃,在520℃下保持5秒,进行合金化处理,之后,以平均冷却速度10℃/秒冷却至室温。

[0257] 对如此得到的退火冷轧钢板以伸长率0.1%进行表面光轧,准备各种评价用钢板。

[0258] 2. 评价方法

[0259] 对于各例中得到的退火冷轧钢板,实施显微组织观察、拉伸试验、均匀伸长率试验、和韧性试验,评价回火马氏体、铁素体、残余奥氏体、贝氏体、和新鲜马氏体的面积率、残余奥氏体晶粒的晶粒圆形度和面积、 $C_{Mn\gamma}/C_{Mn\alpha}$ 、以及拉伸强度、均匀伸长特性、韧性、和屈服比。各评价的方法如下所述。

[0260] <金相组织的面积率>

[0261] 回火马氏体、铁素体、残余奥氏体、贝氏体、和新鲜马氏体的面积率由基于SEM的组织观察和X射线衍射测定算出。对于钢板的L截面,进行镜面研磨,然后利用3%硝酸乙醇浸蚀液使显微组织呈现,利用SEM以倍率5000倍,观察距表面的距离为1/4位置处的显微组织,对于0.1mm×0.3mm的范围通过图像解析(Photoshop(注册商标))算出回火马氏体、铁素体、和贝氏体的面积率、以及残余奥氏体与新鲜马氏体的总计的面积率。

[0262] 另外,从得到的钢板切出宽度25mm、长度25mm的试验片,对该试验片实施化学研磨,减厚板厚1/4量,对于化学研磨后的试验片的表面,实施利用Co管球的X射线衍射分析3次,对得到的曲线进行解析,将各自平均算出残余奥氏体的面积率。从通过SEM观察得到的残余奥氏体与新鲜马氏体的总计的面积率中减去残余奥氏体的面积率,算出新鲜马氏体的面积率。

[0263] <残余奥氏体晶粒的晶粒圆形度和面积>

[0264] 晶粒的晶粒圆形度和面积如下测定:使用TSL公司制OIM Analysis version 7的标准功能(Map和Grain Shape Circularity),进行背散射电子衍射(EBSP:Electron Back Scattering pattern)分析,从而测定。

[0265] EBSP数据测定条件如以下所述。在钢板的距L截面的表面的距离为厚1/4位置,用具备OIM(Orientation Imaging Microscopy)检测器的SEM,以倍率500倍观察50μm×50μm的区域,以测定间隔0.1μm测定EBSP数据。对于5个区域,以前述方法测定EBSP数据,算出其平均值。

[0266] < $C_{Mn\gamma}/C_{Mn\alpha}$ >

[0267] $C_{Mn\gamma}/C_{Mn\alpha}$ 通过EBSP、SEM、和EPMA而测定。用EBSP和SEM,以倍率500倍观察50μm×50μm的区域,以测定间隔0.1μm测定EBSP数据,对于5个区域,特定残余奥氏体、铁素体、和回火马氏体。然后,对于特定的奥氏体、以及铁素体和回火马氏体,在5个区域分别进行基于EPMA测定的点分析5个点,平均测定值,算出 $C_{Mn\gamma}$ 和 $C_{Mn\alpha}$,求出 $C_{Mn\gamma}/C_{Mn\alpha}$ 。

[0268] <拉伸试验方法>

[0269] 从与钢板的轧制方向呈直角方向采集JIS5号拉伸试验片,测定拉伸强度(TS)、均匀伸长率(uEL)、和屈服应力(YS),算出TS×uEL和屈服比(YR)。拉伸试验用JIS5号拉伸试验片、按照JIS Z 2241:2011中规定的方法进行。均匀伸长率试验使用平行部的长度为60mm、且成为测定应变的基准的计量标点距离为50mm的JIS5号试验片、按照JIS Z 2241:2011中规定的方法进行。均匀伸长率是达到最大试验强度(TS)为止得到的伸长率(计量标点间测得的应变)。

[0270] <韧性试验方法>

[0271] 为了层叠对热处理后的各钢材进行表面背面研削使得厚度成为1.2mm,制作V切口试验片。层叠该试验片4张,拧紧后,依据JIS Z 2242:2005,供于夏比冲击试验。韧性如下:将0℃下的冲击值为20J/cm²以上的情况记作良好、小于20J/cm²的情况记作不良。

[0272] 3. 评价结果

[0273] 将上述评价的结果示于表4。评价12000MPa·%以上的TS×uEL、大于0.40且小于0.80的屈服比、和得到了良好的韧性的例子作为具有高的冲击能量吸收能力、优异的均匀伸长特性、和高强度的钢板。需要说明的是,表4中,具有大于0.40且小于0.80的屈服比和良好的韧性的的情况下,判断冲击能量吸收能力优异。

[0274] [表4]

[0275] 表4

[0276]

试验 No.	钢 种类	金相组织 (面积%)					粗大且圆形#的残余γ的比率 (%)	C _{MnV} / C _{Mn}	机械特性							
		回火马氏体	铁素体	残余奥氏体	贝氏体	新鲜马氏体			YS (MPa)	TS (MPa)	uEI (%)	TS×uEL	YR	韧性	冲击能量吸收能力	
1	A	75	0	25	0	0	24	1.6	780	1065	17.1	18229	0.73	良好	良好	本发明例
2	A	23	0	12	4	61	48	1.6	716	1708	4.3	7412	0.42	不良	不良	比较例
3	A	0	68	22	0	10	60	1.6	854	1004	8.3	8329	0.85	不良	不良	比较例
4	B	84	0	16	0	0	20	1.4	588	799	18.6	14888	0.74	良好	良好	本发明例
5	B	27	0	23	0	50	24	1.6	657	1367	14.8	20173	0.48	良好	良好	本发明例
6	C	35	0	23	0	42	28	1.6	723	1388	15.4	21342	0.52	良好	良好	本发明例
7	C	33	0	23	3	41	26	1.4	714	1371	16.1	22135	0.52	良好	良好	本发明例
8	D	68	0	27	0	5	34	1.4	917	1289	17.4	22405	0.71	良好	良好	本发明例
9	E	72	0	21	0	7	27	1.3	812	1156	17.4	20084	0.70	良好	良好	本发明例
10	F	86	0	9	5	0	45	2.0	534	748	13.4	10000	0.71	良好	良好	比较例
11	F	93	0	7	0	0	26	1.3	809	1095	7.6	8316	0.74	不良	不良	比较例
12	G	70	0	26	4	0	22	2.0	748	1043	23.1	24133	0.72	良好	良好	本发明例
13	G	75	0	25	0	0	24	1.7	784	1073	19.9	21359	0.73	良好	良好	本发明例
14	H	91	0	5	0	4	10	1.7	695	983	8.7	8563	0.71	不良	不良	比较例
15	I	63	0	34	0	3	31	1.4	999	1388	19.2	26631	0.72	良好	良好	本发明例
16	I	0	79	18	0	3	68	1.3	1206	1308	2.4	3130	0.92	不良	不良	比较例
17	J	28	0	37	0	35	34	1.6	785	1472	18.6	27381	0.53	良好	良好	本发明例
18	K	31	16	17	0	36	45	1.7	670	1313	4.4	5812	0.51	不良	不良	比较例
19	L	77	0	20	0	3	16	1.3	659	912	25.3	23043	0.72	良好	良好	本发明例
20	M	82	0	16	0	2	19	1.3	672	924	15.7	14517	0.73	良好	良好	本发明例
21	N	67	3	30	0	0	30	2.0	756	1052	22.5	23669	0.72	良好	良好	本发明例
22	O	78	0	22	0	0	31	1.6	948	1297	14.6	18976	0.73	良好	良好	本发明例
23	P	70	0	30	0	0	27	1.6	876	1197	17.5	20926	0.73	良好	良好	本发明例
24	P	13	73	14	0	0	59	1.6	967	1054	7.1	7452	0.92	不良	不良	比较例
25	Q	69	0	31	0	0	35	1.7	834	1143	18.3	21740	0.73	良好	良好	本发明例
26	R	53	0	47	0	0	46	1.6	805	1100	2.5	2728	0.73	不良	不良	比较例
27	S	63	0	37	0	0	42	1.6	1093	1491	17.7	25824	0.73	良好	良好	本发明例
28	S	81	6	13	0	0	24	1.6	1126	1423	6.3	8965	0.79	不良	不良	比较例
29	T	36	0	10	7	47	26	1.3	697	1428	7.4	10543	0.49	不良	不良	比较例
30	U	70	0	30	0	0	22	1.7	773	1061	19.6	21050	0.73	良好	良好	本发明例
31	B	31	0	12	0	57	62	1.3	544	1198	8.4	10092	0.45	不良	不良	比较例
32	K	52	3	8	0	37	32	1.0	674	1216	6.9	8390	0.55	不良	不良	比较例
33	P	89	0	9	0	2	26	1.1	735	1024	11.3	11571	0.72	良好	良好	比较例
34	P	46	3	7	0	44	24	2.1	682	1351	3.6	4865	0.51	不良	不良	比较例
35	P	86	2	9	0	3	32	1.0	650	919	10.2	9371	0.71	不良	不良	比较例
36	G	63	2	9	0	26	27	1.2	763	1276	8.5	10846	0.60	良好	良好	比较例
37	T	95	0	5	0	0	13	1.6	1070	1450	6.5	9427	0.74	良好	良好	比较例
38	O	冷轧时断裂														比较例
39	M	83	0	14	0	3	45	1.3	618	950	13.5	12825	0.65	良好	良好	本发明例
40	D	60	0	35	0	5	34	1.4	915	1289	16.3	21011	0.71	良好	良好	本发明例
41	E	2	4	11	0	83	47	1.9	577	1560	8.2	12792	0.37	不良	不良	比较例
42	K	43	7	11	0	39	34	1.5	625	1176	7.3	8585	0.53	不良	不良	比较例
43	K	22	26	12	0	40	46	1.5	846	1072	8.1	8683	0.79	不良	不良	比较例
44	T	35	4	12	6	43	32	2.0	728	1123	9.0	10107	0.65	不良	不良	比较例
45	C	52	6	10	0	32	27	1.2	623	1143	8.3	9487	0.54	不良	不良	比较例

[0277] #是指面积为1μm²以上且晶粒圆形度为0.1以上的残余奥氏体晶粒的总面积相对于残余奥氏体的整体的面积的比率。

[0278] 产业上的可利用性

[0279] 本发明的钢板如上述具有高的强度,均匀伸长特性也良好,成形性优异,进一步具有高的冲击能量吸收能力(优异的YR和韧性),因此,最适于前纵梁等汽车的结构部件用途。