(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 118076758 A
(43)申请公布日 2024.05.24

(21)申请号 202280067294.2
(22)申请日 2022.08.23
(30)优先权数据
2021-197308 2021.12.03 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2024.04.03
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2022/031750 2022.08.23
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2023/100424 JA 2023.06.08
(71)申请人 日本制铁株式会社
地址 日本东京
(72)发明人 弘中谕 伊藤泰弘 永野真衣
(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 陆昊 陈建全
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C21D 9/46(2006.01)
C22C 38/60(2006.01)

权利要求书2页 说明书18页

(54)发明名称

钢板

(57)摘要

本发明提供一种钢板,其具有规定的化学组成,10[C]+0.3[Mn]-0.2[Si]-0.6[Al]-0.05[Cr]-0.2[Mo]所表示的指数A为1.10%以下,金属组织以面积%计为铁素体:70~95%及硬质相:5~30%,板厚1/2位置处的上述硬质相的轧制方向的最大连结长度为80μm以下,板厚1/4位置处的上述硬质相的轧制方向的最大连结长度为40μm以下。

CN 118076758 A

1.一种钢板,其化学组成以质量%计为:

C:0.040~0.100%、

Mn:1.00~2.50%、

Si:0.005~1.500%、

P:0.100%以下、

S:0.0200%以下、

Al:0.005~0.700%、

N:0.0150%以下、

O:0.0100%以下、

Cr:0~0.80%、

Mo:0~0.50%、

B:0~0.0100%、

Ti:0~0.100%、

Nb:0~0.060%、

V:0~0.50%、

Ni:0~1.00%、

Cu:0~1.00%、

W:0~1.00%、

Sn:0~1.00%、

Sb:0~0.200%、

Ca:0~0.0100%、

Mg:0~0.0100%、

Zr:0~0.0100%、

REM:0~0.0100%、以及

剩余部分:Fe及杂质,下述式1所表示的指数A为1.10%以下,

金属组织以面积%计为铁素体:70~95%及硬质相:5~30%,

板厚1/2位置处的所述硬质相的轧制方向的最大连结长度为80μm以下,

板厚1/4位置处的所述硬质相的轧制方向的最大连结长度为40μm以下,

$A=10[C]+0.3[Mn]-0.2[Si]-0.6[Al]-0.05[Cr]-0.2[Mo]$ 式1

其中,[C]、[Mn]、[Si]、[Al]、[Cr]及[Mo]为各元素的以质量%计的含量,在不含有元素的情况下为0%。

2.根据权利要求1所述的钢板,其中,所述化学组成以质量%计包含选自下述元素中的1种或2种以上:

Cr:0.001~0.80%、

Mo:0.001~0.50%、

B:0.0001~0.0100%、

Ti:0.001~0.100%、

Nb:0.001~0.060%、

V:0.001~0.50%、

Ni:0.001～1.00％、

Cu:0.001～1.00％、

W:0.001～1.00％、

Sn:0.001～1.00％、

Sb:0.001～0.200％、

Ca:0.0001～0.0100％、

Mg:0.0001～0.0100％、

Zr:0.0001～0.0100％及

REM:0.0001～0.0100％。

3.根据权利要求1或2所述的钢板,其中,所述铁素体的平均晶体粒径为5.0～30.0μm,所述硬质相的平均晶体粒径为1.0～5.0μm。

4.根据权利要求1～3中任一项所述的钢板,其中,所述硬质相由马氏体、贝氏体、回火马氏体及珠光体中的至少1种形成。

钢板

技术领域

[0001] 本发明涉及钢板。

背景技术

[0002] 在汽车业界,从燃料效率提高的观点出发要求车身的轻量化。为了兼顾车身的轻量化和碰撞安全性,所使用的钢板的高强度化是有效的方法之一,从这样的背景出发正在推进高强度钢板的开发。

[0003] 与此相关联,在专利文献1中记载了一种高强度热浸镀锌钢板,其特征在于,其是在作为基板的钢板的表面具有热浸镀锌层的热浸镀锌钢板,上述基板以质量%计含有C:0.02~0.20%、Si:0.7%以下、Mn:1.5~3.5%、P:0.10%以下、S:0.01%以下、Al:0.1~1.0%、N:0.010%以下、Cr:0.03~0.5%,并且由将Al、Cr、Si、Mn的含量作为同号项的数学式:A=400Al/(4Cr+3Si+6Mn)所定义的退火时表面氧化指数A为2.3以上,剩余部分由Fe及不可避免的杂质构成,进而,上述基板的组织由铁素体及第2相构成,该第2相是马氏体为主体的相。此外,在专利文献1中记载了:该高强度热浸镀锌钢板具有主要适合于作为梁、摇臂等汽车的结构部件的用途的优异的表面品质和590MPa以上的抗拉强度。

[0004] 在专利文献2中记载了一种钢板,其特征在于,化学组成以质量%计含有C:0.020%以上、0.090%以下、Si:0.200%以下、Mn:0.45%以上、2.10%以下、P:0.030%以下、S:0.020%以下、sol.Al:0.50%以下、N:0.0100%以下、B:0~0.0050%、Mo:0~0.40%、Ti:0~0.10%、Nb:0~0.10%、Cr:0~0.55%、Ni:0~0.25%,剩余部分由Fe及杂质构成,表面~距离上述表面在板厚方向上为20μm的位置为止的范围的表层区域的金属组织由铁素体和以体积分率计为0.01~5.0%的第2相构成,距离上述表面在上述板厚方向上超过20μm的位置~距离上述表面在上述板厚方向上为板厚的1/4的位置为止的范围的内部区域的金属组织由铁素体和以体积分率计为2.0~10.0%的第2相构成,上述表层区域的上述第2相的体积分率比上述内部区域的上述第2相的体积分率小,在上述表层区域中,上述第2相的平均晶体粒径为0.01~4.0μm,包含上述铁素体的{001}取向与{111}取向的强度比即$X_{ODF\{001\}/\{111\}}$为0.60以上且低于2.00的织构。此外,在专利文献2中记载了:就上述的钢板而言,与以往的材料相比,即使是在因压制变形而产生的各种变形后也可抑制表面凹凸的产生,因此表面的美观性优异,能够有助于涂装的鲜艳性、图案设计性的提高。

[0005] 现有技术文献

[0006] 专利文献

[0007] 专利文献1:日本特开2005-220430号公报

[0008] 专利文献2:国际公开第2020/145256号

发明内容

[0009] 发明所要解决的课题

[0010] 近年来,与要求进一步提高燃料效率相关联,不仅对专利文献1中记载的梁等结构

部件要求轻量化,而且对于车顶、发动机罩、汽车挡泥板及车门等外板部件,轻量化的需求也提高。这些外板部件与上述那样的结构部件不同,由于会被人看到,因此不仅强度等特性是重要的,而且图案设计性、表面品质也是重要的,因此要求成形后的外观优异。另一方面,与这样的轻量化的要求相关联,关于上述这些外板部件中使用的钢板,也要求更加的高强度化、薄壁化。此外,伴随着这些外板部件的形状的复杂化,成形后的钢板表面存在变得容易产生凹凸的倾向,在产生这样的凹凸的情况下存在外观降低的问题。

[0011] 更具体而言,例如在专利文献1中记载的那样的由软质的铁素体和以马氏体作为主体的硬质的第2相构成的DP钢(复合组织钢)的情况下,在压制成形等加工时容易引起由铁素体形成的软质相及其周边优先发生变形的不均匀变形。因此,在利用这样的由软质相和硬质相构成的复合组织钢的情况下,有可能因在成形后的钢板表面产生微小的凹凸,从而产生被称为鬼线的外观不良。与此相关联,在专利文献2中记载了:通过由铁素体和以体积分率计为0.01~5.0%的第2相来构成表层区域的金属组织,并使表层区域的第2相的体积分率小于内部区域的第2相的体积分率,进而增大内部区域的第2相的体积分率,从而能够兼顾成形时的表面凹凸的产生抑制和抗拉强度为400MPa以上的材料强度。另一方面,在汽车业界等中,还要求钢板的进一步轻量化,为了达成这样的轻量化,需要使钢板高强度化至以往以上。因此,对于即使在进行了与以往同等或其以上的高强度化的情况下也能够解决在成形后的钢板表面会产生的微小凹凸的课题的钢板,依然存在高需求。

[0012] 因此,本发明的目的是通过新颖的构成来提供具有改善的成形后外观的高强度钢板。

[0013] 用于解决课题的手段

[0014] 本发明的发明者们为了达成上述目的,着眼于金属组织中的硬质相的形态来进行了研究。其结果是,本发明的发明者们发现:通过降低条纹状硬质相的生成而在金属组织中使硬质相更均匀地分散,从而维持基于这样的硬质相的高强度,并且即使是在通过成形等而赋予了应变的情况下,也可显著地抑制钢板表面中的微小凹凸的生成,从而完成本发明。

[0015] 达成了上述目的的本发明如下所述。

[0016] (1)一种钢板,其化学组成以质量%计为:

[0017] C:0.040~0.100%、

[0018] Mn:1.00~2.50%、

[0019] Si:0.005~1.500%、

[0020] P:0.100%以下、

[0021] S:0.0200%以下、

[0022] Al:0.005~0.700%、

[0023] N:0.0150%以下、

[0024] O:0.0100%以下、

[0025] Cr:0~0.80%、

[0026] Mo:0~0.50%、

[0027] B:0~0.0100%、

[0028] Ti:0~0.100%、

[0029] Nb:0~0.060%、

[0030] V:0～0.50％、

[0031] Ni:0～1.00％、

[0032] Cu:0～1.00％、

[0033] W:0～1.00％、

[0034] Sn:0～1.00％、

[0035] Sb:0～0.200％、

[0036] Ca:0～0.0100％、

[0037] Mg:0～0.0100％、

[0038] Zr:0～0.0100％、

[0039] REM:0～0.0100％、以及

[0040] 剩余部分:Fe及杂质,下述式1所表示的指数A为1.10％以下,

[0041] 金属组织以面积％计为铁素体:70～95％及硬质相:5～30％,

[0042] 板厚1/2位置处的上述硬质相的轧制方向的最大连结长度为80μm以下,

[0043] 板厚1/4位置处的上述硬质相的轧制方向的最大连结长度为40μm以下。

[0044] A＝10[C]+0.3[Mn]-0.2[Si]-0.6[Al]-0.05[Cr]-0.2[Mo] 式1

[0045] 其中,[C]、[Mn]、[Si]、[Al]、[Cr]及[Mo]为各元素的含量[质量％],在不含有元素的情况下为0％。

[0046] (2)根据上述(1)所述的钢板,其中,上述化学组成以质量％计包含选自下述元素中的1种或2种以上:

[0047] Cr:0.001～0.80％、

[0048] Mo:0.001～0.50％、

[0049] B:0.0001～0.0100％、

[0050] Ti:0.001～0.100％、

[0051] Nb:0.001～0.060％、

[0052] V:0.001～0.50％、

[0053] Ni:0.001～1.00％、

[0054] Cu:0.001～1.00％、

[0055] W:0.001～1.00％、

[0056] Sn:0.001～1.00％、

[0057] Sb:0.001～0.200％、

[0058] Ca:0.0001～0.0100％、

[0059] Mg:0.0001～0.0100％、

[0060] Zr:0.0001～0.0100％、及

[0061] REM:0.0001～0.0100％。

[0062] (3)根据上述(1)或(2)所述的钢板,其中,上述铁素体的平均晶体粒径为5.0～30.0μm,上述硬质相的平均晶体粒径为1.0～5.0μm。

[0063] (4)根据上述(1)～(3)中任一项所述的钢板,其中,上述硬质相由马氏体、贝氏体、回火马氏体及珠光体中的至少1种形成。

[0064] 发明效果

[0065] 根据本发明,能够提供具有改善的成形后外观的高强度钢板。

具体实施方式

[0066] <钢板>

[0067] 本发明的实施方式的钢板的特征在于,

[0068] 其化学组成以质量%计为:

[0069] C:0.040~0.100%、

[0070] Mn:1.00~2.50%、

[0071] Si:0.005~1.500%、

[0072] P:0.100%以下、

[0073] S:0.0200%以下、

[0074] Al:0.005~0.700%、

[0075] N:0.0150%以下、

[0076] O:0.0100%以下、

[0077] Cr:0~0.80%、

[0078] Mo:0~0.50%、

[0079] B:0~0.0100%、

[0080] Ti:0~0.100%、

[0081] Nb:0~0.060%、

[0082] V:0~0.50%、

[0083] Ni:0~1.00%、

[0084] Cu:0~1.00%、

[0085] W:0~1.00%、

[0086] Sn:0~1.00%、

[0087] Sb:0~0.200%、

[0088] Ca:0~0.0100%、

[0089] Mg:0~0.0100%、

[0090] Zr:0~0.0100%、

[0091] REM:0~0.0100%、以及

[0092] 剩余部分:Fe及杂质,下述式1所表示的指数A为1.10%以下,

[0093] 金属组织以面积%计为铁素体:70~95%及硬质相:5~30%,

[0094] 板厚1/2位置处的上述硬质相的轧制方向的最大连结长度为80μm以下,

[0095] 板厚1/4位置处的上述硬质相的轧制方向的最大连结长度为40μm以下。

[0096] $A=10[C]+0.3[Mn]-0.2[Si]-0.6[Al]-0.05[Cr]-0.2[Mo]$ 式1

[0097] 其中,[C]、[Mn]、[Si]、[Al]、[Cr]及[Mo]为各元素的含量[质量%],在不含有元素的情况下为0%。

[0098] 在车顶、车门等外板部件中,从避免在压制成形等时产生的被称为表面应变的表面缺陷的观点出发,大多情况下会使用屈服强度比较低的DP钢。然而,如之前叙述的那样,在由铁素体形成的软质相与以马氏体等作为主体的硬质相混合存在的DP钢的情况下,有可

能在压制成形等加工时容易引起软质相及其周边优先发生变形的不均匀变形,在成形后的钢板表面产生微小的凹凸,从而产生被称为鬼线的外观不良。更详细来说,在压制成形等加工时,由铁素体形成的软质相凹陷,另一方面,以马氏体等作为主体的硬质相没有凹陷或反而按照变凸的方式隆起地变形,从而导致以带状(条纹状)产生鬼线。因此,本发明的发明者们为了改善这样的成形后的外观不良,着眼于金属组织中的硬质相的形态来进行了研究。其结果是,本发明的发明者们发现:在DP钢那样的软质相与硬质相混合存在的钢板中,由于在金属组织中存在以条纹状连结的硬质相,从而鬼线的程度变得显著。进而,本发明的发明者们发现:通过降低这样的条纹状硬质相的生成而在金属组织中使硬质相更均匀地分散,从而能够充分地维持基于该硬质相的高强度,并且即使是在通过成形等而赋予了应变的情况下,也能够显著地抑制钢板表面中的微小凹凸的生成,由此能够显著地抑制鬼线的产生。

[0099] 更具体而言,本发明的发明者们发现,为了抑制与硬质相相关联的条纹状组织的生成,在将钢液凝固来铸造板坯的板坯铸造工序中,降低凝固时的Mn偏析是有效的,与此相关联,从中心偏析和显微偏析这2个观点出发对降低Mn偏析的方法进行了详细的研究。

[0100] 首先,本发明的发明者们认为,为了降低中心偏析,抑制板坯铸造时的钢液的流动是有效的,从而进行了各种研究。更详细来说,在凝固时,钢液当然从表面开始逐渐凝固,最后中心部凝固。在钢液凝固时,从液相中逐渐排出固相,因此在该阶段中Mn逐渐浓集至液相中。因此,如果在凝固时钢液流动,则这样的Mn的浓集部变得容易集中于最终凝固的中心部,其结果是,Mn的中心偏析变得显著。于是,本发明的发明者们发现:如与钢板的制造方法相关联地在后文详细说明的那样,通过适宜地控制凝固时的条件来抑制这样的钢液的流动,能够显著地抑制Mn的中心偏析,与此相关联地能够将最终得到的钢板的板厚1/2位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度控制为80μm以下。

[0101] 另一方面,本发明的发明者们认为,为了降低显微偏析,在凝固时促进Mn的扩散是有效的,从而进行了各种研究。为了促进Mn的扩散,制成Mn容易扩散的组织是有效的。因此,本发明的发明者们着眼于Mn的扩散速度快的δ相,为了使凝固模式成为δ凝固,通过实验调查了钢中的各元素中的与Mn的显微偏析相关的影响度。其结果是,本发明的发明者们发现:如果C及Mn含量变高,则在凝固时不会成为δ凝固,观察到Mn的扩散速度降低从而显微偏析增加的倾向,但关于Si、Al、Cr及Mo,如果它们的含量变高,则能够促进凝固时的Mn的扩散而降低显微偏析。更具体而言,本发明的发明者们发现:通过将由考虑了与显微偏析相关的影响度的系数和上述这些元素的含量所规定的指数A、即下述式1所表示的指数A控制为1.10%以下,能够显著地抑制Mn的显微偏析,与此相关联地能够将最终得到的钢板的板厚1/4位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度控制为40μm以下。

[0102] $A=10[C]+0.3[Mn]-0.2[Si]-0.6[Al]-0.05[Cr]-0.2[Mo]$ 式1

[0103] 其中,[C]、[Mn]、[Si]、[Al]、[Cr]及[Mo]为各元素的含量[质量%],在不含有元素的情况下为0%。

[0104] 根据本发明的实施方式的钢板,如上所述,通过显著降低Mn的中心偏析和显微偏析这两者,能够将钢板的板厚1/2位置及1/4位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度控制为规定的范围内,即在最终得到的钢板的金属组织中能够显著地抑制条纹状硬质相的生成而在金属组织整体中使硬质相更均匀地分散。因此,根据本发明的实施方式的钢板,能够充分维持基于硬质相的高强度,并且即使是在通过压制成形等成形而赋予了应变的情况

下,也能够显著地抑制钢板表面中的微小凹凸的生成,由此能够显著地抑制鬼线等外观不良的产生。因此,根据本发明的实施方式,能够提供具有改善的成形后外观的高强度钢板。

[0105] 以下,对本发明的实施方式的钢板更详细地进行说明。在以下的说明中,各元素的含量的单位即“%”只要没有特别说明,则是指“质量%”。此外,在本说明书中,表示数值范围的“~”在没有特别说明的情况下,以包含其前后记载的数值作为下限值及上限值的含义来使用。

[0106] [C:0.040~0.100%]

[0107] C是提高钢板强度的元素。为了充分得到这样的效果,C含量设定为0.040%以上。C含量也可以为0.045%以上、0.050%以上、0.055%以上或0.060%以上。另一方面,如果过度含有C,则有可能阻碍凝固时的Mn的扩散,无法充分抑制Mn的显微偏析。因此,C含量设定为0.100%以下。C含量也可以为0.095%以下、0.090%以下、0.080%以下或0.070%以下。

[0108] [Mn:1.00~2.50%]

[0109] Mn是提高钢的淬透性、有助于强度提高的元素。为了充分得到这样的效果,Mn含量设定为1.00%以上。Mn含量也可以为1.20%以上、1.30%以上、1.40%以上或1.50%以上。另一方面,如果过度含有Mn,则有可能阻碍凝固时的Mn的扩散,无法充分抑制Mn的显微偏析。因此,Mn含量设定为2.50%以下。Mn含量也可以为2.25%以下、2.10%以下、2.00%以下、1.85%以下或1.75%以下。

[0110] [Si:0.005~1.500%]

[0111] Si为钢的脱氧元素,是对于不损害钢板的延展性地提高强度而言有效的元素。此外,Si也是对于促进凝固时的Mn的扩散而降低Mn的显微偏析而言有效的元素。为了充分得到这些效果,Si含量设定为0.005%以上。Si含量也可以为0.010%以上、0.050%以上、0.100%以上或0.150%以上。另一方面,如果过度含有Si,则有可能氧化皮的剥离性降低从而产生表面缺陷。因此,Si含量设定为1.500%以下。Si含量也可以为1.400%以下、1.200%以下、1.000%以下、0.850%以下、低于0.600%、0.550%以下、0.500%以下或0.300%以下。

[0112] [P:0.100%以下]

[0113] P是在制造工序中混入的元素。P含量也可以为0%。然而,为了将P含量降低至低于0.0001%,精炼需要时间,导致生产率的降低。因此,P含量也可以为0.0001%以上、0.0005%以上、0.001%以上或0.005%以上。另一方面,如果过度含有P,则有可能钢板的韧性降低。因此,P含量设定为0.100%以下。P含量也可以为0.070%以下、0.060%以下、0.040%以下或0.020%以下。

[0114] [S:0.0200%以下]

[0115] S是在制造工序中混入的元素。S含量也可以为0%。然而,为了将S含量降低至低于0.0001%,精炼需要时间,导致生产率的降低。因此,S含量也可以为0.0001%以上、0.0005%以上或0.0010%以上。另一方面,如果过度含有S,则有可能形成Mn硫化物,使钢板的延展性、扩孔性、拉伸凸缘性和/或弯曲性等成形性降低。因此,S含量设定为0.0200%以下。S含量也可以为0.0100%以下、0.0060%以下或0.0040%以下。

[0116] [Al:0.005~0.700%]

[0117] Al是作为脱氧剂发挥功能的元素,是对于提高钢的强度而言有效的元素。此外,Al

也是对于促进凝固时的Mn的扩散而降低Mn的显微偏析而言有效的元素。为了充分得到这些效果,Al含量设定为0.005%以上。Al含量也可以为0.010%以上、0.020%以上或0.025%以上。另一方面,如果过度含有Al,则有可能铸造性恶化从而生产率降低。因此,Al含量设定为0.700%以下。Al含量也可以为0.600%以下、0.400%以下、0.300%以下、0.150%以下、0.100%以下或0.070%以下。

[0118] [N:0.0150%以下]

[0119] N是在制造工序中混入的元素。N含量也可以为0%。然而,为了将N含量降低至低于0.0001%,精炼需要时间,导致生产率的降低。因此,N含量也可以为0.0001%以上、0.0005%以上或0.0010%以上。另一方面,如果过度含有N,则有可能形成氮化物,钢板的延展性、扩孔性、拉伸凸缘性和/或弯曲性等成形性降低。因此,N含量设定为0.0150%以下。N含量也可以为0.0100%以下、0.0080%以下或0.0050%以下。

[0120] [O:0.0100%以下]

[0121] O是在制造工序中混入的元素。O含量也可以为0%。然而,为了将O含量降低至低于0.0001%,精炼需要时间,导致生产率的降低。因此,O含量也可以为0.0001%以上、0.0005%以上或0.0010%以上。另一方面,如果过度含有O,则有可能形成粗大的氧化物,钢板的延展性、扩孔性、拉伸凸缘性和/或弯曲性等成形性降低。因此,O含量设定为0.0100%以下。O含量也可以为0.0070%以下、0.0040%以下、0.0030%以下或0.0020%以下。

[0122] 本发明的实施方式的钢板的基本化学组成如上所述。进而,该钢板也可以根据需要而含有以下的任选元素中的1种或2种以上来代替剩余部分的Fe的一部分。以下,对这些任选元素进行详细说明。这些任选元素的含量的下限全部为0%。

[0123] [Cr:0~0.80%]

[0124] Cr是提高钢的淬透性、有助于钢板强度提高的元素。此外,Cr也是对于促进凝固时的Mn的扩散而降低Mn的显微偏析而言有效的元素。Cr含量也可以为0%,但为了得到这些效果,Cr含量优选为0.001%以上。Cr含量也可以为0.01%以上、0.10%以上、0.20%以上或0.30%以上。另一方面,如果过度含有Cr,则有可能形成成为破坏的起点的粗大的Cr碳化物。因此,Cr含量优选为0.80%以下。Cr含量也可以为0.70%以下、0.60%以下或0.50%以下。

[0125] [Mo:0~0.50%]

[0126] Mo是抑制高温下的相变、有助于钢板强度提高的元素。此外,Mo也是对于促进凝固时的Mn的扩散而降低Mn的显微偏析而言有效的元素。Mo含量也可以为0%,但为了得到这些效果,Mo含量优选为0.001%以上。Mo含量也可以为0.01%以上、0.05%以上或0.07%以上。另一方面,如果过度含有Mo,则有可能热加工性降低从而生产率降低。因此,Mo含量优选为0.50%以下。Mo含量也可以为0.40%以下、0.30%以下或0.20%以下。

[0127] [B:0~0.0100%]

[0128] B是抑制高温下的相变、有助于钢板强度提高的元素。B含量也可以为0%,但为了得到这样的效果,B含量优选为0.0001%以上。B含量也可以为0.0005%以上、0.0010%以上或0.0015%以上。另一方面,如果过度含有B,则有可能生成B析出物从而钢板的强度降低。因此,B含量优选为0.0100%以下。B含量也可以为0.0080%以下、0.0060%以下或0.0030%以下。

[0129] [Ti:0～0.100%]

[0130] Ti是具有降低产生作为破坏的起点而起作用的粗大夹杂物的S、N及O量的效果的元素。此外,Ti具有将组织微细化、提高钢板的强度-成形性平衡的效果。Ti含量也可以为0%,但为了得到这些效果,Ti含量优选为0.001%以上。Ti含量也可以为0.005%以上、0.007%以上或0.010%以上。另一方面,如果过度含有Ti,则有可能形成粗大的Ti硫化物、Ti氮化物和/或Ti氧化物从而钢板的成形性降低。因此,Ti含量优选为0.100%以下。Ti含量也可以为0.080%以下、0.060%以下、0.050%以下或0.030%以下。

[0131] [Nb:0～0.060%]

[0132] Nb是通过由析出物带来的强化、由铁素体晶粒的生长抑制带来的细粒化强化和/或由再结晶的抑制带来的位错强化而有助于钢板强度提高的元素。Nb含量也可以为0%,但为了得到这些效果,Nb含量优选为0.001%以上。Nb含量也可以为0.005%以上、0.007%以上或0.010%以上。另一方面,如果过度含有Nb,则有可能未再结晶铁素体增加从而钢板的成形性降低。因此,Nb含量优选为0.060%以下。Nb含量也可以为0.050%以下、0.040%以下或0.030%以下。

[0133] [V:0～0.50%]

[0134] V是通过由析出物带来的强化、由铁素体晶粒的生长抑制带来的细粒化强化和/或由再结晶的抑制带来的位错强化而有助于钢板强度提高的元素。V含量也可以为0%,但为了得到这些效果,V含量优选为0.001%以上。V含量也可以为0.005%以上、0.01%以上或0.02%以上。另一方面,如果过度含有V,则有可能碳氮化物大量地析出从而钢板的成形性降低。因此,V含量优选为0.50%以下。V含量也可以为0.40%以下、0.20%以下或0.10%以下。

[0135] [Ni:0～1.00%]

[0136] Ni是抑制高温下的相变、有助于钢板强度提高的元素。Ni含量也可以为0%,但为了得到这样的效果,Ni含量优选为0.001%以上。Ni含量也可以为0.01%以上、0.03%以上或0.05%以上。另一方面,如果过度含有Ni,则有可能钢板的焊接性降低。因此,Ni含量优选为1.00%以下。Ni含量也可以为0.60%以下、0.40%以下或0.20%以下。

[0137] [Cu:0～1.00%]

[0138] Cu是以微细粒子的形态存在于钢中、有助于钢板强度提高的元素。Cu含量也可以为0%,但为了得到这样的效果,Cu含量优选为0.001%以上。Cu含量也可以为0.01%以上、0.03%以上或0.05%以上。另一方面,如果过度含有Cu,则有可能钢板的焊接性降低。因此,Cu含量优选为1.00%以下。Cu含量也可以为0.60%以下、0.40%以下或0.20%以下。

[0139] [W:0～1.00%]

[0140] W是抑制高温下的相变、有助于钢板强度提高的元素。W含量也可以为0%,但为了得到这样的效果,W含量优选为0.001%以上。W含量也可以为0.01%以上、0.02%以上或0.10%以上。另一方面,如果过度含有W,则有可能热加工性降低从而生产率降低。因此,W含量优选为1.00%以下。W含量也可以为0.80%以下、0.50%以下、0.20%以下或0.15%以下。

[0141] [Sn:0～1.00%]

[0142] Sn是抑制晶粒的粗大化、有助于钢板强度提高的元素。Sn含量也可以为0%,但为了得到这样的效果,Sn含量优选为0.001%以上。Sn含量也可以为0.01%以上、0.05%以上

或0.08％以上。另一方面,如果过度含有Sn,则有可能引起钢板的脆化。因此,Sn含量优选为1.00％以下。Sn含量也可以为0.80％以下、0.50％以下、0.20％以下或0.15％以下。

[0143] [Sb:0～0.200％]

[0144] Sb是抑制晶粒的粗大化、有助于钢板强度提高的元素。Sb含量也可以为0％,但为了得到这样的效果,Sb含量优选为0.001％以上。Sb含量也可以为0.003％以上、0.005％以上或0.010％以上。另一方面,如果过度含有Sb,则有可能引起钢板的脆化。因此,Sb含量优选为0.200％以下。Sb含量也可以为0.150％以下、0.100％以下、0.050％以下或0.020％以下。

[0145] [Ca:0～0.0100％]

[0146] [Mg:0～0.0100％]

[0147] [Zr:0～0.0100％]

[0148] [REM:0～0.0100％]

[0149] Ca、Mg、Zr及REM是有助于钢板成形性提高的元素。Ca、Mg、Zr及REM含量也可以为0％,但为了得到这样的效果,Ca、Mg、Zr及REM含量分别优选为0.0001％以上,也可以为0.0005％以上、0.0010％以上或0.0015％以上。另一方面,如果过度含有这些元素,则有可能钢板的延展性降低。因此,Ca、Mg、Zr及REM含量分别优选为0.0100％以下,也可以为0.0080％以下、0.0060％以下、0.0030％以下或0.0020％以下。本说明书中的REM是指原子序数21号的钪(Sc)、原子序数39号的钇(Y)及镧系元素即原子序数57号的镧(La)～原子序数71号的镥(Lu)这17种元素的总称,REM含量为这些元素的合计含量。

[0150] 在本发明的实施方式的钢板中,上述的元素以外的剩余部分由Fe及杂质构成。所谓杂质是指在工业上制造钢板时由于以矿石、废料等那样的原料为代表的制造工序的各种要因而混入的成分等。作为杂质,例如可列举出H、Na、Cl、Co、Zn、Ga、Ge、As、Se、Y、Tc、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Te、Cs、Ta、Re、Os、Ir、Pt、Au、Pb、Bi及Po。杂质也可以合计包含0.100％以下。

[0151] [指数A:1.10％以下]

[0152] 本发明的实施方式的钢板的化学组成需要使下述式1所表示的指数A为1.10％以下。

[0153] A＝10[C]+0.3[Mn]-0.2[Si]-0.6[Al]-0.05[Cr]-0.2[Mo] 式1

[0154] 其中,[C]、[Mn]、[Si]、[Al]、[Cr]及[Mo]为各元素的含量[质量％],在不含有元素的情况下为0％。如之前说明的那样,就本发明的实施方式的钢板而言,在改善成形后的外观的方面降低Mn的显微偏析是极为重要的。为了降低Mn的显微偏析,在由钢液来铸造板坯时促进Mn的扩散是有效的。通过按照使上述的指数A成为1.10％以下的方式控制钢板的化学组成,从而能够使铸造板坯时的凝固模式成为δ凝固而促进Mn的扩散。其结果是,能够显著地抑制Mn的显微偏析,与此相关联地能够降低在最终得到的钢板的金属组织中以条纹状连结的硬质相,更具体而言能够将板厚1/4位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度控制为40μm以下。指数A也可以为1.08％以下、1.05％以下、1.03％以下、1.00％以下、0.98％以下或0.95％以下。指数A的下限没有特别限定,但例如指数A也可以为0.65％以上、0.70％以上、0.75％以上、0.80％以上、0.85％以上、0.88％以上或0.90％以上。

[0155] 钢板的化学组成只要通过一般的分析方法进行测定即可。例如,钢板的化学组成只要使用电感耦合等离子体发光分光分析(ICP-AES:Inductively Coupled Plasma-

Atomic Emission Spectrometry)进行测定即可。C及S使用燃烧-红外线吸收法进行测定即可,N使用不活泼气体熔融-热导率法进行测定即可,O使用不活泼气体熔融-非分散型红外线吸收法进行测定即可。

[0156] [铁素体:70～95%及硬质相:5～30%]

[0157] 钢板的金属组织以面积%计由铁素体:70～95%及硬质相:5～30%形成,更具体而言仅由铁素体:70～95%及硬质相:5～30%构成。通过将钢板的金属组织制成这样的复合组织,能够将钢板的强度维持在适宜的范围内,更具体而言达成500MPa以上的抗拉强度,并且提高成形后的外观。从进一步提高钢板强度的观点出发,硬质相的面积分率也可以为7%以上、10%以上或12%以上。同样地,铁素体的面积分率也可以为93%以下、90%以下或88%以下。另一方面,从进一步提高成形后的外观的观点出发,硬质相的面积分率也可以为28%以下、26%以下、23%以下、20%以下、18%以下、16%以下或14%以下。同样地,铁素体的面积分率也可以为72%以上、74%以上、77%以上、80%以上、82%以上、84%以上或86%以上。

[0158] 在本发明的实施方式的钢板中,硬质相是指比铁素体更硬的组织,例如包含马氏体、贝氏体、回火马氏体及珠光体中的至少1种或由它们中的至少1种形成,特别是,为马氏体、贝氏体、回火马氏体及珠光体中的至少1种。从钢板的强度提高的观点出发,硬质相优选由马氏体、贝氏体及回火马氏体中的至少1种形成或为它们中的至少1种,更优选由马氏体形成或为马氏体。在本发明的实施方式中,在钢板的金属组织中,残留奥氏体优选少,具体而言,残留奥氏体优选以面积%计为低于1%或低于0.5%,更优选为0%。

[0159] [金属组织的鉴定及面积分率的算出]

[0160] 金属组织的鉴定及面积分率的算出如以下那样操作来进行。首先,从所得到的钢板的板宽W的W/4位置或3W/4位置(即,距离钢板的任一宽度方向端部在宽度方向上为W/4的位置)处采集金属组织(显微组织)观察用的试样(尺寸大概为轧制方向上20mm×宽度方向上20mm×钢板的厚度)。接着,使用光学显微镜,进行距离表面为板厚1/2厚处的金属组织(显微组织)的观察,算出从钢板的表面(在存在镀层的情况下为除镀层以外的表面)至板厚1/2厚为止的硬质相的面积分率。作为试样的调整,将轧制直角方向的板厚截面作为观察面来进行研磨,利用Lepera试剂进行蚀刻。接着,根据倍率为500倍或1000倍的光学显微镜照片将“显微组织”进行分类。如果在Lepera腐蚀后进行光学显微镜观察,则各组织被颜色区分地观察到,例如贝氏体及珠光体被观察为黑色、马氏体(包含回火马氏体)被观察为白色、铁素体被观察为灰色,因此能够容易地进行铁素体与除其以外的硬质组织的判别。在光学显微镜照片中,表示铁素体的灰色以外的区域为硬质相。

[0161] 在利用Lepera试剂进行蚀刻后的钢板的从表面至板厚方向上为板厚1/2位置为止的区域中以500倍或1000倍的倍率进行10个视场观察,使用Adobe公司制“Photoshop CS5”的图像解析软件进行图像解析,求出硬质相的面积分率。作为图像解析方法,例如由图像中取得图像的最大亮度值L_{max}和最小亮度值L_{min},将具有亮度从$L_{max}-0.3(L_{max}-L_{min})$至$L_{max}$为止的像素的部分定义为白色区域,将具有从$L_{min}$至$L_{min}+0.3(L_{max}-L_{min})$的像素的部分定义为黑色区域,将除其以外的部分定义为灰色区域,算出灰色区域以外的区域即硬质相的面积分率。对于合计10个部位的观察视场,与上述同样地进行图像解析来测定硬质相的面积分率,将这些面积分率进行平均来算出平均值。将该平均值作为硬质相的面积分率,将剩余部分

作为铁素体的面积分率。需要说明的是,观察面积设定为板厚方向为150μm、轧制方向为250μm(该情况下的观察面积为150×250=37500μm^2)。

[0162] 需要说明的是,在需要测定残留奥氏体的面积分率的情况下,通过针对上述观察面而进行的X射线衍射,能够测定残留奥氏体的面积分率。具体而言,使用Co-Kα射线,求出板厚方向1/4位置的α(110)、α(200)、α(211)、γ(111)、γ(200)、γ(220)的合计6个峰的积分强度,使用强度平均法来算出残留奥氏体的体积分率,将所得到的残留奥氏体的体积分率作为残留奥氏体的面积分率。

[0163] [板厚1/2位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度:80μm以下]

[0164] 在本发明的实施方式中,钢板的板厚1/2位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度为80μm以下。通过将在钢板的板厚1/2位置处以条纹状连结的硬质相限制在这样的范围内,能够抑制因Mn的中心偏析而引起的钢板的板厚中心部处的条纹状硬质相的生成,特别是能够显著地改善该板厚中心部处的鬼线等成形后外观不良。从改善成形后外观不良的观点出发,钢板的板厚1/2位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度越短越好,例如也可以为75μm以下、70μm以下、65μm以下或60μm以下。下限没有特别限定,但例如钢板的板厚1/2位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度也可以为10μm以上或20μm以上。

[0165] [板厚1/4位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度:40μm以下]

[0166] 在本发明的实施方式中,钢板的板厚1/4位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度为40μm以下。通过将在钢板的板厚1/4位置处以条纹状连结的硬质相限制在这样的范围内,能够抑制因Mn的显微偏析而引起的钢板的金属组织中的条纹状硬质相的生成,能够显著地改善在包含钢板的板厚中心部在内的厚度方向的全部区域中因Mn的显微偏析而引起的鬼线等成形后外观不良。从改善成形后外观不良的观点出发,钢板的板厚1/4位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度越短越好,例如也可以为36μm以下、32μm以下、28μm以下或26μm以下。下限没有特别限定,但例如钢板的板厚1/4位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度也可以为5μm以上或8μm以上。Mn的显微偏析与钢板的板厚方向上的全部区域相关联,但在本发明的实施方式中,通过代表性地观察及控制钢板的板厚1/4位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度,从而对Mn的显微偏析进行评价及抑制。

[0167] [板厚1/2及1/4位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度的测定]

[0168] 板厚1/2位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度的测定如以下那样操作来进行。首先,将与钢板的板厚方向及轧制方向平行的、且钢板中的宽度方向中央的截面作为观察面来进行研磨,在利用Lepera试剂进行蚀刻后,对以距离钢板表面为1/2厚的位置作为中心的板厚方向上为100μm的区域、且在轧制方向上为约800μm的观察范围(连结硬质相观察范围)利用光学显微镜进行观察(该情况下的观察面积成为100μm×约800μm=约80000μm^2)。轧制方向上的连结硬质相观察范围的长度可以为低于800μm,也可以为超过800μm。但是,轧制方向上的连结硬质相观察范围的长度的下限设定为600μm,其上限设定为1000μm(其下限的情况下的观察面积成为100μm×600μm=60000μm^2)。接着,在连结硬质相观察范围内,通过图像处理来抽出具有在轧制方向上连结的长度的硬质相。其中,“连结的”是指硬质相的晶体晶界相接触。接着,将所抽出的硬质相中的轧制方向的连结长度最长者确定为“板厚1/2位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度”。关于板厚1/4位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度,除了将“以距离钢板表面为1/2厚的位置作为中心的板厚方向上为

100μm的区域”变更为“以距离钢板表面为1/4厚的位置作为中心的板厚方向上为100μm的区域”以外,与板厚1/2位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度的测定的情况同样地进行测定,然后进行确定。

[0169] [铁素体的平均晶体粒径:5.0～30.0μm]

[0170] 根据本发明的优选的实施方式,金属组织中的铁素体的平均晶体粒径为5.0～30.0μm。除了降低Mn的中心偏析及显微偏析以外,还通过将铁素体的平均晶体粒径控制在这样的微细的范围内,能够进一步提高钢板的外观、特别是成形后的外观。铁素体的平均晶体粒径也可以为7.0μm以上、8.0μm以上、9.0μm以上或10.0μm以上。同样地,铁素体的平均晶体粒径也可以为27.0μm以下、25.0μm以下、20.0μm以下、16.0μm以下、14.0μm以下或12.0μm以下。

[0171] 钢板中的铁素体的平均晶体粒径如以下那样操作来确定。首先,在利用Lepera试剂进行蚀刻后的钢板的从表面至板厚方向上为板厚1/2位置为止的区域中以500倍或1000倍的倍率进行10个视场观察,使用Adobe公司制“Photoshop CS5”的图像解析软件进行图像解析,分别算出各视场中的铁素体的面积分率及铁素体的粒子数。接着,将10个视场中的铁素体的面积分率及铁素体的粒子数分别进行合计,并将铁素体的合计面积分率除以铁素体的合计粒子数,从而算出每个铁素体粒子的平均面积分率。由该平均面积分率和粒子数算出当量圆直径,将所得到的当量圆直径确定为铁素体的平均晶体粒径。需要说明的是,观察面积设定为板厚方向为150μm、轧制方向为250μm(该情况下的观察面积为150×250＝37500μm^2)。

[0172] [硬质相的平均晶体粒径:1.0～5.0μm]

[0173] 根据本发明的优选的实施方式,金属组织中的硬质相的平均晶体粒径为1.0～5.0μm。除了降低Mn的中心偏析及显微偏析以外,还通过将硬质相的平均晶体粒径控制在这样的微细的范围内,能够进一步提高钢板的外观、特别是成形后的外观。硬质相的平均晶体粒径也可以为1.2μm以上、1.5μm以上、1.7μm以上或2.0μm以上。同样地,硬质相的平均晶体粒径也可以为4.7μm以下、4.5μm以下、4.2μm以下、4.0μm以下、3.8μm以下、3.6μm以下或3.4μm以下。

[0174] 硬质相的平均晶体粒径如以下那样操作来确定。首先,在利用Lepera试剂进行蚀刻后的钢板的从表面至板厚方向上为板厚1/2位置为止的区域中以500倍或1000倍的倍率进行10个视场观察,使用Adobe公司制“Photoshop CS5”的图像解析软件进行图像解析,分别算出各视场中的硬质相的面积分率及硬质相的粒子数。接着,将10个视场中的硬质相的面积分率及硬质相的粒子数分别进行合计,通过将硬质相的合计面积分率除以硬质相的合计粒子数,从而算出每个硬质相粒子的平均面积分率。由该平均面积分率和粒子数算出当量圆直径,将所得到的当量圆直径确定为硬质相的平均晶体粒径。需要说明的是,观察面积设定为板厚方向为150μm、轧制方向为250μm(该情况下的观察面积为150×250＝37500μm^2)。

[0175] [板厚]

[0176] 本发明的实施方式的钢板没有特别限定,但例如具有0.1～2.0mm的板厚。具有这样的板厚的钢板在作为车门、发动机罩等盖物构件的原材料使用的情况下是适宜的。板厚也可以为0.2mm以上、0.3mm以上、0.4mm以上。同样地,板厚也可以为1.8mm以下、1.5mm以下、

1.2mm以下或1.0mm以下。例如,通过将板厚设定为0.2mm以上,变得容易将成形品形状维持为平坦,能够得到尺寸精度及形状精度提高这样追加的效果。另一方面,通过将板厚设定为1.0mm以下,构件的轻量化效果变得显著。钢板的板厚通过千分尺来测定。

[0177] [镀覆]

[0178] 本发明的实施方式的钢板为冷轧钢板,但以耐蚀性的提高等作为目的,也可以在表面进一步包含镀层。镀层可以为热浸镀层及电镀层中的任一者。即,本发明的实施方式的钢板也可以为在其表面具有热浸镀层或电镀层的冷轧钢板。热浸镀层例如包含热浸镀锌层(GI)、合金化热浸镀锌层(GA)、热浸镀铝层、热浸镀Zn-Al合金层、热浸镀Zn-Al-Mg合金层、热浸镀Zn-Al-Mg-Si合金层等。电镀层例如包含电镀锌层(EG)、电镀Zn-Ni合金层等。优选镀层为热浸镀锌层、合金化热浸镀锌层或电镀锌层。镀层的附着量没有特别限制,可以为一般的附着量。

[0179] [机械特性]

[0180] 根据具有上述的化学组成及金属组织的钢板,能够达成高的抗拉强度、具体而言为500MPa以上的抗拉强度。抗拉强度优选为540MPa以上,更优选为570MPa以上或600MPa以上。上限没有特别限定,但例如抗拉强度也可以为980MPa以下、850MPa以下、750MPa以下、700MPa以下或650MPa以下。通过将抗拉强度设定为850MPa以下,具有容易确保将钢板进行压制加工时的成形性的优点。抗拉强度通过下述方式来测定:从钢板中采集以与轧制方向成直角的方向作为试验方向的JIS Z2241:2011的5号拉伸试验片,依据JIS Z2241:2011进行拉伸试验。

[0181] 本发明的实施方式的钢板尽管具有高强度、具体而言为500MPa以上的抗拉强度,但即使是在压制加工等成形后也能够维持优异的外观。因此,本发明的实施方式的钢板例如对于作为在汽车中要求高的图案设计性的车顶、发动机罩、汽车挡泥板及车门等外板部件来使用而言是非常有用的。

[0182] <钢板的制造方法>

[0183] 接下来,对本发明的实施方式的钢板的优选的制造方法进行说明。以下的说明旨在例示用于制造本发明的实施方式的钢板的特征性方法,并不意图将该钢板限定为通过以下说明的那样的制造方法而制造的钢板。

[0184] 本发明的实施方式的钢板的制造方法的特征在于,其包含下述铸造工序:将具有与钢板相关联地在上文说明的化学组成的板坯进行铸造,并包含使用在板坯的搬送方向上具备相邻的多个压下辊、且相邻的压下辊的辊间距为290mm以下的连续铸造机实施轻压下。

[0185] [铸造工序]

[0186] 就本发明的实施方式的钢板而言,如之前叙述的那样,降低Mn的中心偏析及显微偏析是极为重要的。关于Mn的显微偏析,通过按照使下述式1所表示的指数A成为1.10%以下的方式控制钢板的化学组成,能够使铸造板坯时的凝固模式成为δ凝固而促进Mn的扩散。因此,通过适宜地控制板坯的化学组成,能够可靠地降低Mn的显微偏析。

[0187] $A=10[C]+0.3[Mn]-0.2[Si]-0.6[Al]-0.05[Cr]-0.2[Mo]$ 式1

[0188] 其中,[C]、[Mn]、[Si]、[Al]、[Cr]及[Mo]为各元素的含量[质量%],在不含有元素的情况下为0%。

[0189] 另一方面,据认为:为了降低Mn的中心偏析,抑制板坯铸造时的钢液的流动是有效

的。如之前叙述的那样,在凝固时,钢液从表面开始逐渐凝固,最后中心部凝固,但在钢液凝固时,从液相中逐渐排出固相,因此在该阶段中Mn逐渐浓集至液相中。因此,如果在凝固时钢液流动,则这样的Mn的浓集部变得容易集中于最终凝固的中心部,其结果是,Mn的中心偏析变得显著。由于无法变更最后中心部凝固的凝固工艺本身,因此抑制Mn向中心部的浓集从而降低中心偏析这一事项一般是非常难的。

[0190] 与此相对,本制造方法通过在铸造工序中使用由具有290mm以下、优选280mm以下的比较短的辊间距的多个压下辊构成的连续铸造机来实施轻压下,从而能够显著地抑制凝固时的钢液的流动,由此能够降低Mn向这样的中心部的浓集。因此,通过实施包含290mm以下的辊间距和轻压下的组合的铸造工序,能够将最终得到的钢板的板厚1/2位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度可靠地控制为80μm以下。然而,在不满足290mm以下的辊间距和轻压下这两个必要条件中的即使1个的情况下,都无法达成板厚1/2位置处的这样的硬质相的最大连结长度。因此,在该铸造工序中,满足290mm以下的辊间距和轻压下这两个必要条件是极为重要的。本制造方法中,所谓轻压下是指每1m铸造前进方向具有0.6mm以上的压下梯度的压下。

[0191] [其他的工序]

[0192] 本制造方法除了上述的铸造工序以外,还可以包含热轧工序、冷轧工序、退火工序及冷却工序。进而,本制造方法也可以任选包含镀覆工序。上述这些工序没有特别限定,只要按照可得到与钢板相关联地在上文说明的以规定的面积分率包含铁素体和硬质相的金属组织的方式适宜选择任意的适宜的条件来实施即可。以下,对于各工序,对优选的条件进行简单说明。

[0193] [热轧工序]

[0194] 在热轧之前,优选将板坯加热至1100℃以上。通过将加热温度设定为1100℃以上,从而在热轧中轧制反作用力不会变得过大,能够容易得到作为目标的制品厚度。加热温度的上限没有特别限定,但从经济上的观点出发,加热温度优选设定为低于1300℃。在热轧工序中,加热后的板坯接下来被实施粗轧及精轧,所得到的热轧钢板在例如450~650℃的卷取温度下进行卷取。精轧结束温度优选设定为950℃以下。通过将精轧结束温度设定为950℃以下,能够减小热轧钢板及最终制品的平均晶体粒径,能够确保充分的屈服强度并确保成形后的高的表面品位。此外,通过将卷取温度设定为450~650℃,能够减小平均晶体粒径,并且抑制氧化皮的生长。

[0195] [冷轧工序]

[0196] 所得到的热轧钢板为了除去氧化皮而适宜地实施酸洗处理,接下来被供于冷轧工序。在冷轧工序中,例如优选按照使累积压下率成为50~90%的方式对热轧钢板实施冷轧。通过将累积压下率控制为这样的范围,能够确保所期望的板厚,进而充分确保板宽方向的材质的均匀性,并且防止轧制载荷变得过大从而轧制变得困难。

[0197] [退火工序]

[0198] 在退火工序中,优选进行将冷轧钢板加热至750~900℃的均热温度并进行保持的退火处理。通过将均热温度设定为750℃以上,能够充分进行铁素体的再结晶以及从铁素体向奥氏体的逆相变,在最终制品中能够得到所期望的金属组织。另一方面,通过将均热温度设定为900℃以下,能够将晶粒致密化从而得到充分的强度。

[0199] [冷却工序]

[0200] 退火工序后的冷轧钢板在接下来的冷却工序中被冷却。在冷却工序中,优选按照从均热温度起的平均冷却速度成为5～50℃/秒的方式进行冷却。通过将平均冷却速度设定为5℃/秒以上,能够抑制向铁素体的过度相变,并且增多马氏体等硬质相的生成量从而得到所期望的强度。此外,通过将平均冷却速度设定为50℃/秒以下,能够在宽度方向上将钢板更均匀地冷却。

[0201] [镀覆工序]

[0202] 以耐蚀性提高等作为目的,也可以根据需要对所得到的冷轧钢板的表面实施镀覆处理。镀覆处理可以为热浸镀、合金化热浸镀、电镀等处理。例如,作为镀覆处理,可以对钢板进行热浸镀锌处理,也可以在热浸镀锌处理后进行合金化处理。镀覆处理及合金化处理的具体条件没有特别限定,可以为本领域技术人员所公知的任意的适宜的条件。例如,合金化温度也可以为450～600℃。

[0203] 以下,通过实施例对本发明更详细地进行说明,但本发明不受这些实施例的任何限定。

[0204] 实施例

[0205] 在以下的实施例中,在各种条件下制造本发明的实施方式的钢板,对所得到的钢板的抗拉强度及成形后外观的特性进行了调查。

[0206] 首先,使用具备以规定的辊间距排列的多个压下辊的连续铸造机,通过连续铸造法来铸造具有表1中所示的化学组成并且厚度为200～300mm的板坯。表1中所示的成分以外的剩余部分为Fe及杂质。在各例子中,将满足铸造条件(I):有轻压下及铸造条件(II):辊间距为290mm以下的情况(OK)和不满足的情况(NG)分别示于表2中。具体而言,在铸造条件(I)为OK的例子中,进行每1m铸造前进方向具有0.7mm以上的压下梯度的压下,另一方面,将没有进行这样的轻压下的例子设定为NG。此外,在铸造条件(II)为OK的例子中,辊间距设定为270mm,另一方面,在铸造条件(II)为NG的例子中,辊间距设定为360mm来进行铸造。

[0207] 接着,对于所得到的板坯,实施热轧工序(加热温度为1200℃、精轧结束温度为900℃及卷取温度为550℃)、冷轧工序(累积压下率为80％)、退火工序(均热温度为800℃)以及冷却工序(平均冷却速度为10℃/秒),制造板厚为0.4mm的冷轧钢板。对所得到的冷轧钢板的表面适宜地实施镀覆处理,形成热浸镀锌层(GI)、合金化热浸镀锌层(GA)或电镀锌层(EG)。此外,对从所制造的冷轧钢板中采集的试样分析化学组成,结果与表1中所示的板坯的化学组成没有变化。

[0208]

表1

钢	化学组成（质量%）剩余部分：Fe及杂质													指数A
	C	Mn	Si	P	S	Al	N	O	Cr	Mo	B	Ti	其他	
A	0.052	1.84	0.356	0.016	0.0018	0.031	0.0035	0.0009						0.98
B	0.050	1.71	0.098	0.017	0.0021	0.026	0.0038	0.0013	0.49	0.07	0.0018	0.010		0.94
C	0.061	1.75	0.010	0.036	0.0026	0.310	0.0045	0.0010	0.40	0.07	0.0020	0.012		0.91
D	0.059	1.72	0.013	0.020	0.0017	0.302	0.0035	0.0019	0.36	0.07	0.0015		Nb:0.011, Sb:0.005	0.89
E	0.076	1.86	0.282	0.018	0.0016	0.357	0.0039	0.0015	0.46	0.11	0.0018	0.021		1.00
F	0.060	1.65	0.115	0.025	0.0020	0.034	0.0031	0.0009	0.28	0.07			V:0.02, REM:0.0017	1.02
G	0.060	1.75	0.010	0.020	0.0021	0.035	0.0044	0.0009	0.58		0.0019	0.011	W:0.02, Cu:0.05	1.07
H	0.047	2.01	0.011	0.031	0.0013	0.105	0.0048	0.0019						1.01
I	0.072	1.80	0.012	0.022	0.0017	0.300	0.0035	0.0015	0.42	0.07			Ni:0.05, Sn:0.08	1.04
J	0.060	1.72	0.152	0.020	0.0028	0.054	0.0042	0.0015	0.55	0.07	0.0020	0.011	Zr:0.0015, REM:0.0020	1.01
K	0.060	1.70	0.152	0.015	0.0021	0.051	0.0038	0.0015	0.53	0.07	0.0017	0.010	Mg:0.0034	1.01
L	0.062	1.73	0.153	0.018	0.0024	0.057	0.0035	0.0015	0.55	0.07			Ca:0.0018	1.03
M	0.075	1.88	0.401	0.020	0.0014	0.296	0.0035	0.0012	0.25	0.06				1.03
N	0.078	2.05	0.450	0.019	0.0020	0.054	0.0036	0.0013						1.27
O	0.093	1.71	0.105	0.020	0.0033	0.030	0.0033	0.0015					Nb:0.020	1.40
P	0.110	1.31	0.010	0.020	0.0028	0.034	0.0035	0.0015	0.40	0.10				1.43
Q	0.061	2.61	0.102	0.016	0.0026	0.033	0.0030	0.0014		0.07	0.0015	0.020		1.34
R	0.118	2.04	0.165	0.015	0.0031	0.046	0.0041	0.0011	0.25			0.026		1.72
S	0.035	1.81	0.105	0.015	0.0029	0.030	0.0033	0.0015	0.13					0.85
T	0.062	1.45	0.106	0.007	0.0049	0.115	0.0019	0.0021		0.22			V:0.16	0.92
U	0.051	1.81	0.021	0.062	0.0008	0.612	0.0012	0.0008	0.15		0.0011	0.008		0.67
V	0.046	1.15	0.154	0.008	0.0015	0.016	0.0024	0.0024		0.41		0.014		0.68
W	0.059	1.36	0.064	0.015	0.0020	0.039	0.0055	0.0016	0.18	0.14		0.052		0.92
X	0.050	1.68	0.827	0.009	0.0031	0.156	0.0014	0.0014			0.0018	0.023		0.75
Y	0.082	1.20	0.343	0.014	0.0012	0.207	0.0010	0.0011	0.22	0.06	0.0025		Nb:0.041	0.96
Z	0.053	1.53	0.122	0.020	0.0016	0.052	0.0029	0.0018				0.015	Cu:0.32、Ni:0.14	0.93

下划线表示为本发明的范围外。

[0209]

表2

钢板No.	钢	铸造条件		金属组织						特性		备注
		（I）	（II）	铁素体面积分率（%）	硬质相面积分率（%）	铁素体平均晶体粒径（μm）	硬质相平均晶体粒径（μm）	1/2t处的硬质相最大连结长度（μm）	1/4t处的硬质相最大连结长度（μm）	镀覆种	抗拉强度（MPa）	成型后外观	
1	A	OK	OK	93	7	18.4	4.3	40	10	GA	554	2	本发明例
2	B	OK	OK	90	10	10.4	3.1	53	26	GA	596	3	本发明例
3	C	OK	OK	88	12	9.2	2.5	55	30	GA	608	3	本发明例
4	C	NG	OK	89	11	9.6	2.4	86	25	GA	604	4	比较例
5	C	NG	NG	89	11	9.3	2.5	105	28	GA	610	5	比较例
6	D	OK	OK	88	12	8.8	2.4	58	26	GI	621	3	本发明例
7	E	OK	OK	85	15	9.0	2.6	70	24	GA	655	3	本发明例
8	F	OK	OK	90	10	10.5	3.3	72	20	无	615	3	本发明例
9	G	OK	OK	87	13	8.9	2.6	59	18	EG	606	3	本发明例
10	H	OK	OK	92	8	15.3	3.9	41	13	GA	578	2	本发明例
11	H	OK	NG	91	9	14.2	3.2	86	18	GA	570	4	比较例
12	H	NG	NG	92	8	14.0	3.4	100	20	GA	582	5	比较例
13	I	OK	OK	82	18	11.3	3.4	48	32	GA	662	3	本发明例
14	J	OK	OK	88	12	8.6	2.2	50	25	GA	625	3	本发明例
15	K	OK	OK	89	11	8.3	2.5	58	20	GI	613	3	本发明例
16	L	OK	OK	88	12	9.9	2.9	60	18	GA	609	3	本发明例
17	L	NG	NG	89	11	10.2	3.0	118	20	GA	606	5	比较例
18	M	OK	OK	74	26	8.4	2.4	72	36	GA	792	3	本发明例
19	N	OK	OK	87	13	13.5	3.6	63	48	GA	643	4	比较例
20	O	OK	OK	80	20	9.1	2.9	71	54	GI	710	5	比较例
21	P	OK	OK	88	12	12.3	3.4	68	50	GA	611	5	比较例
22	Q	OK	OK	83	17	10.1	3.1	58	44	GA	675	5	比较例
23	R	OK	OK	65	35	8.9	2.4	78	65	GA	886	5	比较例
24	S	OK	OK	97	3	20.1	4.8	45	8	无	475	2	比较例
25	T	OK	OK	91	9	16.8	3.9	50	21	GA	574	3	本发明例
26	U	OK	OK	90	10	10.1	3.0	61	11	GI	609	3	本发明例
27	V	OK	OK	93	7	9.9	3.1	44	10	GA	549	2	本发明例
28	W	OK	OK	89	11	8.0	2.0	65	24	GA	618	3	本发明例
29	X	OK	OK	88	12	8.8	2.6	52	16	GA	629	3	本发明例
30	Y	OK	OK	89	11	7.5	1.9	58	26	EG	620	3	本发明例
31	Z	OK	OK	90	10	9.2	2.8	40	20	GA	601	2	本发明例

下划线表示为本发明的范围外或特性不优选。

[0210] 所得到的钢板的特性通过以下的方法进行测定及评价。

[0211] [抗拉强度]

[0212] 抗拉强度通过下述方式来测定:从钢板中采集以与轧制方向成直角的方向作为试验方向的JIS Z2241:2011的5号拉伸试验片,依据JIS Z2241:2011进行拉伸试验。

[0213] [成形后外观]

[0214] 成形后外观通过在成形后的车门外部的表面所产生的鬼线的程度来评价。对压制

成形后的表面进行磨具打磨,将产生于表面的数mm级间隔的条纹花纹判断为鬼线,根据条纹花纹的产生程度以1～5进行评分标注。通过目视对100mm×100mm的任意区域进行确认,将完全没有确认到条纹花纹的情况设定为“1”,将条纹花纹的最大长度为20mm以下的情况设定为“2”,将条纹花纹的最大长度超过20mm且为50mm以下的情况设定为“3”,将条纹花纹的最大长度超过50mm且为70mm以下的情况设定为“4”,将条纹花纹的最大长度超过70mm的情况设定为“5”。在评价为“3”以下的情况下,作为成形后外观优异而判定为合格。另一方面,在评价为“4”以上的情况下,作为成形后外观低劣而判定为不合格。

[0215] 将抗拉强度为500MPa以上及成形后外观的评价为3以下的情况评价为具有改善的成形后外观的高强度钢板。将其结果示于表2中。在表2中所示的金属组织中,硬质相包含马氏体、贝氏体、回火马氏体及珠光体中的至少1种或为它们中的至少1种。此外,利用X射线衍射而进行的残留奥氏体测定的结果是,残留奥氏体的面积率在全部例子中为低于1％。

[0216] 参照表2可知,就比较例4而言,由于在铸造工序中没有进行轻压下,因此没有充分抑制Mn的中心偏析,板厚1/2位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度变得超过80μm。其结果是,成形后外观劣化。就比较例11而言,由于铸造工序中的辊间距长,因此同样地没有充分抑制Mn的中心偏析,板厚1/2位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度变得超过80μm。其结果是,成形后外观劣化。就比较例5、12及17而言,由于在铸造工序中没有进行轻压下,而且辊间距也长,因此与比较例4及11相比板厚1/2位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度进一步变长,与此相关联地成形后外观进一步劣化。就比较例19及20而言,由于指数A的值高,因此没有充分抑制Mn的显微偏析,板厚1/4位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度变得超过40μm。其结果是,成形后外观劣化。就比较例21～23而言,由于C或Mn含量高,而且指数A的值也高,因此没有充分抑制Mn的显微偏析,板厚1/4位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度变得超过40μm。其结果是,成形后外观劣化。就比较例24而言,由于C含量低,因此硬质相的面积分率变低,没有得到充分的强度。

[0217] 与此相对照,就本发明例1～3、6～10、13～16、18及25～31而言,通过具有规定的化学组成及金属组织,尤其是将板厚1/2及1/4位置处的硬质相的轧制方向的最大连结长度分别控制为80μm以下及40μm以下,从而能够维持抗拉强度为500MPa以上的高强度,并且即使是在通过压制成形而赋予了应变的情况下,也能够抑制钢板表面中的微小凹凸的生成从而显著地抑制鬼线的产生。