(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 118829738 A
(43)申请公布日 2024.10.22

(21)申请号 202280093226.3
(22)申请日 2022.10.31
(30)优先权数据
2022-048791 2022.03.24 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2024.09.05
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2022/040837 2022.10.31
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2023/181485 JA 2023.09.28
(71)申请人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本
(72)发明人 吉冈真平 秦克弥 木村英之
(74)专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限公司 11227
专利代理师 朝鲁门
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C21D 9/46(2006.01)
C22C 38/14(2006.01)
C22C 38/60(2006.01)

权利要求书2页 说明书20页

(54)发明名称

钢板和构件以及它们的制造方法

(57)摘要

提供一种具有发生LME开裂的担忧少的Si含量为1.0质量%以下的成分组成且同时实现TS:1470MPa以上的强度、优异的成型性和优异的耐延迟断裂特性的钢板。采用规定的成分组成,并且采用以马氏体和贝氏体为主体的复合组织,使马氏体内部存在的碳化物的最大直径为400nm以下,使贝氏体的个数密度为120×10^{-4}个/μm^2以上,使长径比:1.8以上的贝氏体的个数比例为60%以上。

CN 118829738 A

1.一种钢板,具有如下成分组成:以质量%计,C:超过0.20%且0.34%以下、Si:1.0%以下、Mn:1.6%～2.4%、P:0.050%以下、S:0.0050%以下、sol.Al:0.10%以下、N:0.010%以下、Ti:超过0%且0.080%以下以及B:超过0%且0.0050%以下,并且满足下式(1),剩余部分为Fe和不可避免的杂质,

以相对于组织整体的面积率计,马氏体:超过60%且90%以下、贝氏体:10%～30%、残余奥氏体:小于5%、剩余部分:5%以下,

并且,所述马氏体内部存在的碳化物的最大直径为400nm以下,

构成所述贝氏体的岛状区域的个数密度为120×10^{-4}个/μm^2以上,

构成所述贝氏体的岛状区域中,以相对于构成所述贝氏体的岛状区域的总个数的比例计,长径比:1.8以上的岛状区域的个数为60%以上,

拉伸强度为1470MPa以上,

均匀伸长率为5.5%以上,

[C%]+[Si%]/24+[Mn%]/6≤0.70・・・(1)。

2.根据权利要求1所述的钢板,其中,所述成分组成进一步以质量%计含有以下A组和B组中的至少一者,

A组:

Cu:1.00%以下、Ni:1.00%以下、Mo:0.50%以下、Cr:1.00%以下、Zr:0.100%以下、Ca:0.0100%以下、Nb:0.100%以下、V:0.200%以下、W:0.200%以下、Sb:0.100%以下、Sn:0.100%以下和Mg:0.0100%以下;

B组:

选自Se、As、Pb、Bi、Zn、Cs、Rb、Co、La、Tl、Nd、Y、In、Be、Hf、Tc、Ta、O、La、Ce和Pr中的一种或两种以上:合计0.02%以下。

3.根据权利要求1所述的钢板,其中,在表面具有镀层。

4.根据权利要求2所述的钢板,其中,在表面具有镀层。

5.一种构件,是使用权利要求1～4中任一项所述的钢板而成的。

6.一种钢板的制造方法,具有:

热轧工序,对具有权利要求1或2所述的成分组成的钢坯实施热轧而制成热轧钢板;

冷轧工序,对所述热轧钢板进行冷轧而制成冷轧钢板;

退火工序,将所述冷轧钢板在50℃～退火温度的温度范围内的平均加热速度:3.5℃/s以上的条件下进行加热,接着在所述退火温度:A_3点～A_3点+40℃和退火时间:30秒以上的条件下进行退火;

第1冷却工序,接着,将所述冷轧钢板在所述退火温度～650℃的温度范围内的平均冷却速度:10℃/秒以上的条件下进行冷却;

保持工序,将所述冷轧钢板在650℃～500℃的温度范围内的保持时间:10秒～200秒的条件下进行保持;

第2冷却工序,将所述冷轧钢板在500℃～50℃的温度范围内的平均冷却速度:70℃/s以上的条件下冷却至50℃以下的冷却停止温度;以及

回火工序,将所述冷轧钢板在回火温度:150℃～250℃和回火时间:30秒以上的条件下进行回火。

7.根据权利要求6所述的钢板的制造方法,其中,进一步具有在所述回火工序后对所述冷轧钢板进行镀覆处理的镀覆处理工序。

8.一种构件的制造方法,具有如下工序:对权利要求1～4中任一项所述的钢板实施成型加工和接合加工中的至少一者而制成构件。

钢板和构件以及它们的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及钢板和构件以及它们的制造方法。

背景技术

[0002] 近年来,由于汽车的车身轻量化需求进一步提高,正在推进高强度钢板在车身骨架部件中的应用。

[0003] 作为这样的高强度钢板,例如专利文献1中公开了:

[0004] “一种高强度钢板,其特征在于,具有如下组织:以质量%计含有C:0.16%~0.72%、Si:3.0%以下、Mn:0.5%~3.0%、P:0.1%以下、S:0.07%以下、Al:3.0%以下和N:0.010%以下,并且满足Si+Al为0.7%以上,剩余部分为Fe和不可避免的杂质,

[0005] 作为钢板组织,满足马氏体相对于钢板组织整体的面积率为10%~90%、残余奥氏体量为5%~50%、上部贝氏体中的贝氏体铁素体相对于钢板组织整体的面积率为5%以上、上述马氏体相对于钢板组织整体的面积率、上述残余奥氏体量和上述上部贝氏体中的贝氏体铁素体相对于钢板组织整体的面积率的合计为60%以上、多边形铁素体相对于钢板组织整体的面积率为10%以下(包括0%),并且上述残余奥氏体中的平均C量为0.70%~2.00%,拉伸强度为980MPa以上。”。

[0006] 专利文献2中公开了:

[0007] “一种高强度钢板,其特征在于,具有如下组织:以质量%计含有C:0.17%~0.73%、Si:3.0%以下、Mn:0.5%~3.0%、P:0.1%以下、S:0.07%以下、Al:3.0%以下和N:0.010%以下,并且满足Si+Al为0.7%以上,剩余部分为Fe和不可避免的杂质,

[0008] 作为钢板组织,满足下部贝氏体和总马氏体的合计量相对于钢板组织整体的面积率为10%~90%、残余奥氏体量为5%~50%、上部贝氏体中的贝氏体铁素体相对于钢板组织整体的面积率为5%以上、上述下部贝氏体和总马氏体的合计量中的淬火状态的马氏体为75%以下、多边形铁素体相对于钢板组织整体的面积率为10%以下(包括0%),并且上述残余奥氏体中的平均C量为0.70%以上,拉伸强度为980MPa以上。”。

[0009] 专利文献3中公开了:

[0010] “一种耐氢脆化特性优异的高强度钢板,是拉伸强度为1180MPa以上的钢板,其特征在于,以质量%计含有C:0.15~0.25%、Si:1~2.5%、Mn:1.5~3%、P:0.015%以下、S:0.01%以下、Al:0.01~0.1%、N:0.01%以下,剩余部分由铁和不可避免的杂质构成,

[0011] 相对于金属组织整体,满足贝氏体、贝氏体铁素体和回火马氏体:合计85面积%以上、残余奥氏体:1面积%以上、新鲜马氏体:5面积%以下(包括0面积%)。”。

[0012] 专利文献4中公开了:

[0013] “一种高强度冷轧钢板,其特征在于,具有如下化学组成:以质量%计含有C:超过0.140%且小于0.400%、Si:超过0.35%且小于1.50%、Mn:超过1.50%且小于4.00%、P:0.100%以下、S:0.010%以下、Al:0.100%以下、N:0.0100%以下、Ti:0%以上且小于0.050%、Nb:0%以上且小于0.050%、V:0%~0.50%、Cr:0%~1.00%、Mo:0%~0.50%、

B:0％～0.0100％、Ca:0％～0.0100％、Mg:0％～0.0100％、REM:0％～0.0500％、Bi:0％～0.050％,剩余部分由Fe和杂质构成,

[0014] 距表面为板厚的1/4的位置处的组织以体积率计包含70.0％以上的回火马氏体、超过3.0％且小于10.0％的残余奥氏体、合计25.0％以下的铁素体和贝氏体、以及5.0％以下的马氏体,

[0015] 距上述表面为25μm的位置处的组织以体积率计包含合计70％以上的铁素体和贝氏体、以及合计30％以下的马氏体和回火马氏体,

[0016] 在距上述表面为25μm的位置,上述马氏体和上述回火马氏体的平均粒径为5.0μm以下,

[0017] 拉伸强度为1310MPa以上,均匀伸长率为5.0％以上,90°V弯曲时的极限弯曲半径R与板厚t之比即R/t为5.0以下。”。

[0018] 现有技术文献

[0019] 专利文献

[0020] 专利文献1:日本特开2010－65272号公报

[0021] 专利文献2:日本专利第5365112号

[0022] 专利文献3:日本专利第5412182号

[0023] 专利文献4:日本专利第6635236号

发明内容

[0024] 然而,当将高强度钢板应用于车身骨架部件时,以往一直对于将钢板加热并压制的所谓热压制成型中的高强度钢板的应用进行积极研究。然而,最近,从成本、生产率的观点出发,重新开始了对冷压制成型(以下也称为冷压制)中应用高强度钢板的研究。

[0025] 当对高强度钢板、特别是对拉伸强度(以下也称为TS):1470MPa以上的钢板进行冷压制时,由于成型性、特别是延展性不充分,所以容易产生压制破裂。因此,现状是冷压制中的高强度钢板的应用仅限于形状比较简单的部件中。

[0026] 另外,当对TS:1470MPa以上的钢板进行冷压制而制成部件时,由于部件内的残余应力的增加、坯材本身所引起的耐延迟断裂特性的劣化,延迟断裂变得显著。这里,延迟断裂是以如下方式导致断裂的现象。即,在对部件施加有高应力的状态下,在氢侵入环境下放置该部件时,氢侵入到该部件内。由此,产生原子间结合力的降低和局部变形而产生微小龟裂,该微小龟裂发展而导致断裂。

[0027] 这里,专利文献1和2所公开的高强度钢板通过添加大量的Si或Al来抑制碳化物的形成,从而使钢组织中含有大量的残余奥氏体(以下也称为残余γ)。由此,提高了延展性。但是,残余γ在冷压制时相变为硬质的马氏体,存在它们成为应力集中部并助长延迟断裂的风险。

[0028] 专利文献3所公开的高强度钢板也利用残余γ来提高延展性。因此,如上所述,残余γ在冷压制时相变为硬质的马氏体,存在它们成为应力集中部并助长延迟断裂的风险。

[0029] 另外,最近在组装汽车的车身、部件时,对表面具有镀锌层的高强度钢板(例如热浸镀锌钢板、合金化热浸镀锌钢板)实施点焊时,确认到在焊接部发生液态金属脆化开裂(LMEC:Liquid Metal Embrittlement Cracking,以下也称为LME开裂)。这里,LME开裂是由

于在点焊时镀锌层的锌熔融、熔融的锌侵入到焊接部的钢组织的晶界,因打开焊接电极时产生的应力起作用而发生的破裂。特别是在TS:780MPa以上的钢板乃至TS:1470MPa以上的钢板中,通常Si含量高,因此存在发生LME开裂的风险。应予说明,即使是未实施镀锌的钢板,在与镀锌钢板进行点焊时,有时也由于镀锌钢板中熔融的锌与该钢板接触而发生LME开裂。

[0030] 钢板的成分组成的Si含量越多,LME开裂越容易发生。在这一点上,例如在专利文献3所公开的高强度钢板中,从确保上述残余γ的观点出发,必须含有大量的Si,具体而言,必须使Si含量为1～2.5质量%。因此,在专利文献3所公开的高强度钢板中,除了上述延迟断裂的发生之外,还强烈担忧LME开裂的发生。

[0031] 另外,在专利文献4所记载的高强度钢板中,在表层部生成铁素体、贝氏体。因此,C浓缩到铁素体、贝氏体的周围的未相变奥氏体部,由未相变奥氏体部生成的马氏体变得非常硬质。其结果,存在它们成为应力集中部并助长延迟断裂的风险。

[0032] 这样,现状是对于在发生LME开裂的担忧少的Si含量为1.0质量%以下的成分组成中并未获得同时实现TS:1470MPa以上的强度、优异的成型性和优异的耐延迟断裂特性的钢板,强烈期望开发这样的钢板。

[0033] 本发明是为了满足上述要求而开发的,其目的在于提供在发生LME开裂的担忧少的Si含量为1.0质量%以下的成分组成中同时实现TS:1470MPa以上的强度、优异的成型性和优异的耐延迟断裂特性的钢板及其有利的制造方法。

[0034] 另外,本发明的目的在于提供以上述钢板为坯材的构件及其制造方法。

[0035] 于是,发明人等为了实现上述目的而反复进行了深入研究,结果得到以下见解。

[0036] i)为了同时实现TS:1470MPa以上的强度、优异的成型性和优异的耐延迟断裂特性,有效的是使Si含量为1.0%以下,并极力减少[C%]+[Si%]/24+[Mn%]/6表示的碳当量Ceq。另外,在这样的碳当量Ceq低的成分组成(以下也称为低Ceq的成分组成)中,为了得到TS:1470MPa以上且成型性、特别是延展性优异的钢板,有效的是制成利用贝氏体作为软质相、利用马氏体作为硬质相的复合组织。

[0037] ii)而且,在上述复合组织中,同时满足以下几点是重要的。

[0038] •抑制马氏体、特别是回火马氏体内部存在的碳化物的粗大化,具体而言,使马氏体内部存在的碳化物的最大直径为400nm以下。

[0039] •控制贝氏体的形态和分布状态,特别是使构成贝氏体的岛状区域的个数密度增加,并且使构成贝氏体的岛状区域中的长径比:1.8以上的岛状区域的个数增加。

[0040] 由此,不仅能够实现TS:1470MPa以上的强度和优异的成型性,还能够实现优异的耐延迟断裂特性。

[0041] iii)另外,为了实现如上所述的贝氏体的形态和分布状态,在制造过程中,同时满足以下几点是特别重要的。

[0042] •使达到退火温度为止的加热速度较快。

[0043] •使退火温度在奥氏体单相区域中也较低,具体而言为A_3点～A_3点+40℃。

[0044] •在退火后的冷却过程中,在生成贝氏体的650℃～500℃的温度范围内保持一定时间,缩短此时的保持时间。

[0045] iv)进而,在碳当量Ceq低的成分组成中,为了抑制马氏体内部存在的碳化物的粗

大化,需要在上述温度范围内保持后,提高生成马氏体的500℃～50℃的温度范围内的冷却速度。

[0046] 本发明是基于上述见解并进一步进行研究而完成的。

[0047] 即,本发明的要旨构成如下。

[0048] 1.一种钢板,具有如下成分组成:以质量%计C:超过0.20%且0.34%以下、Si:1.0%以下、Mn:1.6%～2.4%、P:0.050%以下、S:0.0050%以下、sol.Al:0.10%以下、N:0.010%以下、Ti:超过0%且0.080%以下以及B:超过0%且0.0050%以下,并且满足下式(1),剩余部分为Fe和不可避免的杂质,

[0049] 相对于组织整体,以面积率计马氏体:超过60%且90%以下、贝氏体:10%～30%、残余奥氏体:小于5%以及剩余部分:5%以下,

[0050] 上述马氏体内部存在的碳化物的最大直径为400nm以下,

[0051] 构成上述贝氏体的岛状区域的个数密度为120×10^{-4}个/μm^2以上,

[0052] 构成上述贝氏体的岛状区域中,长径比:1.8以上的岛状区域的个数以相对于构成上述贝氏体的岛状区域的总个数的比例计为60%以上,

[0053] 拉伸强度为1470MPa以上,

[0054] 均匀伸长率为5.5%以上。

[0055] [C%]+[Si%]/24+[Mn%]/6≤0.70・・・(1)

[0056] 2.根据上述1所述的钢板,其中,上述成分组成以质量%计进一步含有以下A组和B组中的至少一者。

[0057] (A组)

[0058] Cu:1.00%以下、Ni:1.00%以下、Mo:0.50%以下、Cr:1.00%以下、Zr:0.100%以下、Ca:0.0100%以下、Nb:0.100%以下、V:0.200%以下、W:0.200%以下、Sb:0.100%以下、Sn:0.100%以下和Mg:0.0100%以下。

[0059] (B组)

[0060] 选自Se、As、Pb、Bi、Zn、Cs、Rb、Co、La、Tl、Nd、Y、In、Be、Hf、Tc、Ta、O、La、Ce和Pr中的一种或两种以上:合计0.02%以下。

[0061] 3.根据上述1或2所述的钢板,其中,在表面具有镀层。

[0062] 4.一种构件,是使用上述1～3中任一项所述的钢板而成的。

[0063] 5.一种钢板的制造方法,具有:

[0064] 热轧工序,对具有上述1或2所述的成分组成的钢坯实施热轧而制成热轧钢板;

[0065] 冷轧工序,对上述热轧钢板进行冷轧而制成冷轧钢板;

[0066] 退火工序,将上述冷轧钢板在50℃～退火温度的温度范围内的平均加热速度:3.5℃/s以上的条件下进行加热,接着在上述退火温度:A_3点～A_3点+40℃和退火时间:30秒以上的条件下进行退火;

[0067] 第1冷却工序,接着,将上述冷轧钢板在上述退火温度～650℃的温度范围内的平均冷却速度:10℃/秒以上的条件下进行冷却;

[0068] 保持工序,将上述冷轧钢板在650℃～500℃的温度范围内的保持时间:10秒～200秒的条件下进行保持;

[0069] 第2冷却工序,将上述冷轧钢板在500℃～50℃的温度范围内的平均冷却速度:70

℃/s以上的条件下冷却至50℃以下的冷却停止温度;以及

[0070] 回火工序,将上述冷轧钢板在回火温度:150～250℃和回火时间:30秒以上的条件下进行回火。

[0071] 6.根据上述5所述的钢板的制造方法,其中,进一步具有在上述回火工序后对上述冷轧钢板进行镀覆处理的镀覆处理工序。

[0072] 7.一种构件的制造方法,具有如下工序:对上述1～3中任一项所述的钢板实施成型加工和接合加工中的至少一者而制成构件。

[0073] 根据本发明,可以得到在发生LME开裂的担忧少的Si含量为1.0质量%以下的成分组成中同时实现TS:1470MPa以上的强度、优异的成型性和优异的耐延迟断裂特性的钢板。另外,由于上述特性,本发明的钢板也能够通过冷压制而应用于具有更复杂形状的部件,因此能够在成本、生产率方面更有利地对部件强度的提高和轻量化做出贡献。

具体实施方式

[0074] 基于以下实施方式来说明本发明。

[0075] [1]钢板

[0076] 首先,对本发明的一个实施方式的钢板的成分组成进行说明。应予说明,成分组成中的单位均为“质量%”,但以下,只要没有特别说明,仅以“%”表示。

[0077] C:超过0.20%且0.34%以下

[0078] C从提高马氏体的强度、确保TS:1470MPa以上的强度的观点出发而含有。当C含量为0.20%以下时,难以稳定地得到规定的强度。因此,C含量为超过0.20%。从稳定地得到TS:1470MPa以上的强度的观点出发,C含量优选为0.24%以上,更优选为0.27%以上。另一方面,当C含量超过0.34%时,马氏体过度高强度化,耐延迟断裂特性劣化。因此,C含量为0.34%以下。

[0079] Si:1.0%以下

[0080] 如上所述,当Si含量超过1.0%时,LME开裂的担忧提高。因此,Si含量为1.0%以下。Si含量优选为0.9%以下,更优选为0.7%以下。应予说明,Si是在作为基于固溶强化的强化元素、另外在贝氏体相变时抑制碳化物、珠光体的生成方面有效的元素。但是,在本发明的一个实施方式的钢板中,强度通过C等元素和组织控制来确保,碳化物、珠光体的生成通过制造条件的控制来抑制。因此,Si含量的下限没有特别限定,可以为0%。Si含量优选为0.2%以上。

[0081] Mn:1.6%～2.4%

[0082] Mn是提高钢的淬透性的元素,为了确保规定量的马氏体的面积率而含有。从上述观点出发,Mn含量为1.6%以上。Mn含量优选为1.8%以上。另一方面,当含有过量的Mn时,有通过粗大的MnS的形成、Mn偏析而使耐延迟断裂特性劣化的风险。因此,Mn含量为2.4%以下。Mn含量优选为2.2%以下,更优选为2.0%以下。

[0083] P:0.050%以下

[0084] P是将钢强化的元素,但当其含量多时,点焊性、耐延迟断裂特性劣化。因此,P含量为0.050%以下。从上述观点出发,P含量优选为0.020%以下。应予说明,P含量的下限没有特别限定。但是,将P含量降低至小于0.002%需要大量的成本。因此,从成本的观点出发,P

含量优选为0.002％以上。

[0085] S:0.0050％以下

[0086] S通过粗大的MnS的形成而使耐延迟断裂特性劣化。因此,S含量为0.0050％以下。从上述观点出发,S含量优选为0.0030％以下,更优选为0.0020％以下。应予说明,S含量的下限没有特别限定。但是,将S含量降低至小于0.0002％需要大量的成本。因此,从成本的观点出发,S含量优选为0.0002％以上。

[0087] sol.Al:0.10％以下

[0088] Al是为了进行充分的脱氧、减少钢中夹杂物而含有。sol.Al含量的下限没有特别限定,可以为0％。但是,从稳定地进行脱氧的观点出发,sol.Al含量优选为0.005％以上,更优选为0.01％以上。另一方面,当sol.Al含量超过0.10％时,生成大量的Al系的粗大夹杂物,耐延迟断裂特性劣化。因此,sol.Al含量为0.10％以下。

[0089] N:0.010％以下

[0090] N形成粗大的氮化物,使压制成型性、耐延迟断裂特性劣化。因此,N为0.010％以下。N含量优选为0.0080％以下。N含量的下限没有特别限定,可以为0％。但是,从工业上实施的观点出发,N含量优选为0.0005％以上。

[0091] Ti:超过0％且0.080％以下

[0092] Ti在形成BN之前形成TiN。由此,确保固溶B,得到淬透性的稳定化效果。从得到这样的效果的观点出发,Ti含量为超过0％,优选为0.002％以上,更优选为0.005％以上,进一步优选为0.0100％以上。另一方面,当含有过量的Ti时,生成大量的粗大的TiN、TiC等夹杂物,使耐延迟断裂特性劣化。因此,Ti含量为0.080％以下。Ti含量优选为0.060％以下,更优选为0.055％以下。

[0093] B:超过0％且0.0050％以下

[0094] B是提高钢的淬透性的元素,具有即使Mn含量少也增加马氏体的生成量的优点。从得到这样的效果的观点出发,B含量为超过0％,优选为0.0002％以上,更优选为0.0005％以上,进一步优选为0.0008％以上。另一方面,当B含量超过0.0050％时,其效果饱和。因此,B含量为0.0050％以下。B含量优选为0.0040％以下,更优选为0.0035％以下。

[0095] [C％]+[Si％]/24+[Mn％]/6≤0.70・・・(1)

[0096] 如上所述,上述(1)式的左边相当于Ceq,确认到与耐延迟断裂特性的相关性。而且,通过使Ceq为0.70以下,可得到优异的耐延迟断裂特性。因此,设为满足上述(1)式。Ceq的下限没有特别限定,例如,Ceq可优选为0.47以上。应予说明,对于Ceq变高时耐延迟断裂特性劣化的理由,发明人等认为是因为由于C、Si和Mn在晶界的偏析而助长通常作为延迟断裂的断裂形式的晶界断裂。

[0097] 以上,对本发明的一个实施方式的钢板的基本成分进行了说明,但本发明的一个实施方式的钢板具有含有上述基本成分、上述基本成分以外的剩余部分包含Fe(铁)和不可避免的杂质的成分组成。这里,本发明的一个实施方式的钢板优选具有含有上述基本成分、剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成。本发明的一个实施方式的钢板中,除了上述基本成分之外,还可以含有选自以下所示的任意添加成分中的一种或两种以上。应予说明,以下所示的任意添加成分只要以以下所示的上限值以下含有,就可以得到本发明的效果,因此没有必要特别设置下限值。另外,当以下所示的各任意添加成分以小于后述的优

选下限值含有时,该成分也可以作为不可避免的杂质而含有。

[0098] Cu:1.00%以下、Ni:1.00%以下、Mo:0.50%以下、Cr:1.00%以下、Zr:0.100%以下、Ca:0.0100%以下、Nb:0.100%以下、V:0.200%以下、W:0.200%以下、Sb:0.100%以下、Sn:0.100%以下和Mg:0.0100%以下

[0099] Cu:1.00%以下

[0100] Cu是提高耐腐蚀性的元素。另外,Cu还具有通过腐蚀生成物被覆钢板表面而抑制氢向钢板的侵入、提高耐延迟断裂特性的效果。从上述观点出发,Cu含量优选超过0%,更优选为0.01%以上。特别是,从提高耐延迟断裂特性的观点出发,Cu含量进一步优选为0.05%以上。然而,当Cu含量变得过多时,成为表面缺陷的原因。因此,在含有Cu的情况下,其含量优选为1.00%以下。

[0101] Ni:1.00%以下

[0102] Ni也是提高耐腐蚀性的元素。从上述观点出发,Ni含量优选超过0%,更优选为0.01%以上。然而,当Ni含量变得过多时,加热炉内的氧化皮生成变得不均匀,成为表面缺陷的原因。另外,成本也会增加。因此,在含有Ni的情况下,其含量优选为1.00%以下。

[0103] Mo:0.50%以下

[0104] Mo可以为了得到提高钢的淬透性、稳定地确保规定的强度的效果而含有。从得到上述效果的观点出发,Mo含量优选超过0%,更优选为0.001%以上,进一步优选为0.005%以上。然而,当Mo含量超过0.50%时,导致化学转化处理性的劣化。因此,在含有Mo的情况下,其含量优选为0.50%以下。

[0105] Cr:1.00%以下

[0106] Cr可以为了得到提高钢的淬透性的效果而含有。从得到上述效果的观点出发,Cr含量优选超过0%,更优选为0.001%以上。然而,当Cr含量超过1.00%时,导致化学转化处理性的劣化。因此,在含有Cr的情况下,其含量优选为1.00%以下。应予说明,从防止化学转化处理性的劣化的观点出发,Cr含量更优选为0.20%以下。

[0107] Zr:0.100%以下

[0108] Zr通过原γ粒径的微细化、基于此的马氏体内部结构的微细化而有助于高强度化。从这样的观点出发,Zr含量优选超过0%,更优选为0.001%以上。然而,当含有过量的Zr时,Zr系的粗大的析出物增加,导致耐延迟断裂特性的劣化。因此,当含有Zr时,其含量优选为0.100%以下。

[0109] Ca:0.0100%以下

[0110] Ca具有将S以CaS的形式固定、改善耐延迟断裂特性的效果。从得到这样的效果的观点出发,Ca含量优选超过0%,更优选为0.0001%以上。然而,当含有过量的Ca时,表面品质劣化。因此,在含有Ca的情况下,其含量优选为0.0100%以下。Ca含量更优选为0.0050%以下。

[0111] Nb:0.100%以下

[0112] Nb通过原γ粒径的微细化、基于此的马氏体内部结构的微细化而有助于高强度化。从这样的观点出发,Nb含量优选超过0%,更优选为0.002%以上。然而,当含有过量的Nb时,Nb系的粗大的析出物增加,导致耐延迟断裂特性的劣化。因此,当含有Nb时,其含量优选为0.100%以下。

[0113] V:0.200%以下

[0114] V可以为了得到提高钢的淬透性的效果和马氏体的微细化所产生的高强度化的效果而含有。从得到这样的效果的观点出发,V含量优选超过0%,更优选为0.001%以上。然而,当V含量超过0.200%时,导致铸造性的劣化。因此,在含有V的情况下,其含量优选为0.200%以下。

[0115] W:0.200%以下

[0116] W通过微细的W系碳化物、碳氮化物的形成而有助于高强度化。从这样的观点出发,W含量优选超过0%,更优选为0.001%以上。然而,当含有过量的W时,在热轧工序的板坯加热时未固溶而残留的粗大的析出物增加,导致耐延迟断裂特性的劣化。因此,在含有W的情况下,其含量优选为0.200%以下。

[0117] Sb:0.100%以下

[0118] Sb抑制钢板表层的氧化、氮化,由此抑制C、B的减少。通过抑制C、B的减少,抑制钢板表层的铁素体生成,有助于高强度化。从这样的观点出发,Sb含量优选超过0%,更优选为0.001%以上。然而,当Sb含量超过0.100%,则铸造性劣化。另外,Sb在原γ晶界偏析而导致耐延迟断裂特性的劣化。因此,在含有Sb的情况下,其含量优选为0.100%以下。

[0119] Sn:0.100%以下

[0120] Sn抑制钢板表层的氧化、氮化,由此抑制C、B的减少。通过抑制C、B的减少,抑制钢板表层的铁素体生成,有助于高强度化、甚至耐延迟断裂特性的改善。从这样的观点出发,Sn含量优选超过0%,更优选为0.001%以上。然而,当Sn含量超过0.100%时,铸造性劣化。另外,Sn在原γ晶界偏析而导致耐延迟断裂特性的劣化。因此,在含有Sn的情况下,其含量优选为0.100%以下。

[0121] Mg:0.0100%以下

[0122] Mg以MgO的形式固定O,改善耐延迟断裂特性。从这样的观点出发,Mg含量优选超过0%,更优选为0.0001%以上。然而,当含有过量的Mg时,导致表面品质、耐延迟断裂特性的劣化。因此,在含有Mg的情况下,其含量优选为0.0100%以下。

[0123] 应予说明,作为上述以外的元素,例如可举出Se、As、Pb、Bi、Zn、Cs、Rb、Co、La、Tl、Nd、Y、In、Be、Hf、Tc、Ta、O、La、Ce和Pr等,选自这些元素中的一种或两种以上的合计含量只要为0.02%以下,则可以允许。当然,这些元素的含量均可以为0%。

[0124] 上述以外的元素为Fe和不可避免的杂质。

[0125] 接着,对本发明的一个实施方式的钢板的组织进行说明。

[0126] 本发明的一个实施方式的钢板的组织是如下组织:

[0127] 以相对于组织整体的面积率计马氏体:超过60%且90%以下、贝氏体:10%~30%、残余奥氏体:小于5%、剩余部分:5%以下,

[0128] 上述马氏体内部存在的碳化物的最大直径为400nm以下,

[0129] 构成上述贝氏体的岛状区域的个数密度为120×10^{-4}个/μm^2以上,

[0130] 构成上述贝氏体的岛状区域中,长径比:1.8以上的岛状区域的个数以相对于构成上述贝氏体的岛状区域的总个数的比例计为60%以上。

[0131] 以下,对各自的限定理由进行说明。

[0132] 马氏体的面积率:超过60%且90%以下

[0133] 为了得到规定的强度,马氏体的面积率超过60%。当马氏体的面积率为60%以下时,贝氏体、铁素体、残余γ等增加,难以得到规定的强度。应予说明,作为以马氏体的面积率为60%以下的组织结构来确保规定的强度的方法,例如有回火温度的低温化、增加C量的方法。然而,在该情况下,马氏体过度硬质化而耐延迟断裂特性劣化。因此,从兼顾优异的耐延迟断裂特性和规定的强度的观点出发,马氏体的面积率超过60%。马氏体的面积率优选为62%以上,更优选为65%以上。另一方面,当马氏体超过90%时,不能得到优异的延展性。因此,马氏体的面积率为90%以下。马氏体的面积率优选为88%以下,更优选为85%以下。

[0134] 贝氏体的面积率:10%~30%

[0135] 为了兼顾规定的强度和优异的延展性,贝氏体的面积率为10%~30%。当贝氏体的面积率在10%~30%的范围外时,不能兼顾规定的强度和优异的延展性。贝氏体的面积率优选为12%以上,更优选为15%以上。另外,贝氏体的面积率优选为28%以下,更优选为25%以下。

[0136] 残余奥氏体的面积率:小于5%

[0137] 残余奥氏体有助于延展性。允许包含少量。但是,如上所述,有残余奥氏体在压制成型时相变为硬质的马氏体,助长延迟断裂的风险。因此,残余奥氏体的面积率小于5%。残余奥氏体的面积率优选为4%以下,更优选为3%以下。应予说明,在本发明的一个实施方式的钢板中,由于通过贝氏体确保延展性,所以残余奥氏体的面积率可以为0%。

[0138] 剩余部分的面积率:5%以下

[0139] 构成除马氏体、贝氏体和残余奥氏体以外的剩余部分的组织有降低强度或助长延迟断裂的风险。因此,剩余部分的面积率为5%以下。剩余部分的面积率优选为4%以下,更优选为3%以下。剩余部分的面积率可以为0%。应予说明,作为构成除马氏体、贝氏体和残余奥氏体以外的剩余部分的组织,例如可举出珠光体。

[0140] 这里,马氏体和贝氏体的面积率如下测定。

[0141] 即,将钢板的L截面(与轧制方向平行的垂直截面)研磨后,用硝酸乙醇溶液腐蚀,对钢板的L截面在钢板的板厚1/4位置处,利用SEM以2000倍的倍率观察4个视野。接着,对拍摄的组织照片进行图像分析,如下鉴定马氏体和贝氏体。

[0142] • 马氏体

[0143] 马氏体是呈现灰色对比度的区域。这里,马氏体以在制造过程中发生回火的所谓回火马氏体为主体而构成。另外,马氏体的一部分有时包含以面积率计为5%以下的未发生回火的所谓新鲜马氏体(在后述的实施例的发明例中,(内部未观察到碳化物)新鲜马氏体的面积率均为5%以下)。应予说明,回火马氏体还包含在连续冷却中发生自回火的马氏体。回火马氏体和新鲜马氏体均为呈现灰色对比度的区域。但是,在回火马氏体中,通常内部包含白色对比度的碳化物。另一方面,在新鲜马氏体中,内部未观察到碳化物。应予说明,碳化物在回火马氏体内部所占的区域包含在马氏体的面积中。

[0144] • 贝氏体

[0145] 贝氏体是呈现黑色对比度的区域。应予说明,铁素体也是呈现黑色对比度的区域。但是,铁素体的形态是等轴的,而贝氏体是相对板状。因此,也能够从这些形态区分两者。但是,也有时难以区分两者。另外,在由上述成分组成形成的组织中,铁素体的面积率通常较少,具体而言为10%以下。另外,即使在铁素体的面积率多的情况下,后述的长径比:1.8以

上的岛状区域的个数的比例也在规定的范围外。因此,这里,将呈现黑色对比度的区域全部鉴定为贝氏体,测定面积率。应予说明,贝氏体内部有时包含马氏体(新鲜马氏体)、珠光体。这里,珠光体是由铁素体和板状碳化物构成的层状组织。在该情况下,马氏体和珠光体被视为与贝氏体不同的组织。即,马氏体和珠光体在贝氏体内部所占的区域不包含在贝氏体的面积中。另外,贝氏体有时在内部包含碳化物、氮化物、硫化物、氧化物,但它们所占的区域包含在贝氏体的面积中。

[0146] 另外,马氏体和贝氏体基本上可以根据上述利用SEM的组织照片对比度差来辨别。但是,在难以辨别两者的情况下,通过利用SEM以10000倍的倍率观察内部包含的碳化物的位置、变化,能够进行辨别。即,在贝氏体中,在板条状组织的界面或板条内生成碳化物。另外,由于贝氏体铁素体和渗碳体的晶体方位关系为1种,所以生成的碳化物向一个方向延伸。另一方面,在主要构成马氏体的回火马氏体中,在板条内生成碳化物。另外,由于板条和碳化物的晶体方位关系为两种以上,所以生成的碳化物向多个方向延伸。因此,通过利用SEM以10000倍的倍率观察内部包含的碳化物的位置、变化,能够辨别回火马氏体和贝氏体。

[0147] 接着,算出如上所述鉴定的马氏体和贝氏体所占的区域的4个视野的合计面积,将各自的合计面积除以4个视野的观察区域的总面积并乘以100,将得到的值作为马氏体和贝氏体的面积率。但是,在呈现黑色对比度的区域中,排除面积小于1μm^{2}的岛状区域来算出贝氏体的面积率。

[0148] 另外,残余奥氏体的面积率如下测定。

[0149] 即,利用草酸将钢板化学研磨至距其表面200μm的深度。接着,将经化学研磨的面作为观察面,通过X射线衍射法进行观察。入射X射线使用MoKα射线,求出fcc铁(奥氏体)的(200)、(220)和(311)各面的衍射强度相对于bcc铁的(200)、(211)和(220)各面的衍射强度之比。接着,根据各面的衍射强度之比算出残余奥氏体的体积率。然后,假定残余奥氏体是三维均匀的,将残余奥氏体的体积率作为残余奥氏体的面积率。

[0150] 另外,剩余部分的面积率通过从100%中减去如上所述求出的马氏体、贝氏体和残余奥氏体的面积率来求出。

[0151] [剩余部分的面积率(%)]=100-[马氏体的面积率(%)]-[贝氏体的面积率(%)]-[残余奥氏体的面积率(%)]

[0152] 马氏体内部存在的碳化物的最大直径:400nm以下

[0153] 为了在低Ceq的成分组成中实现规定的强度,重要的是使马氏体、特别是回火马氏体内部存在的碳化物变得微细。因此,马氏体内部存在的碳化物的最大直径(以下也称为碳化物的最大直径)为400nm以下。

[0154] 应予说明,马氏体的区域包含原γ晶界、包边界和块边界,有时碳化物在这些晶界和边界上以膜状析出,但这些碳化物不包含在马氏体内部存在的碳化物中。

[0155] 另外,马氏体内部存在的碳化物的最大直径是上述组织图像中马氏体内部存在的各个碳化物的最大长度的最大值。具体而言,将钢板的L截面(与轧制方向平行的垂直截面)研磨后,用硝酸乙醇溶液腐蚀,对钢板的L截面在钢板的板厚1/4位置处,利用SEM以15000倍的倍率观察4个视野。接着,按照与面积率的计算相同的要领,对拍摄的组织照片进行图像分析,求出马氏体内部存在的各个碳化物的最大长度,将其最大值作为马氏体内部存在的碳化物的最大直径。应予说明,由于马氏体内部存在的碳化物为针状,所以实质上马氏体内

部存在的各个碳化物的最大长度是指各个碳化物的长边方向(碳化物的延伸方向)的长度。另外,马氏体内部存在的碳化物的大多当量圆直径通常为50nm以上,所以马氏体内部存在的各个碳化物的最大长度的测定例如可以提取在组织照片中观察到的碳化物中的当量圆直径为50nm以上的碳化物来进行。

[0156] 构成贝氏体的岛状区域的个数密度:120×10^{-4}个/μm^2以上

[0157] 如上所述,发明人等对贝氏体的分布状态与耐延迟断裂特性的相关性进行了深入研究,结果发现构成贝氏体的岛状区域的个数密度(以下也称为贝氏体的个数密度)是重要的。虽然该机理不一定明确,但发明人等认为,由于异相界面变多,延迟断裂中助长断裂的变形或应力的集中部分散。这里,异相界面是指贝氏体和马氏体的边界。这里,当贝氏体的个数密度小于120×10^{-4}个/μm^2时,有耐延迟断裂特性劣化的倾向。因此,从得到优异的耐延迟断裂特性的观点出发,使贝氏体的个数密度为120×10^{-4}个/μm^2以上。贝氏体的个数密度优选为150×10^{-4}个/μm^2以上,更优选为200×10^{-4}个/μm^2以上。贝氏体的个数密度的上限没有特别限定,例如,贝氏体的个数密度优选为450×10^{-4}个/μm^2以下。

[0158] 构成长径比为1.8以上的贝氏体的岛状区域的个数相对于构成贝氏体的岛状区域的总个数的比例:60%以上

[0159] 由于贝氏体比马氏体软,所以从确保所期望的强度的观点出发,需要控制贝氏体的形态。这里,贝氏体由多个岛状区域构成。这样的岛状区域中的长径比大的岛状区域、特别是长径比:1.8以上的岛状区域可以说其形态接近板状。而且,通过增加该长径比:1.8以上的岛状区域的个数,组织被微细化,能够提高延展性,并且得到所期望的强度,即提高强度和延展性的平衡。因此,使构成贝氏体的岛状区域中的长径比:1.8以上的岛状区域的个数以相对于构成贝氏体的岛状区域的总个数的比例(以下也称为长径比:1.8以上的贝氏体的个数比例)计为60%以上。长径比:1.8以上的贝氏体的个数比例优选为65%以上,更优选为70%以上。长径比:1.8以上的贝氏体的个数比例的上限没有特别限定,可以为100%。

[0160] 应予说明,各个岛状区域通过贝氏体以外的组织而与其他贝氏体的岛状区域分离。即,各个岛状区域的整周与贝氏体以外的相接触。另外,各个岛状区域的具体形状没有特别限定,例如可以是圆形、椭圆形、多边形、阿米巴形(沿多个不规则方向延伸的形状)等中的任一种。

[0161] 这里,贝氏体的个数密度和长径比:1.8以上的贝氏体的个数比例使用在上述马氏体和贝氏体的面积率的计算中使用的4个视野的组织照片,例如按照以下要领进行测定。

[0162] 即,利用Image J对上述组织照片进行图像分析,利用贝氏体和其他组织进行二值化。此时,从计算中排除面积小于1μm^2的岛状区域。接着,利用ImageJ的粒子分析功能算出各个岛状区域的长径比。然后,对构成观察到的贝氏体的岛状区域的个数和其中的长径比为1.8以上的岛状区域的个数进行计数,算出长径比:1.8以上的贝氏体的个数比例和贝氏体的个数密度。

[0163] 应予说明,如上所述,有时在构成贝氏体的各个岛状区域的内部存在马氏体、碳化物。在这种情况下,将该岛状区域的内部存在的也包含马氏体、碳化物的区域作为一个岛状区域并对该岛状区域的个数进行计数,并且算出该岛状区域的长径比。另外,贝氏体和其他组织中的二值化的阈值例如如下决定。即,利用ImageJ的二值化功能用0至255的数字表示各像素的亮度值,绘制频率分布。此时,当比较贝氏体和其他组织的亮度值的分布时,两个

分布的极大值明显分开。将位于这两个极大值之间的极小值作为阈值。通过这样设定阈值，贝氏体和马氏体的界面能够清楚地分离。

[0164] 接着，对本发明的一个实施方式的钢板的机械特性进行说明。

[0165] 拉伸强度(TS)：1470MPa以上

[0166] 本发明的一个实施方式的钢板的特征在于，即使TS：1470MPa以上，耐延迟断裂特性和成型性也优异。因此，TS为1470MPa以上。对TS的上限没有特别限定，例如TS可优选为2500MPa以下。应予说明，TS通过依据JIS Z 2241的拉伸试验来测定。详细情况如后述的实施例所记载。

[0167] 均匀伸长率：5.5％以上

[0168] 作为延展性的指标，多采用总伸长率，但总伸长率也包含局部伸长率。在实际成型汽车部件时，由于不实施对钢板产生颈缩那样的加工，所以作为压制成型性的指标，均匀伸长率更为重要。特别是，如果均匀伸长率为5.5％以上，则能够应用于多种多样的汽车部件。因此，均匀伸长率为5.5％以上。对均匀伸长率的上限没有特别限定，例如，均匀伸长率可优选为12.0％以下。应予说明，均匀伸长率通过依据JIS Z 2241的拉伸试验来测定。详细情况如后述的实施例所记载。

[0169] 应予说明，优异的成型性是指均匀伸长率为5.5％以上。另外，优异的耐延迟断裂特性是指在后述的实施例的延迟断裂试验中满足合格基准。

[0170] 另外，本发明的一个实施方式的钢板可以在其表面(单面或两面)具有镀层。镀层的种类没有特别限定，例如可举出镀锌层、锌以外的金属的镀层。另外，镀层可以包含锌等主要成分以外的成分。作为镀锌层，例如可举出热浸镀锌层、合金化热浸镀锌层、电镀锌层。

[0171] 应予说明，本发明的一个实施方式的钢板的板厚没有特别限定，优选为0.5mm～3.0mm。

[0172] [2]构件

[0173] 接着，对本发明的一个实施方式的构件进行说明。

[0174] 本发明的一个实施方式的构件是使用上述钢板而成的(作为坯材)构件。例如，对作为坯材的钢板实施成型加工和接合加工中的至少一者、优选实施冷压制而制成构件。

[0175] 这里，上述钢板同时实现TS：1470MPa以上的强度、优异的成型性和优异的耐延迟断裂特性。另外，由于上述特性，上述钢板也能够通过冷压制而应用于具有更复杂形状的部件，因此能够在成本、生产率方面更有利地对部件强度的提高和轻量化做出贡献。因此，本发明的一个实施方式的构件特别优选应用于汽车、家电产品等中使用的构件。

[0176] [3]钢板的制造方法

[0177] 接着，对本发明的一个实施方式的钢板的制造方法进行说明。

[0178] 本发明的一个实施方式的钢板的制造方法具有：

[0179] 热轧工序，对具有上述成分组成的钢坯实施热轧而制成热轧钢板；

[0180] 冷轧工序，对上述热轧钢板进行冷轧而制成冷轧钢板；

[0181] 退火工序，将上述冷轧钢板在50℃～退火温度的温度范围内的平均加热速度：3.5℃/s以上的条件下进行加热，接着在上述退火温度：A_3点～A_3点+40℃和退火时间：30秒以上的条件下进行退火；

[0182] 第1冷却工序，接着，将上述冷轧钢板在上述退火温度～650℃的温度范围内的平

均冷却速度:10℃/秒以上的条件下进行冷却;

[0183] 保持工序,将上述冷轧钢板在500℃～650℃的温度范围内保持10秒～200秒,

[0184] 第2冷却工序,将上述冷轧钢板在500℃～50℃的温度范围内的平均冷却速度:70℃/s以上的条件下冷却至50℃以下的冷却停止温度;以及

[0185] 回火工序,将上述冷轧钢板在回火温度:150～250℃和回火时间:30秒以上的条件下进行回火。

[0186] 应予说明,只要没有特别说明,上述各温度是指钢坯和钢板的表面温度。

[0187] [热轧工序]

[0188] 首先,对钢坯实施热轧而制成热轧钢板。钢坯的准备方法(制造条件)和热轧条件没有特别限定,按照常规方法进行即可。应予说明,可以对热轧工序后的热轧钢板任意地实施酸洗。对酸洗条件也没有特别限定,按照常规方法即可。

[0189] [冷轧工序]

[0190] 接着,对热轧钢板进行冷轧而制成冷轧钢板。冷轧条件没有特别限定,按照常规方法进行即可。应予说明,可以对冷轧工序后的冷轧钢板任意地进行酸洗。对酸洗条件也没有特别限定,按照常规方法即可。

[0191] [退火工序]

[0192] 接着,将如上所述得到的冷轧钢板在50℃～退火温度的温度范围内的平均加热速度:3.5℃/s以上的条件下进行加热,接着在退火温度:A_3点～A_3点+40℃和退火时间:30秒以上的条件下进行退火。

[0193] 50℃～退火温度的温度范围内的平均加热速度:3.5℃/s以上

[0194] 为了在最终产品的钢板的组织中实现如上所述的贝氏体的形态和分布状态,重要的是提高50℃～退火温度的温度范围内的平均加热速度(以下也称为加热速度)。通过提高加热速度,奥氏体晶粒的成核频率增加,可以使奥氏体晶粒粒径微细。其结果,促进以晶界为成核位点的贝氏体相变,贝氏体的个数密度增加。加热速度优选为3.8℃/s以上,更优选为4.0℃/s以上。加热速度的上限没有特别限定,但例如优选为100℃/s以下。

[0195] 退火温度:A_3点～A_3点+40℃

[0196] 为了在最终产品的钢板的组织中实现如上所述的贝氏体的形态和分布状态,重要的是使退火温度在奥氏体单相区域中也较低,具体而言为A_3点～A_3点+40℃。

[0197] 即,通过使退火温度在奥氏体单相区域中也较低,可以使原奥氏体晶粒粒径微细。由此,促进以晶界为成核位点的贝氏体相变,贝氏体的个数密度增加。另外,热轧时生成的碳化物在退火时不溶解而直接残留,作为贝氏体相变的成核位点发挥作用。由此,贝氏体的个数密度增加。其结果,能够得到优异的耐延迟断裂特性。因此,退火温度为A_3点+40℃以下。当退火温度超过A_3+40℃点时,不能得到规定的贝氏体的个数密度,不能得到优异的耐延迟断裂特性。

[0198] 另外,为了生成规定量的马氏体并得到TS:1470MPa以上,退火温度为A_3点以上。当退火温度低于A_3点时,在退火时不生成充分的奥氏体,在最终产品中不能得到规定量的马氏体,进而不能得到TS:1470MPa以上。

[0199] 应予说明,退火温度是退火工序中的最高到达温度,退火中的保持中的温度只要在A_3点～A_3点+40℃的温度范围内,可以是恒定的,也可以变动。另外,A_3点由下式求出。

[0200] A_3点(℃)＝910－203×[C%]$^{0.5}$+44.7×[Si%]+31.5×[Mo%]－30×[Mn%]－11×[Cr%]+700×[P%]+400×[Al%]+400×[Ti%]

[0201] 退火时间:30秒以上

[0202] 为了生成规定量的马氏体并得到TS:1470MPa以上,退火时间为30秒以上。当退火时间小于30秒时,在退火时不生成充分的奥氏体,在最终产品中不能得到规定量的马氏体,进而不能得到TS:1470MPa以上。退火时间优选为60秒以上,更优选为90秒以上。应予说明,退火时间的上限没有特别限定,但当退火时间为一定以上时,有导致制造成本增加的风险。因此,退火时间优选为900秒以下。

[0203] 应予说明,退火时间是A_3点～A_3点+40℃的温度范围内的保持时间(滞留时间)。

[0204] [第1冷却工序]

[0205] 接着,将如上所述实施了退火的冷轧钢板在退火温度～650℃的温度范围内的平均冷却速度:10℃/秒以上的条件下进行冷却。

[0206] 退火温度～650℃的温度范围内的平均冷却速度:10℃/秒以上

[0207] 为了减少铁素体的生成、避免强度的降低,需要提高退火温度～650℃的温度范围内的平均冷却速度(以下也称为第1冷却速度),具体而言为10℃/s以上。当第1冷却速度小于10℃/s时,生成过量的铁素体,导致强度的降低。因此,第1冷却速度为10℃/s以上。第1冷却速度优选为15℃/s以上,更优选为20℃/s以上。应予说明,第1冷却速度的上限没有特别限定,第1冷却速度优选为100℃/s以下。

[0208] [保持工序]

[0209] 接着,将冷轧钢板在650℃～500℃的温度范围保持10秒～200秒。

[0210] 650℃～500℃的温度范围内的保持时间:10秒～200秒

[0211] 为了在确保规定量的贝氏体的基础上实现如上所述的贝氏体的形态和分布状态,重要的是使650℃～500℃的温度范围内的保持(滞留)时间(以下也简称为保持时间)为10秒～200秒。通过将保持时间控制为10秒～200秒的范围,可以生成规定量的贝氏体,并且实现如上所述的贝氏体的形态和分布状态。这里,当保持时间小于10秒时,不能生成规定量的贝氏体。另一方面,当保持时间超过200秒时,不能得到规定的贝氏体的个数密度。另外,导致制造成本的增加。因此,保持时间为10秒～200秒。保持时间优选为15秒以上,更优选为20秒以上。另外,保持时间优选为180秒以下,更优选为160秒以下。

[0212] 应予说明,规定650℃～500℃的温度范围内的保持时间的理由如下。即,在比该温度范围高的温度中的保持下,容易生成铁素体。另一方面,当温度低于该温度范围时,为了得到规定的贝氏体的面积率而需要更长时间的保持。换言之,该温度范围内的保持适合于实现如上所述的贝氏体的形态和分布状态,在该温度范围以外的温度范围内的保持下,难以实现如上所述的贝氏体的形态和分布状态。另外,保持中的温度只要在650℃～500℃的温度范围内,可以是恒定的,也可以变动。

[0213] [第2冷却工序]

[0214] 接着,将冷轧钢板在500～50℃的温度范围内的平均冷却速度:70℃/s以上的条件下冷却至50℃以下的冷却停止温度。

[0215] 500～50℃的温度范围内的平均冷却速度:70℃/s以上

[0216] 如上所述,为了在碳当量Ceq低的成分组成中抑制马氏体内部存在的碳化物的粗

大化,需要在上述保持工序后提高500～50℃的温度范围内的冷却速度。具体而言,需要使该温度范围内的平均冷却速度(以下也称为第2冷却速度)为70℃/s以上。当第2冷却速度小于70℃/s时,显著发生自回火,碳化物粗大化,不能得到规定的强度。因此,第2冷却速度为70℃/s以上。第2冷却速度优选为100℃/s以上,更优选为150℃/s以上。应予说明,第2冷却速度的上限没有特别限定,第2冷却速度优选为2000℃/s以下。

[0217] 冷却停止温度:50℃以下

[0218] 进行上述第2冷却速度的控制,从在碳当量Ceq低的成分组成中抑制马氏体内部包含的碳化物的粗大化的观点出发,冷却停止温度为50℃以下。应予说明,冷却停止温度的下限没有特别限定,冷却停止温度优选为5℃以上。

[0219] [回火工序]

[0220] 接着,将冷轧钢板在回火温度:150～250℃和回火时间:30秒以上的条件下进行回火。

[0221] 回火温度:150～250℃

[0222] 为了使硬质的马氏体适度软质化、提高耐延迟断裂特性,需要在上述第2冷却工序后实施再加热并在150～250℃的温度范围保持20秒以上的回火处理。这里,当回火温度低于150℃时,马氏体保持硬质,助长延迟断裂。另一方面,当回火温度超过250℃时,马氏体内部的碳化物变得粗大,不能得到规定的强度。因此,回火温度为150～250℃。应予说明,回火温度是回火工序中的最高到达温度,回火中的保持中的温度只要在150～250℃的温度范围内,可以是恒定的,也可以变动。

[0223] 回火时间:30秒以上

[0224] 另外,当回火时间小于30秒时,马氏体保持硬质,助长延迟断裂。因此,回火时间为30秒以上。回火时间优选为120秒以上,更优选为300秒以上。应予说明,回火时间的上限没有特别限定,从避免制造成本增大的观点出发,优选为1500秒以下。

[0225] 应予说明,回火时间是150～250℃的温度范围内的保持时间(滞留时间)。

[0226] 从调整表面粗糙度、使板形状的平坦化等压制成型的形状精度稳定化的观点出发,可以对得到的钢板任意地实施表皮光轧(调质轧制)、矫直加工。表皮光轧、矫直加工的条件没有特别限定,按照常规方法即可。

[0227] [镀覆处理工序]

[0228] 另外,可以对得到的钢板实施镀覆处理。通过实施镀覆处理,可得到表面具有镀层的钢板。镀覆处理方法没有特别限定,例如可举出热浸镀、电镀。另外,也可以是在热浸镀后实施合金化的镀覆处理。另外,镀覆的种类没有特别限定,例如可举出镀锌、锌以外的金属的镀覆。镀覆处理的条件没有特别限定,按照常规方法即可。应予说明,镀浴也可以包含锌等主要成分以外的成分。另外,在进行镀覆处理的情况下,当进行上述表皮光轧时,优选在镀覆处理后进行表皮光轧。

[0229] 应予说明,上述退火工序之后的各工序可以任意地通过连续退火来进行,也可以通过分批退火来进行,但从生产率的观点出发,优选通过连续退火来进行。

[0230] 上述以外的条件没有特别限定,按照常规方法即可。

[0231] [4]构件的制造方法

[0232] 接着,对本发明的一个实施方式的构件的制造方法进行说明。

[0233] 本发明的一个实施方式的构件的制造方法具有对上述钢板(例如通过上述钢板的制造方法制造的钢板)实施成型加工和接合加工中的至少一者而制成构件的工序、优选实施冷压制而制成构件的工序。

[0234] 这里,成型加工方法没有特别限定,例如可以使用压制加工等一般的加工方法。另外,接合加工方法也没有特别限定,例如可以使用点焊、激光焊、电弧焊等一般的焊接、铆钉接合、铆接接合等。应予说明,成型条件和接合条件没有特别限定,按照常规方法即可。冷压制条件也没有特别限定,按照常规方法即可。

[0235] 实施例

[0236] 对具有表1所示的成分组成(剩余部分为Fe和不可避免的杂质)的钢进行熔炼,铸造成钢坯。将得到的钢坯在精轧温度:840~950℃、卷取温度:400~700℃的条件下进行热轧,得到热轧钢板。接着,将得到的热轧钢板酸洗后进行冷轧,得到冷轧钢板。对得到的冷轧钢板在表2所示的条件下实施基于连续退火的热处理(退火工序、第1冷却工序、保持工序、第2冷却工序和回火工序)。这里,表2所示的保持温度是保持工序中的650℃~500℃的温度范围内的平均保持温度,是将该温度范围内的保持温度的时间积分值除以该温度范围内的保持时间(滞留时间)而得的值。应予说明,No.31是保持工序中的保持温度高的例子,表2所记载的保持温度和保持时间分别是从低于750℃到开始第2冷却工序的平均保持温度和保持时间。另外,No.32是保持工序中的保持温度低的例子,表2所记载的保持温度和保持时间分别是从低于650℃到开始第2冷却工序的平均保持温度和保持时间。对于No.31和No.32,650℃~500℃的温度范围内的保持时间均在10~200秒的范围外。另外,第2冷却工序中的冷却停止温度均为室温(25℃)。接着,对一部分冷轧钢板实施镀覆处理,在钢板的表面设置镀层。接着,对冷轧钢板或镀覆钢板实施0.1%的调质轧制,得到作为最终产品的钢板(板厚:1.0~1.8mm)。应予说明,No.27的退火时间是在No.27的退火温度下的保持时间。另外,除明确记载以外的条件按照常规方法。

[0237] 使用这样得到的钢板,按照上述要领,测定钢板的组织的鉴定、马氏体内部存在的碳化物的最大直径、贝氏体的个数密度和长径比:1.8以上的贝氏体的个数比例。将结果示于表3。应予说明,马氏体内部存在的碳化物的最大直径的测定通过使用与在钢板的组织的鉴定中使用的样品相同的样品并利用SEM以15000万倍的倍率确认4个视野来进行。应予说明,当在马氏体内部未确认到最大长度超过400nm的碳化物时,将表3中的“碳化物的最大直径为400nm以下”栏标记为“满足”,当确认到该碳化物时,将该栏标记为“不满足”。

[0238] 另外,按照以下要领进行拉伸试验和延迟断裂试验。

[0239] 拉伸试验依据JIS Z 2241进行。即,以长边方向与钢板的轧制方向成直角的方式从钢板中采取JIS5号试验片。使用所采取的试验片,在十字头速度:10mm/min的条件下进行拉伸试验,测定TS和均匀伸长率。将结果一并标记于表3。应予说明,评价基准如下。

[0240] •TS

[0241] 合格:1470MPa以上

[0242] 不合格:小于1470MPa

[0243] •均匀伸长率

[0244] 合格:5.5%以上

[0245] 不合格:小于5.5%

[0246] 延迟断裂试验按照以下要领进行。即,以长边方向与钢板的轧制方向成直角的方式,通过剪切从钢板切出短边为16mm、长边为70mm的试验片。剪切在上刃和下刃所成的角度为0.5度、上刃和下刃的间隙(间隙)为钢板的板厚的10%的条件下进行。另外,试验片的长边的端面保持剪切的状态。将得到的试验片在通过4点弯曲而施加各种应力(500~1000MPa、100MPa间距)的状态下浸渍于浸渍液中。浸渍液使用将0.1质量%的硫氰酸铵溶液和McIlvaine缓冲液以体积比1:1混合并将pH调整为7.0而成的溶液。应予说明,该溶液根据McIlvaine缓冲液的制备中使用的柠檬酸和磷酸氢二钠的比例,制备成pH为7.0(参照T.C.McIlvaine著,Journal of Biological Chemistry,Volume49,Issue1,P.183-186)。浸渍后经过96小时后取出试验片,通过目视确认有无开裂。而且,在未发生开裂的试验片中,将施加应力的最大值为700MPa以上的试验片评为“合格”(耐延迟断裂特性优异),将小于700MPa的试验片评为“不合格”(耐延迟断裂特性不足)。将结果一并记载于表3。

[0247]

表1

钢号	成分组成（质量%）										Ceq	A_3点（℃）	备注
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Ti	B	其他			
A	0.21	0.6	1.8	0.004	0.0023	0.03	0.004	0.042	0.0028		0.54	821	适合钢
B	0.34	0.6	1.9	0.008	0.0007	0.02	0.004	0.019	0.0019		0.68	783	适合钢
C	0.31	1.0	1.7	0.010	0.0027	0.03	0.003	0.007	0.0017		0.64	812	适合钢
D	0.28	0.4	1.6	0.022	0.0018	0.02	0.004	0.021	0.0017		0.56	804	适合钢
E	0.26	0.5	2.4	0.015	0.0014	0.02	0.003	0.004	0.0035		0.68	777	适合钢
F	0.24	0.5	2.1	0.042	0.0017	0.02	0.004	0.036	0.0032		0.61	822	适合钢
G	0.26	0.6	1.8	0.004	0.0041	0.02	0.003	0.039	0.0037	Ca:0.0036	0.59	806	适合钢
H	0.31	0.5	1.8	0.019	0.0020	0.08	0.004	0.031	0.0030		0.63	823	适合钢
I	0.25	0.5	2.0	0.007	0.0018	0.02	0.008	0.032	0.0038		0.60	797	适合钢
J	0.26	0.7	1.8	0.007	0.0025	0.02	0.002	0.068	0.0040		0.59	824	适合钢
K	0.30	0.6	1.8	0.017	0.0020	0.02	0.002	0.019	0.0045		0.63	799	适合钢
L	0.29	0.7	2.1	0.001	0.0012	0.03	0.004	0.024	0.0024	Ca0.0001, Cu:0.12	0.67	791	适合钢
M	0.24	0.6	2.3	0.018	0.0015	0.04	0.002	0.028	0.0004	Mo:0.08, Nb:0.014, Cu:0.16	0.65	811	适合钢
N	0.31	0.8	1.8	0.013	0.0015	0.03	0.005	0.038	0.0022	V:0.007, W:0.004, Sb:0.006	0.64	815	适合钢
O	0.28	0.8	1.7	0.006	0.0016	0.02	0.005	0.024	0.0031	Cr:0.07, Sn:0.005, Mg:0.0005	0.60	808	适合钢
P	0.29	0.4	1.7	0.007	0.0028	0.03	0.003	0.021	0.0013	Cu:0.14, Co:0.0015, Sn:0.004	0.59	793	适合钢
Q	0.27	0.5	2.0	0.024	0.0014	0.03	0.004	0.034	0.0029	Ni:0.08, Mo:0.05, V:0.010, Zr:0.006	0.62	811	适合钢
R	**0.36**	0.4	2.0	0.020	0.0012	0.03	0.005	0.038	0.0021		**0.71**	787	比较钢
S	**0.19**	0.7	1.8	0.021	0.0016	0.02	0.002	0.020	0.0019		0.52	830	比较钢
T	0.32	0.8	**1.5**	0.012	0.0026	0.03	0.003	0.047	0.0031		0.60	825	比较钢
U	0.30	0.6	**2.6**	0.023	0.0019	0.03	0.003	0.032	0.0037		**0.76**	789	比较钢
V	0.26	0.4	2.0	**0.058**	0.0020	0.03	0.004	0.027	0.0009		0.61	828	比较钢
W	0.28	0.7	1.9	0.016	**0.0055**	0.02	0.003	0.031	0.0034		0.63	808	比较钢
X	0.28	0.7	1.7	0.011	0.0030	**0.11**	0.005	0.035	0.0046		0.59	849	比较钢
Y	0.27	0.7	2.0	0.019	0.0021	0.01	**0.012**	0.036	0.0015		0.63	808	比较钢
Z	0.27	0.4	1.9	0.017	0.0006	0.02	0.003	**0.085**	0.0008		0.60	819	比较钢
AA	0.26	0.7	2.1	0.008	0.0012	0.03	0.004	0.025	0.0025	As:0.002, Co:0.002, O:0.0014	0.64	802	适合钢
AB	0.27	0.6	1.9	0.009	0.0014	0.03	0.004	0.028	0.0029	Pb:0.002, Zn:0.002	0.61	804	适合钢

※下划线部分表示不满足本发明的规定范围、条件的情况。

[0248] 表2

[0249]

No.	钢号	退火			1次冷却	保持		2次冷却	回火		有无镀覆处理	备注
		加热速度(℃/s)	退火温度(℃)	退火时间(s)	1次冷却速度(℃/s)	保持温度(℃)	保持时间(s)	2次冷却速度(℃/s)	回火温度(℃)	回火时间(s)		
1	A	4.6	828	180	24	551	22	512	155	1146	无	发明例
2	B	4.6	790	263	22	512	54	609	203	546	无	发明例
3	C	4.0	836	507	30	601	23	171	230	784	无	发明例
4	D	3.9	825	314	22	569	20	719	168	1027	无	发明例
5	E	4.1	782	91	18	583	168	438	162	82	无	发明例
6	F	4.4	845	432	35	585	36	338	171	733	无	发明例
7	G	4.2	839	82	33	620	18	681	201	712	无	发明例
8	H	4.0	838	337	13	530	29	526	227	283	无	发明例
9	I	4.0	814	205	12	555	28	622	223	240	无	发明例
10	J	4.4	830	365	20	555	26	618	210	802	无	发明例
11	K	3.9	828	297	19	561	30	493	216	1069	无	发明例
12	L	3.5	804	448	20	609	64	198	167	66	无	发明例
13	M	4.3	849	174	23	551	42	398	198	972	无	发明例
14	N	4.3	841	124	28	508	38	476	198	714	无	发明例
15	O	3.8	820	329	19	501	38	579	174	513	无	发明例
16	P	4.2	822	347	26	601	20	207	162	209	有	发明例
17	Q	3.9	827	109	18	521	31	429	189	1092	有	发明例
18	R	4.3	819	343	30	591	38	430	163	518	无	比较例
19	S	4.5	856	52	24	559	22	615	162	877	无	比较例
20	T	3.8	860	319	25	560	33	282	167	119	无	比较例
21	U	3.8	803	281	15	559	182	704	192	779	无	比较例
22	V	4.4	857	445	17	515	32	532	194	488	无	比较例
23	W	4.4	830	223	33	613	34	741	212	616	无	比较例
24	X	3.9	857	183	34	530	28	173	205	329	无	比较例
25	Y	4.1	822	177	23	601	38	439	183	1049	无	比较例
26	Z	4.4	824	432	14	571	39	399	168	571	无	比较例
27	A	3.9	**810**	119	18	520	21	784	230	99	无	比较例
28	A	3.8	846	**23**	15	505	34	347	217	259	无	比较例
29	A	4.0	**883**	135	23	521	26	549	152	751	无	比较例
30	D	3.6	831	599	**2**	576	22	192	223	309	无	比较例
31	D	3.8	840	128	20	**682**	24	298	192	933	无	比较例
32	D	4.4	814	543	20	**475**	**212**	374	211	231	无	比较例
33	D	4.3	814	557	16	552	**8**	518	203	1065	无	比较例
34	D	3.6	822	571	35	613	**218**	257	212	795	无	比较例
35	G	4.0	840	145	19	501	30	**54**	226	231	无	比较例
36	G	3.9	815	105	31	524	33	783	**258**	618	无	比较例
37	AA	4.2	823	283	28	561	38	524	189	566	无	发明例
38	AB	3.7	826	262	25	581	28	520	191	586	无	发明例
39	H	**3.2**	839	328	12	528	28	524	225	286	无	比较例

[0250] ※下划线部分表示不满足本发明的规定范围、条件的情况。

[0251] 表3

[0252]

No.	钢号	各相的面积率				碳化物的最大直径为400nm以下	贝氏体的个数密度（×10⁻⁴个/μm²）	长径比：1.8以上的贝氏体的个数比例（%）	拉伸特性		耐延迟断裂特性	备注
		马氏体（%）	贝氏体（%）	残余γ（%）	剩余部分（%）				拉伸强度（MPa）	均匀伸长率（%）		
1	A	88	10	2	0	满足	171	70	1474	6.1	合格	发明例
2	B	64	29	3	3	满足	408	69	1607	6.3	合格	发明例
3	C	66	27	3	3	满足	348	75	1558	6.5	合格	发明例
4	D	76	20	3	2	满足	302	72	1520	6.3	合格	发明例
5	E	67	27	3	3	满足	398	66	1514	6.7	合格	发明例
6	F	85	14	2	0	满足	210	78	1514	6.0	合格	发明例
7	G	81	17	2	0	满足	252	77	1519	6.1	合格	发明例
8	H	83	15	2	0	满足	232	76	1618	5.5	合格	发明例
9	I	88	10	2	0	满足	193	75	1508	5.9	合格	发明例
10	J	82	16	2	0	满足	254	66	1530	6.0	合格	发明例
11	K	74	21	3	2	满足	311	66	1549	6.2	合格	发明例
12	L	64	29	3	3	满足	393	75	1553	6.6	合格	发明例
13	M	86	12	2	0	满足	186	70	1510	6.0	合格	发明例
14	N	78	19	2	0	满足	278	68	1663	5.6	合格	发明例
15	O	78	18	2	2	满足	287	68	1595	5.8	合格	发明例
16	P	72	23	3	2	满足	332	77	1529	6.4	合格	发明例
17	Q	86	12	2	0	满足	210	70	1585	5.6	合格	发明例
18	R	74	21	3	2	满足	320	71	1738	5.4	不合格	比较例
19	S	87	11	2	0	满足	168	75	1400	6.6	合格	比较例
20	T	55	37	4	4	满足	379	80	1459	7.3	合格	比较例
21	U	70	25	3	2	满足	362	74	1615	6.1	不合格	比较例
22	V	84	13	2	1	满足	191	66	1502	6.1	不合格	比较例
23	W	67	27	3	3	满足	350	69	1483	6.9	不合格	比较例
24	X	81	16	2	1	满足	226	70	1545	6.0	不合格	比较例
25	Y	75	22	3	0	满足	321	66	1573	6.1	不合格	比较例
26	Z	69	26	3	1	满足	354	73	1492	6.8	不合格	比较例
27	A	43	26	3	28	满足	365	67	904	12.8	合格	比较例
28	A	44	34	4	18	满足	378	73	1028	11.3	合格	比较例
29	A	89	10	1	0	满足	108	28	1472	6.1	不合格	比较例
30	D	46	25	3	26	满足	338	72	1012	11.0	合格	比较例
31	D	22	62	7	10	满足	495	66	1092	11.8	合格	比较例
32	D	77	19	2	2	满足	89	86	1491	6.4	不合格	比较例
33	D	94	5	1	0	满足	55	78	1611	5.1	不合格	比较例
34	D	3	76	8	13	满足	551	67	941	14.7	合格	比较例
35	G	88	11	2	0	不满足	170	69	1428	5.4	合格	比较例
36	G	80	18	2	0	不满足	290	69	1402	6.9	合格	比较例
37	AA	81	16	2	1	满足	262	68	1557	5.9	合格	发明例
38	AB	79	17	2	2	满足	272	69	1530	6.1	合格	发明例
39	H	82	13	2	3	满足	102	70	1573	5.7	不合格	比较例

[0253] ※下划线部分表示不满足本发明的规定范围、条件的情况。

[0254] 如表3所示，在所有发明例中，拉伸强度(TS)、均匀伸长率和耐延迟断裂特性均合格。另外，在所有使用发明例的钢板实施包括冷压制的各种成型加工而得到的各种形状的构件和实施接合加工而得到的各种形状的构件中，没有发生开裂和延迟断裂而具有目标形状，另外，具有充分的拉伸强度(TS)。

[0255] 另一方面，在比较例中，拉伸强度(TS)、均匀伸长率和耐延迟断裂特性中的至少一个不充分。

[0256] 工业上的可利用性

[0257] 根据本发明，可以得到具有发生LME开裂的担忧少的Si含量为1.0质量%以下的成分组成、且同时实现TS:1470MPa以上的强度、优异的成型性和优异的耐延迟断裂特性的钢板。另外，由于上述特性，本发明的钢板也能够通过冷压制而应用于具有更复杂形状的部件，因此能够在成本、生产率方面更有利地对部件强度的提高和轻量化做出贡献。