



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 114703347 A

(43) 申请公布日 2022.07.05

(21) 申请号 202210373542.8	<i>G22C 38/04</i> (2006.01)
(22) 申请日 2018.03.29	<i>G22C 38/06</i> (2006.01)
(30) 优先权数据	<i>G22C 38/08</i> (2006.01)
2017-203019 2017.10.20 JP	<i>G22C 38/10</i> (2006.01)
(62) 分案原申请数据	<i>G22C 38/12</i> (2006.01)
201880067488.6 2018.03.29	<i>G22C 38/14</i> (2006.01)
(71) 申请人 杰富意钢铁株式会社	<i>G22C 38/16</i> (2006.01)
地址 日本东京都	<i>G22C 38/22</i> (2006.01)
(72) 发明人 杨灵玲 中垣内达也 池田刚介	<i>G22C 38/24</i> (2006.01)
(74) 专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限公司 11227	<i>G22C 38/26</i> (2006.01)
专利代理师 朝鲁门	<i>G22C 38/28</i> (2006.01)
(51) Int. Cl.	<i>G22C 38/32</i> (2006.01)
<i>G21D 1/26</i> (2006.01)	<i>G22C 38/34</i> (2006.01)
<i>G21D 8/02</i> (2006.01)	<i>G22C 38/38</i> (2006.01)
<i>G21D 9/00</i> (2006.01)	<i>G22C 38/60</i> (2006.01)
<i>G22C 38/02</i> (2006.01)	<i>G23C 2/06</i> (2006.01)
	<i>G23C 2/12</i> (2006.01)
	<i>G25D 3/22</i> (2006.01)

权利要求书1页 说明书11页

(54) 发明名称

高强度钢板及其制造方法

(57) 摘要

本发明提供一种焊接部疲劳强度优异的屈服强度550MPa以上的高强度钢板及其制造方法。所述高强度钢板具有特定的成分组成和钢组织，所述钢组织是在观察轧制方向的板厚截面时，以体积分率含有40%~75%的马氏体相，该马氏体相整体中的、马氏体晶粒与相邻的铁素体晶粒的粒径之比平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率为60%以上，并且，屈服强度(YP)为550MPa以上。

1. 一种高强度钢板,具有如下的成分组成和钢组织,

所述成分组成为以质量%计,含有:C:0.05~0.15%、Si:0.01~1.80%、Mn:1.8~3.2%、P:0.05%以下、S:0.020%以下、Al:0.01~2.0%、N:0.010%以下,并且,还含有B:0.0001~0.005%、Ti:0.005~0.04%和Nb:0.005~0.06%中的1种以上,剩余部分由铁和不可避免的杂质构成;

所述钢组织为观察轧制方向的板厚截面时,以积分率含有40~75%的马氏体相,并且,该马氏体相整体中的、马氏体晶粒与相邻的铁素体晶粒的粒径之比的平均值为1/4以上且1以下的马氏体晶粒的合计体积率为60%以上,

并且,屈服强度YP为550MPa以上。

2. 根据权利要求1所述的高强度钢板,其中,所述成分组成以质量%计还含有合计1%以下的Mo:0.03~0.50%和Cr:0.1~1.0%中的一种以上。

3. 根据权利要求1或2所述的高强度钢板,其中,所述成分组成以质量%计还含有合计0.5%以下的Cu、Ni、Sn、As、Sb、Ca、Mg、Pb、Co、Ta、W、REM、Zn、V、Sr、Cs和Hf中的一种以上。

4. 根据权利要求1~3中任一项所述的高强度钢板,其中,在表面具有镀层。

5. 一种高强度钢板的制造方法,包括如下工序:

热轧工序,对具有权利要求1~3中的任一项所述的成分组成的钢坯进行热轧后,在平均冷却速度为10~30°C/s的条件下进行冷却,在卷取温度为470~700°C的条件下进行卷取;

冷轧工序,对所述热轧工序中得到的热轧钢板进行冷轧;以及

退火工序,将所述冷轧工序中得到的冷轧钢板加热到750~900°C的退火温度区域,在退火时间:30~200秒的条件下进行退火,以到600°C的平均冷却速度:10~40°C/s、到600°C的冷却时的利用半径1500mm以下的辊进行弯曲-弯曲恢复的次数合计为1次~4次、冷却停止温度:400~600°C的条件,进行冷却,在所述冷却停止温度保持2~200秒。

6. 根据权利要求5所述的高强度钢板的制造方法,其中,包括对所述退火工序后的钢板的表面实施镀覆处理的镀覆工序。

高强度钢板及其制造方法

[0001] 本申请为专利申请201880067488.6(国际申请日:2018年3月29日,发明创造名称:高强度钢板及其制造方法)的分案申请。

技术领域

[0002] 本发明涉及一种主要用作汽车部件的高强度钢板及其制造方法。详细而言是一种具有屈服强度为550MPa以上的高强度且焊接部疲劳特性优异的特征的高强度钢板及其制造方法。

背景技术

[0003] 近年来,在移动体例如汽车行业中,从保护地球环境的观点出发,为了减少二氧化碳CO₂排出量,改善汽车的燃油效率一直是重要的课题。要提高汽车的燃油效率,有效的是实现汽车车体的轻型化。而这种轻型化需要在维持汽车车体的强度的同时进行。如果能够将成为汽车部件用坯材的钢板高强度化,简化结构而减少零件数,则能够实现轻型化。

[0004] 然而,在屈服强度为550MPa以上的高强度钢板中,通常含有大量的高强度化所需的合金元素。因此,需要有应对措施来抑制因这些合金元素导致的焊接性降低。

[0005] 专利文献1中公开了焊接性和加工性优异的高强度冷轧钢板及其制造方法。另外,专利文献2中公开了拉伸强度为980MPa以上的弯曲性和焊接性优异的高强度热浸镀锌钢板及其制造方法。另外,专利文献3中公开了拉伸强度成为980MPa以上的加工性、焊接性和疲劳特性优异的高强度热浸镀锌钢板及其制造方法。另外,专利文献4中公开了具有拉伸强度780MPa以上的焊接性和拉伸凸缘性优异的高强度钢板及其制造方法。

[0006] 现有技术文献

[0007] 专利文献

[0008] 专利文献1:日本特开2016-188395号公报

[0009] 专利文献2:日本特许第5434960号公报

[0010] 专利文献3:日本特许第4924730号公报

[0011] 专利文献4:日本特许第5412746号公报。

发明内容

[0012] 高强度钢板中,焊接部、特别是电阻点焊中称为熔核的熔融凝固部周边的热影响部的韧性不足,焊接部疲劳强度降低。如果能够抑制焊接部疲劳强度的降低,则能够充分维持汽车整体的碰撞强度。在包括上述的专利文献在内的现有技术中,虽然考虑到焊接性,但并不是以上述焊接部疲劳强度为直接目的。

[0013] 专利文献1中记载的高强度冷轧钢板适用于焊接部和碰撞吸收部件。然而,使焊接部变形后,焊接部的疲劳强度降低,发生破坏,实用上存在课题。

[0014] 专利文献2中记载的高强度热浸镀锌钢板对以往的静态拉伸剪切有效。然而,如果能够抑制使焊接部变形后的焊接部的疲劳强度降低,则更为理想。

[0015] 专利文献3中记载的高强度热浸镀钢板对以往的静态拉伸剪切有效。然而,如果能够抑制使焊接部变形后的焊接部的疲劳强度降低,则更为理想。

[0016] 对于专利文献4中记载的高强度钢板,对以往的静态拉伸剪切有效。然而,如果能够抑制使焊接部变形后的焊接部的疲劳强度降低,则更为理想。

[0017] 如上所述,在现有技术中,均在将焊接部变形时存在焊接部的疲劳强度的课题。

[0018] 本发明有效解决上述现有技术中存在的问题,目的在于提供一种焊接部疲劳强度优异的屈服强度550MPa以上的高强度钢板及其制造方法。

[0019] 为了实现上述的目的,本发明人等对电阻点焊部的疲劳强度反复进行了研究之后,为了提高热影响部的韧性而对受到焊接的热影响前的组织进行变化,得到下述所示的见解。

[0020] (见解1)使点焊部变形而产生的裂纹能够通过将轧制方向的组织控制为以体积分率含有40~75%的马氏体相,且马氏体相整体中的、马氏体晶粒的平均粒径为相邻的铁素体晶粒的平均粒径的1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率为60%以上的钢组织而进行抑制。

[0021] (见解2)在热影响部,硬质的马氏体容易受到应力,因此如果相邻的铁素体晶粒的粒径小,则变形时在马氏体的周边容易产生空隙,其连结时容易在熔核周围产生裂纹。

[0022] 更具体而言,本发明提供以下的方案。

[0023] [1]一种高强度钢板,具有如下的成分组成和钢组织,所述成分组成以质量%计,含有C:0.05~0.15%、Si:0.01~1.80%、Mn:1.8~3.2%、P:0.05%以下、S:0.020%以下、Al:0.01~2.0%、N:0.010%以下且还含有B:0.0001~0.005%、Ti:0.005~0.04%和Nb:0.005~0.06%中的1种以上,剩余部分由铁和不可避免的杂质构成;所述钢组织为观察轧制方向的板厚截面时,以体积分率含有40~75%的马氏体相,该马氏体相整体中的、马氏体晶粒与相邻的铁素体晶粒的粒径之比的平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率为60%以上,并且,屈服强度(YP)为550MPa以上。

[0024] [2]根据[1]记载的高强度钢板,其中,上述成分组成以质量%计,还含有合计1%以下的Mo:0.03~0.50%和Cr:0.1~1.0%中的一种以上。

[0025] [3]根据[1]或[2]记载的高强度钢板,其中,上述成分组成以质量%计,还含有合计0.5%以下的Cu、Ni、Sn、As、Sb、Ca、Mg、Pb、Co、Ta、W、REM、Zn、V、Sr、Cs和Hf中的一种以上。

[0026] [4]根据[1]~[3]中任一项记载的高强度钢板,其中,在表面具有镀层。

[0027] [5]一种高强度钢板的制造方法,包括如下工序:热轧工序,对具有[1]~[3]中任一项所述的成分组成的钢坯进行热轧后,在平均冷却速度为10~30℃/s的条件下进行冷却,在卷取温度为470~700℃的条件下进行卷取;冷轧工序,对上述热轧工序中得到的热轧钢板进行冷轧;以及,退火工序,将上述冷轧工序中得到的冷轧钢板加热到750~900℃的退火温度区域,在退火时间:30~200秒的条件下进行退火,以到600℃的平均冷却速度:10~40℃/s、到600℃的冷却时的利用半径1500mm以下的辊进行弯曲-弯曲恢复的次数合计为1次~4次、冷却停止温度:400~600℃的条件,进行冷却,在上述冷却停止温度保持2~200秒。

[0028] [6]根据[5]所述的高强度钢板的制造方法,其中,包括对上述退火工序后的钢板的表面实施镀覆处理的镀覆工序。

[0029] 本发明的钢板可得到屈服强度550MPa以上且电阻点焊部的疲劳强度优异的高强

度热浸镀钢板。

具体实施方式

[0030] 以下,对本发明的实施方式进行说明。应予说明,本发明并不限定于以下的实施方式。另外,以下的说明中,表示成分含量的%是指质量%。

[0031] C:0.05~0.15%

[0032] C是用于生成马氏体而提高强度所需的元素。若C含量小于0.05%,则马氏体的硬度低,屈服强度达不到550MPa以上。因此,将C含量设为0.05%以上。优选为0.06%以上,更优选为0.07%以上。特别是如果将C含量设为0.07%以上,则表示焊接部疲劳强度的十字拉伸试验的结果可以为300N以上。另一方面,如果C含量超过0.15%则在热影响部大量生成渗碳体而使在热影响部变成马氏体的部分的韧性降低,焊接部疲劳强度降低。另外,如果C含量超过0.15%,则有时后述的比的平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率不在所希望的范围内。因此,将C含量设为0.15%以下。优选为0.13%以下,更优选为0.11%以下。特别是如果将C含量设为0.11%以下,则表示焊接部疲劳强度的十字拉伸试验的结果可以为300N以上。

[0033] Si:0.01~1.80%

[0034] Si是具有利用固溶强化提高钢板的硬度的作用的元素。为了稳定地确保屈服强度,Si需要含有0.01%以上。优选为0.10%以上,更优选为0.35%以上。如果Si含量为0.35%以上,则表示焊接部疲劳强度的十字拉伸试验的结果可以为300N以上。进一步优选为0.51%以上。另一方面,如果Si含量超过1.80%,则焊接部的韧性变差,焊接疲劳强度降低。因此,将上限设为1.80%。优选为1.40%以下。更优选为1.20%以下。最优选为1.00%以下。如果Si含量为1.00%以下,则表示焊接部疲劳强度的十字拉伸试验的结果可以为300N以上。

[0035] Mn:1.8~3.2%

[0036] Mn是具有利用固溶强化提高钢板的硬度的作用的元素。是抑制铁素体转变、贝氏体转变等而生成马氏体来提高材料的强度的元素。为了稳定地确保屈服强度,Mn需要含有1.8%以上。优选为2.1%以上,更优选为2.2%以上。如果Mn含量为2.2%以上,则表示焊接部疲劳强度的十字拉伸试验的结果可以为300N以上。另一方面,如果Mn含量变多,则在回火中生成渗碳体,并且热影响部的韧性降低,焊接部疲劳强度降低,因此将Mn的上限设为3.2%。优选为3.1%以下,更优选为2.9%以下。如果Mn含量为2.9%以下,则表示焊接部疲劳强度的十字拉伸试验的结果可以为300N以上。

[0037] P:0.05%以下

[0038] P在晶界偏析而使韧性降低。因此,将上限设为0.05%以下。优选为0.03%以下,进一步优选为0.02%以下。下限没有特别限定,虽然P含量越少越好,但从制造力的观点出发优选为0.0001%以上。

[0039] S:0.020%以下

[0040] S与Mn结合而形成粗大的MnS,使韧性降低。因此,优选减少S含量。为0.020%以下即可。优选为0.010%以下,进一步优选为0.002%以下。下限没有特别限定,虽然S含量越少越好,从制造力的观点出发优选为0.0001%以上。

[0041] Al:0.01~2.0%

[0042] 如果钢中大量存在氧化物则韧性降低,因此脱氧很重要。另外,Al有时抑制渗碳体的析出。为了得到这些效果,需要含有0.01%以上。优选为0.02%以上,更优选为0.03%以上。另一方面,如果超过2.0%,则氧化物、氮化物凝聚粗大化而使韧性降低,因此将上限设为2.0%以下。优选为1.5%以下,更优选为0.1%以下。

[0043] N:0.010%以下

[0044] N是本发明中有害的元素,优选极力减少。N与Ti结合而形成TiN,但如果N含量超过0.010%,则导致所形成的TiN量变多而使焊接部的韧性劣化。因此,将N含量设为0.010%以下。优选为0.008%以下,更优选为0.006%以下。

[0045] 含有B:0.0001~0.005%、Ti:0.005~0.04%、Nb:0.005~0.06%以下中的1种以上。

[0046] B:0.0001~0.005%

[0047] B是强化晶界而提高韧性所需的元素。为了充分得到效果,B的含量需要设为0.0001%以上。优选为0.001%以上。另一方面,如果超过0.005%,则B形成 $Fe_{23}(CB)_6$ 而使韧性劣化。因此,将B设为0.005%以下。优选为0.004%以下。

[0048] Ti:0.005~0.04%

[0049] Ti通过与N结合形成氮化物,抑制BN的形成,助长B的效果,并且形成TiN而使结晶微粒微细化而提高韧性。为了得到该效果,Ti的含量需要为0.005%以上。优选为0.010%以上。另一方面,如果Ti含量超过0.04%,则不仅该效果饱和,而且因为提高轧制负荷而难以稳定的钢板制造。因此,将Ti含量设为0.04%以下。优选为0.03%以下。

[0050] Nb:0.005~0.06%

[0051] Nb是进一步提高本发明的效果的元素。Nb防止马氏体微细化、热影响部的晶粒的粗大化而提高热影响部的韧性。用于得到该效果的Nb含量为0.005%以上。优选为0.010%以上。另一方面,如果Nb含量超过0.06%,则后述的比的平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率不在所希望的范围,另外,Nb碳化物析出,韧性反而会劣化。因此,将Nb含量限定为0.06%以下的范围。优选为0.04%以下。如果Nb含量为0.04%以下,则表示焊接部疲劳强度的十字拉伸试验的结果可以为300N以上。另外,也能够通过抑制焊接接头的液体金属脆性来提高接头的强度。

[0052] 应予说明,上述B、Ti和Nb只要含有这些中的至少1种即可。如果任一元素的含量在上述范围,则即使含有小于下限值的其它元素,也将该以小于下限值含有的其它元素视为是作为不可避免的杂质包含在内的。

[0053] 上述成分组成可以含有合计1%以下的Mo:0.03~0.50%、Cr:0.1~1.0%中的任一种以上作为任意成分。

[0054] Mo:0.03~0.50%

[0055] Mo促进奥氏体的核生成,使马氏体微细化。为了得到该效果,Mo的含量需要为0.03%以上。优选为0.04%以上。另一方面,如果Mo在晶界偏析,则由于铁素体的晶粒生长停止,所以铁素体变得过于微细。为了抑制该现象,Mo的含量为0.50%以下。优选为0.30%以下。

[0056] Cr:0.1~1.0%

[0057] Cr是具有抑制回火脆化的效果的元素。因此,通过含有Cr而进一步增大本发明的效果。为了得到该进一步增大的效果,将Cr含量设为0.1%以上。优选为0.2%以上。然而,含有超过1.0%则会形成Cr碳化物,导致热影响部的韧性劣化。因此,Cr含量为1.0%以下。优选为0.5%以下。

[0058] 另外,从硬质相的马氏体增加则焊接部的韧性降低的理由出发,需要将Cr和Mo的合计量设为1%以下。

[0059] 本发明的高强度钢板的成分组成中,作为任意成分,可以含有合计0.5%以下的Cu、Ni、Sn、As、Sb、Ca、Mg、Pb、Co、Ta、W、REM、Zn、V、Sr、Cs和Hf中的1种以上。优选为0.1%以下,更优选为0.03%以下。另外,上述以外的成分为Fe和不可避免的杂质。

[0060] 应予说明,对于任意成分,即使将存在下限值记载的元素以小于下限值的方式含有也不损害本发明的效果,因此将小于下限值的任意元素视为是作为不可避免的杂质含有的。

[0061] 以上,对钢板的成分组成范围进行了说明,但为了得到本发明中期待的效果,仅将成分组成调整为上述的范围是不够的,将钢组织控制在满足特定条件的范围也很重要。以下对其钢组织条件进行说明。下述的体积分率、粒径的比的平均值、平均粒径采用通过实施例中记载的方法得到的值。

[0062] 轧制方向的板厚截面的观察中的马氏体相的体积分率:40~75%

[0063] 马氏体相是硬质相,具有利用相变组织强化增加钢板的强度的作用。另外,为了将屈服强度设为550MPa以上,将马氏体相的体积分率设为40%以上。优选为45%以上,更优选为50%以上。另一方面,如果超过75%,则热影响部的韧性降低。因此,将马氏体相的体积分率设为75%以下。优选为70%以下,更优选为65%以下,进一步优选为59%以下。应予说明,上述体积分率是指淬火状态的马氏体(未回火的马氏体)和回火马氏体的合计体积分率。

[0064] 除了马氏体相以外,包含铁素体相。铁素体相的体积分率没有特别限定,优选为25~60%。对于下限,更优选为30%以上,进一步优选为35%以上。对于上限,更优选为55%以下,进一步优选为50%以下。

[0065] 另外,本发明的高强度钢板的钢组织中,除了马氏体和铁素体以外,有时含有贝氏体、珍珠岩、残留奥氏体。只要这些其它的相的合计为10%以下就可以被允许。

[0066] 马氏体晶粒与相邻的铁素体晶粒的粒径之比的平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率:60%以上

[0067] 如果马氏体晶粒与相邻的铁素体晶粒的粒径之比(马氏体晶粒径/铁素体晶粒径)的平均值小于1/4的比例变多,则因HAZ部的晶粒生长,焊接部的强度降低。因此,将上述比的平均值设为1/4以上。另一方面,如果上述比的平均值超过1的比例变多,则马氏体晶粒容易受到应力集中,在马氏体晶粒的周边产生空隙,焊接部疲劳强度降低。因此,将马氏体晶粒与相邻的铁素体晶粒的粒径之比的平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率设为60%以上。上限没有特别限定,但优选为90%以下,更优选为85%以下,进一步优选为80%以下。

[0068] 应予说明,与马氏体晶粒相邻的铁素体晶粒是指观察与轧制方向平行的下述板厚截面时,与马氏体晶粒相接的铁素体晶粒。另外,马氏体晶粒与相邻的铁素体晶粒的粒径之比的平均值是指观察板厚截面时,计算各铁素体晶粒与马氏体晶粒的粒径比而得到的平均

值。例如,与马氏体晶粒相邻的铁素体晶粒有3个的情况下,计算马氏体晶粒与各铁素体晶粒的粒径比,接着,将得到的3个粒径比平均而得到马氏体晶粒与相邻的铁素体晶粒的粒径之比的平均值。

[0069] 本发明中,只要马氏体相中的、马氏体晶粒与相邻的铁素体晶粒的粒径之比的平均值为 $1/4\sim 1$ 的马氏体晶粒的合计体积率在上述范围内即可,对于马氏体晶粒的平均粒径、铁素体晶粒的平均粒径没有特别限定。本发明中,马氏体晶粒的平均粒径优选为 $1\sim 8\mu\text{m}$ 的范围,下限优选为 $2\mu\text{m}$ 以上,进一步优选为 $3\mu\text{m}$ 以上。上限优选为 $7\mu\text{m}$ 以下,进一步优选为 $5\mu\text{m}$ 以下。铁素体晶粒的平均粒径优选为 $3\sim 15\mu\text{m}$ 的范围,下限优选为 $4\mu\text{m}$ 以上,进一步优选为 $5\mu\text{m}$ 以上。上限优选为 $10\mu\text{m}$ 以下,进一步优选为 $9\mu\text{m}$ 以下。

[0070] 本发明的高强度钢板的屈服强度 Y_P 为 550MPa 以上。优选为 560MPa 以上,更优选为 570MPa 以上。考虑到与其它特性的平衡、所希望的组织的获得容易度等, Y_P 的上限优选为 800MPa 以下,更优选为 750MPa 以下,进一步优选为 700MPa 以下。

[0071] 作为其它拉伸特性的拉伸强度(TS)优选为 950MPa 以上,更优选为 980MPa 以上,进一步优选为 1000MPa 以上。考虑到与其它特性的平衡、所希望的组织的获得容易度等,拉伸强度的上限优选为 1200MPa 以下,更优选为 1150MPa 以下,进一步优选为 1100MPa 以下。

[0072] 作为其它拉伸特性的对接伸长性(E1)优选为 14.0% 以上,更优选为 14.5% 以上,进一步优选为 15.0% 以上。考虑到与其它特性的平衡、所希望的组织的获得容易度等,E1优选为 20.0% 以下,更优选为 19.0% 以下,进一步优选为 18.0% 以下。

[0073] 本发明的高强度钢板具有优异的焊接部疲劳强度。具体而言,通过实施例中记载的方法测定的十字拉伸力为 250N 以上。更优选为 275N 以上,进一步优选为 300N 以上。对于上限,考虑到与其它特性的平衡、所希望的组织的获得容易度等,优选为 500N 以下,更优选为 450N 以下,进一步优选为 400N 以下。

[0074] 以上的拉伸特性采用通过实施例中记载的方法测定而得的值。

[0075] 本发明的高强度钢板可以是在表面具有镀层的高强度钢板。作为镀层,也可例示热浸镀锌层、电镀锌层、热浸镀铝层等。另外,镀层也可以是在热浸镀锌后实施合金化处理而成的合金化熔融锌镀层。

[0076] 接下来,对本发明的高强度钢板的制造方法进行说明。

[0077] 以下,本发明的高强度钢板的制造方法具有热轧工序、冷轧工序和退火工序。另外,在具有镀层的高强度钢板的情况下,本发明的制造方法还具有镀覆工序。以下,对这些各工序进行说明。

[0078] 热轧工序是指在将具有上述成分组成的钢坯进行热轧后、在平均冷却速度为 $10\sim 30^\circ\text{C}/\text{s}$ 的条件下进行冷却、在卷取温度为 $470\sim 700^\circ\text{C}$ 的条件下进行卷取的工序。

[0079] 本发明中,钢坯材(钢坯)的熔炼方法没有特别限定,可以采用转炉、电炉等公知的熔炼方法。另外,熔炼后,从偏析等问题出发优选通过连续铸造法形成钢坯材,但也可以通过铸锭-开坯轧制法、薄板坯连铸法等公知的铸造方法形成板坯。应予说明,铸造后将板坯热轧时,可以利用加热炉将板坯再加热后进行轧制,在保持规定温度以上的温度的情况下,也可以在不加热板坯的基础上直送轧制。

[0080] 对上述得到的钢坯材,实施由粗轧和精轧构成的热轧,但本发明中,在粗轧前需要熔解钢坯材中的碳化物。加热板坯时,优选使碳化物熔解,或防止轧制负荷的增大,因此优

选加热到1100℃以上。另外,为了防止氧化皮的增大,板坯的加热温度优选为1300℃以下。另外,如上所述,在粗轧前的钢坯材保持规定温度以上的温度,钢坯材中的碳化物溶解的情况下,可以省略加热粗轧前的钢坯材的工序。应予说明,对于粗轧条件、精轧条件,不需要特别限定。本发明中精轧结束温度优选为850~1000℃的范围。

[0081] 精轧后的平均冷却速度:10~30℃/s

[0082] 精轧结束后,如果到卷取温度的平均冷却速度小于10℃/s,则铁素体晶粒不生长,热影响部的韧性降低。另一方面,如果超过30℃/s,则铁素体晶粒生长过多,强度降低。因此,将上述平均冷却速度设为10~30℃/s。优选为15~25℃/s。

[0083] 卷取温度:470~700℃

[0084] 如果卷取温度小于470℃,则生成贝氏体等低温相变相,上述比的平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率不满足所希望的范围,在焊接热影响部产生软化。另一方面,如果卷取温度超过700℃,则Si、Mn在钢板表面扩散而焊接部耐腐蚀性容易劣化,并且也容易产生珍珠岩,强度降低。因此,将卷取温度设为470~700℃。优选为500℃~600℃。

[0085] 接着,进行冷轧工序。冷轧工序是对通过以上的方法得到的热轧钢板进行冷轧的工序。

[0086] 冷轧工序中,压下率没有特别限定。例如,优选将压下率调整为30~80%的范围。

[0087] 接着,进行退火工序。退火工序是如下的工序:将通过冷轧工序得到的冷轧钢板加热到750~900℃的退火温度区域,以退火时间:30~200秒的条件下进行退火,以到600℃的平均冷却速度:10~40℃/s、到600℃的冷却时的利用半径1500mm以下的辊进行的弯曲-弯曲恢复的次数的合计为1次~4次、冷却停止温度:400~600℃的条件,进行冷却,以上述冷却停止温度保持2~200秒的工序。

[0088] 退火温度:750~900℃

[0089] 退火时间:30~200秒(s)

[0090] 在形成马氏体的体积分为40~75%且马氏体晶粒与相邻的铁素体晶粒的粒径之比的平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率为60%以上的钢组织中,需要将冷轧后的钢板在750~900℃的退火温度保持30~200秒。在退火温度小于750℃、退火时间小于30秒的情况下,恢复的进行缓慢,得不到充分的马氏体体积率。另一方面,如果退火温度超过900℃,则马氏体相的体积率变高,回火区域也增加,热影响部的韧性降低。另外,如果退火时间超过200秒,则有时因铁碳化物的大量析出导致延展性的降低。因此,退火温度为750~900℃,更优选为800~900℃,保持时间为30~200秒,更优选为50~150秒。

[0091] 在上述退火温度保持上述退火时间后,在如下的条件下进行冷却,即到600℃的平均冷却速度:10~40℃/s、到600℃的冷却时的利用半径1500mm以下的辊进行的弯曲-弯曲恢复的次数合计为1次~4次、冷却停止温度:400~600℃。

[0092] 到600℃的平均冷却速度:10~40℃/s

[0093] 如果平均冷却速度超过40℃/s,则铁素体晶粒不生长,得不到上述比的平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率为60%以上,焊接变形强度降低。另一方面,如果平均冷却速度小于10℃/s,则铁素体晶粒生长被促进,热影响部的韧性和疲劳强度降低。因此,将到600℃的平均冷却速度设为10~40℃/s。从600℃到冷却停止温度的平均冷却速度没有特别限定。优选在20~60℃/s的范围内调整。

[0094] 利用半径1500mm以下的辊进行合计1次~4次的弯曲-弯曲恢复

[0095] 仅简单地冷却得不到所希望的钢组织。若得不到所希望的钢组织则焊接部疲劳强度降低。因此,为了得到所希望的钢组织,在退火温度至600℃的高温范围进行弯曲-弯曲恢复,同时以冷却速度10~40℃/s冷却至600℃。发现通过进行弯曲-弯曲恢复,能够调整上述比的平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率,得到了上述比的平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率与焊接部疲劳强度有关系的见解。为了将上述比的平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率设在所希望的范围,需要将辊直径设为1500mm以下。另外,若弯曲-弯曲恢复次数在5次以上则上述比的平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率小于60%,因此设为4次以下。优选为3次以下。应予说明,所谓弯曲-弯曲恢复次数,不是将弯曲-弯曲恢复计为1次,而是以弯曲1次、弯曲恢复1次的方式计算次数。

[0096] 冷却停止温度:400~600℃

[0097] 保持时间:2~200秒

[0098] 如果冷却至小于400℃,则回火马氏体增加,强度降低。另一方面如果冷却停止温度超过600℃,则促进铁素体晶粒生长,热影响部的韧性和疲劳强度降低。如果保持时间超过200秒,则除了在生产率方面不理想之外,还发生贝氏体相变,强度降低。另一方面,如果保持时间小于2秒,则上述比的平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积率不满足所希望的范围。因此,将冷却停止温度设为400~600℃,将该冷却停止温度下的保持时间设为2~200秒。

[0099] 本发明的高强度钢板的制造方法为在表面具有镀层的高强度钢板的制造方法的情况下,本发明的制造方法还具有镀覆工序。

[0100] 镀覆工序是在高强度钢板的表面实施镀覆处理的工序。镀覆处理的方法可以根据所形成的镀层采用通常的方法。另外,在热浸镀锌处理的情况下,可以进行合金化处理。

[0101] 实施例1

[0102] 对表1所示的成分组成的板坯在表2所示的条件下实施热轧、冷轧、退火而制造高强度钢板。这里,No.1、2、9、10、19、20、23、33实施了镀覆处理。

[0103] (1) 组织观察

[0104] 对得到的钢板的轧制方向的板厚截面进行研磨,利用1%硝酸乙醇使其腐蚀露出。利用扫描式电子显微镜放大到2000倍,从表面到板厚1/4t处的区域内拍摄10个视野,通过基于ASTM E 112-10的切断法而求出。t为钢板的厚度(板厚)。基于上述拍摄图像,测定各相的面积率。将该面积率视为体积分率。铁素体相是具有在晶粒内没有观察到腐蚀痕迹、渗碳体的形态的组织。未回火的马氏体是在晶粒内没有观察到渗碳体,比铁素体相更亮的对比度,回火马氏体是在晶粒内观察到腐蚀痕迹、渗碳体的组织。通过这些相的图像解析而求出相对于观察视野的平均面积率。这里,在识别为未回火的马氏体的区域中含有少量的残留奥氏体。因此,为了区别未回火的马氏体与残留奥氏体,对于残留奥氏体的测定,通过研削加工至相对于板厚方向为1/4位置、实施了200μm以上化学研磨的板面的X射线衍射强度将残留奥氏体相的体积分率进行定量。入射射线源使用MoK α 射线,根据(200) α 、(211) α 、(200) γ 、(220) γ 、(311) γ 的峰值测定。得到的残留奥氏体相的体积分率的值被处理成与钢板组织的面积率相同。本发明的马氏体面积率(体积分率)是从未回火的马氏体面积率中减去残留奥氏体的面积率,并加上回火马氏体的面积率而得到的值。应予说明,作为其它的相,确

认到贝氏体、珍珠岩。

[0105] 使用导出上述的体积分率所使用的拍摄图像,利用Media Cybernetics公司的Image-Pro,测定马氏体相整体中的、马氏体晶粒与相邻的铁素体晶粒的粒径之比平均值为1/4~1的马氏体晶粒的合计体积分率。

[0106] 使用导出上述的体积分率所使用的拍摄图像,对于马氏体的平均粒径和铁素体的平均粒径,利用扫描式电子显微镜(SEM)放大到1000倍,拍摄10个视野,通过基于ASTM E 112-10的切断法而求出。将算出的马氏体的平均粒径和铁素体的平均粒径示于表3。

[0107] (2) 拉伸特性

[0108] 使用将与轧制方向呈90°的方向(板宽度方向)设为长边方向(拉伸方向)的JIS Z 2201中记载的5号试验片,进行5次基于JIS Z 2241的拉伸试验,求出平均的屈服强度(YP)、拉伸强度(TS)、对接伸长率(EL)。将算出结果示于表3。

[0109] (3) 焊接部疲劳试验

[0110] 首先,在以下的条件下进行点焊。在电极:DR6mm-40R、加压力:4802N(490kgf)、通电时间:17个周期的条件下进行,以使熔核直径成为6.5mm的方式调整电流值,制成十字拉伸试验片。之后将疲劳极限设为 10^6 次,以试验速度20Hz进行试验,基于JIS Z 3137进行十字拉伸试验。将结果示于表3。

[0111]

[表1]

钢号	成分组成(质量%)												
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Ti	Nb	其它		
A	0.083	0.61	2.62	0.01	0.001	0.03	0.003	0.002	0.02	0.015	-		
B	0.086	0.65	2.68	0.02	0.001	0.03	0.004	0.002	-	0.018	Sn:0.006,Cu:0.05		
C	0.092	0.53	2.72	0.02	0.002	0.04	0.003	-	0.03	0.016	V:0.004		
D	0.042	0.89	2.35	0.01	0.001	0.06	0.004	0.001	0.02	0.012	-		
E	0.062	0.65	2.30	0.02	0.002	0.04	0.002	0.002	0.02	0.040	Cr:0.92		
F	0.094	1.10	2.61	0.02	0.001	0.04	0.005	0.001	0.01	0.011	-		
G	0.075	1.65	2.35	0.02	0.018	0.04	0.009	0.003	0.01	0.006	Ni:0.010		
H	0.093	0.64	2.45	0.01	0.001	0.05	0.003	0.002	0.01	0.021	-		
I	0.064	0.69	2.65	0.01	0.001	0.04	0.004	0.001	0.02	0.011	Mo:0.45		
J	0.161	1.04	2.42	0.01	0.008	0.03	0.005	0.004	0.02	0.015	-		
K	0.081	0.80	1.52	0.02	0.003	0.05	0.006	0.002	0.01	0.049	-		
L	0.088	0.60	2.70	0.01	0.001	0.03	0.004	0.001	0.02	0.022	Pb:0.004,Cs:0.005		
M	0.073	1.88	2.73	0.02	0.002	0.03	0.005	0.003	0.01	-	-		
N	0.083	0.004	2.40	0.01	0.001	0.05	0.003	0.001	0.03	0.032	-		
O	0.082	0.83	2.68	0.02	0.002	0.05	0.005	0.004	0.02	0.021	Ta:0.005,Hf:0.004		
P	0.073	0.43	3.35	0.01	0.002	0.04	0.004	0.001	0.02	0.050	-		
Q	0.072	0.82	2.50	0.01	0.008	0.05	0.004	0.002	0.02	0.020	As:0.006,Cr:0.12		
R	0.081	0.58	2.75	0.02	0.001	0.04	0.005	0.004	0.03	0.015	REM:0.24		
S	0.094	0.64	2.75	0.01	0.001	0.06	0.003	0.002	0.01	0.024	W:0.006		
T	0.102	0.76	2.30	0.01	0.002	0.03	0.005	0.004	0.02	-	Zn:0.08,V:0.05		
U	0.091	0.98	2.50	0.02	0.003	0.09	0.004	0.001	0.03	0.012	Ca:0.003		
V	0.076	1.40	2.80	0.02	0.002	0.04	0.007	0.004	0.03	0.025	Co:0.011		
W	0.073	0.02	2.76	0.01	0.001	0.06	0.003	0.005	0.03	-	Sb:0.004		
X	0.075	0.92	3.10	0.02	0.002	0.05	0.004	0.002	-	-	Mg:0.0008		
Y	0.081	0.65	2.05	0.02	0.001	0.05	0.005	-	0.02	-	Sr:0.006		
Z	0.086	0.85	2.70	0.01	0.002	0.04	0.003	-	-	0.050	-		
AA	0.086	0.85	2.60	0.02	0.002	0.03	0.005	0.001	0.02	0.080	-		
AB	0.085	0.70	2.60	0.02	0.002	0.03	0.004	0.001	0.02	0.003	-		
AC	0.082	0.65	2.67	0.01	0.003	1.92	0.003	0.002	0.01	0.015	-		

*下划线是指在本发明范围外。

[0112] [表2]

No.	钢号	热轧				冷轧		退火温度 (°C)	退火时间 (s)	到600的平均冷却速度 (°C/s)	退火利用半径1500mm以下的辊进行的弯曲-恢复 (次)	冷却停止温度 (°C)	冷却停止下的保持时间 (s)	备注
		板坯加热温度 (°C)	精轧结束温度 (°C)	平均冷却速度 (°C/s)	卷绕温度 (°C)	冷轧率 (%)	卷绕速度 (°C/s)							
1	A	1250	900	22	520	52	800	80	20	3	500	75	适合钢	
2	A	1250	900	20	500	46	810	85	22	3	500	75	适合钢	
3	A	1250	900	<u>6</u>	500	55	810	85	20	2	490	75	比较钢	
4	A	1250	900	<u>35</u>	500	55	810	85	20	2	490	70	比较钢	
5	B	1250	900	25	510	50	810	80	25	3	500	75	适合钢	
6	B	1250	900	20	500	50	820	80	25	2	500	75	适合钢	
7	B	1250	900	25	<u>460</u>	50	815	80	25	3	500	75	比较钢	
8	B	1250	900	25	<u>720</u>	50	815	80	25	3	500	75	比较钢	
9	C	1250	900	28	520	55	810	85	28	3	510	70	适合钢	
10	C	1250	900	20	510	55	825	85	28	3	510	70	适合钢	
11	<u>D</u>	1250	900	18	490	50	810	90	25	2	500	75	比较钢	
12	E	1250	900	25	480	52	830	80	20	3	510	70	适合钢	
13	E	1250	900	25	480	52	<u>730</u>	80	20	2	510	70	比较钢	
14	E	1250	900	25	480	52	<u>910</u>	80	20	3	510	70	比较钢	
15	F	1250	900	15	500	50	790	90	35	3	420	75	适合钢	
16	F	1250	900	15	500	50	790	<u>20</u>	35	2	450	75	比较钢	
17	F	1250	900	15	500	50	790	<u>220</u>	35	3	450	75	比较钢	
18	G	1250	900	12	660	45	820	150	38	3	500	70	适合钢	
19	H	1250	900	20	520	50	810	70	30	2	510	75	适合钢	
20	I	1250	900	20	510	50	820	90	30	2	510	75	适合钢	
21	J	1250	900	25	520	50	810	100	25	3	500	80	比较钢	
22	K	1250	900	22	560	50	800	80	20	3	500	75	比较钢	
23	L	1250	900	20	510	55	820	70	20	2	550	70	适合钢	
24	L	1250	900	20	510	55	820	70	<u>6</u>	2	550	70	比较钢	
25	L	1250	900	20	510	55	810	70	50	2	550	70	比较钢	
26	M	1250	900	15	520	50	790	80	15	3	530	75	比较钢	
27	N	1250	900	15	520	50	790	85	20	2	530	75	比较钢	
28	O	1250	900	15	520	50	830	85	20	3	530	70	适合钢	
29	O	1250	900	15	520	50	830	80	20	0	530	70	比较钢	
30	O	1250	900	15	520	50	830	80	20	6	530	70	比较钢	
31	P	1250	900	20	500	55	810	80	25	3	520	75	比较钢	
32	Q	1250	900	25	510	40	820	70	20	2	500	90	适合钢	
33	R	1250	900	25	510	40	830	80	20	2	500	80	适合钢	
34	R	1250	900	25	510	40	830	80	20	2	350	80	比较钢	
35	R	1250	900	25	510	40	830	80	20	2	620	80	比较钢	
36	S	1250	900	20	520	50	820	85	20	2	520	70	适合钢	
37	S	1250	900	20	520	50	820	85	20	2	520	1	比较钢	
38	S	1250	900	20	520	50	820	85	20	2	520	<u>205</u>	比较钢	
39	T	1250	900	20	550	50	790	85	25	3	530	80	适合钢	
40	U	1250	900	20	550	50	820	85	25	3	530	180	适合钢	
41	V	1250	900	20	550	50	820	85	25	3	530	70	适合钢	
42	W	1250	900	20	550	50	850	75	25	3	530	70	适合钢	
43	X	1250	900	20	550	55	850	75	25	3	530	70	适合钢	
44	Y	1250	900	20	550	55	840	75	25	2	530	70	适合钢	
45	Z	1250	900	20	680	55	830	75	25	2	520	70	适合钢	
46	AA	1250	900	20	520	55	810	75	25	2	520	70	比较钢	
47	AB	1250	900	20	520	55	810	75	25	2	520	70	适合钢	
48	AC	1250	900	20	510	55	810	75	25	3	520	70	适合钢	

[0113]

[0114] *下划线是指在本发明范围外。

[0115] [表3]

No.	钢板组织特征					钢板特性			十字拉伸 疲劳试验 结果负荷 范围 (N)	备注
	马氏体		铁素体组织		马氏体晶粒与相邻的 铁素体晶粒的粒径 之比的平均值为 1/4~1的马氏体晶粒 的合计体积率(%)	YP(MPa)	TS(MPa)	EL(%)		
	马氏体 体积分率 (%)	平均 粒径 (μm)	铁素体 分率 (%)	平均 粒径 (μm)						
1	60	4	38	6	70	610	1030	16.4	375	适合钢
2	55	3	42	7	75	600	1010	16.7	350	适合钢
<u>3</u>	77	6	20	4	<u>20</u>	635	1050	16.1	230	比较钢
4	<u>38</u>	4	59	9	<u>50</u>	<u>540</u>	960	16.9	220	比较钢
5	62	3	37	8	65	610	1035	16.3	370	适合钢
6	65	4	35	7	66	642	1060	15.9	350	适合钢
<u>7</u>	50	4	35	5	<u>55</u>	580	1010	16.7	210	比较钢
8	<u>39</u>	5	60	10	<u>53</u>	<u>530</u>	945	17.3	215	比较钢
9	53	3	42	5	65	620	1045	16.2	355	适合钢
10	58	4	40	5	63	615	1055	16.0	360	适合钢
<u>11</u>	<u>35</u>	2	61	9	<u>55</u>	<u>530</u>	950	17.2	230	比较钢
12	45	5	50	7	62	550	985	17.2	260	适合钢
<u>13</u>	<u>36</u>	4	60	9	<u>45</u>	<u>535</u>	960	17.6	200	比较钢
<u>14</u>	<u>76</u>	7	22	2	<u>5</u>	645	1065	15.9	210	比较钢
15	55	5	41	6	65	610	1020	16.6	350	适合钢
<u>16</u>	<u>39</u>	3	50	11	<u>40</u>	<u>540</u>	965	17.5	220	比较钢
<u>17</u>	<u>38</u>	3	45	10	<u>30</u>	<u>535</u>	955	12.2	240	比较钢
18	50	4	45	8	65	550	990	17.6	320	适合钢
19	48	4	55	6	70	600	1000	16.9	340	适合钢
20	52	4	55	7	68	605	1010	16.7	350	适合钢
<u>21</u>	65	5	35	9	<u>40</u>	620	1050	15.3	230	比较钢
<u>22</u>	<u>38</u>	4	55	7	<u>50</u>	<u>545</u>	975	17.3	235	比较钢
23	63	3	35	6	70	645	1065	15.9	365	适合钢
<u>24</u>	<u>38</u>	4	60	7	<u>45</u>	<u>545</u>	965	17.5	220	比较钢
<u>25</u>	70	5	26	5	<u>55</u>	635	1055	16.0	225	比较钢
<u>26</u>	45	5	50	6	<u>50</u>	560	995	17.0	218	比较钢
<u>27</u>	<u>30</u>	5	65	7	<u>40</u>	<u>515</u>	930	17.9	230	比较钢
28	63	4	34	6	75	615	1040	16.3	368	适合钢
<u>29</u>	59	2	36	10	<u>52</u>	595	995	17.0	230	比较钢
<u>30</u>	60	2	35	10	<u>50</u>	600	1005	16.8	235	比较钢
<u>31</u>	45	3	50	7	<u>55</u>	565	1000	16.9	240	比较钢
32	46	5	52	9	62	555	990	17.1	310	适合钢
33	58	5	40	8	70	610	1035	16.3	365	适合钢
<u>34</u>	52	3	42	8	68	<u>540</u>	960	17.6	230	比较钢
<u>35</u>	<u>38</u>	2	57	10	<u>40</u>	<u>530</u>	945	17.9	235	比较钢
36	55	3	43	7	65	625	1050	16.1	368	适合钢
<u>37</u>	50	5	45	5	<u>50</u>	570	1000	16.9	235	比较钢
<u>38</u>	<u>35</u>	4	50	7	<u>55</u>	<u>540</u>	965	17.5	240	比较钢
39	60	4	35	8	60	620	1045	16.2	325	适合钢
40	56	3	42	7	65	550	985	18.1	350	适合钢
41	43	4	52	8	62	560	1000	17.5	320	适合钢
42	41	4	53	7	63	550	970	16.5	270	适合钢
43	50	3	48	8	65	570	1010	16.7	265	适合钢
44	53	4	40	7	65	560	1005	16.8	330	适合钢
45	68	5	30	8	65	610	1040	16.3	340	适合钢
<u>46</u>	75	6	20	7	<u>50</u>	640	1060	15.9	220	比较钢
47	50	4	45	9	60	565	990	17.1	310	适合钢
48	48	5	56	6	66	595	1000	16.7	305	适合钢

[0116]

[0117] *下划线是指在本发明范围外。