



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 114585758 B

(45) 授权公告日 2023.03.24

(21) 申请号 202080070322.7	G22C 38/04 (2006.01)
(22) 申请日 2020.09.25	G22C 38/06 (2006.01)
(65) 同一申请的已公布的文献号 申请公布号 CN 114585758 A	G21D 8/02 (2006.01)
(43) 申请公布日 2022.06.03	G22C 38/14 (2006.01)
(30) 优先权数据 2019-187296 2019.10.11 JP	G22C 38/12 (2006.01)
(85) PCT国际申请进入国家阶段日 2022.04.07	G22C 38/08 (2006.01)
(86) PCT国际申请的申请数据 PCT/JP2020/036362 2020.09.25	G22C 38/18 (2006.01)
(87) PCT国际申请的公布数据 W02021/070639 JA 2021.04.15	G22C 38/16 (2006.01)
(73) 专利权人 杰富意钢铁株式会社 地址 日本东京	G22C 38/60 (2006.01)
(72) 发明人 川崎由康 田路勇树 岩泽心和 二塚贵之 佐藤健太郎	G23C 2/06 (2006.01)
(74) 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限 责任公司 11219 专利代理师 盛曼 金龙河	G23C 2/12 (2006.01)
(51) Int.Cl. G22C 38/02 (2006.01)	G23C 2/40 (2006.01)
	G25D 3/22 (2006.01)
	G21D 1/26 (2006.01)
	G23C 2/02 (2006.01)
	(56) 对比文件
	WO 2017183349 A1, 2017.10.26
	WO 2019194250 A1, 2019.10.10
	WO 2019188642 A1, 2019.10.03
	WO 2019188640 A1, 2019.10.03
	CN 108350546 A, 2018.07.31
	CN 105940134 A, 2016.09.14
	CN 1246161 A, 2000.03.01 (续)
	审查员 蒋娜云
	权利要求书3页 说明书21页

(54) 发明名称  
高强度钢板和碰撞吸收构件以及高强度钢板的制造方法

(57) 摘要

本发明的目的在于提供具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS)、并且具有优良的均匀延展性、弯曲性和压溃特性的高强度钢板和碰撞吸收构件以及高强度钢板的制造方法。一种具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS)的高强度钢板,其具有规定的成分组成,钢组织中,以面积率计铁素体为30.0%以上且小于80.0%、马氏体为

3.0%以上且30.0%以下、贝氏体为0%以上且3.0%以下,以体积率计残余奥氏体为12.0%以上,并且,残余奥氏体的总个数内与结晶取向不同的残余奥氏体相邻的比率为0.60以上,而且,所述铁素体的平均结晶粒径为5.0 μm以下、所述残余奥氏体的平均结晶粒径为2.0 μm以下,所述残余奥氏体中的Mn的含量(质量%)除以钢中的Mn的含量(质量%)而得到的值为1.50以上,150℃下的温拉伸试验后的拉伸试验片的断裂部的残余奥氏体的体积率V<sub>γa</sub>除以150℃下的温拉伸试验前的残余奥氏体的体积率V<sub>γb</sub>而得到的值为0.40以上。

CN 114585758 B

[接上页]

**(56) 对比文件**

CN 101264681 A,2008.09.17	WO 2019188643 A1,2019.10.03
CN 111684084 A,2020.09.18	CN 105492643 A,2016.04.13
CN 107406932 A,2017.11.28	CN 107406931 A,2017.11.28
CN 104204252 A,2014.12.10	JP 2003193193 A,2003.07.09
CN 1241219 A,2000.01.12	JP H11189839 A,1999.07.13
JP 2019014933 A,2019.01.31	JP 2005290477 A,2005.10.20
WO 2018092817 A1,2018.05.24	US 5328528 A,1994.07.12
WO 2019159771 A1,2019.08.22	JP 2007162078 A,2007.06.28
	JP 2017053001 A,2017.03.16

1. 一种具有1%以上的屈服伸长率 (YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度 (TS) 的高强度钢板, 其中,

成分组成以质量%计含有C:0.030%以上且0.250%以下、Si:0.01%以上且2.00%以下、Mn:3.10%以上且6.00%以下、P:0.100%以下、S:0.0200%以下、N:0.0100%以下、Al:0.001%以上且1.200%以下且余量由Fe和不可避免的杂质构成,

钢组织中, 以面积率计铁素体为30.0%以上且小于80.0%、马氏体为3.0%以上且30.0%以下、贝氏体为0%以上且3.0%以下, 以体积率计残余奥氏体为12.0%以上, 并且, 残余奥氏体的总个数内与结晶取向不同的残余奥氏体相邻的比率为0.60以上, 而且, 所述铁素体的平均结晶粒径为5.0 $\mu\text{m}$ 以下、所述残余奥氏体的平均结晶粒径为2.0 $\mu\text{m}$ 以下, 所述残余奥氏体中的Mn的质量%含量除以钢中的Mn的质量%含量而得到的值为1.50以上, 所述结晶取向不同的残余奥氏体是指具有15°以上的取向差的大角晶界的残余奥氏体,

150°C下的温拉伸试验后的拉伸试验片的断裂部的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma a}$ 除以150°C下的温拉伸试验前的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma b}$ 而得到的值为0.40以上。

2. 如权利要求1所述的具有1%以上的屈服伸长率 (YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度 (TS) 的高强度钢板, 其中,

成分组成以质量%计含有C:0.030%以上且0.250%以下、Si:0.01%以上且2.00%以下、Mn:3.10%以上且6.00%以下、P:0.001%以上且0.100%以下、S:0.0001%以上且0.0200%以下、N:0.0005%以上且0.0100%以下、Al:0.001%以上且1.200%以下且余量由Fe和不可避免的杂质构成,

钢组织中, 以面积率计铁素体为30.0%以上且小于80.0%、马氏体为3.0%以上且30.0%以下、贝氏体为0%以上且3.0%以下, 以体积率计残余奥氏体为12.0%以上, 并且, 残余奥氏体的总个数内与结晶取向不同的残余奥氏体相邻的比率为0.60以上, 而且, 所述铁素体的平均结晶粒径为5.0 $\mu\text{m}$ 以下、所述残余奥氏体的平均结晶粒径为2.0 $\mu\text{m}$ 以下, 所述残余奥氏体中的Mn的质量%含量除以钢中的Mn的质量%含量而得到的值为1.50以上,

150°C下的温拉伸试验后的拉伸试验片的断裂部的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma a}$ 除以150°C下的温拉伸试验前的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma b}$ 而得到的值为0.40以上。

3. 如权利要求1或2所述的具有1%以上的屈服伸长率 (YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度 (TS) 的高强度钢板, 其中, 成分组成以质量%计还含有选自Ti:0.200%以下、Nb:0.200%以下、V:0.500%以下、W:0.500%以下、B:0.0050%以下、Ni:1.000%以下、Cr:1.000%以下、Mo:1.000%以下、Cu:1.000%以下、Sn:0.200%以下、Sb:0.200%以下、Ta:0.100%以下、Zr:0.0050%以下、Ca:0.0050%以下、Mg:0.0050%以下、REM:0.0050%以下中的至少一种元素。

4. 如权利要求3所述的具有1%以上的屈服伸长率 (YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度 (TS) 的高强度钢板, 其中, 成分组成以质量%计含有选自Ti:0.002%以上且0.200%以下、Nb:0.005%以上且0.200%以下、V:0.005%以上且0.500%以下、W:0.0005%以上且0.500%以下、B:0.0003%以上且0.0050%以下、Ni:0.005%以上且1.000%以下、Cr:0.005%以上且1.000%以下、Mo:0.005%以上且1.000%以下、Cu:0.005%以上且1.000%以下、Sn:0.002%以上且0.200%以下、Sb:0.002%以上且0.200%以下、Ta:0.001%以上且0.100%以下、Zr:0.0005%以上且0.0050%以下、Ca:0.0005%以上且0.0050%以下、Mg:

0.0005%以上且0.0050%以下、REM:0.0005%以上且0.0050%以下中的至少一种元素。

5. 如权利要求1或2所述的具有1%以上的屈服伸长率 (YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度 (TS) 的高强度钢板,其中,钢中扩散性氢量为0.50质量ppm以下。

6. 如权利要求3所述的具有1%以上的屈服伸长率 (YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度 (TS) 的高强度钢板,其中,钢中扩散性氢量为0.50质量ppm以下。

7. 如权利要求4所述的具有1%以上的屈服伸长率 (YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度 (TS) 的高强度钢板,其中,钢中扩散性氢量为0.50质量ppm以下。

8. 如权利要求1或2所述的具有1%以上的屈服伸长率 (YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度 (TS) 的高强度钢板,其中,在钢板的表面具有镀锌层。

9. 如权利要求3所述的具有1%以上的屈服伸长率 (YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度 (TS) 的高强度钢板,其中,在钢板的表面具有镀锌层。

10. 如权利要求4所述的具有1%以上的屈服伸长率 (YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度 (TS) 的高强度钢板,其中,在钢板的表面具有镀锌层。

11. 如权利要求1或2所述的具有1%以上的屈服伸长率 (YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度 (TS) 的高强度钢板,其中,在钢板的表面具有镀铝层。

12. 如权利要求3所述的具有1%以上的屈服伸长率 (YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度 (TS) 的高强度钢板,其中,在钢板的表面具有镀铝层。

13. 如权利要求4所述的具有1%以上的屈服伸长率 (YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度 (TS) 的高强度钢板,其中,在钢板的表面具有镀铝层。

14. 一种碰撞吸收构件,其是具有通过弯曲压溃而发生变形来吸收碰撞能量的碰撞吸收部的碰撞吸收构件,其中,所述碰撞吸收部由权利要求1~13中任一项所述的高强度钢板构成。

15. 一种碰撞吸收构件,其是具有通过轴向压溃而变形为蛇腹状来吸收碰撞能量的碰撞吸收部的碰撞吸收构件,其中,所述碰撞吸收部由权利要求1~13中任一项所述的高强度钢板构成。

16. 一种高强度钢板的制造方法,其是权利要求1~7中任一项所述的高强度钢板的制造方法,其中,对热轧钢板实施酸洗处理,在 $Ac_1$ 相变点以上且( $Ac_1$ 相变点+150°C)以下的温度范围内保持超过21600秒且259200秒以下后,在从550°C至400°C的温度范围内以5°C/小时以上且200°C/小时以下的平均冷却速度进行冷却,接着,进行冷轧,将得到的冷轧钢板在 $Ac_3$ 相变点以上的温度范围内保持20秒以上,接着,在 $Ac_1$ 相变点以上且( $Ac_1$ 相变点+150°C)以下的温度范围内保持20秒以上且900秒以下。

17. 如权利要求16所述的高强度钢板的制造方法,其中,在所述 $Ac_1$ 相变点以上且( $Ac_1$ 相变点+150°C)以下的温度范围内保持20秒以上且900秒以下后,接着在50°C以上且300°C以下的温度范围内保持1800秒以上且259200秒以下。

18. 一种高强度钢板的制造方法,其是权利要求8~10中任一项所述的高强度钢板的制造方法,其中,对热轧钢板实施酸洗处理,在 $Ac_1$ 相变点以上且( $Ac_1$ 相变点+150°C)以下的温度范围内保持超过21600秒且259200秒以下后,在从550°C至400°C的温度范围内以5°C/小时以上且200°C/小时以下的平均冷却速度进行冷却,接着,进行冷轧,将得到的冷轧钢板在 $Ac_3$ 相变点以上的温度范围内保持20秒以上,接着,在 $Ac_1$ 相变点以上且( $Ac_1$ 相变点+150°C)

以下的温度范围内保持20秒以上且900秒以下,接着实施热镀锌处理或电镀锌处理。

19.如权利要求18所述的高强度钢板的制造方法,其中,所述镀覆处理后,在50℃以上且300℃以下的温度范围内保持1800秒以上且259200秒以下。

20.一种高强度钢板的制造方法,其是权利要求11~13中任一项所述的高强度钢板的制造方法,其中,对热轧钢板实施酸洗处理,在 $Ac_1$ 相变点以上且( $Ac_1$ 相变点+150℃)以下的温度范围内保持超过21600秒且259200秒以下后,在从550℃至400℃的温度范围内以5℃/小时以上且200℃/小时以下的平均冷却速度进行冷却,接着,进行冷轧,将得到的冷轧钢板在 $Ac_3$ 相变点以上的温度范围内保持20秒以上,接着,在 $Ac_1$ 相变点以上且( $Ac_1$ 相变点+150℃)以下的温度范围内保持20秒以上且900秒以下,接着实施热镀铝处理。

21.如权利要求20所述的高强度钢板的制造方法,其中,所述镀覆处理后,在50℃以上且300℃以下的温度范围内保持1800秒以上且259200秒以下。

## 高强度钢板和碰撞吸收构件以及高强度钢板的制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及适合用于汽车领域中使用的碰撞能量吸收构件的高强度钢板和碰撞吸收构件,特别是涉及具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS)、并且具有优良的均匀延展性、弯曲性和压溃特性的高强度钢板和碰撞吸收构件以及高强度钢板的制造方法。

### 背景技术

[0002] 近年来,从保护地球环境的观点考虑,汽车的燃料效率提高成为重要的课题。因此,想要通过车身材料的高强度化谋求车身材料的薄壁化、从而使车身本身轻量化的动向越发活跃。另一方面,针对汽车的碰撞安全性提高的社会要求也进一步提高,不仅是钢板的高强度化,还期望开发出走行中发生碰撞的情况下的耐碰撞特性(压溃特性)优良的钢板及其构件。但是,以前纵梁、后纵梁为代表的碰撞能量吸收构件局限于应用拉伸强度(TS)小于850MPa的钢板。这是因为,伴随着高强度化,局部延展性、弯曲性等成形性降低,因此,在模拟碰撞试验的弯曲压溃试验、轴向压溃试验中发生破裂,无法充分吸收碰撞能量。

[0003] 在此,作为高强度且高延展性的钢板,提出了利用残余奥氏体的形变诱发相变的高强度钢板。该高强度钢板呈现出具有残余奥氏体的组织,在成形时利用残余奥氏体使成形容易,另一方面,在成形后残余奥氏体相变为马氏体,因此具备高强度。例如,专利文献1中记载了如下高强度钢板:拉伸强度为1000MPa以上、总伸长率(EL)为30%以上,利用残余奥氏体的形变诱发相变,且具有非常高的延展性。另外,专利文献2中记载了如下发明:使用高Mn钢,实施铁素体与奥氏体的双相区中的热处理,由此实现高的强度-延展性平衡。另外,专利文献3中记载了如下发明:在高Mn钢中,使热轧后组织为包含贝氏体、马氏体的组织,通过退火和回火而形成微细的残余奥氏体,并且形成包含回火贝氏体或回火马氏体的组织,由此改善局部延展性。此外,专利文献4中记载了最大拉伸强度(TS)为780MPa以上、能够应用于碰撞时的碰撞吸收构件的高强度钢板、高强度热镀锌钢板以及高强度合金化热镀锌钢板。

[0004] 现有技术文献

[0005] 专利文献

[0006] 专利文献1:日本特开昭61-157625号公报

[0007] 专利文献2:日本特开平1-259120号公报

[0008] 专利文献3:日本特开2003-138345号公报

[0009] 专利文献4:日本特开2015-78394号公报

### 发明内容

[0010] 发明所要解决的问题

[0011] 专利文献1中记载的高强度钢板通过进行在将以C、Si、Mn作为基本成分的钢板奥氏体化后在贝氏体相变温度范围内进行淬火并等温保持的所谓等温淬火处理来制造。通过

该等温淬火处理而使C向奥氏体中富集,由此生成残余奥氏体,但为了得到大量的残余奥氏体,需要添加含量超过0.3%的大量C。但是,钢中的C量增多时,点焊性降低,特别是在含量超过0.3%的C量下,其降低变得显著。因此,难以将专利文献1中记载的高强度钢板作为汽车用钢板来实用化。另外,专利文献1中记载的发明的主要目的在于提高高强度钢板的延展性,因此,并未考虑弯曲性和压溃特性。

[0012] 另外,专利文献2中记载的发明并没有研究通过Mn向未相变奥氏体中的富集而带来的延展性的提高,成形性还有改善的余地。另外,专利文献3中记载的钢板是含有大量在高温下回火后的贝氏体或马氏体的组织,因此难以确保强度,另外,为了改善局部延展性,残余奥氏体量受到限制,总伸长率也不充分。此外,专利文献4中记载的高强度钢板、高强度热镀锌钢板以及高强度合金化热镀锌钢板中,残余奥氏体量最高也就约2%,延展性、特别是均匀延展性低。

[0013] 本发明是鉴于上述课题而完成的,其目的在于提供具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS)、并且具有优良的均匀延展性、弯曲性和压溃特性的高强度钢板和碰撞吸收构件以及高强度钢板的制造方法。

[0014] 用于解决问题的方法

[0015] 本发明人为了得到具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS)、并且具有优良的均匀延展性、弯曲性和压溃特性的高强度钢板和碰撞吸收构件,从钢板的成分组成和组织控制的观点考虑反复进行了深入研究,结果得到了以下见解。

[0016] 即获知,具有规定的成分组成,特别是将Mn控制为3.10质量%以上且6.00质量%以下,并且,将钢组织控制为如下钢组织:以面积率计铁素体为30.0%以上且小于80.0%、马氏体为3.0%以上且30.0%以下、贝氏体为0%以上且3.0%以下,以体积率计残余奥氏体为12.0%以上,并且残余奥氏体的总个数内与结晶取向不同的残余奥氏体相邻的比率为0.60以上,而且,铁素体的平均结晶粒径为5.0 $\mu\text{m}$ 以下、残余奥氏体的平均结晶粒径为2.0 $\mu\text{m}$ 以下,残余奥氏体中的Mn的含量(质量%)除以钢中的Mn的含量(质量%)而得到的值为1.50以上,由此,能够得到具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS)、并且具有优良的均匀延展性、弯曲性和压溃特性的和碰撞吸收部由上述高强度钢板构成的碰撞吸收构件。

[0017] 本发明是基于以上的见解而完成的,其主旨如下所述。

[0018] [1]一种具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS)的高强度钢板,其中,

[0019] 成分组成以质量%计含有C:0.030%以上且0.250%以下、Si:2.00%以下、Mn:3.10%以上且6.00%以下、P:0.100%以下、S:0.0200%以下、N:0.0100%以下、Al:1.200%以下且余量由Fe和不可避免的杂质构成,

[0020] 钢组织中,以面积率计铁素体为30.0%以上且小于80.0%、马氏体为3.0%以上且30.0%以下、贝氏体为0%以上且3.0%以下,以体积率计残余奥氏体为12.0%以上,并且,残余奥氏体的总个数内与结晶取向不同的残余奥氏体相邻的比率为0.60以上,而且,上述铁素体的平均结晶粒径为5.0 $\mu\text{m}$ 以下、上述残余奥氏体的平均结晶粒径为2.0 $\mu\text{m}$ 以下,上述残余奥氏体中的Mn的含量(质量%)除以钢中的Mn的含量(质量%)而得到的值为1.50以上,

[0021] 150 $^{\circ}\text{C}$ 下的温拉伸试验后的拉伸试验片的断裂部的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma a}$ 除以

150℃下的温拉伸试验前的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma b}$ 而得到的值为0.40以上。

[0022] [2]如[1]所述的具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS)的高强度钢板,其中,

[0023] 成分组成以质量%计含有C:0.030%以上且0.250%以下、Si:0.01%以上且2.00%以下、Mn:3.10%以上且6.00%以下、P:0.001%以上且0.100%以下、S:0.0001%以上且0.0200%以下、N:0.0005%以上且0.0100%以下、Al:0.001%以上且1.200%以下且余量由Fe和不可避免的杂质构成,

[0024] 钢组织中,以面积率计铁素体为30.0%以上且小于80.0%、马氏体为3.0%以上且30.0%以下、贝氏体为0%以上且3.0%以下,以体积率计残余奥氏体为12.0%以上,并且,残余奥氏体的总个数内与结晶取向不同的残余奥氏体相邻的比率为0.60以上,而且,上述铁素体的平均结晶粒径为5.0 $\mu\text{m}$ 以下、上述残余奥氏体的平均结晶粒径为2.0 $\mu\text{m}$ 以下,上述残余奥氏体中的Mn的含量(质量%)除以钢中的Mn的含量(质量%)而得到的值为1.50以上,

[0025] 150℃下的温拉伸试验后的拉伸试验片的断裂部的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma a}$ 除以150℃下的温拉伸试验前的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma b}$ 而得到的值为0.40以上。

[0026] [3]如[1]或[2]所述的具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS)的高强度钢板,其中,

[0027] 成分组成以质量%计还含有选自Ti:0.200%以下、Nb:0.200%以下、V:0.500%以下、W:0.500%以下、B:0.0050%以下、Ni:1.000%以下、Cr:1.000%以下、Mo:1.000%以下、Cu:1.000%以下、Sn:0.200%以下、Sb:0.200%以下、Ta:0.100%以下、Zr:0.0050%以下、Ca:0.0050%以下、Mg:0.0050%以下、REM:0.0050%以下中的至少一种元素。

[0028] [4]如[3]所述的具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS)的高强度钢板,其中,

[0029] 成分组成以质量%计含有选自Ti:0.002%以上且0.200%以下、Nb:0.005%以上且0.200%以下、V:0.005%以上且0.500%以下、W:0.0005%以上且0.500%以下、B:0.0003%以上且0.0050%以下、Ni:0.005%以上且1.000%以下、Cr:0.005%以上且1.000%以下、Mo:0.005%以上且1.000%以下、Cu:0.005%以上且1.000%以下、Sn:0.002%以上且0.200%以下、Sb:0.002%以上且0.200%以下、Ta:0.001%以上且0.100%以下、Zr:0.0005%以上且0.0050%以下、Ca:0.0005%以上且0.0050%以下、Mg:0.0005%以上且0.0050%以下、REM:0.0005%以上且0.0050%以下中的至少一种元素。

[0030] [5]如[1]~[4]中任一项所述的具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS)的高强度钢板,其中,钢中扩散性氢量为0.50质量ppm以下。

[0031] [6]如[1]~[5]中任一项所述的具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS)的高强度钢板,其中,在钢板的表面具有镀锌层。

[0032] [7]如[1]~[5]中任一项所述的具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS)的高强度钢板,其中,在钢板的表面具有镀铝层。

[0033] [8]一种碰撞吸收构件,其是具有通过弯曲压溃而发生变形来吸收碰撞能量的碰撞吸收部的碰撞吸收构件,其中,上述碰撞吸收部由[1]~[7]中任一项所述的高强度钢板构成。

[0034] [9]一种碰撞吸收构件,其是具有通过进行轴向压溃而变形为蛇腹状来吸收碰撞



能量的碰撞吸收部的碰撞吸收构件,其中,上述碰撞吸收部由[1]~[7]中任一项所述的高强度钢板构成。

[0035] [10]一种高强度钢板的制造方法,其是[1]~[4]中任一项所述的高强度钢板的制造方法,其中,对热轧钢板实施酸洗处理,在 $Ac_1$ 相变点以上且( $Ac_1$ 相变点+150℃)以下的温度范围内保持超过21600秒且259200秒以下后,在从550℃至400℃的温度范围内以5℃/小时以上且200℃/小时以下的平均冷却速度进行冷却,接着,进行冷轧,将得到的冷轧钢板在 $Ac_3$ 相变点以上的温度范围内保持20秒以上,接着,在 $Ac_1$ 相变点以上且( $Ac_1$ 相变点+150℃)以下的温度范围内保持20秒以上且900秒以下。

[0036] [11]一种高强度钢板的制造方法,其是[6]所述的高强度钢板的制造方法,其中,对热轧钢板实施酸洗处理,在 $Ac_1$ 相变点以上且( $Ac_1$ 相变点+150℃)以下的温度范围内保持超过21600秒且259200秒以下后,在从550℃至400℃的温度范围内以5℃/小时以上且200℃/小时以下的平均冷却速度进行冷却,接着,进行冷轧,将得到的冷轧钢板在 $Ac_3$ 相变点以上的温度范围内保持20秒以上,接着,在 $Ac_1$ 相变点以上且( $Ac_1$ 相变点+150℃)以下的温度范围内保持20秒以上且900秒以下,接着实施热镀锌处理或电镀锌处理。

[0037] [12]一种高强度钢板的制造方法,其是[7]所述的高强度钢板的制造方法,其中,对热轧钢板实施酸洗处理,在 $Ac_1$ 相变点以上且( $Ac_1$ 相变点+150℃)以下的温度范围内保持超过21600秒且259200秒以下后,在从550℃至400℃的温度范围内以5℃/小时以上且200℃/小时以下的平均冷却速度进行冷却,接着,进行冷轧,将得到的冷轧钢板在 $Ac_3$ 相变点以上的温度范围内保持20秒以上,接着,在 $Ac_1$ 相变点以上且( $Ac_1$ 相变点+150℃)以下的温度范围内保持20秒以上且900秒以下,接着实施热镀铝处理。

[0038] [13]如[10]所述的高强度钢板的制造方法,其中,在上述 $Ac_1$ 相变点以上且( $Ac_1$ 相变点+150℃)以下的温度范围内保持20秒以上且900秒以下后,接着在50℃以上且300℃以下的温度范围内保持1800秒以上且259200秒以下。

[0039] [14]如[11]或[12]所述的高强度钢板的制造方法,其中,上述镀覆处理后,在50℃以上且300℃以下的温度范围内保持1800秒以上且259200秒以下。

[0040] 发明效果

[0041] 根据本发明,可以得到具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS)、并且具有优良的均匀延展性、弯曲性和压溃特性的高强度钢板和碰撞吸收构件。

## 具体实施方式

[0042] 以下,对本发明的高强度钢板和碰撞吸收构件以及高强度钢板的制造方法进行说明。

[0043] 首先,对限定本发明的高强度钢板中的钢的成分组成的理由进行说明。

[0044] C:0.030%以上且0.250%以下

[0045] C是用于使马氏体等低温相变相生成、使钢板的拉伸强度升高所需的元素。另外,C是对提高残余奥氏体的稳定性、提高钢板的延展性、特别是均匀延展性有效的元素。C的含量小于0.030%时,铁素体的体积率变得过大,另外难以确保期望的马氏体的面积率,得不到期望的拉伸强度。另外,难以确保充分的残余奥氏体的体积率,得不到良好的延展性、特别是良好的均匀延展性。另一方面,含量超过0.250%而使C过量含有时,硬质马氏体的面积

率变得过大,钢板的延展性、特别是均匀延展性降低,不仅如此,在各种弯曲变形时马氏体的晶界处的微空隙增加。此外,龟裂的传播进行,钢板的弯曲性降低。另外,焊接部和热影响部的硬化显著,焊接部的机械特性降低,因此,点焊性、电弧焊性等劣化。从这样的观点考虑,C的含量设定为0.030%以上且0.250%以下。优选为0.080%以上,优选设定为0.200%以下。

[0046] Si:2.00%以下

[0047] Si是用于通过铁素体的固溶强化使钢板的拉伸强度升高所需的元素。另外, Si使铁素体的加工硬化能力提高,因此,对确保良好的延展性、特别是良好的均匀延展性有效。Si的含量低于0.01%时,其效果不足,因此, Si的含量的下限优选为0.01%。另一方面,含量超过2.00%的Si的过量含有会难以确保1%以上的屈服伸长率(YP-EL),另外,钢板脆化,延展性、均匀延展性、弯曲性降低。因此, Si的含量设定为2.00%以下。优选为0.01%以上,更优选设定为0.10%以上。优选设定为1.60%以下。

[0048] Mn:3.10%以上且6.00%以下

[0049] Mn在本发明中是极其重要的添加元素。Mn是使残余奥氏体稳定化的元素,对确保良好的延展性、特别是均匀延展性有效,并且是通过固溶强化使钢板的拉伸强度升高的元素。这样的作用在Mn的含量为3.10%以上时被观察到。另一方面,含量超过6.00%的Mn的过量含有会引起表面品质的降低。从这样的观点考虑, Mn的含量为3.10%以上且6.00%以下,优选为3.40%以上,优选设定为5.20%以下。

[0050] P:0.100%以下

[0051] P是具有固溶强化的作用、可以根据期望的拉伸强度而含有的元素。另外, P是促进铁素体相变、因而对复合组织化也有效的元素。为了得到这样的效果,优选将P的含量设定为0.001%以上。另一方面, P的含量超过0.100%时,导致焊接性的劣化,并且,在对热镀锌层进行合金化处理的情况下,使合金化速度降低,损害热镀锌层的品质。因此, P的含量设定为0.100%以下。优选为0.001%以上,更优选设定为0.005%以上。优选设定为0.050%以下。

[0052] S:0.0200%以下

[0053] S在晶界偏析而在热加工时使钢板脆化,并且以硫化物的形式存在,使钢板的弯曲性降低。因此, S的含量需要设定为0.0200%以下、优选0.0100%以下、更优选0.0050%以下。但是,从生产技术上的制约考虑, S的含量优选为0.0001%以上。因此, S的含量设定为0.0200%以下。优选为0.0001%以上,优选为0.0100%以下。更优选为0.0001%以上,更优选设定为0.0050%以下。

[0054] N:0.0100%以下

[0055] N是使钢板的耐时效性劣化的元素。特别是, N的含量超过0.0100%时,耐时效性的劣化变得显著。N的含量越少越优选,但从生产技术上的制约考虑, N的含量优选为0.0005%以上。因此, N的含量设定为0.0100%以下。优选为0.0005%以上,更优选为0.0010%以上。优选设定为0.0070%以下。

[0056] Al:1.200%以下

[0057] Al是使铁素体与奥氏体的双相区扩大、对机械特性的退火温度依赖性的降低、即材质稳定性有效的元素。Al的含量低于0.001%时,其添加效果不足,因此,优选将下限设定

为0.001%。另外,Al是作为脱氧剂发挥作用、对钢板的洁净度有效的元素,优选在脱氧工序中含有。但是,Al的含量超过1.200%时,连续铸造时的钢片破裂发生的危险性增高,使制造性降低。从这样的观点考虑,Al的含量设定为1.200%以下。优选为0.001%以上,更优选为0.020%以上,进一步优选为0.030%以上。优选为1.000%以下,更优选设定为0.800%以下。

[0058] 另外,在上述的成分的基础上,可以以质量%计含有选自Ti:0.200%以下、Nb:0.200%以下、V:0.500%以下、W:0.500%以下、B:0.0050%以下、Ni:1.000%以下、Cr:1.000%以下、Mo:1.000%以下、Cu:1.000%以下、Sn:0.200%以下、Sb:0.200%以下、Ta:0.100%以下、Zr:0.0050%以下、Ca:0.0050%以下、Mg:0.0050%以下、REM:0.0050%以下中的至少一种元素。

[0059] Ti:0.200%以下

[0060] Ti对钢板的析出强化有效,通过使铁素体的强度提高,能够减小与硬质第二相(马氏体或残余奥氏体)的硬度差,能够确保良好的弯曲性。另外,使马氏体、残余奥氏体的晶粒微细化,可以得到良好的弯曲性。为了得到该效果,优选为0.002%以上的含量。但是,含量超过0.200%时,硬质马氏体的面积率变得过大,在各种弯曲试验时马氏体的晶界处的微空隙增加,并且龟裂的传播进行,钢板的弯曲性降低。因此,在含有Ti的情况下,Ti的含量设定为0.200%以下。优选为0.002%以上,更优选为0.005%以上。优选设定为0.100%以下。

[0061] Nb:0.200%以下、V:0.500%以下、W:0.500%以下

[0062] Nb、V、W对钢的析出强化有效。另外,通过使铁素体的强度提高,能够减小与硬质第二相(马氏体或残余奥氏体)的硬度差,能够确保良好的弯曲性。另外,使马氏体、残余奥氏体的晶粒微细化,可以得到良好的弯曲性。为了得到这些效果,Nb、W、V均优选为0.005%以上的含量。但是,Nb的含量超过0.200%时、V、W的含量分别超过0.500%时,硬质马氏体的面积率变得过大,在弯曲性试验时马氏体的晶界处的微空隙增加,并且龟裂的传播进行,钢板的弯曲性降低。因此,在含有Nb的情况下,Nb的含量为0.200%以下,优选为0.005%以上,更优选为0.010%以上。优选设定为0.100%以下。另外,在含有V、W的情况下,V、W的含量均为0.500%以下,优选为0.005%以上,更优选为0.010%以上。优选设定为0.100%以下。

[0063] B:0.0050%以下

[0064] B抑制铁素体从奥氏体晶界起的生成和生长,利用各相的晶粒微细化效果使钢板的弯曲性提高。为了得到该效果,优选为0.0003%以上的含量。但是,B的含量超过0.0050%时,钢板的延展性降低。因此,在含有B的情况下,B的含量为0.0050%以下,优选为0.0003%以上,更优选为0.0005%以上。优选设定为0.0030%以下。

[0065] Ni:1.000%以下

[0066] Ni是使残余奥氏体稳定化的元素,对确保良好的延展性、特别是均匀延展性有效,并且是通过固溶强化使钢板的强度升高的元素。为了得到该效果,优选为0.005%以上的含量。另一方面,Ni的含量超过1.000%时,硬质马氏体的面积率变得过大,在弯曲性试验时马氏体的晶界处的微空隙增加,并且龟裂的传播进行,钢板的弯曲性降低。因此,在含有Ni的情况下,Ni的含量设定为1.000%以下。

[0067] Cr:1.000%以下、Mo:1.000%以下

[0068] Cr、Mo具有使钢板的强度与延展性的平衡提高的作用,因此可以根据需要含有。为

了得到该效果,含量分别优选为0.005%以上。但是,Cr、Mo的含量分别超过1.000%时,硬质马氏体的面积率变得过大,在弯曲性试验时马氏体的晶界处的微空隙增加,并且龟裂的传播进行,钢板的弯曲性降低。因此,在含有这些元素的情况下,含量分别设定为1.000%以下。

[0069] Cu:1.000%以下

[0070] Cu是对钢板的强化有效的元素,可以根据需要含有。为了得到该效果,优选为0.005%以上的含量。另一方面,Cu的含量超过1.000%时,硬质马氏体的面积率变得过大,在弯曲性试验时马氏体的晶界处的微空隙增加。此外,龟裂的传播进行,钢板的弯曲性降低。因此,在含有Cu的情况下,Cu的含量设定为1.000%以下。

[0071] Sn:0.200%以下、Sb:0.200%以下

[0072] 从抑制由于钢板表面的氮化、氧化产生的钢板表层的数十 $\mu\text{m}$ 左右的区域的脱碳的观点考虑,Sn和Sb可以根据需要含有。通过抑制这样的氮化、氧化,能够抑制钢板表面中马氏体的面积率减少的情况,因此对钢的强度、材质稳定性的确保有效。为了得到该效果,含量优选分别设定为0.002%以上。另一方面,这些中的任意一种元素的含量超过0.200%时,导致钢板的韧性的降低。因此,在含有这些元素的情况下,含量分别设定为0.200%以下。

[0073] Ta:0.100%以下

[0074] Ta与Ti、Nb同样,生成合金碳化物、合金碳氮化物而有助于钢的高强度化。此外,认为具有如下效果:Ta部分固溶在Nb碳化物、Nb碳氮化物中,生成(Nb、Ta)(C、N)这样的复合析出物,由此显著抑制析出物的粗大化,使析出强化对钢板的强度的贡献稳定化。为了得到该析出物稳定化的效果,优选将Ta的含量设定为0.001%以上。另一方面,即使过量含有Ta,析出物稳定化效果也饱和,而且合金成本也增加。因此,在含有Ta的情况下,Ta的含量设定为0.100%以下。

[0075] Zr:0.0050%以下、Ca:0.0050%以下、Mg:0.0050%以下、REM:0.0050%以下

[0076] Zr、Ca、Mg和REM是用于使硫化物的形状球状化、对改善硫化物给钢板的弯曲性带来的不良影响有效的元素。为了得到该效果,分别优选为0.0005%以上的含量。但是,含量分别超过0.0050%的过量含有会引起夹杂物等的增加,从而引起表面和内部缺陷等。因此,在含有Zr、Ca、Mg和REM的情况下,含量分别设定为0.0050%以下。

[0077] 需要说明的是,余量设定为Fe和不可避免的杂质。

[0078] 接着,对本发明的高强度钢板的钢组织进行说明。

[0079] 铁素体的面积率:30.0%以上且小于80.0%

[0080] 为了确保良好的延展性、特别是良好的均匀延展性,并且为了确保良好的弯曲性,需要将铁素体的面积率设定为30.0%以上。另外,为了确保980MPa以上的拉伸强度,需要将软质铁素体的面积率设定为小于80.0%。铁素体的面积率优选为35.0%以上,优选设定为75.0%以下。

[0081] 马氏体的面积率:3.0%以上且30.0%以下

[0082] 为了确保980MPa以上的拉伸强度,需要将硬质马氏体的面积率设定为3.0%以上。另外,为了确保良好的延展性、特别是良好的均匀延展性,并且为了确保良好的弯曲性,需要将硬质马氏体的面积率设定为30.0%以下。马氏体的面积率优选为5.0%以上,优选为25.0%以下。

[0083] 贝氏体的面积率:0%以上且3.0%以下

[0084] 由于难以确保充分面积率的马氏体和充分体积率的残余奥氏体、拉伸强度降低,因此,贝氏体的面积率需要设定为3.0%以下。因此,贝氏体的面积率尽可能地少,可以为0%。

[0085] 需要说明的是,铁素体、马氏体和贝氏体的面积率可以通过以下的步骤求出。对与钢板的轧制方向平行的板厚截面(L截面)进行研磨后,用3体积%硝酸乙醇溶液腐蚀,对于板厚1/4的位置(从钢板表面起在深度方向上相当于板厚的1/4的位置),使用SEM(扫描电子显微镜),以2000倍的倍率观察10个视野的 $60\mu\text{m}\times 45\mu\text{m}$ 范围的视野。使用得到的组织图像,使用Media Cybernetics公司的Image-Pro算出10个视野的各组织(铁素体、马氏体和贝氏体)的面积率,对它们的值进行平均来求出。另外,上述的组织图像中,铁素体呈现出灰色的组织(基底组织),马氏体呈现出白色的组织,贝氏体呈现出以灰色为基底且具有内部结构的组织。

[0086] 残余奥氏体的体积率:12.0%以上

[0087] 残余奥氏体的体积率在本发明中是极其重要的构成要件。特别是,为了确保良好的均匀延展性,并且为了确保良好的弯曲性,需要将残余奥氏体的体积率设定为12.0%以上。另外,残余奥氏体的体积率优选为15.0%以上,更优选为18.0%以上。

[0088] 需要说明的是,残余奥氏体的体积率可以通过以下的步骤求出。将钢板研磨至板厚方向的1/4面(从钢板表面起在深度方向上相当于板厚的1/4的面),对该板厚1/4面的衍射X射线强度进行测定,由此求出。入射X射线使用MoK $\alpha$ 射线,可以算出残余奥氏体的{111}、{200}、{220}、{311}面的峰的积分强度相对于铁素体的{110}、{200}、{211}面的峰的积分强度的、全部12种组合的强度比,利用它们的平均值求出。

[0089] 残余奥氏体的总个数内与结晶取向不同的残余奥氏体相邻的比率:0.60以上

[0090] 残余奥氏体的总个数内与结晶取向不同的残余奥氏体相邻的比率:0.60以上这一点在本发明中是极其重要的构成要件。与结晶取向不同的残余奥氏体相邻的比率为0.60以上时,有助于提高钢板的延展性、特别是均匀延展性以及各种弯曲特性、弯曲压溃特性和轴向压溃特性。这意味着,结晶取向不同的、即加工稳定性不同的残余奥氏体相邻。因此,在某一拉伸应变下在某一个残余奥氏体中发生形变诱发马氏体相变的情况下,也会诱发相邻的结晶取向不同的残余奥氏体。其结果是,连续地发生形变诱发马氏体相变,延展性、特别是均匀延展性提高。此外,在各种弯曲试验、压溃试验时,在铁素体(软质)与形变诱发马氏体(硬质)的硬度差大的边界产生大量空隙,其空隙连接,形成龟裂并传播,由此,大多情况下会导致破坏。本发明中,形变诱发马氏体的相变前的残余奥氏体彼此相邻,因此,铁素体与形变诱发马氏体的边界量减少,各种弯曲特性、弯曲压溃特性和轴向压溃特性也提高。另外,残余奥氏体的总个数内与结晶取向不同的残余奥氏体相邻的比率优选为0.70以上。需要说明的是,残余奥氏体的结晶取向的识别使用EBSD的IPF(Inverse Pole Figure,反极图)图。观察视野设定为与钢板的轧制方向平行的板厚1/4截面的 $100\mu\text{m}\times 100\mu\text{m}$ 的截面视野。另外,将具有 $15^\circ$ 以上的取向差的大角晶界判断为结晶取向不同的残余奥氏体的晶界。需要说明的是,“残余奥氏体的总个数内与结晶取向不同的残余奥氏体相邻的比率”是指结晶取向不同的残余奥氏体的数量/残余奥氏体的总个数。

[0091] 铁素体的平均结晶粒径:5.0 $\mu\text{m}$ 以下

[0092] 铁素体的平均结晶粒径在本发明中是极其重要的构成要件。铁素体晶粒的微细化有助于屈服伸长率 (YP-EL) 的表现和钢板的弯曲性的提高。因此,为了确保1%以上的屈服伸长率 (YP-EL) 和良好的弯曲性,需要将铁素体的平均结晶粒径设定为 $5.0\mu\text{m}$ 以下。铁素体的平均结晶粒径优选为 $4.0\mu\text{m}$ 以下。

[0093] 残余奥氏体的平均结晶粒径: $2.0\mu\text{m}$ 以下

[0094] 残余奥氏体晶粒的微细化通过提高残余奥氏体自身的稳定性而有助于钢板的延展性、特别是均匀延展性的提高。此外,在弯曲性试验时,抑制由于弯曲变形而从残余奥氏体相变来的形变诱发马氏体的晶界处的龟裂传播,从而提高钢板的弯曲性、提高弯曲压溃特性和轴向压溃特性。因此,为了确保良好的延展性、特别是均匀延展性、弯曲性、弯曲压溃特性和轴向压溃特性,需要将残余奥氏体的平均结晶粒径设定为 $2.0\mu\text{m}$ 以下。残余奥氏体的平均结晶粒径优选为 $1.5\mu\text{m}$ 以下。

[0095] 需要说明的是,铁素体和残余奥氏体的平均结晶粒径可以如下求出:使用上述的Image-Pro,求出铁素体晶粒和残余奥氏体晶粒各自的面积,算出等效圆直径并对它们的值进行平均。残余奥氏体和马氏体通过EBSD(Electron Back Scattered Diffraction,电子背散射衍射)的相图(Phase Map)来识别。

[0096] 残余奥氏体中的Mn的含量(质量%)除以钢中的Mn的含量(质量%)而得到的值:1.50以上

[0097] 残余奥氏体中的Mn的含量(质量%)除以钢中的Mn的含量(质量%)而得到的值为1.50以上这一点在本发明中是极其重要的构成要件。为了确保良好的延展性、特别是均匀延展性,需要使富集了Mn的稳定的残余奥氏体的体积率多。另外,室温下的弯曲压溃试验、轴向压溃试验中,除了高速变形所引起的发热以外,还产生一部分从残余奥氏体向形变诱发马氏体相变的相变发热,仅凭自发热就达到 $150^{\circ}\text{C}$ 以上。该 $150^{\circ}\text{C}$ 下的奥氏体难以相变为形变诱发马氏体,因此,在至弯曲压溃和轴向压溃的变形后期为止不破裂而被压扁,特别是在轴向压溃中不破裂而被压扁为蛇腹状,因此可以得到高碰撞吸收能。另外, $150^{\circ}\text{C}$ 下的温拉伸试验后的拉伸试验片的断裂部的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma a}$ 除以 $150^{\circ}\text{C}$ 下的温拉伸试验前的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma b}$ 而得到的值也变大。残余奥氏体中的Mn的含量(质量%)除以钢中的Mn的含量(质量%)而得到的值优选为1.70以上。需要说明的是,关于残余奥氏体中的Mn的含量,可以使用FE-EPMA(Field Emission-Electron Probe Micro Analyzer;场发射电子探针显微分析仪),对板厚 $1/4$ 的位置处的轧制方向截面的各相中的Mn的分布状态进行量化,利用30个残余奥氏体晶粒和30个铁素体晶粒的Mn量分析结果的平均值来求出。

[0098]  $150^{\circ}\text{C}$ 下的温拉伸试验后的拉伸试验片的断裂部的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma a}$ 除以 $150^{\circ}\text{C}$ 下的温拉伸试验前的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma b}$ 而得到的值为0.40以上

[0099]  $150^{\circ}\text{C}$ 下的温拉伸试验后的拉伸试验片的断裂部的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma a}$ 除以 $150^{\circ}\text{C}$ 下的温拉伸试验前的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma b}$ 而得到的值为0.40以上这一点在本发明中是极其重要的构成要件。通过使 $150^{\circ}\text{C}$ 下的温拉伸试验后的拉伸试验片的断裂部的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma a}$ 除以 $150^{\circ}\text{C}$ 下的温拉伸试验前的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma b}$ 而得到的值为0.40以上,在实施 $150^{\circ}\text{C}$ 下的温拉伸试验的情况下,奥氏体难以相变为形变诱发马氏体。因此,在至弯曲压溃和轴向压溃的变形后期为止,钢板不破裂而被压扁,特别是在轴向压溃中,钢板不破裂而被压扁为蛇腹状,因此可以得到高碰撞吸收能。因此, $150^{\circ}\text{C}$ 下的温拉

伸试验后的拉伸试验片的断裂部的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma a}$ 除以150℃下的温拉伸试验前的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma b}$ 而得到的值设定为0.40以上。优选值为0.50以上。

[0100] 需要说明的是,150℃下的温拉伸试验后的拉伸试验片的断裂部是指从断裂部起深入0.1mm的拉伸试验片长边(与钢板的轧制方向平行的方向)的板厚1/4截面位置。

[0101] 钢中扩散性氢量:0.50质量ppm以下

[0102] 为了确保良好的弯曲性,优选钢中扩散性氢量为0.50质量ppm以下。钢中扩散性氢量更优选为0.30质量ppm以下。另外,钢中扩散性氢量的计算方法中,从退火板截取长度为30mm、宽度为5mm的试验片,将镀层磨削除去后,测定钢中的扩散性氢量和扩散性氢的释放峰。释放峰利用热脱附谱法(Thermal Desorption Spectrometry;TDS)来测定,升温速度设定为200℃/小时。需要说明的是,将在300℃以下检测到的氢作为钢中扩散性氢量。另外,钢中扩散性氢量计算中使用的试验片也可以从汽车部件等加工后的制品、组装后的汽车车身等截取,不限于退火板。

[0103] 本发明的高强度钢板的钢组织中,除了铁素体、马氏体、贝氏体、残余奥氏体以外,即使在以面积率计为8%以下的范围内含有回火马氏体、回火贝氏体、渗碳体等碳化物,也不会损害本发明的效果。

[0104] 本发明的高强度钢板可以在钢板的表面具备镀锌层、镀铝层。

[0105] 接着,对本发明的高强度钢板的优选制造条件进行说明。

[0106] 钢坯的加热温度

[0107] 虽然没有特别限定,但钢坯的加热温度优选设定为1100℃以上且1300℃以下的温度范围内。钢坯的加热阶段中存在的析出物在最终得到的钢板内以粗大的析出物的形式存在,无助于钢的强度,因此,需要使铸造时析出的Ti、Nb系析出物再溶解。钢坯的加热温度低于1100℃时,难以发生碳化物的充分固溶,可能产生因轧制载荷的增大而使热轧时的故障发生的危险增大等问题。因此,钢坯的加热温度优选设定为1100℃以上。另外,从使钢坯表层的气泡、偏析等缺陷脱落、减少钢板表面的龟裂、凹凸、从而实现平滑的钢板表面的观点考虑,钢坯的加热温度也优选设定为1100℃以上。另一方面,钢坯的加热温度超过1300℃时,伴随着氧化量的增加,氧化皮损失增大,因此,钢坯的加热温度优选设定为1300℃以下。更优选为1150℃以上,更优选为1250℃以下。

[0108] 为了防止宏观偏析,钢坯优选通过连续铸造法来制造,但也可以通过铸锭法、薄板坯铸造法等来制造。另外,制造钢坯后,除了暂时冷却至室温、然后再次进行加热的现有方法以外,也可以没有问题地应用不冷却至室温而以温片的状态装入到加热炉中、或者稍微进行保热后立即进行轧制的直送轧制、直接轧制等节能工艺。另外,将钢坯在通常的条件下通过粗轧而制成薄板坯。在加热温度低的情况下,从防止热轧时的故障的观点考虑,优选在精轧前使用板带加热器等对薄板坯进行加热。

[0109] 热轧的精轧出口侧温度

[0110] 将加热后的钢坯通过粗轧和精轧进行热轧,形成热轧钢板。此时,精轧出口侧温度超过1000℃时,氧化物(氧化皮)的生成量急剧增大,钢基与氧化物的界面变粗糙,酸洗、冷轧后的表面品质可能劣化。另外,在酸洗后在局部存在热轧氧化皮的残渣等时,可能对钢板的延展性、弯曲性产生不良影响。另一方面,精轧出口侧温度低于750℃时,奥氏体为未再结晶状态下的压下率变高,异常的织构发达,最终制品的面内各向异性变得显著,材质的均匀

性(材质稳定性)可能受损。因此,热轧的精轧出口侧温度优选设定为750℃以上且1000℃以下的温度范围内。更优选为800℃以上,更优选为950℃以下。

[0111] 热轧后的卷取温度

[0112] 热轧后的卷取温度超过750℃时,热轧钢板组织的铁素体的结晶粒径变大,可能难以确保最终退火板的良好弯曲性。另外,最终材料的表面品质可能降低。另一方面,热轧后的卷取温度低于300℃时,热轧钢板强度升高,冷轧中的轧制负荷增大、或者产生板形状的不良,因此,生产率可能降低。因此,热轧后的卷取温度优选设定为300℃以上且750℃以下的温度范围内。更优选为400℃以上,更优选为650℃以下。

[0113] 需要说明的是,在热轧时,可以将粗轧钢板彼此接合并连续地进行精轧。另外,也可以暂时对粗轧钢板进行卷取。另外,为了降低热轧时的轧制载荷,可以将精轧的一部分或全部设定为润滑轧制。从钢板形状和材质的均匀化的观点考虑,进行润滑轧制也是有效的。需要说明的是,润滑轧制时的摩擦系数优选设定为0.10以上且0.25以下的范围内。对这样制造的热轧钢板进行酸洗。酸洗能够除去钢板表面的氧化物,因此,对于确保最终制品的高强度钢板的良好化学转化处理性、镀层品质是重要的。另外,可以进行一次酸洗,也可以分为多次进行酸洗。

[0114] 热轧钢板的退火处理:在 $A_{c1}$ 相变点以上且( $A_{c1}$ 相变点+150℃)以下的温度范围内保持超过21600秒且259200秒以下

[0115] 在低于 $A_{c1}$ 相变点的温度范围、超过( $A_{c1}$ 相变点+150℃)的温度范围和21600秒以下的条件下进行保持时,Mn向奥氏体中的富集不会充分进行,难以在最终退火后确保充分的残余奥氏体的体积率、使残余奥氏体的平均结晶粒径为2.0 $\mu\text{m}$ 以下,难以使残余奥氏体中的Mn的含量(质量%)除以钢中的Mn的含量(质量%)而得到的值为1.50以上,钢板的延展性、特别是均匀延展性、弯曲性可能降低。另外,可能难以确保150℃下的温拉伸试验后的拉伸试验片的断裂部的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma a}$ 除以150℃下的温拉伸试验前的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma b}$ 而得到的值为0.40以上。更优选为( $A_{c1}$ 相变点+30℃)以上,更优选设定为( $A_{c1}$ 相变点+130℃)以下。另外,保持时间优选为259200秒以下。保持超过259200秒时,Mn向奥氏体中的富集饱和,对最终退火后的延展性、特别是均匀延展性的作用小,不仅如此,还有可能导致成本增加。

[0116] 热轧钢板的退火处理后的从550℃至400℃的温度范围内的平均冷却速度:5℃/小时以上且200℃/小时以下

[0117] 即使在热轧钢板的退火处理中富集了Mn的奥氏体中也会通过长时间保持而粗大化的奥氏体在从550℃至400℃的温度范围内的平均冷却速度超过200℃/小时的情况下抑制珠光体相变。该珠光体的适量活用在冷轧后的退火处理中形成微细的铁素体和微细的残余奥氏体,因此,对1%以上的屈服伸长率(YP-EL)的确保、各种弯曲性、弯曲压溃特性和轴向压溃特性的确保有效。另外,通过该珠光体的适量活用,容易确保最终组织的残余奥氏体的总个数内与结晶取向不同的残余奥氏体相邻的比率为0.60以上,因此使延展性、特别是均匀延展性以及各种弯曲性、弯曲压溃特性和轴向压溃特性提高。因此,热轧钢板的退火处理后的从550℃至400℃的温度范围内的平均冷却速度优选设定为200℃/小时以下。另一方面,从550℃至400℃的温度范围内的平均冷却速度小于5℃/小时时,难以在最终退火后确保充分的残余奥氏体的体积率,另外铁素体和残余奥氏体的结晶粒径变大,难以确保1%以



上的屈服伸长率 (YP-EL)。其结果是,可能难以确保良好的延展性、特别是良好的均匀延展性、各种弯曲性、弯曲压溃特性和轴向压溃特性。更优选为 $10^{\circ}\text{C}/\text{小时}$ 以上,更优选为 $170^{\circ}\text{C}/\text{小时}$ 以下。需要说明的是,热轧钢板的退火处理后的从 $550^{\circ}\text{C}$ 至 $400^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内的平均冷却速度以 $(550^{\circ}\text{C}-400^{\circ}\text{C})/(\text{温度从}550^{\circ}\text{C}\text{降低至}400^{\circ}\text{C}\text{所需的时间})$ 来求出。

[0118] 将上述热轧后进行退火处理而得到的钢板根据需要依据常规方法实施酸洗处理,进行冷轧而制成冷轧钢板。虽然没有特别限定,但冷轧的压下率优选为20%以上且85%以下的范围内。压下率小于20%时,未再结晶铁素体残留,可能导致钢板的延展性的降低。另一方面,压下率超过85%时,冷轧中的负荷增大,可能发生通板故障。

[0119] 接着,对得到的冷轧钢板实施2~3次退火处理。为了得到本发明的高强度钢板,对冷轧钢板进行第一次和第二次退火处理即可,第三次退火处理根据需要进行即可。另外,在进行后述的镀覆处理的情况下,第三次退火处理在镀覆处理后根据需要进行即可。

[0120] 冷轧钢板的第一次退火处理:在 $\text{Ac}_3$ 相变点以上的温度范围内保持20秒以上

[0121] 在低于 $\text{Ac}_3$ 相变点的温度范围和小于20秒的条件下进行保持时,未溶解完全的珠光体大量残留,在冷轧钢板的第二次退火处理后,马氏体的体积率变得过大。因此,难以确保良好的延展性、特别是均匀延展性,难以确保各种弯曲性、弯曲压溃特性和轴向压溃特性。需要说明的是,保持时间优选为900秒以下。

[0122] 冷轧钢板的第一次退火处理后,冷却至室温。需要说明的是,冷却至室温后,可以根据需要实施后述的酸洗处理。

[0123] 冷轧钢板的第二次退火处理:在 $\text{Ac}_1$ 相变点以上且 $(\text{Ac}_1\text{相变点}+150^{\circ}\text{C})$ 以下的温度范围内保持20秒以上且900秒以下

[0124] 在低于 $\text{Ac}_1$ 相变点的温度范围和小于20秒的条件下进行保持时,升温中形成的碳化物未溶解完全,难以确保充分体积率的马氏体和残余奥氏体,钢板的拉伸强度可能降低。另外,在超过 $(\text{Ac}_1\text{相变点}+150^{\circ}\text{C})$ 的温度范围内,马氏体的体积率变得过大,除此以外,铁素体和残余奥氏体的平均结晶粒径变得粗大,得不到1%以上的屈服伸长率 (YP-EL),可能难以确保良好的延展性、特别是均匀延展性、各种弯曲性、弯曲压溃特性和轴向压溃特性。进行保持的温度范围优选为 $\text{Ac}_1$ 相变点以上且 $\text{Ac}_1$ 相变点 $+130^{\circ}\text{C}$ 以下的范围内。此外,在保持超过900秒时,铁素体和残余奥氏体的平均结晶粒径变得粗大,得不到1%以上的屈服伸长率 (YP-EL),可能难以确保良好的延展性、特别是均匀延展性、各种弯曲性、弯曲压溃特性和轴向压溃特性。更优选为50秒以上,更优选为600秒以下。

[0125] 冷轧钢板的第三次退火处理:在 $50^{\circ}\text{C}$ 以上且 $300^{\circ}\text{C}$ 以下的温度范围内保持1800秒以上且259200秒以下

[0126] 在低于 $50^{\circ}\text{C}$ 的温度范围或小于1800秒的条件下进行保持时,钢中扩散性氢不会从钢板中释放,因此,钢板的弯曲性可能降低。另一方面,在超过 $300^{\circ}\text{C}$ 的温度范围或超过259200秒的条件下进行保持时,由于残余奥氏体的分解而得不到充分体积率的残余奥氏体,钢板的延展性、特别是均匀延展性可能降低。需要说明的是,第三次退火处理后,冷却至室温即可。另外,如上所述,第三次退火处理在后述的镀覆处理后进行。更优选为 $70^{\circ}\text{C}$ 以上,更优选为 $200^{\circ}\text{C}$ 以下。另外,更优选为3600秒以上,更优选为216000秒以下。

[0127] 实施镀覆处理

[0128] 通过对以上述方式得到的冷轧板实施热镀锌处理、热镀铝处理、电镀锌处理之类

的镀覆处理,能够得到在钢板表面具备镀锌层、镀铝层的高强度钢板。需要说明的是,“热镀锌”也包括合金化热镀锌。

[0129] 例如,实施热镀锌处理时,将实施退火处理后的钢板在440℃以上且500℃以下的温度范围内的热镀锌浴中浸渍,实施热镀锌处理,然后,通过气体擦拭等对镀层附着量进行调整。需要说明的是,作为热镀锌浴,优选使用Al的含量在0.08%以上且0.18%以下的范围内的热镀锌浴。实施热镀锌层的合金化处理时,在热镀锌处理后,在450℃以上且600℃以下的温度范围内实施热镀锌层的合金化处理。在超过600℃的温度下进行合金化处理时,未相变奥氏体相变为珠光体,无法确保期望的残余奥氏体的体积率,钢板的延展性、特别是均匀延展性有时降低。因此,进行热镀锌层的合金化处理时,优选在450℃以上且600℃以下的温度范围内实施热镀锌层的合金化处理。

[0130] 另外,实施热镀铝处理时,将实施冷轧板退火而得到的冷轧板在660~730℃的铝镀浴中浸渍,实施热镀铝处理,然后,通过气体擦拭等对镀层附着量进行调整。另外,铝镀浴温度符合 $Ac_1$ 相变点以上且 $Ac_1$ 相变点+100℃以下的温度范围的钢通过热镀铝处理而进一步生成微细且稳定的残余奥氏体,因此,能够进一步提高延展性、特别是均匀延展性。

[0131] 另外,实施电镀锌处理时,没有特别限定,覆膜厚度优选设定为5 $\mu$ m~15 $\mu$ m的范围。

[0132] 需要说明的是,制造高强度热镀锌钢板、高强度合金化热镀锌钢板、高强度热镀铝钢板和高强度电镀锌处理钢板时,通过在即将镀覆前的退火处理之前(例如,热轧卷取后与热轧钢板的退火处理之间、即将镀覆前的退火处理(冷轧钢板的第三次退火处理)与其前一个退火处理(冷轧钢板的第二次退火处理)之间)实施酸洗处理,可以最终得到良好的镀层品质。这是因为,在即将镀覆处理前的表面存在氧化物的情况被抑制,其氧化物所引起的不上镀得到抑制。更详细说明,在热轧钢板、冷轧钢板的第一次和冷轧钢板的第二次退火处理时,易氧化元素(Mn、Cr、Si等)在钢板表面形成氧化物并富集,因此,在热轧钢板、冷轧钢板的第一次和冷轧钢板的第二次退火处理后的钢板表面(紧挨氧化物下方)形成易氧化元素的缺乏层。通过之后的酸洗处理将由易氧化元素形成的氧化物除去时,在钢板表面出现易氧化元素的缺乏层,在之后的冷轧钢板的第三次退火处理时抑制易氧化元素的表面氧化。

[0133] 其他制造方法的条件没有特别限定,从生产率的观点考虑,上述的退火优选利用连续退火设备来进行。另外,退火、热镀锌、热镀锌层的合金化处理等一系列处理优选利用作为热镀锌生产线的CGL(Continuous Galvanizing Line,连续热镀锌生产线)来进行。需要说明的是,可以以形状矫正、表面粗糙度的调整等为目的对上述的“高强度热镀锌钢板”进行表皮光轧。表皮光轧的压下率优选为0.1%以上,优选设定为2.0%以下。在小于0.1%的压下率时,效果小,控制也难。另外,压下率大于2.0%时,生产率显著降低。需要说明的是,表皮光轧可以以在线方式进行,也可以以离线方式进行。另外,可以一次性地进行目标压下率的表皮光轧,也可以分为多次来进行。另外,还可以实施树脂、油脂涂覆等各种涂装处理。

[0134] 本发明的高强度钢板可以作为汽车的碰撞吸收构件的碰撞吸收部使用。具体而言,具有通过弯曲压溃而发生变形来吸收碰撞能量的碰撞吸收部的碰撞吸收构件、具有通过轴向压溃而并变形为蛇腹状来吸收碰撞能量的碰撞吸收部的碰撞吸收构件中的碰撞吸收部可以使用本发明的高强度钢板。具有由本发明的高强度钢板构成的碰撞吸收部的碰撞吸收构件具有1%以上的屈服伸长率(YP-EL)、980MPa以上的拉伸强度(TS),并且具有优良

的均匀延展性、弯曲性和压溃特性,碰撞吸收优良。

[0135] 实施例

[0136] 将具有表1所示的成分组成且余量由Fe和不可避免的杂质构成的钢利用转炉进行熔炼,通过连续铸造法制成钢坯。将得到的钢坯在表2-1、2-2所示的条件下进行热轧、酸洗、热轧钢板的退火处理、冷轧、各条件下的退火后,得到高强度冷轧钢板(CR)。另外,对于一部分钢板,进一步实施热镀锌处理(也包括在热镀锌处理后进行合金化处理)、热镀铝处理或电镀锌处理,制成热镀锌钢板(GI)、合金化热镀锌钢板(GA)、热镀铝钢板(A1)、电镀锌钢板(EG)。关于热镀锌浴,对于热镀锌钢板(GI),使用含有Al:0.19质量%的锌浴。对于合金化热镀锌钢板(GA),使用含有Al:0.14质量%的锌浴,浴温设定为465℃。镀层附着量设定为每单面45g/m<sup>2</sup>(两面镀层),GA以使镀层中的Fe浓度为9质量%以上且12质量%以下的范围内的方式进行调整。此外,热镀铝钢板用的热镀铝浴的浴温设定为680℃。对所得到的钢板的截面显微组织、拉伸特性、各种弯曲性、弯曲压溃特性和轴向压溃特性进行评价。将评价结果示于以下的表3-1、3-2中。

[0137]

[表1]

钢种	成分组成 (质量%)																	Ac <sub>1</sub> 相变点 (°C)		Ac <sub>3</sub> 相变点 (°C)		备注					
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Ti	Nb	V	W	B	NI	Cr	Mo	Cu	Sn	Sb	Ta	Ca	Mg		Zr	REM	Ac <sub>1</sub>	Ac <sub>3</sub>	
A	0.141	0.60	4.74	0.009	0.0009	0.0032	0.034	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	623	746	本发明钢	
B	0.162	0.23	5.35	0.010	0.0008	0.0029	0.029	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	801	684	本发明钢
C	0.139	0.58	3.78	0.032	0.0011	0.0036	0.032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	649	753	本发明钢
D	0.125	0.14	4.32	0.011	0.0042	0.0034	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	630	722	本发明钢
E	0.045	0.88	5.58	0.014	0.0013	0.0045	0.042	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	604	748	本发明钢
F	0.176	1.72	4.89	0.008	0.0013	0.0047	0.046	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	630	765	本发明钢
G	0.128	0.04	5.22	0.015	0.0011	0.0029	0.032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	603	689	本发明钢
H	0.018	0.54	4.89	0.017	0.0023	0.0040	0.033	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	620	767	本发明钢
I	0.145	3.02	3.58	0.016	0.0017	0.0033	0.031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	882	867	比较钢
J	0.126	0.68	2.25	0.020	0.0021	0.0035	0.032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	693	807	比较钢
K	0.152	0.38	4.12	0.010	0.0006	0.0024	0.003	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	637	725	本发明钢
L	0.132	0.13	4.64	0.012	0.0007	0.0040	1.100	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	620	923	本发明钢
M	0.154	0.52	5.09	0.008	0.0007	0.0033	0.036	0.038	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	612	723	本发明钢
N	0.163	0.28	2.94	0.018	0.0012	0.0032	0.042	-	0.034	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	669	761	本发明钢
O	0.134	1.28	3.67	0.012	0.0024	0.0034	0.041	-	0.028	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	660	791	本发明钢
P	0.178	0.75	5.03	0.013	0.0014	0.0038	0.045	-	-	0.018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	616	716	本发明钢
Q	0.102	1.05	4.03	0.031	0.0018	0.0049	0.032	0.050	-	-	0.0018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	648	798	本发明钢
R	0.108	1.22	3.69	0.022	0.0025	0.0035	0.031	-	-	-	-	0.350	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	654	794	本发明钢
S	0.135	0.46	4.45	0.016	0.0017	0.0021	0.045	-	-	-	-	-	0.265	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	633	732	本发明钢
T	0.156	0.48	5.23	0.014	0.0021	0.0052	0.033	-	-	-	-	-	-	0.155	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	608	701	本发明钢
U	0.207	0.07	3.45	0.012	0.0030	0.0025	0.027	-	-	-	-	-	-	-	0.225	-	-	-	-	-	-	-	-	-	651	723	本发明钢
V	0.089	0.66	5.58	0.009	0.0021	0.0043	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	0.006	-	-	-	-	-	-	-	-	601	719	本发明钢
W	0.133	0.29	4.59	0.018	0.0015	0.0065	0.044	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.007	-	-	-	-	-	-	-	624	720	本发明钢
X	0.161	0.38	5.13	0.015	0.0012	0.0042	0.036	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.009	-	-	-	-	-	-	609	699	本发明钢
Y	0.141	0.29	4.73	0.015	0.0014	0.0028	0.033	-	0.039	-	-	-	-	-	-	-	0.007	-	-	-	-	-	-	-	619	712	本发明钢
Z	0.120	0.59	5.39	0.021	0.0012	0.0048	0.050	-	0.044	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.006	-	-	-	-	-	605	715	本发明钢
AA	0.114	0.34	4.19	0.010	0.0015	0.0041	0.038	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0023	-	-	-	-	636	739	本发明钢
AB	0.146	0.71	5.31	0.032	0.0032	0.0041	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0028	-	-	-	608	712	本发明钢
AC	0.168	0.52	4.35	0.012	0.0022	0.0034	0.031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	632	726	本发明钢
AD	0.182	0.15	5.56	0.013	0.0015	0.0032	0.052	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0020	-	-	594	674	本发明钢

下划线部表示本发明范围外。  
 “-”表示不可避免的杂质水平的含量。

[0138]

[表2-1]

No.	钢种	精轧出口侧温度 (°C)	卷取温度 (°C)	热轧钢板的退火处理		热镀锌钢板的退火处理后的从550°C至400°C的平均冷却速度 (°C/小时)	冷轧率 (%)	冷轧钢板的退火处理		冷轧钢板的退火处理		合金化温度 (°C)	冷轧钢板的退火处理		种类*	备注
				退火温度 (°C)	保持时间 (秒)			退火温度 (°C)	保持时间 (秒)	退火温度 (°C)	保持时间 (秒)		退火温度 (°C)	保持时间 (秒)		
1	A	920	490	690	80000	70	56.3	800	250	690	180			CR	本发明例	
2	A	850	600	680	80000	60	60.0	780	300	720	280			GI	本发明例	
3	A	830	820	700	90000	110	61.1	810	350	690	170	140	50000	GI	本发明例	
4	A	880	570	730	90000	80	66.7	820	250	690	210	490		GA	本发明例	
5	A	900	510	700	70000	70	61.1	800	130	700	220	500	50000	GA	本发明例	
6	A	900	550	680	70000	80	61.1	780	150	720	250			AI	本发明例	
7	A	870	590	720	80000	70	70.6	800	200	690	220	120	60000	AI	本发明例	
8	A	900	530	700	80000	40	66.7	810	180	700	150			EG	本发明例	
9	A	850	610	690	80000	90	61.1	820	300	690	150	80	120000	EG	本发明例	
10	A	900	540	550	60000	100	60.0	800	250	700	200			CR	比较例	
11	A	880	500	800	50000	110	55.6	780	300	730	200			GI	比较例	
12	A	940	570	690	14400	40	66.7	810	350	710	160	110	40000	GI	比较例	
13	A	910	600	690	120000	1	55.6	820	250	700	250	500		GA	比较例	
14	A	910	460	690	150000	300	55.6	800	130	720	160	510	100	GA	比较例	
15	A	920	530	710	60000	60	64.7	710	150	690	190			AI	比较例	
16	A	870	580	690	100000	100	66.7	800	5	710	240	90	100000	AI	比较例	
17	A	860	550	730	140000	50	64.7	810	180	550	120			EG	比较例	
18	A	920	600	670	120000	70	61.1	820	300	850	180	110	80000	EG	比较例	
19	A	900	550	650	130000	40	64.7	800	100	670	10			CR	比较例	
20	B	860	620	660	150000	110	58.8	770	200	670	160			CR	本发明例	
21	B	900	520	650	80000	40	56.3	780	180	690	180	510	70000	GA	本发明例	
22	C	910	540	700	90000	30	60.0	790	150	720	160			CR	本发明例	
23	D	920	530	650	100000	50	58.8	800	200	690	220	520	60000	GA	本发明例	
24	E	900	570	630	50000	20	58.8	800	200	670	210	500		GA	本发明例	
25	F	880	580	660	60000	90	57.1	810	300	700	300	130	70000	GI	本发明例	
26	G	870	600	640	80000	30	50.0	810	180	660	180			CR	本发明例	

下划线部表示本发明范围外。  
\*CR: 冷轧钢板、GI: 热镀锌钢板 (未进行镀锌层的合金化处理)、GA: 合金化热镀锌钢板、AI: 热镀锌钢板、EG: 电镀锌钢板

[0139]

[表2-2]

No.	钢种	精轧出口 侧温度 (°C)	卷取 温度 (°C)	热轧钢板的 退火处理		热轧钢板的退火 处理后的从 550°C至400°C的 平均冷却速度 (°C/小时)	冷轧率 (%)	冷轧钢板的 第一次退火处理		冷轧钢板的 第二次退火处理		合金化 温度 (°C)	冷轧钢板的 第三次退火处理		种类*	备注
				退火温度 (°C)	保持时间 (秒)			退火温度 (°C)	保持时间 (秒)	退火温度 (°C)	保持时间 (秒)		退火温度 (°C)	保持时间 (秒)		
27	H	860	530	670	130000	60	46.2	800	260	690	280			CR	比较例	
28	I	900	500	710	190000	100	62.5	880	150	740	220	490	140	50000	GA	比较例
29	J	910	520	730	110000	110	58.8	830	200	750	180	510			GA	比较例
30	K	890	500	680	90000	130	61.1	800	180	710	150				CR	本发明例
31	L	880	530	650	140000	90	58.8	950	150	690	280	500	120	90000	GA	本发明例
32	M	870	580	640	80000	40	56.3	820	200	670	200				CR	本发明例
33	M	850	600	630	110000	80	57.1	780	500	680	170		100	70000	CR	本发明例
34	M	900	610	650	80000	120	50.0	790	200	690	210	510	130	50000	GA	本发明例
35	M	920	630	640	140000	150	46.2	800	100	670	230		110	80000	Al	本发明例
36	M	860	620	650	150000	80	64.7	820	150	680	230		90	100000	EG	本发明例
37	N	870	580	700	90000	120	62.5	810	120	720	360	500	280	110000	GA	本发明例
38	O	830	570	690	60000	60	64.7	800	600	720	270				CR	本发明例
39	P	850	530	650	80000	60	50.0	770	180	690	250				CR	本发明例
40	Q	930	540	680	140000	50	53.8	830	250	700	180	540	180	50000	GA	本发明例
41	R	900	550	690	200000	50	52.9	840	150	710	200	550			GA	本发明例
42	S	920	560	680	90000	40	47.1	790	300	680	170	520			GA	本发明例
43	T	890	520	640	90000	20	55.6	800	120	670	140	510	210	30000	GA	本发明例
44	U	880	500	690	50000	40	56.3	800	200	710	150				Al	本发明例
45	V	870	590	650	80000	60	70.6	810	250	670	80	520			GA	本发明例
46	W	880	610	700	110000	50	64.7	820	200	690	110		90	120000	GI	本发明例
47	X	890	620	630	70000	60	50.0	780	150	690	140				EG	本发明例
48	Y	900	580	670	80000	30	56.3	750	170	680	200				CR	本发明例
49	Z	920	620	640	90000	70	52.6	770	200	660	180	490			GA	本发明例
50	AA	860	560	690	130000	50	28.1	800	220	700	200		230	30000	Al	本发明例
51	AB	850	570	650	180000	60	50.0	810	300	660	450	510	150	50000	GA	本发明例
52	AC	810	530	680	50000	30	56.3	820	180	690	150				CR	本发明例
53	AD	890	550	630	80000	120	57.1	800	150	650	180	500	110	70000	GA	本发明例

下划线部表示本发明范围外。  
\*CR: 冷轧钢板、GI: 热镀锌钢板 (未进行镀锌层的合金化处理)、GA: 合金化热镀锌钢板、Al: 热镀锌钢板、EG: 电镀锌钢板

[0140]

[表3-1]

No.	钢种	板厚 (mm)	F的 面积率 (%)	M的 面积率 (%)	B的 面积率 (%)	RA的 面积率 (%)	RA的总个 数内与结晶 取向不同的 RA相邻的 比率	F的平均 结晶粒径 ( $\mu\text{m}$ )	RA的平均 结晶粒径 ( $\mu\text{m}$ )	RA中的 Mn量 (质量%)	RA中的Mn量 /钢中的Mn量	钢中扩散 性氢量 (质量ppm)	$V_{7.5}/V_{7.0}$	余量 组织	TS (MPa)	EL (%)	YP-EL (%)	UEL (%)	U形弯曲后的 密合弯曲试验 的破裂极限间 隔物厚度 (mm)	手帕弯 曲试验 R/t	V形弯曲90° 旋转 弯曲试验 R/t	弯曲压 溃变形 形态	轴向压 溃变形 形态	种类*	备注
1	A	1.4	77.3	9.2	0.2	12.8	0.62	3.3	0.5	8.37	2.07	0.05	0.64	$\theta$	997	32.7	3.2	27.7	3.0	3.0	2.5	O	O	CR	本发明例
2	A	1.6	76.4	8.5	0.1	13.7	0.73	2.2	0.7	8.45	2.09	0.55	0.65	$\theta$	1020	33.8	3.1	28.8	2.5	2.5	2.5	O	O	GI	本发明例
3	A	1.4	74.9	5.3	0.2	12.1	0.77	3.2	0.5	8.24	2.04	0.21	0.82	TM, TB, $\theta$	996	35.1	2.8	30.1	2.5	3.0	2.0	O	O	GI	本发明例
4	A	1.2	77.5	9.4	0.0	12.7	0.63	3.7	0.8	8.12	2.01	0.56	0.61	$\theta$	1001	33.9	3.1	28.9	3.5	3.5	3.0	O	O	GA	本发明例
5	A	1.0	76.4	5.1	0.0	13.5	0.64	2.2	0.6	8.88	2.15	0.23	0.67	TM, TB, $\theta$	1006	35.1	2.8	30.1	3.5	3.0	3.0	O	O	GA	本发明例
6	A	1.4	71.5	9.4	0.4	17.8	0.77	2.2	0.7	9.12	2.26	0.54	0.71	$\theta$	996	33.9	2.8	28.9	2.5	2.5	2.0	O	O	AI	本发明例
7	A	1.2	75.9	9.2	0.0	15.8	0.76	2.1	0.5	8.85	2.19	0.23	0.69	TM, TB, $\theta$	1012	32.8	3.1	27.8	1.5	2.0	2.0	O	O	AI	本发明例
8	A	1.4	72.6	4.8	0.4	17.2	0.63	2.0	0.6	8.74	2.16	0.53	0.67	$\theta$	992	32.0	2.8	27.0	2.0	2.5	2.5	O	O	EG	本发明例
9	A	1.4	73.1	9.6	0.0	16.5	0.76	2.8	0.3	8.91	2.21	0.29	0.69	TM, TB, $\theta$	1002	32.1	3.2	27.1	1.5	2.0	2.0	O	O	EG	本发明例
10	A	1.2	72.9	12.4	0.1	11.0	0.42	4.1	2.8	5.32	1.32	0.05	0.25	$\theta$	1012	16.9	2.1	12.9	7.0	6.5	6.0	x	x	CR	比较例
11	A	1.6	74.1	14.2	0.0	10.2	0.49	3.6	2.6	5.08	1.26	0.61	0.31	$\theta$	1058	14.8	2.3	11.8	6.5	7.0	6.5	x	x	GI	比较例
12	A	1.2	75.3	9.2	0.0	10.3	0.48	2.9	3.1	5.54	1.37	0.24	0.28	TM, TB, $\theta$	989	19.9	2.5	14.9	6.0	6.5	6.5	x	x	GI	比较例
13	A	1.6	77.6	10.5	0.2	8.8	0.92	6.5	3.5	6.60	1.63	0.59	0.42	$\theta$	995	12.9	0.3	10.4	7.5	7.5	7.5	x	x	GA	比较例
14	A	1.6	74.2	6.7	0.2	14.4	0.18	5.5	2.3	7.02	1.74	0.24	0.54	TM, TB, $\theta$	994	15.8	0.0	13.8	6.5	6.0	6.5	x	x	GA	比较例
15	A	1.2	49.3	32.1	0.0	11.9	0.83	2.8	0.9	7.57	1.67	0.58	0.70	$\theta$	1254	12.4	3.5	10.3	7.5	7.0	6.5	x	x	AI	比较例
16	A	1.6	54.1	31.3	0.1	10.1	0.81	3.2	1.1	7.02	1.74	0.28	0.73	$\theta$	1237	12.8	3.2	10.8	7.5	7.0	6.5	x	x	AI	比较例
17	A	1.4	85.8	2.2	0.1	3.6	0.82	4.6	0.3	9.16	2.27	0.57	0.82	$\theta$	598	26.5	2.3	20.5	4.0	4.0	4.5	O	O	EG	比较例
18	A	1.4	43.8	33.3	0.1	4.9	0.63	6.2	3.1	9.22	2.28	0.24	0.22	TM, TB, $\theta$	1272	11.5	0.1	9.7	7.5	7.5	7.5	x	x	EG	比较例
19	A	1.2	86.4	2.8	0.1	3.9	0.65	4.5	0.4	9.12	2.26	0.07	0.81	$\theta$	705	25.4	2.6	19.5	4.0	4.5	4.5	O	O	CR	比较例
20	B	1.4	69.7	6.2	0.2	15.7	0.72	2.1	0.7	8.92	1.67	0.08	0.69	$\theta$	1018	29.5	2.8	24.5	2.0	2.5	2.5	O	O	CR	本发明例
21	B	1.4	71.8	5.1	0.0	17.9	0.76	2.8	0.6	9.20	1.72	0.29	0.72	TM, TB, $\theta$	1012	32.0	4.0	27.0	2.5	2.0	2.5	O	O	GA	本发明例
22	C	1.2	62.8	13.4	0.0	18.3	0.78	2.6	0.6	9.30	2.46	0.06	0.73	$\theta$	998	29.5	2.8	24.5	2.0	2.5	2.5	O	O	CR	本发明例
23	D	1.4	65.8	14.2	0.0	19.1	0.73	2.5	0.4	9.28	2.15	0.24	0.73	TM, TB, $\theta$	996	35.1	4.3	30.1	2.5	3.5	3.0	O	O	GA	本发明例
24	E	1.6	65.3	13.6	0.2	18.2	0.87	2.8	0.5	9.30	1.67	0.59	0.73	$\theta$	989	30.4	4.5	25.4	1.5	1.5	1.5	O	O	GA	本发明例
25	F	1.6	64.2	14.8	0.0	19.9	0.70	2.9	0.4	9.28	1.90	0.21	0.73	TM, TB, $\theta$	989	30.9	3.1	25.9	3.5	3.5	3.0	O	O	GI	本发明例
26	G	1.2	64.5	7.2	0.0	18.5	0.80	2.6	0.6	9.10	1.74	0.05	0.71	$\theta$	996	35.1	4.5	30.1	2.0	2.0	2.5	O	O	CR	本发明例

下划线部表示本发明范围外。

F: 铁素体, M: 马氏体, B: 贝氏体, TB: 回火马氏体, B: 贝氏体, TM: 残余奥氏体, CR: 冷轧钢板, GI: 热镀锌钢板 (未进行镀锌层的合金化处理), GA: 合金化热镀锌钢板, AI: 热镀锌钢板, EG: 电镀锌钢板

[0141]

[表3-2]

No.	钢种	板厚 (mm)	F的面积率 (%)	M的面积率 (%)	B的面积率 (%)	RA的体积率 (%)	RA的总个数内与结晶取向不同的RA相邻的比率	F的平均结晶粒径 (μm)	RA的平均结晶粒径 (μm)	RA中的Mn量 / 钢中的Mn量 (质量%)	钢中扩散性氢量 (质量ppm)	Vra/Vrb	余量组织	EL (%)	YP-EL (%)	U-EL (%)	U形弯曲后的密合弯曲试验的破裂极限间隔物厚度 (mm)	手帕弯曲试验 R/t	V形弯曲90°旋转弯曲试验 R/t	弯曲压溃变形形态	轴向压溃变形形态	种类*	备注	
27	H	1.4	89.9	1.5	0.2	2.1	0.44	4.5	1.2	9.23	1.89	0.05	0.18	20.4	2.2	15.4	5.5	6.0	x	x	CR	比较例		
28	I	1.6	65.2	12.5	0.0	18.7	0.42	2.9	1.0	9.08	2.54	0.21	0.22	993	21.2	0.0	16.2	6.0	x	x	GA	比较例		
29	J	1.2	66.0	23.8	0.0	8.2	0.32	4.6	0.7	9.22	4.10	0.56	0.28	995	18.6	0.2	13.6	6.0	x	x	GA	比较例		
30	K	1.6	64.1	7.1	0.0	17.9	0.66	1.5	0.4	9.14	2.22	0.06	0.71	1002	29.8	4.5	24.8	3.5	0	0	CR	本发明例		
31	L	1.0	65.4	7.2	0.2	19.6	0.76	1.9	0.8	9.09	1.96	0.23	0.71	996	33.9	2.8	28.9	3.5	2.5	3.0	0	0	CR	本发明例
32	M	1.4	72.7	8.9	0.5	17.2	0.77	2.4	0.7	8.89	1.75	0.07	0.69	996	35.1	2.8	30.1	3.0	2.5	3.0	0	0	CR	本发明例
33	M	1.4	70.5	10.2	0.0	18.6	0.90	2.5	0.8	8.94	1.76	0.01	0.69	989	30.4	4.0	25.4	1.5	1.5	2.0	0	0	CR	本发明例
34	M	1.2	72.7	8.9	0.5	17.2	0.74	2.2	0.6	8.50	1.67	0.21	0.55	1001	33.9	3.1	28.9	2.5	2.5	2.0	0	0	GA	本发明例
35	M	1.4	74.9	10.7	0.3	13.2	0.78	2.7	0.8	7.97	1.57	0.24	0.60	994	30.8	4.3	25.8	2.0	2.5	2.0	0	0	AI	本发明例
36	M	1.6	71.7	10.8	0.0	13.9	0.62	2.6	0.7	8.27	1.62	0.28	0.63	989	30.9	4.5	25.9	2.5	3.0	2.0	0	0	EG	本发明例
37	N	1.8	69.7	6.7	0.0	18.7	0.76	2.5	0.5	8.36	2.84	0.02	0.64	996	35.1	2.8	30.1	3.5	3.5	3.0	0	0	CR	本发明例
38	O	1.4	74.9	10.7	0.3	13.2	0.74	2.5	0.6	9.01	2.45	0.07	0.70	989	30.4	4.0	25.4	3.5	2.5	3.0	0	0	CR	本发明例
39	P	1.2	67.8	7.4	0.7	16.2	0.80	2.8	0.8	8.01	1.59	0.08	0.60	1001	33.9	3.1	28.9	3.0	2.5	2.0	0	0	CR	本发明例
40	Q	1.4	71.2	10.2	0.0	17.6	0.66	2.9	1.0	6.59	1.64	0.12	0.64	994	30.8	4.3	25.8	2.5	3.0	2.0	0	0	GA	本发明例
41	R	1.4	70.6	8.7	0.3	18.9	0.67	2.8	0.8	7.91	2.14	0.55	0.59	1006	35.1	2.8	30.1	3.5	3.5	3.0	0	0	GA	本发明例
42	S	1.2	71.2	5.3	0.0	17.7	0.76	1.9	0.7	9.16	2.06	0.54	0.72	1002	29.8	4.5	24.8	3.5	3.0	3.0	0	0	GA	本发明例
43	T	1.2	71.2	10.2	0.0	17.6	0.76	2.2	0.7	8.04	1.54	0.05	0.60	996	33.9	2.8	28.9	2.5	2.5	2.5	0	0	GA	本发明例
44	U	1.4	70.7	10.5	0.0	18.2	0.70	2.5	0.4	8.58	2.49	0.53	0.66	1018	28.5	4.8	23.5	1.5	2.0	2.0	0	0	AI	本发明例
45	V	1.2	71.1	6.2	0.2	16.5	0.73	2.8	0.6	8.48	1.52	0.57	0.60	1012	32.8	3.1	27.8	2.0	2.5	2.5	0	0	GA	本发明例
46	W	1.6	70.2	9.8	0.1	15.8	0.76	2.3	0.8	8.47	1.85	0.27	0.65	998	29.5	4.3	24.5	2.5	3.0	2.0	0	0	GI	本发明例
47	X	1.8	67.1	10.6	0.0	19.2	0.75	2.2	0.9	8.57	1.67	0.55	0.66	1019	28.5	4.8	23.5	2.5	2.5	2.0	0	0	EG	本发明例
48	Y	1.6	71.4	5.9	0.2	16.5	0.84	2.9	0.7	8.38	1.77	0.05	0.64	1012	32.8	3.1	27.8	1.5	1.5	1.5	0	0	CR	本发明例
49	Z	1.4	72.2	10.1	0.2	16.4	0.72	2.2	0.6	8.42	1.56	0.59	0.64	998	29.5	4.3	24.5	1.5	2.0	2.5	0	0	GA	本发明例
50	AA	1.0	73.1	9.7	0.0	14.9	0.84	2.6	0.5	8.66	2.07	0.04	0.67	1002	29.8	4.5	24.8	1.5	1.5	2.0	0	0	AI	本发明例
51	AB	1.2	70.2	5.7	0.0	17.2	0.72	2.9	0.4	8.81	1.66	0.15	0.68	996	33.9	2.8	28.9	2.0	2.5	2.5	0	0	GA	本发明例
52	AC	1.6	70.6	5.3	0.2	17.8	0.70	3.1	0.7	8.71	2.00	0.05	0.67	1018	28.5	4.8	23.5	2.5	3.0	2.0	0	0	CR	本发明例
53	AD	1.4	71.4	9.7	0.1	18.1	0.90	3.2	0.4	8.53	1.53	0.17	0.65	1012	32.8	3.1	27.8	1.5	1.5	1.5	0	0	GA	本发明例

下列线部表示本发明范围外。

F: 铁素体, M: 马氏体, RA: 残余奥氏体, TM: 回火马氏体, B: 贝氏体, TB: 回火贝氏体, θ: 渗碳体等碳化物  
\*CR: 冷轧钢板, GI: 热镀锌钢板 (未进行镀锌层的合金化处理), GA: 合金化热镀锌钢板, AI: 热镀锌钢板, EG: 电镀锌钢板

[0142]  $Ac_1$ 相变点和 $Ac_3$ 相变点使用下式来求出。

[0143]  $Ac_1$ 相变点(°C) = 751 - 16 × (%C) + 11 × (%Si) - 28 × (%Mn) - 5.5 × (%Cu) - 16 ×



$(\%Ni) + 13 \times (\%Cr) + 3.4 \times (\%Mo)$

[0144]  $Ac_3$ 相变点(°C) =  $910 - 203 \sqrt{(\%C) + 45 \times (\%Si) - 30 \times (\%Mn) - 20 \times (\%Cu) - 15 \times (\%Ni) + 11 \times (\%Cr) + 32 \times (\%Mo) + 104 \times (\%V) + 400 \times (\%Ti) + 200 \times (\%Al)}$

[0145] 在此, (%C)、(%Si)、(%Mn)、(%Ni)、(%Cu)、(%Cr)、(%Mo)、(%V)、(%Ti)、(%Al) 为各个元素的含量(质量%)。

[0146] 关于钢板的钢组织,通过上述方法进行观察来求出。

[0147] 关于拉伸特性,通过以下的方法来求出。

[0148] 室温下的拉伸试验中,以使拉伸方向为与钢板的轧制方向成直角的方向的方式截取样品,使用所得到的JIS 5号试验片,依据JIS Z 2241(2011年)来进行,测定室温下的TS(拉伸强度)、EL(总伸长率)、YP-EL(屈服伸长率)、U.EL(均匀伸长率)。另外,关于拉伸特性,将下述的情况判断为良好。

[0149]  $TS \geq 980\text{MPa}$ 、 $YP-EL \geq 1\%$ 、 $EL \geq 22\%$ 、 $U.EL \geq 18\%$

[0150] 另外,150°C下的温拉伸试验中,以使拉伸方向为与钢板的轧制方向成直角的方向的方式截取样品,使用所得到的JIS 5号试验片,依据JIS G 0567(2012年)来进行。150°C下的温拉伸试验后的拉伸试验片的断裂部的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma a}$ 和150°C下的温拉伸试验前的残余奥氏体的体积率 $V_{\gamma b}$ 均通过X射线衍射来计算。

[0151] 作为评价纵壁部弯曲破裂的材料试验,在U形弯曲加工后实施密合弯曲加工。使用将宽度两端面利用磨削而精加工后的60mmC(C方向:沿着与钢板的轧制方向成直角的方向)×30mmL(L方向:沿着轧制方向的方向)的尺寸的试验片。U形弯曲加工中,使用油压式弯曲试验机,在任一供试材料中均不发生破裂的冲头的弯曲半径为 $R=5\text{mm}$ 、冲数为比较高速的1500mm/分钟的条件,通过长边C方向弯曲(弯曲棱线长度:30mmL)来实施。接着,对U形弯曲加工后的试验片进行密合弯曲加工。密合弯曲加工中,使用油压式弯曲试验机,使夹在中间的间隔物的板厚发生变化,使冲数为比较高速的1500mm/分钟,使按压载荷为10吨、按压时间为3秒,使U形弯曲加工后的试验片的弯曲棱线与按压方向为直角来实施。需要说明的是,对于间隔物,使其板厚以0.5mm间距发生变化,设定为沿着弯曲棱线不发生0.5mm以上的破裂的破裂极限的间隔物板厚。将破裂极限的间隔物板厚为5.0mm以下判断为良好。

[0152] 作为评价四折弯曲破裂的材料试验,实施手帕弯曲加工(handkerchief bending)。使用将全部端面利用磨削而精加工后的60mmC×100mmL的尺寸的试验片。U形弯曲加工中,使用油压式弯曲试验机,在冲头的弯曲半径为任一供试材料中均不发生破裂的 $R=5\text{mm}$ 、冲数为比较高速的1500mm/分钟的条件实施长边L方向弯曲(弯曲棱线长度:60mmC)。接着,对U形弯曲加工后的试验片进行密合弯曲加工。密合弯曲加工中,使用油压式弯曲试验机,使任一供试材料中均不发生破裂的间隔物厚度为5mm、冲数为比较高速的1500mm/分钟,使按压载荷为10吨、按压时间为3秒,以使U形弯曲加工后的试验片的弯曲棱线与按压方向为直角的方式来实施。接着,用于折成四折的U形弯曲加工中,使得到的两折的密合弯曲加工后的样品旋转90°,使用油压式弯曲试验机,使冲头的弯曲半径:R发生变化,使冲数为比较高速的1500mm/分钟,作为长边C方向弯曲(弯曲棱线长度:50mmL),以使密合弯曲加工后的试验片的弯曲棱线与用于折成四折的U形弯曲加工的棱线成直角的方式来实施。用于折成四折的U形弯曲加工中,对在弯曲顶点内/外部不发生0.5mm以上的破裂的破裂极限的 $R/t$ (t:板厚)进行评价,将 $R/t \leq 5.0$ 判断为良好。

[0153] 作为评价棱线部弯曲破裂的材料试验,在V形弯曲加工后使试验片旋转 $90^\circ$ ,实施U形弯曲加工。关于试验片,使用将全部端面利用磨削而精加工后的 $75\text{mmC}\times 55\text{mmL}$ 的尺寸的试验片。V形弯曲加工中,使用岛津制作所公司的AUTOGRAPH,在任一供试材料中均不发生破裂的冲头的弯曲半径为 $R=5\text{mm}$ 、冲头的弯曲角度为 $90^\circ$ 、冲头的冲数为 $20\text{mm/分钟}$ 的条件下压入,使按压载荷为10吨、按压时间为3秒,实施长边L方向弯曲(弯曲棱线长度: $75\text{mmC}$ )。接着,将V形弯曲加工后的试验片通过弯曲弯回加工而平坦化。接着,以使V形弯曲加工的弯曲棱线与U形弯曲加工的棱线为 $90^\circ$ 的方式实施U形弯曲加工。 $90^\circ$ 旋转U形弯曲加工中,使用油压式弯曲试验机,使冲头的弯曲半径发生变化,使冲数为比较高速的 $1500\text{mm/分钟}$ ,通过长边C方向弯曲(弯曲棱线长度: $55\text{mmL}$ )来实施。

[0154] 棱线部弯曲破裂的评价通过向外弯曲试验和向内弯曲试验这两种弯曲试验来实施。向外弯曲试验中,在前进行的V形弯曲加工的顶点侧与之后进行的 $90^\circ$ 旋转U形弯曲加工的顶点侧相同,在 $90^\circ$ 旋转U形弯曲试验片的外侧存在弯曲棱线位置。向内弯曲试验中,在前进行的V形弯曲加工的顶点侧与之后进行的 $90^\circ$ 旋转U形弯曲加工的顶点侧不同,分别在 $90^\circ$ 旋转U形弯曲试验片的内侧和外侧存在弯曲棱线位置。

[0155] 在 $90^\circ$ 旋转U形弯曲加工后的试验片中,在被施加两次弯曲加工的弯曲棱线位置确认弯曲前端的破裂的有无。具体而言,分别求出向外弯曲后的试验片和向内弯曲后的试验片这两种的弯曲试验的破裂极限的 $R/t$ 。在 $R/t$ 值相同的情况下,将其 $R/t$ 作为棱线部弯曲破裂的评价结果,在 $R/t$ 值不同的情况下,将其中较大的值的 $R/t$ 作为棱线部弯曲破裂的评价结果。对未发生 $0.5\text{mm}$ 以上的破裂的破裂极限的 $R/t$ 进行评价,将 $R/t\leq 5.0$ 判断为良好。

[0156] 关于压溃特性,实施以下所示的轴向压溃试验,以其变形形态进行判定。通过弯曲加工成形为帽型的截面形状,以相同种类的钢板作为背板,通过点焊进行接合。接着,在轴方向上以相当于时速 $36\text{km}$ 的速度使 $300\text{kgf}$ 的重锤发生碰撞,从而压溃。然后,目视观察构件的变形状况,将无破裂而被压扁的情况判定为 $\bigcirc$ ,将发生了破裂的情况判定为 $\times$ 。

[0157] 另外,实施以下所示的弯曲压溃试验,以其变形形态进行判定。通过弯曲加工成形为帽型的截面形状,以相同种类的钢板作为背板,通过点焊进行接合。接着,在宽度方向上以相当于时速 $36\text{km}$ 的速度使 $100\text{kgf}$ 的重锤发生碰撞,从而压溃。然后,目视观察构件的变形状况,将无破裂而被压扁的情况判定为 $\bigcirc$ ,将发生了破裂的情况判定为 $\times$ 。

[0158] 本发明例的钢板均具有 $980\text{MPa}$ 以上的TS,优良的均匀延展性、弯曲性和压溃特性也优良。与此相对,比较例中,TS、EL、YP-EL、U.EL、各种弯曲性、压溃形态和的至少一种特性差。

[0159] 产业上的可利用性

[0160] 根据本发明,能够提供在室温拉伸试验中具有 $1\%$ 以上的屈服伸长率(YP-EL)、 $980\text{MPa}$ 以上的拉伸强度(TS)、并且具有优良的均匀延展性、弯曲性和压溃特性的高强度钢板和碰撞吸收构件。