(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 118660983 A
(43)申请公布日 2024.09.17

(21)申请号 202280092146.6
(22)申请日 2022.02.28
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2024.08.20
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2022/008145 2022.02.28
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2023/162190 JA 2023.08.31
(71)申请人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本
(72)发明人 小峰慎介 中垣内达也
(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
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C21D 8/02(2006.01)
C21D 9/46(2006.01)
C22C 38/60(2006.01)

权利要求书2页 说明书21页 附图4页

(54)发明名称

钢板、构件、它们的制造方法、冷轧钢板用热轧钢板的制造方法和冷轧钢板的制造方法

(57)摘要

本发明提供拉伸强度(TS)为780MPa以上、碰撞特性优良的钢板、构件和它们的制造方法。一种钢板,其具有碳当量(CE)满足0.46%以上的成分组成以及特定的钢组织,铁素体的平均结晶粒径为25μm以下,并且铁素体粒径的变异系数(CV)×碳当量(CE)为0.28以下,在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向弯曲90°后弯曲恢复加工至再次平坦时,在距压缩-拉伸变形侧的钢板表面0～50μm区域内的L截面中,在界面具有空隙的铁素体晶粒相对于全部铁素体晶粒的比例($NF_{空隙}$/NF)为15%以下,所述钢板的拉伸强度为780MPa以上。

CN 118660983 A

1.一种钢板,其具有碳当量(CE)满足0.46%以上的成分组成、以及以面积率计铁素体为10～50%、回火马氏体和贝氏体的合计为30%以上、残余奥氏体为3～20%、新鲜马氏体为15%以下、铁素体、回火马氏体、贝氏体、残余奥氏体和新鲜马氏体的合计为90%以上的钢组织,

铁素体的平均结晶粒径为25μm以下,

铁素体粒径的变异系数(CV)×碳当量(CE)为0.28以下,

在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向弯曲90°后弯曲恢复加工至再次平坦时,在距压缩-拉伸变形侧的钢板表面0～50μm区域内的L截面中,在界面具有空隙的铁素体晶粒相对于全部铁素体晶粒的个数比例($NF_{空隙}$/NF)为15%以下,

所述钢板的拉伸强度为780MPa以上。

2.根据权利要求1所述的钢板,其中,所述成分组成以质量%计含有C:0.07～0.20%、Si:0.10～2.00%、Mn:1.5～4.0%、P:0.100%以下、S:0.050%以下、Sol.Al:0.005～0.100%和N:0.0100%以下、余量由Fe和不可避免的杂质构成。

3.根据权利要求2所述的钢板,其中,所述成分组成以质量%计还含有选自Cr:1.000%以下、Mo:0.500%以下、V:0.500%以下、Ti:0.500%以下、Nb:0.500%以下、B:0.0050%以下、Ni:1.000%以下、Cu:1.000%以下、Sb:1.000%以下、Sn:1.000%以下、As:1.000%以下、Ca:0.0050%以下、W:0.500%以下、Ta:0.100%以下、Mg:0.050%以下、Zr:0.050%以下和REM:0.005%以下中的至少一种。

4.根据权利要求1～3中任一项所述的钢板,其中,在钢板的表面具有电镀锌层、热镀锌层或合金化热镀锌层。

5.一种构件,其是对权利要求1～4中任一项所述的钢板实施成形加工和焊接中的至少一者而成的构件。

6.一种钢板的制造方法,其包括:

热轧工序,其中,将碳当量(CE)满足0.46以上并且具有权利要求2或权利要求3记载的成分组成的钢坯加热至1100～1300℃的温度范围,在使精轧温度为800～950℃的条件下进行热轧,将精轧的累积压下率设为60%以上,在从精轧出口侧起直到卷取为止的冷却过程中,将750～600℃的温度范围内的停留时间设为10s以下,将卷取温度设为600℃以下进行卷取;

冷轧工序,其中,将该热轧工序中得到的热轧钢板进行酸洗,以20%以上的累积压下率进行冷轧;

退火工序,其中,将该冷轧工序中得到的冷轧钢板加热至750～880℃的退火温度并保持30秒以上;

淬火工序,其中,该退火工序后,冷却至(Ms-250℃)～(Ms-50℃)的冷却停止温度;和

回火工序,其中,该淬火工序后,加热至300～500℃的再加热温度并保持20秒以上。

7.一种冷轧钢板用热轧钢板的制造方法,其包括如下所述的热轧工序:将碳当量(CE)满足0.46以上并且具有权利要求2或权利要求3记载的成分组成的钢坯加热至1100～1300℃的温度范围,在使精轧温度为800～950℃的条件下进行热轧,将精轧的累积压下率设为60%以上,在从精轧出口侧起直到卷取为止的冷却过程中,将750～600℃的温度范围内的停留时间设为10s以下,将卷取温度设为600℃以下进行卷取,制造具有以热轧钢板组织的面积率计铁素体为20%以下、新鲜马氏体和贝氏体的合计为80%以上的组织的热轧钢板。

8.一种冷轧钢板的制造方法,其包括如下所述的冷轧工序:将通过权利要求7所述的冷轧钢板用热轧钢板的制造方法得到的热轧钢板进行酸洗,以20%以上的累积压下率进行冷轧。

9.根据权利要求6所述的钢板的制造方法,其中,包括在所述退火工序后且所述淬火工序前、或者回火工序后对钢板的表面实施电镀锌、热镀锌或合金化热镀锌的镀覆工序。

10.根据权利要求9所述的钢板的制造方法,其中,在所述退火工序后且所述淬火工序前的镀覆工序中,包括镀覆前在300～500℃的温度范围内保持0～300s的工序。

11.一种构件的制造方法,其包括对通过权利要求6、权利要求9或权利要求10所述的钢板的制造方法制造的钢板实施成形加工和焊接中的至少一者的工序。

钢板、构件、它们的制造方法、冷轧钢板用热轧钢板的制造方法和冷轧钢板的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及高强度且碰撞特性优良的钢板、构件、它们的制造方法、冷轧钢板用热轧钢板的制造方法和冷轧钢板的制造方法。本发明的钢板主要能够适合用于作为汽车用钢板的用途。

背景技术

[0002] 从保护地球环境的观点出发,为了削减CO_2排放量,在维持汽车车身的强度的同时谋求其轻量化从而改善汽车的燃料效率在汽车业界一直是重要的课题。为了在维持汽车车身的强度的同时谋求其轻量化,通过作为汽车部件用原材的钢板的高强度化使钢板薄壁化是有效的。另一方面,以钢板作为原材的汽车部件在碰撞时确保车内人员的安全成为前提。因此,对于作为汽车部件用原材使用的高强度钢板,除了要求具有期望的强度以外,还要求优良的碰撞特性。

[0003] 近年来,在汽车车身中拉伸强度TS为780MPa以上的高强度钢板的应用不断扩大。从碰撞特性的观点考虑,汽车部件大致分为柱、保险杠等非变形构件和大梁等能量吸收构件,为了在汽车走行中万一碰撞的情况下确保乘员的安全,分别要求必要的碰撞特性。非变形构件正在向高强度化发展,拉伸强度(以下也简称为TS)为780MPa以上的高强度钢板已经实用化。但是,在能量吸收构件的应用中,780MPa以上的高强度钢板在碰撞时受到基于成形的一次加工的部位成为起点而容易引起构件断裂,存在不能稳定地发挥碰撞能吸收能力的问题,主要应用590MPa以下的材料。因此,还有通过抑制碰撞时的构件断裂、稳定地发挥高吸收能来确保碰撞时的安全性、并且通过轻量化来有助于环境保护的余地。基于以上情况,能量吸收构件需要应用碰撞特性优良的TS为780MPa以上的高强度钢板。

[0004] 针对这样的要求,例如,在专利文献1中公开了涉及成形性和耐冲击性优良的TS为1200MPa以上的超高强度钢板的技术。另外,在专利文献2中公开了涉及拉伸最大强度为780MPa以上且能够应用于碰撞时的冲击吸收构件的高强度钢板的技术。

[0005] 现有技术文献

[0006] 专利文献

[0007] 专利文献1:日本特开2012-31462号公报

[0008] 专利文献2:日本特开2015-175061号公报

发明内容

[0009] 发明所要解决的问题

[0010] 但是,在专利文献1中虽然对碰撞特性进行了研究,但是,对于以碰撞时不发生构件的断裂为前提的耐冲击性进行了研究,没有从耐构件断裂的观点考虑对碰撞特性进行研究。

[0011] 另外,在专利文献2中,对帽材进行利用落锤的动态轴压坏试验的裂纹判定,对TS

超过780MPa的级别的耐断裂特性进行评价。但是,在压坏后的裂纹判定中,无法针对对于碰撞特性重要的压坏中的从裂纹产生起直至断裂为止的过程进行评价。其理由在于,在压坏的过程中早期产生裂纹的情况下,即使是不贯通板厚的程度的轻微裂纹,也有可能使吸收能降低。另外,在压坏的过程中的后期产生裂纹的情况下,即使是贯通板厚的程度的大裂纹,也可能几乎不影响吸收能。因此认为,仅凭压坏后的裂纹判定来作为耐断裂特性的评价是不充分的。

[0012] 本发明是鉴于上述情况而完成的,目的在于提供适合作为汽车的能量吸收构件用途的、拉伸强度(TS)为780MPa以上、碰撞特性优良的钢板、构件和它们的制造方法。

[0013] 用于解决问题的方法

[0014] 本发明人为了解决上述课题而反复进行了深入研究,结果发现了以下内容。

[0015] 使钢板具有碳当量(CE)满足0.46%以上的成分组成、以及以面积率计铁素体为10～50%、回火马氏体和贝氏体的合计为30%以上、残余奥氏体为3～20%、新鲜马氏体为15%以下、铁素体、回火马氏体、贝氏体、残余奥氏体和新鲜马氏体的合计为85%以上的钢组织,铁素体的平均结晶粒径为25μm以下,铁素体粒径的变异系数(CV)×碳当量(CE)为0.28以下,在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向弯曲90°后弯曲恢复加工至再次平坦时,在距压缩-拉伸变形侧的钢板表面0～50μm区域内的L截面中,在界面具有空隙的铁素体晶粒相对于全部铁素体晶粒的比例($NF_{空隙}$/NF)为15%以下,拉伸强度为780MPa以上。可知由此可以得到高强度、碰撞特性优良的钢板。

[0016] 本发明是基于这样的见解而完成的,其主旨如下所述。

[0017] [1] 一种钢板,其具有碳当量(CE)满足0.46%以上的成分组成、以及以面积率计铁素体为10～50%、回火马氏体和贝氏体的合计为30%以上、残余奥氏体为3～20%、新鲜马氏体为15%以下、铁素体、回火马氏体、贝氏体、残余奥氏体和新鲜马氏体的合计为90%以上的钢组织,

[0018] 铁素体的平均结晶粒径为25μm以下,

[0019] 铁素体粒径的变异系数(CV)×碳当量(CE)为0.28以下,

[0020] 在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向弯曲90°后弯曲恢复加工至再次平坦时,在距压缩-拉伸变形侧的钢板表面0～50μm区域内的L截面中,在界面具有空隙的铁素体晶粒相对于全部铁素体晶粒的比例($NF_{空隙}$/NF)为15%以下,

[0021] 所述钢板的拉伸强度为780MPa以上。

[0022] [2] 根据[1]所述的钢板,其中,上述成分组成以质量%计含有C:0.07～0.20%、Si:0.10～2.00%、Mn:1.5～4.0%、P:0.100%以下、S:0.050%以下、Sol.Al:0.005～0.100%和N:0.0100%以下、余量由Fe和不可避免的杂质构成。

[0023] [3] 根据[2]所述的钢板,其中,上述成分组成以质量%计还上述成分组成以质量%计还含有选自Cr:1.000%以下、Mo:0.500%以下、V:0.500%以下、Ti:0.500%以下、Nb:0.500%以下、B:0.0050%以下、Ni:1.000%以下、Cu:1.000%以下、Sb:1.000%以下、Sn:1.000%以下、As:1.000%以下、Ca:0.0050%以下、W:0.500%以下、Ta:0.100%以下、Mg:0.050%以下、Zr:0.050%以下和REM:0.005%以下中的至少一种。

[0024] [4] 根据[1]～[3]中任一项所述的钢板,其中,在钢板的表面具有电镀锌层、热镀锌层或合金化热镀锌层。

[0025] [5] 一种构件,其是对[1]～[4]中任一项所述的钢板实施成形加工和焊接中的至少一者而成的构件。

[0026] [6] 一种钢板的制造方法,其包括:

[0027] 热轧工序,其中,将碳当量(CE)满足0.46以上并且具有[2]或[3]中记载的成分组成的钢坯加热至1100～1300℃的温度范围,在使精轧温度为800～950℃的条件下进行热轧,将精轧的累积压下率设为60%以上,在从精轧出口侧起直到卷取为止的冷却过程中,将750～600℃的温度范围内的停留时间设为10s以下,将卷取温度设为600℃以下进行卷取;

[0028] 冷轧工序,其中,将该热轧工序中得到的热轧钢板进行酸洗,以20%以上的累积压下率进行冷轧;

[0029] 退火工序,其中,将该冷轧工序中得到的冷轧钢板加热至750～880℃的退火温度并保持30秒以上;

[0030] 淬火工序,其中,该退火工序后,冷却至(Ms-250℃)～(Ms-50℃)的冷却停止温度;和

[0031] 回火工序,其中,该淬火工序后,加热至300～500℃的再加热温度并保持20秒以上。

[0032] [7] 一种冷轧钢板用热轧钢板的制造方法,其包括如下所述的热轧工序:将碳当量(CE)满足0.46以上并且具有[2]或[3]中记载的成分组成的钢坯加热至1100～1300℃的温度范围,在使精轧出口侧温度为800～950℃的条件下进行热轧,将精轧的累积压下率设为60%以上,在从精轧出口侧起直到卷取为止的冷却过程中,将750～600℃的温度范围内的停留时间设为10s以下,将卷取温度设为600℃以下进行卷取,制造具有以热轧钢板组织的面积率计铁素体为20%以下、新鲜马氏体和贝氏体的合计为80%以上的组织的热轧钢板。

[0033] [8] 一种冷轧钢板的制造方法,其包括如下所述的冷轧工序:将通过[7]所述的制造方法得到的热轧钢板进行酸洗,以20%以上的累积压下率进行冷轧。

[0034] [9] 根据[6]所述的钢板的制造方法,其中,包括在上述退火工序后且上述淬火工序前、或者回火工序后对钢板的表面实施电镀锌、热镀锌或合金化热镀锌的镀覆工序。

[0035] [10] 根据[9]所述的钢板的制造方法,其中,在上述退火工序后且上述淬火工序前的镀覆工序中,包括镀覆前在300～500℃的温度范围内保持0～300s的工序。

[0036] [11] 一种构件的制造方法,其具有对通过[6]、[9]或[10]所述的钢板的制造方法制造的钢板实施成形加工和焊接中的至少一者的工序。

[0037] 发明效果

[0038] 根据本发明,能够得到拉伸强度(TS)为780MPa以上、碰撞特性优良的钢板。对本发明的钢板实施成形加工、焊接等而得到的构件能够适合用作在汽车领域中使用的能量吸收构件。

附图说明

[0039] 图1是用于说明实施例的弯曲-正交弯曲试验中的90°弯曲加工(一次弯曲加工)的图。

[0040] 图2是用于说明实施例的弯曲-正交弯曲试验中的正交弯曲(二次弯曲加工)的图。

[0041] 图3是示出实施了90°弯曲加工(一次弯曲加工)的试验片的立体图。

[0042] 图4是示出实施了正交弯曲(二次弯曲加工)的试验片的立体图。

[0043] 图5是为了进行实施例的轴压坏试验而制造的、将帽型构件与钢板点焊而得到的试验用构件的主视图。

[0044] 图6是图5所示的试验用构件的立体图。

[0045] 图7是用于说明实施例的轴压坏试验的示意图。

具体实施方式

[0046] 以下对本发明的详细情况进行说明。

[0047] 本发明的钢板具有碳当量(CE)满足0.46%以上的成分组成、以及以面积率计铁素体为10～50%、回火马氏体和贝氏体的合计为30%以上、残余奥氏体为3～20%、新鲜马氏体为15%以下、铁素体、回火马氏体、贝氏体、残余奥氏体和新鲜马氏体的合计为90%以上的钢组织,铁素体的平均结晶粒径为25μm以下,铁素体粒径的变异系数(CV)×碳当量(CE)为0.28以下,在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向弯曲90°后弯曲恢复加工至再次平坦时,在距压缩-拉伸变形侧的钢板表面0～50μm区域内的L截面中,在界面具有空隙的铁素体晶粒相对于全部铁素体晶粒的个数比例($NF_{空隙}$/NF)为15%以下,拉伸强度为780MPa以上。

[0048] 碳当量(CE):0.46%以上

[0049] 碳当量CE是作为钢的强度的指标将C以外的元素的影响换算为C量而得到的。通过将碳当量CE设定为0.46%以上,能够将后述的铁素体等各金属组织的面积率控制在本发明的范围内,能够得到本发明的拉伸强度(780MPa以上)和碰撞特性。碳当量CE优选设定为0.48%以上。上限没有特别限定,但考虑到与焊接性、成形性的平衡,碳当量CE优选设定为0.85%以下,更优选为0.82%以下。

[0050] 碳当量CE可以通过以下的式(1)求出。

[0051] 碳当量CE=[C%]+([Si%]/24)+([Mn%]/6)+([Ni%]/40)+([Cr%]/5)+([Mo%]/4)+([V%]/14) …(1)

[0052] 其中,上述式中的[元素符号%]表示各元素的含量(质量%),不含有的元素设为0。

[0053] 铁素体的面积率:10～50%

[0054] 铁素体的面积率超过50%时,难以兼顾780MPa以上的拉伸强度(TS)和碰撞特性。铁素体的面积率小于10%时,有时在变形中应力集中于铁素体,促进界面处的空隙生成。因此,铁素体的面积率为10～50%。铁素体的面积率优选为15%以上。另外,铁素体的面积率优选为45%以下。

[0055] 回火马氏体和贝氏体的合计面积率:30%以上

[0056] 回火马氏体通过抑制碰撞变形时的构件断裂而使碰撞特性提高,并且对提高碰撞时的吸收能量和强度是有效的。回火马氏体和贝氏体的合计面积率小于30%时,不能充分地得到这样的效果。因此,合计面积率为30%以上、优选为40%以上。另外,合计面积率的上限没有限定,但考虑到与其它组织的平衡,合计面积率优选为80%以下。

[0057] 残余奥氏体的面积率:3～20%

[0058] 残余奥氏体推迟碰撞时的裂纹产生,对提高碰撞特性是有效的。虽然机理还不清楚,但认为如下。残余奥氏体在碰撞变形时通过加工硬化而使弯曲变形中的曲率半径变大,

由此使弯曲部的应变分散。通过使应变分散,一次加工所引起的向空隙生成部的应力集中被缓和,其结果是碰撞特性提高。残余奥氏体的面积率小于3%时,得不到这样的效果。因此,残余奥氏体的面积率为3%以上、优选为5%以上。另一方面,残余奥氏体的面积率超过20%时,有时因加工诱发相变而生成的新鲜马氏体使碰撞时的耐断裂特性降低。因此,残余奥氏体的面积率为20%以下、优选为15%以下。

[0059] 新鲜马氏体:15%以下

[0060] 新鲜马氏体对高强度化是有效的。但是,容易在与软质相的晶界产生空隙,新鲜马氏体的面积率超过15%时,有时在与铁素体的界面促进空隙的生成,使碰撞特性降低。因此,新鲜马氏体的面积率为15%以下、优选为10%以下、更优选为5%以下。新鲜马氏体的面积率的下限可以为0%。

[0061] 铁素体、回火马氏体、贝氏体、残余奥氏体和新鲜马氏体的合计面积率:90%以上

[0062] 铁素体、回火马氏体、贝氏体、残余奥氏体和新鲜马氏体的合计面积率小于90%时,上述以外的相的面积率变高,难以兼顾强度和碰撞特性。上述以外的相可以列举例如珠光体、渗碳体,这些相增加时,有时在碰撞变形时成为空隙生成的起点而使碰撞特性降低。另外,珠光体、渗碳体增加时,强度有时降低。上述合计面积率为90%以上时,不管其余相的种类、面积率如何,都可以得到高的强度和碰撞特性。合计面积率优选设定为95%以上。合计面积率可以为100%。作为上述以外的余量组织的珠光体和渗碳体的合计面积率为10%以下。优选该余量组织的合计面积率为7%以下、更优选为5%以下、进一步优选为3%以下。

[0063] 各组织的面积率是各相在观察面积中所占的面积的比例。各组织的面积率如下测定。对与轧制方向成直角地切断的钢板的板厚截面进行研磨,然后用3体积%硝酸乙醇溶液腐蚀,利用SEM(扫描电子显微镜)以1500倍的倍率对板厚1/4位置拍摄3个视野,由所得到的图像数据,使用Media Cybernetics公司制造的Image-Pro求出各组织的面积率。将3个视野的面积率的平均值作为本发明的各组织的面积率。在图像数据中,铁素体可以区分为黑色,贝氏体可以区分为含有岛状的残余奥氏体的黑色或含有取向一致的碳化物的灰色,回火马氏体可以区分为含有微细的取向不一致的碳化物的亮灰色,残余奥氏体可以区分为白色。在此,新鲜马氏体也呈白色,新鲜马氏体和残余奥氏体难以利用SEM图像进行区分。因此,通过从新鲜马氏体和残余奥氏体的合计的面积率中减去通过后述方法求出的残余奥氏体的面积率来求出新鲜马氏体的面积率。

[0064] 在本发明中,测定X射线衍射强度,求出残余奥氏体的体积率,将该体积率视为残余奥氏体的面积率。残余奥氏体的体积率通过板厚1/4面的、fcc铁的(200)、(220)、(311)面的X射线衍射积分强度相对于bcc铁的(200)、(211)、(220)面的X射线衍射积分强度的比例来求出。

[0065] 铁素体的平均结晶粒径:25μm以下

[0066] 在本发明的钢板中,通过使铁素体的平均结晶粒径为25μm以下,可以得到高碰撞特性。虽然该机理还不清楚,但认为如下。对于成为碰撞特性劣化的原因的碰撞时的断裂,裂纹的产生和进展成为起点。认为裂纹容易因加工硬化能力的降低和高硬度差区域中的空隙的生成和连结而产生。另外,在实际构件的碰撞中,在成形时受到一次加工的部位以向与一次加工正交的方向弯曲恢复的方式变形。此时,如果在一次加工部的高硬度差区域产生空隙,则应力集中于空隙的周围,助长裂纹的产生、进展,其结果导致断裂。高硬度差区域中

的空隙生成的原因是因为相对于硬质相而软质相的变形量变大。因此,通过使铁素体微细化,能够减小变形量,抑制一次加工部中的空隙产生、进展和与此相伴的构件断裂,能够得到高耐断裂特性。因此,铁素体的平均结晶粒径为25μm以下、优选为20μm以下。需要说明的是,铁素体的平均结晶粒径的下限没有特别规定,优选为3μm以上。

[0067] 关于铁素体的平均结晶粒径,利用SEM(扫描电子显微镜)以2000倍的倍率对板厚1/4位置拍摄10个视野以上的40μm×50μm的区域,由所得到的图像数据,使用上述Image-Pro,根据各铁素体晶粒的面积比算出等效圆直径并平均,由此测定铁素体的平均结晶粒径。

[0068] 另外,后述的铁素体粒径的标准偏差可以由使用上述Image-Pro求出的各铁素体粒径算出。

[0069] 铁素体粒径的变异系数(CV)×碳当量(CE):0.28以下

[0070] 在本发明的钢板中,通过使CV×CE为0.28以下,能够得到高碰撞特性。虽然其机理还不清楚,但认为如下。碰撞时成为断裂的起点的一次加工部中的空隙产生、进展因局部的应力集中而被促进。为了抑制上述问题,认为减小钢组织中的铁素体粒径的偏差和硬质相的软质化是有效的。因此,将前者(减小钢组织中的铁素体粒径的偏差)的指标设为CV,将后者(硬质相的软质化)的指标设为CE,通过使CV×CE为0.28以下,可以得到高耐断裂特性。优选为0.25以下。

[0071] 铁素体粒径的变异系数CV可以通过以下的式(2)求出。

[0072] $$CV=\text{铁素体粒径的标准偏差}\ \sigma_{d_F}\ /\ \text{铁素体的平均结晶粒径}\ \overline{d_F}\quad\cdots(2)$$

[0073] 碳当量CE可以通过以下的式(1)求出。

[0074] $$CE=[C\%]+([Si\%]/24)+([Mn\%]/6)+([Ni\%]/40)+([Cr\%]/5)+([Mo\%]/4)+([V\%]/14)\quad\cdots(1)$$

[0075] 其中,上述式中的[元素符号%]表示各元素的含量(质量%),不含有的元素设为0。

[0076] 需要说明的是,通过控制后述的热轧时的精轧的压下率和从精轧出口侧起直到卷取为止的冷却过程、卷取温度,使热轧组织为新鲜马氏体和贝氏体主体的组织,可以得到期望的铁素体平均结晶粒径和CV×CE。关于热轧组织,如果制成以微细的新鲜马氏体和贝氏体作为主体的组织,则在退火工序和退火后的冷却工序中铁素体生成时的成核位点增加,由此成为分散有均匀且微细的铁素体晶粒的组织。

[0077] 在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向弯曲90°后弯曲恢复加工至再次平坦时,在距压缩-拉伸变形侧的钢板表面0~50μm区域内的L截面中,在界面具有空隙的铁素体晶粒相对于全部铁素体晶粒的个数比例($NF_{空隙}$/NF):15%以下

[0078] 在本发明的钢板中,通过使$NF_{空隙}$/NF为15%以下,能够得到高碰撞特性(NF是指:在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向弯曲90°后弯曲恢复加工至再次平坦时,距压缩-拉伸变形侧的钢板表面0~50μm区域内的L截面中的全部铁素体晶粒的个数。$NF_{空隙}$是指:在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向弯曲90°后弯曲恢复加工至再次平坦时,在距压缩-拉伸变形侧的钢板表面0~50μm区域内的L截面中,在界面具有空隙的铁素体晶粒的个数)。

[0079] 虽然其机理还不清楚,但认为如下。对于成为碰撞特性劣化的原因的碰撞时的断

裂,裂纹的产生和进展成为起点。认为裂纹容易因加工硬化能力的降低和高硬度差区域中的空隙的生成和连结而产生。另外,在实际构件的碰撞中,成形时(一次加工)受到变形的部位在碰撞时受到二次变形,此时断裂起点部的变形历程被认为是在由于一次加工和二次变形而受到压缩变形后受到拉伸变形的部位。在压缩-拉伸变形部,如果在高硬度差区域产生空隙,则应力集中于空隙的周围,助长裂纹的产生、进展,认为其结果导致断裂。因此,通过回火马氏体和贝氏体减少高硬度差区域,进而根据需要有效利用残余奥氏体,在变形中抑制一次加工部的宏观应力集中,通过控制铁素体的粒径,抑制向粗大的铁素体晶粒的微观应力集中,由此抑制一次加工部中的空隙产生、进展和与此相伴的构件断裂,能够得到高耐断裂特性。因此,为了得到这些效果,将$NF_{空隙}$/NF设定为15%以下。优选为10%以下。$NF_{空隙}$/NF设定为作为工业上可得到的下限的1以上。

[0080] 需要说明的是,只要满足一次弯曲加工条件(在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向弯曲90°),则加工方法没有限制。作为一次弯曲加工方法的例子,可以列举利用V型块法的弯曲加工、利用拉深成形的弯曲加工等。在弯曲恢复加工中,可以列举使用平坦的夹具的冲压加工等。

[0081] $NF_{空隙}$/NF的测定方法如下所述。对于钢板,在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向进行90°弯曲加工,弯曲恢复加工至再次平坦后,对板厚截面进行研磨,对距压缩-拉伸侧的钢板表面0~50μm区域内的L截面进行观察。利用SEM(扫描电子显微镜)以2000倍的倍率对L截面拍摄3个视野,由得到的图像数据,使用Media Cybernetics公司制造的Image-Pro对视野内的全部铁素体晶粒的数量和在界面具有空隙的铁素体晶粒的数量进行计数,求出比例。将3个视野的平均值作为$NF_{空隙}$/NF。需要说明的是,空隙是比铁素体更深的黑色,能够与各组织明确地区分。

[0082] 在本发明中,以宽度(C)方向为轴沿轧制(L)方向进行90°弯曲加工是指,在沿宽度(C)方向(参照图1的符号D1)观察钢板时(宽度方向钢板视图(宽度方向垂直截面视图)),以两端部间距离变短的方式,沿与宽度方向和轧制方向(参照图1的符号D1和符号D2)垂直的方向从钢板表面中的一侧实施基于按压的弯曲,按压至两端部的未受到弯曲加工的平坦的部分所成的角度达到90°。

[0083] 另外,压缩-拉伸变形侧的钢板表面是指上述进行了按压的一侧的钢板表面(与实施按压的冲头等按压部接触的一侧的钢板表面)。

[0084] 另外,弯曲恢复加工后的L截面是指与由弯曲加工引起的变形的方向平行且与钢板表面垂直地切断而形成的截面,是与宽度方向垂直的截面。

[0085] 关于弯曲恢复加工后的铁素体晶粒的测定位置,设为包含通过弯曲加工形成且在宽度(C)方向(参照图1的符号D1)上延伸的角部的区域。更具体而言,在通过弯曲加工而在与宽度方向和轧制方向垂直的方向(冲头等按压部的按压方向)上成为最下部的区域中在板厚方向上0~50μm区域内测定铁素体晶粒的数量。

[0086] 本发明的钢板可以在钢板的表面具有电镀锌层、热镀锌层或合金化热镀锌层。

[0087] 本发明的钢板的拉伸强度(TS)为780MPa以上。本发明中所述的高强度是指拉伸强度(TS)为780MPa以上。拉伸强度(TS)的上限没有特别限定,从与其它特性的协调的观点出发,优选为1470MPa以下。需要说明的是,关于拉伸强度(TS)的测定方法,从钢板沿与轧制方向成直角的方向裁取JIS5号拉伸试验片(JIS Z2201),进行将应变速率设为10^{-3}/s的依据

JIS Z2241(2011)的规定的拉伸试验,求出拉伸强度(TS)。

[0088] 从有效地得到本发明效果的观点出发,本发明的钢板的板厚优选为0.2mm以上。另外,从有效地得到本发明效果的观点出发,本发明的钢板的板厚优选为3.2mm以下。

[0089] 本发明的钢板的碰撞特性优良。本发明中所述的碰撞特性优良是指耐断裂特性良好、且吸收能良好。本发明中所述的耐断裂特性良好是指实施以下记载的弯曲-正交弯曲试验时的从该载荷最大值起载荷降低了50%时的冲程的平均值ΔS_{50}为29mm以上。本发明中所述的碰撞特性良好是指实施实施例中记载的轴压坏试验、压坏时的冲程-载荷的曲线图中的、冲程0～100mm的范围内的面积的平均值F_{ave}为38000N以上。

[0090] 上述弯曲-正交弯曲试验如下进行。

[0091] 首先,对于钢板,在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向弯曲90°后,实施弯曲恢复加工(一次弯曲加工)至再次平坦,准备试验片。在90°弯曲加工(一次弯曲加工)中,如图1所示,对载置于具有V形槽的冲模A1上的钢板,压入冲头B1而得到试验片T1。接着,如图2所示,对载置于支撑辊A2上的试验片T1,以弯曲方向为轧制直角方向的方式,压入冲头B2而实施正交弯曲(二次弯曲加工)。在图1和图2中,D1表示宽度(C)方向,D2表示轧制(L)方向。

[0092] 图3中示出对钢板实施了90°弯曲加工(一次弯曲加工)的试验片T1。另外,图4中示出对试验片T1实施了正交弯曲(二次弯曲加工)的试验片T2。图4的试验片T2中以虚线所示的位置对应于进行正交弯曲前的图3的试验片T1中以虚线所示的位置。

[0093] 正交弯曲的条件如下所述。

[0094] [正交弯曲条件]

[0095] 试验方法:辊支撑、冲头压入

[0096] 辊径:φ30mm

[0097] 冲头前端R:0.4mm

[0098] 辊间距离:(板厚×2)+1.5mm

[0099] 冲程速度:20mm/分钟

[0100] 试验片尺寸:60mm×60mm

[0101] 弯曲方向:轧制直角方向

[0102] 在实施上述正交弯曲时得到的冲程-载荷曲线中,求出载荷从最大载荷降低了50%的点的冲程。将实施了3次上述弯曲-正交弯曲试验时的载荷从该最大载荷降低了50%的点的冲程的平均值作为ΔS_{50}。

[0103] 另外,上述轴压坏试验如下所述进行。

[0104] 首先,在轴压坏试验中,考虑板厚的影响,全部以板厚1.2mm的钢板实施。切出钢板,使用冲头肩半径为5.0mm、冲模肩半径为5.0mm的模具,以达到深度40mm的方式进行成形加工(弯曲加工),制作图5和图6所示的帽型构件10。另外,将用作帽型构件的原材的钢板另外切出200mm×80mm的大小。接着,将该切出后的钢板20和帽型构件10进行点焊,制作图5和图6所示的试验用构件30。图5是将帽型构件10和钢板20进行点焊而制作的试验用构件30的主视图。图6是试验用构件30的立体图。关于点焊部40的位置,如图6所示,钢板的端部与焊接部为10mm、焊接部间为45mm的间隔。接着,如图7所示,通过TIG焊接将试验用构件30与底板50接合而制作轴压坏试验用样品。接着,使撞击器60以10m/s的碰撞速度与制作的轴压坏

试验用样品等速碰撞,将轴压坏试验用样品压坏100mm。如图7所示,压坏方向D3设为与试验用构件30的长度方向平行的方向。求出压坏时的冲程-载荷的曲线图中的冲程0～100mm的范围的面积,将进行3次试验时的该面积的平均值作为吸收能(F_{ave})。

[0105] 接着,对钢板的成分组成的优选范围进行说明。需要说明的是,只要没有特别说明,表示成分元素的含量的“%”是指“质量%”。

[0106] C:0.07～0.20%

[0107] C容易生成铁素体以外的相,并且与Nb、Ti等形成合金化合物,因此是强度提高所需的元素。C含量小于0.07%时,即使实现制造条件的最优化,有时也无法确保期望的强度。因此,C含量优选为0.07%以上、更优选为0.10%以上。另一方面,C含量超过0.20%时,马氏体的强度过量增加,即使实现制造条件的最优化,有时也得不到本发明的碰撞特性。因此,C含量优选为0.20%以下、更优选为0.18%以下。

[0108] Si:0.10～2.00%

[0109] Si是铁素体生成元素,并且也是固溶强化元素。因此,有助于提高强度与延展性的平衡。为了得到该效果,Si含量优选为0.10%以上、更优选为0.20%以上。另一方面,Si含量超过2.00%时,有时引起镀锌层附着、密合性的降低和表面性状的劣化。因此,Si含量优选为2.00%以下、更优选为1.50%以下。

[0110] Mn:1.5～4.0%

[0111] Mn是马氏体的生成元素,并且也是固溶强化元素。另外,有助于残余奥氏体稳定化。为了得到这些效果,Mn含量优选为1.5%以上。Mn含量更优选为2.0%以上。另一方面,Mn含量超过4.0%时,有时残余奥氏体分率增加,碰撞特性降低。因此,Mn含量优选为4.0%以下、更优选为3.5%以下。

[0112] P:0.100%以下

[0113] P是对钢的强化有效的元素。但是,P含量超过0.100%时,有时使合金化速度大幅延迟。另外,使P超过0.100%而过量含有时,由于晶界偏析而引起脆化,即使满足本发明的钢组织,有时也会使碰撞时的耐断裂特性劣化。因此,P含量为0.100%以下、优选为0.050%以下。P含量没有特别的下限,目前工业上可实施的下限为约0.002%,优选为0.002%以上。

[0114] S:0.050%以下

[0115] S形成MnS等夹杂物,成为沿着焊接部的金属流的裂纹的原因,即使满足本发明的钢组织,碰撞特性有时也降低。因此,S量优选尽可能低,从制造成本的方面考虑,S含量优选为0.050%以下。S含量更优选为0.010%以下。S含量没有特别的下限,目前工业上可实施的下限为约0.0002%,优选为0.0002%以上。

[0116] Sol.Al:0.005～0.100%

[0117] Al作为脱氧剂发挥作用,并且也是固溶强化元素。Sol.Al含量小于0.005%时,有时得不到这些效果,即使满足本发明的钢组织,强度有时也降低。因此,Sol.Al含量优选为0.005%以上。另一方面,Sol.Al含量超过0.100%时,使炼钢时的钢坯品质劣化。因此,Sol.Al含量优选为0.100%以下、更优选为0.04%以下。

[0118] N:0.0100%以下

[0119] N在钢中形成TiN、(Nb、Ti)(C、N)、AlN等氮化物、碳氮化物系的粗大夹杂物而使碰撞特性降低,因此需要抑制含量。N的含量超过0.0100%时,碰撞特性容易降低,因此N含量优

选为0.0100%以下。N含量更优选为0.007%以下、进一步优选为0.005%以下。需要说明的是,N含量的下限没有特别限定,目前工业上可实施的下限为约0.0003%,优选为0.0003%以上。

[0120] 本发明的钢板具有含有上述成分、余量包含Fe(铁)和不可避免的杂质的成分组成。特别地,本发明的一个实施方式的钢板优选具有含有上述成分、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成。

[0121] 在本发明的钢板,可以根据期望的特性适当含有以下所述的成分(任选元素)。

[0122] 选自Cr:1.000%以下、Mo:0.500%以下、V:0.500%以下、Ti:0.500%以下、Nb:0.500%以下、B:0.0050%以下、Ni:1.000%以下、Cu:1.000%以下、Sb:1.000%以下、Sn:1.000%以下、As:1.000%以下、Ca:0.0050%以下、W:0.500%以下、Ta:0.100%以下、Mg:0.050%以下、Zr:0.050%以下和REM:0.005%以下中的至少一种

[0123] Cr、Mo、V是提高淬透性、对钢的强化有效的元素。但是,超过Cr:1.000%、Mo:0.500%、V:0.500%而过量添加时,上述效果饱和,并且原料成本增加。另外,第二相分率变得过大,有时使碰撞时的耐断裂特性劣化。因此,在含有Cr、Mo、V中的任意一种的情况下,Cr含量优选为1.000%以下,Mo含量优选为0.500%以下,V含量优选为0.500%以下。更优选Cr含量为0.800%以下、Mo含量为0.400%以下、V含量为0.400%以下。即使Cr、Mo、V的含量少也可以得到本发明效果,因此,各自的含量的下限没有特别限定。为了更有效地得到淬透性的效果,Cr、Mo、V的含量各自优选为0.005%以上。

[0124] Ti、Nb是对钢的析出强化有效的元素。但是,Ti含量、Nb含量各自超过0.500%时,有时使碰撞时的耐断裂特性劣化。因此,在含有Ti和Nb中的任意一种的情况下,Ti含量、Nb含量各自优选为0.500%以下。更优选Ti含量、Nb含量各自为0.400%以下。即使Ti、Nb的含量少也可以得到本发明效果,因此,各自的含量的下限没有特别限定。为了更有效地得到钢的析出强化的效果,Ti含量、Nb含量各自优选为0.005%以上。

[0125] B通过抑制从奥氏体晶界起的铁素体的生成、生长而有助于淬透性的提高,因此可以根据需要添加。但是,B含量超过0.0050%时,有时使碰撞时的耐断裂特性劣化。因此,在含有B的情况下,B含量优选为0.0050%以下。更优选B含量为0.0040%以下。即使B含量少也可以得到本发明效果,因此,B含量的下限没有特别限定。为了更有效地得到淬透性的提高的效果,优选将B含量设定为0.0003%以上。

[0126] Ni、Cu是对钢的强化有效的元素。但是,Ni、Cu各自超过1.000%时,有时使碰撞时的耐断裂特性劣化。因此,在含有Ni、Cu中的任意一种的情况下,Ni、Cu的含量各自优选为1.000%以下。更优选Ni含量、Cu含量各自为0.800%以下。即使Ni、Cu的含量少也可以得到本发明效果,因此各自的含量的下限没有特别限定。为了更有效地得到钢的强化的效果,Ni含量、Cu含量各自优选为0.005%以上。

[0127] 从抑制钢板表面的氮化、氧化、钢板表面附近区域的脱碳的观点出发,Sb、Sn可以根据需要添加。通过抑制这样的氮化、氧化,具有防止在钢板表面马氏体的生成量减少、使碰撞特性提高的效果。但是,Sb、Sn各自超过1.000%时,由于晶界脆化,碰撞特性有时降低。因此,在含有Sb、Sn中的任意一种的情况下,Sb含量、Sn含量各自优选为1.000%以下。更优选Sb含量、Sn含量各自为0.800%以下。即使Sb、Sn的含量少也可以得到本发明效果,因此,各自的含量的下限没有特别限定。为了更有效地得到使碰撞特性提高的效果,Sb含量、Sn含量各自优选为0.005%以上。

[0128] As是在晶界偏析的元素,是在作为原料的废铁中作为杂质含有的元素。从抑制晶界脆化的观点出发,优选为1.000%以下。更优选As含量为0.800%以下。As的含量越少越优选,含量的下限没有特别限定,从精炼成本的观点出发,优选为0.005%以上。

[0129] Ca是通过硫化物的形态控制而对改善加工性有效的元素。但是,Ca的含量超过0.0050%时,有可能对钢的洁净度带来不良影响、特性降低。因此,在含有Ca的情况下,Ca的含量优选设定为0.0050%以下。更优选Ca含量为0.0040%以下。即使Ca的含量少也可以得到本发明效果,因此含量的下限没有特别限定。为了更有效地得到加工性的改善的效果,Ca的含量优选设定为0.0010%以上。

[0130] W在热轧时或退火时形成微细的碳化物、氮化物或碳氮化物,对钢的析出强化是有用的。W的含量超过0.500%时,加工性降低。因此,在含有W的情况下,设定为0.500%以下。在含有W的情况下,优选为0.005%以上、更优选为0.050%以上。在含有W的情况下,优选为0.400%以下、更优选为0.300%以下。

[0131] Ta在热轧时或退火时形成微细的碳化物、氮化物或碳氮化物,对钢的析出强化是有用的。Ta的含量超过0.100%时,加工性降低。因此,在含有Ta的情况下,设定为0.100%以下。在含有Ta的情况下,优选为0.001%以上、更优选为0.010%以上。在含有Ta的情况下,优选为0.08%以下、更优选为0.060%以下。

[0132] Mg是通过夹杂物的形态控制而对改善加工性有效的元素。另一方面,Mg的含量超过0.050%时,有可能对钢的洁净度带来不良影响。因此,在含有Mg的情况下,Mg的含量设定为0.050%以下。在含有Mg的情况下,优选为0.0005%以上、更优选为0.001%以上。在含有Mg的情况下,优选为0.040%以下、更优选为0.030%以下。

[0133] Zr是通过夹杂物的形态控制而对改善加工性有效的元素。另一方面,Zr的含量超过0.050%时,有可能对钢的洁净度带来不良影响。因此,在含有Zr的情况下,Zr的含量设定为0.050%以下。在含有Zr的情况下,优选为0.0005%以上、更优选为0.001%以上。在含有Zr的情况下,优选为0.040%以下、更优选为0.030%以下。

[0134] REM是通过硫化物的形态控制而对改善加工性有效的元素。但是,REM各自的含量超过0.005%时,有可能对钢的洁净度带来不良影响、特性降低。因此,在含有REM中的任意一种的情况下,REM的含量各自优选设定为0.005%以下。更优选REM含量为0.004%以下。即使REM的含量少也可以得到本发明效果,因此各自的含量的下限没有特别限定。为了更有效地得到加工性的改善的效果,REM的含量各自优选设定为0.001%以上。

[0135] 另外,在以小于上述优选的下限值含有上述任选元素的情况下,该元素作为不可避免的杂质来含有。

[0136] 以下,对本发明的钢板的制造方法的一个实施方式进行详细说明。需要说明的是,只要没有特别说明,以下所示的对钢坯(钢原材)、钢板等进行加热或冷却时的温度是指钢坯(钢原材)、钢板等的表面温度。

[0137] 本发明的钢板的制造方法包括例如如下所述的热轧工序:将具有上述成分组成的钢坯加热至1100～1300℃的温度范围,将精轧温度(精轧出口侧温度)设为800～950℃,将精轧的压下率设为60%以上,在从精轧出口侧起直到卷取为止的冷却过程中,将750～600℃的温度范围内的停留时间设为10s以下,将卷取温度设为600℃以下进行卷取。

[0138] 卷取后,热轧钢板可以具有以面积率计铁素体为20%以下、新鲜马氏体和贝氏体的

合计为80%以上的组织。

[0139] 另外,包括如下所述的冷轧工序:将上述热轧工序后的热轧钢板进行酸洗,以20%以上的累积压下率进行冷轧。

[0140] 另外,包括:退火工序,其中,将上述冷轧工序后的冷轧钢板加热至750～880℃的退火温度并保持30秒以上;淬火工序,其中,该退火工序后,冷却至(Ms-250℃)～(Ms-50℃)的冷却停止温度;和回火工序,该淬火工序后,加热至300～500℃的再加热温度并保持20秒以上。

[0141] 另外,本发明的钢板的制造方法可以具有在上述淬火工序前或回火工序后对钢板的表面实施热镀锌或合金化热镀锌的镀覆工序。

[0142] 首先,对热轧工序的各条件进行说明。

[0143] 精轧温度:800～950℃

[0144] 精轧温度(精轧出口侧温度)低于800℃时,有时在轧制时发生铁素体相变,得不到本发明的热轧组织。因此,精轧温度为800℃以上、优选为850℃以上、更优选为880℃以上。另一方面,精轧温度超过950℃时,有时晶粒粗大化,退火后生成不均匀的铁素体晶粒。因此,精轧温度为950℃以下、优选为930℃以下。

[0145] 精轧的累积压下率:60%以上

[0146] 通过使精轧的累积压下率为60%以上,热轧时的再结晶率增加,成为微细的热轧组织。此外认为,通过从精轧出口侧起直到卷取为止的冷却过程和卷取温度的控制,抑制铁素体的生成,通过制成新鲜马氏体和贝氏体主体的微细的热轧组织,在退火工序中,铁素体的成核位点增加,可以得到均匀且微细的铁素体晶粒。精轧的累积压下率小于60%时,得不到这些效果。因此,精轧的累积压下率为60%以上、优选为70%以上。上限没有特别限定,考虑到与冷轧时的压下率的平衡,精轧的累积压下率优选设定为99%以下、更优选为96%以下。

[0147] 从精轧出口侧起直到卷取为止的冷却过程中的750～600℃的温度范围内的停留时间:10s以下

[0148] 在从精轧出口侧起直到卷取为止的冷却过程中,750～600℃的温度范围内的停留时间超过10s时,有时铁素体相变进行,得不到本发明的热轧组织。因此,750～600℃的温度范围内的停留时间为10s以下、优选为8s以下。

[0149] 下限没有特别限定,考虑到制造成本,停留时间优选设定为1s以上、更优选为3s以上。

[0150] 卷取温度:600℃以下

[0151] 卷取温度超过600℃时,有时卷取后铁素体相变进行,得不到本发明的热轧组织。另外,有时热轧钢板中的碳化物粗大化,这样的粗大化的碳化物在退火时的均热中未完全熔化,不能得到必要的强度。因此,卷取温度为600℃以下、优选为580℃以下。卷取温度的下限没有特别限定,从不易发生钢板的形状不良、并且防止钢板过度硬质化的观点出发,优选将卷取温度设定为400℃以上。

[0152] 热轧钢板的铁素体的面积率:20%以下

[0153] 在本发明的钢板中,为了在最终组织中得到平均结晶粒径为25μm以下的铁素体和0.28以下的CV×CE,控制热轧钢板(热轧板)的组织很重要。认为:在热轧工序中,通过精轧时的压下率和从精轧出口侧起直到卷取为止的冷却过程、卷取温度的控制,抑制铁素体的

生成,对于热轧钢板组织,通过使铁素体的面积率为20%以下,可以得到后述的含有80%以上的新鲜马氏体和贝氏体的微细的热轧组织,在退火工序中,铁素体的成核位点增加,可以得到均匀且微细的铁素体晶粒。因此,热轧钢板的铁素体的面积率为20%以下、优选为15%以下。热轧钢板的铁素体的面积率可以为0%。

[0154] 热轧钢板的新鲜马氏体和贝氏体的合计面积率:80%以上

[0155] 在本发明中,出于与上述同样的理由,为了在最终组织中得到平均结晶粒径为25μm以下的铁素体和0.28以下的CV×CE,将热轧钢板的组织控制为新鲜马氏体和贝氏体主体的组织很重要。因此,热轧钢板的新鲜马氏体和贝氏体的合计面积率为80%以上、优选为85%以上。热轧钢板的新鲜马氏体和贝氏体的合计面积率可以为100%。

[0156] 需要说明的是,只要热轧钢板(热轧板)的铁素体的面积率满足20%以下以及热轧板的新鲜马氏体和贝氏体的合计面积率满足80%以上,无论上述以外的相的种类和面积率如何,都能够得到本发明的组织、强度、碰撞特性。上述以外的相可以列举例如珠光体、渗碳体。这些相过量增加、热轧钢板的新鲜马氏体和贝氏体的合计面积率小于80%时,有时在退火时形成不均匀的铁素体晶粒,在碰撞变形时成为空隙生成的起点,使碰撞特性降低。这些相以面积率计优选为15%以下。

[0157] 将通过热轧工序得到的热轧钢板通过通常公知的方法进行酸洗、脱脂等预处理后,根据需要实施冷轧。对实施冷轧时的冷轧工序的条件进行说明。

[0158] 冷轧的累积压下率:20%以上

[0159] 冷轧的累积压下率小于20%时,有时铁素体的再结晶未被促进,未再结晶铁素体残留,得不到本发明的钢组织。因此,冷轧的累积压下率为20%以上、优选为30%以上。

[0160] 接着,对将通过冷轧工序得到的冷轧钢板进行退火时的退火工序的条件进行说明。

[0161] 退火温度:750~880℃、保持时间:30秒以上

[0162] 退火温度低于750℃时,奥氏体的生成不充分,生成过量的铁素体而得不到本发明的钢组织。因此,退火温度设定为750℃以上。退火温度超过880℃时,有时奥氏体变得过量,铁素体不足。因此,退火温度为880℃以下。

[0163] 另外,保持时间小于30秒时,奥氏体的生成不充分,生成过量的铁素体而得不到本发明的钢组织。因此,保持时间为30秒以上、优选为60秒以上。保持时间的上限没有特别限定,为了不损害生产率,优选将保持时间设定为600秒以下。

[0164] 退火工序后,实施淬火。对淬火工序的条件进行说明。

[0165] 冷却停止温度:(Ms-250℃)~(Ms-50℃)

[0166] 冷却停止温度超过(Ms-50℃)时,回火马氏体的生成不充分,得不到本发明的钢组织。因此,冷却停止温度为(Ms-50℃)以下、优选为(Ms-100℃)以下。另一方面,低于(Ms-250℃)时,有时回火马氏体变得过量,残余奥氏体的生成不充分。因此,冷却停止温度为(Ms-250℃)以上、优选为(Ms-200℃)以上。

[0167] Ms可以通过以下的式(3)求出。

[0168] Ms(℃)=539-423×{[C%]×100/(100-[α面积%])}-30×[Mn%]-12×[Cr%]-18×[Ni%]-8×[Mo%] …(3)

[0169] 需要说明的是,上述式中,各元素符号表示各元素的含量(质量%),不含有的元素

设为0。

[0170] 另外,[α面积%]为退火后的铁素体面积率。退火后的铁素体面积率通过利用热膨胀测定装置模拟升温速度、退火温度和退火时的保持时间而预先求出。将[α面积%]作为与退火后经过本发明的淬火工序、回火工序而最终得到的钢板中所含的铁素体的面积率相同来对待。

[0171] 淬火工序后,实施回火。对回火工序的条件进行说明。

[0172] 回火温度(再加热温度):300~500℃、保持时间:20秒以上

[0173] 认为:回火温度低于300℃时,马氏体的回火不充分,铁素体与回火马氏体的硬度差变大,由此在一次加工时回火马氏体不会追随铁素体地变形,容易在与铁素体的界面产生空隙,碰撞特性降低。另外,有时贝氏体相变不充分,得不到本发明的钢组织和耐断裂特性。因此,回火温度(再加热温度)为300℃以上、优选为350℃以上。另一方面,回火温度(再加热温度)超过500℃时,铁素体过量地生成,得不到本发明的钢组织。另外,有时贝氏体相变不充分,得不到本发明的钢组织和耐断裂特性。因此,回火温度(再加热温度)为500℃以下、优选为450℃以下。

[0174] 另外,保持时间小于20秒时,马氏体的回火不充分,得不到本发明的耐断裂特性。另外,有时贝氏体相变不充分,得不到本发明的钢组织和耐断裂特性。因此,保持时间为20秒以上、优选为30秒以上。保持时间的上限没有特别限定,从生产率和抑制过度的贝氏体相变的观点出发,优选将保持时间设定为500秒以下。

[0175] 接着,对镀覆工序的条件进行说明。

[0176] 在本发明的钢板的制造方法中,可以在上述退火工序后且淬火工序前、或者回火工序后对钢板的表面实施电镀锌、热镀锌或合金化热镀锌。

[0177] 在退火工序后且淬火工序前的镀覆工序中,优选包括镀覆前在300~500℃的温度范围内保持0~300s的工序。

[0178] 上述温度范围低于300℃时,有时发生马氏体相变,由于C过度地富集于未相变奥氏体中,由此有时在镀覆或镀层合金化时分解,残余奥氏体减少。另一方面,上述温度范围超过500℃时,有时生成铁素体,有时得不到本发明的钢组织。

[0179] 另外,保持时间超过300s时,有时贝氏体相变过度地进行,得不到本发明的钢组织和耐断裂特性。

[0180] 因此,在本发明中,优选在退火工序后且淬火工序前的镀覆工序中包括镀覆前在300~500℃的温度范围内保持0~300s的工序。

[0181] 电镀锌处理优选在浸渍于50~60℃的锌熔融液的同时进行通电来进行。

[0182] 热镀锌处理优选将通过上述得到的钢板浸渍在440℃以上且500℃以下的镀锌浴中来进行。然后,优选通过气体擦拭等调整镀层附着量来进行。需要说明的是,热镀锌处理工序后可以具有实施合金化处理的合金化工序。对锌镀层实施合金化处理时,优选在450℃以上且580℃以下的温度范围内保持1秒以上且180秒以下进行合金化。

[0183] 出于形状矫正、调整表面粗糙度等目的,可以对实施了热镀锌处理或合金化热镀锌处理后的钢板实施表面光轧。但是,表面光轧中,表面光轧率超过0.5%时,有时弯曲性因表层硬化而劣化,因此表面光轧率优选设定为0.5%以下。更优选为0.3%以下。另外,也可以实施树脂、油脂涂布等各种涂装处理。

[0184] 其它的制造方法的条件没有特别限定,优选在以下条件下进行。

[0185] 为了防止宏观偏析,钢坯优选通过连铸法来制造,也可以通过铸锭法、薄板坯铸造法来制造。为了对钢坯进行热轧,可以将钢坯暂时冷却至室温,然后进行再加热来进行热轧。另外,也可以在不使钢坯冷却至室温的情况下装入加热炉中进行热轧。另外,也可以应用略微进行保热后立即进行热轧的节能工艺。在对钢坯进行加热的情况下,为了防止轧制载荷的增大、使碳化物溶解,优选加热至1100℃以上。另外,为了防止氧化皮损耗的增大,钢坯的加热温度优选设定为1300℃以下。

[0186] 对钢坯进行热轧时,从在降低钢坯的加热温度时防止轧制时的故障的观点出发,也可以对粗轧后的粗棒进行加热。另外,也可以应用将粗棒彼此接合并连续地进行精轧的所谓的连续轧制工艺。另外,为了轧制载荷的减小、形状和材质的均匀化,优选在精轧的全部道次或一部分道次进行摩擦系数为0.10～0.25的润滑轧制。

[0187] 对于卷取后的钢板,可以通过酸洗等除去氧化皮。酸洗后,在上述的条件下实施冷轧、退火、镀锌。

[0188] 接着,对本发明的构件及其制造方法进行说明。

[0189] 本发明的构件是通过对本发明的钢板实施成形加工和焊接中的至少一者而形成的。另外,本发明的构件的制造方法具有对通过本发明的钢板的制造方法制造的钢板实施成形加工和焊接中的至少一者的工序。

[0190] 本发明的钢板为高强度且碰撞特性优良。因此,使用本发明的钢板得到的构件也为高强度且碰撞特性优良,不易发生碰撞变形时的构件断裂。因此,本发明的构件能够适合用作汽车部件中的能量吸收构件。

[0191] 成形加工可以没有限制地使用冲压加工等一般的加工方法。另外,焊接可以没有限制地使用点焊、电弧焊等一般的焊接。

[0192] 实施例

[0193] 参考实施例对本发明具体地进行说明。本发明的范围不限于以下的实施例。

[0194] [实施例1]

[0195] 将表1所示的成分组成的钢用真空熔炼炉熔炼,进行开坯轧制而制成钢坯。将这些钢坯加热至1100～1300℃,在表2所示的条件下实施热轧、冷轧、退火、淬火、回火、热处理,制造钢板。在表2所示的条件下制造钢板时,在淬火工序前或者回火工序后对一部分钢板实施镀覆处理。在热镀锌处理中,将钢板浸渍于镀浴中,形成镀层附着量为10～100g/m^2的热镀锌层(GI)。另外,在合金化热镀锌中,在钢板上形成热镀锌层后进行合金化处理,形成合金化热镀锌层(GA)。需要说明的是,最终的各钢板的板厚为1.2㎜。

[0196]

[表1]

钢	成分组成(质量%)																								CE
	C	Si	Mn	P	S	Sol. Al	N	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B	Ni	Cu	Sb	Sn	As	Ca	W	Ta	Mg	Zr	REM	(%)
A	0.12	1.50	2.7	0.009	0.010	0.035	0.0030	0	0.060	0	0.025	0	0.0015	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.65
B	0.07	1.90	3.3	0.020	0.010	0.022	0.0035	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.70
C	0.20	1.30	2.3	0.030	0.020	0.050	0.0022	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.64
D	0.17	0.10	3.3	0.030	0.020	0.043	0.0042	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.72
E	0.09	2.00	3.1	0.010	0.010	0.061	0.0016	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.69
F	0.19	0.50	1.5	0.020	0.010	0.018	0.0021	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.46
G	0.08	1.50	4.0	0.030	0.010	0.026	0.0040	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.81
H	0.08	0.70	2.2	0.050	0.010	0.012	0.0029	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.48
I	0.08	1.30	2.0	0.030	0.050	0.029	0.0026	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.47
J	0.16	1.60	2.6	0.010	0.030	0.005	0.0038	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.66
K	0.11	1.80	2.7	0.040	0.010	0.100	0.0027	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.64
L	0.15	1.40	2.4	0.030	0.010	0.011	0.0100	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.61
M	0.08	1.50	2.3	0.020	0.020	0.034	0.0028	0	0.100	0	0.019	0	0.0018	0	0	0	0	1.000	0	0	0	0	0	0	0.55
N	0.18	1.45	2.8	0.030	0.020	0.039	0.0034	0	0	0	0.021	0	0.0015	0	0	0	0	0.005	0	0	0	0	0	0	0.71
O	0.08	1.00	3.3	0.020	0.020	0.050	0.0018	0.005	0	0	0	0	0	0	0	0	1.000	0	0	0	0	0	0	0	0.67
P	0.13	1.30	2.4	0.040	0.010	0.055	0.0064	1.000	0	0	0	0	0.0015	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.005	0.78
Q	0.10	1.60	3.0	0.010	0.020	0.022	0.0051	0	0.005	0	0	0	0	0	0	1.000	0	0	0	0	0	0	0	0	0.67
R	0.13	1.30	2.9	0.040	0.010	0.008	0.0046	0	0.500	0	0	0	0	0	0	0.031	0.005	0	0	0	0	0	0	0	0.79
S	0.14	1.90	2.4	0.020	0.010	0.011	0.0033	0	0	0.005	0	0.031	0	0	0	0	0	0	0.0010	0	0	0	0	0	0.62
T	0.15	1.10	2.5	0.010	0.010	0.034	0.0028	0	0	0.500	0	0	0	0	0.041	0.005	0	0	0	0	0	0	0	0	0.65
U	0.10	0.40	3.0	0.020	0.020	0.082	0.0029	0	0	0	0.005	0	0	0	0	0	0	0	0.0020	0.500	0	0	0	0	0.62
V	0.17	1.40	2.4	0.030	0.010	0.024	0.0061	0.020	0	0	0.500	0	0.0020	0	0	0	0	0	0.0050	0	0.100	0	0	0	0.63
W	0.10	1.60	2.9	0.010	0.010	0.031	0.0041	0	0	0	0	0.005	0	0	0	0	0.009	0	0	0	0	0	0	0	0.65
X	0.13	1.70	2.5	0.020	0.020	0.072	0.0031	0	0.150	0	0	0.500	0	0	0	0	0	0	0	0.005	0	0	0	0	0.66
Y	0.10	1.60	3.2	0.010	0.020	0.020	0.0029	0	0	0	0	0	0.0003	0	0	0.005	0	0	0	0	0	0.050	0	0	0.70
Z	0.12	1.50	2.6	0.020	0.010	0.036	0.0025	0	0	0	0.210	0	0.0050	0	0	0	0	0	0	0	0.005	0	0	0	0.62
AA	0.15	1.20	2.4	0.010	0.010	0.055	0.0034	0	0	0.100	0	0	0	0.005	0	0	0	0	0	0	0	0	0.050	0	0.61
AB	0.17	1.00	2.6	0.010	0.020	0.043	0.0055	0	0.200	0	0	0	0	1.000	0	0	0	0	0	0	0	0.005	0	0	0.72
AC	0.18	1.10	3.1	0.010	0.040	0.050	0.0034	0	0	0	0.120	0	0	0	0.005	0	0	0	0	0	0	0	0	0.001	0.74
AD	0.08	0.40	3.2	0.020	0.030	0.041	0.0023	0	0	0	0	0	0	0	1.000	0	0	0	0	0	0	0	0.005	0	0.63
AE	0.05	1.70	2.7	0.040	0.040	0.025	0.0026	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.57
AF	0.21	1.90	3.0	0.010	0.010	0.044	0.0029	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.79
AG	0.14	0.09	2.7	0.020	0.010	0.035	0.0031	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.59
AH	0.12	1.30	1.4	0.010	0.010	0.072	0.0041	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.41
AI	0.15	0.90	4.1	0.010	0.010	0.062	0.0025	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.87
AJ	0.16	1.20	2.8	0.105	0.010	0.030	0.0036	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.68
AK	0.12	1.00	2.6	0.010	0.060	0.022	0.0060	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.60
AL	0.08	0.80	2.1	0.010	0.010	0.105	0.0050	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.46
AM	0.08	1.20	3.1	0.010	0.010	0.041	0.0105	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.65

·上述以外的余量为Fe和不可避免的杂质。

[表2]

[0197]

钢板No.	钢种	热轧					热轧组织		冷轧	退火条件		淬火工序前锻覆						淬火和回火						回火工序后锻覆				备注
		钢坯加热温度(℃)	累积压下率(%)	精轧温度(℃)	750～600℃的停留(秒)	卷取温度(℃)	V(F) (%)	V(FM+B) (%)	累积压下率(%)	退火温度(℃)	保持时间(秒)	锻覆前保持		冷却		种类	Ms (℃)	Ms-50 (℃)	Ms-250 (℃)	冷却停止温度(℃)	回火温度(℃)	保持时间(秒)	冷却		种类		
												温度(℃)	时间(秒)	温度(℃)	时间(秒)													
1	A	1250	95	900	8	550	0	100	55	840	100	350	30	530	30	GA	383	343	143	200	400	50	-	-	-	发明例
2	A	1250	60	850	4	570	0	100	45	790	190	300	30	-	-	GI	373	325	123	190	370	110	-	-	-	发明例
3	A	1250	70	950	5	540	0	100	40	900	480	-	-	-	-	-	384	334	134	180	320	70	-	-	-	发明例
4	A	1250	90	850	3	560	16	83	70	820	150	-	-	-	-	-	388	336	136	190	360	120	550	20	GA	发明例
5	A	1250	85	920	10	580	19	81	50	790	230	400	30	-	-	EG	374	324	124	180	320	60	-	-	-	发明例
6	A	1250	95	880	6	600	19	80	30	840	290	350	30	550	10	GA	398	348	148	210	340	170	-	-	-	发明例
7	A	1250	90	940	5	550	0	96	45	770	320	-	-	-	-	-	382	312	112	310	400	20	-	-	GI	发明例
8	A	1250	85	890	6	580	9	89	55	910	30	-	-	-	-	-	362	312	112	180	350	110	530	30	GA	发明例
9	A	1250	90	860	3	480	0	99	40	900	210	460	30	520	130	GA	379	329	129	320	460	30	-	-	-	发明例
10	A	1250	90	900	6	560	0	100	50	940	190	-	-	-	-	-	396	346	146	150	450	230	-	-	-	发明例
11	A	1250	85	880	4	510	0	100	65	780	90	500	300	530	30	GA	358	308	108	270	500	70	-	-	-	发明例
12	A	1250	75	900	5	580	9	86	40	770	190	350	5	510	160	GA	358	308	108	290	300	290	-	-	-	发明例
13	A	1250	55	860	7	590	15	81	20	810	360	350	30	530	30	GA	367	337	137	200	380	60	-	-	-	比较例
14	B	1100	95	890	5	520	0	89	70	880	90	-	-	-	-	-	407	357	157	300	450	200	-	-	GI	发明例
15	B	1250	85	840	6	570	9	89	55	990	70	350	20	530	20	GA	407	357	157	210	460	210	-	-	-	比较例
16	C	1300	95	920	6	460	0	100	55	750	200	360	20	-	-	GI	304	254	54	130	370	260	-	-	-	发明例
17	C	1250	90	960	7	530	0	100	60	900	330	-	-	-	-	-	367	317	117	230	420	60	500	30	GA	比较例
18	D	1150	60	920	5	450	0	98	30	770	40	-	-	-	-	-	357	307	107	270	360	130	530	40	GA	发明例
19	D	1250	85	790	7	590	24	72	45	750	50	360	40	-	-	GI	343	293	93	220	480	360	-	-	-	比较例
20	E	1200	90	930	4	460	0	100	75	780	490	-	-	-	-	-	377	327	127	300	370	450	-	-	-	发明例
21	E	1250	90	900	11	580	23	73	35	780	140	350	50	520	30	GA	368	318	118	230	420	110	-	-	-	比较例
22	F	1250	95	870	6	560	0	100	45	780	120	-	-	-	-	-	387	337	137	200	480	290	520	30	GA	发明例
23	F	1250	85	940	6	610	24	71	65	760	150	350	30	-	-	GI	364	314	114	130	320	70	-	-	-	比较例
24	G	1250	95	880	7	450	0	100	30	810	400	350	30	530	30	GA	377	327	127	250	410	360	-	-	-	发明例
25	G	1250	80	930	8	490	2	98	15	900	130	360	60	-	-	GI	371	321	121	280	340	40	-	-	-	比较例
26	H	1250	85	880	9	470	5	95	45	900	100	-	-	-	-	-	424	374	174	200	370	90	530	30	GA	发明例
27	H	1250	60	900	5	530	0	100	40	740	200	350	100	520	20	GA	392	342	142	180	460	130	-	-	-	比较例
28	I	1250	90	930	6	580	9	90	50	790	210	350	30	-	-	-	420	370	170	190	480	110	-	-	-	发明例
29	I	1250	85	870	6	540	0	98	60	810	25	360	40	540	30	GA	405	355	155	300	430	330	-	-	-	比较例
30	J	1250	90	890	5	480	0	100	50	900	250	-	-	-	-	-	366	316	116	130	370	290	530	50	GA	发明例
31	J	1250	90	920	7	500	0	100	60	790	25	360	50	-	-	GI	311	261	61	270	450	60	-	-	-	比较例
32	K	1250	90	880	5	570	0	100	30	840	70	-	-	-	-	-	392	342	142	150	410	150	540	30	GA	发明例
33	K	1250	55	930	5	550	0	100	55	950	210	360	20	-	-	GI	405	355	155	150	460	60	-	-	-	比较例
34	L	1250	55	890	6	520	0	97	60	820	180	-	-	-	-	-	389	339	139	180	380	60	510	20	GA	发明例
35	L	1250	90	880	6	490	0	98	40	770	90	360	40	-	-	GI	338	288	88	280	510	120	-	-	-	比较例
36	M	1250	85	920	6	570	0	100	60	790	150	350	30	530	30	GA	404	354	154	220	420	50	-	-	-	发明例
37	M	1250	85	880	6	540	0	100	60	800	130	-	-	-	-	-	408	358	158	240	410	40	530	20	GA	发明例
38	M	1250	90	900	6	530	0	100	55	820	90	-	-	-	-	-	414	364	164	210	430	240	-	-	-	发明例
39	M	1250	95	910	4	480	0	99	85	780	260	-	-	-	-	-	403	353	153	350	290	160	-	-	GI	比较例
40	N	1250	85	880	7	520	0	100	55	830	120	360	60	530	30	GA	368	318	118	260	360	50	-	-	-	发明例
41	N	1250	60	920	8	520	0	100	60	840	70	-	-	-	-	-	370	320	120	190	420	40	530	80	GA	发明例
42	N	1250	50	880	5	540	0	100	60	930	100	-	-	-	-	-	367	317	117	210	440	250	-	-	-	发明例
43	N	1250	95	880	5	550	0	100	45	760	140	350	80	550	30	GA	309	259	59	250	490	18	-	-	-	比较例
44	O	1250	85	900	6	600	19	80	55	820	210	-	-	-	-	-	401	351	151	260	310	180	-	-	GI	发明例
45	P	1250	80	890	6	510	0	100	40	810	200	360	200	510	30	GA	375	325	125	150	420	60	-	-	-	发明例
46	Q	1250	90	890	7	500	0	99	50	840	280	-	-	-	-	-	400	350	150	180	370	460	530	30	GA	发明例
47	R	1250	85	920	6	550	0	100	50	960	120	350	30	-	-	GI	387	337	137	260	360	300	-	-	-	发明例
48	S	1250	55	900	6	490	0	100	55	770	220	-	-	-	-	-	349	299	99	280	430	110	530	30	GA	发明例
49	T	1250	95	870	6	550	0	100	35	870	210	-	-	-	-	-	393	343	143	230	420	90	530	30	GA	发明例
50	U	1250	90	880	5	450	0	98	70	760	250	350	30	550	50	GA	395	345	145	220	440	400	-	-	-	发明例
51	V	1250	95	900	6	580	9	91	60	860	180	350	40	-	-	GI	378	328	128	180	420	70	-	-	-	发明例
52	W	1250	90	930	5	510	0	99	50	780	410	350	60	-	-	GI	380	330	130	170	310	50	-	-	-	发明例
53	X	1250	95	870	6	560	0	100	50	860	320	350	20	550	30	GA	373	323	123	270	360	490	-	-	-	发明例
54	Y	1250	95	910	6	520	0	97	45	820	270	360	30	530	30	GA	389	339	139	270	460	180	-	-	-	发明例
55	Z	1250	85	920	4	470	0	100	55	790	60	350	50	530	20	GA	359	309	109	190	350	120	-	-	-	发明例
56	AA	1260	90	910	7	540	0	100	50	770	100	-	-	-	-	-	347	297	97	260	430	160	550	40	GA	发明例
57	AB	1260	85	880	5	470	0	100	65	780	110	350	120	520	40	GA	352	302	102	230	380	110	-	-	-	发明例
58	AC	1250	80	910	6	510	0	97	50	800	120	360	100	530	30	GA	351	301	101	170	340	70	-	-	-	发明例
59	AD	1250	50	940	6	480	0	100	55	760	310	350	30	-	-	GI	400	350	150	200	400	130	-	-	-	发明例
60	AE	1250	55	900	5	550	0	100	70	790	550	350	20	-	-	GI	421	371	171	280	440	60	-	-	-	比较例
61	AF	1250	95	890	6	570	0	96	55	830	160	350	50	510	40	GA	349	299	99	250	460	380	-	-	-	比较例
62	AG	1250	90	930	5	520	0	99	40	790	60	350	70	560	30	GA	393	343	143	150	360	50	-	-	-	比较例
63	AH	1250	85	870	6	480	0	100	55	770	350	350	30	-	-	GI	393	343	143	150	480	200	-	-	-	比较例
64	AI	1250	95	900	4	510	0	100	50	780	90	350	30	530	30	GA	358	238	88	260	440	260	-	-	-	比较例
65	AJ	1260	95	920	5	540	0	98	45	820	80	350	50	-	-	GI	378	328	128	240	430	480	-	-	-	比较例
66	AK	1250	95	870	7	500	0	100	40	790	60	-	-	-	-	-	379	329	129	210	430	210	-	-	GI	比较例
67	AL	1250	95	890	6	540	0	100	55	770	150	-	-	-	-	-	411	361	161	230	360	200	-	-	-	比较例
68	AM	1250	90	870	6	520	0	100	65	820	310	360	30	510	30	GA	405	355	155	250	400	190	-	-	-	比较例

[0198] 对得到的钢板实施压下率0.2%的表皮光轧后,按照以下的方法,分别求出铁素体(F)、贝氏体(B)、新鲜马氏体(FM)、回火马氏体(TM)和残余奥氏体(RA)的面积率。另外,还按照上述方法测定了在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向弯曲90°后弯曲恢复加工至再次平坦时在距压缩-拉伸变形侧的钢板表面0～50μm区域内的L截面中在界面具有空隙的铁素体晶粒相对于全部铁素体晶粒的比例($NF_{空隙}$/NF)。

[0199] $NF_{空隙}$/NF的测定方法如下所述。将钢板在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向进行90°弯曲加工,弯曲恢复加工至再次平坦后,对板厚截面进行研磨,对距压缩-拉伸侧的钢板表面0～50μm区域内的L截面进行观察。利用SEM(扫描电子显微镜)以2000倍的倍率对L截面拍摄3个视野,由所得到的图像数据,使用Media Cybernetics公司制造的Image-Pro对视野内的全部铁素体晶粒的数量和在界面具有空隙的铁素体晶粒的数量进行计数,求出比例。将3个视野的平均值作为$NF_{空隙}$/NF。需要说明的是,空隙为比铁素体更深的黑色,能够与各组织明确区分开。

[0200] 对于弯曲恢复加工后的铁素体晶粒的测定位置,设定为包含通过弯曲加工形成的、在宽度(C)方向(参照图1的符号D1)上延伸的角部的区域。更具体而言,在通过弯曲加工在与宽度方向和轧制方向垂直的方向(冲头等按压部的按压方向)上成为最下部的区域中,在板厚方向上0～50μm区域内测定铁素体晶粒的数量。

[0201] 各组织的面积率如下测定。对与轧制方向成直角地切断的钢板的板厚截面进行研

磨,然后用3体积%硝酸乙醇溶液腐蚀,利用SEM(扫描电子显微镜)以1500倍的倍率对板厚1/4位置拍摄3个视野,由所得到的图像数据,使用Media Cybernetics公司制造的Image-Pro求出各组织的面积率。将3个视野的面积率的平均值作为本发明的各组织的面积率。在图像数据中,铁素体可以区分为黑色,贝氏体可以区分为含有岛状的残余奥氏体的黑色或者含有取向一致的碳化物的灰色,回火马氏体可以区分为含有微细的取向不一致的碳化物的亮灰色,残余奥氏体可以区分为白色。在此,新鲜马氏体也呈白色,新鲜马氏体和残余奥氏体难以利用SEM图像进行区分。因此,通过从新鲜马氏体和残余奥氏体的合计的面积率减去通过后述的方法求出的残余奥氏体的面积率来求出新鲜马氏体的面积率。

[0202] 需要说明的是,虽然在表3中未示出,但余量组织通过从100%减去铁素体(F)、回火马氏体(TM)、贝氏体(B)、残余奥氏体(RA)和新鲜马氏体(FM)的合计面积率来求出,判断出这些余量组织为珠光体和/或渗碳体。

[0203] 测定X射线衍射强度并求出残余奥氏体的体积率,将该体积率视为残余奥氏体的面积率。残余奥氏体的体积率通过板厚1/4面的fcc铁的(200)、(220)、(311)面的X射线衍射积分强度相对于bcc铁的(200)、(211)、(220)面的X射线衍射积分强度的比例来求出。

[0204] 另外,按照以下的试验方法,求出拉伸特性和碰撞特性。结果示于表3中。

[0205] <拉伸试验>

[0206] 从所得到的各钢板沿与轧制方向成直角的方向裁取JIS5号拉伸试验片(JIS Z2201),进行将应变速率设为10^{-3}/s的依据JIS Z2241(2011)的规定的拉伸试验,求出拉伸强度(TS)。需要说明的是,将TS为780MPa以上设定为合格。

[0207] <弯曲-正交弯曲试验>

[0208] 对于所得到的钢板,在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向弯曲90°后,实施弯曲恢复加工(一次弯曲加工)至再次平坦,准备了试验片。在90°弯曲加工(一次弯曲加工)中,如图1所示,对载置于具有V形槽的冲模A1上的钢板压入冲头B1而得到试验片T1。接着,如图2所示,对于载置于支撑辊A2上的试验片T1,以弯曲方向为轧制直角方向的方式,压入冲头B2而实施正交弯曲(二次弯曲加工)。在图1和图2中,D1表示宽度(C)方向,D2表示轧制(L)方向。

[0209] 将对钢板实施了90°弯曲加工(一次弯曲加工)的试验片T1示于图3中。另外,将对试验片T1实施了正交弯曲(二次弯曲加工)的试验片T2示于图4中。图4的试验片T2中以虚线所示的位置对应于进行正交弯曲前的图3的试验片T1中以虚线所示的位置。

[0210] 正交弯曲的条件如下所述。

[0211] [正交弯曲条件]

[0212] 试验方法:辊支撑、冲头压入

[0213] 辊径:φ30mm

[0214] 冲头前端R:0.4mm

[0215] 辊间距离:(板厚×2)+1.5mm

[0216] 冲程速度:20mm/分钟

[0217] 试验片尺寸:60mm×60mm

[0218] 弯曲方向:轧制直角方向

[0219] 在实施上述正交弯曲时得到的冲程-载荷曲线中,求出载荷从最大载荷降低了50%

的点的冲程。将实施了3次上述弯曲-正交弯曲试验时的载荷从该最大载荷降低了50%的点的冲程的平均值作为ΔS_{50}。ΔS_{50}为29mm以上时,评价为耐断裂特性良好。求ΔS_{50}时,决定冲程量的载荷在耐断裂特性的评价中很重要。轴压坏变形时的断裂中,在构件的一次加工部产生的裂纹变大,贯通板厚由此导致断裂。弯曲-正交弯曲试验中,在最大载荷附近试验片产生裂纹,随着裂纹变大,弯曲部的截面积减小,载荷降低。即,载荷从最大载荷降低的比例表示裂纹随着变形而变大了何种程度。通过使载荷从最大载荷降低了50%的点的冲程ΔS_{50}为29mm以上,即使考虑实际的压坏变形中的偏差也能够抑制断裂。因此,ΔS_{50}为29mm以上时,评价为耐断裂特性良好。

[0220] ＜轴压坏试验＞

[0221] 在轴压坏试验中,考虑板厚的影响,全部利用板厚1.2mm的钢板实施。将通过上述制造工序得到的钢板切出,使用冲头肩半径为5.0mm、冲模肩半径为5.0mm的模具,以深度达到40mm的方式进行成形加工(弯曲加工),制作图5和图6所示的帽型构件10。另外,将作为帽型构件的原材使用的钢板另外切出成200mm×80mm的大小。接着,将该切出后的钢板20和帽型构件10进行点焊,制作如图5和图6所示的试验用构件30。图5是将帽型构件10和钢板20点焊制作的试验用构件30的主视图。图6为试验用构件30的立体图。关于点焊部40的位置,如图6所示,钢板的端部与焊接部为10mm、焊接部间为45mm的间隔。接着,如图7所示,通过TIG焊接将试验用构件30与底板50接合而制作轴压坏试验用样品。接着,使撞击器60以10m/s的碰撞速度与制作的轴压坏试验用样品等速碰撞,将轴压坏试验用样品压坏100mm。如图7所示,压坏方向D3设定为与试验用构件30的长度方向平行的方向。求出压坏时的冲程-载荷的曲线图中的冲程0～100mm的范围内的面积,将进行3次试验时的该面积的平均值作为吸收能(F_{ave})。F_{ave}为38000N以上时,评价为吸收能良好。另外,在耐断裂特性和吸收能两者良好的情况下,评价为碰撞特性良好。

[表3]

钢板No.	最终钢组织								表面	拉伸强度	碰撞特性		备注
	V(F) (%)	V(RA) (%)	V(TM+B) (%)	V(FM) (%)	V(F+RA+TM+B+FM) (%)	d(F)※1 μm	CV×CE※2	N(F空隙)/N(F)※3 (%)		TS (MPa)	弯曲试验 ΔS (mm)	轴压环试验 F_{ave} (N)	
1	21	4	72	1	98	7	0.24	4	GA	1106	33	43636	发明例
2	40	5	52	2	99	22	0.26	11	GI	1034	34	41481	发明例
3	31	4	61	4	100	23	0.25	12	CR	1107	31	42627	发明例
4	27	4	67	1	99	21	0.27	10	GA	1091	33	43091	发明例
5	39	4	53	4	100	19	0.24	10	EG	1068	33	41717	发明例
6	15	5	75	4	99	20	0.15	12	GA	1169	31	44306	发明例
7	47	10	32	7	96	13	0.19	10	GI	1030	32	39747	发明例
8	47	4	46	3	100	19	0.13	8	GA	1005	36	40853	发明例
9	35	12	36	11	94	10	0.21	8	GA	1114	31	40342	发明例
10	17	4	77	1	99	6	0.25	3	CR	1066	35	43840	发明例
11	49	8	34	9	100	14	0.18	10	GA	994	35	39816	发明例
12	49	9	31	7	96	21	0.12	11	GA	1031	32	39663	发明例
13	28	5	64	3	100	26	0.29	17	GA	1088	28	37605	比较例
14	11	9	68	7	95	5	0.26	12	GI	1049	33	42944	发明例
15	9	5	82	4	100	6	0.19	16	GA	981	28	37704	比较例
16	49	5	43	2	99	13	0.19	8	GI	1165	33	41175	发明例
17	18	8	67	7	100	27	0.30	17	GA	1330	27	37426	比较例
18	13	10	64	11	98	6	0.24	4	GA	1318	29	44029	发明例
19	26	7	59	7	99	29	0.29	18	GI	1181	26	36807	比较例
20	45	8	39	8	100	13	0.20	9	CR	950	35	40088	发明例
21	51	5	40	4	100	27	0.30	16	GA	897	27	36990	比较例
22	25	5	66	3	99	8	0.16	3	GA	1197	33	43584	发明例
23	38	4	56	0	98	26	0.31	17	GI	1237	27	37773	比较例
24	19	5	72	3	99	6	0.25	4	GA	1008	36	43048	发明例
25	30	9	48	10	97	26	0.31	26	GI	1046	25	35184	比较例
26	31	4	63	2	100	12	0.12	3	GA	972	36	42103	发明例
27	58	3	37	2	100	16	0.13	8	GA	767	41	37519	比较例
28	43	4	51	2	100	18	0.09	5	CR	867	38	40685	发明例
29	54	5	36	4	99	15	0.13	8	GA	768	39	36530	比较例
30	29	4	66	0	99	9	0.22	4	GA	1162	33	43391	发明例
31	55	11	21	10	97	15	0.18	22	GI	1092	27	36911	比较例
32	29	3	67	1	100	9	0.21	4	GA	1018	36	42684	发明例
33	13	2	81	3	99	5	0.25	17	GI	1044	27	37692	比较例
34	19	5	73	2	99	6	0.25	3	GA	1203	32	44318	发明例
35	51	10	27	8	96	27	0.17	18	GI	1076	26	36421	比较例
36	48	4	45	3	100	15	0.16	7	GA	796	38	40315	发明例
37	45	4	47	4	100	15	0.16	6	GA	806	38	40549	发明例
38	39	4	55	1	99	13	0.17	5	CR	859	38	41120	发明例
39	49	10	28	8	95	11	0.16	16	GI	899	27	37214	比较例
40	12	14	60	6	92	5	0.27	4	GA	1273	29	43865	发明例
41	10	6	79	4	99	5	0.25	3	GA	1226	30	45598	发明例
42	13	7	75	4	99	5	0.28	3	CR	1263	30	44894	发明例
43	48	11	29	5	93	8	0.21	17	GA	1190	27	36830	比较例
44	14	9	65	10	98	9	0.16	4	GI	1125	30	43094	发明例
45	31	4	63	1	99	10	0.24	6	GA	1071	35	42623	发明例
46	14	4	80	2	100	5	0.28	3	GA	1079	35	44193	发明例
47	10	8	73	8	99	3	0.28	2	GI	1249	29	45119	发明例
48	50	10	31	8	99	15	0.17	14	GA	1017	33	39119	发明例
49	11	6	77	6	100	4	0.22	2	GA	1244	30	45501	发明例
50	21	5	70	3	99	7	0.22	3	GA	1021	35	42956	发明例
51	19	5	73	3	100	9	0.17	3	GI	1224	31	44446	发明例
52	41	4	52	3	100	12	0.19	6	GI	1012	35	41385	发明例
53	39	5	54	1	99	11	0.21	6	GA	1019	35	41586	发明例
54	22	8	61	9	100	7	0.26	5	GA	1054	34	42358	发明例
55	50	5	42	3	100	14	0.18	9	GA	979	36	40182	发明例
56	47	11	30	6	94	13	0.18	11	GA	1095	32	39738	发明例
57	20	8	64	8	100	7	0.26	4	GA	1264	30	43741	发明例
58	20	6	70	3	99	7	0.26	4	GA	1299	30	44578	发明例
59	21	3	74	2	100	7	0.23	3	GI	992	36	43117	发明例
60	43	5	47	5	100	12	0.17	6	GI	766	40	37274	比较例
61	11	13	66	7	97	5	0.27	20	GA	1368	25	37289	比较例
62	9	4	84	2	99	4	0.25	18	GA	1244	27	37708	比较例
63	51	2	43	3	99	13	0.13	16	GI	769	27	36945	比较例
64	19	16	57	5	97	6	0.27	17	GA	1226	26	36824	比较例
65	14	7	73	6	100	5	0.28	18	GI	1216	26	37397	比较例
66	38	5	54	3	100	11	0.19	18	GI	1009	27	37541	比较例
67	48	3	47	2	100	13	0.14	6	CR	766	38	37431	比较例
68	17	4	77	1	99	6	0.25	16	GA	1013	27	36500	比较例

V(F)：铁素体的面积率、V(TM+B)：回火马氏体和贝氏体的合计面积率
V(RA)：残余奥氏体的面积率、V(FM)：新鲜马氏体的面积率
V(F+RA+TM+B+FM)：铁素体、回火马氏体、贝氏体、残余奥氏体和新鲜马氏体的合计面积率
※1：铁素体的平均结晶粒径
※2：铁素体粒径的变异系数(CV)×碳当量(CE)
※3：在曲率半径/板厚为4.2的条件下以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向进行90°弯曲加工时的、距压缩侧的钢板表面0～50μm区域内的L截面中，在界面具有空隙的铁素体晶粒相对于全部铁素体晶粒的比例

[0222]

[0223] 发明例的钢板的TS为780MPa以上，碰撞特性优良。另一方面，比较例的钢板的TS小于780MPa，或者碰撞特性不良。

[0224] [实施例2]

[0225] 将实施例1的表3的No.1(本发明例)的钢板通过冲压加工进行成形加工，制作本发明例的构件。进而，将实施例1的表3的No.1的钢板和实施例1的表3的No.30(本发明例)的钢

板通过点焊接合,制造本发明例的构件。能够确认到:使用本发明的钢板制造的本发明例的构件的碰撞特性优良、强度高,通过实施例1的表3的No.1(本发明例)的钢板的成形加工制造的构件以及通过将实施例1的表3的No.1的钢板和实施例1的表3的No.30(本发明例)的钢板进行点焊而制造的构件都能够适合用于汽车用骨架部件等。

[0226] [实施例3]

[0227] 将实施例1的表3的No.1(本发明例)的镀锌钢板通过冲压加工进行成形加工,制造本发明例的构件。进而,将实施例1的表3的No.1的镀锌钢板和实施例1的表3的No.30(本发明例)的镀锌钢板通过点焊而接合,制造本发明例的构件。能够确认到:使用本发明的钢板制造的本发明例的构件的碰撞特性优良、强度高,通过实施例1的表3的No.1(本发明例)的钢板的成形加工制造的构件以及将实施例1的表3的No.1的钢板和实施例1的表3的No.30(本发明例)的钢板进行点焊而制造的构件都能够适合用于汽车用骨架部件等。

[0228] 符号说明

[0229] 10 帽型构件

[0230] 20 钢板

[0231] 30 试验用构件

[0232] 40 点焊部

[0233] 50 底板

[0234] 60 撞击器

[0235] A1 冲模

[0236] A2 支撑辊

[0237] B1 冲头

[0238] B2 冲头

[0239] D1 宽度(C)方向

[0240] D2 轧制(L)方向

[0241] D3 压坏方向

[0242] T1 试验片

[0243] T2 试验片

[0244] 产业上的可利用性

[0245] 根据本发明,能够得到TS为780MPa以上、碰撞特性优良的钢板。如果将利用本发明的钢板得到的构件用作汽车用部件,则能够有助于汽车的轻量化、大大地有助于汽车车身的高性能化。

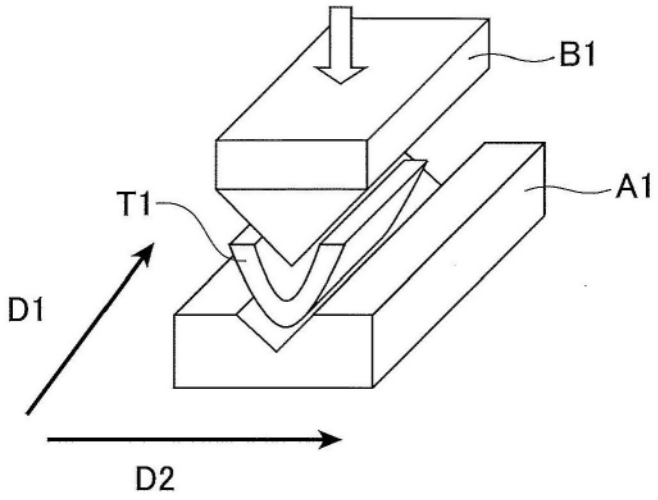


图1

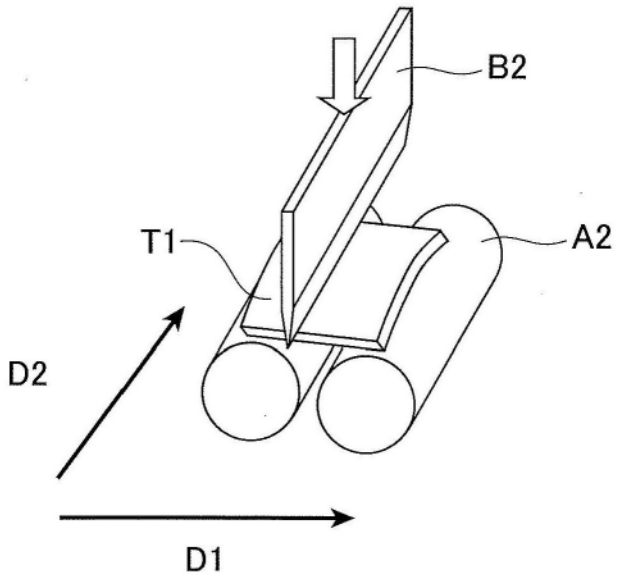


图2

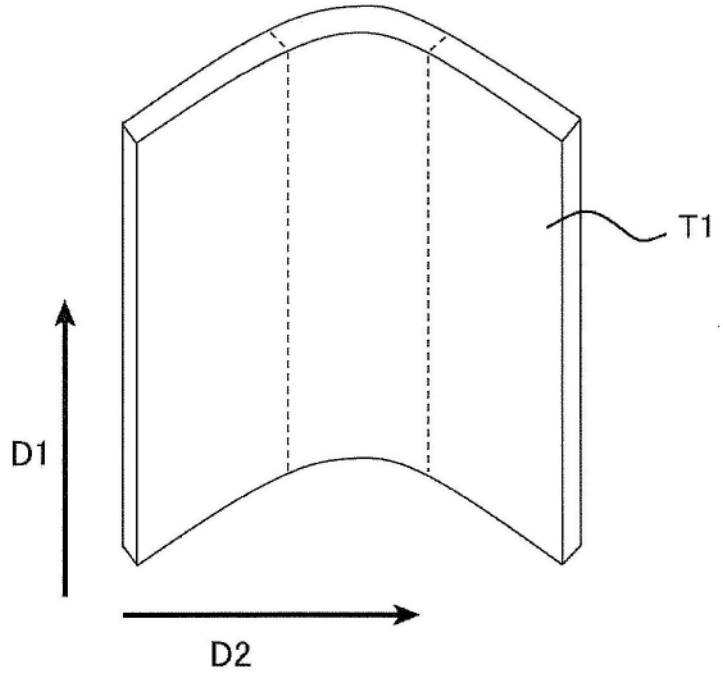


图3

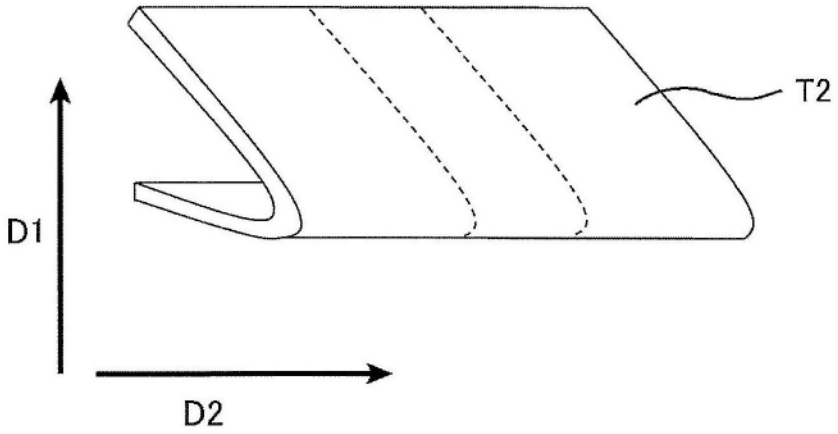


图4

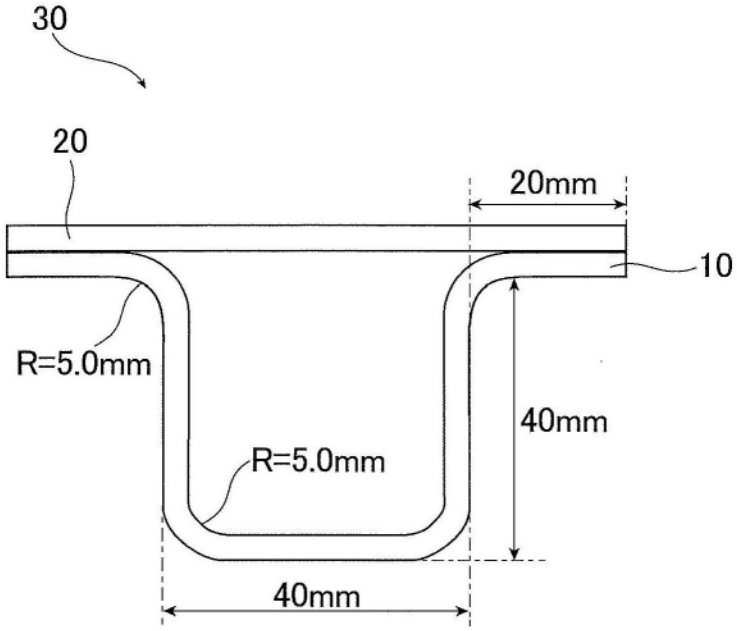

30
20
20mm
10
R=5.0mm
40mm
R=5.0mm
40mm

图5

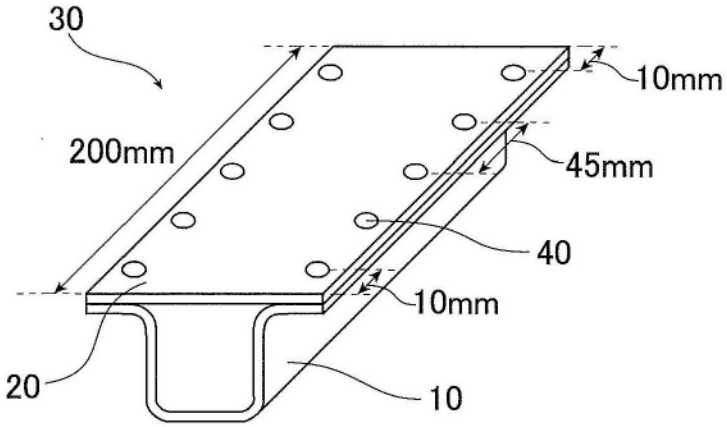

30
10mm
200mm
45mm
40
10mm
20
10

图6

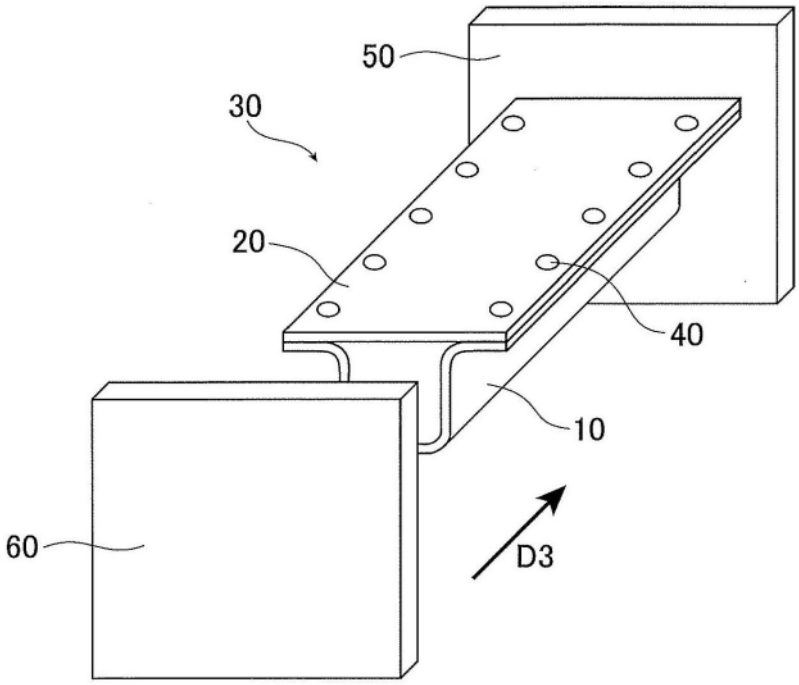


图7