(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 119095998 A
(43)申请公布日 2024.12.06

(21)申请号 202380038496.9
(22)申请日 2023.02.27
(30)优先权数据
PCT/JP2022/019992 2022.05.11 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2024.11.05
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2023/006923 2023.02.27
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2023/218729 JA 2023.11.16
(71)申请人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本
(72)发明人 王芳怡 川崎由康 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 满凤 金龙河
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C21D 9/46(2006.01)
C22C 38/06(2006.01)
C22C 38/60(2006.01)
C23C 2/02(2006.01)
C23C 2/06(2006.01)
C23C 2/28(2006.01)

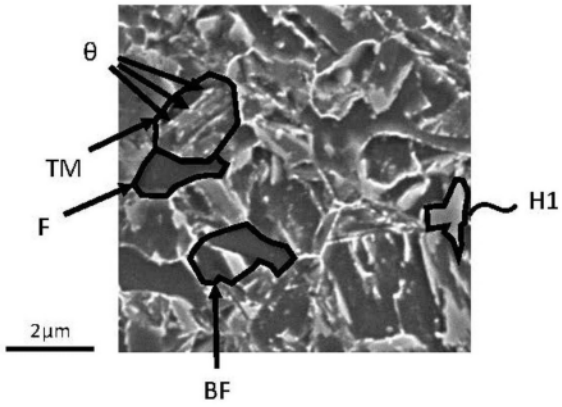
权利要求书2页 说明书48页 附图7页

(54)发明名称

钢板、构件和它们的制造方法

(57)摘要

本发明提供TS为1180MPa以上并且具有高YS、优良的冲压成形性(延展性、扩孔性和弯曲性)和压坏时的耐断裂特性(弯曲断裂特性和轴压坏特性)的钢板、构件和它们的制造方法。将基底钢板设定为规定的成分组成,在基底钢板的钢组织中,将铁素体、贝氏体铁素体、回火马氏体、残余奥氏体、新鲜马氏体设定为规定的范围,进行V-VDA弯曲试验至最高载荷点,在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部,全部空隙中硬质相与软质相的边界的空隙数量和由于硬质相的破坏而产生的空隙数量除以总空隙数量而得到的值为0.60以下,在V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部,全部空隙中硬质相与软质相的边界的空隙数量和由于硬质相的破坏而产生的空隙数量除以总空隙数量而得到的值为0.20以下,碳化物的平均自由程为0.20μm以上。



CN 119095998 A

1.一种钢板,其是具有基底钢板的钢板,其中,

所述基底钢板具有以质量%计含有C:0.050%以上且0.400%以下、Si:大于0.75%且3.00%以下、Mn:2.00%以上且小于3.50%、P:0.001%以上且0.100%以下、S:0.0001%以上且0.0200%以下、Al:0.010%以上且2.000%以下和N:0.0100%以下、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,

所述基底钢板具有铁素体的面积率为57.0%以下、贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率为40.0%以上且90.0%以下、残余奥氏体的面积率为3.0%以上且10.0%以下、新鲜马氏体的面积率为10.0%以下、回火马氏体的面积率除以贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率而得到的值为0.70以上的钢组织,

而且,进行V-VDA弯曲试验至最高载荷点,

在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中,全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值为0.60以下,

在V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中,全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值为0.20以下,

以下的式(1)所示的碳化物的平均自由程L_M为0.20μm以上,

所述钢板的拉伸强度为1180MPa以上,

$$L_M=(d_M/2)\times(400\pi/3f)^{1/3} \quad \cdots式(1)$$

在此,L_M为碳化物的平均自由程(μm),d_M为碳化物的平均等效圆直径(μm),π为圆周率,f为全部碳化物的体积分率(%)。

2.根据权利要求1所述的钢板,其中,所述基底钢板的成分组成以质量%计还含有选自Nb:0.200%以下、Ti:0.200%以下、V:0.200%以下、B:0.0100%以下、Cr:1.000%以下、Ni:1.000%以下、Mo:1.000%以下、Sb:0.200%以下、Sn:0.200%以下、Cu:1.000%以下、Ta:0.100%以下、W:0.500%以下、Mg:0.0200%以下、Zn:0.0200%以下、Co:0.0200%以下、Zr:0.1000%以下、Ca:0.0200%以下、Se:0.0200%以下、Te:0.0200%以下、Ge:0.0200%以下、As:0.0500%以下、Sr:0.0200%以下、Cs:0.0200%以下、Hf:0.0200%以下、Pb:0.0200%以下、Bi:0.0200%以下和REM:0.0200%以下中的至少一种。

3.根据权利要求1或2所述的钢板,其中,在所述钢板的单面或双面上具有锌镀层作为最表层。

4.根据权利要求1~3中任一项所述的钢板,其中,选自钢板中的全部碳化物中的一个碳化物A与该碳化物A以外的剩余碳化物的间隔的标准偏差的平均值σ_C为7.50μm以下。

5.根据权利要求1~4中任一项所述的钢板,其中,

所述基底钢板在将从基底钢板表面起在板厚方向上为200μm以下的区域作为表层时,

在所述表层具有维氏硬度相对于板厚1/4位置的维氏硬度为85%以下的表层软质层,

在距所述基底钢板表面为所述表层软质层的板厚方向深度的1/4位置和板厚方向深度的1/2位置各处的板面的50μm×50μm的区域中测定300个点以上的纳米硬度时,

距所述基底钢板表面为所述表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的板面的纳米硬度为7.0GPa以上的测定数量比例是相对于所述表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的总测定数量为0.10以下,

并且,距所述基底钢板表面为所述表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的板面的纳

米硬度的标准偏差σ为1.8GPa以下，

并且，距所述基底钢板表面为所述表层软质层的板厚方向深度的1/2位置的板面的纳米硬度的标准偏差σ为2.2GPa以下。

6.根据权利要求1～5中任一项所述的钢板，其中，在所述钢板的单面或双面上具有形成在所述基底钢板上的金属镀层。

7.一种构件，其是使用权利要求1～6中任一项所述的钢板而形成的构件。

8.一种钢板的制造方法，其包括：

热轧工序，其中，对具有权利要求1或2中记载的成分组成的钢坯实施热轧而制成热轧钢板；

酸洗工序，其中，对该热轧钢板进行酸洗；

退火工序，其中，将该酸洗工序后的钢板在退火温度：$(Ac_1+(Ac_3-Ac_1)\times 3/4)$℃以上且900℃以下和退火时间：20秒以上的条件下进行退火；

第一冷却工序，其中，将该退火工序后的钢板冷却至100℃以上且300℃以下的第一冷却停止温度；

保持工序，其中，将该第一冷却工序后的钢板在350℃以上且550℃以下的温度范围内保持3秒以上且小于80秒；以及

第二冷却工序，其中，将该保持工序后的钢板冷却至50℃以下的第二冷却停止温度，在该冷却时，对所述钢板在300℃以上且450℃以下的温度范围内赋予一次以上2.0kgf/mm^{2}以上的张力，然后，进行在使所述钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/4周的同时赋予4道次以上的处理、和在使所述钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/2周的同时赋予2道次以上的处理，

或者，还包括对所述酸洗工序后且所述退火工序前的钢板进行冷轧而得到冷轧钢板的冷轧工序。

9.根据权利要求8所述的钢板的制造方法，其中，包括对所述保持工序后且所述第二冷却工序前的所述钢板实施镀锌处理而在所述钢板上形成锌镀层的镀锌工序。

10.根据权利要求8或9所述的钢板的制造方法，其中，所述退火工序中的退火在露点为-30℃以上的气氛下进行。

11.根据权利要求8～10中任一项所述的钢板的制造方法，其中，包括在所述酸洗工序之后且所述退火工序之前在所述钢板的单面或双面上实施镀金属而形成金属镀层的镀金属工序。

12.一种构件的制造方法，其包括对权利要求1～6中任一项所述的钢板实施成形加工、接合加工中的至少一者而制成构件的工序。

钢板、构件和它们的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及钢板、将该钢板作为原材的构件以及它们的制造方法。

背景技术

[0002] 近年来,从保护地球环境的观点出发,提高汽车的燃油效率成为重要的课题。因此,通过使作为汽车构件的原材的钢板高强度化、变薄来使汽车车身轻量化的动向正日渐活跃。

[0003] 另外,对提高汽车的碰撞安全性的社会要求进一步提高。因此,希望开发出除了具有高强度以外、汽车在行驶中发生碰撞时的耐冲击特性(以下简称为耐冲击特性)也优良的钢板。

[0004] 关于这样的作为汽车构件的原材的钢板,例如,专利文献1中公开了一种拉伸凸缘性和耐碰撞特性优良的高强度钢板,其特征在于,具有以质量%计含有0.04～0.22%的C、1.0%以下的Si、3.0%以下的Mn、0.05%以下的P、0.01%以下的S、0.01～0.1%的Al和0.001～0.005%的N、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,并且由作为主相的铁素体相和作为第二相的马氏体相构成,并且马氏体相的最大粒径为2μm以下,其面积率为5%以上。

[0005] 另外,专利文献2中公开了一种镀层密合性和成形性优良的高强度热镀锌钢板,其是在将表面层磨削除去0.1μm以上的厚度后的冷轧钢板上预镀0.2g/m^2以上且2.0g/m^2以下的Ni而得到的冷轧钢板的表面上具有热镀锌层的热镀锌钢板,其特征在于,在钢板的表面具有含有小于7%的Fe、余量由Zn、Al和不可避免的杂质构成的热镀锌层,将拉伸强度设为TS(MPa)、将总伸长率设为EL(%)、将扩孔率设为λ(%),TS×EL为18000MPa·%以上,TS×λ为35000MPa·%以上,具有980MPa以上的拉伸强度,所述钢板以质量%计含有C:0.05%以上、0.4%以下、Si:0.01%以上且3.0%以下、Mn:0.1%以上且3.0%以下、P:0.04%以下、S:0.05%以下、N:0.01%以下、Al:0.01%以上且2.0%以下、Si+Al＞0.5%、余量由Fe和不可避免的杂质构成,显微组织以体积分率计含有40%以上的铁素体作为主相、并且含有8%以上的残余奥氏体、包含下述规定的三种马氏体[1][2][3]中的马氏体[3]的两种以上、1%以上的贝氏体和0～10%的珠光体,并且所述三种马氏体[1][2][3]各自以体积分率计为马氏体[1]:0%以上且50%以下、马氏体[2]:0%以上且小于20%、马氏体[3]:1%以上且30%以下(马氏体[1]:C浓度(CM1)小于0.8%,硬度Hv1为$Hv1/(-982.1\times CM1^2+1676\times CM1+189)\leq 0.60$,马氏体[2]:C浓度(CM2)为0.8%以上,硬度Hv2为$Hv2/(-982.1\times CM2^2+1676\times CM2+189)\leq 0.60$,马氏体[3]:C浓度(CM3)为0.8%以上,硬度Hv3为$Hv3/(-982.1\times CM3^2+1676\times CM3+189)\geq 0.80$。

[0006] 另外,专利文献3中公开了一种高强度热镀锌钢板,其具有以质量%计C:0.15%以上且0.25%以下、Si:0.50%以上且2.5%以下、Mn:2.3%以上且4.0%以下、P:0.100%以下、S:0.02%以下、Al:0.01%以上且2.5%以下、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,并且具有以面积率计回火马氏体相:30%以上且73%以下、铁素体相:25%以上且68%以下、残余奥氏体相:2%以上且20%以下、其它相:10%以下(包括0%)、并且具有马氏体相:3%以下(包括0%)、贝氏体铁素体相:小于5%(包括0%)作为该其它相、所述回火马氏体相的平均结晶粒径为8μm以下、

所述残余奥氏体相中的C量小于0.7质量%的钢板组织。

[0007] 现有技术文献

[0008] 专利文献

[0009] 专利文献1:日本专利第3887235号公报

[0010] 专利文献2:日本专利第5953693号公报

[0011] 专利文献3:日本专利第6052472号公报

发明内容

[0012] 发明所要解决的问题

[0013] 然而,现状是以前纵梁、后纵梁为代表的汽车的冲击能量吸收构件停留在应用拉伸强度(以下,也简称为TS)为590MPa级的钢板。

[0014] 即,为了提高冲击时的吸收能量(以下也称为冲击吸收能量),提高屈服应力(以下也称为YS)是有效的。但是,提高钢板的TS和YS时,通常冲压成形性、特别是延展性、扩孔性、弯曲性这样的特性会降低。因此,设想将这样的提高了TS和YS的钢板应用于上述汽车的冲击能量吸收构件时,不仅冲压成形变得困难,而且在模拟碰撞试验的轴压坏试验中该构件破裂,换言之,实际的冲击吸收能量不会高到根据YS的值设想的程度。因此,现状是上述冲击能量吸收构件停留在应用TS为590MPa级的钢板。

[0015] 实际上,专利文献1～3中公开的钢板也不能说是TS为1180MPa以上并且具有高YS、优良的冲压成形性(延展性、扩孔性和弯曲性)和压坏时的耐断裂特性(弯曲断裂特性和轴压坏特性)的钢板。

[0016] 本发明是鉴于上述现状而开发的,目的在于提供拉伸强度TS为1180MPa以上并且具有高屈服应力YS、优良的冲压成形性(延展性、扩孔性和弯曲性)和压坏时的耐断裂特性(弯曲断裂特性和轴压坏特性)的钢板及其有利的制造方法。

[0017] 另外,本发明的目的在于提供将上述钢板作为原材的构件及其制造方法。

[0018] 这里所述的钢板中还包括镀锌钢板,镀锌钢板是指热镀锌钢板(以下也称为GI)或合金化热镀锌钢板(以下也称为GA)。

[0019] 在此,拉伸强度TS可通过依据JIS Z 2241(2011)的拉伸试验测定。

[0020] 另外,具有高屈服应力YS、优良的冲压成形性(延展性、扩孔性和弯曲性)和压坏时的耐断裂特性(弯曲断裂特性和轴压坏特性)是指满足以下条件。

[0021] 屈服应力YS高是指,在依据JIS Z 2241(2011)的拉伸试验中测定的YS根据通过该拉伸试验测定的TS而满足以下的(A)或(B)式。

[0022] (A)在1180MPa≤TS＜1320MPa的情况下,750MPa≤YS

[0023] (B)在1320MPa≤TS的情况下,850MPa≤YS

[0024] 另外,延展性优良是指,在依据JIS Z 2241(2011)的拉伸试验中测定的总伸长率(El)根据通过该拉伸试验测定的TS而满足以下的(A)或(B)式。

[0025] (A)在1180MPa≤TS＜1320MPa的情况下,12.0%≤El

[0026] (B)在1320MPa≤TS的情况下,10.0%≤El

[0027] 另外,扩孔性优良是指,在依据JIS Z 2256(2020)的扩孔试验中测定的极限扩孔率(λ)为30%以上。

[0028] 另外,弯曲性优良是指,在依据由德国汽车工业协会规定的VDA标准(VDA238-100)的弯曲试验中测定的载荷最大时的弯曲角度(α)为80°以上。

[0029] 另外,弯曲断裂特性优良是指,在V-VDA弯曲试验中测定的载荷最大时的冲程(S_{Fmax})为26.0mm以上。

[0030] 另外,轴压坏特性优良是指,在轴压坏试验后断裂(外观裂纹)在图5-1(b)的下部2处弯曲棱线部(参照图5-1中区域Cx)的R=5.0mm、200mm的区域内为3处以下。

[0031] 上述El、λ和α是表示钢板的冲压成形时的成形容易度的特性。另一方面,V-VDA弯曲试验是模拟碰撞试验中的弯曲棱线部的变形和断裂行为的试验,在V-VDA弯曲试验中测定的载荷最大时的冲程(S_{Fmax})是表示构件的破裂难易度的特性。

[0032] 用于解决问题的方法

[0033] 为了实现上述目的,本发明人进行了深入研究。

[0034] 其结果是,发现了:适当地调整钢板的基底钢板的成分组成,并且钢板的该基底钢板的钢组织中铁素体的面积率为57.0%以下、贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率为40.0%以上且90.0%以下、残余奥氏体的面积率为3.0%以上且10.0%以下、新鲜马氏体的面积率为10.0%以下、回火马氏体的面积率除以贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率而得到的值为0.70以上,而且,进行V-VDA弯曲试验至最高载荷点,在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部,全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量(硬质相与软质相的边界的空隙数量和由于硬质相的破坏而形成的空隙数量)除以总空隙数量而得到的值为0.60以下,在V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部,全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量(硬质相与软质相的边界的空隙数量和由于硬质相的破坏而形成的空隙数量)除以总空隙数量而得到的值为0.20以下,将碳化物的重心的平均自由程设定为0.20μm以上,由此,能够得到TS为1180MPa以上并且具有高YS、优良的冲压成形性(延展性、扩孔性和弯曲性)和压坏时的耐断裂特性(弯曲断裂特性和轴压坏特性)的钢板。

[0035] 本发明是基于上述见解进一步研究而完成的。

[0036] 即,本发明的主旨构成如下。

[0037] [1]一种钢板,其是具有基底钢板的钢板,其中,

[0038] 所述基底钢板具有以质量%计含有C:0.050%以上且0.400%以下、Si:大于0.75%且3.00%以下、Mn:2.00%以上且小于3.50%、P:0.001%以上且0.100%以下、S:0.0001%以上且0.0200%以下、Al:0.010%以上且2.000%以下和N:0.0100%以下、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,

[0039] 所述基底钢板具有铁素体的面积率为57.0%以下、贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率为40.0%以上且90.0%以下、残余奥氏体的面积率为3.0%以上且10.0%以下、新鲜马氏体的面积率为10.0%以下、回火马氏体的面积率除以贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率而得到的值为0.70以上的钢组织,

[0040] 而且,进行V-VDA弯曲试验至最高载荷点,

[0041] 在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中,全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值为0.60以下,

[0042] 在V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中,全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值为0.20以下,

[0043] 以下的式(1)所示的碳化物的平均自由程L_M为0.20μm以上,

[0044] 所述钢板的拉伸强度为1180MPa以上,

[0045] $L_M=(d_M/2)\times(400\pi/3f)^{1/3}$ …式(1)

[0046] 在此,L_M为碳化物的平均自由程(μm),d_M为碳化物的平均等效圆直径(μm),π为圆周率,f为全部碳化物的体积分率(%)。

[0047] [2]根据上述[1]所述的钢板,其中,所述基底钢板的成分组成以质量%计还含有选自Nb:0.200%以下、Ti:0.200%以下、V:0.200%以下、B:0.0100%以下、Cr:1.000%以下、Ni:1.000%以下、Mo:1.000%以下、Sb:0.200%以下、Sn:0.200%以下、Cu:1.000%以下、Ta:0.100%以下、W:0.500%以下、Mg:0.0200%以下、Zn:0.0200%以下、Co:0.0200%以下、Zr:0.1000%以下、Ca:0.0200%以下、Se:0.0200%以下、Te:0.0200%以下、Ge:0.0200%以下、As:0.0500%以下、Sr:0.0200%以下、Cs:0.0200%以下、Hf:0.0200%以下、Pb:0.0200%以下、Bi:0.0200%以下和REM:0.0200%以下中的至少一种。

[0048] [3]根据上述[1]或[2]所述的钢板,其中,在所述钢板的单面或双面上具有锌镀层作为最表层。

[0049] [4]根据上述[1]~[3]中任一项所述的钢板,其中,选自钢板中的全部碳化物中的一个碳化物A与该碳化物A以外的剩余碳化物的间隔的标准偏差的平均值σ_C为7.50μm以下。

[0050] [5]根据上述[1]~[4]中任一项所述的钢板,其中,

[0051] 所述基底钢板在将从基底钢板表面起在板厚方向上为200μm以下的区域作为表层时,

[0052] 在所述表层具有维氏硬度相对于板厚1/4位置的维氏硬度为85%以下的表层软质层,

[0053] 在距所述基底钢板表面为所述表层软质层的板厚方向深度的1/4位置和板厚方向深度的1/2位置各处的板面的50μm×50μm的区域中测定300个点以上的纳米硬度时,

[0054] 距所述基底钢板表面为所述表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的板面的纳米硬度为7.0GPa以上的测定数量比例是相对于所述表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的总测定数量为0.10以下,

[0055] 并且,距所述基底钢板表面为所述表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的板面的纳米硬度的标准偏差σ为1.8GPa以下,

[0056] 并且,距所述基底钢板表面为所述表层软质层的板厚方向深度的1/2位置的板面的纳米硬度的标准偏差σ为2.2GPa以下。

[0057] [6]根据上述[1]~[5]中任一项所述的钢板,其中,在所述钢板的单面或双面上具有形成在所述基底钢板上的金属镀层。

[0058] [7]一种构件,其是使用上述[1]~[6]中任一项所述的钢板而形成的构件。

[0059] [8]一种钢板的制造方法,其包括:

[0060] 热轧工序,其中,对具有上述[1]或[2]中记载的成分组成的钢坯实施热轧而制成热轧钢板;

[0061] 酸洗工序,其中,对该热轧钢板进行酸洗;

[0062] 退火工序,其中,将该酸洗工序后的钢板在退火温度:$(Ac_1+(Ac_3-Ac_1)\times3/4)$℃以上且900℃以下和退火时间:20秒以上的条件下进行退火;

[0063] 第一冷却工序,其中,将该退火工序后的钢板冷却至100℃以上且300℃以下的第一冷却停止温度;

[0064] 保持工序,其中,将该第一冷却工序后的钢板在350℃以上且550℃以下的温度范围内保持3秒以上且小于80秒;以及

[0065] 第二冷却工序,其中,将该保持工序后的钢板冷却至50℃以下的第二冷却停止温度,在该冷却时,对所述钢板在300℃以上且450℃以下的温度范围内赋予一次以上2.0kgf/mm^{2}以上的张力,然后,进行在使所述钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/4周的同时赋予4道次以上的处理、和在使所述钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/2周的同时赋予2道次以上的处理,

[0066] 或者,还包括对所述酸洗工序后且所述退火工序前的钢板进行冷轧而得到冷轧钢板的冷轧工序。

[0067] [9]根据上述[8]所述的钢板的制造方法,其中,包括对所述保持工序后且所述第二冷却工序前的所述钢板实施镀锌处理而在所述钢板上形成锌镀层的镀锌工序。

[0068] [10]根据上述[8]或[9]所述的钢板的制造方法,其中,所述退火工序中的退火在露点为-30℃以上的气氛下进行。

[0069] [11]根据上述[8]~[10]中任一项所述的钢板的制造方法,其中,包括在所述酸洗工序之后且所述退火工序之前在所述钢板的单面或双面上实施镀金属而形成金属镀层的镀金属工序。

[0070] [12]一种构件的制造方法,其包括对上述[1]~[6]中任一项所述的钢板实施成形加工、接合加工中的至少一者而制成构件的工序。

[0071] 发明效果

[0072] 根据本发明,能够得到拉伸强度TS为1180MPa以上并且具有高屈服应力YS、优良的冲压成形性(延展性、扩孔性和弯曲性)和压坏时的耐断裂特性(弯曲断裂特性和轴压坏特性)的钢板。

[0073] 另外,将本发明的钢板作为原材的构件由于为高强度并且具有优良的耐冲击特性,因此能够极有利地应用于汽车的冲击能量吸收构件等。

附图说明

[0074] 图1是在组织的鉴定中使用的利用SEM得到的组织图像的一例。

[0075] 图2-1(a)是用于说明实施例的V-VDA弯曲试验中的V弯曲加工(一次弯曲加工)的图。图2-1(b)是用于说明实施例的V-VDA弯曲试验中的VDA弯曲(二次弯曲加工)的图。

[0076] 图2-2(c)是示出实施V-VDA中的V弯曲加工(一次弯曲加工)后的试验片的立体图。图2-2(d)是实施V-VDA中的VDA弯曲(二次弯曲加工)后的试验片的立体图。

[0077] 图2-3(e)是示出实施V-VDA中的VDA弯曲(二次弯曲加工)后的试验片的L截面观察面中贝氏体铁素体的板厚方向的粒径在加工前后的变化量的测定部位的截面图。

[0078] 图3是实施V-VDA试验时得到的冲程-载荷曲线的示意图。

[0079] 图4(a)是示出硬质相与软质相的边界的空隙的利用SEM得到的组织图像的一例。图4(b)是示出由于硬质相的破坏而产生的空隙的利用SEM得到的组织图像的一例。图4(c)是示出由碳化物引起的空隙的利用SEM得到的组织图像的一例。

[0080] 图5-1(a)是为了进行实施例的轴压坏试验而制造的、对帽型构件与钢板进行点焊而得到的试验用构件的主视图。图5-1(b)是图5-1(a)所示的试验用构件的立体图。

[0081] 图5-2(c)是用于说明实施例的轴压坏试验的概略图。

具体实施方式

[0082] 基于以下的实施方式对本发明进行说明。

[0083] [1.钢板]

[0084] 本发明的钢板是具有基底钢板的钢板,其中,基底钢板具有以质量%计含有C:0.050%以上且0.400%以下、Si:大于0.75%且3.00%以下、Mn:2.00%以上且小于3.50%、P:0.001%以上且0.100%以下、S:0.0001%以上且0.0200%以下、Al:0.010%以上且2.000%以下和N:0.0100%以下、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,基底钢板具有铁素体的面积率为57.0%以下、贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率为40.0%以上且90.0%以下、残余奥氏体的面积率为3.0%以上且10.0%以下、新鲜马氏体的面积率为10.0%以下、回火马氏体的面积率除以贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率而得到的值为0.70以上的钢组织,而且,进行V-VDA弯曲试验至最高载荷点,在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中,全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值为0.60以下,在V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中,全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值为0.20以下,以下的式(1)所示的碳化物的平均自由程L_M为0.20μm以上,拉伸强度为1180MPa以上。

[0085] $L_M=(d_M/2)\times(400\pi/3f)^{1/3}$ …式(1)

[0086] 在此,L_M为碳化物的平均自由程(μm),d_M为碳化物的平均等效圆直径(μm),π为圆周率,f为全部碳化物的体积分率(%)。

[0087] 钢板可以在该钢板的单面或双面上具有锌镀层作为最表层。具有锌镀层的钢板可以为镀锌钢板。

[0088] 成分组成

[0089] 首先,对依据本发明的一个实施方式的钢板的基底钢板的成分组成进行说明。需要说明的是,成分组成中的单位均为“质量%”,以下,只要没有特别说明,则仅用“%”表示。

[0090] C:0.050%以上且0.400%以下

[0091] C是生成适当量的新鲜马氏体、回火马氏体、贝氏体铁素体和残余奥氏体、对用于确保1180MPa以上的拉伸强度TS和高YS而言有效的元素。在此,C含量小于0.050%时,铁素体的面积率增加,有时不能使TS为1180MPa以上。另外,还有时导致YS的降低。

[0092] 另一方面,C含量大于0.400%时,在扩孔试验中钢板受到冲裁加工时或者在V-VDA试验中受到V弯曲加工时,由于加工诱导相变而生成的新鲜马氏体的硬度大幅增加,会促进之后的空隙的生成和龟裂扩展,不能实现所期望的λ和S_{Fmax}。

[0093] 因此,C含量设定为0.050%以上且0.400%以下。C含量优选为0.100%以上。另外,C含量优选为0.300%以下。

[0094] Si:大于0.75%且3.00%以下

[0095] Si抑制退火后的冷却保持中的碳化物生成、促进残余奥氏体的生成。即,Si是影响残余奥氏体的体积率的元素。在此,在Si含量为0.75%以下时,残余奥氏体的体积率减小,延

展性降低。

[0096] 另一方面,Si含量大于3.00%时,铁素体的面积率过度增加,有时不能使TS为1180MPa以上。另外,还有时导致YS的降低。而且,退火中的奥氏体中的C浓度过度增加,不能实现所期望的λ和S_{Fmax}。

[0097] 因此,Si含量设定为大于0.75%且3.00%以下。Si含量优选为2.00%以下。

[0098] Mn:2.00%以上且小于3.50%

[0099] Mn是调整贝氏体铁素体、回火马氏体等的面积率的元素。在此,Mn含量小于2.00%时,铁素体的面积率过度增加,难以使TS为1180MPa以上。另外,还导致YS的降低。

[0100] 另一方面,Mn含量为3.50%以上时,马氏体相变开始温度Ms(以下也简称为Ms点或Ms)降低,在第一冷却工序中生成的马氏体减少。其结果是,在第二冷却工序中生成的马氏体增加,此时生成的马氏体没有充分地回火,硬质的新鲜马氏体的面积率增加。新鲜马氏体在扩孔试验时、VDA弯曲试验时或V-VDA弯曲试验时成为空隙生成的起点,新鲜马氏体的面积率大于10.0%时,不能实现所期望的λS_{Fmax}。另外,也有时不能得到所期望的α。

[0101] 因此,Mn含量设定为2.00%以上且小于3.50%。Mn含量优选为2.50%以上。另外,Mn含量优选为3.20%以下。

[0102] P:0.001%以上且0.100%以下

[0103] P是具有固溶强化的作用、使钢板的TS和YS提高的元素。为了得到这样的效果,将P含量设定为0.001%以上。另一方面,P含量大于0.100%时,P在原奥氏体晶界偏析而使晶界脆化。因此,在对钢板实施冲裁加工后或者在V-VDA弯曲试验中实施V弯曲加工后,空隙的生成量增加,不能实现所期望的λ和S_{Fmax}。

[0104] 因此,P含量设定为0.001%以上且0.100%以下。P含量优选为0.030%以下。

[0105] S:0.0001%以上且0.0200%以下

[0106] S在钢中以硫化物的形式存在。特别是,S含量大于0.0200%时,在对钢板实施冲裁加工后或者在V-VDA弯曲试验中实施V弯曲加工后,空隙的生成量增加,不能实现所期望的λ和S_{Fmax}。

[0107] 因此,S含量设定为0.0200%以下。S含量优选为0.0080%以下。另外,由于生产技术上的限制,S含量设定为0.0001%以上。

[0108] Al:0.010%以上且2.000%以下

[0109] Al抑制退火后的冷却保持中的碳化物生成并且促进残余奥氏体的生成。即,Al是影响残余奥氏体的体积率的元素。为了得到这样的效果,将Al含量设定为0.010%以上。

[0110] 另一方面,Al含量大于2.000%时,铁素体的面积率过度增加,难以使TS为1180MPa以上。另外,还导致YS的降低。而且,退火中的奥氏体中的C浓度过度增加,不能实现所期望的λ和S_{Fmax}。

[0111] 因此,Al的含量设定为0.010%以上且2.000%以下。Al含量优选为0.015%以上。另外,Al含量优选为1.000%以下。

[0112] N:0.0100%以下

[0113] N在钢中以氮化物的形式存在。特别是,N含量大于0.0100%时,在对钢板实施冲裁加工后或者在V-VDA弯曲试验中实施V弯曲加工后,空隙的生成量增加,不能实现所期望的λ和S_{Fmax}。

[0114] 因此,N含量设定为0.0100%以下。另外,N含量优选为0.0050%以下。需要说明的是,N含量的下限没有特别限制,但是由于生产技术上的限制,N含量优选为0.0005%以上。

[0115] 以上,对依据本发明的一个实施方式的钢板的基底钢板的基本成分组成进行了说明,依据本发明的一个实施方式的钢板的基底钢板具有含有上述基本成分、上述基本成分以外的余量包含Fe(铁)和不可避免的杂质的成分组成。在此,依据本发明的一个实施方式的钢板的基底钢板优选具有含有上述基本成分、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成。

[0116] 依据本发明的一个实施方式的钢板的基底钢板除了含有上述基本成分以外还可以含有选自以下所示的任选成分中的至少一种。需要说明的是,只要以下所示的任选成分含有以下所示的上限量以下,就能够得到本发明的效果,因此不特别设定下限。需要说明的是,在以小于后述的优选的下限值含有下述任选元素的情况下,该元素作为不可避免的杂质含有。

[0117] 选自Nb:0.200%以下、Ti:0.200%以下、V:0.200%以下、B:0.0100%以下、Cr:1.000%以下、Ni:1.000%以下、Mo:1.000%以下、Sb:0.200%以下、Sn:0.200%以下、Cu:1.000%以下、Ta:0.100%以下、W:0.500%以下、Mg:0.0200%以下、Zn:0.0200%以下、Co:0.0200%以下、Zr:0.1000%以下、Ca:0.0200%以下、Se:0.0200%以下、Te:0.0200%以下、Ge:0.0200%以下、As:0.0500%以下、Sr:0.0200%以下、Cs:0.0200%以下、Hf:0.0200%以下、Pb:0.0200%以下、Bi:0.0200%以下和REM:0.0200%以下中的至少一种

[0118] Nb:0.200%以下

[0119] Nb由于在热轧时、退火时形成微细的碳化物、氮化物或碳氮化物而使TS和YS提高。为了得到这样的效果,优选将Nb含量设定为0.001%以上。Nb含量更优选为0.005%以上。另一方面,Nb含量大于0.200%时,存在大量生成粗大的析出物、夹杂物的情况。在这样的情况下,粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验时、VDA弯曲试验时或V-VDA弯曲试验时成为龟裂的起点,有可能不能实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此,在含有Nb的情况下,Nb含量优选为0.200%以下。Nb含量更优选为0.060%以下。

[0120] Ti:0.200%以下

[0121] Ti与Nb同样由于在热轧时、退火时形成微细的碳化物、氮化物或碳氮化物而使TS和YS提高。为了得到这样的效果,优选将Ti含量设定为0.001%以上。Ti含量更优选为0.005%以上。另一方面,Ti含量大于0.200%时,存在大量生成粗大的析出物、夹杂物的情况。在这样的情况下,粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验、VDA弯曲试验时或V-VDA弯曲试验时成为龟裂的起点,有可能不能实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此,在含有Ti的情况下,Ti含量优选为0.200%以下。Ti含量更优选为0.060%以下。

[0122] V:0.200%以下

[0123] V与Nb、Ti同样由于在热轧时、退火时形成微细的碳化物、氮化物或碳氮化物而使TS和YS提高。为了得到这样的效果,优选将V含量设定为0.001%以上。V含量更优选为0.005%以上。V含量进一步优选为0.010%以上,进一步更优选为0.030%以上。另一方面,V含量大于0.200%时,存在大量生成粗大的析出物、夹杂物的情况。在这样的情况下,粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验时、VDA弯曲试验时或V-VDA弯曲试验时成为龟裂的起点,有可能不能实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此,在含有V的情况下,V含量优选为0.200%以下。V含量更优选为

0.060%以下。

[0124] B:0.0100%以下

[0125] B是通过在奥氏体晶界偏析而使淬透性提高的元素。另外,B是在退火后的冷却时抑制铁素体的生成和晶粒生长的元素。为了得到这样的效果,优选将B含量设定为0.0001%以上。B含量更优选为0.0002%以上。

[0126] B含量进一步优选为0.0005%以上,进一步更优选为0.0007%以上。

[0127] 另一方面,B含量大于0.0100%时,有可能在热轧时在钢板内部产生裂纹。另外,在对钢板实施冲裁加工后或者在V-VDA弯曲试验中实施V弯曲加工后,空隙的生成量增加,有可能不能实现所期望的λ和S_{Fmax}。

[0128] 因此,在含有B的情况下,B含量优选设定为0.0100%以下。B含量更优选为0.0050%以下。

[0129] Cr:1.000%以下

[0130] Cr是使淬透性提高的元素,因此,通过添加Cr,回火马氏体大量生成,能够确保1180MPa以上的TS和高YS。为了得到这样的效果,Cr含量优选设定为0.0005%以上。另外,Cr含量更优选为0.010%以上。

[0131] Cr进一步优选为0.030%以上,进一步更优选为0.050%以上。

[0132] 另一方面,Cr含量大于1.000%时,硬质的新鲜马氏体的面积率过度增加,在扩孔试验、VDA弯曲试验或V-VDA弯曲试验中,新鲜马氏体成为空隙生成起点,有可能无法实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此,在含有Cr的情况下,Cr含量优选设定为1.000%以下。另外,Cr含量更优选为0.800%以下,进一步优选为0.700%以下。

[0133] Ni:1.000%以下

[0134] Ni是使淬透性提高的元素,因此,通过添加Ni,回火马氏体大量生成,能够确保1180MPa以上的TS和高YS。为了得到这样的效果,优选将Ni含量设定为0.005%以上。Ni含量更优选为0.020%以上。Ni含量进一步优选为0.040%以上,进一步更优选为0.060%以上。

[0135] 另一方面,Ni的含量大于1.000%时,新鲜马氏体的面积率过度增加,在扩孔试验、VDA弯曲试验或V-VDA弯曲试验中,新鲜马氏体成为空隙生成起点,有可能无法实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此,在含有Ni的情况下,Ni含量优选设定为1.000%以下。Ni含量更优选为0.800%以下。

[0136] Ni含量进一步优选为0.600%以下,进一步更优选为0.400%以下。

[0137] Mo:1.000%以下

[0138] Mo是使淬透性提高的元素,因此,通过添加Mo,回火马氏体大量生成,能够确保1180MPa以上的TS和高YS。为了得到这样的效果,优选将Mo含量设定为0.010%以上。Mo含量更优选为0.030%以上。

[0139] 另一方面,Mo含量大于1.000%时,新鲜马氏体的面积率过度增加,在扩孔试验、VDA弯曲试验或V-VDA弯曲试验中,新鲜马氏体成为空隙生成起点,有可能无法实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此,在含有Mo的情况下,Mo含量优选设定为1.000%以下。Mo含量更优选为0.500%以下,进一步优选为0.450%以下,进一步更优选为0.400%以下。Mo含量更优选为0.350%以下,进一步更优选为0.300%以下。

[0140] Sb:0.200%以下

[0141] Sb是对用于抑制退火中的钢板表面附近处的C的扩散、控制钢板表面附近的软质层的形成而言有效的元素。在钢板表面附近软质层过度增加时，难以使TS为1180MPa以上。另外，还导致YS的降低。因此，优选将Sb含量设定为0.002%以上。Sb含量更优选为0.005%以上。

[0142] 另一方面，Sb含量大于0.200%时，有可能不能在钢板表面附近形成软质层、导致扩孔性和弯曲性的降低。因此，在含有Sb的情况下，Sb含量优选设定为0.200%以下。Sb含量更优选为0.020%以下。

[0143] Sn:0.200%以下

[0144] Sn与Sb同样是对用于抑制退火中的钢板表面附近处的C的扩散、控制钢板表面附近的软质层的形成而言有效的元素。在钢板表面附近软质层过度增加时，难以使TS为1180MPa以上。另外，还导致YS的降低。因此，优选将Sn含量设定为0.002%以上。Sn含量更优选为0.005%以上。

[0145] 另一方面，Sn含量大于0.200%时，有可能不能在钢板表面附近形成软质层、导致扩孔性和弯曲性的降低。因此，在含有Sn的情况下，Sn含量优选设定为0.200%以下。Sn含量更优选为0.020%以下。

[0146] Cu:1.000%以下

[0147] Cu是使淬透性提高的元素，因此，通过添加Cu，回火马氏体大量生成，能够确保1180MPa以上的TS和高YS。为了得到这样的效果，优选将Cu含量设定为0.005%以上。Cu含量进一步优选为0.008%以上，进一步更优选为0.010%以上。Cu含量更优选为0.020%以上。

[0148] 另一方面，Cu含量大于1.000%时，新鲜马氏体的面积率过度增加，存在大量生成粗大的析出物、夹杂物的情况。在这样的情况下，新鲜马氏体和粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验、VDA弯曲试验时或V-VDA弯曲试验时成为空隙和龟裂的起点，有可能无法实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此，在含有Cu的情况下，Cu含量优选设定为1.000%以下。Cu含量更优选为0.200%以下。

[0149] Ta:0.100%以下

[0150] Ta与Ti、Nb和V同样由于在热轧时、退火时形成微细的碳化物、氮化物或碳氮化物而使TS和YS提高。而且，Ta的一部分固溶在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，抑制析出物的粗大化，使析出强化稳定化。由此，使TS、YS进一步提高。为了得到这样的效果，优选将Ta含量设定为0.001%以上。Ta含量进一步优选为0.002%以上，进一步更优选为0.004%以上。

[0151] 另一方面，Ta含量大于0.100%时，存在大量生成粗大的析出物、夹杂物的情况。在这样的情况下，粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验、VDA弯曲试验或V-VDA弯曲试验时成为龟裂的起点，有可能不能实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此，在含有Ta的情况下，Ta含量优选为0.100%以下。

[0152] Ta含量进一步优选为0.090%以下，进一步更优选为0.080%以下。

[0153] W:0.500%以下

[0154] W是使淬透性提高的元素，因此，通过添加W，回火马氏体大量生成，能够确保1180MPa以上的TS和高YS。为了得到这样的效果，优选将W含量设定为0.001%以上。W含量更优选为0.030%以上。

[0155] 另一方面,W含量大于0.500%时,硬质的新鲜马氏体的面积率过度增加,在扩孔试验、VDA弯曲试验或V-VDA弯曲试验中,新鲜马氏体成为空隙生成起点,有可能无法实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此,在含有W的情况下,W含量优选设定为0.500%以下。W含量更优选为0.450%以下,进一步优选为0.400%以下。W含量进一步更优选为0.300%以下。

[0156] Mg:0.0200%以下

[0157] Mg是对用于使硫化物、氧化物等夹杂物的形状球状化、使钢板的扩孔性提高而言有效的元素。为了得到这样的效果,优选将Mg含量设定为0.0001%以上。Mg含量更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0010%以上。

[0158] 另一方面,Mg含量大于0.0200%时,存在大量生成粗大的析出物、夹杂物的情况。在这样的情况下,粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验时、VDA弯曲试验时或V-VDA弯曲试验时成为龟裂的起点,有可能不能实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此,在含有Mg的情况下,Mg含量优选设定为0.0200%以下。Mg含量更优选为0.0180%以下,进一步优选为0.0150%以下。

[0159] Zn:0.0200%以下

[0160] Zn是对用于使夹杂物的形状球状化、使钢板的扩孔性提高而言有效的元素。为了得到这样的效果,Zn含量优选设定为0.0010%以上。Zn含量更优选为0.0020%以上,进一步优选为0.0030%以上。

[0161] 另一方面,Zn含量大于0.0200%时,存在大量生成粗大的析出物、夹杂物的情况。在这样的情况下,粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验、VDA弯曲试验或V-VDA弯曲试验时成为龟裂的起点,有可能不能实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此,在含有Zn的情况下,Zn含量优选设定为0.0200%以下。Zn含量更优选为0.0180%以下,进一步优选为0.0150%以下。

[0162] Co:0.0200%以下

[0163] Co与Zn同样是对用于使夹杂物的形状球状化、使钢板的扩孔性提高而言有效的元素。为了得到这样的效果,Co含量优选设定为0.0010%以上。Co含量更优选为0.0020%以上,进一步优选为0.0030%以上。

[0164] 另一方面,Co含量大于0.0200%时,存在大量生成粗大的析出物、夹杂物的情况。在这样的情况下,粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验时、VDA弯曲试验时或V-VDA弯曲试验时成为龟裂的起点,有可能不能实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此,在含有Co的情况下,Co含量优选设定为0.0200%以下。Co含量更优选为0.0180%以下,进一步优选为0.0150%以下。

[0165] Zr:0.1000%以下

[0166] Zr与Zn和Co同样是对用于使夹杂物的形状球状化、使钢板的扩孔性提高而言有效的元素。为了得到这样的效果,Zr含量优选设定为0.0010%以上。另一方面,Zr含量大于0.1000%时,存在大量生成粗大的析出物、夹杂物的情况。在这样的情况下,粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验时、VDA弯曲试验时或V-VDA弯曲试验时成为龟裂的起点,有可能不能实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此,在含有Zr的情况下,Zr含量优选设定为0.1000%以下。

[0167] Zr含量更优选为0.0300%以下,进一步优选为0.0100%以下。

[0168] Ca:0.0200%以下

[0169] Ca在钢中以夹杂物的形式存在。在此,Ca含量大于0.0200%时,存在大量生成粗大的夹杂物的情况。在这样的情况下,粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验、VDA弯曲试验时或V-VDA弯曲试验时成为龟裂的起点,有可能不能实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此,在含有Ca的情

况下,Ca含量优选设定为0.0200%以下。

[0170] Ca含量优选为0.0020%以下。需要说明的是,Ca含量的下限没有特别限制,但Ca含量优选为0.0005%以上。另外,由于生产技术上的限制,Ca含量更优选为0.0010%以上。

[0171] Se:0.0200%以下、Te:0.0200%以下、Ge:0.0200%以下、As:0.0500%以下、Sr:0.0200%以下、Cs:0.0200%以下、Hf:0.0200%以下、Pb:0.0200%以下、Bi:0.0200%以下,REM:0.0200%以下

[0172] Se、Te、Ge、As、Sr、Cs、Hf、Pb、Bi和REM均为对用于使钢板的扩孔性提高而言有效的元素。为了得到这样的效果,Se、Te、Ge、As、Sr、Cs、Hf、Pb、Bi和REM的含量优选分别设定为0.0001%以上。

[0173] 另一方面,Se、Te、Ge、Sr、Cs、Hf、Pb、Bi和REM的含量分别大于0.0200%时、并且As的含量大于0.0500%时,存在大量生成粗大的析出物、夹杂物的情况。在这样的情况下,粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验、VDA弯曲试验或V-VDA弯曲试验时成为龟裂的起点,有可能无法实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此,在含有Se、Te、Ge、As、Sr、Cs、Hf、Pb、Bi和REM中的至少一种的情况下,Se、Te、Ge、As、Sr、Cs、Hf、Pb、Bi和REM的含量优选分别设定为0.0200%以下,As的含量优选设定为0.0500%以下。

[0174] Se含量更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0008%以上。Se含量更优选为0.0180%以下,进一步优选为0.0150%以下。

[0175] Te含量更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0008%以上。Te含量更优选为0.0180%以下,进一步优选为0.0150%以下。

[0176] Ge含量更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0008%以上。Ge含量更优选为0.0180%以下,进一步优选为0.0150%以下。

[0177] As含量更优选为0.0010%以上,进一步优选为0.0015%以上。As含量更优选为0.0400%以下,进一步优选为0.0300%以下。

[0178] Sr含量更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0008%以上。Sr含量更优选为0.0180%以下,进一步优选为0.0150%以下。

[0179] Cs含量更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0008%以上。Cs含量更优选为0.0180%以下,进一步优选为0.0150%以下。

[0180] Hf含量更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0008%以上。Hf含量更优选为0.0180%以下,进一步优选为0.0150%以下。

[0181] Pb含量更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0008%以上。Pb含量更优选为0.0180%以下,进一步优选为0.0150%以下。

[0182] Bi含量更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0008%以上。Bi更优选为0.0180%以下,进一步优选为0.0150%以下。

[0183] REM更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0008%以上。REM更优选为0.0180%以下,进一步优选为0.0150%以下。

[0184] 需要说明的是,本发明中所述的REM是指原子序数21的钪(Sc)、原子序数39的钇(Y)以及原子序数57的镧(La)至原子序数71的镥(Lu)的镧系元素。本发明中的REM浓度是指选自上述REM中的一种或两种以上元素的总含量。

[0185] 作为REM,没有特别限制,但优选为Sc、Y、Ce、La。

[0186] 即,依据本发明的一个实施方式的钢板的基底钢板具有以质量%计含有C:0.050%以上且0.400%以下、Si:大于0.75%且3.00%以下、Mn:2.00%以上且小于3.50%、P:0.001%以上且0.100%以下、S:0.0001%以上且0.0200%以下、Al:0.010%以上且2.000%以下和N:0.0100%以下、任选地含有选自Nb:0.200%以下、Ti:0.200%以下、V:0.200%以下、B:0.0100%以下、Cr:1.000%以下、Ni:1.000%以下、Mo:1.000%以下、Sb:0.200%以下、Sn:0.200%以下、Cu:1.000%以下、Ta:0.100%以下、W:0.500%以下、Mg:0.0200%以下、Zn:0.0200%以下、Co:0.0200%以下、Zr:0.1000%以下、Ca:0.0200%以下、Se:0.0200%以下、Te:0.0200%以下、Ge:0.0200%以下、As:0.0500%以下、Sr:0.0200%以下、Cs:0.0200%以下、Hf:0.0200%以下、Pb:0.0200%以下、Bi:0.0200%以下和REM:0.0200%以下中的至少一种、余量为Fe和不可避免的杂质的成分组成。

[0187] 钢组织

[0188] 接着,对依据本发明的一个实施方式的钢板的基底钢板的钢组织进行说明。

[0189] 依据本发明的一个实施方式的钢板的基底钢板的钢组织中,铁素体的面积率为57.0%以下,贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率为40.0%以上且90.0%以下,残余奥氏体的面积率为3.0%以上且10.0%以下,新鲜马氏体的面积率为10.0%以下,回火马氏体的面积率除以贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率而得到的值为0.70以上,而且,进行V-VDA弯曲试验至最高载荷点,在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部,全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值为0.60以下,在V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部,全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值为0.20以下,碳化物的平均自由程L_M为0.20μm以上。

[0190] 以下,对各限定理由进行说明。

[0191] 铁素体的面积率:57.0%以下(包括0.0%)

[0192] 软质的铁素体是使延展性提高的相。但是,铁素体的面积率过度增加时,难以使TS为1180MPa以上。另外,还导致YS的降低。而且,退火中奥氏体中的C浓度过度增加,不能实现所期望的λ和S_{Fmax}。因此,铁素体的面积率设定为57.0%以下。铁素体的面积率优选为30.0%以下,更优选为20.0%以下。关于铁素体的面积率的下限,没有特别限制,可以为0.0%。

[0193] 贝氏体铁素体与回火马氏体(不包括残余奥氏体)的合计面积率:40.0%以上且90.0%以下

[0194] 贝氏体铁素体和回火马氏体与软质的铁素体和硬质的新鲜马氏体等相比具有中间的硬度,是对用于确保良好的扩孔性、弯曲性、弯曲断裂特性和轴压坏特性而言重要的相。另外,贝氏体铁素体也是对用于有效利用C从贝氏体铁素体向未相变奥氏体的扩散而得到适当量的残余奥氏体而言有用的相。回火马氏体对于提高TS而言是有效的。因此,将贝氏体铁素体与回火马氏体(不包括残余奥氏体)的合计面积率设定为40.0%以上。贝氏体铁素体与回火马氏体(不包括残余奥氏体)的合计面积率优选为60.0%以上。另一方面,贝氏体铁素体与回火马氏体(不包括残余奥氏体)的合计面积率过度增加时,延展性降低。因此,将贝氏体铁素体与回火马氏体(不包括残余奥氏体)的合计面积率设定为90.0%以下。贝氏体铁素体与回火马氏体(不包括残余奥氏体)的合计面积率优选为87.0%以下,更优选为85.0%以下。

[0195] 需要说明的是,贝氏体铁素体是指在较高的温度范围内生成的碳化物少的上贝氏

体。

[0196] 残余奥氏体的面积率:3.0%以上且10.0%以下

[0197] 从得到良好的延展性的观点出发,残余奥氏体的面积率设定为3.0%以上。残余奥氏体的面积率优选为5.0%以上。另一方面,残余奥氏体的面积率过度增加时,在扩孔试验中钢板受到冲裁加工时或者在V-VDA试验中受到V弯曲加工时,由于加工诱导相变而生成的新鲜马氏体成为空隙生成起点,不能实现所期望的λ和S_{Fmax}。因此,残余奥氏体的面积率设定为10.0%以下。残余奥氏体的面积率优选为9.0%以下,更优选为8.0%以下。

[0198] 例如,通过控制后述的制造方法中的第二冷却工序时的张力,能够将残余奥氏体的面积率控制为10.0%以下。在保持工序后(在实施镀锌处理的情况下,在镀锌处理后(根据需要在合金化处理后))赋予一次以上2.0kgf/mm^2以上的张力,然后,进行在使钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/4周的同时赋予4道次以上的处理、和在使钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/2周的同时赋予2道次以上的处理,由此,不稳定的残余奥氏体发生加工诱导相变,变为新鲜马氏体,在之后的冷却中进行回火,最终变为回火马氏体。

[0199] 新鲜马氏体的面积率:10.0%以下(包括0.0%)

[0200] 新鲜马氏体的面积率过度增加时,在扩孔试验、VDA弯曲试验或V-VDA弯曲试验中,新鲜马氏体成为空隙生成起点,不能实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。从确保良好的扩孔性和弯曲性的观点出发,新鲜马氏体的面积率设定为10.0%以下,优选设定为5.0%以下。需要说明的是,关于新鲜马氏体的面积率的下限,没有特别限制,可以是0.0%。

[0201] 需要说明的是,新鲜马氏体是指淬火状态的(未经过回火的)马氏体。

[0202] 回火马氏体的面积率除以贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率而得到的值:0.70以上

[0203] 由于C从贝氏体铁素体向未相变奥氏体的扩散,残余奥氏体的面积率增加。为了确保残余奥氏体的面积率为10.0%以下,将回火马氏体的面积率除以贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率而得到的值设定为0.70以上。回火马氏体的面积率除以贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率而得到的值优选为0.75以上。上限没有特别限制,回火马氏体的面积率除以贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率而得到的值可以是1.00。

[0204] 需要说明的是,上述以外的剩余组织的面积率优选设定为10.0%以下。剩余组织的面积率更优选为5.0%以下。另外,剩余组织的面积率可以为0.0%。

[0205] 需要说明的是,作为剩余组织,没有特别限制,例如可以列举:下贝氏体、珠光体、渗碳体等碳化物。需要说明的是,剩余组织的种类例如可以通过利用SEM(Scanning Electron Microscope;扫描电子显微镜)的观察来确认。

[0206] 关于铁素体、贝氏体铁素体、回火马氏体和硬质相(硬质第二相(残余奥氏体+新鲜马氏体))的面积率,在基底钢板的板厚1/4位置处如下测定。

[0207] 即,以使与基底钢板的轧制方向平行的板厚截面成为观察面的方式,从基底钢板上切出试样。接着,使用金刚石研磨膏对试样的观察面进行镜面研磨。接着,使用胶态二氧化硅对试样的观察面实施精研磨,然后利用3体积%硝酸乙醇溶液进行蚀刻而使组织露出。

[0208] 然后,利用SEM(Scanning Electron Microscope;扫描电子显微镜)在加速电压:15kV、倍率:5000倍的条件下将试样的观察面的25.6μm×17.6μm的视场拍摄3个视场。

[0209] 由所得到的组织图像(参照图1)如下鉴定铁素体、贝氏体铁素体、回火马氏体和硬质相(硬质第二相(残余奥氏体+新鲜马氏体))。

[0210] 图1中,符号BF表示贝氏体铁素体,符号F表示铁素体,符号TM表示回火马氏体。另外,图1中,θ表示碳化物,H1表示硬质相。

[0211] 铁素体:呈现黑色的区域,形态为块状。并且,几乎没有内包铁系碳化物。但是,在内包铁系碳化物的情况下,设定铁素体的面积也包含铁系碳化物的面积。另外,关于后述的贝氏体铁素体和回火马氏体,也同样。

[0212] 贝氏体铁素体:呈现从黑色到深灰色的区域,形态为块状、无定形等。并且,没有内包铁系碳化物或者内包较少的铁系碳化物。

[0213] 回火马氏体:呈现灰色的区域,形态为无定形。并且,内包较多的铁系碳化物。

[0214] 硬质相(硬质第二相(残余奥氏体+新鲜马氏体)):呈现从白色到浅灰色的区域,形态为无定形。并且,没有内包铁系碳化物。需要说明的是,在尺寸较大时,存在随着远离与其它组织的界面、颜色逐渐变深、内部呈现深灰色的情况。

[0215] 碳化物:呈白色的区域,形态为点状、线状。内包在回火马氏体、贝氏体铁素体和铁素体中。

[0216] 剩余组织:可以列举上述的下贝氏体、珠光体等,它们的形态等是公知的。

[0217] 接着,通过以下的方法计算在组织图像中鉴定出的各相的区域。在上述倍率为5000倍的SEM图像上的实际长度23.1μm×17.6μm的区域上隔出等间隔的20×20的棋盘格,通过计数各相上所具有的点数的点计数法计算出铁素体、贝氏体铁素体、回火马氏体和硬质相(硬质第二相)的面积率。面积率设定为在倍率为5000倍的各个SEM图像中求出的3个面积率的平均值。

[0218] 另外,残余奥氏体的面积率如下测定。

[0219] 即,将基底钢板沿板厚方向(深度方向)机械磨削至板厚的1/4位置,然后利用草酸进行化学研磨,制成观察面。接着,利用X射线衍射法对观察面进行观察。使用MoKα射线作为入射X射线,求出fcc铁(奥氏体)的(200)、(220)和(311)各面的衍射强度相对于bcc铁的(200)、(211)和(220)各面的衍射强度之比,由各面的衍射强度之比计算出残余奥氏体的体积率。并且,认为残余奥氏体为三维均质,将残余奥氏体的体积率作为残余奥氏体的面积率。

[0220] 另外,新鲜马氏体的面积率通过从如上求出的硬质相(硬质第二相)的面积率中减去残余奥氏体的面积率而求出。

[0221] [新鲜马氏体的面积率(%)]=[硬质第二相的面积率(%)]-[残余奥氏体的面积率(%)]

[0222] 另外,剩余组织的面积率通过从100.0%中减去如上求出的铁素体的面积率、贝氏体铁素体的面积率、回火马氏体的面积率、硬质相(硬质第二相)的面积率而求出。

[0223] [剩余组织的面积率(%)]=100.0-[铁素体的面积率(%)]-[贝氏体铁素体的面积率(%)]-[回火马氏体的面积率(%)]-[硬质第二相的面积率(%)]

[0224] 表层软质层

[0225] 依据本发明的一个实施方式的钢板的基底钢板优选在基底钢板表面上具有表层软质层。由于在冲压成形时和车身碰撞时表层软质层有助于抑制弯曲裂纹扩展,因此耐弯

曲断裂特性进一步提高。需要说明的是,表层软质层是指脱碳层,是维氏硬度相对于板厚1/4位置的截面的维氏硬度为85%以下的表层区域。

[0226] 在此,表层软质层形成在板厚方向上距基底钢板表面为200μm以下的区域。关于形成表层软质层的区域,在板厚方向上距基底钢板表面优选为150μm以下、更优选为120μm以下。需要说明的是,关于表层软质层的厚度的下限,没有特别规定,但表层软质层的厚度优选为7μm以上,更优选为11μm以上。另外,表层软质层优选为30μm以上,更优选为40μm以上。

[0227] 另外,上述的测定维氏硬度的基底钢板的板厚1/4位置是非表层软质层(不满足本发明中规定的表层软质层的硬度的条件的层)。

[0228] 维氏硬度基于JIS Z 2244-1(2020)将载荷设定为10gf来进行测定。

[0229] 表层软质层的纳米硬度

[0230] 在距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置和板厚方向深度的1/2位置各处的板面的50μm×50μm的区域中测定300个点以上的纳米硬度时,距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的板面的纳米硬度为7.0GPa以上的测定数量比例是相对于表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的总测定数量为0.10以下

[0231] 在本发明中,为了得到冲压成形时的优良的弯曲性和碰撞时的优良的弯曲断裂特性,优选在距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置和板厚方向深度的1/2位置各处的板面的50μm×50μm的区域中测定300个点以上的纳米硬度时,距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的板面的纳米硬度为7.0GPa以上的测定数量比例是相对于表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的总测定数量为0.10以下。在纳米硬度为7.0GPa以上的比例为0.10以下时,表示硬质的组织(马氏体等)、夹杂物等的比例小,能够进一步抑制硬质的组织(马氏体等)、夹杂物等的冲压成形时和碰撞时的空隙的生成、连接、以及龟裂的扩展,能够得到优良的R/t、α和SFmax。

[0232] 距钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的板面的纳米硬度的标准偏差σ为1.8GPa以下,并且距钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/2位置的板面的纳米硬度的标准偏差σ为2.2GPa以下

[0233] 在本发明中,为了得到冲压成形时的优良的弯曲性和碰撞时的优良的弯曲断裂特性,优选距钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的板面的纳米硬度的标准偏差σ为1.8GPa以下,并且距钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/2位置的板面的纳米硬度的标准偏差σ为2.2GPa以下。在距钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的板面的纳米硬度的标准偏差σ为1.8GPa以下、并且距钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/2位置的板面的纳米硬度的标准偏差σ为2.2GPa以下时,表示显微区域中的组织硬度差小,因此,由于显微区域中的组织硬度差小,因而能够进一步抑制冲压成形时和碰撞时的空隙的生成、连接以及龟裂的扩展,能够得到优良的R/t、α和SFmax。

[0234] 距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的板面的纳米硬度的标准偏差σ的优选范围优选为1.7GPa以下。距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的板面的纳米硬度的标准偏差σ更优选为1.3GPa以下。下限没有特别限制,但距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的板面的纳米硬度的标准偏差σ可以设定为0.5GPa以上。

[0235] 距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/2位置的板面的纳米硬度的标

准偏差σ的更优选的范围为2.1GPa以下。距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/2位置的板面的纳米硬度的标准偏差σ更优选为1.7GPa以下。下限没有特别限制,但距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/2位置的板面的纳米硬度的标准偏差σ可以设定为0.6GPa以上。

[0236] 在此,板厚方向深度的1/4位置、1/2位置的板面的纳米硬度是指通过以下的方法测定的硬度。

[0237] 在形成有镀层的情况下,在镀层剥离后,实施机械研磨直至距基底钢板的表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的位置-5μm的位置为止,实施利用金刚石和氧化铝的抛光以及胶态二氧化硅研磨直至距基底钢板的表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置为止。在此,关于剥离的镀层,在形成有锌镀层的情况下是锌镀层,在形成有金属镀层的情况下是金属镀层,在形成有锌镀层和金属镀层的情况下是锌镀层和金属镀层。

[0238] 使用Hysitron公司的tribo-950,利用berkovich(玻氏)形状的金刚石压头,在载荷:500μN、测定区域:50μm×50μm、打点间隔:2μm的条件下测定纳米硬度。

[0239] 接着,实施机械研磨、利用金刚石和氧化铝的抛光以及胶态二氧化硅研磨直至表层软质层的板厚方向深度的1/2位置为止。使用Hysitron公司的tribo-950,利用berkovich形状的金刚石压头,在载荷:500μN、测定区域:50μm×50μm、打点间隔:2μm的条件下测定纳米硬度。

[0240] 在板厚方向深度的1/4位置处测定300个点以上的纳米硬度,另外,在板厚方向深度的1/2位置处也测定300个点以上的纳米硬度。

[0241] 例如,在表层软质层厚度为100μm的情况下,1/4位置为距表层软质层的表面25μm的位置,1/2位置为距表层软质层的表面50μm的位置。在该25μm的位置处测定300个点以上的纳米硬度,另外,在50μm的位置处也测定300个点以上的纳米硬度。

[0242] 金属镀层(第一镀层)

[0243] 此外,依据本发明的一个实施方式的钢板优选在基底钢板的单面或双面的表面上具有金属镀层(第一镀层、预镀层)(需要说明的是,金属镀层(第一镀层)不包括热镀锌层、合金化热镀锌层的锌镀层)。金属镀层优选为金属电镀层,以下,以金属电镀层为例进行说明。

[0244] 通过在钢板表面上形成金属电镀层,在冲压成形时和车身碰撞时最表层的上述金属电镀层有助于抑制弯曲裂纹产生,因此耐弯曲断裂特性进一步提高。

[0245] 在本发明中,通过将露点设为高于-5℃,能够进一步增大软质层的厚度,能够使轴压坏特性非常优良。关于这一点,在本发明中,通过具有金属镀层,即使由于将露点设为-5℃以下而软质层厚度小,也能够得到与软质层厚度大时同等的轴压坏特性。

[0246] 作为金属电镀层的金属种类,可以是Cr、Mn、Fe、Co、Ni、Cu、Ga、Ge、As、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Sn、Sb、Os、Ir、Rt、Au、Hg、Ti、Pb、Bi中的任一种,更优选为Fe。以下,以Fe系电镀层为例进行说明,但对于其它金属种类也同样可以采用以下的Fe的条件。

[0247] Fe系电镀层的附着量设定为大于0g/m^2,优选设定为2.0g/m^2以上。Fe系电镀层的每单面的附着量的上限没有特别限制,但从成本的观点出发,优选将Fe系电镀层的每单面的附着量设定为60g/m^2以下。Fe系电镀层的附着量优选设定为50g/m^2以下,更优选设定为40g/m^2以下,进一步优选设定为30g/m^2以下。

[0248] Fe系电镀层的附着量如下测定。从Fe系电镀钢板上裁取10×15mm尺寸的样品,埋入树脂中,制成截面埋入样品。使用扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope;SEM)以加速电压15kV、根据Fe系镀层的厚度以倍率2000～10000倍观察该截面的任意3处,将3个视场的厚度的平均值乘以铁的比重,由此换算成Fe系电镀层的每单面的附着量。

[0249] 作为Fe系电镀层,除了可以使用纯Fe以外,还可以使用Fe-B合金、Fe-C合金、Fe-P合金、Fe-N合金、Fe-O合金、Fe-Ni合金、Fe-Mn合金、Fe-Mo合金、Fe-W合金等合金镀层。Fe系电镀层的成分组成没有特别限制,但优选设定成含有合计为10质量%以下的选自由B、C、P、N、O、Ni、Mn、Mo、Zn、W、Pb、Sn、Cr、V和Co组成的组中的一种或两种以上元素、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成。通过将除Fe以外的元素的量设定为合计10质量%以下,能够防止电解效率的降低,能够以低成本形成Fe系电镀层。在Fe-C合金的情况下,C的含量优选设定为0.08质量%以下。

[0250] 更优选在Fe系电镀层之下具有表层软质层,由此,能够大幅提高耐弯曲断裂特性。在具有Fe系电镀层的情况下,从Fe系电镀层与基底钢板的界面,通过上述方法朝板厚方向测定维氏硬度分布,评价表层软质层的板厚方向深度。

[0251] 进行V-VDA弯曲试验至最高载荷点,在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中,全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量(硬质相与软质相的边界的空隙数量和由于硬质相的破坏而形成的空隙数量)除以总空隙数量而得到的值:0.60以下

[0252] 在V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中,全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量(硬质相与软质相的边界的空隙数量和由于硬质相的破坏而形成的空隙数量)除以总空隙数量而得到的值:0.20以下

[0253] 在本发明中,通过进行上述空隙控制,能够得到V-VDA弯曲试验中的高弯曲断裂特性。钢板组织中的空隙与硬质相邻接地生成时,空隙容易沿着硬质相与软质相的边界扩展,最终产生龟裂。在空隙不与硬质相邻接的情况下,例如,与碳化物邻接地生成时,认为空隙的连接和扩展不容易发生。在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部,由于在V弯曲时因加工诱导相变而生成的新鲜马氏体,硬质相的面积率增加。在本发明中,在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中,将全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量(硬质相与软质相的边界的空隙数量和由于硬质相的破坏而形成的空隙数量)除以总空隙数量而得到的值设定为0.60以下。优选该值为0.59以下,更优选为0.58以下。下限没有特别限制,该值可以为0.00。

[0254] 另一方面,在V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部,硬质相的面积率较小。在本发明中,在V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中,将全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值设定为0.20以下。优选该值为0.19以下,更优选为0.18以下。下限没有特别限制,该值可以为0.00。

[0255] 在本发明中,软质相是指硬质相以外的相。

[0256] 上述的V-VDA弯曲试验如下进行。

[0257] 通过剪切加工从所得到的钢板上裁取60mm×65mm的试验片。在此,60mm的边与轧制(L)方向平行。以曲率半径/板厚:4.2且以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向实施90°弯曲加工(一次弯曲加工),准备试验片。在90°弯曲加工(一次弯曲加工)中,如图2-1(a)所示,对放置在具有V形槽的冲模A1上的钢板压入冲头B1,得到试验片T1。接着,如图2-1(b)所示,对放置在支承辊A2上的试验片T1以使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2-1(a)和图2-1(b)中,符号D1表示宽度(C)方向,符号D2表示轧制(L)方向。

[0258] 将实施V-VDA试验时得到的冲程-载荷曲线的示意图示于图3中。将进行V-VDA试验至最高载荷点P、然后在载荷达到最高载荷的94.9～99.9%时(图3中,参照符号R)去载的样品作为V-VDA弯曲试验的评价样品。

[0259] 将在V-VDA弯曲试验中对钢板实施V弯曲加工(一次弯曲加工)后的试验片T1示于图2-2(c)中。另外,将对试验片T1实施VDA弯曲(二次弯曲加工)后的试验片T2示于图2-2(d)中。图2-2(d)的试验片T2上短线虚线所表示的位置是上述V弯曲棱线部,与进行VDA弯曲前的图2-2(c)的试验片T1上短线虚线所表示的位置对应。将V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部a(V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部的重叠区域a)、以及V弯曲平坦部(非加工部)和VDA弯曲棱线部b分别示于图2-2(d)中。

[0260] 在此,V弯曲棱线部是指从实施V弯曲而沿宽度方向延伸设置的V弯曲角部(顶点)到两侧5mm为止的范围的区域。

[0261] 另外,V弯曲平坦部是指钢板中除V弯曲棱线部以外的区域。

[0262] VDA弯曲棱线部是指从实施VDA弯曲而沿轧制方向延伸设置的VDA弯曲角部(顶点)到两侧5mm为止的范围的区域。

[0263] 将D2方向与纸面垂直、D1方向与纸面平行时的L截面AL示于图2-3(e)中。

[0264] 上述V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部的空隙、以及上述V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部的空隙如下测定。对将V-VDA弯曲试验后的钢板在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部a以及V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部b沿轧制正交方向切断而得到的板厚截面进行研磨,然后利用SEM(扫描电子显微镜)以3000倍的倍率对VDA弯曲外侧的弯曲顶点部的距钢板表面0～100μm的区域内(图2-3(e)的点虚线所表示的AB区域)的C截面拍摄3个视场。在所得到的图像中,如上所述地判断空隙的周边组织,空隙为比铁素体更深的黑色,能够与各组织明确地区分开。在全部空隙中,周长的超过0%与硬质相(硬质第二相(残余奥氏体+新鲜马氏体))接触的空隙数量是硬质相与软质相的边界的空隙数量和由于硬质相的破坏而形成的空隙数量的合计。

[0265] 本发明中规定的与硬质相接触的空隙数量除以总空隙数量而得到的值通过将3个视场的周长的超过0%与硬质相接触的空隙数量(硬质相与软质相的边界的空隙数量和由于硬质相的破坏而形成的空隙数量的合计)除以总空隙数量而得到的值进行平均来计算。该测定以进行V-VDA弯曲试验至最大载荷、然后在载荷达到最大载荷的94.9～99.9%(例如,95%)的时刻(再参照图3)去载的试验片来进行。

[0266] 关于1个空隙,将在SEM图像中外周被组织包围、无中断地一体形成的岛状的区域作为1个来进行测定。

[0267] 碳化物的平均自由程L_M:0.20μm以上

[0268] 图4的(a)～(c)分别示出用于说明空隙的组织图像的例子。在图4中,符号H1表示硬质相,符号S1表示软质相。另外,图4(a)的符号V1表示硬质相与软质相的边界的空隙,图4(b)的符号V2表示由于硬质相的破坏而形成的空隙,图4(c)的符号V3表示由碳化物引起的空隙,符号θ表示碳化物。

[0269] 在本发明中,如图4所示(特别是参照图4(c)),进行V-VDA弯曲至最大载荷后,钢板

组织中的空隙的生成有时也由碳化物引起(参照符号V3、θ)。此时,碳化物的平均自由程小于0.20μm时,由碳化物引起的空隙之间的距离变长,应力集中在产生空隙的部位,空隙容易连接起来。其结果是,不能实现所期望的S_{Fmax}。因此,将钢板(未进行V-VDA弯曲试验的钢板)中碳化物的平均自由程L_M设定为0.20μm以上。L_M优选为0.25μm以上,更优选为0.30μm以上。L_M优选为0.50μm以下,更优选为0.45μm以下。

[0270] 选自钢板中的全部碳化物中的一个碳化物A与该碳化物A以外的剩余碳化物的间隔的标准偏差的平均值σ_C:7.50μm以下

[0271] 碳化物分布的变动会影响空隙的生成和连接。碳化物的间隔的标准偏差的平均值σ_C大于7.50μm时,由碳化物引起的空隙的分布的变动变大,因此应力集中在空隙大量产生的部位,空隙容易连接起来。其结果是,不能实现所期望的S_{Fmax}。因此,将钢板(未进行V-VDA弯曲试验的钢板)中碳化物的间隔的标准偏差的平均值σ_C设定为7.50μm以下。σ_C优选为7.30μm以下,更优选为7.00μm以下。σ_C优选为5.00μm以上,更优选为6.00μm以上。

[0272] 在此,碳化物的平均自由程L_M和标准偏差分别如下测定。在钢板(未进行V-VDA弯曲试验的钢板)的25.6μm×17.6μm的区域中,将上述的组织分率测定中使用的利用SEM得到的组织图像通过手绘对碳化物进行颜色区分并进行抽取,制成仅碳化物的图像。然后,使用开源的ImageJ,求出全部碳化物的面积分率和各碳化物的重心坐标、等效圆直径。另外,认为碳化物为三维均质,将碳化物的面积分率作为碳化物的体积分率。

[0273] 碳化物的平均自由程L_M通过下式计算。

[0274] $L_M=(d_M/2)\times((400\pi/3f)^{1/3})$ …式(1)

[0275] 在此,L_M为碳化物的平均自由程(碳化物的重心的平均自由程),d_M:碳化物的平均(数均)等效圆直径(μm),π为圆周率,f为全部碳化物的体积分率(%)。

[0276] 碳化物的间隔的标准偏差的平均值σ_C通过下式(2)计算:

[0277] $$\sigma_c=\frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n}\sqrt{\frac{1}{n-1}\sum_{j=1}^{n-1}(d_{ij}-d_{iave})^2} \quad \cdots式(2)$$

[0278] 式(2)中的n、i、j、d_{ij}、d_{iave}如下。

[0279] n:视场内(25.6μm×17.6μm)的全部碳化物的数量。

[0280] i:用于测定与其它碳化物的间隔的碳化物(从全部碳化物中任意选择的一个碳化物A)的编号,i的可取值为1~n的整数。

[0281] j:除碳化物A以外的碳化物的编号,j的可取值为除i以外的1~n的整数。

[0282] d_{ij}:第i号的碳化物(碳化物A)与第j号的碳化物之间的间隔(μm)。

[0283] d_{iave}:视场内的全部碳化物(不包括第i号的碳化物)与第i号的碳化物的距离的平均值(μm)。

[0284] 接着,对依据本发明的一个实施方式的钢板的机械特性进行说明。

[0285] 拉伸强度(TS):1180MPa以上

[0286] 依据本发明的一个实施方式的钢板的拉伸强度TS为1180MPa以上。上限没有特别限制,但拉伸强度TS优选小于1470MPa。

[0287] 需要说明的是,关于依据本发明的一个实施方式的钢板的屈服应力(YS)、总伸长

率(El)、极限扩孔率(λ)、VDA弯曲试验中的极限弯曲角度(α)、V-VDA弯曲试验中的载荷最大时的冲程(S_{Fmax})和有无轴压坏断裂,如上所述。

[0288] 另外,拉伸强度(TS)、屈服应力(YS)和总伸长率(El)通过实施例中后述的基于JIS Z 2241(2011)的拉伸试验进行测定。极限扩孔率(λ)通过实施例中后述的基于JIS Z 2256(2020)的扩孔试验进行测定。VDA弯曲试验中的极限弯曲角度(α)通过实施例中后述的基于VDA238-100的VDA弯曲试验进行测定。V-VDA弯曲试验中的载荷最大时的冲程(S_{Fmax})通过实施例中后述的V-VDA弯曲试验进行测定。有无轴压坏断裂通过实施例中后述的轴压坏试验进行测定。

[0289] 锌镀层(第二镀层)

[0290] 依据本发明的一个实施方式的钢板可以具有形成在基底钢板上(基底钢板表面上或者在形成有金属镀层的情况下为金属镀层表面上)的锌镀层作为最表层,该锌镀层可以仅设置在基底钢板的一个表面上,也可以设置在双面上。

[0291] 即,本发明的钢板可以具有基底钢板并在该基底钢板上形成有第二镀层(锌镀层),另外,也可以具有基底钢板并在该基底钢板上依次形成有金属镀层(第一镀层(不包括锌镀层即第二镀层))和第二镀层(锌镀层)。

[0292] 具有锌镀层的钢板可以为镀锌钢板。

[0293] 需要说明的是,这里所述的锌镀层是指以Zn作为主要成分(Zn含量为50.0%以上)的镀层,例如可以列举热镀锌层、合金化热镀锌层。

[0294] 在此,热镀锌层优选例如由Zn和20.0质量%以下的Fe、0.001质量%以上且1.0质量%以下的Al构成。另外,在热镀锌层中,可以任选地含有合计为0.0质量%以上且3.5质量%以下的选自由Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi和REM组成的组中的一种或两种以上元素。另外,热镀锌层的Fe含量更优选小于7.0质量%。需要说明的是,上述元素以外的余量为不可避免的杂质。

[0295] 另外,合金化热镀锌层优选例如由Zn和20.0质量%以下的Fe、0.001质量%以上且1.0质量%以下的Al构成。另外,在合金化热镀锌层中,可以任选地含有合计为0.0质量%以上且3.5质量%以下的选自由Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi和REM组成的组中的一种或两种以上元素。合金化热镀锌层的Fe含量更优选为7.0质量%以上,进一步优选为8.0质量%以上。另外,合金化热镀锌层的Fe含量更优选为15.0质量%以下,进一步优选为12.0质量%以下。需要说明的是,上述元素以外的余量为不可避免的杂质。

[0296] 此外,锌镀层的每单面的镀层附着量没有特别限制,但优选设定为20g/m^2以上。另外,锌镀层的每单面的镀层附着量优选设定为80g/m^2以下。

[0297] 需要说明的是,锌镀层的镀层附着量如下测定。

[0298] 即,制备相对于10质量%盐酸水溶液1L添加0.6g针对Fe的腐蚀抑制剂(朝日化学工业株式会社制造,“IBIT 700BK”(注册商标))而成的处理液。接着,将作为供试材料的钢板浸渍在该处理液中,使锌镀层溶解。然后,测定在溶解前后供试材料的质量减少量,用该值除以基底钢板的表面积(被镀层覆盖的部分的表面积),由此计算出镀层附着量(g/m^2)。

[0299] 需要说明的是,依据本发明的一个实施方式的钢板的板厚没有特别限制,但优选为0.5mm以上,更优选为0.6mm以上。

[0300] 板厚更优选大于0.8mm。板厚进一步优选为0.9mm以上。板厚更优选为1.0mm以上。

板厚进一步优选为1.2mm以上。

[0301] 另外,钢板的板厚优选为3.5mm以下。板厚更优选为2.3mm以下。

[0302] 另外,本发明的钢板的板宽没有特别限制,但优选设定为500mm以上,更优选设定为750mm以上。另外,钢板的板宽优选设定为1600mm以下,更优选设定为1450mm以下。

[0303] [2.钢板的制造方法]

[0304] 接着,对依据本发明的一个实施方式的钢板的制造方法进行说明。

[0305] 依据本发明的一个实施方式的钢板的制造方法包括:热轧工序,其中,对具有上述成分组成的钢坯实施热轧而制成热轧钢板;酸洗工序,其中,对热轧钢板进行酸洗;退火工序,其中,将该酸洗工序后的钢板在退火温度:$(Ac_1+(Ac_3-Ac_1)\times 3/4)$℃以上且900℃以下和退火时间:20秒以上的条件下进行退火;第一冷却工序,其中,将该退火工序后的钢板冷却至100℃以上且300℃以下的第一冷却停止温度;保持工序,其中,将该第一冷却工序后的钢板在350℃以上且550℃以下的温度范围内保持3秒以上且小于80秒;以及第二冷却工序,其中,将该保持工序后的钢板冷却至50℃以下的第二冷却停止温度,在该冷却时,对钢板在300℃以上且450℃以下的温度范围内赋予一次以上2.0kgf/mm^2以上的张力,然后,进行在使钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/4周的同时赋予4道次以上的处理、和在使钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/2周的同时赋予2道次以上的处理,或者,还包括对酸洗工序后且退火工序前的钢板进行冷轧而得到冷轧钢板的冷轧工序。

[0306] 需要说明的是,上述各温度只要没有特别说明,则表示钢坯和钢板的表面温度。

[0307] 首先,准备具有上述成分组成的钢坯。例如,将钢原材熔炼而制成具有上述成分组成的钢水。熔炼方法没有特别限制,可以使用转炉熔炼、电炉熔炼等公知的熔炼方法。接着,使所得到的钢水凝固而制成钢坯。由钢水得到钢坯的方法没有特别限制,例如可以使用连续铸造法、铸锭法或薄板坯铸造法等。从防止宏观偏析的观点出发,优选连续铸造法。

[0308] [热轧工序]

[0309] 接着,在热轧工序中,对钢坯实施热轧而制成热轧钢板。

[0310] 热轧可以应用节能工艺来进行。作为节能工艺,可以列举直送轧制(不将钢坯冷却至室温而直接以温片状态装入加热炉中并进行热轧的方法)或直接轧制(对钢坯进行稍微的保热后立即进行轧制的方法)等。

[0311] 关于热轧条件,没有特别限制,例如可以在以下的条件下进行。

[0312] 即,将钢坯暂时冷却至室温,然后,再加热后进行轧制。从碳化物的熔化、轧制载荷的降低的观点出发,钢坯加热温度(再加热温度)优选设定为1100℃以上。另外,为了防止氧化皮损耗的增大,钢坯加热温度优选设定为1300℃以下。需要说明的是,钢坯加热温度以钢坯表面的温度为基准。

[0313] 接着,按照常规方法对钢坯实施粗轧,制成粗轧板(以下也称为薄板坯)。接着,对薄板坯实施精轧,制成热轧钢板。需要说明的是,在降低钢坯加热温度的情况下,从防止精轧时的故障的观点出发,优选在精轧前使用棒式加热器等对薄板坯进行加热。为了降低轧制负荷,精轧温度优选设定为800℃以上。另外,奥氏体的未再结晶状态下的压下率变高时,有可能沿轧制方向伸长的异常的组织发达而使退火板的加工性降低。此外,通过将精轧温度设定为800℃以上,热轧钢板阶段的钢组织以及最终制品的钢组织均容易变得均匀。需要

说明的是,钢组织变得不均匀时,存在弯曲性降低的倾向。

[0314] 另一方面,精轧温度高于950℃时,氧化物(氧化皮)生成量变多。其结果是,有可能钢基与氧化物的界面变粗糙、酸洗和冷轧后的钢板的表面品质劣化。另外,由于晶粒变得粗大,还有可能成为使钢板的强度、弯曲性降低的原因。因此,精轧温度优选设定为950℃以上的范围。综上,精轧温度优选设定为800℃以上且950℃以上的范围。

[0315] 在精轧后,对热轧钢板进行卷取。卷取温度优选设定为450℃以上。另外,卷取温度优选设定为750℃以下。

[0316] 需要说明的是,也可以在热轧时将薄板坯彼此接合并连续地进行精轧。另外,也可以在精轧前暂时对薄板坯进行卷取。另外,为了降低热轧时的轧制载荷,也可以将精轧的一部分或全部设为润滑轧制。从钢板形状的均匀化和材质的均匀化的观点出发,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。

[0317] 在包括粗轧和精轧的热轧工序(hot rolling step)中,通常钢坯通过粗轧而成为薄板坯,通过精轧而成为热轧钢板。但是,根据研磨能力等,不拘泥于这样的区分,只要达到规定的尺寸就没有问题。

[0318] [酸洗工序]

[0319] 对热轧工序后的热轧钢板进行酸洗。通过酸洗,能够除去钢板表面的氧化物,能够确保良好的化学转化处理性、镀层品质。需要说明的是,酸洗可以仅进行一次,也可以分多次进行。关于酸洗条件,没有特别限制,只要按照常规方法即可。

[0320] [冷轧工序]

[0321] 接着,根据需要,对热轧钢板实施冷轧而制成冷轧钢板。冷轧例如通过串联式的多机架轧制、反向轧制等需要2个道次以上的道次数的多道次轧制来进行。

[0322] 冷轧的压下率(累计压下率)没有特别限制,但优选设定为20%以上。另外,冷轧的压下率优选设定为80%以下。冷轧的压下率小于20%时,在退火工序中容易产生钢组织的粗大化、不均匀化,最终制品的TS、弯曲性有可能降低。另一方面,冷轧的压下率大于80%时,容易产生钢板的形状不良,锌镀层的附着量有可能变得不均匀。

[0323] 另外,也可以任选地对冷轧后得到的冷轧钢板实施酸洗。

[0324] [镀金属(电镀金属、第一镀覆)工序]

[0325] 在本发明的一个实施方式中,可以包括对热轧工序之后(酸洗工序之后,另外,在实施冷轧的情况下为酸洗工序后的冷轧工序之后)且退火工序之前的钢板的单面或双面实施镀金属而形成金属镀层(第一镀层)的第一镀覆工序。

[0326] 例如,可以对如上得到的热轧钢板或冷轧钢板的表面实施电镀金属处理,制成在至少单面上形成了退火前金属电镀层的退火前电镀金属钢板。需要说明的是,这里所述的镀金属不包括镀锌(第二镀覆)。

[0327] 电镀金属处理方法没有特别限制,但是如前所述,作为形成在基底钢板上的金属镀层,优选设为金属电镀层,因此,优选实施电镀金属处理。

[0328] 例如,Fe系电镀浴可以应用硫酸浴、盐酸浴或两者的混合等。另外,退火前金属电镀层的附着量可以根据通电时间等进行调整。需要说明的是,退火前电镀金属钢板是指金属电镀层没有经过退火工序,不排除对电镀金属处理前的热轧钢板、热轧后酸洗处理板或

冷轧钢板进行了预退火的方式。

[0329] 在此,作为电镀层的金属种类,可以是Cr、Mn、Fe、Co、Ni、Cu、Ga、Ge、As、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Sn、Sb、Os、Ir、Rt、Au、Hg、Ti、Pb、Bi中的任一种,更优选为Fe。下面以Fe系电镀层的制造方法为例进行说明,但对于其它金属系电镀层也同样可以采用以下的Fe系电镀层的条件。

[0330] 通电开始前的Fe系电镀浴中的Fe离子含量以Fe^{2+}计优选设定为0.5mol/L以上。Fe系电镀浴中的Fe离子含量以Fe^{2+}计为0.5mol/L以上时,能够得到充分的Fe附着量。另外,为了得到充分的Fe附着量,通电开始前的Fe系电镀浴中的Fe离子含量优选设定为2.0mol/L以下。

[0331] 另外,在Fe系电镀浴中可以含有Fe离子和选自由B、C、P、N、O、Ni、Mn、Mo、Zn、W、Pb、Sn、Cr、V和Co组成的组中的至少一种元素。Fe系电镀浴中的这些元素的合计含量优选以使在退火前Fe系电镀层中这些元素的合计含量为10质量%以下的方式进行设定。需要说明的是,金属元素以金属离子的形式含有即可,非金属元素可以作为硼酸、磷酸、硝酸、有机酸等的一部分而含有。另外,在硫酸铁镀液中也可以含有硫酸钠、硫酸钾等导电助剂、螯合剂、pH缓冲剂。

[0332] 关于Fe系电镀浴的其它条件,也没有特别限制。若考虑恒温保持性,Fe系电镀液的温度优选设定为30℃以上,优选为85℃以下。Fe系电镀浴的pH也没有特别限制,但从防止由氢的产生导致的电流效率的降低的观点出发,优选设定为1.0以上,另外,若考虑Fe系电镀浴的电导率,优选为3.0以下。关于电流密度,从生产率的观点出发,优选设定为10A/dm^2以上,从容易控制Fe系电镀层的附着量的观点出发,优选设定为150A/dm^2以下。关于通板速度,从生产率的观点出发,优选设定为5mpm以上,从稳定地控制附着量的观点出发,优选设定为150mpm以下。

[0333] 需要说明的是,作为实施Fe系电镀处理前的处理,可以实施用于清洁钢板表面的脱脂处理和水洗、以及用于使钢板表面活化的酸洗处理和水洗。继这些预处理之后,实施Fe系电镀处理。脱脂处理和水洗的方法没有特别限制,可以使用通常的方法。在酸洗处理中,可以使用硫酸、盐酸、硝酸和它们的混合物等各种酸。其中,优选硫酸、盐酸或它们的混合。酸的浓度没有特别限制,但若考虑氧化被膜的除去能力和防止由过度酸洗导致的表面粗糙(表面缺陷)等,优选约1质量%~约20质量%。另外,在酸洗处理液中可以含有消泡剂、酸洗促进剂、酸洗抑制剂等。

[0334] [退火工序]

[0335] 接着,在本发明的一个实施方式中,在酸洗工序后(在实施冷轧的情况下为冷轧工序后,在实施形成金属镀层(第一镀层)的镀金属的情况下为镀金属(第一镀覆)工序后,在实施冷轧和镀金属的情况下为镀金属(第一镀覆)工序后),将如上得到的钢板在退火温度:$(Ac_1+(Ac_3-Ac_1)\times 3/4)$℃以上且900℃以下和退火时间:20秒以上的条件下进行退火。需要说明的是,退火次数可以是2次以上,但从能量效率的观点出发,优选一次。

[0336] 退火温度:$(Ac_1+(Ac_3-Ac_1)\times 3/4)$℃以上且900℃以下

[0337] 退火温度低于$(Ac_1+(Ac_3-Ac_1)\times 3/4)$℃时,在铁素体和奥氏体的两相区的加热中的奥氏体的生成比例变得不充分。因此,在退火后铁素体的面积率过度增加,YS降低。而且,退火中奥氏体中的C浓度过度增加,不能实现所期望的λ和S_{Fmax}。此外,难以使TS为1180MPa

以上。

[0338] 另一方面,退火温度高于900℃时,奥氏体的晶粒生长过度发生,M_S点升高,大量生成包含碳化物的回火马氏体,难以得到3.0%以上的残余奥氏体,延展性降低。因此,退火温度设定为(Ac_1+(Ac_3-Ac_1)×3/4)℃以上且900℃以下。退火温度优选为880℃以下。退火温度更优选为870℃以下。另外,退火温度优选为(Ac_1+(Ac_3-Ac_1)×4/5)℃以上,更优选为(Ac_1+(Ac_3-Ac_1)×5/6)℃以上。

[0339] 需要说明的是,退火温度是退火工序中的最高到达温度。

[0340] Ac_1点(℃)和Ac_3点(℃)通过下式计算:

[0341] Ac_1点(℃)=727.0-32.7×[%C]+14.9×[%Si]+2.0×[%Mn]

[0342] Ac_3点(℃)=912.0-230×[%C]+31.6×[%Si]-20.4×[%Mn]

[0343] 在此,[%C]:C含量(质量%),[%Si]:Si含量(质量%),[%Mn]:Mn含量(质量%)。

[0344] 退火时间:20秒以上

[0345] 退火时间小于20秒时,在铁素体和奥氏体的两相区的加热中的奥氏体的生成比例变得不充分。因此,在退火后铁素体的面积率过度增加,YS降低。而且,退火中奥氏体中的C浓度过度增加,不能实现所期望的λ和S_{Fmax}。此外,难以使TS为1180MPa以上。因此,退火时间设定为20秒以上。退火时间优选为30秒以上,更优选为50秒以上。需要说明的是,退火时间的上限没有特别限制,但退火时间优选设定为900秒以下,更优选为800秒以下。退火时间进一步优选设定为300秒以下,进一步更优选为220秒以下。

[0346] 需要说明的是,退火时间是指在(退火温度-40℃)以上且退火温度以下的温度范围内的保持时间。即,退火时间除了包括在退火温度下的保持时间以外,还包括在达到退火温度前后的加热和冷却中在(退火温度-40℃)以上且退火温度以下的温度范围内的停留时间。

[0347] 退火工序的退火气氛的露点:-30℃以上

[0348] 在本发明的一个实施方式中,优选将退火工序的气氛(退火气氛)的露点设定为-30℃。通过将退火工序中的退火气氛的露点设定为-30℃以上来进行退火,能促进脱碳反应,能够更深地形成表层软质层。退火工序的退火气氛的露点更优选为-25℃以上,进一步更优选为-15℃以上,最优选高于-5℃。

[0349] 退火工序的退火气氛的露点的上限没有特别规定,但为了适当地防止Fe系电镀层表面的氧化、使设置锌镀层时的镀层密合性良好,退火工序的退火气氛的露点优选设定为30℃以下。

[0350] [第一冷却工序]

[0351] 接着,将如上实施了退火的钢板冷却至100℃以上且300℃以下的第一冷却停止温度。

[0352] 第一冷却停止温度:100℃以上且300℃以下

[0353] 第一冷却工序是用于将作为后续工序的再加热工序中生成的回火马氏体的面积率和残余奥氏体的体积率控制在规定的范围内的必要工序。在此,第一冷却停止温度低于100℃时,在该第一冷却工序中存在于钢中的未相变奥氏体几乎全部相变为马氏体。由此,最终回火马氏体的面积率过度增加,难以得到以面积率计为3.0%以上的残余奥氏体,延展性降低。另一方面,第二冷却停止温度高于300℃时,回火马氏体的面积率减少,新鲜马氏体

的面积率增加。其结果是,在扩孔试验、VDA弯曲试验和V-VDA弯曲试验中,新鲜马氏体成为空隙生成起点,不能实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。因此,第一冷却停止温度设定为100℃以上且300℃以下。第一冷却停止温度优选为120℃以上。另外,第一冷却停止温度优选为280℃以下。

[0354] [保持工序]

[0355] 在第一冷却工序后,将钢板在350℃以上且550℃以下的温度范围(以下也称为保持温度范围)内保持3秒以上且小于80秒。

[0356] 保持温度范围:350℃以上且550℃以下

[0357] 保持温度范围内的保持时间:3秒以上且小于80秒

[0358] 在保持工序中,生成贝氏体铁素体,并且发生C从生成的贝氏体铁素体向与该贝氏体铁素体邻接的未相变的奥氏体的扩散。其结果是,能够确保规定量的残余奥氏体的面积率。

[0359] 在此,保持温度低于350℃时,不能使回火马氏体的面积率除以贝氏体铁素体与回火马氏体的合计面积率而得到的值在所期望的范围内,不能得到所期望的α、S_{Fmax}。另外,也不能得到优良的轴压坏特性。

[0360] 另一方面,保持温度高于550℃时,残余奥氏体的面积率小于3.0%,新鲜马氏体的面积率大于10.0%,不能得到所期望的延展性,而且不能得到所期望的所期望的α、S_{Fmax}。另外,也不能得到优良的轴压坏特性。

[0361] 因此,保持温度范围设定为350℃以上且550℃以下。保持温度范围优选为360℃以上,更优选为370℃以上。保持温度范围优选为530℃以下,更优选为510℃以下。

[0362] 另外,保持温度范围内的保持时间小于3秒时,难以得到3.0%以上的残余奥氏体,延展性降低。

[0363] 另一方面,保持温度范围内的保持时间为80秒以上时,贝氏体铁素体的面积率过度增加,YS降低。另外,过度发生C从贝氏体铁素体向未相变奥氏体的扩散,残余奥氏体的面积率大于10.0%,不能实现所期望的S_{Fmax}。另外,也有时不能得到所期望的λ。

[0364] 因此,保持温度范围内的保持时间设定为3秒以上且小于80秒。保持温度范围内的保持时间优选为5秒以上。另外,保持温度范围内的保持时间优选小于60秒。需要说明的是,保持温度范围内的保持时间不包括在镀覆工序中实施热镀锌处理后的该温度范围内的停留时间。

[0365] [镀锌工序(第二镀覆工序)]

[0366] 可以在保持工序后对钢板实施镀锌处理。通过实施镀锌处理,能够得到镀锌钢板。作为镀锌处理,例如可以列举热镀锌处理、合金化镀锌处理。

[0367] 在热镀锌处理的情况下,优选使钢板浸渍在440℃以上且500℃以下的镀锌浴中,然后通过气体擦拭等调整镀层附着量。作为热镀锌浴,只要能成为上述的锌镀层的组成就没有特别限制,例如优选使用Al含量为0.10质量%以上、余量由Zn和不可避免的杂质构成的组成的镀浴。上述Al含量优选为0.23质量%以下。

[0368] 另外,在合金化镀锌处理的情况下,优选在按照上述要点实施热镀锌处理之后将镀锌钢板加热到450℃以上的合金化温度来实施合金化处理。上述合金化温度优选设定为600℃以下。

[0369] 合金化温度低于450℃时,Zn-Fe合金化速度变慢,存在合金化变得困难的情况。另外,合金化温度低于450℃时,在第一冷却工序中生成的马氏体没有充分地回火,新鲜马氏体的面积率过度增加,有可能无法实现所期望的λ、α和S_{Fmax}。另一方面,合金化温度高于600℃时,未相变奥氏体向珠光体相变,难以使TS为1180MPa以上,延展性降低。需要说明的是,合金化温度更优选为510℃以上。另外,合金化温度更优选为570℃以下。

[0370] 另外,热镀锌钢板(GI)和合金化热镀锌钢板(GA)的镀层附着量均优选设定为每单面20g/m^2以上。另外,锌镀层的每单面的镀层附着量优选设定为80g/m^2以下。需要说明的是,镀层附着量可以通过气体擦拭等进行调整。

[0371] [第二冷却工序]

[0372] 接着,将保持工序后的钢板冷却至50℃以下的第二冷却停止温度。

[0373] 在将钢板冷却至50℃以下的第二冷却停止温度时,在300℃以上且450℃以下的温度范围内赋予一次以上2.0kgf/mm^2以上的张力。然后,进行在使赋予上述张力后的钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/4周的同时赋予4道次以上的处理、和在使钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/2周的同时赋予2道次以上的处理。

[0374] 如上所述,通过对钢板赋予一次以上2.0kgf/mm^2以上的张力和赋予规定的道次数,在钢板组织中过度生成的残余奥氏体发生加工诱导相变而变为马氏体,进而在之后的冷却中变为回火马氏体。其结果是,能够实现所期望的λ和S_{Fmax}。

[0375] 上述的在接触轧辊的1/4周的同时对钢板赋予的道次数优选为5道次以上,更优选为6道次以上。

[0376] 上限没有特别限制,但上述的在接触轧辊的1/4周的同时对钢板赋予的道次数优选为12道次以下,更优选为10道次以下。

[0377] 上述的在接触轧辊的1/2周的同时对钢板赋予的道次数优选为3道次以上,更优选为4道次以上。

[0378] 上限没有特别限制,但上述的在接触轧辊的1/2周的同时对钢板赋予的道次数优选为6道次以下,更优选为5道次以下。

[0379] 在此,张力通过用轧辊左右的测力传感器的载荷(kgf)的合计值除以钢板的截面积(=板厚(mm)×板宽(mm))(mm^2)而得到。需要说明的是,测力传感器的配置需要与张力方向平行。

[0380] 在此,测力传感器的配置位置优选设定在距轧辊两端部200mm的位置。另外,所使用的轧辊的辊体长度优选设定为1500mm以上。另外,所使用的轧辊的辊体长度优选设定为2500mm以下。

[0381] 另外,该张力优选为2.2kgf/mm^2以上,更优选为2.4kgf/mm^2以上。

[0382] 另外,该张力优选为15.0kgf/mm^2以下,更优选为10.0kgf/mm^2以下。该张力进一步优选为7.0kgf/mm^2以下,进一步更优选为4.0kgf/mm^2以下。

[0383] 另外,关于赋予一次以上张力,例如,赋予两次张力是指,首先,赋予一次2.0kgf/mm^2以上的张力,然后,在张力变为小于2.0kgf/mm^2后,赋予第二次2.0kgf/mm^2以上的张力。另外,赋予三次张力是指,首先,赋予一次2.0kgf/mm^2以上的张力,然后,在张力变为小于2.0kgf/mm^2后,赋予第二次2.0kgf/mm^2以上的张力,然后,在张力变为小于2.0kgf/mm^2后,赋

予第三次2.0kgf/mm^{2}以上的张力。

[0384] 第二冷却停止温度:50℃以下

[0385] 第二冷却工序的冷却条件没有特别限制,只要按照常规方法即可。作为冷却方法,例如可以应用气体喷射冷却、喷雾冷却、轧辊冷却、水冷和空冷等。

[0386] 另外,从防止表面的氧化的观点出发,优选冷却至50℃以下,更优选冷却至室温。平均冷却速度例如优选为1℃/秒以上且50℃/秒以下。在此,平均冷却速度可以通过“(冷却开始温度(℃)-第二冷却停止温度(℃))/冷却时间(s)”计算。

[0387] 另外,也可以对如上得到的钢板进一步实施平整轧制。平整轧制的压下率大于2.00%时,有可能屈服应力升高,将钢板成形为构件时的尺寸精度降低。因此,平整轧制的压下率优选为2.00%以下。需要说明的是,平整轧制的压下率的下限没有特别限制,但从生产率的观点出发,优选为0.05%以上。另外,平整轧制可以在与用于进行上述各工序的退火装置连续的装置上(在线)进行,也可以在与用于进行各工序的退火装置不连续的装置上(离线)进行。另外,平整轧制的轧制次数可以是1次,也可以是2次以上。需要说明的是,只要能够赋予与平整轧制同等的伸长率,则也可以是利用矫平机等的轧制。

[0388] 关于上述以外的条件,没有特别限制,只要按照常规方法即可。

[0389] [3.构件]

[0390] 接着,对依据本发明的一个实施方式的构件进行说明。

[0391] 依据本发明的一个实施方式的构件是使用上述钢板形成的(作为原材的)构件。例如,对作为原材的钢板实施成形加工、接合加工中的至少一者而制成构件。

[0392] 在此,上述钢板的TS为1180MPa以上并且具有高YS、优良的冲压成形性(延展性、扩孔性和弯曲性)和压坏时的耐断裂特性(弯曲断裂特性和轴压坏特性)。因此,依据本发明的一个实施方式的构件为高强度,并且耐冲击特性也优良。因此,依据本发明的一个实施方式的构件特别适合应用于在汽车领域中使用的冲击能量吸收构件。

[0393] [4.构件的制造方法]

[0394] 接着,对依据本发明的一个实施方式的构件的制造方法进行说明。

[0395] 依据本发明的一个实施方式的构件的制造方法具有对上述钢板(例如,通过上述钢板的制造方法制造的钢板)实施成形加工、接合加工中的至少一者而制成构件的工序。

[0396] 在此,成形加工方法没有特别限制,例如可以使用冲压加工等一般的加工方法。另外,接合加工方法也没有特别限制,例如可以使用点焊、激光焊、电弧焊等一般的焊接、铆接、挤缝接合等。需要说明的是,关于成形条件和接合条件,没有特别限制,只要按照常规方法即可。

[0397] 实施例

[0398] 将具有表1所示的成分组成(余量为Fe和不可避免的杂质)的钢原材利用转炉熔炼,通过连续铸造法制成钢坯。表1中,-表示不可避免的杂质水平的含量。

[0399] 表1所示的计算相变点Ac_1点(℃)和Ac_3点(℃)通过下式计算:

[0400] Ac_1点(℃)=727.0-32.7×[%C]+14.9×[%Si]+2.0×[%Mn]

[0401] Ac_3点(℃)=912.0-230×[%C]+31.6×[%Si]-20.4×[%Mn]

[0402] 在此,[%C]:C含量(质量%),[%Si]:Si含量(质量%),[%Mn]:Mn含量(质量%)。

[0403] 将所得到的钢坯加热至1200℃,在加热后,对钢坯实施包括粗轧和将精轧温度设

定为900℃的精轧的热轧,制成热轧钢板。接着,对所得到的热轧钢板No.1～No.57、No.60～No.74、No.80～93、No.100～No.105实施酸洗和冷轧(压下率:50%),制成表3、表6、表9所示板厚的冷轧钢板。另外,对所得到的热轧钢板No.58～No.59、No.75～No.79、No.95～99实施酸洗,制成表3、表6、表9所示板厚的热轧钢板(白皮)。接着,对于所得到的冷轧钢板或热轧钢板(白皮),在表2所示的条件下进行退火工序、第一冷却工序、保持工序、镀覆工序、第二冷却工序和再加热工序,另外,在表5、表8所示的条件下进行第一镀覆工序(镀金属工序)、退火工序、第一冷却工序、保持工序、第二镀覆工序(镀锌工序)、第二冷却工序和再加热工序中的处理,得到钢板(镀锌钢板)。

[0404] 需要说明的是,在表5、表8中示出No.60～No.105的钢板有无第一镀覆工序(镀金属工序)、进行镀金属工序中的处理时的镀覆种类。在表6、表9中示出No.60～No.105的钢板的表层软质层的厚度、金属镀层附着量、表层软质层的硬度分布。

[0405] 在此,在镀锌工序中进行热镀锌处理或合金化镀锌处理,得到热镀锌钢板(以下也称为GI)或合金化镀锌钢板(以下也称为GA)。需要说明的是,在表2、表5、表8中,对于镀覆工序的种类也表示为“GI”和“GA”。在表2、表5中,在GI钢板的情况下,由于没有进行合金化处理,因此将合金化温度表示为-。另外,在表8中,对于未进行利用镀锌工序的镀锌处理而得到冷轧钢板的情况,表示为“CR”,对于未进行利用镀锌工序的镀锌处理而得到热轧钢板的情况,表示为“HR”。由于对于这些冷轧钢板、热轧钢板也没有进行合金化处理,因此将合金化温度表示为-。

[0406] 关于镀锌浴温度,在制造GI和GA中的任一者的情况下均设定为470℃。

[0407] 关于锌镀层附着量,在制造GI的情况下,设定为每单面45～72g/m^2,在制造GA的情况下,设定为每单面45g/m^2。

[0408] 需要说明的是,关于最终得到的镀锌钢板的锌镀层的组成,就GI而言,含有Fe:0.1～1.0质量%、Al:0.2～0.33质量%,余量为Zn和不可避免的杂质。另外,就GA而言,含有Fe:8.0～12.0质量%、Al:0.1～0.23质量%,余量为Zn和不可避免的杂质。

[0409] 另外,锌镀层均形成在基底钢板的双面上。

[0410] 在表2、表5、表8中,道次1是在第二冷却工序时,在300℃以上且450℃以下的温度范围内赋予一次以上2.0kgf/mm^2以上的平均张力后,在使钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/4周的同时赋予的道次数,道次数2是之后在使钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/2周的同时赋予的道次数。

[0411] 使用所得到的钢板,根据上述要点进行基底钢板的钢组织的鉴定。将测定结果示于表3、表6、表9中。在表3、表6、表9中,F为铁素体,BF为贝氏体铁素体,TM为回火马氏体,RA为残余奥氏体,FM为新鲜马氏体,LB为下贝氏体,P为珠光体,θ为碳化物。L_M为碳化物的重心的平均自由程,σ_C为碳化物的间隔的标准偏差的平均值。

[0412] 在表4、表7、表10中,*1是在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中、全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量(硬质相与软质相的边界的空隙数量和由于硬质相的破坏而形成的空隙数量)除以总空隙数量而得到的值,*2是在V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中、全部空隙中与硬质相接触的空隙的数量(硬质相与软质相的边界的空隙数量和由于硬质相的破坏而形成的空隙数量)除以总空隙数量而得到的值。

[0413] 表层软质层的测定方法如下。通过湿式研磨使钢板的与轧制方向平行的板厚截面

(L截面)变得平滑,然后基于JIS Z 2244-1(2020),使用维氏硬度计,在载荷10gf下,从在板厚方向上距钢板表面1μm的位置起至板厚方向100μm的位置,以1μm间隔进行测定。然后,以20μm间隔进行测定直至板厚中心为止。将硬度与板厚1/4位置的硬度相比减少至85%以下的区域定义为软质层(表层软质层),将该区域的板厚方向的厚度定义为软质层的厚度。

[0414] 另外,根据以下的要点进行拉伸试验、扩孔试验、VDA弯曲试验、V-VDA弯曲试验和轴压坏试验,并根据以下的基准评价拉伸强度(TS)、屈服应力(YS)、总伸长率(El)、极限扩孔率(λ)、VDA弯曲试验中的极限弯曲角度(α)、V-VDA弯曲试验中的载荷最大时的冲程(S_{Fmax})和有无轴压坏断裂。

[0415] •TS

[0416] ○(合格):1180MPa以上

[0417] ×(不合格):小于1180MPa

[0418] •YS

[0419] ○(合格):

[0420] (A)在1180MPa≤TS<1320MPa的情况下,750MPa≤YS

[0421] (B)在1320MPa≤TS的情况下,850MPa≤YS

[0422] ×(不合格):

[0423] (A)在1180MPa≤TS<1320MPa的情况下,750MPa>YS

[0424] (B)在1320MPa≤TS的情况下,850MPa>YS

[0425] •El

[0426] ○(合格):

[0427] (A)在1180MPa≤TS<1320MPa的情况下,12.0%≤El

[0428] (B)在1320MPa≤TS的情况下,10.0%≤El

[0429] ×(不合格):

[0430] (A)在1180MPa≤TS<1320MPa的情况下,12.0%>El

[0431] (B)在1320MPa≤TS的情况下,10.0%>El

[0432] •λ

[0433] ○(合格):30%以上

[0434] ×(不合格):小于30%

[0435] •α

[0436] ○(合格):80°以上

[0437] ×(不合格):小于80°

[0438] •S_{Fmax}

[0439] ○(合格):26.0mm以上

[0440] ×(不合格):小于26.0mm

[0441] •有无轴压坏断裂

[0442] A(合格):在轴压坏试验后的样品中未观察到裂纹

[0443] B(合格):在轴压坏试验后的样品中观察到2处以下裂纹

[0444] C(合格):在轴压坏试验后的样品中观察到3处以下裂纹

[0445] D(不合格):在轴压坏试验后的样品中观察到4处以上裂纹或轴压坏试验后的样品

断裂

[0446] (1)拉伸试验

[0447] 拉伸试验基于JIS Z 2241(2011)进行。即,从所得到的钢板上以使长度方向相对于基底钢板的轧制方向成直角的方式裁取JIS5号试验片。使用所裁取的试验片在十字头速度为10mm/分钟的条件下进行拉伸试验,测定TS、YS和El。将结果示于表4、表7、表10中。

[0448] (2)扩孔试验

[0449] 扩孔试验基于JIS Z 2256(2020)进行。即,通过剪切加工从所得到的钢板上裁取100mm×100mm的试验片。对于该试验片,将间隙设定为12.5%而冲裁出直径为10mm的孔。接着,使用内径为75mm的冲模对孔的周围施加防皱力9吨(88.26kN),将顶角为60°的圆锥冲头压入孔中,测定龟裂产生极限(产生龟裂时)的试验片的孔的直径。然后,通过下式求出极限扩孔率:λ(%)。需要说明的是,λ是评价拉伸凸缘性的指标。将结果示于表4、表7、表10中。

[0450] $\lambda(\%)=\{(D_f-D_0)/D_0\}\times100$

[0451] 在此,

[0452] D_f:产生龟裂时的试验片的孔的直径(mm),

[0453] D_0:初始的试验片的孔的直径(mm)。

[0454] (3)VDA弯曲试验

[0455] VDA弯曲试验通过依据由德国汽车工业协会规定的VDA标准(VDA238-100)的弯曲试验进行。

[0456] 具体而言,通过剪切加工从所得到的钢板上裁取70mm×60mm的试验片。在此,60mm的边与轧制(L)方向平行。

[0457] 在以下的条件下对该试验片进行VDA弯曲试验。

[0458] 试验方法:辊支撑,冲头压入

[0459] 辊径:φ30mm

[0460] 冲头前端R:0.4mm

[0461] 辊间距离:(板厚×2)+0.5mm

[0462] 冲程速度:20mm/分钟

[0463] 弯曲方向:轧制直角(C)方向

[0464] 此时,将从上方施加的来自压弯夹具的载荷F达到最大时的板状试验片的中央部的弯曲外侧的角度作为极限弯曲角度(°)进行测定。将实施3次上述VDA弯曲试验时的该载荷最大时的极限弯曲角度的平均值设定为α(°)。将结果示于表4、表7、表10中。

[0465] (4)V-VDA弯曲试验(V弯曲+正交VDA弯曲试验)

[0466] V-VDA弯曲试验如下进行。

[0467] 通过剪切加工从所得到的钢板上裁取60mm×65mm的试验片。在此,60mm的边与轧制(L)方向平行。以曲率半径/板厚:4.2且以宽度(C)方向为轴在轧制(L)方向实施90°弯曲加工(一次弯曲加工),准备试验片。在90°弯曲加工(一次弯曲加工)中,如图2-1(a)所示,对放置在具有V形槽的冲模A1上的钢板压入冲头B1,得到试验片T1。接着,如图2-1(b)所示,对放置在支承辊A2上的试验片T1以使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2-1(a)和图2-1(b)中,符号D1表示宽度(C)方向,符号D2表示轧制(L)方向。

[0468] V-VDA弯曲试验(V弯曲+正交VDA弯曲试验)中的V弯曲的条件如下。

[0469] 试验方法:冲模支撑、冲头压入

[0470] 成型载荷:10t

[0471] 试验速度:30mm/分钟

[0472] 保持时间:5s

[0473] 弯曲方向:轧制(L)方向

[0474] V-VDA弯曲试验中的VDA弯曲的条件如下。

[0475] 试验方法:辊支撑,冲头压入

[0476] 辊径:φ30mm

[0477] 冲头前端R:0.4mm

[0478] 辊间距离:(板厚×2)+0.5mm

[0479] 冲程速度:20mm/分钟

[0480] 试验片尺寸:60mm×60mm

[0481] 弯曲方向:轧制直角(C)方向

[0482] 在实施上述VDA弯曲时得到的冲程-载荷曲线中,求出载荷最大时的冲程。将实施3次上述V-VDA弯曲试验时的该载荷最大时的冲程的平均值作为S_{Fmax}(mm)。将结果示于表4、表7、表10中。

[0483] (5)轴压坏试验

[0484] 通过剪切加工从所得到的钢板上裁取160mm×200mm的试验片。在此,160mm的边与轧制(L)方向平行。使用冲头肩半径为5.0mm、冲模肩半径为5.0mm的模具,以使深度达到40mm的方式进行成形加工(弯曲加工),制作图5-1(a)和图5-1(b)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80mm×200mm的大小。接着,对该切出后的钢板20与帽型构件10进行点焊,制作如图5-1(a)和图5-1(b)所示的试验用构件30。图5-1(a)是对帽型构件10与钢板20进行点焊而制作的试验用构件30的主视图。图5-1(b)是试验用构件30的立体图。点焊部40的位置如图5-1(b)所示以使钢板的端部与焊接部为10mm、焊接部间为45mm的间隔的方式设置。接着,如图5-2(c)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与所制作的轴压坏试验用样品以10mm/分钟的碰撞速度等速碰撞,将轴压坏试验用样品压坏70mm。如图5-2(c)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。

[0485] 以上述要点评价压坏后的样品,将结果示于表4、表7、表10中。

[0486] 在板厚大于1.2mm的钢板的VDA弯曲试验、V-VDA弯曲试验和轴压坏试验中,考虑板厚的影响,全部用板厚1.2mm的钢板实施。对板厚大于1.2mm的钢板进行单面磨削,使板厚为1.2mm。由于有可能因磨削加工而影响钢板表面的弯曲性,因此,在VDA弯曲试验中,将磨削面设为弯曲内侧(与冲头接触的一侧),在V-VDA弯曲试验中,V弯曲试验时将磨削面设为弯曲外侧(与冲模接触的一侧),然后,VDA弯曲试验时将磨削面设为弯曲内侧(与冲头接触的一侧)。

[0487] 另一方面,在板厚为1.2mm以下的钢板的VDA弯曲试验、V-VDA弯曲试验和轴压坏试验中,由于板厚的影响小,因此在不进行磨削处理的情况下进行试验。

[0488] <纳米硬度测定>

[0489] 为了得到冲压成形时的优良的弯曲性和碰撞时的优良的弯曲断裂特性,更优选在距基底表层为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置和板厚方向深度的1/2位置各处的板面的50μm×50μm的区域中测定300个点以上的纳米硬度时,距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置的板面的纳米硬度为7.0GPa以上的测定数量相对于板厚方向深度的1/4位置的总测定数量为0.10以下。在纳米硬度为7.0GPa以上的比例为0.10以下时,表示硬质的组织(马氏体等)、夹杂物等的比例小,因此,能够进一步抑制硬质的组织(马氏体等)、夹杂物等的冲压成形时和碰撞时的空隙的生成、连接以及龟裂的扩展,能够得到优良的R/t和S_{Fmax}。

[0490] 在实施镀锌的情况下,在剥离镀层后,机械研磨至距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置-5μm,利用金刚石和氧化铝抛光至距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的1/4位置,然后实施胶态二氧化硅研磨。使用Hysitron公司的tribo-950,利用berkovich形状的金刚石压头,在载荷:500μN、测定区域:50μm×50μm、打点间隔:2μm的条件下测定共计512个点的纳米硬度。

[0491] 需要说明的是,关于上述剥离的镀层,在形成有锌镀层的情况下是指锌镀层,在形成有金属镀层的情况下是指金属镀层,在形成有锌镀层和金属镀层的情况下是指锌镀层和金属镀层。

[0492] 接着,实施机械研磨、利用金刚石和氧化铝的抛光以及胶态二氧化硅研磨直至上述表层软质层的板厚方向深度的1/2位置为止。使用Hysitron公司的tribo-950,利用berkovich形状的金刚石压头,在载荷:500μN、测定区域:50μm×50μm、打点间隔:2μm的条件下测定共计512个点的纳米硬度。

[0493]

[表1-1]

钢种	成分组成(质量%)								计算相变点(℃)		备注
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	其它	Ac_1	Ac_3	
A	0.090	0.88	3.15	0.007	0.0011	0.035	0.0034	–	743	855	适合钢
B	0.208	1.52	2.83	0.010	0.0009	0.026	0.0030	–	749	854	适合钢
C	0.322	1.13	2.56	0.007	0.0008	0.037	0.0027	–	738	821	适合钢
D	0.283	2.05	2.71	0.006	0.0007	0.036	0.0031	–	754	856	适合钢
E	0.207	0.89	2.17	0.006	0.0005	0.037	0.0035	–	738	848	适合钢
F	0.351	0.96	3.34	0.006	0.0007	0.035	0.0035	–	737	793	适合钢
G	0.192	0.76	2.93	0.007	0.0008	0.751	0.0028	–	738	832	适合钢
H	0.047	1.71	2.67	0.008	0.0010	0.049	0.0043	–	756	901	比较钢
I	0.450	1.83	2.61	0.008	0.0016	0.027	0.0020	–	745	813	比较钢
J	0.260	0.45	2.86	0.003	0.0004	0.015	0.0027	–	731	808	比较钢
K	0.175	3.12	2.85	0.006	0.0016	0.040	0.0049	–	773	912	比较钢
L	0.167	1.58	1.33	0.005	0.0012	0.035	0.0024	–	748	896	比较钢
M	0.256	0.76	3.81	0.006	0.0005	0.012	0.0027	–	738	799	比较钢
N	0.132	1.82	2.87	0.016	0.0019	0.028	0.0030	Ti:0.028	756	881	适合钢
O	0.198	0.98	2.55	0.021	0.0013	0.030	0.0040	Nb:0.025	740	845	适合钢
P	0.161	1.52	2.91	0.019	0.0019	0.031	0.0030	V:0.032	750	864	适合钢
Q	0.187	1.51	2.83	0.009	0.0023	0.034	0.0033	Ti:0.019, B:0.0012	749	859	适合钢
R	0.210	0.87	2.78	0.006	0.0005	0.037	0.0035	Ti:0.015, Nb:0.020, B:0.0018	739	835	适合钢
S	0.207	1.57	2.65	0.004	0.0015	0.030	0.0019	Cu:0.146	749	860	适合钢
T	0.173	1.43	2.72	0.021	0.0020	0.027	0.0039	Cr:0.051	748	862	适合钢
U	0.238	0.80	2.41	0.009	0.0006	0.036	0.0030	Ni:0.109	736	833	适合钢
V	0.116	1.43	2.95	0.005	0.0015	0.032	0.0038	Mo:0.037	750	870	适合钢
W	0.104	1.60	3.05	0.011	0.0019	0.038	0.0033	Sb:0.008	754	876	适合钢
X	0.186	1.36	2.74	0.008	0.0014	0.014	0.0029	Sn:0.015	747	856	适合钢
Y	0.267	1.08	2.76	0.007	0.0011	0.035	0.0034	Nb:0.020, Ta:0.007	740	828	适合钢
Z	0.190	1.99	2.53	0.009	0.0025	0.032	0.0037	Ta:0.007	755	880	适合钢

• 上述以外的余量为Fe和不可避免的杂质。

[0494]

[表1-2]

钢种	成分组成(质量%)								计算相变点(℃)		备注
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	其它	Ac_1	Ac_3	
AA	0.189	1.72	2.63	0.008	0.0023	0.028	0.0043	W:0.031	752	869	适合钢
AB	0.170	2.08	2.40	0.014	0.0021	0.023	0.0031	Mg:0.0040	757	890	适合钢
AC	0.212	1.19	2.58	0.012	0.0015	0.029	0.0037	Zn:0.0060	743	848	适合钢
AD	0.162	1.62	2.92	0.005	0.0029	0.024	0.0042	Co:0.0090	752	866	适合钢
AE	0.158	1.68	2.49	0.016	0.0018	0.032	0.0026	Zr:0.0020	752	878	适合钢
AF	0.201	1.35	2.59	0.010	0.0019	0.034	0.0038	Ca:0.0020	746	856	适合钢
AG	0.173	0.79	2.58	0.013	0.0021	0.028	0.0036	Se:0.0090	738	845	适合钢
AH	0.210	1.51	2.64	0.003	0.0007	0.027	0.0038	Te:0.0140	748	858	适合钢
AI	0.177	1.53	2.81	0.008	0.0016	0.028	0.0040	Ge:0.0120	750	862	适合钢
AJ	0.298	1.01	2.11	0.010	0.0018	0.027	0.0031	As:0.0257	737	832	适合钢
AK	0.165	1.57	2.93	0.019	0.0020	0.027	0.0034	Sr:0.0080	751	864	适合钢
AL	0.172	1.28	2.97	0.013	0.0025	0.026	0.0035	Cs:0.0100	746	852	适合钢
AM	0.157	1.38	3.05	0.027	0.0022	0.026	0.0038	Hf:0.0050	749	857	适合钢
AN	0.191	1.40	2.72	0.007	0.0020	0.026	0.0040	Pb:0.0130	747	857	适合钢
AO	0.158	0.78	3.23	0.006	0.0022	0.030	0.0023	Bi:0.0030	740	834	适合钢
AP	0.136	1.48	3.18	0.020	0.0014	0.024	0.0050	REM:0.0030	751	863	适合钢
AQ	0.208	1.23	3.08	0.011	0.0025	0.031	0.0027	Ti:0.017, Nb:0.021, B:0.0016	745	840	适合钢
AR	0.188	1.56	2.79	0.010	0.0022	0.025	0.0030	Nb:0.195, Ti:0.185, V:0.190, B:0.0098, Cr:0.970, Ni:0.950, Mo:0.980, Sb:0.180, Sn:0.190, Cu:0.920, Ta:0.091, W:0.480, Mg:0.0190, Zn:0.0180, Co:0.0180, Zr:0.0930, Ca:0.0180, Se:0.0180, Te:0.0195, Ge:0.0185, As:0.0450, Sr:0.0195, Cs:0.0180, Hf:0.0185, Pb:0.0194, Bi:0.0189, REM:0.0185	750	861	适合钢

• 上述以外的余量为Fe和不可避免的杂质。

[表2-1]

No.	钢种	退火工序		第一冷却工序	保持工序		镀覆工序		第二冷却工序				备注
		退火温度（℃）	退火时间（秒）	第一冷却停止温度（℃）	保持温度（℃）	保持时间（秒）	种类	合金化温度（℃）	张力*1（kgf/mm²）	赋予次数（次）	道次数1*2（次）	道次数2*3（次）	
1	A	850	30	200	500	40	GA	550	3.9	1	4	10	本发明例
2	B	840	110	250	450	50	GA	540	2.2	2	10	9	本发明例
3	C	820	40	100	490	30	GA	510	3.6	2	4	9	本发明例
4	D	840	60	170	360	50	GI	–	2.4	3	6	3	本发明例
5	E	870	220	220	530	70	GA	530	2.2	2	10	8	本发明例
6	F	890	50	150	370	60	GI	–	2.3	3	5	8	本发明例
7	G	830	120	200	400	40	GA	550	2.8	2	5	8	本发明例
8	H	900	60	280	500	10	GA	510	2.1	1	8	7	比较例
9	I	820	280	130	420	40	GA	550	3.5	3	6	6	比较例
10	J	810	30	110	480	60	GA	520	3.0	2	9	5	比较例
11	K	890	80	200	410	75	GI	–	2.3	1	9	7	比较例
12	L	860	120	230	480	50	GA	600	2.1	2	5	2	比较例
13	M	800	250	160	400	65	GA	550	3.9	2	9	5	比较例
14	B	780	50	120	380	30	GA	550	3.6	2	6	9	比较例
15	B	950	160	230	400	60	GI	–	3.0	2	6	5	比较例
16	B	850	10	190	360	65	GA	540	2.2	2	5	2	比较例
17	B	850	30	50	380	20	GA	560	2.0	3	8	6	比较例
18	B	900	50	350	470	40	GI	–	3.4	3	8	6	比较例
19	B	840	190	230	300	20	GA	550	3.5	1	9	8	比较例
20	B	860	40	210	600	70	GI	–	2.3	2	4	2	比较例
21	B	860	70	220	460	1	GA	550	2.9	1	6	2	比较例
22	B	830	170	200	370	100	GA	550	3.4	1	8	9	比较例
23	C	810	20	190	370	60	GI	–	1.0	1	7	8	比较例
24	C	820	50	240	400	75	GA	510	0.0	0	7	9	比较例
25	C	810	30	170	410	20	GA	500	3.1	1	2	8	比较例
26	C	840	150	260	380	70	GA	520	3.7	3	10	1	比较例
27	N	880	180	190	460	10	GA	520	3.2	2	5	9	本发明例
28	O	860	100	210	440	40	GA	500	3.5	2	6	10	本发明例
29	P	880	80	230	420	40	GA	550	2.7	1	4	7	本发明例

[0495]

*1：在300℃以上且450℃以下的温度范围内赋予的张力

*2：在使钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/4周的同时赋予的道次数

*3：在使钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/2周的同时赋予的道次数

[表2-2]

[0496]

No.	钢种	退火工序		第一冷却工序	保持工序		镀覆工序		第二冷却工序				备注
		退火温度 (℃)	退火时间 (秒)	第一冷却停止温度 (℃)	保持温度 (℃)	保持时间 (秒)	种类	合金化温度 (℃)	张力 *1 (kgf/mm^2)	赋予次数 (次)	道次数1 *2 (次)	道次数2 *3 (次)	
30	Q	840	100	200	400	55	GA	530	2.5	1	9	4	本发明例
31	R	820	150	190	410	30	GI	–	2.4	3	6	10	本发明例
32	S	850	170	200	480	70	GI	–	3.8	2	10	7	本发明例
33	T	850	90	280	480	45	GI	–	2.5	2	8	10	本发明例
34	U	820	150	150	350	15	GA	500	3.2	2	10	7	本发明例
35	V	880	40	230	440	70	GI	–	2.0	1	4	7	本发明例
36	W	850	190	180	440	40	GI	–	3.4	1	7	7	本发明例
37	X	840	70	200	480	75	GA	600	2.6	2	8	8	本发明例
38	Y	860	120	220	390	50	GA	530	3.7	3	4	8	本发明例
39	Z	870	110	240	420	30	GA	570	2.7	1	6	2	本发明例
40	AA	850	80	160	470	70	GA	540	3.4	1	6	8	本发明例
41	AB	890	50	160	400	75	GA	550	3.6	3	4	5	本发明例
42	AC	830	90	220	400	30	GA	530	4.0	3	5	7	本发明例
44	AD	840	120	250	370	15	GA	520	2.9	3	8	2	本发明例
45	AE	850	90	200	410	5	GA	530	3.9	2	6	9	本发明例
46	AF	860	130	170	540	10	GA	510	2.7	3	5	8	本发明例
47	AG	830	90	150	480	40	GA	550	3.4	3	9	5	本发明例
48	AH	850	90	240	500	70	GA	520	2.1	3	8	3	本发明例
49	AI	870	100	200	490	25	GI	–	2.1	2	7	10	本发明例
50	AJ	850	50	140	420	30	GI	–	3.9	3	6	2	本发明例
51	AK	870	30	260	440	20	GA	560	4.0	2	5	9	本发明例
52	AL	830	110	210	450	60	GA	530	2.7	3	6	6	本发明例
53	AM	850	100	200	460	40	GA	540	3.7	3	8	4	本发明例
54	AN	870	80	200	400	60	GA	550	2.7	2	9	2	本发明例
55	AO	820	60	140	430	25	GA	510	3.0	3	8	3	本发明例
56	AP	860	40	200	430	60	GA	520	2.5	2	8	7	本发明例
57	AQ	850	70	210	400	70	GA	500	2.8	1	9	6	本发明例
58	Q	840	150	230	410	75	GA	510	2.7	3	6	4	本发明例
59	Q	840	300	220	460	70	GA	530	3.0	3	8	4	本发明例

*1：在300℃以上且450℃以下的温度范围内赋予的张力

*2：在使钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/4周的同时赋予的道次数

*3：在使钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/2周的同时赋予的道次数

[表3-1]

[0497]

No.	钢种	板厚 (mm)	钢组织										备注
			各相的面积率 *1						剩余组织 *1	TM /(TM+BF) *1	L_M *2	σ_c *3	
			F (%)	BF (%)	TM (%)	BF+TM (%)	RA (%)	FM (%)		(-)	(μm)	(μm)	
1	A	1.6	14.3	8.4	60.0	68.4	9.2	7.9	θ	0.88	0.33	7.31	本发明例
2	B	1.8	8.5	20.7	57.2	77.9	7.4	6.0	θ	0.73	0.37	6.76	本发明例
3	C	1.4	10.1	2.3	76.3	78.6	3.5	7.5	θ	0.97	0.46	7.12	本发明例
4	D	1.2	10.2	8.1	62.2	70.3	6.3	9.6	LB、θ	0.88	0.42	6.98	本发明例
5	E	1.2	3.5	12.3	70.2	82.5	5.1	8.4	θ	0.85	0.46	6.23	本发明例
6	F	1.4	1.6	12.2	70.9	83.1	5.5	6.8	LB、θ	0.85	0.36	6.15	本发明例
7	G	1.4	9.1	12.6	61.3	73.9	7.9	6.4	LB、θ	0.83	0.40	7.45	本发明例
8	H	1.6	6.9	15.9	63.5	79.4	2.9	9.6	θ	0.80	0.42	7.83	比较例
9	I	1.4	1.5	9.9	68.6	78.5	3.5	9.5	LB、θ	0.87	0.38	7.22	比较例
10	J	1.4	9.6	5.2	72.1	77.3	2.4	10.4	θ	0.93	0.49	6.72	比较例
11	K	1.2	13.7	9.7	55.3	65.0	6.8	7.6	LB、θ	0.85	0.42	6.14	比较例
12	L	1.6	16.8	12.6	53.1	65.7	7.5	8.3	θ	0.81	0.35	6.09	比较例
13	M	1.2	0.0	18.1	56.2	74.3	9.2	13.8	θ	0.76	0.47	5.92	比较例
14	B	1.2	38.7	2.5	33.6	36.1	9.8	11.1	LB、θ	0.93	0.42	8.91	比较例
15	B	1.4	0.0	5.6	82.8	88.4	1.8	7.8	LB、θ	0.94	0.34	6.54	比较例
16	B	1.4	27.2	4.6	43.0	47.6	9.5	12.7	LB、θ	0.90	0.39	8.11	比较例
17	B	1.2	12.1	0.0	83.1	83.1	1.2	3.2	θ	1.00	0.15	7.87	比较例
18	B	1.2	0.0	34.9	38.3	73.2	8.3	18.0	θ	0.52	0.33	7.95	比较例
19	B	1.4	3.4	20.4	45.0	65.4	7.4	6.9	LB、θ	0.69	0.21	7.62	比较例
20	B	1.6	0.2	4.4	76.5	80.9	1.6	15.3	P、θ	0.95	0.39	7.23	比较例
21	B	1.2	0.0	1.1	89.0	90.1	1.2	8.2	θ	0.99	0.50	6.96	比较例
22	B	1.6	1.7	32.3	51.8	84.1	10.9	2.2	LB、θ	0.62	0.35	7.38	比较例
23	C	1.2	20.2	9.8	40.6	50.4	14.4	9.9	LB、θ	0.81	0.46	7.85	比较例
24	C	1.4	2.3	23.6	51.5	75.1	10.8	7.9	LB、θ	0.69	0.21	6.90	比较例
25	C	1.4	16.7	9.2	50.3	59.5	12.9	9.5	LB、θ	0.85	0.22	7.64	比较例
26	C	1.2	0.0	23.7	56.2	79.9	10.2	9.5	LB、θ	0.70	0.41	7.48	比较例
27	N	1.2	0.0	12.1	75.7	87.8	6.3	5.6	θ	0.86	0.24	6.76	本发明例
28	O	2.0	0.0	15.8	74.1	89.9	5.7	4.0	θ	0.82	0.34	6.55	本发明例
29	P	1.6	0.4	22.7	65.4	88.1	6.1	4.9	θ	0.74	0.25	7.00	本发明例

*1：BF：贝氏体铁素体、TM：回火马氏体、RA：残余奥氏体、
FM：新鲜马氏体、F：铁素体、LB：下贝氏体、P：珠光体、θ：碳化物

*2：L_M：碳化物的重心的平均自由程

*3：σ_C：碳化物的间隔的标准偏差的平均值

[表3-2]

[0498]

No.	钢种	板厚 (mm)	钢组织										备注
			各相的面积率 *1						剩余组织 *1	TM /(TM+BF) *1 (-)	L_M *2 (μm)	σ_c *3 (μm)	
			F (%)	BF (%)	TM (%)	BF+TM (%)	RA (%)	FM (%)					
30	Q	1.4	7.7	9.5	70.1	79.6	5.9	5.5	LB、θ	0.88	0.31	6.93	本发明例
31	R	1.2	0.6	15.8	68.4	84.2	6.5	6.3	θ	0.81	0.36	6.99	本发明例
32	S	1.6	11.5	14.6	63.5	78.1	6.4	3.4	θ	0.81	0.42	7.27	本发明例
33	T	1.8	12.4	11.1	59.3	70.4	9.1	6.3	θ	0.84	0.40	7.45	本发明例
34	U	1.4	3.5	6.5	76.3	82.8	5.4	4.0	LB、θ	0.92	0.40	6.95	本发明例
35	V	1.2	0.0	16.1	69.6	85.7	9.3	4.8	θ	0.81	0.41	6.87	本发明例
36	W	1.2	2.2	20.4	65.9	86.3	7.2	4.1	θ	0.76	0.23	6.75	本发明例
37	X	1.4	17.4	10.8	61.4	72.2	6.5	3.5	θ	0.85	0.29	7.01	本发明例
38	Y	1.4	0.0	18.2	63.5	81.7	6.7	3.8	LB、θ	0.78	0.39	7.27	本发明例
39	Z	1.6	6.8	16.6	64.4	81.0	7.6	4.4	θ	0.80	0.42	7.14	本发明例
40	AA	1.4	13.7	12.7	59.9	72.6	8.2	4.3	θ	0.83	0.47	7.02	本发明例
41	AB	1.4	8.5	16.6	60.9	77.5	7.3	5.3	LB、θ	0.79	0.29	7.32	本发明例
42	AC	1.2	17.4	10.2	55.7	65.9	5.9	4.9	LB、θ	0.85	0.22	7.47	本发明例
44	AD	1.6	7.6	11.5	59.5	71.0	6.9	4.7	LB、θ	0.84	0.38	7.44	本发明例
45	AE	1.2	14.6	14.4	62.6	77.0	4.8	3.5	θ	0.81	0.30	7.31	本发明例
46	AF	1.2	3.6	8.5	79.7	88.2	3.3	4.3	θ	0.90	0.32	6.59	本发明例
47	AG	0.8	13.4	6.2	67.8	74.0	8.4	3.5	θ	0.92	0.48	6.98	本发明例
48	AH	1.0	12.3	8.0	68.1	76.1	6.6	4.7	θ	0.89	0.40	6.86	本发明例
49	AI	1.4	1.3	5.9	79.4	85.3	7.5	5.6	θ	0.93	0.23	6.45	本发明例
50	AJ	1.4	0.5	14.2	73.2	87.4	8.1	3.5	θ	0.84	0.21	6.90	本发明例
51	AK	1.6	0.7	18.6	65.5	84.1	7.5	7.2	θ	0.78	0.33	7.11	本发明例
52	AL	1.2	14.6	10.7	61.4	72.1	8.6	4.3	θ	0.85	0.47	7.30	本发明例
53	AM	1.2	2.1	19.4	63.8	83.2	9.1	5.3	θ	0.77	0.21	7.32	本发明例
54	AN	1.2	0.1	17.1	63.5	80.6	7.2	6.4	LB、θ	0.79	0.39	7.13	本发明例
55	AO	1.4	9.5	13.4	65.0	78.4	8.0	3.7	θ	0.83	0.46	7.21	本发明例
56	AP	1.2	1.3	16.2	69.3	85.5	6.2	6.4	θ	0.81	0.26	6.92	本发明例
57	AQ	1.6	0.0	6.5	78.9	85.4	6.8	5.9	θ	0.92	0.31	6.98	本发明例
58	Q	2.6	5.5	15.5	63.2	78.7	7.7	6.2	θ	0.80	0.41	7.05	本发明例
59	Q	3.2	3.9	12.9	68.4	81.3	6.1	7.1	θ	0.84	0.45	6.90	本发明例

*1：BF：贝氏体铁素体、TM：回火马氏体、RA：残余奥氏体、
FM：新鲜马氏体、F：铁素体、LB：下贝氏体、P：珠光体、θ：碳化物

*2：L_M：碳化物的重心的平均自由程

*3：σ_C：碳化物的间隔的标准偏差的平均值

[表4-1]

[0499]

No.	钢种	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	λ (%)	α (°)	SFmax (mm)	*1 (-)	*2 (-)	轴压坏	备注
1	A	759	1186	19.1	37	100	26.1	0.53	0.17	B	本发明例
2	B	932	1197	14.8	46	85	26.7	0.41	0.14	B	本发明例
3	C	1020	1312	12.4	52	86	27.1	0.33	0.11	A	本发明例
4	D	896	1280	14.1	41	84	26.5	0.50	0.17	B	本发明例
5	E	854	1263	12.9	58	87	27.4	0.43	0.13	A	本发明例
6	F	959	1365	12.1	56	85	27.4	0.51	0.12	A	本发明例
7	G	815	1206	14.8	45	80	26.0	0.33	0.11	B	本发明例
8	H	731	1173	10.7	45	85	25.9	0.55	0.11	C	比较例
9	I	955	1291	10.9	29	78	25.7	0.43	0.13	D	比较例
10	J	860	1274	11.5	36	79	26.0	0.50	0.00	B	比较例
11	K	799	1219	15.2	25	89	25.4	0.33	0.17	C	比较例
12	L	743	1108	14.4	38	80	26.1	0.57	0.00	B	比较例
13	M	878	1235	14.3	27	88	25.6	0.67	0.11	C	比较例
14	B	678	954	21.9	29	101	24.5	0.88	0.11	D	比较例
15	B	844	1270	7.9	71	87	28.5	0.50	0.00	A	比较例
16	B	725	1087	20.7	28	99	24.2	0.89	0.33	D	比较例
17	B	802	1232	10.8	65	83	26.5	0.33	0.00	B	比较例
18	B	790	1205	16.6	25	70	25.8	0.86	0.50	D	比较例
19	B	819	1228	15.3	31	78	25.1	0.60	0.25	D	比较例
20	B	805	1243	7.5	30	76	25.6	0.88	0.50	D	比较例
21	B	877	1296	7.3	50	81	27.1	0.38	0.11	A	比较例
22	B	835	1289	14.8	35	82	25.9	0.56	0.00	B	比较例
23	C	741	1023	23.2	36	105	24.6	0.80	0.13	D	比较例
24	C	882	1284	14.9	52	83	25.6	0.89	0.14	D	比较例
25	C	767	1256	18.9	41	102	25.3	0.88	0.11	D	比较例
26	C	898	1317	14.0	56	84	25.8	0.86	0.00	D	比较例
27	N	771	1189	12.0	44	81	26.6	0.57	0.00	C	本发明例
28	O	821	1193	15.0	63	91	28.5	0.43	0.13	A	本发明例
29	P	1025	1247	14.2	48	82	26.9	0.50	0.17	B	本发明例

*1：在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中，与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值
*2：在V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中，与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值

[表4-2]

[0500]

No.	钢种	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	λ (%)	α (°)	SFmax (mm)	*1 (-)	*2 (-)	轴压坏	备注
30	Q	987	1199	13.7	57	92	27.8	0.20	0.00	A	本发明例
31	R	998	1225	12.7	48	82	26.5	0.40	0.11	B	本发明例
32	S	906	1201	16.0	43	80	26.5	0.40	0.00	B	本发明例
33	T	783	1209	16.4	49	88	26.7	0.57	0.17	B	本发明例
34	U	903	1213	13.5	55	85	27.6	0.33	0.00	B	本发明例
35	V	1025	1215	14.8	52	84	27.3	0.50	0.11	B	本发明例
36	W	1064	1254	13.7	47	82	26.7	0.43	0.11	B	本发明例
37	X	803	1199	15.4	43	80	26.3	0.33	0.00	C	本发明例
38	Y	1080	1257	13.3	49	86	26.7	0.33	0.00	B	本发明例
39	Z	1010	1236	15.6	45	83	26.2	0.40	0.11	C	本发明例
40	AA	1078	1283	14.0	41	81	26.5	0.50	0.00	C	本发明例
41	AB	969	1241	15.0	53	85	27.4	0.50	0.13	B	本发明例
42	AC	906	1242	16.1	44	87	26.5	0.40	0.14	C	本发明例
44	AD	964	1237	14.3	53	83	27.6	0.43	0.00	B	本发明例
45	AE	867	1195	15.9	45	80	26.8	0.33	0.00	C	本发明例
46	AF	836	1209	15.2	60	91	28.4	0.25	0.11	A	本发明例
47	AG	755	1192	14.0	40	80	26.1	0.40	0.17	C	本发明例
48	AH	762	1205	14.8	42	81	26.3	0.40	0.00	C	本发明例
49	AI	1140	1293	12.7	66	93	28.9	0.50	0.00	A	本发明例
50	AJ	1028	1301	12.9	58	85	28.1	0.50	0.00	A	本发明例
51	AK	1060	1239	16.2	61	98	28.4	0.43	0.17	A	本发明例
52	AL	837	1211	14.6	49	82	27.3	0.50	0.11	B	本发明例
53	AM	1016	1280	14.0	58	89	28.5	0.56	0.11	A	本发明例
54	AN	998	1290	13.9	55	84	28.1	0.50	0.14	B	本发明例
55	AO	857	1250	14.4	39	80	26.0	0.38	0.00	C	本发明例
56	AP	1124	1277	13.4	64	95	28.5	0.40	0.17	A	本发明例
57	AQ	1253	1391	12.9	44	83	26.6	0.25	0.13	C	本发明例
58	Q	969	1203	13.9	56	82	26.6	0.50	0.11	B	本发明例
59	Q	992	1219	13.5	58	84	26.3	0.43	0.17	C	本发明例

*1：在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中，与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值
*2：在V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中，与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值

[0501]

[表5]

No.	钢种	第一镀覆工序		退火工序			第一冷却工序	保持工序		第二镀覆工序		第二冷却工序			备注
		有无	(镀覆种类)	退火温度 (℃)	退火时间 (秒)	露点 (℃)	第一冷却停止温度 (℃)	保持温度 (℃)	保持时间 (秒)	种类	合金化温度 (℃)	张力 *1 (kgf/mm^2)	赋予次数 (次)	道次数1 *2 (次)	道次数2 *3 (次)	
60	B	无		840	90	-15	260	440	50	GA	580	2.6	1	5	9	本发明例
61	B	无		860	90	10	260	450	25	GI	-	2.6	2	7	10	本发明例
62	B	有	(Fe)	850	110	-15	240	440	50	GA	560	2.5	1	10	8	本发明例
63	B	有	(Fe)	860	110	10	270	430	45	GA	540	2.4	1	7	7	本发明例
64	B	有	(Ni)	840	100	10	250	470	35	GA	530	2.3	3	4	8	本发明例
65	F	无		890	30	-10	160	350	45	GA	500	2.3	4	6	10	本发明例
66	F	无		880	70	15	150	350	55	GA	510	2.1	4	4	8	本发明例
67	F	有	(Fe)	900	40	-10	160	360	70	GI	-	2.2	3	9	10	本发明例
68	F	有	(Fe)	900	60	15	170	370	40	GI	-	2.2	4	5	10	本发明例
69	F	有	(Ni)	870	70	15	170	370	65	GA	560	2.3	2	7	10	本发明例
70	Q	无		840	90	-15	200	380	55	GA	550	2.3	2	5	3	本发明例
71	Q	无		840	120	10	210	380	70	GA	520	2.7	2	6	3	本发明例
72	Q	有	(Fe)	850	80	-15	220	390	65	GI	-	2.3	1	6	6	本发明例
73	Q	有	(Fe)	840	120	10	180	380	45	GA	510	2.6	3	6	5	本发明例
74	Q	有	(Ni)	850	90	10	200	400	75	GI	-	2.5	1	7	2	本发明例
75	Q	无		840	300	-15	230	390	65	GA	530	2.9	3	4	6	本发明例
76	Q	无		850	280	10	210	410	70	GA	500	2.7	2	10	5	本发明例
77	Q	有	(Fe)	840	320	-15	210	400	75	GA	550	2.7	2	4	5	本发明例
78	Q	有	(Fe)	840	280	10	220	400	70	GI	-	2.5	3	8	4	本发明例
79	Q	有	(Ni)	840	290	10	250	430	75	GA	560	2.7	2	6	3	本发明例

***1：** 在**300**℃以上且**450**℃以下的温度范围内赋予的张力

***2：** 在使钢板每**1**道次与直径为**500mm**以上且**1500mm**以下的轧辊接触轧辊的**1/4**周的同时赋予的道次数

***3：** 在使钢板每**1**道次与直径为**500mm**以上且**1500mm**以下的轧辊接触轧辊的**1/2**周的同时赋予的道次数

[0502]

[表6]

No.	钢种	板厚(mm)	钢组织(板厚1/4位置)									表层	金属镀层	板面纳米硬度			备注
			各相的面积率 *1						剩余组织 *1	TM /(TM+BF) *1	L_M *2	σ_c *3	软质层厚度		Hn 7.0GPa以上比例 *4	1/4位置 Hn 标准偏差 (GPa)*5	1/2位置 Hn 标准偏差 (GPa)*6	
			F (%)	BF (%)	TM (%)	BF+TM (%)	RA (%)	FM (%)		(−)	(μm)	(μm)	(μm)	(g/m^2)				
60	B	1.8	9.6	18.7	59.2	77.9	6.1	6.0	θ	0.76	0.35	6.52	8	−	0.20	2.0	2.3	本发明例
61	B	1.8	3.9	16.4	63.2	79.6	5.9	7.2	θ	0.79	0.37	6.50	32	−	0.08	1.6	1.8	本发明例
62	B	1.8	5.5	15.9	66.7	82.6	6.6	5.1	θ	0.81	0.42	6.99	9	10	0.21	1.7	2.0	本发明例
63	B	1.8	2.2	22.6	57.0	79.6	7.2	7.1	θ	0.72	0.35	6.87	35	10	0.03	0.8	1.0	本发明例
64	B	1.8	7.8	17.1	58.8	75.9	6.4	7.2	θ	0.77	0.35	7.03	33	10	0.04	0.9	1.2	本发明例
65	F	1.4	3.5	15.3	67.4	82.7	6.9	5.4	LB、θ	0.81	0.36	6.39	7	−	0.24	2.2	2.5	本发明例
66	F	1.4	1.9	14.6	69.8	84.4	6.0	6.5	LB、θ	0.83	0.36	6.11	24	−	0.12	1.7	2.0	本发明例
67	F	1.4	0.0	19.2	65.3	84.5	7.1	7.3	LB、θ	0.77	0.40	6.19	8	15	0.25	1.8	2.1	本发明例
68	F	1.4	0.0	17.4	61.8	79.2	6.5	9.7	LB、θ	0.78	0.36	6.07	23	15	0.05	1.0	1.3	本发明例
69	F	1.4	4.6	19.9	60.2	80.1	7.6	6.9	LB、θ	0.75	0.37	6.41	25	15	0.06	1.1	1.4	本发明例
70	Q	1.4	9.6	14.9	65.2	80.1	6.0	4.2	LB、θ	0.81	0.23	5.82	10	−	0.18	1.9	2.3	本发明例
71	Q	1.4	4.5	13.7	67.3	81.0	6.5	6.2	LB、θ	0.83	0.26	6.35	42	−	0.07	1.4	1.6	本发明例
72	Q	1.4	2.5	16.8	63.1	79.9	7.2	7.8	LB、θ	0.79	0.26	5.93	9	10	0.19	1.6	1.9	本发明例
73	Q	1.4	6.1	12.9	69.7	82.6	6.1	4.4	LB、θ	0.84	0.27	6.37	43	10	0.04	0.6	0.8	本发明例
74	Q	1.4	2.1	15.3	66.0	81.3	6.3	7.9	LB、θ	0.81	0.28	6.08	40	10	0.05	0.8	1.1	本发明例
75	Q	3.2	5.2	16.8	62.3	79.1	7.7	6.4	θ	0.79	0.40	7.29	10	−	0.17	1.9	2.3	本发明例
76	Q	3.2	3.1	14.4	64.8	79.2	6.6	8.2	θ	0.82	0.45	6.81	48	−	0.06	1.5	1.8	本发明例
77	Q	3.2	5.3	15.2	66.7	81.9	7.5	5.2	θ	0.81	0.38	6.85	10	10	0.18	1.7	1.9	本发明例
78	Q	3.2	5.9	13.9	62.4	76.3	7.5	7.8	θ	0.82	0.38	6.95	47	10	0.04	0.7	1.0	本发明例
79	Q	3.2	3.6	9.5	69.2	78.7	6.7	7.4	θ	0.88	0.46	7.29	50	10	0.05	0.8	1.1	本发明例

***1：BF**：贝氏体铁素体、**TM**：回火马氏体、**RA**：残余奥氏体、**FM**：新鲜马氏体、**F**：铁素体、**LB**：下贝氏体、**P**：珠光体、**θ**：碳化物

***2：L_M**：碳化物的重心的平均自由程

***3：σ_C**：碳化物的间隔的标准偏差的平均值

***4**：在距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的**1/4**位置处，纳米硬度为**7.0GPa**以上的测定数量相对于纳米硬度的总测定数量的比例

***5**：距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的**1/4**位置的板面的纳米硬度的标准偏差**σ**

***6**：距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的**1/2**位置的板面的纳米硬度的标准偏差**σ**

[0503]

[表7]

No.	钢种	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	λ (%)	α (°)	SFmax (mm)	*1 (-)	*2 (-)	轴压坏	备注
60	B	944	1187	14.0	51	86	26.7	0.40	0.14	B	本发明例
61	B	926	1183	12.7	44	98	27.9	0.33	0.11	A	本发明例
62	B	981	1232	13.8	46	92	27.1	0.38	0.13	A	本发明例
63	B	931	1185	13.3	49	110	29.1	0.25	0.00	A	本发明例
64	B	937	1180	14.6	43	107	28.7	0.29	0.00	A	本发明例
65	F	986	1344	13.3	57	81	26.1	0.51	0.15	B	本发明例
66	F	969	1332	11.9	61	89	27.0	0.40	0.20	A	本发明例
67	F	1034	1397	13.0	53	84	26.6	0.44	0.12	A	本发明例
68	F	957	1324	11.9	58	93	28.2	0.29	0.11	A	本发明例
69	F	982	1325	14.2	54	91	28.0	0.33	0.13	A	本发明例
70	Q	941	1184	14.7	55	93	27.8	0.23	0.00	B	本发明例
71	Q	926	1183	14.1	52	100	28.9	0.17	0.00	A	本发明例
72	Q	988	1235	14.4	61	95	28.2	0.20	0.00	A	本发明例
73	Q	919	1181	14.2	60	113	30.1	0.11	0.00	A	本发明例
74	Q	1003	1199	12.5	57	110	29.7	0.13	0.00	A	本发明例
75	Q	960	1205	14.6	63	85	26.9	0.43	0.17	B	本发明例
76	Q	933	1189	13.6	53	97	28.2	0.38	0.13	A	本发明例
77	Q	974	1222	14.3	58	91	27.2	0.40	0.14	A	本发明例
78	Q	896	1185	14.6	57	110	29.3	0.25	0.00	A	本发明例
79	Q	963	1187	14.0	57	107	29.0	0.29	0.00	A	本发明例

***1：** 在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中，与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值

***2：** 在V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中，与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值

[0504]

[表8]

No.	钢种	第一镀覆工序	退火工序			第一冷却工序	保持工序		第二镀覆工序		第二冷却工序			备注
		有无（镀覆种类）	退火温度（℃）	退火时间（秒）	露点（℃）	第一冷却停止温度（℃）	保持温度（℃）	保持时间（秒）	种类	合金化温度（℃）	张力 *1（kgf/mm²）	赋予次数（次）	道次数1 *2（次）	道次数2 *3（次）	
80	B	无	850	90	-15	250	440	45	CR	-	2.9	4	9	5	本发明例
81	B	无	850	90	10	270	440	45	CR	-	2.8	1	6	3	本发明例
82	B	有(Fe)	850	90	-15	250	440	25	CR	-	2.9	3	9	3	本发明例
83	B	有(Fe)	860	100	10	260	440	30	CR	-	2.2	3	9	6	本发明例
84	B	有(Ni)	840	110	10	250	450	35	CR	-	2.8	4	9	9	本发明例
85	F	无	880	60	-10	150	360	45	CR	-	2.1	4	4	7	本发明例
86	F	无	870	60	15	170	360	65	CR	-	2.8	3	5	10	本发明例
87	F	有(Fe)	870	40	-10	150	370	50	CR	-	2.4	1	9	3	本发明例
88	F	有(Fe)	870	30	15	160	350	60	CR	-	2.4	4	10	5	本发明例
89	F	有(Ni)	890	60	15	150	350	50	CR	-	2.6	1	5	6	本发明例
90	Q	无	835	100	-15	210	430	45	CR	-	2.7	3	9	10	本发明例
91	Q	无	835	100	10	220	430	70	CR	-	2.4	2	9	6	本发明例
92	Q	有(Fe)	850	110	-15	200	430	45	CR	-	2.4	1	6	10	本发明例
93	Q	有(Fe)	840	100	10	210	410	55	CR	-	2.5	3	6	4	本发明例
94	Q	有(Ni)	840	120	10	190	380	65	CR	-	2.3	3	6	5	本发明例
95	Q	无	840	300	-15	240	390	70	HR	-	2.8	2	10	3	本发明例
96	Q	无	845	280	10	200	430	55	HR	-	2.6	2	6	3	本发明例
97	Q	有(Fe)	850	300	-15	200	410	60	HR	-	2.6	2	9	6	本发明例
98	Q	有(Fe)	840	310	10	190	410	60	HR	-	2.5	4	7	10	本发明例
99	Q	有(Ni)	835	310	10	250	430	75	HR	-	2.6	4	10	10	本发明例
100	AG	无	830	90	-15	150	480	40	GA	550	3.4	3	9	5	本发明例
101	AR	无	840	90	-15	170	410	50	CR	-	2.4	2	7	5	本发明例
102	AR	无	840	100	10	170	410	50	CR	-	2.5	3	6	6	本发明例
103	AR	有(Fe)	850	80	-15	180	410	50	CR	-	2.1	5	9	6	本发明例
104	AR	有(Fe)	850	100	10	180	400	60	CR	-	2.0	4	8	5	本发明例
105	AR	有(Ni)	840	110	10	170	400	60	CR	-	2.0	5	8	4	本发明例

*1：在300℃以上且450℃以下的温度范围内赋予的张力

*2：在使钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/4周的同时赋予的道次数

*3：在使钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/2周的同时赋予的道次数

[0505]

[表9]

No.	钢种	板厚(mm)	钢组织(板厚1/4位置)										表层	板面纳米强度			
			各相的面积率 *1					剩余组织 *1	TM/(TM+BF) *1 (-)	L_M *2 (μm)	σ_c *3 (μm)	软质层厚度(μm)	金属镀层 (g/m^2)	Hn 7.0GPa以上比例 *4	1/4位置 Hn标准偏差 (GPa) *5	1/2位置 Hn标准偏差 (GPa) *6	备注
			F (%)	BF (%)	TM (%)	BF+TM (%)	RA (%)	FM (%)									
80	B	1.8	2.4	23.2	58.9	82.1	6.7	7.3	θ	0.72	0.39	6.54	5	–	0.22	2.0	2.5	本发明例
81	B	1.8	6.9	20.8	59.4	80.2	6.2	5.7	θ	0.74	0.42	6.46	38	–	0.10	1.4	1.8	本发明例
82	B	1.8	5.7	18.4	61.3	79.7	6.7	7.0	θ	0.77	0.42	5.98	6	10	0.20	1.7	2.0	本发明例
83	B	1.8	10.0	16.5	57.4	73.9	7.3	6.3	θ	0.78	0.39	6.06	42	10	0.06	0.6	1.2	本发明例
84	B	1.8	7.8	17.8	59.5	77.3	6.5	6.9	θ	0.77	0.42	6.48	40	10	0.05	0.8	0.8	本发明例
85	F	1.4	4.7	19.2	62.3	81.5	6.8	6.1	LB、θ	0.76	0.37	6.45	6	–	0.24	2.2	2.3	本发明例
86	F	1.4	4.7	17.9	60.7	78.6	7.7	7.6	LB、θ	0.77	0.35	6.89	26	–	0.12	1.5	2.1	本发明例
87	F	1.4	0.4	17.4	65.7	83.1	7.5	7.3	LB、θ	0.79	0.35	6.21	7	15	0.23	1.8	2.2	本发明例
88	F	1.4	3.3	18.3	63.5	81.8	7.4	6.1	LB、θ	0.78	0.36	5.99	27	15	0.05	1.1	1.3	本发明例
89	F	1.4	5.0	18.9	58.7	77.6	7.4	8.0	LB、θ	0.76	0.40	6.61	30	15	0.03	0.7	1.4	本发明例
90	Q	1.4	5.4	16.1	63.4	79.5	7.1	6.3	LB、θ	0.80	0.24	6.84	9	–	0.24	2.1	2.4	本发明例
91	Q	1.4	2.5	20.0	63.6	83.6	6.8	6.6	LB、θ	0.76	0.23	6.56	40	–	0.07	1.5	1.6	本发明例
92	Q	1.4	6.5	15.4	62.9	78.3	7.6	6.6	LB、θ	0.80	0.26	6.41	7	10	0.20	1.8	2.1	本发明例
93	Q	1.4	5.6	17.8	60.3	78.1	6.5	7.5	LB、θ	0.77	0.28	7.10	42	10	0.03	0.7	1.2	本发明例
94	Q	1.4	4.4	12.2	66.1	78.3	8.0	7.0	LB、θ	0.84	0.29	6.63	38	10	0.05	0.6	1.1	本发明例
95	Q	3.2	3.5	13.1	69.0	82.1	6.2	6.2	θ	0.84	0.41	5.97	8	–	0.25	2.0	2.4	本发明例
96	Q	3.2	6.5	12.3	66.4	78.7	6.9	7.0	θ	0.84	0.38	5.87	39	–	0.11	1.5	1.8	本发明例
97	Q	3.2	9.6	12.9	61.3	74.2	6.8	7.4	θ	0.83	0.45	6.51	7	10	0.24	1.7	2.2	本发明例
98	Q	3.2	2.6	12.2	71.9	84.1	6.4	6.1	θ	0.85	0.38	6.07	40	10	0.05	0.9	1.2	本发明例
99	Q	3.2	3.3	13.4	68.5	81.9	6.0	6.8	θ	0.84	0.43	6.48	45	10	0.03	1.0	1.0	本发明例
100	AG	0.9	14.5	9.9	60.4	70.3	7.4	6.5	θ	0.86	0.48	6.98	8	–	0.20	2.0	2.3	本发明例
101	AR	1.4	6.6	15.9	59.1	75.0	7.3	5.0	LB、θ	0.79	0.20	6.34	6	–	0.17	1.9	2.5	本发明例
102	AR	1.4	4.8	14.1	63.2	77.3	5.4	3.2	LB、θ	0.82	0.23	6.11	38	–	0.06	1.5	2.2	本发明例
103	AR	1.4	4.6	20.0	58.5	78.5	6.0	4.9	LB、θ	0.75	0.21	5.18	10	10	0.10	1.5	1.6	本发明例
104	AR	1.4	3.4	17.9	58.9	76.8	5.5	4.0	LB、θ	0.77	0.31	5.76	41	10	0.04	0.9	1.2	本发明例
105	AR	1.4	4.3	10.8	65.0	75.8	5.5	5.0	LB、θ	0.86	0.26	6.53	39	10	0.04	0.8	0.9	本发明例

***1:** **BF:** 贝氏体铁素体、**TM:** 回火马氏体、**RA:** 残余奥氏体、**FM:** 新鲜马氏体、**F:** 铁素体、**LB:** 下贝氏体、**P:** 珠光体、**θ:** 碳化物

***2:** L_M: 碳化物的重心的平均自由程

***3:** σ_C: 碳化物的间隔的标准偏差的平均值

***4:** 在距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的**1/4**位置处，纳米硬度为**7.0GPa**以上的测定数量相对于纳米硬度的总测定数量的比例

***5:** 距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的**1/4**位置的板面的纳米硬度的标准偏差**σ**

***6:** 距基底钢板表面为表层软质层的板厚方向深度的**1/2**位置的板面的纳米硬度的标准偏差**σ**

[表10]

[0506]

No.	钢种	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	λ (%)	α (°)	SFmax (mm)	*1 (-)	*2 (-)	轴压坏	备注
80	B	929	1190	13.6	50	82	27.4	0.37	0.12	B	本发明例
81	B	958	1191	14.2	49	95	28.0	0.29	0.13	A	本发明例
82	B	971	1180	14.1	47	90	26.4	0.37	0.15	A	本发明例
83	B	977	1200	13.2	48	107	29.6	0.15	0.00	A	本发明例
84	B	949	1183	14.4	43	107	30.5	0.18	0.00	A	本发明例
85	F	972	1334	13.9	61	91	26.5	0.35	0.18	B	本发明例
86	F	1014	1320	13.6	58	83	27.7	0.23	0.14	A	本发明例
87	F	960	1323	13.0	54	87	26.7	0.35	0.15	A	本发明例
88	F	992	1330	14.2	57	98	29.6	0.13	0.15	A	本发明例
89	F	1006	1333	13.2	54	96	29.4	0.15	0.14	A	本发明例
90	Q	933	1194	14.6	58	93	28.0	0.31	0.00	B	本发明例
91	Q	970	1188	14.0	55	94	26.4	0.29	0.00	A	本发明例
92	Q	918	1196	14.4	53	82	27.7	0.48	0.00	A	本发明例
93	Q	954	1190	13.9	58	99	29.8	0.16	0.00	A	本发明例
94	Q	910	1187	14.4	56	103	28.3	0.10	0.00	A	本发明例
95	Q	981	1196	14.3	62	92	26.6	0.24	0.19	B	本发明例
96	Q	980	1187	12.8	63	89	27.2	0.25	0.17	A	本发明例
97	Q	912	1191	12.5	60	95	27.1	0.35	0.18	A	本发明例
98	Q	897	1189	13.2	60	107	30.0	0.17	0.00	A	本发明例
99	Q	968	1192	13.5	54	113	28.4	0.20	0.00	A	本发明例
100	AG	750	1189	14.5	45	82	26.5	0.45	0.19	B	本发明例
101	AR	1010	1233	13.4	69	89	27.6	0.30	0.09	B	本发明例
102	AR	1022	1192	12.5	56	110	28.5	0.36	0.05	A	本发明例
103	AR	1047	1225	12.5	62	106	29.7	0.35	0.00	A	本发明例
104	AR	1035	1186	12.8	66	98	29.8	0.22	0.00	A	本发明例
105	AR	994	1197	12.7	68	100	29.8	0.24	0.00	A	本发明例

*1：在V弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中，与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值
*2：在V弯曲平坦部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中，与硬质相接触的空隙的数量除以总空隙数量而得到的值

[0507] 在表1～10中,下划线部表示在本发明的适当范围以外。

[0508] 如表4、表7、表10所示,就发明例而言,拉伸强度(TS)、屈服应力(YS)、总伸长率(El)、极限扩孔率(λ)、VDA弯曲试验中的极限弯曲角度(α)、V-VDA弯曲试验中的载荷最大时的冲程(S_{Fmax})均全部为合格,在轴压坏试验中均没有断裂。

[0509] 另一方面,就比较例而言,拉伸强度(TS)、屈服应力(YS)、总伸长率(El)、极限扩孔率(λ)、VDA弯曲试验中的极限弯曲角度(α)、V-VDA弯曲试验中的载荷最大时的冲程(S_{Fmax})、轴压坏试验中有无断裂中的至少一者是不充分的。

[0510] 需要说明的是,在表5～10中,虽然也存在露点为-30℃以上且-5℃以下的范围、软质层厚度小于11μm、轴压坏试验中的断裂(外观裂纹)的判定为“B”的情况,但是,即使软质层厚度小于11μm时,在具有金属镀层的情况下,轴压坏试验中的断裂(外观裂纹)的判定也为“A”。

[0511] 另外可知,使用本发明例的钢板实施成形加工而得到的构件或实施接合加工而得到的构件的拉伸强度(TS)、屈服应力(YS)、总伸长率(El)、极限扩孔率(λ)、VDA弯曲试验中的极限弯曲角度(α)、V-VDA弯曲试验中的载荷最大时的冲程(S_{Fmax})全部具有在本发明作为特征的优良的特性,并且在轴压坏试验中没有断裂,具有在本发明中作为特征的优良的特

性。

[0512] 符号说明

[0513] 10帽型构件

[0514] 20钢板

[0515] 30试验用构件

[0516] 40点焊部

[0517] 50底板

[0518] 60撞击器

[0519] A1冲模

[0520] A2支承辊

[0521] B1冲头

[0522] B2冲头

[0523] D1宽度(C)方向

[0524] D2轧制(L)方向

[0525] D3压坏方向

[0526] T1试验片

[0527] T2试验片

[0528] P最高载荷点

[0529] R从最高载荷点开始增加冲程,载荷达到最高载荷的94.9～99.9%的区域

[0530] ABVDA弯曲外侧的弯曲顶点部的距钢板表面0～100μm的区域

[0531] ALV弯曲棱线部和VDA弯曲棱线部的重叠区域中的L截面

[0532] F铁素体

[0533] BF贝氏体铁素体

[0534] TM回火马氏体

[0535] θ碳化物

[0536] H1硬质相(硬质第二相)

[0537] S1软质层

[0538] V1硬质相与软质相的边界的空隙

[0539] V2由于硬质相的破坏而产生的空隙

[0540] V3由碳化物引起的空隙

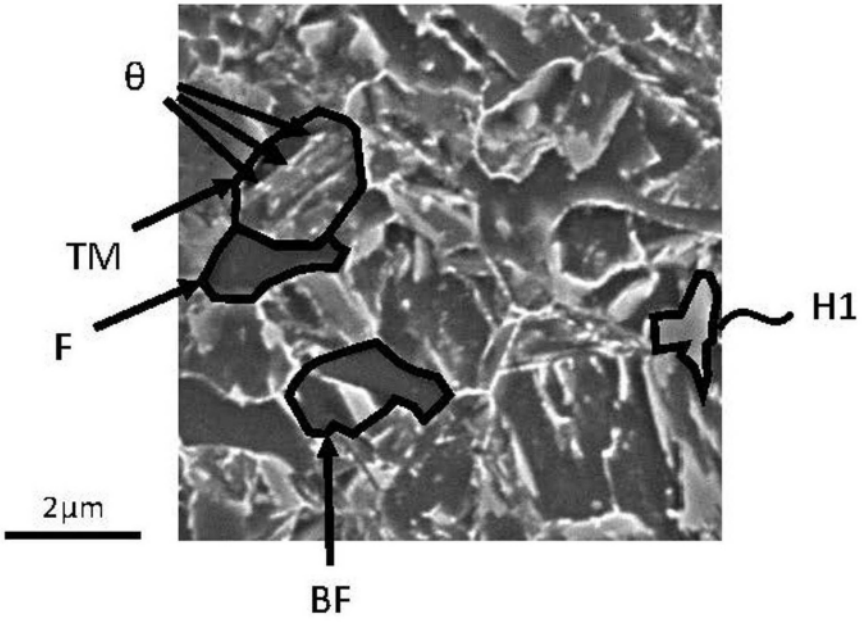


图1

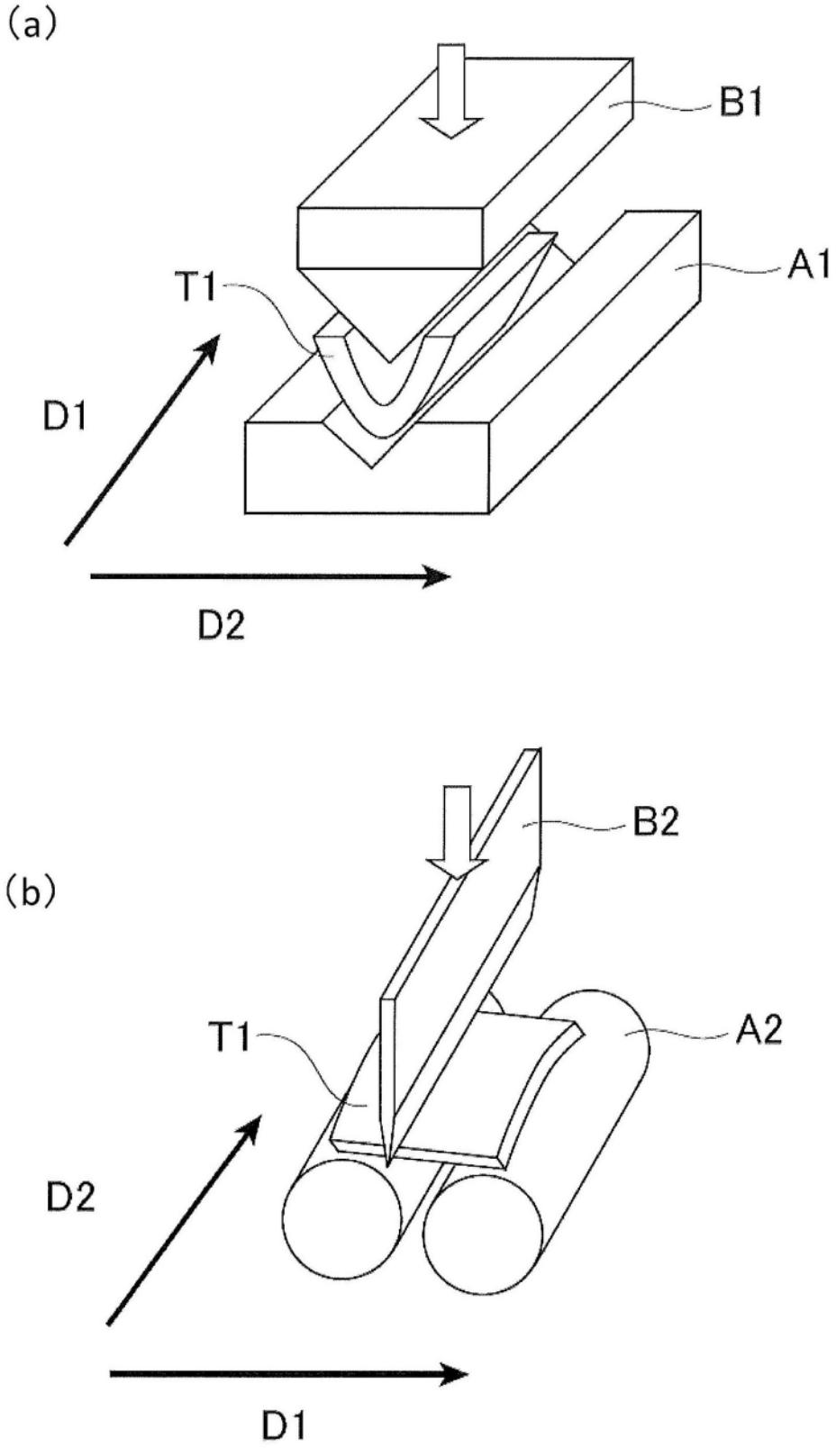
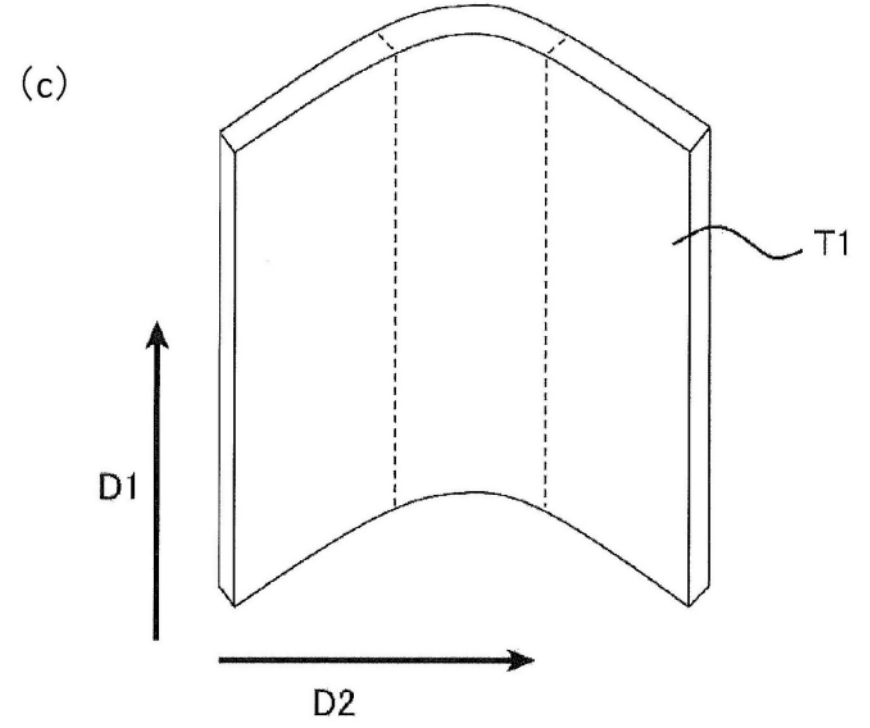


图2-1



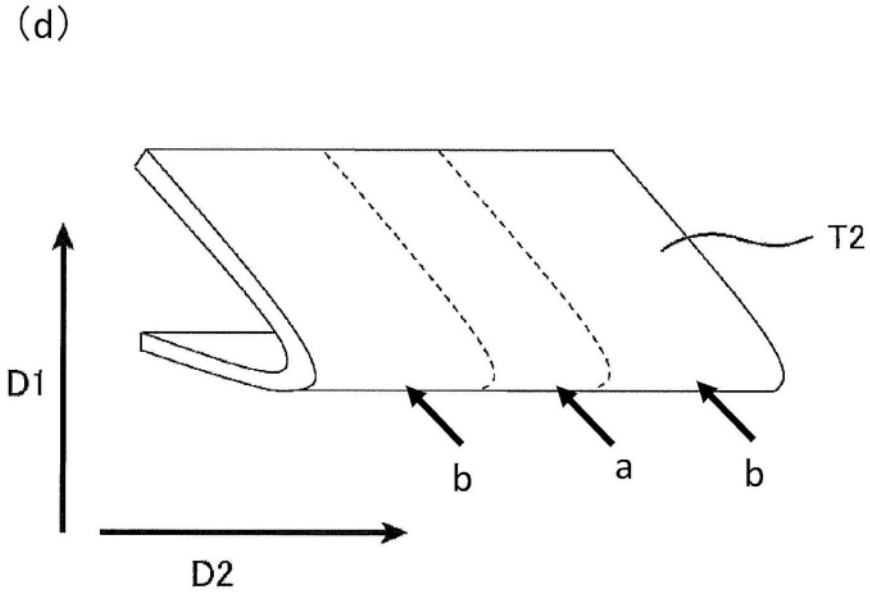


图2-2

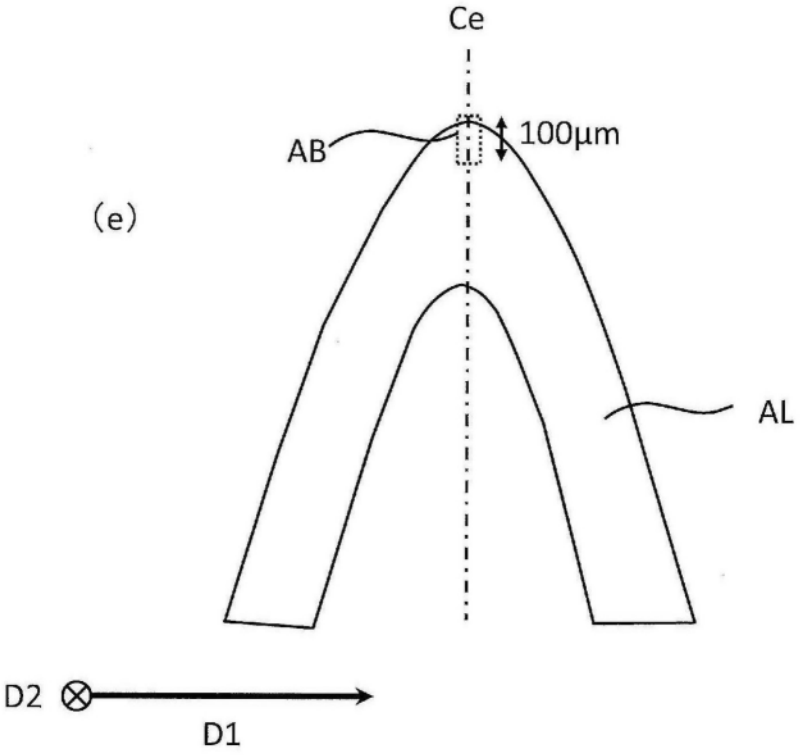


图2-3

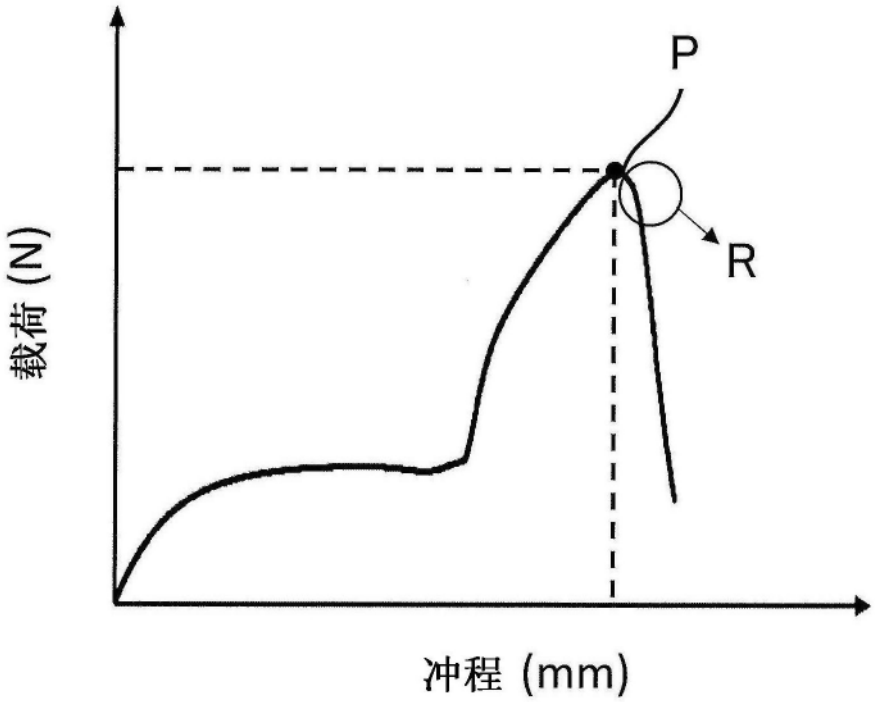


图3

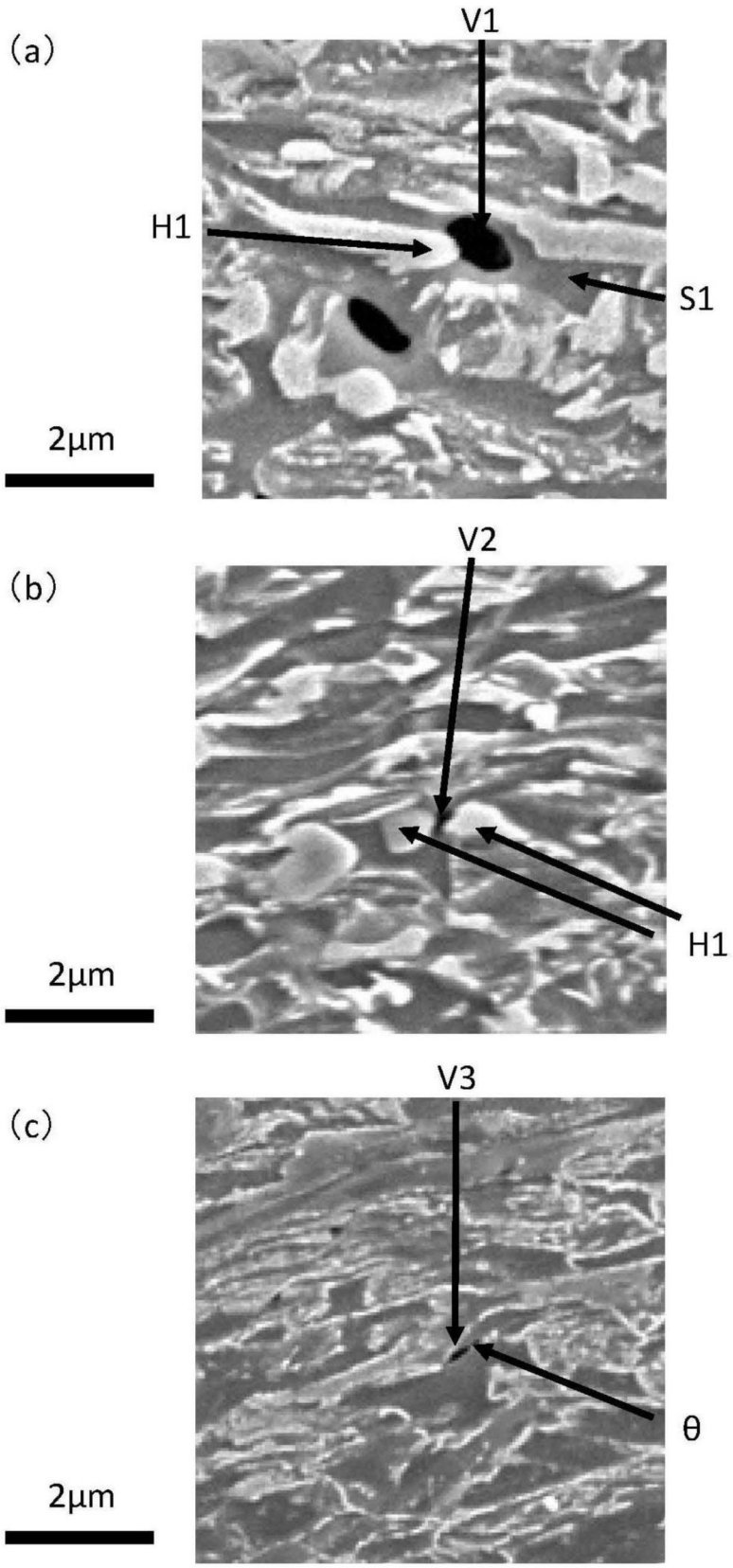


图4

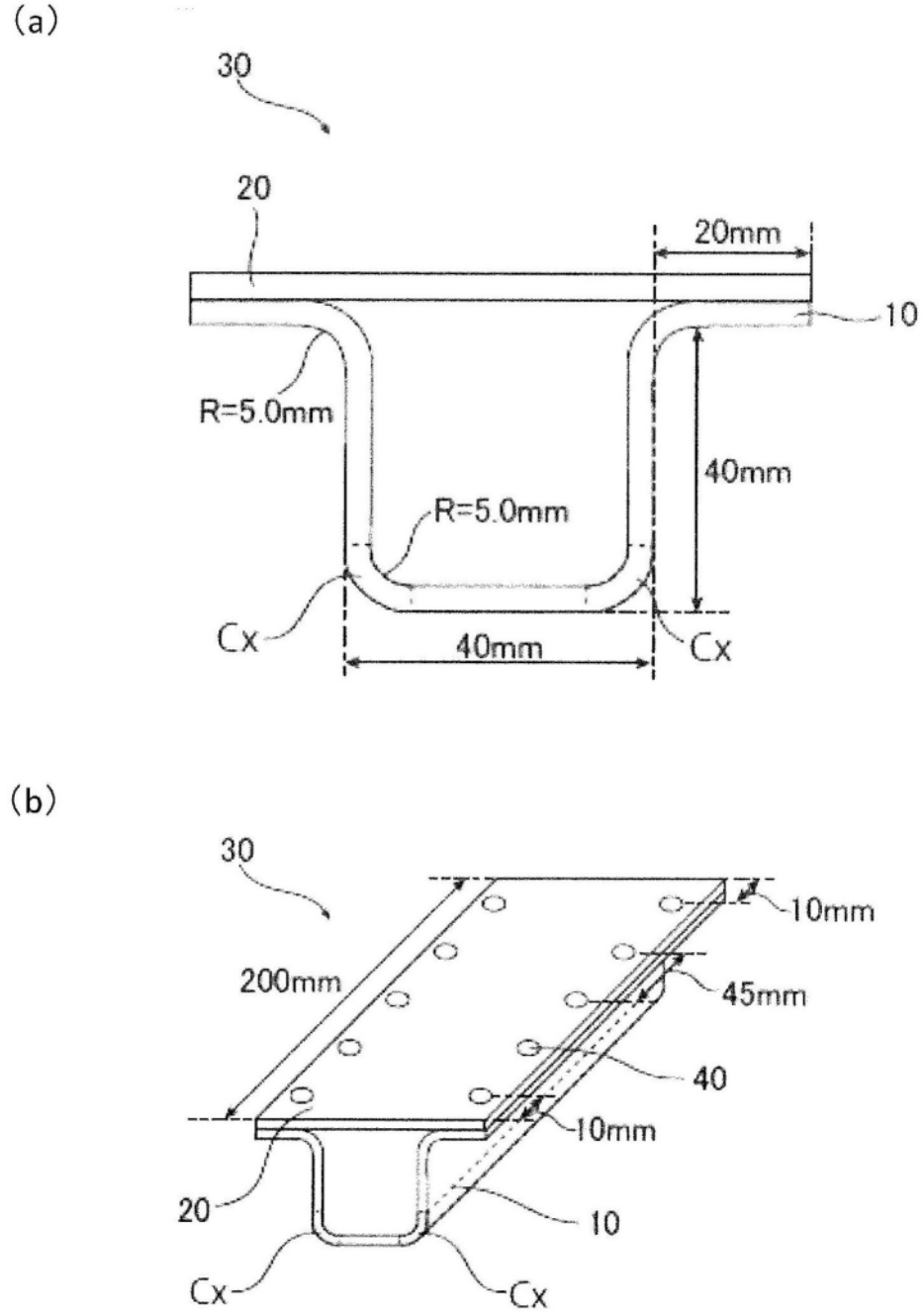

(a)
30
20
20mm
10
R=5.0mm
40mm
R=5.0mm
Cx
40mm
Cx
(b)
30
10mm
200mm
45mm
40
10mm
20
10
Cx
Cx

图5-1

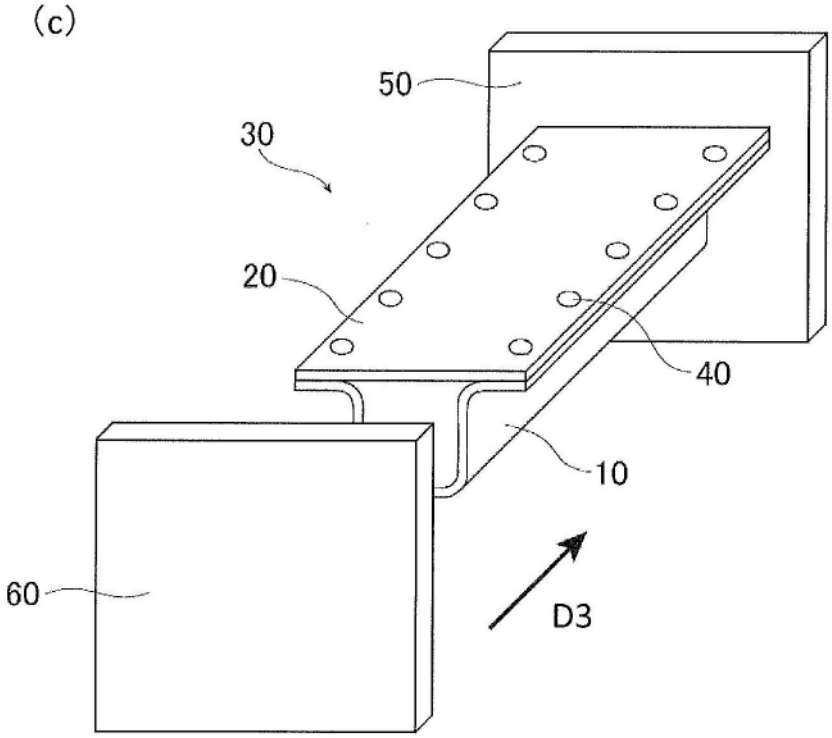


图5-2