



(10) 申请公布号 CN 119173645 A

(43) 申请公布日 2024.12.20

(21) 申请号 202380038649.X

(22) 申请日 2023.02.27

(30) 优先权数据

PCT/JP2022/019991 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/JP2023/006924 2023.02.27

(87) PCT国际申请的公布数据

W02023/218730 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 川崎由康 和田悠佑 南秀和

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.

G22C 38/00 (2006.01)

G21D 9/46 (2006.01)

G22C 38/06 (2006.01)

G22C 38/60 (2006.01)

G22C 18/00 (2006.01)

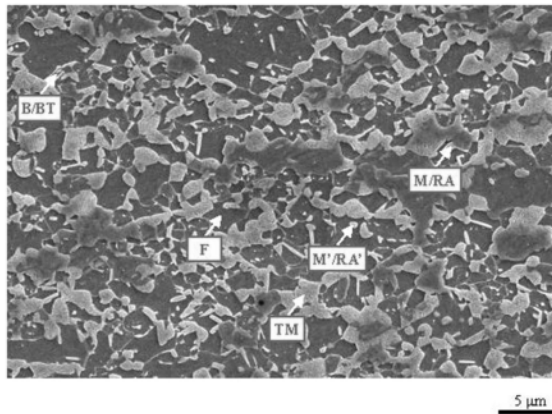
权利要求书2页 说明书46页 附图4页

(54) 发明名称

钢板、构件和它们的制造方法

(57) 摘要

本发明使钢板的TS为780MPa以上并且具有高YS和YR、优良的冲压成形性(延展性、扩孔性和弯曲性)和碰撞时的耐断裂特性(弯曲断裂特性和轴压坏特性)。将基底钢板设定为规定的成分组成,将以基底钢板的板厚1/4位置的钢组织计的铁素体、新鲜马氏体、残余奥氏体、贝氏体、回火贝氏体、回火马氏体设定为规定的范围,使铁素体晶粒内的孤立的岛状新鲜马氏体与孤立的岛状残余奥氏体的面积率的合计除以新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的面积率的合计而得到的值为0.65以上,并且使铁素体晶粒内的孤立的岛状新鲜马氏体和孤立的岛状残余奥氏体的平均结晶粒径为 $2.0\mu\text{m}$ 以下,将基底钢板中所含的扩散性氢量设定为0.50质量ppm以下。



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:0.030%以上且0.250%以下、Si:0.01%以上且0.75%以下、Mn:2.00%以上且小于3.50%、P:0.001%以上且0.100%以下、S:0.0200%以下、Al:0.010%以上且2.000%以下、N:0.0100%以下、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,并且

具有以所述基底钢板的板厚1/4位置的组织计铁素体的面积率为20.0%以上且80.0%以下、新鲜马氏体的面积率为15.0%以下、残余奥氏体的面积率为3.0%以下、铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体与岛状残余奥氏体的面积率的合计除以钢板整体的新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的面积率的合计而得到的值为0.65以上、贝氏体和回火贝氏体的面积率为10.0%以下、回火马氏体的面积率为10.0%以上且70.0%以下、并且铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体和岛状残余奥氏体的平均结晶粒径为2.0 μ m以下的钢组织,

所述基底钢板中所含的扩散性氢量为0.50质量ppm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%以下中的至少一种元素。

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镀锌层作为最表层。

4. 根据权利要求1~3中任一项所述的钢板,其中,

所述基底钢板在将从基底钢板表面起在板厚方向上为200 μ m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50 μ m \times 50 μ m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。

5. 根据权利要求1~4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。

6. 一种构件,其是使用权利要求1~5中任一项所述的钢板而形成的构件。

7. 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在精轧温度:820 $^{\circ}$ C以上的条件下实施热轧而得到热轧钢板;

升温工序,其中,对该热轧工序后的钢板在350°C以上且600°C以下的温度范围内在平均加热速度:7°C/秒以上的条件下进行升温;

退火工序,其中,在退火温度:750°C以上且900°C以下、退火时间:20秒以上的条件下进行退火;

第一冷却工序,其中,在该退火工序后在将从(所述退火温度-30°C)至650°C的平均冷却速度设为7°C/秒以上、将从650°C至500°C的平均冷却速度设为14°C/秒以下的条件下进行冷却;

第二冷却工序,其中,在该第一冷却工序后对钢板在300°C以上且450°C以下的温度范围内赋予2.0kgf/mm²以上的张力,然后,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周的同时通过5道次以上,接着,冷却至250°C以下的冷却停止温度;以及

再加热工序,其中,在该第二冷却工序后将钢板再加热至所述冷却停止温度以上且440°C以下的温度范围并保持20秒以上,

或者,还包括对所述热轧工序后且所述升温工序前的钢板实施压下率为20%以上且80%以下的冷轧而得到冷轧钢板的冷轧工序。

8. 根据权利要求7所述的钢板的制造方法,其中,包括对所述第一冷却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。

9. 根据权利要求7或8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°C以上的气氛下进行。

10. 根据权利要求7~9中任一项所述的钢板的制造方法,其中,包括在所述热轧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。

11. 一种构件的制造方法,其包括对权利要求1~5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] 为了通过汽车车身所使用的钢板的薄壁轻量化而使燃油效率提高从而削减CO₂排放量和提高碰撞安全性,正在推进汽车用钢板的高强度化。另外,新的法律法规也相继出台。因此,以增加车身强度为目的,高强度钢板、特别是拉伸强度(以下也简称为TS)为780MPa以上的高强度钢板应用于组装到汽车驾驶室的骨架上的主要的结构构件、加强构件(以下也称为汽车的骨架结构构件等)的事例正在增加。另外,对于用于汽车的骨架结构构件等的高强度钢板,要求在冲压成形时具有高的构件强度。关于部件强度的提高,例如提高钢板的屈服应力(以下也简称为YS)除以TS而得到的值即屈服比(以下也简称为YR)是有效的。由此,汽车碰撞时的冲击吸收能量(以下也简称为冲击吸收能量)升高。此外,在汽车的骨架结构构件等中,例如碰撞盒等具有弯曲加工部。因此,对于这样的部件,从冲压成形性的观点出发,优选应用具有高弯曲性的钢板。另外,从车身防锈性能的观点出发,大多对作为汽车构件的原材的钢板实施镀锌。因此,希望开发出除了具有高强度以外、冲压成形性和耐冲击特性也优良的热镀锌钢板。

[0003] 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2 μ m以下,其面积率为5%以上。

[0004] 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0.1 μ m以上的厚度后的冷轧钢板上预镀0.2g/m²以上且2.0g/m²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 (%), $TS \times EL$ 为18000MPa·%以上, $TS \times \lambda$ 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 $Hv3/(-982.1 \times CM3^2 + 1676 \times CM3 + 189) \geq 0.80$ 。

[0005] 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 $8\mu\text{m}$ 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。

[0006] 另外,专利文献4中公开了一种合金化热镀锌钢板,其是在钢板的表面上具有合金化热镀锌层的合金化热镀锌钢板,其特征在于,所述钢板具有以质量%计C:0.03%以上且0.35%以下、Si:0.005%以上且2.0%以下、Mn:1.0%以上且4.0%以下、P:0.0004%以上且0.1%以下、S:0.02%以下、sol.Al:0.0002%以上且2.0%以下、N:0.01%以下、余量由Fe和杂质构成的化学组成,并且具有在距钢板的表面 $50\mu\text{m}$ 的深度的位置处的、在轧制方向上延伸的Mn和/或Si富集的富集部的轧制直角方向的平均间隔、即富集部平均间隔为 $1000\mu\text{m}$ 以下、钢板的表面的深度 $3\mu\text{m}$ 以上且 $10\mu\text{m}$ 以下的裂纹的数密度为3个/mm以上且1000个/mm以下、含有以面积%计贝氏体:60%以上、残余奥氏体:1%以上、马氏体:1%以上和铁素体:2%以上且小于20%并且马氏体和残余奥氏体的最近距离的平均值、即超硬质相平均间隔为 $20\mu\text{m}$ 以下的钢组织,所述合金化热镀锌钢板具有拉伸强度(TS)为780MPa以上的机械特性。

[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

[0012] 专利文献4:日本专利第5699764号公报

发明内容

[0013] 发明所要解决的问题

[0014] 但是,在以中柱为代表的汽车的骨架构件中,正在推进拉伸强度TS(以下也有时简记为TS)大于590MPa的钢板的应用,但现状是以前纵梁、后纵梁为代表的汽车的冲击能量吸收构件停留在应用TS为590MPa级的钢板。

[0015] 即,为了提高碰撞时的吸收能量(以下也称为冲击吸收能量),提高屈服应力YS(以下也有时简记为YS)和屈服比YR(以下也有时简记为YR)是有效的。但是,提高钢板的YS和YR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。

[0016] 实际上,专利文献1~4中公开的钢板也能说是TS为780MPa以上并且具有高YS和YR、优良的冲压成形性(延展性、扩孔性和弯曲性)和碰撞时的耐断裂特性(弯曲断裂特性和轴压坏特性)的钢板。

[0017] 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780MPa以上并且具有高屈服应力YS和高屈服比YR、优良的冲压成形性(延展性、扩孔性和弯曲性)和碰撞时的耐断裂特性(弯曲断裂特性和轴压坏特性)的钢板及其制造方法。

[0018] 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。

[0019] 需要说明的是,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)。

[0020] 另外,在此,拉伸强度TS可通过依据JIS Z 2241(2011)的拉伸试验测定。

[0021] 另外,屈服应力YS和屈服比YR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 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $500\text{MPa} \leq \text{YS}$ 且 $0.64 \leq \text{YR}$

[0023] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $600\text{MPa} \leq \text{YS}$ 且 $0.61 \leq \text{YR}$

[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(E1)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 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $19.0\% \leq \text{E1}$

[0026] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $15.0\% \leq \text{E1}$

[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JIS Z 2248(2014)的V弯曲试验中测定的R(极限弯曲半径)/t(板厚)根据TS而满足以下的(A)或(B)式。

[0029] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下,是指 $2.0 \geq \text{R}/t$

[0030] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下,是指 $2.5 \geq \text{R}/t$ 。

[0031] 另外,轴压坏特性优良是指,U弯曲+密合弯曲弯曲试验中的极限间隔件厚度(ST)根据TS而满足以下的(A)或(B)式。

[0032] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $2.5\text{mm} \geq \text{ST}$

[0033] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $4.0\text{mm} \geq \text{ST}$

[0034] 此外,轴压坏特性优良是指,在V弯曲+正交VDA弯曲试验中测定的载荷最大时的冲程(SFmax)根据TS而满足以下的(A)或(B)式。

[0035] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $28.0\text{mm} \leq \text{SFmax}$

[0036] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $26.5\text{mm} \leq \text{SFmax}$

[0037] 此外,轴压坏特性优良是指,在轴压坏试验后断裂(外观裂纹)在图4(b)的下部2处弯曲棱线部的 $R=5.0\text{mm}$ 、 200mm 的范围内(参照图4(a)、(b)中的区域Cx)为1处以下。

[0038] 另外,弯曲断裂特性优良是指,上述U弯曲+密合弯曲弯曲试验中的极限间隔件厚度(ST)根据TS而满足上述(A)或(B)式,并且在V弯曲+正交VDA弯曲试验中测定的载荷最大时的冲程(SFmax)根据TS而满足上述(A)或(B)式。

[0039] 上述E1(延展性)、 λ (拉伸凸缘性)和R/t(弯曲性)是表示冲压成形时钢板的成形的容易度(用于不破裂地冲压成形的成形自由度)的特性。另一方面,U弯曲+密合弯曲试验是模拟碰撞试验中的纵壁部的变形和断裂行为的试验,在U弯曲+密合弯曲试验中测定的极限间隔件厚度(ST)是表示碰撞时的汽车车身的钢板和构件的破裂难易度(用于不断裂地吸收冲击能量的耐冲击特性)的指标。

[0040] 另外,V弯曲+正交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弯曲+正交VDA弯曲试验中测定的载荷最大时的冲程(SFmax)是表示能量吸收构件的破裂难易度的指标。

[0041] 用于解决问题的方法

[0042] 为了解决上述问题,本发明人反复进行了深入研究,结果得到了以下见解。

[0043] (1)通过以规定的成分将回火马氏体的面积率控制为10.0%以上、降低与铁素体晶界接触的岛状硬质第二相(马氏体+残余奥氏体)、增加铁素体晶粒内的孤立的微细的岛状硬质第二相(马氏体+残余奥氏体)的比率,能够确保780MPa以上的TS。

[0044] (2)通过以规定的成分将回火马氏体的面积率控制为10.0%以上、降低与铁素体晶界接触的岛状硬质第二相(马氏体+残余奥氏体),能够确保高YS和YR。

[0045] (3)通过以规定的成分将铁素体的面积率控制为20.0%以上,能够提高(与作为冲压成形性的一种模式的拉伸成形性相关的)延展性。

[0046] (4)通过以规定的成分将新鲜马氏体的面积率控制为15.0%以下、将残余奥氏体的面积率控制为3.0%以下、将回火马氏体的面积率控制为10.0%以上、增加铁素体晶粒内的孤立的微细的岛状硬质第二相(马氏体+残余奥氏体)的比率,能够提高与作为冲压成形性的一种模式的拉伸凸缘性相关的扩孔性。

[0047] (5)通过以规定的成分将新鲜马氏体的面积率控制为15.0%以下、将残余奥氏体的面积率控制为3.0%以下、将回火马氏体的面积率控制为10.0%以上、增加铁素体晶粒内的孤立的微细的岛状硬质第二相(马氏体+残余奥氏体)的比率,能够提高作为冲压成形性的一种模式的弯曲性。

[0048] (6)通过以Si:0.75质量%以下和规定的成分将残余奥氏体的面积率控制为3.0%以下,能够控制由于在冲裁加工和冲压成形等一次加工时产生的残余奥氏体的加工诱导相变而生成的硬的新鲜马氏体的生成,并且能够在之后的试验中抑制空隙的生成和龟裂的扩展。而且,通过将回火马氏体的面积率控制为10.0%以上、增加铁素体晶粒内的孤立的微细的岛状硬质第二相(马氏体+残余奥氏体)的比率,能够提高作为碰撞时的汽车车身的钢板和构件的耐冲击特性的指标的、在模拟碰撞试验中的纵壁部的变形和断裂行为的U弯曲+密合弯曲试验中测定的极限间隔件厚度(ST)、在模拟碰撞试验中的弯曲棱线部的变形和断裂行为的V弯曲+正交VDA弯曲试验中测定的载荷最大时的冲程(SFmax)。

[0049] 本发明是基于上述见解而完成的。即,本发明的主旨构成如下。

[0050] [1]一种钢板,其是具有基底钢板的钢板,其中,

[0051] 所述基底钢板具有以质量%计含有C:0.030%以上且0.250%以下、Si:0.01%以上且0.75%以下、Mn:2.00%以上且小于3.50%、P:0.001%以上且0.100%以下、S:0.0200%以下、Al:0.010%以上且2.000%以下、N:0.0100%以下、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,并且

[0052] 具有以所述基底钢板的板厚1/4位置的组织计铁素体的面积率为20.0%以上且80.0%以下、新鲜马氏体的面积率为15.0%以下、残余奥氏体的面积率为3.0%以下、铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体与岛状残余奥氏体的面积率的合计除以钢板整体的新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的面积率的合计而得到的值为0.65以上、贝氏体和回火贝氏体的面积率为10.0%以下、回火马氏体的面积率为10.0%以上且70.0%以下、并且铁素体晶粒内的岛状

新鲜马氏体和岛状残余奥氏体的平均结晶粒径为 $2.0\mu\text{m}$ 以下的钢组织,

[0053] 所述基底钢板中所含的扩散性氢量为 0.50 质量ppm以下,

[0054] 所述钢板的拉伸强度为 780MPa 以上。

[0055] [2]根据上述[1]所述的钢板,其中,所述成分组成以质量%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% 以下中的至少一种元素。

[0056] [3]根据[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。

[0057] [4]根据上述[1]~[3]中任一项所述的钢板,其中,

[0058] 所述基底钢板在将从基底钢板表面起在板厚方向上为 $200\mu\text{m}$ 以下的区域作为表层时,

[0059] 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,

[0060] 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 $50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$ 的区域中测定 300 个点以上的纳米硬度时,

[0061] 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,

[0062] 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,

[0063] 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。

[0064] [5]根据上述[1]~[4]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。

[0065] [6]一种构件,其是使用上述[1]~[5]中任一项所述的钢板而形成的构件。

[0066] [7]一种钢板的制造方法,其包括:

[0067] 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在精轧温度: 820°C 以上的条件下实施热轧而得到热轧钢板;

[0068] 升温工序,其中,对该热轧工序后的钢板在 350°C 以上且 600°C 以下的温度范围内在平均加热速度: $7^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上的条件下进行升温;

[0069] 退火工序,其中,在退火温度: 750°C 以上且 900°C 以下、退火时间: 20 秒以上的条件下进行退火;

[0070] 第一冷却工序,其中,在该退火工序后在将从(所述退火温度 -30°C)至 650°C 的平均冷却速度设为 $7^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、将从 650°C 至 500°C 的平均冷却速度设为 $14^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下的条件下进行冷却;

[0071] 第二冷却工序,其中,在该第一冷却工序后对钢板在300°C以上且450°C以下的温度范围内赋予 $2.0\text{kgf}/\text{mm}^2$ 以上的张力,然后,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周的同时通过5道次以上,接着,冷却至250°C以下的冷却停止温度;以及

[0072] 再加热工序,其中,在该第二冷却工序后将钢板再加热至所述冷却停止温度以上且440°C以下的温度范围并保持20秒以上,

[0073] 或者,还包括对所述热轧工序后且所述升温工序前的钢板实施压下率为20%以上且80%以下的冷轧而得到冷轧钢板的冷轧工序。

[0074] [8]根据上述[7]所述的钢板的制造方法,其中,包括对所述第一冷却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。

[0075] [9]根据上述[7]或[8]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°C以上的气氛下进行。

[0076] [10]根据上述[7]~[9]中任一项所述的钢板的制造方法,其中,包括在所述热轧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。

[0077] [11]一种构件的制造方法,其包括对上述[1]~[5]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。

[0078] 发明效果

[0079] 根据本发明,能够得到拉伸强度TS为780MPa以上并且具有高屈服应力YS和屈服比YR、优良的冲压成形性(延展性、扩孔性和弯曲性)和碰撞时的耐断裂特性(弯曲断裂特性和轴压坏特性)的钢板。

[0080] 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冲压成形性和耐冲击特性,因此能够极有利地应用于汽车的骨架构件和冲击能量吸收构件等。

附图说明

[0081] 图1是本发明的SEM图像的一例(实施例的本发明例No.13)。

[0082] 图2(a)是用于说明实施例的U弯曲+密合弯曲试验中的U弯曲加工(一次弯曲加工)的图。图2(b)是用于说明实施例的U弯曲+密合弯曲试验中的密合弯曲加工(二次弯曲加工)的图。

[0083] 图3(a)是用于说明实施例的V弯曲+正交VDA弯曲试验中的V弯曲加工(一次弯曲加工)的图。图3(b)是用于说明实施例的V弯曲+正交VDA弯曲试验中的正交VDA弯曲加工(二次弯曲加工)的图。

[0084] 图4(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4(b)是图4(a)所示的试验用构件的立体图。图4(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

[0085] 基于以下的实施方式对本发明进行说明。

[0086] [1.钢板]

[0087] 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:0.030%以上且0.250%以下、Si:0.01%以上且0.75%以下、Mn:2.00%以上且小于3.50%、P:0.001%以上且0.100%以下、S:0.0200%以下、Al:0.010%以上且2.000%以下、N:0.0100%以下、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,并且具有以所述基底钢板的板厚1/4位置的组织计铁素体的面积率为20.0%以上且80.0%以下、新鲜马氏体的面积率为15.0%以下、残余奥氏体的面积率为3.0%以下、铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体与岛状残余奥氏体的面积率的合计除以钢板整体的新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的面积率的合计而得到的值为0.65以上、贝氏体和回火贝氏体的面积率为10.0%以下、回火马氏体的面积率为10.0%以上且70.0%以下、并且铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体和岛状残余奥氏体的平均结晶粒径为2.0 μm 以下的钢组织,基底钢板中所含的扩散性氢量为0.50质量ppm以下,所述钢板的拉伸强度为780MPa以上。

[0088] 钢板可以在该钢板的单面或双面上具有镀锌层作为最表层。具有镀锌层的钢板也可以是镀锌钢板。

[0089] 成分组成

[0090] 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。

[0091] C:0.030%以上0.250%以下

[0092] C是生成适当量的回火马氏体、贝氏体和回火贝氏体等、对用于确保780MPa以上的TS和高YS和高YR而言有效的元素。在此,C含量小于0.030%时,铁素体的面积率增加,难以使TS为780MPa以上。另外,还导致YS和YR的降低。

[0093] 另一方面,C含量大于0.250%时,新鲜马氏体的面积率增加,TS变得过高,E1降低。另外,新鲜马氏体的面积率增加,V弯曲试验的弯曲性降低,不能得到所期望的R/t(冲压成形性)。而且,残余奥氏体的面积率增加,在扩孔试验中钢板受到冲裁加工时、在U弯曲+密合弯曲试验中受到U弯曲加工时或者在V弯曲+正交VDA试验中受到V弯曲加工时,生成因残余奥氏体的加工诱导相变而生成的硬的新鲜马氏体,在之后的试验中发生空隙的生成和龟裂的扩展,不能得到所期望的 λ (冲压成形性)、ST(碰撞时的耐断裂特性)和SFmax(碰撞时的耐断裂特性)。因此,C含量设定为0.030%以上且0.250%以下。C含量优选为0.050%以上。另外,C含量优选为0.130%以下。

[0094] Si:0.01%以上且0.75%以下

[0095] Si促进退火中和退火后的冷却过程中的铁素体相变。即,Si是影响铁素体的面积率的元素。在此,Si含量小于0.01%时,铁素体的面积率减少,延展性降低。

[0096] 另一方面,Si含量大于0.75%时,残余奥氏体的体积率增加,在扩孔试验中钢板受到冲裁加工时、在U弯曲+密合弯曲试验中受到U弯曲加工时或者在V弯曲+正交VDA试验中受到V弯曲加工时,生成因残余奥氏体的加工诱导相变而生成的硬的新鲜马氏体,在之后的试验中发生空隙的生成和龟裂的扩展,不能得到所期望的 λ 、ST和SFmax。因此,Si含量设定为0.01%以上且0.75%以下。Si含量优选为0.10%以上。另外,Si含量优选为0.70%以下。

[0097] Mn:2.00%以上且小于3.50%

[0098] Mn是调整回火马氏体、贝氏体以及回火贝氏体等的面积率的元素。在此,Mn含量小于2.00%时,铁素体的面积率增加,难以使TS为780MPa以上。另外,还导致YS和YR的降低。

[0099] 另一方面,Mn含量为3.50%以上时,马氏体相变开始温度 M_s (以下也简称为 M_s 点或 M_s)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新鲜马氏体增加,在之后的再加热工序中上述新鲜马氏体不能充分地回火,新鲜马氏体的面积率增加,V弯曲试验的弯曲性降低,不能得到所期望的 R/t 。因此,Mn含量设定为2.00%以上且小于3.50%。Mn含量优选为2.30%以上。另外,Mn含量优选为3.00%以下。

[0100] P:0.001%以上且0.100%以下

[0101] 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。

[0102] 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V弯曲试验时,沿着原奥氏体晶界发生空隙的生成和龟裂的扩展,不能得到所期望的 R/t 。另外,在扩孔试验中钢板受到冲裁加工时、在U弯曲+密合弯曲试验中受到U弯曲加工时或者在V弯曲+正交VDA试验中受到V弯曲加工时,沿着原奥氏体晶界发生空隙的生成和龟裂的扩展,不能得到所期望的 λ 、ST和 SF_{max} 。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。

[0103] S:0.0200%以下

[0104] 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V弯曲试验时,以上述硫化物为起点发生空隙的生成和龟裂的扩展,不能得到所期望的 R/t 。另外,在扩孔试验中钢板受到冲裁加工时、在U弯曲+密合弯曲试验中受到U弯曲加工时或者在V弯曲+正交VDA试验中受到V弯曲加工时,以上述硫化物为起点发生空隙的生成和龟裂的扩展,不能得到所期望的 λ 、ST和 SF_{max} 。因此,S含量设定为0.0200%以下。S含量优选为0.0080%以下。

[0105] 需要说明的是,S含量的下限没有特别限制,但是由于生产技术上的限制,S含量优选设定为0.0001%以上。

[0106] Al:0.010%以上且2.000%以下

[0107] Al促进退火中和退火后的冷却过程中的铁素体相变。即,Al是影响铁素体的面积率的元素。在此,Al含量小于0.010%时,铁素体的面积率减少,延展性降低。

[0108] 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780MPa以上。另外,还导致YS和YR的降低。因此,Al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。

[0109] N:0.0100%以下

[0110] 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V弯曲试验时,以上述氮化物为起点发生空隙的生成和龟裂的扩展,不能得到所期望的 R/t 。另外,在扩孔试验中钢板受到冲裁加工时、在U弯曲+密合弯曲试验中受到U弯曲加工时或者在V弯曲+正交VDA试验中受到V弯曲加工时,以上述氮化物为起点发生空隙的生成和龟裂的扩展,不能得到所期望的 λ 、ST和 SF_{max} 。因此,N含量设定为0.0100%以下。另外,N含量优选为0.0050%以下。

[0111] 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。

[0112] 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。

[0113] 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。

[0114] 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

[0115] Nb:0.200%以下

[0116] 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、YS和YR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。

[0117] 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、V弯曲试验时、U弯曲+密合弯曲试验时或V弯曲+正交VDA弯曲试验时成为空隙和龟裂的起点,因此存在不能得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax的情况。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。

[0118] Ti:0.200%以下

[0119] 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、YS和YR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。

[0120] 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、夹杂物在扩孔试验时、V弯曲试验时、U弯曲+密合弯曲试验时或V弯曲+正交VDA弯曲试验时成为空隙和龟裂的起点,因此存在不能得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax的情况。因此,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。

[0121] V:0.200%以下

[0122] 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。

[0123] 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、V弯曲试验时、U弯曲+密合弯曲试验时或V弯曲+正交VDA弯曲试验时成为空隙和龟裂的起点,因此存在不能得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax的情况。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,在扩孔试验时、V弯曲试验时、U弯曲+密合弯曲试验时或V弯曲+正交VDA弯曲试验时,上述内部裂纹成为龟裂的起点,因此存在不能得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax的情况。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。

[0128] Cr:1.000%以下

[0129] Cr是使淬透性提高的元素,因此,通过添加Cr,生成适当量的回火马氏体,因此使TS、YS和YR提高。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。

[0130] Cr进一步优选为0.030%以上,进一步更优选为0.050%以上。

[0131] 另一方面,Cr含量大于1.000%时,新鲜马氏体的面积率增加,扩孔性、V弯曲试验的弯曲性降低,存在不能得到所期望的 λ 和R/t的情况。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。

[0132] Ni:1.000%以下

[0133] 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,因此使TS、YS和YR提高。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。

[0134] 另一方面,Ni含量大于1.000%时,新鲜马氏体的面积率增加,扩孔性、V弯曲试验的弯曲性降低,存在不能得到所期望的 λ 和R/t的情况。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。

[0135] Ni含量进一步优选为0.600%以下,进一步更优选为0.400%以下。

[0136] Mo:1.000%以下

[0137] 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,因此使TS、YS和YR提高。为了得到这样的效果,Mo含量优选设定为0.010%以上。Mo含量更优选为0.030%以上。

[0138] 另一方面,Mo含量大于1.000%时,新鲜马氏体的面积率增加,扩孔性、V弯曲试验的弯曲性降低,存在不能得到所期望的 λ 和R/t的情况。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。

[0139] Sb:0.200%以下

[0140] 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,存在难以将TS设定为780MPa以上的情况。另外,还存在导致YS降低的可能性。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。

[0141] 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 λ 、R/t、ST和SFmax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。

[0142] Sn:0.200%以下

[0143] 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,存在难以将TS设定为780MPa以上的情况。另外,还存在导致YS降低的可能性。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。

[0144] 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 λ 、R/t、ST和SFmax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。

[0145] Cu:1.000%以下

[0146] 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,因此使TS、YS和YR提高。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。

[0147] 另一方面,Cu含量大于1.000%时,存在新鲜马氏体的面积率过度增加的情况。另外,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,过度生成的新鲜马氏体和粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验时、V弯曲试验时、U弯曲+密合弯曲试验时或V弯曲+正交VDA弯曲试验时成为空隙和龟裂的起点,因此存在不能得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax的情况。因此,在含有Cu的情况下,Cu含量优选设定为1.000%以下。Cu的含量更优选为0.200%以下。

[0148] Ta:0.100%以下

[0149] 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、YS和YR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。

[0150] 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,过于粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验时、V弯曲试验时、U弯曲+密合弯曲试验时或V弯曲+正交VDA弯曲试验时成为空隙和龟裂的起点,因此存在不能得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax的情况。因此,在含有Ta的情况下,Ta含量优选为0.100%以下。

[0151] Ta含量进一步优选为0.090%以下,进一步更优选为0.080%以下。

[0152] W:0.500%以下

[0153] 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,因此使TS、YS和YR提高。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。

[0154] 另一方面,W含量大于0.500%时,新鲜马氏体的面积率增加,扩孔性、V弯曲试验的弯曲性降低,存在不能得到所期望的 λ 和R/t的情况。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。

[0155] Mg:0.0200%以下

[0156] Mg是对用于使硫化物、氧化物等夹杂物的形状球状化、使钢板的扩孔性和弯曲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。

[0157] 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,过于粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验时、V弯曲试验时、U弯曲+密合弯曲试验时或V弯曲+正交VDA弯曲试验时成为空隙和龟裂的起点,因此存在不能得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax的情况。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。

[0158] Zn:0.0200%以下

[0159] Zn是对用于使夹杂物的形状球状化、使钢板的扩孔性和弯曲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。

[0160] 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,过于粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验时、V弯曲试验时、U弯曲+密合弯曲试验时或V弯曲+正交VDA弯曲试验时成为空隙和龟裂的起点,因此存在不能得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax的情况。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。

[0161] Co:0.0200%以下

[0162] Co与Zn同样是对用于使夹杂物的形状球状化、使钢板的扩孔性和弯曲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。

[0163] 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,过于粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验时、V弯曲试验时、U弯曲+密合弯曲试验时或V弯曲+正交VDA弯曲试验时成为空隙和龟裂的起点,因此存在不能得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax的情况。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。

[0164] Zr:0.1000%以下

[0165] Zr与Zn和Co同样是对用于使夹杂物的形状球状化、使钢板的扩孔性和弯曲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,在这样的情况下,过于粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验时、V弯曲试验时、U弯曲+密合弯曲试验时和V弯曲+正交VDA弯曲试验时成为空隙和龟裂的起点,因此存在不能得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax的情况。因此,在含有Zr的情况下,Zr含量优选设定为0.1000%以下。

[0166] Zr含量更优选为0.0300%以下,进一步优选为0.0100%以下。

[0167] Ca:0.0200%以下

[0168] 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,过于粗大的析出物、夹杂物在扩孔试验时、V弯曲试验

时、U弯曲+密合弯曲试验时或V弯曲+正交VDA弯曲试验时成为空隙和龟裂的起点,因此存在不能得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax的情况。因此,在含有Ca的情况下,Ca含量优选设定为0.0200%以下。Ca含量优选为0.0020%以下。Ca含量更优选为0.0019%以下,进一步优选为0.0018%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。

[0169] 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

[0170] Se、Te、Ge、As、Sr、Cs、Hf、Pb、Bi和REM均为对用于使钢板的扩孔性和弯曲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。

[0171] 另一方面,Se、Te、Ge、Sr、Cs、Hf、Pb、Bi和REM的含量分别大于0.0200%时、或者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、V弯曲试验、U弯曲+密合弯曲试验或V弯曲+正交VDA弯曲试验时成为空隙和龟裂的起点,因此存在不能得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax的情况。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。

[0172] 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。

[0173] 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。

[0174] 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。

[0175] 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。

[0176] 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。

[0177] 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。

[0178] 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。

[0179] 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。

[0180] 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。

[0181] 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。

[0182] 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。

[0183] 作为REM,没有特别限制,但优选为Sc、Y、Ce、La。

[0184] 钢组织

[0185] 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。

[0186] 铁素体的面积率:20.0%以上且80.0%以下

[0187] 软质的铁素体是使延展性提高的相。而且是对用于在晶粒内生成孤立的岛状新鲜马氏体、孤立的岛状残余奥氏体、抑制空隙的连接和龟裂的扩展而言必要的相。为了兼顾所期望的延展性与良好的 λ 、R/t、ST和SFmax,铁素体的面积率设定为20.0%以上。另一方面,铁素体的面积率过度增加时,难以使TS为780MPa以上。另外,还导致YS和YR的降低。因此,铁素体的面积率设定为80.0%以下。另外,铁素体的面积率优选为30.0%以上。

[0188] 新鲜马氏体的面积率:15.0%以下(包括0.0%)

[0189] 在本发明中,新鲜马氏体的面积率过度增加时,在扩孔试验的扩孔加工时或V弯曲试验的弯曲加工时,新鲜马氏体成为空隙生成起点,因此不能得到所期望的 λ 和R/t。因此,新鲜马氏体的面积率设定为15.0%以下。另外,新鲜马氏体的面积率优选为10.0%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,可以为0.0%。这里所述的新鲜马氏体是淬火状态的(未经过回火的)马氏体。另外,这里所述的新鲜马氏体中还包括后述的铁素体晶粒内的(孤立的)岛状新鲜马氏体。

[0190] 残余奥氏体的面积率:3.0%以下(包括0.0%)

[0191] 在本发明中,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、在U弯曲+密合弯曲试验中受到U弯曲加工时或者在V弯曲+正交VDA试验中受到V弯曲加工时,生成因残余奥氏体的加工诱导相变而生成的硬的新鲜马氏体,在之后的试验中发生空隙的生成和龟裂的扩展,不能得到所期望的 λ 、ST和SFmax。因此,将残余奥氏体的面积率设定为3.0%以下。残余奥氏体的面积率优选为2.5%以下,更优选为2.0%以下。残余奥氏体的面积率的下限没有特别限制,但优选为0.1%以上,更优选为0.2%以上。

[0192] 这里所述的残余奥氏体中还包括后述的铁素体晶粒内的(孤立的)岛状残余奥氏体。

[0193] 在此,在后述的制造方法中的第二冷却工序时,在300°C以上且450°C以下的温度范围内对钢板赋予2.0kgf/mm²以上的张力,然后,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周的同时使钢板通过5道次以上,由此,未相变奥氏体发生加工诱导相变而变为新鲜马氏体,在之后的再加热工序中对上述新鲜马氏体进行回火,最终控制为新鲜马氏体的面积率为15.0%以下、残余奥氏体的体积率为3.0%以下,由此能够确保所期望的回火马氏体的面积率。

[0194] 铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体与岛状残余奥氏体的面积率的合计除以钢板整体的新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的面积率的合计而得到的值:0.65以上

[0195] 在本发明中,如图1所示,铁素体(F)晶粒内的孤立的岛状新鲜马氏体(M')和孤立的岛状残余奥氏体(RA')比存在于铁素体晶界的回火马氏体(TM)和硬质第二相(新鲜马氏体(M)+残余奥氏体(RA))更微细,虽然能够成为空隙的生成位置,但是是不容易参与空隙的连接、龟裂的扩展的组织,是在确保780MPa以上的TS的同时得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax的必要组织。因此,将铁素体晶粒内的孤立的岛状新鲜马氏体与孤立的岛状残余奥氏体的

面积率的合计除以新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的面积率的合计而得到的值 ($(M' + RA') / (M + RA)$) 设定为0.65以上。

[0196] 需要说明的是,在本发明中,铁素体晶粒内的孤立的岛状新鲜马氏体与孤立的岛状残余奥氏体的面积率的合计除以新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的面积率的合计而得到的值可以设定为铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体与岛状残余奥氏体的面积率的合计除以钢板整体的新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的面积率的合计而得到的值。即,在本发明中,将铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体与岛状残余奥氏体的面积率的合计除以钢板整体的新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的面积率的合计而得到的值设定为0.65以上。

[0197] 另外,铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体与岛状残余奥氏体的面积率的合计除以钢板整体的新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的面积率的合计而得到的值优选为0.70以上。

[0198] 铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体与岛状残余奥氏体的面积率的合计除以钢板整体的新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的体积率的合计而得到的值的上限没有特别限制,但该值优选设定为0.94以下,更优选设定为0.92以下。

[0199] 贝氏体和回火贝氏体的面积率:10.0%以下(包括0.0%)

[0200] 在第一冷却工序中生成的贝氏体、在再加热工序中生成的上述贝氏体经过回火而得到的回火贝氏体的面积率过度增加时,不能得到所期望的回火马氏体的面积率,难以确保780MPa以上的TS。因此,贝氏体和回火贝氏体的面积率(B+BT)设定为10.0%以下。另外,贝氏体和回火贝氏体的面积率优选为8.0%以下。贝氏体和回火贝氏体的面积率可以为0.0%。

[0201] 回火马氏体的面积率:10.0%以上且70.0%以下

[0202] 存在于铁素体晶界的硬质第二相(新鲜马氏体+残余奥氏体)是在冲压成形时和碰撞时助长空隙的生成和龟裂的扩展的组织。另一方面,回火马氏体是通过如下方式得到的、大部分存在于铁素体晶界的组织:在后述的制造方法中的第二冷却工序时,在300°C以上且450°C以下的温度范围内对钢板赋予2.0kgf/mm²以上的张力,然后,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周的同时通过5道次以上,由此,未相变奥氏体发生加工诱导相变而变为新鲜马氏体,在之后的再加热工序中对上述新鲜马氏体进行回火。上述回火马氏体是得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax的必要组织。因此,回火马氏体的面积率设定为10.0%以上。回火马氏体的面积率优选为20.0%以上。

[0203] 另一方面,回火马氏体的面积率过度增加时,不能得到所期望的铁素体的面积率,不能确保所期望的延展性。因此,回火马氏体的面积率设定为70.0%以下。回火马氏体的面积率优选为60.0%以下。

[0204] 铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体和岛状残余奥氏体的平均结晶粒径:2.0 μ m以下

[0205] 在本发明中,铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体和岛状残余奥氏体的平均结晶粒径小时,能够确保780MPa以上的TS并且能够进一步抑制空隙的生成,能够得到更加良好的 λ 、R/t、ST和SFmax。因此,将铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体和岛状残余奥氏体($M' + RA'$)的平均结晶粒径设定为2.0 μ m以下。需要说明的是,铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体和岛状残余奥氏体的平均结晶粒径优选为1.0 μ m以下。

[0206] 下限没有特别限制,但铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体和岛状残余奥氏体的平均结晶粒径优选为0.1 μ m以上,更优选为0.2 μ m以上。

[0207] 需要说明的是,除了上述铁素体、新鲜马氏体、残余奥氏体、贝氏体、回火贝氏体、

回火马氏体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%。

[0208] 作为剩余组织,没有特别限制,例如可以列举:珠光体、渗碳体等碳化物、未再结晶铁素体。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。

[0209] 在此,关于铁素体、贝氏体、回火贝氏体、回火马氏体和硬质第二相(新鲜马氏体+残余奥氏体)的面积率,在基底钢板的板厚1/4位置处如下测定。

[0210] 即,以使与钢板的轧制方向平行的板厚截面(L截面)成为观察面的方式切出试样。接着,对试样的观察面实施利用金刚石研磨膏的研磨,接着,使用氧化铝实施精研磨。接着,利用3体积%硝酸乙醇溶液对试样的观察面进行蚀刻而使组织露出。接着,将钢板的板厚的1/4位置作为观察位置,利用SEM以倍率:3000倍观察5个视场。根据所得到的组织图像,使用Adobe Systems公司的Adobe Photoshop,计算5个视场的用各构成组织(铁素体、贝氏体、回火贝氏体、回火马氏体和硬质第二相(新鲜马氏体+残余奥氏体))的面积除以测定面积而得到的面积率,将这些值平均后作为各组织的面积率。

[0211] 铁素体:呈黑色的区域,形态为块状。并且,几乎没有内包碳化物。另外,铁素体晶粒内的孤立的岛状新鲜马氏体和孤立的岛状残余奥氏体不包括在铁素体的面积率中。

[0212] 贝氏体和回火贝氏体:呈现从黑色到深灰色的区域,形态为块状、无定形等。并且,内包较少的碳化物。

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

[0214] 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,没有内包碳化物。

[0215] 碳化物:呈白色的区域,形态为点状、线状。内包在贝氏体、回火贝氏体和回火马氏体中。

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

[0217] 由在上述的组织分率测定中使用的SEM图像,用铁素体晶粒内的孤立的岛状新鲜马氏体与孤立的岛状残余奥氏体的面积的合计除以铁素体晶粒内的孤立的岛状新鲜马氏体和孤立的岛状残余奥氏体的个数而求出平均面积,用上述平均面积除以圆周率 π ,将其平方根乘以2,将由此而得到的等效圆直径作为平均结晶粒径。

[0218] 需要说明的是,关于1个铁素体晶粒内的孤立的岛状新鲜马氏体或孤立的岛状残余奥氏体,将在SEM图像中外周被铁素体包围、无中断地一体形成的岛状的区域作为1个来进行测定。

[0219] 另外,残余奥氏体的面积率如下测定。

[0220] 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 $\text{MoK}\alpha$ 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。

[0221] 另外,新鲜马氏体的面积率通过从如上求出的硬质第二相的面积率中减去残余奥

氏体的面积率而求出。

[0222] [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(%)]

[0223] 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、贝氏体和回火贝氏体的面积率、回火马氏体的面积率、硬质第二相的面积率而求出。

[0224] [剩余组织的面积率(%)] $=100.0 - [铁素体的面积率(%)] - [贝氏体和回火贝氏体的面积率(%)] - [回火马氏体的面积率(%)] - [硬质第二相的面积率(%)]$

[0225] 基底钢板中所含的(钢中的)扩散性氢量:0.50质量ppm以下

[0226] 在钢板中的扩散性氢量大于0.50质量ppm时,不能得到所期望的 λ 、R/t、ST和SFmax。

[0227] 需要说明的是,钢板中的扩散性氢量优选设定为0.25质量ppm以下。另外,钢板中的扩散性氢量的下限没有特别限制,但是由于生产技术上的限制,钢板中的扩散性氢量优选设定为0.01质量ppm以上。

[0228] 需要说明的是,测定扩散性氢量的基底钢板除了可以是镀覆处理前的高强度钢板以外,还可以是在镀锌处理后且加工前的高强度镀锌钢板的基底钢板。另外,可以在镀锌处理后实施了冲裁加工和延伸凸缘成形等加工的钢板的基底钢板,也可以是进一步对加工后的钢板进行焊接而制造的制品的基底部分。

[0229] 在此,钢板中的扩散性氢量的测定方法如下。裁取长度为30mm、宽度为5mm的试验片,在钢板上形成有镀锌层的情况下,用碱除去热镀锌层或合金化热镀锌层。然后,通过热脱附分析法测定从试验片释放的氢量。具体而言,以升温速度200°C/小时从室温(-5~55°C)连续加热至300°C,然后冷却至室温,测定在从室温至210°C的范围内从试验片释放的累计氢量,作为钢板中的扩散性氢量。扩散性氢量的测定优选在钢板的制造完成后进行。需要说明的是,氢量的测定更优选在钢板的制造完成后1周以内进行。需要说明的是,室温在考虑了在世界各国的生产的情况下设定为在当地1年内的气温变化的范围内。通常,优选在10~50°C的范围内。

[0230] 表层软质层

[0231] 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。

[0232] 在此,表层软质层形成在板厚方向上距基底钢板表面为200 μm 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150 μm 以下、更优选为120 μm 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,但优选为8 μm 以上,更优选大于17 μm 。另外,表层软质层优选为30 μm 以上,更优选为40 μm 以上。

[0233] 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)。

[0234] 维氏硬度基于JIS Z 2244-1(2020)将载荷设为10gf来进行测定。

[0235] 表层软质层的纳米硬度

[0236] 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 $50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$ 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

[0237] 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 $50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$ 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,能够得到优良的优良的R/t和SFmax。

[0238] 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

[0239] 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。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,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和SFmax。

[0240] 另外,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。

[0241] 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。

[0242] 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。

[0243] 首先,在形成有镀层的情况下,在剥离镀层后,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的位置- $5\mu\text{m}$ 的位置为止,实施利用金刚石和氧化铝的抛光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,进一步实施胶态二氧化硅研磨。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。

[0244] 使用Hysitron公司的tribo-950,利用berkovich(玻氏)形状的金金刚石压头,在载荷:500 μ N、测定区域:50 μ m \times 50 μ m、打点间隔:2 μ m的条件下测定纳米硬度。

[0245] 另外,实施机械研磨、实施利用金刚石和氧化铝的抛光、进一步实施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。然后,使用Hysitron公司的tribo-950,利用berkovich形状的金金刚石压头,在载荷:500 μ N、测定区域:50 μ m \times 50 μ m、打点间隔:2 μ m的条件下测定纳米硬度。

[0246] 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。

[0247] 例如,在表层软质层厚度为100 μ m的情况下,1/4位置为距表层软质层的表面25 μ m的位置,1/2位置为距表层软质层的表面50 μ m的位置。在该25 μ m的位置处测定300个点以上的纳米硬度,另外,在50 μ m的位置处也测定300个点以上的纳米硬度。

[0248] 金属镀层(第一镀层)

[0249] 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。

[0250] 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。

[0251] 在本发明中,通过将露点设为高于-20 $^{\circ}$ C,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,即使露点为-20 $^{\circ}$ C以下、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。

[0252] 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。

[0253] Fe系电镀层的附着量设定为大于0g/m²,优选设定为2.0g/m²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/m²以下。Fe系电镀层的附着量优选设定为50g/m²以下,更优选设定为40g/m²以下,进一步优选设定为30g/m²以下。

[0254] Fe系电镀层的附着量如下测定。从Fe系电镀钢板上截取10 \times 15mm尺寸样品,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。

[0255] 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,但优选设定为含有合计为10质量%以下的选自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。

[0256] 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。

[0257] 拉伸强度(TS):780MPa以上

[0258] 依据本发明的一个实施方式的钢板的拉伸强度为780MPa以上。

[0259] 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)、屈服比(YR)、总伸长率(E1)、极限扩孔率(λ)、U弯曲+密合弯曲试验中的极限间隔件厚度(ST)和V弯曲+正交VDA弯曲试验中的载荷最大时的冲程(SFmax)的基准值、以及轴压坏试验中是否有断裂(外观裂纹),如上所述。

[0260] 另外,拉伸强度(TS)、屈服应力(YS)、屈服比(YR)和总伸长率(E1)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。极限间隔件厚度(ST)通过实施例中后述的U弯曲+密合弯曲试验进行测定。V弯曲+正交VDA弯曲试验中的载荷最大时的冲程(SFmax)通过实施例中后述的V弯曲+正交VDA弯曲试验进行测定。轴压坏试验中是否有断裂(外观裂纹)通过实施例中后述的轴压坏试验进行测定。

[0261] 锌镀层(第二镀层)

[0262] 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。具有锌镀层的钢板可以为镀锌钢板。

[0263] 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、铝镀层等),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、铝镀层等))。

[0264] 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。

[0265] 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。

[0266] 另外,合金化热镀锌层优选例如由20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。

[0267] 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/m²以上。另外,锌镀层的每单面的镀层附着量优选设定为80g/m²以下。

[0268] 需要说明的是,锌镀层的镀层附着量如下测定。

[0269] 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)。

[0270] 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。

[0271] 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。

[0272] 另外,钢板的板厚优选为3.5mm以下。板厚更优选为2.3mm以下。

[0273] 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。

[0274] [2.钢板的制造方法]

[0275] 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。

[0276] 本发明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在精轧温度:820°C以上的条件下实施热轧而得到热轧钢板;升温工序,其中,对该热轧工序后的钢板在350°C以上且600°C以下的温度范围内在平均加热速度7°C/秒以上的条件下进行升温;退火工序,其中,在退火温度:750°C以上且900°C以下、退火时间:20秒以上的条件下进行退火;第一冷却工序,其中,在退火工序后在将从(退火温度-30°C)至650°C的平均冷却速度设为7°C/秒以上、将从650°C至500°C的平均冷却速度设为14°C/秒以下的条件下进行冷却;第二冷却工序,其中,在第一冷却工序后对钢板在300°C以上且450°C以下的温度范围内赋予2.0kgf/mm²以上的张力,然后,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周的同时通过5道次以上,接着,冷却至250°C以下的冷却停止温度;以及再加热工序,其中,在第二冷却工序后将钢板再加热至冷却停止温度以上且440°C以下的温度范围并保持20秒以上,或者,还包括对热轧工序后且升温工序前的钢板实施压下率为20%以上且80%以下的冷轧而得到冷轧钢板的冷轧工序。

[0277] 在本发明中,钢原材(钢坯)的熔炼方法没有特别限制,转炉、电炉等公知的熔炼方法中的任一方法都合适。另外,为了防止宏观偏析,钢坯(钢坯)优选通过连续铸造法制造,但也可以通过铸锭法、薄板坯铸造法等制造。另外,除了在制造钢坯后暂时冷却至室温、然后再次加热的现有方法以外,还可以没有问题地应用不冷却至室温而以温片的状态直接装入加热炉或者在进行微小的保热后立即进行轧制的直送轧制、直接轧制等节能工艺。

[0278] (热轧工序)

[0279] 在加热钢坯时,从碳化物的熔化、轧制载荷的降低的观点出发,优选将钢坯加热温度设定为1100°C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°C以下。

[0280] 需要说明的是,钢坯加热温度为钢坯表面的温度。另外,钢坯在通常的条件下通过粗轧而被制成薄板坯,但是在降低加热温度的情况下,从防止热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。

[0281] 精轧温度:820°C以上

[0282] 精轧使轧制载荷的增大、奥氏体的未再结晶状态下的压下率变高、沿轧制方向伸长的异常的组织发达,结果使最终材料的延展性、扩孔性和弯曲性降低。因此,精轧温度设

定为820°C以上。精轧温度优选为830°C以上,更优选为850°C以上。另外,精轧温度优选为1080°C以下,更优选为1050°C以下。

[0283] 另外,关于热轧后的卷取温度,没有特别限制,但需要考虑降低最终材料的延展性、扩孔性和弯曲性的情况。因此,热轧后的卷取温度优选设定为300°C以上。另外,热轧后的卷取温度优选设定为700°C以下。

[0284] 需要说明的是,可以在热轧时将粗轧板彼此接合并连续地进行精轧。另外,也可以对粗轧板暂时进行卷取。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、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。另外,润滑轧制时的摩擦系数优选设定为0.25以下。

[0285] (酸洗工序)

[0286] 可以对如上制造的热轧钢板进行酸洗。由于酸洗能够除去钢板表面的氧化物,因此可以为了确保作为最终制品的高强度钢板的良好化学转化处理性、镀层品质而进行。另外,酸洗可以是一次,也可以分成多次。

[0287] (冷轧工序)

[0288] 根据需要对如上得到的热轧后酸洗处理板或热轧钢板实施冷轧。在实施冷轧的情况下,可以在热轧后对酸洗处理板直接实施冷轧,也可以在实施热处理后实施冷轧。另外,也可以任选地对冷轧后得到的冷轧钢板实施酸洗。

[0289] 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。

[0290] 根据需要,冷轧的压下率:20%以上且80%以下

[0291] 在实施冷轧的情况下,冷轧的压下率(累计压下率)没有特别限制,但优选设定为20%以上且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。因此,冷轧的压下率优选设定为20%以上。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。因此,冷轧的压下率优选设定为80%以下。

[0292] (镀金属(电镀金属、第一镀覆)工序)

[0293] 在本发明的一个实施方式中,可以包括对热轧工序后(在实施冷轧的情况下为冷轧工序后)且升温工序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。

[0294] 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)。

[0295] 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。

[0296] 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。

[0297] 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系电镀层为例进行说明,但是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。

[0298] 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。

[0299] 另外,在Fe系电镀浴中可以含有Fe离子和选自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。

[0300] 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°C 以上,优选为 85°C 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 $10\text{A}/\text{dm}^2$ 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 $150\text{A}/\text{dm}^2$ 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。

[0301] 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)等时,优选1~20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。

[0302] (升温工序)

[0303] 在本发明的一个实施方式中,包括在热轧工序后(在实施冷轧的情况下为在冷轧工序后,在实施形成金属镀层(第一镀层)的镀金属的情况下为在镀金属工序后,在实施冷轧和镀金属的情况下为镀金属工序后)对钢板在 350°C 以上且 600°C 以下的温度范围内在平均加热速度 $7^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上的条件下进行升温的升温工序。

[0304] 350°C 以上且 600°C 以下的温度范围内的平均加热速度: $7^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上

[0305] 在本发明中,通过提高在 350°C 以上且 600°C 以下的温度范围内的平均加热速度,使铁素体晶粒内的孤立的微细的岛状硬质第二相(马氏体+残余奥氏体)的比率增加,由此,能够提高 λ 、 R/t 、 ST 和 SF_{max} 。因此, 350°C 以上且 600°C 以下的温度范围内的平均加热速度设定为 $7^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上。优选设定为 $9^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上。

[0306] 关于上限,没有特别限制,但 350°C 以上且 600°C 以下的温度范围内的平均加热速度优选设定为 $100^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下,更优选设定为 $90^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下。

[0307] 在此,平均加热速度($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)可以通过(加热结束温度($^{\circ}\text{C}$)-加热开始温度($^{\circ}\text{C}$))/加热时间(s)计算。

[0308] (退火工序)

[0309] 在本发明的一个实施方式中,包括在升温工序后在退火温度: 750°C 以上且 900°C 以下、退火时间:20秒以上的条件下进行退火的退火工序。

[0310] 退火温度: 750°C 以上且 900°C 以下

[0311] 退火温度低于 750°C 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,不能得到所期望的TS、YS和YR。

[0312] 另一方面,退火温度高于 900°C 时,不能得到20.0%以上的铁素体的面积率,延展性降低。

[0313] 因此,退火温度设定为 750°C 以上且 900°C 以下。退火温度优选为 880°C 以下。需要说明的是,退火温度是退火工序中的最高到达温度。

[0314] 退火时间:20秒以上

[0315] 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,不能得到TS、YS和YR。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。

[0316] 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为300秒以下,进一步更优选为220秒以下。

[0317] 需要说明的是,退火时间是指在(退火温度- 40°C)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°C)以上且退火温度以下的温度范围内的停留时间。

[0318] 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,优选为1次。

[0319] 退火工序的气氛(退火气氛)的露点: -30°C 以上

[0320] 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°C 以上。通过将退火工序中的退火气氛的露点设定为 -30°C 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°C 以上,进一步优选高于 -20°C ,进一步更优选为 -15°C 以上,最优选为 -5°C 以上。

[0321] 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°C 以下。退火工序的退火气氛的露点更优选设定为 25°C 以下,进一步优选设定为 20°C 以下。

[0322] (第一冷却工序)

[0323] 本发明中包括第一冷却工序,其中,在退火工序后在将从(退火温度- 30°C)至 650°C 的平均冷却速度设为 $7^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上、将从 650°C 至 500°C 的平均冷却速度设为 $14^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下的条件下进行冷却。

[0324] 从(退火温度- 30°C)至 650°C 的平均冷却速度: $7^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上

[0325] 在本发明中,在 650°C 以上的高温区域内快速冷却时,微细的奥氏体残留在铁素体晶界,最终铁素体晶粒内的孤立的微细的岛状硬质第二相(马氏体+残余奥氏体)的比率增

加。因此,从(退火温度-30°C)至650°C的平均冷却速度设为7°C/秒以上。从(退火温度-30°C)至650°C的平均冷却速度优选为9°C/秒以上。

[0326] 从(退火温度-30°C)至650°C的平均冷却速度优选为80°C/秒以下,更优选为60°C/秒以下。平均冷却速度进一步优选为30°C/秒以下,进一步更优选为18°C/秒以下。

[0327] 在此,平均冷却速度(°C/s)可以通过(退火温度(°C)-30(°C)-650(°C))/冷却时间(s)计算。

[0328] 从650°C至500°C的平均冷却速度:14°C/秒以下

[0329] 在本发明中,在650°C以下的中温区域内缓慢冷却时,铁素体晶界的微细奥氏体与具有接近的取向的邻接的铁素体合体后,成为一个铁素体晶粒,以孤立的微细的岛状奥氏体的形式残留在该铁素体晶粒内,最终铁素体晶粒内的孤立的微细的岛状硬质第二相(马氏体+残余奥氏体)的比率增加。因此,从650°C至500°C(第一冷却停止温度)的平均冷却速度为14°C/秒以下,优选为12°C/秒以下。从650°C至500°C的平均冷却速度优选为1°C/秒以上,更优选为2°C/秒以上。

[0330] 在此,平均冷却速度(°C/s)可以通过(650(°C)-500(°C))/冷却时间(s)计算。

[0331] (镀锌工序(第二镀覆工序))

[0332] 在本发明中,可以在第一冷却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。

[0333] 作为镀锌处理,例如可以列举热镀锌处理、合金化镀锌处理。

[0334] 在热镀锌处理的情况下,优选使钢板浸渍在440°C以上且500°C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。

[0335] 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后将热镀锌钢板加热到450°C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°C以下。

[0336] 合金化温度低于450°C时,Zn-Fe合金化速度变慢,存在合金化变得困难的情况。另一方面,合金化温度高于600°C时,未相变奥氏体向珠光体相变,难以使TS为780MPa以上。需要说明的是,合金化温度更优选为500°C以上,进一步优选为510°C以上。另外,合金化温度更优选为570°C以下。

[0337] 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/m²以上。另外,锌镀层的每单面的镀层附着量优选设定为80g/m²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。

[0338] (第二冷却工序)

[0339] 本发明中包括第二冷却工序,其中,在第一冷却工序后(在经过镀锌工序的情况下为镀锌工序后),对钢板在300°C以上且450°C以下的温度范围内赋予2.0kgf/mm²以上的张力,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周的同时通过5道次以上,接着,冷却至250°C以下的冷却停止温度(第二冷却停止温度)。

[0340] 在300°C以上且450°C以下的温度范围内赋予的张力:2.0kgf/mm²以上

[0341] 在本发明中,通过如上对钢板赋予一次以上2.0kgf/mm²以上的张力,奥氏体的大

部分由于加工(应力、应变)诱导相变而变为马氏体,然后,在再加热工序中经过回火,因此,能够降低最终组织的新鲜马氏体的面积率,并且能够确保适当量的回火马氏体。另外,能够降低刚进行第二冷却工序后的奥氏体的量,能够降低最终组织的残余奥氏体的体积率。其结果是,能够得到所期望的 λ 、 R/t 、 ST 和 SF_{max} 。

[0342] 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))(mm²)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。

[0343] 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。

[0344] 另外,该张力优选为2.2kgf/mm²以上,更优选为2.4kgf/mm²以上。另外,该张力优选为15.0kgf/mm²以下,更优选为10.0kgf/mm²以下。该张力进一步优选为7.0kgf/mm²以下,进一步更优选为4.0kgf/mm²以下。

[0345] 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周的同时通过的道次数:5道次以上

[0346] 在本发明中,通过在使钢板每1道次与直径为500mm以上且1500mm以下的轧辊接触轧辊的1/4周的同时使钢板通过5道次以上,奥氏体的大部分由于加工(应力、应变)诱导相变而变为马氏体,然后,在再加热工序中经过回火,因此,能够降低最终组织的新鲜马氏体的面积率,并且能够确保适当量的回火马氏体。另外,能够降低刚进行第二冷却工序后的奥氏体的量,能够降低最终组织的残余奥氏体的体积率。其结果是,能够得到所期望的 λ 、 R/t 、 ST 和 SF_{max} 。

[0347] 该道次数优选为6道次以上,更优选为7道次以上。

[0348] 上限没有特别限制,但该道次数优选为10道次以下,更优选为9道次以下。

[0349] 冷却停止温度:250°C以下

[0350] 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。通过将冷却停止温度(第二冷却停止温度)设定为250°C以下,适当量的奥氏体相变为马氏体,然后,在再加热工序中经过回火,因此,能够降低最终组织的新鲜马氏体的面积率,并且能够确保适当量的回火马氏体。另外,能够降低刚进行第二冷却工序后的奥氏体的量,能够降低最终组织的残余奥氏体的体积率。其结果是,能够得到所期望的 λ 、 R/t 、 ST 和 SF_{max} 。需要说明的是,从防止表面的氧化的观点出发,优选冷却至200°C以下。下限没有特别限制,但优选设定为室温(-5°C以上且55°C以下)。平均冷却速度例如优选设定为1°C/秒以上。另外,平均冷却速度优选设定为50°C/秒以下。在此,平均冷却速度(°C/s)可以通过(冷却开始温度(°C)-冷却停止温度(°C))/冷却时间(s)计算。

[0351] (再加热工序)

[0352] 在第二冷却工序后,作为再加热工序,将钢板再加热至上述冷却停止温度(第二冷却停止温度)以上且440°C以下的温度范围并保持20秒以上。

[0353] 再加热温度:上述冷却停止温度(第二冷却停止温度)以上且440°C以下的温度范围

[0354] 再加热保持时间:20秒以上

[0355] 在本发明中,通过再加热至冷却停止温度(第二冷却停止温度)以上并保持20秒以上,钢中的扩散性氢被释放。另外,能够降低最终组织的新鲜马氏体的面积率,能够确保适当量的回火马氏体。另外,能够降低刚进行第二冷却工序后的奥氏体的量,能够降低最终组织的残余奥氏体的体积率。其结果是,能够得到所期望的 λ 、 R/t 、 ST 和 SF_{max} 。

[0356] 另一方面,再加热温度高于440°C时,在实施镀锌处理的情况下,镀锌的一部分熔化,附着在辊上,不能得到均匀地进行了镀锌的热镀锌钢板。另外,再加热保持时间小于20秒时,钢中的扩散性氢没有释放出所期望的量。

[0357] 因此,在本发明中,再加热至第二冷却停止温度以上且440°C以下的温度范围并保持20秒以上。

[0358] 再加热温度优选为40°C以上,更优选为160°C以上。

[0359] 另外,再加热温度优选为420°C以下,更优选为320°C以下。

[0360] 再加热保持时间优选为25秒以上,更优选为30秒以上。

[0361] 另外,再加热保持时间优选为300秒以下,更优选为200秒以下。

[0362] 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。

[0363] 其它的制造方法的条件没有特别限制,但是从生产率的观点出发,上述的退火、热镀锌、镀锌层的合金化处理等一系列的处理优选在作为热镀锌生产线的CGL(Continuous Galvanizing Line:连续热镀锌生产线)中进行。在热镀锌后,为了调整镀层的单位面积重量,可以进行擦拭。需要说明的是,上述条件以外的镀覆等条件可以按照热镀锌的常规方法进行。

[0364] [3. 构件]

[0365] 接着,对依据本发明的一个实施方式的构件进行说明。

[0366] 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)构件。例如,对作为原材的钢板实施成形加工或接合加工中的至少一者而制成构件。

[0367] 在此,上述钢板为TS:780MPa以上并且具有高YS和YR、优良的冲压成形性(延展性、扩孔性和弯曲性)和碰撞时的耐断裂特性(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。

[0368] [4. 构件的制造方法]

[0369] 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。

[0370] 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)实施成形加工或接合加工中的至少一者而制成构件的工序。

[0371] 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。

[0372] 实施例

[0373] 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。

[0374] 将所得到的钢坯加热至1200°C,在加热后,对钢坯实施粗轧和热轧,制成热轧钢板。接着,对所得到的热轧钢板No.1~No.56、No.60~No.83、No.92~No.106、No.112~No.117实施酸洗和冷轧,制成表3、表5、表7所示板厚的冷轧钢板。另外,对所得到的热轧钢板No.57~No.59、No.84~No.91、No.107~No.111实施酸洗,制成表3、表5、表7所示板厚的热轧钢板(白皮)。

[0375] 接着,对于所得到的冷轧钢板或热轧钢板(白皮),在表2所示的条件下进行升温工序、退火工序、第一冷却工序、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)。

[0376] 另外,在表4所示的条件下进行升温工序、第一镀覆工序(镀金属工序)、退火工序、第一冷却工序、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)。

[0377] 另外,在表6所示的条件下进行升温工序、第一镀覆工序(镀金属工序)、退火工序、第一冷却工序、第二冷却工序和再加热工序中的处理,得到钢板。

[0378] 在此,在表2、表4所示的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)或合金化热镀锌钢板(以下也称为GA)。需要说明的是,在表2、表4中,对于镀覆工序的种类也表示为“GI”和“GA”。在表2、表4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6中,未进行镀锌处理时,表示为CR(冷轧钢板(无镀层))或HR(热轧钢板(无镀层))。

[0379] 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°C。

[0380] 关于锌镀层附着量,在制造GI的情况下,设定为每单面45~72g/m²,在制造GA的情况下,设定为每单面45g/m²。

[0381] 需要说明的是,关于最终得到的热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。

[0382] 另外,锌镀层均形成在基底钢板的双面上。

[0383] 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5、表7中。在表3、表5、表7中,F为铁素体,M为马氏体,RA为残余奥氏体,M'和RA'为孤立的岛状新鲜马氏体和孤立的岛状残余奥氏体,B和BT为贝氏体和回火贝氏体,TM为回火马氏体,P为珠光体,θ为碳化物,F'为未再结晶铁素体。

[0384] 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。

[0385] 在表1~7中,下划线部表示在本发明的适当范围外。

[0386] 另外,根据以下的要点进行拉伸试验、扩孔试验、V弯曲试验、U弯曲+密合弯曲试验、V弯曲+正交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)、屈服比(YR)、总伸长率(E1)、极限扩孔率(λ)、V弯曲试验中的R/t、U弯曲+密合弯曲试验中的极限间隔件厚度(ST)、V弯曲+正交VDA弯曲试验中测定的载荷最大时的冲程(SFmax)以及在轴压坏试验中是否有断裂(外观裂纹)。

[0387] • TS

[0388] ○(合格):780MPa以上

[0389] ×(不合格):小于780MPa

[0390] • YS

[0391] ○(合格):

[0392] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $500\text{MPa} \leq \text{YS}$

[0393] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $600\text{MPa} \leq \text{YS}$

[0394] ×(不合格):

[0395] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $500\text{MPa} > \text{YS}$

[0396] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $600\text{MPa} > \text{YS}$

[0397] • YR

[0398] ○(合格):

[0399] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $0.64 \leq \text{YR}$

[0400] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $0.61 \leq \text{YR}$

[0401] ×(不合格):

[0402] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $0.64 > \text{YR}$

[0403] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $0.61 > \text{YR}$

[0404] • E1

[0405] ○(合格):

[0406] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $19.0\% \leq \text{E1}$

[0407] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $15.0\% \leq \text{E1}$

[0408] ×(不合格):

[0409] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $19.0\% > \text{E1}$

[0410] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $15.0\% > \text{E1}$

[0411] • λ

[0412] ○(合格):30%以上

[0413] ×(不合格):小于30%

[0414] • R/t

[0415] ○(合格):

[0416] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $2.0 \geq \text{R/t}$

[0417] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $2.5 \geq \text{R/t}$

[0418] ×(不合格):

- [0419] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $2.0 < R/t$
- [0420] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $2.5 < R/t$
- [0421] • ST
- [0422] ○ (合格):
- [0423] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $2.5\text{mm} \geq \text{ST}$
- [0424] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $4.0\text{mm} \geq \text{ST}$
- [0425] × (不合格):
- [0426] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $2.5\text{mm} < \text{ST}$
- [0427] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $4.0\text{mm} < \text{ST}$
- [0428] • SFmax
- [0429] ○ (合格)
- [0430] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $28.0\text{mm} \leq \text{SFmax}$
- [0431] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $26.5\text{mm} \leq \text{SFmax}$
- [0432] × (不合格):
- [0433] (A) 在 $780\text{MPa} \leq \text{TS} < 980\text{MPa}$ 的情况下, $28.0\text{mm} > \text{SFmax}$
- [0434] (B) 在 $980\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $26.5\text{mm} > \text{SFmax}$
- [0435] • 有无轴压坏断裂(外观裂纹)
- [0436] ◎ (合格): 在轴压坏试验后的样品中未观察到外观裂纹。
- [0437] ○ (合格): 在轴压坏试验后的样品中观察到1处以下外观裂纹
- [0438] × (不合格): 在轴压坏试验后的样品中观察到2处以上外观裂纹
- [0439] (1) 拉伸试验
- [0440] 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截取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、YR和E1。将结果示于表3、表5、表7中。
- [0441] (2) 扩孔试验
- [0442] 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截取100mm×100mm的试验片。对于该试验片, 将间隙设为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3、表5、表7中。
- [0443] $\lambda (\%) = \{ (D_f - D_0) / D_0 \} \times 100$
- [0444] 在此,
- [0445] D_f : 产生龟裂时的试验片的孔的直径 (mm),
- [0446] D_0 : 初始的试验片的孔的直径 (mm)。
- [0447] (3) V弯曲试验
- [0448] V(90°)弯曲试验基于JIS Z 2248 (2014) 进行。
- [0449] 通过剪切、端面磨削加工从所得到的钢板上截取100mm×35mm的试验片。在此, 100mm的边与宽度(C)方向平行。
- [0450] 弯曲半径R: 以0.5mm的间距变化

[0451] 试验方法:冲模支撑、冲头压入

[0452] 成型载荷:10吨

[0453] 试验速度:30mm/分钟

[0454] 保持时间:5s

[0455] 弯曲方向:轧制直角(C)方向

[0456] 进行3次评价,计算出均没有出现裂纹的最小的弯曲半径(极限弯曲半径)R除以板厚t而得到的R/t。另外,使用徕卡制造的实体显微镜,将在25倍的倍率下长度为200 μm 以上的龟裂判断为裂纹。需要说明的是,TS为780MPa以上且小于980MPa时,将 $2.0 \geq R/t$ 判断为良好,TS为980MPa以上时,将 $2.5 \geq R/t$ 判断为良好。

[0457] (4)U弯曲+密合弯曲试验

[0458] U弯曲+密合弯曲试验如下进行。

[0459] 通过剪切、端面磨削加工从所得到的钢板上裁取60mm \times 30mm的试验片。在此,60mm的边与宽度(C)方向平行。以曲率半径/板厚:4.2且以轧制(L)方向为轴在宽度(C)方向实施U弯曲加工(一次弯曲加工),准备试验片。在U弯曲加工(一次弯曲加工)中,如图2(a)所示,对放置在辊A1上的钢板压入冲头B1而得到试验片T1。接着,如图2(b)所示,对放置在下模具A2上的试验片T1实施用上模具B2进行压溃的密合弯曲(二次弯曲加工)。在图2(a)中,D1表示宽度(C)方向,D2表示轧制(L)方向。需要说明的是,在试验片之间插入后述的间隔件S。

[0460] U弯曲+密合弯曲试验中的U弯曲的条件如下。

[0461] 试验方法:辊支撑,冲头压入

[0462] 冲头前端R:5.0mm

[0463] 辊与冲头的间隙:板厚+0.1mm

[0464] 冲程速度:10mm/分钟

[0465] 弯曲方向:轧制直角(C)方向

[0466] U弯曲+密合弯曲试验中的密合弯曲的条件如下。

[0467] 间隔件厚度:以0.5mm的间距变化

[0468] 试验方法:冲模支撑、冲头压入

[0469] 成型载荷:10吨

[0470] 试验速度:10mm/分钟

[0471] 保持时间:5s

[0472] 弯曲方向:轧制直角(C)方向

[0473] 实施3次上述U弯曲+密合弯曲试验,作为3次均未产生裂纹时的极限间隔件厚度(ST)。另外,使用徕卡制造的实体显微镜将25倍的倍率下长度为200 μm 以上的龟裂判断为裂纹。需要说明的是,ST是评价碰撞时的耐断裂特性(轴压坏试验中的纵壁部的耐断裂特性)的指标。将结果示于表3、表5、表7中。

[0474] (5)V弯曲+正交VDA弯曲试验

[0475] V弯曲+正交VDA弯曲试验如下进行。

[0476] 通过剪切、端面磨削加工从所得到的钢板上裁取60mm \times 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3(a)所

示,对放置在具有V形槽的冲模A3上的钢板压入冲头B3,得到试验片T1。接着,如图3(b)所示,对放置在支承辊A4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B4而实施正交弯曲(二次弯曲加工)。在图3(a)和图3(b)中,D1表示宽度(C)方向,D2表示轧制(L)方向。

[0477] V弯曲+正交VDA弯曲试验中的V弯曲的条件如下。

[0478] 试验方法:冲模支撑、冲头压入

[0479] 成型载荷:10吨

[0480] 试验速度:30mm/分钟

[0481] 保持时间:5s

[0482] 弯曲方向:轧制(L)方向

[0483] V弯曲+正交VDA弯曲试验中的VDA弯曲的条件如下。

[0484] 试验方法:辊支撑、冲头压入

[0485] 辊径: ϕ 30mm

[0486] 冲头前端R:0.4mm

[0487] 辊间距离: (板厚 \times 2)+0.5mm

[0488] 冲程速度:20mm/分钟

[0489] 试验片尺寸:60mm \times 60mm

[0490] 弯曲方向:轧制直角(C)方向

[0491] 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弯曲+正交VDA弯曲试验时的该载荷最大时的冲程的平均值作为SFmax(mm)。需要说明的是,SFmax为评价碰撞时的耐断裂特性(轴压坏试验中的弯曲棱线部的耐断裂特性)的指标。将结果示于表3、表5、表7中。

[0492] (6) 轴压坏试验

[0493] 通过剪切加工从所得到的钢板上裁取160mm \times 200mm的试验片。在此,160mm的边设为与轧制(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4(a)和图4(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 \times 100mm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4(a)和图4(b)所示的试验用构件30。图4(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4(b)是试验用构件30的立体图。点焊部40的位置如图4(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4(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4(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。将结果示于表3、表5、表7中。

[0494] 在板厚大于1.2mm的钢板的U弯曲+密合弯曲试验、V弯曲+正交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。

[0495] 由于有可能因磨削加工而影响钢板表面的弯曲性,因此,在U弯曲+密合弯曲试验中,将磨削面设为弯曲内侧(谷侧),在V弯曲+正交VDA弯曲试验中,在V弯曲试验时将磨

剖面设为弯曲外侧(峰侧),在之后的VDA弯曲试验时将磨削面设为弯曲内侧(谷侧)。另一方面,在板厚为1.2mm以下的钢板的U弯曲+密合弯曲试验、V弯曲+正交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。

[0496] <纳米硬度测定>

[0497] 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 $50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$ 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SFmax。

[0498] 在本实施例中,在实施镀覆的情况下,在剥离镀层后,机械研磨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- $5\mu\text{m}$,利用金刚石和氧化铝抛光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,然后实施胶态二氧化硅研磨。使用Hysitron公司的tribo-950,利用berkovich形状的金剛石压头,在载荷: $500\mu\text{N}$ 、测定区域: $50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$ 、打点间隔: $2\mu\text{m}$ 的条件下测定共计512个点的纳米硬度。

[0499] 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。使用Hysitron公司的tribo-950,利用berkovich形状的金剛石压头,在载荷: $500\mu\text{N}$ 、测定区域: $50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$ 、打点间隔: $2\mu\text{m}$ 的条件下测定共计512个点的纳米硬度。

[0500]

[表1-1]

钢种	成分组成(质量%)											其它	备注	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N							
A	0.115	0.65	2.85	0.009	0.0008	0.038	0.0031						—	适合钢
B	0.120	0.55	2.80	0.010	0.0009	0.580	0.0038						—	适合钢
C	0.085	0.15	2.45	0.012	0.0012	0.035	0.0032						—	适合钢
D	0.350	0.50	2.50	0.015	0.0013	0.035	0.0038						—	比较钢
E	0.010	0.45	2.75	0.009	0.0012	0.029	0.0048						—	比较钢
F	0.110	1.25	2.80	0.011	0.0018	0.030	0.0035						—	比较钢
G	0.100	0.50	3.85	0.016	0.0009	0.025	0.0034						—	比较钢
H	0.110	0.55	1.50	0.014	0.0018	0.028	0.0035						—	比较钢
I	0.100	0.70	2.70	0.009	0.0010	0.042	0.0028						Nb:0.035	适合钢
J	0.105	0.65	2.75	0.010	0.0009	0.028	0.0022						Ti:0.035	适合钢
K	0.095	0.65	2.60	0.008	0.0009	0.030	0.0034						Ti:0.025, B:0.0025	适合钢
L	0.090	0.55	2.65	0.012	0.0015	0.042	0.0037						Nb:0.015, Ti:0.025, B:0.0015	适合钢
M	0.070	0.15	2.25	0.014	0.0033	0.025	0.0028						Nb:0.015, Ti:0.025, B:0.0020, Cr:0.550	适合钢
N	0.090	0.55	2.75	0.013	0.0056	0.022	0.0026						Nb:0.015, Ti:0.025, B:0.0020	适合钢
O	0.135	0.55	2.70	0.010	0.0008	0.035	0.0025						Nb:0.020, Ti:0.015, B:0.0015	适合钢
P	0.045	0.60	2.65	0.015	0.0013	0.037	0.0046						Nb:0.015, Ti:0.020, B:0.0020	适合钢
Q	0.090	0.72	2.60	0.018	0.0028	0.032	0.0037						Nb:0.015, Ti:0.020, B:0.0015	适合钢
R	0.085	0.08	2.70	0.010	0.0041	0.055	0.0030						Nb:0.020, Ti:0.020, B:0.0020	适合钢
S	0.090	0.55	3.15	0.001	0.0015	0.038	0.0026						Nb:0.015, Ti:0.025, B:0.0025	适合钢
T	0.085	0.60	2.10	0.011	0.0022	0.041	0.0026						Nb:0.025, Ti:0.015, B:0.0020	适合钢
U	0.085	0.65	2.65	0.012	0.0018	0.030	0.0031						V:0.045	适合钢
V	0.090	0.55	2.70	0.008	0.0016	0.042	0.0036						Cu:0.180	适合钢
W	0.095	0.50	2.55	0.007	0.0010	0.033	0.0025						Cr:0.090	适合钢
X	0.075	0.45	2.65	0.008	0.0008	0.055	0.0026						Ni:0.120	适合钢
Y	0.065	0.55	2.85	0.007	0.0020	0.045	0.0030						Mo:0.200	适合钢
Z	0.120	0.60	2.90	0.006	0.0007	0.035	0.0030						Sb:0.009	适合钢

• 上述以外的余量为Fe和不可避免的杂质。

[0501]

[表1-2]

钢种	成分组成(质量%)											备注
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	其它				
AA	0.085	0.45	2.70	0.009	0.0008	0.040	0.0036	Sn:0.018				适合钢
AB	0.115	0.50	2.25	0.007	0.0010	0.033	0.0025	Nb:0.035, Ta:0.008				适合钢
AC	0.080	0.55	2.70	0.008	0.0008	0.055	0.0026	Ta:0.007				适合钢
AD	0.075	0.45	2.35	0.012	0.0028	0.045	0.0022	W:0.040				适合钢
AE	0.065	0.50	2.65	0.004	0.0022	0.031	0.0052	Mg:0.0055				适合钢
AF	0.085	0.60	2.85	0.008	0.0010	0.035	0.0034	Zn:0.0070				适合钢
AG	0.070	0.55	2.55	0.010	0.0012	0.039	0.0030	Co:0.0090				适合钢
AH	0.080	0.50	2.70	0.013	0.0015	0.029	0.0025	Zr:0.0030				适合钢
AI	0.100	0.55	2.45	0.026	0.0019	0.052	0.0048	Ca:0.0017				适合钢
AJ	0.085	0.45	2.65	0.013	0.0005	0.031	0.0042	Se:0.0080				适合钢
AK	0.090	0.50	2.80	0.012	0.0024	0.031	0.0062	Te:0.0150				适合钢
AL	0.080	0.55	2.55	0.030	0.0008	0.036	0.0032	Ge:0.0050				适合钢
AM	0.100	0.40	2.35	0.010	0.0036	0.033	0.0076	As:0.0230				适合钢
AN	0.090	0.60	2.25	0.045	0.0019	0.033	0.0045	Sr:0.0060				适合钢
AO	0.085	0.55	2.65	0.008	0.0023	0.035	0.0032	Cs:0.0110				适合钢
AP	0.125	0.25	2.50	0.010	0.0032	0.032	0.0033	Hf:0.0080				适合钢
AQ	0.070	0.35	2.75	0.023	0.0025	0.042	0.0035	Pb:0.0110				适合钢
AR	0.080	0.50	2.70	0.011	0.0014	0.045	0.0038	Bi:0.0040				适合钢
AS	0.095	0.45	2.60	0.045	0.0019	0.033	0.0045	REM:0.0025				适合钢
AT	0.065	0.12	2.21	0.012	0.0038	0.029	0.0035	Nb:0.190, Ti:0.190, V:0.180, B:0.0085, Cr:0.950, Ni:0.960, Mo:0.950, Sb:0.190, Sn:0.180, Cu:0.900, Ta:0.095, W:0.450, Mg:0.0170, Zn:0.0180, Co:0.0180, Zr:0.0930, Ca:0.0180, Se:0.0190, Te:0.0185, Ge:0.0190, As:0.0400, Sr:0.0180, Cs:0.0185, Hf:0.0185, Pb:0.0190, Bi:0.0190, REM:0.0190				适合钢

• 上述以外的余量为Fe和不可避免的杂质。

[0502]

[表2-1]

No.	钢种	热轧工序		冷轧工序		升温工序		退火工序		第一冷却工序			镀锌工序		第二冷却工序			再加热工序		备注
		精轧温度 (°C)	压下率 (%)	平均加热 速度(*1) (°C/秒)	退火 温度 (°C)	退火 时间 (秒)	平均冷却 速度(1)(*2) (°C/秒)	平均冷却 速度(2)(*3) (°C/秒)	合金化 温度 (°C)	种类	张力 (kgf/mm ²)	道次数	第二冷却 停止温度 (°C)	再加热 温度 (°C)	保持 时间 (秒)					
1	A	890	51.7	11	810	120	13	8	GA	530	2.8	9	50	200	60	本发明例				
2	B	870	64.7	10	820	150	12	7	GA	520	2.4	8	30	210	80	本发明例				
3	C	900	50.0	14	810	200	14	9	GA	530	2.6	7	50	200	100	本发明例				
4	D	860	53.8	13	820	100	15	7	GA	510	3.0	10	50	200	60	比较例				
5	E	870	50.0	9	810	90	10	5	GA	520	2.2	7	40	180	50	比较例				
6	F	900	50.0	15	800	150	13	6	GA	530	2.4	6	50	240	80	比较例				
7	G	920	51.7	14	800	60	12	7	GI	-	2.2	8	30	220	100	比较例				
8	H	860	53.8	16	810	150	14	8	GA	500	2.8	7	50	200	60	比较例				
9	I	890	41.7	12	830	200	13	9	GA	520	2.6	10	80	300	200	本发明例				
10	J	920	37.9	13	820	50	12	8	GA	510	2.9	9	70	250	100	本发明例				
11	K	900	52.9	14	800	250	14	7	GI	-	2.6	7	30	200	80	本发明例				
12	L	870	56.3	10	790	150	15	8	GA	540	3.0	6	50	250	100	本发明例				
13	M	880	53.8	15	810	120	10	5	GA	520	2.5	8	40	200	60	本发明例				
14	N	890	57.1	13	800	200	13	7	GA	530	2.6	7	30	200	60	本发明例				
15	N	700	56.3	12	810	100	12	6	GA	520	2.9	9	50	250	100	比较例				
16	N	870	58.6	3	790	150	14	7	GA	540	3.2	8	30	200	80	比较例				
17	N	890	46.2	13	700	150	13	5	GI	-	2.6	7	40	200	60	比较例				
18	N	920	57.1	14	800	5	15	8	GA	530	3.0	6	50	200	40	比较例				
19	N	900	44.0	14	820	140	2	6	GA	510	2.6	8	60	250	100	比较例				
20	N	880	53.8	12	810	100	14	20	GI	-	2.9	9	50	250	150	比较例				
21	N	870	35.7	13	810	200	16	6	GA	520	0.8	9	30	170	40	比较例				
22	N	890	56.5	16	820	200	13	9	GA	530	2.1	3	40	180	30	比较例				
23	N	890	56.5	17	790	120	14	9	GA	530	3.4	6	350	210	100	比较例				
24	N	900	53.8	13	800	120	13	6	GA	530	2.5	7	30	500	60	比较例				
25	N	890	57.1	11	820	300	13	5	GA	530	2.9	7	50	200	5	比较例				
26	O	870	50.0	12	810	150	11	8	GA	520	2.8	10	30	180	80	本发明例				
27	P	890	58.6	14	800	120	13	7	GA	540	2.4	9	40	230	100	本发明例				
28	Q	860	44.0	13	810	100	12	9	GI	-	2.6	6	50	190	60	本发明例				
29	R	890	48.4	16	860	150	14	7	GA	540	2.5	8	70	240	80	本发明例				

(*1) 平均加热速度: 350~600°C的平均加热速度
 (*2) 平均冷却速度(1): (退火温度-30°C)~650°C的平均冷却速度
 (*3) 平均冷却速度(2): 650°C~500°C的平均冷却速度

[0503]

[表2-2]

No.	钢种	热轧工序		冷轧工序		升温工序		退火工序		第一冷却工序			镀锌工序		第二冷却工序			再加热工序		备注
		压下率 (%)	平均加热速度 (*1) (°C/秒)	退火温度 (°C)	退火时间 (秒)	平均冷却速度 (1) (*2) (°C/秒)	平均冷却速度 (2) (*3) (°C/秒)	种类	合金化温度 (°C)	张力 (kgf/mm ²)	道次数	第二冷却停止温度 (°C)	再加热温度 (°C)	保持时间 (秒)						
30	S	56.3	12	820	80	13	5	GA	500	2.9	12	60	190	40	本发明例					
31	T	53.8	13	810	100	13	8	GA	500	3.2	9	220	420	60	本发明例					
32	U	42.9	11	800	60	12	7	GA	520	2.9	6	40	180	120	本发明例					
33	V	62.5	12	810	120	14	11	GA	530	2.8	8	50	240	100	本发明例					
34	W	37.9	14	820	300	12	4	GA	510	2.4	9	30	180	50	本发明例					
35	X	50.0	13	810	180	11	7	GA	520	2.6	6	150	350	60	本发明例					
36	Y	23.1	10	800	400	12	4	GA	490	3.4	7	50	200	90	本发明例					
37	Z	42.9	14	810	200	13	7	GA	520	3.8	11	30	250	100	本发明例					
38	AA	41.7	12	860	200	12	6	GI	-	2.8	9	60	200	100	本发明例					
39	AB	50.0	11	850	70	14	8	GA	540	3.6	7	40	220	900	本发明例					
40	AC	43.8	17	800	100	13	4	GA	510	3.2	9	30	230	600	本发明例					
41	AD	61.5	13	820	150	12	7	GA	520	3.1	8	50	200	180	本发明例					
42	AE	50.0	11	880	40	14	6	GA	580	2.6	9	80	250	80	本发明例					
43	AF	62.5	14	800	90	12	12	GA	520	3.0	6	70	200	70	本发明例					
44	AG	51.7	13	820	200	14	8	GI	-	2.2	8	40	220	100	本发明例					
45	AH	38.5	13	810	150	13	6	GA	510	2.4	7	50	240	80	本发明例					
46	AI	71.4	20	820	180	17	12	GA	540	2.6	8	30	190	60	本发明例					
47	AJ	56.3	12	760	120	14	10	GA	520	3.0	10	100	200	180	本发明例					
48	AK	53.8	12	810	90	11	7	GA	530	3.8	10	60	250	60	本发明例					
49	AL	42.9	14	820	150	13	6	GA	500	3.0	7	50	200	50	本发明例					
50	AM	62.5	13	890	100	14	10	GA	540	2.6	8	40	240	150	本发明例					
51	AN	44.8	11	800	200	12	8	GA	520	2.2	7	50	220	60	本发明例					
52	AO	53.8	14	810	250	13	7	GA	500	2.4	9	30	250	180	本发明例					
53	AP	56.3	12	870	100	14	6	GA	550	2.6	7	50	200	100	本发明例					
54	AQ	53.8	13	810	90	15	8	GA	520	3.8	9	40	190	30	本发明例					
55	AR	60.0	11	800	150	14	8	GA	530	2.6	8	40	240	50	本发明例					
56	AS	46.2	14	840	100	13	7	GI	-	3.0	7	30	200	100	本发明例					
57	N	-	11	790	200	11	5	GA	510	2.6	8	50	200	60	本发明例					
58	N	-	10	790	220	10	5	GA	530	3.2	10	40	250	60	本发明例					
59	N	-	9	770	250	9	4	GA	520	3.6	9	30	200	60	本发明例					

(*1) 平均加热速度: 350~600°C的平均加热速度
 (*2) 平均冷却速度(1): (退火温度-30°C)~650°C的平均冷却速度
 (*3) 平均冷却速度(2): 650°C~500°C的平均冷却速度

[0504]

[表3-1]

No.	钢种	板厚 (mm)	钢组织										YS (MPa)	TS (MPa)	YR (-)	EI (%)	λ (%)	R/t	U弯曲+ 密合弯曲 ST (mm)	V弯曲+ VDA弯曲 SFmax (mm)	轴压环 特性 (外观 裂纹)	种类	备注
			各相的面积率(*1)					M'和RA' 的平均结晶 粒径(*3) (μm)	钢中 扩散性 氢量 (质量ppm)														
			F (%)	M (%)	RA (%)	(M'+RA') /(M+RA)(*2)	B+BT (%)			TM (%)	剩余 组织 (*1)												
												RA (%)											
1	A	1.4	55.4	3.2	1.4	0.82	1.8	37.2	θ	0.32	0.10	695	1055	0.66	18.0	42	1.07	3.5	27.4	◎	GA	本发明例	
2	B	1.2	54.3	3.8	1.0	0.81	1.9	38.1	θ	0.31	0.08	674	1033	0.65	17.1	40	1.25	3.0	28.4	◎	GA	本发明例	
3	C	1.6	68.9	4.5	2.1	0.91	1.0	22.4	θ	0.23	0.06	568	835	0.68	22.4	48	0.63	2.0	29.2	◎	GA	本发明例	
4	D	1.2	28.6	23.8	9.5	0.67	0.6	36.3	θ	1.83	0.09	1021	1382	0.74	10.8	12	4.17	8.5	24.6	×	GA	比较例	
5	E	1.4	84.2	6.3	0.2	0.71	0.4	7.9	θ	0.09	0.15	393	698	0.56	25.4	62	1.07	1.0	30.1	○	GA	比较例	
6	F	1.6	42.6	8.9	10.8	0.70	2.4	34.2	θ,P	0.34	0.06	725	1065	0.68	16.5	18	1.88	5.5	25.9	×	GA	比较例	
7	G	1.4	47.8	25.8	2.8	0.71	0.4	22.8	θ	0.59	0.09	924	1492	0.62	10.4	31	3.21	9.0	24.9	×	GI	比较例	
8	H	1.2	81.9	4.8	0.5	0.89	11.2	1.4	θ	0.05	0.10	378	658	0.57	26.3	61	0.42	1.0	30.3	○	GA	比较例	
9	I	1.4	54.2	3.5	1.8	0.81	1.6	38.6	θ	0.33	0.12	695	1062	0.65	17.7	38	1.43	3.5	27.3	◎	GA	本发明例	
10	J	1.8	55.1	3.1	2.0	0.87	2.1	37.4	θ	0.27	0.15	695	1028	0.68	17.2	43	0.83	2.5	28.5	◎	GA	本发明例	
11	K	1.6	52.9	4.0	1.6	0.89	1.4	38.9	θ	0.25	0.09	695	1059	0.66	18.2	45	0.63	3.0	27.9	◎	GI	本发明例	
12	L	1.4	54.2	4.2	1.9	0.85	1.9	37.5	θ	0.29	0.07	695	1044	0.67	17.9	45	1.07	2.5	28.6	◎	GA	本发明例	
13	M	1.2	68.2	4.3	2.2	0.93	0.8	23.4	θ	0.20	0.09	573	815	0.70	23.4	48	0.42	1.5	29.7	◎	GA	本发明例	
14	N	1.2	54.8	2.8	1.8	0.85	1.3	38.8	θ	0.28	0.08	700	1070	0.65	18.2	44	0.83	2.5	28.7	◎	GA	本发明例	
15	N	1.4	32.4	16.8	4.8	0.54	4.3	16.7	θ,F'	1.65	0.07	1021	1124	0.91	15.2	21	3.21	7.5	25.6	×	GA	比较例	
16	N	1.2	51.8	3.4	1.6	0.39	1.6	36.2	θ,F'	2.11	0.08	635	1020	0.62	17.2	22	2.92	6.5	24.6	×	GA	比较例	
17	N	1.4	81.2	2.1	1.3	0.71	0.4	8.5	θ,F'	0.05	0.09	385	667	0.58	24.2	54	0.71	1.0	30.3	○	GI	比较例	
18	N	1.2	82.4	2.0	1.1	0.72	0.2	7.1	θ,F'	0.03	0.12	412	693	0.59	23.8	52	0.83	1.5	30.5	○	GA	比较例	
19	N	1.4	56.7	8.6	2.0	0.38	1.1	30.4	θ	1.82	0.07	712	1058	0.67	17.8	28	2.86	4.5	26.1	×	GA	比较例	
20	N	1.2	55.8	8.8	1.8	0.35	1.4	30.9	θ	2.18	0.06	724	1074	0.67	17.4	25	2.92	5.0	25.8	×	GI	比较例	
21	N	1.8	65.2	17.2	4.5	0.74	3.2	9.2	θ	0.78	0.05	615	991	0.62	17.9	27	2.78	4.5	26.2	×	GA	比较例	
22	N	1.0	66.2	16.3	4.7	0.73	2.7	9.1	θ	0.85	0.09	620	989	0.63	17.5	26	3.00	5.0	25.6	×	GA	比较例	
23	N	1.0	66.2	17.1	4.3	0.77	2.4	9.3	θ	0.82	0.13	613	992	0.62	17.3	28	3.00	4.5	26.1	×	GA	比较例	
24	N	1.2	64.8	17.2	4.8	0.72	3.1	9.7	θ	0.69	0.05	629	1021	0.62	16.7	15	4.58	6.5	24.6	×	GA	比较例	
25	N	1.2	65.1	16.5	4.9	0.75	2.9	9.5	θ	0.72	0.08	625	1007	0.62	16.9	13	4.58	7.0	24.9	×	GA	比较例	
26	O	1.6	49.1	12.1	2.3	0.81	2.0	32.8	θ	0.82	0.24	720	1124	0.64	16.1	36	2.19	3.5	26.7	○	GA	本发明例	
27	P	1.2	72.9	6.3	0.2	0.73	0.4	18.8	θ	0.03	0.08	512	791	0.65	24.9	52	0.83	2.0	28.5	◎	GA	本发明例	
28	Q	1.4	52.6	8.9	2.8	0.79	2.7	31.2	θ,P	0.22	0.28	667	1049	0.64	17.4	33	2.14	3.5	26.8	○	GI	本发明例	
29	R	1.6	29.4	6.6	1.0	0.81	2.2	59.5	θ	0.28	0.07	745	1124	0.66	15.9	35	1.88	3.0	27.1	◎	GA	本发明例	

(*1) F: 铁素体, M: 新鲜马氏体, RA: 残余奥氏体, M': 岛状新鲜马氏体, RA': 岛状残余奥氏体, B: 贝氏体, BT: 回火贝氏体, TM: 回火马氏体, P: 珠光体, θ: 碳化物, θ: 未再结晶铁素体

(*2) (M'+RA')/(M+RA): 铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体与岛状残余奥氏体的面积率的合计除以钢板整体的新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的面积率的合计而得到的值

(*3) M'和RA'的平均结晶粒径: 铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体和岛状残余奥氏体的平均结晶粒径

[0505]

[表3-2]

No.	钢种	板厚 (mm)	钢组织										YS (MPa)	TS (MPa)	YR (-)	EI (%)	λ (%)	R/t	U弯曲+ 密合弯曲 ST (mm)	V弯曲+ VDA弯曲 SFmax (mm)	轴压环 特性 (外观 裂纹)	种类	备注
			各相的面积率(*1)					M'和RA' 的平均结晶 粒径(μm)	剩余 组织 (*1)	钢中 扩散性 氢量 (质量ppm)													
			F (%)	M (%)	RA (%)	(M'+RA') /(M+RA)(*2)	B+BT (%)				TM (%)												
			(-)																				
30	S	1.4	49.1	13.7	2.0	0.72	1.2	33.3	θ	0.81	712	1089	0.65	17.4	37	2.50	3.5	26.7	○	GA	本发明例		
31	T	1.2	73.2	5.2	1.2	0.75	3.2	12.2	θ	0.12	523	789	0.66	24.9	48	0.83	2.0	28.7	◎	GA	本发明例		
32	U	1.6	60.2	2.5	0.8	0.85	1.0	34.6	θ	0.29	668	998	0.67	18.9	39	0.94	3.0	27.2	◎	GA	本发明例		
33	V	1.2	50.1	5.2	1.0	0.82	0.8	42.4	θ	0.45	675	1028	0.66	17.8	43	1.25	2.5	28.2	◎	GA	本发明例		
34	W	1.8	52.2	4.0	1.2	0.81	1.4	40.4	θ	0.38	694	1053	0.66	17.2	38	0.83	3.0	27.1	◎	GA	本发明例		
35	X	1.6	54.8	2.9	2.0	0.82	1.9	37.5	θ	0.21	702	1061	0.66	17.7	39	0.94	3.5	27.3	◎	GA	本发明例		
36	Y	2.0	54.2	3.5	1.7	0.86	1.2	38.6	θ	0.53	687	1008	0.68	17.5	50	0.75	2.5	28.5	◎	GA	本发明例		
37	Z	1.6	54.8	3.8	2.1	0.83	2.1	35.8	θ	0.38	688	1059	0.65	18.2	42	0.94	3.0	27.2	◎	GA	本发明例		
38	AA	1.4	52.4	5.8	2.2	0.90	1.5	37.4	θ	0.31	667	1033	0.65	17.4	40	0.71	3.5	28.2	◎	GI	本发明例		
39	AB	1.6	56.1	2.9	1.0	0.87	0.9	38.6	θ	0.27	695	1022	0.68	17.8	45	0.94	2.5	27.1	◎	GA	本发明例		
40	AC	1.8	56.9	4.3	1.5	0.89	1.2	35.7	θ	0.29	702	1034	0.68	17.3	40	0.83	3.0	27.9	◎	GA	本发明例		
41	AD	1.0	52.2	3.9	1.4	0.84	0.8	40.6	θ	0.39	654	1062	0.62	18.1	41	1.00	3.5	27.3	◎	GA	本发明例		
42	AE	1.4	54.2	2.7	1.0	0.91	1.4	39.2	θ	0.20	700	1055	0.66	17.2	42	1.07	3.0	28.0	◎	GA	本发明例		
43	AF	1.2	54.9	3.7	1.8	0.94	1.2	37.9	θ	0.28	639	999	0.64	18.7	52	1.25	3.0	27.8	◎	GA	本发明例		
44	AG	1.4	53.5	2.9	1.2	0.78	1.6	38.6	θ	0.31	677	1012	0.67	17.7	42	1.07	3.5	27.3	◎	GI	本发明例		
45	AH	1.6	52.1	4.8	2.0	0.85	1.5	37.2	θ	0.47	695	1029	0.68	17.5	43	0.94	2.5	28.3	◎	GA	本发明例		
46	AI	0.8	51.9	3.4	1.6	0.89	0.7	38.5	θ	0.55	691	1051	0.66	17.6	38	1.25	3.0	27.9	◎	GA	本发明例		
47	AJ	1.4	64.2	9.1	1.8	0.82	0.4	23.5	θ	0.19	685	982	0.70	18.9	52	1.07	3.5	27.1	◎	GA	本发明例		
48	AK	1.2	51.2	2.6	1.0	0.93	1.5	42.6	θ	0.20	698	1027	0.68	17.2	48	1.25	2.5	28.2	◎	GA	本发明例		
49	AL	1.6	55.8	3.9	1.5	0.88	0.6	37.4	θ	0.28	710	1033	0.69	18.2	41	0.94	3.0	27.2	◎	GA	本发明例		
50	AM	1.2	35.2	2.8	1.0	0.83	6.2	53.7	θ	0.37	712	1098	0.65	16.8	36	1.25	3.5	27.3	◎	GA	本发明例		
51	AN	1.6	55.5	3.1	1.2	0.87	0.9	35.9	θ	0.17	695	1025	0.68	18.2	43	0.94	3.0	28.4	◎	GA	本发明例		
52	AO	1.2	52.9	2.7	1.8	0.82	1.3	38.1	θ	0.29	690	1047	0.66	17.3	41	1.25	3.0	27.6	◎	GA	本发明例		
53	AP	1.4	43.2	5.2	2.0	0.85	1.4	47.4	θ	0.19	720	1091	0.66	16.4	35	1.07	3.5	27.3	◎	GA	本发明例		
54	AQ	1.2	54.2	3.5	1.6	0.90	0.7	38.2	θ	0.20	685	1029	0.67	17.2	41	0.83	2.5	28.1	◎	GA	本发明例		
55	AR	1.6	55.1	3.1	1.2	0.92	1.0	37.1	θ	0.32	666	1045	0.64	17.6	42	0.94	3.0	27.9	◎	GA	本发明例		
56	AS	1.4	56.9	2.8	1.5	0.85	0.6	36.6	θ	0.26	684	1023	0.67	17.7	44	1.07	3.5	27.2	◎	GI	本发明例		
57	N	2.6	54.2	3.7	1.9	0.80	1.0	37.2	θ	0.42	684	1025	0.67	17.5	41	0.58	2.5	27.3	◎	GA	本发明例		
58	N	2.9	51.2	3.9	2.0	0.78	1.2	38.9	θ	0.48	697	1012	0.69	17.8	43	0.52	3.0	27.5	◎	GA	本发明例		
59	N	3.2	52.8	4.2	2.2	0.75	1.4	38.9	θ	0.56	696	1005	0.69	18.2	45	0.47	3.0	27.8	◎	GA	本发明例		

(*1) F: 铁素体, M: 新鲜马氏体, RA: 残余奥氏体, M': 岛状新鲜马氏体, RA': 岛状残余奥氏体, B: 贝氏体, BT: 回火贝氏体, TM: 回火马氏体, P: 珠光体, θ: 碳化物, F': 未再结晶铁素体
 (*2) (M'+RA')/(M+RA): 铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体与岛状残余奥氏体的面积率的合计除以钢板整体的新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的面积率的合计而得到的值
 (*3) M'和RA'的平均结晶粒径: 铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体和岛状残余奥氏体的平均结晶粒径

[0506]

[表4]

No.	钢种	热轧工序		冷轧工序		第一镀覆工序 (镀金属工序)		升温工序		退火工序			第一冷却工序		第二镀覆工序 (镀锌工序)		第二冷却工序			再加热工序		备注
		精轧温度 (°C)	压下率 (%)	有无 (镀覆种类)	平均加热 速度(*1) (°C/秒)	退火 温度 (°C)	退火 时间 (秒)	露点 (°C)	平均冷却 速度(1)(*2) (°C/秒)	平均冷却 速度(2)(*3) (°C/秒)	种类	合金化 温度 (°C)	张力 (kgf/mm ²)	道次数	第二冷却 停止温度 (°C)	再加热 温度 (°C)	保持 时间 (秒)					
60	A	888	51.7	无	12	833	98	-28	17	4	GA	530	2.5	6	40	208	59	本發明例				
61	A	892	51.7	无	18	827	124	9	16	5	GA	500	3.8	9	53	202	58	本發明例				
62	A	899	51.7	有(Fe)	11	820	196	-28	11	10	GA	540	3.5	6	34	201	28	本發明例				
63	A	915	51.7	有(Fe)	11	826	139	9	18	4	GA	490	3.3	7	51	200	29	本發明例				
64	A	888	51.7	有(Ni)	13	837	136	9	11	5	GA	500	2.6	8	41	199	63	本發明例				
65	A	863	51.7	无	15	806	138	9	18	9	GI	-	3.3	6	34	206	59	本發明例				
66	A	867	51.7	有(Fe)	16	808	127	-28	14	5	GI	-	2.9	6	39	204	46	本發明例				
67	A	915	51.7	有(Fe)	10	818	132	9	12	8	GI	-	2.7	6	38	193	26	本發明例				
68	M	860	53.8	无	16	810	154	-25	12	5	GA	520	2.5	8	35	208	52	本發明例				
69	M	925	53.8	无	17	827	200	5	10	10	GA	500	3.5	6	30	192	43	本發明例				
70	M	903	53.8	有(Fe)	18	800	177	-25	15	7	GA	530	2.9	10	46	201	54	本發明例				
71	M	915	53.8	有(Fe)	14	804	151	5	18	7	GA	500	3.3	10	38	198	63	本發明例				
72	M	876	53.8	有(Ni)	17	834	194	5	12	9	GA	490	4.0	6	33	197	64	本發明例				
73	M	916	53.8	无	12	813	165	5	12	5	GI	-	2.3	7	54	197	58	本發明例				
74	M	892	53.8	有(Fe)	10	800	92	-25	18	10	GI	-	3.1	9	53	199	67	本發明例				
75	M	864	53.8	有(Fe)	14	817	128	5	10	5	GI	-	3.0	7	50	201	60	本發明例				
76	N	912	57.1	无	18	800	140	-20	18	9	GA	530	3.2	10	55	198	51	本發明例				
77	N	876	57.1	无	18	806	190	10	19	10	GA	510	2.0	7	55	201	62	本發明例				
78	N	922	57.1	有(Fe)	17	807	142	-20	13	9	GA	540	3.9	8	35	210	65	本發明例				
79	N	921	57.1	有(Fe)	13	839	179	10	18	6	GA	500	3.0	8	32	205	47	本發明例				
80	N	899	57.1	有(Ni)	10	840	159	10	17	8	GA	510	4.0	9	37	199	63	本發明例				
81	N	900	57.1	无	16	826	109	10	19	10	GI	-	2.0	6	48	194	36	本發明例				
82	N	874	57.1	有(Fe)	14	839	127	-20	15	9	GI	-	2.5	7	46	193	58	本發明例				
83	N	888	57.1	有(Fe)	13	832	198	10	14	10	GI	-	2.8	7	39	190	44	本發明例				
84	N	907	-	无	9	798	167	-20	12	7	GA	520	3.0	10	55	206	63	本發明例				
85	N	895	-	无	10	805	213	10	9	5	GA	490	3.0	7	49	209	44	本發明例				
86	N	886	-	有(Fe)	9	810	173	-20	10	7	GA	530	3.2	9	40	206	35	本發明例				
87	N	920	-	有(Fe)	13	805	246	10	11	4	GA	500	3.8	10	43	190	43	本發明例				
88	N	873	-	有(Ni)	9	798	239	10	12	3	GA	510	3.4	6	43	192	26	本發明例				
89	N	878	-	无	11	813	216	10	11	6	GI	-	3.9	9	42	192	42	本發明例				
90	N	890	-	有(Fe)	11	794	200	-20	10	5	GI	-	3.9	7	35	201	35	本發明例				
91	N	904	-	有(Fe)	10	808	204	10	12	6	GI	-	3.2	9	50	207	67	本發明例				

(*1) 平均加热速度: 350~600°C的平均加热速度

(*2) 平均冷却速度(1): (退火温度-30°C)~650°C的平均冷却速度

(*3) 平均冷却速度(2): 650°C~500°C的平均冷却速度

[0507]

[表5-1]

No.	钢种	板厚 (mm)	钢组织							钢中 扩散性 氢量 (质量ppm) (*)4	表层			板面纳米硬度			备注	
			各相的面积率(*)1								金属 层 厚度 (μm) (*)4	金属 镀层 附着量 (g/m ²) (*)4	Hn 7.0GPa 以上比例 (*)5	1/4位置		种类		
			F (%)	M (%)	RA (%)	(M+RA) /(M+RA) (*2)	B+BT (%)	TM (%)	剩余 组织 (*)1					M ^o 和RA ^o 的平均结晶 粒径 (*3)	Hn 标准偏差 (GPa) (*)7			Hn 标准偏差 (GPa) (*)7
60	A	1.4	64.7	2.5	2.4	0.85	1.3	28.1	θ	0.38	0.08	11	-	0.17	2.0	2.4	GA	本发明例
61	A	1.4	56.7	3.3	1.9	0.81	1.2	35.7	θ	0.43	0.14	38	-	0.05	1.4	1.6	GA	本发明例
62	A	1.4	58.3	3.9	2.2	0.77	3.1	32.3	θ	0.37	0.16	14	9.0	0.19	1.6	2.0	GA	本发明例
63	A	1.4	56.4	5.0	1.5	0.86	0.1	33.3	θ	0.39	0.22	48	9.0	0.02	0.6	0.7	GA	本发明例
64	A	1.4	52.9	4.6	0.4	0.86	0.7	28.7	θ	0.48	0.12	47	9.0	0.03	0.7	0.9	GA	本发明例
65	A	1.4	64.0	3.5	1.3	0.86	3.0	28.1	θ	0.46	0.05	37	-	0.06	1.5	1.5	GI	本发明例
66	A	1.4	58.1	3.4	0.6	0.88	2.5	34.6	θ	0.36	0.12	15	9.0	0.18	1.6	1.9	GI	本发明例
67	A	1.4	60.7	4.1	1.6	0.76	1.9	29.5	θ	0.35	0.19	50	9.0	0.01	0.5	0.7	GI	本发明例
68	M	1.2	72.1	3.2	1.3	0.79	0.4	22.0	θ	0.24	0.19	9	-	0.16	2.0	2.4	GA	本发明例
69	M	1.2	71.9	4.8	1.0	0.80	1.5	20.6	θ	0.24	0.07	36	-	0.05	1.3	1.4	GA	本发明例
70	M	1.2	71.4	3.4	1.2	0.93	2.9	20.8	θ	0.23	0.13	12	14.0	0.18	1.7	1.9	GA	本发明例
71	M	1.2	70.5	2.6	2.2	0.81	2.2	19.8	θ	0.19	0.08	44	14.0	0.03	0.4	0.6	GA	本发明例
72	M	1.2	71.0	3.3	0.9	0.94	3.0	21.0	θ	0.21	0.10	43	14.0	0.03	0.7	1.0	GA	本发明例
73	M	1.2	66.8	2.8	0.8	0.88	2.7	24.9	θ	0.18	0.21	35	-	0.04	1.2	1.3	GI	本发明例
74	M	1.2	71.6	3.7	1.7	0.78	2.4	20.3	θ	0.26	0.11	15	15	0.17	1.6	1.8	GI	本发明例
75	M	1.2	73.5	4.9	1.0	0.85	1.9	18.4	θ	0.22	0.08	51	14.0	0.02	0.3	0.5	GI	本发明例
76	N	1.2	57.4	3.2	2.0	0.85	1.7	30.6	θ	0.37	0.22	8	-	0.19	1.9	2.3	GA	本发明例
77	N	1.2	64.3	2.9	1.8	0.80	1.4	29.3	θ	0.28	0.18	35	-	0.06	1.5	1.6	GA	本发明例
78	N	1.2	52.6	3.5	0.8	0.76	2.6	36.9	θ	0.34	0.10	11	12.0	0.20	1.7	2.0	GA	本发明例
79	N	1.2	59.3	2.5	1.0	0.78	3.2	29.4	θ	0.50	0.17	46	12.0	0.01	0.7	0.8	GA	本发明例
80	N	1.2	62.2	4.8	2.2	0.77	1.1	29.0	θ	0.38	0.16	44	12.0	0.02	0.8	1.0	GA	本发明例
81	N	1.2	53.7	2.5	1.3	0.81	3.2	38.0	θ	0.30	0.14	36	-	0.05	1.4	1.5	GI	本发明例
82	N	1.2	60.1	3.7	2.2	0.76	3.4	30.4	θ	0.28	0.12	13	12.0	0.19	1.6	1.9	GI	本发明例
83	N	1.2	59.0	4.7	1.4 ^o	0.79	0.3	33.6	θ	0.34	0.17	49	12.0	0.01	0.6	0.7	GI	本发明例
84	N	3.2	59.2	3.0	0.8	0.87	0.1	34.2	θ	0.30	0.22	8	-	0.18	1.9	2.4	GA	本发明例
85	N	3.2	59.9	3.5	1.2	0.83	0.6	31.5	θ	0.45	0.09	37	-	0.08	1.4	1.6	GA	本发明例
86	N	3.2	56.4	4.2	2.1	0.84	1.2	36.0	θ	0.43	0.07	15	12.0	0.20	1.8	1.9	GA	本发明例
87	N	3.2	54.9	2.5	1.6	0.81	0.1	38.7	θ	0.48	0.17	49	12.0	0.03	0.7	0.8	GA	本发明例
88	N	3.2	58.8	3.3	1.5	0.94	1.8	33.9	θ	0.38	0.06	50	12.0	0.04	0.7	0.9	GA	本发明例
89	N	3.2	53.6	3.2	2.4	0.91	3.4	35.3	θ	0.39	0.09	35	-	0.07	1.4	1.5	GI	本发明例
90	N	3.2	61.9	3.9	1.1	0.82	3.1	28.8	θ	0.49	0.20	17	12.0	0.01	1.5	1.8	GI	本发明例
91	N	3.2	58.5	2.8	0.6	0.92	2.5	35.0	θ	0.49	0.08	48	12.0	0.01	0.6	0.7	GI	本发明例

(*)1 F: 铁素体、M: 新鲜马氏体、RA: 残余奥氏体、M^o: 岛状新鲜马氏体、RA^o: 岛状残余奥氏体、B: 贝氏体、BT: 回火贝氏体、TM: 回火马氏体、θ: 碳化物

(*)2 (M^o+RA^o)/(M+RA): 铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体与岛状残余奥氏体晶粒的面积率的合计除以钢板整体的新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的面积率的合计而得到的值

(*)3 M^o和RA^o的平均结晶粒径: 铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体和岛状残余奥氏体晶粒的平均结晶粒径

(*)4 金属镀层附着量(g/m²): 第一镀层附着量(g/m²)

(*)5 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

(*)6 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(GPa)

(*)7 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(GPa)

[表5-2]

No.	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (-)	EI (%)	λ (%)	R/t	U弯曲+ 密合弯曲 ST (mm)	V弯曲+ VDA弯曲 SFmax (mm)	轴压坏 特性 (外观 裂纹)	种类	备注
60	659	1026	0.64	17.6	30	1.43	3.5	27.4	○	GA	本发明例
61	688	1056	0.65	19.0	39	0.71	2.5	28.3	◎	GA	本发明例
62	654	1029	0.64	17.3	32	1.07	3.0	27.9	◎	GA	本发明例
63	689	1001	0.69	17.9	37	0.00	1.5	29.0	◎	GA	本发明例
64	661	1013	0.65	17.7	33	0.00	2.0	28.8	◎	GA	本发明例
65	643	1011	0.64	18.7	38	0.71	2.5	28.1	◎	GI	本发明例
66	664	1018	0.65	17.3	42	1.07	3.0	27.8	◎	GI	本发明例
67	706	1047	0.67	17.1	35	0.00	1.5	28.9	◎	GI	本发明例
68	550	794	0.69	22.9	37	0.83	2.0	29.0	○	GA	本发明例
69	590	792	0.74	21.4	43	0.42	1.0	29.8	◎	GA	本发明例
70	549	839	0.65	20.3	43	0.42	1.5	29.5	◎	GA	本发明例
71	598	853	0.70	21.3	37	0.00	0.0	30.3	◎	GA	本发明例
72	565	842	0.67	20.9	42	0.00	0.0	30.1	◎	GA	本发明例
73	565	849	0.67	21.4	43	0.42	1.0	29.7	◎	GI	本发明例
74	560	854	0.66	20.7	34	0.42	1.5	29.5	◎	GI	本发明例
75	585	794	0.74	20.3	34	0.00	0.0	30.1	◎	GI	本发明例
76	720	1049	0.69	17.5	38	1.67	3.0	27.6	○	GA	本发明例
77	707	1067	0.66	18.7	40	0.83	2.0	28.4	◎	GA	本发明例
78	686	1002	0.68	19.0	42	1.25	2.5	28.0	◎	GA	本发明例
79	705	1031	0.68	17.4	45	0.00	1.0	29.2	◎	GA	本发明例
80	681	1056	0.64	18.8	32	0.00	1.0	29.0	◎	GA	本发明例
81	713	1033	0.69	18.5	36	0.83	2.0	28.3	◎	GI	本发明例
82	702	1028	0.68	17.6	43	1.25	2.5	28.0	◎	GI	本发明例
83	681	1038	0.66	18.6	40	0.00	1.0	29.3	◎	GI	本发明例
84	660	1049	0.63	17.7	39	1.41	4.0	26.7	○	GA	本发明例
85	702	1023	0.69	18.8	43	0.94	3.5	27.5	◎	GA	本发明例
86	640	1024	0.63	17.3	36	1.09	4.0	27.1	◎	GA	本发明例
87	701	1045	0.67	17.3	36	0.31	2.0	28.2	◎	GA	本发明例
88	681	1062	0.64	18.0	30	0.31	2.0	28.1	◎	GA	本发明例
89	710	1047	0.68	17.4	36	0.94	3.5	27.4	◎	GI	本发明例
90	700	1005	0.70	18.8	42	1.09	4.0	27.1	◎	GI	本发明例
91	665	1023	0.65	17.5	31	0.31	2.0	28.1	◎	GI	本发明例

[0508]

[0509]

[表6]

No.	钢种	热轧工序		冷轧工序	第一镀覆工序 (镀金属工序)		升温工序	退火工序		第一冷却工序		第二镀覆工序 (镀锌工序)		第二冷却工序			再加热工序		备注
		精轧温度 (°C)	压下率 (%)		有无 (镀覆种类)	平均加热 速度(*1) (°C/秒)		退火 温度 (°C)	退火 时间 (秒)	露点 (°C)	平均冷却 速度(1)*2 (°C/秒)	平均冷却 速度(2)*3 (°C/秒)	种类	合金化 温度 (°C)	张力 (kgf/mm ²)	道次数 (次)	冷却 停止温度 (°C)	再加热 温度 (°C)	
92	A	876	53.8	无	12	785	90	-18	13	6	OR	-	2.8	6	30	182	48	本发明例	
93	A	882	53.8	无	13	788	84	10	12	5	OR	-	3.5	6	32	185	45	本发明例	
94	A	872	53.8	有(Fe)	15	784	92	-18	13	6	OR	-	3.4	9	34	189	50	本发明例	
95	A	888	53.8	有(Fe)	12	786	88	10	12	6	OR	-	3.3	8	33	181	46	本发明例	
96	A	870	53.8	有(Ni)	14	788	80	10	12	5	OR	-	2.9	7	35	183	47	本发明例	
97	M	876	53.8	无	13	806	103	-10	11	7	OR	-	2.8	10	37	202	55	本发明例	
98	M	890	53.8	无	13	808	109	15	10	8	OR	-	3.7	6	38	204	56	本发明例	
99	M	892	53.8	有(Fe)	15	810	100	-10	10	7	OR	-	2.9	8	39	203	53	本发明例	
100	M	890	53.8	有(Fe)	12	807	110	15	11	8	OR	-	3.8	6	38	200	57	本发明例	
101	M	885	53.8	有(Ni)	11	805	107	15	10	7	OR	-	4.1	7	36	205	58	本发明例	
102	N	879	53.8	无	12	800	124	-20	12	6	OR	-	3.2	9	40	210	64	本发明例	
103	N	884	53.8	无	13	799	120	5	13	5	OR	-	2.8	9	41	211	67	本发明例	
104	N	890	53.8	有(Fe)	12	802	128	-20	12	5	OR	-	3.8	9	39	209	63	本发明例	
105	N	882	53.8	有(Fe)	14	801	130	5	12	6	OR	-	3.6	9	42	210	68	本发明例	
106	N	884	53.8	有(Ni)	15	798	122	5	13	5	OR	-	4.0	10	40	212	62	本发明例	
107	N	892	-	无	9	802	202	-15	9	5	HR	-	3.2	7	32	195	48	本发明例	
108	N	883	-	无	10	808	216	10	10	6	HR	-	3.4	7	31	190	44	本发明例	
109	N	886	-	有(Fe)	9	810	208	-15	9	5	HR	-	3.1	8	29	189	41	本发明例	
110	N	894	-	有(Fe)	9	803	222	10	9	5	HR	-	3.5	10	34	187	43	本发明例	
111	N	889	-	有(Ni)	9	799	228	10	10	6	HR	-	3.3	10	32	192	49	本发明例	
112	AI	893	65.4	无	15	815	160	5	17	11	OR	-	2.9	9	30	180	50	本发明例	
113	AT	854	47.8	无	11	800	82	-12	10	7	OR	-	3.3	8	35	183	55	本发明例	
114	AT	862	47.8	无	12	796	80	8	11	7	OR	-	3.1	7	32	189	53	本发明例	
115	AT	848	47.8	有(Fe)	11	805	85	-12	10	8	OR	-	2.9	9	36	185	52	本发明例	
116	AT	860	47.8	有(Fe)	11	803	87	8	10	7	OR	-	3.2	8	34	180	56	本发明例	
117	AT	855	47.8	有(Ni)	12	799	81	8	10	8	OR	-	3.4	9	30	182	51	本发明例	

(*1) 平均加热速度: 350~600°C的平均加热速度
 (*2) 平均冷却速度(1): (退火温度-30°C)~650°C的平均冷却速度
 (*3) 平均冷却速度(2): 650°C~500°C的平均冷却速度

[0510]

[表7-1]

No.	钢种	板厚 (mm)	钢组织						钢中 扩散性 氢量 (质量ppm)		表层		板面纳米硬度			种类	备注	
			各相的面积率(*1)			M ⁺ 和RA ⁺ 平均结晶 粒径(*3) (μm)	残余 组织 (*1)	金属 镀层 附着量 (g/m ²) (*4)	软质层 厚度 (μm)	Hn 7.0GPa 以上比例 (*5)	1/4位置 Hn 标准偏差 (GPa) (*6)	1/2位置 Hn 标准偏差 (GPa) (*7)						
			F (%)	M (%)	RA (%)								(M ⁺ +RA ⁺) /(M+RA) (*2)	B+BT (%)	TM (%)			
92	A	1.2	63.2	2.9	2.8	0.84	1.5	28.3	θ	0.35	0.09	13	-	0.15	1.9	2.3	CR	本发明例
93	A	1.2	56.3	3.1	1.8	0.82	1.3	35.5	θ	0.41	0.13	36	-	0.06	1.4	1.7	CR	本发明例
94	A	1.2	57.7	3.2	2.3	0.76	3.3	32.5	θ	0.36	0.12	15	10.0	0.17	1.6	1.9	CR	本发明例
95	A	1.2	57.3	4.5	1.9	0.84	0.7	34.8	θ	0.33	0.17	45	10.0	0.02	0.8	0.7	CR	本发明例
96	A	1.2	56.9	4.3	0.8	0.83	0.9	35.7	θ	0.45	0.13	47	10.0	0.03	0.6	0.8	CR	本发明例
97	M	1.2	72.0	3.5	1.1	0.77	0.7	22.2	θ	0.23	0.17	8	-	0.16	1.9	2.4	CR	本发明例
98	M	1.2	71.5	4.3	1.0	0.79	1.5	20.6	θ	0.24	0.08	37	-	0.06	1.3	1.5	CR	本发明例
99	M	1.2	71.4	3.4	1.5	0.90	2.6	20.5	θ	0.28	0.12	15	14.0	0.17	1.7	2.0	CR	本发明例
100	M	1.2	71.8	2.6	2.3	0.83	2.1	19.6	θ	0.18	0.08	47	14.0	0.04	0.4	0.7	CR	本发明例
101	M	1.2	71.2	3.1	0.9	0.84	3.2	21.0	θ	0.24	0.11	48	14.0	0.03	0.6	0.9	CR	本发明例
102	N	1.2	60.4	3.3	2.2	0.85	1.7	30.8	θ	0.31	0.20	7	-	0.18	1.9	2.3	CR	本发明例
103	N	1.2	63.1	2.9	1.9	0.80	1.5	29.2	θ	0.28	0.13	33	-	0.07	1.5	1.7	CR	本发明例
104	N	1.2	54.6	3.4	0.8	0.75	2.5	36.9	θ	0.32	0.10	12	12.0	0.17	1.6	2.0	CR	本发明例
105	N	1.2	59.8	3.6	1.0	0.78	3.3	29.8	θ	0.47	0.12	45	12.0	0.02	0.6	0.8	CR	本发明例
106	N	1.2	61.2	4.5	2.1	0.79	1.2	29.2	θ	0.39	0.15	44	12.0	0.02	0.7	0.9	CR	本发明例
107	N	3.2	58.8	3.5	0.9	0.89	0.6	34.4	θ	0.31	0.22	9	-	0.19	2.0	2.4	HR	本发明例
108	N	3.2	59.3	3.8	1.9	0.86	0.8	33.1	θ	0.43	0.08	39	-	0.08	1.4	1.7	HR	本发明例
109	N	3.2	56.1	4.1	2.0	0.84	1.2	35.5	θ	0.41	0.09	16	12.0	0.18	1.8	1.9	HR	本发明例
110	N	3.2	54.7	2.4	1.8	0.87	0.3	39.5	θ	0.45	0.13	50	12.0	0.04	0.7	0.9	HR	本发明例
111	N	3.2	58.2	3.5	1.7	0.92	1.6	33.8	θ	0.39	0.07	52	12.0	0.03	0.6	0.9	HR	本发明例
112	AI	0.9	52.5	3.1	1.8	0.88	0.9	39.9	θ	0.52	0.18	49	-	0.07	1.2	1.5	CR	本发明例
113	AT	1.2	57.6	4.9	2.2	0.82	1.9	32.5	θ	0.33	0.12	6	-	0.17	2.0	2.3	CR	本发明例
114	AT	1.2	60.1	3.8	2.1	0.83	1.4	31.3	θ	0.29	0.10	28	-	0.07	1.6	1.8	CR	本发明例
115	AT	1.2	58.3	3.9	0.8	0.76	2.3	32.9	θ	0.32	0.09	10	10.0	0.14	1.6	2.0	CR	本发明例
116	AT	1.2	58.8	4.2	1.0	0.79	2.7	31.8	θ	0.43	0.11	40	10.0	0.04	0.8	1.0	CR	本发明例
117	AT	1.2	60.2	4.7	2.1	0.80	2.2	29.2	θ	0.37	0.12	41	10.0	0.03	0.7	0.9	CR	本发明例

(*1) F: 铁素体、M: 新鲜马氏体、RA: 残余奥氏体、M⁺: 残余新鲜马氏体、RA⁺: 岛状残余奥氏体、B: 贝氏体、BT: 回火贝氏体、TM: 回火马氏体、θ: 碳化物

(*2) (M⁺+RA⁺)/(M+RA): 铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体与岛状残余奥氏体的面积率的合计除以钢板整体的新鲜马氏体的面积率与残余奥氏体的面积率的合计而得到的值

(*3) M⁺和RA⁺的平均结晶粒径: 铁素体晶粒内的岛状新鲜马氏体和岛状残余奥氏体的平均结晶粒径

(*4) 金属镀层附着量(g/m²): 第一镀层附着量(g/m²)

(*5) 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

(*6) 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(GPa)

(*7) 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(GPa)

[表7-2]

No.	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (-)	EI (%)	λ (%)	R/t	U弯曲+ 密合弯曲 ST (mm)	V弯曲+ VDA弯曲 SFmax (mm)	轴压坏 特性 (外观 裂纹)	种类	备注
92	654	1038	0.63	17.2	32	1.67	3.5	27.1	○	CR	本发明例
93	692	1061	0.65	18.1	37	0.83	2.5	28.4	◎	CR	本发明例
94	646	1028	0.63	17.4	33	1.25	3.0	28.1	◎	CR	本发明例
95	682	1003	0.68	17.5	36	0.00	1.5	29.2	◎	CR	本发明例
96	666	1015	0.66	17.8	32	0.00	1.5	28.9	◎	CR	本发明例
97	552	796	0.69	22.8	38	0.83	2.0	29.0	○	CR	本发明例
98	578	793	0.73	21.3	41	0.42	1.0	29.9	◎	CR	本发明例
99	565	834	0.68	21.1	42	0.42	1.5	29.6	◎	CR	本发明例
100	595	833	0.71	21.4	39	0.00	0.0	30.5	◎	CR	本发明例
101	563	841	0.67	20.9	42	0.00	0.0	30.3	◎	CR	本发明例
102	712	1040	0.68	17.6	35	1.67	3.0	27.7	○	CR	本发明例
103	708	1062	0.67	16.9	43	0.83	2.0	28.3	◎	CR	本发明例
104	691	1012	0.68	17.0	44	1.25	2.5	27.9	◎	CR	本发明例
105	702	1021	0.69	17.4	46	0.00	1.0	29.1	◎	CR	本发明例
106	689	1053	0.65	16.8	33	0.00	1.0	29.0	◎	CR	本发明例
107	660	1038	0.64	19.2	42	1.41	4.0	26.8	○	HR	本发明例
108	672	1028	0.65	18.9	44	0.94	3.5	27.6	◎	HR	本发明例
109	682	1024	0.67	19.4	38	1.09	4.0	27.2	◎	HR	本发明例
110	700	1034	0.68	19.2	39	0.31	2.0	28.3	◎	HR	本发明例
111	684	1039	0.66	19.1	36	0.31	2.0	28.2	◎	HR	本发明例
112	694	1046	0.66	19.2	37	0.56	2.5	27.8	◎	CR	本发明例
113	682	1033	0.66	16.5	34	1.67	3.0	27.5	○	CR	本发明例
114	674	1018	0.66	16.4	41	0.83	2.0	28.1	◎	CR	本发明例
115	679	1028	0.66	16.8	38	1.25	2.5	27.7	◎	CR	本发明例
116	683	1010	0.68	17.0	45	0.00	1.0	29.3	◎	CR	本发明例
117	680	1009	0.67	16.8	37	0.00	1.0	29.1	◎	CR	本发明例

[0511]

[0512] 如表3、表5、表7所示,就发明例而言,拉伸强度(TS)、屈服应力(YS)、屈服比(YR)、总伸长率(EI)、极限扩孔率(λ)、V弯曲试验中的R/t、U弯曲+密合弯曲弯曲试验中的极限间隔件厚度(ST)、以及V弯曲+正交VDA弯曲试验中测定的载荷最大时的冲程(SFmax)均全部合格,在轴压坏试验中均没有断裂(外观裂纹)。

[0513] 另一方面,就比较例而言,拉伸强度(TS)、屈服应力(YS)、屈服比(YR)、总伸长率(EI)、极限扩孔率(λ)、V弯曲试验中的R/t、U弯曲+密合弯曲弯曲试验中的极限间隔件厚度(ST)、V弯曲+正交VDA弯曲试验中测定的载荷最大时的冲程(SFmax)、以及在轴压坏试验中是否有断裂(外观裂纹)中的至少一者是不充分的。

[0514] 需要说明的是,在表5、表7中,虽然也存在露点为-30°C以上且-5°C以下的范围、表层的软质层厚度为17 μ m以下、轴压坏试验中的断裂(外观裂纹)的判定为“○”的情况,但是,即使表层的软质层厚度为17 μ m以下时,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“◎”。

[0515] 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)、屈服比(YR)、总伸长率(EI)、极限扩孔率(λ)、V弯曲试验中的R/t、U弯曲+密合弯曲弯曲试验中的极限间隔件厚度(ST)、以及V弯曲+正交VDA弯曲试验中测定的载荷最大时的冲程(SFmax)全部具有在本发明中作为特征的优良的特

性,并且在轴压坏试验中没有断裂(外观裂纹),具有在本发明中作为特征的优良的特性。

[0516] 符号说明

[0517] 10帽型构件

[0518] 20钢板

[0519] 30试验用构件

[0520] 40点焊部

[0521] 50底板

[0522] 60撞击器

[0523] A1冲模

[0524] A2支承辊

[0525] A3冲模

[0526] A4支承辊

[0527] B1冲头

[0528] B2冲头

[0529] B3冲头

[0530] B4冲头

[0531] D1宽度(C)方向

[0532] D2轧制(L)方向

[0533] D3压坏方向

[0534] S间隔件

[0535] T1试验片

[0536] F铁素体

[0537] M马氏体

[0538] RA残余奥氏体

[0539] M'孤立的岛状新鲜马氏体

[0540] RA'孤立的岛状残余奥氏体

[0541] B贝氏体

[0542] BT回火贝氏体

[0543] TM回火马氏体

[0544] 产业上的可利用性

[0545] 根据本发明,能够制造TS为780MPa以上并且具有高YS和YR、优良的冲压成形性(延展性、扩孔性和弯曲性)和碰撞时的耐断裂特性(弯曲断裂特性和轴压坏特性)钢板和构件。另外,通过将根据本发明的方法得到的钢板和构件应用于例如汽车结构构件,能够实现由车身轻量化带来的燃油效率提高,产业上的利用价值极大。

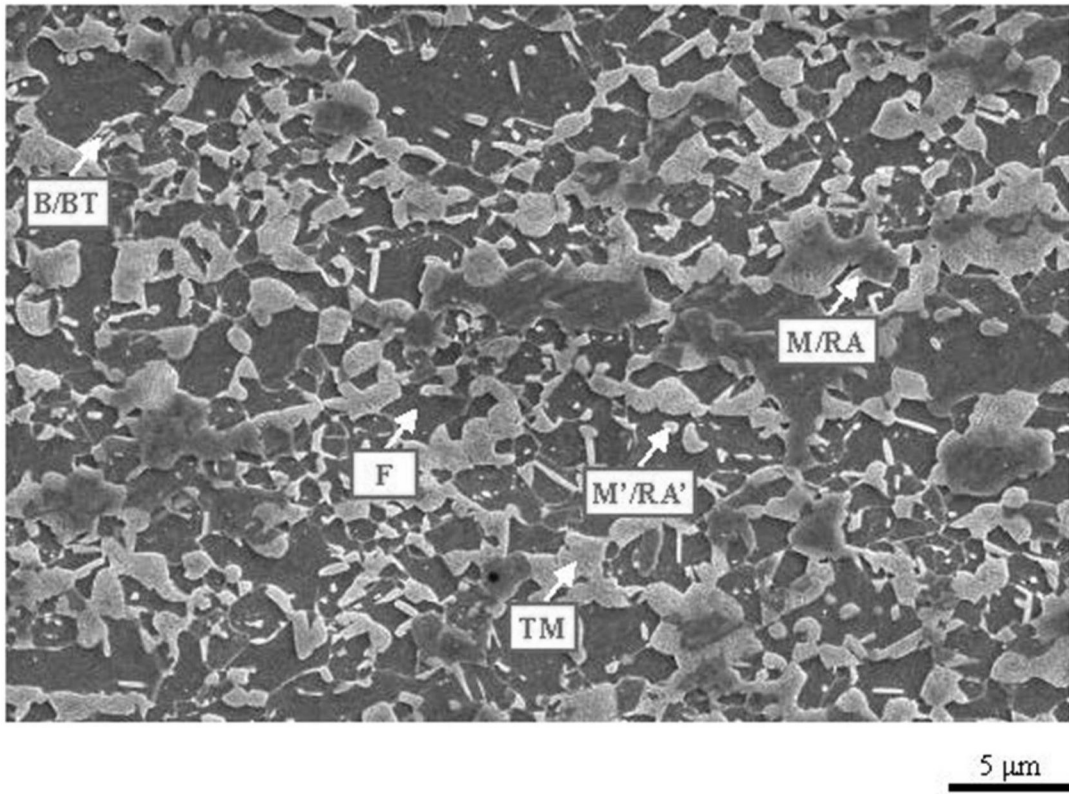


图1

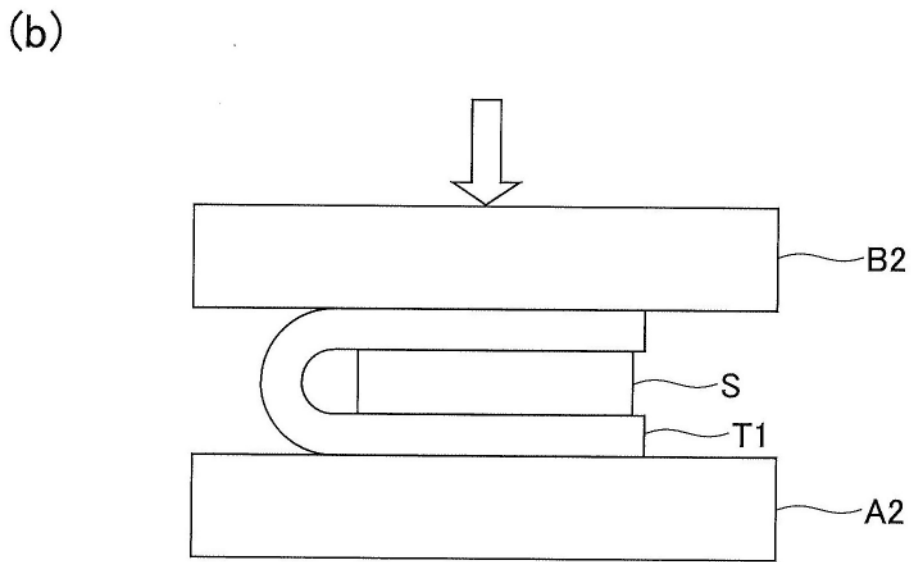
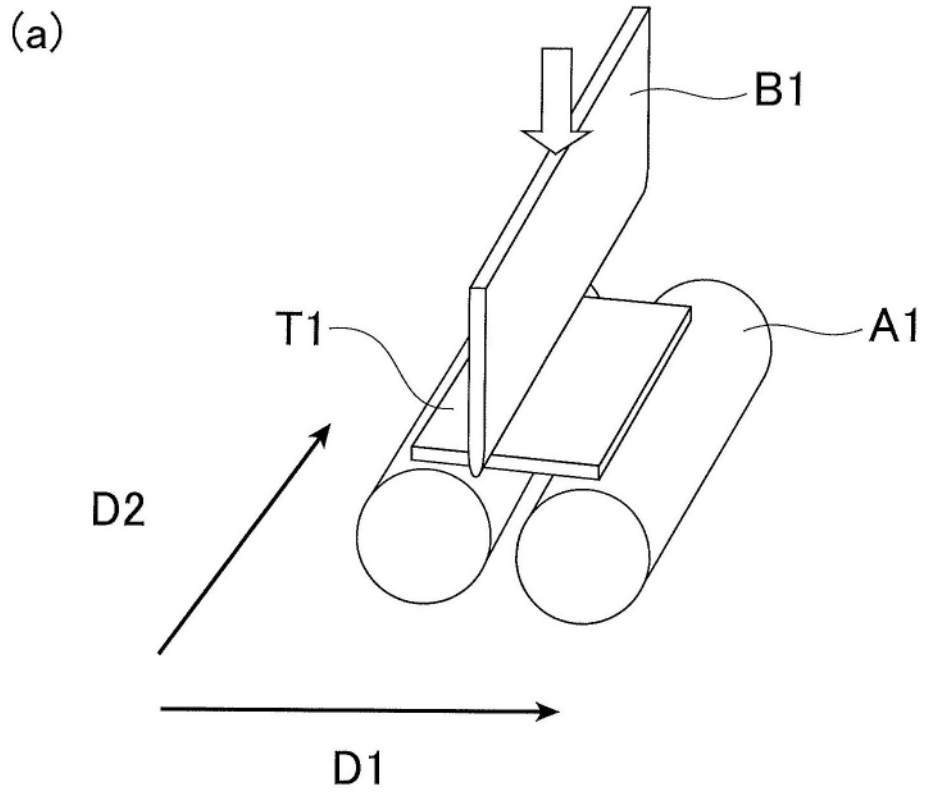


图2

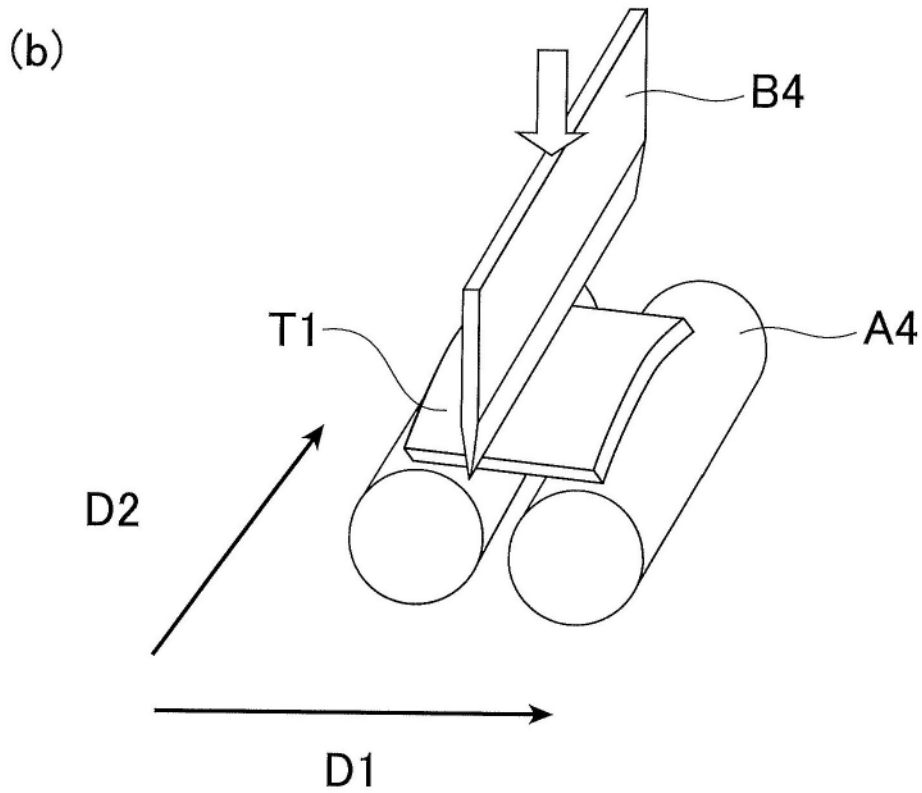
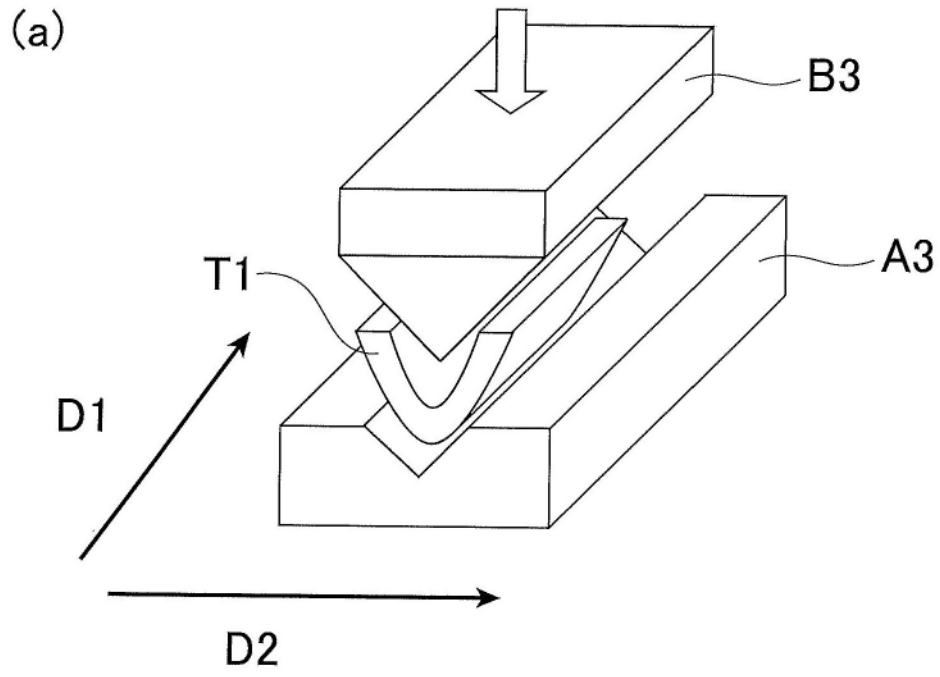


图3

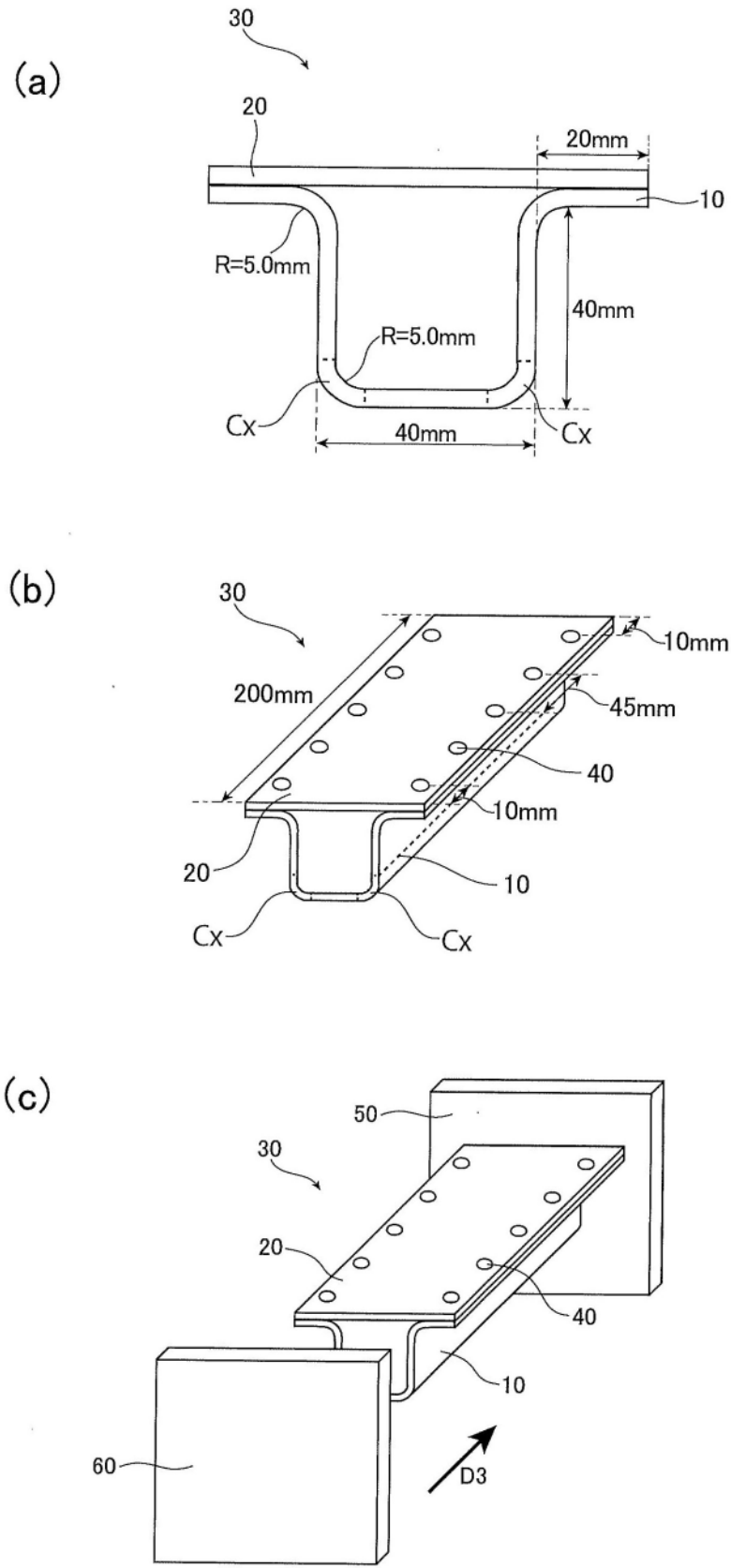


图4