



(21) 申请号 202380038563.7

(22) 申请日 2023.02.27

(30) 优先权数据

2022-078348 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/JP2023/006925 2023.02.27

(87) PCT国际申请的公布数据

W02023/218731 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)

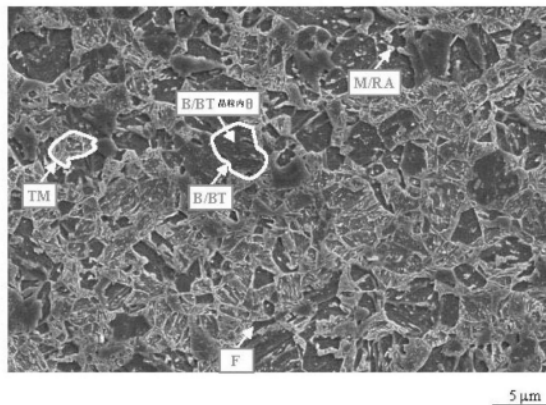
权利要求书2页 说明书46页 附图4页

(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1180MPa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环特性)。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,使贝氏体晶粒内和回火贝氏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2.00 μm 以下、使贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物的平均结晶粒径为500nm以下、并且使贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的粒径为300nm以上的碳化物的个数密度为3.0个/ μm^2 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小于20.0%、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、贝氏体和回火贝氏体的面积率为大于10.0%且70.0%以下、回火马氏体的面积率为30.0%以上且80.0%以下、并且贝氏体晶粒内和回火贝氏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2.00 μm 以下、贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物的平均结晶粒径为500nm以下、并且贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的粒径为300nm以上的碳化物的个数密度为3.0个/ μm^2 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1180MPa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,

所述基底钢板在将从基底钢板表面起在板厚方向上为200 μm 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 μm ×50 μm 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℃以

上的条件下实施热轧而得到热轧钢板；

退火工序,其中,将该热轧工序后的钢板在退火温度: $(Ac_1 + (Ac_3 - Ac_1) \times 5/8)$ °C以上且950°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,在该退火工序后冷却至300°C以上且550°C以下的温度范围;

中间保持工序,其中,在该第一冷却工序后在中间保持温度:300°C以上且550°C以下、保持时间:20秒以上的条件下进行保持;

第二冷却工序,其中,对该中间保持工序后的钢板在300°C以上且450°C以下的温度范围内赋予 2.0kgf/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,冷却至低于300°C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退火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,包括对所述中间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。

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1180MPa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1180MPa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 $1180\text{MPa} \leq \text{TS} < 1320\text{MPa}$ 的情况下, $750\text{MPa} \leq \text{YS}$ 且 $0.64 \leq \text{YR}$

[0023] (B) 在 $1320\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $850\text{MPa} \leq \text{YS}$ 且 $0.64 \leq \text{YR}$

[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 $1180\text{MPa} \leq \text{TS} < 1320\text{MPa}$ 的情况下, $8.0\% \leq \text{E1}$

[0026] (B) 在 $1320\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $7.0\% \leq \text{E1}$

[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25%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 $1180\text{MPa} \leq \text{TS} < 1320\text{MPa}$ 的情况下, $2.5 \geq \text{R}/t$

[0030] (B) 在 $1320\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $3.0 \geq \text{R}/t$

[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 $1180\text{MPa} \leq \text{TS} < 1320\text{MPa}$ 的情况下, $5.5\text{mm} \geq \text{ST}$

[0033] (B) 在 $1320\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $6.0\text{mm} \geq \text{ST}$

[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 $1180\text{MPa} \leq \text{TS} < 1320\text{MPa}$ 的情况下, $25.5\text{mm} \leq \text{SFmax}$

[0036] (B) 在 $1320\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $24.5\text{mm} \leq \text{SFmax}$

[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铁素体的面积率控制为小于20.0%、将贝氏体和回火贝氏体的面积率控制为大于10.0%、将回火马氏体的面积率控制为30.0%以上,能够确保1180MPa以上的TS。

[0044] (2)通过以规定的成分将铁素体的面积率控制为小于20.0%、将贝氏体和回火贝氏体的面积率控制为大于10.0%、将回火马氏体的面积率控制为30.0%以上,能够确保高YS和YR。

[0045] (3)通过以规定的成分将贝氏体和回火贝氏体的面积率控制为大于10.0%,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的指标E1。

[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、使贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的孤立的岛状硬质第二相(马氏体+残余奥氏体)的平均结晶粒径为2.00 μm 以下、并且使贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的粒径为300nm以上的碳化物的个数密度为3.0个/ μm^2 以下,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的指标 λ 。

[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、使贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的孤立的岛状马氏体的平均结晶粒径为2.00 μm 以下、并且使贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的粒径为300nm以上的碳化物的个数密度为3.0个/ μm^2 以下,能够提高作为冲压成形性的一种模式的弯曲性的指标R/t。

[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,能够抑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,通过将新鲜马氏体的面积率控制为15.0%以下、使贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的孤立的岛状硬质第二相(马氏体+残余奥氏体)的平均结晶粒径为2.00 μm 以下、并且使贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的粒径为300nm以上的碳化物的个数密度为3.0个/ μm^2 以下,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小于20.0%、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、贝氏体和回火贝氏体的面积率为大于10.0%且70.0%以下、回火马氏体的面积率为30.0%以上且80.0%以下、并且贝氏体晶粒内和回火贝氏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2.00 μ m以下、贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物的平均结晶粒径为500nm以下、并且贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的粒径为300nm以上的碳化物的个数密度为3.0个/ μm^2 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1180MPa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。

[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 μm 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 μm \times 50 μm 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 $^{\circ}\text{C}$ 以上的条件下实施热轧而得到热轧钢板;

[0068] 退火工序,其中,将该热轧工序后的钢板在退火温度:($Ac_1 + (Ac_3 - Ac_1) \times 5/8$) $^{\circ}\text{C}$ 以上且950 $^{\circ}\text{C}$ 以下、退火时间:20秒以上的条件下进行退火;

- [0069] 第一冷却工序,其中,在该退火工序后冷却至300℃以上且550℃以下的温度范围;
- [0070] 中间保持工序,其中,在该第一冷却工序后在中间保持温度:300℃以上且550℃以下、保持时间:20秒以上的条件下进行保持;
- [0071] 第二冷却工序,其中,对该中间保持工序后的钢板在300℃以上且450℃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,冷却至低于300℃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℃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退火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,包括对所述中间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。
- [0075] [9]根据上述[7]或[8]所述的镀锌钢板的制造方法,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。
- [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1180MPa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,并且具有以基底钢板的板厚1/4位置的组织计铁素体的面积率小于20.0%、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、贝氏体和回火贝氏体的面积率为大于10.0%且70.0%以下、回火马氏体的面积率为30.0%以上且80.0%以下、并且贝氏体晶粒内和回火贝氏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2.00 μm 以下、贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物的平均结晶粒径为500nm以下、并且贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的粒径为300nm以上的碳化物的个数密度为3.0个/ μm^2 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,拉伸强度为1180MPa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。具有镀锌层的钢板可以为镀锌钢板。

[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%以上且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1180MPa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1180MPa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0.080%以上。另外,C含量优选为0.160%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1180MPa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3.30%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SFmax。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SFmax。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1180MPa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SFmax。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,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,存在难以使TS为1180MPa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,存在难以使TS为1180MPa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,过于粗大的析出物、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:小于20.0%(包括0.0%)

[0187] 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和YR的降低。因此,铁素体的面积率设定为小于20.0%(包括0.0%)。另外,铁素体的面积率优选为15.0%以下。

[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。

[0190] 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贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的(孤立的)岛状新鲜马氏体。

[0191] 残余奥氏体的面积率:3.0%以下(包括0.0%)

[0192] 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。

[0193] 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。

[0194] 这里所述的残余奥氏体中还包括后述的贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的(孤立的)岛状残余奥氏体。

[0195] 在此,在后述的制造方法中的第二冷却工序时,在300℃以上且450℃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、残余奥氏体的面积率为3.0%以下,由此能够确保所期望的回火马氏体的面积率。

[0196] 贝氏体和回火贝氏体的面积率:大于10.0%且70.0%以下

[0197] 贝氏体(B)是指如图1所示在第一冷却工序和中间保持工序中生成的组织。另外,这里所述的回火贝氏体(BT)是指如图1所示在再加热工序中生成的上述贝氏体经过回火而得到的组织。需要说明的是,在图1中,F:铁素体,M:马氏体,RA:残余奥氏体,TM:回火马氏体, θ :碳化物。

[0198] 在贝氏体和回火贝氏体的面积率为10.0%以下时,难以确保良好的延展性、即难以得到所期望的E1。因此,贝氏体和回火贝氏体的面积率设定为大于10.0%。

[0199] 另一方面,贝氏体和回火贝氏体的面积率过度增加而大于70.0%时,难以确保1180MPa以上的TS。因此,贝氏体和回火贝氏体的面积率设定为70.0%以下。另外,贝氏体和回火贝氏体的面积率优选为15.0%以上。另外,贝氏体和回火贝氏体的面积率优选为65.0%以下。

[0200] 回火马氏体的面积率:30.0%以上且80.0%以下

[0201] 回火马氏体是在再加热工序中得到的组织。在此,硬质第二相(新鲜马氏体+残余奥氏体)是对于确保所期望的TS而言有效的组织,但由于是在冲压成形时和碰撞时助长空裂的生成和龟裂的扩展的组织,因此需要使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。特别是,在后述的制造方法中的第二冷却工序时,在300℃以上且450℃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,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,变为回火马氏体。即,上述回火马氏体是对得到所期望的 λ 、R/t、ST和SF_{max}而言必要的组织。因此,回火马氏体的面积率设定为30.0%以上。回火马氏体的面积率优选为35.0%以上。

[0202] 另一方面,在回火马氏体的面积率过度增加时,不能得到所期望的贝氏体和回火贝氏体的面积率,难以确保良好的延展性、即难以得到所期望的E1。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。

[0203] 贝氏体晶粒内和回火贝氏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:2.00μm以下

[0204] 在本发明中,贝氏体晶粒内和回火贝氏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小时,能够在确保1180MPa以上的TS的同时进一步抑制空裂的生成,并且能够得到更加良好的 λ 、R/t、ST和SF_{max}。因此,贝氏体晶粒内和回火贝氏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设定为2.00μm以下。

[0205] 需要说明的是,在本发明中,贝氏体晶粒内和回火贝氏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可以设定为贝氏体晶粒内和回火贝氏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。即,在本发明中,将贝氏体晶粒内和回火贝氏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设定为2.00μm以下。

[0206] 另外,贝氏体晶粒内和回火贝氏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1.00μm以下。

[0207] 下限没有特别限制,但贝氏体晶粒内和回火贝氏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0.10μm以上,更优选为0.20μm以上。

[0208] 贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物的平均结晶粒径:500nm以下

[0209] 在本发明中,贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物的平均结晶粒径小时,能够在确保1180MPa以上的TS的同时进一步抑制空裂的生成,并且能够得到更加良好的 λ 、R/t、ST和SF_{max}。因此,贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物的平均结晶粒径设定为

500nm以下。需要说明的是,贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物的平均结晶粒径优选为300nm以下。

[0210] 下限没有特别限制,但贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物的平均结晶粒径优选为50nm以上,更优选为80nm以上。

[0211] 贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的粒径为300nm以上的碳化物的个数密度:3.0个/ μm^2 以下

[0212] 在本发明中,贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的粒径为300nm以上的碳化物的个数密度小时,能够在确保1180MPa以上的TS的同时进一步抑制空隙的生成,并且能够得到更加良好的 λ 、R/t、ST和SFmax。因此,贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的粒径为300nm以上的碳化物的个数密度设定为3.0个/ μm^2 以下。需要说明的是,贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的粒径为300nm以上的碳化物的个数密度优选为2.5个/ μm^2 以下。

[0213] 下限没有特别限制,但贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物的个数密度优选为0.2个/ μm^2 以上,更优选为0.5个/ μm^2 以上。

[0214] 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%。

[0215] 作为剩余组织,没有特别限制,例如可以列举未再结晶铁素体、珠光体等。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。

[0216] 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。

[0217] 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。

[0218] 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。

[0219] 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。

[0220] 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。

[0221] 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。

[0222] 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。

[0223] 剩余组织:可以列举上述的未再结晶铁素体、珠光体等,它们的形态等是公知的。

[0224] 通过手绘从上述的组织分率测定中使用的SEM图像中抽取贝氏体晶粒内和回火贝

氏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,使用开源的ImageJ求出贝氏体晶粒内和回火贝氏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。

[0225] 关于上述的平均结晶粒径,用岛状新鲜马氏体、岛状残余奥氏体的面积的合计除以岛状新鲜马氏体、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,将由此得到的等效圆直径作为平均结晶粒径。

[0226] 需要说明的是,关于1个孤立的岛状新鲜马氏体或孤立的岛状残余奥氏体,将在SEM图像中外周被贝氏体和/或回火贝氏体包围、无中断地一体形成的岛状的区域作为1个来进行测定。

[0227] 另外,通过手绘从上述的组织分率测定中使用的SEM图像中仅抽取贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物,使用开源的ImageJ求出贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物的平均结晶粒径、以及上述贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物内粒径为300nm以上的碳化物的个数密度。

[0228] 关于上述平均结晶粒径,用碳化物的面积的合计除以碳化物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,将由此得到的等效圆直径作为平均结晶粒径。

[0229] 需要说明的是,关于1个碳化物,将在SEM图像中外周被贝氏体和/或回火贝氏体包围、无中断地一体形成的岛状的区域作为1个来进行测定。

[0230] 另外,残余奥氏体的面积率如下测定。

[0231] 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MoK α 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。

[0232] 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。

[0233] [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(%)]

[0234] 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。

[0235] [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(%)]

[0236] 基底钢板中所含的(钢中的)扩散性氢量:0.50质量ppm以下

[0237] 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。

[0238] 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。

[0239] 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。

[0240] 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℃/小时从室温(-5~55℃)连续加热至300℃,然后冷却至室温,测定在从室温至210℃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℃的范围内。

[0241] 表层软质层

[0242] 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。

[0243] 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7 μm 以上,更优选大于14 μm 。另外,表层软质层优选为30 μm 以上,更优选为40 μm 以上。

[0244] 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)。

[0245] 维氏硬度基于JIS Z 2244-1(2020)将载荷设为10gf来进行测定。

[0246] 表层软质层的纳米硬度

[0247] 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 μm ×50 μm 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

[0248] 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 μm ×50 μm 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。

[0249] 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

[0250] 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。

[0251] 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。

[0252] 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。

[0253] 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。

[0254] 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 μm 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。

[0255] 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 μN 、测定区域:50 $\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$ 、打点间隔:2 μm 的条件下测定纳米硬度。

[0256] 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 μN 、测定区域:50 $\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$ 、打点间隔:2 μm 的条件下测定纳米硬度。

[0257] 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。

[0258] 例如,在表层软质层厚度为100 μm 的情况下,1/4位置为距表层软质层的表面25 μm 的位置,1/2位置为距表层软质层的表面50 μm 的位置。在该25 μm 的位置处测定300个点以上的纳米硬度,另外,在50 μm 的位置处也测定300个点以上的纳米硬度。

[0259] 金属镀层(第一镀层)

[0260] 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、合金化热镀锌层的镀锌层)。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。

[0261] 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。

[0262] 在本发明中,通过将露点设为高于 -20°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°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。

[0263] 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。

[0264] Fe系电镀层的附着量设定为大于 $0\text{g}/\text{m}^2$,优选设定为 $2.0\text{g}/\text{m}^2$ 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 $60\text{g}/\text{m}^2$ 以下。Fe系电镀层的附着量优选设定为 $50\text{g}/\text{m}^2$ 以下,更优选设定为 $40\text{g}/\text{m}^2$ 以下,进一步优选设定为 $30\text{g}/\text{m}^2$ 以下。

[0265] Fe系电镀层的附着量如下测定。从Fe系电镀钢板上裁取 $10\times 15\text{mm}$ 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 $2000\sim 10000$ 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。

[0266] 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。

[0267] 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。

[0268] 拉伸强度(TS): 1180MPa 以上

[0269] 依据本发明的一个实施方式的钢板的拉伸强度为 1180MPa 以上。

[0270] 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。

[0271] 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

过实施例后述的轴压坏试验进行测定。

[0272] 锌镀层(第二镀层)

[0273] 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。

[0274] 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)。

[0275] 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。

[0276] 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。

[0277] 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。

[0278] 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 $20\text{g}/\text{m}^2$ 以上。另外,锌镀层的每单面的镀层附着量优选设定为 $80\text{g}/\text{m}^2$ 以下。

[0279] 需要说明的是,锌镀层的镀层附着量如下测定。

[0280] 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)。

[0281] 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。

[0282] 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。

[0283] 另外,钢板的板厚优选为3.5mm以下。板厚更优选为2.3mm以下。

[0284] 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。

[0285] [2.钢板的制造方法]

[0286] 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。

[0287] 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℃以上的条件下实施热轧而得到热轧钢板;退火工序,其中,将该热轧工序后的钢板在退火温度: $(Ac_1+(Ac_3-Ac_1) \times 5/8)$ ℃以上且950℃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,在退火工序后冷却至300℃以上且550℃以下的温度范围;中间保持工序,其中,在第一冷却工序后在中间保持温度:300℃以上且550℃以下、保持时间:20秒以上的条件下进行保持;第二冷却工序,其中,对中间保持工序后的钢板在300℃以上且450℃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,冷却至低于300℃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从室温冷却至低于300℃的冷却停止温度,接着再加热至冷却停止温度以上且440℃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退火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。

[0288] 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种都可以。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、然后再再次加热的现有方法以外,也可以没有问题地应用不冷却至室温而直接以温片状态装入加热炉、或者在进行稍微的保热后立即进行轧制的直送轧制、直接轧制等节能工艺。

[0289] (热轧工序)

[0290] 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℃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。

[0291] 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。

[0292] 精轧温度:820℃以上

[0293] 精轧使轧制负荷的增大、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℃以上。精轧温度优选为830℃以上,更优选为850℃以上。另外,精轧温度优选为1080℃以下,更优选为1050℃以下。

[0294] 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℃以上。另外,热轧后的卷取温度优选设定为700℃以下。

[0295] 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。

[0296] (酸洗工序)

[0297] 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。

[0298] (冷轧工序)

[0299] 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。

[0300] 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。

[0301] 根据需要,冷轧的压下率:20%以上且80%以下

[0302] 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。

[0303] (镀金属(电镀金属、第一镀覆)工序)

[0304] 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)且退火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。

[0305] 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)。

[0306] 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。

[0307] 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。

[0308] 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。

[0309] 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。

[0310] 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,在硫酸铁镀液中可以含有硫酸钠、硫酸钾等导电助剂、螯合剂、pH缓冲剂。

[0311] 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/dm²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/dm²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。

[0312] 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。

[0313] (退火工序)

[0314] 本发明的一个实施方式中包括退火工序,其中,在热轧工序后(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工序后,在实施冷轧和镀金属的情况下为镀金属工序后),在退火温度: $(Ac_1 + (Ac_3 - Ac_1) \times 5/8)$ ℃以上且950℃以下、保持时间:20秒以上的条件下对钢板进行退火。

[0315] 退火温度: $(Ac_1 + (Ac_3 - Ac_1) \times 5/8)$ ℃以上且950℃以下

[0316] 退火温度低于 $(Ac_1 + (Ac_3 - Ac_1) \times 5/8)$ ℃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。

[0317] 另一方面,退火温度高于950℃时,奥氏体的粒径变得粗大,最终贝氏体晶粒内和回火贝氏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大于2.00μm,难以得到良好的λ、R/t、ST和SFmax。

[0318] 因此,退火温度设定为 $(Ac_1 + (Ac_3 - Ac_1) \times 5/8)$ ℃以上且950℃以下。退火温度优选为900℃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。

[0319] Ac_1 点(℃)、 Ac_3 点(℃)可以通过下式计算。

[0320] Ac_1 点(℃)= $727.0 - 32.7 \times [\%C] + 14.9 \times [\%Si] + 2.0 \times [\%Mn]$

[0321] Ac_3 点(℃)= $912.0 - 230 \times [\%C] + 31.6 \times [\%Si] - 20.4 \times [\%Mn]$

[0322] 在此,[%C]:C含量(质量%),[%Si]:Si含量(质量%),[%Mn]:Mn含量(质量%)。

[0323] 退火时间:20秒以上

[0324] 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。

[0325] 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。

[0326] 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。

[0327] 需要说明的是,退火次数可以为2次以上,但从能量效率的观点出发,优选为1次。

[0328] 退火工序的气氛(退火气氛)的露点:-30℃以上

[0329] 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℃以上。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,进一步优选为高于-20℃,进一步更优选为-15℃以上,最优选为-5℃以上。

[0330] 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、使设置镀锌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。退火工序的退火气氛的露点更优选设定为25℃以下,进一步优选设定为20℃以下。

[0331] (第一冷却工序)

[0332] 本发明中包括在退火工序后将第一冷却停止温度设定为300℃以上且550℃以下并冷却至该第一冷却停止温度的第一冷却工序。

[0333] 第一冷却停止温度:300℃以上且550℃以下

[0334] 第一冷却停止温度低于300℃或高于550℃时,贝氏体和回火贝氏体的面积率为10.0%以下,难以确保良好的延展性、即难以得到所期望的E1。

[0335] 另外,贝氏体晶粒内和回火贝氏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大于2.00 μm 。另外,还存在贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物的平均结晶粒径大于500nm、贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的粒径为300nm以上的碳化物的个数密度大于3.0个/ μm^2 的情况。因此,难以得到良好的 λ 、R/t、ST和SFmax。因此,在本发明中,在退火工序后,将第一冷却停止温度设定为300℃以上且550℃以下,并冷却至该第一冷却停止温度。

[0336] (中间保持工序)

[0337] 中间保持温度:300℃以上且550℃以下,中间保持时间:20秒以上

[0338] 在本发明中,在第一冷却工序后,在中间保持工序中,在中间保持温度:300℃以上且550℃以下、保持时间:20秒以上的条件下进行保持。

[0339] 中间保持温度低于300℃或高于550℃时、或者保持时间(中间保持时间)为20秒以上时,贝氏体和回火贝氏体的面积率为10.0%以下,难以确保良好的延展性、即难以得到所期望的E1。另外,贝氏体晶粒内和回火贝氏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大于2.00 μm 。另外,还存在贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的碳化物的平均结晶粒径大于500nm、贝氏体晶粒内和回火贝氏体晶粒内的粒径为300nm以上的碳化物的个数密度大于3.0个/ μm^2 的情况。因此,难以得到良好的 λ 、R/t、ST和SFmax。

[0340] 因此,在本发明中,在中间保持工序中,在中间保持温度:300℃以上且550℃以下、保持时间(中间保持时间):20秒以上的条件下进行保持。

[0341] (镀锌工序(第二镀覆工序))

[0342] 在本发明中,可以在中间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。

[0343] 作为镀锌处理,例如可以列举热镀锌处理、合金化镀锌处理。

[0344] 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,只要能成为上述的镀锌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。

[0345] 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℃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。

[0346] 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。需要说明的是,合金化温度更优选为500℃以上,进一步优选为510℃以上。另外,合金化温度更优选为570℃以下。

[0347] 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,镀锌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。

[0348] (第二冷却工序)

[0349] 本发明中包括第二冷却工序,其中,在中间保持工序后(在经过镀锌工序的情况下为镀锌工序后),对钢板在300℃以上且450℃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,冷却至低于300℃的冷却停止温度(第二冷却停止温度)。

[0350] 在300℃以上且450℃以下的温度范围内赋予的张力:2.0kgf/mm²以上

[0351] 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SFmax。

[0352] 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。

[0353] 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。

[0354] 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。

[0355] 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

[0356] 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} 。

[0357] 该道次数优选为6道次以上,更优选为7道次以上。

[0358] 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。

[0359] 第二冷却停止温度:低于300℃

[0360] 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。通过将第二冷却停止温度设定为低于300℃,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250℃以下。下限没有特别限制,但优选设定为室温(-5℃以上且55℃以下)。平均冷却速度例如优选设定为1℃/秒以上。另外,平均冷却速度优选设定为50℃/秒以下。在此,平均冷却速度(℃/s)可以通过(冷却开始温度(℃)-冷却停止温度(℃))/冷却时间(s)计算。

[0361] (再加热工序)

[0362] 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℃以下的温度范围并保持20秒以上。

[0363] 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℃以下的温度范围

[0364] 再加热保持时间:20秒以上

[0365] 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} 。

[0366] 另一方面,再加热温度高于440℃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。

[0367] 因此,在本发明中,再加热至第二冷却停止温度以上且440℃以下的温度范围并保持20秒以上。

[0368] 再加热温度优选为40℃以上,更优选为160℃以上。

[0369] 另外,再加热温度优选为420℃以下,更优选为320℃以下。

[0370] 再加热保持时间优选为25秒以上,更优选为30秒以上。

[0371] 另外,再加热保持时间优选为300秒以下,更优选为200秒以下。

[0372] 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轧制。

[0373] 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。

[0374] [3. 构件]

[0375] 接着,对依据本发明的一个实施方式的构件进行说明。

[0376] 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。

[0377] 在此,上述钢板为TS:1180MPa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。

[0378] [4. 构件的制造方法]

[0379] 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。

[0380] 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。

[0381] 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。

[0382] 实施例

[0383] 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。

[0384] 表1所示的计算相变点 Ac_1 点(°C)、 Ac_3 点(°C)通过下式计算。

[0385] Ac_1 点(°C)= $727.0-32.7 \times [\%C]+14.9 \times [\%Si]+2.0 \times [\%Mn]$

[0386] Ac_3 点(°C)= $912.0-230 \times [\%C]+31.6 \times [\%Si]-20.4 \times [\%Mn]$

[0387] 在此,[%C]:C含量,[%Si]:Si含量,[%Mn]:Mn含量。

[0388] 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)。

[0389] 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、中间保持工序、镀锌工序、第二冷却工序和再加热工序中的处理,另外,在表4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、中间保持工序、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)。

[0390] 另外,在表6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、中间保持工序、第二冷却工序和再加热工序中的处理,得到钢板。

[0391] 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)或合金化热镀锌钢板(以下也称为GA)。需要说明的是,在表2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))。

[0392] 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℃。

[0393] 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。

[0394] 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。

[0395] 另外,锌镀层均形成在基底钢板的双面上。

[0396] 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,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。

[0397] 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1 μ m的位置起至板厚方向100 μ m的位置,以1 μ m间隔进行测定。然后,以20 μ m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。

[0398] 在表1~7中,下划线部表示在本发明的适当范围外。

[0399] 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)。

[0400] • TS

[0401] ○(合格):1180MPa以上

[0402] ×(不合格):小于1180MPa

[0403] • YS

[0404] ○(合格):

[0405] (A) 在1180MPa \leq TS<1320MPa的情况下,750MPa \leq YS

[0406] (B) 在1320MPa \leq TS的情况下,850MPa \leq YS

- [0407] × (不合格):
- [0408] (A) 在 $1180\text{MPa} \leq \text{TS} < 1320\text{MPa}$ 的情况下, $750\text{MPa} > \text{YS}$
- [0409] (B) 在 $1320\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $850\text{MPa} > \text{YS}$
- [0410] • YR
- [0411] ○ (合格): $0.64 \leq \text{YR}$
- [0412] × (不合格): $0.64 > \text{YR}$
- [0413] • E1
- [0414] ○ (合格):
- [0415] (A) 在 $1180\text{MPa} \leq \text{TS} < 1320\text{MPa}$ 的情况下, $8.0\% \leq \text{E1}$
- [0416] (B) 在 $1320\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $7.0\% \leq \text{E1}$
- [0417] × (不合格):
- [0418] (A) 在 $1180\text{MPa} \leq \text{TS} < 1320\text{MPa}$ 的情况下, $8.0\% > \text{E1}$
- [0419] (B) 在 $1320\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $7.0\% > \text{E1}$
- [0420] • λ
- [0421] ○ (合格): 25%以上
- [0422] × (不合格): 小于25%
- [0423] • R/t
- [0424] ○ (合格):
- [0425] (A) 在 $1180\text{MPa} \leq \text{TS} < 1320\text{MPa}$ 的情况下, $2.5 \geq \text{R/t}$
- [0426] (B) 在 $1320\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $3.0 \geq \text{R/t}$
- [0427] × (不合格):
- [0428] (A) 在 $1180\text{MPa} \leq \text{TS} < 1320\text{MPa}$ 的情况下, $2.5 < \text{R/t}$
- [0429] (B) 在 $1320\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $3.0 < \text{R/t}$
- [0430] • ST
- [0431] ○ (合格):
- [0432] (A) 在 $1180\text{MPa} \leq \text{TS} < 1320\text{MPa}$ 的情况下, $5.5\text{mm} \geq \text{ST}$
- [0433] (B) 在 $1320\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $6.0\text{mm} \geq \text{ST}$
- [0434] × (不合格):
- [0435] (A) 在 $1180\text{MPa} \leq \text{TS} < 1320\text{MPa}$ 的情况下, $5.5\text{mm} < \text{ST}$
- [0436] (B) 在 $1320\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $6.0\text{mm} < \text{ST}$
- [0437] • SF_{max}
- [0438] ○ (合格):
- [0439] (A) 在 $1180\text{MPa} \leq \text{TS} < 1320\text{MPa}$ 的情况下, $25.5\text{mm} \leq \text{SF}_{\text{max}}$
- [0440] (B) $1320\text{MPa} \leq \text{TS}$, $24.5\text{mm} \leq \text{SF}_{\text{max}}$
- [0441] × (不合格):
- [0442] (A) 在 $1180\text{MPa} \leq \text{TS} < 1320\text{MPa}$ 的情况下, $25.5\text{mm} > \text{SF}_{\text{max}}$
- [0443] (B) 在 $1320\text{MPa} \leq \text{TS}$ 的情况下, $24.5\text{mm} > \text{SF}_{\text{max}}$
- [0444] • 有无轴压坏断裂(外观裂纹)
- [0445] ◎ (合格): 在轴压坏试验后的样品中未观察到外观裂纹。

[0446] ○(合格):在轴压坏试验后的样品中观察到1处以下外观裂纹

[0447] ×(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

[0448] (1) 拉伸试验

[0449] 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、YR和E1。将结果示于表3、表5、表7中。

[0450] (2) 扩孔试验

[0451] 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。

[0452] $\lambda(\%) = \{(D_f - D_0) / D_0\} \times 100$

[0453] 在此,

[0454] D_f :产生龟裂时的试验片的孔的直径(mm),

[0455] D_0 :初始的试验片的孔的直径(mm)。

[0456] (3) V弯曲试验

[0457] V(90°)弯曲试验基于JIS Z 2248(2014)进行。

[0458] 通过剪切、端面磨削加工从所得到的钢板上裁取100mm×35mm的试验片。在此,100mm的边与宽度(C)方向平行。

[0459] 弯曲半径R:以0.5mm的间距变化

[0460] 试验方法:冲模支撑、冲头压入

[0461] 成型载荷:10吨

[0462] 试验速度:30mm/分钟

[0463] 保持时间:5s

[0464] 弯曲方向:轧制直角(C)方向

[0465] 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200μm以上的龟裂判断为裂纹。需要说明的是,R/t是评价冲压成形性的弯曲性的指标。将结果示于表3、表5、表7中。

[0466] (4) U弯曲+密合弯曲试验

[0467] U弯曲+密合弯曲试验如下进行。

[0468] 通过剪切、端面磨削加工从所得到的钢板上裁取60mm×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。

[0469] U弯曲+密合弯曲试验中的U弯曲的条件如下。

- [0470] 试验方法:辊支撑,冲头压入
- [0471] 冲头前端R:5.0mm
- [0472] 辊与冲头的间隙:板厚+0.1mm
- [0473] 冲程速度:10mm/分钟
- [0474] 弯曲方向:轧制直角(C)方向
- [0475] U弯曲+密合弯曲试验中的密合弯曲的条件如下。
- [0476] 间隔件厚度:以0.5mm的间距变化
- [0477] 试验方法:冲模支撑、冲头压入
- [0478] 成型载荷:10吨
- [0479] 试验速度:10mm/分钟
- [0480] 保持时间:5s
- [0481] 弯曲方向:轧制直角(C)方向
- [0482] 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。
- [0483] (5)V弯曲+正交VDA弯曲试验
- [0484] V弯曲+正交VDA弯曲试验如下进行。
- [0485] 通过剪切、端面磨削加工从所得到的钢板上截取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。
- [0486] V弯曲+正交VDA弯曲试验中的V弯曲的条件如下。
- [0487] 试验方法:冲模支撑、冲头压入
- [0488] 成型载荷:10吨
- [0489] 试验速度:30mm/分钟
- [0490] 保持时间:5s
- [0491] 弯曲方向:轧制(L)方向
- [0492] V弯曲+正交VDA弯曲试验中的VDA弯曲的条件如下。
- [0493] 试验方法:辊支撑、冲头压入
- [0494] 辊径: φ 30mm
- [0495] 冲头前端R:0.4mm
- [0496] 辊间距离:(板厚 \times 2)+0.5mm
- [0497] 冲程速度:20mm/分钟
- [0498] 试验片尺寸:60mm \times 60mm
- [0499] 弯曲方向:轧制直角(C)方向

[0500] 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。

[0501] (6) 轴压坏试验

[0502] 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×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。

[0503] 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。

[0504] 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弯曲试验时将磨削面设为弯曲外侧(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。

[0505] <纳米硬度测定>

[0506] 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SFmax。

[0507] 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-5μm,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: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。

[0508] 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形状的金钢石压头,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。

[0509]

[表1-1]

钢种	成分组成(质量%)											计算相变点(°C)		备注
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	其它	Ac1	Ac3				
A	0.125	0.55	2.88	0.008	0.0007	0.039	0.0035	—	737	842	适合钢			
B	0.119	0.35	2.96	0.009	0.0011	0.740	0.0032	—	734	835	适合钢			
C	0.141	0.66	3.21	0.011	0.0010	0.036	0.0028	—	739	835	适合钢			
D	0.320	0.45	2.80	0.013	0.0012	0.032	0.0029	—	729	796	比较钢			
E	0.008	0.50	2.82	0.010	0.0015	0.028	0.0049	—	740	868	比较钢			
F	0.128	2.20	2.75	0.012	0.0018	0.035	0.0032	—	761	896	比较钢			
G	0.123	0.48	3.95	0.011	0.0008	0.029	0.0038	—	738	818	比较钢			
H	0.125	0.54	1.40	0.014	0.0014	0.027	0.0042	—	734	872	比较钢			
I	0.121	0.62	2.70	0.012	0.0012	0.041	0.0038	Nb:0.033	738	849	适合钢			
J	0.118	0.57	2.72	0.010	0.0008	0.032	0.0045	Ti:0.040	737	847	适合钢			
K	0.115	0.63	2.65	0.009	0.0009	0.035	0.0030	Ti:0.028, B:0.0022	738	851	适合钢			
L	0.124	0.59	2.62	0.010	0.0012	0.046	0.0033	Nb:0.018, Ti:0.022, B:0.0014	737	849	适合钢			
M	0.121	0.45	2.51	0.011	0.0012	0.029	0.0032	Nb:0.035, Ti:0.015, B:0.0012, Cr:0.580	735	847	适合钢			
N	0.137	0.69	3.12	0.009	0.0008	0.032	0.0035	Nb:0.012, Ti:0.023, B:0.0015	739	839	适合钢			
O	0.165	0.57	2.52	0.011	0.0009	0.039	0.0022	Nb:0.025, Ti:0.025, B:0.0010, Cr:0.520	735	841	适合钢			
P	0.075	0.61	2.55	0.014	0.0015	0.034	0.0051	Nb:0.035, Ti:0.020, B:0.0015, Cr:0.440	739	862	适合钢			
Q	0.115	0.73	2.53	0.012	0.0025	0.035	0.0033	Nb:0.040, Ti:0.010, B:0.0014, Cr:0.680	739	857	适合钢			
R	0.119	0.07	2.50	0.015	0.0038	0.054	0.0038	Nb:0.015, Ti:0.015, B:0.0020, Cr:0.350	729	836	适合钢			
S	0.121	0.43	3.35	0.018	0.0020	0.042	0.0029	Nb:0.025, Ti:0.015, B:0.0012, Cr:0.550	736	829	适合钢			
T	0.116	0.58	2.15	0.012	0.0014	0.031	0.0026	Nb:0.020, Ti:0.020, B:0.0015, Cr:0.600	736	860	适合钢			
U	0.125	0.60	2.63	0.010	0.0012	0.032	0.0035	V:0.055	737	849	适合钢			
V	0.130	0.55	2.78	0.009	0.0012	0.045	0.0032	Cu:0.180	737	843	适合钢			
W	0.113	0.50	2.72	0.010	0.0010	0.038	0.0019	Cr:0.590	736	846	适合钢			
X	0.109	0.18	2.95	0.008	0.0009	0.052	0.0026	Ni:0.150	732	832	适合钢			
Y	0.121	0.45	2.76	0.009	0.0023	0.041	0.0037	Mo:0.200	735	842	适合钢			
Z	0.120	0.40	2.85	0.007	0.0008	0.040	0.0034	Sb:0.008	735	839	适合钢			

• 上述以外的余量为Fe和不可避免的杂质。

[0510]

[表1-2]

钢种	成分组成(质量%)											计算相变点(°C)		备注
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	其它	Ac1	Ac3				
AA	0.105	0.55	2.92	0.009	0.0009	0.033	0.0036	Sn:0.015	738	846	适合钢			
AB	0.118	0.32	2.72	0.011	0.0012	0.035	0.0022	Nb:0.032, Ta:0.007	733	839	适合钢			
AC	0.098	0.51	2.98	0.010	0.0005	0.052	0.0025	Ta:0.008	737	845	适合钢			
AD	0.155	0.48	2.48	0.015	0.0029	0.049	0.0044	W:0.090	734	841	适合钢			
AE	0.122	0.56	2.81	0.004	0.0018	0.030	0.0053	Mg:0.0050	737	844	适合钢			
AF	0.117	0.62	2.72	0.009	0.0020	0.032	0.0034	Zn:0.0060	738	849	适合钢			
AG	0.139	0.47	2.32	0.011	0.0015	0.038	0.0032	Co:0.0080	734	848	适合钢			
AH	0.110	0.53	2.73	0.016	0.0009	0.025	0.0027	Zr:0.0030	737	848	适合钢			
AI	0.100	0.58	2.82	0.012	0.0016	0.042	0.0038	Ca:0.0018	738	850	适合钢			
AJ	0.117	0.49	2.78	0.045	0.0009	0.028	0.0032	Se:0.0075	736	844	适合钢			
AK	0.112	0.53	2.73	0.018	0.0078	0.037	0.0065	Te:0.0140	737	847	适合钢			
AL	0.127	0.28	2.68	0.027	0.0007	0.032	0.0027	Ge:0.0060	732	837	适合钢			
AM	0.118	0.45	2.71	0.016	0.0032	0.039	0.0071	As:0.0210	735	844	适合钢			
AN	0.091	0.60	3.18	0.009	0.0017	0.034	0.0035	Sr:0.0070	739	845	适合钢			
AO	0.122	0.52	2.69	0.007	0.0021	0.019	0.0039	Cs:0.0100	736	845	适合钢			
AP	0.099	0.41	3.29	0.010	0.0036	0.030	0.0031	Hf:0.0070	736	835	适合钢			
AQ	0.115	0.47	2.75	0.021	0.0019	0.031	0.0033	Pb:0.0100	736	844	适合钢			
AR	0.117	0.50	2.72	0.013	0.0011	0.042	0.0035	Bi:0.0050	736	845	适合钢			
AS	0.116	0.48	2.77	0.011	0.0015	0.035	0.0042	REM:0.0040	736	844	适合钢			
AT	0.102	0.23	2.14	0.013	0.0010	0.031	0.0034	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	731	926	适合钢			

• 上述以外的余量为Fe和不可避免的杂质。

[0511]

[表2-1]

No.	钢种	热轧工序		冷轧工序			退火工序			第一冷却工序		中间保持工序		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 (%)	Ac1+ (Ac3-Ac1) × 5/8 (°C)	退火温度 (°C)	退火时间 (秒)	第一冷却停止温度 (°C)	保持温度 (°C)	保持时间 (秒)	种类	合金化温度 (°C)	张力 (kgf/mm ²)	道次数 (次)	第二冷却停止温度 (°C)	再加热温度 (°C)	保持时间 (秒)				
1	A	880		57.1	802	830	150	480	460	40	GA	520	2.7	8	40	300	60	本发明例			
2	B	870		50.0	797	820	120	400	400	45	GA	530	2.5	9	50	280	70	本发明例			
3	C	900		64.7	799	840	180	500	470	40	GA	510	2.6	8	45	300	100	本发明例			
4	D	870		50.0	771	820	120	470	450	50	GA	520	3.2	10	55	320	60	比较例			
5	E	860		53.8	820	840	100	490	490	60	GA	530	2.4	8	40	300	50	比较例			
6	F	910		48.4	845	850	150	450	420	40	GA	530	2.3	7	45	270	80	比较例			
7	G	900		57.1	788	800	80	500	470	45	GI	-	2.2	9	35	330	100	比较例			
8	H	870		46.2	820	850	200	480	480	60	GA	510	2.6	7	50	310	60	比较例			
9	I	890		47.8	807	835	180	480	460	90	GA	520	2.8	11	90	300	130	本发明例			
10	J	910		42.9	806	830	80	490	490	50	GA	510	2.9	8	60	310	80	本发明例			
11	K	920		54.3	809	840	280	400	400	80	GI	-	2.5	9	35	270	70	本发明例			
12	L	890		56.3	807	835	120	420	390	40	GA	530	3.4	7	50	310	100	本发明例			
13	M	870		58.6	805	840	150	400	400	50	GA	540	2.9	9	40	290	60	本发明例			
14	M	720		56.3	805	830	100	500	480	40	GA	520	2.7	7	50	310	90	比较例			
15	M	860		50.0	805	710	120	480	470	70	GI	-	2.6	8	40	300	50	比较例			
16	M	880		58.6	805	830	80	490	480	50	GA	520	3.1	9	30	280	70	比较例			
17	M	900		41.7	805	840	100	650	620	40	GA	530	2.5	8	50	320	100	比较例			
18	M	880		58.6	805	830	200	200	170	50	GI	-	2.8	10	40	310	90	比较例			
19	M	890		48.4	805	835	150	450	450	50	GA	530	2.2	9	50	300	70	比较例			
20	M	850		43.8	805	840	120	480	480	60	GA	520	0.7	10	35	290	50	比较例			
21	M	870		60.0	805	830	150	470	470	40	GA	520	2.2	3	45	300	60	比较例			
22	M	890		58.5	805	840	120	500	480	50	GA	530	3.4	8	370	270	80	比较例			
23	M	880		52.0	805	830	180	480	470	40	GA	520	2.7	7	140	60	90	比较例			
24	M	890		51.7	805	835	200	490	480	50	GA	520	2.5	8	50	280	5	比较例			
25	N	900		60.0	801	820	150	480	480	45	GA	530	2.8	8	60	300	100	本发明例			
26	O	880		54.8	801	830	180	500	470	40	GA	520	2.7	11	30	320	80	本发明例			
27	P	870		58.6	816	840	200	400	400	50	GA	540	2.4	8	50	370	60	本发明例			
28	Q	860		47.8	813	840	100	490	480	70	GI	-	2.8	6	40	300	70	本发明例			
29	R	900		48.4	796	820	180	500	490	50	GA	530	2.3	9	60	290	50	本发明例			

[0512]

[表2-2]

No.	钢种	热轧工序		冷轧工序			退火工序			第一冷却工序		中间保持工序		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 (%)	Ac1+ (Ac3-Ac1) × 5/8 (°C)	退火温度 (°C)	退火时间 (秒)	第一冷却停止温度 (°C)	保持温度 (°C)	保持时间 (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	870	60.0	794	830	70	390	360	40	GA	510	2.8	13	50	320	100	本發明例				
31	T	860	52.0	813	850	90	400	400	60	GA	500	3.2	8	200	420	60	本發明例				
32	U	920	50.0	807	840	60	480	480	40	GA	530	2.8	7	50	290	280	本發明例				
33	V	890	61.3	803	830	200	500	490	70	GA	510	2.8	8	150	300	110	本發明例				
34	W	850	38.5	805	820	250	420	420	50	GA	500	2.5	7	50	280	50	本發明例				
35	X	880	43.8	795	810	500	490	480	50	GA	520	2.6	8	50	300	60	本發明例				
36	Y	850	47.4	802	820	120	520	490	40	GA	490	3.6	9	60	330	90	本發明例				
37	Z	870	36.0	800	830	150	480	470	70	GA	530	3.8	11	50	290	100	本發明例				
38	AA	890	47.8	805	840	200	430	480	50	GI	-	2.9	10	40	320	60	本發明例				
39	AB	860	58.8	800	830	300	380	380	60	GA	530	4.2	7	60	280	80	本發明例				
40	AC	910	50.0	804	840	100	500	500	100	GA	520	3.2	8	80	160	100	本發明例				
41	AD	880	63.0	801	820	180	480	480	40	GA	510	3.5	9	290	300	150	本發明例				
42	AE	830	57.1	804	840	90	490	480	45	GA	530	2.7	8	100	310	60	本發明例				
43	AF	920	60.0	807	830	140	360	400	40	GA	580	3.0	10	70	290	80	本發明例				
44	AG	880	51.7	805	830	170	470	470	50	GI	-	2.7	7	50	300	90	本發明例				
45	AH	970	42.9	806	840	220	500	490	60	GA	520	2.4	9	60	280	110	本發明例				
46	AI	900	69.2	808	920	180	480	470	40	GA	540	2.9	8	40	300	70	本發明例				
47	AJ	890	61.3	803	840	200	400	400	30	GA	530	3.1	11	35	270	170	本發明例				
48	AK	870	41.7	806	830	40	440	480	50	GA	530	3.7	9	50	320	90	本發明例				
49	AL	860	44.8	798	860	150	490	480	60	GA	510	2.1	7	70	290	50	本發明例				
50	AM	900	56.3	803	900	120	320	310	40	GA	530	2.5	8	40	310	140	本發明例				
51	AN	880	42.9	805	840	200	420	420	45	GA	520	2.8	9	50	300	60	本發明例				
52	AO	860	44.0	804	830	240	480	480	40	GA	500	2.9	9	40	280	150	本發明例				
53	AP	900	56.3	798	830	180	500	490	50	GA	540	2.6	8	50	300	110	本發明例				
54	AQ	890	46.2	804	840	100	540	530	60	GA	550	3.5	7	60	290	80	本發明例				
55	AR	870	71.4	804	850	90	490	480	40	GA	510	2.8	8	25	310	60	本發明例				
56	AS	860	42.9	803	840	80	400	400	50	GI	-	3.2	9	40	320	30	本發明例				
57	M	870	-	805	830	200	480	480	70	GA	520	2.9	9	50	300	90	本發明例				
58	M	880	-	805	830	180	480	480	65	GA	510	3.3	8	50	300	90	本發明例				
59	M	890	-	805	830	200	480	480	75	GA	530	3.5	9	40	300	90	本發明例				

[0513]

[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)				残余 组织 (*1)	平均结晶 粒径 (μm) (*2)	平均结晶 粒径 (nm) (*3)												个数 密度 (个/μm ²) (*4)		
			F (%)	M (%)	RA (%)	B+BT (%)																TM (%)	
1	A	1.2	3.8	2.9	1.1	35.4	55.6	θ	0.32	105	0.7	0.03	864	1237	0.70	9.8	43	1.67	4.5	26.4	◎	GA	本发明例
2	B	1.6	3.1	3.5	1.4	42.2	49.2	θ	0.52	97	0.9	0.09	892	1243	0.72	10.9	38	1.56	4.5	25.9	◎	GA	本发明例
3	C	1.2	0.0	4.5	2.3	22.2	69.2	θ	1.30	296	2.1	0.07	953	1341	0.71	8.2	30	2.50	5.5	25.0	◎	GA	本发明例
4	D	1.4	2.2	32.9	5.9	18.5	39.3	θ	3.02	554	5.2	0.09	991	1463	0.68	5.2	13	4.64	9.5	23.1	×	GA	比较例
5	E	1.2	87.3	7.3	0.4	0.3	3.9	θ	0.06	34	0.2	0.15	343	597	0.57	24.8	60	0.42	2.0	30.2	○	GA	比较例
6	F	1.6	32.2	11.6	13.8	8.4	33.0	θ	0.12	87	0.3	0.06	923	1207	0.76	10.2	19	2.50	6.5	24.6	×	GA	比较例
7	G	1.2	10.8	36.3	8.8	0.5	42.1	θ	0.04	26	0.2	0.08	1022	1456	0.70	6.1	28	5.00	9.0	23.8	×	GI	比较例
8	H	1.4	79.4	6.5	0.3	10.8	2.2	θ	0.18	75	0.5	0.12	372	623	0.60	26.1	62	0.71	1.5	30.1	○	GA	比较例
9	I	1.2	4.3	4.2	1.7	31.9	57.6	θ	0.37	99	0.7	0.13	855	1241	0.69	10.5	47	1.67	4.5	26.3	◎	GA	本发明例
10	J	1.6	6.3	2.4	1.1	34.7	55.1	θ	0.58	185	1.2	0.15	958	1233	0.78	10.3	41	1.25	4.0	26.5	◎	GA	本发明例
11	K	1.6	1.4	3.1	1.4	37.1	56.5	θ	0.45	169	0.8	0.05	886	1197	0.74	11.4	45	0.94	4.0	25.9	◎	GI	本发明例
12	L	1.4	1.9	5.1	1.2	35.0	56.2	θ	0.61	200	0.6	0.12	1042	1220	0.85	9.6	49	1.07	4.5	26.6	◎	GA	本发明例
13	M	1.2	3.2	2.3	1.5	35.1	56.9	θ	0.35	94	0.8	0.07	894	1220	0.73	10.5	42	1.25	4.0	26.7	◎	GA	本发明例
14	M	1.4	5.4	6.4	4.2	28.4	35.2	θ,F	2.40	245	2.2	0.06	948	1195	0.79	6.5	21	3.21	6.5	24.3	×	GA	比较例
15	M	1.4	63.4	4.1	1.3	0.7	7.5	θ,F	0.02	21	0.2	0.08	381	769	0.50	23.1	50	1.79	2.5	28.2	○	GI	比较例
16	M	1.2	61.8	5.5	1.1	0.5	7.9	θ,F	0.03	25	0.3	0.15	412	793	0.52	20.8	39	1.67	3.0	27.9	○	GA	比较例
17	M	1.4	5.8	13.9	1.2	4.8	56.9	θ,P	2.32	343	2.5	0.09	896	1223	0.73	6.8	19	3.57	7.0	24.1	×	GA	比较例
18	M	1.2	6.7	14.5	1.4	8.3	67.9	θ	2.56	320	2.7	0.06	934	1231	0.76	6.5	17	3.75	7.5	23.9	×	GI	比较例
19	M	1.6	7.9	10.5	2.2	8.9	69.2	θ	2.29	264	2.2	0.07	911	1204	0.76	6.9	22	3.13	6.5	24.4	×	GA	比较例
20	M	1.8	8.5	23.2	5.1	36.2	26.5	θ	1.18	221	1.9	0.04	1012	1293	0.78	8.9	18	3.06	7.0	24.3	×	GA	比较例
21	M	1.0	7.1	24.1	5.7	35.0	26.1	θ	1.22	189	2.2	0.07	994	1288	0.76	8.7	17	3.50	6.5	24.8	×	GA	比较例
22	M	1.0	7.5	23.5	5.2	40.3	22.7	θ	1.05	258	1.8	0.11	958	1295	0.74	9.0	16	3.50	7.0	24.1	×	GA	比较例
23	M	1.2	8.3	22.5	5.3	36.2	26.4	θ	1.25	159	2.1	0.62	995	1300	0.77	8.6	11	5.00	9.5	23.2	×	GA	比较例
24	M	1.4	7.1	23.4	5.5	37.1	25.1	θ	1.30	190	2.0	0.71	986	1289	0.76	9.8	12	4.29	9.0	23.6	×	GA	比较例
25	N	1.2	0.4	5.9	2.6	19.6	71.2	θ	1.20	276	1.9	0.04	1011	1341	0.75	8.2	32	2.50	5.0	25.4	◎	GA	本发明例
26	O	1.4	2.8	12.9	1.8	30.4	50.9	θ	1.87	423	2.8	0.13	982	1362	0.72	8.6	27	2.86	6.0	24.6	○	GA	本发明例
27	P	1.2	18.2	2.3	0.3	28.5	49.3	θ	0.75	195	1.6	0.12	858	1185	0.72	9.2	45	2.08	5.0	26.1	◎	GA	本发明例
28	Q	1.2	8.5	8.9	2.7	30.1	46.2	θ,P	0.95	223	1.5	0.05	905	1224	0.74	9.0	31	2.50	5.5	25.7	○	GI	本发明例
29	R	1.6	2.7	4.9	0.2	42.2	49.2	θ	0.28	173	2.5	0.11	915	1184	0.77	9.5	39	2.19	5.0	26.2	◎	GA	本发明例

(*1)F: 铁素体, M: 新鲜马氏体, RA: 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)B和BT晶粒内的岛状M和岛状RA的平均结晶粒径(μm)

(*3)B和BT晶粒内的θ的平均结晶粒径(nm)

(*4)B和BT晶粒内的粒径为300nm以上的θ的个数密度(个/μm²)

[0514]

[表3-2]

No.	钢种	板厚 (mm)	各相的面积率(*1)							轧组织			钢中 扩散性 氢量 (质量ppm)	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
			F (%)	M (%)	RA (%)	B+BT		TM (%)	剩余 组织 (*1)	平均结晶 粒径 (μm) (*2)	平均结晶 粒径 (nm) (*3)	个数 密度 (个/μm ²) (*4)												
						(%)	(%)																	
30	S	1.2	15.7	13.6	2.8	13.7	53.1	θ	1.75	374	2.4	0.08	969	1375	0.70	8.2	28	2.50	6.0	24.7	○	GA	本发明例	
31	T	1.2	18.7	3.4	1.0	39.7	36.2	θ	0.24	134	0.9	0.06	894	1189	0.75	9.4	40	1.67	5.0	26.2	◎	GA	本发明例	
32	U	1.4	2.9	6.3	2.1	37.8	49.7	θ	0.86	226	0.4	0.19	928	1211	0.77	11.0	53	1.79	4.5	26.0	◎	GA	本发明例	
33	V	1.2	5.9	6.0	0.9	31.2	54.9	θ	0.41	180	1.2	0.08	833	1244	0.67	9.9	53	1.25	4.0	25.8	◎	GA	本发明例	
34	W	1.6	5.8	5.0	1.6	48.2	38.8	θ	0.93	296	0.7	0.12	862	1220	0.71	10.6	46	1.56	4.5	25.6	◎	GA	本发明例	
35	X	1.8	6.5	6.2	1.7	24.8	59.8	θ	0.81	313	2.1	0.17	978	1270	0.77	12.5	30	1.39	5.0	26.1	◎	GA	本发明例	
36	Y	2.0	6.3	3.8	1.1	36.2	51.7	θ	0.87	102	0.5	0.04	934	1268	0.74	9.5	52	1.25	4.0	26.4	◎	GA	本发明例	
37	Z	1.6	4.3	4.2	1.4	24.6	64.9	θ	0.85	185	0.7	0.10	862	1273	0.68	9.7	48	1.56	4.5	25.9	◎	GA	本发明例	
38	AA	1.2	3.2	3.8	1.2	42.6	49.0	θ	1.20	218	1.7	0.14	937	1278	0.73	10.6	28	1.67	5.0	25.9	◎	GI	本发明例	
39	AB	1.4	4.3	3.1	2.1	49.5	39.8	θ	1.30	97	2.0	0.29	958	1187	0.81	12.1	41	1.07	4.0	25.8	◎	GA	本发明例	
40	AC	1.6	6.3	7.1	2.1	33.3	50.9	θ	1.19	170	2.0	0.28	998	1271	0.79	11.4	38	1.56	4.5	25.8	◎	GA	本发明例	
41	AD	1.0	2.7	2.9	1.6	46.3	45.7	θ	0.90	104	2.5	0.28	855	1234	0.69	10.0	29	1.50	5.0	26.0	◎	GA	本发明例	
42	AE	1.2	3.4	1.4	1.2	40.1	53.7	θ	0.46	167	0.5	0.10	819	1243	0.66	10.5	47	2.08	4.5	26.5	◎	GA	本发明例	
43	AF	1.2	6.7	1.0	0.9	40.1	51.0	θ	0.49	169	1.6	0.24	1048	1247	0.84	9.6	30	2.08	4.5	26.5	◎	GA	本发明例	
44	AG	1.4	1.9	0.9	1.7	31.9	62.8	θ	0.69	99	1.2	0.16	950	1241	0.77	9.5	29	1.79	5.0	25.8	◎	GI	本发明例	
45	AH	1.6	1.4	4.4	2.1	24.8	67.1	θ	1.25	84	2.0	0.06	886	1260	0.70	11.8	51	1.56	4.0	26.3	◎	GA	本发明例	
46	AI	0.8	2.6	1.9	1.3	40.3	53.6	θ	1.24	281	1.5	0.12	1089	1233	0.88	9.9	51	1.88	4.5	26.4	◎	GA	本发明例	
47	AJ	1.2	3.1	5.1	1.4	43.7	46.3	θ	0.52	88	0.2	0.22	1087	1251	0.87	10.3	41	1.25	5.0	26.1	◎	GA	本发明例	
48	AK	1.4	1.9	4.2	0.6	37.1	55.0	θ	1.04	98	1.2	0.05	776	1188	0.65	11.1	34	1.79	4.0	25.6	◎	GA	本发明例	
49	AL	1.6	4.9	2.4	0.9	27.1	64.5	θ	0.86	74	1.5	0.14	981	1260	0.78	12.3	34	0.94	4.5	26.0	◎	GA	本发明例	
50	AM	1.4	1.5	1.7	2.0	38.3	55.7	θ	0.60	83	0.8	0.05	961	1203	0.80	11.8	49	1.79	5.0	26.1	◎	GA	本发明例	
51	AN	1.6	1.2	4.9	1.5	34.7	57.5	θ	0.48	272	1.2	0.28	998	1279	0.78	9.0	37	1.56	4.5	26.3	◎	GA	本发明例	
52	AO	1.4	4.7	1.4	0.3	35.0	58.5	θ	1.12	200	1.9	0.12	953	1236	0.77	11.2	40	1.07	4.5	26.5	◎	GA	本发明例	
53	AP	1.4	6.4	4.6	2.0	40.0	46.7	θ	1.30	284	0.6	0.13	863	1276	0.68	12.4	38	1.79	5.0	25.8	◎	GA	本发明例	
54	AQ	1.4	5.5	3.3	1.6	38.5	50.8	θ	1.18	272	0.6	0.15	941	1255	0.75	12.4	40	1.43	4.0	26.0	◎	GA	本发明例	
55	AR	1.2	4.1	4.3	1.2	37.1	52.1	θ	1.05	87	2.5	0.05	956	1197	0.80	11.6	50	1.25	4.5	26.0	◎	GA	本发明例	
56	AS	1.6	3.2	3.0	1.1	41.6	49.7	θ	0.90	81	0.5	0.19	841	1265	0.66	8.7	30	1.56	5.0	26.2	◎	GI	本发明例	
57	M	2.6	7.0	5.3	1.4	28.6	56.7	θ	0.78	255	2.2	0.13	906	1204	0.75	10.0	38	1.92	4.0	25.8	◎	GA	本发明例	
58	M	2.9	2.7	3.9	0.4	26.2	66.6	θ	0.44	276	1.9	0.12	902	1195	0.75	9.6	31	1.72	4.5	26.4	◎	GA	本发明例	
59	M	3.2	2.0	2.9	2.2	33.3	56.8	θ	0.37	133	2.4	0.05	829	1242	0.67	11.6	53	1.88	4.5	26.3	◎	GA	本发明例	

(*1)F: 铁素体, M: 新鲜马氏体, RA: 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)B和BT晶粒内的岛状M和岛状RA的平均结晶粒径(μm)

(*3)B和BT晶粒内的θ的平均结晶粒径(nm)

(*4)B和BT晶粒内的粒径为300nm以上的θ的个数密度(个/μm²)

[0515]

[表4]

No.	钢种	热轧工序		冷轧工序		第一镀覆工序 (镀金属工序)		退火工序				第一冷却工序		中间保持工序		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)	Ac1+ (Ac3-Ac1) ×5/8 (°C)	退火 温度 (°C)	退火 时间 (秒)	露点 (°C)	第一冷却 停止温度 (°C)	保持 温度 (°C)	保持 时间 (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	880	57.1	无	802	827	132	-30	502	502	73	GA	520	2.8	9	44	298	35	本發明例				
61	A	880	57.1	无	802	827	153	10	484	484	60	GA	510	3.6	7	40	315	61	本發明例				
62	A	880	57.1	有(Fe)	802	819	154	-30	501	501	72	GA	520	3.0	10	35	310	52	本發明例				
63	A	880	57.1	有(Fe)	802	821	165	10	498	498	45	GA	510	2.5	8	44	298	60	本發明例				
64	A	880	57.1	有(Ni)	802	832	163	10	474	474	56	GA	510	3.5	8	52	284	37	本發明例				
65	A	880	57.1	无	802	835	171	10	509	509	81	GI	-	2.9	10	49	297	37	本發明例				
66	A	880	57.1	有(Fe)	802	819	175	-30	494	494	83	GI	-	2.5	9	48	306	32	本發明例				
67	A	880	57.1	有(Fe)	802	819	170	10	502	502	74	GI	-	2.6	9	42	285	63	本發明例				
68	M	870	58.6	无	805	825	167	-27	498	498	81	GA	530	2.9	10	53	284	52	本發明例				
69	M	870	58.6	无	805	835	178	7	477	477	63	GA	520	3.0	8	60	303	30	本發明例				
70	M	870	58.6	有(Fe)	805	818	151	-27	501	501	55	GA	530	2.7	7	55	299	36	本發明例				
71	M	870	58.6	有(Fe)	805	838	178	7	472	472	70	GA	510	3.0	10	50	281	58	本發明例				
72	M	870	58.6	有(Ni)	805	816	123	7	481	481	59	GA	520	2.5	8	59	288	45	本發明例				
73	M	870	58.6	无	805	824	152	7	505	505	67	GI	-	2.6	7	47	301	37	本發明例				
74	M	870	58.6	有(Fe)	805	820	146	-27	486	486	78	GI	-	3.2	7	60	300	43	本發明例				
75	M	870	58.6	有(Fe)	805	823	127	7	507	507	81	GI	-	3.2	10	43	287	35	本發明例				
76	N	900	60.0	无	801	839	146	-28	486	486	43	GA	530	3.1	6	44	307	47	本發明例				
77	N	900	60.0	无	801	828	158	9	491	491	64	GA	510	3.1	8	39	312	53	本發明例				
78	N	900	60.0	有(Fe)	801	819	120	-28	507	507	57	GA	520	3.6	10	48	299	42	本發明例				
79	N	900	60.0	有(Fe)	801	820	142	9	473	473	55	GA	530	2.8	9	45	300	59	本發明例				
80	N	900	60.0	有(Ni)	801	819	180	9	502	502	55	GA	530	3.4	6	51	320	59	本發明例				
81	N	900	60.0	无	801	820	157	9	476	476	46	GI	-	2.8	10	44	284	59	本發明例				
82	N	900	60.0	有(Fe)	801	824	164	-28	499	499	70	GI	-	2.7	6	48	286	46	本發明例				
83	N	900	60.0	有(Fe)	801	839	168	9	478	478	57	GI	-	3.5	8	54	301	34	本發明例				
84	M	890	-	无	805	831	132	-30	485	485	62	GA	530	3.5	9	42	300	51	本發明例				
85	M	890	-	无	805	829	162	9	479	479	71	GA	520	2.8	6	58	300	49	本發明例				
86	M	890	-	有(Fe)	805	830	145	-28	473	473	62	GA	510	3.1	10	49	311	38	本發明例				
87	M	890	-	有(Fe)	805	821	123	9	493	493	56	GA	530	2.6	6	41	285	36	本發明例				
88	M	890	-	有(Ni)	805	832	177	10	486	486	44	GA	510	3.1	9	41	307	65	本發明例				
89	M	890	-	无	805	823	130	9	488	488	61	GI	-	3.2	8	51	316	63	本發明例				
90	M	890	-	有(Fe)	805	816	156	-28	482	482	51	GI	-	3.3	8	58	314	66	本發明例				
91	M	890	-	有(Fe)	805	820	179	9	504	504	75	GI	-	3.3	10	41	287	57	本發明例				

[0516]

[表5-1]

No.	钢种	板厚 (mm)	钢组织						平均结晶 粒径 (μm) (*2)	平均结晶 粒径 (nm) (*3)	个数 密度 (个/μm ²) (*4)	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)			剩余 组织 (*1)	软质 层厚度 (μm)	金属 镀层 附着量 (g/m ²) (*5)					Hn 7.0GPa 以上比例 (*6)	Hn 1/4位置 标准偏差 (GPa) (*7)	Hn 1/2位置 标准偏差 (GPa) (*8)				
			F (%)	M (%)	RA (%)	B+BT (%)	TM (%)												
60	A	1.2	3.4	2.8	1.7	35.9	55.3	θ	0.30	105	0.6	0.12	9	-	0.19	1.9	2.3	GA	本发明例
61	A	1.2	3.9	3.0	2.2	36.0	54.1	θ	0.35	99	0.8	0.08	38	-	0.06	1.5	1.6	GA	本发明例
62	A	1.2	3.5	2.2	1.6	34.1	56.6	θ	0.34	116	0.9	0.04	12	10.0	0.20	1.7	2.0	GA	本发明例
63	A	1.2	4.4	2.4	1.5	33.2	56.3	θ	0.33	100	0.5	0.12	48	10.0	0.01	0.7	0.8	GA	本发明例
64	A	1.2	4.4	2.4	1.1	34.4	56.9	θ	0.33	116	0.6	0.10	49	10.0	0.02	0.8	1.0	GA	本发明例
65	A	1.2	3.9	2.8	0.5	36.0	56.6	θ	0.30	112	0.5	0.05	38	-	0.05	1.4	1.5	GI	本发明例
66	A	1.2	2.8	2.8	2.1	34.2	57.2	θ	0.40	110	0.9	0.11	12	10.0	0.19	1.6	1.9	GI	本发明例
67	A	1.2	2.8	2.5	2.2	35.7	56.5	θ	0.38	95	0.7	0.07	48	10.0	0.01	0.6	0.7	GI	本发明例
68	M	1.2	3.8	2.9	1.9	34.7	56.3	θ	0.38	98	0.7	0.06	7	-	0.22	2.1	2.4	GA	本发明例
69	M	1.2	3.8	2.7	1.0	35.1	56.0	θ	0.39	112	0.9	0.06	34	-	0.10	1.6	2.0	GA	本发明例
70	M	1.2	3.9	3.0	1.7	35.0	55.8	θ	0.34	94	0.8	0.08	9	16.0	0.21	1.7	2.0	GA	本发明例
71	M	1.2	4.1	3.0	1.8	33.1	56.4	θ	0.37	109	0.8	0.04	44	16.0	0.04	0.8	1.2	GA	本发明例
72	M	1.2	4.4	2.2	1.1	34.8	56.1	θ	0.32	99	0.8	0.12	42	16.0	0.04	0.9	1.3	GA	本发明例
73	M	1.2	2.9	2.2	1.2	33.9	56.8	θ	0.30	104	0.7	0.07	36	-	0.09	1.5	1.9	GI	本发明例
74	M	1.2	3.4	2.5	0.7	35.6	56.4	θ	0.39	112	0.6	0.12	10	16.0	0.23	1.8	2.1	GI	本发明例
75	M	1.2	2.6	2.4	0.6	35.6	57.9	θ	0.37	93	0.9	0.10	49	16.0	0.03	0.7	1.1	GI	本发明例
76	N	1.2	1.3	6.5	1.2	20.6	70.1	θ	1.19	261	2.0	0.10	6	-	0.16	2.0	2.4	GA	本发明例
77	N	1.2	0.9	6.2	0.3	19.3	69.5	θ	1.26	280	2.0	0.13	29	-	0.05	1.3	1.4	GA	本发明例
78	N	1.2	1.4	6.5	0.9	20.2	70.7	θ	1.15	254	1.8	0.11	9	13.0	0.18	1.7	1.9	GA	本发明例
79	N	1.2	1.2	6.4	0.9	22.0	69.1	θ	1.36	264	2.0	0.13	37	13.0	0.03	0.4	0.6	GA	本发明例
80	N	1.2	2.2	6.5	0.9	19.7	69.6	θ	1.38	253	1.8	0.08	35	13.0	0.03	0.7	1.0	GA	本发明例
81	N	1.2	1.9	6.3	1.0	21.9	68.4	θ	1.20	251	2.1	0.10	30	-	0.04	1.2	1.3	GI	本发明例
82	N	1.2	1.9	5.8	1.9	19.7	70.2	θ	1.15	257	1.7	0.06	9	13.0	0.17	1.6	1.8	GI	本发明例
83	N	1.2	0.8	6.1	1.6	18.1	69.1	θ	1.21	254	1.7	0.11	40	13.0	0.02	0.3	0.5	GI	本发明例
84	M	3.2	3.0	2.8	1.8	35.6	56.3	θ	0.35	93	2.1	0.06	10	-	0.19	1.9	2.3	GA	本发明例
85	M	3.2	3.1	2.7	1.1	34.9	57.4	θ	0.33	99	2.3	0.07	38	-	0.06	1.5	1.6	GA	本发明例
86	M	3.2	3.0	2.8	2.2	34.1	56.6	θ	0.36	104	1.9	0.07	13	10.0	0.20	1.7	2.0	GA	本发明例
87	M	3.2	3.5	2.7	2.0	34.9	56.7	θ	0.38	90	2.0	0.09	48	10.0	0.01	0.7	0.8	GA	本发明例
88	M	3.2	4.1	2.7	0.8	33.3	56.8	θ	0.40	120	2.4	0.11	46	10.0	0.02	0.8	1.0	GA	本发明例
89	M	3.2	2.9	2.7	0.9	34.8	56.2	θ	0.30	101	2.2	0.05	38	-	0.05	1.4	1.5	GI	本发明例
90	M	3.2	3.2	2.8	1.4	35.9	56.1	θ	0.32	100	2.0	0.09	14	10.0	0.19	1.6	1.9	GI	本发明例
91	M	3.2	3.1	3.0	1.6	34.6	56.5	θ	0.37	97	2.4	0.04	48	10.0	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, B: 贝氏体, BT: 回火贝氏体, TM: 回火马氏体, θ: 碳化物

(*2)B和BT晶粒内的岛状M和岛状RA的平均结晶粒径(μm)

(*3)B和BT晶粒内的平均结晶粒径(nm)

(*4)B和BT晶粒内的粒径为300nm以上的θ的个数密度(个/μm²)

(*5)金属镀层附着量(g/m²): 第一镀层附着量(g/m²)

(*6)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)

(*8)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总测定数量的比例

[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	943	1212	0.78	10.0	51	1.67	4.5	26.4	○	GA	本发明例
61	875	1230	0.71	10.6	41	0.83	3.5	27.1	◎	GA	本发明例
62	894	1257	0.71	10.7	41	1.25	4.0	26.8	◎	GA	本发明例
63	938	1229	0.76	11.1	49	0.00	3.0	27.7	◎	GA	本发明例
64	914	1208	0.76	10.8	41	0.00	3.0	27.6	◎	GA	本发明例
65	860	1235	0.70	11.5	54	0.83	3.5	27.1	◎	GI	本发明例
66	975	1212	0.80	10.1	48	1.25	4.0	26.8	◎	GI	本发明例
67	967	1259	0.77	10.9	54	0.00	3.0	27.7	◎	GI	本发明例
68	908	1209	0.75	11.0	42	1.67	4.0	26.7	○	GA	本发明例
69	873	1239	0.70	10.7	54	0.83	3.0	27.4	◎	GA	本发明例
70	964	1233	0.78	10.5	46	1.25	3.5	27.0	◎	GA	本发明例
71	940	1250	0.75	9.9	40	0.00	2.5	27.9	◎	GA	本发明例
72	865	1255	0.69	10.4	41	0.00	2.5	27.8	◎	GA	本发明例
73	955	1239	0.77	10.9	55	0.83	3.0	27.4	◎	GI	本发明例
74	957	1204	0.79	11.2	52	1.25	3.5	27.0	◎	GI	本发明例
75	899	1211	0.74	10.0	42	0.00	2.5	27.9	◎	GI	本发明例
76	894	1335	0.67	8.2	34	2.50	5.0	25.4	○	GA	本发明例
77	944	1351	0.70	8.6	28	1.25	4.0	26.3	◎	GA	本发明例
78	1011	1339	0.76	8.6	30	1.67	4.5	25.9	◎	GA	本发明例
79	945	1332	0.71	8.8	28	0.83	3.5	26.9	◎	GA	本发明例
80	900	1350	0.67	8.5	30	0.83	3.5	26.8	◎	GA	本发明例
81	1022	1331	0.77	8.9	34	1.25	4.0	26.3	◎	GI	本发明例
82	974	1333	0.73	8.2	28	1.67	4.5	25.9	◎	GI	本发明例
83	1024	1344	0.76	8.5	29	0.83	3.5	26.9	◎	GI	本发明例
84	970	1242	0.78	10.1	50	1.88	4.5	26.3	○	GA	本发明例
85	939	1212	0.77	11.1	41	0.94	3.5	27.1	◎	GA	本发明例
86	884	1247	0.71	10.3	50	1.25	4.0	26.8	◎	GA	本发明例
87	931	1208	0.77	11.1	43	0.31	3.0	27.7	◎	GA	本发明例
88	887	1225	0.72	10.6	45	0.31	3.0	27.6	◎	GA	本发明例
89	872	1246	0.70	10.4	55	0.94	3.5	27.1	◎	GI	本发明例
90	963	1214	0.79	10.9	50	1.25	4.0	26.8	◎	GI	本发明例
91	903	1224	0.74	11.4	51	0.31	3.0	27.7	◎	GI	本发明例

[0517]

[0518]

[表6]

No.	钢种	热轧工序		冷轧工序		第一镀覆工序 (镀金属工序)		退火工序				第一冷却工序		中间保持工序		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)	Ac1+ (Ac3-Ac1) ×5/8 (°C)	退火 温度 (°C)	退火 时间 (秒)	露点 (°C)	第一冷却 停止温度 (°C)	保持 温度 (°C)	保持 时间 (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)					
92	A	870	57.1	无	802	826	92	-30	501	500	59	-	2.7	8	37	252	46	本發明例					
93	A	875	57.1	无	802	828	110	10	490	487	55	-	3.5	7	36	270	55	本發明例					
94	A	880	57.1	有(Fe)	802	820	104	-30	503	501	64	-	3.2	9	33	260	52	本發明例					
95	A	870	57.1	有(Fe)	802	822	101	10	495	492	40	-	2.6	9	37	258	48	本發明例					
96	A	875	57.1	有(Ni)	802	830	123	10	474	472	50	-	3.3	8	35	240	40	本發明例					
97	M	890	58.6	无	805	826	117	-27	496	491	68	-	2.9	10	39	244	52	本發明例					
98	M	880	58.6	无	805	832	108	7	479	477	57	-	3.0	9	35	262	55	本發明例					
99	M	890	58.6	有(Fe)	805	819	111	-27	500	498	54	-	2.8	7	37	255	51	本發明例					
100	M	875	58.6	有(Fe)	805	831	98	7	478	474	55	-	3.1	10	32	241	58	本發明例					
101	M	880	58.6	有(Ni)	805	820	83	7	483	481	44	-	2.6	9	37	244	45	本發明例					
102	N	855	60.0	无	801	832	106	-28	486	483	36	-	3.1	7	38	260	47	本發明例					
103	N	860	60.0	无	801	825	118	9	490	488	47	-	2.9	8	37	271	53	本發明例					
104	N	865	60.0	有(Fe)	801	821	80	-28	503	500	44	-	3.5	10	40	259	42	本發明例					
105	N	860	60.0	有(Fe)	801	822	102	9	478	473	40	-	2.9	8	37	271	59	本發明例					
106	N	855	60.0	有(Ni)	801	824	110	9	507	503	39	-	3.2	7	38	266	60	本發明例					
107	M	890	-	无	805	831	92	-30	485	480	47	-	3.3	9	39	262	51	本發明例					
108	M	880	-	无	805	830	122	9	479	479	56	-	2.9	6	38	264	49	本發明例					
109	M	885	-	有(Fe)	805	833	105	-28	477	476	47	-	3.1	9	33	268	48	本發明例					
110	M	890	-	有(Fe)	805	828	83	9	495	494	41	-	2.9	7	30	249	46	本發明例					
111	M	885	-	有(Ni)	805	834	90	10	489	487	34	-	3.4	8	34	267	57	本發明例					
112	Al	895	60.0	无	805	900	95	5	482	478	37	-	2.9	9	40	260	48	本發明例					
113	AT	855	47.8	无	853	872	112	-15	487	485	66	-	3.1	8	39	254	55	本發明例					
114	AT	850	47.8	无	853	881	123	6	481	480	48	-	3.3	9	37	250	50	本發明例					
115	AT	860	47.8	有(Fe)	853	870	134	-15	485	485	40	-	2.9	8	36	260	54	本發明例					
116	AT	865	47.8	有(Fe)	853	874	125	6	489	486	55	-	3.1	8	34	258	58	本發明例					
117	AT	860	47.8	有(Ni)	853	876	113	6	486	483	44	-	3.0	9	35	255	60	本發明例					

[0519]

[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)					剩余 组织 (*1)	平均结晶 粒径 (μm) (*2)	平均结晶 粒径 (nm) (*3)	个数 密度 (个/ μm^2) (*4)	软质 层厚 (μm)		金属 镀层 附着量 (g/m^2) (*5)	Hn 7.0GPa 以上比例 (*6)	1/4位置 Hn 标准偏差 (GPa) (*7)	1/2位置 Hn 标准偏差 (GPa) (*8)				
			F (%)	M (%)	RA (%)	B+BT (%)	TM (%)														
92	A	1.2	3.1	3.2	1.2	34.3	57.3	0	0.38	106	0.7	8	-	0.18	1.9	2.3	CR	本发明例			
93	A	1.2	3.6	3.0	1.8	34.7	56.1	0	0.37	103	0.8	39	-	0.06	1.4	1.6	CR	本发明例			
94	A	1.2	3.3	2.8	1.3	34.3	56.7	0	0.39	98	0.9	11	10.0	0.20	1.6	1.9	CR	本发明例			
95	A	1.2	3.8	2.6	1.2	33.9	57.5	0	0.37	110	0.7	50	10.0	0.02	0.7	0.9	CR	本发明例			
96	A	1.2	3.9	2.7	1.1	34.2	57.2	0	0.34	101	0.6	48	10.0	0.03	0.8	1.0	CR	本发明例			
97	M	1.2	3.5	3.1	1.9	33.9	56.6	0	0.38	92	0.8	9	-	0.21	2.0	2.3	CR	本发明例			
98	M	1.2	3.3	2.9	1.8	34.1	57.1	0	0.42	90	0.9	36	-	0.09	1.6	2.0	CR	本发明例			
99	M	1.2	3.6	3.0	1.6	35.0	56.2	0	0.36	94	0.8	12	16.0	0.20	1.6	1.9	CR	本发明例			
100	M	1.2	4.0	3.2	1.8	34.5	56.0	0	0.40	96	0.9	51	16.0	0.03	0.8	1.2	CR	本发明例			
101	M	1.2	3.5	2.8	1.3	34.2	57.1	0	0.34	98	0.8	53	16.0	0.02	0.8	1.1	CR	本发明例			
102	N	1.2	1.1	6.1	1.0	20.9	70.2	0	1.22	253	2.4	7	-	0.15	1.9	2.3	CR	本发明例			
103	N	1.2	0.9	6.3	0.6	19.1	71.5	0	1.28	274	2.3	31	-	0.06	1.3	1.5	CR	本发明例			
104	N	1.2	1.2	6.2	0.9	20.7	70.1	0	1.14	263	1.9	10	13.0	0.13	1.7	2.0	CR	本发明例			
105	N	1.2	1.0	6.3	1.0	21.2	69.9	0	1.31	258	2.2	45	13.0	0.03	0.5	0.8	CR	本发明例			
106	N	1.2	1.6	6.1	0.8	19.5	70.6	0	1.37	263	1.9	48	13.0	0.02	0.6	0.9	CR	本发明例			
107	M	3.2	3.2	2.8	1.8	35.3	56.1	0	0.34	90	2.0	11	-	0.18	2.0	2.3	HR	本发明例			
108	M	3.2	3.4	2.7	1.6	34.2	57.8	0	0.31	91	2.1	40	-	0.05	1.4	1.6	HR	本发明例			
109	M	3.2	3.1	2.6	2.2	33.9	56.2	0	0.38	102	2.3	16	10.0	0.15	1.5	1.8	HR	本发明例			
110	M	3.2	3.6	2.5	1.7	34.2	55.3	0	0.34	94	2.2	53	10.0	0.02	0.6	0.9	HR	本发明例			
111	M	3.2	3.8	2.7	1.1	33.5	57.8	0	0.41	118	2.7	55	10.0	0.03	0.5	0.8	HR	本发明例			
112	Al	0.9	2.9	2.0	1.2	40.6	52.6	0	1.35	253	1.8	32	-	0.06	1.5	1.8	CR	本发明例			
113	AT	1.2	3.9	2.9	1.7	34.1	56.1	0	0.32	89	0.7	7	-	0.21	2.1	2.4	CR	本发明例			
114	AT	1.2	3.7	3.0	1.2	34.4	56.0	0	0.37	95	1.2	32	-	0.09	1.7	2.0	CR	本发明例			
115	AT	1.2	3.6	3.1	1.6	35.0	55.8	0	0.34	102	0.9	10	8.0	0.20	1.7	2.0	CR	本发明例			
116	AT	1.2	4.0	3.0	1.7	33.4	55.8	0	0.33	105	0.8	50	8.0	0.04	0.8	1.0	CR	本发明例			
117	AT	1.2	4.1	2.8	1.3	33.1	56.9	0	0.35	101	0.7	48	8.0	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, B: 贝氏体, BT: 回火贝氏体, TM: 回火马氏体, 0: 碳化物

(*2)B和BT晶粒内的岛状M和岛状RA的平均结晶粒径(μm)

(*3)B和BT晶粒内的粒径为300nm以上的平均结晶粒径(nm)

(*4)B和BT晶粒内的粒径为300nm以上的0的个数密度(个/ μm^2)

(*5)金属镀层附着量(g/m^2): 第一镀层附着量(g/m^2)

(*6)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

(*7)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)

(*8)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)	轴压环 特性 (外观 裂纹)	种类	备注
92	901	1243	0.72	10.4	48	1.67	4.5	26.7	○	CR	本发明例
93	878	1221	0.72	10.7	43	0.83	3.5	27.2	◎	CR	本发明例
94	881	1238	0.71	10.8	41	1.25	4.0	26.9	◎	CR	本发明例
95	865	1210	0.71	11.0	45	0.00	3.0	27.8	◎	CR	本发明例
96	876	1211	0.72	10.9	42	0.00	3.0	27.9	◎	CR	本发明例
97	885	1229	0.72	10.7	45	1.67	4.0	26.5	○	CR	本发明例
98	872	1211	0.72	10.9	43	0.83	3.0	27.5	◎	CR	本发明例
99	893	1223	0.73	10.7	42	1.25	3.5	27.1	◎	CR	本发明例
100	887	1206	0.74	10.9	47	0.00	2.5	28.0	◎	CR	本发明例
101	890	1204	0.74	11.0	50	0.00	2.5	27.9	◎	CR	本发明例
102	1012	1352	0.75	8.5	35	2.50	5.0	25.2	○	CR	本发明例
103	1024	1335	0.77	8.4	31	1.25	4.0	26.1	◎	CR	本发明例
104	1018	1345	0.76	8.6	30	1.67	4.5	25.7	◎	CR	本发明例
105	1026	1330	0.77	8.9	29	0.83	3.5	26.7	◎	CR	本发明例
106	1009	1331	0.76	8.5	31	0.83	3.5	26.8	◎	CR	本发明例
107	901	1248	0.72	10.4	48	1.88	4.5	26.4	○	HR	本发明例
108	913	1217	0.75	11.0	42	0.94	3.5	27.2	◎	HR	本发明例
109	896	1240	0.72	10.8	48	1.25	4.0	26.8	◎	HR	本发明例
110	906	1207	0.75	10.6	43	0.31	3.0	27.7	◎	HR	本发明例
111	891	1205	0.74	10.9	44	0.31	3.0	27.8	◎	HR	本发明例
112	912	1236	0.74	10.3	50	0.56	4.5	27.1	◎	CR	本发明例
113	885	1229	0.72	10.8	43	1.67	4.0	26.3	○	CR	本发明例
114	876	1201	0.73	10.5	52	0.83	3.0	27.5	◎	CR	本发明例
115	889	1222	0.73	10.3	48	1.25	3.5	27.0	◎	CR	本发明例
116	875	1192	0.73	11.0	44	0.00	2.5	27.8	◎	CR	本发明例
117	868	1190	0.73	10.8	47	0.00	2.5	27.7	◎	CR	本发明例

[0520]

[0521] 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,在轴压环试验中均没有断裂(外观裂纹)。

[0522] 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)、以及在轴压环试验中是否有断裂(外观裂纹)中的至少一者是不充分的。

[0523] 需要说明的是,在表5、表7中,虽然也存在露点为-30℃以上且-20℃以下的范围、表层的软质层厚度为14 μm 以下、轴压环试验中的断裂(外观裂纹)的判定为“○”,但是,即使表层的软质层厚度为14 μm 以下时,在具有金属镀层的情况下,轴压环试验中的断裂(外观裂纹)的判定也为“◎”。

[0524] 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。

[0525] 符号说明

[0526] 10帽型构件

[0527] 20钢板

[0528] 30试验用构件

[0529] 40点焊部

[0530] 50底板

[0531] 60撞击器

[0532] A1冲模

[0533] A2支承辊

[0534] A3冲模

[0535] A4支承辊

[0536] B1冲头

[0537] B2冲头

[0538] B3冲头

[0539] B4冲头

[0540] D1宽度(C)方向

[0541] D2轧制(L)方向

[0542] D3压坏方向

[0543] S间隔件

[0544] T1试验片

[0545] F铁素体

[0546] M马氏体

[0547] RA残余奥氏体

[0548] B贝氏体

[0549] BT回火贝氏体

[0550] TM回火马氏体

[0551] θ 碳化物

[0552] 产业上的可利用性

[0553] 根据本发明,能够制造TS为1180MPa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的提高,产业上的利用价值极大。

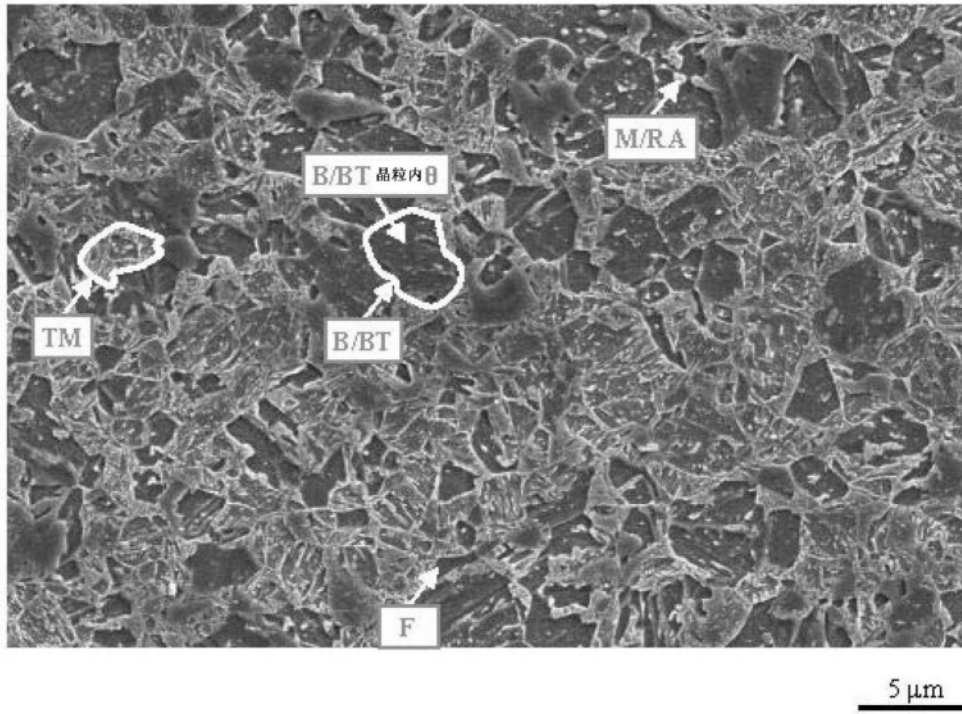


图1

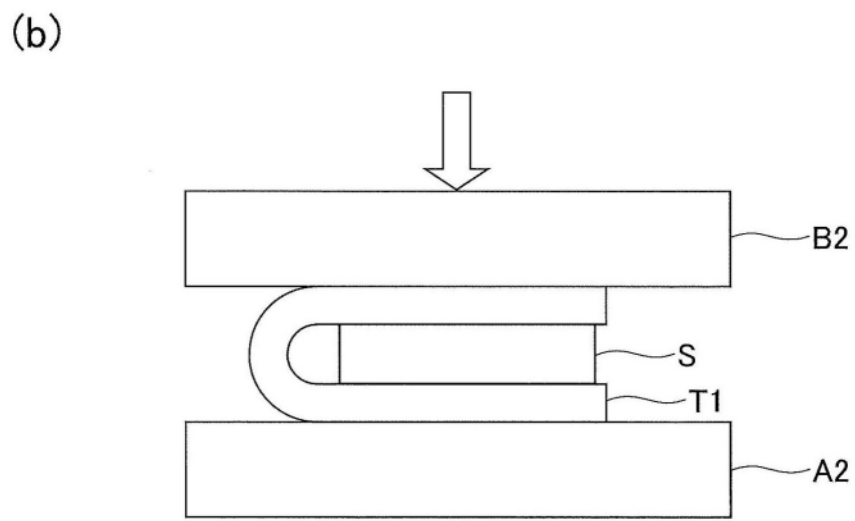
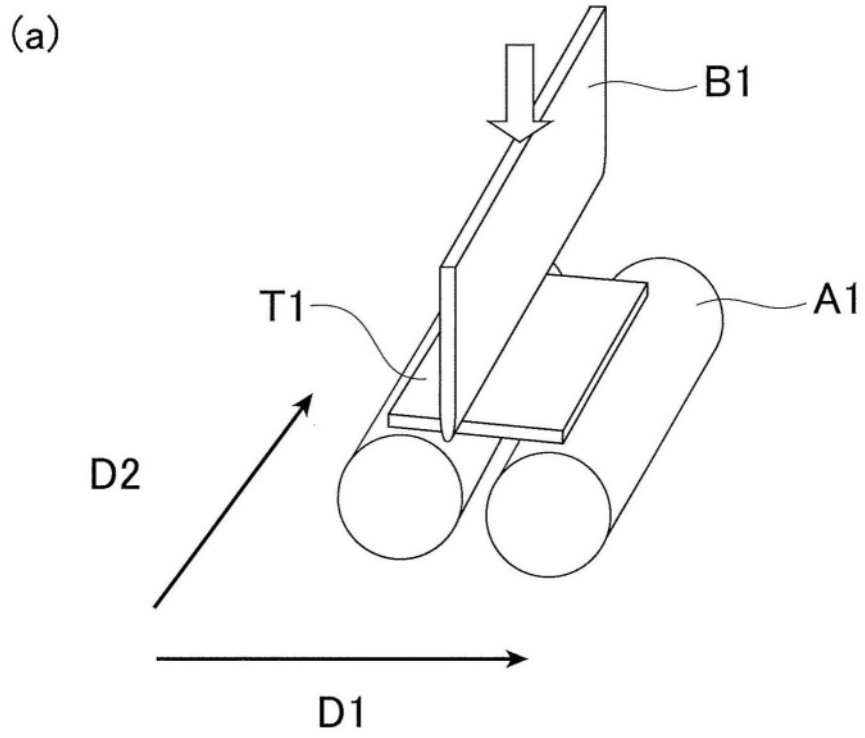


图2

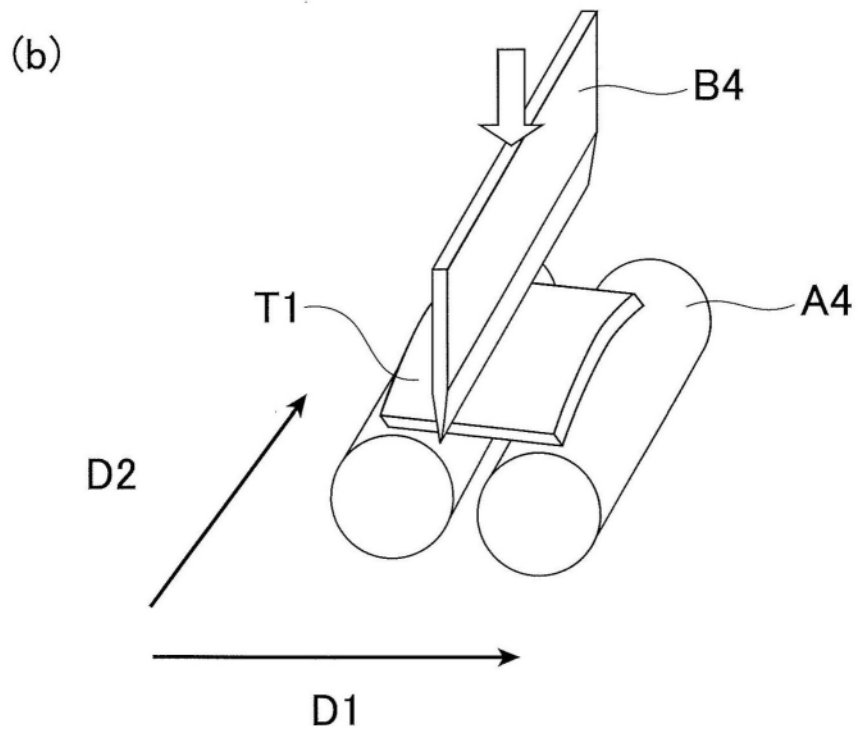
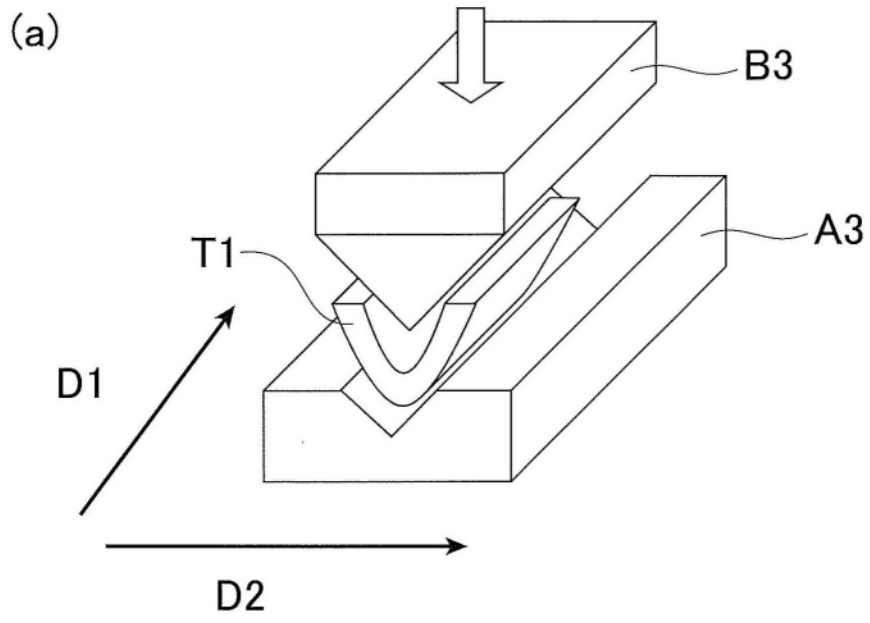


图3

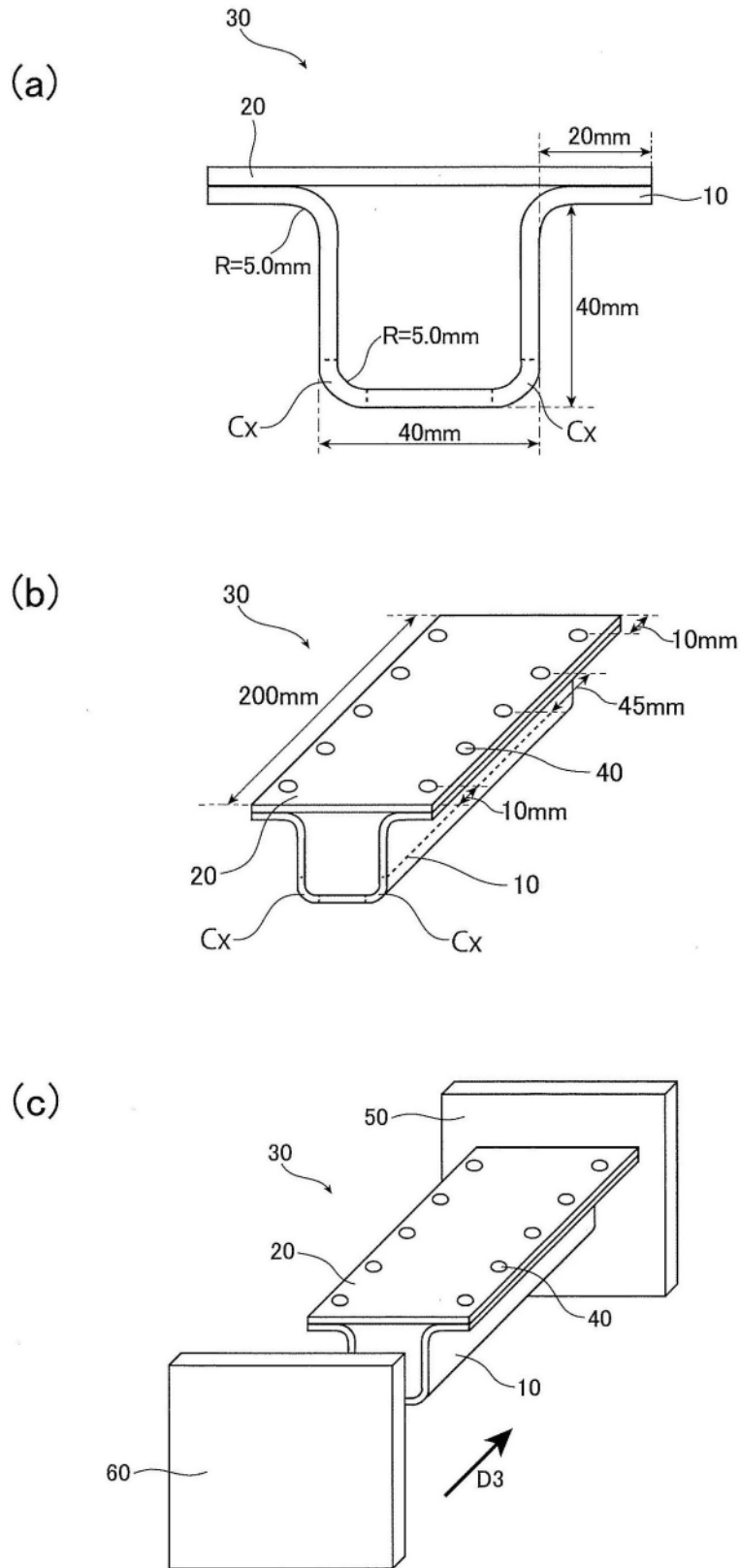


图4