



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 115003841 B

(45) 授权公告日 2023. 11. 21

(21) 申请号 202180010944.5

(22) 申请日 2021.01.21

(65) 同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 115003841 A

(43) 申请公布日 2022.09.02

(30) 优先权数据
2020-014442 2020.01.31 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2022.07.25

(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2021/001935 2021.01.21

(87) PCT国际申请的公布数据
W02021/153392 JA 2021.08.05

(73) 专利权人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本东京都

(72) 发明人 吉冈真平 金子真次郎 本田佑马

(74) 专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限公司 11227

专利代理师 朝鲁门

(51) Int. Cl.

G22C 38/00 (2006.01)

G21D 9/46 (2006.01)

G22C 38/14 (2006.01)

G22C 38/60 (2006.01)

(56) 对比文件

WO 2006038708 A1, 2006.04.13

WO 2009096344 A1, 2009.08.06

WO 2011093319 A1, 2011.08.04

WO 2012118081 A1, 2012.09.07

WO 2017179372 A1, 2017.10.19

WO 2018122679 A1, 2018.07.05

JP 2010215958 A, 2010.09.30

JP 2010242164 A, 2010.10.28

CN 107429349 A, 2017.12.01

CN 109642295 A, 2019.04.16

CN 108603269 A, 2018.09.28

CN 109642294 A, 2019.04.16

审查员 全欣

权利要求书2页 说明书18页 附图2页

(54) 发明名称

钢板、部件及它们的制造方法

上。

(57) 摘要

本发明的目的在于提供一种拉伸强度为1310MPa以上且具有优异的耐端面裂纹性和弯曲性的钢板、部件及它们的制造方法。本发明的钢板具有特定的成分组成和钢组织,所述钢组织中马氏体的面积率为70%以上,贝氏体的面积率为30%以下,并且铁素体和残留奥氏体的面积率的合计为5%以下,钢板的板厚1/4位置的长径为0.5 μm以上的碳化物的个数密度为60000个/mm²以下,钢板的板厚1/4~3/4的范围中的圆当量直径为4.0 μm以上的夹杂物粒子的个数密度为10个/mm²~30个/mm²,钢板的表面~板厚1/4的范围的圆当量直径4.0 μm以上的夹杂物粒子的个数密度为27个/mm²以下,拉伸强度为1310MPa以

1. 一种钢板,具有如下的成分组成和钢组织,
所述成分组成为以质量%计含有
C:0.12%~0.40%、
Si:0.01%~1.5%、
Mn:0.2%~1.7%、
P:0.05%以下、
S:0.010%以下、
sol.Al:1.00%以下、
N:0.010%以下、
B:0.0002%~0.0050%以及
Nb和Ti中的1种或2种合计0.010%~0.080%、
剩余部分由Fe及不可避免的杂质构成,
所述钢组织为马氏体的面积率为70%以上,贝氏体的面积率为30%以下,并且铁素体和残留奥氏体的面积率的合计为5%以下,
其中,钢板的板厚1/4位置的长径为0.5 μ m以上的碳化物的个数密度为60000个/ mm^2 以下,
钢板的板厚1/4~3/4的范围的圆当量直径为4.0 μ m以上的夹杂物粒子的个数密度为10个/ mm^2 ~30个/ mm^2 ,
钢板的表面~板厚1/4的范围的圆当量直径4.0 μ m以上的夹杂物粒子的个数密度为27个/ mm^2 以下,
拉伸强度为1310MPa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%计进一步含有选自Mo:0.350%以下、Cr:0.350%以下、Zr:0.350%以下、Ca:0.0050%以下、V:0.500%以下、W:0.200%以下、Cu:1.00%以下、Ni:1.00%以下、Sb:0.100%以下、Sn:0.100%以下、Mg:0.01%以下和REM:0.01%以下中的至少一种。
3. 根据权利要求1或2所述的钢板,其中,在钢板的表面具有镀层。
4. 一种部件,对权利要求1~3中任一项所述的钢板实施成型加工和焊接中的至少一个而成。
5. 一种钢板的制造方法,是权利要求1或2所述的钢板的制造方法,具有如下的工序:
板坯加热工序,将具有权利要求1或2所述的成分组成的板坯,以板坯的表面温度从300 $^{\circ}$ C到1220 $^{\circ}$ C为止的温度区域中的平均加热速度为0.10 $^{\circ}$ C/s以上且在该温度区域中相对于板坯的表面温度 T_s 的板坯的中心温度 T_c 的平均温度比 T_c/T_s 成为0.85以下的条件进行加热后,以板坯的表面温度1220 $^{\circ}$ C以上、保持30分钟以上,并且板坯的中心温度1220 $^{\circ}$ C以上、30分钟以下的条件进行保持;
热轧工序,对所述板坯加热工序后的板坯进行热轧而制成热轧钢板;
冷轧工序,对所述热轧钢板进行冷轧而制成冷轧钢板;以及
退火工序,将所述冷轧钢板在800 $^{\circ}$ C以上的退火温度下保持240秒以上后,将从680 $^{\circ}$ C以上的冷却开始温度到300 $^{\circ}$ C为止的温度区域以70 $^{\circ}$ C/s以上的平均冷却速度进行冷却,其后,在150 $^{\circ}$ C~260 $^{\circ}$ C的温度区域下保持20秒~1500秒。

6. 根据权利要求5所述的钢板的制造方法, 具有对所述退火工序后的钢板的表面实施镀覆处理的镀覆工序。

7. 一种部件的制造方法, 具有: 对以权利要求5所述的钢板的制造方法制造的钢板实施成型加工和焊接中的至少一个的工序。

8. 一种部件的制造方法, 具有: 对以权利要求6所述的钢板的制造方法制造的钢板实施成型加工和焊接中的至少一个的工序。

钢板、部件及它们的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种钢板、部件及它们的制造方法。更详细而言，本发明涉及拉伸强度为1310MPa以上且具有优异的耐端面裂纹性和弯曲性的钢板、部件及它们的制造方法。本发明的钢板可以很好地用于伴有剪切、穿孔加工的冷加压成型用途。

背景技术

[0002] 近年来，由于汽车车体轻型化需求的进一步提高，对车体骨架部件开始应用拉伸强度(以下，也简称为TS)为1310MPa以上的高强度钢板。另外，从进一步轻型化的观点考虑，也逐渐开始讨论TS为1.8GPa级或其以上的高强度化。以往已全力研究基于热加压带来的高强度化，但最近从成本·生产率的观点考虑，重新开始研究冷加压的高强度钢的应用。为了更高效地使车体骨架高强度化，得到轻型化效果，有效的是增加屈服强度。马氏体组织容易得到比铁素体、贝氏体等的比较软质的组织高的屈服强度，因此在高强度钢板的组织设计中，重要的是以马氏体组织为主体。

[0003] 然而，如果对TS为1310MPa以上的高强度钢板实施剪切、冲裁等的加工，则存在在剪切端面产生裂纹的情况。这样的裂纹在剪切端面的板厚中心附近，相对于板面呈平行或倾斜的线状裂纹，在板面内侧具有数百 μm 的长度而存在。在本说明书中，有时将这样的裂纹称为端面裂纹。另外，在本说明书中，有时将对这样的端面裂纹的材料耐性称为耐端面裂纹性。该端面裂纹会因与工具的接触而降低工具寿命。另外，端面裂纹有可能在后续工序的加压成型时诱发裂纹的问题或者作为部件搭载于车体时成为疲劳破坏的起点，成为了阻碍冷加压用高强度钢板普及的重要因素。端面裂纹有时也能够通过剪切间隙等的加工条件的调整来进行改善，但也受到被加工材料的高强度化的影响，在实际的部件制造中，因工具的磨损，剪切间隙会随时间变化。因此，在TS为1310MPa以上的高强度钢板中，难以稳定地确保正常的剪切端面。

[0004] 专利文献1中公开了一种涉及TS为1320MPa以上且剪切端面的耐延迟破坏特性优异的钢板的技术，其特征在于，相对于组织整体的马氏体和贝氏体的面积率合计为95%~100%，剩余部分由铁素体和残留奥氏体中的1种或2种构成，旧奥氏体粒的平均粒径超过5 μm ，长轴的长度为20~80 μm 的夹杂物群为5个/ mm^2 以下。

[0005] 专利文献2中公开了一种涉及切断后的特性劣化少的钢板的技术，其特征在于，钢组织为主要由铁素体和贝氏体构成，板厚方向的Mn偏析度(中心部Mn峰浓度/平均Mn浓度)为1.20以下，板厚方向的Mn偏析带的宽度为43 μm 以下，TS为540MPa以上。

[0006] 专利文献3中公开了一种涉及热轧钢板的技术，其特征在于，具有如下的组织：以面积率计包含90%以上的贝氏体相，在该贝氏体相中析出的全部Fe系碳化物中在贝氏体铁素体粒内析出的Fe系碳化物的个数比率为30%以上，在贝氏体铁素体粒内析出的Fe系碳化物的平均粒径为150nm以下，钢中的固溶V量以质量%计为0.100%以上，TS为980MPa以上。

[0007] 现有技术文献

[0008] 专利文献

[0009] 专利文献1:日本特许第6388085号公报

[0010] 专利文献2:日本特许第5136182号公报

[0011] 专利文献3:日本特许第6056790号公报

[0012] 非专利文献

[0013] 非专利文献1:长滝康伸,津山蓝史,细谷佳弘著,“对马氏体钢的弯曲加工性带来的回火温度的影响”,铁和钢,一般社团法人日本铁钢协会,2013年,vol.99, No.3, p.245—253。

发明内容

[0014] 然而,在专利文献1所述的技术中,虽然成为剪切加工后的延迟破坏的起点的夹杂物得到了充分减少,但并不能抑制在剪切加工中形成的剪切端面的数百 μm 尺寸的微细的裂纹。另外,专利文献2中TS为540MPa以上且以铁素体和贝氏体作为主相,专利文献2中规定的Mn偏析降低的效果无法保证在本发明中作为对象的TS为1310MPa级的以马氏体为主相的钢板中是充分的。实际上发明人等在详细调查端面裂纹的产生状况的结果发现裂纹并不是必须沿着Mn等偏析带进行延展,也能看到沿着偏析比较轻微的区域裂纹。因此,仅通过组合专利文献1和专利文献2很难抑制在剪切加工中形成的端面裂纹的可能性高。专利文献3公开了一种在以贝氏体作为主相的钢中利用碳化物并促进剪切时的材料的断开的技术。另一方面,非专利文献1中公开了在以马氏体作为主相的钢中如果使碳化物粗大地析出,则损害弯曲加工性。

[0015] 根据以上,在现有的技术中,对于以马氏体为主相的高强度钢板,难以稳定地确保正常的剪切端面。

[0016] 本发明鉴于这样的情况而完成,目的在于提供一种TS为1310MPa以上且具有优异的耐端面裂纹性和弯曲性的钢板、部件及它们的制造方法。

[0017] 应予说明,在本发明中,TS是以轧制直角方向成为长边方向的方式切出JIS5号拉伸试验件,基于JIS Z2241(2011),实施十字头速度为10mm/min的拉伸试验而得到。

[0018] 另外,优异的弯曲性是指,从各钢板采取以轧制方向和直角方向(线圈宽度方向)作为长边方向的JIS3号试验片,在改变弯曲半径的条件下基于JIS Z 2248的规定利用V块法进行90°V弯曲试验,将试验片表面不产生裂纹的最小弯曲半径R除以板厚t而得到的值(R/t)为4.0以下。

[0019] 另外,优异的耐端面裂纹性是指利用以下的方法,产生端面裂纹的观察用试验片的比例小于50%。

[0020] (1)从钢板的轧制直角方向(宽度方向)的中央附近,切出轧制方向的长度为110mm、轧制直角方向的长度为500mm的试验片。

[0021] (2)通过切断加工装置,一边将上述试验片由下刀和板架夹持一边使上刀下降,剪切试验片(剪切加工条件是将间隙CL设为板厚t的15%,剪切角(相对于钢板的板面的倾斜)设为0°)。

[0022] (3)在上述剪切加工条件下,以轧制直角方向的长度为30mm的间隔剪切试验片5次,得到具有剪切加工时为上刀侧的剪切面的5个长方形试验片。

[0023] (4)将上述5个长方形试验片以在轧制方向隔10mm地进行切断,各自分割成11个。

[0024] (5)将切断成总计11个长方形试验片中的10个作为观察用试验片,合计采取50个,用于端面裂纹的观察。

[0025] (6)对观察用试验片的剪切面进行研磨,不使其腐蚀,从板厚面侧利用光学显微镜观察有无端面裂纹。

[0026] (7)对从剪切面的表面起向深度方向延展30 μm 以上的裂纹存在1个以上的观察用试验片,判定为产生了端面裂纹。

[0027] 本发明人等为了解决上述的课题反复进行了深入的研究。然后,本发明人等发现通过具有特定的成分组成和特定的钢组织,且分别适当地控制钢板的板厚中心附近和钢板的表面附近的规定的夹杂物粒子的个数密度,且控制规定的碳化物的个数密度,从而可得到拉伸强度为1310MPa以上且具有优异的耐端面裂纹性和弯曲性的钢板。本发明人等具体而言得到了以下的见解。

[0028] (1)使端面裂纹形成于板厚中心附近,在板厚中心附近以规定的量包含具有4.0 μm 以上的圆当量直径的夹杂物,从而即使是高强度钢,也能抑制在剪切时产生剪切端面的裂纹。认为这是因为在剪切加工时,以夹杂物作为起点产生了微小的裂纹(微裂缝),沿着与板厚方向平行的面这些微小的裂纹发生连结,形成端面裂纹少的断裂面。另一方面,在存在于板厚中心附近的夹杂物少的情况下,夹杂物彼此的间隔广,因此得不到上述的效果,裂纹容易向各种方向伸展。因此,在存在于板厚中心附近的夹杂物少的情况下,裂纹容易朝向钢板的断裂面的内部(相对于与板厚方向平行的面交叉的方向)伸展,容易产生端面裂纹。

[0029] (2)上述的夹杂物在产生端面裂纹的板厚中心附近存在一定量即可。另外,在夹杂物存在于钢板表层的情况下,有可能助长弯曲加工时的裂纹。因此,存在夹杂物的个数密度的上限和优选的板厚方向分布。本发明人等反复进行了研究,其结果发现对于钢板表层~板厚1/4位置的范围和板厚1/4~3/4位置的范围的夹杂物的个数密度,存在对弯曲性没有负面影响的临界值。

[0030] (3)作为对夹杂物的个数密度带来影响的制造因素,有热轧时的板坯的加热工序。利用板坯的高温加热可实现粗大的夹杂物的固溶促进,为了实现上述的夹杂物分布,在以往进行的板坯加热条件的管理中是不充分的,通过严格控制加热条件,需要控制板坯的板厚内部的温度分布。

[0031] (4)除了上述条件之外,通过适当地控制钢中的碳化物的个数密度,从而能够兼得优异的耐端面裂纹性和优异的弯曲性。

[0032] 本发明基于以上的情况而完成,本发明的主旨如下所述。

[0033] [1]一种钢板,具有如下的成分组成和钢组织,

[0034] 所述成分组成以质量%计含有C:0.12%~0.40%、Si:0.01%~1.5%、Mn:0.2%~1.7%、P:0.05%以下、S:0.010%以下、sol.Al:1.00%以下、N:0.010%以下、B:0.0002%~0.0050%、以及Nb和Ti中的1种或2种合计0.010%~0.080%,剩余部分由Fe及不可避免的杂质构成,

[0035] 所述钢组织是马氏体的面积率为70%以上,贝氏体的面积率为30%以下,并且铁素体和残留奥氏体的面积率的合计为5%以下,

[0036] 钢板的板厚1/4位置的长径为0.5 μm 以上的碳化物的个数密度为60000个/ mm^2 以下,

[0037] 钢板的板厚 $1/4\sim 3/4$ 的范围的圆当量直径为 $4.0\mu\text{m}$ 以上的夹杂物粒子的个数密度为 $10\text{个}/\text{mm}^2\sim 30\text{个}/\text{mm}^2$,

[0038] 钢板的表面 \sim 板厚 $1/4$ 的范围的圆当量直径 $4.0\mu\text{m}$ 以上的夹杂物粒子的个数密度为 $27\text{个}/\text{mm}^2$ 以下,拉伸强度为 1310MPa 以上。

[0039] [2]根据[1]所述的钢板,其中,所述成分组成以质量%计进一步含有选自Mo: 0.350% 以下、Cr: 0.350% 以下、Zr: 0.350% 以下、Ca: 0.0050% 以下、V: 0.500% 以下、W: 0.200% 以下、Cu: 1.00% 以下、Ni: 1.00% 以下、Sb: 0.100% 以下、Sn: 0.100% 以下、Mg: 0.01% 以下以及REM: 0.01% 以下中的至少一种。

[0040] [3]根据[1]或[2]所述的钢板,其中,在钢板的表面具有镀层。

[0041] [4]一种部件,对[1] \sim [3]中任一项所述的钢板实施成型加工和焊接中的至少一个而成。

[0042] [5]一种钢板的制造方法,具有如下的工序:

[0043] 板坯加热工序,将具有[1]或[2]所述的成分组成的板坯在以板坯的表面温度从 300°C 到 1220°C 为止的温度区域下平均加热速度为 $0.10^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上,并且在该温度区域相对于板坯的表面温度 T_s 的板坯的中心温度 T_c 的平均温度比(T_c/T_s)为 0.85 以下的条件下进行加热后,将板坯的表面温度在 1220°C 以上保持30分钟以上,并且将板坯的中心温度在 1220°C 以上且30分钟以下的条件下进行保持;

[0044] 热轧工序,对上述板坯加热工序后的板坯进行热轧而得到热轧钢板;

[0045] 冷轧工序,对上述热轧钢板进行冷轧而制成冷轧钢板;以及

[0046] 退火工序,对上述冷轧钢板在 800°C 以上的退火温度下保持240秒以上后,对从 680°C 以上的冷却开始温度到 300°C 为止的温度区域以 $70^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上的平均冷却速度进行冷却,其后,在 $150^\circ\text{C}\sim 260^\circ\text{C}$ 的温度区域下保持20秒 \sim 1500秒。

[0047] [6]根据[5]所述的钢板的制造方法,其中,具有对上述退火工序后的钢板的表面实施镀覆处理的镀覆工序。

[0048] [7]一种部件的制造方法,具有如下的工序:具有对根据[5]或[6]所述的钢板的制造方法制造的钢板实施成型加工和焊接中的至少一个的工序。

[0049] 本发明的钢板的拉伸强度为 1310MPa 以上,且具有优异的耐端面裂纹性和弯曲性。本发明的钢板可以很好地用作伴有剪切、穿孔加工的冷加压成型,对部件强度的提高、轻型化有贡献。

附图说明

[0050] 图1是表示切断加工装置的截面示意图。

[0051] 图2是表示以 30mm 间隔剪切试验片而制成的5个长方形试验片的示意图。

[0052] 图3是表示长方形试验片的立体图。

[0053] 图4是表示产生了端面裂纹的观察用试验片的立体图。

具体实施方式

[0054] 以下,对本发明的实施方式进行说明。首先,对含有于钢板的各成分的含量进行说明。表示成分的含量的“%”为“质量%”。

[0055] C:0.12%~0.40%

[0056] C是为了提高淬火性以得到面积率70%以上的马氏体组织而含有。另外,C从提高马氏体或贝氏体的强度且确保 $TS \geq 1310\text{MPa}$ 的观点考虑含有。另外,C是从生成圆当量直径 $4.0\mu\text{m}$ 以上的夹杂物的观点考虑含有。如果C的含量小于0.12%,则需要过度地降低回火温度,无法维持优异的耐端面裂纹性而得到规定的强度。因此,C含量为0.12%以上。从维持优异的耐端面裂纹性而得到 $TS \geq 1400\text{MPa}$ 的观点考虑,优选将C含量设为0.18%以上。如果C含量超过0.40%,则强度变得过高,韧性降低,难以得到充分的耐端面裂纹性。另外,如果C含量超过0.40%,弯曲性也劣化。因此,C含量为0.40%以下,优选为0.36%以下。

[0057] Si:0.01%~1.5%

[0058] Si是利用固溶强化的强化元素。另外,Si是在 200°C 以上的温度区域下进行回火时抑制薄片状的碳化物的生成而改善弯曲性的元素。从得到上述效果的观点考虑,Si含量优选为0.01%以上,优选为0.02%以上,更优选为0.1%以上。另一方面,如果Si的含量变得过多,则导致韧性的降低,耐端面裂纹性劣化。另外,导致热轧工序的轧制载荷的显著增加。因此,Si的含量为1.5%以下,优选为1.0%以下。

[0059] Mn:0.2%~1.7%以下

[0060] Mn提高钢的淬火性,为了将马氏体面积率设在本发明的范围而含有。另外,将钢中的S以MnS的方式进行固定以减轻热脆性而含有Mn。为了工业上稳定地确保规定的马氏体和贝氏体的合计面积率,Mn含量为0.2%以上,优选为0.6%以上。其中,从焊接的稳定性考虑Mn含量优选为1.7%以下,优选为1.6%以下,更优选为1.5%以下。

[0061] P:0.05%以下

[0062] P是强化钢的元素,但如果其含量多,则韧性降低,耐端面裂纹性、点焊性劣化。因此,P含量为0.05%以下,优选为0.02%以下。P含量的下限不规定,但现在工业上可实施的下限为0.002%。

[0063] S:0.010%以下

[0064] S由于通过粗大的MnS的形成而使弯曲性劣化,因此S含量为0.010%以下,优选为0.005%以下,更优选为0.002%以下。另外,在S含量超过0.010%的情况下,耐端面裂纹性也劣化。S含量的下限没有规定,但现在工业上可实施的下限为0.0002%。

[0065] sol.Al:1.00%以下

[0066] Al为了进行充分的脱氧来减少钢中夹杂物而含有。sol.Al的下限没有特别规定,为了稳定地进行脱氧优选为0.01%以上。另一方面,如果sol.Al超过1.00%,则大量地生成Al系的粗大夹杂物,弯曲性劣化。因此,sol.Al的含量为1.00%以下。sol.Al优选为0.50%以下,更优选为0.10%以下。

[0067] N:0.010%以下

[0068] N形成粗大的氮化物,使弯曲性劣化,因此需要限制其添加量。因此,N含量为0.010%以下,优选为0.005%以下。N含量的下限没有规定,现在工业上可实施的下限为0.0005%。

[0069] B:0.0002%~0.0050%

[0070] B是提高钢的淬火性的元素,具有即使少的Mn含量也能生成规定的面积率的马氏体、贝氏体的优点。为了得到这样的B的效果,B含量为0.0002%以上,优选为0.0005%以上。

另一方面,如果含有B超过0.0050%,则其效果饱和。因此,B含量为0.0050%以下,优选为0.0030%以下。

[0071] Nb和Ti中的1种或2种合计为0.010%~0.080%

[0072] Nb、Ti通过马氏体的内部构造的微细化而有助于高强度化,并且生成碳氮化物而改善耐端面裂纹性。作为碳氮化物,存在TiN、TiC、NbC、NbN等各自单独存在的情况,也存在2种以上复合而形成一种夹杂物的情况。通过发明人等的研究,发现夹杂物的成分组成和端面裂纹的产生概率没有明确的相关性,因此Nb和Ti可以单独添加,也可以复合添加。从得到上述的效果的观点考虑,Nb和Ti中的1种或2种的合计含量为0.010%以上,优选为0.025%以上。另一方面,如果过度地含有Nb或Ti,即使使板坯加热条件等最优化,钢板的表面附近的夹杂物密度增大,使弯曲性劣化。为此,Nb和Ti中的1种或2种的合计含量为0.080%以下,优选为0.060%以下,更优选为0.055%以下。

[0073] 以上是本发明中使用的钢板的基本成分。本发明中使用的钢板含有上述基本成分,上述成分以外的剩余部分具有包含Fe(铁)和不可避免的杂质的成分组成。这里,本发明的钢板优选具有含有上述成分,且剩余部分为Fe及不可避免的杂质构成的成分组成。在本发明的钢板中,除了上述的基本成分之外,可以含有选自以下所示的任意成分中的至少一种。应予说明,以下所示的任意成分只要以以下所示的上限量以下含有,则可得到本发明的效果,因此下限没有特别设置。应予说明,在以小于后述的优选的下限值包含下述的任意元素的情况下,该元素可以以不可避免的杂质的方式包含。

[0074] Mo:0.350%以下

[0075] Mo是出于提高钢的淬火性、得到稳定地确保规定的强度的效果、生成包含成为氢俘获位点的Mo的微细的碳化物的效果以及基于使马氏体微细化的耐端面裂纹性的改善的效果而进行添加的。然而,如果含有Mo超过0.350%,则化成处理性劣化。因此,在钢板含有Mo的情况下,Mo含量为0.350%以下,优选为0.10%以下。如果Mo含量为0.350%以下,则可得到本发明的效果,因此Mo含量的下限没有特别限制。为了更有效地得到耐端面裂纹性的改善的效果,优选Mo含量为0.005%以上。

[0076] Cr:0.350%以下

[0077] Cr可以为了得到提高钢的淬火性的效果进行添加。然而,如果Cr含量超过0.350%,则化成处理性劣化。因此,在钢板含有Cr的情况下,Cr含量为0.350%以下,优选为0.20%以下。如果Cr含量为0.350%以下,则可得到本发明的效果,因此Cr含量的下限没有特别限制。为了更有效地得到耐端面裂纹性的改善的效果,Cr含量优选为0.01%以上。

[0078] Zr:0.350%以下

[0079] Zr通过旧 γ 粒径的微细化、基于此的马氏体的内部构造的微细化而有助于高强度化。另外,通过成为氢俘获位点的微细的Zr系碳化物·碳氮化物的形成来改善高强度化和耐端面裂纹性。然而,如果大量地添加Zr,则Zr系的粗大的析出物增加,使耐端面裂纹性劣化。因此,在钢板含有Zr的情况下,Zr含量为0.350%以下,优选为0.10%以下。如果Zr含量为0.350%以下,则可得到本发明的效果,因此Zr含量的下限没有特别限制。从更有效地得到高强度化以及改善耐端面裂纹性的效果的观点考虑,Zr含量优选为0.005%以上。

[0080] Ca:0.0050%以下

[0081] Ca与S以CaS的形式固定,改善耐端面裂纹性。然而,如果大量添加Ca,则使表面品

质、弯曲性劣化,因此在钢板含有Ca的情况下,Ca含量为0.0050%以下,优选为0.0035%以下。如果Ca含量为0.0050%以下,则可得到本发明的效果,因此Ca含量的下限没有特别限制。从更有效地得到改善耐端面裂纹性的观点考虑,Ca含量优选为0.0002%以上。

[0082] V:0.500%以下

[0083] V可以为了得到提高钢的淬火性的效果、生成包含成为氢俘获位点的V的微细的碳化物的效果以及基于使马氏体微细化得到的耐端面裂纹性的改善效果而进行添加。然而,如果含有V超过0.500%,则铸造性显著劣化。因此,在钢板含有V的情况下,V含量为0.500%以下,优选为0.200%以下。V含量更优选为0.050%以下。如果V含量为0.500%以下,则得到本发明的效果,因此V含量的下限没有特别限制。另外,从更有效地得到上述的基于V添加得到的效果的观点考虑,V含量优选为0.005%以上。

[0084] W:0.200%以下

[0085] W通过成为氢的俘获位点的微细的W系碳化物、W系碳氮化物的形成,有助于高强度化和耐端面裂纹性的改善。然而,如果大量地含有W,则在热轧工序的板坯加热时以未固溶残存的粗大的析出物增加,弯曲性劣化。因此,在钢板含有W的情况下,W为0.200%以下,优选为0.050%以下。W含量更优选为0.020%以下。如果W含量为0.200%以下,则得到本发明的效果,因此W含量的下限没有特别限制。另外,从更有效地得到高强度化和改善耐端面裂纹性的效果的观点考虑,W含量优选为0.005%以上。

[0086] Cu:1.00%以下

[0087] Cu提高汽车的使用环境下的耐腐蚀性。另外,通过含有Cu,有腐蚀生成物被覆钢板表面而抑制对钢板的氢侵入的效果。然而,如果Cu含量变得过多,则导致表面缺陷。因此,在钢板含有Cu的情况下,Cu含量为1.00%以下,优选为0.5%以下。如果Cu含量为1.00%以下可得到本发明的效果,因此Cu含量的下限没有特别限制。另外,从更有效地得到耐腐蚀性的提高、抑制氢侵入的效果的观点考虑,Cu含量优选为0.01%以上。另外,进一步从耐端面裂纹性提高的观点考虑,更优选Cu含量为0.05%以上。

[0088] Ni:1.00%以下

[0089] Ni是提高耐腐蚀性的作用的某种元素。另外,Ni具有在含有Cu的情况下降低容易产生的表面缺陷的作用。然而,如果Ni的含量变得过多,则加热炉内的氧化皮生成变得不均匀,导致表面缺陷,并且成本显著增加。因此,在钢板含有Ni的情况下,Ni含量为1.00%以下,优选为0.30%以下。Ni含量更优选为0.15%以下。如果Ni含量为1.00%以下,则可得到本发明的效果,因此Ni含量的下限没有特别限制。另外,从更有效地得到上述的添加了Ni时的效果的观点考虑,Ni含量优选为0.01%以上。

[0090] Sb:0.100%以下

[0091] Sb抑制表层的氧化、氮化,抑制基于此的C、B的减少。通过抑制C、B的减少,从而抑制表层的铁素体生成,有助于高强度化和耐端面裂纹性的改善。然而,如果Sb含量超过0.100%,则铸造性劣化,另外,在旧 γ 晶界Sb发生偏析而使耐端面裂纹性劣化。因此,在钢板含有Sb的情况下,Sb含量为0.100%以下,优选为0.050%以下。Sb含量更优选为0.020%以下。如果Sb含量为0.100%以下,则可得到本发明的效果,因此Sb含量的下限没有特别限制。另外,从更有效地得到上述的添加了Sb时的效果的观点考虑,Sb含量优选为0.001%以上。

[0092] Sn:0.100%以下

[0093] Sn抑制表层的氧化、氮化,抑制基于此的C、B的表层的含量的减少。通过抑制C、B的减少来抑制表层的铁素体生成,有助于高强度化和耐端面裂纹性的改善。然而,如果Sn含量超过0.100%则铸造性劣化,另外,在旧 γ 晶界Sn偏析,耐端面裂纹性劣化。因此,在钢板含有Sn的情况下,Sn含量为0.100%以下,优选为0.050%以下。Sn含量更优选为0.020%以下。如果Sn含量为0.100%以下则可得本发明的效果,因此Sn含量的下限没有特别限制。另外,从更有效地得到上述的添加了Sn时的效果的观点考虑,Sn含量优选为0.001%以上。

[0094] Mg:0.01%以下

[0095] Mg以MgO的形式固定O,改善耐端面裂纹性。然而,如果大量添加Mg,使表面品质、弯曲性劣化。因此,在钢板含有Mg的情况下,Mg含量为0.01%以下,优选为0.0020%以下。Mg含量更优选为0.0010%以下。如果Mg含量为0.01%以下,得到本发明的效果,因此Mg含量的下限没有特别限制。另外,从更有效地得到改善耐端面裂纹性的效果的观点考虑,Mg含量优选为0.0002%以上。

[0096] REM:0.01%以下

[0097] REM通过使夹杂物微细化,减少破坏的起点而改善弯曲性、耐端面裂纹性。然而,如果大量地添加REM,则反之夹杂物粗大化,弯曲性、耐端面裂纹性劣化。因此,在钢板含有REM的情况下,REM含量为0.01%以下,优选为0.0020%以下。REM含量更优选为0.0010%以下。如果REM含量为0.01%以下,则可得本发明的效果,因此REM含量的下限没有特别限制。另外,从更有效地得到改善弯曲性、耐端面裂纹性的效果的观点考虑,REM含量优选为0.0002%以上。

[0098] 接下来,对本发明的钢板的钢组织的限定理由进行说明。

[0099] 本发明的钢板的钢组织是马氏体的面积率为70%以上,贝氏体的面积率为30%以下,并且铁素体和残留奥氏体的面积率的合计为5%以下。

[0100] 马氏体的面积率为70%以上

[0101] 为了得到规定的强度,马氏体需要含有70%以上。如果在其以下,则贝氏体、铁素体、残留奥氏体增加,难以得到规定的强度。作为以马氏体分率小于70%的组织构成确保规定的强度的方法,有回火温度的降低。然而,如果回火温度过度地变低,则韧性降低,耐端面裂纹性劣化。另外,即使增加C量也可以增加强度,但有可能使焊接性劣化,因而不优选。因此,在确保优异的耐端面裂纹性和优异的焊接性的基础上,为了确保规定的强度,需要将马氏体的面积率设为70%以上。马氏体的面积率优选为85%以上。这里,马氏体包含回火马氏体、连续冷却中产生自回火的马氏体、以150℃~260℃保持一定时间导致不产生回火的马氏体。应予说明,马氏体的面积率可以为100%。

[0102] 贝氏体的面积率为30%以下

[0103] 为了得到规定的强度,贝氏体的面积率为30%以下,优选为15%以下。贝氏体的面积率可以为0%。

[0104] 铁素体和残留奥氏体的面积率的合计为5%以下

[0105] 马氏体和贝氏体以外的剩余部分组织是铁素体、残留奥氏体等。铁素体和残留奥氏体与贝氏体相比强度进一步低。为了得到本发明的强度,铁素体和残留奥氏体的面积率的合计为5%以下,优选为3%以下。铁素体和残留奥氏体的面积率的合计可以为0%。

[0106] 接下来,对上述的钢组织的面积率的测定方法进行说明。

[0107] 对钢板的L截面(与轧制方向平行且相对于钢板表面垂直的截面)利用研磨后硝酸酒精进行腐蚀,在从钢板表面起1/4厚度位置以SEM(扫描电子显微镜)在2000倍的倍率观察4个视场,对所拍摄的组织照片进行图像解析而测定钢组织的面积率。该测定中,马氏体、贝氏体在呈灰色的区域中进行观察。另外,铁素体在呈黑色的区域中进行观察。应予说明,在马氏体、贝氏体的内部,包括微量的碳化物、氮化物、硫化物、氧化物,但难以除去这些化合物,因此利用包括这些物质在内的区域测定面积率。

[0108] 残留奥氏体的测定是对钢板的表面~板厚200 μm 位置利用草酸进行化学研磨,以板面作为对象,利用X射线衍射强度法求出。通过 Mo-K_α 射线测定的(200) α 、(211) α 、(220) α 、(200) γ 、(220) γ 、(311) γ 衍射面峰的积分强度,算出残留奥氏体的体积率。并且,将该残留奥氏体的体积率视为残留奥氏体的面积率。

[0109] 马氏体和贝氏体可以通过利用SEM以10000倍的倍率观察包含于内部的碳化物的位置、结晶方位关系进行区别。贝氏体在板条状组织的界面或者板条内生成碳化物,贝氏体铁素体与渗碳体的结晶方位关系为1种,因此生成的碳化物单向地延伸。另一方面,马氏体在板条内生成碳化物,板条与碳化物的结晶方位关系具有两种以上,因此生成的碳化物在多个方向延伸。并且,贝氏体中组织的纵横比比较高,认为C浓化生成的残留奥氏体可以在板条间呈白色的区域进行观察。

[0110] 钢板的板厚1/4位置的长径为0.5 μm 以上的碳化物的个数密度为60000个/ mm^2 以下

[0111] 粗大的碳化物在弯曲加工时成为破坏的起点,降低弯曲加工性,因此钢板的板厚1/4位置的长径为0.5 μm 以上的碳化物的个数密度需要限制成60000个/ mm^2 以下。该碳化物优选为30000个/ mm^2 以下。应予说明,长径小于0.5 μm 的碳化物由于对弯曲加工性不产生负面影响,因此不作为对象。另外,本发明的碳化物的长径是指利用实施例所记载的方法进行观察的L截面(与轧制方向平行且相对于钢板表面垂直的截面)中最长的碳化物的直径的值。

[0112] 作为上述的方法,具体而言对钢板的L截面(与轧制方向平行,相对于钢板表面垂直的截面)研磨后利用苦味醇液进行腐蚀,在从钢板表面起1/4厚度位置,以SEM(扫描电子显微镜)在10000倍的倍率观察10个视场,测定长径为0.5 μm 以上的碳化物的个数密度。

[0113] 钢板的板厚1/4~3/4的范围的圆当量直径为4.0 μm 以上的夹杂物粒子的个数密度(以下,有时也仅称为个数密度 N_c)为10个/ mm^2 ~30个/ mm^2

[0114] 端面裂纹在钢板的板厚1/4~3/4的范围产生的频度高。发明人等发现通过将该范围的圆当量直径为4.0 μm 以上的夹杂物粒子的个数密度 N_c 设为10个/ mm^2 ~30个/ mm^2 能够抑制端面裂纹。这认为是由于在剪切加工时,以夹杂物作为起点产生微小的裂纹(微裂缝),沿着与板厚方向平行的面,将它们的微小的裂纹连结,形成端面裂纹少的断裂面。另一方面,在存在于板厚中心附近的夹杂物少的情况下,夹杂物彼此的间隔广,因此得不到上述的效果,裂纹在各种方向容易伸展。因此,在存在于板厚中心附近的夹杂物少的情况下,裂纹容易朝向钢板的断裂面的内部(相对于与板厚方向平行的面交叉的方向)伸展,容易产生端面裂纹。这里,调查了夹杂物的个数密度与端面裂纹的产生概率的相关性的结果是,以圆当量直径为4.0 μm 以上的夹杂物作为对象,确认到了明确的相关性。因此,圆当量直径小于4.0 μm 的尺寸的夹杂物将夹杂物作为起点产生了微小的裂纹,它们的裂纹连结的效果小。因此,圆

当量直径小于 $4.0\mu\text{m}$ 的尺寸的夹杂物在本发明中不作为对象。另一方面,在本发明的钢板中,圆当量直径超过 $15\mu\text{m}$ 的夹杂物的存在频度极小,因此实质上圆当量直径为 $15\mu\text{m}$ 以下的夹杂物成为对象。为了充分得到上述的效果,个数密度 N_c 为 10 个/ mm^2 以上,优选为 15 个/ mm^2 以上。从抑制端面裂纹的观点考虑,优选个数密度 N_c 多的一方,但含有超过一定量时弯曲性劣化。从抑制弯曲性的劣化的观点考虑,个数密度 N_c 为 30 个/ mm^2 以下,优选为 25 个/ mm^2 以下。

[0115] 另外,本发明中所述的夹杂物粒子的个数密度(个/ mm^2)是指利用实施例中记载的方法观察的钢板的L截面(与轧制方向平行且相对于钢板表面垂直的截面)的、每 1mm^2 的圆当量直径为 $4.0\mu\text{m}$ 以上的夹杂物粒子的个数。

[0116] 钢板的表面~板厚 $1/4$ 的范围的圆当量直径 $4.0\mu\text{m}$ 以上的夹杂物粒子的个数密度为 27 个/ mm^2 以下

[0117] 弯曲性在表面~板厚 $1/4$ 的范围的圆当量直径 $4.0\mu\text{m}$ 以上的夹杂物粒子的个数密度 N_s 超过 27 个/ mm^2 时显著劣化。为了稳定地得到优异的弯曲性,个数密度 N_s 为 27 个/ mm^2 以下,优选为 20 个/ mm^2 以下。

[0118] 作为上述的夹杂物的个数密度的测定方法,具体而言,首先在对钢板的L截面(与轧制方向平行且相对于钢板表面垂直的截面)进行研磨后,不进行腐蚀而是利用光学显微镜在 100 倍的倍率下拍摄 20 个视场。对得到的照片进行图像解析,分别在钢板的板厚 $1/4$ ~ $3/4$ 的范围和钢板的表面~板厚 $1/4$ 的范围,求出圆当量直径为 $4.0\mu\text{m}$ 以上的夹杂物粒子的个数密度的平均值。

[0119] 拉伸强度(TS): 1310MPa 以上

[0120] 本发明的钢板的拉伸强度为 1310MPa 以上。应予说明,本发明中所述的高强度是指拉伸强度为 1310MPa 以上。耐端面裂纹性的劣化是材料的拉伸强度为 1310MPa 以上显著明显劣化。即使在 1310MPa 以上,耐端面裂纹性良好这一点也是本发明的钢板的特征之一。

[0121] 拉伸强度的测定利用拉伸试验进行。具体而言,拉伸试验以轧制直角方向成为长边方向的方式切出JIS5号拉伸试验片,实施基于JIS Z2241(2011)的拉伸试验来评价拉伸强度。拉伸试验的十字头速度为 $10\text{mm}/\text{min}$ 。

[0122] 本发明的钢板具有优异的耐端面裂纹性。具有本发明的优异的耐端面裂纹性是指利用实施例所述的方法评价耐端面裂纹性时,产生端面裂纹的观察用试验片的比例小于 50% 的钢板。

[0123] 作为耐端面裂纹性的评价方法,首先,从钢板的轧制直角方向(宽度方向)的中央附近,切出轧制方向的长度为 110mm 、轧制直角方向的长度为 500mm 的试验片 10 。根据图1所示的切断加工装置 100 ,一边用下刀 30 和板架 40 夹持试验片 10 一边使上刀 20 下降,剪切试验片 10 。剪切加工条件是将间隙 CL 设为板厚 t 的 15% ,将剪切角(相对于钢板的板面的倾斜)设为 0° 。在该剪切加工条件下,在轧制直角方向的长度为 30mm 的间隔剪切 5 次试验片 10 ,得到图2所示的 5 个长方形试验片 50 。长方形试验片 50 分别在剪切加工时具有上刀 20 侧的剪切面 $S1$ 。将 5 个长方形试验片 50 分别在轧制方向每隔 10mm 进行切断。通过该切断,长方形试验片 50 分割成 11 个。长方形试验片 50 的切断位置在图3中以虚线示出。将切断成共计 11 个的长方形试验片 50 中的 10 个作为观察用试验片 60 采取。因此,从 5 个长方形试验片 50 中采取合计 50 个观察用试验片 60 ,用于端面裂纹的观察。观察用试验片 60 对剪切面 $S1$ 进行研磨,不进行腐蚀,利用光学显微镜观察有无端面裂纹。如图4所示,对观察用试验片 60 ,从相同方向的板厚

面侧观察剪切面S1。本发明中,对从剪切面S1的表面起向深度方向延伸了30 μ m以上的裂纹70存在一个以上的观察用试验片60判定为产生了端面裂纹。并且,在本发明中,将产生了端面裂纹的观察用试验片60的比例小于50%的钢板评价为耐端面裂纹性优异。

[0124] 本发明的钢板具有优异的弯曲性。本发明中具有优异的弯曲性是指利用实施例所记载的方法利用90°V弯曲试验评价弯曲性时,在试验片表面不产生裂纹的最小的弯曲半径R除以板厚t而得的值(R/t)为4.0以下。

[0125] 这里,弯曲性的评价方法具体而言首先从各钢板采取将轧制方向和直角方向(线圈宽度方向)作为长边方向的JIS3号试验片,以改变弯曲半径的方式基于JIS Z 2248的规定利用V块法进行90°V弯曲试验。并且,通过在试验片表面不产生裂纹的最小的弯曲半径R除以板厚t而得的值(R/t)评价弯曲性。应予说明,使弯曲棱线方向与轧制方向平行。

[0126] 本发明的钢板的优选的板厚为0.8~2.6mm的范围内。

[0127] 本发明的钢板可以在表面具有镀层。镀层的种类没有特别限定,可以是Zn镀层、Zn以外的金属的镀层中的任一种。另外,镀层可以包括作为Zn等的主要成分以外的成分。

[0128] 接着,对本发明的钢板的制造方法的一个实施方式进行说明。应予说明,对以下所示的钢板等进行加热或冷却时的温度没有特别说明,是指板坯(钢坯材)、钢板等的表面温度。

[0129] 本发明的钢板的制造方法具有如下的工序:板坯加热工序,对上述的具有成分组成的板坯在板坯的表面温度从300°C到1220°C为止的温度区域中平均加热速度为0.10°C/s以上,并且在该温度区域下相对于板坯的表面温度 T_s 的板坯的中心温度 T_c 的平均温度比(T_c/T_s)为0.85以下的条件下进行加热后,将板坯的表面温度设为1220°C以上且30分钟以上,并且将板坯的中心温度以1220°C以上且30分钟以下的条件下进行保持;热轧工序,对板坯加热工序后的板坯进行热轧而得到热轧钢板;冷轧工序,对热轧钢板进行冷轧而得到冷轧钢板;以及退火工序,将冷轧钢板在800°C以上的退火温度保持240秒以上后,将从680°C以上的冷却开始温度到300°C为止的温度区域以70°C/s以上的平均冷却速度进行冷却,其后,在150°C~260°C的温度区域下保持20秒~1500秒。

[0130] 首先,对板坯加热工序的各条件进行说明。

[0131] 板坯的表面温度在从300°C到1220°C为止的温度区域中平均加热速度为0.10°C/s以上,并且在该温度区域下相对于板坯的表面温度 T_s 的板坯的中心温度 T_c 的平均温度比(T_c/T_s)为0.85以下的条件下将加热连续铸造后的板坯的表面温度冷却到300°C以下后,板坯的表面温度在从300°C到1220°C为止的温度区域,平均加热速度为0.10°C/s以上,并且在该温度区域下相对于板坯的表面温度 T_s 的板坯的中心温度 T_c 的平均温度比(T_c/T_s)为0.85以下的条件下进行加热。由此,能够在板坯表面温度和板坯中心温度产生温度梯度,将个数密度 N_s 和个数密度 N_c 控制在规定的范围。该平均加热速度的上限没有特别限定。其中,即使使该平均加热速度超过0.50°C/s,效果也是饱和的,因此该平均加热速度优选为0.50°C/s以下。另外,从使钢板内的晶粒的大小均匀化,热轧冷轧时不易产生板厚偏差的观点考虑,更优选将平均加热速度设为0.20°C/s以下。

[0132] 另外,为了进一步增加温度梯度,相对于板坯的表面温度 T_s 的板坯的中心温度 T_c 的平均温度比(T_c/T_s)可以小。本发明中,平均温度比(T_c/T_s)为0.85以下,优选为0.80以下。加热条件例如可以通过增加板坯的厚度和/或板坯的加热速度能够实现。

[0133] 另外,本发明的上述平均温度比(T_c/T_s)在板坯表面温度为300℃、600℃、900℃、1200℃的各温度中,求出相对于板坯的表面温度 T_s 的板坯的中心温度 T_c 的温度比,使该4个点的温度比平均值而求出。板坯的表面温度可以利用放射温度计实际测量。另外,板坯的中心温度可以通过导热计算求出。

[0134] 另外,在板坯加热工序中,平均加热速度可通过 $[(1220(℃) - 300(℃)) / (\text{从}300℃\text{到}1220℃\text{为止的加热时间(秒)})]$ 得到。

[0135] 对板坯的表面温度以1220℃以上且30分钟以上、并且将板坯的中心温度在1220℃以上且30分钟以下的条件下保持

[0136] 为了将个数密度 N_s 控制成27个/ mm^2 以下,将板坯的表面温度在1220℃以上保持30分钟以上,需要促进粗大的Nb、Ti系夹杂物的固溶。并且,如果能够将板坯的中心温度在1220℃以上保持30分钟以下,则能够满足本发明的规定的个数密度 N_c 。

[0137] 对于将板坯表面的1220℃以上的保持时间设为板坯中心部的1220℃以上的保持时间以上这一点来看,能够通过加热板坯表面来实现。通过板坯表面的加热,板坯表面先变成高温,向板坯的中心部导热,中心部的温度从后部上涨。另外,将板坯的表面温度以1220℃以上保持30分钟以上,并且将板坯的中心温度在1220℃以上且30分钟以下的条件下保持,具体而言例如可通过增加板坯的厚度和/或加速上述板坯加热速度来实现。应予说明,板坯表面温度的上限没有特别限定,过度地变成高温在经济上是不优选的,因此优选为1300℃以下。

[0138] 接下来,对热轧工序进行说明。

[0139] 热轧工序是对板坯加热工序后的板坯进行热轧而制造热轧钢板的工序。热轧可以通过常用方法进行,条件没有特别限定。精轧结束温度与卷绕温度的条件没有特别限定,精轧结束温度优选为840~950℃的温度区域,卷绕温度优选为400~700℃的温度区域。

[0140] 接下来,对冷轧工序进行说明。

[0141] 冷轧工序是对热轧钢板进行冷轧而制造冷轧钢板的工序。冷轧可以通过常用方法进行,条件没有特别限定。

[0142] 接下来,对退火工序进行说明。

[0143] 将冷轧钢板在800℃以上的退火温度下保持240秒以上

[0144] 在本发明中,为了得到规定的马氏体,对冷轧钢板在800℃以上的退火温度下需要保持240秒以上。由此在温度低的情况或保持时间短的情况下,退火时不生成充分的奥氏体。因此,在最终制品中得不到规定的马氏体,无法得到1310MPa以上的拉伸强度。退火温度和保持时间的上限没有特别限定,在退火温度高的情况或者保持时间长的情况可能奥氏体粒径变得粗大,韧性劣化。因此,退火温度优选为950℃以下。另外,保持时间优选为900秒以下。

[0145] 对从680℃以上的冷却开始温度到300℃为止的温度区域以70℃/s以上的平均冷却速度进行冷却

[0146] 为了减少铁素体、残留奥氏体,将马氏体的面积率设为70%以上,需要对从680℃以上的冷却开始温度到300℃为止的温度区域在70℃/s以上的平均冷却速度进行冷却。平均冷却速度的上限没有特别限定,从设备减轻投资负担的观点考虑,优选为2000℃/s以下。如果冷却开始温度比其低则大量生成铁素体。如果冷却速度慢、或者冷却停止温度超过300

℃,则生成上部贝氏体、下部贝氏体。应予说明,从退火温度到冷却开始温度为止的冷却速度没有特别限定。

[0147] 这里,平均冷却速度可根据 $\lceil (\text{冷却开始温度}(\text{℃}) - 300(\text{℃})) / (\text{从冷却开始温度到} 300\text{℃}\text{为止的冷却时间}(\text{秒})) \rceil$ 得到。

[0148] 在150℃~260℃的温度区域下保持20秒~1500秒

[0149] 已知马氏体的韧性通过回火来改善,为了确保优异的耐端面裂纹性,需要在150℃~260℃的温度区域下保持20秒~1500秒。可以将快速冷却后的冷却停止温度设在150℃~260℃的温度区域,在冷却到小于150℃后再次进行加热,设在150℃~260℃的温度区域。在保持小于150℃或者小于20秒的情况下基于回火的材料均质化的效果变得不充分,因此耐端面裂纹性劣化。另外,如果保持温度超过260℃,则大量生成粗大的碳化物,弯曲性劣化。另外,如果保持时间超过1500秒,则不仅回火的效果饱和,而且导致制造成本的增加。

[0150] 本发明的钢板的制造方法可以在退火工序后的钢板具有实施镀覆处理的镀覆工序。通过实施镀覆处理,得到在钢板的表面具有镀层的钢板。在本发明的钢板的制造方法中,优选作为镀覆处理在钢板的表面实施电镀锌镀覆处理。

[0151] 应予说明,可以从使表面粗度的调整、板形状的平坦化等加压成型性稳定化的观点考虑对钢板实施调质轧制。应予说明,在实施上述镀覆处理时进行调质轧制的情况下,在镀覆处理后进行调质轧制。

[0152] 另外,在本发明的制造方法的一系列的热处理中,如果在上述的温度范围内,保持温度并不需要是恒定的,并且即使在冷却速度在冷却中变化的情况下也在规定的范围内,则也不损害本发明的主旨。另外,如果仅满足热履历,则钢板当然可以利用任一设备实施热处理。

[0153] 接下来,对本发明的部件及其制造方法进行说明。

[0154] 本发明的部件对本发明的钢板实施成型加工和焊接中的至少一个而成。另外,本发明的部件的制造方法具有相对于由本发明的钢板的制造方法制造的钢板实施成型加工和焊接中的至少一个的工序。

[0155] 本发明的钢板的拉伸强度为1310MPa以上,具有优异的耐端面裂纹性和弯曲性。因此,使用本发明的钢板得到的部件也是高强度,与以往的高强度部件相比成型时、车体碰撞时的裂纹非常少。另外,如果使用本发明的部件,则可轻型化。因此,本发明的部件例如可以适宜地用于车体骨架部件。

[0156] 成型加工可以无限制地使用冲压加工等的一般的加工方法。另外,焊接可以无限制地使用点焊、电弧焊等的一般的焊接。

[0157] 实施例

[0158] [实施例1]

[0159] 参照实施例具体说明本发明,本发明并不限于这些。

[0160] 将表1所示的成分组成的钢熔炼后,对板坯进行铸造,在表2所示的板坯加热条件下加热板坯后,对板坯进行热轧。在热轧中,精轧结束温度为840~950℃的范围内,卷绕温度为400~700℃的范围内。对得到的热轧钢板进行酸洗后,实施冷轧,制成冷轧钢板。对得到的冷轧钢板在表2所示的连续退火条件下进行热处理后,进行0.1%的调质轧制,得到钢板。钢板的板厚全部为1.4mm。No.18的冷轧钢板(CR)实施电镀锌镀覆处理,得到电镀锌镀覆钢板

(EG)。在表2中,板坯的表面温度利用放射温度计进行实测,板坯的中心温度利用导热计算求出。

[0161]

[表1]

钢号	成分组成 (质量%)														其它	备注
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	B	Nb	Ti	[%Ti]+[%Nb]					
A	0.13	0.05	1.3	0.028	0.0017	0.04	0.0042	0.0015	0.014	0.018	0.032				适合钢	
B	0.38	0.72	0.6	0.017	0.0025	0.04	0.0050	0.0027	0.018	0.026	0.044				适合钢	
C	0.23	1.43	0.6	0.041	0.0018	0.04	0.0038	0.0021	0.018	0.027	0.045				适合钢	
D	0.28	0.52	1.7	0.028	0.0006	0.03	0.0027	0.0020	0.019	0.026	0.045				适合钢	
E	0.31	0.38	1.4	0.045	0.0013	0.05	0.0035	0.0022	0.025	0.039	0.064				适合钢	
F	0.33	1.04	1.6	0.020	0.0040	0.06	0.0035	0.0009	0.017	0.026	0.043				适合钢	
G	0.36	0.22	1.6	0.009	0.0024	0.82	0.0038	0.0019	0.010	0.038	0.048				适合钢	
H	0.15	0.27	1.6	0.009	0.0017	0.03	0.0069	0.0025	0.010	0.024	0.034				适合钢	
I	0.23	0.46	1.2	0.028	0.0011	0.05	0.0038	0.0045	0.021	0.017	0.038				适合钢	
J	0.18	0.30	0.9	0.021	0.0020	0.03	0.0029	0.0029	0.013	-	0.013				适合钢	
K	0.28	1.19	0.8	0.007	0.0006	0.04	0.0036	0.0015	0.076	-	0.076				适合钢	
L	0.15	0.41	1.3	0.032	0.0025	0.03	0.0049	0.0019	-	0.012	0.012				适合钢	
M	0.37	0.54	1.4	0.030	0.0021	0.03	0.0032	0.0018	-	0.068	0.068				适合钢	
N	0.18	0.53	1.5	0.009	0.0014	0.03	0.0035	0.0009	0.005	0.008	0.013				适合钢	
O	0.29	0.62	1.3	0.031	0.0006	0.05	0.0025	0.0022	0.019	0.052	0.071		Mo:0.050, Cr:0.050, Zr:0.010		适合钢	
P	0.30	1.11	1.0	0.025	0.0013	0.03	0.0040	0.0018	0.014	0.024	0.038		Ca:0.0025, V:0.012, W:0.008		适合钢	
Q	0.19	0.29	1.3	0.043	0.0005	0.04	0.0035	0.0014	0.013	0.030	0.043		Cu:0.13, Ni:0.05, Mg:0.0005		适合钢	
R	0.27	1.39	0.9	0.018	0.0010	0.06	0.0043	0.0025	0.020	0.007	0.027		Sb:0.008, Sn:0.005, REM:0.0004		适合钢	
S	0.11	1.16	1.4	0.006	0.0019	0.04	0.0043	0.0012	0.019	0.034	0.053				比较钢	
T	0.44	0.82	1.5	0.028	0.0006	0.02	0.0039	0.0021	0.008	0.038	0.046				比较钢	
U	0.25	1.58	1.6	0.042	0.0007	0.03	0.0049	0.0029	0.014	0.020	0.034				比较钢	
V	0.35	0.32	1.4	0.063	0.0012	0.05	0.0040	0.0016	0.002	0.031	0.033				比较钢	
W	0.32	0.21	1.4	0.028	0.0110	0.03	0.0036	0.0017	0.032	0.011	0.043				比较钢	
X	0.34	1.42	1.4	0.021	0.0018	1.02	0.0031	0.0027	0.014	0.020	0.034				比较钢	
Y	0.28	1.20	1.1	0.006	0.0014	0.04	0.0113	0.0019	0.008	0.037	0.045				比较钢	
Z	0.21	1.21	1.6	0.030	0.0021	0.04	0.0039	0.0020	-	0.008	0.008				比较钢	
AA	0.24	1.10	1.4	0.012	0.0003	0.04	0.0030	0.0009	0.007	-	0.007				比较钢	
AB	0.33	0.91	1.6	0.009	0.0011	0.05	0.0037	0.0016	0.024	0.058	0.082				比较钢	
AC	0.26	1.01	0.8	0.021	0.0014	0.06	0.0045	0.0020	-	0.084	0.084				比较钢	
AD	0.28	0.64	1.0	0.011	0.0014	0.03	0.0040	0.0023	0.083	-	0.083				比较钢	
AE	0.23	0.33	0.2	0.018	0.0010	0.03	0.0040	0.0016	-	0.028	0.028				适合钢	
AF	0.22	0.38	0.1	0.029	0.0020	0.04	0.0040	0.0019	0.005	0.022	0.027				比较钢	

* [%Ti]+[%Nb]: Ti中的1种或2种的合计含量

• 上述成分组成以外的剩余部分为Fe及不可避免的杂质。

[0162]

[表2]

No.	钢号	板坯加热条件				退火条件						备注
		※1 (°C/s)	※2	※3 (分)	※4 (分)	退火 温度 (°C)	※5 (秒)	※6 (°C)	※7 (°C/s)	※8 (°C)	※9 (秒)	
1	A	0.14	0.76	52	14	870	300	770	700	153	420	发明例
2	B	0.14	0.74	41	12	880	480	755	800	180	540	发明例
3	C	0.17	0.74	54	12	930	420	741	600	170	540	发明例
4	D	0.16	0.75	38	8	850	250	690	100	196	840	发明例
5	E	0.18	0.75	62	21	870	540	774	200	183	720	发明例
6	F	0.13	0.79	48	16	900	420	732	500	185	1200	发明例
7	G	0.15	0.74	50	8	940	540	689	800	192	1440	发明例
8	H	0.15	0.73	56	11	870	420	711	70	213	660	发明例
9	I	0.20	0.70	56	6	900	420	756	400	179	600	发明例
10	J	0.14	0.74	56	13	880	360	755	900	198	60	发明例
11	K	0.19	0.75	53	12	860	360	700	1200	155	480	发明例
12	L	0.17	0.70	62	12	890	600	767	900	180	60	发明例
13	M	0.16	0.76	51	12	880	420	735	1200	245	480	发明例
14	N	0.15	0.57	48	16	870	540	750	800	151	480	发明例
15	O	0.16	0.72	51	5	860	600	708	80	173	660	发明例
16	P	0.11	0.74	52	10	890	360	774	1100	175	600	发明例
17	Q	0.18	0.83	42	17	870	540	750	900	208	600	发明例
18	R	0.18	0.85	32	12	890	540	773	900	193	600	发明例
19	S	0.15	0.79	41	9	940	300	778	800	198	360	比较例
20	T	0.17	0.73	57	12	830	420	715	700	181	2400	比较例
21	U	0.16	0.77	48	12	900	420	700	1100	194	1440	比较例
22	V	0.18	0.73	47	15	860	420	763	600	207	540	比较例
23	W	0.14	0.81	37	16	860	480	743	1100	202	540	比较例
24	X	0.15	0.79	53	21	940	360	766	1200	182	480	比较例
25	Y	0.15	0.80	47	17	880	540	748	1100	176	660	比较例
26	Z	0.18	0.81	56	27	880	300	777	400	167	420	比较例
27	AA	0.17	0.81	36	15	860	420	731	800	182	420	比较例
28	AB	0.16	0.84	30	12	860	360	708	800	176	540	比较例
29	AC	0.18	0.79	34	10	910	360	728	1100	201	660	比较例
30	AD	0.14	0.73	32	22	850	360	746	1000	205	720	比较例
31	A	0.09	0.92	56	8	910	420	696	500	152	240	比较例
32	A	0.22	0.75	47	18	890	360	774	700	160	600	发明例
33	K	0.14	0.94	26	16	860	360	701	600	160	540	比较例
34	C	0.16	0.89	60	32	870	360	768	1100	194	600	比较例
35	C	0.17	0.71	55	7	780	540	701	900	234	720	比较例
36	C	0.20	0.84	40	18	880	200	775	600	173	540	比较例
37	I	0.13	0.79	47	14	900	480	664	1000	209	720	比较例
38	O	0.13	0.72	53	7	920	240	775	60	187	780	比较例
39	P	0.13	0.84	39	16	870	300	740	800	270	480	比较例
42	AE	0.16	0.75	55	14	920	420	860	1300	188	840	发明例
43	AF	0.15	0.84	32	10	870	540	690	1000	192	600	比较例
44	O	0.20	0.95	31	10	880	360	771	800	232	840	比较例
45	O	0.15	0.90	33	12	870	480	742	1400	194	720	比较例

[0164] ※1:从300°C到1220°C为止的温度区域的平均加热速度

[0165] ※2:相对于※1的温度区域的板坯的表面温度 T_s 的板坯的中心温度 T_c 的平均温度比(T_c/T_s)

[0166] ※3:在板坯的表面温度下1220°C以上的保持时间

[0167] ※4:在板坯的中心温度下1220°C以上的保持时间

[0168] ※5:退火温度下的保持时间

[0169] ※6:冷却开始温度

[0170] ※7:从冷却开始温度到300°C的平均冷却速度

[0171] ※8:冷却后的保持温度

[0172] ※9:冷却后的保持温度下的保持时间

[0173] 对于得到钢板,进行以下的测定和评价。

[0174] (钢组织的各组织的面积率的测定)

[0175] 对钢板的L截面(与轧制方向平行地,相对于钢板表面垂直的截面)在研磨后利用硝酸乙醇进行腐蚀,在从钢板表面起1/4厚度位置利用SEM(扫描电子显微镜)在2000倍的倍率观察4个视场,对所拍摄的组织照片进行图像解析,测定钢组织的面积率。该测定中,对马氏体、贝氏体在呈灰色的区域进行观察。另外,对铁素体在呈黑色的区域进行观察。应予说明,在马氏体、贝氏体的内部包括微量的碳化物、氮化物、硫化物、氧化物,但难以除去这些化合物,因此通过包含这些化合物的区域测定面积率。

[0176] 残留奥氏体的测定对钢板的表面~板厚200 μm 位置利用草酸进行化学研磨,将板面作为对象,利用X射线衍射强度法求出。根据 Mo-K_α 线测定的(200) α 、(211) α 、(220) α 、(200) γ 、(220) γ 、(311) γ 衍射面峰的积分强度,算出残留奥氏体的体积率。并且,将该残留奥氏体的体积率视为残留奥氏体的面积率。

[0177] 马氏体和贝氏体可以通过对包含于内部的碳化物的位置、结晶方位关系利用SEM以10000倍的倍率进行观察并进行区别。贝氏体在板条状组织的界面或板条内生成碳化物,贝氏体铁素体与渗碳体的结晶方位关系为1种,因此生成的碳化物单向地延伸。另一方面,马氏体在板条内生成碳化物,板条与碳化物的结晶方位关系具有两种以上,因此生成的碳化物在多个方向延伸。并且贝氏体的组织的纵横比较高,认为C稠化生成的残留奥氏体作为在板条间呈白色的区域进行观察。

[0178] (碳化物的个数密度的测定)

[0179] 对钢板的L截面(与轧制方向平行地相对于钢板表面垂直的截面)利用研磨后苦味醇液进行腐蚀,在从钢板表面起1/4厚度位置利用SEM(扫描电子显微镜)以10000倍的倍率观察10个视场,测定长径为0.5 μm 以上的碳化物的个数密度。

[0180] (夹杂物的个数密度的测定)

[0181] 对钢板的L截面(与轧制方向平行地相对于钢板表面垂直的截面)研磨后,不进行腐蚀利用光学显微镜以100倍的倍率拍摄20个视场。对得到的照片进行图像解析,在钢板的板厚1/4~3/4的范围和钢板的表面~板厚1/4的各个范围内,求出圆当量直径为4.0 μm 以上的夹杂物粒子的个数密度的平均值。

[0182] (拉伸强度的测定)

[0183] 拉伸试验以轧制直角方向成为长边方向的方式切出JIS5号拉伸试验片,实施基于JIS Z2241(2011)的拉伸试验,评价拉伸强度。拉伸试验的十字头速度为10mm/min。

[0184] (耐端面裂纹性的评价)

[0185] 从钢板的轧制直角方向(宽度方向)的中央附近,切出轧制方向的长度为110mm、轧制直角方向的长度为500mm的试验片10。根据图1所示的切断加工装置100,一边将试验片10由下刀30和板架40按压一边使上刀20下降,剪切试验片10。剪切加工条件是将间隙CL设为板厚 t 的15%,将剪切角(相对于钢板的板面的倾斜)设为 0° 。在该剪切加工条件下,在轧制直角方向的长度为30mm的间隔将试验片10剪切5次,得到图2所示的5个长方形试验片50。长方形试验片50分别在剪切加工时具有上刀20侧的剪切面S1。将5个长方形试验片50分别在轧制方向隔着10mm进行切断。利用该切断,长方形试验片50被分隔为11个。长方形试验片50的切断位置在图3中由虚线示出。将切断成共计11个的长方形试验片50中的10个作为观察用试验片60采取。因此,从5个长方形试验片50,采取合计50个观察用试验片60,用于端面裂纹的观察。观察用试验片60对剪切面S1进行研磨,不进行腐蚀,利用光学显微镜观察端面裂

纹的有无。如图4所示,对观察用试验片60,分别从相同的方向的板厚面侧观察剪切面S1。在本发明中,将存在一个以上的从剪切面S1的表面起向深度方向延伸30μm以上的裂纹70观察用试验片60判定为产生了端面裂纹。并且,在本发明中,将产生了端面裂纹的观察用试验片60的比例小于50%的钢板评价为耐端面裂纹性优异。评价为耐端面裂纹性优异的钢板在表3中示出为“A”。另一方面,将端面裂纹产生频度为50%以上的钢板评价为耐端面裂纹性劣位。耐端面裂纹性评价为劣位的钢板在表3中示出为“F”。

[0186] 应予说明,观察用试验片60具有在剪切加工时为上刀20侧的剪切面S1的对置的面具有进行剪切加工时具有下刀30侧的剪切面。剪切加工时下刀30侧的剪切面也与上述剪切面S1相同地进行观察,其结果几乎不产生端面裂纹。因此,本发明中在剪切面S1进行评价。

[0187] (弯曲性的评价)

[0188] 从各钢板采取将轧制方向和直角方向(线圈宽度方向)设为长边方向的JIS3号试验片,基于JIS Z 2248的规定利用V块法在改变弯曲半径的条件下进行90°V弯曲试验。并且,用对试验片表面不产生裂纹的最小的弯曲半径R除以板厚t而得到的值(R/t)评价弯曲性。应予说明,使弯曲棱线方向与轧制方向平行。在本发明中,将R/t为4.0以下的钢板评价为弯曲性优异,表3中以“A”表示。另外,将R/t超过4.0的钢板评价为弯曲性劣位,表3中以“F”表示。

[0189] [表3]

No.	钢号	钢组织						拉伸强度 (MPa)	耐端面裂纹性 的评价	弯曲性		备注
		※1 (%)	※2 (%)	※3 (%)	※4 (个/mm ²)	Nc (个/mm ²)	Ns (个/mm ²)			评价	R/t	
1	A	100	0	0	0	14	9	1333	A	A	3.2	发明例
2	B	100	0	0	0	17	12	2084	A	A	3.6	发明例
3	C	100	0	0	0	17	10	1683	A	A	3.2	发明例
4	D	87	12	1	0	21	16	1784	A	A	3.2	发明例
5	E	100	0	0	0	16	14	1878	A	A	3.2	发明例
6	F	100	0	0	0	13	9	1957	A	A	3.9	发明例
7	G	99	0	1	0	21	12	1933	A	A	3.9	发明例
8	H	73	26	1	5373	15	6	1325	A	A	3.6	发明例
9	I	100	0	0	0	23	13	1609	A	A	3.2	发明例
10	J	100	0	0	0	11	3	1404	A	A	3.6	发明例
11	K	97	0	3	0	26	22	1923	A	A	2.9	发明例
12	L	100	0	0	0	11	1	1355	A	A	3.8	发明例
13	M	100	0	0	51300	22	18	2000	A	A	3.9	发明例
14	N	100	0	0	0	10	3	1512	A	A	3.2	发明例
15	O	82	18	0	0	29	21	1812	A	A	2.9	发明例
16	P	100	0	0	0	20	13	1883	A	A	3.2	发明例
17	Q	100	0	0	5410	16	15	1459	A	A	3.2	发明例
18	R	100	0	0	0	14	12	1785	A	A	3.2	发明例
19	S	100	0	0	0	21	15	1299	A	A	3.6	比较例
20	T	100	0	0	0	20	14	2319	F	F	4.3	比较例
21	U	100	0	0	0	16	10	1755	F	A	3.2	比较例
22	V	100	0	0	7592	10	4	1949	F	A	3.6	比较例
23	W	100	0	0	2816	16	15	1865	F	F	6.1	比较例
24	X	100	0	0	0	12	10	2009	A	F	5.0	比较例
25	Y	100	0	0	0	18	16	1842	A	F	5.7	比较例
26	Z	100	0	0	0	7	6	1643	F	A	3.2	比较例
27	AA	100	0	0	0	9	6	1709	F	A	2.9	比较例
28	AB	100	0	0	0	29	28	2047	A	F	4.3	比较例
29	AC	99	0	1	1609	30	29	1735	A	F	4.6	比较例
30	AD	100	0	0	5587	29	28	1797	A	F	4.6	比较例
31	A	95	0	5	0	9	2	1331	F	A	3.2	比较例
32	A	100	0	0	0	10	5	1323	A	A	3.2	发明例
33	K	97	0	3	0	25	30	1914	A	F	4.3	比较例
34	C	100	0	0	0	4	6	1685	F	A	3.6	比较例
35	C	62	0	38	33915	18	5	1123	A	A	3.9	比较例
36	C	69	0	31	0	15	15	1148	A	A	3.2	比较例
37	I	66	0	34	9140	16	13	1164	A	A	3.6	比较例
38	O	67	33	0	0	27	19	1269	A	A	3.2	比较例
39	P	100	0	0	79800	10	8	1779	A	F	4.3	比较例
42	AE	100	0	0	0	15	9	1506	A	A	3.2	发明例
43	AF	64	0	36	0	16	12	1164	A	A	3.2	比较例
44	O	100	0	0	36480	31	28	1165	A	F	4.2	比较例
45	O	100	0	0	0	25	27	1166	A	A	3.9	比较例

[0191] ※1: 镁橄榄石的面积率

[0192] ※2: 贝氏体的面积率

[0193] ※3: 铁素体以及残留奥氏体的合计面积率

[0194] ※4: 钢板的板厚1/4位置的长径为 $0.5\mu\text{m}$ 以上的碳化物的个数密度

[0195] Nc: 钢板的板厚1/4~3/4的范围的圆相当直径为 $4.0\mu\text{m}$ 以上的夹杂物粒子的个数密度

[0196] Ns: 钢板的表面~板厚1/4的范围的圆相当直径 $4.0\mu\text{m}$ 以上的夹杂物粒子的个数密度

[0197] 本发明例的钢板具有拉伸强度为1310MPa以上, 具有优异的耐端面裂纹性和弯曲性。另一方面, 比较例的钢板的任一项目中发明例均劣化。

[0198] [实施例2]

[0199] 相对于实施例1的表2的制造条件No.1(本发明例), 对进行了锌镀覆处理的锌镀覆钢板进行加压成型, 制造本发明例的部件。并且, 将对实施例1的表2的制造条件No.1(本发明例)进行了锌镀覆处理的锌镀覆钢板和相对于实施例1的表2的制造条件No.2(本发明例)进行了锌镀覆处理的锌镀覆钢板通过点焊进行接合而制造本发明例的部件。这些本发明例的部件中, 可知将上述的耐端面裂纹性为“A”评价为优异, 并且弯曲性为“A”评价为优异, 因此这些部件优选地用于汽车部件等。

[0200] 同样地对实施例1的表2的制造条件No.1(本发明例)的钢板进行加压成型, 制造了本发明例的部件。并且将基于实施例1的表2的制造条件No.1(本发明例)的钢板和基于实施例1的表2的制造条件No.2(本发明例)的钢板通过点焊进行接合而制造了本发明例的部件。这些本发明例的部件中, 将上述的耐端面裂纹性为“A”评价为优异, 并且弯曲性为“A”也评价为优异, 因此这些部件可适宜地用于汽车部件等。

[0201] 符号说明

[0202] 10 试验片, 20 上刀, 30 下刀, 40 板架, 50 长方形试验片, 60 观察用试验片, 70 裂纹, 100 切断加工装置, CL 间隙, t 板厚

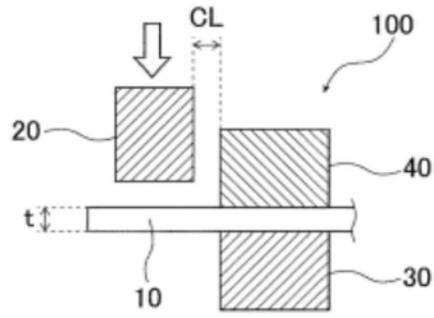


图1

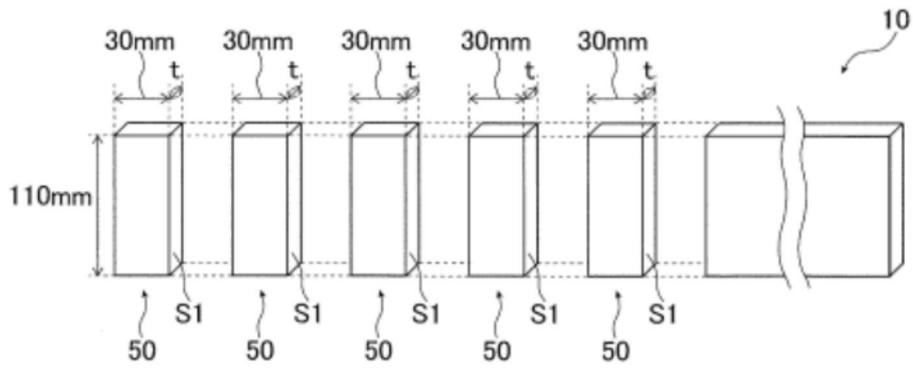


图2

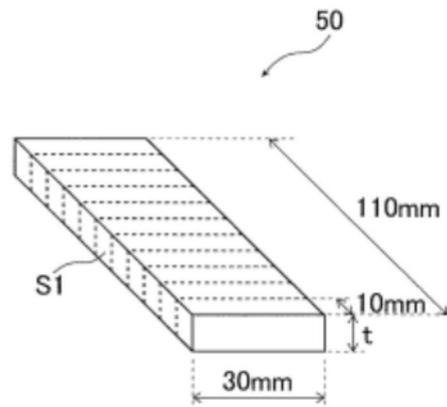


图3

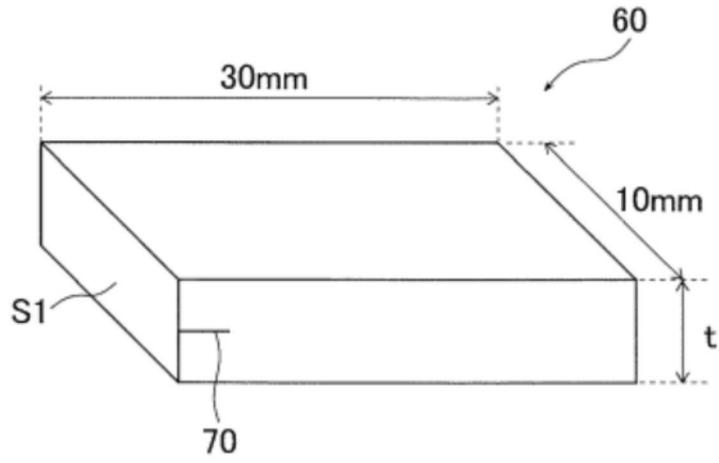


图4