



(10) 授权公告号 CN 111936652 B

(45) 授权公告日 2021.06.29

(21) 申请号 201980023914.0

(22) 申请日 2019.04.02

(65) 同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 111936652 A

(43) 申请公布日 2020.11.13

(30) 优先权数据

2018-071080 2018.04.02 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2020.09.30

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2019/014693 2019.04.02

(87) PCT国际申请的公布数据

W02019/194201 JA 2019.10.10

(73) 专利权人 日本制铁株式会社

地址 日本东京

(72) 发明人 久保雅宽 中泽嘉明

(74) 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司
72002

代理人 陈建全

(51) Int.Cl.

G22C 38/00 (2006.01)

B21B 1/22 (2006.01)

B21D 22/20 (2006.01)

G21D 9/46 (2006.01)

G22C 38/14 (2006.01)

G22C 38/60 (2006.01)

(56) 对比文件

W0 2017098983 A1, 2017.06.15

CN 102839328 A, 2012.12.26

JP H09263900 A, 1997.10.07

CN 101903554 A, 2010.12.01

JP 2016156079 A, 2016.09.01

CN 109136735 A, 2019.01.04

审查员 王好

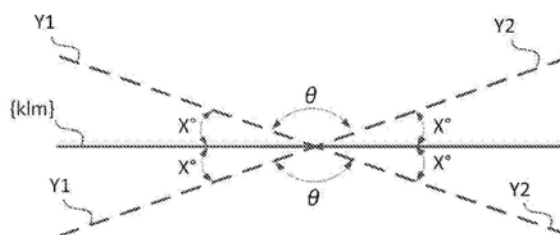
权利要求书3页 说明书31页 附图5页

(54) 发明名称

金属板、金属板的制造方法、金属板的成型品的制造方法及金属板的成型品

(57) 摘要

本发明提供表面粗糙的产生得以抑制的金属板、金属板的制造方法、金属板的成型品的制造方法及金属板的成型品。在表面处满足(a1)、(b1)或(c1)的条件的金属板及其制造方法。另外,利用了该金属板的金属板成型品的制造方法及金属板的成型品。(a1)具有从{111}面偏离 20° 以上并且从{001}面偏离 20° 以上的晶体取向的晶粒的面积分率为 $0.25\sim 0.35$,并且平均晶体粒径低于 $16\mu\text{m}$ 。(b1)具有从{111}面偏离 20° 以上并且从{001}面偏离 20° 以上的晶体取向的晶粒的面积分率为 $0.15\sim 0.30$,并且平均晶体粒径为 $16\mu\text{m}$ 以上。(c1)假定了宽度方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值显示为 $3.0\sim 3.4$ 的晶粒的面积分率为 $0.18\sim 0.40$ 。



1. 一种金属板,其具有bcc结构,在表面处满足下述(a1)或(b1)的条件,

所述金属板为钢板,并且所述钢板是具有下述化学组成的铁素体系钢板:以质量%计,

C:0.0040%~0.0100%、

Si:0%~1.0%、

Mn:0.90%~2.00%、

P:0.050%~0.200%、

S:0%~0.010%、

Al:0.00050%~0.10%、

N:0%~0.0040%、

Ti:0.0010%~0.10%、

Nb:0.0010%~0.10%、

B:0%~0.003%、

Cu及Sn中的1种以上的合计:0%~0.10%、

Ni、Ca、Mg、Y、As、Sb、Pb及REM中的1种以上的合计:0%~0.10%、以及剩余部分:由Fe及杂质构成,

下述式(1)所定义的F1的值为0.5~1.0,

(a1)具有从与所述金属板的表面平行的{111}面偏离20°以上并且从{001}面偏离20°以上的晶体取向的晶粒的面积分率为0.25~0.35,并且平均晶体粒径低于16μm;

(b1)具有从与所述金属板的表面平行的{111}面偏离20°以上并且从{001}面偏离20°以上的晶体取向的晶粒的面积分率为0.15~0.30,并且平均晶体粒径为16μm以上;

式(1): $F1 = (C/12 + N/14 + S/32) / (Ti/48 + Nb/93)$ 。

2. 一种金属板,其具有bcc结构,在表面处满足下述(c1)的条件,

所述金属板为钢板,并且所述钢板是具有下述化学组成的铁素体系钢板:以质量%计,

C:0.0040%~0.0100%、

Si:0%~1.0%、

Mn:0.90%~2.00%、

P:0.050%~0.200%、

S:0%~0.010%、

Al:0.00050%~0.10%、

N:0%~0.0040%、

Ti:0.0010%~0.10%、

Nb:0.0010%~0.10%、

B:0%~0.003%、

Cu及Sn中的1种以上的合计:0%~0.10%、

Ni、Ca、Mg、Y、As、Sb、Pb及REM中的1种以上的合计:0%~0.10%、以及剩余部分:由Fe及杂质构成,

下述式(1)所定义的F1的值为0.5~1.0,

(c1)在所述金属板的面内,假定了宽度方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值显示为3.0~3.4的晶粒的面积分率为0.18~0.40,

式(1): $F1 = (C/12 + N/14 + S/32) / (Ti/48 + Nb/93)$ 。

3. 根据权利要求1所述的金属板, 其中, 所述钢板为表面的金属组织的铁素体分率为50%以上的所述铁素体系钢板。

4. 根据权利要求2所述的金属板, 其中, 所述钢板为表面的金属组织的铁素体分率为50%以上的所述铁素体系钢板。

5. 根据权利要求1~权利要求4中任一项所述的金属板, 其中, 所述钢板的化学组成以质量%计含有下述物质中的1种或2种以上: Cu及Sn中的1种以上的合计: 0.002%~0.10%、及Ni、Ca、Mg、Y、As、Sb、Pb及REM中的1种以上的合计: 0.005%~0.10%。

6. 权利要求1~权利要求5中任一项所述的金属板的制造方法, 其具有下述工序:

对热轧板实施压下率为70%以上的冷轧, 获得冷轧板; 以及

在将退火温度设定为再结晶温度以上且再结晶温度+25℃以下、将板面内的温度不均设定为±10℃以内、将退火时间设定为100秒以内的条件下, 将所述冷轧板进行退火。

7. 一种金属板的成型品的制造方法, 其中, 对权利要求1~权利要求5中任一项所述的金属板实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形、并且所述金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的成型加工, 从而制造成型品。

8. 一种金属板的成型品, 其是具有bcc结构、具备棱线部的金属板的成型品,

其满足下述条件(BD)及(BH), 并且在最大板厚部的表面处满足下述(a2)或(b2)的条件,

所述金属板为钢板, 并且所述钢板是具有下述化学组成的铁素体系钢板: 以质量%计,

C: 0.0040%~0.0100%、

Si: 0%~1.0%、

Mn: 0.90%~2.00%、

P: 0.050%~0.200%、

S: 0%~0.010%、

Al: 0.00050%~0.10%、

N: 0%~0.0040%、

Ti: 0.0010%~0.10%、

Nb: 0.0010%~0.10%、

B: 0%~0.003%、

Cu及Sn中的1种以上的合计: 0%~0.10%、

Ni、Ca、Mg、As、Sb、Pb及REM中的1种以上的合计: 0%~0.10%、以及剩余部分: 由Fe及杂质构成,

下述式(1)所定义的F1的值为0.5~1.0,

(BD) 在将所述成型品的最大板厚设定为D1、将所述成型品的最小板厚设定为D2时, 成立式: $10 \leq (D1 - D2) / D1 \times 100 \leq 30$ 的条件;

(BH) 在将所述成型品的最大维氏硬度设定为H1、将所述成型品的最小维氏硬度设定为H2时, 成立式: $15 \leq (H1 - H2) / H1 \times 100 \leq 40$ 的条件;

(a2) 具有从与所述成型品的表面平行的{111}面偏离20°以上并且从{001}面偏离20°以上的晶体取向的晶粒的面积分率为0.25~0.35, 并且平均晶体粒径低于16μm;

(b2) 具有从与所述成型品的表面平行的{111}面偏离 20° 以上并且从{001}面偏离 20° 以上的晶体取向的晶粒的面积分率为 $0.15\sim 0.30$,并且平均晶体粒径为 $16\mu\text{m}$ 以上;

式(1): $F1 = (C/12 + N/14 + S/32) / (Ti/48 + Nb/93)$ 。

9. 一种金属板的成型品,其是具有bcc结构、具备棱线部的金属板的成型品,其满足下述条件(BD)及(BH),并且在最大板厚部的表面处满足下述(c2)的条件,所述金属板为钢板,并且所述钢板是具有下述化学组成的铁素体系钢板:以质量%计,

C: $0.0040\%\sim 0.0100\%$ 、

Si: $0\%\sim 1.0\%$ 、

Mn: $0.90\%\sim 2.00\%$ 、

P: $0.050\%\sim 0.200\%$ 、

S: $0\%\sim 0.010\%$ 、

Al: $0.00050\%\sim 0.10\%$ 、

N: $0\%\sim 0.0040\%$ 、

Ti: $0.0010\%\sim 0.10\%$ 、

Nb: $0.0010\%\sim 0.10\%$ 、

B: $0\%\sim 0.003\%$ 、

Cu及Sn中的1种以上的合计: $0\%\sim 0.10\%$ 、

Ni、Ca、Mg、As、Sb、Pb及REM中的1种以上的合计: $0\%\sim 0.10\%$ 、以及剩余部分:由Fe及杂质构成,

下述式(1)所定义的F1的值为 $0.5\sim 1.0$,

(BD) 在将所述成型品的最大板厚设定为D1、将所述成型品的最小板厚设定为D2时,成立式: $10 \leq (D1 - D2) / D1 \times 100 \leq 30$ 的条件;

(BH) 在将所述成型品的最大维氏硬度设定为H1、将所述成型品的最小维氏硬度设定为H2时,成立式: $15 \leq (H1 - H2) / H1 \times 100 \leq 40$ 的条件;

(c2) 与所述棱线部的延伸方向正交的方向截面的所述棱线部的凹侧表面的曲率半径最小部处的假定了与所述棱线部的延伸方向正交的方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值显示为 $3.0\sim 3.4$ 的晶粒的面积分率为 $0.18\sim 0.35$;

式(1): $F1 = (C/12 + N/14 + S/32) / (Ti/48 + Nb/93)$ 。

10. 根据权利要求8所述的金属板的成型品,其中,所述钢板为表面的金属组织的铁素体分率为 50% 以上的所述铁素体系钢板。

11. 根据权利要求9所述的金属板的成型品,其中,所述钢板为表面的金属组织的铁素体分率为 50% 以上的所述铁素体系钢板。

12. 根据权利要求8~权利要求11中任一项所述的金属板的成型品,其中,所述钢板的化学组成以质量%计含有下述物质中的1种或2种以上:Cu及Sn中的1种以上的合计: $0.002\%\sim 0.10\%$ 、及Ni、Ca、Mg、As、Sb、Pb及REM中的1种以上的合计: $0.005\%\sim 0.10\%$ 。

金属板、金属板的制造方法、金属板的成型品的制造方法及金属板的成型品

技术领域

[0001] 本申请涉及金属板、金属板的制造方法、金属板的成型品的制造方法及金属板的成型品。

背景技术

[0002] 近年来,在汽车、飞机、船舶、建筑材料、家电制品等领域,为了应对用户的需求,设计性逐渐被重视。因此,特别是外饰构件的形状存在复杂化的倾向。为了由金属板成型出复杂形状的成型品,需要对金属板给予大的应变。但是,存在下述这样的问题:容易伴随应变(以下也称为加工量)的增加而在成型品表面产生微细的凹凸,变得表面粗糙而损害外观上的美观。

[0003] 例如,在专利文献1中公开了关于与轧制方向平行地产生凹凸的条纹图案(起皱)的事项。具体而言,在专利文献1中公开了下述内容。对成型加工被视为以轧制宽度方向作为主应变方向的平面应变拉伸变形时的平均泰勒因子进行控制,获得耐起皱性优异的成型加工用铝合金轧制板。由织构中存在的全部晶体取向算出的平均泰勒因子与耐起皱性有很大关系。通过按照平均泰勒因子的值满足特定的条件的方式来控制织构,能够可靠并且稳定地提高耐起皱性。

[0004] 另外,在专利文献2中公开了一种成型品的制造方法,其中,对于具有bcc结构、在金属板的表面处满足下述(a)“具有从与金属板的表面平行的{001}面偏离 15° 以内的晶体取向的晶粒的面积分率为0.20~0.35”或(b)“具有从与金属板的表面平行的{001}面偏离 15° 以内的晶体取向的晶粒的面积分率为0.45以下、并且平均晶体粒径为 $15\mu\text{m}$ 以下”的条件金属板,实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形、并且上述金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的成型加工,从而制造成型品。

[0005] 专利文献1:日本专利第5683193号

[0006] 专利文献2:日本专利第6156613号

发明内容

[0007] 发明所要解决的课题

[0008] 但是,在专利文献1中仅示出了在产生以轧制宽度方向作为主应变方向的单轴拉伸变形的金属板的成型加工中抑制起皱。而且,对于深拉深成型、鼓凸成型等产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形的金属板的成型加工未作任何考虑。

[0009] 另一方面,即使是深拉深成型、鼓凸成型等产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形的金属板的成型加工,也要求制造近年来的复杂形状的成型品。但是,如果以大的加工量(金属板的板厚减少率成为10%以上的加工量)对金属板进行成型加工,则产生在成型品的表面凹凸发达、变得表面粗糙从而损害外观上的美观这样的问题。另外,同样地即使是仅产生平面应变拉伸变形的金属板的成型加工,也会产生同样的问题。

[0010] 由于上述理由,例如以往的汽车的外板的制品是将对制品面赋予的应变量限制为金属板的板厚减少率变得低于10%的加工量来生产的。即,为了避免产生表面粗糙,加工条件存在制约。然而,要求更复杂的汽车的外板制品形状。即,期望能够兼顾成型加工时的金属板的板厚减少率为10%以上和表面粗糙抑制的方法。

[0011] 此外,专利文献2的成型品的制造方法也可获得表面粗糙的产生得以抑制的成型品。然而,还期望通过与专利文献2的成型品的制造方法不同的方法技术来抑制表面粗糙产生的技术。

[0012] 鉴于上述情况,本申请的课题是提供即使是在对具有bcc结构的金属板实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形并且金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的成型加工时也可获得表面粗糙的产生得以抑制的成型品的金属板及金属板的制造方法、以及利用了该金属板的金属板成型品的制造方法。

[0013] 另外,本申请的另一个方案的课题是提供具有bcc结构、具备棱线部、满足后述的条件(BD)及条件(BH)的金属板的成型品、且表面粗糙的产生也得以抑制的金属板的成型品。

[0014] 另外,本申请的另一课题是提供即使是在对具有fcc结构的金属板实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形并且金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的成型加工时也可获得表面粗糙的产生得以抑制的成型品的金属板及金属板的制造方法、以及利用了该金属板的金属板成型品的制造方法。

[0015] 另外,本申请的另一个方案的课题是提供具有fcc结构、具备棱线部、满足后述的条件(FD)及条件(FH)的金属板的成型品、且表面粗糙的产生也得以抑制的金属板的成型品。

[0016] 用于解决课题的手段

[0017] 本申请的主旨如下所述。

[0018] <1>一种金属板,其具有bcc结构,在表面处满足下述(a1)或(b1)的条件。

[0019] (a1)具有从与上述金属板的表面平行的{111}面偏离20°以上并且从{001}面偏离20°以上的晶体取向的晶粒的面积分率为0.25~0.35,并且平均晶体粒径低于16μm。

[0020] (b1)具有从与上述金属板的表面平行的{111}面偏离20°以上并且从{001}面偏离20°以上的晶体取向的晶粒的面积分率为0.15~0.30,并且平均晶体粒径为16μm以上。

[0021] <2>一种金属板,其具有bcc结构,在表面处满足下述(c1)的条件。

[0022] (c1)在上述金属板的面内,假定了宽度方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子(Taylor Factor)的值显示为3.0~3.4的晶粒的面积分率为0.18~0.40。

[0023] <3>根据<1>或<2>所述的金属板,其中,上述金属板为钢板。

[0024] <4>根据<3>所述的金属板,其中,上述钢板为表面的金属组织的铁素体分率为50%以上的铁素体系钢板。

[0025] <5>根据<3>或<4>所述的金属板,其中,上述钢板是具有下述化学组成的铁素体系钢板:以质量%计,

[0026] C:0.0040%~0.0100%

[0027] Si:0%~1.0%、

[0028] Mn:0.90%~2.00%、

- [0029] P:0.050%~0.200%
- [0030] S:0%~0.010%、
- [0031] Al:0.00050%~0.10%、
- [0032] N:0%~0.0040%、
- [0033] Ti:0.0010%~0.10%、
- [0034] Nb:0.0010%~0.10%、
- [0035] B:0%~0.003%、
- [0036] Cu及Sn中的1种以上的合计:0%~0.10%
- [0037] Ni、Ca、Mg、Y、As、Sb、Pb及REM中的1种以上的合计:0%~0.10%、以及
- [0038] 剩余部分:由Fe及杂质构成,
- [0039] 下述式(1)所定义的F1的值为0.5~1.0。
- [0040] 式(1): $F1 = (C/12 + N/14 + S/32) / (Ti/48 + Nb/93)$
- [0041] <6>根据<5>所述的金属板,其中,上述钢板的化学组成以质量%计含有下述物质中的1种或2种以上:Cu及Sn中的1种以上的合计:0.002%~0.10%、及Ni、Ca、Mg、Y、As、Sb、Pb及REM中的1种以上的合计:0.005%~0.10%。
- [0042] <7>根据<5>或<6>所述的金属板的制造方法,其具有下述工序:
- [0043] 对热轧板实施压下率为70%以上的冷轧,获得冷轧板;以及
- [0044] 在将退火温度设定为再结晶温度+25℃以下、将板面内的温度不均设定为±10℃以内、将退火时间设定为100秒以内的条件下,将上述冷轧板进行退火。
- [0045] <8>一种金属板的成型品的制造方法,其中,对<1>~<6>中任一项所述的金属板实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形、并且上述金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的成型加工,从而制造成型品。
- [0046] <9>一种金属板的成型品,其是具有bcc结构、具备棱线部的金属板的成型品,
- [0047] 其满足下述条件(BD)及(BH),并且在最大板厚部的表面处满足下述(a2)或(b2)的条件。
- [0048] (BD)在将上述成型品的最大板厚设定为D1、将上述成型品的最小板厚设定为D2时,成立式: $10 \leq (D1 - D2) / D1 \times 100 \leq 30$ 的条件。
- [0049] (BH)在将上述成型品的最大维氏硬度设定为H1、将上述成型品的最小维氏硬度设定为H2时,成立式: $15 \leq (H1 - H2) / H1 \times 100 \leq 40$ 的条件。
- [0050] (a2)具有从与上述成型品的表面平行的{111}面偏离20°以上并且从{001}面偏离20°以上的晶体取向的晶粒的面积分率为0.25~0.35,并且平均晶体粒径低于16μm。
- [0051] (b2)具有从与上述成型品的表面平行的{111}面偏离20°以上并且从{001}面偏离20°以上的晶体取向的晶粒的面积分率为0.15~0.30,并且平均晶体粒径为16μm以上。
- [0052] <10>一种金属板的成型品,其是具有bcc结构、具备棱线部的金属板的成型品,
- [0053] 其满足下述条件(BD)及(BH),并且在最大板厚部的表面处满足下述(c2)的条件。
- [0054] (BD)在将上述成型品的最大板厚设定为D1、将上述成型品的最小板厚设定为D2时,成立式: $10 \leq (D1 - D2) / D1 \times 100 \leq 30$ 的条件。
- [0055] (BH)在将上述成型品的最大维氏硬度设定为H1、将上述成型品的最小维氏硬度设定为H2时,成立式: $15 \leq (H1 - H2) / H1 \times 100 \leq 40$ 的条件。

[0056] (c2)与上述棱线部的延伸方向正交的方向截面的上述棱线部的凹侧表面的曲率半径最小部处的假定了与上述棱线部的延伸方向正交的方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值显示为3.0~3.4的晶粒的面积分率为0.18~0.35。

[0057] <11>根据<9>或<10>所述的金属板的成型品,其中,上述金属板为钢板。

[0058] <12>根据<11>所述的金属板的成型品,其中,上述钢板为表面的金属组织的铁素体分率为50%以上的铁素体系钢板。

[0059] <13>根据<11>或<12>所述的金属板的成型品,其中,上述钢板是具有下述化学组成的铁素体系钢板:以质量%计,

[0060] C:0.0040%~0.0100%

[0061] Si:0%~1.0%、

[0062] Mn:0.90%~2.00%、

[0063] P:0.050%~0.200%

[0064] S:0%~0.010%、

[0065] Al:0.00050%~0.10%、

[0066] N:0%~0.0040%、

[0067] Ti:0.0010%~0.10%、

[0068] Nb:0.0010%~0.10%、

[0069] B:0%~0.003%、

[0070] Cu及Sn中的1种以上的合计:0%~0.10%

[0071] Ni、Ca、Mg、As、Sb、Pb及REM中的1种以上的合计:0%~0.10%、以及

[0072] 剩余部分:由Fe及杂质构成,

[0073] 下述式(1)所定义的F1的值为0.5~1.0。

[0074] 式(1): $F1 = (C/12 + N/14 + S/32) / (Ti/48 + Nb/93)$

[0075] <14>根据<13>所述的金属板的成型品,其中,上述钢板的化学组成以质量%计含有下述物质中的1种或2种以上:Cu及Sn中的1种以上的合计:0.002%~0.10%、及Ni、Ca、Mg、As、Sb、Pb及REM中的1种以上的合计:0.005%~0.10%。

[0076] <15>一种金属板,其具有fcc结构,在表面处满足下述(a1)或(b1)的条件。

[0077] (a1)具有从与上述金属板的表面平行的{111}面偏离20°以上并且从{001}面偏离20°以上的晶体取向的晶粒的面积分率为0.25~0.35,并且平均晶体粒径低于16μm。

[0078] (b1)具有从与上述金属板的表面平行的{111}面偏离20°以上并且从{001}面偏离20°以上的晶体取向的晶粒的面积分率为0.15~0.30,并且平均晶体粒径为16μm以上。

[0079] <16>一种金属板,其具有fcc结构,在表面处满足下述(c1)的条件。

[0080] (c1)在金属板的面内,假定了宽度方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值显示为3.0~3.4的晶粒的面积分率为0.18~0.40。

[0081] <17>根据<15>或<16>所述的金属板,其中,上述金属板为奥氏体系不锈钢钢板。

[0082] <18>根据<15>或<16>所述的金属板,其中,上述金属板为铝合金板。

[0083] <19>一种金属板的成型品的制造方法,其中,对<15>~<18>中任一项所述的金属板实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形、并且上述金属板的至少一部分的板厚减少率成为5%~30%的成型加工,从而制造成型品。

[0084] <20>一种金属板的成型品,其是具有fcc结构、具备棱线部的金属板的成型品,

[0085] 其满足下述条件(FD)及(FH),并且在最大板厚部的表面处满足下述(a2)或(b2)的条件。

[0086] (FD)在将上述成型品的最大板厚设定为D1、将上述成型品的最小板厚设定为D2时,成立式: $5 \leq (D1-D2)/D1 \times 100 \leq 30$ 的条件。

[0087] (FH)在将上述成型品的最大维氏硬度设定为H1、将上述成型品的最小维氏硬度设定为H2时,成立式: $7 \leq (H1-H2)/H1 \times 100 \leq 40$ 的条件。

[0088] (a2)具有从与上述成型品的表面平行的{111}面偏离 20° 以上并且从{001}面偏离 20° 以上的晶体取向的晶粒的面积分率为 $0.25 \sim 0.35$,并且平均晶体粒径低于 $16\mu\text{m}$ 。

[0089] (b2)具有从与上述成型品的表面平行的{111}面偏离 20° 以上并且从{001}面偏离 20° 以上的晶体取向的晶粒的面积分率为 $0.15 \sim 0.30$,并且平均晶体粒径为 $16\mu\text{m}$ 以上。

[0090] <21>一种金属板的成型品,其是具有fcc结构、具备棱线部的金属板的成型品,

[0091] 其满足下述条件(FD)及(FH),并且在最大板厚部的表面处满足下述(c2)的条件。

[0092] (FD)在将上述成型品的最大板厚设定为D1、将上述成型品的最小板厚设定为D2时,成立式: $5 \leq (D1-D2)/D1 \times 100 \leq 30$ 的条件。

[0093] (FH)在将上述成型品的最大维氏硬度设定为H1、将上述成型品的最小维氏硬度设定为H2时,成立式: $7 \leq (H1-H2)/H1 \times 100 \leq 40$ 的条件。

[0094] (c2)与上述棱线部的延伸方向正交的方向截面的上述棱线部的凹侧表面的曲率半径最小部处的假定了与上述棱线部的延伸方向正交的方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值显示为 $3.0 \sim 3.4$ 的晶粒的面积分率为 $0.18 \sim 0.35$ 。

[0095] <22>根据<20>或<21>所述的金属板的成型品,其中,上述金属板为奥氏体系不锈钢钢板。

[0096] <23>根据<20>或<21>所述的金属板的成型品,其中,上述金属板为铝合金板。

[0097] 发明效果

[0098] 根据本申请,能够提供即使是在对具有bcc结构的金属板实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形并且金属板的至少一部分的板厚减少率成为 $10\% \sim 30\%$ 的成型加工时也可获得表面粗糙的产生得以抑制的成型品的金属板及金属板的制造方法、以及利用了该金属板的金属板成型品的制造方法。

[0099] 另外,根据本申请的其他内容,能够提供具有bcc结构、具备棱线部、满足后述的条件(BD)及条件(BH)的金属板的成型品、且表面粗糙的产生也得以抑制的金属板的成型品。

[0100] 另外,根据本申请的其他内容,能够提供即使是在对具有fcc结构的金属板实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形并且金属板的至少一部分的板厚减少率成为 $10\% \sim 30\%$ 的成型加工时也可获得表面粗糙的产生得以抑制的成型品的金属板及金属的制造方法、以及利用了该金属板的成型品的制造方法。

[0101] 另外,根据本申请的其他内容,能够提供具有fcc结构、具备棱线部、满足后述的条件(FD)及条件(FH)的金属板的成型品、且表面粗糙的产生也得以抑制的金属板的成型品。

附图说明

[0102] 图1是用于说明“具有从{klm}面偏离 X° 以上的晶体取向的晶粒”的定义的示意图。

- [0103] 图2是用于说明测定晶粒的面积分率及平均晶体粒径的部位的金属板从上部进行观察的示意图。
- [0104] 图3是用于说明测定晶粒的平均晶体粒径的方法的示意图。
- [0105] 图4A是表示鼓凸成型加工的一个例子的示意图。
- [0106] 图4B是表示通过图4A中所示的鼓凸成型加工而获得的成型品的一个例子的示意图。
- [0107] 图5A是表示拉深鼓凸成型加工的一个例子的示意图。
- [0108] 图5B是表示通过图5A中所示的拉深鼓凸成型加工而获得的成型品的一个例子的示意图。
- [0109] 图6是用于说明平面应变拉伸变形、双轴拉伸变形及单轴拉伸变形的示意图。
- [0110] 图7是表示第一及第二实施方式的金属板的成型品的一个例子的概略立体图。
- [0111] 图8是表示第一及第二实施方式的金属板的成型品的棱线部的一个例子的部分概略截面图。

具体实施方式

- [0112] 以下,参照附图对本申请的一个例子的实施方式进行详细说明。对图中同一部分或相应部分标注同一符号并不重复其说明
- [0113] 需要说明的是,本说明书中,化学组成的各元素的含量的“%”表述是指“质量%”。
- [0114] 另外,使用“~”表示的数值范围是指包含“~”的前后所记载的数值作为下限值及上限值的范围。
- [0115] 另外,对“~”的前后所记载的数值标注有“超过”或“低于”的情况的数值范围是指不包含这些数值作为下限值或上限值的范围。
- [0116] 另外,所谓“工序”的术语不仅包含独立的工序,在无法与其他的工序明确相区别的情况下,只要可达成该工序的所期望的目的则也包含在本术语中。
- [0117] 另外,所谓“棱线部的延伸方向”是指下述意思:在对具有棱线部的图案设计面进行俯视时,在成为对象的棱线部的部位处棱线部所延伸的方向。例如,棱线部的顶点描绘出直线的部位的“棱线部的延伸方向”是指该直线延伸的方向。另一方面,棱线部的顶点描绘出曲线的部位的“棱线部的延伸方向”是指相对于该曲线的该部位处的切线所延伸的方向。
- [0118] 另外,所谓“图案设计面”是指构成金属板的成型品的面之中的露出到外部、可成为美观的对象的面。
- [0119] (具有bcc结构的金属板)
- [0120] 第一实施方式的金属板是在表面处满足下述(a1)、(b1)或(c1)的条件金属板。
- [0121] (a1)具有从与金属板的表面平行的{111}面偏离 20° 以上并且从{001}面偏离 20° 以上的晶体取向的晶粒(以下也称为“晶粒A”)的面积分率为 $0.25\sim 0.35$,并且平均晶体粒径低于 $16\mu\text{m}$ 。
- [0122] (b1)具有从与金属板的表面平行的{111}面偏离 20° 以上并且从{001}面偏离 20° 以上的晶体取向的晶粒(晶粒A)的面积分率为 $0.15\sim 0.30$,并且平均晶体粒径为 $16\mu\text{m}$ 以上。
- [0123] (c1)在金属板的面内,假定了宽度方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值(以下也称为“TF值”)显示为 $3.0\sim 3.4$ 的晶粒(以下也称为“晶粒C”)的面积分率为 $0.18\sim$

0.40。

[0124] 第一实施方式的金属板通过上述构成,即使是在实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形并且金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的成型加工时,也可获得表面粗糙的产生得以抑制的成型品。而且,第一实施方式的金属板通过下述的见解而被发现。

[0125] 近年来,对金属板的金属组织与机械特性的对应进行了研究。本发明的发明者们进行了下述的研究。

[0126] 首先,对平面应变拉伸变形的多轴变形场中的晶粒的晶体取向与表面粗糙的关系进行了调查。其结果是,本发明的发明者们得到下述的见解。与双轴拉伸变形相比,在平面应变拉伸变形时表面粗糙的增大较大。特别是就IF钢板等具有特定的组织的金属板而言,与双轴拉伸变形相比,在平面应变拉伸变形时表面粗糙的增大较大。作为其原因,据认为是晶粒间的强度差因变形方式的不同而有较大不同。即,据认为双轴拉伸变形和平面应变拉伸变形的变形程度在晶粒间有较大不同。

[0127] 因此,本发明的发明者们着眼于在双轴拉伸变形和平面应变拉伸变形时晶粒的强度没有较大变化的具有{001}面及{111}面以外的晶体取向的晶粒。于是,使该晶粒的分率增加,对等双轴拉伸变形和平面应变拉伸变形的表面粗糙发达的差异、也包括与平均晶体粒径的关系在内进行了验证。

[0128] 其结果是,本发明的发明者们得到了下述的见解。通过增加具有{001}面及{111}面以外的晶体取向的晶粒的分率,从而即使以大的加工量(金属板的板厚减少率成为10%以上的加工量)对金属板进行成型,也可抑制平面应变拉伸变形时的表面粗糙的增加。其结果是,在等双轴拉伸变形和平面应变拉伸变形时,晶粒的变形程度变小,表面粗糙发达的差异变少。

[0129] 具体而言,本发明的发明者们得到了下述的见解。

[0130] 如果在平均晶体粒径为16 μ m以下的情况下晶粒A的面积分率为0.25~0.35(即,如果满足条件(a1)),或者如果在平均晶体粒径为16 μ m以上的情况下晶粒A的面积分率为0.15~0.30(即,如果满足条件(b1)),则即使以大的加工量对金属板进行成型,也可抑制平面应变拉伸变形时的表面粗糙的增加。其结果是,在等双轴拉伸变形和平面应变拉伸变形时,晶粒的变形程度变小,表面粗糙发达的差异变少。

[0131] 即,如果满足条件(a1)或条件(b1),则即使是在实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形并且金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的成型加工时,也可抑制表面粗糙的产生。

[0132] 另一方面,本发明的发明者们还进行了下述的研究。

[0133] 首先,本发明的发明者们着眼于假定了金属板的宽度方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值(TF值)。所谓TF值是表示假定了结晶的任意的变形时的变形阻力的的大小的指数。

[0134] 于是,对TF值与表面粗糙的关系进行了调查。其结果是,本发明的发明者们得到下述的见解。

[0135] 如果对TF值中的假定了金属板的宽度方向的平面应变拉伸变形时的TF值显示为3.0~3.4的晶粒C的分率进行控制,则即使以大的加工量对金属板进行成型,也可抑制平面

应变拉伸变形时的表面粗糙的增加。其结果是,在等双轴拉伸变形和平面应变拉伸变形时,晶粒的变形程度变小,表面粗糙发达的差异变少。其理由是由于假定了双轴拉伸变形时的TF值的分布主要分布于3.0~3.4。据认为:通过控制晶粒C的分率,从而晶粒间的变形阻力差的分布在等双轴拉伸变形和平面应变拉伸变形时变得相同,表面粗糙发达的因变形方式而引起的差异变少。

[0136] 即,如果满足条件(c1),则即使是在实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形并且金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的成型加工时,也可抑制表面粗糙的产生。

[0137] 根据以上的见解,发现第一实施方式的金属板成为下述金属板:即使是在实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形并且金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的成型加工时也可获得表面粗糙的产生得以抑制的成型品的金属板。

[0138] 以下,对第一实施方式的金属板的详细情况进行说明。

[0139] 对条件(a1)进行说明。

[0140] 在条件(a1)中,具有从与金属板的表面平行的{111}面偏离20°以上并且从{001}面偏离20°以上的晶体取向的晶粒A的面积分率为0.25~0.35。其中,从抑制表面粗糙的观点出发,优选0.25~0.30。

[0141] 在条件(a1)中,晶粒A的平均晶体粒径低于16μm。其中,从制造成本增大的观点出发,例如设定为6μm以上。

[0142] 对条件(b1)进行说明。

[0143] 在条件(b1)中,具有从与金属板的表面平行的{111}面偏离20°以上并且从{001}面偏离20°以上的晶体取向的晶粒A的面积分率为0.15~0.30。其中,从抑制表面粗糙的观点出发,优选为0.15~0.25。

[0144] 在条件(b1)中,晶粒A的平均晶体粒径为16μm以上。其中,从抑制表面粗糙的观点出发,晶粒A的平均晶体粒径的下限例如设定为25μm以下。

[0145] 其中,具有从{klm}面偏离X°以上的晶体取向的晶粒是指下述晶粒:如图1中所示的那样,相对于{klm}面在{klm}面的两面侧在以锐角倾斜X°的2个晶体取向Y1及Y2所成的角度θ的范围内具有晶体取向的晶粒。

[0146] 另外,晶粒A的平均晶体粒径通过下述的方法进行测定。

[0147] 如图2中所示的那样,在钢板的宽度方向(与轧制方向垂直的方向)上的距离端面比全宽的1/4更靠中心部(宽度的中央50%的区域)处,任意地选择3个1mm见方的测定区域Er。从金属板中采集具有该测定区域Er的试样。对试样的观察面(具有测定区域Er的表面)进行0.1mm研磨。通过SEM对试样的观察面进行观察,使用EBSD法,选择晶粒A。在所选择的各晶粒A上画出2条试验线。通过求出2条试验线的算术平均,求出晶粒A的平均晶体粒径。

[0148] 具体如下所述。如图3中所示的那样,在全部的晶粒A中按照成为相同方向的方式画出通过各晶粒A的重心的第一试验线。进而,按照与第一试验线彼此正交的方式画出通过各晶粒A的重心的第二试验线。将两条第一试验线及第二试验线的长度的算术平均设定为晶粒A的晶体粒径。将3个试样中的全部晶粒A的晶体粒径的算术平均设定为平均晶体粒径。

[0149] 需要说明的是,图3中,Cry表示晶粒A,L1表示第一试验线,L2表示第二试验线。

[0150] 晶粒A的面积分率通过下述的方法进行测定。

[0151] 与晶粒A的平均晶体粒径的测定同样地对金属板的试样的观察面进行观察,使用EBSD法,选择晶粒A。算出所选择的晶粒A相对于观察视场的面积分率。然后,将3个试样中的晶粒A的面积分率的平均设定为晶粒A的面积分率。

[0152] 具体而言,晶粒A的面积分率如下所述地进行测定。

[0153] 使用OIM Analysis (TSL公司制),从利用以下述测定条件进行观察的扫描型电子显微镜得到的观察视场中,抽出目标结晶粒子A的面积(公差设定为 20°)。求出该抽出的面积除以观察视场的面积而得到的百分率。将该值设定为晶粒A的面积分率。

[0154] 需要说明的是,求出晶粒A的面积分率的测定条件的详细内容如下所述。

[0155] • 测定装置:带电子背散射衍射装置的扫描型电子显微镜 (SEM-EBSD) “SEM的型号为JSM-6400 (JEOL公司制) EBSD检测器使用型号“HIKARI” (TSL公司制)”

[0156] • 步进间隔: $2\mu\text{m}$

[0157] • 测定区域: $8000\mu\text{m} \times 2400\mu\text{m}$ 的区域

[0158] • 晶界:晶体取向的角度差为 15° 以上(将角度差低于 15° 的连续区域设定为一个晶粒)

[0159] 对条件(c1)进行说明。

[0160] 在条件(c1)中,在金属板的面内,假定了金属板的宽度方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值(TF值)显示为 $3.0 \sim 3.4$ 的晶粒C的面积分率为 $0.18 \sim 0.40$ 。但是,从抑制表面粗糙的观点出发,该面积分率优选为 $0.18 \sim 0.35$ 。

[0161] 其中,晶粒C的TF值(假定了金属板的宽度方向的平面应变拉伸变形时的TF值)如下所述通过解析来算出。

[0162] 对试样的观察面(具有测定区域 E_r 的表面)进行 0.1mm 研磨。利用SEM对试样的观察面进行观察,使用EBSD法取得观察面的晶体取向分布数据。使用株式会社TSL Solutions制软件OIM Analysis v 7.2.1,对于所取得的晶体取向分布数据,设定表示平面应变拉伸变形状态的应变张量,通过制作泰勒因子图(Taylor Factor Map)来算出每个测定点的TF值,将泰勒因子分布可视化。

[0163] 晶粒C的面积分率如下所述地进行测定。

[0164] 与晶粒C的TF值的测定同样地,对于金属板的试样,对试样的观察面(具有测定区域 E_r 的表面)进行 0.1mm 研磨。利用SEM对试样的观察面进行观察,使用EBSD法取得观察面的晶体取向分布数据。使用株式会社TSL Solutions制软件OIM Analysis v 7.2.1,对于所取得的晶体取向分布数据,设定表示平面应变拉伸变形状态的应变张量,制作TF值的存在比率的直方图。由所制作的直方图,计算出泰勒因子的值(TF值)满足 $3.0 \sim 3.4$ 的测定点在所有测定点中所占的比例作为晶粒C的面积分率。然后,将3个试样中的晶粒C的面积分率的平均设定为晶粒C的面积分率。

[0165] 其中,在成为测定对象的金属板的成型品的表面形成有镀层等的情况下,在除去镀层等后,对表面进行研磨,测定晶粒A的平均晶体粒径以及晶粒A及晶粒C的面积分率。

[0166] 对金属板的种类进行说明。

[0167] 金属板为具有bcc结构(体心立方晶格结构)的金属板。作为具有bcc结构的金属板,可列举出 $\alpha\text{-Fe}$ 、 Li 、 Na 、 K 、 $\beta\text{-Ti}$ 、 V 、 Cr 、 Ta 、 W 等金属板。它们之中,在制作成型品的方面,从能够最容易获得这一点出发,优选为钢板(铁素体系钢板、设定为贝氏体单相组织的贝氏体

钢板、设定为马氏体单相组织的马氏体钢板等)。进而,从加工容易性出发,更优选铁素体系钢板。在铁素体系钢板中,除了金属组织的铁素体分率为100%的钢板以外,还包括存在马氏体、贝氏体等的钢板(DP钢板)。

[0168] 其中,铁素体系钢板的金属组织的铁素体分率优选为50%以上,更优选为80%以上。如果金属组织的铁素体分率低于80%,则硬质相的影响变强。进而,如果铁素体分率低于50%,则硬质相成为支配性,对平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形的应力耐受性弱的铁素体的晶体取向(具有从与金属板的表面平行的{111}面偏离15°以内的晶体取向的晶粒以外的晶粒(特别是具有从与金属板的表面平行的{001}面偏离15°以内的晶体取向的晶粒))的影响变少。因此,存在在成型加工时不易因晶粒的变形而产生凹凸的发达的倾向,成型品的表面粗糙自身变得不易产生。因而,如果应用上述范围的铁素体分率的铁素体系钢板,则表面粗糙抑制效果变得显著。

[0169] 此外,铁素体分率可以通过下面所示的方法来测定。将钢板的表面(具有测定区域Er的表面)研磨后,通过浸渍于硝酸乙醇溶液中而使铁素体组织显现,用光学显微镜拍摄组织照片。之后,算出相对于上述组织照片的全区域的面积而言的铁素体组织的面积。

[0170] 金属板也可以是在表面具有镀层的金属板(镀覆钢板等)。其中,在金属板为镀覆金属板的情况下,所谓成为晶粒A的平均晶体粒径以及晶粒A及晶粒C的面积分率的测定对象的“金属板的表面”是指除去了上述镀层后的金属板的表面。镀层相对于金属板的厚度而言是薄的。因此,加工中及加工后的镀覆金属板的表面性状受到除去了上述镀层后的金属板的表面的晶体粒径及晶体取向的影响。

[0171] 金属板的厚度没有特别限制,但从成型性的方面出发,优选为3mm以下。

[0172] (金属板的化学组成)

[0173] 适宜作为金属板的钢板优选为具有下述化学组成的铁素体系钢板:

[0174] 以质量%计包含:

[0175] C:0.0040%~0.0100%

[0176] Si:0%~1.0%、

[0177] Mn:0.90%~2.00%、

[0178] P:0.050%~0.200%

[0179] S:0%~0.010%、

[0180] Al:0.00050%~0.10%、

[0181] N:0%~0.0040%、

[0182] Ti:0.0010%~0.10%、

[0183] Nb:0.0010%~0.10%、

[0184] B:0%~0.003%、

[0185] Cu及Sn中的1种以上的合计:0%~0.10%

[0186] Ni、Ca、Mg、As、Sb、Pb及REM中的1种以上的合计:0%~0.10%、以及

[0187] 剩余部分:Fe及杂质,

[0188] 下述式(1)所定义的F1的值为0.5~1.0。

[0189] 式(1): $F1 = (C/12 + N/14 + S/32) / (Ti/48 + Nb/93)$

[0190] 其中,式中,对于元素符号而言,示出各元素在钢中的含量(质量%)。

[0191] 以下,对适宜作为金属板的铁素体系钢板的化学组成进行说明。关于化学组成,所谓“%”是指“质量%”。

[0192] C:0.0040%~0.0100%

[0193] 关于碳(C),在一般的IF钢中,也已知C会使钢板的延展性及深拉深成型性降低。因此,C含量越少越优选。然而,C有助于晶粒A及晶粒C的发达。因而,为了兼顾这些,C含量为0.0040%~0.0100%为佳。

[0194] Si:0~1.0%

[0195] 硅(Si)为任选元素。然而,Si通过固溶强化来抑制钢板的延展性的降低,并且提高强度。因此,也可以根据需要来含有。Si含量的下限例如为0.005%以上。在以钢板的高强度化为目的的情况下,Si含量的下限例如为0.10%以上。另一方面,如果Si含量过多,则钢板的表面性状恶化。因此,Si含量为1.0%以下为佳。Si含量的优选的上限为0.5%以下。在不需要钢板的强度的情况下,Si含量的更优选的上限为0.05%以下。

[0196] Mn:0.90%~2.00%

[0197] 锰(Mn)通过固溶强化来提高钢板的强度。此外,Mn将硫(S)以MnS的形式固定。因此,可抑制因FeS生成而引起的钢的热脆性。此外,Mn会降低从奥氏体向铁素体的相变温度。由此,促进热轧钢板的晶粒的微细化。此外,Mn含量越多则晶粒A及晶粒C的面积分率越增加。另一方面,从合金成本降低的观点出发,Mn含量的上限例如为2.0%。因而,Mn含量为0.90%~2.00%为佳。Mn含量优选为1.2%~2.0%,更优选为1.5%~2.00%。

[0198] P:0.050%~0.200%

[0199] 磷(P)通过固溶强化来抑制钢板的r值的降低,并且提高强度。另一方面,P与Mn一起有助于晶粒A及晶粒C的发达。另一方面,如果P量过多则变得容易产生偏析,压制成型后的表面品质恶化。从确保表面性状的观点出发,P含量的上限例如为0.20%。因而,P含量为0.050%~0.200%为佳。P含量更优选为超过0.100%且为0.200%以下。

[0200] S:0%~0.010%

[0201] 硫(S)为任选元素。S会降低钢板的成型性及延展性。因此,S含量越少越好。因此,S含量为0%~0.010%为佳。从降低精炼成本的观点出发,S含量的下限例如为0.00030%。S含量的优选的上限为0.006%以下,更优选为0.005%以下。

[0202] Al:0.00050%~0.10%

[0203] 铝(Al)将钢液进行脱氧。另一方面,如果Al含量过多则钢板的延展性降低。因此,Al含有0.00050%~0.10%为佳。Al含量的优选的上限为0.080%以下,更优选的上限为0.060%以下。Al含量的优选的下限为0.00500%以上。需要说明的是,Al含量是指所谓的酸可溶Al(sol.Al)的含量。

[0204] N:0%~0.0040%

[0205] 氮(N)为任选元素。N会降低钢板的成型性及延展性。因此,N含量越少越好。因此,N含量为0%~0.0040%为佳。从精炼成本降低的观点出发,N含量的下限例如为0.00030%以上。

[0206] Ti:0.0010%~0.10%

[0207] 钛(Ti)会与C、N及S结合而形成碳化物、氮化物及硫化物。如果Ti含量相对于C含量、N含量及S含量过量,则固溶C及固溶N降低。没有与C、N及S结合而剩余的Ti固溶于钢中。

如果固溶Ti过于增加,则钢的再结晶温度上升,因此需要提高退火温度。此外,如果固溶Ti过于增加,则钢材发生硬化而导致加工性的劣化。因此,钢板的成型性降低。因此,为了降低钢的再结晶温度,Ti含量的上限为0.10%以下为佳。Ti含量的优选的上限为0.08%以下,更优选为0.06%以下。

[0208] 另一方面,Ti通过如上所述地形成碳氮化物而提高成型性及延展性。为了获得该效果,Ti含量的下限为0.0010%以上为佳。Ti含量的优选的下限为0.005%以上,更优选为0.01%以上。

[0209] Nb:0.0010%~0.10%

[0210] 铌(Nb)与Ti同样地与C、N及S结合而形成碳化物、氮化物及硫化物。如果Nb含量相对于C含量、N含量及S含量过量,则固溶C及固溶N降低。没有与C、N及S结合而剩余的Nb固溶于钢中。如果固溶Nb过于增加,则需要提高退火温度。因此,为了降低钢的再结晶温度,Nb含量的上限为0.10%以下为佳。Nb含量的优选的上限为0.050%以下,更优选为0.030%以下。

[0211] 另一方面,Nb通过如上所述地形成碳氮化物而提高成型性及延展性。此外,Nb会抑制奥氏体的再结晶而将热轧板的晶粒微细化。为了获得该效果,Nb含量的下限为0.0010%以上为佳。Nb含量的优选的下限为0.0012%以上,更优选为0.0014%以上。

[0212] B:0~0.0030%

[0213] 硼(B)为任选元素。降低了固溶N及固溶C的极低碳的钢板一般而言晶界强度低。因此,在进行深拉深成型、鼓凸成型等产生平面应变变形及双轴拉伸变形的成型加工时,凹凸发达,变得容易产生成型品的表面粗糙。B通过提高晶界强度来提高耐表面粗糙性。因此,也可以根据需要来含有B。另一方面,如果B含量超过0.0030%,则r值(兰克福特值)降低。因此,在含有B的情况下的B含量的优选的上限为0.0030%以下,更优选为0.0010%以下。

[0214] 此外,为了可靠地获得提高晶界强度的效果,优选将B含量设定为0.0003%以上。

[0215] Cu及Sn中的1种以上的合计:0%~0.10%

[0216] Cu及Sn为任选元素。一般而言,如果包含Cu及Sn中的1种以上,则存在因压制成型而使表面粗糙度变得显著的倾向。其一个原因是由于Cu及Sn会对钢板的织构产生影响。但是,即使含有Cu及Sn,也可以通过使晶粒A及晶粒C发达来抑制表面粗糙。

[0217] 其中,Cu及Sn中的1种以上的合计量为0.10%以下为佳。另一方面,在以废料等作为原料的情况下,Cu及Sn是分离困难的元素。因而,从精炼成本降低的观点出发,Cu及Sn中的1种以上的合计量优选为0.002%~0.10%。

[0218] Ni、Ca、Mg、As、Sb、Pb及REM中的1种以上的合计:0%~0.10%

[0219] Ni、Ca、Mg、As、Sb、Pb及REM为任选元素。一般而言,如果包含Ni、Ca、Mg、As、Sb、Pb及REM中的1种以上,则存在因压制成型而使表面粗糙度变得显著的倾向。其一个原因是由于Ni、Ca、Mg、As、Sb、Pb及REM会对钢板的织构产生影响。

[0220] 但是,即使含有Ni、Ca、Mg、As、Sb、Pb及REM,也可以通过使晶粒A及晶粒C发达来抑制表面粗糙。

[0221] 其中,Ni、Ca、Mg、As、Sb、Pb及REM中的1种以上的合计量为0.10%以下为佳。另一方面,在以废料等作为原料的情况下,Ni、Ca、Mg、As、Sb、Pb及REM是分离困难的元素。因而,从精炼成本降低的观点出发,Ni、Ca、Mg、As、Sb、Pb及RE中的1种以上的合计量优选为0.005%~0.10%。

[0222] 需要说明的是,所谓“REM”是指Sc、Y及镧系元素的合计17种元素的总称,REM的含量是指REM中的1种或2种以上的元素的合计含量。另外,关于REM,一般含有在混合稀土合金中。因此,例如,REM也可以按照REM的含量成为上述的范围的方式以混合稀土合金的形式来含有。

[0223] 剩余部分

[0224] 剩余部分由Fe及杂质构成。其中,所谓杂质是指在工业上制造钢材时从作为原料的矿石、废料或制造环境等中混入的物质,是在不对钢板造成不良影响的范围内被容许的物质。

[0225] 对式(1)进行说明。

[0226] 式(1)所定义的F1为0.5~1.0。

[0227] F1是表示降低成型性的C、N及S与Ti及Nb的关系的参数式。F1越低,则Ti及Nb越过量地被含有。这种情况下,Ti及Nb与C及N容易形成碳氮化物,因此能够降低固溶C及固溶N。因此,成型性提高。但是,如果F1过低,具体而言如果F1为0.5以下,则Ti及Nb被大量过剩地含有。在这种情况下,固溶Ti及固溶Nb增加。如果固溶Ti及固溶Nb过于增加,则钢的再结晶温度上升。因此,需要提高退火温度。如果退火温度高,则对平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形的应力耐受性弱的铁素体的晶体取向(具有从与金属板的表面平行的{111}面偏离15°以内的晶体取向的晶粒以外的晶粒(特别是具有从与金属板的表面平行的{001}面偏离15°以内的晶体取向的晶粒))容易生长。在该情况下,在成型加工时因晶粒的变形而产生的凹凸发达,变得容易产生成型品的表面粗糙。因此,F1的下限为0.5以上为佳。

[0228] 另一方面,如果F1过高,则固溶C及固溶N增加。在该情况下,因时效硬化而导致钢板的成型性降低。此外,钢的再结晶温度上升。因此,需要提高退火温度。如果退火温度高,则对平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形的应力耐受性弱的铁素体的晶体取向(具有从与金属板的表面平行的{111}面偏离15°以内的晶体取向的晶粒以外的晶粒(特别是具有从与金属板的表面平行的{001}面偏离15°以内的晶体取向的晶粒))容易生长。在该情况下,在成型加工时因晶粒的变形而产生的凹凸发达,变得容易产生成型品的表面粗糙。因此,F1为1.0以下为佳。

[0229] F1的优选的下限为0.6以上。F1值的优选的上限为0.9以下。

[0230] (具有bcc结构的金属板的制造方法)

[0231] 以下,对适宜作为金属板的铁素体系钢板的制造方法的一个例子进行说明。

[0232] 在适宜的铁素体系钢板的制造方法中,为了得到铁素体系钢板的上述组织,除了控制上述化学组成以外,还控制冷轧及退火条件为佳。

[0233] 具体而言,适宜的铁素体系钢板的制造方法具有下述工序:对热轧板实施压下率为70%以上的冷轧,获得冷轧板的工序;和在将退火温度设定为再结晶温度+25℃以下、将板面内的温度不均设定为±10℃以内、将退火时间设定为100秒以内的条件下,将上述冷轧板进行退火的工序。

[0234] 以下,对适宜的铁素体系钢板的制造方法的详细情况进行说明。

[0235] -加热工序-

[0236] 在加热工序中,将具有上述化学组成的板坯进行加热。加热优选的是,按照热轧工序中的精轧中的成品温度(最终机架后的热轧钢板的表面温度)成为Ar₃+30~50℃的范围

的方式适当设定。在加热温度为1000℃以上的情况下,成品温度容易成为 $Ar3+30\sim 50^{\circ}C$ 。因此,加热温度的下限优选为1000℃。如果加热温度超过1280℃,则大量地产生氧化皮从而成品率降低。因此,加热温度的上限优选为1280℃。在加热温度为上述范围内的情况下,加热温度越低则钢板的延展性及成型性越高。因此,加热温度的更优选的上限为1200℃。

[0237] -热轧工序-

[0238] 热轧工序包含粗轧及精轧。在粗轧中,将板坯轧制至一定的厚度来制造热轧钢板。在粗轧时,也可以将表面产生的氧化皮除去。

[0239] 热轧中的温度按照钢成为奥氏体区域的方式来维持。通过热轧而在奥氏体晶粒内蓄积应变。通过热轧后的冷却而使钢的组织从奥氏体相变为铁素体。在热轧中,由于为奥氏体区域的温度,因此蓄积在奥氏体晶粒内的应变的释放被抑制。蓄积有应变的奥氏体晶粒在通过热轧后的冷却而成为规定的温度区域的阶段,以所蓄积的应变作为驱动力,一下子相变为铁素体。由此,能够将晶粒有效地微细化。在热轧后的成品温度为 $Ar3+30^{\circ}C$ 以上的情况下,能够抑制轧制中的从奥氏体向铁素体的相变。因此,成品温度的下限为 $Ar3+30^{\circ}C$ 。

[0240] 另一方面,在成品温度为 $Ar3+100^{\circ}C$ 以上的情况下,通过热轧而蓄积在奥氏体晶粒内的应变容易被释放。因此,难以有效地进行晶粒的微细化。因此,成品温度的上限优选为 $Ar3+100^{\circ}C$ 。在成品温度为 $Ar3+50^{\circ}C$ 以下的情况下,能够稳定地进行向奥氏体晶粒的应变的蓄积,能够将晶粒微细化。因此,成品温度的优选的上限为 $Ar3+50^{\circ}C$ 。

[0241] 在精轧中,将通过粗轧而成为一定的厚度的热轧钢板进一步地进行轧制。在精轧中,使用排列成一列的多个机架,实施利用多个道次而进行的连续轧制。如果1个道次中的压下率大,则对于奥氏体晶粒而言可蓄积更多的应变。特别是,就最终2个道次(最终机架及其前段的机架)中的压下率而言,将板厚减少率合计设定为50%以上。在该情况下,能够将热轧钢板的晶粒微细化。

[0242] -冷却工序-

[0243] 热轧后,将热轧钢板进行冷却。冷却条件可以适当设定。优选直至冷却停止为止的最大冷却速度为100℃/秒以上。在该情况下,通过热轧而蓄积在奥氏体晶粒内的应变的释放被抑制,变得容易将晶粒微细化。冷却速度越快越优选。从轧制完成到冷却至680℃为止的时间优选为0.2~6.0秒。在从轧制完成至680℃为止的时间为6.0秒以下的情况下,容易将热轧后的晶粒微细化。在从轧制完成至680℃为止的时间为2.0秒以下的情况下,容易将热轧后的晶粒进一步微细化。

[0244] -卷取工序-

[0245] 卷取工序优选在400~690℃下进行。如果卷取温度为400℃以上,则能够抑制碳氮化物的析出变得不充分而使固溶C、固溶N残存。在该情况下,冷轧钢板的成型性提高。如果卷取温度为690℃以下,则能够抑制在卷取后的慢冷却中晶粒粗大化。在该情况下,冷轧钢板的成型性提高。

[0246] [冷轧工序]

[0247] 对卷取工序后的热轧钢板实施冷轧而制造冷轧钢板。冷轧工序中的压下率越高越优选。通过提高压下率,从而在退火工序中,变得容易提高与拉深成型性的相关强的材料的r值。因此,冷轧的压下率为70%以上为佳。作为退火后的钢板,由于轧制设备的关系,冷轧工序中的压下率的现实的上限为95%。

[0248] -退火工序-

[0249] 对冷轧工序后的冷轧钢板实施退火工序。退火方法可以是连续退火、箱式退火中的任一者。

[0250] 退火在将退火温度设定为再结晶温度+25℃以下、将板面内的温度不均设定为±10℃以内、将退火时间设定为100秒以内的条件下实施为佳。通过在该条件下实施退火,晶粒A及晶粒C变得容易发达。

[0251] 此外,再结晶温度如下所述地算出。对材料在600℃~900℃的温度下进行60秒钟保持后,通过切断而获得具有与轧制方向平行的截面(L截面)的试样。接着将试样的切断面进行研磨和硝酸乙醇腐蚀,对截面的材料组织进行观察。对伸长的轧制组织是否残余进行分析,将轧制组织不残余的最小温度设定为再结晶温度。

[0252] 板面内的温度不均如下所述地进行测定。对于材料,在轧制宽度方向的中心部及其两端的合计3点安装热电偶,测定在600℃~900℃的温度下进行60秒钟保持后的温度。取3点的平均温度,测量与最大温度及最小温度之差作为温度不均。

[0253] 退火时间表示从达到目标退火温度至冷却为止的期间的时间。

[0254] 铁素体系钢板的退火温度分布优选比现有技术的退火温度分布更为均匀。为了抑制晶粒的粗大化、获得对于压制成型后的表面粗糙抑制而言适宜的晶体组织,需要降低退火温度。其中,需要将加热对象中的最低温度设定为再结晶温度以上。即,为了较低地设定退火温度,需要降低板面内的温度不均。作为为此的加热装置,从与钢板温度相应的反馈控制的响应性的观点出发,优选使用近红外线作为热源 of 的加热装置,更优选能够在各个位置控制材料的宽度方向上的热源的输出功率的加热装置。如上所述,为了提高晶粒A及晶粒C的面积分率,优选与现有技术相比同时增多C含量、P含量、Mn含量。

[0255] 通过以上的工序,可以制造适宜作为金属板的铁素体系钢板。

[0256] (具有bcc结构的金属板的成型品的制造方法)

[0257] 第一实施方式的金属板的成型品的制造方法是下述方法:对上述第一实施方式的金属板实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形、并且上述金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的成型加工来制造成型品的方法。

[0258] 作为该成型加工,有深拉深成型、鼓凸成型、拉深鼓凸成型、弯曲成型。具体而言,作为成型加工,例如可列举出如图4A中所示那样的对金属板10进行鼓凸成型加工的方法。在该成型加工中,在模具11与配置有拉延筋12A的夹具12之间夹入金属板10的缘部。由此,使拉延筋12A咬入金属板10的缘部的表面,从而设定为将金属板10固定的状态。然后,在该状态下,将顶面平坦的冲头13按压于金属板10,对金属板10进行鼓凸成型加工。这里,将通过图4A中所示的鼓凸成型加工而获得的成型品的一个例子示于图4B中。

[0259] 在图4A中所示的鼓凸成型加工中,例如位于冲头13的侧面侧的金属板10(处于成型品的侧壁的部分)产生平面应变变形。另一方面,位于冲头13的顶面的金属板10(成型品的上表面)产生等双轴变形或比较接近于等双轴变形的不等双轴拉伸变形。

[0260] 另外,作为成型加工,例如可列举出如图5A中所示那样的对金属板10进行拉深鼓凸成型加工的方法。在该成型加工中,在模具11与配置有拉延筋12A的夹具12之间夹入金属板10的缘部。由此,使拉延筋12A咬入金属板10的缘部的表面,从而设定为将金属板10固定的状态。然后,在该状态下,将顶面以大致V字状突出的冲头13按压于金属板10,对金属板10

进行拉深鼓凸成型加工。这里,将通过图5A中所示的拉深鼓凸成型加工而获得的成型品的一个例子示于图5B中。

[0261] 在图5A中所示的拉深鼓凸成型加工中,例如位于冲头13的侧面侧的金属板10(处于成型品的侧面的部分)产生平面应变变形。另一方面,位于冲头13的顶面的金属板10(成型品的上表面)产生比较接近于平面应变变形的不等双轴拉伸变形。另外,位于冲头13的顶部的金属板10(成型品的棱线部)产生平面应变拉伸变形。

[0262] 这里,如图6中所示的那样,平面应变拉伸变形为在 ϵ_1 方向上产生伸长、在 ϵ_2 方向上不产生变形的变形。另外,双轴拉伸变形为在 ϵ_1 方向上产生伸长、在 ϵ_2 方向上也产生伸长的变形。具体而言,平面应变拉伸变形为在将双轴方向的应变分别设定为最大主应变 ϵ_1 及最小主应变 ϵ_2 时应变比 $\beta(=\epsilon_2/\epsilon_1)$ 成为 $\beta=0$ 的变形。双轴拉伸变形为应变比 $\beta(=\epsilon_2/\epsilon_1)$ 成为 $0<\beta\leq 1$ 的变形。需要说明的是,应变比 $\beta(=\epsilon_2/\epsilon_1)$ 成为 $0<\beta<1$ 的变形为不等双轴变形,应变比 $\beta(=\epsilon_2/\epsilon_1)$ 成为 $\beta=1$ 的变形为等双轴变形。此外,单轴拉伸变形为在 ϵ_1 方向上产生伸长、在 ϵ_2 方向上产生收缩的变形,为应变比 $\beta(=\epsilon_2/\epsilon_1)$ 成为 $-0.5\leq\beta<0$ 的变形。

[0263] 其中,上述应变比 β 的范围为理论值。例如根据由转印至钢板的表面的划圆(scribed circle)处的钢板成型前后(钢板变形前后)的形状变化测量而得到的最大主应变及最小主应变来算出。各变形的应变比 β 的范围如下所述。

[0264] • 单轴拉伸变形: $-0.5<\beta\leq -0.1$

[0265] • 平面应变拉伸变形: $-0.1<\beta\leq 0.1$

[0266] • 不等双轴变形: $0.1<\beta\leq 0.8$

[0267] • 等双轴变形: $0.8<\beta\leq 1.0$

[0268] 另一方面,在成型加工中,以金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的加工量来进行。在板厚减少率低于10%的加工量时,存在在成型加工时难以产生凹凸的发达的倾向。因此,即使金属板不满足上述(a1)、(b1)或(c1)的条件,成型品的表面粗糙自身也难以产生。另一方面,如果板厚减少率超过30%,则因成型加工而产生金属板(成型品)的断裂的倾向提高。因而,成型加工的加工量设定为上述范围。

[0269] 成型加工是以金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的加工量来进行。但是,成型加工也可以以除了缘部(由模具和夹具夹持的部位)以外的金属板的整体的板厚减少率成为10%~30%的加工量来进行。虽然也因所成型的成型品的形状而异,但特别是成型加工以位于冲头的顶面的金属板的部位(金属板发生双轴拉伸变形的部位)的板厚减少率成为10%~30%的加工量来进行为佳。在将成型品作为外饰构件应用时,位于冲头的顶面的金属板的部位大多成为最容易暴露于视线中的部位。因此,在将该金属板的部位以板厚减少率多达10%~30%的加工量进行成型加工时,如果抑制凹凸的发达,则表面粗糙抑制效果变得显著。

[0270] 此外,在将成型加工前的金属板的板厚设定为 T_i 、将成型加工后的金属板(成型品)的板厚设定为 T_a 时,板厚减少率以式:板厚减少率 $= (T_i - T_a) / T_i$ 表示。

[0271] (具有bcc结构的金属板的成型品)

[0272] 第一实施方式的金属板的成型品是具有bcc结构、具备棱线部的金属板的成型品,是满足下述条件(BD)及(BH)、并且在最大板厚部的表面处满足下述(a2)、(b2)或(c2)的条件金属板的成型品。

[0273] (BD) 在将上述成型品的最大板厚设定为D1、将上述成型品的最小板厚设定为D2时,成立式: $10 \leq (D1-D2)/D1 \times 100 \leq 30$ 的条件。

[0274] (BH) 在将上述成型品的最大维氏硬度设定为H1、将上述成型品的最小维氏硬度设定为H2时,成立式: $15 \leq (H1-H2)/H1 \times 100 \leq 40$ 的条件。

[0275] (a2) 具有从与上述金属板的表面平行的{111}面偏离 20° 以上并且从{001}面偏离 20° 以上的晶体取向的晶粒(晶粒A)的面积分率为 $0.25 \sim 0.35$,并且平均晶体粒径低于 $16\mu\text{m}$ 。

[0276] (b2) 具有从与上述金属板的表面平行的{111}面偏离 20° 以上并且从{001}面偏离 20° 以上的晶体取向的晶粒(晶粒A)的面积分率为 $0.15 \sim 0.30$,并且平均晶体粒径为 $16\mu\text{m}$ 以上。

[0277] (c2) 与上述棱线部的延伸方向正交的方向截面的上述棱线部的凹侧表面的曲率半径最小部处的假定了与上述棱线部的延伸方向正交的方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值显示为 $3.0 \sim 3.4$ 的晶粒(晶粒C)的面积分率为 $0.18 \sim 0.35$ 。

[0278] -第一实施方式的金属板的成型品的一个例子-

[0279] 这里,在图7中示出第一实施方式的金属板的成型品的一个例子。

[0280] 如图7中所示的那样,第一实施方式的金属板的成型品10例如在成为图案设计面11的一部分或全部的膨出部13上具有棱线部12。具体而言,例如金属板的成型品10是具备具有棱线部12的顶板部14、与顶板部14在周围相邻的纵壁部16和与纵壁部16在周围相邻的凸缘18而成的大致帽侧的金属板的成型品。即,膨出部13由顶板部14和纵壁部16构成。此外,凸缘18也可以被部分除去或全部除去。

[0281] 此外,金属板的成型品10的形状只要在板面具有棱线部12,则不限于上述构成,可以采用与目的相应的各种形状(圆顶形状等)。

[0282] 棱线部12在金属板的成型品10的俯视图中是以直线状地设置于顶板部14。另外,棱线部12在从棱线部12的正交方向观察的金属板的成型品10的侧视图中是以凸状弯曲的流线状来设置的。

[0283] 其中,棱线部12例如配置于与金属板的成型品10的缘(例如处于棱线部12的正交方向上的凸缘18A的缘)相距 10mm 以上的部位。即,棱线部12例如被设置为比沿着成为顶板部14与纵壁部16的边界的棱线部12的延伸方向的肩部14A(或纵壁部16A)更靠内侧。此外,棱线部12也可以穿过与棱线部12的延伸方向相交的肩部14B(或纵壁部16B)而伸长至位于棱线部12的延伸方向上的凸缘18B。

[0284] 此外,棱线部12并不限于上述方案,在俯视图中可以为直线状,也可以为流线状。另外,在侧视图中,棱线部12可以为直线状,也可以为流线状。

[0285] -各条件-

[0286] 在第一实施方式的金属板的成型品中,满足条件(BD)(式: $10 \leq (D1-D2)/D1 \times 100 \leq 30$ 的条件)这一事项可以视为是通过金属板的至少一部分的板厚减少率成为 $10\% \sim 30\%$ 的成型加工来成型出成型品。

[0287] 即,成型品的最大板厚D1可以视为成型加工前的金属板的板厚,成型品的最小板厚D2可以视为在成型加工后板厚减少率最大的部位的金属板(成型品)的板厚。

[0288] 满足条件(BH)(式: $15 \leq (H1-H2)/H1 \times 100 \leq 40$ 的条件)这一事项也可以视为是通

过金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的成型加工来成型出成型品。这起因于:随着成型加工的加工量(板厚减少率:Thickness reduction)变大,加工硬化(即加工硬度:Vickers hardness)变大。

[0289] 即,成型品的成为最大维氏硬度H1的部位可以视为在成型加工后板厚减少率最大的部位的金属板(成型品)的维氏硬度,成型品的最小维氏硬度H2可以视为成型加工前的金属板的维氏硬度。

[0290] 需要说明的是,维氏硬度是按照JIS标准(JIS Z 2244(2009))中记载的维氏硬度(HV)测定方法来测定。此外,测定条件设定为试验力=294.2N(=30kgf)。

[0291] “满足条件(a2)”表示为将满足条件(a2)的第一实施方式的金属板进行成型加工而得到的成型品。

[0292] “满足条件(b2)”表示为将满足条件(b1)的第一实施方式的金属板进行成型加工而得到的成型品。

[0293] 其中,在条件(a2)及条件(b2)中,晶粒A的面积分率及平均晶体粒径是在成型品的成为最大板厚D1或最小维氏硬度H2的部位进行测定。

[0294] 而且,条件(a2)及条件(b2)除了第一实施方式的金属板中说明的条件(a1)及条件(b1)中所示的条件、和代替成型加工前的金属板而将成型品的晶粒A的面积分率及平均晶体粒径作为条件以外含义相同。

[0295] “满足条件(c2)”表示为将满足条件(c1)的第一实施方式的金属板进行成型加工而得到的成型品。其理由如下所述。

[0296] 如果使金属板发生双轴拉伸变形或平面应变变形,则ND{111}或ND{001}织构发达。因该影响而导致成型品中的晶粒C的面积分率降低,因此条件(c2)和条件(c1)的优选的晶粒C的面积分率的上限值发生变动。因此,“满足条件(c2)”表示为将满足条件(c1)的第一实施方式的金属板进行成型加工而得到的成型品。

[0297] 需要说明的是,ND表示轧制面法线方向。

[0298] 其中,在条件(c2)中,泰勒因子的值除了假定与棱线部的延伸方向正交的方向的平面应变拉伸变形以外,依据条件(c1)中的“假定了宽度方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值”的测定法来测定。

[0299] 另外,与棱线部的延伸方向正交的方向截面的棱线部的凹侧表面的曲率半径最小部(参照图8:图中R1表示曲率半径)如下所述地进行测定。首先,利用三维形状测定器对棱线部的凹侧表面处的三维形状进行测定。接着,通过电子计算机的CAD软件(例如3DCAD Solidworks等),沿着棱线部的平行方向,连续地取得棱线部的正交方向截面,将棱线部的凹侧表面的曲率半径中具有最小的曲率半径的部位设定为曲率半径最小部。

[0300] 此外,对于第一实施方式的金属板的成型品,对金属板实施了产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形的成型加工。

[0301] 确认对成型品实施了产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形的成型加工的方法如下所述。

[0302] 对成型品的三维形状进行测定,基于测定数据制作分割成数值解析用的有限要素的形状模型,通过利用电子计算机的逆解析,导出从板材至达到三维形状的过程。然后,算出上述各形状模型中的最大主应变与最小主应变之比(上述 β)。通过该计算,能够确认实施

了产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形的成型加工。

[0303] 例如通过Comet L3D (TOKYO BOEKI TECHNO-SYSTEM LTD.) 等三维测量机,对成型品的三维形状进行测定。基于所获得的测定数据,获得成型品的网格形状数据。接着,使用所得到的网格形状数据,通过一步法(加工硬化算出工具“HYCRASH (株式会社JSOL)”等)的数值解析,基于成型品的形状将其一度展开成平坦的板。由此时的成型品的伸长率、弯曲状态等形状信息计算出成型品的板厚变化、残余应变等。通过该计算,也能够确认实施了产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形的成型加工。

[0304] 如以上说明的那样,第一实施方式的金属板的成型品可以视为下述成型品:通过满足上述各条件从而将第一实施方式的金属板通过第一实施方式的金属板的成型品的制造方法进行成型而得到的成型品。

[0305] 因而,第一实施方式的金属板的成型品成为具有bcc结构、具备棱线部、满足条件(BD)及条件(BH)的金属板的成型品、且表面粗糙的产生也得以抑制的金属板的成型品。

[0306] (具有fcc结构的金属板)

[0307] 第二实施方式的金属板是具有fcc结构、在表面处满足下述(a1)、(b1)、或(c1)的条件的金属板。

[0308] (a1)具有从与上述金属板的表面平行的{111}面偏离 20° 以上并且从{001}面偏离 20° 以上的晶体取向的晶粒(晶粒A)的面积分率为 $0.25\sim 0.35$,并且平均晶体粒径低于 $16\mu\text{m}$ 。

[0309] (b1)具有从与上述金属板的表面平行的{111}面偏离 20° 以上并且从{001}面偏离 20° 以上的晶体取向的晶粒(晶粒A)的面积分率为 $0.15\sim 0.30$,并且平均晶体粒径为 $16\mu\text{m}$ 以上。

[0310] (c1)在金属板的面内,假定了宽度方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值显示为 $3.0\sim 3.4$ 的晶粒(晶粒C)的面积分率为 $0.18\sim 0.40$ 。

[0311] 第二实施方式的金属板通过上述构成,即使是在实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形并且金属板的至少一部分的板厚减少率成为 $10\%\sim 30\%$ 的成型加工时,也可获得表面粗糙的产生得以抑制的成型品。而且,第二实施方式的金属板通过下述的见解被发现。

[0312] 本发明的发明者们着眼于具有bcc结构的金属板和具有fcc结构的金属板所具有的晶体结构的滑动系(滑动面及滑动方向)。即,本发明的发明者们着眼于下述事项。具有bcc结构的金属板所具有的晶体结构的滑动面与具有fcc结构的金属板所具有的晶体结构的滑动方向处于平行关系。具有bcc结构的金属板所具有的晶体结构的滑动方向与具有fcc结构的金属板所具有的晶体结构的滑动面处于平行关系。于是,推定:具有fcc结构的金属板的双轴拉伸变形时的每个晶体取向的强度分布变得与具有bcc结构的金属板同样。(参照下述表1)。

[0313] [表1]

	晶体结构	滑动面	滑动方向
[0314]	bcc结构 (体心立方晶格)	{110}	$\langle 1\bar{1}1 \rangle$
	fcc结构 (面心立方晶格)	{111}	$\langle 1\bar{1}0 \rangle$

[0315] 着眼于两者的晶体结构的滑动系的本发明的发明者们在具有fcc结构的金属板中,通过晶体塑性有限元素分析法(R.BECKER,“Effects of strain localization on surface roughening during sheet forming”,Acta Mater.Vol.46.No.4.pp.1385-1401,1998)对双轴变形场(等双轴变形场及不等双轴拉伸变形场)中的晶粒的晶体取向与成型品的表面粗糙的关系进行了调查。

[0316] 具体而言,将具有bcc结构的金属板的截面的晶体取向的滑动系变更为具有fcc结构的金属板的滑动系,使金属板的表面的晶粒A的面积分率发生变化。对此时的由塑性应变引起的金属板的表面粗糙的影响通过数值解析进行了调查。

[0317] 其结果是,本发明的发明者们得到下述的见解。与具有bcc结构的金属板同样地,具有fcc结构的金属板也是通过增加具有{001}面及{111}面以外的晶体取向的晶粒的分率,从而即使以大的加工量(金属板的板厚减少率成为10%以上的加工量)对金属板进行成型,也可抑制平面应变拉伸变形时的表面粗糙的增加,在等双轴拉伸变形和平面应变拉伸变形时,晶粒的变形程度变小,表面粗糙发达的差异变少。

[0318] 即,与具有bcc结构的金属板同样地,具有fcc结构的金属板也是如果满足条件(a1)或条件(b1),则即使是在实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形并且金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的成型加工时,表面粗糙的产生也得以抑制。

[0319] 另一方面,本发明的发明者们还进行了下面的研究。

[0320] 首先,本发明的发明者们对于具有fcc结构的金属板,也着眼于假定了金属板的宽度方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值(TF值)。

[0321] 其结果是,本发明的发明者们得到下述的见解。

[0322] 与具有bcc结构的金属板同样地,具有fcc结构的金属板也是如果控制晶粒C的分率,则即使以大的加工量对金属板进行成型,也可抑制平面应变拉伸变形时的表面粗糙的增加。其结果是,在等双轴拉伸变形和平面应变拉伸变形时,晶粒的变形程度变小,表面粗糙发达的差异变少。

[0323] 据认为:即使是具有fcc结构的金属板但表面粗糙发达的差异也变少的理由与上述的具有bcc结构的金属板的情况同样。

[0324] 即,具有fcc结构的金属板也是如果满足条件(c1),则即使是在实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形并且金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的成型加工时,表面粗糙的产生也得以抑制。

[0325] 由以上的见解发现:第二实施方式的金属板成为即使是在实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形并且金属板的至少一部分的板厚减少率成为10%~30%的成型加工时也可获得表面粗糙的产生得以抑制的成型品的金属板。

[0326] 以下,对第二实施方式的金属板的详细情况进行说明。

[0327] 在第二实施方式的金属板中,条件(a1)、条件(b1)及条件(c1)与第一实施方式的

金属板中说明的条件(a1)、条件(b1)及条件(c1)含义相同。

[0328] 在第二实施方式的金属板中,金属板为具有fcc结构(面心立方晶格结构)的金属板。作为具有fcc结构的金属板,可列举出 γ -Fe(奥氏体系不锈钢)、Al、Cu、Au、Pt、Pb等金属板。

[0329] 它们之中,作为金属板,为奥氏体系不锈钢钢板或铝合金板为佳。

[0330] 金属板的厚度没有特别限制,但从成型性的方面出发,优选为3mm以下。

[0331] 此外,第二实施方式的金属板除了具有fcc结构(面心立方晶格结构)以外,与第一实施方式的金属板是同样的。

[0332] (具有fcc结构的金属板的成型品的制造方法)

[0333] 第二实施方式的金属板的成型品的制造方法是下述方法:对上述第二实施方式的金属板实施产生平面应变拉伸变形及双轴拉伸变形、并且上述金属板的至少一部分的板厚减少率成为5%~30%的成型加工来制造成型品。

[0334] 第二实施方式的金属板的成型品的制造方法除了应用第二实施方式的金属板作为金属板以外,与第一实施方式的金属板的成型品的制造方法同样。因而,省略重复的说明。

[0335] 但是,第二实施方式的金属板的成型品的制造方法是将板厚减少率的下限值设定为5%以上。其理由是由于:具有fcc结构的金属板与具有bcc结构的金属板不同,存在板厚减少率从5%起会产生表面粗糙的倾向。而且,就第二实施方式的金属板的成型品的制造方法而言,可获得即使板厚减少率为5%、表面粗糙度也得以抑制的金属板的成型品。

[0336] (具有fcc结构的金属板的成型品)

[0337] 一种金属板的成型品,其是具有fcc结构、具备棱线部的金属板的成型品,其满足下述条件(FD)及(FH),并且在最大板厚部的表面处满足下述(a2)、(b2)或(c2)的条件。

[0338] (FD)在将上述成型品的最大板厚设定为D1、将上述成型品的最小板厚设定为D2时,成立式: $5 \leq (D1 - D2) / D1 \times 100 \leq 30$ 的条件。

[0339] (FH)在将上述成型品的最大维氏硬度设定为H1、将上述成型品的最小维氏硬度设定为H2时,成立式: $7 \leq (H1 - H2) / H1 \times 100 \leq 40$ 的条件。

[0340] (a2)具有从与上述成型品的表面平行的{111}面偏离20°以上并且从{001}面偏离20°以上的晶体取向的晶粒的面积分率为0.25~0.35、并且平均晶体粒径低于16 μm 。

[0341] (b2)具有从与上述成型品的表面平行的{111}面偏离20°以上并且从{001}面偏离20°以上的晶体取向的晶粒的面积分率为0.15~0.30、并且平均晶体粒径为16 μm 以上。

[0342] (c2)与上述棱线部的延伸方向正交的方向截面的棱线部的凹侧表面的曲率半径最小部处的假定了与上述棱线部的延伸方向正交的方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值显示为3.0~3.4的晶粒的面积分率为0.18~0.35。

[0343] 第二实施方式的金属板的成型品除了具有fcc结构、满足条件(FD)及条件(FH)以外,与第一实施方式的金属板的成型品同样。因而,省略重复的说明。

[0344] 其中,在第二实施方式的金属板的成型品中,条件(FD)除了将 $(D1 - D2) / D1 \times 100$ 的下限值设定为5以上以外,与条件(BD)是同样的。另外,条件(FH)除了 $(H1 - H2) / H1 \times 100$ 的下限值为7以上以外,与条件(BH)是同样的。其理由是,具有fcc结构的金属板的成型品与具有bcc结构的金属板的成型品不同,存在从 $(D1 - D2) / D1 \times 100 = 5$ 起、另外从 $(H1 - H2) / H1 \times 100$

=7起会产生表面粗糙的倾向。而且,就第二实施方式的金属板的成型品而言,成为即使是 $(D1-D2)/D1 \times 100=5$ 及 $(H1-H2)/H1 \times 100=7$ 、表面粗糙度也得以抑制的金属板的成型品。

[0345] 实施例

[0346] <实施例A>

[0347] (钢板的制造)

[0348] 将具有表2中所示的化学组成的各钢坯以表3~表4中所示的条件进行了加工。具体而言,首先,对各钢坯实施了加热工序、热轧工序、卷取工序、冷轧工序、退火工序。使用实验轧制机,以表3中所示的条件实施了热轧工序。接着,将冷却至卷取温度的热轧钢板装入到保持在相当于卷取温度的温度的电炉中。以该状态保持30分钟后,以表3~表4中所示的条件进行冷却,模拟了卷取工序。进而,以表3中所示的条件实施了冷轧工序。然后,对于所得到的冷轧钢板,以表3~表4中所示的条件进行了退火。

[0349] 经由以上的工序,获得了目标钢板。需要说明的是,所得到的钢板的铁素体分率均为100%。

[0350] [成型品的成型]

[0351] 接着,对所得到的钢板(具有bcc结构的钢板)接着实施拉深成型加工,得到了图7中所示的成型品。成型品的尺寸设定为: $W=400\text{mm}$ 、 $L=400\text{mm}$ 、 $H11=95\text{mm}$ 、 $H12=100\text{mm}$ 、 $H2=25\text{mm}$ 、与棱线部的延伸方向正交的方向截面的棱线部的凹侧表面的最小曲率半径 θ (未图示出) $=1/1600\text{mm}$ 。

[0352] 此外,该成型是以成为成型品的评价部(与棱线部的延伸方向正交的方向截面的棱线部的凹侧表面的曲率半径最小部)的钢板的板厚减少率成为表5中所示的板厚减少率的加工量来实施。

[0353] 其中,在上述成型品的成型中,在相当于成型品的评价部的钢板的表面转印划圆,测量成型前后(变形前后)的划圆的形状变化,由此对最大主应变、最小主应变进行了测量。由这些值算出了成型品的评价部处的变形比 β 。

[0354] [评价方法]

[0355] 对所得到的各钢板及各成型品进行了下述的测定试验及目视评价。将结果示于表3~表5中。

[0356] 此外,对于板厚减少率低于10%的成型条件的例子,由于是应变的量少且没有引起表面凹凸的例子,因此记载为参考例。

[0357] [晶粒的面积分率及平均晶体粒径的测定试验]

[0358] 按照前文所述的方法,测定了下述的晶粒的面积分率及平均晶体粒径。

[0359] • 晶粒A(具有从与金属板的表面平行的 $\{111\}$ 面偏离 20° 以上并且从 $\{001\}$ 面偏离 20° 以上的晶体取向的晶粒)

[0360] • 晶粒C1(在金属板的面内,假定了宽度方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值显示为3.0~3.4的晶粒)的面积分率

[0361] • 晶粒C2(与棱线部的延伸方向正交的方向截面的棱线部的凹侧表面的曲率半径最小部处的假定了与上述棱线部的延伸方向正交的方向的平面应变拉伸变形时的泰勒因子的值显示为3.0~3.4的晶粒)的面积分率

[0362] 此外,表中各面积分率以“%”(即除以100而得到的值)记载。

[0363] [板厚的测定试验]

[0364] 对成型品进行了板厚的测定试验。具体而言,实施成型品的利用电子计算机的成型模拟,对板厚成为最大及最小的部位进行了确定。之后,在板厚成为最大及最小的部位分别使用板厚计进行了成型品的板厚测定。由此,求出了最大板厚D1、最小板厚D2。其中,最大板厚D1是求出成型品(成型品整体)的最大板厚,最小板厚D2是求出成型品的评价部的最小板厚。

[0365] [维氏硬度的测定试验]

[0366] 对成型品进行了维氏硬度的测定试验。具体而言,实施成型品的利用电子计算机的成型模拟,对等效塑性应变成为最大及最小的部位进行了确定。之后,在板厚成为最大及最小的部位,分别按照JIS标准(JIS Z 2244(2009))进行了成型品的维氏硬度测定。由此,求出最大维氏硬度H1、最小维氏硬度H2。其中,最大维氏硬度H1是求出成型品(成型品整体)的最大维氏硬度,最小维氏硬度H2是求出成型品的评价部的最小维氏硬度。

[0367] [目视评价]

[0368] 本来是化学转化处理后进行电沉积涂装,但作为简易的评价方法,将喷漆均匀地涂装在成型品的表面后,通过目视进行观察,按照下述基准对表面粗糙的产生程度和评价面的清晰度进行了调查。

[0369] 进而,作为表示表面性状的优劣的其他参数,通过Keyence公司制激光显微镜对算术平均波纹度Ra的值进行了测定。测定条件设定为:评价长度为2.0mm、截止波长 λ_c 为0.8mm。然后,对与截止波长 λ_c 相比为短波长侧的轮廓(profile)进行了评价。

[0370] 评价基准如下所述。

[0371] A:在成型品的顶板部的评价部表面通过目视没有确认到花纹,在表面具有光泽,清晰性优异($Ra \leq 0.75\mu m$)。作为汽车外板部件更优选,也可以作为高级车的外板部件来利用。

[0372] B:在成型品的顶板部的评价部表面通过目视没有确认到花纹,具有表面的光泽($0.75\mu m < Ra \leq 0.90\mu m$)。可以作为汽车部件来利用。

[0373] C:在成型品的顶板部的表面没有光泽($0.90\mu m < Ra \leq 1.30\mu m$)。无法作为汽车的外板部件来利用。

[0374] D:在成型品的顶板部的评价部表面通过目视可确认到花纹,在表面没有光泽($1.30\mu m < Ra$)。无法作为汽车的部件来利用。

[0375] [表2]

[0376]

[0377]

钢坯 No.	化学组成 质量% (剩余部分=Fe+杂质)																			再结晶 温度 ℃		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	B	Cu	Sn	Ni	Ca	Mg	As	Sb	Pb	REM	F1	Ar3	
A	0.0025	0.012	0.09	0.02	0.003	0.04	0.003	0.012	0.023	0.0007	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1.04	932.5	740
B	0.0035	0.13	1.53	0.03	0.006	0.04	0.003	0.023	0	0.0005	0.04	0	0.02	0	0	0	0	0	0	1.45	904.1	730
C	0.0028	0.01	1.08	0.09	0.005	0.03	0.003	0.021	0.014	0.0003	0	0	0	0.001	0	0	0	0	0	1.03	950.7	768
D	0.0023	1.18	1.02	0.007	0.008	0.065	0.0019	0.066	0	0	0.15	0.04	0.08	0	0	0	0	0	0	0.42	979.7	781
E	0.0031	0.02	2.26	0.029	0.006	0.05	0.0019	0.055	0.003	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.49	894.1	748
F	0.0016	2.68	0.15	0.005	0.004	0.043	0.0028	0.02	0.015	0.0003	0	0	0	0	0.01	0.01	0	0	0	0.79	1046	870
G	0.0012	0.05	0.22	0.013	0.007	0.031	0.0018	0.023	0.008	0.0001	0.02	0.0006	0	0.0002	0	0	0.0007	0	0	0.79	929.3	730
H	0.001	0.05	0.22	0.013	0.007	0.031	0.002	0.023	0.008	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.79	929.9	735
I	0.02	0.05	0.4	0.007	0.001	0.025	0.011	0.001	0.001	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	78.63	886.8	725
J	0.07	0.07	0.4	0.007	0.001	0.025	0.009	0.02	0.03	0	0	0	0	0	0	0	0	0.001	0.05	8.80	870.3	721
K	0.005	0.02	0.09	0.086	0.004	0.04	0.003	0.034	0.07	0.0007	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.517	983.6	770
L	0.005	0.02	0.9	0.086	0.004	0.04	0.003	0.034	0.07	0.0007	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.517	959.3	762
M	0.008	0.02	0.9	0.086	0.004	0.04	0.003	0.035	0.07	0.0005	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.679	955.9	760
N	0.01	0.02	0.9	0.086	0.004	0.04	0.003	0.035	0.07	0.0005	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.791	953.8	775
O	0.008	0.02	0.9	0.15	0.004	0.04	0.003	0.035	0.05	0.0005	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.794	1001	833
P	0.005	0.02	1.5	0.08	0.004	0.045	0.004	0.05	0.025	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.631	945.5	781
Q	0.008	0.02	1.5	0.08	0.004	0.045	0.004	0.055	0.025	0.0002	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.762	943.7	779
R	0.01	0.02	1.5	0.08	0.004	0.045	0.004	0.06	0.025	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.819	943.6	779
S	0.008	0.02	2	0.08	0.004	0.045	0.004	0.045	0.025	0.0002	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.893	924.7	764
T	0.008	0.02	1.5	0.2	0.004	0.045	0.004	0.04	0.025	0.0002	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.978	1022	860
U	0.008	0.02	2	0.2	0.004	0.045	0.004	0.05	0.025	0.0002	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.822	1011	854
V	0.008	0.02	0.9	0.086	0.004	0.04	0.003	0.035	0.07	0.0005	0.01	0	0	0	0	0	0	0	0	0.679	955.9	765
W	0.008	0.02	0.9	0.086	0.004	0.04	0.003	0.035	0.07	0.0005	0	0.01	0	0	0	0	0	0	0.01	0.679	955.9	764
X	0.008	0.02	0.9	0.086	0.004	0.04	0.003	0.035	0.07	0.0005	0	0	0.01	0	0	0	0	0	0	0.679	955.9	765
Y	0.008	0.02	0.9	0.086	0.004	0.04	0.003	0.035	0.07	0.0005	0	0	0	0.01	0	0	0	0	0.01	0.679	955.9	765
Z	0.008	0.02	0.9	0.086	0.004	0.04	0.003	0.035	0.07	0.0005	0	0	0	0	0.01	0	0	0	0	0.679	955.9	766
AA	0.008	0.02	0.9	0.086	0.004	0.04	0.003	0.035	0.07	0.0005	0	0	0	0	0	0.01	0.01	0.01	0.01	0.679	955.9	774
AB	0.0371	0.01	0.19	0.01	0.005	0.029	0.0028	0.001	0	0.0001	0	0	0.01	0	0	0	0	0	0	165.5	884.6	715

[表3]

[0378]

钢板	钢坯	加热的工序	热轧工序		冷却工序		卷取的工序	冷轧工序
		加热的温度 ℃	最终2个道次的 压下率	精轧温度 ℃	最大 冷却速度 ℃/秒	从轧制完成 至650℃的时间 秒	卷取温度 ℃	压下率 %
A1	A	1250	46%/47%	925	300	1.5	680	75
A2	A	1250	46%/47%	925	300	1.5	680	75
A3	A	1250	46%/47%	940	300	1.5	680	75
A4	A	1250	46%/47%	940	300	1.5	680	75
B	B	1250	46%/47%	910	100	2.5	580	78
C	C	1200	46%/47%	901	100	2.5	630	70
D	D	1250	45%/45%	910	300	1.5	700	68
E	E	1250	45%/45%	910	300	1.5	700	68
F	F	1250	45%/45%	910	300	1.5	700	68
G	G	1100	45%/45%	930	100	4	580	75
H	H	1100	45%/45%	930	100	4	580	75
I	I	1250	20%/16%	922	300	1.5	332	—
J	J	1250	20%/16%	915	300	1.5	411	—
K1	K	1250	46%/47%	910	300	1.5	680	75
K2	K	1250	46%/47%	910	300	1.5	680	75
K3	K	1250	46%/47%	935	300	1.5	680	75
L	L	1250	46%/47%	935	300	1.5	680	75
M1	M	1250	46%/47%	910	300	1.5	680	75
M2	M	1250	46%/47%	910	300	1.5	680	75
M3	M	1250	46%/47%	910	300	1.5	680	75
M4	M	1250	46%/47%	935	300	1.5	680	75
M5	M	1250	46%/47%	935	300	1.5	680	75
N	N	1250	46%/47%	935	300	1.5	680	75
O	O	1250	46%/47%	935	300	1.5	680	75
P	P	1250	46%/47%	900	300	1.5	660	75
Q1	Q	1250	46%/47%	900	300	1.5	650	75
Q2	Q	1250	46%/47%	900	300	1.5	670	75
Q3	Q	1250	46%/47%	930	300	1.5	660	75
Q4	Q	1250	46%/47%	930	300	1.5	670	75
Q5	Q	1250	46%/47%	930	300	1.5	670	75
R	R	1250	46%/47%	900	300	1.5	670	75
S	S	1250	46%/47%	900	300	1.5	670	75
T	T	1250	46%/47%	900	300	1.5	670	75
U	U	1250	46%/47%	900	300	1.5	670	75
V	V	1250	46%/47%	910	300	1.5	670	75
W	W	1250	46%/47%	910	300	1.5	670	75
X	X	1250	46%/47%	910	300	1.5	670	75
Y	Y	1250	46%/47%	910	300	1.5	670	75
Z	Z	1250	46%/47%	910	300	1.5	670	75
AA	AA	1250	46%/47%	910	300	1.5	670	75
AB	AB	1250	46%/47%	910	300	1.5	670	75

[0379] [表4]

[0380]

钢板	退火工序					板厚 mm	晶粒A		晶粒C1
	再结晶 温度 ℃	退火 温度 ℃	退火 时间 秒	加热方法	板面内的 温度不均 ℃		面积分率 %	平均 晶体粒径 μm	面积分率 %
A1	740	790	60	煤气炉	±30	0.75	17.9	14.8	17.7
A2	740	775	60	煤气炉	±30	0.75	17.4	13.4	15.4
A3	740	775	60	煤气炉	±30	0.75	14.1	17.1	12.5
A4	740	790	120	煤气炉	±10	0.75	17.9	15.9	17.5
B	730	850	60	煤气炉	±30	0.75	12.8	18.1	11.4
C	768	870	60	煤气炉	±30	0.85	11.4	17.4	10.5
D	781	840	60	煤气炉	±30	0.9	9.4	12.2	8.8
E	748	800	60	煤气炉	±30	0.9	12.5	10.5	11.4
F	870	1000	60	煤气炉	±40	0.9	54.5	14.4	50.1
G	730	830	60	煤气炉	±30	0.75	12.1	16.5	11.3
H	735	830	60	煤气炉	±30	0.75	11.1	16.5	10.3
I	725	-	-	-	-	4	61.2	29	55.8
J	721	-	-	-	-	4	60.2	23	57.1
K1	770	790	60	煤气炉	±30	0.75	17.9	14.9	17.3
K2	770	800	60	煤气炉	±30	0.75	15.9	15.9	15.3
K3	770	800	120	煤气炉	±15	0.75	12.8	18.4	17.7
L	762	775	60	近红外线加热炉	±10	0.75	27.6	15.9	19.1
M1	760	770	60	近红外线加热炉	±10	0.75	17.4	18.3	20.2
M2	760	770	90	近红外线加热炉	±10	0.75	15.1	19.1	18.2
M3	760	780	60	近红外线加热炉	±10	0.75	16.4	18.8	18.5
M4	760	780	60	煤气炉	±30	0.75	17.9	15.1	17.3
M5	760	770	60	近红外线加热炉	±10	0.75	18.3	17.4	19.5
N	775	785	60	近红外线加热炉	±10	0.75	26.8	12.8	28.7
O	833	840	60	近红外线加热炉	±10	0.75	25.6	11.5	31.1
P	781	790	60	近红外线加热炉	±10	0.75	25.1	13.4	19
Q1	779	785	60	近红外线加热炉	±10	0.75	26.2	13	18.5
Q2	779	800	60	近红外线加热炉	±10	0.75	28.1	16.4	20.5
Q3	779	795	60	近红外线加热炉	±10	0.75	25.8	10.5	30.8
Q4	779	795	120	近红外线加热炉	±10	0.75	24.8	13.1	17.5
Q5	779	775	60	近红外线加热炉	±10	0.75	24.5	15.9	17.9
R	779	790	60	近红外线加热炉	±10	0.75	33.4	11.1	35.1
S	764	770	60	近红外线加热炉	±10	0.75	25.8	10.4	30.9
T	860	870	60	近红外线加热炉	±10	0.75	28	13.6	27.2
U	854	860	60	近红外线加热炉	±10	0.75	36.3	14.5	29.8
V	765	770	60	近红外线加热炉	±10	0.75	17.4	18	18.4
W	764	770	60	近红外线加热炉	±10	0.75	16.4	17.6	19.2
X	765	770	60	近红外线加热炉	±10	0.75	16.3	17.8	18.1
Y	765	770	60	近红外线加热炉	±10	0.75	16.5	17.4	18
Z	766	770	60	近红外线加热炉	±10	0.75	16.8	17.5	18.7
AA	774	770	60	近红外线加热炉	±10	0.75	15.8	17.5	20.2
AB	715	730	60	近红外线加热炉	±10	1.2	44.8	10.8	42.5

[0381] [表5]

[0382]

成型品 No.	成型条件			成型品								备注	
	钢板 No.	评价部 板厚减少率 [%]	变形比 β	晶粒C2 面积分率 %	最大板厚 D1[mm]	最小板厚 D2[mm]	(D1-D2)/D1× 100值	最大硬度 H1[NPa]	最小硬度 H2[NPa]	(H1-H2)/H1× 100值	R _a [μm]		目视 评价
1A	A3	8	0	12.5	0.76	0.69	9.2	111	96	13.5	1.03	C	参考例
2A	A3	16	0	12.7	0.77	0.63	18.2	124	97	21.7	1.12	C	比较例
3A	A3	25	0	13	0.78	0.56	28.2	137	97	29.4	1.33	D	比较例
4A	A3	8	1	12.3	0.76	0.69	9.2	111	96	13.5	0.88	B	参考例
5A	A3	16	1	12.1	0.77	0.63	18.2	124	97	21.7	0.92	C	比较例
6A	A3	25	1	11.9	0.78	0.56	28.2	137	97	29.4	1.11	C	比较例
7A	K3	8	0	17.7	0.76	0.69	9.2	140	121	13.6	1.11	C	参考例
8A	K3	16	0	17.8	0.77	0.63	18.2	156	122	21.8	1.31	D	比较例
9A	K3	25	0	17.9	0.78	0.56	28.2	173	122	29.5	1.54	D	比较例
10A	K3	8	1	17.5	0.76	0.69	9.2	140	121	13.6	0.95	C	比较例
11A	K3	16	1	17.3	0.77	0.63	18.2	156	122	21.8	0.99	C	比较例
12A	K3	25	1	17.1	0.78	0.56	28.2	173	122	29.5	1.19	C	比较例
13A	M5	8	0	19.5	0.76	0.69	9.2	161	139	13.6	0.66	A	参考例
14A	M5	16	0	19.9	0.77	0.63	18.2	179	140	21.8	0.73	A	实施例
15A	M5	25	0	20.5	0.78	0.56	28.2	196	138	29.5	0.85	B	实施例
16A	M5	8	1	19.2	0.76	0.69	9.2	159	137	13.6	0.68	A	参考例
17A	M5	16	1	18.7	0.77	0.63	18.2	179	140	21.8	0.71	A	实施例
18A	M5	25	1	18.3	0.78	0.56	28.2	201	142	29.5	0.81	B	实施例
19A	Q3	8	0	30.8	0.76	0.69	9.2	174	150	13.6	0.67	A	参考例
20A	Q3	16	0	31.7	0.77	0.63	18.2	194	152	21.8	0.77	B	实施例
21A	Q3	25	0	35	0.78	0.56	28.2	214	151	29.5	0.89	B	实施例
22A	Q3	8	1	30.3	0.76	0.69	9.2	172	149	13.6	0.66	A	参考例
23A	Q3	16	1	28.8	0.77	0.63	18.2	191	149	21.8	0.78	B	实施例
24A	Q3	25	1	27.2	0.78	0.56	28.2	216	152	29.5	0.89	B	实施例
25A	AB	8	0	42.5	1.22	1.10	9.2	139	120	13.6	0.91	C	参考例
26A	AB	16	0	42.7	1.23	1.01	18.2	151	118	21.8	1.21	C	比较例
27A	AB	25	0	43	1.25	0.90	28.2	164	116	29.5	1.61	D	比较例
28A	AB	8	1	42.3	1.22	1.10	9.2	138	119	13.6	0.84	B	参考例
29A	AB	16	1	42.1	1.23	1.01	18.2	150	117	21.8	1.12	C	比较例
30A	AB	25	1	41.9	1.25	0.90	28.2	170	120	29.5	1.24	C	比较例

[0383] 由上述结果可知：实施例所对应的成型品与比较例所对应的成型品相比，表面粗糙度得以抑制。

[0384] <实施例B>

[0385] [成型品的成型模拟]

[0386] 使用在参考例A中使用的具有bcc结构的金属板的截面,对具有fcc结构的金属板的截面的晶粒进行了模拟。然后,使具有fcc结构的金属板的截面的晶粒的粒径发生变化,并且使晶粒A及晶粒B的平均面积分率发生变化,对具有表6中所示的特性的假想材进行了模拟。

[0387] 接着,对所模拟的假想材实施了相当于利用拉深鼓凸加工而进行的图7中所示的成型品的成型(与实施例A同样的成型品的成型)的成型模拟。即,对所模拟的假想材实施了赋予相当于成为成型品的评价部(与棱线的延伸方向正交的截面中的上述棱线的最小曲率半径的弯曲外部)的假想材的塑性应变量的“板厚减少率”的成型模拟。

[0388] 具体而言,首先,为了对假想材赋予成为表6中所示的“等效塑性应变”的位移,通过有限元素分析法实施了模型形状的压制成型模拟(以下,称为压制成型模拟)。

[0389] 由此,算出了压制成型模拟实施后的假想材的“最大板厚D1(相当于成型品的最大板厚D1)”、“最小板厚D2(相当于成型品的最小板厚D2)”、最大维氏硬度H1(相当于成型品的最大维氏硬度H1)及“最小维氏硬度H2(相当于成型品的最小维氏硬度H2)”。

[0390] 然后,作为相当于该压制成型模拟的假想材的成型模拟,在假想材的截面的左右、跟前及进深方向上赋予成为表6中所示的“等效塑性应变”的位移,通过晶体塑性有限元素分析法而实施了产生双轴拉伸变形的成型模拟(以下,称为成型模拟)。

[0391] 其中,上述压制成型模拟实施后的假想材的“最大板厚D1(相当于成型品的最大板厚D1)”及“最小板厚D2(相当于成型品的最小板厚D2)”设定为如下所述。

[0392] 最大板厚D1为在压制成型品的板面内板厚变得最大的部位处的板厚。

[0393] 最小板厚D2为在压制成型品的板面内板厚变得最小的部位处的板厚。

[0394] 另外,上述压制成型模拟实施后的假想材的“最大维氏硬度H1(相当于成型品的最大维氏硬度H1)”及“最小维氏硬度H2(相当于成型品的最小维氏硬度H2)”设定为如下所述。

[0395] 最大维氏硬度H1是由成型后(加工硬化后)的维氏硬度的假想材的平均屈服强度 YP_1 (MPa)通过下述式子来计算的。

[0396] • 式:最大维氏硬度 $H1 = YP_1$ (MPa) / 3

[0397] 最小维氏硬度H2是由成型前的维氏硬度的上述假想材的平均屈服强度 YP_2 (MPa)通过下述式子来计算的。

[0398] • 式:最小维氏硬度 $H2 = YP_2$ (MPa) / 3

[0399] 其中,成型前的维氏硬度的假想材的平均屈服强度 YP_2 (MPa)是基于作为假想材的6000系铝合金板的屈服强度和其晶体取向依赖性来算出的。

[0400] 另外,成型后(加工硬化后)的维氏硬度的假想材的平均屈服强度 YP_1 (MPa)是使用通过输入了6000系铝合金板的机械特性的上述压制成型模拟而在上述压制成型品的板面内板厚变得最小的部位的等效应力值来算出的。

[0401] 然后,对于上述成型模拟实施后的假想材,实施了下述的评价。将结果示于表6中。

[0402] 此外,对于板厚减少率低于10%的成型模拟条件的例子,由于是应变的量少且没有引起表面凹凸的例子,因此记载为参考例。

[0403] (凹凸高度)

[0404] 对于上述成型模拟实施后的假想材,通过下述的方法算出了表面的凹凸高度。将上述成型模拟实施后的假想材的表面轮廓设定为假想材的截面曲线,由上述截面曲线的最大值和最小值来算出。

[0405] (截面曲线的算术平均高度 P_a)

[0406] 对于上述成型模拟实施后的假想材的表面性状,在得到假想材的截面曲线后,算出了截面曲线的算术平均高度 P_a 。然后,按照下述评价基准进行了评价。

[0407] 截面曲线的算术平均高度 P_a 为JIS B0601(2001)中规定的算术平均高度。测定条件如下所述。

[0408] • 评价长度:1mm

[0409] • 基准长度:1mm

[0410] 假想材的表面性状的评价基准如下所述。

[0411] A: $P_a \leq 0.75\mu\text{m}$ (作为汽车外板部件更优选,也可以作为高级车的外板部件来利用。)

[0412] B: $0.75\mu\text{m} < P_a \leq 0.95\mu\text{m}$ (可以作为汽车部件来利用。)

[0413] C: $0.95\mu\text{m} < P_a \leq 1.30\mu\text{m}$ (无法作为汽车的外板部件来利用。)

[0414] D: $1.30\mu\text{m} < P_a$ (无法作为汽车的部件来利用。)

[0415] [表6]

[0416]

成型品 No.	成型模拟条件		具有fcc结构的假想材			压制成型模拟实施后的假想材					参考				
	评价部 板厚减少率 [%]	变形比 β	晶粒A 面积分率 %	晶粒A 平均晶体粒径 μm	晶粒C1 面积分率 %	晶粒C2 面积分率 %	最大板厚 D1[mm]	最小板厚 D2[mm]	(D1-D2)/D1× 100值	假定最大 硬度 H1[mm]			假定最小 硬度 H2[mm]	(H1-H2)/H1× 100值	P _a [μm]
1B	8	0	14	15	12.5	12.5	0.76	0.73	4.6	96	82	15.3	0.93	B	参考例
2B	16	0	14	15	12.5	12.7	0.77	0.70	9.1	103	82	20.1	1.00	C	比较例
3B	25	0	14	15	12.5	13	0.78	0.67	14.1	110	82	25.0	1.51	D	比较例
4B	8	1	14	15	12.5	12.3	0.76	0.73	4.6	96	82	15.3	0.80	B	参考例
5B	25	1	14	15	12.5	11.9	0.78	0.67	14.1	110	82	25.0	0.99	C	比较例
6B	8	0	31	15	35.5	30.8	0.76	0.73	4.6	151	128	15.3	0.63	A	参考例
7B	25	0	31	15	35.5	35	0.78	0.67	14.1	171	128	25.0	0.81	B	实施例
8B	8	1	31	15	35.5	30.3	0.76	0.73	4.6	150	127	15.3	0.62	A	参考例
9B	25	1	31	15	35.5	27.2	0.78	0.67	14.1	172	129	25.0	0.81	B	实施例
10B	8	0	18	15	19.5	19.5	0.76	0.73	4.6	139	118	15.3	0.62	A	参考例
11B	16	0	18	15	19.5	19.9	0.77	0.70	9.1	149	119	20.1	0.68	A	实施例
12B	25	0	18	15	19.5	20.5	0.78	0.67	14.1	156	117	25.0	0.78	B	实施例
13B	8	1	18	15	19.5	19.2	0.76	0.73	4.6	137	116	15.3	0.50	A	参考例
14B	16	1	18	15	19.5	18.8	0.77	0.70	9.1	149	119	20.1	0.59	A	实施例
15B	25	1	18	15	19.5	18.3	0.78	0.67	14.1	161	121	25.0	0.74	A	实施例
16B	16	0	14	17	12.5	12.7	0.77	0.70	9.1	103	82	20.1	1.30	D	比较例
17B	25	0	14	17	12.5	13	0.78	0.67	14.1	110	82	25.0	1.85	D	比较例
18B	8	1	14	17	12.5	12.3	0.76	0.73	4.6	96	82	15.3	0.80	B	参考例
19B	16	1	14	17	12.5	12.1	0.77	0.70	9.1	103	82	20.1	1.05	C	比较例
20B	25	1	14	17	12.5	11.9	0.78	0.67	14.1	110	82	25.0	1.33	D	比较例
21B	8	0	26	17	30.5	30.8	0.76	0.73	4.6	151	128	15.3	0.44	A	参考例
22B	16	0	26	17	30.5	31.7	0.77	0.70	9.1	162	129	20.1	0.73	A	实施例
23B	25	0	26	17	30.5	35	0.78	0.67	14.1	171	128	25.0	0.89	B	实施例
24B	8	1	26	17	30.5	30.3	0.76	0.73	4.6	150	127	15.3	0.41	A	参考例
25B	16	1	26	17	30.5	28.8	0.77	0.70	9.1	159	127	20.1	0.55	A	实施例
26B	25	1	26	17	30.5	27.2	0.78	0.67	14.1	172	129	25.0	0.76	B	实施例
27B	8	0	18	17	26.5	25.8	0.76	0.73	4.6	139	118	15.3	0.44	A	参考例
28B	16	0	18	17	19.5	19.9	0.77	0.70	9.1	149	119	20.1	0.55	A	实施例
29B	25	0	18	17	19.5	20.5	0.78	0.67	14.1	156	117	25.0	0.66	A	实施例
30B	8	1	18	17	19.5	19.2	0.76	0.73	4.6	137	116	15.3	0.44	A	参考例
31B	16	1	18	17	19.5	18.7	0.77	0.70	9.1	149	119	20.1	0.56	A	实施例
32B	25	1	18	17	19.5	18.3	0.78	0.67	14.1	161	121	25.0	0.68	A	实施例

[0417] 由上述结果可知：本实施例所对应的成型品与比较例所对应的成型品相比，表面粗糙得以抑制。

[0418] 如上所述,对具有fcc结构的假想材实施了产生平面应变拉伸变形及双轴变形的成型模拟,结果获知:与具有bcc结构的钢板同样地,成型品的表面粗糙得以抑制。

[0419] 符号的说明如下所述。

[0420] 10 金属板的成型品

[0421] 11 金属板

[0422] 12 金属板的成型品的棱线部

[0423] 14 金属板的成型品的顶板部

[0424] 14A 沿着棱线部的延伸方向的金属板的成型品的肩部

[0425] 14B 与棱线部的延伸方向相交的金属板的成型品的肩部

[0426] 16 金属板的成型品的纵壁部

[0427] 16A 沿着棱线部的延伸方向的金属板的成型品的纵壁部

[0428] 16B 与棱线部的延伸方向相交的金属板的成型品的纵壁部

[0429] 18 金属板的成型品的凸缘

[0430] 18A 处于棱线部的正交方向上的金属板的成型品的凸缘

[0431] 18B 处于棱线部的延伸方向上的金属板的成型品的凸缘

[0432] 需要说明的是,日本专利申请第2018-071080号的公开内容的整体通过参照被引入本说明书中。

[0433] 本说明书中记载的全部文献、专利申请及技术标准与具体且分别记载了各个文献、专利申请及技术标准通过参照而被纳入的情况相同程度地通过参照而被纳入本说明书中。

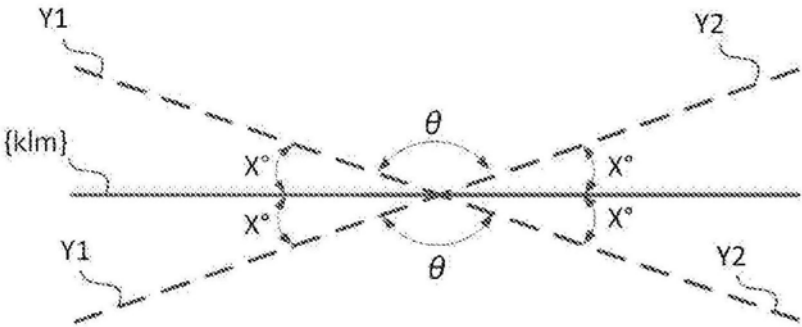


图1

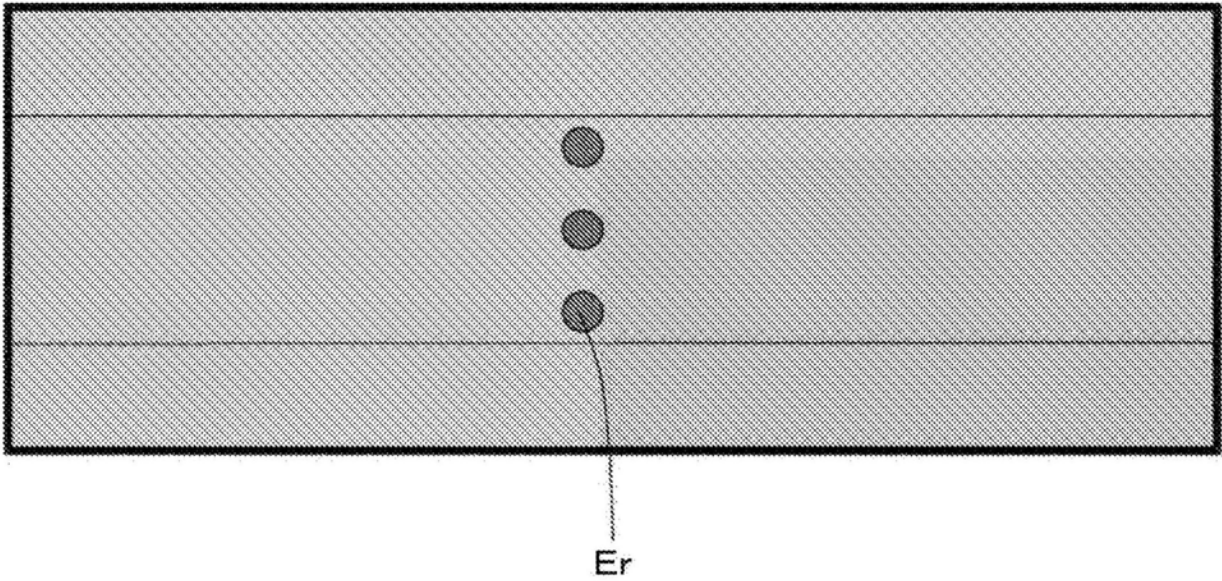


图2

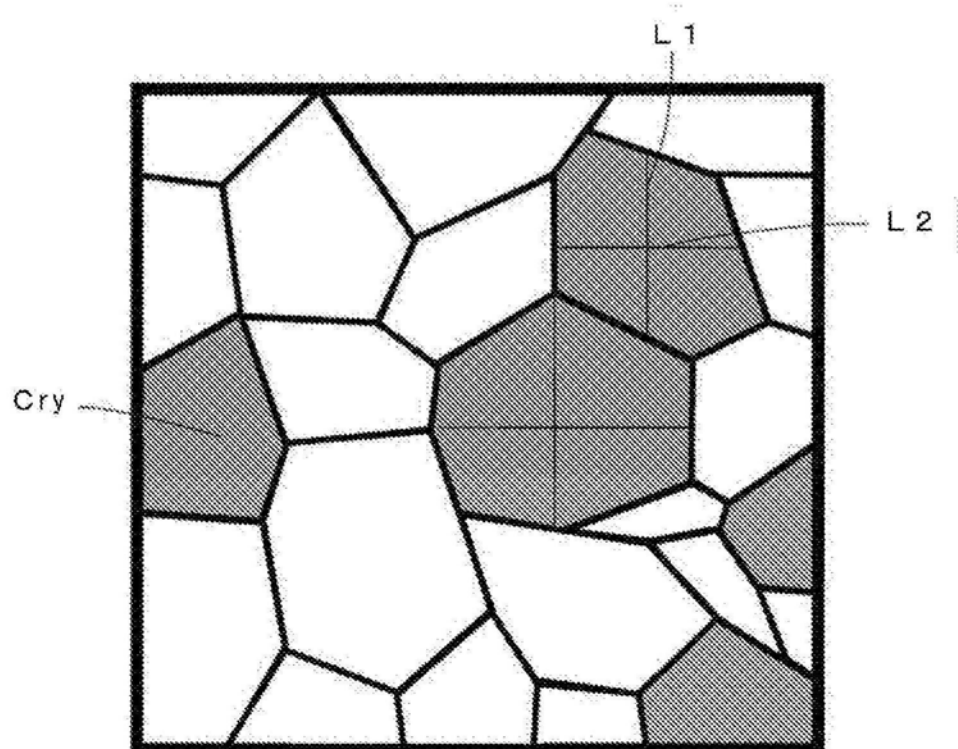


图3

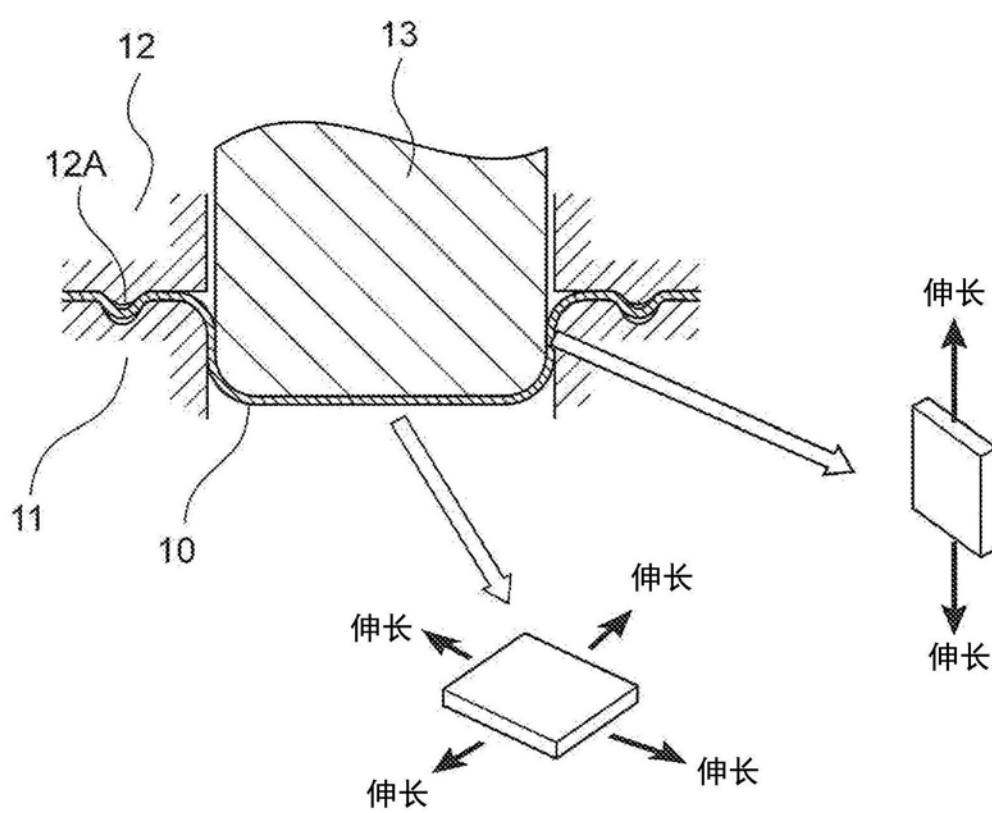


图4A

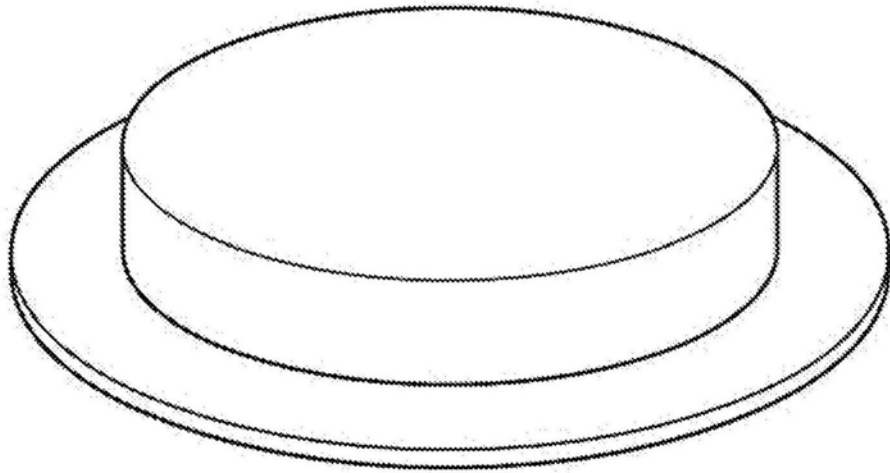


图4B

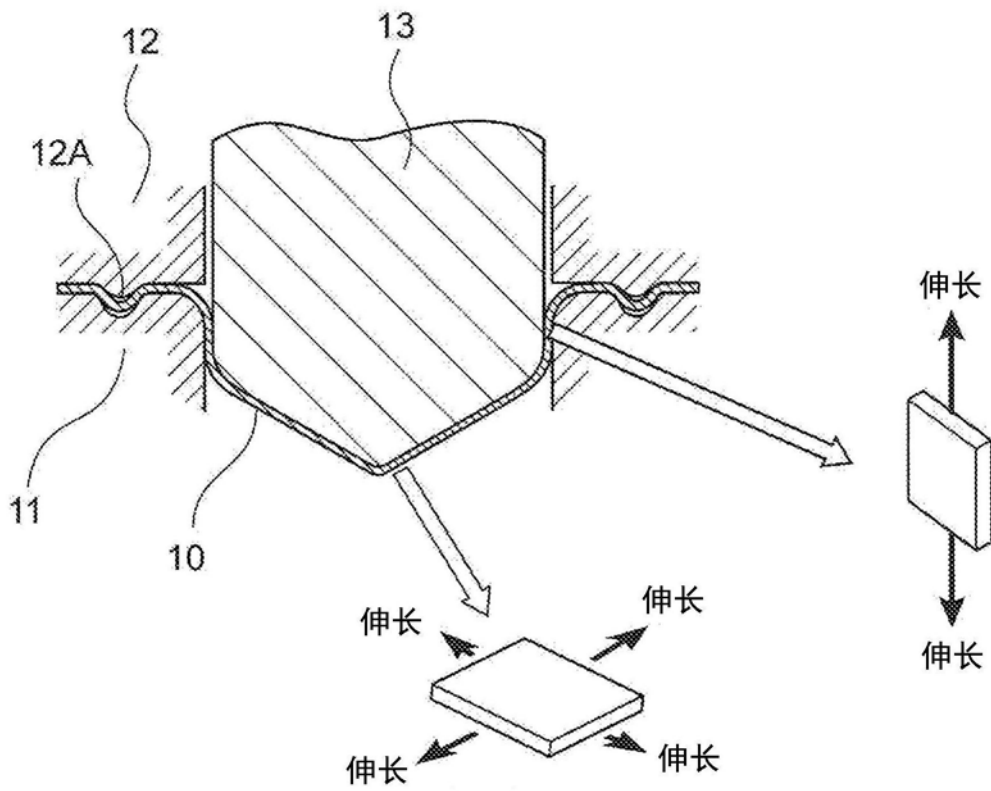


图5A

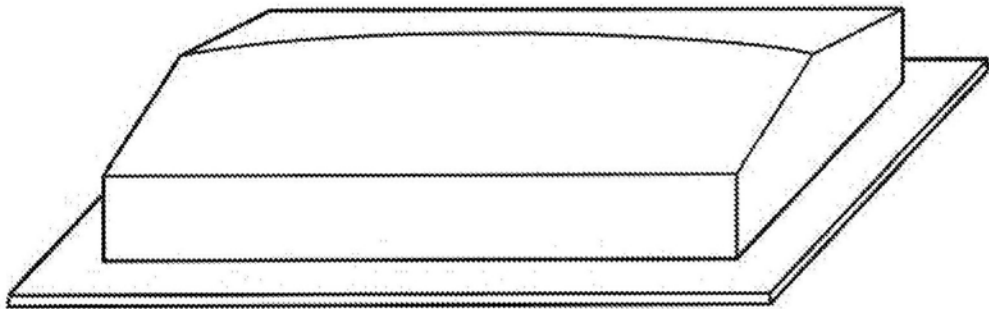


图5B

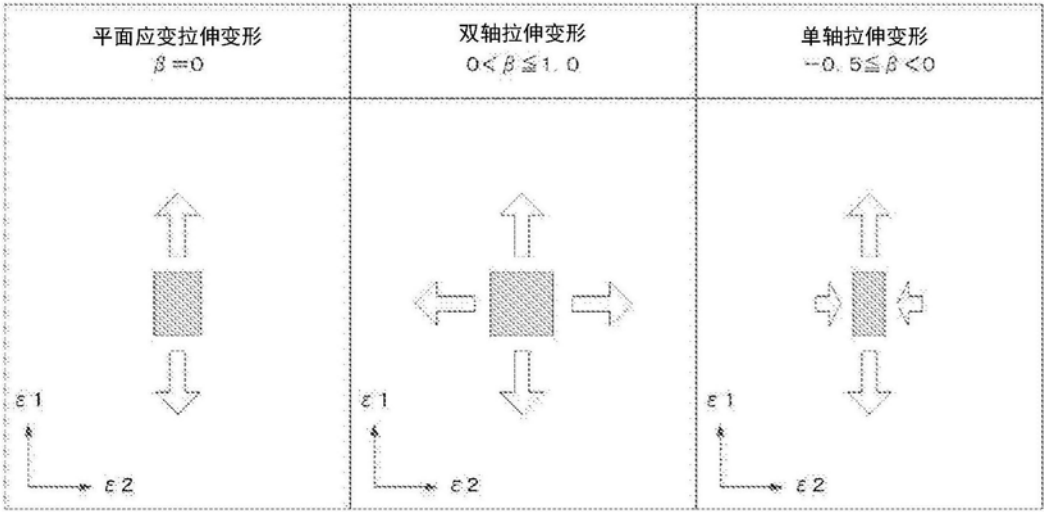


图6

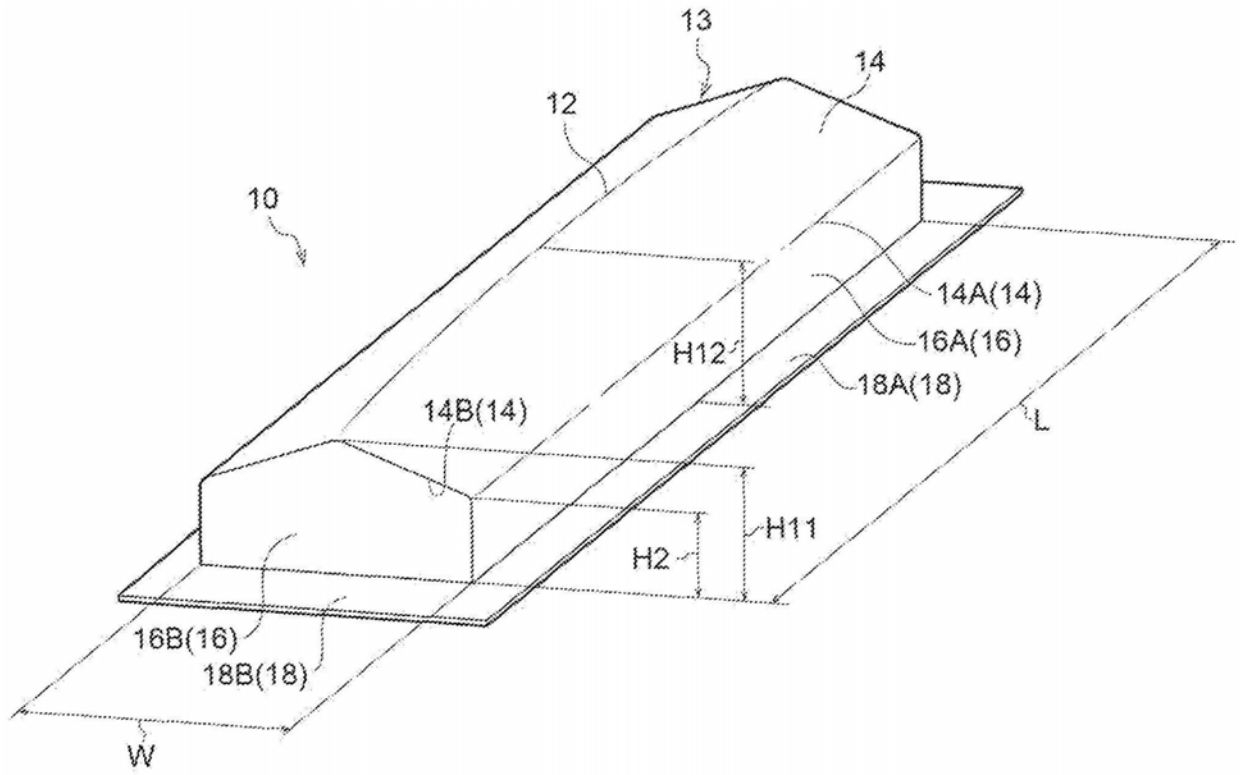


图7

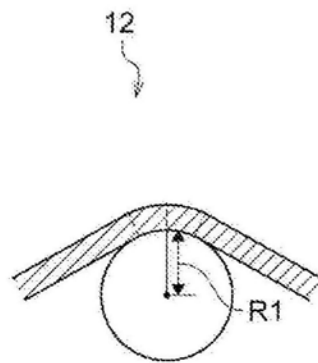


图8