



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 115135798 B

(45) 授权公告日 2023.10.31

(21) 申请号 202180014842.0

(22) 申请日 2021.07.14

(65) 同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 115135798 A

(43) 申请公布日 2022.09.30

(30) 优先权数据
2020-120494 2020.07.14 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2022.08.16

(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2021/026489 2021.07.14

(87) PCT国际申请的公布数据
W02022/014645 JA 2022.01.20

(73) 专利权人 日本制铁株式会社
地址 日本东京

(72) 发明人 藤田宗士 布田雅裕 铃木优贵
真木纯 吉川伸麻 入川秀昭

(74) 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司
72002

专利代理师 陆昊 陈建全

(51) Int.Cl.
G23C 2/28 (2006.01)
G22C 21/02 (2006.01)
G22C 38/00 (2006.01)
G22C 38/60 (2006.01)
G23C 2/12 (2006.01)
G23C 2/40 (2006.01)

(56) 对比文件
CN 110573644 A, 2019.12.13
CN 110234781 A, 2019.09.13
CN 106282873 A, 2017.01.04
CN 110914464 A, 2020.03.24
CN 1145645 A, 1997.03.19
CN 103492605 A, 2014.01.01
TW 201615891 A, 2016.05.01

审查员 陈文钊

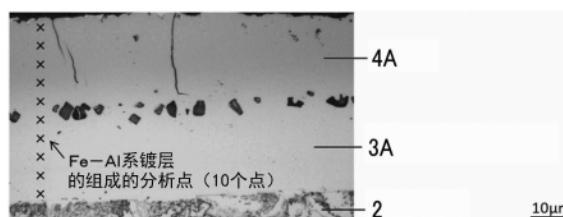
权利要求书3页 说明书22页 附图3页

(54) 发明名称

热冲压构件及其制造方法

(57) 摘要

该热冲压构件具有：母材钢板；和形成于上述母材钢板的单面或两面的表面上的Fe-Al系镀层，上述Fe-Al系镀层以质量%计含有Fe:64.0%~99.4%、Al:0.5%~30.0%、Si:0.1%~6.0%，在将上述Fe-Al系镀层的以质量%计的Si含量设定为 W_{Si} 、将Al含量设定为 W_{Al} 时，上述 W_{Si} 与上述 W_{Al} 满足 $5 \times W_{Si} \leq W_{Al}$ ，上述Fe-Al系镀层从表面侧起依次包含FeAl层、Al固溶铁素体层这两层，上述Fe-Al系镀层的厚度为 $5 \mu m \sim 80 \mu m$ 。



1. 一种热冲压构件,其特征在于,其具有:
母材钢板;和
形成于所述母材钢板的单面或两面的表面上的Fe-Al系镀层,
所述Fe-Al系镀层以质量%计含有:
Fe:64.0%~99.4%、
Al:0.5%~30.0%、
Si:0.1%~6.0%、
在将所述Fe-Al系镀层的以质量%计的Si含量设定为 W_{Si} 、将Al含量设定为 W_{Al} 时,所述 W_{Si} 与所述 W_{Al} 满足以下的式(1),
所述Fe-Al系镀层从表面侧起依次包含FeAl层、Al固溶铁素体层这2层,
所述Fe-Al系镀层的厚度为 $5\mu\text{m}\sim 80\mu\text{m}$,
 $5 \times W_{Si} \leq W_{Al}$ 式(1)。
2. 根据权利要求1所述的热冲压构件,其特征在于,所述FeAl层的厚度D1与所述Al固溶铁素体层的厚度D2之比D2/D1为0.8~2.5。
3. 根据权利要求1或2所述的热冲压构件,其特征在于,所述Fe-Al系镀层含有空隙,所述空隙的直径为 $5\mu\text{m}\sim 15\mu\text{m}$ 。
4. 根据权利要求1~3中任一项所述的热冲压构件,其特征在于,所述Fe-Al系镀层的Al含量的最大值以质量%计为30.0%以下。
5. 根据权利要求1~4中任一项所述的热冲压构件,其特征在于,所述母材钢板的化学组成以质量%计含有:
C:0.10%~0.50%、
Si:0.01%~2.00%、
Mn:0.30%~5.00%、
B:0.0002%~0.0100%、
Al:1.00%以下、
P:0.100%以下、
S:0.100%以下、
N:0.0100%以下、
Cr:0%~2.00%、
W:0%~3.0%、
Mo:0%~3.0%、
Co:0%~3.0%、
V:0%~2.0%、
Ti:0%~0.50%、
Nb:0%~1.00%、
Ni:0%~5.0%、
Cu:0%~3.0%、
Sn:0%~0.10%、
Sb:0%~0.10%、

Mg:0%~0.0100%、
 Ca:0%~0.0100%、
 Zr:0%~0.0100%、
 REM:0%~0.0100%、
 O:0%~0.0070%、
 剩余部分为Fe及杂质。

6. 一种热冲压构件的制造方法,其特征在于,其是制造权利要求1所述的热冲压构件的方法,具有下述工序:

将具有母材钢板和形成于所述母材钢板上的Al系镀层的Al系镀覆钢板进行切料的切料工序;

将所述切料工序后的所述Al系镀覆钢板进行加热的加热工序;和
 对所述加热工序后的所述Al系镀覆钢板进行成型及冷却的成型工序,
 其中,所述Al系镀层的每单面的附着量为 $5\text{g}/\text{m}^2\sim 100\text{g}/\text{m}^2$,
 所述Al系镀层以质量%计含有:

Al:83.0%~95.0%、
 Si:5.0%~12.0%、
 Fe:0%~5.0%、

在将所述加热工序中的以单位为 $^{\circ}\text{C}$ 计的最高加热温度设定为 T_{Max} 、将所述加热工序中从所述 T_{Max} 到 $(T_{\text{Max}}-10^{\circ}\text{C})$ 之间保持所述Al系镀覆钢板的时间以单位为分钟计设定为 t 、将所述附着量设定为 W 时,所述 T_{Max} 、所述 t 及所述 W 满足以下的式(2),所述 T_{Max} 为 850°C 以上,

从所述加热工序的结束至所述成型工序的所述冷却的开始之间为15秒以下,
 $700\leq (T_{\text{Max}}-850)^2\times (t/W)\leq 4000$ 式(2)。

7. 根据权利要求6所述的热冲压构件的制造方法,其特征在于,所述Al系镀层的每单面附着量即所述 W 为 $10\text{g}/\text{m}^2\sim 80\text{g}/\text{m}^2$ 。

8. 根据权利要求6或7所述的热冲压构件的制造方法,其特征在于,所述 T_{Max} 、所述 t 及所述 W 满足以下的式(3),

$1000\leq (T_{\text{Max}}-850)^2\times (t/W)\leq 3000$ 式(3)。

9. 根据权利要求6~8中任一项所述的热冲压构件的制造方法,其特征在于,所述母材钢板的化学组成以质量%计含有:

C:0.10%~0.50%、
 Si:0.01%~2.00%、
 Mn:0.30%~5.00%、
 B:0.0002%~0.0100%、
 Al:1.00%以下、
 P:0.100%以下、
 S:0.100%以下、
 N:0.0100%以下、
 Cr:0%~2.00%、
 W:0%~3.0%、

Mo:0%~3.0%、
Co:0%~3.0%、
V:0%~2.0%、
Ti:0%~0.50%、
Nb:0%~1.00%、
Ni:0%~5.0%、
Cu:0%~3.0%、
Sn:0%~0.10%、
Sb:0%~0.10%、
Mg:0%~0.0100%、
Ca:0%~0.0100%、
Zr:0%~0.0100%、
REM:0%~0.0100%、
O:0%~0.0070%、
剩余部分为Fe及杂质。

10. 根据权利要求6~9中任一项所述的热冲压构件的制造方法,其特征在于,在所述A1系镀覆钢板中,在所述母材钢板与所述A1系镀层之间存在界面合金层。

热冲压构件及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及热冲压构件及其制造方法。

[0002] 本申请基于2020年07月14日在日本申请的特愿2020-120494号而主张优先权，并将其内容援引于此。

背景技术

[0003] 近年来，为了保护环境及防止地球变暖，被要求抑制化学燃料的消耗。这样的要求例如对于作为移动机构在日常生活、活动中不可或缺的汽车也不例外。针对这样的要求，就汽车而言，研究了由车身的轻量化等带来的燃料效率的提高等。汽车的结构大多由铁、特别是钢板来形成，因此减薄该钢板来降低重量对于车身的轻量化而言效果是大的。然而，如果单纯地减薄钢板的厚度来降低钢板的重量，则有可能作为结构物的强度降低，安全性降低。因此，为了减薄钢板的厚度，要求按照不使结构物的强度降低的方式来提高所使用的钢板的机械强度。

[0004] 因而，对于通过提高钢板的机械强度从而即使比以前所使用的钢板减薄也能够维持或提高机械强度的钢板，进行了研究开发。这样的对于钢板的要求不仅存在于汽车制造业，而且也同样存在于各种制造业。

[0005] 一般而言，具有高机械强度的材料在弯曲加工等成型加工中存在形状冻结性低的倾向，在加工成复杂形状的情况下，加工本身变得困难。作为解决关于该成型性的问题的手段之一，可列举出所谓的“热压法（热压制法、高温压制法、模具淬火法）”。在该热压法中，将作为成型对象的材料暂且加热至高温（如果为钢则为奥氏体区域温度），对通过加热而软化的材料，通过在进行压制加工而成型之后、或者与成型同时地利用由与压制模具的接触带来的除热，将材料急速冷却而使其发生马氏体相变，能够得到高机械强度。

[0006] 根据该热压法，将材料暂且加热至高温而使其发生软化，以材料软化的状态进行压制加工，因此能够对材料容易地进行压制加工。因此，通过该热压加工，可得到兼顾良好的形状冻结性和高机械强度的压制成型品。特别是在材料为钢的情况下，通过由与成型同时地或在成型后进行的冷却带来的淬火效果，能够提高压制成型品的机械强度。

[0007] 这样的热压法有望作为成型出高强度的构件的方法，但通常具有在大气中将钢板加热的工序，在钢板的表面生成氧化物（氧化皮）。因此，需要将其通过喷丸、酸洗等后续工序来除去。可是，就喷丸而言，难以完全排除氧化皮，此外有可能因丸粒而引起钢板的变形。此外，在酸洗的情况下需要进行废水处理等，从环境负荷的观点出发有时需要采取应对对策。因此，在进行喷丸、酸洗的情况下，存在导致制造成本提高的课题。

[0008] 针对这样的课题，提出了一种技术，其通过使用对钢板实施了镀Al的所谓的镀Al钢板来谋求加热时的氧化抑制。例如，在专利文献1中公开了一种被覆钢板，其在钢板表面具有铝覆层，通过防止热处理时的基础金属的氧化来具有高耐蚀性。此外，示出了该覆层在热处理时相变为铁合金从而具有可超过600HV的高硬度。此外，在专利文献2中公开了一种被覆钢制品，其中，基础钢被铝预涂层或铝合金预涂层覆盖，上述覆层从基础钢向外侧依次

包含相互扩散层、中间层、金属间化合物层、表面层。此外,示出了该中间层、表面层具有900~1000HV的硬度。此外,在专利文献3中公开了一种方法和由其得到的高强度汽车部件,其特征在于,所述方法是使用对钢实施了以Al作为主体的镀覆而成的钢板通过热压法来制造汽车构件的,所述钢以质量%计含有C:0.05~0.7%、Si:0.1~1%、Mn:0.7~2%、P:0.003~0.1%、S:0.003~0.1%作为钢成分,所述高强度汽车部件是在表面具有包含 FeAl_2 、 Fe_2Al_5 、 FeAl_3 、 FeAl 、Al固溶 α -Fe中的2种以上的合金层的钢部件,该合金层的组织为3层结构,最表层为以 FeAl_2 作为主要成分的层。

[0009] 然而,就专利文献1~2中公开的技术而言,在镀层中具有硬质的层,如果在热压时受到强烈冲击,则有可能镀层发生剥离,存在成型品的耐蚀性降低这样的问题。此外,就专利文献3中记载的部件而言,由于 FeAl_2 、 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 为硬质,因此在合金层具有任一结构的情况下,都有可能镀层发生剥离,存在成型品的耐蚀性降低的问题。

[0010] 在专利文献4中公开了一种热压成型构件,其特征在于,在基体钢板的表面形成热浸镀铝层,该镀层仅由以Al固溶的 α -Fe制成的单一的软质扩散层构成。

[0011] 然而,就该专利文献4中公开的技术而言,当在成型时钢板被轧制而受到板厚减少那样的非常严酷的成型的情况下,仅通过单一的软质的扩散层无法耐受成型时的冲击,产生瑕疵、镀层剥离,存在成型品的耐蚀性降低的问题。

[0012] 现有技术文献

[0013] 专利文献

[0014] 专利文献1:日本特开2000-38640号公报

[0015] 专利文献2:国际公开第2008/053273号公报

[0016] 专利文献3:日本特开2007-314874号公报

[0017] 专利文献4:国际公开第2016/190538号公报

发明内容

[0018] 发明所要解决的课题

[0019] 本发明是鉴于上述的课题而进行的。本发明的课题是提供即使是在成型时进行了钢板的板厚减少那样的严酷成型之后成型部耐蚀性也优异的热冲压构件及其制造方法。

[0020] 用于解决课题的手段

[0021] 本发明的发明者们是以为为了谋求加热时的氧化抑制而将含有Al的镀覆钢板进行热冲压来得到热冲压构件的情况作为前提,对进一步提高在热冲压后得到的热冲压构件的成型部耐蚀性的方法进行了研究。特别是对即使是在成型时进行了钢板的板厚减少那样的严酷成型之后也可得到优异的成型部耐蚀性的方法进行了研究。

[0022] 研究的结果,获知:就热冲压构件的成型部耐蚀性的降低而言,关于形成于母材钢板表面的Fe-Al系镀层,为下述2点原因:1)热成型时的镀层剥离、2)镀层中的Si含量与Al含量之比。本发明的发明者们进一步进行了研究,结果发现:对于1)、2),分别通过实施以下的对策从而成型部耐蚀性提高。

[0023] 具体而言,作为1)的镀层剥离的对策,为了抑制Fe-Al系的相中硬质的化合物即 FeAl_2 、 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 (Al:40~65质量%)的生成,关于热冲压加热后的镀覆组成(镀层的化学组成),将Al含量(W_{Al} 、质量%)设定为0.5%~30.0%、将Si含量(W_{Si} 、质量%)设定为

0.1%~6.0%、将Fe含量(质量%)设定为64.0%~99.4%是有效的。特别是,Fe₂Al₅还成为维氏硬度HV900~1000。上述Fe-Al系的相是指,除了包含Fe-Al的2元系相以外,还包含含有Si的Fe-Al-Si的3元系相及在上述2元系相、上述3元系相中固溶有Fe、Al、Si以外的元素的相。

[0024] 此外,还获知:Fe-Al系镀层的结构制成下述2层结构会在压制成型中提高对于模具的耐损伤性,抑制镀层剥离,所述2层结构包含比FeAl₂、FeAl₃、Fe₂Al₅ (Al:40~65质量%)软质的FeAl层及Al固溶铁素体层这两层(FeAl层、Al固溶铁素体层的维氏硬度例如为HV300~700),进而,比Al固溶铁素体层更为硬质的FeAl层存在于表面侧。

[0025] 此外,一般Si是比Fe的元素活泼性更为稳定(离子化倾向低)的元素,是阻碍由镀层带来的母材的替化防蚀从而降低耐蚀性的元素。另一方面,Si也是下述元素:抑制在热浸镀铝浴中浸渍时在镀层与母材的界面处形成的硬质的合金层的过度生长,抑制调质轧制、加工时的镀层剥离现象。因此,在热浸镀铝钢板的制造工序中的镀铝浴中一般含有Si。本发明的发明者们发现:即使是含有Si的Al系镀层,但如果通过在热冲压加热工序中进行镀层的合金化,从而在制成部件的热冲压后能够降低镀层中的Si含量,进而,从Al是比Fe的元素活泼性更为活泼(离子化倾向高)的元素这点出发,关于镀层中的Si含量与Al含量之比,如果将镀层中的Si含量(W_{Si}、质量%)相对于Al含量(W_{Al}、质量%)能够抑制到式(1)中所示的范围,则能够提高成型部耐蚀性。

[0026] $5 \times W_{Si} \leq W_{Al}$ 式(1)

[0027] 本发明是基于上述的见识而进行的,其主旨如下所述。

[0028] [1]本发明的一个方案的热冲压构件具有:母材钢板;和形成于上述母材钢板的单面或两面的表面上的Fe-Al系镀层,上述Fe-Al系镀层以质量%计含有Fe:64.0%~99.4%、Al:0.5%~30.0%、Si:0.1%~6.0%,在将上述Fe-Al系镀层的以质量%计的Si含量设定为W_{Si}、将Al含量设定为W_{Al}时,上述W_{Si}与上述W_{Al}满足以下的式(1),上述Fe-Al系镀层从表面侧起依次包含FeAl层、Al固溶铁素体层这2层,上述Fe-Al系镀层的厚度为5μm~80μm。

[0029] $5 \times W_{Si} \leq W_{Al}$ 式(1)

[0030] [2]根据上述[1]所述的热冲压构件,其中,上述FeAl层的厚度D1与上述Al固溶铁素体层的厚度D2之比D2/D1也可以为0.8~2.5。

[0031] [3]根据上述[1]或[2]所述的热冲压构件,其中,上述Fe-Al系镀层也可以含有空隙,上述空隙的直径为5μm~15μm。

[0032] [4]根据上述[1]~[3]中任一项所述的热冲压构件,其中,上述Fe-Al系镀层的Al含量的最大值以质量%计也可以为30.0%以下。

[0033] [5]根据[1]~[4]中任一项所述的热冲压构件,其中,上述母材钢板的化学组成也可以以质量%计含有C:0.10%~0.50%、Si:0.01%~2.00%、Mn:0.30%~5.00%、B:0.0002%~0.0100%、Al:1.00%以下、P:0.100%以下、S:0.100%以下、N:0.0100%以下、Cr:0%~2.00%、W:0%~3.0%、Mo:0%~3.0%、Co:0%~3.0%、V:0%~2.0%、Ti:0%~0.50%、Nb:0%~1.00%、Ni:0%~5.0%、Cu:0%~3.0%、Sn:0%~0.10%、Sb:0%~0.10%、Mg:0%~0.0100%、Ca:0%~0.0100%、Zr:0%~0.0100%、REM:0%~0.0100%、O:0%~0.0070%,剩余部分为Fe及杂质。

[0034] [6]本发明的另一方案的热冲压构件的制造方法是制造上述[1]所述的热冲压构

件的方法,其具有下述工序:将具有母材钢板和形成于上述母材钢板上的Al系镀层的Al系镀覆钢板进行切料(blanking)的切料工序;将上述切料工序后的上述Al系镀覆钢板进行加热的加热工序;和对上述加热工序后的上述Al系镀覆钢板进行成型及冷却的成型工序,其中,上述Al系镀层的每单面的附着量为 $5\text{g}/\text{m}^2\sim 100\text{g}/\text{m}^2$,上述Al系镀层以质量%计含有Al:83.0%~95.0%、Si:5.0%~12.0%、Fe:0%~5.0%,在将上述加热工序中的以单位为 $^{\circ}\text{C}$ 计的最高加热温度设定为 T_{Max} 、将上述加热工序中从上述 T_{Max} 到($T_{\text{Max}}-10^{\circ}\text{C}$)之间保持上述Al系镀覆钢板的时间以单位为分钟计设定为 t 、将上述附着量设定为 W 时,上述 T_{Max} 、上述 t 及上述 W 满足以下的式(2),上述 T_{Max} 为 850°C 以上,从上述加热工序的结束至上述成型工序的上述冷却的开始之间为15秒以下。

$$[0035] \quad 700 \leq (T_{\text{Max}} - 850)^2 \times (t/W) \leq 4000 \quad \text{式(2)}$$

[0036] [7]根据上述[6]所述的热冲压构件的制造方法,其中,上述Al系镀层的每单面附着量即上述 W 也可以为 $10\text{g}/\text{m}^2\sim 80\text{g}/\text{m}^2$ 。

[0037] [8]根据上述[6]或[7]所述的热冲压构件的制造方法,其中,上述 T_{Max} 、上述 t 及上述 W 也可以满足以下的式(3)。

$$[0038] \quad 1000 \leq (T_{\text{Max}} - 850)^2 \times (t/W) \leq 3000 \quad \text{式(3)}$$

[0039] [9]根据上述[6]~[8]中任一项所述的热冲压构件的制造方法,其中,上述母材钢板的化学组成也可以以质量%计含有C:0.10%~0.50%、Si:0.01%~2.00%、Mn:0.30%~5.00%、B:0.0002%~0.0100%、Al:1.00%以下、P:0.100%以下、S:0.100%以下、N:0.0100%以下、Cr:0%~2.00%、W:0%~3.0%、Mo:0%~3.0%、Co:0%~3.0%、V:0%~2.0%、Ti:0%~0.50%、Nb:0%~1.00%、Ni:0%~5.0%、Cu:0%~3.0%、Sn:0%~0.10%、Sb:0%~0.10%、Mg:0%~0.0100%、Ca:0%~0.0100%、Zr:0%~0.0100%、REM:0%~0.0100%、O:0%~0.0070%,剩余部分为Fe及杂质。

[0040] [10]根据上述[6]~[9]中任一项所述的热冲压构件的制造方法,其在上述Al系镀覆钢板中,也可以在上述母材钢板与上述Al系镀层之间存在界面合金层。

[0041] 发明效果

[0042] 根据本发明的上述方案,能够提供成型部耐蚀性优异的热冲压构件(通过热冲压得到的成型构件)及其制造方法。

[0043] 如果将这样的热冲压构件应用于汽车的部件,则会带来汽车的碰撞安全性的提高、由汽车的轻量化带来的燃料效率提高和 CO_2 等排放气体的削减。

附图说明

[0044] 图1是本实施方式的热冲压构件1的示意图,是表示形成于母材钢板2的两面的表面上的Fe-Al系镀层的结构的示意图,所述Fe-Al系镀层从表面起依次包含FeAl层4A、4B和Al固溶铁素体层3A、3B这2层。

[0045] 图2是将包含FeAl层(表面侧)及Al固溶铁素体层这2层的Fe-Al系镀层通过平板模具的除热来进行骤冷后(未进行板厚发生变化的加工)用光学显微镜进行观察而得到的图,所述Fe-Al系镀层是通过将Al系镀覆钢板(每单面的附着量为 $80\text{g}/\text{m}^2$)在 1050°C 下保持2分钟而形成于母材钢板的表面上。

[0046] 图3是通过光学显微镜来测定图2的Fe-Al系镀层中含有的空隙(a)、(b)的直径(μ

m)的例子。

[0047] 图4是将从由5层形成的Fe-Al系镀层(在现有技术中为一般构成的镀层)通过平板模具的除热来进行骤冷后(未进行板厚发生变化的加工)用光学显微镜进行观察而得到的图,所述Fe-Al系镀层是通过将Al系镀覆钢板(每单面的附着量为 $80\text{g}/\text{m}^2$)在 950°C 下保持0.5分钟而形成于母材钢板的表面上。从表面起第1层和第3层为 Fe_2Al_5 。

[0048] 图5A是表示热冲压的压制成型后的热冲压构件的Fe-Al系镀层的镀层剥离的状况的例子,是用光学显微镜来观察镀层为2层结构的本实施方式的镀层截面而得到的图。此时的压制成型是通过轧制来进行的,按照使轧制前后的板厚比 $(1 - (\text{轧制后的板厚}/\text{轧制前的板厚})) \times 100$ 成为15%的方式实施。

[0049] 图5B是表示热冲压的压制成型后的热冲压构件的Fe-Al系镀层的镀层剥离的状况的例子,是用光学显微镜来观察镀层为5层结构的现有技术的镀层截面而得到的图。此时的压制成型是通过轧制来进行的,按照使轧制前后的板厚比 $(1 - (\text{轧制后的板厚}/\text{轧制前的板厚})) \times 100$ 成为15%的方式实施。

[0050] 图6是表示基于来自镀层截面的EDS分析结果得到的本实施方式的热冲压构件的镀层的组成的 W_{Al} 、 W_{Si} 的测定例(图中的●:分析点为图2的×标记的10个点)和本申请的发明例的范围(图中网点部)、及现有技术中的Fe-Al系镀层的组成的 W_{Al} 、 W_{Si} 的测定例(图中△)的图。

具体实施方式

[0051] 如图1中所示的那样,本发明的一个实施方式的热冲压构件(本实施方式的热冲压构件)1具有:母材钢板2;和形成于上述母材钢板2的表面上Fe-Al系镀层,上述Fe-Al系镀层以质量%计含有64.0%~99.4%的Fe、0.1%~6.0%的Si和0.5%~30.0%的Al,在将上述Fe-Al系镀层的以质量%计的Si含量设定为 W_{Si} 、将Al含量设定为 W_{Al} 时,满足 $5 \times W_{\text{Si}} \leq W_{\text{Al}}$ 。此外,本实施方式的热冲压构件的Fe-Al系镀层从表面侧起依次包含FeAl层4A、4B和Al固溶铁素体层3A、3B这2层,上述Fe-Al系镀层的厚度为 $5\mu\text{m} \sim 80\mu\text{m}$ 。

[0052] 图1中,Fe-Al系镀层形成于母材钢板的两面,但也可以仅形成于单面上。

[0053] 以下,对本实施方式的热冲压构件进行详细说明。以下,只要没有特别说明,则含量的“%”是指“质量%”。

[0054] <Fe-Al系镀层>

[0055] 本实施方式的热冲压构件具有形成于母材钢板2的单面或两面的Fe-Al系镀层。在本实施方式中,Fe-Al系镀层是指Fe-Al的2元系相、含有Si的Fe-Al-Si的3元系相及在上述2元系相、上述3元系相中固溶有Fe、Al、Si以外的元素的相,是包含30%以上的Fe、合计包含50%以上的Fe和Al的层。作为除了Fe、Al、Si以外可包含的元素,有从母材钢板、热浸镀Al设备中混入的元素、镀Al浴的锭中的杂质等。例如可列举出C、Mn、B、Al、P、S、N、Cr、W、Mo、V、Ti、Nb、Ni、Cu、Sn、Sb、Mg、Ca、O、Zn,有可能分别在Fe-Al系镀层中含有0%~5.0%。

[0056] (以质量%计含有64.0%~99.4%的Fe、0.1%~6.0%的Si和0.5%~30.0%的Al)

[0057] 如上述那样,据认为:热冲压构件的成型部耐蚀性降低的原因在于热成型时的镀层剥离、及镀层中存在的包含(比母材)元素活泼性稳定的元素即Si和(比母材)元素活泼性

活泼的元素即Al的镀层组织的存在。

[0058] 通过使热冲压后的Fe-Al系镀层的Al含量(W_{Al} 、质量%)成为30.0%以下,能够抑制 $FeAl_2$ 、 $FeAl_3$ 和/或 Fe_2Al_5 等硬质的金属间化合物的生成。如果Fe-Al系镀层的Al含量超过30.0%,则会生成硬质的金属间化合物,通过成型而使镀层变得容易剥离。因此,Al含量设定为30.0%以下。Al含量优选为28.0%以下。

[0059] 另一方面,Al是铁素体形成元素,具有促进Al固溶铁素体层的形成的作用。此外,Al是元素活泼性活泼的元素,因此具有由镀层带来的母材的替化防蚀作用,提高成型部耐蚀性。Al含量低于0.5%时得不到其提高效果。因此,将Al含量设定为0.5%以上。Al含量优选为1.0%以上。

[0060] 此外,Si是元素活泼性稳定的元素,热冲压后的Fe-Al系镀层的Si含量(W_{Si} 、质量%)超过6.0%时,不仅会阻碍镀层的替化防蚀作用,还会促进比较硬质的3元系合金相即 $Al_2Fe_3Si_3$ (τ_1 、也有可能不成为化学计量的组成)的生成。该情况下,有可能产生镀层剥离。因此,将Si含量设定为6.0%以下。Si含量优选为5.5%以下,更优选为5.0%以下,进一步优选为4.5%、4.0%或3.8%以下。

[0061] 另一方面,Si含量低于0.1%时,在热冲压前的Al系镀覆钢板中Si变得过少,产生调质轧制、加工时的镀层剥离,还导致热冲压构件中的成型部耐蚀性的降低。此外,Si与Al同样是铁素体形成元素,促进Al固溶铁素体层的形成,使合金层软质化,因此如果过度降低Si含量,则镀层成为脆性,成型部耐蚀性降低。因此,Si含量为0.1%以上。Si含量优选为0.2%以上。

[0062] 此外,Fe-Al系镀层的Al、Si以外的剩余部分为Fe及杂质。Fe含量为64.0%~99.4%。

[0063] 作为杂质元素,可列举出从母材钢板、热浸镀Al设备、镀Al浴的锭中等被含有于镀层中的例如C、Mn、B、Al、P、S、N、Cr、W、Mo、V、Ti、Nb、Ni、Cu、Sn、Sb、Mg、Ca、O、Zn。这些杂质只要合计为5.0%以下,则不会造成实质性的不良影响。

[0064] 上述的Fe-Al系镀层的化学组成是如下文所述的那样对Fe-Al系镀层从表面朝向母材方向以等间隔分析10个点而得到的平均组成。然而,为了不生成硬质的金属间化合物,各测定点处的Al含量中的最大值(最大Al含量)优选以质量%计为30.0%以下。

[0065] (在将以质量%计的Si含量设定为 W_{Si} 、将Al含量设定为 W_{Al} 时,满足 $5 \times W_{Si} \leq W_{Al}$)

[0066] 当在本实施方式的热冲压构件中,进一步将Fe-Al系镀层的Si含量设定为 W_{Si} 、将Al含量设定为 W_{Al} 时,满足 $5 \times W_{Si} \leq W_{Al}$ 。通过将元素活泼性稳定的元素即Si的含量抑制为元素活泼性活泼的元素即Al的含量的1/5以下,能够提高Fe-Al系镀层的成型部耐蚀性的效果。更优选满足 $6 \times W_{Si} \leq W_{Al}$ 的关系。

[0067] 即,关于本实施方式的热冲压构件的Fe-Al系镀层,Al含量和Si含量处于图6的网点部中所示的范围内。

[0068] Fe-Al系镀层例如通过下述方式形成:在母材钢板的表面具有Al系镀层的Al系镀覆钢板在热冲压时被加热,Fe扩散到镀层中。可作为Fe-Al系镀层形成的金属间化合物例如为 Fe_3Al 、 $FeAl$ 、 ϵ 相(由 $FeAl$ 相和液相通过包晶反应而生成的相)、 $FeAl_2$ (ζ 相)、 Fe_2Al_5 (η 相)、 $FeAl_3$ (θ 相)、或Al固溶铁素体。在镀层中含有Si的情况下,代替Fe-Al系金属间化合物的一部分,生成Fe-Al-Si系金属间化合物。Fe-Al-Si系金属间化合物例如为 $Al_2Fe_3Si_3$ (τ_1)、

Al_3FeSi (τ_2)、 Al_2FeSi (τ_3)、 Al_3FeSi_2 (τ_4)、 $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ (τ_5)、 $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$ (τ_6)、 $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}_3$ (τ_7)、 $\text{Al}_2\text{Fe}_3\text{Si}_4$ (τ_8)、 $\text{Al}_4\text{Fe}_{1.7}\text{Si}$ (τ_{10})、 $\tau_{11}\text{-Al}_5\text{Fe}_2\text{Si}$ (τ_{11})等、或Al、Si固溶铁素体。

[0069] 如果对Al系镀覆钢板(镀Al浴组成:Al-9.5%Si)以现有技术条件进行热冲压,则镀层的结构成为图4中所示那样的5层结构(从表面侧起依次为第1层: Fe_2Al_5 层、第2层: τ_1 或FeAl层、第3层: Fe_2Al_5 层、第4层:FeAl或 τ_1 层、第5层:Al固溶铁素体)、或从表面侧起依次包含 Fe_2Al_5 层(τ_1 或FeAl分散)、FeAl层或 τ_1 层、Al固溶铁素体层的3层结构。在任一情况下,都会形成硬质的 Fe_2Al_5 层。

[0070] 本实施方式的热冲压构件的Fe-Al系镀层通过在如上述那样控制Al含量及Si含量的基础上,如下文那样恰当地控制热冲压的制造条件,从而不会生成上述可形成的金属间化合物中的成为剥离原因的硬质的金属间化合物即 FeAl_2 、 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 (可分别取Al:40~60%、HV900~1000的值)。

[0071] 本实施方式的热冲压构件的Fe-Al系镀层是包含HV300~700的软质的Al固溶铁素体层和FeAl层这2个层的镀层(都为Al:30.0质量%以下)。此外,Fe-Al系镀层是比Al固溶铁素体层更为硬质的FeAl层形成于表面侧的(从表面侧起依次成为FeAl层、Al固溶铁素体层的)2层结构。通过将Fe-Al系镀层制成这样的2层结构,可得到成型部耐蚀性优异并且在压制成型中对于模具的耐损伤性也优异、能够抑制镀层剥离的热冲压构件。

[0072] 图2中示出了具有Fe-Al系镀层从表面起依次包含FeAl层、Al固溶铁素体层这2层的情况的层结构的热冲压构件的一个例子。此外,图4中示出了Fe-Al系镀层由包含 Fe_2Al_5 层(第1层、第3层)的5层结构制成的情况的一个例子。

[0073] 图2是通过将Al系镀覆钢板(每单面的附着量为 $80\text{g}/\text{m}^2$)在 1050°C 下保持2分钟而得到的镀层的截面图(保持后,使用平板模具冷却后进行观察)。图中的标记“×”是Fe-Al系镀层的组成的分析点,示出了从表面朝向母材方向以等间隔分析了10个点。

[0074] 图4是通过将Al系镀覆钢板(每单面的附着量为 $80\text{g}/\text{m}^2$)在 950°C 下保持0.5分钟而得到的镀层的截面图(保持后,使用平板模具冷却后进行观察)。

[0075] 将对图2、图4各自的镀层进行热成型后的镀层的截面照片示于图5A、图5B中。获知:就不含 Fe_2Al_5 层、而是FeAl层与Al固溶铁素体层这2层结构的镀层(图5A)而言,与5层结构的镀层(图5B)相比裂纹的产生频率减少,就比FeAl层更为软质的Al固溶铁素体层而言,裂纹的产生频率进一步减少。

[0076] Fe-Al系镀层的组成及层结构可以通过以下的方法来求出。

[0077] Fe-Al系镀层的组成可以通过下述方式求出:将热冲压构件切出并进行截面研磨后,实施硝酸乙醇蚀刻,由截面使用电子射线显微分析仪(EPMA)以1000倍的倍率作为组成图像进行观察,对Fe-Al系镀层进行元素分析。在元素分析时,例如如图2(该图为光学显微镜的图)的×标记所示的那样,从镀层表面朝向母材方向将各点之间设定为等间隔地进行10个点分析,分别求出第1点的Fe、Al、Si的质量%(第1点: $W_{\text{Fe}1}$ 、 $W_{\text{Al}1}$ 、 $W_{\text{Si}2}$)、第2点的Fe、Al、Si的质量%(第2点: $W_{\text{Fe}2}$ 、 $W_{\text{Al}2}$ 、 $W_{\text{Si}2}$)、……、第10点的Fe、Al、Si的质量%(第10点: $W_{\text{Fe}10}$ 、 $W_{\text{Al}10}$ 、 $W_{\text{Si}10}$),将 $W_{\text{Fe}1}$ 、 $W_{\text{Fe}2}$ 、……、 $W_{\text{Fe}10}$ 的平均值设定为 W_{Fe} ,将 $W_{\text{Al}1}$ 、 $W_{\text{Al}2}$ 、……、 $W_{\text{Al}10}$ 的平均值设定为 W_{Al} ,将 $W_{\text{Si}1}$ 、 $W_{\text{Si}2}$ 、……、 $W_{\text{Si}10}$ 的平均值设定为 W_{Si} 。

[0078] 此外,同样地作为是否满足式(1)的确认方法,使用所得到的 W_{Si} 、 W_{Al} ,确认是否为 $5 \times W_{\text{Si}} \leq W_{\text{Al}}$ 。在通过这里所谓的使用EPMA进行的元素分析来求出质量%时,为了排除分析时

的污染(元素:C、O)的影响,从所检测的元素中除去C、O的元素来算出。

[0079] 此外,对于Fe-Al系镀层的层结构,将从表面朝向母材方向以等间隔测定的Al含量的分析结果(W_{Al1} 、 W_{Al2} 、……、 W_{Al10} 的值)各自以质量%计超过20.0%且为30.0%以下的范围定义为FeAl层,将为0.5%~20.0%的范围定义为Al固溶铁素体层。

[0080] 作为组成以外的FeAl层的确定方法,还有基于利用透射型电子显微镜(TEM)的结构解析的方法,但在本实施方式中,作为简便的方法,使用利用EPMA得到的Al浓度的分析结果。

[0081] 如果以图2的例子进行说明,则在镀层之中,在空隙附近存在Fe-Al层与Al固溶铁素体层的边界,表面侧(图中上侧)为FeAl层,母材侧(图中下侧)为Al固溶铁素体层。

[0082] 根据上述EPMA分析,还能够测定Fe-Al系镀层的Fe、Al、Si以外的含量。

[0083] (FeAl层的厚度D1(μm)与Al固溶铁素体层的厚度D2(μm)之比D2/D1为0.8~2.5)

[0084] FeAl层、Al固溶铁素体层都比 Fe_2Al_5 更为软质,因此在受到板厚减少那样的非常严酷的成型时的成型部耐蚀性的方面是重要的层,D2/D1之比为0.8~2.5从成型部耐蚀性的提高的方面出发是优选的。这里所谓的成型是指受到例如板厚比(= (1 - (轧制后的板厚/轧制前的板厚)) × 100)成为10%以上那样的轧制。

[0085] 如果D2/D1低于0.8,则更软质的Al固溶铁素体层在Fe-Al系镀层中所占的比例少,因此有可能在热成型时镀层剥离增加从而成型部耐蚀性降低。因此,D2/D1优选为0.8以上。D2/D1更优选为1.0以上。另一方面,如果D2/D1超过2.5,则FeAl层在Fe-Al系镀层中所占的比例少,因此有可能压制成型时的从模具受到的损伤增加,成型部耐蚀性降低。因此,D2/D1优选为2.5以下。更优选为2.1以下。

[0086] FeAl层的厚度D1、Al固溶铁素体D2的厚度通过热冲压加热条件和被加热的Al系镀覆钢板的镀覆附着量来控制,热冲压时的保持时间越长、加热温度越高、或镀覆附着量越多,则D1、D2分别越增加。

[0087] (Fe-Al系镀层的厚度:5 μm ~80 μm)

[0088] 本实施方式的热冲压构件的Fe-Al系镀层的厚度为5 μm ~80 μm 。Fe-Al系镀层的厚度低于5 μm 时,成型部耐蚀性降低。Fe-Al系镀层的厚度优选为7 μm 以上,更优选为10 μm 以上。另一方面,Fe-Al系镀层的厚度超过80 μm 时,在压制成型时强烈地受到剪切应力、压缩应力,镀层容易损伤(也被称为粉化现象),成型部耐蚀性降低。Fe-Al系镀层的厚度优选为70 μm 以下,更优选为60 μm 以下。

[0089] 关于FeAl层的厚度D1、Al固溶铁素体层的厚度D2及Fe-Al系镀层的厚度(D1+D2),例如从将截面研磨后的样品使用EPMA将1个视场的大小设定为100 μm × 100 μm 来进行观察,测定厚度。在测定厚度时,将相邻的Al含量为0.5%~20.0%的测定点与Al含量超过20.0%且为30.0%以下的测定点的板厚方向的中点视为FeAl层与Al固溶铁素体层的边界。

[0090] (含有空隙,空隙的直径为5 μm ~15 μm)

[0091] 优选的是,在本实施方式的热冲压构件的Fe-Al系镀层中含有空隙,空隙的大小以直径计为5 μm ~15 μm 。据认为:空隙是通过Al系镀层的Al朝向母材钢板扩散的向内扩散与母材钢板的Fe朝向Al系镀层扩散的向外扩散的扩散速度差而产生的柯肯德尔空隙(Kirkendall void)。通过在Fe-Al系镀层中含有柯肯德尔空隙,从而在热冲压的成型时对镀层施加的应力集中受到缓和,镀层的剥离被抑制,其结果是,成型部耐蚀性提高。该提高

效果在空隙的大小以通过后述的方法定义的直径计低于 $5\mu\text{m}$ 的情况下是得不到的。因此,空隙的大小以直径计为 $5\mu\text{m}$ 以上。优选为 $6\mu\text{m}$ 以上,更优选为 $7\mu\text{m}$ 以上或 $8\mu\text{m}$ 以上。

[0092] 此外,空隙的大小优选以直径计为 $15\mu\text{m}$ 以下。如果直径超过 $15\mu\text{m}$,则空隙相反成为在热冲压成型时形成的裂纹的起点,镀层剥离增加。空隙的直径优选为 $14\mu\text{m}$ 以下,更优选为 $13\mu\text{m}$ 以下或 $12\mu\text{m}$ 以下。

[0093] 空隙是图3中例示的Fe-Al系镀层的内部所含的空隙。空隙如图3中所示那样,大多形成于FeAl层与Al固溶铁素体层的界面附近,但不管是在哪个位置都可得到效果。

[0094] 作为空隙的大小的确定方法,将热冲压构件切出并进行截面研磨后,实施硝酸乙醇蚀刻,对截面使用光学显微镜以1000倍的倍率进行观察。空隙由于是镀层的空孔,因此在光学显微镜中被凹陷地观察到。描绘出内包所观察到的空隙的最小的外接圆,测定该外接圆的直径作为空隙的直径。例如,在图3的(a)中空隙的直径成为 $5.0\mu\text{m}$,在(b)中空隙的直径成为 $6.1\mu\text{m}$ 。本实施方式中,从大的空隙起依次测定10个部位的空隙的直径,将平均值设定为空隙的直径。空隙通常为圆形或椭圆形,受到热冲压的加热温度、保持时间或Al和Fe的扩散的影响,根据情况,有可能多个空隙彼此会在扩大的过程中相接触而成为不定形。

[0095] <母材钢板>

[0096] 对本实施方式的热冲压构件所具有的母材钢板进行详细说明。

[0097] (化学组成)

[0098] 关于本实施方式的热冲压构件,Fe-Al系镀层是重要的,对于母材钢板未必进行限定。然而,热冲压法由于是大致同时地进行利用模具的压制加工和淬火的工法,因此母材钢板的化学组成作为淬透性良好的成分体系,优选为以下的范围。在以下的说明中,只要没有特别说明,则关于成分的“%”是指“质量%”。

[0099] 本实施方式的热冲压构件的母材钢板的化学组成优选的是,以质量%计含有C:0.10%~0.50%、Si:0.01%~2.00%、Mn:0.30%~5.00%、B:0.0002%~0.0100%、Al:1.00%以下、P:0.100%以下、S:0.100%以下、N:0.0100%以下,任选地含有选自Cr:2.00%以下、W:3.0%以下、Mo:3.0%以下、Co:3.0%以下、V:2.0%以下、Ti:0.50%以下、Nb:1.00%以下、Ni:5.0%以下、Cu:3.0%以下、Sn:0.10%以下、Sb:0.10%以下、Mg:0.0100%以下、Ca:0.0100%以下、Zr:0.0100%以下、REM:0.0100%以下及O:0.0070%以下中的1种以上,剩余部分为Fe及杂质。

[0100] (C:0.10%~0.50%)

[0101] 碳(C)是提高淬透性的元素。C含量低于0.10%时,淬透性降低从而热冲压构件的强度不足。因此,优选将C含量设定为0.10%以上。C含量更优选为0.15%以上,进一步优选为0.20%以上、0.25%以上或0.28%以上。

[0102] 另一方面,如果C含量超过0.50%,则钢板的韧性显著降低,加工性降低。因此,C含量优选设定为0.50%以下。C含量更优选为0.45%以下,进一步优选为0.43%以下或0.40%以下。

[0103] (Si:0.01%~2.00%)

[0104] 在硅(Si)含量低于0.01%的情况下,淬透性降低,热冲压构件的强度降低。此外,疲劳特性也降低。因此,优选将Si含量设定为0.01%以上。Si含量更优选为0.02%以上,进一步优选为0.03%以上。

[0105] 另一方面, Si是比Fe更容易被氧化的元素(易氧化性元素), 如果在连续退火镀覆生产线中Si含量超过2.00%, 则在退火处理中在钢板表面形成稳定的Si系氧化被膜, 阻碍热浸镀Al的密合性(粘贴性), 产生未镀覆。因此, Si含量优选设定为2.00%以下。Si含量更优选为1.50%以下, 进一步优选为1.00%以下、0.50%以下或0.10%以下。

[0106] (Mn:0.30%~5.00%)

[0107] 锰(Mn)是能够提高钢的淬透性、进而抑制由S引起的热脆性的元素。在Mn含量低于0.30%的情况下, 淬透性降低从而强度不足。因此, 优选将Mn含量设定为0.30%以上。Mn含量更优选为0.40%以上, 进一步优选为0.50%以上或0.60%以上。

[0108] 另一方面, 在Mn含量超过5.00%的情况下, 淬火后的热冲压构件的耐碰撞特性降低。因此, Mn含量优选设定为5.00%以下。Mn含量更优选为4.50%以下, 进一步优选为4.00%以下或3.50%以下。

[0109] (B:0.0002%~0.0100%)

[0110] 硼(B)从淬透性的观点出发是有用的元素。为了得到该效果, 优选将B含量设定为0.0002%以上。B含量更优选为0.0005%以上, 进一步优选为0.0010%、0.0015%以上或0.0020%以上。

[0111] 另一方面, 如果B含量超过0.0100%, 则上述的淬透性提高效果饱和, 而且产生铸造缺陷、热轧时的开裂等, 制造性降低。因此, 优选将B含量设定为0.0100%以下。B含量更优选为0.0080%以下, 进一步优选为0.0070%以下或0.0060%以下。

[0112] (P:0.100%以下)

[0113] 磷(P)是作为杂质被含有的元素。如果P含量超过0.100%, 则韧性降低等不良影响变得显著。因此, P含量优选设定为0.100%以下。P含量更优选为0.080%以下, 进一步优选为0.060%以下或0.050%以下。

[0114] 另一方面, P含量的下限没有特别限定, 也可以设定为0%。然而, 将P含量设定为低于0.001%从精炼极限的观点出发是不经济的。此外, P也为固溶强化元素, 能够比较廉价地使钢板的强度上升。因此, 也可以将P含量设定为0.001%以上。

[0115] (S:0.100%以下)

[0116] 硫(S)是作为杂质被含有的元素, 是以MnS的形式成为钢中的夹杂物的元素。在S含量超过0.100%的情况下, MnS成为断裂的起点, 延展性及韧性降低, 加工性降低。因此, S含量优选设定为0.100%以下。S含量更优选为0.080%以下, 进一步优选为0.050%以下或0.030%以下。

[0117] 另一方面, S含量的下限没有特别限定, 也可以设定为0%。然而, 将S含量设定为低于0.001%从精炼极限的观点出发是不经济的。因此, 也可以将S含量设定为0.001%以上。

[0118] (Al:1.00%以下)

[0119] 铝(Al)作为脱氧剂被含有于钢中。Al由于与Fe相比是易氧化性元素, 因此在Al含量超过1.00%的情况下, 在退火处理中在钢板表面形成稳定的Al系氧化被膜, 阻碍热浸镀Al的密合性, 产生未镀覆。因此, 优选将Al含量设定为1.00%以下。Al含量更优选为0.50%以下, 进一步优选为0.30%以下、0.20%以下或0.10%以下。

[0120] 另一方面, Al含量的下限没有特别限定, 也可以设定为0%, 但在将Al含量设定为低于0.01%的情况下从精炼极限的观点出发是不经济的。因此, 也可以将Al含量设定为

0.01%以上。

[0121] (N:0.0100%以下)

[0122] 氮(N)是作为杂质被含有的元素。固溶N由于对特性造成不良影响,因此N从特性的稳定化的观点出发优选制成夹杂物的状态,优选与Ti、Nb、及Al等结合。如果N含量增加,则为了将N作为夹杂物进行固定所含有的元素的含量变得大量,导致成本增大。因此,N含量优选设定为0.0100%以下。N含量更优选为0.0080%以下,进一步优选为0.0060%以下。

[0123] 另一方面,N含量的下限没有特别限定,也可以设定为0%,但如果想要将N含量设定为低于0.0010%,则从精炼极限的观点出发是不经济的。因此,N含量也可以设定为0.0010%以上。

[0124] 在本实施方式的热冲压构件的母材钢板中,除了上述的元素以外,还可以进一步含有以下的元素(成分)。即使不含以下说明的元素,也可得到优选的母材钢板,因此以下的元素的含量的下限值全部为0%。

[0125] (Cr:0%~2.00%)

[0126] 铬(Cr)与Mn同样是具有提高钢的淬透性的效果的元素,但一般比Mn昂贵,因此也可以不含有(也可以为0%)。但是,在仅通过Mn而淬透性不足的情况下优选含有Cr,在该情况下,Cr含量优选设定为0.01%以上。Cr含量更优选为0.10%以上。

[0127] 另一方面,Cr由于是比Fe更容易被氧化的元素(易氧化性元素),因此在Cr含量超过2.00%的情况下,在CGL的退火处理中在钢板表面形成稳定的Cr系氧化被膜,阻碍热浸镀Al的密合性,产生未镀覆。因此,Cr含量优选设定为2.00%以下。Cr含量更优选为1.60%以下,进一步优选为1.40%以下。

[0128] (W、Mo、Co:分别为0%~3.0%)

[0129] 钨(W)、钼(Mo)及钴(Co)分别是提高钢的淬透性的元素。为了得到该效果,W、Mo、Co优选分别含有0.01%以上,更优选含有0.1%以上。

[0130] 另一方面,在W、Mo、Co的含量分别超过3.0%的情况下,上述效果饱和,此外,成本也上升。因此,W、Mo、Co的含量分别优选设定为3.0%以下。更优选W、Mo、Co的含量分别为1.0%以下。

[0131] (V:0%~2.0%)

[0132] 钒(V)是提高钢的淬透性的元素。为了得到该效果,优选将V含量设定为0.01%以上。V含量更优选为0.05%以上,进一步优选为0.1%以上。

[0133] 另一方面,如果V含量超过2.0%,则上述效果饱和,此外成本也上升。因此,V含量优选设定为2.0%以下。V含量更优选为1.0%以下。

[0134] (Ti:0%~0.50%)

[0135] 钛(Ti)是用于固定N而言有效的元素。因此,优选含有Ti。特别是,在要得到固定N的效果的情况下,更优选以质量%计含有N含量的约3.4倍左右或其以上。N含量即使降低,大多也变成10ppm(0.001%)左右,因此作为实际的Ti含量,更优选为0.005%以上。

[0136] 另一方面,如果Ti含量变得过量,则淬透性降低,强度降低。如果Ti含量超过0.50%,则这样的淬透性及强度的降低变得显著。因此,Ti含量优选设定为0.50%以下。Ti含量更优选为0.10%以下。

[0137] (Nb:0%~1.00%)

[0138] 铌(Nb)是用于固定N而言有效的元素。因此,优选含有Nb。特别是,在要得到固定N的效果的情况下,更优选以质量%计含有N含量的约6.6倍左右或其以上。N含量即使降低,也大多成为10ppm(0.001%)左右,因此作为实际的Nb含量,更优选为0.01%以上。

[0139] 另一方面,如果Nb含量变得过量,则淬透性降低,强度降低。如果Nb含量超过1.00%,则这样的淬透性及强度的降低变得显著,因此Nb含量优选设定为1.00%以下。

[0140] 此外,作为母材钢板的化学组成,即使含有Ni、Cu、Sn、Sb等,也不会阻碍本实施方式的热冲压构件的作为目标的效果。

[0141] (Ni:0%~5.0%)

[0142] 镍(Ni)是从淬透性的提高及与耐冲击特性改善有关的低温韧性的观点考虑有用的元素。因此,优选含有Ni。在要得到这些效果的情况下,优选将Ni含量设定为0.01%以上。Ni含量更优选为0.1%以上。

[0143] 另一方面,如果Ni含量超过5.0%,则上述那样的效果饱和,而且成本上升。因此,优选将Ni含量设定为5.0%以下。

[0144] (Cu:0%~3.0%)

[0145] 铜(Cu)是从淬透性以及韧性的观点考虑有用的元素,因此优选含有Cu。在要得到该效果的情况下,优选将Cu含量设定为0.01%以上。Cu含量更优选为0.1%以上。

[0146] 另一方面,如果Cu含量超过3.0%,则上述那样的效果饱和,而且成本上升。此外,过量的Cu会产生铸坯性状的劣化、热轧时的开裂、瑕疵的产生。因此,优选将Cu含量设定为3.0%以下。

[0147] (Sn、Sb:分别为0%~0.10%)

[0148] 锡(Sn)及锑(Sb)都是对于提高镀覆的润湿性、密合性而言有效的元素。因此,优选含有Sn、Sb。在要得到上述那样的效果的情况下,优选含有0.005%以上的Sn或Sb中的至少一者。更优选Sn或Sb中的至少一者的含量为0.01%以上。

[0149] 另一方面,在含有超过0.10%的Sn或Sb中的至少一者的情况下,在制造时变得容易产生瑕疵,此外韧性降低。因此,Sn含量、Sb含量分别优选为0.10%以下。

[0150] (Mg、Ca、Zr、REM:分别为0%~0.0100%)

[0151] 如果钙(Ca)、镁(Mg)、锆(Zr)、稀土类元素(REM;RareEarth Metal)分别为0.0001%以上的含量,则对于夹杂物的微细化具有效果。因此,Ca、Mg、Zr、REM含量分别优选为0.0001%以上。

[0152] 另一方面,在各元素的含量超过0.0100%的情况下,上述的效果饱和。因此,Ca、Mg、Zr、REM含量分别优选为0.0100%以下。REM是指Sc、Y及镧系元素的合计17种元素,为其中至少1种。上述REM的含量是指这些元素中的至少1种的合计含量。

[0153] (O:0%~0.0070%)

[0154] 氧(O)不是必需元素,例如在钢中作为杂质被含有。O是形成氧化物、有可能导致热冲压构件的特性劣化的元素。例如,在钢板表面的附近存在的氧化物成为表面瑕疵的原因。如果在切断面中存在氧化物,则在端面处形成缺口状的瑕疵,导致热冲压构件的特性劣化。因此,O含量越低越好。特别是,O含量超过0.0070%时,特性劣化变得显著,因此O含量设定为0.0070%以下。O含量优选为0.0060%以下,更优选为0.0050%以下。O含量也可以为0%,但从精炼极限上的经济性的成本出发,O含量优选为0.0001%以上。

[0155] (关于其他的成分)

[0156] 关于其他的成分,没有特别规定,但As等元素有可能从废料中混入。然而,如果混入量为通常的范围,则对本实施方式的热冲压构件的特性没有影响。

[0157] 母材钢板的化学组成的剩余部分为Fe及杂质。所谓杂质是指在工业上制造钢材时从矿石或废料等那样的原料中或通过制造工序的各种要因而混入的成分,是在不对本实施方式的热冲压构件造成不良影响的范围内被容许的成分。

[0158] 本实施方式的热冲压构件的母材钢板的化学组成设定为除了表面的Fe-Al系镀层以外的部分的化学组成,可以通过以下的方法来测定。

[0159] 首先,从热冲压构件中切取出分析试样,通过表面磨削,除去表面的Fe-Al系镀层。之后,通过进行ICP(电感耦合等离子体)发光分析法等元素分析来分析化学组成。

[0160] 在热冲压的前后,母材的化学组成不会变化,因此当在本实施方式的热冲压构件的母材钢板中要得到上述的化学组成的情况下,只要将供于热冲压的镀覆钢板的母材钢板的化学组成设定为上述的范围即可。

[0161] (金属组织)

[0162] 本实施方式的热冲压构件所具备的母材钢板为了作为提高汽车的耐碰撞特性的热冲压构件来使用,金属组织优选具有马氏体。马氏体以面积率计优选为50%以上。

[0163] 母材钢板的硬度没有限定,但作为耐碰撞特性优异的构件,以维氏硬度(载荷为1kgf)计优选为300HV以上。

[0164] 在测定母材钢板的硬度的情况下,按照母材钢板的板厚方向截面成为测定面的方式采集样品,对于样品的测定面的距离表面为板厚的1/4的位置,依据JIS Z 2244:2009,将载荷设定为1kgf,测定硬度。

[0165] <热冲压构件的制造方法>

[0166] 本实施方式的热冲压构件可通过包含以下工序的制造方法来得到。

[0167] (i)将具有母材钢板和形成于母材钢板上的Al系镀层的Al系镀覆钢板进行切料的切料工序;

[0168] (ii)将切料工序后的Al系镀覆钢板进行加热的加热工序;

[0169] (iii)对加热工序后的Al系镀覆钢板进行成型及冷却的成型工序。

[0170] 以下,对各工序的优选的条件进行说明。

[0171] (切料工序)

[0172] 在切料工序中,将具有母材钢板和形成于母材钢板上的Al系镀层的Al系镀覆钢板进行切料。作为切料方法,没有特殊限定,但可列举出利用模具的冲裁、剪切或激光切断等方法。

[0173] 供于切料的Al系镀覆钢板可通过对具有上述的化学组成的母材钢板进行热浸镀Al来得到。母材钢板的制造方法没有限定,以公知的条件来制造即可。例如,在炼钢工序中对化学组成进行了调整之后,通过进行连续铸造来制造板坯(母材),之后,对于所得到的板坯(母材),进行热轧、酸洗、冷轧来制成冷轧钢板,对于所得到的冷轧钢板,在热浸镀生产线中连续地进行再结晶退火、热浸镀铝处理(在热浸镀铝浴中的钢板浸渍和利用气体擦拭的热浸镀铝的附着量的调整),由此得到Al系镀覆钢板。

[0174] 上述的Al系镀层的每单面的附着量设定为 $5\text{g}/\text{m}^2\sim 100\text{g}/\text{m}^2$ 。附着量低于 $5\text{g}/\text{m}^2$ 时,

成型部耐蚀性降低。因此,附着量设定为 $5\text{g}/\text{m}^2$ 以上。Al系镀层的附着量从增加热冲压构件的FeAl层的方面考虑也是重要的,优选为 $10\text{g}/\text{m}^2$ 以上。附着量更优选为 $12\text{g}/\text{m}^2$ 以上,进一步优选为 $15\text{g}/\text{m}^2$ 以上。

[0175] 另一方面,Al系镀层的附着量超过 $100\text{g}/\text{m}^2$ 时,在热冲压构件上形成硬质的 Fe_2Al_5 ,成型部耐蚀性降低。因此,附着量设定为 $100\text{g}/\text{m}^2$ 以下。此外,附着量大的Al系镀层的厚度(以 μm 计的厚度以附着量/3被大概整理)也变大,使得强烈地受到压制成型时的剪切应力、压缩应力。因此,附着量优选为 $80\text{g}/\text{m}^2$ 以下,更优选为 $75\text{g}/\text{m}^2$ 以下,进一步优选为 $70\text{g}/\text{m}^2$ 以下。

[0176] 上述的Al系镀层以质量%计含有Al:83.0%~95.0%、Si:5.0%~12.0%、Fe:0%~5.0%。

[0177] Al是为了提高热冲压的加热时的抗氧化性及成型部耐蚀性所需的元素,在Al含量低于83.0%的情况下,制成热冲压构件时的镀层的耐蚀性低劣。另一方面,在Al含量超过95.0%的情况下,在热冲压的成型时镀层变得容易剥离,成型部耐蚀性低劣。

[0178] Si是为了提高热冲压构件的成型部耐蚀性所需的元素。通过含有Si,可抑制Al与Fe的合金化反应,因此可抑制硬质的Al-Fe合金层的形成,成型部耐蚀性优异。在Si含量低于5.0%的情况下,成型部耐蚀性低劣,在Si含量超过12.0%的情况下,镀层中所含的元素活泼性稳定的元素的量变得过量,成型部耐蚀性降低。因此,Si含量为5.0%以上,优选为7.0%以上。进而,Si含量为12.0%以下,优选为11.0%以下。

[0179] Fe通过在热浸镀铝浴中浸渍母材钢板时的Fe的溶出而不可避免地被包含。下限没有特别规定,为0%,但设定为低于0.01%会花费工业成本,因此优选将0.01%设定为下限。在Fe含量超过5.0%的情况下,由于超过镀Al浴中的Fe的溶解极限,因此在镀浴中形成合金的析出物(渣滓),导致该渣滓附着于镀层上。该情况下,在压制成型时成为压伤,外观品位受损。因此,将Fe含量设定为5.0%以下。

[0180] 作为除了Al、Si、Fe以外可包含于Al系镀层中的元素,可列举出从母材钢板、热浸镀铝设备中混入的元素、镀铝浴的锭中的杂质等元素。作为这样的元素,例如可列举出C、Mn、B、Al、P、S、N、Cr、W、Mo、V、Ti、Nb、Ni、Cu、Sn、Sb、Mg、Ca、O、Zn,在Al系镀层中,有可能合计被含有0%~5.0%。

[0181] 在通过热浸镀铝处理来制造上述的Al系镀层的情况下,在热浸镀铝浴浸渍时,在母材钢板与Al系镀层之间可形成界面合金层(一般由 $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ (τ_5)、 FeAl_3 (θ)构成的 $1\mu\text{m}$ ~ $5\mu\text{m}$ 的层)。本实施方式中所谓的Al系镀层的附着量、组成是指不含该界面合金层的值。

[0182] 作为上述的Al系镀层的附着量的确定方法,例如可列举出氢氧化钠-六亚甲基四胺·盐酸剥离重量法。具体而言,如JIS G 3314:2011中记载的那样,准备规定的面积 S (m^2) (例如 $50\text{mm}\times 50\text{mm}$)的试验片,测定重量 w_1 (g)。之后,在氢氧化钠水溶液、添加有六亚甲基四胺的盐酸水溶液中依次浸渍直至发泡消失后,立即进行水洗,再次测定重量 w_2 (g)。此时,试验片两面上的Al系镀层的附着量(g/m^2)可以由 $(w_1-w_2)/S$ 来求出。该方法是利用了下述性质的方法:通过氢氧化钠水溶液从而Al、Si及固溶的Fe等溶解,但包含Fe的界面合金层、母材不溶解。

[0183] 此外,作为上述的Al系镀层的组成(Al、Si、Fe的含量)的确定方法,可列举出使镀层溶解、并对溶解液使用高频电感耦合等离子体(Inductively Coupled Plasma:ICP)发光

分光分析法进行定量分析的方法。作为Al系镀层的溶解方法,例如可列举出在氢氧化钠水溶液中进行浸渍的方法。具体而言,如JIS G 3314:2011中记载的那样,将相对于氢氧化钠(JIS K8576)2g以水8mL的比例进行溶解而调整的水溶液加热至85℃以上,将供试材进行浸渍,通过浸渍直至由镀层的溶解引起的发泡消失为止,能够使Al系镀层溶解。该方法是利用了下述性质的方法:通过氢氧化钠水溶液从而Al、Si及固溶的Fe等溶解,但包含Fe的界面合金层、母材不溶解。

[0184] (加热工序)

[0185] 在加热工序中,将切料工序后的Al系镀覆钢板进行加热。在加热工序中,按照下述方式进行加热:使最高加热温度 T_{MAX} (℃)、及从 T_{MAX} 到($T_{MAX}-10$ ℃)之间保持Al系镀覆钢板的时间(保持时间)t(分钟)、Al系镀覆钢板的Al系镀层的每单面的附着量 W (g/m²)满足式(2)。其中, T_{MAX} 设定为850℃以上。

[0186] $700 \leq (T_{MAX}-850)^2 \times (t/W) \leq 4000$ 式(2)

[0187] ($T_{MAX}-850$)²×(t/W)低于700时,存在保持时间短的情况、最高加热温度低的情况,会形成Fe₂Al₅、FeAl₂、FeAl₃,存在在Fe-Al系镀层中残存Fe₂Al₅、FeAl₂、FeAl₃的情况、Fe-Al系镀层成为3层结构、5层结构的情况、Si含量变多的情况。该情况下,成型部耐蚀性降低。因此, ($T_{MAX}-850$)²×(t/W)为700以上,优选为800以上,更优选为900以上。

[0188] 此外,最高加热温度 T_{MAX} 低于850℃时,有可能达不到母材钢板的奥氏体区域温度,有可能得不到所期望的机械强度。此外,母材钢板与Al系镀层的合金化反应变得不充分,有可能在镀层中残存纯Al从而耐蚀性降低。

[0189] 另一方面, ($T_{MAX}-850$)²×(t/W)超过4000时,有可能因过度的加热,使得Fe-Al系镀层中的FeAl层变少,耐损伤性低劣。此外,存在Fe-Al系镀层的厚度过度变厚的情况、成为仅Al固溶铁素体的单层结构从而Al含量变少的情况。该情况下,成型部耐蚀性低劣。因此, ($T_{MAX}-850$)²×(t/W)为4000以下,优选为3800以下、3600以下。

[0190] 关于最高加热温度 T_{MAX} 的上限,优选为1050℃,更优选为980℃。关于下限,优选为880℃,更优选为900℃。此外,关于从 T_{MAX} 到($T_{MAX}-10$ ℃)之间的保持时间t的上限,优选为18.0分钟,更优选为12.0分钟。关于下限,优选为1.0分钟,更优选为2.0分钟。

[0191] 此外,通过按照满足式(3)的方式进行加热,可控制FeAl层和Al固溶铁素体层中含有的空隙的尺寸,成型部耐蚀性提高。因此,在加热工序中,优选按照满足式(3)的方式进行加热。

[0192] $1000 \leq (T_{MAX}-850)^2 \times (t/W) \leq 3000$ 式(3)

[0193] (成型工序)

[0194] 在成型工序中,对于加热工序后的Al系镀覆钢板,与成型同时地或在成型后进行冷却。

[0195] 冷却从加热工序的结束(从加热炉中的抽出完成)起15秒以内开始,例如与成型同时地通过与模具的接触带来的除热来进行。

[0196] 如果在加热工序后至冷却开始(在冷却与成型同时的情况下,为冷却及成型的开始)为止的时间超过15秒,则不仅得不到马氏体组织从而部件的耐碰撞特性降低,而且还由于因钢板的成型时的温度降低而引起的Fe-Al系镀层的硬化,使得在由模具成型时强烈受到冲击,导致助长镀层剥离,热冲压构件的成型部耐蚀性降低。

[0197] 此外,在成型工序的冷却中,优选以50℃/秒以上的平均冷却速度冷却至200℃以下。如果平均冷却速度低于50℃/秒,则母材钢板的淬透性降低,即使制成部件,耐碰撞特性也降低。另一方面,不需要限定平均冷却速度的上限,但作为由模具中的除热带来的冷却、利用水的冷却等的极限,优选设定为1000℃/秒以下。

[0198] 此外,冷却停止温度超过200℃时,母材钢板的淬透性降低,即使制成部件,耐碰撞特性也降低。

[0199] 作为钢板温度的测定方法,可列举出通过以热成像相机拍摄来间接地进行测定的方法、通过在钢板的端部处点焊热电偶(在压制成型时不使模具损伤的位置)来直接地进行测定的方法。

[0200] 根据上述的制造方法,可得到本实施方式的热冲压构件。

[0201] 实施例

[0202] 以下,使用实施例对本发明的热冲压构件及其制造方法更具体地进行说明。以下所示的实施例只不过是本发明的热冲压构件及其制造方法的一个例子,本发明的热冲压构件及其制造方法并不限于下述的例子。

[0203] 首先,经由通常的炼钢工序、热轧工序、酸洗工序、冷轧工序来制造具有表1的A1~A20中所示那样的化学组成的母材钢板(板厚为1.4mm),作为供试材来使用。接着,对于该母材钢板,利用森吉米尔型热浸镀生产线连续地实施退火、热浸镀铝处理,制作Al系镀覆钢板。将Al系镀层的附着量通过气体擦拭在3~110g/m²之间适当调整,并且关于热浸镀铝浴的组成,也在Si:1~20%、Fe:1~8%、剩余部分为Al组成之中进行适当调整。通过对所得到的Al系镀覆钢板的Al系镀层的组成采用上述的ICP进行定量来测定。将结果示于表2中。

[0204] [表1]

[0205]

母材钢板 No.	母材钢板化学组成 (质量%) 剩余部分为Fe及杂质										其他元素
	C	Si	Mn	P	S	Al	B	N			
A1	0.18	0.20	1.2	0.012	0.002	0.05	0.0023	0.0035			
A2	0.28	0.20	1.2	0.012	0.002	0.05	0.0023	0.0035			
A3	0.40	0.20	1.2	0.012	0.002	0.05	0.0023	0.0035			
A4	0.23	0.05	1.2	0.012	0.002	0.05	0.0023	0.0035			Cr:0.40
A5	0.23	0.70	1.2	0.012	0.002	0.05	0.0023	0.0035			Ti:0.05
A6	0.23	1.50	1.2	0.012	0.002	0.05	0.0023	0.0035			Ti:0.02
A7	0.23	0.20	0.5	0.012	0.002	0.05	0.0023	0.0035			Nb:0.03
A8	0.23	0.20	2.5	0.012	0.002	0.05	0.0023	0.0035			W:0.2
A9	0.23	0.20	1.2	0.005	0.002	0.05	0.0023	0.0035			Mo:0.2
A10	0.23	0.20	1.2	0.065	0.002	0.05	0.0023	0.0035			Co:0.2
A11	0.23	0.20	1.2	0.012	0.012	0.05	0.0023	0.0035			V:0.2
A12	0.23	0.20	1.2	0.012	0.045	0.05	0.0023	0.0035			Ni:0.2
A13	0.23	0.20	1.2	0.012	0.002	0.20	0.0023	0.0035			Cu:0.2
A14	0.23	0.20	1.2	0.012	0.002	0.60	0.0023	0.0035			Sn:0.03
A15	0.23	0.20	1.2	0.012	0.002	0.05	0.0008	0.0035			Sb:0.03, Ce:0.0021
A16	0.23	0.20	1.2	0.012	0.002	0.05	0.0045	0.0035			Mg:0.0022, Zr:0.0015
A17	0.23	0.20	1.2	0.012	0.002	0.05	0.0023	0.0015			Ca:0.0008
A18	0.23	0.20	1.2	0.012	0.002	0.05	0.0023	0.0055			O:0.0013
A19	0.23	0.20	1.2	0.005	0.005	0.05	0.0021	0.0035			Nb:0.02, Ti:0.03
A20	0.23	0.20	1.2	0.005	0.005	0.05	0.0021	0.0035			Cr:0.20, Ti:0.03, Ca:0.0025, O:0.0032

[0206] 将该得到的A1系镀覆钢板(表2)通过剪切进行切料(切料工序),制作200×300mm尺寸的A1系镀覆钢板的坯料。将所制作的A1系镀覆钢板的坯料如表2中所示的那样,利用电炉以最高到达温度为750℃~1150℃的各种条件进行加热(加热工序)。保持时间按照使从最高到达温度到(最高到达温度-10℃)之间的时间成为1.0分钟~18分钟的方式进行处理。将该坯料从电炉中取出后,在6~30秒之间按照板厚比(=(1-(轧制后的板厚/轧制前的板厚))×100)成为15%的方式开始轧制,进而在进行轧制后,立即用平板模具骤冷至200℃以下(成型工序)。之后,将切断成70mm×150mm尺寸而得到的试验片作为热冲压构件的试验

片。

[0207] 对于该试验片,按照以下的要领来调查Fe-Al系镀层。此外,对成型部耐蚀性进行评价。

[0208] 对于FeAl层及Al固溶铁素体层的厚度、Fe-Al系镀层中的Al含量、Si含量、Fe含量、Fe-Al系镀层的层结构,通过以下的方法进行评价。此外,母材钢板的组织也进行了观察。

[0209] (Fe-Al系镀层的厚度)

[0210] 从试验片中切取出15mm×20mm的尺寸的试样,实施埋入研磨、硝酸乙醇蚀刻后,通过用SEM观察Fe-Al系镀层的截面来进行测定。

[0211] (Fe-Al系镀层中的Al含量(W_{Al})、Si含量(W_{Si})、Fe含量(W_{Fe}))

[0212] 从上述的截面通过EPMA进行分析,从表面朝向母材的方向以等间隔测定10个点的Al含量、Si含量,将各自的平均值设定为 W_{Al} 、 W_{Si} 。镀层的剩余部分为Fe,因此将 $(100-W_{Al}-W_{Si})$ 设定为 W_{Fe} 。将结果示于表3中。表3中还示出10个点中的最大的Al含量。

[0213] (Fe-Al系镀层的层结构以及FeAl层及Al固溶铁素体层的厚度)

[0214] 在上述的Fe-Al系镀层的厚度方向上以等间隔对10个部位通过EPMA进行分析的测定点之中,将Al含量为0.5%~20.0%的范围设定为Al固溶铁素体层,将超过20.0%且为30.0%以下的范围设定为FeAl层。此外,将Al含量为40.0%~65.0%的范围设定为 Fe_2Al_5 的层,将Al含量超过30.0%且低于40.0%并且Si含量为2%~15%的范围设定为 τ_1 的层。在本实施例中未确认到除了上述这些以外的层。

[0215] 表中“2层”表示从表面侧起依次为FeAl层、Al固溶铁素体层的2层结构。此外,关于各自的厚度,在确定了FeAl层、Al固溶铁素体层的基础上,使用EPMA将1个视场的大小设定为 $100\mu m \times 100\mu m$ 的范围并进行3个视场观察,作为以该3个视场测定的厚度的平均值来求出)。

[0216] 在厚度的测定时,在相邻的测定点基于分析结果被判断为不同层的情况下,视为在这些测定点的厚度方向的中点处存在层的边界。

[0217] 表中“5层”表示从表面起依次为 Fe_2Al_5 的层、 τ_1 的层、 Fe_2Al_5 的层、FeAl层、Al固溶铁素体层。“1层”表示为Al固溶铁素体层的单一层。

[0218] (空隙的直径)

[0219] 从试验片中切取出10mm×20mm的试样,将板厚方向的截面作为观察面进行研磨后,实施硝酸乙醇蚀刻,对该观察面用光学显微镜观察 $100\mu m \times 100\mu m$ 的范围,由内包空隙的最小的外接圆的直径来求出空隙的直径。将测定10个部位的空隙而得到的平均值作为该试验片的空隙的直径。

[0220] (母材钢板的组织)

[0221] 从试验片中切取出15×20mm的尺寸的试样,实施埋入研磨、硝酸乙醇蚀刻后,通过用光学显微镜对母材钢板的板厚截面的距离母材钢板的表面为板厚的1/4的位置进行观察来确定。

[0222] (成型部耐蚀性)

[0223] 将试验片进行化学转化处理及耐蚀涂装后,在涂膜上用刀具进行划伤而使金属面露出,使用由此得到的试验片来进行腐蚀试验。具体而言,用Nihon Parkerizing(株式会社)制化学转化处理液PB-SX35实施化学转化处理,之后以约 $15\mu m$ 厚度涂装NIPPON PAINT

(株式会社)制阳离子电沉积涂料POWERNIX110。之后,用刀具在电沉积涂膜上划入交叉切割的伤痕,进行180个循环(60天)的由汽车技术会规定的复合腐蚀试验(JASO M610-92),测定交叉切割部的板厚减少量。

[0224] 此时,如果超过合金化热浸镀锌钢板GA(附着量是单面为45g/m²)的板厚减少量,则将耐蚀性设定为NG(差),如果低于该板厚减少量,则将耐蚀性设定为G(良),如果进一步被抑制为3/4以下,则将耐蚀性设定为VG(优),如果被抑制为1/2以下,则将耐蚀性设定为VG2(更优)。

[0225] 将评价结果示于表3中。

[0226] [表2]

水准		热冲压构件的制造条件								
		母材钢板	Al系镀覆钢板				最高加热温度: T _{MAX}	从T _{MAX} 到(T _{MAX} -10°C)之间的加热时间:t	(T _{MAX} -850) ² x (t/W)	加热后至成型开始为止的时间
			Al系镀层							
			附着量:W	Al含量	Si含量	Fe含量				
No.	g/m ²	质量%	质量%	质量%	°C	分钟		秒		
发明例	B1	A1	6	89.0	9.0	2.0	920	1.0	817	12
	B2	A2	15	89.0	9.0	2.0	920	3.0	980	12
	B3	A3	40	89.0	9.0	2.0	920	7.0	858	12
	B4	A4	60	89.0	9.0	2.0	920	12.0	980	12
	B5	A5	90	89.0	9.0	2.0	920	18.0	980	12
	B6	A6	15	86.0	11.0	3.0	880	18.0	1080	6
	B7	A7	15	89.0	9.0	2.0	1000	2.5	3750	12
	B8	A8	40	89.0	9.0	2.0	1050	3.5	3500	12
	B9	A9	15	89.0	9.0	2.0	940	2.0	1080	12
	B10	A10	40	89.0	9.0	2.0	940	6.0	1215	12
	B11	A11	60	89.0	9.0	2.0	940	8.0	1080	12
	B12	A12	15	89.0	9.0	2.0	980	2.0	2253	12
	B13	A13	40	89.0	9.0	2.0	980	6.0	2535	12
	B14	A14	60	89.0	9.0	2.0	980	8.0	2253	12
	B15	A15	15	89.0	9.0	2.0	940	3.0	1620	12
	B16	A16	15	87.0	11.0	2.0	940	3.0	1620	12
	B17	A17	15	92.0	7.0	1.0	940	3.0	1620	12
	B18	A18	15	86.0	11.0	3.0	940	3.0	1620	12
	B19	A19	15	86.0	11.0	3.0	940	3.0	1620	10
	B20	A20	15	86.0	11.0	3.0	940	3.0	1620	6
比较例	B21	A20	3	89.0	9.0	2.0	860	1.0	33	12
	B22	A20	3	89.0	9.0	2.0	870	1.0	133	12
	B23	A20	3	89.0	9.0	2.0	1000	1.0	7500	12
	B24	A20	110	89.0	9.0	2.0	1000	10	2045	12
	B25	A20	110	89.0	9.0	2.0	1150	5.0	4091	12
	B26	A20	40	89.0	9.0	2.0	920	1.0	123	12
	B27	A20	40	89.0	9.0	2.0	920	5.0	613	12
	B28	A20	40	89.0	9.0	2.0	1100	6.0	9375	12
	B29	A20	80	89.0	9.0	2.0	940	1.0	101	12
	B30	A20	80	89.0	9.0	2.0	940	5.0	506	12
	B31	A20	80	89.0	9.0	2.0	1100	6.0	4688	12
	B32	A20	20	78.0	20.0	2.0	920	3.0	735	12
	B33	A20	20	97.0	0.3	2.7	920	3.0	735	12
	B34	A20	15	86.0	11.0	3.0	940	3.0	1620	30
	B35	A20	40	89.0	9.0	2.0	750	0.5	125	12

[0228] [表3]

[0229]

水准	热冲压构件												成型部耐蚀性	
	Fe-Al 系镀层											母材钢板		
	厚度	Al 含量 :W _{Al}	Si 含量 :W _{Si}	5xW _{Si}	Fe 含量 :W _{Fe}	最大 Al 含量	层结构	FeAl 层的厚度 :D1	Al 固溶铁素体层的厚度 :D2	D2/D1	空隙的直径			组织
	μm	质量%	质量%	质量%	质量%	质量%		μm	μm					
发明例	B1	11	10.2	1.5	7.5	88.3	20.1	2层	3	8	2.7	3	马氏体	
	B2	20	13.0	2.2	11.0	84.8	20.2	2层	7	13	1.9	3	马氏体	VG
	B3	36	21.7	3.9	19.5	74.4	23.5	2层	17	19	1.1	4	马氏体	VG
	B4	50	25.0	4.5	22.5	70.5	28.0	2层	25	25	1.0	4	马氏体	VG
	B5	60	28.8	5.5	27.5	65.7	29.1	2层	36	24	0.7	4	马氏体	G
	B6	23	13.3	2.4	12.0	84.3	20.1	2层	8	15	1.9	9	马氏体	VG
	B7	35	8.2	1.1	5.5	90.7	20.2	2层	10	25	2.5	16	马氏体	VG
	B8	60	11.5	1.9	9.5	86.6	14.4	2层	21	39	1.9	18	马氏体	VG
	B9	21	13.2	2.1	10.5	84.7	20.8	2层	8	13	1.6	7	马氏体	VG2
	B10	41	18.9	3.3	16.5	77.8	21.5	2层	18	23	1.3	7	马氏体	VG2
	B11	52	23.9	4.2	21.0	71.8	26.8	2层	25	27	1.1	7	马氏体	VG2
	B12	28	9.8	1.5	7.5	89.7	18.1	2层	9	19	2.1	12	马氏体	VG2
	B13	53	15.2	2.3	11.5	85.5	20.0	2层	20	33	1.7	12	马氏体	VG2
	B14	66	17.1	2.9	14.5	80.0	23.1	2层	27	39	1.4	13	马氏体	VG2
	B15	24	10.4	1.7	8.5	87.9	18.5	2层	8	16	2.0	10	马氏体	VG2
	B16	24	14.9	2.1	10.5	85.9	21.6	2层	8	16	2.0	10	马氏体	VG2
	B17	24	11.5	1.3	6.5	87.2	17.1	2层	8	16	2.0	11	马氏体	VG2
	B18	24	13.0	2.1	10.5	87.9	20.1	2层	8	16	2.0	10	马氏体	VG2
	B19	23	13.6	2.1	10.5	87.2	19.1	2层	8	15	1.9	11	马氏体	VG2
	B20	24	12.7	2.1	10.5	87.2	19.7	2层	7	17	2.4	10	马氏体	VG2
比较例	B21	2	16.7	5.4	27.0	77.9	22.1	2层	1	1	1.0	2	马氏体	NG
	B22	3	3.4	2.7	13.5	94.0	5.2	1层	0	3	D1=0	3	马氏体	NG
	B23	16	0.3	0.2	1.0	99.5	4.2	1层	0	16	D1=0	25	马氏体	NG
	B24	84	23.6	4.2	21.0	72.3	51.2	5层	46	38	0.8	12	马氏体	NG
	B25	104	15.8	3.0	15.0	81.2	23.3	2层	50	54	1.1	18	马氏体	NG
	B26	20	38.1	8.5	42.5	53.4	52.3	5层	15	5	0.3	2	马氏体	NG
	B27	29	23.8	5.5	27.5	70.7	54.2	5层	16	13	0.8	4	马氏体	NG
	B28	85	2.1	0.5	2.5	97.4	4.5	1层	0	85	D1=0	22	马氏体	NG
	B29	45	34.1	7.6	38.0	58.3	53.2	5层	30	15	0.5	5	马氏体	NG
	B30	69	23.9	4.3	21.5	71.8	51.1	5层	33	36	1.1	8	马氏体	NG
	B31	111	12.6	2.1	10.5	85.2	22.1	2层	40	71	1.8	20	马氏体	NG
	B32	22	15.8	6.6	33.0	77.6	51.2	5层	9	13	1.4	4	马氏体	NG
	B33	22	18.2	0.0	0.0	81.8	23.1	2层	9	13	1.4	4	马氏体	NG
	B34	23	10.4	2.1	10.6	87.5	15.5	2层	8	15	1.9	11	贝氏体	NG
	B35	15	82.0	8.5	42.5	9.5	98.1	2层	0	0	D1, D2=0	0	铁素体、珠光体	NG

[0230] 关于表3中所示的本申请的发明例即水准B1~B20,得到了具有优异的成型部耐蚀性的热冲压构件。特别是,B1、B5的成型部耐蚀性的评价结果为G,与此相对,在B2~B4的热冲压构件的Fe-Al系镀层的D2/D1满足0.8~2.5的情况下,成型部耐蚀性的评价结果为VG,是良好的。进而,在B9~B20的热冲压构件的空隙的大小以直径计满足5μm~15μm的情况下,成型部耐蚀性的评价结果为VG2,更加良好。此外,母材钢板的组织都为马氏体。

[0231] 关于表3中所示的本申请的比较例即B21~B35,成型部耐蚀性的评价结果成为NG,是低劣的。这是由于:Fe-Al系镀层的厚度、Al含量W_{Al}、Si含量W_{Si}、Fe含量、式(1)、层结构中

的至少1者不满足规定的条件。

[0232] 就B21而言,A1系镀覆钢板的A1系镀层的附着量少,热冲压时的 $(T_{\text{Max}}-850)^2 \times (t/W)$ 的值小。因此,在热冲压构件中,Fe-A1系镀层的厚度不充分,此外在Fe-A1系镀层中,A1含量与Si含量不满足式(1)。其结果是,未能得到充分的成型部耐蚀性。

[0233] 就B22而言,A1系镀覆钢板的A1系镀层的附着量少,热冲压时的 $(T_{\text{Max}}-850)^2 \times (t/W)$ 的值小。因此,在热冲压构件中,Fe-A1系镀层的厚度不充分,此外在Fe-A1系镀层中,A1含量与Si含量不满足式(1)。此外,镀层成为由A1固溶铁素体层的1层形成的镀层。其结果是,未能得到充分的成型部耐蚀性。

[0234] 就B23而言,A1系镀覆钢板的A1系镀层的附着量少,热冲压时的 $(T_{\text{Max}}-850)^2 \times (t/W)$ 的值大。因此,在热冲压构件中,Fe-A1系镀层的A1含量少,A1含量与Si含量不满足式(1)。此外,由于Fe的过量的扩散,导致Fe-A1系镀层多。此外,镀层成为由A1固溶铁素体层的1层形成的镀层。其结果是,未能得到充分的成型部耐蚀性。

[0235] 就B24而言,A1系镀覆钢板的A1系镀层的附着量多。因此,在热冲压构件中,Fe-A1系镀层的厚度过量。此外,镀层成为由5层形成的镀层。其结果是,未能得到充分的成型部耐蚀性。

[0236] 就B25而言,A1系镀覆钢板的A1系镀层的附着量多,热冲压时的 $(T_{\text{Max}}-850)^2 \times (t/W)$ 的值大。因此,在热冲压构件中,Fe-A1系镀层的厚度过量。其结果是,未能得到充分的成型部耐蚀性。

[0237] 就B26、B27、B29而言,热冲压时的 $(T_{\text{Max}}-850)^2 \times (t/W)$ 的值小。因此,在热冲压构件中,Fe-A1系镀层的组成脱离了本发明范围。此外,镀层成为由5层形成的镀层。其结果是,未能得到充分的成型部耐蚀性。

[0238] 就B28而言,热冲压时的 $(T_{\text{Max}}-850)^2 \times (t/W)$ 的值大。此外,镀层成为由A1固溶铁素体层的1层形成的镀层。其结果是,未能得到充分的成型部耐蚀性。

[0239] 就B30而言,热冲压时的 $(T_{\text{Max}}-850)^2 \times (t/W)$ 的值小。因此,镀层成为由5层形成的镀层。其结果是,未能得到充分的成型部耐蚀性。

[0240] 就B31而言,热冲压时的 $(T_{\text{Max}}-850)^2 \times (t/W)$ 的值大。因此,在热冲压构件中,Fe-A1系镀层的厚度过量。其结果是,未能得到充分的成型部耐蚀性。

[0241] 就B32而言,A1系镀覆钢板的A1系镀层的A1含量少,Si含量多。因此,在热冲压构件的Fe-A1系镀层中,Si含量脱离本发明范围并且不满足式(1)。此外,镀层为由5层形成的镀层。其结果是,未能得到充分的成型部耐蚀性。

[0242] 就B33而言,A1系镀覆钢板的A1系镀层的A1含量多,Si含量少。因此,在热冲压构件的Fe-A1系镀层中,Si含量脱离了本发明范围。其结果是,未能得到充分的成型部耐蚀性。

[0243] 就B34而言,在加热后至成型开始为止的时间长。因此,在热冲压构件中,Fe-A1系镀层的A1含量与Si含量不满足式(1)。其结果是,未能得到充分的成型部耐蚀性。

[0244] 就B35而言,在加热工序中最高加热温度低。因此,母材钢板与A1系镀层的合金化反应变得不充分,FeAl层与A1固溶铁素体层都未形成,在镀层中残存纯A1,A1含量变得过量。其结果是,未能得到充分的成型部耐蚀性。

[0245] B21~B33的母材钢板的组织都为马氏体,B34的组织为贝氏体,B35为铁素体、珠光体的复合组织。

[0246] 产业上的可利用性

[0247] 根据本发明,能够提供成型部耐蚀性优异的热冲压构件及其制造方法。通过将这样的热冲压构件应用于汽车构件,会带来汽车碰撞安全性的提高、由汽车轻量化带来的燃料效率提高和CO₂等排放气体的削减。

[0248] 符号的说明

[0249] 1 热冲压构件

[0250] 2 母材钢板

[0251] 3A,3B Al固溶铁素体层

[0252] 4A,4B FeAl层

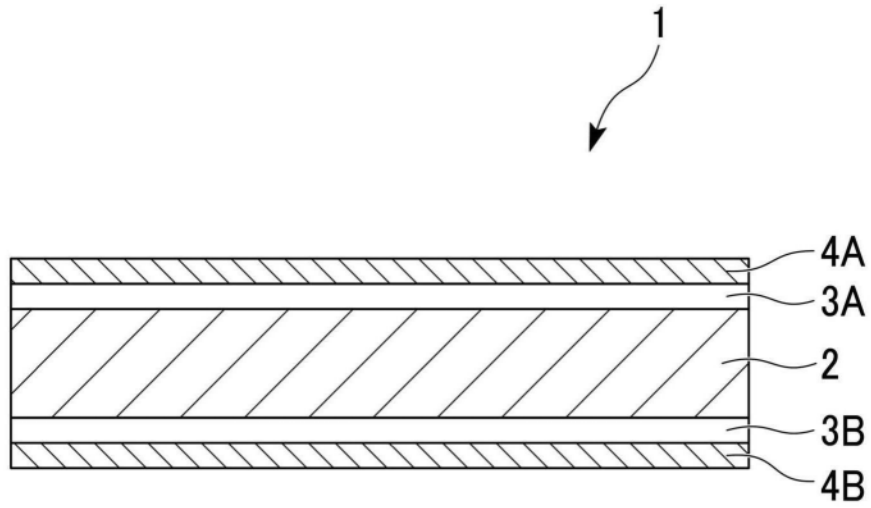


图1

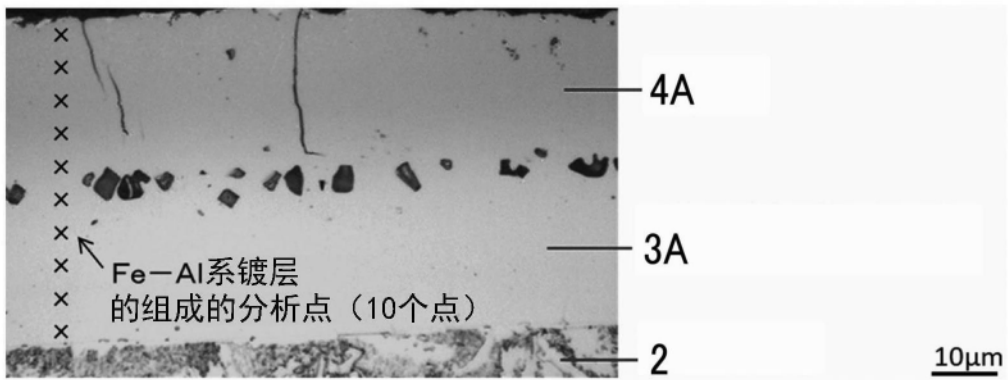


图2

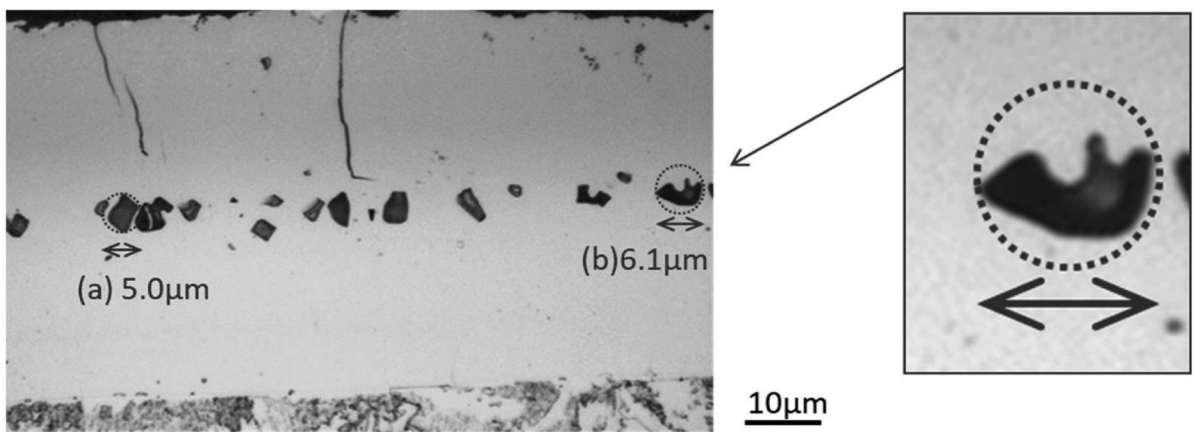


图3

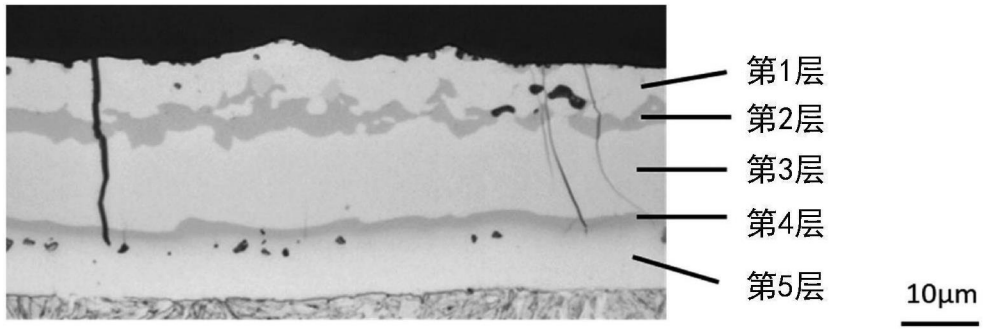


图4

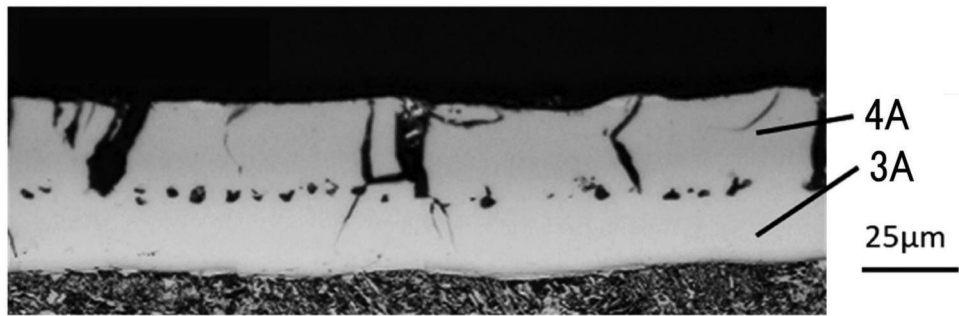


图5A

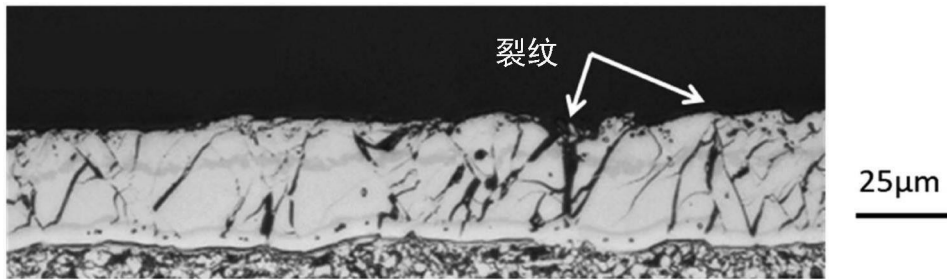


图5B

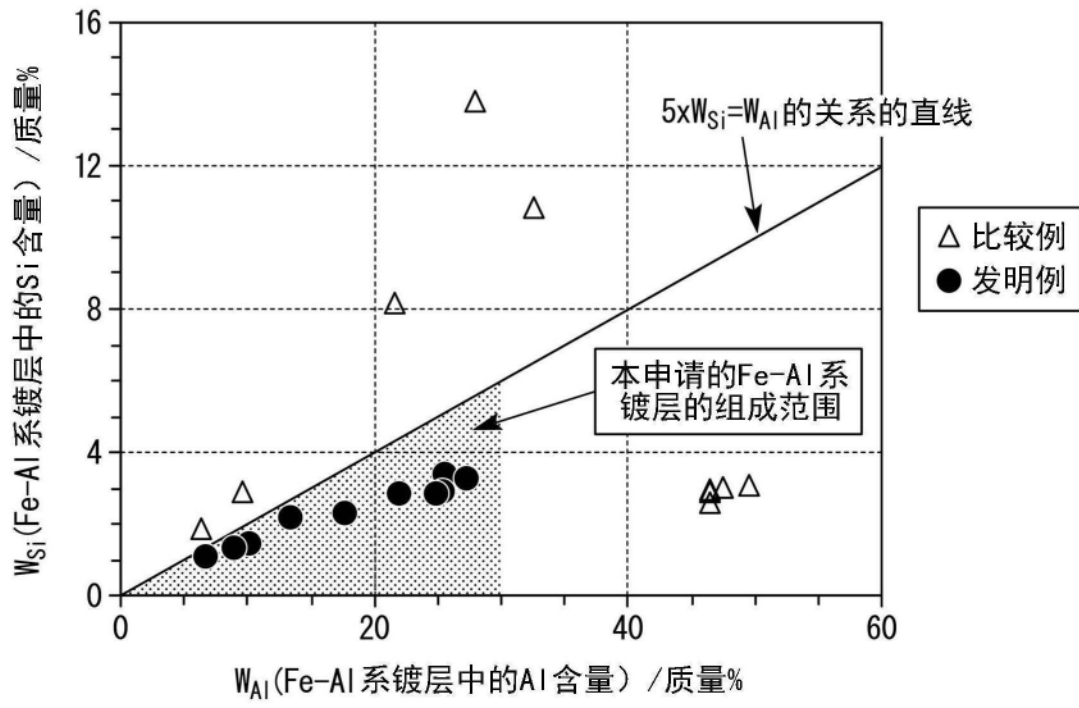


图6