



(12) 发明专利申请



(10) 申请公布号 CN 120202314 A

(43) 申请公布日 2025. 06. 24

(21) 申请号 202380079007.4

(22) 申请日 2023.08.30

(30) 优先权数据

2023-004085 2023.01.13 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2025.05.14

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2023/031558 2023.08.30

(87) PCT国际申请的公布数据

W02024/150462 JA 2024.07.18

(71) 申请人 日本制铁株式会社

地址 日本

(72) 发明人 永野真衣 弘中谕 中野克哉

小山内匠

(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 张楠

(51) Int. Cl.

C22C 38/00 (2006.01)

C21D 9/46 (2006.01)

C22C 38/60 (2006.01)

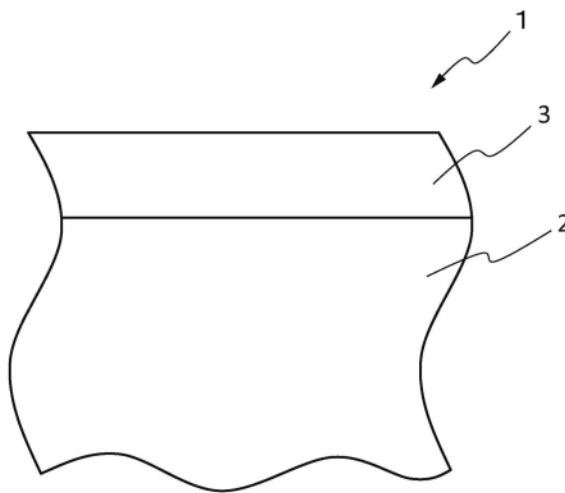
权利要求书2页 说明书23页 附图1页

(54) 发明名称

镀覆钢板

(57) 摘要

本发明提供一种镀覆钢板,其通过新颖的构成,使得强度和拉伸率优异,并具有更进一步得以改善的成形后外观。本发明的镀覆钢板具有母材钢板和设置于该母材钢板的表面的镀层,其特征在于,上述母材钢板具有特定的化学组成,上述母材钢板的金属组织以面积%计由铁素体:80~97%和硬质相:3~20%构成,板厚 t 的 $3t/8 \sim 5t/8$ 位置处的带状硬质相的面积率为0~5%,距离上述母材钢板的表面为板厚 t 的 $1t/8 \sim 4t/8$ 位置与 $4t/8 \sim 7t/8$ 位置的硬质相分率之差的绝对值为0~8%,进而,镀覆钢板的表面粗糙度 S_a 为 $0.10 \sim 0.50 \mu\text{m}$ 。



1. 一种镀覆钢板,其特征在于,它具有:
母材钢板、和
设置于所述母材钢板的表面的镀层,
其中,所述母材钢板的化学组成以质量%计为:C:0.03~0.10%、
Si:0.01~1.50%、
Mn:1.0~2.5%、
Al:0.005~0.700%、
Cr:0.15~0.80%、
Mo:0.15~0.50%、
Ti:0.03~0.10%、
P:0.1000%以下、
S:0.0200%以下、
N:0.015%以下、
O:0.0200%以下、
B:0~0.010%、
Nb:0~0.10%、
V:0~0.50%、
Ni:0~1.00%、
Cu:0~1.00%、
W:0~1.00%、
Sn:0~1.00%、
Sb:0~0.20%、
Ca:0~0.010%、
Zr:0~0.010%、
REM:0~0.010%、以及
剩余部分:Fe和杂质,
所述母材钢板的金属组织以面积%计为:
铁素体:80~97%、
硬质相:3~20%、
板厚t的 $3t/8 \sim 5t/8$ 位置处的带状硬质相的面积率为0~5%、
距离所述母材钢板的表面为板厚t的 $1t/8 \sim 4t/8$ 位置与 $4t/8 \sim 7t/8$ 位置的硬质相分率之差的绝对值为0~8%、
所述镀覆钢板的表面粗糙度Sa为0.10~0.50 μm 。
2. 根据权利要求1所述的镀覆钢板,其特征在于,
所述母材钢板的化学组成以质量%计含有选自下述元素中的1种或2种以上:
B:0.0001~0.010%、
Nb:0.001~0.10%、
V:0.001~0.50%、
Ni:0.001~1.00%、

Cu:0.001~1.00%、
W:0.001~1.00%、
Sn:0.001~1.00%、
Sb:0.001~0.20%、
Ca:0.0001~0.010%、
Zr:0.0001~0.010%、以及
REM:0.0001~0.010%。

3. 根据权利要求1或2所述的镀覆钢板,其特征在于,在所述母材钢板的金属组织中,所述硬质相为5%以上。

4. 根据权利要求1~3中任一项所述的镀覆钢板,其特征在于,距离所述母材钢板的表面为板厚 t 的 $1t/8 \sim 4t/8$ 位置与 $4t/8 \sim 7t/8$ 位置的所述硬质相分率之差的绝对值为5%以下。

5. 根据权利要求1~4中任一项所述的镀覆钢板,其特征在于,所述镀覆钢板的抗拉强度为540MPa以上。

6. 根据权利要求1~5中任一项所述的镀覆钢板,其特征在于,所述铁素体的平均结晶粒径为 $5.0 \sim 30.0\mu\text{m}$,所述硬质相的平均结晶粒径为 $1.0 \sim 5.0\mu\text{m}$ 。

7. 根据权利要求1~6中任一项所述的镀覆钢板,其特征在于,所述硬质相由马氏体、贝氏体、回火马氏体和珠光体中的至少一种构成。

镀覆钢板

技术领域

[0001] 本发明涉及在母材钢板的表面具有镀层的镀覆钢板。

背景技术

[0002] 近年来,在汽车行业中,从提高燃料效率等观点出发,不仅对于横梁(member)等结构部件,而且对于车顶、发动机罩、挡泥板、车门等外板部件,轻量化的需求也在提高。这些外板部件与结构部件不同,是与人眼接触的部件,因此不仅要求强度等特性优异,而且要求设计性、面品质等外观品质优异。

[0003] 与此相关,例如在专利文献1中公开了表面品质优异的高强度热浸镀锌钢板。具体而言,公开了一种高强度热浸镀锌钢板,其为在作为基板的钢板的表面具有热浸镀锌层的热浸镀锌钢板,其中,上述基板以质量%计含有C:0.02~0.20%、Si:0.7%以下、Mn:1.5~3.5%、P:0.10%以下、S:0.01%以下、Al:0.1~1.0%、N:0.010%以下、Cr:0.03~0.5%,并且由将Al、Cr、Si、Mn的含量作为同号项的数学式: $A=400Al/(4Cr+3Si+6Mn)$ 定义的退火时表面氧化指数A为2.3以上,剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成,而且,上述基板的组织由铁素体和第二相构成,该第二相为马氏体为主体的相。

[0004] 另一方面,汽车的外板部件所使用的钢板与上述轻量化的需求相关联,要求进一步的高强度化、薄壁化,而且伴随着外板部件的形状的复杂化,存在在成形后的钢板表面容易产生凹凸的倾向。若在钢板表面产生这样的凹凸,则外板部件的外观品质有可能降低。具体而言,例如,由专利文献1所公开的软质的铁素体(软质相)和以马氏体为主体的硬质的第二相(硬质相)构成的Dual-Phase钢(双相钢,以下,称为DP钢)在压制成形等成形时容易引起软质相及其周边优先变形的不均匀变形。因此,在利用这样的DP钢的情况下,由于在成形后的钢板表面产生微小的凹凸,有时会产生被称为鬼线(ghostline)的外观不良。因此,在DP钢中如何抑制鬼线成为课题。

[0005] 关于鬼线,例如在专利文献2中公开了通过减少钢的凝固时的Mn偏析而抑制了鬼线的产生的钢板。具体而言,公开了一种钢板,其具有特定的化学组成,且金属组织以面积分率计由70~95%的铁素体和5~30%的硬质相构成,将板厚方向1/4位置处的轧制方向上的平均Mn浓度的板厚方向上的标准偏差除以上述板厚方向1/4位置处的平均Mn浓度而得到的值X1为0.025以下。对于该专利文献2所公开的钢板,通过在钢的凝固后以大气压下进行,Mn偏析、特别是板厚方向1/4位置处的Mn显微偏析减少,使连接的硬质相的比率减少。其结果是,成形后的钢板的表面粗糙度变得更良好。

[0006] 另外,在专利文献3中公开了一种钢板,其具有特定的化学组成,且金属组织由体积分率为70~95%的铁素体和体积分率为5~30%的硬质相构成,将板厚方向1/4位置处的维氏硬度 $H_{1/4}$ 的标准偏差除以维氏硬度 $H_{1/4}$ 的平均值而得到的值X1为0.025以下,将板厚方向1/2位置处的维氏硬度 $H_{1/2}$ 的标准偏差除以维氏硬度 $H_{1/2}$ 的平均值而得到的值X2为0.030以下。该专利文献3的钢板在成形品中实现了优异的外观品质。

[0007] 专利文献4中公开了一种面板,其是具有包含马氏体的钢板的面板,面板的中心侧

部分的平坦部的表面粗糙度参数(Sa,其中,低通滤波器 λ_s 为0.8mm,除去了0.8mm以下的波长成分)为 $Sa \leq 0.500\mu\text{m}$,在马氏体的板条内,以长径 $0.05\mu\text{m} \sim 1.00\mu\text{m}$ 计具有15个/ μm^2 以上的长宽比3以上的析出物,由从平坦部切出的拉伸试验片测定的屈服应力 YS_1 与由从面板的端部切出的拉伸试验片测定的屈服应力 YS_2 的比 YS_1/YS_2 为 $0.90 \sim 1.10$ 。该专利文献4的面板为由原材料成形后的外观优异且耐冲击性优异的面板。

[0008] 进而,在专利文献5中公开了一种钢板,其特征在于,其具有特定的化学组成,并包含下述结构:表面~距离该表面在板厚方向上为 $20\mu\text{m}$ 的位置为止的范围即表层区域的金属组织由铁素体和以体积分率计为 $0.01 \sim 5.0\%$ 的第二相构成,距离表面在板厚方向上超过 $20\mu\text{m}$ 的位置~距离表面在板厚方向上为板厚的 $1/4$ 的位置为止的范围即内部区域的金属组织由铁素体和以体积分率计为 $2.0 \sim 10.0\%$ 的第二相构成,表层区域的第二相的体积分率小于内部区域的第二相的体积分率,在表层区域中,第二相的平均结晶粒径为 $0.01 \sim 4.0\mu\text{m}$,铁素体的 $\{001\}$ 取向与 $\{111\}$ 取向的强度比即 $X_{\text{ODF}\{001\}/\{111\}}$ 为 0.60 以上且小于 2.00 。该专利文献5所公开的钢板抑制了成形时的表面凹凸的产生。

[0009] 现有技术文献

[0010] 专利文献

[0011] 专利文献1:日本特开2005-220430号公报

[0012] 专利文献2:国际公开第2022/181761号

[0013] 专利文献3:国际公开第2022/254847号

[0014] 专利文献4:国际公开第2021/149810号

[0015] 专利文献5:国际公开第2020/145256号

发明内容

[0016] 发明所要解决的课题

[0017] 根据专利文献2~5所公开的技术,能够改善成形后的钢板的表面粗糙度、外观。

[0018] 因此,本发明的目的在于提供一种镀覆钢板,其通过新颖的构成,使得强度和拉伸率优异,并具有更进一步得以改善的成形后外观。

[0019] [用于解决课题的手段]

[0020] 本发明人们为了实现上述目的,除了对Mn偏析的减少方法进行了深入研究,还对鬼线的进一步改善方法进行了深入研究。其结果判明,即使降低了Mn偏析,如果在热轧工序中偏析部分在钢板的表背未被均匀地轧制,则偏析部分会偏在于钢板的表背,结果导致硬质相未均匀地分散,产生鬼线。因此,本发明人们发现,使用降低Mn偏析的材料,在热轧工序中,将钢板表背均匀地轧制而使硬质相均匀地分散,进而,控制镀层的表面粗糙度而使成形前的凹凸变得平滑,由此能够在保持高强度和拉伸率的同时抑制鬼线的产生,显著改善成形后的外观不良。

[0021] 本发明是基于这样的见解而完成的,包括以下的各方案。

[0022] (方案1)

[0023] 一种镀覆钢板,其特征在于,其具有:母材钢板、和设置于上述母材钢板的表面的镀层,

[0024] 其中,上述母材钢板的化学组成以质量%计为:C: $0.03 \sim 0.10\%$ 、

- [0025] Si:0.01~1.50%、
[0026] Mn:1.0~2.5%、
[0027] Al:0.005~0.700%、
[0028] Cr:0.15~0.80%、
[0029] Mo:0.15~0.50%、
[0030] Ti:0.03~0.10%、
[0031] P:0.1000%以下、
[0032] S:0.0200%以下、
[0033] N:0.015%以下、
[0034] O:0.0200%以下、
[0035] B:0~0.010%、
[0036] Nb:0~0.10%、
[0037] V:0~0.50%、
[0038] Ni:0~1.00%、
[0039] Cu:0~1.00%、
[0040] W:0~1.00%、
[0041] Sn:0~1.00%、
[0042] Sb:0~0.20%、
[0043] Ca:0~0.010%、
[0044] Zr:0~0.010%、
[0045] REM:0~0.010%、以及
[0046] 剩余部分:Fe和杂质,
[0047] 上述母材钢板的金属组织以面积%计为:
[0048] 铁素体:80~97%、
[0049] 硬质相:3~20%、
[0050] 板厚t的3t/8~5t/8位置处的带状硬质相的面积率为0~5%、
[0051] 距离上述母材钢板的表面为板厚t的1t/8~4t/8位置与4t/8~7t/8位置的硬质相
分率之差的绝对值为0~8%、
[0052] 上述镀覆钢板的表面粗糙度Sa为0.10~0.50 μm 。
[0053] (方案2)
[0054] 根据上述方案1所述的镀覆钢板,其特征在于,上述母材钢板的化学组成以质量%
计含有选自下述元素中的1种或2种以上:
[0055] B:0.0001~0.010%、
[0056] Nb:0.001~0.10%、
[0057] V:0.001~0.50%、
[0058] Ni:0.001~1.00%、
[0059] Cu:0.001~1.00%、
[0060] W:0.001~1.00%、
[0061] Sn:0.001~1.00%、

- [0062] Sb:0.001 ~ 0.20%、
- [0063] Ca:0.0001 ~ 0.010%、
- [0064] Zr:0.0001 ~ 0.010%、以及
- [0065] REM:0.0001 ~ 0.010%。
- [0066] (方案3)
- [0067] 根据上述方案1或2所述的镀覆钢板,其特征在于,在上述母材钢板的金属组织中,上述硬质相为5%以上。
- [0068] (方案4)
- [0069] 根据上述方案1 ~ 3中任一项所述的镀覆钢板,其特征在于,距离上述母材钢板的表面为板厚 t 的 $1t/8 \sim 4t/8$ 位置与 $4t/8 \sim 7t/8$ 位置的上述硬质相分率之差的绝对值为5%以下。
- [0070] (方案5)
- [0071] 根据上述方案1 ~ 4中任一项所述的镀覆钢板,其特征在于,上述镀覆钢板的抗拉强度为540MPa以上。
- [0072] (方案6)
- [0073] 根据上述方案1 ~ 5中任一项所述的镀覆钢板,其特征在于,上述铁素体的平均结晶粒径为 $5.0 \sim 30.0\mu\text{m}$,上述硬质相的平均结晶粒径为 $1.0 \sim 5.0\mu\text{m}$ 。
- [0074] (方案7)
- [0075] 根据上述方案1 ~ 6中任一项所述的镀覆钢板,其特征在于,上述硬质相由马氏体、贝氏体、回火马氏体和珠光体中的至少1种构成。
- [0076] 发明效果
- [0077] 根据本发明,能够提供强度和拉伸率优异、具有更进一步得以改善的成形后外观的高强度的镀覆钢板。

附图说明

- [0078] 图1是示意性地表示本发明的一个实施方式的镀覆钢板1的局部截面的图。
- [0079] 图2是与本发明的镀覆钢板1不同的一般的镀覆钢板的截面SEM照片。在图2中,白色箭头所指示的部分是带状硬质相。

具体实施方式

[0080] 以下,参照附图对本发明的镀覆钢板1的优选实施方式进行详细说明。另外,在本说明书中,只要没有特别说明,则各种数值范围是指包含其上下限值在内的范围。特别地,使用“~”表示的数值范围是指包含“~”的前后记载的数值作为下限值及上限值的范围。其中,对记载于“~”前后的数值标注“超过”或“小于”的情况下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。

[0081] <镀覆钢板>

[0082] 如图1所示,本发明的一个实施方式的镀覆钢板1是具有母材钢板2和设置于该母材钢板2的表面的一面或两面的镀层3的镀覆钢板。本实施方式的镀覆钢板1具有以下特征。即,在母材钢板2的表面的一面或两面形成有具有后述那样的特征的镀层3。需要说明的是,

镀层3可以仅设置于母材钢板2的表面的一面,也可以设置于两面。

[0083] 在本实施方式的镀覆钢板1中,母材钢板2的化学组成以质量%计为:

[0084] C:0.03~0.10%、

[0085] Si:0.01~1.50%、

[0086] Mn:1.0~2.5%、

[0087] Al:0.005~0.700%、

[0088] Cr:0.15~0.80%、

[0089] Mo:0.15~0.50%、

[0090] Ti:0.03~0.10%、

[0091] P:0.1000%以下、

[0092] S:0.0200%以下、

[0093] N:0.015%以下、

[0094] O:0.0200%以下、

[0095] B:0~0.010%、

[0096] Nb:0~0.10%、

[0097] V:0~0.50%、

[0098] Ni:0~1.00%、

[0099] Cu:0~1.00%、

[0100] W:0~1.00%、

[0101] Sn:0~1.00%、

[0102] Sb:0~0.20%、

[0103] Ca:0~0.010%、

[0104] Zr:0~0.010%、

[0105] REM:0~0.010%、以及

[0106] 剩余部分:Fe和杂质。

[0107] 而且,母材钢板2的金属组织以面积%计为:铁素体:80~97%和硬质相:3~20%,板厚 t 的 $3t/8 \sim 5t/8$ 位置处的带状硬质相的面积率为0~5%,距离母材钢板2的表面为板厚 t 的 $1t/8 \sim 4t/8$ 位置与 $4t/8 \sim 7t/8$ 位置的硬质相分率之差的绝对值为0~8%。

[0108] 进而,本实施方式的镀覆钢板1的表面粗糙度 S_a 为 $0.10 \sim 0.50\mu\text{m}$ 。

[0109] 对于车顶、发动机罩、挡泥板、车门等外板部件,从避免在压制成形等成形时产生的被称为面应变的面缺陷的观点出发,大多使用屈服强度比较低的DP钢。然而,对于混合存在由铁素体构成的软质相与以马氏体等为主体的硬质相的DP钢,如上所述,在压制成形等成形时容易引起软质相及其周边优先变形的不均匀变形。若由于这样的不均匀变形而在成形后的钢板表面产生微小的凹凸,则有时会产生被称为鬼线的外观不良。

[0110] 对鬼线的产生更详细地说明,首先,在压制成形等成形时,由铁素体构成的软质相以凹陷的方式发生变形,另一方面,以马氏体等为主体的硬质相没有凹陷或者反而以凸状隆起的方式变形。由此,在成形后的钢板表面形成微小的凹凸。该微小的凹凸按照大致沿着轧制方向延伸的凸部和大致沿着轧制方向延伸的凹部在与轧制方向正交的宽度方向上交替排列的方式形成。而且,在对成形后的钢板表面进行研磨时,钢板表面的微小的凹凸的凸

部被切削,由此沿钢板的轧制方向延伸的条状图案的鬼线变得明显化。

[0111] 对于DP钢这样的软质层和硬质相混合存在的钢板,在金属组织中存在以条纹状连接的硬质相(以下,有时称为“带状硬质相”),由此,鬼线的程度变得显著。因此,通过抑制这样的带状硬质相的生成而使金属组织中的硬质相更均匀地分散,能够抑制成形后的钢板表面的微小的凹凸的生成,抑制鬼线的产生。

[0112] 带状硬质相起因于钢的凝固时的Mn的中心偏析、微观偏析而生成,因此为了抑制带状硬质相的生成,在使钢水凝固而铸造板坯的铸造工序中,使凝固时的Mn偏析减少是有效的。

[0113] 然而,对于这样的减少Mn偏析的方法,虽然得到一定的鬼线改善效果,但改善效果不充分。因此,本发明人们除了对Mn偏析的减少方法之外,还对鬼线的进一步改善方法进行了深入研究。其结果,本发明人们查明,即使Mn偏析被降低,如果在热轧工序中偏析部分在钢板的表背未被均匀地轧制,则偏析部分会偏在于钢板的表背,结果导致硬质相未均匀地分散,产生鬼线。而且,本发明人们发现,通过在降低Mn偏析的同时,在热轧工序中将钢板表背均匀地轧制而使硬质相均匀地分散,进而,控制镀层3的表面粗糙度而使成形前的凹凸变得平滑,由此能够在保持高强度和拉伸率的同时抑制鬼线的产生,显著地改善成形后的外观不良。本发明是基于这样的见解而完成的。

[0114] 本发明的一个实施方式的镀覆钢板1如上所述,是具有母材钢板2和设置于该母材钢板2的表面的镀层3的镀覆钢板1,母材钢板2具有上述特定的化学组成。进而,该母材钢板2具有下述特有的金属组织:由比现有的DP钢更低的硬质相分率构成、且带状硬质相少且在母材钢板2的表背硬质相分率的偏差小。这样的金属组织可以如后所述获得:通过采用特定的化学组成和制造条件,降低Mn偏析,并且将母材钢板2表背均匀地轧制而使硬质相均匀地分散。

[0115] 进而,本实施方式的镀覆钢板1如上所述在母材钢板2的表面设置的镀层3具有平滑的表面。即,本实施方式的镀覆钢板1具有平滑的表面。具有这样的平滑的表面的镀覆钢板1如后所述,可以通过选择退火工序和镀覆工序等中的各种条件来获得。

[0116] 对于本实施方式的镀覆钢板1,通过母材钢板2具有上述那样的特定的金属组织且具有平滑的表面,能够在保持高强度和拉伸率的同时抑制鬼线的产生,显著改善成形后的外观不良。即,根据本实施方式,能够提供强度和拉伸率优异、具有更进一步得以改善的成形后外观的镀覆钢板1。

[0117] 以下,对构成本实施方式的镀覆钢板1的母材钢板2和镀层3进行更详细地说明。需要说明的是,在以下的说明中,只要没有特别说明,各元素的含量的单位即“%”是指“质量%”。

[0118] <母材钢板>

[0119] 在本实施方式中,母材钢板2如上所述具有特定的化学组成:

[0120] C:0.03~0.10%、

[0121] Si:0.01~1.50%、

[0122] Mn:1.0~2.5%、

[0123] Al:0.005~0.700%、

[0124] Cr:0.15~0.80%、

- [0125] Mo:0.15~0.50%、
[0126] Ti:0.03~0.10%、
[0127] P:0.1000%以下、
[0128] S:0.0200%以下、
[0129] N:0.015%以下、
[0130] O:0.0200%以下、
[0131] B:0~0.010%、
[0132] Nb:0~0.10%、
[0133] V:0~0.50%、
[0134] Ni:0~1.00%、
[0135] Cu:0~1.00%、
[0136] W:0~1.00%、
[0137] Sn:0~1.00%、
[0138] Sb:0~0.20%、
[0139] Ca:0~0.010%、
[0140] Zr:0~0.010%、
[0141] REM:0~0.010%、以及
[0142] 剩余部分:由Fe和杂质构成。
[0143] (化学组成)

[0144] 以下,对该化学组成中的各元素进行详细说明。

[0145] [C:0.03~0.10%]

[0146] C是生成马氏体而提高母材钢板2的强度的元素。为了充分得到这样的效果,C含量设定为0.03%以上。C含量可以为0.06%以上。另一方面,从不阻碍凝固时的Mn的扩散而充分抑制Mn的微观偏析的观点出发,C含量设定为0.10%以下。C含量也可以为0.09%以下。

[0147] [Si:0.01~1.50%]

[0148] Si是钢的脱氧元素,是对于不损害母材钢板2的延展性而提高强度而言有效的固溶强化元素。另外,Si也是对于促进凝固时的Mn的扩散、降低Mn的微观偏析而言有效的元素。为了充分得到这些效果,Si含量设定为0.01%以上。Si含量也可以为0.10%以上。另一方面,从防止由氧化皮的剥离性降低引起的表面缺陷的观点出发,Si含量设定为1.50%以下。Si含量也可以为0.50%以下。

[0149] [Mn:1.0~2.5%]

[0150] Mn是提高钢的淬透性、生成马氏体而有助于母材钢板2的强度提高的元素。为了充分得到这样的效果,Mn含量设定为1.0%以上。Mn含量也可以为1.1%以上。另一方面,从不阻碍凝固时的Mn的扩散而充分抑制Mn的微观偏析的观点出发,Mn含量设定为2.5%以下。Mn含量也可以为2.0%以下。

[0151] [Al:0.005~0.700%]

[0152] Al是作为脱氧剂发挥功能的元素,是对于提高母材钢板2的强度而言有效的固溶强化元素。另外,Al也是对促进凝固时的Mn的扩散、降低Mn的微观偏析而言有效的元素。为了充分得到这些效果,Al含量设定为0.005%以上。Al含量也可以为0.010%以上。另一方

面,从防止由铸造性的恶化引起的生产率降低的观点出发,A1含量设定为0.700%以下。A1含量也可以为0.080%以下。

[0153] [Cr:0.15~0.80%]

[0154] Cr是提高钢的淬透性、有助于母材钢板2的强度提高的元素。另外,Cr也是对促进凝固时的Mn的扩散、降低Mn的微观偏析而言有效的元素。为了充分得到这些效果,Cr含量设定为0.15%以上。Cr含量也可以为0.20%以上。另一方面,从防止可能成为断裂的起点的粗大的Cr碳化物的形成的观点出发,Cr含量设定为0.80%以下。Cr含量也可以为0.40%以下。

[0155] [Mo:0.15~0.50%]

[0156] Mo是抑制高温下的相变而有助于母材钢板2的强度提高的元素。另外,Mo也是对促进凝固时的Mn的扩散、降低Mn的微观偏析而言有效的元素。为了充分得到这些效果,Mo含量设定为0.15%以上。Mo含量也可以为0.20%以上。另一方面,从防止由热加工性的降低引起的生产率降低的观点出发,Mo含量设定为0.50%以下。Mo含量也可以为0.40%以下。

[0157] [Ti:0.03~0.10%]

[0158] Ti是具有降低能够产生作为断裂的起点发挥作用的粗大的夹杂物的S、N及O量的效果的元素。另外,Ti也是具有使组织微细化、提高母材钢板2的强度-成形性平衡的效果的析出强化元素。为了充分得到这些效果,Ti含量设定为0.03%以上。Ti含量也可以为0.05%以上。另一方面,从防止由粗大的Ti硫化物、Ti氮化物和/或Ti氧化物的形成引起的母材钢板2的成形性降低的观点出发,Ti含量设定为0.10%以下。Ti含量也可以为0.08%以下。

[0159] [P:0.1000%以下]

[0160] P是在制造工序中混入的元素。另外,P也是固溶强化元素。P含量也可以为0%。但是,为了将P含量降低至0%,精炼需要时间,导致生产率的降低。因此,从生产率的观点出发,P含量可以为0.0001%以上或0.0005%以上。另一方面,从防止母材钢板2的韧性降低的观点出发,P含量设定为0.1000%以下。P含量也可以为0.0150%以下。

[0161] [S:0.0200%以下]

[0162] S是在制造工序中混入的元素。S含量也可以为0%。但是,为了将S含量降低至0%,精炼需要时间,导致生产率的降低。因此,从生产率的观点出发,S含量可以为0.0001%以上或0.0005%以上。另一方面,从防止因Mn硫化物的形成而导致的母材钢板2的延展性、扩孔性、拉伸凸缘性和/或弯曲性等成形性降低的观点出发,S含量设定为0.0200%以下。S含量也可以为0.0100%以下。

[0163] [N:0.015%以下]

[0164] N是在制造工序中混入的元素。N含量也可以为0%。但是,为了将N含量降低至0%,精炼需要时间,导致生产率的降低。因此,从生产率的观点出发,N含量可以为0.0001%以上或0.0005%以上。另一方面,从防止因氮化物的形成而导致的母材钢板2的延展性、扩孔性、拉伸凸缘性和/或弯曲性等成形性降低的观点出发,N含量设定为0.015%以下。N含量可以为0.008%以下。

[0165] [O:0.0200%以下]

[0166] O是在制造工序中混入的元素。O含量也可以为0%。但是,为了将O含量降低至0%,精炼需要时间,导致生产率的降低。因此,从生产率的观点出发,O含量可以为0.0001%以上或0.0005%以上。另一方面,从防止由粗大的氧化物的形成引起的母材钢板2的延展性、扩

孔性、拉伸凸缘性和/或弯曲性等成形性降低的观点出发,0含量设定为0.0200%以下。0含量也可以为0.0010%以下。

[0167] 本实施方式的母材钢板2的基本化学组成如上所述。进而,在本实施方式中,母材钢板2也可以根据需要含有以下任意选择元素中的1种或2种以上来代替剩余部分的Fe的一部分。以下,对这些任意选择元素进行详细说明。

[0168] [B:0~0.010%]

[0169] B是生成马氏体而有助于母材钢板2的强度提高的元素。B含量可以为0%,但为了充分得到这样的效果,B含量可以为0.0001%以上或0.0005%以上。另一方面,从防止由B析出物的生成引起的母材钢板2的强度降低的观点出发,B含量设定为0.010%以下。B含量也可以为0.004%以下。

[0170] [Nb:0~0.10%]

[0171] Nb是起因于由析出物带来的强化、由铁素体晶粒的生长抑制带来的细粒化强化、和/或由再结晶的抑制带来的位错强化而有助于母材钢板2的强度提高的析出强化元素。Nb含量可以为0%,但为了充分得到这些效果,Nb含量可以为0.001%以上或0.005%以上。另一方面,从防止因未再结晶铁素体的增加而导致的母材钢板2的成形性降低的观点出发,Nb含量设定为0.10%以下。Nb含量也可以为0.08%以下。

[0172] [V:0~0.50%]

[0173] V是起因于由析出物带来的强化、由铁素体晶粒的生长抑制带来的细粒化强化、和/或由再结晶的抑制带来的位错强化而有助于母材钢板2的强度提高的元素。V含量可以为0%,但为了充分得到这些效果,V含量可以为0.001%以上或0.005%以上。另一方面,从防止因碳氮化物的大量析出而导致的母材钢板2的成形性降低的观点出发,V含量设定为0.50%以下。V含量也可以为0.01%以下。

[0174] [Ni:0~1.00%]

[0175] Ni是抑制高温下的相变,有助于母材钢板2的强度提高的元素。Ni含量可以为0%,但为了充分得到这样的效果,Ni含量可以为0.001%以上或0.005%以上。另一方面,从防止母材钢板2的焊接性降低的观点出发,Ni含量设定为1.00%以下。Ni含量也可以为0.40%以下。

[0176] [Cu:0~1.00%]

[0177] Cu以微细的粒子的形态存在于钢中,是有助于母材钢板2的强度提高的元素。Cu含量可以为0%,但为了充分得到这样的效果,Cu含量可以为0.001%以上或0.005%以上。另一方面,从防止母材钢板2的焊接性降低的观点出发,Cu含量设定为1.00%以下。Cu含量也可以为0.40%以下。

[0178] [W:0~1.00%]

[0179] W是抑制高温下的相变、有助于母材钢板2的强度提高的元素。W含量可以为0%,但为了充分得到这样的效果,W含量可以为0.001%以上或0.005%以上。另一方面,从防止由热加工性的降低引起的生产率降低的观点出发,W含量设定为1.00%以下。W含量也可以为0.08%以下。

[0180] [Sn:0~1.00%]

[0181] Sn是抑制晶粒的粗大化,有助于母材钢板2的强度提高的元素。Sn含量可以为0%,

但为了充分得到这样的效果,Sn含量可以为0.001%以上或0.005%以上。另一方面,从防止由粗大的氧化物的生成引起的母材钢板2的脆化的观点出发,Sn含量设定为1.00%以下。Sn含量也可以为0.08%以下。

[0182] [Sb:0~0.20%]

[0183] Sb是抑制晶粒的粗大化、有助于母材钢板2的强度提高的元素。Sb含量可以为0%,但为了充分得到这样的效果,Sb含量可以为0.001%以上或0.005%以上。另一方面,从防止由粗大的氧化物的生成引起的母材钢板2的脆化的观点出发,Sb含量设定为0.20%以下。Sb含量也可以为0.04%以下。

[0184] [Ca:0~0.010%]

[0185] Ca是作为脱氧材料而混入的元素。Ca含量也可以为0%。但是,为了将Ca含量降低至0%,精炼需要时间,导致生产率的降低。因此,从生产率的观点出发,Ca含量可以为0.0001%以上或0.0005%以上。另一方面,从防止由粗大的氧化物的生成引起的母材钢板2的脆化的观点出发,Ca含量设定为0.010%以下。

[0186] [Zr:0~0.010%]

[0187] Zr是作为脱氧材料而混入的元素。Zr含量也可以为0%。但是,为了将Zr含量降低至0%,精炼需要时间,导致生产率的降低。因此,从生产率的观点出发,Zr含量可以为0.0001%以上或0.0005%以上。另一方面,从防止由粗大的氧化物的生成引起的母材钢板2的脆化的观点出发,Zr含量设定为0.010%以下。

[0188] [REM:0~0.010%]

[0189] REM是作为脱氧材料而混入的元素。REM含量也可以为0%,但为了充分得到这样的效果,REM含量也可以为0.0001%以上或0.0005%以上。另一方面,从防止由粗大的氧化物的生成引起的母材钢板2的脆化的观点出发,REM含量设定为0.010%以下。

[0190] 需要说明的是,在本说明书中,REM是指原子序数为21的钪(Sc)、原子序数为39的钇(Y)以及作为镧系元素的原子序数为57的镧(La)~原子序数为71的镥(Lu)的17种元素的总称。REM含量是这些元素的合计含量。

[0191] 关于以上的任意选择元素,在本实施方式中,母材钢板2的化学组成以质量%计含有选自下述元素中的1种或2种以上:

[0192] B:0.0001~0.010%、

[0193] Nb:0.001~0.10%、

[0194] V:0.001~0.50%、

[0195] Ni:0.001~1.00%、

[0196] Cu:0.001~1.00%、

[0197] W:0.001~1.00%、

[0198] Sn:0.001~1.00%、

[0199] Sb:0.001~0.20%、

[0200] Ca:0.0001~0.010%、

[0201] Zr:0.0001~0.010%、以及

[0202] REM:0.0001~0.010%。

[0203] 在本实施方式中,母材钢板2的上述元素以外的剩余部分由Fe和杂质构成。在此,

杂质是指在工业上制造母材钢板2时,以矿石或废铁等那样的原料为代表而因制造工序的各种原因而混入的成分等。作为杂质,例如可以列举出H、Na、Cl、Co、Zn、Ga、Ge、As、Se、Y、Tc、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Te、Cs、Ta、Re、Os、Ir、Pt、Au、Pb、Bi及Po。杂质也可以合计以0.100%以下的量包含。

[0204] 在此,母材钢板2的化学组成能够通过一般的分析方法来测定。例如,母材钢板2的化学组成能够使用电感耦合等离子体发射光谱分析(ICP-AES:Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry)来测定。C及S只要使用燃烧-红外线吸收法,N只要使用不活性气体熔化-热导率法,O只要使用不活性气体熔化-非分散型红外线吸收法进行测定即可。

[0205] (金属组织)

[0206] [铁素体:80~97%和硬质相:3~20%]

[0207] 在本实施方式中,母材钢板2的金属组织以面积%计由80~97%的铁素体和3~20%的硬质相构成。通过将母材钢板2的金属组织设为这样的复合组织,能够容易地将母材钢板2的强度和延展性(拉伸率)维持在适当的范围内,具体而言,将使用与轧制方向成直角的方向作为长度方向的JIS Z 2241:2022的5号试验片测定的抗拉强度和断裂拉伸率分别维持在540MPa以上的抗拉强度和19%以上的断裂拉伸率的范围内,并且抑制成形后的外观不良。

[0208] 从进一步提高母材钢板2的强度的观点出发,硬质相的面积分率(以下,有时称为“硬质相分率”)可以为4%以上、5%以上或6%以上。同样地,铁素体的面积分率(以下,有时称为“铁素体分率”)也可以为96%以下、95%以下或94%以下。

[0209] 另一方面,从进一步提高母材钢板2的延展性(拉伸率)的观点出发,硬质相分率可以为8%以下或10%以下。同样地,铁素体分率也可以为90%以上或92%以上。

[0210] 在本说明书中,母材钢板2的硬质相意味着比铁素体硬的组织,例如由马氏体、贝氏体、回火马氏体和珠光体中的至少1种构成。从提高母材钢板2的强度的观点出发,硬质相优选由马氏体、贝氏体和回火马氏体中的至少1种构成,更优选由马氏体构成。需要说明的是,母材钢板2的金属组织优选残余奥氏体少。具体而言,残余奥氏体以面积%计优选为3%以下、1%以下或0.5%以下,更优选为0%。

[0211] (金属组织的鉴定和面积分率的计算)

[0212] 母材钢板2的金属组织的鉴定和面积分率的计算按照如下进行。首先,从自除去了镀层3的母材钢板2的端面离开100mm以上的位置采集金属组织(显微组织)观察用的试样(尺寸大致在轧制方向为20mm×在宽度方向为50mm×母材钢板的厚度)。作为试样的调整,将轧制直角方向的板厚截面作为观察面进行研磨,利用硝酸乙醇腐蚀进行浸蚀。接着,使用扫描型电子显微镜(SEM),以倍率600倍拍摄试样的观察面的二次电子图像并连接。将得到的图像数据在总板厚×5mm的区域观察10个视场,使用Adobe公司制“Photoshop(注册商标)CS5”的图像解析软件进行图像解析。在图像解析时,根据亮度的不同将铁素体和硬质相进行二值化,计算硬质相的面积分率。另外,图像数据的黑色部分是铁素体,白色部分是硬质相。然后,对于合计10个部位的观察视场,与上述同样地进行图像解析,测定硬质相的面积分率,算出它们的面积分率的平均值。将该平均值作为硬质相的面积分率,剩余部分作为铁素体的面积分率。另外,总观察面积为总板厚×50mm。

[0213] 在此,在本说明书中,母材钢板2的轧制方向例如能够按照如下判别。将板厚截面用镜面研磨精加工后,用电子探针显微分析仪(Electron Probe Micro Analyzer(EPMA))测定S浓度。关于测定条件,将加速电压设为15kV,将测定间距设为 $1\mu\text{m}$,测定板厚 t 的 $3t/8 \sim 5t/8$ 位置处的 $500\mu\text{m}$ 见方的范围的分布图像。此时,将S浓度高且延伸的区域判定为夹杂物。在观察时也可以以多个视场进行观察。接着,以通过上述方法首次观察到的板厚截面作为基准,对与在以板厚方向为轴在 $0^\circ \sim 180^\circ$ 的范围内以每 5° 旋转的面平行的面通过与上述的方法同样的方法进行截面观察。在得到的各截面中,算出多个夹杂物的长轴的长度的平均值。然后,确定夹杂物的长轴的长度的平均值为最大的截面。将该截面中的与夹杂物的长轴方向平行的方向判别为轧制方向。

[0214] 需要说明的是,在卷材(钢带)的情况或能够通过其他手段来掌握母材钢板2的轧制方向的情况下,母材钢板2的轧制方向无需通过上述的判别方法来判别。

[0215] 关于金属组织的面积分率的计算,在需要测定残余奥氏体的面积分率的情况下,通过对上述观察面的X射线衍射,能够测定残余奥氏体的面积分率。具体而言,使用 $\text{Co-K}\alpha$ 射线,求出板厚方向 $1/4$ 位置的 $\alpha(110)$ 、 $\alpha(200)$ 、 $\alpha(211)$ 、 $\gamma(111)$ 、 $\gamma(200)$ 、 $\gamma(220)$ 共计6个峰积分强度,使用强度平均法计算残余奥氏体的体积分率,将得到的残余奥氏体的体积分率作为残余奥氏体的面积分率。

[0216] [板厚 t 的 $3t/8 \sim 5t/8$ 位置处的带状硬质相的面积率为 $0 \sim 5\%$]

[0217] 在本实施方式中,母材钢板2的金属组织中,板厚 t 的 $3t/8 \sim 5t/8$ 位置处的带状硬质相的面积率为 $0 \sim 5\%$ 。通过像这样减少金属组织中所含的带状硬质相,即,通过使硬质相更均匀地分散,能够防止成形时的应变变得不均匀,并抑制成形后的镀覆钢板1的表面中的微小的凹凸的生成。由此,能够使鬼线难以产生。

[0218] (带状硬质相)

[0219] 在本说明书中,“带状硬质相”是指具有 $3\mu\text{m}$ 以上的粗度及 $200\mu\text{m}$ 以上的长度且连续或断续地延伸的1根或多根线状的硬质相。在此,“粗度”是指板厚方向长度,“长度”是指板厚正交方向长度。另外,在存在多根线状的硬质相的情况下,多根线状的硬质相的合计粗度为 $3\mu\text{m}$ 以上的是带状硬质相。

[0220] 在此,图2是与本发明的镀覆钢板1不同的一般的镀覆钢板的截面SEM照片。在图2中,白色箭头所指示的部分是带状硬质相。

[0221] (板厚 t 的 $3t/8 \sim 5t/8$ 位置处的带状硬质相的面积率的测定方法)

[0222] 板厚 t 的 $3t/8 \sim 5t/8$ 位置处的带状硬质相的面积率可以按照如下测定。首先,对以上述的“金属组织的鉴定和面积分率的计算”测定的连接SEM图像、即以倍率600倍拍摄试样的观察面的二次电子图像并连接而得到的图像数据,在总板厚 $\times 5\text{mm}$ 的区域中观察10个视场(总视场为总板厚 $\times 50\text{mm}$),使用Adobe公司制“Photoshop(注册商标)CS5”的图像解析软件进行图像解析,算出板厚 t 的中心部即 $3t/8 \sim 5t/8$ 位置处的、具有上述的 $3\mu\text{m}$ 以上的粗度及 $200\mu\text{m}$ 以上的长度且连续或断续地延伸的1根或多根线状的硬质相、即带状硬质相的面积率。

[0223] 从进一步提高成形后的外观的观点出发,板厚 t 的 $3t/8 \sim 5t/8$ 位置处的带状硬质相的面积率优选为 3% 以下,更优选为 2% 以下或 1% 以下,特别优选为 0% 。

[0224] [距离母材钢板的表面为板厚 t 的 $1t/8 \sim 4t/8$ 位置与 $4t/8 \sim 7t/8$ 位置的硬质相分

率之差的绝对值为0~8%]

[0225] 在本实施方式中,母材钢板2的金属组织中,距离母材钢板2的表面为板厚 t 的 $1t/8 \sim 4t/8$ 位置与 $4t/8 \sim 7t/8$ 位置的硬质相分率之差的绝对值为0~8%。需要说明的是,“硬质相分率之差的绝对值为0~8%”与“硬质相分率之差为-8~8%”的含义相同。在本实施方式中,通过在母材钢板2的表背像这样减小硬质相分率的偏差,能够防止成形时的应变变得不均匀,并抑制成形后的镀覆钢板1的表面中的微小的凹凸的生成。由此,能够使鬼线难以产生。

[0226] 关于距离母材钢板2的表面为板厚 t 的 $1t/8 \sim 4t/8$ 位置与 $4t/8 \sim 7t/8$ 位置的硬质相分率的绝对值之差,能够根据通过上述的“金属组织的鉴定以及面积分率的计算”测定出的连接SEM图像,求出距离母材钢板2的表面为板厚 t 的 $1t/8 \sim 4t/8$ 位置处的硬质相的面积率和距离母材钢板2的表面为板厚 t 的 $4t/8 \sim 7t/8$ 位置处的硬质相的面积率,并根据它们的差来计算。

[0227] 从进一步提高成形后的外观的观点出发,距离母材钢板2的表面为板厚 t 的 $1t/8 \sim 4t/8$ 位置与 $4t/8 \sim 7t/8$ 位置的硬质相分率之差的绝对值优选为6%以下,更优选为5%以下,进一步优选为4%以下,特别优选为1%以下。

[0228] [铁素体的平均结晶粒径:5.0~30.0 μm]

[0229] 母材钢板2中的铁素体的平均结晶粒径是退火时生成的铁素体的平均粒径。根据该铁素体的平均结晶粒径,硬质相的密度、粒径发生变化。在本实施方式中,铁素体的平均结晶粒径优选为5.0~30.0 μm 。通过将铁素体的平均结晶粒径控制在这样的微细的范围内,组织的均匀性提高,能够进一步提高成形后的外观。具体而言,若铁素体的平均结晶粒径为5.0 μm 以上,则不易发生铁素体生成后的硬质相的凝聚,能够防止成形时的应变变得不均匀,并能够进一步提高成形后的外观。另一方面,若铁素体的平均结晶粒径为30.0 μm 以下,则铁素体的粒径的偏差变小,能够防止成形时的应变变得不均匀,能够进一步提高成形后的外观。铁素体的平均结晶粒径可以为8.0 μm 以上、10.0 μm 以上或12.0 μm 以上。同样地,铁素体的平均结晶粒径可以为28.0 μm 以下、25.0 μm 以下或21.0 μm 以下。

[0230] 母材钢板2中的铁素体的平均结晶粒径可以按照如下测定。首先,以上述的“金属组织的鉴定和面积分率的计算”中测定的连接SEM图像、即以倍率600倍拍摄试样的观察面的二次电子图像并连接而得到的图像数据在总板厚 \times 5mm的区域中观察10个视场(总视场为总板厚 \times 50mm),使用Adobe公司制“Photoshop(注册商标)CS5”的图像解析软件进行图像解析,分别计算10个视场中的铁素体的粒子数。通过将整体的铁素体的面积率(即,10个视场中的铁素体的合计面积率)除以10个视场中的铁素体的合计粒子数,计算每个铁素体粒子的平均面积率。由该平均面积率计算当量圆直径,将得到的当量圆直径作为铁素体的平均结晶粒径。

[0231] [硬质相的平均结晶粒径:1.0~5.0 μm]

[0232] 母材钢板2中的硬质相的平均结晶粒径是退火时生成的马氏体、珠光体、贝氏体、残余奥氏体等硬质相的平均粒径。在本实施方式中,硬质相的平均结晶粒径优选为1.0~5.0 μm 。通过将硬质相的平均结晶粒径控制在这样的微细的范围内,组织的均匀性提高,并能够进一步提高成形后的外观。具体而言,若硬质相的平均结晶粒径为1.0 μm 以上,则难以产生硬质相的凝聚,能够防止形成时的应变变得不均匀,并能够进一步提高成形后的外观。

另一方面,若硬质相的平均结晶粒径为 $5.0\mu\text{m}$ 以下,则硬质相的粒径的偏差变小,能够防止成形时的应变变得不均匀,并能够进一步提高成形后的外观。硬质相的平均结晶粒径可以为 $1.5\mu\text{m}$ 以上。同样地,硬质相的平均结晶粒径可以为 $4.8\mu\text{m}$ 以下或 $4.5\mu\text{m}$ 以下。

[0233] 硬质相的平均结晶粒径可以按照如下测定。首先,以上述的“金属组织的鉴定和面积率的计算”中测定的连接SEM图像、即以倍率600倍拍摄试样的观察面的二次电子图像并连接而得到的图像数据在总板厚 $\times 5\text{mm}$ 的区域中观察10个视场(总视场为总板厚 $\times 50\text{mm}$),使用Adobe公司制“Photoshop(注册商标)CS5”的图像解析软件进行图像解析,分别计算10个视场中的硬质相的粒子数。通过将整体的硬质相的面积率(即,10个视场中的硬质相的合计面积率)除以10个视场中的硬质相的合计粒子数,计算每个硬质相粒子的平均面积率。由该平均面积率计算当量圆直径,将得到的当量圆直径作为硬质相的平均结晶粒径。

[0234] (板厚)

[0235] 在本实施方式中,镀覆钢板1的板厚没有特别限定,例如,镀覆钢板1也可以具有 $0.1\sim 2.0\text{mm}$ 的板厚。具有这样的板厚的镀覆钢板1适合用作车门、发动机罩等盖物部件的原材料。需要说明的是,镀覆钢板1的板厚可以为 0.2mm 以上、 0.3mm 以上或 0.4mm 以上。同样地,镀覆钢板1的板厚也可以为 1.8mm 以下、 1.5mm 以下、 1.2mm 以下或 1.0mm 以下。例如,通过使镀覆钢板1的板厚为 0.2mm 以上,容易将成形品形状维持为平坦,能够得到尺寸精度和形状精度提高这样的追加效果。另一方面,通过使板厚为 1.0mm 以下,部件的轻量化效果变得显著。镀覆钢板1的板厚例如通过测微计来测定。

[0236] <镀层>

[0237] 在本实施方式中,在母材钢板2的表面形成的镀层3可以是热浸镀层和电镀层中的任一个。作为热浸镀层,例如可以列举出热浸镀锌层(GI)、合金化热浸镀锌层(GA)、热浸镀铝层、热浸镀Zn-Al合金层、热浸镀Zn-Al-Mg合金层、热浸镀Zn-Al-Mg-Si合金层等。作为电镀层,例如可以列举出电镀锌层(EG)、电镀Zn-Ni合金层等。其中,镀层3优选为热浸镀锌层、合金化热浸镀锌层或电镀锌层。

[0238] [镀覆钢板的表面粗糙度 S_a 为 $0.10\sim 0.50\mu\text{m}$]

[0239] 在本实施方式中,镀覆钢板1的表面粗糙度(设置于母材钢板2的表面的镀层3的表面粗糙度) S_a 为 $0.10\sim 0.50\mu\text{m}$ 。通过这样控制镀覆钢板1的表面粗糙度,使成形前的镀覆钢板1的表面的变得平滑,能够使成形后的表面凹凸不易明显。由此,能够更可靠地改善成形后的外观不良。

[0240] 在本实施方式中,从进一步提高成形后的外观的观点考虑,镀覆钢板1的表面粗糙度 S_a 优选为 $0.45\mu\text{m}$ 以下,更优选为 $0.43\mu\text{m}$ 以下,进一步优选为 $0.35\mu\text{m}$ 以下,特别优选为 $0.33\mu\text{m}$ 以下。另外,镀覆钢板1的表面粗糙度 S_a 也可以为 $0.20\mu\text{m}$ 以上或 $0.25\mu\text{m}$ 以上。

[0241] 镀覆钢板1的表面粗糙度 S_a 可以按照如下测定。首先,从成为测定对象的镀覆钢板1采集试验片。此时,试验片从距镀覆钢板1的端面离开 100mm 以上的位置采集。接着,使用激光显微镜,在 $8\text{mm}\times 8\text{mm}$ 的区域测定试验片表面的凹凸。此时的测定条件为:将测定倍率设为20倍,将XY平面的分辨率设为 $5\mu\text{m}$,将Z空间面的分辨率设为 0.1nm ,连接并进行测定。然后,对测定区域整体进行除去周期为 0.25mm 以下的凹凸的过滤处理(即,将低通滤波器 λ_s 设为 0.25mm),按照JIS B0681-2:2018的4.1.7的“轮廓曲线的算术平均高度(arithmetical mean height of the scale limited surface)”求出算术平均高度 S_a 。

[0242] 将这样得到的算术平均高度Sa作为镀覆钢板1的表面粗糙度Sa。另外,低通滤波器 λ_s 越小,表面粗糙度Sa越大。例如,在需要外观的汽车用钢板中,低通滤波器 λ_s 为0.25mm时的Sa($\lambda_s=0.25\text{mm}$)为低通滤波器 λ_s 为0.8mm时的Sa($\lambda_s=0.8\text{mm}$)的约3倍左右。因此,以Sa($\lambda_s=0.25\text{mm}$)计为0.10~0.50 μm 这样的表面粗糙度意味着表面的凹凸非常少、为平滑的表面性状。

[0243] 在本实施方式中,从将镀覆钢板1的表面粗糙度Sa调整为0.10~0.50 μm 的观点出发,镀层3的附着量设为母材钢板2的每一面的附着量为20g/m²以上的附着量。若镀层3的附着量为20g/m²以上,则能够相对于母材钢板2的表面更均匀地形成镀层3,并能够提高成形后的外观。另外,从将镀覆钢板1的表面粗糙度Sa调整为0.10~0.50 μm 的观点出发,镀层3的附着量设定为120g/m²以下。若镀层3的附着量为120g/m²以下,则镀层3的密合性进一步提高。镀层3的附着量可以为25g/m²以上或30g/m²以上。同样地,镀层3的附着量也可以为110g/m²以下或100g/m²以下。

[0244] (机械特性)

[0245] 根据由具有上述特定的化学组成和金属组织的母材钢板2和设置于其表面的镀层3构成、且具有上述特定的表面粗糙度的本实施方式的镀覆钢板1,能够实现高强度、具体而言为540MPa以上的抗拉强度和优异的延展性(拉伸率)、具体而言为19%以上的断裂拉伸率。在此,抗拉强度和断裂拉伸率是使用以从镀覆钢板1切出的与轧制方向成直角的方向为长度方向的JIS Z 2241:2022的5号试验片测定的抗拉强度和断裂拉伸率。

[0246] (抗拉强度)

[0247] 镀覆钢板1的抗拉强度优选为540MPa以上。镀覆钢板1的抗拉强度更优选为550MPa以上或600MPa以上。镀覆钢板1的抗拉强度的上限没有特别限定,例如抗拉强度可以为980MPa以下或850MPa以下。通过使抗拉强度为850MPa以下,具有容易确保对镀覆钢板1进行压制成形时的成形性的优点。

[0248] (断裂拉伸率)

[0249] 从成形性的观点出发,镀覆钢板1的断裂拉伸率优选设为19%以上。镀覆钢板1的断裂拉伸率更优选为20%以上或21%以上。镀覆钢板1的断裂拉伸率的上限没有特别限定,从生产率的观点出发,例如断裂拉伸率可以为35%以下或33%以下。

[0250] 抗拉强度(TS)和断裂拉伸率可以按照如下测定。首先,从成为测定对象的镀覆钢板1的宽度中央部采集以与轧制方向成直角的方向为长度方向的JIS Z 2241:2022的5号试验片。接着,使用该试验片进行依据JIS Z 2241:2022的拉伸试验,由此能够测定抗拉强度TS(MPa)和断裂拉伸率EL(%)。

[0251] (成形后的表面特性)

[0252] 进而,本实施方式的镀覆钢板1在成形后也具有优异的表面特性:成形后Sa为0.10~0.50 μm 、成形后Str为0.30~1.00。因此,根据本实施方式的镀覆钢板1,能够得到优异的成形后外观。

[0253] (成形后Sa为0.10~0.50 μm)

[0254] 如上所述,本实施方式的镀覆钢板1能够具有成形后Sa为0.10~0.50 μm 的表面特性。成形后Sa为各点相对于成形时被赋予应变后的表面的平均面的高低差(绝对值)的平均值。若成形后Sa为0.50 μm 以下,则成形后外观优异。另外,从生产率的观点出发,成形后Sa可

以为0.10 μm 以上。

[0255] 成形后Sa可以按照如下测定。首先,从成为测定对象的镀覆钢板1采集以与轧制方向成直角的方向为长度方向的JIS Z 2241:2022的5号试验片。此时,试验片从距镀覆钢板1的端面离开100mm以上的位置采集。接着,通过依据JIS Z 2241:2022的拉伸试验,对上述试验片沿长度方向赋予5%的拉伸应变。然后,使用激光显微镜,在8mm \times 8mm的区域测定拉伸试验后的试验片表面的凹凸。此时的测定条件为:将测定倍率设为20倍,将XY平面的分辨率设为5 μm ,将Z空间面的分辨率设为0.1nm,连接并进行测定。然后,对测定区域整体进行除去周期为0.25mm以下的凹凸的过滤处理(即,将低通滤波器 λ_s 设为0.25mm),利用与上述的镀覆钢板1的表面粗糙度Sa同样的方法求出算术平均高度Sa。将这样得到的算术平均高度Sa作为成形后Sa。

[0256] (成形后Str为0.30~1.00)

[0257] 如上所述,本实施方式的镀覆钢板1能够具有成形后Str为0.30~1.00的表面特性。成形后Str是表示赋予了成形时的应变后的表面凹凸的各向异性、且取0~1的范围的值的指标。此外,已知作为表面性状的长宽比的Str是由JIS B0681-2:2018的4.2.2的“纹理的长宽比(texture aspect ratio)”规定的表面性状的空间参数(Spatial parameters)之一,表示表面的各向异性的强度,取0~1的范围的值。需要说明的是,Str接近0时,是指痕迹图案等各向异性强的表面性状,Str接近1时,是指表面没有对方向的依赖性,为各向同性的表面性状。成形后Str为0.30以上时,即使成形时产生了鬼线,也不易被视觉辨认。

[0258] 成形后Str可以按照如下测定。首先,从成为测定对象的镀覆钢板1采集以与轧制方向成直角的方向为长度方向的JIS Z2241:2022的5号试验片。此时,试验片从距镀覆钢板1的端面离开100mm以上的位置采集。接着,通过依据JIS Z 2241:2022的拉伸试验,对上述试验片沿长度方向赋予5%的拉伸应变。然后,使用激光显微镜,在8mm \times 8mm的区域测定拉伸试验后的试验片表面的凹凸。此时的测定条件为:将测定倍率设为20倍,将XY平面的分辨率设为5 μm ,将Z空间面的分辨率设为0.1nm,连接并进行测定。然后,对整个测定区域进行去除周期为0.25mm以下的凹凸的过滤处理(即,将低通滤波器 λ_s 设为0.25mm),计算成形后Str。

[0259] 如上所述,本实施方式的镀覆钢板1具有高强度和拉伸率,并且即使在压制成形等成形后也能够保持优异的外观。因此,本实施方式的镀覆钢板1例如对于作为汽车中要求高设计性的车顶、发动机罩、挡泥板以及车门等外板部件使用是非常有用的。

[0260] <镀覆钢板的制造方法>

[0261] 接着,对本发明的一个实施方式的镀覆钢板1的制造方法的一例进行说明。以下的说明是指用于制造本发明的一个实施方式的镀覆钢板1的特征性的方法的例示,并不意图将该镀覆钢板1限定于通过以下的制造方法制造的镀覆钢板。

[0262] 本实施方式的镀覆钢板1的制造方法包括:铸造工序,对具有上述特定的化学组成的板坯进行铸造;热轧工序,对铸造后的板坯进行热轧;冷轧工序,对热轧钢板进行冷轧;退火工序,将冷轧钢板在规定的氣氛下以在规定的温度区域进行保持;冷却工序,对退火后的冷轧钢板进行冷却;镀覆工序,在冷却后的冷轧钢板的表面形成镀层3;以及调质轧制工序,对镀覆工序后的钢板实施调质轧制。

[0263] 以下,对这些工序的优选条件等进行说明。

[0264] (铸造工序)

[0265] 在本实施方式的镀覆钢板1的制造方法中,铸造工序是铸造具有上述特定的化学组成的板坯的工序。铸造工序包括:使用具备在板坯的输送方向上相邻的多个压下辊且相邻的压下辊的辊间距为290mm以下的连续铸造机,实施轻压下。需要说明的是,本说明书中,轻压是指每1m铸造行进方向上具有0.6mm以上的压下梯度的压下。

[0266] 如上所述,本实施方式的镀覆钢板1具有母材钢板2由比以往的DP钢更低的硬质相分率构成且带状硬质相较少的特有的金属组织是不可或缺的。为了得到这样的金属组织,重要的是以铸造时的凝固组织成为柱状晶的方式进行控制。具体而言,在铸造工序中,通过使具有上述特定的化学组成的钢水的过热 ΔT (即,钢水温度与钢水的凝固温度之差)为25℃以上,并且使区段按压力为450吨以上,从而即使使用将凝固组织控制为等轴晶率为15%以下的柱状晶组织这样的与以往的中心偏析对策不同的方法,也能够抑制中心偏析。另外,过热 ΔT 更优选为30℃以上。另外,过热 ΔT 优选为40℃以下。需要说明的是,钢水温度是中间包内的钢水温度,其可以通过实测而求出。凝固温度可以根据钢水的化学组成并利用公知的凝固温度推定式求出。

[0267] 以往的中心偏析的改善对策是尽量减小过热 ΔT (至少使其小于25℃),使等轴晶率增大(至少增大到超过15%),但以这样的以往的对策得不到充分的改善效果。在本实施方式中,采用与上述那样的以往的对策完全不同的铸造条件,即,使过热 ΔT 为25℃以上,使区段按压力为450吨以上这样的特有的铸造条件,将凝固组织控制为柱状晶组织,由此抑制Mn的负偏析。其结果,Mn的微观偏析得以减轻,能够充分改善鬼线。

[0268] 等轴晶率(%)可以通过采集板坯的宽度方向的板厚截面的蚀刻印刷,通过目视观察确定柱状晶组织与等轴晶组织的边界,测定板坯的等轴晶组织的厚度(mm)和板坯的厚度(mm),将等轴晶组织的厚度除以板坯的厚度并乘以100来计算。

[0269] 另外,在铸造工序中,通过使用相邻的多个压下辊的辊间距为290mm以下的连续铸造机实施轻压下,能够抑制凝固时的钢水的流动,减少Mn向中心部的浓集。由此,能够抑制Mn的中心偏析。另外,相邻的多个压下辊的辊间距更优选为280mm以下。

[0270] (热轧工序)

[0271] 在本实施方式的镀覆钢板1的制造方法中,热轧工序是对铸造的板坯进行热轧的工序。在热轧工序中,优选在热轧之前将板坯加热至1200℃以上。通过将加热温度设为1200℃以上,热轧中轧制反作用力不会变得过大,容易得到目标厚度。加热温度的上限没有特别限定,从经济上的观点出发,加热温度优选设为1300℃以下。

[0272] 在热轧工序中,对加热后的板坯实施粗轧和精轧。在此,对于本实施方式的镀覆钢板1如上所述具有母材钢板2由比现有的DP钢更低的硬质相分率构成、带状硬质相少且在母材钢板2的表背硬质相分率的偏差小这样的特有的金属组织是不可或缺的。这样的金属组织能够通过如下得到:在该热轧工序中,如下选择粗轧的各种条件,将母材钢板2表背均匀地轧制而使硬质相均匀地分散。

[0273] 在热轧工序中,粗轧的开始温度优选为1150℃以下。若粗轧的开始温度为1150℃以下,则能够降低由轧辊产生的除热的影响而将母材钢板2表背均匀地轧制。另一方面,粗轧的开始温度优选为1050℃以上。粗轧的开始温度为1050℃以上时,能够以轧制反作用力不会变得过大的方式进行控制。

[0274] 另外,在热轧工序中,粗轧的第一道次的压下率优选为45%以下。若粗轧的第一道次的压下率为45%以下,则能够降低由轧辊产生的除热的影响而将母材钢板2表背均匀地轧制。

[0275] 在热轧工序中,为了将距离上述母材钢板2的表面为板厚 t 的 $1t/8 \sim 4t/8$ 位置与 $4t/8 \sim 7t/8$ 位置的硬质相分率之差的绝对值控制为 $0 \sim 8\%$,在满足下述式(1)的条件下实施粗轧。

[0276] $200 (\text{°C} \% / \text{mm}) \leq (\text{粗轧的开始温度} \times \text{第一道次的压下率}) / \text{轧辊的直径} \leq 420 (\text{°C} \% / \text{mm})$ (1)

[0277] 若在满足上述式(1)的条件下实施粗轧,则能够降低由轧辊产生的除热的影响而将母材钢板2表背均匀地轧制。需要说明的是,上述式(1)中,“(粗轧的开始温度 \times 第一道次压下率)/轧辊(工作轧辊)的直径”进一步优选为 $350 \text{°C} \% / \text{mm}$ 以上且 $420 \text{°C} \% / \text{mm}$ 以下。

[0278] 在热轧工序中,精轧的结束温度优选为 800°C 以上。精轧的轧制结束温度为 800°C 以上时,能够减小热轧钢板和最终产品的平均结晶粒径,因此能够确保充分的屈服强度,而且能够得到更高品质的成形后外观。另一方面,精轧的轧制结束温度的上限没有特别限定,从经济上的观点出发,精轧的轧制结束温度优选为 980°C 以下。

[0279] 另外,为了满足式(1),热轧工序的粗轧中使用的轧辊(工作轧辊)的直径优选为 100mm 以上。若轧辊的直径为 100mm 以上,则应变难以集中于与轧辊接触的面,能够将母材钢板2表背均匀地轧制。另一方面,轧辊的直径的上限没有特别限定,从经济上的观点出发,优选为 700mm 以下。需要说明的是,热轧工序中使用的轧辊也可以预先加热。若轧辊预先被加热,则能够抑制轧辊从母材钢板2除热,减少由轧辊产生的从母材钢板2的除热的不均。

[0280] 以上的热轧工序中得到的热轧钢板例如在 $450 \sim 700 \text{°C}$ 的卷取温度下被卷取。通过使卷取温度为 450°C 以上,热轧钢板的强度不会过高,能够降低酸洗后的冷轧时的负荷。另一方面,通过使卷取温度为 700°C 以下,热轧钢板的组织中难以生成粗大的铁素体、珠光体,能够提高退火后的组织的均匀性,结果能够得到更高品质的成形后外观。

[0281] (冷轧工序)

[0282] 为了除去氧化皮,通过热轧工序得到的热轧钢板被适当实施酸洗处理后,供于冷轧工序。

[0283] 冷轧工序中,例如优选以累积压下率(即冷轧率)为 $65 \sim 90\%$ 的方式对热轧钢板实施冷轧。若将累积压下率控制为 65% 以上,则能够确保所期望的板厚,而且通过蓄积冷轧应变并在后段的退火工序中细粒化而提高组织的均匀性,其结果是,能够得到更高品质的成形后外观。另一方面,若将累积压下率控制在 90% 以下,则能够防止轧制载荷过大而难以轧制。

[0284] (退火工序)

[0285] 通过冷轧工序得到的冷轧钢板供于在规定的氣氛下以规定的温度区域保持的退火工序。

[0286] 退火工序中,优选将冷轧钢板在还原性气氛下、例如以 $750 \sim 900 \text{°C}$ 的温度区域的保持温度保持规定时间。在此,还原性气氛是指由氢、和氮或氩等非活性气体构成的还原性气体为主体的气氛。还原性气体为了将镀覆钢板1的表面粗糙度 Sa 调整为 $0.10 \sim 0.50 \mu\text{m}$ 而使用 $2 \sim 15\%$ 浓度的氢和氮的混合气体。这样的浓度的还原性气体容易将母材钢板2的表面

还原,能够提高对镀层的润湿性,因此,结果能够得到高品质的成形后外观。

[0287] 另外,为了将镀覆钢板1的表面粗糙度 S_a 调整为 $0.10 \sim 0.50\mu\text{m}$,退火工序中的还原性气氛的露点设定为 $-5^\circ\text{C} \sim 10^\circ\text{C}$ 。露点为 -5°C 以上时,容易将母材钢板2的表面还原,能够提高对镀层的润湿性,因此,结果能够得到高品质的成形后外观。另一方面,若露点为 10°C 以下,则制造设备难以产生结露,对制造设备的运用带来障碍的可能性小。

[0288] 另外,在退火工序中,在还原性气氛的氢浓度为 $2 \sim 15\%$ 的范围外的情况下或露点为 $-5^\circ\text{C} \sim 10^\circ\text{C}$ 的范围外的情况下,引起来自成为镀层附着不均的原因的钢板表面的脱碳和脱Mn,钢板表层变软,因此母材钢板2的抗拉强度有可能降低。

[0289] 退火工序的保持温度如上所述优选为 750°C 以上。退火工序的保持温度为 750°C 以上时,能够充分进行铁素体的再结晶和从铁素体向奥氏体的逆相变,因此在最终制品中容易得到所期望的金属组织。另外,烧成工序的保持温度优选为 900°C 以下。退火工序的保持温度为 900°C 以下时,能够得到期望的显微组织分率,而且能够使晶粒致密化而得到充分的强度。

[0290] 在退火工序中,维持上述保持温度的时间、即保持时间优选为20秒以上。退火工序的保持时间为20秒以上时,能够充分进行铁素体的再结晶和从铁素体向奥氏体的逆相变,因此在最终制品中容易得到所期望的金属组织。另外,退火工序的保持时间优选为300秒以下。退火工序的保持时间为300秒以下时,能够得到期望的显微组织分率,而且能够使晶粒致密化而得到充分的强度。

[0291] (冷却工序)

[0292] 退火工序后的冷轧钢板供于冷却工序。冷却工序是对在退火工序中加热后的冷轧钢板进行冷却的工序。

[0293] 在冷却工序中,冷却冷轧钢板时的冷却速度优选为 $5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上。若冷却速度为 $5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上,则能够抑制向铁素体的过度相变,而且增多马氏体等硬质相的生成量,容易得到所希望的强度。另外,冷却速度优选为 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下。若冷却速度为 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下,则能够将母材钢板2在宽度方向上更均匀地冷却。

[0294] 在冷却工序中,冷却的停止温度优选为 450°C 以上。若冷却的停止温度为 450°C 以上,则在后段的镀覆工序中,不需要镀浴、合金化处理的再加热,能够抑制制造成本。另外,冷却的停止温度优选为 650°C 以下。若冷却的停止温度为 650°C 以下,则马氏体等硬质相的生成量增多,容易得到所希望的强度。

[0295] (镀覆工序)

[0296] 为了在其表面形成镀层3而将冷却后的冷轧钢板供于镀覆工序。在镀覆工序中,通过对冷轧钢板的表面实施镀覆处理,在母材钢板2的表面形成规定的镀层3。

[0297] 作为镀覆处理,例如可以采用热浸镀、合金化热浸镀、电镀等公知的处理。例如,作为镀覆处理,可以对母材钢板2的表面实施热浸镀锌处理,也可以在热浸镀锌处理后实施合金化处理。镀覆处理和合金化处理的具体条件没有特别限定,可以采用本领域技术人员公知的任意适当的条件。

[0298] 需要说明的是,关于通过镀覆处理形成的镀层3的附着量,如上所述,从将镀覆钢板1的表面粗糙度 S_a 调整为 $0.10 \sim 0.50\mu\text{m}$ 的观点出发,作为母材钢板2的每一面的附着量,为 $20\text{g}/\text{m}^2$ 以上及 $120\text{g}/\text{m}^2$ 以下的附着量。

[0299] 在镀覆工序中进行合金化处理的情况下,合金化处理温度优选为480℃以上。合金化处理温度为480℃以上时,不易生成碳化物,因此容易确保期望的延展性。另外,合金化处理温度优选为600℃以下。合金化处理温度为600℃以下时,合金化的进行快,能够提高生产率。

[0300] (调质轧制工序)

[0301] 在本实施方式的镀覆钢板1的制造方法中,镀覆工序后的钢板、即镀覆钢板1被实施调质轧制。即,镀覆工序后的钢板供于调质轧制工序。在该调质轧制工序中,从将镀覆钢板1的表面粗糙度Sa调整为0.10~0.50 μm 的观点出发,调质轧制率是0.8%~2.1%。如果调质轧制率在这样的范围内,则使镀层3的表面平滑化,并且蓄积位错,容易消除屈服点拉伸。

[0302] 通过以上那样的制造方法,能够制造上述实施方式的镀覆钢板1。

[0303] 此外,本发明不限于上述实施方式、后述的实施例等,在不脱离本发明的目的、主旨的范围内,能够适当组合、替代、变更等。

[0304] 以下,例示实施例对本发明进行更具体的说明,但本发明并不受这些实施例的限制。

[0305] 实施例

[0306] 在以下的实施例中,在各种条件下制造本发明的一个实施方式的镀覆钢板(即,本发明例的镀覆钢板)和作为其比较对象的镀覆钢板(即,比较例的镀覆钢板),对得到的各镀覆钢板的抗拉强度、断裂拉伸率、成形后外观的特性等进行评价。

[0307] (镀覆钢板的制造)

[0308] 首先,使用具备以290mm以下的辊间距排列的多个压下辊的连续铸造机,通过在每个铸造行进方向上实施具有0.6mm以上的压下梯度的轻压下的连续铸造法,铸造具有下述表1所示的化学组成的板坯。区段按压力设为450吨以上。需要说明的是,表1所示的成分以外的剩余部分为Fe和杂质。另外,各例的过热的条件如下述的表2所示。另外,表1中的化学组成中标注的下划线表示在本发明的范围外。

[0309] 接着,对于得到的板坯,在下述表2所示的条件下实施热轧工序、冷轧工序、退火工序和冷却工序,得到冷轧钢板。进而,对得到的冷轧钢板的表面的两面实施镀覆处理,形成合金化热浸镀锌层(GA),得到钢板No.1~26的镀覆钢板。另外,关于表2中的过热 ΔT 的标记,将过热 ΔT 为25℃以上的情况标记为“OK”,将小于25℃的情况标记为“NG”。需要说明的是,过热 ΔT 为25℃以上的板坯的等轴晶率为15%以上,过热 ΔT 小于25℃的板坯的等轴晶率小于15%。

[0310] 另外,对从上述冷轧钢板采集的试样分析化学组成,结果确认了:与表1所示的板坯的化学组成相比没有变化。

[0311] (镀覆钢板的评价)

[0312] 对于得到的钢板No.1~26的镀覆钢板,测定母材钢板的金属组织、成形前的表面特性(即,镀覆钢板的表面粗糙度Sa)、机械强度(即,抗拉强度和断裂拉伸率)以及成形后的表面特性(即,成形后Sa和Str),评价各自的强度、拉伸率、成形后外观。需要说明的是,由于镀覆钢板的轧制方向能够掌握,因此未实施基于上述轧制方向的判别方法的判别。

[0313] 评价时,将满足抗拉强度为540MPa以上、断裂拉伸率为19%以上、成形后Sa为0.10~0.50 μm 的范围内且成形后Str为0.30~1.00的范围内这样的基准的情况评价为强度和拉

伸率优异、具有得以改善的成形后外观的镀覆钢板。将其结果示于下述表2。另外，表2中的“（式1）的值”是指“（粗轧的开始温度×第一道次的压下率）/轧辊的直径”的计算值。另外，表2中的各种数值等中标注的下划线表示在本发明的范围外、或为无法得到本发明的镀覆钢板的制造条件、或者机械特性或成形后的表面特性不满足上述基准。

[0314]

[表1]

钢	化学组成（质量%） 剩余部分Fe和杂质													备注	
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	O	Cr	Mo	B	Ti	Nb		其它元素
A	0.10	0.21	2.1	0.0858	0.0009	0.001	0.214	0.0012	0.15	0.20	0.010	0.09	0.07	V:0.27	本发明钢
B	0.05	1.39	2.2	0.0297	0.0015	0.013	0.327	0.0111	0.40	0.15	0.006	0.06	0.08	Ni:0.30, Cu:0.15	本发明钢
C	0.07	1.41	1.8	0.0103	0.0012	0.002	0.590	0.0019	0.80	0.40	0.003	0.05	0.00		本发明钢
D	0.09	0.18	1.6	0.0068	0.0019	0.001	0.048	0.0010	0.20	0.15	0.007	0.10	0.05		本发明钢
E	0.10	1.09	1.0	0.0919	0.0037	0.002	0.106	0.0032	0.60	0.15	0.002	0.03	0.03	Zr:0.004, REM:0.004	本发明钢
F	0.08	0.42	1.2	0.0068	0.0100	0.008	0.685	0.0167	0.70	0.50	0.004	0.04	0.06	Ca:0.004	本发明钢
G	0.06	1.33	2.1	0.0946	0.0163	0.001	0.471	0.0019	0.15	0.30	0.000	0.07	0.10	Sn:0.10, Sb:0.10	本发明钢
H	0.04	1.44	1.5	0.0951	0.0021	0.001	0.408	0.0028	0.30	0.30	0.008	0.08	0.02	W:0.08	本发明钢
I	0.09	0.18	1.6	0.0068	0.0019	0.001	0.048	0.0010	<u>0.01</u>	0.15	0.007	0.10	0.05		比较钢
J	0.09	0.18	1.6	0.0068	0.0019	0.001	0.048	0.0010	0.15	<u>0.01</u>	0.007	0.10	0.05		比较钢
K	0.05	1.39	<u>2.8</u>	0.0297	0.0015	0.013	0.327	0.0111	0.40	0.15	0.006	0.06	0.08	Sn:0.10, Sb:0.10	比较钢
L	0.04	<u>1.81</u>	1.5	0.0951	0.0021	0.001	0.408	0.0028	0.30	0.30	0.008	0.08	0.02		比较钢
M	<u>0.02</u>	1.33	2.1	0.0946	0.0163	0.001	0.471	0.0019	0.15	0.30	0.000	0.07	0.10		比较钢

[0315]

[表2]

钢板 No.	制造条件										金属组织		成形前的表面特性		机械特性		成形后的表面特性		备注										
	铸造工序	热轧工序			冷轧工序			退火工序				冷却工序	镀覆工序	调质轧制工序	铁素体相率 (%)	铁素体相率与珠光体相率之差的绝对值 (%)	铁素体的直径 (μm)	珠光体的直径 (μm)		镀覆钢板的表面粗糙度 Sa (μm)	抗拉强度 (MPa)	断裂拉伸率 (%)	成形后 Sa (μm)	成形后 Str					
1	A	OK	1300	1150	45	370	900	650	65	2	-5	820	60	50	500	0.8	15	85	0	5	13.2	4.5	0.43	687	22	0.45	0.81	本发明例	
2	A	OK	1300	1000	55	157	900	650	65	2	-5	820	60	50	500	0.8	14	86	0	10	12.0	5.4	0.38	659	22	0.21	0.29	比较例	
3	A	OK	1300	1150	55	165	700	650	65	2	-5	820	60	50	500	0.8	13	87	0	9	15.1	3.4	0.32	659	32	0.21	0.29	比较例	
4	A	OK	1300	1150	45	370	900	650	65	2	-5	700	60	50	500	0.8	1	92	0	5	13.2	4.5	0.43	492	32	0.53	0.81	比较例	
5	A	OK	1300	1150	45	370	900	650	65	2	-5	820	60	50	300	0.8	22	78	0	5	13.2	4.5	0.43	789	16	0.54	0.81	比较例	
6	B	OK	1300	1150	35	335	950	550	85	5	5	800	240	15	510	480	1.0	10	90	3	3	11.1	3.3	0.27	621	21	0.35	0.56	本发明例
7	B	OK	1300	1150	35	335	950	550	85	5	5	800	240	15	510	480	3.5	10	90	3	3	11.1	3.3	0.08	621	21	0.35	0.22	比较例
8	C	OK	1250	1100	40	220	850	600	90	3	0	760	210	20	520	550	2.1	5	95	2	2	27.8	1.8	0.35	589	23	0.47	0.61	本发明例
9	C	OK	1250	1100	40	110	850	750	90	3	0	760	210	20	520	550	2.1	5	95	2	9	29.2	2.1	0.32	589	23	0.66	0.21	比较例
10	C	OK	1250	1100	40	220	850	600	90	3	0	760	290	3	520	550	2.1	2	92	2	2	27.8	1.8	0.35	530	30	0.42	0.66	比较例
11	D	OK	1250	1150	45	207	900	450	80	2	0	800	270	20	500	580	1.2	10	90	0	5	17.2	2.8	0.37	547	30	0.43	0.71	本发明例
12	E	OK	1200	1050	40	210	850	550	70	5	-5	850	120	35	450	550	0.8	9	91	0	3	18.2	2.6	0.41	611	24	0.48	0.89	本发明例
13	E	OK	1200	1050	40	115	850	550	55	5	-5	850	120	35	450	550	0.8	9	91	0	10	22.3	2.3	0.45	611	24	0.75	0.17	比较例
14	F	OK	1200	1150	40	230	800	600	80	5	5	780	100	40	480	520	1.3	6	94	0	1	16.2	2.8	0.32	559	30	0.44	0.65	本发明例
15	G	OK	1250	1150	25	240	800	650	65	10	10	800	180	20	550	500	0.8	8	92	3	3	8.9	3.2	0.31	617	22	0.40	0.78	本发明例
16	G	NG	1250	1150	25	240	800	650	65	10	10	800	180	20	550	500	0.8	8	92	7	3	8.9	3.2	0.31	620	23	0.51	0.15	比较例
17	G	OK	1250	1150	25	240	800	650	65	10	10	800	180	20	700	500	0.8	0	100	0	0	8.9	3.2	0.31	533	31	0.44	0.79	比较例
18	H	OK	1250	1150	40	230	850	550	80	15	10	880	240	15	540	480	1.5	10	90	2	3	20.2	3.3	0.43	561	29	0.45	0.53	本发明例
19	H	OK	1250	1150	40	230	850	550	80	15	10	880	240	15	540	480	1.5	22	78	2	3	20.2	3.3	0.43	810	17	0.45	0.53	比较例
20	H	OK	1250	1150	40	230	850	550	80	0	10	880	240	15	540	480	1.5	10	90	2	3	20.2	3.3	0.78	522	29	0.91	0.23	比较例
21	H	OK	1250	1150	40	230	850	550	80	15	-40	880	240	15	540	480	1.5	10	90	2	3	20.2	3.3	0.65	522	29	0.76	0.19	比较例
22	I	OK	1250	1150	40	230	900	600	90	8	-10	820	30	50	550	500	1.2	12	88	6	5	11.2	3.7	0.22	564	27	0.61	0.22	比较例
23	I	OK	1250	1100	40	220	800	450	80	12	-5	800	120	35	600	550	1.6	9	91	9	2	17.9	3.8	0.24	536	28	0.68	0.29	比较例
24	K	OK	1250	1050	40	210	850	600	85	3	5	780	210	20	620	580	0.9	17	83	9	3	11.9	4.8	0.31	812	19	0.78	0.18	比较例
25	L	OK	1250	1150	40	230	850	650	85	2	10	850	270	20	510	520	1.8	8	92	8	5	22.3	3.1	0.34	667	23	0.66	0.21	比较例
26	M	OK	1200	1050	40	210	850	550	80	8	-10	750	80	50	480	580	0.8	10	90	6	6	12.3	4.1	0.30	659	20	0.81	0.27	比较例

[0316] 如表2所示,化学组成、金属组织、镀覆钢板的表面粗糙度Sa在本发明的范围内的钢板No.1、6、8、11、12、14、15及18的本发明例的抗拉强度均为540以上,断裂拉伸率为19%以上,成形后Sa为0.10~0.50μm的范围内,且成形后Str为0.30~1.00的范围内。即,可知本

发明例的镀覆钢板的强度和拉伸率均优异,且具有进一步得以改善的成形后外观。

[0317] 另一方面,1t/8~4t/8位置与4t/8~7t/8位置的硬质相分率之差的绝对值在本发明的范围外的钢板No.2、3、9和13的比较例中,成形后Sa和Str均偏离适当的范围,无法得到良好的成形后外观。另外,硬质相分率在本发明的范围外的钢板No.4、5、10、17和19的比较例中,抗拉强度、断裂拉伸率均偏离适当的范围,得不到优异的强度、拉伸率。需要说明的是,钢板No.4和5的比较例中,成形后Sa也偏离适当的范围,无法得到良好的成形后外观。进而,镀覆钢板的表面粗糙度Sa在本发明的范围外的钢板No.7、20及21的比较例中,成形后Sa、Str均偏离适当的范围,无法得到良好的成形后外观。而且,带状硬质相的面积率等在本发明的范围外的钢板No.16、22~26的比较例中,成形后Sa、Str均偏离适当的范围,得不到良好的成形后外观。

[0318] [附图标记说明]

[0319] 1:镀覆钢板

[0320] 2:母材钢板

[0321] 3:镀层

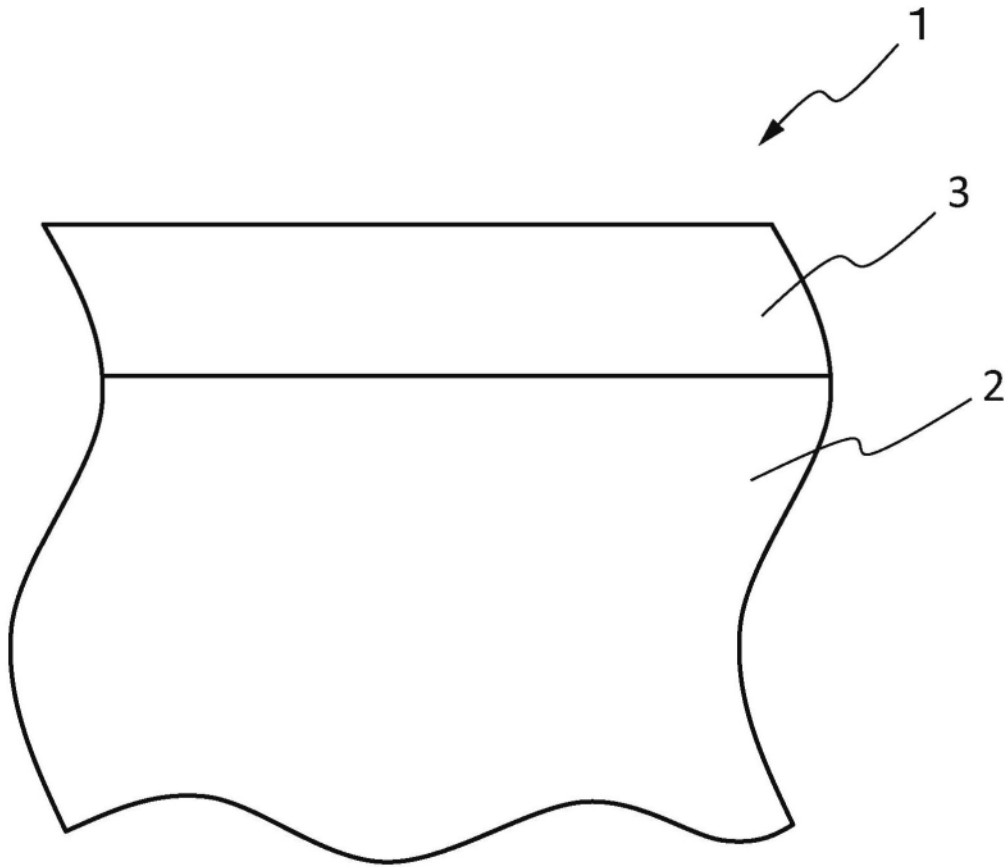


图1

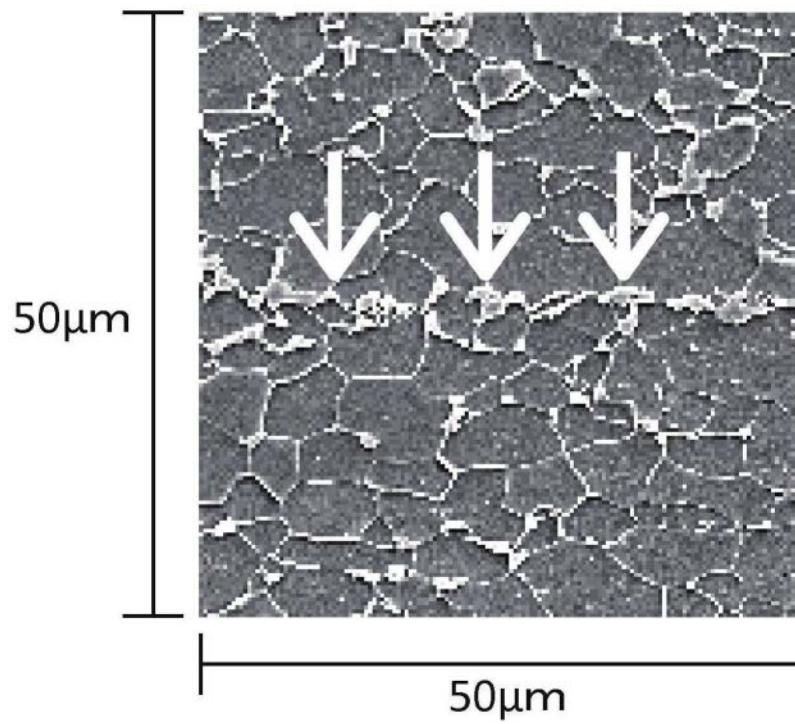


图2