



(10) 申请公布号 CN 120092099 A

(43) 申请公布日 2025.06.03

(21) 申请号 202380073550.3

(22) 申请日 2023.08.31

(30) 优先权数据

2022-171975 2022.10.27 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2025.04.17

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2023/031995 2023.08.31

(87) PCT国际申请的公布数据

W02024/090033 JA 2024.05.02

(71) 申请人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本

(72) 发明人 远藤一辉 川崎由康 田路勇树

多田雅毅 高岛克利

(74) 专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限公司 11227

专利代理师 王洋

(51) Int.Cl.

G22C 38/00 (2006.01)

G21D 9/46 (2006.01)

G22C 38/06 (2006.01)

G22C 38/60 (2006.01)

权利要求书2页 说明书24页

(54) 发明名称

高强度镀覆钢板及其制造方法

(57) 摘要

本发明的目的在于提供具有1180MPa以上的TS、且在镀覆处理后延展性不降低而具有优异的成型性和耐氢弯曲脆化特性、且耐LME性优异的高强度镀覆钢板及其制造方法。上述高强度镀覆钢板具有规定的成分组成,在板厚1/4位置具有以面积率计铁素体为1%~30%、新鲜马氏体量小于1%、贝氏体与回火马氏体之和为35%~90%、残余奥氏体量为6%以上的钢组织;所述高强度镀覆钢板中,长宽比为2.0以上的残余奥氏体中的平均Mn量(质量%)除以铁素体中的平均Mn量(质量%)而得的值为1.1以上,钢中扩散性氢量为0.3质量ppm以下,并且具有良好的镀覆处理后延展性和良好的耐LME性,耐氢弯曲脆化特性和成型性优异。

1. 一种高强度镀覆钢板, 具有如下成分组成: 以质量%计含有C:0.030%~0.300%、Si:0.01%~2.50%、Mn:0.10%~8.00%、P:0.100%以下、S:0.0200%以下、Al:0.100%以下、N:0.0100%以下和O:0.0100%以下, 剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成;

在板厚1/4位置具有如下钢组织: 以面积率计, 铁素体为1%~30%, 新鲜马氏体量小于1%, 贝氏体与回火马氏体之和为35%~90%, 残余奥氏体量为6%以上;

所述高强度镀覆钢板中, 长宽比为2.0以上的残余奥氏体中的平均Mn量除以铁素体中的平均Mn量而得的值为1.1以上, 钢中扩散性氢量为0.3质量ppm以下, Mn量的单位为质量%, 并且,

由式(1)求出的 Mn_{eq}^{γ} 为5.0以上,

由式(2)求出的 δ_{LME} 为1.0以下,

$$Mn_{eq}^{\gamma} = \{ \ln([C]_{\gamma} - 0.2) + \ln([Mn]_{\gamma} - 2.6) + 4.30 \} \times \lambda_{\gamma} / D_{\gamma} \dots (1)$$

$$\delta_{LME} = 1/2 \times \log \{ (1 + [C]) / (0.35 - [C]) \} + \{ \exp([Si]/3.23) - 1 \} + \{ \exp([Mn]/22) - 1 \} \dots (2)$$

这里, $[C]_{\gamma}$ 、 $[Mn]_{\gamma}$ 分别为全部残余奥氏体中的平均C量、平均Mn量, 单位为质量%,

λ_{γ} 为全部残余奥氏体的平均长宽比,

D_{γ} 为全部残余奥氏体的平均圆当量直径, 单位为 μm ,

$[C]$ 、 $[Si]$ 、 $[Mn]$ 为钢板整体中包含的C量、Si量、Mn量, 单位为质量%。

2. 根据权利要求1所述的高强度镀覆钢板, 其中, 所述成分组成以质量%计进一步含有选自Ti:0.200%以下、Nb:0.200%以下、V:0.200%以下、Ta:0.10%以下、W:0.10%以下、B:0.0100%以下、Cr:1.00%以下、Mo:1.00%以下、Co:1.000%以下、Ni:1.00%以下、Cu:1.00%以下、Sn:0.200%以下、Sb:0.200%以下、Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下、REM:0.0100%以下、Zr:0.100%以下、Te:0.100%以下、Hf:0.10%以下、Bi:0.200%以下中的至少1种元素。

3. 根据权利要求1或2所述的高强度镀覆钢板, 其中, 全部残余奥氏体中的C量除以 T_0 组织中的C量而得的值小于1.0。

4. 根据权利要求1~3中任一项所述的高强度镀覆钢板, 其中, 所述高强度镀覆钢板具有热浸镀锌层。

5. 根据权利要求4所述的高强度镀覆钢板, 其中, 所述热浸镀锌层为合金化热浸镀锌层。

6. 一种高强度镀覆钢板的制造方法, 是权利要求1~3中任一项所述的高强度镀覆钢板的制造方法,

对具有所述成分组成的钢坯进行加热, 在使精轧出口侧温度为750°C~1000°C的条件下进行热轧, 在300°C~750°C卷取, 以50%以下的轧制率实施冷轧,

然后, 在 Ac_3 相变点-50°C以上的温度范围保持20s~1800s后, 冷却至马氏体相变开始温度以下的冷却停止温度,

在由式(3)求出的 B_s 温度下, 再加热至 $B_s - 150^\circ\text{C} \sim B_s + 150^\circ\text{C}$ 的范围内的再加热温度后, 在所述再加热温度下保持2s~1800s后, 冷却至室温,

然后, 在从 Ac_1 相变点-150°C到 Ac_1 相变点的温度范围以2°C/s以上的加热速度进行加热, 在 Ac_1 相变点以上的温度范围保持20s~600s后, 冷却至由式(4)求出的 Ms' 以下的冷却

停止温度,

再加热至 $M_s' \sim M_s' + 350^\circ\text{C}$ 的范围内的再加热温度后,在所述再加热温度下保持 $2\text{s} \sim 600\text{s}$ 后,实施镀覆处理,冷却至室温,进一步在 $50^\circ\text{C} \sim 400^\circ\text{C}$ 的温度范围内保持 2s 以上,

$$B_s = 732 - 202 \times [\text{C}] - 108 \times [\text{Si}] - 85 \times [\text{Mn}] - 39 \times [\text{Mo}] \cdots (3)$$

$[\text{C}]$ 、 $[\text{Si}]$ 、 $[\text{Mn}]$ 、 $[\text{Mo}]$ 为钢板整体中包含的C量、Si量、Mn量、Mo量,单位为质量%,不含有的情况下为零,

$$M_s' = M_s \times 15 / \text{Mn}_{\text{eq.}}^\gamma \cdots (4)$$

其中, M_s 为马氏体相变开始温度, $\text{Mn}_{\text{eq.}}^\gamma < 15$ 时, $\text{Mn}_{\text{eq.}}^\gamma = 15$ 。

7.根据权利要求6所述的高强度镀覆钢板的制造方法,其中,所述镀覆处理为镀锌处理。

8.根据权利要求7所述的高强度镀覆钢板的制造方法,其中,在所述镀锌处理之后,在 $450^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$ 实施合金化处理。

9.根据权利要求6~8中任一项所述的高强度镀覆钢板的制造方法,其中,在所述卷取后、冷轧前,在 A_{c1} 相变点以下的温度范围保持超过 1800s 。

高强度镀覆钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及适合作为在汽车、电气等产业领域中使用的构件且成型性优异的高强度镀覆钢板和制造方法。特别是要得到具有1180MPa以上的TS(拉伸强度)且具有优异的成型性的高强度镀覆钢板。该高强度镀覆钢板在镀覆处理后延展性不降低,具有耐氢弯曲脆化特性,耐LME(Liquid Metal Embrittlement)性也优异。这里所说的成型性表示延展性和弯曲性。

背景技术

[0002] 近年来,从保护地球环境的观点出发,提高汽车的燃油效率成为重要课题。因此,想要通过车身材料的高强度化来实现薄壁化、从而使车身本身轻量化的动向变得活跃。另一方面,钢板的高强度化导致成型性的降低。进而,伴随包含氢的还原性气氛下的退火,氢侵入到钢板中,该钢板中存在的氢使弯曲性等成型性降低。该对氢致裂纹的敏感性伴随钢板的高强度化而变得更敏感。因此,希望开发兼具高强度和高成型性、进而耐氢弯曲脆化特性的材料。

[0003] 而且最近确认到在对高强度镀锌钢板进行点焊时,镀层的锌扩散侵入钢板表层的晶界,引起液体金属脆化(LME:Liquid Metal Embrittlement),发生晶界裂纹(LME裂纹)。即使在没有镀锌层的高强度冷轧钢板中,只要焊接对象是镀锌钢板,就会发生LME裂纹,因此在所有高强度钢板中均将其视为问题。因此,在将高强度钢板应用于骨架部件时,要求耐LME性优异的高强度钢板。

[0004] 作为高强度且延展性优异的钢板,提出了利用残余奥氏体的加工诱发相变的高强度钢板。这样的钢板呈现出具有残余奥氏体的组织,在钢板的成型时因残余奥氏体而容易成型。另一方面,在成型后残余奥氏体发生马氏体化,因此具备高强度。然而,在具有残余奥氏体的钢板中,有时在镀覆处理时残余奥氏体分解而延展性降低。这在镀浴后的合金化处理时变得特别显著。

[0005] 例如,专利文献1中提出了拉伸强度为1000MPa以上且总伸长率(EL)为30%以上的利用了残余奥氏体的加工诱发相变的具有非常高的延展性的高强度钢板。这样的钢板通过将C、Si、Mn作为基本成分的钢板奥氏体化后在贝氏体相变温度范围进行淬火并等温保持、即进行所谓的等温淬火处理来制造。由于该等温淬火处理所引起的C向奥氏体的富集而生成残余奥氏体,为了得到大量的残余奥氏体,需要添加超过0.3%的大量的C。但是,钢中的C浓度变高时,点焊性降低,特别是在超过0.3%的C浓度的情况下,点焊性降低显著,作为汽车用钢板难以实用化。

[0006] 专利文献2中公开了使用含有0.50质量%~12.00质量%的Mn的钢,在铁素体和奥氏体的双相区对热轧板实施长时间热处理。结果是形成促进了Mn向未相变奥氏体中的富集的长宽比大的残余奥氏体,提高均匀伸长率。然而,对于伸长率、弯曲性和耐LME性的兼顾没有进行研究。

[0007] 另外,专利文献3中公开了通过将退火后的钢板、热浸镀锌钢板或合金化热浸镀锌

钢板在50℃~300℃的温度范围内保持1800秒~43200来减少钢中氢量的方法。但是,对于钢中氢量的减少所带来的耐氢弯曲脆化特性的提高没有进行研究。

[0008] 此外,专利文献4中公开了控制冷轧的最终道次的压下率和随后的退火时的露点,在钢板表层形成软质层,进而控制晶界性质。结果是可得到综合满足延展性、拉伸凸缘性、弯曲性和耐LME性的高强度钢板。然而,对于镀覆处理后的延展性和耐LME性的兼顾没有进行研究。仍有如下余地,即如果适当地控制钢板成分,则可以在不形成有可能降低镀覆处理后的延展性的可能性的表层软质层的情况下进一步提高耐LME性,并且兼顾镀覆处理后延展性。

[0009] 现有技术文献

[0010] 专利文献

[0011] 专利文献1:日本特开昭61—157625号公报

[0012] 专利文献2:日本专利第6123966号公报

[0013] 专利文献3:日本特愿2021—512457号公报

[0014] 专利文献4:日本专利第6901050号公报

发明内容

[0015] 本发明是鉴于上述现状而完成的,其目的在于提供具有1180MPa以上的TS、且在镀覆处理后延展性不降低而具有优异的成型性和钢中存在的氢量少的耐氢弯曲脆化特性、并且耐LME性优异的高强度镀覆钢板及其制造方法。这里所说的成型性表示延展性和弯曲性。另外,这里所说的镀覆处理包括仅镀层的形成处理的情况和在该镀层形成后进一步进行该镀层的合金化处理的情况这两方。另外,这里所说的耐氢弯曲脆化特性是指氢对弯曲性的影响的容易度的指标。另一方面,成型性中的弯曲性是指材料本身的弯曲性,它们是不同的特性。

[0016] 本发明人等为了解决上述问题,从钢板的成分组成和制造方法的观点出发反复进行了深入研究,发现了以下内容。

[0017] 即,含有0.10质量%~8.00质量%的Mn,适当地调整其他合金元素的成分组成,热轧后,根据需要在Ac₁相变点以下的温度范围保持超过1800s,根据需要实施酸洗处理,进行冷轧。然后,在Ac₃相变点—50℃以上的温度范围保持20s~1800s后,冷却至马氏体相变开始温度以下的冷却停止温度。接着,再加热至发生伴随α/γ界面移动的贝氏体相变的温度范围内的再加热温度即Bs—150°~Bs+150℃的范围。然后,在上述再加热温度下保持2s~1800s后冷却至室温。由此发现,在随后的退火工序中,重要的是生成长宽比大且C富集的膜状奥氏体,该膜状奥氏体成为Mn和C显著富集的微细的稳定性高的残余奥氏体的核。

[0018] 另外,上述冷却后,在从Ac₁相变点—150℃到Ac₁相变点的温度范围以2℃/s以上的加热速度进行加热,在Ac₁相变点以上的温度范围保持20s~600s。然后,冷却至稳定度高的奥氏体的马氏体相变开始温度(Ms')以下的冷却停止温度,再加热至Ms'~Ms'+350℃的范围内的再加热温度。然后,在上述再加热温度下保持2s~600s后实施镀覆处理,冷却至室温。然后发现,通过进一步在50℃~400℃的温度范围内保持2s以上,使氢有效地脱离,耐氢弯曲脆化特性提高。其结果,得到的钢板具有以下的钢组织。即,以面积率计铁素体为1%~30%,新鲜马氏体小于1%,贝氏体与回火马氏体之和为35%~90%,残余奥氏体为6%以

上。此外,其特征在于,长宽比为2.0以上的残余奥氏体中的平均Mn量(质量%)除以铁素体中的平均Mn量(质量%)而得的值为1.1以上,并且 $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 为5.0以上, δ_{LME} 为1.0以下,钢中扩散性氢量为0.3wt.ppm以下。可知根据本发明,可以制造具有优异的成型性、耐氢弯曲脆化特性和耐LME性的高强度镀覆钢板。这里, $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 和 δ_{LME} 由下式(1)、(2)算出。

$$[0019] \quad Mn^{\gamma}_{eq.} = \{ \ln([C]_{\gamma} - 0.2) + \ln([Mn]_{\gamma} - 2.6) + 4.30 \} \times \lambda_{\gamma} / D_{\gamma} \dots$$

[0020] (1)

$$[0021] \quad \delta_{LME} = 1/2 \times \log \{ (1 + [C]) / (0.35 - [C]) \} + \{ \exp([Si]/3.23) - 1 \} + \{ \exp([Mn]/22) - 1 \} \dots (2)$$

[0022] 这里,[C]_γ、[Mn]_γ分别为全部残余奥氏体中的平均C量、平均Mn量(质量%),

[0023] λ_{γ} 为全部残余奥氏体的平均长宽比,

[0024] D_{γ} 为全部残余奥氏体的平均圆当量直径(μm),

[0025] [C]、[Si]、[Mn]为钢板整体中包含的C量、Si量、Mn量(质量%)。

[0026] 本发明是基于以上见解而完成的,其主旨如下。

[0027] [1]一种高强度镀覆钢板,具有如下成分组成:以质量%计含有C:0.030%~0.300%、Si:0.01%~2.50%、Mn:0.10%~8.00%、P:0.100%以下、S:0.0200%以下、Al:0.100%以下、N:0.0100%以下和O:0.0100%以下,剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成;在板厚1/4位置具有如下钢组织:以面积率计,铁素体为1%~30%,新鲜马氏体量小于1%,贝氏体与回火马氏体之和为35%~90%,残余奥氏体量为6%以上;所述高强度镀覆钢板中,长宽比为2.0以上的残余奥氏体中的平均Mn量(质量%)除以铁素体中的平均Mn量(质量%)而得的值为1.1以上,钢中扩散性氢量为0.3质量ppm以下,并且由式(1)求出的 $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 为5.0以上,由式(2)求出的 δ_{LME} 为1.0以下。

$$[0028] \quad Mn^{\gamma}_{eq.} = \{ \ln([C]_{\gamma} - 0.2) + \ln([Mn]_{\gamma} - 2.6) + 4.30 \} \times \lambda_{\gamma} / D_{\gamma} \dots (1)$$

$$[0029] \quad \delta_{LME} = 1/2 \times \log \{ (1 + [C]) / (0.35 - [C]) \} + \{ \exp([Si]/3.23) - 1 \} + \{ \exp([Mn]/22) - 1 \} \dots (2)$$

[0030] 这里,[C]_γ、[Mn]_γ分别为全部残余奥氏体中的平均C量、平均Mn量(质量%), λ_{γ} 为全部残余奥氏体的平均长宽比, D_{γ} 为全部残余奥氏体的平均圆当量直径(μm),[C]、[Si]、[Mn]为钢板整体中包含的C量、Si量、Mn量(质量%)。

[0031] [2]根据[1]所述的高强度镀覆钢板,其中,上述成分组成以质量%计进一步含有选自Ti:0.200%以下、Nb:0.200%以下、V:0.200%以下、Ta:0.10%以下、W:0.10%以下、B:0.0100%以下、Cr:1.00%以下、Mo:1.00%以下、Co:1.000%以下、Ni:1.00%以下、Cu:1.00%以下、Sn:0.200%以下、Sb:0.200%以下、Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下、REM:0.0100%以下、Zr:0.100%以下、Te:0.100%以下、Hf:0.10%以下、Bi:0.200%以下中的至少1种元素。

[0032] [3]根据[1]或[2]所述的高强度镀覆钢板,其中,全部残余奥氏体中的C量除以 T_0 组织中的C量除以而得的值小于1.0。

[0033] [4]根据[1]~[3]中任一项所述的高强度镀覆钢板,其中,上述高强度镀覆钢板具有镀锌层。

[0034] [5]根据[4]所述的高强度镀覆钢板,其中,上述热浸镀锌层为合金化镀锌层。

[0035] [6]一种高强度镀覆钢板的制造方法,是[1]~[3]中任一项所述的高强度镀覆钢

板的制造方法,对具有上述成分组成的钢坯进行加热,在使精轧出口侧温度为750°C~1000°C的条件下进行热轧,在300°C~750°C卷取,以50%以下的轧制率实施冷轧,然后,在Ac₃相变点-50°C以上的温度范围保持20s~1800s后,冷却至马氏体相变开始温度以下的冷却停止温度,在由式(3)求出的Bs温度下,再加热至Bs-150°C~Bs+150°C的范围内的再加热温度后,在上述再加热温度下保持2s~1800s后,冷却至室温,然后,在从Ac₁相变点-150°C到Ac₁相变点的温度范围以2°C/s以上的加热速度进行加热,在Ac₁相变点以上的温度范围保持20s~600s后,冷却至由式(4)求出的Ms'以下的冷却停止温度,再加热至Ms'~Ms'+350°C的范围内的再加热温度后,在上述再加热温度下保持2s~600s后,实施镀覆处理,冷却至室温,进一步在50°C~400°C的温度范围内保持2s以上。

$$[0036] \quad Bs = 732 - 202 \times [C] - 108 \times [Si] - 85 \times [Mn] - 39 \times [Mo] \dots (3)$$

[0037] [C]、[Si]、[Mn]、[Mo]为钢板整体中包含的C量、Si量、Mn量、Mo量(质量%),不含有情况下为零。

$$[0038] \quad Ms' = Ms \times 15 / Mn_{eq}^{\gamma} \dots (4)$$

[0039] 其中,Ms为马氏体相变开始温度, $Mn_{eq}^{\gamma} < 15$ 时, $Mn_{eq}^{\gamma} = 15$ 。

[0040] [7]根据[6]所述的高强度镀覆钢板的制造方法,其中,上述镀覆处理为镀锌处理。

[0041] [8]根据[7]所述的高强度镀覆钢板的制造方法,其中,在上述镀锌处理之后,在450°C~600°C实施合金化处理。

[0042] [9]根据[6]~[8]中任一项所述的高强度镀覆钢板的制造方法,其中,在上述卷取后、冷轧前,在Ac₁相变点以下的温度范围保持超过1800s。

[0043] 根据本发明,可得到具有1180MPa以上的TS(拉伸强度)、在镀覆处理后延展性不降低而具有优异的延展性和弯曲性、且耐氢弯曲脆化特性和耐LME性优异的高强度镀覆钢板。通过将由本发明的制造方法得到的高强度镀覆钢板应用于例如汽车结构构件,能够实现车身轻量化所带来的燃油效率改善,产业上的利用价值极大。

具体实施方式

[0044] 以下,具体说明本发明的实施方式。应予说明,表示成分元素的含量的“%”只要没有特别说明,就是指“质量%”。

[0045] 对在本发明中将钢的成分组成限定为上述范围的理由进行说明。

[0046] C:0.030%~0.300%

[0047] C是钢的重要基本成分之一,特别是本发明中,是影响马氏体、铁素体和残余奥氏体的分率的重要元素。如果C的含量小于0.030%,则马氏体的分率降低,难以实现所期望的TS。另一方面,如果C的含量超过0.300%,则马氏体脆化,难以实现所期望的EL。因此,C的含量为0.030%~0.300%。优选的下限为0.050%以上,更优选为0.070%以上。优选的上限为0.280%以下,更优选为0.250%以下。

[0048] Si:0.01%~2.50%

[0049] Si是钢的重要基本成分之一,特别是本发明中,由于抑制连续退火中的碳化物生成、促进残余奥氏体的生成,因此是影响马氏体的硬度和残余奥氏体的分率的元素。如果Si的含量小于0.01%,则残余奥氏体的分率降低,难以实现所期望的EL。另一方面,如果Si的含量超过2.50%,则点焊时Zn容易侵入到奥氏体晶界,液体金属脆性变得显著,耐LME性劣

化。因此, Si的含量为0.01% ~ 2.50%。优选的下限为0.05%以上, 更优选为0.10%以上。优选的上限为2.00%以下, 更优选为1.80%以下。

[0050] Mn: 0.10% ~ 8.00%

[0051] Mn是钢的重要基本成分之一, 特别是本发明中, 是影响马氏体的分率的重要元素。Mn是使残余奥氏体稳定化的元素, 而且是对确保良好的延展性有效、并且通过固溶强化来提高钢的强度的元素。这样的作用通过使钢的Mn量为0.10%以上而表现出。另一方面, 如果Mn的含量超过8.00%, 则残余奥氏体的稳定性变得过度, 加工时不表现TRIP效应, 得不到所期望的延展性。因此, Mn的含量为0.10% ~ 8.00%。优选的下限为1.00%以上, 更优选为2.50%以上。优选的上限为6.00%以下, 更优选为4.20%以下。

[0052] P: 0.100%以下

[0053] P在原奥氏体晶界偏析而使晶界脆化, 因此使钢板的变形能力降低, 因此EL降低。因此, P的含量需要为0.100%以下。应予说明, P的含量的下限没有特别规定, 但由于P是固溶强化元素, 能够提高钢板的强度, 因此优选为0.001%以上。因此, P的含量为0.100%以下。优选的下限为0.001%以上。优选的上限为0.070%以下。

[0054] S: 0.0200%以下

[0055] S以硫化物的形式存在, 降低钢板的变形能力, 因此EL降低。因此, S的含量需要为0.0200%以下。应予说明, S的含量的下限没有特别规定, 但由于生产技术上的制约, 优选为0.0001%以上。因此, S的含量为0.0200%以下。优选的下限为0.0001%以上。优选的上限为0.0050%以下。

[0056] N: 0.0100%以下

[0057] N以氮化物的形式存在, 降低钢板的变形能力, 因此EL降低。因此, N的含量需要为0.0100%以下。应予说明, N的含量的下限没有特别规定, 但由于生产技术上的制约, N的含量优选为0.0001%以上。因此, N的含量为0.0100%以下。优选的下限为0.0001%以上。优选的上限为0.0050%以下。

[0058] Al: 0.100%以下

[0059] Al提高 A_3 相变点, 微观组织中包含大量的铁素体, 因此难以实现所期望的TS。因此, Al的含量需要为0.100%以下。应予说明, Al的含量的下限没有特别规定, 但由于抑制连续退火中的碳化物生成、促进残余奥氏体的生成, 所以优选为0.001%以上。因此, Al的含量为0.100%以下。优选的下限为0.001%以上。优选的上限为0.050%以下。

[0060] O: 0.0100%以下

[0061] O以氧化物的形式存在, 降低钢板的变形能力, 因此EL降低。因此, O的含量需要为0.0100%以下。应予说明, O的含量的下限没有特别规定, 但由于生产技术上的制约, 优选为0.0001%以上。因此, O的含量为0.0100%以下。优选的下限为0.0001%以上。优选的上限为0.0050%以下。

[0062] 钢板具有含有上述成分且剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成。这里, 作为不可避免的杂质, 可举出Zn、Pb和As。允许这些杂质合计含有0.100%以下。

[0063] 本发明的高强度镀覆钢板除了上述成分组成之外, 还可以以质量%计进一步单独或组合含有选自Ti: 0.200%以下、Nb: 0.200%以下、V: 0.200%以下、Ta: 0.10%以下、W: 0.10%以下、B: 0.0100%以下、Cr: 1.00%以下、Mo: 1.00%以下、Ni: 1.00%以下、Co:

1.000%以下、Cu:1.00%以下、Sn:0.200%以下、Sb:0.200%以下、Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下、REM:0.0100%以下、Zr:0.100%以下、Te:0.100%以下、Hf:0.10%以下和Bi:0.200%以下中的至少1种元素。

[0064] 如果Ti、Nb和V分别为0.200%以下,则不会大量生成粗大的析出物、夹杂物,不会降低钢板的极限变形能力,因此弯曲性不会降低。因此,Ti、Nb和V的含量优选分别为0.200%以下。应予说明,Ti、Nb和V的含量的下限没有特别规定。但是,在热轧时或连续退火时形成微细的碳化物、氮化物或碳氮化物而提高钢板的强度,因此Ti、Nb和V的含量更优选分别为0.001%以上。因此,当含有Ti、Nb和V时,其含量分别为0.200%以下。含有Ti、Nb和V时的下限更优选为0.001%以上。含有Ti、Nb和V时的上限进一步优选为0.100%以下。

[0065] 如果Ta和W分别为0.10%以下,则不会大量生成粗大的析出物、夹杂物,不会降低钢板的极限变形能力,因此弯曲性不会降低。因此,Ta和W的含量优选分别为0.10%以下。应予说明,Ta和W的含量的下限没有特别规定。但是,通过在热轧时或连续退火时形成微细的碳化物、氮化物或碳氮化物来提高钢板的强度,因此Ta和W的含量更优选分别为0.01%以上。因此,当含有Ta和W时,其含量分别为0.10%以下。含有Ta和W时的下限更优选为0.01%以上。含有Ta和W时的上限进一步优选为0.08%以下。

[0066] 如果B为0.0100%以下,则在铸造时或热轧时在钢板内部不会产生裂纹,不会降低钢板的变形能力,因此EL不会降低。因此,B的含量优选为0.0100%以下。应予说明,B的含量的下限没有特别规定,但由于是在退火中在奥氏体晶界偏析、提高淬透性的元素,所以更优选为0.0003%以上。因此,当含有B时,其含量为0.0100%以下。含有B时的下限更优选为0.0003%以上。含有B时的上限进一步优选为0.0080%以下。

[0067] 如果Cr、Mo和Ni分别为1.00%以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此弯曲性不会降低。因此,Cr、Mo和Ni的含量优选分别为1.00%以下。应予说明,Cr、Mo和Ni的含量的下限没有特别规定,但由于是提高淬透性的元素,所以更优选分别为0.01%以上。因此,当含有Cr、Mo和Ni时,其含量分别为1.00%以下。含有Cr、Mo和Ni时的下限更优选为0.01%以上。含有Cr、Mo和Ni时的上限进一步优选为0.80%以下。

[0068] 如果Co为1.000%以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此弯曲性不会降低。因此,Co的含量优选为1.000%以下。应予说明,Co的含量的下限没有特别规定,但由于是提高淬透性的元素,所以Co的含量更优选为0.001%以上。因此,当含有Co时,其含量为1.000%以下。含有Co时的下限更优选为0.001%以上。含有Co时的上限进一步优选为0.800%以下。

[0069] 如果Cu为1.00%以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此弯曲性不会降低。因此,Cu的含量优选为1.00%以下。应予说明,Cu的含量的下限没有特别规定,但由于是提高淬透性的元素,所以Cu的含量更优选为0.01%以上。因此,当含有Cu时,其含量为1.00%以下。含有Cu时的下限更优选为0.01%以上。含有Cu时的上限进一步优选为0.80%以下。

[0070] 如果Sn为0.200%以下,则在铸造时或热轧时在钢板内部不会产生裂纹,不会降低钢板的变形能力,因此EL不会降低。因此,Sn的含量优选为0.200%以下。应予说明,Sn的含量的下限没有特别规定,但由于Sn是提高淬透性的元素,所以更优选为0.001%以上。因此,当含有Sn时,其含量为0.200%以下。含有Sn时的下限更优选为0.001%以上。含有Sn时的上

限进一步优选为0.100%以下。

[0071] 如果Sb为0.200%以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此弯曲性不会降低。因此,Sb的含量优选为0.200%以下。应予说明,Sb的含量的下限没有特别规定,但由于是控制表层软化厚度并能够调整强度的元素,所以Sb的含量更优选为0.001%以上。因此,当含有Sb时,其含量为0.200%以下。含有Sb时的下限更优选为0.001%以上。含有Sb时的上限进一步优选为0.100%以下。

[0072] 如果Ca、Mg和REM分别为0.0100%以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此弯曲性不会降低。因此,Ca、Mg和REM的含量优选为0.0100%以下。应予说明,Ca、Mg和REM的含量的下限没有特别规定,但由于是使氮化物、硫化物的形状球状化、提高钢板的变形能力的元素,所以更优选分别为0.0005%以上。因此,但含有Ca、Mg和REM时,其含量分别为0.0100%以下。含有Ca、Mg和REM时的下限更优选为0.0005%以上。含有Ca、Mg和REM时的上限进一步优选为0.0050%以下。

[0073] 如果Zr和Te分别为0.100%以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此弯曲性不会降低。因此,Zr和Te的含量优选为0.100%以下。应予说明,Zr和Te的含量的下限没有特别规定,但由于是使氮化物、硫化物的形状球状化、提高钢板的极限变形能力的元素,所以更优选分别为0.001%以上。因此,当含有Zr和Te时,其含量分别为0.100%以下。含有Zr和Te时的下限更优选为0.001%以上。含有Zr和Te时的上限进一步优选为0.080%以下。

[0074] 如果Hf为0.10%以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此弯曲性不会降低。因此,Hf的含量优选为0.10%以下。应予说明,Hf的含量的下限没有特别规定,但由于是使氮化物、硫化物的形状球状化、提高钢板的极限变形能力的元素,所以更优选为0.01%以上。因此,当含有Hf时,其含量为0.10%以下。含有Hf时的下限更优选为0.01%以上。含有Hf时的上限进一步优选为0.08%以下。

[0075] 如果Bi为0.200%以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此弯曲性不会降低。因此,Bi的含量优选为0.200%以下。应予说明,Bi的含量的下限没有特别规定,但由于是减轻偏析的元素,所以更优选为0.001%以上。因此,当含有Bi时,其含量为0.200%以下。含有Bi时的下限更优选为0.001%以上。含有Bi时的上限进一步优选为0.100%以下。

[0076] 应予说明,对于上述Ti、Nb、V、Ta、W、B、Cr、Mo、Ni、Co、Cu、Sn、Sb、Ca、Mg、REM、Zr、Te、Hf和Bi,在各含量小于优选下限值的情况下不会损害本发明的效果,因此作为不可避免的杂质而含有。

[0077] 接下来,对本发明的高强度镀覆钢板的钢组织进行说明。

[0078] 铁素体的面积率:1%~30%

[0079] 为了确保充分的延展性,需要使铁素体的面积率为1%以上。另外,为了确保1180MPa以上的TS,需要使软质的铁素体的面积率为30%以下。应予说明,这里所说的铁素体是指多边形铁素体、粒状铁素体、针状铁素体,是比较软质且富有延展性的铁素体。优选的下限为3%以上。优选的上限为25%以下。

[0080] 新鲜马氏体的面积率:小于1%

[0081] 如果新鲜马氏体的面积率为1%以上,则氢容易被新鲜马氏体内部的晶格缺陷捕

获,使耐氢弯曲脆化特性劣化。因此,新鲜马氏体的面积率需要小于1%。下限值没有特别规定,但由于新鲜马氏体对提高强度有效,所以优选为0.1%以上。

[0082] 贝氏体与回火马氏体的面积率之和:35%~90%

[0083] 贝氏体和回火马氏体是对提高弯曲性有效的组织。如果贝氏体与回火马氏体的面积率之和小于35%,则得不到良好的弯曲性。因此,贝氏体与回火马氏体的面积率之和需要为35%以上。另一方面,如果贝氏体与回火马氏体的面积率之和超过90%,则得不到负担延展性的期望的残余奥氏体,因此得不到良好的延展性。因此,贝氏体与回火马氏体的面积率之和需要为90%以下。优选的下限为45%以上。另外,优选的上限为85%以下。

[0084] 应予说明,为了得到铁素体、新鲜马氏体、回火马氏体和贝氏体的面积率,对与钢板的轧制方向平行的板厚截面(L截面)进行研磨后,用3vol.%硝酸酒精进行腐蚀。接下来,对板厚1/4位置(相当于在深度方向上距钢板表面为板厚的1/4的位置),使用SEM(扫描式电子显微镜)以2000倍的倍率观察10个视野。可以使用所得到的组织图像,使用Media Cybernetics公司的Image-Pro算出10个视野的各组织(铁素体、新鲜马氏体、回火马氏体、贝氏体)的面积率,将它们的值平均而求出。另外,在上述组织图像中,铁素体呈现灰色的组织(基底组织),新鲜马氏体呈现白色的组织,回火马氏体在白色的马氏体的内部呈现灰色的内部结构,贝氏体呈现具有许多线性晶界的暗灰色的组织。

[0085] 残余奥氏体的面积率:6%以上

[0086] 为了确保充分的延展性,需要使残余奥氏体的面积率为6%以上。优选为8%以上。更优选为10%以上。

[0087] 应予说明,残余奥氏体的面积率是对将钢板从板厚1/4位置研磨至0.1mm的面后通过化学研磨进一步研磨0.1mm的面进行测定。具体而言,利用X射线衍射装置使用CoK α 射线,测定fcc铁的{200}、{220}、{311}面和bcc铁的{200}、{211}、{220}面的衍射峰的各个积分强度比,将得到的9个积分强度比平均化而求出。

[0088] 长宽比为2.0以上的残余奥氏体中的平均Mn量(质量%)除以铁素体中的平均Mn量(质量%)而得的值:1.1以上

[0089] 长宽比为2.0以上的残余奥氏体中的平均Mn量(质量%)除以铁素体中的平均Mn量(质量%)而得的值为1.1以上是本发明中极其重要的构成要件。为了确保良好的延展性,Mn富集的稳定的残余奥氏体的面积率必须高。优选为1.2以上。残余奥氏体中的平均Mn量越高,延展性越高,因此上限值没有特别限定,但如果超过10.0,则延展性的提高效果饱和,因此优选为10.0以下。

[0090] 残余奥氏体和铁素体中的C和Mn量使用FE-EPMA(Field Emission-Electron Probe Micro Analyzer:场发射型电子探针显微分析仪)求出。具体而言,可以对板厚1/4位置的轧制方向截面的各相中的C和Mn的分布状态进行定量,通过30个残余奥氏体晶粒和30个铁素体晶粒的C和Mn量分析结果的平均值来求出。

[0091] 为了从残余奥氏体和马氏体中识别残余奥氏体,用SEM(Scanning Electron Microscope)和EBSD(Electron Backscattered Diffraction,电子背散射衍射)观察同一视野。接着,通过EBSD的Phase Map识别来确定SEM图像中的残余奥氏体。应予说明,残余奥氏体的长宽比可以如下求出:使用Photoshop elements 13描绘出与残余奥氏体晶粒外接的椭圆,将其长轴长度除以短轴长度而算出,通过30个残余奥氏体晶粒的长宽比的平均值

来求出。

[0092] 另外,残余奥氏体的平均圆当量直径如下求出:使用Media Cybernetics公司的Image—Pro求出30个残余奥氏体晶粒的面积,算出圆当量直径,将它们的值平均而求出。

[0093] 钢中扩散性氢量:0.3质量ppm以下

[0094] 为了确保良好的耐氢弯曲脆化特性,钢中扩散性氢量为0.3质量ppm以下是重要的。优选的上限为0.20质量ppm以下。应予说明,钢中扩散性氢量的下限没有特别规定,但由于生产技术上的制约,可以为0.01质量ppm以上。

[0095] 这里,钢中扩散性氢量的测定方法如下。从产品卷采取长度为30mm、宽度为5mm的试验片。在热浸镀锌钢板或合金化热浸镀锌钢板的情况下,通过磨削或碱除去试验片的热浸镀锌层或合金化热浸镀锌层。然后,通过热脱附质谱法(Thermal Desorption Spectrometry:TDS)测定从试验片释放的氢量。具体而言,将试验片以升温速度200°C/h从室温连续加热至300°C后,冷却至室温,测定从室温到210°C从试验片释放的累计氢量,作为钢中扩散性氢量。

[0096] $Mn^{\gamma}_{eq.}$:5.0以上

[0097] $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 为5.0以上是本发明中重要的构成要件。 $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 是提高残余奥氏体的稳定性、在镀覆处理时抑制残余奥氏体的分解、得到良好的镀覆处理后延展性的有效参数。如果 $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 小于5.0,则残余奥氏体的稳定性降低,在镀覆处理后延展性降低。另一方面,上限没有特别规定,但由于残余奥氏体的过度稳定化而不表现TRIP效应,因此 $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 优选为250以下。更优选为10.0~200。这里, $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 由下式(1)算出。

[0098] $Mn^{\gamma}_{eq.} = \{\ln([C]_{\gamma} - 0.2) + \ln([Mn]_{\gamma} - 2.6) + 4.30\} \times \lambda_{\gamma} / D_{\gamma} \dots (1)$

[0099] 这里, $[C]_{\gamma}$ 、 $[Mn]_{\gamma}$ 分别为全部残余奥氏体中的平均C量、平均Mn量(质量%),

[0100] λ_{γ} 为全部残余奥氏体的平均长宽比, D_{γ} 为全部残余奥氏体的平均圆当量直径(μm)。

[0101] δ_{LME} :1.0以下

[0102] δ_{LME} 为1.0以下是本发明中极其重要的构成要件。 δ_{LME} 是取决于钢板中包含的C、Si、Mn浓度、且降低点焊时的LME裂纹敏感性、得到良好的耐LME性的有效参数。如果 δ_{LME} 超过1.0,则钢板的LME裂纹敏感性增加,由此在焊接时容易产生裂纹,耐LME性降低。另一方面,下限没有特别规定,但在成为 δ_{LME} 小于0.2的C、Si、Mn量下,有时得不到1180MPa以上的TS,因此优选为0.2以上。更优选的下限为0.3以上。更优选的上限为0.9以下。这里, δ_{LME} 由下式(2)算出。

[0103] $\delta_{LME} = 1/2 \times \log \{ (1 + [C]) / (0.35 - [C]) \} + \{ \exp([Si]/3.23) - 1 \} + \{ \exp([Mn]/22) - 1 \} \dots (2)$

[0104] 这里, $[C]$ 、 $[Si]$ 、 $[Mn]$ 为钢板整体中包含的C量、Si量、Mn量(质量%)。

[0105] 全部残余奥氏体中的C量除以 T_0 组织中的C量而得的值:小于1.0

[0106] T_0 组成是指在任意的温度下fcc和bcc的自由能相等的组成,奥氏体为fcc,铁素体、贝氏体为bcc。通过使全部残余奥氏体中的C量低于fcc和bcc的自由能相等的 T_0 组成中的C量,残余奥氏体的加工所引起的马氏体相变后的硬度降低。其结果,与软质层的硬度差被缓和,得到更良好的弯曲性。因此,全部残余奥氏体中的C量除以 T_0 组成中的C量而得的值优选小于1.0。另外,下限值没有特别规定,但如果全部残余奥氏体中的C量除以 T_0 组成中的

C量而得的值小于0.1,则残余奥氏体本身的稳定性降低,有时得不到良好的延展性。因此,优选为0.1以上。更优选的下限为0.2以上。另外,更优选的上限为0.9以下。

[0107] 这里的全部残余奥氏体中的C量利用X射线衍射装置使用Co的K α 射线,使用(220)面的衍射峰的偏移量和下述式[1]、[2]算出。

$$[0108] \quad a=1.7889 \times \sqrt{2/\sin\theta} \cdots [1]$$

$$[0109] \quad a=3.578+0.033[C]+0.00095[Mn] \cdots [2]$$

[0110] 这里,在式[1]、[2]中,a为奥氏体的晶格常数(\AA), θ 为(220)面的衍射峰角度除以2而得的值(rad)。式[2]中,[M]为全部奥氏体中的元素M的质量%。本发明中,残余奥氏体中的元素M的质量%为在钢整体中所占的质量%。

[0111] 另外, T_0 组成中的C量可以通过使用综合型热力学计算软件Thermo—Calc且数据库使用TCFE7,根据钢的成分及其含量唯一地计算。计算的 T_0 组成是在即将侵入镀锌浴之前的 $Ms' \sim Ms' + 350^\circ\text{C}$ 的范围内的再加热温度下计算的组成。应予说明,关于 Ms' ,在后面的制造方法的说明中记载详细内容。

[0112] 本发明的钢组织中,除了铁素体、新鲜马氏体、贝氏体、回火马氏体和残余奥氏体以外,珠光体、渗碳体等碳化物即使以面积率计在10%以下的范围内含有,也不会损害本发明的效果。

[0113] 上述高强度镀覆钢板可以具有包含Al—Ni系镀层的Al系镀层作为镀层,但优选为镀锌层。镀锌层也可以是实施了合金化处理的合金化镀锌层。

[0114] 接下来,对本发明的制造方法进行说明。

[0115] 钢坯的加热温度

[0116] 本发明中,没有特别限定,但板坯的加热温度优选为 $1100^\circ\text{C} \sim 1300^\circ\text{C}$ 。在钢坯的加热阶段存在的析出物在最终得到的钢板内作为粗大的析出物存在,无助于强度,因此优选使铸造时析出的Ti、Nb系析出物再溶解。因此,钢坯的加热温度优选为 1100°C 以上。另外,从除去板坯表层的气泡、偏析等缺陷、减少钢板表面的裂缝、凹凸而实现平滑的钢板表面的观点出发,钢坯的加热温度也优选为 1100°C 以上。另一方面,如果钢坯的加热温度超过 1300°C ,则伴随氧化量的增加而氧化皮损失增大,因此钢坯的加热温度优选为 1300°C 以下。更优选为 $1150^\circ\text{C} \sim 1250^\circ\text{C}$ 。

[0117] 为了防止宏观偏析,钢坯优选通过连续铸造法来制造,但也可以通过铸锭法、薄板坯铸造法等来制造。另外,制造钢坯后,可以使用暂时冷却至室温然后再次加热的现有方法。除此之外,也可以毫无问题地应用不冷却至室温而以热片的状态装入加热炉或者进行少许保热后立即进行轧制的直送轧制等节能工艺。另外,板坯可以在通常的条件下通过粗轧而制成薄板坯。但是,在加热温度设定得较低的情况下,从防止热轧时的故障的观点出发,优选在精轧前使用棒加热器等对薄板坯进行加热。

[0118] 热轧的精轧出口侧温度: $750^\circ\text{C} \sim 1000^\circ\text{C}$

[0119] 加热后的钢坯通过粗轧和精轧进行热轧,制成热轧钢板。此时,如果精轧温度超过 1000°C ,则氧化物(氧化皮)的生成量急剧增大,钢基与氧化物的界面粗糙,有酸洗、冷轧后的表面品质劣化的倾向。另外,如果在酸洗后局部地存在热轧氧化皮的残留等,则对延展性、扩孔性产生不良影响。进而,有时晶体粒径变得过度粗大,加工时产生压制品表面粗糙。另一方面,如果精轧温度小于 750°C ,则轧制载荷增大,轧制负荷变大,奥氏体在未再结晶状

态下的压下率变高。其结果,异常的织构发达,最终产品的面内各向异性变得显著,不仅材质的均匀性(材质稳定性)受损,而且延展性本身也降低。因此,需要使热轧的精轧出口侧温度为 $750^{\circ}\text{C} \sim 1000^{\circ}\text{C}$ 。优选的下限为 800°C 以上。另外,优选的上限为 950°C 以下。

[0120] 热轧后的卷取温度: $300^{\circ}\text{C} \sim 750^{\circ}\text{C}$

[0121] 如果热轧后的卷取温度超过 750°C ,则热轧板组织的铁素体的晶体粒径变大,难以确保最终退火板的期望的强度。另一方面,如果热轧后的卷取温度小于 300°C ,则热轧板强度提高,冷轧中的轧制负荷增大,或者产生板形状的不良,因此生产率降低。因此,需要使热轧后的卷取温度为 $300^{\circ}\text{C} \sim 750^{\circ}\text{C}$ 。优选的下限为 400°C 以上。另外优选的上限为 650°C 以下。

[0122] 应予说明,也可以在热轧时将粗轧板彼此接合而连续地进行精轧。另外,也可以对粗轧板暂时进行卷取。另外,为了降低热轧时的轧制载荷,可以使精轧的一部分或全部为润滑轧制。从钢板形状的均匀化、材质的均匀化的观点出发,进行润滑轧制也是有效的。应予说明,润滑轧制时的摩擦系数优选为 $0.10 \sim 0.25$ 。

[0123] 对这样制造的热轧钢板根据需要进行酸洗。酸洗能够除去钢板表面的氧化物,优选进行以确保最终产品的高强度镀覆钢板的良好化学转化处理性、镀覆品质。另外,在进行酸洗的情况下,可以进行一次酸洗,也可以分成多次进行酸洗。

[0124] 在 Ac_1 相变点以下的温度范围保持超过1800s

[0125] 在 Ac_1 相变点以下的温度范围保持超过1800s能够使用于实施随后的冷轧的钢板软质化,因此根据需要实施。在超过 Ac_1 相变点的温度范围保持的情况下,从晶界形成奥氏体,长宽比小的残余奥氏体增加。由此,残余奥氏体的稳定性降低,从而镀覆处理后延展性降低。另外,保持1800s以下的情况下,有时不能除去热轧后的应变,不能进行钢板的软质化。

[0126] 应予说明,热处理方法为连续退火、间歇退火中的任一种退火方法均可。另外,上述热处理后,冷却至室温,但其冷却方法和冷却速度没有特别规定,间歇退火中的炉冷、空冷和连续退火中的气体喷射冷却、雾冷、水冷等中的任一种冷却均可。另外,实施酸洗处理时可以采用常规方法。

[0127] 冷轧

[0128] 卷取后,根据需要实施酸洗后,进行冷轧。如果以超过50%的轧制率实施冷轧,则之后的退火工序中形成的残余奥氏体的粒径变得微细,残余奥氏体中的C量显著富集,硬度提高,弯曲性降低,另一方面,长宽比为2.0以上的残余奥氏体中的Mn富集受到阻碍,延展性降低。因此,轧制率为50%以下。优选的下限为5%以上,更优选为10%以上。优选的上限为45%以下,更优选为40%以下。

[0129] 在 Ac_3 相变点 -50°C 以上的温度范围保持20s \sim 1800s(对应于实施例的冷轧板第一次退火处理)

[0130] 在小于 Ac_3 相变点 -50°C 的温度范围保持的情况下,Mn在奥氏体中富集,冷却中不发生马氏体相变,不能得到长宽比大的残余奥氏体的核。其结果,在之后的退火工序(对应于实施例的冷轧板第二次退火处理)中,从晶界形成残余奥氏体,长宽比小的残余奥氏体增加。由此,残余奥氏体的稳定性降低,从而延展性和镀覆处理后延展性降低。另一方面,退火温度的上限没有特别规定,但在超过 Ac_3 相变点 $+300^{\circ}\text{C}$ 的温度范围保持的情况下,促进奥氏体中的碳的扩散,碳从表层脱离,得不到所期望的组织,因此优选为 Ac_3 相变点 $+300^{\circ}\text{C}$ 以下。

[0131] 另一方面,在保持小于20s的情况下,不进行充分的再结晶,得不到所期望的组织,因此延展性降低。另一方面,在保持超过1800s的情况下,Mn表面富集变得过度,不仅镀覆品质劣化,而且退火中的奥氏体晶粒粗大化,导致之后的冷却过程中形成的残余奥氏体的核也粗大化。其结果,在之后的退火工序(对应于实施例的冷轧板第二次退火处理)中,从晶界形成残余奥氏体,长宽比小的残余奥氏体增加。由此,残余奥氏体的稳定性降低,从而延展性和镀覆处理后延展性降低。

[0132] 冷却至马氏体相变开始温度以下的冷却停止温度

[0133] 在超过马氏体相变开始温度的冷却停止温度的情况下,如果相变的马氏体量少,则未相变奥氏体在最终冷却中全部进行马氏体相变,不能得到长宽比大的残余奥氏体的核。其结果,在之后的退火工序(对应于实施例的冷轧板第二次退火处理)中,从晶界形成残余奥氏体,长宽比小的残余奥氏体增加。其结果,残余奥氏体的稳定性降低,从而延展性和镀覆处理后延展性降低。优选的冷却停止温度为马氏体相变开始温度 -250°C ~马氏体相变开始温度 -50°C 。

[0134] 再加热至 $B_s-150^{\circ}\text{C}$ ~ $B_s+150^{\circ}\text{C}$ 的范围内的再加热温度后,在上述再加热温度下保持2s~1800s后,冷却至室温

[0135] 在小于 $B_s-150^{\circ}\text{C}$ 的再加热温度的情况下,C在之后的退火工序中形成的残余奥氏体中过度富集,弯曲性降低,另一方面,长宽比大的残余奥氏体中的Mn富集受到阻碍,延展性降低。在超过 $B_s+150^{\circ}\text{C}$ 的再加热温度的情况下,长宽比大的残余奥氏体的核分解,长宽比小的残余奥氏体增加,得不到所期望的组织,因此延展性和镀覆处理后延展性降低。另外,保持小于2s的情况下也同样地不能得到长宽比大的残余奥氏体的核,得不到所期望的组织,因此延展性和镀覆处理后延展性降低。此外,在保持超过1800s的情况下,长宽比大的残余奥氏体的核分解,长宽比小的残余奥氏体增加,得不到所期望的组织,因此延展性和镀覆处理后延展性降低。应予说明, B_s 是由以下的式(3)求出的温度($^{\circ}\text{C}$)。

[0136] $B_s=732-202\times[\text{C}]-108\times[\text{Si}]-85\times[\text{Mn}]-39\times[\text{Mo}]\cdots(3)$

[0137] $[\text{C}]$ 、 $[\text{Si}]$ 、 $[\text{Mn}]$ 、 $[\text{Mo}]$ 为钢板整体中包含的C量、Si量、Mn量、Mo量(质量%),不含有的情况下为零。

[0138] 在该再加热后保持规定的时间后,暂时冷却至室温。冷却方法没有特别限制,可以是公知的方法。

[0139] 从 Ac_1 相变点 -150°C 到 Ac_1 相变点的温度范围的加热速度: $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上

[0140] 在从 Ac_1 相变点 -150°C 到 Ac_1 相变点的温度范围以小于 $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的加热速度加热的情况下,微细的稳定性高的残余奥氏体的核分解。其结果,在之后的退火工序(对应于实施例的冷轧板第二次退火处理)中,从晶界形成残余奥氏体,长宽比小的残余奥氏体增加。由此,残余奥氏体的稳定性降低,从而延展性和镀覆处理后延展性降低。另外,加热速度的上限没有特别规定,但如果加热速度超过 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$,则过量生成微细的奥氏体。因此,残余奥氏体中的C量显著富集,硬度提高,弯曲性降低,因此优选为 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下。更优选的下限为 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上。另外,更优选的上限为 $150^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下。

[0141] 在 Ac_1 相变点以上的温度范围保持20s~600s(对应于实施例的冷轧板第二次退火处理)

[0142] 在 Ac_1 相变点以上的温度范围保持20s~600s是本发明中极其重要的发明构成要

件。在小于 Ac_1 相变点的温度范围保持的情况下,铁素体量变得过量,得不到残余奥氏体。优选为 Ac_1 相变点+20°C以上。更优选为 Ac_1 相变点+30°C以上。另外,优选的上限为 Ac_3 相变点以下。另外,在保持小于20s的情况下,Mn不在奥氏体中富集,不仅得不到稳定的残余奥氏体,而且在最终冷却后淬火马氏体量变得过量,耐氢弯曲脆性和延展性降低。此外,在保持超过600s的情况下,在退火中奥氏体粗大化,因此奥氏体的稳定性降低,得不到所期望的残余奥氏体量,而且不能得到良好的镀覆处理后延展性。

[0143] 冷却至 Ms' 以下的冷却停止温度

[0144] 在超过 Ms' 的冷却停止温度的情况下,相变的马氏体量少,在之后的再加热中回火马氏体的量少,得不到所期望的回火马氏体量。优选为 $Ms' - 250^\circ\text{C} \sim$ 马氏体相变开始温度 -30°C 。

[0145] 这里, Ms' 为由下式(4)算出的温度($^\circ\text{C}$)。另外, $Mn^{\gamma}_{eq.}$ 由上述式(1)算出。

[0146] $Ms' = Ms \times 15 / Mn^{\gamma}_{eq.} \dots (4)$

[0147] 其中, Ms 为马氏体相变开始温度($^\circ\text{C}$), $Mn^{\gamma}_{eq.} < 15$ 时, $Mn^{\gamma}_{eq.} = 15$ 。

[0148] 再加热至 $Ms' \sim Ms' + 350^\circ\text{C}$ 的范围内的再加热温度后,在上述再加热温度下保持2s \sim 600s,实施镀覆处理,冷却至室温

[0149] 在小于 Ms' 的再加热的情况下,新鲜马氏体不会回火,得不到所期望的组织。在超过 $Ms' + 350^\circ\text{C}$ 的再加热温度的情况下,贝氏体相变延迟,得不到所期望的组织。另外,在保持小于2s的情况下,贝氏体相变的进行不充分,因此得不到所期望的组织。另一方面,在保持超过600s的情况下,贝氏体相变时碳化物析出,残余奥氏体中的C量降低,得不到所期望的组织。

[0150] 在该温度下保持规定的时间后,实施镀覆处理,冷却至室温。另外,镀覆处理后的冷却方法没有特别限定,可以是公知的方法。

[0151] 镀覆处理

[0152] 作为镀覆处理,可举出镀锌处理、包括Al—Ni镀覆的Al系镀覆处理等,优选包括热浸镀锌处理、电镀锌处理的镀锌处理。在实施热浸镀锌处理的情况下,将实施了上述退火处理的钢板浸渍在 $440^\circ\text{C} \sim 500^\circ\text{C}$ 的镀锌浴中,实施热浸镀锌处理,然后,通过气体擦拭等调整镀覆附着量。应予说明,热浸镀锌优选使用Al量为0.08% \sim 0.30%的镀锌浴。

[0153] 在实施热浸镀锌的合金化处理的情况下,在热浸镀锌处理后在 $450^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$ 的温度范围实施镀锌的合金化处理。如果在超过 600°C 的温度下进行合金化处理,则有时未相变奥氏体相变为珠光体,不能确保所期望的残余奥氏体的面积率,延展性降低。因此,在进行镀锌的合金化处理时,优选在 $450^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$ 的温度范围实施镀锌的合金化处理。

[0154] 其他制造方法的条件没有特别限定,但从生产率的观点出发,上述退火优选在连续退火设备中进行。另外,退火、热浸镀锌、镀锌的合金化处理等一系列的处理优选在作为热浸镀锌线的CGL(Continuous Galvanizing Line,连续镀锌线)中进行。

[0155] 在 $50^\circ\text{C} \sim 400^\circ\text{C}$ 的温度范围内保持2s以上

[0156] 作为最后的热处理,在 $50^\circ\text{C} \sim 400^\circ\text{C}$ 的温度范围内保持2s以上,这是本发明中重要的发明构成要件。在小于 50°C 的温度范围内或小于2s的条件下保持的情况下,过量生成新鲜马氏体量,而且钢中扩散性氢不会从钢板中释放,因此耐氢弯曲脆化特性降低。另一方面,在超过 400°C 的温度范围保持的情况下,由于残余奥氏体的分解而得不到充分的体积率

的残余奥氏体,钢的延展性降低。保持时间的上限没有特别规定,但由于生产技术上的制约,可以为43200s以下。

[0157] 应予说明,出于形状矫正、调整表面粗糙度等目的,可以对上述“高强度镀覆钢板”进行表皮光扎。表皮光扎的压下率优选为0.1%~2.0%的范围。如果小于0.1%,则效果小,也难以控制,因此其成为良好范围的下限。另外,如果超过2.0%,则生产率显著降低,因此将其作为良好范围的上限。应予说明,表皮光扎可以在线进行,也可以离线进行。另外,可以一次性地进行目标压下率的表皮光扎,也可以分成多次进行。另外,也可以实施树脂、油脂涂布等各种涂布处理。

[0158] 实施例

[0159] 将具有表1、2所示的成分组成、剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成的钢在转炉中熔炼,通过连续铸造法制成板坯。将得到的板坯再加热至1250°C后,在表3、4所示的条件下得到热浸镀锌钢板(GI)、合金化热浸镀锌钢板(GA)。应予说明,GI、GA的板厚为1.0mm~1.8mm。对于热浸镀锌浴,在热浸镀锌钢板(GI)中使用含有Al:0.19质量%的锌浴,在合金化热浸镀锌钢板(GA)中使用含有Al:0.14质量%的锌浴,浴温为465°C。镀覆附着量为每单面45g/m²(双面镀覆),对于GA,调整成使镀层中的Fe浓度为9质量%~12质量%。通过上述方法观察所得到的钢板的截面的钢组织,对拉伸特性、弯曲性、耐LME性进行调查,将其结果示于表5~8。

[0160]

[表1]

牌号	C	Si	Mn	P	S	N	Al	O	Ti	Nb	V	W	B	Ni	Cr	Mo	Co	Cu	Sn	Sb	Ta	Ca	Mg	Zr	Ta	Hf	Bi	REM
A	0.166	0.76	3.50	0.022	0.0024	0.0036	0.031	0.0060	0.039	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B	0.165	0.90	2.80	0.008	0.0010	0.0039	0.047	0.0022	0.026	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
C	0.141	1.13	3.10	0.016	0.0019	0.0022	0.036	0.0062	0.054	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
D	0.289	0.49	2.81	0.027	0.0009	0.0026	0.057	0.0024	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E	0.050	0.97	3.20	0.027	0.0025	0.0026	0.029	0.0031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
F	0.053	1.76	0.19	0.026	0.0018	0.0026	0.033	0.0017	0.024	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
G	0.166	0.59	3.53	0.033	0.0019	0.0033	0.037	0.0041	0.044	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
H	0.078	0.87	3.22	0.022	0.0026	0.0033	0.044	0.0031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
I	0.064	1.49	1.54	0.017	0.0020	0.0023	0.037	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
J	0.161	0.20	3.52	0.025	0.0023	0.0038	0.029	0.0015	0.044	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
K	0.124	0.37	5.96	0.027	0.0026	0.0032	0.030	0.0018	0.050	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
L	0.190	0.43	1.22	0.023	0.0025	0.0030	0.036	0.0063	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
M	0.154	0.56	4.16	0.022	0.0027	0.0030	0.038	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
N	0.196	0.89	2.56	0.028	0.0022	0.0040	0.038	0.0010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
O	0.278	0.64	3.40	0.019	0.0017	0.0035	0.045	0.0015	0.039	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
P	0.154	2.06	3.56	0.019	0.0028	0.0031	0.033	0.0029	0.048	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Q	0.200	1.46	3.50	0.026	0.0026	0.0045	0.040	0.0023	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
R	0.021	0.41	3.56	0.021	0.0023	0.0036	0.026	0.0010	0.047	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
S	0.204	3.14	3.46	0.028	0.0022	0.0036	0.032	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
T	0.167	0.31	6.33	0.025	0.0025	0.0025	0.034	0.0023	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
U	0.157	0.76	0.64	0.019	0.0017	0.0032	0.030	0.0007	0.015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
V	0.164	0.62	2.53	0.018	0.0019	0.0039	0.042	0.0017	0.254	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
W	0.144	0.77	3.49	0.020	0.0024	0.0036	0.037	0.0004	-	0.040	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
X	0.157	0.70	4.46	0.033	0.0023	0.0039	0.046	0.0018	0.010	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Y	0.120	1.13	3.58	0.033	0.0024	0.0028	0.043	0.0011	0.087	-	0.148	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Z	0.099	1.16	4.07	0.027	0.0025	0.0031	0.042	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AA	0.149	0.36	3.40	0.034	0.0022	0.0045	0.036	0.0005	0.023	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AB	0.191	0.87	5.95	0.022	0.0022	0.0040	0.015	0.0024	0.014	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AC	0.096	0.52	6.36	0.023	0.0024	0.0036	0.034	0.0018	0.061	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AD	0.126	0.69	3.70	0.020	0.0028	0.0037	0.040	0.0003	0.050	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AE	0.104	1.06	2.79	0.026	0.0026	0.0032	0.029	0.0018	0.029	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AF	0.107	0.51	3.58	0.023	0.0023	0.0027	0.044	0.0006	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AG	0.121	0.54	3.18	0.025	0.0021	0.0036	0.033	0.0023	0.031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AH	0.159	0.40	3.25	0.016	0.0020	0.0024	0.034	0.0015	0.090	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AI	0.135	0.71	3.59	0.019	0.0019	0.0025	0.030	0.0014	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AJ	0.200	0.39	2.97	0.034	0.0031	0.0026	0.031	0.0002	-	0.016	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AK	0.209	0.22	3.71	0.024	0.0027	0.0039	0.032	0.0014	-	0.029	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AL	0.212	0.95	3.56	0.025	0.0024	0.0036	0.043	0.0002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AM	0.196	0.99	3.78	0.022	0.0021	0.0036	0.037	0.0021	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AN	0.241	0.04	3.04	0.024	0.0025	0.0028	0.040	0.0011	0.008	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AO	0.186	0.86	2.92	0.011	0.0015	0.0031	0.034	0.0010	0.022	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AP	0.195	0.90	2.90	0.007	0.0014	0.0030	0.032	0.0090	0.016	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AQ	0.187	1.03	3.04	0.016	0.0022	0.0028	0.036	0.0016	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AR	0.202	0.60	2.75	0.021	0.0021	0.0027	0.034	0.0011	0.030	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AS	0.078	0.05	6.11	0.020	0.0028	0.0034	0.036	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

[0161]

[表2]

下列线部分:表示本发明范围外,一表示不可避免杂质水平的含量。

钢种	Ms点 (°C)	Ac ₁ 相变点 (°C)	Ac ₃ 相变点 (°C)	Bs点 (°C)	δ_{LME}	备注
A	353	659	779	317	0.85	本发明钢
B	375	680	799	359	0.89	本发明钢
C	378	674	820	318	0.94	本发明钢
D	338	673	750	382	0.96	本发明钢
E	405	671	818	345	0.78	本发明钢
F	532	765	963	519	0.99	本发明钢
G	341	655	765	328	0.82	本发明钢
H	395	669	805	349	0.77	本发明钢
I	460	723	879	423	0.96	本发明钢
J	354	652	755	379	0.63	本发明钢
K	269	586	702	160	0.78	本发明钢
L	436	719	811	543	0.64	本发明钢
M	331	638	739	285	0.79	本发明钢
N	380	686	791	379	0.89	本发明钢
O	315	659	760	291	<u>1.09</u>	比较钢
P	355	672	843	174	<u>1.46</u>	比较钢
Q	341	666	788	236	<u>1.20</u>	比较钢
R	401	655	817	381	0.56	比较钢
S	340	685	862	56	<u>2.27</u>	比较钢
T	152	518	593	-47	0.99	比较钢
U	494	756	874	616	0.65	比较钢
V	393	684	890	417	0.73	比较钢
W	361	659	770	323	0.81	本发明钢
X	317	631	740	244	0.86	本发明钢
Y	361	661	842	281	0.94	本发明钢
Z	354	648	786	239	0.96	本发明钢
AA	363	658	764	372	0.67	本发明钢
AB	238	582	675	115	0.98	本发明钢
AC	259	580	717	116	0.83	本发明钢
AD	348	661	797	318	0.77	本发明钢
AE	400	684	834	359	0.85	本发明钢
AF	369	654	765	351	0.68	本发明钢
AG	381	666	787	379	0.68	本发明钢
AH	365	662	792	380	0.68	本发明钢
AI	360	656	766	323	0.78	本发明钢
AJ	362	669	754	397	0.72	本发明钢
AK	329	646	722	351	0.72	本发明钢
AL	335	658	761	284	0.99	本发明钢
AM	331	653	758	264	0.99	本发明钢
AN	345	662	732	421	0.69	本发明钢
AO	368	676	787	353	0.87	本发明钢
AP	367	677	789	351	0.90	本发明钢
AQ	364	674	788	334	0.91	本发明钢
AR	370	677	784	396	0.78	本发明钢
AS	279	579	680	191	0.63	本发明钢

[0162]

[0163] 下划线部分:表示本发明范围外。-表示不可避免的杂质水平的含量。

[0164] 马氏体相变开始温度以及Ac₁相变点和Ac₃相变点使用以下公式求出。

[0165] 马氏体相变开始温度 M_s ($^{\circ}\text{C}$) = $550 - 350 \times (\%C) - 40 \times (\%Mn) - 10 \times (\%Cu) - 17 \times (\%Ni) - 20 \times (\%Cr) - 10 \times (\%Mo) - 35 \times (\%V) - 5 \times (\%W) + 30 \times (\%Al)$

[0166] Ac_1 相变点 ($^{\circ}\text{C}$) = $751 - 16 \times (\%C) + 11 \times (\%Si) - 28 \times (\%Mn) - 5.5 \times (\%Cu) - 16 \times (\%Ni) + 13 \times (\%Cr) + 3.4 \times (\%Mo)$

[0167] Ac_3 相变点 ($^{\circ}\text{C}$) = $910 - 203 \sqrt{(\%C)} + 45 \times (\%Si) - 30 \times (\%Mn) - 20 \times (\%Cu) - 15 \times (\%Ni) + 11 \times (\%Cr) + 32 \times (\%Mo) + 104 \times (\%V) + 400 \times (\%Ti) + 200 \times (\%Al)$

[0168] 这里, ($\%C$)、($\%Si$)、($\%Mn$)、($\%Ni$)、($\%Cu$)、($\%Cr$)、($\%Mo$)、($\%V$)、($\%Ti$)、($\%W$)、($\%Al$)为各个元素的含量(质量%),不含有情况下为零。

[0169]

[表3]

No.	钢种	精轧出口温度 (°C)	卷取温度 (°C)	热轧板热处理		冷轧率 (%)	冷轧板第一次退火处理				冷轧板第二次退火处理				合金化温度 (°C)	最终热处理		种类	备注				
				热处理温度 (°C)	热处理时间 (s)		热处理温度 (°C)	冷却停止温度 (°C)	再加热温度 (°C)	再加热时间 (s)	加热温度 (°C/s)	热处理温度 (°C)	热处理时间 (s)	冷却停止温度 (°C)		再加热温度 (°C)	再加热保持时间 (s)			Ms' (°C)	最终热处理温度 (°C)	最终热处理时间 (s)	
1	A	890	540	550	18000	30.4	820	160	200	400	220	15	775	150	150	400	120	274	320	150	GA	本发明例	
2	A	820	480	580	23400	47.1	860	180	225	420	180	15	790	120	200	380	150	353	350	120	GI	本发明例	
3	A	940	510	490	14400	50.0	590	150	220	380	150	15	710	180	220	360	150	353	350	1800	GI	比较例	
4	A	890	430	610	18000	46.2	890	10	250	350	200	15	800	30	240	360	130	353	520	300	90	GA	比较例
5	A	800	480	630	18000	38.1	790	2100	80	200	140	15	800	240	80	380	250	353	500	210	300	GA	比较例
6	A	880	560	560	36000	45.5	790	180	380	430	190	15	680	200	230	440	180	353	320	240	GI	比较例	
7	A	830	530	500	14400	30.0	750	200	300	500	270	15	800	250	150	370	215	353	510	360	50	GA	比较例
8	A	820	430	500	14400	40.0	800	150	50	100	300	15	680	120	50	370	300	353	560	180	240	GA	比较例
9	A	830	530	580	8000	30.0	800	50	210	180	2000	15	700	50	120	380	540	353	530	300	30	GA	比较例
10	A	850	390	530	9000	39.1	830	360	240	400	1	15	820	360	240	380	200	353	550	100	36000	GA	比较例
11	A	880	550	520	18000	72.2	820	180	200	250	230	15	760	120	150	400	120	353	520	80	18000	GA	比较例
12	A	860	500	500	21600	46.2	810	250	180	420	630	15	775	250	180	375	500	353	540	280	80	GA	本发明例
13	B	900	480	590	21600	22.2	810	200	200	450	660	10	775	90	200	400	100	375	520	320	15	GA	本发明例
14	C	880	520	550	21600	46.7	840	150	250	300	200	10	790	150	120	390	180	378	550	175	220	GA	本发明例
15	A	870	600	760	21600	36.4	850	180	110	410	80	15	720	150	250	380	60	352	520	200	200	GA	比较例
16	A	870	520	560	21600	30.0	850	120	175	400	280	1	710	180	180	380	340	352	530	320	120	GA	比较例
17	A	900	560	540	23400	38.1	790	150	180	380	300	250	700	180	180	400	250	352	300	150	150	GI	本发明例
18	A	860	580	440	36000	50.0	790	300	200	390	360	15	820	300	120	300	370	255	500	125	43200	GA	比较例
19	A	870	540	550	18000	47.8	790	360	180	360	520	15	880	360	225	370	520	352	490	320	300	GA	本发明例
20	A	910	560	550	7200	50.0	780	150	150	400	180	15	810	1	150	390	170	341	530	260	180	GA	比较例
21	A	860	590	520	21600	47.8	760	180	210	420	280	15	730	900	110	400	280	352	540	240	150	GA	比较例
22	A	860	550	550	21600	46.2	770	150	200	400	150	15	770	100	320	410	160	352	80	43200	GI	比较例	
23	A	850	530	500	14400	46.2	820	250	300	440	220	15	775	250	300	725	220	352	510	380	50	GA	比较例
24	A	800	430	610	14400	47.8	820	120	50	400	290	15	800	120	75	250	300	352	510	270	90	GA	比较例
25	A	860	540	500	21600	36.4	830	50	250	430	320	15	760	50	180	400	720	352	100	36000	GI	比较例	
26	A	860	370	520	32400	47.8	850	360	240	400	250	15	820	360	200	400	1	352	150	3600	GI	比较例	
27	A	880	590	560	14400	39.1	860	150	200	400	380	15	740	100	180	375	240	352	520	40	60	GA	比较例
28	A	880	550	560	14400	39.1	850	120	220	400	300	15	760	90	200	400	180	352	530	450	100	GA	比较例
29	A	880	520	560	14400	47.8	820	150	200	420	350	15	775	140	150	380	150	352	540	250	1	GA	比较例
30	D	900	560	550	28800	50.0	830	1200	140	280	80	15	760	480	140	350	180	338	200	120	120	GI	本发明例
31	E	800	550	570	18000	33.3	880	360	280	350	240	15	750	360	180	420	240	405	510	300	150	GA	本发明例
32	F	930	590	560	18000	47.8	980	150	100	460	560	10	790	150	180	415	540	383	560	350	100	GA	本发明例
33	G	810	610	580	23400	47.8	820	140	100	440	120	10	700	140	100	280	130	266	510	150	6000	GA	本发明例
34	H	860	500	570	9000	39.1	830	120	200	300	270	10	745	120	180	420	270	395	530	375	45	GA	本发明例
35	I	910	570	530	23400	50.0	875	100	150	340	570	10	775	220	160	480	570	460	540	360	240	GA	本发明例
36	J	860	480	520	28800	30.4	780	180	200	350	30	15	730	180	130	380	30	354	350	60	60	GI	本发明例

下列部分：表示本发明范围外。
*GI：热浸镀锌钢板（无镀锌的合金化处理）、GA：合金化热浸镀锌钢板

[0170]

[表4]

No.	钢种	精轧出口 侧温度 (°C)	卷取 温度 (°C)	热轧板热处理		冷轧板第一次退火处理				冷轧板第二次退火处理				合金化 温度 (°C)		最终热处理		种类*				
				热处理 温度 (°C)	热处理时 间 (s)	冷轧率 (%)	热处理 温度 (°C)	热处理 时间 (s)	冷却停止 温度 (°C)	再加热 温度 (°C)	再加热 保持时间 (s)	加热温度 (°C/s)	热处理 温度 (°C)	热处理 时间 (s)	冷却停止 温度 (°C)	再加热 温度 (°C)	再加热 保持时间 (s)		Ms ^a (°C)	最终热处理 温度 (°C)	最终热处理 时间 (s)	
37	K	890	440	520	21600	48.6	800	90	60	280	220	10	680	150	60	300	220	269	350	50	GI	
38	L	880	600	550	36000	46.2	810	90	225	450	180	10	780	100	170	450	150	436	320	150	GA	
39	M	960	610	590	23400	40.0	840	130	200	375	150	10	710	150	150	290	150	206	200	180	GA	
40	N	880	560	530	21600	47.8	800	180	200	400	180	10	775	90	200	400	180	267	300	60	GA	
41	O	880	520	520	10800	50.0	920	300	250	350	640	15	700	150	150	250	120	335	350	120	GA	
42	P	780	490	/	/	40.0	1090	1200	150	310	400	15	880	180	200	400	100	369	380	100	GA	
43	Q	890	640	600	9000	50.0	880	350	210	320	80	15	710	120	125	300	240	223	200	250	GI	
44	R	890	540	/	/	46.2	810	180	300	350	90	10	720	150	200	420	80	401	225	180	GA	
45	S	890	640	540	7200	40.0	880	150	120	150	190	10	730	150	180	350	80	340	150	900	GA	
46	T	880	490	480	10800	36.8	640	60	50	100	190	15	580	90	125	320	360	152	200	300	GI	
47	U	890	560	520	36000	40.0	870	100	240	500	100	15	770	200	225	500	180	464	80	18000	GI	
48	V	880	600	580	28800	50.0	900	90	250	400	800	15	725	250	180	370	220	235	150	36000	GA	
49	W	930	500	/	/	39.1	890	120	200	420	180	15	760	120	200	350	300	253	520	100	GA	
50	X	880	530	510	36000	46.2	840	150	180	320	360	15	760	90	220	400	540	317	280	600	GA	
51	Y	890	560	570	14400	30.4	850	140	100	380	170	15	715	360	240	420	200	361	350	150	GI	
52	Z	905	320	/	/	47.1	825	300	220	325	300	15	740	250	180	400	500	354	275	80	GA	
53	AA	890	620	530	28800	33.3	800	600	300	405	240	15	755	420	200	420	100	363	320	90	GA	
54	AB	830	540	530	18000	36.4	830	140	140	180	270	15	730	150	120	300	150	238	320	150	GI	
55	AC	880	740	520	23400	39.1	810	60	120	200	160	15	660	180	250	300	90	259	300	180	GI	
56	AD	895	590	590	21600	41.7	910	240	180	350	100	15	700	300	120	380	300	181	350	45	GA	
57	AE	890	490	520	23400	47.8	900	120	250	330	210	15	830	360	250	420	110	400	225	240	GI	
58	AF	910	510	570	9000	47.8	830	160	180	420	150	15	690	100	150	350	170	201	320	180	GA	
59	AG	910	560	510	28800	39.1	820	150	200	400	200	15	730	450	180	400	260	391	320	150	GA	
60	AH	855	590	/	/	47.8	810	160	150	400	180	15	770	100	200	410	160	242	380	90	GA	
61	AI	900	550	520	32400	39.1	910	320	95	380	190	15	720	250	200	300	220	228	360	240	GI	
62	AJ	890	570	540	10800	39.1	890	180	100	420	125	15	750	120	200	380	300	362	350	60	GA	
63	AK	880	530	540	14400	39.1	800	240	180	350	180	15	680	120	180	340	500	329	350	1200	GI	
64	AL	850	570	510	10800	50.0	845	150	170	250	180	15	720	360	200	390	150	335	480	150	GA	
65	AM	870	540	/	/	46.7	860	90	210	300	240	15	710	90	220	400	100	331	180	18000	GA	
66	AN	840	490	560	21600	50.0	880	150	225	400	180	15	700	500	150	400	150	345	540	100	18000	GA
67	AO	860	550	/	/	39.1	850	150	180	390	150	15	750	150	175	420	150	369	300	180	GA	
68	AP	850	520	520	21600	30.4	860	180	200	400	200	15	760	120	180	400	160	369	150	250	GA	
69	AQ	880	520	/	/	39.1	850	180	220	380	180	15	760	90	150	400	160	372	530	200	900	GA
70	AR	890	530	540	10800	47.8	840	120	240	400	180	15	740	120	200	440	150	371	100	18000	GA	
71	AO	870	510	515	9000	47.8	810	350	200	300	510	15	660	350	130	330	150	164	200	36000	GA	

下划线部分：表示本发明范围外。
*GI：热浸镀锌钢板（无镀锌的合金化处理）、GA：合金化热浸镀锌钢板

[0171]

[表5]

No.	钢种	板厚 (mm)	F的 面积率 (%)	M的 面积率 (%)	B的 面积率与 TM的面积率 之和	RA的 面积率 (%)	全部RA中的 平均Mn量 (质量%)	长宽比为2.0 以上的RA中 平均Mn量 (质量%)	F中的平均 Mn量 (质量%)	长宽比为2.0 以上的RA中 平均Mn量/ F中平均Mn量	全部RA中 的C量 (质量%)	全部RA的 平均圆当量直径 (μm)	全部RA的平均 长宽比	Mn γ_{eq}	T ₀ 组成中 的C量 (质量%)	RA中的C 量/T ₀ 组 成中的 C量	钢中扩散 性氢量 质量ppm	剩余 组织
1	A	1.6	3.3	0.1	75.6	15.7	4.47	5.15	2.75	1.87	0.44	0.5	4.8	19.35	0.71	0.62	0.07	P.θ
2	A	1.8	5.4	0.4	78.4	11.1	4.26	4.75	2.73	1.74	0.45	0.7	5.2	16.10	0.69	0.65	0.08	P.θ
3	A	1.0	10.4	0.3	65.3	18.3	3.46	3.45	3.38	1.02	0.41	2.4	1.6	1.23	0.68	0.60	0.01	P.θ
4	A	1.4	5.3	0.3	67.3	5.1	5.28	5.74	3.09	1.86	0.34	1.2	3.9	6.85	0.65	0.52	0.13	P.θ
5	A	1.4	10.3	0.3	67.8	17.5	3.34	3.37	3.23	1.04	0.13	1.8	1.8	0.67	0.71	0.18	0.05	P.θ
6	A	1.2	7.5	0.4	80.7	3.1	3.61	3.62	3.48	1.04	0.28	0.7	1.0	4.39	0.68	0.41	0.04	P.θ
7	A	1.4	5.4	0.2	88.4	3.8	3.56	3.59	3.50	1.03	0.21	0.3	1.1	4.39	0.62	0.34	0.20	P.θ
8	A	1.2	8.8	0.4	80.7	7.1	3.23	3.10	2.99	1.04	0.95	0.8	3.7	11.96	0.65	1.46	0.08	P.θ
9	A	1.4	9.7	0.3	83.5	5.2	3.52	3.61	3.46	1.04	0.55	1.4	1.3	1.98	0.71	0.77	0.21	P.θ
10	A	1.4	13.5	0.3	78.5	5.0	3.36	3.33	3.25	1.02	0.48	1.8	1.3	1.49	0.71	0.68	0.00	P.θ
11	A	1.0	4.1	0.2	79.9	15.5	3.21	3.14	3.01	1.04	0.82	0.7	3.4	11.99	0.71	1.15	0.05	P.θ
12	A	1.4	2.1	0.4	76.8	15.2	4.45	4.51	1.89	2.67	0.44	0.9	5.2	12.65	0.65	0.68	0.14	P.θ
13	B	1.4	15.2	0.2	60.5	15.8	4.06	4.63	1.25	3.70	0.42	0.7	4.1	12.03	0.70	0.60	0.00	P.θ
14	C	1.6	8.1	0.0	75.3	10.9	4.46	5.13	1.78	2.88	0.49	0.6	3.5	13.42	0.63	0.78	0.09	P.θ
15	A	1.4	24.7	0.2	50.3	18.5	5.62	5.74	2.50	2.30	0.42	1.2	1.1	2.10	0.68	0.62	0.08	P.θ
16	A	1.4	18.1	0.2	61.0	14.4	3.42	3.33	3.33	1.03	0.18	2.4	1.7	0.72	0.72	0.25	0.09	P.θ
17	A	1.4	10.4	0.4	72.3	10.1	6.58	6.40	2.14	3.18	0.71	0.9	2.1	7.10	0.71	1.00	0.08	P.θ
18	A	1.4	68.5	0.2	25.4	2.4	6.04	6.71	0.86	7.78	0.39	0.3	2.6	20.74	0.65	0.60	0.00	P.θ
19	A	1.2	2.0	0.4	85.5	6.0	4.53	5.38	3.13	1.72	0.34	1.5	3.9	5.06	0.66	0.52	0.03	P.θ
20	A	1.4	15.8	25.8	56.2	1.0	3.54	3.55	3.41	1.04	0.34	0.5	4.6	15.50	0.65	0.52	0.29	P.θ
21	A	1.2	9.3	0.2	82.0	4.1	3.54	3.51	3.42	1.03	0.14	3.4	5.1	1.20	0.68	0.21	0.09	P.θ
22	A	1.4	6.5	35.4	30.5	21.1	5.90	5.99	3.07	1.95	0.39	1.9	5.5	6.73	0.71	0.55	0.41	P.θ
23	A	1.4	6.7	0.3	30.3	8.1	4.17	4.24	2.97	1.43	0.21	0.8	6.1	10.44	0.62	0.34	0.19	P.θ
24	A	1.2	7.1	42.2	30.2	12.6	4.39	4.43	2.68	1.65	0.34	1.4	5.1	6.94	0.65	0.52	0.44	P.θ
25	A	1.4	25.8	0.1	28.8	2.7	4.53	5.30	2.81	1.89	0.16	0.7	3.8	6.40	0.62	0.26	0.00	P.θ
26	A	1.2	7.2	50.3	33.6	3.5	4.11	4.73	2.10	2.25	0.26	0.8	3.4	6.66	0.62	0.42	0.67	P.θ
27	A	1.4	6.9	5.4	72.0	13.5	4.24	4.66	2.88	1.62	0.48	0.9	5.4	13.26	0.65	0.74	0.42	P.θ
28	A	1.4	5.8	0.3	88.2	0.2	4.23	4.82	2.87	1.88	0.40	0.8	5.2	13.17	0.71	0.56	0.08	P.θ
29	A	1.2	7.4	7.2	70.5	12.1	4.25	5.01	2.41	2.68	0.39	0.7	5.0	14.32	0.69	0.57	0.50	P.θ
30	D	1.4	4.7	0.4	70.9	19.9	10.02	10.23	3.08	3.32	0.49	1.2	5.3	13.60	0.67	0.73	0.15	P.θ
31	E	1.4	8.5	0.4	75.2	10.3	7.89	8.42	2.90	2.90	0.49	1.8	4.8	7.57	0.55	0.89	0.08	P.θ
32	F	1.2	2.2	0.1	77.6	17.1	4.63	5.08	2.28	2.23	0.47	0.7	6.4	20.82	0.70	0.67	0.10	P.θ
33	G	1.2	2.2	0.2	75.4	14.7	11.00	11.24	4.46	2.52	0.50	0.9	5.4	19.23	0.62	0.81	0.00	P.θ
34	H	1.4	8.2	0.4	70.3	15.1	6.12	6.66	2.86	2.33	0.35	1.3	8.3	14.48	0.59	0.59	0.22	P.θ
35	I	1.4	2.1	0.1	80.4	11.1	8.25	8.52	2.44	3.49	0.44	1.6	6.4	11.17	0.71	0.62	0.04	P.θ
36	J	1.6	3.0	0.2	82.1	9.9	5.97	6.01	2.91	2.07	0.54	1.0	3.3	8.81	0.71	0.76	0.17	P.θ

下划线部分：表示本发明范围外。
 F：铁素体，M：新莱氏体，RA：残余奥氏体
 TM：回火马氏体，B：贝氏体，P：珠光体，θ：渗碳体

[0172]

[表6]

No.	钢种	板厚 (mm)	F的 面积率 (%)	M的 面积率 (%)	B的 面积率与 TM的 面积率 之和 (%)	RA的 面积率 (%)	全部RA中 的平均Mn 量 (质量%)	长宽比为2.0 以上的RA中 平均Mn量 (质量%)	全部RA中 的C量 (质量%)	全部RA的 平均圆当量直径 (μm)	全部RA的平 均长宽比	Mn γ_{eq}	T ₀ 组成中 的C量 (质量%)	RA中的C 量/T ₀ 组 成中的 C量	钢中扩散 性氢量 质量ppm	残余 组织
37	K	1.8	10.5	0.4	69.9	17.7	7.82	7.92	3.18	2.49	5.1	12.19	0.51	0.78	0.21	P.θ
38	L	1.4	3.1	0.3	81.2	15.3	7.91	8.11	1.94	4.19	2.8	8.75	0.65	0.72	0.07	P.θ
39	M	1.2	6.5	0.4	70.9	14.4	6.92	8.13	2.21	3.68	5.3	24.10	0.63	0.51	0.09	P.θ
40	N	1.2	8.1	0.3	74.4	16.0	5.50	5.78	2.45	2.36	4.4	21.39	0.71	0.41	0.20	P.θ
41	O	1.4	8.6	0.0	69.5	20.1	7.13	7.31	2.65	2.76	5.2	10.69	0.71	0.52	0.08	P.θ
42	P	1.2	5.4	0.0	70.2	15.2	6.88	7.12	2.96	2.41	4.3	14.35	0.68	0.68	0.09	P.θ
43	Q	1.4	23.4	0.4	46.1	21.1	9.93	10.08	6.12	1.65	0.7	23.36	0.71	0.67	0.07	P.θ
44	R	1.4	46.5	0.3	42.9	7.2	3.74	4.65	2.57	1.81	4.1	13.32	0.68	0.86	0.08	P.θ
45	S	1.2	10.1	0.1	70.4	12.2	4.92	5.88	2.13	2.76	5.2	9.46	0.66	0.72	0.02	P.θ
46	T	1.2	18.3	0.1	46.0	26.4	13.47	12.89	3.08	4.19	4.4	10.19	0.28	0.87	0.06	P.θ
47	U	1.2	29.9	0.4	63.1	6.3	2.66	3.36	2.06	1.63	5.1	11.05	0.83	0.57	0.00	P.θ
48	V	1.4	23.1	0.1	55.4	11.9	5.20	5.34	2.40	2.23	6.3	25.01	0.79	0.60	0.00	P.θ
49	W	1.4	10.2	0.3	71.3	9.9	5.09	5.62	3.05	1.84	6.0	21.38	0.66	0.82	0.11	P.θ
50	X	1.4	11.1	0.4	68.5	12.9	5.23	6.01	2.56	2.35	4.5	11.18	0.61	0.86	0.02	P.θ
51	Y	1.6	22.1	0.3	50.3	19.5	4.83	5.94	2.94	1.99	5.3	10.79	0.63	0.69	0.06	P.θ
52	Z	1.8	4.1	0.2	80.3	12.1	5.44	6.33	4.19	1.51	5.3	10.74	0.65	0.71	0.16	P.θ
53	AA	1.6	2.8	0.0	75.5	15.1	4.81	5.24	3.00	1.75	5.9	8.71	0.66	0.64	0.12	P.θ
54	AB	1.4	5.2	0.2	70.4	17.0	10.01	10.84	2.13	5.09	5.8	10.51	0.47	0.80	0.07	P.θ
55	AC	1.4	12.0	0.4	60.4	23.0	10.44	10.87	1.93	5.63	4.1	14.15	0.45	0.77	0.06	P.θ
56	AD	1.4	10.2	0.4	71.4	11.6	4.96	5.01	3.01	1.66	5.2	28.89	0.64	0.64	0.24	P.θ
57	AE	1.2	9.3	0.4	70.0	13.3	5.04	5.55	2.91	1.91	4.8	9.34	0.71	0.53	0.06	P.θ
58	AF	1.2	8.5	0.3	70.7	15.7	4.37	4.37	2.72	1.61	5.4	27.53	0.65	0.62	0.06	P.θ
59	AG	1.4	21.1	0.3	55.5	20.7	5.55	5.81	3.03	1.92	4.1	14.64	0.71	0.50	0.07	P.θ
60	AH	1.2	5.9	0.4	70.4	15.4	6.40	7.45	3.26	2.29	5.6	22.61	0.73	0.55	0.10	P.θ
61	AI	1.4	10.3	0.1	69.0	20.5	6.90	7.00	2.65	2.64	4.4	23.71	0.82	0.76	0.04	P.θ
62	AJ	1.4	5.7	0.2	70.4	20.7	5.39	6.12	2.56	2.39	4.6	12.04	0.66	0.65	0.17	P.θ
63	AK	1.4	4.7	0.2	75.1	17.9	4.77	5.71	1.74	3.28	5.2	7.44	0.60	0.67	0.01	P.θ
64	AL	1.2	2.7	0.4	77.6	10.3	5.03	5.72	2.04	2.80	6.2	14.27	0.62	0.71	0.07	P.θ
65	AM	1.6	6.3	0.0	72.2	18.4	4.98	5.62	2.83	1.99	5.2	8.96	0.65	0.66	0.02	P.θ
66	AN	1.4	10.5	0.2	74.2	7.8	5.35	5.68	2.07	2.07	6.2	12.74	0.68	0.59	0.01	P.θ
67	AO	1.4	3.6	0.2	78.2	13.3	4.98	5.93	2.09	2.84	5.8	12.84	0.69	0.59	0.05	P.θ
68	AP	1.6	4.5	0.1	75.0	13.5	5.13	5.28	1.95	2.71	5.4	9.98	0.66	0.61	0.07	P.θ
69	AQ	1.4	5.1	0.3	71.1	15.0	5.24	5.34	1.95	2.74	5.9	12.40	0.60	0.72	0.03	P.θ
70	AR	1.2	6.2	0.4	75.5	12.5	5.35	6.22	1.88	3.31	6.0	10.32	0.65	0.60	0.01	P.θ
71	AO	1.2	6.7	0.2	79.3	10.8	8.04	8.88	4.53	1.96	8.5	27.31	0.41	0.81	0.01	P.θ

下划线部分：表示本发明范围外。
F：铁素体、M：新鲜马氏体、RA：残余奥氏体
TM：回火马氏体、B：贝氏体、P：珠光体、θ：渗碳体

[0173]

[表7]

[0174]

No.	TS (MPa)	EL (%)	EL' (%)	合金化 后延展性 EL/EL'	R (mm)	R/t	脱氢后 R' (mm)	脱氢后 (R/t)'	(R/t)/(R/t)'	耐LME性	备注
1	1235	16.7	18.8	0.89	2.5	1.6	2.0	1.3	1.25	○	本发明例
2	1254	16.9	16.9	1.00	3.5	1.9	3.0	1.7	1.17	○	本发明例
3	1226	<u>9.8</u>	15.5	0.63	2.0	2.0	2.0	2.0	1.00	○	比较例
4	1414	<u>10.6</u>	13.6	0.78	2.5	1.8	2.0	1.4	1.25	○	比较例
5	1254	<u>10.4</u>	19.9	<u>0.52</u>	2.0	1.4	1.5	1.1	1.33	○	比较例
6	1211	<u>11.2</u>	18.0	<u>0.62</u>	2.5	2.1	2.0	1.7	1.25	○	比较例
7	1271	<u>11.1</u>	17.4	<u>0.64</u>	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	○	比较例
8	1222	<u>11.0</u>	11.4	0.96	4.0	<u>3.3</u>	3.5	2.9	1.14	○	比较例
9	1228	<u>10.1</u>	18.0	<u>0.56</u>	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	○	比较例
10	1338	<u>10.8</u>	20.4	<u>0.53</u>	3.0	2.1	3.0	2.1	1.00	○	比较例
11	1254	<u>11.3</u>	11.6	0.97	3.0	3.0	3.0	3.0	1.00	○	比较例
12	1258	15.0	18.4	0.82	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	○	本发明例
13	1255	18.6	20.9	0.89	1.5	1.1	1.5	1.1	1.00	○	本发明例
14	1196	16.1	21.1	0.76	3.0	1.9	2.5	1.6	1.20	○	本发明例
15	1197	17.3	28.2	<u>0.61</u>	2.0	1.4	1.5	1.1	1.33	○	比较例
16	1182	<u>10.7</u>	17.2	<u>0.62</u>	2.5	1.8	2.0	1.4	1.25	○	比较例
17	1296	17.0	17.0	1.00	3.5	2.5	3.0	2.1	1.17	○	本发明例
18	<u>886</u>	24.5	26.0	0.94	0.5	0.4	0.5	0.4	1.00	○	比较例
19	1183	12.4	16.0	0.78	1.0	0.8	1.0	0.8	1.00	○	本发明例
20	1248	<u>10.8</u>	11.6	0.93	2.5	1.8	1.0	0.7	2.50	○	比较例
21	1201	11.2	20.8	<u>0.54</u>	1.0	0.8	0.8	0.6	1.33	○	比较例
22	1238	15.6	15.6	1.00	5.0	<u>3.6</u>	2.0	1.4	2.50	○	比较例
23	1212	13.3	14.4	0.92	5.0	<u>3.6</u>	4.5	3.2	1.11	○	比较例
24	1245	<u>9.9</u>	13.2	0.75	4.5	<u>3.8</u>	2.0	1.7	2.25	○	比较例
25	1196	<u>10.6</u>	10.6	1.00	5.0	<u>3.6</u>	5.0	3.6	1.00	○	比较例
26	1192	<u>10.9</u>	10.9	1.00	4.5	<u>3.8</u>	2.0	1.7	2.25	○	比较例
27	1214	15.6	16.4	0.95	3.5	2.5	2.0	1.4	1.75	○	比较例
28	1215	<u>10.0</u>	10.6	0.94	1.5	1.1	1.2	0.9	1.25	○	比较例
29	1221	16.1	16.7	0.96	3.0	2.5	2.0	1.7	1.50	○	比较例
30	1309	15.3	15.3	1.00	1.0	0.7	0.8	0.6	1.25	△	本发明例
31	1187	12.5	13.4	0.93	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	◎	本发明例
32	1192	18.5	20.5	0.90	3.0	2.5	2.5	2.1	1.20	△	本发明例
33	1306	15.9	21.3	0.75	2.5	2.1	2.5	2.1	1.00	○	本发明例
34	1192	13.1	18.2	0.72	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	◎	本发明例
35	1195	17.0	19.5	0.87	2.5	1.8	2.0	1.4	1.25	△	本发明例
36	1210	13.9	13.9	1.00	2.5	1.6	2.0	1.3	1.25	◎	本发明例

[0175] 下划线部分:表示本发明范围外。

[0176] [表8]

[0177]

No.	TS (MPa)	EL (%)	EL' (%)	合金化 后延展性 EL/EL'	R (mm)	R/t	脱氢后 R' (mm)	脱氢后 (R/t)'	(R/t)/(R/t)'	耐LME性	备注
37	1298	17.9	17.9	1.00	3.0	1.7	2.5	1.4	1.20	◎	本发明例
38	1220	13.4	15.1	0.89	2.0	1.4	1.5	1.1	1.33	◎	本发明例
39	1193	16.8	23.6	0.71	2.5	2.1	2.0	1.7	1.25	◎	本发明例
40	1300	14.1	17.2	0.82	2.0	1.7	1.5	1.3	1.33	○	本发明例
41	1189	22.4	24.5	0.91	2.0	1.4	1.5	1.1	1.33	×	比较例
42	1182	15.1	19.9	0.76	2.5	2.1	2.0	1.7	1.25	×	比较例
43	1199	14.4	14.4	1.00	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	×	比较例
44	897	19.6	23.1	0.85	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	◎	比较例
45	1222	14.0	15.2	0.92	2.5	2.1	2.5	2.1	1.00	×	比较例
46	1242	<u>10.3</u>	<u>10.3</u>	1.00	3.0	2.5	2.5	2.1	1.20	△	比较例
47	<u>1168</u>	14.0	14.0	1.00	2.0	1.7	2.0	1.7	1.00	◎	比较例
48	1198	15.9	20.4	0.78	5.0	3.6	5.0	3.6	1.00	◎	比较例
49	1231	14.5	16.1	0.90	2.5	1.8	2.0	1.4	1.25	○	本发明例
50	1285	15.3	17.9	0.85	2.5	1.8	2.0	1.4	1.25	○	本发明例
51	1279	14.3	14.3	1.00	3.0	1.9	2.5	1.6	1.20	○	本发明例
52	1216	15.7	17.0	0.92	3.5	1.9	3.0	1.7	1.17	△	本发明例
53	1240	17.0	18.8	0.90	2.0	1.3	1.5	0.9	1.33	◎	本发明例
54	1198	16.9	16.9	1.00	2.5	1.8	2.0	1.4	1.25	△	本发明例
55	1303	14.2	14.2	1.00	2.0	1.4	1.5	1.1	1.33	○	本发明例
56	1285	15.5	17.1	0.91	1.5	1.1	1.2	0.9	1.25	◎	本发明例
57	1186	14.1	14.1	1.00	3.0	2.5	2.5	2.1	1.20	○	本发明例
58	1237	15.6	19.9	0.78	2.5	2.1	2.0	1.7	1.25	◎	本发明例
59	1215	17.1	19.3	0.89	3.0	2.1	2.5	1.8	1.20	◎	本发明例
60	1184	14.8	19.5	0.76	2.0	1.7	1.5	1.3	1.33	◎	本发明例
61	1224	17.1	17.1	1.00	2.5	1.8	2.0	1.4	1.25	◎	本发明例
62	1229	15.5	20.7	0.75	2.0	1.4	1.5	1.1	1.33	◎	本发明例
63	1202	16.1	16.1	1.00	1.5	1.1	1.5	1.1	1.00	◎	本发明例
64	1245	15.6	18.3	0.85	3.0	2.5	2.5	2.1	1.20	△	本发明例
65	1204	14.2	16.6	0.86	2.5	1.6	2.5	1.6	1.00	△	本发明例
66	1215	14.6	16.6	0.88	2.5	1.8	2.5	1.8	1.00	◎	本发明例
67	1224	16.5	17.2	0.96	2.5	1.8	2.5	1.8	1.00	◎	本发明例
68	1208	15.4	17.2	0.90	2.5	1.6	2.0	1.3	1.25	◎	本发明例
69	1222	14.9	17.7	0.84	2.5	1.8	2.5	1.8	1.00	◎	本发明例
70	1205	15.8	17.4	0.91	2.5	2.1	2.5	2.1	1.00	◎	本发明例
71	1199	14.8	18.3	0.81	2.5	2.1	2.5	2.1	1.00	◎	本发明例

[0178] 下划线部分:表示本发明范围外。

[0179] 拉伸试验使用以拉伸方向与钢板的轧制方向为直角方向的方式采取样品的JIS5号试验片,依据JIS Z 2241(2011年)进行。测定TS(拉伸强度)、EL(总伸长率)以及在GA的情况下测定合金化后延展性(EL/EL')。这里,EL'表示不进行合金化而通板时的总伸长率,在GI的情况下,EL=EL'。另外,对于机械特性,将以下情况判断为良好。

[0180] $EL \geq 12\%$ 且 $EL/EL' \geq 0.7$

[0181] 弯曲试验是以轧制方向为弯曲轴(Bending direction)的方式从各退火钢板采取宽度30mm、长度100mm的弯曲试验片,基于JIS Z 2248(1996年)的V型块法实施测定。以100mm/秒的压入速度在各弯曲半径下实施 $n=3$ 的试验,对弯曲部外侧利用体视显微镜判定有无裂缝,将不产生裂缝的最小的弯曲半径作为极限弯曲半径R。应予说明,在本发明中,将满足 $90^\circ V$ 弯曲下的极限弯曲 $R/t \leq 2.5$ (t :钢板的板厚)的情况判定为钢板的弯曲性良好。

[0182] 耐氢弯曲脆化特性根据上述弯曲试验如下评价。在上述测定的钢板中的R/t除以同一钢板的钢中氢量为0.00质量ppm时的(R/t)'而得的值小于1.4时,在本发明中耐氢脆化特性判定为良好。应予说明,(R/t)'通过将同一钢板在大气中长时间放置来减少内部的钢中氢。然后,通过TDS(Thermal Desorption Spectrometry)确认钢中氢量为0.00质量ppm,然后通过进行弯曲试验来测定。

[0183] 耐LME性的评价从钢板采取轧制直角方向:100mm、轧制方向:30mm的样品来进行。将2张评价样品重叠,使用安装于焊枪的伺服马达加压式单相直流(50Hz)的电阻焊机实施电阻点焊时,以行走角 5° 进行,焊接的加压力为3.5kN。这里,点焊中的行走角定义为在点焊构件的截面中通过熔核的长径的线与平行于钢板的表面的线所成的角 θ 。另外,焊接电流模式控制成所得到的熔核直径为 $4.0\sqrt{t}$ 。这里,t为1张钢板的板厚(1.4mm)。在电阻点焊中,使用DR6型的CuCr电极,重叠的评价样品与电极的间隙为1.5mm。应予说明,耐LME性的评价中的保持时间为5Cycles/50Hz。

[0184] 对于一个评价,对10个评价样品进行点焊,制作焊接构件,使用光学显微镜(倍率100倍)观察点焊构件的截面来进行耐LME性的评价。没有产生裂纹的构件的情况判定为◎,产生裂纹的构件为2个以下且裂纹的平均深度小于 $100\mu\text{m}$ 的情况判定为○,产生裂纹的构件为2个以下且裂纹的平均深度为 $100\mu\text{m}$ 以上的情况判定为△,产生裂纹的构件为3个以上的情况判定为×。在实施例中,判定为×的钢为比较例。

[0185] 本发明例的高强度镀覆钢板均具有1180MPa以上的TS,可得到成型性优异的高强度镀覆钢板。另一方面,在比较例中,TS、EL、镀覆处理后延展性、弯曲性、耐氢弯曲脆化特性、耐LME性中的至少一个特性差。

[0186] 产业上的可利用性

[0187] 根据本发明,可得到具有1180MPa以上的TS(拉伸强度)的成型性、耐氢弯曲脆化特性和耐LME性优异的高强度镀覆钢板。通过将本发明的高强度镀覆钢板应用于例如汽车结构构件,能够实现车身轻量化所带来的燃油效率改善,产业上的利用价值非常大。