



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 103842541 B

(45) 授权公告日 2016. 03. 30

(21) 申请号 201280047553. 1

(22) 申请日 2012. 09. 28

(30) 优先权数据

2011-218775 2011. 09. 30 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2014. 03. 28

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2012/075218 2012. 09. 28

(87) PCT国际申请的公布数据

W02013/047821 JA 2013. 04. 04

(73) 专利权人 新日铁住金株式会社

地址 日本东京

(72) 发明人 川田裕之 丸山直纪 村里映信

南昭畅 安井健志 桑山卓也

伴博之 平松薰

(74) 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司

72002

代理人 刘凤岭 陈建全

(51) Int. Cl.

G22C 38/00(2006. 01)

B21B 3/00(2006. 01)

G21D 9/46(2006. 01)

G22C 18/04(2006. 01)

G22C 38/06(2006. 01)

G22C 38/58(2006. 01)

G23C 2/02(2006. 01)

G23C 2/06(2006. 01)

G23C 2/28(2006. 01)

(56) 对比文件

EP 0613961 A1, 1994. 09. 07,

CN 101107374 A, 2008. 01. 16,

JP 2010209433 A, 2010. 09. 24,

CN 101310032 A, 2008. 11. 19,

US 6066212 A, 2000. 05. 23,

CN 101310031 A, 2008. 11. 19,

审查员 蔡灿

权利要求书3页 说明书41页

(54) 发明名称

烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板、高强度合金化热浸镀锌钢板以及它们的制造方法

(57) 摘要

本发明涉及一种高强度热浸镀锌钢板,其特征在于:是分别含有C、Si、Mn、P、S、Al、N、O,剩余部分包括Fe和不可避免的杂质的钢;在母材钢板的以板厚1/4为中心的距表面1/8厚度~以板厚1/4为中心的距表面3/8厚度的范围,母材钢板的组织以体积分数计,含有3%以上的残余奥氏体相、50%以下的铁素体相以及40%以上的硬质相;平均位错密度为 $5 \times 10^{13}/m^2$ 以上;残余奥氏体相中含有的固溶C量以质量%计为0.70~1.00%,残余奥氏体相的组织为FCC铁的X射线随机强度比为3.0以下,残余奥氏体相在轧制方向上的粒径和在板宽度方向上的粒径之比为0.75~1.33;在母材钢板的表面形成有热浸镀锌层;板厚为0.6~5.0mm。

CN 103842541 B

1. 一种烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板,其特征在于:

母材钢板以质量%计,分别含有

C:0.075 ~ 0.400%、

Si:0.01 ~ 2.00%、

Mn:0.80 ~ 3.50%、

P:0.0001 ~ 0.100%、

S:0.0001 ~ 0.0100%、

Al:0.001 ~ 2.00%、

N:0.0001 ~ 0.0100%、

O:0.0001 ~ 0.0100%、

剩余部分包括 Fe 和不可避免的杂质;

所述母材钢板的组织以体积分数计,含有 3% 以上的残余奥氏体相、50% 以下的铁素体相以及 40% 以上的硬质相;

在所述母材钢板的以板厚 1/4 为中心的距表面 1/8 厚度~以板厚 1/4 为中心的距表面 3/8 厚度的范围,

平均位错密度为 $5 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 以上;

所述残余奥氏体相中含有的固溶 C 量以质量%计为 0.70 ~ 1.00%、

所述残余奥氏体相的结构的 FCC 铁的 X 射线随机强度比为 3.0 以下,

所述残余奥氏体相在轧制方向上的粒径和在板宽度方向上的粒径之比为 0.75 ~ 1.33;

进而在所述母材钢板的表面形成有热浸镀锌层;板厚为 0.6 ~ 5.0mm。

2. 根据权利要求 1 所述的烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板,其特征在于:所述硬质相由贝氏体铁素体相和 / 或贝氏体相、回火马氏体相以及初生马氏体相构成。

3. 根据权利要求 1 或 2 所述的烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板,其特征在于:在所述母材钢板的表层部,微细分散有氧化物,且形成有厚度为 0.01 ~ 10.0 μm 的脱碳层,所述氧化物的平均粒径为 500nm 以下,平均密度为 1.0×10^{12} 个 / m^2 以上。

4. 根据权利要求 1 所述的烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板,其特征在于:以质量%计,进一步含有

Ti:0.001 ~ 0.150%、

Nb:0.001 ~ 0.100%、

V:0.001 ~ 0.300% 之中的 1 种或 2 种以上。

5. 根据权利要求 1 所述的烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板,其特征在于:以质量%计,进一步含有

Ti:0.001 ~ 0.150%、

Nb:0.001 ~ 0.100%、

V:0.001 ~ 0.300%、

Mo:0.01 ~ 2.00%、

W:0.01 ~ 2.00%、

Cr:0.01 ~ 2.00%、

Ni :0.01 ~ 2.00%、

Cu :0.01 ~ 2.00%、

B :0.0001 ~ 0.0100%之中的 1 种或 2 种以上。

6. 根据权利要求 4 或 5 所述的烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板,其特征在于:以质量%计,进一步含有合计为 0.0001 ~ 0.0100%的 Ca、Ce、Mg、Zr、La、REM 之中的 1 种或 2 种以上。

7. 一种烘烤硬化性优良的高强度合金化热浸镀锌钢板,其特征在于:所述高强度合金化热浸镀锌钢板是对在权利要求 1 所述的高强度钢板的表面形成的所述热浸镀锌层进行合金化处理而成的。

8. 一种烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板的制造方法,其特征在于,包括以下工序:

热轧工序,将板坯加热至 1180℃ 以上,开始分多个道次进行的热轧,进行 1050℃ ~ 轧制结束温度的范围的热轧钢板的温度 T、板厚 h 以及各道次间的经过时间 t 的关系满足下述式 (1) 的热轧,并在 880℃ 以上的温度区域使轧制结束;所述板坯具有以质量%计,分别含有

C :0.075 ~ 0.400%、

Si :0.01 ~ 2.00%、

Mn :0.80 ~ 3.50%、

P :0.0001 ~ 0.100%、

S :0.0001 ~ 0.0100%、

Al :0.001 ~ 2.00%、

N :0.0001 ~ 0.0100%、

O :0.0001 ~ 0.0100%、

剩余部分包括 Fe 和不可避免的杂质的化学成分;

第 1 冷却工序,将从热轧结束后至冷却开始的经过时间设定为 1.0 秒以上,然后开始冷却,在 450℃ 以上使该冷却停止;

冷轧工序,将从第 1 冷却后至 400℃ 的经过时间设定为 1.0 小时以上,其后将合计压下率设定为 30 ~ 75% 而进行冷轧;

连续退火工序,在最高加热温度 ($Ac_3 - 50$)℃ 以上进行退火;以及

镀覆工序,在所述连续退火工序后,将所述钢板浸渍于镀锌浴中而在所述钢板的表面形成热浸镀锌层;

其中,在向所述镀锌浴中浸渍前或者浸渍后,进行在 300 ~ 470℃ 范围内的温度下滞留 20 ~ 1000 秒的贝氏体相变处理;

$$0.10 \leq \left\{ \sum_{i=1}^N \left(5.20 \times 10^{-6} \cdot T_i^3 - 1.06 \times 10^{-3} \cdot T_i^2 + 1.68 \times 10 \cdot T_i - 5.67 \times 10^3 \right)^2 \cdot \left(\frac{h_{i-1}}{h_i} \right)^2 \cdot \exp \left(-\frac{2.20 \times 10^4}{T_i} \right) \cdot t_i \right\}^{0.5} \leq 1.00$$

* * * (1)

这里,在式 (1) 中,N 表示从热轧开始至结束的总道次数,i 表示道次的顺序, T_i 表示在第 i 个道次的轧制温度 (℃), h_i 表示在第 i 个道次的加工后的板厚 (mm), t_i 表示从第 i 个

道次至下一个道次的经过时间；此外， $i = 1$ 时， h_0 = 板坯厚度；另外，从最终道次至下一个道次的经过时间设定为从最终道次至热轧结束后的冷却开始时点的经过时间。

9. 根据权利要求 8 所述的烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板的制造方法，其特征在于：在所述镀覆工序中，在空气比被设定为 0.7 ~ 1.2 的预热带，使氧化物生成于所述钢板的表层部；接着在 H_2O 和 H_2 的分压比 ($P(H_2O)/P(H_2)$) 被设定为 0.0001 ~ 2.0 的还原带，将所述氧化物还原；然后在镀覆浴温度设定为 450 ~ 470℃、进入镀覆浴时的钢板温度设定为 430 ~ 490℃、镀覆浴中的有效 Al 量设定为 0.01 ~ 0.18 质量%的条件下，将所述钢板浸渍于镀锌浴中，从而在所述钢板的表面形成所述热浸镀锌层；其中，空气比是加热时，由使用的空气和燃料气体产生的混合气体中的单位体积的该混合气体中含有的空气的体积、与为了使单位体积的该混合气体中含有的燃料气体完全燃烧而在理论上所需要的空气的体积之比。

10. 根据权利要求 8 所述的烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板的制造方法，其特征在于：在所述镀覆工序之后，具有以 5.00% 以下的压下率对所述钢板实施轧制的调质轧制工序。

11. 一种烘烤硬化性优良的高强度合金化热浸镀锌钢板的制造方法，其特征在于：采用权利要求 8 所述的制造方法而制成高强度热浸镀锌钢板后，使所述热浸镀锌层合金化。

12. 根据权利要求 11 所述的烘烤硬化性优良的高强度合金化热浸镀锌钢板的制造方法，其特征在于：在使所述热浸镀锌层合金化之后，具有以低于 10% 的压下率对所述钢板实施轧制的调质轧制工序。

烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板、高强度合金化热浸镀锌钢板以及它们的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及烘烤硬化性(bake hardenability)优良的高强度热浸镀锌钢板、高强度合金化热浸镀锌钢板以及它们的制造方法。

背景技术

[0002] 近年来,对于汽车等中使用的钢板的高强度化的要求正在提高,已经能够使用拉伸最大应力为 900MPa 以上的高强度钢板了。另一方面,在压力加工等成形加工时,要求发挥优良的成形加工性。然而,强度的提高容易引起成形加工性的劣化,两者都得到满足是困难的。

[0003] 于是,近年为了兼顾延展性以及扩孔性等加工性和高强度化,人们正在开发将成形加工后的涂装烘烤处理(烘烤硬化处理)的烘烤硬化性(BH 性)加以利用的钢板。

[0004] 这里,所谓烘烤硬化,是指以固溶状态残存于钢板中的 C(固溶 C)或 N(固溶 N)在涂装后的烘烤处理(通常加热至 170°C 左右,并保持数十分钟)中向位错处扩散,通过固定该位错而使屈服强度上升的现象。该屈服强度的上升量为涂装烘烤硬化量(BH 量),一般为人所知的是该 BH 量随着固溶 C 量或者固溶 N 量的增加而增加。

[0005] 专利文献 1 公开了以由贝氏体以及马氏体构成的硬质组织为主要组织、且通过将铁素体的分数限制为 5% 以下而确保高烘烤硬化量的冷轧钢板。

[0006] 另外,专利文献 2 公开了一种高强度冷轧钢板,其以贝氏体为主要组织,通过减小贝氏体和铁素体的硬度比、且减小各自组织的硬度的分散而谋求烘烤硬化性、延展性、扩孔性的提高。

[0007] 另外,专利文献 3 公开了一种如下的方法:其不对热轧钢板实施冷轧而直接进行退火,或者在冷轧后进行 2 次退火,从而得到回火马氏体和 / 或回火贝氏体,并通过设计为含有这样得到的回火马氏体和 / 或回火贝氏体的钢板而提高加工性以及烘烤硬化性。

[0008] 另外,专利文献 4、5 以及 6 公开了一种通过添加大量的 N 而提高烘烤硬化性的技术。

[0009] 现有技术文献

[0010] 专利文献

[0011] 专利文献 1:日本特开 2008-144233 号公报

[0012] 专利文献 2:日本特开 2004-263270 号公报

[0013] 专利文献 3:日本特开 2003-277884 号公报

[0014] 专利文献 4:日本特开 2005-023348 号公报

[0015] 专利文献 5:日本特开 2003-049242 号公报

[0016] 专利文献 6:日本特开 2001-247946 号公报

发明内容

[0017] 发明所要解决的课题

[0018] 然而,虽然专利文献 1 以及 2 谈到了烘烤硬化量,但并没有谈到烘烤硬化性的各向异性,是否能够稳定地确保所希望的烘烤硬化量,是极其不稳定的。

[0019] 另外,在专利文献 3 的方法中,由于不进行冷轧,因而存在的问题是钢板的板厚精度劣化。另外,即使进行冷轧,也存在将其后的退火工序进行 2 次,从而使制造成本增大的问题。

[0020] 另外,专利文献 4、5 以及 6 为了确保烘烤硬化量,需要添加大量的 N,从而有可能使焊接性劣化。

[0021] 于是,本发明是鉴于这样的情况而完成的,其目的在于提供可以确保最大抗拉强度为 900MPa 以上的高强度、且延展性优良、同时烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板、高强度合金化热浸镀锌钢板以及它们的制造方法。

[0022] 用于解决课题的手段

[0023] 本发明人为解决上述课题而进行了潜心的研究。结果发现:通过提高钢板中的平均位错密度,而且减弱奥氏体的组织的各向异性,从而设计为各向同性的组织,便可以得到能够确保最大抗拉强度为 900MPa 以上的高强度以及延展性优良,且烘烤硬化量大,并具有各向同性的烘烤硬化性的钢板。

[0024] 以解决上述课题为目的的本发明的要旨如下所述。

[0025] [1] 一种烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板,其特征在于:母材钢板以质量%计,分别含有 C:0.075~0.400%、Si:0.01~2.00%、Mn:0.80~3.50%、P:0.0001~0.100%、S:0.0001~0.0100%、Al:0.001~2.00%、N:0.0001~0.0100%、O:0.0001~0.0100%,剩余部分包括 Fe 和不可避免的杂质;所述母材钢板的组织以体积分数计,含有 3% 以上的残余奥氏体相、50% 以下的铁素体相以及 40% 以上的硬质相;在所述母材钢板的以板厚 1/4 为中心的距表面 1/8 厚度~以板厚 1/4 为中心的距表面 3/8 厚度的范围,平均位错密度为 $5 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 以上;所述残余奥氏体相中含有的固溶 C 量以质量%计为 0.70~1.00%,所述残余奥氏体相的组织 FCC 铁的 X 射线随机强度比为 3.0 以下,所述残余奥氏体相在轧制方向上的粒径和在板宽度方向上的粒径之比为 0.75~1.33;进而在所述母材钢板的表面形成有热浸镀锌层;板厚为 0.6~5.0mm。

[0026] [2] 根据上述 [1] 所述的高强度热浸镀锌钢板,其特征在于:所述硬质相由贝氏体铁素体相和/或贝氏体相、回火马氏体相以及初生马氏体相构成。

[0027] [3] 根据上述 [1] 所述的烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板,其特征在于:在所述母材钢板的表层部,微细分散有氧化物,且形成有厚度为 0.01~10.0 μm 的脱碳层,所述氧化物的平均粒径为 500nm 以下,平均密度为 1.0×10^{12} 个/ m^2 以上。

[0028] [4] 根据上述 [1] 所述的烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板,其特征在于:以质量%计,进一步含有 Ti:0.001~0.150%、Nb:0.001~0.100%、V:0.001~0.300% 之中的 1 种或 2 种以上。

[0029] [5] 根据上述 [1] 所述的烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板,其特征在于:以质量%计,进一步含有 Mo:0.01~2.00%、W:0.01~2.00%、Cr:0.01~2.00%、Ni:0.01~2.00%、Cu:0.01~2.00%、B:0.0001~0.0100% 之中的 1 种或 2 种以上。

[0030] [6] 根据上述 [1] 所述的烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板,其特征在于:以

质量 % 计,进一步含有合计为 0.0001 ~ 0.0100% 的 Ca、Ce、Mg、Zr、La、REM 之中的 1 种或 2 种以上。

[0031] [7] 一种烘烤硬化性优良的高强度合金化热浸镀锌钢板,其特征在于:所述高强度合金化热浸镀锌钢板是对在上述 [1] 所述的高强度钢板的表面形成的所述热浸镀锌层进行合金化处理而成的。

[0032] [8] 一种烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板的制造方法,其特征在于,包括以下工序:热轧工序,将板坯加热至 1180℃ 以上,开始分多个道次进行的热轧,进行 1050℃ ~ 轧制结束温度的范围的热轧钢板的温度 T、板厚 h 以及各道次间的经过时间 t 的关系满足下述式(1)的热轧,并在 880℃ 以上的温度区域使轧制结束;所述板坯具有以质量 % 计,分别含有

[0033] C :0.075 ~ 0.400%、

[0034] Si :0.01 ~ 2.00%、

[0035] Mn :0.80 ~ 3.50%、

[0036] P :0.0001 ~ 0.100%、

[0037] S :0.0001 ~ 0.0100%、

[0038] Al :0.001 ~ 2.00%、

[0039] N :0.0001 ~ 0.0100%、

[0040] O :0.0001 ~ 0.0100%、

[0041] 剩余部分包括 Fe 和不可避免的杂质的化学成分;第 1 冷却工序,将从热轧结束后至冷却开始的经过时间设定为 1.0 秒以上,然后开始冷却,在 450℃ 以上使该冷却停止;冷轧工序,将从第 1 冷却后至 400℃ 的经过时间设定为 1.0 小时以上,其后将合计压下率设定为 30 ~ 75% 而进行冷轧;连续退火工序,在最高加热温度(Ac₃-50)℃ 以上进行退火;以及镀覆工序,在所述连续退火工序后,将所述钢板浸渍于镀锌浴中而在所述钢板的表面形成热浸镀锌层。

[0042]

$$0.10 \leq \left\{ \sum_{i=1}^N \left[5.20 \times 10^{-6} \cdot T_i^3 - 1.06 \times 10^{-3} \cdot T_i^2 + 1.68 \times 10^{-1} \cdot T_i - 5.67 \times 10^3 \right] \cdot \left(\frac{h_{i-1}}{h_i} \right)^2 \cdot \exp \left(- \frac{2.20 \times 10^4}{T_i} \right) \cdot t_i \right\}^{0.83} \leq 1.00$$

... (1)

[0043] 此外,在上述式(1)中, N 表示从热轧开始至结束的总道次数, i 表示道次的顺序, T_i 表示在第 i 个道次的轧制温度(℃), h_i 表示在第 i 个道次的加工后的板厚(mm), t_i 表示从第 i 个道次至下一个道次的经过时间。此外, i = 1 时, h₀ = 板坯厚度。另外,从最终道次至下一个道次的经过时间设定为从最终道次至热轧结束后的冷却开始时点的经过时间。

[0044] [9] 根据上述 [8] 所述的烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板的制造方法,其特征在于:在所述镀覆工序中,在空气比被设定为 0.7 ~ 1.2 的预热带,使氧化物生成于所述钢板的表层部;接着在 H₂O 和 H₂ 的分压比(P(H₂O)/P(H₂))被设定为 0.0001 ~ 2.0 的还原带,将所述氧化物还原;然后在镀覆浴温度设定为 450 ~ 470℃、进入镀覆浴时的钢板温度设定为 430 ~ 490℃、镀覆浴中的有效 Al 量设定为 0.01 ~ 0.18 质量 % 的条件下,将所述钢板浸渍于镀锌浴中,从而在所述钢板的表面形成所述热浸镀锌层;其中,空气比是加热时,由使用的空气和燃料气体产生的混合气体中的单位体积的该混合气体中含有的空气的

体积、与为了使单位体积的该混合气体中含有的燃料气体完全燃烧而在理论上所需要的空气的体积之比。

[0045] [10] 根据上述 [8] 所述的烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板的制造方法,其特征在于:在所述镀覆工序之后,具有以 5.00% 以下的压下率对所述钢板实施轧制的调质轧制工序。

[0046] [11] 一种烘烤硬化性优良的高强度合金化热浸镀锌钢板的制造方法,其特征在于:采用上述 [8] 所述的制造方法而制成高强度热浸镀锌钢板后,使所述热浸镀锌层合金化。

[0047] [12] 根据上述 [11] 所述的烘烤硬化性优良的高强度合金化热浸镀锌钢板的制造方法,其特征在于:在使所述热浸镀锌层合金化之后,具有以低于 10% 的压下率对所述钢板实施轧制的调质轧制工序。

[0048] 发明的效果

[0049] 本发明的高强度热浸镀锌钢板以及高强度合金化热浸镀锌钢板通过将钢板的显微组织规定为规定的分数而赋予充分的平均位错密度,因而可以使 C 固定在该大量的位错上,从而可以使钢板中的 C 量增大。其结果是,可以增大烘烤硬化量。另外,通过降低残余奥氏体中的固溶 C 量,可以使该残余奥氏体成为不稳定相,从而在成形加工等的作用下,可以容易地相变为马氏体。其结果是,可以增大烘烤硬化量。再者,这样使残余奥氏体相变为非常硬的马氏体,由此在马氏体组织的周边导入可动位错,因而可以进一步确保烘烤硬化量。

[0050] 另外,通过使残余奥氏体的织构的 FCC 铁的 X 射线随机强度比降低,可以设计成各向同性的残余奥氏体组织。因此,由于通过其后的成形加工等加工可以相变为各向同性的马氏体,因而烘烤硬化性也可以设定为各向同性的烘烤硬化性。另外,通过规定残余奥氏体晶粒的形态,可以将取决于加工方向的向马氏体的相变率稳定地设定为一定的相变率,可以使通过马氏体相变而得到的烘烤硬化性成为各向同性的烘烤硬化性。

[0051] 这样,本发明的高强度热浸镀锌钢板以及高强度合金化热浸镀锌钢板可以充分确保烘烤硬化量,而且可以得到各向同性的烘烤硬化性。因此,除了提高强度、延展性以外,还可以大大提高烘烤硬化性。

[0052] 另外,由于可以赋予本发明的钢板以各向同性的烘烤硬化性,因而在将本发明的钢板用作构件等时,能够没有限定地设计其利用方向。

[0053] 另外,在本发明的高强度热浸镀锌钢板以及高强度合金化热浸镀锌钢板的制造方法中,通过规定热轧工序和其后的冷却工序的条件,可以设计为具有充分的位错密度的所希望的显微组织,而且可以抑制奥氏体织构的发达,从而可以使奥氏体组织的各向异性弱化。因此,通过其后的加工可以使相变的马氏体组织成为各向同性的马氏体组织,从而可以提高烘烤硬化性。另外,镀覆工序在将钢板浸渍于镀覆浴中的前后,在 300 ~ 470℃ 的温度范围停留规定时间而促进贝氏体相变。因此,在退火工序可以控制所得到的残余奥氏体中的固溶 C 量,可以使残余奥氏体不稳定化。其结果是,由于在作为后工序的加工时容易向马氏体相变,因而可以使烘烤硬化量增大。

具体实施方式

[0054] 下面就本发明的烘烤硬化性优良的高强度热浸镀锌钢板、高强度合金化热浸镀锌

钢板以及它们的制造方法进行详细的说明。

[0055] <高强度热浸镀锌钢板>

[0056] 本发明涉及一种高强度热浸镀锌钢板,其特征在于:母材钢板以质量%计,分别含有C:0.075~0.400%、Si:0.01~2.00%、Mn:0.80~3.50%、P:0.0001~0.100%、S:0.0001~0.0100%、Al:0.001~2.00%、N:0.0001~0.0100%、O:0.0001~0.0100%,剩余部分包括Fe和不可避免的杂质;母材钢板的组织以体积分数计,含有3%以上的残余奥氏体相、50%以下的铁素体相以及40%以上的硬质相;在所述母材钢板的以板厚1/4为中心的距表面1/8厚度~以板厚1/4为中心的距表面3/8厚度的范围,平均位错密度为 $5 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 以上;残余奥氏体相中含有的固溶C量以质量%计为0.70~1.00%,残余奥氏体相的结构的FCC铁的X射线随机强度比为3.0以下,残余奥氏体相在轧制方向上的粒径和在板宽度方向上的粒径之比为0.75~1.33;进而在母材钢板的表面形成有热浸镀锌层;板厚为0.6~5.0mm。

[0057] 下面就限定本发明的钢板组织以及化学成分(组成)的理由进行说明。此外,%的记载在没有特别说明的情况下,是指质量%。

[0058] (板厚)

[0059] 作为适用的钢板的板厚,设定为0.6~5.0mm。这是因为在低于0.6mm时,难以使钢板的形状保持平坦,因而是适当的,当超过5.0mm时,难以使钢板内部均匀地冷却,从而不能得到规定的显微组织。

[0060] (显微组织)

[0061] 本发明的高强度热浸镀锌钢板的母材钢板的显微组织具有规定的化学成分,而且在钢板的以板厚1/4为中心的距表面1/8厚度~以板厚1/4为中心的距表面3/8厚度的范围,以体积分数计含有3%以上的残余奥氏体相(以下称为残余奥氏体)、50%以下的铁素体相(以下称为铁素体)以及40%以上的硬质相。

[0062] “铁素体”

[0063] 铁素体为屈服应力低、且具有优良的加工硬化特性的组织。因此,如果过度提高铁素体分数,则烘烤硬化处理前的强度提高,且烘烤硬化处理后的屈服应力降低,因而烘烤硬化性大大劣化,钢板中的铁素体分数设定为50%以下。为了进一步提高烘烤硬化性,铁素体分数优选设定为45%以下,进一步优选设定为40%以下。铁素体分数的下限并没有特别的限定,即使为0%也没关系,从延展性的角度考虑,优先将铁素体分数设定为5%以上,进一步优选设定为10%以上。

[0064] “残余奥氏体”

[0065] 残余奥氏体是具有FCC(面心立方晶格)晶体结构,在成形加工等加工中相变为硬质的马氏体,从而表现出较大的加工硬化的组织。另外,加工中生成的马氏体通过烘烤硬化处理而在低温下回火,由此使屈服应力飞跃般提高,因而通过提高残余奥氏体的体积分数而可以得到较大的烘烤硬化量。再者,使残余奥氏体相变为马氏体,由此在马氏体组织的周边导入可动位错,因而更加可以得到烘烤硬化量。从这些角度考虑,残余奥氏体的体积分数设定为3%以上。为了进一步提高烘烤硬化量以及延展性,优选将残余奥氏体的体积分数设定为5%以上,进一步优选设定为7%以上。

[0066] 另一方面,为了得到超过30%的残余奥氏体,需要大量添加C或Mn等奥氏体稳定

化元素,从而使焊接性明显劣化,因而将残余奥氏体的体积分数设定为 30% 以下。从焊接性的角度考虑,残余奥氏体的体积分数优选为 25% 以下,进一步优选为 20% 以下。

[0067] 固溶于残余奥氏体中的奥氏体稳定化元素量决定残余奥氏体的稳定性,并使残余奥氏体向硬质的马氏体相变所需要的应变变量发生变化。因此,通过控制残余奥氏体的固溶元素量而控制加工硬化行为,可以大大提高烘烤硬化性、延展性以及抗拉强度。

[0068] 在本实施方式中,控制作为奥氏体稳定化元素的 C 的固溶量,以便使残余奥氏体成为不稳定的残余奥氏体,从而即便是稍稍的应变变量,也可以容易地向马氏体相变。

[0069] 在本实施方式中,对加工过度稳定的残余奥氏体不能得到充分的烘烤硬化性,因而将残余奥氏体中的固溶碳量设定为 1.00% 以下。如果残余奥氏体中的固溶碳量超过 1.00%,则残余奥氏体变得过度稳定,从而由烘烤硬化处理前的成形加工等加工所生成的马氏体的量较少,以致不能得到充分的烘烤硬化性。为了使残余奥氏体有效地向马氏体相变,残余奥氏体中的固溶碳量优选为 0.96% 以下。另一方面,如果残余奥氏体中的固溶碳量低于 0.70%,则在退火工序后冷却至室温的过程中开始马氏体相变,不能确保残余奥氏体的分数,因而固溶碳量设定为 0.70% 以上。为了得到充分量的残余奥氏体,固溶碳量优选为 0.75% 以上,更优选为 0.80% 以上。

[0070] 这里,固溶碳的调整受到:1] 将从 1050°C 至精轧结束的压下量和温度设定为后述式(1)的范围、以及 2] 如后述那样在退火后于 300 ~ 470°C 保持 20 ~ 1000 秒这两者的影响。也就是说,如果不兼顾 1] 和 2],则固溶碳的调整实质上不能完成。

[0071] 也就是说,在满足后述式(1)的情况下,热轧板的显微组织变得均匀而且微细,从而岛状的珠光体均匀且微细地分散。由于 Mn 在该珠光体中发生偏析,因而经过退火工序中的相变而优先地置换为残余 γ 。然后,在均匀且微细的奥氏体中,伴随着退火工序中的相变,固溶碳有效地浓化,从而获得适当的固溶碳量。

[0072] 另一方面,在式(1)低于指定范围的情况下,由于不会进行再结晶,因而生成沿轧制方向伸长的粗大珠光体。而且经过退火工序生成的残余奥氏体成为伸长的粗大奥氏体。因此,通过相变产生的碳的浓化难以进行,从而固溶碳不会处于适当的范围。另外,残余奥氏体的形状也成问题。

[0073] 另外,在后述式(1)超过指定范围的情况下,再结晶过度进行,生成块状且粗大的珠光体。而且经过退火工序所生成的残余奥氏体成为块状且粗大的奥氏体。因此,通过相变产生的碳的浓化难以进行,从而固溶碳不会处于适当的范围。另外,残余奥氏体的形状也成问题。

[0074] 此外,残余奥氏体中的固溶 C 量(C_{γ})可以在与残余奥氏体的面积分数的测定相同的条件下进行 X 射线衍射试验,求出残余奥氏体的晶格常数 a,从而使用下述式(2)求出。此外,式(2)公开于文献 Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 24. 1990. p509-514 中。

$$[0075] \quad C_{\gamma} = \frac{(a - 0.3556)}{0.00095} \times \frac{12.01}{55.84} \dots (2)$$

[0076] 另外,与加工相伴的从残余奥氏体向马氏体的相变受到残余奥氏体的结晶方位的影响。因此,当残余奥氏体的结晶方位强烈偏向时,根据加工方向的不同,马氏体相对于其加工度的相变率发生变化,从而烘烤硬化量发生变化。因此,为了得到各向同性的烘烤硬化

量,需要使残余奥氏体的结晶方位变得随机,以便无论在哪个方向进行加工,马氏体相对于加工度的相变率都恒定。

[0077] 关于残余奥氏体的结晶方位的偏向,可以通过采用 X 射线衍射法测定铁的 FCC 结晶的织构来评价其程度。具体地说, FCC 铁的 X 射线随机强度比能够以采用 X 射线衍射测定的 {200}、{311}、{220} 极图中的多个极图为基础,由表示采用级数展开法计算得到的 3 维织构的结晶方位分布函数(Orientation Distribution Function,称为 ODF) 求出。

[0078] 在本实施方式中,为了充分降低烘烤硬化性的各向异性,从而得到各向同性的烘烤硬化量,需要将残余奥氏体的织构的 FCC 铁的 X 射线随机强度比设定为 3.0 以下。为了降低各向异性,该随机强度比越低越优选,优选设定为 2.5 以下,进一步优选设定为 2.0 以下。该随机强度比的下限并没有特别的要求,但由于设定为低于 1.2 在工业上是非常困难的,因而优选设定为 1.2 以上。

[0079] 此外,所谓 X 射线随机强度比,是指在相同条件下采用 X 射线衍射法等测定不在特定方位聚集的标准试料和试验材料各自的 X 射线强度,然后用得到的试验材料的 X 射线强度除以标准试料的 X 射线强度所得到的数值。

[0080] X 射线衍射用试料的制作可以采用如下的方法进行。

[0081] 首先,采用机械研磨或化学研磨等沿板厚方向将钢板研磨至规定的位置,并根据需要采用电解研磨或化学研磨除去应变,同时进行调整,以便使 1/4 板厚部成为测定面。此外,由于将测定面准确地设定为 1/4 板厚部是困难的,因而能够以目标位置为中心制作试料,使相对于板厚为 3% 的范围内成为测定面。另外,在采用 X 射线衍射的测定困难的情况下,可以采用 EBSD 法进行统计上充分的数量的测定。

[0082] 再者,如果在平行于板面的面内残余奥氏体的晶粒沿特定的方向伸长,则根据加工方向的不同,向马氏体的相变率发生变化,因而产生烘烤硬化性的各向异性。也就是说,通过规定残余奥氏体的晶粒形态,能够使烘烤硬化性的各向异性弱化。

[0083] 在本实施方式中,当残余奥氏体的晶粒在轧制方向上的平均粒径设定为 $d(RD)$ 、以及在板宽度方向上的平均粒径设定为 $d(TD)$ 时,将由该两者构成的参数 $d(RD)/d(TD)$ 限定在 0.75 ~ 1.33 的范围。为了进一步降低烘烤硬化性的各向异性, $d(RD)/d(TD)$ 优选为 0.80 ~ 1.25,更优选为 0.85 ~ 1.18。

[0084] 此外,关于残余奥氏体的晶粒,通过将 1/4 厚度的平行于板面的面精加工成镜面,使用 FE-SEM(Field Emission Scanning Electron Microscopy),进行采用 EBSD(Electron Back - Scattering Diffraction) 法的高分辨率结晶方位解析而进行评价。将测定步长设定为 0.1 μm ,并将表示 FCC 铁的衍射图案的点采集 10 点以上,且将相互的结晶方位差低于 10° 的区域作为残余奥氏体的晶粒。在此情况下,对各测定点求出与第 2 接近测定点的结晶方位差,忽视被判断为属于不同晶粒的结晶方位差为 10.0° 以上的点,求出剩下的被判断为在同一晶粒内的结晶方位差为 10.0° 以下的与第 2 接近测定点群的结晶方位差的平均值。关于粒径,对于随机选择的 30 ~ 300 个残余奥氏体晶粒,分别就轧制方向和板宽度方向的粒径进行了测定。

[0085] “硬质相”

[0086] 在本实施方式中,除上述铁素体以及残余奥氏体以外,还含有 40% 以上的硬质相。此外,作为硬质相,优选复合含有贝氏体铁素体相和 / 或贝氏体相、回火马氏体相以及初生

马氏体相。该硬质相是比铁素体相硬质的相变产物的总称。

[0087] “贝氏体铁素体和 / 或贝氏体”

[0088] 贝氏体铁素体和 / 或贝氏体是为有效地获得残余奥氏体所必须的组织,在钢板组织中,优选以体积分数计含有 10 ~ 80%。另外,贝氏体铁素体和 / 或贝氏体是具有软质的铁素体与硬质的马氏体、回火马氏体以及残余奥氏体的中间强度的显微组织,从拉伸凸缘性的角度考虑,更优选含有 15% 以上,进一步优选含有 20% 以上。另一方面,如果贝氏体铁素体和 / 或贝氏体的体积分数超过 80%,则屈服应力过度提高,延展性有可能劣化,因而不是优选的。从延展性的角度考虑,贝氏体铁素体和 / 或贝氏体的体积分数优选设定为 70% 以下,更优选设定为 60% 以下。

[0089] “回火马氏体”

[0090] 回火马氏体是使抗拉强度大大提高的组织,在钢板组织中,也可以以体积分数计含有 50% 以下。从抗拉强度的角度考虑,回火马氏体的体积分数优选设定为 10% 以上。另一方面,如果钢板组织中含有的回火马氏体的体积分数超过 50%,则屈服应力过度提高,烘烤硬化性有可能劣化,因而不是优选的。

[0091] “初生马氏体”

[0092] 初生马氏体虽然使抗拉强度大大提高,但另一方面成为破坏的起点而使拉伸凸缘性劣化,因而在钢板组织中,以体积分数计优选含有 25% 以下。为了提高拉伸凸缘性,初生马氏体的体积分数更优选设定为 20% 以下,进一步优选设定为 15% 以下。

[0093] “其它显微组织”

[0094] 在本发明的钢板的显微组织中,也可以含有珠光体和 / 或粗大渗碳体等上述以外的组织。但是,在高强度钢板的钢板组织中,如果珠光体和 / 或粗大渗碳体增多,则延展性劣化。因此,钢板组织中含有的珠光体和 / 或粗大渗碳体的体积分数优选合计为 10% 以下,更优选为 5% 以下。

[0095] 此外,以上说明的钢板组织中含有的各组织的体积分数例如可以采用以下所示的方法进行测定。

[0096] 本发明的钢板的钢板组织中含有的铁素体、残余奥氏体、贝氏体铁素体、贝氏体、回火马氏体以及初生马氏体的体积分数以钢板的平行于轧制方向且垂直于板面的断面为观察面而采集试料,研磨观察面并进行硝酸乙醇侵蚀,采用场致发射型扫描电子显微镜 (FE-SEM;Field Emission Scanning Electron Microscope) 观察以板厚 1/4 为中心的距表面 1/8 厚度~以板厚 1/4 为中心的距表面 3/8 厚度的范围而测定面积分数,可以将其看作是体积分数。

[0097] (平均位错密度)

[0098] 在本实施方式的母材钢板的以板厚 1/4 为中心的距表面 1/8 厚度~以板厚 1/4 为中心的距表面 3/8 厚度的范围,将平均位错密度(出货时)设定为 $1.0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 以上。

[0099] 下面就平均位错密度的规定理由进行说明。

[0100] 为了提高烘烤硬化性,添加大量的固溶碳是非常有效的。然而,铁的 BCC 结晶中固溶的碳量由于为微量,因而尽量降低相变温度而提高钢板中的平均位错密度,使碳固定于大量的位错上而增加固溶碳量是有效的。从该角度考虑,将钢板中的平均位错密度设定为 $1.0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 以上。位错密度越大就越容易得到固溶碳,因而平均位错密度优选设定为

$3.0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 以上,更优选设定为 $5.0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 以上。位错密度的上限并没有特别的设定,但如果位错密度超过 $1.0 \times 10^{17}/\text{m}^2$,则延展性明显劣化,因而优选设定为 $1.0 \times 10^{17}/\text{m}^2$ 以下,更优选设定为 $3.0 \times 10^{16}/\text{m}^2$ 以下。

[0101] 位错密度可以采用 X 射线衍射法或透射型电子显微镜(TEM)观察求出。TEM 由于能够观察微小区域,因而只要是复相组织钢板,就可以分别测定铁素体以及硬质组织的位错密度。但是,TEM 观察在样品制作阶段,需要将钢板加工成薄板状、或者细针状,试料制作困难,而且试料较小,因而稍微的运动便使位错达到试料表面而消失,所以位错密度往往降低,在样品制作是需要予以充分的注意。另外,在 TEM 观察中,能够测定的视场也受到限制。另一方面,X 射线衍射法可以比较简单地对较宽区域的平均位错密度进行测定。因此,在本发明中,使用 X 射线衍射法而采用位错密度的测定方法。

[0102] 此外,位错密度可以通过将显微组织的分数控制在规定的范围、且实施适当的调质轧制来得到。这是因为根据显微组织种类的不同,蓄积于内部的位错密度也不同。

[0103] (脱碳层)

[0104] 另外,在本实施方式的高强度热浸镀锌钢板中,为了提高镀层的附着力,同时为了提高基底表层的屈服应力,以防止在烘烤硬化处理后容易屈服,将表层部设定为硬质组织较少的脱碳层,使微细的氧化物分散,由此使烘烤硬化性得以提高。此外,这里所说的所谓硬质组织,是指主要由上述硬质层和残余奥氏体构成的组织。

[0105] 在本实施方式中,将在母材钢板的表层部形成的脱碳层的厚度设定为 $0.01 \sim 10.0 \mu\text{m}$ 的范围,将在脱碳层中微细分散的氧化物的平均粒径设定为 500nm 以下的范围,而且将脱碳层中氧化物的平均密度设定为 1.0×10^{12} 个 $/\text{m}^2$ 以上的范围。

[0106] 下面就它们的限定理由进行说明。

[0107] 通过在母材钢板的表层部形成具有适度厚度的脱碳层,可以确保抗拉强度,而且可以提高母材钢板和镀层的附着力。当脱碳层厚度低于 $0.01 \mu\text{m}$ 时,由于不能充分地得到镀层的附着力,因而将脱碳层厚度设定为 $0.01 \mu\text{m}$ 以上。为了进一步提高镀层的附着力,脱碳层厚度优选设定为 $0.08 \mu\text{m}$ 以上,更优选为 $0.15 \mu\text{m}$ 以上。另一方面,过厚的脱碳层使钢板的抗拉强度和疲劳强度降低。从该角度考虑,脱碳层厚度设定为 $10.0 \mu\text{m}$ 以下。从疲劳强度的角度考虑,脱碳层厚度优选为 $9.0 \mu\text{m}$ 以下,更优选为 $8.0 \mu\text{m}$ 以下。

[0108] 此外,所谓脱碳层,是指从基底的最表面连续的区域,在该区域中,硬质组织的分数为母材钢板的 $1/4$ 厚度的硬质组织的分数的一半以下。

[0109] 关于脱碳层厚度,将平行于轧制方向的板厚断面精加工成镜面,使用 FE-SEM 进行观察,在 1 块钢板中测定 3 个部位以上的脱碳层厚度,将其平均值设定为脱碳层厚度。

[0110] 在母材钢板的表层部形成的脱碳层为低强度,以脱碳层为起点的破坏难以发生,但由于钢板的内部和脱碳层具有较大的强度差,因而基底和脱碳层的界面可以作为新的破坏的起点而发生作用。为防止这一现象的发生,使氧化物分散于脱碳层中的晶粒内和 / 或晶界,提高脱碳层的强度而减小与钢板内部的强度差是有效的。为了获得充分的强化,将氧化物的密度设定为 1.0×10^{12} 个 $/\text{m}^2$ 以上。为更加提高低温韧性,氧化物的密度优选设定为 3.0×10^{12} 个 $/\text{m}^2$ 以上,更优选设定为 5.0×10^{12} 个 $/\text{m}^2$ 以上。另一方面,如果氧化物的密度超过 1.0×10^{16} 个 $/\text{m}^2$,则氧化物间的距离过近,表层部因轻度的加工便发生破坏,从而损坏其上的镀层,所以设定为 1.0×10^{16} 个 $/\text{m}^2$ 以下。为使钢板表层具有充分的成形性,氧化物

的密度优选设定为 5.0×10^{15} 个 / m^2 以下, 更优选设定为 1.0×10^{15} 个 / m^2 以下。

[0111] 此外, 这里所说的所谓氧化物, 主要是指含有 Si 和 / 或 Mn 的氧化物。

[0112] 另外, 如果在脱碳层中分散的氧化物的尺寸较大, 则该氧化物自身作为破坏的起点而起作用, 因而使延展性等耐破坏特性劣化。因此, 将氧化物的平均粒径设定为 500nm 以下。为了更加提高延展性等耐破坏特性, 将氧化物的平均粒径优选设定为 300nm 以下, 更优选设定为 100nm 以下。氧化物的平均粒径的下限并没有特别的设定, 但为了使其低于 30nm, 需要严格控制处理气氛以及温度, 在实用上存在困难, 因而优选设定为 30nm 以上。

[0113] 脱碳层中的氧化物通过将平行于轧制方向的板厚断面精加工成镜面, 使用 FE-SEM 来进行观察。氧化物密度通过以 $7 \mu m^2$ 这种程度的面积对脱碳层进行观察, 数出氧化物的个数, 或者使用直至数出 1000 个氧化物所需要的观察面积而求出。另外, 氧化物的平均粒径是将随机选择的 100 ~ 1000 个的当量圆粒径进行平均而得到的。

[0114] <高强度合金化热浸镀锌钢板>

[0115] 此外, 也可以对在本实施方式的高强度热浸镀锌钢板的表面形成的热浸镀锌层进行合金化处理, 从而制成高强度合金化热浸镀锌钢板。由此得到的高强度合金化热浸镀锌钢板也可以发挥与上述的高强度热浸镀锌钢板同等的效果。

[0116] 另外, 本发明的高强度钢板也可以在上述热浸镀锌层或者合金化热浸镀锌层的表面形成由磷氧化物和 / 或含磷的复合氧化物构成的皮膜。由此, 加工钢板时可以作为润滑剂发挥作用, 可以保护在钢板表面形成的锌镀层。

[0117] 接着, 就本发明的高强度热浸镀锌钢板以及高强度合金化热浸镀锌钢板的化学成分(组成)进行说明。此外, 以下的说明中的 [%] 为 [质量 %]。

[0118] “C : 0.075 ~ 0.400%”

[0119] C 是为了提高高强度钢板的强度以及烘烤硬化性而含有的。但是, 如果 C 含量超过 0.400%, 则焊接性变得并不充分。从焊接性的角度考虑, C 含量优选为 0.300% 以下, 更优选为 0.250% 以下。另一方面, 如果 C 含量低于 0.075%, 则强度降低, 从而难以确保 900MPa 以上的最大抗拉强度。为了更加提高强度以及烘烤硬化性, C 含量优选为 0.085% 以上, 更优选为 0.100% 以上。

[0120] “Si : 0.01 ~ 2.00%”

[0121] Si 是在退火工序中, 为抑制铁系碳化物的生成而提高强度和成形性、同时得到规定量的残余奥氏体所必须的元素。但是, 如果 Si 含量超过 2.00%, 则钢板脆化, 从而冷轧往往变得困难。因此, 从冷轧的角度考虑, Si 含量优选为 1.80% 以下, 更优选为 1.50% 以下。另一方面, 在 Si 含量低于 0.01% 时, 铁系碳化物在退火工序中大量生成, 不能得到充分量的残余奥氏体, 进而在镀层的合金化处理中大量生成粗大的铁系碳化物, 从而强度以及成形性有可能劣化。因此, Si 含量优选为 0.20% 以上, 更优选为 0.50% 以上。

[0122] “Mn : 0.80 ~ 3.50%”

[0123] Mn 是为提高钢板的强度而在本发明的钢板中添加的。但是, 如果 Mn 含量超过 3.50%, 则在钢板的板厚中央部产生粗大的 Mn 浓化部, 脆化变得容易发生, 从而容易发生铸造的板坯开裂等故障。另外, 如果 Mn 含量超过 3.50%, 则焊接性也劣化。因此, Mn 含量需要设定为 3.50% 以下。从焊接性的角度考虑, Mn 含量优选为 3.00% 以下, 更优选为 2.70% 以下。另一方面, 如果 Mn 含量低于 0.80%, 则在退火后的冷却中大量形成软质的组织, 从而难

以确保 900MPa 以上的最大抗拉强度,所以需要将 Mn 含量设定为 0.80% 以上。为了更加提高强度,Mn 含量优选为 1.00% 以上,更优选为 1.30% 以上。

[0124] “P :0.0001 ~ 0.100%”

[0125] P 具有在钢板的板厚中央部偏析的倾向,使焊接区脆化。如果 P 含量超过 0.100%,则焊接区大幅度脆化,将 P 含量限定为 0.100% 以下。从脆化的角度考虑,P 含量优选设定为 0.030% 以下。此外,P 含量的下限不特别规定就可以发挥本发明的效果,但使 P 含量低于 0.0001% 由于伴随着制造成本的大幅度增加,因而将 0.0001% 设定为下限值。另外,优选为 0.0010% 以上。

[0126] “S :0.0001 ~ 0.0100%”

[0127] S 对焊接性以及铸造时和热轧时的制造性产生不良影响。因此,将 S 含量的上限值设定为 0.0100% 以下。另外,S 与 Mn 结合而形成粗大的 MnS,从而使延展性和拉伸凸缘性降低,因而优选设定为 0.0050% 以下,更优选设定为 0.0025% 以下。S 含量的下限不特别规定就可以发挥本发明的效果,但使 S 含量低于 0.0001% 由于伴随着制造成本的大幅度增加,因而将 0.0001% 设定为下限值。此外,优选为 0.0005% 以上,更优选为 0.0010% 以上。

[0128] “Al :0.001% ~ 2.00%”

[0129] Al 是抑制铁系碳化物的生成而容易得到残余奥氏体、同时使强度以及成形性得以提高的元素。但是,如果 Al 含量超过 2.00%,则焊接性恶化,因而将 Al 含量的上限设定为 2.00%。从该角度考虑,Al 含量优选设定为 1.50% 以下,更优选设定为 1.20% 以下。另一方面,Al 含量的下限即使没有特别的规定也可以发挥本发明的效果,但 Al 是在原料中微量存在的不可避免的杂质,为了将其含量设定为低于 0.001%,伴随着制造成本的大幅度增加,因而设定为 0.001% 以上。另外,Al 是作为脱氧材料也有效的元素,为了更充分地得到脱氧的效果,Al 量优选设定为 0.010% 以上。

[0130] “N :0.0001 ~ 0.0100%”

[0131] N 形成粗大的氮化物,使延展性以及拉伸凸缘性劣化,因而需要抑制其添加量。如果 N 含量超过 0.0100%,则其倾向变得显著,因而将 N 含量的上限设定为 0.0100%。从延展性以及拉伸凸缘性的角度考虑,N 含量的上限优选设定为 0.0070%,更优选设定为 0.0050%。另外,N 可能导致焊接时气孔的发生,因而其含量以较少为好。N 含量的下限不特别规定就可以发挥本发明的效果,但使 N 含量低于 0.0001% 时,将招致制造成本的大幅度增加,因而设定为 0.0001% 以上。另外,优选为 0.0005% 以上,更优选为 0.0010% 以上。

[0132] “O :0.0001 ~ 0.0100%”

[0133] O 形成氧化物,使延展性以及拉伸凸缘性劣化,因而需要抑制其添加量。如果 O 含量超过 0.0100%,则拉伸凸缘性的劣化变得显著,因而将 O 含量的上限设定为 0.0100% 以下。再者,O 含量优选为 0.0070% 以下,更优选为 0.0050% 以下。O 含量的下限不特别规定就可以发挥本发明的效果,但使 O 含量低于 0.0001% 由于伴随着制造成本的大幅度增加,因而将 0.0001% 设定为下限。再者,O 含量的下限优选设定为 0.0003%,更优选设定为 0.0005%。

[0134] 另外,在本发明的母材钢板中,除上述元素以外,优选添加 Ti :0.001 ~ 0.150%、Nb :0.001 ~ 0.100%、V :0.001 ~ 0.300% 之中的 1 种或 2 种以上。

[0135] “Ti :0.001 ~ 0.150%”

[0136] Ti 是由于通过析出物强化、因铁素体晶粒生长的抑制所得到的细粒强化、以及再

结晶的抑制而产生的位错强化,有助于钢板的强度上升的元素。但是,如果 Ti 含量超过 0.150%,则碳氮化物的析出增多而使成形性劣化,因而 Ti 含量优选为 0.150% 以下。Ti 含量的下限即使不特别规定也可以发挥本发明的效果,但为了充分地获得因 Ti 添加产生的强度上升效果, Ti 含量优选为 0.001% 以上。

[0137] “Nb :0.001 ~ 0.100%”

[0138] Nb 是由于通过析出物强化、因铁素体晶粒生长的抑制所得到的细粒强化、以及再结晶的抑制而产生的位错强化,有助于钢板的强度上升的元素。但是,如果 Nb 含量超过 0.150%,则碳氮化物的析出增多而使成形性劣化,因而 Nb 含量优选为 0.150% 以下。Nb 含量的下限即使不特别规定也可以发挥本发明的效果,但为了充分地获得因 Nb 产生的强度上升效果, Nb 含量优选为 0.001% 以上。

[0139] “V :0.001 ~ 0.300%”

[0140] V 是由于通过析出物强化、因铁素体晶粒生长的抑制所得到的细粒强化、以及再结晶的抑制而产生的位错强化,有助于钢板的强度上升的元素。但是,如果 V 含量超过 0.300%,则碳氮化物的析出增多而使成形性劣化,因而 V 含量优选为 0.300% 以下。V 含量的下限即使不特别规定也可以发挥本发明的效果,但为了充分地获得因 V 添加产生的强度上升效果, V 含量优选为 0.001% 以上。

[0141] 再者,在本发明的母材钢板中,除上述元素以外,优选添加 Mo :0.01 ~ 2.00%、W :0.01 ~ 2.00%、Cr :0.01 ~ 2.00%、Ni :0.01 ~ 2.00%、Cu :0.01 ~ 2.00%、B :0.0001 ~ 0.0100% 之中的 1 种或 2 种以上。

[0142] “Mo :0.01 ~ 2.00%”

[0143] Mo 是抑制在高温下的相变,对高强度化有效的元素,也可以进行添加以代替 C 和 / 或 Mn 的一部分。如果 Mo 含量超过 2.00%,则损害热加工性而使生产率降低,因而 Mo 含量优选为 2.00% 以下。Mo 含量的下限即使不特别规定也可以发挥本发明的效果,但为了充分地获得因 Mo 添加产生的高强度化, Mo 含量优选为 0.01% 以上。

[0144] “W :0.01 ~ 2.00%”

[0145] W 是抑制在高温下的相变,对高强度化有效的元素,也可以进行添加以代替 C 和 / 或 Mn 的一部分。如果 W 含量超过 2.00%,则损害热加工性而使生产率降低,因而 W 含量优选为 2.00% 以下。W 含量的下限不特别规定就可以发挥本发明的效果,但为了充分地获得因 W 添加产生的高强度化, W 含量优选为 0.01% 以上。

[0146] “Cr :0.01 ~ 2.00%”

[0147] Cr 是抑制在高温下的相变,对高强度化有效的元素,也可以进行添加以代替 C 和 / 或 Mn 的一部分。如果 Cr 含量超过 2.00%,则损害热加工性而使生产率降低,因而 Cr 含量优选为 2.00% 以下。Cr 含量的下限即使不特别规定也可以发挥本发明的效果,但为了充分地获得因 Cr 添加产生的高强度化, Cr 含量优选为 0.01% 以上。

[0148] “Ni :0.01 ~ 2.00%”

[0149] Ni 是抑制在高温下的相变,对高强度化有效的元素,也可以进行添加以代替 C 和 / 或 Mn 的一部分。如果 Ni 含量超过 2.00%,则由于损害焊接性,因而 Ni 含量优选为 2.00% 以下。Ni 含量的下限即使不特别规定也可以发挥本发明的效果,但为了充分地获得因 Ni 添加产生的高强度化, Ni 含量优选为 0.01% 以上。

[0150] “Cu :0.01 ~ 2.00%”

[0151] Cu 是以微细粒子的方式在钢中存在而提高强度的元素,可以添加以代替 C 和 / 或 Mn 的一部分。如果 Cu 含量超过 2.00%,则由于损害焊接性,因而 Cu 含量优选为 2.00% 以下。Cu 含量的下限即使不特别规定也可以发挥本发明的效果,但为了充分地获得因 Cu 添加产生的高强度化,Cu 含量优选为 0.01% 以上。

[0152] “B :0.0001 ~ 0.0100%”

[0153] B 是抑制在高温下的相变,对高强度化有效的元素,也可以进行添加以代替 C 和 / 或 Mn 的一部分。如果 B 含量超过 0.0100%,则损害热加工性而使生产率降低,因而 B 含量优选为 0.0100% 以下。B 含量的下限不特别规定就可以发挥本发明的效果,但为了充分地获得因 B 添加产生的高强度化,将 B 含量优选设定为 0.0001% 以上。

[0154] 再者,在本发明的母材钢板中,除上述元素以外,优选添加合计为 0.0001 ~ 0.0100% 的 Ca、Ce、Mg、Zr、La、REM 之中的 1 种或 2 种以上。

[0155] “Ca、Ce、Mg、Zr、La、REM 之中的 1 种或 2 种以上合计为 0.0001 ~ 0.0100%”

[0156] Ca、Ce、Mg、Zr、La、REM 是对成形性的改善有效的元素,可以添加 1 种或 2 种以上。但是,如果 Ca、Ce、Mg、Zr、La、REM 之中的 1 种或 2 种以上的含量合计超过 0.0100%,反而有可能损害延展性,因而各元素的含量合计优选为 0.0100% 以下。Ca、Ce、Mg、Zr、La、REM 之中的 1 种或 2 种以上的含量的下限不特别规定就可以发挥本发明的效果,但为了充分地获得钢板成形性的改善效果,各元素的含量合计优选为 0.0001% 以上。

[0157] 此外,所谓 REM,是 Rare Earth Metal 的缩写,指的是属于镧系元素系列的元素。在本发明中,REM 和 Ce 大多以混合稀土进行添加,除 La 和 Ce 以外,往往复合含有镧系元素系列的元素。作为不可避免的杂质,即使含有除这些 La 和 Ce 以外的镧系元素系列的元素也可以发挥本发明的效果。

[0158] <高强度热浸镀锌钢板的制造方法>

[0159] 接着,就本实施方式的高强度热浸镀锌钢板的制造方法进行说明。

[0160] 本实施方式的高强度热浸镀锌钢板的制造方法具有以下工序:热轧工序,将具有上述化学成分的板坯加热至 1180℃ 以上,开始分多个道次进行的热轧,进行 1050℃ ~ 轧制结束温度的范围的热轧钢板的温度 T、板厚 h 以及各道次间的经过时间 t 的关系满足下述式(1)的热轧,并在 880℃ 以上的温度区域使轧制结束;第 1 冷却工序,将从热轧结束后至冷却开始的经过时间设定为 1.0 秒以上,然后开始冷却,在 450℃ 以上使该冷却停止;冷轧工序,将从第 1 冷却后至 400℃ 的经过时间设定为 1 小时以上,其后将合计压下率设定为 30 ~ 75% 而进行冷轧;连续退火工序,在最高加热温度(Ac₃-50)℃ 以上进行退火;以及镀覆工序,在连续退火工序后,将钢板浸渍于镀锌浴中而在钢板的表面形成热浸镀锌层。

[0161] 此外,在下述式(1)中,N 表示从热轧开始至结束的总道次数,i 表示道次的顺序,T_i表示在第 i 个道次的轧制温度(℃),h_i表示在第 i 个道次的加工后的板厚(mm),t_i表示从第 i 个道次至下一个道次的经过时间。此外,i = 1 时,h₀=板坯厚度。另外,从最终道次至下一个道次的经过时间设定为从最终道次至热轧结束后的冷却开始时点的经过时间。

[0162] 这里,式(1)是考虑了热轧工序中奥氏体的再结晶的进行以及再结晶奥氏体的生长的经验式,是表示轧制后的奥氏体晶粒的大小的指标。轧制温度 T 的多项式和压下率之积表示再结晶的驱动力。指数项表示原子扩散的容易程度,与再结晶粒子奥氏体的生长速

度相关联。两者之积加上时间 t , 可以评价每 1 个道次的奥氏体的生长程度, 求出均方根而以其平方根可以评价由多道次热轧产生的奥氏体粒径。

[0163] 下面就上述制造条件的限定理由进行说明。

[0164]

$$0.10 \leq \left\{ \sum_{i=1}^n (5.20 \times 10^{-6} \cdot T_i^2 - 1.06 \times 10^{-3} \cdot T_i + 1.68 \times 10 \cdot T_i - 5.67 \times 10^3) \cdot \left(\frac{k_{i+1}}{k_i} \right)^2 \cdot \exp\left(-\frac{2.29 \times 10^4}{T_i}\right) \cdot t_i \right\}^{0.5} \leq 1.00 \quad \dots (1)$$

[0165] 为了制造本实施方式的高强度热浸镀锌钢板, 首先, 对具有上述化学成分(组成)的板坯进行铸造。

[0166] 供给热轧的板坯可以使用采用连续铸造板坯或薄板坯的铸造机等制造的板坯。本发明的高强度钢板的制造方法适合于在铸造后立即进行热轧的连续铸造-直接轧制(CC-DR)之类的工艺。

[0167] (热轧工序)

[0168] 在热轧工序中, 将板坯加热温度设定为 1180°C 以上。如果板坯加热温度过低, 则起因于铸造而有可能产生板坯组织的结晶方位的各向异性。另外, 如果板坯加热温度较低, 则精轧温度低于 Ar_3 相变点而处于铁素体以及奥氏体的双相区域轧制, 热轧板组织成为不均匀的混粒组织, 即使经过冷轧以及退火工序, 不均匀的组织也不会消除, 从而延展性和弯曲性较差。另外, 精轧温度的降低招致过度的轧制载荷的增加, 有可能使轧制变得困难, 或者有可能招致轧制后的钢板的形状不良, 因而板坯加热温度优选为 1200°C 以上。另一方面, 板坯加热温度的上限并没有特别的规定, 但为了超过 1300°C 而进行加热, 需要投入大量的能量, 因而板坯加热温度优选设定为 1300°C 以下。

[0169] 此外, Ar_3 相变点温度采用下式进行计算。

$$[0170] \quad Ar_3 = 901 - 325 \times C + 33 \times Si - 92 \times (Mn + Ni/2 + Cr/2 + Cu/2 + Mo/2) + 52 \times Al$$

[0171] 在上述式中, C、Si、Mn、Ni、Cr、Cu、Mo、Al 为各元素的含量 [质量 %]。

[0172] 将板坯加热至上述板坯加热温度后进行热轧, 从而制成热轧钢板。热轧时, 如果在高温下施加过度的压下量, 则奥氏体的织构增强, 其各向异性也增大。为了避免这种现象的发生, 在从 1100°C 至热轧结束的期间, 在满足由热轧钢板的温度、板厚以及各道次间的经过时间构成的上述式(1)的条件下进行热轧。

[0173] 上述式(1)也是评价奥氏体的织构的发达程度的式子, 如果上述式(1)的值低于 0.10, 则热轧钢板的奥氏体的织构增强, 因而上述式(1)的值设定为 0.10 以上。为了使织构进一步减弱、从而使奥氏体的结晶方位随机化, 上述式(1)的值优选设定为 0.20 以上, 更优选设定为 0.30 以上。

[0174] 另一方面, 如果上述式(1)的值超过 1.00, 则奥氏体的再结晶过度进行, 组织变得粗大, 因而上述式(1)的值优选设定为 1.00 以下, 更优选设定为 0.90 以下。

[0175] 另外, 在热轧工序中, 热轧的精轧温度即热轧的结束温度设定为 880°C 以上。

[0176] 如果热轧的结束温度低于 880°C, 则有可能促进奥氏体的织构的发达, 结晶方位强烈偏向, 从而冷轧以及退火后的残余奥氏体的结晶方位也有可能偏向。因此, 在热轧中, 重要的是尽可能在高温下轧制, 从而不使残余奥氏体的织构发达。

[0177] 另一方面,热轧的结束温度的上限并没有特别的设定,但在将结束温度设定为超过 1000℃的过高的温度区域的情况下,为确保其温度,需要以非常高的温度抽出板坯,在成本方面并不是优选的,因而结束温度优选设定为 1000℃以下。

[0178] (第 1 冷却工序)

[0179] 热轧结束后,将得到的热轧钢板快速冷却并以卷材的形式制成热轧卷材,由于直至该快速冷却开始的经过时间、以及快速冷却的条件对热轧钢板的各向异性产生影响,因而需要对其进行适当的控制。在本实施方式中,将从热轧结束后至快速冷却开始的经过时间设定为 1.0 秒以上,其后开始快速冷却,并在 450℃以上使该冷却停止。它们的限定理由如下所述。

[0180] 在热轧后,热轧钢板中的奥氏体的织构因轧制的加工而具有很强的各向异性。为了降低该各向异性,在热轧结束后直至其后的开始快速冷却的期间,需要进行奥氏体的再结晶。从该角度考虑,将从热轧结束后直至开始快速冷却的经过时间设定为 1.0 秒以上。为了使奥氏体的再结晶进一步发展,优选设定为 1.5 秒以上,更优选设定为 2.0 秒以上。该时间的上限并没有特别的设定,但为了在经过超过 20 秒的长时间后开始快速冷却,热轧后需要用于使钢板停留的充分的空间,需要设备的大幅度的大型化,在成本上是不优选的,因而将该时间优选设定为 20 秒以下。从成本的角度考虑,进一步优选设定为 15 秒以下。

[0181] 另外,热轧后至卷取成卷材的快速冷却的平均冷却速度优选设定为 10℃/秒~60℃/秒。在平均冷却速度为 10℃/秒以下时,铁素体和珠光体形成沿轧制方向伸展成带状的显微组织,进而 Mn 在珠光体中浓化而形成带状的 Mn 浓化区域。在退火工序得到的残余奥氏体受到该 Mn 浓化区域的影响,容易以沿轧制方向伸长的形态残存下来,有时产生烘烤硬化性的各向异性,因而是非优选的。另一方面,如果平均冷却速度超过 60℃/秒,则冷却中不会进行源于奥氏体的相变,冷却后成为低温相变组织。该低温相变组织强烈反映奥氏体的织构,因而是非优选的。

[0182] 另外,快速冷却的冷却停止温度对将热轧钢板卷取成卷材的工序中的组织相变产生影响。也就是说,在将热轧钢板卷取成卷材的工序中,在热轧钢板内生成珠光体和 / 或长径超过 1 μm 的粗大渗碳体,由此与冷轧相伴而导入的应变不均匀地分散,因而在退火工序中通过逆相变而生成各种各样的结晶方位的奥氏体,从而使残余奥氏体的织构随机化。也就是说,残余奥氏体的各向异性减弱,从而能够提高由该残余奥氏体的相变所得到的马氏体的各向同性。从该角度考虑,为了生成珠光体和 / 或粗大渗碳体,从而得到残余奥氏体的各向同性,热轧后的快速冷却的停止温度设定为 500℃以上。为了降低各向异性,冷却停止温度优选为 530℃以上,更优选为 550℃以上。另一方面,如果冷却停止温度过高,则钢板表层的氧化皮层过度增厚,从而损害表面品质,因此,需要将冷却停止温度设定为 650℃以下。从该角度考虑,优先将冷却停止温度设定为 630℃以下。

[0183] (第 2 冷却工序)

[0184] 接着,在将如前述那样进行过快速冷却的钢板接着卷取成卷材的工序中,将从快速冷却的停止至 400℃的经过时间设定为 1.0 小时以上。也就是说,在该经过时间的期间,为了充分生成珠光体和 / 或粗大渗碳体,从而减少烘烤硬化性的各向异性,在前述的快速冷却停止后,需要在生成渗碳体的温度区域停留充分的时间,因而进行缓冷,以便使从快速冷却的停止至 400℃的经过时间为 1 小时以上。

[0185] 该经过时间优选设定为 2.0 小时以上,更优选设定为 3.0 小时以上。经过时间的上限并没有特别的设定,但停留超过 24.0 小时时,需要特殊的设备,在成本上是不优选的,因而优选设定为 24.0 小时以下。

[0186] 这里,在该经过时间的期间使热轧钢板停留的工序通常与卷取工序重叠,但经过期间当然也可以将直至卷取后的卷材放置期间包括在内。再者,所谓二次冷却工序的缓冷,当然包括在上述经过期间内的一部分期间、于一定温度下滞留的情况。

[0187] (冷轧工序)

[0188] 对于如前述那样卷取成热轧卷材的钢板,其后实施冷轧。

[0189] 冷轧以合计压下率为 30%~75% 的方式进行。冷轧优选分多个道次进行而不管轧制的道次数和各道次的压下率的分配。如果冷轧的合计压下率低于 30%,则不会在钢板中蓄积充分的应变,从而在其后的退火工序中,通过逆相变所产生的奥氏体的结晶方位不会充分地随机化而产生各向异性,以致产生烘烤硬化性的各向异性。为了蓄积充分的应变,冷轧的压下率的合计优选设定为 33% 以上,进一步优选设定为 36% 以上。另一方面,如果压下率的合计超过 75%,则冷轧中钢板发生断裂的危险性提高,因而将压下率的合计设定为 75% 以下。从该角度考虑,压下率的合计优选设定为 70% 以下,进一步优选设定为 65% 以下。

[0190] (连续退火工序)

[0191] 接着,对如上述那样得到的冷轧钢板实施退火处理。在该退火工序中的达到最高加热温度后的冷却过程中,优选插入对钢板表面的热浸镀锌处理(根据情况的不同,进一步进行镀层的合金化处理)。也就是说,作为用于实施退火工序的设备,优选使用具有预热带、还原带、镀覆带的连续退火镀覆生产线。此外,预热带的的气氛可以是氧化气氛、无氧化气氛、直下还原气氛中的任一种。

[0192] 于是,下面使用这样的连续退火镀覆生产线,就在退火后的冷却过程中插入与镀覆相关的工序的连续处理进行说明。

[0193] 退火工序被设定为:优选以 600~750℃ 的范围内的平均加热速度为 20℃/sec 以下的方式进行升温,以最高加热温度为($A_{c3}-50$)℃ 以上的方式进行加热,以 740~500℃ 的范围内的平均冷却速度为 1.0℃/秒以上的方式进行冷却。

[0194] 这里,在连续退火镀覆生产线中,在预热带进行包含上述 600~750℃ 的范围内的 20℃/sec 以下的升温的加热过程,接着在还原带达到退火的最高加热温度,进而在直至镀覆带的期间的冷却过程中,进行上述 740~500℃ 的范围内的 1.0℃/秒以上的冷却。

[0195] 下面就这些退火条件进行说明。

[0196] 退火工序中的加热速度对钢板内的再结晶行为产生影响。特别地,600~750℃ 的升温速度对组织的各向同性化产生较大的影响。因此,在该温度范围内,通过使再结晶充分地进行,从而使逆相变前的组织成为均匀且各向同性的组织,由此,之后逆相变所产生的奥氏体也取微细且各向同性的形态,特别优先将 600~750℃ 的平均加热速度设定为 20℃/秒以下。

[0197] 这里,退火工序中的加热过程在连续退火镀覆生产线中的预热带进行,但其预热带的至少一部分被设定为氧化性气氛的氧化处理区,在该氧化处理区,优选对钢板表层进行用于形成适当厚度的 Fe 氧化覆盖膜的氧化处理。也就是说,作为之后通过在还原带的加热而于钢板表层形成脱碳层的阶段的前处理,优选在预热带的至少一部分的氧化处理区

事先形成适当厚度的 Fe 氧化覆盖膜。在此情况下,通过氧化处理区时的钢板温度设定为 400 ~ 800℃,在预热带内的氧化处理区,对于加热时的预热燃烧器所使用的空气和燃料气体的混合气体,通过将“单位体积的混合气体中含有的空气的体积”与“为了使单位体积的混合气体中含有的燃料气体完全燃烧而在理论上所需要的空气的体积”之比即空气比设定为 0.7 ~ 1.2,优选在钢板的表层形成 0.01 ~ 20 μm 的 Fe 氧化覆盖膜。

[0198] 如果所述空气比超过 1.2,氧化覆盖膜过度生长,在之后的还原带,钢板表层部所形成的脱碳层有可能过度生长,而且在还原带,不会使氧化覆盖膜完全还原而在钢板的表层残留氧化覆盖膜,从而镀覆性有可能降低。另一方面,在所述空气比低于 0.7 时,不能充分生成氧化覆盖膜。这里,在预热带的氧化处理区生成的氧化覆盖膜作为在之后的还原带形成的脱碳层中的含有 Si 和 / 或 Mn 的氧化物的氧供给源发挥作用,如果氧化覆盖膜没有充分生成,则有可能不能得到已经叙述的分散有高密度且微细的氧化物的脱碳层。

[0199] 这里,通过预热带的氧化处理区时的钢板温度如果低于 400℃,则不能形成充分的氧化覆盖膜,另一方面,在超过 800℃ 的高温下,由于氧化皮膜过度生长,因而难以将脱碳层厚度控制在规定的范围。

[0200] 如果退火工序中的最高加热温度较低,则向奥氏体的逆相变不会充分进行,从而铁素体的分数过度增大。另外,为了确保充分的硬质组织分数,最高加热温度设定为 (Ac₃-50) °C 以上,优选设定为 (Ac₃-35) °C 以上。最高加热温度的上限并没有特别的设定,但如果加热超过 1000℃,则明显损害钢板表面的品质,使镀层的润湿性劣化,因而最高加热温度优选设定为 1000℃ 以下,更优选设定为 950℃ 以下。

[0201] 这里,在连续退火镀覆生产线内的还原带优选达到退火工序的最高加热温度。在还原带,使预热带的氧化处理区生成的 Fe 氧化覆盖膜还原而形成脱碳层,同时可以使含有 Si 和 / 或 Mn 的氧化物适度分散于该脱碳层中。这里,还原带的气氛优选设定为水蒸气分压 P (H₂O) 和氢分压 P (H₂) 之比 (P (H₂O) / P (H₂)) 在 0.0001 ~ 2.00 的范围内的气氛。在 (P (H₂O) / P (H₂)) 低于 0.0001 时,含有 Si 和 / 或 Mn 的氧化物仅在最表面层形成,从而难以使含有 Si 和 / 或 Mn 的氧化物适度分散于脱碳层的内部。另一方面,如果 (P (H₂O) / P (H₂)) 超过 2.00,则脱碳过度进行,从而有可能不能将脱碳层厚度控制在规定的范围。此外,(P (H₂O) / P (H₂)) 更优选设定为 0.001 ~ 1.50 的范围,进一步优选设定为 0.002 ~ 1.20 的范围。

[0202] 退火工序中的自最高加热温度开始的冷却过程由于使铁素体相变受到抑制、且将相变温度尽可能地设定为低温而使有效晶体粒径变得微细,因而进行冷却,以便使其冷却过程中的从 740℃ 至 500℃ 的范围内的平均冷却速度为 1.0℃ / 秒以上。也就是说,从 740℃ 至 500℃ 为可以生成铁素体的温度区域,通过将该温度区域的平均冷却速度设定为 1.0℃ / 秒以上,可以使铁素体相变受到抑制。从这样的角度考虑,将自最高加热温度开始的冷却过程中的平均冷却速度优选设定为 2.5℃ / 秒以上,更优选设定为 4.0℃ / 秒以上。冷却速度的上限并没有特别的设定,但为了得到过大的平均冷却速度,需要特殊的冷却设备和对镀覆工序进行干涉的冷却介质,因而是非优选的。从该角度考虑,平均冷却速度优选设定为 150℃ / 秒以下,更优选设定为 100℃ / 秒以下。

[0203] (镀覆工序)

[0204] 接着,将钢板浸渍于镀覆带的热浸镀锌浴中,以进行热浸镀锌。镀覆浴的组成优

选的是以锌为主体,并将浴中的从总 Al 量中减去总 Fe 量所得到的值即有效 Al 量设定在 0.01 ~ 0.18wt% 的范围内。特别在镀覆后实施合金化处理的情况下,为了控制镀层合金化的进程,优选将浴中的有效 Al 量设定在 0.07 ~ 0.12wt% 的范围内。

[0205] 另一方面,在不使镀层合金化的情况下,浴中的有效 Al 量即使在 0.18 ~ 0.30wt% 的范围也没有问题。当 Al 较多时,在合金化之前事先在基底 / 镀层间产生 Al 合金,它作为阻挡层发挥作用,因而合金化不会进行。因此,在进行合金化的情况下,就要抑制 Al 量。另一方面,如果过于抑制 Al 量,则合金化过度进行,因而从该角度考虑,需要添加 Al,从而 Al 量由两者的平衡关系决定。与此相对照,在不进行合金化的情况下,即使形成阻挡层也没有大的问题,因而 Al 量即使较多,实质上也没有问题。

[0206] 另外,镀锌浴中即使混入 Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、Sr、I、Cs、Sr、REM 之中的 1 种或 2 种以上,也不会损害本发明的效果,根据其含量的不同,也有耐蚀性或加工性得以改善等优选的情况。

[0207] 镀覆浴的温度优选设定为 450°C ~ 470°C。当镀覆浴温度低于 450°C 时,镀覆浴的粘度过度提高,难以控制镀层的厚度,从而损害钢板的外观。另一方面,如果镀覆浴温度超过 470°C,则产生大量的烟雾,安全制造变得困难,因而镀覆浴温度优选为 470°C 以下。

[0208] 另外,如果钢板进入镀覆浴时的钢板温度低于 430°C,则为了使镀覆浴温度稳定在 450°C 以上,需要给镀覆浴以大量的热量,因而在实用上是不合适的。另一方面,如果钢板进入镀覆浴时的钢板温度超过 490°C,则为了使镀覆浴温度稳定在 470°C 以下,需要从镀覆浴进行大量排热的设备,从而在制造成本方面是不合适的。因此,为了稳定镀覆浴的浴温,钢板进入镀覆浴的温度优选设定为 430°C ~ 490°C。

[0209] 再者,在向镀覆浴中浸渍前或者浸渍后,为了进行贝氏体相变而充分确保残余奥氏体,在 300 ~ 470°C 的范围内的温度下与浸渍于镀覆浴的时间合在一起滞留 20 ~ 1000 秒,由此可以控制残余奥氏体的体积分数。在此情况下,当停留时间低于 20 秒时,贝氏体相变不会充分地进行,碳在残余奥氏体中的浓化并不充分。为了进一步提高烘烤硬化性,停留时间优选为 35 秒以上,更优选为 50 秒以上。另一方面,如果停留时间超过 1000 秒,则碳在残余奥氏体中过度浓化,或者开始渗碳体的生成而不能得到规定的特性。为了限制残余奥氏体中的碳浓化,从而得到高的烘烤硬化性,停留时间优选为 600 秒以下,更优选为 450 秒以下。

[0210] 另外,在镀覆后进行合金化处理的情况下,贝氏体相变处理无论是在合金化处理之前还是在之后都没有关系。

[0211] 在向镀覆浴中的浸渍之后,也可以进行镀层的合金化处理。当合金化处理温度低于 470°C 时,合金化不会充分进行,因而优选设定为 470°C 以上。另外,如果合金化处理温度超过 620°C,则生成粗大的渗碳体,强度明显降低,因而优选设定为 620°C 以下。合金化处理温度更优选设定为 480 ~ 600°C,进一步优选设定为 490 ~ 580°C。

[0212] 合金化处理时间为了使合金化充分地进行,优选设定为 2 秒以上,更优选设定为 5 秒以上。另一方面,如果合金化处理时间超过 200 秒,则镀层过度合金化,特性有可能劣化,因而合金化处理时间优选设定为 200 秒以下,更优选设定为 100 秒以下。

[0213] 此外,合金化处理优选在向镀覆浴中的浸渍之后立即进行,也可以在浸渍后使钢板温度暂且下降至 150°C 以下,然后再加热至合金化处理温度。

[0214] 在热浸镀锌后(热浸镀锌后立即实施合金化处理时为合金化处理后)的冷却过程中,如果冷却至 150℃ 以下的温度区域时的平均冷却速度低于 0.5℃ / 秒,则生成粗大的渗碳体,从而强度和 / 或延展性有可能劣化,因而该平均冷却速度优选设定为 0.5℃ / 秒以上,另外,更优选设定为 1.0℃ / 秒以上。

[0215] 另外,在热浸镀锌后(热浸镀锌后立即实施合金化处理时为合金化处理后)的冷却途中或者冷却后,为了对马氏体进行回火,也可以进行再加热处理。再加热时的加热温度在低于 200℃ 时,回火不会充分进行,因而优选设定为 200℃ 以上。另外,如果加热温度超过 620℃,则强度明显劣化,因而优选设定为 620℃ 以下,更优选设定为 550℃ 以下。

[0216] 进而在镀覆工序后,为了使冷却至室温的钢板的平均位错密度得以提高,优选进行实施冷轧的调质轧制。在该调质轧制中,压下率优选设定为 5.00% 以下。此外,压下率的下限并没有特别的规定,但优选设定为 0.05% 以上,更优选设定为 0.10% 以上。

[0217] 在此情况下,实际上不会生成加工诱发马氏体、且在铁素体中产生位错这种程度的调质轧制的压下率优选设定为 1% 以下,更优选设定为 0.50% 以下。通过该调质轧制,大部分残余奥氏体不会发生加工诱发相变,在钢板的整个区域可以导入 $1.0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 左右的应变。

[0218] 另外,也可以对采用上述方法得到的热浸镀锌钢板实施磷酸系皮膜形成处理,从而形成由磷氧化物和 / 或含有磷的复合氧化物构成的皮膜。由磷氧化物和 / 或含磷的复合氧化物构成的皮膜在对钢板进行加工时可以作为润滑剂发挥作用,可以保护在母材钢板的表面形成的镀层。

[0219] 下面通过实施例,就本发明进行具体的说明。此外,以下的实施例是表示本发明的具体的效果的实施例,实施例中记载的条件当然并不限定本发明的技术范围。

[0220] 实施例

[0221] 下面,根据实施例来说明本发明的效果,但本发明并不局限于以下实施例所采用的条件。

[0222] 铸造具有表 1 ~ 3 所示的 A ~ AG 的化学成分(组成)的板坯,铸造后立即在表 4 ~ 7 所示的热轧工序的条件(板坯加热温度、上述式(1)、热轧结束温度)下进行热轧,将从热轧结束后至卷取成卷材的快速冷却(第 1 冷却工序)的条件(直至快速冷却开始的经过时间、快速冷却的平均冷却速度、快速冷却的停止温度)设定为表 4 ~ 7 所示的条件而进行冷却,其后,接着的卷取成卷材的工序将快速冷却的停止至 400℃ 的冷却(第 2 冷却)所需要的经过时间设定为表 4 ~ 7 所示的条件来进行。然后,在将钢板卷取成卷材后,以表 4 ~ 7 所示的压下率进行冷轧工序(冷轧工序)。

[0223] 表 1

[0224]

化学成分	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	
	质量%	质量%	质量%	质量%	质量%	质量%	质量%	质量%	
A	0.165	1.08	2.30	0.0051	0.0020	0.042	0.0018	0.0018	实施例
B	0.096	1.38	2.52	0.0110	0.0018	0.035	0.0021	0.0018	实施例
C	0.233	0.72	1.70	0.0137	0.0031	0.082	0.0031	0.0009	实施例
D	0.171	0.58	2.08	0.0131	0.0008	0.204	0.0047	0.0012	实施例
E	0.287	0.23	2.52	0.0157	0.0045	0.949	0.0014	0.0008	实施例
F	0.228	1.23	1.51	0.0143	0.0082	0.055	0.0025	0.0020	实施例
G	0.218	1.01	2.73	0.0077	0.0030	0.054	0.0009	0.0014	实施例
H	0.123	1.85	1.28	0.0096	0.0090	0.072	0.0043	0.0024	实施例
I	0.166	0.36	2.88	0.0137	0.0011	0.960	0.0047	0.0002	实施例
J	0.236	0.89	2.12	0.0139	0.0038	0.037	0.0046	0.0017	实施例
K	0.183	0.84	1.60	0.0051	0.0025	0.060	0.0018	0.0015	实施例
L	0.330	0.98	2.20	0.0108	0.0034	0.652	0.0027	0.0025	实施例
M	0.187	1.39	0.92	0.0094	0.0027	0.073	0.0016	0.0014	实施例
N	0.087	1.78	2.21	0.0080	0.0042	0.056	0.0026	0.0017	实施例
O	0.224	1.21	2.68	0.0032	0.0050	0.083	0.0038	0.0008	实施例
P	0.185	0.82	1.84	0.0083	0.0020	0.051	0.0023	0.0017	实施例
Q	0.244	0.08	2.44	0.0180	0.0026	1.261	0.0038	0.0018	实施例
R	0.170	1.51	1.12	0.0140	0.0019	0.087	0.0038	0.0011	实施例
S	0.126	0.60	2.87	0.0075	0.0047	0.061	0.0016	0.0008	实施例
T	0.185	0.48	2.51	0.0132	0.0008	0.325	0.0049	0.0013	实施例
U	0.195	1.17	1.98	0.0082	0.0051	0.029	0.0027	0.0012	实施例
V	0.207	0.86	1.68	0.0148	0.0020	0.040	0.0046	0.0021	实施例
W	0.193	0.19	2.15	0.0098	0.0012	0.749	0.0016	0.0024	实施例
X	0.183	0.83	1.44	0.0100	0.0057	0.481	0.0021	0.0024	实施例
Y	0.104	1.73	1.90	0.0098	0.0034	0.017	0.0059	0.0018	实施例
Z	0.274	0.57	2.35	0.0147	0.0026	0.123	0.0065	0.0018	实施例
AA	0.121	0.84	3.04	0.0074	0.0015	0.046	0.0030	0.0013	实施例
AB	0.153	1.14	1.70	0.0051	0.0043	0.054	0.0038	0.0017	实施例
AC	0.252	0.72	2.85	0.0140	0.0044	0.089	0.0027	0.0008	实施例
AD	0.197	1.37	1.87	0.0094	0.0014	0.052	0.0039	0.0013	实施例
AE	0.069	1.23	2.30	0.0116	0.0048	0.028	0.0026	0.0014	比较例
AF	0.321	1.17	2.31	0.0050	0.4800	0.038	0.0030	0.0022	比较例
AG	0.149	1.16	0.37	0.0090	0.0053	0.028	0.0030	0.0011	比较例
AH	0.184	2.79	2.31	0.015	0.0024	0.111	0.0032	0.0009	比较例
AI	0.167	0.00	2.35	0.014	0.0015	0.013	0.0025	0.0017	比较例
AJ	0.154	0.94	4.27	0.012	0.0025	0.087	0.0039	0.0018	比较例
AK	0.152	0.84	2.34	0.016	0.0009	2.43	0.0048	0.0012	比较例

[0225] 表 2

[0226]

化学成分	Ti 质量%	Nb 质量%	V 质量%	Cr 质量%	Ni 质量%	Cu 质量%	Mo 质量%	B 质量%	
A									实施例
B									实施例
C									实施例
D									实施例
E									实施例
F				0.17					实施例
G		0.029							实施例
H				1.04					实施例
I					0.79				实施例
J			0.109						实施例
K								0.0015	实施例
L						0.14			实施例
M				0.81			0.05		实施例
N									实施例
O									实施例
P									实施例
Q							0.08	0.0009	实施例
R	0.003	0.018						0.0030	实施例
S	0.030								实施例
T					0.49	0.21			实施例
U									实施例
V	0.051							0.0042	实施例
W									实施例
X					1.04	0.47			实施例
Y									实施例
Z							0.23		实施例
AA									实施例
AB									实施例
AC	0.079	0.007							实施例
AD									实施例
AE									比较例
AF									比较例
AG									比较例
AH									比较例
AI									比较例
AJ									比较例
AK									比较例

[0227] 表 3

[0228]

化学成分	W 质量%	Ca 质量%	Ca 质量%	Mg 质量%	Zr 质量%	La 质量%	REM 质量%	
A								实施例
B								实施例
C								实施例
D								实施例
E								实施例
F		0.0028						实施例
G								实施例
H								实施例
I								实施例
J								实施例
K								实施例
L								实施例
M								实施例
N		0.0008	0.0010					实施例
O	0.41							实施例
P			0.0025					实施例
Q								实施例
R			0.0017					实施例
S								实施例
T								实施例
U				0.0015				实施例
V								实施例
W						0.0028		实施例
X								实施例
Y							0.0036	实施例
Z								实施例
AA					0.0028			实施例
AB		0.0049						实施例
AC								实施例
AD								实施例
AE								比较例
AF								比较例
AG								比较例
AH								比较例
AI								比较例
AJ								比较例
AK								比较例

[0229] 表 4

实验例	化学成分	热轧			第1冷却			第2冷却	冷轧工序	备注
		板坯加热温度 °C	式1	轧制结束温度 °C	直至冷却开始的 经过时间 秒	平均冷却速度 °C/秒	冷却停止温度 °C	直至400°C的 经过时间 小时	压下率 %	
1	A	1215	0.40	968	3.8	30.0	571	3.3	40	实施例
2	A	1240	0.57	952	3.2	34.8	605	3.9	58	实施例
3	A	1230	0.88	884	4.1	25.5	573	2.1	42	实施例
4	A	1260	0.43	929	4.0	28.7	584	5.2	53	实施例
5	B	1240	0.48	890	4.0	28.5	582	2.4	60	实施例
6	B	1205	0.18	978	1.8	37.7	575	3.0	65	实施例
7	B	1265	0.81	953	2.4	51.4	553	3.9	50	实施例
8	B	1245	0.69	887	3.2	27.5	602	3.3	65	实施例
9	C	1280	0.51	908	1.4	25.9	611	3.8	50	实施例
10	C	1200	0.59	948	1.5	35.1	618	2.7	58	实施例
11	C	1215	0.79	934	3.5	37.8	566	3.4	63	实施例
12	C	1220	0.31	950	2.7	45.2	587	5.2	71	实施例
13	D	1270	0.65	949	2.9	29.0	585	2.7	58	实施例
14	D	1215	0.40	915	1.6	31.0	634	4.6	50	实施例
15	D	1210	0.84	899	8.5	28.2	582	2.9	58	实施例
16	D	1030	0.02	750	2.4	12.5	577	2.5	58	比较例
17	E	1255	0.72	932	2.3	31.5	547	4.0	45	实施例
18	E	1210	0.45	945	4.4	27.4	568	2.0	72	实施例
19	E	1245	0.62	915	3.4	24.6	604	2.9	40	实施例
20	E	1210	0.07	957	2.7	28.6	578	2.2	63	比较例
21	F	1260	0.31	920	2.7	26.6	599	3.4	58	实施例
22	F	1260	0.62	988	3.9	47.5	595	2.6	35	实施例
23	F	1245	0.69	912	2.4	28.5	602	4.1	34	实施例
24	F	1265	0.02	927	3.6	46.8	560	2.4	48	比较例
25	G	1235	0.25	934	2.3	31.8	602	3.9	50	实施例
26	G	1205	0.40	913	3.5	46.0	524	2.5	48	实施例
27	G	1240	0.60	941	3.2	29.6	587	3.3	64	实施例
28	G	1260	0.18	840	2.2	44.6	551	3.6	66	比较例
29	H	1275	0.54	882	2.9	41.3	569	2.7	56	实施例
30	H	1205	0.23	917	4.7	35.8	614	3.7	58	实施例

[0230]

[0231] 表 5

[0232]

实验例	化学成分	热轧			第1冷却			第2冷却	冷轧工序	备注
		板坯加热温度	式I	轧制结束温度	直至冷却开始的时间	平均冷却速度	冷却停止温度	直至400℃的经过时间	压下率	
31	H	1220	0.19	935	4.7	16.1	611	3.8	53	实施例
32	H	1230	0.37	949	0.2	26.1	615	4.7	60	比较例
33	I	1205	0.91	933	3.9	41.8	566	3.4	38	实施例
34	I	1225	0.67	913	7.4	31.7	574	2.5	53	实施例
35	I	1230	0.41	894	3.7	21.0	609	3.3	64	实施例
36	I	1250	0.21	901	2.5	33.9	429	5.0	30	比较例
37	J	1240	0.52	920	1.1	30.5	549	5.0	50	实施例
38	J	1275	0.83	946	2.8	33.9	582	2.3	38	实施例
39	J	1235	0.27	888	3.2	21.6	588	1.6	66	实施例
40	J	1235	0.54	958	1.2	44.1	543	0.3	60	比较例
41	K	1200	0.25	895	3.0	29.8	561	2.3	45	实施例
42	K	1240	0.62	953	3.3	35.8	589	3.5	59	实施例
43	K	1200	0.31	953	3.1	44.0	583	2.8	42	实施例
44	K	1210	0.54	916	3.1	26.0	613	3.8	15	比较例
45	L	1200	0.58	955	4.2	41.9	621	1.8	41	实施例
46	L	1225	0.60	949	3.7	26.9	584	2.9	55	实施例
47	L	1260	0.51	984	3.1	30.8	590	3.9	47	实施例
48	L	1205	0.20	956	3.3	43.4	577	2.2	88	比较例
49	M	1200	0.87	907	3.7	31.7	567	3.8	44	实施例
50	M	1260	0.38	913	4.4	25.5	587	1.5	40	实施例
51	M	1240	0.60	930	4.6	35.7	613	2.5	56	实施例
52	M	1260	0.34	937	3.2	37.3	608	2.8	63	比较例
53	N	1260	0.52	960	4.9	41.6	599	4.4	35	实施例
54	N	1270	0.53	951	1.4	48.2	596	4.0	46	实施例
55	N	1270	0.22	973	2.2	28.8	605	5.4	48	实施例
56	N	1250	0.40	932	4.1	35.8	623	2.9	42	比较例
57	O	1200	0.69	940	2.6	41.7	565	2.0	65	实施例
58	O	1205	0.46	882	3.4	37.8	599	3.7	64	实施例
59	O	1245	0.30	913	3.1	26.5	587	3.5	67	实施例
60	O	1205	0.44	988	1.7	36.7	582	2.2	71	比较例

[0233] 表 6

[0234]

实验例	化学成分	热轧			第1冷却			第2冷却	冷轧工序	备注
		板坯加热温度	式1	轧制结束温度	直至冷却开始的经过时间	平均冷却速度	冷却停止温度	直至400℃的经过时间	压下率	
		℃		℃	秒	℃/秒	℃	小时	%	
61	P	1275	0.26	939	3.6	41.6	585	4.9	38	实施例
62	P	1200	0.16	950	3.6	28.2	640	7.9	43	实施例
63	P	1265	0.54	933	3.9	30.1	600	6.2	44	实施例
64	P	1260	1.55	923	2.9	24.9	608	3.1	53	比较例
65	Q	1215	0.41	941	2.0	33.9	598	5.4	37	实施例
66	Q	1265	0.81	901	9.2	13.5	638	6.6	53	实施例
67	Q	1230	0.21	965	4.7	44.6	562	3.4	46	实施例
68	Q	1205	2.03	922	2.5	37.7	597	4.5	44	比较例
69	R	1240	0.40	942	2.6	40.3	535	1.7	48	实施例
70	R	1255	0.72	932	3.3	21.4	600	4.0	53	实施例
71	R	1210	0.50	915	2.2	31.5	585	4.0	84	实施例
72	R	1280	0.65	910	3.3	32.6	555	3.6	45	实施例
73	S	1270	0.55	928	2.4	29.7	560	1.7	50	实施例
74	S	1215	0.27	887	4.0	30.2	569	3.2	50	实施例
75	S	1220	0.76	958	3.4	52.5	562	3.0	50	实施例
76	S	1255	0.65	961	2.2	34.1	608	4.4	62	实施例
77	T	1275	0.48	920	2.2	52.5	514	1.5	40	实施例
78	T	1240	0.14	925	2.6	36.8	587	3.2	50	实施例
79	T	1245	0.49	952	2.9	44.1	585	2.9	81	实施例
80	T	1235	0.32	916	3.1	31.1	566	3.9	50	实施例
81	U	1265	0.48	917	4.5	38.2	609	3.5	63	实施例
82	U	1250	0.22	894	4.6	22.9	598	6.0	41	实施例
83	U	1255	0.25	917	4.3	39.3	579	2.4	56	实施例
84	U	1275	0.52	906	3.5	25.4	566	3.6	53	实施例
85	V	1200	0.79	936	4.7	42.2	558	2.8	71	实施例
86	V	1255	0.48	983	2.0	46.6	568	3.0	53	实施例
87	V	1215	0.43	893	4.4	35.4	565	4.3	42	实施例
88	V	1200	0.78	958	4.8	31.0	586	3.1	43	实施例
89	W	1210	0.71	917	2.3	27.6	579	3.6	58	实施例
90	W	1240	0.26	984	3.8	28.5	605	5.3	65	实施例

[0235] 表 7

实验例	化学成分	热轧			第1冷却			第2冷却	冷轧工序	备注
		板坯加热温度 ℃	式I	轧制结束温度 ℃	直至冷却开始	平均冷却速度 ℃/秒	冷却停止温度 ℃	直至400℃的经过时间 小时	压下率 %	
					经过时间 秒					
91	W	1255	0.43	927	10.9	30.9	580	3.2	57	实施例
92	W	1275	0.71	924	4.9	29.8	590	2.3	64	实施例
93	X	1250	0.28	916	3.3	23.8	589	3.5	44	实施例
94	X	1200	0.74	907	3.9	32.5	560	4.3	58	实施例
95	X	1205	0.44	945	4.9	41.1	580	2.3	54	实施例
96	X	1250	0.83	950	2.3	47.5	575	3.2	55	实施例
97	Y	1225	0.50	909	3.0	11.8	610	2.8	60	实施例
98	Y	1275	0.31	917	1.2	43.4	566	2.8	60	实施例
99	Y	1215	0.21	912	2.9	33.6	599	2.9	47	实施例
100	Y	1230	0.34	924	4.8	38.6	582	2.4	60	实施例
101	Z	1215	0.43	923	3.1	43.1	585	2.4	64	实施例
102	Z	1215	0.59	942	3.5	30.5	572	3.0	62	实施例
103	Z	1200	0.43	919	2.0	45.7	585	3.1	39	实施例
104	Z	1230	0.51	926	2.9	29.5	584	2.3	67	实施例
105	AA	1225	0.24	936	3.5	35.6	593	4.8	53	实施例
106	AA	1205	0.37	943	3.4	35.6	584	2.3	57	实施例
107	AA	1240	0.49	907	1.9	35.4	520	1.6	60	实施例
108	AA	1215	0.20	981	4.2	36.8	585	3.8	59	实施例
109	AB	1235	0.55	950	2.6	36.5	588	4.0	46	实施例
110	AB	1215	0.32	956	3.9	33.6	627	4.2	41	实施例
111	AB	1225	0.50	945	3.7	29.8	610	2.8	44	实施例
112	AB	1205	0.29	880	2.4	21.5	603	4.3	57	实施例
113	AC	1210	0.40	955	3.5	32.7	569	2.3	31	实施例
114	AC	1250	0.54	932	6.1	22.1	582	2.4	56	实施例
115	AC	1230	0.31	930	4.5	47.2	533	3.7	42	实施例
116	AC	1255	0.45	933	3.8	41.1	572	3.6	50	实施例
117	AD	1210	0.32	952	2.8	26.6	602	7.5	58	实施例
118	AD	1255	0.57	923	2.1	31.2	613	3.0	56	实施例
119	AD	1240	0.59	916	2.1	37.7	611	4.7	44	实施例
120	AD	1250	0.46	942	4.7	25.5	601	3.6	39	实施例
121	AE	1225	0.56	930	2.3	34.2	597	2.8	58	比较例
122	AF	1255	0.38	884	4.2	23.1	587	3.0	45	比较例
123	AG	1225	0.76	937	3.7	34.4	563	2.5	50	比较例
124	AH	1205	0.41	884	3.1	38	608	2.6	-	比较例
125	AI	1255	0.31	920	1.7	37	589	3.5	73	比较例
126	AJ	板坯断裂，因而试验中断								比较例
127	AK	1205	0.47	880	2.6	34	600	2.3	40	比较例
128	G	1200	0.18	884	3.5	4	618	3.8	40	比较例
129	G	1235	0.79	919	1.4	23	592	3.3	53	比较例
130	G	1245	0.20	887	2.4	33	613	3.9	40	比较例
131	V	1215	0.37	917	2.3	22	612	3.6	60	比较例
132	V	1215	0.36	913	3.5	37	608	3.5	67	比较例
133	B	1205	0.34	892	2.3	23	582	2.9	50	比较例
134	B	1240	0.47	888	3.5	25	599	4.1	50	比较例
135	O	1225	0.33	903	2.6	25	597	2.8	47	比较例
136	O	1225	0.39	914	3.2	40	583	3.7	60	比较例
137	D	1200	0.51	911	3.4	35	605	2.9	53	比较例

[0236]

[0237] 接着,使用具有预热带、还原带、镀覆带的连续退火镀覆生产线,在表8~14所示的各条件下进行退火工序~镀覆工序。

[0238] 此外,实验例2、26、38、98以及114在将钢板浸渍于镀覆浴中后,在冷却至室温的期间实施贝氏体相变处理。另一方面,实验例10、22、42、102以及107在将钢板浸渍于镀覆

浴中、且进行了合金化处理后,在冷却至室温的期间实施贝氏体相变处理。除上述以外的实验例在第一冷却工序之后,在将钢板浸渍于镀覆浴中之前实施贝氏体相变处理。

[0239] 另外,表中记载的所谓第三冷却工序,是 740 ~ 500℃ 范围内的冷却工序,所谓贝氏体相变处理,是向镀覆浴中浸渍后,使其在 300 ~ 470℃ 范围内的温度下停留的处理,所谓第四冷却工序,是在停留后的冷却过程中冷却至 150℃ 以下的温度区域的工序。

[0240] 在镀覆工序后,为了对马氏体进行回火,对一部分钢板进行再加热处理(回火工序),进而以表 8 ~ 14 所示的压下率对一部分钢板进行调质轧制。

[0241] 此外,表 8 ~ 14 中所示的钢种 GI 表示对钢板表面实施过热浸镀锌的热浸镀锌钢板,GA 表示在实施热浸镀锌后还进行过合金化处理的合金化热浸镀锌钢板。

[0242] 此外,表 8 ~ 14 中的 Ac_3 基于以下的实验式进行计算。

[0243]

$$Ac_3 [^\circ C] = 910 - 203\sqrt{C} + 44.7Si - 30Mn + 200Al - 20Ni - 10Cr$$

[0244]

表8

实验例	化学成分	钢种	加热工序			第三冷却工序 740~500℃ 的冷却速度 ℃/秒	贝氏体 相变 处理 300~470℃ 的停留 时间 秒	第四冷却 工序 冷却 速度 ℃/秒	回火 工序 回火 温度 ℃	冷轧	预热卷 空气比	还原率 P(H2O) /P(H2)	镀锌卷			合金化炉		钢种
			加热 温度 ℃	Ac3 ℃	加热 温度 --Ac3 ℃								有效 Al量 质量%	镀锌 温度 ℃	钢板 进入 温度 ℃	合金化 温度 ℃	处理 时间 秒	
1	A	GI	809~750℃ 的加热 速度 ℃/秒	790	815	-25	4.3	217.8	2.1	—	1.0	0.058	468	473	—	—	实例例	
2	A	GI	—	803	815	-12	1.8	37.7	3.2	—	—	0.208	463	458	—	—	实例例	
3	A	GA	—	827	815	12	32.9	55.8	2.6	0.20	1.0	0.125	462	453	523	20	实例例	
4	A	GI	—	821	815	6	1.6	38.4	3.1	—	1.2	0.057	454	462	—	—	实例例	
5	B	GI	—	813	841	-28	3.2	36.8	2.2	—	1.0	0.054	461	466	—	—	实例例	
6	B	GA	—	871	841	30	15.5	48.3	2.7	0.20	0.9	0.083	454	472	500	14	实例例	
7	B	GA	—	874	841	33	6.4	56.9	3.3	0.20	1.1	0.108	457	477	485	18	实例例	
8	B	GI	—	831	841	-10	2.6	26.1	5.3	—	1.0	0.063	459	455	—	—	实例例	
9	C	GI	—	766	790	-24	5.3	24.8	3.1	—	1.2	0.389	453	458	—	—	实例例	
10	C	GA	—	805	790	15	3.2	28.7	1.9	—	1.2	0.011	465	476	496	21	实例例	
11	C	GA	—	785	790	-5	18.5	87.6	3.5	380	0.7	0.019	454	443	551	4	实例例	
12	C	GI	—	775	790	-15	24.4	29.9	3.8	—	1.1	0.042	460	485	—	—	实例例	
13	D	GI	—	827	823	4	5.0	110.4	4.8	—	1.1	0.014	463	454	—	—	实例例	
14	D	GA	—	815	823	-8	41.7	30.3	3.9	390	0.9	0.048	451	430	576	12	实例例	
15	D	GA	—	819	823	-4	4.2	47.5	2.5	—	0.7	0.028	454	448	504	16	实例例	
16	D	GI	—	857	823	34	41.8	48.8	4.2	—	0.9	0.371	462	452	—	—	比较例	
17	E	GI	—	892	926	-34	2.6	27.4	5.3	—	0.7	0.056	461	459	—	—	实例例	
18	E	GI	—	924	926	-2	11.7	25.8	4.1	—	0.7	0.021	480	448	—	—	实例例	
19	E	GA	—	943	928	17	5.7	37.9	4.1	—	0.9	0.562	459	448	551	23	实例例	
20	E	GI	—	934	926	8	21.6	28.8	3.6	—	0.9	0.064	464	456	—	—	比较例	
21	F	GI	—	829	836	-7	2.7	130.3	2.4	—	0.9	0.036	484	440	—	—	实例例	

[0245]

表9

实例例	化学成分	钢种	加热工序				第三冷却工序 740~500℃ 的冷却速度 ℃/秒	第四冷却工序 冷却速度 ℃/秒	回火 工序 回火 温度 ℃	冷轧 压下率 %	预热带 空气比	还原带 P(+20) /P(+42)	镀锌带			合金化炉		钢种
			加热 温度 ℃	Ac3 ℃	加热 温度 ~Ac3 ℃	有效 Al量 %							镀锌 浴温 ℃	钢板的 进入 温度 ℃	合金化 温度 ℃	处理 时间 秒		
22	F	GA	12.3	789	836	-47	44.8	2.2	---	0.7	0.323	459	443	461	22	实例例		
23	F	GA	4.2	858	836	22	4.5	4.4	---	1.0	0.025	451	471	515	17	实例例		
24	F	GI	6.5	816	836	-18	23.2	4.6	---	1.0	0.295	459	457	---	---	比较例		
25	G	GI	4.3	813	790	23	42.2	2.9	---	0.8	0.181	463	443	---	---	实例例		
26	G	GI	4.4	761	790	-29	1.8	5.2	---	1.0	0.501	455	471	---	---	实例例		
27	G	GA	6.3	762	790	-28	7.7	1.7	---	0.9	0.004	453	480	496	20	实例例		
28	G	GI	3.7	765	790	-5	4.5	2.5	---	0.9	0.084	453	468	---	---	比较例		
29	H	GI	3.9	888	903	-15	6.4	4.0	---	1.0	0.007	459	489	---	---	实例例		
30	H	GA	3.3	881	903	-22	25.6	3.4	---	0.8	0.0004	461	475	504	21	实例例		
31	H	GA	5.0	875	903	-28	2.0	1.6	---	1.1	0.043	480	445	503	13	实例例		
32	H	GI	5.7	907	903	4	26.2	4.2	---	1.0	0.022	456	455	---	---	比较例		
33	I	GI	5.5	965	949	16	2.1	2.8	---	1.1	0.028	461	471	---	---	实例例		
34	I	GI	2.9	836	949	-13	4.7	4.2	---	0.7	0.190	458	458	---	---	实例例		
35	I	GA	4.6	971	949	22	15.7	4.4	0.50	1.0	0.052	462	469	542	15	实例例		
36	I	GI	6.4	949	949	0	4.5	4.5	---	0.7	0.045	464	464	---	---	比较例		
37	J	GI	5.1	760	795	-35	38.2	5.3	---	1.0	0.457	480	446	---	---	实例例		
38	J	GI	5.4	823	795	28	8.9	3.4	---	1.0	0.013	459	459	---	---	实例例		
39	J	GA	4.4	790	795	-5	13.8	4.1	---	1.0	0.046	463	463	512	43	实例例		
40	J	GI	6.7	794	795	-1	6.8	5.3	---	0.8	0.012	467	459	---	---	比较例		
41	K	GI	4.0	839	825	14	1.3	1.8	---	1.0	0.047	453	473	---	---	实例例		
42	K	GA	4.7	810	825	-15	7.6	2.0	---	0.7	0.003	459	461	485	34	实例例		

[0246]

表10

实验例	化学成分	钢种	加热工序				第三冷却工序 740~500℃ 的冷却速度 ℃/秒	贝氏体 相变 处理 300~470℃ 的停留 时间 秒	第四冷却工序 冷却速度 ℃/秒	回火 工序 回火 温度 ℃	冷轧 压下率 %	预热带 空气比	还原带 P(H ₂ O) /P(H ₂)	镀锌带			合金化炉		钢种	
			加热 温度 ℃	Ac3 ℃	加热 温度 -Ac3 ℃	有效 Al量 质量%								镀锌 浴温 ℃	钢板的 进入 温度 ℃	合金化 温度 ℃	处理 时间 秒			
																		600~750℃ 的加热 速度 ℃/秒		
43	K	GA	1.2	839	825	14	38.1	189.2	3.8	410	—	1.0	0.997	0.10	462	454	530	14	实施例	
44	K	GI	2.8	791	825	-34	41.3	25.9	2.2	—	—	1.0	0.025	0.10	458	471	—	—	比较例	
45	L	GI	4.8	899	891	8	16.7	57.5	5.3	—	—	0.8	0.093	0.10	465	477	—	—	实施例	
46	L	GI	5.1	883	891	-8	4.8	29.2	4.3	—	—	1.0	0.008	0.08	456	463	—	—	实施例	
47	L	GA	5.5	897	891	6	4.4	319.8	2.8	—	—	0.9	0.001	0.12	464	452	491	20	实施例	
48	L																			比较例
49	M	GI	2.7	901	872	29	15.4	27.0	2.8	—	—	0.9	0.008	0.09	454	475	—	—	实施例	
50	M	GA	4.5	859	872	-13	1.9	219.5	2.4	—	—	1.2	0.123	0.07	484	449	489	21	实施例	
51	M	GA	1.7	885	872	13	20.7	26.8	1.8	—	—	0.9	0.030	0.09	467	458	535	7	实施例	
52	M	GI	3.8	750	872	-122	2.8	28.6	1.7	—	—	0.8	0.060	0.09	455	474	—	—	比较例	
53	N	GI	4.6	863	875	-12	24.5	130.0	5.3	395	—	0.8	0.151	0.04	454	446	—	—	实施例	
54	N	GA	1.6	870	875	-5	4.3	26.7	4.6	—	—	0.8	0.005	0.10	454	475	538	12	实施例	
55	N	GA	2.4	853	875	-22	17.8	56.6	1.7	—	—	0.9	0.134	0.08	455	462	505	38	实施例	
56	N	GI	1.5	868	875	-7	4.6	1150	2.3	—	—	1.1	0.251	0.12	462	471	—	—	比较例	
57	O	GI	2.6	806	801	5	2.8	55.0	4.1	—	—	1.2	0.025	0.09	484	441	—	—	实施例	
58	O	GA	7.5	789	801	-12	10.1	30.7	2.5	—	—	0.8	0.112	0.10	465	447	528	111	实施例	
59	O	GA	4.0	822	801	21	6.4	188.7	2.6	—	—	0.8	0.014	0.12	457	460	495	15	实施例	
60	O	GI	3.5	822	801	21	17.6	5.0	4.0	—	—	0.8	0.081	0.11	455	454	—	—	比较例	
61	P	GI	8.1	795	817	-22	23.5	186.6	4.0	—	—	0.8	0.067	0.10	461	456	—	—	实施例	
62	P	GI	4.0	799	817	-18	41.9	37.8	4.0	—	—	0.8	1.520	0.09	461	449	—	—	实施例	
63	P	GA	1.4	804	817	-13	7.1	29.7	2.6	—	—	1.0	0.704	0.10	455	463	508	24	实施例	

在冷轧工序中钢板发生断裂，因而试验中止。

[0247]

表11

实验例	化学成分	钢种	加热工序				第三冷却工序 冷却速度 °C/秒	第三冷却工序 740~500°C 的冷却速度 °C/秒	贝氏体 相变 处理 时间 秒	第四冷却工序 冷却速度 °C/秒	回火 工序 回火 温度 °C	冷轧 压下率 %	预热卷 空气比	还原卷 P(H2O) /P(H2)	镀锌带			合金化炉		钢种
			加热 温度 °C	Ac3 °C	加热 温度 -Ac3 °C	有效 Al量									镀锌 浴温 °C	钢板的 进入 温度 °C	合金化 温度 °C	处理 时间 秒		
64	P	GI	4.2	787	817	-30	18.8	26.7	3.9	—	—	1.2	0.050	—	480	464	—	—	比算例	
65	Q	GI	2.4	961	993	-32	23.9	28.4	4.7	—	—	1.0	0.020	—	454	470	—	—	实验例	
66	Q	GI	1.6	974	993	-19	8.7	26.4	2.5	—	—	1.2	0.173	—	463	460	—	—	实验例	
67	Q	GA	4.5	947	993	-46	8.2	28.4	5.1	—	—	1.1	0.013	—	454	439	539	21	实验例	
68	Q	GI	3.5	962	993	-31	12.4	106.0	4.7	—	—	1.0	0.052	—	457	476	—	—	比算例	
69	R	GI	5.3	900	874	26	7.1	36.1	5.4	—	0.45	0.9	0.031	—	456	472	—	—	实验例	
70	R	GA	3.2	869	874	-5	7.3	267.2	5.3	—	—	1.0	0.011	—	458	467	610	4	实验例	
71	R	GA	2.9	869	874	-5	27.4	38.1	4.9	—	—	1.0	0.046	—	463	458	500	35	实验例	
72	R	GI	6.2	903	874	29	28.2	186.9	4.8	—	—	0.8	0.100	—	463	454	—	—	实验例	
73	S	GI	3.3	784	797	-3	24.9	27.7	2.0	280	—	0.9	0.035	—	467	445	—	—	实验例	
74	S	GA	5.7	809	797	12	6.6	28.9	3.2	—	—	1.0	1.12	—	465	472	511	24	实验例	
75	S	GA	8.3	819	797	22	11.5	288.5	2.4	—	—	1.2	0.006	—	465	457	528	10	实验例	
76	S	GI	2.5	769	797	-28	21.9	51.5	5.0	—	—	0.7	0.501	—	464	466	—	—	实验例	
77	T	GI	6.4	840	834	6	1.4	27.7	4.3	—	—	0.9	0.011	—	457	467	—	—	实验例	
78	T	GA	1.9	830	834	-4	28.5	46.2	3.6	—	—	1.2	0.301	—	455	440	590	24	实验例	
79	T	GA	4.2	834	834	0	3.5	26.2	2.8	—	—	1.1	0.066	—	464	476	562	21	实验例	
80	T	GI	4.4	823	834	-11	16.5	137.1	2.0	—	—	1.1	0.014	—	459	452	—	—	实验例	
81	U	GI	3.3	838	819	19	17.4	25.5	1.6	—	—	1.0	0.007	—	462	456	—	—	实验例	
82	U	GA	2.7	829	819	10	3.6	27.3	3.6	310	—	1.1	0.081	—	462	440	507	25	实验例	
83	U	GA	4.0	803	819	-16	40.2	56.5	3.3	—	—	1.0	0.015	—	455	480	535	20	实验例	
84	U	GI	2.4	822	819	3	33.8	58.0	2.4	—	—	0.8	0.050	—	456	477	—	—	实验例	

[0249]

表13

实验例	化学成分	钢种	加热工序				第三冷却工序	贝氏体相变处理	第四冷却工序	回火工序	冷轧	预热带	还原带	镀锌带			合金化炉		钢种
			500~750℃的加热速度	加热温度	Ac3	加热温度 -Ac3								有效Al量	镀锌带温度	钢板的进入温度	合金化温度	处理时间	
			℃/秒	℃	℃	℃/秒	秒	℃/秒	℃	%	空气比	P(H2C)/P(H2)	质量%	℃	℃	℃	秒		
106	AA	GA	2.3	805	800	5	2.9	35.8	2.8	0.80	0.9	0.114	0.08	462	480	—	—	实验例	
107	AA	GA	1.9	819	800	19	33.4	104.9	4.1	—	0.9	0.112	0.08	460	455	532	12	实验例	
108	AA	GI	2.6	820	800	20	5.4	25.6	2.4	—	1.0	0.014	0.11	462	448	—	—	实验例	
109	AB	GI	6.2	827	842	-15	3.4	25.8	3.8	—	0.9	0.660	0.10	468	477	—	—	实验例	
110	AB	GA	3.0	856	842	14	8.0	130.7	4.1	0.30	0.9	0.042	0.09	458	454	527	15	实验例	
111	AB	GA	4.6	848	842	6	44.3	233.0	3.9	—	0.8	0.120	0.09	484	454	529	12	实验例	
112	AB	GI	3.9	864	842	22	14.8	26.6	4.6	—	1.0	0.208	0.09	463	449	—	—	实验例	
113	AC	GI	2.8	767	769	-12	20.0	26.8	4.3	—	0.9	0.074	0.12	458	463	—	—	实验例	
114	AC	GI	1.9	772	769	3	8.3	190.4	4.1	—	0.9	0.104	0.10	465	469	—	—	实验例	
115	AC	GA	2.1	781	769	12	8.5	29.4	2.0	—	1.0	0.067	0.11	458	477	501	10	实验例	
116	AC	GI	3.5	801	769	32	23.4	38.1	4.1	—	0.9	0.288	0.10	462	451	—	—	实验例	
117	AD	GI	4.6	845	836	9	5.1	24.7	1.7	—	0.8	0.004	0.11	465	458	—	—	实验例	
118	AD	GI	5.6	820	836	-16	5.4	27.6	2.9	—	0.9	0.512	0.11	461	469	564	18	实验例	
119	AD	GA	4.0	850	836	14	24.5	25.7	4.5	—	0.9	0.022	0.09	466	459	506	10	实验例	
120	AD	GI	2.4	851	836	15	12.8	127.0	1.9	—	0.8	0.064	0.08	463	456	—	—	实验例	
121	AE	GI	4.1	872	849	23	10.8	29.2	4.7	—	0.8	0.038	0.09	460	467	—	—	比较例	
122	AF	GI	3.7	785	769	16	16.2	26.4	4.7	—	0.8	0.040	0.09	465	462	—	—	比较例	
123	AG	GI	2.3	866	878	-12	14.4	29.3	5.4	—	0.8	0.051	0.10	464	479	—	—	比较例	

[0250]

表14

实验例	化学成分	钢种	连续退火镀覆										合金化炉	钢种				
			加热工序			第三冷却工序		贝氏体相变处理	第四冷却工序	回火工序	冷轧	预热带			还原带	镀覆带		
			800~750℃的加热速度 ℃/秒	加热温度 ℃	Ac3 ℃	740~500℃的冷却速度 ℃/秒	300~470℃的停留时间 秒	冷却速度 ℃/秒	回火温度 ℃	压下率 %	空气比	P(H2O)/P(H2)	有效Al量 质量%	镀覆带 浴温 ℃	钢板的进入温度 ℃	合金化温度 ℃	处理时间 分钟	
124	AH	-																比较例
125	AI	GA	3.8	800	762	18	16.1	3.3	3.3	1.0	0.098	0.08	0.08	480	463	512	14	比较例
126	AJ	-																比较例
127	AK	-																比较例
128	G	GA	2.3	771	790	-19	5.6	138	2.6	1.1	0.127	0.09	0.09	482	461	541	28	比较例
129	G	GA	3.7	768	790	-22	23.3	101	3.4	1.0	0.089	0.10	0.10	482	458	482	25	比较例
130	G	GA	35.0	765	780	-25	22.6	143	2.5	1.1	0.186	0.08	0.08	467	461	532	20	比较例
131	V	GA	3.6	814	819	-5	0.4	29	3.4	0.9	0.034	0.11	0.11	461	461	547	23	比较例
132	V	GA	3.6	829	819	10	16.7	72	0.1	1.1	0.104	0.11	0.11	485	458	510	13	比较例
133	B	GA	2.7	855	841	14	19.4	35	2.9	0.3	0.099	0.09	0.09	495	466	542	13	比较例
134	B	GA	3.2	864	841	23	23.2	30	2.3	1.3	0.092	0.08	0.08	483	456	509	19	比较例
135	O	GA	3.0	814	801	12	14.0	116	2.6	1.0	0.0900	0.08	0.08	487	464	542	16	比较例
136	O	GA	3.9	824	801	23	22.0	154	2.4	1.1	2.24	0.10	0.10	481	468	526	21	比较例
137	D	GA	2.8	790	790	0	13.8	79	3.1	0.9	0.041	0.40	0.40	484	460	523	19	比较例

[0251] 对于如以上那样得到的实验例 1 ~ 137 的热浸镀锌钢板(或者合金化热浸镀锌钢板),对以板厚 1/4 为中心的距表面 1/8 厚度~以板厚 1/4 为中心的距表面 3/8 厚度的范围

的显微组织进行观察而测定了体积分数。其结果如表 15 ~ 表 18 所示。

[0252] 在显微组织分数中,残余奥氏体量采用 X 射线衍射进行测定,其它则切出钢板的平行于轧制方向的板厚断面,对研磨成镜面的断面用硝酸乙醇侵蚀,然后使用场致发射型扫描电子显微镜(FE-SEM:Field Emission Scanning Electron Microscope)进行观察而求出。

[0253] 另外,使用 EDX 测定了合金化镀锌层的 1/2 厚度处的铁含量。其结果如表 15 ~ 表 18 所示。

[0254] 另外,关于残余奥氏体中的固溶碳量,在与残余奥氏体的面积分数的测定相同的条件下进行 X 射线衍射试验,求出残余奥氏体的晶格常数 a ,从而使用上述式(2) 求出。

[0255] 另外,采用 X 射线衍射测定了残余奥氏体的 FCC 铁的 X 射线随机强度比。

[0256] 求出残余奥氏体的晶粒在轧制方向上的平均粒径设定为 $d(RD)$ 、以及在板宽度方向上的平均粒径设定为 $d(TD)$,算出由该两者构成的参数 $d(RD)/d(TD)$ 。此外,关于残余奥氏体的晶粒,通过将 1/4 厚度的平行于板面的面精加工成镜面,使用 FE-SEM(Field Emission Scanning Electron Microscopy),采用 EBSD(Electron Back-Scattering Diffraction)法进行高分辨率结晶方位解析而进行评价。将测定步长设定为 $0.1\mu m$,并将表示 FCC 铁的衍射图案的点采集 10 点以上,且将相互的结晶方位差低于 10° 的区域作为残余奥氏体的晶粒。关于粒径,对于随机选择的 30 ~ 300 个残余奥氏体晶粒,分别就轧制方向和板宽度方向的粒径进行了测定。

[0257] 另外,将平行于轧制方向的板厚断面精加工成镜面,使用 FE-SEM 进行观察,由此测定了脱碳层厚度。此外,对于 1 块钢板,测定 3 个部位以上的脱碳层厚度,将其平均值作为脱碳层厚度。

[0258] 再者,将平行于轧制方向的板厚断面精加工成镜面,使用 FE-SEM 对 $7\mu m^2$ 这种程度的面积进行观察,数出氧化物的个数,或者使用直至数出 1000 个氧化物所需要的观察面积,算出氧化物的密度。另外,通过将随机选择的 100 ~ 1000 个氧化物的当量圆直径进行平均而算出氧化物的平均粒径。

[0259] 接着,通过测定 BH 量而进行烘烤硬化性的评价试验。

[0260] 首先,由采用上述制法得到的各钢板制作 JIS5 号试验片,在施加 2% 的拉伸预应变后,在 $170^\circ C \times 20min$ 的保持条件下实施与涂装烘烤相当的热处理,以测定烘烤硬化量(BH)量。此外,将在轧制方向上的 BH 量设定为 $\Delta BH(RD)$,将在板宽度方向上的 BH 量设定为 $\Delta BH(TD)$,在本评价中,各自的 BH 量不满 65MPa 者判断为“NG”。再者,将 $\Delta BH(RD)/\Delta BH(TD)$ 在 0.8 ~ 1.2 的范围内设定为合格。

[0261] 接着,从实验例 1 ~ 109 的热浸镀锌钢板(或者合金化热浸镀锌钢板)上采集根据 JIS Z2201 的拉伸试验片,按照 JIS Z2241 进行拉伸试验,测定了屈服应力、抗拉强度、总拉伸率。

[0262] 钢板表面的外观通过用肉眼判断镀覆不上的发生状况来进行。“×”是观察到直径 0.5mm 以上的镀覆不上、且超出外观上的允许范围的钢板,“○”是除此以外的、且具有实用上能够被允许的外观的钢板。

[0263] 另外,为了评价施加压缩应力的加工时的镀层附着力,在 $60^\circ V$ 弯曲试验后,在弯曲部内侧贴上胶带,然后撕下胶带。根据与胶带一起剥离的镀层的剥离状况,评价了镀层附

着力。“×”是剥离宽度在 7.0mm 以上、且实用上不被允许的钢板，“○”是除此以外的、且具有实用上能够被允许的镀层附着力的钢板。

[0264] 以上的试验结果、评价结果如表 15 ~ 表 18 所示。

[0265] 此外,在表 1 ~ 18 中,带下划线的数值以及记号表示在本发明范围外。在此情况下,实验例 124 是对于化学成分, Si 含量较大,在冷轧工序中钢板发生断裂,从而使试验中断的例子。

[0266] 实验例 125 的合金化热浸镀锌钢板是 Si 含量较小,不能得到充分量的残余奥氏体,在镀层的合金化处理中大量生成铁系碳化物,因而强度以及延展性劣化的例子。

[0267] 实验例 126 是对于化学成分, Mn 含量较大,在从铸造结束后至供给热轧工序的期间板坯发生断裂,从而使试验中断的例子。

[0268] 实验例 127 是对于化学成分, Al 含量较大,在连续退火工序中与先行的钢板焊接的部位发生断裂,从而使试验中断的例子。

[0269] 实验例 128 是对于 10 ~ 60℃ / 秒的平均冷却速度(参照 [0077]),合金化热浸镀锌钢板在热轧后的冷却速度较小,退火后的残余奥氏体得以伸长,烘烤硬化性的各向异性增大的例子。

[0270] 实验例 129 是合金化热浸镀锌钢板在热轧后的冷却速度较大,退火后的残余奥氏体的组织增强,烘烤硬化性的各向异性增大的例子。

[0271] 实验例 130 是对于退火工序中的加热工序在 650 ~ 750℃ 的加热速度 20℃ / 秒以下(参照 [0082]),合金化热浸镀锌钢板于退火工序中的加热工序在 650 ~ 750℃ 的加热速度较大,退火后的残余奥氏体的各向异性增强,烘烤硬化性的各向异性增大的例子。

[0272] 实验例 131 是对于退火工序中的第 1 冷却工序在 740 ~ 500℃ 的冷却速度 1.0℃ / 秒以上(参照 [0087]),合金化热浸镀锌钢板于退火工序中的第 1 冷却工序在 740 ~ 500℃ 的冷却速度较小,铁素体分数过度升高,烘烤硬化性劣化的例子。

[0273] 实验例 132 是对于退火工序中的第 2 冷却工序的冷却速度 0.5℃ / 秒以上(参照 [0091]),合金化热浸镀锌钢板于退火工序中的第 2 冷却工序的冷却速度较小,生成大量粗大的碳化物而使残余奥氏体分数降低,强度以及烘烤硬化性劣化的例子。

[0274] 实验例 133 是对于镀覆工序中的空气比 0.7 ~ 1.2 (参照 [0084]),合金化热浸镀锌钢板在镀覆工序的预热带的空气比较小,表层的脱碳层厚度并不充分,从而使镀层附着力劣化的例子。

[0275] 实验例 134 是合金化热浸镀锌钢板在镀覆工序的预热带的空气比较大,表层的脱碳层厚度过度增大的例子,疲劳强度明显处于劣势,不堪实用。

[0276] 实验例 135 是对于镀覆工序中的还原带气氛的分压比 0.0001 ~ 2.00 (参照 [0086]),合金化热浸镀锌钢板在镀覆工序的还原带的气氛超出本发明的范围,表层的脱碳层中的氧化物较少,在镀层剥离试验中产生以脱碳层和母材的界面为起点的裂纹,外观发生恶化,因而镀层附着力被评价为处于劣势的例子。

[0277] 实验例 136 是合金化热浸镀锌钢板在镀覆工序的还原带的气氛超出本发明的范围,表层的脱碳层过剩生长的例子,疲劳强度明显处于劣势,不堪实用。

[0278] 实验例 137 是对于镀覆工序的有效 Al 量 0.01 ~ 0.18wt% (参照 [0088]),合金化热浸镀锌钢板的镀覆浴的有效 Al 浓度较高的例子,在退火工序之后的立即检查中,外观品

表17

实例编号	合金成分	显微组织										物理力学性能										特性				备注			
		组织分数					合金成分					力学性能					物理性能					热处理性能							
		铁素体 %	珠光体 %	马氏体 %	残余奥氏体 %	其它 %	固溶碳量 %	屈服强度 MPa	抗拉强度 MPa	伸长率 %	断面收缩率 %	冲击功 J	硬度 HV	平均位错密度 $10^{10}/cm^2$	碳化物 含量 wt%	晶粒尺寸 μm	显微组织	屈服强度 MPa	抗拉强度 MPa	伸长率 %	断面收缩率 %	硬度 HV	屈服强度 MPa	抗拉强度 MPa	伸长率 %		断面收缩率 %	硬度 HV	
81	U	35	25	3	1	11	3	0.82	1.4	0.60	13.2	0.25	18.5	70	○	1032	1401	19	123	119	1.17	1032	1401	19	123	119	1.17	实际值	
82	U	39	45	39	1	0	4	0.82	1.5	0.82	22.1	1.34	29.8	70	○	898	1188	17	91	160	0.91	898	1188	17	91	160	0.91	实际值	
83	U	25	35	0	0	0	11	0.86	2.1	1.12	13.1	0.73	5.4	51	○	1403	1519	9	132	119	0.28	1403	1519	9	132	119	0.28	实际值	
84	U	17	23	4	0	0	3	0.79	1.4	2.82	17.7	1.57	63.8	55	○	1169	1547	10	127	125	0.98	1169	1547	10	127	125	0.98	实际值	
85	Y	17	23	13	0	0	0	0.81	2.2	1.15	2.1	1.06	17.1	55	○	1158	1528	8	88	80	1.10	1158	1528	8	88	80	1.10	实际值	
86	Y	22	32	38	1	0	5	0.84	2.7	1.64	6.3	1.39	41.8	62	○	837	1288	11	71	89	1.02	837	1288	11	71	89	1.02	实际值	
87	Y	38	24	3	0	7	2	0.85	3.8	0.87	2.4	0.76	21.0	64	○	802	1372	10	74	73	1.01	802	1372	10	74	73	1.01	实际值	
88	Y	17	23	2	0	0	0	0.87	1.7	1.13	1.1	1.22	13.5	76	○	1023	1318	15	81	71	1.05	1023	1318	15	81	71	1.05	实际值	
89	Y	22	37	34	1	0	0	0.83	1.7	1.01	1.8	2.31	17.7	75	○	863	1186	20	82	72	1.13	863	1186	20	82	72	1.13	实际值	
90	Y	20	42	34	1	0	5	0.81	2.7	1.14	3.2	0.78	12.1	69	○	250	924	12	72	75	0.71	250	924	12	72	75	0.71	实际值	
91	Y	38	30	36	2	0	10	1	0.76	2.6	1.18	3.4	2.83	67	○	494	1007	29	90	84	1.07	494	1007	29	90	84	1.07	实际值	
92	Y	25	43	28	0	0	7	0.87	1.1	1.12	5.1	1.25	11.4	79	○	1170	1480	19	91	90	1.19	1170	1480	19	91	90	1.19	实际值	
93	X	8	28	48	0	0	7	0.77	1.6	0.79	5.4	1.47	40.5	48	○	813	1194	10	107	102	1.02	813	1194	10	107	102	1.02	实际值	
94	X	21	32	24	3	0	7	0.82	1.5	1.04	13.2	2.05	20.1	71	○	813	1194	10	107	102	1.02	813	1194	10	107	102	1.02	实际值	
95	X	14	45	31	2	0	7	0.88	2.1	0.92	15.9	1.11	30.3	52	○	1024	1348	8	87	78	1.19	1024	1348	8	87	78	1.19	实际值	
96	X	20	47	15	2	0	6	0.79	1.3	0.79	4.1	1.50	21.3	67	○	898	1461	16	88	85	1.03	898	1461	16	88	85	1.03	实际值	
97	Y	39	39	29	4	0	6	0.77	1.2	0.84	7.1	2.25	72.3	52	○	831	1263	18	98	94	1.05	831	1263	18	98	94	1.05	实际值	
98	Y	19	48	13	3	0	6	1	0.75	1.3	0.98	8.4	1.13	28.1	53	○	1013	1378	8	84	86	0.97	1013	1378	8	84	86	0.97	实际值
99	Y	24	29	16	29	0	6	0.74	2.4	0.85	12.3	2.72	138.9	47	○	917	1294	15	100	108	0.84	917	1294	15	100	108	0.84	实际值	
100	Z	29	40	21	3	0	7	0.79	1.9	1.27	4.1	2.25	13.1	78	○	2082	1483	11	77	79	0.82	2082	1483	11	77	79	0.82	实际值	
101	Z	18	65	5	4	0	8	0.73	2.4	1.27	9.6	0.63	13.1	58	○	1087	1584	9	83	78	1.05	1087	1584	9	83	78	1.05	实际值	
102	Z	18	65	5	4	0	8	0.73	2.4	1.27	9.6	0.63	13.1	58	○	1087	1584	9	83	78	1.05	1087	1584	9	83	78	1.05	实际值	
103	Z	18	65	5	4	0	8	0.73	2.4	1.27	9.6	0.63	13.1	58	○	1087	1584	9	83	78	1.05	1087	1584	9	83	78	1.05	实际值	
104	Z	19	27	26	13	0	12	0.78	0.9	1.10	1.2	0.58	18.2	82	○	1237	1663	10	83	78	1.08	1237	1663	10	83	78	1.08	实际值	
105	AA	16	27	24	3	0	15	0.83	2.3	0.94	19.3	2.00	31.1	69	○	1034	1271	13	101	96	1.12	1034	1271	13	101	96	1.12	实际值	
106	AA	25	36	30	6	0	8	0.79	1.8	0.88	24.2	2.72	97.9	48	○	1053	1283	10	108	123	0.83	1053	1283	10	108	123	0.83	实际值	
107	AA	13	11	21	0	38	7	1	0.75	1.7	1.20	1.2	2.64	38.3	54	○	1340	1515	13	73	71	1.02	1340	1515	13	73	71	1.02	实际值
108	AA	16	42	29	4	0	0	0.83	1.5	0.88	1.3	0.97	24.4	63	○	1013	1388	14	79	74	1.06	1013	1388	14	79	74	1.06	实际值	
109	AB	13	38	24	0	0	0	0.77	2.0	0.98	1.4	4.00	45.3	76	○	847	1049	20	74	71	0.88	847	1049	20	74	71	0.88	实际值	
110	AB	15	45	34	0	0	0	0.79	2.0	1.12	42.3	2.31	62.1	53	○	793	894	19	95	108	0.88	793	894	19	95	108	0.88	实际值	
111	AB	13	34	0	0	0	14	1	0.79	0.97	1.9	2.22	63.3	51	○	883	1263	15	101	104	0.87	883	1263	15	101	104	0.87	实际值	
112	AB	13	48	21	7	0	17	0	0.83	2.0	1.68	22.3	2.82	77.1	57	○	882	1277	11	121	114	1.06	882	1277	11	121	114	1.06	实际值
113	AC	20	27	10	0	0	3	0.86	2.2	1.08	5.0	1.86	33.5	67	○	1214	1573	8	77	85	0.80	1214	1573	8	77	85	0.80	实际值	
114	AC	17	46	32	0	0	11	2	0.84	2.1	1.09	3.8	2.33	67.0	60	○	686	1338	14	82	91	0.82	686	1338	14	82	91	0.82	实际值
115	AC	16	37	34	3	0	8	0.85	1.8	1.12	7.5	1.28	68.4	57	○	1042	1263	10	94	88	1.05	1042	1263	10	94	88	1.05	实际值	
116	AC	12	17	14	49	0	0	0.77	1.2	1.09	15.5	4.1	127.5	53	○	1083	1623	9	108	96	1.12	1083	1623	9	108	96	1.12	实际值	
117	AD	11	38	33	10	0	8	0.86	1.8	1.04	2.2	0.25	40.9	45	○	1180	1566	12	89	84	1.05	1180	1566	12	89	84	1.05	实际值	
118	AD	17	28	23	17	0	7	0.89	2.2	1.21	4.3	2.74	74.8	68	○	805	1434	11	88	87	1.02	805	1434	11	88	87	1.02	实际值	
119	AD	11	25	18	38	0	9	1	0.72	1.6	0.96	2.3	1.08	64.8	53	○	1225	1817	7	98	83	1.08	1225	1817	7	98	83	1.08	实际值
120	AD	13	40	31	7	0	9	0	0.82	2.4	0.88	1.7	1.75	51.3	63	○	911	1280	11	92	92	0.94	911	1280	11	92	92	0.94	实际值

[0284] 产业上的可利用性

[0285] 本发明的高强度热浸镀锌钢板以及高强度合金化热浸镀锌钢板可以充分确保烘烤硬化量,而且可以得到各向同性的烘烤硬化性,因此,除了提高强度、延展性以外,还可以大大提高烘烤硬化性。