(19)中华人民共和国国家知识产权局

(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 102712978 B
(45)授权公告日 2014.07.30

(21)申请号 201180006873.8
(22)申请日 2011.01.18
(30)优先权数据
2010-011951 2010.01.22 JP
2010-262089 2010.11.25 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2012.07.23
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2011/051159 2011.01.18
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2011/090184 JA 2011.07.28
(73)专利权人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本东京
(72)发明人 金子真次郎 中垣内达也
川崎由康 长泷康伸
(74)专利代理机构 中原信达知识产权代理有限责任公司 11219
代理人 金龙河 穆德骏
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C21D 9/46(2006.01)
C22C 38/06(2006.01)
C22C 38/58(2006.01)
C23C 2/06(2006.01)
C23C 2/28(2006.01)
(56)对比文件
JP 2008-291304 A,2008.12.04, 全文.
JP 2009209451 A,2009.09.17, 全文.
审查员 张辉

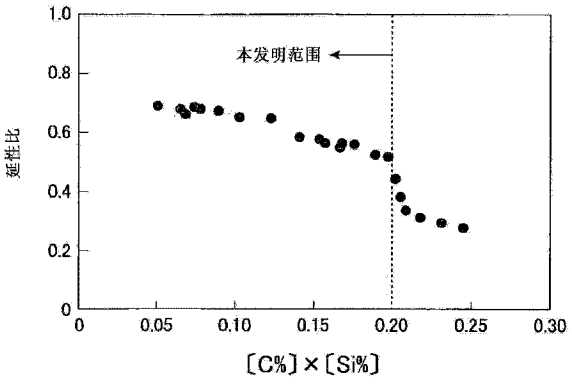
权利要求书1页 说明书12页 附图1页

(54)发明名称

加工性和点焊性优良的高强度热镀锌钢板及其制造方法

(57)摘要

本发明提供具有540MPa以上的拉伸强度TS、且加工性（高延展性和高扩孔性）和点焊性优良的高强度热镀锌钢板及其制造方法。本发明的热镀锌钢板，作为成分组成，以质量%计，含有C：0.04%以上且0.10%以下、Si：0.7%以上且2.3%以下、Mn：0.8%以上且2.0%以下、P：0.03%以下、S：0.003%以下、Al：0.1%以下、N：0.008%以下，且满足[C%]×[Si%]≤0.20（式中[C%]、[Si%]表示C、Si的含量（质量%）），余量由铁及不可避免的杂质构成，作为组织，以面积率计，具有75%以上的铁素体相、1%以上的贝氏体铁素体相和1%以上且10%以下的珠光体相，而且马氏体相的面积率低于5%，并且，满足马氏体面积率/（贝氏体铁素体面积率＋珠光体面积率）≤0.6。



CN 102712978 B

1. 一种加工性和点焊性优良的高强度热镀锌钢板，其特征在于，作为成分组成，以质量％计，C：0.04％以上且0.10％以下、Si：0.7％以上且2.3％以下、Mn：0.8％以上且2.0％以下、P：0.03％以下、S：0.003％以下、Al：0.1％以下、N：0.008％以下，且满足 [C%]×[Si%] ≤ 0.20，其中 [C%]、[Si%] 表示 C、Si 的质量％含量，余量由铁及不可避免的杂质构成，作为组织，以面积率计，具有 75％以上的铁素体相、1％以上的贝氏体铁素体相和 1％以上且 10％以下的珠光体相，而且马氏体相的面积率低于 5％，并且，满足马氏体面积率 /（贝氏体铁素体面积率＋珠光体面积率）≤ 0.6。

2. 如权利要求 1 所述的加工性和点焊性优良的高强度热镀锌钢板，其特征在于，作为成分组成，以质量％计还含有如下 A ～ D 组中的任意一组以上：

A：选自 Cr：0.05％以上且 1.0％以下、V：0.005％以上且 0.5％以下、Mo：0.005％以上且 0.5％以下、B：0.0003％以上且 0.0050％以下、Ni：0.05％以上且 1.0％以下、Cu：0.05％以上且 1.0％以下中的至少一种元素；

B：选自 Ti：0.01％以上且 0.1％以下、Nb：0.01％以上且 0.1％以下中的至少一种元素；

C：选自 Ta：0.001％以上且 0.010％以下、Sn：0.002％以上且 0.2％以下中的至少一种元素；

D：Sb：0.002％以上且 0.2％以下。

3. 一种加工性和点焊性优良的高强度热镀锌钢板的制造方法，其特征在于，对具有权利要求 1 或 2 所述的成分组成的钢坯进行热轧、酸洗，并根据需要进行冷轧，然后，以 5℃ / s 以上的平均加热速度加热至 650℃以上的温度范围，在 750 ～ 900℃的温度范围内保持 15 ～ 600s，冷却后，在 450 ～ 550℃的温度范围内保持 10 ～ 200s，接着，在实施热镀锌后，在 500 ～ 600℃的温度范围内在满足下式的条件下实施锌镀层的合金化处理，

$0.45 \leqslant \exp[200/(400-T)] \times \ln(t) \leqslant 1.0$

其中，T：平均保持温度，单位为℃，t：保持时间，单位为 s。

加工性和点焊性优良的高强度热镀锌钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及适合作为在汽车、电气等产业领域使用的部件的、加工性和点焊性优良的高强度热镀锌钢板及其制造方法。

背景技术

[0002] 近年来，从保护地球环境的观点出发，提高汽车的燃料效率已成为重要的课题。随之而来，通过车身材料的高强度化来实现薄壁化、并且欲使车身本身轻量化的动向日益活跃。

[0003] 但是，钢板的高强度化会导致延展性的降低，即导致成形加工性的降低。因此，现状是期望开发兼具高强度和高加工性的材料。

[0004] 另外，在将高强度钢板成形加工成汽车部件之类的复杂形状时，在胀形部位和延伸凸缘部位产生裂纹和颈缩成为严重的问题。因此，还需要能够克服产生裂纹和颈缩的问题的、兼顾高延展性和高扩孔性的高强度钢板。

[0005] 对于高强度钢板的成形性提高，迄今为止已开发了铁素体-马氏体双相钢(Dual-Phase 钢)、利用残余奥氏体的相变诱发塑性(Transformation Induced Plasticity)的 TRIP 钢等各种复合组织型高强度热镀锌钢板。

[0006] 例如，在专利文献 1 中，提出了通过规定化学成分并规定残余奥氏体和马氏体的体积率以及其制造方法而得到的延展性优良的钢板。另外，在专利文献 2 中，提出了通过规定化学成分并规定其特殊的制造方法而得到的延展性优良的钢板。在专利文献 3 中，提出了通过规定化学成分并规定铁素体、贝氏体铁素体和残余奥氏体的体积率而得到的延展性优良的钢板。

[0007] 但是，在专利文献 1~3 的技术中，由于以提高高强度薄钢板的延展性为主要目的，因此，对于延伸凸缘性（扩孔性）未进行充分考虑，因此，存在冲压成形中的部件形状的适用范围受到限定的问题。而且，为了实现期望的强度和加工性，需要添加大量的合金元素，因而存在如下倾向：导致以点焊部的熔融部的硬质化、焊接热影响部(HAZ 部)的软化、熔融部凝固时的脆化等为主要原因的焊接部强度的降低。

[0008] 另一方面，对于点焊性而言，例如，在专利文献 4 中，提出了通过组织控制和 Mo 的微量添加来改善点焊性的高强度冷轧钢板，在专利文献 5 中，提出了通过添加析出强化元素而兼顾加工性和点焊性的钢板，在专利文献 6 中，提出了通过降低复合组织钢板中 Si、P 的添加量来改善点焊性的钢板。

[0009] 在专利文献 4 中，提出了通过添加 Mo 来抑制点焊时的裂纹和空孔等焊接缺陷的技术，但仅进行了拉伸剪切强度的研究，而对高强度材料中容易成为问题的十字拉伸强度（延性比）未进行充分研究。在专利文献 5 中，提出了如下技术：利用碳化物和氮化物使铁素体析出强化而确保强度，抑制 C、Si、Mn 的添加量，以在进行錾子检查时在熔核内不产生裂纹，但是，即使能够应对实施焊接时的检查，但并未考虑到实际应用上的点焊部强度。在专利文献 6 中，仅研究了污渍的产生和拉伸试验的断裂形态，不仅没有考虑到实际应用上

的点焊部强度，而且限定于热轧工艺中的制造。

[0010] 现有技术文献

[0011] 专利文献

[0012] 专利文献 1 ：日本特开 2001-140022 号公报

[0013] 专利文献 2 ：日本特开平 4-26744 号公报

[0014] 专利文献 3 ：日本特开 2007-182625 号公报

[0015] 专利文献 4 ：日本特开 2001-152287 号公报

[0016] 专利文献 5 ：日本特开 2002-80931 号公报

[0017] 专利文献 6 ：日本特开 2001-279377 号公报

发明内容

[0018] 发明所要解决的问题

[0019] 鉴于上述情况，本发明的目的在于提供具有高强度 (540MPa 以上的拉伸强度 TS)、且加工性（高延展性和高扩孔性）和点焊性优良的高强度热镀锌钢板及其制造方法。

[0020] 首先，对作为该发明的根据的实验事实进行说明。

[0021] 将具有以质量％计在 C 为 0.04~0.16%、Si 为 0.7~2.3%、Mn 为 1.5~1.6%、P 为 0.01~0.02%、S 为 0.002~0.003%、Al 为 0.02~0.03%、N 为 0.0025~0.0035% 的范围内主要使 C 添加量、Si 添加量进行各种变化而得到的成分组成的钢以实验室规模进行熔炼，将得到的钢水加热到 1200℃后，在 870℃的终轧温度下进行热轧，直至板厚 3.2mm，在 520℃的炉中保持 1 小时，然后进行炉冷。酸洗后，实施冷轧，使板厚达到 1.4mm，制造冷轧钢板。接着，在 825℃下进行 120 秒的退火处理，在冷却到 520℃后持续保持 60 秒。接着，将得到的冷轧钢板浸渍到热镀锌浴中实施镀覆，然后，在 550℃下施加 15 秒的合金化处理，从而制作热镀锌钢板。对于所得到的钢板，在使截面熔核直径达到 5.0mm 的焊接条件下实施两片重叠的点焊，测定剪切拉伸强度和十字拉伸强度，从而评价延性比（十字拉伸强度 / 剪切拉伸强度）。点焊的实施和评价依据日本焊接协会 (JWES) 标准的 WES7301 来进行。结果发现，如图 1 所示，C 添加量与 Si 添加量之积在 0.20 以下的范围时显示出高延性比，从而显著提高点焊性。

[0022] 为了得到具有高强度 (540MPa 以上的拉伸强度 TS)、且加工性（高延展性和高扩孔性）和点焊性优良的高强度热镀锌钢板，本发明人进一步反复进行了深入研究，结果发现以下的内容。

[0023] 将 C、Si、Mn 的添加量控制在优化范围内，并且适当地调节铁素体相的百分率（面积率）和第二相的组织形态，而且将 C 添加量与 Si 添加量之积控制在特定的范围内，由此，能够在不损害点焊性的情况下实现高强度和加工性（延展性和扩孔性）的提高。

[0024] 本发明基于以上见解而完成，其主旨如下。

[0025] (1) 一种加工性和点焊性优良的高强度热镀锌钢板，其特征在于，作为成分组成，以质量％计，含有 C ：0.04% 以上且 0.10% 以下、Si ：0.7% 以上且 2.3% 以下、Mn ：0.8% 以上且 2.0% 以下、P ：0.03% 以下、S ：0.003% 以下、Al ：0.1% 以下、N ：0.008% 以下，且满足 [C%]×[Si%] ≤ 0.20([C%]、[Si%] 表示 C、Si 的含量（质量％)），余量由铁及不可避免的杂质构成，作为组织，以面积率计，具有 75% 以上的铁素体相、1% 以上的贝氏体铁素体相和 1% 以上且 10% 以下的珠光体相，而且马氏体相的面积率低于 5%，并且，满足马氏体面积率 /（贝

氏体铁素体面积率＋珠光体面积率）≤ 0.6。

[0026] (2) 如 (1) 所述的加工性和点焊性优良的高强度热镀锌钢板，其特征在于，作为成分组成，以质量％计还含有选自 Cr ：0.05％以上且 1.0％以下、V ：0.005％以上且 0.5％以下、Mo ：0.005％以上且 0.5％以下、B ：0.0003％以上且 0.0050％以下、Ni ：0.05％以上且 1.0％以下、Cu ：0.05％以上且 1.0％以下中的至少一种元素。

[0027] (3) 如 (1) 或 (2) 所述的加工性和点焊性优良的高强度热镀锌钢板，其特征在于，作为成分组成，以质量％计还含有选自 Ti ：0.01％以上且 0.1％以下、Nb ：0.01％以上且 0.1％以下中的至少一种元素。

[0028] (4) 如 (1)~(3) 中任一项所述的加工性和点焊性优良的高强度热镀锌钢板，其特征在于，作为成分组成，以质量％计还含有选自 Ta ：0.001％以上且 0.010％以下、Sn ：0.002％以上且 0.2％以下中的至少一种元素。

[0029] (5) 如 (1)~(4) 中任一项所述的加工性和点焊性优良的高强度热镀锌钢板，其特征在于，作为成分组成，以质量％计还含有 Sb ：0.002％以上且 0.2％以下。

[0030] (6) 一种加工性和点焊性优良的高强度热镀锌钢板的制造方法，其特征在于，对具有 (1)~(5) 中任一项所述的成分组成的钢坯进行热轧、酸洗，并根据需要进行冷轧，然后，以 5℃ /s 以上的平均加热速度加热至 650℃以上的温度范围，在 750~900℃的温度范围内保持 15~600s，冷却后，在 450~550℃的温度范围内保持 10~200s，接着，在实施热镀锌后，在 500~600℃的温度范围内在满足下式的条件下实施锌镀层的合金化处理，

[0031] $0.45 \leq \exp[200/(400-T)] \times \ln(t) \leq 1.0$

[0032] 其中，T ：平均保持温度（℃），t ：保持时间 (s)。

[0033] 发明效果

[0034] 根据本发明，能够制造具有高强度 (540MPa 以上的拉伸强度 TS)、且加工性（高延展性和高扩孔性）和点焊性优良的高强度热镀锌钢板。通过将本发明的高强度热镀锌钢板应用于例如汽车的结构构件，能够进一步确保乘务人员的安全性、利用大幅度的车身轻量化而改善燃料效率。

附图说明

[0035] 图 1 是表示延性比与 C 添加量与 Si 添加量之积的关系的图。

具体实施方式

[0036] 下面，对本发明的详细情况进行说明。需要说明的是，表示成分元素的含量的“％”在没有特别说明的情况下表示“质量％”。

[0037] 1) 成分组成

[0038] C ：0.04％以上且 0.10％以下

[0039] C 是对钢进行强化时的重要元素，也是具有高固溶强化能力并且为了在利用组织强化时调节其面积率和硬度而必不可少的元素。在 C 量低于 0.04％时，难以得到需要的强化能力。另一方面，在 C 量超过 0.10％时，焊接性变差，并且马氏体等低温相变相显著硬化而导致成形性、尤其是扩孔性降低。因此，使 C 量为 0.04~0.10％。

[0040] Si ：0.7％以上且 2.3％以下

[0041] Si 在促进铁素体生成的同时，提高铁素体相的加工硬化能力而提高延展性。另外，Si 是对固溶强化有效的元素，对提高强度有效。为了得到这些效果，需要添加 0.7% 以上。但是，超过 2.3% 的 Si 的过量添加会引起表面性状的劣化和镀层密合性的降低。因此，使 Si 为 0.7% 以上且 2.3% 以下。优选为 1.2% 以上且 1.8% 以下。

[0042] [C%]×[Si%] ≤ 0.20

[0043] 在本发明中，复合控制 C 和 Si 的添加量是极其重要的。C 和 Si 都具有如下作用：使点焊时的熔融部的硬度上升，促进熔融部与母材部之间的应力集中而使焊接部强度降低。尤其是在复合添加这两种元素时，该效果协同性地发挥作用，在超过某特定的值时，焊接部强度极端降低。因此，使 C 添加量 (%) 与 Si 添加量 (%) 之积为 0.20 以下。

[0044] Mn：0.8% 以上且 2.0% 以下

[0045] Mn 是对钢的强化有效的元素。另外，Mn 是使奥氏体稳定的元素，并且是调节第二相的百分率必需的元素。因此，需要添加 0.8% 以上的 Mn。另一方面，在超过 2.0% 而过量添加时，第二相中的马氏体面积率增加，从而难以确保材质稳定性。另外，近年来，Mn 的合金成本急剧上涨，因此，还是导致成本增加的主要原因。因此，使 Mn 为 0.8% 以上且 2.0% 以下。优选为 1.0% 以上且 1.8% 以下。

[0046] P：0.03% 以下

[0047] P 是对钢的强化有效的元素，但超过 0.03% 而过量添加时，由于晶界偏析而引起脆化，从而使耐冲击性变差，并且，使焊接时的凝固裂纹变得严重，从而使焊接强度降低。因此，使 P 为 0.03% 以下。优选为 0.02% 以下，更优选为 0.01% 以下。

[0048] S：0.003% 以下

[0049] S 在晶界偏析而在热加工时使钢脆化，并且，以硫化物的形式存在而使局部变形能力降低。进而，使焊接时的凝固裂纹变得严重，从而使焊接强度降低。因此，使 S 为 0.003% 以下。优选为 0.002% 以下，更优选为 0.001% 以下。

[0050] Al：0.1% 以下

[0051] Al 为铁素体生成元素，是对控制制造时的铁素体生成量有效的元素。但是，Al 的过量添加会使炼钢时的钢坯质量变差。因此，使 Al 为 0.1% 以下。

[0052] N：0.008% 以下

[0053] N 是使钢的耐时效性最大程度地劣化的元素，越少越优选，在超过 0.008% 时，耐时效性的劣化变得显著。因此，使 N 为 0.008% 以下。

[0054] 余量为 Fe 及不可避免的杂质。但是，在上述成分元素的基础上，可以根据需要添加选自以下的元素中的至少一种。

[0055] Cr：0.05% 以上且 1.0% 以下、V：0.005% 以上且 0.5% 以下、Mo：0.005% 以上且 0.5% 以下、B：0.0003% 以上且 0.0050% 以下、Ni：0.05% 以上且 1.0% 以下、Cu：0.05% 以上且 1.0% 以下

[0056] Cr、V、Mo 具有使强度与延展性的平衡提高的作用，因此，可以根据需要进行添加。其效果在 Cr：0.05% 以上、V：0.005% 以上、Mo：0.005% 以上时得到。但是，在分别超过 Cr：1.0%、V：0.5%、Mo：0.5% 而过量添加时，第二相百分率变得过大，从而担心产生显著的强度升高等。另外，还成为成本增加的主要原因。因此，在添加这些元素的情况下，使它们的量分别为 Cr：0.05% 以上且 1.0% 以下、V：0.005% 以上且 0.5% 以下、Mo：0.005% 以上且 0.5%

以下。

[0057] B 具有抑制铁素体在奥氏体晶界生成和生长的作用，因此，可以根据需要进行添加。其效果在 0.0003% 以上时得到。但是，在超过 0.0050% 时，加工性降低。另外，还成为成本增加的主要原因。因此，在添加 B 的情况下，使其为 0.0003% 以上且 0.0050% 以下。

[0058] Ni、Cu 是对钢的强化有效的元素，只要在本发明规定的范围内则可以用于钢的强化。另外，促进内部氧化而使镀层密合性提高。为了得到这些效果，需要分别为 0.05% 以上。另一方面，在 Ni、Cu 均超过 1.0% 而添加时，钢板的加工性降低。另外，还成为成本增加的主要原因。因此，在添加 Ni、Cu 的情况下，使其添加量分别为 0.05% 以上且 1.0% 以下。

[0059] 可以进一步含有下述的 Ti、Nb 中的一种以上的元素。

[0060] Ti :0.01% 以上且 0.1% 以下、Nb :0.01% 以上且 0.1% 以下

[0061] Ti、Nb 对钢的析出强化有效，其效果分别在 0.01% 以上时得到，只要在在本发明规定的范围内则可以用于钢的强化。但是，在分别超过 0.1% 时，加工性和形状冻结性降低。另外，还成为成本增加的主要原因。因此，在添加 Ti、Nb 的情况下，使 Ti 的添加量为 0.01% 以上且 0.1% 以下，使 Nb 的添加量为 0.01% 以上且 0.1% 以下。

[0062] 可以进一步含有下述的 Ta、Sn 中的一种以上的元素。

[0063] Ta :0.001~0.010%、Sn :0.002~0.2%

[0064] Ta 与 Ti、Nb 相同，不仅形成合金碳化物、合金碳氮化物而有助于高强度化，而且在 Nb 碳化物、Nb 碳氮化物中部分固溶，形成 (Nb、Ta)(C、N) 这样的复合析出物，由此，具有显著抑制析出物的粗大化、使析出强化对强度的贡献达到稳定的效果。因此，在添加 Ta 的情况下，优选使其含量为 0.001% 以上。但是，在过量添加的情况下，不但上述的析出物稳定化效果达到饱和，而且合金成本升高，因此，在添加 Ta 的情况下，优选使其含量为 0.010% 以下。

[0065] 从抑制钢板表面的氮化、氧化、或因氧化而产生的钢板表层的数十微米区域的脱碳的观点出发，可以添加 Sn。通过抑制这种氮化和氧化，防止钢板表面的马氏体的生成量减少，从而改善疲劳特性和耐时效性。从抑制氮化和氧化的观点出发，在添加 Sn 的情况下，优选使其含量为 0.002% 以上，在超过 0.2% 时，会导致韧性的降低，因此，优选使其含量为 0.2% 以下。

[0066] 可以进一步含有下述的 Sb。

[0067] Sb :0.002~0.2%

[0068] Sb 也与 Sn 同样，从抑制钢板表面的氮化、氧化、或因氧化而产生的钢板表层的数十微米区域的脱碳的观点出发，可以进行添加。通过抑制这种氮化和氧化，防止钢板表面的马氏体的生成量减少，从而改善疲劳特性和耐时效性。从抑制氮化和氧化的观点出发，在添加 Sb 的情况下，优选使其含量为 0.002% 以上，在超过 0.2% 时，会导致韧性的降低，因此，优选使其含量为 0.2% 以下。

[0069] 2) 接下来，对显微组织进行说明。

[0070] 铁素体相的面积率 :75% 以上

[0071] 为了确保良好的延展性，需要铁素体相以面积率计为 75% 以上。

[0072] 贝氏体铁素体相的面积率 :1% 以上

[0073] 为了确保良好的扩孔性，即，为了缓和软质铁素体与硬质马氏体的硬度差，需要贝氏体铁素体相的面积率为 1% 以上。

[0074] 珠光体相的面积率：1% 以上且 10% 以下

[0075] 为了确保良好的扩孔性，需要珠光体相的面积率为 1% 以上。从提高强度－延展性平衡的观点出发，使珠光体相的面积率为 10% 以下。

[0076] 马氏体相的面积率：低于 5%

[0077] 为了确保良好的材质稳定性，需要对拉伸特性（TS、EL）产生较大影响的马氏体相的面积率低于 5%。

[0078] 马氏体面积率 /（贝氏体铁素体面积率＋珠光体面积率）≤ 0.6

[0079] 为了确保良好的材质稳定性，需要使第二相的相构成满足如下条件：减少成为材质不均的主要原因的马氏体的量，并增加比马氏体软质的贝氏体铁素体和珠光体的量，即，马氏体面积率 /（贝氏体铁素体面积率＋珠光体面积率）≤ 0.6。

[0080] 需要说明的是，除铁素体、贝氏体铁素体、珠光体、马氏体之外，有时还生成残余奥氏体、回火马氏体、渗碳体等碳化物，但只要满足上述的铁素体、贝氏体铁素体、珠光体、马氏体的面积率，就能够实现本发明的目的。

[0081] 另外，本发明中的铁素体、贝氏体铁素体、珠光体、马氏体的面积率是指各相在观察面积中所占的面积比例。

[0082] 3) 接下来，对制造条件进行说明。

[0083] 本发明的高强度热镀锌钢板可以通过如下方法来制造：对具有适合于上述的成分组成范围的成分组成的钢坯进行热轧、酸洗，并根据需要进行冷轧，以 5℃ /s 以上的平均加热速度加热至 650℃以上的温度范围，在 750~900℃的温度范围内保持 15~600s，冷却后，在 450~550℃的温度范围内保持 10~200s，接着，在实施热镀锌后，在 500~600℃的温度范围内在满足下式的条件下实施锌镀层的合金化处理，

[0084] $0.45 \leq \exp[200/(400-T)] \times \ln(t) \leq 1.0$

[0085] 其中，T：平均保持温度（℃），t：保持时间（s）。

[0086] 在此，exp(X)、ln(X) 分别表示 X 的指数函数、自然对数。

[0087] 将具有上述成分组成的钢通过通常公知的工序进行熔炼，然后，经过开坯或连铸制成钢坯，经过热轧制成热卷板。在进行热轧时，优选将钢坯加热到 1100~1300℃，在 850℃以上的终轧温度下实施热轧，在 400~650℃下卷取成钢带。在卷取温度超过 650℃的情况下，热轧板中的碳化物粗大化，这种粗大化的碳化物在退火时的均热中不能完全熔化，因此，有时无法得到需要的强度。然后，通过通常公知的方法进行酸洗、脱脂等预处理，然后根据需要实施冷轧。在进行冷轧时，不需要特别地限定其条件，优选以 30% 以上的冷轧的轧制率实施冷轧。在冷轧的轧制率低时，铁素体的再结晶无法得到促进而使未再结晶铁素体残留，从而有时使延展性和扩孔性降低。

[0088] 以 5℃ /s 以上的平均加热速度加热至 650℃以上的温度范围

[0089] 在至 650℃以上的温度范围为止的平均加热速度低于 5℃ /s 的情况下，在退火中不能生成微细且均匀分散的奥氏体相，在最终组织中形成第二相局部集中存在的组织，从而难以确保良好的扩孔性。另外，需要比通常的炉长的炉，伴随大量的能量消耗而引起成本增加和生产效率恶化。作为加热炉，优选使用 DFF（直火加热炉，Direct Fired Furnace）。这是因为，通过利用 DFF 进行急速加热，使内部氧化层形成，防止 Si、Mn 等的氧化物在钢板最表层富集，从而确保良好的镀覆性。

[0090] 在750~900℃的温度范围内保持15~600s

[0091] 在750~900℃的温度范围内进行15~600s的退火（保持），具体而言，在奥氏体单相区或奥氏体和铁素体的双相区进行15~600s的退火（保持）。在退火温度低于750℃的情况下或保持（退火）时间低于15s的情况下，钢板中的硬质渗碳体有时不能充分熔化，或者铁素体的再结晶有时不能结束，从而使延展性和扩孔性降低。另一方面，在退火温度超过900℃的情况下，奥氏体晶粒的生长变得显著，由于冷却后的保持中产生的贝氏体相变而难以稳定地确保贝氏体铁素体，从而使扩孔性降低。另外，在保持（退火）时间超过600s的情况下，奥氏体粗大化，难以确保期望的强度，另外，有时伴随大量的能量消耗而引起成本增加。

[0092] 在450~550℃的温度范围内保持10~200s

[0093] 在保持温度超过550℃的情况下或保持时间低于10s的情况下，不能促进贝氏体相变，从而几乎得不到贝氏体铁素体，因此，无法得到期望的扩孔性。另外，在保持温度低于450℃或保持时间超过200s的情况下，第二相的大部分形成因促进贝氏体相变而生成的固溶碳量多的奥氏体和贝氏体铁素体，无法得到期望的珠光体面积率，并且，硬质马氏体的面积率增加，从而无法得到良好的扩孔性和材质稳定性。

[0094] 然后，将钢板浸入到通常浴温的镀浴中进行热镀锌，并通过气体擦拭等调节附着量。进而，在以下的条件下进行锌镀层的合金化处理。

[0095] 在500~600℃的温度范围内在T：平均保持温度（℃）、t：保持时间（s）满足下式的条件下进行锌镀层的合金化处理，

[0096] $0.45 \leqslant \exp[200/(400-T)] \times \ln(t) \leqslant 1.0$。

[0097] 在$\exp[200/(400-T)] \times \ln(t)$低于0.45的情况下，在最终组织中存在大量马氏体，并且上述硬质马氏体与软质铁素体邻接，因此，在不同相之间产生较大的硬度差，从而使扩孔性降低，并且损害材质稳定性。另外，热镀锌层的合金化不足。在$\exp[200/(400-T)] \times \ln(t)$超过1.0时，未相变奥氏体几乎都相变为渗碳体或珠光体，结果，无法得到期望的强度与延展性的平衡。

[0098] 需要说明的是，在本发明的制造方法中的一系列热处理中，只要在上述的温度范围内则不需要使保持温度固定，另外，即使在加热中加热速度发生变化的情况下，只要在规定的范围内就不会损害本发明的主旨。另外，只要满足热历程，则钢板可以利用任何设备来实施热处理。而且，为了进行形状矫正而在热处理后对本发明的钢板进行表面光轧也包括在本发明的范围内。需要说明的是，在本发明中，假定了将钢材料经过通常的炼钢、铸造、热轧各工序而进行制造的情况，但也可以是通过例如薄板坯铸造等省略热轧工序的一部分或全部而进行制造的情况。

[0099] 实施例

[0100] 将具有表1所示的成分组成且余量由Fe及不可避免的杂质构成的钢利用转炉进行熔炼，通过连铸法制成钢坯。将得到的钢坯加热到1200℃后，在870~920℃的终轧温度下进行热轧，直至板厚3.5mm，在520℃下进行卷取。接着，对所得到的热轧板进行酸洗，然后，以表2所示的轧制率实施冷轧，制造冷轧钢板。一部分未实施冷轧。接着，将通过上述得到的冷轧钢板或热轧钢板（酸洗后）通过连续热镀锌线在表2所示的制造条件下进行退火、热镀锌、合金化的处理，制造热镀锌钢板。将镀层附着量调节至每单面为35~45g/m^2。

[0101] 所得到的热镀锌钢板的铁素体、贝氏体铁素体、珠光体、马氏体的面积率通过如下方法测定：对与钢板的轧制方向平行的板厚截面进行研磨，然后，用 3% 硝酸乙醇溶液进行腐蚀，使用 SEM（扫描电子显微镜）以 2000 倍的倍率观察 10 个视野，使用 Media Cybernetics 公司的 Image-Pro 进行图像处理。

[0102] 需要说明的是，残余奥氏体的体积率为使用 Mo-Kα 射线源而得到的板厚 1/4 面的 fcc 铁的 {200}、{220}、{311} 面的 X 射线衍射积分强度相对于 bcc 铁的 {200}、{211}、{220} 面的 X 射线衍射积分强度的比例。

[0103] 使用将拉伸方向设定为与钢板的轧制方向成直角的方向的 JIS5 号试验片，依据日本工业标准 (JIS Z2241) 进行拉伸试验，测定 TS（拉伸强度）和 EL（总伸长率）。本发明中，在 TS×EL ≥ 19000MPa·% 的情况下，判定为延展性良好。

[0104] 扩孔试验依据日本钢铁联盟标准 (JFST1001) 进行。在钢板上冲裁出直径为 10mm 的孔，然后，在将周围压紧的状态下将 60° 圆锥的冲头压入孔内，测定裂纹产生极限的孔直径。由下式求出扩孔率 λ (%)，对扩孔性（延伸凸缘性）进行评价。

[0105] 极限扩孔率 λ (%) = $\{(D_f-D_0)/D_0\}\times 100$

[0106] D_f 为裂纹产生时的孔径 (mm)，D_0 为初始孔径 (mm)。

[0107] 在本发明中，将 λ ≥ 70(%) 的情况判定为良好。

[0108] 点焊及其评价依据日本焊接协会标准 (WES7301) 实施。在截面熔核直径达到 5.0mm 的焊接条件下实施钢板的两片重叠的点焊，测定剪切拉伸强度和十字拉伸强度，从而评价延性比（十字拉伸强度 / 剪切拉伸强度）。在本发明中，将延性比≥ 0.5 的情况判定为良好。将评价结果示于表 3 中。

[0109]

表1

钢种	成分(质量%)																		备注
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	V	Mo	Nb	Ti	B	Ni	Cu	Ta	Sn	Sb	[C%]×[Si%]	
A	0.067	0.74	1.64	0.022	0.0005	0.022	0.0020												0.05	本发明钢种
B	0.091	1.45	1.25	0.011	0.0021	0.027	0.0015												0.13	本发明钢种
C	0.074	2.26	0.86	0.024	0.0007	0.018	0.0020												0.17	本发明钢种
D	0.060	0.97	1.62	0.029	0.0030	0.014	0.0025	0.27											0.06	本发明钢种
E	0.045	1.33	1.98	0.005	0.0022	0.015	0.0038		0.13										0.06	本发明钢种
F	0.083	0.85	1.60	0.027	0.0026	0.022	0.0040			0.05									0.07	本发明钢种
G	0.093	2.02	1.62	0.023	0.0022	0.035	0.0038				0.023								0.19	本发明钢种
H	0.051	0.71	1.57	0.014	0.0016	0.011	0.0017					0.019							0.04	本发明钢种
I	0.099	1.52	1.37	0.026	0.0020	0.028	0.0020						0.0009						0.15	本发明钢种
J	0.071	1.23	1.58	0.013	0.0028	0.040	0.0031							0.23	0.20				0.09	本发明钢种
a	0.091	0.64	1.54	0.022	0.0028	0.031	0.0014												0.06	比较钢种
b	0.140	1.35	1.58	0.020	0.0011	0.036	0.0022												0.19	比较钢种
c	0.064	1.48	2.18	0.008	0.0016	0.024	0.0026												0.09	比较钢种
d	0.078	1.49	1.49	0.046	0.0010	0.017	0.0023												0.12	比较钢种
e	0.092	2.25	1.14	0.019	0.0015	0.026	0.0035												0.21	比较钢种
K	0.091	1.23	1.55	0.024	0.0021	0.034	0.0036									0.007	0.09		0.11	本发明钢种
L	0.077	1.42	1.38	0.013	0.0014	0.033	0.0028											0.009	0.11	本发明钢种

下划线表示偏离本发明范围的情况。

[0110]

表2

钢号	钢种	轧制率	板厚	连续热镀锌条件						合金化		区分
				加热温度	加热速度	退火温度	保持时间	450~550℃下的保持时间(s)	平均保持温度T(℃)	保持时间t(s)	exp[200/(400-T)]×ln(t)	
		(%)	(mm)	(℃)	(℃/s)	(℃)	(s)					
1	A	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本发明钢
2	A	60	1.4	700	15	740	160	60	560	15	0.776	比较钢
3	A	60	1.4	720	15	825	160	60	480	15	0.222	比较钢
4	A	60	1.4	720	15	825	160	60	560	3	0.315	比较钢
5	A	-	2.0	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本发明钢
6	B	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本发明钢
7	B	60	1.4	720	15	825	160	60	560	60	1.173	比较钢
8	B	60	1.4	720	15	825	160	60	620	15	1.091	比较钢
9	C	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本发明钢
10	D	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本发明钢
11	D	60	1.4	720	15	825	160	5	560	15	0.776	比较钢
12	D	60	1.4	720	15	825	10	60	560	15	0.776	比较钢
13	E	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本发明钢
14	F	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本发明钢
15	G	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本发明钢
16	H	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本发明钢
17	I	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本发明钢
18	J	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本发明钢
19	a	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	比较钢
20	b	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	比较钢
21	c	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	比较钢
22	d	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	比较钢
23	e	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	比较钢
24	B	60	2.0	660	15	770	160	60	560	15	0.776	本发明钢
25	D	60	2.0	660	15	770	160	60	560	15	0.776	本发明钢
26	K	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本发明钢
27	L	60	1.4	720	15	825	160	60	560	15	0.776	本发明钢

下划线表示偏离本发明范围的情况。

[0111]

表3

钢号	钢种	轧制率 (%)	板厚 (mm)	组织 F 铁素体 (%)	BF 贝氏体铁素体 (%)	P 珠光体 (%)	M 马氏体 (%)	RA 残余奥氏体 (%)	M/(BF+P)	特性 TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	TS×EL (MPa·%)	剪切拉伸强度 (kN)	延性比	区分
1	A	60	1.4	79	7	8	4	2	0.27	656	30	94	19680	15.11	0.63	本发明钢
2	A	60	1.4	70	0	5	12	1	2.40	705	25	42	17625	12.84	0.59	比较钢
3	A	60	1.4	79	7	3	10	1	1.00	711	29	53	20619	12.30	0.58	比较钢
4	A	60	1.4	79	7	5	8	1	0.67	685	28	68	19180	12.62	0.70	比较钢
5	A	-	2.0	82	9	7	2	0	0.13	589	33	109	19437	22.35	0.62	本发明钢
6	B	60	1.4	83	8	6	3	0	0.21	602	32	100	19264	14.01	0.59	本发明钢
7	B	60	1.4	83	5	11	1	0	0.06	576	29	115	16704	13.20	0.57	比较钢
8	B	60	1.4	83	5	12	0	0	0	563	30	120	16890	12.97	0.60	比较钢
9	C	60	1.4	90	3	3	3	1	0.50	601	33	98	19833	14.05	0.57	本发明钢
10	D	60	1.4	85	6	5	2	2	0.18	615	31	107	19065	14.24	0.62	本发明钢
11	D	60	1.4	85	2	5	8	0	1.14	695	28	69	19460	12.85	0.56	比较钢
12	D	60	1.4	73	0	7	12	1	1.71	774	22	40	17028	12.62	0.62	比较钢
13	E	60	1.4	93	3	2	2	0	0.40	554	36	108	19944	14.15	0.61	本发明钢
14	F	60	1.4	81	8	5	4	2	0.31	655	30	96	19650	15.09	0.55	本发明钢
15	G	60	1.4	86	7	3	4	0	0.40	601	32	92	19232	13.99	0.58	本发明钢
16	H	60	1.4	82	8	6	4	0	0.29	622	31	96	19282	14.40	0.55	本发明钢
17	I	60	1.4	81	9	6	3	1	0.20	622	31	101	19282	14.40	0.56	本发明钢
18	J	60	1.4	80	8	7	3	2	0.20	649	30	98	19470	14.95	0.58	本发明钢
19	a	60	1.4	82	2	5	10	1	1.43	705	24	55	16920	12.75	0.56	比较钢
20	b	60	1.4	73	5	5	13	4	1.30	675	26	30	17550	12.24	0.64	比较钢
21	c	60	1.4	71	4	9	14	2	1.08	683	26	42	17758	12.42	0.57	比较钢
22	d	60	1.4	83	7	5	4	1	0.33	635	30	94	19050	14.63	0.38	比较钢
23	e	60	1.4	85	6	4	3	2	0.30	628	31	99	19468	14.54	0.34	比较钢
24	B	60	2.0	89	3	4	4	0	0.57	595	32	81	19040	22.46	0.61	本发明钢
25	D	60	2.0	88	5	4	3	0	0.33	613	32	77	19616	23.14	0.62	本发明钢
26	K	60	1.4	82	7	6	4	1	0.31	621	32	97	19872	14.45	0.58	本发明钢
27	L	60	1.4	84	5	7	4	0	0.33	618	32	88	19776	14.38	0.55	本发明钢

下划线表示偏离本发明范围的情况。
M/(BF+P)：马氏体面积率/(贝氏体铁素体面积率+珠光体面积率)

[0112] 本发明例的高强度热镀锌钢板，TS 均为 540MPa 以上，延展性和扩孔性优良，并且显示出高的点焊强度。与之相对，比较例的高强度热镀锌钢板，延展性、扩孔性、点焊强度中的至少一个特性较差。

[0113] 产业上的可利用性

[0114] 根据本发明，能够制造具有高强度（540MPa 以上的拉伸强度 TS）、且加工性（高延展性和高扩孔性）和点焊性优良的高强度热镀锌钢板。通过将本发明的高强度热镀锌钢板应用于例如汽车的结构构件，能够进一步确保乘务人员的安全性、利用大幅度的车身轻量化而改善燃料效率。

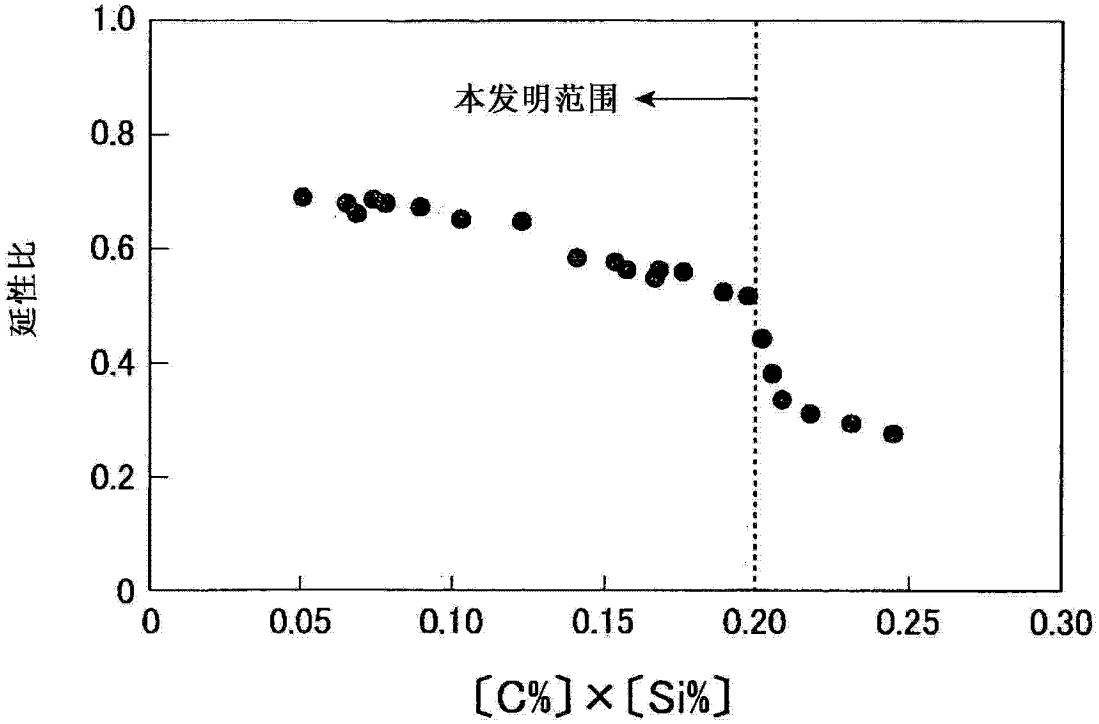


图 1