



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101748347 B

(45) 授权公告日 2013. 01. 30

(21) 申请号 200910246387. 8

C23C 2/06 (2006. 01)

(22) 申请日 2009. 11. 27

C21D 8/02 (2006. 01)

(30) 优先权数据

2008-304626 2008. 11. 28 JP

(56) 对比文件

WO 2008/072600 A1, 2008. 03. 19, 全文.

EP 1676932 A1, 2006. 05. 07, 全文.

(73) 专利权人 株式会社神户制钢所

CN 1990894 A, 2007. 07. 04, 权利要求 1、

地址 日本兵库县

4-9, 说明书第 15 页第 16 行.

(72) 发明人 池田宗朗 内海幸博

审查员 周珑

(74) 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任

公司 11021

代理人 李贵亮

(51) Int. Cl.

C22C 38/60 (2006. 01)

C22C 38/14 (2006. 01)

C22C 38/58 (2006. 01)

C22C 38/38 (2006. 01)

C22C 38/16 (2006. 01)

C23C 2/40 (2006. 01)

权利要求书 1 页 说明书 14 页 附图 1 页

(54) 发明名称

耐氢脆化特性和加工性优异的超高强度钢板及其制造方法

(57) 摘要

一种耐氢脆化特性和加工性优异的超高强度钢板,其中,以质量%计,含有 C :0.05 ~ 0.25%、Si :1.00 ~ 2.5%、Mn :2.0 ~ 4.0%、P :0.1%以下(不含 0%)、S :0.05%以下(不含 0%)、Al :0.01 ~ 0.15%、Ti :0.003 ~ 0.10%、N :0.01% (不含 0%),余量为铁和不可避免的杂质,是铁素体为 10 ~ 50 面积%,马氏体为 50 面积%以上的复合组织钢板,铁素体晶粒的平均当量圆粒径在 2.0 μm 以下,并且,铁素体晶粒的平均长宽比为 2.0 以下,抗拉强度这 1100MPa 以上。提供一种耐氢脆化特性和加工性优异的超高强度钢板。

1. 一种钢板,其特征在于,以质量%计含有
 C :0.05 ~ 0.25%、
 Si :1.00 ~ 2.5%、
 Mn :2.0 ~ 4.0%、
 P :0.1%以下、
 S :0.05%以下、
 Al :0.01 ~ 0.15%、
 Ti :0.003 ~ 0.10%、
 N :0.01%以下,余量为铁和不可避免的杂质,
 所述钢板是含有铁素体和马氏体的复合组织钢板,
 铁素体为 10 ~ 50 面积%,马氏体为 50 面积%以上,
 铁素体晶粒的平均当量圆粒径在 2.0 μ m 以下,并且,铁素体晶粒的平均长宽比为 2.0 以下,

抗拉强度为 1100MPa 以上。

2. 根据权利要求 1 所述的钢板,其特征在于,以质量%计还含有 Nb :0.003 ~ 0.20%和 V :0.003 ~ 0.20%中的至少一种元素,

Ti、Nb 和 V 的含量的合计为 0.25%以下。

3. 根据权利要求 1 所述的钢板,其特征在于,以质量%计还含有 Cu :0.01 ~ 1.0%、Ni :0.01 ~ 1.0%和 Cr :0.01 ~ 1.0%中的至少 1 种元素。

4. 根据权利要求 1 所述的钢板,其特征在于,以质量%计还含有 Mo :0.01 ~ 1.0%和 W :0.01 ~ 1.0%中的至少一种元素。

5. 根据权利要求 1 所述的钢板,其特征在于,以质量%计还含有 B :0.0001 ~ 0.005%。

6. 根据权利要求 1 所述的钢板,其特征在于,以质量%计还含有 Ca :0.0005 ~ 0.005%、Mg :0.0005 ~ 0.005%和 REM :0.0005 ~ 0.005%中的至少 1 种元素。

7. 根据权利要求 1 所述的钢板,其特征在于,实施了熔融镀锌或合金化熔融镀锌。

8. 一种制造权利要求 1 所述的钢板的方法,其特征在于,包括如下工序:

准备满足权利要求 1 所述的钢中成分的热轧钢板的工序;

使由下式 (1) 代表的 X 满足 $X \geq 0$, 并且使冷轧率 CR(%) 为 $CR < 50\%$, 如此进行冷轧的工序;和

在所述冷轧工序后,在 $(Ac_1+50)^\circ\text{C} \sim 900^\circ\text{C}$ 进行均热处理的工序,

$$X = 20\left([Ti] + \frac{[Nb]}{2} + \frac{[V]}{4}\right) - 9[Si] + 7[Mn] + 10 - 2.7 \times 2^{\frac{CR}{20}} \quad \dots (1)$$

其中, [Ti]、[Nb]、[V]、[Si]、[Mn] 分别表示各元素的质量百分比含量。

耐氢脆化特性和加工性优异的超高强度钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及适合作为汽车用钢板的耐氢脆化特性和加工性优异的、抗拉强度为 1100MPa 以上的超高强度钢板。

背景技术

[0002] 近年来,以汽车的低燃费化为目的,强烈期望汽车的轻量化,从轻量化的观点出发要求高强度钢板,同时从提高碰撞安全性的观点出发,对例如摇臂(rocker)等汽车用结构构件要求 1100MPa 以上的超高强度化。在这样的超高强度钢板中,在含有水和硫化氢等的环境下,随着腐蚀反应而生成的氢的侵入导致氢脆化这样的问题产生。

[0003] 另外,从防锈性的要求出发而进行了熔融镀锌或合金化熔融镀锌的钢板中,热轧后的酸洗时被吸藏的氢成为原因,通过实施熔融镀锌或合金化熔融镀锌导致氢脆化产生。即使在镀敷钢板中,氢脆化的问题特别是在抗拉强度为 1100MPa 以上的超高强度区域仍然显著。

[0004] 此外,汽车用钢板还要求弯曲加工性,但是随着钢板的高强度化,弯曲加工性有降低的倾向,因此就要求一种在 1100MPa 以上的超高强度区域仍可确保良好的弯曲加工性的技术。

[0005] 作为涉及超高强度钢板的文献,例如在日本·专利第 3254108 号中,公开有一种含有 Ca、Cr、Ni、Cu 等成分,改善了耐氢脆化特性的 1180MPa 以上的超高强度钢板。另外,木村勇次等 4 人在“旧 γ 晶粒细微化带给 1400MPa 级高强度钢的延迟断裂特性的效果”,CAMP-ISIJ, Vol. 14(2001)-1310 中公开的要旨是,旧奥氏体晶粒的粒径的控制(微细化)对 1400MPa 级钢的耐延迟断裂特性的提高有效。

[0006] 另外,并不是以 1100MPa 以上的高强度级为直接的对象,但日本特开 2005-171321 号中公开有一种 980MPa 以上的高强度钢板,其通过使铁素体粒径、低温相变生成相的分率和硬度最佳化,从而使成形性和弯曲加工性提高。

[0007] 但是在这些文献中,只是着眼于耐氢脆化特性和弯曲加工性的某一方面,而没有公开一种使耐氢脆化特性和弯曲加工性这两种特性提高的超高强度钢板。

发明内容

[0008] 本发明鉴于这种情况而做,其目的在于,提供一种耐氢脆化特性和加工性(特别是弯曲加工性)优异,抗拉强度为 1100MPa 以上的超高强度钢板及其制造方法。

[0009] 能够解决上述课题的本发明的钢板,含有 C:0.05~0.25%(质量%的意思。涉及化学成分组成下同。)、Si:1.00~2.5%、Mn:2.0~4.0%、P:0.1%以下、S:0.05%以下、Al:0.01~0.15%、Ti:0.003~0.10%、N:0.01%以下,余量为铁和不可避免的杂质,是含有铁素体和马氏体的复合组织钢板,铁素体为 10~50 面积%,马氏体为 50 面积%以上,铁素体晶粒的平均当量圆粒径在 2.0 μ m 以下,并且,铁素体晶粒的平均长宽比为 2.0 以下,抗拉强度在 1100MPa 以上。

[0010] 本发明的超高强度钢板,根据需要也可以还含有如下:(a)Nb:0.003~0.20%和/或V:0.003~0.20%,Ti、Nb和V的含量的合计为0.25%以下;(b)Cu:0.01~1.0%、Ni:0.01~1.0%和Cr:0.01~1.0%之中的至少1种;(c)Mo:0.01~1.0%和/或W:0.01~1.0%;(d)B:0.0001~0.005%;(e)Ca:0.0005~0.005%、Mg:0.0005~0.005%和REM:0.0005~0.005%之中的至少1种。

[0011] 在本发明中,也包括对上述超高强度钢板实施了熔融镀锌或合金化熔融镀锌的。

[0012] 另外本发明也包括上述高强度钢板的制造方法,所谓该制造方法,就是将满足上述的任一项成分组成的热轧钢板进行冷轧,使下式(1)所代表的X满足 $X \geq 0$,并且冷轧率CR(%)为 $CR < 50\%$,之后以 $(Ac_1+50)^\circ\text{C} \sim 900^\circ\text{C}$ 进行均热处理。

$$[0013] \quad X = 20\left([\text{Ti}] + \frac{[\text{Nb}]}{2} + \frac{[\text{V}]}{4}\right) - 9[\text{Si}] + 7[\text{Mn}] + 10 - 2.7 \times 2^{\frac{\text{CR}}{20}} \quad \dots (1)$$

[0014] 其中,[Ti]、[Nb]、[V]、[Si]、[Mn]分别表示各元素的含量(质量%)。

[0015] 在本发明中,因为适当控制了铁素体晶粒的粒径和长宽比,所以能够提供耐氢脆化特性和弯曲加工性双方均优异的超高强度钢板。另外,本发明的超高强度钢板,因为铁素体和马氏体的分率得到适当地控制,所以能够使超高强度和良好的延伸率并立。

附图说明

[0016] 图1是表示冷轧率CR(%)与Z值($= 20([\text{Ti}] + [\text{Nb}]/2 + [\text{V}]/4) - 9[\text{Si}] + 7[\text{Mn}] + 10$)的关系的曲线图。

具体实施方式

[0017] 如上述,在1100MPa以上的超高强度区域,耐氢脆化特性和弯曲加工性的降低显著化,但却并没有公开能够解决这个两方面的技术。鉴于这样的情况,本发明者们在含有铁素体和马氏体的1100MPa以上的超高强度复合组织钢板中,为了提高耐氢脆化特性和弯曲加工性这两方,特别着眼于铁素体晶粒而进行锐意研究。其结果发现,不仅仅通过控制铁素体晶粒的粒径,而且通过控制其长宽比,便能够提高耐氢脆化特性,另外铁素体晶粒的长宽比的控制也能够同时提高弯曲加工性,从而完成了本发明。

[0018] 如此在本发明中,通过控制各种成分组成,并且控制铁素体晶粒的粒径和长宽比,能够提供耐氢脆化特性和弯曲加工性这两种特性得到提高的超高强度钢板。还有,在前述的文献“旧 γ 晶粒细微化带给1400MPa级高强度钢的延迟断裂特性的效果”中,虽然记述有旧 γ 晶粒的细微化对耐延迟断裂特性的提高有效,但是根据本发明者们的研究结果证实,为了确保期望的特性,只是组织的细微化是不够的,适当控制铁素体的形态(不仅是晶粒直径,而且也包括长宽比)极其重要,从而完成了本发明。

[0019] 以下,对于本发明钢板最具特征的铁素体的形态(平均当量圆粒径和长宽比)进行说明。

[0020] 对于铁素体的平均当量圆粒径(以下称为平均粒径)来说,铁素体晶粒的平均粒径越小,耐氢脆化特性越高。为了充分地发挥这样的效果,将铁素体晶粒的平均粒径定为 $2.0\mu\text{m}$ 以下。铁素体晶粒的平均粒径越小越好,优选为 $1.9\mu\text{m}$ 以下,更优选为 $1.7\mu\text{m}$ 以下。铁素体晶粒的平均粒径的下限没有特别限定,但大约为 $1.0\mu\text{m}$ 左右。

[0021] 另外,铁素体晶粒的长宽比(长轴/短轴)是影响耐氢脆化特性和弯曲加工性的因素,若该长宽比变大,则局部应力变高,容易发生裂纹的起点,耐氢脆化特性和弯曲加工性的某一项也降低。因此将铁素体晶粒的平均长宽比定为 2.0 以下。铁素体的平均长宽比越小越好,优选为 1.7 以下,更优选为 1.5 以下。铁素体晶粒的平均长宽比的下限未特别限制,可以为 1.0 左右。

[0022] 本发明的超高强度钢板,是含有铁素体和马氏体的复合组织钢板。铁素体具有使延性提高的作用,另一方面若是过剩,则招致强度的降低。马氏体具有使强度提高的作用,另一方面若是过剩,则招致延性的降低。因此,从使强度和延性双方平衡提高的观点出发,以相对于全部组织的占空因数计,铁素体定为 10~50 面积%,马氏体定为 50 面积%以上。铁素体优选为 15~45 面积%,更优选为 20~40 面积%。马氏体优选为 55~85 面积%,更优选为 60~80 面积%。

[0023] 本发明的超高强度钢板,可以只由铁素体和马氏体构成,但也可以在不阻碍本发明的效果的范围内含有其他组织(残留奥氏体、贝氏体、退化珠光体等)。特别是残留奥氏体,因为能够使耐氢脆化特性提高,所以也优选含有 1~5% 左右。优选除去铁素体和马氏体以外的其他的组织合计为 15 面积%以下。

[0024] 接下来,对于本发明的钢中化学成分进行以下说明。

[0025] C:0.05~0.25%

[0026] C 使淬硬性提高,是对钢的高强度化有效的元素。因此将 C 量定为 0.05% 以上。C 量优选为 0.07% 以上,更优选为 0.09% 以上。另一方面,若 C 量过剩,则耐氢脆化特性劣化。因此 C 量定为 0.25% 以下。C 量优选为 0.2% 以下,更优选为 0.17% 以下。

[0027] Si:1.00~2.5%

[0028] Si 作为固溶强度元素有助于钢的强化,在提高延性上是有效的元素。此外还具有抑制渗碳体生成的作用,渗碳体会成为氢脆化造成的裂纹的起点。因此将 Si 量定为 1.00% 以上。Si 量优选为 1.2% 以上,更优选为 1.4% 以上。另一方面,若 Si 量过剩,则镀敷性劣化。因此将 Si 量定为 2.5% 以下。Si 量优选为 2.3% 以下,更优选为 2.1% 以下。

[0029] Mn:2.0~4.0%

[0030] Mn 使淬硬性提高,是对钢的高强度化有效的元素。为了有效地发挥这样的作用,将 Mn 量定为 2.0% 以上。Mn 优选为 2.2% 以上,更优选为 2.4% 以上。另一方面,若 Mn 量过剩,则镀敷性劣化,偏析显著。因此将 Mn 量定为 4.0% 以下。Mn 优选为 3.5% 以下,更优选为 3% 以下。

[0031] P:0.1% 以下

[0032] P 是通过在晶界偏析而助长晶界脆化的元素,因此是期望尽可能抑制的元素。因此将 P 量定为 0.1% 以下。P 量以少为宜,优选为 0.05% 以下,更优选为 0.03% 以下。

[0033] S:0.05% 以下

[0034] S 在腐蚀环境下助长钢的氢吸收,此外还形成 MnS 等硫化物而成为氢脆化造成的裂纹的起点,因此是期望尽可能抑制的元素。因此将 S 量定为 0.05% 以下。S 量以少为宜,优选为 0.01% 以下,更优选为 0.005% 以下。

[0035] Al:0.01~0.15%

[0036] Al 是具有脱氧作用的元素。此外还具有提高耐腐蚀性的作用和提高耐氢脆化特

性的作用。因此,将 Al 量定为 0.01% 以上。Al 量优选为 0.02% 以上,更优选为 0.03% 以上。另一方面,若 Al 量过剩,则韧性的劣化和氧化铝等夹杂物造成的加工性的劣化成为问题。因此将 Al 量定为 0.15% 以下。Al 量优选为 0.1% 以下,更优选为 0.07% 以下。

[0037] Ti :0.003 ~ 0.10%

[0038] Ti 使组织微细化,是通过碳化物形成而有助于耐氢脆化特性提高的元素。因此将 Ti 量定为 0.003% 以上。Ti 量优选为 0.005% 以上,更优选为 0.01% 以上。另一方面,若 Ti 量过剩,则铁素体晶粒的长宽比变高,招致耐氢脆化特性和加工性的劣化。因此将 Ti 量定为 0.10% 以下。Ti 量优选为 0.09% 以下,更优选为 0.08% 以下。

[0039] N :0.01% 以下

[0040] N 是制造上不可避免混入的元素,若 N 量过剩,则除了加工性劣化以外,还会与 B 结合而生成 BN,阻碍 B 的淬火性提高作用,因此是期望尽可能抑制的元素。因此将 N 量定为 0.01% 以下。N 量以少为宜,优选为 0.008% 以下,更优选为 0.006% 以下。

[0041] 本发明所采用的钢的基本成分如上所述,余量实质上是铁。但是,钢中当然也允许含有因原料、物资、制造设备等的状态而混入的不可避免的杂质。此外,本发明所使用的钢,根据需要也可以含有以下的选择元素。

[0042] Nb :0.003 ~ 0.20% 和 / 或 V :0.003 ~ 0.20%, 且 Ti、Nb 和 V 的合计含量为 0.25% 以下

[0043] Nb 和 V 与前述的 Ti 一样,是通过组织的微细化和碳化物的形成而有助于耐氢脆化特性的提高的元素。因此 Nb 量优选为 0.003% 以上, V 量优选为 0.003% 以上。Nb 量更优选为 0.005% 以上,进一步优选为 0.01% 以上。V 量更优选为 0.005% 以上,进一步优选为 0.01% 以上。另一方面,若 Nb 量、V 量过剩,则铁素体晶粒的长宽比变高,招致耐氢脆化特性和弯曲加工性的劣化。因此 Nb 量优选为 0.20% 以下, V 量优选为 0.20% 以下。Nb 量更优选为 0.18% 以下,进一步优选为 0.15% 以下。V 量更优选为 0.18% 以下,进一步优选为 0.15% 以下。另外,只是分别控制 Ti、Nb 和 V 各元素的含量,则存在铁素体晶粒的长宽比变高,耐氢脆化特性和弯曲加工性的劣化的情况。Ti、Nb 和 V 的合计含量优选为 0.25% 以下。Ti、Nb 和 V 的合计含量更优选为 0.2% 以下,进一步优选为 0.16% 以下。

[0044] Cu :0.01 ~ 1.0%、Ni :0.01 ~ 1.0% 和 Cr :0.01 ~ 1.0% 之中的至少 1 种

[0045] Cu、Ni、Cr 均是有助于耐氢脆化特性的提高的元素。其中 Cu 和 Ni 能够充分抑制成为氢脆化的原因的氢的发生,并且抑制已发生的氢向钢板的侵入,因此在耐氢脆化特性的提高上有效。为了充分地发挥这样的效果,Cu 量优选为 0.01% 以上, Ni 量优选为 0.01% 以上。Cu 量更优选为 0.05% 以上,进一步优选为 0.1% 以上。Ni 量更优选为 0.05% 以上,进一步优选为 0.1% 以上。另外,通过使 Cu 和 Ni 共存,所述效果得到更有效地发挥。另一方面,若 Cu 和 Ni 量过剩,则招致弯曲加工性的劣化。因此 Cu 量优选为 1.0% 以下, Ni 量优选为 1.0% 以下。Cu 量更优选为 0.7% 以下,进一步优选为 0.5% 以下。Ni 量更优选为 0.7% 以下,进一步优选为 0.5% 以下。另一方面,其余的 Cr 抑制氢的入侵,另外含有 Cr 的析出物成为氢的捕集点,因此在耐氢脆化特性的提高上有效。此外 Cr 在钢板的强度提高上也有效。为了充分地发挥这样的效果, Cr 量优选为 0.01% 以上。Cr 量更优选为 0.05% 以上,进一步优选为 0.1% 以上。另一方面,若 Cr 量过剩,则招致延性和弯曲加工性的降低。因此 Cr 量优选为 1.0 以下。Cr 量更优选为 0.7% 以下,进一步优选为 0.5% 以下。

[0046] Mo :0.01 ~ 1.0%和 / 或 W :0.01 ~ 1.0%

[0047] Mo 和 W 均是有助于耐氢脆化特性提高的元素。详细地说, Mo 使奥氏体稳定化, 确保残留奥氏体, 抑制氢入侵, 在用于使有效的特性提高上是有效的元素。另外, 在用于提高钢板的淬火性上是有效的元素。为了有效地发挥这样的效果, Mo 量优选为 0.01% 以上。Mo 量更优选为 0.03% 以上, 进一步优选为 0.05% 以上。另一方面, 即使 Mo 量过剩所述效果也是饱和, 而形成高成本。因此 Mo 量优选为 1.0% 以下。Mo 量更优选为 0.7% 以下, 进一步优选为 0.5% 以下。另外, W 除了上述以外, 还是在钢板的强度提高上有效的元素。此外, 含有 W 的析出物成为氢的捕集点, 因此在耐氢脆化特性的提高上有效。为了有效地发挥这样的效果, W 量优选为 0.01% 以上。W 量更优选为 0.1% 以上, 进一步优选为 0.2% 以上。另一方面, 若 W 量过剩, 则招致延性和弯曲加工性的降低。因此 W 量优选为 1.0% 以下。W 量更优选为 0.7% 以下, 进一步优选为 0.5% 以下。

[0048] B :0.0001 ~ 0.005%

[0049] B 使淬火性提高, 在钢板的强度提高上是有效的元素。为了有效地发挥这样的效果, B 量优选为 0.0001% 以上。B 量更优选为 0.0002% 以上, 进一步优选为 0.0005% 以上。另一方面若 B 量过剩, 则热加工性降低。因此 B 量优选为 0.005% 以下。B 量更优选为 0.003% 以下, 进一步优选为 0.002% 以下。

[0050] Ca :0.0005 ~ 0.005%、Mg :0.0005 ~ 0.005% 和 REM :0.0005 ~ 0.005% 之中的至少 1 种

[0051] Ca、Mg 和 REM 抑制随着钢板表面的腐蚀而来的界面的氢离子浓度的上升, 即抑制 pH 的降低, 在提高钢板的耐腐蚀性上是有效的元素。为了充分地发挥这样的效果, 优选 Ca 量为 0.0005% 以上、Mg 量为 0.0005% 以上、REM 量为 0.0005% 以上。Ca 量更优选为 0.0007% 以上, 进一步优选为 0.0009% 以上。Mg 量更优选为 0.0007% 以上, 进一步优选为 0.001% 以上。REM 量更优选为 0.001% 以上, 进一步优选为 0.002% 以上。另一方面, 若 Ca、Mg 和 REM 的各含量过剩, 则弯曲加工性劣化。因此优选使 Ca 量为 0.005% 以下、Mg 量为 0.005% 以下、REM 量为 0.005% 以下。Ca 量更优选为 0.003% 以下, 进一步优选为 0.002% 以下。Mg 量更优选为 0.004% 以下, 进一步优选为 0.003% 以下。REM 量更优选为 0.0045% 以下, 进一步优选为 0.004% 以下。还有, 所谓 REM 是从原子编号 57 的 La 到原子编号 71 的 Lu 的镧系元素加上原子编号 21 的 Sc 与原子编号 39 的 Y 的共计 17 个元素。

[0052] 本发明的超高强度钢板, 除了在热轧后进行冷轧的冷轧钢板以外, 还包括实施了镀敷的镀敷钢板。在镀敷钢板中, 包括熔融镀锌或合金化熔融镀锌钢板两方。满足上述条件的冷轧钢板作为镀敷用钢板特别有用, 根据本发明, 能够得到耐氢脆化特性和弯曲加工性双方均优异的冷轧钢板、熔融镀锌钢板和合金化熔融镀锌钢板。

[0053] 接下来, 对于满足上述要件的本发明的超高强度钢板的制造方法进行说明。

[0054] 为了制造本发明的钢板, 特别是 (i) 使冷轧率低于规定, 并且将冷轧率与 Ti、Nb、V、Si、Mn 的含量的关系控制在适当的范围进行冷轧 (以下, 有将其统称为“冷轧条件”的情况。); (ii) 将冷轧后的均热温度控制在规定范围很重要。详细地说, 就是将满足上述成分组成的热轧钢板进行冷轧, 使下式 (1) 所代表的 X 满足 $X \geq 0$, 并且冷轧率 CR (%) 为 $CR < 50\%$, 以 $(Ac_1+50)^\circ\text{C} \sim 900^\circ\text{C}$ 对前述经冷轧得到的冷轧钢板进行均热处理。

$$[0055] \quad X = 20\left([\text{Ti}] + \frac{[\text{Nb}]}{2} + \frac{[\text{V}]}{4}\right) - 9[\text{Si}] + 7[\text{Mn}] + 10 - 2.7 \times 2 \frac{\text{CR}}{20} \quad \dots (1)$$

[0056] 其中, [Ti]、[Nb]、[V]、[Si]、[Mn] 分别表示各元素的含量(质量%)。

[0057] 还有,在本发明钢板中,也包括实施了熔融镀锌钢板或合金化熔融镀锌钢板,不过只要适当控制镀敷前的上述(i)和(ii),则能够获得期望的特性,可确认其后的镀敷工序没有影响。

[0058] 以下,对于赋予本发明的制造方法以特征的要件进行说明。

[0059] 以式(1)代表的X满足 $X \geq 0$,并且冷轧率CR(%)为 $\text{CR} < 50\%$

[0060] 上式(1)特别是作为有助于铁素体晶粒的平均粒径的微细化的参数,根据本发明者们进行的大量基础实验确定。详细地说,构成上式(1)的元素(Ti、Nb、V、Si、Mn)和冷轧率,从以下的观点出发,立足于有助于铁素体的微细化的视点,决定上式(1)。

[0061] 以下关于确定上式(1)的原委进行详细地说明。

[0062] 为了使微细的铁素体组织形成,认为有效的是抑制铁素体的再结晶。在此,铁素体的再结晶能够通过如下方式抑制:(a)提高铁素体的再结晶温度,或者(b)降低 Ac_1 点,减小铁素体的再结晶开始温度至 Ac_1 点的温度幅度。说到原因是由于,在加热冷轧后的钢板时,若该钢板一旦进入二相域,则奥氏体生成,铁素体的再结晶显著得到抑制。通过上述(a)或(b),能够缩小再结晶开始后至二相域退火的再结晶温度,能够抑制铁素体的再结晶。

[0063] 关于上述(a)的再结晶温度,在本发明中,立足于“再结晶温度受到Ti、Nb或V的含量和冷轧率CR的影响”这一观点,而确定包含这些要件的公式。

[0064] 首先,为了提高铁素体的再结晶温度,有效的是添加Ti、Nb或V。因此这些成分在上式(1)中具有正(plus)的系数。还有,本发明钢板含有Ti作为必须成分,含有Nb、V作为选择成分,但在本发明中,因为根据大量的基础实验计算Ti、Nb、V的贡献率(系数),所以即使在完全不含Nb、V的选择成分时,如果由上式(1)决定的X值满足 $X \geq 0$,则确认能够得到期望的特性。另一方面,为了提高铁素体的再结晶温度,有效的是降低冷轧率CR。通过降低冷轧率,所积蓄的应变能变小,因此再结晶的驱动力变小,再结晶温度上升。因此冷轧率CR在上式(1)中具有负(minus)的系数,并且与上式(1)分开而另行规定“ $\text{CR} < 50\%$ ”。CR优选为45%以下,更优选为40%以下。

[0065] 关于上述(b)的 Ac_1 点,为了降低 Ac_1 点,有效的是Si量的抑制(降低)和Mn量的增加。即, Ac_1 点能够根据下式(2)计算(莱斯利钢铁材料学),由下式(2)可知,Si具有负(minus)的系数,Mn具有正(plus)的系数,因此 Ac_1 点通过Si的添加而上升,相对于此,通过Mn的添加而降低。

$$[0066] \quad \text{Ac}_1(^\circ\text{C}) = 723 - 10.7 \times [\text{Mn}] - 16.9 \times [\text{Ni}] + 29.1 \times [\text{Si}] + 16.9 \times [\text{Cr}] + 6.38 \times [\text{W}] \dots (2)$$

[0067] (其中,[(元素名)]表示各元素的含量(质量%))。

[0068] 归结以上内容,为了抑制铁素体的再结晶,结果是如下情况:

[0069] (a)对于作为影响再结晶温度的因素的Ti、Nb、V、冷轧率来说,是含有Ti、Nb或V,减小冷轧率,并且

[0070] (b)对于作为影响 Ac_1 点设定的因素的Mn、Si来说,有效的是使Mn含有,另一方面抑制Si量,由此确定上式(1)。

[0071] 图 1 是后述的实施例的数据绘制的曲线图,其中,设横轴为冷轧率,设纵轴为 Z ($Z = 20([\text{Ti}] + [\text{Nb}]/2 + [\text{V}]/4) - 9[\text{Si}] + 7[\text{Mn}] + 10$)。在此,上述 Z 是在构成上式 (1) 的右边之中,除去包含冷轧率 CR 的参数 ($2.7 \times 2^\alpha$, $\alpha : \text{CR}/20$),由只含有 Ti 、 Nb 、 V 、 Si 、 Mn 的参数构成。即, Z 值是各元素的含量乘以 Ti 、 Nb 、 V 对再结晶温度的贡献度,和 Si 、 Mn 对 Ac_1 点的贡献度所对应的系数再加相的值,但是根据图 1 可知,以 $Z = 2.7 \times 2^\alpha$ ($\alpha : \text{CR}/20$) 的曲线为边界,在该曲线之上的区域,耐延迟断裂特性良好。因此,通过控制各种成分组成和冷轧率,使之满足 $Z = 2.7 \times 2^\alpha$ ($\alpha : \text{CR}/20$)、即满足 $X \geq 0$,能够使耐延迟断裂特性良好。

[0072] 以 $(\text{Ac}_1 + 50)^\circ\text{C} \sim 900^\circ\text{C}$ 进行均热处理

[0073] 之所以将冷轧后的均热温度定为 $(\text{Ac}_1 + 50)^\circ\text{C}$ 以上,是为了确保对高强度化有用的马氏体,并且为了实现对耐延迟断裂特性和弯曲加工性有用的铁素体晶粒的长宽比的降低化。若均热温度低于 $(\text{Ac}_1 + 50)^\circ\text{C}$,则不能确实地确保期望的马氏体量。另外,为了使铁素体晶粒的长宽比在规定以下,需要适度地使再结晶进行,从这一观点出发也定为 $(\text{Ac}_1 + 50)^\circ\text{C}$ 以上。还有,如前述若超过 Ac_1 点,则奥氏体生成,因此与 Ac_1 点以下的情况相比,铁素体的再结晶受到抑制,但是若在比 Ac_1 点高的温度下进行比较,则温度越高再结晶再容易进行。优选均热温度的下限为 $(\text{Ac}_1 + 60)^\circ\text{C}$,更优选为 $(\text{Ac}_1 + 70)^\circ\text{C}$ 。

[0074] 另一方面,若均热温度过高,则奥氏体晶粒粗大化。因此将均热温度的上限定为 900°C 以下。均热温度优选为 880°C 以下。

[0075] 另外,均热时间优选为 $10 \sim 100$ 秒,优选为 $30 \sim 80$ 秒。

[0076] 在本发明中,如上述适当控制冷轧条件和冷轧后的均热温度很重要,其他工序,例如热轧、均热后的冷却、保持等则没有特别限定,遵循常规方法进行即可。另外,制造冷轧后实施镀敷的熔融镀锌钢板和合金化熔融镀锌钢板时,其镀敷条件也没有特别限定,适宜适当地控制镀敷条件以使之能够获得期望的特性即可。

[0077] 以下,顺序说明本发明的优选工序。

[0078] 首先,准备满足上述组成的钢进行热轧。热轧优选加热至 $1150 \sim 1300^\circ\text{C}$ 后,使最终温度为 $850 \sim 950^\circ\text{C}$ 进行。

[0079] 接着,如上述进行冷轧和均热。

[0080] 均热后,优选以大约 $1 \sim 100^\circ\text{C} / \text{秒}$ 的平均冷却速度冷却至大约 $450 \sim 550^\circ\text{C}$,以该 $450 \sim 550^\circ\text{C}$ 保持 1 秒以上后,以大约 $1 \sim 50^\circ\text{C} / \text{秒}$ 的平均冷却速度冷却至室温。

[0081] 进行镀敷时,优选在均热后,以大约 $1 \sim 100^\circ\text{C} / \text{秒}$ 的平均冷却速度冷却至大约 $450 \sim 550^\circ\text{C}$,以该 $450 \sim 550^\circ\text{C}$ 保持 $1 \sim 200$ 秒后,接着浸渍在锌镀液中(镀液温度: $400 \sim 500^\circ\text{C}$ 左右),其后以 $1 \sim 50^\circ\text{C} / \text{秒}$ 的平均冷却速度冷却至室温。

[0082] 另外,进一步进行合金化时,优选在镀敷后以 $500 \sim 600^\circ\text{C}$ 进行 $5 \sim 30$ 秒左右合金化。合金化后,优选以 $1 \sim 50^\circ\text{C} / \text{秒}$ 的平均冷却速度冷却至室温。

[0083] 【实施例】

[0084] 以下,列举实施例更具体地说明本发明,但本发明当然不受下述实施限制,在能够符合前后述的宗旨的范围内当然也可以适当加以变更实施,这些均包含在本发明的技术范围内。

[0085] 遵循通常的熔炼方法熔炼表 1 所示的化学成分的钢,铸造而得到板坯。接着加热至 1250°C ,以终轧温度 880°C 热轧后(板厚: 2.4mm)进行酸洗,以表 2 所示的冷轧率分别进

行冷轧而得到冷钢板。其后,以有 2 所示的均热温度分别均热保持 50 秒,以 10℃ / 秒的平均冷速度冷却至 500℃后,以该温度保持 50 秒。关于熔融镀锌钢板(表 2 中以“GI”表示),其后浸渍在 460℃的锌镀液中,以 10℃ / 秒的平均冷速度冷却至室温。关于合金化熔融镀锌钢板(表 2 中以“GA”表示),是在锌镀液中浸渍后,再以 550℃进行 20 秒的合金化处理,以 10℃ / 秒的平均冷速度冷却至室温。还有,表 1 中的 REM 使用的是含有 La :50%左右、Ce :30%左右的混合稀土金属。

[0086]

【表 1】

钢种	化学成分组成														Ac ₁ (°C)					
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	Nb	V	Cu	Ni	Cr	Mo		W	B	Ca	Mg	REM
A	0.093	1.56	2.86	0.011	0.002	0.04	0.042	0.003												738
B	0.094	1.82	2.62	0.012	0.001	0.05	0.059	0.005				0.21								751
C	0.152	1.42	2.27	0.007	0.002	0.05	0.069	0.004				0.33						0.0012	0.0035	746
D	0.092	1.21	2.51	0.007	0.001	0.04	0.081	0.003			0.32	0.28								727
E	0.089	2.14	2.85	0.011	0.001	0.04	0.051	0.004	0.045											755
F	0.168	2.25	2.12	0.015	0.002	0.05	0.032	0.004	0.131			0.22								770
G	0.134	2.48	2.41	0.009	0.002	0.04	0.088	0.005						0.0013						769
H	0.089	1.25	2.44	0.012	0.002	0.04	0.062	0.005				0.14		0.42						738
I	0.120	0.34	3.20	0.007	0.002	0.05	0.089	0.004				0.32								704
J	0.126	1.33	1.88	0.011	0.002	0.04	0.094	0.002												742
K	0.130	1.90	2.50	0.011	0.001	0.05		0.006				0.40								758
L	0.082	1.87	2.78	0.022	0.002	0.07	0.081	0.005				0.21	0.05							751
M	0.147	1.80	2.14	0.010	0.001	0.06	0.028	0.004				0.36	0.09							759
N	0.115	1.13	2.45	0.008	0.001	0.03	0.092	0.003					0.24							730
O	0.108	1.80	3.08	0.008	0.001	0.04	0.031	0.004	0.040			0.12					0.0012			744
P	0.134	1.09	2.35	0.010	0.001	0.04	0.039	0.003	0.051	0.12	0.10	0.45								735
Q	0.093	2.02	3.64	0.012	0.001	0.04	0.047	0.003	0.042	0.21	0.15	0.08	0.34							742
R	0.095	1.41	2.90	0.007	0.002	0.04	0.030	0.004				0.23								737
S	0.089	1.18	3.20	0.006	0.001	0.03	0.018	0.004												723
T	0.064	1.43	2.37	0.014	0.003	0.07	0.130	0.003				0.40	0.03							746
U	0.091	1.67	1.92	0.021	0.002	0.11	0.105	0.006	0.183			0.18	0.22			0.0005				754

显微镜)以 4000 倍的倍率观察 $t/4$ 位置 (t :板厚)附近的约 $20\ \mu\text{m}\times 20\ \mu\text{m}$ 的测定区域,进行图像分析,测定马氏体和铁素体的分率。关于铁素体晶粒的平均粒径,在一个观察视野中求得铁素体晶粒的平均面积,以其当量圆直径作为铁素体晶粒的平均粒径。关于长宽比,是在一个观察视野中,沿形式上向(板厚方向)和横向(轧制方向)分别随机引出 5 条线,在纵线、横线中分别求得横穿铁素体晶粒的各个线的长度的平均,将平均长宽比作为(平均横线长度)/(平均纵线长度)求得。测定在任意的 5 个视野中进行,对于组织分率、铁素体的粒径和长宽比分别求得算术平均。

[0090] (抗拉强度和总延伸率的测定)

[0091] 从钢板提取 JIS13 号 B 试验片,遵循 JIS Z2241 测定抗拉强度(TS)和总延伸率(EL)。

[0092] (耐氢脆化特性的评价)

[0093] 对 JIS13 号 B 实验片实施日本汽车工业规格(JASO)的 CCT 试验 7 个循环周期后,立即实施 SSRT(Slow Strain Rate Technique:低应变速度试验)(十字头速度:0.05mm/min),对所述试验片的长轴方向施加拉伸负荷测定延伸率。评价在实施 CCT 试验前后的延伸率的减少率,延伸率的减少率为 20%以下时为○,超过 20%时为×。

[0094] (弯曲加工性的测定)

[0095] 使用尺寸为 20mm×70mm 的试验片,使弯曲脊与板宽方向垂直而进行 90° V 弯曲试验。使弯曲半径 R 适宜变化而实施试验,求得试验片没有发生裂纹并能够进行弯曲加工的最小弯曲半径 Rmin。最小弯曲半径 Rmin 为 $R_{\text{min}} \leq 2.5t$ (t :板厚)时合格。

[0096] 这些结果显示在表 2 中。

[0097]

【表 2】

钢板 No.	钢种	冷扎率		X 值	均热温 度 (°C)		Ac ₁ +50 °C	镀敷*1	面积比率(%)		TS (MPa)	EL (%)	铁素体		耐氢脆 化特性	弯 曲 加 工 性
		(%)			铁素 体	马氏体			长宽比	粒径 (μm)						
1	A	33		5.7	830	788	GA	34	59	14.2	1.1	1.6	○	○		
2	A	33		5.7	780	788	GA	63	36	1145	2.4	1.8	×	×		
3	B	25		4.2	840	801	GA	35	61	1186	1.2	1.5	○	○		
4	C	25		5.6	840	796	GA	27	70	1312	1.4	1.4	○	○		
5	C	46		-1.2	840	796	GA	31	65	1265	1.3	2.1	×	○		
6	D	17		11.0	820	777	GI	30	67	1250	1.5	1.5	○	○		
7	E	33		0.9	850	805	GI	37	60	1170	1.3	1.9	○	○		
8	F	17		-0.8	840	820	GI	40	58	1310	1.1	2.2	×	○		
9	G	25		-2.6	880	819	GI	37	53	1256	1.4	2.1	×	○		
10	H	33		6.0	850	788	GI	21	77	1380	1.1	1.7	○	○		
11	I	33		20.1	770	754	GI	42	51	1284	2.3	1.6	×	×		
12	J	25		4.1	830	792	GI	65	25	910	1.4	3.5	○	○		
13	K	33		-0.7	830	808	GI	39	58	1230	1.2	2.6	×	○		
14	L	42		0.3	850	801	GI	41	58	1285	1.6	1.8	○	○		
15	M	37		-2.9	830	809	GI	42	53	1292	1.3	2.2	×	○		
16	N	25		9.9	830	780	GI	35	62	1243	1.6	1.5	○	○		
17	O	33		5.3	820	794	GA	27	63	1332	1.5	1.4	○	○		
18	P	17		10.4	810	785	GA	38	61	1312	1.7	1.4	○	○		
19	Q	38		6.3	840	792	GA	17	82	1487	1.4	1.4	○	○		
20	R	33		7.1	850	787	GA	25	72	1243	1.3	1.5	○	○		

[0098]

21	R	49	1.0	850	787	GA	27	70	1237	13.9	1.2	1.8	○	○
22	R	54	-1.9	850	787	GA	32	64	1217	14.0	1.2	2.2	×	○
23	S	42	8.2	840	773	GA	12	87	1290	13.5	1.3	1.2	○	○
24	S	33	11.1	910	773	GA	12	60	1212	13.4	1.1	2.4	×	○
25	T	50	-1.5	830	796	GA	47	43	1021	19.8	1.1	3.3	×	○
26	U	33	0.4	870	804	GA	33	58	1036	18.6	2.1	1.9	×	×
27	V	17	3.1	830	806	GA	40	58	1283	13.9	1.2	1.7	○	○
28	V	25	1.4	830	806	GA	41	56	1269	14.2	1.2	1.8	○	○
29	W	33	-0.5	840	808	GA	32	64	1254	13.2	1.4	2.4	×	○
30	X	42	3.1	820	786	GA	32	61	1238	14.3	1.3	1.7	○	○

※1 GI:「熔融镀锌」、GA:「合金化熔融镀锌」

[0099] 首先,钢板 No. 1、3、4、6、7、10、14、16 ~ 21、23、27、28、30 其成分组成及制造条件均满足本发明规定的要件,因此能够得到耐氢脆化特性和弯曲加工性优异的 1100MPa 以上的

超高强度钢板。

[0100] 另一方面,钢板 No. 2、5、8、9、11 ~ 13、15、22、24 ~ 26、29 脱离了本发明规定的成分组成或制造条件的某一项,因此是强度、耐氢脆化特性、弯曲加工性的某一项差的例子。

[0101] 详细地说,钢板 No. 2 因为均热温度低于 $A_{c1}+50^{\circ}\text{C}$,所以再结晶未充分进行,铁素体晶粒的长宽比变高,耐氢脆化特性和弯曲加工性均劣化。

[0102] 钢板 No. 5、8、9、15、29 因为 X 值低于 0 而进行了冷轧,所以再结晶进行,铁素体晶粒变大,耐氢脆化特性劣化。

[0103] 钢板 No. 11 是使用了 Si 量少的钢种 I 的例子,抑制渗碳体的生成的效果未得到充分发挥,耐氢脆化特性和弯曲加工性劣化。

[0104] 钢板 No. 12 是使用了 Mn 量少的钢种 J 的例子,强度降低。

[0105] 钢板 No. 13 使用的是不含 Ti 的钢种 K,并且也在 X 值低于 0 时进行了冷轧,因此铁素体的再结晶进行,铁素体粒径变大,耐氢脆化特性劣化。

[0106] 钢板 No. 22 是冷轧率高, X 值低于 0 而进行冷轧的例子,铁素体的再结晶进行,铁素体粒径变大,耐氢脆化特性劣化。

[0107] 钢板 No. 24 因为均热温度高,所以奥氏体晶粒粗大化,铁素体粒径变大,耐氢脆化特性劣化。

[0108] 钢板 No. 25 是 X 值低于 0 而进行了冷轧的例子,铁素体的再结晶进行,铁素体粒径变大,耐氢脆化特性劣化。

[0109] 钢板 No. 26 是使用了 Ti 和 V 的含量的合计量多, Mn 量少的钢种 U 的例子,铁素体的长宽比变高,耐氢脆化特性和弯曲加工性劣化,并且强度也降低。

[0110] 在本实施例中,还显示了冷轧后实施镀敷的熔融镀锌钢板和合金化熔融镀锌钢板的结果,但确认到关于未实施镀敷的冷轧钢板也能够得到同样的结果。

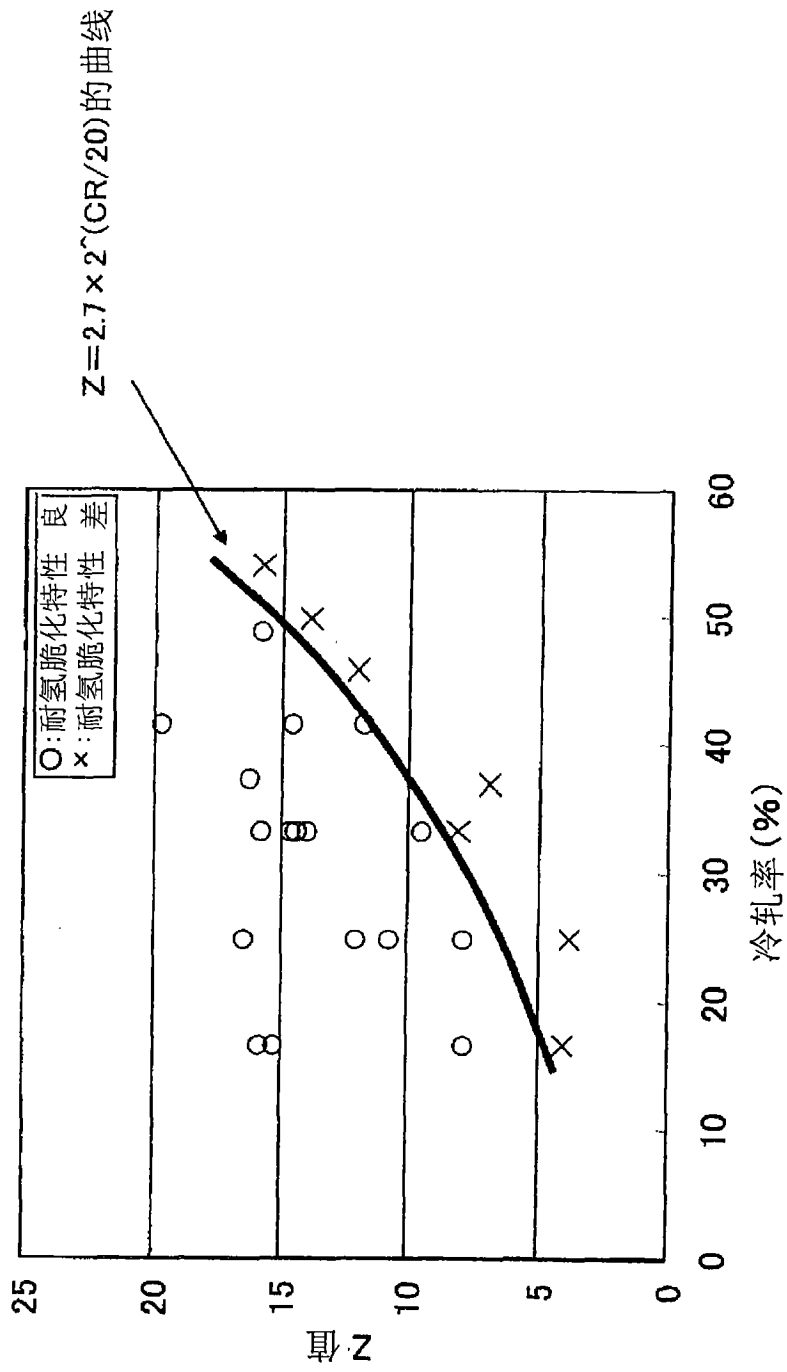


图 1