



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 112739840 B

(45) 授权公告日 2022.09.06

(21) 申请号 201980061496.4	(51) Int.Cl.
(22) 申请日 2019.10.04	G22C 38/00 (2006.01)
(65) 同一申请的已公布的文献号 申请公布号 CN 112739840 A	G22C 38/06 (2006.01)
(43) 申请公布日 2021.04.30	G22C 38/58 (2006.01)
(30) 优先权数据 2018-189222 2018.10.04 JP	G21D 9/46 (2006.01)
(85) PCT国际申请进入国家阶段日 2021.03.19	G22C 18/04 (2006.01)
(86) PCT国际申请的申请数据 PCT/JP2019/039251 2019.10.04	(56) 对比文件
(87) PCT国际申请的公布数据 W02020/071523 JA 2020.04.09	JP 2018090874 A, 2018.06.14
(73) 专利权人 日本制铁株式会社 地址 日本东京	CN 102770571 A, 2012.11.07
(72) 发明人 永野真衣 林宏太郎 上西朗弘	CN 107075642 A, 2017.08.18
(74) 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司 72002 专利代理师 陈建全	CN 106133173 A, 2016.11.16
	CN 102471844 A, 2012.05.23
	CN 108495943 A, 2018.09.04
	US 2003084966 A1, 2003.05.08
	WO 2013180180 A1, 2013.12.05
	JP 2010065307 A, 2010.03.25
	JP 2007070659 A, 2007.03.22
	审查员 周耀
	权利要求书1页 说明书19页

(54) 发明名称

合金化热浸镀锌钢板

(57) 摘要

本发明的一个方案的合金化热浸镀锌钢板在钢板的至少一个表面具有合金化热浸镀锌层, 钢板具有规定的化学成分, 钢板以面积率计含有10%~90%的铁素体、以及10%以上的回火马氏体及回火贝氏体, 铁素体、回火马氏体及回火贝氏体的合计为90%以上, 在铁素体的晶粒内以20个/ μm^2 以上的个数密度含有长径为50nm~300nm的碳化物, Mn的二维均质分散比S为0.75~1.30。

1. 一种合金化热浸镀锌钢板,其在钢板的至少一个表面具有合金化热浸镀锌层,所述钢板以质量%计为:

C:0.03~0.30%、
Si:0.200~2.000%、
Mn:2.00~4.00%、
P:0.100%以下、
S:0.010%以下、
Al:0.001~2.000%、
N:0.010%以下、
Ti:0~0.100%、
Nb:0~0.100%、
V:0~0.100%、
Cu:0~1.000%、
Ni:0~1.000%、
Mo:0~1.000%、
Cr:0~1.000%、
W:0~0.005%、
Ca:0~0.005%、
Mg:0~0.005%、
REM:0~0.010%、及
B:0~0.0030%、
剩余部分为Fe及杂质,

所述钢板以面积率计含有10%~90%的铁素体、以及10%以上的回火马氏体及回火贝氏体,

所述铁素体、所述回火马氏体及所述回火贝氏体的合计为90%以上,

在所述铁素体的晶粒内以20个/ μm^2 以上的个数密度含有长径为50nm~300nm的碳化物,下述式(1)所定义的二维均质分散比S为0.75~1.30,

$$S = S_y^2 / S_x^2 \quad \text{式(1)}$$

其中,式(1)中的 S_x^2 为板宽方向的Mn浓度分布数据的分散值, S_y^2 为板厚方向的Mn浓度分布数据的分散值。

2. 根据权利要求1所述的合金化热浸镀锌钢板,其中,所述钢板以质量%计含有合计为0.100%以下的Ti:0.003~0.100%、Nb:0.003~0.100%、V:0.003~0.100%中的1种或2种以上。

合金化热浸镀锌钢板

技术领域

[0001] 本发明涉及合金化热浸镀锌钢板,具体而言,涉及适合于主要经压制加工来使用的汽车等的结构构件的涂装烧结硬化性能优异的合金化热浸镀锌钢板。

[0002] 本申请基于2018年10月4日在日本申请的特愿2018-189222号来主张优先权,并将其内容援引于此。

背景技术

[0003] 汽车中使用的钢板在逐年高强度化。这是由于:在逐渐推进车体的轻量化的基础上,使因将车体轻量化而发生劣化的碰撞特性提高。由于汽车用部件大多是通过压制成型来制造的,因此在要求高强度的同时要求优异的成型性。因此,要求下述原材料:在成型加工时比较软质而容易成型且在成型加工后具有高强度的原材料,即涂装烧结时的烧结硬化量大的原材料。

[0004] 上述烧结硬化是通过在100℃~200℃的涂装烧结时、间隙型元素(主要为碳)扩散至因压制成型(以下,也称为“预应变”)而引入的位错并将该位错粘固而产生的应变时效现象。如非专利文献1中所示的那样,烧结硬化量依赖于固溶的间隙型元素的量即固溶碳量。

[0005] 在专利文献1中公开了一种冷轧钢板,其通过主要包含由贝氏体及马氏体形成的组织,并将铁素体的面积率限制为5%以下,从而确保了高烧结硬化性。以下,将包含贝氏体及马氏体中的1种以上的组织称为硬质组织。由此认为:与可固溶的碳量少的铁素体相比,在可固溶的碳量多的硬质组织中烧结硬化量较高。因此,为了提高烧结硬化量,硬质组织多为宜。

[0006] 另一方面,为了进一步提高碰撞特性,不仅提高烧结硬化量,还提高烧结硬化后的极限变形能力是重要的。极限变形能力是表示组织在韧性断裂的过程中可承担多少应变的特性,例如通过烧结硬化后的局部伸长率、板厚减少率来评价。就专利文献1中记载的那样的钢板而言,虽然烧结硬化量高,但由于硬质组织多,因此烧结硬化后的伸长率低,因此材料的极限变形能力差。另外,在非专利文献2中,通过应力-应变曲线暗示了抗拉强度为980MPa级的复合组织钢(DP钢)的烧结硬化后的局部伸长率比原材料的局部伸长率低。据认为:由于硬质组织越多,则越存在该倾向,因此为了提高烧结硬化后的极限变形能力,硬质组织低为宜。特别是,在将镀层合金化的过程中避免不了硬质组织的相变的镀覆钢板中,难以保证烧结硬化后的极限变形能力。

[0007] 像这样,在复合组织中,烧结硬化量和烧结硬化后的极限变形能力存在此消彼长的关系,两特性的确保是课题。

[0008] 为了保证烧结硬化后的极限变形能力,将组织均匀化是重要的,作为实现它的方法,可列举出回火处理。在专利文献2中公开了一种钢板,其通过利用回火处理,从而维持良好的伸长率,并且改善了扩孔性。但是,在专利文献2中具体地公开的钢板的马氏体体积率为约25%以下,硬质组织比较少,因此,从提高烧结硬化量的观点考虑存在改善的余地。在专利文献3中公开了一种钢板,其通过包含回火马氏体或回火贝氏体,从而提高了烧结硬化

性。但是,就专利文献3而言,从改善烧结硬化后的极限变形能力的观点出发,未进行任何充分的研究。

[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2013-144830号公报

[0013] 专利文献3:日本特开2003-277884号公报

[0014] 非专利文献

[0015] 非专利文献1:K.Nakaoka等,“Strength,Ductility and Aging Properties of Continuously-Annealed Dual-Phase High-Strength Sheet Steels”,Formable HSLA and Dual-Phase Steels,Metall.Soc.of AIME,(1977)第126-141页

[0016] 非专利文献2:W.A.Poling等,“High Strain Rate Deformation Response of DP980 and QP980 Automotive Sheet Steels”,Materials Science&Technology Conference and Exhibition 2014 (MS&T' 14),Vol.3,第2039-2046页

发明内容

[0017] 发明所要解决的课题

[0018] 因此,本发明的目的是提供烧结硬化量高、并且烧结硬化后的极限变形能力优异的合金化热浸镀锌钢板。

[0019] 用于解决课题的手段

[0020] 为了改善烧结硬化量和烧结硬化后的极限变形能力这两者,一般而言,需要兼顾通过预应变导入的位错的利用粘固引起的烧结硬化在各组织中表现出的状态以及烧结硬化后的组织均匀的状态。

[0021] 于是,本发明的发明者们为了达成上述目的进行了深入研究。其结果认识到:为了提高复合组织中的烧结硬化量,预应变向各组织中的分配量的控制是重要的。另外,认识到:即使不是全面硬质组织,通过根据组织来控制预应变分配量,也可得到高的烧结硬化量。预应变分配量的控制因子是面积率、形态及各组织的机械特性。通过在铁素体和硬质组织各自中分配适宜量的预应变从而在各组织中引起高的烧结硬化,作为复合组织可得到最大的烧结硬化量。

[0022] 如上所述,预应变分配量的控制因子为面积率、形态及各组织的机械特性。但是,本发明的发明者们认识到:由于下述(1)及(2),导致难以控制它们。

[0023] (1) 硬质组织的硬度在该硬质组织中大为不均;

[0024] (2) 硬质组织与铁素体的硬度差大、不均匀。

[0025] 上述(1)的原因是在退火的一次冷却时出现的马氏体相变(M_s)点的不均、以及在等温保持中及镀覆合金化处理中出现的贝氏体相变(B_s)点的不均,进而上述(1)是由Mn偏析引起的。因而,应该进行研究以降低Mn偏析、使硬质组织的硬度尽可能一致。上述(2)的原因是生成硬质组织后,生成以铁素体晶界或MnS作为起点的粗大的碳化物、例如渗碳体等铁碳化物,铁素体变得软质。因而,应该进行研究以使这样的碳化物在铁素体晶粒内微细地析出、使硬质组织与铁素体的硬度差变小。

[0026] 于是,本发明的发明者们进一步进行了深入研究。其结果弄清楚了:通过控制热轧条件而使Mn偏析成为复杂形状,从而

[0027] (a) 硬质相的硬度变得均匀;

[0028] (b) 由于MnS均匀地存在,因此在镀覆后冷却至室温时在铁素体的晶界不会生成粗大碳化物,之后,通过以恰当的温度进行回火,从而在铁素体的晶粒内析出碳化物。

[0029] 发现:这样一来,生成均匀的组织,烧结硬化后的极限变形能力也改善。

[0030] 像这样操作而能够实现上述目的的合金化热浸镀锌钢板如下所述。

[0031] (A) 本发明的一个方案的合金化热浸镀锌钢板在钢板的至少一个表面具有合金化热浸镀锌层,上述钢板以质量%计含有C:0.03~0.30%、Si:0.200~2.000%、Mn:2.00~4.00%、P:0.100%以下、S:0.010%以下、Al:0.001~2.000%、N:0.010%以下、Ti:0~0.100%、Nb:0~0.100%、V:0~0.100%、Cu:0~1.000%、Ni:0~1.000%、Mo:0~1.000%、Cr:0~1.000%、W:0~0.005%、Ca:0~0.005%、Mg:0~0.005%、REM:0~0.010%及B:0~0.0030%,剩余部分包含Fe及杂质,上述钢板以面积率计含有10%~90%的铁素体、以及10%以上的回火马氏体及回火贝氏体,上述铁素体、上述回火马氏体及上述回火贝氏体的合计为90%以上,在上述铁素体的晶粒内以20个/ μm^2 以上的个数密度含有长径为50nm~300nm的碳化物,下述式(1)所定义的二维均质分散比S为0.75~1.30。

[0032] $S = S_y^2 / S_x^2$ 式(1)

[0033] 其中,式(1)中的 S_x^2 为板宽方向的Mn浓度分布数据的分散值, S_y^2 为板厚方向的Mn浓度分布数据的分散值。

[0034] (B) 在上述(A)所述的合金化热浸镀锌钢板中,上述钢板也可以以质量%计含有合计为0.100%以下的Ti:0.003~0.100%、Nb:0.003~0.100%、V:0.003~0.100%中的1种或2种以上。

[0035] 发明效果

[0036] 根据本发明,能够提供烧结硬化量和烧结硬化后的极限变形能力优异的合金化热浸镀锌钢板,该合金化热浸镀锌钢板具有下述复合组织,该复合组织包含使Mn偏析成为复杂形状的回火马氏体及回火贝氏体形成的硬质相和以晶粒内碳化物进行析出强化的铁素体相。该合金化热浸镀锌钢板由于压制成型性优异,通过在压制成型后的涂装时受到烧结从而更加高强度化,之后的极限变形能力也优异,因此适宜作为汽车等领域的结构构件。

具体实施方式

[0037] 本发明的实施方式的合金化热浸镀锌钢板是在钢板的至少一个表面具有合金化热浸镀锌层的合金化热浸镀锌钢板,钢板以质量%计含有C:0.03~0.30%、Si:0.200~2.000%、Mn:2.00~4.00%、P:0.100%以下、S:0.010%以下、Al:0.001~2.000%、N:0.010%以下、Ti:0~0.100%、Nb:0~0.100%、V:0~0.100%、Cu:0~1.000%、Ni:0~1.000%、Mo:0~1.000%、Cr:0~1.000%、W:0~0.005%、Ca:0~0.005%、Mg:0~0.005%、REM:0~0.010%及B:0~0.0030%,剩余部分包含Fe及杂质,钢板以面积率计含有10%~90%的铁素体、以及10%以上的回火马氏体及回火贝氏体,铁素体、回火马氏体及回火贝氏体的合计为90%以上,在铁素体的晶粒内以20个/ μm^2 以上的个数密度含有长径为50nm~300nm的碳化物,下述式(1)所定义的二维均质分散比S为0.75~1.30。

[0038] $S = S_y^2 / S_x^2$ 式(1)

[0039] 其中,式(1)中的 S_x^2 为板宽方向的Mn浓度分布数据的分散值, S_y^2 为板厚方向的Mn浓度分布数据的分散值。

[0040] (I) 化学成分

[0041] 首先,对本发明的实施方式的钢板及其制造中使用的板坯的化学成分组成进行说明。在以下的说明中,钢板及板坯中所含的各元素的含量的单位即“%”只要没有特别说明,则是指“质量%”。

[0042] (C:0.03%~0.30%)

[0043] C具有提高固溶碳量、提高烧结硬化性的作用。另外,具有下述作用:提高淬透性、通过含有于马氏体组织中来提高强度。为了有效地发挥以上那样的作用,C含量设定为0.05%以上,优选设定为0.07%以上。另一方面,C含量超过0.30%时,焊接性劣化。因此,C含量设定为0.30%以下,优选设定为0.20%以下。也可以将C含量设定为0.06%以上、0.10%以上或0.12%以上。也可以将C含量设定为0.25%以下、0.18%以下或0.16%以下。

[0044] (Si:0.200%~2.000%)

[0045] Si是对于抑制粗大碳化物的生成、在铁素体晶粒内生成微细碳化物并且确保烧结硬化所需的固溶碳量而言必要的元素。Si含量低于0.200%时,碳化物不是在晶粒内而是在晶界处生成,因此使固溶碳减少,烧结硬化性降低。进而,通过晶界碳化物而导致烧结硬化后的极限变形能力也降低。因而,Si含量设定为0.200%以上。Si对于烧结硬化优异的钢板的高强度化也是有用的。为了有效地发挥该作用,Si含量优选设定为0.500%以上。另一方面,Si含量超过2.000%时,表面性状劣化,或添加效果饱和而徒升成本。因此,Si含量设定为2.000%以下,优选设定为1.500%以下。也可以将Si含量设定为0.250%以上、0.300%以上、0.700%以上或1.000%以上。也可以将Si含量设定为1.800%以下、1.300%以下或1.100%以下。

[0046] (Mn:2.00%~4.00%)

[0047] Mn是提高淬透性的元素,是用于产生马氏体组织所必要的元素。为了不限定用于生成马氏体的冷却速度,Mn含量也设定为2.00%以上,优选设定为2.30%以上。但是,Mn含量越高,则MnS的析出量越增加。MnS由于会成为粗大的碳化物例如渗碳体等铁碳化物的核生成位点,因此不包含为宜。因此,Mn含量设定为4.00%以下,优选设定为3.50%以下。一般而言,Mn的添加会助长Mn偏析,使烧结硬化性降低。然而,在本发明的实施方式中,通过使这样的Mn偏析成为复杂形状,能够改善烧结硬化性。也可以将Mn含量设定为2.20%以上、2.50%以上或2.80%以上。也可以将Mn含量设定为3.70%以下、3.20%以下或3.00%以下。

[0048] (Al:0.001%~2.000%)

[0049] Al对于脱氧及碳化物形成元素的成品率提高具有效果。为了有效地发挥以上那样的作用,Al含量设定为0.001%以上,优选设定为0.010%以上。另一方面,Al含量超过2.000%时,焊接性降低,或氧化物系夹杂物增加从而表面性状劣化。因此,Al含量设定为2.000%以下,优选设定为1.000%以下。也可以将Al含量设定为0.020%以上、0.050%以上或0.100%以上。也可以将Al含量设定为0.800%以下、0.500%以下或0.300%以下。

[0050] (P:0.100%以下)

[0051] P不是必需元素,例如在钢中作为杂质被含有。从焊接性的观点出发,P含量越低越

好。特别是,P含量超过0.100%时,焊接性的降低显著。因此,P含量设定为0.100%以下,优选设定为0.030%以下。P含量也可以为0%。但是,P含量的降低要花费成本,如果想要降低至低于0.0001%,则成本显著上升。因此,P含量也可以设定为0.0001%以上。另外,由于P有助于强度的提高,因此从这样的观点出发,P含量也可以设定为0.0001%以上。也可以将P含量设定为0.002%以上、0.005%以上或0.009%以上。也可以将P含量设定为0.080%以下、0.050%以下或0.040%以下。

[0052] (S:0.010%以下)

[0053] S不是必需元素,例如在钢中作为杂质被含有。从焊接性的观点出发,S含量越低越好。S含量越高,则MnS的析出量越增加。MnS由于如上所述会成为粗大的碳化物的核生成位点,因此不包含MnS为宜。另外,由于存在MnS,导致低温韧性劣化。这样的现象在S含量超过0.01%时特别显著。因此,S含量设定为0.01%以下,优选设定为0.003%以下。S含量也可以为0%。但是,S含量的降低要花费成本,如果想要降低至低于0.0001%,则成本显著上升。因此,S含量也可以设定为0.0001%以上。也可以将S含量设定为0.0005%以上、0.001%以上或0.003%以上。也可以将S含量设定为0.008%以下、0.007%以下或0.005%以下。

[0054] (N:0.010%以下)

[0055] N不是必需元素,例如在钢中作为杂质被含有。从焊接性的观点出发,N含量越低越好。特别是,N含量超过0.010%时,焊接性的降低显著。因此,N含量设定为0.010%以下,优选设定为0.006%以下。N含量也可以为0%。但是,N含量的降低要花费成本,如果想要降低至低于0.0001%,则成本显著上升。因此,N含量也可以设定为0.0001%以上。也可以将N含量设定为0.001%以上、0.002%以上或0.003%以上。也可以将N含量设定为0.008%以下、0.006%以下或0.005%以下。

[0056] 本发明的实施方式的钢板及其制造中使用的板坯的基本成分组成如上所述。进而,该钢板及板坯也可以根据需要含有以下的任选元素。但是,在不包含这些任选元素的情况下本发明的实施方式的钢板可以达成其课题。因此,以下所列举的任选元素的含量的下限值为0%。

[0057] (Ti:0.100%以下、Nb:0.100%以下、V:0.100%以下)

[0058] Ti、Nb及V有助于强度的提高。因此,也可以含有Ti、Nb或V或者它们的任意组合。为了充分获得该效果,Ti、Nb或V的含量或者它们的2种以上的任意组合的合计含量优选设定为0.003%以上。另一方面,Ti、Nb或V的含量或者它们的2种以上的任意组合的合计含量超过0.100%时,热轧及冷轧变得困难。因此,Ti含量、Nb含量或V含量或者它们的2种以上的任意组合的合计含量设定为0.100%以下。即,优选的是,将各成分单独的情况下的限制范围设定为Ti:0.003%~0.100%、Nb:0.003%~0.100%及V:0.003%~0.100%,并且关于将它们任意组合的情况下的合计含量,也为0.003~0.100%。

[0059] (Cu:1.000%以下、Ni:1.000%以下、Mo:1.000%以下、Cr:1.000%以下)

[0060] Cu、Ni、Mo及Cr有助于强度的提高。因此,也可以含有Cu、Ni、Mo或Cr或者它们的任意组合。为了充分获得该效果,Cu、Ni、Mo及Cr的含量在各成分单独的情况下,0.005~1.000%为优选的范围,关于将它们2种以上任意组合的情况下的合计含量,也是优选满足0.005%~1.000%。另一方面,Cu、Ni、Mo及Cr的含量或将它们的2种以上任意组合的情况下的合计含量超过1.000%时,由上述作用带来的效果饱和,徒增成本。因此,Cu、Ni、Mo及Cr

的含量或将它们的2种以上任意组合的情况下的合计含量的上限设定为1.000%。即,优选的是,设定为Cu:0.005%~1.000%、Ni:0.005%~1.000%、Mo:0.005%~1.000%及Cr:0.005%~1.000%,并且关于将它们任意组合的情况下的合计含量,也为0.005~1.000%。

[0061] (W:0.005%以下、Ca:0.005%以下、Mg:0.005%以下、REM:0.010%以下)

[0062] W、Ca、Mg及REM(稀土类金属)有助于夹杂物的微细分散化,提高韧性。因此,也可以含有W、Ca、Mg或REM或者它们的任意组合。为了充分获得该效果,W、Ca、Mg及REM或它们的2种以上的任意组合的合计含量优选设定为0.0003%以上。另一方面,W、Ca、Mg及REM的合计含量超过0.010%时,表面性状劣化。因此,W、Ca、Mg及REM的合计含量设定为0.010%以下。即,优选的是,W:0.005%以下、Ca:0.005%以下、Mg:0.005%以下、REM:0.010%以下,它们的任意的2种以上的合计含量为0.0003~0.010%。

[0063] REM(稀土类金属)是指Sc、Y及镧系元素的合计17种元素,“REM含量”是指这些17种元素的合计的含量。镧系元素在工业上例如以混合稀土合金的形式添加。

[0064] (B:0.0030%以下)

[0065] B为提高淬透性的元素,是对烧结硬化用钢板的高强度化有用的元素。B含有0.0001%(1ppm)以上为宜。但是,如果添加B超过0.0030%(30ppm),则上述效果饱和,在经济上浪费,因此B含量设定为0.0030%(30ppm)以下,优选为0.0025%(25ppm)以下。

[0066] 在本发明的实施方式的钢板中,上述成分以外的剩余部分包含Fe及杂质。所谓杂质是在工业上制造钢板时,由于以矿石、废料等那样的原料为代表的制造工序的各种要因而混入的成分,是指对于本发明的实施方式的钢板并非有意地添加的成分。

[0067] (II) 钢的组织

[0068] 本发明的实施方式的合金化热浸镀锌钢板具有下述很大的特征:包含含有至少2个以上的相的复合组织,通过控制该复合组织来控制预应变的分配,烧结硬化性提高。对于对各组织规定其面积率的理由进行说明。

[0069] (铁素体:10%~90%)

[0070] 铁素体是屈服应力低、具有优异的加工硬化特性的组织。因此,为了提高烧结硬化后的极限变形能力,铁素体是必需的。如果铁素体面积率为10%以上,则该效果被发挥。因此,钢板中的铁素体面积率设定为10%以上。为了进一步提高烧结硬化后的极限变形能力,优选设定为20%以上,更优选设定为30%以上。如果过度提高面积率,则不会引起硬质组织的烧结硬化,组织整体的烧结硬化性大大劣化,因此钢板中的铁素体面积率设定为90%以下。为了进一步提高烧结硬化性,铁素体面积率优选设定为70%以下,更优选设定为50%以下。因此,铁素体面积率设定为10%以上,优选设定为20%以上。也可以将铁素体面积率设定为15%以上、25%以上、30%以上或40%。也可以将铁素体面积率设定为80%以下、60%以下、45%以下或40%以下。

[0071] (回火马氏体及回火贝氏体:10%以上)

[0072] 在本发明的实施方式中,上述铁素体以外的组织设定为回火马氏体及回火贝氏体。由于与铁素体相比,在硬质组织(回火马氏体及回火贝氏体)中碳浓度高,因此烧结硬化量高。但是,在作为复合组织而存在柔软的铁素体相和硬质组织的情况下,预应变基本上由铁素体相承担,因此以往以来无法有效利用硬质组织的烧结硬化性。为了使烧结硬化性上升,使硬质组织承担变形是重要的。但是,如果硬质组织过少,则只有铁素体相承担变形,因

此需要10%以上。因而,硬质组织的面积率设定为10%以上、优选为20%以上。另一方面,硬质组织的面积率超过90%时,铁素体面积率变少,烧结硬化后的极限变形能力降低。因而,硬质组织的面积率设定为90%以下。也可以将硬质组织的面积率设定为15%以上、25%以上、30%以上或40%。也可以将硬质组织的面积率设定为80%以下、70%以下、60%以下或50%以下。

[0073] 进而,在本发明的实施方式中,为了提高烧结硬化量,硬质组织需要为回火马氏体及回火贝氏体。如上所述的那样,为了提高烧结硬化性及烧结硬化后的弯曲性、极限变形能力,需要将复合组织中的淬火状态马氏体及贝氏体进行回火。

[0074] 在本发明的实施方式中,硬质组织至少包含回火马氏体,优选包含回火马氏体和回火贝氏体这两者。这是由于:由于回火马氏体比回火贝氏体更为硬质,因此在存在难以引入至回火马氏体的应变的情况下,能够使回火贝氏体来承担。

[0075] (铁素体、回火马氏体及回火贝氏体的合计:90%以上)

[0076] 在下文说明的本发明的合金化热浸镀锌钢板的优选的制造方法中,根据制造条件,有可能生成珠光体、残余奥氏体。这些组织的面积率为从100%中减去由上述测定的铁素体和硬质组织的面积率而得到的值。在本发明的实施方式中,由于预应变向铁素体及硬质组织中的分配的控制是重要的,因此如果其他的组织即珠光体及残余奥氏体等组织为少量,则它们的影响可以忽略。因而,铁素体、回火马氏体及回火贝氏体的面积率的合计设定为90%以上、优选设定为95%以上或98%以上,也可以为100%。

[0077] 在本发明中,铁素体的面积率及硬质组织的面积率如以下那样操作来决定。首先,以与钢板的轧制方向垂直的板厚截面作为观察面来采集试样,将观察面进行研磨,用SEM-EBSD(带电子背散射衍射装置的扫描型电子显微镜)以5000倍的倍率对该钢板的厚度的1/4位置的组织进行观察,将其以 $100\mu\text{m}\times 100\mu\text{m}$ 的视场进行图像解析来测定铁素体的面积率,将任意的5个视场以上中的这些测定值的平均决定为本发明中的铁素体的面积率。

[0078] 接着,拍摄距离钢板的表面的深度为 $3t/8$ 至 $t/2$ 为止的区域的SEM的二次电子图像。此时,例如倍率设定为1500倍。由于所得到的图像数据的白色部分为硬质组织,黑色部分为铁素体,因此基于该图像数据来决定硬质组织的面积率。硬质组织的回火状态如以下那样操作来判断。在对上述SEM的二次电子图像进行观察时,马氏体、贝氏体中所含的板条、板条块的对比度是否清晰、或者例如以5000倍或10000倍进行观察时、如果在组织内析出了微细碳化物,则判断为进行了回火。

[0079] (在铁素体晶粒内长径为 $50\text{nm}\sim 300\text{nm}$ 的碳化物为 20 个/ μm^2 以上的个数密度)

[0080] 在本发明的实施方式中,通过回火生成的微细碳化物、例如渗碳体等铁碳化物存在于铁素体晶粒内是重要的。由此,铁素体被析出强化,铁素体和硬质相中的预应变分配控制成为可能。如果碳化物的析出部位为晶界,则组织变得不均匀,烧结硬化后的极限变形能力降低。向晶界的析出是通过例如冷却中或超过 350°C 的回火来产生的。因此,微细碳化物的析出部位设定为铁素体晶粒内。

[0081] 在铁素体晶粒内生成的碳化物为微细的针状碳化物。通过微细且高密度地分散从而铁素体被析出强化,因此在本实施方式的钢板中,长径为 $50\text{nm}\sim 300\text{nm}$ 的碳化物的个数密度需要为 20 个/ μm^2 以上。如果碳化物的长径低于 50nm ,则不会有妨碍位错运动的效果,不会被析出强化。另一方面,如果碳化物的长径超过 300nm ,则由于碳化物粗大地生长而使析出

物的密度变小,在不存在析出物的地方引起位错运动,不会被充分地析出强化。因而,被作为个数密度的测定对象的碳化物的长径为50nm~300nm。长径低于50nm或超过300nm的碳化物由于其自身不会对钢板的特性造成不良影响,因此个数密度没有特别限定。但是,如果考虑长径为50nm~300nm的碳化物的个数密度有可能不足,则认为长径低于50nm或超过300nm的碳化物的个数密度优选尽可能小。

[0082] 如果长径为50nm~300nm的碳化物的个数密度低于20个/ μm^2 ,则析出物的密度不充分,在不存在析出物的地方引起位错运动,不会被充分析出强化。因而,长径为50nm~300nm的碳化物的个数密度设定为20个/ μm^2 以上。也可以将长径为50nm~300nm的碳化物的个数密度设定为25个/ μm^2 以上、28个/ μm^2 以上或30个/ μm^2 以上。长径为50nm~300nm的碳化物的个数密度的上限没有特别限定,但也可以设定为50个/ μm^2 以下、45个/ μm^2 以下、43个/ μm^2 以下或40个/ μm^2 以下。

[0083] 在本发明中,上述碳化物的长径和个数密度是通过利用电子显微镜进行的观察来决定的,例如通过TEM(透射型电子显微镜)观察进行测定。具体而言,从距离钢板的表面为该钢板的厚度的3/8位置至1/4位置为止的区域中切取出薄膜试样,以明视场进行观察。通过1万倍~10万倍的适度的倍率,切取出1 μm^2 ,数出在该视场中的碳化物中的长径为50nm~300nm的碳化物来求出。在连续的5个视场以上进行该作业,将其平均设定为个数密度。

[0084] (二维均质分散比S为0.75~1.30)

[0085] 二维均质分散比为评价合金元素的显微偏析的指标。以S表示的二维均质分散比如以下那样操作来测定。将板宽方向设定为x方向,将板厚方向设定为y方向,对于钢板按照可观察其轧制方向成为法线方向的面(即钢板的厚度方向截面)的方式进行调整后,进行镜面研磨,利用EPMA(电子探针显微分析仪)装置,在该钢板的厚度方向截面中对于钢板的中央部100 μm ×100 μm 的范围,沿着钢板的厚度方向(y方向)从一侧朝向另一侧以0.5 μm 间隔测定200个点的Mn浓度。另外,沿着与所测定的钢板的厚度方向垂直的方向(x方向)同样地从一侧朝向另一侧以0.5 μm 间隔测定200个点的Mn浓度。由x方向和y方向上的各Mn浓度分布求出分散值 S_x^2 和 S_y^2 。使用这些值通过下式(1)求出S。

[0086] $S = S_y^2 / S_x^2$ 式(1)

[0087] 其中, S_x^2 为板宽方向的Mn浓度分布数据的分散值,以 $S_x^2 = (1/200) \times \sum (A - A_i)^2$ 表示,式中,A为x方向上的200个点的Mn浓度的平均值, A_i 表示x方向的第i个Mn浓度($i = 1 \sim 200$)。同样地, S_y^2 为板厚方向的Mn浓度分布数据的分散值,以 $S_y^2 = (1/200) \times \sum (B - B_i)^2$ 表示,式中,B为y方向上的200个点的Mn浓度的平均值, B_i 表示y方向的第i个Mn浓度($i = 1 \sim 200$)。

[0088] 在本实施方式中,具有下述特征:通过Mn浓度分布成为复杂形状从而显微偏析发生缓和。在本实施方式中,不仅仅不使Mn浓度以带状分布、另外与其相关联地单纯减小厚度方向上的硬质组织的比例的变动,而且还通过使Mn浓度分布成为更复杂的形状,从而能够得到高强度并且烧结硬化性优异、烧结硬化后的极限变形能力也优异的钢板。如果其低于0.75,则不能说充分地成为了复杂形状,烧结硬化性低。因此,S需要为0.75以上。S优选为0.85以上,更优选为0.95以上或1.00以上。另一方面,在未控制显微偏析的情况下,Mn的浓度高的面和低的面在板厚方向上以层状相连,将其在板厚方向和板宽方向上均质化是重要的。相反地,如果Mn的浓度高的面和低的面在板厚方向上以层状相连,则不是进行过均质

化。即，S的下限值的倒数成为上限值。因此，S设定为1.30以下。S优选为1.20以下，进一步优选为1.05以下。

[0089] (合金化热浸镀锌层)

[0090] 本发明的实施方式的钢板在至少一个表面、优选在两个表面具有合金化热浸镀锌层。该镀层为具有本领域技术人员所公知的任意的组成的合金化热浸镀锌层即可，除了Zn以外还包含Al等添加元素即可。另外，该镀层的附着量没有特别限制，为一般的附着量即可。

[0091] (机械特性)

[0092] 根据具有上述的组成及组织的合金化热浸镀锌钢板，能够实现高的抗拉强度、具体而言为600MPa以上的抗拉强度。将抗拉强度设定为600MPa以上是为了满足汽车车体的轻量化的要求。抗拉强度优选为700MPa以上，更优选为800MPa以上。进而，根据具有上述的组成及组织的合金化热浸镀锌钢板，能够实现优异的烧结硬化量。更具体而言，能够实现下述那样的烧结硬化量BH：从将在施加2%预应变后在170℃下热处理20分钟后的试验片进行再拉伸时的应力中减去施加2%预应变时的应力而得到的值成为100MPa以上、优选成为120MPa以上。该BH的值低于100MPa时，难以成型并且成型后的强度低，因此不能说是优异的烧结硬化性。

[0093] (III) 制造方法

[0094] 接下来，对本发明的实施方式的合金化热浸镀锌钢板的优选的制造方法进行说明。

[0095] 以下的说明的意图是例示用于制造本发明的实施方式的合金化热浸镀锌钢板的特征性方法，并非意图限定通过以下说明那样的制造方法来制造该合金化热浸镀锌钢板。

[0096] 上述制造方法的特征在于，包括以下工序：

[0097] 将具有前文说明的化学成分组成的钢液进行铸造来形成板坯的工序；

[0098] 粗轧工序，其是将上述板坯在1050℃~1250℃的温度区域中进行粗轧，其中，上述粗轧通过每1道次的压下率为35%以下的可逆轧制来进行，关于上述可逆轧制，将下述(i)~(iii)的合计6个道次(3个往返)作为1次轧制，上述可逆轧制包含2次(6个往返)以上该轧制，在上述粗轧之后，保持5秒以上直至精轧：

[0099] (i) 第1道次的压下率比第2道次的压下率大15%以上的1个往返、

[0100] (ii) 第4道次的压下率比第3道次的压下率大15%以上的1个往返、

[0101] (iii) 第5道次及第6道次的压下率分别与(i)的第2道次及(ii)的第3道次的压下率相同的1个往返；

[0102] 精轧工序，其是将粗轧后的钢板在850℃~1050℃的温度区域中进行精轧，其中，上述精轧是以4个以上连续的轧制机架来进行，第一机架的压下率为15%以上，接着将精轧后的钢板卷取；

[0103] 冷轧工序，其是将所得到的热轧钢板进行冷轧；

[0104] 退火工序，其是将所得到的冷轧钢板在 Ac_1 ~1000℃的温度区域中保持10秒~1000秒，接着以2℃/秒以上的平均冷却速度冷却至450℃~600℃；

[0105] 镀覆工序，其是对所得到的钢板实施热浸镀锌来进行合金化处理，接着冷却至100℃以下；以及

[0106] 回火工序,其是将所得到的钢板在200℃~350℃的温度区域中保持100秒以上。需要说明的是,所谓“第1道次的压下率比第2道次的压下率大15%以上”是指第1道次的压下率大于第2道次的压下率、且两者之差为15%以上,即是指满足以下的数学式。

[0107] $(\text{第1道次的压下率}(\%)) - (\text{第2道次的压下率}(\%)) \geq 15\%$

[0108] 同样地,所谓“第4道次的压下率比第3道次的压下率大15%以上”是指第4道次的压下率大于第3道次的压下率、且两者之差为15%以上,即是指满足以下的数学式。

[0109] $(\text{第4道次的压下率}(\%)) - (\text{第3道次的压下率}(\%)) \geq 15\%$

[0110] 以下,对各工序进行说明。

[0111] (板坯的形成工序)

[0112] 首先,将具有前文说明的本发明的实施方式的钢板的化学成分组成的钢液进行铸造,形成供于粗轧的板坯。铸造方法为通常的铸造方法即可,可以采用连续铸造法、铸锭法等,但从生产率的方面考虑,优选连续铸造法。

[0113] (粗轧工序)

[0114] 该板坯在实施以下的粗轧工序之前,也可以加热至1000℃~1300℃的温度区域。加热保持时间没有特别规定,但为了使直至板坯中心部为止成为规定的温度,优选在加热温度中保持30分钟以上。为了抑制过度的氧化皮损耗,加热保持时间优选为10小时以下,更优选为5小时以下。只要铸造后的板坯的温度为1050℃~1250℃,则也可以不在该温度区域中进行加热保持,而直接供于粗轧,进行直送轧制或直接轧制。

[0115] 通过实施仅使用了可逆轧制的粗轧,可以将板坯中的Mn偏析部控制为复杂形状,而不是制成沿一方向被延伸的板状。因此,在后工序中,由于抑制板状组织的形成,并且Mn均匀地扩散,因此可得到包含硬度均匀的硬质相的DP钢。

[0116] 如果对这样的Mn偏析部的复杂形状化更详细地进行说明,则首先,在开始粗轧之前的板坯中,Mn等合金元素浓集的部分处于下述状态:从板坯的两个表面朝向内部以梳状的形态几乎垂直地生长并排列有多个。另一方面,在粗轧中,在轧制的每1道次中,板坯的表面会沿轧制的前进方向被延伸。所谓轧制的前进方向是指板坯相对于轧辊前进的方向。通过像这样地板坯的表面沿轧制的前进方向被延伸,从而使从板坯的表面朝向内部生长的Mn偏析部在轧制的每1道次中成为沿板坯的前进方向倾斜的状态。

[0117] 在粗轧的各道次中的板坯的前进方向总是为相同的方向的所谓的单方向轧制的情况下,Mn偏析部保持几乎笔直的状态,在每个道次中都朝向相同的方向逐渐地使倾斜变强。另外,在粗轧的结束时,Mn偏析部保持几乎笔直的状态,并成为相对于板坯的表面为几乎平行的姿势,形成扁平的显微偏析。

[0118] 另一方面,在粗轧的各道次中的板坯的前进方向交替地成为相反方向的可逆轧制的情况下,在刚刚前一道次中倾斜的Mn偏析部在下一道次中变得向相反的方向倾斜,其结果是,Mn偏析部成为弯折的形状。因此,在可逆轧制中,通过反复地进行交替地成为相反方向各道次,从而Mn偏析部成为复杂地弯折的形状。

[0119] 粗轧的温度低于1050℃时,难以在后续的精轧工序中在850℃以上的温度下完成轧制,钢板的形状变得不良。另外,超过1250℃时板坯预加热时的氧化皮损耗增大,而且成为板坯开裂产生的要因,因此粗轧温度设定为1050℃~1250℃。

[0120] 如果粗轧中的1道次的压下率超过35%,则轧制时的剪切应力变大,因此Mn偏析部

的间隔变宽,在后续的热处理工序、更具体而言在精轧工序及退火工序中无法使Mn扩散。因此,粗轧中的1道次的压下率设定为35%以下。优选粗轧中的1道次的压下率为30%以下或25%以下。压下率越小,则轧制时的剪切应变变得越小,越抑制Mn偏析的形成,因此压下率的下限没有特别规定,但从生产率的观点出发,优选为5%以上。

[0121] 在本实施方式的合金化热浸镀锌钢板的制造方法中,通过控制各道次的压下率,控制剪切应力的的大小,从而使Mn偏析部成为复杂形状,使Mn扩散。具体而言,通过反复进行两次往返不同的压下率的可逆轧制,从而使Mn偏析部成为更复杂的形状。在轧制温度为高温的第1道次中沿前进方向进行大压下,沿与前进方向相同的方向使Mn偏析大大倾斜,通过在轧制温度变低的第4道次中再次进行大压下从而沿与前进方向相反的方向使Mn偏析部大大倾斜。为了形成Mn偏析部的复杂的弯折形状,优选将可逆轧制的1个往返中的压下率差设定为15%以上。因此,使第2道次的压下率比第1道次的压下率低15%以上,使第3道次的压下率比第4道次的压下率低15%以上。

[0122] 可逆轧制的1个往返中的压下率差的上限没有特别规定,但由于粗轧率的1道次的压下率优选为5%~35%,因此实质上不会变得超过30%。因此,可逆轧制的1个往返中的压下率差的上限优选为30%以下。

[0123] 在本申请中,关于可逆轧制,将下述(i)~(iii)的合计6个道次(3个往返)作为1次轧制,所述可逆轧制进行2次(6个往返)以上的该轧制。

[0124] (i) 第1道次的压下率比第2道次的压下率大15%以上的1个往返、

[0125] (ii) 第4道次的压下率比第3道次的压下率大15%以上的1个往返、

[0126] (iii) 第5道次及第6道次的压下率分别与(i)的第2道次及(ii)的第3道次的压下率相同的1个往返。

[0127] 但是,如果实施4次以上即12个往返以上的上述的轧制则变得难以确保充分的精轧温度,因此优选设定为3次以下即9个往返以下。

[0128] 另外,前进方向彼此成为相反方向各道次优选各进行相同的次数、即将合计的道次次数设定为偶数次。然而,在一般的粗轧生产线中,粗轧的入口侧和出口侧隔着辊而位于相反侧。因此,从粗轧的入口侧朝向出口侧的方向的道次(轧制)变得多一次。这样的话,在最后的道次(轧制)中Mn偏析部成为扁平的形状,变得难以形成复杂形状。在以这样的热轧生产线进行粗轧的情况下,优选最后的道次空出辊间距来省略轧制。

[0129] 为了使由粗轧中的可逆轧制所生成的Mn的复杂结构通过奥氏体晶界移动而变得均匀,优选粗轧至精轧保持5秒以上。

[0130] (精轧工序)

[0131] 在粗轧中的可逆轧制之后,为了通过增大精轧中的串列式轧制的压下率而将起因于二次枝晶臂的Mn偏析带的间隔狭小化,优选精轧以4个以上的连续的轧制机架来进行。如果在低于850℃完成精轧,则不会充分引起再结晶,成为沿轧制方向延伸的组织,在后工序中形成起因于延伸组织的板状组织。因此,精轧完成温度设定为850℃以上。另一方面,如果精轧温度超过1050℃,则变得难以生成奥氏体的微细的再结晶粒,晶界的Mn偏析变得困难,Mn偏析带容易变得扁平。因此,精轧温度设定为1050℃以下。根据需要也可以将粗轧后的钢板在粗轧工序之后并且精轧工序之前进行再加热。进而,如果将精轧的第一机架的压下率设定为15%以上,则大量地生成再结晶粒,通过之后的晶界移动,Mn变得容易均匀地分散。

像这样,不仅限定粗轧工序,而且还限定精轧工序,由此能够抑制扁平的Mn的显微偏析。

[0132] 精轧中的热轧钢板的卷取温度优选为700℃以下。如果在超过700℃的温度下卷取热轧钢板,则在热轧钢板的组织中析出粗大的碳化物,在热轧钢板被冷却至室温为止的期间产生Mn浓集,因此Mn偏析部的复杂形状受损。另外,在上述的情况下,在热轧钢板的表面生成的氧化物的厚度过度地增大,酸洗性降低。因此,卷取温度优选设定为700℃以下。

[0133] (冷轧工序)

[0134] 冷轧的方法没有特别限定,可以采用通常的方法。例如在热轧钢板的酸洗后进行。作为冷轧工序,从使组织均质化和/或微细化的观点出发,冷轧的压下率优选设定为50%以上。酸洗为通常的酸洗即可。

[0135] (退火工序)

[0136] 对经由上述冷轧工序得到的钢板实施退火处理。退火温度下的加热设定为在 Ac_1 ~1000℃的温度区域中加热保持10秒~1000秒。该温度范围决定铁素体和硬质组织的面积率。如果退火温度低于 Ac_1 则不会生成奥氏体,因此不会生成硬质组织。另一方面,如果退火温度超过1000℃,则奥氏体粒径粗大化,因此韧性降低。因此,退火温度设定为 Ac_1 ~1000℃。

[0137] Ac_1 点通过下式来计算。

[0138] $Ac_1 = 751 - 16 \times C + 35 \times Si - 28 \times Mn - 16 \times Ni + 13 \times Cr - 6 \times Cu + 3 \times Mo$

[0139] 在上述式中,C、Si、Mn、Ni、Cr、Cu及Mo为各元素的含量(质量%),对于不含有的元素,代入0质量%。

[0140] 退火时间为了下述事项是必要的:使冷加工后的铁素体充分再结晶;及控制铁素体和硬质组织的面积率。如果退火时间低于10秒,则奥氏体面积率不充分,不会生成硬质组织。另一方面,如果退火时间超过1000秒,则生产率变差。因此,退火时间设定为10秒~1000秒。

[0141] 退火温度保持后直至镀覆为止的一次冷却是以2℃/秒以上的平均冷却速度进行至450℃~600℃。这里,所谓平均冷却速度是指从在退火中结束钢板温度的保持的时刻起至将钢板浸渍于镀浴中的时刻为止的期间的平均速度。即,一次冷却中的平均冷却速度是指通过以下的式子算出的值。

[0142] (平均冷却速度) = { (退火工序中的温度保持结束时的钢板温度) - (镀覆工序中的浸渍时的钢板温度) } / (从退火工序中的温度保持结束起至镀覆工序中的浸渍开始为止所需的时间)

[0143] 为了将组织冻结、有效地引起马氏体相变,平均冷却速度快为宜。但是,低于2℃/秒时不会充分生成马氏体,无法控制为所期望的组织。因此,退火后的平均冷却速度设定为2℃/秒以上。冷却停止温度设定为450℃~600℃。低于450℃时,之后在将钢板浸渍于镀浴中时,镀浴温度降低,生产率差。另一方面,超过600℃时,不会充分生成硬质组织,得不到所期望的组织面积率。因此,冷却停止温度设定为450℃~600℃。

[0144] (镀覆工序)

[0145] 对所得到的钢板实施热浸镀锌,进而通过加热至对于将镀层合金化而言必要的温度来实施合金化处理。热浸镀锌的浴组成为一般者即可,例如设定为Al量成为0.08~0.30质量%以上那样的热浸镀锌浴。镀层附着量也没有特别限制。例如,以单面的附着量设定

为30~90g/m²的范围内。合金化处理优选以镀层中的Fe浓度成为7质量%以上那样的条件来进行。必要的条件也根据镀层附着量而异,例如合金化处理通过在480℃~580℃的温度区域中进行1秒~50秒的时间的加热来进行。

[0146] 之后,冷却至100℃以下。如果该冷却停止温度超过100℃,则在晶界生成碳化物,组织变得不均匀,烧结硬化后的极限变形能力降低。因此,从合金化处理温度开始的冷却进行至100℃以下。

[0147] (回火工序)

[0148] 所得到的钢板在回火工序中通过加热而被保持在200℃~350℃的温度区域。保持温度优选设定为250℃~300℃。在保持温度低于200℃的情况下,硬质组织不被回火,因此预应变分配不会变化。另外,完成回火需要花费时间,生产率差。在超过350℃的情况下,整体的固溶碳量减少,因此烧结硬化性降低。另外,晶界的碳化物粗大化,烧结硬化后的极限变形能力也降低。如果保持时间低于100秒,则无法完成组织的回火。因此,保持时间设定为100秒以上。之后,从生产率的观点出发,以2℃/秒以上的平均冷却速度冷却至100℃以下。

[0149] (表皮光轧工序)

[0150] 在回火工序后,也可以任意选择地实施表皮光轧(调质轧制)。通过实施表皮光轧,即使没有预应变,也会在钢板中引入应变,因此能够提高烧结硬化性。为了在钢板中均匀地导入应变,例如优选将压下率设定为0.1%~0.5%。

[0151] 像这样操作,能够制造本发明的实施方式的合金化热浸镀锌钢板。

[0152] 上述实施方式都只不过是表示实施本发明时的具体化的例子,本发明的技术范围不受它们的限定性解释。即,本发明在不脱离其技术思想或其主要特征的情况下可以以各种形式来实施。

[0153] 实施例

[0154] 接下来,对本发明的实施例进行说明。实施例中的条件是为了确认本发明的可实施性及效果而采用的一个条件例,本发明并不限于这一个条件例。只要不脱离本发明的主旨、可达成本发明的目的,则本发明可采用各种条件。

[0155] 制造具有表1中所示的化学组成的板坯,将板坯在1300℃下加热1小时后,以表2中所示的条件进行粗轧及精轧,接着将钢板卷取,在表2中所示的卷取温度下保持1小时,得到热轧钢板。之后,进行热轧钢板的酸洗,以表2中所示的压下率进行冷轧而得到厚度为1.2mm的冷轧钢板。接着,在表2中所示的条件下进行退火、镀覆、回火及表皮光轧。需要说明的是,在一部分例子中粗轧中的道次数为4道次。关于道次数为4道次(即,第5道次及第6道次的压下率为0%)的例子,在表2-1中记载的“第2道次第5道次压下率”及“第3道次第6道次压下率”的列中记载了“第2道次压下率”及“第3道次压下率”。

[0156] [表1]

[0157]

钢种	化学组成 (质量%)																			
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	V	Cu	Ni	Mo	Cr	W	Ca	Mg	REM	B	
A	0.10	1.000	2.20	0.010	0.004	0.020	0.003													
B	0.13	1.000	2.20	0.011	0.004	0.020	0.003	0.030												
C	0.15	0.900	2.90	0.012	0.004	0.020	0.003				0.010									
D	0.11	0.800	3.00	0.011	0.004	0.020	0.003					0.005								
E	0.20	1.200	2.10	0.010	0.004	0.020	0.003				0.010									
F	0.20	1.200	2.00	0.010	0.004	0.020	0.003			0.004										
G	0.01	1.000	2.50	0.012	0.004	0.020	0.003													
H	0.15	0.003	2.40	0.011	0.003	0.020	0.003													
I	0.14	0.500	2.40	0.013	0.003	0.020	0.003	0.005	0.005											
J	0.18	1.800	2.60	0.010	0.004	0.020	0.003									0.003				
K	0.16	1.800	0.05	0.009	0.003	0.020	0.003													
L	0.14	0.900	2.20	0.013	0.003	0.020	0.003							0.007						
M	0.13	1.100	2.20	0.012	0.004	0.020	0.003								0.005					
N	0.23	1.000	2.40	0.009	0.004	0.020	0.003													
O	0.09	1.000	2.20	0.012	0.004	0.020	0.003													
P	0.13	1.000	2.30	0.011	0.004	0.020	0.003										0.004	0.009		
Q	0.07	0.800	2.20	0.010	0.004	0.020	0.003													0.0019
R	0.07	0.800	2.20	0.030	0.004	0.020	0.003													
S	0.27	0.300	2.00	0.010	0.007	0.030	0.003													
T	0.06	0.450	3.70	0.020	0.007	0.030	0.003													

[0158] [表2-1]

下划线表示在本发明的范围外。
表中的空栏部表示未有意添加对应的化学成分。

No.	钢种	粗轧									精轧				
		加热温度(°C)	第1道次压下率(%)	第2道次压下率(%)	第3道次压下率(%)	第4道次压下率(%)	粗轧往返次数(往返)	粗轧开始温度(°C)	粗轧完成温度(°C)	从粗轧后至精轧的时间(秒)	轧制机架的个数(个)	精轧开始温度(°C)	第一机架的压下率(%)	精轧结束温度(°C)	卷取温度(°C)
1	A	1300	30	10	15	35	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	650
2	A	1300	25	10	10	25	6	1200	1100	8	7	1050	20	900	650
3	B	1300	30	10	10	30	6	1200	1100	8	7	1050	20	900	600
4	C	1300	25	5	10	25	6	1200	1100	8	7	1050	20	900	650
5	D	1300	30	10	5	25	6	1200	1100	8	7	1050	20	900	640
6	E	1300	35	15	10	25	6	1200	1050	8	7	1050	20	850	600
7	E	1300	25	10	10	30	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	620
8	E	1300	30	10	5	25	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	620
9	F	1300	25	10	10	30	6	1200	1100	8	7	1050	20	900	640
10	F	1300	25	5	<u>15</u>	<u>25</u>	6	1200	1100	8	7	1050	20	900	600
11	F	1300	30	10	10	25	6	1200	1100	8	7	1050	20	900	650
12	G	1300	35	10	10	25	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	650
13	H	1300	25	5	10	30	6	1200	1100	8	7	1050	20	850	650
14	I	1300	30	10	5	25	6	1200	1100	8	7	1050	20	900	650
15	I	1300	25	10	10	25	<u>4</u>	1200	1100	8	7	1050	20	850	650
16	J	1300	30	5	10	25	6	1200	1100	8	7	1050	20	900	670
17	K	1300	35	10	10	30	6	1200	1100	8	7	1050	20	900	660
18	L	1300	25	10	10	35	6	1200	1100	8	7	1050	20	900	670
19	M	1300	35	10	5	30	6	1200	1100	8	7	1050	20	850	650
20	N	1300	25	10	10	30	6	1200	1100	8	7	1050	20	900	640
21	O	1300	25	10	5	35	6	1200	1100	8	7	1050	20	900	630
22	P	1300	30	10	10	25	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	640
23	P	1300	35	10	10	30	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	640
24	P	1300	25	5	5	30	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	650
25	Q	1300	25	10	10	30	6	1200	1100	8	7	1050	20	900	640
26	Q	1300	30	15	10	35	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	640
27	Q	1300	<u>35</u>	<u>25</u>	<u>20</u>	<u>15</u>	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	640
28	Q	1300	35	10	10	30	6	1250	1100	<u>3</u>	7	1050	20	900	650
29	E	1300	30	10	5	25	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	640
30	A	1300	<u>10</u>	<u>30</u>	15	35	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	640
31	A	1300	30	10	<u>35</u>	<u>15</u>	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	650
32	A	1300	40	10	15	<u>40</u>	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	650
33	A	1300	35	10	10	30	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	<u>750</u>
34	R	1300	30	10	15	35	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	640
35	S	1300	35	10	10	30	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	640
36	T	1300	35	10	10	30	6	1250	1100	8	7	1050	20	900	640

[0159]

[0160] 下划线表示脱离了优选的范围。

[0161] [表2-2]

[0162]

No.	冷轧	退火					镀覆			回火				表皮光轧
	压下率 (%)	Ac ₁ (°C)	退火温度 (°C)	退火时间 (秒)	平均冷却速度 (°C/秒)	冷却停止温度 (°C)	合金化处理温度 (°C)	合金化处理时间 (秒)	冷却停止温度 (°C)	回火保持温度 (°C)	回火保持时间 (秒)	冷却速度 (°C/秒)	冷却停止温度 (°C)	压下率 (%)
1	55	723	850	300	50	450	500	20	45	250	600	5	50	0.2
2	65	723	900	200	20	460	550	20	40	300	<u>5</u>	5	45	0.2
3	65	722	780	200	5	450	500	20	50	250	600	5	45	0.2
4	65	699	800	200	5	450	500	20	45	<u>100</u>	600	5	45	0.2
5	65	693	750	200	10	450	500	20	45	250	600	5	50	0.2
6	55	731	810	200	10	460	500	20	45	300	600	5	50	0.2
7	55	731	<u>650</u>	200	50	450	500	20	50	350	600	5	45	0.2
8	60	731	740	<u>5</u>	50	470	500	20	50	250	600	5	40	0.2
9	60	734	810	200	50	450	500	20	45	300	600	5	40	0.2
10	60	734	810	200	<u>0.5</u>	460	500	20	40	250	600	5	50	0.2
11	60	734	810	200	50	470	500	20	40	<u>500</u>	600	5	45	0.2
12	65	716	750	200	50	450	500	20	50	250	600	5	50	0.2
13	65	682	820	200	5	460	500	20	45	300	600	5	45	0.2
14	50	699	800	200	10	450	500	20	50	250	600	5	50	0.2
15	55	699	800	200	10	450	500	20	45	300	600	5	45	0.2
16	60	738	780	200	15	450	500	20	50	300	600	5	40	0.2
17	50	810	850	200	10	460	550	20	45	300	600	5	45	0.2
18	60	719	850	250	50	450	500	20	40	250	600	5	45	0.2
19	50	726	800	200	50	450	500	20	45	250	600	5	40	0.2
20	55	715	800	200	50	450	500	20	40	300	600	5	50	0.2
21	60	723	780	200	50	450	500	20	50	300	600	5	45	0.2
22	50	720	850	200	50	550	500	20	55	250	600	5	45	0.2
23	55	720	790	200	2	<u>750</u>	500	20	55	250	600	5	40	0.2
24	60	720	850	200	10	450	500	20	45	无				0.2
25	50	716	850	200	100	450	500	20	<u>350</u>	300	600	5	40	0.2
26	50	716	850	200	100	450	500	20	45	300	600	5	40	0.2
27	50	716	850	200	100	450	500	20	45	300	600	5	40	0.2
28	55	716	850	200	50	450	530	20	50	300	600	4	45	0.2
29	50	731	810	200	10	450	无			300	600	5	40	0.2
30	50	723	850	200	100	450	500	20	45	300	600	5	40	0.2
31	55	723	850	200	50	450	530	20	50	300	600	4	45	0.2
32	55	723	850	300	50	450	500	20	45	250	600	5	50	0.2
33	55	723	850	200	50	450	530	20	50	300	600	4	45	0.2
34	50	716	850	200	100	450	500	20	45	300	600	5	40	0.2
35	50	701	850	200	100	450	500	20	45	300	600	5	40	0.2
36	55	662	850	200	50	450	530	20	50	300	600	4	45	0.2

[0163] 下划线表示脱离了优选的范围。

[0164] 对所得到的合金化热浸镀锌钢板的钢组织进行观察,测定了铁素体及硬质组织(回火马氏体及回火贝氏体)的面积率、长径为50nm~200nm的碳化物的析出部位及个数密度以及二维均质分散比S。

[0165] 具体而言,铁素体的面积率及硬质组织的面积率如下那样操作来决定。首先,以与钢板的轧制方向垂直的板厚截面作为观察面来采集试样,将观察面进行研磨,用SEM-

EBSD以5000倍的倍率对该钢板的厚度的1/4位置的组织进行观察,将其以 $100\mu\text{m}\times 100\mu\text{m}$ 的视场进行图像解析来测定铁素体的面积率,将任意的5个视场中的这些测定值的平均决定为铁素体的面积率。

[0166] 另外,拍摄距离钢板的表面的深度为 $3t/8$ 至 $t/2$ 为止的区域的SEM的二次电子图像(倍率为1500倍),由于所得到的图像数据的白色部分为硬质组织,黑色部分为铁素体,因此基于该图像数据决定了硬质组织的面积率。关于硬质组织,在对上述SEM的二次电子图像以5000倍或10000倍进行观察时,在该硬质组织内析出了微细碳化物的情况下判断为进行了回火。

[0167] 碳化物的长径和个数密度通过TEM观察来测定。具体而言,从距离钢板的表面为该钢板的厚度的 $3/8$ 位置至 $1/4$ 位置为止的区域中切取出薄膜试样,以明视场进行观察,通过1万倍~10万倍的适度的倍率来切取出 $1\mu\text{m}^2$,数出在该视场中的以下碳化物中的长径为50nm~300nm的碳化物来求出,在连续的5个视场中进行该作业,将其平均设定为个数密度。

[0168] 另外,S所表示的二维均质分散比利用EPMA装置来求出。将它们的结果示于表3中。

[0169] 进而,测定了所得到的合金化热浸镀锌钢板的抗拉强度TS、断裂伸长率EL、烧结硬化量BH及烧结硬化后的板厚减少率TDR。烧结硬化后的板厚减少率TDR为极限变形能力的指标。在抗拉强度TS、断裂伸长率EL、烧结硬化量BH及烧结硬化后的板厚减少率TDR测定中,采集以与轧制方向成直角的方向作为长度方向的JIS5号拉伸试验片,依据JIS Z 2241进行了拉伸试验。BH是从将在施加2%预应变后在 170°C 下热处理20分钟后的试验片进行再拉伸时的应力中减去施加2%预应变时的应力而得到的值。TDR是将原来的板厚与断裂后的板厚之差除以原来的板厚而得到的值。为了满足汽车车体的轻量化的要求,抗拉强度为600MPa以上,优选为700MPa以上,更优选为800MPa。另外,为了容易成型,断裂伸长率优选为10%以上。另外,关于BH,由于低于100MPa时难以成型并且成型后的强度变低,因此为了具有优异的烧结硬化性,需要100MPa以上。更优选为120MPa以上。由于TDR低于25%时在压制成型时存在开裂的危险,因此需要30%以上。更优选为40%。

[0170] [表3]

[0171]

No.	机械特性值				钢组织						备注
	TS (MPa)	EL (%)	BH (MPa)	TDR (%)	A 铁素体 面积率 (%)	B 回火马氏体 + 回火贝氏体 (%)	A+B (%)	碳化物 析出 部位	粒内 碳化物的 个数密度 (个/ μm^2)	二维 均质 分散比 S	
1	947	20	120	35	26	73	99	粒内	25	1.10	实施例
2	1032	15	87	20	35	9	44	粒内	5	1.13	比较例
3	631	27	104	55	77	21	98	粒内	28	0.95	实施例
4	1164	13	75	15	48	5	53	粒内	2	1.09	比较例
5	1157	11	132	30	37	60	97	粒内	26	1.21	实施例
6	705	23	128	45	58	37	95	粒内	35	1.17	实施例
7	469	32	45	55	98	0	98	粒内	27	1.04	比较例
8	587	28	56	60	93	0	93	粒内	34	1.09	比较例
9	1038	19	118	45	21	79	100	粒内	38	1.11	实施例
10	545	28	49	25	87	12	99	晶界	0	1.15	比较例
11	848	22	87	25	53	44	97	晶界	0	1.19	比较例
12	492	30	57	60	100	0	100	粒内	2	1.01	比较例
13	1199	11	89	10	23	77	100	晶界	0	1.30	比较例
14	1013	25	109	30	36	63	99	粒内	29	1.04	实施例
15	1019	25	78	25	34	65	99	粒内	30	1.55	比较例
16	811	21	104	55	72	27	99	粒内	25	1.30	实施例
17	569	28	81	60	91	8	99	粒内	21	1.21	比较例
18	925	18	122	35	35	65	100	粒内	28	1.13	实施例
19	859	19	121	45	45	55	100	粒内	28	1.21	实施例
20	1189	15	161	35	32	65	97	粒内	43	1.04	实施例
21	989	12	101	35	22	77	99	粒内	21	1.16	实施例
22	1061	10	109	35	27	73	100	粒内	28	1.08	实施例
23	780	20	87	55	95	2	97	粒内	27	1.21	比较例
24	689	22	79	25	68	0	68	粒内	24	1.13	比较例
25	711	19	78	20	39	61	100	晶界	0	0.94	比较例
26	778	20	104	35	40	59	99	粒内	22	0.95	实施例
27	798	20	88	25	42	57	99	粒内	27	1.38	比较例
28	803	19	76	25	45	54	99	粒内	27	1.41	比较例
29	599	29	67	65	90	5	95	粒内	2	1.10	比较例
30	953	19	87	25	25	72	97	粒内	25	1.38	比较例
31	940	21	89	25	26	73	99	粒内	25	1.31	比较例
32	955	20	78	20	25	75	100	粒内	25	1.60	比较例
33	941	20	77	25	26	73	99	粒内	25	1.60	比较例
34	739	21	101	35	71	29	100	粒内	27	1.11	实施例
35	1269	12	130	35	25	75	100	粒内	27	1.12	实施例
36	965	15	105	35	52	48	100	粒内	27	1.10	实施例

[0172] 下划线表示为本发明的范围外或脱离了优选的范围。

[0173] [评价结果]

[0174] 如表3中所示的那样,就实施例1、3、5、6、9、14、16、18~22、26及34~36而言,获得了优异的TS、BH及TDR。这些实施例全部都是TS为600MPa以上、BH为100MPa以上、TDR成为30%以上,显示出了高强度并且烧结硬化性优异、烧结硬化后的极限变形能力也优异。

[0175] 另一方面,就比较例2而言,由于回火保持时间过短,因此硬质组织未被回火,铁素体晶粒内的碳化物的个数密度低,BH和TDR低。

- [0176] 就比较例4而言,由于回火温度过低,因此硬质组织未被回火,铁素体晶粒内的碳化物的个数密度低,BH和TDR低。
- [0177] 就比较例7而言,由于退火温度过低,因此铁素体和硬质组织未成为所期望的面积率,TS和BH低。
- [0178] 就比较例8而言,由于退火时间过短,因此硬质组织未成为所期望的面积率,TS和BH低。
- [0179] 就比较例10而言,由于退火后的平均冷却速度过慢,因此在晶界出现渗碳体等铁碳化物,TS、BH和TDR低。
- [0180] 就比较例11而言,由于回火温度过高,因此在晶界出现渗碳体等铁碳化物,BH和TDR低。
- [0181] 就比较例12而言,由于C过少,因此铁素体和硬质组织未成为所期望的面积率,铁素体晶粒内的碳化物的个数密度低,TS和BH低。
- [0182] 就比较例13而言,由于Si过少,因此在晶界出现渗碳体等铁碳化物,BH和TDR低。
- [0183] 就比较例15而言,由于粗轧的往返次数少且粗轧不充分,因此二维均质分散比S高,BH和TDR低。
- [0184] 就比较例17而言,由于Mn过少,因此硬质组织未成为所期望的面积率,TS和BH低。
- [0185] 就比较例23而言,退火后一次冷却停止温度过高,硬质组织未成为所期望的面积率,BH低。
- [0186] 就比较例24而言,由于没有回火工序,因此硬质组织未被回火,BH和TDR低。
- [0187] 就比较例25而言,由于镀覆工序的冷却停止温度高,因此在晶界出现渗碳体等铁碳化物,BH和TDR低。
- [0188] 就比较例27而言,由于粗轧的1个往返内所含的2道次间的压下率差低,因此二维均质分散比S高,BH和TDR低。
- [0189] 就比较例28而言,由于从粗轧后至精轧的时间短,因此二维均质分散比S高,BH和TDR低。
- [0190] 就比较例29而言,由于未进行镀覆处理及合金化处理,所以贝氏体分率低,马氏体未被回火,因此TS和BH低。
- [0191] 就比较例30而言,由于第2道次的压下率比第1道次的压下率大,因此二维均质分散比S高,BH和TDR低。
- [0192] 就比较例31而言,由于第3道次的压下率比第4道次的压下率大,因此二维均质分散比S高,BH和TDR低。
- [0193] 就比较例32而言,由于第1道次及第4道次的压下率过高,因此二维均质分散比S高,BH和TDR低。
- [0194] 就比较例33而言,由于卷取温度过高,因此二维均质分散比S高,BH及TDR不足。
- [0195] 产业上的可利用性
- [0196] 本发明的合金化热浸镀锌钢板特别是在汽车产业领域可以作为汽车的结构构件来利用。