



(12) 发明专利



(10) 授权公告号 CN 113661261 B

(45) 授权公告日 2023. 09. 19

(21) 申请号 202080025398.8

(22) 申请日 2020.03.12

(65) 同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 113661261 A

(43) 申请公布日 2021.11.16

(30) 优先权数据
2019-063177 2019.03.28 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2021.09.28

(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2020/010947 2020.03.12

(87) PCT国际申请的公布数据
W02020/195915 JA 2020.10.01

(73) 专利权人 日铁不锈钢株式会社
地址 日本东京

(72) 发明人 吉泽俊希 松桥透

(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 刘凤岭 陈建全

(51) Int.Cl.
C21D 8/02 (2006.01)
C21D 1/18 (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01)
C21D 9/00 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/38 (2006.01)

(56) 对比文件
CN 105051234 A, 2015.11.11
JP 2012140688 A, 2012.07.26
JP 2017095789 A, 2017.06.01
CN 106133166 A, 2016.11.16
CN 101245435 A, 2008.08.20
CN 101426942 A, 2009.05.06

审查员 李啸颖

权利要求书2页 说明书14页

(54) 发明名称

汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板、汽车
制动盘转子及汽车制动盘转子用热冲压加工品

(57) 摘要

本发明涉及一种汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板,其中,以质量%计含有C:0.001~0.05%、N:0.001~0.05%、Si:0.3~4.0%、Mn:0.01~2.0%、P:0.01~0.05%、S:0.0001~0.02%、Cr:10~20%,进一步含有1种或2种以上的Ti:0.001~0.5%、Nb:0.01~0.8%,剩余部分包含Fe及杂质。热冲压处理后,晶体粒径为100~200 μm ,粒径500nm以下的析出物以0.01~20个/ μm^2 的密度存在。

1. 一种构成热冲压加工品的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板, 其特征在于: 以质量%计含有:

C: 0.001~0.05%、

N: 0.001~0.05%、

Si: 0.3~4.0%、

Mn: 0.01~2.0%、

P: 0.01~0.05%、

S: 0.0001~0.02%、

Cr: 10~20%、

进一步含有Ti: 0.001~0.5%、Nb: 0.01~0.8%中的1种或2种,

剩余部分为Fe及杂质;

晶体粒径为100~200 μm , 粒径500nm以下的析出物以0.01~20个/ μm^2 的密度存在。

2. 一种构成热冲压加工品的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板, 其特征在于: 以质量%计含有:

C: 0.001~0.020%、

N: 0.001~0.020%、

Si: 0.3~3.5%、

Mn: 0.01~1.5%、

P: 0.02~0.04%、

S: 0.0010~0.0090%、

Cr: 12~18%、

进一步含有Ti: 0.05~0.2%、Nb: 0.3~0.6%中的1种或2种,

剩余部分为Fe及杂质;

晶体粒径为100~200 μm , 粒径500nm以下的析出物以0.01~20个/ μm^2 的密度存在。

3. 根据权利要求1或2所述的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板, 其特征在于: 700℃下的0.2%屈服强度为80MPa以上。

4. 根据权利要求1或2所述的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板, 其特征在于: 所述晶体粒径为130~200 μm 。

5. 根据权利要求4所述的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板, 其特征在于: 300℃下的0.2%屈服强度为170MPa以上。

6. 根据权利要求1或2所述的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板, 其特征在于: 替代所述Fe的一部分, 以质量%计进一步含有以下元素中的1种以上:

B: 0.0001~0.0030%、

Al: 0.001~4.0%、

Cu: 0.01~3.0%、

Mo: 0.01~3.0%、

W: 0.001~2.0%、

V: 0.001~1.0%、

Sn: 0.01~0.5%、

Ni:0.01~1.0%、
Mg:0.0001~0.01%、
Sb:0.005~0.5%、
Zr:0.001~0.3%、
Ta:0.001~0.3%、
Hf:0.001~0.3%、
Co:0.001~0.3%、
Ca:0.0001~0.01%、
REM:0.001~0.2%、
Ga:0.0002~0.3%。

7. 一种汽车制动盘转子,其中,采用权利要求1~6中任一项所述的不锈钢板而形成。

8. 一种汽车制动盘转子用热冲压加工品,其中,采用权利要求1~6中任一项所述的不锈钢板而形成。

汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板、汽车制动盘转子及汽车制动盘转子用热冲压加工品

技术领域

[0001] 本发明涉及耐热性和成形性优异的汽车制动盘转子(automobile brake disk rotor)用铁素体系不锈钢板、汽车制动盘转子及汽车制动盘转子用热冲压加工品,尤其涉及适合用于需要高温强度的汽车制动盘转子等的铁素体系不锈钢板。

背景技术

[0002] 作为汽车的制动系统之一,正在广泛使用盘形制动器。其通过用制动衬片按压夹紧与轮胎结合的被称作圆盘转子的圆盘状结构物,利用摩擦将动能转变成热能,从而使汽车的速度降低。该圆盘转子的材质从热传导系数及成本等方面考虑一直使用片状石墨铸铁(以下称为铸铁)。

[0003] 铸铁因未添加用于提高耐蚀性的元素而耐蚀性较差,一放置就马上发生红锈。以往该红锈因圆盘位置比视线低和车轮形状而不太显著。可是,近年来由于根据提高燃烧效率的要求而使车轮材质铝化,而且辐条变细,所以不能无视圆盘的锈,期望改善其耐蚀性。

[0004] 作为耐蚀性优异的材料有不锈钢,摩托车等两轮车正在广泛使用马氏体系的SUS410系材料。这是因为两轮车的圆盘转子裸露,容易引人注目而使耐蚀性受到重视。另一方面,不锈钢还有热传导性比铸铁差的问题。两轮车中由于制动系统裸露,冷却性优异,因而即使用不锈钢也能无问题地使用。在汽车时由于包含轮胎的制动系统收纳在轮罩(wheel house)内,所以圆盘转子难以冷却、热传导性低也成为问题之一,不适合使用不锈钢。

[0005] 可是,在近年来的EV、FCV、HV车等中,将行驶时的动能转换成电能而加以回收的“再生制动器”的采用正在急速扩展。通过该应用,由于圆盘转子和衬片的摩擦所产生的摩擦热降低,所以应用热传导系数比铸铁差的不锈钢的可能性增大。

[0006] 妨碍不锈钢在汽车的盘形制动器中应用的另一个问题是成形性。两轮车的圆盘转子为环状的圆盘形,可从板状的不锈钢通过冲裁加工来制造,因此没有大的加工。另一方面,目前的汽车的圆盘转子为被称为帽形状的、拉深了圆盘中央那样的形状,其通过铸造来制造。要通过加工不锈钢来成形这样的形状的圆盘转子,则需要深拉深加工。但是两轮车使用的不锈钢为马氏体系不锈钢,硬度非常高,其加工困难。作为解决该问题的一种方法,近年来正在推广于高温下进行压力加工的热冲压。由此也能高精度地对不锈钢进行帽状成形。

[0007] 在这样的背景下,为了应对近年来的提高燃烧效率的要求,圆盘转子的薄壁轻量化是必要的。可是,由于铸铁的强度低,而且通过铸造来制作,因而使薄壁化具有极限。此外,据说汽车制动时的到达温度最大达到700℃左右,如果是耐热温度为500℃左右的马氏体系不锈钢,则有时很难应用。此外在山道等频繁使用制动器的行驶条件时的到达温度有时达到300℃。

[0008] 关于汽车的不锈钢制圆盘转子有专利文献1,其主要着眼于成形性,未着眼于高温强度。此外,专利文献2中通过有效利用高饱和的固溶C、N的马氏体相提高了强度,但没有谈

及700℃附近的强度。此外,哪个专利文献都有效利用马氏体组织,未发现可确保700℃附近的耐热性。

[0009] 现有技术文献

[0010] 专利文献

[0011] 专利文献1:日本专利第5700172号公报

[0012] 专利文献2:日本特开2016-117925号公报

发明内容

[0013] 发明所要解决的课题

[0014] 本发明涉及耐热性和成形性优异的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板。成为本发明要解决的课题的对象部件是汽车的制动系部件,尤其是圆盘转子。

[0015] 汽车的圆盘转子因是帽形状而要求成形性。此外,到达温度在普通的城市道路上行驶时为100℃左右,在山道上行驶时为300℃左右,最大达到700℃附近,因此为了薄壁化而要求中温区域~高温区域下的强度。铸铁由于通过铸造来成形,所以如果使圆盘转子薄壁化,则金属液流动变差,有时不能成形。此外,由于强度低,所以如果进行薄壁化,则存在作为圆盘转子不能确保充分的强度的问题。铁素体系不锈钢通过进行热冲压可高精度地成形帽形状。但是,如果是强度低的不锈钢,则不能进行薄壁化。另一方面,如果是强度高的不锈钢,则热冲压时需要过大的载荷,不能高精度地成形为帽形状,或者有产生开裂的可能性。此外,马氏体系不锈钢虽基于热冲压的成形性优异,但耐热温度为500℃左右,不能兼顾成形性和耐热性。

[0016] 本发明提供高温强度优异的、具有优异的成形性的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板、汽车制动盘转子及汽车制动盘转子用热冲压加工品。

[0017] 用于解决课题的手段

[0018] 为解决上述问题,本发明人着眼于铁素体系不锈钢板的析出物而进行了详细的调查。在通过热冲压可成形所述本发明作为对象的部件的温度区域,钢中有时析出析出物。只要使析出物微细地分散,就能提高材料强度。可是,如果在成形前存在析出物,则强度过高,有因钢的拉伸率下降而在成形时发生开裂的可能性。于是,考虑通过在热冲压时使析出物微细地析出而能够确保成形性和成形后的强度。而且为达到这样的目的,反复进行了多种研究,结果得到以下的见解。

[0019] 通过适当地控制Si添加量,且使热轧后的精轧温度在900~1100℃,卷取温度为650℃以下,从而在热冲压时的加热时使晶体粒径增大,在热冲压中使析出物析出。再者,通过使精轧温度超过950℃而有效地增大晶体粒径,还提高中温区域的强度。由于析出物在钢的晶粒内微细地析出,所以在作为圆盘转子使用中可得到优异的高温强度。在晶界析出的析出物容易生长且粗大化。与此相对照,获得了在热冲压时的加热时,通过适当地控制晶体粒径可使析出物主要向晶粒内析出的见解。晶粒内的析出物与晶界的析出物相比难以生长,难以产生使用中的粗大化。通过析出物在热冲压中向晶粒内微细地析出而有效地表现出析出强化。由此,成功提供一种可用于圆盘转子的耐热铁素体系不锈钢板。

[0020] 解决上述课题的本发明的主旨如下所述。

[0021] [1]一种汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板,其特征在于,

[0022] 以质量%计,含有C:0.001~0.05%、N:0.001~0.05%、Si:0.3~4.0%、Mn:0.01~2.0%、P:0.01~0.05%、S:0.0001~0.02%、Cr:10~20%,进一步含有Ti:0.001~0.5%、Nb:0.01~0.8%中的1种或2种,剩余部分为Fe及杂质;

[0023] 在进行加热到1000℃、然后实施于890~700℃滞留1分钟以上且10分钟以下的冷却的热处理(以下称为“热冲压伪热处理(hot stamping pseudo heat treatment)”)时,晶体粒径为100~200μm,粒径500nm以下的析出物的密度为0.01~20个/μm²,所述铁素体系不锈钢板为热冲压加工用铁素体系不锈钢板。

[0024] [2]一种构成热冲压加工品的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板,其特征在于,

[0025] 以质量%计,含有C:0.001~0.05%、N:0.001~0.05%、Si:0.3~4.0%、Mn:0.01~2.0%、P:0.01~0.05%、S:0.0001~0.02%、Cr:10~20%,进一步含有Ti:0.001~0.5%、Nb:0.01~0.8%中的1种或2种,剩余部分为Fe及杂质;

[0026] 晶体粒径为100~200μm,粒径500nm以下的析出物以0.01~20个/μm²的密度存在。

[0027] [3]一种汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板,其中,以质量%计,含有C:0.001~0.05%、N:0.001~0.05%、Si:0.3~4.0%、Mn:0.01~2.0%、P:0.01~0.05%、S:0.0001~0.02%、Cr:10~20%,进一步含有Ti:0.001~0.5%、Nb:0.01~0.8%中的1种或2种,剩余部分为Fe及杂质。

[0028] [4]本发明的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板,其特征在于,所述铁素体系不锈钢板为热冲压加工用铁素体系不锈钢板。

[0029] [5]本发明的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板,其特征在于,1000℃下的断裂拉伸率为50%以上,在所述热冲压伪热处理后,700℃下的0.2%屈服强度为80MPa以上。

[0030] [6]本发明的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板,其特征在于,700℃下的0.2%屈服强度为80MPa以上。

[0031] [7]本发明的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板,其特征在于,所述晶体粒径为130~200μm。

[0032] [8]本发明的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板,其特征在于,1000℃下的断裂拉伸率为50%以上。

[0033] [9]本发明的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板,其特征在于,300℃下的0.2%屈服强度为170MPa以上。

[0034] [10]本发明的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板,其特征在于,替代所述Fe的一部分,以质量%计,进一步含有B:0.0001~0.0030%、Al:0.001~4.0%、Cu:0.01~3.0%、Mo:0.01~3.0%、W:0.001~2.0%、V:0.001~1.0%、Sn:0.01~0.5%、Ni:0.01~1.0%、Mg:0.0001~0.01%、Sb:0.005~0.5%、Zr:0.001~0.3%、Ta:0.001~0.3%、Hf:0.001~0.3%、Co:0.001~0.3%、Ca:0.0001~0.01%、REM:0.001~0.2%、Ga:0.0002~0.3%中的1种以上。

[0035] [11]一种汽车制动盘转子,其中,采用本发明的不锈钢板而形成。

[0036] [12]一种汽车制动盘转子用热冲压加工品,其中,采用本发明的不锈钢板而形成。

[0037] 根据本发明,可提高铁素体系不锈钢板的耐热性和成形性,提供适于汽车制动盘转子的材料,对于轻量化及美观的改善等可得到显著的效果。

具体实施方式

[0038] 在采用铁素体系不锈钢板、通过热冲压加工而制造汽车制动盘转子时,将钢板加热至1000℃左右进行热冲压加工。热冲压加工前的钢板要求在1000℃左右进行的热冲压加工中具有充分的延展性。另一方面,关于热冲压后的汽车制动盘转子,实现充分的高温强度是必要的。

[0039] 如前所述,在通过热冲压进行成形的温度区域,有时析出物析出。只要使析出物微细地分散在钢中,就能够提高材料强度。可是,如果在成形前存在析出物,则强度过高,降低拉伸率,从而有在热冲压成形时发生开裂的可能性。因此,本发明通过在热冲压时使析出物微细地析出,可确保热冲压成形性和成形后的强度。

[0040] 着眼于热冲压中的钢的晶体粒径。在晶体粒径小时,因钢中晶界所占的比率高而在热冲压中向晶界的析出增多。在晶界析出的析出物容易生长及粗大化,难得到微细的析出物。本发明获得了如下的见解:通过在热冲压时的加热时使晶体粒径生长并适当地进行控制,可使析出物主要向晶粒内析出。晶粒内的析出物与晶界的析出物相比不易生长,难产生使用中的粗大化。通过使析出物在热冲压中向晶粒内微细地析出,热冲压后有效地表现出析出强化,可确保成形后的强度。

[0041] 如上所述,本发明获得了如下的见解:从高温强度的观点出发,在热冲压后使析出物微细地向晶粒内析出是重要的,为此需要使热冲压时的加热时的晶体粒径某种程度地生长。具体地讲,已经判明通过将热冲压后的晶体粒径设为100~200 μm ,可实现析出物的微细化。再者,得知热冲压时的晶体粒径与热冲压后的晶体粒径相同。只要在这样的晶体粒径范围,析出的析出物就向晶粒内微细地析出且难以生长,推断它们具有对应关系。

[0042] 于是,在本发明中,通过热冲压后的晶体粒径来规定金属组织。通过将热冲压后的晶体粒径控制在100~200 μm ,热冲压中析出物微细地析出且难以生长,从而有效地表现出析出强化。如果热冲压后的晶体粒径为100 μm 以上,则析出物微细地析出,得到了甚至700℃附近都充分的屈服强度。另外,如果热冲压后的晶体粒径为130 μm 以上,则即使在300℃附近的中温区域也得到了充分的屈服强度。

[0043] 钢中的晶粒通过热冲压中的加热而生长,晶体粒径增大。有热冲压前的晶体粒径越大,热冲压中及热冲压后的晶体粒径也越大的倾向。在热冲压后的晶体粒径超过200 μm 时,意味着热冲压前的钢板的晶体粒径也大,其结果是钢板的韧性显著降低。因此,将热冲压后的晶体粒径的上限设定为200 μm 。

[0044] 此外,为了热冲压后有效地表现出析出强化,规定在热冲压后的钢中,以0.01~20个/ μm^2 的密度存在粒径500nm以下的析出物。通过以0.01~20个/ μm^2 的密度存在粒径500nm以下的析出物,直到700℃附近都可得到充分的屈服强度。如果粒径超过500nm,则析出强化难产生作用。此外,如果析出物密度低于0.01个/ μm^2 ,则因析出量小而使析出强化难产生作用。如果超过20个/ μm^2 ,则强度过度上升,容易产生开裂。由上可知,晶粒内的析出物优选以0.01~20个/ μm^2 的密度存在粒径500nm以下的析出物。

[0045] 只要是评价对象品为热冲压加工品或最终制品的汽车制动盘转子,就能够进行钢中的晶体粒径及析出物密度的评价。另一方面,在评价对象品为热冲压加工前的钢板时,可以规定对该钢板施加热冲压伪热处理,在此基础上进行钢中的晶体粒径及析出物密度的评价。作为热冲压伪热处理,可以规定为加热到1000℃,然后进行在890~700℃滞留1分钟以

上且10分钟以下,例如滞留2分钟的冷却的热处理。

[0046] 以下,对规定钢中的成分含量的根据进行说明。

[0047] C使成形性和耐蚀性劣化,导致钢板的高温拉伸率及高温强度的下降,同时在热冲压后因析出Cr碳氮化物、Nb碳氮化物而使析出物密度过剩,因此其含量越少越好。因此,设定为0.05%以下。优选为0.020%以下。进一步优选设定为0.0015%以下。但是,过度的降低导致精炼成本的增加,所以优选设定为0.001%以上。

[0048] N与C同样,使成形性和耐蚀性劣化,导致钢板的高温拉伸率及高温强度的下降,同时在热冲压后因析出Cr碳氮化物、Nb碳氮化物而使析出物密度过剩,因此其含量越少越好。因此,设定为0.05%以下。优选为0.020%以下。进一步优选设定为0.015%以下。但是,过度的降低导致精炼成本的增加,所以优选设定为0.001%以上。

[0049] Si作为脱氧剂也是有用的元素,同时还是改善高温强度、抗氧化性及耐高温盐害性的元素。高温强度、抗氧化性及耐高温盐害性随着Si量的增加而提高。对于高温强度的提高控制析出是重要的,通过使析出物微细且大量地析出,可得到其效果。Si具有使时效中的析出物微细地析出的作用,从0.3%开始可稳定地表现出其效果。但是,Si的过度的添加使钢板中的常温及高温下的延展性下降,因热轧板硬质化而使韧性降低,而且晶体粒径微细化且热冲压中的析出物生成过剩,所以将其上限设定为4.0%。此外,如果考虑到酸洗性及韧性,则优选为0.3%以上且优选为3.5%以下。另外如果考虑到制造性,则优选为3.0%以下。

[0050] Mn是作为脱氧剂添加的元素,而且有助于中温区域的高温强度提高,但如果添加超过2.0%,则无助于强化的MnS大量析出而使伪热处理后的高温强度下降,同时高温下于表层形成Mn系氧化物,容易产生氧化皮密合性不良及异常氧化。特别是,在与Mo、W一同复合添加时,有相对于Mn量容易产生异常氧化的倾向。因此,将上限设定为2.0%。另外,如果考虑到钢板制造中的酸洗性及常温延展性,则优选为0.01%以上且优选为1.5%以下。进一步优选设定为1.0%以下。

[0051] P是在炼钢精炼时主要从原料混入的杂质,如果含量高,则钢板的韧性及焊接性下降。因此,优选尽量降低,但为了设定为低于0.01%,则产生由使用低P原料带来的成本上升,所以在本发明中设定为0.01%以上,进一步优选设定为0.02%以上。另一方面,含有超过0.05%除了显著的硬质化以外,还使耐蚀性、韧性及酸洗性劣化,因此将0.05%作为上限。进一步优选设定为0.04%以下。

[0052] S是使耐蚀性及抗氧化性劣化的元素,但由于从0.0001%开始便表现出通过与Ti、C键合而提高加工性的效果,所以将下限设定为0.0001%。另外,如果考虑到精炼成本,则优选为0.0010%以上。另一方面,过度地添加因与Ti、C键合而使固溶Ti量降低,而且带来析出物的粗大化,使钢板的韧性及高温强度下降,因此将上限设定为0.02%。另外,如果考虑到高温氧化特性,则优选为0.0090%以下。

[0053] Cr在本发明中,对于确保抗氧化性及耐蚀性是必须的元素。在低于10%时,特别是不能确保抗氧化性,另外使热冲压后的700℃屈服强度下降,而且还带来晶体粒径的增大。另一方面,在超过20%时带来加工性的下降及韧性的劣化,而且热冲压后的析出物数量过大,因此设定为10~20%。另外,如果考虑到制造性及氧化皮剥离性,则优选为12%以上且优选为18%以下。进一步优选设定为15%以下。

[0054] 含有1种或2种的Ti:0.001~0.5%、Nb:0.01~0.8%。

[0055] Ti是通过与C、N、S键合而提高耐蚀性、耐晶界腐蚀性、常温延展性及深拉深性的元素。此外,可根据需要添加。此外,在与Nb、Mo的复合添加中,通过适量添加而带来热轧退火时的Nb、Mo的固溶量增加及高温强度的提高,从而使热疲劳特性提高。由于从0.001%以上表现出其效果,因而将下限设定为0.001%。另一方面,超过0.5%的添加除了使固溶Ti量增加而使钢板中的常温及高温的延展性下降以外,还使热冲压后的析出物数量过剩,进而形成粗大的Ti系析出物,成为扩孔加工时的开裂的起点,使压力加工性劣化。此外,由于还使耐氧化性劣化,因而将Ti添加量设定为0.5%以下。另外,如果考虑到表面缺陷的发生及韧性,则优选为0.05%以上且优选为0.2%以下。

[0056] Nb是对通过固溶强化及微细析出物的析出强化而提高高温强度有效的元素。此外,还具有作为碳氮化物固定C及N、有助于影响制品板的耐蚀性及r值的再结晶组织的发达的作用。由于从0.01%开始表现出这些效果,所以将下限设定为0.01%。另一方面,超过0.8%的添加除了使钢板的高温延展性下降,而且热冲压后的析出物数量过剩,进而显著硬化以外,还使制造性劣化,所以将上限设定为0.8%。此外,如果考虑到原料成本及韧性,则优选为0.3%以上且优选为0.6%以下。

[0057] 作为钢中的成分,除上述组成以外,剩余部分为Fe及杂质。本发明也可以进一步根据需要替代所述Fe的一部分而含有以下的成分。

[0058] B是提高制品的压力加工时的2次加工性及高温强度、热疲劳特性的元素。B带来Laves相等的微细析出,表现出这些析出强化的长期稳定性,有助于抑制强度下降及提高热疲劳寿命。在0.0001%以上表现出此效果。另一方面,过度的添加除带来硬化,使晶界腐蚀性和耐氧化性劣化以外,还产生焊接开裂,所以设定为0.0030%以下。另外,如果考虑到耐蚀性及制造成本,则优选为0.0010%以下。进一步优选设定为0.0005%以下。

[0059] Al除了作为脱氧元素添加以外,还是提高耐氧化性的元素。此外,作为固溶强化元素对提高高温强度是有用的。从0.001%开始稳定地表现出其作用。另一方面,过度的添加除因使钢硬化而使均匀拉伸率显著下降以外,还使韧性显著下降,所以将上限设定为4.0%。另外,如果考虑到表面缺陷的发生及焊接性、制造性,则优选为0.01%以上且优选为2.2%以下。

[0060] Cu是对于提高耐蚀性有效的元素。从0.01%开始稳定地表现出其作用。此外,通过由 ϵ -Cu析出产生的析出强化而提高高温强度,但过度的添加使热加工性下降,所以将上限设定为3.0%。另外,如果考虑到热疲劳特性、制造性及焊接性,则优选为1.6%以下。

[0061] Mo是对高温下的固溶强化有效的元素,而且提高耐蚀性及耐高温盐害性,所以根据需要添加0.01%以上。3.0%以上的添加使常温延展性和耐氧化性显著劣化,所以设定为3.0%以下。另外,如果考虑到热疲劳特性及制造性,则优选为0.3%以上且优选为0.9%以下。

[0062] W也与Mo同样,是对高温下的固溶强化有效的元素,而且通过生成Laves相(Fe_2W)而带来析出强化的作用。特别是,在与Nb及Mo复合添加时,尽管 $\text{Fe}_2(\text{Nb}, \text{Mo}, \text{W})$ 的Laves相析出,但如果添加W,则通过抑制该Laves相的粗大化而使析出强化能力提高。其在添加0.001%以上时起作用。另一方面,超过2.0%的添加导致成本上升,而且使常温延展性下降,所以将上限设定为2.0%。另外,如果考虑到制造性、低温韧性及耐氧化性,则W添加量优

选为1.5%以下。

[0063] V是提高耐蚀性的元素,可根据需要添加。0.001%以上的添加可稳定地表现出此效果。另一方面,如果添加超过1%,则除因析出物粗大化而使高温强度下降以外,还使耐氧化性劣化,所以将上限设定为1%。另外,如果考虑到制造成本及制造性,则优选为0.08%以上且优选为0.5%以下。

[0064] Sn是提高耐蚀性的元素,提高中温区域的高温强度,所以可根据需要添加。在0.01%以上表现出这些效果。另一方面,如果添加超过0.5%,则制造性及韧性显著下降,所以设定为0.5%以下。另外,如果考虑到耐氧化性及制造成本,则优选为0.1%以上。

[0065] Ni是提高耐酸性及韧性、高温强度的元素,可根据需要添加。在0.01%以上表现出这些效果。另一方面,如果添加超过1.0%,则成本上升,所以设定为1.0%以下。另外,如果考虑到制造性,则优选为0.08%以上且优选为0.5%以下。

[0066] Mg除了有时作为脱氧元素添加以外,还是使板坯的组织微细化、有助于提高成形性的元素。此外,Mg氧化物成为Ti(C、N)及Nb(C、N)等碳氮化物的析出位点,具有使它们微细分散析出的效果。在0.0001%以上表现出此作用,有助于提高韧性。但是,过度的添加导致焊接性、耐蚀性及表面品质的劣化,所以将上限设定为0.01%。如果考虑到精炼成本,则优选为0.0003%以上且优选为0.0010%以下。

[0067] Sb有助于提高耐蚀性和高温强度,所以根据需要添加0.005%以上。在添加超过0.5%时,有时过度地产生钢板制造时的板坯开裂及延展性下降,因此将上限设定为0.5%。另外,如果考虑到精炼成本及制造性,则优选为0.01%以上且优选为0.3%以下。

[0068] Zr与Ti及Nb同样是碳氮化物形成元素,是使耐蚀性、深拉深性提高的元素,可根据需要添加。在0.001%以上表现出这些效果。另一方面,超过0.3%的添加使制造性显著劣化,所以设定为0.3%以下。另外,如果考虑到成本及表面品位,则优选为0.1%以上且优选为0.2%以下。

[0069] Zr、Ta及Hf通过与C及N键合而有助于提高韧性,可根据需要添加0.001%以上。但是,超过0.3%的添加除使成本增加以外,还使制造性显著劣化,所以将上限设定为0.3%。另外,如果考虑到精炼成本及制造性,则优选为0.01%以上且优选为0.08%以下。

[0070] Co因有助于提高高温强度而根据需要添加0.001%以上。在添加超过0.3%时导致韧性劣化,因此将上限设定为0.3%。另外,如果考虑到精炼成本及制造性,则优选为0.01%以上且优选为0.1%以下。

[0071] Ca有时为脱硫而添加,在0.0001%以上时表现出该效果。但是,在添加超过0.01%时则生成粗大的CaS,使韧性及耐蚀性劣化,因此将上限设定为0.01%。另外,如果考虑到精炼成本及制造性,则优选为0.0003%以上且优选为0.0020%以下。

[0072] REM从利用各种析出物的微细化来提高韧性及提高耐氧化性的观点出发有时根据需要添加,在0.001%以上时表现出该效果。但是,在添加超过0.2%时除铸造性显著恶化以外,还带来延展性的下降,因此将上限设定为0.2%。另外,如果考虑到精炼成本及制造性,则优选为0.05%以下。REM(稀土元素)根据一般的定义,是指钪(Sc)、钇(Y)这两元素和从镧(La)到镥(Lu)的15种元素(镧系元素)的总称。可以单独添加,也可以是混合物。

[0073] Ga为提高耐蚀性及抑制氢脆,也可以按0.3%以下添加。从形成硫化物及氢化物的观点出发,优选将下限设定为0.0002%。另外,从制造性及成本的观点以及从延展性及韧性

的观点出发,优选为0.0020%以下。

[0074] 关于其它成分,本发明中没有特别的规定,但在本发明中,也可以根据需要添加0.001~0.1%的Bi等。再者,优选尽量降低As、Pb等一般有害的元素及杂质元素。

[0075] 接着对制造方法进行说明。

[0076] 本发明的钢板的制造方法由炼钢-热轧-退火-酸洗各工序构成。炼钢中,适合的方法是通过转炉熔炼含有所述必须成分及根据需要添加的成分的钢,接着进行2次精炼。按照公知的铸造方法(连续铸造)将熔炼的钢水形成板坯。板坯加热至规定的温度,然后通过连续轧制热轧至规定的板厚。热轧在用由多个机架构成的热轧机轧制后进行卷取。

[0077] 也可以将热轧工序后的退火省略。

[0078] 为使热冲压中的晶体粒径在100~200 μm ,优选使热轧后的精轧温度在900~1100 $^{\circ}\text{C}$ 。如果精轧温度低于900 $^{\circ}\text{C}$,则钢板的晶体粒径不充分生长,结果热冲压后的晶体粒径不会生长至100 μm 以上。另一方面,如果精轧温度超过1100 $^{\circ}\text{C}$,则钢板的晶体粒径过于生长,使热冲压后的晶体粒径超过200 μm 。更优选使热轧后的精轧温度超过950 $^{\circ}\text{C}$ 。通过使精轧温度超过950 $^{\circ}\text{C}$,粒径生长至130 μm 以上,表现出使中温区域的强度也提高的效果。

[0079] 此外,如果卷取温度超过650 $^{\circ}\text{C}$,则热轧板韧性下降,因此优选使卷取温度在650 $^{\circ}\text{C}$ 以下。

[0080] 接着对成形方法进行说明。本发明的钢板的成形是将钢板加热至规定的温度,在高温下成形成帽形状后进行冷却的热冲压。将加热温度设定为900~1000 $^{\circ}\text{C}$,成形后进行冷却。为使析出物微细且大量地析出,以在890~700 $^{\circ}\text{C}$ 滞留1分钟以上且10分钟以下的方式进行冷却。如果滞留时间低于1分钟,则不能充分产生析出,使析出强化量减小,所以将下限设定为1分钟。如果滞留时间过度地延长,则微细地析出的析出物生长并粗大化,使析出强化量下降。此外,生产率显著下降,所以将上限设定为10分钟。另外,如果考虑到析出物的稳定性,则优选为1.5分钟~5分钟。

[0081] 本发明中,所谓“构成热冲压加工品的汽车制动盘转子用铁素体系不锈钢板”,是指进行了热冲压加工后的钢板。也就是说,是指采用不锈钢板形成的汽车制动盘转子用热冲压加工品。

[0082] 此外,所谓采用不锈钢板形成的汽车制动盘转子用热冲压加工品,意味着采用不锈钢板进行热冲压加工,形成汽车制动盘转子用热冲压加工品。

[0083] 此外,所谓采用不锈钢板形成的汽车制动盘转子,意味着采用不锈钢板进行热冲压加工,再通过加工形成汽车制动盘转子。

[0084] 实施例

[0085] 熔炼具有表1、表2所示的成分组成的钢,铸造成板坯,按表3、表4所示的热轧条件对板坯进行热轧,形成6mm厚的热轧带卷,然后实施酸洗。表1的No. A1~A34为本发明钢,表2的No. B1~B14为比较钢,No. B15为未热处理钢。在偏离本发明的数值下附加下划线。

[0086] 对如此得到的热轧板(B15除外)实施在加热到1000 $^{\circ}\text{C}$ 后在890~700 $^{\circ}\text{C}$ 滞留2分钟,然后进行水冷的热冲压模拟热处理(以下简称为“伪热处理”)。在伪热处理后的钢板产生开裂时,在表4的“伪热处理后品质/备注”栏中记载为“开裂”。

[0087] 对热冲压模拟热处理材,测定了t/4部的晶体粒径(按照JIS G0551,数值将小数点以下四舍五入)。将拍摄放大倍数设为50倍,将拍摄视场数设为5个视场,算出5个视场的平

均晶体粒径。此外,对该模拟热处理材采用日本电子公司制造200kV场发射型透射电子显微镜(EM-2100F),通过拍摄放大倍数12500倍的明视场观察观察5个视场,进行析出物评价。作为析出物粒径,测定上述明视场观察像中所含的析出物的当量圆直径。对粒径500nm以下的析出物,算出5个视场的平均析出物密度。

[0088] 此外,从热冲压模拟热处理材上以轧制方向为拉伸方向的方式采集高温拉伸试验片,在300℃及700℃下实施拉伸试验,测定0.2%屈服强度(按照JIS G0567,数值将小数点以下四舍五入)。这里,只要300℃下的0.2%屈服强度为150MPa以上,700℃下的0.2%屈服强度为80MPa以上,就可在普通的圆盘转子中应用并可进行薄壁化,因此将300℃下的0.2%屈服强度为150MPa以上、700℃下的0.2%屈服强度为80MPa以上者作为合格,在表3、表4中记载A符号。另外,将300℃下的0.2%屈服强度为170MPa以上、700℃下的0.2%屈服强度为100MPa以上者作为特别优异记载S符号。将上述以外作为不合格记载×符号。

[0089] 此外,为了对热冲压前的热轧板评价高温下的压力成形性,从热轧板上以轧制方向为拉伸方向的方式采集高温拉伸试验片,在1000℃实施拉伸试验,测定断裂拉伸率(按照JIS G0567,数值将小数点以下四舍五入)。这里,只要1000℃下的断裂拉伸率为50%以上,就可加工成帽形状,所以将1000℃下的断裂拉伸率为50%以上者作为合格,表3、表4中记载A符号。另外,将1000℃下的断裂拉伸率为65%以上者作为特别优异记载S符号。将上述以外作为不合格记载×符号。

[0090] 此外,为评价热轧板韧性,从热轧板制作夏比试验片(C方向切口),在常温下进行夏比冲击试验。在3次试验的平均冲击值为10J/cm²以下时,在钢板品质的“备注”栏中表示为“韧性不良”。

[0091] 表1

[0092]

No.	含有成分（质量%）											
	C	N	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Nb	其它		
本 发 明 例	A1	0.048	0.005	1.24	0.36	0.026	0.0008	13.6	0.009	0.41	-	
	A2	0.003	0.047	0.88	0.37	0.032	0.0008	14	0.009	0.42	-	
	A3	0.004	0.004	0.33	0.38	0.031	0.0008	13.1	0.007	0.40	-	
	A4	0.005	0.011	3.92	0.35	0.023	0.0006	13.5	0.009	0.44	-	
	A5	0.012	0.014	1.07	0.03	0.026	0.0006	13.1	0.009	0.40	-	
	A6	0.013	0.011	0.92	1.98	0.032	0.0007	13.2	0.009	0.41	-	
	A7	0.011	0.013	1.20	0.39	0.013	0.0008	13.9	0.008	0.44	-	
	A8	0.007	0.010	0.97	0.39	0.048	0.0007	13.4	0.009	0.47	-	
	A9	0.012	0.010	0.99	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	-	
	A10	0.013	0.007	0.82	0.30	0.031	0.0183	13.8	0.007	0.44	-	
	A11	0.012	0.004	1.22	0.36	0.031	0.0005	10.1	0.009	0.40	-	
	A12	0.008	0.006	1.26	0.34	0.029	0.0008	19.9	0.009	0.45	-	
	A13	0.009	0.012	1.12	0.40	0.024	0.0008	13.6	0.002	0.47	-	
	A14	0.014	0.010	0.81	0.36	0.027	0.0008	13.4	0.492	0.42	-	
	A15	0.008	0.005	0.87	0.38	0.034	0.0009	13.9	0.009	0.02	-	
	A16	0.012	0.008	1.10	0.37	0.029	0.0008	13.9	0.007	0.79	-	
	A17	0.004	0.006	1.09	0.37	0.032	0.0008	13.5	0.001	-	-	
	A18	0.006	0.006	1.02	0.37	0.033	0.0009	13.3	0.488	-	-	
	A19	0.008	0.006	1.22	0.31	0.034	0.0008	13.6	-	0.03	-	
	A20	0.007	0.004	0.82	0.38	0.022	0.0005	13.9	-	0.78	-	
	A21	0.011	0.007	0.84	0.37	0.029	0.0006	13.4	0.007	0.41	-	
	A22	0.012	0.010	0.99	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	B	0.0003
	A23	0.012	0.010	1.02	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	Al	0.02
	A24	0.012	0.010	0.98	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	Cu	0.04
	A25	0.012	0.010	1.01	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	Mo	0.20
	A26	0.012	0.010	0.98	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	W	0.100
	A27	0.012	0.010	1.04	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	V	0.122
	A28	0.012	0.010	0.99	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	Sn、Sb	0.05、0.02
	A29	0.012	0.010	0.98	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	Ni	0.32
	A30	0.012	0.010	1.02	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	Mg、Ca	0.0003、0.0005
	A31	0.012	0.010	0.99	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	Co	0.101
	A28	0.012	0.010	0.97	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	Ta、Hf	0.101、0.01
	A29	0.012	0.010	0.99	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	Zr	0.012
	A30	0.012	0.010	1.01	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	REM	0.01
A31	0.012	0.010	0.99	0.38	0.033	0.0002	13.8	0.009	0.41	Ga	0.0051	
A32	0.012	0.006	1.04	0.33	0.031	0.0003	13.5	0.009	0.41	-		
A33	0.010	0.007	0.91	0.31	0.031	0.0003	13.5	0.009	0.42	-		
A34	0.009	0.009	0.91	0.31	0.031	0.0003	13.1	0.009	0.44	-		

[0093] 表2

[0094]

	No.	含有成分（质量%）									
		C	N	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Nb	其它
比较例	B1	<u>0.055</u>	0.014	0.89	0.40	0.034	0.0008	13.6	0.008	0.41	-
	B2	0.008	<u>0.062</u>	1.28	0.33	0.029	0.0006	13.2	0.010	0.44	-
	B3	0.008	0.005	<u>0.21</u>	0.39	0.023	0.0006	13.2	0.010	0.45	-
	B4	0.003	0.004	<u>4.23</u>	0.30	0.023	0.0009	13.5	0.008	0.45	-
	B5	0.003	0.010	1.15	<u>2.13</u>	0.033	0.0008	13.7	0.010	0.43	-
	B6	0.008	0.004	0.88	0.32	<u>0.058</u>	0.0005	13.7	0.009	0.42	-
	B7	0.008	0.013	1.14	0.38	0.031	<u>0.0387</u>	13.1	0.008	0.41	-
	B8	0.010	0.003	1.25	0.35	0.028	0.0007	<u>9.3</u>	0.008	0.47	-
	B9	0.011	0.013	1.28	0.33	0.024	0.0005	<u>20.9</u>	0.010	0.47	-
	B10	0.003	0.010	1.22	0.40	0.025	0.0007	13.3	<u>0.580</u>	0.43	-
	B11	0.005	0.009	0.97	0.30	0.033	0.0006	13.9	0.010	<u>0.87</u>	-
	B12	0.007	0.005	0.87	0.35	0.032	0.0007	13.8	0.009	0.02	-
	B13	0.009	0.005	0.88	0.38	0.034	0.0009	13.9	0.010	0.41	-
	B14	0.009	0.005	0.82	0.33	0.022	0.0006	13.3	0.010	0.40	-
未	B15	0.014	0.010	1.02	0.33	0.032	0.0006	13.3	0.009	0.42	-

[0095] 表3

[0096]

No.	热轧条件		钢板品质		伪热处理后品质				
	精轧温度 (°C)	卷取温度 (°C)	1000°C 断裂拉伸率 (%)	备注	晶体 粒径 (μm)	析出物数量 (个/μm ²)	700°C 屈服 强度 (MPa)	300°C 屈服 强度 (MPa)	备注
A1	1100	400	S		199	6.7	A	S	
A2	900	630	A		103	5.7	A	A	
A3	900	630	A		117	19.8	S	A	
A4	1000	500	A		164	18	A	S	
A5	1100	400	A		186	12.8	A	S	
A6	1000	630	A		133	17	A	S	
A7	1000	630	A		137	9	A	S	
A8	1000	630	A		132	10.6	A	S	
A9	1000	500	A		154	14.2	A	S	
A10	1000	500	A		165	15.9	A	S	
A11	1000	500	A		164	17.2	A	S	
A12	1100	400	S		197	2.6	A	S	
A13	1000	400	A		163	18.2	A	S	
A14	1100	400	A		179	6.8	A	S	
A15	1100	400	S		190	18.6	A	S	
A16	900	630	A		112	13.8	A	A	
A17	900	630	A		102	19.1	S	A	
A18	1000	500	A		156	14.3	A	S	
A19	900	630	A		112	13.7	A	A	
A20	1000	500	A		166	7.5	A	S	
A21	900	630	A		107	3.1	A	A	
A22	1000	500	A		150	16.1	A	S	
A23	1000	500	A		154	16.2	A	S	
A24	1000	500	A		155	14.1	A	S	
A25	1000	500	A		140	14.0	A	S	
A26	1000	500	A		153	14.2	A	S	
A27	1000	500	A		149	16.3	A	S	
A28	1000	500	A		153	13.9	A	S	
A29	1000	500	A		154	13.2	A	S	
A30	1000	500	A		151	17.1	A	S	
A31	1000	500	A		157	14.1	A	S	
A28	1000	500	A		153	14.2	A	S	
A29	1000	500	A		155	17.1	A	S	
A30	1000	500	A		154	16.9	A	S	
A31	1000	500	A		160	13.4	A	S	
A32	955	550	A		131	10.2	A	S	
A33	955	550	A		136	13.3	A	S	
A34	955	600	A		148	16.6	A	S	

[0097] 表4

[0098]

	No.	热轧条件		钢板品质		伪热处理后品质				
		精轧温度(°C)	卷取温度(°C)	1000°C断裂拉伸率(%)	备注	晶体粒径(μm)	析出物数量(个/ μm^2)	700°C屈服强度(MPa)	300°C屈服强度(MPa)	备注
比较例	B1	1100	400	X		181	25.2	A	A	
	B2	1100	500	X		172	24.8	A	A	
	B3	900	630	A		115	0.003	X	X	
	B4	1100	400	X	韧性不良	81	28.2	S	A	开裂
	B5	1100	400	A		155	15.4	X	X	
	B6	1100	400	A	韧性不良	181	9.3	A	A	
	B7	1100	400	A	韧性不良	177	8.8	A	A	
	B8	1100	400	S	韧性不良	231	14.3	X	X	
	B9	1000	500	X	韧性不良	148	21.3	S	A	开裂
	B10	1100	500	X		173	22.1	S	A	开裂
	B11	1100	500	X		187	23.4	S	A	开裂
	B12	1150	400	A	韧性不良	253	19.1	A	A	
	B13	850	400	X		88	0.002	X	X	
	B14	1000	700	A	韧性不良	170	10.5	A	A	
	未 B15	1000	500	S		153	0.003	X	X	

[0099] 由表1～表4表明：关于热冲压模拟热处理后的700°C下的0.2%屈服强度，本发明例优于比较例。此外，还得知关于热轧板的精轧温度超过950°C的本发明例，晶体粒径为130 μm 以上，300°C屈服强度都为“S”特别优异。在无论上述伪热处理后的300°C及700°C下的0.2%屈服强度、热轧板的1000°C下的断裂拉伸率中的哪一方为不合格时及热轧板韧性为不良时，将作为圆盘转子的应用判断为不适合。由此，得知本发明规定的钢的耐热性和成形性优异。

[0100] 在比较例B1、B2中，C、N浓度分别偏离上限，从而使钢板的1000°C断裂拉伸率不良。

[0101] 在比较例B3中，Si浓度偏离下限，伪热处理后的析出物数量不足，从而使300°C及700°C屈服强度低。在比较例B4中，Si浓度偏离上限，钢板中的1000°C拉伸率不良，而且伪热处理后的晶体粒径过小且析出物数量过剩，从而产生开裂。

[0102] 在比较例B5中，Mn浓度偏离上限，从而使300°C及700°C屈服强度不足。

[0103] 在比较例B6、B7中，P、S浓度分别偏离上限，从而都产生钢板的韧性不良。

[0104] 在比较例B8中，Cr浓度偏离下限，高温强度下降，从而使伪热处理后的300°C及700°C屈服强度不良。此外，正如由伪热处理后的晶体粒径过大所表明的那样，钢板中的晶体粒径也过大，从而产生钢板的韧性不良。

[0105] 在比较例B9、B10、B11中，Cr浓度、Ti浓度、Nb浓度分别偏离上限，从而使钢板中的1000°C断裂拉伸率为不良，而且伪热处理中的析出物数量为过剩，从而产生开裂。

[0106] 在比较例B12中，热轧的精轧温度偏离上限，正如由伪热处理后的晶体粒径过大所表明的那样，钢板中晶体粒径也过大，从而产生钢板的韧性不良。

[0107] 在比较例B13中，热轧的精轧温度偏离下限，伪热处理后的晶体粒径过小，析出物数量过少，结果300°C及700°C屈服强度不良。

[0108] 在比较例B14中，热轧的卷取温度偏离上限，从而使钢板的韧性不良。

[0109] B15在表2的左端有“未”，也就是说，是在未进行热冲压伪热处理的情况下进行了

晶体粒径、析出物数量、300℃及700℃屈服强度的评价。因未进行析出,析出物数量过少,结果使300℃及700℃屈服强度不良。