



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 115362501 B

(45) 授权公告日 2023.05.12

(21) 申请号 202180026085.9
 (22) 申请日 2021.04.06
 (65) 同一申请的已公布的文献号
 申请公布号 CN 115362501 A
 (43) 申请公布日 2022.11.18
 (30) 优先权数据
 2020-068368 2020.04.06 JP
 (85) PCT国际申请进入国家阶段日
 2022.09.29
 (86) PCT国际申请的申请数据
 PCT/JP2021/014655 2021.04.06
 (87) PCT国际申请的公布数据
 W02021/206095 JA 2021.10.14
 (73) 专利权人 株式会社UACJ
 地址 日本东京都
 专利权人 古河电气工业株式会社
 (72) 发明人 北脇高太郎 坂本辽 熊谷航
 畠山英之
 (74) 专利代理机构 北京天达共和知识产权代理
 事务所(特殊普通合伙)
 11586
 专利代理师 张嵩 薛仑

(51) Int.Cl.
 G11B 5/73 (2006.01)
 G11B 5/738 (2006.01)
 G11B 5/84 (2006.01)
 G22F 1/00 (2006.01)
 G22F 1/04 (2006.01)
 G22F 1/043 (2006.01)
 G22F 1/047 (2006.01)
 G23C 18/36 (2006.01)
 G22C 21/00 (2006.01)
 G22C 21/02 (2006.01)
 G22C 21/06 (2006.01)

(56) 对比文件
 CN 108389593 A, 2018.08.10
 CN 110337692 A, 2019.10.15
 CN 110622243 A, 2019.12.27
 JP 2019160384 A, 2019.09.19
 JP 2019167601 A, 2019.10.03
 JP 2019167602 A, 2019.10.03
 JP 2020029595 A, 2020.02.27
 TW 200745349 A, 2007.12.16

审查员 于峰

权利要求书1页 说明书15页 附图1页

(54) 发明名称
 磁盘用铝合金基板、以及使用了该磁盘用铝合金基板的磁盘

(57) 摘要

本发明为一种磁盘用铝合金基板及使用了它的磁盘,该磁盘用铝合金基板的特征在于,由铝合金构成,该铝合金含有作为必需元素的Fe与作为选择元素的Mn及Ni中的至少任意一者,这些Fe、Mn及Ni的含量的合计具有0.10~7.00mass%的关系,剩余部分由Al及不可避免的杂质构成,从周围环境附着于表面的最长径1 μm以上的Si-K-O系颗粒的分布为1个以下/6000mm²,存在于表面的最长径1 μm以上的Ti-B系颗粒的分

布为1个以下/6000mm²。

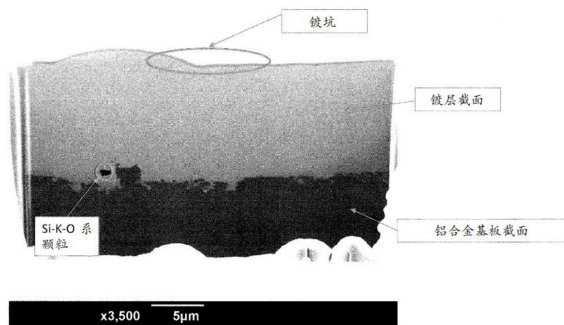


图1. 镀敷后的铝合金基板的截面

1. 一种磁盘用铝合金基板,其特征在於,

由铝合金构成,该铝合金含有作为必需元素的Fe与作为选择元素的Mn及Ni中的至少任意一者,这些Fe、Mn及Ni的含量的合计具有0.10~7.00mass%的关系,剩余部分由Al及不可避免的杂质构成,从周围环境附着于表面的最长径1 μ m以上的Si-K-O系颗粒的分布为1个以下/6000mm²,存在于表面的最长径1 μ m以上的Ti-B系颗粒的分布为1个以下/6000mm²。

2. 如权利要求1所述的磁盘用铝合金基板,其中,
杨氏模量为72GPa以上。

3. 如权利要求1或2所述的磁盘用铝合金基板,其中,

上述铝合金还含有从由Cu:1.00mass%以下、Zn:0.70mass%以下、Mg:3.50mass%以下、Cr:0.30mass%以下、Zr:0.15mass%以下、Si:14.00mass%以下、Be:0.0015mass%以下、Sr:0.10mass%以下、Na:0.10mass%以下及P:0.10mass%以下构成的组中选择的1种或2种以上。

4. 一种磁盘,其特征在於,

在如权利要求1~3的任何一项所述的磁盘用铝合金基板的表面,设置有无电解镀Ni-P处理层和其上的磁性层。

磁盘用铝合金基板、以及使用了该磁盘用铝合金基板的磁盘

技术领域

[0001] 本发明涉及一种耐冲击性优异,且镀Ni-P皮膜的平滑性优异的磁盘用铝合金基板、以及使用了该磁盘用铝合金基板的磁盘。

背景技术

[0002] 硬盘驱动器(以下,省略为“HDD”)多作为计算机或影像记录装置等电子设备中的存储装置使用。在HDD中,装入了用于记录数据的磁盘。磁盘具有:磁盘基板,其由铝合金构成,呈圆环状;镀Ni-P皮膜,其覆盖磁盘基板的表面;以及磁性体层,其被层叠在镀Ni-P皮膜上。

[0003] 近年来,在服务器或数据中心等商用、以及个人计算机或影像记录装置等家庭用的用途中,记录于HDD的信息量都在变多。为了与上述状况对应地使HDD的容量变大,需要提高被装入到HDD中的磁盘的记录密度。为了使磁盘的记录密度变高,需要在磁盘基板上形成平滑的镀Ni-P皮膜。

[0004] 磁盘通常通过以下的方法来制作。首先,将铝合金的轧制板冲切为圆环状,制作盘坯。接着,从厚度方向的两侧对盘坯加压并加热,使盘坯的翘曲变小。然后,通过对盘坯进行切削加工及磨削加工,使其成形为所期望的形状,从而得到磁盘基板。通过对以这种方式得到的磁盘基板依次进行用于形成镀Ni-P皮膜的前处理、以及无电解镀Ni-P处理及磁性体层的溅射,从而能够制作出磁盘。

[0005] 作为被用于磁盘基板的铝合金,多使用JISA5086合金。然而,当在一般的JISA5086合金的成分范围内制作盘坯时,有时会在Al基体中形成比较大的金属间化合物。这样的金属间化合物会存在以下风险:在切削加工或磨削加工、以及用于形成镀Ni-P皮膜的前处理时,会从Al基体脱落。

[0006] 当金属间化合物从Al基体脱落时,会在磁盘基板形成比较大的凹陷。此外,在从磁盘基板脱落的金属间化合物在切削加工或磨削加工时被夹入到工具与磁盘基板之间的情况下,也会有在磁盘基板形成伤的风险。当在上述状态下进行无电解镀Ni-P处理时,由于磁盘基板的凹陷或伤,在镀Ni-P皮膜会形成被称为镀坑的凹陷,存在招致镀Ni-P皮膜的平滑性降低的风险。

[0007] 此外,对于磁盘,出于多媒体等的需求,需要大容量化及密度化。为了进一步的大容量化,被搭载于存储装置的磁盘的张数在增加,随此,也需要磁盘的薄壁化。然而,会存在以下问题:当使磁盘用铝合金基板薄壁化时,刚性及强度会降低。当刚性及强度降低时,表示基板难以变形的程度的耐冲击性会降低,因此对于铝合金基板,需要耐冲击性的提高。

[0008] 以进一步提高镀Ni-P皮膜的平滑性为目的,对各种减少金属间化合物等磁盘基板内的异物的技术进行了研究。例如,在专利文献1中,记载了一种磁盘用Al基合金板的制造方法,其特征在于,对Al基合金熔液进行连续铸造,使板厚成为4~15mm,再进行轧制,该Al基合金熔液必须包含Mg:2~6%、Mn:1%以下、Fe:0.3%以下、Zn:0.25%以下、Cr:0.35%以下。

[0009] 此外,在专利文献2中,记载了一种铝或铝合金的处理方法,其向包含Ti、Zr的铝或铝合金的熔液,添加比被作为 TiB_2 、 ZrB_2 来计算的合计化学当量还多100~200massppm的量的B作为杂质。

[0010] 此外,在专利文献3中,提出了一种方法,其使得含有较多有助于铝合金板的强度提高的Mg,从而提高耐冲击性。

[0011] [现有技术文献]

[0012] [专利文献]

[0013] 专利文献1:日本特开昭56-105846号公报

[0014] 专利文献2:日本特开2002-173718号公报

[0015] 专利文献3:日本特开2017-031507号公报

[0016] 根据专利文献1的制造方法,能够通过使铸造时的板材的厚度变薄,从而提高熔液凝固时的冷却速度,使Al-Fe-Mn系金属间化合物微细化。然而,在专利文献1的制造方法中,会存在以下这样的问题:难以使Al-Fe-Mn系金属间化合物以外的夹杂物充分地微细化。

[0017] 专利文献2的处理方法在铝的铸造工序中,在对Al基合金熔液中的Ti、Zr添加了过量的B后,除去了通过与B的反应形成的 TiB_2 、 ZrB_2 等夹杂物。然而,在专利文献2的方法中,会存在以下这样的问题:Ti-B系、Zr-B系以外的异物会带来不良影响。

[0018] 进而,在铝板的制造工序中,关于来自周围环境的灰尘等向铝板表面的附着,见不到针对其原因或应对方法的详细报告。

[0019] 在增加专利文献3的Mg量而仅提高强度的方法中,会存在以下问题:无法大幅地抑制耐冲击性的降低,未得到作为目标的良好耐冲击性。

发明内容

[0020] [发明要解决的课题]

[0021] 本发明鉴于上述问题而完成,本发明人们发现了以下情况,并完成了本发明:通过抑制由铝合金包含的不可避免的杂质所形成的粗大的Ti-B系颗粒、以及来自制造工序的周围环境的灰尘等所包含的Si-K-O系颗粒向铝合金基板表面的附着,可得到镀Ni-P皮膜的平滑性优异的磁盘用铝合金基板,进而,通过提高材料的刚性和强度,可得到耐冲击性优异的磁盘用铝合金基板。

[0022] [用于解决技术课题的技术方案]

[0023] 即,本发明在权利要求1中,为一种磁盘用铝合金基板,其特征在于,由铝合金构成,该铝合金含有作为必需元素的Fe与作为选择元素的Mn及Ni中的至少任意一者,这些Fe、Mn及Ni的含量的合计具有0.10~7.00mass%的关系,剩余部分由Al及不可避免的杂质构成,从周围环境附着于表面的最长径 $1\mu\text{m}$ 以上的Si-K-O系颗粒的分布为1个以下/ 6000mm^2 ,存在于表面的最长径 $1\mu\text{m}$ 以上的Ti-B系颗粒的分布为1个以下/ 6000mm^2 。

[0024] 本发明在权利要求2中:在权利要求1中,磁盘用铝合金基板的杨氏模量为72GPa以上。

[0025] 本发明在权利要求3中:在权利要求1或2中,上述铝合金进一步含有从由Cu:1.00mass%以下、Zn:0.70mass%以下、Mg:3.50mass%以下、Cr:0.30mass%以下、Zr:

0.15mass%以下、Si:14.00mass%以下、Be:0.0015mass%以下、Sr:0.10mass%以下、Na:0.10mass%以下及P:0.10mass%以下构成的组中选择的1种或2种以上。

[0026] 本发明在权利要求4中为一种磁盘,其特征在于,在如权利要求1~3的任意一项所述的磁盘用铝合金基板的表面,设置有无电解镀Ni—P处理层和其上的磁性体层。

[0027] 发明效果

[0028] 本发明的磁盘用铝合金基板能够通过以下方式来提高耐冲击性:通过将Fe、Mn及Ni的含量的合计设为特定范围,从而提高材料的刚性和强度。此外,本发明的磁盘用铝合金基板能够通过抑制最长径1 μ m以上的Si—K—O系颗粒及Ti—B系颗粒的生成,降低这些颗粒的脱落所导致的对基板表面的损伤,从而形成镀坑较少、平滑性较高的镀Ni—P皮膜。

附图说明

[0029] 图1表示镀敷后的铝合金基板的截面的扫描离子显微镜照片。

具体实施方式

[0030] A. 磁盘用铝合金基板

[0031] 针对本发明的磁盘用铝合金基板(以下,有时会记为“铝合金基板”)进行说明。铝合金基板通过以下方式得到:用预定的合金组分的铝合金来制作铝合金板,将其冲切为盘坯,再实施加压平坦化处理、以及切削加工和磨削加工。

[0032] A-1. 铝合金板的合金组分

[0033] 针对用于铝合金板的铝合金的组分及其限定理由,在以下详细地进行说明。

[0034] Fe、Mn及Ni的含量的合计:0.10~7.00mass%

[0035] 含有作为必需元素的Fe、以及作为选择元素的Mn及Ni中的至少任意一者,并将这2种或3种元素的合计含量规定为0.10~7.00mass%(以下,简记为“%”)。

[0036] Fe作为必需元素被包含于铝合金,主要作为第二相颗粒(A1—Fe系金属间化合物等)存在,并且一部分固溶于基体而存在。由于第二相颗粒生成和向基体的固溶,Fe会发挥提高铝合金基板的刚性和强度的效果。Mn作为选择元素被包含于铝合金,主要作为第二相颗粒(A1—Mn系金属间化合物等)存在,并且一部分固溶于基体而存在。由于第二相颗粒生成和向基体的固溶,Mn会发挥提高铝合金基板的刚性和强度的效果。Ni作为选择元素而被包含于铝合金,主要作为第二相颗粒(A1—Ni系金属间化合物等)存在,并且一部分固溶于基体而存在。由于第二相颗粒生成和向基体的固溶,Ni会发挥提高铝合金基板的刚性和强度的效果。

[0037] 在此,当Fe、Mn及Ni的含量的合计小于0.10%时,铝合金基板的刚性和强度不足,耐冲击性会降低。另一方面,当Fe、Mn及Ni的含量的合计超过7.00%时,会生成粗大的金属间化合物,在刻蚀时、浸锌处理时、切削或磨削的加工时,金属间化合物会脱落而产生较大的凹陷,镀敷表面的平滑性会降低。此外,当Fe、Mn及Ni的含量的合计超过7.00%时,铝合金基板的强度也会进一步变高,因此在轧制时会产生裂纹。因此,将Fe、Mn及Ni的含量的合计设为0.10~7.00%。另外,为了兼顾铝合金基板的刚性和强度、以及制造性,含量优选设为1.00~6.50%,更优选的是,为2.50~6.00%。

[0038] 另外,当将Fe作为必需元素,三元素的合计含量满足0.10~7.00%时,针对Fe、Mn

及Ni各自的含量范围,并无特别地限定,Mn与Ni中的任意一者也可以为0%。

[0039] 也可以是,在铝合金中,除了Fe、Mn及Ni以外,还包含从由Cu、Zn、Mg、Si、Be、Cr、Zr、Sr、Na及P构成的组中选择1种或2种以上作为进一步的选择元素。

[0040] Cu:1.00%以下

[0041] 也可以是,在铝合金中,作为选择元素,包含1.00%以下的Cu。Cu主要作为第二相颗粒(Al—Cu系金属间化合物等)而存在,发挥提高铝合金基板的强度和杨氏模量的效果。此外,会使浸锌处理时的Al溶解量减少。进一步地,会发挥以下效果:使锌酸盐皮膜均匀地、较薄地、致密地附着,并提高下个工序即镀敷工序中的平滑性。

[0042] 然而,当Cu的含量过多时,铝合金基板的耐腐蚀性会降低,会局部地形成Al易溶出的区域。因此,在磁盘的制造过程中,在进行了浸锌处理时,在铝合金基板的表面中,Al的溶解量会发生不均,Zn皮膜的厚度的不均容易变大。结果,会存在以下风险:招致镀Ni—P皮膜与铝合金基板的密接性的降低、以及镀Ni—P皮膜的平滑性的降低。

[0043] 通过将铝合金中的Cu的含量设为1.00%以下,优选设为0.50%以下,能够进一步提高铝合金基板的刚性和强度,抑制镀坑的形成,并进一步提高镀Ni—P皮膜的平滑性。另外,优选将Cu的含量的下限设为0.005%,更优选的是,为0.010%。Cu含量也可以为0%(0.000%)。

[0044] Zn:0.70%以下

[0045] 在铝合金中,作为选择元素,也可以包含0.70%以下的Zn。Zn会发挥以下效果:使浸锌处理时的Al溶解量减少,并使锌酸盐皮膜均匀地、较薄地、致密地附着,使下个工序即镀敷工序中的平滑性及密接性提高。此外,会发挥以下效果:形成其他添加元素和第二相颗粒,使杨氏模量和强度提高。

[0046] 然而,当Zn的含量过多时,铝合金基板的耐腐蚀性会降低,会局部地形成Al易溶出的区域。因此,在磁盘的制造过程中,在进行了浸锌处理时,在铝合金基板的表面中,Al的溶解量会发生不均,Zn皮膜的厚度的不均容易变大。结果,会存在以下风险:招致镀Ni—P皮膜与铝合金基板的密接性的降低、以及镀Ni—P皮膜的平滑性的降低。

[0047] 通过将铝合金中的Zn的含量设为0.70%以下,优选设为0.50%以下,能够进一步提高铝合金基板的刚性和强度,抑制镀坑的形成,并进一步提高镀Ni—P皮膜的平滑性。另外,优选将Zn的含量的下限设为0.10%,更优选的是,为0.25%。Zn含量也可以为0%(0.00%)。

[0048] Mg:3.50%以下

[0049] 也可以是,在铝合金中,作为选择元素,包含3.50%以下的Mg。Mg主要固溶于基体而存在,一部分作为第二相颗粒(Mg—Si系金属间化合物等)而存在。由此,会发挥提高铝合金基板的强度和刚性的效果。

[0050] 然而,当Mg的含量过多时,在铝合金中,会生成粗大的Al—Mg系金属间化合物,在刻蚀时、浸锌处理时、切削或磨削的加工时,金属间化合物会脱落,产生较大的凹陷,镀敷表面的平滑性会降低。此外,当Mg含量过多时,铝合金基板的强度会进一步变高,因此在轧制时会产生裂纹。

[0051] 通过将铝合金中的Mg的含量设为3.50%以下,优选设为2.00%以下,能够进一步提高铝合金基板的强度和刚性。另外,优选将Mg的含量的下限设为1.00%,更优选的是,为

1.20%。Mg含量也可以为0% (0.00%)。

[0052] Cr:0.30%以下

[0053] 也可以是,在铝合金中,作为选择元素,包含0.30%以下的Cr。Cr的一部分作为铸造时产生的微细的金属间化合物而分散在铝合金基板内,刚性会提高。在铸造时未形成金属间化合物的Cr会固溶于Al基体中,具有因固溶强化而提高铝合金基板的强度的作用。

[0054] 此外,Cr具有进一步提高切削性及磨削性,并且进一步使再结晶组织微细化的作用。结果,会进一步提高铝合金基板与镀Ni-P皮膜的密接性,并抑制镀坑的产生。

[0055] 然而,当铝合金中的Cr的含量过多时,在铝合金基板中,会容易形成粗大的Al-Cr系金属间化合物。在这种粗大的Al-Cr系金属间化合物从铝合金基板的表面脱落的情况下,在后工序的无电解镀Ni-P处理中,会易于形成镀坑。

[0056] 通过将铝合金中的Cr含量设为0.30%以下,能够进一步提高铝合金基板的刚性和强度。此外,能够进一步有效地抑制镀坑的产生,并进一步提高镀Ni-P皮膜的平滑性。另外,优选将Cr的含量的下限值设为0.03%,更优选的是,为0.05%。Cr含量也可以为0% (0.00%)。

[0057] Zr:0.15%以下

[0058] 也可以是,在铝合金中,作为选择元素,包含0.15%以下的Zr。Zr的一部分作为铸造时产生的微细的金属间化合物而分散在铝合金基板内,刚性会提高。在铸造时未形成金属间化合物的Zr会固溶于Al基体中,具有因固溶强化而提高铝合金基板的强度的作用。

[0059] 此外,Zr具有进一步提高切削性及磨削性,并且进一步使再结晶组织微细化的作用。结果,会进一步提高铝合金基板与镀Ni-P皮膜的密接性,并抑制镀坑的产生。

[0060] 然而,当铝合金中的Zr含量过多时,在铝合金基板中,会容易形成粗大的Al-Zr系金属间化合物。在这种粗大的Al-Zr系金属间化合物从铝合金基板表面脱落的情况下,在后工序的无电解镀Ni-P处理中,会易于形成镀坑。

[0061] 通过将铝合金中的Zr含量设为0.15%以下,能够抑制镀坑的形成,并形成平滑的镀Ni-P皮膜,并且进一步提高铝合金基板的刚性和强度。另外,优选将Zr的含量的下限值设为0.03%,更优选的是,为0.05%。Zr含量也可以为0% (0.00%)。

[0062] Si:14.00%以下

[0063] 也可以是,在铝合金中,作为选择元素,包含14.00%以下的Si。Si主要作为第二相颗粒(Si颗粒或Al-Fe-Si系金属间化合物等)而存在,发挥提高铝合金基板的刚性和强度的效果。

[0064] 然而,当铝合金中的Si的含量过多时,会易于形成粗大的颗粒或金属间化合物。在这种粗大的颗粒或金属间化合物从铝合金基板的表面脱落的情况下,在后工序的无电解镀Ni-P处理中,会易于形成镀坑。

[0065] 通过将铝合金中的Si的含量设为14.00%以下,能够进一步提高铝合金基板的刚性和强度。另外,优选将Si含量的下限值设为0.10%,更优选的是,为0.50%。Si含量也可以为0% (0.00%)。

[0066] Be:0.0015%以下

[0067] Be为在铸造含Mg的铝合金时,以抑制Mg的氧化为目的向熔液内添加的元素。此外,通过将铝合金中含有的Be设为0.0015%以下,从而使在磁盘的制造过程中被形成于铝合金

基板的表面的Zn皮膜更为致密,并且,能够使厚度的不均进一步变小。结果,能够进一步提高被形成在铝合金基板上的Ni-P皮膜的平滑性。

[0068] 然而,当铝合金中的Be含量过多时,在铝合金基板的制造过程中,在盘坯被加热时,在盘坯的表面会易于形成Be系氧化物。此外,在铝合金还含有Mg的情况下,在盘坯被加热时,在盘坯的表面会易于形成Al-Mg-Be系氧化物。当这些氧化物量变多时,Zn皮膜的厚度的不均会变大,会存在招致镀坑的产生的风险。

[0069] 通过将铝合金中的Be含量设为0.0015%以下,优选设为0.0010%以下,能够减少Al-Mg-Be系氧化物的量,并进一步提高镀Ni-P皮膜的平滑性。另外,针对Be含量的下限值,也可以为0%(0.0000%)。

[0070] Sr、Na及P:分别为0.10%以下

[0071] Sr、Na及P发挥以下效果:使铝合金基板中的第二相颗粒(主要为Si颗粒)微细化,并改善镀敷性。此外,也会发挥以下效果:使铝合金基板中的第二相颗粒的尺寸的不均匀性变小,并降低耐冲击特性的不均。因此,也可以是,在铝合金中,分别包含0.10%以下的Sr、Na、P。

[0072] 然而,即使分别含有超过0.10%的Sr、Na及P,上述效果也会饱和,得不到进一步的显著效果。此外,为了得到上述效果,优选将Sr、Na及P各自的下限值设为0.001%。另外,Sr、Na及P各自的含量也可以为0%(0.000%)。

[0073] 其他元素

[0074] 也可以是,在铝合金中,包含作为上述必需成分及选择成分以外的不可避免的杂质的元素。作为这些元素,可举出Ti、B、Si、Ga等,关于其含量,针对B以外的各元素,当为0.10%以下,合计0.30%以下时,不会损害本发明的作用效果。另外,针对B,当其含量为0.0015%以下时,不会损害本发明的作用效果。在此,在含有Ti和B的情况下,会形成后述的“Ti-B系颗粒”。如上所述,在本发明中,也能够将Si作为选择成分来积极地添加,但有时也不会添加。一般纯度的基体金属自不必说,Si也作为不可避免的杂质被包含在Al的纯度为99.9%以上的高纯度的基体金属中,在像这样作为不可避免的杂质被包含的情况下,如上所述,当为0.10%以下时,不会损害本发明的作用效果。

[0075] A-2. 铝合金板的制造方法

[0076] (1) 铸造工序

[0077] 将上述合金组分的铝材的原料熔解,并在熔炼熔液后,对其进行铸造,制作铸块。作为铸造,使用半连续铸造(DC铸造)法或模具铸造法、连续铸造(CC铸造)法。在DC铸造法中,通过管口灌注的熔液被底块、被水冷的模具的壁、以及被直接排出到铸锭(铸块)的外周部的冷却水夺去热量,凝固,并作为铸块被拉出到下方。在模具铸造法中,被注入到由铸铁等制作的中空的模具的熔液被模具的壁夺去热量并凝固,在制成铸块的CC铸造法中,将熔液通过铸造喷嘴供给到一对辊(或带脚轮、块脚轮)之间,并以来自辊的排热对薄板进行直接铸造。

[0078] 在这种铸造工序中,优选在线上(inline)进行:脱气处理,其减少熔液中的溶解气体;以及过滤处理,其除去熔液中的固形物。

[0079] 作为脱气处理,例如能够采用被称为SNIF(Spinning Nozzle Inert Flotation:旋转喷嘴惰性浮选)工艺的处理方法或被称为Alpur工艺的处理方法等。在这些工艺中,一

边通过带叶片旋转体高速地搅拌熔液一边吹入氩气或氩气与氯气的混合气体等工艺气体,在熔液中形成工艺气体的微细的气泡。由此,能够在短时间内除去溶解于熔液中的氢气或夹杂物。对于脱气处理,能够使用在线式的脱气装置。

[0080] 作为过滤处理,例如能够采用滤饼过滤方式或滤材过滤方式等。此外,对于过滤处理,例如能够使用陶瓷管过滤器、泡沫陶瓷过滤器、氧化铝球过滤器等过滤器。

[0081] (2) 均质化处理工序

[0082] 也可以是,在制作铸块后到进行热轧为止期间,根据需要进行铸块的面切削,并进行均质化处理。均质化处理中的保持温度例如能够根据300~570℃的范围来适当设定。此外,均质化处理中的保持时间例如能够根据1~60小时的范围来适当设定。

[0083] (3) 热轧工序

[0084] 接着,对铸块进行热轧,制作热轧板。热轧的轧制条件并不被特别地限定,但例如能够将开始温度设为300~550℃的范围,将结束温度设为220~390℃的范围地进行热轧。

[0085] (4) 冷轧工序

[0086] 在进行了热轧后,通过对得到的热轧板进行1个道次以上的冷轧,能够得到冷轧板。冷轧的轧制条件并不被特别地限定,根据所期望的铝合金基板的厚度及强度来适当设定即可。例如,冷轧中的总压下率能够设为20~95%。此外,冷轧板的厚度例如能够根据0.2~1.9mm的范围来适当设定。

[0087] (5) 退火工序

[0088] 在上述方案的制造方法中,在冷轧中的第1道次之前及道次间中的至少一者中,也可以根据需要进行退火处理。退火处理既可以用间歇式热处理炉来进行,也可以用连续式热处理炉来进行。在使用间歇式热处理炉的情况下,优选将退火时的保持温度设为250~430℃,将保持时间设为0.1~10小时的范围。此外,在使用连续式热处理炉的情况下,优选将炉内的停留时间设为60秒以内,将炉内的温度设为400~600℃。通过以这种条件来进行退火处理,能够使冷轧时的加工性恢复。

[0089] 通过以上的工序,制作铝合金板。

[0090] A-3. 铝合金基板的制造方法

[0091] 在由上述铝合金板制作铝合金基板时,例如能够采用以下的方法。首先,对铝合金板进行冲切加工,制作呈圆环状的盘坯。然后,对盘坯一边从厚度方向的两侧加压一边加热,进行加压退火,由此减少盘坯的畸变,使平坦度提高。加压退火中的保持温度和压力例如能够根据250~430℃、1.0~3.0MPa的范围来适当选择。此外,加压退火中的保持时间例如能够设为30分以上。

[0092] 在进行了加压退火后,对盘坯依次进行切削加工及磨削加工,制作具有所期望的形状的铝合金基板。也可以是,在进行了这些加工后,根据需要,以150~350℃、0.1~5.0小时的条件,进行除去加工时的畸变的去应力热处理。

[0093] 通过以上的工序,制作铝合金基板。

[0094] A-4. 存在于铝合金基板表面的颗粒

[0095] 在铝合金基板表面,存在在铝合金板的制造工序或铝合金基板的制造工序中从后述的周围环境混入的颗粒,还存在来源于铝合金成分的颗粒。这些颗粒中的、具有1μm以上的最长径的粗大的颗粒在磁盘的制造过程中从铝合金基板表面脱落时,会在其表面形成较

大的凹陷,此外,在切削加工或磨削加工时从表面脱落的颗粒会在工具与铝合金基板之间被拉拽,损伤铝合金基板表面。当在存在这样的凹陷或伤的状态下实施无电解镀Ni-P处理时,会在镀Ni-P皮膜的表面形成镀坑,镀Ni-P皮膜的平滑性会被损伤。因此,需要抑制这种粗大的颗粒的生成。根据本发明人们,判明:作为这种粗大的颗粒,存在从周围环境混入的Si-K-O系颗粒、以及来源于铝合金成分的Ti-B系颗粒。

[0096] (1) 铝合金基板表面的Si-K-O系颗粒

[0097] 在铝合金基板表面,分散有Si-K(钾)-O(氧)系颗粒。存在于铝合金基板表面的Si-K-O系颗粒中的、具有 $1\mu\text{m}$ 以上的最长径的Si-K-O系颗粒的数量被限制为1个/ 6000mm^2 以下。

[0098] 在具有 $1\mu\text{m}$ 以上的最长径的Si-K-O系颗粒多于1个/ 6000mm^2 的情况下,在铝合金基板表面,会存在粗大的Si-K-O系颗粒。并且,当这种Si-K-O系颗粒在磁盘的制造过程中从表面脱落时,会在铝合金基板的表面形成较大的凹陷。此外,在切削加工或磨削加工时从表面脱落的Si-K-O系颗粒在工具与铝合金基板之间被拉拽的情况下,会存在以下风险:在铝合金基板的表面产生伤。在存在这种凹陷或伤的状态下实施无电解镀Ni-P处理时,会易于在镀Ni-P皮膜的表面形成镀坑。图1是表示镀敷后的铝合金基板的截面的扫描离子显微镜照片,可知当存在Si-K-O系颗粒时,形成有镀坑。针对图1进一步说明,在图的上部所示的镀坑的位置,存在如图中所示的Si-K-O系颗粒,该颗粒的一部分在磁盘的制造过程中从表面脱落,成为凹陷,该凹陷因之后的无电解镀Ni-P处理而在镀Ni-P皮膜的表面形成镀坑。

[0099] 通过将具有 $1\mu\text{m}$ 以上的最长径的Si-K-O系颗粒的数量设为1个/ 6000mm^2 以下,铝合金基板中的粗大的Si-K-O系颗粒的生成被抑制。结果,在无电解镀Ni-P处理中,能够形成镀坑较少,平滑性较高的镀Ni-P皮膜。从进一步提高镀Ni-P皮膜的平滑性的观点出发,优选在铝合金基板的表面不存在具有 $1\mu\text{m}$ 以上的最长径的Si-K-O系颗粒,即,为0个/ 6000mm^2 。或者,即使在铝合金基板表面存在Si-K-O系颗粒,只要其最长径小于 $1\mu\text{m}$,也没有问题。在最长径小于 $1\mu\text{m}$ 的情况下,被如上所述地形成的表面的凹陷或伤较小,因此不存在如下风险:由其形成的镀Ni-P皮膜表面的镀坑也较小,成为问题。

[0100] 另外,关于Si-K-O系颗粒,在制造铝合金板时的轧制时或校平处理时等使用了辊的处理时、或是盘坯冲切时等,存在于辊装置或冲切装置的周围的环境(以下,将它们称为“周围环境”)的灰尘等会因空气的对流或装置的振动等而漂浮在铝合金板表面,并经过之后的处理而最终附着于铝合金基板表面。在本发明中,将这种Si-K-O系颗粒称为从周围环境附着于表面的Si-K-O系颗粒。

[0101] 尤其是,在制造铝合金板时的热轧或冷轧的辊的使用时,存在于周围环境的灰尘等会因辊的动作所导致的振动而附着于轧制板的表面,并在之后的工序中被埋入到表面中。此外,在来自铝合金板的盘坯冲切时,也会断续地进行冲切,因此灰尘等会因该振动而附着于表面,并在其后的加压退火中被埋入到表面中。虽然难以完全地除去在辊使用时或冲切时附着的灰尘等,但如上所述,小于最长径 $1\mu\text{m}$ 的Si-K-O系颗粒不会影响到镀Ni-P皮膜的平滑性。作为抑制Si-K-O系颗粒的产生的方法,在装置的周边设置保护罩或在灰尘等较少的环境设置装置是有效的。另外,作为保护罩,优选使用聚氯乙烯或丙烯酸树脂、玻璃等。当到保护罩和装置的距离过远时,防止混入的效果较少,当过近时,也会存在附着

于保护罩的异物落下并混入的风险。因此,优选将到保护罩和装置的距离设为0.5~6.0m。更优选的是,为1.0~5.5m。

[0102] 通过进行上述对策,能够大幅抑制Si-K-O系颗粒的产生,但更优选的是进行化学处理,以备Si-K-O系颗粒微量混入的情况。另外,在进行化学处理的情况下,优选在磨削加工前进行。作为化学处理,优选用硫酸等的水溶液来进行。在化学处理液的浓度小于0.1%的情况下,会存在Si-K-O系颗粒的除去不充分的可能,在超过1.0%的情况下,或者在化学处理液的温度超过40℃的情况下,反应会变得活跃,存在以下可能:在板表面开孔,镀敷表面的平滑性降低。因此,优选以0.1~1.0%的40℃以下的化学处理液进行清洗。此外,化学处理液的浓度优选0.2~0.8%的范围,温度优选30℃以下。当温度为5℃以下时,不会充分地得到Si-K-O系颗粒的除去效果。另外,化学清洗的处理时间优选5秒以上。在处理时间较短的情况下,会存在Si-K-O系颗粒的除去变得不充分的可能。处理时间的上限并无特别设置,但当过于变长时,制造成本会变高,因此将处理时间的上限设为100秒左右。

[0103] 所谓通过这种方式附着于铝合金基板表面的Si-K-O系颗粒,是指用具有EDS(能量分散型X射线分光器)的SEM(扫描型电子显微镜)进行元素分析时,检测到Si、K及O的颗粒。此外,在本发明中,所谓Si-K-O系颗粒的最长径,定义为在基于SEM的铝合金基板的表面图像中,在Si-K-O系颗粒的轮廓线上最分离的2点的距离。

[0104] A-5. 铝合金基板表面的Ti-B系颗粒

[0105] 在铝合金基板表面,分散有Ti-B系颗粒。存在于铝合金基板表面的Ti-B系颗粒中的、具有1 μ m以上的最长径的Ti-B系颗粒的数量被限制为1个/6000mm²以下。

[0106] 在具有1 μ m以上的最长径的Ti-B系颗粒多于1个/6000mm²的情况下,在铝合金基板表面,会存在粗大的Ti-B系颗粒。并且,当这种Ti-B系颗粒在磁盘的制造过程中从表面脱落时,在铝合金基板的表面会形成较大的凹陷。此外,在切削加工或磨削加工时从表面脱落的Ti-B系颗粒在工具与铝合金基板之间被拉拽的情况下,会存在以下风险:在铝合金基板的表面产生伤。当在存在这种凹陷或伤的状态下实施无电解镀Ni-P处理时,会易于在镀Ni-P皮膜的表面形成镀坑。

[0107] 通过将具有1 μ m以上的最长径的Ti-B系颗粒的数量设为1个/6000mm²以下,铝合金基板中的粗大的Ti-B系颗粒的生成被抑制。结果,能够在无电解镀Ni-P处理中,形成镀坑较少、平滑性较高的镀Ni-P皮膜。从进一步提高镀Ni-P皮膜的平滑性的观点出发,优选在铝合金基板的表面不存在具有1 μ m以上的最长径的Ti-B系颗粒,即,为0个/6000mm²。或者,即使在铝合金基板表面存在Ti-B系颗粒,当其最长径小于1 μ m时,也没有问题。在最长径小于1 μ m的情况下,被如上所述地形成的表面的凹陷或伤较小,因此不会存在以下风险:因其而形成的镀Ni-P皮膜表面的镀坑也较小,成为问题。

[0108] 另外,针对至少包含Ti及B这两者的Ti-B系颗粒,与上述Si-K-O系颗粒不同,通过作为使用的铝合金所包含的不可避免的杂质的Ti和B,在铝合金板的制造工序即铝合金熔液的熔炼工序等中形成,经其后的处理,最终被形成在包含表面的铝合金基板中。虽然难以完全除去这种Ti-B系颗粒,但像上述那样,最长径小于1 μ m的Ti-B系颗粒不会影响到镀Ni-P皮膜的平滑性。作为抑制Ti-B系颗粒的产生的方法,使用Ti及B的含量较少的原料是有效的。即,优选的是,将作为在铝合金中含有的不可避免的杂质的Ti和B的含量分别限制为0.10%以下和0.0015%以下。

[0109] 所谓通过这种方式附着于铝合金基板表面的Ti—B系颗粒,是指用具有EDS(能量分散型X射线分光器)的SEM(扫描型电子显微镜)进行元素分析时,检测到Ti及B的颗粒。此外,在本发明中,所谓Ti—B系颗粒的最长径,定义为在基于SEM的铝合金基板的表面图像中,在Ti—B系颗粒的轮廓线上最分离的2点的距离。

[0110] A—6. 铝合金基板的杨氏模量

[0111] 接着,针对铝合金基板的杨氏模量进行说明。

[0112] 在本发明的铝合金基板中,通过将杨氏模量设为72GPa以上,刚性会提高,能够谋求耐冲击性的提高。在铝合金基板中,为了方便,将杨氏模量用作表示耐冲击性提高效果的强弱的指标。

[0113] 铝合金基板的杨氏模量优选为72GPa以上,更优选的是,为75GPa以上。另外,铝合金基板的杨氏模量的上限值并不被特别地限定,但根据合金组分或制造方法自然确定,在本发明中,为80GPa左右。

[0114] B. 磁盘

[0115] B—1. 磁盘的构成

[0116] 具备上述铝合金基板的磁盘例如具有以下构成。即,磁盘具有:铝合金基板;镀Ni—P皮膜,其覆盖该铝合金基板表面;以及磁性体层,其被层叠在该镀Ni—P皮膜上。

[0117] 也可以是,磁盘还具有:保护层,其由类金刚石碳等碳系材料构成,被层叠在磁性体层上;以及润滑层,其由润滑油构成,被涂布在保护层上。

[0118] B—2. 磁盘的制造方法

[0119] 在由铝合金基板制造磁盘时,例如能够采用以下的方法。首先,对铝合金基板进行脱脂清洗,除去附着于铝合金基板的表面的加工油等油分。也可以是,在脱脂清洗后,根据需要,用酸对铝合金基板实施刻蚀。在进行了刻蚀的情况下,优选的是,进行除垢处理,该除垢处理在刻蚀后,将因刻蚀产生的污垢从铝合金基板除去。这些处理中的处理条件能够根据处理液的种类来适当设定。

[0120] 在进行了这些镀敷前处理后,对铝合金基板的表面进行浸锌处理,该浸锌处理会形成Zn皮膜。在浸锌处理中,能够通过进行将Al置换为Zn的锌置换镀敷来形成Zn皮膜。作为浸锌处理,优选采用在进行了1次锌置换镀敷后,将被形成于铝合金基板的表面的Zn皮膜暂时剥离,再次进行锌置换镀敷,形成Zn皮膜的、所谓的双锌酸盐法。根据双锌酸盐法,与仅通过第1次锌置换镀敷形成的Zn皮膜相比,能够将更致密的Zn皮膜形成于铝合金基板表面。结果,能够在后工序的无电解镀Ni—P处理中,减少镀Ni—P皮膜的缺陷。

[0121] 在通过浸锌处理在铝合金基板的表面形成Zn皮膜后,进行无电解镀Ni—P处理,由此,能够通过镀Ni—P皮膜来置换Zn皮膜。如上所述,在铝合金基板表面中,若能使粗大的Si—K—O系颗粒及Ti—B系颗粒变少,则在浸锌处理后的铝合金基板的表面,会形成致密、厚度较薄,且厚度的不均较小的Zn皮膜。并且,能够通过无电解镀Ni—P处理中,通过镀Ni—P皮膜来置换这种Zn皮膜,从而形成镀坑较少且平滑的镀Ni—P皮膜。

[0122] 当使镀Ni—P皮膜的厚度变厚时,会存在镀坑变少的倾向,能够形成平滑的镀Ni—P皮膜。因此,镀层厚度优选7 μ m以上,更优选的是,为18 μ m以上,进一步优选的是,为25 μ m以上。另外,在实用上,镀层厚度的上限值为40 μ m左右。

[0123] 在无电解镀Ni—P处理之后,对镀Ni—P皮膜进行研磨,由此能够进一步提高镀

Ni-P皮膜的表面的平滑性。

[0124] 在无电解镀Ni-P处理之后(也含研磨处理),在镀Ni-P皮膜上,通过溅射使磁性体附着,形成磁性体层。磁性体层也可以由单一的层构成,或者也可以是,由具有彼此不同的组分的多个层构成。在进行了溅射后,通过CVD,在磁性体层上形成由碳系材料构成的保护层。接着,在保护层上涂布润滑油,形成润滑层。由上,能够得到磁盘。

[0125] 【实施例】

[0126] 针对铝合金板及其制造方法、以及由该铝合金板制作的铝合金基板及其制造方法的实施例进行说明。另外,这些铝合金板及其制造方法、以及由该铝合金板制作的铝合金基板及其制造方法的具体方案并不被限定于以下示出的实施例的方案,能够在不损害本发明的主旨范围内,由实施例适当改变构成。

[0127] (1) 铝合金板的制作

[0128] 通过以下方法,制作了在本实施例中用于评价的铝合金板。首先,在溶解炉中,调配出具有表1所示的化学成分的熔液。另外,B2以外的合金使用了B量为0.0015%以下(不为0.0000%)的铝基体金属,B2的合金使用了B量为0.0025%的铝基体金属。

[0129] 【表1】

[0130]

表1

		合金组成 (mass%)														Al+ 不可避免 的杂质	
合金 No.		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Be	Ni	Sr	Na	P	Fe+Mn +Ni	
本发明例1	A1	0.07	1.42	0.02	0.36	0.00	0.00	0.36	0.0062	0.12	0.0000	0.00	0.00	0.00	0.0000	1.80	剩余部分
本发明例2	A2	0.07	1.51	0.02	0.40	0.00	0.00	0.34	0.0080	0.00	0.0000	0.00	0.00	0.00	0.0000	1.91	剩余部分
本发明例3	A3	0.07	1.50	0.20	0.39	0.00	0.00	0.69	0.0069	0.00	0.0000	0.00	0.00	0.00	0.0000	1.89	剩余部分
本发明例4	A4	2.00	1.38	0.02	0.36	0.00	0.00	0.34	0.0060	0.00	0.0000	0.95	0.00	0.00	0.0000	2.69	剩余部分
本发明例5	A5	0.06	0.74	0.01	1.00	0.00	0.00	0.32	0.0059	0.00	0.0000	1.85	0.00	0.00	0.0000	3.59	剩余部分
本发明例6	A6	0.06	0.70	0.90	1.00	0.00	0.00	0.32	0.0053	0.00	0.0000	1.80	0.00	0.00	0.0000	3.50	剩余部分
本发明例7	A7	0.06	0.70	0.02	0.34	2.80	0.00	0.32	0.0091	0.00	0.0003	1.80	0.00	0.00	0.0000	2.84	剩余部分
本发明例8	A8	0.06	0.20	0.02	0.00	0.00	0.00	0.33	0.0048	0.00	0.0000	5.00	0.00	0.00	0.0000	5.20	剩余部分
本发明例9	A9	11.60	0.30	0.02	0.00	0.10	0.00	0.34	0.0196	0.00	0.0000	6.00	0.02	0.00	0.0000	6.30	剩余部分
本发明例10	A10	0.06	0.69	0.24	0.29	1.59	0.16	0.01	0.0105	0.00	0.0006	1.83	0.00	0.00	0.0000	2.81	剩余部分
本发明例11	A11	0.02	0.25	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.0007	0.00	0.0000	0.00	0.00	0.00	0.0000	0.25	剩余部分
本发明例12	A12	0.09	0.19	0.01	1.08	2.03	0.00	0.33	0.0046	0.00	0.0006	0.00	0.02	0.01	0.0001	1.28	剩余部分
比较例1	B1	0.02	0.02	0.02	0.00	4.00	0.05	0.31	0.0008	0.00	0.0002	0.00	0.00	0.00	0.0000	0.02	剩余部分
比较例2	B2	0.02	0.02	0.02	0.00	4.00	0.05	0.31	0.0008	0.00	0.0002	0.00	0.00	0.00	0.0000	0.02	剩余部分
比较例3	B3	0.03	0.02	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.0004	0.00	0.0000	0.00	0.00	0.00	0.0000	0.02	剩余部分
比较例4	B4	0.06	8.00	0.02	0.00	0.00	0.00	0.33	0.0053	0.00	0.0000	0.00	0.00	0.00	0.0000	8.00	剩余部分

[0131] 接着,转移溶解炉内的熔液,以后述的表2所示的铸造方法制作铸块。接着,对铸块的表面进行面切削,除去存在于铸块表面的偏析层。通过在进行了面切削后,将铸块以表2

所示的条件进行加热处理,从而进行了均质化处理。接着,以表2所示的条件实施热轧,得到厚度3mm的热轧板。进一步地,以总压下率75%对热轧板实施冷轧,得到厚度约0.7mm的冷轧板。另外,关于B1以外的材料,在距热轧用或冷轧用等的辊装置离开表2所示的长度的位置设置保护罩,在B1中,不设置保护罩地制作了铝合金板。另外,合金No.B4中,Fe、Mn及Ni量的合计含量过多,强度高,因此在热轧时会产生裂纹,无法作为磁盘来使用。因此,在使用了合金No.B4的比较例4中,不能进行热轧及冷轧,没有进行加压退火。

[0132] (2) 铝合金基板的制作

[0133] 对上述铝合金板实施冲切加工,得到外径98mm,内径24mm的呈圆环状的盘坯。接着,从厚度方向的两侧对得到的盘坯进行加压,并以表2所示的温度保持3小时,并实施加压退火。进一步地,对加压退火后的各盘坯的外周端面及内周端面实施切削加工,将其加工成外径97mm,内径25mm的盘坯。然后,对各盘坯的板面以磨削量为 $10\mu\text{m}$ 的方式实施磨削加工。由上,制作出了铝合金基板的试验材料。

[0134] (3) Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒的分布的评价

[0135] 以下,对上述各试验材料中的Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒的数量的评价方法进行说明。另外,合金No.B3中,Fe、Mn及Ni量的合计含量过少,强度过低,因此在切削加工时等会变形,无法作为磁盘用来使用。在使用了合金No.B4的比较例4中,未进行全部评价。

[0136] 上述各试验材料中的Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒的观察通过SEM来进行。然而,SEM的观察范围为数百 μm^2 左右,因此在存在于铝合金基表面的最长径 $1\mu\text{m}$ 以上的Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒的数量极少的情况下,通过使用了SEM的各试验材料表面的观察来测定Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒的数量是不现实的。因此,在本实施例中,针对各试验材料,通过以下的方法对最长径 $1\mu\text{m}$ 以上的Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒的数量进行了测定。

[0137] 在铝合金板表面不存在粗大的Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒的情况下,在切削加工或磨削加工时,因粗大的Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒导致的伤不会被形成于铝合金基板表面,以你能够得到具有平滑的表面的铝合金基板。结果,在被形成在铝合金基板上的镀Ni-P皮膜,也难以形成镀坑。

[0138] 另一方面,在铝合金板表面存在粗大的Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒的情况下,在切削加工或磨削加工时,因粗大的Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒导致的伤会被形成于铝合金基板表面。结果,在铝合金基板上的镀Ni-P皮膜,在铝合金基板表面的伤的正上方的位置,易于形成镀坑。

[0139] 因此,首先,通过目视观察铝合金基板的各试验材料的表面,对有无切削加工或磨削加工时被形成的伤进行确认。接着,针对表面存在伤的试验材料,通过SEM观察伤和其周边,用EDS进行表面的面分析。然后,基于通过面分析得到的SEM图像,确认了在各试验材料表面存在Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒、以及Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒的最长径和个数。

[0140] 将结果在表2中示出。在表2中,示出存在于各试验材料的表面的最长径 $1\mu\text{m}$ 以上的Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒的数量,即,将存在于铝合金基板表面的最长径 $1\mu\text{m}$ 以上的Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒的数量换算为每 6000mm^2 的数量得到的值。

[0141] 【表2】

[0142]

表2

	合金 No.	铸造方法	均质化处理温度 (°C)	均质化处理时间 (h)	热轧开始温度 (°C)	热轧结束温度 (°C)	热轧后的板厚 (mm)	冷轧的总压下率 (%)	到辊和保护罩的距离 (m)	加压退火温度 (°C)	杨氏模量 (GPa)	Ti-B 系颗粒的分布 (个/6000mm ²)	Si-K-O 系颗粒的分布 (个/6000mm ²)
本发明例 1	A1	模具铸造	320	2	320	280	3	75	5	250	73	0	0
本发明例 2	A2	模具铸造	320	50	320	280	3	75	5	250	73	0	0
本发明例 3	A3	模具铸造	450	8	450	280	3	75	5	250	73	0	0
本发明例 4	A4	模具铸造	320	2	320	280	3	75	5	320	75	0	0
本发明例 5	A5	模具铸造	320	2	320	280	3	75	5	320	76	0	0
本发明例 6	A6	模具铸造	520	7.5	520	280	3	75	5	320	76	0	0
本发明例 7	A7	模具铸造	550	4	550	280	3	75	5	320	74	0	0
本发明例 8	A8	模具铸造	320	2	320	280	3	75	5	320	75	0	0
本发明例 9	A9	模具铸造	500	4	500	280	3	75	5	320	84	0	0
本发明例 10	A10	模具铸造	520	7	520	280	3	75	5	320	75	0	0
本发明例 11	A11	模具铸造	320	2	320	280	3	75	5	250	72	0	0
本发明例 12	A12	模具铸造	540	4	540	280	3	75	5	320	73	0	0
比较例 1	B1	DC 铸造	550	4	450	350	3	75	-	320	69	0	2
比较例 2	B2	DC 铸造	550	4	450	350	3	75	2	320	69	2	0
比较例 3	B3	模具铸造	540	4	540	280	3	75	5	250	70	0	0
比较例 4	B4	模具铸造	550	2	550	-	-	-	5	-	-	-	-

[0143] (4) 杨氏模量的评价

[0144] 从上述加压退火后的盘坯中,采集60mm×8mm的样本,对与轧制方向成0°方向的杨氏模量进行测定。杨氏模量的测定用日本techno-plus株式会社制的JE-RT型的装置,在室

温下进行。另外,从铝合金基板的试验材料采集上述尺寸的样本,本来同样应该测定杨氏模量。然而,确认了用加压退火后的盘坯测定的杨氏模量与铝合金基板的杨氏模量的测定值一致,因此在本实施例中,采用了前者的测定值。另外,确认了:从剥离了磁盘的无电解镀Ni-P和Zn皮膜的盘坯中采集上述尺寸的样本,与上述同样测定的杨氏模量也与用加压退火后的盘坯及铝合金基板测定的杨氏模量一致。将结果在表2中示出。

[0145] 如表2所示,在本发明例1~12中,具有在权利要求中规定的特定的合金组分,且露出到试验材料的表面的最长径 $1\mu\text{m}$ 以上的Si-K-O系颗粒和Ti-B系颗粒的数量为1个/ 6000mm^2 以下。因此,在这些本发明例中,无电解镀Ni-P处理中的镀坑的形成会被抑制,能够提高镀Ni-P皮膜的平滑性。

[0146] 另一方面,在比较例1中,不设置保护罩地制作了B1的铝合金板,因此来自周围环境的灰尘等会附着于铝合金板表面并被埋入,存在许多粗大的Si-K-O系颗粒。粗大的Si-K-O系颗粒会在制作铝合金基板的过程中脱落,成为表面的凹陷或伤的原因。因此,在比较例1中,在对由合金No.B1制作的铝合金基板进行无电解镀Ni-P处理时,镀坑的数量会变多,镀Ni-P皮膜的平滑性会降低。此外,在比较例1中,使用了由Fe、Mn及Ni的合计含量较少的合金No.B1制作的铝合金基板,因此作为耐冲击性特性的指标的杨氏模量过低。

[0147] 在比较例2中,使用了B含量为0.0025%的合金No.B2,因此存在许多粗大的Ti-B系颗粒。粗大的Ti-B系颗粒会在制作铝合金基板的过程中脱落,成为表面的凹陷或伤的原因。因此,在比较例2中,在对由合金No.B2制作的铝合金基板进行无电解镀Ni-P处理时,镀坑的数量会变多,镀Ni-P皮膜的平滑性会降低。此外,在比较例2中,使用了由Fe、Mn及Ni的合计含量较少的合金No.B2制作的铝合金基板,因此作为耐冲击性特性的指标的杨氏模量过低。

[0148] 在比较例3中,使用了由Fe、Mn及Ni的合计含量较少的合金No.B3制作的铝合金基板,因此作为耐冲击性特性的指标的杨氏模量过低。

[0149] 如上所述,在使用了合金No.B4的比较例4中,未进行全部评价。

[0150] 本发明能够不脱离本发明的广义的精神和范围地进行各种实施方式及变形。此外,上述实施方式仅用于对本发明进行说明,并不会限定本发明的范围。即,本发明的范围不是通过实施方式,而是通过权利要求书来表示的。并且,在权利要求书的范围内、以及与其等同的发明的意义的范围内实施的各种变形也被视为本发明的范围之内。

[0151] 本申请基于2020年4月6日申请的日本国专利申请特愿2020-068368号,并将日本国专利申请特愿2020-068368号的全部说明书、权利要求书及附图作为参照援引于本说明书中。

[0152] [工业可利用性]

[0153] 通过本发明,能够提供一种会提高刚性和强度,具有优异的耐冲击性的磁盘用铝合金基板。此外,通过本发明,能够提供一种磁盘用铝合金基板,其能够通过抑制表面的粗大的Si-K-O系颗粒及Ti-B系颗粒的生成,减少这些颗粒的脱落所导致的对基板表面的损伤,从而形成镀坑较少,平滑性较高的镀Ni-P皮膜。

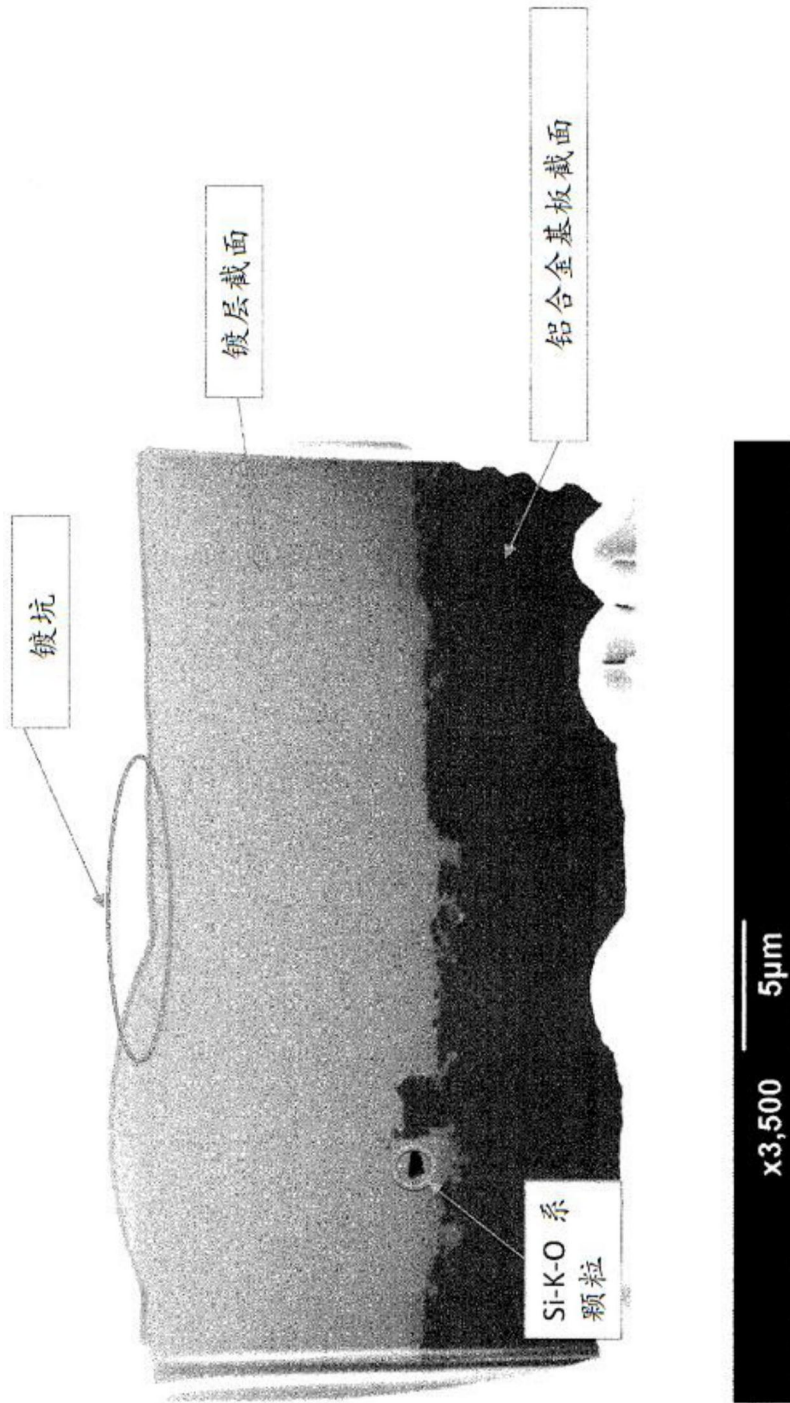


图1. 镀敷后的铝合金基板的截面