



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 118284935 A

(43) 申请公布日 2024.07.02

(21) 申请号 202280077269.2

(22) 申请日 2022.11.29

(30) 优先权数据

2021-195306 2021.12.01 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2024.05.21

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2022/044030 2022.11.29

(87) PCT国际申请的公布数据

W02023/100893 JA 2023.06.08

(71) 申请人 日本电气硝子株式会社

地址 日本

(72) 发明人 三和晋吉

(74) 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任
公司 11021

专利代理师 吴磊

(51) Int.Cl.

G11B 5/73 (2006.01)

G03C 3/091 (2006.01)

G03C 3/093 (2006.01)

G11B 5/82 (2006.01)

G11B 5/84 (2006.01)

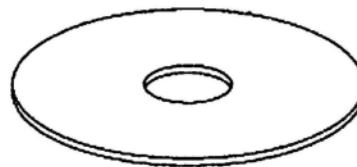
权利要求书1页 说明书9页 附图1页

(54) 发明名称

磁记录介质用玻璃基板、磁记录介质用玻璃
盘、磁记录介质和玻璃盘的制造方法

(57) 摘要

本发明的磁记录介质用玻璃基板的特征在
于,30°C ~ 380°C的温度范围内的平均线热膨胀
系数为 $30 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C} \sim 40 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$,杨氏模量为
80GPa以上,比杨氏模量为 $30\text{GPa}/\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 以上,
且应变点为700°C以上。



1. 一种磁记录介质用玻璃基板,其特征在于,30°C~380°C的温度范围内的平均线热膨胀系数为 $30 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C} \sim 70 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$,杨氏模量为80GPa以上,比杨氏模量为 $30\text{GPa}/\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 以上,且应变点为700°C以上。

2. 根据权利要求1所述的磁记录介质用玻璃基板,其特征在于,作为玻璃组成,以质量%计,含有55%~65%的 SiO_2 、15%~25%的 Al_2O_3 、2%~5.5%的 B_2O_3 、0.1%~10%的 MgO 、0.1%~10%的 CaO 、0%~10%的 SrO 、0%~10%的 BaO 、0%~1%的 ZrO_2 。

3. 根据权利要求1或2所述的磁记录介质用玻璃基板,其特征在于,利用维氏压头以500g的载荷赋予压痕时的裂纹产生率为50%以下。

4. 根据权利要求1或2所述的磁记录介质用玻璃基板,其特征在于,维氏硬度为640以上。

5. 根据权利要求1或2所述的磁记录介质用玻璃基板,其特征在于,玻璃组成中的 Na_2O 的含量小于0.1质量%。

6. 根据权利要求1或2所述的磁记录介质用玻璃基板,其特征在于, $\beta\text{-OH}$ 为0.30/mm以下。

7. 根据权利要求1或2所述的磁记录介质用玻璃基板,其特征在于,主面的平均粗糙度 R_a 为2.0nm以下。

8. 根据权利要求1或2所述的磁记录介质用玻璃基板,其特征在于,所述磁记录介质用玻璃基板在光路长度0.7mm、波长范围350nm~1500nm处的平均直线透射率为70%以上。

9. 根据权利要求1或2所述的磁记录介质用玻璃基板,其特征在于,所述磁记录介质用玻璃基板的尺寸为500mm见方以上的大致矩形,板厚为0.7mm以下。

10. 根据权利要求1或2所述的磁记录介质用玻璃基板,其特征在于,主面本质上为火抛光面。

11. 一种磁记录介质用玻璃盘,其特征在于,30°C~380°C的温度范围内的平均线热膨胀系数为 $30 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C} \sim 70 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$,杨氏模量为80GPa以上,比杨氏模量为 $30\text{GPa}/\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 以上,且应变点为700°C以上。

12. 根据权利要求11所述的磁记录介质用玻璃盘,其特征在于,作为玻璃组成,以质量%计,含有55%~65%的 SiO_2 、15%~25%的 Al_2O_3 、2%~5.5%的 B_2O_3 、0.1%~10%的 MgO 、0.1%~10%的 CaO 、0%~10%的 SrO 、0%~10%的 BaO 、0%~1%的 ZrO_2 。

13. 一种磁记录介质,其特征在于,具备权利要求11或12所述的磁记录介质用玻璃盘。

14. 一种玻璃盘的制造方法,其特征在于,是对磁记录介质用玻璃基板进行加工而得到玻璃盘的制造方法,磁记录介质用玻璃基板为权利要求1或2所述的磁记录介质用玻璃基板。

磁记录介质用玻璃基板、磁记录介质用玻璃盘、磁记录介质和玻璃盘的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及磁记录介质用玻璃基板、磁记录介质用玻璃盘、磁记录介质和玻璃盘的制造方法。

背景技术

[0002] 磁记录装置具备在磁记录介质用盘上形成磁性层而成的磁记录介质,能够使用该磁性层记录信息。以往,作为磁记录装置中使用的磁记录介质用盘,使用了铝合金盘,但伴随着高记录密度化的要求,现在也使用了与铝合金盘相比硬度、平坦性、平滑性优异的玻璃盘。

[0003] 近年来,为了应对进一步的高记录密度化的需求,研究了使用能量辅助磁记录方式(HAMR)的磁记录介质、即能量辅助磁记录介质。能量辅助磁记录介质也使用玻璃盘,并且在玻璃盘的表面上形成磁性层等。

[0004] 在能量辅助磁记录介质中,作为磁性层的磁性材料,使用具有大的磁各向异性系数Ku(以下,称为“高Ku”)的有序合金。为了提高磁性层的有序化的程度(有序度)而实现高Ku化,在磁性层的成膜时或成膜前后,将包含玻璃盘的基材在600°C~800°C的高温下进行热处理。另外,在磁性层的成膜后有时也对包含玻璃盘的基材实施激光照射。这样的热处理、激光照射还具有提高包含FePt系合金等的磁性层的退火温度、矫顽力的目的。

发明内容

[0005] 发明要解决的课题

[0006] 另外,对于磁记录介质用玻璃盘而言,为了在高速旋转时不发生大的变形,要求具有高刚性(杨氏模量)。

[0007] 详细而言,对于具备玻璃盘的磁记录介质,在使介质绕中心轴高速旋转的同时,一边使磁头沿半径方向移动,一边沿着旋转方向进行信息的写入、读出。近年来,为了提高该写入速度、读出速度,转速从5400rpm向高速化的方向发展为7200rpm、甚至10000rpm,但对于盘形状的磁记录介质,预先根据距中心轴的距离来分配记录信息的位置,如果玻璃盘在旋转中发生变形,则发生磁头的位置偏移,难以进行准确的读取。

[0008] 另外,近年来,通过在磁头上搭载DFH(Dynamic Flying Height:动态飞行高度)机构,从而实现磁头的记录再现元件部与磁记录介质表面的间隙的大幅缩窄(低悬浮量化),实现进一步的高记录密度化。DFH机构是指在磁头的记录再现元件部的附近设置极小的加热器等加热部,仅使元件部周边朝向介质表面方向进行热膨胀的机构。通过具备这样的机构,从而磁头与介质的磁性层的距离接近,因此也能够拾取到更小的磁性粒子的信号,能够实现高记录密度化,另一方面,磁头的记录再现元件部与磁记录介质的表面的间隙变得极小,例如为2nm以下,因此即使微小的冲击,磁头也有可能和磁记录介质的表面碰撞。越是高速旋转,该趋势越显著。因此,在高速旋转时防止成为该碰撞的原因的玻璃盘的挠曲、晃动

(颤振)的发生变得重要。

[0009] 此外,对于磁记录介质用玻璃盘,为了提高磁记录介质的记录再现的可靠性,还要求具有适当的热膨胀系数。详细而言,组装有磁记录介质的HDD(硬盘驱动器)具备用主轴马达的主轴按压中央部分而使磁记录介质自身旋转的结构。因此,如果玻璃盘与主轴材料的热膨胀系数差过大,则相对于周围的温度变化,两者的热膨胀、热收缩不同,因此产生磁记录介质变形的现象。如果产生这样的现象,则无法用磁头读出所写入的信息,有可能损害记录再现的可靠性。因此,优选磁记录介质用玻璃盘具有尽可能与主轴材料(例如不锈钢等)的热膨胀系数匹配的热膨胀系数。

[0010] 另外,近年来,为了提高磁记录介质的容量,要求增加驱动器中搭载的盘的数量。特别是对于被称为近线的数据中心所使用的大容量的驱动器而言,将装置中的多个驱动器分别更换为高容量的驱动器而使整体大容量化、高速化。此时,在相同体积的空间中调换驱动器。因此,为了增加盘数,进行了减薄玻璃盘的厚度的操作。然而,如果减薄玻璃盘的厚度则变形(挠曲)的程度增加,特别是在盘被水平配置的情况下,其变形量受到盘的质量的影响。因此,对于玻璃盘,不仅要求高杨氏模量,还要求杨氏模量除以密度而得到的值、即比杨氏模量也高。

[0011] 因此,本发明是鉴于上述情况而完成的,其目的在于创造一种磁记录介质用玻璃盘,其在高速旋转时不易产生挠曲、晃动(颤振),在水平配置时变形量小,而且与主轴材料(例如不锈钢等)的热膨胀系数匹配。

[0012] 用于解决课题的手段

[0013] 本发明人反复进行了各种实验,结果发现,通过将加工成玻璃盘之前的玻璃基板(玻璃基板)的各种特性限制在规定范围内,能够解决上述技术课题,从而提出了本发明。即,本发明的磁记录介质用玻璃基板的特征在于,30°C~380°C的温度范围内的平均线热膨胀系数为 $30 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C} \sim 70 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$,杨氏模量为80GPa以上,比杨氏模量为 $30\text{GPa}/\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 以上,且应变点为700°C以上。在此,“30°C~380°C的温度范围内的平均线热膨胀系数”可以利用膨胀计进行测定。“应变点”是指基于ASTMC336的方法而测定的值。“杨氏模量”可以通过公知的共振法进行测定。“比杨氏模量”是杨氏模量除以密度而得到的值,密度例如可以通过公知的阿基米德法等进行测定。

[0014] 本发明的磁记录介质用玻璃基板将30°C~380°C的温度范围内的平均线热膨胀系数限制为 $30 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以上。这样,玻璃盘与主轴材料的热膨胀系数差变小,因此,相对于周围的温度变化,两者的热膨胀、热收缩容易匹配。作为结果,磁记录介质不易变形,能够提高磁记录介质的记录再现的可靠性。此外,在进行热处理、激光照射而实现高Ku化时,能够降低玻璃盘与主轴材料的热膨胀、热收缩差。

[0015] 另外,本发明的磁记录介质用玻璃基板将杨氏模量限制为80GPa以上。这样,在高速旋转时不易发生玻璃盘的挠曲、晃动(颤振),因此能够防止信息记录介质与磁头的碰撞。

[0016] 另外,本发明的磁记录介质用玻璃基板将比杨氏模量限制为 $30\text{GPa}/\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 以上。这样,即使在减薄玻璃盘的情况下,也不易发生玻璃盘的挠曲、晃动,能够防止信息记录介质与磁头、周边部件的碰撞所导致的损伤。

[0017] 另外,本发明的磁记录介质用玻璃基板将应变点限制为700°C以上。这样,即使在高温下进行热处理,玻璃盘也不会变形,在使用能量辅助磁记录方式(HAMR)来制作磁记录

介质时能够防止玻璃盘的变形。

[0018] 另外,本发明的磁记录介质用玻璃基板优选作为玻璃组成以质量%计含有55%~65%的 SiO_2 、15%~25%的 Al_2O_3 、2%~5.5%的 B_2O_3 、0.1%~10%的 MgO 、0.1%~10%的 CaO 、0%~10%的 SrO 、0%~10%的 BaO 、0%~1%的 ZrO_2 。

[0019] 另外,本发明的磁记录介质用玻璃基板优选利用维氏压头以500g的载荷赋予压痕时的裂纹产生率为50%以下。这样,防止由于磁记录装置的制造时、搬运时的碰撞等而在玻璃盘的端面产生裂纹,不易引起磁记录介质的破损。在此,“裂纹产生率”是如下测定的值。首先,在保持为湿度30%、温度25°C的恒温恒湿槽内,将设定为载荷500g的维氏压头打入玻璃表面15秒钟,对该15秒后从压痕的4个角产生的裂纹的数量进行计数(对于1个压痕最大为4)。如上所述地打入压头50次,求出总裂纹产生数后,根据(总裂纹产生数/200)×100的式子求出。维氏压头的打入可以通过全自动维氏硬度计(例如FUTURE-TECH制FLC-50VX)来进行。但是,裂纹产生率的值根据玻璃表面的水分状态而变化,因此优选在测定前在(Ps-350°C)~(Ps-10°C)的温度范围内进行1小时以上的退火,消除由室温、湿度引起的玻璃表面的水分状态的差异。需要说明的是,Ps是指应变点。

[0020] 另外,本发明的磁记录介质用玻璃基板优选维氏硬度为640以上。这样,不易在主面产生微细的伤痕。作为结果,能够维持磁记录介质的表面精度。在此,“维氏硬度”是指通过利用维氏硬度计以100g的载荷压入维氏压头而测定的值。

[0021] 另外,本发明的磁记录介质用玻璃基板优选玻璃组成中的 Na_2O 的含量小于0.1质量%。由此,能够维持在玻璃盘的表面形成的磁性层的性能。

[0022] 另外,本发明的磁记录介质用玻璃基板优选 β -OH为0.30/mm以下。

[0023] 另外,本发明的磁记录介质用玻璃基板优选主面的平均粗糙度 R_a 为2.0nm以下。这样,即使为了高记录密度化而使存储单元尺寸(日文:ビットサイズ)微细化,也能够改善磁特性。在此,“主面的表面粗糙度 R_a ”是指除了端面以外的两个表面的表面粗糙度 R_a ,例如,可以利用原子力显微镜(AFM)进行测定。本发明的磁记录介质用玻璃基板最终通过切断工序、研磨工序等加工工序被加工成盘形状,但玻璃盘的表面粗糙度和 R_a 均同样地优选为2.0nm以下。这样容易得到高精度的玻璃表面。

[0024] 另外,本发明的磁记录介质用玻璃基板优选在光路长度0.7mm、波长范围350nm~1500nm处的平均直线透射率为70%以上。这样,在进行激光照射而实现高Ku化时,激光被充分地照射到磁性层,因此能够使磁记录介质高效地高记录密度化。在此,“光路长度0.7mm、波长范围350nm~1500nm处的平均直线透射率”可以利用市售的分光光度计进行测定,例如可以使用岛津制作所制分光光度计UV-3100或日立制U-4000等。

[0025] 另外,本发明的磁记录介质用玻璃基板优选尺寸为500mm见方以上的大致矩形,板厚为0.7mm以下。这样,能够从1张玻璃基板采集多张玻璃盘,因此玻璃盘的生产率提高。

[0026] 另外,本发明的磁记录介质用玻璃基板优选主面本质上为火抛光面。

[0027] 本发明的磁记录介质用玻璃盘优选是由上述磁记录介质用玻璃基板制作而成的。

[0028] 另外,本发明的磁记录介质用玻璃盘的特征在于,30°C~380°C的温度范围内的平均线热膨胀系数为 $30 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ ~ $70 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$,杨氏模量为80GPa以上,比杨氏模量为30GPa/g·cm⁻³以上,且应变点为700°C以上。

[0029] 另外,本发明的磁记录介质用玻璃盘优选作为玻璃组成以质量%计含有55%~

65%的 SiO_2 、15%~25%的 Al_2O_3 、2%~5.5%的 B_2O_3 、0.1%~10%的 MgO 、0.1%~10%的 CaO 、0%~10%的 SrO 、0%~10%的 BaO 、0%~1%的 ZrO_2 。

[0030] 另外,本发明的磁记录介质优选具备上述磁记录介质用玻璃盘。

[0031] 对于本发明的玻璃盘的制造方法而言,优选地,是对磁记录介质用玻璃基板进行加工而得到玻璃盘的玻璃盘的制造方法,其中,磁记录介质用玻璃基板为上述磁记录介质用玻璃基板。

附图说明

[0032] 图1是用于表示玻璃盘的形状的上方立体图。

具体实施方式

[0033] 在本发明的磁记录介质用玻璃基板中,30°C~380°C的温度范围内的平均线热膨胀系数为 $30 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ ~ $70 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ 以上,优选为 $31 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ ~ $70 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ 、 $32 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ ~ $65 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ 、 $33 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ ~ $60 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ 、 $34 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ ~ $55 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ 、 $35 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ ~ $45 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$,特别优选为 $35 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ ~ $40 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ 。如果30~380°C的温度范围内的平均线热膨胀系数为上述范围外,则玻璃盘与主轴材料的热膨胀系数差变大,因此,相对于周围温度变化,两者的热膨胀、热收缩难以匹配。作为结果,磁记录介质容易变形,磁记录介质的记录再现的可靠性容易降低。

[0034] 在本发明的磁记录介质用玻璃基板中,杨氏模量为80GPa以上,优选为81GPa以上,更优选为82GPa以上,特别优选为83GPa~120GPa。如果杨氏模量过低,则在高速旋转时容易发生玻璃盘的挠曲、晃动,因此信息记录介质与磁头容易碰撞。

[0035] 在本发明的磁记录介质用玻璃基板中,比杨氏模量为 $30\text{GPa}/\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 以上,优选为 $31\text{GPa}/\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 以上、 $32\text{GPa}/\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 以上,特别优选为 $33\text{GPa}/\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 以上。如果比杨氏模量过低,则在减薄玻璃盘的情况下容易发生玻璃盘的挠曲、晃动,因此信息记录介质与磁头容易碰撞。

[0036] 在本发明的磁记录介质用玻璃基板中,应变点为700°C以上,优选为710°C以上,特别优选为720°C以上。如果应变点过低,则在高温的热处理中玻璃盘容易变形。

[0037] 本发明的磁记录介质用玻璃基板(和磁记录介质用玻璃盘)优选作为玻璃组成以质量%计含有55%~65%的 SiO_2 、15%~25%的 Al_2O_3 、2%~5.5%的 B_2O_3 、0.1%~10%的 MgO 、0.1%~10%的 CaO 、0%~10%的 SrO 、0%~10%的 BaO 、0%~1%的 ZrO_2 。将如上述那样限定各成分的含量的理由示于以下。需要说明的是,在各成分的含量的说明中,除了有特别说明的情况以外,%的表述均表示质量%。

[0038] SiO_2 是形成玻璃的网络的成分。 SiO_2 的含量优选为55%~65%、56%~64%、57%~63%、58%~63%、59%~62.5%。如果 SiO_2 的含量过低,则难以玻璃化,并且耐热性容易降低。另外,液相粘度上升,难以进行下拉成形。另外,密度变高,比杨氏模量容易降低。另一方面,如果 SiO_2 的含量过多,则玻璃熔体的粘度上升,熔融性、成形性容易降低。另外,液相温度上升而难以成形。另外,热膨胀系数变得过低。

[0039] Al_2O_3 是提高杨氏模量并且使应变点、退火点(日文:徐冷点)上升、提高耐热性的成分。 Al_2O_3 的含量优选为15%~25%、16%~24%、17%~23%、18%~22%,特别优选为18%

~ 21%。如果 Al_2O_3 的含量过少,则杨氏模量降低,另外,耐热性、退火也容易降低。另一方面,如果 Al_2O_3 的含量过多,则液相温度降低,难以利用溢流下拉法进行成形。

[0040] B_2O_3 是形成玻璃的网络、提高熔解性、并且使液相温度降低、提高耐失透性的成分。另外,是提高耐伤性的成分。 B_2O_3 的含量优选为2%~5.5%、2.2%~5%,特别优选为2.5%~5%。如果 B_2O_3 的含量过少,则耐伤性降低,并且液相温度降低,难以利用溢流下拉法进行成形。另外,玻璃变脆,在切断研磨等加工时容易产生碎屑等缺陷。另一方面,如果 B_2O_3 的含量过多,则杨氏模量降低,刚性降低,并且应变点、退火点降低,耐热性容易降低。

[0041] MgO 是大幅提高杨氏模量的成分,并且是使高温粘度降低、提高熔融性、成形性的成分。 MgO 的含量优选为0.1%~10%、0.5%~9%、0.5%~8%、0.5%~7%、1%~6.5%,特别优选为1.5%~6%。如果 MgO 的含量过少,则杨氏模量、熔解性降低,并且耐伤性也容易降低。另一方面,如果 MgO 的含量过多,则液相温度上升,液相粘度降低,因此耐失透性容易降低。

[0042] $\text{B}_2\text{O}_3+\text{MgO}$ (B_2O_3 与 MgO 的总量) 优选为5%~10%、5%~9%、5%~8.5%,特别优选为5%~8%。这样,容易同时实现高应变点和高耐伤性。

[0043] CaO 是使杨氏模量增加,并且使高温粘度降低、提高熔融性和成形性的成分。 CaO 的含量优选为0.1%~10%、1%~12%、2%~10%,特别优选为3%~7%。如果 CaO 的含量过少,则难以享有上述效果。另一方面,如果 CaO 的含量过多,则耐失透性容易降低。

[0044] 质量%比 ($\text{B}_2\text{O}_3+\text{MgO}$) / CaO (B_2O_3 与 MgO 的总量除以 CaO 而得到的值) 优选为1.0~2.0,特别优选为1.0~1.8。这样,容易同时实现高应变点和高耐失透性。

[0045] SrO 是使高温粘度降低,提高熔融性和成形性的成分。另外, SrO 优选为0%~10%、0.1%~8%、0.5%~6%,特别优选为1.5%~6%。如果 SrO 的含量过多,则耐失透性容易降低,并且密度增大,比杨氏模量容易降低。

[0046] BaO 是使高温粘度稍微降低、提高熔融性的成分。另外,由于使玻璃稳定化,所以具有降低液相温度、提高液相粘度的效果。 BaO 优选为0%~10%、0.1%~10%、0.5%~8%,特别优选为0.5~7%。如果 BaO 的含量过多,则密度增大,比杨氏模量容易降低。

[0047] ZrO_2 是提高杨氏模量的成分,但如果其含量过多,则耐失透性容易降低。另外,由于原料昂贵,所以制造成本有可能高涨。 ZrO_2 的含量优选为0~1%,特别优选为0.01%~1%。

[0048] 除了上述成分以外,例如还可以添加以下的成分。

[0049] ZnO 是降低高温粘性、显著提高熔融性的成分。 ZnO 的含量优选为0%~7%、0.1%~5%,特别优选为0.5%~3%。如果 ZnO 的含量过少,则难以享有上述效果。需要说明的是,如果 ZnO 的含量过多,则玻璃容易失透,并且应变点降低,耐热性容易降低。

[0050] TiO_2 是提高耐水性、耐候性的成分,是使玻璃着色的成分。因此, TiO_2 的含量优选为0%~0.5%,特别优选为0.005%~小于0.1%。

[0051] Y_2O_3 和 La_2O_3 是提高杨氏模量的成分,但如果这些成分的总量过多,则耐失透性容易降低。另外,由于原料昂贵,所以制造成本有可能高涨。此外,密度增加,比杨氏模量有可能降低。这些成分的总量和单独的含量优选为5%以下、3%以下、1%以下,特别优选小于0.1%。

[0052] Li_2O 、 Na_2O 和 K_2O 是使高温粘度降低、提高熔融性和成形性的成分,但是为使耐水

性、耐候性降低的成分。 Li_2O 、 Na_2O 和 K_2O 的总量和单独的含量优选为0.005%~0.2%、0.01%~0.1%，特别优选为0.01%~小于0.1%。如果 Li_2O 、 Na_2O 和 K_2O 的含量过多，则形成在玻璃盘的表面的磁性层的性能容易降低。

[0053] 作为澄清剂，可以添加0.05%~0.5%的选自 SnO_2 、 Cl 、 SO_3 、 CeO_2 的组（优选为 SnO_2 、 SO_3 的组）中的一种或两种以上。

[0054] Fe_2O_3 是在玻璃原料中作为杂质不可避免地混入的成分，是着色成分。因此， Fe_2O_3 的含量优选为0.5%以下、0.001%~0.1%、0.005%~0.07%、0.008%~0.03%，特别优选为0.008%~0.025%。如果 Fe_2O_3 的含量过多，则波长范围350~1500nm处的平均直线透射率容易降低。

[0055] 从环境方面考虑，作为玻璃组成，优选实质上不含有 As_2O_3 、 Sb_2O_3 、 PbO 、 Bi_2O_3 和F。在此，“实质上不含有~”是指虽然不积极地添加明示的成分作为玻璃成分，但允许作为杂质混入的情况，具体而言，是指明示的成分的含量小于0.05%。

[0056] 本发明的磁记录介质用玻璃基板（和磁记录介质用玻璃盘）优选具有以下特性。

[0057] 利用维氏压头以500g的载荷赋予压痕时的裂纹产生率优选为50%以下、40%以下、30%以下，特别优选为20%以下。如果裂纹产生率过高，则容易在磁记录介质（玻璃盘）的端面产生裂纹，容易引起磁记录介质（玻璃盘）的破损。

[0058] 维氏硬度优选为640以上，进一步优选为650以上，特别优选为660以上。如果维氏硬度过低，则主面容易形成微细的伤痕，平均表面粗糙度Ra有可能变大。

[0059] 液相温度优选为1300°C以下、1280°C以下、1260°C以下、1250°C以下、1240°C以下，特别优选为1230°C以下。液相粘度优选为 $10^{3.8}$ dPa·s以上、 $10^{4.4}$ dPa·s以上、 $10^{4.6}$ dPa·s以上、 $10^{4.8}$ dPa·s以上，特别优选为 $10^{5.0}$ dPa·s以上。这样，在成形时失透结晶不易析出，容易利用溢流下拉法等成形为板状，因此即使不对表面进行研磨，或者通过少量的研磨，也容易将表面的平均表面粗糙度Ra限制为2.0nm以下、1.0nm以下、0.5nm以下，特别是0.2nm以下。作为结果，能够通过存储单元尺寸的微细化来提高磁特性。另外，通过失透结晶、研磨量的降低，能够使玻璃盘低成本化。在此，“液相温度”可通过以下方式算出：将通过标准筛30目（500 μm ）且残留于50目（300 μm ）的玻璃粉末加入到铂舟后，在温度梯度炉中保持24小时，对结晶析出的温度进行测定。“液相粘度”是指液相温度下的玻璃的粘度，可以利用铂球提拉法进行测定。

[0060] 光路长度0.7mm、波长范围350nm~1500nm处的平均直线透射率优选为70%以上、80%以上，特别优选为90%以上。如果光路长度0.7mm、波长范围350~1500nm处的平均直线透射率过低，则在进行激光照射时，激光无法充分照射至磁性层，难以实现磁性层的高Ku化。

[0061] β -OH优选为0.30/mm以下、0.25/mm以下、0.20/mm以下，特别优选为0.15/mm以下。如果 β -OH过大，则应变点、退火点降低，耐热性有可能降低。需要说明的是，如果使 β -OH极端降低，则需要向熔融气氛中导入氮、或导入氯等干燥成分等，熔融设备、操作的成本增大。因此， β -OH优选为0.05/mm以上。

[0062] 作为降低 β -OH的方法，可举出以下的方法。(1) 选择低含水量的原料。(2) 在玻璃中添加使 β -OH降低的成分（Cl、 SO_3 等）。(3) 使炉内气氛中的水分量降低。例如，向熔融气氛中导入氮。(4) 在熔融玻璃中进行 N_2 鼓泡。(5) 采用小型熔融炉。(6) 增多熔融玻璃的流量。(7)

采用电熔法。

[0063] 在此，“ β -OH”是指使用FT-IR测定透射率并通过下述式求出的值。

[0064] [数学式1]

[0065] β -OH = $(1/X) \log(T_1/T_2)$

[0066] X: 板厚(mm)

[0067] T_1 : 参照波长 3846cm^{-1} 处的透射率(%)

[0068] T_2 : 羟基吸收波长 3600cm^{-1} 附近的最小透射率(%)

[0069] 主面的平均粗糙度Ra优选为2.0nm以下、1.0nm以下、0.7nm以下、0.5nm以下,特别优选为0.2nm以下。如果主面的平均粗糙度Ra过大,则即使为了高记录密度化而使存储单元尺寸微细化,也无法期待磁特性的改善。

[0070] 板厚优选为1.5mm以下、1.0mm以下、0.2mm~0.7mm,特别优选为0.3mm~0.6mm。如果板厚过厚,则必须进行机械研磨或化学研磨至所期望的板厚,必须研磨至所期望的板厚,加工成本有可能高涨。

[0071] 本发明的磁记录介质用玻璃基板优选是通过溢流下拉法或狭缝下拉法成形而成的。另外,优选主面实质上为火抛光面(形成磁性层的有效面为火抛光面)。这样,玻璃基板的主面变得平滑,主面的微细的裂纹减少,机械特性、强度提高。此外,在加工工序中加工成玻璃盘时,不易产生碎屑等。

[0072] 本发明的磁记录介质用玻璃基板最终从矩形状经过研磨工序、切断工序等加工工序而成为盘形状、即圆盘形状且在中心部形成有圆形的开口部的形状(参照图1),制成玻璃盘。并且,该玻璃盘搭载于磁记录装置。将玻璃盘的形状示于图1。

[0073] 玻璃基板的尺寸优选为500mm见方以上,特别优选为1000mm见方以上。如果尺寸变大,则能够从1片玻璃基板采集较多的玻璃盘,因此玻璃盘的生产率提高。

[0074] [实施例1]

[0075] 以下,基于实施例说明本发明。需要说明的是,以下的实施例仅为示例。本发明不受以下实施例的任何限定。

[0076] 表1示出本发明的实施例。

[0077] [表1]

[0078]

	单位	No.1	No.2	No.3	No.4	No.5
SiO ₂	质量%	60.0	62.0	60.0	62.0	61.0
Al ₂ O ₃	质量%	20.0	20.0	19.0	19.0	19.0
B ₂ O ₃	质量%	4.0	3.0	3.0	4.0	2.5
MgO	质量%	3.5	2.0	3.0	3.0	6.0
CaO	质量%	5.5	4.5	5.0	5.0	6.0
SrO	质量%	2.5	1.5	1.0	5.0	3.0
BaO	质量%	4.0	6.9	8.8	2.0	2.5
ZnO	质量%	0.0	0.0	0.0	0.5	0.0
ZrO ₂	质量%	0.02	0.01	0.03	0.03	0.01
SnO ₂	质量%	0.2	0.15	0.25	0.3	0.2
TiO ₂	质量%	0.01	0.01	0.02	0.02	0.005

B ₂ O ₃ +MgO	质量%	7.5	5.0	6.0	7.0	8.5
(MgO+B ₂ O ₃)/CaO		1.36	1.10	1.20	1.40	1.42
β-OH	/mm	0.16	0.1	0.25	0.15	0.15
热膨胀系数 _{30°C~380°C}	10 ⁻⁷ /°C	37	37	37	35	38
密度	g/cm ³	2.546	2.551	2.57	2.52	2.54
应变点 (10 ^{14.5} dPa·s)	°C	720	730	710	720	710
退火点 (10 ¹³ dPa·s)	°C	780	795	770	780	760
软化点 (10 ^{7.6} dPa·s)	°C	1005	1035	995	1010	980
10 ^{4.0} dPa·s	°C	1310	1370	1315	1320	1300
10 ^{3.0} dPa·s	°C	1465	1540	1471	1500	1450
10 ^{2.5} dPa·s	°C	1565	1640	1570	1600	1530
液相温度	°C	1180	1200	1180	1200	1220
液相粘度Logη	dPa·s	5.3	5.4	5.2	5.1	4.8
杨氏模量	GPa	82	80	83	81	81
比杨氏模量	GPa/(g/cm ³)	32.2	31.4	32.3	32.1	32.1
裂纹产生率 (500g载荷)	%	20	30	30	25	45
热收缩率 (500°C60min)	ppm	14	13	15	13	16

[0079] 首先,将以成为表中的玻璃组成的方式调配玻璃原料而成的玻璃配合料加入到铂坩埚后,在1500°C~1700°C进行24小时熔融、澄清、均质化。在玻璃配合料溶解时,使用铂搅拌器进行搅拌,进行均质化。接下来,使熔融玻璃流出至碳板上,成形为板状后,在退火点附近的温度进行30分钟退火。对于所得到的各玻璃基板,评价β-OH、30°C~380°C的温度范围内的平均线热膨胀系数CTE_{30°C~380°C}、密度ρ、应变点Ps、退火点Ta、软化点Ts、高温粘度10^{4.0}dPa·s时的温度、高温粘度10^{3.0}dPa·s时的温度、高温粘度10^{2.5}dPa·s时的温度、液相温度TL、液相粘度logη、杨氏模量E、比杨氏模量E/ρ、裂纹产生率和维氏硬度。

[0080] β-OH通过上述方法测定。

[0081] 30°C~380°C的温度范围内的平均线热膨胀系数CTE_{30°C~380°C}是利用膨胀计测定的值。

[0082] 密度ρ是通过阿基米德法测定的值。

[0083] 应变点Ps、退火点Ta、软化点Ts是基于ASTM C336和C338的方法测定的值。

[0084] 高温粘度10^{4.0}dPa·s、10^{3.0}dPa·s、10^{2.5}dPa·s时的温度是利用铂球提拉法测定的值。

[0085] 杨氏模量和比杨氏模量是指通过共振法测定的值。

[0086] 液相温度TL是将各试样粉碎,将通过标准筛30目(500μm)且残留于50目(300μm)的玻璃粉末加入到铂舟中,在设定为1100°C~1350°C的温度梯度炉中保持24小时后,取出铂舟,在玻璃中确认到失透结晶(结晶异物)的温度。液相粘度logη是利用铂球提拉法对液相温度TL时的玻璃的粘度进行测定而得到的值。

[0087] 裂纹产生率和维氏硬度是通过上述方法测定的值。

[0088] 根据表可知,试样No.1~5在30°C~380°C的温度范围内的平均线热膨胀系数CTE_{30°C~380°C}为35×10⁻⁷/°C~38×10⁻⁷/°C,杨氏模量为80GPa以上,比杨氏模量为31.4GPa/

$\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 以上,应变点为 710°C 以上,因此适合作为磁记录介质用玻璃基板。

[0089] [实施例2]

[0090] 将以成为表中的试样No.1~5的玻璃组成的方式调配玻璃原料而成的玻璃配合料投入到熔融窑后,在 $1500^{\circ}\text{C} \sim 1700^{\circ}\text{C}$ 进行24小时熔融、澄清、均质化,以板厚成为 0.7mm 的方式利用溢流下拉法成形为板状。用原子力显微镜(AFM)对所得到的玻璃基板的主面的表面粗糙度Ra进行测定,结果为 $0.10\text{nm} \sim 0.20\text{nm}$ 。此外,对于所得到的玻璃基板,利用岛津制作所制分光光度计UV-3100测定光路长度 0.7mm 、波长范围 $350\text{nm} \sim 1500\text{nm}$ 处的平均直线透射率,结果均为90%以上。然后,对这些玻璃基板进行研磨工序、切断工序等加工工序,加工成玻璃盘。

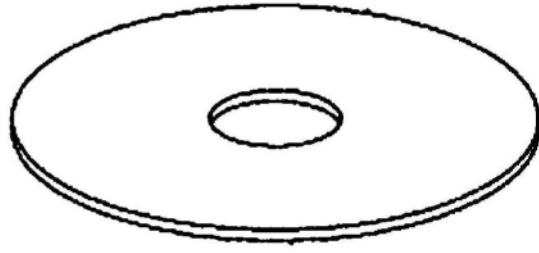


图1