

明 細 書

発明の名称：磁気記録媒体基板用ガラスおよびその利用

技術分野

[0001] 本発明は、ハードディスク等の磁気記録媒体の基板材料として好適な磁気記録媒体基板用ガラス、このガラスを使用した磁気記録媒体基板およびその製造方法、この基板を得るために使用可能な磁気記録媒体基板ブランク、この基板を備える磁気記録媒体およびその製造方法、ならびにこの基板を備える磁気記録装置に関する。

背景技術

[0002] インターネットなど、情報関連インフラ技術の進展に伴い、磁気ディスク、光ディスクなどの情報記録媒体の需要は急速に伸びている。コンピュータなどの磁気記憶装置の主要構成要素は、磁気記録媒体と磁気記録再生用の磁気ヘッドである。磁気記録媒体としてはフレキシブルディスクとハードディスクとが知られている。このうちハードディスク（磁気ディスク）用の基板材料としては、例えば、アルミニウム基板、ガラス基板、セラミック基板、カーボン基板等があり、実用的には、サイズや用途に応じて、主に、アルミニウム基板とガラス基板とが使用されている。ノートパソコン用ハードディスクドライブにおいては、耐衝撃性に加えて、磁気記録媒体の高密度記録化に伴いディスク基板の表面平滑性の向上への要求はますます厳しくなっているため、表面硬度、剛性に劣るアルミニウム基板で対応するには限界がある。そこでガラス基板の開発が、現在主流となっている（例えば文献１～１０参照）。

[0003] また近年、磁気記録媒体のより一層の高密度記録化を図ることを目的として、Fe-Pt系、Co-Pt系等の磁気異方性エネルギーが高い磁性材料（高Ku磁性材料）を使用することが検討されている（例えば文献１１参照）。高記録密度化のためには磁性粒子の粒径を小さくする必要があるが、一方で、粒径が小さくなると、熱揺らぎによる磁気特性の劣化が問題となる。

高K_u磁性材料は熱揺らぎの影響を受けにくいため、高密度記録化に寄与すると期待されている。

[0004] 文献1：特表平9－507206号公報

文献2：特開2007－51064号公報

文献3：特開2001－294441号公報

文献4：特開2001－134925号公報

文献5：特開2001－348246号公報

文献6：特開2001－58843号公報

文献7：特開2006－327935号公報

文献8：特開2005－272212号公報

文献9：特開2004－43295号公報

文献10：特開2005－314159号公報

文献11：特開2004－362746号公報

発明の概要

[0005] しかし上記高K_u磁性材料は、高K_uを実現するために特定の結晶配向状態を得る必要があり、そのため、高温での成膜、あるいは成膜後に高温で熱処理を行う必要がある。したがって、これらの高K_u磁性材料からなる磁気記録層を形成するためには、ガラス基板には上記高温処理に耐え得る高い耐熱性、即ち高いガラス転移温度を有することが求められる。

[0006] ところでディスク状の磁気記録媒体では、媒体を中心軸の周りに高速回転させつつ、磁気ヘッドを半径方向に移動させながら、回転方向に沿ってデータの書き込み、読み出しを行う。近年、この書き込み速度および読み出し速度を上げるため回転数は5400rpmから7200rpm、更には10000rpmと高速化する方向で進んでいるが、ディスク状の磁気記録媒体では、予め、中心軸からの距離に応じてデータを記録するポジションが割り当てられるため、ディスクが回転中に変形を起こすと磁気ヘッドの位置ズレが起こり、正確な読み取りが困難となる。したがって上記高速回転化に対応するために、ガラス基板には高速回転時に大きな変形を起こさない高い剛性（

ヤング率)を有することも求められる。

[0007] 更に、高い熱膨張係数を有するガラス基板を使用することにより、磁気記録媒体の記録再生の信頼性を高めることができる。これは以下の理由による。

磁気記録媒体を組み込んだHDD（ハードディスクドライブ）は、中央部分をスピンドルモーターのスピンドル及びクランプで押さえて磁気記録媒体そのものを回転させる構造となっている。そのため、磁気記録媒体基板とスピンドル部分を構成するスピンドル材料の各々の熱膨張係数に大きな差があると、使用時に周囲の温度変化に対してスピンドルの熱膨張・熱収縮と磁気記録媒体基板の熱膨張・熱収縮にずれが生じてしまい、結果として磁気記録媒体が変形してしまう現象が起きる。このような現象が生じると書き込んだ情報をヘッドが読み出せなくなってしまう、記録再生の信頼性を損なう原因となる。したがって磁気記録媒体の信頼性を高めるには、ガラス基板には、スピンドル材料（例えばステンレスなど）と同程度の高い熱膨張係数を有することが求められる。

[0008] 加えて、近年、検討が進められているエネルギーアシスト方式の磁気記録媒体のように極めて高い記録密度が求められる磁気記録媒体用のガラス基板には、HDDの信頼性を高めるために優れた耐衝撃性が求められる。

この背景として、第一に、磁気ヘッドの浮上量（磁気ヘッドと磁気記録媒体表面との間隙）の大幅な低下（低浮上量化）が挙げられる。こうすることで、磁気ヘッドと媒体の磁性層との距離が近づくため、より小さい磁性粒子の信号も拾うことができるようになるため、高記録密度化を達成することができる。近年、従来以上の低浮上量化を実現するために、DFH（Dynamic Flying Height）という機能が磁気ヘッドに搭載されている。これは、磁気ヘッドの記録生素子部の近傍に極小のヒーター等の加熱部を設けて、素子部周辺のみを媒体表面方向に向けて突き出す機能である。今後、この機能によって、磁気ヘッドの素子部と媒体表面との間隙は、2 nm未満と極めて小さくなると見られている。このため、僅かな衝撃によっても、磁気ヘッドが媒

体表面に衝突しやすくなる。

第二に、媒体の高速回転化が挙げられる。これにより、まず、磁気ヘッドとの衝突の際の衝撃が大きくなる。なお、外周部においては基板のたわみが大きくなるため、僅かな衝撃によっても磁気ヘッドと衝突しやすくなる。また内周部においては、スピンドル及びクランプによる媒体の締め付け（固定）の影響によって、HDD自体に外的衝撃が加わった場合に基板が割れる可能性が高くなる。

[0009] 本発明の一態様は、

必須成分として、 SiO_2 、 Li_2O 、 Na_2O 、ならびに、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO からなる群から選ばれる一種以上のアルカリ土類金属酸化物を含み、

MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する MgO の含有量のモル比（ $\text{MgO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$ ）が0.80以上

、

ヤング率が80GPa以上、

ガラス転移温度が620℃以上、

である磁気記録媒体基板用ガラス、

に関する。

[0010] 本発明の他の一態様は、

必須成分として、 SiO_2 、 Li_2O 、 Na_2O 、ならびに、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO からなる群から選ばれる一種以上のアルカリ土類金属酸化物を含み、

MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する CaO の含有量のモル比（ $\text{CaO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$ ）が0.20以下

、

ヤング率が80GPa以上、

ガラス転移温度が620℃以上、

である磁気記録媒体基板用ガラス、

に関する。

[0011] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板用ガラスの $100\sim300^{\circ}\text{C}$ における平均線膨張係数は、 $70\times10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以上である。

[0012] 本発明の他の一態様は、

必須成分として、 SiO_2 、 Li_2O 、 Na_2O 、ならびに、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO からなる群から選ばれる一種以上のアルカリ土類金属酸化物を含み、

MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する MgO の含有量のモル比 ($\text{MgO}/(\text{MgO}+\text{CaO}+\text{SrO}+\text{BaO})$) が 0.80 以上、

、
 $100\sim300^{\circ}\text{C}$ における平均線膨張係数が $70\times10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以上、

ガラス転移温度が 620°C 以上、

である磁気記録媒体基板用ガラス、

に関する。

[0013] 本発明の他の一態様は、

必須成分として、 SiO_2 、 Li_2O 、 Na_2O 、ならびに、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO からなる群から選ばれる一種以上のアルカリ土類金属酸化物を含み、

MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する CaO の含有量のモル比 ($\text{CaO}/(\text{MgO}+\text{CaO}+\text{SrO}+\text{BaO})$) が 0.20 以下、

、
 $100\sim300^{\circ}\text{C}$ における平均線膨張係数が $70\times10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以上、

ガラス転移温度が 620°C 以上、

である磁気記録媒体基板用ガラス、

に関する。

[0014] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板用ガラスのヤング率は、 80GPa 以上である。

[0015] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板用ガラスの比弾性率は、 30MNm

／k g 以上である。

[0016] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板用ガラスは、化学強化用ガラスである。

[0017] 本発明の更なる態様は、
上述の磁気記録媒体基板用ガラスからなる磁気記録媒体基板、
に関する。

[0018] 本発明の更なる態様は、
上述の磁気記録媒体基板用ガラスを化学強化してなる磁気記録媒体基板、
に関する。

[0019] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板の破壊靱性値は、 $0.9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$
以上である。

[0020] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板は、バビネ法により求められる2つの主表面に垂直な仮想断面における応力プロファイルにおいて、引張応力分布が凸形状であり、ただし該凸形状は圧縮応力側へ凹む凹み部を含まない化学強化ガラスからなる。

[0021] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板は、バビネ法により求められる引張応力の平均値 T_{av} と引張応力の最大値 T_{max} とが、下記式(1)：

$$T_{av} / T_{max} \geq 0.5$$

を満たす化学強化ガラスからなる。

[0022] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板は、ナトリウム塩およびカリウム塩を含む熔融塩に浸漬して化学強化されたガラスである。

[0023] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板は、 Li_2O を0.1モル%以上含むガラスを前記熔融塩に浸漬して化学強化されたガラスである。

[0024] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板の原子間力顕微鏡を用いて $1 \mu\text{m}$ 角で 512×256 ピクセルの解像度で測定した主表面の算術平均粗さ(R_a)は、 0.15 nm 以下である。

[0025] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板は、回転数が 5000 rpm 以上の磁気記録装置に用いられる磁気記録媒体用の基板である。

[0026] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板は、DFH (Dynamic Flying Height) ヘッドを搭載した磁気記録装置に用いられる磁気記録媒体用の基板である。

[0027] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板は、エネルギーアシスト磁気記録用磁気記録媒体に用いられる。

[0028] 本発明の更なる態様は、
上述の磁気記録媒体基板用ガラスからなる磁気記録媒体基板ブランク、
に関する。

[0029] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板ブランクは、ディスク形状である。

[0030] 本発明の更なる態様は、
上述の磁気記録媒体基板ブランクを加工することを含む磁気記録媒体基板
の製造方法、
に関する。

[0031] 一態様では、上述の磁気記録媒体基板の製造方法は、ナトリウム塩およびカリウム塩を含む熔融塩にガラスを浸漬して化学強化する工程を含む。

[0032] 一態様では、上述の工程において、 Li_2O を0.1モル%以上含むガラスを前記熔融塩に浸漬して化学強化する。

[0033] 一態様では、バビネ法により求められる引張応力の平均値 T_{av} と引張応力の最大値 T_{max} とが、下記式(1)：

$$T_{av} / T_{max} \geq 0.5$$

を満たす化学強化ガラスとなるように上述の化学強化を行う。

[0034] 一態様では、バビネ法により求められる2つの主表面に垂直な仮想断面における応力プロファイルにおいて、引張応力分布が凸形状であり、ただし該凸形状は圧縮応力側へ凹む凹み部を含まない化学強化ガラスとなるように上述の化学強化を行う。

[0035] 本発明の更なる態様は、
上述の磁気記録媒体基板上に磁気記録層を有する磁気記録媒体、
に関する。

[0036] 一態様では、上述の磁気記録層はFeおよび／またはCoと、Ptとの合金を主成分とする磁性材料を含む磁気記録層であり、上述の磁気記録媒体はエネルギーアシスト磁気記録用磁気記録媒体である。

[0037] 本発明の更なる態様は、
上述の磁気記録媒体基板の主表面に、Feおよび／またはCoと、Ptとの合金を主成分とする磁性材料を成膜した後、アニール処理を行うことにより磁気記録層を形成することを含む磁気記録媒体の製造方法、
に関する。

[0038] 本発明の更なる態様は、
少なくとも磁気記録媒体の主表面を加熱するための熱源と、記録素子部と、再生素子部とを有する熱アシスト磁気記録ヘッド、および、上述の磁気記録媒体を有するエネルギーアシスト磁気記録方式の磁気記録装置、
に関する。

[0039] 一態様では、上述の磁気記録装置において、磁気記録媒体の回転数は5000rpm以上である。

[0040] 一態様では、上述の磁気記録装置は、DFH (Dynamic Flying Height) ヘッドを搭載した磁気記録装置である。

[0041] 本発明の一態様によれば、高Ku磁性材料からなる磁気記録層を形成する際の高温熱処理に耐え得る高い耐熱性、支持部材（スピンドル）に匹敵する高い熱膨張係数、高速回転に耐え得る高い剛性、および／または、衝撃に耐え得る高い強度を有する磁気記録媒体基板、および該基板を備えた磁気記録媒体を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0042] [図1]図1は、化学強化ガラス基板における応力プロファイルの模式図である。

[図2]図2は、化学強化ガラス基板における応力プロファイルの模式図である。

[図3]図3は、式(1)の説明図である。

[図4]図4は、式(1)の説明図である。

[図5]図5は、モル比($\text{MgO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)と化学強化ガラス基板の破壊靱性値の関係を示す図である。

[図6]図6は、モル比($\text{CaO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)と化学強化ガラス基板の破壊靱性値の関係を示す図である。

発明を実施するための形態

[0043] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラス（以下、「ガラス1」という。）は、必須成分として、 SiO_2 、 Li_2O 、 Na_2O 、ならびに、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO からなる群から選ばれる一種以上のアルカリ土類金属酸化物を含み、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する MgO の含有量のモル比($\text{MgO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)が0.80以上、ヤング率が80GPa以上、ガラス転移温度が620℃以上、である磁気記録媒体基板用ガラスである。

本発明の他の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラス（以下、「ガラス2」という。）は、必須成分として、 SiO_2 、 Li_2O 、 Na_2O 、ならびに、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO からなる群から選ばれる一種以上のアルカリ土類金属酸化物を含み、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する CaO の含有量のモル比($\text{CaO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)が0.20以下、ヤング率が80GPa以上、ガラス転移温度が620℃以上、である磁気記録媒体基板用ガラスである。

[0044] 本発明の他の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラス（以下、「ガラス3」という。）は、必須成分として、 SiO_2 、 Li_2O 、 Na_2O 、ならびに、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO からなる群から選ばれる一種以上のアルカリ土類金属酸化物を含み、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する MgO の含有量のモル比($\text{MgO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)が0.80以上、100～300℃における平均線膨張係数が $70 \times 10^{-7} / ^\circ\text{C}$ 以上、ガラス転移温度が620℃以上、である磁気記録媒体基板用ガラスである。

本発明の他の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラス（以下、「ガラス 4」という。）は、必須成分として、 SiO_2 、 Li_2O 、 Na_2O 、ならびに、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO からなる群から選ばれる一種以上のアルカリ土類金属酸化物を含み、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する CaO の含有量のモル比（ $\text{CaO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$ ）が0.20以下、100～300℃における平均線膨張係数が $70 \times 10^{-7} / ^\circ\text{C}$ 以上、ガラス転移温度が620℃以上、である磁気記録媒体基板用ガラスである。

[0045] ガラス1、2は、高耐熱性、高剛性、および高強度を有し得るものであり、ガラス3、4は、高耐熱性、高熱膨張係数、および高強度を有し得るものである。以下、ガラス1、ガラス2、ガラス3およびガラス4について説明する。特記しない限り、記載事項はガラス1、ガラス2、ガラス3およびガラス4の相互に当てはまるものとする。また、以下において、本発明のガラスには、ガラス1、ガラス2、ガラス3およびガラス4とが包含されるものとする。なお、ガラス1かつガラス2であるガラス、ガラス1かつガラス3であるガラス、ガラス1かつガラス4であるガラス、ガラス2かつガラス3であるガラス、ガラス2かつガラス4であるガラス、ガラス3かつガラス4であるガラス、ガラス1かつガラス2かつガラス3であるガラス、ガラス1かつガラス2かつガラス4であるガラス、ガラス1かつガラス3かつガラス4であるガラス、ガラス2かつガラス3かつガラス4であるガラス、ガラス1かつガラス2かつガラス3かつガラス4であるガラスは、いずれも本発明の一態様にかかるガラスとして好ましいガラスである。

[0046] 本発明の更なる態様は、
上記ガラスからなる磁気記録媒体基板；および、
上記ガラスを化学強化してなる磁気記録媒体基板
に関する。

[0047] 以下に、本発明の一態様にかかるガラスおよび基板の諸特性について説明する。特記しない限り、以下の諸特性は、化学強化された基板については化

学強化後の値をいうものとする。

[0048] 1. ガラス転移温度

前述のとおり、高K_u磁性材料の導入などによって磁気記録媒体の高記録密度化を図る場合、磁性材料の高温処理などにおいて、磁気記録媒体用ガラス基板は高温下に晒されることになる。その際、基板の極めて高い平坦性が損なわれないようにするため、磁気記録媒体用ガラス基板には優れた耐熱性を有することが求められる。耐熱性の指標としてはガラス転移温度が用いられ、本発明のガラスは、620℃以上のガラス転移温度を有することで、高温処理後にも優れた平坦性を維持することができる。したがって、本発明の一態様にかかるガラスは、高K_u磁性材料を備えた磁気記録媒体用基板の作製に好適である。ガラス転移温度の好ましい範囲は630℃以上である。ガラス転移温度の上限は、例えば750℃程度であるがガラス転移温度は高いほど好ましく特に限定されるものではない。なお、ガラス転移温度は化学強化の前後でほぼ一定の値となる。

[0049] 2. 熱膨張係数

前述のとおり、磁気記録媒体用ガラス基板を構成するガラスとHDDのスピンドル材料（例えば、ステンレスなど）の熱膨張係数の差が大きいと、HDDの動作時における温度変化によって磁気記録媒体が変形し、記録再生トラブルが起こるなど信頼性が低下することになってしまう。特に、高K_u磁性材料からなる磁気記録層を有する磁気記録媒体は、記録密度が極めて高いため、磁気記録媒体の僅かな変形によっても前記トラブルが起こりやすくなる。一般にHDDのスピンドル材料は、100～300℃の温度範囲において $70 \times 10^{-7} / ^\circ\text{C}$ 以上の平均線膨張係数（熱膨張係数）を有するものであるところ、ガラス3およびガラス4は、100～300℃の温度範囲における平均線膨張係数が $70 \times 10^{-7} / ^\circ\text{C}$ 以上であるため、上記信頼性を向上することができ、高K_u磁性材料からなる磁気記録層を有する磁気記録媒体に好適な基板を提供することができる。同様の理由から、ガラス1およびガラス2も100～300℃の温度範囲における平均線膨張係数が $70 \times 10^{-7} / ^\circ\text{C}$ 以

上であることが好ましい。

前記平均線膨張係数の好ましい範囲は $71 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以上、より好ましい範囲は $72 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以上、さらに好ましい範囲は $73 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以上、一層好ましい範囲は $74 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以上、より一層好ましい範囲は $75 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以上である。前記平均線膨張係数の上限は、スピンドル材料の熱膨張特性を考慮すると、例えば $120 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 程度であることが好ましく、 $100 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ であることがより好ましく、 $88 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ であることがさらに好ましい。なお、熱膨張係数は、化学強化の前後でほぼ一定の値となる。

また、一態様では、 $500 \sim 600^{\circ}\text{C}$ の温度範囲における平均線膨張係数が $60 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以上であることが好ましい。さらに好ましい範囲は $70 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以上である。前記平均線膨張係数の上限は、例えば $100 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以下であることが好ましく、 $90 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ であることがより好ましい。 $500 \sim 600^{\circ}\text{C}$ の温度範囲における平均線膨張係数が上述の範囲のガラスを用いて基板を作製することにより、高Ku磁性材料等の多層膜を成膜後、アニール処理中や処理後に多層膜がガラス基板から剥離することや、アニール処理中に基板が保持部材から落下することを、確実に防止することができる。

[0050] 3. ヤング率

磁気記録媒体の変形としては、HDDの温度変化による変形その他、高速回転による変形がある。高速回転時の変形を抑制する上から、上記のように磁気記録媒体基板のヤング率を高めることが求められる。ガラス1およびガラス2は、 80 GPa 以上のヤング率を有するため、高速回転時の基板変形を抑制し、高Ku磁性材料を備えた高記録密度化された磁気記録媒体においても、データの読み取り、書き込みを正確に行うことができる。同様の理由から、ガラス3およびガラス4も、 80 GPa 以上のヤング率を有することが好ましい。

ヤング率の好ましい範囲は 81 GPa 以上であり、より好ましくは 82 GPa

Pa 以上であり、更に好ましくは 83 GPa 以上であり、一層好ましくは 84 GPa 以上であり、より一層好ましくは 85 GPa 以上であり、更に一層好ましくは 86 GPa 以上である。ヤング率の上限は、特に限定されるものではないが、他の特性を好ましい範囲にする上から、例えば 95 GPa を上限の目安と考えることができる。なおヤング率も、化学強化処理の前後で、ほぼ一定の値となる。

[0051] 4. 比弾性率・比重

磁気記録媒体を高速回転させたときの変形（基板のたわみ）を抑制する上から、基板材料として高い比弾性率を有するガラスが好ましい。比弾性率も化学強化の前後でほぼ一定の値となるが、本発明のガラスにおける比弾性率の好ましい範囲は、 30.0 MNm/kg 以上である。比弾性率は 30.0 MNm/kg 超であることがより好ましく、 30.5 MNm/kg 以上であることが更に好ましい。その上限は、例えば 40.0 MNm/kg 程度であるが特に限定されるものではない。比弾性率はガラスのヤング率を密度で除したものである。ここで密度とはガラスの比重に、 g/cm^3 という単位を付けた量と考えればよい。ガラスの低比重化によって、比弾性率を大きくすることができることに加え、基板を軽量化することができる。基板の軽量化により、磁気記録媒体の軽量化がなされ、磁気記録媒体の回転に要する電力を減少させ、HDDの消費電力を抑えることができる。本発明のガラスの比重の好ましい範囲は 2.90 以下、より好ましい範囲は 2.80 以下、さらに好ましい範囲は 2.70 未満である。

[0052] 5. 破壊靱性値

破壊靱性値は、以下の方法で測定される。

AKASHI 社製の装置 MVK-E を用い、板状に加工した試料に押し込み荷重 P [N] でビッカース圧子を押し込み、試料に圧痕およびクラックを導入する。試料のヤング率を E [GPa]、圧痕対角線長さを d [m]、表面クラックの半長を a [m] とすると破壊靱性値 K_{Ic} [$\text{Pa} \cdot \text{m}^{1/2}$] は下式で表される。

$$K_{Ic} = [0.026(EP/\pi)^{1/2}(d/2)(a)^{-2}]/[(\pi a)^{-1/2}]$$

本発明の一態様にかかる基板を構成するガラスの破壊靱性値（荷重 $P = 9.81 \text{ N}$ （ 1000 gf ））は $0.9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上であることが好ましい。破壊靱性は耐熱性とトレードオフの関係にあり、磁気記録媒体の記録密度を高くするために基板の耐熱性を高めると破壊靱性値が低下し、耐衝撃性が低下してしまう。これに対し本発明の一態様によれば、破壊靱性値を高めつつ耐熱性、剛性、熱膨張特性をバランスさせた高記録密度対応の磁気記録媒体に好適なガラス基板を提供することができる。破壊靱性値の好ましい範囲は $1.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上、より好ましい範囲は $1.1 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上、更に好ましい範囲は $1.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上である。破壊靱性値が $0.9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上であることにより、耐衝撃性が優れ、信頼性の高い高記録密度対応の磁気記録媒体を提供することができる。なお、特記しない限り、本発明において破壊靱性値とは、荷重 P を 9.81 N （ 1000 gf ）として測定される破壊靱性値を意味する。破壊靱性値の測定は、圧痕対角線長さ d 、表面クラックの半長 a を正確に測定する上から、ガラスの平滑面、例えば研磨された面において行うことが好ましい。また本発明において、化学強化されたガラスからなる基板についての破壊靱性値は化学強化されたガラスの値とする。上記破壊靱性値は、ガラス組成によっても変化し、また化学強化条件によっても変化するため、化学強化されたガラスからなる本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板を得るためには、組成調整および化学強化処理条件によって、上記破壊靱性値を所望の範囲とすることができる。

[0053] 本発明の一態様にかかる基板を構成するガラスの破壊靱性値を、荷重 P を 4.9 N （ 500 gf ）としたときの破壊靱性値で表すこともできる。その場合、破壊靱性値（荷重 $P = 4.9 \text{ N}$ （ 500 gf ））は $0.9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 超であることが好ましく、 $1.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上であることがより好ましく、 $1.1 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上であることが更に好ましく、 $1.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上であることが一層好ましく、 $1.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上であることがより一層好ましい。

[0054] 5. 耐酸性

磁気記録媒体用ガラス基板を生産する際には、ガラスをディスク形状に加工し、主表面を極めて平坦かつ平滑に加工する。そして、前記加工工程の後、通常、ガラス基板を酸洗浄して表面に付着した汚れである有機物を除去する。ここでガラス基板が耐酸性に劣るものであると、上記酸洗浄時に面荒れを起こし、平坦性、平滑性が損なわれ磁気記録媒体用ガラス基板として使用することが困難となる。特にガラス基板表面の高い平坦性、平滑性が求められる高K_u磁性材料からなる磁気記録層を有する、高記録密度化された磁気記録媒体用ガラス基板は、優れた耐酸性を有することが望ましい。

また、酸洗浄に続いて、アルカリ洗浄して表面に付着した研磨剤などの異物を除去して一層清浄な状態の基板を得ることができる。アルカリ洗浄時にも面荒れによる基板表面の平坦性、平滑性の低下を防ぐ上からガラス基板は耐アルカリ性に優れたものであることが好ましい。優れた耐酸性および耐アルカリ性を有し基板表面の平坦性、平滑性が高いことは、前述の低浮上量化の観点からも有利である。本発明の一態様では、前記したガラス組成の調整、特に化学的耐久性に有利な組成調整を行うことにより、優れた耐酸性および耐アルカリ性を実現することができる。

[0055] 6. 液相温度

ガラスを熔融し、得られた熔融ガラスを成形する際、成形温度が液相温度を下回るとガラスが結晶化し、均質なガラスが生産できない。そのためガラス成形温度は液相温度以上にする必要があるが、成形温度が1300℃を超えると、例えば熔融ガラスをプレス成形する際に用いるプレス成型型が高温のガラスと反応して、ダメージを受けやすくなる。熔融ガラスを鋳型に鋳込んで成形する場合も同様に鋳型がダメージを受けやすくなる。こうした点に配慮し、本発明の一態様にかかるガラスの液相温度は1300℃以下であることが好ましい。液相温度のより好ましい範囲は1280℃以下、さらに好ましい範囲は1250℃以下である。本発明の一態様では、前記したガラス組成調整を行うことにより、上記好ましい範囲の液相温度を実現することが

できる。下限は特に限定されないが、 800°C 以上を目安に考えればよい。

[0056] 7. 分光透過率

磁気記録媒体は、ガラス基板上に磁気記録層を含む多層膜を成膜する工程を経て生産される。現在、主流になっている枚葉式の成膜方式で基板上に多層膜を形成する際、例えばまずガラス基板を成膜装置の基板加熱領域に導入しスパッタリングリングなどによる成膜が可能な温度にまでガラス基板を加熱昇温する。ガラス基板の温度が十分昇温した後、ガラス基板を第1の成膜領域に移送し、ガラス基板上に多層膜の最下層に相当する膜を成膜する。次にガラス基板を第2の成膜領域に移送し、最下層の上に成膜を行う。このようにガラス基板を後段の成膜領域に順次移送して成膜することにより、多層膜を形成する。上記加熱と成膜は真空ポンプにより排気された低圧下で行うため、ガラス基板の加熱は非接触方式を取らざるを得ない。そのため、ガラス基板の加熱には輻射による加熱が適している。この成膜はガラス基板が成膜に好適な温度を下回らないうちに行う必要がある。各層の成膜に要する時間が長すぎると加熱したガラス基板の温度が低下し、後段の成膜領域では十分なガラス基板温度を得ることができないという問題が生じる。ガラス基板を長時間にわたって成膜可能な温度を保つためには、ガラス基板をより高温に加熱することが考えられるが、ガラス基板の加熱速度が小さいと加熱時間をより長くしなければならず、加熱領域にガラス基板が滞在する時間も長くしなければならない。そのため各成膜領域におけるガラス基板の滞在時間も長くなり、後段の成膜領域では十分なガラス基板温度を保てなくなってしまう。さらにスループットを向上することも困難となる。特に高Ku磁性材料からなる磁気記録層を備えた磁気記録媒体を生産する場合、所定時間内にガラス基板を高温に加熱するために、ガラス基板の輻射による加熱効率を一層高めるべきである。

SiO_2 、 Al_2O_3 を含むガラスには、波長 $2750\sim 3700\text{nm}$ を含む領域に吸収ピークが存在する。また、後述する赤外線吸収剤を添加するか、ガラス成分として導入することにより、さらに短波長の輻射の吸収を高めるこ

とができ、波長700nm～3700nmの波長領域に吸収を持たせることができる。ガラス基板を輻射、すなわち、赤外線照射により効率よく加熱するには、上記波長域にスペクトルの極大が存在する赤外線を用いることが望まれる。加熱速度を上げるには、赤外線のスペクトル極大波長と基板の吸収ピーク波長をマッチさせるとともに赤外線パワーを増やすことが考えられる。赤外線源として高温状態のカーボンヒータを例にとると、赤外線のパワーを増加するにはカーボンヒータの入力を増加すればよい。しかし、カーボンヒータからの輻射を黒体輻射と考えると、入力増加によってヒータ温度が上昇するため、赤外線のスペクトルの極大波長が短波長側にシフトし、ガラスの上記吸収波長域から外れてしまう。そのため、基板の加熱速度を上げるためにはヒータの消費電力を過大にしなければならず、ヒータの寿命が短くなってしまふなどの問題が発生する。

このような点に鑑み、上記波長領域（波長700～3700nm）におけるガラスの吸収をより大きくすることにより、赤外線のスペクトル極大波長と基板の吸収ピーク波長を近づけた状態で赤外線の照射を行い、ヒータ入力を過剰にしないことが望ましい。そこで赤外線照射過熱効率を高めるため、ガラス基板としては、700～3700nmの波長域に、厚さ2mmに換算した分光透過率が50%以下となる領域が存在するか、または、前記波長域にわたり、厚さ2mmに換算した分光透過率が70%以下となる透過率特性を備えるものが好ましい。例えば、鉄、銅、コバルト、イッテルビウム、マンガン、ネオジム、プラセオジム、ニオブ、セリウム、バナジウム、クロム、ニッケル、モリブデン、ホルミウムおよびエルビウムの中から選ばれる少なくとも1種の金属の酸化物は、赤外線吸収剤として作用し得る。また、水分または水分に含まれるOH基は、3μm帯に強い吸収を有するため、水分も赤外線吸収剤として作用し得る。ガラス組成に上記赤外線吸収剤として作用し得る成分を適量導入することにより、ガラス基板に上記好ましい吸収特性を付与することができる。上記赤外線吸収剤として作用し得る酸化物の添加量は、酸化物として質量基準で500ppm～5%であることが好ましく

、2000 ppm～5%であることがより好ましく、2000 ppm～2%であることがさらに好ましく、4000 ppm～2%の範囲がより一層好ましい。また、水分については、 H_2O 換算の重量基準で200 ppm超含まれることが好ましく、220 ppm以上含まれることがより好ましい。

なお、 Yb_2O_3 、 Nb_2O_5 をガラス成分として導入する場合や清澄剤としてCe酸化物を添加する場合は、これら成分による赤外線吸収を基板加熱効率の向上に利用することができる。

[0057] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラスは酸化物ガラスであり、そのガラス組成は酸化物基準で表示するものとする。酸化物基準のガラス組成とは、ガラス原料が熔融時にすべて分解されてガラス中で酸化物として存在するものとして換算することにより得られるガラス組成である。上記ガラスは、結晶化のための熱処理工程が不要なこと、および加工性が優れていることから、非晶性（アモルファス）ガラスであることが好ましい。

[0058] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラスは化学強化に好適である。本発明の一態様において、化学強化は低温型化学強化を意味する。

また本発明において、「主表面」とは、ガラス基板またはガラスの表面のうち、最も面積の広い面を意味する。ディスク状ガラス基板の場合、ディスクの円形状の表裏対向する一対の表面（中心穴がある場合は中心穴を除く。）が主表面に相当する。

[0059] ガラス1およびガラス3は、必須成分として、 SiO_2 、 Li_2O 、 Na_2O 、ならびに、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO からなる群から選ばれる一種以上のアルカリ土類金属酸化物を含み、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する MgO の含有量のモル比（ $MgO / (MgO + CaO + SrO + BaO)$ ）が0.80以上である。

ガラス2およびガラス4は、必須成分として、 SiO_2 、 Li_2O 、 Na_2O 、ならびに、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO からなる群から選ばれる一種以上のアルカリ土類金属酸化物を含み、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する CaO の含有量のモル比（ $CaO / (MgO + C$

$a\text{O} + \text{SrO} + \text{BaO}$)) が 0.20 以下である。

以下、本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラスのガラス組成について、更に詳細に説明する。

[0060] SiO_2 はガラスのネットワーク形成成分であり、ガラス安定性、化学的耐久性、特に耐酸性を向上させる効果がある。磁気記録媒体用ガラス基板上に磁気記録層等を成膜する工程や前記工程により形成した膜を熱処理するため、輻射によって基板を加熱する際、基板の熱拡散を低下させ、加熱効率を高める働きをする成分でもある。 SiO_2 の含有量が過剰になると SiO_2 が完全に溶けずにガラス中に未溶解物が生じたり、清澄時のガラスの粘性が高くなりすぎて泡切れが不十分になるので、 SiO_2 の含有量は 56～75 モル%とすることが好ましい。

[0061] Al_2O_3 は、剛性および耐熱性を向上させる働きをする成分である。 Al_2O_3 の含有量が過剰になるとガラスの耐失透性（安定性）が低下するため、その含有量は 1～20 モル%とすることが好ましい。 Al_2O_3 の含有量のより好ましい範囲は 1～15 モル%、更に好ましい範囲は 1～11 モル%である。

[0062] 上記 SiO_2 および Al_2O_3 を含むガラスの中でより好ましいガラスは、ガラス成分としてアルカリ金属酸化物 R_2O (R は、Li、Na、または K を表す。) を含むガラスである。 R_2O は、ガラスの熔融性を改善し、ガラスの均質性を改善する効果、熱膨張係数を大きくする効果があり、化学強化を可能にする成分でもある。ただし、 R_2O の含有量を過剰にすると、ガラス転移温度が低下したり、化学的耐久性が悪化するため、 R_2O の含有量は 4～20 モル%とすることが好ましい。 R_2O の含有量のより好ましい範囲は 4～15 モル%、更に好ましい範囲は 6～15 モル%である。ここで R_2O の含有量とは、 Li_2O 、 Na_2O および K_2O の合計含有量を意味する。本発明の一態様では、 R_2O としては、高耐熱性を損なわず、化学強化に有効に働く Li_2O および Na_2O を必須成分として含有させる。

[0063] K は他のアルカリ金属 Li、Na と比べて原子番号が大きく、アルカリ金属成分の中では破壊靱性値を低下させる働きがある。また本発明の基板を化

学強化ガラス基板とする場合、Kはイオン交換の効率を低下させる働きがある。したがって、本発明の磁気記録媒体基板用ガラスは、 K_2O 含有量が3モル%未満のガラスであることが好ましい。 K_2O 含有量の好ましい範囲は0～2モル%、より好ましい範囲は0～1モル%、更に好ましい範囲は0～0.5モル%、一層好ましい範囲は0～0.1モル%、特に好ましくは0%である。

[0064] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラスは、ガラス成分としてアルカリ土類金属酸化物 $R'O$ (R' は、Mg、Ca、Sr、またはBaを表す。)を含むガラスである。 $R'O$ は、ガラスの熔融性を改善する効果、熱膨張係数を大きくする効果がある。ただし、 $R'O$ の含有量を過剰にすると、 R_2O が過剰な場合ほどではないが、ガラス転移温度が低下したり、化学的耐久性が低下する。以上の観点から、 $R'O$ の含有量の好ましい範囲は3～30モル%である。ここで $R'O$ の含有量とは、MgO、CaO、SrOおよびBaOの合計含有量を意味する。なおBaOは含有させなくてもよく、MgO、CaOおよびSrOからなる群から選ばれるアルカリ土類金属酸化物の合計含有量は10～30モル%であることが好ましい。

[0065] Li_2O および Na_2O を含むガラスをナトリウム塩とカリウム塩の混合熔融塩に浸漬して化学強化を行うと、ガラス中の Li^+ イオンと熔融塩中の Na^+ イオンとがイオン交換し、またガラス中の Na^+ イオンと熔融塩中の K^+ イオンがイオン交換して、表面近傍に圧縮応力層が、ガラス内部に引張応力層が形成される。

本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラスは、ガラス転移温度が620℃以上と高く、優れた耐熱性を有し、高Ku磁性材料からなる磁気記録層を形成するための磁気記録媒体用基板材料として好適である。磁性材料の高温処理などにおいて、ガラス基板は高温下に晒されることになるが、上記のようにガラス転移温度が高いガラス材料を使用すれば、基板の平坦性が損なわれることがない。

ガラス中におけるアルカリ金属イオンの拡散速度はイオン半径が小さいイ

オンほど大きいため、熔融塩中の Na^+ イオンはガラス表面からより深層にまで達して深い圧縮応力層を形成し、熔融塩中の K^+ イオンは Na^+ イオンほど深層には達せず、圧縮応力層は表面から浅い部分に形成される。混合塩により化学強化されたガラスの深さ方向の応力分布は、 Na^+ と Li^+ のイオン交換により形成される応力分布と K^+ と Na^+ のイオン交換により形成される応力分布を合成したものになる。そのため、深さ方向の応力分布は緩やかに変化し、図1に模式図を示すように、バビネ法により測定される2つの主表面に垂直な仮想断面における応力プロファイルにおいて、引張応力分布が凸形状となる。この凸形状には、後述の図2に示すような圧縮応力側へ凹む凹み部は含まれない。また、比較的深い圧縮応力層が形成される。なお図1中、中央のL線よりも左側が圧縮応力の領域であり、右側が引張応力の領域である。

仮にガラス表面のクラックが成長して引張応力層に達しても、上記応力分布を有する化学強化ガラスでは、即、ガラスが破壊することはない。

一方、 Na_2O を含み、 Li_2O を含まないガラスを化学強化する場合は、ガラスをカリウム熔融塩に浸漬し、ガラス中の Na^+ イオンと熔融塩中の K^+ イオンとの交換により、ガラス表面近傍に圧縮応力層を形成する。 K^+ イオンは Na^+ や Li^+ と比較し拡散速度が小さいため、ガラス深層まで達せず、圧縮応力層は浅く、深さ方向の応力分布は急峻に変化し、図2に模式図を示すように、バビネ法により測定される2つの主表面に垂直な仮想断面における応力プロファイルにおいて、主表面間の中央部からそれぞれ主表面側に寄った箇所で極大となる。つまり、引張応力が極大となる位置は2箇所になる。このような極大は、アップヒルと呼ばれる。このようなガラスでは、仮にガラス表面のクラックが成長して引張応力層に達すると、クラックの先端が引張応力の極大領域に達するので、引張応力によって破壊の進行が助長され、所謂、遅れ破壊を引き起こす。

本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラスは、ガラス成分として Li_2O および Na_2O を含むため、 Na^+ 、 K^+ の混合塩で化学強化することにより、遅れ破壊を防止することができる。遅れ破壊の発生をより一層効果的

に防止する観点からは、 Li_2O 含有量は0.1モル%以上であることが好ましい。

[0066] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラスは、アルカリ土類金属酸化物 MgO 、 CaO 、 SrO 、 BaO を一種以上含む。これらのアルカリ土類金属酸化物は、ガラスの熔融性を改善する効果、熱膨張係数を大きくする効果がある。

[0067] ところで、ガラス転移温度が高いガラスを化学強化する場合、強化処理温度も高温になる。ガラス転移温度が高いガラスを化学強化する場合、ガラス転移温度が比較的低い従来のガラスでは問題にならなかったイオン交換効率の低下が顕著になる。

本発明者らは、この点について検討した結果、次のような知見を得た。

アルカリ金属イオン Li^+ 、 Na^+ 、 K^+ 、アルカリ土類金属イオン Mg^{2+} 、 Ca^{2+} 、 Sr^{2+} 、 Ba^{2+} のポーリングによるイオン半径は表1に示すとおりである。

[0068] [表1]

表 1

アルカリ金属イオン	イオン半径	アルカリ土類金属イオン	イオン半径
Li^+	60 pm	Mg^{2+}	65 pm
Na^+	95 pm	Ca^{2+}	99 pm
K^+	133 pm	Sr^{2+}	113 pm
		Ba^{2+}	135 pm

[0069] 表1から明らかなように、 Li^+ と Mg^{2+} 、 Na^+ と Ca^{2+} 、 K^+ と Sr^{2+} のイオン半径は近い値となっている。強化処理温度を高めていくと、ガラス中と熔融塩中のアルカリ金属イオン同士のイオン交換に加え、ガラス中のアルカリ土類金属イオンと熔融塩中のアルカリ金属イオンとのイオン交換が起こるようになる。特に、イオン半径の値が近いアルカリ金属イオンとアルカリ土類金属イオンのイオン交換速度が増加すると考えられる。

CaO を含むガラスをナトリウム塩とカリウム塩の混合熔融塩を用いて高温で化学強化する場合、 Na^+ （ガラス） $\rightleftharpoons$ K^+ （熔融塩）の反応と並行してC

a^{2+} （ガラス） $\Leftrightarrow Na^+$ （熔融塩）が起こり、アルカリ金属イオン同士の交換が阻害されると考えられる。

ガラス中の Mg^{2+} は、リチウム熔融塩を用いなければ Mg^{2+} （ガラス） $\Leftrightarrow Li^+$ （熔融塩）というイオン交換は起こらず、ガラス中の Sr^{2+} は、イオン半径が大きく拡散速度が遅いため、熔融塩中の K^+ と交換しにくい。

そこで、ガラス 1 およびガラス 3 では、高耐熱性ガラスの化学強化に特有のイオン交換効率の低下によって引き起こされ则认为られる機械的強度の低下を解決するために、アルカリ土類金属酸化物の中で、イオン交換効率を低下させることなくヤング率を高めるために有効な成分である MgO の割合を高めることで、即ち、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する MgO の含有量のモル比（ $MgO / (MgO + CaO + SrO + BaO)$ ）を 0.80 以上とすることにより、上記の機械的強度の低下を解決することができる。イオン交換効率の維持、機械的強度の維持という観点から、モル比（ $MgO / (MgO + CaO + SrO + BaO)$ ）の好ましい範囲は、0.85～1.00、より好ましい範囲は 0.90～1.00、更に好ましい範囲は 0.95～1.00 である。ところで、本発明者らは、ガラス成分として複数種のアルカリ土類金属酸化物を共存させるとガラス転移温度が低下傾向を示すとの新たな知見を得た。この知見によれば、耐熱性を維持する上から、アルカリ土類金属酸化物はできるだけ一種に集中して導入することが好ましい。すなわち、モル比（ $MgO / (MgO + CaO + SrO + BaO)$ ）を上記範囲にすることは耐熱性を維持する上からも好ましい。

一方、ガラス 2 およびガラス 4 では、高耐熱性ガラスの化学強化に特有のイオン交換効率の低下によって引き起こされ则认为られる機械的強度の低下を解決するために、アルカリ土類金属酸化物の中で、イオン交換効率を低下させる CaO の割合を抑えることで、即ち、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する CaO の含有量のモル比（ $CaO / (MgO + CaO + SrO + BaO)$ ）を 0.20 以下とすることにより、上記の機械的強度の低下を解決することができる。イオン交換効率の維持、機械的強

度の維持という観点から、モル比 ($\text{CaO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$) の好ましい範囲は、 $0 \sim 0.18$ 、より好ましい範囲は $0 \sim 0.16$ 、更に好ましい範囲は $0 \sim 0.15$ 、一層好ましい範囲は $0 \sim 0.10$ である。

[0070] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラスは、 ZrO_2 、 TiO_2 、 Y_2O_3 、 La_2O_3 、 Gd_2O_3 、 Nb_2O_5 および Ta_2O_5 からなる群から選ばれる酸化物を含むこともできる。 ZrO_2 、 TiO_2 、 Y_2O_3 、 La_2O_3 、 Gd_2O_3 、 Nb_2O_5 、 Ta_2O_5 は、剛性および耐熱性を高める成分であるため少なくとも一種を導入することが好ましいが、過剰量の導入によりガラスの熔融性および熱膨張特性が低下する。したがって、上記酸化物の合計含有量は 0 モル% 超かつ 10 モル% 以下の範囲であることが好ましく、 $0.5 \sim 10$ モル% の範囲であることがより好ましい。

[0071] B_2O_3 は、ガラス基板の脆さを改善し、ガラスの熔融性を向上する成分であるが、過剰量の導入により耐熱性が低下するため、上記各ガラスにおいて、その導入量を $0 \sim 3$ モル% とすることが好ましく、 $0 \sim 2$ モル% とすることがより好ましく、0 モル% 以上 1 モル% 未満とすることがより好ましく、 $0 \sim 0.5$ モル% とすることが好ましく、実質的に導入しなくてもよい。

[0072] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラスとしては、
 SiO_2 を $56 \sim 75$ モル%、
 Al_2O_3 を $1 \sim 20$ モル%、
 Li_2O 、 Na_2O および K_2O からなる群から選ばれるアルカリ金属酸化物を合計で $6 \sim 15$ モル%、
 MgO 、 CaO および SrO からなる群から選ばれるアルカリ土類金属酸化物を合計で $10 \sim 30$ モル%、
 ZrO_2 、 TiO_2 、 Y_2O_3 、 La_2O_3 、 Gd_2O_3 、 Nb_2O_5 および Ta_2O_5 からなる群から選ばれる酸化物を合計で 0 モル% 超かつ 10 モル% 以下、
含むものであって、ガラス転移温度が 620°C 以上、 $100 \sim 300^\circ\text{C}$ における平均線膨張係数が $70 \times 10^{-7} / ^\circ\text{C}$ 以上、ヤング率が 81 GPa 以上、比

弾性率が 30 MN m/kg 以上、破壊靱性値が $0.9\text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上になるように組成調整されたガラスが望ましい。組成調整については、例えば前記ガラスにおける K_2O 含有量の好ましい範囲は上記のとおりである。またアルカリ土類金属酸化物の一種である BaO は破壊靱性を低下させる働きがあるため、その含有量の上限を破壊靱性値が $0.9\text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上となるように制限することが望ましい。破壊靱性値の好ましい範囲は前述のとおりである。荷重 4.9 N (500 gf)で測定して得られる破壊靱性値を用いる場合は、破壊靱性値 (荷重 4.9 N (500 gf)) が $0.9\text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 超となるように BaO 含有量の上限を制限すればよい。破壊靱性値 (荷重 4.9 N (500 gf)) の好ましい範囲は前述のとおりである。前記したように、 BaO は含有させなくてもよい。なお本発明の基板が化学強化ガラス基板である場合には、当該基板において上記のアルカリ金属酸化物を構成するアルカリ金属原子の少なくとも一部がイオン交換されている。本発明において、特記しない限り、化学強化されたガラス基板に関するガラス組成については同様とする。

[0073] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体用基板の好ましい態様は、化学強化を行ってなることを特徴とするガラス基板、すなわち、化学強化されたガラス基板である。化学強化によってガラス基板の破壊靱性値を一層高めることができる。化学強化は、硝酸カリウムもしくは硝酸ナトリウムの溶融物、または硝酸カリウムと硝酸ナトリウムの溶融物で行うことが破壊靱性値を一層高める上から好ましい。当該ガラス基板を得るために化学強化処理が施される本発明のガラスには、ガラス成分としてイオン交換可能な成分として、 Li_2O および Na_2O が含有されている。

[0074] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体用ガラス基板は、高ヤング率、高比弾性率、高破壊靱性を兼ね備えているため、高い信頼性が求められる回転数が 5000 rpm 以上の磁気記録装置に好適に用いられ、回転数が 7200 rpm 以上の磁気記録装置により好適に用いられ、回転数が 10000 rpm 以上の磁気記録装置に更に好適に用いられる。

[0075] 同様に、本発明の一態様にかかる磁気記録媒体用基板は、高い信頼性が要求されるDFH (Dynamic Flying Height) ヘッドを搭載した磁気記録装置に好適に用いられる。

[0076] 次に本発明の一態様にかかるガラスのより好ましい組成について例示する。

[0077] 上記ガラスとしては、モル%表示にて、

SiO_2 を56～75%、

Al_2O_3 を1～20%、

Li_2O を0%超かつ4%以下、

Na_2O を1%以上かつ15%未満、

K_2O を0%以上3%未満、

含み、かつ BaO を実質的に含まず、

Li_2O 、 Na_2O および K_2O からなる群から選ばれるアルカリ金属酸化物の合計含有量が6～15%の範囲であり、

Na_2O 含有量に対する Li_2O 含有量のモル比 ($\text{Li}_2\text{O}/\text{Na}_2\text{O}$) が0.50未満であり、

上記アルカリ金属酸化物の合計含有量に対する K_2O 含有量のモル比 $\{\text{K}_2\text{O}/(\text{Li}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O})\}$ が0.13以下であり、

MgO 、 CaO および SrO からなる群から選ばれるアルカリ土類金属酸化物の合計含有量が10～30%の範囲であり、

MgO および CaO の合計含有量が10～30%の範囲であり、

上記アルカリ土類金属酸化物の合計含有量に対する MgO および CaO の合計含有量のモル比 $\{(\text{MgO} + \text{CaO})/(\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO})\}$ が0.86以上であり、

上記アルカリ金属酸化物およびアルカリ土類金属酸化物の合計含有量が20～40%の範囲であり、

上記アルカリ金属酸化物およびアルカリ土類金属酸化物の合計含有量に対する MgO 、 CaO および Li_2O の合計含有量のモル比 $\{(\text{MgO} + \text{CaO} +$

$\text{Li}_2\text{O}) / (\text{Li}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O} + \text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO})$ が 0.50 以上であり、

ZrO_2 、 TiO_2 、 Y_2O_3 、 La_2O_3 、 Gd_2O_3 、 Nb_2O_5 および Ta_2O_5 からなる群から選ばれる酸化物の合計含有量が 0% 超かつ 10% 以下のガラス（以下、ガラス A という）；

ガラス A であって、かつ Al_2O_3 含有量に対する上記酸化物の合計含有量のモル比 $\{(\text{ZrO}_2 + \text{TiO}_2 + \text{Y}_2\text{O}_3 + \text{La}_2\text{O}_3 + \text{Gd}_2\text{O}_3 + \text{Nb}_2\text{O}_5 + \text{Ta}_2\text{O}_5) / \text{Al}_2\text{O}_3\}$ が 0.40 以上のガラス（以下、ガラス A-1 という）、を例示することができる。

[0078] 以下において、特記しない限り、各成分の含有量、合計含有量、比率はモル基準で表示するものとする。

[0079] 上記ガラスは酸化物ガラスであり、好ましくは非晶質性（アモルファス）の酸化物ガラスであって、そのガラス組成は酸化物基準で表示するものとする。酸化物基準のガラス組成とは、ガラス原料が熔融時にすべて分解されてガラス中で酸化物として存在するものとして換算することにより得られるガラス組成である。以下、各ガラス成分についての説明のうち、各成分の含有量、合計含有量、比率については、特記しない限り、ガラス A について適用されるものである。

[0080] SiO_2 は、ガラスのネットワーク形成成分であり、ガラス安定性、化学的耐久性、特に耐酸性を向上させる効果がある。磁気記録媒体用ガラス基板上に磁気記録層等を成膜する工程や前記工程により形成した膜を熱処理するため、輻射によって基板を加熱する際、基板の熱拡散を低下させ、加熱効率を高める働きをする成分でもある。 SiO_2 の含有量が 56% 未満では化学的耐久性が低下し、75% を超えると剛性が低下する。また、 SiO_2 の含有量が 75% を超えると SiO_2 が完全に溶けずにガラス中に未溶解物が生じたり、清澄時のガラスの粘性が高くなりすぎて泡切れが不十分になる。未溶解物を含むガラスから基板を作製すると、研磨によって基板表面に未溶解物による突起が生じ、極めて高い表面平滑性が求められる磁気記録媒体基板としては

使用できなくなる。また、泡を含むガラスから基板を作製すると、研磨によって基板表面に泡の一部が現れ、その部分が窪みとなって基板の主表面の平滑性が損なわれるため、やはり磁気記録媒体基板として使用できなくなる。以上より、 SiO_2 の含有量は56～75%とする。 SiO_2 の含有量の好ましい範囲は58～70%、より好ましい範囲は60～70%である。

[0081] Al_2O_3 もガラスのネットワーク形成に寄与し、剛性および耐熱性を向上させる働きをする成分である。ただし Al_2O_3 の含有量が20%を超えるとガラスの耐失透性（安定性）が低下するため、その導入量は20%以下とする。他方、 Al_2O_3 の含有量が1%未満では、ガラスの安定性、化学的耐久性、および耐熱性が低下するため、その導入量は1%以上とする。したがって、 Al_2O_3 の含有量は、1～20%の範囲である。ガラスの安定性、化学的耐久性および耐熱性の観点から、 Al_2O_3 の含有量の好ましい範囲は1～15%、より好ましい範囲は1～11%である。ガラスの安定性、化学的耐久性および耐熱性の観点から、 Al_2O_3 の含有量の好ましい範囲は1～10%、より好ましい範囲は2～9%、更に好ましい範囲は3～8%である。また、ガラス基板に対して化学強化処理を行う観点からは、 Al_2O_3 の含有量は、5～20%の範囲が好ましい。

[0082] Li_2O は、ガラスの剛性を高める成分である。また、アルカリ金属の中でガラス中の移動のしやすさは $\text{Li} > \text{Na} > \text{K}$ の順であるため、化学強化性能の観点からも Li の導入は有利である。ただし、導入量が過剰であると耐熱性の低下を招くため、その導入量は4%以下とする。即ち、 Li_2O の含有量は0%超かつ4%以下である。高剛性、高耐熱性および化学強化性能の観点から、 Li_2O の含有量の好ましい範囲は0.1～3.5%、より好ましい範囲は0.1～3%、更に好ましい範囲は0.2～3%、一層好ましい範囲は0.5～3%、より一層好ましい範囲は1%超かつ3%以下、更に一層好ましい範囲は1%超かつ2.5%以下である。

[0083] また、上記の通り Li_2O は過剰量の導入により耐熱性の低下を招くが、 Na_2O に対する導入量が過剰になっても耐熱性の低下を招くため、 Na_2O 含有

量に対する Li_2O 含有量のモル比 ($\text{Li}_2\text{O}/\text{Na}_2\text{O}$) が0.50未満の範囲となるように、その導入量を Na_2O 導入量に対して調整する。 Li_2O の導入による効果を得つつ耐熱性の低下を抑制する観点から、上記モル比 ($\text{Li}_2\text{O}/\text{Na}_2\text{O}$) は0.01以上0.50未満の範囲とすることが好ましく、0.02～0.40の範囲とすることがより好ましく、0.03～0.40の範囲とすることが更に好ましく、0.04～0.30の範囲とすることがより一層好ましく、0.05～0.30の範囲とすることがなお一層好ましい。

[0084] 加えて、 Li_2O の導入量がアルカリ金属酸化物の合計含有量 ($\text{Li}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$) に対して過剰であっても耐熱性の低下を招き、過少になると化学強化性能の低下を招くため、アルカリ金属酸化物の合計含有量に対する Li_2O 含有量のモル比 $\{\text{Li}_2\text{O}/(\text{Li}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O})\}$ が1/3未満の範囲となるように、 Li_2O の導入量をアルカリ金属酸化物の合計に対して調整することが好ましい。 Li_2O の導入による効果を得つつ耐熱性の低下を抑制する観点から、モル比 $\{\text{Li}_2\text{O}/(\text{Li}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O})\}$ のより好ましい上限は0.30、更に好ましい上限は0.28、一層好ましい上限は0.23である。化学強化性能の低下を抑制する観点から、モル比 $\{\text{Li}_2\text{O}/(\text{Li}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O})\}$ の好ましい下限は0.01、より好ましい下限は0.02、更に好ましい下限は0.03、一層好ましい下限は0.04、より一層好ましい下限は0.05である。

[0085] Na_2O は熱膨張特性改善に有効な成分であることから、1%以上導入する。また、 Na_2O は化学強化性能にも寄与する成分であるため、1%以上導入することは化学強化性能の観点からも有利である。ただしその導入量が15%以上になると耐熱性の低下を招く。したがって Na_2O の含有量は1%以上かつ15%未満とする。熱膨張特性、耐熱性および化学強化性能の観点から、 Na_2O の含有量の好ましい範囲は4～13%、より好ましい範囲は5～11%である。

[0086] K_2O は熱膨張特性改善に有効な成分である。過剰量の導入により耐熱性、熱伝導率の低下を招き、化学強化性能も悪化することから、その導入量は3

%未満とする。即ち、 K_2O の含有量は0%以上3%未満である。耐熱性を維持しつつ熱膨張特性を改善する観点から、 K_2O の含有量の好ましい範囲は0～2%、より好ましい範囲は0～1%、更に好ましい範囲は0～0.5%、より一層好ましい範囲は0～0.1%であり、耐熱性および化学強化性能の観点からは、実質的に導入しないことが好ましい。なお本発明において、「実質的に含まない」、「実質的に導入しない」とは、ガラス原料中に意図して特定の成分を加えないことを意味し、不純物として混入することまで排除するものではない。ガラス組成に関する0%との記載も同義である。

[0087] また Li_2O 、 Na_2O および K_2O からなる群から選ばれるアルカリ金属酸化物の合計含有量が6%未満ではガラスの熔融性および熱膨張特性が低下し、15%を超えると耐熱性が低下する。したがって、ガラスの熔融性、熱膨張特性および耐熱性の観点から、 Li_2O 、 Na_2O および K_2O からなる群から選ばれるアルカリ金属酸化物の合計含有量は6～15%とし、好ましくは7～15%、より好ましくは8～13%、更に好ましくは8～12%の範囲とする。

[0088] ここで例示するガラスAは、 BaO を実質的に含まないものである。 BaO の導入を排除する理由は、以下の通りである。

記録密度を高めるためには磁気ヘッドと磁気記録媒体表面との距離を近づけ、書き込み・読み込み分解能を上げる必要がある。そのため近年、ヘッドの低浮上量化（磁気ヘッドと磁気記録媒体表面との間のスペーシングの低減）が進められており、これに伴い磁気記録媒体表面にはわずかな突起の存在も許容されなくなっている。低浮上量化された記録再生システムでは、微小突起であってもヘッドと衝突しヘッド素子の損傷等の原因となるからである。一方、 BaO は大気中の炭酸ガスとの反応によりガラス基板表面の付着物となる $BaCO_3$ を生成する。したがって付着物低減の観点から BaO を含有させない。加えて BaO はガラス表面の変質（ヤケと呼ばれる）の発生原因となり、基板表面に微小突起を形成するおそれのある成分であるため、ガラス表面のヤケの防止のためにも BaO を排除する。なお、 Ba フリー化

は環境への負担を軽減するうえからも好ましい。

[0089] 加えて、ガラス基板がBaOを実質的に含まないことは、熱アシスト記録方式に使用される磁気記録媒体として望ましい。以下、その理由を説明する。

記録密度を高めるほどビットサイズは小さくなり、例えば1テラバイト／ inch^2 を超える高密度記録を実現するためのビットサイズの目標値は数十nm径とされている。このような微小ビットサイズで記録する場合、熱アシスト記録では加熱領域をビットサイズと同程度に小さくする必要がある。また、微小ビットサイズで高速記録するためには、1つのビットの記録に費やすことのできる時間は極短時間となるため、熱アシストによる加熱と冷却を瞬間的に完了する必要がある。即ち、熱アシスト記録用磁気記録媒体では、加熱と冷却は可能な限り速やかに、かつ局所的に行われることが求められる。

そこで熱アシスト記録用磁気記録媒体の基板と磁気記録層との間に、高い熱伝導率を有する材料からなるヒートシンク層（例えばCu膜）を設けることが提案されている（例えば特開2008-52869号公報参照）。ヒートシンク層は、面内方向への熱の広がりを抑え、かつ垂直方向（深さ方向）への熱の流れを加速することで、記録層に与えられた熱を面内方向ではなく垂直方向（厚さ方向）に逃がす役割を果たす層である。ヒートシンク層を厚くするほど、加熱と冷却を短時間かつ局所的に行うことができるが、ヒートシンク層を厚くするためには、成膜時間を長くする必要があるため、生産性が低下してしまう。また、ヒートシンク層の厚みが増すことにより、層成膜時の熱の蓄積も多くなることから、結果的にその上層に形成される磁性層の結晶性や結晶配向性が乱れ、記録密度の改善が困難になる場合がある。更に、ヒートシンク層が厚くなるほど、ヒートシンク層にコロージョンが発生し、膜全体が隆起して凸欠陥が発生する可能性が高くなり、低浮上量化の妨げとなる。特にヒートシンク層に鉄材料が用いられている場合、上記現象が発生する可能性が高い。

以上説明したように、厚膜のヒートシンク層を設けることは、加熱と冷却を短時間かつ局所的に行ううえでは有利であるが、生産性、記録密度の改善、低浮上量化の観点からは望ましくない。この対策として、ヒートシンク層が担う役割を補うべくガラス基板の熱伝導率を高めることが考えられる。

ここでガラスAは、 SiO_2 、 Al_2O_3 、アルカリ金属酸化物、アルカリ土類金属酸化物などを構成成分とする。この中で、アルカリ金属酸化物、アルカリ土類金属酸化物は修飾成分としてガラスの熔融性を改善したり、熱膨張係数を増加させる働きを有する。したがって、一定量をガラスに導入する必要があるが、この中で最も原子番号が大きいBaはガラスの熱伝導率を低下させる働きが大きい。ここではBaOを含まないためBaOによる熱伝導率低下がなく、したがってヒートシンク層の薄膜化を進めたとしても、加熱と冷却を短時間かつ局所的に行うことを可能とするものである。

[0090] なお、アルカリ土類金属酸化物の中でBaOが最もガラス転移温度を高く維持する働きを有する。このBaOをフリー化することによりガラス転移温度が低下しないよう、アルカリ土類金属酸化物であるMgO、CaOおよびSrOの合計含有量に対するMgOおよびCaOの合計含有量のモル比 $\{ (\text{MgO} + \text{CaO}) / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO}) \}$ を0.86以上とする。アルカリ土類金属酸化物の総量を一定とした場合、この総量を多種のアルカリ土類金属酸化物に配分するよりも1種または2種のアルカリ土類金属酸化物に集中して配分することで、ガラス転移温度を高く維持することができるからである。即ち、BaOフリー化によるガラス転移温度の低下を、上記モル比を0.86以上とすることで抑制しているのである。また、ガラス基板に求められる特性の1つが高剛性（高ヤング率）であることは前述の通りであるが、ガラス基板に求められる望ましい特性としては後述するように比重が小さいことも挙げられる。高ヤング率化および低比重化のためには、アルカリ土類金属酸化物の中でMgOとCaOの導入を優先することが有利であり、したがって上記モル比を0.86以上とすることは、ガラス基板の高ヤング率化および低比重化を実現する効果もある。上記説明した観点から、前

記モル比は、好ましくは0.88以上、より好ましくは0.90以上、更に好ましくは0.93以上、より一層好ましくは0.95以上、なお一層好ましくは0.97以上、更に一層好ましくは0.98以上、特に好ましくは0.99以上、最も好ましくは1である。

[0091] MgO、CaOおよびSrOからなる群から選ばれるアルカリ土類金属酸化物の合計含有量は過少ではガラスの剛性および熱膨張特性が低下し、過剰では化学的耐久性が低下する。高剛性、高熱膨張特性および良好な化学的耐久性を実現するために、上記アルカリ土類金属酸化物の合計含有量を10～30%とし、好ましくは10～25%、より好ましくは11～22%、更に好ましくは12～22%、より一層好ましくは13～21%、更に一層好ましくは15～20%の範囲とする。

[0092] また、上記のとおりMgOおよびCaOは優先して導入される成分であり、合計で10～30%の量となるように導入される。MgOとCaOの合計含有量が10%未満では、剛性および熱膨張特性が低下し、30%を超えると化学的耐久性が低下するからである。MgOとCaOを優先して導入することによる効果を良好に得る観点から、MgOとCaOの合計含有量の好ましい範囲は10～25%、より好ましい範囲は10～22%、更に好ましい範囲は11～20%、より一層好ましい範囲は12～20%である。

また、アルカリ金属酸化物の中では K_2O が原子番号が大きく熱伝導率を低下させる働きが大きいこと、化学強化性能の点では不利であることから、 K_2O の含有量はアルカリ金属酸化物の総量に対して制限される。アルカリ金属酸化物の合計含有量に対する K_2O 含有量のモル比 $\{K_2O / (Li_2O + Na_2O + K_2O)\}$ を0.13以下とする。化学強化性能および熱伝導率の観点から、上記モル比は好ましくは0.10以下、より好ましくは0.08以下、更に好ましくは0.06以下、より一層好ましくは0.05以下、なお一層好ましくは0.03、更に一層好ましくは0.02以下、特に好ましくは0.01以下、最も好ましくは実質的にゼロ、即ち K_2O を導入しないことが最も好ましい。

[0093] 上記アルカリ金属酸化物とアルカリ土類金属酸化物の合計含有量 ($\text{Li}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O} + \text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO}$) は、20～40%である。20%未満ではガラスの熔融性、熱膨張係数および剛性が低下し、40%を超えると化学的耐久性および耐熱性が低下するからである。上記諸特性を良好に維持する観点から、上記アルカリ金属酸化物とアルカリ土類金属酸化物の合計含有量の好ましい範囲は20～35%、より好ましい範囲は21～33%、更に好ましい範囲は23～33%である。

[0094] 前述のとおり MgO 、 CaO および Li_2O はガラスの剛性を高める（高ヤング率化）を実現するために有効な成分であり、これら3成分の合計が上記アルカリ金属酸化物とアルカリ土類金属酸化物の合計に対して過少になると、ヤング率を高めることが困難となる。そこでガラスAでは、上記アルカリ金属酸化物およびアルカリ土類金属酸化物の合計含有量に対する MgO 、 CaO および Li_2O の合計含有量のモル比 $\{ (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{Li}_2\text{O}) / (\text{Li}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O} + \text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO}) \}$ が0.50以上となるように、 MgO 、 CaO および Li_2O の導入量を上記アルカリ金属酸化物およびアルカリ土類金属酸化物の合計に対して調整する。ガラス基板のヤング率をより一層高めるためには、上記モル比は0.51以上とすることが好ましく、0.52以上とすることが好ましい。また、ガラスの安定性の観点からは、上記モル比は0.80以下とすることが好ましく、0.75以下とすることがより好ましく、0.70以下とすることがより一層好ましい。

[0095] また、各アルカリ土類金属酸化物の導入量については、上記のとおり BaO は実質的に導入しない。

MgO はヤング率向上と低比重化、更にはこれによる比弾性率向上の観点から、一態様では、好ましい含有量は0～14%、より好ましくは0～10%、更に好ましくは0～8%、より一層好ましくは0～6%、更に一層好ましくは1～6%の範囲である。他の一態様では、好ましい含有量は8～30%、より好ましくは8～25%、更に好ましくは8～22%、より一層好ましくは10～22%、更に一層好ましくは12～20%の範囲である。なお

比弾性率については後述する。

CaOは熱膨張特性およびヤング率の向上、ならびに低比重化の観点から、一態様では、好ましい導入量は3～20%、より好ましくは4～20%、更に好ましくは10～20%の範囲である。他の一態様では、好ましい導入量は0～9%、より好ましくは0～5%、更に好ましくは0～2%、一層好ましくは0～1%、より一層好ましくは0～0.8%の範囲である。

SrOは熱膨張特性を向上する成分であるがMgO、CaOと比べて比重を高める成分であるため、その導入量は4%以下とすることが好ましく、3%以下とすることが好ましく、2.5%以下とすることがより好ましく、2%以下とすることが好ましく、1%以下とすることがより好ましく、実質的に導入しなくてもよい。

また、高いガラス転移温度を得るために、混合アルカリ土類効果の観点からアルカリ土類金属酸化物は、複数種添加するのではなく、アルカリ土類酸化物のうち単一成分のみを添加することが好ましく、複数種添加する場合には、最も多いアルカリ土類酸化物の割合がアルカリ土類金属酸化物全量の70%以上、より好ましくは80%以上、さらに好ましくは90%以上、特に好ましくは95%以上となるように選択することができる。

[0096] SiO₂、Al₂O₃、アルカリ金属酸化物およびアルカリ土類金属酸化物の含有量および割合については、前述の通りであるが、ここで例示するガラスAは以下に示す酸化物成分も含むものである。以下、それらの詳細について説明する。

[0097] ZrO₂、TiO₂、Y₂O₃、La₂O₃、Gd₂O₃、Nb₂O₅およびTa₂O₅からなる群から選ばれる酸化物は、剛性および耐熱性を高める成分であるため少なくとも一種を導入するが、過剰量の導入によりガラスの熔融性および熱膨張特性が低下する。したがって、上記酸化物の合計含有量は0%超かつ10%以下とし、好ましくは1～10%の範囲とする。上記酸化物の合計含有量のより好ましい上限は9%、更に好ましい上限は8%、一層好ましい上限は7%、より一層好ましい上限は6%、更に一層好ましい上限は3.5%、な

お一層好ましい上限は3%である。一方、上記酸化物の合計含有量のより好ましい下限は1.5%、更に好ましい下限は2%である。一態様では、上記酸化物の合計含有量は、より好ましくは2~10%、更に好ましくは2~9%、より一層好ましくは2~7%、なお一層好ましくは2~6%の範囲とする。

[0098] また、上記のとおり Al_2O_3 も剛性および耐熱性を高める成分であるが、ヤング率を高める働きは上記酸化物の方が大きい。ガラスA-1において、上記酸化物を Al_2O_3 に対して0.4以上のモル比で導入することにより、即ち、 Al_2O_3 含有量に対する上記酸化物の合計含有量のモル比 $\{(ZrO_2 + TiO_2 + Y_2O_3 + La_2O_3 + Gd_2O_3 + Nb_2O_5 + Ta_2O_5) / Al_2O_3\}$ を0.40以上とすることにより、剛性および耐熱性の向上を実現することができる。剛性および耐熱性をより一層向上する観点から、上記モル比は、0.50以上とすることが好ましく、0.60以上とすることが好ましく、0.70以上とすることがより好ましい。また、ガラスの安定性の観点からは、上記モル比は4.00以下とすることが好ましく、3.00以下とすることがより好ましく、2.00以下とすることが更に好ましく、1.00以下とすることがより一層好ましく、0.90以下とすることがなお一層好ましく、0.85以下とすることが更に一層好ましい。

[0099] また、 B_2O_3 は、ガラス基板の脆さを改善し、ガラスの熔融性を向上する成分であるが、過剰量の導入により耐熱性が低下するため、その導入量は0~3%とすることが好ましく、0~2%とすることがより好ましく、0%以上1%未満とすることがより好ましく、0~0.5%とすることが好ましく、実質的に導入しなくてもよい。

[0100] Cs_2O は所望の特性、性質を損なわない範囲で少量導入し得る成分であるが、他のアルカリ金属酸化物と比べて比重を増加させる成分であるため、実質的に導入しなくてもよい。

[0101] ZnO は、ガラスの熔融性、成形性および安定性を良化し、剛性を高め、熱膨張特性を向上する成分であるが、過剰量の導入で耐熱性および化学的耐

久性が低下するため、その導入量は0～3%とすることが好ましく、0～2%とすることがより好ましく、0～1%とすることが更に好ましく、実質的に導入しなくてもよい。

[0102] ZrO_2 は上記のとおり剛性および耐熱性を高める成分であり、かつ化学的耐久性を高める成分でもあるが、過剰量の導入でガラスの熔融性が低下するため、一態様では、その導入量は0%超かつ10%以下とすることが好ましく、1～10%とすることがより好ましい。 ZrO_2 の含有量のより好ましい上限は9%、更に好ましい上限は8%、一層好ましい上限は7%、より一層好ましい上限は6%、さらに一層好ましい上限は3.5%、なお一層好ましい上限は3%である。一方、 ZrO_2 の含有量より好ましい下限は1.5%、更に好ましい下限は2%である。他の一態様では、 ZrO_2 の導入量は1～8%とすることが好ましく、1～6%とすることがより好ましく、2～6%とすることが更に好ましい。

[0103] TiO_2 はガラスの比重の増加を抑え、かつ剛性を向上する作用があり、これにより比弾性率を高めることができる成分である。ただし過剰量導入するとガラス基板が水と接触した際に基板表面に水との反応生成物が生じ付着物発生の原因となる場合があるため、その導入量は0～6%とすることが好ましく、0～5%とすることがより好ましく、0～3%とすることが更に好ましく、0～2%とすることがより一層好ましく、0%以上1%未満とすることがなお一層好ましく、実質的に導入しなくてもよい。

[0104] Y_2O_3 、 Yb_2O_3 、 La_2O_3 、 Gd_2O_3 、 Nb_2O_5 および Ta_2O_5 は、化学的耐久性、耐熱性向上、剛性や破壊靱性向上の点で有利な成分であるが、過剰量の導入で熔融が悪化し、比重も重くなる。また高価な原料を使用することになるので、含有量を少なくすることが好ましい。したがって上記成分の導入量は合計量として、0～3%とすることが好ましく、0～2%とすることがより好ましく、0～1%とすることが更に好ましく、0～0.5%とすることがより一層好ましく、0～0.1%とすることがなお一層好ましく、熔融性向上、低比重化およびコスト低減を重視する際には実質的に導入しないこ

とが好ましい。

[0105] HfO_2 も、化学的耐久性、耐熱性向上、剛性や破壊靱性向上の点で有利な成分であるが、過剰量の導入で熔融性が悪化し、比重も重くなる。また高価な原料を使用することになるので、含有量を少なくすることが好ましく、実質的に導入しないことが好ましい。

[0106] Pb 、 As 、 Cd 、 Te 、 Cr 、 Tl 、 U および Th は、環境への影響を考慮し、実質的に導入しないことが好ましい。

[0107] また、前記アルカリ金属酸化物 (Li_2O 、 Na_2O および K_2O) の合計含有量に対する SiO_2 、 Al_2O_3 、 ZrO_2 、 TiO_2 、 Y_2O_3 、 La_2O_3 、 Gd_2O_3 、 Nb_2O_5 および Ta_2O_5 の合計含有量のモル比 $\{ (\text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2 + \text{TiO}_2 + \text{Y}_2\text{O}_3 + \text{La}_2\text{O}_3 + \text{Gd}_2\text{O}_3 + \text{Nb}_2\text{O}_5 + \text{Ta}_2\text{O}_5) / (\text{Li}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}) \}$ は、耐熱性を高めるとともに熔融性を高める観点から、好ましい範囲は3～15であり、より好ましくは3～12、更に好ましくは4～12、一層好ましくは5～12、より一層好ましくは5～11、なお一層好ましくは5～10の範囲である。

[0108] 以上、例示した組成を有するガラスAは化学強化可能である。

[0109] (ガラスの製法)

本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラスは、例えば、上記組成のガラスが得られるように酸化物、炭酸塩、硝酸塩、水酸化物などの原料を秤量し、混合して調合原料とし、この調合原料を熔融容器に投入して1400～1600℃の範囲で加熱、熔融し、清澄、攪拌して泡、未溶解物を含まない均質な熔融ガラスを作製し、この熔融ガラスを成形して得ることができる。熔融ガラスの成形には、プレス成形法、キャスト法、フロート法、オーバーフローダウンドロー法などを使用することができる。プレス成形法では、熔融ガラスをプレスしてディスク形状に成形することができ、磁気記録媒体基板用のブランクを成形する方法として好適である。

プレス成形法の中でも、基板ブランク1個分に相当する熔融ガラスを落下させ、空中にある熔融ガラスをプレス成形する方法が好ましい。前記方法で

は、一对のプレス成形型で空中の熔融ガラスを挟んでプレスするので、各プレス成形型と接する面からガラスを均等に冷却することができ、平坦性のよい基板ブランクを製造することができる。

[0110] (化学強化ガラス)

本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラスは、化学強化用ガラスとして好適である。

前述の組成調整により良好な化学強化性能を付与されているため、化学強化処理によってガラス表面にイオン交換層を容易に形成することができ、表面の一部または全部にイオン交換層を形成可能である。イオン交換層は、高温下、基板表面にアルカリ塩を接触させ、該アルカリ塩中のアルカリ金属イオンと基板中のアルカリ金属イオンを交換させることにより形成することができる。

[0111] 通常のイオン交換は、アルカリ硝酸塩を加熱して熔融塩とし、この熔融塩に基板を浸漬して行う。基板中のイオン半径の小さいアルカリ金属イオンに換えてイオン半径の大きいアルカリ金属イオンを導入すると、基板表面に圧縮応力層が形成される。これにより磁気記録媒体用ガラス基板の破壊靱性を向上し、その信頼性を高めることができる。

[0112] 化学強化は、必要に応じて予め加工した上記ガラスを、例えば、ナトリウム塩とカリウム塩を含む混合熔融塩に浸漬して行うことができる。ナトリウム塩として硝酸ナトリウムを、カリウム塩として硝酸カリウムをそれぞれ用いることが好ましい。本発明の磁気記録媒体基板用ガラスは、前述のように Li_2O を必須成分として含むものであるため、イオン交換は、 Li よりもイオン半径の大きな Na 、 K により行うことが好ましい。

[0113] イオン交換により、化学強化ガラス表面からのアルカリ溶出量を低減することもできる。なお、化学強化する場合は、イオン交換を、基板を構成するガラスの歪点より高温かつガラス転移温度より低温で、アルカリ熔融塩が熱分解しない温度範囲で行うことが好ましい。基板がイオン交換層を有することは、ガラスの断面（イオン交換層を切る面）をバビネ法により観察して確

認する方法、ガラス表面からアルカリ金属イオンの深さ方向の濃度分布を測定する方法等によって確認することができる。

[0114] 強化処理温度（熔融塩の温度）、強化処理時間（ガラスを熔融塩に浸漬している時間）は適宜調整可能である。例えば強化処理温度の範囲は400～570℃を目処に調整すればよい。強化処理時間の範囲は0.5～10時間を目処に調整すればよく、1～6時間を目処に調整することが好ましい。

[0115] 前述のようにガラスのガラス転移温度、熱膨張係数、ヤング率、比重、分光透過率は化学強化の前後でほぼ一定の値を示すことから、本発明においては、化学強化前後の熱膨張係数、ヤング率、比重、分光透過率の各特性は同じ値として扱う。またアモルファス状態のガラスは、化学強化後もアモルファス状態を維持している。

[0116] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラスは、化学強化により前述の応力プロファイルを示すことができ、これにより遅れ破壊の発生を防ぐことができる。したがって本発明の一態様にかかるガラスを化学強化してなる本発明の磁気記録媒体用ガラス基板は、遅れ破壊を起こしにくく、かつ、高い耐熱性と優れた機械的強度を有することができるガラス基板であり、上記磁気記録媒体基板用ガラスを化学強化してなるガラスが有する諸々の特長を示すことができる。

[0117] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板は、バビネ法により求められる2つの主表面に垂直な仮想断面における応力プロファイルにおいて、引張応力分布が凸形状であり、ただし該凸形状は圧縮応力側へ凹む凹み部を含まない化学強化ガラスからなるガラス基板であることができる。当該応力プロファイルについては、先に説明した通りであり、このような応力プロファイルを示すことにより、遅れ破壊の発生を防ぐことができる。例えば、前記仮想断面において、主表面からの深さを x としたとき、深さ x における応力値 $S(x)$ を応力プロファイルと呼ぶことにする。応力プロファイルは、通常、2つの主表面間の中心で線対称となる。応力プロファイルを知るには、2つの主表面に対して垂直にガラス基板を破断し、破断面をバビネ法により観察

すればよい。

応力プロファイルの好ましい態様としては、両主表面近傍において圧縮応力値が極大となり、深さ x が増加するにつれて圧縮応力値は減少し、圧縮応力と引張応力とが釣り合う深さ x_0 よりもさらに深くなるにつれて圧縮応力が引張応力に転じ、引張応力値が緩やかに増加して2つの主表面間の中央部または中央部近傍で極大値を取る態様を挙げることができる。当該極大値は、図1に示すように、深さ方向の一定領域で維持されている場合もある。このような応力プロファイルを取るガラス基板であれば、基板表面で発生したクラックの深さが x_0 より深くなっても引張応力によってクラックが急激に成長して破壊に至る遅れ破壊を防止することができる。

[0118] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板は、バビネ法により求められる引張応力の平均値 T_{av} と引張応力の最大値 T_{max} とが、下記式(1)：

$$T_{av} / T_{max} \geq 0.5$$

を満たす化学強化ガラスからなるガラス基板であることもできる。以下、図3および図4に基づき式(1)について説明する。

引張応力の最大値 T_{max} とは、上記引張応力値の極大値である。図3中、引張応力の平均値 T_v は、引張応力と圧縮応力との中心線であるL線は、面積 S_1 、 S_2 、 S_3 が、 $S_1 + S_2 = S_3$ となるように決定される。 S_2 側の主表面と平行な仮想直線と、2つの主表面に垂直で T_{max} を通過する仮想直線との交点から S_2 側の主表面までの距離を DOL とすると、 $T_{av} = S_3 / (t_{sub} - 2 \times DOL)$ として、引張応力の平均値 T_{av} が算出される。

$T_{av} / T_{max} \geq 0.5$ であり、 $T_{av} / T_{max} \geq 0.7$ であることが好ましく、 $T_{av} / T_{max} \geq 0.8$ であることがより好ましい。 T_{av} / T_{max} の上限値については、例えば、 $T_{av} / T_{max} < 1.0$ である。

式(1)で規定する T_{av} / T_{max} は、先に図2を示し説明したアップヒルが存在しないことを示す指標として用いることができ、アップヒルが存在するガラス基板は、 T_{max} が大きいため、 $T_{av} / T_{max} < 0.5$ と

なる。

これに対し、上記式（１）を満たすガラスは、アップヒルが存在しないため、遅れ破壊の発生が抑制されている。

なお図２に示すようにアップヒルが存在するガラス基板については、図４に示すように、Ｌ線は面積 S_4 、 S_5 、 S_6 、 S_7 、 S_8 が、 $S_4 + S_5 + S_6 = S_7 + S_8$ となるように決定される。さらに T_{av} は、 $T_{av} = (S_7 + S_8 - S_6) / (t_{sub} - 2 \times DOL)$ として算出される。図２において、引張応力層は S_6 によって２つの層 S_7 と S_8 とに分かれているが、図１に示すように引張応力層が一層からなる場合は、上記の通り、 $T_{av} = S_3 / (t_{sub} - 2 \times DOL)$ により T_{av} を算出すればよい。

[0119] 更に本発明の一態様は、

本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板用ガラスからなる磁気記録媒体基板ブランク；および

上記磁気記録媒体基板ブランクを加工することを含む磁気記録媒体の製造方法、

に関する。

ここで磁気記録媒体基板ブランク（以下、基板ブランクという）とは、加工して磁気記録媒体用ガラス基板に仕上げる前の基板用ガラス母材を意味する。基板ブランクを構成するガラスの組成、特性、ならびに組成および特性の好ましい範囲については、先に説明したとおりである。

本発明の一態様にかかる基板ブランクは磁気記録媒体用ガラス基板がディスク形状をしていることから、ディスク形状であることが好ましい。

[0120] 基板ブランクは、上記ガラスが得られるように、ガラス原料を調合し、熔融して熔融ガラスとし、作製した熔融ガラスをプレス成形法、ダウンドロー法またはフロート法のいずれかの方法により板状に成形し、得られた板状のガラスを必要に応じて加工することで作製することができる。

プレス成形法では、流出する熔融ガラスを切断し、所要の熔融ガラス塊を得て、これをプレス成形型でプレス成形して薄肉円盤状の基板ブランクを作

製する。

[0121] 本発明の更なる態様は、本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板上に磁気記録層を有する磁気記録媒体に関する。

以下、本発明の一態様にかかる磁気記録媒体について、更に詳細に説明する。

[0122] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体は、例えば、ガラス基板の主表面上に、該主表面に近いほうから順に、少なくとも付着層、下地層、磁性層（磁気記録層）、保護層、潤滑層が積層された構成を有する、ディスク状磁気記録媒体（磁気ディスク、ハードディスクなどと呼ばれる）であることができる。

例えばガラス基板を真空引きを行った成膜装置内に導入し、DCマグネトロンスパッタリング法にてAr雰囲気中で、ガラス基板主表面上に付着層から磁性層まで順次成膜する。付着層としては例えばCrTi、下地層としては例えばCrRuを用いることができる。上記成膜後、例えばCVD法によりC₂H₄を用いて保護層を成膜し、同一チャンバ内で、表面に窒素を導入する窒化処理を行うことにより、磁気記録媒体を形成することができる。その後、例えばPFPE（ポリフルオロポリエーテル）をディップコート法により保護層上に塗布することにより、潤滑層を形成することができる。

また、下地層と磁性層との間には、軟磁性層、シード層、中間層などを、スパッタ法（DCマグネトロンスパッタ法、RFマグネトロンスパッタ法などを含む）、真空蒸着法などの公知の成膜方法を用いて形成してもよい。

上記各層の詳細については、例えば特開2009-110626号公報の段落[0027]～[0032]を参照できる。また、ガラス基板と軟磁性層との間には、熱伝導性の高い材料からなるヒートシンク層を形成することもできるが、その詳細は後述する。

[0123] 先に説明したように、磁気記録媒体のより一層の高密度記録化のためには、高Ku磁性材料から磁気記録層を形成することが好ましい。この点から好ましい磁性材料としては、Fe-Pt系磁性材料、Co-Pt系磁性材料、

またはFe-Co-Pt系磁性材料を挙げることができる。なおここで「系」とは、含有することを意味する。即ち、本発明の磁気記録媒体は、磁気記録層としてFeおよびPt、CoおよびPt、またはFe、CoおよびPtを含む磁気記録層を有することが好ましい。例えばCo-Cr系等の従来汎用されていた磁性材料の成膜温度が250～300℃程度であるのに対し、上記磁性材料の成膜温度は通常500℃超の高温である。更にこれら磁性材料は、通常、成膜後に結晶配向性を揃えるため、成膜温度を超える温度で高温の熱処理（アニール）が施される。したがって、Fe-Pt系磁性材料、Co-Pt系磁性材料、またはFe-Co-Pt系磁性材料を用いて磁気記録層を形成する際には基板が上記高温に晒されることとなる。ここで基板を構成するガラスが耐熱性に乏しいものであると、高温下で変形し平坦性が損なわれる。これに対し本発明の磁気記録媒体に含まれる基板は、優れた耐熱性（ガラス転移温度として620℃以上）を示すものであるため、Fe-Pt系磁性材料、Co-Pt系磁性材料、またはFe-Co-Pt系磁性材料を用いて磁気記録層を形成した後も、高い平坦性を維持することができる。上記磁気記録層は、例えば、Ar雰囲気中、Fe-Pt系磁性材料、Co-Pt系磁性材料、またはFe-Co-Pt系磁性材料をDCマグネトロンスパッタリング法にて成膜し、次いで加熱炉内でより高温での熱処理を施すことにより形成することができる。

[0124] ところで、 K_u （結晶磁気異方性エネルギー一定数）は保磁力 H_c に比例する。保磁力 H_c とは、磁化の反転する磁界の強さを表す。先に説明したように、高 K_u 磁性材料は熱揺らぎに対して耐性を有するため、磁性粒子を微粒子化しても熱揺らぎによる磁化領域の劣化が起こりにくく高密度記録化に好適な材料として知られている。しかし上記の通り K_u と H_c は比例関係にあるため、 K_u を高めるほど H_c も高まり、即ち磁気ヘッドによる磁化の反転が起こりにくくなり情報の書き込みが困難となる。そこで、記録ヘッドによる情報の書き込み時にヘッドからデータ書き込み領域に瞬間的にエネルギーを加え、保磁力を低下させることで高 K_u 磁性材料の磁化反転をアシストす

る記録方式が近年注目を集めている。このような記録方式は、エネルギーアシスト記録方式と呼ばれ、中でもレーザー光の照射により磁化反転をアシストする記録方式は熱アシスト記録方式、マイクロ波によりアシストする記録方式はマイクロ波アシスト記録方式と呼ばれる。前述のように、本発明の一態様によれば高 K_u 磁性材料による磁気記録層の形成が可能となるため、高 K_u 磁性材料とエネルギーアシスト記録の組み合わせにより、例えば面記録密度が1テラバイト/ inch^2 を超える高密度記録を実現することができる。即ち、本発明の一態様にかかる磁気記録媒体は、エネルギーアシスト記録方式に使用されることが好ましい。なお、熱アシスト記録方式については、例えばIEEE TRANSACTIONS ON MAGNETICS, VOL. 44, No. 1, JANUARY 2008 119に、マイクロ波アシスト記録方式については、例えばIEEE TRANSACTIONS ON MAGNETICS, VOL. 44, No. 1, JANUARY 2008 125に、それぞれ詳細に記載されており、本発明の一態様においても、これら文献記載の方法により、エネルギーアシスト記録を行うことができる。

[0125] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板（例えば磁気ディスク用ガラス基板）、磁気記録媒体（例えば磁気ディスク）とも、その寸法に特に制限はないが、例えば、高記録密度化が可能であるため媒体および基板を小型化することも可能である。例えば、公称直径2.5インチは勿論、更に小径（例えば1インチ、1.8インチ）、または3インチ、3.5インチ等の寸法のものとすることができる。

[0126] 次に、磁気記録媒体基板の製造方法について説明する。

まず、所定のガラス組成が得られるように酸化物、炭酸塩、硝酸塩、硫酸塩、水酸化物などのガラス原料を秤量、調合し、十分混合して、熔融容器内で、例えば1400～1600℃の範囲で加熱、熔融し、清澄、攪拌して十分泡切れがなされた均質化した熔融ガラスを作製する。なお、必要に応じてガラス原料に清澄剤を外割で添加してもよい。清澄剤としては、Sn酸化物およびCe酸化物を使用することが好ましい。これは以下の理由による。

Sn酸化物は、ガラス熔融時、高温で酸素ガスを放出し、ガラス中に含ま

れる微小な泡を取り込んで大きな泡にすることで浮上しやすくすることにより清澄を促す働きに優れている。一方、Ce酸化物は、低温でガラス中にガスとして存在する酸素をガラス成分として取り込むことにより泡を消す働きに優れている。泡の大きさ（固化したガラス中に残留する泡（空洞）の大きさ）が0.3mm以下の範囲で、Sn酸化物は比較的大きな泡も極小の泡も除く働きが強い。Sn酸化物とともにCe酸化物を添加すると、50μm～0.3mm程度の大きな泡の密度が数十分の一程度にまで激減する。このように、Sn酸化物とCe酸化物を共存させることにより、高温域から低温域にわたり広い温度範囲でガラスの清澄効果を高めることができるため、Sn酸化物およびCe酸化物を添加することが好ましい。

Sn酸化物およびCe酸化物の外割り添加量の合計が0.02質量%以上であれば、十分な清澄効果を期待することができる。微小かつ少量であっても未溶解物を含むガラスを用いて基板を作製すると、研磨によってガラス基板表面に未溶解物が現れると、ガラス基板表面に突起が生じたり、未溶解物が欠落した部分が窪みとなって、ガラス基板表面の平滑性が損なわれ、磁気記録媒体用の基板としては使用できなくなる。これに対しSn酸化物およびCe酸化物の外割り添加量の合計が3.5質量%以下であれば、ガラス中に十分に溶解し得るため未溶解物の混入を防ぐことができる。

また、SnやCeは結晶化ガラスを作る場合には結晶核を生成する働きをする。本発明のガラス基板は非晶質性ガラスからなるので、加熱によって結晶を析出しないことが望ましい。Sn、Ceの量が過剰になると、こうした結晶の析出がおこりやすくなる。そのため、Sn酸化物、Ce酸化物とも過剰の添加は避けるべきである。

以上の観点から、Sn酸化物およびCe酸化物の外割り添加量の合計を0.02～3.5質量%とすることが好ましい。Sn酸化物とCe酸化物の外割り添加量の合計の好ましい範囲は0.1～2.5質量%、より好ましい範囲は0.1～1.5質量%、さらに好ましい範囲は0.5～1.5質量%である。

Sn酸化物としては、 SnO_2 を用いることがガラス熔融中、高温で酸素ガスを効果的に放出する上から好ましい。

[0127] なお、清澄剤として硫酸塩を外割りで0～1質量%の範囲で添加することでもできるが、ガラス熔融中に熔融物が吹きこぼれるおそれがあり、ガラス中の異物が激増することから、上記吹きこぼれが懸念される場合は、硫酸塩を導入しないことが好ましい。なお、本発明の目的を損なわないものであって清澄効果が得られるものであれば、上記清澄剤以外のものを使用してもよい。ただし、前述のように環境負荷が大きいAsの添加は避けるべきである。またSbも環境への負荷を考慮すると使用しないことが好ましい。

[0128] 次に、作製した熔融ガラスをプレス成形法、ダウンドロー法またはフロート法のいずれかの方法により板状に成形し、得られた板状のガラスを加工する工程を経ることで、基板形状のガラス成形品、即ち本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板ブランク、を得ることができる。

[0129] プレス成形法では、流出する熔融ガラスを切断し、所要の熔融ガラス塊を得て、これをプレス成形型でプレス成形して薄肉円盤状の基板ブランクを作製する。

ダウンドロー法では、樋状の成形体を用いて熔融ガラスを導き、成形体の両側へと熔融ガラスをオーバーフローさせ、成形体の下方で成形体に沿って流下する2つの熔融ガラス流を合流させてから、下方に引っ張ってシート状に成形する。この方法はフュージョン法とも呼ばれ、成形体表面に接触したガラスの面を互いに張り合わせることにより、接触痕のないシートガラスを得ることができる。その後、得られたシート材から薄肉円盤状の基板ブランクがくり抜かれる。

フロート法では、熔融錫などを蓄えたフロートバス上に熔融ガラスを流し出し、引っ張りながらシート状ガラスに成形する。その後、得られたシート材から薄肉円盤状の基板ブランクがくり抜かれる。

このようにして得た基板ブランクに中心孔を設けたり、内外周加工、両主表面にラッピング、ポリッシングを施す。次いで、酸洗浄およびアルカリ洗

浄を含む洗浄工程を経てディスク状の基板を得ることができる。

- [0130] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板の製造方法は、破壊靱性値 K_{1c} が $1.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ より小さいガラス素材を研磨する工程と、前記研磨工程後に化学強化する工程を有することもできる。

研磨などの機械加工では、破壊靱性が小さいガラスのほうが加工は容易である。そこで、本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板の製造方法では、破壊靱性値 K_{1c} が $1.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ より小さいガラス素材を機械加工した後、化学強化して破壊靱性を高めることにより、破壊靱性値が高く耐衝撃性の優れたガラス基板を容易に製造することができる。破壊靱性値は、主に化学強化条件によって所望の値に制御することができる。例えば化学強化条件を強化する（例えば処理時間を延ばす）ほど、破壊靱性値を高めることができる。

- [0131] 上記のガラス素材の化学強化前の破壊靱性値は $1.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以下であることが好ましく、 $1.1 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以下であることがより好ましく、 $1.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以下であることが更に好ましく、 $0.9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以下であることが一層好ましく、 $0.8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以下であることがより一層好ましい。

- [0132] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板の製造方法では、化学強化工程後に更に研磨工程を行ってもよい。本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板の製造方法の好ましい態様は、化学強化工程を有する磁気記録媒体用ガラス基板の製造方法であって、前記化学強化工程は、化学強化前のガラス素材の破壊靱性値 K_{1c} （前）と、化学強化後のガラス素材の破壊靱性値 K_{1c} （後）との比（ K_{1c} （後）／ K_{1c} （前））を 1.5 以上にする工程であることを特徴とするものである。この方法では、機械加工に適した破壊靱性値を有するガラス素材を研磨等の機械加工後に化学強化して破壊靱性値を高め、比（ K_{1c} （後）／ K_{1c} （前））を 1.5 以上にすることにより、更には 1.7 以上にすることにより、耐衝撃性の優れた磁気記録媒体基板を容易に製造することができる。なお、本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板の製造方法における

K_{1c} （前）、 K_{1c} （後）は、いずれも同じ荷重で測定される破壊靱性値であり、 K_{1c} （前）を荷重 9.81 N（1000 gf）で測定した場合は、 K_{1c} （後）も荷重 9.81 N（1000 gf）で測定した値とし、 K_{1c} （前）を荷重 4.9 N（500 gf）で測定した場合は、 K_{1c} （後）も荷重 4.9 N（500 gf）で測定した値とする。

[0133] ところで、化学強化ガラス基板の作製において、ガラス成分として含まれる B_2O_3 は K_{1c} （前）を増加させ、化学強化前の機械加工性を低下させる一方で、化学強化性能の改善に寄与しないため、 K_{1c} （後）／ K_{1c} （前）の大きなガラスを得る上から B_2O_3 の含有量を 0～3% の範囲に制限することが好ましく、0～2% の範囲に制限することがより好ましく、0% 以上 1% 未満の範囲に制限することがより好ましく、0～0.5% の範囲に制限することが好ましく、実質的に導入しないことが好ましい。なお化学強化前の破壊靱性値 K_{1c} （前）とは、研磨工程後に測定される値である。

[0134] また、本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板は、アルカリ金属酸化物の合計含有量に対する K_2O 含有量のモル比 $\{K_2O / (Li_2O + Na_2O + K_2O)\}$ が 0.13 以下であるガラスに化学強化処理が施されたガラスであって、ガラス転移温度が 640℃ 以上、かつ破壊靱性値が $0.9 MPa \cdot m^{1/2}$ 以上のガラスからなるものであることもできる。

[0135] また、本発明の一態様にかかる磁気記録媒体基板は、ガラス転移温度が 620℃ 以上、ヤング率が 80 GPa 以上、比弾性率が 30 MNm/kg 以上、かつ破壊靱性値が $0.9 MPa \cdot m^{1/2}$ 以上のガラスからなるものであることもできる。

[0136] ノートパソコン用の HDD には外径 2.5 インチサイズの磁気記録媒体が通常用いられ、それに使用されるガラス基板の板厚は従来 0.635 mm であったが、比弾性率を変えずとも基板の剛性を高め、耐衝撃性をさらに改善することを目的として、例えば 0.7 mm 以上の板厚とすることが好ましく、0.8 mm 以上の板厚とすることがより好ましい。

磁気記録層が形成される主表面は、下記（１）～（３）の表面性を有する

ことが好ましい。

- (1) 原子間力顕微鏡を用いて $1\mu\text{m} \times 1\mu\text{m} \times 1\mu\text{m}$ の範囲で 512×256 ピクセルの解像度で測定される表面粗さの算術平均 R_a が 0.15nm 以下；
- (2) $5\mu\text{m} \times 5\mu\text{m}$ の範囲で測定される表面粗さの算術平均 R_a が 0.12nm 以下；
- (3) 波長 $100\mu\text{m} \sim 950\mu\text{m}$ における表面うねりの算術平均 W_a が 0.2nm 以下；
- ・ 5nm 以下。

基板上に成膜する磁気記録層のグレイスケールは、例えば垂直記録方式では、 10nm 未満となっている。高記録密度化のため、ビットサイズが微細化されても、基板表面の表面粗さが大きいと、磁気特性の向上は見込めない。これに対し上記(1)、(2)の2種の表面粗さの算術平均 R_a が上記範囲の基板であれば、高記録密度化のためにビットサイズが微細化されても磁気特性の改善が可能である。また、上記(3)の表面うねりの算術平均 W_a を上記範囲にすることにより、HDDにおける磁気ヘッドの浮上安定性を向上させることができる。上記(1)～(3)の表面性を兼ね備えた基板を実現する上で、ガラスの耐酸性、耐アルカリ性を高めることは有効である。

[0137] 本発明の一態様にかかる磁気記録媒体は、磁気ディスク、ハードディスクなどと呼ばれ、デスクトップパソコン、サーバ用コンピュータ、ノートパソコン、モバイル型パソコンなどの内部記憶装置（固定ディスクなど）、画像および／または音声を記録再生する携帯記録再生装置の内部記憶装置、車載オーディオの記録再生装置などに好適であり、前述のようにエネルギーシステム記録方式に特に適したものである。

[0138] 次に磁気記録装置について説明する。

本発明の一態様にかかる磁気記録装置は、少なくとも磁気記録媒体の主表面を加熱するための熱源と、記録素子部と、再生素子部とを有する熱アシスト磁気記録ヘッド、および、上記本発明の磁気記録媒体を有するエネルギーアシスト磁気記録方式の磁気記録装置である。

本発明の一態様によれば、上記本発明の一態様にかかる磁気記録媒体を搭

載していることで、高記録密度かつ高い信頼性を有する磁気記録装置を提供することができる。

また、上記磁気記録装置は、高強度の基板を備えるため、回転数が5000rpm以上、好ましくは7200rpm以上、より好ましくは10000rpm以上の高速回転においても十分な信頼性を有する。

さらに、上記磁気記録装置はDFH (Dynamic Flying Height) ヘッドを搭載したものであることが、高記録密度化の観点から好ましい。

上記磁気記録装置として、デスクトップパソコン、サーバ用コンピュータ、ノート型パソコン、モバイル型パソコンなどの各種コンピュータの内部記憶装置（固定ディスクなど）、画像および／または音声を記録再生する携帯記録再生装置の内部記憶装置、車載オーディオの記録再生装置を例示することができる。

実施例

[0139] 以下に、本発明を実施例により更に詳細に説明する。但し、本発明は実施例に示す態様に限定されるものではない。

[0140] (1) 熔融ガラスの作製

表2～表5に示すNo. 1～No. 18（実施例）、および表6に示すNo. 19（比較例）の各組成のガラスが得られるように酸化物、炭酸塩、硝酸塩、水酸化物などの原料を秤量し、混合して調合原料とした。この原料を熔融容器に投入して1400～1600℃の範囲で3～6時間、加熱、熔融し、清澄、攪拌して泡、未溶解物を含まない均質な熔融ガラスを作製した。得られたNo. 1～No. 18のガラス中には泡や未溶解物、結晶の析出、熔融容器を構成する耐火物の混入物は認められなかった。

[0141] (2) 基板ブランクの作製

次に、下記方法AまたはBにより、円盤状の基板ブランクを作製した。

(方法A)

清澄、均質化した上記熔融ガラスをパイプから一定流量で流出するととも

にプレス成形用の下型で受け、下型上に所定量の熔融ガラス塊が得られるよう流出した熔融ガラスを切断刃で切断した。そして熔融ガラス塊を載せた下型をパイプ下方から直ちに搬出し、下型と対向する上型および胴型を用いて、直径66mm、厚さ2mmの薄肉円盤状にプレス成形した。プレス成形品を変形しない温度にまで冷却した後、型から取り出してアニールし、基板ブランクを得た。なお、上記成形では複数の下型を用いて流出する熔融ガラスを次々に円盤形状の基板ブランクに成形した。

(方法B)

清澄、均質化した上記熔融ガラスを円筒状の貫通孔が設けられた耐熱性鋳型の貫通孔に上部から連続的に鋳込み、円柱状に成形して貫通孔の下側から取り出した。取り出したガラスをアニールした後、マルチワイヤーソーを用いて円柱軸に垂直な方向に一定間隔でガラスをスライス加工し、円盤状の基板ブランクを作製した。

なお、本実施例では上記方法A、Bを採用したが、円盤状の基板ブランクの製造方法としては、下記方法C、Dも好適である。

(方法C)

上記熔融ガラスをフロートバス上に流し出し、シート状のガラスに成形（フロート法による成形）し、次いでアニールした後にシートガラスから円盤状のガラスをくり貫いて基板ブランクを得ることもできる。

(方法D)

上記熔融ガラスをオーバーフローダウンドロー法（フュージョン法）によりシート状のガラスに成形、アニールし、次いでシートガラスから円盤状のガラスをくり貫いて基板ブランクを得ることもできる。

[0142] (3) ガラス基板の作製

上記各方法で得られた基板ブランクの中心に貫通孔をあけて、外周、内周の研削加工を行い、円盤の主表面をラッピング、ポリッシング（鏡面研磨加工）して直径65mm、厚さ0.8mmの磁気ディスク用ガラス基板に仕上げた。得られたガラス基板は、1.7質量%の珪弗酸（ H_2SiF_6 ）水溶液次いで

、1質量%の水酸化カリウム水溶液を用いて洗浄し、次いで純水ですすいだ後に乾燥させた。実施例のガラスから作製した基板の表面を拡大観察したところ、表面荒れなどは認められず、平滑な表面であった。

次に上記ディスク状のガラス基板を硝酸ナトリウムと硝酸カリウムの混合熔融塩に浸漬し、イオン交換（化学強化）によって表面にイオン交換層を有するガラス基板を得た。化学強化条件を表2～表5に示す。このようにイオン交換処理（化学強化処理）を施すことは、ガラス基板の耐衝撃性を高めるために有効である。イオン交換処理を施した複数枚のガラス基板から、サンプリングしたガラス基板の断面（イオン交換層を切る面）をバビネ法により観察し、イオン交換層が形成されていることを確認した。

イオン交換層はガラス基板表面の全域に形成してもよいし、外周面のみに形成してもよいし、外周面と内周面のみに形成してもよい。

また、イオン交換処理後、イオン交換層を残すように鏡面研磨処理してもよい。この場合、研磨処理による取代は好ましくは $10\mu\text{m}$ 以下、より好ましくは $5\mu\text{m}$ 以下とすると、イオン交換層を十分残すことができ、 K_{1c} が低下しすぎることがなく好ましい。

[0143] （4）磁気ディスクの作製

以下の方法により、実施例のガラスから得られたガラス基板の主表面上に、付着層、下地層、磁性層、保護層、潤滑層をこの順に形成し、磁気ディスクを得た。

[0144] まず、真空引きを行った成膜装置を用いて、DCマグネトロンスパッタリング法にて、 Ar 雰囲気中で、付着層、下地層および磁性層を順次成膜した。

[0145] このとき、付着層は、厚さ 20nm のアモルファス CrTi 層となるように、 CrTi ターゲットを用いて成膜した。続いて枚葉・静止対向型成膜装置を用いて、 Ar 雰囲気中で、DCマグネトロンスパッタリング法にて下地層として CrRu からなる 10nm 厚の層を形成した。また、磁性層は、厚さ 10nm の FePt または CoPt 層となるように、 FePt または Co

P t ターゲットを用いて成膜温度 4 0 0 °C にて成膜した。

[0146] 磁性層までの成膜を終えた磁気ディスクを成膜装置から加熱炉内に移しアニールした。アニール時の加熱炉内の温度は、6 5 0 ~ 7 0 0 °C の範囲とした。

[0147] 続いて、エチレンを材料ガスとした C V D 法により水素化カーボンからなる保護層を 3 n m 形成した。この後、P F P E (パーフロロポリエーテル)を用いてなる潤滑層をディップコート法により形成した。潤滑層の膜厚は 1 n m であった。

以上の製造工程により、磁気ディスクを得た。

[0148] 1. ガラスの評価

(1) ガラス転移温度 T_g 、熱膨張係数

表 2 ~ 表 5 に示すガラスについては、板状に加工し表 2 ~ 表 5 に記載の条件で化学強化処理を施した試料のガラス転移温度 T_g および 1 0 0 ~ 3 0 0 °C における平均線膨張係数 α 、および 5 0 0 ~ 6 0 0 °C における平均線膨張係数を、リガク社製の熱機械分析装置 (Thermo plus TMA8310) を用いて測定した。なお上記特性は、いずれも化学強化処理前後において殆んど変化しないことから、化学強化処理前のガラスも、上記測定によって得られたガラス転移温度 T_g および 1 0 0 ~ 3 0 0 °C における平均線膨張係数 α 、5 0 0 ~ 6 0 0 °C における平均線膨張係数を有するものとみなす。

表 6 に示すガラスについては、化学強化なしの試料について、上記同様に各特性の測定を行った。

(2) ヤング率

表 2 ~ 表 5 に示すガラスについては、板状に加工し表 2 ~ 5 に記載の条件で化学強化処理を施した試料のヤング率を超音波法にて測定した。なおヤング率は、化学強化処理前後において殆んど変化しないことから、化学強化処理前のガラスも、上記測定によって得られたヤング率を有するものとみなす。

表 6 に示すガラスについては、化学強化なしの試料について、上記同様に

ヤング率の測定を行った。

(3) 比重

表2～表5に示すガラスについては、板状に加工し表2～表5に記載の条件で化学強化処理を施した試料の比重をアルキメデス法にて測定した。なお比重は、化学強化処理前後において殆んど変化しないことから、化学強化処理前のガラス基板も、上記測定によって得られた比重を有するものとみなす。

表6に示すガラスについては、化学強化なしの試料について、上記同様に比重の測定を行った。

(4) 比弾性率

上記(2)で得られたヤング率および(3)で得られた比重から、比弾性率を算出した。

(5) 破壊靱性

表2～表5に示すガラスについて、AKASHI社製の装置MVK-Eを用い、板状に加工し表2～表5に記載の条件で化学強化処理を施した試料に押し込み荷重9.81Nでビッカース圧子を押し込み、試料に圧痕およびクラックを導入した。

また、No. 1、No. 2のガラスについては、表2に記載の条件で化学強化処理を施した試料に押し込み荷重4.9Nでビッカース圧子を押し込み、試料に圧痕およびクラックを導入した。

更に、No. 1、No. 2のガラスについては、化学強化なしの未強化品に対して、上記と同様に荷重9.81Nまたは荷重4.9Nを掛けて試料に圧痕およびクラックを導入した。

試料のヤング率をE [GPa]、圧痕対角線長さ、表面クラックの半長を測定し、荷重、試料のヤング率から破壊靱性 K_{1c} を算出した。

(6) T_{av}/T_{max}

表2～表5に示すガラスについて、板状に加工し表2～表5に記載の条件で化学強化処理を施した試料について、板厚方向の断面をバビネ法で観察し

、前述の方法で T_{max} と T_{av} を算出し、算出した値から T_{av} / T_{max} を求めた。

[0149] 2. 基板の評価（表面粗さ、表面うねり）

表2～表5に示すガラスについて、化学強化処理前後の各基板の主表面（磁気記録層等を積層する面）の $5\mu m \times 5\mu m$ の矩形領域を 256×256 ピクセルの解像度で原子間力顕微鏡（AFM）により観察し、 $1\mu m \times 1\mu m$ の範囲で 512×256 ピクセルの解像度で測定される表面粗さの算術平均 R_a 、 $5\mu m \times 5\mu m$ の範囲で測定される表面粗さの算術平均 R_a を測定した。

化学強化処理前後の各基板の主表面（磁気記録層等を積層する面）の波長 $100\mu m \sim 950\mu m$ における表面うねりの算術平均 W_a を、光学式表面形状測定装置を用いて測定した。

$1\mu m \times 1\mu m$ の範囲で測定される表面粗さの算術平均 R_a が $0.05 \sim 0.15\text{ nm}$ の範囲、 $5\mu m \times 5\mu m$ の範囲で測定される表面粗さの算術平均 R_a が $0.03 \sim 0.12\text{ nm}$ の範囲、波長 $100\mu m \sim 950\mu m$ における表面うねりの算術平均 W_a が $0.2 \sim 0.5\text{ nm}$ であり、高記録密度の磁気記録媒体に用いられる基板として問題のない範囲であった。

[0150]

[表2]

No.	組成式	Na1		Na2	
		組成式	組成式	組成式	組成式
第12-18族	SiO ₂	81.90	89	90.00	98.1
	Al ₂ O ₃	11.00	12	11.00	12.1
	B ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	1.00	0.5	1.00	0.5
	Na ₂ O	0.00	0.5	1.00	1.1
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	MgO	15.50	16	15.00	16.4
	CaO	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	0.00	0	0.00	0
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	0.00	0	0.00	0
	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	0.00	0	0.00	0
	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
第19-20族	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	0.00	0	0.00	0
	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	0.00	0	0.00	0
	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	0.00	0	0.00	0
	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
第21-22族	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	0.00	0	0.00	0
	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	0.00	0	0.00	0
	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	0.00	0	0.00	0
	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
第23-24族	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	0.00	0	0.00	0
	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	0.00	0	0.00	0
	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	0.00	0	0.00	0
	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
第25-26族	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	0.00	0	0.00	0
	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	0.00	0	0.00	0
	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0
	CaO	0.00	0	0.00	0
	Na ₂ O	1.00	2	1.00	2
	K ₂ O	0.00	0	0.00	0
	SiO ₂	15.00	16	15.00	16.4
	Al ₂ O ₃	0.00	0	0.00	0

[0151]

[表3]

[illegible]

[0152]

[表4]

表4	ガラス組成	No.10		No.11		No.12	
		モル%	質量%	モル%	質量%	モル%	質量%
	SiO ₂	62.76	62.57	68	65.55	85.5	84.43
	Al ₂ O ₃	10.5	17.76	5	8.43	5	8.35
	Li ₂ O	2	0.89	1	0.49	1	0.48
	Na ₂ O	5	5.14	7	7.17	8	8.12
	K ₂ O	0	0	0	0	0	0
	MgO	19.5	3.04	17	11.33	16	10.57
	CaO	0	0	1	0.93	1	0.92
	SrO	0	0	0	0	0	0
	BaO	0	0	0	0	0	0
	ZrO ₂	0.24	0.42	3	6.11	3.5	7.07
	合計	100	100	100	100	100	100
	MgO+CaO+SrO+BaO	19.500	13.040	18.000	12.280	17.000	11.490
	CaO/(MgO+CaO+SrO+BaO)	0.000	0.000	0.056	0.476	0.059	0.080
	MgO/(MgO+CaO+SrO+BaO)	1.000	1.000	0.944	0.524	0.941	0.920
	Li ₂ O/Na ₂ O	0.400	0.183	0.143	0.068	0.125	0.080
	Li ₂ O/(Li ₂ O+Na ₂ O+K ₂ O)	0.286	0.162	0.125	0.064	0.111	0.057
	Li ₂ O+Na ₂ O+K ₂ O	7	8.13	8	7.66	9	8.61
	MgO+CaO+SrO	19.5	13.04	18	12.26	17	11.49
	MgO+CaO	19.5	13.04	18	12.26	17	11.49
	(MgO+CaO)/(MgO+CaO+SrO)	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000
	K ₂ O/(Li ₂ O+Na ₂ O+K ₂ O)	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
	Li ₂ O+Na ₂ O+K ₂ O/MgO+CaO+SrO	28.5	19.17	26	19.92	26	20.1
	(MgO+CaO+Li ₂ O)/(Li ₂ O+Na ₂ O+K ₂ O+MgO+CaO+SrO)	0.811	0.732	0.731	0.640	0.652	0.586
	(ZrO ₂ +TiO ₂ +Y ₂ O ₃ +La ₂ O ₃ +Ce ₂ O ₃ +Nb ₂ O ₅ +Ta ₂ O ₅)/Al ₂ O ₃	0.023	0.028	0.800	0.725	0.700	0.847
	ZrO ₂ +TiO ₂ +Y ₂ O ₃ +La ₂ O ₃ +Ce ₂ O ₃ +Nb ₂ O ₅ +Ta ₂ O ₅	0.24	0.43	3	6.11	3.5	7.07
特性	溶解速度[mol/m ² ・h]	1.33		1.66		1.39	
	化学変化温度[°C]	450		500		450	
	化学強化時間[時間]	4		6		2	
	耐熱カーラム 破壊ナリウム	80%・40%		80%・10%		80%・20%	
	T ₅₀ /T _{max}	0.89		0.85		0.84	
	比熱	2.55		2.58		2.59	
	ガラス転移温度[°C]	592.9		681		681	
	平均線膨張係数[×10 ⁻⁷ /°C] (100~300°C)	54		83		65	
	平均線膨張係数[×10 ⁻⁷ /°C] (500~600°C)	83		73		76	
	ヤング率[GPa]	85.2		86.5		88.3	
	比弾性率[GPa/m ²]	32.4		32.5		33.3	

[0153]

[表5]

ガラス組成	No.13		No.14		No.15		No.16		No.17		No.18	
	モル%	質量%	モル%	質量%	モル%	質量%	モル%	質量%	モル%	質量%	モル%	質量%
SiO ₂	65	84.62	63	81.71	65.12	84.88	64.84	84.58	64.81	84.19	64.62	83.88
Al ₂ O ₃	8	10.12	10	16.84	6.01	10.13	5.92	10.12	5.96	10.08	5.91	9.96
Li ₂ O	1	0.45	1	0.45	0.8	0.3	0.5	0.1	0.4	0.2	0.2	0.1
Na ₂ O	3	5.23	8	6.07	9.24	9.43	8.38	8.61	8.55	8.76	8.67	8.88
K ₂ O	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
MgO	18.5	11	17	11.18	17.03	11.34	18.98	11.32	18.9	11.26	16.74	11.15
CaO	0.5	0.46	2	1.83	0	0	1.1	1.02	1.59	1.48	2.48	2.31
SnO	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
BaO	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
ZrO ₂	2	4.08	1	2.01	2	4.08	2	4.07	1.99	4.05	1.97	4.01
合計	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00
MgO+CaO+SnO+BaO	17.000	11.460	19.000	13.010	17.030	11.340	18.980	12.340	18.490	12.740	19.230	13.480
CaO/(MgO+CaO+SnO+BaO)	0.028	0.040	0.105	0.141	0.030	0.030	0.051	0.083	0.086	0.116	0.126	0.172
MgO/(MgO+CaO+SnO+BaO)	0.971	0.960	0.895	0.859	1.000	1.000	0.949	0.917	0.914	0.884	0.871	0.828
Li ₂ O/Na ₂ O	0.111	0.083	0.167	0.031	0.085	0.082	0.072	0.055	0.047	0.023	0.023	0.011
Li ₂ O/(Li ₂ O+Na ₂ O+K ₂ O)	0.100	0.090	0.143	0.075	0.081	0.081	0.067	0.034	0.045	0.022	0.023	0.011
Li ₂ O+Na ₂ O+K ₂ O	10	6.72	7	8.56	9.84	9.78	8.99	8.81	8.95	8.87	8.88	8.88
MgO+CaO+SnO	17	11.46	19	13.01	17.03	11.34	18.98	12.34	18.48	12.74	19.23	13.48
MgO+CaO	17	11.46	19	13.01	17.03	11.34	18.98	12.34	18.48	12.74	19.23	13.48
(MgO+CaO)/(MgO+CaO+SnO)	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000
K ₂ O/(Li ₂ O+Na ₂ O+K ₂ O)	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
比量	2.55		2.56		2.544		2.553		2.562		2.588	
ガラス転移温度[°C]	668		700		679		672		651		681	
平均線膨張係数[×10 ⁻⁷ /°C] (100~300°C)	67		56		67		66		67		68	
平均線膨張係数[×10 ⁻⁷ /°C] (500~600°C)	78		65		77		76		78		79	
ヤング率[GPa]	93.9		88.4		84.1		84.9		85.1		85.8	
弾性率[MN/m ²]	92.9		33.8		33.1		33.3		33.2		33.4	
強化温度=400°C 強化時間=4時間 珪酸カリウム、珪酸ナトリウムΔ=60%、40%	1.5		1.45		1.33		1.24		1.1		1.1	
強化温度=450°C 強化時間=4時間 珪酸カリウム、珪酸ナトリウムΔ=60%、40%	1.55		1.55		1.6		1.35		1.28		1.26	
強化温度=500°C 強化時間=4時間 珪酸カリウム、珪酸ナトリウムΔ=60%、40%	1.7		1.6		1.74		1.53		1.41		1.41	
強化温度=400°C 強化時間=4時間 珪酸カリウム、珪酸ナトリウムΔ=60%、40%	0.8		0.81		0.76		0.77		0.65		0.52	

[0154]

[表6]

表6	ガラス組成	No. 19	
		モル%	質量%
	SiO ₂	65	63.59
	Al ₂ O ₃	6	9.96
	Li ₂ O	1	0.1
	Na ₂ O	8	8.83
	K ₂ O	0	0
	MgO	12	11.15
	CaO	5	2.31
	SrO	0	0
	BaO	0	0
	ZrO ₂	3	4.01
	合計	100.00	100.00
	MgO+CaO+SrO+BaO	17.000	13.460
	CaO/(MgO+CaO+SrO+BaO)	0.294	0.172
	MgO/(MgO+CaO+SrO+BaO)	0.706	0.828
	Li ₂ O/Na ₂ O	0.125	0.011
	Li ₂ O/(Li ₂ O+Na ₂ O+K ₂ O)	0.111	0.011
	Li ₂ O+Na ₂ O+K ₂ O	9	8.98
	MgO+CaO+SrO	17	13.46
	MgO+CaO	17	13.46
	(MgO+CaO)/(MgO+CaO+SrO)	1.000	1.000
	K ₂ O/(Li ₂ O+Na ₂ O+K ₂ O)	0.000	0.000
	比重	2.6	
	ガラス転移温度[°C]	670	
	平均線膨張係数[×10 ⁻⁷ /°C] (160~300°C)	67	
	平均線膨張係数[×10 ⁻⁷ /°C] (500~600°C)	79	
	ヤング率[GPa]	85.8	
	比弾性率[MN/kg]	33.0	
	特性		

[0155] 表2～表5に示すように、No. 1～No. 18のガラス基板は、高い耐熱性（高いガラス転移温度）、高剛性（高いヤング率）、高熱膨張係数、高破壊靱性という、磁気記録媒体基板に求められる4つの特性を兼ね備えたものであった。更に表2～表5に示す結果から、No. 1～No. 18のガラス基板は、高速回転に耐え得る高い比弾性率を有し、かつ低比重であり基板の軽量化も可能であることも確認できる。加えてガラス基板作製のために実施例で使用したガラスが、化学強化処理によりイオン交換層を容易に形成できるものであり、その結果、高い破壊靱性を示すことも確認された。

以上の結果から、本発明の一態様によれば、磁気記録媒体基板に求められる特性を兼ね備えたガラスが得られることが確認された。

図5は、表3、表4に示すNo. 3～No. 9、No. 11、No. 12のガラスについて、化学強化処理後の破壊靱性値を、モル比（MgO／（MgO+CaO+SrO+BaO））に対してプロットしたグラフである。図

6は、表3、表4に示すNo. 3～No. 9、No. 11、No. 12のガラスについて、化学強化処理後の破壊靱性値を、モル比($\text{CaO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)に対してプロットしたグラフである。

これらグラフから、モル比($\text{MgO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)を上げるほど、またはモル比($\text{CaO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)を下げるほど、破壊靱性値、即ち機械的強度が向上することが確認できる。

一方、表6に示すモル比($\text{MgO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)が0.706、モル比($\text{CaO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)が0.294のガラス(No. 19)を用いて熔融塩の温度が500℃の温度で化学強化を行った場合、破壊靱性値は0.74 MPa・m^{1/2}であった。さらに、複数枚のガラスを同時に500℃の熔融塩に浸漬し、化学強化したところ、急激に熔融塩が劣化し、強化後の破壊靱性値は0.74 MPa・m^{1/2}に達しなかった。同様に複数枚のガラスを順次、500℃の熔融塩に浸漬し、化学強化しても、2回目以降に化学強化したガラスの破壊靱性値は急激に低下した。これは、前述のとおり、ガラス組成中に含まれるCa²⁺イオンが熔融塩中に溶け出し、アルカリ金属イオン同士のイオン効果を阻害したためと推察される。なお、同様の結果が、モル比($\text{MgO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)が0.8より小さい場合、モル比($\text{CaO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)が0.2より小さい場合にも見られた。

これに対し、表2～5に示すNo. 1～18の各ガラスでは、同時に複数枚のガラスを熔融塩に浸漬して化学強化しても、0.90 MPa・m^{1/2}に以上の破壊靱性値を維持することができた。また、No. 1～18の各ガラスでは、複数枚のガラスを順次、熔融塩に浸漬して化学強化しても、0.90 MPa・m^{1/2}に以上の破壊靱性値を維持することができた。

このように、モル比($\text{MgO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)が0.80以上のガラス、または、モル比($\text{CaO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)が0.20以下のガラスでは、化学強化による熔融塩の劣化

が生じにくく、高い破壊靱性値を有する化学強化ガラスを安定して生産することができる。これに対し、モル比($\text{MgO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)が0.80未満、モル比($\text{CaO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$)が0.20超になると、化学強化によって熔融塩が劣化し、高い破壊靱性値を維持することが困難になる。

なお化学強化後のNo. 1～No. 9のガラスには、表面に深さ30～120 μm の圧縮応力層が形成されており、圧縮応力の大きさは2.0 kgf/ mm^2 以上の値(19.6 MPa以上の値)となっている。また、化学強化後のNo. 10～No. 18のガラスには、表面に深さ20～120 μm の圧縮応力層が形成されており、圧縮応力の大きさは2.0 kgf/ mm^2 以上の値(19.6 MPa以上の値)となっている。

以上の結果から、本発明の一態様によれば、磁気記録媒体用基板に求められる特性を兼ね備えたガラスが得られることが確認された。

また、イオン交換処理後に取代を0.5～5 μm の範囲内から適宜選択して鏡面研磨を実施したこと以外は上記と同様にしてガラス基板を作製した。得られた複数枚のガラス基板の断面をバビネ法により観察したところ、イオン交換層が形成されており、機械的強度の劣化は見られなかった。その他特性については上記と同様であった。

[0156] 各実施例(化学強化後のNo. 1～No. 18の各ガラス)について、前記したバビネ法により観察により得られた断面写真では、2つの主表面に垂直な仮想断面における応力プロファイルにおいて、引張応力分布が凸形状であり、アップヒルは見られなかった。これら応力プロファイルから、図3に基づき説明した前記方法で T_{av} / T_{max} を求めたところ、No. 1～No. 15のガラスの化学強化後の T_{av} / T_{max} の値はいずれも0.8以上であった。また、No. 16～No. 18のガラスの化学強化後の T_{av} / T_{max} の値はいずれも0.5以上であった。

上記の応力プロファイルを示す化学強化ガラス基板が遅れ破壊を示さないことを実証するため、以下の試験を行った。

実施例において破壊靱性値を測定した化学強化処理後の試料には、押し込み荷重 9.81 N でビッカース圧子を押し込んでできた圧痕が存在する。この圧痕のある試料を環境試験機に入れて温度 80℃、相対湿度 80% の環境下に 7 日間放置した後、取り出し、圧痕を観察した。試料は、各実施例ともに 100 枚ずつ用意し、上記試験を行った結果、いずれの試料においても圧痕からのクラックの伸長は認められなかった。

これに対し、 Na_2O 、 K_2O を含み Li_2O を含まないガラス、例えば、No. 3 のガラス組成において、 Li_2O の全量を Na_2O に置換した組成を有するガラス、を硝酸カリウムの熔融塩に浸漬して化学強化した試料は、バビネ法による応力プロファイルにおいて、図 2 に示すようにアップヒルが観察され、 $T_{av}/T_{max} < 0.5$ であった。当該試料について、上記試験を行ったところ、100 枚のうち 8 枚について、圧痕からのクラックの伸長が認められ、3 枚についてはクラックの伸長が著しく、破損していた。

以上の遅れ破壊の加速試験の結果から、実施例の化学強化ガラス基板において遅れ破壊防止効果が得られていることを確認した。

[0157] 3. 磁気ディスクの評価

(1) 平坦性

一般に、平坦度が $5\ \mu\text{m}$ 以下であれば信頼性の高い記録再生を行うことができる。上記方法で実施例のガラス基板を用いて形成した各磁気ディスク表面の平坦度（ディスク表面の最も高い部分と、最も低い部分との上下方向（表面に垂直な方向）の距離（高低差））を、平坦度測定装置で測定したところ、いずれの磁気ディスクも平坦度は $5\ \mu\text{m}$ 以下であった。この結果から、実施例のガラス基板は、FePt 層または CoPt 層形成時の高温処理においても大きな変形を起こさなかったことが確認できる。

[0158] (2) ロードアンロード試験

上記方法で実施例のガラス基板を用いて形成した各磁気ディスクを、回転数 10000 rpm の高速で回転する 2.5 インチ型ハードディスクドライブに搭載し、ロードアンロード（Load Unload、以下、LUL）試験を行った

。上記ハードディスクドライブにおいて、スピンドルモーターのスピンドルはステンレス製であった。いずれの磁気ディスクもLULの耐久回数は60万回を超えた。また、LUL試験中にスピンドル材料との熱膨張係数の違いによる変形や高速回転によるたわみが生じると試験中にクラッシュ障害やサーマルアスペリティ障害が生じるが、いずれの磁気ディスクも試験中にこれら障害は発生しなかった。

[0159] (3) 耐衝撃性試験

磁気ディスク用ガラス基板(2.5インチサイズ、板厚0.8mm)を作製し、ランスモント社製MODEL-15Dを用いて衝撃試験を行った。この衝撃試験は、磁気ディスク用ガラス基板を、HDDのスピンドル及びクランプ部に似せて作製された専用の衝撃試験用治具に組み付け、1msecで1500Gの正弦半波パルスの衝撃を主表面に対する垂直方向に与え、この磁気ディスク用ガラス基板の破損状況を見ることによって行った。

その結果、実施例のガラス基板においては破損が観察されなかった。一方、比較例のガラス基板については破損が観察された。この破損発生部について詳細に調査した結果、多くがディスク内径部に位置していることがわかった。

[0160] 以上の結果から、本発明によれば耐衝撃性に優れ、信頼性の高い記録再生が可能である磁気記録媒体用ガラス基板が得られることが確認できる。

[0161] 上記方法で実施例のガラス基板を用いて作製した磁気ディスクをレーザー光の照射により磁化反転をアシストする記録方式(熱アシスト記録方式)のハードディスクドライブに搭載し、熱アシスト記録方式の磁気記録装置を作製した。前記磁気記録装置は、磁気記録媒体(磁気ディスク)の主表面を加熱するための熱源(レーザー光源)と、記録素子部と、再生素子部とを有する熱アシスト磁気記録ヘッド、および磁気ディスクを有する。なお、上記磁気記録装置の磁気ヘッドはDFH(Dynamic Flying Height)ヘッドであり、磁気ディスクの回転数は10000rpmである。

これとは別に、作製した磁気ディスクをマイクロ波によりアシストする記

録方式（マイクロ波アシスト記録方式）のハードディスクドライブに搭載し、マイクロ波アシスト記録方式の情報記録装置を作製した。このように高Ku磁性材料とエネルギーアシスト記録の組み合わせた情報記録装置によれば、先に説明したように高密度記録を実現することができる。

[0162] 本発明の一態様によれば、高密度記録化に最適な磁気記録媒体を提供することができる。

[0163] 今回開示された実施の形態はすべての点で例示であって制限的なものではないと考えられるべきである。本発明の範囲は上記した説明ではなくて特許請求の範囲によって示され、特許請求の範囲と均等の意味および範囲内でのすべての変更が含まれることが意図される。

請求の範囲

- [請求項1] 必須成分として、 SiO_2 、 Li_2O 、 Na_2O 、ならびに、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO からなる群から選ばれる一種以上のアルカリ土類金属酸化物を含み、
 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する MgO の含有量のモル比 ($\text{MgO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$) が 0.80 以上、
ヤング率が 80 GPa 以上、
ガラス転移温度が 620℃ 以上、
である磁気記録媒体基板用ガラス。
- [請求項2] 必須成分として、 SiO_2 、 Li_2O 、 Na_2O 、ならびに、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO からなる群から選ばれる一種以上のアルカリ土類金属酸化物を含み、
 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する CaO の含有量のモル比 ($\text{CaO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$) が 0.20 以下、
ヤング率が 80 GPa 以上、
ガラス転移温度が 620℃ 以上、
である磁気記録媒体基板用ガラス。
- [請求項3] 100～300℃における平均線膨張係数が $70 \times 10^{-7} / ^\circ\text{C}$ 以上である請求項1または2に記載の磁気記録媒体基板用ガラス。
- [請求項4] 必須成分として、 SiO_2 、 Li_2O 、 Na_2O 、ならびに、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO からなる群から選ばれる一種以上のアルカリ土類金属酸化物を含み、
 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する MgO の含有量のモル比 ($\text{MgO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$) が 0.80 以上、
100～300℃における平均線膨張係数が $70 \times 10^{-7} / ^\circ\text{C}$ 以上、

ガラス転移温度が 620°C 以上、
である磁気記録媒体基板用ガラス。

- [請求項5] 必須成分として、 SiO_2 、 Li_2O 、 Na_2O 、ならびに、 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO からなる群から選ばれる一種以上のアルカリ土類金属酸化物を含み、
 MgO 、 CaO 、 SrO および BaO の合計含有量に対する CaO の含有量のモル比 ($\text{CaO} / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})$) が 0.20 以下、
 $100 \sim 300^{\circ}\text{C}$ における平均線膨張係数が $70 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以上、
ガラス転移温度が 620°C 以上、
である磁気記録媒体基板用ガラス。
- [請求項6] ヤング率が 80GPa 以上である請求項4または5に記載の磁気記録媒体基板用ガラス。
- [請求項7] 比弾性率が 30MNm/kg 以上である請求項1～6のいずれか1項に記載の磁気記録媒体基板用ガラス。
- [請求項8] 化学強化用ガラスである請求項1～7のいずれか1項に記載の磁気記録媒体基板用ガラス。
- [請求項9] 請求項1～8のいずれか1項に記載の磁気記録媒体基板用ガラスからなる磁気記録媒体基板。
- [請求項10] 請求項1～8のいずれか1項に記載の磁気記録媒体基板用ガラスを化学強化してなる磁気記録媒体基板。
- [請求項11] 破壊靱性値が $0.9\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上のガラスからなる請求項9または10に記載の磁気記録媒体基板。
- [請求項12] バビネ法により求められる2つの主表面に垂直な仮想断面における応力プロファイルにおいて、引張応力分布が凸形状であり、ただし該凸形状は圧縮応力側へ凹む凹み部を含まない化学強化ガラスからなる請求項10に記載の磁気記録媒体基板。
- [請求項13] バビネ法により求められる引張応力の平均値 T_{av} と引張応力の最大

値 T_{max} とが、下記式 (1) :

$$T_{av} / T_{max} \geq 0.5$$

を満たす化学強化ガラスからなる請求項 10 に記載の磁気記録媒体基板。

[請求項14] ナトリウム塩およびカリウム塩を含む熔融塩に浸漬して化学強化されたガラスである請求項 9～13 のいずれか 1 項に記載の磁気記録媒体基板。

[請求項15] Li_2O を 0.1 モル%以上含むガラスを前記熔融塩に浸漬して化学強化されたガラスである請求項 14 に記載の磁気記録媒体基板。

[請求項16] 原子間力顕微鏡を用いて $1 \mu m$ 角で 512×256 ピクセルの解像度で測定した主表面の算術平均粗さ (R_a) が $0.15 nm$ 以下である請求項 9～15 のいずれか 1 項に記載の磁気記録媒体基板。

[請求項17] 回転数が $5000 rpm$ 以上の磁気記録装置に用いられる磁気記録媒体用の基板である請求項 9～16 のいずれか 1 項に記載の磁気記録媒体基板。

[請求項18] DFH (Dynamic Flying Height) ヘッドを搭載した磁気記録装置に用いられる磁気記録媒体用の基板である請求項 9～17 のいずれか 1 項に記載の磁気記録媒体基板。

[請求項19] エネルギーアシスト磁気記録用磁気記録媒体に用いられる請求項 9～18 のいずれか 1 項に記載の磁気記録媒体基板。

[請求項20] 請求項 1～8 のいずれか 1 項に記載の磁気記録媒体基板用ガラスからなる磁気記録媒体基板ブランク。

[請求項21] ディスク形状である請求項 20 に記載の磁気記録媒体基板ブランク。

[請求項22] 請求項 20 または 21 に記載の磁気記録媒体基板ブランクを加工することを含む磁気記録媒体基板の製造方法。

[請求項23] ナトリウム塩およびカリウム塩を含む熔融塩にガラスを浸漬して化学強化する工程を含む請求項 22 に記載の磁気記録媒体基板の製造方法。

- [請求項24] Li_2O を0.1モル%以上含むガラスを前記熔融塩に浸漬して化学強化する請求項23に記載の磁気記録媒体基板の製造方法。
- [請求項25] バビネ法により求められる引張応力の平均値 T_{av} と引張応力の最大値 T_{max} とが、下記式(1)：
$$T_{av} / T_{max} \geq 0.5$$
を満たす化学強化ガラスとなるように前記化学強化を行う請求項23または24に記載の磁気記録媒体基板の製造方法。
- [請求項26] バビネ法により求められる2つの主表面に垂直な仮想断面における応力プロファイルにおいて、引張応力分布が凸形状であり、ただし該凸形状は圧縮応力側へ凹む凹み部を含まない化学強化ガラスとなるように前記化学強化を行う請求項23または24に記載の磁気記録媒体基板の製造方法。
- [請求項27] 請求項9～19のいずれか1項に記載の磁気記録媒体基板上に磁気記録層を有する磁気記録媒体。
- [請求項28] 前記磁気記録層はFeおよび／またはCoと、Ptとの合金を主成分とする磁性材料を含む磁気記録層であり、前記磁気記録媒体はエネルギーアシスト磁気記録用磁気記録媒体である請求項27に記載の磁気記録媒体。
- [請求項29] 請求項9～19のいずれか1項に記載の磁気記録媒体基板の主表面に、Feおよび／またはCoと、Ptとの合金を主成分とする磁性材料を成膜した後、アニール処理を行うことにより磁気記録層を形成することを含む磁気記録媒体の製造方法。
- [請求項30] 少なくとも磁気記録媒体の主表面を加熱するための熱源と、記録素子部と、再生素子部とを有する熱アシスト磁気記録ヘッド、および、請求項27または28に記載の磁気記録媒体を有するエネルギーアシスト磁気記録方式の磁気記録装置。
- [請求項31] 磁気記録媒体の回転数が5000rpm以上である請求項30に記載の磁気記録装置。

[請求項32] DFH (Dynamic Flying Height) ヘッドを搭載した請求項30または31に記載の磁気記録装置。