

明 細 書

発明の名称：

磁気ディスク用ガラスブランクの製造方法および磁気ディスク用ガラス基板の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、磁気ディスク用ガラスブランクの製造方法および磁気ディスク用ガラス基板の製造方法に関する。

背景技術

[0002] 今日、パーソナルコンピュータ、あるいはDVD (Digital Versatile Disc) 記録装置等には、データ記録のためにハードディスク装置(HDD: Hard Disk Drive)が内蔵されている。特に、ノート型パーソナルコンピュータ等の可搬性を前提とした機器に用いられるハードディスク装置では、ガラス基板に磁性層が設けられた磁気ディスクが用いられ、磁気ディスクの面上を僅かに浮上させた磁気ヘッド(DFH (Dynamic Flying Height)ヘッド)で磁性層に磁気記録情報が記録され、あるいは読み取られる。この磁気ディスクの基板として、金属基板(アルミニウム基板)等に比べて塑性変形し難い性質を持つことから、ガラス基板が好適に用いられる。

[0003] 磁気ヘッドは例えば磁気抵抗効果型素子を備えているが、このような磁気ヘッドに固有の障害としてサーマルアスペリティ障害を引き起こす場合がある。サーマルアスペリティ障害とは、磁気ディスクの微小な凹凸形状の主表面上を磁気ヘッドが浮上飛行しながら通過するときに、空気の断熱圧縮または接触により磁気抵抗効果型素子が加熱され、読み出しエラーを生じる障害である。そのため、サーマルアスペリティ障害を回避するため、磁気ディスク用ガラス基板の主表面の表面粗さ、平面度などの表面性状は良好なレベルとなるように作製されている。

[0004] 従来の板状ガラス(ガラスブランク)の製造方法としては、垂直ダイレクトプレス法が知られている。このプレス法は、下型上に溶融ガラスの塊を供

給し、上型を使用して溶融ガラスの塊（溶融ガラス塊）をプレス成形する方法である。垂直ダイレクトプレス法では、下型に溶融ガラスの塊（溶融ガラス塊）が供給されてからプレスされるまでの時間が長いため、下型の表面粗さを良好にすると溶融ガラス塊が下型に融着した状態（つまり、下型が高温の溶融ガラス塊に累積的に長時間接触した状態が生じて、その表面が酸化し、ガラスが焼き付いてしまう状態）となってしまう。そこで、垂直ダイレクトプレス法では一般に、溶融ガラス塊が下型に融着して除去できなくなることとを防止するために、例えばBN（ボロンナイトライド）等の離型材を下型に予め付着させておく必要がある。これにより、ガラスブランクの離型性を確保するようにしている。しかし、プレス成形により得られたガラスブランクの表面は離型材の粒子が付着して突出した状態となっており、型の成形面の表面粗さを良好なものにしたとしても、得られるガラスブランクの表面粗さは、付着した離型材の粒子のために大きくなる。

[0005] プレス成形の後には、プレス成形により得られたガラスブランクをディスク状のガラス基板とするため、同心円の2つの円形状に沿って切断する形状加工工程が行われるが、形状加工には、コアドリルを用いる方法とスクライブによる方法がある。一般的にスクライブによる方法の方が真円度および／または同心度の点で良好であるが、ガラスブランクの表面粗さが大きい場合は刃が跳ねてしまうことがあり、切筋が連続した線による円として形成されないため、割断するときにガラスブランクが割れてしまう場合がある。つまり、ガラスブランクの表面粗さが大きい場合は、スクライブの歩留まりが低下するため、量産工程においてスクライブによる方法を採用することができない。そのため、ガラスブランクの表面粗さが大きい場合はコアドリルを用いる方法が採られるが、ドリルの真円度や回転軸のブレによってスクライブほどの真円度および／または同心度が得られない。したがって、付着した離型材の粒子のために表面粗さが大きいガラスブランクが成形される垂直ダイレクトプレス法では、高い歩留まりを確保しながら、真円度等の外形精度を高めることに限界があった。垂直ダイレクトプレス法では上型に離型材を付着さ

せずにプレスすることは可能であり、上型で成形された面にスクライブのための切筋を入れることも考えられるが、下型で成形された面には離型材の粒子が付着しているため、ガラスブランクが完全に切断される時にはやはり真円度および／または同心度が悪化してしまう。

- [0006] 上記観点に関し、特許文献1には、プレス後のガラスブランクが、同心円状に中心線平均粗さRaが0.1～50nmである第1および第2の切断領域（スクライブによる切断の対象となる領域）と、それ以外の中心線平均粗さRaが100nm以上である領域とを含むように、垂直ダイレクトプレスにおける金型を形成することが開示されている。これにより、第1および第2の切断領域における形状加工の切筋を安定して入れることができ、チップング等の欠陥の少ない切断面を形成できるとともに、中心線平均粗さRaが100nm以上である領域（比較的粗い領域）によってプレス成形時のガラスブランクの離型性を確保する、とされている。なお一般に、形状加工を行うには、スクライブカッターのほかにコアドリルを使用する方法もあるが、スクライブカッターの方が高い真円度の円形の形状加工が可能である。

先行技術文献

特許文献

- [0007] 特許文献1：特開2009-269762号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0008] ところで、垂直ダイレクトプレスで使用される金型は、溶融ガラスがプレスによって引き伸ばされるときの外形規制を行うものではないため、プレスによって得られるガラスブランクの真円度は低い。そのため、ガラスブランクの外形を基にしてスクライブカッターの切断線の中心位置を決定することはできない。したがって、上記特許文献1に記載されるプレス成形方法では、ガラスブランク上に形成された第1および第2の切断領域（2つの同心円状の領域）からスクライブカッターの切断線の中心位置を決定する機構が必

要となる。また、垂直ダイレクトプレスで使用される金型において、熔融ガラスがプレスによって引き伸ばされるときの外形規制を行う場合には、熔融ガラスによって金型が焼き付きを起こしやすいという問題がある。

また、上記特許文献 1 に記載されるプレス成形方法では、離型性を確保するために、第 1 および第 2 の切断領域に対応する以外の形成面の表面粗さを大きくせざるを得ず、プレス形成されたガラスブランクの主表面の大部分は表面粗さが大きくなる。そのため、後の研削および研磨工程における取り代が大きくなってタクトタイムが長くなるばかりか、クラックが生ずる原因にもなる。

[0009] そこで本発明は、プレス成形されたガラスブランクを、その主表面を研削あるいは研磨することなく、高い歩留まりを確保しながら精度良くディスク状に形状加工することを可能とする磁気ディスク用ガラス基板の製造方法を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0010] 上記課題に直面して本発明者らが鋭意研究を重ねた結果、発明者らは新たなプレス成形方法を考案した。すなわち、本実施形態のガラスブランクの製造方法では、落下中の熔融ガラス塊を、熔融ガラス塊の落下方向に対して直交する方向に対向配置された一対の金型（プレス成形型）によりプレス成形する水平ダイレクトプレス法を採用している。この水平ダイレクトプレス法において熔融ガラス塊は、プレス成形されるまでの間、従来の垂直ダイレクトプレス法とは異なり、熔融ガラス塊よりも温度の低い部材に一時的に接触・保持されない。このため、プレス成形の開始直前の時点において、垂直ダイレクトプレス法では熔融ガラス塊の内部の粘度分布がプレス成形時に非常に広がるのに対して、本実施形態の水平ダイレクトプレスでは、熔融ガラス塊の粘度分布は均一に保たれる。よって、垂直ダイレクトプレス法と比べて、水平ダイレクトプレス法では、プレス成形される熔融ガラス塊を均一に薄く延伸させることが極めて容易である。したがって、結果的に、垂直ダイレクトプレス法を利用してガラスブランクを作製した場合と比べて、水平ダ

イレクトプレス法を利用してガラスブランクを作製した場合では、平面度の低下を抜本的に抑制することが極めて容易である。

[0011] さらに発明者らは、上述した新たなプレス成形方法において、溶融ガラス塊が金型と接触してから離れるまでの金型の温度をガラス転移点(T_g)以下となるように金型の温度を制

御しながらプレス成形を行うことで、溶融ガラス塊が金型に融着しないようになることを着想した。すなわち、上述した新たなプレス成形方法では、少なくとも一方の金型に長く溶融ガラスが接触することがないことと相俟って、金型の上記温度制御を行うことで、溶融ガラス塊が金型に融着することを防止できることを見出した。よって、融着を防止するための離型材を金型に付着させる必要がないため、金型の表面粗さを低減でき、その結果、プレス成形によって得られるガラスブランクの表面粗さを低減できる。

[0012] 上述した観点から、本発明は、溶融ガラスの塊を一对の金型でダイレクトプレスすることにより、円板状のガラスブランクを成形する成形工程と、上記ガラスブランクの主表面に切筋を形成した後、この切筋を成長させて切断することで、ディスク状のガラス基板を形成するための、内孔形成および外形形成の少なくとも一方を行う形状加工工程と、を含む磁気ディスク用ガラス基板の製造方法であって、上記成形工程では、溶融ガラスが金型に接触してから離れるまでの上記一对の金型の温度を、上記溶融ガラスのガラス転移点(T_g)未満の温度とし、かつ、上記一对の金型の表面に離型材を付着せずにプレス成形を行うことを特徴とする。

[0013] 上記磁気ディスク用ガラス基板の製造方法において、好ましくは、上記一对の金型において溶融ガラスと接触する接触面の算術平均粗さ(R_a)が、 $0.5\ \mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする。

[0014] 上記成形工程では、落下中の上記溶融ガラスの塊を、その落下方向と直交する方向から上記一对の金型を用いてプレス成形することを特徴とする。

[0015] 上記成形工程では、上記金型の溶融ガラスと接触する部分の温度が、上記一对の金型間で同一の温度となるようにプレス成形することを特徴とする。

[0016] 上記形状加工工程では、内孔形成および外形形成を同時に形成することを特徴とする。

[0017] 前記形状加工工程では、外形形成のための切筋にかかる押圧力を、内孔形成のための切筋にかかる押圧力よりも高くすることを特徴とする。

発明の効果

[0018] 本発明によれば、プレス成形されたガラスブランクを、その主表面を研削あるいは研磨することなく、高い歩留まりを確保しながら精度良くディスク状に形状加工することが可能となる。

図面の簡単な説明

[0019] [図1]実施形態の磁気ディスク用ガラス基板の外観形状を示す斜視図。

[図2]実施形態の磁気ディスク用ガラス基板の製造方法の一実施形態のフローを示す図。

[図3]実施形態のプレス成形において用いられる装置の平面図。

[図4]実施形態のプレス成形例を示す図。

[図5]ゴブ形成形を用いた実施形態のプレス成形の変形例を示す図。

[図6]切断ユニットを用いないようにした、実施形態のプレス成形の変形例を示す図。

[図7]軟化炉で加熱した光学ガラスを用いた実施形態のプレス成形の変形例を示す図。

[図8]実施形態のプレス成形において用いられる排熱部の例を示す図。

[図9]実施形態のプレス成形において用いられる排熱部（水冷）の例を示す図。

発明を実施するための形態

[0020] 以下、本実施形態の磁気ディスク用ガラスブランクの製造方法および磁気ディスク用ガラス基板の製造方法について詳細に説明する。

[0021] [磁気ディスク用ガラス基板]

図1に示すように、本実施形態における磁気ディスク用ガラス基板1は、ディスク状の薄板のガラス基板である。磁気ディスク用ガラス基板のサイズ

は問わないが、例えば、公称直径2.5インチの磁気ディスク用ガラス基板として好適である。公称直径2.5インチの磁気ディスク用ガラス基板の場合、例えば、外径が65mm、中心穴（内孔）の径が20mm、板厚Tが0.6～1.0mmである。実施形態の磁気ディスク用ガラス基板の主表面の平面度は例えば4μm以下であり、主表面の表面粗さ（算術平均粗さRa）は例えば0.2nm以下である。なお、最終製品である磁気ディスク用基板に求められる平面度は、例えば4μm以下である。

[0022] 本実施形態における磁気ディスク用ガラス基板の材料として、アルミノシリケートガラス、ソーダライムガラス、ボロシリケートガラスなどを用いることができる。特に、化学強化を施すことができ、また主表面の平面度及び基板の強度において優れた磁気ディスク用ガラス基板を作製することができるという点で、アルミノシリケートガラスを好適に用いることができる。また、これらガラス材料はアモルファスガラスとすると表面粗さを極めて小さくできるため好ましい。したがって、アモルファスのアルミノシリケートガラスとすると、強度と表面粗さ低減の両方の観点で好ましい。

[0023] 本実施形態の磁気ディスク用ガラス基板の組成を限定するものではないが、本実施形態のガラス基板は好ましくは、酸化物基準に換算し、モル％表示で、 SiO_2 を50～75％、 Al_2O_3 を1～15％、 Li_2O 、 Na_2O 及び K_2O から選択される少なくとも1種の成分を合計で5～35％、 MgO 、 CaO 、 SrO 、 BaO 及び ZnO から選択される少なくとも1種の成分を合計で0～20％、ならびに ZrO_2 、 TiO_2 、 La_2O_3 、 Y_2O_3 、 Ta_2O_5 、 Nb_2O_5 及び HfO_2 から選択される少なくとも1種の成分を合計で0～10％、有する組成からなるアモルファスのアルミノシリケートガラスである。

[0024] 本実施形態のガラス基板は以下の組成からなるアモルファスのアルミノシリケートガラスでもよい。

モル％表示にて、

SiO_2 を56～75％、

Al_2O_3 を1～11%、

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%以上かつ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%以下であり、

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。

[0025] 本実施形態のガラス基板は以下の組成からなるアモルファスのアルミノシリケートガラスでもよい。

モル%表示にて、

SiO_2 を50～75%、

Al_2O_3 を0～5%、

Li_2O を0～3%、

ZnO を0～5%、

Na_2O および K_2O を合計で3～15%、

MgO 、 CaO 、 SrO および BaO を合計で14～35%、

ZrO_2 、 TiO_2 、 La_2O_3 、 Y_2O_3 、 Yb_2O_3 、 Ta_2O_5 、 Nb_2O_5 および HfO_2 を合計で2～9%含み、

モル比 $[(\text{MgO} + \text{CaO}) / (\text{MgO} + \text{CaO} + \text{SrO} + \text{BaO})]$ が0.8～1の範囲であり、かつ

モル比 $[\text{Al}_2\text{O}_3 / (\text{MgO} + \text{CaO})]$ が0～0.30の範囲内であるガラス。

[0026] [実施形態の磁気ディスク用ガラス基板の製造方法]

次に、図2を参照して、磁気ディスク用ガラス基板の製造方法のフローを説明する。図2は、磁気ディスク用ガラス基板の製造方法の一実施形態のフローを示す図である。

図2に示すように、本実施形態の磁気ディスク用ガラス基板の製造方法ではまず、円板上のガラスブランクをプレス成形により作製する（ステップS10）。次に、成形されたガラスブランクをスクライブして、ディスク状のガラス基板を作製する（ステップS20）。次に、スクライブされたガラス基板に対して形状加工（チャンファリング加工）を行う（ステップS30）。次に、ガラス基板に対して固定砥粒による研削を施す（ステップS40）。次に、ガラス基板の端面研磨を行う（ステップS50）。次に、ガラス基板の主表面に第1研磨を施す（ステップS60）。次に、第1研磨後のガラ

ス基板に対して化学強化を施す（ステップS70）。次に、化学強化されたガラス基板に対して第2研磨を施す（ステップS80）。以上の工程を経て、磁気ディスク用ガラス基板が得られる。

以下、各工程について、詳細に説明する。

[0027] (a) プレス成形工程（ステップS10）

先ず図3を参照して、プレス成形工程について説明する。図3は、プレス成形において用いられる装置の平面図である。図3に示されるように、装置101は、4組のプレスユニット120、130、140、150と、切断ユニット160と、切断刃165（図2には不図示）を備える。切断ユニット160は、溶融ガラス流出口111から流出する溶融ガラスの経路上に設けられる。装置101は、切断ユニット160によって切断されてできる溶融ガラスの塊（以降、ゴブともいう）を落下させ、そのとき、塊の落下経路の両側から、互いに対向する一对の型の面で塊を挟み込みプレスすることにより、ガラスブランクを成形する。

具体的には、図4に示されるように、装置101は、溶融ガラス流出口111を中心として、4組のプレスユニット120、130、140及び150が90度おきに設けられている。

[0028] プレスユニット120、130、140及び150の各々は、図示しない移動機構によって駆動されて、溶融ガラス流出口111に対して進退可能となっている。すなわち、溶融ガラス流出口111の真下に位置するキャッチ位置（図3においてプレスユニット140が実線で描画されている位置）と、溶融ガラス流出口111から離れた退避位置（図3において、プレスユニット120、130及び150が実線で描画されている位置及び、プレスユニット140が破線で描画されている位置）との間で移動可能となっている。

[0029] 切断ユニット160は、キャッチ位置（プレスユニットによるゴブの捕獲位置）と溶融ガラス流出口111との間の溶融ガラスの経路上に設けられ、溶融ガラス流出口111から流出される溶融ガラスを適量に切り出して溶融

ガラスの塊を形成する。切断ユニット 160 は、一对の切断刃 161 及び 162 を有する。切断刃 161 及び 162 は、一定のタイミングで溶融ガラスの経路上で交差するよう駆動され、切断刃 161 及び 162 が交差したとき、溶融ガラスが切り出されてゴブが得られる。得られたゴブは、キャッチ位置に向かって落下する。

[0030] プレスユニット 120 は、第 1 の型 121、第 2 の型 122、第 1 駆動部 123 及び第 2 駆動部 124 を有する。第 1 の型 121 と第 2 の型 122 の各々は、ゴブをプレス成形するための面を有するプレート状の部材である。この 2 つの面の法線方向が略水平方向となり、この 2 つの面が互いに平行に対向するよう配置されている。第 1 駆動部 123 は、第 1 の型 121 を第 2 の型 122 に対して進退させる。一方、第 2 駆動部 124 は、第 2 の型 122 を第 1 の型 121 に対して進退させる。第 1 駆動部 123 及び第 2 駆動部 124 は、例えばエアシリンダやソレノイドとコイルばねを組み合わせた機構など、第 1 駆動部 123 の面と第 2 駆動部 124 の面とを急速に近接させる機構を有する。

なお、プレスユニット 130、140 及び 150 の構造は、プレスユニット 120 と同様であるため、説明は省略する。

[0031] プレスユニットの各々は、キャッチ位置に移動した後、第 1 駆動部と第 2 駆動部の駆動により、落下するゴブを第 1 の型と第 2 の型の間で挟み込んで所定の厚さに成形すると共に急速冷却し、円形状のガラスブランク G を作製する。つぎに、プレスユニットは退避位置に移動した後、第 1 の型と第 2 の型を引き離し、成形されたガラスブランク G を落下させる。プレスユニット 120、130、140 及び 150 の退避位置の下には、第 1 コンベア 171、第 2 コンベア 172、第 3 コンベア 173 及び第 4 コンベア 174 が設けられている。第 1 ～第 4 コンベア 171 ～174 の各々は、対応する各プレスユニットから落下するガラスブランク G を受け止めて図示しない次工程の装置にガラスブランク G を搬送する。

[0032] 装置 101 では、プレスユニット 120、130、140 及び 150 が、

順番にキャッチ位置に移動して、ゴブを挟み込んで退避位置に移動するよう構成されているため、各プレスユニットでのガラスブランクGの冷却を待たずに、連続的にガラスブランクGの成形を行うことができる。

[0033] 図4(a)～(c)は、装置101を用いたプレス成形をより具体的に説明している。図4(a)は、ゴブを作る以前の状態を示す図であり、図4(b)は、切断ユニット160によってゴブが作られた状態を示す図であり、図4(c)は、ゴブをプレスすることによりガラスブランクGが成形された状態を示す図である。

[0034] 図4(a)に示されるように、溶融ガラス流出口111から、溶融ガラス材料L_gが連続的に流出される。このとき、所定のタイミングで切断ユニット160を駆動し、切断刃161及び162によって溶融ガラス材料L_gを切断する(図4(b))。これにより、切断された溶融ガラスは、その表面張力によって、概略球状のゴブG_gとなる。溶融ガラス材料L_gの時間当たりの流出量及び切断ユニット160の駆動間隔の調整は、目標とするガラスブランクGの大きさ、板厚から定まる体積に応じて適宜行われてよい。

[0035] 作られたゴブG_gは、プレスユニット120の第1の型121と第2の型122の隙間に向かって落下する。このとき、ゴブG_gが第1の型121と第2の型122の隙間に入るタイミングで、第1の型121と第2の型122が互いに近づくように、第1駆動部123及び第2駆動部124(図4参照)が駆動される。これにより、図4(c)に示されるように、第1の型121と第2の型122の間にゴブG_gが捕獲(キャッチ)される。さらに、第1の型121の内周面121aと第2の型122の内周面122aとが、微小な間隔にて近接した状態になり、第1の型121の内周面121aと第2の型122の内周面122aの間に挟み込まれたゴブG_gが、薄板状に成形される。なお、第1の型121の内周面121aと第2の型122の内周面122aの間隔を一定に維持するために、第1の型121の内周面121aおよび第2の型122の内周面122aにはそれぞれ、突起121bおよび突起122bが設けられる。すなわち、突起121bおよび突起122bが当接する

ことによって、第1の型121の内周面121aと第2の型122の内周面122aの間隔は一定に維持されて、板状の空間が作られる。

このプレス成形工程で一对の金型121, 122を用いてプレス成形するが、本実施形態におけるプレス成形では、ガラスブランクの外形は金型の形状によって規制されない。すなわち、図4(c)に示すように、閉型により引き伸ばされたゴブが型の突起121b, 122bまで到達することはない。

[0036] 第1の型121及び第2の型122の温度は、溶融ガラス L_g のガラス転移温度(T_g)よりも十分に低い温度に保持されている。また、プレス成形工程において、第1の型121及び第2の型122に離型材を付着させる必要はない。

[0037] なお、本実施形態の磁気ディスク用ガラス基板は、最終製品である磁気ディスクとして、ハードディスク装置内で熱膨張係数の高い金属製のスピンドルに軸支されて組み込まれるため、磁気ディスク用ガラス基板の熱膨張係数もスピンドルと同程度に高いことが好ましい。このため、磁気ディスク用ガラス基板の熱膨張係数が高くなるように磁気ディスク用ガラス基板の組成は定められている。磁気ディスク用ガラス基板の熱膨張係数は、例えば、 $30 \times 10^{-7} \sim 100 \times 10^{-7} \text{ (K}^{-1}\text{)}$ の範囲内であり、好ましくは、 $50 \times 10^{-7} \sim 100 \times 10^{-7} \text{ (K}^{-1}\text{)}$ の範囲内である。 $80 \times 10^{-7} \text{ (K}^{-1}\text{)}$ 以上であるとより好ましい。上記熱膨張係数は、磁気ディスク用ガラス基板の温度100度と温度300度における線膨張率を用いて算出される値である。熱膨張係数は、例えば $30 \times 10^{-7} \text{ (K}^{-1}\text{)}$ 未満または 100×10^{-7} より大きい場合、スピンドルの熱膨張係数との差が大きくなり好ましくない。この点から、熱膨張係数が高い磁気ディスク用ガラス基板を作製する際、上記プレス成形工程においてガラスブランクの主表面周りの温度条件を揃える。一例として、第1の型121の内周面121aと第2の型122の内周面122aの温度が実質的に同一になるように温度管理をすることが好ましい。実質的に温度が同一となるように温度管理される場合、例えば、温度差は5度以下である。

ことが好ましい。上記温度差は、より好ましくは3度以下であり、特に好ましくは1度以下である。

なお、本実施形態では水平プレスを用いるため幅広い範囲の粘度のガラスをプレス成形することが可能であるが、特に高い粘度のガラスに好適である。これは、鉛直方向に落下する途中でプレスするため、粘度が比較的高いガラスの方が真円度が良好となるためである。具体的には、500ポアズ以上であることが好ましい。なお、2000ポアズ以上になると薄板化が困難となるため好ましくない。

金型間の温度差は、第1の型121の内周面121aおよび第2の型122の内周面122aのそれぞれの表面から型の内部に1mm移動した地点であって、内周面121aおよび内周面122aの互いに対向する地点（例えば、ガラスブランクの中心位置に対応する地点や内周面121aおよび内周面122aの中心点）で、熱電対を用いて計測するときの温度の差分である。

[0038] 装置101では、ゴブG₀が第1の型121の内周面121a又は第2の型122の内周面122aに接触してから、第1の型121と第2の型122とがゴブG₀を完全に閉じ込める状態になるまでの時間は約0.06秒と極めて短い。このため、ゴブG₀は極めて短時間の内に第1の型121の内周面121a及び第2の型122の内周面122aに沿って広がって略円形状に成形され、さらに、急激に冷却されて非晶質のガラスとして固化する。これによって、ガラスブランクGが作製される。なお、本実施形態において成形されるガラスブランクGの大きさは、目的とする磁気ディスク用ガラス基板の大きさにもよるが、例えば、直径20～200mm程度である。

[0039] また、本実施形態のプレス成形方法では、第1の型121の内周面121a及び第2の型122の内周面122aが形状転写された形でガラスブランクGが形成されるため、一对の型の内周面の平面度および平滑性は、目的とする磁気ディスク用ガラス基板のそれと同等なものとしておくことが好ましい。この場合、プレス成形後に、ガラスブランクGに対する表面加工工程、

すなわち研削および研磨工程は不要とすることができる。すなわち、本実施形態のプレス成形方法において成形されるガラスブランクGは、最終的に得られる磁気ディスク用ガラス基板の目標板厚と同一の板厚であってよい。例えば、ガラスブランクGは、厚さ0.2～1.1mmの円形状の板である。内周面121a及び内周面122aにおいてゴブG₀と接触する接触面の表面粗さ(算術平均粗さRa)は、好ましくは0.5μm以下、さらに好ましくは0.0005～0.05μmとなるように調整される。ガラスブランクGの表面粗さは主表面内で均一である。

本実施形態のプレス成形方法ではガラスブランクGの平面度が良好とするため、研削加工を不要とすることができ好ましい。さらに、本実施形態ではガラスブランクGの表面粗さを低減することが可能であるため、研磨加工の取代を小さくすることが可能となり、生産性や端面ダレ防止の観点でより好ましい。さらに、金型の平面度及び平滑性を目的とする磁気ディスク用ガラス基板のそれと同等なものとしておくと、研磨加工を少なくとも1工程省略することができ、さらに好ましい。

[0040] 第1の型121と第2の型122が閉じられた後、プレスユニット120は速やかに退避位置に移動し、代わりに、他のプレスユニット130がキャッチ位置に移動し、このプレスユニット130によって、ゴブG₀のプレスが行われる。

[0041] プレスユニット120が退避位置に移動した後、ガラスブランクGが十分に冷却されるまで(少なくとも屈服点よりも低い温度となるまで)、第1の型121と第2の型122は閉じた状態を維持する。この後、第1駆動部123及び第2駆動部124が駆動されて第1の型121と第2の型122が離間し、ガラスブランクGは、プレスユニット120を離れて落下し、下部にあるコンベア171に受け止められる(図3参照)。

[0042] 装置101では、上記のように、0.1秒以内(約0.06秒)という極めて短時間の間に第1の型121と第2の型122が閉じられ、第1の型121の内周面121aと第2の型122の内周面122aの全体に、略同時に

溶融ガラスが接触することになる。このため、第1の型121の内周面121aと第2の型122の内周面122aが局所的に加熱されることは無く、内周面121aと内周面122aに歪みは殆ど生じない。また、溶融ガラスから第1の型121及び第2の型122に熱が移動する前に、溶融ガラスが円形状に成形されるため、成形される溶融ガラスの温度分布は略一様なものとなる。このため、溶融ガラスの冷却時、ガラス材料の収縮量の分布は小さく、ガラスブランクGの歪みが大きく発生することはない。したがって、作製されたガラスブランクGの主表面の平面度は、従来の上下型のプレス成形により作製されるガラスブランクに比べて向上する。

[0043] なお、図4に示す例では、切断刃161及び162を用いて、流出する溶融ガラス L_g を切断することによって略球状のゴブ G_g が形成される。しかしながら、溶融ガラス材料 L_g の粘度が、切り出そうとするゴブ G_g の体積に対して小さい場合は、溶融ガラス L_g を切断するのみでは切断されたガラスが略球状とはならず、ゴブが作れない。このような場合は、ゴブを作るためのゴブ形成形を用いる。

[0044] 図5(a)～(c)は、図4に示す実施形態の変形例を説明する図である。この変形例ではゴブ形成形を用いる。図5(a)は、ゴブを作る前の状態を示す図であり、図5(b)は、切断ユニット160及びゴブ形成形180によってゴブ G_g が作られた状態を示す図であり、図5(c)は、ゴブ G_g をプレス成形してガラスブランクGが作られた状態を示す図である。

図5(a)に示すように、プレスユニット120は、ブロック181、182を溶融ガラス L_g の経路上で閉じることにより溶融ガラス L_g の経路が塞がれ、ブロック181、182で作られる凹部180Cで、切断ユニット160で切断された溶融ガラス L_g の塊が受け止められる。この後、図5(b)に示すように、ブロック181、182が開かれることにより、凹部180Cにおいて球状となった溶融ガラス L_g が一度にプレスユニット120に向けて落下する。この落下時、ゴブ G_g は、溶融ガラス L_g の表面張力により球状になる。球状のゴブ G_g は、落下途中、図5(c)に示すように、第1の型121

と第2の型122とに挟まれてプレス成形されることにより、円形状のガラスブランクGが作製される。

[0045] あるいは、図6(a)～(d)に示すように、装置101は、図5(a)～(c)に示す切断ユニット160を用いずに、ゴブ形成形180を、溶融ガラス L_g の経路に沿って上流側方向あるいは下流側方向に移動させる移動機構を用いてもよい。図6(a)～(d)は、ゴブ形成形180を使用する変形例を説明する図である。図6(a)，(b)は、ゴブ G_g が作られる前の状態を示す図であり、図6(c)は、ゴブ形成形180によってゴブ G_g が作られた状態を示す図であり、図6(d)は、ゴブ G_g をプレス成形してガラスブランクGが作られた状態を示す図である。

図6(a)に示すように、ブロック181，182によって作られる凹部180Cが溶融ガラス流出口111から流出する溶融ガラス L_g を受け止め、図6(b)に示すように、所定のタイミングでブロック181，182を溶融ガラス L_g の流れの下流側に素早く移動させる。これにより、溶融ガラス L_g が切断される。この後、所定のタイミングで、図6(c)に示すように、ブロック181，182が離間する。これにより、ブロック181，182で保持されている溶融ガラス L_g は一度に落下し、ゴブ G_g は、溶融ガラス L_g の表面張力により球状になる。球状のゴブ G_g は、落下途中、図6(d)に示すように、第1の型121と第2の型122とに挟まれてプレス成形されることにより、円形状のガラスブランクGが作製される。

[0046] 図7(a)～(c)は、ゴブ G_g との代わりに図示されない軟化炉で加熱した光学ガラスの塊 C_p を落下させ、落下途中の両側から型221，222で挟んでプレス成形する変形例を説明する図である。図7(a)は、加熱した光学ガラスの塊を成形する前の状態を示す図であり、図7(b)は、光学ガラスの塊を落下する状態を示す図であり、図7(c)は、光学ガラスの塊をプレス成形してガラスブランクGが作られた状態を示す図である。

図7(a)に示すように、装置201は、光学ガラスの塊 C_p をガラス材把持機構212でプレスユニット220の上部の位置に搬送し、この位置で、

図7（b）に示すように、ガラス材把持機構212による光学ガラスの塊 C_p の把持を開放して、光学ガラスの塊 C_p を落下させる。光学ガラスの塊 C_p は、落下途中、図7（c）に示すように、第1の型221と第2の型222とに挟まれて円形状のガラスブランクGが成形される。第1の型221及び第2の型222は、図5に示す第1の型121及び第2の型122と同じ構成及び作用をするので、その説明は省略する。

[0047] [型の温度制御]

上述した本実施形態のプレス成形においては、前述したように、プレス成形前に、第1の型121及び第2の型122の温度は、溶融ガラス L_g のガラス転移温度(T_g)よりも十分に低い温度に保持されているが、さらに、溶融ガラスが第1の型121及び第2の型122に接触してから離れるまでの第1の型121及び第2の型122の温度を、溶融ガラス L_g のガラス転移点(T_g)未満の温度に制御される。

なお、溶融ガラスがプレス成形の過程において常に第1の型121及び第2の型122の温度よりも低くなるように制御することが好ましい。溶融ガラスがプレス成形の過程においてガラス転移点(T_g)未満であり、かつ常に第1の型121及び第2の型122の温度よりも低くなるように制御することがさらに好ましい。

ここで、型の温度は例えば、型の内周面121a, 122aのうちガラスブランクの中心位置に対応する地点（例えば、内周面121a, 122aの中心点）から型の内部に1mm移動した地点で、熱電対を用いて計測するときの温度である。

図4に示した第1の型121及び第2の型122の形態のままで、溶融ガラスが第1の型121及び第2の型122に接触してから離れるまでの第1の型121及び第2の型122の温度を、溶融ガラス L_g のガラス転移点(T_g)未満とすることができればよいが、できない場合には、型に排熱部を配設することで、プレス成形過程における型の温度をガラス転移点(T_g)未満とするように制御する。以下、図8および図9を参照して型の温度制御の具体

例について説明する。

[0048] 図8の(a)～(c)はそれぞれ、第1及び第2の型121, 122それぞれの温度を低減するための排熱部125を示している。排熱部125は、各型の外周面に面接触するようにして公知の締結手段によって型に連結され、型が保持する熱を外部に排熱するために設けられている。

図8(a)は、第1及び第2の型121, 122の各々の外周面のほぼ全面に面接触するように排熱部125が設けられている例である。図8(b)に例示する排熱部125は、凹形状をなしており、その中央の凹み部に対してエア供給機構(図示せず)により空気を供給することで効率的に熱交換を行うように構成されている。図8(c)に例示する排熱部125は、複数のフィンで構成されるヒートシンクの形態をなしており、外気に対する排熱面積を大きくとることで効率的に冷却することが意図している。図8(c)の場合もエア供給機構(図示せず)により空気を供給することで効率的に熱交換を行うことができる。

[0049] なお、排熱部125は、第1及び第2の型121, 122より高い熱伝導率を有する部材から構成されていることが好ましい。例えば、第1及び第2の型121, 122が超硬合金(例えばVM40)から構成されている場合には、排熱部125は、銅、銅合金、アルミニウム又はアルミニウム合金等から構成されてよい。排熱部125が、第1及び第2の型121, 122より高い熱伝導率を有することにより、第1及び第2の型121, 122の熱を効率良く外部に排出することが可能になる。なお、超硬合金(VM40)の熱伝導率は71(W/m・K)、銅の熱伝導率は400(W/m・K)である。排熱部125を構成する部材は、第1及び第2の型121, 122を構成する金属の熱伝導率、硬度、厚み寸法等に応じて適宜選択されてよい。また、第1及び第2の型121, 122は、プレスに耐えうる強度が必要であるため、排熱部125と一体化せずに形成されることが好ましい。

[0050] 図9に示す排熱部125は、水冷機構(図示せず)を備えた場合の一例である。この場合には、例えば冷却水貯蔵タンク、ウォーターポンプおよび配管

を備える水冷機構によって、冷却水が排熱部 1 2 5 の内部に供給される。排熱部 1 2 5 の内部には冷却水用通路が設けられている。水冷機構から供給される冷却水が冷却水用通路を通り、型から排熱部 1 2 5 に伝熱された熱を吸熱して冷却水が温められ、排熱部 1 2 5 から水冷機構のタンクへ排出される。このような水冷システムによっても第 1 及び第 2 の型 1 2 1, 1 2 2 の温度を低減させることができる。

[0051] 図 8 および図 9 に例示したような手段を用いて、本実施形態のプレス成形では、熔融ガラスが第 1 の型 1 2 1 及び第 2 の型 1 2 2 に接触してから離れるまでの第 1 の型 1 2 1 及び第 2 の型 1 2 2 の温度を、熔融ガラス L_6 のガラス転移点 (T_g) 未満の温度に制御される。そのため、本実施形態のプレス成形方法では、一方の金型にのみ長く熔融ガラスが接触することがないことと相俟って、金型の上記温度制御を行うことで、従来の垂直ダイレクトプレス法とは異なり、表面粗さが極めて低い内周面とした型を用いたとしても、熔融ガラス L_6 が金型に融着することを防止できるため、金型の表面に離型材を付着させる必要がない。

また、排熱部 1 2 5 を設けることで、熔融ガラス L_6 をプレス成形する際の第 1 の型 1 2 1 の内周面 1 2 1 a 及び第 2 の型 1 2 2 の内周面 1 2 2 a それぞれの中央部と周縁部との温度差（プレス成形面内の温度差）が小さくなり、プレス成形後に得られるガラスブランク G の表面うねりが良好なものとなる。

[0052] (b) スクライブ工程（ステップ S 2 0 ; 形状加工工程）

次に、スクライブ工程について説明する。プレス成形工程の後、スクライブ工程では、成形されたガラスブランク G に対してスクライブが行われる。

ここでスクライブとは、成形されたガラスブランク G を所定のサイズのディスク形状とするために、ガラスブランクの表面に超鋼合金製あるいはダイヤモンド粒子からなるスクライバにより 2 つの同心円（内側同心円および外側同心円）状の切断線（線状の切筋）を設けることをいう。2 つの同心円の形状にスクライブされたガラスブランクは、部分的に加熱され、ガラスブラ

シクの熱膨張の差異により切筋が成長することで、外側同心円の外側部分および内側同心円の内側部分が除去（割断）される。このスクライブでは、同軸のスクライバによって、2つの同心円状の切断線の形成を同時に行うことによって、内孔形成と外形形成を同時に行うことが高い同心度を得る上で好ましい。なお、ガラスブランクに対してコアドリル等を用いて円孔を形成することによりディスク状のガラス基板を得ることもできる。

なお、スクライブカッターがホイール状構造であること、さらには、スクライブカッターによる割断工程の詳細については、特開2009-269762号公報を参照されたい。

本実施形態では、前工程のプレス成形工程において得られるガラスブランクの主表面の算術平均粗さ R_a が $0.001 \sim 0.1 \mu m$ と小さく、離型材も付着していないため、スクライブ中あるいはスクライブ後にガラスブランクが割れてしまうことはなく、量産工程において高い歩留まりを確保することができる。また、スクライブ後のガラス基板の外形および／または中心穴の真円度、あるいは両者の同心度が悪化することもない。

また、本実施形態のプレス成形方法では、ガラスブランクの両主表面の表面粗さが同じとなるため、割断の際にクラックの伸展が良好となり、カケが生じ難くなる。

[0053] シアマーク（ゴブを形成するときの切断痕に起因してガラスブランクに生ずる線状のマーク）が発生する場合は、シアマークをブランクのほぼ中心またはブランクの端に形成するようにした上で、シアマークが割断後のガラスブランク上に含まれないように切筋を形成するとよい。すなわち、シアマークの位置が、内側同心円の内側か、外側同心円の外側に位置するようにするとよい。

また、高 T_g 、かつ、高い線膨張係数のガラスについて本実施形態のプレス成形方法で形成したガラスブランクについては、金型の表面に応力歪が残ってしまう場合がある。これは、ガラスが熱伝導性が低い材料であることに加えて、ガラスブランクの主表面の位置によって冷却履歴が僅かに違うため

と考えられる。溶融ガラス塊はプレスされた際、極めて短い時間とはいえ、伸張しながら冷却されるため、伸張度合いの異なる内側と外側とでは冷却履歴が異なると考えられる。このため、たとえ金型面内の温度が均一となるように制御しながらプレスおよびその後の冷却を行っても、ガラスブランクの主表面上の位置によって応力歪の大きさが異なる場合があることがわかった。このような場合、具体的には、ガラスブランクの主表面において外周に近い方が主表面上に残存する応力歪が大きいことがわかった。このような現象はどのガラスにおいても生じうるが、 T_g が 620°C 以上のガラスについてよく生じる。さらに T_g が 650°C 以上では顕著となる。これは、 T_g が高いほど溶融状態から固化するまでの時間が短いため、プレスの際の伸張の影響が相対的に大きくなるためと推察される。

また、線膨張係数が大きいほど応力歪が発生しやすくなる。これは温度変化に対する変形量が大きくなるためである。応力歪は線膨張係数が $50 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以上で発生しやすくなり、線膨張係数が $70 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ 以上になるとさらに発生しやすくなる。

本実施形態のスクライブ工程では、OD側の切筋の押圧力を、ID側のそれよりも1.1～1.5倍とすることが好ましい。切筋深さについては、スクライバのガラスブランクへの押圧力をIDとODで変えることで制御してもよい。具体的な切筋深さは、ID： $0.05 \sim 0.15 \text{ mm}$ 、OD： $0.05 \sim 0.15 \text{ mm}$ の範囲内とするのが好ましい。つまり、OD側の切筋の押圧力をID側のそれよりも大きくすることで、結果的に切筋深さを同程度とするのがよい。なお、スクライブカッターは、ガラスブランクの主表面に対して斜めに入れるが、切筋深さは、その斜め方向ではなくガラスブランクの板厚方向の深さである。切筋深さが 0.05 mm より浅いと切断が困難になり、切筋深さが 0.15 mm より深いとカケが生ずる可能性がある。

本願発明者の検討では、高 T_g ガラスを用いて水平ダイレクトプレスしてガラスブランクを製造してスクライブすると、表面に圧縮応力による応力歪が生じやすくなるために、切筋が浅くなる場合があることがわかった。その

ような場合、圧縮応力の大きさはブランクの中心付近で最も小さく外周に向かって大きくなっているため、常に外周側のスクライブ深さが浅くなる。したがって、スクライブの押圧力を内周＜外周とすることで、内周と外周とで適切な押圧力を設定することが可能となり、内外2つの切筋深さを所望な範囲とすることができる。すると、カケ等の発生、真円度・同心度の悪化が抑制されて、スクライブにおける歩留まりが良好となる。

[0054] (c) 端部加工工程（ステップS30）

次に、端部加工工程について説明する。端部加工工程では、スクライブ工程後のガラス基板の端部に対するチャンファリング加工（外周端部および内周端部の面取り加工）を含む。チャンファリング加工は、スクライブ工程後のガラス基板の外周端部および内周端部において、主表面と、主表面と垂直な側壁部との間で、ダイヤモンド砥石により面取りを施す形状加工である。面取り角度は、主表面に対して例えば40～50度である。

[0055] (d) 固定砥粒による研削工程（ステップS40）

固定砥粒による研削工程では、遊星歯車機構を備えた両面研削装置を用いて、端部加工工程後のガラス基板の主表面に対して研削加工（機械加工）を行う。研削による取り代は、例えば数 μm ～100 μm 程度である。両面研削装置は、上下一対の定盤（上定盤および下定盤）を有しており、上定盤および下定盤の間にガラス基板が挟持される。そして、上定盤または下定盤のいずれか一方、または、双方を移動操作させることで、ガラス基板と各定盤とを相対的に移動させることにより、このガラス基板の両主表面を研削することができる。

なお、本実施形態のプレス成形工程では、例えば平面度が4 μm 以下の極めて平面度の高いガラスブランクを作製できるため、この研削工程を行わなくてもよい。また、研削工程の前に、研削工程で用いた装置と同様の両面研削装置およびアルミナ系遊離砥粒を用いたラッピング工程を行ってもよい。

また、プレス成形直後のガラスブランクの主表面の算術平均粗さ R_a が0.1 μm 以下であれば、この研削工程を省略したとしても、目標とする磁気

ディスク用ガラス基板の表面性状を得ることができる。

[0056] (e) 端面研磨工程 (ステップ S 5 0)

次に、研削工程後のガラス基板の端面研磨が行われる。

端面研磨では、ガラス基板の内周端面及び外周端面をブラシ研磨により鏡面仕上げを行う。このとき、酸化セリウム等の微粒子を遊離砥粒として含むスラリーが用いられる。端面研磨を行うことにより、ガラス基板の端面での塵等が付着した汚染、ダメージあるいはキズ等の損傷の除去を行うことにより、サーマルアスペリティの発生の防止や、ナトリウムやカリウム等のコロージョンの原因となるイオン析出の発生を防止することができる。

[0057] (f) 第 1 研磨工程 (ステップ S 6 0)

次に、端面研磨工程後のガラス基板の主表面に第 1 研磨が施される。第 1 研磨による取り代は、例えば数 μm ~ 50 μm 程度である。第 1 研磨は、固定砥粒による研削により主表面に残留したキズ、歪みの除去、微小な表面凹凸 (マイクロウェーブネス、粗さ) の調整を目的とする。第 1 研磨工程では、研削工程で用いたものと同様の構造の両面研磨装置を用いて、研磨液を与えながら研磨する。研磨液に含有させる研磨剤は、例えば、酸化セリウム砥粒、あるいはジルコニア砥粒である。

[0058] なお、第 1 研磨工程では、ガラス基板の主表面について、表面粗さ (Ra) を 0.5 nm 以下とし、かつマイクロウェーブネス (MW-Rq) を 0.5 nm 以下とするように研磨を行う。

ここで、マイクロウェーブネスは、主表面全面の半径 14.0 ~ 31.5 mm の領域における波長帯域 100 ~ 500 μm の粗さとして算出される RMS (Rq) 値で表すことができ、例えば、ポリテック社製の Model-4224 を用いて計測できる。

表面粗さは、JIS B0601:2001 により規定される算術平均粗さ Ra で表され、0.006 μm 以上 200 μm 以下の場合は、例えば、ミットヨ社製粗さ測定機 SV-3100 で測定し、JIS B0633:2001 で規定される方法で算出できる。その結果、粗さが 0.03 μm 以下であ

った場合は、例えば、日本Veeva社製走査型プローブ顕微鏡（原子間力顕微鏡；AFM）ナノスコープで計測しJIS R1683：2007で規定される方法で算出できる。本願においては、 $1\mu\text{m}\times 1\mu\text{m}$ 角の測定エリアにおいて、 512×512 ピクセルの解像度で測定したときの算術平均粗さRaを用いることができる。

[0059] (g) 化学強化工程（ステップS70）

次に、第1研磨工程後のガラス基板は化学強化される。

化学強化液として、例えば硝酸カリウム（60重量%）と硫酸ナトリウム（40重量%）の混合液等を用いることができる。化学強化工程では、化学強化液を例えば $300^{\circ}\text{C}\sim 400^{\circ}\text{C}$ に加熱し、洗浄したガラス基板を例えば $200^{\circ}\text{C}\sim 300^{\circ}\text{C}$ に予熱した後、ガラス基板を化学強化液中に例えば3時間～4時間浸漬する。

ガラス基板を化学強化液に浸漬することによって、ガラス基板の表層のリチウムイオン及びナトリウムイオンが、化学強化液中のイオン半径が相対的に大きいナトリウムイオン及びカリウムイオンにそれぞれ置換されることで表層部分に圧縮応力層が形成され、ガラス基板が強化される。なお、化学強化処理されたガラス基板は洗浄される。例えば、硫酸で洗浄された後に、純水等で洗浄される。

[0060] (h) 第2研磨工程（ステップS80）

次に、化学強化工程後のガラス基板に第2研磨が施される。第2研磨による取り代は、例えば $1\mu\text{m}$ 程度、具体的には、 $0.5\sim 2\mu\text{m}$ の範囲内とすることが好ましい。取り代がこの範囲より小さいと、表面粗さを十分に低減できない場合がある。また、この範囲より大きいと、端部形状の悪化（ダレ等）を招く場合がある。第2研磨は、主表面の鏡面研磨を目的とする。第2研磨では例えば、第1研磨で用いた研磨装置を用いる。このとき、第1研磨と異なる点は、遊離砥粒の種類及び粒子サイズが異なることと、樹脂ポリッシュの硬度が異なることである。

第2研磨に用いる遊離砥粒として、例えば、スラリーに混濁させたコロイ

ダルシリカ等の微粒子（粒子サイズ：直径10～50nm程度）が用いられる。

研磨されたガラス基板を中性洗剤、純水、IPA等を用いて洗浄することで、磁気ディスク用ガラス基板が得られる。

第2研磨工程を実施することは必ずしも必須ではないが、ガラス基板の主表面の表面凹凸のレベルをさらに良好なものとする点で実施することが好ましい。第2研磨工程を実施することで、主表面の粗さ(Ra)を0.15nm以下、より好ましくは0.1nm以下かつ上記主表面のマイクロウェーブネス(MW-Rq)を0.3nm以下、より好ましくは0.1nm以下とすることができる。

[0061] 以上説明したように、本実施形態の磁気ディスク用ガラス基板の製造方法によれば、熔融ガラスの塊を一对の金型を用いてダイレクトプレスするプレス成形工程を含む。この成形工程では、一方の金型にのみ長く熔融ガラスが接触することがなく、また、熔融ガラスが一对の型に接触してから離れるまでの型の温度が、熔融ガラスのガラス転移点(Tg)未満の温度となるように制御されるため、熔融ガラスが金型に融着することを防止するための離型材を金型の表面に離型材を付着させずに済む。熔融ガラスが金型に融着することがないため、プレス成形面の表面粗さを極めて小さくすることができ、このプレス成形面が形状転写されることから、プレス成形によって得られるガラスブランクの表面粗さも極めて小さくなる。そのため、次工程のスクライブ工程では、表面粗さを極めて小さい平滑な主表面に対してスクライブカッターを当てることになり、スクライブカッターにより形成される2つの同心円状の切断線の真円度および同心度が極めて良好なレベルとなる。その結果、スクライブによって得られるガラス基板の外形および中心穴の真円度および同心度が極めて高くなる。

[0062] [磁気ディスク]

以上の各工程を経て、磁気ディスク用ガラス基板が作製される。この磁気ディスク用ガラス基板を用いて、磁気ディスクは以下のようにして得られる

。

磁気ディスクは、例えばガラス基板の主表面上に、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になっている。

例えば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、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。磁性層としては、例えばCoPt系合金を用いることができる。また、 L_{10} 規則構造のCoPt系合金やFePt系合金を形成して熱アシスト磁気記録用の磁性層とすることもできる。上記成膜後、例えばCVD法により C_2H_4 を用いて保護層を成膜し、続いて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（パー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。

実施例

[0063] 以下に、本発明を実施例によりさらに説明する。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。

[0064] (1) 熔融ガラスの作製

以下の組成のガラスが得られるように原料を秤量し、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や白金の混入物は認められなかった。得られた熔融ガラスのガラス転移点(Tg)は510℃であった。

。

[ガラスの組成]

酸化物基準に換算し、モル%表示で、 SiO_2 を50～75%、 Al_2O_3 を1～15%、 Li_2O 、 Na_2O 及び K_2O から選択される少なくとも1種の成分を合計で5～35%、 MgO 、 CaO 、 SrO 、 BaO 及び ZnO から選

択される少なくとも1種の成分を合計で0~20%、ならびに ZrO_2 、 TiO_2 、 La_2O_3 、 Y_2O_3 、 Ta_2O_5 、 Nb_2O_5 及び HfO_2 から選択される少なくとも1種の成分を合計で0~10%、有する組成からなるアモルファスのアルミノシリケートガラス。ガラス転移点(T_g)は505℃、線膨張係数は $80 \times 10^{-7}/^{\circ}C$ である。

[0065] 上記溶融ガラスを準備し、上記プレス成形方法(図3、図4の装置を用いた方法)を用いて、直径75mm、厚さ0.9mmのガラス blanks を作製した。溶融ガラス流出口111から吐出される溶融ガラス材料 L_6 の温度は1300℃であり、この時の溶融ガラス材料 L_6 の粘度は700ポアズである。

溶融ガラス流出口111から吐出される溶融ガラス材料 L_6 は、切断ユニット160によって切断され、直径約20mmのゴブ G_6 が形成される。ゴブ G_6 とは、プレスユニットによって荷重3000kgfで、その温度が溶融ガラス材料のガラス転移温度(T_g)以下となるまでプレスされ、直径75mmのガラス blanks が形成された。

[0066] ・実施例1

表1に示す実施例1では、図8(a)に示す排熱部を金型の成形面の全域に亘って配設してプレス成形を行った。排熱部は銅で形成し、厚みは30mmとした。また、成形面(特に溶融ガラスと接触する接触面)の表面粗さ(算術平均粗さ R_a)が0.01 μm 以上で0.1 μm 未満の金型を用いた。このとき、溶融ガラスが金型に接触してから離れるまでの金型の最高温度を測定したところ、495℃であった。プレス成形後のガラス blanks に対してスクライブを行い(ID(内孔)とOD(外形)の同時形成)、外径が65mm、中心穴径が20mmのガラス基板を得た。

・実施例2

表1に示す実施例2では、実施例1同様の排熱部を用いてプレス成形を行った。また、成形面の表面粗さ(算術平均粗さ R_a)が0.1 μm 以上で0.5 μm 未満の金型を用いた。実施例1と同様に金型の最高温度を測定したところ、495℃であった。実施例1同様に、プレス成形後のガラスブラン

クに対してスクライブを行い、外径が65 mm、中心穴径が20 mmのガラス基板を得た。

・実施例3

表1に示す実施例3では、実施例1同様の排熱部を用いてプレス成形を行った。また、成形面の表面粗さ（算術平均粗さRa）が0.5 μ m以上で2.0 μ m未満の金型を用いた。実施例1と同様に金型の最高温度を測定したところ、495℃であった。実施例1同様に、プレス成形後のガラスブランクに対してスクライブを行い、外径が65 mm、中心穴径が20 mmのガラス基板を得た。

[0067] なお、金型の成形面の表面粗さは、JIS B0601:2001により規定される算術平均粗さRaで表され、0.006 μ m以上200 μ m以下の場合、例えば、ミットヨ社製粗さ測定機SV-3100で測定し、JIS B0633:2001で規定される方法で算出できる。その結果粗さが0.03 μ m以下であった場合は、例えば、日本Veeco社製走査型プローブ顕微鏡（原子間力顕微鏡；AFM）ナノスコープで計測しJIS R1683:2007で規定される方法で算出できる。本願においては、10 μ m×10 μ m角の測定エリアにおいて、256×256ピクセルの解像度で測定したときの算術平均粗さRaを用いた。

[0068] [表1]

	金型の 最高温度	離型材 の有無	金型の成形面の 表面粗さ(Ra)	スクライブ の歩留まり (%)	評価
実施例1	495℃	無	0.01 μ m以上 0.1 μ m未満	100	〇〇
実施例2	495℃	無	0.1 μ m以上 0.5 μ m未満	99	〇〇
実施例3	495℃	無	0.5 μ m以上 2.0 μ m未満	95	〇

[0069] [実施例の評価]

表1における評価は、各実施例のガラスブランクを100枚ずつスクライブして、ガラスブランクが割れることなく、または後工程で取りきれないほ

どの大きなカケやヒビが発生せずに、ディスク状に切断できた枚数の割合（スクライプの歩留まり）に基づいて評価した。評価基準は、以下とした。

〇〇：スクライプの歩留まり(%)が98%以上

○：スクライプの歩留まり(%)が95%以上98%未満

△：スクライプの歩留まり(%)が90%以上95%未満

[0070] 実施例1～3では、離型材を使用していないため、成形後に得られるガラスブランクの主表面の表面粗さは、ほぼ金型の成形面の表面粗さと同一の値となった。特に金型の成形面の表面粗さ(Ra)を $0.5\mu\text{m}$ 以下にすると、スクライプの歩留まりが特に良好となることが確認された。

[0071] 次に、実施例1～3とは異なる組成のガラス(T_g : 630°C 、 $100\sim 300^\circ\text{C}$ における平均線膨張係数が $80\times 10^{-7}/^\circ\text{C}$)を用いて、実施例1～3と同様の実験を実施した（実施例4～6）。金型の最高温度は 610°C となるように制御した。

実験に供したガラス組成は、以下のとおりである。

[0072] [実施例4～6でのガラス組成]

モル%表示にて、

SiO_2 を56～75%、

Al_2O_3 を1～11%、

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%以上かつ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 $\{(MgO + CaO) / (MgO + CaO + SrO)\}$ 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Li₂Oの合計含有量のモル比 $\{(MgO + CaO + Li_2O) / (Li_2O + Na_2O + K_2O + MgO + CaO + SrO)\}$ が0.50以上であり、

ZrO₂、TiO₂、Y₂O₃、La₂O₃、Gd₂O₃、Nb₂O₅およびTa₂O₅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%以下であり、

Al₂O₃含有量に対する上記酸化物の合計含有量のモル比 $\{(ZrO_2 + TiO_2 + Y_2O_3 + La_2O_3 + Gd_2O_3 + Nb_2O_5 + Ta_2O_5) / Al_2O_3\}$ が0.40以上。

[0073] 実施例4～6のスクライプの歩留まりは、以下のとおりであった。

実施例4：98%

実施例5：97%

実施例6：93%

[0074] さらに、実施例1～3とは異なる組成のガラス（T_g：680℃、100～300℃における平均線膨張係数が $80 \times 10^{-7} / ^\circ\text{C}$ ）を用いて、実施例1～3と同様の実験を実施した（実施例7～9）。金型の最高温度は660℃となるように制御した。

実験に供したガラス組成は、以下のとおりである。

[0075] [実施例4～6でのガラス組成]

モル%表示にて、
SiO₂を50～75%、
Al₂O₃を0～5%、
Li₂Oを0～3%、
ZnOを0～5%、
Na₂OおよびK₂Oを合計で3～15%、
MgO、CaO、SrOおよびBaOを合計で14～35%、
ZrO₂、TiO₂、La₂O₃、Y₂O₃、Yb₂O₃、Ta₂O₅、Nb₂O₅
およびHfO₂を合計で2～9%含み、
モル比 $[(MgO + CaO) / (MgO + CaO + SrO + BaO)]$ が
0.8～1の範囲であり、かつ
モル比 $[Al_2O_3 / (MgO + CaO)]$ が0～0.30の範囲内である
ガラス。

[0076] 実施例7～9のスクライプの歩留まりは、以下のとおりであった。

実施例7：97%

実施例8：96%

実施例9：91%

[0077] 実施例1～3と実施例4～9の結果を比較してわかるように、ガラスのT_gが増加すると歩留まりが低下した。この原因を調べたところ、OD側でカケやヒビが発生していた。さらにバビネ法を用いてガラスブランクの板厚方向の応力歪みを調査したところOD側で応力歪みが発生していることがわかった。そこで、スクライプ工程においてOD側にかかる押圧力をID側の1.2倍にすることで、ID側とOD側とで共に切筋深さを0.1mmにして実施例4、5、7、8と同様の評価を行ったところ、歩留まりはいずれも改善し、さらに全て98%以上となった。

[0078] 次に、各実施例で使用したガラスを金型の表面粗さ違いで作製したガラスブランクを元に、スクライプの歩留まりを評価したところ、以下の表2に示すとおりとなった。これにより、金型の表面粗さを0.1μm以下とするこ

とで最もスクライプの歩留まりが良好となることがわかった。

[0079] [表2]

金型の成形面の 表面粗さ (μm)	実施例 1～3 で使用したガラス	実施例 4～6 で使用したガラス	実施例 7～9 で使用したガラス
0.01～0.1	100%	98%	97%
0.1～0.5	99%	97%	96%
0.5～2	95%	93%	91%

[0080] 以上、本発明の実施形態について詳細に説明したが、本発明の磁気ディスク用ガラス基板の製造方法は上記実施形態に限定されず、本発明の主旨を逸脱しない範囲において、種々の改良や変更をしてもよいのは勿論である。

符号の説明

- [0081] 1…磁気ディスク用ガラス基板
2…中心穴

請求の範囲

- [請求項1] 溶融ガラスの塊を一对の金型でダイレクトプレスすることにより、円板状のガラスブランクを成形する成形工程と、
- 上記ガラスブランクの主表面に切筋を形成した後、この切筋を成長させて割断することで、ディスク形状のガラス基板を形成するための、内孔形成および外形形成の少なくとも一方を行う形状加工工程と、を含む磁気ディスク用ガラス基板の製造方法であって、
- 上記成形工程では、溶融ガラスが金型に接触してから離れるまでの上記一对の金型の温度を、上記溶融ガラスのガラス転移点 (T_g) 未満の温度とし、かつ、上記一对の金型の表面に離型材を付着させずにプレス成形を行うことを特徴とする、磁気ディスク用ガラス基板の製造方法。
- [請求項2] 上記一对の金型において溶融ガラスと接触する接触面の算術平均粗さ (R_a) が、 $0.5\ \mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする、請求項1に記載された磁気ディスク用ガラス基板の製造方法。
- [請求項3] 前記接触面の算術平均粗さ (R_a) が、 $0.1\ \mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする、請求項2に記載された磁気ディスク用ガラス基板の製造方法。
- [請求項4] 上記成形工程では、落下中の上記溶融ガラスの塊を、その落下方向と直交する方向から上記一对の金型を用いてプレス成形することを特徴とする、請求項1～3のいずれかに記載された磁気ディスク用ガラス基板の製造方法。
- [請求項5] 上記成形工程では、上記金型の溶融ガラスと接触する部分の温度が、上記一对の金型間で実質的に同一の温度となるようにプレス成形することを特徴とする、請求項1～4のいずれかに記載された磁気ディスク用ガラス基板の製造方法。
- [請求項6] 上記形状加工工程では、内孔形成および外形形成を同時に形成することを特徴とする、請求項1～5のいずれかに記載された磁気ディス

ク用ガラス基板の製造方法。

[請求項7]

前記形状加工工程では、外形形成のための切筋にかかる押圧力を、内孔形成のための切筋にかかる押圧力よりも高くすることを特徴とする、請求項1～6のいずれかに記載された磁気ディスク用ガラス基板の製造方法。