

## 明 細 書

発明の名称：磁気ディスク用ガラス基板及びその製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、磁気ディスク用ガラス基板及びそ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(特許文献1)。

ところで、ガラス基板は脆性材料であるという側面を有している。そこで

、ガラス基板の主表面を強化する方法として、加熱した化学強化液にガラス基板を浸漬し、ガラス基板の主表面のリチウムイオン、ナトリウムイオンを、化学強化液中のナトリウムイオン、カリウムイオンにそれぞれイオン交換することにより、ガラス基板の主表面に圧縮応力層を形成する化学強化方法が知られている（特許文献２）。

## 先行技術文献

## 特許文献

[0005] 特許文献１：特開平１１－２５５５２１号公報

特許文献２：特開２００２－１２１０５１号公報

## 発明の概要

## 発明が解決しようとする課題

[0006] 従来の磁気ディスク用ガラス基板では、化学強化方法を用いることにより、主表面の強度が高められているが、今後さらに高い強度が求められることも考えられる。

[0007] 本発明は、化学強化方法のみを用いた場合と比較して、主表面の強度がさらに向上した磁気ディスク用ガラス基板及びそ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

[0008] 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、ガラス基板の主表面に圧縮応力層を形成するためのプレス成形方法を見出した。具体的に説明すると、このプレス成形方法では、溶融ガラスの塊を一對の金型を用いてプレス成形する際に、プレス中の溶融ガラスの冷却速度を制御することによって、プレス成形されるガラスブランクの一對の主表面に圧縮応力層を形成することができる。さらに、発明者らは、このプレス成形方法と化学強化方法との両方を実施することで、厚さが大きく、且つ、圧縮応力が大きい圧縮応力層をガラス基板の主表面に形成することができ、結果として、主表面の強度がさらに向上したガラス基板が得られることを見出した。

ここで、化学強化方法では、形成される圧縮応力層の厚さが、上記プレス成形方法によって形成される圧縮応力層の厚さよりも小さい。例えば、上記プレス成形方法によって形成される圧縮応力層の厚さは、ガラス基板の板厚や熱膨張係数によって異なるが、約100～300 $\mu\text{m}$ であるのに対し、化学強化方法によって形成される圧縮応力層の厚さは約10～100 $\mu\text{m}$ である。

また、化学強化方法によって形成される圧縮応力層に生じる圧縮応力は、上記プレス成形方法によって形成される圧縮応力層に生じる圧縮応力とほぼ等しくすることもできる。例えば、化学強化方法によって形成される圧縮応力層に生じる圧縮応力の大きさは約10～50 $\text{Kg/mm}^2$ であるのに対し、上記プレス成形方法によって形成される圧縮応力層に生じる圧縮応力の大きさは約0.1～50 $\text{Kg/mm}^2$ である。

したがって、化学強化方法のみを用いた場合と比較して、厚さが大きく、且つ、圧縮応力が大きい圧縮応力層を主表面に有するガラス基板を、化学強化方法と上記プレス成形方法とを組み合わせることにより形成することができる。

[0009] 上述した観点から、本発明の第1の観点は、溶融ガラスの塊を一对の金型を用いてプレス成形する成形工程を含む磁気ディスク用ガラス基板の製造方法であって、前記成形工程では、プレス成形されるガラスブランクの一对の主表面に第1圧縮応力層が形成されるように、プレス中の前記溶融ガラスの冷却速度を制御し、前記成形工程後のガラスブランクを用いて形成されたガラス基板の一对の主表面に第2圧縮応力層を形成するための化学強化工程を含む、ことを特徴とする。

[0010] 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、前記成形工程では、落下中の前記溶融ガラスの塊を、その落下方向と直交する方向から前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。

[0011] 上記磁気ディスク用ガラス基板の製造方法において、前記成形工程では、前記金型のプレス成形面の温度が、前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。

[0012] 上記磁気ディスク用ガラス基板の製造方法において、ガラスブランクが金型に接触してから離れるまでの前記一对の金型の温度を、前記溶融ガラスのガラス転移点（ $T_g$ ）未満の温度とすることを特徴とする。

[0013] 上記磁気ディスク用ガラス基板の製造方法において、前記化学強化工程後のガラス基板の一对の主表面に形成された第1圧縮応力層及び第2圧縮応力層の一部を除去するための研磨工程を含む、ことを特徴とする。

[0014] 本発明の第2の観点は、一对の主表面を有する磁気ディスク用ガラス基板であって、化学強化による圧縮応力層と、物理強化による圧縮応力層とが重なり合って形成されている、ことを特徴とする。

[0015] 上記磁気ディスク用ガラス基板において、前記ガラス基板の板厚が0.5～1.0mmである、ことを特徴とする。

## 発明の効果

[0016] 本発明によれば、化学強化方法のみを用いた場合と比較して、主表面の強度がさらに向上した磁気ディスク用ガラス基板を得ることができる。

## 図面の簡単な説明

[0017] [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を説明する図。

[図5]ゴブ形成型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冷却制御手段の変形例を示す図。

[図9]実施形態の圧縮応力層の状態を示す図。

### 発明を実施するための形態

[0018] 以下、本実施形態の磁気ディスク用ガラス基板及びその製造方法について詳細に説明する。

[0019] [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、円環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2の径が20mm、板厚Tが0.5～1.0mm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。

[0020] 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、アモルファスの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、アモルファスの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。

[0021] 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<sub>2</sub>を50～75%、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を1～15%、Li<sub>2</sub>O、Na<sub>2</sub>O及びK<sub>2</sub>O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<sub>2</sub>、TiO<sub>2</sub>、La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>、Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>及びHfO<sub>2</sub>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シリケートガラスである。

[0022] 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<sub>2</sub>を56～75%、

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を1～11%、

Li<sub>2</sub>Oを0%超かつ4%以下、

Na<sub>2</sub>Oを1%以上かつ15%未満、

K<sub>2</sub>Oを0%以上かつ3%未満、

含み、かつBaOを実質的に含まず、

Li<sub>2</sub>O、Na<sub>2</sub>OおよびK<sub>2</sub>O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<sub>2</sub>O含有量に対するLi<sub>2</sub>O含有量のモル比 (Li<sub>2</sub>O/Na<sub>2</sub>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<sub>2</sub>O含有量のモル比 {K<sub>2</sub>

O / (Li<sub>2</sub>O + Na<sub>2</sub>O + K<sub>2</sub>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2

0～40%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  $\text{MgO}$ 、 $\text{CaO}$  および  $\text{Li}_2\text{O}$  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、

$\text{ZrO}_2$ 、 $\text{TiO}_2$ 、 $\text{Y}_2\text{O}_3$ 、 $\text{La}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Gd}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Nb}_2\text{O}_5$  および  $\text{Ta}_2\text{O}_5$  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、

$\text{Al}_2\text{O}_3$  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。

[0023] 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、

$\text{SiO}_2$  を 50～75%、

$\text{Al}_2\text{O}_3$  を 0～5%、

$\text{Li}_2\text{O}$  を 0～3%、

$\text{ZnO}$  を 0～5%、

$\text{Na}_2\text{O}$  および  $\text{K}_2\text{O}$  を合計で 3～15%、

$\text{MgO}$ 、 $\text{CaO}$ 、 $\text{SrO}$  および  $\text{BaO}$  を合計で 14～35%、

$\text{ZrO}_2$ 、 $\text{TiO}_2$ 、 $\text{La}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Y}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Yb}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Ta}_2\text{O}_5$ 、 $\text{Nb}_2\text{O}_5$  および  $\text{HfO}_2$  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。

[0024] [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、円板状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、作製されたガラスブランクの主表面に形成された圧縮応力層の少なくとも一部を残すように除去する（ステップS20）。次に、ガラスブランクをスクライブして、円環状のガラス基板を作製する（ステップS30）。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S40）。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S50）。次に、ガラス基板の端面研磨を行う（ステップS60）。次に、ガラス基板の主表面に第1研磨を施す（ステップS70）。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S80）。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S90）。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。

[0025]     (a) プレス成形工程（ステップS10）

まず図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、互いに対向する一対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3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。

[0026]     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。

[0027] 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。

[0028] 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、第２駆動部１２４及び冷却制御部１２５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（プレス成形面）を有するプレート状の部材である。プレス成形面は例えば円形とすることができる。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。なお、第１の型１２１及び第２の型１２２は、それぞれプレス成形面を有していればよく、各型１２１、１２２の形状がプレート状に限定されることはない。

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。

冷却制御部 125 は、ゴブのプレス成形中における第 1 及び第 2 の型 121, 122 それぞれのプレス成形面内において熱の移動を生じさせやすくすることで、プレス成形中におけるゴブの冷却速度を制御する。冷却制御部 125 は、例えばヒートシンクであって、プレス成形中におけるゴブの冷却速度を制御するための冷却制御手段の一例である。冷却制御部 125 は、ゴブのプレス成形工程後に成形されるガラスブランクの一对の主表面に圧縮応力層（第 1 圧縮応力層）が形成されるように、ゴブの冷却速度の制御を行う。冷却制御部 125 は、第 1 及び第 2 の型 121, 122 のプレス成形面の裏全面に接するように設けられている。また、冷却制御部 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、冷却制御部 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。冷却制御部 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、ゴブから第 1 及び第 2 の型 121, 122 に伝わる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 ( $\text{W}/\text{m} \cdot \text{K}$ )、銅の熱伝導率は 400 ( $\text{W}/\text{m} \cdot \text{K}$ ) である。冷却制御部 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、冷却制御部 125 と一体化せずに形成されることが好ましい。

また、冷却作用を有する液体や気体等の流路等から構成される排熱機構及び／又はヒータ等の加熱機構を、プレス成形中におけるゴブの冷却速度を制御するための冷却制御手段として構成してもよい。

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。また、ゴブ  $G_0$  の冷却速度の制御については後述する。

[0029] 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冷却し、円形状のガラスブランクGを作製する。なお、荷重（プレス圧力）は、2000～15000kgfとすることが好ましい。この範囲内であれば加速度を十分に得て短時間でのプレスが可能となるため、ガラス材料の組成によらず磁気ディスク用ガラスブランク向けに好適な板厚に成形することができる。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。

[0030] 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に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。

[0031] 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。

[0032] 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。

[0033] 作られたゴブG<sub>6</sub>は、プレスユニット120の第1の型121と第2の型1

22の隙間に向かって落下する。このとき、ゴブG<sub>6</sub>が第1の型121と第2の型122の隙間に入るタイミンツで、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<sub>6</sub>が捕獲（キャッチ）される。さらに、第1の型

121の内周面（プレス成形面）121aと第2の型122の内周面（プレス

成形面）122aとが、微小な間隔にて近接した状態になり、第1の型1

21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<sub>6</sub>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12

1b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突起121b、122bまで到達することはない。

また、図4（c）に示すように、ゴブG<sub>6</sub>から各内周面121a、122a

それぞれの中央部に伝わる熱は、図中矢印で示す熱の流れに従い、冷却制御

部125を介して外部に排出される。

[0034] 第1の型121及び第2の型122には、図示しない温度調節機構が設け

られており、第1の型121及び第2の型122の温度は、溶融ガラスL<sub>6</sub>の

ガラス転移点（T<sub>g</sub>）よりも十分に低い温度に保持されている。すなわち、温

度調節機構は、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<sub>6</sub>の冷却速度を速め又は抑制することが可

能となっている。このため、温度調節機構は、冷却作用を有する液体や気体等の流路等から構成される冷却機構やヒータ等の加熱機構を有してもよい。

なお、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。

[0035]   ところで、ゴブ $G_6$ をプレス成形する際の第1の型121の内周面121aの中央部と周縁部との間の温度差、及び第2の型122の内周面122aの中央部と周縁部との間の温度差（すなわちプレス成形面内の温度差）が小さいほど、プレス成形後に得られるガラスブランクの平面度は良好なものとなる。特に、内周面121a、122aそれぞれの中央部分に籠り易くなるゴブ $G_6$ からの熱を効率良く外部に排出することにより、温度差を小さくすることが好ましい。これは、プレス成形時におけるプレス成形面内の温度差を小さくすれば、内周面の中央部分の温度と周縁部分の温度がほぼ同一になることから、ゴブ $G_6$ の中央部分と周縁部分とをほぼ同時に固化させることができるためである。

また、内周面の中央部分の温度と周縁部分の温度とがほぼ同一になることから、プレス成形面の周縁部分から中央部分へ方向に向かう圧縮応力による内部歪み（面内歪）が、プレス成形されたガラスブランクに生じるのを防ぐことができ、プレス成形後に得られるガラスブランクの表面うねりが良好なものとなる。

そこで、ガラスブランクのプレス中におけるプレス成形面内の温度差を、冷却制御部125を用いて低減することで、磁気ディスク用ガラス基板に要求される平面度を実現するとともに、ゴブ $G_6$ の中央部分と周縁部分とをほぼ同時に固化させることができる。例えば、磁気ディスク用ガラス基板に要求される平面度を4 $\mu$ mとしたならば、内周面の中央部と周縁部との温度差を10℃以内とした状態でプレス成形を行うようにする。中央部と周縁部との温度差が0℃であるときが、ガラスブランクの面内歪の発生を防ぐのに最も良好となる。ここで、上記温度差は、成形されるガラスブランクGの大きさやガラスの組成等に応じて適宜決定してよい。

ここで、プレス成形面内の温度差は、型の内周面の表面から型の内部に 1 mm 移動した地点であって、内周面の中央部及び複数の周縁部のそれぞれに対応する地点（例えば、直径 75 mm のガラスブランクの中心位置に対応する地点と、その地点を中心とする半径約 30 mm の円周上の上下左右 4 つの地点）で、熱電対を用いて計測するときの中央部と各周縁部との温度の差分のうち最大となる温度の差分である。

[0036] 次に、第 1 の型 121 と第 2 の型 122 との間の温度差は、磁気ディスク用ガラス基板に要求される平面度に応じて、以下の観点から決定してもよい。

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  $100 \times 10^{-7}$  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。

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。金型間の温度差を測定するタイミングは、ゴブが第1の型121及び第2の型122に接触する時点である。

[0037] 装置101では、ゴブG<sub>6</sub>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G<sub>6</sub>を完全に閉じ込める状態になるまでの時間は0.1秒以内（約0.06秒）と極めて短い。このため、ゴブG<sub>6</sub>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、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。

[0038] 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の板厚は、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、後述する除去工程にて除去される圧縮応力層の厚さとの和であってよい。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ことが好ましい。内周面121a及び内周面122aの表面粗さは面内で実質的に同一であり、ガラスブランクGの算術平均粗さR<sub>a</sub>が好ましくは0.0005～0.05μ

mとなるように、より好ましくは0.001~0.1  $\mu\text{m}$ 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、内周面121a及び内周面122aの表面性状が形状転写されるため、面内で同一の表面粗さとなる。

[0039] 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G<sub>6</sub>のプレスが行われる。

[0040] 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)。

[0041] 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の主表面に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。

[0042] 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<sub>6</sub>を切断することによって略球状のゴブG<sub>6</sub>が形成される。しかしながら、溶融ガラス材料L<sub>6</sub>の粘度が、切り出そうとするゴブG<sub>6</sub>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型を用いる。

[0043] 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型を用いる。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及びゴブ形成型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。その後、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。

[0044] 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、ゴブ形成型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、ゴブ形成型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、ゴブ形成型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。

[0045] 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。

[0046] 図8（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、様々な形状の冷却制御部125を用いる。図8（a）は、第1の型121の内周面121aと第2の型122の内周面122aの裏面の周縁部にそれぞれ設けられた冷却制御部125の間に、冷却制御部125より高い熱伝導率を有する第2冷却制御部126が設けられた状態を示す図である。図8（b）は、第1の型121の内周面121aと第2の型122

2の内周面122aの裏面の中央部のみに冷却制御部125が設けられた状態を示す図である。図8(c)は、第1の型121の内周面121aと第2の型122の内周面122aの裏面の中央部に向かう凹部が冷却制御部125に設けられた状態を示す図である。

なお、図8(a)～(c)では、概ね各内周面121a、122aの中央において、熔融ガラスをプレスする場合を例示するが、プレス成形中の熔融ガラスの位置が各内周面の中央部からずれている場合には、図8(a)の第2冷却制御部126、図8(b)の冷却制御部125、及び図8(c)の凹部の位置は、そのずれに応じて設定位置が調整されてよい。

図8(a)に示すように、第2冷却制御部126は、第1の型121の内周面121aと第2の型122の内周面122aの裏面それぞれの中央部分に設けられている。ここで、第2冷却制御部材126としては、例えば冷却制御部125がアルミニウム又はアルミニウム合金であった場合には、銅又は銅合金等が用いられる。第2冷却制御部126が用いられることにより、プレス成形時において内周面121a、122aの中央部に籠る熱が、冷却制御部125よりも熱伝導効率の良い第2冷却制御部126を介して外部に排出される。また、ゴブG<sub>6</sub>から内周面121a、122aの周縁部に伝わる熱は、冷却制御部125を介して外部に排出される。このようにして、プレス成形時における内周面121a、122aそれぞれの内部の温度差を低減することができる。

また、図8(b)に示すように、各内周面121a、122aの裏面の中央部のみに冷却制御部125が設けられている場合には、プレス成形時において、内周面121a、122aの中央部に籠る熱が、冷却制御部125を介して外部に排出される。これにより、プレス成形時における内周面121a、122aそれぞれの内部の温度差を低減することができる。なお、冷却制御部125の代わりに第2冷却制御部126を設けてもよい。

さらに、図8(c)に示すように、各内周面121a、122aの裏面の中央部に向かう凹部が冷却制御部125に設けられている場合には、例えば

冷却作用を有する液体や気体等を用いて凹部を冷却してもよい。この場合、内周面 1 2 1 a, 1 2 2 a の中央部が急冷されることにより、プレス成形時における内周面 1 2 1 a, 1 2 2 a それぞれの内部の温度差を低減することができる。なお、例えば冷却作用を有する液体や気体等を用いて各内周面 1 2 1 a, 1 2 2 a の裏面の中央部を直接冷却できるように、冷却制御部 1 2 5 を形成してもよい。

また、図 8 (d) に示すように、第 1 及び第 2 の金型 1 2 1, 1 2 2 の裏面に複数の冷却制御部 1 2 5 が設けられるようにしてもよい。この場合、冷却制御部 1 2 5 を一つ設けた場合と比較して、外部に対する冷却制御部の接触面積を大きくすることが可能になるため、ゴブ  $G_0$  から内周面 1 2 1 a, 1 2 2 a に伝わる熱を、効率良く外部に排出することができる。

[0047] 次に、ゴブ  $G_0$  の冷却速度の制御について説明する。プレス成形時におけるゴブ  $G_0$  の温度がプレス開始時の温度からガラス転移点 ( $T_g$ ) まで下降する間、ゴブ  $G_0$  の冷却速度が冷却制御部 1 2 5 及び／又は温度調節機構によって制御されると、ゴブ  $G_0$  の表面部分（板厚方向両端部分）と中心部分（板厚方向中央部分）との間に温度の差が生ずる。このとき、冷却に伴うゴブ  $G_0$  の収縮はゴブ  $G_0$  の表面部分が先行するため、プレス成形工程後のガラスブランク G の一对の主表面（板厚方向両端側の表面）の両面には、物理強化による所定の厚さの第 1 圧縮応力層が形成される。ここで、物理強化とは、例えばガラスの温度が徐冷点付近以上の温度から歪点付近の温度に低下するまでガラスを急激に冷却して、ガラス表面とガラス内部との間に温度差を形成することにより、ガラス表面に圧縮応力層を形成するとともに、ガラス内部に引張応力層を形成する強化方法である。

例えば、直径 7.5 mm、厚さ 0.9 mm のガラスブランクを製造する際に、ゴブ  $G_0$  の冷却速度は、ゴブ  $G_0$  の温度がプレス開始時の温度（＝1300℃）からガラス転移点（ $T_g$ ：例えば500℃）に下降するまでの間、 $-266^\circ\text{C}/\text{秒}$ 程度に制御される。ここでは、例えば、1 秒間当たりの温度の低下が  $266^\circ\text{C}$  のときに、「 $-266^\circ\text{C}/\text{秒}$ 」と表記する。この場合、プレス成

形工程後のガラスブランクの一对の主表面の両面には、厚さ約  $100\mu\text{m}$  ～  $300\mu\text{m}$  の第1圧縮応力層が形成される。ここで、形成される第1圧縮応力層の厚さはガラス基板の板厚や熱膨張係数によって異なり、高い熱膨張係数を有するガラス基板が形成される場合には、第1圧縮応力層の厚さが大きくなる。前述したように、本実施形態では、熱膨張係数の高い金属製のスピンドルと同程度に高い熱膨張係数を有するガラス基板が形成されるため、第1圧縮応力層の厚さを大きくすることができる。

なお、ゴブ  $G_0$  の温度は、第1の型 121 の内周面 121a 及び第2の型 122 の内周面 122a の表面から型の内部に  $1\text{mm}$  移動した地点であって、内周面 121a 及び内周面 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 及び内周面 122a の中心点）で、熱電対を用いて計測されてよい。

また、ゴブ  $G_0$  の冷却速度は、ガラスの組成や、成形されるガラスブランクのサイズによって適宜制御されてよい。

[0048] (b) 第1圧縮応力層の除去工程（ステップ S20）

次に、プレス成形工程後のガラスブランクに形成された第1圧縮応力層の一部を除去するための除去工程を実施してもよい。図9を参照して、第1圧縮応力層の除去工程について説明する。図9(a)は、除去工程前のガラスブランクGの圧縮応力層の状態を示す図である。図9(b)は、除去工程後のガラスブランクGの圧縮応力層の状態を示す図である。図9(c)については、後述の化学強化工程にて説明する。

プレス成形工程後のガラスブランクGの一对の主表面の両面には、図9(a)に示すように、厚さ  $T_1$  の第1圧縮応力層  $G_1$  が形成される。一方、ガラスブランクGの内部は、先行して形成された第1圧縮応力層  $G_1$  によって収縮が抑えられる。このため、ガラスブランクGの内部には所定の厚さの引張応力層  $G_2$  が形成される。すなわち、ガラスブランクGには、第1圧縮応力層  $G_1$  における圧縮応力と、引張応力層  $G_2$  における引張応力とが、ガラスブランクGの板厚方向に亘って生じる。ここで、第1圧縮応力層  $G_1$  に生

じる圧縮応力の大きさは、第1圧縮応力層G1の厚さの大小に伴って変動する。つまり、圧縮応力層G1の厚さが大きい程、圧縮応力は大きくなる。また、圧縮応力が大きい程、引張応力層G2に生じる引張応力が大きくなる。この場合、後述のスクライブ工程においてガラスブランクを円環状に形成する際に、ガラスブランクが応力による内部歪みによって破断するおそれがある。

そこで、第1圧縮応力層G1の除去工程では、遊星歯車機構を備えた研削装置を用いて、プレス成形工程後のガラスブランクGの主表面に対して研削加工（機械加工）を行う。これにより、第1圧縮応力層G1の少なくとも一部が残るように除去されることで、第1圧縮応力層G1の厚さが小さくなるため、第1圧縮応力層G1に生じる圧縮応力を小さくすることが可能になる。また、圧縮応力が小さくなるのに伴って、引張応力層G2に生じる引張応力も小さくすることが可能になる。これにより、ガラスブランクGの内部に発生した応力による内部歪みを、アニール処理を行うことなく低減することができる。

研削による取り代は、例えば数 $\mu\text{m}$ ～100 $\mu\text{m}$ 程度である。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、ガラスブランクGと各定盤とを相対的に移動させることにより、ガラスブランクGの一对の主表面の両面を研削することができる。

除去工程において、図9（b）に示すように、第1圧縮応力層G1が、厚さ $T_2$ （ $T_2 < T_1$ ）になるまで除去されると、ガラスブランクGの内部に生じた圧縮応力及び引張応力が小さくなる。

なお、除去工程後の第1圧縮応力層G1の厚さは、一对の主表面間で同一であることが好ましい。

[0049] （c）スクライブ工程（ステップS30）

次に、スクライブ工程について説明する。スクライブ工程では、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、ガラスブランクGを所定のサイズの円環状に形成するために、ガラスブランクG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（線状のキズ）を設けることをいう。2つの同心円状の切断線は同時に設けられることが好ましい。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Gは、部分的に加熱され、ガラスブランクGの熱膨張の差異により、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される。これにより、円環状のガラス基板が得られる。

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円環状のガラス基板を得ることもできる。

[0050]      (d) 形状加工工程（ステップS40）

次に、形状加工工程について説明する。形状加工工程では、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。

ここで、ガラス基板の主表面には、ステップS10のプレス成形工程にて第1圧縮応力層が形成されている一方で、側壁部には圧縮応力層が形成されていない。このため、側壁部の強度が主表面の強度と比較して小さいので、ガラス基板の外周端部および内周端部において側壁部から主表面に向かって切削することにより、ガラス基板の外周端部および内周端部を容易に面取りすることができる。

[0051]      (e) 固定砥粒による研削工程（ステップS50）

次に、形状加工工程後のガラス基板に対して、固定砥粒による研削工程を行ってもよい。研削工程では、ステップS20の除去工程と同様に、研削装置を用いて、形状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、ステップS10のプレス成形工程において形成された第1の圧縮応力層が残存するように、例えば数 $\mu\text{m}$ ~100 $\mu\text{m}$ 程度とするのが好ましい。

なお、本実施形態のプレス成形工程では、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。

[0052] (f) 端面研磨工程 (ステップS60)

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。

[0053] (g) 第1研磨工程 (ステップS70)

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1 $\mu\text{m}$ ~50 $\mu\text{m}$ 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。

[0054] 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( $R_a$ )を0.5nm以下とし、かつマイクロウェーブネス( $MW-R_q$ )を0.5nm以下とするように研磨を行うと好ましい。なお、 $R_a$ 及び/または $MW-R_q$ が1.0nm以下であれば、後述の第2研磨工程における加工条件を調整することによって、表面粗さとマイクロウェーブネスとを十分に低減する

ことができるため、第1研磨工程を省略することが可能である。ここで、マイクロウェービネスは、主表面全面の半径14.0～31.5mmの領域における波長帯域100～500 $\mu$ m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 $\mu$ m以上200 $\mu$ m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 $\mu$ 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、1 $\mu$ m×1 $\mu$ 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。

[0055] (h) 化学強化工程（ステップS80）

次に、第1研磨工程後の円環状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%）と硝酸ナトリウム（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℃～400℃に加熱し、洗浄したガラス基板を例えば200℃～300℃に予熱した後、ガラス基板を化学強化液中に例えば1時間～4時間浸漬する。すなわち、本実施形態では、低温型イオン交換法を用いて化学強化工程を実施している。

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、表層部分には、化学強化による圧縮応力層（第2圧縮応力層G3）が形成され、ガラス基板が強化される。なお、第2圧縮応力層G3に生じる圧縮応力の大きさは、例えば10～50Kg/mm<sup>2</sup>である。また、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。

図9(c)を参照して、第2圧縮応力層G3について説明する。図9(c)は、化学強化工程後のガラス基板の圧力応力層の状態を示す図である。図9(c)に示すように、化学強化工程後のガラス基板(符号Gで示す)には、所定の厚さ(例えば $10 \sim 100 \mu\text{m}$ )の第2圧縮応力層G3が、厚さT2の第1圧縮応力層G1の主表面側に形成される。すなわち、化学強化工程後のガラス基板には、物理強化による第1圧縮応力層G1と、化学強化による第2圧縮応力層G3とが板厚方向に重なり合って形成されている。第2圧縮応力層G3の厚さは、ステップS10のプレス成形工程にて形成された第1圧縮応力層G1の厚さよりも小さい。また、第2圧縮応力層G3に生じる圧縮応力の大きさは、第1圧縮応力層G1に生じる圧縮応力の大きさ( $10 \sim 50 \text{ Kg/mm}^2$ )とほぼ等しい。この場合、第1圧縮応力層G1と第2圧縮応力層G3から成る圧縮応力層の厚さはT2となり、圧縮応力層に生じる圧縮応力の大きさは $10 \sim 100 \text{ Kg/mm}^2$ となる。すなわち、第1圧縮応力層G1及び第2圧縮応力層G3の何れか一方のみが形成される場合と比較して、厚さが大きく、且つ、圧縮応力が大きい圧縮応力層をガラス基板に形成することが可能になる。

なお、化学強化工程では、低温型イオン交換法の他に、高温型イオン交換法、脱アルカリ法又は表面結晶化法等を用いて化学強化を行ってもよい。

[0056] (i) 第2研磨工程(ステップS90)

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

シャ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研磨工程では、化学強化工程後のガラス基板の一对の主表面に形成された圧縮応力層（第1圧縮応力層G1及び第2圧縮応力層G3）の一部を除去する。これにより、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ことができることから、第2研磨工程を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。

[0057] 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プレス成形するプレス成形工程を含む。そのため、一对の金型の内周面の表面粗さを良好なレベル（例えば磁気ディスク用ガラス基板に求められる表面粗さ）に設定しておけば、その表面粗さが、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として形状転写されるため、ガラスブランクの表面粗さを良好なレベルとすることができる。また、プレス成形工程では、プレス成形されるガラスブランクの一对の主表面に第1圧縮応力層が形成されるように、プレス中の前記熔融ガラスの冷却速度を制御してもよい。さらに、プレス成形工程後のガラスブランクを用いて形成されたガラス基板の一对の主表面に第2圧縮応力層を形成するための化学強化工程を行ってもよい。このようにして得られたガラス基板は、化学強化による圧縮応力層と、物理強化による圧縮応力層とが重なり合って形成されている。このため、ガラス基板は、厚さが大きく、且つ、圧縮応力の大きい圧縮応力層を主表面に有する。これにより、本実施形態

では、化学強化方法のみを用いた場合と比較して、主表面の強度がさらに向上した磁気ディスク用ガラス基板が得られる。

なお、本実施形態では、プレス成形中のゴブの冷却速度を制御することによりガラスブランクの一对の主表面に圧縮応力層を形成する場合を物理強化の一例として説明したが、物理強化の方法はこの場合に限られず、如何なる方法を採用してもよい。

[0058] ここで、プレス成形工程で形成される第1圧縮応力層の応力値を、スクライプ工程で破断が生じない程度の応力値以下となるようにしてもよい。このスクライプ工程で破断が生じない程度の応力値は、バビネ補償法で測定した場合に、 $0.4 \text{ kgf/mm}^2$ 以下である。

この場合、第1圧縮応力層の除去工程での研削による片面あたりの取り代は、主表面側の第1の圧縮応力層の圧縮応力が最も強い部分を除去できればよい。ため、ガラスブランクGの板厚の3%以上であることが好ましい。例えばガラスブランクの板厚1mmに対して、片面あたりの取り代 $30 \mu\text{m}$ 以上とすることが好ましい。さらに、研削による片面あたりの取り代の上限值としては、応力層の厚さ( $100 \sim 300 \mu\text{m}$ )である。なお、加工効率を向上させる観点から、研削による片面あたりの取り代の上限值は、ガラスブランクGの板厚の10%以下であることが好ましい。例えばガラスブランクの板厚1mmに対して、片面あたりの取り代 $100 \mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。

さらにまた、研削による片面の単位時間あたりの除去量(加工量)としては、 $3 \sim 8 \mu\text{m/分}$ が好適である。また、ガラスブランクの一对の主表面の両面の除去量(及び単位時間あたりの除去量)は、加工後の反りを抑制するために同等となるように設定することが好ましい。

[0059] このように、プレス成形工程で形成される第1圧縮応力層の応力値を、スクライプ工程で破断が生じない程度の応力値以下となるようにした場合には、加工性を向上させつつ、化学強化方法のみを用いた場合と比較して、主表面の強度がさらに向上した磁気ディスク用ガラス基板が得られる。

[0060]      [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<sub>10</sub>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<sub>2</sub>H<sub>4</sub>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

[0061]      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。

[0062]      （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、未熔融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熔融物、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。

[ガラスの組成]

酸化物基準に換算し、モル%表示で、 $\text{SiO}_2$ を50～75%、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ を1～15%、 $\text{Li}_2\text{O}$ 、 $\text{Na}_2\text{O}$ 及び $\text{K}_2\text{O}$ から選択される少なくとも1種の成分を合計で5～35%、 $\text{MgO}$ 、 $\text{CaO}$ 、 $\text{SrO}$ 、 $\text{BaO}$ 及び $\text{ZnO}$ 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 $\text{ZrO}_2$ 、 $\text{TiO}_2$ 、 $\text{La}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Y}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Ta}_2\text{O}_5$ 、 $\text{Nb}_2\text{O}_5$ 及び $\text{HfO}_2$ 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

[0063] 上記溶融ガラスを準備し、本発明のプレス成形方法（図3、図4の装置を

用いた方法）を用いて、直径75mm、厚さ0.9mmのガラスブランクを作製した。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。また、第1の型及び第2の型の内周面の表面粗さ（算術平均粗さ $R_a$ )は、面内で0.1 $\mu\text{m}$ ～1 $\mu\text{m}$ とした。具体的には、0.1 $\mu\text{m}$ とした。さらに、第1の型及び第2の型は厚さ10mmの超硬合金（VM40）で構成されている。また、冷却制御部として、厚さ20mmの銅を用いた。

溶融ガラス流出口111から吐出される溶融ガラス材料 $L_6$ は、切断ユニット160によって切断され、直径約20mmのコブ $G_6$ が形成される。コブ $G_6$ 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歪点（=490℃）以下となるまでプレスされ、直径75mm、厚さ0.9mmのガラスブランクが形成された。

この実施例では、第1の型の温度を歪点-20℃とし、第2の型の温度を第1の型の温度±10℃（歪点-20～-30℃）とした。なお、型の最低温度を歪点-30℃としたのは、あまりにも低い温度でプレスすると、プレス時にガラスが割れてしまう可能性があるためである。

また、この実施例では、プレス成形時における溶融ガラス材料の冷却速度が、溶融ガラス材料の温度がプレス開始時の温度（1300℃）からガラス転移点（ $T_g$ ：500℃）に移行するまでの間、-266℃/秒で制御される。この冷却速度は、金型の内周面の表面から金型の内部に1mm移動した

地点で温度を60秒間計測し、この計測時間に対する温度変化の割合を算出することによりもとめられる。

次に、プレス成形工程後のガラスブランクを用い、図2のステップS30、S40、S60～S90の工程（すなわち、第1圧縮応力層の除去工程と、固定砥粒による研削工程とを除く各工程）を順に行って、それぞれ磁気ディスク用ガラス基板を作製した。

なお、上記磁気ディスク用ガラス基板の作製に当たっては、第1研磨、化学強化、第2研磨の各工程は、以下の条件で行った。

- ・第1研磨工程：酸化セリウム（平均粒子サイズ；直径1～2 $\mu\text{m}$ ）、硬質ウレタンパッドを使用して研磨した。取り代は10 $\mu\text{m}$ である。

- ・化学強化工程：化学強化液として、硝酸カリウム（60重量%）と硝酸ナトリウム（40重量%）の混合液を用いた。この化学強化液を約380℃に加熱し、洗浄したガラス基板を200℃～300℃に予熱した後、ガラス基板を化学強化液中に2時間浸漬した。

- ・第2研磨工程：コロイダルシリカ（平均粒子サイズ；直径0.1 $\mu\text{m}$ ）、軟質ポリウレタンパッドを使用して研磨した。取り代は1 $\mu\text{m}$ である。

#### [0064] [実施例および比較例]

##### ・比較例1

表1に示す比較例1では、プレス成形工程時に溶融ガラス材料の冷却速度を制御することなく、ガラス基板を製造した。このとき、溶融ガラス材料の温度がプレス開始時の温度（1300℃）からガラス転移点（ $T_g$ ：500℃）に移行するまでの溶融ガラス材料の冷却速度は、-30℃/秒であった。

##### ・比較例2

表1に示す比較例2では、プレス成形工程時に、溶融ガラス材料の温度がプレス開始時の温度（1300℃）からガラス転移点（ $T_g$ ：500℃）に移行するまでの溶融ガラス材料の冷却速度を-266℃/秒に制御して、ガラスブランクを作製した。そして、このガラスブランクを用いてガラス基板

を製造した。なお、ガラス基板に対する化学強化工程を実施していない。

・実施例 1

表 1 に示す実施例 1 では、プレス成形工程時に、溶融ガラス材料の温度がプレス開始時の温度（1300℃）からガラス転移点（ $T_g$ ：500℃）に移行するまでの溶融ガラス材料の冷却速度を $-266^\circ\text{C}/\text{秒}$ に制御して、ガラスブランクを作製した。そして、このガラスブランクを用いてガラス基板を製造した。また、ガラス基板に対する化学強化工程を実施した。

[0065] [実施例および比較例のガラス基板の評価]

先ず、磁気ディスク用ガラス基板の断面を研磨し、偏光顕微鏡にて圧縮応力層の厚さを測定した。

また、磁気ディスク用ガラス基板の抗折強度を測定した。抗折強度は、抗折強度試験機（島津オートグラフ DDS-2000）を用いて測定した。具体的には、比較例 1、比較例 2 及び実施例 1 のそれぞれについて 10 枚ずつ作製されたガラス基板を用いて、ガラス基板上に荷重を加え、当該ガラス基板が破壊したときの荷重の平均値を抗折強度として求めた。

[0066] [表 1]

|       | 冷却速度                          | 化学強化工程 | 圧縮応力層の厚さの最大値      | 圧縮応力層の圧縮応力値                | 抗折強度 |
|-------|-------------------------------|--------|-------------------|----------------------------|------|
| 比較例 1 | $-30^\circ\text{C}/\text{秒}$  | 実施     | 70 $\mu\text{m}$  | 25 $\text{kg}/\text{mm}^2$ | 230N |
| 比較例 2 | $-266^\circ\text{C}/\text{秒}$ | なし     | 150 $\mu\text{m}$ | 20 $\text{kg}/\text{mm}^2$ | 120N |
| 実施例   | $-266^\circ\text{C}/\text{秒}$ | 実施     | 150 $\mu\text{m}$ | 45 $\text{kg}/\text{mm}^2$ | 400N |

[0067] 表 1 から、プレス成形工程時に溶融ガラス材料の冷却速度を制御するとともに、化学強化工程を実施することにより、圧縮応力層の厚さ及び圧縮応力層の圧縮応力値が大きく、且つ、抗折強度が向上したガラス基板が得られた。これは、溶融ガラス材料の冷却速度が制御されることでガラスブランクの主表面に第 1 圧縮応力層が形成され、さらに、化学強化工程が実施されることで第 1 圧縮応力層に第 2 圧縮応力層が形成されることにより、ガラス基板の強度が増したことを表している。

[0068] また、実施例とは異なる組成のガラス（以下のガラス組成 2、ガラス組成

3) を用いて、実施例と同様の実験を実施した。その結果、圧縮応力層の厚さ、圧縮応力層の圧縮応力値及び抗折強度は表 1 の実施例と同程度であった。

#### [ガラス組成 2]

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 (Tg : 630°C、100~300°Cにおける平均線膨張係数が  $80 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$ )。

モル%表示にて、

SiO<sub>2</sub>を56~75%、

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を1~11%、

Li<sub>2</sub>Oを0%超かつ4%以下、

Na<sub>2</sub>Oを1%以上かつ15%未満、

K<sub>2</sub>Oを0%以上かつ3%未満、

含み、かつBaOを実質的に含まず、

Li<sub>2</sub>O、Na<sub>2</sub>OおよびK<sub>2</sub>O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<sub>2</sub>O含有量に対するLi<sub>2</sub>O含有量のモル比 (Li<sub>2</sub>O/Na<sub>2</sub>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<sub>2</sub>O含有量のモル比 {K<sub>2</sub>O / (Li<sub>2</sub>O + Na<sub>2</sub>O + K<sub>2</sub>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に對

する  $\text{MgO}$ 、 $\text{CaO}$  および  $\text{Li}_2\text{O}$  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、

$\text{ZrO}_2$ 、 $\text{TiO}_2$ 、 $\text{Y}_2\text{O}_3$ 、 $\text{La}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Gd}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Nb}_2\text{O}_5$  および  $\text{Ta}_2\text{O}_5$  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、

$\text{Al}_2\text{O}_3$  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。

[0069]     [ガラス組成 3]

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 ( $T_g$ : 680°C、100~300°C における平均線膨張係数が  $80 \times 10^{-7} / ^\circ\text{C}$ )。

モル%表示にて、

$\text{SiO}_2$  を 50~75%、

$\text{Al}_2\text{O}_3$  を 0~5%、

$\text{Li}_2\text{O}$  を 0~3%、

$\text{ZnO}$  を 0~5%、

$\text{Na}_2\text{O}$  および  $\text{K}_2\text{O}$  を合計で 3~15%、

$\text{MgO}$ 、 $\text{CaO}$ 、 $\text{SrO}$  および  $\text{BaO}$  を合計で 14~35%、

$\text{ZrO}_2$ 、 $\text{TiO}_2$ 、 $\text{La}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Y}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Yb}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Ta}_2\text{O}_5$ 、 $\text{Nb}_2\text{O}_5$  および  $\text{HfO}_2$  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。

[0070]     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

- [0071]    1…磁気ディスク用ガラス基板  
          1 2 5…冷却制御部  
          1 2 6…第2冷却制御部  
          G…ガラスブランク  
          G 1…第1圧縮応力層  
          G 3…第2圧縮応力層

## 請求の範囲

- [請求項1] 溶融ガラスの塊を一对の金型を用いてプレス成形する成形工程を含む磁気ディスク用ガラス基板の製造方法であって、
- 前記成形工程では、プレス成形されるガラスブランクの一对の主表面に第1圧縮応力層が形成されるように、プレス中の前記溶融ガラスの冷却速度を制御し、
- 前記成形工程後のガラスブランクを用いて形成されたガラス基板の一对の主表面に第2圧縮応力層を形成するための化学強化工程を含む、
- 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] 前記成形工程では、落下中の前記溶融ガラスの塊を、その落下方向と直交する方向から前記一对の金型を用いてプレス成形する、請求項1に記載の磁気ディスク用ガラス基板の製造方法。
- [請求項3] 前記成形工程では、前記金型のプレス成形面の温度が、前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、請求項1又は2に記載の磁気ディスク用ガラス基板の製造方法。
- [請求項4] ガラスブランクが金型に接触してから離れるまでの前記一对の金型の温度を、前記溶融ガラスのガラス転移点（ $T_g$ ）未満の温度とする、請求項1～3の何れか1項に記載の磁気ディスク用ガラス基板の製造方法。
- [請求項5] 前記化学強化工程後のガラス基板の一对の主表面に形成された第1圧縮応力層及び第2圧縮応力層の一部を除去するための研磨工程を含む、請求項1～4の何れか1項に記載の磁気ディスク用ガラス基板の製造方法。
- [請求項6] 一对の主表面を有する磁気ディスク用ガラス基板であって、
- 化学強化による圧縮応力層と、物理強化による圧縮応力層とが重なり合って形成されている、
- ことを特徴とする磁気ディスク用ガラス基板。

[請求項7]           前記ガラス基板の板厚が0.5～1.0 mmである、請求項6に記載の磁気ディスク用ガラス基板。