

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷

H01L 21/68

B25B 11/00 H01L 21/00



[12] 发明专利说明书

[21] ZL 专利号 99102471.0

[45] 授权公告日 2004 年 8 月 25 日

[11] 授权公告号 CN 1163955C

[22] 申请日 1999.3.2 [21] 申请号 99102471.0

[30] 优先权

[32] 1998. 3. 2 [33] JP [31] 49283/1998

[32] 1999. 2. 23 [33] JP [31] 44544/1999

[71] 专利权人 住友电气工业株式会社

地址 日本大阪府

[72] 发明人 汤盐泰久 仲田博彦 夏原益宏

审查员 张莉_1

[74] 专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利
商标事务所

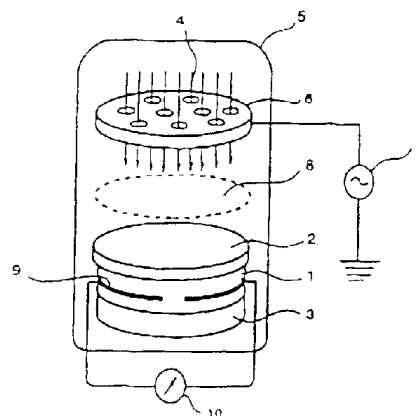
代理人 杜日新

权利要求书 3 页 说明书 35 页 附图 1 页

[54] 发明名称 硅片保持体及其制造方法

[57] 摘要

一种层叠多个氮化铝陶瓷衬底与高熔点金属层和粘附层而获得硅片保持体及其制造方法, 该氮化铝陶瓷衬底包括 3a 族元素化合物, 剩余部分为氮化铝(AlN), 3a 族元素占重量的 0.01 到 1%。其中 AlN 晶体的平均颗粒大小为从 2 到 5 μm 。材料粉末混合, 模制, 在非氧化气氛下 1600 到 2000℃下焙烧, 形成衬底, 而后层叠多个衬底, 其间插入高熔点金属层和粘附层, 在上述气氛中 1500 到 1700℃下焙烧层叠体以及修整, 制成保持体。



ISSN 1008-4274

1. 一种用于以静电保持硅片保持体, 该保持体包括由与高熔点金属层和粘附层叠层的氮化铝陶瓷构成的多个衬底。

2. 按照权利要求 1 所述的保持体, 其中所述氮化铝陶瓷包括: 3a 族元素, 其重量为所述氮化铝陶瓷总重量的 0.01% 到 1%, 且 AlN 晶体的平均颗粒大小为从 2 至 5 μm 。

3. 按照权利要求 1 所述保持体, 其中所述的氮化铝陶瓷衬底的热导率是 150wt/m $\cdot$ k 或以上。

4. 按照权利要求 1 所述保持体, 其中层叠衬底的最上衬底包括氮化铝陶瓷以外的陶瓷。

5. 按照权利要求 1 所述保持体, 其中所述的层叠衬底的最上衬底涂覆有金刚石层。

6. 按照权利要求 1 所述保持体, 其中所述的衬底具有在任意 1000 μm^2 裂开的剖面内晶粒边界的三重点上, 最大直径超过 1 μm 的微孔 5 个或更少。

7. 按照权利要求 1 所述保持体, 其中所述的高熔点金属层包括, 至少一种选自由 W、Mo 和 Ta 构成的组中的元素。

8. 按照权利要求 7 所述保持体, 其中所述的高熔点金属层包括低熔点玻璃。

9. 按照权利要求 8 所述保持体, 其中所述的低熔点玻璃是氧化玻璃, 包括至少一种选自由 Ca、Al 和 Si 构成的组中的元素。

10. 按照权利要求 1 所述保持体, 其中所述的粘附层包括: 按重量 80% 或以上的氮化铝, 而剩余部分由化学元素周期表的 2a 族元素和 3a 族元素氧化物构成。

11. 按照权利要求 1 所述保持体, 其中所述的粘附层包括氧化物玻璃, 该氧化物玻璃具有与在高熔点金属层中含有的低熔点玻璃相同的组分和熔点。

12. 按照权利要求 11 所述保持体, 其中所述的低熔点玻璃是

一种包括至少一种选自自由 Ca、Al 和 Si 构成的组中的元素氧化物玻璃。

13. 按照权利要求 1 所述保持体，其中在主平面方向上的翘曲度是 $0.3\mu\text{m}/\text{mm}$ 或以下。

14. 按照权利要求 1 所述保持体，其中所述高熔点金属层图形在主平面方向上的外尺寸的偏差是 1% 或以下。

15. 一种用于以静电保持硅片的保持体的生产方法，所述的方法包括：形成混合物的步骤 1，通过把助烧结剂的粉末添加到氮化铝的粉末中并混合这些粉末；通过模制所述的混合物形成模制体的步骤 2；形成烧结体的步骤 3，通过无氧化气氛下，在温度范围从 1600 到 2000℃ 内焙烧所述的模制体；形成衬底的步骤 4，通过加工所述烧结体成为所要求的形状；制备多个所述衬底、作为插入材料形成高熔点金属层的材料和形成粘附层材料的步骤 5；形成组合体的步骤 6，将所述衬底挟入所述插入材料进行层叠；焙烧组合体成为层叠体的步骤 7，将组合体在无氧化气氛中在温度范围从 1500 到 1700℃ 内焙烧成为层叠体；以及修整所述的层叠体的步骤 8。

16. 按照权利要求 15 所述的保持体的生产方法，其中所述的步骤 1 是形成所述混合物的步骤，通过将包含至少一种选自周期表 3a 族的元素的化合物粉末添加到所述氮化铝的粉末中并混合该粉末，该 3a 族元素占所述氮化铝和该 3a 族元素总重量 0.01 到 1%。

17. 按照权利要求 16 所述的保持体的生产方法，其中包括至少一种选自周期表 3a 族元素的所述的化合物是所述元素的有机盐。

18. 按照权利要求 16 所述的保持体的生产方法，其中包括至少一种选自周期表 3a 族元素的所述的化合物是所述元素的硬脂酸盐。

19. 按照权利要求 15 所述的保持体的生产方法，其中所述的模制体是在无氧化气氛中在温度范围从 1600 到 2000℃ 内焙烧，然后以每小时冷却速率为 200℃ 或以上，冷却到 1500℃，形成烧焙体。

20. 按照权利要求 15 所述的保持体的生产方法，其中形成所

述高熔点金属层的原材料包括至少一种选自由 W、Mo 和 Ta 构成的组中的元素。

21. 按照权利要求 20 所述的保持体的生产方法，其中形成所述的高熔点金属层的原材料包括低熔点玻璃。

22. 按照权利要求 21 所述的保持体的生产方法，其中形成所述的低熔点玻璃是包括至少一种选自由 Ca、Al 和 Si 构成的组中的元素的氧化物玻璃。

23. 按照权利要求 15 所述的保持体的生产方法，其中形成所述的粘附层的原材料包括：按重量 80%或以上的氮化铝，剩余部分由化学元素周期表的 2a 族元素和 3a 族元素氧化物构成。

24. 按照权利要求 15 所述的保持体的生产方法，其中形成所述的粘附层的所述的原材料包括氧化物玻璃，该氧化物玻璃与在形成所述的高熔点金属层的所述的材料中包括的低熔点玻璃具有相同组分和熔点。

25. 按照权利要求 24 所述的保持体的生产方法，其中所述的低熔点玻璃是包括至少一种选自由 Ca、Al 和 Si 构成的组中的元素的氧化物玻璃。

26. 按照权利要求 15 所述的保持体的生产方法，其中在所述的步骤 5 中提供除氮化铝陶瓷以外的陶瓷作为待层叠的所述衬底的最上层衬底。

27. 按照权利要求 15 所述的保持体的生产方法，其中在步骤 8 中包括在所述的衬底的最上衬底上形成金刚石层的步骤。

硅片保持体及其制造方法

技术领域

本发明涉及一种借助于静电保持半导体原材料的保持体，更详细地说，是通过层叠多个氮化铝陶瓷衬底与高熔点金属层和粘附层而形成用于半导体制造装置的保持体，该保持体用于硅半导体圆片材料的表面处理。

背景技术

在 LSI 的制造中，在硅半导体圆片的表面上，形成有微细布线图形的集成电路。为了在布线图形之间实现电绝缘，就要用各种 CVD 方法，例如等离子 CVD、常压 CVD 等，来形成二氧化硅、氮化硅之类的绝缘膜。以下，将其称为“表面处理”。在这一表面处理中，一个个处理圆片且需要一个保持体用于保持该圆片。这里将要举例说明有关使用陶瓷保持体（吸盘）的静电吸盘方法的情况。如图 1 示意性所示的那样，将一个半导体圆片 2 放置在保持体 1 上。标序号 9 表示厚膜电极，通过直流电源 10 把电场加到保持体上，赋予静电吸盘功能。该电极通常由高熔点金属层，诸如 W、Mo 等金属层构成。一般，用于加热圆片 2 的加热器 3 被安装在保持体下面。直流电源 7 将电场加到电极 6 上，并且从保持体 1 的上边将 CVD 材料气体 4 供到真空室 5 中。在这样的方式下，在圆片 2 的表面上形成如上所述的薄膜，这就要求该保持体有高的热导率，以便迅速传导来自加热器的热，使圆片均匀加热。而且，高精度保持圆片的保持位置，也要求保持体要有高尺寸精度。

在吸盘用电极与地之间，必需施加相当高的直流电压（通常约 1kv）。因此，形成了上述厚膜电极，用于这种膜形成的方法，包括所谓的共烧结金属化方法和所谓后烧结金属化方法。前者方法是，在

陶瓷粉末的坯体（坯片）上，形成（一般通过印制和涂覆导电胶）一层主要包括高熔点金属的材料层，随后进行层叠，以及同时烧结该陶瓷和高熔点金属层，后者方法是，在由烧结陶瓷体构成的衬底上形成（一般通过印制和涂覆导电胶）形成主要包括高熔点金属的原材料层，然后把多个这样的烧结体层叠起来。而且，用烧结法焙烧该高熔点金属层。前者与后者比较，前者在以低成本制造用于半导体器件的多层布线衬底方面是有利的。但是，前者方法，由于层叠大量薄片，所得的烧结体遭受较大变形。因此，当需要具有大外径和高尺寸精度的保持体时，这一方法是不合乎要求的。

要处理的圆片，外径迅速变大。因此，用于挟持的保持体大小，也要求是大的，而在圆形保持体的情况下，通常要求的大小是直径200到300mm，而厚度一般约5到50mm。但是，据估计，大直径保持体是将来所要求的。也就是，随着增大圆片上布线的微细和高密度趋势，将增大保证在布线图形排列上高精度的重要性。因此，必须大大改善保持圆片位置的精度，在主平面方向上保持体厚度离散度和平整度的容差要求变得严格了。例如，这个严要求在于，当外径是200mm和厚度为5mm时，厚度的允许容差是正/负几十微米，平整度容差约100 μ m。如上所述，随着较高的尺寸精度，就强烈要求用较大的保持体。因而，不加改进就难以把常规的多层布线衬底的生产方法用于半导体器件。

用于保持（装卡）圆片的方式包括：机械上装卡的机械法；利用静电荷的静电吸盘法，以及用真空吸附的真空吸附法，在这些方法中主要使用机械法，其中将通过形成阳极氧化膜，增强对等离子体的耐侵蚀性的铝（Al）制品，用作保持体。然而，近年来随着LSI密度的迅速提高，布线间的间隔变窄。当圆片或保持体受等离子体侵蚀时，它们产生微尘。如果微尘作为污染物粘附于圆片上，就有严重的问题，弄断LSI的布线图形和形成短路，以致降低圆片的成品率。为了避免这个问题，人们需要用一种对原料气体有优良的耐侵蚀性的保持体或经常清洗真空室。用侵蚀活性比原料气体还高的气体，例如NF₃、

CF₄等。与微尘反应而除去微尘的清洗方法，而下面将这种气体称为“反应媒体”或简称为“媒体”。由铝制成的上述保持体易于受媒体侵蚀。所以为了解决该问题，近年来已经采用静电吸盘方法，使用有优越耐侵蚀性的陶瓷作为保持体，如陶瓷，vol.30, No.11, p.999 到 1001 所述(以下，将本方法用的陶瓷保持体叫做：静电吸盘或简称：吸盘)。

如上述论文说明的那样，适合用作静电吸盘的材料包括：主要是含有氧化铝(Al₂O₃)的陶瓷、氮化铝(AlN)、氮化硼(BN)等。其中，以氮化铝为基的陶瓷主要包括：氮化铝(AlN)(氧化简称：“氮化铝”或“AlN”)，对媒体耐侵蚀性都是优良的，而且导热性上也是优良的。当氮化铝陶瓷有足够密度，例如，象多孔性之类的缺陷极小，具有理论密度的 98%密度时，它对氟化合物有高的耐侵蚀性，而且从吸盘上产生的微尘量就可以大大减少。因此，也可以防止上述的圆片污染，同时能够延长吸盘本身的寿命。因其导热性高，即使圆片外径变大时，由于其快速加热均匀，相当迅速地导热就会使圆片加热均匀。为了形成具有均匀性质和厚度的微细图形电路，需要精确控制圆片的表面温度。因此，由氮化铝陶瓷制成的静电吸盘迅速地推广开来。

用于制备这种陶瓷衬底的方法包括：层叠并烧结薄模制体(坯片)的方法和烧结比较厚的成形体(紧密)的方法。例如，为了用前者方法得到厚度 5mm 的静电吸盘，就要制备层叠厚度约 0.5mm 的薄坯片 10 片以上。在这样的情况下，需要大量有机粘合剂把这些薄片结合起来，以保持其形状。所以，会增加在烧结步骤期间驱除挥发成分的比例，而使烧结收缩变得相当大。例如，在氮化铝的情况下，在烧结下本身出现相当大的收缩，当在这样的方式下进行烧结时，不可避免地发生显著的翘曲或变形，于是其中各层单元的粘合力变得不满足了。结果，烧结层叠的叠层界面易于被剥离(以后，也称为：无效)。在主平面上的收缩离散度的百分比一般约为 1%。但是，如果变形大，就要在主平面上花长时间进行修整处理，以便符合高尺寸精度的严格要求。进而，在修整体的主平面上的厚度离散度变大。而且，插入陶

瓷衬底各层之间的厚膜电极（示于图 1 中的 9）。将与陶瓷变形相应发生变形。例如，在主平面方向上，用如图 3 所示的图形，形成各个电极。当陶瓷衬底的尺寸离散大时，则电极尺寸离散也变大。由于衬底或电极图形的厚度上的这种离散，就会在纵剖面上形成吸盘上的吸附性能不均匀。因此，当用刮浆刀法制备薄片时，可稳定生产的外径最大为 100mm。所以，当把它应用于，尤其是近年来要求的外径超过 100mm 大直径片时，产品的成品率就很低，而且大量生产性也很差。为了提高生产性，与前一方法比较，在烧结期间挥发成分的比率相对较小的后一方法是有利的。

另一方面，后一方法是一种将材料粉末填入模具（干式压模），后在压力下模制或通过对其冲压混合制品而模制的方法，随后进行烧结。在本方法中，分别进行接触陶瓷主体和高熔点金属层的烧结过程，而且可以模制具有相当大厚度的产品。所以，比较容易避免前一方法中的问题。当烧结后，进行两个主平面抛光修整，高温下矫正和加热加压下的同时烧结结合时，接着的高熔点金属层的焙烧，实际上就不发生变形。因此，能满意地获得比前者方法尺寸精度还高的产品。

但是，因为当陶瓷构成的组分只有 AlN 时氮化铝陶瓷就难以烧结，故一般把助烧结剂，包括 2a 族元素（Be、Mg、Ca、Sr、Ba 和 Ra）或 3a 族元素（Y、Sc、镧系元素和铪系元素）加到氮化铝中，且在 1600℃ 以上的高温，在助烧结剂的液相下进行烧结。而这些助烧结剂一般变为玻璃状材料。这些玻璃状材料，易于被上述含氟的高温等离子体所分解。玻璃状材料分解形成的反应产物被挥发和分散到高温媒体中变成微尘，而从保持体中释放留下微孔。这样会降低保持体的耐侵蚀能力和缩短保持体本身的寿命。进而，从微孔部分将重新产生微尘造成圆片的污染。因此更可取的是：添加的助烧结剂量要少。然而，当助烧结剂的添加量过少时，烧结变得困难，造成不可能获得致密产品的问题。

日本专利公开公报 No.63435/1993 揭示了一种氮化铝陶瓷，将 3a 族元素作为助烧结剂，少量均匀地分散于其中，且含有少量玻璃相。

在该公报的 7 栏, 26 到 34 行中, 曾提出因氮化铝陶瓷含有少量由助烧结剂组成的玻璃相, 故此比较适合于本发明用途目的。

发明内容

本发明人继续研究和基于上述公报说明材料的发展, 取得了本发明, 其目的是提供一种能够稳定产生并保持上述尺寸精度和实用性的硅片持导器。结果, 通过改进或规定组成可以获得通常不曾获得的高质量静电吸盘和用于模制和烧结的方法, 而同时控制 AlN 晶粒大小或氮化铝陶瓷的缺陷数量, 来确保高尺寸精度。

所以, 本发明提供的静电吸盘是: (1) 保持体(器), 用于由层叠多个衬底包括氮化铝陶瓷与高熔点金属层和粘附层而形成的半导体制造装置。在本发明的静电吸盘中, (2) 更可取的是, 该氮化铝陶瓷包括: 3a 族元素的化合物, 该 3a 族元素占氮化铝陶瓷总重量的 0.01 到 1%, 且 AlN 晶体的平均颗粒大小为从 2 到 5 μm 。更可取的是, (3) 氮化铝陶瓷的热导率是 150w/mk 或以上。

另外, 本发明包括: (4) 保持体, 其中层叠衬底的最上衬底包括除氮化铝陶瓷以外的陶瓷, 和 (5) 保持体, 其中层叠衬底的最上衬底涂覆以金刚石层。而且, 本发明包括(6)保持体, 其中在 1000 μm^2 任意裂开的剖面内晶粒边界的三重点上, 衬底具有最大直径超过 1 μm 的孔 5 个或以下, 和 (7) 一保持体, 其中高熔点金属包括, 至少一种选自由 W、Mo 和 Ta 构成的组中的元素, 和其中相同层包括低熔点玻璃。更可取的是, (8) 该低熔点玻璃是一种氧化物玻璃, 包括至少一种选自由 Ca、Al 和 Si 构成的组中的元素, 和本发明包括(9)保持体, 其中粘附层包括氮化铝 (AlN) 的重量为 80%或以上和实质上包括周期表的 2a 族元素和 3a 族元素化合物的剩余部分。

本发明提供的静电吸盘的制造方法如下: 也就是, 本发明提供 (1) 一方法包括: 形成混合物的步骤, 通过把助烧结剂的粉末添加到氮化铝的粉末中并混合这些粉末 (步骤 1); 形成模制体的步骤, 模制该混合物 (步骤 2); 形成烧结体的步骤, 通过无氧气氛下,

在温度从 1600 到 2000℃ 范围内焙烧模制体（步骤 3）；一形成衬底的步骤，将烧结体加工成所要求的形状（步骤 4）；一制备多个衬底、作为插入材料形成高熔点金属层的材料和形成粘附层材料的步骤（步骤 5）；形成组合片的步骤，将这些衬底与挟着插入材料进行层叠（步骤 6）；焙烧组合片的步骤，将组合片在无氧化气氛中在温度从 1500 到 1700℃ 范围内焙烧成为层叠体（步骤 7）；以及修整层叠体的步骤（步骤 8）。

本发明包括（2）一方法，其中步骤 1 作为助烧结剂加入包含至少一种选自周期表 3a 族元素的化合物粉末，该 3a 族元素占所述氮化铝和该 3a 族元素总重量的 0.01 到 1%，并进行混合；（3）一方法，其中步骤 3 在无氧化气氛中在温度从 1600 到 2000℃ 范围内焙烧模制体，然后以每小时冷却速率为 200℃ 以上冷却到 1500℃，形成烧结体；（4）一方法，其中步骤 5，提供不同于氮化铝陶瓷的陶瓷，作为最上的层叠衬底的一层；以及（5）一方法，其中步骤 8 包括把金刚石层形成到层叠衬底的最上衬底上。

附图说明

图 1 是示意性示出按照本发明的静电吸盘式半导体薄膜形成设备的图。

图 2A - 2C 示意性示出按照本发明的用于半导体制造装置的保持体的层叠结构图。

图 3 是示出在本发明的保持体上形成高熔点金属层图形的实例图。

具体实施方式

本发明提供的静电吸盘是一种用于半导体制造装置的保持体，如上述的那样，该保持体由带有高熔点金属层和粘附层的多个氮化铝陶瓷衬底形成。在图 2A - 2C 中，示意性示出具有按照本发明的呈现层叠结构的静电吸盘。在这些图中，标序号 11 表示一陶瓷衬底，而

9 表示插入层, 其中 12 表示用于产生静电荷的高熔点金属层(厚膜电极), 以及 13 表示提供粘合该电极高熔点金属层与衬底的粘附层。图 2A 是层叠衬底层数为 2 的情况, 图 2B 和 2C 是层叠衬底层数为 3 的情况。在 2-片层叠的情况下, 在插入层中两层的次序是, 自下衬底侧面开始高熔点金属层和粘附层。在图 2B 的 3-片层叠的情况下, 在插入层中这个次序是, 自中央衬底侧面开始到上侧面和下侧面, 排列粘附层和高熔点金属层。就是, 在图 2B 的情况下, 相对于以虚线表示的辅助线, 排列是对称的。在图 2C 的情况下, 自中央衬底到上侧面, 插入层的排列次序是高熔点金属层和粘附层, 而自中央衬底到下侧面, 插入层的排列次序是粘附层和高熔点金属层。即, 在图 2C 的情况下, 相对于以虚线表示的辅助线, 排列是非对称的。图 2C 的插入层的排列可以理解为, 从下侧看, 层叠按图 2A 中的插入层排列。在层叠 2-片衬底的情况下, 本发明的静电吸盘具有图 2A 的层叠体结构, 而在层叠 3-片以上衬底的情况下, 当抽出任何包含 3 个衬底的层叠单元时, 它就具有层叠结构 2B 或 2C。

在上述结构中, 其中将多个衬底层叠起来, 而一般全部陶瓷衬底采用氮化铝陶瓷, 最上层陶瓷衬底可以包括除氮化铝陶瓷以外的陶瓷, 取决于半导体圆片的薄膜形成条件和实际使用时真空室内的清洗条件。在这样的情况下, 更可取的是, 采用具有比较高的热导率和电绝缘性的陶瓷, 诸如氧化铝系列陶瓷(陶瓷包括 Al_2O_3 作为主份)、氮化硼系列陶瓷(陶瓷包括 BN 作为主份)。用作本发明静电吸盘的陶瓷衬底, 从耐侵蚀的观点出发, 上述的那些陶瓷是包括在内的材料, 不成问题。但是, 当要求很高的耐侵蚀性时, 更可取的是, 使用一种含有以重量计为 99% 的量以上的 AlN, 通过用这种具有高 AlN 纯度的氮化铝陶瓷作为衬底, 就可以降低在含氟等离子体气氛中对衬底表面的损伤和衬底的消耗。当 AlN 的量变成小于重量的 99% 时, 衬底中耐侵蚀性较差的晶界相数量, 就变得相当大, 实际使用上有增大衬底表面上损伤和衬底消耗的倾向。

更可取的是, 由一种含有至少一种 3a 族元素来构成衬底的晶界

相的组分。这是因为在耐上述等离子体侵蚀方面。例如，钇（Y）氧化物是优越的。晶界相的体积，最好为烧结体体积的 0.9% 以下。在这样的情况下的体积百分比的测定是以这样的方式进行的。用扫描电子显微镜，观察任意裂开或抛光的陶瓷衬底平面，并在二维投影图象上表面分析构成晶界相的元素。更详细地说，测定在表面上的同一组分元素的特性曲线的强度，并把获得的结果转换成，用通过试样产生的校准曲线，用作体积百分比，而该相同元素的体积百分比是已知的。在烧结体内不同于 3a 族元素离子的阳离子变成了微尘产生的原因，因而最好小于重量的 0.5%（光谱分析获得的值）。

作为烧结体内的 AlN 晶粒，较好的是具有从 2 到 5 μm 的平均颗粒大小的晶粒，最好是具有小于 5 μm 的平均颗粒大小的晶粒。更可取的是，其热导率大于 150w/m.k。当平均颗粒大小小于 2 μm 时，相应的晶界相体积增大，有可能使耐上述等离子体的侵蚀性变坏。当平均颗粒大小大于 5 μm 时，则该陶瓷晶界是三重点中出现的缺陷（主要是微孔）变大，有耐侵蚀性变坏的可能性。其热导率最好是尽可能高，显示出静电吸盘的迅速导热作用。特别是，在把各衬底层叠形成多层结构的情况下，该静电吸盘包括作为插入层的高熔点金属层和粘附层，它的热导率要比衬底的低，故衬底的热导率最好为 150w/m.k 以上。

并且，陶瓷衬底最好是具有接近于理论密度 99.5% 的相对密度（用浸在水中的方法测定的密度与理论密度的比）的致密产品。当微孔出现在衬底里时，其周围易于受等离子体侵蚀，并且易于形成沉积有杂质的缺陷（以后称为：凹坑）。而且，衬底里出现微孔的频度高时，则曝露于等离子体后产生缺陷。例如凹坑的频度也变高，其结果，半导体圆片表面的污染将变得更严重。与缺陷产生相应，散射出缺陷中沉积的杂质作为微尘。这个现象加速环绕缺陷部分的 AlN 颗粒移动。于是，随片数的增加而增大圆片的污染程度，降低其生产成品率，同时也降低静电吸盘的寿命。作为上述衬底组成研究的结果，本发明人已证实，在曝露于等离子体之前的衬底每单位面积微孔存在频度与

曝露于等离子体后的存在频度之间有成正比例的关系。已经证实，这对抑制各个微孔的大小的重要的。

本发明人发现，要求最好把出现于任意 $1000\mu\text{m}^2$ 裂开平面中的晶界三重点上最大直径超过 $1\mu\text{m}$ 的微孔。抑制到 5 个或以下，在这个情况下，术语“最大直径超过 $1\mu\text{m}$ ”的意思是，这样在微孔上配置 $1\mu\text{m}$ 的圆，使其中心基本上彼此一致时，至少微孔外周的一部分从圆的外周伸出。利用通过扫描电子显微镜观察陶瓷衬底的任意裂开剖面而获得的二维投影图象（相片），进行微孔大小和个数计量。基本上与上述一样，利用通过扫描电子显微镜观察陶瓷衬底任意曝露面而获得二维投影图象（相片），来进行使用后凹坑的大小和个数计量。如上述的那样，利用衬底，控制其中的微孔密度（微孔出现的频度），就可以明显地抑制因侵蚀而形成的上述二次缺陷的发生频度。

在本发明的静电吸盘中，当插入多个高熔点金属层时，将其中的一层用作给吸盘加电场的电极。所有的高熔点金属层都显示出，在安装和实用上的消除热应力的功能，确保了粘合强度。插入层的厚度最好是 1 到 $100\mu\text{m}$ ，插入层小于 $1\mu\text{m}$ 时，易于在粘合界面处形成间隙，而出现这种情况，会降低粘合强度。插入层超过 $100\mu\text{m}$ 时，会增大含有玻璃组分的比率，使该组分的机械强度和热导率都低于衬底材料。因此，出现这种情况，不但降低粘合强度，而且会降低静电吸盘厚度方向的热导率。

高熔点金属层，最好包含至少一种选自 W、Mo 和 Ta 构成组的元素。这些元素存在于同一层中作为金属或合金，且在同一层中它们的总含量，重要最好为 50%或以上。用于形成高熔点金属层的最佳方法是，用印制法涂覆含有高熔点金属的导电胶后进行焙烧。用其它方法也能进行薄膜的形成，其它方法包括：把含有高熔点金属的箔安置到衬底上边，随后以压力粘附，当薄层足以满足时，常规的薄膜形成方法。例如蒸发淀积法在陶瓷上形成金属薄膜。当进行操作，用印制法把这些组分涂覆到衬底上，随后进行焙烧时，将低熔点玻璃添加到导电胶里，以加速该层内高熔点金属颗粒的烧结，同时确保该层与

衬底之间的粘合强度。

尤其，在其中有大量 AlN 的衬底的情况下，低熔点玻璃用以促进与衬底中的 AlN 的沾润性，并加速高熔点金属颗粒的烧结，以致增强层叠各衬底之间的粘合强度。因此，更可取的是，氧化物玻璃含有至少一种选自由 Ca、Al 和 Si 构成组的元素，并且最好是使用这些玻璃之中，氧化物玻璃具有包括 Ca、Al 和 Si，以重量计含量分别从 5 到 30%、从 20 到 60% 和从 20 到 60% 的成分，用作转化成其氧化物：CaO、Al₂O₃ 和 SiO₂。即，在用除氮化铝陶瓷以外的陶瓷构成最上层衬底的情况下，实质上可以把上述的种类用作低熔点玻璃层。

作为粘附层，选择一种显示对高熔点金属和衬底良好粘附性和具有与其高粘合强度（以后有时称为：剥离强度）的材料。尤其，最好是，选择一种或者含有氮化铝作为主份和具有熔点比衬底低的材料，或者含有与主份同样的氧化物玻璃的材料，作为低熔点玻璃包含在高熔点金属层中。更具体地说，在前后两者材料的情况下，该低熔点玻璃是一种氧化物玻璃，包括至少一种选自由 Ca、Al 和 Si 构成组的元素。在前一种的情况下，更可取的是包括以氮化铝的重量计为 80% 以上，剩余部分包括基本上由周期表 2a 族元素和 3a 族元素的化合物。在高熔点金属层含有上述氧化物玻璃相的情况下，使用具有这样成分的粘附层，将显著改善对相同层的沾润性，粘附层本身的热导率也可以相当高。在后一种情况下，由于该粘附层对衬底表面和高熔点金属层两者都显示出良好粘附性，所以能够获得进一步增强的粘合强度。而且，由于该粘附层不含氮化铝，故可降低成本。在前一种情况下，粘合强度而不是热导率被认为是重要的，就可以不用将 AlN 加到粘附层里，或在粘附层里的含量为小于 80 重量%。当各衬底只与高熔点金属层粘合，而没有粘附层作为插入层时，其粘合强度不足以满足，因为在高熔点金属层里的金属元素对粘附力没有贡献，并且可能发生，象用作静电吸盘上的剥落之类的问题。

而且，层叠衬底的最上一层的圆片安装面上，可以形成金刚石层。因为金刚石热导率高（约 1000w/m.k），故金刚石层能改善向圆

片传热，进而迅速均匀地加热圆片的表面温度。因此，能够以均匀的结构和一样的厚度，在圆片上形成绝缘层。金刚石层的厚度为 100 μm 以下。

在按照本发明的保持体主平面方向的翘曲为 0.3mm 以下。并且，高熔点金属层图象外尺寸（例如，示于图 3 的外径 D，狭缝宽度等）的离散宽度为 1% 以下。所以，在圆片上形成绝缘膜时，能以一样的厚度和高尺寸精度，完成薄膜的形成，同时确保稳定的静电吸盘功能。

用于制造按照本发明的静电吸盘的方法，如上所述，首先，在步骤 1，作为使用的氮化铝原材料粉末而言，更可取的是使用一种具有平均颗粒大小为 1 μm 以下，含氧量为 2 重量% 以下和阳离子杂质含量为 0.5 重量% 以下。利用这样又细又均匀的原材料粉末，通过搅拌把含有 3a 族元素的粉末颗粒均匀地分散在其表面上，于是在烧结后可以获得具有均匀平均颗粒大小和均匀结构的烧结体。而且，能够容易地获得适用于静电吸盘的衬底。

就使用的助烧结剂来说，3a 族元素化合物的粉末是所希望的。更可取的是，粉末平均颗粒大小为 1 μm 以下，最好为 0.5 μm 以下。为了均匀细致地把助烧结剂分散到 AlN 粉末颗粒的表面上作为主要原材料，更可取的是使用这些元素的有机盐。例如，硬脂酸盐，棕榈酸盐和各种醇盐都能适合用作有机盐。然而，其它有机盐也能使用，只要它经焙烧通过热分解能转变成金属氧化物就行。最可取的是，以硬脂酸盐的方式添加到其中，按转换成 3a 族元素换算成重量为 0.01 到 1% 的含量范围。该混合粉末还可以添加有少量有机粘合剂，例如石蜡油、PVB（聚乙烯醇缩丁醛）和 PEG（聚乙烯乙二醇）。作为模制助剂。为了预先阻止氧固相溶解到 AlN 晶体中，从而获得有高热导率的烧结体，故在焙烧时为除去原材料粉末表面上的氧（脱氧），可以添加少量碳源。这样的碳源包括：石墨、酚醛树脂、等等。作为用于混合的媒体，为了避免混入作为主分金属以外的阳离子杂质。一般，有机材料例如尼龙，在焙烧中将挥发，而且最好使用与衬底材料相同的材料，例如氮化铝。作为混合溶剂，一般使用有机溶剂，以抑

制 AlN 粉末分解。按照上述选择的原材料和混合条件，获得混合的粉末，而其中 AlN 粉末表面上均匀细致地形成极薄含有 3a 族元素的薄膜。

实施本发明的步骤 2，可以有各种方法。但是，更可取的是干式粉末模制法和挤压模制法，与模制助剂用量大的刮刀法形成薄板形模制体和注模法比较，其中用模制助剂量少，使得烧结时收缩小，且能获得比较厚的模制体。尤其是，干式等压压制法是最可取的模制法，因为可以抑制模制体内的密度分布。结果是，在烧结时模制体收缩比较均匀。在该模制法是这种粉末模制法的情况下，可以从促进模制性的角度要求，把混合粉末形成颗粒状，通过成粒而具有大的填充流动性和高的填充密度。而且可用各种常规的成粒法进行成粒。为了增加已成粒粉末的块密度，更可取的是制造两种成粒粉末，其中粗粒与细粒的颗粒大小比率在 2/1 到 3/1 的范围内。把这样获得的粉末，按粗粒与细粒的重量比约为 3/1 到 5/1，进行混合。换句话说，可以制造出这样的两种平均颗粒大小的成粒粉末。例如，按成粒重量为 15 到 25%，具有平均颗粒大小为 50 到 100 μm 成粒，与按成粒重量为 75 到 85%，具有平均颗粒大小为 130 到 300 μm 成粒进行混合。通过结合这种成粒法和等压压制法，粉末模制时能容易地获得具有明显致密的模制体，就是相对于烧结体的理论密度的 60%以上，烧结时的收缩百分比及其在模制体内的离散，可抑制到相当小的值。

但是取决于模制体的形状，当通过用不适合的成粒颗粒大小结构的成粒粉末或用非成粒粉末的干式模制法，或者通过湿式模制法形成模制体时，其烧结时的收缩百分比一般为 20%，，而其在模制体内的离散约 1%。另一方面，用上述的成粒粉末进行等压压制的情况下，可将模制体的收缩百分比抑制到 17%以下及其模制体内的离散抑制到 0.7%以下。取决于模制的形状，收缩百分比也能抑制到 15%以下。在用挤压法进行模制的情况下，更可取的是，应尽可能减少粘合剂和溶剂的量，以降低加热时挥发成分的量，而且满足进行揉合时的除气，以便尽可能抑制在烧结模制体时形成空隙。通过选择适当的

模制方法，把模制体内收缩百分比的离散。抑制到一个小的值，抑制烧结时的变形量，以及能够降低烧结后用于修整加工的费用。因此，这是用于制造作为本发明目的的大直径小厚度的衬底的适合方法。

在步骤 3，在无氧化的气氛中，一般在含氮的气氛中，在 1600 到 2000℃ 的温度范围内，加热这样获得的模制体。烧结温度和时间变化，依赖于原材料粉末的特性，烧结前的制造条件、助烧结剂的总量等。通过在该温度范围内的烧结，保证能够获得平均颗粒大小为 2 到 5 μm ，一般小于 5 μm 的致密烧结体。最好，在继续的冷却步骤中，以不低于每小时 200℃ 的冷却速率，把烧结体冷却到 1500℃。采用这样的冷却步骤后，烧结体内的晶界的成分变得均匀，使晶界相均匀起来，可以得到具有更加均匀的质量、优良耐侵蚀力和长寿命的衬底。一般，烧结气氛最好是含氮的气氛。在烧结温度低于 1600℃ 时，烧结变得不充分，且不可能得到目标的致密烧结体。在烧结温度超过 2000℃ 时，平均粒径大小超过 5 μm ，在薄制品的情况下，易于发生变形。

在步骤 4，烧结体经受修整加工，作成衬底。静电吸盘要求，用以保持半导体材料的最上主平面平滑性，以及主平面与最下层主平面之间的平行性和平面性都优良。特别是，具有大直径的烧结体，例如直径大小超过 100mm 的烧结体，如果烧结后马上就是这样状态，往往难以具有上述要求水平的性质。所以，在前面的步骤中必要有步骤 4 的加工余量。

在步骤 5，已经过修整加工的多个衬底，制备作为插入材料，即用于形成高熔点金属层的材料和用于形成粘附层的材料。作为用于形成高熔点金属的材料，最好使用含有上述高熔点金属的导电胶。把上述的低熔点玻璃和用于调整粘度的常规有机物包括到该导电胶中。在这样的情况下，在一个衬底的表面上按所要求的图象，印制和涂覆导电胶，通过该层把另一衬底粘附到其上，于是，形成了前驱层，施加前驱高熔点金属层的方法包括，除印制涂覆法外，一种配置方法，其中材料例如包括高熔点金属的金属箔；以及另一种配置方法，其中同

样成分借助于包括蒸发淀积法和浸涂法来进行,作为形成粘附层用的材料,使用上述材料,以达到高熔点金属层与衬底之间的高粘附强度。有关施加方法,各种方法包括:一种用印制法把主要由上述材料组成的导电胶涂覆其上的施加方法,可取的是,插入层的材料是那些能制作插入层,本身热导率和耐侵蚀性都优良的材料。从这观点出发,一种包含钨作为主成分的材料,用作高熔点金属层是可取的,以及一种包含由上述的 AlN 组成的材料,用作粘附层是可取的,本发明包括一种方法,其中在焙烧一个衬底上的高熔点金属层后,用后金属化方法在其上配置粘附层的前驱层,接着进行焙烧,以后在步骤 6 中进行组装,或在把高熔点金属层焙烧到衬底上后,用后金属化方法,以后进行组装。按照这些处理过程,由于形成粘附层,给高熔点金属层图形的有害影响。例如,可以避免发生高熔点金属层膏的渗开。

如上述的那样,可以考虑有几种方式,用于本发明的组装步骤 6 和焙烧步骤 7 的粘附层施加方法。特别是,在这样的情况下,象在固定状态下(或非固定状态配置),将高熔点金属层的前驱层施加到一个衬底的表面上,并在固定状态下(或非固定状态配置),将粘附层的前驱层施加到面向另一个衬底的表面上,再把这些表面粘合层叠衬底,而后通过焙烧产生各个层插入其中的层叠体(方法 1)。另一种方法,在固定状态(或非固定状态配置),将由两层构成插入层的前驱层施加到一个衬底的表面上,将衬底的表面与另一个其表面没有施加)或配置(插入层的前驱层的衬底,粘合成层叠衬底,而后通过焙烧产生各个层插入其中的层叠体(方法 2)。关于对包括前驱层的层施加焙烧的条件,可以在无氧化气氛(一般在氮气气氛)中,在 1500 到 1700℃ 的温度范围下进行。在预先把插入层的各个层的前驱层借助于,例如蒸发淀积施加到衬底上的情况下,随后通过焙烧,可以进行如上述的基本上同样的处理过程。在使用固体物诸如金属箔和粉末作为插入层用材料的情况下,可以采用处理过程,其中组装过程包括焙烧或加压焙烧两衬底间插入材料而不施加前驱层的衬底,立即层叠粘合多个衬底。在这样的情况下的焙烧条件可以如上述。

当在层叠前的各个衬底具有 100mm 或更小的外径，且焙烧时翘曲变形量比较小时，可以通过上述的共焙烧法来制造。就是，在步骤 2 中形成与该衬底大小相应的衬底模制体，将含有高熔点金属的导电胶直接涂覆于其上。另外将形成粘附层的材料，插入到按照所要求的层叠次序的配置里，在步骤 3 中同时焙烧高熔点金属层和陶瓷衬底，就以低费用，产生本发明预期的，由多个衬底层叠的静电吸盘材料。

在本发明的静电吸盘中，如上述的那样，不用氮化铝陶瓷而用电绝缘陶瓷作为最上层衬底。较可取的陶瓷包括，例如，那些具有相当高热导率，诸如氧化铝系列陶瓷（主要由 Al_2O_3 组成）和硼系列陶瓷（主要由 BN 组成）。在采用这些陶瓷的情况下，陶瓷的下层，最好由氮化铝陶瓷构成，以保证静电吸盘整体的足够热导率。关于衬底层叠中所用的插入层（高熔点金属层和粘附层）构成，则基本上可以应用上述的构成。取决于衬底成分，在制造包括氮化铝陶瓷衬底层叠的衬底下部后，可以粘合分别烧结的上述其它陶瓷衬底与插入上述插入层，作为最上部分。换句话说，各自分别烧结下层的陶瓷衬底到最上层上边去，立即通过焙烧制成将插入层插入其中的层叠体。

可将按照本发明的静电吸盘与设置于其下部的加热器制作在一起（见图 1）。例如，取决于加热器的材料，可以插入以细状图形或板状图形方式形成的加热部分的材料。作为另一种方法，向在陶瓷衬底上已预先形成了加热部分的层上边，安置另一个陶瓷衬底，以便焙烧陶瓷母体，可以同时埋置固定加热器。由于对加热器母体的陶瓷需要高热导率，所以母体最好能以氮化铝陶瓷构成。

在步骤 8，将层叠体修整成最好需要的大小。本发明的层叠体，与常规的比较，具有较小的翘曲。因此，可以减少用于修整处理的余量以及省去加工的麻烦。

如上述的那样，在有些情况下，要在衬底的最上层形成金刚石层，而该层通常是用气相薄膜形成工艺，诸如加热器丝 CVD、微波等离子体 CVD、直接等离子体 CVD 等方法形成的。

实例 1

制成具有平均颗粒大小 为 $0.8\mu\text{m}$ ，氧含量为重量的 1%和阳离子杂质含量不大于重量的 0.3%的 AlN 粉末；氧化钇粉末和硬脂酸钇粉末，具有平均颗粒大小为 $0.3\mu\text{m}$ ，作为助烧结剂；以及 PVB 作为有机粘合剂。以这样的方式称取 AlN 粉末和助烧结剂粉末，如表 1 所示，将助烧结剂的总量换成用 Y 元素重量的部分，剩余部分以重量计为 AlN 。作为有机粘合剂，称取根据它们总重量（按重量 100%）的 PVB 重量为 3%。然后，在氧化铝罐内用球磨机用尼龙球在乙醇溶液中，经 12 小时将其进行混合。将得到的粉浆喷雾干燥，粒化为基本上圆形的小粒状态，其中具有平均颗粒大小为 $80\mu\text{m}$ 颗粒的比率约占重量的 20%，而具有平均颗粒大小为 $200\mu\text{m}$ 颗粒的比率约占重量的 80%（成粒的粉末 1）。分别地，将粉浆喷雾干燥，粒化为基本上圆形的小粒状态，它包括具有平均颗粒大小为 $100\mu\text{m}$ 成粒（成粒的粉末 2），通过振动将这些粉末填充到橡胶模具里，在 $2\text{ 吨}/\text{cm}^2$ 压力下，经受等压压制，以便模制成具有直径 300mm 和厚度 7mm 的形状（模制方法 1），关于成粒粉末 2，用干式压制法，以 $1\text{ 吨}/\text{cm}^2$ 的压力，将其一部分进行模制（模制方法 2）。通过用模制方法 1 模制成粒的粉末 1 制成的模制体，具有烧结体理论密度的约 63%的块密度；通过用模制方法 1 模制成粒的粉末 2 制成的模制体，具有烧结体理论密度的约 55%的块密度；及通过用模制方法 2 模制成粒的粉末 2 制模制体，具有烧结体理论密度的约 50%的块密度。通过模制体的重量除以其体积，得到表观密度，而后将表观密度除以同样模制体成分（完全致密化的同样成分的密度值）的理论密度而获得这里的块密度。

在除去 PVB 后，将所得到的模制体保持在表 1 所示的温度和时间下的氮气气流的气氛中，以表 1 所示的速率下冷却到温度 1500°C ，而后让它冷却到室温，以便获得烧结体样品。成粒粉末 1 的模制体在烧结时的收缩百分比，在直径方向和厚度方向都是大约 16%，而成粒粉末 2 的模制体的收缩百分比大约为 20%。在表 1 冷却速率列中，样品附有“-”的，都不是以不变的冷却速率冷却到温度 1500°C ，

而是在炉中自然地由烧结温度冷却到室温。切取所得烧结体的一部分,作为检测样品用于测量热导率等,如表 1 所示,测量相对密度(用浸没法测出的密度对各个样品成分的理论密度的百分比、热导率(从用激光闪射法获得的热扩散速度算出)、缺陷密度(通过用扫描电子显微镜观察抛光表面获得的二维投影照片中,在视野相当于 $1000\mu\text{m}^2$ 内晶界三组点处出现最大直径超过 $1\mu\text{m}$ 的微孔个数)、Y 氏模量(烧结体的光谱分析值)以及 AlN 晶粒的平均颗粒大小(通过用扫描电子显微镜观察裂开表面获得的二维投影照片中,实施性地计算通过两对角线切开的所有颗粒大小的算术平均值,作为平均颗粒大小)。在表 1 中的样品序号 1 到 17,混合各原材料时以硬脂酸钇的形式添加 Y 成分;在样品序号 18 到 20,混合原材料时以氧化钇的形式添加 Y 成分,并且在用上述的模制方法 1 的成粒粉末 1 的状态下进行模制;在样品序号 21 到 23,混合各原材料时以硬脂酸钇的形式添加 Y 成分,并且在用上述的模制方法 1 的成粒粉末 2 的状态下进行模制;以及在样品序号 24 到 26,混合各原材料时以硬脂酸钇的形式添加 Y 成分,并且在用上述的模制方法 2 的成粒粉末 2 的状态下进行模制。

表 1

序号	助烧结剂的 添加量(依 Y 的 wt%)	烧结条件	冷却速率(℃/ 小时)	相对密 度(%)	热导率 (W/m.k)	缺陷密度	Y 量(wt%)	AIN 平均直径(μm)	
		温度(℃)	时间(小时)						
*1	0.005	1,850	4	250	88	50	20	0.005	1.8
*2	0.005	1,850	6	250	92	60	17	0.005	1.9
*3	0.01	1,850	5	250	99.5	160	5	0.01	3.2
4	0.2	1,850	5	250	100	200	5	0.2	3.3
5	0.8	1,850	5	250	100	240	3	0.8	4.0
6	1.0	1,850	5	250	100	240	4	1.0	4.8
*7	1.3	1,850	5	250	99	240	10	1.3	5.7
*8	1.3	1,850	6	250	99	240	12	1.3	6.4
*9	0.8	1,580	6	250	94	80	15	0.8	1.6
10	0.8	1,600	6	250	99.5	180	5	0.8	3.0
11	0.8	1,700	6	250	100	230	5	0.8	4.1
12	0.8	2,000	6	250	100	240	5	0.8	4.5
13	0.8	2,030	6	250	97	220	8	0.8	6.9

14	0.8	1,850	5	180	100	240	3	0.8	4.1
15	0.8	1,850	5	200	100	240	3	0.8	4.1
序号	助烧剂的 添加量(依 Y 的 wt%)	烧结条件	冷却速率(℃/ 小时)	相对密 度(%)	热导率 (W/m.k)	缺陷密度	Y 量(wt%)	AlN 平均直径(μm)	
		温度(℃)	时间(小时)						
16	0.8	1,850	5	300	100	240	3	0.8	4.1
17	0.8	1,850	5	-	100	240	4	0.8	4.3
18	0.8	1,850	5	-	100	230	4	0.8	4.5
19	0.8	1,850	5	180	100	230	4	0.8	4.4
20	0.8	1,850	5	200	100	230	4	0.8	4.5
21	0.8	1,850	5	-	100	240	4	0.8	4.4
22	0.8	1,850	5	180	100	230	4	0.8	4.4
23	0.8	1,850	5	200	100	230	4	0.8	4.4
24	0.8	1,850	5	-	100	230	4	0.8	4.4
25	0.8	1,850	5	180	100	230	4	0.8	4.4
26	0.8	1,850	5	200	100	230	4	0.8	4.4

当为上述的圆片状烧结样品，测量没有抛光加工的主平面的表面粗糙度（ $R_{\max}$ ）和在主平面直径方向的翘曲时，应用由模制方法 1 成粒的粉末 1 而模制成的样品序号 1 到 20 具有分别落入 $5\mu\text{m}$ 或以下和 $5\mu\text{m}/\text{mm}$ 或以下范围内的那些值。应用由模制方法 1 成粒的粉末 2 而模制成的样品序号 21 到 23，和应用由模制方法 2 成粒的粉末 2 而模制成样品序号 24 到 26。具有主平面的表面粗糙度（ $R_{\max}$ ），落在 $5\mu\text{m}$ 或以下的范围内，但是其主平面直径方向的翘曲为 $7\mu\text{m}/\text{mm}$ 或以上。尤其是，应用由模制方法 2 成粒的粉末 2 而模制成的样品显示出 $10\mu\text{m}/\text{mm}$ 以上的翘曲度。各样品包括比较例的样品经过修整经过，具有样品厚度 $2.0 \pm 0.05\text{mm}$ 。直径 $200\text{mm} \pm 0.5\text{mm}$ ，和主平面方向的平整度与表面粗糙度分别约为 $\pm 0.07\text{mm}$ 。

分别地，制备： Al_2O_3 粉末具有平均颗粒大小为 $1\mu\text{m}$ 和阳离子杂质含量不大于以重量计的 0.4%；作为助烧结剂，有棕榈酸锰粉末、硬脂酸锰粉末、氧化硅粉末（ SiO_2 ）、和碳酸钙（ CaCO_3 ）粉末；和作为粘合剂，PVB。称取 Al_2O_3 粉末和棕榈酸锰粉末，在总量中的 3 份为以 Mg 元素的重量计用于棕榈酸锰，而余部分由 Al_2O_3 组成（样品序号 27）。称取 Al_2O_3 粉末、硬脂酸粉末、 SiO_2 粉末和 CaCO_3 粉末，在总量中的 3 份为以 Mg 元素的重量计用于棕榈酸锰，在总量中的 2 份为以 Si 的重量计用于 SiO_2 ，在总量中的 2 份为以 CaO 的重量计用于 CaCO_3 ，以及剩余部分为以重量计是 Al_2O_3 （样品序号 28）。并且，作为有机粘合剂，根据总量（以重量计为 100%）称取以 PVB 重量计的 3%。然后，与 AlN 的情况相同，在球磨机中将它们混合起来，再把所得到的粉浆喷雾干燥，产生具有相同成粒结构的成粒粉末。作为成粒粉末 1，以相同的方式在橡胶模具中通过等压压制而模制每一种所得到的粉末，作为模制方法 1 提供具有直径 300mm 和厚度 7mm 的模制体。该模制体的块密度约为烧结体理论密度的 62%。

在除去 PVB 后，把得到的模制体保持在温度 1600°C 下的氮中

经 6 小时，然后徐徐冷却到室温，获得烧结体样品。如 AlN 的情况，以同样的方法，对同样的项目评定这些烧结体样品。所得到的结果示于表 2。在直径方向和厚度方向上的烧结收缩百分比约为 17%。

表 2

No.	相对密度 (%)	热导率 (w/m·k)	缺陷密度	助烧结剂 总量(以 元素计 %)	主晶体平 均直径 (μm)
27	99.5	18	5	7	5
28	99.5	20	5	7	5

对没有抛光的上述圆片状烧结体样品进行测量，以获得主平面直径方向的翘曲度和主平面的表面粗糙度 (R_{max})，其值分别为 $5\mu\text{m}/\text{mm}$ 以下和 $5\mu\text{m}$ 以下。该样品经受修整处理后，厚度在 $2.0 \pm 0.05\text{mm}$ 范围内和直径在 $200\text{mm} \pm 0.5\text{mm}$ 范围内。因此主平面方向的烧曲度约为 $0.25 \mu\text{m}/\text{mm}$ 和表面粗糙度 (R_{max}) 约为 $1\mu\text{m}$ 。

如样品序号 14，制备同样的粉浆。应准备添加粘合剂 PVB，以 AlN 粉末和助烧结剂的总重量为每 100 份重量，数量为 10 份。在样品序号 29 到 32 中，该粉浆经受外部气流加热式干燥器干燥，使溶剂含量下降到重量的 10%，在同样揉合后，将它挤压成形为具有厚度 7mm 的薄片。用该薄片冲出具有直径 360mm 的圆片状，就是挤压模制体。分别地，制成正方形方式的挤压模制体，用于测定热导率。干燥后的挤压模制体的块密度约为烧结体理论密度的 66%。这些样品经受，比样品序号 14 还要长的长时间干燥除去粘合剂，然后在后述表 3 的条件下进行烧结。在直径方向和厚度方向上，烧结时的收缩百分比约为 17%。以同样的方法，就同样的项目，如 AlN 的情况一样，对各个烧结体的样品进行测量。获得的结果示于表 3 中。

表 3

序号	烧结条件		冷却速率 (℃/小时)	相对密度(%)	热导率 (W/m.k)	缺陷密度	Y 量(wt%)	AlN 平均 颗粒大小(μm)
	温度(℃)	时间(小时)						
29	1850	5	180	100	240	4	0.8	4.1
30	1850	5	200	100	240	4	0.8	4.2
31	1850	5	300	100	240	3	0.8	4.2
32	1850	5	"	100	240	4	0.8	4.3

对没有抛光的上述圆片状烧结体样品进行测量,以获得在主平面直径方向的翘曲度和主平面的表面粗糙度 ($R_{\max}$), 其结果这些值分别为 $6\mu\text{m}/\text{mm}$ 以下和 $5\mu\text{m}$ 以下。该样品经受修整处理后, 厚度在 $2.0 \pm 0.05\text{mm}$ 范围内和直径在 $200\text{mm} \pm 0.5\text{mm}$ 范围内, 而且具有在主平面方向的翘曲度约为 $0.25\mu\text{m}/\text{mm}$ 和表面粗糙度 ($R_{\max}$) 约为 $1\mu\text{m}$ 。

样品序号 33 到 35 是用刮浆刀模制方法的样品, 在本模制方法中, 必须增加有机粘合剂的量。与样品序号 14 一样, 以同样的条件制备具有 PVB 重量为 20% 加到具有同样原材料和成分的粉末中。用刮浆刀模制粉浆后, 经过加热干燥, 接着冲出。为了获得具有厚度相当于如上述的那种样品的成品形状的产品。制成具有厚度 0.9mm 和直径 365mm 的模制体, 将 8 片模制体与主要由 AlN 组成的介入细粉层叠起来, 获得二级模制体 (样品序号 33)。为了与样品序号 33 比较, 由层叠 8 片具有直径 250mm 和与样品 33 同样厚度的圆片状模制体制成二级模制体, 并且按与样品 33 同样的加工处理进行制备 (样品序号 34)。同样, 由层叠 8 片具有直径 100mm 和同样厚度的圆片状模制体制成另一个二级模制体 (样品序号 35)。如上述的同样, 为了测量热导率制成检测样品。每个模制体的块密度约为烧结体理论密度的 66%。这些样品都经过比样品序号 14 要长的长时期干燥和除去粘合剂, 而后在下面表 4 所示的条件下烧结。烧结时的收缩百分比, 在直径方向和厚度方向都约为 20%。就同样的项目按 AlN 的情况以相同的方法, 对各烧结体样品进行评定。所获得的结果示于表 4 中。

表 4

序号	烧结条件		冷却速率 (℃/小时)	相对密度(%)	热导率 (W/m.k)	缺陷密度	Y 量(wt%)	AlN 平均颗粒 大小(μm)
	温度(℃)	时间(小时)						
33	1850	5	180	100	242	4	0.8	4.2
34	1850	5	200	100	242	4	0.8	4.3
35	1850	5	300	100	242	4	0.8	4.3

当对没有抛光处理的圆片状烧结体样品进行测量,以获得在主平面直径方向的翘曲度和主平面的表面粗糙度 ($R_{\max}$) 时,所有的样品显示出表面粗糙度为 $5\mu\text{m}$ 以下,但是样品序号 33 的翘曲度约为 $8\mu\text{m}/\text{mm}$, 样品序号 34 约为 $7\mu\text{m}/\text{mm}$, 而样品序号 35 约为 $6\mu\text{m}/\text{mm}$ 等等,该直径越大,烧结后变形量也越大。样品经受修整处理后,具有厚度在 $2.0 \pm 0.05\text{mm}$ 范围内,直径在 $200\text{mm} \pm 0.5\text{mm}$ 范围内,在主平面方向的翘曲度约 $0.25\mu\text{m}/\text{mm}$ 和表面粗糙度 ($R_{\max}$) 约 $1\mu\text{m}$ 。

根据上述数据,很清楚,在本发明范围内通过控制助烧结剂的量和保持烧结的温度和时间,就能获得达到目标的平均颗粒大小、缺陷密度和热导率高于一定值的氮化铝陶瓷。通过采用适当改变粉末成粒法的干式模制法,可以获得烧结原材料级翘曲小的烧结体,即使需要大直径的烧结体也行。因此,修整处理的余量可以小。还能省去加工的麻烦。于是,可以很清楚,能够获得合乎本发明目的的产品。这一点与其它氮化铝陶瓷也是共同的。在挤压模制法中,烧结后的变形量变得稍大于干式模制法,但是基本上能够获得符合本发明目的的大直径产品。在模制方法的情况下,诸如刮浆刀法之类,其中粉末量少而有机粘合剂量大,而与上述的模制法(干式模制法和挤压模制法)比较,能够模制的模制体厚度却明显变薄。因而为了制作厚度相当于用上述干式模制法和挤压模制法所获得的烧结体,就必须在烧结前层叠模制体的大量薄片,而且,因为各个层叠薄片的变形量大,所以很清楚,存在生产和质量上的在于,只能生产小直径的产品。

实例 2

制备与实例 1 同样的 AlN 粉末,作为助烧结剂,氧化钇具有平均颗粒大小为 $0.4\mu\text{m}$, 氧化钆粉末具有平均颗粒大小为 $0.3\mu\text{m}$, 氧化镧粉末具有平均颗粒大小为 $0.3\mu\text{m}$ 和氧化钙粉末具有平均颗粒大小为 $0.3\mu\text{m}$; 以及作为有机粘合剂的 PVB。以这样的方式称取 AlN 粉末和助烧结剂,助烧结剂的重量以各自元素换算为示于表 5 的各

个量，其总量是重量的 0.8 份，而剩余部分是 AlN。而且，作为有机，根据其总量（100%）称取 PVB 为 10%。在球磨机的氧化铝罐内，用尼龙球在乙醇溶剂，经 12 小时，将其进行混合。将得到的粉浆喷雾干燥。粒化的基本上圆形的小粒状态，其中具有平均颗粒大小为 $70\mu\text{m}$ 的成粒，以重量计约为 20%，具有平均颗粒大小为 $210\mu\text{m}$ 的成粒，以重量计约为 78%。通过振动将这些粉末装到橡胶模具里，在 $2\text{ 吨}/\text{cm}^2$ 压力下，进行等压压制，模制成具有直径 350mm 和厚度 7mm 的形状，得到模制体的块密度约为烧结体理论密度 62%。

在除去 PVB 后，在与实例 1 中的样品 14 同样条件下，在氮气气流的气氛中，烧结每一个所得到的模制体，获得烧结体的样品。在烧结时所有样品的收缩百分比，在直径方向和厚方向都是大约 16%。切取这样得到烧结体的一部分，作为检测样品用于测量热导率，并且对与实例 1 相同的各项目进行评定。结果示于表 5 中。

表 5

序号	相对密度 (%)	热导率 (W/m.k)	缺陷密度	次成份量 (元素换算%)				AlN 平均直径 (μm)
				Yb	Nd	La	Ca	
36	100	220	4	0.8	-	-	-	4.1
37	100	230	4	-	0.8	-	-	4.2
38	100	240	5	0.4	0.4	-	-	4.3
39	100	250	3	-	-	0.8	-	4.1
40	99	200	7	-	-	-	0.8	4.9
41	99	200	8	0.4	-	-	0.4	4.9

当对没有抛光处理的上述圆片状烧结体样品进行测量，以获得在主平面的表面粗糙度 (R_{max})、主平面的平整度和主平面直径方向的翘曲度时，与实例 1 的样品序号 14 一样，所有的样品都显示出同样水平的结果。所有样品都经过修整处理，具有厚度在 $2.0 \pm$

0.05mm 范围内，直径在 $200\text{mm} \pm 0.5\text{mm}$ 范围内，在主平面方向的翘曲度约 $0.25\mu\text{m}/\text{mm}$ 和表面粗糙度（ R_{max} ）约 $1\mu\text{m}$ 。

实例 3

利用修整后的衬底或实例 1 的模制体的衬底样品，通过这些样品的多个薄片层叠，制成保持体用作检测。由于用插入层的材料层叠到这些衬底样品中，制备添加了示于表 6 的低熔点玻璃成分的高熔点金属层和含有示于表 7 的各种成分的导电胶。表 6 中的数值是导电胶中在烧结时排出挥发组分后最终各高熔点金属层重量的部分，而高熔点金属，即，W，Mo 和 Ta 的剩余部分基本上是玻璃成分的总量。因而，在本例样品 b 的情况下，高熔点金属层中的玻璃成分总量为重量的 50%。

表 6

插入层	成分和含量（含量的重量%）			玻璃成分中的成分比率		
符号	W	Mo	Ta	Al_2O_3	SiO_2	CaO
a	48	-	-	20	40	40
b	50	-	-	20	40	40
c	60	-	-	20	40	40
d	80	-	-	20	40	40
e	90	-	-	20	40	40
f	92	-	-	20	40	40
g	-	90	-	20	40	40
h	-	-	90	20	40	40
i	90	-	-	17	56	27
j	90	-	-	20	60	20
k	90	-	-	40	40	20
l	90	-	-	60	30	10
m	90	-	-	62	20	18

n	90	-	-	45	25	30
o	90	-	-	20	62	18
p	90	-	-	48	48	4
q	90	-	-	50	45	5
r	90	-	-	46	22	32

表 7

插入层	成分和含量（含量的重量为%）								
符号	AlN	CaO	MgO		Nd ₂ O ₃	Yb ₂ O ₃	La ₂ O ₃	SiO ₂	Al ₂ O ₃
A	78	11	—	11	—	—			
B	80	10	—	10	—	—			
C	85	8	—	7	—	—			
D	90	5	—	5	—	—			
E	85	—	8	—	7	—			
F	85	8	—	—	—	—	7		
G	85	15	—	—	—	—			
H	85	—	—	15	—	—			
J		40						20	40
K		30		10				40	20
L		30	20					30	20

作为衬底，制备通过把样品 3、5、6、7、13、14、19、28、30 和 39 加工成具有厚度 $2.0 \pm 0.05\text{mm}$ 和直径 $200\text{mm} \pm 0.5\text{mm}$ 的形状而获得衬底，和层叠前样品序号 34 的模制体。关于加工后的衬底样品，制成三层的层叠产品。所有各个样品除样品序号 28 以外，全都由示于表 8 的同类衬底材料制作各个样品的三层。该高熔点金属层由示于表 8 的材料组成。利用各个样品同类的衬底三片，制成示于图 2C 基本结构的保持体 30 个样品。在样品序号 28 的情况下，用于第一层和第二层的衬底是与样品序号 14 同样的衬底，而层叠

样品序号 28 的衬底类，作为第三衬底。该样品如表 8 中样品序号 74 所示。关于利用通过刮浆刀法形成的上述坯体的保持体样品，制备直接用层叠 4 片模制体（在烧结后，一组 4 片粘合一起最后形成一个衬底）而获得三组层叠模制体，而具有如表 8 中的样品序号 62 相同组合的插入层前驱层（高熔点金属层和粘附层）。挟在第一层与第二层之间和在第二层与第三层之间。用共同焙烧法，在氮气流中 1800°C 下经 5 小时，对其进行烧结粘合，制成 30 个保持体包括具有 3 种示于图 2A 基本结构的衬底，其中各个衬底都是由烧结粘合 4 片上述坯片而形成的。各个衬底层的原来形状是与在前面的实例中制备的一样。在这个情况下，这样调整高熔点金属层和粘附层的厚度，以便分别提供最终的厚度约 $30\mu\text{m}$ 和厚度约 $20\mu\text{m}$ 。这些层可预先在第一层和第二层的衬底上，通过印制涂覆它们的前驱层，随后进行干燥而形成。所有的样品中，在第二衬底层上边设置高熔点金属层。作为电极，其图形（从上边看，外径 D 为 195mm ）示于图 3。在样品序号 34 的情况下，在该层叠衬底的第 8 片上边，形成具有相同烧结图形的相同各层。以后，把三层衬底安置在最上部而准备好的各组合片，在氮气流中进行烧结结合。对于用烧结体作为原始衬底要在 1600°C 下经 1 小时，对用模制体作为原始衬底要在 1800°C 下经 5 小时进行该烧结。

分别地，利用测试样品相当于示于表 8 的各样品。检测高熔点金属层的粘合强度（有时称为：剥离强度）。各测试样品都用焙烧法来制成，该组合片中，焙烧到衬底上成为第一层，这一层包括：将与其组合的高熔点金属成分，在如上述的相同烧结条件下其中高熔点金属层，如上述具有直径 2mm 和同样厚度的圆形图形。在样品相当于样品序号 28 的情况下，通过选择包括氧化铝陶瓷作为第三层，以相同的测试过程，检测粘合强度。该粘合强度测量方法如下。在各个样品上形成无电镀镍厚度为 $1\mu\text{m}$ 后，用 Sn-Pd 系列焊料，在各样品上形成的上述高熔点金属层上的任意三个位置处，固定丝径 1mm 的铜丝。这里在垂直方向固定铜丝。以后，围绕固定部分，

水平地固定该衬底的主平面，借助于应氏（Instron）拉伸测试机。以恒定的速度 0.5mm/sec。沿垂直于衬底的方向牵引铜丝，以便测量其剥离强度。通过将施加的负载除以上述圆形图形的面积，获得该粘合强度(kg/mm²)。所得的结果示于表 8。该表中的各个值是三个位置测量值的算术平均值。

关于各保持体的样品，在层叠结合后，立即检测在表面上有无间隙（烧结时衬底的一部分变形，成为从粘合部分剥离的状态），以及保持体的翘曲。更详细地说，在保持体安置到面板上后，在主平面的直径方向，用扫描测微仪（dial gauge）检测在最大距离与最小距离之间和在主平面与表面板之间的差，通过以其直径除该差值而得到的值指定为翘曲度。关于在层叠后示于图 3 的图形中所形成的 30 个样品的高熔点金属层外层 D 的离散度，利用透射 X-射线通过图象处理，已经确定。结果，通过层叠用刮浆刀法制备的模制体而得到产品的翘曲度是 0.7μm/mm，然而使用氧化铝作为如表 8 中样品序号 74 所示的第三层的产品，显出翘曲度为 0.3μm/mm，表 8 中其它样品显出翘曲度为从 0.26 到 0.28μm/mm 的范围。在 30 个样品中在结合后立即测量高熔点金属层的外径 D 的宽度离散度，对于用层叠刮浆刀法模制体的产品为 1.2%，而对于表 8 所示样品的离散度是 0.2%或以下。

表 8

序号	衬底数	高熔点金属层		粘附层种类
		种类	粘合强度 (kg/mm ²)	
42	14	a	2.0	C
43	"	b	1.7	"
44	"	c	2.0	"
45	"	d	2.0	"
46	"	e	2.0	"
47	"	f	2.1	"
48	"	g	1.8	"
49	"	h	1.8	"
50	"	i	1.6	"
51	"	j	2.0	"
52	"	k	2.2	"
53	"	l	2.0	"
54	"	m	1.7	"
55	"	n	2.3	"
56	"	o	1.8	"
57	"	p	1.7	"
58	"	q	2.2	"
59	"	r	1.8	"
60	"	k	2.2	A
61	"	"	2.2	B
62	"	"	2.3	C
63	"	"	2.3	D
64	"	"	2.3	E
65	"	"	2.3	F

66	"	"	2.2	G
67	"	"	2.3	H
68	3	"	2.2	C
69	5	"	2.3	"
70	6	"	2.2	"
*71	7	"	2.2	"
*72	13	"	2.3	"
73	19	"	2.2	"
74	28	"	2.3	"
75	30	"	2.2	"
76	39	"	2.2	"
77	14	"	3.3	I
78	14	"	2.9	J
79	14	"	2.8	K

各层叠结合后的样品经过抛光加工,使上下主平面的表面粗糙度 R_{max} 都为 $0.08\mu m$,而粘合体的翘曲度约为 $0.25\mu m/mm$ 。加工后的各样品,就对实用性进行检验。首先,分别地,制备包括阵列状氮化铝和其中装有 W 丝的圆片状加热器。以这样方式放置各样品,使其第三层的上表面,在圆片状加热器上是朝上的,而后安装到等离子体发生装置的真空室内,该发生装置用高频 $13.65MHz$,具有示于图 1 的基本配置。而且在加热温度 $100^{\circ}C$ 和 SF_4 气体等离子体密度 $1.4w/cm^2$ 下,处理各样品 5 小时。以后,对曝露于等离子体的第三层衬底上的腐蚀凹坑的密度进行检测,利用光学显微镜检测表面上 $1000\mu m^2$ 的任意视野内出现最大直径 $1\mu m$ 的凹坑数。结果,对于以氧化铝层叠作为第三层衬底的样品序号 74,凹坑数是 20 个/ $1000\mu m^2$;对于含有大量助烧结剂的样品序号 71,是 10 个/ $1000\mu m^2$;对于用低烧结密度的样品 13 衬底的样品序号 72,是 9

个/ $1000\mu\text{m}^2$ ；对于样品序号 68、70 和 73，则是从 4 个/ $1000\mu\text{m}^2$ 到 5 个/ $1000\mu\text{m}^2$ ；其它样品为 2 个/ $1000\mu\text{m}^2$ 到 3 个/ $1000\mu\text{m}^2$ 。

从前面说过的结果很清楚，利用氮化铝陶瓷作为衬底，规定它的模制方法和焙烧方法，可以获得陶瓷衬底，耐等离子侵蚀能力优良，烧结后的尺寸精度高和适用于制造半导体的保持体。通过将多个衬底与作为插入层的高熔点金属层及粘附层层叠起来，可以获得抑制用于半导体制造装置的静电吸盘式陶瓷保持体，该保持体具有高的尺寸精度、优良的耐等离子体侵蚀能力、长寿命以及高的实用可靠性，这是常规上不可能达到的。

实例 4

制备在实例 1 中制造的样品序号 14（氮化铝）的衬底和样品序号 28（氧化铝）的衬底。这些衬底经过加工而具有厚度 $2.0 \pm 0.05\text{mm}$ 和直径 $200\text{mm} \pm 0.5\text{mm}$ 。各样品的表面粗糙度几乎与上述的一样。然后，制备由三片样品 14 的衬底构成的层叠体表 8 的“a”和“b”的组合物。在实例 3 提出的条件下进行层叠（样品 B）及一片样品 28 的衬底层叠于其上作为最上表面层。用于两层叠体的插入层是示于（样品 A）和另一个由二片样品 14 的衬底构成的层叠体结合后，将厚度 $5\mu\text{m}$ 的金刚石层加到最上层的主表面上，方法如下。用金刚砂（#5000）研磨最上层衬底的表面，使最上层表面稍稍粗糙，把这样处理过的各个层叠体放入真空室内。其次，通过 VCD（化学气相淀积）法，在压力 70Torr 下，导入由 2% 甲烷和 98% 氢的气体混合组成的原材料气体，用加热器丝，使最上层表面涂覆上金刚石层。衬底的温度是 800°C ，而加热丝温度是 2000°C 。以后，各层叠体的金刚石涂覆面和最下面是这样用抛光法修整的，使整个面具有表面粗糙度 R_{max} 为 $0.08\mu\text{m}$ 和各层叠体的翘曲度约为 $0.25\mu\text{m}/\text{mm}^2$ 。就每个衬底来说，金刚石层的最后厚度是在 30 到 $32\mu\text{m}$ 的范围内。其次，在示于图 1 的装置中，以实例 3 提出的同样方法，就耐等离子体侵蚀能力，对各样品进行检测。结果，象前面分别说过的样品序号 28 和样品序号 14 一样，样品 A 和 B 显示出

几乎同样的结果。

另外，用一个底下加热器，将各层叠体加热到 100℃，测量最上层的温度分布。为了比较，还制备了没有金刚石层的样品 A'和 B'，分别与样品 A 和 B 对应。各样品的温度借助于非接触型的温度记录器进行测量。结果示于表 9。由该表中的结果可见，因涂覆着金刚石层、大大改善了温度的分布。

表 9

样品	温度分布		
	最大温度 (℃)	最小温度 (℃)	温度差 (℃)
A	97.3	96.9	0.4
A'	98.1	94.1	3.4
B	96.6	95.2	1.4
B'	97.8	91.1	6.7

利用实例 3 和 4 制成的各个层叠体作为保持体，在许多硅半导体圆片上形成连续形成由氮化硅组成的绝缘膜圆形，每个外径稍小于 200mm。在表面处理所有几百个圆片之后，检测在各圆片上形成图形的尺寸、图形之间的绝缘性、保持体表面上的缺陷以及保持体的翘曲和寿命。结果，其全面评价如下。在保持体之中，只用 AlN 的衬试，实例 4 的样品 A 显示出最好的结果。在此最好的 A 样品后的次序如下，即，用样品 14（例如实例 4 的样品 A'）和样品 73（用样品 19 的衬底）、样品 75（用样品 30 的衬底）、样品 76（用样品 39 的衬底）、样品 68（用样品 3 的衬底），样品 70（用样品 6 的衬底）和样品 71（用样品 7 的衬底）的衬底的保持体。使用样品 14 的衬底的保持体寿命，至少是样品 71 的保持体寿命的两倍。关于用 Al₂O₃ 衬底作为最上层的保持体。实例 4 的样品 B 保持体优于样品 74（即，实例 4 的样品 B'）的保持体。只使用 AlN 衬底的保持体寿命长于使用 Al₂O₃ 衬底作为最上层的寿命好几倍。

按照本发明，通过把多个衬底与作为插入层的高熔点金属层和粘附层层叠、能够提供按常规所不能的，具有高尺寸精度和优越耐

等离子体侵蚀能力的静电吸盘。尤其是，由于使用含有至少一种 3a 族元素化合物的重量小于 1% 的氮化铝陶瓷和剩余部分实质上是 AlN，将其平均颗粒大小控制在 2 到 5 μm 的范围内，故可以提供一种用于半导体制造装置，具有静电吸盘，具有高实用可靠性的保持体。

图1

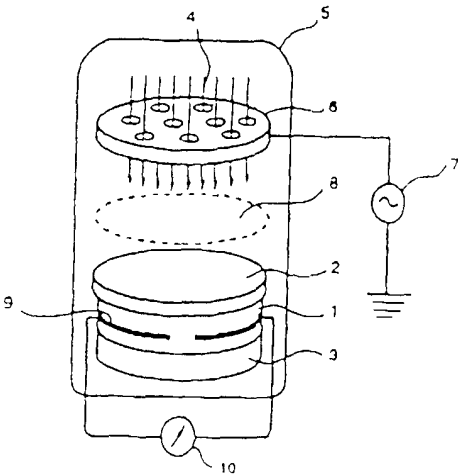


图2A

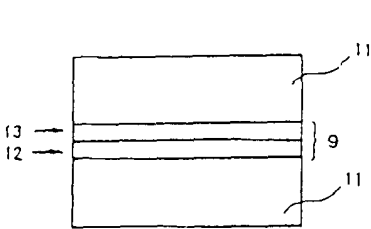


图2B

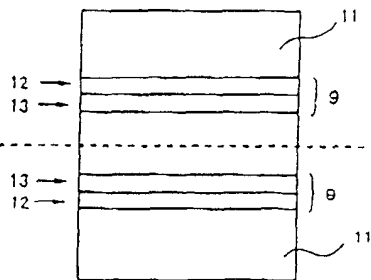


图2C

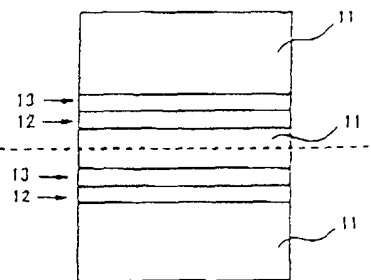


图3

