



[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 91104047.1

[51] Int.Cl⁵
H01L 21/28

[43] 公开日 1992年4月22日

[22] 申请日 91.7.6

[30] 优先权

[32] 90.7.6 [33] JP [31] 177554 / 90

[32] 90.7.6 [33] JP [31] 177555 / 90

[71] 申请人 坪内和夫

地址 日本宫城县

[72] 发明人 坪内和夫 益一哉

[74] 专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利
代理部
代理人 杨晓光

H01L 21/285 H01L 21/90

H01L 23/52 C23C 16/00

C30B 33/00

说明书页数: 88 附图页数: 15

[54] 发明名称 金属薄膜形成方法

[57] 摘要

一种金属薄膜形成的方法包括如下步骤: 形成一层主要由铝构成的非单晶金属膜, 其一部分至少与以铝为主要成分的单晶金属相接触; 加热所述非单晶金属薄膜使其至少一部分变成单晶态。

< 43 >

1. 金属薄膜形成法,其特征是,该方法包括,使以A₁作为主要成分的非单晶金属膜的至少一部分与以A₁作为主要成分的单晶金属相连接的工序,以及,

加热上述非单晶金属膜以使其至少一部分单晶化的工序。

2. 半导体装置的金属薄膜形成法,其特征是,该方法包括,在半导体基体的主面上形成绝缘膜的工序,

在该绝缘膜上设置开口部分以使上述半导体表面露出的工序,

在上述开口部分内沉积由以A₁作为主要成分的第1金属构成的单晶的工序,

在由上述第1金属构成的单晶上和上述绝缘膜上形成以A₁作为主要成分的第2金属薄膜的工序,以及

加热以第1金属构成的单晶作为籽晶的上述第2金属薄膜,以使其至少一部分单晶化的工序。

3. 如权利要求2的金属薄膜形成法,其特征是,通过CVD法,用二甲基氢化铝气体和氢气,在上述开口部分内选择性地沉积A₁单晶,以它作为由上述第1金属构成的单晶。

4. 如权利要求2或3的金属薄膜形成法,其特征是,在上述第2金属薄膜上进而形成第2绝缘膜,然后再进行上述加热步骤。

5. 如权利要求2至4中任意一项的金属薄膜形成法,其特征是,在550℃以上加热上述第2金属薄膜。

6. 权利要求5的金属薄膜形成法,其特征是,用电阻加热法来加热上述的第2金属薄膜。

7. 如权利要求5的金属薄膜形成法,其特征是,用辐射加热法

来加热上述第 2 金属薄膜。

8. 如权利要求 5 的金属薄膜形成法, 其特征是, 用激光束加热法来加热上述第 2 金属薄膜。

9. 如权利要求 5 的金属薄膜形成法, 其特征是, 用电子射线加热法来加热上述第 2 金属薄膜。

10. 如权利要求 5 的金属薄膜形成法, 其特征是, 用感应加热法来加热上述第 2 金属薄膜。

11. 金属薄膜形成法, 其特征是, 该方法包括, 使以 A 1 作为主要成分的非单晶金属膜的至少一部分与以 A 1 作为主要成分的单晶金属相连接的工序, 和

使上述非单晶金属膜非晶质化或微晶化的工序, 以及

加热上述非晶质化或微晶化的非单晶金属膜, 以使其至少一部分单晶化的工序。

12. 如权利要求 11 的金属薄膜形成法, 其特征是, 通过离子注入进行上述非晶质化或微晶化。

13. 半导体装置的金属薄膜形成法, 其特征是, 该方法包括, 在半导体基体的主面上形成绝缘膜的工序,

在该绝缘膜上设置开口部分以使上述半导体表面露出的工序,

在上述开口部分内沉积以 A 2 作为主要成分的第 1 金属构成的单晶的工序,

在由上述第 1 金属构成的单晶上和上述绝缘膜上形成以 A 1 作为主要成分的第 2 金属薄膜的工序,

使上述第 2 金属薄膜非晶质化成微晶化的工序, 以及

加热以第 1 金属构成的单晶作为籽晶的上述第 2 金属薄膜, 以使

其至少一部分单晶化的工序。

14. 如权利要求13的金属薄膜形成法，其特征是，通过CVD法用二甲基氢化铝气体和氢气，在上述开口部分内选择性地沉积A1单晶，以它作为由上述第1金属构成的单晶。

15. 如权利要求13或14的金属薄膜形成法，其特征是，通过离子注入进行上述非晶质化或微晶化。

16. 如权利要求13至15中任一项的金属薄膜形成法，其特征是，在上述第2金属薄膜上进而形成第2绝缘膜，然后进行上述加热操作。

17. 如权利要求13—16中任一项的金属薄膜形成法，其特征是，在250℃以上加热上述第2金属薄膜。

金 属 薄 膜 形 成 方 法

本发明涉及金属薄膜形成方法，特别是涉及能令人满意地应用于半导体集成电路装置等的配线的，以Al为主要成份的金属薄膜的形成方法。

以往，在使用半导体的电子器件和集成电路(LSI)中，电极和配线主要使用纯铝(Al)或Al-Si等以Al为主要成份的金属。Al具有价廉、电导率高、此外由于表面上形成了致密的氧化膜而保护了内部使之化学稳定、且与Si的密合性良好等许多优点。

可是，近年来由于超大规模集成电路等的集成度增大，迫切要求配线微细化和多层配线化。作为Al膜的沉积方法，要求在呈台阶状变化的部位不产生配线热裂的，形成良好阶梯状覆层的沉积方法。此外，还要求向微小的接点孔或通孔等开孔处形成良好阶梯状覆层或者能向这些开孔处选择性沉积的方法。另外，还要求具有良好耐电子迁移和应力迁移的高可靠性的配线。

在以往的大规模集成电路中，通过在台阶状变化的部位形成锥形来防止在这些部位的阶梯状覆盖层的劣化，但是，随着微细化，在台阶状变化的部位形成锥形已经是不可能了，只能形成垂直形的台阶状。溅射法由于是以真空中粒子的直线运动为基础，因此在垂直状台阶部位的膜厚必定比垂直台阶状部位以外的地方要薄，不可能维持良好的阶梯状覆层。另外，在开孔的地方不能将开孔完全覆盖住，在开孔内产生了孔穴，从而不能形成良好的接点。

采用化学气相生长法(以下简称CVD法)将含Al气体导入放置有基体的空间中，利用原料气体在基体表面上的吸附和反应形成所

希望的沉积膜，可以沉积Al或Al-Si。CVD法由于是利用原料气体在基体表面上的吸附和反应，因而具有在垂直台阶状处形成良好阶梯状覆层的特点。此外，还可以根据基体表面的种类有选择地进行沉积。在CVD法中，一般使用三甲基铝($(\text{CH}_3)_3\text{Al}$ ，以下简称TMA)、三异丁基铝($(\text{C}_4\text{H}_9)_3\text{Al}$ ，以下简称TIBA)、二甲基铝氢化物($(\text{CH}_3)_2\text{AlH}$ ，以下简称DMAH)等有机金属原料作为原料气体，众所周知，与溅射法相比，用CVD法形成的Al膜具有良好的阶梯状覆层。此外，采用CVD法还可以在已形成 SiO_2 的Si基体表面上，有选择地只在露出Si的部位进行沉积。

如果采用使用DMAH和氢的CVD法(见坪内他:「日经マイクロテックハイス」1990. 6. 1, P96-102), 则不仅可以只向Si或金属等导电性基体上选择性地生长Al或Al-Si, 而且在Si基体上选择性沉积的Al是单晶体。

由于在Si上选择性生长的铝是单晶体，因而在热处理时Si界面不会发生腐蚀或尖峰，接点电阻也不会劣化。再有，在开孔中选择性地沉积Al后，可以在基体的整个表面上进行沉积，这样可以使开孔部位完全平坦化，再沉积Al或Al-Si。从而，在不断微细化的超大规模集成电路中，可以形成在垂直台阶状处，接点处和开孔处不产生配线热裂的良好的配线。

电子迁移(以下简称EM)是在配线中持续流过电流时发生配线热裂的现象。配线热裂是发生在Al配线的晶界处。另外，应力迁移(以下简称SM)是由于Al配线上形成的 SiO_2 或 Si_3N_4 等绝缘膜使得Al配线中产生应力而引起配线断线的现象。从晶体学上说，Al或Al-Si一般是多晶体。所谓多晶体是许多从微观上看是单晶体

的颗粒聚集而成的状态，这一个个的单晶颗粒叫晶粒，晶粒与晶粒之间的边界称为晶界。一般地，超大规模集成电路中晶粒的大小为 μm 数量级。EM、SM是损害Al或Al-Si配线的可靠性的主要原因，因此，为了提高超大规模集成电路中配线金属的可靠性，提高耐EM和SM性能是一个必须解决的课题。

为了提高耐EM、SM性能，有人研究了在Al或Al-Si中添加微量Cu或Ti的方法，此外还正在研究使用Al以外的W、Mo、Cu等金属的方法，但是，要想满足与 SiO_2 的密合性，结合性以及易于微细加工等所有这些条件，除了Al或Al-Si以外没有选择的余地。

美国电力及电子工程师学会(IEEE)于1989年12月召开的国际电子器件会议(International Electron Devices Meeting)文摘第677-681页上报告说，如果Al是单晶体，就可以显著提高耐EM、SM性能。

也就是说，虽然还是Al或Al-Si，但假如不象以往那样是多晶体，而是用单晶体形成配线，那么就可以满足密合性、结合性、易于微细加工等要求，并且可以实现不会因EM、SM产生断线的高度可靠的配线。但是如下文中所述，在超大规模集成电路中一直没有实现单晶Al或Al-Si的配线。

有的报告说已实现了单晶Al薄膜，但这全是在Si单晶基板上实现的。若形成单晶Al可提高耐EM、SM性能的报告(1989年国际电子器件会议文摘，见上文)也是采用在Si基板上用CVD法形成的Al膜测定的结果。超大规模集成电路中的Al或Al-Si配线是在 SiO_2 等绝缘体上形成的。在 SiO_2 等绝缘体上，不管使用

溅射法、CVD法、ICB(离子束)法中的哪一种方法,所得到的都是由晶粒直径为 μm 级的晶粒组成的多晶体。

根据坪内他(见上文)所述,可以先选择性地仅向开孔内沉积单晶Al(第一Al膜),然后再向薄片的整个表面上沉积第二Al膜。虽然第一Al膜是单晶体,但是,第二Al膜仍然是由 μm 级的晶粒组成的多晶体。

本发明就是鉴于以上情况而作出的,它是建立在本发明人的下述新发现的基础上,即在 SiO_2 等绝缘体上的Al膜,如果其下层部份有单晶Al存在,那么通过热处理可以使上述绝缘体上的Al转变成单晶体。

如上所述,近年来在希望通过更微细化而实现高集成化,高速化的半导体技术领域,为了提高集成化、高性能化的半导体装置的可靠性,有许多地方需要加以改进。

本发明的目的是提供一种方法,使非单晶金属薄膜(例如配线层)单晶化,从而提高配线的耐迁移特性。

本发明的另一目的是,提供一种可以在绝缘膜上形成单晶Al的金属薄膜形成方法。

本发明的第三个目的是,提供一种金属薄膜形成方法,其特征是包括以下工序:形成以Al为主要成份的非单晶金属膜,使其至少一部份与以Al为主要成份的单晶体金属相接;加热上述非单晶金属膜,使其至少一部份单晶化。

本发明的第四个目的是,提供一种金属薄膜形成方法,其特征是包括以下工序:形成以Al为主要成份的非单晶金属膜,使其至少一部份与以Al为主要成份的单晶体金属相接;使上述非单晶金属膜非

晶态化或微晶化；将上述非晶态化或微晶化的非单晶金属膜加热，至少使其一部份转变成单晶体。

本发明的第五个目的是，提供一种金属薄膜形成方法，其特征是包括以下工序：在半导体基体的主面上形成绝缘膜；在该绝缘膜上设置开口部，使上述半导体表面暴露出来；在上述开口部内沉积由以A1为主要成份的第一金属膜构成的单晶体；在上述由第一金属膜构成的单晶体上以及在上述绝缘膜上形成以A1为主要成份的第二金属薄膜；以上述第一金属膜构成的单晶体作为晶种，将上述第二金属薄膜加热，至少使其一部份单晶化。

本发明的第六个目的是，提供一种金属薄膜形成方法，其特征是包括以下工序：在半导体基体的主面上形成绝缘膜；在该绝缘膜上形成开口部，使上述半导体的表面暴露出来；在上述开口部内沉积由以A1为主要成份的第一金属膜构成的单晶体；在上述由第一金属膜构成的单晶体上以及上述绝缘膜上形成以A1为主要成份的第二金属薄膜；使上述第二金属薄膜非晶态化或者微晶化；以上述第一金属膜构成的单晶体作为晶种，将上述第二金属薄膜加热，至少使其一部份单晶化。

根据本发明，通过将非单晶金属膜与单晶金属膜相接的非单晶金属薄膜加热，可以使非单晶金属膜单晶化。以这样的单晶金属膜作为半导体装置的配线层，可以提高其耐迁移特性。

或者，在非单晶金属薄膜为多晶体的情况下，也可以在使其非晶态化或微晶化（当然，在非晶态中混有微晶的状态也是可以的）之后再加热。这样，可以形成耐迁移性更好的金属薄膜。

图1A—1C是用来说明本发明的单晶化方法及利用它来形成配

线的方法的模型的断面图。

图 2 (a)、(b)和(c)是用于说明在本发明中可以采用的单晶 A 1 晶种图案的模型的俯视图。

图 3 是说明扫描型 μ -RHEED 显微镜的示意图。

图 4 是说明瞬时加热(RTA)装置的示意图。

图 5 (a)和(b)是说明本发明中可以采用的试样形状和激光束照射方法的示意图。

图 6 (a)和(b)是用来说明本发明中可以采用的试样形状和激光束照射方法的示意图。

图 7 (a)和(b)是用于说明本发明中可以采用的试样形状和激光束照射方法的示意图。

图 8 是用来说明使用线状加热器的加热方法的示意图。

图 9 是用来说明使用灯的加热方法的示意图。

图 1 0 是用来说明使用高频加热法的加热方法的示意图。

图 1 1 是用来说明使用电子束的加热方法的示意图。

图 1 2 是用来说明扫描型 μ -RHEED 的原理的示意图。

图 1 3 是用来说明扫描型 μ -RHEED 显微镜观察的原理的示意图。

图 1 4 A 和 B 是显示电子衍射图案的图。

图 1 5 - 1 7 所示的是显示出在试样全表面上沉积的 A 1 膜的晶界的扫描型 μ -RHEED 图像的一个例子。分别示出了: 图 1 5 - 1 7 A 为试样加热前, 图 1 5 - 1 7 B 为试样加热后(检出衍射斑点 1 1 1), 图 1 5 - 1 7 C 是试样加热后(检出衍射斑点 2 0 2)。

图 1 8 - 1 9 是进行单晶化的试样的模式的斜视图。

本发明的优选实施例是，使单晶A 1和非单晶A 1至少一部分相连接，对这样所得到的A 1膜施以热处理从而使非单晶A 1单晶化。

本发明的另一优选实施例是，使非单晶A 1与单晶A 1至少一部份相接，对这样所得到的A 1膜进行离子注入，然后进行热处理，用这种方法使非单晶A 1单晶化。

此时，作为形成单晶A 1晶种的方法，采用以二甲基铝氢化物 ($\text{Al}(\text{CH}_3)_2\text{H}$)、一甲基铝氢化物 ($\text{Al}(\text{CH}_3)\text{H}_2$)、三异丁基铝 ($\text{Al}(\text{iC}_4\text{H}_9)_3$) 为原料气体的CVD法在单晶Si上沉积A 1、形成A 1单晶体的方法最为理想。

另一方面，形成非单晶体A 1的方法有：

用上述气体，采用CVD法在由A 1单晶体以外的材料构成的表面上沉积A 1、形成A 1多晶体的方法；利用溅射形成A 1多晶体的方法；使用三甲基A 1 ($\text{Al}(\text{CH}_3)_3$) 或二乙基铝氯化物 ($\text{Al}(\text{C}_2\text{H}_5)_2\text{Cl}$)、采用CVD法形成A 1多晶体的方法，等等。

单晶A 1晶种可以按照与需要单晶化的非单晶A 1至少一部份相接来设置。例如，晶种或绝缘膜可以形成格子状图形，在绝缘膜上所形成的开孔部位内沉积晶种、或者也可以使晶种和绝缘膜形成线条与空隙相间的图形。

本发明还有一个优选的实施例是，在绝缘膜上形成的开孔部内形成的A 1单晶体作为晶种，将其以外部份的非单晶A 1加热，使之单晶化。特别是，选择性地在用于形成电接点的开孔内沉积A 1而形成A 1单晶体，然后在绝缘膜上非选择性地沉积A 1，接着进行热处理，使绝缘膜上的A 1单晶化。采用这样的方法，在位于开孔处的A 1上不产生凹部，可以形成平整的A 1膜。

作为形成单晶 Al 晶种的方法，使用烷基铝氢化物和氢的 CVD 法（以下称之为 Al-CVD 法）最为理想。利用这种 CVD 法，可以选择性地在象单晶 Si 这样的具有提供电子性能的表面沉积 Al。

所谓烷基铝氢化物是二甲基铝氢化物 ($\text{Al}(\text{CH}_3)_2\text{H}$) 或一甲基铝氢化物 (AlCH_3H_2)。在单晶化之前形成非单晶 Al 的方法是通常的溅射法或 CVD 法。采用 CVD 法时，原料气体有三甲基铝 ($\text{Al}(\text{CH}_3)_3$) 或三异丁基铝 ($\text{Al}(\text{iC}_4\text{H}_9)_3$)、二乙基铝氯化物 ($\text{Al}(\text{C}_2\text{H}_5)_2\text{Cl}$)。用这样的方法可以形成适合于半导体装置的良好配线。

下面参照附图详细叙述本发明的实施例。

图 1 是用以说明将本发明的单晶化方法用于形成配线的模式的断面图。

图 1 中，1 是由单晶 Si 等构成的基体，2 是由二氧化硅等构成的绝缘膜，3 是单晶 Al 晶种，4 是利用下文所述的单晶化方法转变成单晶体的 Al。

首先，在基体 1 上形成绝缘膜 2。

然后，利用反应性离子腐蚀形成开孔，将基体 1 的部份表面暴露出来。这里所述的绝缘膜是 NSG、PSG、BSG、BPSG 等的二氧化硅膜或氮化硅膜或者氧化氮化硅膜等。采用人们熟知的热氧化法、CVD 法、溅射法等可以形成这些膜。

接着，在开孔内形成单晶 Al 3（第一 Al 膜）。在这种情况下，利用上述 Al-CVD 法可以充份选择性地在开孔内形成 Al 单晶体。这时的基体表面温度在烷基铝氧化物的分解温度以上 $\sim 450^\circ\text{C}$ 以下，在 280°C 以上、 440°C 以下则更好，最好是在 270°C 以上、

350℃以下。

这样所形成的Al单晶体，不仅与Si基底的界面良好，而且表面性能优良。

在开孔内形成Al单晶体3后，在单晶Al3和绝缘膜2的上面形成非单晶Al4（第二Al膜）。此时可以使用除上述Al-CVD法之外的已知的沉积方法。另外，在使用Al-CVD法的情况下，也可以用等离子体向不具有供给电子性能的绝缘膜2表面提供离子或电子，或者采用离子损伤或离子注入等表面改性工艺使其实质性地具有电子供给性能。如果象这样引入表面改性工序，那么在绝缘膜2上也可以形成非单晶Al（图1（a））。

然后，进行下文所述的热处理，可以使非单晶Al单晶化。热处理可以在这时进行，也可以在以后形成了绝缘膜5之后进行。

另外，热处理也可以在将需要单晶化的非单晶Al按所要求的配线形状形成图案后进行，或者也可以在单晶化之后再形成图案。

如图1（b）所示，在将Al4图案化后，形成了绝缘膜5。这层绝缘膜5可以与绝缘膜2同样地采用CVD法或溅射法等来形成。

按以上所述，可以形成单晶Al配线。

如果要形成多层配线，重复进行该工艺过程即可得到图1（c）所示的二层Al单晶配线结构。进一步地重复该工艺过程，还可得到三层、四层等多层配线结构。

在图1（c）中，5是层间绝缘膜，6是选择性沉积的单晶Al，7是单晶化的Al，8是保护绝缘膜。

以上所述的是，以Al为主要成份的金属是纯Al的情况。除此之外还可以使含微量Si（例如1%左右）的Al（即Al-Si）

单晶化。在这种情况下应用上述A₁-CVD法时，如果与烷基铝氢化物气体和氢气一起导入SiH₄、Si₂H₆等含Si化合物的气体，进行成膜，就可以形成A₁-Si单晶体晶种。

图2中示出单晶A₁晶种的配置实例。图2(a)是在半导体基体例如Si的表面上形成的绝缘体11上呈格子状图案设置边长为L₁的开口部，选择性地在开口部内沉积单晶A₁的实例。图中示出覆盖住绝缘体11和开口部12内单晶A₁而形成的非单晶A₁，以单晶A₁为晶种，通过加热使非单晶A₁转变成单晶体。图2(b)所示为形成开孔图案的实例，开孔部的边长是L₂，间距为L₃。图2(c)所示为宽度L₄的绝缘体11和宽度L₄的开口部12形成条纹和空隙相间的图案的实例。无论是哪一种情况，都是选择性地在开口部内沉积单晶A₁，图中示出的非单晶A₁是覆盖在单晶A₁和绝缘体上面形成的。以单晶A₁为晶种，通过加热使非单晶A₁膜单晶化。

下面叙述使A₁或A₁-Si单晶化的热处理方法。

基本的工序如下所述。制作具有如图1(a)、(b)那样的断面的试样，进行加热。在加热之前和之后，进行X射线衍射、传统的RHEED观察、扫描型u-RHEED显微镜观察。

通过加热使在沉积状态为多晶体的第二A₁膜单晶化，可以认为，这是由于A₁原子变得易于流动、原子重新排列所致。以往，人们已经知道，在绝缘体薄膜上的具有Si、GaAs等共价键的半导体通过热处理而单晶化。人们还知道，在绝缘体薄膜上的A₁或A₁-Si薄膜经过在约400℃热处理而形成由晶粒直径为几个μm的晶粒组成的多晶体，但是本发明揭示了，在A₁或A₁-Si的下层如

果存在单晶Al区域，那么在遍及 $10\mu\text{m}$ 以上大小的范围内，绝缘体上的Al或Al-Si也可以单晶化。

作为试样的加热方法，除了常规的利用电炉在 H_2 、 N_2 、Ar或这些气体的混合气氛中加热处理以及在真空中加热之外，还可采用瞬时加热炉（以下简称RTA）加热、激光加热、用碳加热器等线状加热器加热、高频加热、灯加热、电子束加热等方法。

一般地，在大规模集成电路中，Si上面所形成的纯Al或Al-Si薄膜由于加热而与Si反应，例如浸蚀Si基体，或者在Al或Al-Si的下层形成的Si产生P-n结的泄漏。因此，希望加热处理仅在低的温度下进行。但是，为了通过加热使Al或Al-Si单晶化，Al的原子必须达到由于热能而流动的程度。作为加热方法，希望仅只加热Al或Al-Si而不加热Al或Al-Si下层的Si基体。

真空中加热可以在图3的扫描型 μ -RHEED显微镜内利用设在基体背面的加热器来进行。

在真空中热处理时，为了抑制Al表面氧化，希望在高真空下进行，最好是大约 1×10^{-6} 托以下的高真空。图3中，20是电子枪，21是电子束，22是衍射电子线，23是荧光板，24、24'和24''是光导纤维，25、25'和25''是光电倍增管，26、26'和26''是转变成电信号的衍射斑点强度信号，27是扫描信号，28是CRT，29是二次电子信号，30是二次电子检测器，31是试样，34是真空室，35是排气装置。

将图1(a)所示的试样装入真空室，用加热器32从试样31的背面加热。用热电偶33从试样31的背面测定试样的温度。加热

方法除加热器加热外还可以采用灯加热、激光加热。用排气装置 3 5 将真空室 3 4 抽真空。试样加热前真空室 3 4 的真空度约为 5×10^{-4} 托，加热过程中的真空度约为 5×10^{-9} — 5×10^{-8} 托。虽然希望真空度高一些，但即使比上述真空度差，通过热处理也能单晶化。

用热电偶 3 2 测定的温度约在 550°C 以上时，A 1 单晶化。

下面说明适用于本发明的瞬时加热炉（以下简称 R T A）。

使用 R T A 可以在短时间内只加热薄片表面，从而将 A 1 或 A 1 — S 1 与 S 1 基板的反应减小。

图 4 中示出了 R T A 装置的结构实例。

其中 2 0 0 是基体，2 0 1 是基体支承台。基体支承台由石英制成，在图 4 中所示的棘爪 2 0 5 上载有基体 2 0 0。2 0 2 是石英管，其断面是矩形或圆形为好。此外还可以在不锈钢的金属上安装石英制成的窗。2 0 3 是灯，将其制成线状。由灯 2 0 3 发出的光经反射板 2 0 4 反射，照射到基体 2 0 0 上。基体 2 0 0 的 A 1 沉积面朝向灯的一侧。灯可以使用碘钨灯、钨丝灯、Xe 灯、Xe — Hg 灯。在 R T A 装置中使用加热速度快的碘钨灯。

加热时石英反应管内的压力可以处于减压下也可以在大气压下。作为气体气氛可以使用 H_2 、Ar、 N_2 或它们的混合气体。

由于可能得到含水份、氧等杂质最少的高纯度氢气，因此最好使用 H_2 气氛。

在上述结构的 R T A 装置中，如果在约 550°C 以上温度下加热，A 1 就会单晶化。由室温升温至热处理温度大致需要 5 — 30 秒。热处理时间大约为 10 秒到 1 分钟。在上述升温时间和热处理时间范围内，单晶化的范围没有差别。

为了实现单晶化，加热温度必须在大约550℃以上。另外，基体温度是使用应用PbS的辐射温度计由基体表面测定的。

下面说明可用于本发明的激光加热。

利用激光加热也可以只加热基体表面，另外，还具有单晶化范围比RTA装置宽的特点。

作为激光器，可以使用输出功率为几W至20W左右的氩离子激光器（以下简称Ar激光器），氦离子激光器（以下简称Kr激光器），He-Ne激光器，CO₂激光器，YAG激光器，ArF或KrF、或者XeF或XeCl等受激准分子激光器。振荡频率可以是连续振荡，也可以是约10—100Hz的脉冲振荡。

用激光加热的特点是，可以在试样上激光扫描，扩大单晶化的区域。下面就利用激光扫描扩大单晶化区域加以说明。

使用的试样为，在图5(a)或(b)、图6(a)或(b)、或者图7(a)或(b)所示的半导体基体61上形成第一Al膜62，其宽度为L₁₀，再在基体全表面上形成第二Al膜63。如图5(b)或图6(b)所示，也可以在第二部分铝63上全面形成绝缘膜65。或者也可以按图7(a)、(b)那样，形成与第一Al膜62的线条大体垂直的呈线条状的绝缘膜66。

按图5(a)、(b)或图7(a)中的线68所示的那样，在上述试样上反复扫描激光束67，或者按图6(a)、(b)或图7(b)中箭头69所示沿一个方向扫描。图5(a)、(b)或图7(a)的激光束将连续振荡的Ar激光或脉冲振荡的XeCl激光元激光聚焦成为大约20—100μm。

在图6(a)、(b)或图7(b)所示的情况下，例如，借助

使用圆柱形透镜的光学系统 70，使聚焦成圆形的激光束成为平行光束 71。

如图 5 (a) 或 (b)、图 6 (a) 或 (b)、或者图 7 (a) 或 (b) 所示，激光束或平行激光束的扫描方向与第一铝膜的线条大致成直角。

在 Si 基板上形成约 7000 \AA 的热氧化 SiO_2 ，在第一铝膜 62 线条宽约等于 $10 \mu\text{m}$ ，第二铝膜 63 的厚度约 5000 \AA 的如图 6 (a) 所示的试样上，使 Ar 激光成为平行光束 71，沿一个方向 (69) 以约 1 厘米/秒的速度扫描试样。试样背面不加热。

Ar 激光器的输出功率约为 $20 - 50 \text{ W}$ ，在试样背面上的激光能量密度约为 $50 - 200 \text{ KW/cm}^2$ 。激光加热的气氛是 H_2 气氛，压力为 1 个大气压。

借助于使用 PbS 检测器的辐射温度计测定激光照射部位的温度，从而确定基体温度。基体温度大致在 $500 \text{ }^\circ\text{C}$ 以上时，第一绝缘膜上的 Al 即可单晶化。

下面说明借助可以适用于本发明的线状加热器来加热的方法。

图 8 是用以说明采用线状加热器的加热方法的图。将加热基体 82 置于加热基体支承台 81 上。加热支承台 81 由碳制成。在加热基体 82 上方设置线状加热器 83。该线状加热器 83 也是由碳制成，由电源 84 接通电流。加热支承台 81 也是利用安装在加热支承台背面的加热器 (图中未示出) 来加热。另外，线状加热器 83 沿箭头 85 的方向移动。

加热气氛的压力不限，从大气压到真空均可。为了防止 Al 表面的氧化，最好采用 H_2 、 N_2 、Ar 或它们的混合气氛。虽然在真空

下也能单晶化，但在大气压下装置的结构可以简化。

在线状加热器正下方的部份，第二铝膜单晶化。利用这样的线状加热器加热，位于线状加热器正下方的基体温度大致在 550°C 以上时，第二铝膜单晶化。基体温度借助于使用PbS的辐射温度计来测定。

采用线状加热器的加热方式的特点是，与使用激光一样，可以扫描加热区域，扩大单晶化范围。

下面说明可用于本发明的利用灯加热的方法。

图9是用以说明使用灯加热方法的图。在加热基体支承台91上放置有加热基体92。加热支承台91由碳制成。灯93可以是水银灯、Hg-Xe灯、Xe灯、Xe闪光灯等等。最好是将灯制成线状结构。由灯93发出的光借助于反射镜94在基体表面上聚焦成为线状。利用设在加热支承台背面的加热器（图中未示出）将加热支承台91加热。另外通过移动灯使加热区95沿箭头96的方向在加热基体上移动。加热气氛的压力不限，从大气压至真空均可。为了防止A1表面氧化，最好使用 H_2 、 N_2 、Ar或它们的混合气氛。在真空下也可以单晶化，不过在大气压下装置的结构可以简化。

第二A1膜的单晶化发生在呈线状加热的区域内，在加热区域95中，基体温度为约 550°C 以上时，第二A1膜单晶化。基体温度借助于使用PbS的辐射温度计测定。

下面说明可用于本发明的高频加热方法。

图10是用以说明使用高频加热的加热方法的图。在加热基体支承台上放置有加热基体103。101是由碳制成的支承台。102是留出一定间隔设置的石英制的板。如图10所示，利用环绕设置的

高频线圈(图中未示出)加热载有基体的加热支承台。由于石英板 102 不能用高频加热,因而基体的一部份 104 被加热到最高温。

使薄片沿箭头 105 所示方向移动,则被加热至高温的区域 104 也在晶片上移动。加热气氛的压力不限,从大气压至真空均可。为了防止 Al 表面氧化,最好用 H_2 、 N_2 、Ar 或它们的混合气体气氛。在真空下也能单晶化,不过在大气压下装置的结构可以简化。在以下的实施例中,气氛压力都是大气压。

第二铝膜的单晶化发生在呈线状的被加热区域 104 内,加热区 104 的基体温度约为 $550^\circ C$ 以上时,第二铝膜单晶化。基体温度借助于使用 PbS 的辐射温度计测定。

下面说明可用于本发明的使用电子束的加热方法。

图 11 是说明使用电子束的加热方法图。来自灯丝 112 的电子束 113 借助聚焦线圈 115、扫描线圈、偏向板 115' 在加热基体 111 上聚焦成线状。基体上的 114 部分被线状加热至高温。由于基体沿箭头 116 所示方向移动,被加热至高温的区域 114 也在基体上移动。

为了防止铝表面氧化,希望加热气氛压力是高真空。在约 10^{-6} 托以下的真空度下进行铝单晶化。基体的移动速度是约 $0.5-10$ cm/分。加热区的基体表面温度约 $450^\circ C$ 以上时(以使用 PbS 的辐射温度计测定)铝可以单晶化。

关于利用图 3 所示扫描型 μ -RHEED 显微镜的单晶区域的观察手段的说明。

扫描型 μ -RHEED 显微镜是在 Extended Abstracts Of the 21th Conference on Solid State

Devices and Materials (1989) P. 217和
Japanese Journal of Applied Physics vol.
28. No. 11 (1989) L2075中公开的手段。过去的
RHEED (反射高能电子衍射、反射高速电子衍射) 法是将电子束
以 $2-3^{\circ}$ 的小角度射入试料表面，由衍射电子束产生的衍射图案评
价试料表面的结晶性。但是，由于电子束直径竟达 $100\mu\text{m}$ 至数百
 μm ，只能得到试料表面的平均信息。在图3所示的扫描型 μ -
RHEED显微镜中，来自电子枪20的电子束直径缩小至 0.1
 μm ，在荧光屏23上能够观察到来自试料表面特定微小区域的电子
衍射图形。并且将电子束21在试料表面进行二维扫描，衍射电子射
线22被引至荧光屏23，用衍射图形上的任意衍射斑点强度变化作
为图象信号26，26'和26''，在CRT28上能够得到按照衍
射斑点强度变化的试料表面的二维图象 (扫描 μ -RHEED图象)。
此时，象图12那样，若用衍射图形上的不同衍射斑点A和C观察扫
描 μ -RHEED图象，则试料表面上的平行晶格面，例如，虽然都
是(100)面，由于区别出在面内旋转的晶界面能够图像化。因此，
衍射斑点A是产生衍射图形的面与入射电子束建立的平面的垂直交线
(线1) 上的衍射斑点，衍射斑点C是不在线1上的衍射斑点。如图
13，试样表面上的平行晶格面，例如是(100)面，晶粒X和Y
在面内相互旋转的情况下，在用衍射斑点A的扫描 μ -RHEED图
像中晶粒X和Y一同被表示为强度高的区域。而在用衍射斑点C的扫
描 μ -RHEED图像中，只有晶粒X作为强度高的区域被表示出来。
因而，如观察使用象图12所示那样的衍射斑点A和C的扫描 μ -
RHEED图像，则能够识别出所观察区域的晶体是含面内旋转的多

晶体还是单晶体。

下面说明利用热处理使 SiO_2 上的铝单晶化的例子。

关于试样的说明。

单晶体晶种图形是象上述图2那样的图形。即在象图2(a)那样的方格图的情况下， L_1 的尺寸是 $0.5\mu\text{m}$ 至 $20\mu\text{m}$ ，在象图2(b)那样的开孔图形的情况下， L_2 是 $20\mu\text{m}$ 以下，在象图2(c)那样的线条和间隔图形的情况下， L_3 是 $20\mu\text{m}$ 以下。然后在这样的单晶体晶种图形上形成非单晶铝，以所得样品作为试样。

当用X射线衍射法评价这种试样时只观测到铝(111)面的峰值。用电子束直径为 $100\mu\text{m}$ 至 1mm 的以往的RHEED装置观察电子衍射图形时，观察到图14(a)所示的环状图形。从而知道全面沉积的铝是(111)取向的多晶体。

可是，在上述X射线衍射及以往的RHEED观察中，虽然确认是多晶体，但不知道晶粒的尺寸。在扫描型 μ -RHEED显微镜中使用缩小至 $0.1\mu\text{m}$ 的电子束观察电子衍射图形的场合，虽然强度弱，但观察到象图14(b)所示那样的点状图形。图15(a)是利用点状衍射图形上的衍射斑点强度观察扫描 μ -RHEED图像的结果。斜线部分是衍射斑点强度高的区域，空白部分是衍射斑点强度低的区域。

由斜线部分区域大小知道，晶粒大小是约数 μm 至 $10\mu\text{m}$ 级。

将同一试样在扫描型 μ -RHEED显微镜中于 550°C 加热15分钟后，观测电子衍射图形和扫描 μ -RHEED图像。在电子衍射图形上观察到比加热前强度还要强的象图14(b)那样的斑点图形。图14(b)的衍射图形，根据衍射斑点出现的位置可以知道，这是

从铝的(111)面的(101)方向使电子束入射时形成的衍射图形。图15(b)和(c)是利用图14(b)的衍射图形上的衍射斑点A(111衍射斑点)及衍射斑点C(202衍射斑点)的强度观察扫描 μ -RHEED图像的结果。不管在试样表面哪个位置上衍射斑点A和C都是强的,因而确认观察区域已完全单晶化。也就是说,即使是SiO₂上的铝薄膜,当铝下层中存在单晶铝时,利用热处理可以使之单晶化。用X射线衍射装置评价热处理后的试样时只观测到Al(111)面的峰值,再用以往的RHEED装置观察电子衍射图形时如图14(b)所示,观察到表示单晶体的斑点图形。

接着使用其他试样观测单晶化。这种试样是象图16(a)所示那样,利用热氧化法在Si基体上形成1 μ m厚的氧化硅膜,在这个氧化硅膜上,利用干蚀刻开出使硅表面露出的开口(硅开口部分)。

在图16(a)的区域(I)中形成如图2(a)、(b)和(c)所示那样的方格图形,开孔图形或者线条和间隔图形。区域(II)是不形成上述方格图形、开口图形或线条和间隔图形的区域,即完全是SiO₂的区域。如图16(a)所示那样,在SiO₂形成图形的基体上,借助使用DMAH和H₂的CVD法首先只在Si开口部分选择性地沉积第一部分铝,在表面改性之后,在整个基体面上沉积第二层铝。

沉积铝后,用X射线法评定时只观测到Al(111)面的峰值。再用电子束直径为100 μ m-1mm的以前的RHEED装置观察电子衍射图时,观测到如图14(a)所示那样的环状图形。因而确认全表面沉积的铝是(111)面取向的多晶体。然后在扫描型 μ -RHEED显微镜中用直径缩小至0.1 μ m的电子束观察电子衍射

图形，尽管强度弱，但观测到如图 14 (b) 所示那样的斑点图形。利用斑点状衍射图形上的衍射斑点强度观察扫描 μ -RHEED 图像，结果象图 15 (a) 那样，是由数 μm 至 $10\mu\text{m}$ 的晶粒组成的多晶体。

将这试样在扫描 μ -RHEED 显微镜内在 645°C 加热 15 分钟后，观察电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像。观察到电子衍射图形比加热前的强度更强的、象图 14 (b) 所示那样的斑点图形。在图 14 (b) 的衍射图形中，从衍射斑点出现的位置可知，它是从 $A_1(111)$ 面上的 (101) 方向入射电子束时生成的衍射图形。图 16 (b) 和 (c) 是利用图 14 (b) 的衍射图形上的衍射斑点 $A(111)$ 衍射斑点和衍射斑点 $C(202)$ 衍射斑点的强度观察扫描 μ -RHEED 图像的结果。在图 16 (b) 和 (c) 中，斜线部分是衍射斑点强度高的区域。图 16 (b) 和 (c) 中强度都高的区域是 (111) 单晶体。由图 16 (b) 和 (c) 可知，单晶化区域距形成 S_1 开口部分的区域 (I) 是大约 $10\mu\text{m}$ 。也就是说，通过热处理，即使是 A_1 下层部位上未露出 S_1 的部分，在距图形形成区域 (I) $10\mu\text{m}$ 以内的部分已单晶化。

区域 (I) 中形成的图形，不论是图 2 (a) 的方格图形、(b) 的开孔图形和 (c) 的线条及空间图形中的哪种情况，在距区域 (I) 约 $10\mu\text{m}$ 的范围之内都可单晶化。

S_1O_2 厚度在 $500\text{\AA} - 1\mu\text{m}$ 时，不论 S_1O_2 厚度是多少，由于热处理而单晶化的区域范围与图 16 (b) 和 (c) 是相同的。而且即使在 S_1O_2 上全面沉积的铝膜厚是 $500\text{\AA} - 1\mu\text{m}$ ，单晶化区域也与图 16 (b) 和 (c) 相同。

利用激光加热、线状加热器加热、高频加热和电子束加热等使加热区域在基体上移动的加热方法时的单晶化区域，按照以下那样测定。

在图 1 7 (a) 的区域 (III) 中形成与图 1 6 (a) 的区域 (I) 相同的方格图形、开口图形、线条和间隔图形，在图 1 7 (a) 的区域 (IV) 中形成第一绝缘膜。在象这样的基体上形成第 1 铝和第 2 铝。

处在沉积状态下的第 2 铝是晶粒直径数 μm 至 $10\mu\text{m}$ 的多晶体。

用图 5 所示的激光束沿图 1 7 (a) 的 X 方向扫描。并且在使用象图 6 那样的平形平行激光时，使加热区沿灯加热、射频 (RF) 加热和电子束加热时的 X 方向移动。

加热处理后用扫描 $\mu\text{-RHEED}$ 显微镜观察的结果示于图 1 7 (b) 和 (c)。观察到由扫描型 $\mu\text{-RHEED}$ 显微镜而产生的电子衍射图形是比加热前的强度还要强的，象图 1 4 (b) 所示那样的斑点图。利用图 1 4 (b) 的衍射图上的衍射斑点 A (1 1 1 衍射斑点) 和衍射斑点 C (2 0 2 衍射斑点) 的强度观察扫描 $\mu\text{-RHEED}$ 图像时，观察到例如图 1 7 (b) 和 (c) 所示的扫描 $\mu\text{-RHEED}$ 图像。斜线部分表示衍射斑点强度高的区域。衍射斑点 A 和 C 两者都强的区域是 (1 1 1) 单晶体区域。

在图 1 7 (c) 中，如果测定 L_s 的距离，则可知道由于热处理而单晶化的区域大小。

再者，对图 1 7 (a) 来说，与图 1 7 (b) 和 (c) 相同部位上形成的绝缘膜的图形上，在上述试样的区域 (III) 中仅存在一条第 1 铝。并且加热区域的移动方向是图 1 7 (a) 的 X 方向。在图 1 7 (c) 中， L_s 是所示的约 $10\mu\text{m}$ ，但在进行激光退火、线状加热器加热、灯加热、射频加热和电子束加热的试样中 L_s 达到约 1cm 。

即，已证实，通过热处理，即使在铝下层部位上未露出Si的部分，在距图形形成区域约1 μm以内的部分单晶化。

对于已单晶化的SiO₂上的Al测定其耐电子迁移性。以往用溅射法产生的Al或Al—Si配线，在250℃、 1×10^6 A/cm²的通电试验下，配线截面积为1 μm²时得到 $1 \times 10^2 - 10^3$ 小时左右的平均配线寿命。与此相比，按照本发明的单晶体Al配线在上述试验中，截面积为1 μm²的配线得到 $10^4 - 10^5$ 小时的配线寿命。另外，即使是宽0.8 μm、厚0.3 μm的配线，在上述试验下也得到 $10^3 - 10^4$ 小时的平均配线寿命。

还有，将单晶化的Al加工成宽约1 μm，利用等离子体CVD法沉积氮化硅膜，在气氛温度为150℃下，施加1000小时应力，测定断线产生的比率。在1 mm长的配线中，以往的溅射法产生的Al，1000根线的断线率是10—20%，与此相比，按照本发明的Al，1000根线中没有产生断线。

也就是说，借助单晶Al配线能够明显提高耐EM和SM性。

本发明的其他更合适的实施状态的例子是以在绝缘膜上形成的开口部分内形成的单晶Al作为晶种，将除此以外的部分的非单晶Al加热而单晶化。尤其在开孔内选择地沉积铝而形成单晶铝后，也在绝缘膜上非选择地沉积铝。而且最好是在注入离子后，施加热处理而使绝缘膜上的铝单晶化。如利用象这种手段能够在开孔上的铝处不形成凹部，得到平坦的铝膜。

非单晶铝膜在非晶体化或微晶化后，利用加热，以单晶铝作为晶种而单晶化。

在本发明中，在象上述那样所形成的非单晶铝膜中使用公知的离子

注入法注入 H^+ (质子)、 Ar^+ 、 Si^+ 和 Al^+ 等离子。作为离子种类，虽然注入上述以外的离子也是可以的，但为了不损害超大规模集成电路用 Al 或 $Al-Si$ 配线的可靠性，希望能使用上述四种离子，而且在上述四种离子中最好能用 Al^+ 或 H^+ 。

作为离子注入条件，可以约 50KV 以上的加速电压、 $1 \times 10^{15}\text{cm}^{-2}$ 以上的剂量打进上述 H^+ 、 Al^+ 、 Ar^+ 和 Si^+ 离子。其结果是，即使第 2 铝的膜厚是约 5000\AA 也能够使第二铝非晶态化或微晶化。

通过注入离子，在沉积状态是多晶体的铝非晶质化。由于非晶态的铝原子比多晶体的铝原子借助热能容易流动，因此，与多晶体那样的热处理相比，在较低的温度下即可单晶化。过去，在绝缘体薄膜上的具有 Si 和 $GaAs$ 等共价键的半导体利用热处理而单晶化是公知的。例如，在称做个相外延法（以下简称 SPB ）的手段中，在单晶硅片上沉积硅，进行离子注入而使沉积的硅非晶态化，然后在电炉等中进行热处理，使非晶态化的硅单晶化。本发明发现，即使是金属薄膜，在进行离子注入而非晶质化或者微晶化的绝缘膜上的铝在较低温度下即可单晶化，过去，绝缘体薄膜上的 Al 或者 $Al-Si$ 薄膜，借助约 450°C 的热处理长成晶粒大小数微米程度的多晶体。但是，由于在图 1 (a) 那样的结构中，没有确定沉积铝的手法，选择地沉积的铝（图 1 (a) 的第 1 铝）不是单晶铝，所以不可能利用热处理而单晶化。按照本发明，开始时即使是绝缘体薄膜上的铝薄膜（图 1 (a) 的第 2 铝），如果在下层部分中存在选择成长单晶铝（图 1 (a) 的第 1 铝），则在离子注入后，利用热处理可以单晶化。

半导体基体最好是硅基片，不过 Si 以外的 $GaAs$ 、 InP 、 Ge

等半导体基片也是可以的。形成Al或Al-Si的试样的断面结构如图1(a)所示。

在以下所述的实施例中，在第一铝上第二铝薄一些或者厚一些，在单晶化时没有什么不同。再有，如图1(b)所示，即使在第2铝膜上形成绝缘膜5也没有什么不同。绝缘膜可以使用由常压CVD法产生的SiO₂、磷掺杂氧化膜(PSG)、硼掺杂氧化膜(BSG)、磷和硼掺杂氧化膜(BPSG)、由减压法产生的氮化硅膜(SiN)、由ECR法产生的氮化硅膜。

为单晶化而进行的热处理方法如前所述。

下面说明包括非晶质乃至微晶化工序的铝单晶化的例子。

关于试料的说明。

单晶体晶种图形是象上述第2图那样的图形。即在象图2(a)那样的方格图形的情况下，L₁的大小是0.5 μm至20 μm，在象图2(b)那样的开孔图形的情况下，L₂是20 μm以下，在象图2(c)那样的线条和间隔图形的情况下，L₃是20 μm以下。在象这样的单晶晶种图形上形成非单晶铝，所得样品作为试样。

当用X射线衍射法评价这种试料时只观测Al(111)面的峰值。再用电子束直径100 μm至1mm的以往的RHEED装置观察电子衍射图形时，观察到如图14(a)所示的环状图形。由此可知，全面沉积的铝是(111)面取向的多晶体。

但是，按上述X射线衍射和以往的RHEED观察，虽然确认是多晶体，但不知道晶粒大小。当在扫描型μ-RHEED显微镜中用直径缩小至0.1 μm的电子束观察电子衍射图形时，虽然强度弱但观察到象图14(b)所示那样的衍射斑点。图15(a)是使用斑

点状衍射图形上的衍射斑点强度观察扫描 μ -RHEED 图像的结果。斜线部分是衍射斑点强度高的区域，空白部分是衍射斑点强度低的区域。

由斜线部分区域的大小知道晶粒大小是约数 $\mu\text{m} - 10\mu\text{m}$ 。

在这试样上在 50KV 加速电压下以 $1 \times 10^{16} / \text{cm}^2$ 的剂量将例如 Al⁺ 离子注入其中。

一注入上述离子，第 2 铝就非晶质化或者微晶化。象以下那样已确认非晶质化和微晶化。首先，进行 X 射线衍射测定。在沉积状态下可以观察 Al (111) 衍射峰值，但测定注入离子的试样的 X 射线衍射图形时未观测到关于铝的衍射峰值。另外，如果利用以往的 RHEED 装置测定电子衍射图形，在测定环状图形时，观测到的既不是环状图形又不是斑点图形，而是所谓晕圈电子衍射图形。即通过注入离子，Al 或 Al-Si 膜既不是单晶体，又不是多晶体，而成为非晶质或微晶状态。

在扫描型 μ -RHEED 显微镜中将同一试样在 250°C 加热 15 分钟后，观测电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像。在电子衍射图形中观察到比加热前强度强的象图 14 (b) 那样的斑点图形。从图 14 (b) 的衍射图形中的衍射斑点出现的位置可知，这是电子束从 Al 的 (111) 面上的 (101) 方向入射时产生的衍射图形。利用图 14 (b) 的衍射图形上的衍射斑点 A (111 衍射斑点) 和衍射斑点 C (202 衍射斑点) 的强度观察扫描 μ -RHEED 图像的结果是图 15 (b) 和 (c)。在试样表面的任何位置上，衍射斑点 A 和 C 都同时强，观察区已完全成为单晶体。也就是说，即使是 SiO₂ 上的铝薄膜，只要铝下层上存在单晶铝，则利用热处理就可

单晶化。当用X射线衍射装置评价热处理后的试料时，只观测Al的(111)面的峰值，再用以往的RHEED装置观察电子衍射图形时，观察到象图14(b)所示那样的单晶斑点图形。

接着使用其他试样观测单晶化。这种试样是象图16(a)所示那样，在Si基体上利用热氧化法形成1 μ m厚的氧化硅膜，在该氧化硅膜上利用干蚀刻开出显露出Si表面的开口(硅开口部分)。

在图16(a)的区域(I)中形成象图2(a)、(b)和(c)所示那样的方格图形、开孔图形或线条和间隔图形。区域(II)是不形成上述的方格图形、开孔图形或线条和间隔图形的区域，即全部SiO₂区域。象图16(a)所示那样，在形成SiO₂图案的基体上用使用DMAH和氢的CVD法首先，只在Si开口部分选择地沉积第1铝，在表面改性工序之后，在整个基体上沉积第2铝。

沉积铝之后，当用X射线衍射法评价时只观测Al的(111)面的峰值。另外，当用电子束直径为100 μ m—1mm的以往的RHEED装置观察电子衍射图形时，观测到象图14(a)所示那样的环状图形。因而认为全面沉积的铝是(111)面取向的多晶体。接着，当在扫描型 μ -RHEED显微镜中用缩小至0.1 μ m的电子束观察电子衍射图形时，尽管强度弱，但观察到象图14(b)所示那样的斑点图形。利用斑点状衍射图形上的衍射斑点强度观察扫描 μ -RHEED图像，象图15(a)那样，是由数 μ m—10 μ m的晶粒组成的多晶体。这种多晶铝通过离子注入而非晶质化。

将这试样在扫描 μ -RHEED显微镜中于260 $^{\circ}$ C加热15分钟后，观察电子衍射图形和扫描 μ -RHEED图像。电子衍射图形比加热前强度高，观察到象图14(b)所示那样的斑点图形。在图

14 (b) 的衍射图形中, 由衍射斑点出现的位置可知, 这是从 Al 的 (1 1 1) 面上的 (1 0 1) 方向入射电子束时生成的衍射图形。利用图 14 (b) 的衍射图形上的衍射斑点 A (1 1 1 衍射斑点) 和衍射斑点 C (2 0 2 衍射斑点) 的强度观察扫描 μ -RHEED 图像, 其结果是图 16 (b) 和 (c)。在图 16 (b) 和 (c) 中斜线部分是衍射斑点强度高的区域。图 16 (b) 和 (c) 中强度都高的区域是 (1 1 1) 单晶体。由图 16 (b) 和 (c) 得知, 单晶化区域距 Si 开口部分形成区域 (I) 是约 $10\ \mu\text{m}$ 。也就是说, 业已证实, 通过热处理, 即使是在铝下层部位上未显露出 Si 的部分, 距离图形形成区域 (I) 约 $10\ \mu\text{m}$ 距离内的部分已单晶化。

在区域 (I) 中形成的图形, 不论是图 2 (a) 的方格图形、(b) 的开孔图形和 (c) 的线条和间隔图形中的哪一种, 在距区域 (I) 约 $10\ \mu\text{m}$ 的范围内都已单晶化。

SiO₂ 厚度是 $500\ \text{\AA}$ — $1\ \mu\text{m}$ 时, 不论 SiO₂ 的厚度是多少, 因热处理而单晶化的范围与图 16 (b) 和 (c) 相同。另外, 即使 SiO₂ 上全面沉积的铝膜厚是 $500\ \text{\AA}$ — $1\ \mu\text{m}$, 单晶化的区域范围也与图 16 (b) 和 (c) 相同。

对于 SiO₂ 上的单晶化的铝, 测定其耐电子迁移性。在以往利用溅射法产生的 Al 或 Al—Si 配线中, 在 $250\ ^\circ\text{C}$ 、 $1\times 10^6\ \text{A}/\text{cm}^2$ 的通电试验下, 配线截面积是 $1\ \mu\text{m}^2$ 时, 平均配线寿命是 1×10^2 — 10^3 小时。相比之下, 按照本发明的单晶 Al 配线, 在上述试验中, 截面积为 $1\ \mu\text{m}^2$ 的配线的寿命是 10^4 — 10^5 小时。另外, 即使在宽 $0.8\ \mu\text{m}$ 、厚 $0.3\ \mu\text{m}$ 的配线中, 在上述试验下也得到 10^3 — 10^4 小时的平均配线寿命。

还有，将单晶化的铝加工成约 $1\ \mu\text{m}$ 宽，利用等离子 CVD 法沉积氮化硅膜，在气氛温度 $150\ ^\circ\text{C}$ 下持续 1000 小时施加应力，然后测定断线产生的比率。在长 $1\ \text{mm}$ 的配线中，以往的用溅射法产生的铝中 1000 根线的断线率是 $10\text{--}20\%$ ，与此相比，在按照本发明的单晶铝中，在 1000 根线中未产生断线。

即，非晶质化或微晶化后，利用单晶化的铝配线能够显著提高 EM、SM 耐性。

实施例 1

首先，测定的试样的制作方法如下所述。试料的截面形状示于图 1 (a)。

利用氢燃烧方式 ($\text{H}_2 : 4\ \text{l}/\text{min}$ 、 $\text{O}_2 : 2\ \text{l}/\text{min}$) 在 $1000\ ^\circ\text{C}$ 温度下在硅片上进行热氧化。使用硅片的 (100) 和 (111) 面取向。在这种硅片上全部涂布光刻胶，利用曝光机印出所希望的图形。在将光刻胶显影之后，用反应性离子腐蚀以光刻胶作掩膜腐蚀 SiO_2 基底，使硅表面部分地露出。

接着，在上述硅片上利用减压 CVD 法沉积铝膜。原料气体是使用二甲基铝氢化物和氢。沉积温度约 $270\ ^\circ\text{C}$ ，沉积时的反应管内压力是约 1.5 千。首先只在 Si 表面露出来的表面部位选择地沉积铝 (第一铝)，在铝膜厚度与 SiO_2 膜厚度相同时进行表面改性，然后将铝 (第二铝) 沉积在整个硅片表面上。作为表面改性过程，使减压 CVD 装置内产生等离子体。

在测试的试样上形成的 SiO_2 图形形状，铝膜厚度如下所述。 SiO_2 膜厚度是 $1000\ \text{\AA}$ 、 $2500\ \text{\AA}$ 、 $5000\ \text{\AA}$ 、 $7500\ \text{\AA}$ 和 $10000\ \text{\AA}$ 5 种。在硅片上形成的图形是图 2 (a) 所示的方

格图形。方格的 L_1 尺寸是0.25、0.5、1、2、3、5、10和 $20\mu\text{m}$ 8种。在整个晶片表面上沉积的铝(图1的第二铝,编号4)的厚度是 1000\AA 、 2500\AA 、 5000\AA 、 7500\AA 和 10000\AA 5种。将经上述过程而制成的试样装入图3所示的扫描型 $\mu\text{-RHEED}$ 显微镜中,进行电子衍射图形观察和扫描 $\mu\text{-RHEED}$ 图像观察。接着,向加热器通电,加热试样,再次观察电子衍射图形和扫描 $\mu\text{-RHEED}$ 图像。在扫描型 $\mu\text{-RHEED}$ 显微镜中的加热条件是(1) 550°C 、6小时;(2) 600°C 、2小时;(3) 645°C 、15分钟;(4) 670°C 、5分;(5) 700°C 、5分,共5个水准。

沉积铝后,在装入扫描 $\mu\text{-RHEED}$ 显微镜前,用X射线法评价时,不取决于 SiO_2 膜厚、方格大小和第2铝的膜厚,任何试样都只观测到Al的(111)面的峰值。另外,当用电子束直径为 $100\mu\text{m}\text{-}1\text{mm}$ 的以往的RHEED装置观察电子衍射图形时,哪种试样都观察到象图14(a)所示那样的环状图形。因而确认,全面沉积的铝是(111)取向的多晶体。

将试样装入扫描型 $\mu\text{-RHEED}$ 显微镜中,用缩小至 $0.1\mu\text{m}$ 的电子束观察电子衍射图形时,虽然强度弱但观察到象图14(b)所示那样的斑点图形。利用斑点衍射图形上的衍射斑点强度观察扫描 $\mu\text{-RHEED}$ 图像时,象图15(a)那样,是由数 $\mu\text{m}\text{-}10\mu\text{m}$ 的晶粒组成的多晶体。

接着,在扫描 $\mu\text{-RHEED}$ 显微镜中在进行上述的5种水准的热处理后,观察电子衍射图形和扫描 $\mu\text{-RHEED}$ 图像。不取决于硅片的面方位、 SiO_2 膜厚、方格大小和第2铝膜厚,任一试样都

观察到电子衍射图形比加热前的强度强的象图 14 (b) 所示那样的斑点图形。根据衍射斑点出现的位置, 图 14 (b) 的衍射图形是从 Al 的 (1 1 1) 面上的 (1 0 1) 方向入射电子束时产生的衍射图形。利用图 14 (b) 的衍射图形上的衍射斑点 A (1 1 1 衍射斑点) 和衍射斑点 C (2 0 2 衍射斑点) 的强度观察扫描 μ -RHEED 图像, 其结果与图 15 (b) 和 (c) 相同。在图 15 (b) 和 (c) 中, 斜线部分是衍射斑点强度高的区域。在观察的已形成的方格图形上沉积的铝膜中, 衍射斑点 A 和 C 都强, 因而, 认为通过热处理已单晶化。在以往的 RHEED 装置中观察热处理后试样的电子衍射图形时, 在何种试料中都观察到象图 14 (b) 所示那样的斑点图形。

在 670 °C、5 分钟和 700 °C、5 分钟这两种条件的热处理中, 虽然 SiO₂ 上的铝膜已单晶化, 但热处理后铝膜的厚度出现不均匀。另外, 热处理后, 采用光电子分光法 (ESCA)、俄歇电子分光法测定深度方向分布时, 在 SiO₂ 和第 2 铝膜的界面上观察到解离出的 Al 和 Si、O。另外, 在 500 °C, 6 小时的热处理中, 没有发生单晶化。

实施例 2

按与实施例 1 相同的程序制作具有象图 1 (a) 所示那样截面的试样, 将其装入扫描型 μ -RHEED 显微镜中, 然后进行热处理。

与实施例 1 不同的是在硅片上形成的图形形状。硅片上的图形是图 2 (b) 所示的开孔图形。开孔的尺寸 L_2 是 0.25、0.5、1、2 和 5 μm 5 种, L_3 是 1、2、5、10 和 20 μm 5 种。以 L_2 和 L_3 组合能形成 25 种开口图形。SiO₂ 膜厚、基片全表面上沉积的铝 (图 1 的第二铝膜) 的厚度与实施例 1 相同。

经上述工序制作的试料按与实施例 1 相同的程序进行试样的热处理和观察。试料的热处理条件也与实施例 1 相同。

与实施例 1 相同，根据试样热处理前的 X 射线衍射、利用以往的 RHEED 装置的电子衍射观察、由扫描 μ -RHEED 显微镜产生的电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像的观察，全面沉积的铝（第 2 铝膜）在哪种试料中都是由数 μm — $10\mu\text{m}$ 的晶粒组成的（111）面取向的多晶体。

接着，在扫描 μ -RHEED 显微镜中进行以上所示的 5 种水准的热处理后，当观察电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像时，与实施例 1 相同，不取决于硅片的面方位、 SiO_2 膜厚、开孔尺寸和第 2 铝膜厚，任一试样的电子衍射图形都观察到比加热前的强度高的、象图 14 (b) 所示那样的斑点图形。利用图 14 (b) 的衍射图形上的衍射斑点 A (111 衍射斑点) 和衍射斑点 C (202 衍射斑点) 的强度来观察扫描 μ -RHEED 图像时，与实施例 1 相同，观察到与图 15 (b) 和 (c) 相同的扫描 μ -RHEED 图像。即，在形成的开孔图形上堆积的铝膜，其衍射斑点 A 和 C 都是强的，因而确认经过热处理已单晶化。

与实施例 1 相同，在 670°C 、5 分钟和 700°C 、5 分钟这样两种条件的热处理中， SiO_2 上的铝膜虽已单晶化，但热处理后铝膜的厚度出现不均匀。再有，热处理后，利用光电子分光法 (ESCA)、俄歇电子分光法 (AES) 测定深度方向分布时，在 SiO_2 和第 2 铝膜界面上观察到分解出的 Al 和 Si、O。另外，在 500°C 、6 小时的热处理中未发生单晶化。

实施例 3

与实施例 1 相同的程序制备具有象图 1 (a) 所示那样断面的试料, 然后装入扫描型 μ -RHEED 显微镜中, 并进行热处理。

与实施例 1 不同的是在 Si 片上形成的图形形状。Si 片上的图形是如图 2 (c) 所示的线条和间隔图形。线条和间隔的尺寸 L_4 是 0.25、0.5、1、2 和 5 μm 5 种, L_5 是 1、2、5、10 和 20 μm 5 种。以 L_4 和 L_5 组合能形成 25 种线条和间隔图形。SiO₂ 膜厚、基片上全面堆积的 Al (图 1 的第 2 Al 膜, 编号 4) 的厚度与实施例 1 相同。以与实施例 1 相同的程序对经上述工序制作的试料进行热处理和观察。试料的热处理条件也与实施例 1 相同。

与实施例 1 一样, 根据由试料热处理前的 X 射线衍射和由以前的 RHEED 装置而产生的电子衍射图形观察、由扫描 μ -RHEED 显微镜而产生的电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像观察可知, 全面堆积的 Al (第 2 Al 膜) 在哪一种试料中都是由数 μm - 10 μm 程度的晶粒组成的 (111) 取向的多晶体。

接着, 在扫描 μ -RHEED 显微镜中进行上面所述的 5 种水准的热处理后, 在观察电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像时, 与实施例 1 相同, 不取决于硅片的面方位、SiO₂ 膜厚、线条和间隔的尺寸及第 2 Al 膜厚度, 哪一种试料的电子衍射图形都观察到比热处理前强度强的、象图 14 (b) 所示那样的斑点图形。用图 14 (b) 的衍射图形上的衍射斑点 A (111 衍射斑点) 和衍射斑点 C (202 衍射斑点) 的强度观察扫描 μ -RHEED 图像时, 与实施例 2 相同, 观察到象图 15 (b) 和 (c) 那样的扫描 μ -RHEED 图像。也就是说, 在所形成的线条和间隔图形上堆积的铝膜中, 衍射

斑点A和C都强，因而证实利用热处理已单晶化。

与实施例1相同，在670℃、5分钟和700℃、5分钟这两种条件的热处理中，虽然SiO₂上的Al膜已单晶化，但热处理后的铝膜厚度不均匀。再有，热处理后，用光电子分光法(ESCA)、俄歇电子分光法(AES)测定深度方向分布时，观察到在SiO₂与第2Al膜的界面上分解出Al、Si和O。另外，在500℃，6小时的热处理中不发生单晶化。

实施例4

以与实施例1相同的程序制备具有象图1(a)所示那样断面的试料，然后将试料装入扫描型μ-RHEED显微镜中，并进行热处理。

与实施例1不同的是硅片上形成的图形形状。关于硅片上形成的图形说明。象图16(a)所示那样，在区域(I)中的SiO₂上形成开口部份，但在区域(II)中不形成Si开口部份，而全部形成SiO₂。在区域(I)中形成的图形是图2(a)、(b)和(c)所示的方格图形、开孔图形、线条和间隔图形。方格的尺寸L₁是0.25、0.5、1、2、3和5μm 6种。开孔图形的尺寸L₂是0.25、0.5、1、2和5μm 5种，L₃是1、2和5μm 3种。以L₂和L₃组合能形成15种开孔图形。线条和间隔的尺寸L₄是0.25、0.5、1和2μm 4种，L₅是1、2和5μm 3种。以L₄和L₅组合能形成12种线条和间隔图形。SiO₂膜厚，在Si片上全面堆积的铝(图1(a)的第2Al膜，编号4)的厚度与实施例1相同。以与实施例1相同的程序对经上述工序制作的试料进行热处理和观察。试料的热处理条件也与实施例1相同。

与实施例 1 相同，根据由试料热处理前的 X 射线衍射和由以前的 R H E E D 装置而产生的电子衍射图形观察、由扫描 μ -R H E E D 显微镜而产生的电子衍射图形和扫描 μ -R H E E D 图像观察可知，全面堆积的铝（第 2 A 1 膜）在哪一种试料中都是由数 μm — $10\ \mu\text{m}$ 程度的晶粒组成的（1 1 1）取向的多晶体。

接着，在扫描型 μ -R H E E D 显微镜中进行上面所示的 5 种水准的热处理，然后观察电子衍射图形时，与实施例 1 相同，不取决于硅片的面方位、 SiO_2 膜厚、区域（1）中形成的图形形状和尺寸及第 2 A 1 膜厚度，哪一种试料的电子衍射图形都观察到比加热前强度强的、象图 1 4（b）所示那样的斑点图形。用图 1 4（b）的衍射图形上的衍射斑点 A（1 1 1 衍射斑点）和衍射斑点 C（2 0 2 衍射斑点）强度观察扫描 μ -R H E E D 图像时，观察到与图 1 6（b）和（c）相同的扫描 μ -R H E E D 图像。斜线部份表示衍射斑点强度强的区域。衍射斑点 A 和 C 两者都强的区域是（1 1 1）单晶区域。与图 1 6（b）和（c）相同，已单晶化区域是从 Si 开口部份形成区域（I）起约 $10\ \mu\text{m}$ （图 1 6（c）中以 L_0 表示的区域）。也就是说，证实利用热处理，即使是在铝下层部位上未露出 Si 部份，从图形形成区域（I）起至约 $10\ \mu\text{m}$ 距离的部份已单晶化。

与实施例 1 相同，在 $670\ ^\circ\text{C}$ 、5 分钟和 $700\ ^\circ\text{C}$ 、5 分钟这两种条件的热处理中，虽然 SiO_2 上的 A 1 膜已单晶化，但热处理后的 A 1 膜厚度不均匀。再有，热处理后，用光电子分光法（E S C A）、俄歇电子分光法（A E S）测定深度方向分布时，观察到在 SiO_2 与第 2 A 1 膜的界面上分解出 A 1、 Si 和 O。另外，在 $500\ ^\circ\text{C}$ 、6 小时的热处理中不发生单晶化。

实施例 5

在实施例 1、2、3 和 4 中，用热氧化法形成的 SiO_2 作为绝缘膜。在本实施例中，作为绝缘膜是使用以常压 CVD 法成膜的 SiO_2 （以下简称 CVD SiO_2 ）、以常压 CVD 法成膜的硼掺杂氧化膜（以下简称 BSG）、以常压 CVD 法成膜的磷掺杂氧化膜（以下简称 PSG）、以常压 CVD 法成膜的硼磷掺杂氧化膜（以下简称 BPSG）、以等离子体 CVD 法成膜的氮化膜（以下简称 P-SiN）、热氮化膜（以下简称 T-SiN）、以减压 CVD 法成膜的热氮化膜（以下简称 LP-SiN）、以 ECR 装置成膜的氮化膜（以下简称 ECR-SiN），制备与实施例 1、2、3 和 4 相同的试料，观察由 X 射线衍射、以前的 RHEED 装置而产生的电子衍射图形，然后试料装入扫描型 μ -RHEED 显微镜中进行热处理后，观察电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像。绝缘膜的厚度是约 5000 Å。另外，热氮化膜（T-SiN）厚度约为 100 Å。第 2A1 膜厚度约为 7500 Å。所形成的图形形状与实施例 1、2、3 和 4 相同。

所得到的结果与实施例 1、2、3 和 4 相同。

实施例 6

在实施例 1、2、3、4 和 5 中，第 1A1 膜和第 2A1 膜都是由减压 CVD 法形成的 CVD A1 膜。在本实施例中，使用以溅射法形成的第 2A1 膜。除第 2A1 膜的条件外，与实施例 1、2、3、4 和 5 相同热处理 A1 膜。

所得结果与实施例 1、2、3、4 和 5 相同。

实施例 7

在实施例 1、2、3、4、5 和 6 中，第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜都是纯铝。在本实施例中，用 A 1—S i 代替纯铝。膜中 S i 含量是 0.2%、0.5% 和 1.0%。

所得结果与实施例 1、2、3、4、5 和 6 相同。

实施例 A 2

制备与实施例 1 相同的试料。

与实施例 1 相同，根据由试料热处理前的 X 射线衍射和由以前的 R H E E D 装置而产生的电子衍射图形观察、由扫描 μ -R H E E D 显微镜而产生的电子衍射图形和扫描 μ -R H E E D 图像观察可知，全面堆积的 A 1 (第 2 A 1 膜) 在哪一种试料中都是由数 μm —10 μm 程度晶粒组成的 (111) 取向的多晶体。

将上述试料装入图 4 所示的 R T A 装置中进行热处理。用使用 P b S 的辐射温度计测定基体温度，是 450 °C、500 °C、550 °C、600 °C、650 °C 5 种水准。至热处理温度的升温时间是 10 秒，热处理时间是 10 秒、20 秒、40 秒和 60 秒。

接着，在图 3 的扫描 μ -R H E E D 显微镜中观察已热处理试料的电子衍射图形和扫描 μ -R H E E D 图像。不取于 S i 片的面方位，S i O₂ 膜厚、方格尺寸、第 2 A 1 膜厚度，哪一种试料的电子衍射图形都观察到比热处理前强度强的、象图 14 (b) 所示那样的斑点图形。从衍射斑点出现的位置可知，图 14 (b) 的衍射图形是从 A 1 (111) 面上的 (101) 方向入射电子束时产生的衍射图形。用图 14 (b) 的衍射图形上的衍射斑点 A (111 衍射斑点) 和衍射斑点 C (202 衍射斑点) 强度观察扫描 μ -R H E E D 图像的结果

与图 15 (b) 和 (c) 相同。在图 15 (b) 和 (c) 中，斜线部份是衍射斑点强度强的区域。在所观察的已形成方格图形上堆积的铝膜中，衍射斑点 A 和 C 都强，因而证实利用热处理已单晶化。用以前的 R H E E D 装置对热处理后的试料进行电子衍射图形观察时，在哪一种试料中都观察到图 14 (b) 所示那样的单晶斑点图形。

在 650 °C 热处理中，虽然 SiO₂ 上的 Al 膜已单晶化，但热处理后的 Al 膜厚度不均匀。再有，在 650 °C 热处理后的试料中，用光电子分光法 (E S C A)、俄歇电子分光法 (A E S) 测定深度方向分布时，观察到在 SiO₂ 和第 2 Al 膜的界面上分解出 Al、Si 和 O。另外，在 500 °C 以下热处理不发生单晶化。

实施例 A 2

与实施例 2 相同，制备具有图 2 (b) 的开孔图形的试样，用 R T A 装置进行热处理。开孔尺寸与实施例 2 相同。

以与实施例 A 1 相同的程序对经上述工序制备的试样进行热处理和观察。试料的热处理条件也与实施例 A 1 相同。

与实施例 A 1 相同，根据由试料热处理前的 X 射线衍射和由以前的 R H E E D 装置而产生的电子衍射图形观察、由扫描 μ -RHEED 显微镜产生的电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像观察可知，全面堆积的 Al (第 2 Al 膜) 在哪一种试料中都是由数 μm —10 μm 程度的晶粒组成的 (111) 取向的多晶体。

接着，用 R T A 装置进行热处理后，观察电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像时，与实施例 1 相同，不论硅片的晶方位、SiO₂ 膜厚、开孔尺寸和第 2 Al 膜厚度，哪一种试料的电子衍射图形都观察到比加热前强度更强的、象图 14 (b) 所示那样的斑点图形。用

图 1 4 (b) 的衍射图形上的衍射斑点 A (1 1 1 衍射斑点) 和衍射斑点 C (2 0 2 衍射斑点) 的强度观察扫描 μ -RHEED 图形时, 与实施例 A 1 相同, 观察到与图 1 5 (b) 和 (c) 相同的扫描 μ -RHEED 图像。也就是说, 在形成的开孔图形上堆积的铝膜中衍射斑点 A 和 C 同时强, 因而确认利用热处理已单晶化。

与实施例 A 1 相同, 虽然在 6 5 0 °C 的热处理中 SiO_2 上的铝膜已单晶化, 但热处理后的铝膜厚度不均匀。并且在 6 5 0 °C 的热处理后的试料中, 在利用光电子分光法 (ESCA)、俄歇电子分光法 (AES) 测定深度方向分布时, 观察到在 SiO_2 和第 2 铝膜的界面处有 Al 和 Si 及 O 的分解。另外, 5 0 0 °C 的热处理不发生单晶化。

实施例 A 3

制备具有与实施例 3 相同的线条和间隔图形的试料。用 RTA 装置进行热处理。

以与实施例 A 1 相同的程序对试料进行热处理和观察。试料的热处理条件也与实施例 A 1 相同。

与实施例 A 1 相同, 根据由试料热处理前的 X 射线衍射和由以前的 RHEED 装置产生的电子衍射图形观察、利用扫描 μ -RHEED 显微镜的电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像观察可知, 全面沉积的铝 (第 2 铝膜), 在何种试料中都是由数 μm — $10\mu\text{m}$ 程度的晶粒组成的 (1 1 1) 面取向的多晶体。

接着, 在扫描 μ -RHEED 显微镜内进行上面所示的 5 种水准的热处理后, 观察电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像时, 与实施例 A 1 相同, 不论硅片的面方位、 SiO_2 膜厚、线条和间隔尺寸

和第2铝膜厚度，观察到哪种试料的电子衍射图形都有比加热前强度更强的象图14(b)所示那样的斑点图形。利用图14(b)的衍射图形上的衍射斑点A(111衍射斑点)和衍射斑点C(202衍射斑点)的强度观察扫描 μ -RHEED图像时，与实施例A1相同，观察到与图15(b)和(c)相同的扫描 μ -RHEED图像。即，在形成的线条和间隔图形上堆积的铝膜中衍射斑点A和C都强，因而确认利用热处理已单晶化。

与实施例A1相同，在650℃的热处理中，虽然SiO₂上的铝膜已单晶化，但经热处理后的铝膜厚度不均匀。并且对经650℃热处理的试样中，利用光电子分光法(ESCA)和俄歇电子分光法(AES)测定深度方向分布时，观察到在SiO₂和第2铝膜的界面上Al和Si及O的分解。另外，经500℃的热处理不发生单晶化。

实施例A4

以与实施例1或实施例A1相同的程序制备具有象图1(a)所示那样截面的试料，然后将试料装入扫描 μ -RHEED显微镜中，并进行热处理。

与实施例A1不同的是在硅片上形成的图形形状。关于硅片上的图形说明。象图16(a)所示那样，在区域(I)中的SiO₂上形成开口部份，而在区域(II)中不形成Si开口部分，全部形成SiO₂。在区域(I)中形成的图形是图2(a)、(b)和(c)所示的方格图形、开孔图形、线条和间隔图形。方格的尺寸L₁是0.25、0.5、1、2、3和5 μ m 6种。开孔图形的尺寸L₂是0.25、0.5、1、2和5 μ m 5种，L₃是1、2和5 μ m

3种。以 L_2 和 L_3 组合能形成15种开孔图形。线条和间隔的尺寸 L_4 是0.25、0.5、1、和 $2\mu\text{m}$ 4种， L_5 是1、2和 $5\mu\text{m}$ 3种。以 L_4 和 L_5 组合能形成12种线条和间隔图形。 SiO_2 膜厚、在整个基体上沉积的铝(图1(a)的第2铝膜,编号4)的厚度与实施例A1相同。经上述工序制作的试料以与实施例A1相同的程序对试料进行热处理和观察。试料的热处理条件也与实施例A1相同。

与实施例A1相同,根据由试料热处理前的X射线衍射和由以前RHEED装置而产生的电子衍射图形观察、由扫描 μ -RHEED显微镜装置而产生的电子衍射图形和扫描 μ -RHEED图像的观察可知,全面沉积的铝(第2铝膜),在何种试料中都是由数 μm — $10\mu\text{m}$ 程度的晶粒组成的(111)面取向的多晶体。

接着,利用RTA装置进行热处理后,在观察电子衍射图形和扫描 μ -RHEED图像时,与实施例A1相同,不取决于硅片的面方位、 SiO_2 膜厚、在区域(I)中形成的图形形状和尺寸和第2铝膜的厚度,哪种试料的电子衍射图形都观察到比加热前强度更强的象图14(b)所示那样的斑点图形。利用图14(b)的衍射图形上的衍射斑点A(111衍射斑点)和衍射斑点C(202衍射斑点)的强度观察扫描 μ -RHEED图像时,观察到与图16(b)和(c)相同的扫描 μ -RHEED图像。斜线部分表示衍射斑点强度强的区域。衍射斑点A和C两者都强的区域是(111)单晶区域。与图16(b)和(c)相同,已单晶化区域是从Si开口部分形成区域(I)起约 $10\mu\text{m}$ (图16(c)中以 L_6 表示的区域)。也就是说,利用热处理,即使在铝下层部位上硅未露出部分,从距图形

形成区域(I)起约 $10\mu\text{m}$ 的距离之间的部分确认已单晶化。

与实施例1相同,在 650°C 的热处理中虽然 SiO_2 上的铝膜已单晶化,但热处理后的铝膜的膜厚是不均匀的。并且在 650°C 的热处理后的试料中,在用光电子分光法(ESCA)和俄歇电子分光法(AES)测定深度方向分布时,在 SiO_2 和第2铝膜的界面上观察到铝和硅及氧的分解。另外, 500°C 的热处理不发生单晶化。

实施例 A 5

在实施例 A 1、A 2、A 3、A 4 中,作为第1绝缘膜是使用以热氧化法形成的 SiO_2 。在本实施例中,作为第1绝缘膜是使用以常压CVD法成膜的 SiO_2 (以下简称CVD SiO_2)、以常压CVD法成膜的硼掺杂氧化膜(以下简称BSG)、以常压CVD法成膜的磷掺杂氧化膜(以下简称PSG)、以常压CVD法成膜的硼和磷掺杂氧化膜(以下简称BPSG)、以等离子体CVD法成膜的氮化膜(以下简称P-SiN)、热氮化膜(以下简称T-SiN)、以减压CVD法成膜的热氮化膜(以下简称LP-SiN)、用ECR装置成膜的氮化膜(以下简称ECR-SiN),制备与实施例A 1、A 2、A 3、A 4 相同的试料,观察X射线衍射图形和由以前的RHEED装置而产生的电子衍射图形,然后将试料装入扫描型 μ -RHEED显微镜中,进行热处理并观察电子衍射图形和扫描 μ -RHEED图像。第1绝缘膜的厚度约为 5000\AA 。另外,热氮化膜(T-SiN)的厚度约为 100\AA 。第2A 1膜的厚度约为 7500\AA 。所形成的图形形状与实施例A 1、A 2、A 3、A 4 相同。

所获结果与实施例A 1、A 2、A 3、A 4 相同。

实施例 A 6

在实施例 A 1、A 2、A 3、A 4、A 5 中，第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜都是用减压 C V D 法形成的 A 1 膜。在本实施例中，用溅射法形成第 2 A 1 膜。除第 2 A 1 膜的条件以外，与实施例 A 1、A 2、A 3、A 4、A 5 相同对 A 1 膜进行热处理。

所获结果与实施例 A 1、A 2、A 3、A 4、A 5 相同。

实施例 A 7

在实施例 A 1、A 2、A 3、A 4、A 5、A 6 中，第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜都是纯铝。在本实施例中，用 A 1—S i 代替纯 A 1。膜中的 S i 含量为 0. 2%、0. 5%、1. 0%。所获结果与实施例 A 1、A 2、A 3、A 4、A 5、A 6 相同。

实施例 A 8

在实施例 A 1—A 7 中，试料的断面结构是图 1 (a) 所示的情况。在实施例 A 1—A 8 中，在堆积第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜后，象图 1 (b) 所示那样形成第 2 绝缘膜 5，然后用 R T A 装置进行热处理。除断面结构以外，其他条件与实施例 A 1—A 7 相同。除去第 2 绝缘膜，用以前的 R H E E D 装置和扫描 μ -R H E E D 显微镜观察热处理后的第 2 A 1 膜的结晶性。

作为图 1 (b) 的绝缘膜 5，使用以常压 C V D 法形成的 S i O₂、P S G、B S G、B P S G 和以等离子体 C V D 法形成的氮化硅膜及以 E C R 装置形成的氮化硅膜的 6 种膜。关于膜厚，哪一种膜都是 1 0 0 0 Å、3 0 0 0 Å、5 0 0 0 Å、1 μ m。

所获结果与实施例 A 1—A 7 相同。

实施例 B 1

制备与实施例 1 相同的试料。根据由试料热处理前的 X 射线衍射和由以前的 R H E E D 装置而产生的电子衍射图形的观察、由扫描 μ -R H E E D 显微镜而产生的电子衍射图形和扫描 μ -R H E E D 图像的观察可知，全面堆积的 A 1 膜（第 2 A 1 膜），在哪一种试料中都是由数 μm — $10\ \mu\text{m}$ 程度的晶粒组成的（1 1 1）取向的多晶体。

将上述试料按以下方法进行激光加热。所用激光是连续振动的 Ar 激光（振动波长约 $488\ \text{nm}$ 和 $514.5\ \text{nm}$ ，最大振动输出功率为 $20\ \text{W}$ ）。在试料上的激光束直径约为 $20\ \mu\text{m}$ 、 $30\ \mu\text{m}$ 、 $70\ \mu\text{m}$ 、 $100\ \mu\text{m}$ 。扫描方向，象图 5（a）所示那样沿一个方向反复进行扫描。激光束扫描的往返宽度几乎与激光束系统的大小相同。激光束扫描速度约为每分钟 0.5、1、2、5、 $10\ \text{cm}$ 。基体的表面温度用使用 P b S 的辐射温度计测定，约为 $450\ ^\circ\text{C}$ 、 $550\ ^\circ\text{C}$ 、 $600\ ^\circ\text{C}$ 、 $650\ ^\circ\text{C}$ 、 $700\ ^\circ\text{C}$ 。

基体表面温度随激光束直径、激光束输出功率和激光束扫描速度而变化。以下结果都是在给定激光束直径、激光束扫描速度和扫描间隔时，变化激光输出功率使表面温度达到上述的约 $450\ ^\circ\text{C}$ 、 $550\ ^\circ\text{C}$ 、 $600\ ^\circ\text{C}$ 、 $650\ ^\circ\text{C}$ 、 $700\ ^\circ\text{C}$ 。

激光加热在氢气中和大气压下进行。

按照上述激光加热条件对上述各种试料进行热处理，然后在扫描 μ -R H E E D 显微镜中观察电子衍射图形和扫描 μ -R H E E D 图像。不取决于 S i 片的面方位、S i O₂ 膜厚度、方格尺寸、第 2 铝膜厚度，也不取决于激光束直径、扫描速度、激光束往返宽度，当试料表面温度在 $550\ ^\circ\text{C}$ 以上的情况下，哪一种试料的电子衍射图形都

观察到强度比加热前强的、象图 14 (b) 所示那样的斑点图形。从衍射斑点出现的位置可知, 图 14 (b) 的衍射图形是从 Al 的 (1 1 1) 面上的 (1 0 1) 方向入射电子束时所生成的衍射图形。利用图 14 (b) 的衍射图形上的衍射斑点 A (1 1 1 衍射斑点) 和衍射斑点 C (2 0 2 衍射斑点) 的强度观察扫描 μ -RHEED 图像的结果与图 15 (b) 和 (c) 相同。在图 15 (b) 和 (c) 中, 斜线部分是衍射斑点强度强的区域。在形成的方格图形上堆积的 Al 膜上观察到衍射斑点 A 和 C 共同强, 因而证实由于热处理已单晶化。用以前的 RHEED 装置观察热处理后的试料的电子衍射图形时, 在哪一种试料中都观察到象图 14 (b) 所示那样单晶的斑点图形。

也就是说, 由于激光加热使堆积状态为多晶体的铝已单晶化。另外, 当基体表面温度在 650℃ 以上, 用俄歇电子分光法或二次离子质量分析法测定深度方向分布时, 结果观察到在基体表面上的绝缘膜与第 2 Al 膜的界面上有 Si 和 Al 溶解出来。

实施例 B 2

以与实施例 2 相同的程序制备具有方格图形的试料, SiO₂ 膜厚和在 Si 片上全面堆积的 Al 膜 (图 1 (b) 的编号 2、4) 的厚度与实施例 1 相同。以与实施例 B 1 相同的程序对经上述工序制成的试料进行热处理和观察。试料的热处理条件也与实施例 B 1 相同。

与实施例 B 1 一样, 根据由试料热处理前的 X 射线衍射和由以前的 RHEED 装置而产生的电子衍射图形的观察、由扫描 μ -RHEED 显微镜而产生的电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像的观察可知, 全面堆积的 Al 膜 (第 2 Al 膜) 在哪一种试料中都是由数 $\mu\text{m} - 10 \mu\text{m}$ 程度的晶粒组成的 (1 1 1) 取向的多晶体。

然后以与实施例 B 1 相同的条件进行激光束照射热处理, 在用扫描型 μ -RHEED 显微镜观察电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像时, 与实施例 B 1 相同, 不取决于 Si 片的面方位、 SiO_2 膜厚、方格尺寸、第 2 Al 膜厚度, 也不取决于激光束直径、扫描速度、激光束往返宽度, 在试料表面温度在 550°C 以上时, 从扫描 μ -RHEED 图像观察可以证实哪一种试料都已单晶化。另外, 与实施例 1 一样, 当基体表面温度在 550°C 以上, 用俄歇电子分光法或二次离子质量分析法测定深度方向分布时, 观察到在基体表面上的绝缘膜与第 2 Al 膜的界面上有 Si 和 Al 溶解出来。

实施例 B 3

以与实施例 B 1 相同的程序制备具有图 1 (a) 所示那样断面的试料, 然后用激光加热进行热处理。

与实施例 B 1 不同的是在硅片上所形成的图形形状。硅片上的图形是在图 2 (c) 中所示的线条与间隔图形。线条与间隔的尺寸 L_4 、 L_5 与实施例 3 相同。

以与实施例 B 1 相同的程序对经上述工序制成的试料进行热处理和观察。试料的热处理条件也与实施例 B 1 相同。

与实施例 B 1 一样, 根据由试料热处理前的 X 射线衍射和由以前的 RHEED 装置而产生的电子衍射图形的观察、由扫描 μ -RHEED 显微镜而产生的电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像的观察可知, 全面堆积的 Al 膜 (第 2 Al 膜) 在哪一种试料中都是由数 $\mu\text{m} \sim 10 \mu\text{m}$ 程度的晶粒组成的 (111) 取向的多晶体。

然后以与实施例 B 1 相同的条件进行激光热处理, 在用扫描型 μ -RHEED 显微镜观察电子衍射图形和扫描 μ -RHEED 图像时,

与实施例 B 1 一样，不取决于硅片的面方位、 SiO_2 膜厚、线条和间隔尺寸、第 2 A 1 膜厚度，也不取决于激光束直径、扫描速度、激光束往返宽度，在试料表面温度在 550°C 以上时，从扫描 μ -RHEED 图像观察已证实，哪一种试料都已单晶化。另外，与实施例 1 一样，当基体表面温度在 650°C 以上，用俄歇电子分光法或二次离子质量分析法测定深度方向分布时，观察到在基体表面上的绝致膜与第 2 A 1 膜的界面上有 Si 和 Al 溶解出来。

实施例 B 4

制备与实施例 B 1、B 2、B 3 相同的试料。与实施例 B 1、B 2、B 3 不同的是激光束的形状和扫描方法。

用以下方法对上述试料进行激光加热。所用的激光是连续振动的 Ar 激光（振动波长约 488nm 和 514.5nm ）。试料上的激光束形状是图 6 (a) 所示那样的平形平行光束。借助使用圆柱形透镜的光学系统 7 0 使圆形光束 6 7 形成平行光束 7 1。平行光束的形状约为 $20\mu\text{m} \times 1\text{cm}$ 、 $50\mu\text{m} \times 1\text{cm}$ 、 $100\mu\text{m} \times 1\text{cm}$ 。扫描方向，象图 6 (a) 所示那样，沿一个方向扫描。激光束扫描速度约为每分钟 0.5、1、2、5、10 cm。基体表面温度用使用 PbS 的辐射温度计测定，约为 450°C 、 550°C 、 600°C 、 650°C 、 700°C 。

基体表面上的温度随激光束形状、激光输出功率和激光束扫描速度而变化。以下结果是在给定激光束直径和激光束扫描速度时，变化激光输出功率使表面温度达到上述的约 450°C 、 550°C 、 600°C 、 650°C 、 700°C 。激光加热在氢气中和大气压下进行。

在经过激光束加热处理后，用扫描型 μ -RHEED 显微镜、X

射线衍射法，以前的R H E E D装置进行观察而得到的结果与实施例B 1、B 2、B 3相同，基体表面温度在约550℃以上时，第2 A 1膜已单晶化。

另外，与实施例B 1、B 2、B 3一样，当基体表面温度在650℃以上，用俄歇电子分光法或二次离子质量分析法测定深度方向分布时，观察到在基体表面上的绝缘膜和第2 A 1膜的界面上有S i和A l溶解出来。

实施例B 5

在实施例B 1、B 2、B 3中，试料的断面结构是象图1 (a)所示那样，在试料表面上全面形成第2 A 1膜。在本实施例中，是在实施例B 1、B 2、B 3中的第2 A 1膜上形成如图1 (b)所示那样的绝缘膜5，并以与实施例B 1、B 2、B 3相同的程序，利用激光进行加热处理。作为第2 A 1膜上的绝缘膜，使用以常压C V D法成膜的S i O₂ (以下简称C V D S i O₂)、以常压C V D法成膜的硼掺杂氧化膜(以下简称B S G)、以常压C V D法成膜的磷掺杂氧化膜(以下简称P S G)、以常压C V D法成膜的硼和磷掺杂氧化膜(以下简称B P S G)、以等离子体C V D法成膜的氮化膜(以下简称P - S i N)、用E C R装置成膜的氮化膜(以下简称E C R - S i N)。以下将第2 A 1膜上的绝缘膜作为第2绝缘膜。第2绝缘膜的厚度为1000 Å、2000 Å、5000 Å、1 μm。激光加热条件与实施例1、2、3相同。激光加热后利用浸蚀除去第2绝缘膜，与实施例B 1、B 2、B 3一样，用扫描μ - R H E E D显微镜观察电子衍射图形和扫描μ - R H E E D图像。所获结果与实施例B 1、B 2、B 3相同，当基体表面温度在550℃以上时，第2 A 1

膜已单晶化。另外，与实施例 B 1、B 2、B 3 一样，当基体表面温度在 650℃ 以上，用俄歇电子分光法或二次离子质量分析法测定深度方向分布时，观察到在基体表面上的绝缘膜与第 2 A 1 膜的界面上有 Si 和 Al 溶解出来。

实施例 B 6

在实施例 4 中，试料的断面结构是象图 1 (a) 所示那样，在试料表面上全面形成第 2 A 1 膜。在本实施例中，在实施例 B 4 的第 2 A 1 膜上形成象图 1 (b) 所示那样的绝缘膜，以与实施例 B 4 相同的程序，利用激光进行加热处理。作为第 2 A 1 膜上的绝缘膜，使用 CVD SiO₂、BSG、PSG、BPSG、P-SiN、ECR-SiN。以下将第 2 A 1 膜上的绝缘膜作为第 2 绝缘膜。第 2 绝缘膜的厚度为 1000 Å、2000 Å、5000 Å、1 μm。激光加热条件与实施例 B 4 相同。激光加热后利用浸蚀除去第 2 绝缘膜，与实施例 B 4 一样，用扫描型 μ-RHEED 显微镜观测电子衍射图形和扫描 μ-RHEED 图像。所获结果与实施例 4 相同，当基体温度在 550℃ 以上时，第 2 A 1 膜已单晶化。另外，与实施例 4 一样，当基体表面温度在 650℃ 以上，用俄歇电子分光法或二次离子质量分析法测定深度方向分布时，观察到在基体表面上的绝缘膜与第 2 A 1 膜的界面上有 Si 和 Al 溶解出来。

实施例 B 7

在实施例 B 1、B 2、B 3、B 4 中，在图 1 (a) 的 Si 基体上形成的绝缘膜是用热氧化法形成的 SiO₂。在本实施例中，作为 Si 基体上的绝缘膜，使用 CVD SiO₂ 膜、BSG、PSG、BPSG、P-SiN、T-SiN、LP-SiN、ECR-SiN、

这些绝缘膜的厚度是 1000 \AA 、 2500 \AA 、 5000 \AA 、 7500 \AA 、 10000 \AA 5种。

第1A1膜和第2A1膜的厚度、激光加热条件都与实施例B1、B2、B3、B4相同。

与实施例B1、B2、B3、B4一样，当基体温度在 $550\text{ }^\circ\text{C}$ 以上时，第2A1膜已单晶化。另外，与实施例B1、B2、B3、B4一样，当基体表面温度在 $650\text{ }^\circ\text{C}$ 以上，用俄歇电子分光法或二次离子质量分析法测定深度方向分布时，观察到在基体表面上的绝缘膜与第2A1膜的界面上有S1和A1溶解出来。

实施例B8

在实施例B7中，试料的断面结构是象图1(a)所示那样，在试料表面上全面形成第2A1膜。在本实施例中，在实施例B7的第2A1膜上形成如图1(b)所示那样的绝缘膜，以与实施例B7相同的程序，利用激光进行加热处理。作为第2A1膜上的绝缘膜，使用CVD SiO₂膜、BSG、PSG、PBSG、P-SiN、T-SiN、LP-SiN、ECR-SiN。这些绝缘膜的厚度是 1000 \AA 、 2500 \AA 、 5000 \AA 、 7500 \AA 、 10000 \AA 5种。

第1A1膜和第2A1膜的厚度以及激光加热条件都与实施例B1、B2、B3、B4相同。与实施例B7一样，当基体温度在 $550\text{ }^\circ\text{C}$ 以上时，第2A1膜已单晶化。另外，与实施例B7一样，当基体表面温度在 $650\text{ }^\circ\text{C}$ 以上，用俄歇电子分光法或二次离子质量分析法测定深度方向分布时，观察到在基体表面上的绝缘膜与第2A1膜的界面上有S1和A1溶解出来。

实施例 B 9

测定由激光加热形成的第 2 A 1 膜的单晶化区域。图 5 (a) 中示出试样形状的模式图。断面结构与图 1 (a) 相同。在 Si 基体上的绝缘膜上形成宽 L_{10} 的线条。线条宽 L_{10} 是 $0.5 \mu\text{m}$ 、 $1 \mu\text{m}$ 、 $2 \mu\text{m}$ 、 $5 \mu\text{m}$ 、 $10 \mu\text{m}$ 和 $20 \mu\text{m}$ 6 种。Si 片的面方位采用 (1 0 0) 和 (1 1 1)。用以热氧化位形成的 SiO_2 作为绝缘膜。 SiO_2 膜厚是 1000 \AA 、 2500 \AA 、 5000 \AA 、 7500 \AA 和 10000 \AA 5 种。在硅片上全面堆积的 A 1 膜 (图 1 (a) 的第 2 A 1 膜 4，或者图 5 (a) 的第 2 A 1 膜 6 B) 的厚度是 1000 \AA 、 2500 \AA 、 5000 \AA 、 7500 \AA 、 10000 \AA 5 种。以硅基体的面方位、 SiO_2 厚度、第 1 A 1 膜的宽 L_{10} 、第 2 A 1 膜的厚度这 4 个条件组合，能形成 $2 \times 5 \times 8 \times 6 = 480$ 种试料。

根据由 X 射线衍射法和由 R H E E D 装置而产生的电子射线衍射图形的观察、由扫描 μ -R H E E D 显微镜而产生的电子衍射图形和扫描 μ -R H E E D 图像的观察可知，第 2 A 1 膜的结晶性与实施例 I 相同，是由数 μm — $10 \mu\text{m}$ 的晶粒组成的多晶体。

加热用的激光是连续振动的 Ar 激光 (振动波长约 488 nm 和 514.5 nm ，最大振动输出功率为 20 W)。试料上的激光束直径约为 $20 \mu\text{m}$ 、 $30 \mu\text{m}$ 、 $70 \mu\text{m}$ 和 $100 \mu\text{m}$ 。如图 5 所示那样，沿一个方向反复进行扫描。激光束往返扫描的宽度几乎与激光系统的大小相同。激光束扫描速度约为每分钟 0.5 、 1 、 2 、 5 和 10 cm 。基体表面温度用使用 PbS 的辐射温度计测定，约为 $450 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $550 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $600 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $650 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $700 \text{ }^\circ\text{C}$ 。基体表面上的温度随激光束直径、激光输出功率和激光束扫描速度而变化。以下结果是在给

定激光束直径、激光束扫描速度和扫描间隔的条件时，变化激光输出功率使表面温度达到上述的约 450℃、550℃、600℃、650℃、700℃。激光加热在氢气中和大气压下进行。

用激光加热处理后，在扫描型 μ -RHEED 显微镜下观察电子射线衍射图和扫描的 μ -RHEED 图像，这时观察到该电子射线衍射图与实施例 B1 的相同，并具有比加热处理前强度更强的斑点图像（第 14 图（b））。用 111 衍射斑点和 202 衍射斑点测定的扫描 μ -RHEED 图象与第 17 图（b）和（c）相同。其中第一铝膜的方向（直线方向）平行于第 17 图（a）的 y 方向。而且，激光扫描的方向平行于 x 方向，根据对 17 图（c）的 L_s 的测定数据，就可以知道单晶化区域的长度。从第 17 图（c）可以看出， L_s 正好约为 10~20 μm ，但是当基体温度在 550℃ 以上时， L_s 就约为 1 μm 。也就是说，在以单晶状态的第 1A1 膜作核心的 SiO_2 上的第 2A1 膜在长度为 1 μm 的范围内发生单晶化。另外，与实施例 B1、B2、B3、B4 的情况相同，当基体表面温度在 650℃ 以上时，用俄歇电子分光法或用二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到，在基体表面上的绝缘膜与第 2A1 膜之间的界面处有 Si 和 Al 溶解出来。

实施例 B10

按与实施例 B9 相同的步骤来制备试样和用激光进行加热处理。

与实施例 B9 不同之处在于试样的断面结构。在实施例 B9 中，试样的断面结构有如第 1 图（a）或第 5 图（a）中所示那样的试样表面，全面地形成了第 2A1 膜。在本实施例中，在第 2A1 膜上形成有如第 1 图（b）或第 5 图（b）中所示的绝缘膜，并按与实施例

B 9 相同的步骤，用激光进行加热处理。作为第 2 A 1 膜上的绝缘膜，可以使用 CVD SiO_2 、PSG、BSG、BPSG、P-SiN、ECR-SiN。以下把第 2 A 1 膜的绝缘膜称为第 2 绝缘膜。第 2 绝缘膜的厚度可为 1000 Å、2000 Å、5000 Å 和 1 μm。激光的加热条件与实施例 B 1、B 2、B 3 的相同。用浸蚀的方法除去经激光加热后的第 2 绝缘膜，并与实施例 B 9 一样，用扫描型 μ -RHEED 显微镜来观测电子射线衍射图和扫描的 μ -RHEED 图像。所获的结果与实施例 B 9 的相同，当基体温度在 550 °C 以上时，第 2 A 1 膜发生了单晶化。与实施例 B 9 相同，当利用扫描 μ -RHEED 图象来观察单晶化的区域时，其情况与第 17 图 (b) 和 (c) 相同。L_s 约为 1 cm。与实施例 B 9 相同，当基体表面温度在 650 °C 以上时，用俄歇电子分光法或用二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到在基体表面上的绝缘膜与第 2 A 1 膜之间的界面处有 S₁ 和 A₁ 溶解出来。

实施例 B 11

用激光加热法来测定第 2 A 1 膜的单晶化区域。在第 6 图 (a) 中示出了试料形状的模式图。断面的结构与第 1 图 (a) 相同。在 Si 基体的绝缘膜上形成了宽度为 L₁₀ 的直线。试料的形状与实施例 B 9 中的相同。观察用 X 射线衍射法和以传统 RHEED 的装置所获的电子射线衍射图以及观察用扫描型 μ -RHEED 显微镜所获的电子射线衍射图和扫描的 μ -RHEED 图象，结果表明，第 2 A 1 膜的结晶性质，与实施例 9 的相同，是一种由数个 μm—10 μm 粗细的晶粒构成的多晶体。

对上述的试料用以下的方法进行激光加热。至于激光器，可以使

用连续振动的Ar激光器，(振动的波长约488nm和514.5nm)。在试样上的光束形状是一种象第6图(a)中所示那样的平面形的平行光束。使用一种具有园形透镜的光学系统70，使园柱光束形成一种平行光束。平行光束的形状为大致20μm×1cm、50μm×1cm、100μm×1cm几种。至于扫描方向，如第6图(a)所示那样，按一个方向进行扫描。激光束的扫描速度每分钟约为0.5、1、2、5、10cm几种。基体的表面温度用PbS辐射温度计来测定，其数值约为450℃、550℃、600℃、650℃和700℃。

基体表面的温度随激光束的形状、激光的输出功率、激光束的扫描速度等参数而变化。以下的结果，都是在给定激光束直径、激光束扫描速度的情况下，改变激光的输出功率，使表面温度达到上述的450℃、550℃、600℃、650℃、700℃而获得的。激光的加热操作，是在氢气中和在大气压下进行。

在用激光加热处理后，再用扫描型μ-RHEED显微镜来观察电子射线衍射图和扫描的μ-RHEED图象，这时观察到的电子射线衍射图与实施例B9的相同，并且观察到其强度要比加热处理前更强的斑点图形(见第14图(b))。用111衍射斑点、202衍射斑点测定的扫描μ-RHEED图象与第17图(b)和(c)相同。其中第1A1膜的方向(直线方向)平行于第17图(a)的y方向，而且激光的扫描方向平行于x方向。根据对第17图(c)的L_s的测定结果即可知道单晶化区域的长度。从第17图(c)可以看出，L_s正好约为10~20μm，但是，当基体温度在550℃以上时，L_s就约为1cm。也就是说，在以单晶状态的第1A1膜作

为核心的 SiO_2 上的第2A1膜在长度为 $1\mu\text{m}$ 的范围内发生单晶化。另外，与实施例B1、B2、B3、B4的情况相同，当基体表面的温度在 650°C 以上时，用俄歇电子分光法或用二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到，在基体表面上的绝缘膜与第2A1膜之间的界面处有Si和Al溶解出来。

实施例B12

按与实施例B11相同的步骤来制备试料和用激光进行加热处理。与实施例B11不同之处在于试料的截面结构。在实施例B11中，试料的截面结构有如第1图(a)或第5图(a)所示的试料表面，其中第2A1膜整个面地形成。在本实施例中，在第2A1膜上面形成如第1图(b)或第5图(b)所示那样的绝缘膜，并按与实施例B11相同的步骤，用平行的激光束进行加热处理，作为第2A1膜上的绝缘膜，可以使用CVD SiO_2 、PSG、BSG、BPSG、P-SiN、ECR-SiN。以下把第2A1膜上的绝缘膜称为第2绝缘膜。第2绝缘膜的厚度可为 1000Å 、 2000Å 、 5000Å 和 $1\mu\text{m}$ 。用漫蚀的方法除去经激光加热后的第2绝缘膜。并与实施例B11一样，用扫描 μ -RHEED显微镜来观测电子射线衍射图和扫描 μ -RHEED图象。所获的结果与实施例B11的相同，当基体温度在 550°C 以上时，第2A1膜发生了单晶化。与实施例B11一样，当利用扫描 μ -RHEED图象来观察单晶化区域时，其情况与第17图(b)和(c)相同。与实施例B11一样，当基体表面温度在 650°C 以上时，用俄歇电子分光法或用二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到在基体表面上的绝缘膜与第2A1膜之间的界面处有Si和Al溶解出来。

实施例 B 1 3

用与实施例 B 9、B 1 0 相同的方法和步骤进行加热处理。与实施例 B 9、B 1 0 不同之处在于试料的形状。试料的形状示于第 7 图 (a) 中。在实施例 B 1 0 中, 第 2 A 1 膜上的绝缘膜 (第 2 绝缘膜) 是在试料表面上均一地形成, 而在本实施例中, 如第 7 图 (a) 所示的情况那样, 第 2 绝缘膜是在与第 1 A 1 膜的方向 (直线方向) 垂直的一条带上形成的。作为第 2 绝缘膜, 可以使用 C V D SiO_2 、P S G、B S G、B P S G、P - S i N、E C R - S i N。第 2 绝缘膜的厚度可以为 1000 \AA 、 2000 \AA 、 5000 \AA 和 $1 \mu\text{m}$ 。至于第 2 绝缘膜带的尺寸, 对于 L_{14} 来说有 1、2、5、 $10 \mu\text{m}$ 4 种, 对于 L_{15} 来说也有 1、2、5、 $10 \mu\text{m}$ 4 种, 由这各 4 种尺寸组合起来, 就形成了 16 种类型的带子。所用的激光加热条件与实施例 B 1、B 2、B 3 的相同。用浸蚀法将经过激光加热后的第 2 绝缘膜除去, 并和实施例 B 9 一样, 用扫描型 μ -R H E E D 显微镜来观测电子射线衍射图和扫描 μ -R H E E D 图象。

所获结果与实施例 9 的相同, 当基体温度在 550°C 以上时, 第 2 A 1 膜已发生了单晶化。与实施例 B 9 一样, 当利用扫描 μ -R H E E D 图象来观察与实施例 B 9 同样的单晶化区域时, 其情况与第 1 7 图 (b) 和 (c) 相同。 L_s 约为 1 cm 。与实施例 9 相同, 当基体的表面温度在 650°C 以上时, 用俄歇电子分光法或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布, 结果观察到在基体表面上的绝缘膜与第 2 A 1 膜之间的界面处有 S 1 和 A 1 溶解出来。

实施例 B 1 4

制备与实施例 B 1 3 相同的试料, 然后用激光进行加热处理。与

实施例 B 1 3 不同之处在于激光的扫描方法。此处的激光扫描方法是使用如第 1 0 图中所示的平行激光束。所用的激光是一种连续振动的 A r 激光 (振动波长约 4 8 8 . 5 n m 和 5 1 4 . 5 n m) 。在试料上的激光束的形状有如在第 7 图 (b) 中所示那样平面形的平行激光束。使用一种具有圆柱形透镜的光学系统 7 0 , 使圆形光束变成一种平行光束。平行光束的形状大致为 2 0 μ m × 1 c m 、 5 0 μ m × 1 c m 、 1 0 0 μ m × 1 c m 几种。至于扫描方向, 如第 7 图 (b) 所示的那样, 按一个方向进行扫描。

激光束的扫描速度每分钟约为 0 . 5 、 1 、 2 、 5 、 1 0 c m 几种。基体的表面温度用 P b S 辐射温度计来测定, 其数值约为 4 5 0 ℃ 、 5 5 0 ℃ 、 6 0 0 ℃ 、 6 5 0 ℃ 和 7 0 0 ℃ 。基体表面的温度随激光束的形状、激光的输出功率和激光束的扫描速度而变化。以下的结果, 都是在给定激光束的直径和激光束的扫描速度的条件下改变激光的输出功率, 使表面温度达到上述的 4 5 0 ℃ 、 5 5 0 ℃ 、 6 0 0 ℃ 、 6 5 0 ℃ 、 7 0 0 ℃ 而获得的。激光的加热操作在氢气中和在大气压力下进行。

所获的结果与实施例 B 1 3 相同, 当基体温度在 5 5 0 ℃ 以上时, 第 2 A 1 膜发生单晶化。与实施例 B 1 3 相同, 利用扫描的 μ - R H E E D 图象来观察单晶化区域, 所观察到的情况与第 1 7 图 (b) 和 (c) 的相同。L₀ 约为 1 c m 。与实施例 1 3 一样, 当基体表面温度在 6 5 0 ℃ 以上时, 用俄歇电子分光法或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布, 结果观察到, 在基体表面上的绝缘膜与第 2 A 1 膜之间的界面处有 S 1 和 A 1 溶解出来。

实施例 B 1 5

在实施例 B 9、B 10、B 11、B 12、B 13、B 14 中，例如在第 5 图 (a) 和 (b)、第 6 图 (a) 和 (b)、第 7 图 (a) 和 (b) 中所示的基体上形成的绝缘膜是用热氧化法所形成的 SiO_2 。在本实施例中，作为 Si 基体上的绝缘膜，可以使用 CVD SiO_2 膜、BSG、PSG、BPSG、P-SiN、T-SiN、LP-SiN、ECR-SiN 等。这些绝缘膜的厚度有 1000 Å、2500 Å、5000 Å、7500 Å、10000 Å 等 5 种。第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜的厚度与实施例 B 1、B 2、B 3、B 4 的相同。

与实施例 B 9、B 10、B 11、B 12、B 13、B 14 一样，当基体温度在 550 °C 以上时，第 2 A 1 膜已发生单晶化。另外，与实施例 B 9、B 10、B 11、B 12、B 13、B 14 一样，当基体表面温度在 650 °C 以上时，用俄歇电子分光法或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到，在基体表面上的绝缘膜与第 2 A 1 膜之间的界面处有 Si 和 Al 溶解出来。

实施例 B 1 6

在实施例 B 1 ~ B 1 5 中，第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜都是使用通过 LP-CVD 法以 DMAH (二甲基氢化铝) 和氢气制得的纯铝。在本实施例中，用 Al-Si 来代替纯 Al。在使用 DMAH 和氢气的 LP-CVD 法中，加入 Si_2H_6 以沉积 Al-Si 膜。第 1 A 1-Si 膜和第 2 A 1-Si 膜中的 Si 含量皆为 0. 2 %、0. 5 % 和 1. 0 %。

用 Al-Si 来代替在实施例 B 1 ~ B 1 5 中的 Al 并用与实施例 B 1 ~ B 1 5 同样的方法进行热处理。

所获结果与实施例 B 1 ~ B 1 5 的相同。

实施例 B 1 7

在实施例 B 1 ~ B 1 5 中，第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜都是通过 LP - C V D 法用 D M A H 和氢气来形成的。为了能用热处理法来使第 2 A 1 膜单晶化，第 1 A 1 膜就必需是单晶的。在 LP - C V D 法中，有第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜都是在同一装置内连续地沉积形成的优点，但是如果第 2 A 1 膜是多晶的或非晶质的，那么就没有必要使用 C V D 法来形成 A 1 膜。

在本实施例中，只有在实施例 B 1 ~ B 1 5 中所述的第 2 A 1 膜是用溅射法形成的。用 X 射线衍射法和由传统的 R H E E D 装置产生的电子射线衍射图对第 2 A 1 膜进行测定，并观察由扫描型 μ - R H E E D 显微镜产生的电子射线衍射图和扫描的 μ - R H E E D 图象，这时观察到第 2 A 1 膜是一种呈堆积状态的，粒径大约在 $1 \mu m$ 以下的多晶体。

按与实施例 B 1 ~ B 1 5 相同的条件进行加热处理，所获的结果与实施例 B 1 ~ B 1 5 的相同，当基体温度在 $550^\circ C$ 以上时，第 2 A 1 膜发生单晶化。但是，使用与实施例 B 9 ~ B 1 4 相同的步骤所测得的 L_s 的单晶化区域，其第 2 A 1 膜要比使用 C V D A 1 所形成的 $1 \mu m$ 短，约为 $0.8 \mu m$ 。并且，与实施例 B 1 ~ B 1 5 一样，当基体表面温度在 $650^\circ C$ 以上时，用俄歇电子分光法或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到在基体表面上的绝缘膜与第 2 A 1 膜之间的界面处有 S 1 和 A 1 溶解出来。

实施例 B 1 8

使用与实施例 B 1 ~ B 1 5 相同的试料形状和加热条件，第 1 A 1

膜是通过LP-CVD法用DMAH、氢和 Si_2H_6 制得的Al-Si，而第2Al膜是通过LP-CVD法用DMAH和氢制得的纯Al。

第1Al-Si膜中的Si含量为0.2、0.5、1.0%。
所获的结果与实施例B1~B15的相同。

实施例B19

使用与实施例B1~B15相同的试料形状和加热条件，第1Al膜是通过LP-CVD法用DMAH、氢与 Si_2H_6 制得的Al-Si，而第2Al膜是用溅射法所制得的Al-Si。第1Al-Si膜中的Si含量为0.2、0.5、1.0%。

所获的结果与实施例B1~B15相同。但是，用与实施例B9~B14相同的步骤测得的 L_c 的单晶化区域，其第2Al膜要比使用CVD Al形成的 l_{cm} 短，约为0.8cm。

实施例B20

在实施例B1~B19中，用激光束来照射试料表面以加热该试料。与实施例1~19的不同之处是，在试料加热时，既用激光从试料的表面上加热，同时又从试料的内部进行加热。为了从试料内部加热，使用电阻来加热装有试料的台（图中未示出）。试料内部的温度约为250℃、300℃和350℃。激光的照射条件与实施例B1~B19的相同。

所获的结果与实施例B1~B19的相同。至于单晶化的温度，在实施例B1~B19中为550℃，但在本实施例中，在基体表面温度达到约为500℃就已单晶化。单晶化的温度之所以比实施例B1~B19的低，这是因为从内部来加热试料，而对表面上的第2Al膜或第2Al-Si膜则用较小的能量来照射，我们考虑这样可以促

进 A 1 原子的流动。

实施例 C 1

使用如实施例 1、2、3 中所述的方法，准备好沉积了第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜的试料，用直线状加热器进行加热。第 1 绝缘膜的图形是第 2 图的 (a)、(b)、(c) 中所示的方格图形、开孔图形、直线一间隔图形。第 2 图中所示图形的尺寸 $L_1 \sim L_5$ 与实施例 B 1 ~ B 3 的相同。而且，S 1 基体的面方位、第 1 绝缘膜的厚度、第 2 A 1 膜的厚度也与实施例 B 1 ~ B 3 的相同。

在第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜沉积好以后，用 X 射线衍射法进行评价，这时不管试料的 S i O₂ 膜厚、方格的大小、第 2 A 1 膜的厚度如何，哪一个试样一律只观测 A 1 (1 1 1) 的峰。而且，在用电子束直径为 $100 \mu\text{m} \sim 1 \text{mm}$ 的传统的 R H E E D 装置来观察电子射线衍射图时，对任一个试料都观察到如第 1 4 图 (a) 中所示那样的环状图形。从而可以证实，整个面沉积的 A 1 膜是一种 (1 1 1) 取向的多晶体。而且，在把试料装入扫描型 μ -R H E E D 显微镜后，用缩小到 $0.1 \mu\text{m}$ 的电子射线束来观察电子射线衍射图时，可以观察到如第 1 4 图 (b) 中所示的斑点图形，虽然其强度较弱。根据斑点状衍射图上的衍射斑点的强度来观察扫描的 μ -R H E E D 图象时，可以看出这是一种如第 1 5 图 (a) 所示那样的由数个 $\mu\text{m} \sim 10 \mu\text{m}$ 的晶粒组成的多晶体。

把上述试料按如下方法用线形加热器进行加热。

第 8 图示出了使用直线状加热器的加热方法。加热支持台 8 1 安装在加热基体支持台 8 1 上。加热支持台 8 1 由碳制成。在加热基体 8 2 上配置有直线状加热器 8 3。直线状加热器 8 3 也由碳制成，从

电源 8 4 通入电流。加热支持台 8 1 也由安装在加热支持台内部的加热器(图中未示出)来加热。另外,直线状加热器 8 3 可沿 8 5 所指的方向移动。加热操作在氢气氛中和在大气压下进行。

使直线状加热器 8 3 按箭头 8 5 所指方向移动。移动速度约为每分钟 0.5、1、2、5、10 cm。直线状加热器 8 3 下方的基体表面温度用 P b S 辐射温度计测定,该温度约为 450 °C、500 °C、600 °C、650 °C、700 °C。

按上述的加热条件处理后,将试料置于扫描型 μ -R H E E D 显微镜内观察其电子射线衍射图和扫描 μ -R H E E D 图象。当直线状加热器 8 3 下方的基体表面温度在 550 °C 以上的情况下,不管试料中 S i 片的面方位、S i O₂ 膜厚(第 1 绝缘膜厚)、衍射图形状和尺寸、第 2 A l 膜的厚度如何,皆观察到如第 1 4 图(b)所示那样的斑点图形,并且其强度比加热前的电子射线衍射图形的强度更强。根据衍射斑点出现的位置,可以确定第 1 4 图(b)的衍射图是由于电子射线从 A l (1 1 1) 面上的 (1 0 1) 方向射入时产生的衍射图形。利用第 1 4 图(b)的衍射图上的衍射斑点 A (1 1 1 衍射斑点) 和衍射斑点 C (2 0 2 衍射斑点) 的强度来观察扫描 μ -R H E E D 图象时所获的结果与第 1 5 图(b)和(c)的情况相同。在第 1 5 图(b)和(c)中的斜线部分是衍射斑点强度较强的区域。根据在形成的方格图形、开孔图形、直线一间隔图形的表面上沉积的 A l 膜(第 2 A l 膜)上的衍射斑点 A 和 C 的强度都较强,可以确认,由于热处理导致了单晶化。把经过热处理后的试料用以前的 R H E E D 装置来观察其电子射线衍射图,结果不管对任一个试料皆观察到代表第 1 4 图(b)那样单晶的斑点图形。

也就是说，由于加热作用，使原来的沉积状态为多晶态的Al产生了单晶化。另外，当基体表面温度在650℃以上时，用俄歇电子分光法(AES)测定深度方向上的分布，结果观察到，在SiC₁与第2Al膜之间的界面处Al和Si都溶解出来。另外，如在5℃下进行6小时的热处理并没有产生单晶化作用。

实施例C2

在实施例C1中，试料截面结构如第1图(a)中所示那样的原料表面，第2Al膜全面地形成。而在本实施例中，在第2Al膜上形成了如第1图(b)中所示那样的绝缘膜，按与实施例C1相同的步骤用直线状加热器进行加热处理。作为第2Al膜上的绝缘膜，可以使用以常压CVD法成膜的SiO₂（以下简称CVD-SiO₂）、以常压CVD法成膜的掺杂硼的氧化膜（以下简称BSG）、以常压CVD法成膜的掺杂磷的氧化膜（以下简称PSG）、以常压CVD法成膜的掺杂硼和磷的氧化膜（以下简称BPSG）、以等离子体CVD法成膜的氮化膜（以下简称P-SiN）、用ECR装置成膜的热氮化膜（以下简称ECR-SiN）。以下将第2Al膜上的绝缘膜称为第2绝缘膜。第2绝缘膜的厚度可以为1000Å、2000Å、5000Å和1μm。加热条件与实施例C1的条件相同。加热后，用浸蚀法除去第2绝缘膜，再按与实施例C1相同的步骤，用扫描型μ-RHEED显微镜观测电子射线衍射图和扫描的μ-RHEED图象。所获结果与实施例C1的相同，当基体温度在550℃以上时，第2Al膜已单晶化。另外，与实施例C1相同，当基体表面温度在650℃以上时，用俄歇电子分光法或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到在基体表面上的绝缘膜与第2Al膜之间

的界面处有 Si 和 Al 溶解出来。

实施例 C 3

在实施例 C 1 中，在第 1 图 (a) 的 Si 基体上所形成的第 1 绝缘膜是用热氧化法形成的 SiO_2 。在本实施例中，作为 Si 基体上第 1 绝缘膜，可以使用 CVD SiO_2 膜、BSG、PSG、BPSG、P-SiN、T-SiN、LP-SiN、ECR-SiN 等。这些绝缘膜的厚度有：1000 Å、2500 Å、5000 Å、7500 Å、10000 Å 5 种。

Si 基体的面方位、第 1 Al 膜和第 2 Al 膜的厚度，用直线状加热器进行加热的加热条件等都与实施例 C 1 的相同。

与实施例 C 1 一样，当基体温度在 550 °C 以上时，第 2 Al 膜发生单晶化。另外，与实施例 C 1 一样，当基体表面温度在 650 °C 以上时，用俄歇电子分光法或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到，在基体表面上的绝缘膜与第 2 Al 膜之间的界面处有 Si 和 Al 溶解出来。

实施例 C 4

在实施例 C 3 中，在试料断面的结构是如第 1 图 (a) 所示试料表面上，全面地形成第 2 Al 膜。在本实施例中，在第 2 Al 膜上形成了如第 1 图 (b) 所示那样的绝缘膜，按与实施例 C 1 相同的步骤，利用直线状加热器进行加热热处理。作为第 2 Al 膜上的绝缘膜，可以使用 CVD SiO_2 膜、BSG、PSG、BPSG、P-SiN、LP-SiN、ECR-SiN。这些绝缘膜的厚度有：1000 Å、2500 Å、5000 Å、7500 Å、10000 Å 5 种。

Si基体的面方位、第1Al膜和第2Al膜的厚度、用直线状加热器的加热条件都与实施例C3的相同。与实施例C3一样，当基体温度在550℃以上时，第2Al膜发生单晶化。另外，与实施例C3一样，当基体表面温度在650℃以上时，用俄歇电子分光或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到，在基体表面上的绝缘膜与第2Al膜的界面处有Si和Al溶解出来。

实施例C5

测定用直线状加热器使第2Al膜发生单晶化的区域。试料的形状与实施例B9中表示激光加热场合的第5图(a)的情况相同。断面的结构与第1图(a)相同。在Si基体上的绝缘膜上形成宽度为 L_{10} 的直线。直线的宽度 L_{10} 有0.5 μm 、1 μm 、2 μm 、5 μm 、10 μm 、20 μm 6种。Si片的面方位用(100)和(111)来表示。作为绝缘膜可以使用通过热氧化法形成的 SiO_2 。 SiO_2 膜厚有1000 \AA 、2500 \AA 、5000 \AA 、7500 \AA 、10000 \AA 5种。在Si片的全部表面上沉积的Al膜(第1图的第2Al膜(4)或第5图(a)的第2Al膜(63))的厚度有1000 \AA 、2500 \AA 、5000 \AA 、7500 \AA 、10000 \AA 5种。Si基体的面方位、 SiO_2 厚度、第1Al膜的宽度 L_{10} 、第2Al膜的厚度共4个条件组合在一起，就产生了 $2 \times 5 \times 8 \times 6 = 480$ 种试料。

根据由X射线衍射法和传统的RHEED装置产生的电子射线衍射图，以及由扫描 μ -RHEED显微镜来产生的电子射线衍射图和扫描 μ -RHEED图象的观察，结果表明第2Al膜的结晶性质与实施例B1、C1相同，是由数个 $\mu\text{m} \sim 10\mu\text{m}$ 的晶粒组成的多晶

体。

加热操作按与实施例 C 1 相同的方法进行。移动速度约为每分钟 0.5、1、2、5、10 cm。直线状加热器 83 下方的基体表面温度用 PbS 辐射温度计测定，测得的温度约为 450 °C、550 °C、600 °C、650 °C、700 °C。加热操作在氢气中和在大气压下进行。

加热处理后用扫描型 μ -RHEED 显微镜观察电子射线衍射图和扫描 μ -RHEED 图象，结果表明，电子衍射图与实施例 C 1 的相同，并且观察到其强度比加热处理前更强的斑点图形（第 14 图（b））。用 111 衍射斑点和 202 衍射斑点测定的扫描 μ -RHEED 图象与第 17 图（b）和（c）相同。其中第 1A1 膜方向（直线方向）平行于第 17 图（a）的 Y 方向。并且加热器的扫描方向平行于 X 方向。根据对第 17 图（c）的 L_s 的测定结果，可以知道单晶化区域的长度。第 17 图（c）表明， L_s 正好为 10 ~ 20 μ m，但是当基体温度在 550 °C 以上时， L_s 变成约 1 cm。也就是说，在以单晶状态的第 1A1 膜作为核心的 SiO_2 上的第 2A1 膜在长度为 1 cm 的范围内发生单晶化。另外，与实施例 C 1 一样，当基体表面温度在 650 °C 以上时，用俄歇电子分光或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到在基体表面上的绝缘膜与第 2A1 膜之间的界面处有 Si 和 Al 溶解出来。

实施例 C 6

按照与实施例 C 5 相同的步骤制备试料，用直线状加热器进行加热处理。与实施例 C 5 不同之处在于试料的断面结构。在实施例 C 5

中，试料的断面结构如第1图(a)或第5图(a)所示那样的试样表面上，第2A1膜全面地形成。在本实施例中，在第2A1膜上形成了如第1图(b)或第5图(b)所示那样的绝缘膜，按与实施例C5相同的步骤，用直线状加热器进行加热处理。作为第2A1膜上的绝缘膜，可以使用CVD SiO_2 、PSG、BSG、BPSG、P-SiN、ECR-SiN。以下将第2A1膜上的绝缘膜称为第2绝缘膜。第2绝缘膜的厚度有1000 Å、2000 Å、5000 Å、1 μm几种。使用直线状加热器的加热条件与实施例C1的相同。加热后，用浸蚀法除去第2绝缘膜，与实施例C5一样，用扫描μ-RHEED显微镜来观测电子射线衍射图和扫描μ-RHEED图象。所获结果与实施例C5相同，当基体温度在550℃以上时，第2A1膜发生单晶化。与实施例C5一样，获得了与第17图(b)和(c)相同的扫描μ-RHEED图象，单晶化区域的 L_c 约为1 μm。与实施例C5一样，当基体表面温度在650℃以上时，用俄歇电子分光或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到在基体表面上的绝缘膜与第2A1膜之间的界面处有Si和Al溶解出来。

实施例C7

在实施例C5和C6中，例如在第5图(a)和(b)中，在基体上形成的绝缘膜是用热氧化法形成的 SiO_2 。在本实施例中，作为Si基体上的绝缘膜可以用CVD SiO_2 膜、BSG、PSG、BPSG、P-SiN、T-SiN、LP-SiN。这些绝缘膜的厚度有1000 Å、2500 Å、5000 Å、7500 Å、10000 Å共5种。Si基体的面方位、第1A1膜和第2A1膜的厚度，用直线状加热器的加热条件，都与实施例C1的情况相同。

与实施例 C 5、C 6 一样，当基体温度在 550°C 以上时，第 2 A 1 膜发生单晶化，与实施例 C 5、C 6 一样，获得了与第 1 7 图 (b) 和 (c) 相同的扫描 μ -RHEED 图象，单晶化区域 L_s 约为 1 cm 。与实施例 C 5、C 6 一样，当基体表面温度在 650°C 以上时，用俄歇电子分光或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到，在基体表面上的绝缘膜与第 2 A 1 膜之间的界面处有 Si 和 Al 溶解出来。

实施例 C 8

在实施例 C 1~C 7 中，第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜都是使用通过 LP-CVD 法以 DMAH 和氢制得的纯 Al。

在本实施例中，用 Al-Si 代替纯 Al。在使用 DMAH 和氢的 LP-CVD 法中，添加 Si_2H_6 ，以沉积出 Al-Si。第 1 A 1-Si 膜和第 2 A 1-Si 膜中的 Si 含量皆为 0.2、0.5、1.0%。进行了与实施例 C 1~C 7 相同的热处理。

所获的结果与实施例 C 1~C 7 的相同。

实施例 C 9

在实施例 C 1~C 7 中，第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜都是通过 LP-CVD 法用 DMAH 和氢来形成的。为了用热处理来使第 2 A 1 膜单晶化，第 1 A 1 膜就必须是单晶的。在 LP-CVD 法中，有第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜都在同一装置内连续地沉积的优点，但如果第 2 A 1 膜是多晶的或非晶态的，则没有必要使用由 CVD 法形成的 Al 膜。

在本实施例中，使用与实施例 C 1~C 7 相同的试料和加热处理条件，只是第 2 A 1 膜是用溅射法来形成的。根据由 X 射线衍射法和

传统的RHEED装置来产生的电子射线衍射图对第2A1膜进行测定，用扫描型 μ -RHEED显微镜产生的电子射线衍射图和扫描 μ -RHEED图象对第2A1膜进行的观察，结果表明，第2A1膜的沉积状态是由粒径在约 $1\mu\text{m}$ 以下的晶粒组成的多晶体。

按照与实施例C1~C7相同的条件进行加热处理，所获结果与实施例C1~C7相同，当基体温度在 550°C 以上时，第2A1膜发生了单晶化。但是，按照与实施例C5~C7相同的步骤测定的 L_s 的单晶化区域，与在第2A1膜上使用CVD Al所获得的 $1\mu\text{m}$ 相比，上述的单晶化区域略短一些，其数值为 $0.8\mu\text{m}$ 。另外，与实施例C1~C7一样，当基体表面温度在 650°C 以上时，用俄歇电子分光或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到，在基体表面上的绝缘膜与第2A1膜之间的界面处有Si和Al溶解出来。

实施例C10

使用与实施例C1~C7相同的试料形状、加热条件，第1A1膜是通过LP-CVD法用DMAH、氢和 Si_2H_6 制得的Al-Si膜，第2A1膜是通过LP-CVD法用DMAH和氢制得的纯Al膜。

第1A1-Si膜中的Si含量为0.2、0.5、1.0%。

所获的结果与实施例C1~C7相同。

实施例C11

使用与实施例C1~C7相同的试料形状和加热条件，第1A1膜是通过LP-CVD法用DMAH、氢和 Si_2H_6 制得Al-Si膜，第2A1膜是通过溅射法制得的Al-Si膜。第1A1-Si

膜中的S₁含量为0.2、0.5、1.0%。

所获的结果与实施例C 1~C 7相同。但是，按照与实施例C 5~C 7相同的步骤测定L₈的单晶化区域，与在第2 A 1膜上使用C V D A 1所获得的1 cm相比，上述的单晶化区域略短一些，其数值为0.8 cm。

实施例D 1

准备好与实施例C 1~C 11各自所示试料同样的试料，用灯泡进行加热。

第9图示出了用灯泡加热的方法。

加热基体9 2安装在加热基体支持台9 1上。加热支持台9 1由碳制成。灯泡9 3是一种线状的氙灯。来自灯泡9 3的光，由反射镜9 4集光成线状而到达基体表面上。加热支持台也由安装在加热支持台里面的加热器（图中未示出）来加热。另外，加热区域9 5由于灯泡的移动而在加热基体上移动。加热操作在氢气氛中和大气压下进行。

由于基体支持台9 1移动，加热区域就沿着箭头9 6的方向移动。移动速度约为每分钟0.5、1、2、5、10 cm。

加热区域9 5的基体表面温度用P b S辐射温度计测定，测得的温度约为450℃、550℃、600℃、650℃、700℃。

在按以上所示的方法加热时，所获的结果与实施例C 1~C 11相同。

实施例E 1

准备好与实施例C 1~C 11各自所示试料同样的试料，用高频率进行加热。

在第10图中，对使用高频率加热的加热方法作了说明。

加热基体 103 安装在加热基体支持台(101)上。101 是由碳制成的支持台。另外，102 是石英制的板。如第 10 图所示那样，用于放置基体的加热支持台依靠设置在其周围的高频率线圈(图中未示出)来加热。石英板 102 不受高频率的加热作用，因此基体上的 104 那部分被加热到最高温度。

由于硅片按箭头 105 所示的方向移动，因此高温加热的区域也在硅片上移动。加热操作在氢气氛中和在大气压下进行。移动速度约为每分钟 0.5、1、2、5、10 cm。加热区域 104 的基体表面温度用 PDS 辐射温度计测定，测得的温度约为 450℃、550℃、600℃、650℃、700℃。

按以上所示的方法加热时，所获的结果与实施例 C1—C11 相同。

实施例 F1

准备好与实施例 C1~C11 各自所示试料相同的试料，用电子束进行加热。

第 11 图示出了用电子束加热的方法。

来自灯丝 112 的电子束 113 被集束线圈和扫描线圈 115、偏向板 115' 集束成线状到达加热基体 114 上。在基体上，111 的部分按线状地被加热至高温。由于硅片沿箭头 116 所示方向移动，因此加热至高温的区域 114 也在硅片上移动。加热时气氛的压力为 10^{-8} Torr 以下的真空气氛。

基体的移动速度约为每分钟 0.5、1、2、5、10 cm。加热区域的基体表面温度用 PDS 辐射温度计测定，测得的温度为 450℃、550℃、600℃、650℃、700℃。

按以上所示的方法加热时，所得的结果与实施例C 1~C 11相同。

根据以上解释的实施例，可以看出，在由所有各种基体材料构成的基体表面上都可以形成单晶的A 1膜。

另外，可以形成具有表面性、耐移动性、与基体S i的界面性等作为半导体装置的接线材料属于良好特性的A 1接线。

实施例G 1

下面首先介绍待测定试料的制备方法，试料的断面形状如第1图(a)所示。

利用氢燃烧方式(H_2 : 4 L/min、 O_2 : 2 L/min)，在1000℃下使S i片热氧化。利用S i片的面方位(110)和(111)。在S i片上全部涂上光刻胶，用曝光器将其印晒成所需的图形，在光刻胶显影后，采用反应性离子蚀刻(RIE)等方法把作为基体S iO₂掩蔽物的光刻胶蚀刻掉，使部分的S i表面暴露出来。

然后，用减压CVD法在上述的S i片上沉积A 1膜。使用二甲基铝和氢作为原料气体。沉积温度约为270℃，沉积时在反应管内的压力约为1.5 Torr。首先只在S i表面上露出的那部分表面选择性地沉积A 1(第1A 1膜)，接着进行表面改性工艺以使A 1膜厚度与S iO₂厚度相等，然后在S i片上全面地沉积A 1(第2A 1膜)。作为表面改性工艺，是在减压CVD装置内产生等离子体。

对在待测定的试料上所形成的S iO₂的图形、A 1膜的厚度作如下描述。S iO₂膜的厚度有1000 Å、2500 Å、5000 Å、7500 Å、10000 Å 5种。在S i片上形成的图形是在第

2图(a)中所示的方格图形。方格的大小 L_1 有0.25、0.5、1、2、3、5、10、20 μm 8种。在硅片上全面地沉积的Al膜(第1图的第2Al膜4)的厚度有1000 \AA 、2500 \AA 、5000 \AA 3种。Si基体的面方位、 SiO_2 厚度、格子的大小 L_1 、第2Al膜的厚度共4个条件进行组合,这样就有 $2 \times 5 \times 8 \times 3 = 240$ 种试料需要准备。

在第1和第2Al膜沉积后,用X射线衍射法对其评价,不管 SiO_2 膜厚度、格子尺寸和第2Al膜厚度的数值如何,对任何一个试样都仅观测它的Al(111)峰。此外,使用电子束直径为 $\varnothing 100\mu\text{m} - 1\text{mm}$ 的传统RHEED装置来观察电子射线衍射图,结果对每一个试样都观察到如图14(a)所示的环状图形。从而确认全面沉积的Al是(111)取向的多晶体。并且在扫描型 μ -RHEED显微镜上装入试样,使用缩小到0.1 μm 的电子射线观察电子射线衍射图,结果观察到如图14(b)所示那样的斑点图。虽然其强度较弱。利用斑点状衍射图上的衍射斑点强度来观察 μ -RHEED图象,获得了如图15(a)那样的图象,其中斜线部分是衍射斑点强度较强的区域,这表明它是由一些数 $\mu\text{m} \sim 10\mu\text{m}$ 的晶粒构成的多晶体。

对上述试样用公知的离子注入法将Al离子注入第2Al膜中。加速电压为50KV,注入量为 $5 \times 10^{15}\text{cm}^{-2}$ 或 $1 \times 10^{16}\text{cm}^{-2}$

上述离子注入一旦进行,第2Al膜就发生非晶质化或微晶化。非晶质化和微晶化用以下的方式来确认。首先,进行X射线衍射法测定。在沉积状态下观察Al(111)的衍射峰,测定离子注入试样的X射线衍射图,但未观测到表示Al的衍射峰。此外,使用传统的

RHEED装置测定的电子射线衍射图形既不是环状图形，也不是斑点图形，而是观测到所谓的光圈式电子射线衍射图形。即用离子注入法得到的Al膜或者Al-Si膜既不是单晶体，也不是通常的多晶体，而是一种呈现非晶质或微晶态的物质。

将已注入离子的试样装入电炉，在200℃、250℃、300℃、350℃、400℃、450℃、550℃、600℃9个温度下进行热处理，热处理时间约为3小时。热处理在氢气氛中和在大气压下进行。

将上述各个试样在上述条件下进行热处理后，在扫描 μ -RHEED显微镜内观察电子射线衍射图和扫描 μ -RHEED图象。

不管Si片的面方位、SiO₂膜厚度、方格尺寸、第2Al膜厚度等数值如何，对任一个试样来说，当热处理温度在250℃以上的情况下，其电子射线衍射图的强度都比加热前的强度要强，所观察到的斑点图示于图14(b)。根据衍射斑点出现的位置，可以判断，图14(b)的衍射图是由于电子射线在Al(111)面上从(101)方向入射所产生的衍射图。利用图14(b)的衍射图上的衍射斑点A(111衍射斑点)和衍射斑点C(202衍射斑点)的强度来观察扫描 μ -RHEED图象，所获结果与图15(b)和(c)相同。在图15(b)和(c)中，斜线部分是衍射斑点强度较强的区域。当观察形成于格子图上的沉积Al膜时，发现衍射斑点A和C二者都增强，因此可以确认，由于热处理而导致了单晶化。将热处理后的试样用传统的RHEED来观察其电子射线衍射图，对任一个试样都观察到表示如图14(b)那样单晶的斑点图。

也就是说，在利用离子注入法，使第2Al膜非晶质化后，再对

其进行热处理，就可使得用LP-CVD法沉积的、其状态为多晶态的A₁发生单晶化。

另外，当基体表面温度在600℃时，使用俄歇电子分光或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到在基体表面上的绝缘膜和第2A₁膜之间的界面处有Si和A₁熔出。

实施例G 2

在实施例G 1中，在第2A₁膜上离子注入A₁⁺，本实施例采用与实施例G 1相同的步骤，在试样中离子注入Si⁺。

Si⁺的离子注入条件如下：

加速电压80KV，注入量为 $5 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 或 $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 。

所获结果与实施例G 1相同，由于离子注入使第2A₁膜成为非晶质化或微晶化状态，当热处理温度在250℃以上时，第2A₁膜单晶化。

实施例G 3

在实施例G 1中，在第2A₁膜上离子注入A₁⁺，本实施例采用与实施例G 1相同的步骤，在试样中离子注入H⁺。

H⁺的离子注入条件如下：

加速电压20KV，注入量为 $5 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 或 $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ 。

所获结果与实施例G 1相同，由于离子注入使第2A₁膜成为非晶质化或微晶化状态，当热处理温度在250℃以上时，第2A₁膜单晶化。

实施例 G 4

在实施例 G 1 中，在第 2 A 1 膜上离子注入 Al^+ ，本实施例采用与实施例 G 1 相同的步骤，在试样中离子注入 Ar^+ 。

Ar^+ 的离子注入条件如下：

加速电压 80 KV，注入量为 $5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 或者 $5 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 。

所获结果与实施例 G 1 相同，由于离子注入使第 2 A 1 膜成为非晶质化或微晶化状态，当热处理温度在 250 °C 以上时，第 2 A 1 膜单晶化。

实施例 G 5

采用与实施例 G 1 相同的步骤，制备具有如图 1 (a) 所示断面的试样，进行离子注入和热处理。

与实施例 G 1 不同之处是在 Si 片上形成的图形形状。在 Si 片上的图形是图 2 (b) 所示的开孔图形。该开孔图形的尺寸 L_2 为 0.25、0.5、1、2、5 μm 等 5 种， L_3 为 1、2、5、10、20 μm 等 5 种。 L_2 、 L_3 组合起来就形成 25 种开孔图形。SiO₂ 膜的厚度、在硅片上全面地沉积的 Al (图 1 的第 2 A 1 膜，4) 的厚度与实施例 G 1 相同。将经过上述工艺制成的试样采用与实施例 G 1 相同的步骤，离子注入 Al^+ ，此后在电炉中进行热处理并对其观察。 Al^+ 的离子注入条件与实施例 G 1 相同。试样的热处理条件也与实施例 G 1 相同。

与实施例 G 1 相同，对用 LP-CVD 法产生的呈沉积状态的第 2 A 1 膜进行 X 射线衍射，使用传统的 RHEED 装置进行电子射线衍射图的观察，用扫描 μ -RHEED 显微镜对电子射线衍射图和扫

描 μ -RHEED图象进行观察,结果表明,对于任一个试样来说,全面地沉积的Al都是由一些数 $\mu\text{m}\sim 10\mu\text{m}$ 粗细的晶粒构成的,取向为(111)的多晶体。

此外,离子注入Al⁺的全部试样皆与实施例G1相同,都被确认为是非晶质的或微晶态的物质。

然后,按照与实施例G1同样的条件,在电炉中进行热处理,用扫描型 μ -RHEED显微镜观察电子射线衍射图和扫描 μ -RHEED图象,与实施例G1相同,不管Si片的面方位、SiO₂膜厚度、方格尺寸、第2Al膜厚度等数值如何,对于全部试样,皆在250℃以上的情况下,根据扫描 μ -RHEED图象的观察,可以确认,都已单晶化。此外,与实施例G1相同,当基体表面温度在600℃以上时,用俄歇电子分光或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布,结果观察到,在基体表面上的绝缘膜和第2Al膜之间的界面处有Si和Al熔出。

实施例G6

在实施例G5中,在第2Al膜上离子注入Al⁺。在本实施例中,采用与实施例G5同样的步骤,向试样中离子注入Si⁺。

Si⁺的离子注入条件与实施例G2相同。

所获结果与实施例G5相同,经离子注入的第2Al膜成为非晶质化或微晶化状态,当热处理温度在250℃以上时,第2Al膜单晶化。

实施例G7

在实施例G5中,在第2Al膜上离子注入Al⁺。在本实施例中,采用与实施例G5同样的步骤,向试样中离子注入H⁺。

H⁺ 的离子注入条件与实施例 G 3 相同。

所获结果与实施例 G 5 相同，经离子注入的第 2 A 1 膜成为非晶质化或微晶化状态。当热处理温度在 250 °C 以上时，第 2 A 1 膜单晶化。

实施例 G 8

在实施例 G 5 中，向第 2 A 1 膜离子注入 A l⁺。在本实施例中，采用与实施例 G 5 同样的步骤，向试样中离子注入 A r⁺。

A r⁺ 的离子注入条件与实施例 G 4 相同。

所获结果与实施例 G 1 相同。经离子注入的第 2 A 1 膜成为非晶质化或微晶化状态。当热处理温度在 250 °C 以上时，第 2 A 1 膜单晶化。

实施例 G 9

按照与实施例 G 1 相同的步骤制备具有如图 1 (a) 所示断面的试样，进行离子注入和热处理。与实施例 G 1 的不同之处是在 S i 片上形成的图样形状。S i 片上的图样如图 2 (c) 所示的直线与间隔图。直线与间隔图的尺寸 L₄ 为 0. 25、0. 5、1、2、5 μ m 5 种，L₅ 为 1、2、5、10、20 μ m 5 种。由 L₄ 和 L₅ 组合可形成 25 种直线与间隔图。S i O₂ 膜的厚度，在硅片上全面地沉积的 A l (图 1 的第 2 A 1 膜，4) 的厚度皆与实施例 1 相同。

将经过上述工序制备的试样采用与实施例 G 1 相同的步骤，离子注入 A l⁺，然后在电炉中进行热处理并对其观察。A l⁺ 离子的注入条件与实施例 G 1 相同，试样的热处理条件也与实施例 G 1 相同。

与实施例 G 1 相同，对用 L P - C V D 法形成的呈沉积状态的第 2 A 1 膜进行 X 射线衍射，用传统 R H E E D 装置进行电子射线衍射

图的观察，用扫描 μ -RHEED显微镜对电子射线衍射图和扫描 μ -RHEED图象进行观察。对于任一个试样来说，全面地沉积的Al（第2A1膜）都是由一些数 μm - $10\mu\text{m}$ 粗细的晶粒构成的，取向为(111)的多晶体。

此外，经离子注入Al⁺的任一个试样皆与实施例G1相同，都被确认是非晶质的或微晶态的物质。

然后，按照与实施例G1相同的条件，在电炉中进行热处理，用扫描型 μ -RHEED显微镜观察电子射线衍射图和扫描 μ -RHEED图象。与实施例G1相同，不管Si片的面方位、SiO₂膜厚度，方格尺寸、第2A1膜厚度等数值如何，对于任何试样，皆在热处理温度为250℃以上的情况下，根据扫描 μ -RHEED图象的观察，可以确认都已单晶化。此外，与实施例G1相同，当基体表面温度在600℃以上时，用俄歇电子分光或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到在基体表面上的绝缘膜与第2A1膜之间的界面处有Si和Al熔出。

实施例G10

在实施例G9中，向第2A1膜离子注入Al⁺，本实施例采用与实施例G9同样的步骤，向试样中离子注入Si⁺。

Si⁺的离子注入条件与实施例G3相同，情况如下。

所获结果与实施例G9相同。通过离子注入使第2A1膜成为非晶质化或微晶化状态，当热处理温度在250℃以上时，第2A1膜单晶化。

实施例G11

在实施例G9中，向第2A1膜离子注入Al⁺。本实施例采用

与实施例 G 9 相同的步骤，向试样中离子注入 H^+ 。

H^+ 的离子注入条件与实施例 G 3 相同。

所获结果与实施例 G 9 相同，通过离子注入使 2 A 1 膜成为非晶质化或微晶化状态。当热处理温度在 250℃ 以上时，第 2 A 1 膜单晶化。

实施例 G 1 2

在实施例 G 9 中，向第 2 A 1 膜离子注入 Al^+ 。本实施例采用与实施例 G 9 同样的步骤，向试样中离子注入 Ar^+ 。

Ar^+ 的离子注入条件与实施例 G 4 相同。

所获结果与实施例 G 9 相同，由于离子注入，使第 2 A 1 膜成为非晶态化或微晶化状态，当热处理温度在 250℃ 以上时，第 2 A 1 膜单晶化。

实施例 G 1 3

在实施例 G 1 ~ G 1 2 中，试样的断面结构是在图 1 (a) 所示的试样表面上全面地形成第 2 A 1 膜。本实施例是在实施例 G 1 ~ G 1 2 中的第 2 A 1 膜上按照图 1 (b) 所示那样形成绝缘膜。采用实施例 G 1 ~ G 1 2 同样的步骤进行离子注入并用电炉进行热处理。另外，本实施例是在第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜沉积好后进行离子注入，在离子注入后用电炉进行热处理。离子注入条件、热处理条件与实施例 G 1 ~ G 1 2 相同。作为第 2 A 1 膜上的绝缘膜，使用以常压 CVD 法成膜的 SiO_2 (以下简称 CVD SiO_2)、以常压 CVD 法成膜的含硼氧化膜 (以下简称 BSG)、以常压 CVD 法成膜的含磷氧化膜 (以下简称 PSG)、以常压 CVD 法成膜的含硼和磷的氧化膜 (以下简称 BPSG)、以等离子 CVD 法成膜的氮化膜 (以下简称 P-

S i N)、用 E C R 装置成膜的氮化膜(以下简称 E C R - S i N)。下文中将第 2 A 1 膜上的绝缘膜称为第 2 绝缘膜。

第 2 绝缘膜的厚度为 1000 \AA 、 2000 \AA 、 5000 \AA 、 $1 \mu\text{m}$ 。热处理温度与实施例 G 1 ~ G 1 2 相同。热处理后,将第 2 绝缘膜用浸蚀法除去。与实施例 G 1 ~ G 1 2 同样,用扫描 μ - R H E E D 显微镜观测电子衍射图和扫描 μ - R H E E D 图象。所获结果与实施例 G 1 ~ G 1 2 相同。当基体温度在 $250 \text{ }^\circ\text{C}$ 以上时,第 2 A 1 膜单晶化。另外,与实施例 G 1 ~ G 1 2 同样,当基体表面温度在 $600 \text{ }^\circ\text{C}$ 以上时,用俄歇电子分光或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布,结果观察到在基体表面上的绝缘膜与第 2 A 1 膜之间的界面处有 S i 和 A l 熔出。

实施例 G 1 4

在实施例 G 1 ~ G 1 2 中,试样的断面结构是在图 1 (a) 所示的试样表面上全面地形成第 2 A 1 膜。本实施例是在图 1 (b) 所示的第 2 A 1 膜上形成绝缘膜。采用实施例 G 1 - G 1 2 同样的步骤,进行离子注入和在电炉中进行热处理。实施例 G 1 3 是在离子注入后沉积第 2 绝缘膜,然后用电炉进行热处理。本实施例是在第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜沉积好后,接着沉积第 2 绝缘膜,然后进行离子注入和在电炉中进行热处理。离子注入条件和热处理条件与实施例 G 1 - G 1 2 相同。作为第 2 A 1 膜上的绝缘膜,使用 C V D SiO_2 、B S G、P S G、B P S G、P - S i N、E C R - S i N。第 2 绝缘膜的厚度为 500 \AA 、 1000 \AA 。热处理温度与实施例 G 1 - G 1 2 相同。热处理后,将第 2 绝缘膜用浸蚀法除去。与实施例 G 1 - G 1 2 同样,用扫描 μ - R H E E D 显微镜观测电子衍射图和扫描

μ -RHEED图像。所获结果与实施例G1-G12相同，当基体温度在250℃以上时，第2A1膜单晶化。此外，与实施例G1-G12同样，当基体表面温度在600℃以上时，用俄歇电子分光或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到在基体表面上的绝缘膜和第2A1膜之间的界面处有Si和Al溶出。

实施例G15

在实施例G1-G14中，在图1(a)基体上形成的绝缘膜(第1绝缘膜)是用热氧化法形成的SiO₂。本实施例采用CVD SiO₂膜、BSG、PSG、BPSG、P-SiN, T-SiN、LP-SiN、ECR-SiN作为Si基体上的绝缘膜。这些绝缘膜的厚度为1000Å、2500Å、5000Å、7500Å、10000Å 5种。

第1A1膜和第2A1膜的厚度、离子注入条件均与实施例G1-G14相同。

与实施例G1-G14同样，当基体温度在250℃以上时，第2A1膜单晶化。此外，与实施例G1-G14同样，当基体温度在600℃以上时，用俄歇电子分光或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到，在基体表面上的绝缘膜与第2A1膜之间的界面处有Si和Al溶出。

实施例G16

测定第2A1膜单晶化的区域。试样形状的模式图示于图18。其断面构造与图1(a)相同。在Si基体的绝缘膜上形成宽度为L₁₀的直线，即形成宽度为L₁₀的单晶Al(第1A1膜)。直线的宽度L₁₀为0.5μm、1μm、2μm、5μm、10μm、

20 μm 6种。Si片的面方位采取(100)和(111)。采用热氧化法的SiO₂作为绝缘膜。SiO₂膜的厚度为1000 Å、2500 Å、5000 Å、7500 Å、10000 Å 5种。在硅片表面上全面地沉积的Al(图1的第2 Al膜, 4, 或者图18的第2 Al膜63)的厚度为1000 Å、2500 Å、5000 Å 3种。Si基体的面方位、SiO₂厚度、第1 Al膜宽度L₁₀、第2 Al膜厚度4个条件组合起来, 共有2×5×6×3=制备了180种试样。

根据X射线衍射法和传统RHEED装置对电子射线衍射图的观察, 和用扫描型μ-RHEED显微镜对电子射线衍射图和扫描μ-RHEED图像的观察, 结果表明, 第2 Al膜的结晶性与实施例G1一样, 是由一些数μ~10 μm粗细的晶粒构成的多晶体。

至于离子注入条件, 按与实施例G1相同的条件注入Al⁺。由于离子注入使第2 Al膜发生非晶质化或者微晶化。在离子注入之后, 按与实施例G1同样的条件用电炉进行热处理。

热处理后, 在扫描型μ-RHEED显微镜中观察电子射线衍射图和扫描μ-RHEED图像。该电子射线衍射图与实施例G1同样, 观察到其强度比加热处理前强度更强的, 如图14(b)那样的斑点图。利用111衍射斑点、202衍射斑点来测定的扫描μ-RHEED图像分别与图17(b)和(c)相同。图17(a)表示Si基体上的图形, 第1 Al膜的方向(直线方向)与图17(a)的y方向大致平行。根据对图17(c)的L_s的测定, 可以知道单晶化区域的长度。

在图17(c)中, L_s正如所示的那样恰好是10—20 μm,

但当基体温度在250℃以上时， L_s 约为1cm。也就是说，以单晶态的第1A1膜作为核心，在SiO₂ 上的第2A1膜在长1cm的范围内发生了单晶化。此外，与实施例G1—G12同样，当基体表面温度在600℃以上时，用俄歇电子分光或者二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到在基体表面上的绝缘膜与第2A1膜之间的界面处有Si和Al熔出。

实施例G17

在实施例G16中，向第2A1膜离子注入Al⁺，本实施例采用与实施例G16同样的步骤，向试样中离子注入Si⁺。

Si⁺的离子注入条件与实施例G2相同。

所获结果与实施例G16相同，经离子注入的第2A1膜成为非晶质化或者微晶化状态，当热处理温度在250℃以上时，第2A1膜单晶化。

实施例G18

在实施例G16中，向第2A1膜离子注入Al⁺，本实施例采用与实施例G16同样的步骤，向试样中离子注入H⁺。

H⁺的离子注入条件与实施例G3相同。

所获结果与实施例G16相同，经离子注入的第2A1膜成为非晶质化或者微晶化状态。当热处理温度在250℃以上时，第2A1膜单晶化。

实施例G19

在实施例G16中，向第2A1膜离子注入Al⁺，本实施例采用与实施例G1同样的步骤，向试样中离子注入Ar⁺。

Ar⁺的离子注入条件与实施例G4相同。

所获结果与实施例G 1 6相同，经离子注入的第2 A 1膜成为非晶质化或者微晶化状态，当热处理温度在2 5 0 °C以上时，第2 A 1膜单晶化。

实施例G 2 0

在实施例G 1 6—G 1 9中，试样的断面结构如图1 8所示，第2 A 1膜在试样的全部表面上形成。本实施例按图1 9所示那样在第2 A 1膜上形成绝缘膜。按照与实施例G 1 6—G 1 9同样的步骤，进行离子注入和热处理。另外，本实施例在第1 A 1膜和第2 A 1膜沉积后，进行离子注入。离子注入后，用电炉进行热处理。离子注入条件和热处理条件与实施例G 1 6—G 1 9相同。用CVD SiO₂、BSG、PSG、BPSG、P-SiN、ECR-SiN作为第2 A 1膜上的绝缘膜（第2绝缘膜）。第2绝缘膜的厚度为1 0 0 0 Å、2 0 0 0 Å、5 0 0 0 Å和1 μm。热处理温度与实施例G 1 6—G 1 9相同。热处理后，用浸蚀法除去第2绝缘膜。与实施例G 1 6—G 1 9同样，用扫描μ-RHEED显微镜观测电子射线衍射图和扫描μ-RHEED图像。所获结果与实施例G 1 6—G 1 9相同。当基体温度在2 5 0 °C以上时，第2 A 1膜单晶化。

此外，与实施例G 1 6—G 1 9同样，当基体表面温度在6 0 0 °C以上时，用俄歇电子分光或者二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到，在基体表面上的绝缘膜与第2 A 1膜之间的界面处有Si和Al溶出。

实施例G 2 1

在实施例G 1 6—G 1 9中，试样断面结构如图1 (a)所示，在其试样表面上全面地形成第2 A 1膜。本实施例在实施例G 1—

G 1 2 中的第 2 A 1 膜上形成如图 1 9 所示的绝缘膜。采用与实施例 G 1 6—G 1 9 同样的步骤，进行离子注入和电炉热处理。再有，实施例 G 2 0 是在离子注入后沉积第 2 绝缘膜，再在电炉中进行热处理。本实施例是在第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜沉积后，接着沉积第 2 绝缘膜，然后再进行离子注入和用电炉进行热处理。离子注入条件和热处理条件与实施例 G 1 6—G 1 9 相同。

用 C V D SiO_2 、B S G、P S G、B P S G、P—S i N、E C R—S i N 作为第 2 A 1 膜上的绝缘膜。第 2 绝缘膜的厚度为 500 \AA 、 1000 \AA 。热处理温度与实施例 G 1 6—G 1 9 相同。热处理后，用浸蚀法除去第 2 绝缘膜。与实施例 G 1 6—G 1 9 同样，用扫描 μ -R H E E D 显微镜观察电子射线衍射图和扫描 μ -R H E E D 图像。所获结果与实施例 G 1 6—G 1 9 相同，当基体温度在 250°C 以上时，第 2 A 1 膜单晶化。此外，与实施例 G 1 6—G 1 9 同样，当基体表面温度在 600°C 以上时，用俄歇电子分光或者二次离子质谱分析法测定深度方向上的分布，结果观察到在基体表面上的绝缘膜与第 2 A 1 膜之间的界面处有 S i 和 A l 熔出。

实施例 G 2 2

在实施例 G 1 6—G 2 1 中，在图 1 8 或者图 1 9 的 S i 基体上形成的绝缘膜（第 1 绝缘膜）是用热氧化法形成的 SiO_2 。本实施例用 C V D SiO_2 膜、B S G、P S G、B P S G、P—S i N、T—S i N、L P—S i N、E C R—S i N 作为 S i 基体上的绝缘膜。该绝缘膜的厚度为 1000 \AA 、 2500 \AA 、 5000 \AA 、 7500 \AA 、 10000 \AA 5 种。

第 2 A 1 膜和第 2 绝缘膜的厚度，离子注入条件皆与实施例 G 1 6

—G 2 1 相同。

与实施例 G 1 6—G 2 1 相同，当基体温度在 2 5 0 °C 以上时，第 2 A 1 膜单晶化。此外，与实施例 G 1 6—G 2 1 同样，当晶体温度在 6 0 0 °C 以上时，用俄歇电子分光或二次离子质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到，在基体表面上的绝缘膜和第 2 A 1 膜之间的界面处有 S i 和 A l 熔出。

实施例 G 2 3

在实施例 G 1—G 2 2 中，第 1 A 1 膜与第 2 A 1 膜皆是通过 L P—C V D 法用 D M A H (二甲基氢化铝) 和氢制得的纯 A l。本实施例用 A l—S i 替代纯 A l。在使用 D M A H 和氢的 L P—C V D 法中，添加 $S i_2H_6$ 以沉积 A l—S i。第 1 A 1—S i 膜和第 2 A 1—S i 膜中 S i 的含量为 0. 2、0. 5、1. 0 %。

将实施例 G 1—G 2 2 中的 A l 用 A l—S i 替代。进行与实施例 G 1—G 2 2 同样的热处理。

所获结果与实施例 G 1—G 2 2 相同。

实施例 G 2 4

在实施例 G 1~G 2 2 中，第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜皆是通过 L P—C V D 法用 D M A H 和氢形成。为了用热处理使第 2 A 1 膜单晶化，第 1 A 1 膜必须是单晶的，使用 L P—C V D 法时，将第 1 A 1 膜和第 2 A 1 膜在同一装置内连续地沉积，这样虽有其优点，但是，如果第 2 A 1 膜是多晶的或者非晶质的，那末就没有必要用 C V D 法来形成 A l 膜。

本实施例采用与实施例 G 1—G 2 2 同样的试样和热处理条件，不同的仅仅是第 2 A 1 膜用喷溅法形成。对第 2 A 1 膜，以 X 射线衍

射法和传统的 RHEED 装置进行电子射线衍射图测定并以扫描型 μ -RHEED 进行电子射线衍射图和扫描 μ -RHEED 图像的观察，结果发现，其沉积状态是一些粒径在约 $1 \mu\text{m}$ 以下的多晶体，

按照与实施例 G 1-G 2 2 相同的条件进行离子注入和加热处理，所获结果与实施例 G 1-G 2 2 相同。当基体温度在 250°C 以上时，第 2 A 1 膜单晶化，但是，按照与实施例 G 1 6-G 2 2 同样的步骤测得的 L_s 的单晶化区域比在第 2 A 1 膜上使用 CVD A 1 所获得的 L_{cm} 要短，其数值约为 0.8 cm 。此外，与实施例 G 1-G 2 2 同样，当基体表面温度在 600°C 以上时，用电子分光或者二次质量分析法测定深度方向上的分布，结果观察到在基体表面上的绝缘膜与第 2 A 1 膜之间的界面处有 S 1 和 A 1 熔出。

实施例 G 2 5

采用与实施例 G 1-G 2 2 同样的试样形状和加热条件，第 1 A 1 膜是通过 LP-CVD 法用 DMAH、氢和 Si_2H_6 形成的 A 1-S 1，第 2 A 1 膜是通过 LP-CVD 法用 DMAH 和氢形成的纯 A 1。第 1 A 1-S 1 膜中的 S 1 含量为 0.2、0.5、1.0%。

所获结果与实施例 G 1-G 2 2 相同。

实施例 G 2 6

采用与实施例 G 1-G 2 2 同样的试样形状和加热条件，第 1 A 1 膜是通过 LP-CVD 法用 DMAH、氢和 Si_2H_6 形成的 A 1-S 1，第 2 A 1 膜是通过喷溅法形成的 A 1-S 1。第 1 A 1-S 1 膜中的 S 1 含量为 0.2、0.5、1.0%。

所获结果与实施例 G 1-G 2 2 相同。但是，按照与实施例 G 1 6-G 2 2 同样的步骤测得的 L_s 单晶化区域，比在第 2 A 1 膜

上使用 CVD Al 所获得的 l_{cm} 要短, 其数值约为 0.8 cm 。

如以上说明的那样, 按照本发明, SiO_2 上的 Al 膜都是在 SiO_2 形成的图形上, 在 Si 露出的那部分存在的单晶 Al, 在此情况下, 可以通过热处理来达到单晶化。而且采用低温热处理来达到单晶化是可能的。通过将该单晶化的 Al 用作布线, 可提高其抗迁移的能力。

图 1A

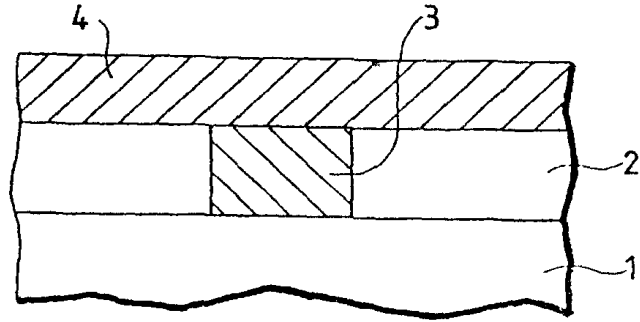


图 1B

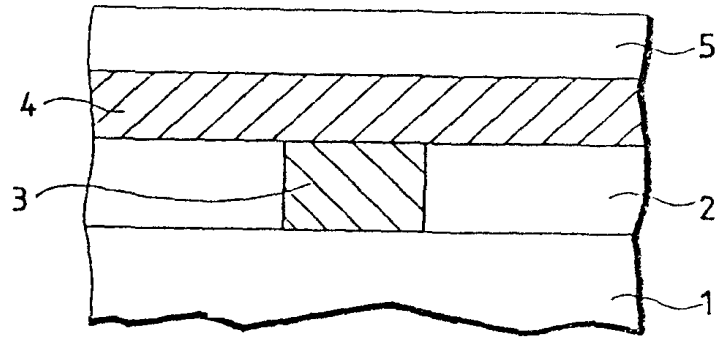


图 1C

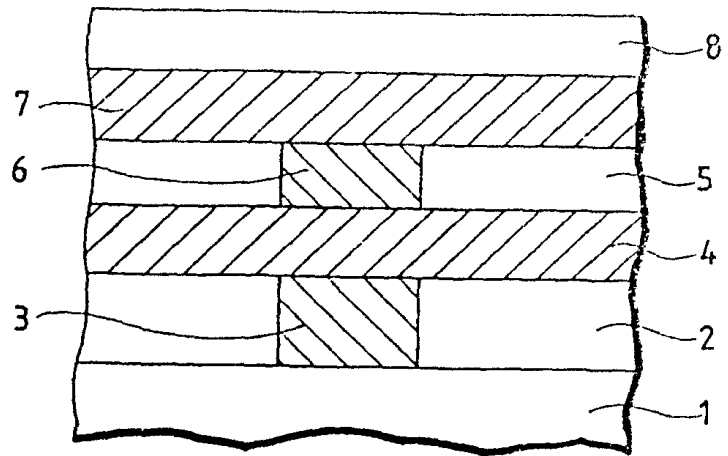


图 2A
方格图形

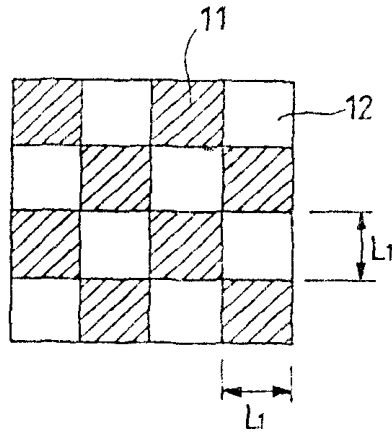


图 2B
开孔图形

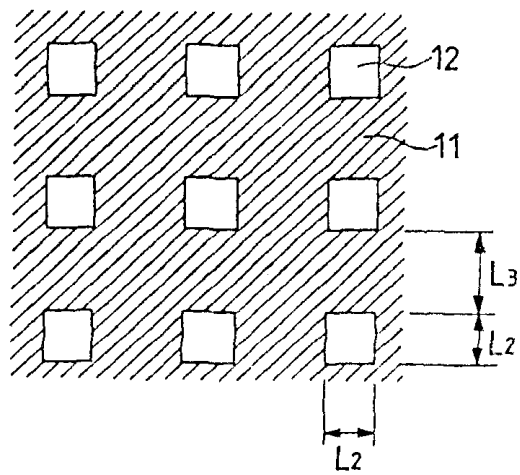


图 2C
线条和间隔图形

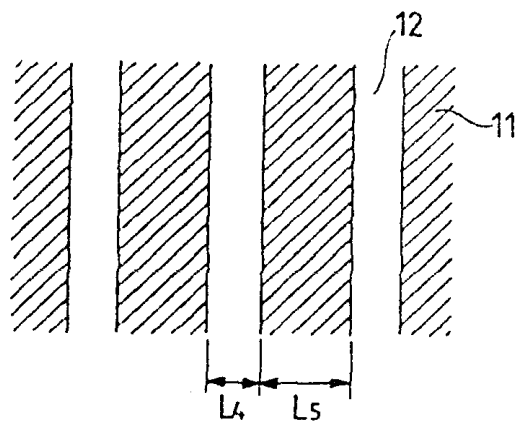


图 3

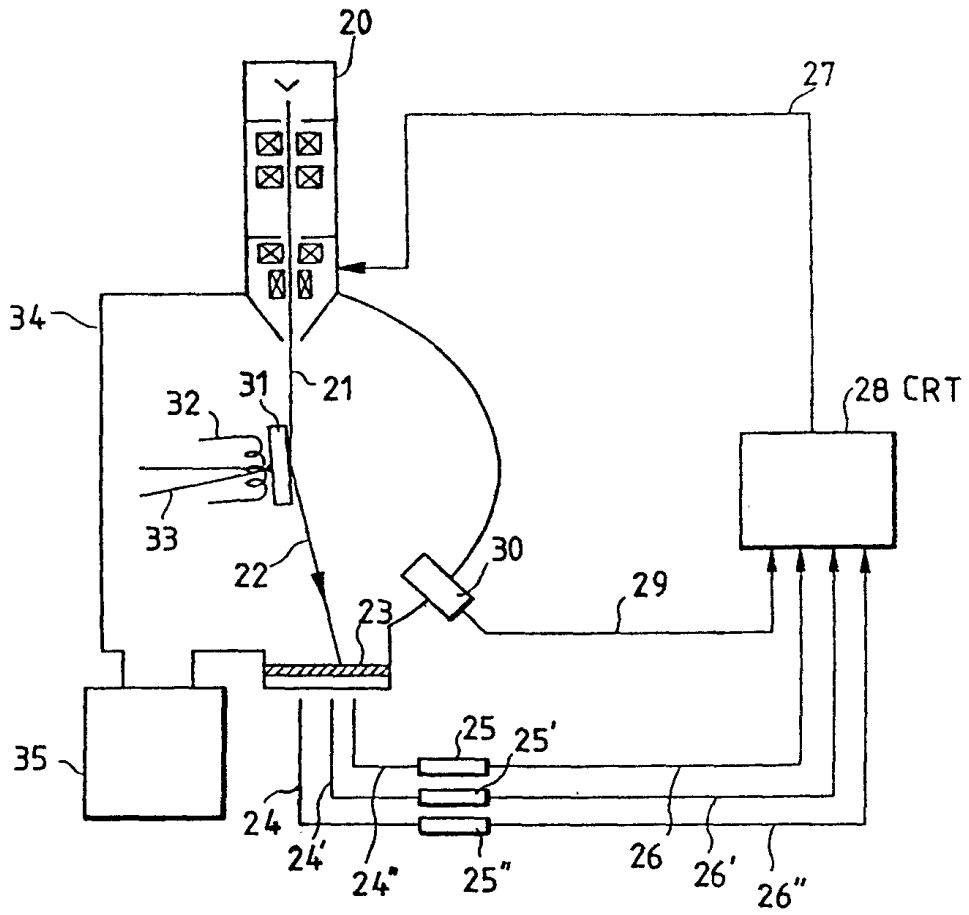


图 4

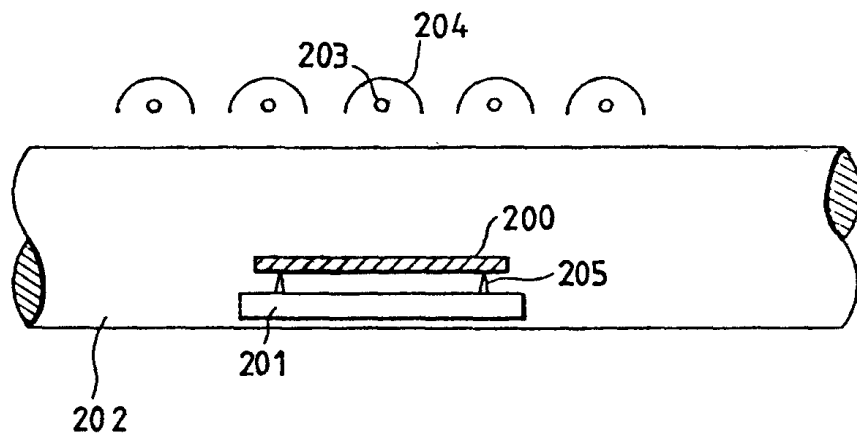


图 5A

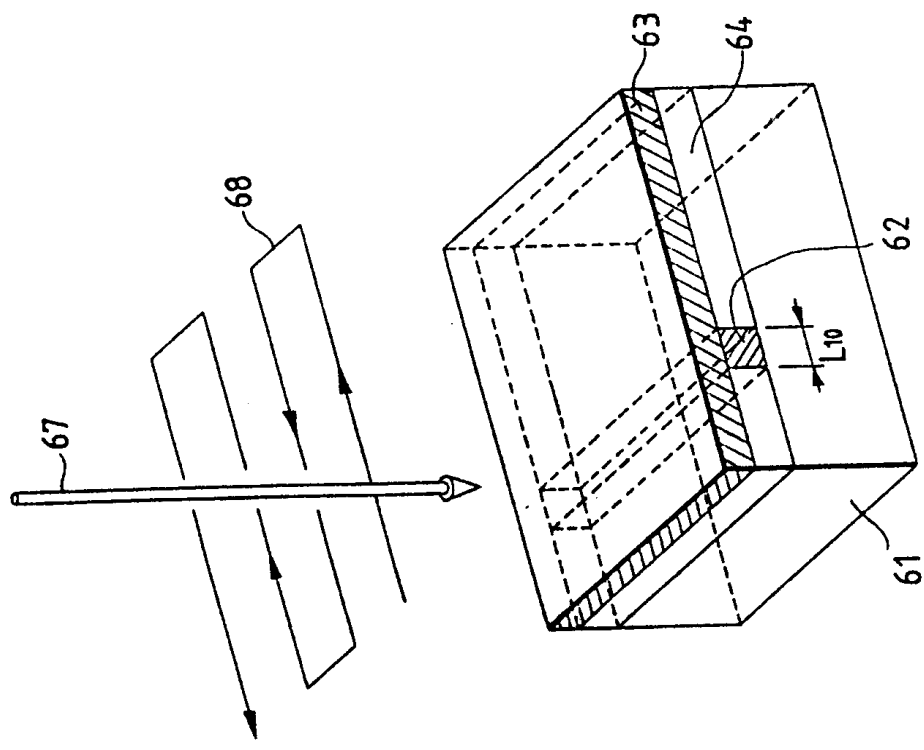


图 5B

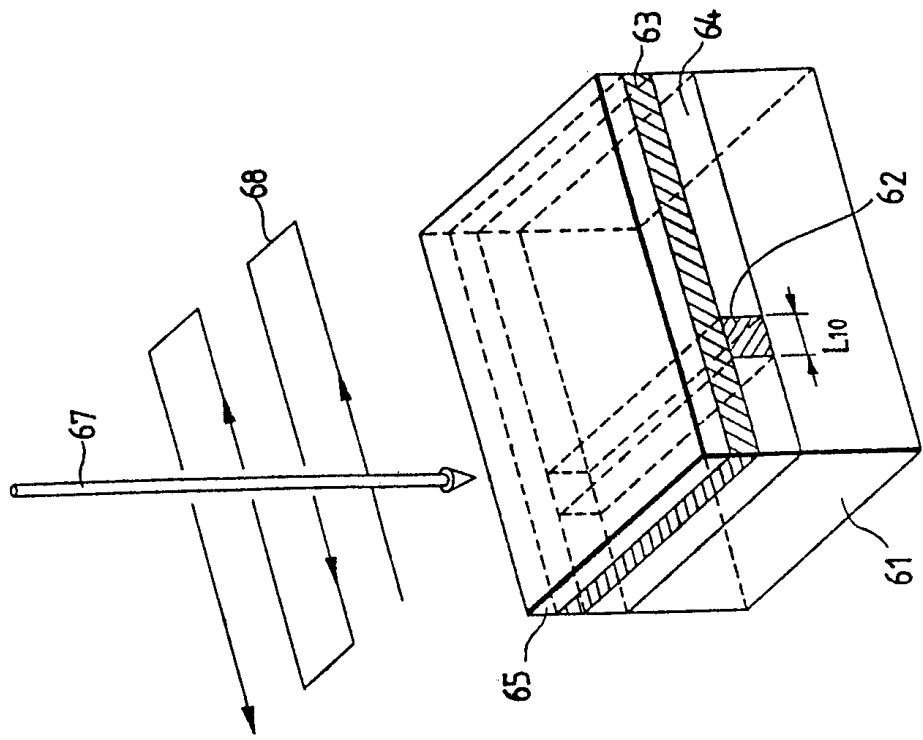


图 6A

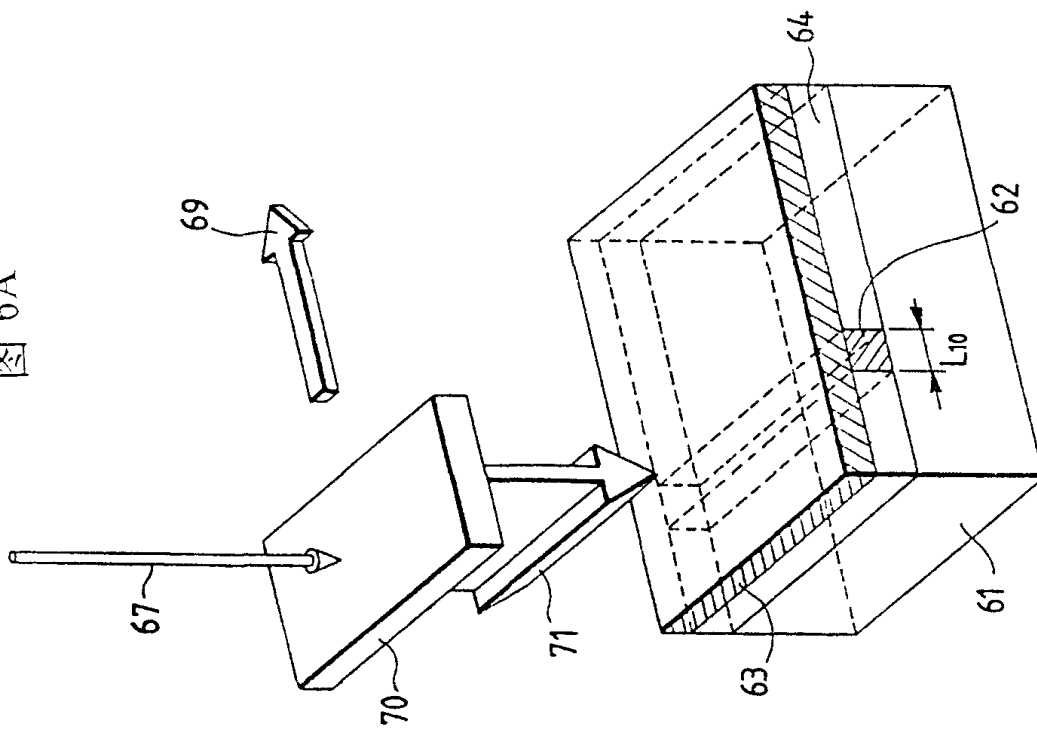


图 6B

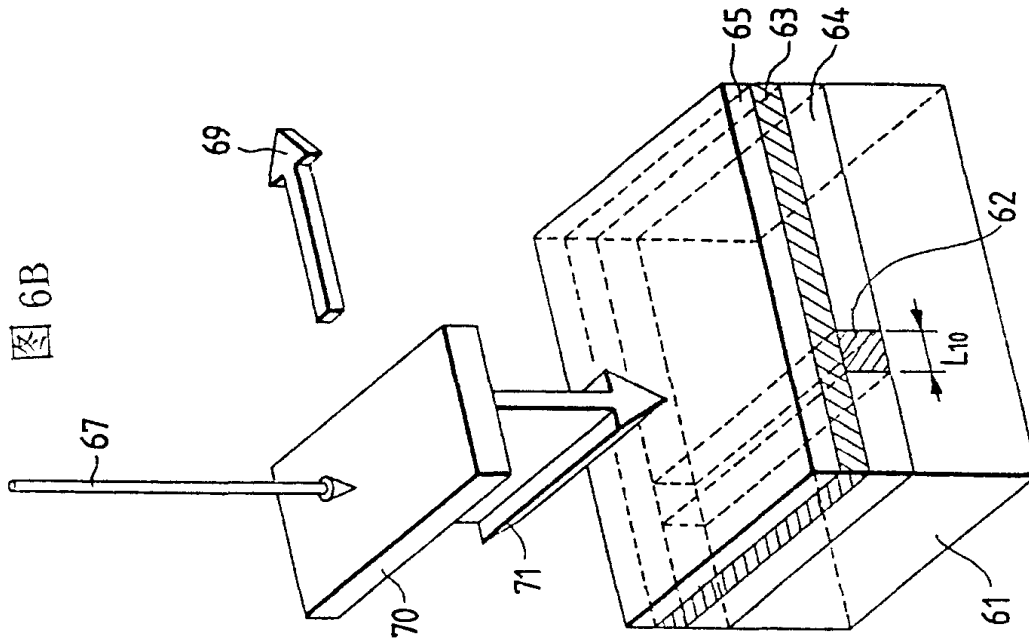


图 7B

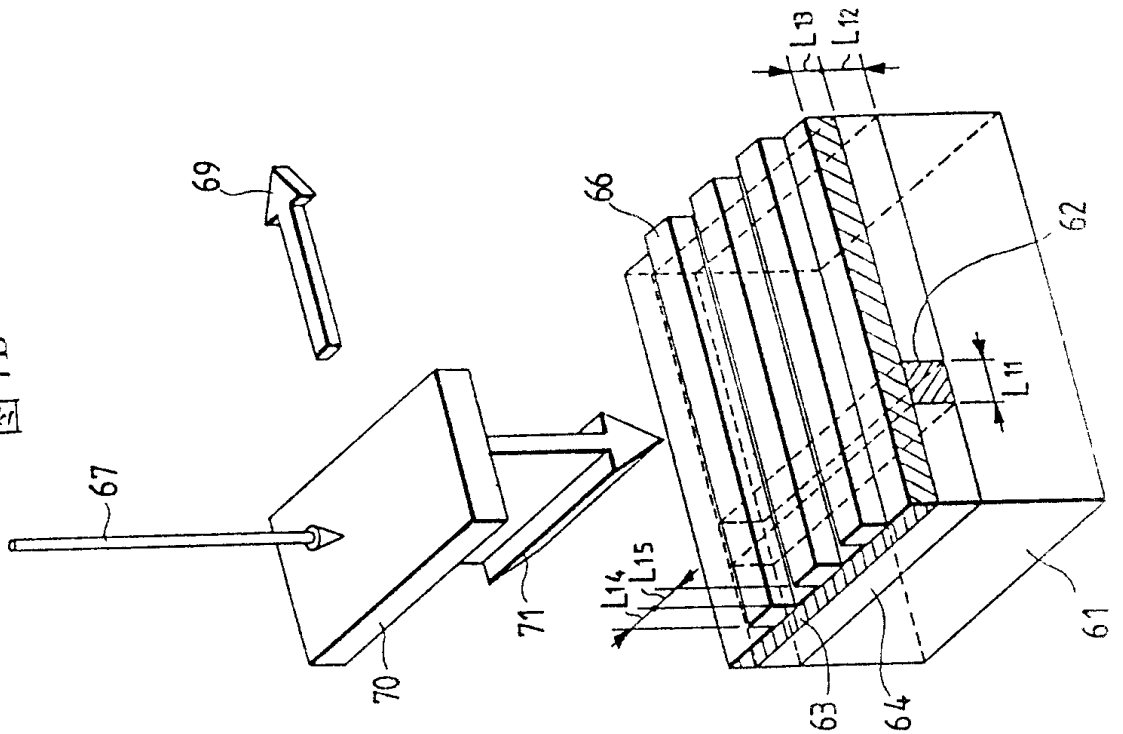


图 7A

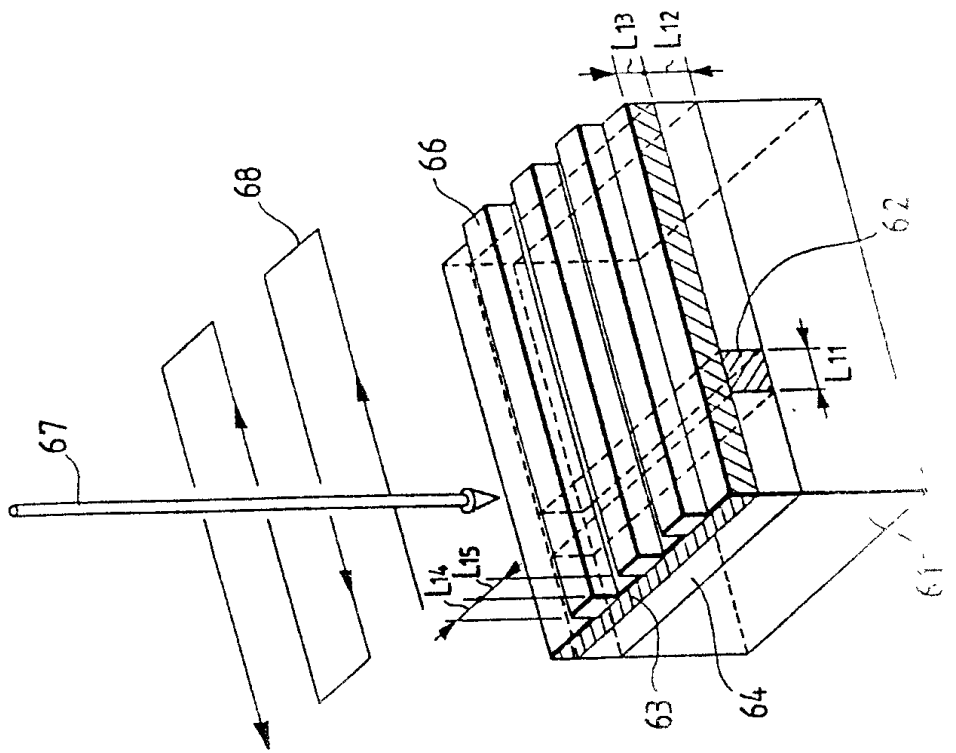


图 8

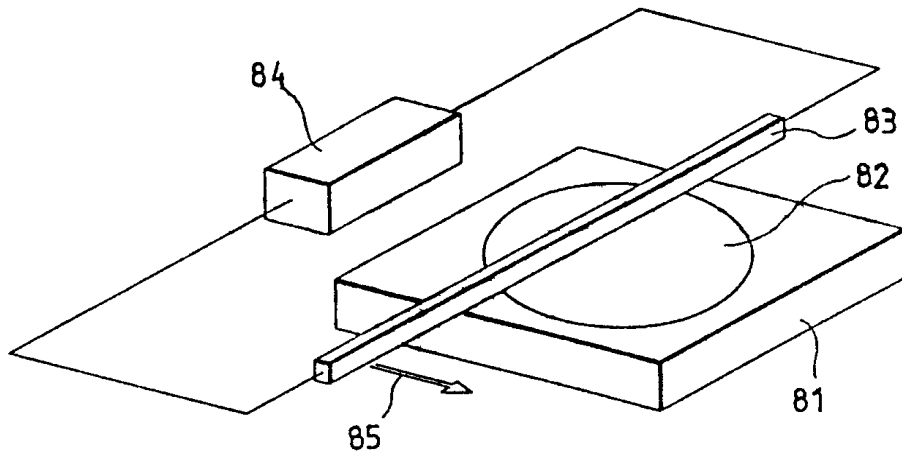


图 9

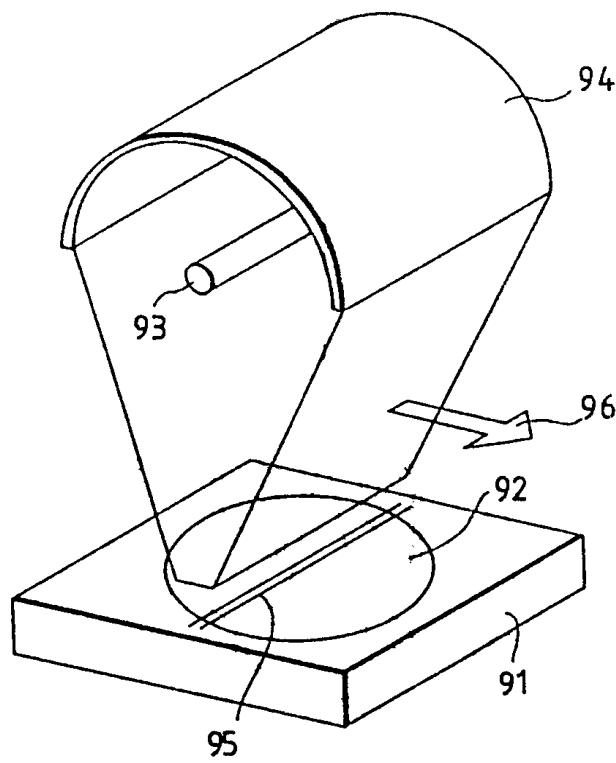


图 10

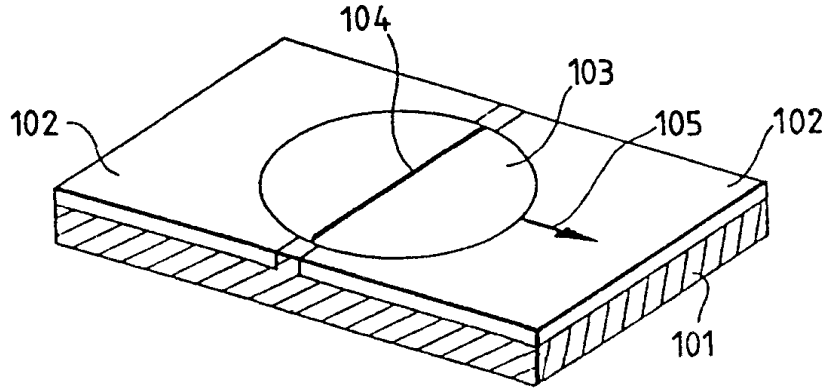


图 11

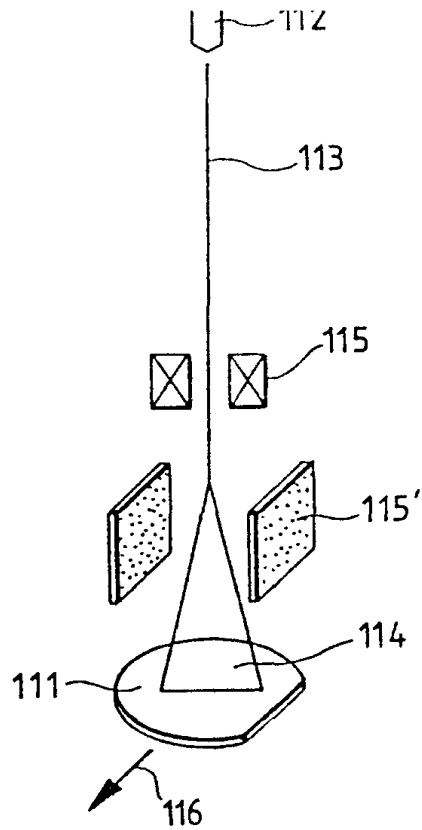


图 12

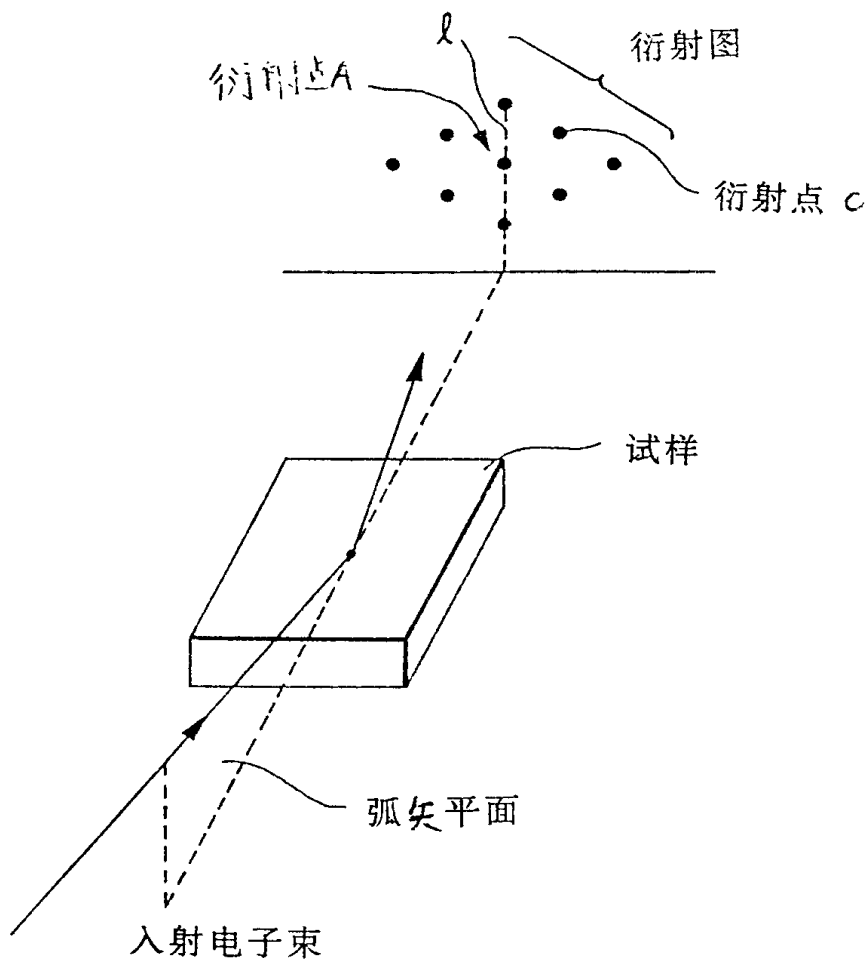
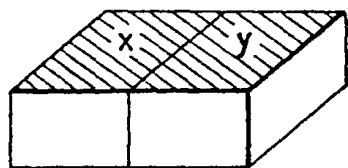
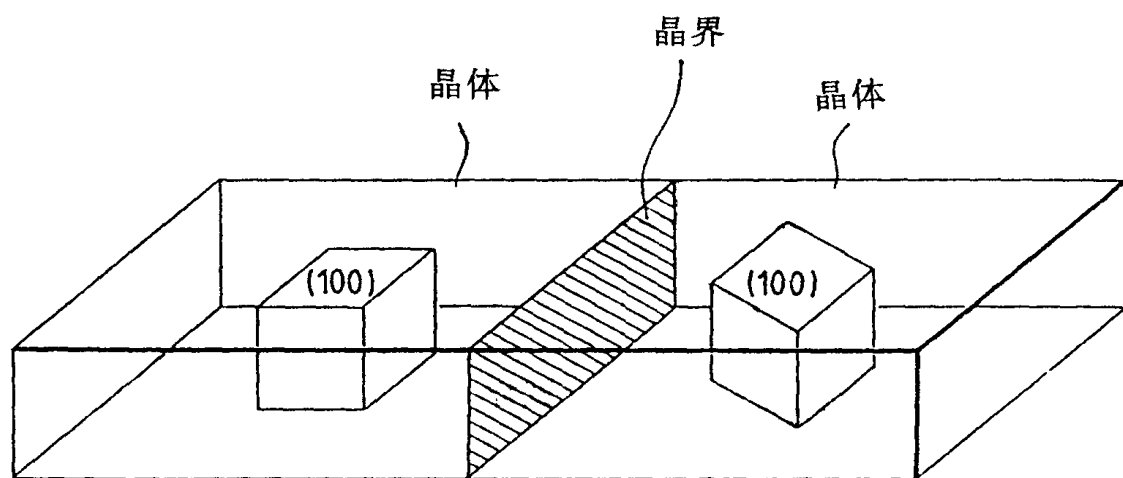
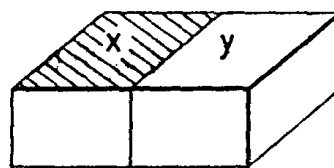


图 13



使用衍射点 D 的扫描
 μ -RHEED 图像



使用衍射点 C 的扫描 μ -RHEED 图像

图 14A

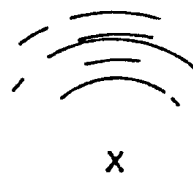


图 14B

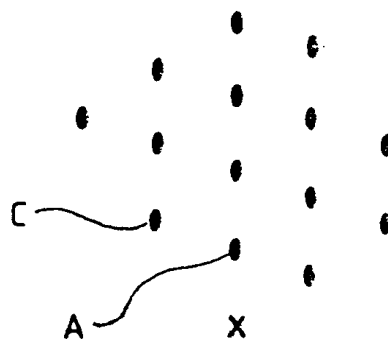


图 15A

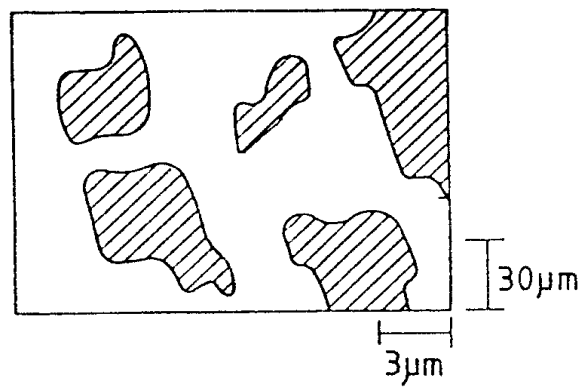


图 15B

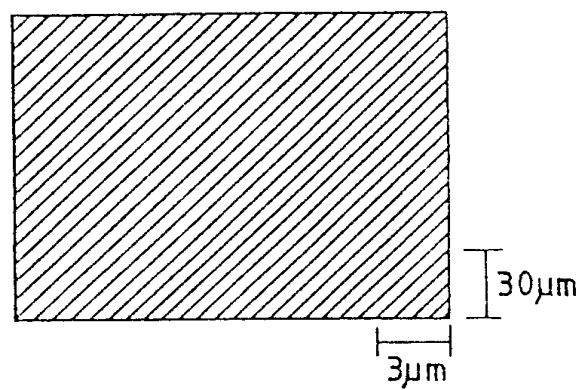
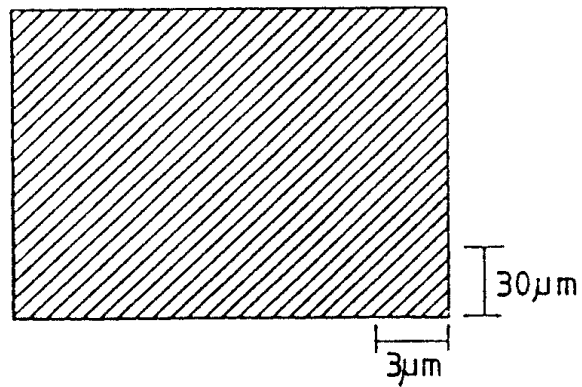
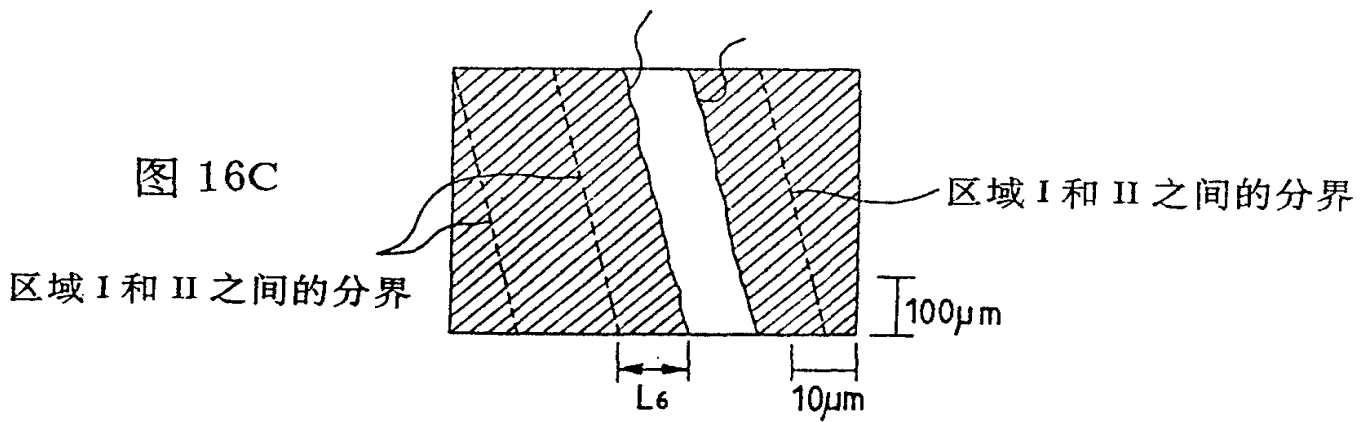
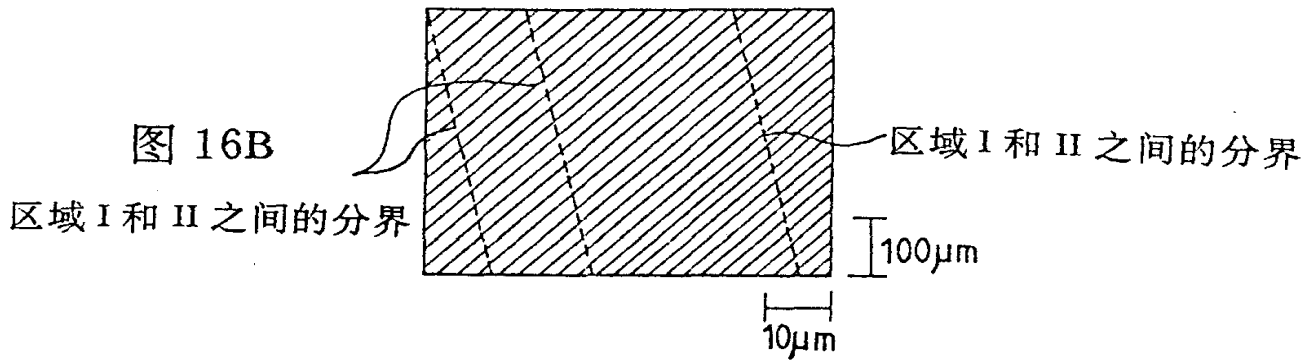
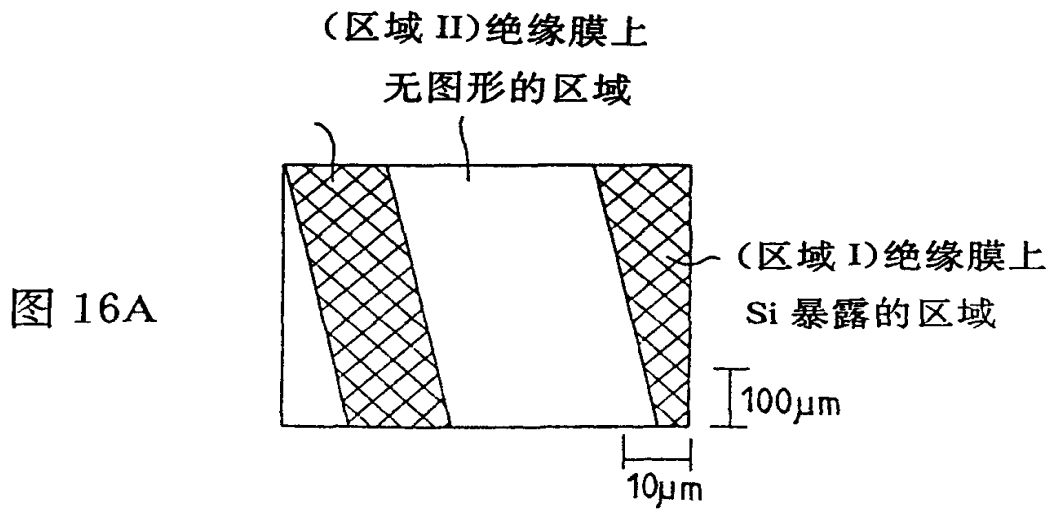


图 15C





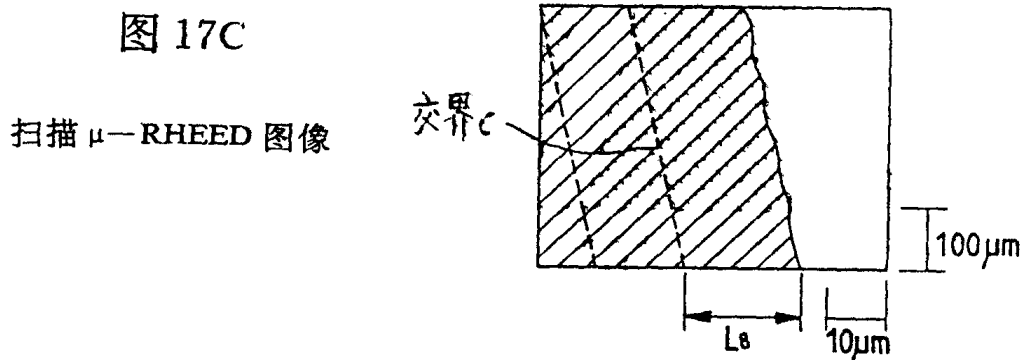
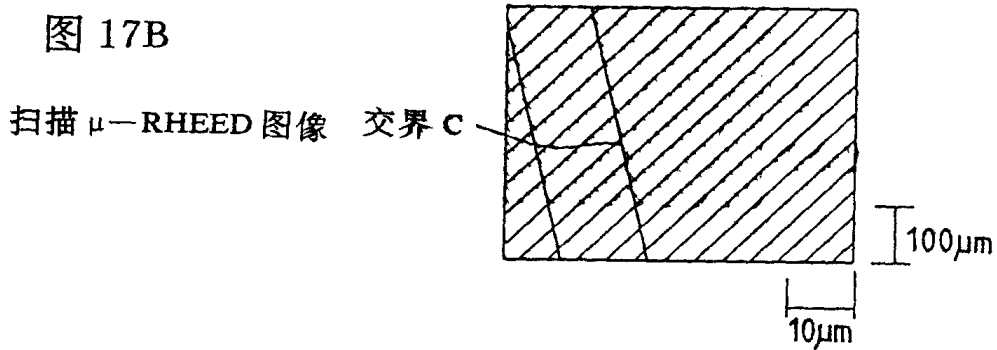
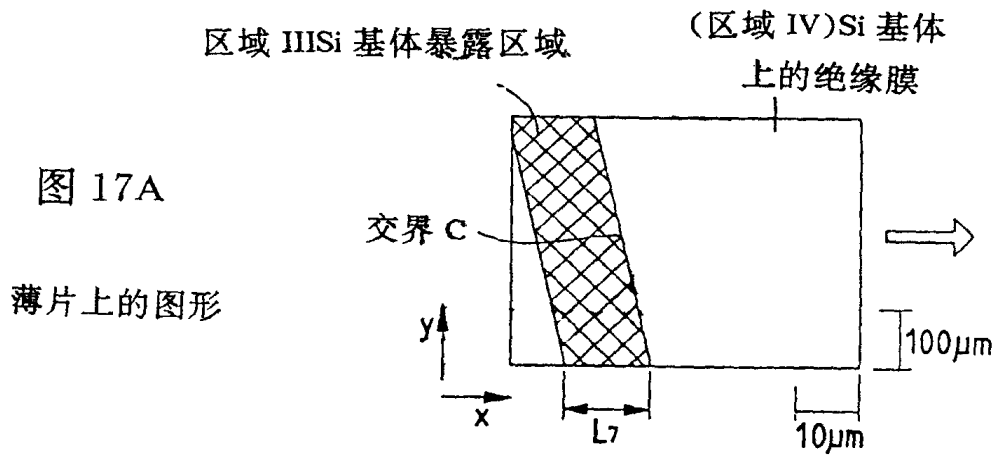


图 18

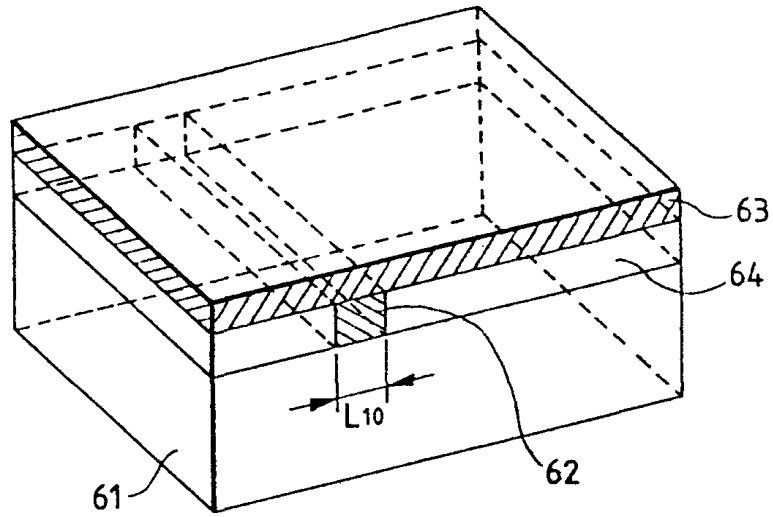


图 19

