(19)中华人民共和国国家知识产权局

(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 101540477 B
(45)授权公告日 2011.06.15

(21)申请号 200910138134.9

(22)申请日 2005.11.02

(30)优先权数据
319183/04 2004.11.02 JP
322339/04 2004.11.05 JP
254510/05 2005.09.02 JP

(62)分案原申请数据
200510119342.6 2005.11.02

(73)专利权人 夏普株式会社
地址 日本大阪府

(72)发明人 山田英司 神川刚 荒木正浩

(74)专利代理机构 北京市柳沈律师事务所 11105
代理人 葛青

(51)Int.Cl.
*H01S 5/343*(2006.01)
*H01S 5/323*(2006.01)
*H01L 33/00*(2006.01)

(56)对比文件
US 2004/0041156 A1,2004.03.04,说明书第0019-0021段,0061-0066段,附图2A,2B,4A.

审查员 白建辉

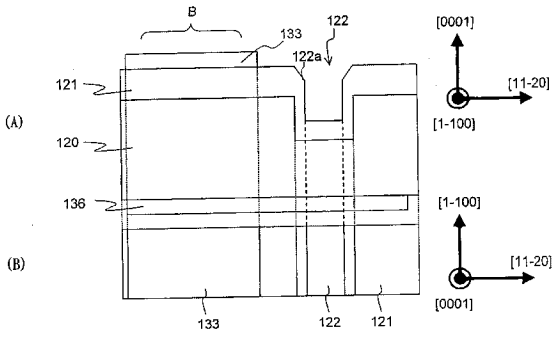
权利要求书 3 页 说明书 23 页 附图 22 页

(54)发明名称

氮化物半导体器件及其制造方法

(57)摘要

本发明公开了一种氮化物半导体器件及其制造方法。所述器件防止裂纹产生、带有具有均匀厚度和好的生长表面平整度的氮化物半导体薄膜，且因此特性稳定，而且能以满意的成品率制造。在此氮化物半导体器件中，氮化物半导体薄膜生长于在垂直于脊表面的方向与晶体方向<0001>之间具有倾斜角的衬底上。这有助于减小或有意加速在其整个迁移中氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子的扩散或移动。结果，能形成具有好的表面平整度的氮化物半导体生长层，且因此能获得具有满意特性的氮化物半导体器件。




CN 101540477 B

1. 一种氮化物半导体器件，包括：

处理过的衬底，通过在至少一个表面由氮化物半导体形成的氮化物半导体衬底的表面上形成作为至少一个凹陷区的沟槽和作为非沟槽的脊部而形成，和

氮化物半导体生长层，包括生长在所述处理过的衬底上的多个氮化物半导体薄膜，

所设置的所述氮化物半导体生长层的主平面方向与 {0001} 平面对准，

其中倾斜角，即从脊部的表面部分沿与其垂直的方向延伸的第一矢量与平行于晶体方向 <0001> 延伸的第二矢量之间、在假设所述第一矢量和所述第二矢量开始于同一点时所成的角度，为 0.05° 以上但在 4° 以下，

其中所述处理过的衬底的倾斜角包括：

第一倾斜角，其为所述第二矢量与通过将所述第一矢量投影到由彼此垂直的晶体方向 <0001>、晶体方向 <11-20> 和晶体方向 <1-100> 中的晶体方向 <0001> 和晶体方向 <1-100> 所形成的第一平面上而获得的第三矢量之间、当假设所述第二矢量和所述第三矢量开始于同一点时所成的角度，和

第二倾斜角，其为所述第二矢量与通过将所述第一矢量投影到由彼此垂直的晶体方向 <0001>、晶体方向 <11-20> 和晶体方向 <1-100> 中的晶体方向 <0001> 和晶体方向 <11-20> 所形成的第二平面上而获得的第四矢量之间、当假设所述第二矢量和所述第四矢量开始于同一点时所成的角度，

其中令所述第一倾斜角为 θa 且所述第二倾斜角为 θb，则 $|\theta a| \geq |\theta b|$，同时 $3\times|\theta b| < |\theta a| < 0.09°$ 且同时 $0.05° < |\theta a|$。

2. 一种氮化物半导体器件，包括：

处理过的衬底，通过在至少一个表面由氮化物半导体形成的氮化物半导体衬底的表面上形成作为至少一个凹陷区的沟槽和作为非沟槽的脊部而形成，和

氮化物半导体生长层，包括生长在所述处理过的衬底上的多个氮化物半导体薄膜，

所设置的所述氮化物半导体生长层的主平面方向与 {0001} 平面对准，

其中倾斜角，即从脊部的表面部分沿与其垂直的方向延伸的第一矢量与平行于晶体方向 <0001> 延伸的第二矢量之间、在假设所述第一矢量和所述第二矢量开始于同一点时所成的角度，为 0.05° 以上但在 4° 以下，

其中所述处理过的衬底的倾斜角包括：

第一倾斜角，其为所述第二矢量与通过将所述第一矢量投影到由彼此垂直的晶体方向 <0001>、晶体方向 <11-20> 和晶体方向 <1-100> 中的晶体方向 <0001> 和晶体方向 <1-100> 所形成的第一平面上而获得的第三矢量之间、当假设所述第二矢量和所述第三矢量开始于同一点时所成的角度，和

第二倾斜角，其为所述第二矢量与通过将所述第一矢量投影到由彼此垂直的晶体方向 <0001>、晶体方向 <11-20> 和晶体方向 <1-100> 中的晶体方向 <0001> 和晶体方向 <11-20> 所形成的第二平面上而获得的第四矢量之间、当假设所述第二矢量和所述第四矢量开始于同一点时所成的角度，以及

其中令所述第一倾斜角为 θa 且所述第二倾斜角为 θb，则 $|\theta a| \leq |\theta b|$，且同时 $0.2° \leq |\theta b|$。

3. 一种氮化物半导体器件，包括：

处理过的衬底，通过在至少一个表面由氮化物半导体形成的氮化物半导体衬底的表面上形成作为至少一个凹陷区的沟槽和作为非沟槽的脊部而形成，和

氮化物半导体生长层，包括生长在所述处理过的衬底上的多个氮化物半导体薄膜，

所设置的所述氮化物半导体生长层的主平面方向与 {0001} 平面对准，

其中倾斜角，即从脊部的表面部分沿与其垂直的方向延伸的第一矢量与平行于晶体方向 <0001> 延伸的第二矢量之间、在假设所述第一矢量和所述第二矢量开始于同一点时所成的角度，为 0.05° 以上但在 4° 以下，

其中所述处理过的衬底的倾斜角包括 ：

第一倾斜角，其为所述第二矢量与通过将所述第一矢量投影到由彼此垂直的晶体方向 <0001>、晶体方向 <11-20> 和晶体方向 <1-100> 中的晶体方向 <0001> 和晶体方向 <1-100> 所形成的第一平面上而获得的第三矢量之间、当假设所述第二矢量和所述第三矢量开始于同一点时所成的角度，和

第二倾斜角，其为所述第二矢量与通过将所述第一矢量投影到由彼此垂直的晶体方向 <0001>、晶体方向 <11-20> 和晶体方向 <1-100> 中的晶体方向 <0001> 和晶体方向 <11-20> 所形成的第二平面上而获得的第四矢量之间、当假设所述第二矢量和所述第四矢量开始于同一点时所成的角度，

其中形成为所述沟槽的所述凹陷区形成为格子形，且在格子延伸的两个相互垂直的方向中，一个平行或基本平行于晶体方向 <11-20>，且另一个平行或基本平行于晶体方向 <1-100>，以及

其中令所述第一倾斜角为 θa 且所述第二倾斜角为 θb，平行于脊部的长边的方向平行或基本平行于晶体方向 <1-100>，且 $|\theta a| \geqslant |\theta b|$ 。

4. 一种氮化物半导体器件，包括 ：

处理过的衬底，通过在至少一个表面由氮化物半导体形成的氮化物半导体衬底的表面上形成作为至少一个凹陷区的沟槽和作为非沟槽的脊部而形成，和

氮化物半导体生长层，包括生长在所述处理过的衬底上的多个氮化物半导体薄膜，

所设置的所述氮化物半导体生长层的主平面方向与 {0001} 平面对准，

其中倾斜角，即从脊部的表面部分沿与其垂直的方向延伸的第一矢量与平行于晶体方向 <0001> 延伸的第二矢量之间、在假设所述第一矢量和所述第二矢量开始于同一点时所成的角度，为 0.05° 以上但在 4° 以下，

其中所述处理过的衬底的倾斜角包括 ：

第一倾斜角，其为所述第二矢量与通过将所述第一矢量投影到由彼此垂直的晶体方向 <0001>、晶体方向 <11-20> 和晶体方向 <1-100> 中的晶体方向 <0001> 和晶体方向 <1-100> 所形成的第一平面上而获得的第三矢量之间、当假设所述第二矢量和所述第三矢量开始于同一点时所成的角度，和

第二倾斜角，其为所述第二矢量与通过将所述第一矢量投影到由彼此垂直的晶体方向 <0001>、晶体方向 <11-20> 和晶体方向 <1-100> 中的晶体方向 <0001> 和晶体方向 <11-20> 所形成的第二平面上而获得的第四矢量之间、当假设所述第二矢量和所述第四矢量开始于同一点时所成的角度，

其中形成为所述沟槽的所述凹陷区形成为格子形，且在格子延伸的两个相互垂直的

方向中，一个平行或基本平行于晶体方向 <11-20>，且另一个平行或基本平行于晶体方向 <1-100>，以及

其中令所述第一倾斜角为 θa 且所述第二倾斜角为 θb，平行于脊部的长边的方向平行或基本平行于晶体方向 <11-20>，且 $|\theta a| \leqslant |\theta b|$。

5. 一种氮化物半导体器件，包括：

处理过的衬底，通过在至少一个表面由氮化物半导体形成的氮化物半导体衬底的表面上形成作为至少一个凹陷区的沟槽和作为非沟槽的脊部而形成，和

氮化物半导体生长层，包括生长在所述处理过的衬底上的多个氮化物半导体薄膜，

所设置的所述氮化物半导体生长层的主平面方向与 {0001} 平面对准，

该脊部的宽度为 100μm 或更大但在 2000μm 以下，

该氮化物半导体生长层具有该沟槽上方的凹陷区，

其中倾斜角，即从脊部的表面部分沿与其垂直的方向延伸的第一矢量与平行于晶体方向 <0001> 延伸的第二矢量之间、在假设所述第一矢量和所述第二矢量开始于同一点时所成的角度，为 0.05° 以上但在 4° 以下，

其中所述处理过的衬底的倾斜角包括：

第一倾斜角，其为所述第二矢量与通过将所述第一矢量投影到由彼此垂直的晶体方向 <0001>、晶体方向 <11-20> 和晶体方向 <1-100> 中的晶体方向 <0001> 和晶体方向 <1-100> 所形成的第一平面上而获得的第三矢量之间、当假设所述第二矢量和所述第三矢量开始于同一点时所成的角度，和

第二倾斜角，其为所述第二矢量与通过将所述第一矢量投影到由彼此垂直的晶体方向 <0001>、晶体方向 <11-20> 和晶体方向 <1-100> 中的晶体方向 <0001> 和晶体方向 <11-20> 所形成的第二平面上而获得的第四矢量之间、当假设所述第二矢量和所述第四矢量开始于同一点时所成的角度，

其中所述第一倾斜角的平方与所述第二倾斜角的平方之和的平方根是 0.2° 以上。

# 氮化物半导体器件及其制造方法

[0001] 本申请是名称为“氮化物半导体器件及其制造方法”、2005 年 11 月 2 日提交的申请号为 200510119342.6 的发明专利申请的分案申请。

## 技术领域

[0002] 本发明涉及一种氮化物半导体器件。更具体而言，本发明涉及一种使用至少表面由氮化物半导体形成的半导体衬底的氮化物器件，以及这种氮化物半导体器件的制造方法。

## 背景技术

[0003] 氮化物半导体例如 GaN、AlGaN、GaInN 和 AlGaInN 特征在于具有比 AlGaInAs 基或 AlGaInP 基半导体大的带隙 Eg，还在于是直接跃迁半导体材料。由于这些原因，氮化物半导体作为用于制造半导体发光器件的、例如能在从光谱的紫外到绿色区的短波处发光的半导体激光器和覆盖从光谱的紫外到红色区的宽的发光波长范围的发光二极管的材料，已经引起了很多关注。这样，人们期望氮化物半导体在高密度光盘驱动器、全彩色显示器和其他设备中以及环境、医学和其他领域中得到广泛应用。

[0004] 此外，氮化物半导体具有比 GaAs 基或其他半导体高的热导率，且因此可以期望应用在工作于高温且高输出的器件中。此外，氮化物半导体不需要任何例如用在 AlGaAs 基半导体中的砷 (As) 或用在 ZnCdSSe 基半导体中的镉 (Cd) 的材料，因此它们也不需要例如砷化三氢 ($AsH_3$) 的源材料等，这样可以期望它们是有利于环境的化合物半导体材料。

[0005] 然而，常规地，在各种类型的氮化物半导体器件中，氮化物半导体激光器件的制造苦于极低的成品率，即，相对于在单个晶片上制造的氮化物半导体激光器件的总量来说，无缺陷的数量是极低的。低成品率的一个原因被认为是裂纹的形成。引起裂纹的原因可能在于衬底本身或者在于把包括多个依次放置的氮化物半导体层（氮化物半导体膜）的氮化物半导体多层膜放置在衬底上的过程中。

[0006] 本质上优选通过在 GaN 衬底上生长而形成例如由 GaN 形成的氮化物半导体多层膜，因为这样有助于产生具有好的晶体质量和更少缺陷的氮化物半导体多层膜。然而，直到如今还没有生产出与 GaN 具有好的晶格匹配的高质量的 GaN 单晶衬底。因此，SiC 衬底因其在晶格常数上的相对小的差别而常被取代使用。然而不利的是，SiC 衬底很昂贵，难于制造为大直径，并产生拉伸应变。结果，SiC 衬底易于产生裂纹。此外，氮化物半导体的衬底要求由承受约 1000℃的高生长温度并在用作源材料的氨气环境中抗变色 (discoloration) 和抗腐蚀的材料形成。

[0007] 基于上述讨论，通常采用蓝宝石衬底作为放置氮化物半导体多层膜的衬底。然而，蓝宝石衬底引起大的晶格失配（约 13％）。因此，在蓝宝石衬底上，首先通过低温生长形成由 GaN 或 AlN 形成的缓冲层，然后，在此缓冲层上生长氮化物半导体多层膜。尽管如此，还是难以完全消除应变，因此取决于例如膜组分和膜厚的条件导致了裂纹的形成。

[0008] 引起这种裂纹的原因可能在于衬底以外的其他地方，下面将描述。当制造氮化物

半导体激光器件时，在衬底上放置氮化物半导体多层膜，且该氮化物半导体多层膜由不同类型的膜例如 GaN、AlGaN 和 InGaN 组成。此处，组成氮化物半导体多层膜的各个膜具有不同的晶格常数，因此显示出晶格失配，引起裂纹的产生。作为抵抗其的对策，提出了用于减少裂纹的方法，根据此方法，采用处理过的衬底，使得在氮化物半导体多层膜生长在衬底上之后，氮化物半导体多层膜的表面不是平坦的，而是具有形成于其上的凹陷区（见日本专利申请公开 No. 2002-246698）。通过采用例如公开在日本专利申请公开 No. 2002-246698 中的方法，可能减少由组成形成于衬底上的氮化物半导体多层膜的各层之间的晶格失配所导致的裂纹。然而不利的是，在日本专利申请公开 No. 2002-246698 中所公开的方法中，形成在氮化物半导体多层膜的表面上的凹陷区降低了其平整度。

[0009] 作为抵抗这种降低氮化物半导体多层膜表面的平整度的对策，本发明的发明人开发出了这样的方法，根据该方法，在氮化物半导体衬底上形成沟槽 (trench) 和脊部 (ridge portion)，其中沟槽为每个氮化物半导体激光器件中的一个到多个条纹形凹槽的形式，脊部每个都位于两个相邻的沟槽之间并具有约 100μm 到 1000μm 的宽度，然后，在此氮化物半导体衬底上，设置氮化物半导体多层膜。采用这种方法，可能防止裂纹，并同时在脊部表面获得相当改进的表面平整度。

[0010] 当通过本发明的发明人所开发出的上述方法制造氮化物半导体激光器件时，氮化物半导体多层膜例如如图 20 所示而构造。

[0011] 具体地，形成在由蚀刻过的 n 型 GaN 等形成的处理过的衬底 6（见图 19A 和 19B）表面上的氮化物半导体多层膜 4 具有例如下述层，其按照命名的顺序依次层叠在处理过衬底 6 的表面上：具有 0.2μm 层厚的 n 型 GaN 层 200；具有 0.75μm 层厚的 n 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 第一覆盖层 (clad layer)201；具有 0.1μm 层厚的 n 型 $Al_{0.08}Ga_{0.92}N$ 第二覆盖层 202；具有 1.5μm 层厚的 n 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 第三覆盖层 203；具有 0.02μm 层厚的 n 型 GaN 引导层 (guidelayer)204；有源层 205，包括均具有 4nm 层厚的三个 InGaN 阱层和均具有 8nm 层厚的四个 GaN 势垒层；具有 20nm 层厚的 p 型 $Al_{0.3}Ga_{0.7}N$ 蒸发防止层 206；具有 0.02μm 层厚的 p 型 GaN 引导层 207；具有 0.5μm 层厚的 p 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 覆盖层 208；具有 0.1μm 层厚的 p 型 GaN 接触层 209。有源层 205 具有下述按其命名顺序依次形成的层：势垒层、阱层、势垒层、阱层、势垒层、阱层和势垒层。在下面描述中，当需要表示由掺杂有 Mg 的依次叠放的层所构成的氮化物半导体层，即 p 型 $Al_{0.3}Ga_{0.7}N$ 蒸发防止层 206、p 型 GaN 引导层 207、p 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 覆盖层 208 和 p 型 GaN 接触层 209 时，就采用术语“p 层”。

[0012] 这样，氮化物半导体多层膜 4 通过 MOCVD 设置在被预先处理过的处理过的衬底 6 的表面上。这样，制造了如图 19A 和 19B 所示的在氮化物半导体多层膜 4 的表面具有凹陷区的氮化物半导体晶片。在图 19A 和 19B 中，平面方向是标注在一起的。

[0013] 用作图 19A 和 19B 所示的处理过的衬底 6 的是具有通过例如 RIE（反应离子蚀刻）的干法蚀刻技术沿 <1-100> 方向形成于其上的均为条纹形的沟槽 2 和脊 1 的 n 型 GaN 衬底。沟槽形成为 5μm 宽、5μm 深、且在两个相邻沟槽之间的距离为 350μm。在如此蚀刻的处理过的衬底 6 上，通过例如 MOCVD 的生长技术形成具有如图 20 所示的层叠结构的氮化物半导体多层膜 4。

[0014] 当氮化物半导体激光器件通过由本发明的发明人所开发出的方法实际制造时，通过使用 n 型 GaN 衬底作为处理过的衬底 6，并随后在该 n 型 GaN 衬底上通过 MOCVD 等外延生

长氮化物半导体多层膜 4，发现该方法在减少裂纹方面是有效的，但不能显著增加成品率。具体地，通过上述方法，制造了多个氮化物半导体激光器件，然后从其中随机采样 100 个氮化物半导体激光器件并测量其水平方向和垂直方向的 FFP 的半极大值全宽 (full width halfmaximum，FWHM)。此处，实际 FFP FWHM 在设计值的 ±1 范围内的氮化物半导体激光器件认为是无缺陷的。结果是仅 30 个氮化物半导体激光器件满足其 FFP 的 FWHM 的要求，这显示出很低的成品率。

[0015] 这是因为形成的氮化物半导体多层膜 4 的表面不够平整。具有不足的表面平整度，各层的层厚在氮化物半导体多层膜 4 中是不同的，导致在各个氮化物半导体激光器件中特性的变化。这减少了具有在要求范围内的特性的器件的数目。因此，为了提高成品率，不仅需要减少裂纹的产生，也需要使层厚更均匀和膜表面更平整。

[0016] 还发现，当电极焊盘形成在由于凹陷区而很不平整的表面上时，通过这些凹陷区泄漏的电流使得不可能获得激光器的正常电流 - 电压 (C-V) 特性。基本上，例如 $SiO_2$ 的绝缘膜形成在凹陷区，且电极焊盘进一步形成在上面。此处，如果该表面具有例如凹陷区的不平整区，则形成在其上的绝缘膜不会均匀地形成。当分析该绝缘膜时，证实了它具有许多这样的区域，在该区域中产生了小裂纹和凹坑且该处绝缘膜极薄。还发现这种不均匀绝缘膜是电流泄漏的原因。

[0017] 此外，在如图 19A、19B 和图 20 所示形成的氮化物半导体晶片的晶片表面内测量了表面平整度。沿 <1-100> 方向的表面平整度的测量结果在图 21 中示出。该测量是在下面条件下进行的：测量长度，600μm；测量时间，3s；探针压力，30mg；水平分辨率，1μm/ 取样。在所测量的 600μm 宽度范围内，表面的最高和最低部分之间的水平差是 30nm，从图 21 中可以了解。在该测量中，氮化物半导体晶片假设为具有 0.02° 或更小的倾斜角。

[0018] 如图 19B 所示，设置在处理过的衬底 6 表面的氮化物半导体多层膜 4 的各层的膜厚在晶片表面内随着位置而变化，因此导致平整度的差异。结果，氮化物半导体激光器件的特性取决于它们形成在晶片表面的何处而变化，且显著影响氮化物半导体激光器件特性的掺 Mg 的 p 层厚度（相应于如图 20 所示的 p 型 $Al_{0.3}Ga_{0.7}N$ 蒸发防止层 206 到 p 型 GaN 接触层 209 依次层叠的 p 层的总厚度）在衬底表面内不同位置变化很大。

[0019] 当作为电流限制结构的脊结构形成时，脊部剩余 2μm 宽的条纹，且其他部分通过采用 ICP(inductively coupled plasma，感应耦合等离子体）机的干法蚀刻技术而蚀刻掉。这样，如果在蚀刻之前 p 层的厚度在晶片表面的不同位置不同的话，那么剩下的 p 层膜厚，即，在蚀刻后保留的且因此最影响氮化物半导体激光器件特性的 p 层厚度在晶片表面不同位置也有很大变化。结果，不仅在不同氮化物半导体激光器件中层厚不同，即使在同一氮化物半导体激光器件中，剩下的 p 层膜厚在一些部分可以几乎为零，而在其他部分可以相当大。当剩下的 p 层膜厚如此变化时，其影响氮化物半导体激光器件的寿命，同时如上所述，也影响其特性例如 FFP(far-field pattern，远场图案）。

[0020] 上述在晶片表面内存在大的层厚分布的原因是外延生长在包括氮化物半导体衬底的处理过的衬底的脊形部分上的膜的生长速度在沟槽的影响下变化，导致在晶片表面内均匀性的降低。

[0021] 具体地，如图 22A 和 22B 所示，在具有形成于其上的沟槽 2 的处理过的衬底 6 上，当外延生长开始时，在生长的初始阶段，如图 22A 所示，由生长在沟槽 2 的底部 224 和侧部

226 上的氮化物半导体薄膜而形成的沟槽生长部分 222 仅填充沟槽 2 的部分。同时，由生长在脊 1 的顶部 223 的表面上的氮化物半导体薄膜形成的顶部生长部分 221 在生长的同时保持氮化物半导体薄膜表面平整。

[0022] 氮化物半导体薄膜的外延生长从图 22A 所示的上述状态进行到图 22B 所示的状态。在此状态下，由生长在沟槽 2 的底部 224 和侧部 226 的氮化物半导体薄膜所形成的沟槽生长部分 222 几乎完全填充沟槽 2，并通过生长部分 225 连接到由生长在脊 1 的顶部 223 表面上的氮化物半导体薄膜形成的顶部生长部分 221。在此状态下，淀积在生长于脊 1 的顶部 223 上的氮化物半导体薄膜表面上作为源材料的原子或分子（例如 Ga 原子）在热能的影响下进行迁移等以移动到生长部分 225 或沟槽生长部分 222。由原子或分子的迁移导致的这种移动在晶片表面内不均匀地发生，且移动距离在晶片表面内不同地方是不同的。结果，如图 22B 所示，顶部生长部分 221 的表面平整度降低了。

[0023] 在氮化物半导体衬底本身的不均匀性，例如在晶片表面内倾斜角的分布和在晶片表面内衬底曲率的分布或者在衬底表面内外延生长速率的不均匀或者在衬底表面内沟槽形成过程的不均匀的影响下，在 <1-100> 方向，氮化物半导体薄膜的平整度也降低。具体地，填充沟槽 2 所需的时间随着 <1-100> 方向而变化；这样，填充得较早的地方，氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子从脊 1 的顶部生长部分 221 迁移或者移动到生长部分 225 或者沟槽生长部分 222。在它们移走的地方，需要更长时间形成氮化物半导体薄膜，结果形成在沟槽 2 中的氮化物半导体薄膜具有更大的厚度。作为对比，在沟槽 2 填充得较晚的地方，氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子不从脊 1 的顶部生长部分 221 迁移或移动到沟槽 2；即使它们迁移或移动，也需要较少时间形成氮化物半导体薄膜。这样，在这些沟槽 2 中的氮化物半导体薄膜比沟槽 2 被更早填充处具有更小的膜厚。

[0024] 在生长速率取决于供给速率的情况下，即，在氮化物半导体薄膜的生长速率由供应到晶片表面的原子或分子的流量等控制的情况下，当氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子迁移或移动到沟槽 2 中时，由于供应到整个晶片表面的源材料的原子或分子的流量为常数，在氮化物半导体薄膜生长于脊 1 的顶部 223 上的地方，即顶部生长部分 221 中，膜厚较小。作为对比，在氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子不迁移或移动到沟槽 2 中的情况下，在氮化物薄膜生长在脊 1 的顶部 223 上的地方，即顶部生长部分 221 中，膜厚较大。

[0025] 接着，在脊 1 的顶部 223 上的顶部生长部分 221 中的层厚在晶片表面内变化，结果氮化物半导体薄膜的表面的平整度降低。这样，为了获得更好的表面平整度，需要阻止氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子从脊 1 上的顶部生长部分 221 迁移或移动到生长部分 225 或沟槽生长部分 22 中，并因此阻止它们在该处形成氮化物半导体薄膜。

[0026] 获得更好的平整度的另一方法是使氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子在其从脊 1 上的顶部生长部分 221 迁移或移动到沟槽生长部分中时在整个晶片表面均匀移动。

## 发明内容

[0027] 从上述角度，本发明的目的是提供这样的氮化物半导体器件，其不产生裂纹、具有高度均匀的层厚、具有带平整表面的氮化物半导体多层膜、能以高成品率制造且没有电流

泄漏。本发明的另一目的是提供这种氮化物半导体器件的制造方法。具体而言，本发明目的是在通过在至少表面由氮化物半导体形成的衬底上设置氮化物半导体多层膜而制造的氮化物半导体激光器件的制造中，防止裂纹的产生，同时通过阻止氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子从位于脊表面的顶部表面部分迁移或移动到沟槽中并因此防止它们在该处形成氮化物半导体薄膜，或者通过使氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子在整个晶片上均匀地从脊表面上的顶部表面部分迁移或移动到沟槽中，而形成具有好的表面平整度的氮化物半导体多层膜。

[0028] 根据晶体学的习惯，如果表示晶体平面或方向的指数为负，则该指数由其带有上划线的绝对值表示。在本说明书中，由于这种表示方法是不可能的，因此负指数由前面带有减号“-”的绝对值表示。

[0029] “沟槽”表示如图 2 所示在氮化物半导体衬底上形成为条纹形的凹陷区。图 2 是具有沟槽 22 和通过沟槽形成工艺形成于其上的脊 21 的处理过的衬底 26 的示意性截面图。该沟槽 22 不需要一定具有矩形截面形状，而是可以具有三角形或梯形截面形状，只要它们成形可以产生水平高度差即可。沟槽 2 不需要一定形成为每个都包括单个凹陷区，而是可以形成为每个都包括多个带有窄的平整部分或居间部分的凹陷区。

[0030] “脊”表示形成为与条纹相似形状的升高部分。图 2 示出了沟槽 22 和脊 21 沿同一方向形成的条纹排列。作为选择，也可以将沟槽 22 和脊 21 形成为格子形排列，其中它们形成在两个互相交叉的方向。也可以在单个衬底上将沟槽 22 形成为不同形状、不同深度或不同宽度。也可以在单个衬底上以变化的周期形成沟槽 22。

[0031] “处理过的衬底”表示通过在氮化物半导体上、或在设置于氮化物半导体衬底上的氮化物半导体薄膜表面上、或在表面上具有氮化物半导体层的非氮化物半导体衬底（例如蓝宝石、SiC、Si 或 GaAs 衬底）上形成沟槽和脊而产生的衬底。

[0032] “氮化物半导体衬底”表示至少由 $Al_xGa_yIn_zN$($0 \leqslant x \leqslant 1$，$0 \leqslant y \leqslant 1$，$0 \leqslant z \leqslant 1$，且 $x+y+z = 1$) 形成的衬底。在氮化物半导体衬底中，包含其中的氮原子的约 20％或更少可以被下面一组元素中的至少一种取代：As、P 和 Sb。氮化物半导体衬底可以掺杂有例如 n 型或 p 型掺杂剂的杂质。这些杂质的例子包括：Cl、O、S、Se、Te、C、Si、Ge、Zn、Cd、Mg 和 Be。优选加入的杂质总量为 $5\times10^{16}/cm^3$ 或以上但在 $5\times10^{20}/cm^3$ 或以下。在所述杂质中，特别优选作为给氮化物半导体衬底提供 n 型导电性的是 Si、Ge、O、Se 或 Cl。作为氮化物半导体衬底的主平面方向，可以采用 C 平面 {0001}。

[0033] 生长在处理过的衬底上的氮化物半导体多层膜被称作氮化物半导体多层膜。此处，氮化物半导体多层膜是由 $Al_xGa_yIn_zN$($0 \leqslant x \leqslant 1$，$0 \leqslant y \leqslant 1$，$0 \leqslant z \leqslant 1$，且 $x+y+z = 1$) 形成的。在氮化物半导体多层膜中，包含其中的氮原子的约 20％或更少可以被下面一组元素的至少一种取代：As、P 和 Sb。氮化物半导体多层膜可以掺杂有例如 n 型或 p 型掺杂剂的杂质。这些杂质的例子包括：Cl、O、S、Se、Te、C、Si、Ge、Zn、Cd、Mg 和 Be。优选加入的杂质总量为 $5\times10^{16}/cm^3$ 或以上但在 $5\times10^{20}/cm^3$ 以下。在所述杂质中，特别优选作为给氮化物半导体多层膜提供 n 型导电性的是 Si、Ge、O、Se 或 Te，并特别优选提供给其 p 型导电性的是 Mg、Cd 或 Be。

[0034] 在半导体多层膜中，首先设置在处理过的衬底上的氮化物半导体层被称为氮化物半导体初始层 (primer layer)。氮化物半导体初始层可以由例如 GaN、AlGaN、AlInGaN、

AlGaNP 或 AlGaNAs 形成。

[0035] 有源层统指任何包括阱层或者包括一个或多个阱层及势垒层的层。例如，具有单量子阱结构的有源层由单阱层或者由势垒层、阱层和势垒层构成。另一方面，具有多量子阱结构的有源层由多个阱层和多个势垒层构成。

[0036] 为了实现上述目的，根据本发明的一个方面，氮化物半导体器件设置有：处理过的衬底，其通过在至少表面由氮化物半导体形成的氮化物半导体衬底的表面上形成沟槽作为至少一个凹陷区并形成脊部作为非沟槽而形成；和氮化物半导体生长层，其包括多个设置在该处理过的衬底上的氮化物半导体薄膜，该氮化物半导体生长层具有与 {0001} 平面对准的主平面方向。此处，从脊的表面部分沿其法线方向延伸的第一矢量与平行于晶体方向 <0001> 延伸的第二矢量在假设第一矢量和第二矢量开始于同一点时两者之间的角度，即倾斜角，为 0.05° 或以上但在 4° 或以下。

[0037] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，处理过的衬底的倾斜角包括：第一倾斜角，该角是第一矢量与通过将第二矢量投影到由互相垂直的晶体方向 <0001>、<11-20> 和 <1-100> 中的晶体方向 <0001> 和 <1-100> 所形成的第一平面上而获得的第三矢量之间当假设第一和第三矢量开始于同一点时的角度；和第二倾斜角，该角是第一矢量与通过将第二矢量投影到由互相垂直的晶体方向 <0001>、<11-20> 和 <1-100> 中的晶体方向 <0001> 和 <11-20> 所形成的第二平面上而获得的第四矢量之间当假设第一和第四矢量开始于同一点时的角度。

[0038] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，令第一倾斜角为 θa 且第二倾斜角为 θb，则 |θa| ≥ |θb|。

[0039] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，0.09° ≤ |θa|°。

[0040] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，3×|θb|° < |θa|° < 0.09°，同时 0.05° ≤ |θa|°。

[0041] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，令第一倾斜角为 θa 且第二倾斜角为 θb，则 |θa| ≤ |θb|。

[0042] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，0.2° ≤ |θb|°。

[0043] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，形成为沟槽的凹陷区以条纹形延伸，且凹陷区的延伸方向平行于或基本平行于晶体方向 <1-100>。

[0044] 在上述氮化物半导体器件中，形成为沟槽的凹陷区以条纹形延伸，且凹陷区的延伸方向平行于或基本平行于晶体方向 <11-20>。

[0045] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，形成为沟槽的凹陷区形成为格子形，且在格子延伸的两个相互垂直的方向中，一个平行或基本平行于晶体方向 <11-20>，另一个平行或基本平行于晶体方向 <1-100>。

[0046] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，令第一倾斜角为 θa 且第二倾斜角为 θb，则平行于脊的长侧边的方向平行或基本平行于晶体方向 <1-100>，且 |θa| ≥ |θb|。

[0047] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，令第一倾斜角为 θa 且第二倾斜角为 θb，则平行于脊的长侧边的方向平行或基本平行于晶体方向 <11-20>，且 |θa| ≤ |θb|。

[0048] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，第一倾斜角的平方与第二倾斜角的平方之和的平方根为 0.2° 或以上。

[0049] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，设置在沟槽的两个相邻部分之间的脊的宽度为 100μm 或更大但在 2000μm 或以下。

[0050] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，与处理过的衬底表面接触的氮化物半导体薄膜为具有 0.5μm 或更小厚度的 GaN 或 AlGaN。

[0051] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，形成为沟槽的凹陷区的深度为 1.5μm 或以上。

[0052] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，令形成在脊上的氮化物半导体生长层的总厚度为 T，则形成为沟槽的凹陷区的深度为 T/2 或更大。

[0053] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，形成为沟槽的凹陷区的开口为 3μm 或更大。

[0054] 在上述氮化物半导体器件中，优选地，当包括多个氮化物半导体薄膜的氮化物半导体生长层形成时，至少一个氮化物半导体薄膜是在这样的条件下生长的：处理过的衬底表面温度为 1050℃或更低，供应包含 V 族原子的源材料的单位时间的摩尔流速与供应包含 III 族原子的源材料的单位时间的摩尔流速之比是 2250 或更大。

[0055] 根据上述本发明，当氮化物半导体器件例如氮化物半导体激光器件通过在至少表面由氮化物半导体形成的衬底上设置氮化物半导体生长层而制造时，防止了裂纹的产生，此外阻碍了氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子从脊表面上的顶部生长部分迁移或扩散或移动到沟槽中，并因此阻碍了在该处形成氮化物半导体薄膜。这样，可能形成具有好的表面平整度的氮化物半导体生长层，且因此获得具有满意特性的氮化物半导体器件。

[0056] 作为选择，根据上述本发明，有意识地促进氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子从脊表面上的顶部生长部分迁移或扩散或移动到沟槽，使得氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子在晶片整个表面均匀扩散或移动。这样，可能形成具有好的表面平整度的氮化物半导体生长层，且因此获得具有满意特性的氮化物半导体器件。

[0057] 为了实现上述目的，根据本发明的另一方面，首先形成在具有形成于其上的沟槽的处理过的衬底上的氮化物半导体初始层由包括 GaN 的化合物形成。

[0058] 采用此结构，防止了裂纹的产生，此后形成的氮化物半导体多层膜具有高度均匀的层厚，并获得平整表面。

[0059] 此处，优选地，氮化物半导体初始层的层厚为 0.5μm 或以下。优选地，氮化物半导体初始层的层厚与氮化物半导体多层膜的总层厚之比为 15％或以下。优选地，垂直于沟槽侧壁表面的顶端部分的线与垂直于沟槽以外的表面的线之间的角度为 60° 或更大。优选地，沟槽的宽度为 1μm 或更多，且沟槽的周期是 0.1mm 或更大但在 4mm 或以下。

[0060] 在上述氮化物半导体初始层由包括 GaN 的化合物形成的情况下，当氮化物半导体多层膜的总层厚为 4μm 或更小时，优选地，沟槽的深度为 1μm 或更大但不大于 20μm，且沟槽的宽度为 1μm 或更大。

[0061] 这样，可能获得可接受的表面粗糙度（300Å或以下），且因此获得提供稳定特性和长寿命的器件。

[0062] 根据上述本发明，通过制造具有形成于其上的沟槽的处理过的衬底，然后在该处理过的衬底上首先设置氮化物半导体层，可能防止裂纹的产生，并同时在衬底表面获得高度均匀的层厚和好的表面平整度。即，可能提高具有满足无缺陷要求特性的器件的数目，由

此提高成品率。

## 附图说明

[0063] 图 1 是示意性地示出用在本发明第一实施例中的具有 θa° 倾斜角的处理过的衬底的示意图；

[0064] 图 2 是示意性地示出具有形成于其上的各种形状的沟槽的处理过的衬底的截面图；

[0065] 图 3 是示意性地示出用在本发明第一实施例中的具有 θb° 倾斜角的处理过的衬底的示意图；

[0066] 图 4 是示意性地示出没有倾斜角的处理过的衬底的示意图；

[0067] 图 5 是示出 p 层厚度的标准偏差 σ 与成品率之间关系的示意图；

[0068] 图 6 是示出倾斜角 θa 与 p 层厚度的标准偏差 σ 之间关系的示意图；

[0069] 图 7 是示出倾斜角 θb 与 p 层厚度的标准偏差 σ 之间关系的示意图；

[0070] 图 8 是具有设置在本发明第一实施例中所采用的、具有 θb° 倾斜角的处理过的衬底上的氮化物半导体生长层的晶片表面的水平高度偏差的绘图；

[0071] 图 9A 和 9B 是示意性地示出用在本发明的实例 1 到 4 中的处理过的衬底的示意图；

[0072] 图 10 是具有设置在本发明实例 1 到 4 中所采用的处理过的衬底上的氮化物半导体生长层的晶片表面的水平高度偏差的绘图；

[0073] 图 11A 和 11B 是示意性地示出本发明实例 1 到 4 中的氮化物半导体激光器件的示意图；

[0074] 图 12A 是示意性地示出具有形成于其上的氮化物半导体多层膜的处理过的衬底围绕沟槽的一部分的透视图，图 12B 是沿图 12A 所示的线 A-A 所取的截面图；

[0075] 图 13A 是氮化物半导体器件的前视图，且图 13B 是图 13A 的俯视图；

[0076] 图 14 是图 2 所示的部分 B 的截面图；

[0077] 图 15 是示出沿 [1-100] 方向的氮化物半导体多层膜的表面平整度的测量结果的示意图；

[0078] 图 16 是示出当初始 GaN 层厚度变化时测量到的氮化物半导体多层膜表面粗糙度的示意图；

[0079] 图 17A 是具有形成于其上的具有好的表面平整度的氮化物半导体多层膜的处理过的衬底的截面图；

[0080] 图 17B 是具有形成于其上的具有差的表面平整度的氮化物半导体多层膜的处理过的衬底的截面图；

[0081] 图 18 是具有形成于其上的包括具有 0.5μm 或更小厚度的初始 GaN 层的氮化物半导体多层膜的处理过的衬底的截面图；

[0082] 图 19A 和 19B 是示意性地示出具有形成在常规处理过的衬底上的氮化物半导体生长层的晶片的示意图；

[0083] 图 20 是示意性地示出常规氮化物半导体生长层的截面图；

[0084] 图 21 是具有设置在常规处理过的衬底上的氮化物半导体生长层的晶片表面的水

平高度变化的绘图；以及

[0085] 图 22A 和 22B 是示出常规情况下降低的平整度如何发生的模型的示意图。

## 具体实施方式

[0086] 第一实施例

[0087] 下面将参照附图描述本发明的第一实施例。下面对于实施例的描述将氮化物半导体层作为氮化物半导体器件的例子，但应该理解，本发明可以实施为任何其他类型的氮化物半导体器件。图 1 和 3 是示意性地示出用在此实施例中的处理过的衬底 16 和 36 的示意图，如当氮化物半导体多层膜 4 生长于其上时所观察到的。如图 1 和 3 所示，处理过的衬底 16 和 36 每个都具有固定的倾斜角。图 4 是示意性地示出从通常使用的具有 0.02° 或更小倾斜角的衬底产生的处理过的衬底的示意图。在图 1、3 和 4 中，平面方向是一起表示的。在此实施例中，通过在具有与处理过的衬底 16 和 36 相似的倾斜角的处理过的衬底上生长氮化物半导体多层膜 4 而制造氮化物半导体激光器件。

[0088] 首先，将给出如何从具有 0.02° 或更小倾斜角即，几乎零度的衬底制造处理过的衬底 46 的描述，如图 4 所示。在此实施例中，假设采用 GaN 衬底为作处理过的衬底 16、36 和 46。

[0089] 首先，在 n 型 GaN 衬底的整个表面上通过溅射法，$SiO_2$ 等被气相淀积为 1μm 膜厚。接着，通过通常的光刻工艺，条纹形抗蚀剂图案沿 <1-100> 方向形成使得当沿平行于 <11-20> 方向从一条纹的中心线向另一条纹中心线测量时，抗蚀剂开口具有 5μm 宽度，且条纹位于 350μm 间隔内（此后称为“周期”）。接着，通过干法刻蚀技术例如 RIE（反应离子刻蚀），$SiO_2$ 膜和 n 型 GaN 衬底被蚀刻以形成具有 5μm 沟槽深度和 5μm 开口宽度的沟槽 42。然后，通过使用刻蚀剂例如 HF（氟化氢），除去 $SiO_2$。这样，形成了具有形成于其上的沟槽 42 和脊 41 的处理过的衬底 46。

[0090] 在此实施例中，$SiO_2$ 被气相淀积以在 GaN 衬底表面上形成 $SiO_2$ 膜。取代地，另一种电介质材料膜等可以形成在 GaN 衬底表面上。上述 $SiO_2$ 膜可以通过溅射气相淀积以外的方法形成；例如可以通过例如电子束气相淀积或等离子 CVD 方法形成。抗蚀剂图案的周期不限于上面具体提到的 350μm，而是可以根据将制造的氮化物半导体激光器件的宽度而变化。在此实施例中，沟槽 42 通过干法刻蚀技术而形成；然而，也可以通过湿法刻蚀技术等形成它们。

[0091] 处理过的衬底 46 可以通过直接在上述 n 型 GaN 衬底表面上形成沟槽 42 而制造，或者可以通过在 n 型 GaN 衬底或者在除了 n 型氮化物半导体衬底以外的氮化物半导体衬底上首先生长 GaN、InGaN、AlGaN、InAlGaN 等氮化物半导体薄膜，然后在其上形成沟槽而形成。

[0092] 处理过的衬底 16 和 36 基本上通过与处理过的衬底 46 相同的方法形成。差异如下。用于生产处理过的衬底 16 的衬底具有关于作为旋转轴的晶体方向 <11-20> 旋转或倾斜 θa° 的晶体方向 <1-100> 和 <0001>，且因此在晶体方向 <0001> 与垂直于衬底上的生长表面的方向之间具有 θa 的倾斜角。另一方面，用于产生处理过的衬底 36 的衬底具有关于作为旋转轴的晶体方向 <1-100> 旋转或倾斜 θb° 的晶体方向 <11-20> 和 <0001>，且因此在晶体方向 <0001> 与垂直于衬底上的生长表面的方向之间具有 θb 的倾斜角。在分别具有 θa 和 θb 倾斜角的这些衬底的每个上，沟槽 12 及 32 和脊 11 及 31 以与上述相同的方

式形成。此处，假设每个衬底具有零倾斜角而进行光致抗蚀剂图案形成、蚀刻和其他工艺。

[0093] 倾斜角不仅可以在一个方向倾斜，例如上述单独的 θa 或 θb，也可以同时在不同方向以不同角度（θa 和 θb）倾斜。具体地，假设关于旋转轴 <11-20> 方向晶体方向 <1-100> 和 <0001> 均旋转或倾斜 θa°，使得在晶体方向 <0001> 与垂直于衬底的生长表面的方向之间存在 θa 的倾斜角。那么，令位移矢量 A 作为开始于旋转之前沿晶体方向 <0001> 的单位矢量（长度为 1）且结束于旋转之后沿晶体方向 <0001> 的单位矢量的位移矢量。此外，假设关于旋转轴 <1-100> 方向晶体方向 <11-20> 和 <0001> 均旋转或倾斜 θb°，使得在晶体方向 <0001> 与垂直于衬底的生长表面的方向之间存在 θb 的倾斜角。那么，令位移矢量 B 成为开始于旋转之前沿晶体方向 <0001> 的单位矢量且结束于旋转之后沿晶体方向 <0001> 的单位矢量的位移矢量。然后，令位移矢量 C 为位移矢量 A 和 B 之和，并使合成矢量 D 为旋转之前沿晶体方向 <0001> 的单位矢量与位移矢量 C 之和。然后，此合成矢量 D 的端点方向可以成为倾斜角倾斜的方向。在本说明书中，在衬底由于晶体方向 <0001> 倾斜位移矢量 C 而具有倾斜角的情况中，通过表述上述倾斜角 θa 和 θb 二者而表示。

[0094] 倾斜角的确定

[0095] 作为本实施例说明的一部分，首先将参照相关附图，给出衬底的倾斜角如何影响设置在具有形成于其上的沟槽和脊的处理过的衬底上的氮化物半导体薄膜的生长。

[0096] 如图 4 所示，当采用具有 0.02° 或更小倾斜角，即几乎零度的处理过的衬底 46 时，垂直于脊 41 的顶部 43 并垂直于沟槽 42 的底部 44 的方向平行于晶体方向 <0001>。此外，分别与晶体方向 <0001>、<1-100> 和 <11-20> 对准的三个轴彼此垂直。在这种情况下，淀积在脊 41 顶部 43 的氮化物半导体薄膜材料的原子和分子 15 不是以高概率沿特定方向扩散，而是各向同性地从其被淀积的位置扩散。结果，氮化物半导体薄膜材料的原子或分子 15 各向同性地迁移或者扩散，且它们的一部分移动到沟槽 42 中并形成氮化物半导体薄膜。

[0097] 通常，当沟槽 12、32 和 42 形成时，它们并不是在整个晶片表面完全均匀地形成的，而是在用于形成光致抗蚀剂图案的光刻工艺中和在用于进行干法刻蚀等的刻蚀工艺中，会发生可归因于工艺的波动。结果，不直的波动边界部分 17、37 和 47 可能形成在沟槽 12、32 和 42 与脊 11、31 和 41 之间的边界，且在沟槽 1 2、31 和 42 的侧部 19、39 和 49 与底部 14、34 和 44 不垂直处，可能形成波动方形部分 18、38 和 48。

[0098] 当沟槽 12、32 和 42 与脊 11、31 和 41 由于上述可归因于工艺的波动而在晶片整个表面不均匀形成时，淀积在脊 11、31 和 41 顶部 13、33 和 43 的氮化物半导体薄膜源材料的原子和分子 15 迁移或扩散或移动到沟槽 12、31 和 42 的程度在整个晶片上不是均匀的，而是不同区域是不同的。即，在晶片上的一些区域，淀积在脊 11、31 和 41 顶部 13、33 和 43 的氮化物半导体薄膜源材料的原子和分子 15 更倾向于迁移或扩散或移动到沟槽 12、32 和 42，且在晶片上的其他区域，淀积在脊 11、31 和 41 顶部 13、33 和 43 的氮化物半导体薄膜源材料的原子和分子 15 不那么倾向于迁移或扩散或移动到沟槽 12、32 和 42。

[0099] 如上所述，如果淀积在脊 11、31 和 41 顶部 13、33 和 43 的氮化物半导体薄膜源材料的原子和分子 15 迁移或扩散或移动到沟槽 12、31 和 42 的程度在整个晶片上不是均匀的，其影响生长在脊 11、31 和 41 上的氮化物半导体薄膜的平整度，结果生长在脊 11、31 和 41 上的氮化物半导体薄膜的膜厚度在整个晶片上变化，一个区与另一个区显示不同的值。

[0100] 如果生长在脊 11、31 和 41 上的氮化物半导体薄膜的厚度如此变化，其对形成在脊

11、31 和 41 上的氮化物半导体激光器件有不利影响。图 5 示出了表示脊上的 p 层厚度的偏差程度（相应于图 20 所示的依次设置的 p 型 $Al_{0.3}Ga_{0.7}N$ 蒸发防止层 206 到到 p 型 GaN 接触层 209 的 p 层的总厚度）的标准偏差 σ 与成品率之间的关系。图 5 中的图表示出了当 p 层厚度的标准偏差 σ 为 0.03μm 或以下时，实现了 90％或以上的高成品率，但是当 p 层厚度的标准偏差 σ 为 0.03μm 或以上时，成品率急剧下降。

[0101] 上述当 p 层厚度的标准偏差 σ 为 0.03μm 或以上时成品率急剧下降的原因是，如果 p 型 GaN 引导层 207、p 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 覆盖层 208 等的厚度变化太大，则当制造氮化物半导体衬底器件结构时，它们的电学和光学特性有变化。此外，如果氮化物半导体激光器件在 p 层厚度显示大的标准偏差 σ 的区域中制造时，在通电 (energization) 过程中会发生电流泄漏。这也导致低成品率。

[0102] 如上所述，当制造氮化物半导体激光器件时，为了实现高成品率，需要提高生长在脊上的氮化物半导体薄膜的平整度，包括氮化物半导体激光器件将被制造的区域的 p 层的厚度。为此，本发明的发明人发明了下面两种方法：通过一种方法阻碍氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子 15 迁移或扩散或移动到沟槽；且通过一种方法有意识地促进氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子 15 迁移或扩散或移动到沟槽。

[0103] 在上述两种方法中，阻碍氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子 15 迁移或扩散或移动到沟槽的方法涉及通过使用如图 3 所示的其中晶体方向 <0001> 和 <1-100> 均以晶体方向 <11-20> 为旋转轴旋转或倾斜 θa° 的衬底而产生处理过的衬底 16，即，旋转之后的晶体方向 <0001> 关于旋转之前的晶体方向 <0001> 具有 θa 的倾斜角的衬底，然后在该处理过的衬底上生长氮化物半导体薄膜。已经发现，当氮化物半导体薄膜生长在这种处理过的衬底 16 上时，淀积在脊 11 的顶部 13 上的氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子 15 更显著的沿基本平行于 <1-100> 方向，即，沿平行于沟槽 2 延伸方向而不是沿 <11-20> 方向的方向迁移或扩散或移动。结果，淀积在脊 11 顶部 13 上的氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子 15 被阻碍迁移或扩散或移动到沟槽 12。这样，在脊 11 的顶部 13 上，氮化物半导体薄膜形成有好的表面平整度。

[0104] 另一方面，上述两种方法中，其中有意识地促进氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子 15 迁移或扩散或移动到沟槽的方法涉及通过使用如图 3 所示、晶体方向 <0001> 和 <11-20> 均以晶体方向 <1-100> 为旋转轴旋转或倾斜 θb° 的衬底，即旋转之后的晶体方向 <0001> 关于旋转之前的晶体方向 <0001> 具有 θb 倾斜角的衬底而产生处理过的衬底 16，然后在该处理过的衬底上生长氮化物半导体薄膜。已经发现，当氮化物半导体薄膜生长在这种处理过的衬底 36 上时，淀积在脊 31 的顶部 33 上的氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子 15 更显著地沿基本平行于 <11-20> 方向的方向，即，沿垂直于沟槽延伸方向并平行于脊 31 顶部 33 的表面的方向而不是沿 <1-100> 方向的方向迁移或扩散或移动。结果，淀积在脊 11 顶部 13 上的氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子 15 被大量促进以迁移或扩散或移动到沟槽 12。这样，尽管存在波动边界部分 37 和波动方形部分 38，淀积在脊 31 的顶部 33 上的氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子 15 在整个晶片表面均匀地迁移或扩散或移动到沟槽 32。这样，在脊 11 的顶部 13，氮化物半导体薄膜形成有好的表面平整度。

[0105] 公知氮化物半导体薄膜例如 GaN 基半导体薄膜在 <11-20> 方向比在 <1-100> 方向生长得快。因此，当处理过的衬底 16 通过使用其中晶体方向 <0001> 和 <1-100> 均以晶体

方向 <11-20> 为旋转轴以 θa° 旋转的衬底而产生，然后氮化物半导体薄膜生长在该处理过的衬底 16 上时，上述值 θa 需要足够大以促进淀积在脊 11 的顶部 13 上的氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子 15，使之沿基本平行于 <1-100> 方向即沿沟槽 12 延伸方向迁移或扩散或移动，并防止淀积在脊 11 顶部 13 的氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子 15 沿平行于 <11-20> 方向即沿垂直于沟槽 2 延伸方向的方向迁移或扩散或移动到沟槽 12 中。

[0106] 上述倾斜角 θa 和 θb 与 p 层厚度的标准偏差 σ 之间的关系在图 6 和 7 中示出。图 6 示出了当氮化物半导体激光器件通过使用倾斜角 θa 的绝对值大于或等于倾斜角 θb 的绝对值的处理过的衬底而制造时所测量到的倾斜角 θa 与脊上的 p 层厚度的标准偏差 σ 之间的关系。图 7 示出了当氮化物半导体激光器件通过使用倾斜角 θa 的绝对值小于或等于倾斜角 θb 的绝对值的处理过的衬底而制造时所测量到的倾斜角 θb 与脊上的 p 层厚度的标准偏差 σ 之间的关系。沿图 6 和 7 的水平轴的符号 (+ 或 -) 通过任意把与实际采用的晶片相交叉的一个方向当作正而确定；这样，在晶体学术语中，符号 + 和 - 是等价的，仅倾斜角 θa 和 θb 的绝对值有意义。

[0107] 图 6 示出了下列内容。在采用倾斜角 θa 的绝对值大于或等于倾斜角 θb 的绝对值的处理过的衬底的情况下，当倾斜角 θa 的绝对值为 0.09° 或更大时，p 层厚度的标准偏差 σ 是 0.03μm 或以下，这样氮化物半导体激光器件可以以高成品率制造 ( 见图 5)。即使当倾斜角 θa 的绝对值小于 0.09° 时，只要倾斜角 θa 的绝对值大于倾斜角 θb 绝对值的三倍，且此外倾斜角 θa 的绝对值大于 0.05° ，则 p 层厚度的标准偏差 σ 是 0.03μm 或更小。否则，p 层厚度的标准偏差 σ 大于 0.03μm；这样，在生长表面不可能获得好的表面平整度，且因此不可能实现高成品率。

[0108] 图 7 示出了如下内容。在采用倾斜角 θa 的绝对值小于或等于倾斜角 θb 的绝对值的处理过的衬底的情况下，当倾斜角 θb 的绝对值为 0.2° 或更大时，p 层厚度的标准偏差 σ 是 0.03μm 或以下，并且，当倾斜角 θb 的绝对值小于 0.2° 时，p 层厚度的标准偏差 σ 大于 0.03μm。即，当倾斜角 θb 的绝对值为 0.2° 或更大时，可以在生长表面获得好的表面平整度，且氮化物半导体激光器件能以高成品率制造。

[0109] 在通过为倾斜角 θb 赋予大绝对值而获得好的表面质量的方法中，采用晶体方向 <0001> 和 <11-20> 均以晶体方向 <1-100> 为旋转轴以 θb° 旋转或倾斜的处理过的衬底 36，这样晶体方向 <0001> 关于垂直于脊 31 的顶部 33 的方向以 θb° 倾斜。这样，原子或分子 15 沿一个方向迁移或扩散或移动到沟槽 32。这样，如图 8 所示，生长在处理过的衬底 36 上的氮化物半导体薄膜的表面是倾斜的。图 8 示出了采用表面水平高度差检测器沿垂直于沟槽 32 延伸方向的方向 ( 基本上平行于 <11-20> 方向 ) 跨越生长在处理过的衬底 36 上的氮化物半导体薄膜表面扫描的结果。图 8 示出了形成在脊 31 的顶部 33 上的氮化物半导体薄膜 32 表面沿晶体方向倾斜的方向倾斜。然而，脊 31 的中心部分的高度，即其上形成氮化物半导体激光器件的脊部的提高部分基本上是均匀的，且 p 层厚度也是均匀的。这样，这些在氮化物半导体激光器件的制造中不会引起问题。顺便提及，在采用晶体方向 <0001> 和 <1-100> 均以晶体方向 <11-20> 为旋转轴以 θa° 旋转或倾斜的处理过的衬底 16 时，氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子 15 被阻碍移动或扩散到沟槽 12 中，且这样，当氮化物半导体薄膜如上所述生长在处理过的衬底 16 上时，形成在脊 11 顶部 13 上的氮化物半导体薄膜的表面不是倾斜的，而是表面是平坦的。这样，更优选采用晶体方向 <0001> 和 <1-100>

均以晶体方向 <11-20> 为旋转轴以 θa° 旋转或倾斜的衬底 16。

[0110] 在衬底的晶体方向被上述位移矢量 C 偏移的情况下，即，在衬底的晶体方向以倾斜角 θa 和 θb 倾斜的情况下，当倾斜角 θa 的平方与倾斜角 θb 的平方之和的平方根为 0.2° 或以上时，生长在处理过的衬底上的氮化物半导体薄膜具有好的表面平整度。

[0111] 上述描述涉及沟槽 12、32 或 42 沿平行或基本平行于 <1-100> 方向延伸的情况，但在沟槽 12、32 或 42 沿平行或基本平行于 <11-20> 方向延伸的情况下也可以得到类似的优点。即使在凹陷区不但沿平行或基本平行于 <1-100> 方向形成，如沟槽 12、32 或 42，而且沿平行或基本平行于 <11-20> 方向形成，使得沟槽形成为格子形的情况下，也可能在脊上形成具有好的表面平整度的氮化物半导体薄膜。在这种情况下，优选设置倾斜角 θa 和 θb 使得淀积在脊上的氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子沿被沟槽彼此分隔的脊的长边扩散或移动。

[0112] 通过如上所述改变衬底的晶体方向的倾斜角，可能在生长于脊上的氮化物半导体薄膜上获得好的表面平整度。

[0113] 当上述衬底的晶体方向的倾斜仅包含倾斜角 θa 或 θb 或者同时包含倾斜角 θa 和 θb 时，即使当每个倾斜角都设置为小于 0.05° 时，在实际上也难以将每个衬底都制造具有小于 0.05° 的倾角。通常，采用解理 (cleavage) 来制造激光发射端表面。然而，解理发生在例如沿垂直于 {0001} 平面的矢量方向的 {11-20} 或 {1-100} 平面内，且这样端部表面是倾斜的。这样，将倾斜角设置为 4° 或以上使得芯片难以裂开。因此，优选倾斜角即衬底的晶体方向的倾斜角为 0.05° 或以上，但在 4° 或以下。

[0114] 范例 1

[0115] 接着，将参照相关附图描述第一实施例的实际范例。应该理解，虽然下面提出的范例涉及作为氮化物半导体器件范例的氮化物半导体激光器件，但本发明适用于任何其他类型的氮化物半导体器件。图 11A 是示意性地示出本范例的氮化物半导体激光器件的截面图，且图 11B 是图 11A 的俯视图。图 9B 是示意性地示出在第一实施例的范例中在氮化物半导体薄膜生长于其上之前的处理过的衬底 90，且图 9A 是图 9B 的俯视图。在图 9A、9B 和 11A、11B 中，平面方向一起示出，并假设倾斜角等于零。在图 9A 和 9B 所示的处理过的衬底 90 上，设置例如如图 20 所示构造的氮化物半导体多层膜 4，以制造如图 11 所示的氮化物半导体激光器件。

[0116] 首先，处理过的衬底 90 通过与上述处理过的衬底 16、36 和 46 相同的方式制造。然而，此处用于制造处理过的衬底 90 的是具有 -0.35° 倾斜角 θa 和 -0.02° 倾斜角 θb 的衬底。沟槽 91 形成有 5μm 的开口宽度 W，5μm 的深度 Y 以及相邻沟槽 91 之间 350μm 的周期。

[0117] 在如此制造的处理过的衬底 90 上，通过适当使用常规公知技术例如 MOCVD，设置了由如图 20 所示的多个氮化物半导体薄膜构成的氮化物半导体多层膜 4。此处，首先，n 型 GaN 层 200 在 1075℃生长温度和 1200 的源材料 V/III 比（即，包含 V 族原子的源材料的单位时间摩尔数供应流速与包含 III 族原子的源材料的单位时间摩尔数供应流速之比）条件下生长。接着，在 1075℃生长温度下，依次设置下述层：n 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 的第一覆盖层 201、n 型 $Al_{0.08}Ga_{0.92}N$ 的第二覆盖层 202、n 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 的第三覆盖层 203 和 n 型 GaN 引导层 204。接着在顶上，下述层按其命名顺序依次设置：有源层 205、p 型 $Al_{0.3}Ga_{0.7}N$ 蒸发防止层

206、p 型 GaN 引导层 207、p 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 覆盖层 208 和 p 型 GaN 接触层 209。此处，有源层 205 在约 800℃生长温度下生长，且 p 型 $Al_{0.3}Ga_{0.7}N$ 蒸发防止层 206、p 型 GaN 引导层 207、p 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 覆盖层 208 和 p 型 GaN 接触层 209 在约 1030℃生长温度下生长。

[0118] 这样，在具有形成于其上的沟槽 91 和脊 92 的处理过的衬底 90 上，设置包括多个氮化物半导体薄膜的氮化物半导体多层膜 4。此处，沟槽 91 的开口宽度等不限于上述提出的具体值。然而，如果沟槽 91 的开口宽度 X 小于 3μm，当氮化物半导体多层膜 4 形成时，沟槽 91 容易被填充。这不仅阻碍出现在氮化物半导体多层膜 4 内部的应变的释放，而且引起淀积在脊 92 上的氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子迁移或扩散或移动到沟槽 91 中。这样，设置在脊 92 上的氮化物半导体多层膜 4 不期望地具有差的表面平整度。类似地，如果沟槽 91 的深度 Y 小于 1.5μm，当氮化物半导体多层膜 4 形成时，沟槽 91 不期望地容易被填满。这样，优选沟槽 91 的开口宽度 X 为 3μm 或以上，且沟槽 91 的开口深度 Y 为 1.5μm 或以上。此外，如果形成在处理过的衬底 90 上的氮化物半导体多层膜 4 的总层厚大于沟槽 91 深度 Y 的两倍，当氮化物半导体多层膜 4 设置在处理过的衬底 90 上时，沟槽 91 不期望地容易被填满。这样，优选沟槽 91 的深度 Y 大于形成在处理过的衬底 90 上的氮化物半导体多层膜 4 的总厚度的一半。

[0119] 此外，如果沿基本平行于 <11-20> 方向的方向上，即沿垂直于沟槽 91 的延伸方向且平行于脊 92 表面的方向上所测的位于相邻沟槽 91 之间的脊 92 的宽度小于 100μm，则出现在氮化物半导体多层膜 4 中的应变不被释放，导致裂纹的产生，而且还难于在脊 92 上制造氮化物半导体激光器件。另一方面，如果脊 92 的宽度大于 2000μm，它们不再防止在氮化物半导体多层膜 4 中的裂纹的产生。这样，优选脊 92 的宽度为 100μm 或以上但在 2000μm 或以下。

[0120] 在氮化物半导体多层膜 4 中，n 型 GaN 层 200（见图 20）与 AlGaN 或其他层相比，更容易迁移或扩散或移动。因此，如果 n 型 GaN 层 200 的层厚大于 0.5μm，生长在脊 92 上的 n 型 GaN 层 200 更容易流入沟槽 91 中。而且，随后氮化物半导体多层膜 4 的总层厚更大，结果沟槽 91 容易被氮化物半导体多层膜 4 填充。这样，优选 n 型 GaN 层 200 的层厚为 0.5μm 或以下。考虑到迁移，优选 n 型 GaN 层 200 的层厚为 0μm，即，生长从 n 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 第一覆盖层 201 开始。

[0121] 已经发现，当设置由多个氮化物半导体薄膜组成的氮化物半导体多层膜 4 时，氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子迁移或扩散或移动的难易随着各个氮化物半导体薄膜生长所处的生长条件而变化。为了获得生长在脊 92 上的氮化物半导体多层膜 4 的表面的好的平整度，各个氮化物半导体薄膜需要在防止氮化物半导体薄膜的源材料的原子或分子的迁移的条件下生长。优选作为这种生长条件的是处理过的衬底的表面温度为 1050℃或以下，且 V/III 比（包含 V 族原子的源材料的单位时间的摩尔供应流速与包含 III 族原子的源材料的单位时间的摩尔供应流速之比）为 2250 或以上。

[0122] 测量了上述具有形成在其上的氮化物半导体多层膜 4 的处理过的衬底 90 的表面的表面平整度。沿基本上平行于 <1-100> 方向即沿平行于沟槽 91 延伸方向的方向所测量的表面平整度的测量结果在图 10 中示出。测量是在脊 92 的中心部分进行的。此处，如同将从图 10 的图表中理解的，在所测量的 600μm 宽度区域范围内，表面的最高和最低部分的水平高度差为约 20nm，且因此与在处理过的衬底 6 通过使用具有几乎零（0.02° 或更小）倾斜

角的晶片而制造然后在其上生长氮化物半导体多层膜 4 的情况下获得的测量结果 (300nm) 相比是非常小的。这样，获得了好的表面平整度。

[0123] 此外，通过如上所述在处理过的衬底 90 上形成氮化物半导体多层膜 4，制造了图 11A 和 11B 所示的氮化物半导体激光器件。该氮化物半导体激光器件具有用作激光波导的激光条 93 和设置成将激光条 93 夹在中间的用于电流限制 (current constriction) 的 $SiO_2$ 膜 94，它们位于在处理过的衬底 90 的脊 92 上所形成的氮化物半导体多层膜 4 的表面上，其中该处理过的衬底 90 具有形成于其上的沟槽 91。然后，在激光条 93 和 $SiO_2$ 膜 94 的表面上，形成 p 侧电极 95，且在处理过的衬底 90 的底表面上形成 n 型电极 96。形成在 p 侧电极 95 表面上的直接位于激光条 93 上的升高部分称为条纹 97。

[0124] 与上述类似的具有脊结构的氮化物半导体激光器件可以通过首先在处理过的衬底 90 上设置氮化物半导体多层膜 4 然后适当使用常规公知技术而制造，因此将不给出其制造方法等的详细描述。然后，通过在处理过的衬底 90（晶片）上设置氮化物半导体多层膜 4 而如此制造的多个氮化物半导体激光器件可以被分为单个器件。此处，首先，一部分处理过的衬底 90 被除去使得晶片具有约 100μm 厚度。然后，作为 n 型电极 96，在处理过的衬底 90 底表面上，Hf/Al 层从处理过的衬底 90 一侧按此序形成。接着，晶片被沿着基本平行于 <11-20> 方向即垂直于沟槽 91 延伸方向且平行于脊 92 表面的方向解理以形成谐振腔端面。这样，制造了每个都设置有多个氮化物半导体激光器件的条 (bar)（未示出）。在此范例中，氮化物半导体的解理面是 {11-20} 平面，并以 θa° 倾斜角倾斜。这引起晶片将难于解理且难于获得好的解理表面的担心。然而，实际证明，只要倾斜角为 4° 或以下，就可以获得好到足以用作氮化物半导体激光器件解理面的解理表面。此处，优选氮化物半导体激光器件的谐振腔长度为 300μm 或以上但在 1200μm 或以下。在此范例中，谐振腔长度为 600μm。此外，在如上所述通过解理晶片形成的谐振腔端面上，$SiO_2$ 和 $TiO_2$ 电介质膜通过电子束淀积等交替气相淀积以形成电介质多层膜。这些电介质多层膜的材料不限于 $SiO_2/TiO_2$，而是可以为 $SiO_2/Al_2O_3$ 等。n 型电极 96 的材料不限于那些上面具体提到的，而是可以为 Hf/Al/Mo/Au、Hf/Al/Pt/Au、Hf/Al/W/Au、Hf/Au、Hf/Mo/Au 等。

[0125] 在与图 11 所示的类似的氮化物半导体激光器件中，p 侧电极 95 从氮化物半导体多层膜 4 一侧由例如 Mo/Au 或 Mo/Pt/Au 形成，或者由单层 Au 形成。在此范例中，$SiO_2$ 膜 94 用作用于电流限制的绝缘层；取代地，可以采用任何其他的绝缘材料例如 ZrO、$TiO_2$ 或 $Si_3N_4$。

[0126] 然后如此制造的条被分割成芯片以获得单个的氮化物半导体激光器件。由于此分割是通过常规公知技术进行的，因此将不给出其详细描述。

[0127] 在如此制造的氮化物半导体激光器件中，没有观察到裂纹的发生。此外，从制造的本范例的多个氮化物半导体激光器件中，随机抽取 100 个氮化物半导体激光器件，并测量了沿水平和垂直方向的它们的 FFP（远场图案，far-fieldpattern）的 FWHM（半极大值全宽，full width at half maximum）。此处，其实际 FFP FWHM 在设计值的 ±1 度范围的氮化物半导体激光器件被算作是无缺陷的。结果是 94 个氮化物半导体激光器件满足其 FFP 的 FWHM 的要求，显示了很高的成品率。

[0128] 如上所述，通过在具有 θa 和 θb 倾斜角的处理过的衬底 90 上生长多个氮化物半导体薄膜而形成氮化物半导体多层膜 4，可能减少 p 层厚度的变化并因此在氮化物半导体薄膜上获得好的平整度，也可能抑制裂纹的产生且因此以高成品率制造具有满意特性的氮

化物半导体激光器件。

[0129] 范例 2

[0130] 在此范例中，处理过的衬底以与范例 1 相同的方法制造。不同之处在于：用于制造处理过的衬底的衬底具有 -0.05 的倾斜角 θa 和 -0.39° 的倾斜角 θb；沟槽的开口宽度为 80μm；且相邻沟槽之间的间距为 300μm。在其他方面，氮化物半导体激光器件以与范例 1 相同的方式制造。

[0131] 在此范例中，如范例 1 一样，在氮化物半导体多层膜 4 设置在处理过的衬底上以后，测量了形成在脊上的氮化物半导体多层膜 4 的表面的表面平整度。在所测量的 600μm 宽度区域中，表面的最高和最低部分之间的水平高度差为 24nm，且这样获得了好的表面平整度。

[0132] 此外，从本范例制造的多个氮化物半导体激光器件中，随机抽取 100 个氮化物半导体激光器件，并测量了它们沿水平和垂直方向的 FFP（远场图案）的 FWHM（半极大值全宽）。此处，其实际 FFP FWHM 在设计值的 ±1 度范围的氮化物半导体激光器件被算作是无缺陷的。结果是 91 个氮化物半导体激光器件满足其 FFP 的 FWHM 的要求，显示了很高的成品率。

[0133] 范例 3

[0134] 在此范例中，处理过的衬底以与范例 1 相同的方法制造。不同之处在于：用于制造处理过的衬底的衬底具有 0.21° 的倾斜角 θa 和 -0.21° 的倾斜角 θb。在其他方面，氮化物半导体激光器件以与范例 1 相同的方式制造。

[0135] 在此范例中，如范例 1 一样，在氮化物半导体多层膜 4 设置在处理过的衬底上以后，测量了形成在脊上的氮化物半导体多层膜 4 的表面的表面平整度。在所测量的 600μm 宽度区域中，表面的最高和最低部分之间的水平高度差为 10nm，因而获得了好的表面平整度。

[0136] 此外，从本范例制造的多个氮化物半导体激光器件中，随机抽取 100 个氮化物半导体激光器件，并测量了它们沿水平和垂直方向的 FFP（远场图案）的 FWHM（半极大值全宽）。此处，其实际 FFP FWHM 在设计值的 ±1 度范围的氮化物半导体激光器件被算作是无缺陷的。结果是 97 个氮化物半导体激光器件满足其 FFP 的 FWHM 的要求，显示了很高的成品率。

[0137] 范例 4

[0138] 在此范例中，处理过的衬底以与范例 1 相同的方法制造。不同之处在于：用于制造处理过的衬底的衬底具有 0.10° 的倾斜角 θa 和 -0.02° 的倾斜角 θb；在构成氮化物半导体多层膜 4 的各层中，n 型 GaN 层 200、n 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 第一覆盖层 201、n 型 $Al_{0.08}Ga_{0.92}N$ 第二覆盖层 202、n 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 第三覆盖层 203 和 n 型 GaN 引导层 204 在 1030℃的生长温度下生长；且 n 型 GaN 层 200 和 n 型 GaN 引导层 204 在源材料的 V/III 比为 4500 的条件下生长。在其他方面，氮化物半导体激光器件以与范例 1 相同的方式制造。

[0139] 在此范例中，如范例 1 一样，在氮化物半导体多层膜 4 设置在处理过的衬底上以后，测量了形成在脊上的氮化物半导体多层膜 4 的表面的表面平整度。在所测量的 600μm 宽的区域中，表面的最高和最低部分之间的水平高度差为 28nm，且这样获得了好的表面平整度。

[0140] 此外，从本范例制造的多个氮化物半导体激光器件中，随机抽取 100 个氮化物半导体激光器件，并测量了它们沿水平和垂直反向的 FFP（远场图案）的 FWHM（半极大值全宽）。此处，其实际 FFP FWHM 在设计值的 ±1 度范围的氮化物半导体激光器件被算作是无缺陷的。结果是 90 个氮化物半导体激光器件满足其 FFP 的 FWHM 的要求，显示了很高的成品率。

[0141] 如上所述，在此范例中，衬底的倾斜角比范例 1 到 3 中的小。然而，在构成氮化物半导体多层膜 4 的各层中，n 型 GaN 层 200、n 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 第一覆盖层 201、n 型 $Al_{0.08}Ga_{0.92}N$ 第二覆盖层 202、n 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 第三覆盖层 203 和 n 型 GaN 引导层 204 在阻碍迁移的条件下生长。这有助于以高成品率制造具有满意特性的氮化物半导体激光器件。

[0142] 第二实施例

[0143] 沟槽的形成

[0144] 图 12A 是示意性地示出围绕具有设置于其上的氮化物半导体多层膜的处理过的衬底的沟槽的部分的透视图，且图 12B 是沿图 12A 所示的线 A-A 所取的截面图。参考标号 120 表示处理过的衬底，参考标号 121 表示氮化物半导体多层膜，且参考标号 122 表示沟槽。

[0145] 在此实施例中，采用表面为 C 平面 (0001) 的氮化物半导体衬底。首先，在氮化物半导体衬底的整个表面上，$SiO_2$ 等（未示出）通过溅射而气相淀积为具有 1μm 的膜厚。$SiO_2$ 等的膜可以通过其他方法例如电子束气相淀积或等离子体 CVD 而形成。

[0146] 接着，通过通常的光刻工艺，抗蚀剂设置为沿 [1-100] 方向具有 5μm 宽度（在图 12 中以 W 表示）的条形窗口和 250μm 周期（在图 12B 中以 T 表示）的图案。此周期 T 依赖于半导体激光芯片的宽度；具体地，当芯片具有 200μm 宽度时，周期 T 设为 200μm。然后，通过 ICP（感应耦合等离子，inductively coupled plasma）、RIE（反应离子刻蚀，reactive ion etching）等，$SiO_2$ 被蚀刻从而以 5μm 宽度暴露氮化物半导体衬底的表面，且因此形成用于在氮化物半导体衬底上形成沟槽的 $SiO_2$ 掩模。然后，氮化物半导体衬底被刻蚀以形成沟槽 122。这样，具有形成在其上的沟槽的氮化物半导体衬底被称为处理过的衬底 120。

[0147] 沟槽 122 的深度（在图 12B 中以 D 表示）为例如 5μm。此处，优选沟槽 122 的深度 D 为 2μm 或以上但在 20μm 或以下。如果深度 D 小于 2μm，沟槽 122 可能被氮化物半导体多层膜 121 填充。如果沟槽 122 被填充，裂纹可能产生，在表面内层厚可能变得不均匀，而且产生其他问题。然而，如果氮化物半导体多层膜 1 21 的总层厚为 4μm 或以下，只要包括两端的深度 D 在从 1μm 到 2μm 范围内，就可能防止裂纹并保持平整。在另一方面，如果深度 D 大于 20μm，在光刻和抛光工艺中会产生问题。例如，在光刻工艺中，在处理过的衬底 120 表面上的抗蚀剂的厚度倾向于不均匀，且这样抗蚀剂在未被充分曝光处可以保持，另一方面，在抛光工艺中，当晶片为芯片分割准备被抛光来减薄为约 100μm 时，晶片可能破裂。

[0148] 优选沟槽 122 的宽度 W 为 1μm 或以上。如果宽度 W 小于 1μm，当氮化物半导体多层膜 121 生长时，沟槽 122 被完全填充。这是因为从沟槽 122 两边缘生长的氮化物半导体多层膜 121 在沟槽顶端形成桥，并在沟槽 122 上相接。当沟槽 122 被填充时，裂纹可能产生，在表面内层厚可能变得欠均匀，而且产生其他问题。

[0149] 此处，沟槽 122 完全不同于为了减少从表面扩展到晶体生长膜的缺陷密度而利用横向（水平）生长效应以在衬底上形成沟槽的技术。在横向生长中，为了获得水平生长效应，沟槽通常以约等于或小于形成的层的膜厚的间距而形成，而且即使在沟槽到沟槽间距

最大的情况下，以约三倍于该膜厚的间距形成。

[0150] 作为对比，在此实施例中，沟槽 122 不是为了上述目的而形成，而是为了防止裂纹的目的。此处的间距与氮化物半导体激光器件的宽度处于相同量级，具体地，最小约为 0.1mm。此外，简单地形成沟槽 22 导致显著降低的平整度。这样，优选间距（周期）为 4mm 或更小。如果间距（周期）大于 4mm，不可能有效地释放出现在膜中的晶格应变和热膨胀系数差异导致的应变，因此产生裂纹。这样，优选沟槽 122 的间距（周期）为 0.1mm 或更大但在 4mm 或以下。

[0151] 然后，在蚀刻之后，$SiO_2$ 被例如 HF 的蚀刻剂完全除去，以完成在氮化物半导体多层膜 121 生长之前的衬底处理。

[0152] 在上述描述中，通过气相蚀刻来蚀刻 $SiO_2$ 和氮化物半导体衬底；作为选择，它们可以用处于液相的蚀刻剂而蚀刻。采用蚀刻的沟槽形成可以在首先生长氮化物半导体层 GaN、InGaN、AlGaN、InAlGaN 等之后进行。即，也可能首先生长氮化物半导体层，然后形成沟槽 122，然后生长氮化物半导体多层膜 121。

[0153] 在采用氮化物半导体衬底以外的衬底（例如蓝宝石、SiC、Si 或 GaAs 衬底）的情况下，首先形成 GaN、InGaN、AlGaN、InAlGaN 等氮化物半导体层，然后生长氮化物半导体多层膜 121。

[0154] 氮化物半导体多层膜的外延生长

[0155] 图 13A 是氮化物半导体器件的前视图，且图 13B 是图 13A 的俯视图。图 14 是图 13 所示的部分 B 的截面图。现在，参照图 14，将描述氮化物半导体器件如何制造。

[0156] 首先，在 MOCVD 机上，使用 $NH_3$ 作为 V 族源材料且 TMGa（三甲基镓）或 TEGa（三乙基镓）作为 III 族源材料，硅烷（$SiH_4$）作为添加于其中掺杂源材料，在 1100℃衬底温度下，具有 0.2μm 膜厚的 n 型初始 GaN 层 123 形成于处理过的衬底 120 上。初始 GaN 层 123 是氮化物半导体初始层的例子；取代地，可以采用任何其他的氮化物半导体初始层，例如 AlGaN、AlInGaN、AlGaNP 或 AlGaNAs。

[0157] 接着，在 1050℃衬底温度下，通过使用 V 族源材料例如 TMAl（三甲基铝）或 TEAl（三乙基铝），生长三层 n 型覆盖层，从初始 GaN 层 123 一侧其包括：具有 2.3μm 层厚的 n 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 覆盖层 124、具有 0.2μm 层厚的 n 型 $Al_{0.08}Ga_{0.92}N$ 覆盖层 125 和具有 1.0μm 层厚的 n 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 覆盖层 126。作为 n 型杂质，添加了 $5\times10^{17}$ 到 $1\times10^{19}/cm^3$ 的硅。

[0158] 接着，n 型 GaN 光导层（具有 $1\times10^{16}$ 到 $1\times10^{18}/cm^3$ 的 Si 杂质浓度）127 生长到具有 0.2μm 厚度。

[0159] 然后，衬底温度降低到 800℃，且按下面顺序生长包括三个周期的均具有 4nm 厚度的 $In_{0.1}Ga_{0.9}N$ 阱层与均具有 8nm 厚度的 $In_{0.01}Ga_{0.99}N$ 势垒层组合的有源层（具有多量子阱结构）128：势垒层、阱层、势垒层、阱层、势垒层、阱层和势垒层。优选在势垒层和阱层之间或在阱层和势垒层之间生长中断 1 秒或以上但在 180 秒或以下，因为这样做有助于提高各层的平整度且因此减少光发射 FWHM。此处，可以任意避免添加 $SiH_4$ 到势垒层或势垒层和阱层。

[0160] 在 As 添加到有源层 128 的情况下，$AsH_3$（砷化三氢）或 TBAs（三丁基砷）用作源材料。在 P 添加到有源层 128 的情况下，$PH_3$（磷化氢）或 TBP（三丁基磷）用作源材料。在 Sb 添加到有源层 128 的情况下，TMSb（三甲基锑）或 TESb（三乙基锑）用作源材料。当有源层 128 形成时，作为 N 的源材料，取代 $NH_3$，可以采用任何其他源材料，例如 $N_2H_4$（联氨，

hydrazine)、$C_2N_2H_8$(二甲肼,dimethylhydrazine)或任何其他含 N 的源材料。

[0161] 接着,衬底温度升高到 1000℃,且下面的层依次生长:具有 0.02μm 厚度的 p 型 $Al_{0.2}Ga_{0.8}N$ 载流子阻隔层 129、具有 0.02μm 厚度的 p 型 GaN 光导层 130、具有 5μm 厚度的 p 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 覆盖层 131 和具有 0.1μm 厚度的 p 型 GaN 接触层 132。作为用于 p 型杂质的源材料,采用 $EtCP_2Mg$(二乙基环戊二烯基镁,bisethylcyclopentadienylmagnesium),且 Mg 以 $1\times10^{18}$ 到 $2\times10^{20}/cm^3$ 的浓度添加。优选 p 型 GaN 接触层 132 朝向 p 电极 133 具有越来越高的 p 型杂质浓度。这有助于减少由 p 电极 133 引起的接触电阻。为了除去阻碍用作 p 型杂质的 Mg 的激活的在 p 型层中剩余的氢,在 p 型层的生长中可以混合微量的氧。

[0162] 如上所述制造的各个氮化物半导体多层膜 121 的厚度之和约为 3.58μm。氮化物半导体多层膜 121 由初始 GaN 层 123、n 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 覆盖层 124、n 型 $Al_{0.08}Ga_{0.92}N$ 覆盖层 125、n 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 覆盖层 126、n 型 GaN 光导层 127、有源层 128、p 型 $Al_{0.2}Ga_{0.8}N$ 载流子阻隔层 129、p 型 GaN 光导层 130、p 型 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 覆盖层 131 和 p 型 GaN 接触层 132 组成。

[0163] 在 p 型 GaN 接触层 132 生长之后,在 MOCVD 机的反应器内的所有气体被氮载气和 $NH_3$ 取代,且温度以 60℃ /min 的速度降低。当衬底温度变为等于 80℃时,$NH_3$ 的供应停止,然后该衬底温度保持 5 分钟,然后衬底温度降低到室温。此处,优选衬底所保持的温度在 650℃到 900℃之间,且在该温度处所保持的时间为 3 分钟或以上但在 10 分钟或以下。此外,优选温度降低的速度为 30℃ /min 或以上。

[0164] 如上所制造的氮化物半导体多层膜 121 通过拉曼 (Raman) 测量而评价。结果是,在晶片从 MOCVD 机中取出后,即使没有进行 p 型化的退火,仍然在生长之后立刻观察到了 p 型特征 (Mg 被激活了)。此外,由于 p 电极 133 的形成所导致的接触电阻更低。上述方法可以与常规 p 型化的退火相结合以实现更高的 Mg 激活速率。

[0165] 在上述实施例中,有源层 128 被如此构建使得以势垒层开始并以势垒层结束;取代地,它也可以被如此构建使得以阱层开始并以阱层结束。阱层的数目不限于上述具体提出的三个,而是可以为十个或以下,因为这种情况下它们提供低的域值电流密度并能在室温持续振荡。阱层数目的特别优选范围是从两个到六个,因为此时它们提供特别低的域值电流密度。上述有源层 128 可以额外地包含 Al。此处,没有作为杂质的 Si 添加到组成有源层的阱层和势垒层 128;然而,可以添加杂质。添加例如 Si 的杂质到有源层 128 倾向于提高光发射密度。除了 Si,这样的杂质包括 O、C、Ge、Zn 和 Mg,且这些可以单独使用或者其中的两个或多个组合使用。优选添加的杂质的总量为约 $1\times10^{17}$ 到 $8\times10^{18}/cm^3$。杂质可以添加到阱层和势垒层或者只添加到阱层或势垒层。

[0166] p 型 $Al_{0.2}Ga_{0.8}N$ 载流子阻隔层 129 可以具有除了上述具体提出的以外的任何其他组分。具有添加于其中的 In 的 AlGaN 即使在低温下生长时也发生 p 型化 (p-typification)。这有助于减少有源层 128 在晶体生长过程中受到的损坏,因此是优选的。载流子阻隔层 129 本身可以被省略,但设置它则有助于低的域值电流密度。这是因为载流子阻隔层 129 用于封住有源层 128 中的载流子。p 型 $Al_{0.2}Ga_{0.8}N$ 载流子阻隔层 129 中的 Al 组分越高,就有越高密度的载流子被封住,因此就更好。在另一方面,优选减少 Al 组分,只要能保持载流子被封住 (enclosure),因为这样做有助于提高在载流子阻隔层 129 中的载流子迁移率,因此有助于减少那里的电阻。

[0167] 在上述实施例中,n 型覆盖层 124 到 126 和 p 型覆盖层 131 每个都是由 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$

或$Al_{0.08}Ga_{0.92}N$晶体形成的。取代地，可以采用具有除了0.05或0.08之外的Al组分的AlGaN晶体。在这些层中的Al组分越高，它们的能隙和折射率与有源层128的差就越大。这有助于有效地封住(enclose)有源层128中的载流子和光，并有助于减少激光振荡的域值电流密度。在另一方面，只要保持载流子和光被封住，减少Al组分有助于提高在覆盖层124到126中的载流子迁移率，并有助于降低器件的工作电压。

[0168] 在上述实施例中，n型AlGaN覆盖层124到126具有三层结构。这允许垂直横向模式具有单峰，提高了光阻隔效率，并有助于提高激光的光学特性并减少激光域值电流密度。n型AlGaN覆盖层的数目可以为三以外的其他数目；即，可以采用一个或多个而不引起任何问题。在上述描述中，覆盖层由三元素混合晶体形成，即AlGaN；取代地，可以采用四元素混合晶体，例如AlInGaN、AlGaNP或AlGaNAs。为了低的电阻，p型覆盖层130可以具有包括p型AlGaN层和p型GaN层的超晶格结构，或者包括p型AlGaN层和p型AlGaN层的超晶格层，或者包括p型AlGaN和p型InGaN层的超晶格结构。

[0169] 氮化物半导体多层膜的特性

[0170] 在本实施例所制造的氮化物半导体多层膜121中，没有观察到裂纹。此外，表面内的表面平整度在触摸探针型水平高度差检测计(touch-probe-typelevel difference tester)上进行测量。图15示出了氮化物半导体多层膜121在[1-100]方向的表面平整度的测量结果。结果显示，在所测量的600μm范围内，表面粗糙度(Ra)为100Å或以下，且显示获得了具有很小的表面不规则性的平整表面。还在衬底的整个表面详细测量了Ra，且结果显示获得了平整表面。

[0171] 此外，在SEM(扫描电子显微镜)下，测量了氮化物半导体多层膜121的各层厚度在衬底表面内的分布。结果显示，表明变化程度的标准偏差的数值小至最大为5%。即，发现多层膜的各层的厚度是均匀的。

[0172] 器件分割工艺

[0173] 接着，将给出把具有设置在脊12上的氮化物半导体多层膜121的晶片从MOCVD机中取出然后将晶片处理为氮化物半导体器件芯片的工艺描述。

[0174] 首先，形成充当激光波导区的脊条纹部分134。这是通过从外延晶片表面侧到p型覆盖层131的中间或底端而蚀刻外延晶片使得剩下条纹形部分而形成的。此处，条纹宽度为1到3μm且优选1.3到2μm。然后，绝缘膜135形成在脊条纹部分134以外的地方。此处，绝缘膜135可以由AlGaN形成。由于p形GaN接触层132的保持未蚀刻的部分是暴露的，在此部分上以及在绝缘膜135上，通过依次气相淀积Pd/Mo/Au而形成p电极133。

[0175] 此处，绝缘膜135可以由除了上述具体提到的以外的材料形成，例如钛、锆、钽、铝等的氧化物或氮化物。p电极(216)可以取代地由Pd/Pt/Au、Pd/Au或Ni/Au形成。

[0176] 此外，外延晶片的底表面(氮化物半导体衬底的表面)被抛光以使晶片为80到200μm厚，从而利于后面进行的晶片的分割。n电极136通过在底表面120上依次设置Hf/Al而形成。n电极136可以取代地由Hf/Al/Mo/Au、Hf/Al/Pt/Au、Hf/Al/W/Au、Hf/Au、Hf/Mo/Au或者在这些之一中用Ti或Zr取代Hf的改进组合。

[0177] 最后，外延晶片沿垂直于脊条纹方向的方向被解理以产生具有600μm谐振腔长度的法布理-玻罗(Fabry-Pérot)谐振腔。优选谐振腔长度为250μm到1000μm。通过此工艺，晶片被分割成条，每条都具有横向延伸的连接在一起的氮化物半导体器件阵列。具有沿

<1-100> 方向形成的脊条纹部分 134 的氮化物半导体器件的谐振腔端面是氮化物半导体晶体的 {1-100} 平面。取代在端面反馈，可以采用通过设置在内部的折射光栅 (diffraction gratings) 实现反馈的 DFB( 分布式反馈 )，或者通过设置在外部的折射光栅实现反馈的 DBR( 分布式布拉格反射器 )。

[0178] 在 Fabry-Pérot 的谐振腔端面形成后，具有约 80％的反射率的 $SiO_2$ 和 $TiO_2$ 电介质膜交替气相淀积在这些端面以形成电介质多层反射膜 ( 未示出 )。电介质多层反射膜可以由任何其他电介质材料形成。此后，条被分割成单个的器件以获得图 13 所示的氮化物半导体器件。该器件具有设置在其中间的激光波导区 ( 脊条纹部分 134)，并具有 250μm 的横向宽度。

[0179] 氮化物半导体器件的特性

[0180] 在整个实验中，证实氮化物半导体器件在下面条件下实现了 5000 小时或以上的激光振荡寿命 ：振荡波长 405±2nm ；激光输出 60mW ；环境温度 70℃。此外，获得了具有小的表面不规则性的平坦表面，且在衬底表面内氮化物半导体多层膜 121 的各层厚度是高度均匀的。这样，在各个器件中具有很小的特性的变化，从而提供了高可靠性。结果，减少了具有不满足无缺陷器件要求特性的器件的数目，提高了成品率。

[0181] 表面平整度与裂纹产生之间的关系

[0182] 现在，将给出观察到的当初始 GaN 层 123 随沟槽 122 的深度 D 和宽度 W 而变化时表面平整度与裂纹产生之间的关系。图 16 示出了当初始 GaN 层 123 的厚度从 0 变化到 2.0μm 时观测到的氮化物半导体多层膜 121 的表面粗糙度的测量结果。

[0183] 在先前进行的整个实验中，公知对于器件特性和器件寿命的变化允许的表面粗糙度的范围是300Å或以下。该厚度300Å相当于当 p 型层具有 0.62μm 厚度时器件总厚度的约 5％。此外，如果表面粗糙度为 5％，表明可比较的 (comparable) 变化存在于各层厚度中 ( 此处，p 型层的厚度 )。p 型层厚度的变化最影响激光特性。当作为电流限制结构的脊条纹部分 134 形成时，p 层的 2μm 宽的部分被剩余作为脊条纹部分 134，且剩余部分被通过气相蚀刻例如 ICP 而蚀刻。由于公知最显著影响激光特性的是脊条纹部分 134 的高度，即从有源层 128 到被蚀刻区的距离，如果 p 型层厚度在衬底表面内不同位置处是变化的，激光特性随着变化。这样，大的表面粗糙度不仅导致低的成品率，而且不利地影响器件寿命。

[0184] 图 16 示出当初始 GaN 层 123 的厚度为 0.5μm 或以下时，表面粗糙度为300Å或以下。这样，优选用在此实施例中的初始 GaN 层 123 的厚度为 0.5μm 或以下。在氮化物半导体多层膜 121 包括初始 GaN 层 123 以外的 GaN 的情况下，优选在氮化物半导体多层膜 121 中的 GaN 层的总厚度为氮化物半导体多层膜 121 的总层厚的 15％或以下。

[0185] 这样，进行了充分地研究以发现为什么当初始 GaN 层 123 的厚度大于 0.5mm 时，导致如图 16 所示的大的表面粗糙度，换句话说，在表面内出现大的层厚分布。通过该研究，发现氮化物半导体多层膜 121 的各层厚度变化是因为当氮化物半导体多层膜 121 外延生长时，初始 GaN 层 123 受到其影响。

[0186] 图 17A 是带有具有好的平整度的氮化物半导体多层膜 121 的处理过的衬底 120 的截面图，且图 17B 是带有具有差的平整度的氮化物半导体多层膜 121 的处理过的衬底 120 的截面图。现在，将参照图 12 和 17A、17B 给出产生氮化物半导体多层膜 121 的各层的厚度变化的生长机制模型的详细描述。

[0187] 发现当垂直于氮化物半导体多层膜 121 在图 12 所示的沟槽 122 以外的表面 137 的线 [0001] 与垂直于在沟槽 122 顶端的侧壁表面 122a 的线 R 之间的角 θ 小于 60° 时，出现大的氮化物半导体多层膜 121 的各层厚度的变化。在这种情况下，如图 17B 所示，氮化物半导体多层膜 121 流入沟槽 122。发生该流入是因为在氮化物半导体多层膜 121 外延生长时已经到达表面 137 的源材料（主要是 Ga）通过表面迁移来促进从而流入沟槽 122。

[0188] 如图 21 所示，当初始 GaN 层 123 的厚度为 1.0μm 时，氮化物半导体多层膜 121 的表面平整度是这样的：其最高和最低部分的水平高度差为 300nm，显示出表面具有大的表面不规则性。

[0189] 此外，在衬底表面内氮化物半导体多层膜 121 的层厚变化在反射膜厚探测器上进行了评价。此处，对从反射膜厚探测器获得的反射峰轮廓进行了快速傅立叶变换处理 (FFT)，并基于其间具有各层之中最大的折射率差的 p 型载流子阻隔层 129 与 p 型 GaN 光导层 130 之间界面的反射峰，评价了在衬底表面内的 p 型层厚度分布。此处，p 层的厚度表示下面三层的总厚度：p 型 GaN 光导层 130、p 型 AlGaN 覆盖层 131 和 p 型 GaN 接触层 132。结果发现，当初始 GaN 层 123 的厚度为 0.5μm 或更大时，在衬底表面内层厚度的变化程度（标准偏差）为 5％或更大。

[0190] 此外，在 SEM 下详细观察了在沟槽 122 中的生长。下面将参照图 12 和 18 详细描述所观测到的。图 18 是具有其中初始 GaN 层 123 具有 0.5μm 或以下厚度的氮化物半导体多层膜 121 的处理过的衬底的截面图。图 18 示出了当初始 GaN 层 123 具有 0.5μm 或以下厚度时，在沟槽 122 上端的厚度比在表面 137 上的平坦区 E 的厚度大 H。厚度差 H 为 0.2 到 1.5μm。

[0191] 此外，在这种情况下，垂直于图 12 所示的氮化物半导体多层膜 121 除了沟槽 122 以外的表面 137 的线 [0001] 与垂直于沟槽 122 顶端的侧壁表面 122a 的线 R 之间的角 θ 大于 60°。具有角 θ 等于 60° 的表面被认为是相应于 (11-22) 平面。在此实施例中，角 θ 为 80°。角 θ 应该大于 60°，并优选 80° 或以上。这是因为，角 θ 越大于 60°，其上容易发生流入的 (11-22) 平面越不容易出现。

[0192] 生长模型

[0193] 基于到此为止所给出的结果，将给出使用具有形成于其上的沟槽 122 的处理过的衬底 120 的生长模式模型的描述。当源材料气体的供应开始且生长开始时，Ga 源材料到达表面。然后，Ga 在表面上迁移（表面扩散），且当它到达能量稳定的位置时，它被膜吸收。随着此过程的重复，膜逐渐生长。同时，当初始 GaN 层 123 的厚度变为 0.5μm 或以上时，如图 17B 所示，Ga 原子从表面 137 朝沟槽 122 迁移。在此流入过程中，由于各种原因例如在沟槽形成过程中的不均匀性，Ga 原子沿 [11-22] 方向的流入是极度不均匀的。这样，尽管在一些区域中发生流入，但在其他区域不容易发生流入。

[0194] 流入沟槽 122 发生的地方，表面 137 由于和源材料效率有关的原因而变薄。流入不容易发生的地方，表面 137 变厚。这样，导致了差的平整度。因此，通过抑制此流入，可能获得好的平整度。抑制流入的一种生长方法是在沟槽 122 顶端以高于其他地方的生长速率生长初始 GaN 层 123，使得形成防止 Ga 源材料流入沟槽 122 的阻隔壁（图 18 中的厚度差 H）。这对于使层厚均匀是有效的。如先前所述，当初始 GaN 层 123 具有 0.5μm 或以下层厚时形成这样的阻隔壁。

[0195] 此外，如先前所述，优选沟槽 122 之间的间距为 0.1mm 或以上但为 4mm 或以下。优选初始 GaN 层 123 的层厚为 0.5μm 或以下。优选初始 GaN 层 123 的层厚为氮化物半导体多层膜 121 的总层厚的 15％或以下。角 θ 应大于 60°，优选 80° 或以上。优选沟槽 122 的深度 D 为 2μm 或以上但为 20μm 或以下，且沟槽 122 的宽度 W 为 1μm 或以上。

[0196] 根据本发明的氮化物半导体器件在激光器件、光发射器件、光接收器件等中发现了广泛的应用，且因此能适合用在光盘存储 / 再现设备、激光打印机、条形码读出器、投影仪、显示设备等中。

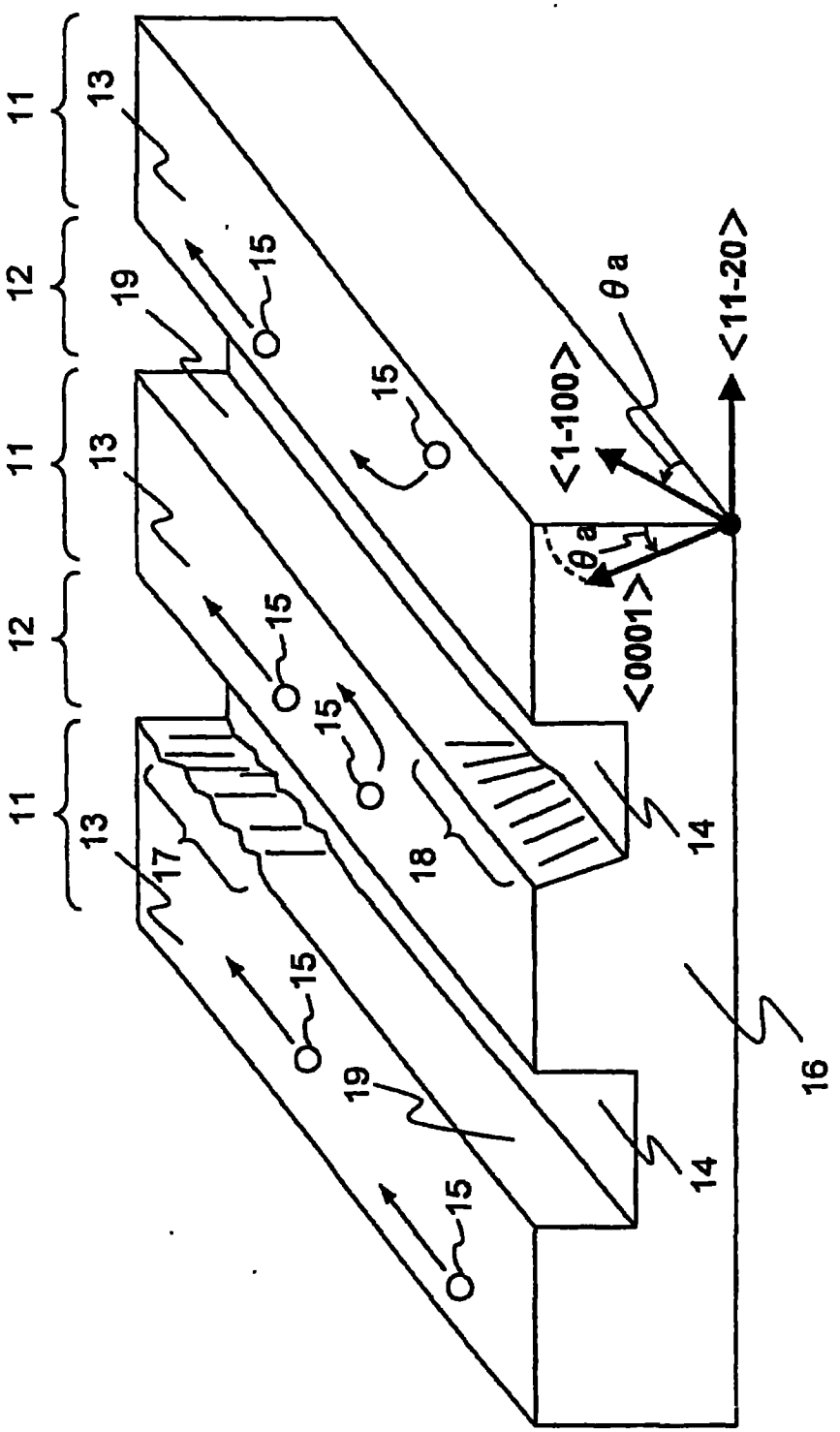

11
12
11
12
11
13
13
13
15
15
15
15
15
17
18
19
19
14
14
16
<1-100>
θa
<11-20>
θa
<0001>
晶体方向从<11-20>倾斜θa°

图 1

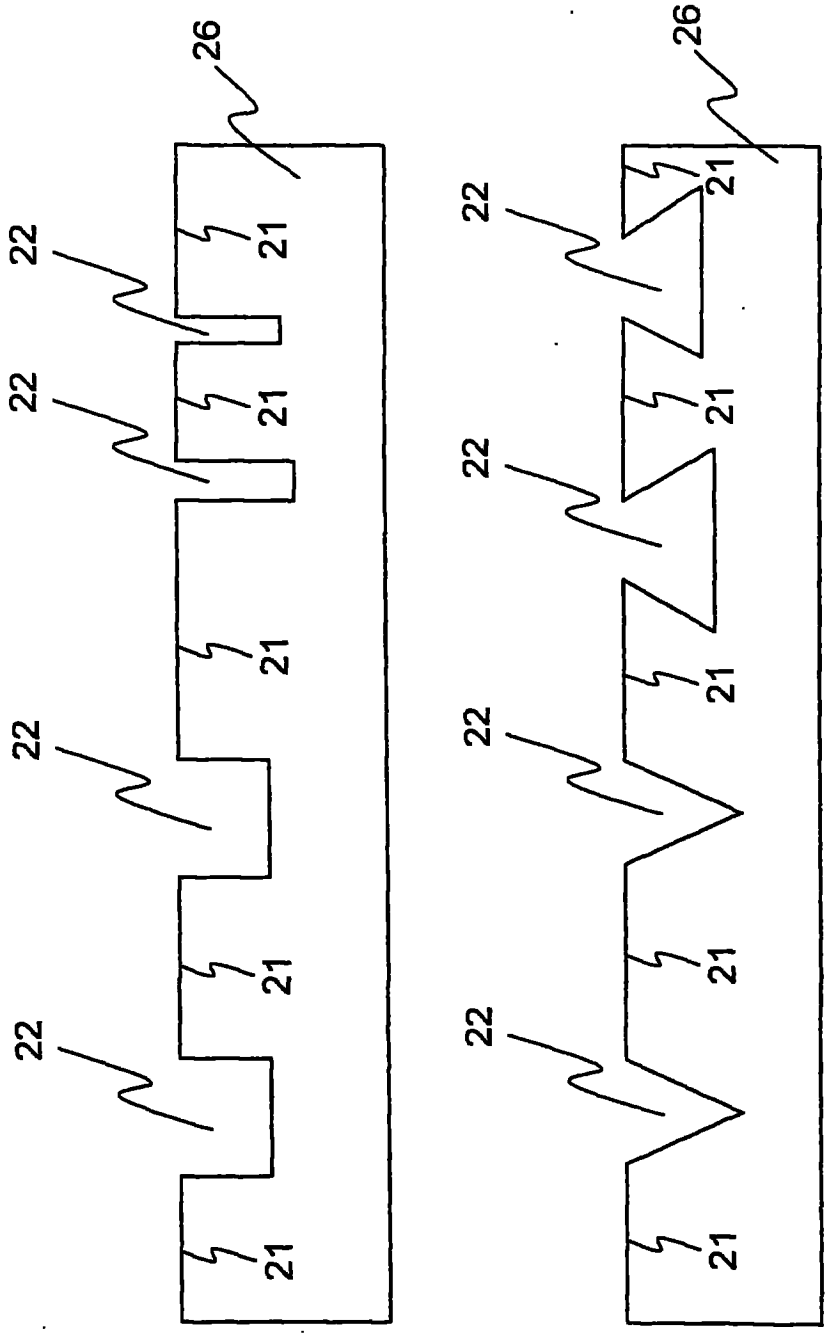



图 2

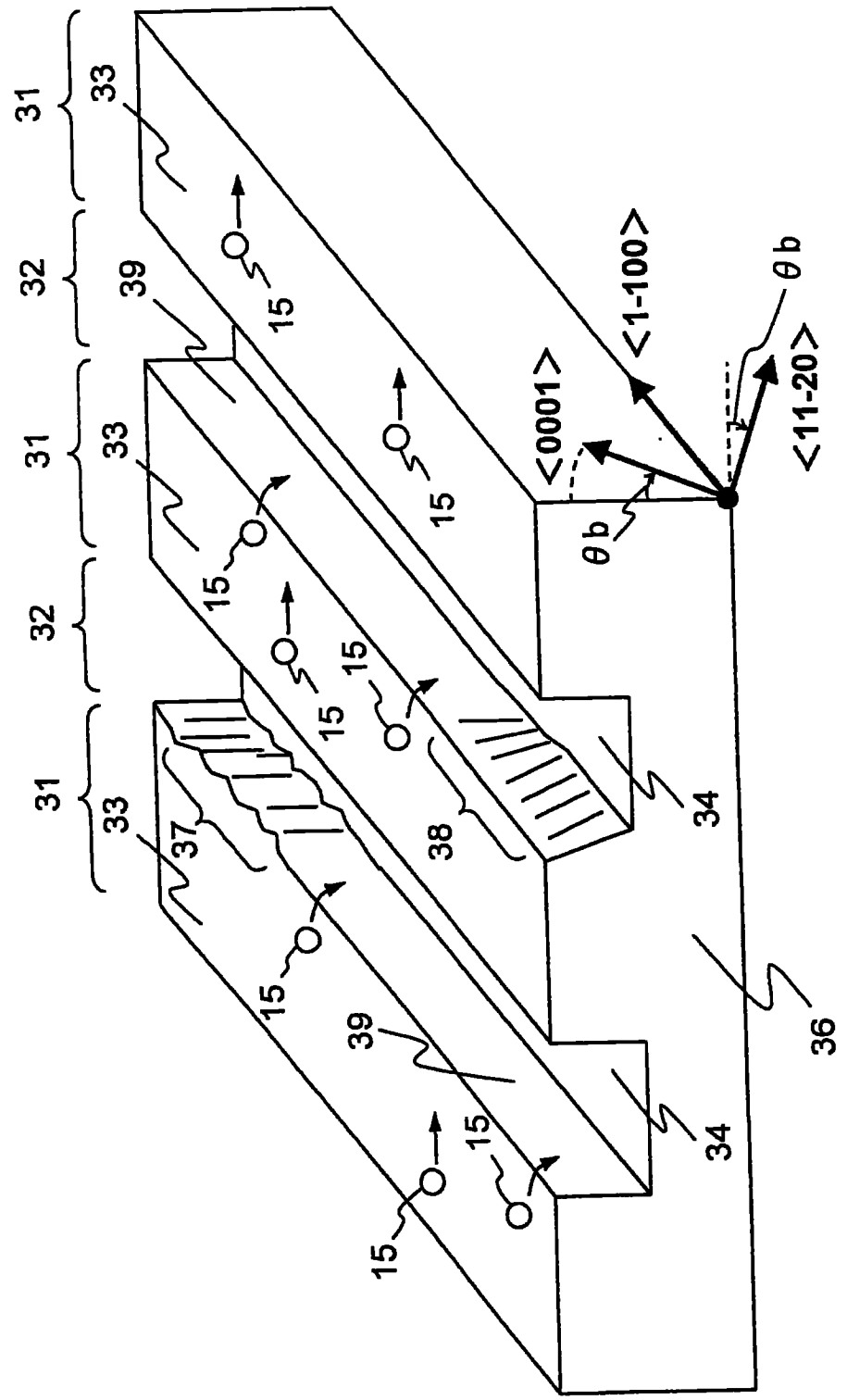
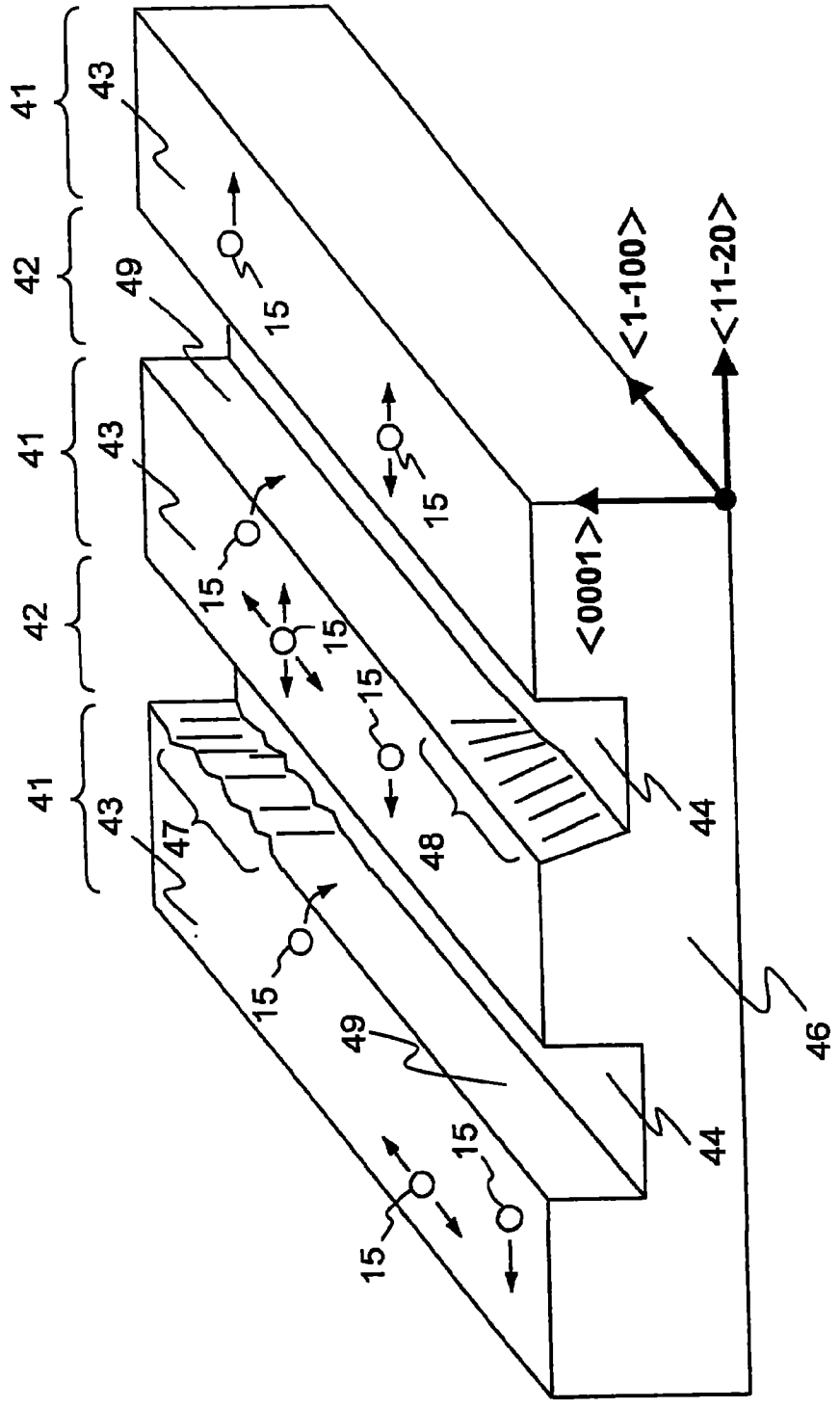

31
33
32
39
31
33
32
31
33
37
38
34
36
34
39
15
<0001>
<1-100>
<11-20>
θb
θb
晶体方向从<1-100>倾斜θb°

图 3




具有零倾斜角的衬底

图 4

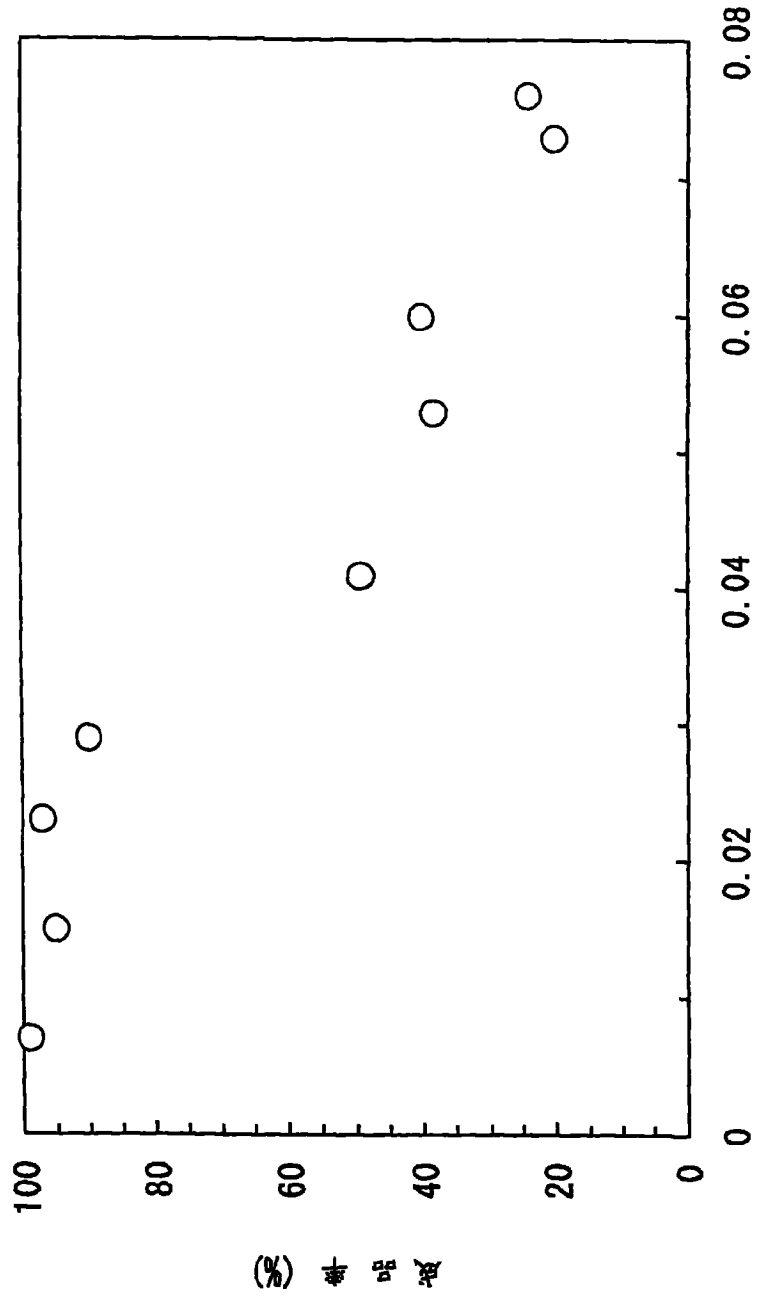



图 5

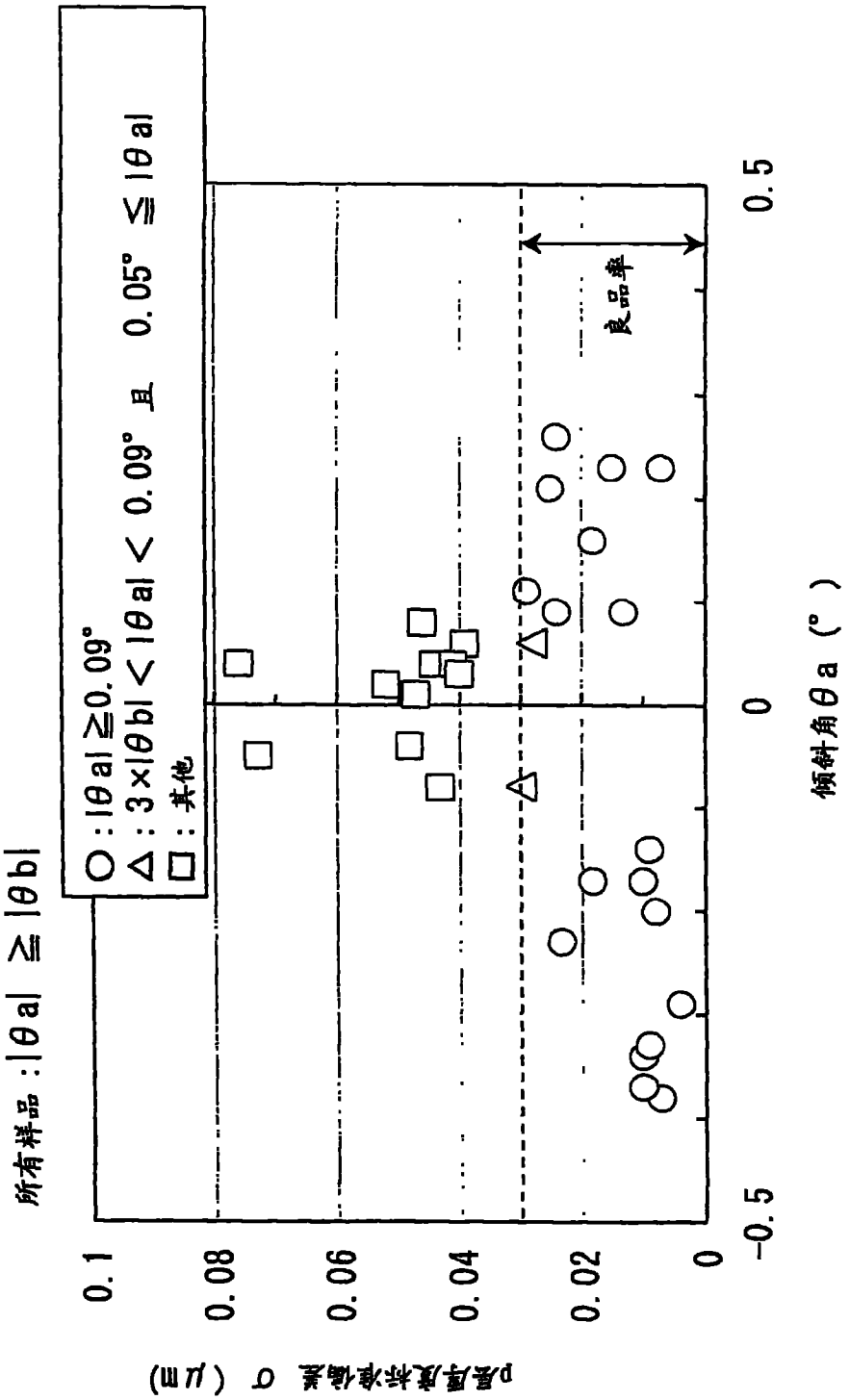

所有样品：|θa| ≧ |θb|
○：|θa| ≧0.09°
△：3×|θb| < |θa| < 0.09° 且 0.05° ≦ |θa|
□：其他
良品率
0.1
0.08
0.06
0.04
0.02
0
0.5
0
−0.5
倾斜角θa（°）
P层厚度标准偏差 σ （μm）

图 6

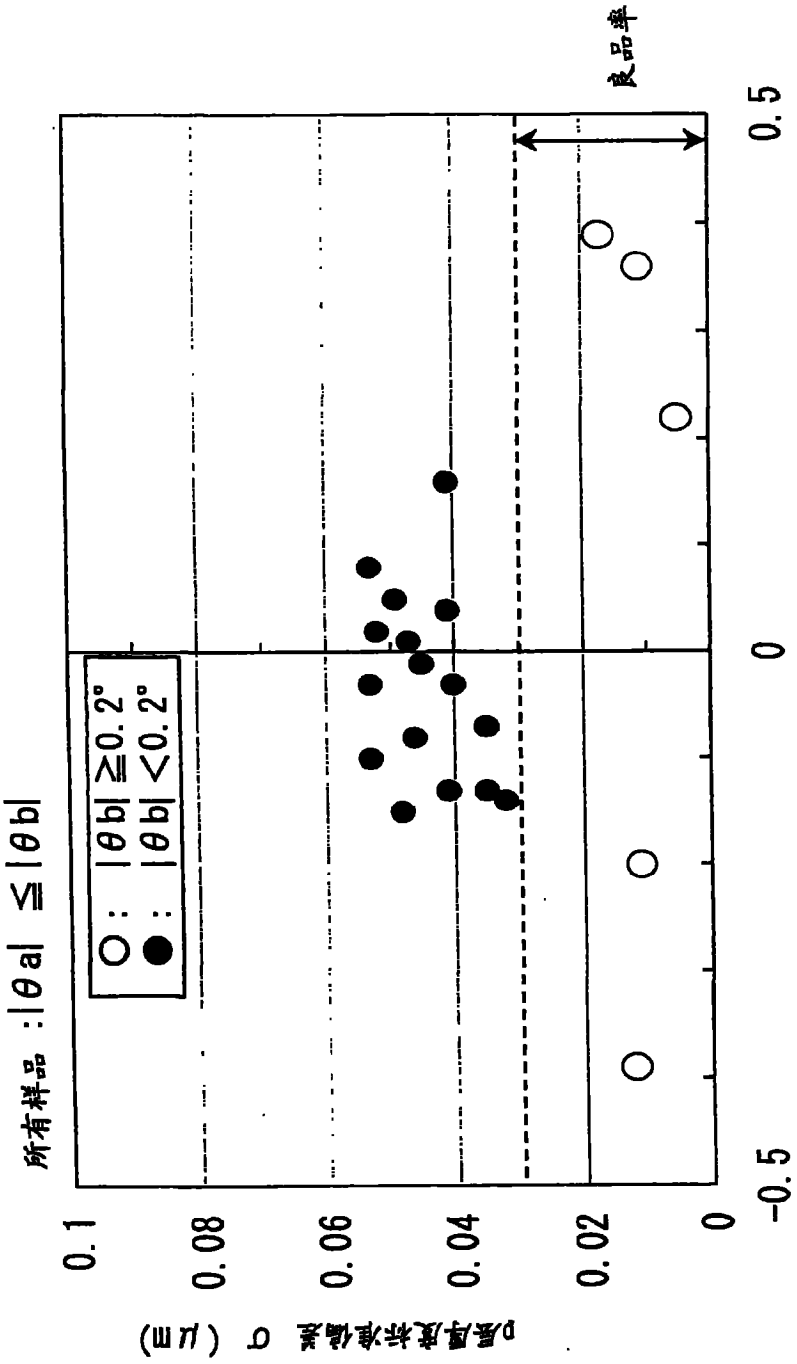

良品率
0.5
0
-0.5
倾斜角θb（°）
0.1
0.08
0.06
0.04
0.02
0
膜厚度标准偏差 σ（μm）
所有样品：|θa| ≦ |θb|
○：|θb| ≧0.2°
●：|θb| <0.2°

图 7

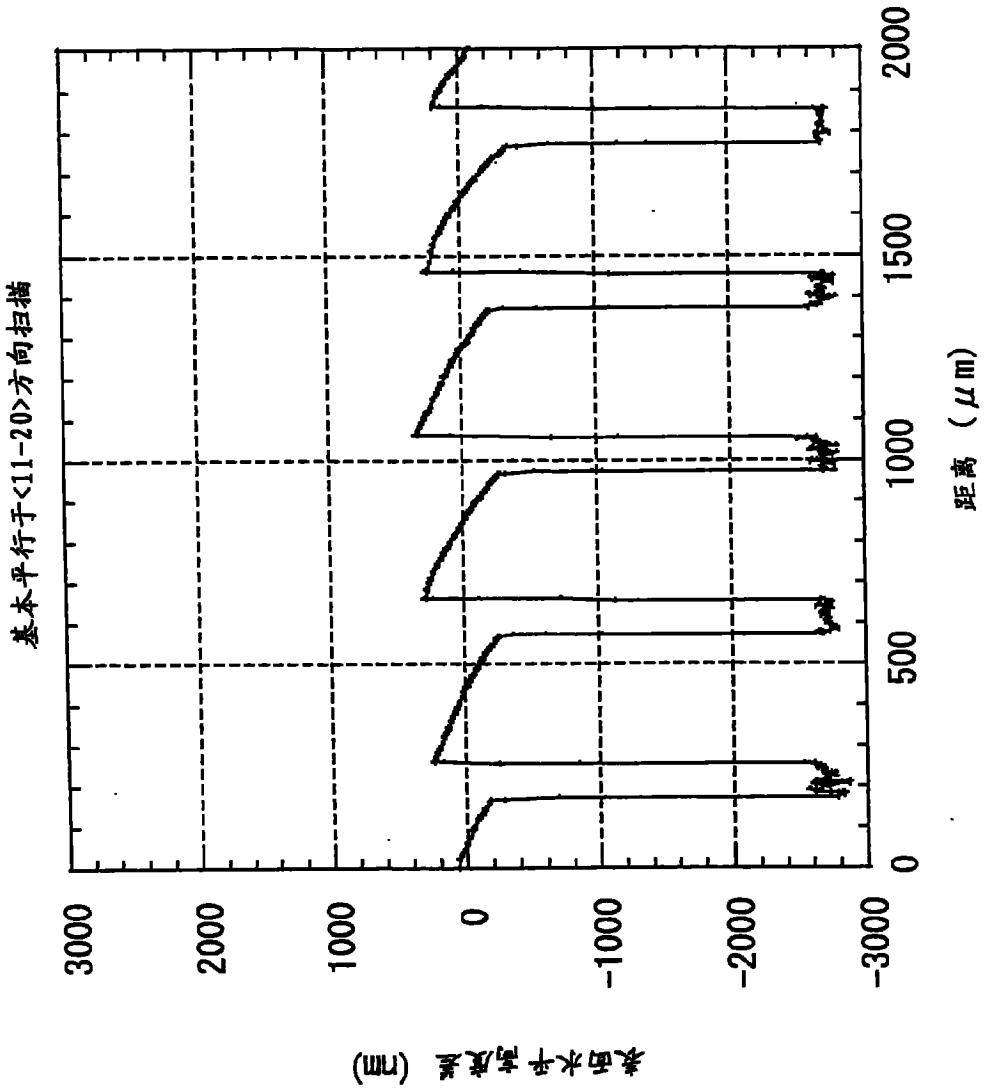

基本平行于<11-20>方向扫描
表面水平高度差 (nm)
3000
2000
1000
0
-1000
-2000
-3000
0
500
1000
1500
2000
距离 (μm)

图 8

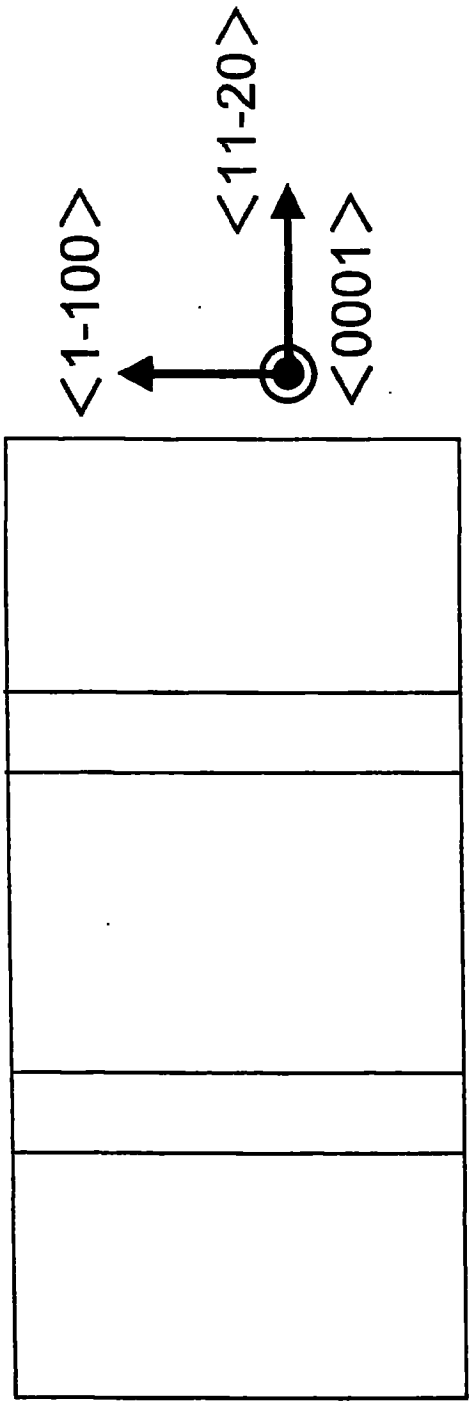



图 9A

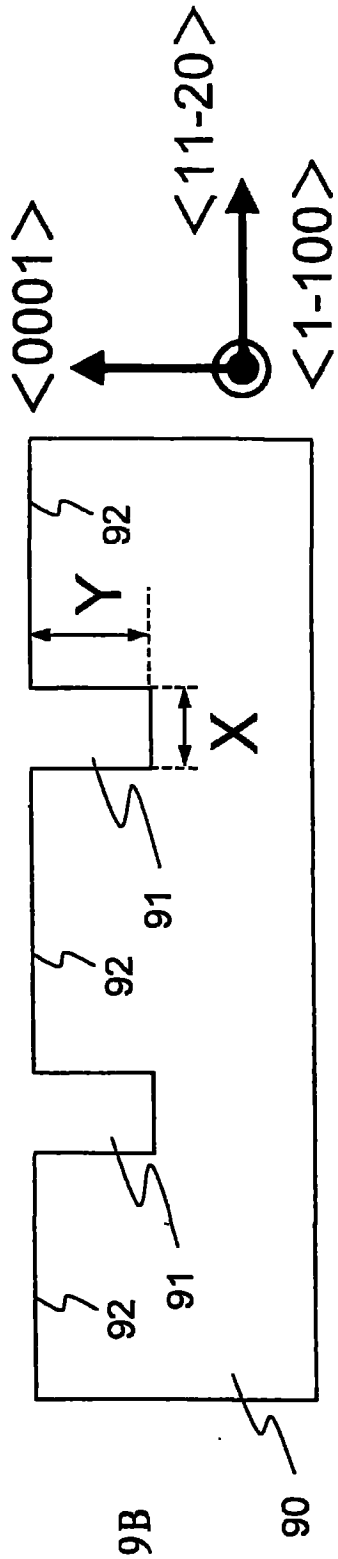



图 9B

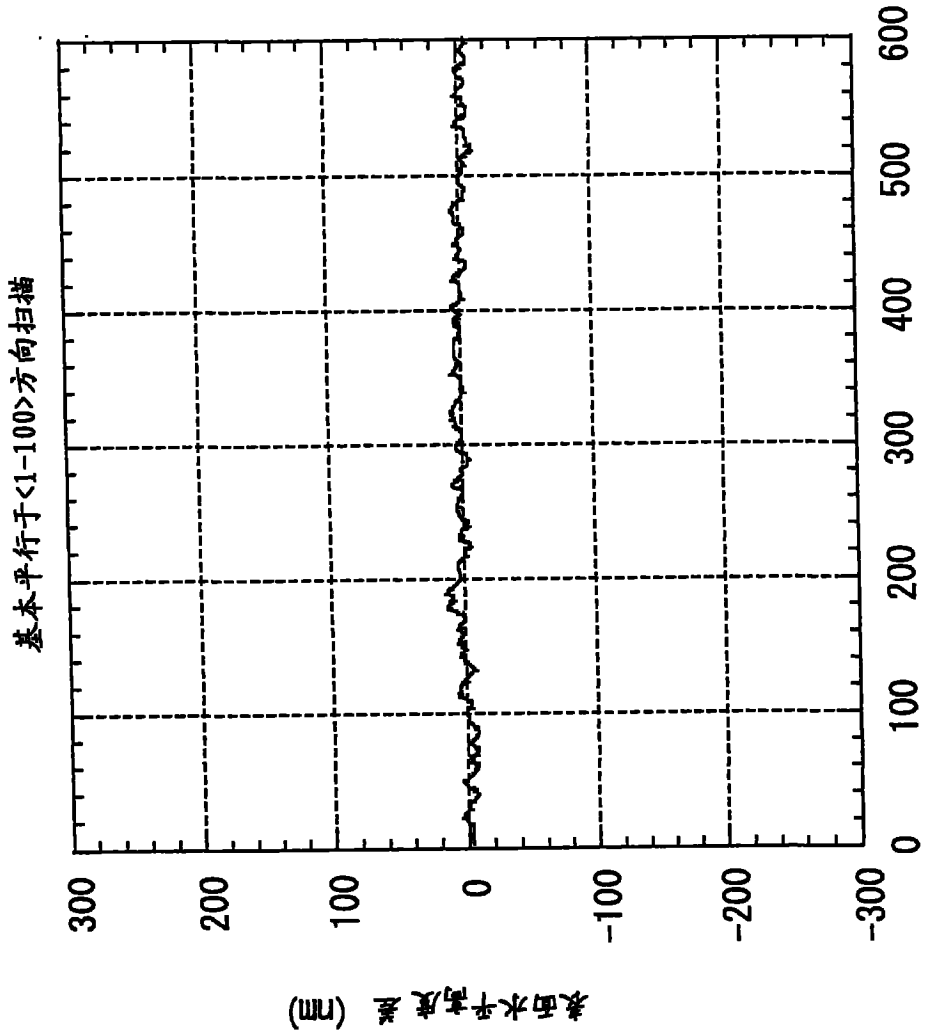

基本平行于<1-100>方向扫描
表面水平高度差 (nm)
300
200
100
0
-100
-200
-300
0
100
200
300
400
500
600
距离 (μm)

图 10

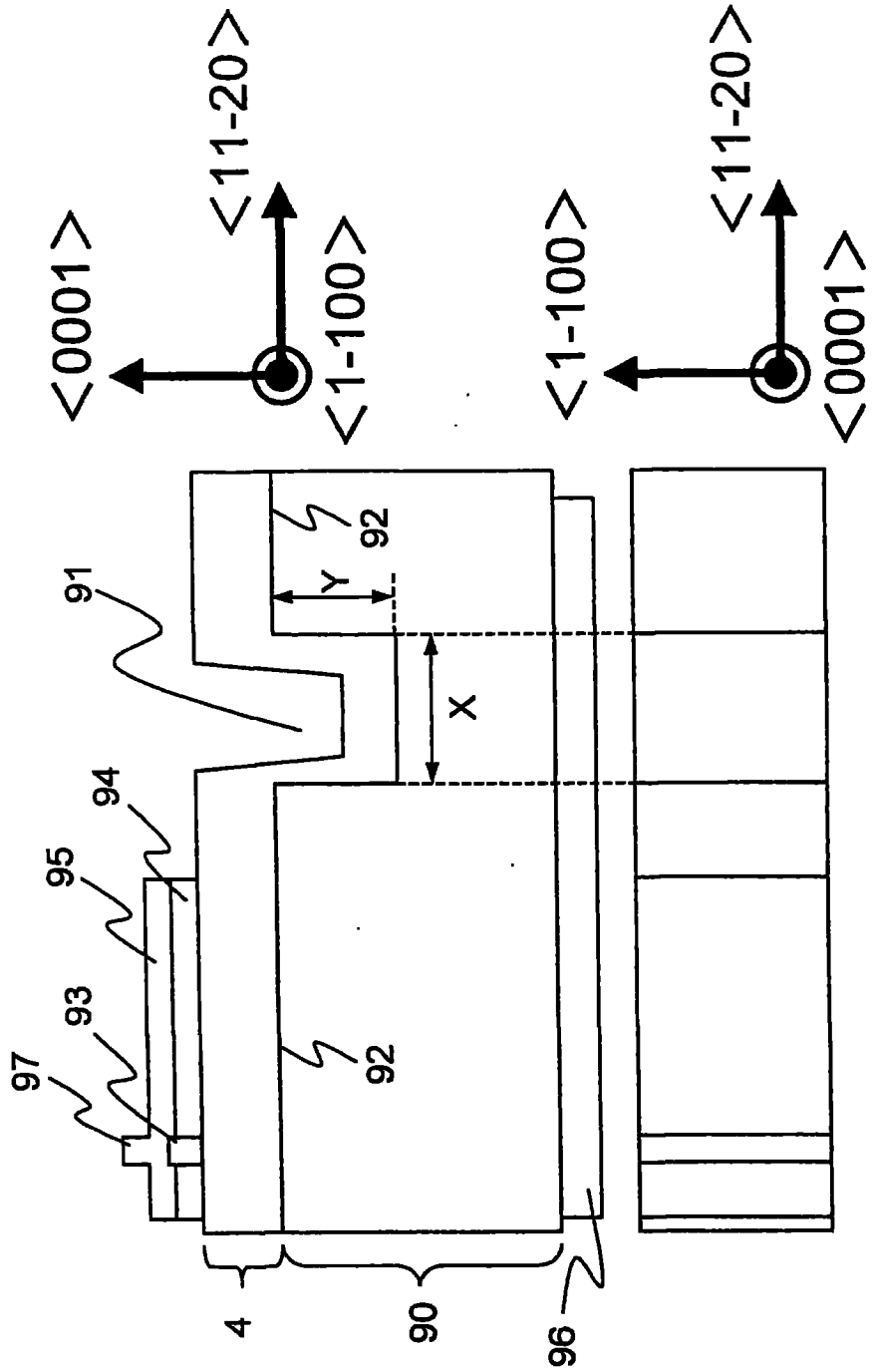



图 11A 图 11B

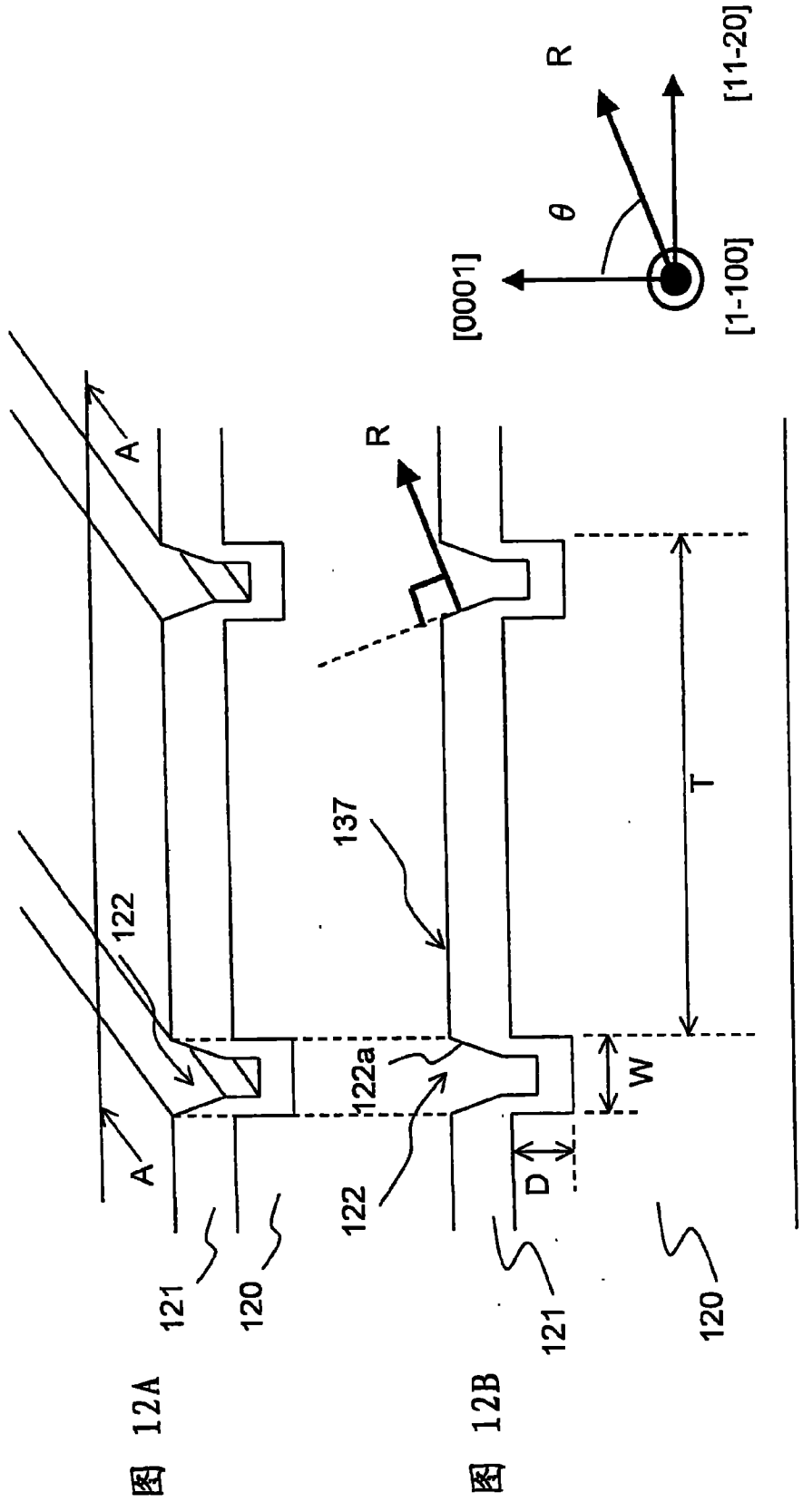



图 12A 图 12B

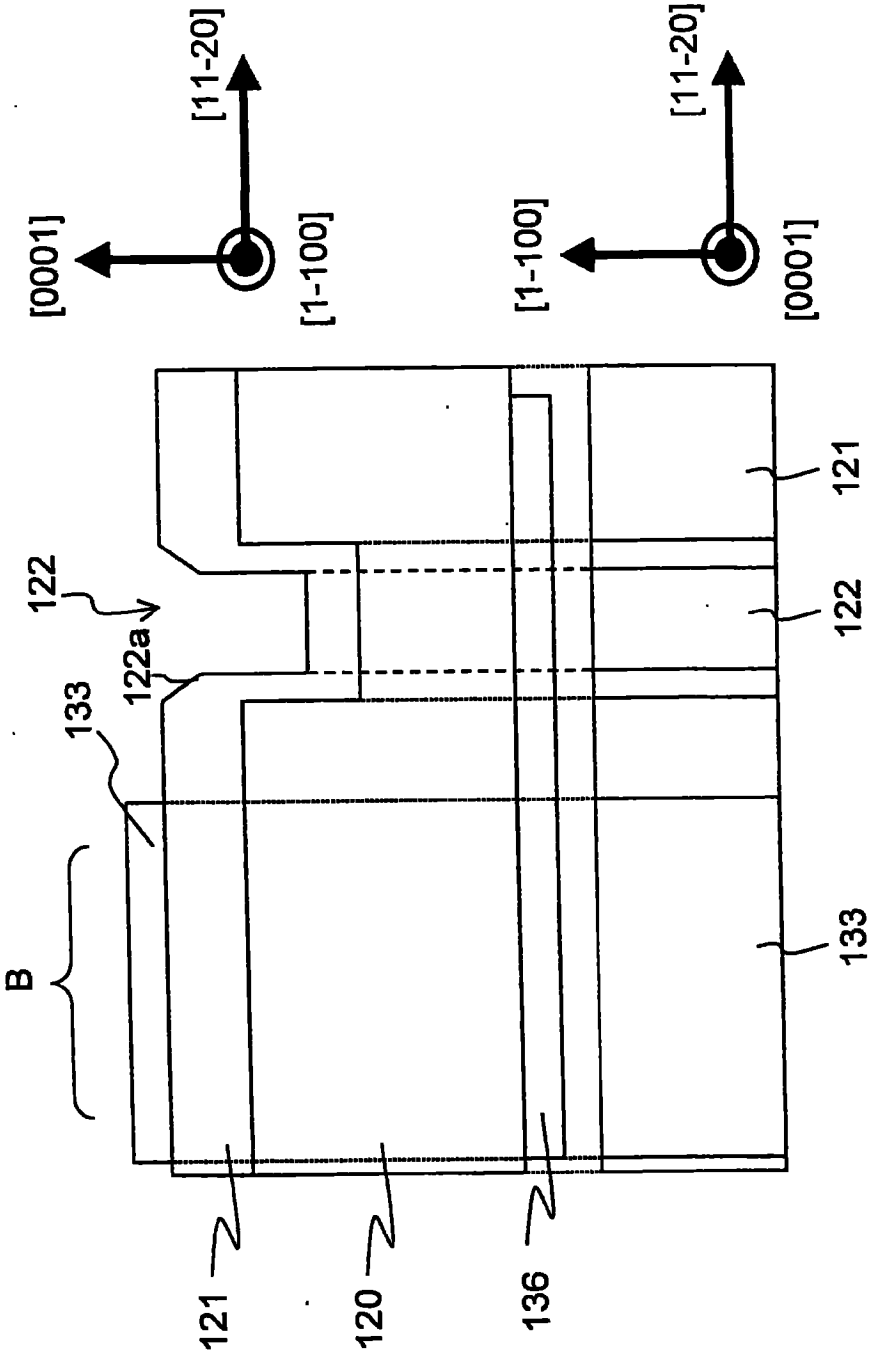

[11-20]
[0001]
[1-100]
122
122a
133
B
121
120
136

图 13A


[11-20]
[1-100]
[0001]
121
122
133

图 13B

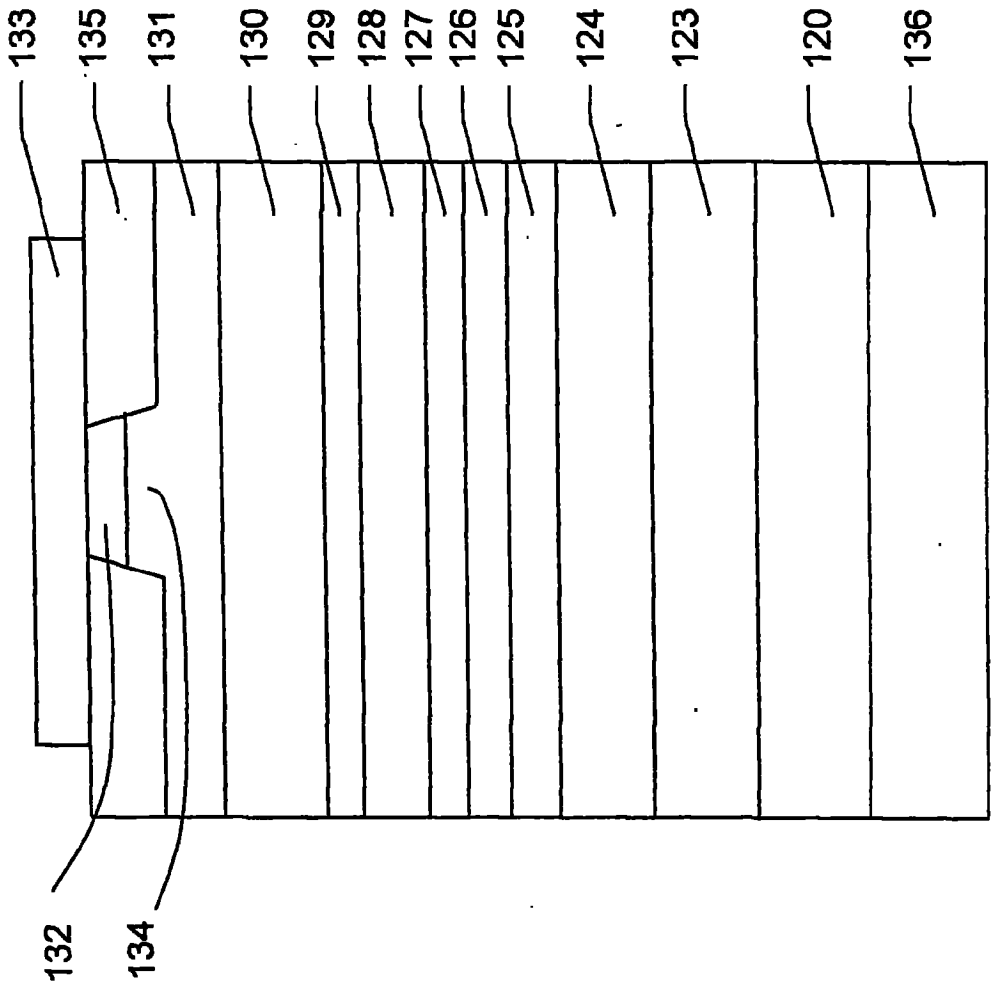



图 14

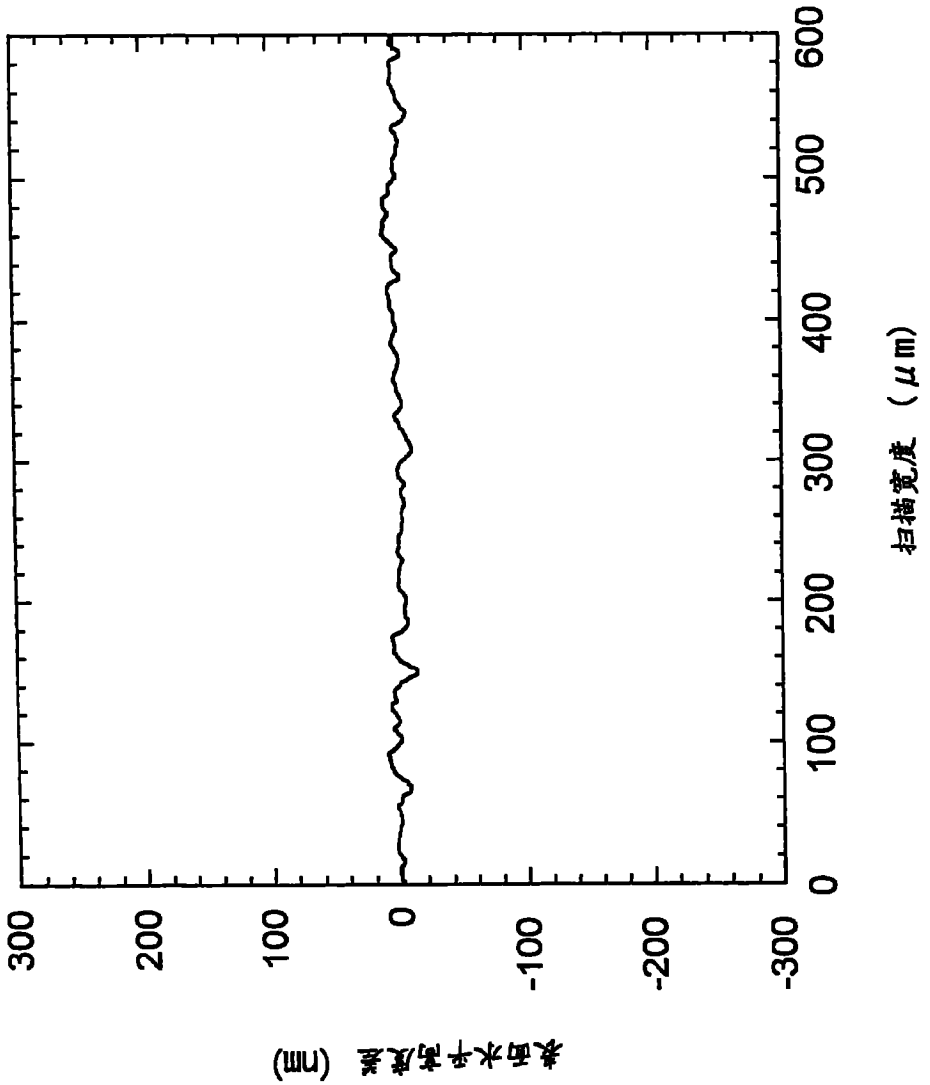

300
200
100
0
-100
-200
-300
表面水平高度差 (nm)
0
100
200
300
400
500
600
扫描宽度 (μm)

图 15

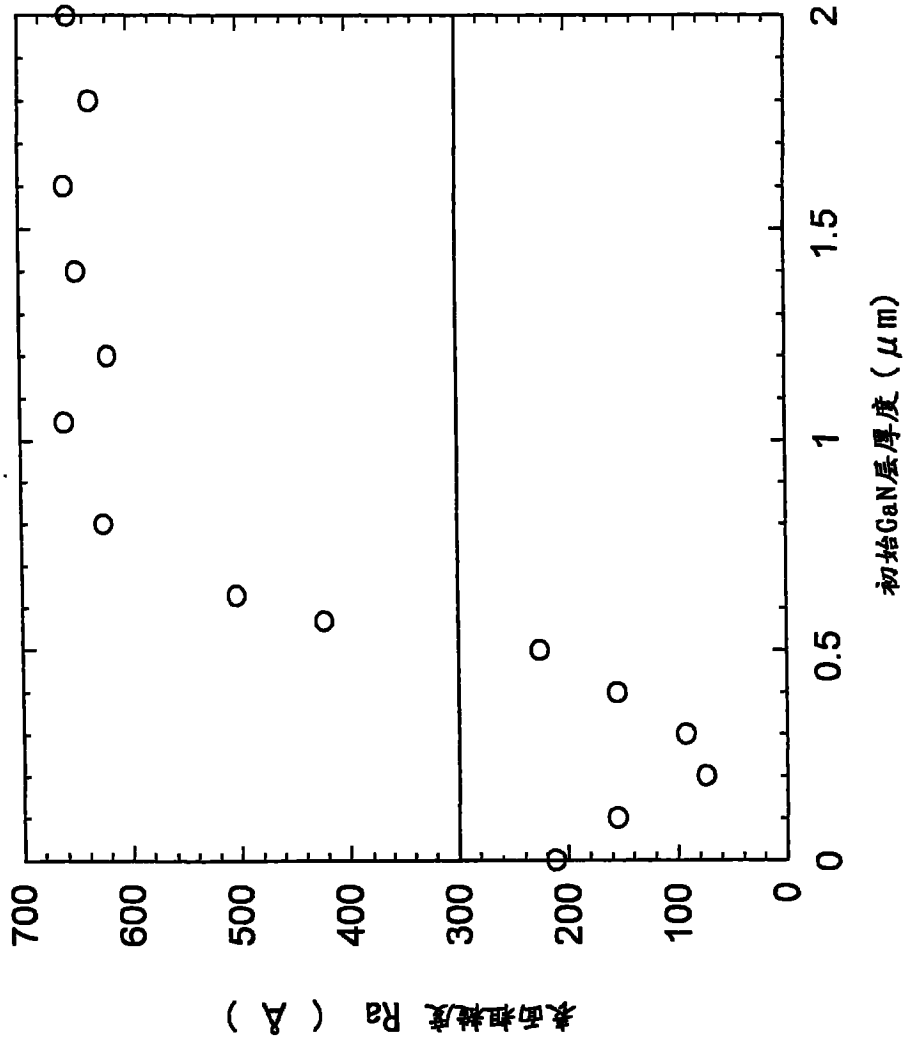



图 16

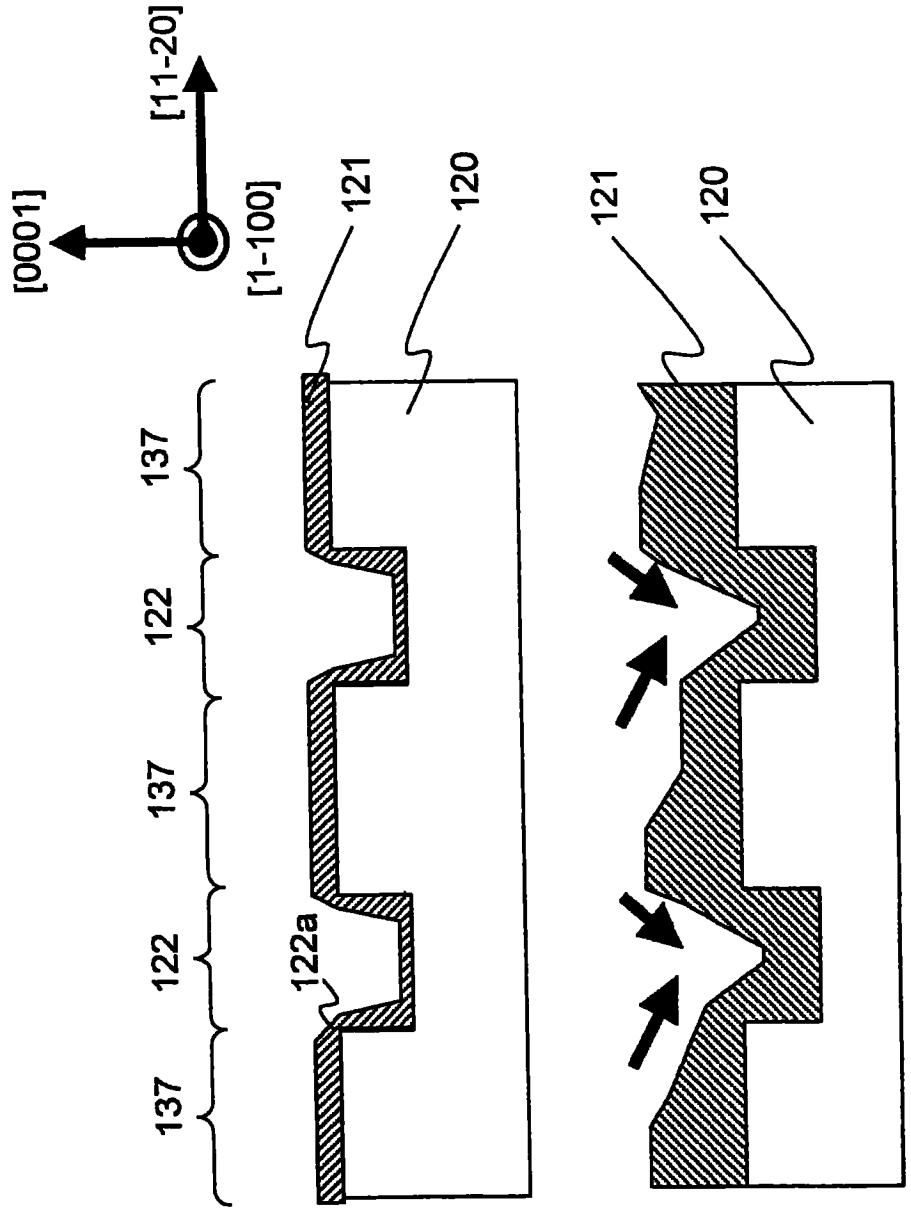



图 17A 图 17B

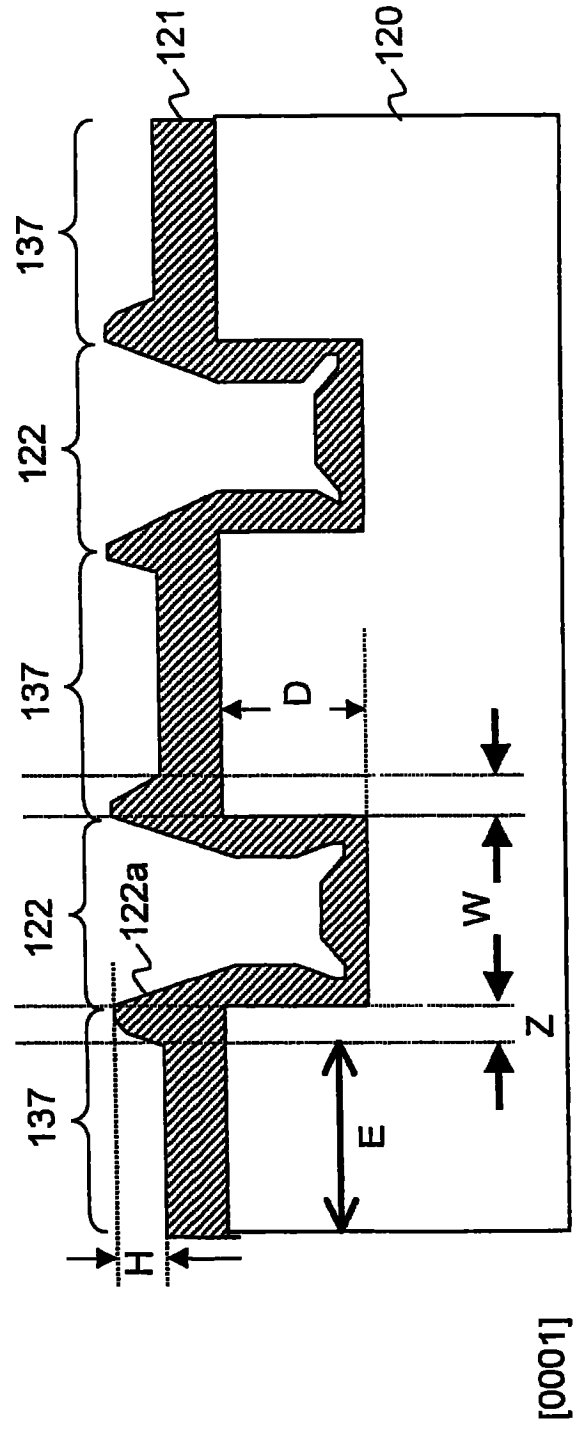



图 18

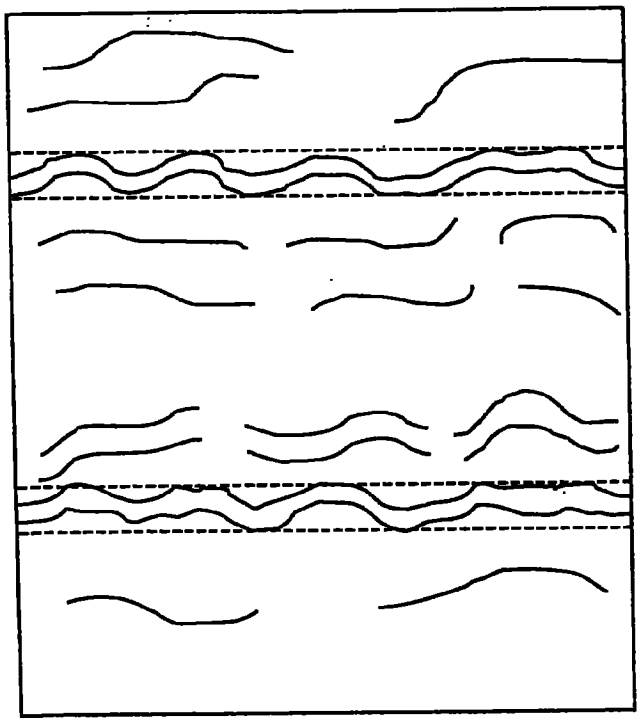


图 19A




图 19B

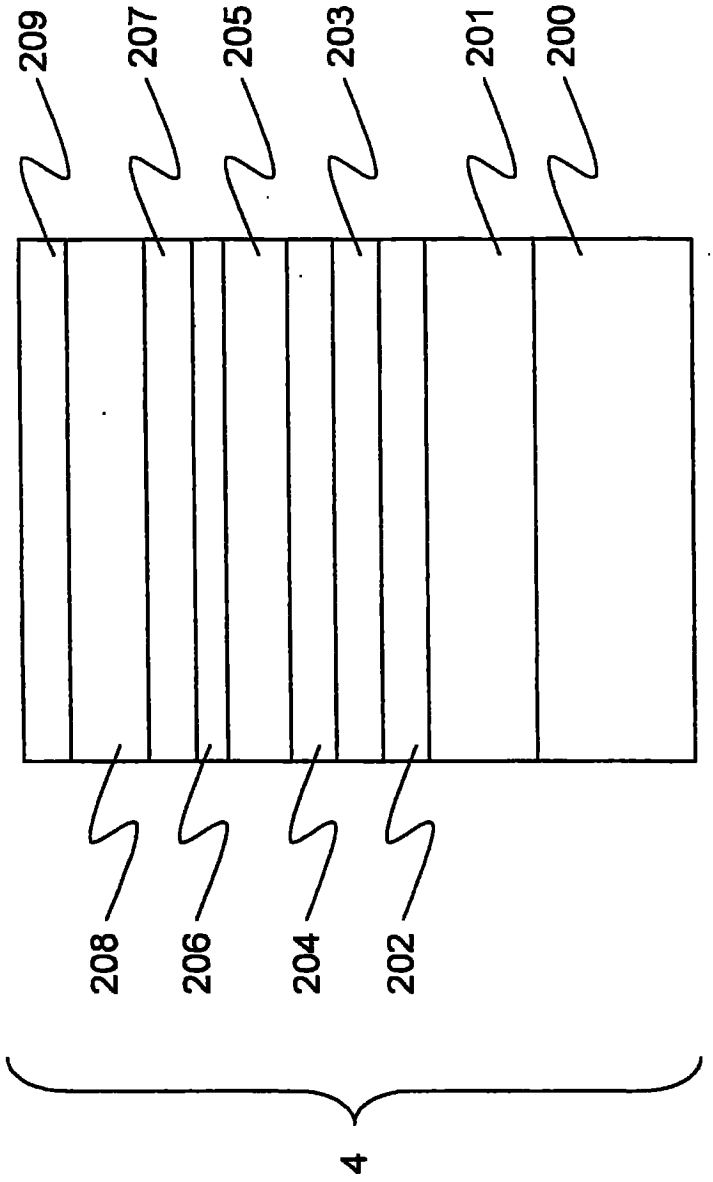



图 20

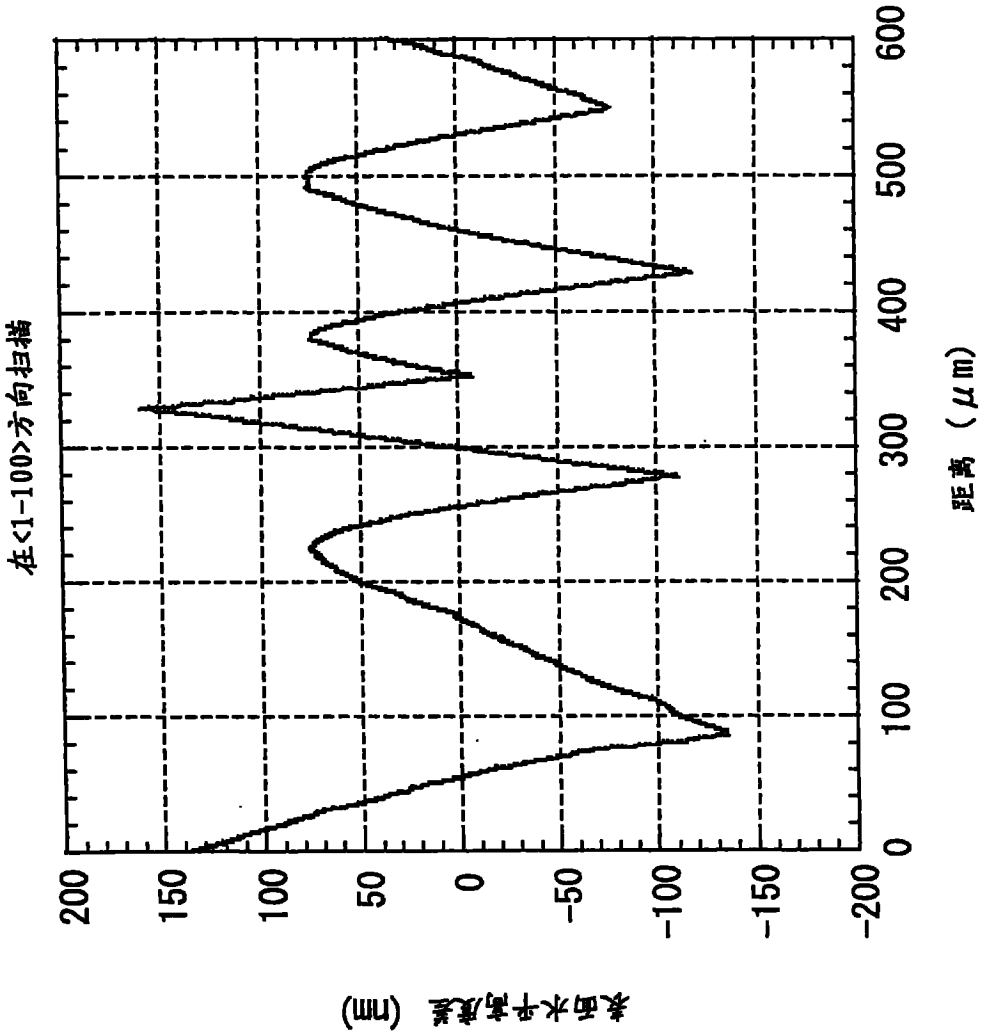

在<1-100>方向扫描
表面水平高度差 (nm)
200
150
100
50
0
-50
-100
-150
-200
0
100
200
300
400
500
600
距离（μm）

图 21

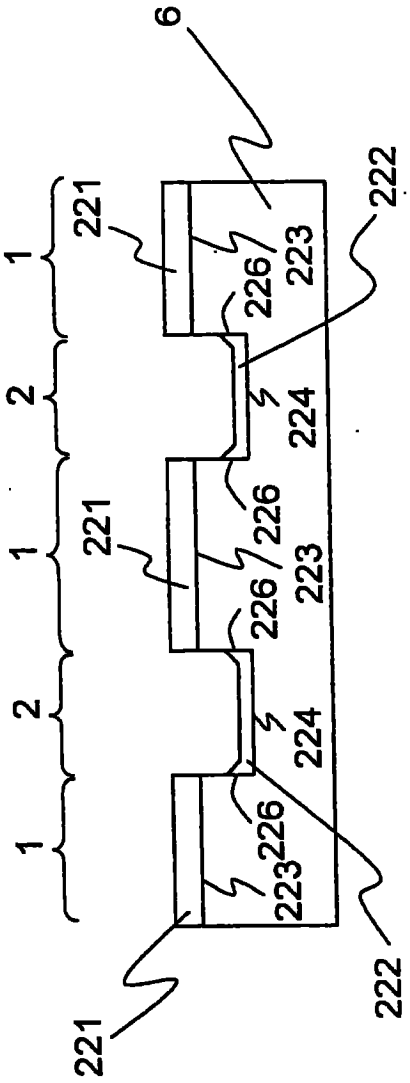

6
221
222
223
224
225
226
1
2

图 22A

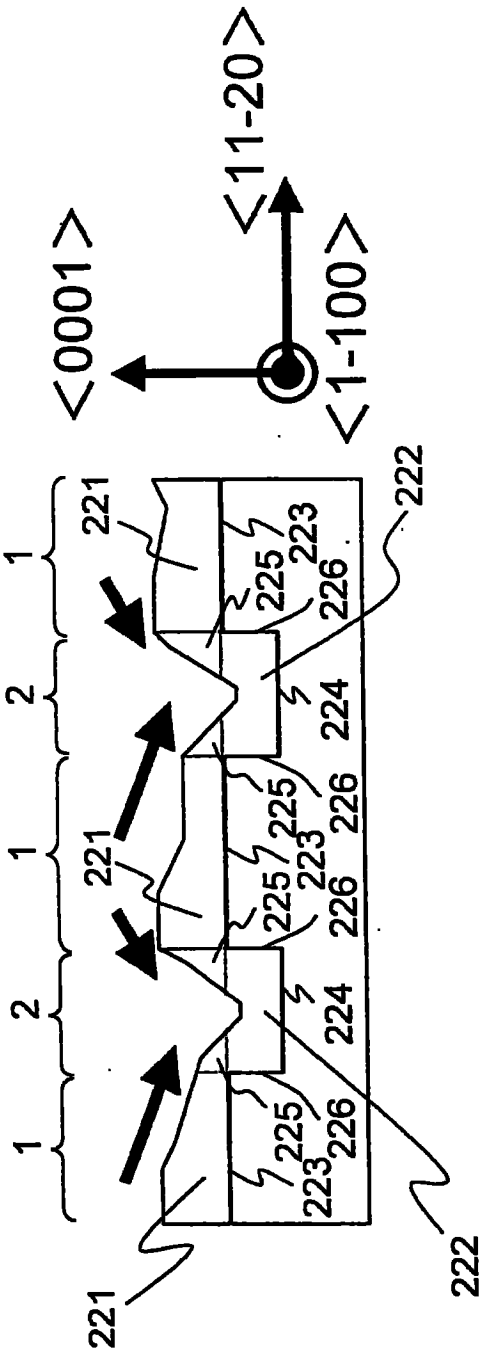

<0001>
<11-20>
<1-100>
221
222
223
224
225
226
1
2

图 22B