



# [12] 发明专利说明书

专利号 ZL 03103801.8

[45] 授权公告日 2007 年 9 月 19 日

[11] 授权公告号 CN 100338785C

[22] 申请日 2003.2.11 [21] 申请号 03103801.8

[30] 优先权

[32] 2002. 2. 12 [33] JP [31] 033577/2002

[73] 专利权人 夏普株式会社

地址 日本大阪府大阪市

[72] 发明人 小出典克 相生明雄 西野猛

[56] 参考文献

US5838029A 1998. 11. 17

审查员 杨子芳

[74] 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限责  
任公司

代理人 谷惠敏 关兆辉

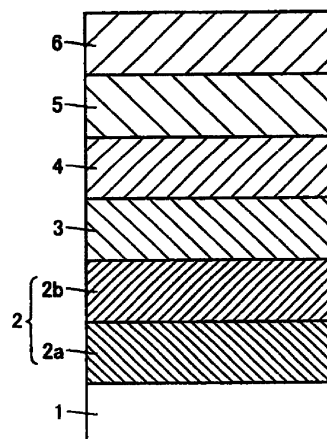
权利要求书 2 页 说明书 15 页 附图 5 页

[54] 发明名称

半导体发光元件

[57] 摘要

本发明的半导体发光元件，具有一般表达式为  $\text{In}_x\text{Ga}_y\text{Al}_z\text{N}$  ( $x + y + z = 1$ ,  $0 \leq x \leq 1$ ,  $0 \leq y \leq 1$ ,  $0 \leq z \leq 1$ ) 的氮化镓系化合物半导体层，其特征在于，在第一 GaN 层 3 和发光层 6 之间具有第二中间层 4，第二中间层 4 具有比上述第一 GaN 层 3 更接近于上述发光层 6 的晶格常数。由此，当使用象 Si 基板那样热膨胀系数比氮化物半导体膜更小的基板时，可以减少裂纹的产生，使氮化物半导体膜的结晶性良好，从而可以得到长寿命、高亮度的氮化物系半导体发光元件。



1. 一种半导体发光元件，具有一般表达式为  $\text{In}_x\text{Ga}_y\text{Al}_z\text{N}$  ( $x+y+z=1$ ,  $0 \leq x \leq 1$ ,  $0 \leq y \leq 1$ ,  $0 \leq z \leq 1$ ) 的氮化镓系化合物半导体层，其特征在于，

在第一 GaN 层和发光层之间具有一个中间层，

上述一个中间层具有比上述第一 GaN 层更接近于上述发光层的晶格常数，

所述半导体发光元件进一步包括形成在上述一个中间层和上述发光层之间的包层，并且

上述一个中间层具有比上述包层更接近于上述发光层的晶格常数。

2. 根据权利要求 1 所述的半导体发光元件，其特征在于，还具有：

热膨胀系数比 GaN 小的基板；以及

在上述基板和上述第一 GaN 层之间形成的另一个中间层，

上述另一个中间层具有比上述基板更接近于上述第一 GaN 层的晶格常数。

3. 根据权利要求 2 所述的半导体发光元件，其特征在于，

上述另一个中间层包含  $\text{Al}_a\text{Ga}_b\text{In}_{1-a-b}\text{N}$  层 ( $0 < a \leq 1$ ,  $0 \leq b \leq 1$ ,  $a+b \leq 1$ )。

4. 根据权利要求 1 所述的半导体发光元件，其特征在于，

上述一个中间层包含  $\text{In}_c\text{Ga}_d\text{Al}_{1-c-d}\text{N}$  层 ( $0 < c \leq 1$ ,  $0 \leq d \leq 1$ ,  $c+d \leq 1$ )。

5. 根据权利要求 3 所述的半导体发光元件，其特征在于，

上述  $\text{Al}_a\text{Ga}_b\text{In}_{1-a-b}\text{N}$  层具有顺次叠层了  $\text{Al}_e\text{Ga}_f\text{In}_{1-e-f}\text{N}$  层 ( $0 < e \leq 1$ ,

$0 \leq f \leq 1$ ,  $e+f \leq 1$ ) 和  $\text{Al}_g\text{Ga}_h\text{In}_{1-g-h}\text{N}$  层 ( $0 < g \leq 1$ ,  $0 \leq h \leq 1$ ,  $g+h \leq 1$ ,  $e > g$ ) 的多层结构, 上述  $\text{Al}_e\text{Ga}_f\text{In}_{1-e-f}\text{N}$  层的晶格常数比上述第一 GaN 层的晶格常数小。

6. 根据权利要求 3 所述的半导体发光元件, 其特征在于,

上述  $\text{Al}_a\text{Ga}_b\text{In}_{1-a-b}\text{N}$  层由多层构成, 上述多层结构的各层越接近上述第一 GaN 层, Al 的组分量比越小。

7. 根据权利要求 1 所述的半导体发光元件, 其特征在于,

上述包层至少包含上述第二 GaN 层和  $\text{In}_i\text{Ga}_{1-i}\text{N}$  层其中之一。

8. 根据权利要求 7 所述的半导体发光元件, 其特征在于,

上述包层的膜厚为 10nm 以上 30nm 以下。

9. 根据权利要求 4 所述的半导体发光元件, 其特征在于,

上述  $\text{Al}_c\text{Ga}_d\text{In}_{1-c-d}\text{N}$  层由多层构成, 上述多层结构的各层越接近上述发光层, In 的组分量比越小。

10. 根据权利要求 3 所述的半导体发光元件, 其特征在于,

上述  $\text{Al}_a\text{Ga}_b\text{In}_{1-a-b}\text{N}$  层的膜厚为 10nm 以上 500nm 以下。

11. 根据权利要求 4 所述的半导体发光元件, 其特征在于,

上述  $\text{Al}_c\text{Ga}_d\text{In}_{1-c-d}\text{N}$  层的膜厚为 200nm 以上 400nm 以下。

12. 根据权利要求 4 所述的半导体发光元件, 其特征在于,

In 的含量相对于上述  $\text{Al}_c\text{Ga}_d\text{In}_{1-c-d}\text{N}$  层中所含有的 Ga 的含量为 10% 以下。

## 半导体发光元件

### 技术领域

本发明涉及一种半导体发光元件，具体地讲，涉及一种在热膨胀系数比 GaN 小的基板上，具有通过中间层，将一般表达式为  $\text{In}_x\text{Ga}_y\text{Al}_z\text{N}$  的氮化镓系化合物半导体层作为发光层的半导体发光元件。

### 背景技术

在使用 GaN、InN、AlN 及其混晶半导体的氮化物半导体材料中，到现在为止，将  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}$  结晶体作为发光层使用的半导体发光元件主要是将蓝宝石基板作为基板使用来制作的。

但是，在把 Si 基板作为基板应用于此材料时，由于 Si 基板比蓝宝石基板价格便宜，并且在市场上大量供应，所以能以低成本制作半导体发光元件。

作为在 Si 基板上使氮化物半导体膜结晶成长的技术，在特开平 5-343741 号公报、特开 2000-277441 号公报中记载了这样的技术，即通过将  $\text{BaInGaInN}$  系的单层或多层结构作为中间层使用，来制作氮化物系半导体发光元件。

并且，在下列文献 1 中，记载了这样的技术，即通过层叠 AlN 层和  $\text{Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73}$  层，将其作为中间层使用，来制作氮化物下列半导体发光元件。

文献 1: M.Adachi et al., "Fabrication of Light Emitting Diodes with GaInN Multi-Quantum Wells on Si(III) Substrate by MOCVD", Proc. Int. Workshop on Nitride Semiconductors, JPAP Conf. Series 1 pp.868-871

但是，上述现有技术没有对进行晶格匹配的组合技术进行充分地研究，本发明人研究的结果是，在使用以 Si 基板为代表的、热膨胀系数比氮化物半导体膜小的基板时，如果仅单纯地使用上述文献记载的中间层，则位错少的优质氮化膜半导体膜的成膜很困难，即使在该膜上制作发光层等，由于形成很多位错，难以制作亮度高的发光元件。

进而，在 Si 基板上制作氮化物系半导体元件的情况下，当使制作的膜下降到室温时，由于热膨胀系数之差，会产生裂纹。因此，为了减少该裂纹的产生，使用硬度高的 AlN 是很重要的。

即，在使用与氮化物半导体膜的晶格常数不同、热膨胀系数比氮化物半导体膜小的基板时，需要使包含大量 c 轴取向性高、硬度高的 AlN 的 AlGaInN 层成长。但是，由于 AlGaInN 中间层包含大量的 AlN，所以晶格常数小，使发光元件结构部分的层即 GaInN 发光层产生很大的压缩畸变，从而具有使结晶性恶化、发光效率低下的倾向。

例如，在上述文献 1 所记载的结构中，在图 5A 和图 5B 所示的 Si 基板 101 上，形成由厚度为 120nm 的 AlN 层 102a (a 轴晶格常数：0.3112nm)、厚度为 380nm 的  $Al_{0.27}Ga_{0.73}N$  层 102b (a 轴晶格常数：0.3168nm) 的叠层结构构成的中间层 102。并且，在该中间层 102 上，形成 GaN 层 103 (a 轴晶格常数：0.3189nm) 和 GaInN 发光层 106。

这里所谓的晶格常数是单指体 a 轴晶格常数，即利用费伽 (Vegard) 定律计算出来的理论晶格常数。其原因是，实际的晶格常数会由于畸变等变形而产生变化，其值会产生混乱。

图 5A 和图 5B 是简要地表示上述文献 1 所记载的半导体发光元件构成的截面图，以及各层在体 (bulk) 状态下的 a 轴晶格常数的图。

这样，在 AlGaInN 系中间层 102 中，通过逐渐地或台阶状地降低 Al 组分，或者升高 Ga 或 In 组分，可以增大 AlGaInN 中间层 102 的晶格常数。由此，通过多层结构的 AlGaInN 中间层 102，可以从 Si 基板 101 到 GaN 层 103 进行晶格匹配。但是，仅通过多层结构的 AlGaInN 中间层 102 进行晶格匹配的效果是不充分的。因此，在该中间层 102 上形成很多位错，难以形成优质的 GaN 层 103。因此，在该 GaN 层 103 上制作发光层 106，并施加电压的情况下，对发光层 106 的发光不起作用的无效漏电流增大，从而无法得到高亮度的半导体发光元件。

### 发明内容

本发明之目的是，在使用 Si 基板那样热膨胀系数比氮化物半导体膜小的基板时，可以抑制裂纹的产生，使氮化物半导体膜的结晶性良好，从而提供长寿命、高亮度的氮化物系半导体发光元件。

本发明的半导体发光元件，具有一般表达式为  $\text{In}_x\text{Ga}_y\text{Al}_z\text{N}$  ( $x+y+z=1$ ,  $0 \leq x \leq 1$ ,  $0 \leq y \leq 1$ ,  $0 \leq z \leq 1$ ) 的氮化镓系化合物半导体层，其特征在于，在第一 GaN 层和发光层之间具有一个中间层，上述一个中间层的晶格常数比上述第一 GaN 层更接近于上述发光层的晶格常数。所述半导体发光元件进一步包括形成在上述一个中间层和上述发光层之间的包层，并且上述一个中间层具有比上述包层更接近于上述发光层的晶格常数。

根据本发明的半导体发光元件，通过设置其晶格常数比第一 GaN 层更接近发光层的晶格常数的一个中间层，可以充分地进行晶格匹配，从而可以有效地减小发光层的畸变，得到抑制了位错发生的高品质的第一 GaN 层。由此，可以得到长寿命、高亮度的半导体发光元件。

上述半导体发光元件优选还具有：热膨胀系数比 GaN 小的基板；以及在上述基板和第一 GaN 层之间形成的另一个中间层。另一个中间层的晶格常数比基板更接近于第一 GaN 层的晶格常数。

由此，由于通过另一个中间层可以进行基板和第一 GaN 层之间的晶格匹配，所有可以得到抑制了位错发生的高品质的第一 GaN 层。

上述半导体发光元件优选另一个中间层包含  $\text{Al}_a\text{Ga}_b\text{In}_{1-a-b}\text{N}$  层 ( $0 < a \leq 1, 0 \leq b \leq 1, a+b \leq 1$ )。

这样，通过使另一个中间层的  $\text{Al}_a\text{Ga}_b\text{In}_{1-a-b}\text{N}$  层包含硬度高的 AlN 层，可以抑制热膨胀系数之差引起的裂纹产生。

上述半导体发光元件优选：一个中间层包含  $\text{In}_c\text{Ga}_d\text{Al}_{1-c-d}\text{N}$  层 ( $0 < c \leq 1, 0 \leq d \leq 1, c+d \leq 1$ )。

由此，可以使一个中间层的晶格常数比第一 GaN 层更接近于发光层的晶格常数。

上述半导体发光元件优选：上述  $\text{Al}_a\text{Ga}_b\text{In}_{1-a-b}\text{N}$  层具有顺次层叠了  $\text{Al}_e\text{Ga}_f\text{In}_{1-e-f}\text{N}$  层 ( $0 < e \leq 1, 0 \leq f \leq 1, e+f \leq 1$ ) 和  $\text{Al}_g\text{Ga}_h\text{In}_{1-g-h}\text{N}$  层 ( $0 < g \leq 1, 0 \leq h \leq 1, g+h \leq 1, e > g$ ) 的多层结构，上述  $\text{Al}_e\text{Ga}_f\text{In}_{1-e-f}\text{N}$  层的晶格常数比第一 GaN 层的晶格常数小。

由此，可以得到高硬度，且可以防止由热膨胀系数之差引起的裂纹，同时可以使  $\text{Al}_g\text{Ga}_h\text{In}_{1-g-h}\text{N}$  层的晶格常数比  $\text{Al}_e\text{Ga}_f\text{In}_{1-e-f}\text{N}$  层更接近于 GaN 层的晶格常数，从而进一步得到晶格匹配的效果。

上述半导体发光元件优选： $\text{Al}_a\text{Ga}_b\text{In}_{1-a-b}\text{N}$  层由多层构成，多层结构的各层越接近第一 GaN 层，Al 的组分比越小。

由此，可以得到高硬度，且可以防止由热膨胀系数之差引起的裂纹，同时可以进一步得到晶格匹配的效果。

上述包层优选至少包含上述第二 GaN 层和  $\text{In}_i\text{Ga}_{1-i}\text{N}$  层其中之一。

这样，通过在表面平坦性差的一个中间层的表面上形成包层，可以使表面平坦性良好，防止漏电流的产生。此外，通过形成包层，也可以得到载流子阻挡的效果。

上述半导体发光元件优选：包层的膜厚为 10nm 以上 30nm 以下。

由此，可获得表面平坦性良好的效果。

如果包层的膜厚小于 10nm，则不能充分地得到使表面平坦性良好的效果，如果大于 30nm，则由于 GaN 层，中间层的畸变再次增大，对发光层的品质产生不良影响。

上述半导体发光元件优选： $\text{Al}_c\text{Ga}_d\text{In}_{1-c-d}\text{N}$  层由多层构成，多层结构的各层越接近发光层，In 的组分量越小。

由此，可以得到显著的晶格匹配的效果。

上述半导体发光元件优选： $\text{Al}_a\text{Ga}_b\text{In}_{1-a-b}\text{N}$  层的膜厚为 10nm 以上 500nm 以下。

如果  $\text{Al}_a\text{Ga}_b\text{In}_{1-a-b}\text{N}$  层的膜厚小于 10nm，则包层的 c 轴取向性下降，结晶变差，得不到高亮度的半导体发光元件。此外，如果  $\text{Al}_a\text{Ga}_b\text{In}_{1-a-b}\text{N}$  层的膜厚大于 500nm，则由于晶格常数的变化平缓，发光元件结构的整个层厚变大，所以基板和 GaN 层之间的由热膨胀系数引起的畸变变大，易于产生裂纹，半导体发光元件的漏电流增大，从而难以制作高亮度的半导体发光元件。



上述半导体发光元件优选： $\text{Al}_c\text{Ga}_d\text{In}_{1-c-d}\text{N}$ 层的膜厚为 200nm 以上 400nm 以下。

如果  $\text{Al}_c\text{Ga}_d\text{In}_{1-c-d}\text{N}$  层的膜厚小于 200nm，则由于不能充分地得到晶格匹配的效果，所以减小畸变的效果变小，难以得到高亮度的半导体发光元件。

此外，如果  $\text{Al}_c\text{Ga}_d\text{In}_{1-c-d}\text{N}$  层的膜厚大于 400nm，则由于基板上的发光元件结构的整个层厚变大，所以与上述相同，易于产生裂纹，半导体发光元件的漏电流增大，从而难以制作高亮度的半导体发光元件。

上述半导体发光元件优选：In 的含量相对于  $\text{Al}_c\text{Ga}_d\text{In}_{1-c-d}\text{N}$  层中所含有的 Ga 的含量为 10% 以下。

#### 附图说明

图 1A 和图 1B 是简要地表示本发明第一实施方式的半导体发光元件的构成的截面图和各层的 a 轴晶格常数的图。

图 2 是简要地表示本发明第一实施方式的半导体发光元件的另一个构成的截面图。

图 3 是表示本发明第二实施方式的半导体发光元件的具体构成的截面图。

图 4 是表示本发明第四实施方式的半导体发光元件的具体构成的截面图。

图 5A 和图 5B 是简要地表示现有的半导体发光元件的构成的截面图和各层的 a 轴晶格常数的图。

#### 具体实施方式

以下根据附图，对本发明的实施方式进行说明。

### (第一实施方式)

参照图 1A 和图 1B, 在 Si 基板 1 形成第一中间层 2 (对应于“另一个中间层”)。该第一中间层 2 具有例如厚度为 200nm 的 AlN 中间层 2a (a 轴晶格常数: 0.3112nm) 和使 Al 组比分 AlN 中间层 2a 小、厚度为 150nm 的  $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$  中间层 2b (a 轴晶格常数: 0.3151nm)。在该第一中间层 2 上, 形成厚度为例如  $1\mu\text{m}$ 、起到基底基板作用的 GaN 层 3 (a 轴晶格常数: 0.3189nm)。在该 GaN 层 3 上, 通过向 GaN 层加入 In 元素, 形成比 GaN 层晶格常数大、厚度为例如 300nm 的  $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  系的第二中间层 4 (对应于“一个中间层”, a 轴晶格常数: 0.3225nm)。在该第二中间层 4 上, 再形成厚度为例如 20nm、降低了 In 组分的  $\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}\text{N}$  包层 5 (a 轴晶格常数: 0.3200nm)。在该包层 5 上, 形成 AlGaIn 系发光层 6 (a 轴晶格常数: 0.3221nm) 和载流子阻挡 (carrier block) 层 (未图示), 从而得到半导体发光元件结构。

如上所述, 在使用热膨胀系数比氮化物半导体膜小的基板的情况下, 为了提高 c 轴取向性, 防止裂纹的产生, 使用 AlN 层 2a 是不可缺的。但是, 作为抵消关系, 不可避免地在作为基底基板的 GaN 层 3 上产生畸变。因此, 通过在中间层 2 上逐渐地或台阶状地降低 AlN 组分, 从而进行向基底 GaN 层 3 的晶格常数配合。

但是, 在该配合方法中, 由于中间层 2 的晶格常数起决定作用, 所以在 AlN 系的混晶膜中, 畸变依然起决定作用。平缓地增大该畸变意味着, 通过使具有比 GaN 层 3 晶格常数大的第二中间层 4 逐渐地或台阶状地减小晶格常数, 可以防止在发光层 6 上产生压缩畸变, 由此可以有效减小在发光层 6 上产生的畸变, 从而抑制位错的发生, 得到高品质的 GaN 层 3。

但是, 作为发光层 6 下部的最终层, 在恢复平坦性这一点上, 可以认为使用包层 5 是有效的。即, 通过使包层 5 的组分接近 GaN 层 (例如  $\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}\text{N}$ ), 可以提高生长温度, 从而得到良好的平坦性。此外;

在能带（band）结构中，包层 5 具有阻挡载流子的效果。

此外，包层 5 的晶格常数在体状态下与第二中间层 4 的晶格常数相比，与光层 6 的晶格常数相差较多。但是，由于将包层 5 的厚度控制得很薄，包层 5 的晶格常数受到基底的晶格常数的影响很大，接近于第二中间层 4 的晶格常数。因此，可以抑制包层 5 对晶格匹配效果的妨碍。

GaN 层 3 在制作上平坦性很高，并且在能带结构中提高阻挡载流子的效果。

综上所述，可以得到抑制裂纹的产生，并且有效地降低发光层 6 上的畸变，抑制位错产生的高品质的 GaN 层 3，从而得到长寿命、高亮度的半导体发光元件。

包层 5 虽以  $\text{In}_c\text{Ga}_{1-c}\text{N}$  层 ( $0 < c \leq 1$ ) 作为单层作了说明，但 GaN 层单层也可，如图 2 所示，可以具有 GaN 层 5a 和  $\text{In}_h\text{Ga}_{1-h}\text{N}$  层 ( $0 < h \leq 1$ ) 5b 叠层结构。

#### （第二实施方式）

参照图 3，本实施方式的氮化物半导体发光元件具有在 Si 基板 1 上顺次层叠 AlN 层 2a、 $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$  层 2b、掺 Si 的 n 型 GaN 层 3、掺 Si 的 n 型  $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  层 4、由掺 Si 的 n 型  $\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}\text{N}$  构成的第一包层 5、由  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  构成的发光层 6、由 p 型 AlGaInN 构成的载流子阻挡层 7、和由 p 型 GaN 构成的第二包层 8。

通过光刻技术和 RIE（反应离子刻蚀）技术，将 P 型 GaN 层 8、载流子阻挡层 7、由 MQW 构成的发光层 6 和包层 5 部分除去，由此使 n 型  $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  层 4 一部分表面露出。

焊接 (bonding) 电极 10 通过透明电极 9 与第二包层 8 的上表面电连接。焊接电极 12 通过透明电极 11 与 n 型  $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  层 4 电连接。

对于发光层 6, 通过改变  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  的组分  $x$ , 可以使能带间发光的波长在紫外和红色之间变化, 但本实施方式中, 使其发出蓝色光。使发光层 6 为  $\text{InGaAlN}$ 、 $\text{GaAsN}$ 、 $\text{GaInAsN}$ 、 $\text{GaPN}$ 、 $\text{GaInPN}$  等 V 族元素, 即主要是含 N 的 III-V 族氮化物系半导体, 可以同样得到本发明的效果。

其中, 与 n 型  $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  层 4 连接的透明电极 11 优选使用金属, 该金属优选包含 Al、Ti、Zr、Hf、V、Nb 其中之一。此外, 与第二包层 8 连接的透明电极 9 可以使用膜厚为 20nm 以下的金属, 该金属优选包含 Ta、Co、Rh、Ni、Pd、Pt、Cu、Ag、Au 其中之一。

以下, 对本实施方式的半导体发光元件的制造方法进行说明。

参照图 3, 首先将仅偏离  $1^\circ$  左右的 Si 基板 1 有机清洗, 进而在 5%HF (氟酸) 水溶液中清洗 1 分钟, 然后导入 MOCVD (金属有机物化学汽相淀积) 装置内, 在氢气 ( $\text{H}_2$ ) 氛围中, 在约  $900^\circ\text{C}$  的高温下进行清洗。然后, 以 10L/min. 的流量使作为运载气体 (carrier gas) 的  $\text{H}_2$  流过, 同时在  $1200^\circ\text{C}$  下, 分别以 5L/min. 和  $20\ \mu\text{mol}/\text{min}$ . 的流量导入  $\text{NH}_3$  和三甲基铝 (TMA), 进而导入  $\text{SiH}_4$  气体, 在 Si 基板 1 上形成厚度为 200nm 的掺 Si 的 AlN 层 2a。

但是, 在本 MOVPE (金属有机物汽相外延) 法的结晶生长中, 通过早于 V 族原料的  $\text{NH}_3$  气体数秒导入作为 III 族原料气体的有机金属, 可以得到平坦的膜。这也许是由于若先导入  $\text{NH}_3$  气体, 会使 Si 表面氮化, 由于装置不同, 导入气体的时刻也不同, 在 Si 和氮化物半导体界面的 Si 最外表面上, 就会排列 III 族元素。

然后，以 10L/min. 的流量使作为载气的  $H_2$  流过，同时在  $1150^\circ C$  下，分别以 5L/min.、 $20 \mu mol/min.$ 、 $20 \mu mol/min.$  的流量导入  $NH_3$ 、TMA 和三甲基镓 (TMG)，进而导入  $SiH_4$  气体，在 AlN 层 2a 上形成厚度为 150nm 的掺 Si 的  $Al_{0.5}Ga_{0.5}N$  层 2b。

然后，以 10L/min. 的流量使作为载气的  $H_2$  流过，同时在  $1150^\circ C$  下，分别以 5L/min.、 $20 \mu mol/min.$  的流量导入  $NH_3$  和 TMG，进而导入  $SiH_4$  气体，在  $Al_{0.5}Ga_{0.5}N$  层 2b 上形成厚度为  $1 \mu m$  的掺 Si 的 GaN 层 3。

然后，将生长温度降至  $910^\circ C$ ，分别以  $20 \mu mol/min.$ 、 $100 \mu mol/min.$  的流量导入 TMG 和三甲基铟 (TMI)，在 GaN 层 3 上形成厚度为 300nm 的掺 Si 的  $In_{0.1}Ga_{0.9}N$  层 4。

然后，通过将 TMI 的流量降至约  $5 \mu mol/min.$ ，在  $In_{0.1}Ga_{0.9}N$  层 4 上形成厚度为 20nm 的掺 Si 的  $In_{0.03}Ga_{0.97}N$  层 5。

然后，将基板温度降至  $760^\circ C$ ，以  $6.5 \mu mol/min.$  的流量导入作为铟原料的 TMI，以  $2.08 \mu mol/min.$  的流量导入 TMG，在  $In_{0.03}Ga_{0.97}N$  层 5 上形成厚度为 3nm 的由  $In_{0.18}Ga_{0.82}N$  构成的量子阱层。然后，再使温度升至 850，以  $14 \mu mol/min.$  的流量导入 TMG，形成由 GaN 构成的势垒层。同样地反复进行量子阱层和势垒层的生长，形成由 4 对多量子阱 (MQW) 的 InGaN 构成的发光层 6。

在形成上述发光层 6 结束之后，在与最后的势垒层相同的温度下，以  $11 \mu mol/min.$  的流量导入 TMG，以  $1.1 \mu mol/min.$  的流量导入 TMA，以  $40 \mu mol/min.$  的流量导入 TMI，进而以  $10 nmol/min.$  的流量导入作为 p 型掺杂原料气体的双环戊二烯基镁 ( $Cp_2Mg$ )，形成厚度为 50nm、由掺杂 Mg 的  $Al_{0.20}Ga_{0.75}In_{0.05}N$  层构成的 p 型载流子阻挡层 7。

当该 p 型载流子阻挡层 7 的形成结束时, 升温至 1000℃, 然后停止 TMA 的供给, 形成厚度为 100nm、由掺 Ga 的 GaN 层构成的 p 型第二包层 8。这样, 当各膜的形成结束时, 停止 TMG 和 Cp2Mg 的供给, 然后冷却至室温, 将形成了各膜的基板从 MOCVD 装置中取出。

然后, 通过使用光刻技术和 RIE 技术, 顺次部分地蚀刻 p 型 GaN 层 8、载流子阻挡层 7、由 MQW 构成的发光层 6 和包层 5, 从而使 n 型  $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  层 4 的表面露出。

然后, 在第二包层 8 的上表面形成透明电极 9, 在该透明电极 9 的一部分上形成焊接电极 10。然后, 在 n 型  $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  层 4 的上表面形成电极 11, 在该电极 11 的一部分上形成焊接电极 12。然后, 利用切割装置, 将该基板切割为 300  $\mu\text{m}$  见方的管芯, 从而完成本实施方式的半导体发光元件。

以下对 AlGaInN 系第一和第二中间层 2、4 的构成进行说明。

优选 Si 基板 1 和 n 型 GaN 层 3 之间的 AlGaInN 系第一中间层 2 的整体厚度为 10nm 以上 500nm 以下。如果第一中间层 2 的膜厚小于 10nm, 则该中间层 2 上的 GaN 包层的 c 轴取向性下降, 结晶变差, 得不到高亮度的半导体发光元件, 从而无法得到良好的效果。此外, 如果第一中间层 2 的膜厚大于 500nm, 则由于能使晶格常数的变化平缓地变化, 所以对 GaN 包层的晶格匹配是有效的, 但是由于 Si 基板 1 上的发光元件结构的整个层厚变大, 所以 Si 基板 1 和氮化物半导体膜之间的产生的热膨胀系数之差会引起畸变增大。由此, 易于产生裂纹, 半导体发光元件的漏电流增大, 从而难以制作高亮度的半导体发光元件。

此外, n 型 GaN 层 3 上的  $\text{In}_u\text{Ga}_v\text{Al}_w\text{N}$  系第二中间层 4 ( $u+v+w=1$ )

的厚度在 200nm 以上 400nm 以下的范围内是有效的。但是，在本实施方式中，是使  $w=0$  而进行实验的。

在这种情况下，如果  $\text{In}_u\text{Ga}_v\text{Al}_w\text{N}$  系第二中间层 4 ( $u+v+w=1, w=0$ ) 的厚度小于 200nm，则由于第二中间层 4 的晶格常数易于变化，使得接近于下层的晶格常数，所以减小畸变的效果较小，得不到高亮度的半导体发光元件，从而无法得到良好的结果。

此外，如果第二中间层 4 的膜厚大于 400nm，则由于 Si 基板 1 上的发光元件结构的整个层厚变大，所以与上述相同，易于产生裂纹，半导体发光元件的漏电流增大，从而难以制作高亮度的半导体发光元件。

此外， $\text{In}_u\text{Ga}_v\text{Al}_w\text{N}$  系第二中间层 4 ( $u+v+w=1, w=0$ ) 的组分与发光层 6 的组分有密切的关系。当发光层 6 由于更长的波长而具有高组分时， $\text{In}_u\text{Ga}_v\text{Al}_w\text{N}$  系第二中间层 4 ( $u+v+w=1, w=0$ ) 的组分  $u$  也应增大。但是，当组分  $u$  增大时，由于层的结晶性恶化，所以得不到平坦的膜。因此，在考虑了第二中间层 4 的平坦性的情况下，组分  $u$  的值的上限为 15%，优选 5% 以上 10% 以下的范围。此时的第二中间层 4 的晶格常数为 0.3207nm~0.3512nm。

在将第二中间层（晶格常数  $a_1$ ）4 和其基底 GaN 层 3（晶格常数  $a_0$ ）之间的晶格常数之差定义为  $\Delta a = (a_1 - a_0)$  的情况下，处于 0.5% 以上 10% 以下范围的  $\Delta a$  对得到上述效果是有效的。

此外，在本实施方式中，在第二中间层 4 上层叠包层 5 的理由如下。

包层 5 的下层即  $\text{In}_u\text{Ga}_v\text{Al}_w\text{N}$  系第二中间层 4 ( $u+v+w=1, w=0$ ) 不平坦，在其上直接层叠发光层 6、载流子阻挡层 7 和第二包层 8 的

情况下，由于其平坦性恶化，所以元件结构的漏电流增大，难以得到良好特性的发光元件。因此，为了使形成发光层 6 的平面的平坦性良好，使用包层 5。该包层 5 的厚度应为 10nm 以上 30nm 以下。

如果包层 5 的膜厚小于 10nm，则毫无疑问，使上述平坦性良好的效果很小。此外，如果包层 5 的膜厚大于 30nm，则会由于 GaN 层而使得中间层的畸变再次增大，该畸变会对发光层 6 的品质有影响。

此外，作为该  $\text{In}_c\text{Ga}_{1-c}\text{N}$  包层 5 的组分，c 值在 0% 以上 3% 以下的范围内可以得到良好的结果。 $\text{In}_c\text{Ga}_{1-c}\text{N}$  包层 5 的晶格常数为 0.3189nm 以上 0.3200nm 以下。

#### （第三实施方式）

在本实施方式中，作为  $\text{In}_u\text{Ga}_v\text{Al}_w\text{N}$  系第二中间层 4 ( $u+v+w=1$ )，使用包含 Al 的四元混晶层构成的层。以上述第二实施方式为基础进行实验，对该包含 Al 的四元混晶层的晶格常数进行研究，对该包含 Al 的四元混晶层的晶格常数与第二实施方式的第二中间层 4 的晶格常数进行比较，a 轴的值没有差异。当包含 Al 的四元混晶层为例如  $\text{In}_{0.05}\text{Ga}_{0.85}\text{Al}_{0.1}\text{N}$  (a: 0.3221nm) 时， $\Delta a$  为 1%。这样，使用包含 Al 的  $\text{In}_u\text{Ga}_v\text{Al}_w\text{N}$  系第二中间层 4 ( $u+v+w=1$ ) 的构成也满足第二实施方式的  $\Delta a$  的范围 ( $0.5 \leq \Delta a \leq 10$ )，所以本实施方式也可以得到与第二实施方式同样的效果。

#### （第四实施方式）

参照图 4，本实施方式的半导体发光元件具有顺次层叠在第二实施方式中制作的掺 Si 的 n 型 GaN 层 3、掺 Si 的 n 型  $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  层 4、由掺 Si 的 n 型  $\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}\text{N}$  构成的第一包层 5、由  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  构成的发光层 6、由 p 型 AlGaInN 构成的载流子阻挡层 7、由 p 型 GaN 构成的第二包层 8。



镀镍膜 21 通过 p 型用电极 22 与第二包层 8 电连接。焊接电极 24 通过透明电极 23，形成于 n 型 GaN 层 3 上。

以下对本实施方式的半导体发光元件的制造方法进行说明。

在第一实施方式中，在将形成各膜的基板从 MOCVD 装置中取出之后，在第二包层 8 表面上通过 EB 蒸镀形成厚度为 200nm 的 p 型用电极 22。然后利用电镀技术，在该 p 型用电极 22 上形成厚度为 300nm 的镀镍膜 21。然后，通过氟酸的蚀刻，除去 Si 基板 1，通过 RIE 技术蚀刻高阻抗的第一中间层 2 即 AlN 层 2a、 $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$  层 2b。由此，使 n 型 GaN 层 3 露出。

但是，作为与 n 型用电极的接触，希望具有低阻抗层，从这一点出发，通过蚀刻富含 Al 的中间层，当然可以得到 n 侧的接触阻抗低的发光元件。

然后，在该 GaN 层 3 上形成透明电极 23，在该透明电极 23 上部分地形成焊接电极 24。然后，通过切割装置，将其切割为  $250\mu\text{m}$  见方的芯管，从而完成图 4 所示的半导体发光元件。

从图 4 所示的成品外部看不到第一中间层 2，但为了得到高品质的膜，形成第一中间层 2，然后在其上形成各膜是十分重要的。

如上所述，根据本发明的半导体发光元件，通过设置具有比第一 GaN 层更接近于发光层的晶格常数的一个中间层，可以充分地进行晶格匹配，所以能有效地减小发光层上的畸变，得到降低了位错产生的高品质的第一 GaN 层。由此，可以得到长寿命、高亮度的半导体发光元件。

应认为，上述公开的实施方式在所有方面都仅是示例，并不是对

---

本发明的限制。本发明的保护范围不由上述所说明，而是由权利要求的范围表达，并且包含与权利要求的范围等价的以及在范围内的所有变更。

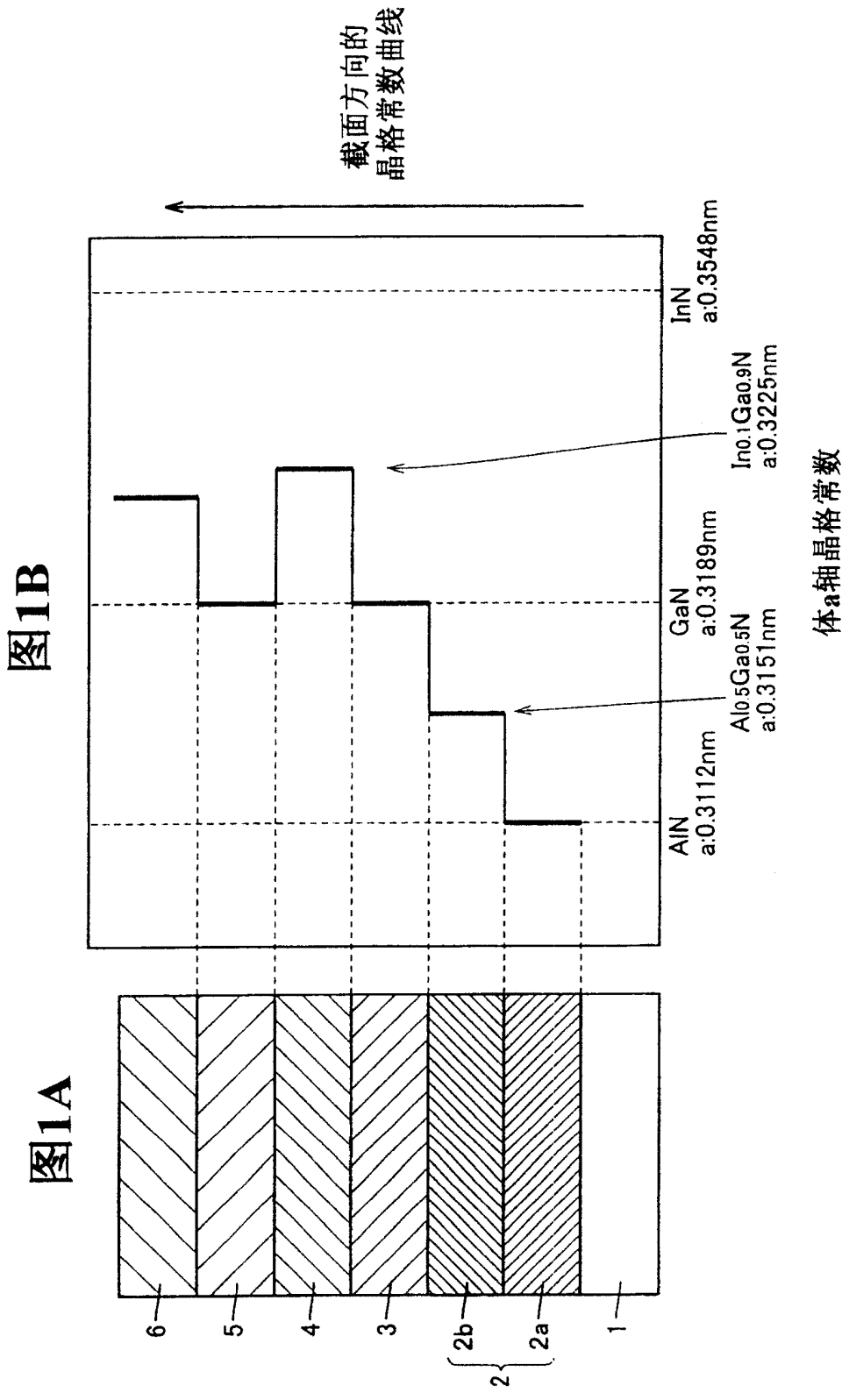


图2

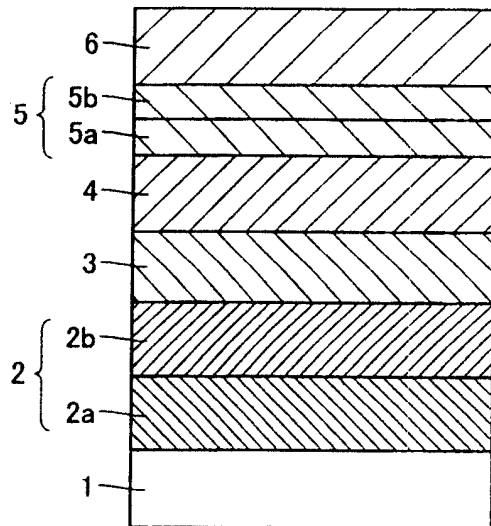


图3

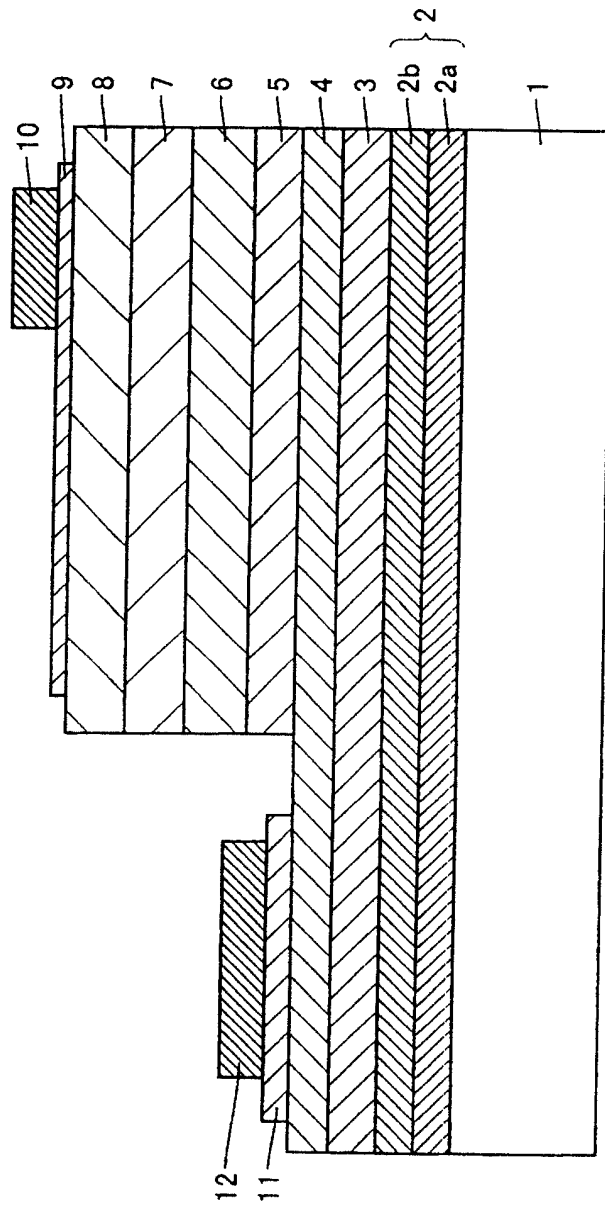


图4

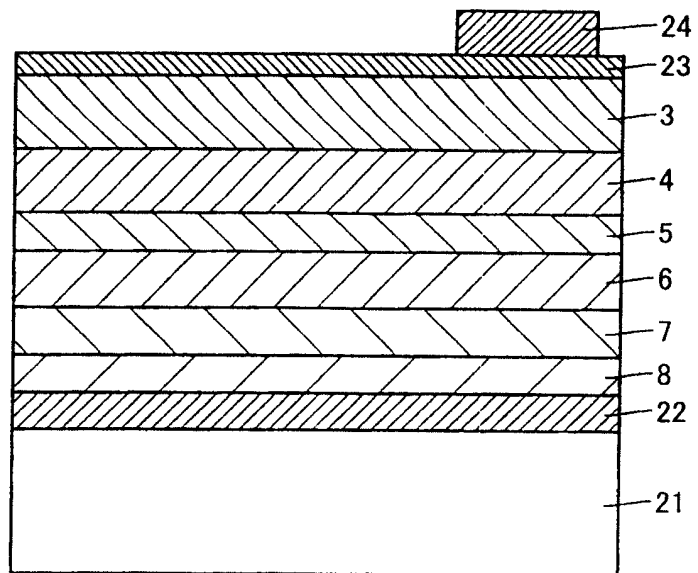


图5B  
现有技术

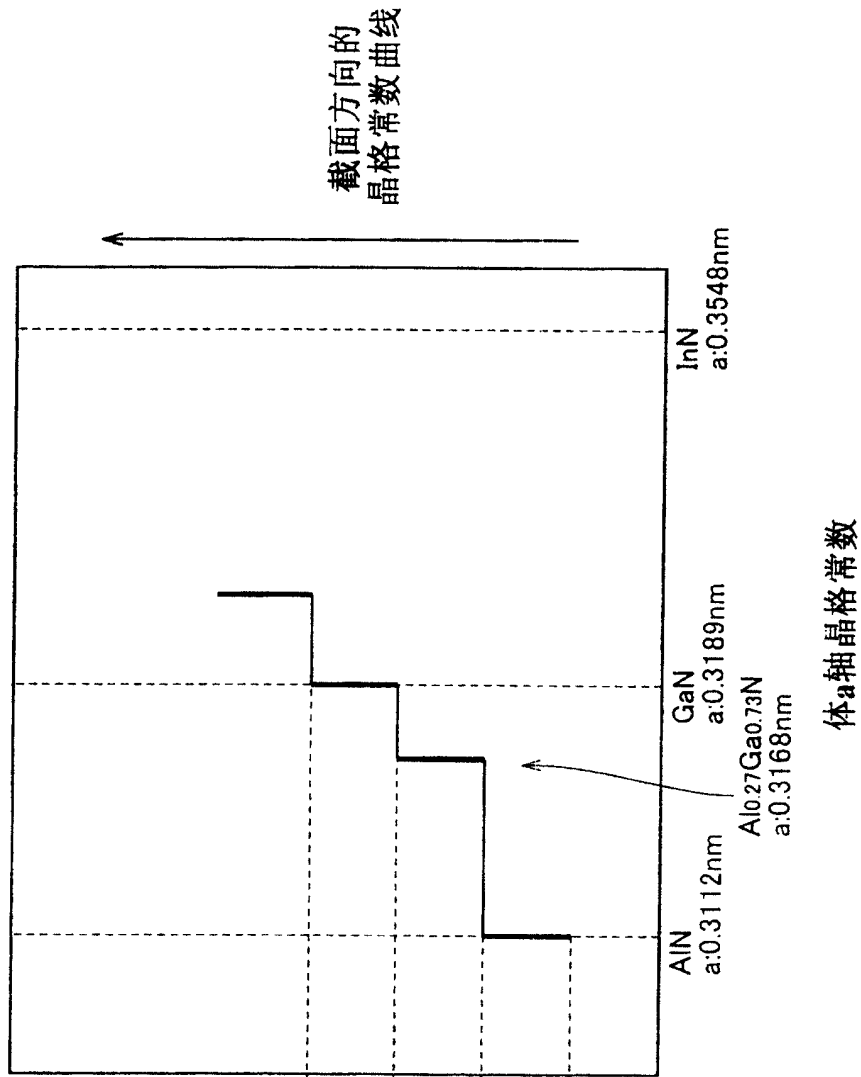


图5A  
现有技术

