[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.
H01L 33/00 (2006.01)
H01S 5/00 (2006.01)

[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200410043463.2

[45] 授权公告日 2007 年 12 月 5 日

[11] 授权公告号 CN 100353573C

[22] 申请日 1997.4.25
[21] 申请号 200410043463.2
分案原申请号 97110806.4
[30] 优先权
[32] 1996. 4.26 [33] JP [31] 107833/96
[32] 1997. 3.10 [33] JP [31] 055221/97
[73] 专利权人 三洋电机株式会社
地址 日本大阪
[72] 发明人 国里竜也 狩野隆司 上田康博
松下保彦 八木克己
[56] 参考文献
US5290393A 1994.3.1
US5495115A 1996.2.27
CN1137331A 1996.12.4
US5583878A 1996.12.10
US5345463A 1994.9.6
审查员 徐 健
[74] 专利代理机构 上海专利商标事务所有限公司
代理人 张政权

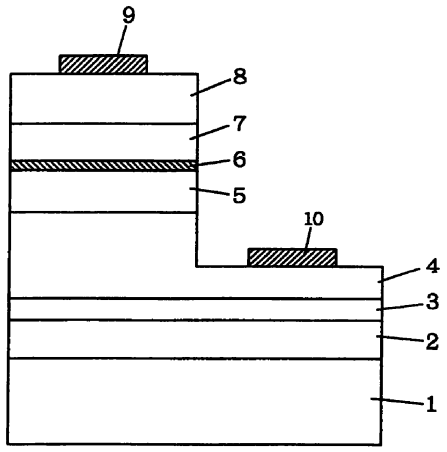
权利要求书 2 页 说明书 11 页 附图 5 页

[54] 发明名称

发光器件的制造方法

[57] 摘要

一种发光器件的制造方法，包括形成由第一导电类型的 III－V 族氮化物系列半导体构成的包层，在第一导电类型的包层上形成并由含 In 的 III－V 族氮化物系列半导体构成的有源层，在有源层上形成并由 III－V 族氮化物系列半导体构成的覆盖层，以及在覆盖层上形成并由第二导电类型的 III－V 族氮化物系列半导体构成的包层。 所述覆盖层是抑制铟从所述有源层失去的层。



1、一种发光器件的制造方法，其特征在于，依次地包括：

形成由非单晶的氮化物类的化合物半导体构成的缓冲层的步骤；

形成由单晶的氮化物类的化合物半导体构成的下层的步骤；

形成第 1 导电型的接触层的步骤；

形成由第 1 导电型的氮化物类的化合物半导体构成的第 1 包层的步骤；

形成由含有铟的氮化物类的化合物半导体构成的有源层的步骤；

以与所述有源层的生长温度相同或较低的生长温度形成由 AlGaN 构成的覆盖层的步骤；

以比所述有源层的生长温度高的生长温度形成第 2 导电型的第 2 包层的步骤，

形成第 2 导电型的接触层的步骤；

所述覆盖层具有比所述有源层大的带隙。

2、如权利要求 1 所述的发光器件的制造方法，其特征在于，所述下层是未掺杂层。

3、如权利要求 1 所述的发光器件的制造方法，其特征在于，以 1000℃以上、1200℃以下的生长温度形成所述第 1 导电型的接触层。

4、如权利要求 1 所述的发光器件的制造方法，其特征在于，所述有源层具有包括量子阱层的量子阱结构。

5、如权利要求 4 所述的发光器件的制造方法，其特征在于，所述量子阱结构还包括量子势垒层。

6、如权利要求 5 所述的发光器件的制造方法，其特征在于，

所述量子势垒层是 GaN 量子势垒层，

以 700℃以上、950℃以下的生长温度形成所述 GaN 量子势垒层。

7、如权利要求 1 所述的发光器件的制造方法，其特征在于，所述覆盖层的杂质浓度比所述第 2 包层的杂质浓度低。

8、如权利要求 1 所述的发光器件的制造方法，其特征在于，所述覆盖层是未掺杂层。

9、如权利要求 1 所述的发光器件的制造方法，其特征在于，以与所述有源层的生长温度相同的生长温度形成所述覆盖层。

10、如权利要求 1 所述的发光器件的制造方法，其特征在于，以 700℃以上、950℃以下的生长温度形成所述覆盖层。

11、如权利要求 1 所述的发光器件的制造方法，其特征在于，所述覆盖层是抑制铟从所述有源层脱离的层。

12、如权利要求 1 所述的发光器件的制造方法，其特征在于，以 700℃以上、

950℃以下的生长温度形成所述有源层。

13、如权利要求 1 所述的发光器件的制造方法，其特征在于，以 1000℃以上、1200℃以下的生长温度形成所述第 2 包层。

14、如权利要求 1 所述的发光器件的制造方法，其特征在于：

所述第 1 导电型的接触层以及第 1 包层由共用层构成。

15、如权利要求 1 所述的发光器件的制造方法，其特征在于：

所述第 1 导电型的接触层由 GaN 构成。

发光器件的制造方法

本申请是申请日为 1997 年 04 月 25 日，申请号为 97110806.4 的名为“发光器件及其制造方法”的申请的分案申请。

技术领域

本发明涉及发光器件及其制造方法。

背景技术

由 III-V 族氮化物系列半导体诸如 GaN、AlGaN、InGaN 和 InAlGaN 形成的发光器件，诸如发光二极管和半导体激光器件受到大量关注，因为它们能通过直接跃迁，在黄光到紫外光范围内，尤其是在蓝光范围内以很大的发光强度发光。

图 8 是 III-V 族氮化物系列半导体构成的常规发光二极管的示意剖面图。

在图 8 中，在蓝宝石衬底 101 上依次形成 GaN 缓冲层 102、也可用作 n 型包层的 n 型 GaN 接触层 103、InGaN 有源层 104、p 型 AlGaN 包层 105，以及 p 型 GaN 接触层 106。在 p 型 GaN 接触层 106 上形成 p 电极 107，在 n 型 GaN 接触层 103 上形成 n 电极 108。

例如，这种发光二极管的每一层用金属有机化学气相淀积法(MOCVD)生长每一层的生长温度如表 1 所示。

表 1

层的名称	生长温度(℃)
缓冲层 102	600
N 型接触层 103	1150
有源层 104	860
P 型包层 105	1150
P 型接触层 106	1150

当制造这种发光二极管时，为了实现高的结晶度，在 InGaN 有源层 104 上形成 p 型 AlGaN 包层 105 的生长温度比 InGaN 有源层 104 生长温度高。在如此高的温度下生长 p 型 AlGaN 包层 105 会使来自 InGaN 有源层 104 的组成元素，如 In

的失去。于是在生长 p 型 AlGaN 包层 105 晶体时破坏了 InGaN 有源层 104 的结晶度。这使得发光二极管很难实现较大的发光强度。

发明内容

本发明的一个目的是提供一种具有高的发光强度的发光器件及其制造方法。

依据本发明的发光器件依次包括：由第一导电类型的化合物半导体构成的第一包层、由包含铟的化合物半导体构成的有源层、由化合物半导体构成的覆盖层，以及由第二导电类型的化合物半导体构成的第二包层。

在本发明的发光器件中，在有源层上形成覆盖层可抑止有源层的组成元素诸如铟的失去。从而导致发光强度的增加。

第一包层由第一导电类型的氮化物系列半导体构成，有源层由氮化物系列半导体构成，覆盖层由氮化物系列半导体构成，第二包层由第二导电类型的氮化物系列半导体构成。

第一包层可以用第一导电类型的 III-V 族氮化物系列半导体构成，有源层由 III-V 族氮化物系列半导体构成，覆盖层由 III-V 族氮化物系列半导体构成，第二包层由第二导电类型的 III-V 族氮化物系列半导体构成。最好使整个有源层表面与覆盖层形成紧密接触。

可由 InGaN 层构成有源层。对这种有源层，本发明提供了明显的效果，因为铟容易失去。可由 AlGaN 层最好是 GaN 层来构成覆盖层。

由 $Al_uGa_{1-u}N$ 构成覆盖层，并由第二导电类型的 $Al_zGa_{1-z}N$ 构成第二包层，其中覆盖层 Al 的组分比 u 最好小与第二包层 Al 的组分比 z。从生产效益的观点，最好由 GaN 形成第一包层。

尤其是，覆盖层 Al 的组分比 u 最好为大约 0.1 或更小。最好由 GaN 形成覆盖层。在此情况下，GaN 层形成的覆盖层可抑止有源层的组成元素诸如铟的失去。这使发光强度明显增大。

覆盖层最好具有比有源层大的带隙。 这防止了覆盖层被用作发光区域。

覆盖层最好具有介于有源层和第二包层之间的带隙。这可减少工作电压。

覆盖层的杂质浓度最好低于第二包层的杂质浓度。这减少了不想要的杂质从覆盖层一侧扩散到有源层的几率，于是抑制了不想要的杂质扩散所引起的发光强度降低。

尤其是，最好覆盖层是不掺杂层。这使得几乎没有不想要的杂质从覆盖层一侧扩散到有源层。这可充分抑制由于不想要的杂质扩散引起的发光强度降低。

覆盖层的厚度最好是不小于大约 200Å，且不超过大约 400Å。这明显地增加了发光强度。

可以在半导体或绝缘体构成的衬底上形成第一包层，其间插入了 $Al_xGa_{1-x}N$ 构成的缓冲层，缓冲层 Al 的组分比 x 最好大于 0 但不超过 1。这提高了生产效益。

尤其是，缓冲层 Al 的组分比 x 最好为 0.4 或更大，但小于 1。这进一步提高了生产效益。缓冲层 Al 的组分比 x 最好为不小于 0.4，但不超过 0.6。这进一步提高了生产效益。

发光器件还包括位于缓冲层和第一包层之间由 $Al_yGa_{1-y}N$ 构成的下层，其中下层 Al 的组分比 y 最好为 0 或更大，但小于 1。这提高了生产效益。

依据本发明另一个方面的制造发光器件的方法包括以下步骤：用气相生长方法形成由包含铟的化合物半导体构成的有源层，以及在近似等于或低于有源层生长温度的温度下，用气相生长方法在有源层上形成由化合物半导体构成的覆盖层。

依据本发明的制造方法，在近似等于或低于有源层生长温度的温度下在有源层上形成覆盖层可抑止有源层的组成元素，如铟的失去。这提供了更大的发光强度。

本发明的制造方法还包括以下步骤：在比允许有源层晶体生长的生长温度高的生长温度下，用气相生长方法在覆盖层上形成由化合物半导体构成的包层。

有源层和覆盖层可由氮化物系列半导体构成。包层可由一种导电类型的氮化物系列半导体形成。

可由 III-V 族氮化物系列半导体构成有源层和覆盖层。可由一种导电类型的 III-V 族氮化物系列半导体构成包层。尤其是，可由 InGaN 层形成有源层。在此情况下，可获得显著效果，因为铟容易失去。

覆盖层最好由 $Al_uGa_{1-u}N$ 构成，包层最好由一种导电类型的 $Al_zGa_{1-z}N$ 构成，覆盖层 Al 的组分比 u 最好小于包层 Al 的组分比 z。

尤其是，覆盖层 Al 的组分比 u 最好近似于 0.1 或更小。覆盖层最好由 GaN 构成。在此情况下，因为由 GaN 层构成覆盖层，所以抑止了有源层的组成元素诸如铟的失去，于是使发光强度明显变大。

尤其是，覆盖层最好是不掺杂层。在此情况下，不想要的杂质几乎不可能从覆盖层一侧扩散到有源层一侧。这有效地抑止了不想要的杂质扩散引起的发光强度降低。

覆盖层的厚度最好不小于 200Å 并不大于 400Å。这可显著地提高发光强度。

最好在与有源层的生长温度近似相等的生长温度下形成覆盖层。这使得可连续形成覆盖层，从而在有源层形成后没有时间间隔，这样有效地防止有源层组成元素的失去。

最好把用于覆盖层的生长温度设定为允许有源层晶体生长的温度。最好在不

低于 700℃且不高于 950℃的生长温度下形成有源层。覆盖层也最好在不低于 700℃且不高于 950℃的生长温度下形成。在低的生长温度下于有源层上形成覆盖层可抑止有源层的组成元素诸如铟的失去。

有源层最好具有量子阱结构，此结构包括 InGaN 量子阱层和 GaN 量子势垒层，用气相生长方法在不低于 700℃且不高于 950℃的生长温度下形成 GaN 量子势垒层。在此情况下，抑止了 InGaN 量子阱层中的组成元素诸如铟的失去，于是使发光强度变得更大。可把 In 组分比低于量子阱层中 In 组分比的 InGaN 用作量子势垒层。

依据本发明另一个方面的制造发光器件的方法包括以下步骤：用气相生长方法形成由第一导电类型的化合物半导体构成的第一包层，用气相生长方法在第一包层上形成由包含铟的化合物半导体构成的有源层，在近似等于或低于允许有源层气相生长的温度的生长温度下用气相生长方法在有源层上形成化合物半导体构成的覆盖层，以及在高于允许有源层气相生长的温度的温度下用气相生长方法在覆盖层上形成第二导电类型的化合物半导体构成的第二包层。

第一包层可由第一导电类型的氮化物系列半导体来构成，有源层可由氮化物系列半导体来构成，覆盖层可由氮化物系列半导体来构成，第二包层可由第二导电类型的氮化物系列半导体来构成。

第一包层可以用第一导电类型的 III-V 族氮化物系列半导体构成，有源层由 III-V 族氮化物系列半导体构成，覆盖层由 III-V 族氮化物系列半导体构成，第二包层由第二导电类型的 III-V 族氮化物系列半导体构成。

最好依次在衬底上形成用非单晶 III-V 族氮化物系列半导体构成的缓冲层以及用未掺杂 III-V 族氮化物系列半导体构成的下层，然后对第一包层、有源层、覆盖层和第二包层进行晶体生长。最好用 AlGaN 形成缓冲层。缓冲层也可以用 AlN 来形成。下层最好用 GaN 来形成，它也可以用 AlGaN 来形成。

从以下对本发明的详细描述并结合附图，将使本发明的这些和其它目的、特征、方面和优点变得明显起来。

附图说明

图 1 是依据本发明第一实施例的发光二极管的示意剖面图。

图 2 是依据本发明第三实施例的发光二极管的示意剖面图。

图 3 是依据本发明第四实施例的半导体激光器的示意剖面图。

图 4 是依据本发明第五实施例的半导体激光器的示意剖面图。

图 5 是依据本发明第六实施例的半导体激光器的示意剖面图。

图 6 是示出本发明可适用的一个结构例子的示意剖面图。

图 7 是示出本发明可适用的另一个结构例子的示意剖面图。

图 8 是常规发光二极管的示意剖面图。

具体实施方式

现在将参考图 1 详细描述依据本发明第一实施例的 III-V 族氮化物系列半导体构成的发光二极管。

在图 1 中，在蓝宝石绝缘衬底 1 上依次形成 110Å 厚的未掺杂 $Al_xGa_{1-x}N(x=0.5)$ 缓冲层 2，0.2μm 厚的未掺杂 GaN 下层 3，也可用作 n 型包层的 4μm 厚掺 Si 的 n 型 GaN 接触层 4，以及 0.2μm 厚掺 Zn 和 Si 的 $In_qGa_{1-q}N(q=0.05)$ 有源层 5。在 InGaN 有源层 5 上依次形成用于防止有源层 5 中晶体缺陷的 200Å 厚的未掺杂 GaN 覆盖层 6，0.15μm 厚掺镁的 p 型 $Al_zGa_{1-z}N(z=0.2)$ 包层 7，以及 0.3μm 厚掺镁的 p 型 GaN 接触层 8。

除去从 p 型 GaN 接触层 8 到 n 型 GaN 接触层 4 中特定位置的部分，从而暴露出 n 型 GaN 接触层 4。在 p 型 GaN 接触层 8 的上表面形成 Au 构成的 p 电极 9，在暴露出 n 型 GaN 接触层 4 的 n 电极形成区域上形成 Al 构成的 n 电极 10。

将说明制造上述发光二极管的方法。在此实施例中，用金属有机化学气相淀积法(MOCVD)形成每一层。

首先，把衬底 1 置于金属有机化学气相淀积设备中。然后，将衬底 1 保持在非晶生长温度下，例如 600℃的生长温度(衬底温度)，通过把 H_2 和 N_2 用作载气并把三甲基镓(TMG)和三甲基铝(TMA)用作原料气体在衬底 1 上生长非晶未掺杂的 AlGaN 缓冲层 2。

接着，把衬底 1 保持在单晶生长温度或最好是 1000-1200℃的生长温度下，例如 1150℃，通过把 H_2 和 N_2 用作载气并把氨水和三甲基镓(TMG)用作原料气体在缓冲层 2 上形成单晶未掺杂的 GaN 下层 3。

然后把衬底 1 保持在单晶生长温度或最好是 1000-1200℃的生长温度下，例如 1150℃，通过把 H_2 和 N_2 用作载气并把氨水和三甲基镓(TMG)用作原料气体以及把 SiH_4 用作掺杂气体在下层 3 上生长掺 Si 的单晶 n 型 GaN 接触层 4。

接着，把衬底 1 保持在单晶生长温度或最好是 700-950℃的生长温度下，例如 860℃，通过把 H_2 和 N_2 用作载气并把氨水、三甲基镓(TMG)和三甲基铟(TMI)用作原料气体以及把 SiH_4 和二乙基锌(DEZ)用作掺杂气体在 n 型接触层 4 上生长单晶掺 Si 和 Zn 的 InGaN 有源层 5。

接着，把衬底 1 保持在等于或低于有源层 5 生长温度的温度下，或者此实施例中位于 860℃的温度下，通过把 H_2 和 N_2 用作载气并把氨水和三甲基镓(TMG)用作原料气体继生长有源层 5 后在 InGaN 有源层 5 上连续生长未掺杂的单晶 GaN 覆

盖层 6。可用三乙基镓(TEG)来替代(TMG)。

然后把衬底 1 保持在单晶生长温度，即最好为 1000-1200℃的生长温度下，例如 1150℃，通过把 H_2 和 N_2 用作载气并把氨水、三甲基镓(TMG)和三甲基铝(TMA)用作原料气体以及把 Cp_2Mg(环戊二乙基镁)用作掺杂气体在 GaN 覆盖层 6 上生长掺 Mg 的 p 型单晶 AlGaN 包层 7。

接着，把衬底 1 保持在单晶生长温度，即最好为 1000-1200℃的生长温度下，例如 1150℃，通过把 H_2 和 N_2 用作载气并把氨水和三甲基镓(TMG)用作原料气体以及把 Cp_2Mg(环戊二乙基镁)用作杂质气体在 p 型包层 7 上生长掺 Mg 的 p 型单晶 GaN 接触层 8。

在晶体生长后，把衬底 1 从设备中取出，并用反应离子束刻蚀(RIE)除去从 p 型接触层 8 到 n 型接触层 4 中间的一部分，以形成暴露出 n 型接触层 4 的 n 电极形成区域。

然后在 750-800℃的温度下在氮气中进行 30-60 分钟的热处理，以激发 p 型接触层 8 和 p 型包层 7 中的杂质，以获得高的载流子浓度并校正 n 型接触层 4 中由刻蚀引起的晶体缺陷。

然后通过蒸发或类似方法在 p 型接触层 8 上形成 Au 构成的 p 电极 9，并用蒸发或类似方法在 n 型接触层 4 的 n 电极形成区域上形成 Al 构成的 n 电极 10。然后进行 500℃的热处理，以引起 p 电极 9 和 n 电极 10 分别与 p 型接触层 8 和 n 型接触层 4 形成欧姆接触，以形成图 1 所示的发光二极管。

此发光二极管的未掺杂 GaN 覆盖层 6 与 InGaN 有源层 5 紧密接触，从而防止了在有源层 5 形成中或形成后，InGaN 有源层 5 的组成元素诸如铟的失去，抑制了晶格缺陷。

此外，认为由于有源层 5 中晶格缺陷的数目较少，所以抑制了不想要的杂质扩散入有源层 5。

此外，由于此实施例的 GaN 覆盖层 6 是不试图使用杂质而形成的所谓未掺杂层，所以有效地抑止了不想要的杂质扩散入 InGaN 有源层 5。

如上所述，在此实施例中，因为通过抑止从有源层 5 中组成元素的失去来减少有源层 5 中晶体缺陷的数目，所以产生了抑止杂质扩散入有源层 5 中的效果。因为覆盖层 6 是一未掺杂层，它显著地抑止不想要的杂质扩散入有源层 5，所以也产生了抑止杂质扩散入有源层 5 中的效果。

相应地，除了没有覆盖层以外，具有类似于此实施例的结构的发光二极管会经受发光波长的很大变化(没有发光或发光很低)，但此实施例的发光二极管可实现发光波长的较小变化，且可明显地增加发光强度。

尤其是，当制造此实施例的发光二极管时，在不高于 InGaN 有源层 5 的生长

温度的温度下，直接在 InGaN 有源层 5 的整个表面上生长未掺杂的 GaN 覆盖层 6。这不仅可防止在形成覆盖层 6 时，InGaN 有源层 5 中组成元素的失去，也可防止在覆盖层 6 形成后 InGaN 有源层 5 中组成元素的失去。因此，此实施例的制造方法是吸引人的。

尤其是，在此实施例中，在近似相等的生长温度下连续生长 InGaN 有源层 5 和 GaN 覆盖层 6 有效地抑止了从 InGaN 有源层 5 中组成元素的失去，并提高了规模生产能力。

具有 200Å 厚的 GaN 覆盖层 6 的上述结构，发光强度为 340(任意单位)。1000Å 厚的 GaN 覆盖层 6 的上述结构发光强度为 36(任意单位)。这大于没有覆盖层 6 的结构的发光强度，但它是有 200Å 厚的覆盖层 6 结构的发光强度的大约十分之一。300Å 厚的 GaN 覆盖层 6 的上述结构，发光强度是有 200Å 厚的覆盖层结构的发光强度的 1.4 倍，400Å 厚的 GaN 覆盖层 6 的上述结构，其发光强度是有 200Å 厚的覆盖层结构的发光强度的 0.8 倍。

这暗示了当 GaN 覆盖层 6 的厚度在 200-400Å 之间时获得最好的效果，或最好 GaN 覆盖层 6 有足够大的厚度以导致几乎没有量子效果。

在此实施例中，在衬底 1 上形成非晶 AlGaN 缓冲层 2，然后在单晶生长条件下形成未掺杂 GaN 单晶下层 3。这容易给下层 3 提供显著提高的表面状态，这样抑止了器件的漏电流并增加了器件的生产效益。

当把 GaN 层用作非晶缓冲层 2 时，它容易遭受可导致贯穿缺陷的表面坑。因此，从生产效益的观点看，把 GaN 层用作缓冲层 2 不太合适。作为与未掺杂单晶下层 3 结合的非晶缓冲层 2，从生产效益的观点最好使用 AlN 层，使用 AlGaN 层是最理想的。

对具有各种 Al 组分比的 AlGaN 层测量表面状态和 X 射线衍射光谱的 FWHM(全宽度半最大值)。表 2 示出测量值。

表 2

Al 的组分	表面状态	X 射线 FWHM(arcsec)
1.0	良好	550
0.8	良好	504
0.6	良好	451
0.4	良好	390
0.2	许多凹坑	428
0	许多凹坑	未知

表 2 的结果示出 AlGaN 层的 Al 组分比为 0.4 或更大并小于 1 是合适的，而更理想的是不小于 0.4 也不大于 0.6。

作为未掺杂的单晶下层 3，可用 AlGaN 层来替代 GaN 层，但 AlN 不是最好的，因为它易于遭受表面开裂。

接着，将描述依据本发明第二实施例由 III-V 族氮化物系列半导体形成的发光二极管。

此实施例与第一实施例的不同之处在于，使用 200Å 厚的未掺杂 $Al_uGa_{1-u}N$ 层作为覆盖层 6，而不是用未掺杂的 GaN 层。u 的值近似于 0.1 和 0.2。在此实施例中，也通过 MOCVD 法在与有源层 5 的生长温度相同的温度下形成此 $Al_uGa_{1-u}N$ 层，在此实施例中温度为 860℃。把 H_2 和 N_2 用作载气，并把氨水、三甲基镓(TMG)和三甲基铝(TMA)用作原料气体。也可用三乙基镓(TEG)来替代三甲基镓(TMG)。

可看出此实施例的发光二极管提供的发光强度也可明显大于没有覆盖层 6 的发光二极管的发光强度。

然而，与第一实施例中可提供 450(任意单位)发光强度的有 200Å 厚的未掺杂 GaN 覆盖层 6 相比，第二实施例中有 Al 的组分比 u 为大约 0.1 的未掺杂 $Al_uGa_{1-u}N$ 覆盖层提供的发光强度小于它的一半为 190(任意单位)。

有 Al 的组分比 u 为大约 0.2 的 $Al_uGa_{1-u}N$ 覆盖层，得到的发光强度是有 Al 的组分比 u 为 0.1 的覆盖层的发光强度的三分之一。

这表明最好使用 GaN 层作为覆盖层 6，而在使用 $Al_uGa_{1-u}N$ 层时，诸如 0.1 的较小 Al 组分比 u 是最好的。Al 的组分比越大，则 AlGaN 的带隙越大。如第一实施例中所述 p 型包层 7 的 Al 组分比为 0.2。当覆盖层 6 中 Al 的组分比为 0.1 时，覆盖层 6 的带隙小于 p 型包层 7 的带隙。由此，可理解覆盖层 6 的带隙最好在有源层 5 的带隙和 p 型包层 7 的带隙之间。

接着，将参考图 2 描述本发明第三实施例中由 III-V 族氮化物系列半导体构成的发光二极管。

此实施例与第一实施例的不同之处在于它不使用 GaN 下层 3，除了不包括形成 GaN 下层 3 的工艺步骤以外，其制造方法与第一实施例的方法一样。

虽然此实施例的发光二极管所提供的生产效益低于第一实施例的发光二极管，但与没有覆盖层 6 的发光二极管相比，它可实现较大的发光强度。

虽然上述实施例的发光二极管的 n 型接触层 4 上具有有源层 5，但也可在 n 型接触层 4 和有源层 5 之间生长上 n 型 AlGaN 包层。可在 n 型接触层 4 和有源层 5 之间生长上 n 型 AlGaN 包层和 n 型 InGaN 层。

上述实施例使用具有非量子阱结构而不是量子阱结构的有源层，作为有源层 5。然而，不用说也可使用具有单量子阱结构或多量子阱结构的有源层。例如，

有源层 5 可具有 $In_sGa_{1-s}N(1>s>0)$量子阱层形成的单量子阱结构，或具有 $In_sGa_{1-s}N(1>s>0)$量子阱层和 $In_rGa_{1-r}N(1>s>r\geq 0)$量子势垒层形成的多量子阱的结构。

当使用 $In_sGa_{1-s}N(1>s>0)$量子阱层和 GaN 量子势垒层形成的多量子阱结构时，最好在不低于 700℃且不高于 950℃的生长温度下形成 GaN 量子势垒层，且最好在近似相等的生长温度下生长量子阱层和量子势垒层。

虽然此实施例的发光二极管使用掺 Si 和掺 Zn 的有源层 5，但也可使用未掺杂的有源层。

接着，将参考图 3 描述本发明第四实施例中的标准型(index guided)半导体激光器件。此半导体激光器件是自对准半导体激光器件。

在图 3 中，在蓝宝石绝缘衬底 11 上依次形成厚度为大约 100-200Å 的未掺杂 AlGaN 缓冲层 12、厚度为 0.4μm 的未掺杂 GaN 下层 13、厚度为 4μm 的 n 型 GaN 接触层 14，以及厚度为 0.1-0.5μm 的 n 型 AlGaN 包层 15。在 n 型 AlGaN 包层 15 上依次形成 InGaN 有源层 16、厚度为 200-400Å 的未掺杂 GaN 覆盖层 17，以及厚度为 0.1-0.5μm 的 p 型 AlGaN 包层 18。

在 p 型 AlGaN 包层 18 上形成 n 型 GaN 或 n 型 AlGaN 电流阻挡层 19，其厚度为 0.2-0.3μm，在其中央部分有一带状开口。在 n 型电流阻挡层 19 的上表面和带状开口中形成厚度为 0.1-0.5μm 的 p 型 GaN 接触层 20。

在 P 型 GaN 接触层 20 上形成 p 电极 21，在 n 型 GaN 接触层 14 上形成 n 电极 22。

作为有源层 16，可使用非量子阱结构层，或可使用单量子阱结构层或多量子阱层。在非量子阱结构层的情况下，其厚度设定为大约 0.1 到 0.3μm。在单量子阱结构层的情况下，量子阱层的厚度设定为 10-50Å，在多量子阱结构层的情况下，量子阱层的厚度设定为 10-50Å，量子势垒层的厚度设定为大约 10-100Å。

可通过使用化学气相淀积法诸如 MOCVD 进行一次晶体生长来制造此半导体激光器件。在制造时，以 600℃的生长温度形成未掺杂 AlGaN 缓冲层 12，在 1150℃的生长温度下形成未掺杂 GaN 下层 13、n 型 GaN 接触层 14 和 n 型 AlGaN 包层 15，在 700-950℃的生长温度下形成 InGaN 有源层 16 和 GaN 覆盖层 17，在 1150℃的生长温度下形成 p 型 AlGaN 包层 18、n 型电流阻挡层 19 和 p 型 GaN 接触层 20。

此实施例的半导体激光器件与没有覆盖层 17 的半导体激光器件相比，也可提供较大的发光强度。

接着，将参考图 4 描述依据本发明第五实施例的标准型半导体激光器件。此半导体激光器件是脊状掩埋型半导体激光器件。

在图 4 中，在蓝宝石绝缘衬底 31 上依次形成厚度为大约 100-200Å 的未掺杂

AlGaN缓冲层32、厚度为0.4μm的未掺杂GaN下层33、厚度为4μm的n型GaN接触层34，以及厚度为0.1-0.5μm的n型AlGaN包层35。在n型AlGaN包层35上依次形成InGaN有源层36、厚度为200-400Å的未掺杂GaN覆盖层37，以及厚度为0.1-0.5μm的p型AlGaN包层38。InGaN有源层36具有与第四实施例中InGaN有源层16相同的结构和厚度。

p型AlGaN包层38具有一平面区和在平面区中央形成的脊状区。在p型AlGaN包层38的脊状区上形成厚度为0.1μm的p型GaN覆盖层39。在p型AlGaN包层38中平面区的上表面和脊状的侧面以及在p型覆盖层39的侧面上形成厚度为0.2-0.3μm的n型GaN或n型AlGaN电流阻挡层40。在p型覆盖层39和n型电流阻挡层40上形成厚度为0.1-0.5μm的p型接触层41。

在p型GaN接触层41上形成p电极42，在n型GaN接触层34上形成n电极43。

可通过使用化学气相淀积法诸如MOCVD进行三次晶体生长来制造此半导体激光器件。在制造时，以600℃的生长温度形成未掺杂AlGaN缓冲层32，在1150℃的生长温度下形成未掺杂GaN下层33、n型GaN接触层34和n型AlGaN包层35，在700-950℃的生长温度下形成InGaN有源层36和未掺杂GaN覆盖层37，在1150℃的生长温度下形成p型AlGaN包层38、p型覆盖层39、n型电流阻挡层40和p型GaN接触层41。

此实施例的半导体激光器件与没有覆盖层37的半导体激光器件相比，也提供了较大的发光强度。

接着，将参考图5描述依据本发明第六实施例的增益型半导体激光器件。

在图5中，在蓝宝石绝缘衬底51上依次形成厚度为大约100-200Å的未掺杂AlGaN缓冲层52、厚度为0.4μm的未掺杂GaN下层53、厚度为4μm的n型GaN接触层54，以及厚度为0.1-0.5μm的n型AlGaN包层55。

在n型AlGaN包层55上依次形成InGaN有源层56、厚度为200-400Å的未掺杂GaN覆盖层57，以及厚度为0.1-0.5μm的p型AlGaN包层58和厚度为0.1-0.5μm的p型GaN接触层。InGaN有源层56具有与第四实施例中InGaN有源层16相同的结构和厚度。

在p型GaN接触层59上形成其中央有带状开口的SiO_2、SiN或n型GaN电流阻挡层60。在p型GaN接触层59上形成p电极61，在n型GaN接触层54上形成n电极62。

此实施例的半导体激光器件通过使用化学气相淀积法诸如MOCVD进行一次晶体生长来制造。在制造时，以600℃的生长温度形成未掺杂AlGaN缓冲层52，在1150℃的生长温度下形成未掺杂GaN下层53、n型GaN接触层54和n型AlGaN

包层 55，在 700-950℃的生长温度下形成 InGaN 有源层 56 和未掺杂 GaN 覆盖层 57，在 1150℃的生长温度下形成 p 型 AlGaN 包层 58 和 p 型 GaN 接触层 59。

此实施例的半导体激光器件与没有覆盖层 57 的半导体激光器件相比，也提供了较大的发光强度。

虽然第一到第六实施例已表明在绝缘衬底上生长半导体层的发光器件，但本发明可同样适用于在导电衬底诸如 SiC 衬底上生长半导体层，且在半导体层最上层的上表面和衬底下表面有电极的发光器件。

虽以如以上说明的结构在 n 型包层上依次形成有源层、覆盖层和 p 型包层，但也可在 p 型包层上依次形成有源层、覆盖层和 n 型包层。即，第一到第六实施例中的每一层可具有相反的导电类型。

第一到第六实施例已描述了本发明对发光器件诸如发光二极管和半导体激光器件的应用，但本发明也可应用于有包含 In 的化合物半导体激光器的半导体器件，诸如场效应晶体管。

例如，由图 6 所示的结构，在 n 型 GaN 层 71 上依次形成 n 型 AlGaN 层 72 和 InGaN 层 73,在带有未掺杂 GaN 覆盖层 74 的 InGaN 层 73 上面形成 p 型 SiC 层 75。在此情况下，在 700-950℃的生长温度下形成 InGaN 层 73 和 GaN 覆盖层 74，并在 1300-1500℃的生长温度下形成 p 型 SiC 层 75。在此例中，InGaN 层 73 上形成的未掺杂 GaN 覆盖层 74 抑止了从 InGaN 层 73 中的组成元素诸如 In 的失去。

在图 7 的结构中，在 n 型 SiC 层 81 上形成 InGaN 层 82，在有未掺杂 GaN 覆盖层 83 的 InGaN 层 82 上方形成 p 型 SiC 层 84。在此情况下，在 700-950℃的生长温度下形成 InGaN 层 82 和未掺杂 GaN 覆盖层 83，并在 1300-1500℃的生长温度下形成 p 型 SiC 层 84。在此例中，InGaN 层 82 上形成的未掺杂 GaN 覆盖层 83 抑止了从 InGaN 层 82 中的组成元素诸如 In 的失去。

第一到第三实施例的发光二极管可作为光源用于光纤通信系统也可用作光耦合器、单色或多色导航灯中使用的光源，显示装置诸如数字显示器、水平仪和显示器中使用的光源，传真装置、打印机头、信号灯、用于汽车中的灯诸如高光束灯、液晶电视、用于液晶显示器中的背光源、娱乐系统中使用的光源等。

第四到第六实施例的半导体激光器件可应用于激光手术刀、光通信系统中使用的光源、用于 DVD(数字视频磁盘)或类似的磁盘系统中光拾取装置使用的光源、彩色激光打印机中使用的光源，激光处理装置中使用的光源、用于激光全息摄影术的光源、用于激光显示器的光源、用于娱乐系统的光源等。

虽然已详细描述了本发明，但以上描述在所有方面都是示意而不是限制。应理解可提出各种其它的改变和变化而不背离本发明的范围。

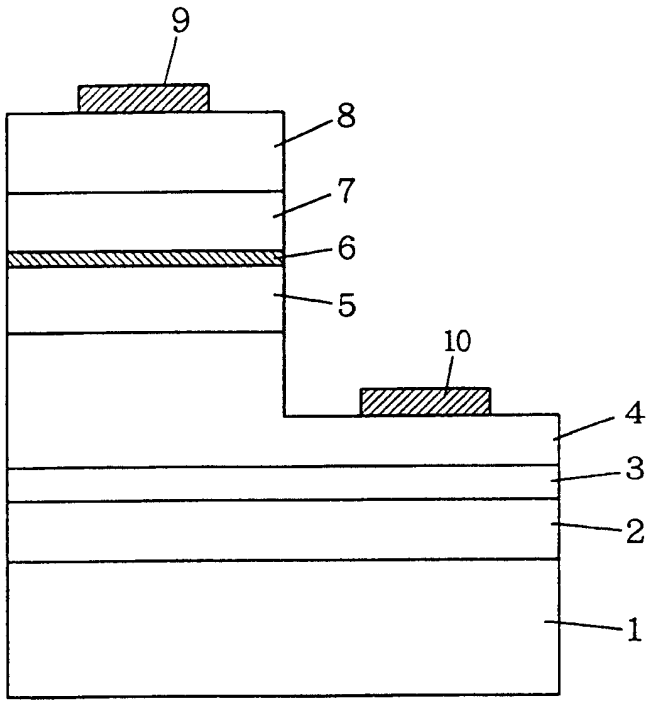


图 1

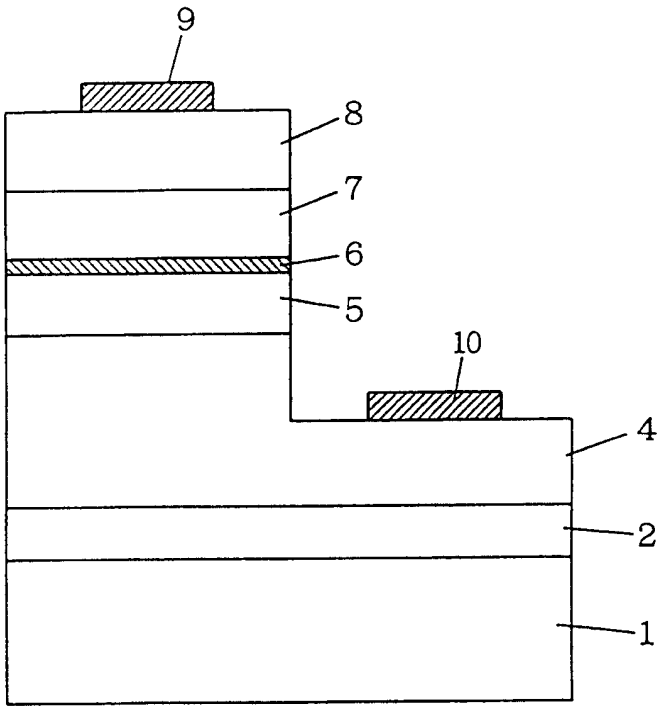


图 2

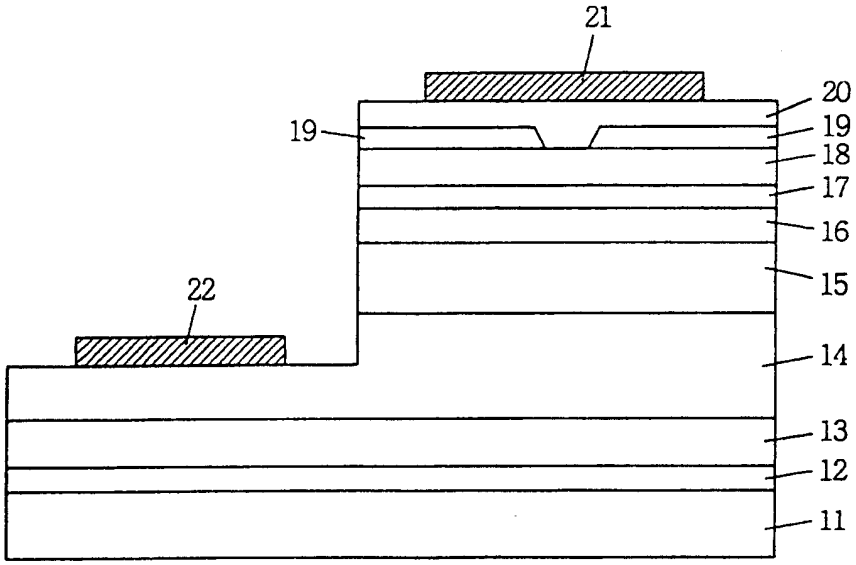

21
20
19
19
18
17
16
15
22
14
13
12
11

图 3

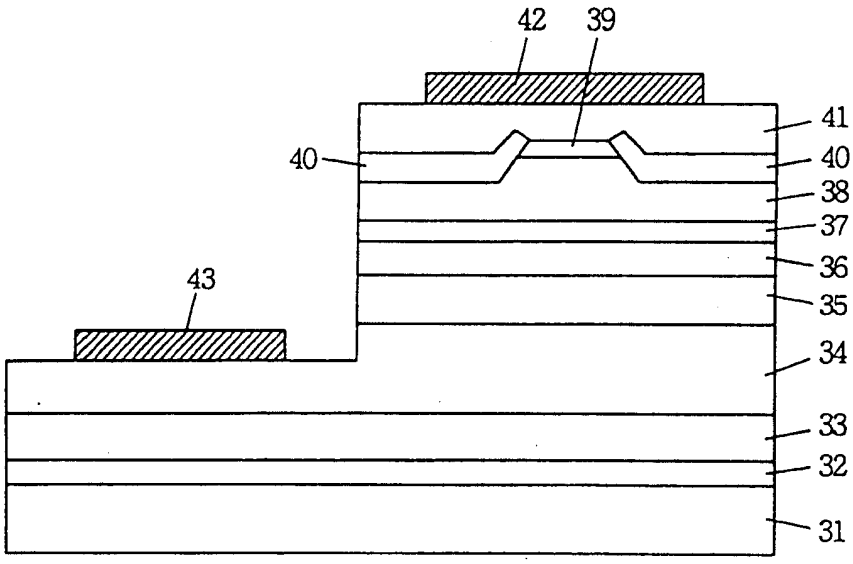

42
39
41
40
40
38
37
36
43
35
34
33
32
31

图 4

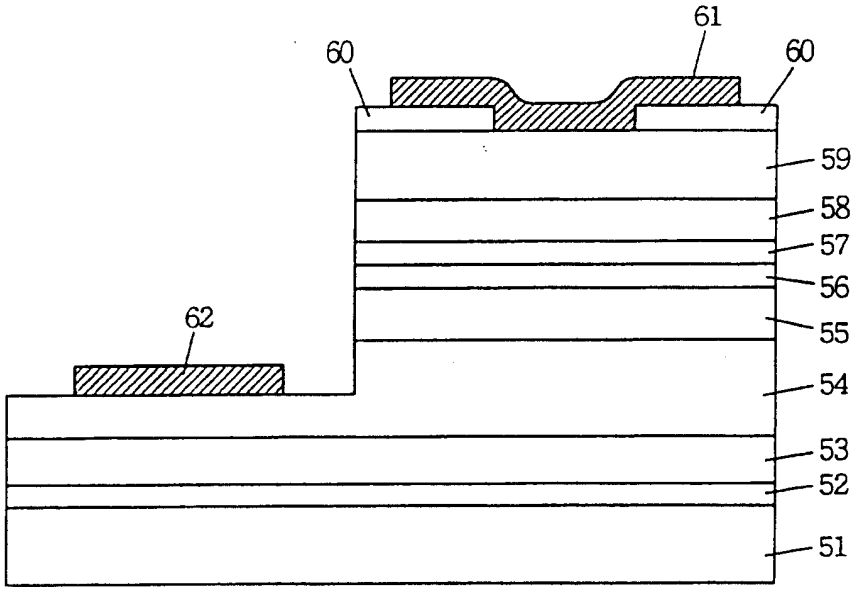

61
60
60
59
58
57
56
62
55
54
53
52
51

图 5

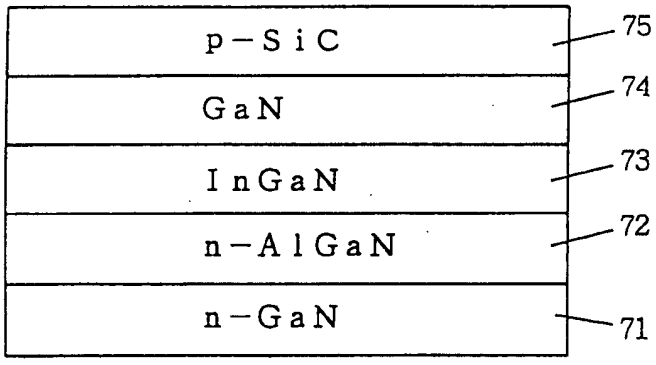

p－SiC
75
GaN
74
InGaN
73
n－AlGaN
72
n－GaN
71

图 6

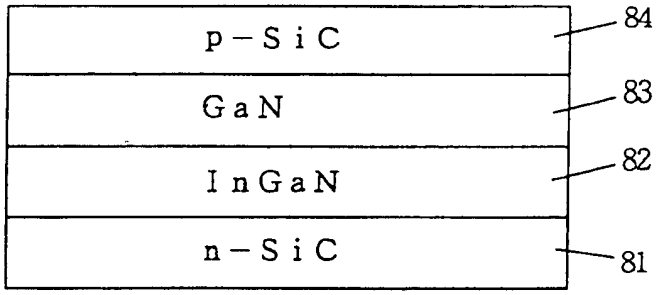


图 7

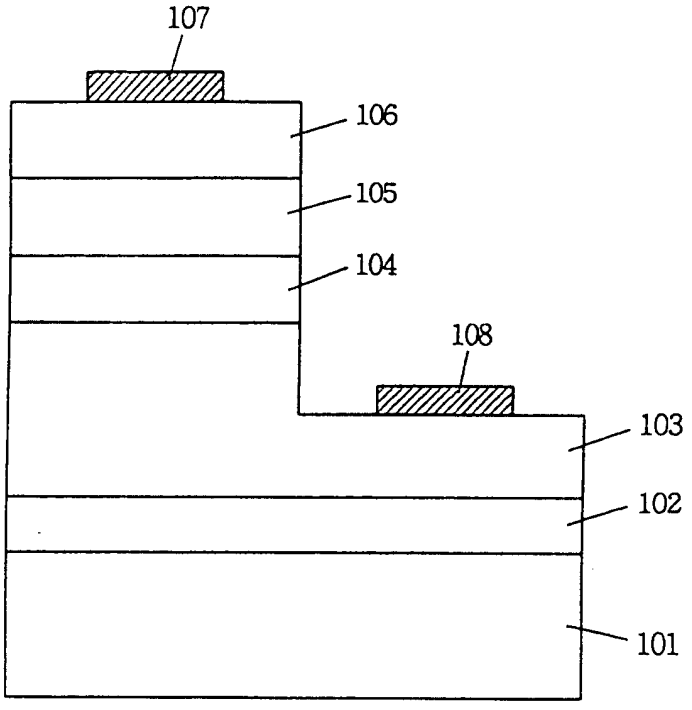


图 8