

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

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



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200580011658.1

[45] 授权公告日 2009年3月18日

[11] 授权公告号 CN 100470857C

[22] 申请日 2005.3.3

[21] 申请号 200580011658.1

[30] 优先权

[32] 2004.3.4 [33] JP [31] 060495/2004

[86] 国际申请 PCT/JP2005/004140 2005.3.3

[87] 国际公布 WO2005/086242 英 2005.9.15

[85] 进入国家阶段日期 2006.10.18

[73] 专利权人 昭和电工株式会社

地址 日本东京都

[72] 发明人 小早川真人 友泽秀喜 三木久幸

[56] 参考文献

JP11-150296A 1999.6.2

JP8-116089A 1996.5.7

CN1316123A 2001.10.3

审查员 罗崇举

[74] 专利代理机构 北京市中咨律师事务所
代理人 杨晓光 李 峰

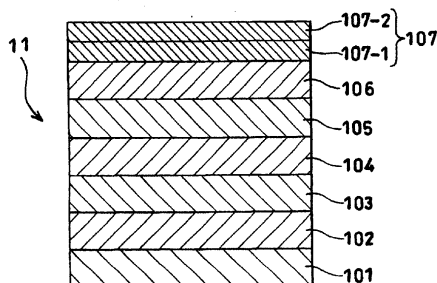
权利要求书1页 说明书13页 附图1页

[54] 发明名称

氮化镓基半导体器件

[57] 摘要

一种氮化镓基半导体器件具有 p 型层，所述 p 型层是包含 p 型杂质并呈现 p 型导电性的氮化镓化合物半导体层。所述 p 型层包括顶部部分和位于所述顶部部分下的内部部分。所述内部部分包含所述 p 型杂质元素和与之结合的氢。



1. 一种氮化镓基半导体器件，具有 p 型层，所述 p 型层是包含 p 型杂质并呈现 p 型导电性的氮化镓化合物半导体层，其中所述 p 型层包括顶部部分和位于所述顶部部分下的内部部分，以及其中所述内部部分包含所述 p 型杂质元素和与之结合的氢，所述 p 型层的所述顶部部分的氢含量小于在所述内部部分中包含的所述氢的量。

2. 根据权利要求 1 的氮化镓基半导体器件，其中所述 p 型杂质通过掺杂或离子注入被引入所述 p 型层中。

3. 根据权利要求 1 或 2 的氮化镓基半导体器件，其中所述 p 型层的所述内部部分的所述氢的原子浓度与所述 p 型杂质的原子浓度的比率约为 1:1。

4. 根据权利要求 1 的氮化镓基半导体器件，其中所述 p 型层的所述内部部分具有相对于所述 p 型层的总厚度的 40% 到 99.9% 的百分比厚度。

5. 根据权利要求 4 的氮化镓基半导体器件，其中所述 p 型层的所述内部部分具有相对于所述 p 型层的所述总厚度的 70% 或更大的百分比厚度。

6. 根据权利要求 1 的氮化镓基半导体器件，其中所述 p 型层的所述顶部部分的氢含量为所述内部部分中包含的所述氢的量的 2/3 或更小。

7. 根据权利要求 1 的氮化镓基半导体器件，其中所述 p 型层的所述顶部部分的氢含量为所述内部部分中包含的所述氢的量的 1/2 或更小。

8. 根据权利要求 1 的氮化镓基半导体器件，其中所述 p 型层的所述顶部部分的氢含量为所述内部部分中包含的所述氢的量的 1/3 或更小。

氮化镓基半导体器件

相关申请的交叉引用

本申请是基于 35 U.S.C. §111 (a) 提交的申请, 根据 35 U.S.C. §119 (e) (1), 要求根据 35 U.S.C. §111 (b) 于 2004 年 3 月 16 日提交的临时申请 No. 60/553,125 的优先权。

技术领域

本发明涉及一种具有 p 型氮化镓半导体层的氮化镓基半导体器件, 例如发光二极管 (LED)、激光二极管 (LD) 或 pin 型光电探测器。

除了包括需要 p 型 III 族氮化物半导体的发光二极管和激光二极管的半导体发光器件外, 根据本发明的制造 p 型 III 族半导体的方法还可应用于制造包括各种高速晶体管和光电探测器的任何种类的半导体器件。在这些半导体器件中, 本发明的方法可以有利地用于制造需要形成 pn 结和形成具有良好特性的正电极的半导体发光器件。

将要描述根据本发明的方法制造的 III 族氮化物半导体发光器件的结构的一个实例。如果必要, 通过缓冲层在衬底上依次淀积 n 型 III 族氮化物半导体层、发光层和 p 型半导体层, 并在 n 型半导体层和 p 型半导体层上分别设置负电极和正电极。这里, 构成最上层的 p 型半导体层具有与本发明相关的所述结构。

可以不需要任何修改地将本领域已知的蓝宝石、SiC、GaN、AlN、Si、ZnO 或其它氧化物以及其它材料用作衬底材料。在这些材料中, 优选蓝宝石。当必要时, 设置缓冲层以调节在衬底和在其上生长的 n 型半导体层之间的晶格失配。

可以根据相关技术领域已知的现有技术将 n 型半导体层的成分和结构

修改成所希望的。通常，n型半导体层包括接触层，该接触层获得与负电极和其能量带隙大于发光层的能量带隙的覆层的良好欧姆接触。可以使用相关技术领域已知的现有技术改变负电极以使其具有希望的成分和结构。

不需要进行任何限制，发光层也可以具有现有技术已知的任何成分和任何结构，例如单量子阱（SQW）结构、多量子阱（MQW）结构等。

通过本发明的方法形成p型半导体层。可以使用相关技术领域公知的现有技术将其成分和结构修改成所希望的成分和结构。通常，p型半导体层包括接触层，该接触层获得与正电极和其能量带隙大于发光层的能量带隙的覆层的良好欧姆接触。

用于与通过本发明的方法制造的p型层接触的正电极的材料包括Au、Ni、Co、Cu、Pd、Pt、Rh、Os、Ir、Ru和其它这样的金属，并且还可以包括透明氧化物，例如ITO、NiO、CoO等。透明氧化物可以块（mass）的形式包含在上述金属膜中，或以分层的形式与金属膜重叠。

当使用本发明，特别是在采用铂族金属例如Pd、Pt、Rh、Os、Ir、Ru等作为正电极材料的情况下，可以防止由于在接合期间产生的热量导致的工作电压的增加。因此，呈现出显著的效果。在这些金属中，高纯度的Pd、Pt和Rh在市场上可以相对容易得到且很容易使用。

与根据本发明的方法制造的p型层接触的材料可以包括透明材料，例如ITO、ZnO、SnO、InO等。由于这些透明导电材料通常显示出比薄金属膜材料更好的半透明性，它们是被打算作为透明电极的相对正性应用的材料。

然而，由于这些材料的导电类型是n型，至今没有从n型材料的任何一种与p型GaN层之间的接触产生欧姆接触。使用在所附权利要求书中提出的本发明的技术使得能够实现与任何一种导电透明材料的欧姆接触。

正电极可以形成为覆盖接触层的基本上整个表面或形成为网格或树形。虽然可以对由此形成的正电极进行热退火以将其转变成合金电极或透明电极，但这不是限制性的。

可以使器件为所谓的面朝上（FU）模式，其利用透明正电极提取来自

半导体侧的发射，或者为所谓的倒装芯片（FC）模式，其利用反射型正电极提取来自衬底侧的发射。

背景技术

常规地，采用组分分子式例如 $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_z\text{N}$ ($0 < X, Y, Z < 1; X + Y + Z = 1$) 表示的、且具有与短波长可见光到 UV 区的波长区对应的直接跃迁型能量带隙的氮化镓（GaN）基半导体材料用于制造 pn 结发光器件，例如蓝色、绿色或 UV LED 和 LD（见例如 JP-B SHO 55-3834）。

常规地，通过添加属于元素周期表的 II 族元素用作 p 型杂质（即 II 族杂质），形成用于制造 pn 结氮化镓基半导体发光器件的 p 导电类型的 GaN 半导体层。例如，已经公开了一种技术，其中通过离子注入方法将 II 族杂质例如镁（Mg）或锌（Zn）添加到 GaN 层（见例如 JP-A SHO 54-71590）。

然而，在没有进一步处理的情况下，其中添加了 II 族杂质的氮化镓基半导体层不用作呈现高导电性的 p 型导电层。其一个可能的原因是在气相生长期间从生长气氛中迁移到该层的氢（H）电补偿了 II 族杂质，由此去激活（deactivating）杂质。因此，根据常规工序，通过将 II 族杂质添加到层中，随后加热该层以尽可能多地除去在该层中包含的氢，形成氮化镓基半导体层（见例如 JP-A HEI 6-237012）。另一已知技术手段是利用带电粒子辐照以电激活 II 族杂质（见例如 JP-A SHO 53-20882）。

当由此制造 pn 结 LED 时，即使当实际上从对其添加了 p 型 II 族杂质的 GaN 半导体层中除去了所有含量的氢时，由此得到的低电阻 p 型导电层也不一定获得优良可靠的整流特性和静电阻断电压（blocking voltage）特性。目前，在这些特性中，即使当 p 型 GaN 基半导体层形成在导电衬底例如硅（Si）单晶衬底、碳化硅（SiC）衬底或砷化镓（GaAs）衬底上时，也很难得到稳定的静电阻断电压。

本发明的一个目的是通过使阻断电压的变化最小化和将电阻的增加抑制为尽可能小的增加，来改善由上述常规 p 型 GaN 基半导体层制造的氮化

镓基半导体器件例如 LED 的静电阻断电压。

发明内容

本发明为了实现上述目的而完成，并且本发明提供了一种氮化镓基半导体器件，具有 p 型层，所述 p 型层是包含 p 型杂质并呈现 p 型导电性的氮化镓化合物半导体层，其中所述 p 型层包括顶部部分和位于所述顶部部分下的内部部分，以及其中所述内部部分包含所述 p 型杂质元素和与之结合的氢。

在所述氮化镓基半导体器件中，所述 p 型杂质通过掺杂或离子注入被引入所述 p 型层中。

在第一或第二所述的氮化镓基半导体器件中，所述 p 型层的所述内部部分的所述氢的原子浓度与所述 p 型杂质的原子浓度的比率约为 1:1。

在第一或第三所述的氮化镓基半导体器件中，所述 p 型层的所述内部部分具有相对于所述 p 型层的总厚度的 40% 到 99.9% 的百分比厚度。

在第四所述的氮化镓基半导体器件中，所述 p 型层的所述内部部分具有相对于所述 p 型层的所述总厚度的 70% 或更大的百分比厚度。

在第一至第五所述的任何一种氮化镓基半导体器件中，所述 p 型层的所述顶部部分的氢含量为所述内部部分中包含的所述氢的量的 1/3 或更小。

在第一至第五所述的任何一种氮化镓基半导体器件中，所述 p 型层的所述顶部部分的氢含量为所述内部部分中包含的所述氢的量的 1/2 或更小。

在第一至第五所述的任何一种氮化镓基半导体器件中，所述 p 型层的所述顶部部分的氢含量为所述内部部分中包含的所述氢的量的 2/3 或更小。

在第一至第五所述的任何一种氮化镓基半导体器件中，所述 p 型层的所述顶部部分的氢含量小于在所述内部部分中包含的所述氢的量。

根据本发明，由具有 p 型层的 p 型 GaN 半导体层制造 GaN 基半导体器件，该 p 型层包括包含 p 型杂质和在特定范围内含量的氢的高电阻内部部分。因此，可以生产呈现优良静电阻断电压特性的 GaN 基半导体 LED。

另外，由 p 型 GaN 基半导体层制造 GaN 基半导体器件，其中该 p 型

GaN 基半导体层包括其中使氢保留的高电阻内部部分和在内部部分上形成的低电阻上层（顶部部分），顶部部分的氢含量优选为内部部分的氢含量的 1/3 或更小。因此，与其中整个 p 型层的氢浓度与内部部分的氢浓度相同的情况相比，可以生产呈现优良静电阻断电压特性和更低正向电压的 GaN 基半导体 LED。

根据以下参考附图进行的描述，对于本领域的技术人员来说，本发明的上述和其它目的、特性和优点将变得显而易见。

附图说明

图 1 是示出在实例 1 中描述的结构层的层结构的示意性截面图。

图 2 是在实例 1 中描述的 LED 的示意性平面图。

具体实施方式

本发明的氮化镓基半导体器件具有 p 导电类型的氮化镓 (GaN) 化合物半导体层 (p 型层)，其中 p 型层包括顶部部分和位于顶部部分下方的内部部分，并且其中内部部分包含 p 型杂质和特定含量的氢。构成半导体器件的其它组件可以由常规已知的器件组件制造而不需要任何修改。

半导体器件的衬底优选为结晶衬底，理想地为单晶衬底。衬底材料的实例包括蓝宝石、立方 SiC 和六方 SiC。也可以采用磷化镓 (GaP)、GaAs、硅、氧化锌 (ZnO) 和 GaN 的单晶。当 p 型层层叠在晶格失配的结晶衬底上时，优选采用被称为引晶工艺 (SP) (JP-A 2003-243302) 的晶格失配晶体外延生长技术。

可以通过气相生长方法例如分子束外延 (MBE)、金属有机化学气相沉积 (MOCVD) 和氢化物气相外延 (HVPE)，在衬底上生 p 型层。关于形成 GaN 基半导体层的氮源，可以使用氨、联氨、叠氮化物或类似的化合物。可以采用的 III 族有机金属源的实例包括三甲基镓、三乙基镓、三甲基铟和三甲基铝。

在 p 型层的气相生长期间添加的 p 型杂质 (掺杂剂) 的实例包括 II 族

元素，例如 Mg、锌 (Zn)、铍 (Be)、钙 (Ca)、锶 (Sr)、钡 (Ba)、镉 (Cd) 和汞 (Hg)。也可以使用属于 IV 族 (例如碳 (C)) 的两性杂质。其中，优选使用 II 族元素例如 Mg 作为 p 型杂质。优选以 $5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 到 $1 \times 10^{20} \text{cm}^{-3}$ 的原子浓度对 p 型层添加 p 型杂质例如 Mg。在 p 型层 (即内部部分和上层 (顶部部分)) 中杂质浓度实际上均匀。可以通过常规分析方法例如二次离子质谱 (SIMS) 或俄歇电子光谱 (AES) 确定 p 型层的 p 型杂质浓度。

对本发明的 p 型层的种类没有特别的限定，可以采用 p 型 GaN 基层，例如 p 型 GaN 覆层或 p 型 GaN 接触层。可以对本发明的 p 型层施加至少一层 p 型 GaN 层。

包括内部部分的 p 型层的总厚度通常为 $0.5 \mu\text{m}$ 或更小，优选为 $0.2 \mu\text{m}$ 或更小，更优选为 $0.1 \mu\text{m}$ 或更小。该层厚度的下限优选为约 1nm 。可以通过改变在气相生长期间对生长系统供给 III 族元素源的时间来控制 p 型层的总厚度。可以通过在光学显微镜、扫描电子显微镜 (SEM)、透射电子显微镜 (TEM) 等下观察而确定 p 型层的总厚度。

根据本发明，使氢保留在具有上述厚度的 p 型层的内部部分中。上述范围对应于例如约 $10 \mu\Omega$ 或更小的电阻范围。术语“内部部分”是位于 p 型层的顶面之下并对应于图 1 中示出的接触层 107-1 的部分。其中使氢保留的内部部分的剩余氢的原子浓度与 p 型杂质的原子浓度的比率优选约为 1:1。因此，氢浓度优选几乎等于上述杂质浓度；即， $5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 到 $1 \times 10^{20} \text{cm}^{-3}$ 。为了由该区中的 p 型杂质和剩余的氢定量地形成电惰性络合物 (complex)，控制氢的浓度。优选 p 型层的顶部部分的氢浓度为内部部分氢浓度的 $1/3$ 或更小。由于内部部分的杂质浓度和顶部部分的杂质浓度基本上是彼此相等的，因此顶部部分的氢浓度为顶部部分的杂质浓度的 $1/3$ 或更小 (原子比率)。可以通过常规分析方法例如 SIMS 确定 p 型杂质浓度 (原子浓度) 和氢浓度 (原子浓度)。

当使 p 型杂质与氢共存以电去激活该区时，正向电压 (V_f) 和阈值电压 (V_{th}) 被认为是增加的。然而，由于层厚度非常小，这些电压实际上

不受影响。p型层的内部部分具有相对于p型层的总厚度的40%到99.9%，特别优选为70%到99.9%的厚度。在p型层的内部部分和顶部部分之间的界面是具有p型层的最大氢浓度的2/3的子层，并通过SIMS确定。

根据常规的加热方法，从该层中尽可能多地除去与p型杂质以电惰性络合物形式保留在p型层中的氢。根据本发明的技术方法与常规加热方法完全不同之处在于，使氢以特定的量保留在内部部分中。

在本发明中，通过对该层添加p型杂质形成包含p型杂质的层，并且在主要包含惰性气体的气氛中以受控制的冷却速率冷却形成的层，由此可以形成其中保留特定量的氢的区域。在冷却开始温度等于这样的温度，在该温度下形成包含p型杂质的层的温度的情况下，冷却速率越大，其中使氢故意保留的区域就越薄。在给定的冷却速率下，冷却开始温度越高，其中使氢故意保留的区域就越薄。

也可以在混合气体气氛，例如氢气(H₂)与惰性气体如氮气(N₂)、氩(Ar)或氦(He)的混合气体中冷却包含p型杂质的层。通过增加在气氛体积中的氢气含量，可以增加其中使氢故意保留的区域的厚度。然而，氢的体积含量优选为40%或更小。当氢含量过大时，在包含p型杂质的层中俘获的氢的量增加。在这种情况下，很难有利地控制其中使氢故意保留的区域的厚度。

以特定量使氢故意保留的p型层中的区域(内部部分)的厚度根据冷却开始温度、冷却速率、气氛成分、冷却装置的形状等变化。因此，这些条件不是明确地预定的。当掺Mg的GaN层在95体积%的氮气和5体积%的氢气的混合气体中从其生长温度1050°C冷却到室温时，冷却速率通常控制为40°C/分钟到300°C/分钟，从而形成其中使氢故意保留的根据本发明的区域。在含铝(Al)的层(例如Al_xGa_yN(0≤X,Y≤1, X+Y=1))的情况下，冷却速率可以降低。

即使当改变冷却速率和在其中进行冷却的气氛气体的成分时，在p型层中的p型杂质浓度分布也不会改变。因此，如果提前调查在层中包含的氢的百分比降低与冷却速率以及其它这样的特性之间的依从关系，可以基

于百分比降低来控制冷却速率或其它条件，由此可以在 p 型层的内部部分中形成 p 型杂质与氢的原子浓度比率约为 1:1 的区域。

如果完全使氢保留在 p 型层中，低接触电阻的欧姆电极的形成会受影响。因此，当采用 p 型层例如作为用于形成欧姆电极的接触层时，p 型层优选由包含其中使氢保留的区域的内部部分和呈现低电阻的顶部部分形成。

在用于形成 p 型欧姆电极的 p 型接触层中，在用于与 n 型 GaN 基半导体层形成 pn 结以得到低正向电压的 p 型层中，或在类似的层中，顶部部分的氢原子含量优选控制为保留在该层的内部部分的氢含量的 1/3 或更小。通过降低保留的氢含量，可以形成 p 型层的低电阻顶部部分。

通过在仅包含惰性气体的气氛中冷却，在 p 型层的顶部部分有效地形成包含通过降低氢原子浓度而电激活的大量 p 型杂质的低电阻区。例如，在由氮气、氩或氦构成的气氛中的冷却对于形成低电阻区很有效。在具体工序中，通过在氢气气氛的 MOCVD 生长包含 p 型杂质的层，然后在主要包含氮气而不是氢气的气氛中冷却所形成的层，由此可以形成低电阻区。因此，当在以上述优选比率在包含氢气的气氛中在 p 型层的内部部分中形成包含大量氢原子的区域，随后在主要包含惰性气体的气氛中冷却该层时，所形成的 p 型层包括用作其中使大量氢原子保留的高电阻区的内部部分，以及用作低电阻区且其氢原子浓度为内部部分的区域的氢原子浓度的 1/3 或更小的顶部部分。

在 p 型层的顶部部分中形成低电阻区期间的冷却速率优选大于在形成其中使大量氢原子保留的内部部分中的区域期间采用的冷却速率。虽然可以在主要包含氢和氮的化合物（例如氨（ NH_3 ））的气氛中进行用于在 p 型层的顶部部分中形成低电阻层的冷却，但是该方法不是优选的，因为通过氢-氮键的断裂从化合物中释放的氢原子可以在冷却期间引入到 p 型层的顶部部分中。

保留在包含 p 型杂质的 GaN 基半导体层中而没有被去除到外面的氢可以在该层中提供高电阻区。

通过保留在包含p型杂质的GaN基半导体层中的氢形成的高电阻区可以使器件工作电流在发光层的整个表面中扩散。

通过保留在包含p型杂质的GaN基半导体层中的氢形成的高电阻区可以抑制器件工作电流的短路类电流流入发光层中。

实例 1:

下面将通过实例 1 详细地描述本发明, 在实例 1 中从包括其中使氢故意保留的区域的 p 型 GaN 基半导体层制造 GaN 基半导体 LED。

图 1 是示出了用于制造实例 1 中描述的 LED 10 的外延结构 11 的示意性截面图。图 2 是 LED 10 的平面图。

层叠结构 11 包括由具有 c-面 ((0001) 晶面) 的蓝宝石形成的衬底 101, 并在 c-面上依次形成下面的层: 未掺杂的 GaN 层 (厚度: $2\mu\text{m}$) 102; 硅 (Si) 掺杂的 n 型 GaN 层 (厚度: $2\mu\text{m}$, 载流子浓度: $1\times 10^{19}\text{cm}^{-3}$) 103; Si 掺杂的 n 型 $\text{Al}_{0.07}\text{Ga}_{0.93}\text{N}$ 覆层 (厚度: 12.5nm , 载流子浓度: $1\times 10^{18}\text{cm}^{-3}$) 104; 包括六层 Si 掺杂的 GaN 势垒层 (厚度: 14.0nm , 载流子浓度: $1\times 10^{18}\text{cm}^{-3}$) 和五层未掺杂的 $\text{In}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{N}$ 阱层 (厚度: 2.5nm) 的多量子阱结构的发光层 105; Mg 掺杂的 p 型 $\text{Al}_{0.07}\text{Ga}_{0.93}\text{N}$ 覆层 106 (厚度: 10nm); 以及 Mg 掺杂的 GaN 接触层 107 (厚度: 100nm)。层叠结构 11 的这些层 102 到 107 通过常规的减压 MOCVD 方法生长。

其中, Mg 掺杂的 GaN 接触层 107 通过这样的工序生长, 该工序包括: 在完成 Mg 掺杂的 $\text{Al}_{0.07}\text{Ga}_{0.93}\text{N}$ 覆层 106 的生长后, 将生长反应炉内部的压力调节到 $2\times 10^4\text{Pa}$; 在 1050°C 下由用作源的三甲基镓和氨以及用作 Mg 掺杂剂的双环戊二烯基镁 (双 Cp_2Mg) 开始气相生长 Mg 掺杂的 GaN 层; 连续对生长反应炉供给三甲基镓、氨和 Mg 掺杂剂持续 4 分钟, 以形成具有 $0.1\mu\text{m}$ 厚度的 Mg 掺杂的 GaN 层; 以及停止对生长反应炉供给三甲基镓和双 Cp_2Mg , 以由此终止 Mg 掺杂的 GaN 层的生长。

在完成用作接触层 107 的 Mg 掺杂 GaN 层的气相生长后, 立即停止用于加热衬底 101 的高频感应加热器的工作。然后在生长反应炉中开始冷却包括气相生长的组成层 102 到 107 的层叠结构 11。在层叠结构 11 的冷却

期间，采用的气氛以 95:5 的体积比率包含用于生长层叠结构 11 的组成层的氮和氢载气。在该气氛中，衬底被冷却 20 分钟至室温。因此，平均冷却速率为 53℃/分钟。

在冷却到室温后，从生长反应炉中取出层叠结构 11，并通过常规的 SIMS 定量地确定用作接触层 107 的 Mg 掺杂的 GaN 层的镁原子浓度和氢原子浓度。发现 Mg 原子浓度为 $7 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ ，且在深度方向上从顶部到底部该浓度基本上均匀。发现顶部部分的氢原子浓度为约 $2 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ ，其比 Mg 原子浓度小。然而，发现位于从顶面到 30nm 深度的部分（顶部部分 107-2）以下的内部部分的氢原子浓度为 $6 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ ，且基本上均匀分布。该结果表明在从层 106 和 107 的结界面到 70nm 深度的 Mg 掺杂的 p 型 GaN 层 107 的内部部分 107-1 中形成具有约为 1:1 的 Mg 与氢的原子浓度比率的区域。从电流电压 (I-V) 特性估计该区域的电阻大约为 2KΩ。

由具有上述用作接触层 107 的 p 型层的外延层结构 11 制造 LED 10。首先，以典型的方法干法蚀刻其中将要形成 n 型欧姆电极 108 的结构区域，由此暴露上述 Si 掺杂的 GaN 层 103 的区域。在暴露的表面上，形成 n 型欧姆电极 108（钛 (Ti) 和铝 (Al) 的双层结构）。除了 n 型欧姆电极区域之外，在包括其中使氢故意保留的区域的接触层 107 的基本上整个表面上形成 p 型欧姆电极 109。p 型欧姆电极 109 具有铂 (Pt) 膜、铑 (Rh) 膜和金 (Au) 膜的多层结构，并具有向蓝宝石衬底 101 反射从发光层发射的光的功能。Pt 膜与 p 型接触层 107 的表面接触。

在形成 p 型和 n 型欧姆电极 108 和 109 之后，通过使用研磨颗粒，例如金刚石颗粒，抛光蓝宝石衬底 101 的背面，以由此形成镜面加工面。然后，层叠结构 11 被切割成正方形的 ($350 \mu\text{m} \times 350 \mu\text{m}$) LED 10 小片。每个芯片通过欧姆电极 108 和 109 子安装 (sub-mount)，由此形成倒装芯片小片。将该小片置于引线框架上，且利用金 (Au) 引线将其引线接合到引线框架。

当使正向电流在 p 型欧姆电极 108 和 n 型欧姆电极 109 之间流动时，估算倒装芯片 LED 的电特性和发射特性。发现在 20mA 的正向电流下的

正向电压 (V_f) 为 3.2V。穿过蓝宝石衬底 101 向外面发射的光具有 455nm 的波长。通过典型的积分球确定的发射光的输出是 10mW。在基本上整个圆形衬底 101 (直径: 2 英寸) 上形成的约 10,000 个 LED (不包括已提前舍弃的具有缺陷外观的产品) 中, 每个 LED 都均匀地实现了这些特性。

对每个 LED 10 进行简单的静电击穿测试。对电极瞬间地施加脉冲电压, 以模拟静电对 LED 的瞬间作用, 并研究沿反方向在电极之间短路的发生。结果, 在 100 个测试芯片中, 仅仅一个 LED 芯片在施加 1000V 的脉冲电压时被击穿。即, 对于反向电压 (V_r) 的百分比失效率为 1%。

比较实例:

在比较实例中, 通过采用与上述实例 1 中采用的方法不同的后生长处理方法形成 Mg 掺杂 p 型 GaN 接触层。通过与用于实例 1 中的相同工序和在相同条件下, 形成与用于实例 1 中的相同的层叠结构。随后, 当连续供给用作在气相生长期间采用的载气的氢气时, 将层叠结构冷却到 350°C。然后将层叠结构冷却到室温。将由此冷却的结构置于与在气相生长中采用的炉子不同的加热炉中, 并在氮气下在 900°C 的温度下保持一分钟。进行用于电激活 p 型杂质的典型采用的热处理。

发现通过常规的 SIMS 确定的比较实例的 Mg 掺杂的 p 型 GaN 层的氢原子浓度约为 Mg 原子浓度 ($7 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$) 的 1/100 或更小。因此, 在 p 型层中没有观察到具有特别高的氢浓度的区域。随后, 以与实例 1 中采用的相同方法处理和安装外延层叠结构, 以由此制造 LED 芯片。采用与实例 1 中的相同的层组合和 n 型及 p 型欧姆电极的平面形状。

所制造的 LED 芯片中的每一个呈现与实例 1 所述的相同的电和发射特性。然而, 在相同的静电击穿测试中, 在 100 个测试芯片中, 在施加 100V 的脉冲电压时, 有 50 个芯片被击穿。在瞬间施加 100V 的低电压时没有引起反向阻断电压失效的所有的 50 个 LED 芯片在 1000V 的静电击穿测试中都被电击穿。

在实例 1 的 LED 和比较实例的 LED 之间的主要区别在于是否在 Mg 掺杂的 p 型 GaN 层中形成其中使氢保留的区域。如上所述, 比较实例的

LED 的静电击穿测试结果相当差。这表明包括其中使氢保留的区域的 p 型 GaN 基半导体层可以提供呈现优良静电阻断电压的 LED。

实例 2:

下面将通过实例 2 详细地描述本发明, 在实例 2 中通过与用于制造 LED 的实例 1 中采用的技术不同的技术冷却与实例 1 中所描述的相同层叠结构。

在完成用作接触层 107 的 Mg 掺杂的 GaN 层的气相生长后, 立即停止用于加热衬底 101 的高频感应加热器的工作。然后在生长反应炉中从 1050°C 开始冷却图 1 中所示的包括气相生长组成层 102 到 107 的层叠结构 11。在冷却层叠结构 11 期间, 采用的气氛以 95:5 的体积比率包含用于生长层叠结构 11 的组成层的氮和氢载气。以 70°C/分钟的冷却速率将层叠结构从 1050°C 冷却到 800°C。

从 800°C 到 600°C, 在仅仅包含氮的气氛中以恒定的冷却速率进行冷却。然后冷却衬底 20 分钟直至室温。因此, 平均冷却速率为 85°C/分钟。

在冷却到室温后, 从生长反应炉取出层叠结构 11, 并通过常规的 SIMS 定量地确定用作接触层 107 的 Mg 掺杂的 GaN 层的镁原子浓度和氢原子浓度。发现镁原子浓度为 $7 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$, 且在深度方向上从顶部到底部该浓度基本上均匀。发现顶部部分的氢原子浓度显著减小到约 $5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$, 而发现位于从顶面到 30nm 深度的部分以下的内部部分的氢原子浓度为 $6 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ 且基本上均匀分布。因此, 在从层 106 和 107 的结界面到 70nm 深度的 Mg 掺杂的 p 型 GaN 层 107 的内部部分中, 形成具有约为 1:1 的 Mg 与氢的原子浓度比率的区域。顶部部分是低电阻区, 其氢原子浓度小于内部部分的氢原子浓度的 1/10。从电流电压 (I-V) 特性估计该区的电阻约为 1K Ω 或更小。

类似于实例 1, 当使正向电流在 n 型欧姆电极 108 和 p 型欧姆电极 109 之间流动时, 估算如图 2 中所示的倒装芯片 LED 的电特性和发射特性。发现在 20mA 的正向电流下正向电压 (Vf) 为 3.0V, 其低于实例 1 的 LED 芯片的情况。穿过蓝宝石衬底 101 向外面发射的光具有 455nm 的波长。通

过典型的积分球确定的发射光的输出为 12mW。在基本上整个圆形衬底 101（直径：2 英寸）上形成的约 10,000 个 LED（不包括已提前舍弃的具有缺陷外观的产品）中，每个 LED 都均匀地实现了这些特性。

对每个 LED 10 进行简单的静电击穿测试。对电极瞬间地施加脉冲电压，以模拟静电对 LED 的瞬间作用，并研究沿反方向在电极之间短路的发生。结果，在 100 个测试芯片中，仅仅一个 LED 芯片在施加 1000V 的脉冲电压时被击穿。即，对于反向电压（ V_r ）的百分比失效率为 1%。

工业适用性

本发明的半导体器件可用于光发射（例如发射蓝色，绿色或 UV 的）二极管、激光二极管、pin 型光电探测器或类似的器件。

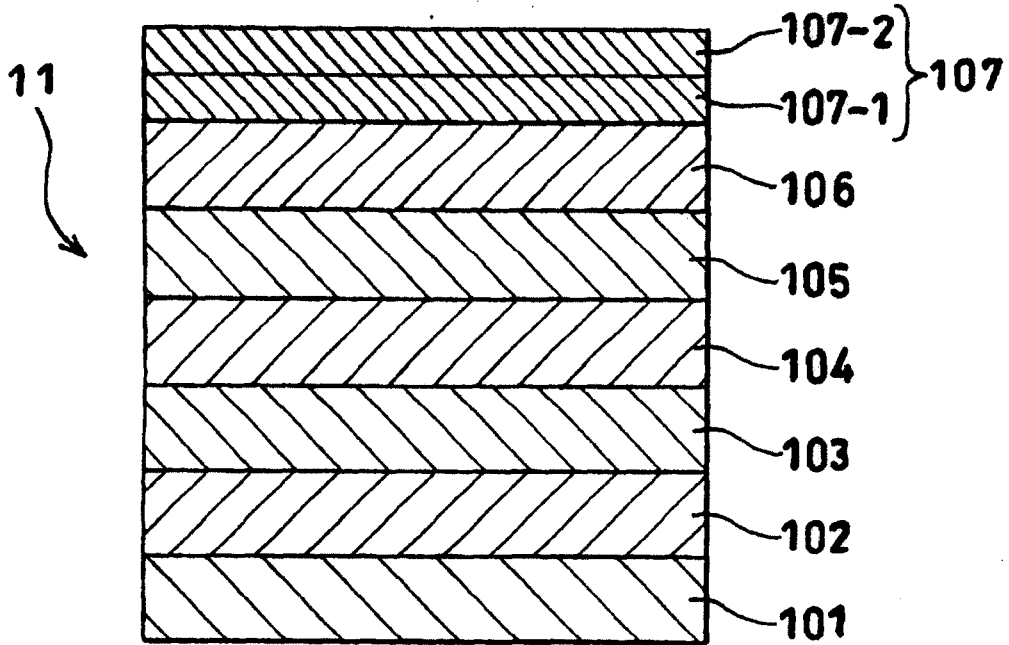


图 1

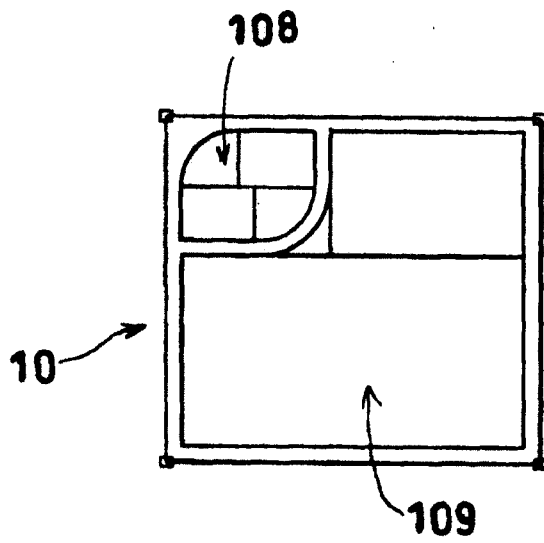


图 2