

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷

H01S 5/343

H01L 33/00 H01L 31/04

H01L 31/10



[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 02807309.6

[43] 公开日 2004年9月8日

[11] 公开号 CN 1528037A

[22] 申请日 2002.3.28 [21] 申请号 02807309.6

[30] 优先权

[32] 2001.3.28 [33] JP [31] 091578/2001

[32] 2001.5.15 [33] JP [31] 144214/2001

[32] 2001.7.9 [33] JP [31] 208553/2001

[32] 2001.7.30 [33] JP [31] 230684/2001

[86] 国际申请 PCT/JP2002/003052 2002.3.28

[87] 国际公布 WO2002/080320 日 2002.10.10

[85] 进入国家阶段日期 2003.9.26

[71] 申请人 日亚化学工业株式会社

地址 日本德岛县

[72] 发明人 长滨慎一 柳本友弥

[74] 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任公司

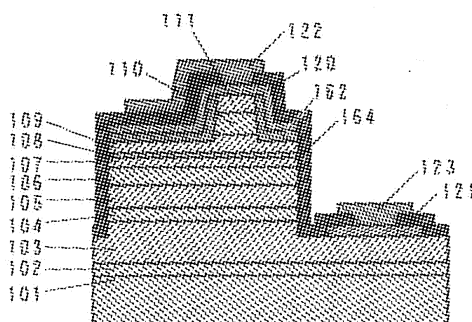
代理人 罗亚川

权利要求书3页 说明书63页 附图14页

[54] 发明名称 氮化物半导体元件

[57] 摘要

本发明涉及氮化物半导体元件，其在第一导电型层与第二导电型层之间具有活性层12，其采用量子井结构，其中活性层12具有至少一层由含有In与Al的氮化物半导体形成的井层11及由含有Al的氮化物半导体形成的壁垒层2，通过此可得在短波长区发光效率优异的激光元件。特佳的是，该井层1由 $Al_xIn_yGa_{1-x-y}N$ ($0 < x \leq 1 < 0 < y \leq 1, x + y < 1$) 形成而该壁垒层2由 $Al_uIn_vGa_{1-u-v}N$ ($0 < u \leq 1, 0 \leq v \leq 1, u + v < 1$) 形成。实施该发光元件以得在发光区中短波长光线为380nm的优异效率。



ISSN 1008-4274

- 1.一种氮化物半导体元件，包含设置在第一导电型层与第二导电型层之间的活性层，其特征在于：该活性层具有一量子井结构，包括至少一层由含有 In 与 Al 的氮化物半导体所形成的井层及由含有 Al 的氮化物半导体所形成的壁垒层。
- 5 2.根据权利要求 1 的氮化物半导体元件，其中该井层由 $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 < x \leq 1$, $0 < y \leq 1$, $x+y < 1$) 形成，而该壁垒层由 $\text{Al}_u\text{In}_v\text{Ga}_{1-u-v}\text{N}$ ($0 < u \leq 1$, $0 \leq v \leq 1$, $u+v < 1$) 形成。
- 10 3.根据权利要求 1 或 2 的氮化物半导体元件，其中该井层的厚度小于壁垒层的厚度。
- 4.根据权利要求 2 或 3 的氮化物半导体元件，其中该井层内 In 组成比 y 的范围为不低于 0.02 而不大于 0.05。
- 15 5.根据权利要求 2 或 3 的氮化物半导体元件，其中该井层内 In 组成比 y 的范围为不低于 0.03 而不大于 0.05。
- 6.根据权利要求 2 到 5 的任何一项的氮化物半导体元件，其中该活性层的发光波长为 380 nm 或更短。
- 7.根据权利要求 1 到 6 的任何一项的氮化物半导体元件，其中该元件具有一种激光元件结构，其中该第一导电型层具有第一导光层，该第二导电型层具有第二导光层，及该活性层设置在该第一导光层与该第二导光层之间，及
- 20 该第一导光层与该第二导光层的带隙能量 E_g 比激光的光子能量 E_p 大 0.05 eV 或大得更多($E_g - E_p \geq 0.05$ eV)。
- 25 8.根据权利要求 7 的氮化物半导体元件，其中该第一导光层及 / 或该第二导光层由 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 1$) 形成。
- 9.根据权利要求 1 到 8 中任何一项的氮化物半导体元件，其中该活性层的发光波长为 380 或更短的光，及该第一导电型层及 / 或该第二导电型层由 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x \leq 1$) 形成。
- 30 10.一种氮化物半导体元件，具有设置在第一导电型层与第二导电型层之间的活性层，其特征在于：该活性层具有一量子井结构，包括至少一个

由含有 Al 的氮化物半导体形成的井层，以及具有比自井层起在靠近第一导电型层的一侧的井层内的带隙能量更大的带隙能量的氮化物半导体所形成的第一壁垒层，及

5 该第一导电型层包括具有比该第一壁垒层的带隙能量更小带隙能量的第一氮化物半导体层，该第一氮化物半导体层靠近该第一壁垒层设置。

11.根据权利要求 10 的氮化物半导体元件，其中该第一壁垒层配置在最靠近活性层内第一导电型层的侧内，该第一氮化物半导体层与活性层接触。

10 12.根据权利要求 10 或 11 的氮化物半导体元件，其中该第一导电型层为 n 型而该第二导电型层为 p 型。

13.根据权利要求 10 到 12 中的任何一项的氮化物半导体元件，其中该第一壁垒层内 Al 混合晶比 XB1 与井层内 Al 混合晶比 XW 符合下面关系： $XB1-XW \geq 0.05$ 。

15 14.根据权利要求 10 到 13 中的任何一项的氮化物半导体元件，其中该第一壁垒层的厚度为 30Å 或更大。

15.根据权利要求 10 到 14 中任何一项的氮化物半导体元件，其中波导被导光层夹在其间的活性层所构成，及导光层设置于第一导电型层内，并具有该第一氮化物半导体层。

20 16.根据权利要求 10 到 15 中的任何一项的氮化物半导体元件，其中该元件可以在 375 nm 或更短波长振荡， $Al_xGa_{1-x}N$ 量子井层($x \geq 0$)被夹在由 $Al_yIn_zGa_{1-y-z}N$ ($z \geq 0$)形成的壁垒层之间，及，井层的带隙能量 E_w 大于壁垒层的带隙能量 E_b 的量为 0.2 eV 或更大。

17.根据权利要求 16 的氮化物半导体元件，其中井层的厚度为 300 Å 或更小。

25 18.根据权利要求 16 的氮化物半导体元件，其中壁垒层的厚度为 300Å 或更小。

19.根据权利要求 16 的氮化物半导体元件，其中该元件具有 SCH 结构，其中导光层与包覆层互相隔开设置，导引层的带隙能量 E_g 大于在振荡下的光子能量 E_p 的量为 0.05 eV。

30 20.根据权利要求 19 的氮化物半导体元件，其中导光层包含 $Al_aGa_{1-a}N / Al_bGa_{1-b}N$ ($a \neq b$)超晶格层。

- 21.根据权利要求 19 的氮化物半导体元件,其中包覆层包含 $\text{Al}_c\text{Ga}_{1-c}\text{N}$ / $\text{Al}_d\text{Ga}_{1-d}\text{N}$ ($c \neq d$)超晶格层,而包覆层的带隙能量 E_c 大于导光层的带隙能量。
- 22.根据权利要求 16 的氮化物半导体元件,其中该元件具有 GRIN 结构,其中具有阶梯状变化的折射率的光限制层形成在量子井层外侧,而非掺杂层设置在活性层的上、下方。
- 23.根据权利要求 10 到 15 之间的任何一项的氮化物半导体元件,其中该元件可以在 380 nm 或更短波长振荡,活性层设置在第一导电型层与第二导电型层之间,及,该活性层具有量子井结构,包括至少一层由含有 In 与 Al 的氮化物半导体形成的井层,及由含有 Al 的氮化物半导体形成的壁垒层。
24. 根据权利要求 23 的氮化物半导体元件,其中该井层由 $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 < x \leq 1, 0 < y \leq 1, x+y < 1$)形成而该壁垒层由 $\text{Al}_u\text{In}_v\text{Ga}_{1-u-v}\text{N}$ ($0 < u \leq 1, 0 \leq v \leq 1, u+v < 1$)形成。
- 25.根据权利要求 23 或 24 的氮化物半导体元件,其中该井层的厚度小于壁垒层的厚度。
- 26.根据权利要求 24 或 25 的氮化物半导体元件,其中该井层内 In 组成比 y 的范围为不低于 0.02 而不大于 0.05。
- 27.根据权利要求 24 或 25 的氮化物半导体元件,其中该井层内 In 组成比 y 的范围为不低于 0.03 而不大于 0.05。
- 28.根据权利要求 23 到 27 的任何一项的氮化物半导体元件,其中该元件具有一种激光元件结构,其中该第一导电型层具有第一导光层,该第二导电型层具有第二导光层,及该活性层设置在该第一导光层与该第二导光层之间,及,该第一导光层与该第二导光层的带隙能量 E_g 大于激光光的光子能量 E_p 的量为 0.05 eV 或更大($E_g - E_p \geq 0.05 \text{ eV}$)。
- 29.根据权利要求 28 的氮化物半导体元件,其中该第一导光层及 / 或该第二导光层由 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x \leq 1$)形成。
- 30.根据权利要求 23 到 29 中任何一项的氮化物半导体元件,其中该活性层的发光波长为 380 nm 或更短,及该第一导电型层及 / 或该第二导电型层由 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x \leq 1$)形成。

氮化物半导体元件

5

技术领域

本发明涉及一种氮化物半导体元件，其使用 III-V 族氮化物半导体，用于发光元件如发光二极管元件(LED)、激光二极管元件(LD)、超光致发光等发光元件，如太阳能电池、感光器等接受光元件，或电子元件如电
10 晶体、电力元件等电子设备，特别是涉及发光波长为 380 nm 以下的氮化物半导体发光元件。

背景技术

目前，使用氮化物半导体的半导体激光对利用在大容量及高密度的
15 信息记录 / 再生可能的光盘系统的要求日益增加。为此理由，曾深入研究使用氮化物半导体的半导体激光元件。此外，一般认为使用氮化物半导体的半导体激光元件与发光元件可在自紫外至红色的宽的波长区域发出振荡。因此，其不但可应用至上述光盘系统的光源而且可应用至激光打印机与光学网络的光源。本申请人发表了一种激光，其可在 405 nm、
20 室温及 5 mW 的条件下连续振荡超过一万小时。

此外，使用氮化物半导体的激光元件、发光元件及接受光元件具有一种结构，其中活性层可使用含有 In 的氮化物半导体形成，因此，更优的有源区于活性层内的形成对改良元件特性方面是很重要的。

此外；在氮化物半导体元件，特别是，在激光元件与发光元件中，
25 极需要在波长为 380 nm 以下的发光及振荡。在上述光盘系统中，记录密度由较短波长改良，在发光元件中，氮化物半导体元件作为激发荧光体的光源是重要的，而且在其他应用中，许多用途可通过进一步更短波长化而可以实现。

为了在氮化物半导体激光元件或发光元件内获得在短波长下的发
30 光，发光波长可以通过变化活性层或发光层内的含有 In 的氮化物半导体

中 In 混合晶比而改变，尤其是，发光波长可通过减少 In 混合晶比而缩短。为了在氮化物半导体激光元件或发光元件内获得在短波长下的发光，发光波长可通过改变含有 In 的氮化物半导体于活性层或发光层内的 In 混合晶比而不同，明确而言，发光波长可通过减少 In 混合晶比而缩短。

- 5 此外，当活性层具有一种结构，其中在端发光元件或激光元件中该活性层夹在上包覆层与下包覆层之间，致使二包覆层的折射率变小以及致使上包覆层与下包覆层之间的波导内侧的折射率变高，光线可有效地限制在波导内，其造成激光元件内阈值电流密度的减少。

然而，当波长生长较短时，其变成很难使用先前用作发光层的 InGaN 10 或 InGaN / InGaN 的量子井结构，而在对应于 GaN 的带隙不大于 365 nm 的波长下，其变成很难使用 InGaN 作为发光层。此外，当波长变成较短时，损耗由于波导内引导层的光吸收而发生，导致增强的阈值电流。另外，又在通过上包覆层与下包覆层的光限制中，因为 GaN 的使用可保持由于波导内光吸收与光限制的损耗折射率的差异，所以必须使用具有大 15 Al 比例的氮化物半导体，因此，晶体特性的问题变成更重要。

此外，尝试使该氮化物半导体元件的波长变短，使用 AlGaN / AlGaN 的量子井结构，然而，比较于现有 InGaN 系统，有无法获得充分输出的倾向。

此外，在含有 Al 如 AlGaN 的氮化物半导体用于元件中的情况下， 20 比较于其他不含 Al 的氮化物半导体时，热膨胀系数与弹性的差异极为不同，因此，当使用含有 Al 的氮化物半导体时，容易产生裂痕，裂痕的产生会损害元件，不像其他晶体特性，因此，若无法防止裂痕的发生时，元件无法作为氮化物半导体元件。为了此理由，在使用上述具有 380 nm 或更短发光波长的活性层的发光元件与激光元件中，因为含有 Al 的氮化物 25 半导体可使带隙能量在氮化物半导体内更大，其用于活性层及载流子限制层、导光层及具有较活性层更大带隙能量的光限制层。即，在上述较短波长面积发光元件中，含有 Al 的氮化物半导体具有多层结构。另一方面，上述产生裂痕的问题变成严重，因此，有较短波长及裂痕产生的防止具有相反关系的倾向，而此变成对氮化物半导体的发光元件更短波 30 长的严重障碍。此外，因为 GaN 对在 360 nm 下的光线具有一吸收端且

即使在较端部更长波长的区约 10 nm 下亦具有高吸收系数，其变成很难使用上述 380 nm 或更短的较短波长面积的发光元件与激光元件内的 GaN。

此外，因为发光元件或激光元件内活性层具有发光效率及内部量子效率，端视上述其晶体特性而定，配置载活性层下方的导电型层的晶体特性对改良元件的特性变成一种极重要因素。通常，氮化物半导体发光元件具有一种 n 型层、活性层及 p 型层按序层压的结构，在此情况下，必须使 n 型层的晶体特性变佳。另一方面，如上所述，有一种倾向，即，含有 Al 的氮化物半导体的晶体特性比较于其他不含 Al 的氮化物半导体恶化很多，以前，为了避免该问题，含有 In 的氮化物半导体层用作含有 Al 的氮化物半导体的衬底层以缓和由于热膨胀系数的差异内部应力的发生，不含 Al 如 Ga 的氮化物半导体设置在含有 Al 的氮化物半导体层的附近以完成晶体特性的恢复及内部应力的缓和，通过此其容许一种具有其内设置含有 Al 的氮化物半导体层结构的元件如激光元件实际运用。然而，在上述具有较短波长的发光元件与激光元件中，不含 Al 的氮化物半导体变成光吸收层而其在元件结构中的用途不佳，因此，大部分元件结构使用含有 Al 的氮化物半导体层。因此，由于上述晶体特性及裂痕的发生，无法获得具有实用阈值 V_f 及发光效率的发光元件与激光元件，特别是，在使用许多含有 Al 并具有 Al 混合晶比的氮化物半导体于导光层及光限制的包覆层内的激光元件中，无法获得可在室温下连续振荡的激光元件。

发明内容

本发明的一目的为在氮化物半导体元件内，明确而言，在具有光波长为 380 nm 或更短的激光元件或发光元件内增加发光输出以在波导中抑制光吸收低，其中活性层具有减少的阈值电流密度并设置在包覆层之间，以有效地限制光线进入包括活性层的波导内，及形成一具有较佳晶体特性的元件结构。

本发明的另一目的为说明问题的原因，即，阈值内特别显著的增加出现在 380 nm 以下的激光振荡并提供解决问题的手段。

鉴于上述情况，本发明可得一种氮化物半导体元件，其在元件特性如阈值电流密度方面优异、具有较佳晶体特性、发光输出方面优异及可使用较短波长。

即，本发明的氮化物半导体元件可通过下列特性达到上述目的。

- 5 (1)氮化物半导体元件，其包含一设置在第一导电型层与第二导电型层之间的活性层，其中该活性层具有一量子井结构，包括至少一个由含有 In 与 Al 的氮化物半导体形成的井层，及一个由含有 Al 的氮化物半导体形成的壁垒层。

10 通过上述结构，通过井层内包含 In 来改良发光效率，另一方面，Al 比例的改变，可得对应于其带隙能量的所要发光的波长，导致在发光效率及内部量子效率优异的激光元件或发光元件。此外，通过容许壁垒层包含至少 Al，可实现具有量子井结构的活性层，其中其带隙能量大于井层的带隙能量，可调整发光波长，因此，可得在 380 nm 或较短波长的短波长区下具有优异元件特性的活性层。

- 15 (2)在上述特性中较佳的是，该井层由 $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 < x \leq 1$, $0 < y \leq 1$, $x+y < 1$) 所形成而该壁垒层由 $\text{Al}_u\text{In}_v\text{Ga}_{1-u-v}\text{N}$ ($0 < u \leq 1$, $0 \leq v \leq 1$, $u+v < 1$) 所形成。

20 通过形成 InAlGaN 四元混合晶体的井层，构成元件数目降至最低及抑制晶体特性的劣化，导致具有高发光效率的井层与活性层。为了此理由，以 $0 < x < 1$ 及 $0 < y < 1$ 较佳。此外，AlGaN 或 InAlGaN 壁垒层的形成，形成量子井结构，其中带隙能量的所需差异设定在井层与壁垒层之间。另一方面，通过使用与井层构成元件相同的结构，或使该结构变小，活性层的晶体特性可保持较佳。较佳的是， $x < u$ 可提供具有优异晶体特性的活性层。

- 25 (3)在上述特性中较佳的是，该井层的厚度小于壁垒层的厚度。

因此，载流子可有效地注入活性层内，导致发光效率优异的量子井结构。特别是，通过采用在活性层内配置于最接近 n 型氮化物半导体层的侧内的 n 侧壁垒层厚度大于井层厚度，其他壁垒层厚度，尤其是井层之间的壁垒层厚度，p 型载流子可有效地限制于活性层内。较佳的是，
30 使 n 侧壁垒层的厚度成为 10 nm 或更大，其可作为优异通孔限制层，导

致具有较佳特性的活性层。

(4)在上述特性中较佳的是,该井层的In组成比 y 的范围为不低于0.02及不大于0.05。

因此,通过采用 y 为0.02或更大,可得发光效率及内部量子效率方面优异的井层及活性层。通过采用 y 为0.05或更小,可得活性层,其中抑制含有In与Al的混合晶体系统内晶体特性的劣化。通过采用0.02至0.05的范围,阈值电流密度可保持较低。

(5)在上述特性中较佳的是,该井层的In组成比 y 的范围为不低于0.03及不大于0.05。

因此,通过采用 y 为0.03或更大,可得发光效率及内部量子效率方面优异的井层及活性层。通过采用0.05或更小,可得活性层,其中抑制含有In与Al的混合晶体系统内晶体特性的劣化。

(6)在上述特性中较佳的是,该活性层的发光波长为380 nm或更短。上述活性层结构可提供一种在380 nm或更短的短波长区内具有优异特性的元件。

(7)在上述特性中较佳的是,该元件具有一种激光元件结构,其中该第一导电型层具有第一导光层,该第二导电型层具有第二导光层,及该活性层设置在该第一导光层与该第二导光层之间,及

该第一导光层与该第二导光层的带隙能量 E_g 均大于激光光的光子能量 E_p 的量为0.05 eV或更大($E_g - E_p \geq 0.05$ eV)。

因此,在激光元件与端发光型元件中,可得引导光线方面优异的波导。更佳的是, $E_g - E_p \geq 0.1$ 可在上述短波长中形成更佳波导,导致元件特性的改良。

(8)在上述特性中较佳的是,该第一导光层及/或该第二导光层由 $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 \leq x \leq 1$)所形成。

通过上述结构,可得在短波区内具有低光损耗的波导结构,导致激光元件与端发光元件的特性的改良。

(9)在上述特性中较佳的是,该活性层的发光波长为380 nm或更短的光,而该第一导电型层及/或该第二导电型层由 $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < x \leq 1$)所形成。

例如，通过形成 AlGa_xN 包覆层，载流子限制与光线限制可更佳。当导光层设置在包覆层与活性层之间时，通过改变包覆层与导光层中的 Al 比例以在二层之间设定折射率的所需差异，可得优异特性的激光元件与端发光元件。

- 5 (10)氮化物半导体元件在第一导电型层与第二导电型层之间具有一活性层，其中该活性层具有一量子井结构，包括至少一层由含有 Al 的氮化物半导体所形成的井层，及一层在自井层靠近第一导电型层的侧内具有带隙能量大于井层的带隙能量的氮化物半导体所形成的第一壁垒层，及该第一导电型层包括具有带隙能量小于该第一壁垒层的带隙能量的
- 10 第一氮化物半导体层，及该第一氮化物半导体层设置在该第一壁垒层附近。

在现有 AlGa_xN 系列活性层中，在设置于活性层二侧内作为载流子注入层的各个导电型层通常需要大于井层的带隙能量的带隙能量。然而，在此构造中，通过设置在活性层内具有小于第一壁垒层的带隙能量的带隙能量的第一氮化物半导体层在第一导电型层，可实现新颖元件结构，其形成具有较佳晶体特性的活性层且其具有载流子自第二导电型层进入具有第一壁垒层的井层内的限制功能。

15

对于井层，可使用具有至少相同于 GaN 的带隙能量的含有 Al 的氮化物半导体，明确而言，可使用上述组成物。又对于第一壁垒层，可使用具有上述组成物的氮化物半导体。

20

对于第一氮化物半导体层，通过较佳使用具有大于井层的带隙能量的氮化物半导体，其作为有效地注入载流子进入活性层及井层内的层。明确而言，可使用含有 Al 的氮化物半导体，及具有较佳晶体特性的活性层可通过较佳使用 Al_xGa_{1-x}N (0≤x<1)所形成。

- 25 (11)在上述特性中较佳的是，该第一壁垒层配置于最靠近活性层内第一导电型层的侧内，该第一氮化物半导体层与活性层接触。

通过上述结构，通过配置第一壁垒层于靠近第一导电型层的侧内，即，较活性层内其他壁垒层更靠近第一导电型层，如上所述，第一壁垒层适于作为第一导电型层的侧内的载流子限制层，因而可增强井层的发光效率。因此，较佳的是，在活性层的最外侧及最靠近第一导电型层的

30

配置可容许上述载流子限制功能。

(12)在上述特性中较佳的是，该第一导电型层为 n 型而该第二导电型层为 p 型。

5 即，通过此特性，上述第一壁垒层具有限制通孔的功能，这样，在上述第一氮化物半导体层中，因为壁垒层可注入电子(第一导电型载流子)进入第一导电型层内，另一方面，限制通孔的功能(第二导电型载流子)有困难，所以可得一种活性层结构，其可通过第一壁垒层实现通孔的限制。

(13)在上述特性中较佳的是，该第一壁垒层内 Al 混合晶比 XB1 与井层内 Al 混合晶比 Xw 可满足下面关系： $XB1-Xw \geq 0.05$ 。

10 即，通过上述相等关系设定 Al 混合晶比，第一壁垒层可适用作第二导电型载流子(较佳为通孔)的限制。更佳的是，通过 $XB1-Xw \geq 0.1$ ，可形成偏位(电位壁垒)，其可充分地作为上述载流子限制。因此，Al 混合晶比($XB1-Xw$)差异的上限不限于限制功效，而考虑晶体特性，以 0.5 或更小较佳。更佳的是，通过上限为 0.3 或更小，含有活性层及第一导电型层的
15 元件结构可形成有较佳晶体特性即充分光限制。

(14)在上述特性中较佳的是，该第一壁垒层的厚度为 30 Å 或更大。

通过此特性，第一壁垒层可具有容许载流子限制的厚度。较佳的是，通过厚度为 50Å 或更大，可得具有增强限制效率的结构，因为当第一壁垒层的厚度小时，载流子的隧穿现象会如图 14B 所示般发生。通过厚度为
20 50 Å 或更大，可增强限制效率。上限并非特别限制于限制效率，而考虑晶体特性，可以是 300 Å 以下，对于更好的晶体特性，上限为 200 Å 或更小。当上限为 150 Å 或更小时，可得第一壁垒层，其具有较佳晶体特性并适当地抑制隧穿效应。

(15)在上述特性中较佳的是，波导由一对导光层与其间的活性层构成，及导光层设置于第一导电型层内，并具有第一氮化物半导体层。
25

通过容许上述氮化物作为导光层或其一部分，即使当形成具有所需导光厚度的导引层时，通过使用抑制 Al 混合晶比的第一氮化物半导体层，活性层可形成有较佳晶体特性。具有该波导的光元件的例包括激光元件、端发光元件及超萤光二极管。

(16)在上述特性中较佳的是,该元件可操作以振荡 375 nm 或更短波长的光。 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 量子井层($x \geq 0$)设置在由 $\text{Al}_y\text{In}_z\text{Ga}_{1-y-z}\text{N}$ ($z \geq 0$)所形成的壁垒层之间,及井层的带隙能量 E_w 大于壁垒层的带隙能量 E_b 的量为 0.2 eV 或更大。

5 当量子井层为 GaN 时,较佳为经考虑上述带隙的差异来决定 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ 与 $\text{Al}_y\text{In}_z\text{Ga}_{1-y-z}\text{N}$ 的组成物。此外,当量子井层为 AlGaN 时,较佳为经考虑上述带隙的差异来决定 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ 与 $\text{Al}_y\text{In}_z\text{Ga}_{1-y-z}\text{N}$ 的组成物。

虽然活性层仅可由上述量子井层形成,单一量子井层可通过配置壁垒层在量子井层二侧而形成。

10 当形成多重量子井层时,活性层通过组合量子井层与壁垒层形成,最后层可由井层或壁垒层所形成。可进行调整,端视与连接至活性层的层结构(覆盖层、导引层、包覆层)的关系而定。虽然多重量子井层的数目为 2 或 3 就足够,井层可以未抑制活性层内内部量子效率的范围而增加。此外,因为靠近 p 侧区内井层的再结合速率在许多情况下高,所以
15 可做改变,使靠近 p 侧的区为非掺杂层而靠近 n 侧区内的井层可用硅等掺杂。

(17)在上述特性中较佳的是,井层的厚度为 300 Å 或更小,较佳为 200 Å 或更小。

(18)在上述特性中较佳的是,壁垒层的厚度为 300 Å 或更小,较佳
20 为 200 Å 或更小。

(19)在上述特性中较佳的是,该元件具有 SCH (分离限制异质)结构,其中导光层与包覆层为互相分开设置,导引层的带隙能量 E_g 在振荡下大于光子能量 E_p 的量为 0.05 eV。

(20)在上述特性中较佳的是,导光层可以由 $\text{Al}_a\text{Ga}_{1-a}\text{N}$ 单独构成,也
25 可以由 $\text{Al}_a\text{Ga}_{1-a}\text{N} / \text{Al}_b\text{Ga}_{1-b}\text{N}$ ($a \neq b$)的超晶格层构成。

(21)在上述特性中较佳的是,包覆层可以由 $\text{Al}_a\text{Ga}_{1-a}\text{N}$ 单独构成,也可以由 $\text{Al}_c\text{Ga}_{1-c}\text{N} / \text{Al}_d\text{Ga}_{1-d}\text{N}$ ($c \neq d$)超晶格层构成,包覆层的带隙能量 E_c 大于导光层的带隙能量 E_g 。

(22)在上述特性中较佳的是,该元件具有 GRIN (分级指数)结构,其中
30 中具有阶梯式改变折射率的光限制层形成在量子井层外侧,及非掺杂层

设置在活性层的上、下方。此 GRIN 结构可与上述 SCH 一起使用以得 GRIN-SCH 结构。

可以将上述各种结构单独或组合使用。

此外，以下说明本发明的另一实施形态，此实施形态可通过组合任一
5 上述特性使用。

一个实施形态为 AlGa_xN 系列半导体发光元件，其包含 Al_xGa_{1-x}N 量子井层(x≥0)作为活性层形成在 GaN 衬底上，其中该元件可在 375 nm 以下振荡。另一实施形态获得依种元件结构，其亦可用于在较短波长下具有波导的发光元件及激光元件，其可防止裂痕的发生。

10 GaN 衬底比较于蓝宝石衬底或氮化硅衬底通常可减少形成其上的外延层的缺陷密度。特别是，较佳的是 GaN 衬底的晶体缺陷为 10⁷ / cm² 或更小，进一步 10⁴ / cm²。因此，晶体缺陷主要由于渗透移位，较佳为波导或电流注入区形成于此较少缺陷区内的发光元件。此晶体缺陷密度或更低的值可制造不具波导缺陷的激光元件。

15 如本文所用，GaN 衬底意指一种衬底，其中 GaN 可通过 MOCVD (金属氧化物化学气相沉积)或 MBE (分子束外延)法气相方式生长，例如，根据 ELO (外延侧向附生)法，通过选择性生长在多相衬底如蓝宝石衬底等上侧向生长 GaN 形成的 GaN 衬底(例如，包含对多个形成在 GaN 层上的 SiO₂ 条状区及暴露在所述区间的 GaN 区选择性生长，通过侧向生长
20 GaN 形成的 GaN 层)、根据 HVPE (卤化物气相外延)法或与 MOCVD 法的组成方法，通过层压及气相生长 GaN 层在此衬底上获得的 GaN 衬底、根据上述 ELO 法，通过气相生长 GaN 层在此衬底上获得的 GaN 衬底、通过再晶化 GaN 在超临界流体 NH₃ 内的 GaN 种晶上形成的 GaN 衬底等。

25 在 GaN 衬底为由上述 ELO 法形成的 GaN 衬底及形成在衬底上的发光元件为脊型半导体激光的情况下，较佳的是，自上数量子井层型成的波导与上述 SiO₂ 条平行形成，因为晶体缺陷由平行于 SiO₂ 条的浓度发展并形成较低稠密度条状，因此，波导内缺陷可在具有低缺陷密度的区内通过形成波导而排除。

附图简述

30 图 1 为说明根据本发明一实施例的激光元件结构的概略截面图。

图 2A 为说明根据本发明一实施例的层压结构的概略截面图而图 2B 为说明各层与 Al 比例间的关系的视图。

图 3A 为说明根据本发明一实施例元件的层压结构的概略图而图 3B 为其能带的视图。

5 图 4 为说明根据本发明一实施例的能带的概略图。

图 5 为说明根据本发明一实施例的能带的概略图。

图 6A 为说明根据本发明一实施例的能带的概略图，图 6B 至 6D 显示各导电型杂质(掺杂物)掺杂量的改变。

10 图 7 为说明根据本发明一实施例的活性层的层压结构的概略截面图。

图 8 为说明根据本发明一实施例的元件结构的概略截面图。

图 9A 为说明 In 比例与发光效率间的关系的概略图，而图 9B 为说明根据本发明的活性层中 In 比例与阈值电流密度间的关系的概略图。

15 图 10 为说明根据本发明的活性层中在脉冲振荡下 Al 混合晶比在阈值电流密度与波长上依附性的概略图。

图 11 为说明根据本发明的活性层中在脉冲振荡下 Al 混合晶比在阈值电流密度与波长上依附性的概略图。

图 12A 为说明根据本发明一实施例的层压结构的概略截面图而图 12B 为说明对应于层压结构的偏压状态的能带结构的概略图。

20 图 13A 与 13B 为说明现有技术激光元件偏压状态的能带结构的概略图。

图 14A 与 14B 为说明本发明一实施例的元件偏压状态的能带结构的概略图。

25 图 15A 为说明本发明一实施例的发光元件的层压结构的概略截面图而图 15B 为说明各层与 Al 比例间的关系的视图。

图 16 为说明对应于现有技术激光元件层压结构的各层的 Al 比例的关系的视图。

较佳实施例的说明

30 用于本发明氮化物半导体元件的氮化物半导体为 III-V 族氮化物半导体($\text{In}_\alpha\text{Al}_\beta\text{Ga}_{1-\alpha-\beta}\text{N}$, $0 \leq \alpha$, $0 \leq \beta$, $\alpha + \beta \leq 1$)如 GaN, AlN 或 InN 或其

混合晶体。此外，混合晶体可使用，其中 B (硼)用作 III 族元素或一部分 N (氮)作为 V 族元素用 P (磷)或 As (砷)取代。此外，含有 Al 的氮化物半导体具有 $\beta \geq 0$ ，而含有 In 的氮化物半导体具有 $\alpha > 0$ 。

此外，作为用于氮化物半导体层的 n 型杂质，可使用 IV 族元素或 VI 族元素如 Si (硅)、Ge (锗)、Sn (锡)、S (硫)、O (氧)、Ti (钛)、Zr (锆)等。5 较佳使用 Si、Ge 及 Sn，最佳使用 Si。此外，p 型杂质不受特别限制但其例包括 Be (铍)、Zn (锌)、Mn (锰)、Cr (铬)、Mg (镁)及 Ca (钙)。较佳使用 Mg。这样，形成各导电型氮化物半导体层，构成后述各导电型层。

[实施例 1A (量子井结构)]

10 本发明的氮化物半导体元件具有一种结构，其中活性层至少设置在第一导电型层与第二导电型层之间。以下详述本发明的氮化物半导体元件。

(活性层)

15 本发明的活性层具有量子井结构，具有由含有至少 In (铟)与 Al (铝)的氮化物半导体形成的井层及由含有 Al 的氮化物半导体形成的壁垒层。此外，活性层发光较佳为 380 nm 或更短的短波长的光，明确而言，上述井层具有 380 nm 或更短的波长的带隙能量。因此，用于活性层的氮化物半导体可为未掺杂、掺杂 n 型杂质或掺杂 p 型杂质。较佳的是，通过设置非掺杂或未掺杂或 n 型杂质掺杂的氮化物半导体于活性层内，可使氮化物半导体元件如激光元件及发光元件内达到高输出。较佳的是，通过20 使井层未掺杂并在壁垒层进行 n 型杂质掺杂，可得具有高输出的激光元件及发光元件，导致具有高发光效率的元件。此处，量子井结构可为多重量子井结构或单一量子井结构。较佳的是，通过采用多重量子井结构，输出的改良及振荡阈值的减少变成可能。作为活性层的量子井结构，可使用一种结构，其中上述井层中至少一层与上述壁垒层中至少一层被层25 压。因此，在量子井结构的情况下，较佳的是，通过采用不小于 1 而不大于 4 的井层数目，阈值电流的减少可例如减少于激光元件及发光元件内。更佳的是，通过采用具有井层数目为 2 或 3 的多重量子井结构，可得高输出激光元件及发光元件。

30 (井层)

在本发明的井层中，较佳的是，使用含有 In 与 Al 的氮化物半导体，而含有 In 与 Al 的氮化物半导体的至少一层井层包含于活性层内。在多重量子井结构中，较佳的是，通过采用所有井层皆由含有 In 与 Al 的氮化物半导体形成的该井层，可得较短波长，导致具有高输出及高效率的发光元件与激光元件。当发光光谱具有几乎单一尖峰时，以此构造较佳。另一方面，在具有多个尖峰的多色发光元件中，通过采用包含上述含有 In 与 Al 的氮化物半导体的至少一层井层，可得在较短波长区的发光尖峰，因此，可得在较短波长区激发的具有各种发光颜色或萤光体而与发光构件组成的发光元件。因此，在多色发光的元件的情况下，通过使用 $\text{In}_\alpha\text{Ga}_{1-\alpha}\text{N}$ ($0 < \alpha \leq 1$) 作为井层的特定组成物，可得可发光及振荡自紫外线至可见光区的井层。因此，发光波长可通过 In 混合晶比测定。

由本发明含有 In 与 Al 的氮化物半导体所形成的井层提供现有 InGaN 井层难以提供的波长区，明确而言，对应于 GaN 的带隙能量的 365 nm 附近的波长，或较短波长。特别是，井层为发光与振荡可在 380 nm 或更短波长的具有带隙能量的井层。在现有 InGaN 井层中，在对应 GaN 的带隙能量的波长约 365 nm，例如，在 370 nm，需要调整 In 比例在约 1% 或更小。当 In 比例生长极小，如同此时，发光效率会减少，而很难获得具有充分输出的发光元件与激光元件。另一方面，当 In 比例为 1% 或更小时，亦很难控制其生长。在本发明中，在先前有效发光很难的 380 nm 波长区内，通过使用含有 In 与 Al 的氮化物半导体所形成的井层，带隙能量可通过增加 Al 比例 x 而增加。另一方面，通过 In 的加入，其可用于具有较佳内部量子效率与发光效率的发光元件与激光元件。

用于井层的含有 In 与 Al 的氮化物半导体的特定组成物为一种由 $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 < x \leq 1$, $0 < y \leq 1$, $x+y < 1$) 表示的组成物。在用于生长氮化物半导体的气相生长法如 MOCVD 等中，当构成元件的数目增加时，构成元件间的反应变成较易发生。因此，虽然 5 元或以上混合晶体的多元可如上述使用 B, P, As, Sb 等，较佳的是，通过采用 AlInGaN 四元混合晶体，可防止在元件间的此反应而可发展具有较佳晶体特性的井层。通过采用低于 0.02 的 In 比例，比较于上述低于 0.02 可实现较佳发光效率与内部量子效率。此外，通过采用 $y \geq 0.03$ ，因为效率会进一步改良，

所以较佳可得在 380 nm 或更短波长下于井层内具有优异特性的发光元件与激光元件。此外, In 比例 y 的上限不受特别限制, 但是通过采用 $y \leq 0.1$, 可抑制晶体特性由于 In 的加入的恶化。更佳的是, 通过采用 $y \leq 0.05$, 可形成井层而不会恶化晶体特性, 因此, 当在多重量子井结构中设置多个井层时, 各井层的晶体特性变成较佳。因此, In 比例 y 较佳范围为不
5 低于 0.02 而不大于 0.1, 更佳范围为不低于 0.03 而不大于 0.05, 其最好应用于上述 InAlGa_{1-x-y}N 四元混合晶体。此处, Al 比例 x 不受特别限制, 但是通过改变 Al 比例可得所需带隙能量及波长。

在本发明中由 $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 < x \leq 1, 0 < y \leq 1, x+y < 1$) 所形成的井层
10 中, 在氮化物半导体中 In 比例 y 为 0 至 0.1 范围时各特性改变很大, 如图 9A 及 9B 所示。如图 9A 所示, 发光效率自 In 比例 y 为 0.02 的附近增加很大, 自 0.05 附近显示平缓下降曲线。另一方面, 在阈值电流密度 J_{th} 中, 自 0.02 附近显示平缓下降曲线, 最小值在 0.03 至 0.05 范围内存在, 在超过 0.05 面积下, 显示快速增加曲线。此处, 图 9A 及 9B 以定量
15 显示 $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 < x \leq 1, 0 < y \leq 1, x+y < 1$) 的井层及 $\text{Al}_u\text{In}_v\text{Ga}_{1-u-v}\text{N}$ ($0 < u \leq 1, 0 \leq v \leq 1, u+v < 1$) 的壁垒层中各特性的倾向, 其中 y 轴为任意单元。

在本发明中, 较佳的是, 对应于 380 nm 或更短波长的带隙能量由含有 In 与 Al 的氮化物半导体的井层所设定。因此, 使 Al 比例 x 为 0.02 或
20 更大。此外, 在对应于 GaN 的带隙能量的不大于 365 nm 波长的区域中, 通过采用 x 为 0.05 或更大, 较佳的发光与在短波长振荡成为可能。

此外, 亦可任意决定井层的膜厚与数目。特定膜厚的范围为不低于 1 nm 而不大于 30 nm。当膜厚低于 1 nm 时, 井层有功能不足的倾向。当膜厚高于 30 nm 时, 变成很难生长具有晶体特性的含有 In 与 Al 的氮化物
25 半导体, 导致元件特性的下降。较佳的是, 通过采用范围为不低于 2 nm 而不大于 20 nm, 可减少阈值电流密度 V_f 。自晶体生长的观点而言, 当膜厚为 2 nm 或更大时, 可得不具膜厚大改变并具有相当均匀膜特性的层。通过采用 20 nm 或更小, 可降低晶体缺陷的发生, 而晶体生长变成可能。更佳的是, 通过采用井层的膜厚为不低于 3.5 nm, 有可得高输出
30 激光元件与发光元件的倾向。此可视为如下: 通过增加井层的膜厚, 完成相对于如由大电流驱动的激光元件内注入大量载流子具有高发光效率

与内部量子效率的发光再结合。此视为在多重量子井结构中具有功效。在单一量子井结构中，通过采用 5 nm 或更大的膜厚，可得上述类似功效。活性层内井层数目不受特殊限制但可为 1 或以上。因此，在井层数目为 4 或以上时，整个活性层的膜厚会增加，导致 V_f 的增加。因此，较佳的是，活性层的厚度通过采用范围为 10 nm 或更小的井层厚度而降低。在多重量子井结构中，在多层井层中，设置至少一层具有上述范围厚度的井层，最好使所有井层具有上述范围的厚度。此外，各井层的厚度可不同或大约相同。

本发明的井层可用 p 型杂质或 n 型杂质掺杂或亦可未掺杂。较佳的是，通过采用 n 型杂质作为欲掺杂于井层的杂质，其可促进改良发光效率。然而，有含有 In 与 Al 的氮化物半导体用于井层的倾向，当杂质浓度生长成较高时，晶体特性会恶化。因此，较佳的是，具有较佳晶体特性的井层通过降低杂质浓度而得。明确而言，为了使晶体特性变成最佳，井层被未掺杂生长。因此，杂质浓度为 $5 \times 10^{16} / \text{cm}^3$ 或更小，导致实质上不含杂质的井层。此外，例如，在用 n 型杂质掺杂井层的情况下，当在 n 型杂质浓度范围为不低于 $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 而不大于 $5 \times 10^{16} / \text{cm}^3$ 来掺杂时，可降低晶体特性的恶化，同时，可增加载流子浓度，因而可降低阈值电流密度 V_f 。因此，最好是通过采用井层中 n 型杂质浓度约等于或略小于壁垒层中 n 型杂质浓度，有促进井层中发光再结合并改良发光输出的倾向。因此，井层与壁垒层可未掺杂生长，可构成一部分活性层。此外，在多层设置于活性层的多重量子井结构中，各井层的杂质浓度可大约相同或不同。

特别是，当元件被大电流(如高输出 LD、高功率 LED 及超光致发光二极管)驱动的情况下，当井层未掺杂并实质上不含 n 型杂质时，可促进载流子于井层内的再结合而在高效率下实现发光再结合。反之，当井层用 n 型杂质掺杂时，因为载流子浓度在井层内高，所以发光再结合的概率反而减低，导致在恒定输出下驱动电流的增加的恶性循环发生，造成元件可靠性(元件使用寿命)的降低。因此，在该高输出元件中，井层的 n 型杂质浓度至少为 $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 或更小，较佳为该浓度使井层未掺杂实质上不含 n 型杂质，可得具有高输出并可稳定地驱动的氮化物半导体

元件。此外，井层用 n 型杂质掺杂的激光元件有激光光的光谱宽度在尖峰波长下加宽的倾向，这样不好。浓度为 $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 或更小，较佳为 $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ 或更小。

(壁垒层)

5 在本发明中，作为壁垒层的组成，使用含有 Al 的氮化物半导体的壁垒层。此处，在本发明的活性层中，活性层中至少一层壁垒层必须由包含 Al 的氮化物半导体组成。活性层中所有壁垒层可包含有 Al 的氮化物半导体，或包含不具有 Al 的氮化物半导体的壁垒层可设置于活性层内。壁垒层与井层相比必须为具有较大带隙能量的氮化物半导体。在井层内
10 发光波长为 380 nm 的以内，含有 Al 的氮化物半导体最好用于对应壁垒层。

作为含有 Al 的氮化物半导体的壁垒层，较佳的是使用由 $\text{Al}_u\text{In}_v\text{Ga}_{1-u-v}\text{N}$ ($0 < u \leq 1, 0 \leq v \leq 1, u+v < 1$) 表示的氮化物半导体。明确而言，在含有 Al 的氮化物半导体的壁垒层中，可使用由组成物所表示的 AlInGaN 四元混合
15 晶体及 AlGaN 三元混合晶体。此外，壁垒层内 Al 的组成比 u 大于含有 Al 的氮化物半导体的井层内 Al 组成比 x。通过采用 $u > x$ 并设定井层与壁垒层之间带隙能量的充分差异，形成具有较佳发光效率的量子井层结构、激光元件及发光元件。

此外，当壁垒层包含 In ($v > 0$) 时，通过采用较佳为不超过 0.1 的 In
20 比例 v，可抑制晶体特性的恶化。更佳的是，可应用不大于 0.05 的范围。当 In 比例 v 超过 0.1 时，可促进 Al 与 In 在生长间的反应，而恶化晶体特性，因此，无法形成较佳膜。此外，通过采用 $v \leq 0.05$ ，形成具有更佳晶体特性的壁垒层。

此外，如上所述，比较于井层，较宽 In 比例可应用于壁垒层，及带
25 隙能量差异主要由 Al 比例设定，因此可采用 $v \geq y$ 。通过采用该 In 比例，可改变井层或壁垒层的临界厚度，可在量子井结构内相对自由地设定厚度，而可设计具有所需特性的活性层。

此外，在具有量子井结构的活性层内，壁垒层与井层可交替地形成，
或多层壁垒层可相对于一层井层设置。明确而言，可设置由井层夹住的
30 2 层或更多壁垒层，或可设置结构，其中多层壁垒层与一层井层交替地

层压。

此外，壁垒层可用 p 型杂质或 n 型杂质掺杂，或可以未掺杂，如上述井层内。较佳的是，壁垒层用 n 型杂质掺杂或无掺杂或未掺杂。据此，当壁垒层例如用 n 型杂质掺杂时，浓度至少为 $5 \times 10^{16} / \text{cm}^3$ 或更大。明确而言，例如，在 LED 的情况下，壁垒层具有 n 型杂质范围为不低于 $5 \times 10^{16} / \text{cm}^3$ 而不大于 $2 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 。此外，在较高输出 LED 与高输出 LED 的情况下，壁垒层较佳用范围为不低于 $5 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ 而不大于 $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ，更佳用范围为不低于 $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 而不大于 $5 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 掺杂。当壁垒层在如同此的高浓度下掺杂时，较佳的是，井层实质上不含 n 型杂质，井层未掺杂生长。

此外，当壁垒层用 n 型杂质掺杂时，可掺杂活性层中所有壁垒层，其一部份可掺杂，其另一部份可未掺杂。当一部分掺杂层用 n 型杂质掺杂时，较佳的是，掺杂配置在活性层 n 型层侧上的壁垒层。明确而言，通过掺杂自 n 型层侧计数的第 n 个壁垒层 B_n ($n=1, 2, 3 \dots$)，电子可有效地注入到活性层内，导致发光效率与内部量子效率皆优异的元件。此不但应用于壁垒层而且应用于井层。此外，当二者被掺杂时，通过掺杂自 n 型层计数的第 n 个壁垒层 B_n ($n=1, 2, 3 \dots$) 及第 m 个井层 W_m ($m=1, 2, 3 \dots$)，即，通过自靠近 n 型层的侧掺杂时，有获得上述功效的倾向。

此外，如后述实施方式所示，当设置 Mg-掺杂 p 侧电子限制层时，特别是，接触活性层及 / 或壁垒层时，因为 Mg 会扩散，当配置在活性层内大部分 p 型层侧上的 p 侧壁垒层用 n 杂质掺杂时，有共同掺杂发生的倾向而恶化活性层的功能。因此，当设置 Mg-掺杂 p 侧电子限制层时，较佳的是，此可因采用此实质上不含 n 型杂质的 p 侧壁垒层而避免。明确而言，n 型杂质为低于 $5 \times 10^{16} / \text{cm}^3$ 。

壁垒层的厚度不受特别限制但不大于 50 nm，可构成量子井结构。较佳的是，在井层中厚度范围为不低于 1 nm 而不大于 30 nm。其理由如下：通过采用不大于 30 nm，可抑制晶体特性的恶化，通过采用不低于 1 nm，可得壁垒层功能良好的该厚度。更佳的是，厚度范围为不低于 2 nm 而不大于 20 nm，这样，当厚度不低于 2 nm 时，形成相当均匀的膜，壁垒层具有较佳功能，当厚度不大于 20 nm 时，可得较佳的晶体特性。

本发明中具有量子井层的活性层的一较佳实施例具有一对或多对包含上述四元混合晶体 $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 < x < 1$, $0 < y < 1$, $x + y < 1$) 的井层及包含四元混合晶体 $\text{Al}_u\text{In}_v\text{Ga}_{1-u-v}\text{N}$ ($0 < u < 1$, $0 < v < 1$, $u + v < 1$) 或三元混合晶体 $\text{Al}_u\text{Ga}_{1-u}\text{N}$ ($0 < u < 1$) 的壁垒层。明确而言, 如图 7 所示, 活性层 12 具有一层或多层 InAlGaN 井层 1 及一层或多层 InAlGaN 或 AlGaN 壁垒层 2。通过这种结构, 含有 In 的氮化物半导体的井层导致内部量子效率与发光效率优异的井层。此外, 通过含有 Al 的氮化物半导体调整 Al 比例, 如图 10 所示, 可得可在 380 nm 或更短的短波长区下发光的井层。此外, 亦在上述短波长区内, 通过形成具有比采用 InAlGaN 或 AlGaN 的井层 1 的带隙能量更大带隙能量的壁垒层 2, 可得优异壁垒层。

如图 11 可知, 在 370 nm 或更长的波长区, 即使将井层内 In 混合晶比 x 不低于 Al 混合晶比 y ($x \geq y$), 阈值电流密度不会改变很大, 而可得具有较佳振荡特性的激光元件。即, 通过采用 $x \geq y$ 在 Al 混合晶比 y 为 $0 < y \leq 0.1$ 范围, 可得较佳的发光元件与激光元件。另一方面, 如图 10 所示, 通过采用井层内 Al 混合晶比 y 大于 In 混合晶比 x ($y \geq x$), 可得在不大于 380 nm 发光波长(振荡波长)的范围的短波长发光。即, 通过在井层内 In 混合晶比 x 为 $0 < x \leq 0.1$ 范围使 Al 混合晶比 y 大于 x ($y \geq x$), 可得短波长发光。在井层内 Al 混合晶比与 In 混合晶比间的关系中, 通过采用 Ga 混合晶比 z ($z = 1 - x - y$) 大于上述四元混合晶体 InAlGaN 的井层内 In 混合晶比及 Al 混合晶比, 即, $z > x$ 及 $z > y$, 可得显示上述倾向的井层与活性层。最好使用四元混合晶体 InAlGaN , 可在 $0 < x \leq 0.1$ 及 $0 < y \leq 0.1$ 中成为 $z > x$ 及 $z > y$ 。

[实施例 1B (激光元件, 波导结构)]

本发明的另一实施例 1B 为一种激光元件, 具有一结构, 如氮化物半导体结构, 其中上述第一实施例的活性层由第一导电型层与第二导电型层夹住。明确而言, 如图 2A 所示, 第二实施例具有一种结构, 其中第一导电型层 11、活性层 12 及第二导电型层 13 被层压在衬底上, 及另外具有一种结构, 其中至少一层第一导光层 26 设置于第一导电型层 11 而第二导光层 29 设置于第二导电型层 13 内, 以及活性层由所述第一与第二导光层 26、29 夹住, 且其中波导由第一与第二导光层与其间的活性

层所形成。此外，如后所述，当第一导电型层具有上包覆层 25 而第二导电型层具有下包覆层 30 时，包含活性层的区由所述上、下包覆层 25、30 夹住，形成波导。当导光层设置于由上包覆层 25 与下包覆层 30 夹住的波导内时，阈值电流密度会减少，其造成高输出激光元件。以下说明具有导光层于波导内的元件结构。

在本发明的实施例 1B 中，如图 2A 所示，波导具有一种结构，其中设置有活性层 12、第一导电型层 11 内第一导光层 29 及第二导电型层内第二导光层 26。此实施例为一种元件，其特征为一种结构，其中特别是设置上述使用 380 nm 或更短波长的活性层的波导。

此波长供导引主要来自活性层的光线。根据此波导的结构而定，发光效率、阈值电流密度及其他元件特性随不同激光元件及发光元件而改变。导光层同此形成在活性层的二侧上。导光层可形成于第一导电型层与第二导电型层中至少一层内，即，不是第一导光层就是第二导光层可存在。较佳的是，通过设置导光层在活性层的二侧上，阈值电流密度会降低，导致高输出激光元件。

关于本发明的第一导光层 26 或第二导光层 29，使用含有 Al 的氮化物半导体。此外，如图 3B 至图 6 中的能带结构 41 所示，波导的构造通过采用至少比量子井结构内活性层 27 的井层 1 有更大带隙能量并使活性层 27 与导光层 26、29 间的折射率的差异变小而得。此外，导光层可具有较壁垒层更小的带隙能量，如图 6 所示，或可具有较大带隙能量，如图 3B 至 5 所示。关于导光层的组成物，明确而言，使用 $\text{In}_\alpha\text{Al}_\beta\text{Ga}_{1-\alpha-\beta}\text{N}$ ($0 < \alpha$, $0 < \beta$, $\alpha + \beta \leq 1$)。较佳的是，通过采用不含 In 的氮化物半导体，即，通过采用具有 In 比例为 0 的氮化物半导体，可防止由于加入 In 的光吸收并可获得具有抑制的光损耗。另外，通过较佳使用 $\text{Al}_\beta\text{Ga}_{1-\beta}\text{N}$ ($0 \leq \beta \leq 1$)，可得波导，其可应用至自子紫外线至红色的宽波长区。为了导引上述 380 nm 或更短的短波长光线，最好使用 $\text{Al}_\beta\text{Ga}_{1-\beta}\text{N}$ ($0 < \beta \leq 1$)。其理由如下：GaN 吸收在上述短波长的光线，其导致损耗，而恶化阈值电流密度及电流-光输出特性。特别是，最好调整导光层内 Al 比例 β ，可大于导光层内带隙能量 E_g 或活性层内发光的光子能量 E_p 的量为 0.05 eV 或更大 ($E_g - E_p > 0.05 \text{ eV}$)。这样，可得波导，其中由于导引层光损耗被抑制在上

述短波长。更佳的是，通过采用 $E_g - E_p \geq 0.1$ ，形成更优异波长。

此处，图 3A 与 3B 显示本发明氮化物半导体元件中的层压结构 40 及对应能带结构 41。层压结构 40 显示一种结构，其中具有井层 1 与壁垒层 2 的量子井结构的活性层 27 由第一导电型层 11 与第二导电型层 13 夹住。图 4 至 6 显示如同图 3B 的能带结构 41。

任一第一导光层 26 与第二导光层 29 可由单一膜形成，或可由多层膜形成。当形成包含单一膜氮化物半导体的导光层时，如图 3A 所示，设置层压结构 40，其中第一导光层 26 与第二导光层 29 夹住活性层 27，而其能带结构 41 的带隙能量大于活性层的带隙能量。明确而言，使用上述 $Al_\beta Ga_{1-\beta} N$ ($0 \leq \beta \leq 1$) 而在上述短波长区使用 $Al_\beta Ga_{1-\beta} N$ ($0 < \beta \leq 1$)。更佳的是，如上所述，调整 Al 比例 β ，使第一导光层的带隙能量 E_g 与第二导光层的带隙能量大于光子能量 E_p 的量为 0.05 eV 或更大 ($E_g - E_p \geq 0.05$ eV，较佳为 $E_g - E_p \geq 0.1$)。

第一导光层或第二导光层的厚度不受特殊限制，但其明确范围为不低于 10 nm 及不大于 5 μm ，较佳为不低于 20 nm 及不大于 1 μm ，更佳为不低于 50 nm 及不大于 300 nm。这样，有倾向形成波导，其在不低于 10 nm 下作为导引层且其在不低于 20 nm 下减少阈值电流密度。有阈值电流密度在不低于 50 nm 下进一步减少的倾向。此外，亦有波导在不大于 5 μm 下作为导引层的倾向、在不大于 1 μm 下导光期间减少损耗及在不大于 300 nm 下进一步抑制光损耗。

本发明导光层可由多层氮化物半导体组成。又在该情况下，如上所述，较佳使用不含 In 的氮化物半导体，更佳的是使用上述 $Al_\beta Ga_{1-\beta} N$ ($0 \leq \beta \leq 1$)，在上述短波长区，最好使用 $Al_\beta Ga_{1-\beta} N$ ($0 < \beta \leq 1$)。使用此氮化物半导体以得多层膜，其中一层或多层具有不同组成物的氮化物半导体层使用于各导光层内。明确而言，第一层与具有不同于第一层组成物的第二层使用于第一导光层 26 内，而第三层与具有不同于第三层组成物的第四层使用于第二导光层 29 内。此处，第一至第四层包含氮化物半导体。这样，通过采用在各导引层中第一层与第二层之间，第三层与第四层之间的不同的 Al 比例，可得具有不同带隙能量与折射率的多层结构。

例如，在层压第一导电型层、活性层及第二导电型层的结构中，可

得该结构，其中第一导光层具有第一层与第二层、第二导光层具有第三层与第四层、第二层及第三层配置在活性层侧上以及第四层配置在远离活性层的位置上，导致一种结构，其中带隙能量接近活性层时逐步减少。

明确而言，通过采用在活性层上的第二层与第三层的 Al 比例 β_2 与 β_3 小于远离活性层的第一层与第四层的 Al 比例 β_1 与 β_4 ，即， $\beta_1 > \beta_2$ ， $\beta_4 > \beta_3$ ，可得逐步能带结构，载流子可有效地注入波导的活性层内，活性层及活性层附近的折射率变成较大，这样，可得一种结构，其中许多光分布在波导的活性层附近。如此，当导光层由多层膜形成时，有 Al 比例的增加恶化晶体特性的倾向。由于晶体特性的恶化当其很难形成单一膜的导光层时，当特性的恶化发生时，多层膜的形成可降低晶体特性的恶化。

此外，虽然其可通过采用 $\beta_1 < \beta_2$ ， $\beta_4 < \beta_3$ 相反于 $\beta_1 > \beta_2$ ， $\beta_4 > \beta_3$ 增加导引层(第二层、第三层)在活性层附近的带隙能量并减少导引层的折射率，及减少远离导引层(第一层、第四层)的带隙能量并增加远离导引层的折射率，最好采用 $\beta_1 > \beta_2$ ， $\beta_4 > \beta_3$ ，因为上述载流子限制及光线分布变成较佳。此外，当导光层由多层膜形成时，各导光层除了上述第一至第四层以外可由 3 或以上层所组成，导光层可通过交替地层压负数层第一层(第三层)与第二层(第四层)，即，通过层压多对第一层与第二层而构成。

此外，为了形成多层膜的导光层，当计算上述条件等式： $E_g - E_p \geq 0.05$ eV 时，使用整个导光层的平均组成物做计算。例如，在第一导光层由含有 $\text{Al}_{\beta_1}\text{Ga}_{1-\beta_1}\text{N}$ ($0 < \beta_1 \leq 1$) 具有厚度为 d_1 的第一层与含有 $\text{Al}_{\beta_2}\text{Ga}_{1-\beta_2}\text{N}$ ($0 < \beta_2 \leq 1$ ， $\beta_1 \neq \beta_2$) 具有厚度为 d_2 的第二层所构成的情况下，自 $\beta_m = (d_1 \times \beta_1 + d_2 \times \beta_2) / (d_1 + d_2)$ 获得 Al 的平均组成 β_m 。

此外，在本发明的导光层中，如图 4 所示，可采用 GRIN 结构，其中有一梯次组成物，使带隙能量接近活性层时生长较小。明确而言，通过采用梯次 Al 比例 β ，即，通过采用一梯次组成物，使 Al 比例 β 接近活性层时生长较小，可得 GRIN 结构，其导致注射载流子功效的改良。据此，如图 4 所示，梯次组成物可为连续梯次组成物或中断与逐步梯次组成物。此外，亦在层压上述第一导光层的多对第一层 / 第二层的结构

中，带隙能量可通过梯次 Al 比例作成接近活性层时较小。在此情况下，仅至少一层，例如，仅第一层可具有梯次组成物。此外，所有构成一对的层，例如，第一层与第二层可具有梯次组成物。另外，以导光层的厚度方向，可部份具有梯次组成物，较佳的是，当所有厚度方向的区具有梯次组成物时，有更加改良注射载流子功效的倾向。

此外，多层导光层可具有多层超晶格结构，如图 5 所示。通过使用超晶格结构，可抑制晶体特性由于上述含 Al 的氮化物半导体的恶化，而可形成具有较佳晶体特性的波导。明确而言，采用一种结构，其中在第一导光层 26 中，上述第一层与第二层被层压，使其至少一层具有 2 或以上层较佳的是，各层具有 2 或以上的层，或多对第一层与第二层被层压。据此，各层中氮化物半导体的组成物与上述的氮化物半导体的组成物相同。较佳的是，通过使用 $\text{Al}_{\beta_1}\text{Ga}_{1-\beta_1}\text{N}$ ($0 \leq \beta_1 \leq 1$) / $\text{Al}_{\beta_2}\text{Ga}_{1-\beta_2}\text{N}$ ($0 \leq \beta_2 \leq 1$, $\beta_1 \neq \beta_2$) 作为第一层 / 第二层，及在上述短波区， $\text{Al}_{\beta_1}\text{Ga}_{1-\beta_1}\text{N}$ ($0 < \beta_1 \leq 1$) / $\text{Al}_{\beta_2}\text{Ga}_{1-\beta_2}\text{N}$ ($0 < \beta_2 \leq 1$, $\beta_1 \neq \beta_2$)，形成波导，其可抑制光损耗并可通过超晶格结构抑制晶体特性的恶化。为了使导光层变成超晶格结构，设定构成多层膜的各层厚度，可形成超晶格。厚度端视各层的组成物及组成而不同，但明确而言，不大于 10 nm，较佳为不大于 7.5 nm，这样，晶体特性可保持较佳。更佳的是，通过采用不大于 5 nm，可得进一步较佳的晶体特性。

此外，较佳的是，本发明导光层至少用各导电杂质掺杂，因为载流子的移动与注入变成较佳。据此，导电型杂质可掺杂入一部分导光层内，或可被局部掺杂，或可掺杂入整个导光层内。此外，在多层导光层内，例如，在具有上述第一与第二层的第一导光层内，两者可被掺杂，或第一层与第二层可在不同量下掺杂，或其中的一可以改良掺杂方式掺杂而另一可未掺杂。例如，在超晶格多层结构如交替层压第一层与第二层的结构中，或多对设置于上述第一导光层内，较佳的是，以改良掺杂方式通过仅掺杂一层，例如，仅调制掺杂地对第一层进行掺杂，可抑制晶体特性由于杂质掺杂的恶化。更佳的是，通过仅掺杂一具有低 Al 比例的层，可得具有较佳的晶体特性的层，可抑制晶体特性由于杂质掺杂的恶化，由于杂质掺杂的活化变成更佳。例如，通过杂质掺杂具有小 Al 比例的第

5 二层并使第一层在具有超晶格多层结构的第一导光层内未掺杂，其中上述第一 / 第二层为 $\text{Al}_{\beta_1}\text{Ga}_{1-\beta_1}\text{N}$ ($0 \leq \beta_1 \leq 1$) / $\text{Al}_{\beta_2}\text{Ga}_{1-\beta_2}\text{N}$ ($0 < \beta_2 \leq 1$, $\beta_1 < \beta_2$), 具有较小 Al 比例的第二层具有较第一层更佳的晶体特性。因此，通过杂质掺杂具有较佳晶体特性的层，可实现较佳活化，导致载流子移动及注入优异的导光层。

此外，在有关本发明中导光层的杂质掺杂的图 6A 至 6D 中掺杂量 42 改变所示，通过使杂质掺杂量接近活性层时更小，或使靠近活性层的区的掺杂量较第一与第二导光层 26、29 内远离活性层的区更小，光损耗在波导内，特别是导光层内进一步降低，而实现较佳导光，导致阈值电流 10 密度的减少及驱动电流的减少。其理由如下：当光线被导入杂质掺杂的区内时，光吸收由于杂质发生而造成光损耗。

此外，如上所述，波导具有至少一种结构，其中活性层 27 由第一导光层 26 与第二导光层 29 夹住，以及一种结构，其中导光层或波导的外侧由具有较导光层更小折射率的上、下包覆层 25、30 所夹住，导致一种 15 结构，其中光线限制于波导内，通过这种方式，许多光线分布于波导中活性层内或活性层附近。通过使活性层附近的区内杂质掺杂量较小，分布许多光线的区内的光损耗会降低，导致光损耗小的波导。

明确而言，当第一导光层与第二导光层在各层厚度一半的区分开而考虑靠近活性层的区及远离活性层的区时，使靠近活性层区内导电杂质 20 浓度小于远离活性层区内导电杂质浓度。导光层内杂质浓度不受特殊限制，但明确而言不大于靠近活性层区内 $5 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ 。此处，上述杂质掺杂表示具有第一导电型杂质的第一导光层的掺杂及具有第二导电型杂质的第二导光层的掺杂。

改变导光层掺杂量的形式的例包括，如图 6B 至 6D 掺杂量 42a、42b 25 及 42c 的改变所示，一种接近各导光层(42a)内活性层时使掺杂量平缓又连续地变小的形式、一种使掺杂层间歇又逐步地变小(42b)的形式、一种使逐步掺杂量改变且局部设定导光层(42c)掺杂量改变的形式及其组成。

较佳的是，使具有离开活性层侧不大于 50 nm 的距离的区在导光层内未掺杂，其变成可减少光损耗。较佳的是，通过使 100 nm 或更小的区 30 未掺杂，其变成可减少光损耗及减少阈值电流密度及驱动电流。据此，

当使 50 nm 或更小的区成为未掺杂区时，导光层的厚度为不低于 50 nm。当使 100 nm 或更小的区成为未掺杂区时，当然厚度为不低于 100 nm。据此，当上述未掺杂区设置于导光层内时，较佳的是，其用于与具有上述梯次组成物结构的导光层的组成。其理由如下：如图 4 所示，通过采用一种能带结构，其中带隙能量接近活性层时生长较小。即使当杂质非掺杂区设置在活性层附近时，亦可形成导光层，其可降低载流子注入效率。据此，较佳的是，具有梯次组成物的导光层具有上述 GRIN 结构。此外，在上述多层结构中，即使在带隙能量接近活性层时生长较小的结构中，其亦具有形成未掺杂区的功效。此处，在各导光层中，即使在生长时未用杂质掺杂，即，即使当导光层未掺杂生长时，在有些情况下杂质亦自邻接层扩散。

明确而言，在较佳用作 p 型杂质的 Mg 中，容易造成该扩散现象。如实施方式 1 所示，即使当 p 侧导光层未掺杂形成时，p 型杂质由于自邻接电子限制层及包覆层的扩散亦掺杂于其中。当杂质掺杂被如此扩散影响时，如上所述，使得靠近活性层区内的杂质浓度小于远离区的杂质浓度。较佳的是，该掺杂区设置于导光层中至少一层内。更佳的是，该掺杂区于二导光层内的设置可得减少光损耗的波导。

另外，上述导光层的层构造、杂质掺杂的形式、组成物及上述导光层的厚度可相同或不同于第一导光层与第二导光层的层构造、杂质掺杂的形式、组成物与厚度。例如，第一导光层具有单一膜而第二导光层则具有多层膜，使二导光层的膜构造不同。

(包覆层)

上述实施例 1A 与 1B 为氮化物半导体元件，具有一种结构，其中第一导电型层、活性层及第二导电型层被层压，第一导电型层具有下包覆层，而第二导电型层具有上包覆层。明确而言，如图 2A 所示，元件具有一种结构，其中第一导电型层 11、活性层 12 及第二导电型层 13 被层压在一衬底上，而另具有一种结构，其中至少一层下包覆层 25 设置于第一导电型层 11 内而上包覆层 30 设置于第二导电型层 13 内，活性层夹在上、下包覆层 25、30 之间。上述导光层可设置于夹在上包覆层 25 与下包覆层 30 间的波导内。以下说明具有包覆层的元件结构。

上、下包覆层 25、30 的组成物的带隙能量大于活性层的带隙能量，如图 3B 至 6A 中能带结构 41 所示。此外，当上述激光元件与端发光元件具有第一与第二导光层 26、29 时，带隙能量几乎与导光层的带隙能量相同或略大。据此，上、下包覆层用以限制载流子或限制光线，且当导光层被隐藏时，用作限制光线的层。关于用于包覆层的氮化物半导体，
5 较佳使用含有 Al 的氮化物半导体，使用由 $\text{In}_a\text{Al}_b\text{Ga}_{1-a-b}\text{N}$ ($0 \leq a$, $0 < b$, $a+b \leq 1$) 表示的氮化物半导体。较佳的是，通过使用具有 In 比例为 0 的氮化物半导体，由于含有 In 的氮化物半导体内包覆层的吸收，有容易产生光损耗的倾向。因此，通过较佳使用由 $\text{Al}_b\text{Ga}_{1-b}\text{N}$ ($0 < b \leq 1$) 表示的氮化物半
10 导体，可良好限制光线，当未设置导引层时，可良好限制载流子。

在激光元件及端发光元件中，在波导由上、下包覆层夹住的结构中，通过设定波导与包覆层之间，明确而言，活性层及 / 或导光层之间折射率的充分差异，可得该光线限制于波导内及光线被导引的构造。为了设定该折射率的差异，较佳使用 $\text{Al}_b\text{Ga}_{1-b}\text{N}$ ($0 < b \leq 1$)，通过满足至少下面关系：
15 系：导光层内 Al 比例(平均组成物) 与 β 间的关系是 $\beta \leq b$ ，较佳的是，通过采用 $b - \beta \geq 0.05$ ，设定充分的折射率的差异。因为通过包覆层的光限制亦端视包覆层的膜厚而定，所以氮化物半导体的组成物亦可考虑膜厚来决定。

本发明的包覆层可由单一膜形成或可由多层膜形成或可具有多层超晶格结构如同上述导光层。当包覆层由单一膜形成时，通过形成包含上述氮化物半导体的单一膜，其较容易设计一种光与载流子限制结构，而
20 比较于多层膜的形成，可缩短生长包覆层的所需时间。另一方面，其很难生长具有较佳晶体特性的含有 Al 的氮化物半导体如 AlGa_{0.99}N。特别是，氮化物半导体在大于恒定厚度的厚度下生长如在单一膜内，容易造成裂
25 痕。

当包覆层由多层膜形成时，多个具有不同组成物的氮化物半导体被层压，明确而言，多个具有不同 Al 比例的氮化物半导体被层压。当多层膜如此形成时，可抑制如在单一膜内晶体特性的恶化及裂痕的发生。

明确而言，作为多层膜，具有不同组成物的第一层与第二层被层压
30 以提供多层具有不同折射率与带隙能量的层。例如，可得多层膜，其具

有一种结构，其中具有 Al 比例 b_1 的第一层与具有 Al 比例 b_2 ($b_1 \neq b_2$) 的第二层被层压。据此，通过采用一种构造，其中 Al 比例为 $b_1 < b_2$ ($0 \leq b_1, b_2 \leq 1$)，具有较大 Al 比例的第一层可使折射率与带隙能量更大，而具有较小 Al 比例的第二层可抑制晶体特性由于第一层的形成的恶化。另外，多层具有不同组成物的层可进一步通过层压第一层与第二层并层压具有不同于第二层组成物的第三层而层压。此外，可采用一种结构，其中多层第一层与第二层被交替地层压，或可采用一种结构，其中形成多对至少一第一层与第二层。因为抑制含有 Al 的氮化物半导体晶体特性的恶化及可使厚度在该多层结构中加大，所以其可得限制光重要的厚度。

10 在多层结构包覆层中，通过采用超晶格结构，可形成具有较佳晶体特性的包覆层。此处，超晶格结构设置于至少一部分包覆层内，较佳的是，超晶格结构设置于整个包覆层内，通过这种结构，可形成具有较佳晶体特性的包覆层。据此，超晶格结构可为一种结构，其中多层至少一层第一层与第二层被交替地层压，或多对至少一层第一层与第二层如在导光层内设置。构成超晶格结构的各层厚度端视组成物及各层的组成而不同，但明确而言，不大于 10 nm，较佳为不大于 7.5 nm，通过这种结构，晶体特性可保持较佳。更佳的是，通过采用不大于 5 nm，可得更佳晶体特性。

20 包覆层较佳用至少各导电型杂质掺杂，并可全部或局部掺杂如同导光层。此外，亦在多层膜的情况下，例如，在具有第一层与第二层的多层膜中，二层可被掺杂，或第一层与第二层可在不同量下掺杂，或其中一层可以改良掺杂方式如同导光层被掺杂而另一层按调制掺杂的方式可未掺杂。例如，在超晶格多层结构的情况下，其中上述第一层 / 第二层为 $Al_{b_1}Ga_{1-b_1}N$ ($0 \leq b_1 \leq 1$) / $Al_{b_2}Ga_{1-b_2}N$ ($0 < b_2 \leq 1, b_1 < b_2$)，通过杂质掺杂具有较小 Al 比例的第二层并使第一层未掺杂，可使晶体特性更佳如同导光层。

30 包覆层的厚度不受特殊限制，但在范围为不低于 10 nm 而不大于 2 μ m，不低于 50 nm 而不大于 1 μ m。当厚度不小于 10 nm 时，可限制载流子。当厚度不大于 2 μ m 时，可抑制晶体特性的恶化。另外，当厚度不低于 50 nm 时，可限制光线。这样，包覆层可用于激光元件及端发光

元件内。当厚度不大于 $1\ \mu\text{m}$ 时，可行成具有较佳晶体特性的包覆层。

此处，关于上包覆层及下包覆层，较佳使用含有 Al 的氮化物半导体，这样，可使折射率的差异在波导与二包覆层之间变大。据此，较佳的是，包覆层用的氮化物半导体不含 In，因为含 In 的氮化物半导体比较于不含 In 的氮化物半导体易于恶化晶体特性。特别是，在活性层上具有 p 侧包覆层的结构中，当含 In 的氮化物半导体用于 p 侧包覆层时，晶体特性明显恶化且元件特性亦明显恶化。据此，关于用于包覆层的氮化物半导体，明确而言，较佳使用 $\text{Al}_b\text{Ga}_{1-b}\text{N}$ ($0 < b < 1$)。

(载流子限制层 <p 侧电子限制层 >)

在本发明中，载流子限制层 28 可设置于活性层 27 的内部或活性层的附近，如图 3B 与 4 所中能带结构 41 所示。如图所示，在具有导光层 26、29 及包覆层 25、30 的结构如激光元件与端发光元件的情况下，可设置在导光层 26、29 与活性层 27 之间，或作为活性层或导光层的一部分。此处，此载流子限制层可限制活性层或井层内的载流子。在激光元件及高输出发光元件中，可防止由于元件驱动而温度上升载流子自活性层的溢流与电流密度的增加，导致一种载流子可有效地注入活性层内的结构。

明确而言，如图 4 所示，来自第一导电型层的载流子由配置在第二导电型层侧上的载流子限制层 28b 所限制，而来自第二导电型层的载流子由配置在第一导电型层侧上的载流子限制层 28a 所限制。较佳的是，此载流子限制层设置于其中至少一层内。如实施方式 1 所示，在第一导电型层为 n 型而第二导电型层为 p 型的元件中，较佳的是，载流子限制层至少设置于 p 型层侧上。其理由如下：在氮化物半导体中，因为电子的扩散长度较空穴的扩散长度更长，所以电子更易自活性层溢流，因此，通过设置限制电子的载流子限制层 28 在 p 型层侧上，可得高输出激光元件与发光元件。以下说明载流子限制层作为 p 侧电子限制层设置在 p 型层侧上的例。此可通过取代导电型层应用至 n 型层侧。特别是，较佳的是，设置至少 p 侧电子限制层，因为电子具有较空穴更长载流子扩散长度，因此，电子较易自活性层溢流。

关于此 p 侧电子限制层，使用含有 Al 的氮化物半导体，明确而言，

$\text{Al}_c\text{Ga}_{1-c}\text{N}$ ($0 < c < 1$)。这时, 作为 Al 比例 c , 为了作为载流子限制层的功能, 需要与活性层相比具有充分大的带隙能量(偏移), 据此, Al 比例 c 至少范围为 $0.1 \leq c < 1$, 较佳范围为 $0.2 \leq c < 0.5$ 。其理由如下: 当 c 不大于 0.1 时, 电子限制层在激光元件内不具充分功能。当 c 不低于 0.2 时, 电子被充分限制(载流子限制), 而可抑制载流子的溢流。此外, 当 c 不大于 0.5 时, 电子限制层可生长而可降低裂痕的发生。更佳的是, 当 c 不大于 0.35 时, 可生长具有较佳晶体特性的电子限制层。此外, 当上述导光层被隐藏时, 较佳的是采用具有比导光层的带隙能量更大带隙能量的载流子限制层。当上述包覆层被隐藏时, 较佳的是采用具有相同或大于包覆层带隙能量的载流子限制层。其理由如下: 对于限制载流子, 需要具有较限制光线的包覆层更高混合晶比的氮化物半导体。

此 p 侧电子限制层可用于本发明的氮化物半导体。特别是, 在大量载流子通过大电流驱动注入活性层内如在激光元件中的情况下, 载流子可比无 p 侧层电子限制层更有效地限制, 其不但可用于激光元件而且可用于高输出 LED 内。

本发明载流子限制层的厚度至少为不大于 100 nm, 较佳为不大于 40 nm。其理由如下: 因为含又 Al 的氮化物半导体较其他氮化物半导体(不含 Al)具有更大表体阻力而如上所述较高下设定 p 侧电子限制层内 Al 混合晶比, 当载流子限制层在超过 100 nm 厚度下设置于元件内时, 其变成一极高电阻层, 导致前向电压 V_f 的显著增加。当厚度大于 40 nm 时, 可抑制 V_f 的上升。更佳的是, 通过采用不大于 20 nm, 可抑制上升。此处, p 侧电子限制层厚度的下限至少为不低于 1 nm, 较佳为不低于 5 nm, 这样, 电子限制层作用良好。此处, 电子限制层可由单一膜形成, 或可由具有不同组成物的多层膜形成。

此外, 在本发明的氮化物半导体元件中, 在未设置导光层而仅设置包覆层的情况下, 当限制载流子的充分带旁支(band offset)存在于活性层与包覆层之间, 如上所叙述, 不必自包覆层分开地设置载流子限制层。然而, 在包覆层隔开活性层配置作为具有导光层的结构的情况下, 最好设置载流子限制层在活性层与包覆层之间, 较佳为活性层的附近。其理由如下: 当载流子限制层设置在隔开活性层的位置时, 抑制上述载流子

溢流的功效会失去。明确而言，通过采用活性层与 p 侧电子限制层(载流子限制层)间的距离为不大于 100 nm，载流子限制层起作用。更佳的是，通过采用不大于 500Å 的距离，较佳的载流子限制变成可能。当载流子限制层配置于活性层的外侧时，最佳的是，通过配置接触活性层，载流子可最有效地限制于活性层内。当配置于活性层的内部时，其可作为壁垒层或其一部分。明确而言，通过配置在最靠近活性层内各导电型层的位置，即，作为活性层的最外层，载流子可有效地注入活性层内部的并层内。

例如，在图 4 中，通过设置载流子限制层 28 作为活性层的最外壁垒层，其变成最靠近各导电型层的层。在载流子限制层如此设置于活性层内的情况下，使得带隙能量较活性层内部的壁垒层更大。活性层内部的壁垒层为最外侧以外的壁垒层且为并层夹住的壁垒层。

本发明的 p 侧电子限制层(载流子限制层)可被未掺杂或可用 p 型杂质(各导电型杂质)掺杂。较佳的是，用各种导电型的杂质掺杂。例如，通过 p 型杂质掺杂 p 侧电子限制层，杂质的可动性由于掺杂增强而可减少 V_f 。

当通过大电流如激光元件或高功率 LED 驱动时，为了增强载流子的可动性，最好在高浓度下掺杂。特定掺杂量为至少 $5 \times 10^{16} / \text{cm}^3$ 或更大，较佳为 $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 或更大。在上述以大电流驱动的元素中，掺杂量为 $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 或更大，较佳为 $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 或更大。p 型杂质的量的上限不受特殊限制但不大于 $1 \times 10^{21} / \text{cm}^3$ 。当 p 型杂质的量生长较大时，体电阻易于增加而可增加 V_f 。为了避免如此，较佳的是，上限为最小 p 型杂质浓度，其可保持必要载流子可动性。通过形成未掺杂的载流子限制层，掺杂可通过杂质自邻接层的扩散而完成。

此外，当 p 型载流子限制层设置在 n 侧上时，不必再活性层与壁垒层之间设定大的带旁支如同上述 p 侧电子限制层。当电压施加至元件时，限制电子的旁支变成较小，因此，需要具有大 Al 比例的氮化物半导体的限制层。然而，因为限制空穴的旁支略微改变，不需要设定 Al 比例高达 p 侧电子限制层。明确而言，配置在活性层大部分 n 侧上的 n 侧壁垒层可作为空穴限制层。特别是，通过采用不低于 10 nm 的厚度，可运用优

异空穴限制功能。

即，如实施方式所示，n 侧壁垒层 2a 可通过使厚度比其他壁垒层更大来限制载流子。在多重量子井结构中，因为其他壁垒层 2b、2c 具有一种结构，其中其被井层夹住，当厚度加大时，在有些情况下，载流子被防止有效地注入到井层内。另一方面，因为 n 侧壁垒层 2a 并非由井层夹住所形成，所以通过增强载流子限制的功能，可得较佳活性层的结构。因此 n 侧壁垒层较佳为配置在活性层最外侧上的层，所以 n 侧壁垒层可有效地用来限制载流子。厚度的上限不受特殊的限制，但不大于 30 nm。另外，其亦可由多层膜形成。又在单一量子井结构中，容许 n 侧壁垒层 2a 用来限制载流子，载流子可适当地注入井层内。

在本发明氮化物半导体的激光元件与端发光元件中，如实施方式所示，设置脊柱作为条状波导，将为嵌入层的绝缘膜形成在脊柱侧上。据此，嵌入层最好由氧化物所形成，除了 SiO₂ 作为第二保护膜的材料以外，氧化物包含至少一个元素选自 Ti、V、Zr、Nb、Hf 及 Ta，及 SiN、Bn、SiC 及 AlN 中至少一个所组成的群。最好使用 Zr 与 Hf 以及 Bn 与 SiC 的氧化物。另外，关于嵌入层，半绝缘与 i 型氮化物半导体，在实施方式中对脊柱部分反相的导电型，可使用 n 型氮化物半导体。通过含有 Al 的氮化物半导体的如 AlGa_xN_{1-x} 设定折射率的差异并容许作为电流防止层，可实现侧向光限制。通过含有 In 的氮化物半导体设定光吸收系数的差异，可实现激光元件的光学特性。此外，无设置具有蚀刻的脊柱，电流流动于其中的结构可通过注入 B 与 Al 的离子并使非注入区成为条状而得。

另外，通过采用脊柱宽度不低于 1 μm 而不大于 3 μm，较佳的是不低于 1.5 μm 而不大于 2 μm，可得作为光盘系统优异的斑点状或束流状激光光。

25 (实施例 2)

以下说明本发明的实施例 2，实施例 2 可通过组合上述实施例 1A 及 / 或 1B 使用。

(活性层)

本发明的活性层较佳具有量子井结构，具有含有 GaN 或 Al 的氮化物半导体的井结构及具有由含有 Al 的氮化物半导体或含有 In 与 Al 的氮

化物半导体所形成的壁垒层。此外，特别是，关于活性层的波长，较佳使用具有在 375 nm 以下发光的短波长，明确而言，上述井层的带隙能量具有 375 nm 或更短的波长。据此，用于活性层的氮化物半导体可为非掺杂、n 型杂质掺杂或 p 型杂质掺杂。较佳的是，通过设置非掺杂或未掺杂、或 n 型掺杂的氮化物半导体，可在氮化物半导体元件如激光元件与发光元件内实现高输出。较佳的是，通过容许井层被未掺杂及壁垒层被 n 型杂质掺杂，可得该元件，使激光元件与发光元件具有高输出及发光效率高。此处，量子井结构可为多重量子井结构或单一量子井结构。较佳的是，多重量子井结构使其可改良输出并减少振荡阈值。关于活性层的量子井结构，可使用至少一层上述井层与至少一层上述壁垒层被层压的结构。据此，在量子井结构的情况下，不低于 1 而不大于 4 的井层数目可减少发光元件内阈值电流。更佳的是，具有井层数是 2 或 3 的多重量子井结构易于提供高输出激光元件及发光元件。

(井层)

较佳的是，含有 GaN 或 Al 的氮化物半导体用作本发明的井层及由含有 GaN 或 Al 的氮化物半导体型成的至少一层井层被隐藏于活性层内。在多重量子井结构中，较佳的是，通过设置所有含有上述氮化物半导体井层的井层，容许较短的波长而可得高输出发光元件与激光元件。当发光光谱具有接近单一尖峰时，此构造较佳，另一方面，在具有多个尖峰的多色发光元件中，通过设置至少一层含有 GaN 或 Al 的氮化物半导体的井层，可得较短波长的发光尖峰，而可得各种发光颜色的的发光元件，或与在较短波长激发的荧光物质组成的发光设备。据此，在多色发光元件的情况下，通过使用 $\text{In}_\alpha\text{Ga}_{1-\alpha}\text{N}$ ($0 < \alpha \leq 1$) 作为特定组成物，可得在自紫外线至可见区域的范围下可较佳的发光及振荡的井层。据此，发光波长可由 In 混合晶比决定。

本发明含有 Al 的氮化物半导体的井层可提供一种先前 InGaN 井层难以达到的波长范围，明确而言，对应于 GaN 的带隙能量的约 365 nm 的波长，或更短波长。一种特殊井层具有带隙能量，通过其可在 375 nm 或更短的波长下发光及振荡。在先前 InGaN 的井层中，在对应于 GaN 的带隙能量的约 365 nm 的波长下，例如，在 370 nm 下，必须调整 In 比例

约 1% 或更小, 当 In 比例变成如此极小时, 发光效率会降低, 因此, 很难获得具有充分输出的发光元件与激光元件。此外, 当 In 比例为 1% 或更小时, 很难控制该生长。在本发明中, 通过较佳使用含有 GaN 或 Al 的氮化物半导体的井层, Al 比例会增加以增加在先前很难有效发光的 375 nm 的波长区域内带隙能量, 其可用于较短波长的激光元件内。

此处, 用于井层内含有 Al 的氮化物半导体的特定组成物为由 $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 < x \leq 1$, $0 \leq y \leq 1$, $x+y < 1$) 表示的组成物, 较佳的组成物为 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 1$)。包括上述井层为 GaN 情况的本发明较佳井层的组成物为使用由 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 1$) 表示的氮化物半导体。在用于生长氮化物半导体的气相生长法如 MOCVD 等中, 当构成元件的数目变成较大时, 反应易于在构件间造成。因此, 虽然五元或以上混合晶体的复数化通过使用 B、P、As、Sb 等如上所叙述, 较佳为通过使用 AlInGaN 的四元混合晶体成为可能, 可防止所述元素间的反应以生长具有较佳晶体特性的晶体。此外, 在上述组成物 $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ 的四元混合晶体中, 因为有 Al 与 In 间的反应在生长时变成晶体特性恶化的问题倾向, 所以较佳的是, 通过使用 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, 其变成可能以形成具有进一步较佳晶体特性的井层。在所述含有 Al 的氮化物半导体中, 通过增加 Al 混合晶比, 可得一种元件, 其可在上述较短波长区域 ($\lambda \leq 375 \text{ nm}$) 下发光及振荡。此处, Al 比例 x 不受特殊限制, 但对应于所需带隙能量的波长可通过改变 Al 比例获得。

在一较佳实施例中, 本发明量子井结构的活性层具有一对或多对包含上述二元或三元混合晶体 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 1$) 的井层及包含四元混合晶体 $\text{Al}_u\text{In}_v\text{Ga}_{1-u-v}\text{N}$ ($0 < u < 1$, $0 < v < 1$, $u+v < 1$) 或三元混合晶体 $\text{Al}_u\text{Ga}_{1-u}\text{N}$ ($0 < u < 1$) 的壁垒层。

明确而言, 如图 12A、12B 及图 14A、14B 中活性层 12 所示, 活性层具有 1 或以上 AlGaN 井层 1 及 1 或以上 InAlGaN 或 AlGaN 壁垒层 2。这样, 可得内部量子效率与发光效率优异的井层。此外, 通过含有 Al 的氮化物半导体调整 Al 比例, 如图 12A 所示, 可得井层, 其可在 375 nm 或更短的较短波长区域下发光。此外, 通过采用 InAlGaN 或 AlGaN 于具有较井层 1 更大带隙能量的壁垒层 2 内, 可提供亦在上述较短波长区域优异的壁垒层。

(活性层与邻接层)

在本发明的实施例 2 中,在第一导电型层与第二导电型层在活性层二侧上被层压的结构中,特别是以下说明在靠近活性层配置的层,明确而言,邻接并接触活性层的层与活性层之间的关系。

5 先前提出的激光元件具有一种结构,其中带隙能量在活性层二侧上的导光层 26、29 以及在其二外侧上的包覆层 25、30 以此顺序变成较大,如图 13A 与 13B 所示,而图 2A 的层压结构中 Al 混合晶比的改变显示于图 16。例如,在图 16 中具有 410 nm 的波长的 AlGaIn / InGaIn 系列氮化物半导体激光元件中,通过采用导光层 26、29 的 Al 比例为 0 作为开端并用具有较其更小带隙能量的活性层内 In 混合晶比取代,可得先前元件的带隙结构。此外,在紫外线区域内较短波长下先前 AlGaIn 系列半导体激光元件中,如图 16 所示,提出一种结构,其中 Al 混合晶比在活性层外侧的导光层 26、39 及另一外部包覆层内以此顺序增加,这样,带隙能量自活性层朝向外侧增加,如图 13A 与 13B 所示。此外,在紫外线区域内发光先前 AlGaIn 系列半导体发光元件中,提出一种元件,其中省略上述激光元件内包覆层或导光层。明确而言,提出一种结构,其中图 16 所示的导光层 26、29 与包覆层 25、30 被用作载流子限制层,即,Al 比例大于发光层(活性层 27)的 Al 比例,因此,形成具有大带隙能量的层。然而,在 Al 混合晶比朝向活性层外侧连续增加时,由晶体特性的恶化,特别是裂痕的发生而引起严重的问题。

在本发明中,如图 2A 所示,通过采用一种结构,其中夹住活性层 27 的导光层 26、29 具有较活性层内壁垒层 2 更小的带隙能量以及 Al 混合比例亦小,可适当地抑制上述先前结构的裂痕发生,而可得一种结构,其中连续振荡在室温下成为可能。明确而言,第一氮化物半导体层设置余地一导电型层内,第一氮化物半导体层的带隙能量小于活性层内壁垒层的带隙能量,即,在 AlGaIn 系列活性层中,使小于壁垒层的第一氮化物半导体层内 Al 混合晶比变小。据此,井层与第一氮化物半导体层之间的关系为,在活性层内井层中,第一氮化物半导体层的带隙能量做成大于发光再结合的井层的带隙能量。此外,此关系亦可应用至第二导电型层。明确而言,第二导电半导体层内第二氮化物半导体层的带隙能量作

成小于活性层内壁垒层的带隙能量。通过使用具有较壁垒层更小 Al 混晶比的第一氮化物半导体层(第二氮化物半导体层)并配置氮化物半导体层较佳邻接至活性层, 可实现具有较佳载流子限制及较佳晶体特性的活性层。又, 通过使用所述层作为导光层, 可形成适于较短波长的波导结构。此将详细叙述如下。

如图 2A 与 12A 所示, 根据本发明的一实施例的氮化物半导体元件具有一种结构, 其中活性层 12 设置在第一导电型层 11 与第二导电型层 13 之间。关于特定层压体结构, 如图所示, 元件具有一种结构, 其中作为第一导电型层 11, 接触层 23、下包覆层 25 即下导光层 26 被连续层压, 而在其上方有一活性层 27, 在活性层上方, 作为第二导电型层 13, 载流子限制层 28、上导光层 29、上包覆层 30 及接触层 24 被连续层压。此处, 载流子限制层、导光层、包覆层及接触层的交互邻接层不限于图所示接触的情况, 但其可通过设置另一层在各个层之间而隔离。

此处, 图 2A 为显示本发明具有波导结构的元件的层压结构的截面图, 图 12A 与 12B 显示活性层与靠近活性层配置可夹住活性层的层的层压结构 40, 及对应于层压结构 40 的偏压状态的能带结构 41, 特别是, 第一导电型层 11 在 n 型层侧上, 而第二导电型层 13 在 p 型层侧上的情况。图 13A、13B 与图 14A、14B 的能带结构 41 与图 12B 的能带结构相同。在途中, 白色圆圈表示空穴, 黑色圆圈表示电子, 箭头表示各载流子的移动, 实线表示传导带 E_c 及价电子带 E_v , 及虚线表示伪费米能级 E_f 。由图 12B 可知, 具有比夹住井层 1 的壁垒层 2a、2b 更小带隙能量的第一氮化物半导体层 26 与第二氮化物半导体层 29 被夹住活性层配置, 而其用作上、下导光层。

此处, 载流子限制层 28 靠近, 较佳为邻接活性层设置在第二氮化物半导体层 29 与活性层 27 之间于第二导电型层(P 型层侧)内。即, 空穴通过活性层内壁垒层 2a 限制于井层内, 电子通过邻接壁垒层 2b 及 / 或活性层 27 的载流子限制层 28 限制。在显示现有结构的图 13A 与 13B 中, 限制载流子的旁支(offset) 设置在第一导电型层内的层 26 及活性层 27 与壁垒层 2a 之间。具有较活性层 27 或壁垒层 2a 更大带隙能量的氮化物半导体层或导光层 26 邻接活性层设置, 并用以限制载流子。然而, 在邻接

活性层 27 及壁垒层 2a 的氮化物半导体层 26 中，并无载流子限制于活性层内的结构。载流子通过配置在大部分第一导电型层侧上的第一壁垒层 2a 限制于井层 1a 内。

以下说明井层、壁垒层与第一氮化物半导体层(第二氮化物半导体层)间的关系。如上所叙述，本发明的氮化物半导体元件具有一种结构，其中第一导电型层、活性层及第二导电型层被层压。此处，说明一种情况，其中第一导电型层为具有 n 型氮化物半导体的 n 型层而第二导电型层为具有 p 型氮化物半导体的 p 型层。如上所叙述，说明一种情况，其中在供量子井结构的活性层内，最靠近 n 型层侧配置的 n 侧壁垒层为第一壁垒侧，另一方面，最靠近 p 型层侧配置的 p 侧壁垒层则为第二壁垒侧。此处，在本发明中，在与设置于第一导电型层(n 型层)，较佳为靠近 n 侧壁垒层内的第一氮化物半导体层的关系中，第一氮化物半导体层具有较第一壁垒层更大的带隙能量。因此，活性层至少具有第一壁垒层与井层。据此，第一壁垒层必须设置在 n 型层侧而非井层上。因此，在本发明中，活性层至少具有一井层，第一壁垒层设置在 n 型层侧而非井层上。较佳的是，提供设置在 p 型层侧而非井层上的第二壁垒层(p 侧壁垒层)，提供该井层由至少第一壁垒层与第二壁垒层夹住的结构。其理由如下：因为提供夹住井层于其间的的第一壁垒层与第二壁垒层为分别最靠近 n 型层与 p 型层设置的壁垒层，所以其具有不同功能。

第一壁垒层为最靠近活性层内 n 型层配置的壁垒层。更佳的是，第一壁垒层设置在最外侧及最靠近活性层内 n 型层上，亦更佳的是，它与 n 型层及第一氮化物半导体层接触设置。其理由如下：因为第一壁垒层通过由井层隔开 n 型层设置，例如，在图 13B 所示的形式中，载流子注入到井层内在 n 型层侧上多于在第一壁垒层 2a 上，而载流子在 n 型层侧上产生溢流，另一方面，当 n 型层侧上的溢流由厚的第一壁垒层阻止时，载流子不会注入到井层内在更多 n 型层侧上，井层的功能如发光再结合会恶化。反之，第一壁垒层用作限制井层内载流子在由第一壁垒层与 p 型层夹住的活性层内的壁垒层，而第二壁垒层类似地用作限制载流子进入第二壁垒层与 n 型层之间的井层内，而由井层夹住的壁垒层，例如，图 14A 与 14B 中壁垒层 2c、2d 具有分散与限制载流子进入各井层内的

功能，因此，第一壁垒层与第二壁垒层以及井层之间的壁垒层具有不同功能。因此，未了达到第一壁垒层功能的最大用途，其可通过配置第一壁垒层与第二壁垒层在活性层最外侧上而适当地限制载流子进入井层内。

5 此外，关于第二壁垒层(第二 p 侧壁垒层)，代替提供此第二壁垒层(第二 p 侧壁垒层)，通过提供后述载流子限制在活性层外侧，较佳接触活性层，在第二导电型层(p 型层)中，载流子可限制于活性层的井层内。较佳的是，除了此活性层内载流子限制层 28 以外，通过设置第二壁垒层，可改良电子较空穴易于扩散的本质以及氮半导体内载流子扩散长度的倾向，因此，可得一种结构，其中载流子可适当地限制并注入活性层内，
10 特别是井层内。此处，如同第一壁垒层，第二壁垒层配置在 p 型层(第二导电型层)而非井层上，更佳的是，最靠近 p 型层配置，最佳的是，配置在活性层内最外侧及 p 型层侧上，这样，可适当地注入载流子。另外，关于载流子限制层，第二壁垒层可隔开载流子限制层配置。然而，通过
15 形成第二壁垒层接触 p 型层内载流子限制层 28，载流子限制层内载流子通过第二壁垒层的补充限制以及注入到井层内成为可能。

此外，亦可设置在活性层内的壁垒层中除了最外壁垒层以外的壁垒层，其较活性层内井层更靠近第一导电型层与第二导电型层配置如同上述第一壁垒层与第二壁垒层，使壁垒层 2c 由井层 1a 及井层 2b 所夹住，
20 而壁垒层 2d 由井层 1b 及井层 1c 夹住，例如，如图 14A 与 14B 所示。特别是，在多重量子井结构中，通过使用该由井层所夹住的壁垒层，载流子被适当地分散、注入以及限制于多层井层内各井层内。即，其具有不同于上述第一壁垒层 2a 与第二壁垒层 2b 的功能。即使当厚度小于第一壁垒层或第二壁垒层的厚度时，可得该量子井结构，使由井层夹住的
25 壁垒层的功能不会恶化，及可抑制整个活性层的厚度并可抑制 V_f 的增加。此外，通过使用由井层夹住的壁垒层 2c 来代替第一壁垒层 2a 与第二壁垒层 2b，如图 14A 所示，自各导电型层注入的载流子通过此具有大壁垒干扰井层的壁垒层 2c 直接并适当地限制并注入邻接的井层内。此外，通过使用由井层夹住的壁垒层 2c、2d 来代替第一壁垒层 2a 与第二
30 壁垒层 2b，如图 14B 所示，由位于所述壁垒层内部的壁垒层限制的功能

会减弱，位于其外侧的第一壁垒层 2a 与第二壁垒层 2b 会较所述壁垒层强化。这样，即使当井层的数目增加时，外壁垒层形成大壁垒，种结构，其中可适当地实现各井层内载流子的注入与限制。

如上所叙述，因为第一壁垒层 2a 与第二壁垒层 2c，其为外部壁垒层，具有不同于该等由井层夹住的内部壁垒层的功能，所以厚度、带隙能量及组成物可在内部壁垒层与外部壁垒层之间改变，因此，可得具有所需元件特性的元件。此外，在具有多层内部壁垒层的活性层中，如图 14B 所示，组成物、带隙能量及厚度可在各个内部壁垒层之间改变。另外，组成物、带隙能量及厚度可在各个内部壁垒层之间大约相同。较佳的是，通过采用大约相同的组成物、带隙能量及厚度，大约均匀的功能提供至内部壁垒层，因此，载流子可适当地注入各个井层内。

此外，如上所叙述，对于上述理由，较佳的是，关于各个壁垒层用杂质的掺杂，位于大部分 n 型层侧上的第一壁垒层 2b 用 n 杂质掺杂。较佳的是，配置在大部分 p 型层侧上的第二障比层实质上不用 n 型杂质掺杂，明确而言，在杂质浓度为 $5 \times 10^{16} / \text{cm}^3$ 下掺杂而非用 n 型杂质掺杂。其理由如下：用于氮化物半导体的 N 型杂质在许多情况下具有高扩散性。例如，有常用 Mg 与 Zn 被广泛地扩散于层压的结构内的倾向。

当 p 型杂质掺杂于壁垒层内时，扩散入邻接井层会发生，而有抑制载流子于井层内的发光再结合的倾向。此外，通过使靠近 p 型层侧的第二壁垒层未掺杂，杂质自 p 型侧的扩散终止于壁垒层内，而防止杂质于井层内的进一步扩散。特别是，当载流子限制层 28 隐藏于 p 型层内并配置于第二壁垒层附近，较佳为接触第二壁垒层时，因为有载流子限制层变成相当高阻力层的倾向，所以 p 型杂质易于在高浓度下掺杂，因此，此杂质扩散变成问题。然而，使第二壁垒层未掺杂，可防止井层的功能由于扩散而恶化。此外，因为有 p-n 接点形成于载流子限制层附近的倾向，且如图 12B 与 14A 等所示，载流子限制层在最大 Al 混合晶比下形成于元件结构内，大压电现象由具有高 Al 混合晶比的氮化物半导体施加，其易于在井层上具有不利影响。然而，通过形成具有较再体限制层更小 Al 混合晶比的第二壁垒层，有可抑制井层上不利影响的倾向。

此外，当第一壁垒层具有较第二壁垒层更大厚度比较于第一壁垒层

与第二壁垒层时，通过设置载流子限制层 28 于第二导电型层内，通过第二壁垒层限制载流子于活性层的功能会减少，即，壁垒层如同上述内部壁垒层般作业。可得依种结构，其中载流子主要于活性层内的限制通过载流子限制层 28 实现。因为可减少整个活性层的厚度，所以可减少 V_f 。

5 此外，在氮化物半导体中，因为空穴的扩散长度小于电子的扩散长度，当作为空穴入口的第一壁垒层的厚度小时，载流子可有效地注入井层内。另一方面，当设置用 p 型杂质掺杂的载流子限制层 28 时，或当靠近活性层，较佳为接触活性层配置的第二氮化物半导体层 29 具有较第一壁垒层更大带隙能量时，具有高 Al 混合晶比的层邻接活性层设置。因此，因为

10 具有高 Al 混合晶比的层为高阻力，所以在元件操作期间此层产生高热，当其靠近井层时，热对井层的不利影响会发生，其易于降低元件特性。此外，在该具有高 Al 混合晶比的层与活性层之间的界面，或在具有高 Al 混合晶比的层的活性层侧上的界面，或在其附近，当形成 p-n 接点及设置活性层的井层在其附近时，如图 12B、14A 及 14B 所示，有偏压会对

15 井层内发光再结合具有不利影响。即，较佳的是，使第一壁垒层作为隔离井层与具有高 Al 混合晶比的层的隔离片，使得上述具有高 Al 混合晶比的层对井层无不利影响。在此情况下，当第一壁垒层的特定厚度至少为 20\AA 或以上时，可显示上述作为隔离片的功能。当厚度为 40\AA 或以上时，可得对井层具有抑制影响的活性层。

20 关于本发明第一导光层 26 与第二导光层 29，可述及含有 Al 的氮化物半导体。此外，如图 12B 与图 14A、14B 内能带结构 41 所示，导光层被做成具有至少较量子井结构内活性层 27 的井层更大带隙能量，并使活性层 27 与导光层 26、29 间的折射率的差异变成小，这样，可得波导结构。此外，如图 12B 与图 14A、14B 所示，导光层可具有较壁垒层更小的带隙能量。此外，如图 13A、13B 所示，导光层的一部分可具有较壁垒层更小的带隙能量。在此情况下，除了第一壁垒层以外，导光层或其

25 一部分可具有较壁垒层更大的带隙能量。此外，如图 14A、14B 所示，导光层可具有较内部壁垒层，即，一部分活性层内壁垒层更大的带隙能量。

30 即，较佳的是，当导光层具有较第一壁垒层更小的带隙能量的第一

氮化物半导体，更佳的是，导光层包含第一氮化物半导体，或整个导光层具有较具有除了第一氮化物半导体以外的层的多层膜导光层内第一壁垒层更小带隙能量时，可适当地显示上述第一壁垒层的载流子限制层的功能。此外，当形成具有低 Al 混合晶比的导光层时，例如，通过此形成滴导光层时，可形成活性层而抑制由于含有 Al 的氮化物半导体晶体特性的恶化，因此，可得发光元件与激光元件优异的元件。如同在第一氮化物半导体层情况下导光层于第一导电型层内的设置，在导光层设置于第二导电型层内的情况下，如上所叙述，可设置具有较第二壁垒层更小带隙能量的第二氮化物半导体层。运用如第一氮化物半导体层相同的功效。

此外，在第二氮化物半导体层设置于上导光层的情况下，关于导光层的组成物，明确而言，使用 $\text{In}_\alpha\text{Al}_\beta\text{Ga}_{1-\alpha-\beta}\text{N}$ ($0 \leq \alpha$, $0 < \beta$, $\alpha + \beta \leq 1$)。较佳的是，通过使用不含 In 的氮化物半导体，即，通过使用具有 In 比例为 0 的氮化物半导体，可防止由于 In 的加入光的吸收，因此，可得可降低光损耗的波导。此外，通过较佳使用 $\text{Al}_\beta\text{Ga}_{1-\beta}\text{N}$ ($0 \leq \beta \leq 1$)，可得一种波导，其可应用至自紫外线区至红色区的宽波长区。特别是，为了导引在 380 nm 或更短的较短波长区内的光线，如上所叙述，较佳使用 $\text{Al}_\beta\text{Ga}_{1-\beta}\text{N}$ ($0 < \beta \leq 1$)，因为在 GaN 中，上述较短波长区光线被吸收，导致损耗，而恶化阈值电流密度及电流-光输出特性。特别是，较佳为调整导光层内 Al 比例 β ，使导光层的带隙能量 E_g 大于活性层的发光的光子能量 E_p 为 0.05 eV 或大于 ($E_g - E_p \geq 0.05$ eV)。这样，可得一种波导，其中可抑制上述较短波常区内由于导光层光线的损耗。更佳的是，通过采用 $E_g - E_p \geq 0.1$ ，形成更优异波导。

在第一氮化物半导体层设置于导光层内的情况下，导光层可具有超晶格结构或由单一膜所形成。比较于超晶格结构，单一膜的形成可便利载流子电流的流动并减少 V_f 。在单一膜的厚度厚至至少量子效应不会发生的情况下，较佳为较第一壁垒层更厚(在第二氮化物半导体层的情况下第二壁垒层)，更佳为 300 Å 或以上。

另一方面，在导光层具有超晶格的情况下，所有构成超晶格的层较佳可包含 Al，或其较佳为构成超晶格的层中至少一层较佳可包含 Al 且其带隙能量小于活性层最外壁垒层的带隙能量及大于活性层的内壁垒层

的带隙能量。此可充分地便利载流子限制于活性层内。

第一传导型层与第一壁垒层之间的界面较佳被晶格不匹配。明确而言，当第一壁垒层由 $\text{Al}_u\text{In}_v\text{Ga}_{1-u-v}\text{N}$ ($0 < u < 1$, $0 < v < 1$, $u+v < 1$) 形成时，第一氮化物半导体层可由 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x < 1$) 形成。当第一导电型层由欲与第一壁垒层晶格不匹配的氮化物半导体的四元混合晶体形成时，希望层包含 In 而含有 In 的氮化物半导体的四元混合晶体很难形成例如 300 Å 或以上的厚度。因此，第一导电型层较佳由不含 In 的 AlGaN 形成，其具有晶格不匹配特性。

(实施例 3)

10 以下说明本发明的第三实施例，说明元件结构的特定实施方式。

(实施例 3-1)

活性层(AlGaN 壁垒层 / GaN 井层 / AlGaN 壁垒层) SCH 结构

p-GaN 接触层

p- $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ / $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 超晶格包覆层(上包覆层 30)

15 p- $\text{Al}_{0.04}\text{Ga}_{0.96}\text{N}$ 导引层(上导引层 29)

p- $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ (载流子限制层 28)

活性层($\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{N}$ 壁垒层(第一壁垒层)(100Å) / GaN 井层(100Å) / $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{N}$ 壁垒层(第二壁垒层)(45 Å))

n- $\text{Al}_{0.04}\text{Ga}_{0.96}\text{N}$ 导引层(下导引层 26)

20 n- $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ / $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 超晶格包覆层(下包覆层 25)

n-InGaN 裂痕防止层

n- $\text{Al}_{0.02-0.03}\text{Ga}$ (Si 掺杂: 载流子浓度 $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$)

衬底(缺陷密度 $5 \times 10^5 / \text{cm}^2$: 通过 HVPE 法在 ELOG 衬底上的晶体生长 GaN 获得的衬底)

25 (实施例 3-2)

活性层(AlInGaN 壁垒层 / GaN 井层 / AlInGaN 壁垒层) SCH 结构

活性层显示如下，其他具有如实施例 3-1 相同的结构。

活性层($\text{Al}_{0.15}\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.82}\text{N}$ 壁垒层(第一壁垒层)(100 Å) / GaN 井层(100 Å) / $\text{Al}_{0.15}\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.82}\text{N}$ 壁垒层(第二壁垒层) (45 Å))

30 (实施例 3-3)

活性层(AlGa_aN 壁垒层 / AlGa_aN 井层 / AlGa_aN 壁垒层) SCH 结构(振荡波长 360 nm)

活性层显示如下, 其他具有如实施例 3-1 相同的结构。

- 5 活性层($\text{Al}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{N}$ 壁垒层(第一壁垒层)(100 Å) / $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 井层(100 Å) / $\text{Al}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{N}$ 壁垒层(第二壁垒层)(45 Å))
(实施例 3-4)

活性层(AlInGa_aN 壁垒层 / AlGa_aN 井层 / AlInGa_aN 壁垒层) SCH 结构(振荡波长 360 nm)

活性层显示如下, 其他具有如实施例 3-1 相同的结构。

- 10 活性层($\text{Al}_{0.15}\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.82}\text{N}$ 壁垒层(第一壁垒层)(100 Å) / GaN 井层(100 Å) / $\text{Al}_{0.15}\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.82}\text{N}$ 壁垒层(第二壁垒层)(45 Å))
(实施例 3-5)

活性层(AlGa_aN 壁垒层 / GaN 井层 / AlGa_aN 壁垒层) GRIN 结构
p-GaN 接触层

- 15 未使用导光层, 包覆层显示如下, 其他具有如实施例 3-1 相同的结构。
p- $\text{Al}_a\text{Ga}_{1-a}\text{N}$ / $\text{Al}_b\text{Ga}_{1-b}\text{N}$ 超晶格包覆层(上包覆层 30)
n- $\text{Al}_c\text{Ga}_{1-c}\text{N}$ / $\text{Al}_d\text{Ga}_{1-d}\text{N}$ 超晶格包覆层(下包覆层 25)
(实施例 3-6)

活性层(AlInGa_aN 壁垒层 / GaN 井层 / AlInGa_aN 壁垒层) GRIN 结构

- 20 未使用导光层, 包覆层及活性层显示如下, 其他具有如实施例 3-1 相同的结构。

- p- $\text{Al}_a\text{Ga}_{1-a}\text{N}$ / $\text{Al}_b\text{Ga}_{1-b}\text{N}$ 超晶格包覆层(上包覆层 30)
活性层($\text{Al}_{0.15}\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.82}\text{N}$ 壁垒层(第一壁垒层)(45 Å) / GaN 井层(100 Å) / $\text{Al}_{0.15}\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.82}\text{N}$ 壁垒层(第二壁垒层)(45 Å))
25 n- $\text{Al}_c\text{Ga}_{1-c}\text{N}$ / $\text{Al}_d\text{Ga}_{1-d}\text{N}$ 超晶格包覆层(下包覆层 25)
(实施例 3-7)

活性层(AlGa_aN 壁垒层 / AlGa_aN 井层 / AlGa_aN 壁垒层) GRIN 结构(振荡波长 360 nm)

- 30 未使用导光层, 包覆层及活性层显示如下, 其他具有如实施例 3-1 相同的结构。

- p-Al_aGa_{1-a}N / Al_bGa_{1-b}N 超晶格包覆层(上包覆层 30)
 活性层(Al_{0.20}Ga_{0.80}N 壁垒层(第一壁垒层)(100 Å) / Al_{0.05}Ga_{0.95}N 井层(100 Å) / Al_{0.20}Ga_{0.80}N 壁垒层(第二壁垒层) (45 Å))
 n-Al_cGa_{1-c}N / Al_dGa_{1-d}N 超晶格包覆层(下包覆层 25)
- 5 (实施例 3-8)
 活性层(AlInGaN 壁垒层 / AlGaN 井层 / AlInGaN 壁垒层) GRIN 结构(振荡波长 360 nm)
 未使用导光层, 包覆层及活性层显示如下, 其他具有如实施例 3-1 相同的结构。
- 10 p-Al_eGa_{1-e}N 梯次比例包覆层(上包覆层 30)
 活性层(Al_{0.15}In_{0.03}Ga_{0.82}N 壁垒层(第一壁垒层)(100 Å) / GaN 井层(100 Å) / Al_{0.15}In_{0.03}Ga_{0.82}N 壁垒层(第二壁垒层) (45 Å))
 n-Al_fGa_{1-f}N 梯次比例包覆层(下包覆层 25)
 (实施例 3-9)
- 15 活性层(AlGaN 壁垒层 / GaN 井层 / AlGaN 壁垒层) GRIN-SCH 结构
 导光层显示如下, 其他具有如实施例 3-1 相同的结构。
 p-Al_gGa_{1-g}N 梯次比例导引层(上导引层 29)
 活性层(Al_{0.15}Ga_{0.85}N 壁垒层(第一壁垒层)(100 Å) / GaN 井层(100 Å) / Al_{0.15}Ga_{0.85}N 壁垒层(第二壁垒层)(45 Å))
- 20 n-Al_hGa_{1-h}N 梯次比例导引层(下导引层 26)
 (实施例 3-10)
 活性层(AlInGaN 壁垒层 / GaN 井层 / AlInGaN 壁垒层) GRIN-SCH 结构
 (振荡波长 360 nm)
 包覆层与活性层显示如下, 其他具有如实施例 3-1 相同的结构。
- 25 p-Al_gGa_{1-g}N 梯次比例导引层(上导引层 29)
 活性层(Al_{0.15}In_{0.03}Ga_{0.82}N 壁垒层(第一壁垒层)(100 Å) / GaN 井层(100 Å) / Al_{0.15}In_{0.03}Ga_{0.82}N 壁垒层(第二壁垒层) (45 Å))
 n-Al_hGa_{1-h}N 梯次比例导引层(下导引层 26)
 (实施例 3-11)
- 30 活性层(AlGaN 壁垒层 / AlGaN 井层 / AlGaN 壁垒层) GRIN-SCH 结构(振

荡波长 360 nm)

包覆层与活性层显示如下, 其他具有如实施例 3-1 相同的结构。

p-Al_gGa_{1-g}N 梯次比例导引层(上导引层 29)

活性层(Al_{0.20}Ga_{0.80}N 壁垒层(第一壁垒层)(100 Å) / Al_{0.05}Ga_{0.95}N 井层(100 Å) / Al_{0.20}Ga_{0.80}N 壁垒层(第二壁垒层)(45 Å))

n-Al_hGa_{1-h}N 梯次比例导引层(下导引层 26)

(实施例 3-12)

活性层(AlInGaN 壁垒层 / AlGaN 井层 / AlInGaN 壁垒层) GRIN-SCH 结构(振荡波长 360 nm)

10 包覆层与活性层显示如下, 其他具有如实施例 3-1 相同的结构。

p-Al_gGa_{1-g}N 梯次比例导引层(上导引层 29)

活性层(Al_{0.15}In_{0.03}Ga_{0.82}N 壁垒层(第一壁垒层)(100 Å) / GaN 井层(100 Å) / Al_{0.15}In_{0.03}Ga_{0.82}N 壁垒层(第二壁垒层)(45 Å))

p-Al_gGa_{1-g}N 梯次比例导引层(下导引层 26)

15 以下分别说明上述实施例 3-1~3-12 的特性。

实施例 3-1 具有一种超晶格结构, 其中活性层通过上、下包覆层夹住, 上导光层与下导光层设置在各个包覆层与活性层之间, 包覆层的一被改良掺杂, 各个导光层具有较第一壁垒层或第二壁垒层更小的带隙能量并具有较小的 Al 混合晶比, 壁垒层由 AlGaN 三元混合晶体所形成。

20 实施例 3-2 与实施例 3-1 的不同点在于第一壁垒层与第二壁垒层由 AlInGaN 四元混合晶体所形成。

实施例 3-3 与实施例 3-1 及 3-2 的不同点在于井层为 AlGaN 三元混合晶体。实施例 3-4 与实施例 3-1, 2 及 3 的不同点在于井层为 AlGaN 三元混合晶体而壁垒层为 AlInGaN 四元混合晶体。

25 实施例 3-5 与实施例 3-1, 2, 3 及 4 的不同点在于上包覆层与下包覆层的一以改良掺杂方式掺杂以形成超晶格包覆层, 使包覆层的一中 Al 比例 A 与 C 接近活性层时较小, 活性层附近(具有离开活性层的距离为 0.1 μm 或更小的区域)的带隙能量 E_c 大于 E_p 为 0.05 eV 或更大, 另一方面, 在此附近区内, 使得 Al 比例与带隙能量比第一壁垒层与第二壁垒层的 Al 比例与带隙能量更小。据此, Al 比例为 a>b, c>d。

30

实施例 3-8 与实施例 3-1~7 的不同点在于, 在作为上包覆层与下包覆层的 AlGaIn 层中, Al 混合晶比 e 与 f 接近活性层时较小, 活性层附近(具有离开活性层的距离为 0.1 μm 或更小的区域)的带隙能量 E_c 大于 E_p 为 0.05 eV 或更大, 另一方面, 在此附近区内, 使得 Al 晶体比例与带隙能量比第一壁垒层与第二壁垒层的 Al 晶体比例与带隙能量更小。

实施例 3-9 与实施例 3-1~8 的不同点在于, 导引层具有梯次比例结构, 使 Al 混合晶比 g 与 h 接近活性层时较小, 一部分导引层具有比第一壁垒层与第二壁垒层的 Al 晶体比例与带隙能量更小的 Al 晶体比例与带隙能量。

10 [实施方式 1]

关于实施方式, 以下说明一种激光元件, 其中氮化物半导体用于图 1 所示的激光元件结构及图 1 所示的波导结构。此处, 第一导电型层由 n 型氮化物半导体所形成而第二导电型层由 p 型氮化物半导体所形成。然而, 本发明不限于此, 反而第一导电型层可为 p 型而第二导电型层则可为 n 型。

GaN 衬底用于此实施方式中。此外, 不同于氮化物半导体的多相衬底可用作衬底。关于多相衬底, 可使用众所周知氮化物半导体可生长于其上的不同于氮化物半导体的衬底, 如蓝宝石、尖晶石(绝缘衬底如 MgAl_2O_4)、SiC (包括 6H, 4H 及 3C)、ZnS、ZnO、GaAs 及 Si, 可与氮化物半导体晶格相容而具有主平面为 C 面、R 面与 A 面中任一平面的氧化物衬底。较佳的多相衬底为蓝宝石及尖晶石。此外, 多相衬底可为斜角。在此情况下, 当使用阶梯状斜角的多相衬底时, 生长具有较佳晶体特性的包含氮化镓的接地层。此外, 当使用多相衬底时, 作为氮化物半导体单一衬底的元件衬底可通过在元件结构形成前生长作为接地层的氮化物半导体并通过方法如磨擦法除去多相衬底而形成。此外, 在元件结构形成后, 可除去多相衬底。除了 GaN 衬底以外, 亦可使用氮化物半导体的衬底如 AlN 等。

在使用多相衬底的情况下, 当元件结构通过由缓冲层(低温生长层)及包含氮化物半导体的接地层(较佳为 GaN)形成时, 氮化物半导体生长较佳。此外, 当通过 ELOG (外延侧向附生)法生长的氮化物半导体用作

5 设置在多相衬底上的接地层(生长衬底)时, 可得具有较佳晶体特性的衬底。关于 ELOG 层的实施方式, 由生长氮化物半导体层在多相衬底上并在氮化物半导体很难生长的上面设置保护膜的遮蔽区与生长氮化物半导体的非遮蔽区被条状设置, 氮化物半导体自非遮蔽区生长。这样, 除了厚度方向生长以外亦实施侧向方向生长。这样, 氮化物半导体亦在遮蔽区上生长以得 ELOG 层的例。以其他形式, 开口设置在多相衬底上生长的氮化物半导体内, 而侧向方向生长自开口的侧实施以得 ELOG 层的例。

(衬底 101)

10 在做为衬底的多相衬底上生长的氮化物半导体, 此实施方式中为 GaN, 生长在厚度为 $100\ \mu\text{m}$ 后, 除去多相衬底, 并使用含有 GaN 为 $80\ \mu\text{m}$ 的氮化物半导体衬底。形成衬底的方法的细节如下: 具有 C 面作为主平面的包含 2 英寸 Φ 蓝宝石的多相衬底放入 MOVPE 反应器内, 温度保持在 500°C 下, 使用三甲镓(TMG)与氨(NH_3)以生长含有 GaN 的低温生长缓冲层在厚度为 200\AA 下, 此后, 上升温度, 未掺杂的 GaN 生长在厚度为 $1.5\ \mu\text{m}$ 以得接地层。然后, 多个条状遮罩形成在接地层的表面上, 氮化物半导体, GaN 自遮罩开口(窗部)选择性生长以形成由侧向生长法(ELOG)的生长获得的氮化物半导体层(侧向生长层), 随后, GaN 通过 HVPE 法生长在厚度为 $100\ \mu\text{m}$, 以及除去多相衬底、缓冲层及接地层以得含有 GaN 的氮化物半导体衬底。

20 据此, 遮罩在选择性生长下包含 SiO_2 。宽度为 $15\ \mu\text{m}$ 及开口(窗部)宽度为 $5\ \mu\text{m}$ 的遮罩可减少渗透重新配置。明确而言, 在侧向生长的区内如遮罩的上部分, 渗透重新配置会减少。在遮罩的开口, 膜通过近似膜生长法获得。因此, 渗透重新配置方面无改变, 导致一种层, 其中具有大渗透重新配置密度的区与具有小密度的区被分布。对于形成厚氮化物半导体层, HVPE 法由于大生长速率而较佳。通过使用 GaN 或 AlN 作为由 HVPE 法生长的半化物半导体, 可生长具有较佳晶体特性的厚膜。当 GaN 衬底由 HVPE 法形成时, 有三维生长形式的倾向, 其中随著自产生的核生长的定域以后度方向生长, 各个定域被组成以形成膜。在该情况下, 因为渗透重新配置用核生长传输, 所以有由上述侧向生长层分布的渗透重新配置被分散的倾向。

30

(缓冲层 102)

在温度为 1050℃下, 使用 TMG (三甲镓)、TMA (三甲铝)及氨以在氮化物半导体衬底上生长厚度为 4 μm 包含 $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 的缓冲层 102。此层可在 AlGaN n 侧接触层与含有 GaN 的氮化物半导体衬底之间作为缓冲层。

明确而言, 当由使用该层形成的侧生长层或衬底为 GaN 时, 可使用具有较 GaN, $\text{Al}_a\text{Ga}_{1-a}\text{N}$ ($0 < a \leq 1$) 更小热膨胀系数的包含氮化物半导体的缓冲层 102 以减少凹坑。最好设置在 GaN 上, 其为氮化物半导体的侧生长层。此外, 当缓冲层 102 内 Al 混合晶比 a 为 $0 < a < 0.3$ 时, 可形成具有较佳晶体特性的缓冲层。此缓冲层可形成为 n 侧接触层。在形成缓冲层 102 后, 形成由上述缓冲层的组成等式表示的 n 侧接触层, 因而使缓冲层 102 及其上的 n 侧接触层 104 具有缓冲效果。即, 此缓冲层 102 设在使用侧生长或形成其上的侧生长层的氮化物半导体衬底与元件结构之间, 或元件结构内主动层与侧生长层(衬底)或形成于其内的侧生长层(衬底)之间, 更佳的是, 设在元件结构内衬底侧下包覆层与侧生长层(衬底)至少一层之间, 这样, 可减少凹坑而可改良元件特性。

另外, 当 n 侧接触层为缓冲层时, 为了获得与电极的较佳欧姆接触, n 侧接触层内 Al 混合晶比 a 最好为 0.1 或更小。此第一氮化物半导体层或欲设在形成于其上的侧生长层上的缓冲层可在不低于 300℃而不高于 900℃的低温下, 在不低于 800℃而不高于 1200℃的温度下生长, 如同欲设在上述多相衬底上的缓冲层一般。较佳的是, 当单晶体在不低于 800℃而不高于 1200℃的温度下生长时, 可得上述凹坑减少效果。此缓冲层可掺杂有 n 型或 p 型杂质, 或可未掺杂。为了获得较佳晶体特性, 此缓冲层最好未掺杂形成。当设置 2 层或以上的缓冲层时, 可改变 n 型或 p 型杂质浓度及 Al 混合晶比。

然后, 欲成为元件结构的各个层层压在包含氮化物半导体的接地层上。此处, 设置 n 侧接触层 110 至 n 侧导光层作为第一导电型层, 而设置 p 侧电子限制层 108 至 p 侧接触层 111 作为第二导电型层。

(n 侧接触层 103)

然后, 在所得缓冲层 102 上, 使用 TMG、TMA、氨及硅烷以在 1050

℃下, 生长包含 Si 掺杂的 $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 的 n 侧接触层 103 在厚度为 $4 \mu\text{m}$ 。通过使用含有 Al 的氮化物半导体, 明确而言, $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x \leq 1$) 于 n 侧接触层或接地层如缓冲层内, 有由于使用 ELOG 晶体特性恶化的倾向, 特别是, 可抑制凹坑的发生, 因此, 比较于不含 Al 的氮化物半导体如 GaN, 可设置较佳的接地层表面, 这样, 较佳使用含有 Al 的氮化物半导体。

(裂痕防止层 104)

然后, 使用 TMG、TMI (三甲钢) 及氨以在 800°C 下, 生长包含 $\text{In}_{0.06}\text{Ga}_{0.94}\text{N}$ 的裂痕防止层 104 在厚度为 $0.15 \mu\text{m}$ 。可省略裂痕防止层。

10 (n 侧包覆层 105 (下包覆层 25))

使用 TMA、TMG 及氨作为原料以在 1050°C 下, 生长包含未掺杂 $\text{Al}_{0.14}\text{Ga}_{0.86}\text{N}$ 的 A 层在厚度为 25 \AA 。随后, 停止 TMA, 硅烷气体用作杂质气体以生长在 $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 下用 Si 掺杂含有 GaN 的 B 层在厚度为 25 \AA 。重复交替层压 A 层与 B 层的程序 120 次以层压 A 层与 B 层以生长包含多层膜(超晶格结构)具有全部厚度为 $0.6 \mu\text{m}$ 的 n 侧包覆层 106。

15 (n 侧导光层 106 (第一导光层 26))

然后, 在相同温度下, 使用 TMG 及氨作为原料气体以交替地层压包含厚度为 25 \AA 的 Si 掺杂 GaN 的 A 层与包含厚度为 25 \AA 的 $\text{Al}_{0.06}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 的 B 层(通过加入 TMA 作为原料气体) 30 次, 以生长包含超晶多层膜具有厚度为 $0.15 \mu\text{m}$ 的 n 侧导光层 106。

(活性层 107)

然后, 如图 7 所示, 使用 TMI (三甲钢)、TMG 及 TMA 作为原料气体以在 800°C 下, 层压包含 Si 掺杂的 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 的壁垒层及包含未掺杂的 $\text{In}_{0.03}\text{Al}_{0.02}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 的井层于其上, 其顺序为壁垒层 2a / 井层 1a / 壁垒层 2b / 井层 1b / 壁垒层 2c。据此, 如图 7 所示, 壁垒层 2a 形成在厚度为 200 \AA , 而壁垒层 2b、2c 形成在厚度为 40 \AA , 及井层 1a、1b 形成在厚度为 70 \AA 。活性层 107 具有全部厚度为约 420 \AA 的多重量子井结构(MQW)。

(p 侧电子限制层 108 (载流子限制层 28))

然后, 在相同温度下, 使用 TMA、TMG 及氨作为原料气体以及 Cp_2Mg (环戊二烯镁) 作为杂质气体以生长包含 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 在 $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 下用 Mg

掺杂的 p 侧电子限制层 108 在厚度为 10 nm。此层不用设置。然而，通过由设置，此层用来限制电子并促进阈值的减少。

(p 侧导光层 109 (第二导光层 29))

5 然后，在温度为 1050°C 下，使用 TMG 及氨作为原料气体以交替地层压包含厚度为 25 Å 的 Mg 掺杂 GaN 的 A 层与包含厚度为 25 Å 的 $\text{Al}_{0.06}\text{Ga}_{0.94}\text{N}$ 的 B 层(通过加入 TMA 作为原料) 20 次，以生长具有厚度为 0.15 μm 的超晶格多层结构的 p 侧导光层 109。

10 因为此 p 侧导光层 109 通过 Mg 自邻接层如 p 侧电子限制层 108、p 侧包覆层 109 等的扩散用 Mg 掺杂，即使形成未掺杂时，可使导引层 109 成为 Mg 掺杂的层。

(p 侧包覆层 110 (上包覆层 30))

15 随后，在 1050°C 下，包含未掺杂 $\text{Al}_{0.14}\text{Ga}_{0.86}\text{N}$ 的 A 层生长在厚度为 25 Å。随后，使用 Cp_2Mg 以生长包含 Mg 掺杂的 $\text{Al}_{0.14}\text{Ga}_{0.86}\text{N}$ 的 B 层在厚度为 25 Å。重复交替层压 A 层与 B 层的程序 100 次以层压 A 层与 B 层以生长包含超晶格多层膜具有全部厚度为 0.5 μm 的 p 侧包覆层 110。

(p 侧接触层 111)

20 最后，在 1050°C 下，包含在 $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ 下用 Mg 掺杂的 p 型 GaN 在 p 侧包覆层 110 上生长在厚度为 150 Å。p 侧接触层 111 可由 p 型 $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 \leq x, 0 \leq y, x+y \leq 1$)，较佳的是，用 p 型杂质掺杂的 GaN 或具有 Al 比例为 0.3 或更小的 AlGa_{0.7}N 所组成。这样，可得与 p 电极 120 最佳的欧姆接触，最佳的是，通过采用 GaN，最佳欧姆接触变成可能。因为接触层 111 为其上形成有电极的层，所希望有 $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ 或更大的高载流子浓度。当浓度低于 $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ 时，有其变成很难获得与电极较佳欧姆接触的倾向。此外，通过采用 GaN 作为接触层的组成物，易于获得与电极材料较佳的欧姆接触。在反应完成后，晶圆在 700°C 下氮氛
25 氛圈内反应器中退火，以使 p 型层降低阻力。

30 在生长氮化物半导体以如上述层压各个层后，自反应器除去晶圆，包含 SiO_2 的保护膜形成在最上面 p 侧接触层的表面上，其使用 RIE (反应性离子蚀刻)法以 SiCl_4 气体蚀刻，以暴露 n 侧接触层 103 的表面，欲形成 n 电极于其上，如图 1 所示。因此，为了蚀刻氮化物半导体深，最好

SiO₂作为保护膜。

然后,关于上述条状波导区,形成脊柱条。首先,包含氧化硅(主要为SiO₂)的第一保护膜161使用PVD元件在最上面p侧接触层(上接触层)的几乎表面上形成厚度为0.5 μm的膜之后,具有预定形状的遮罩放置
5 在第一保护膜上,其用RIE(反应性离子蚀刻)设备使用CF₄气体实施光刻技术以得具有条宽为1.6 μm的第一保护膜161。据此,脊柱条的高度(蚀刻深度)通过蚀刻一部分p侧接触层111、p侧包覆层109及p侧导光层110并蚀刻p侧导光层109至0.1 μm的厚度而形成。

然后,在脊柱条形成后,包含氧化锆(主要为ZrO₂)的第二保护膜162
10 在由蚀刻暴露的第一保护膜161及p侧导光层109上连续形成在0.5 μm的厚度。

在第二保护膜162形成后,晶圆在600℃下热处理。当SiO₂以外的材料如此形成为第二保护膜时,在第二保护膜形成后,通过在温度不低于300℃,较佳为不低于400℃而不高于氮化物半导体的降解温度(1200
15 ℃)下热处理,第二保护膜变成很难在溶解第一保护膜的材料(盐酸)内溶解,因此,其更希望加入此步骤。

然后,晶圆浸泡于盐酸内以通过提升法除去第一保护膜161。此除去设置在p侧接触层111上的第一保护膜161以暴露p侧接触层。因此,如图1所示,第二保护膜(嵌入层)162形成在脊柱条与连续平面(p侧导
20 光层109的暴露平面)上。

因此,在除去设置在p侧接触层112上的第一保护膜161后,如图1所示,包含Ni/Au的p电极120形成在暴露的p侧接触层111的表面上。p电极120具有条宽为100 μm并如图1所示,形成在第二保护膜162上方。在第二保护膜162形成后,包含Ti/Al的条状n电极121形
25 成在与条带平行的已暴露n侧接触层103的表面上。

然后,为了提供取样电极在由蚀刻暴露的侧上的p,n电极内以形成n电极,遮蔽所需区,包含SiO₂与TiO₂的介电多层膜164设置于其上,而包含Ni-Ti-Au(1000 Å-1000 Å-8000 Å)的取样(图样)电极122、123分别设置在p,n电极上。据此,活性层107的宽度为200 μm(垂直于共振器方向的方向宽度),而包含SiO₂与TiO₂的介电多层膜设置在共振器
30

的表面(反射侧)上。因此,在形成 n 电极与 p 电极后,氮化物半导体的 M 平面(GaN 的 M 平面,如(11-00))以垂直于条状电极的方向分成杆状,进一步细分杆状晶圆以得激光元件。据此,共振器的长度为 $650 \mu\text{m}$ 。

当转化成杆状时,在由蚀刻端夹住的波导区内进行裂解,所得裂解平面可为共振器平面。此外,裂解亦可在波导区外侧进行,蚀刻端可为共振器平面。可形成一对具有一平面作为蚀刻端而另一平面作为裂解平面的共振器平面。此外,包含介电多层膜的反射膜设置在上述蚀刻端的共振器平面上。此外,反射膜亦可在裂解后设置在裂解表面的共振器平面上。据此,关于反射膜,使用至少一个选自 SiO_2 、 TiO_2 、 ZrO_2 、 ZnO 、 Al_2O_3 、 MgO 及聚亚胺所组成的群。另外,亦可使用通过层压在厚度为 $\lambda / 4n$ (λ 为波长, n 为材料的折射率)获得的多层膜,或仅可使用一层,或反射膜亦可作为防止共振器端暴露的表面保护膜。为了作为表面保护膜,形成膜在厚度为 $\lambda / 2n$ 。此外,蚀刻端未在元件加工步骤中形成,即,仅暴露 n 电极形成平面(n 侧接触层),而可得具有一对裂解平面作为共振器平面的激光元件。

又当杆状晶圆进一步细分时,可使用氮化物半导体(单一衬底)的裂解平面。当裂解成杆状时垂直于裂解平面的氮化物半导体(GaN)可在由六角形系统近似的 M 面或 A 面($\{1010\}$),而可取出晶片。另外,当裂解成杆状时,可使用氮化物半导体的 A 面。

所得激光元件为氮化物半导体元件,其在室温下,在 370 nm 波长下连续振荡。此外, n 侧或 p 侧导光层由具有 Al 平均比例为 0.03 的 AlGaN 所组成,并形成波导,其中第一导光层及第二导光层的带隙能量 E_g 与激光光的光子能量 E_p (活性层的发光波长)间的差异, $E_g - E_p$, 为 0.05 eV 或更大。

[实施方式 2]

除了活性层如下述形成于实施方式 1 以外,根据如实施方式 1 相同方式,可得激光元件。

(活性层 107)

以壁垒层 2a / 井层 1a / 壁垒层 2b / 井层 1b / 壁垒层 2c 的顺序层压包含 Si 掺杂的 $\text{In}_{0.01}\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.89}\text{N}$ 的壁垒层及包含未掺杂的 $\text{In}_{0.03}\text{Al}_{0.02}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 的

井层于其上。据此，如图 7 所示，壁垒层 2a 形成在厚度为 200 Å，而壁垒层 2b、2c 形成在厚度为 40 Å，及井层 1a、1b 形成在厚度为 70 Å。活性层 107 具有全部厚度为约 420 Å 的多重量子井结构(MQW)。

5 所得激光元件为氮化物半导体元件，其如实施方式 1 在室温下，在 370 nm 波长下连续振荡。

[实施方式 3]

除了活性层、导光层及包覆层如下述形成于实施方式 1 以外，根据如实施方式 1 相同方式，可得激光元件。

(n 侧包覆层 105 (下包覆层 25))

10 重复交替层压包含未掺杂 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 的 A 层在厚度为 25 Å 与包含在 $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 下用 Si 掺杂含有 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 的 B 层在厚度为 25 Å 的程序 120 次以层压 A 层与 B 层以形成包含多层膜 (超晶格结构)具有全部厚度为 0.6 μm 的 n 侧包覆层 106。

(n 侧导光层 106 (第一导光层 26))

15 交替地层压包含厚度为 25 Å 的 Si 掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 的 A 层与包含厚度为 25 Å 的 $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 的 B 层 30 次，以生长包含超晶多层膜具有厚度为 0.15 μm 的 n 侧导光层 106。

(活性层 107)

20 以壁垒层 2a / 井层 1a / 壁垒层 2b / 井层 1b / 壁垒层 2c 的顺序层压包含 Si 掺杂的 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 的壁垒层及包含未掺杂的 $\text{In}_{0.03}\text{Al}_{0.02}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 的井层于其上。据此，如图 7 所示，壁垒层 2a 形成在厚度为 200 Å，而壁垒层 2b、2c 形成在厚度为 40 Å，及井层 1a、1b 形成在厚度为 70 Å。活性层 107 变成具有全部厚度为约 420 Å 的多重量子井结构(MQW)。

(p 侧导光层 109 (第二导光层 29))

25 交替地层压包含厚度为 25 Å 的 Mg 掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 的 A 层与包含厚度为 25 Å 的 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 的 B 层 30 次，以生长具有厚度为 0.15 μm 的超晶格多层结构的 p 侧导光层 109。

(p 侧包覆层 110 (上包覆层 30))

30 包含未掺杂 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 的 A 层生长在厚度为 25 Å，及包含 Mg 掺杂的 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 的 B 层生长在厚度为 25 Å，及重复交替地层压 A 层与 B

层的程序 100 次以生长包含超晶格多层膜具有全部厚度为 $0.5 \mu\text{m}$ 的 p 侧包覆层 110。

所得激光元件为氮化物半导体元件，其在室温下，在 350 nm 波长下，在较实施方式 1 更短波长区连续振荡。n 侧或 p 侧导光层由具有 Al 平均比例为 0.2 的 AlGa_{0.98}N 所组成。形成波导，其中第一导光层及第二导光层的带隙能量 E_g 与激光光的光子能量 E_p 间的差异， $E_g - E_p$ ，为 0.05 eV 或更大。

[实施方式 4]

除了各个导光层如下述形成于实施方式 1 以外，根据如实施方式 1 相同方式，可得激光元件。

(n 侧导光层 106 (第一导光层 26))

包含 Si 掺杂 $\text{Al}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}\text{N}$ 的 n 侧导光层 106 (实施方式 1 的 Al 平均比例)形成在厚度为 $0.15 \mu\text{m}$ 以提供单一膜导光层。

(p 侧导光层 109 (第二导光层 29))

包含 Mg 掺杂 $\text{Al}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}\text{N}$ 的 p 侧导光层 109 (实施方式 1 的 Al 平均比例)形成在厚度为 $0.15 \mu\text{m}$ 以提供单一膜导光层。

虽然所得激光元件具有如实施方式 1 相同 Al 平均比例，有由于单一膜导光层的设置恶化晶体特性的倾向。此外，因为导光层的掺杂区大，所以有由于杂质掺杂光损耗严重地发生而增加阈值电流密度的倾向。

此外，关于另一单一膜导光层，在实施方式 1 中，p 侧导光层与 n 侧导光层由未掺杂 $\text{Al}_{0.035}\text{Ga}_{0.965}\text{N}$ 形成在厚度为 75 nm 以形成具有单一量子井结构的活性层，其中未设置壁垒层 2c 及井层 1b。在所得激光元件中，因为导光层比较于实施方式 1 为单一膜，所以晶体特性会恶化。另一方面，通过采用厚度的一半，可抑制元件由于晶体特性的恶化而恶化。此外，通过形成为掺杂导光层，可得一种结构，其中可抑制波导中的光损耗。另外，因为活性层具有单一量子井结构，通过抑制活性层内晶体特性的恶化，可得大约等效于实施方式 1 的激光元件。此处，未掺杂意指未在生长时故意进行掺杂。如上所叙述，由于 Mg 自邻接 p 侧电子限制层及 p 侧包覆层的扩散，p 侧导光层略为用 Mg 掺杂。Si 会略为扩散，这样，n 侧导光层变成未掺杂。在氮化物半导体中，因为 n 型载流子的

扩散长度较 p 型更长，未掺杂的氮化物半导体显示 n 型但由于 N 原子空缺而高阻力，即使转换成未掺杂的 n 侧导光层，载流子亦可注入活性层内。

[实施方式 5]

5 除了导光层如下述图 4 所示的梯次组成物形成于实施方式 1 以外，根据如实施方式 1 相同方式，可得激光元件。

(n 侧导光层 106 (第一导光层 26))

$\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 形成在厚度为 $0.15 \mu\text{m}$ 。据此，生长时，Al 比例 x 自 0.01 改变成 0.05，以提供以厚度方向具有梯次组成物的 n 侧导光层 106。据
10 此，n 侧导光层在第一厚度为 50 nm 的区通过 Si 掺杂形成并在厚度为 $0.1 \mu\text{m}$ 的其余区(在活性层侧上的 $0.1 \mu\text{m}$ 区)未掺杂形成。

(p 侧导光层 109 (第二导光层 29))

$\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 形成在厚度为 $0.15 \mu\text{m}$ 。据此，生长时，Al 比例 x 自 0.01 改变成 0.05，以提供以厚度方向具有梯次组成物的 p 侧导光层 109。据
15 此，p 侧导光层在第一厚度为 $0.1 \mu\text{m}$ 的区(在活性层侧上的 $0.1 \mu\text{m}$ 区)未掺杂形成并在厚度为 50 nm 的其余区通过 Mg 掺杂形成。

所得激光元件具有几乎如实施方式 1 相同 Al 平均比例。然而，如图 4 所示，通过设置具有梯次带隙能量的导光层，注入载流子于活性层内的功效变成较佳而改良内部量子效率。此外，因为未掺杂区设置在靠近
20 导光层内活性层侧(活性层侧)上，所以可得一种波导结构，其中由杂质掺杂的光损耗会降低，而有减少阈值电流密度的倾向。

[实施方式 6]

除了导光层如下述图 4 所示的梯次组成物形成于实施方式 5 以外，根据如实施方式 1 相同方式，可得激光元件。

25 (n 侧导光层 106 (第一导光层 26))

交替地层压包含厚度为 25 \AA 的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 的 A 层与包含厚度为 25 \AA 的 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($x > y$) 的 B 层 30 次，以生长具有厚度为 $0.15 \mu\text{m}$ 的超晶格多层结构的 n 侧导光层。据此，生长时，Al 比例 x 自 0.05 改变成 0.03，而 Al 比例 y 在 0.015 为常数，以提供具有梯次组成物的 n 侧导光层 106。
30 据此，在 n 侧导光层中，A 层与 B 层均在第一厚度为 50 nm 通过 Si 掺杂

形成, 仅 A 层通过 Si 掺杂形成而 B 层以改良掺杂方式在厚度为 $0.1 \mu\text{m}$ 的其余区(在活性层侧上的 $0.1 \mu\text{m}$ 区)未掺杂形成。

(p 侧导光层 109 (第二导光层 29))

5 交替地层压包含厚度为 25 \AA 的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 的 A 层与包含厚度为 25 \AA 的 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($x>y$) 的 B 层 30 次, 以形成具有厚度为 $0.15 \mu\text{m}$ 的超晶格多层结构的 p 侧导光层 109。此处, 在 p 侧导光层中, A 层通过 Mg 掺杂形成而 B 层在第一厚度为 $0.1 \mu\text{m}$ (在活性层侧上的 $0.1 \mu\text{m}$ 区)未掺杂形成, A 层与 B 层在厚度为 50 nm 的其余区通过 Mg 掺杂形成。

10 所得激光元件具有几乎如实施方式 4 相同 Al 平均比例。然而, 由于超晶格结构晶体特性变成较佳, 而改良元件特性。另一方面, 因为导光层的未掺杂区较实施方式 4 小, 所以有光损耗变成较大而减少阈值电流密度的倾向。

[实施方式 7]

以下说明图 8 所示的端发光激光元件。

15 (衬底 501)

使用如实施方式 1 的氮化物半导体衬底 101 相同的衬底 501。

交替地层压各三层包含 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 1$) 的第一层 531 与具有不同于第一层组成物包含 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < y \leq 1, x < y$) 的第二层 532 作为反射膜 530 在氮化物半导体衬底 501 上。据此, 设置各层在符合等式: $\lambda / (4n)$ (λ 为光波长, n 为材料的折射率) 的厚度。关于氮化物半导体反射膜, 可使用交替地层压第一、第二层与由 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 1$) 表示具有不同组成物的氮化物半导体的多层膜。据此, 形成一层或多层各个层及一对或多对第一 / 第二层。明确而言, 第一 / 第二层可由 $\text{AlGaN} / \text{AlGaN}$ 、 $\text{GaN} / \text{AlGaN}$ 、 $\text{AlGaN} / \text{AlN}$ 、 GaN / AlN 等所形成。在 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N} / \text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < x, x < y < 1$) 的情况下, 因为其为 AlGaN 多层膜, 所以可使热膨胀系数的差异变小, 并可形成较佳晶体特性。在 $\text{GaN} / \text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < y < 1$) 的情况下, 由于 GaN 层, 可得具有改良晶体特性的多层膜。此外, 当 Al 比例的差($y-x$) 的差异变大时, 第一层与第二层之间的折射率的差异变大而折射率变高。明确而言, 通过采用 $y-x \geq 0.3$, 较佳为 $y-x \geq 0.5$, 可形成具有高折射率的多层反射膜。此外, 如实施方式 1 中, 通过形成 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < y \leq 1$) 作

20

25

30

为多层膜，其作为缓冲层 102，而可得凹坑减少功效。此外，缓冲层亦可设置在衬底与活性层之间或活性层上。上述介电多层膜可应用至活性层上的反射膜。此外，其亦可应用至端发光元件，其中反射膜分开在衬底与活性层之间。

5 随后，在如实施方式 1 相同条件下，层压 n 侧接触层 533、活性层 534、p 侧电子限制层(图未显示)及 p 侧接触层 535 以提供具有圆形开口的含有 SiO₂ 的块状层 536。Mg 掺杂的 GaN 自圆形开口生长以形成第二 p 侧接触层 537。据此，可形成 p 侧接触层 535 或第二 p 侧接触层 537。包含 SiO₂ / TiO₂ 的介电多层膜形成在第二 p 侧接触层 537 上以得反射膜 538，其
10 设置在上述圆形块状层 536 的开口上。进行蚀刻到达暴露 n 侧接触层 533 的深度，环状 n 电极 521 形成在暴露的 n 侧接触层 533 上，环绕反射膜 538 的 p 电极 520 形成在第二 p 侧接触层 537 上。如此所得的端发光激光元件为激光元件，其如实施方式 1 一般在短波长下振荡。

[实施方式 8]

15 除了包覆层、导光层即活性层如下述形成于实施方式 1 以外，根据如实施方式 1 相同方式，可得具有元件结构的激光元件。

关于上、下包覆层，交替地层压具有厚度为 25 Å 的 Al_{0.1}Ga_{0.9}N 及具有厚度为 25 Å 的 Al_{0.05}Ga_{0.95}N 100 次，以得超晶格多层结构(500 Å)。据此，在 p 侧与 n 侧包覆层内，超晶格的一分别用 Mg 及 Si 作为掺杂物掺杂。

20 关于上、下导光层，未掺杂的 Al_{0.04}Ga_{0.96}N 形成在厚度为 0.15 μm。包含 Al_{0.15}In_{0.01}Ga_{0.84}N (200 Å) 的壁垒层、具有厚度为 100 Å 的井层及包含 Al_{0.15}In_{0.01}Ga_{0.84}N (45 Å) 的壁垒层被层压作为活性层以得量子井结构。

图 10 所示 Al 混合晶比 x (x=0.03, 0.06, 0.08) 的依附性显示阈值电
25 流密度及使用 Al_xIn_{0.04}Ga_{0.96-x}N 作为井层在脉冲振荡下波长的改变。图 11 所示 In 混合晶比 y (y=0.02, 0.03, 0.04, 0.07) 的依附性显示阈值电
流密度及使用 Al_{0.03}In_yGa_{0.97-y}N 在脉冲振荡下波长的改变。

如图 11 所示，在阈值电流密度 J_{th} 中，当 In 混合晶比 y 生长大于约 0.02 时，显示下降曲线，可见最小值范围为 0.03 至 0.05 而在超过 0.05 的区中，显示增加的倾向。此外，关于 Al 混合晶比 x，如图 10 所示，
30 在 x ≤ 0.1 的范围内，有 Al 混合晶比 x 增加的增加倾向而在在 0 < x ≤ 0.6

的范围内, 较佳可减少阈值电流。

[实施方式 9]

以下说明图 1 所示脊柱型氮化物半导体激光结构的细节。

n 型接触层 103、裂痕防止层 104、n 型包覆层 105 及 n 型导光层 106,
5 其为 n 型氮化物半导体, 通过由缓冲层 102 形成在衬底 101 上。除了 n
型包覆层 105 以外, 可省略其他层, 端视元件而定。n 型氮化物半导体
层必须具有较活性层更宽带隙, 至少其部分接触活性层。因此, 以含有
Al 的组成物较佳。此外, 各层可为生长而用 n 型杂质掺杂的 n 型, 或可
为未掺杂生长的 n 型。

10 活性层 107 形成在 n 型氮化物半导体层 103~106 上。如上所叙述,
活性层 107 具有 MQW 结构, 其中重复交替地层压 $Al_{x_1}Ga_{1-x_2}N$ 井层 ($0 \leq x_1 < 1$)
及 $Al_{x_2}Ga_{1-x_2}N$ 壁垒层 ($0 < x_2 < 1, x_1 < x_2$) 适当次数, 在活性层二端有一壁垒
层。井层未掺杂形成, 所有壁垒层较佳在浓度为 $1 \times 10^{17} \sim 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 下
用 n 型杂质如 Si、Sn 等掺杂。

15 最后壁垒层未掺杂形成, 并包含在有些情况下, 在浓度为 $1 \times 10^{16} \sim 1$
 $\times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 下, 自其次生长的 p 型电子限制层 108 扩散的 p 型杂质如 Mg
等。

最后壁垒层可在浓度为 $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 或更小下生长而用 p 型杂质如 Mg
等掺杂。如同其他壁垒层, 最后壁垒层可用 p 型杂质如 Si 掺杂。

20 p 型电子限制层 108、p 型导光层 109, p 型包覆层 110 及 p 型接触层 111
作为 p 型氮化物半导体形成在最后壁垒层上。除了 p 型包覆层以外, 可
省略其他层, 端视元件而定。P 型氮化物半导体层必须具有较活性层更
宽带隙, 至少其部分接触活性层。因此, 以含有 Al 的组成物较佳。各层
可为生长而用 p 型杂质掺杂的 p 型, 或可为自邻接其他层扩散 p 型杂质
25 的 p 型。

p 型电子限制层 108 包含具有较 p 型包覆层 110 更高 Al 混合晶比的
p 型氮化物半导体, 较佳具有 $Al_xGa_{1-x}N$ ($0.1 < x < 0.5$) 的组成物。此外, 层 108
可在高浓度下, 较佳浓度为 $5 \times 10^{17} \sim 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 下用 p 型杂质如 Mg 等掺
杂。这样, P 型电子限制层 108 可有效地限制电子进入活性层内, 导致
30 激光阈值的减少。此外, P 型电子限制层 108 可生长在厚度为约 30~200 Å,

当厚度较小时，层 108 可在较 p 型导光层 109 或 p 型包覆层 110 更低温度下生长。

此外，p 型电子限制层 108 可供应 p 型杂质至通过扩散未掺杂生长的最后壁垒层。二者一起保护活性层 107 不受降解，同时，可增强空穴注入活性层 107 内的效率。

在 p 型氮化物半导体层中，脊柱条形成在 p 型导光层 109 的中间，形成保护膜 161、162、p 型电极 120、n 型电极 121、p-pat 电极 121 及 n-pat 电极 123 以构成半导体激光。

本实施例具有如实施方式 1 相同的结构及制造方法，活性层 107 内量子井层的组成物改变成以下 AlGa_{0.95}N 的三原材料，以设定较实施方式 1 振荡波长(370 nm)更短的振荡波长(366 nm)。此外，n 侧包覆层 105、n 侧导光层 106、p 侧导光层 109 及 p 侧包覆层 110 亦改变如下。

(n 侧包覆层 105: 下包覆层 25)

然后，在温度上升至 1050°C 下，使用 TMA、TMG 及氨作为原料及硅烷气体做为杂质气体以生长包含在 $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 下用 Si 掺杂的 Al_{0.05}Ga_{0.95}N 的 A 层在厚度为 25 Å。随后，停止杂质。包含未掺杂的 Al_{0.1}Ga_{0.9}N 的 B 层生长在厚度为 25 Å。然后，重复层压 A 层与 B 层的此程序 100 次以生长包含多层膜(超晶格结构)的 n 型包覆层 106。据此，当未掺杂 AlGa_{0.95}N 的 Al 混合晶比范围为不低于 0.05 而不大于 0.3 时，可设定充分作为包覆层的折射率的差异。

(n 侧导光层 106: 下导光层 26)

然后，在相同温度下，使用 TMA、TMG 及氨作为原料气体以生长包含未掺杂的 Al_{0.05}Ga_{0.95}N 的 n 型导光层 106 在厚度为 0.15 μm。另外，n 型杂质可掺杂于其内。此层作为第一氮化物半导体层。

(活性层 107 (27, 12))

然后，在相同温度下，使用 TMA、TMG 及氨作为原料气体，及硅烷气体做为杂质气体以层压包含在 $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ (B) 下用 Si 掺杂的 Al_{0.15}Ga_{0.85}N 的壁垒层(第一壁垒层 2a)在厚度为 100 Å 及，在 TMA 及硅烷气体的停止后，包含未掺杂 GaN (W) 在厚度为 100 Å 下的井层及，作为最后壁垒层(第二壁垒层 2b)，在厚度为 45 Å 下未掺杂的 Al_{0.15}Ga_{0.85}N，其

顺序为(B) / (W) / (B)。活性层 107 可通过以(B) / (W) / (B)顺序重复层压成为多重量子井结构(MQW)。

(p 侧导光层 109: 上导光层 29)

5 然后, 在温度保持在 1050°C下, 使用 TMA、TMG 及氨作为原料气体以生长包含未掺杂的 $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 的 p 侧导光层 109 在厚度为 0.15 μm 。此 p 型导光层 109 未掺杂生长, 而此层 109 具有 Mg 浓度为 $5 \times 10^{16} / \text{cm}^3$, 通过 Mg 自邻接层如 p 型电子限制层 108、p 型包覆层 110 等的扩散, 显示 p 型。此外, 此层亦可在生长时故意用 Mg 掺杂。此层作为第二氮化物半导体层。

10 (P 侧包覆层 110:上部包覆层 30)

随后, 停止 TMA, 在 1050°C下, 使用 Cp_2Mg 以生长包含 Mg 掺杂的 $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 的层在厚度为 25 Å。随后, 停止 Cp_2Mg , 包含未掺杂的 $\text{Al}_{0.10}\text{Ga}_{0.90}\text{N}$ 的层生长在厚度为 25 Å。重复此 100 次, 以生长包含超晶格层具有全部厚度为 0.45 μm 的 p 型包覆层 115。当由超晶格制成, 其中
15 p 型包覆层中至少一层包含有 Al 的氮化物半导体层及具有不同带隙能量的氮化物半导体层, 任一层在较大量下用杂质掺杂以实施所谓改良掺杂, 这样, 有晶体特性变成较佳的倾向。此外, 二层亦可以相同方式掺杂。因为空穴包覆层的 Al 混合晶比可通过容许 p 侧包覆层 110 具有超晶格结构而增加, 所以包覆层本身的折射率会减少, 而且, 带隙能量会增加,
20 在减少阈值方面极有效, 另外, 超晶格比较于无超晶格可减少包覆层本身所产生的凹坑, 降低短路的发生。

可得在室温下具有阈值电流为 53 mA、电流密度为 3.5 kA / cm^2 及振荡波长为 366 nm 的连续振荡激光元件。

[实施方式 10]

25 本实施方式除了下述活性层以外与实施方式 9 相同, 可得激光元件。
(活性层 107 (27, 12))

具有单一量子井结构的活性层通过连续地层压包含 Si 掺杂的 $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{N}$ 具有厚度为 200 Å 的第一壁垒层 2a、包含未掺杂的 GaN 具有厚度为 100 Å 的井层 1b 及包含未掺杂的 $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{N}$ 具有厚度为 45 Å 的
30 第二壁垒层 2b 而得。

所得激光元件具有井层的晶体特性由于第一壁垒层的厚度的增加而恶化的倾向，并具有阈值电流 J_{th} 增加至 100 mA 的倾向。

[实施方式 11]

本实施方式除了下述活性层以外与实施方式 9 相同，可得激光元件。

5 (活性层 27)

具有单一量子井结构的活性层通过连续地层压包含 Si 掺杂的 $Al_{0.15}Ga_{0.85}N$ 具有厚度为 100 Å 的第一壁垒层 2a、具有厚度为 100 Å 的井层 1b 及包含未掺杂的 $Al_{0.15}Ga_{0.85}N$ 具有厚度为 150 Å 的第二壁垒层 2b 而得。

10 所得激光元件具有 V_f 由于第二壁垒层的厚度较实施方式 1 增加而增加的倾向，并具有阈值电流 J_{th} 增加至 100 mA 的倾向。此处，可得一种结构，其中第二壁垒层具有较第一壁垒层更大的厚度(100 Å 或更大)，p-n 接点附近的 p 侧电子限制层具有高阻力，而产生高热的层用第二壁垒层隔离井层，这样，可增加第二壁垒层的影响，另一方面，影响阻力由于第二壁垒层的增加。

[实施方式 12]

本实施方式除了下述活性层以外与实施方式 9 相同，可得激光元件。

(活性层 27)

20 具有单一量子井结构的活性层通过连续地层压包含 Si 掺杂的 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 具有厚度为 100 Å 的第一壁垒层 2a、包含未掺杂的 GaN 具有厚度为 100 Å 的井层 1b 及包含未掺杂的 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 具有厚度为 150 Å 的第二壁垒层 2b 而得。

所得激光元件具有倾向，即，因为使第一壁垒层与第二壁垒层的 Al 混合晶比变小，所以使带隙能量变小而使带隙能量与井层的差异较实施方式 1 更小，载流子的限制进入井层会恶化及阈值电流 J_{th} 增加至 200 mA。此处，井层与壁垒层(第一壁垒层)间 Al 混合晶比的差异，XB1-XW 为 0.05。通过使用此 Al 混合晶比的差异作为边界并增加井层与壁垒层之间 Al 混合晶比的差异，有减少阈值的倾向。

[实施方式 13]

30 本实施方式除了下述导光层由梯次比例形成如图 6B 所示以外与实

施方式 9 相同, 可得激光元件。

(n 侧导光层 106 (第一导光层 26))

通过形成 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 在厚度为 $0.15 \mu\text{m}$, 据此, 当生长时改变 Al 比例 x 自 0.1 至 0.02, 即, 当接近活性层时, 设置以厚度方向具有梯次比例 5 例的 n 侧导光层 106。据此, n 侧导光层通过 Si 掺杂形成在厚度为 50 nm 的第一区并未掺杂形成在厚度为 $0.1 \mu\text{m}$ 的其余区(在活性层侧上厚度为 $0.1 \mu\text{m}$ 的区)。此处, 在活性层附近的导光层中, 具有较第一壁垒层更小带隙能量的一部分区变成第一氮化物半导体层。

(p 侧导光层 109 (第二导光层 29))

10 通过形成 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 在厚度为 $0.15 \mu\text{m}$, 据此, 当生长时改变 Al 比例 x 自 0.02 至 0.1, 以厚度方向形成比例梯次, 设置 p 侧导光层 109, 其中当接近活性层时, Al 混合晶比变成较小及带隙能量变成较小。此处, p 侧导光层通过未掺杂形成在厚度为 $0.1 \mu\text{m}$ 的第一区(在活性层侧上厚度为 $0.1 \mu\text{m}$ 的区)并用 Mg 掺杂形成在厚度为 50 nm 的其余区。此处, 15 在活性层附近的 p 侧导光层 29 中, 具有较第二壁垒层更小 Al 混合晶比与带隙能量的一部分区变成第二氮化物半导体层。

所得激光元件与实施例 9 比较, 具有大约与实施方式相同的 Al 平均比例。然而, 如图 6B 所示, 通过设置具有梯次带隙能量的导光层, 有注入载流子进入活性层的效率变成较佳及改良内部量子效率的倾向。此外, 因为未掺杂区设置在靠近导光层内活性层(活性层侧)侧上, 所以可得波导结构, 通过其降低由于杂质掺杂的光损耗, 而有减少阈值电流密度的倾向。

[实施方式 14]

25 本实施方式除了下述导光层由梯次比例形成如图 6B 所示以外与实施方式 9 相同, 可得激光元件。

(n 侧导光层 106 (第一导光层 26))

交替地层压包含厚度为 25 \AA 的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 的 A 层与包含厚度为 25 \AA 的 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($x > y$) 的 B 层 30 次, 以形成具有厚度为 $0.15 \mu\text{m}$ 的超晶格多层结构的 n 侧导光层。据此, 通过改变 A 层内 Al 比例 x 自 0.05 改变 30 成 0.03, 并在生长时 B 层内 Al 比例 y 在 0.015 为常数, 提供具有梯次组

成物的 n 侧导光层 106。据此，在 n 侧导光层中，在具有厚度为 50 nm 的第一区，A 层与 B 层均通过 Si 掺杂形成，而在厚度为 0.1 μm 的其余区 (在具有厚度或 0.1 μm 的活性层侧上的区)，仅 A 层通过 Si 掺杂而 B 层以改良掺杂方式未掺杂形成。此处，n 侧导光层具有较活性层内第一壁垒层更小带隙能量与 Al 混合晶比，导致第一氮化物半导体层。

(p 侧导光层 109 (第二导光层 29))

交替地层压具有厚度为 25 \AA 的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 的 A 层与具有厚度为 25 \AA 的 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($x>y$) 的 B 层 30 次，以形成具有厚度为 0.15 μm 的超晶格多层结构的 p 侧导光层 109。此处，通过改变 A 层内 Al 比例 x 自 0.03 改变成 0.05，并在生长时 B 层内 Al 比例 y 在 0.015 为常数，提供具有梯次组成物的 p 侧导光层 109，其中当离开活性层与 p 侧电子限制层 108 时，带隙能量生长较大及 Al 平均比例生长较大。此处，在 p 侧导光层中，在具有厚度为 0.1 μm 的第一区(在具有厚度为 0.1 μm 的活性层侧上的区)，仅 A 层通过 Mg 掺杂形成而 B 层为掺杂形成，在具有厚度为 50 nm 的其余区，A 层与 B 层均通过 Mg 掺杂。此处，在 A 层与 B 层均定期层压的多层膜中，仅一层具有梯次组成物。此外，二层均可具有梯次组成物。

所得激光元件具有大约与实施方式 13 相同的 Al 平均比例。然而，晶体特性由于超晶格结构变成较佳而改良元件特性。另一方面，因为导光层内未掺杂区较实施方式 13 更小，所以有增加光损耗及有略为增加阈值电流密度的倾向。

[比较例 1]

制造一种激光元件，其具有一种结构，其中导光层具有较活性层内井层及壁垒层更大带隙能量，如图 14A 所示，导光层内 Al 混合晶比大于活性层的 Al 混合晶比，另外，包覆层内 Al 混合晶比大于导光层的 Al 混合晶比，如图 16 所示。除了导光层与包覆层如下述实施方式 9 以外，根据实施方式 9 相同方式，可得激光元件。

(N 侧包覆层[下包覆层 25])

交替地层压具有厚度为 25 \AA 的 Si 掺杂的 n 型 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{N}$ 的 A 层与

具有厚度为 25 Å 的 Si 掺杂的 N 型 $\text{Al}_{0.20}\text{Ga}_{0.75}\text{N}$ 的 B 层 100 次，以形成超晶格多层包覆层。

(N 侧导光层[下导光层 26])

未掺杂的 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 形成在厚度为 0.15 μm。

5 (P 侧导光层[上导光层 29])

未掺杂的 $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 形成在厚度为 0.15 μm。

(P 侧包覆层[上包覆层 30])

10 交替地重复层压具有厚度为 25 Å 的 Mg 掺杂的 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 的 A 层与具有厚度为 25 Å 的 Mg 掺杂的 p 型 $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}$ 的 B 层 100 次，以形成超晶格多层包覆层。

整个所得激光元件产生裂痕而激光元件无法操作。此外，即使元件可操作，亦会产生由于晶体特性的恶化的漏泄电流因此，无法获得激光振荡。

[实施方式 15]

15 参照图 15A、15B 说明本发明的发光元件 200。此处，如 200b 所示，制造一种发光元件，具有一种结构，其中一对正电极与负电极设置在衬底的相同侧上。

由蓝宝石(C 面)组成的衬底 201 设定于 MOVPE 的反应器内，衬底的温度上升至 1050℃ 同时流动氢以清洁衬底。

20 缓冲层(图未显示): 随后，包含 GaN 的低温生长缓冲层在衬底 1 上生长在厚度约 100 Å。此低温生长层在较其次欲生长的层更低温度下生长，这样，与衬底的晶格不相容性会缓和，而此低温生长可省略，端视衬底的种类而定。

25 接地层(图未显示): 在缓冲层生长后，未掺杂的 GaN 在温度为 1050℃ 下生长在厚度为 1.5 μm。此层生长作为未掺杂层并作为欲形成其上的元件结构的接地层及作为生长衬底。

N 型接触层 202: 包含在 $4.5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 下用 Si 掺杂的 $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 的 n 型接触层(电子注入层) 202 在 1050℃ 下生长在厚度为 2 μm。此处，n 型接触层 202 作为第一氮化物半导体层。

30 活性层 203: 包含未掺杂的 $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{N}$ 的壁垒层(第一壁垒层 2A)生

长在厚度为 100 Å, 随后, 包含未掺杂的 $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 的井层生长在厚度为 30 Å。随后, 生长包含 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 具有厚度为 30 Å 的内部壁垒层(图未显示), 交替地层压四层井层(图未显示)及三层内部壁垒层(图未显示), 最后, 作为第二壁垒层 2b 的 $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{N}$ 生长在厚度为 40 Å 以生长具有全部厚度为 380 Å 的多重量子井结构的活性层 203。如图 14B 所示, 此活性层具有一种结构, 其中形成具有较第一壁垒层 2a 及第二壁垒层 2b 更小 Al 混合晶比与带隙能量的内部壁垒层(如 2b)。

p 侧包覆层 204: 包含未掺杂的 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 的 A 层 204 生长在厚度为 40 Å, 随后, 包含在 $5 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 下用 Mg 掺杂的 $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 的 B 层 205。重复所述程序以此顺序层压各五层 A 层与 B 层, 最后, A 层生长在厚度为 40 Å 以得多层超晶格结构。因此, 包含该多层膜的 p 侧多层包覆层 204 生长在厚度为 365 Å。第一 B 层具有较第二壁垒层更小带隙能量并作为具有小 Al 混合晶比的第二氮化层。

p 侧接触层 205: 随后, 包含在 $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ 下用 Mg 掺杂的 GaN 的 p 侧接触层 205 长在厚度为 200 Å。

在完成反应以后, 温度下降至室温, 晶圆在 700°C 下于氮氛围内于反应器中退火, 以使 p 型层降低阻力。

在退火以后, 晶圆自反应器除去, 具有规定形状的遮罩形成在最上面 p 侧接触层 205 的表面上, 用 RIE (反应性离子蚀刻) 设备自 p 侧接触层 205 进行蚀刻以暴露 n 侧接触层 202 的表面, 如图 15A 所示。

在蚀刻以后, 含有 Ni 与 Au 具有厚度为 200 Å 的可透射光的 p 电极形成在最上面 p 侧接触层 205 的几乎所有侧上, 而包含连接用 Au 的 p-pad 电极(图未显示)在 p 电极 206 上形成在厚度为 0.5 μm。另一方面, 包含 W 与 Al 的 n 电极 207 形成在由蚀刻暴露的 n 侧接触层 202 的表面上, 以得 LED 元件。

此 LED 元件显示在波肠胃 355 nm 下的紫外线发光。特别是, 通过设置上述第一氮化物半导体层, 可形成具有较佳晶体特性的活性层而可得发光特性优异的发光元件。

工业应用性

[本发明功效]

本发明的氮化物半导体元件可提供可在 380 nm 或更短的短波长区下激光振荡的活性层与波导结构。特别是，在 InAlGa_N 的井层中，通过采用 In 混合晶比范围为 0.02 至 0.05，较佳为 0.03 至 0.05 并改变 Al 比例以形成具有所需发光波长的禁止带，这样，可得具有短波长区的发光元件与激光元件并可得内部量子效率与发光效率均优异的元件。

此外，本发明的氮化物半导体元件亦可提供具有低阈值电流的 375 nm 或更短的短波长的发光元件与激光元件。因此，与规定萤光体组成的发光二极管可提供萤光灯的取代物。另一方面，激光元件显示优异的 FWHM 并可提供优异的解析度，因此，其可用作光刻元件。

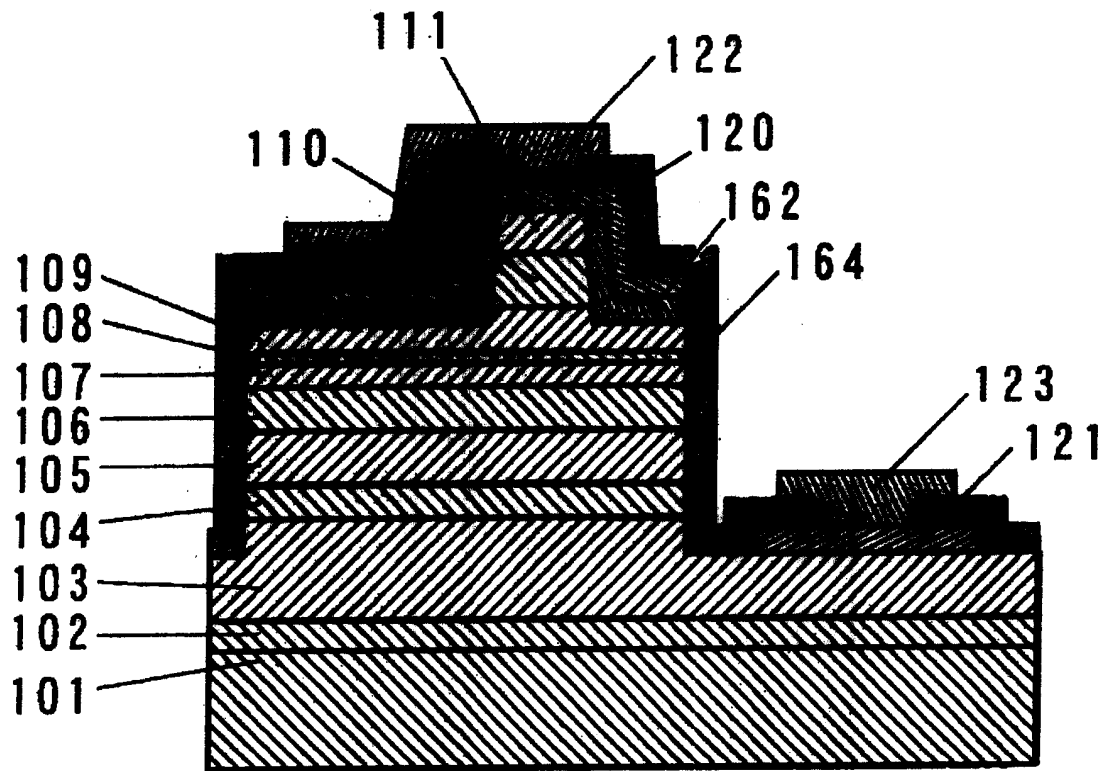


图 1

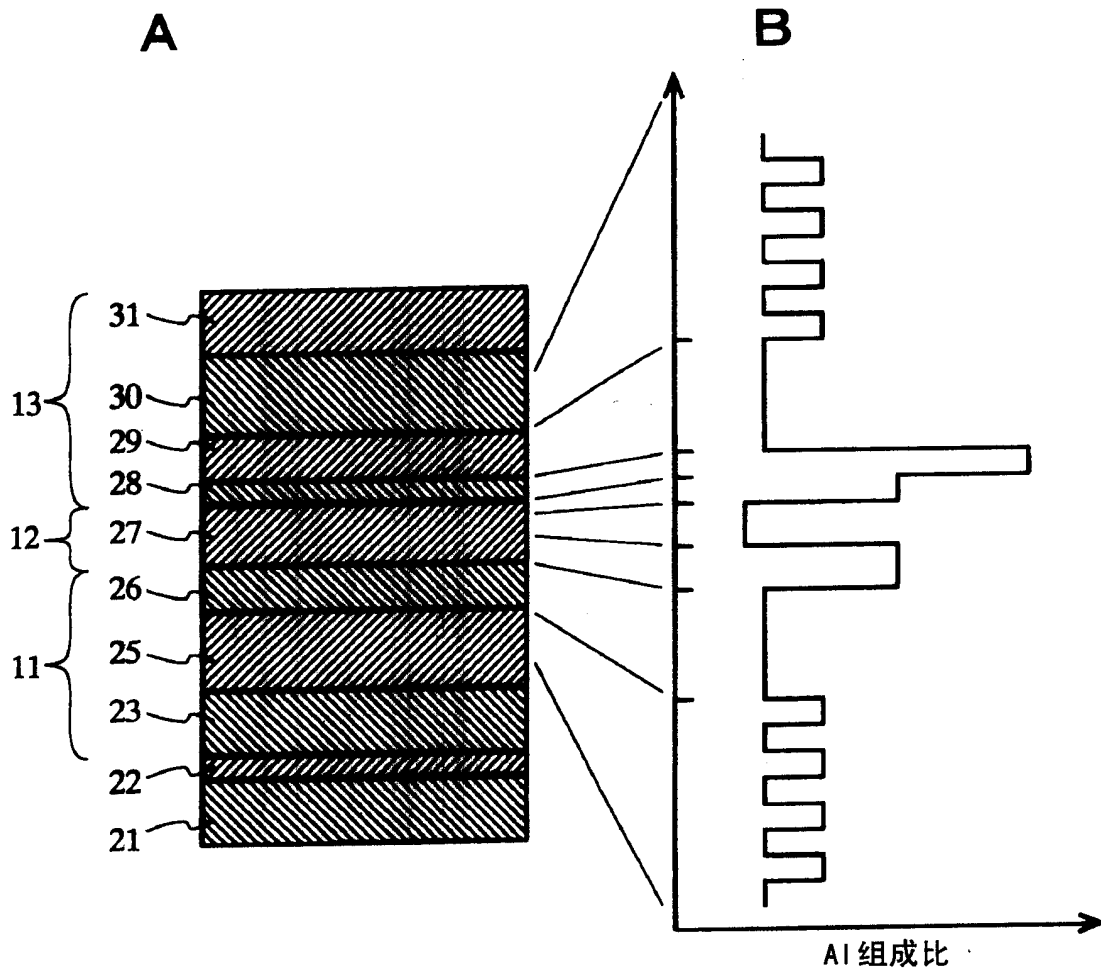


图 2

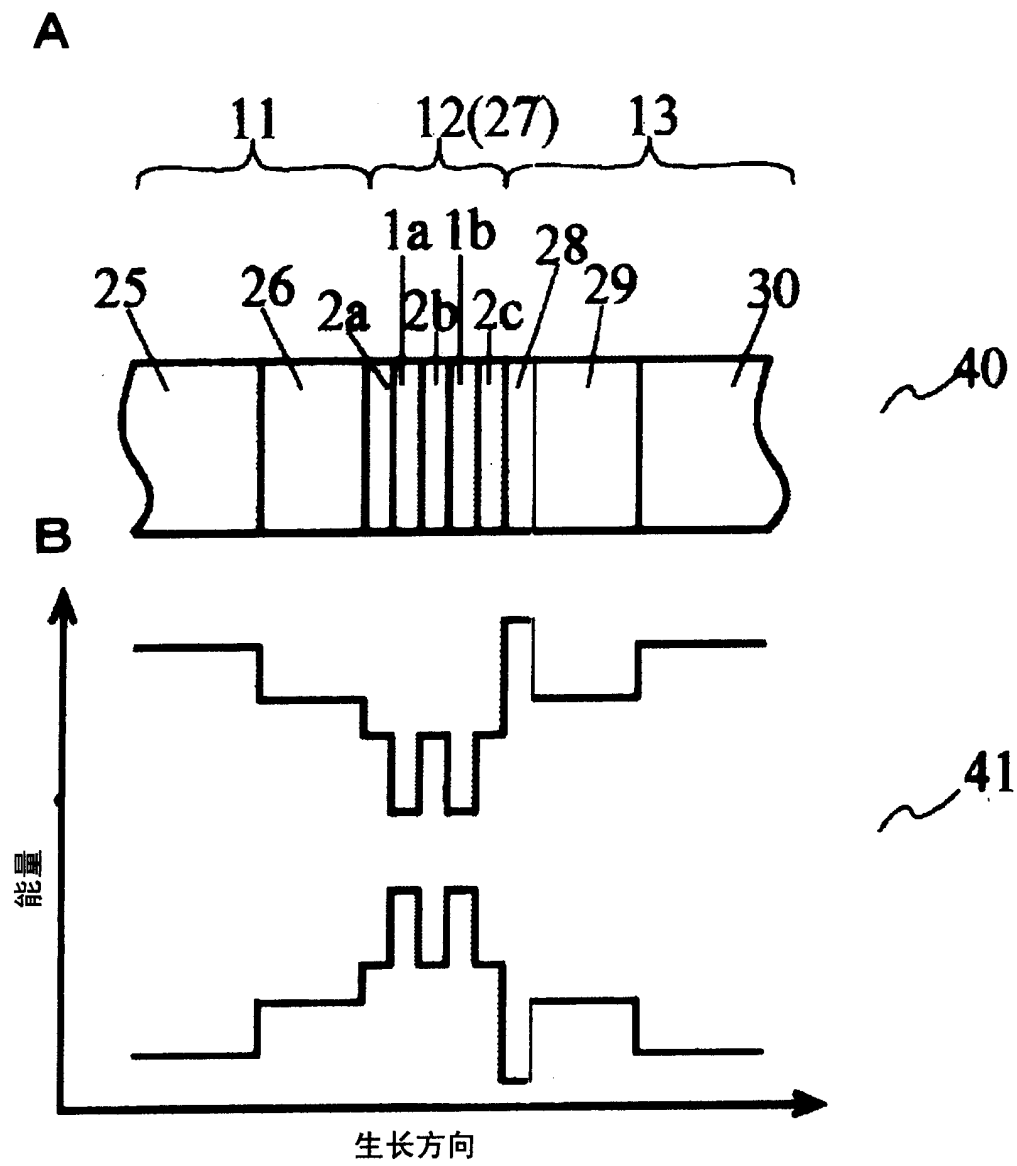
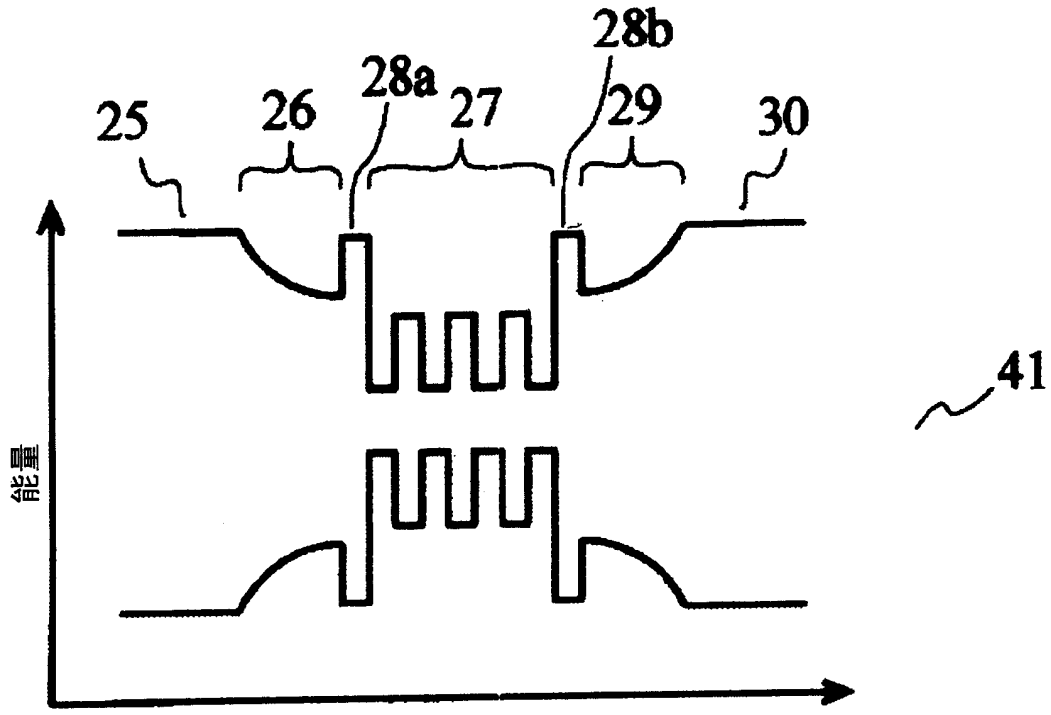
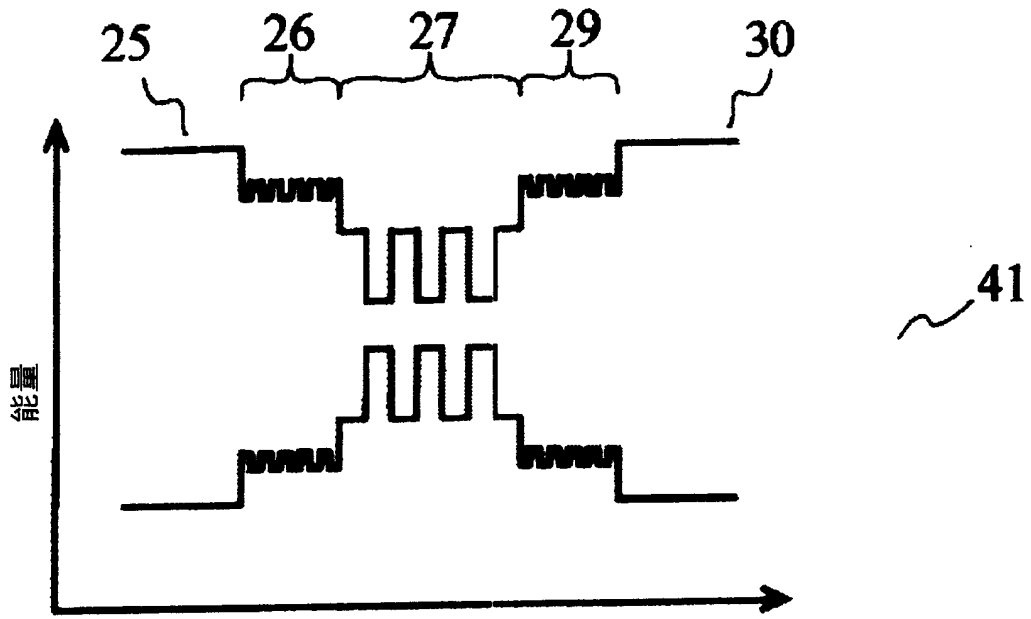


图 3



生长方向
图 4



生长方向
图 5

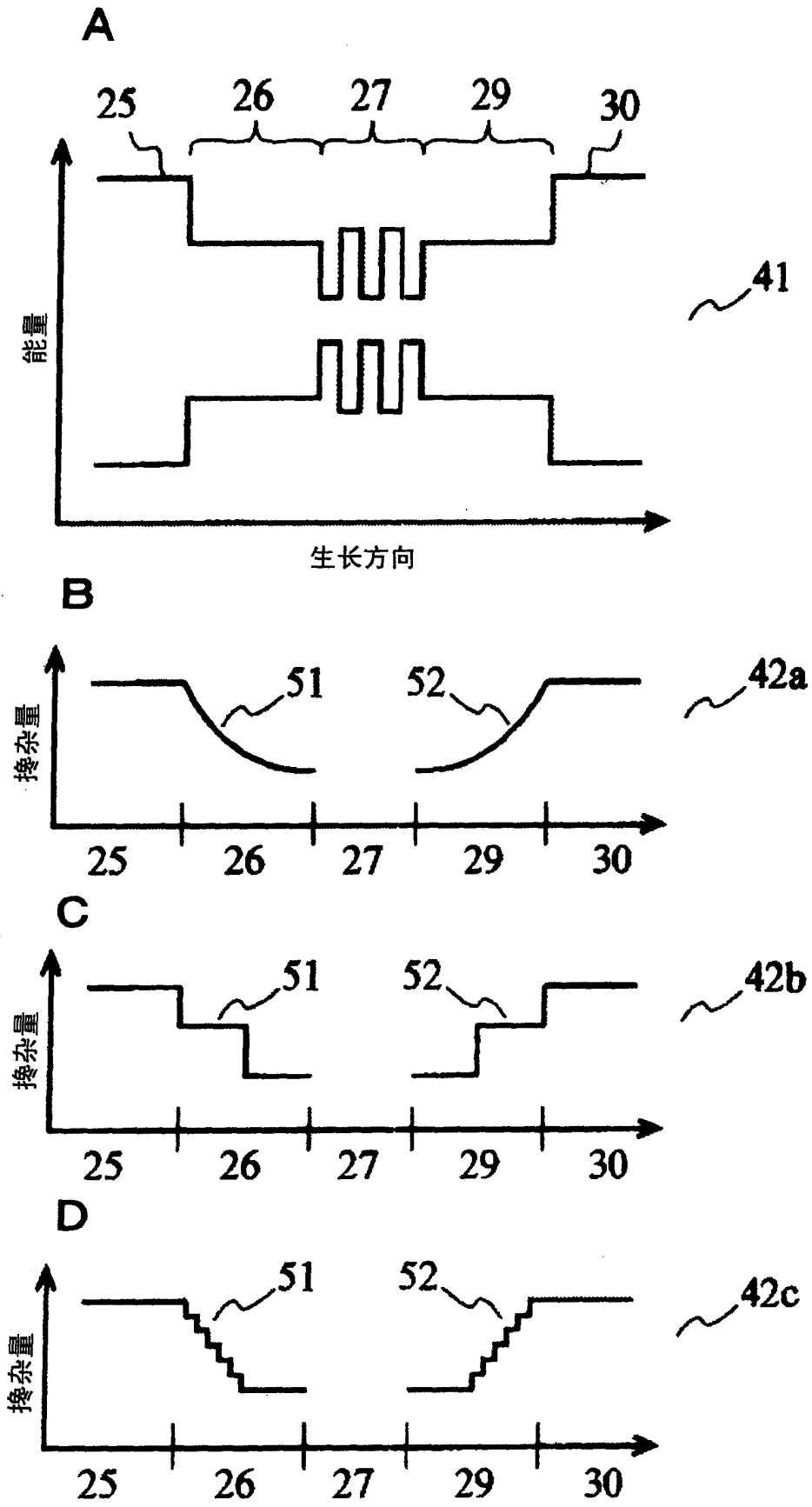


图 6

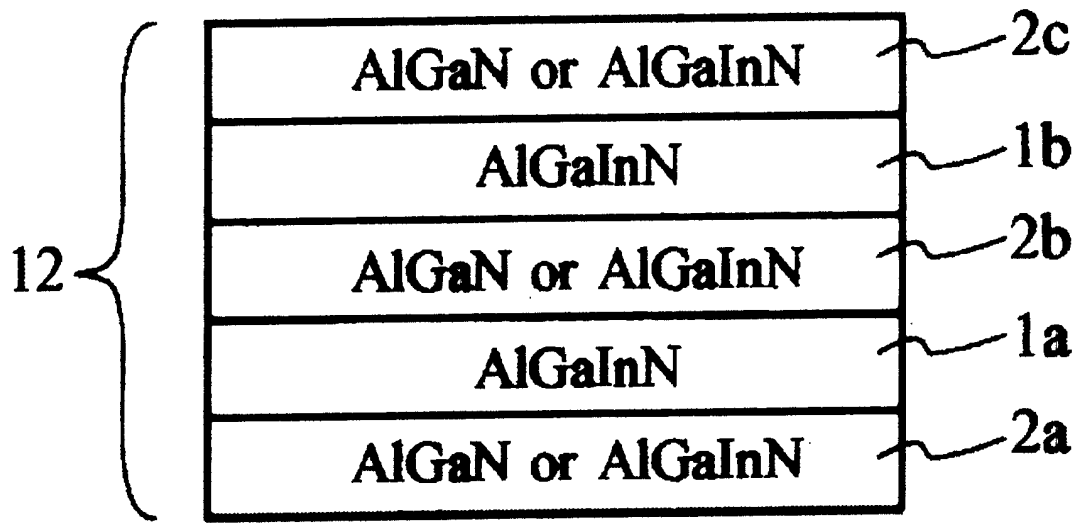


图 7

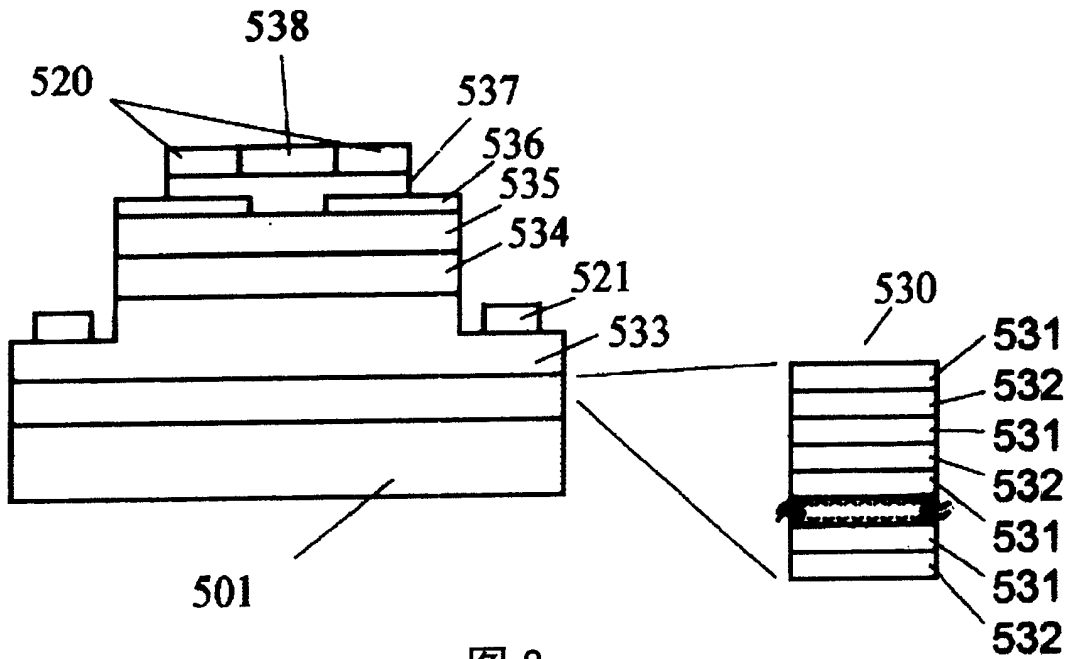


图 8

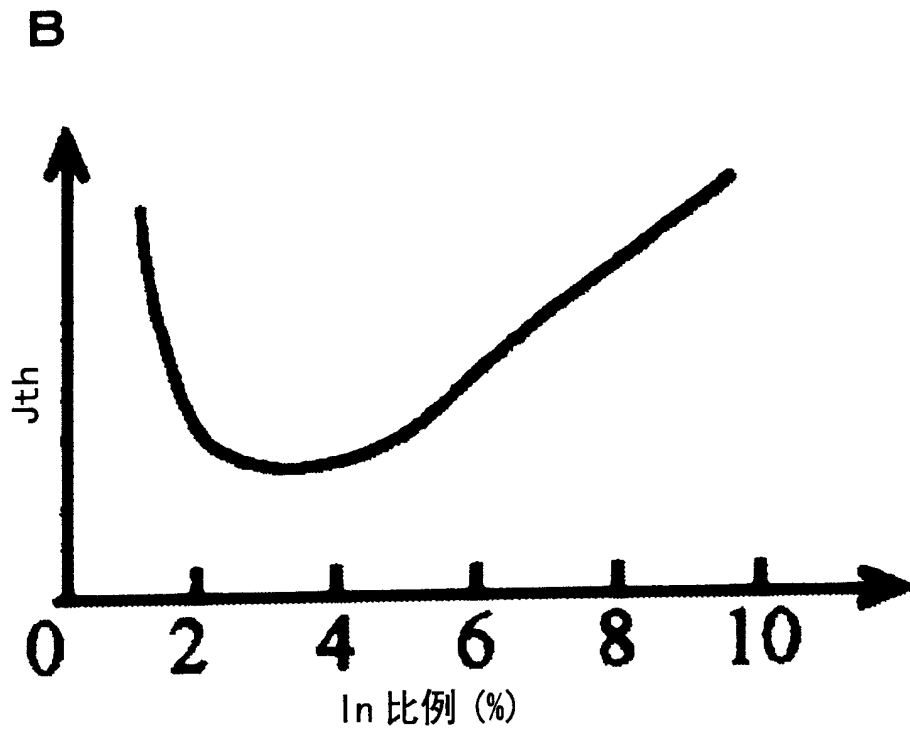
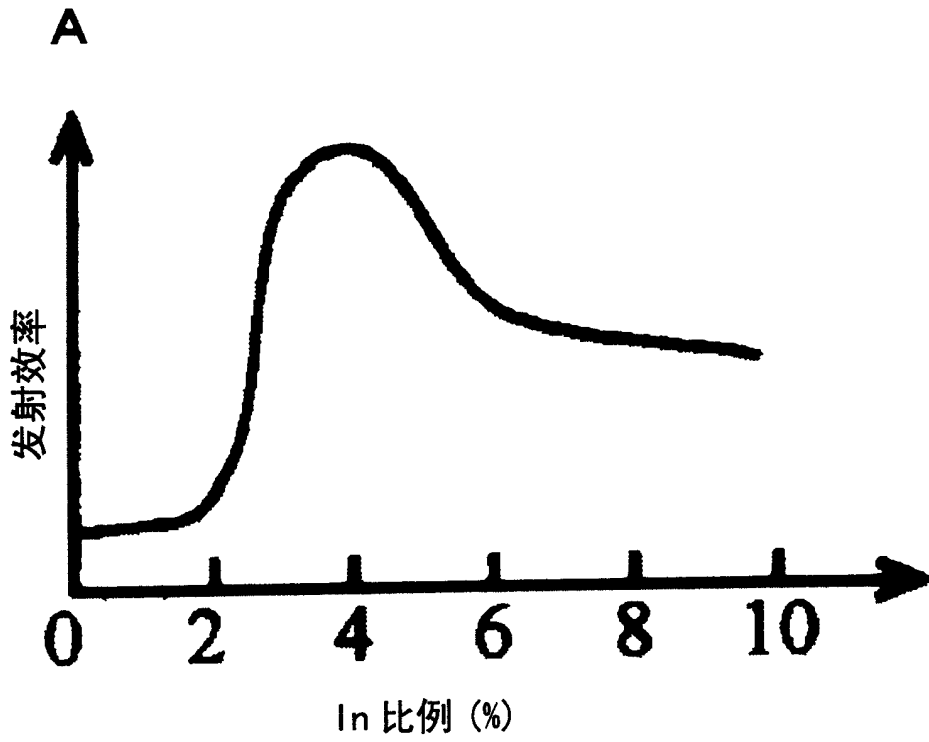


图 9

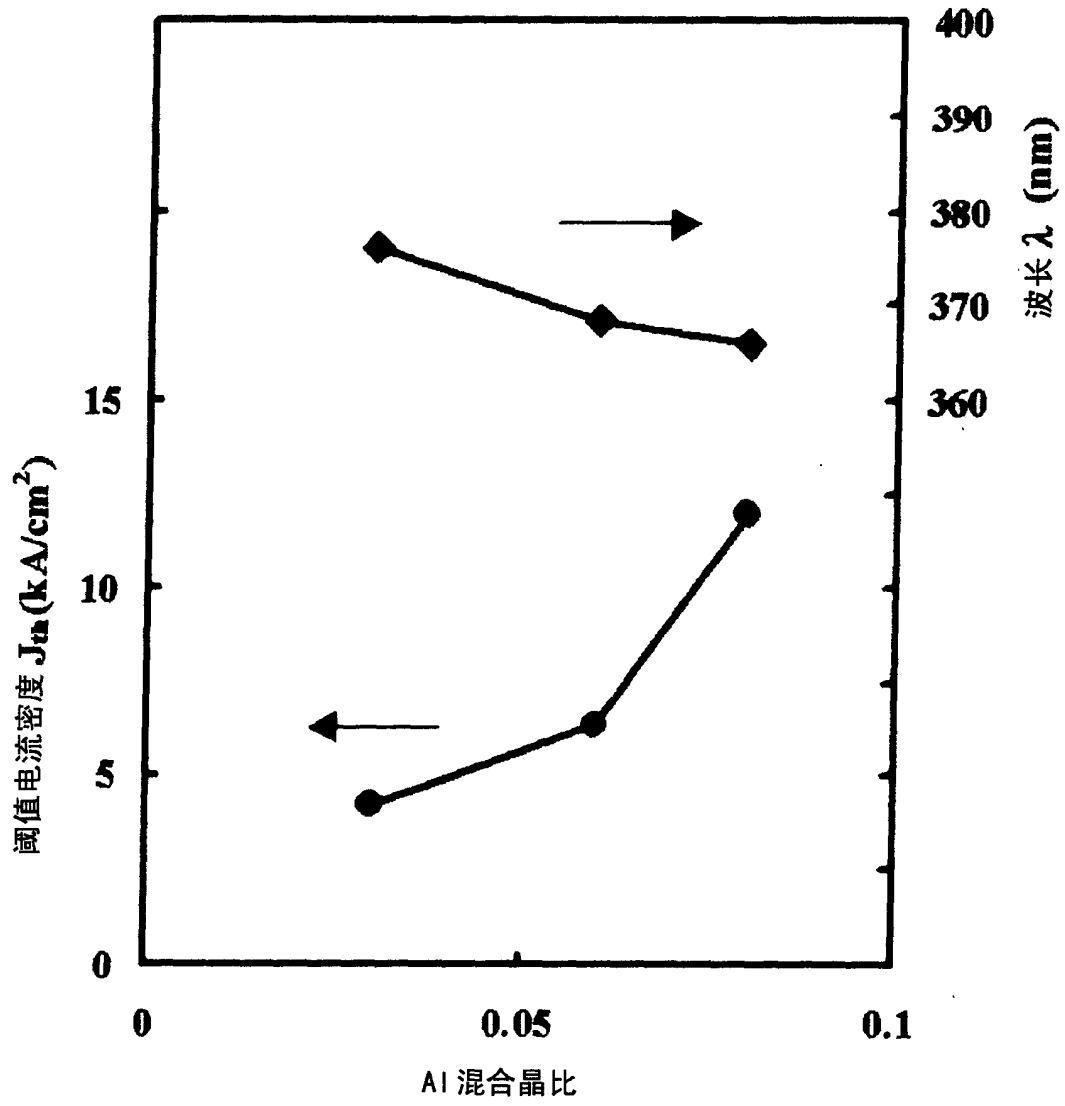


图 10

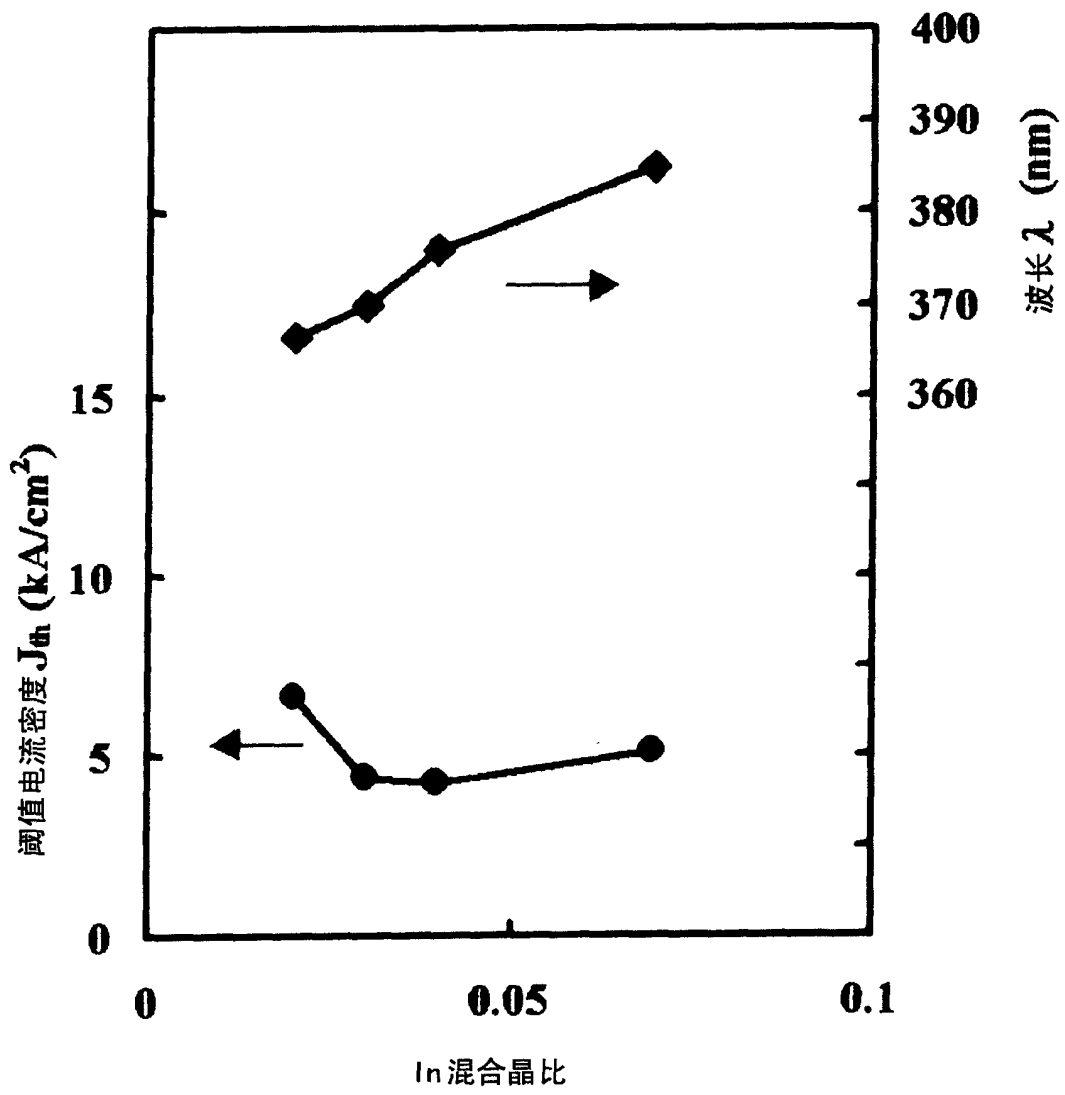


图 11

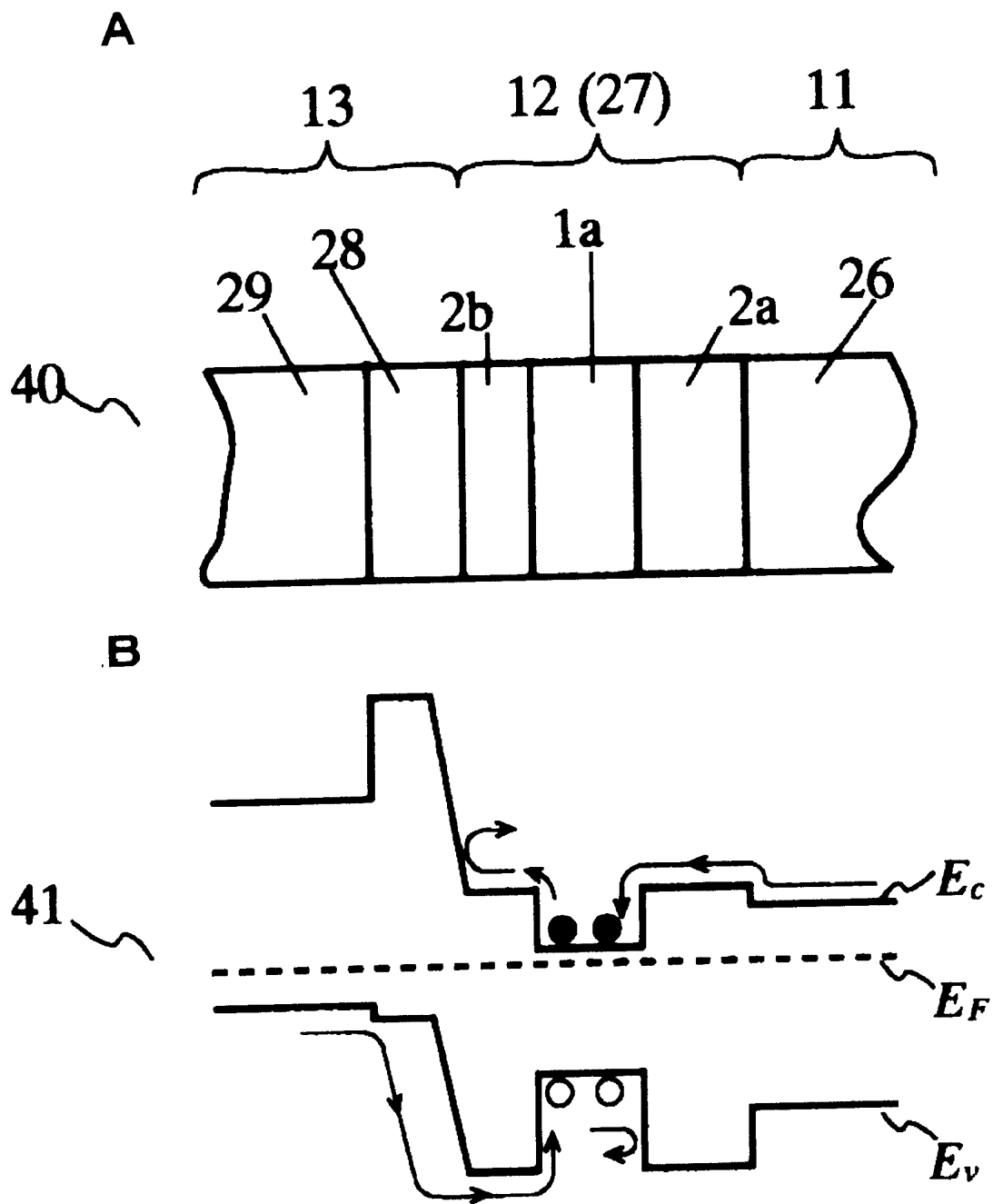
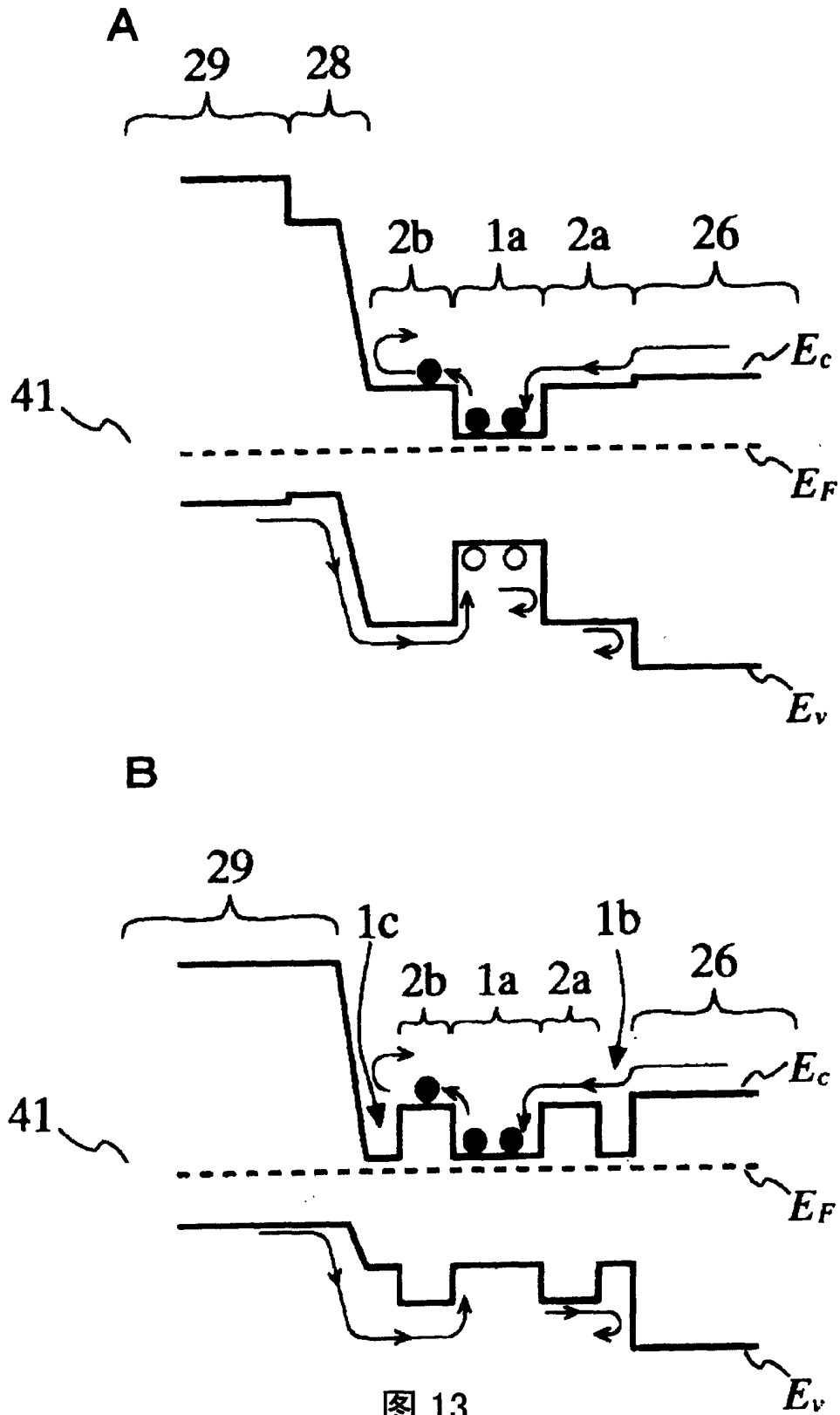


图 12



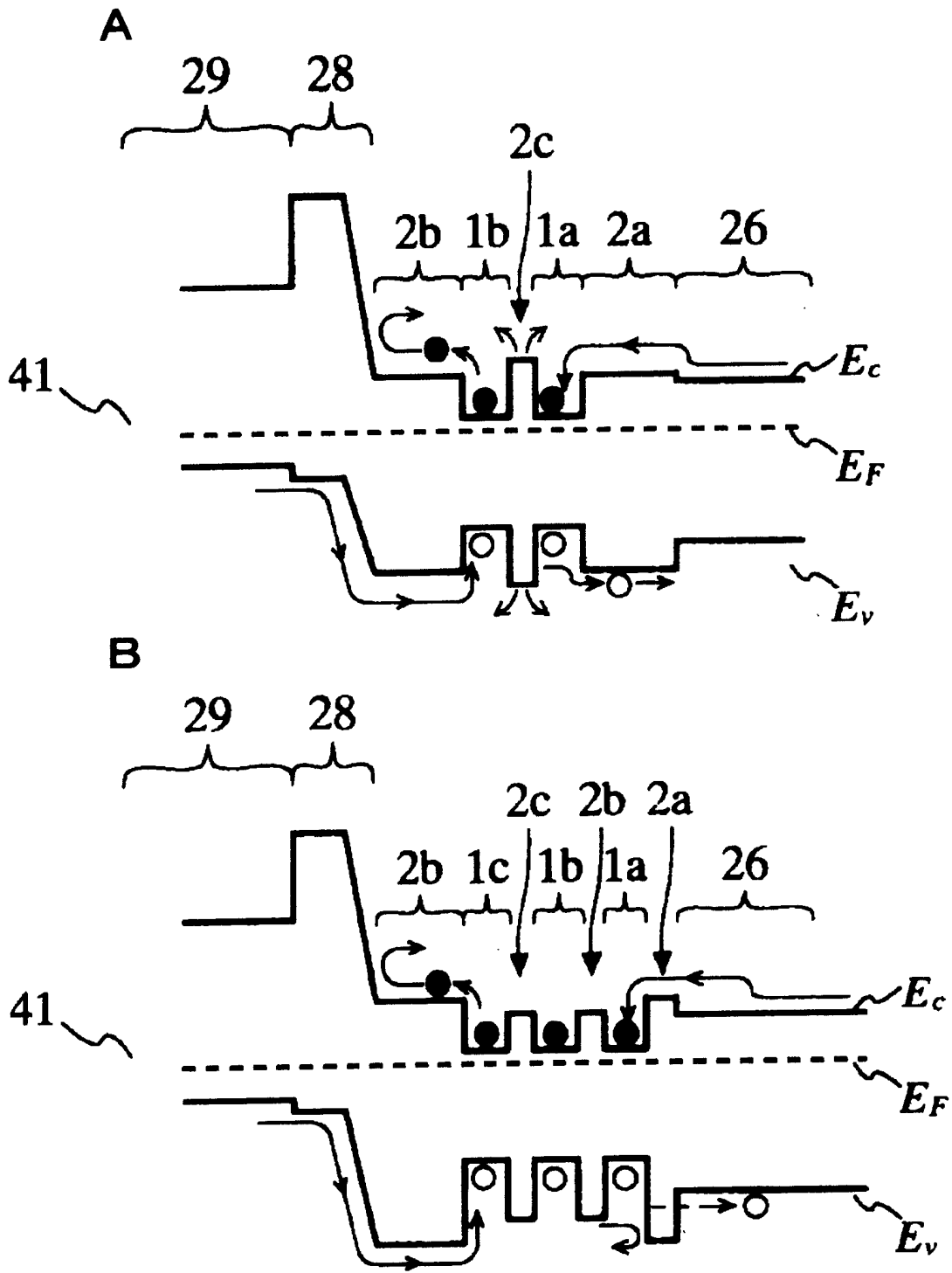


图 14

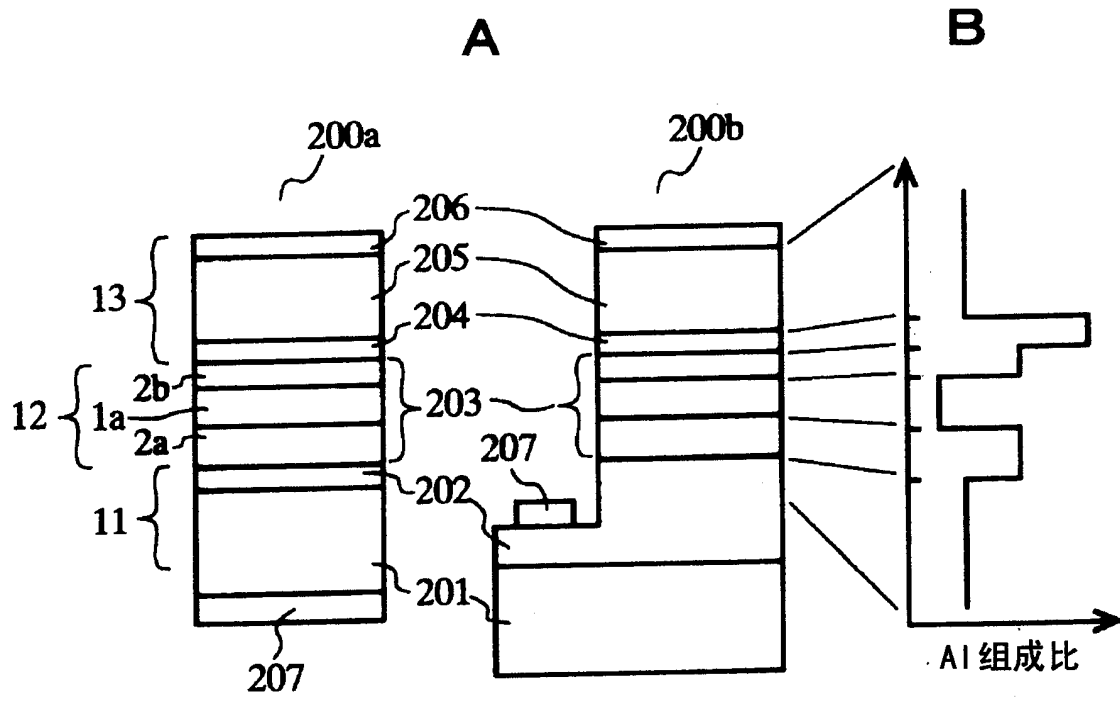


图 15

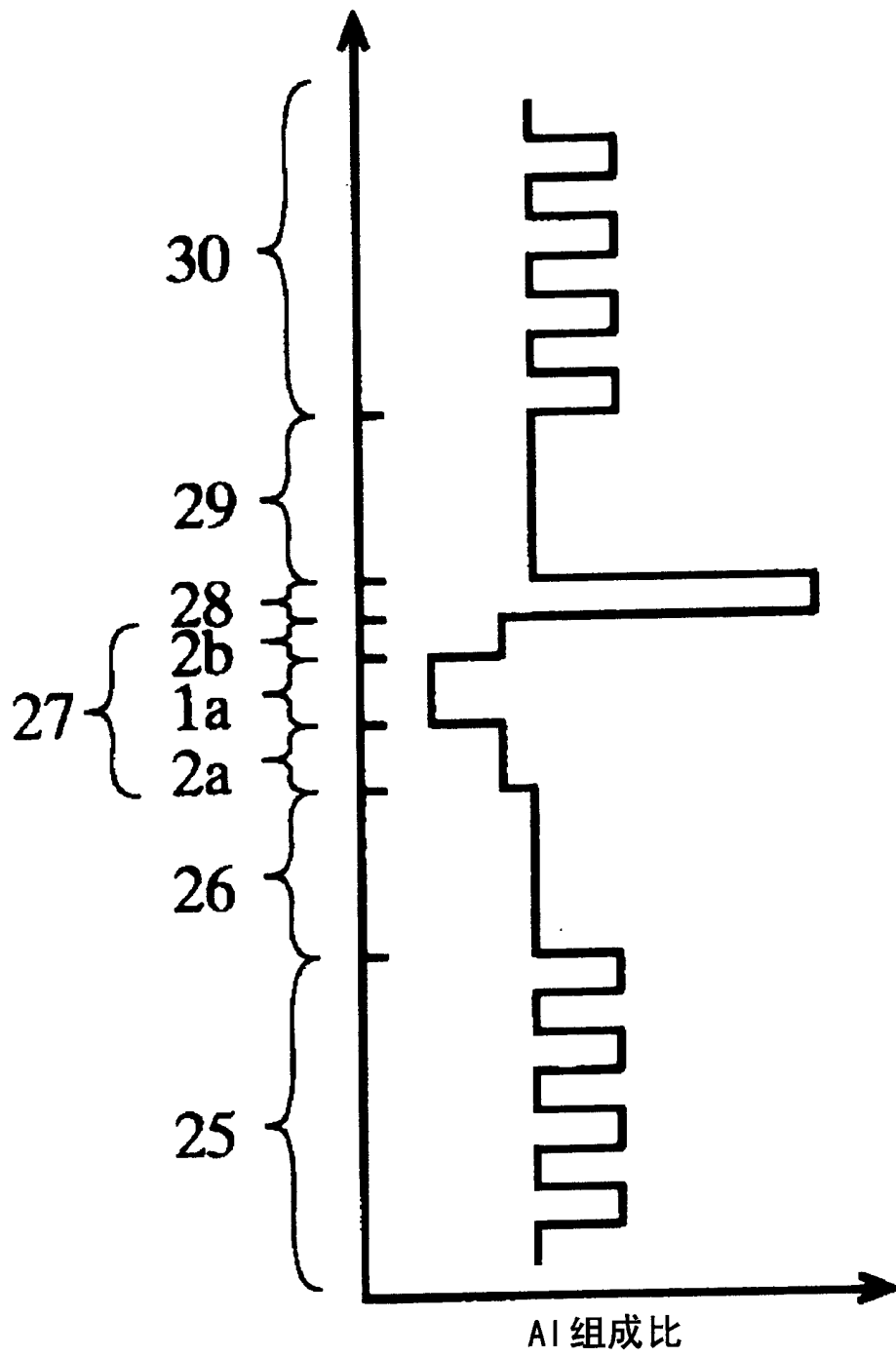


图 16