

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.

H01L 33/00 (2006.01)

H01L 31/0304 (2006.01)

H01S 5/32 (2006.01)

H01S 5/323 (2006.01)



[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 200610004484.2

[43] 公开日 2006年9月13日

[11] 公开号 CN 1832213A

[22] 申请日 1998.1.8

[21] 申请号 200610004484.2

分案原申请号 98803128.0

[30] 优先权

[32] 1997. 1. 9 [33] JP [31] 1937/97

[32] 1997. 1. 27 [33] JP [31] 12707/97

[32] 1997. 4. 3 [33] JP [31] 102793/97

[32] 1997. 5. 26 [33] JP [31] 134210/97

[32] 1997. 9. 9 [33] JP [31] 244342/97

[32] 1997. 10. 7 [33] JP [31] 274438/97

[32] 1997. 10. 27 [33] JP [31] 311272/97

[71] 申请人 日亚化学工业株式会社

地址 日本德岛县阿南市

[72] 发明人 长滨慎一 妹尾雅之 中村修二

[74] 专利代理机构 上海专利商标事务所有限公司

代理人 沈昭坤

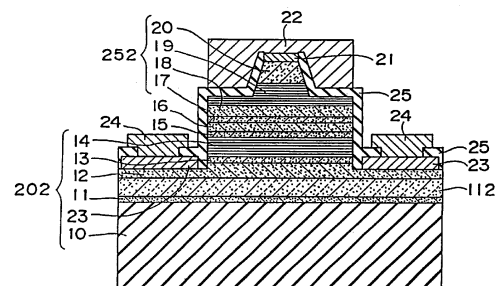
权利要求书 3 页 说明书 68 页 附图 9 页

[54] 发明名称

氮化物半导体元器件

[57] 摘要

本发明涉及一种发光元器件等的氮化物半导体元器件，是在一层或二层以上的氮化物半导体层所组成的 n 导电侧半导体区域与一层或二层以上的氮化物半导体层所组成的 p 导电侧半导体区域之间形成活性层的氮化物半导体元器件，所述 p 导电侧或 n 导电侧半导体区域的至少一层氮代物半导体层是分别由氮化物半导体所组成并且组成互异的第 1 层与第 2 层积层而成的超格子层。根据上述结构，即可降低元器件所用电流、电压，实现效率高的元器件。



1. 一种氮化物半导体元器件，是在一层或二层以上的氮化物半导体层所组成的P导电侧半导体区域之间具有氮化物半导体所组成活性层，其特征在于，
所述n导电侧半导体区域的至少一层氮化物半导体层是由组成上互异且n型杂质浓度上互异的第1及第2氮化物半导体层所积层而成的n侧超格子层，
在所述n侧超格子层中，所述第1氮化物半导体层具有较所述第2氮化氮半导体层大的带隙能量以及较所述第2氮化物半导体层大的n型杂质浓度。
2. 如权利要求1所述的氮化物半导体元器件，其特征在于，在所述第1氮化物半导体层中，使接近所述第2氮化物半导体层的部分的n型杂质浓度较远离所述第2氮化物半导体层的部分小。
3. 如权利要求1所述的氮化物半导体元器件，其特征在于，所述第1氮化物半导体层的n型杂质浓度在 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 - 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围，而第2氮化物半导体层的n型杂质浓度则在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下。
4. 如权利要求1所述的氮化物半导体元器件，其特征在于，所述第1氮化物半导体层由 $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y < 1$)组成，而所述第2氮化物半导体层则由 $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 \leq X < 1$)组成。
5. 如权利要求1所述的氮化物半导体元器件，其特征在于，
在所述n侧超格子层中，所述第1氮化物半导体层由用式 $\text{In}_Z\text{Ga}_{1-Z}\text{N}$ ($0 \leq Z \leq 1$)表示的氮化物半导体组成，所述第2氮化物半导体层由用式 $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 \leq Y \leq 1$)表示的氮化物半导体组成。
6. 如权利要求4或5所述的氮化物半导体元器件，其特征在于，所述第2氮化物半导体是由GaN组成。
7. 如权利要求1所述的氮化物半导体元器件，其特征在于，所述第1氮化物半导体层由 $\text{Al}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 < X < 1$)组成，而所述第2氮化物半导体层则由 $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y < 1$, $X > Y$)组成。
8. 如权利要求1、4或5所述的氮化物半导体元器件，其特征在于，所述第1氮化物半导体层或所述第2氮化物半导体层上掺杂有n型杂质。
9. 一种氮化物半导体元器件，在由一层或二层以上的氮化物半导体组成

的 n 导电侧的半导体区域和由一层或二层以上的氮化物半导体组成的 p 导电侧的半导体区域间具有由氮化物半导体组成的活性层，其特征在于，

所述 p 导电侧的半导体区域或所述 n 导电侧的半导体区域中的至少一层氮化物半导体层是交替积层由用式 $\text{In}_z\text{Ga}_{1-z}\text{N}$ ($0 \leq z \leq 1$) 表示的氮化物半导体组成的第 1 层和组成上不同于所述第 1 层、用式 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 \leq y \leq 1$) 表示的氮化物半导体组成的第 2 层的超格子层，所述超格子层至少一方的膜厚小于等于 100\AA ，且杂质浓度相互不同。

10. 一种氮化物半导体元器件，在由一层或二层以上的氮化物半导体组成的 n 导电侧的半导体区域和由一层或二层以上的氮化物半导体组成的 p 导电侧的半导体区域间具有由氮化物半导体组成的活性层，其特征在于，

或所述 n 导电侧的半导体区域中的至少一层氮化物半导体层是分别交替积层由氮化物半导体组成并且组成不同的第 1 层和第 2 层的超格子层，所述超格子层至少一方的膜厚小于等于 100\AA ，而且在所述 n 导电侧的半导体区域中包含用于形成 n 电极的 n 侧接触层，

在所述 n 侧超格子层中，所述第 1 氮化物半导体层具有较所述第 2 氮化物半导体层大的带隙能量以及较所述第 2 氮化物半导体层大的 n 型杂质浓度，

在所述活性层和所述 n 侧接触层间形成所述超格子层。

11. 如权利要求 10 所述的氮化物半导体元器件，其特征在于，

在所述超格子层中，所述第 1 层由用式 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 1$) 表示的氮化物半导体组成，所述第 2 层由用式 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 \leq y \leq 1$) 表示的氮化物半导体组成。

12. 如权利要求 9、10 或 11 中任一项所述的氮化物半导体元器件，其特征在于，

所述超格子层的所述第 1 层和第 2 层的膜厚分别在 10\AA 以上 100\AA 以下。

13. 如权利要求 9、10 或 11 中任一项所述的氮化物半导体元器件，其特征在于，

所述氮化物半导体元器件进一步在 n 导电侧的半导体区域上具有通过第 1 缓冲层在基板上形成的由厚膜 $0.1\mu\text{m}$ 以上的氮化物半导体组成的第 2 缓冲层，和在所述第 2 缓冲层上形成的由掺杂 n 型杂质的氮化物半导体组成的 n 侧接触层，

并在所述 n 侧接触层上形成 n 电极。

14. 如权利要求 13 所述的氮化物半导体元器件，其特征在于，所述第 2 缓冲层的杂质浓度比所述 n 侧接触层浓度低。

15. 如权利要求 13 所述的氮化物半导体元器件，其特征在于，所述第 1 缓冲层和所述第 2 缓冲层内的至少一层由积层膜厚 100\AA 以下的组成不同的氮化物半导体层的超格子层组成。

氮化物半导体元器件

本申请是申请人于1998年1月8日提交的、申请号为“98803128.0”的、发明名称为“氮化物半导体元器件”的发明专利申请的分案申请。

技术领域

本发明涉及使用氮化物半导体($\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$, $0 \leq x$, $0 \leq y$, $x+y \leq 1$)的元器件, 该氮化物半导体用于LED(发光二极管)、LD(激光二极管)或超发光二极管(SLD)等发光元器件, 太阳能电池、光传感器等受光元器件, 或者晶体管、功率元器件等电子元器件。

背景技术

氮化物半导体作为高亮度青色LED、纯绿色LED的材料, 最近才在蓝色LED显示器、交通信号等方面实用化。用于元器件的LED具有异质结构, 其中具有InGaN所组成井层的单一量子井结构(SQW: Single-Quantum-Well)或多重量子井结构(MQW: Mulu-Quantum-well)的活性层夹在n型氮化物半导体层与p型氮化物半导体层之间。青色、绿色等波长用增减InGaN井层的In组成比来决定。

本申请人在最近首次向全世界发表用该材料在脉冲电流、室温下的410nm激光振荡(例如, Jpn. J. Appl. phys. 35(1996)L74、Jpn. J. Appl. Phys. 35(1996)L217等)。此种激光元器件具有双异质结构, 其所具多重量子井结构的活性层使用InGaN所组成的井层, 显示在脉幅 $2\mu\text{s}$ 、脉冲周期2ms条件下, 有阈值电流为610mA, 阈值电流密度为 $8.7\text{kA}/\text{cm}^2$ 、410nm的振荡。且已将此经过改进的激光元器件发表于Appl. phys. Lett. (物理学报)69(1996)1477。该激光元器件具有脊形带构成p型氮化物半导体层一部份的结构, 并显示有脉冲幅度 $1\mu\text{s}$ 、脉冲周期1ms、占空率0.1%、阈值电流187mA、阈值电流密度 $3\text{kA}/\text{cm}^2$ 、410nm的振荡。且初次在室温下连续振荡成功, 并将其发表。(例如日经电子1996年12月2日号技术快报, Appl. phys. Lett. 69(1996)3034. Appl. phys. Lett. 69(1996)4056等)。这种激光元件显示在 20°C 下, 在阈值电流密度

3.6kA/cm²，阈值电压 5.5V、1.5mW 输出中，连续振荡 27 小时。

氮化物半导体所组成的成青色、绿色 LED 的正向电流 (If) 为 20mA，正向电压 (Vf) 为 3.4V 至 3.6V，由于与 GaAlAs 是半导体所组成的红色 LED 相比高出 2V 以上，所以最好降低 Vf。且 LD 的阈值电流，电压仍然很高，为了在室温下长时间连续振荡，有必要实现这种阈值电流、电压降低且效率高的元器件。

若可降低激光元器件的阈值电压，一旦此技术适用于 LED 元件，LED 元件的 Vf 降低便可预期。因此，本发明目的主要在于借助于降低由氮化物组成的 LD 元件的阈值的电流、电压，实现长时间的连续振荡。

此外，本说明书中所用一般式 In_xGa_{1-x}N、Al_yGa_{1-y}N 等单纯表示氮化物半导体层的组成式，即使不同的层例如以同一组成式来表示，其层中的 X 值、Y 值所表示的也不一致。

发明概述

本发明的第一氮化物半导体元器件是具有一层或二层以上氮化物半导体层所组成的 p 导电侧半导体区域，以及经此 p 导电侧的半导体区域注入载流子进行预定动作的氮化物半导体所组成的活性层，上述 P 导电侧的半导体区域的至少一层氮化物半导体层是分别由氮化物半导体所组成且组成互异的第 1 层与第 2 层所积层而成的超格子层。

这样，能改善作为上述超格子层的氮化物半导体层的结晶性，且该氮化物半导体层的电阻值即可降至极低。由于借此可使上述 p 导电侧半导体区域的电阻值变小，所以可提高上述氮化物半导体元器件的电效率。

此处 p 侧半导体区域是指活性层与正电极 (p 电极) 间一层或二层以上氮化物半导体层所组成的区域，n 导电侧半导体区域则指夹住活性层的 p 导电侧与相反侧的一层或二层以上氮化物半导体层所组成的区域，n 导电侧半导体区域则指夹住活性层的 p 导电侧与相反侧的一层或二层以上氮化物半导体层所组成的氮化物半导体层组成的区域。

本发明第二氮物半导体元器件是一层或二层以上氮化物半导体所组成 n 导电半导体区域与一层或二层以上氮化物半导体层组成的 p 导电侧半导体区域之间具有氮化物半导体所组成的活性层的氮化物半导体元器件，上述 p 导电侧半

导体区域或上述 n 导电侧半导体区域的至少一层氮化物半导体层是分别是由氮化物半导体所组成且组成互异的第 1 层与第 2 层所积层而成的超格子层。

这样则由于可增进上述超格子层的结晶性并将此氮化物半导体层的电阻值降到极低，且由在上述 p 导电侧半导体区域和上述 n 导电侧半导体区域的电阻变小，所以可提高上述氮化物半导体元器件的电效率。

在本发明第一和第二氮化半导体元器件中，为了进一步增进上述超格子层的结晶性，上述超格子层最好由具有 100\AA 以下膜厚的氮化物半导体所组成第 1 层，及组成上与此第 1 层互异并具有 100\AA 以下膜厚的氮化物半导体所组成的第 2 层积层而成。

此外，在本发明第一或第二氮化物半导体元器件中，为了将载流子封闭于活性层中，上述第 1 层及第 2 层中至少一层由带隙能量较大且至少含有 Al 的氮化物半导体组成，且进一步最好以 $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y \leq 1$) 组成。

在本发明第一或第二氮化物半导体元器件中，最好第 1 层由 $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 \leq X \leq 1$) 组成，第 2 层由 $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 \leq Y \leq 1, X = Y \neq 0$) 组成。这样，由于氮化物半导体整体的结晶性得以增进，所以可提高此氮化物半导体元器件的输出(提高电效率)。因此，在该元器件为 LED 元器件或 LD 元器件情形下，可降低正向电压(以下单指 Vf)、阈值电流、电压等。

为了进一步组成结晶缺陷少的层，本发明第一或第二氮化物半导体元器件，在上述超格子层中，最好进一步上述第 1 层由以 $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 \leq X \leq 1$) 式子表示的氮化物半导体组成，且上述第二层由以 $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y < 1$) 代表的氮化物半导体组成。

在本发明第一或第二氮化物半导体元器件中，上述第 1 层及第 2 层的膜厚最好在 70\AA 以下，较佳者设定在 40\AA 以下。且上述第 1 层及第 2 层的膜厚最好在 5\AA 以上，较佳者在 10\AA 以上。借助于设定在此范围，可结晶性良好地形成难以生长的 $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y \leq 1$) 等氮化物半导体层的结晶性。

特别是在以 p 电极与活性层之间的 p 导电侧半导体区域的氮化物半导体层内至少一层和/或 n 电极组成的电流注入层的 n 侧接触层与活性层间的 n 导电半导体区域的氮化物半导体层内至少一层为超格子层情形下，将构成此超格子层的第 1 层及第 2 层设定成上述膜厚的效果更大。

在本发明第一或第二氮化物半导体元器件中,最好在上述 p 导电侧半导体区域中具备组成 p 电极用 p 侧接触层,用来作为一氮化物半导体层,且此 p 侧接触层的膜厚设定在 500Å 以下。这样,借助于薄地形成 p 侧接触层,即可降低此 p 侧接触层厚度方向的电阻值。因此,本发明最好进一步将 p 侧接触层的膜厚设定在 300Å 以下。且此 p 侧接触层的膜厚下限最好设定在 10Å 以上,使 p 型接触层下面的半导体层不露出。

本发明第二氮化物半导体元器件,包括在 p 导电侧的半导体区域用氮化物半导体层来作为形成 p 电极用的 p 侧接触层情形下,上述超格子层最好组成在上述活性层与上述 p 侧接触层之间。

本发明第二氮化物半导体元器件最好进一步具有经由第 1 缓冲层组成于基板上并由膜厚 0.1μm 以上氮化物半导体所组成的第 2 缓冲层,以及此第 2 缓冲层上所组成且由 n 型杂质掺杂的氮化物半导体所组成的用来作为上述氮化物半导体层的 n 侧接触层,并且 n 电极形成于此 n 侧接触层上。

为了进一步形成结晶性良好的上述第 2 缓冲层,上述第 2 缓冲层的杂质浓度与上述 n 侧接触层相比最好为低浓度。且上述氮化物半导体元器件中,上述第 1 缓冲层与上述第 2 缓冲中至少其一最好由分别在膜厚 100Å 以下且组成互异的氮化物半导体层积层而成的超格子层所组成。由此即可增进缓冲层上的组成氮化物半导体层的结晶性。

本发明第二氮化物半导体元器件在上述 n 导电侧半导体区域具有形成 n 电极的 n 侧接触层并以其为氮化物半导体层情形下,上述超格子层最好组成在上述活性层与上述 n 侧接触层之间。

上述活性层与上述 p 侧接触层之间或上述活性层与上述 n 侧接触层之间所组成的层例如就 LD 元器件而言是用来作为载流子封闭层、光导层的涂敷层,以这些层作为超格子层,即可显著降低阈值电流、电压。

特别是,就活性层与上述 p 型接触层间的某一例子而言,借助于以 p 型涂敷层为超格子层,降低阈值电流、电压的效果很大。

在本发明第二氮化物半导体元器件中,最好在上述第 1 层及第 2 层中至少其中一掺杂决定导电型的杂质,且在超格子层中,最好使第 1 层与第 2 层的杂质浓度不同。决定导电型的杂质是指掺杂于氮化物半导体上在周期表第 4A 族、

第 4B 族、第 6A 族、第 6B 族的 n 型杂质，以及属于 1A、1B 族、2A 族、2B 族的 p 型杂质(以下，本说明书中记载有合适的 n 型杂质、p 型杂质。))。

在本发明第二氮化物半导体元器件中，上述超格子层可组成供 n 电极接触的 n 侧接触层，由于由此可降低 n 侧接触层的电阻，所以可进一步降低例如激光元器件的阈值电压、阈值电流。

在上述第一及第二氮化物半导体元器件是在 p 导电侧半导体区域具备超格子层的激光振荡元器件情形下，最好组成有长度方向与谐振方向一致且具有预定宽幅的脊部。

本发明第一激光二极管是一种在含有 n 侧涂敷层的 n 导电侧半导体区域与含有 p 侧涂敷层的 p 导电侧半导体区域之间具备有活性层，并在此活性层中振荡的氮化物半导体元器件，n 侧涂敷层是具有 100\AA 以下膜厚的氮化物半导体所组成的第 1 层与组成上异于此第 1 层且具有 100\AA 以下膜厚的氮化物半导体所组成的第 2 层积层而成的超格子层，且上述 p 侧涂敷层是具有 100\AA 以下膜厚的氮化物半导体所组成的第 3 层与组成上与此第 3 层不同且有 100\AA 以下膜厚的氮化物半导体所组成的第 4 积层而成的超格子层。

由此，所述氮化物半导体元器件能降低激光振荡时的阈值电流与阈值电压。

在上述 p 侧涂敷层与较该涂敷层上一层上组成有长度方向与谐振方向一致且具有预定宽度的脊部为佳。

本发明第三氮化物半导体元器件是在一层或二层以上的氮化物半导体层所组成的 n 导电侧(下称 n 侧)半导体与由一层或二层以上氮化物半导体组成的 p 导电侧(下称 p 侧)的半导体间，具有由氮化物半导体组成的活性层，上述 n 导电侧半导体区域的至少一氮化物半导体层是带隙能量与 n 型杂质浓度互异的第一与第二氮化物半导体层所积层而成的 n 侧超格子层。

由此，可减少超格子层所构成氮化物半导体层的电阻，所以整个 n 导电侧半导体区域的电阻可变小。

本发明第四氮化物半导体元器件是在一层或二层以上的氮化物半导体层所组成 n 导电侧半导体电侧半导体区域与一层或二层以上的氮化物半导体层所组成的 p 导电侧半导体区域之间具有氮化物半导体组成的活性层，上述 p 导电

侧半导体区域的至少一氮化物半导体层内由带隙能量及 p 型杂质浓度互异的第三及第四氮化物半导体层积层而成。

由此，可使超格子层所构成的氮化物半导体层的电阻变小，所以 p 导电侧半导体区域整体的电阻可变小。

当然可不管第一氮化物半导体层与第二氮化物半导体层的积层次序，以及第三氮化物半导体层与第四氮化物半导体层的积层次序。

本发明第五氮化物半导体元器件是在一层或二层以上氮化物半导体层所组成 n 导电侧半导体区域与由一或二氮化物半导体层所组成 p 导电侧半导体区域间形成活性层的氮化物半导体元器件，所述 n 导电侧的半导体区域的至少一层氮化物半导体层是带隙能量互异且 n 型杂质浓度不同的第一与第二氮化物半导体层积层而成的 n 侧超格子层，上述 p 导电侧半导体区域的至少一氮化物本半导体层是带隙能量且 p 型杂质浓度不同的第三及第四氮化物半导体层积层而成的 p 侧超格子层。

由此，可使作为超格子层的氮化物半导体层的电阻变小，所以 n 导电侧及 p 导电侧半导体区域整体的电阻可变小。

本发明第三或第五氮化物半导体元器件如果 n 侧超格子层例如是发光元器件、受光元器件等光电变换元器件，则组成连接于基板而组成的缓冲层、形成 n 电极的 n 侧接触层、用来封闭载流子的 n 侧涂敷层及对活性层的发光进行导波的 n 侧光导层中的至少一种层。第四或第五氮化物半导体元器件的 p 侧超格子层组成为 p 电极组成的 p 侧接触层、封闭载流子用 p 涂敷层及对活性层的发光进行导波的 p 侧光导层中的至少一种层。

本发明第三及第五氮化物半导体元器件，在 n 侧超格子层中，带隙能量大的第一氮化物半导体层的杂质浓度与带隙能量小的第二氮化物半导体层的杂质浓度比较，可以较大，也可以较小。

在上述第一氮化物半导体层的杂质浓度比第二氮化物半导体层的杂质浓度大的情形下，由于可使载流子出现在带隙能量大的第一氮化物半导体层，并注入到带隙能量小的第二氮化物半导体层，使注入的载流子杂质浓度变小，并在移动度大的第二氮化物半导体层中移动，所以可使 n 侧超格子层的电阻变小。

在上述第一氮化物半导体层的杂质浓度比第二氮化物半导体层的杂质浓

度大的情形下，第一氮化物半导体元器件最好在超格子层的第一氮化物半导体层中，使接近第二氮化物半导体层部份(下称近接部份)的 n 型或 p 型杂质浓度与远离第二氮化物半导体层的部分相比较小。

由此，移动于第二氮化物半导体层中的载流子能借助在上述近接部份的杂质，防止散乱，并可进一步提高第二氮化物半导体层的移动度，进一步降低超格子层的电阻。

具体地说，在第三、第五氮化物半导体元器件中，在掺杂较多 n 型杂质于带隙能量大的第一氮化物半导体层内的情形下，最好设定为第一氮化物半导体层的 n 型杂质在 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围内，第二氮化物半导体层的 n 型杂质浓度较第一氮化物半导体层小，且在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下。带隙能量小的第二氮化物半导体层 n 型杂质浓度宜在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下，且最好在 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 以下。也就是说，由第二氮化物半导体层的移动度变高的观点看来，第二氮化物半导体层的 n 型杂质浓度小的话小得适当，且使第二氮化物半导体层成为非掺杂层，即不掺杂杂质的状态为最佳。

在上述第一氮化物半导体层的杂质浓度比第二氮化物半导体层的杂质浓度的情况下，在上述第二氮化物半导体中，最好接近上述第一氮化物半导体层部分的 n 型杂质浓度与远离上述第一氮化物半导体层的部分相比较小。

进一步在上述第一氮化物导体层的杂质浓度比第三氮化物半导体层的杂质浓度小的情况下，最好上述第一氮化物半导体层的 n 型杂质浓度在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下，上述第二氮化物半导体层的 n 型杂质浓度在 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围内。

上述第一氮化物半导体层宜在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下，较佳者在 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 以下，最好为非掺杂(undoped)，也即，最好为不掺杂杂质的状态。

为了组成结晶性良好的 n 侧超格子层，第三及第五氮化物半导体元器件，最好以 $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y < 1$) 组成，并能形成与上述第一氮化物半导体层相比带隙能量较大且结晶性较好的层，且最好以 $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 \leq X < 1$) 组成，并能组成与上述第二氮化物半导体层相比带隙能量较小且结晶性较好的层。

第三及第五的氮化物半导体元器件最好进一步在超格子层中，上述第二氮化物半导体层由 GaN 组成。由此可在相同环境气体中生长上述第一氮化物半导

体层($Al_yGa_{1-y}N$)与上述第二氮化物半导体层(GaN),故在超格子层组成的造上极为有利。

第三及第五氮化物半导体元器件能在超格子层中,以 $Al_xGa_{1-x}N(0 < X < 1)$ 组成上述第一氮化物半导体层,以 $Al_yGa_{1-y}N(0 < Y < 1, X > Y)$ 组成上述第二氮化物半导体层。

此外,进一步最好不在上述第一氮化物半导体层或上述第二氮化物半导体层上掺杂n型杂质。

就本发明第四及第五氮化物半导体元器件而言,在p侧超格子层中,带隙能量大的第三氮化物半导体层的杂质浓度与带隙能量小的第四氮化物半导体层的杂质能量相比,可较大,也可较小。

在上述第三氮化物半导体层的杂质浓度比第四氮化物半导体层的杂质浓度大的情形下,由于在带隙能量大的第三氮化物半导体层产生载流子并可将其注入带隙能量小的第四氮化物半导体层,可使注入的载流子杂质浓度变小并在移动度大的第四氮化物半导体层移动,所以超格子层的电阻可变小。

就第四及第五氮化物半导体元器件而言,在上述第二氮化物半导体层的杂质浓度比第四氮化物半导体层的杂质浓度大的情形下,在p侧超格子层中,最好接近第四氮化物半导体层的部份(下称近接部份)的p型杂质浓度与远离第四氮化物半导体层的部份相比较小。由此,移动于第四氮化物半导体层中的载流子能利用上述近接部份的杂质,防止散乱,并能提高第四氮化物半导体层的移动度,降低超格子层的电阻。

在第四、第五氮化物半导体元器件中,在上述第三氮化物半导体层的杂质浓度比第四氮化物半导体层的杂质浓度大的情形下,最好设定为,带隙能量大的第三氮化物半导体层的p型杂质浓度在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 范围内,第四氮化物半导体层的p型杂质浓度较第三氮化物半导体层的杂质浓度小且在 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下。带隙能量小的第四氮化物半导体层宜在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下,较佳者在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下。也就是说,由第四氮化物半导体层的移动度变高的观点看来,如果第四氮化物半导体层的p型杂质浓度小,则最好小至适当程度,且最好使第四氮化物半导体层成为非掺杂层,即不掺杂杂质的状态为佳。

在第四及第五氮化物半导体元器件中,在上述第三氮化物半导体层的杂质

浓度比第四氮化物半导体层的杂质浓度小的情形下，在上述第四氮化物半导体层中，最好接近上述第三氮化物半导体层的部份的 p 型杂质浓度与远离上述第三氮化物半导体层的部份相比较小。

在第四及第五氮化物半导体元器件中，在上述第三氮化物半导体层的杂质浓度比第四氮化物半导体层的杂质浓度小的情形下，最好上述第三氮化物半导体层的 p 型杂质浓度在 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下，第四氮化物半导体层的 p 型杂质浓度在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围。

上述第三氮化物半导体层宜在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下，较佳者在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下，最好不掺杂 (undope)，即不掺杂杂质的状态为佳。

为了组成结晶性良好的超格子层，在第四及第五氮化物半导体元器件中，最好以 $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y < 1$) 形成带隙能量较大且结晶性良好的上述第三氮化物半导体层，并以 $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 \leq X < 1$) 组成上述第四氮化物半导体层。上述第四氮化物半导体层最好进一步由 GaN 组成。由此，可在相同环境气体中组成上述第三氮化物半导体层 ($\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$) 与上述第四氮化物半导体层 (GaN)，故在超格子层的组成的造上极为有利。

在第四及第五氮化物半导体元器件中，也最好以 $\text{Al}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 < X < 1$) 组成上述第三氮化物半导体层，并以 $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y < 1, X > Y$) 组成上述第四氮化物半导体层。

在第四及第五氮化物半导体元器件中，最好不掺杂 p 型杂质在上述第三氮化物半导体层或上述第四氮化物半导体层。

就第五氮化物半导体元器件而言，在上述 n 侧超格子层中，上述第一氮化物半导体层的带隙能量较上述第二氮化物半导体层的带隙能量大，且上述第一氮化物半导体层的 n 型杂质浓度较高，另在上述 p 侧超格子层中，可设定为上述第三氮化物半导体层的带隙能量较上述第四氮化物半导体层的带隙能量大，且上述第三氮化物半导体层的 p 型杂质浓度较上述第四氮化物半导体层的 p 型杂质浓度高。

在这种情形下，最好上述第一氮化物半导体层的 n 型杂质浓度在 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围，第二氮化物半导体层的 n 型杂质在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下，且上述第三氮化物半导体层的 p 型杂质浓度 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 范围，上

述第四氮化物半导体层的 p 型杂质浓度在 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下。

就第五氮化物半导体层元器件而言，可设定为，在上述 n 侧超格子层中，上述第一氮化物半导体层具有较上述第二氮化物半导体层大的带隙能量和比上述第二氮化物层大的 n 型杂质浓度，并且在上述 p 侧超格子层中，上述第三氮化物半导体层可设定为具有较上述第四氮化物半导体层大的带隙能量与较上述第四氮化物半导体层小的 p 型杂质浓度。

最好上述第三氮化物半导体层的 p 型杂质浓度在 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下，第四氮化物半导体层的 p 型杂质浓度在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 至 $1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 范围。

就第五氮化物半导体元器件而言，可设定为，在上述 n 侧超格子层中，上述第一氮化物半导体层具有较上述第二氮化物半导体层大的带隙能量和比上述第二氮化物半导体层小的 n 型杂质浓度，在上述 p 侧超格子层中，上述第三氮化物半导体层具有较上述第四氮化物半导体层大的带隙能量与较上述第四氮化物半导体层大的 p 型杂质浓度。

在这种情形下，最好上述第一氮化物半导体层的 n 型杂质浓度在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下，上述第二氮化物半导体层的 n 型杂质浓度在 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 至 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围，上述第三氮化物半导体层的 p 型杂质浓度在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 范围，上述第四氮化物半导体层的 p 型杂质浓度在 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下。

就第五氮化物半导体元器件而言，可设定为，上述 n 侧超格子层中，上述第一氮化物半导体层具有较上述第二氮化物半导体层大的带隙能量与较上述第二氮化物半导体层小的 n 型杂质浓度，并且在上述 p 侧超格子层中，上述第三氮化物半导体层具有较上述第四氮化物半导体层大的带隙能量与较上述第四氮化物半导体层小的 p 型杂质浓度。

在这种情形下，最好上述第一氮化物半导体层的 n 型杂质浓度在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下，上述第二氮化物半导体层的 n 型杂质浓度在 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \times 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围，上述第三氮化物半导体层的 p 型杂质浓度在 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下，第四氮化物半导体层的 p 型杂质浓度在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 范围。

就第五氮化物半导体元器件而言，在上述 n 侧超格子层中，上述第一氮化物半导体层可由 $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y < 1$) 组成，上述第二氮化物半导体层可由 $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 \leq X < 1$) 组成，在上述 p 侧超格子层中，上述第三氮化物半导体层可由

$\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y < 1$) 组成, 上述第四氮化物半导体层可由 $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 \leq X < 1$) 形成。

此外, 上述第二和第四氮化物半导体层以分别由 GaN 组成为佳。

就第五氮化物半导体元器件而言, 在上述 n 侧超格子中, 上述第一氮化物半导体层可由 $\text{Al}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 < Y < 1, X > Y$) 形成, 上述第二氮化物半导体层可由 $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y < 1, X > Y$) 形成, 在上述 p 侧超格子层中, 上述第三氮化物半导体层可由 $\text{Al}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 < X < 1$) 形成, 上述第四氮化物半导体层可由 $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y < 1, X > Y$) 形成。

就第五氮化物半导体元器件而言, 上述第一氮化物半导体层或上述第二氮化物半导体层最好是未掺杂有 n 型杂质的非掺杂层, 且上述第三氮化物半导体层或上述第四氮化物半导体层最好是不掺杂有 p 型杂质的非掺杂层。

就上述第三、第四、第五氮化物半导体元器件而言, 最好上述活性层含有 InGaN 层, 上述 InGaN 层最好进一步为量子井层。且上述活性层也最好为单一量子井结构, 或最好为多重量子井结构。

本发明第二激光二极管是上述活性层位在 p 侧涂敷层与 n 侧涂敷层之间的激光振荡元器件, 上述 p 侧涂敷层与上述 q 侧涂敷层中至少其一是上述 n 侧超格子层或上述 p 侧超格子层。由此能构成阈值电流低的激光振荡元器件。

就上述第二激光二极管而言, 最好在上述 p 侧涂敷层与活性层之间或上述 p 侧涂敷层与活性层之间至少其一上组成由含有 In 的氮化物半导体或 GaN 所构成杂质浓度在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下的光导层。该光导层由于在上述活性层所发生的光吸收率低, 所以可实现活性层发光极少减弱, 可在低增益下振荡的激光元器件。本发明为了降低光吸收率, 上述光导层的杂质浓度宜在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下, 较佳者在 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 以下, 最好为非掺杂。且最好令上述光导层为超格子结构。

最好进一步在上述光导层与活性层之间形成带隙能量较活性层的井层及上述光导层的带隙能量大, 膜厚在 $0.1\mu\text{m}$ 以下的氮化物半导体所组成的间隙层, 该间隙层的杂质浓度最好设定在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上。这样, 借助于形成带隙能量大的上述间隙层, 可减少漏电。该光导层及间隙层组成在 p 导电侧氮化物半导体层侧效果较佳。

在本发明中, 最好在使氮化物半导体生长在与氮化物半导体不同的材料所组成的异质基板上在此生长的氮化物半导体层上组成保护膜使此氮化物半导

体层的表面露出一部份后，在从露出的氮化物半导体层上生长以包覆上述保护膜的氮化物半导体所组成的氮化物半导体基板上形成第三至第五氮化物半导体元器件。由此，因能使第三至第五氮化物半导体元器件的各层结晶性良好，所以可组成具有优良特性的氮化物半导体元器件。

就本发明而言，此异质基板与保护膜也最好以氮化物半导体元器件所组成(或所可组成)的氮化物半导体层为基板，并元器件生长前或生长后除去。

间隙层组成在 p 导电侧氮化物半导体层侧较具效果。在与本发明相关的激光二极管中，在 p 侧涂敷层为超格子层情况下，最好在上述 p 侧涂敷层及较 p 侧涂敷层的上一层上形生长度方向与谐振方向一致且具有预定宽度的脊部。

本发明第六氮化物半导体元器件是在 n 侧涂敷层与 p 侧涂敷层之间具备活性层而此活性有内含 In 的第一氮化物半导体层，上述 n 侧涂敷层由具有内含 Al 的第二氮化物半导体层而厚度在 $0.5\mu\text{m}$ 以上的超格子层所组成，此 n 侧涂敷层的 μm 所代表的厚度与此 n 侧涂敷层所含百分比代表表的 Al 平均组成的积设定在 4.4 以上。

由此，在氮化物半导体发光元器件中，由于可提高上述 n 侧涂敷层的光遮蔽效果，所以例如激光振荡元器件能降低振荡阈值，可延长寿命，并提高可靠性。

此外，在使用基板组成激光元器件情形下，虽然通常在接近基板侧组成上述涂敷层，由此 n 侧涂敷层光遮蔽不充份，则从 n 侧涂敷层漏的光反射在基板，所以会产生远视野图型与近视野型等形状的混乱，例如观测出雷射光点变成多个的问题。但就本发明第六氮化物半导体元器件而言，由于如上所述，可提高 n 侧涂敷层的光遮蔽效果，不致于混乱远视野图型与近视野图型等的形状，例如可发生光单一点的激光。

此外，在本发明第六氮化物半导体发光元器件中，最好上述 n 侧涂敷层的厚度在 $0.8\mu\text{m}$ 以上，上述 n 侧涂敷层所含 Al 的平均组成在 5.5% 以上，或者，上述 n 侧涂敷层的厚度在 $0.1\mu\text{m}$ 以上，上述 n 侧涂敷层所含 Al 的平均组成在 5% 以上。

或者最好上述 n 侧涂敷层的厚度在 $1.2\mu\text{m}$ 以上，上述 n 侧涂敷层所含 Al 的平均组成在 45% 以上。

此外，本发明第六氮化物半导体发光元器件中，最好 p 侧涂敷层由具有内含 Al 的第三氮化物半导体层的超格子层组成，上述 n 侧涂敷层较上述 p 侧涂敷层厚。

最好上述 p 侧涂敷层进一步较 $1.0\mu\text{m}$ 薄。

此外，在本发明第六氮化物半导体发光元器件中，最好上述 n 侧涂敷层与 p 侧涂敷层的、含有上述活性层的厚度设定在 200\AA 以上， $1.0\mu\text{m}$ 以下范围。

附图简要说明

图 1 表示与本发明实施形态 1 相关的氮化物半导体元器件(LED 元器件)结构的模式剖视图。

图 2 表示与本发明实施形态 2 相关的氮化物半导体元器件(激光二极管)结构的模式剖视图。

图 3 表示与本发明实施形态 3 相关的氮化物半导体元器件(激光二极管)结构的模式剖视图。

图 4 是图 5 所示的激光二极管的立体图。

图 5 表示与本发明实施形态 1 的激光二极管中 p 侧接触层的膜厚与阈值电压之间的关系。

图 6 表示与本发明相关的实施例 26 的激光二极管结构的模式剖视图。

图 7 表示与本发明相关的实施例 28 的激光二极管结构的模式剖视图。

图 8 表示与本发明相关的实施例 32 的激光二极管结构的模式剖视图。

图 9 表示与本发明实施形态 4 相关的氮化物半导体元器件(激光二极管)结构的模式立体图。

实施发明的最佳形态

下面，参照附图对实施本发明的氮化物半导体元器件实施形态进行说明。

实施形态 1

图 1 是表示本发明实施形态 1 的氮化物半导体元器件结构的模式剖视图。此氮化物半导体元器件是一种 LED 元器件，就其基本结构而言，是依序次蓝宝石组成的成的基板 1 上积层 GaN 所组成的成的缓冲层 2，Si 掺杂 n 型 GaN 所组

成的成的 n 侧接触层 3、单一量子井结构的 InGa_xN 所组成的成的活性层 4、组成互异的第 1 层与第 2 层积层的超格子层所组成的成的 p 侧接触层 6 积层而成。并且在实施形态 1 的氮化物半导体元器件中，在 p 侧接触层 6 表面的大致整个平面上组成透光性全面电极 7，全面电极 7 表面 5 设有接合用 p 电极 8，蚀刻除去氮化物半导体层的一部份而在露出的 n 侧接触层 2 表面上设有 n 电极 9。

实施形态 1 之氮化物半导体元器件由于具备以掺杂有作为 p 型杂质的镁的 In_xGa_{1-x}N (0 ≤ X ≤ 1) 所组成的成膜厚 30Å 的第 1 层，以及掺杂有与第 1 层同量的同样是作为 p 型杂质的镁的 p 型 Al_yGa_{1-y}N (0 ≤ Y ≤ 1) 所组成的成膜厚 30Å 的第 2 层积层而成的超格子层，构成具有低电阻值的 p 侧涂敷层 5，所以可降低 V_f。在这种组成超格子在 p 层侧的情形下，掺杂镁、Zn、Cd、Be 等 p 型杂质于第 1 层和/或第 2 层上来作为具有 p 型导电型的超格子层。就积层而言，以第 1 + 第 2 + 第 1……，或第 2 + 第 1 + 第 2……的顺序较佳，并至少积层二层以上。

构成各个氮化物半导体所组成的超格子层的第 1 层与第 2 层并不限在上述 In_xGa_{1-x}N (0 ≤ X ≤ 1) 所组成的成的层以及 Al_yGa_{1-y}N (0 ≤ Y ≤ 1) 所组成的成的层，组成互异的氮化物半导体结构也可。且第 1 层与第 2 层的带隙能量不论其不同或相同均可。例如，如果以 In_xGa_{1-x}N (0 ≤ X ≤ 1) 构成第 1 层，以 Al_yGa_{1-y}N (0 < Y ≤ 1) 构成第 2 层，则第 2 层的带隙能量必然变成比第 1 层大，如果以 In_xGa_{1-x}N (0 ≤ X ≤ 1) 构成第 1 层，以 In_zAl_{1-z}N (0 < Z ≤ 1) 构成第 2 层，则第 1 层与第 2 层固然组成不同，其带隙能量却可相同。并且如果以 Al_yGa_{1-y}N (0 ≤ Y ≤ 1) 构成第 1 层，以 In_zAl_{1-z}N (0 < Z ≤ 1) 构成第 2 层，则同样地，虽然第 1 层与第 2 层不同，但带隙能量却可相同。

也就是说，本发明若为具有后述作用的超格子层，第一层与第 2 层的带隙能量不管相同与否均可。如以上所述，所谓的超格子层由于是组成不同的极薄层的积层，因各层的厚度极薄，所以是指不会随着格子不整而产生缺陷的积层，是含有量子井结构的大的概念。这种超格子层内部并无缺陷，通常，随着格子不整称为偏斜超格子。本发明即使以 As、P 等 V 族元素置换第 1 层、第 2 层的一部分 N(氮)，N 仍包含在氮化物半导体中。

本发明构成超格子层的第 1 层、第 2 层膜厚大于 100Å 的话，第 1 层与第 2 层即变成弹性偏斜限度以上的膜厚，由于此膜中容易带有微少裂缝或结晶缺

陷，所以最好设定为 100\AA 以下的膜厚。且本实施形态 1 为进一步增进结晶性，第 1 层、第 2 层的膜厚宜设定在 70\AA 以下，可说是较薄，最好设定为 $40\sim 10\text{\AA}$ 。本发明即使可设定在 10\AA 以下(例如第 1 原子层或第 2 原子层)，如果设定在 10\AA 以下，例如在用超格子层组成 500\AA 以上膜层的涂敷层情形下，便会变成积层数增加，由于组成的程、组成时间与劳力所费不赀，所以第 1 层、第 2 层的膜厚最好设定为大于 10\AA 。

在图 1 所示本实施形态 1 的氮化物半导体情形下，超格子层所组成的 p 型涂敷层 5 组成于活性层 4 与电流注入层的 p 侧接触层 6 之间，用来作为载流子封闭层。这样，特别是在以超格子层作为载流子封闭层情形下，必须使超格子层的平均带隙能量较活性层大。因此就氮化物半导体而言，含有具备较大带隙能量的 AlN、AlGa_YN 及 InGa_XN 等的 Al 的氮化物半导体被用来作为载流子封闭层。此层中的 AlGN 作为单一层来生长而变厚的话，即易于在结晶生长中掺入涂敷层。

而且，本实施形态 1 作成第 1 层及第 2 层中至少一方至少含有 Al 的氮化物半导体，且最好为 Al_YGa_{1-Y}N ($0 < Y \leq 1$)，借助于以弹性偏斜限度以下的膜厚使第 1 层与第 2 层交互生长，组成裂缝少、结晶性极佳的超格子层而用来作为带隙能量大的涂敷层。

在这种情形下，若以 100\AA 以下的膜厚使不含 Al 的氮化物半导体层来生长为第 1 层，并在其上组成含有氮化物半导体所组成的第 2 层，第 1 层即使用来作为第 2 层生长时缓冲层，也难以渗入第 2 层中，而可进一步组成无裂缝而结晶极佳的超格子层。因此，本第 1 实施形式最好以 In_XGa_{1-X}N ($0 \leq X \leq 1$) 所组成的成的第 1 层(第 2 层)与 Al_YGa_{1-Y}N ($0 \leq Y \leq 1, X \neq Y = 0$) 所组成的成的第 2 层(第 1 层)来构成超格子层。

在本实施形态 1 之氮化物半导体元器件中，构成作为超格子层的 p 侧涂敷层 5 的第 1 层及第 2 层中至少其一层上，为调整载流子浓度，最好掺杂有将此层导电型设定为 p 型的杂质。且在 p 型杂质掺杂于第 1 层及第 2 层情形下，也最好掺杂第 1 层与第 2 层不同的浓度。于第 1 层、第 2 层上掺杂不同浓度的话，其一层的载流子浓度即可实质上提高而降低超格子层整体的电阻值。这样，就本发明而言，最好分别于第 1 层、第 2 层上掺杂不同浓度的杂质，也最好在

1层,第2层的任一方掺杂杂质。

且特别就本发明而言,第1层及第2层上的掺杂的杂质浓度不限于此,p型杂质通常宜调整为 $1 \times 10^{16}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{22}/\text{cm}^3$,较佳者为 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$,最好为 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 至 $2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围。少于 $1 \times 10^{16}/\text{cm}^3$ 的话,则难以获得降低 V_f ,阈值电压的效果,超过 $1 \times 10^{22}/\text{cm}^3$ 的话,超格子的结晶性即有恶化的倾向。且n型杂质最好调整成相同范围。其理由相同。

如以上述结构的超格子层由于使第1层及第2层的膜厚在弹性偏斜界限以下,所以可降低结晶格子缺陷,可减少微小的涂敷层,并可显著增进结晶性,结果即不致于过度损及结晶性,可增加掺杂量,由于借此可增加n型氮化物半导体层、p型氮化物半导体层的载流子浓度,且此载流子不可移动且不因结晶缺陷而散乱,与不具有超格子结构的p型或n型氮化物半导体相比,可使电阻率降低1位数以上。

因此,就本实施形态1的氮化物半导体元器件(LED元器件)而言,使用超格子层来组成一向难以获得低电阻氮化物半导体层的P导电侧半导体区域251就实施形态1而言,该p型涂敷层5与p型接触层6所组成的区域的p型涂敷层,借助于降低此p型涂敷层5的电阻值,可降低 V_f 。氮化物半导体极难获得p型结晶,即使获得,与n型氮化物半导体相比,通常电阻率高出1位数以上。因此,借助于组成p型超格子层在p导电侧,即可使超格子层所构成的p型层的电阻降得极低而显著降低 V_f 。就已知p型结晶制造技术而言,已知有一种热焰掺杂的p型杂质的氮化物半导体层,利用除去氢,组成的造p型氮化物半导体(日本专利第2540791号)。即使获得p型氮化物半导体,其电阻率也在 $\Omega \cdot \text{cm}$ 以上。借助于以此p型层为p型超格子层,即可增进结晶,根据我们的研究,该p层电阻率与已知者比较,可降低1位数以上,并有显著降低 V_f 的效果。

且就实施形态1而言,如上所述,最好以 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 1$)组成第1层,(第2层),以 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 \leq y \leq 1, x \neq y = 0$)组成第2层(第1层),由于借此可组成结晶性良好而无裂缝的超格子层,所以可提高元器件寿命。

接着,比较本发明与包含我们以前所申请的日本专利公报的公开文献所揭示的已知例进行说明。

首先就与本发明类似的技术而言,我等曾提出日本特开平8-228048号。

本技术是在夹有活性层的涂敷层外侧和/或 p 型涂敷层外侧(即远离活性层一侧, 组成由 AlGa_xN, GaN, InGa_{1-x}N 等构成的多层膜以作为激光的光反射膜。此技术由于组成多层膜来作为光反射膜, 其各层膜厚由于用 $\lambda/4n$ (n : 氮化物半导体折射率, λ : 波长) 设计, 所以非常厚。因此, 多层膜的各层膜厚并非在弹性偏斜界限以下。且美国专利第 5, 146, 465 号以 Al_xGa_{1-x}N/Al_yGa_{1-y}N 所组成的成的镜夹住活性层的结构的激光元器件。此技术由于与上述技术一样以 AlGa_xN/AlGa_xN 为镜来作用, 所以各层膜厚须很厚。且 AlGa_xN 的硬半导体会组成裂缝, 无论哪一层积层都非常困难。

另一方面, 本实施形态 1 以构成超格子层方式设定第 1 与第 2 层的各膜厚(最好二者均设定在 100Å 以下的临界膜厚以下), 与上述技术不同。即, 本发明利用构成超格子层的氮化物半导体的歪斜超格子所造成的效果来提高结晶性, 降低 V_f 。

日本专利特开平 5-110138 号、特开平 5-110139 号公报进一步公开了将薄膜 AlN 与 GaN 积层而获得 Al_yGa_{1-y}N 的结晶的方法。此技术由于是获得预定混晶化的 Al_yGa_{1-y}N 混晶而将数 10Å 膜厚的 AlN、GaN 积层的技术, 所以与本发明的技术不同。而且, 由于没有 InGa_xN 组成的活性层, 所以裂缝容易出现在超格子层内。且日本专利特开平 6-21511 号、6-268257 号公报揭示了双异质结构的发光元器件, 此双异质结构是有积层 GaN 和 InGa_xN 的多重量子井结构的活性层。而本发明是以活性层以外的层来作为多重结构的技术, 所以也与此技术不同。

以活性层以外的层来作为超格子层的结构日本特开平 2-288371 号公报(美国专利第 5, 005, 057) 中有揭示, 但此公报所揭示的超格子层是 BP 层与 GaAlN 层所组成的超格子层, 就这点而言, 本发明组成互异的氮化物半导体层的超格子层与其构成不同, 且作用效果不同。

本发明元器件在活性层上具有 InGa_xN, 至少内含铟的氮化物半导体情形下, 具有显著的超格子效果。InGa_xN 活性层最适合用来作为隙能量小的氮化物半导体元器件的活性层。因此, 若组成 In_xGa_{1-x}N 与 Al_yGa_{1-y}N 所组成的超格子层来作为夹住活性层的层, 由于与活性层的带隙能量差、折射率差可变大, 所以可在此超格子层作为激光元器件来实施时, 作为极其优良的光遮蔽层来运作(适用于实施形态 2 的氮化物半导体元器件)。由于 InGa_xN 的结晶的性质与含有其他

InGaN 的 Al 的氮化物半导体相比极柔软，所以以 InGaN 为活性层的话，积层而成的各氮化物半导体不易有裂缝。相反地，以 InGaN 氮化物半导体为活性层，会有结晶性质硬以致于结晶体易有裂缝的倾向。

就本实施形态 1 而言，最好调整为，p 侧接触层 6 的膜厚宜在 500Å 以下，较佳者在 300Å 以下，最佳者在 200Å 以下。其原因在于，如上所述借助于将电阻率与在数 $\Omega \cdot \text{cm}$ 以上的 p 型氮化物半导体层膜厚调整在 500Å 以下，由于借以可进一步降低电阻率，并能降低阈值电流、电压。此外，能增加自 p 型层所除去的氢的量，进一步降低电阻率。

如以上详细说明，就本实施形态 1 的氮化物半导体元器件(LED 元器件)而言，由于以第 1 层与第 2 层所积层的超格子层来构成 p 型涂敷层，所以可将此 p 型涂敷层 5 的电阻降至极低，并可降低此 LED 元器件的顺向电压。

上述实施形态 1 虽然使用超格子层在 p 侧涂敷层，但本发明并不限于此，也可使用 p 型超格子层在 p 侧接触层 6 即，也可为电流(正孔)注入的 p 侧接触层 6，例如 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 所组成的第 1 层，与 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ 所组成的第 2 层积层而成的。以 p 型接触层 6 为超格子层，在第 1 层的带隙能量较第 2 层小的情况下，最好使带隙能量小的 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 或 GaN 所成的第 1 层为最外层表面而与 P 电极接触的层，由此即可获得与 p 电极的接触电阻小的较佳电阻。此情形虽然发生在带隙能量小的第 1 层，但易于获得载流子浓度较第 2 层高的氮化物半导体层。且本发明在上述 p 侧涂敷层及 p 侧接触层以外的 p 型氮化物半导体层进一步组成在 p 导电侧半导体区域 251 上情形下，也最好以超格子层组成此 p 型氮化物半导体层。

就以上实施形态 1 而言，虽然使用超格子层在 p 侧涂敷层 5，但本发明不限在 p 导电侧半导体区域 251，也可使用 n 型超格子层在 n 导电侧半导体区域 201 的 n 侧接触层 3 上。这样，在以 n 侧接触层 3 为超格子层情形下，可例如掺杂 Si, Ge 等 n 型杂质于第 1 层及第 2 层上，在基板 I 与活性层 4 之间组成具有 n 型导电型的超格子层来作为 n 型接触层 3。在这种情形下，经确认，特别是若以 n 型接触层 3 为杂质浓度不同的超格子层，则有横向电阻降低，例如在激光二极管中降低阈值电压、电流的倾向。

此情形发生在带隙能量大的一层上，在以掺杂有大量 n 型杂质的超格子层

为 n 层侧接触层情形下，据推知具有类似于以下的 HEMT (高电子移动率电晶体) 作用所产生的效果。就掺杂 n 型杂质的带隙大的第 1 层 (第 2 层) 与带隙小的非掺杂 { (undoped) ; 以下是指未掺杂杂质状态下的 (非掺杂) } 的第 2 层 (第 1 层) 积层而成的超格子层而言，带隙能量大的层侧在添加 n 型杂质的一层与非掺杂层间的异质接合界面上耗尽，而在带隙能量小的层侧厚度 (100Å) 前后界面上蓄积电子 (二次元电子云)。此二次元电子云由于可蓄积在带隙能量小的层侧，所以经推知，在电子移动时不致于造成杂质散乱，超格子层的电子移动度提高，且电阻率降低。

在本发明中，在 n 侧接触层设在 n 导电侧半导体区域 201 情形下，也可以此 n 侧涂敷层为超格子层。而在 n 侧接触层及 n 侧涂敷层外的 n 型氮化物半导体层组成在 n 导电侧半导体区域 201 上情形下，也可以此 n 型氮化物半导体层为超格子层。但在超格子层所组成氮化物半导体层设在 n 导电侧半导体区域 201 情形下，当然也可以作为载流子遮蔽层的 n 侧涂敷层或电流 (电子) 注入的 n 侧接触层 3 来组成超格子结构。

这些，在超格子层设于活性层 4 与基板 1 间的 n 导电侧半导体区域 201 情形下，构成超格子层的第 1 层，第 2 层上也最好不掺杂杂质。其原因在于，即使氮化物半导体不掺杂，也具有 n 型性质。但在如上所述组成在 n 层侧的情形下，最好将 Si、Ge 等 n 型杂质掺杂于第 1 层、第 2 层上并设定杂质浓度差。

如上所述，组成超格子层在 n 导电侧半导体区域的效果与超格子层设在 p 导电侧半导体区域 251 的情形一样，均可提高结晶性。详细地说，在氮化物半导体元器件具有异质接合情形下，通常 n 型、p 型载流子封闭层是占以带隙能量较活性层大的 AlGaIn 来构成。AlGaIn 结晶生长极为困难，例如以单一组或在 0.5μm 以上膜厚来生长的话，会有结晶中易产生裂缝的性质。如果本发明以弹性歪斜界限以下膜厚用第 1 层、第 2 层来积层组成超格子层的话，由于可结晶性极佳地积层第 1 层、第 2 层，所以可生长结晶性良好的涂敷层。因此，n 导电侧半导体区域 201 整体的氮化物半导体结晶性得以增进，由在 n 导电侧半导体区域 201 整体的移动度可以增大，所以以此超格子层为涂敷层的元器件可降低 V_f 。且在掺杂 Si、Ge 杂质于超格子层上而以超格子层为接触层情形下，会有类似在上述 HEMT 的显著效果，可进一步降低阈值电压 V_f 。

本发明也可不在第1层、第2层上，即不在超格子层上掺杂决定导电型的杂质。此未掺杂杂质的超格子层在组成在n导电侧半导体区域201情形下，可组成为载流子封闭层(光遮蔽层)与活性层间的任一层。

本发明中，由于超格子层可用来作为组成于夹住活性层的n导电侧半导体区域201或p导电侧半导体区域251上作为载流子封闭层的涂敷层、活性层的光导层或与电极连接所组成的电流注入层，所以构成超格子层的氮化物半导体的平均带隙能量最好调整成大于活性层。

如上所述，在本说明书中，就活性层与p电极之间由氮化物半导体层所组成的区域而言，所谓p导电侧半导体区域并非意指可构成此半导体区域的氮化物半导体层具有p型导电性。同样地，就活性层与GaN基板100之间由氮化物半导体层所组成的区域而言，所谓n侧导电性半导体区域并非意指可构成此区域的氮化物半导体层具有p型导电性。

实施形态2

下面，对本发明实施形态2进行说明。

图2是表示本发明实施形态2的氮化物半导体元器件结构模式的剖视图(垂直于激光谐振方向的剖视)，该氮化物半导体元器件是一种氮化物半导体激光二极管元器件，具有氮化物半导体所组成的活性层16，且此氮化物半导体夹设在例如以C面为主面的蓝宝石等基板10上的n导电侧半导体区域202(由n侧接触层12、裂缝防止层13、n侧涂敷层14及n侧光导层15组成)与p导电侧半导体区域252(由间隙层17、p侧光导层、p侧涂敷层19及p侧接触层20组成)之间。

本实施形态2的氮化物半导体元器件在n导电侧半导体区域202中以超格子层组成n侧涂敷层14，并在p导电侧半导体区域252中以超格子层组成p侧涂敷层19，由此将作为激光二极管的氮化物半导体元器件的阈值电压设定为低电压。下面参照图2详细地说明实施形态2的氮化物半导体元器件。

在实施形态2的氮化物半导体元器件中，首先经p由缓冲层11与第二缓冲层112在基板101上形成n侧接触层12，进一步在n侧接触层12上积层裂缝防止层13、n侧涂敷层14及n侧光导层，以组成n导电侧半导体区域202。且露出裂缝防止层13二侧的n侧接触层12表面上分别组成与n侧接触层12

电阻接触的 n 侧电极 23, 在该 n 侧电极 23 上例如组成有线焊用 n 侧焊盘电极。并在 n 侧光导层 15 上组成氮化物半导体所组成的成的活性层 16, 进一步在此活性层 16 上积层间隙层 17、p 侧涂敷层 19 与 p 侧接触层 20 以组成 p 导电侧半导体区域 252。进一步在 p 侧接触层 20 上组成与此 p 侧接触层 20 电阻接触上组成与此 p 侧电极, 在该 p 侧电极 21 上形成例如有线焊用 p 侧焊盘电极。且在 p 侧接触层 20 及 p 侧涂敷层 19 组成沿谐振方向伸延的峰状脊部, 借助于形成此脊部, 在活性层 16 中) 在宽度方向(与谐振方向正交的方向)遮蔽光线, 使用沿垂直于脊部的方向劈开的劈开面, 组成的造沿脊部长度方向谐振器。

下面, 对实施形态 2 的氮化物半导体元器件的各构成元件进行说明。

(基板 10)

在基板 10 上是以 C 面为主面的蓝宝石, 以 R 面、A 面为主面的蓝宝石, 其它是尖晶石(镁 Al₂O₄)绝缘性基板, 且此外可用 SiC、(含 6H、4H、3C) ZnS、ZnO、GaAs、GaN 等半导体基板。

(缓冲层 11)

缓冲层 11 在 900℃ 以下温度生长例如 AlN、GaN、AlGa_n、InGa_n 等以组成数十 Å 至数百 Å 的膜厚, 此缓冲层 11 虽然缓和基板与氮化物半导体的格子常数失配而组成, 但也可根据氮化物半导体生长方法、基板的种类等予以省略。

(第 2 缓冲层 112)

第 2 缓冲层 112 是在较上述缓冲层更高温下的生长单晶氮化物半导体组成在上述缓冲层 11 上的较缓冲层 11 厚的层。此第 2 缓冲层 112 是 n 型杂质浓度较后续的生长 n 侧接触层 112 小的层, 或是不掺杂 n 型杂质的层。且, 第 2 缓冲层 112 可例如以 $In_xAl_yGa_{1-x-y}N$ ($0 \leq x, 0 \leq y, x+y \leq 1$) 构成, 特别是, 其组成不用说, 宜为非掺杂的 Al (Y 值) 在 0.1 以下的 $Al_yGa_{1-y}N$, 最好为非掺杂的 GaN。即, 由这种组成, 可增进第 2 缓冲层 112 的结晶性, 进一步借助于非掺杂 GaN 组成第 2 缓冲层 112, 可组成结晶性最佳的第 2 缓冲层。且最好以超格子进一步组成该 n 侧接触层。

这样, 在生长 n 侧接触层 12 之前, 杂质浓度极小, 借助于生长结晶性良好的第 2 缓冲层 112, 即生长载流子浓度大且结晶性良好的 n 侧接触层 12 而使其变得较厚。即, 虽然高载流子浓度的 n 侧接触层因有必要生长 n 型杂质浓度

大的氮化物半导体层，但杂质浓度大的厚氮化物半导体层难以结晶性良好地生长。因此，不组成 n 侧缓冲层 112 而组成 n 侧接触层的话，则不仅组成结晶性差的 n 侧接触层，而且在结晶性差的 n 侧接触层上，生长活性层等以外的氮化物半导体，其上所组成的层会自下层导致裂缝，其上所组成的层(活性层等)也无法结晶性良好地生长。因而，此第 2 缓冲层 112 不仅结晶性良好地组成 n 侧接触层，也能结晶性良好地组成各个构成氮化物半导体元器件的半导体层。

该第 2 缓冲层 112 的膜厚宜在 $0.1\mu\text{m}$ 以上，较佳者在 $0.5\mu\text{m}$ 以上，最佳者最好调整为 $1\mu\text{m}$ 以上， $20\mu\text{m}$ 以下。第 2 缓冲层 112 在 $0.1\mu\text{m}$ 以下的话，则无法充份提高 n 侧接触层 12 的结晶性。大于 $20\mu\text{m}$ 的话，则有第 2 缓冲层 112 本身容易增加结晶缺陷的倾向而降低缓冲层的功能。且第 2 缓冲层在不超过 $20\mu\text{m}$ 范围内生长成较厚情形下，其优点在于可提高散热性。在组成的激光元器件的场合，第 2 缓冲层 112 因易于热扩张而可提高激光元器件的寿命。激光的漏泄光会在第 2 缓冲层 112 内扩散而易于获得接近椭圆形的光。并且第 2 缓冲层 112 也可在使用 GaN、SiC、ZnO 等导电性基板的场合下予以省略。

(n 侧接触层 12)

n 侧接触层 12 用来作为组成负电极的接触层，例如由 Si 掺杂的 GaN 所组成，最好调整为 $0.2\mu\text{m}$ 以上， $4\mu\text{m}$ 以下的厚度。小于 $0.2\mu\text{m}$ 的话，则此后在组成负电极时，难以控组成的蚀刻率使此层露出，另一方面，在 $4\mu\text{m}$ 以上的话，即会在杂质影响下造成结晶性劣化。该 n 侧接触层 12 的氮化物半导体上所掺杂 n 型杂质的浓度在 $1\times 10^{17}/\text{cm}^3$ 至 $1\times 10^{21}/\text{cm}^3$ 范围，最好调整为 $1\times 10^{18}/\text{cm}^3$ 至 $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ 。若是小于 $1\times 10^{11}/\text{cm}^3$ 的 n 电极材料，由于难以获得较佳电阻，所以激光元器件无法降低阈值电流、电压，若大于 $10^{21}/\text{cm}^3$ ，则元器件本身的漏电即会增多，且由于结晶性也劣化，故元器件寿命也会缩短。且在 n 侧接触层 12 中，为了减少与 n 电极，23 电阻接触的阻抗，并为了提高此 n 侧接触层 12 的载流子浓度，最好其杂质浓度较 n 涂敷层 14 大。且 n 侧接触层 12 在使用 GaN、SiC、ZnO 等导电性基板并在基板内侧设有负电极情况下，不用来作为接触层，而是用来作为缓冲层。

此外，能使用第 2 缓冲层 11 与 n 侧接触层 12 中的至少一层来作为超格子层。用来作为超格子层的话，此层的结晶性即可显著增进并可降低阈值电流。

最好以较第2缓冲层11的膜厚更薄的n侧接触层12为超格子层。在以n侧接触层n为带隙能量互异的第1层与第2层所积层而成的超格子结构的情形下，最好使带隙能量小的一层露出而组成n电极，由此可降低与n电极23接触的电阻并可降低阈值。且就n型氮化物半导体而言，可获得较佳电阻的n电极材料有Al、Ti、W、Si、Zn、Sn、In等金属或合金。

借助于以n型接触层n为杂质浓度不同的超格子层，即可类似于实施形态1中所说明的HEMT的效果，降低横向电阻，并可降低LD元器件的阈值电压、电流。

(裂缝防止层13)

裂缝防止层13例如由掺杂 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ Si的 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}$ 组成，且例如具有 500\AA 膜厚。此裂缝防止层13为含有In的n型氮化物半导体，最好生长我们InGaN来组成，由此即可防止在其上形成含有Al的氮化物半导体层中发生裂缝。该裂缝防止层13最好生长 100\AA 以上， $0.5\mu\text{m}$ 以下的膜厚。小于 100\AA 的话，即难以发挥上述裂缝防止的作用，大于 $0.5\mu\text{m}$ 的话，结晶本身即有变黑的倾向。在以本实施形态1的n侧接触层为超格子情形下，或者在以接着生长的n侧涂敷层14为超格子层情形下，该裂缝防止层13也可省略。

(n型超格子所组成的n侧涂敷层14)

n侧涂敷层是例如由掺杂 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ Si的n型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 组成，由具有 20\AA 膜厚的第1层和非掺杂GaN的组成，由具有 20\AA 膜厚的第2层交互积层的超格子层所组成，整体例如具有 $0.5\mu\text{m}$ 膜厚。该n型涂敷层14作为载流子封闭层及光蔽层来使用，在作为超格子层情况下，最好使其中一层生长有Al的氮化物半导体，最好生长AlGaN，借助于较佳者在 100\AA 以上， $2\mu\text{m}$ 以下，最佳者在 500\AA 以上， $1\mu\text{m}$ 以下生长，组成良好的载流子封闭层。该n型涂敷层14可以用单一氮化物半导体生长，也可组成作为超格子层而无裂缝且结晶性良好的封闭层。

(n侧光导层15)

n侧光导层15例如由掺杂 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ Si的n型GaN组成，具有 $0.1\mu\text{m}$ 的膜厚。此n侧光导层15用来作为活性层光导层，最好生长GaN、InGaN来组成，通常生长 100\AA – $5\mu\text{m}$ ，最好进一步生长 200\AA – $1\mu\text{m}$ 膜厚。且此光导层15也可作为超格子层。在n侧涂敷层作为超格子层情形下，构成超格子层的氮化物半导体层的平均带隙能量较活性层大。在作为超格子层的情形下，第1层及

第2层的至少一层可掺杂杂质，也可不掺杂。且此光导层15可以为单独非掺杂的氮化物半导体或为非掺杂氮化物半导体所积层而成的超格子层。

(活性层16)

活性层16由一例如掺杂 $8 \times 10^{18}/\text{cm}^3\text{Si}$ 的 $\text{In}_{0.8}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 所组成而具有 25\AA 膜厚的井层，以及掺杂 $8 \times 10^{18}/\text{cm}^3\text{Si}$ 的 $\text{In}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 所组成而具有 50\AA 膜层的障壁层交互积层而构成具有预定膜厚的多重量子井结构(MOW)。在活性层16中，井层与障壁层宜二者均掺杂杂质或仅其一方掺杂。且掺杂n型杂质的话，阈值即有降低的倾向。在依此方式以活性层16作为多重量子井结构的情形下，必然地，由于积层带隙能量小的井层与带隙能量较井层小的障壁层，所以超格子层有所区别。井层的厚度宜在 100\AA 以下，较佳者在 70\AA 以下，最佳者在 50\AA 以下。障壁层厚度宜在 150\AA 以下，较佳者在 100\AA 以下，最好在 70\AA 以下。

关于量子井结构的活性层，本申请人于先前所申请的日本特开平9-148678号公报(美国专利申请案第08/743,729，是根据日本专利特开平9-148678号提出申请)有所揭示，本发明可使用该公报所揭示的活性层、单一量子井结构的活性层及各种活性层。

(p侧间隙层17)

p侧间隙层17的带隙能量较活性层16大，例如由掺杂 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁的p型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 组成，且例如有 200\AA 膜厚。就本实施形态2而言，虽然最好使用间隙层17，但由于该间隙层由薄的膜厚组成，所以本发明也可掺杂n型杂质而作为补偿载流子的i型。p侧间隙层17的膜厚宜调整为 $0.1\mu\text{m}$ 以下，较佳者在 500\AA 以下，最佳者在 300\AA 以下。生长大于 $0.1\mu\text{m}$ 膜厚的话，则p侧间隙层17中易于产生裂缝，而难以生长结晶性良好的氮化物半导体层。并且，p侧间隙层17膜厚在 $0.1\mu\text{m}$ 以上的话，则载流子在隧道效应下无法通过构成能带的p型间隙层17，考虑到该隧道效应下载流子的通过情形，如上所述，最好设定在 500\AA 以下，并进一步设定在 300\AA 以下。

由于在p侧间隙层17上易于使LD元器件振荡，所以最好使用Al组成比大的AlGa_N，此AlGa_N越薄，LED元器件超容易振荡。例如，Y值为0.2以上的 $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ 的话，最好调整为 500\AA 以下。p侧间隙层17的膜厚下限虽无特别限定，但最好组成 10\AA 以上的膜厚。

(p侧光导层18)

p侧光导层18是带隙能量较p侧间隙层17小，例如由掺杂 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁的p型Ga_N组成，具有 $0.1\mu\text{m}$ 膜厚。该p侧光导层18用来作为活性层16的光导层，与n侧光导层15相同，用生长Ga_N、InGa_N来组成。且此层也可用来作为p侧涂敷层19生长时的缓冲层，宜生长 100\AA – $5\mu\text{m}$ ，最好 200\AA – $1\mu\text{m}$ 的膜

厚，由此用来作为较佳光导层。此 p 侧光导层通常掺杂镁等 p 型杂质成为 p 型导电型，但也可特别不掺杂杂质。且也可使该 p 侧光导层成为超格子层。在作为超格子层的情形下，第 1 层及第 2 层的至少一方可掺杂 p 型杂质也可以不掺杂。

(p 侧涂敷层 19=超格子层)

p 侧涂敷层 19 是一例如掺杂 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁的 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 所组成的例如具有 20\AA 膜厚的第 1 层，以及例如掺杂 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁的 p 型 GaN 所组成的具有 20\AA 膜厚的第 2 层交互积层而成的超格子层。该 p 侧涂敷层与 n 侧涂敷层 14 相同，都用来作为载流子封闭层，特别是用来作为降低 p 型层电阻率的层。该 p 侧涂敷层 19 膜厚虽无特别限定，但最好组成为 100\AA 以上， $2\mu\text{m}$ 以下，此外，最好组成为 500\AA 以上， $1\mu\text{m}$ 以下。

(p 侧接触层 20)

p 侧接触层 20 是例如由掺杂 $2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 的 p 型 GaN 组成在 p 侧涂敷层 19 上并例如具有 150\AA 膜厚。该 p 侧接触层 20 可以 p 型 $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 \leq x, 0 \leq y, x+y \leq 1$) 来构成，最好如上所述是掺杂镁的 GaN，这样即可获得与 p 电极 21 接触的最佳电阻接触。p 侧接触层的膜厚调整在 500\AA 以下，较佳者在 300\AA 以下，最好在 200\AA 以下。其原因在于，借助于如上所述将电阻率在数 $\Omega \cdot \text{cm}$ 以上的 p 型氮化物半导体层膜厚调整在 500\AA 以下，可进一步降低电阻率，从而降低阈值电流、电压。且可增加从 p 型层去除的氢量，进一步降低电阻率。

本发明的 p 侧接触层 20 也可用来作为超格子层。在作为超格子层情形下，特别是积层带隙能量不同的第 1 层与第 2 层，以第 1+第 2+第 1+第 2……方式积层，最后则将带隙能量小的一层露出而获得与 p 电极 21 较佳的欧姆接触。p 电极 21 的材料可例如为 Ni、pd、Ni/Au 等。

本实施形态 2 如图 2 所示，在 p 电极 21 与 n 电极 23 间所露出的氮化物半导体层表面上组成 SiO_2 所组成的绝缘膜 25，经由该绝缘膜 25 上组成的开口部，形成与 p 电极 21 电连接并与焊盘电极 22 和 n 电极 23 连接的 n 焊盘电极 24。该 p 焊盘电极 22 扩大 p 电极 21 的实质表面积，可沿 p 电极侧线焊、片焊，以防止 n 焊盘电极 24 与 n 电极 23 剥离。

上述实施形态 2 的氮化物光导层元器件是使第 1 层与第 2 层成弹性偏斜界限以下的膜厚予以积层的超格子层，而具有结晶性良好的 p 型涂敷层 19。由于由此本实施形态 2 的氮化物半导体元器件可比不具有超格子结构的 p 侧涂敷层降低 1 位数以上的 p 侧涂敷层 19 的电阻值，所以可降低阈值电压、电流。

就本实施形态 2 的氮化物半导体元器件而言，连接含有 p 型 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ 的 p 侧涂敷层 19 而以带隙能量小的氮化物半导体来作为 p 侧接触层 20，借助于组

成薄度在 500\AA 以下的膜厚，使 p 侧接触层 20 的载流子浓度实质上增高，而获得与 p 电极接触的较佳电阻，从而可降低元器件的阈值电流、电压。并且在生长 n 侧接触层之前，由于具有第二缓冲层 112，所以可增进第二缓冲层 112 上所生长的氮化物半导体的结晶性，延长元器件的寿命。最好以第二缓冲层 112 上所生长的 n 侧接触层为超格子层，这样能降低横向电阻值而获得阈值电压、阈值电流降低的元器件。

本实施形态 2 的 LD 元器件良好在活性层 16 中包括 InGaN 那样的至少内含铟的氮化物半导体情形下，以 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 与 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ 交互层积层在的超格子层作为夹设活性层的层 (n 侧涂敷层 14 及 p 侧涂敷层 19)。由此可扩大活性层 16 与该超格子层的带隙能量差、折射率差，所以在以该超格子层为激光元器件时，可用来作为优良的光遮蔽层予以作动。并且由于 InGaN 在结晶性质上较其他含有 AlGaN 的 Al 的氮化物半导体柔软，所以以 InGaN 为活性层的话，则积层而成的各氮化物半导体层整体即不容易有裂缝。由此即可延长 LD 元器件的寿命。

在本实施形态 2 组成是具有活性层 16 的双异质结构的半导体元器件而此活性层 16 具有量子井结构的情形下，连接于此活性层 16 而设有间隙能量较活性层 16 大且膜厚在 $0.1\mu\text{m}$ 以下的氮化物半导体所组成的 p 侧间隙层 17，最好设有包含 Al 的氮化物半导体所组成的 p 侧间隙层，在较此 p 侧间隙层 17 更远离活性层的位置上设有带隙能量较 p 侧光导层 18 大的氮化物半导体，并设有具备超格子结构的 p 侧涂敷层 19，而此超格子结构含有最好包含 Al 的氮化物半导体。且为了使 p 侧间隙层 17 的带隙能量增大即自 n 层注入的电子会被阻止封闭于此间隙层，由于电子不会于溢出活性层，所以元器件的漏电减少。

以上实施形态 2 的氮化物半导体元器件虽然是一种用来作为激光元器件的较佳结构，但本发明 n 型超格子层可在活性层 16 下面的 n 导电侧半导体区域 202 中至少有一层，或者，p 型超格子层也可在活性层 16 上的 p 导电侧半导体区域 252 中至少有一层，在元器件结构上并无特别限组成的。但最好在上述超格子层组成在 p 导电侧半导体区域 252 中情形下，组成在用来作为载流子封闭层的 p 侧涂敷层上，在组成在 n 导电侧半导体 202 的场合下，组成用来作为与 n 电极连接的电流注入层的 n 接触层或用来封闭载流子的 n 涂敷层 14，以降低元器件的 V_f 阈值。且与实施形态 2 相同的结构不用说也适用于 LED 元器件 (其中，LED 元器件并不需要脊部)。

如上述结构的实施形态 2 的氮化物半导体元器件在各层组成后，最好不含

H 的气体，例如氮气中，在 400℃ 以上，例如在 700℃ 进行退火，由此可使 p 型氮化物半导体层区域的各层进一步低电阻化，所以可降低阈值电压。

就实施形态 2 的氮化物半导体元器件而言，p 侧接触层 12 表面上由 Ni 与 Au 所组成的成的 p 电极 21 组成带状，使 n 侧接触层相对于该 p 电极左右对称露出，将 n 电极 23 设在该 n 侧接触层表面的大致整个平面上。这样，在使用绝缘性基板情形下，相对在 p 电极 21 两侧左右对称而设置的 n 电极 23 的结构即可极其有利于降低阈值电压。

本实施形态 2 在垂直于脊部(带状电极)的方向所劈开的劈开面(谐振面)上组成由 SiO_2 与 TiO_2 组成的电介质多层膜。

这样，在本发明中，由于超格子层用来作为夹设活性层的 n 型区域或 p 型区域中所组成用来作为载流子封闭层的涂敷层、活性层的半导体或连接电极而组成的电流注入层，所以最好调整成构成超格子层的氮化物半导体的平均带隙能量较活性层大。

实施形态 3

图 3 是表示本发明实施形态 3 的氮化物半导体元器件的结构模式剖视图。此实施形态 3 的氮化物半导体元器件是以活性层端面为谐振面的电极带型激光二极管。图 3 表示沿垂直于激光谐振方向的方向所截取的剖面。以下参照图 3 说明本发明的实施形态 3。

首先，在第 3 图中，各符号表示以下元器件。

100 是指不同于氮化物半导体的材料所组成的成的异质基板，是在例如蓝宝石、光晶石、 SiC 、 Si 、 GaAs 、 Zn 等材料所组成的成基板上所生长例如膜厚 $10\ \mu\text{m}$ 以上的 GaN 基板。且如第 3 图所示，此异质基板可在 GaN 基板 100 组成后除去，也可如后述实施例不除去(图 8)。

11 是掺杂 Si 的 n 型 GaN 所组成的缓冲层，本实施形态 3 兼具有 n 接触层的功能。

14 是指超格子结构的 n 侧涂敷层，它由例如膜厚 40\AA 的 Si 掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}$ (第一氮化物半导体层)与膜厚 40\AA 的非掺杂(updope) GaN 层(第二氮化物半导体层)交替层叠 100 层而成。而且，本第三实施例 3 的 n 侧涂敷层 14 组成于远离活性层的位置上。

15 是指位在 n 侧涂敷层 14 与活性层 16 之间，具有较 n 侧涂敷层 14 的

$\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 的带隙能量小的, 例如由非掺杂 GaN 所组成的 n 侧光导层。

基于以上 n 侧缓冲层 11, n 侧涂敷层 14 及 n 侧光导层 15 构成 n 导电侧半导体区域 203。

16 是指膜厚 30\AA 的 $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 所组成的井层 3 层与带隙能量较井层大的膜厚 30\AA 的 $\text{In}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 所组成的障壁层 2 层所交互积层共计 5 层所组成多重量子井结构的活性层。

17 是指带隙能量较活性层 16 的井层大并较 p 侧光导层 18 大的例如由镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 所组成 p 侧间隙层。此 p 侧间隙层 17 的带隙能量最好较超格子结构的 p 侧涂敷层 19 中带隙能量小的一方的氮化物半导体(第四氮化物半导体层)大。

18 是指位在 p 侧涂敷层 19 与活性层 16 之间, 具有较 p 侧涂敷层 19 的 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 小的带隙能量, 例如由非掺杂 GaN 所组成的 p 侧光导层。

19 是指位于远离活性层的位置, 例如 40\AA 镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 与膜厚 40\AA 非掺杂(updope)GaN 层交互于异质基板 100 上所积层而成超格子结构的 p 侧涂敷层。

20 是指具有较 p 侧涂敷层 19 的 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 小的带隙能量, 例如镁掺杂 GaN 所组成的 p 侧接触层。基于以上 p 侧间隙层 17, p 侧光导层 18, p 侧涂敷层 19 及 p 侧接触层 20 构成 p 导电侧半导体区域。

这样, 本实施形态 3 的激光元器件在 GaN 基板 100 上具有上述各氮化物半导体层 11, 14 至 20 所积层而成的结构, 在 p 侧涂敷层 19 以上的氮化物半导体层中组成带状脊部, p 电极 21 组成于脊部最上表面上 p 侧接触层 20 的大致整体表面上。另一方面, 在露出的 n 侧缓冲层 11 表面(上面)上组成 n 电极 23。就本实施形态 3 而言, n 电极 23 虽然组成在 n 侧缓冲层 11 的表面上, 但由于用 GaN 基板 100 来作为基板, 所以可在结构上设计成, 蚀刻组成 N 电极的部份至 GaN 基板 100 为止而使 GaN 基板 100 表面露出, 在此露出的 GaN 基板 100 表面上组成 n 电极, 并在同一面上设有 p 电极与 n 电极。再将 n 电极 23 与 p 电极 21 的上部除去, 在露出的氮化物半导体表面上组成例如 SiO_2 所组成的成的绝缘膜 25, 经由 n 电极 23 与 p 电极 21 上面的绝缘膜 25 的开口部分别连接 p 电极 21 与 n 电极 23, 以此方式, 设有焊接用 p 焊盘电极 22 与 n 焊盘电极 24。

如上所述，活性层与 p 电极间氮化物半导体层所组成的区域，虽称为 p 导电侧半导体区域但并非意指构成该半导体区域的所有氮化物半导体层具有 p 型导电性。同样地，活性层与 GaN 基板 100 之间的氮化物半导体层所组成的区域，虽称为 n 侧导电性半导体区域但并非意指构成此区域的所有氮化物半导体层具有 p 型导电性。

就本发明实施形态 3 的激光元器件而言，在图 3 所示的活性层 16 下部的 n 侧氮化物半导体层中，在远离活性层 16 的位置，具有杂质浓度互异的带隙能量大的第一氮化物半导体层与带隙能量较第一氮化物半导体层小的第二氮化物半导体层积层而成的超格子结构的 n 侧涂敷层 14。构成超格子层的第一氮化物半导体层、第二氮化物半导体层的膜厚宜调整为 70\AA 以下，较佳者为 10 至 40\AA 的膜厚。大于 100\AA 的话，第一氮化物半导体层及第二氮化物半导体层即变成弹性偏斜界限以上的膜厚，膜中会有产生微小裂缝与易于发生结晶缺陷的倾向。本发明第一氮化物半导体层、第二氮化物半导体层的膜厚下限并无限别限定，所以可在一原子层以上，但最好如上所述在 10\AA 以上。而且，第一氮化物半导体层最好生长至少含有 Al 的氮化物半导体，最好生长 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x \leq 1$)。另一方面，第二氮化物半导体虽宜为带隙能量较第一氮化物半导体小的氮化物半导体，但最好是生长容易且结晶性良好的诸如 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 \leq y < 1$, $x > y$)、 $\text{In}_z\text{Ga}_{1-z}\text{N}$ ($0 \leq z < 1$) 等 2 元混晶、3 元混晶的氮化物半导体。且就本发明而言，第一氮化物半导体可以是不含 In 之 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x < 1$)，第二氮化物半导体可以是不含 Al 的 $\text{In}_z\text{Ga}_{1-z}\text{N}$ ($0 \leq z < 1$)，从也能由此获得结晶性良好的超格子的观点看来，最好就第一氮化物半导体而言，使用 Al 混晶比 (Y 质) 0.3 以下的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x \leq 0.3$)，就第二氮化物半导体而言，使用 GaN。

在使用 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x < 1$) 来组成第一氮化物半导体以及使用 GaN 来形成第二氮化物半导体情形下，在组成的造上有以下的优点。也即，在利用有机金属气相生长法 (MOVPE; metal organic vapor phase epitaxy) 组成 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x < 1$) 层及 GaN 层中，各层可同样在 H_2 环境气体中生长。因此，利用不改变环境气体而交互生长 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x < 1$) 层与 GaN 层，即可组成超格子层。这样能有组成的造所需的数十到数百层积层超格子层的极大优点。

具有光遮蔽层及载流子封闭层功能的涂敷层有带隙能量较活性层的井层

大的必要。虽然有 Al 混晶比高的氮化物半导体用来作为带隙能量较大的氮化物半导体层，但已知厚膜生长 Al 混晶比高的氮化物半导体由于容易产生裂缝，所以极难结晶生长。但就本发明组成超格子层而言，即使以 AlGa_N 层作为 Al 混晶比略高的层，而此 AlGa_N 层用来作为构成超格子层的氮化物半导体层，由于生长弹性临界模厚以下的膜，所以不容易产生裂缝。由于借助于本发明可结晶性良好地生长 Al 混晶比高的层，所以可组成光罩层、载流子封闭层效果高的涂敷层，能在激光元器件中，降低阈值电压。本发明也可适用于 LED 元器件，在 LED 元器件中，可降低 V_f (正向电压)。

本发明实施形态 3 的激光元器件设定成该 n 侧涂敷层 14 的第一氮化物半导体层与第二氮化物半导体层的 n 型杂质浓度不同。由于这是所谓的调度掺杂，所以减少一层的 n 型杂质浓度，最好成为不掺杂杂质状态(非掺杂)，并将另一层调度为高浓度，由此调度掺杂即可降低阈值电压 V_f 。借助于杂质浓度低的层存在于超格子层中，即可扩大此层的移动度，此外，由于同时存在杂质浓度高的层，即可组成载流子浓度高的超格子层。即，若是杂质浓度低移动度高的层，借助于杂质浓度高载流子浓度高的层同时存在，载流子浓度大移动度也大的层即可成为涂敷层，因此可推知，阈值电压 V_f 会降低。

在高浓度掺杂带隙能量大的氮化物半导体层情况下，可借助于调度，组成二次元电子云于高杂质浓度层与低杂质浓度层之间，经推知，在此二次元电子云影响下，电阻率会降低。例如就掺杂 n 型杂质且带隙能量大的氮化物半导体层与带隙能量小的非掺杂氮化物半导体层所积层而成的超格子层而言，阻挡层侧会在添加 n 型杂质的层与非掺杂层的异质接合面上耗尽，且电子(二次元电子云)会在带隙能量小的层侧近傍蓄积。由于此二次元电子云可在带隙能量小的一侧，所以为了在电子跃迁时避免因杂质而散乱，超格子的电子移动度增高，电阻率下降。且可推知，p 侧的调度掺杂同样会起二次元电子云的影响。在 p 层情形下，AlGa_N 的电阻率较 Ga_N 高。因此，借助于掺杂大量 p 型杂质于 AlGa_N 一方，所以在制造激光元器件时超格子层的实质电阻率能降低情况下，推知可降低阈值。

另一方面，在高浓度掺杂杂质于带隙小的氮化物半导体的情况下，经推知，具有以下作用。例如在 AlGa_N 层与 Ga_N 层掺杂同量镁情况下，就 AlGa_N 层而言，

镁的受主能级深度大，活性化率小。另一方面，与 AlGaIn 层相较，GaIn 层的受主能级浅，镁的活性化率高。例如，即使掺杂 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 的镁，GaIn 即有 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 程度的载流子浓度，与此相对，AlGaIn 仅能获得 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 程度的载流子浓度。因此，本发明以 AlGaIn/GaIn 来作为超格子，借助于在可获得高载流子浓度的 GaIn 层上掺杂大量杂质，即可获得高载流子浓度的超格子。且由于用来作为超格子，在隧道效应下，载流子会朝杂质浓度少的 AlGaIn 层移动，所以载流子在 AlGaIn 层中可几乎不受杂质影响而移动，且 AlGaIn 层也可用来作为带隙能量高的涂敷层。因此，即使在带隙能量小的氮化物半导体层上掺杂大量杂质，也能在激光元器件、LED 元器件的阈值降低上极具效果。以上虽就超格子组成在 p 型层侧的例子加以说明，但在超格子组成在 n 层侧情形下，也具有同样效果。在带隙能量大的第一氮化物半导体层上掺杂大量 n 型杂质情况下，向第一氮化物半导体层掺杂的较佳量宜调整为 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ，最好进一步为 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 至 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 范围。小于 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 的话，与第二氮化物半导体层的差即会变少，而有难以获得载流子浓度大的层的倾向，大于 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 的话，则元器件本身的漏电即有易于增多的倾向。另一方面，第二氮化物半导体层的 n 型杂质浓度较第一氮化物半导体层少的话，则极佳，最好少于 1/10。且最好为非掺杂，由此乃可获得最高移动度的层。但由于超格子层各层的膜厚极薄，所以自第一氮化物半导体侧朝第二氮化物半导体层扩散的 n 型杂质。即使在此情形下，若第二氮化物半导体层的 n 型杂质浓度在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下，则可获得本发明作用效果。选择 Si、Ge、Se、S、O 等周期表第 IVB 族、VIB 族元素来作为 n 型杂质，最好以 Si、Ge、S 为 n 型杂质。其作用与带隙能量大的第一氮化物半导体层上不掺杂 n 型杂质以及带隙能量小的第二氮化物半导体层上掺杂大量 n 型杂质情形相同。

就本发明实施形态 3 的激光元器件而言，在位于图 3 所示活性层 16 上部的 p 侧氮化物半导体层中，具有位于远离活性层 16 的位置且杂质浓度互异的带隙能量大的第二氮化物半导体层与带隙能量较第三氮化物半导体层小的第四氮化物半导体层所积层而成超格子结构的 p 侧涂敷层 19。构成此 p 侧涂敷层 19 的超格子层的第三、第四氮化物半导体层的膜厚与 n 侧涂敷层 14 相同，最好调整在 100\AA 以下，较佳者在 70\AA 以下，最佳者为 10 至 40\AA 。同样地，第三

氮化物半导体层最好生长至少含有 Al 的氮化物半导体, 最好生长 $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < X \leq 1$), 第四氮化物半导体最好生长诸如 $Al_yGa_{1-y}N$ ($0 \leq Y < 1, X > Y$)、 $In_zGa_{1-z}N$ ($0 \leq Z \leq 1$) 等 2 元混晶、3 元混晶的氮化物半导体。

以 p 侧涂敷层 19 为超格子结构的话, 超格子结构对激光元器件的作用虽与 n 侧涂敷层 14 的作用相同, 但在组成在 n 层侧情形下, 会产生如下的作用。也即, 与 n 型氮化物比较, p 型氮化物半导体通常在电阻率高出 2 位数以上。因此, 借助于将超格子层组成在 p 层侧, 能出现显著的阈值电压降低效果。详细地说, 已知氮化物半导体是极难获得 p 型结晶的半导体。为了获得 p 型结晶, 已知有热溶掺杂杂质的氮化物半导体层而将氮除去的技术(日本专利第 2540791 号)。但是, 即使可获得 p 型, 其电阻率也在数 $\Omega \cdot \text{cm}$ 以上。因此, 借助于以此 p 型层为超格子层, 即可增进结晶性, 由于电阻率降低 1 位数以上, 所以可降低阈值电压。

就本实施形态 3 而言, p 侧涂敷层 19 的第三氮化物半导体层与第四氮化物半导体层的 p 型杂质浓度不同, 其中一层的杂质浓度大, 另一层的杂质浓度小。与 q 侧涂敷层 14 相同, 带隙能量大的第三氮化物半导体的 p 型杂质浓度大, 带隙能量小的第四氮化物半导体的 p 型杂质浓度小, 最好为非掺杂, 这样能降低阈值电压 V_f 等。

此外, 也可能是相反的结构。也即可使带隙能量大的第三氮化物半导体层的 p 型杂质浓度小, 带隙能量小的第四氮化物半导体层的 p 型杂质浓度大。其理由如上所述。

向第三氮化物半导体层掺杂的较佳量最好调整为 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$, 最好进一步在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 至 $5 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围。小于 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的话, 则与第四氮化物半导体层的差变小, 有难以获得载流子浓度大的层的倾向, 大于 $1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 的话, 则有结晶性恶化的倾向。另一方面, 第四氮化物半导体层的 p 型杂质浓度最好比第三氮化物半导体层少, 最好少于 1/10。由于可获得移动度最高的层, 所以最好非掺杂。实际上, 为了使膜厚变薄, 虽然考虑到自第三氮化物半导体侧扩散的 p 型杂质, 但由于本发明可获得极佳结果, 所以最好此量在 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下。且选择镁、Zn、Ca、Be 等周期表第 IIA 族、IIB 族元素为 p 型杂质, 并最好以镁、Ca 等为 p 型杂质。以上所说明在带隙能量大的

第三氮化物半导体层上不掺杂杂质以及在带隙能量小的第四氮化物半导体层上掺杂大量 p 型杂质的情形一样。

在构成超格子的氮化物半导体层中,最好相对于各厚度方向,使半导体中央部份(远离第二氮化物半导体层或第四氮化物半导体层的位置)的杂质浓度增加,并使两端部近傍(接近第二氮化物半导体层或第四氮化物半导体层的位置)的杂质浓度减少(最好不掺杂)。具体地说,例如在以掺杂 Si 的 n 型杂质的 AlGa_N 层与非掺杂 GaN 层组成超格子层情形下,AlGa_N 层因为掺杂 Si 所以作为施主在导带给予电子,但电子会落在电位低的 GaN 导带上。GaN 结晶中由于不掺杂施主杂质,不会有杂质所造成的载流子散乱。因此,电子容易在 GaN 结晶中移动而使电子移动度提高。这与上述二次元电子云的效果类似,即电子横向的实质移动度提高,电阻率减小。此外,在带隙能量大的 AlGa_N 层中,可进一步扩大在较远离 GaN 层的中央区域高浓度掺杂 n 型杂质的效果。也即,在 GaN 内移动的电子中,通过接近 AlGa_N 层的部份的电子多少会受接近 AlGa_N 层中 GaN 层的部的 n 型杂质离子(此情形为 Si)散乱的影响。但是,在上述 AlGa_N 层中,接近 GaN 层的部份不掺杂的话,则由于通过接近 AlGa_N 层部份的电子不易受到 Si 散乱的影响,所以进一步提高非掺杂 GaN 层的移动度。作用固然些许不同,但具有与 p 层侧第二氮化物半导体层及第四氮化物半导体层构成超格子的情形相同的效果,最好在带隙能量大的第三氮化物半导体层的中央区域掺杂较多 p 型杂质,在接近第四氮化物半导体层的部份掺杂较少或不掺杂。另一方面,虽可以带隙能量小的氮化物半导体层上掺杂较多 n 型杂质的层作为上述杂质浓度的构成,但就带隙能量小的一方掺杂较多杂质的超格子而言,其效果极小。

以上虽就 n 侧涂敷层 14、p 侧涂敷层 19 用来作为超格子层的情形进行了说明,但本发明超格子层也可为其他用来作为接触层的 n 侧缓冲层 11、n 侧光导层 15、p 侧间隙层 17、p 侧光导层 18、p 侧接触层 20 等超格子结构。即能以远离活性层的层、接近活性层的层等来作为超格子层。特别是以组成 n 电极的 n 侧缓冲层 11 为超格子层的话,则易于有类似在上述 HEMT 的效果。

此外,在本发明实施形态 3 的激光元器件中,如图 3 所示,在超格子层所组成的 n 侧涂敷层 14 与活性层 16 之间组成杂质(此情形为 n 型杂质)浓度调整在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下的 n 侧光导层。此 n 侧光导层 15 即使不掺杂, n 型杂质也有

可能自其他层扩散掺入，但在本发明中若有 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下的掺杂量，则可作为光导层来作动而不会损及本发明效果。但本发明光导层 15 的杂质浓度也在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下，较佳者在 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 以下，且最好不掺杂。且 n 侧光导层最好以含有 N 的氮化物半导体或以 GaN 来构成。

此外，实施形态 3 的激光元器件中，在超格子层所组成的 p 侧涂敷层 19 与活性层 16 之间组成杂质浓度调在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下的 p 侧光导层。本发明 p 侧光导层 18 的杂质浓度最好在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下，较佳者杂质浓度在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下，且最好非掺杂。在氮化物半导体情形下，不掺杂的话，虽通常含有 n 型导电性，但本发明 p 侧光导层 18 的导电型为 n 为 p 均可，在本说明书中，p 侧光导层可以说与导电型无关。实际上，p 型杂质可能自其他层扩散掺入此 p 侧光导层 18 中。且此 p 侧光导层也最好以含有 In 的氮化物半导体或 GaN 来构成。

活性层与涂敷层之间存在有非掺杂氮化物半导体是否较佳，由以下即可知悉。就氮化物半导体而言，活性层的发光波长通常为 360 至 520nm 范围，其中也有设计为 380 至 450nm 范围。非掺杂氮化物半导体与掺杂有 n 型杂质、p 型杂质的氮化物半导体相比，具有上述波长的光的吸收率较低。因此，借助于将非掺杂氮化物半导体夹设于发光活性层与作为光罩层的涂敷层之间，活性层发光的衰减极小，所以可获得低增益振荡激光元器件，降低阈值电压。且光导层的杂质浓度在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下的话，即可获得此效果。

因此，本发明的较佳组合是一种发光元器件，具备一涂敷层，具有在远离活性层的位置上杂质调度掺杂的超格子结构，以及一光导层，在此涂敷层与活性层之间，其杂质浓度低，最好不掺杂。

就本实施形态 3 的发光元器件而言，进一步的较佳形式是，在 p 侧光导层 18 与活性层 16 之间，组成所具带隙能量活性层的井层与 p 侧光导层 18 界面的带隙能量大的膜厚在 $0.1\mu\text{m}$ 以下氮化物半导体所组成的 p 侧间隙层 17，且此 p 侧间隙层的杂质浓度调整在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下。此 p 型间隙层 17 的膜厚宜调整在 $0.1\mu\text{m}$ 以下，较佳者在 500\AA 以下，最佳者在 300\AA 以下。生长大于 $0.1\mu\text{m}$ 的膜厚的话，p 型间隙层 17 中即会发生裂缝而难以生长结晶性良好的氮化物半导体层。这样，借助于使带隙能量大的层与活性层相接而组成 $0.1\mu\text{m}$ 以下的薄膜，即可减少发光元器件的漏电。由此，从 n 层侧注入的电子即因间隙层的能

垒而滞留在活性层内，由于电子与空穴的再结合概率增高，所以可提高元器件本身的输出。并且，这种间隙层的杂质浓度有必要调整在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上。也即，此间隙层是 A1 混晶比高的层，且 A1 混晶比高的层易变成高电阻。因此，在掺杂杂质下，载流子浓度增高而无法降低电阻率，此层变成高电阻 i 层，组成 p-i-n 结构而使电流电压特性劣化。且位于此 p 侧的间隙层也可组成在 p 侧。若组成在 n 侧，掺杂或不掺杂 n 型杂质均可。

如上所述结构的实施形态 3 的激光元器件由于是以 n 侧涂敷层 14 及 p 侧涂敷层 19 来构成超格子结构，所以可降低 n 侧涂敷层 14 及 p 侧涂敷层 19 的电阻，可降低阈值电压，并可长时间激光振荡。

就本实施形态 3 的激光元器件而言，除以 n 侧涂敷层 14 及 p 侧涂敷层 19 构成超格子结构外，也可采用上述种种手段来降低阈值电压。

以上实施形态 3 虽以 n 侧涂敷层 14 与 p 侧涂敷层 19 来作为超格子结构，但本发明不限于此，也可以 n 侧涂敷层 14 与 p 侧涂敷层 19 中任一层来作为超格子结构。即使如以上所述，与已知例比较，可降低阈值电压。

实施形态 3 虽以 n 侧涂敷层 14 与 p 侧涂敷层 19 来作为超格式结构，但本发明不限于此，也可以 n 侧涂敷层 14 及 p 侧涂敷层 19 以外 p 侧及 n 侧氮化物半导体层中的一个以上的层为超格子结构，即使结构如上，与已知例比较，可降低阈值电压。

以上实施形态 3 固于激光元器件中以 n 侧涂敷层 14 及 p 侧涂敷层 19 为超格子结构，但本发明并不限于此，当然，也适用于发光二极管(LED)等以外的氮化物半导体元器件。利用以上结构，可降低发光二极管 Vf(正向电压)。

如以上所说明，就本发明第三实施形态的激光元器件而言，由于具有杂质调度掺杂的超格子层所组成的涂敷层，所以可降低阈值电压，长时间连续振荡。因此，所谓温度特性与随温度变化的阈值电流密度成 $\exp(T/T_0)$ 比例：{T: 动作温度(K)， T_0 : 特性温度(K)}。 T_0 愈大，即使高温，也可降低阈值直流密度，显示其可稳定作动。例如就后述本发明的实施例 27 的激光元器件而言， T_0 在 150K 以上。此值表示 LD 的温度特性极为有利。因此本发明的激光元器件用来作为写入光源、读取光源可达到已知技术所无的容量，产业上利用价值极大。

实施形态 4

图9是表示本发明实施形态4的激光元器件形状模式的立体图，同时示出了沿垂直于脊状带的方向所截取的截面。以下根据图9说明实施形态4。

如下形成实施形态4激光元器件中的各层。

(基底层 302)

基底层30例如由 $4\mu\text{m}$ 厚的GaN组成，经由GaN所组成 200\AA 膜厚的缓冲层(未图示)组成于例如蓝宝石所组成的异质基板301。此基底层302在部份表面上组成保护膜，用来作为进行氮化物半导体基板的选择生长的层。基底层302虽以GaN或 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 来组成，但最好在含有Al情形下，生长Al混晶比X值在0.5以下的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 0.5$)。超过0.5的话，则由于容易因结晶缺陷而出现结晶本身的裂缝，所以结晶生长本身有发生困难的倾向。且生长较缓冲层厚的膜厚，最好膜厚调整在 $10\mu\text{m}$ 以下。此外，异质基板已知用来生长蓝宝石以外SiC、ZnO、尖晶石、GaAs等氮化物半导体，可用异于氮化物半导体的材料所组成的成的基板。

(保护膜 303)

保护膜303位于基底层302上，沿谐振方向有充分的长度，宽 $10\mu\text{m}$ 、厚 $1\mu\text{m}$ 的 SiO_2 膜组成 $2\mu\text{m}$ 的间隔。且保护膜306的形状以带状、点状、棋盘格子状较佳，保护膜303的面积虽较窗部(SiO_2 未组成的基底层302表面所露出的部份)大，但由于容易生长结晶缺陷少的氮化物半导体基板304。保护膜303的材料以例如氧化硅(SiO_x)、氮化硅(Si_xN_y)、氧化锆(TiO_x)、氧化锆(ZrO_x)等氮化物、氮化物作成，此多层膜以外则使用具有 1200°C 以上熔点的金属。这种保护膜材料具有耐氮化物半导体的 $600^\circ\text{C} \sim 1100^\circ\text{C}$ 的生长温度，其表面上不生长氮化物半导体，或难以生长氮化物半导体的性质。

(氮化物半导体基板 304)

氮化物半导体基板304是例如非掺杂GaN使用MOVPE法在保护膜303上生长例如 $20\mu\text{m}$ 厚度。此氮化物半导体基板304虽可使用哈莱特气相生长法(HVPE)来生长，但也可借助于MOVPE法来生长。氮化物半导体最好生长不含In、Al的GaN，最好使用T镁以外的钽乙炔镓(TEG)等有机镓化合物、氮源的氨、或氢来作为生长时的气体。也可掺杂Si、Ge等n型杂质于此GaN基板而将载流子浓度调整在适当范围。特别是在除去保护膜303而使用异质基板301、基底层

302 情形下，由于氮化物半导体基板成为接触层，所以最好掺杂 n 型杂质于此氮化物半导体基板 304 上。

(n 侧缓冲层 311=兼 n 侧接触层)

n 侧缓冲层 311 在氮化物半导体基板 304 上例如组成 $5\mu\text{m}$ 厚的掺杂 $1\times 10^{18}/\text{cm}^3$ Si 的 GaN。此缓冲层 311 在组成的造如图 9 所示结构的发光元器件情形下，用来作为 n 电极组成用接触层。再除去异种基板 301 至保护膜 303，而在氮化物半导体基板 304 上设有电极情形下，也可省略 n 缓冲层。此 n 侧缓冲层 311 是高温下生长的缓冲层，与例如蓝宝石、SiC、尖晶石等异于氮化物半导体层的材料所组成的成基板上在 90°C 以下低温直接生长 $0.5\mu\text{m}$ 以下膜厚的缓冲层有所区别。

(裂缝防止层 312)

裂缝防止层 312 是例如由生长 $0.15\mu\text{m}$ 厚的 $\text{In}_{0.06}\text{Ga}_{0.94}\text{N}$ 组成在 n 侧缓冲层 311 上。

(n 侧涂敷层 313=超格子层)

n 侧涂敷层 313 是由例如具有 25\AA 膜厚而掺杂 $1\times 10^{18}/\text{cm}^3$ Si 的 n 型 $\text{Al}^{0.06}\text{Ga}^{0.94}\text{N}$ 所组成的第 1 层与 25\AA 膜厚的非掺杂 GaN 所组成的第 2 层交互积层的超格子层所组成，其总膜厚例如为 $1.2\mu\text{m}$ 。且此超格子所组成的 n 侧涂敷层 313 由于 Al 平均组成为 8.0%，故与其膜厚的积为 9.6。又在使用带隙能量互异的氮化物半导体所积层的超格子为 n 侧涂敷层 313 情形下，在任一方掺杂较多的杂质，进行所谓调度掺杂，可降低阈值。以下详细说明本 n 侧涂敷层 313(超格子层)的组成及膜厚。

(n 侧光导层 314)

n 侧光导层 314 是由例如生长 $0.1\mu\text{m}$ 膜厚的非掺杂 GaN 所组成。此 n 侧光导层用来作为活性层的光导层，最好生长组成 GaN、InGaN，通常生长 100\AA - $5\mu\text{m}$ 的膜厚，最好生长 200\AA - 10m 的膜厚。

(活性层 315)

活性层 315 是 40\AA 膜厚的非掺杂 $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 所组成的井层与 100\AA 膜厚的非掺杂 $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 所组成的势垒层、交互积层而成，具有例如总膜厚为 440\AA 的多重量子井结构(MOW)。且活性层 315 可如本例不掺杂，掺杂 n 型杂质和/或

p 型杂质也可。在此情形下，杂质可掺杂于井层、势垒层二层上，也可掺杂于其中一层上。

(p 侧间隙层 316)

p 侧间隙层 316 的带隙能量较其上所组成的 p 侧光导层 317 大，是使掺杂 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁的 p 型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 生长，例如 300\AA 膜厚而形成。此 p 型间隙层可借助于组成 $0.1\ \mu\text{m}$ 以下的膜厚来提高元器件的输出。膜厚下限虽未限定，但最好组成 10\AA 以上的膜厚。

(p 侧光导层 317)

p 侧光导层 317 的带隙能量较 p 侧间隙层小，是例如生长 $0.1\ \mu\text{m}$ 膜厚的非掺杂 GaN 而组成。此层用来作为活性层的光导层，与 n 型光导层 314 相同最好以 GaN、InGaN 生长。

(p 侧涂敷层 318)

p 侧涂敷层 318 是由例如具有 25\AA 膜厚且掺杂 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁的 n 型 $\text{Al}_{0.16}\text{Ga}_{0.84}\text{N}$ 所组成第三层与具有 25\AA 膜厚的非掺杂 GaN 所组成第四层积层为总膜厚 $0.6\ \mu\text{m}$ 的超格子层所组成。由于此 p 侧涂敷层 318 中 Al 的平均组成也为 8%，故与膜厚的积为 4.8。且在 p 侧涂敷层 318 也以至少其中层为含有 Al 的氮化物半导体层的带隙能量互异的氮化物半沿体层所积层超格子来组成的成情形下，掺杂较多杂质在其任一层，进行所谓调度掺杂的话，即可降低阈值。以下详细说明本 p 侧涂敷层 318(超格子层)的组成及膜厚。

这里，说明涂敷层所夹核心部份(波导部份)的膜厚。所谓核心部份为 n 侧光导层 314、活性层 315、p 侧间隙层 316 及 p 侧光导层 317 合起来的区域，是指 n 侧涂敷层与 p 侧涂敷层之间含有活性层的氮化物半导体层，中对活性层发光进行波导的区域。就氮化物半导体激光元器件而言，FFP 不会成为单一光束，如上所述，由涂敷层漏泄的光在 n 侧接触层内波导而成多模。其他则在核心部份内经过谐振成为多模。本发明首先是使 n 侧涂敷层膜厚增加，借助于扩大 Al 平均组成来设定折射率差，在涂敷层遮蔽核心部份内的光。虽核心部份内能变成多模，FFP 也会混乱。因此，就本发明与 n 侧涂敷层的关是而言，由于核心部份内不可多模，最好也调整此核心部份。核心部份不变成多模下的较佳厚度调整为 $1.0\ \mu\text{m}$ ，更佳为 $500\text{\AA}-0.8\ \mu\text{m}$ ，最佳者为 $0.1\ \mu\text{m}-0.5\ \mu\text{m}$ 范围。小于 200\AA

的话，则会自核心部份漏泄，而有阈值上升的倾向。大于 $1.0\mu\text{m}$ 的话，则有易于多模化的倾向。

(p 侧接触层 319)

p 侧接触层 319 是例如掺杂 $2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁的 p 型 GaN 组成，例如 150\AA 的膜厚。p 侧接触层 319 除上述 p 型 GaN 外，虽能以 p 型 $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 \leq x, 0 \leq y, x+y \leq 1$) 来构成，但由于与 p 电极 321 有较佳的电阻接触，故最好用来作为掺杂镁的 GaN。

此外，就实施形态 4 而言，最好在 700°C 下，在氮环境气体中，在反应器内，热熔生长各氮化物半导体层的圆片，并进一步使掺杂 p 型杂质的层低电阻化。

就实施形态 4 的激光元器件而言，利用 RIE 元器件，将最上层的 p 侧接触层 318 与 p 侧涂敷层 317 蚀刻，如图 9 所示，组成具有 $4\mu\text{m}$ 带宽的脊部。在组成脊部情形下，此脊状带组成在氮化物半导体基板 304 表面无结晶缺陷的位置上方。图 9 的结晶缺陷出现在带状保护膜 303 中央部及带状窗部中央部。由于可防止结晶缺陷延伸到活性层，所以可延长激光元器件的寿命，并提高其可靠度。

进一步在脊部表面上组成掩模，用 XRIE 进行蚀刻，使 n 侧缓冲层 311 表面露出于脊部两侧，在露出的 n 侧缓冲层 311 表面上组成分别由 Ti 与 Al 组成的 n 电极 322。

在 p 侧接触层 319 的脊部最上层表面上由 Ni 与 Au 组成的 p 电极 320 组成带状，如图 9 所示，在电极 320 与 n 电极 322 之间所露出氮化物半导体表面上组成 SiO_2 组成的绝缘膜 323，经由此绝缘膜 323 组成与 p 电极 320 电连接的 p 焊盘电极 321。

将组成 n 电极与 p 电极的圆片的蓝宝石基板研磨成 $70\mu\text{m}$ 后，沿垂直于脊状电极的方向，自其板侧劈成条状，并以劈开面为反射面而组成的成谐振器。也可在反射面上组成 SiO_2 与 TiO_2 组成的电介质的多层膜。

在如以上所组成实施形态 4 的激光元器件中，具有超格子结构的 n 侧涂敷层 313 与 p 侧涂敷层 318 分别为含有氮化物半导体的光遮蔽层，此氮化物半导体的折射率较活性层的井层小。且在本实施形态 4 中，所谓超格子是指一层的

膜厚在 100\AA 以下的组成互异的氮化物半导体层所积层而成的多层膜结构，且较佳为 70\AA 以下，最佳为 40\AA 以下膜厚氮化物半法层所积层而成。就其具体构成而言，如果是例如 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < X < 1$) 层以及组成上异于此 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 层的另一氮化物半导体层所积层而成的超格子，则可以是例如 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ 、 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < Y < 1$, $Y < X$)、 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{In}_z\text{Ga}_{1-z}\text{N}$ ($0 < Z < 1$) 等 3 元混晶和 3 元混晶或 3 元混晶和 2 元混晶组合而成的超格子。其中最佳者是 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 与 GaN 所组成的超格子。

接着，说明本实施形态 4 中 n 侧涂敷层 313 整体的膜厚及构成超格子层的各层的膜厚。

首先，在本说明书中，以后述的算出者来作为超格子中所谓的 A1 平均组成。例如在 25\AA 的 $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$ 与 25\AA 的 GaN 以 200 对 ($1.0\mu\text{m}$) 积层而成超格子层情形下，由于一对膜厚 50\AA 的含铝层的 A1 混晶比为 0.5，故用此含铝层的混晶比 0.5 乘以膜厚比 ($25/50$) 所得出的值 0.25，这样，超格子的 A1 平均组成成为 25%。

在膜厚不同情况下，若以 $40\text{\AA}\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$ 与 $20\text{\AA}\text{GaN}$ 积层，即进行膜厚的加重平均，由于 $0.5(40/60) = 0.33$ ，所以 A1 平均组成 33.3%。即以含 A1 氮化物半导体层的 A1 混晶比乘以该氮化物半导体层相对于超格子的一对膜厚所占比率得出的积来作为本发明超格子的 A1 平均组成。且两者均含 A1 情形也一样，例如在 $20\text{\AA}\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 、 $30\text{\AA}\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 情形下， $0.1(20/50) + 0.2(30/50) : 0.16$ 也即以 16% 为 A1 平均组成。以上虽以 $\text{Al}_6\text{aN}/6\text{aN}$ 、 $\text{Al}_6\text{aN}/\text{Al}_6\text{aN}$ 为例说明，但 $\text{AlGaN}/\text{InGaN}$ 也适用相同算法。且 n 侧涂敷层的 A1 的平均组成也可用 SIMS (二次离子质量分析元器件)、奥格等分析元器件来检知。

就本实施形态 4 而言，n 侧涂敷层 313 的超格子结构根据使用以上算法所算出的 A1 平均组成来设定构成超格子层的各组成与各膜厚。本实施形态 4 的激光元器件的特征在于，令 n 侧涂敷层 313 的整体厚度在 $0.5\mu\text{m}$ 以上，且此 n 侧涂敷层 313 中所含 A1 平均组成以百分比 (%) 来表示时，n 侧涂敷层整体厚度 (μm) 与 A1 平均组成 (%) 的积在 4.4 以上构成。换言之，本实施形态 4 是将构成超格子层的各层膜厚与 A1 平均组成设定成，令 q 侧涂敷层 313 的整体厚度在 $0.5\mu\text{m}$ 以上，并使此膜厚乘以如以上所算出以百分比 (%) 表示的 A1 平均组

成而得出 4.4 以上的值。

n 侧涂敷层 313 的厚度小于 $0.5\ \mu\text{m}$ 且此 n 侧涂敷层 313 整体厚度 (μm) 与 Al 平均组成 (%) 的积小于 4.4 的话, n 侧遮蔽层的光遮蔽不充分, 以 n 侧接触层再次谐振, FFP 会混乱, 阈值也有上升的倾向。Al 平均组成与 n 侧涂敷层 313 整体膜厚的积最好在 5.0 以下, 较佳者在 5.4 以上, 最佳者在 7 以上。

本发明由于以超格子结构 n 侧涂敷层 313, 所以 Al 混晶比即使增大, 涂敷层内也不容易出现裂缝。因此, n 侧涂敷层 313 整体膜厚的上限虽不特别从结晶性的一面 (所谓不产生裂缝的一面) 来限定, 虽将膜厚调整在 $5\ \mu\text{m}$ 以内, 但最好减少构成超格子的氮化物半导体层的积层数。

具体地说, 例如使上述 n 侧涂敷层的整体厚度在 $0.8\ \mu\text{m}$ 以上, 并使上述 n 侧涂敷层所含 Al 平均组成在 5.5% 以上。最好 n 侧涂敷层的整体厚度在 $1.0\ \mu\text{m}$ 以上, n 侧涂敷层所含 Al 平均组成在 5.0% 以上。此情形下的积在 5.0 以上。较佳者是 n 侧涂敷层的整体厚度在 $1.2\ \mu\text{m}$ 以上, n 侧涂敷层所含 Al 平均组成在 45% 以上。此情形下的积在 5.4 以上。以上说明具体表示 n 侧涂敷层 313 的膜厚与超格子所组成 n 侧涂敷层的 Al 平均组成的关系。可见, 随着 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 的 Al 混晶比增大, 带隙能量增大, 折射率也变小。因此, 若理想地单一层生长数 A_m 膜厚的 Al 混晶比 X 大, 例如混晶比在 0.5 以上的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 层, 虽在工业上通用, 但难以生长厚的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 。特别单一层生长 Al 混晶比在 0.5 以上的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 的话, 则例如会在 $0.1\ \mu\text{m}$ 以上的结晶中产生裂裂。因此, 单一层生长数 A_m 膜厚的 0.5 以上的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 层极为困难。

但是, 如本发明以 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 为构成超格子的薄膜的话, 则由于单一膜厚在 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 的临界膜厚以下, 所以不容易产生裂缝。因此, 以涂敷层为超格子的话, 即使是 Al 混晶比高的层, 也可生长厚膜, 由此可看出本发明特定的 Al 混晶比与涂敷层膜厚的关系, 利用如此组合, 即可使光不致于自 n 侧涂敷层漏泄在于基板侧。

为了遮蔽活性层的发光若以 n 侧涂敷层为上述结构, 则能使 p 侧涂敷层为与 n 侧涂敷层相同的结构。但在 p 侧涂敷层 318 与 n 侧涂敷层 313 为相同结构的情形下, 最好使 p 侧涂敷层的膜厚较 n 侧涂敷层薄。其原因在于, p 侧涂敷层的 Al 平均组成变大或膜厚变厚的话, 则 AlGa_N 层的电阻有变大的倾向, AlGa_N

的电阻变大的话,则阈值有提高的倾向。因此以 p 侧涂敷层为具有含铝氮化物半导体层的超格子,膜厚与 Al 平均组成的积即使在 4.4 以上,其厚度也最好小于 $1.0\mu\text{m}$ 。下限并无特别限定,为了用来作为涂敷层,最好为 50\AA 以上的膜厚。在作为超格子情形下,Al 的平均组成也最好在 50% 以下。至在 p 侧涂敷层,为了将其上电极设计成脊状,也几乎可忽视光的漏泄,因无必要作成与本发明 n 侧层 313 相同的结构,但以相同较佳。即,也可构成 p 侧涂敷层,以其作为具有至少含 Al 氮化物半导体层的超格子,使此 p 侧涂敷层的整体厚度在 $1.0\mu\text{m}$ 以下,且以百分比(%)来表示 p 侧涂敷层所含 Al 平均组成时,p 侧涂敷层的整体厚度(μm)与 Al 平均组成(%)的积在 4.4 以下。

以 p 侧涂敷层为具有含铝氮化物半导体的超格子情形(但此情形与光的泄漏无关,纯是用来作为载流子封闭用涂敷层的情形)下,最好 n 侧涂敷层整体的厚度较 p 侧涂敷层整体的厚度大。构成 p 侧涂敷层的氮化物半导体层也与 n 侧涂敷层一样,用来作为例如 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < X < 1$) 层与组成上于是于此 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ 、 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < Y < 1, Y < X$)、 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{In}_z\text{Ga}_{1-z}\text{N}$ ($0 < Z < 1$) 等三元混晶和 3 元混晶或 3 元混晶和 2 元混晶所组合而成的超格子,最好用来作为 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 与 GaN 所组成的超格子。

下面,对本发明的实施例详细地进行说明。

(实施例 1)

本发明实施例 1 是如图 2 所示氮化物半导体元器件(LD 元器件)的成品实例,用以下步骤制成。

首先,将蓝宝石(C面)组成的基板 10 置于反应容器内,以氢充分置换容器内容物后,一面使氢流动,一面使基板温上升到 105°C ,进行基板的热熔。

接着将温度降至 510°C ,使用载流子气体加氢、原料气体加氨(NH_3)与 T 镁(铊甲基镓),在基板 10 上组成约 200\AA 膜厚的 GaN 所组成第一缓冲层 11。

缓冲层 11 生长后,只留下 T 镁,使温度上升到 1050°C 。一面维持 1050°C ,一面同样地使用原料气体加 T 镁氨,生成 $5\mu\text{m}$ 膜厚的载流子浓度 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的非掺杂 GaN 组成的第二缓冲层 112。

接着在 1050°C 下使用 TMG、氨、杂质气体加 Si 烷(SiH_4)生长 $1\mu\text{m}$ 膜厚的 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 GaN 所组成自 GaN 侧接触层 12。

接着令温度为 800℃，用原料气体加 T 镁、TMI(钽甲基镓)、氮、杂质气体加 Si 烷，生长 500Å 膜厚的 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 组成的裂缝防止层 13。

令温度为 1050℃，使用 TMA、T 镁、氮、Si 烷，生长 20Å 膜厚的 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 组成的第 1 层，接着留下 TM、Si 烷而生长 20Å 膜厚非掺杂 GaN 组成的第 2 层。且重覆这种操作 100 次而生长总膜厚为 0.4μm 的超格子层所组成的 n 侧涂敷层 14。

接着在 1050℃ 下生长 0.1 μ m 膜厚的 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的硅掺杂 n 型 GaN 所组成的 n 侧光导层 150。

接着使用 T 镁、TMI、氮、Si 烷来生长活性层 16。活性层 16 保持在 800℃，首先生长 25Å 膜厚的 $8 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的掺杂 $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 所组成的井层。其次在同一温度下仅变化 TMI 的克分子比而生长 50Å 厚的 $8 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的掺杂 $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 中所组成的势垒层 50。重覆这种操作 2 次，最后生长井层所积层总膜厚 175Å 的多重量子井结构 (MQW) 的活性层 16。

接着提高温度到 1050℃，使用原料气体加 T 镁、TMA、氮、杂质气体加 CP2 镁，使带隙能量比活性层大，生长 300Å 膜厚的 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 所组成的 p 侧间隙层 17。

接着在 1050℃ 下，使带隙能量比 p 侧间隙层 17 小，生长 0.1μm 膜厚的 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 GaN 所组成的 p 侧光导层 18。

接着使用 TMA、T 镁、氮、Cp2 镁，在 1050℃ 下，生长 20Å 膜厚的 1×10^{20} 镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 所组成的第 1 层，随后则仅留下 TMA，生长 20Å 膜厚的 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 GaN 所组成的第 2 层。重覆这种操作 100 次，组成总膜厚为 0.4μm 超格子层所组成的 p 侧涂敷层 19。

最后在 1050℃ 下，在 p 侧涂敷层 19 上组成 150Å 膜厚的 $2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 GaN 所组成的 p 侧接触层 20。

反应结束后，将温度降至室温，进一步在氮环境气体中，在反应容器内进行 700℃ 下的热焙，使 p 型层进一步低电阻化。热焙的详细方法揭露在本发明人等前所提出申请的美国专利第 5, 306, 662 号中，本实施例的热焙也使用美国专利第 5, 306, 662 号所揭示的方法来进行。

热焙后，从反应容器取出圆片，如图 2 所示，以 RIE 元器件，将最上层的

p 侧接触层 20 与 p 侧涂敷层 19 蚀刻，组成具有 $4\mu\text{m}$ 带宽的脊状。

接着在脊部表面上组成掩模，如图 2 所示，相对于带状脊部左右对称而令 n 侧接触层 n 的表面露出。

接着在 p 侧接触层 20 的带状脊部最外层表面的几乎整个表面上组成 Ni 与 Au 组成的电极 21。Ti 与 Al 组成的 n 电极 23 组成在带状 n 侧接触层 3 的几乎整个表面上。

如图 2 所示，在 p 电极 21 与 n 电极 23 间所露出的氮化物半导体层表面上组成 SiO_2 组成的绝缘膜 25，经由此绝缘膜 25，组成与 p 电极 21 电连接的 P 焊盘电极 22 及 n 焊盘电极 24。

如上所述，在研磨元器件内输送组成 n 电极与 P 电极的圆片，用钻石研磨剂研磨未组成氮化物半导体一侧的蓝宝石基板 1，使基板厚度成为 $50\mu\text{m}$ 。研磨后，进一步以细研磨剂抛光 $1\mu\text{m}$ ，使基板表面成镜面状。

基板研磨后，在研磨面上划线，沿垂直于带状电极的方向劈开而在劈开面上制作谐振器。在谐振器表面上组成 SiO_2 与 TiO_2 组成的电介质多层膜，最后沿平行于电极的方向，一条条切断而作成激光晶片。接着则使晶片面朝上(成基板与散热片相对状态)设置在散热片上，将各电极线焊，在室温上随处测试激光振荡，经确认，在室温下，在阈值电流密度 $2.9\text{KA}/\text{cm}^2$ 、阈值电压 4.4V 下，振荡波长 405nm 的连续振荡的寿命在 50 小时以上。

(比较例 1)

另一方面，不生长第二缓冲层 112，进一步以 $1\times 10^{19}/\text{cm}^3\text{Si}$ 掺杂的单一 n 型 GaN 生长 $5\mu\text{m}$ 的 n 侧接触层 n，以 $1\times 10^{19}/\text{cm}^3\text{Si}$ 掺杂 n 型的单一 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 生长 $0.4\mu\text{m}$ 的 n 侧涂敷层 14，以 $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂的单一 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 生长 $0.4\mu\text{m}$ 的 p 侧涂敷层 19，再以 $2\times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂的单一 p 型 GaN 生长 p 侧接触层 20，而获得另一个与实施例一样的激光元器件。也即基本结构如表 1 所示的结构。

表 1

基板	10...蓝宝石	
缓冲层	11...GaN	200Å

接触层	12...Si 掺杂 n 型 GaN Si: $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$	5 μm
裂缝防止层	13...Si 掺杂 n 型 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ Si: $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$	500 \AA
n 涂敷层	14...Si 掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ Si: $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$	0.5 μm
n 光导层	15...Si 掺杂 n 型 GaN Si: $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$	0.1 μm
活性层 (MQW) (总膜厚 175 \AA)	16...Si 掺杂 $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ Si 掺杂 $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ Si: $8 \times 10^{18}/\text{cm}^3$	25 \AA 50 \AA
间隙层	17...镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 镁: $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$	300 \AA
P 光导层	18...镁掺杂 p 型 GaN 镁: $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$	0.1 μm
P 涂敷层	19...镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 镁: $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$	0.5 μm
P 接触层	20...镁掺杂 p 型 GaN 镁: $2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$	0.2 μm

这种结构的比较例激光元器件虽经确认在阈值电流密度 $7\text{KA}/\text{cm}^2$ 下连续振荡, 但阈值电压在 8.0V 以上, 数分钟即失去功能。

(实施例 2)

在实施例 1 中, 使 n 侧接触层 12 生长 30 \AA 膜厚的 $2 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺值 n 型 $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 形成的第 1 层, 接着则组成 30 \AA 膜厚的非掺杂 GaN 形成的第 2 层, 反复操作作成总膜厚为 1.2 μm 的超格子结构。其他结构则是具有与实施例 1 同样结构的激光元器件, 显示其阈值电流密度为 $2.7\text{KA}/\text{cm}^2$, 阈值电压为 4.2V, 寿命也在 60 小时以上。

(实施例 3)

在实施例 2 的构成 n 侧接触层 12 的超格子中,使用第 2 层来作 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 GaN, 其他方面则组成的造成与实施例 2 同样结构的激光元器件, 这样组成的得具有大致与实施例 2 相同特性的激光元器件。

(实施例 4)

在实施例 1 中,以第 2 缓冲层 112 来作为 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 GaN 而生长 $4\mu\text{m}$, 其他方面则组成的造成具有与实施例 1 相同结构的激光元器件, 示出于虽然阈值电流密度为 $2.9\text{KA}/\text{cm}^2$, 阈值电压上升成 4.5V , 但寿命在 50 小时以上。

(实施例 5)

在实施例 1 中,使 n 侧接触层 12 生长 60\AA 膜厚的 $2 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 所组成的第 1 层,接着生长 40\AA 膜厚的 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂组成的第 2 层,依序反复操作作成总膜厚 $2\mu\text{m}$ 的超格子结构。而且使 n 侧涂敷层 14 生长 $0.4\mu\text{m}$ 的 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂单一 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 。其他方面则是具有与实施例 1 同样结构的激光元器件,示出了其阈值电流密度为 $3.2\text{KA}/\text{cm}^2$, 阈值电压为 4.8V , 寿命在 30 小时以上。

(实施例 6)

实施例 6 与实施例 1 比较,除以下(1)、(2)不同外,其他结构与实施例 1 相同。

(1)缓冲层 11 生长后,只留下 T 镁,使温度上升 $\sim 1050^\circ\text{C}$ 。一面维持 1050°C , 一面使用原料气体加 TMA、T 镁、氮、Si 烷,生长 60\AA 膜厚的 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 组成的第 1 层,接着则留下 Si 烷、TMA,生长 40\AA 膜的非掺杂 GaN 组成的第 2 层。且以第 1 层+第 2 层+第 1 层+第 2 层+...方式构成超格子层,交互积层 500 层的第 1 层与 500 层的第 2 层以组成总膜厚 $5\mu\text{m}$ 超格子所组成的 n 侧接触层 12。

(2)接着,与实施例 1 相同,生长 500\AA 膜厚的 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 组成的裂缝防止层 13。

使温度成为 1050°C , 使用 TMA、T 镁、氮、Si 烷来生长 $0.5\mu\text{m}$ 膜厚的 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 所组成的 n 侧涂敷层 14。

然后,从 n 侧涂敷层 14 向上作成结构与实施例 1 激光元器件相同的激光元器件。也就是说,在表 1 的基本结构中,以 n 侧接触层 12 及 p 侧涂敷层 19

作为超格子,使 p 侧接触层 20 的膜厚为如实施例的 150\AA 组成的成激光元器件。此激光元器件经确认阈值电流密度为 $3.2\text{KA}/\text{cm}^2$, 阈值电压为 4.8V , 有 405nm 的连续振荡, 寿命在 30 小时以上。

图 5 进一步表示实施例 6 的 LD 元器件的 p 侧接触层膜厚在依序变更时其 p 侧接触层与 LD 元器件的阈值电压间的关系。此图示出了 p 侧接触层自左侧依序 A(10\AA 以下)、B(10\AA)、C(30\AA)、D(150\AA , 本实施例)、E(500\AA)、F($0.2\mu\text{m}$)、G($0.5\mu\text{m}$)、H($0.8\mu\text{m}$) 的阈值电压。如图所示, p 侧接触层的膜厚超过 500\AA 的话, 则阈值电压有逐渐上升的倾向。p 侧接触层 20 的膜厚最好在 500\AA 以下, 进一步最好在 300\AA 以下。 10\AA 以下的话(大约接近 1 原子层、2 原子层), 则由于下部的 p 侧涂敷层 19 表面露出来, 故 p 电极的接触电阻会劣化而有阈值电压上升的倾向。但本发明的 LD 元器件由于有超格子层, 所以阈值电压与比较例比比, 大幅降低。

(比较例 2)

在表 1 结构的激光元器件中, 使 n 侧涂敷层 14 生长 180\AA 膜厚的 $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 组成的第 1 层, 接着生长 120\AA 膜厚的非掺杂 GaN 组成的第 2 层, 组成的成总膜厚为 $0.6\mu\text{m}$ 的多层膜。即以第 1 层与第 2 层膜厚加厚的结构组成的成激光元器件。经确认, 在阈值电流密度 $6.5\text{KA}/\text{cm}^2$ 下连续振荡, 阈值电压为 7.5V 则该激光元器件数分钟后即失去功能。

(实施例 7)

在实施例 6 中, 以 p 侧涂敷层 19 为 $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 所组成的 60\AA 第 1 层与 $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 GaN 所组成的 40\AA 第 2 层所积层总膜厚 $0.5\mu\text{m}$ 的超格子结构, 其他方面则与实施例 6 相同, 用以组成的成激光元器件。即, 改变构成实施例 6 的 p 侧涂敷层 19 的超格子层膜厚, 其他方面相同, 用以组成的成激光元器件, 其阈值电压与实施例 6 比较, 有一些上升的倾向, 并示出了其寿命在 20 小时以上。

(实施例 8)

在实施例 7 中进一步以 n 侧涂敷层 14 为 $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 所组成的 60\AA 第 1 层与 1×10^{19} 掺杂 n 型 GaN 组成的 40\AA 第 2 层所积层总膜厚 $0.5\mu\text{m}$ 的超格子结构, 其他方面则与实施例 7 相同, 用以组成的成激光元器件。

即，施加在实施例 6 的 n 侧接触层 12、p 侧涂敷层 19 上而以 n 侧涂敷层为超格子的激光元器件具有与实施例 6 几乎相同的特性。

(实施例 9)

在实施例 1 中不生长第二缓冲层，如表 1 所示，在第一缓冲层 11 上生长 $5\mu\text{m}$ 的 $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 GaN 层而直接用来作为 n 侧接触层 12。其他方面具有与实施例 1 相同的结构以组成的成激光元器件。即，在表 1 的基本结构中，以 n 侧涂敷层 14 为 Si ($1\times 10^{19}/\text{cm}^3$) 掺杂 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 中组成的 20\AA 第 1 层与非掺杂 GaN 组成的 20\AA 第 2 层所积层总膜厚为 $0.4\mu\text{m}$ 的超格子结构。此外，以 p 涂敷层 19 为镁 ($1\times 10^{20}/\text{cm}^3$) 掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 形成的 20\AA 第 1 层与镁 ($1\times 10^{20}/\text{cm}^3$) 掺杂 p 型 GaN 形成的 20\AA 第 2 层所积层总膜厚为 $0.4\mu\text{m}$ 的超格子结构。此外，以 p 侧接触层 20 为如实施例 1 的 150\AA 镁 ($2\times 10^{20}/\text{cm}^3$) 掺杂 p 型 GaN，经确认，其阈值电流密度为 $3.3\text{KA}/\text{cm}^2$ ，有 405nm 的连续振荡，示出了阈值电压为 5.0V ，寿命也在 30 小时以上。

(实施例 10)

在实施例 9 中，以构成 n 侧涂敷层 14 的超格子的第 2 层为 $1\times 10^{17}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 GaN，其他则与实施例 9 相同，用以组成的成激光元器件。即，在带隙能量大的一层上掺杂较多的 Si，其他则与实施例 9 相同，这样组成的成的激光元器件示出了具有几乎与实施例 9 相同的特性。

(实施例 11)

在实施例 9 中，以构成 n 侧涂敷层 14 的第 2 层作为 $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ ，其他则相同，用以组成的成激光元器件。即，以构成 n 侧涂敷层 14 的超格子的第 2 层组成 InGaN，第 1 层与第 2 层的杂质浓度相同，其他则与实施例 9 相同，这样组成的成的激光元器件示出了具有几与实施例 9 相同的特性。

(实施例 12)

在实施例 9 中，使构成 n 侧涂敷层 14 的第 1 层 (Si: $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ 掺杂 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$) 膜厚为 60\AA ，并以第 2 层为 $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂的 40\AA GaN，以组成的成总膜厚为 $0.5\mu\text{m}$ 的超格子结构。进一步使构成 p 侧涂敷层 19 的第 1 层 (镁: $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ 掺杂 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$) 膜厚为 60\AA ，并使第 2 层 (镁: $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ 掺杂: GaN)

膜厚为 40\AA ，以组成的成总膜厚为 $0.5\ \mu\text{m}$ 的超格子结构。即，构成 n 侧涂敷层 14 的第 1 层与第 2 层的掺杂量相同，改变膜厚，并改变构成 p 侧涂敷层 19 的第 1 层与第 2 层的膜厚，其他则与实施例 9 相同，用以组成的成激光元器件，经确认，阈值电流密度为 $3.4\text{KA}/\text{cm}^3$ ，有 405nm 的连续振荡，示出了阈值电压为 5.2V ，寿命也在 20 小时以上。

(实施例 13)

在实施例 11 中，使构成 n 侧涂敷层 14 的第 2 层 (GaN) 的 Si 浓度为 $1\times 10^{17}/\text{cm}^3$ ，其他则与实施例 11 相同，用以组成的成激光元器件，这样，能组成的成特性几乎与实施例 11 相同的激光元器件。

(实施例 14)

在实施例 11 中，使构成 n 侧涂敷层 14 的第 2 层 (GaN) 为非掺杂，其他则与实施例 11 相同，用以组成的成激光元器件，这样，能组成的成特性几乎与实施例 11 相同的激光元器件。

(实施例 15)

在实施例 9 中，使 n 侧涂敷层 14 生长 $0.4\ \mu\text{m}$ 的 $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂单一 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ ，其他则相同，用以组成的成激光元器件。即，在表 1 基本结构中，仅以 p 侧涂敷层 19 为如实施例 1 所示 $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}$ 组成的 20\AA 第 1 层与 $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 GaN 组成的 20\AA 第 2 层所构成总膜厚为 $0.4\ \mu\text{m}$ 的超格子结构，此外，以 p 侧接触层 20 为如实施例 1 所示 150\AA 的镁 ($2\times 10^{20}/\text{cm}^3$) 掺杂 p 型 GaN，同样地，经确认，其阈值电流密度为 $3.4\text{KA}/\text{cm}^2$ ，有 405nm 的连续振荡，示出了阈值电压为 5.4V ，寿命在 20 小时以上。

(实施例 16)

在实施例 15 中，使构成 p 侧涂敷层 19 的超格子膜厚为第 1 层 ($\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$) 的 60\AA ，并使第 2 层 (GaN) 为 40\AA ，积层成 $0.5\ \mu\text{m}$ 的总膜厚，其他则与实施例 14 相同，用以组成的成激光元器件，其阈值电压虽有些上升的倾向，但寿命在 20 小时以上。

(实施例 17)

在实施例 9 中，使 p 侧涂敷层 19 单一生长 $0.4\ \mu\text{m}$ 的 $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂的 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ ，其他则相同，用以组成的成激光元器件。即，在表 1 的基本结

构中, 仅以 n 侧涂敷层 14 为如实施例 1 所示 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 所形成的 20\AA 第 1 层与非掺杂 GaN 形成的 20\AA 第 2 层所构成总膜厚为 $0.40\mu\text{m}$ 的超格子结构, 进一步以 p 侧接触层 20 为如实施例 1 所示的 150\AA 的 Mg ($2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$) 掺杂 p 型 GaN, 同样地, 经确认, 阈值电流密度为 $3.5\text{KA}/\text{cm}^2$, 有 405nm 的连续振荡, 示出了阈值电压为 5.4V , 寿命在 10 小时以上。

(实施例 18)

在实施例 17 中, 以 70\AA 第 1 层 ($\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$) 与 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 所组成的 70\AA 第 2 层积层构成 n 涂敷层 14 的超格子层使其总膜厚为 $0.49\mu\text{m}$, 其他则相同, 用以组成的成激光元器件, 与实施例 16 相比, 虽有些上升的倾向, 但能组成的得寿命同样在 10 小时以上的激光元器件。

(实施例 19)

在实施例 17 中, 以 60\AA 第 1 层 ($\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$) 与 40\AA 第 2 层 (非掺杂 GaN) 积层为构成 n 侧涂敷层 14 的超格子层使其总膜厚为 $0.5\mu\text{m}$, 其他则与实施例 16 相同, 用以组成的得激光元器件, 与实施例 17 相比, 虽有阈值电压上升的倾向, 但能组成的得寿命同样在 10 小时以上的激光元器件。

(实施例 20)

在实施例 9 中, 进一步以 n 侧光导层 15 为非掺杂 GaN 形成的 20\AA 第 1 层与非掺杂 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 形成的 20\AA 第 2 层积层而成总膜厚 800\AA 的超格子层。此外也以 p 侧光导层 18 为非掺杂 GaN 形成的 20\AA 第 1 层与非掺杂 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 形成的 20\AA 第 2 层积层而成总膜厚 800\AA 的超格子结构。即, 在表 1 的基本结构中, 将 n 侧涂敷层 14、D 侧光导层 15、p 侧光导层 18 及 p 侧涂敷层 19 作成超格子结构, 进一步再将 p 侧接触层 20 作成如实施例 1 的 150\AA 的镁 ($2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$) 掺杂 p 型 GaN, 经确认, 其阈值电流密度为 $2.9\text{KA}/\text{cm}^2$, 有 405nm 的连续振荡, 示出了阈值电压为 4.4V , 寿命也在 60 小时以上。

(实施例 21)

本实施例根据图 1 的 LED 加以说明。与实施例 1 一样, 在蓝宝石组成的基板 1 上使 GaN 组成的缓冲层 2 生长 200\AA 膜厚, 接着, 生长 $5\mu\text{m}$ 膜厚的 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 GaN 形成的接触层, 再接着, 生长以 $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{N}$ 形成的 30\AA 单一量子井结构组成的活性层 4。

(p 侧超格子层)

接着, 与实施 1 一样, 生长 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 组成的 20\AA 膜厚的第 1 层, 接着, 生长 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 GaN 形成的 20\AA 膜厚的第 2 层, 生长由 $4\mu\text{m}$ 超格子组成的 p 侧涂敷层 5。此 p 侧涂敷层 4 膜厚也不特别限定, 最好生长 100\AA 以上, $2\mu\text{m}$ 以下, 较佳者最好生长 500\AA 以上, $1\mu\text{m}$ 以下。

接着, 在此 p 侧涂敷层 5 上生长 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂的 $0.5\mu\text{m}$ 膜厚 p 型 GaN 层。生长后, 与实施例 1 一样, 从反应容器将圆片取出, 热熔后, 从 p 侧接触层 6 侧蚀刻, 能形成 n 电极 9 而使 n 侧接触层 3 露出。在最上层的 p 侧接触层 6 的几乎整个面上组成 $200\text{\AA}\text{Ni-Au}$ 组成的透光性 p 电极 7, 在整个电极 7 上组成 Au 组成的 P 焊盘电极 8。也在露出的 n 侧接触面上也形成 Ti-Al 组成的 n 电极 P。

这样使组成电极的圆片与 $350\mu\text{m}$ 的切割晶片分离而组成的成 LED 元器件, 示出了在 $I_f 20\text{mA}$ 中有 520nm 的绿色发光, V_f 为 3.2V 。相对地, 以单一镁掺杂 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 构成 p 侧涂敷层 5 的 LED 元器件, 其 V_f 为 3.4V 。此外, 本实施例有 2 倍以上的静电耐压。

(实施例 22)

在实施例 21 中, 使膜厚 50\AA 的第 1 层与 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 GaN 所组成的 50\AA 第 2 层分别积层 25 层作成总膜厚 $0.25\mu\text{m}$ 的超格子, 作为构成 p 侧接触层 5 的超格子层, 其他则相同, 用以组成的成 LED 元器件, 能得到特性几乎与实施例 21 相同的 LED 元器件。

(实施例 23)

在实施例 21 中, 使 100\AA 第 1 层与 70\AA 膜厚第 2 层组成总膜厚 $0.25\mu\text{m}$ 的超格子, 使其膜厚为构成 p 侧涂敷层 5 的超格子层的厚度, 其他则相同, 用以制成的 LED 元器件, 其 V_f 固为 3.4V , 但静电耐压则较已知的优良 20% 以上。

(实施例 24)

在实施例 21 中, 在生长 n 侧接触层 3 时, 生长 60\AA 的 $2 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 组成的第 1 层与 40\AA 膜厚的非掺杂 GaN 组成的第 2 层, 第 1 层 500 层与第 2 层 500 层交互积层以组成总膜厚为 $5\mu\text{m}$ 的超格子, 其他与实施例 12 相同, 用以组成的成 LED 元器件, 同样地, 在 $I_f 20\text{mA}$ 中 V_f 降低为 3.1V ,

静电耐压与已知的比较, 提高 2.5 倍以上。

(实施例 25)

在实施例 23 中, 使构成 p 侧涂敷层 5 的超格子的第 1 层 ($\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$) 膜厚为 60\AA , 第 2 层膜厚为 40\AA , 分别交互积层 25 层以组成 $0.3\ \mu\text{m}$ 的总膜厚, 其他结构则相同, 用以组成的成 LED 元器件, 其 V_f 为 3.2V , 静电耐压为已知者的 2 倍以上。

(实施例 26)

本实施例根据图 6 所示的激光元器件来说明。图 6 虽也与图 2 一样是沿垂直于激光谐振方向剖开元器件的剖视图, 但与第 2 图不同点在于, 用 GaN 组成的基板 101 在基板 10 上的话, 则第 2 缓冲层 112 不生长, n 型杂质掺杂的第 3 缓冲层 113 生长。图 6 所示之激光元器件用以下方法组成的得。

首先用 MOVPE 法或 HVPE 法在基板上生长 $300\ \mu\text{m}$ 厚的 $5 \times 10^{10}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 GaN 层后, 除去蓝宝石基板, 制作 $300\ \mu\text{m}$ 的硅掺杂 GaN 基板 101。GaN 基板 101 借助于在与氮化物半导体不同的基板上生长例如 $100\ \mu\text{m}$ 以上的膜厚后除去此异质基板来组成的得。GaN 基板 101 可不掺杂, 或掺杂 n 型杂质组成的成。在掺杂 n 型杂质时, 通常掺杂 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 范围的杂质即可获得结晶性良的 GaN 基板。

制作 GaN 基板 101 后, 令温度为 1050°C , 生长 $3\ \mu\text{m}$ 膜厚的 $3 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 GaN 所组成的第 3 缓冲层 113。且第 3 缓冲层 113 在图 1、图 2 中相当在 n 侧接触层 14, 但由于不是电极组成层, 所以不称为接触层, 而称为第 3 接触层。在 GaN 基板 101 与第 3 缓冲层 113 之间虽与实施例 1 一样生长低温下所生长的第 1 缓冲层, 但在生长第 1 缓冲层情形下, 最好在 300\AA 以下。

接着与实施例 1 相同, 在第 3 缓冲层 113 上生长 500\AA 膜厚的 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 所组成的裂缝防止层 13。

接着, $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 所组成 20\AA 第 1 层与 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 GaN 所组成 20\AA 第 2 层交互积层 100 次, 以生长总膜厚 $0.4\ \mu\text{m}$ 超格子层所组成的 n 侧涂敷层 14。

接着与实施例 1 相同, 生长 $0.01\ \mu\text{m}$ 膜厚的 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 GaN 形成的 n 侧光导层。

接着,生长 25Å 的非掺杂 $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 组成的井层与 50Å 的非掺杂 GaN 组成的势叠层,重复交互 2 次,最后生长积层总膜厚 175Å 的多重量子井结构(MOW)的活性层 16。

接着与实施例 1 相同,生长 300Å 膜厚的 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 组成的 p 侧间隙层 17,并生长 0.1μm 膜厚的 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 GaN 组成的 p 侧光导层 18。

接着与实施例 1 相同,组成总膜厚 0.4 μm 超格子组成的 p 侧涂敷层 19,此超格子层由 20Å 的 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 组成的第 1 层与 20Å 的 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 GaN 组成的第 2 层组成的成,最后则在 p 侧涂敷层 19 上生长 150Å 膜厚的 $2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 GaN 组成的 p 侧接触层 20。

反应结束后,在 700°C 以下热熔后,与实施例 1 相同,利用 RIE 元器件蚀刻最上层的 p 侧接触层 20 与 p 侧涂敷层 19,作成具有 4 μm 带宽的脊状。

接着与实施例 1 相同,在 p 侧接触层 20 的带脊最外层表面的几乎整个表面上组成 Ni 与 Au 组成的 P 电极 21,在 GaN 基板 101 内面的几乎整个表面上组成 Ti 与 Au 组成的 n 电极 23。

接着如图 6 所示,除去电极 21 的面积,组成 p 侧涂敷层 19 的 SiO_2 组成的绝缘膜 25,通过此绝缘膜,组成与 p 电极 21 电连接的 p 焊盘电极 22。

电极组成后,沿垂直在 p 电极 21 的方向成条状将 GaN 基板 101 劈开,在劈开面上制作谐振器。并以 GaN 基板的劈开面为 M 面。在劈开面上组成 SiO_2 与 TiO_2 组成的电介质多层膜,最后沿平行在 p 电极方向,成条状切成如图 6 所示的激光晶片。接着使晶片面朝上(成基板与散热片对向状态)设于散热片上,线焊 p 焊盘电极,在室温下测试激光振荡,经确认,在室温下,阈值电流密度为 $25\text{KA}/\text{cm}^2$, 阈值电压 4.0V,以振荡波长 405nm 连续振荡,显示有 500 小时以上的寿命。借助于在基板上使用 GaN,可减少结晶缺陷的扩大。

下面,参照附图说明本发明实施形态 3 的实施例。图 4 是表示图 3 所示的激光元器件的形状的立体图。

(实施例 27)

在蓝宝石(C 面)组成的基板上通过 GaN 组成的缓冲层准备使 GaN 组成的单晶生长 50 μm 膜而成的 GaN 基板 100。将此 GaN 基板 100 置于反应容器 100 内,

使温度提高 $\sim 1050^{\circ}\text{C}$ ，使用截流子气体加氢、原料气体加氮与 T 镁、杂质气体的 Si 烷，在 GaN 基板 100 上生长 $4\mu\text{m}$ 膜厚的 $1\times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 GaN 组成的 n 侧缓冲层。此 n 侧缓冲层是高温生长的缓冲层，与在例如蓝宝石、SiC、尖晶石等与氮化物半导体不同的材料所组成的成的基板上，在 900°C 以下低温，使 GaN、AlN 等直接生长 $0.5\mu\text{m}$ 以下膜厚的缓冲层有所区别。

(n 侧涂敷层 14=超格子层)

接着，在 1050°C 下，使用 TMA、T 镁、氮、Si 烷，生长 40\AA 膜厚的 $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 组成的第 1 层，接着留下 Si 烷、TMA，生长 40\AA 膜厚的非掺杂 GaN 组成的第 2 层。且以第 1 层+第 2 层+第 1 层+第 2 层+...方式构成超格子层，分别交互积层 100 层，生长总膜厚 $0.8\mu\text{m}$ 超格子组成的 n 侧涂敷层 14。

(n 侧光导层 15)

接着留下 Si 烷，在 1050°C 下生长 $0.1\mu\text{m}$ 膜厚的非掺杂 GaN 组成的 n 侧光导层。此 n 侧光导层用来作为活性层的光导层，最好使 GaN、InGaN 生长，通常生长 100\AA 至 $5\mu\text{m}$ ，最好生长 $200\text{\AA}\sim 1\mu\text{m}$ 的膜厚。也可以此层为非掺杂超格子层。在作为超格子层情形下，带隙能量较活性层大，较 n 侧涂敷层的 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 小。

(活性层 16)

接着使用原料气体加 T 镁、TMI、氮来生长活性层 16。活性层 16 保持于 800°C 温度而生长 25\AA 膜厚的非掺杂 $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 组成的井层。接着仅改变 TMI 的克分子比，在同一温度下，生长 50\AA 膜厚的非掺杂 $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 组成的势叠层。重复操作 2 次，最后生长井层积层总膜厚 195\AA 的多重量子井结构 (MOW) 的活性层。活性层可如本实施例不掺杂，也可掺杂 n 型杂质及或 p 型杂质。杂质可掺杂于井层、势叠层二者，也可掺杂于其中任一层

(p 侧间隙层 17)

接着，温度升高至 1050°C ，使用 T 镁、TMA、氮、 Cp_2 镁，生长带隙能量较 p 侧光导层 18 大的 300\AA 膜厚的 $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 组成的 p 侧间隙层 17。此 p 型间隙层 17 如上所述，保持在 $0.1\mu\text{m}$ 以下的厚度形成，膜厚下限虽无特别限定，但最好组成 10\AA 以上的膜厚。

(p 侧光导层 18)

接着，留下 Cp_2 镁、TMA，在 1050°C 下，生长带隙能量较 p 侧间隙层 17 小的 $0.1\mu\text{m}$ 膜厚的非掺杂 GaN 组成的 p 侧光导层 18。此层用来作为活性层的光导层，与 n 型光导层 15 一样，最好以 GaN、InGaN 来生长。也可以此 p 侧光导层作为非掺杂氮化物半导体，掺杂杂质的氮化物半导体的组成的超格子层。在作为超格子层情形下，带隙能量较活性层的井层大，较 p 侧涂敷层的 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 小。

(p 侧涂敷层 19)

接着，在 1050°C 下，生长 40\AA 膜厚的 $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 组成的第 3 层，其次则仅留下 TMA，生长 40\AA 膜厚的非掺杂的 N 组成的第 4 层。重复操作 100 次以组成总膜 $0.8\mu\text{m}$ 的超格子层组成的 p 侧涂敷层。

(p 侧接触层 20)

最后，在 1050°C 下，在 p 侧涂敷层 19 上，生长 150\AA 膜厚的 $2\times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 GaN 组成的 p 侧接触层 20。p 侧接触层 20 可以 p 型 $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0\leq x, 0\leq y, x+y\leq 1$) 构成，较佳者若用来作为镁掺杂 GaN，即可获得与 p 电极 21 接触的最佳电阻接触。并与含有 p 型 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ 的超格子结构的 p 侧涂敷层 19 连接，以带隙能量小的氮化物半导体为 p 侧接触层，由于其膜厚在 500\AA 以下，所以可实质上提高 p 侧接触层 20 的载流子浓度而获得与 p 电极接触的较佳电阻接触，以降低元器件的阈值电流、电压。

在反应容器内，在氮环境气体中，对如上生长氮化物半导体而成的圆片进行 700°C 的热熔，使 p 型杂质掺杂层进一步低电阻化。关于热熔的详细方法揭露于本发明人等前所提出申请的美国专利第 5, 306, 662 号，本实施例之热熔也使用美国专利第 5, 306, 662 所揭露的方法。

热熔后，自反应容器中取出圆片，如图 3 所示，利用 RIE 元器件蚀刻最上层的 p 侧接触层 20 与 p 侧涂敷层 19，做成具有 $4\mu\text{m}$ 带宽的脊状。这样，借助于使活性层的更上层或为带形脊状，活性层的发光即集中于脊状下方而降低阈值。特别是超格子层的组成的 p 侧涂敷层 19 以上的层最好做成脊状。接着在脊部表面上组成遮蔽，以 RIE 进行蚀刻，在 n 侧缓冲层 11 的表面露出。露出的 n 侧缓冲层 11 也用来作为 n 电极组成用接触层。图 3 中虽以 n 侧缓冲层 11

为接触层，但蚀刻至 GaN 基板 100 为止，可以露出的 GaN 基板 100 为接触层。

其次在 p 侧接触层 20 的脊状的最外侧表面上组成带状的 Ni 与 Au 组成的 p 电极，用来获得与 p 侧接触层接触的较佳电阻的 p 电极 21 材料举例来说可例如是 Ni、Pt、Pd、Ni/Au、Pt/Au、Pd/Au 等。

另一方面，在刚才露出的 n 侧缓冲层 11 的表面上组成带状的 Ti 与 Al 组成的 n 电极 23。用来获得与 n 侧缓冲层 11 或 GaN 基板 100 接触的较佳电阻的 n 电极 23 材料最好为 Al、Ti、W、Cu、Zn、Sn、In 等金属或合金。

其次，如图 3 所示，在 p 电极 21 与 n 电极 23 间露出的氮化物半导体层表面上组成 SiO_2 组成的绝缘膜 25，经由此绝缘膜 25 组成与 p 电极 21 电连接的 P 焊盘电极 22 及 n 焊盘电极 24。此 p 焊盘电极 22 放大实质的 p 电极 21 的表面积，可用来线焊或片焊 p 电极。另一方面，n 焊盘电极 24 具有防止 n 电极 23 剥离的作用。

如上所述，在研磨元器件中输送组成 n 电极与 p 电极的圆片，使用钻石研磨剂，研磨未组成氮化物半导体一侧的蓝宝石基板，使蓝宝石基板的厚度为 $70\ \mu\text{m}$ 。研磨后，进一步以细研磨剂抛光 $1\ \mu\text{m}$ ，使基板表面成为镜面状，以 Au/Sn 作全面金属处理。

然后则在 Au/Sn 侧划线，沿垂直于带状电极的方向成条状劈开，在劈开面上制作谐振器。在谐振器表面上组成 SiO_2 与 TiO_2 组成的电介质多层膜，最后沿平行在 p 电极方向，成条状切成激光晶片。接着使晶片面朝上（成基板与散热片相对的状态）并在散热片上，将各个电极线焊，在室温下，测试激光振荡，经确认，在室温下，阈值电流密度为 $2.0\text{KA}/\text{cm}^2$ 、阈值电压为 4.0V ，以振荡波长 405nm 连续振荡，示出了其寿命在 1000 小时以上。

（实施例 28）

图 7 是表示本发明另一实施例的激光元器件的结构模式的剖视图，与图 3 相同是元器件沿垂直于激光谐振方向的方向剖开的图。下面，根据此图说明实施例 28。并在第 7 图中，与第 3、4 图相同者标附以相同标号。

在蓝宝石（C 面）基板上，经由 GaN 组成的缓冲层，准备生长 $150\ \mu\text{m}$ 膜厚的 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 GaN 组成的单晶的 GaN 基板 100。与实施例 27 相同，在此 GaN 基板 100 上生长 n 侧缓冲层 11。

(裂缝防止层 13)

n 侧缓冲层 11 生长后, 令温度为 800°C , 使用原料气体加 T 镁、TMI、氮、杂质气体加硅烷, 生长 500\AA 膜厚的 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 组成的裂缝防止层 13。利用此裂缝防止层 13 生长含 In 的 n 型氮化物半导体, 且最好生长 InGaN , 可防止在含 Al 的氮化物半导体层中发生裂缝。此裂缝防止层最好生长 100\AA 以上 $0.5\mu\text{m}$ 以下的膜厚。小于 100\AA 的话, 则难以产生上述防止裂缝的作用, 大于 $0.5\mu\text{m}$ 的话, 则结晶本身即有变黑的倾向。

裂缝防止层 13 生长后, 与实施例 27 一样, 生长调度掺杂的超格子组成的 n 侧涂敷层 14 与非掺杂 n 侧光导层 15。

(n 侧间隙层 20)

接着使用 T 镁、TMA、氮、Si 烷, 生长带隙能量较 n 侧光导层 15 大的 300\AA 膜厚的 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 组成的 n 侧间隙层 20。

然后则与实施例 27 一样, 生长活性层 16、p 侧闪隙层 17、非掺杂 p 侧光导层 18、调度掺杂的超格子所组成的 p 侧涂敷层 19、p 侧接触层 20。

氮化物半导体生长后, 同样进行热熔, 使 p 型杂质掺杂层进一步低电阻化, 热熔后, 如图 7 所示, 蚀刻最上层的 p 侧接触层 20 与 p 侧涂敷层 19, 做成具有 $4\mu\text{m}$ 带宽的脊状。

脊部组成后, 在 p 侧接触层 20 的脊部最外侧表面上组成带状的 Ni/Au 组成的 p 电极 21, 在 p 电极以外最外侧表面的氮化物半导体层上组成 SiO_2 组成的绝缘膜 25, 通过此绝缘膜组成与 P 电极电连接的 P 焊盘电极 22。

如上所述, 在研磨元器件中输送组成 P 电极的圆片, 利用研磨除去蓝宝石基板, 使 GaN 基板 100 的表面露出。在露出的 GaN 基板表面的几乎整个表面上组成 Ti/Al 组成的 n 电极 23。

电极组成后, 在 GaN 基板的 M 面(在使氮化物半导体近似于六方晶的情形下是相当于六角柱侧面的面)劈面, 在此劈开面上组成 SiO_2 与 TiO_2 组成的电介质多层膜, 最后沿平行在 p 电极的方向, 成条状切断组成的成激光元器件。此激光元器件也同样示出了在室温下连续振荡, 并示出了几乎与实施例 27 相同的特性。

(实施例 29)

在实施例 27 中, n 侧缓冲层 11 生长后, 与实施例 28 相同, 生长裂缝防止层 13。接着在此裂缝防止层上, 生长 $0.4\ \mu\text{m}$ 膜厚的 $1\text{ds}1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 层, 单一层的组成的 n 侧涂敷层 14。而后则与实施例 27 相同做成激光元器件, 虽示出了同样在室温下激光振荡, 但寿命却较实施例 27 的激光元器件短一些。

(实施例 30)

在实施例 27 中, p 侧涂敷层 19 生长时, 生长 $0.4\ \mu\text{m}$ 膜厚的 $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 层单一层, 其他则与实施例相同, 以制作激光元器件, 虽然示出了同样在室温下激光振荡, 但寿命却较实施例 27 的激光元器件短一些。

(实施例 31)

在实施例 27 中, n 侧涂敷层 14 不作成超格子结构, 而是作成 $0.4\ \mu\text{m}$ 的 $1\times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 层。且 p 侧涂敷层也同样不作成超格子结构, 而是作成 $0.4\ \mu\text{m}$ 的 $1\times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}$ 层。替代地, 将 n 侧光导层 15 作成 30\AA 的非掺杂 $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 层与 30\AA 的 $1\times 10^{17}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 GaN 层所积层总膜厚为 $0.12\ \mu\text{m}$ 超格子结构, 将 p 侧光导层 18 作成 30\AA 的非掺杂 $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 层与 30\AA 的 $1\times 10^{17}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 GaN 层的积层总膜厚为 $0.12\ \mu\text{m}$ 的超格子结构, 其他则与实施例 27 相同, 以组成的成激光元器件, 虽然示出了同样在室温下激光振荡, 但寿命较实施例 27 的激光元器件短一些。

(实施例 32)

在实施例 27 中, 在形成 n 侧缓冲层 11 时, 将 30\AA 非掺杂 GaN 层与 30\AA 的 $1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 层积层成总膜厚为 $1.2\ \mu\text{m}$ 的超格子层。其后则与实施例 27 一样, 使 n 侧涂敷层 14 以上的层生长以组成的成激光元器件。但在形成 n 电极时, 因蚀刻而露出的面介在上述 $1.2\ \mu\text{m}$ 超格子层的中间而在此超格子层上组成 n 电极。此激光元器件同样在室温下连续振荡, 阈值比实施例 27 相比低一些, 寿命在 1000 小时以上。

(实施例 33)

图 8 是本发明另一实施例的激光元器件结构模式的剖视图, 与其他图示相同的标号表示同一层。以下根据此图说明实施例 33。

与实施例 27 相同, 在以 2 英寸 ϕ 、(0001)C 面为主面的蓝宝石基板 301 在

500℃下生长 200Å 膜厚的 GaN 组成的缓冲层(未图示)后,将温度调至 1050℃而生长 5 μ m 膜厚的非掺杂 GaN 层 31。此生长的膜厚并不限于 5 μ m,最好生长为较缓冲层厚的膜厚,将其调整为 10 μ m 以下的膜厚。由于基板使蓝宝石以外的 SiC、ZnO、尖晶石、GaAs 等氮化物半导体生长,故如已知的那样,可使用不同于氮化物半导体的材料所组成的成的基板。

接着在非掺杂的 GaN 层 31 生长后,从反应容器取出晶圆,在此 GaN 层 31 表面上组成带状光罩,利用 CVD 元器件组成由带宽 20 μ m、带间隔(窗部)5 μ m 的 SiO₂所组成的成的 0.1 μ m 膜厚的保护膜 32。图 8 是沿带的长轴方向垂直截断的部份圆片结构的模式剖视图,保护膜的形状呈带状、点状、棋盘格子状等状态虽也极佳,但保护膜的面积较非掺杂 GaN 层 31 的露出部份,即较未组成保护膜的部份大,能易于生长结晶缺陷少的 GaN 基板 100。可使用例如氧化硅(SiO_x)、氮化硅(Si_xN_y)、氧化锆(TiO_x)、氧化铈(ZrO_x)等氮化物、氮化物来作为保护膜的材料,且别的多层膜可使用熔点 1200℃以上的金属。此保护膜材料也耐 600℃~1100℃的氮化物半导体生长温度,其表面上不但不生长氮化物半导体,反而具有难以生长的性质。

保护膜 32 组成后,圆片两度置于反应容器内,在 1050℃下,生长 10 μ m 膜厚的非掺杂 GaN 组成的 GaN 基板 100 形成的 GaN 层。所生长的 GaN 层的较佳,生长膜厚虽也因先前所组成的保护膜 32 膜厚、大小而不同,但也在保护膜上横向(垂直于厚度的方向)生长充分的厚度以覆盖保护膜 32 的表面。这样在具有氮化物半导体难以生长的性质的保护膜 32 表面上,以 GaN 层生长法横向生长 GaN 层的话,则最初在保护膜 32 上并不生长 GaN 层,GaN 层在窗部的非掺杂 GaN 层 31 上选择生长。接着,继续 GaN 层生长,GaN 层横向生长,被覆在保护膜 32 上,与邻接的窗所生长的 GaN 层邻接成 GaN 生长在保护膜 32 上状态。即,经由 GaN 层横向生长 GaN 层于 GaN 层 31 上。重要的是蓝宝石基板 301 生长 GaN 层 31 的结晶缺陷与保护膜 32 上所生长的 GaN 基板 100 的结晶缺陷的数量。即,由于异质基板与氮化物半导体的格子常数失配,所以异质基板上所生长的氮化物半导体会发生大量的结晶缺陷,此结晶缺陷含依次顺着组成于上层的氮化物半导体的生长部份传至表面。另一方面,如本实施例 33 所示,横向生长在保护膜 32 上的 GaN 基板 100 并非直接生长于异质基板上,由于生长自邻接的窗

的 GaN 层是通过保护膜 32 上横向生长而与生长部份邻接，所以结晶缺陷数与直接生长自异质基板者相比非常少，因此，在异质基板上生长氮化物半导体层上组成部份保护膜，借助于此保护膜上横向生长而成的 GaN 层为基板，可获得结晶缺陷远较实施例 27 的 GaN 基板少的 GaN 基板。实际上，非掺杂 GaN 层 31 的结晶缺陷虽在 $10^{20}/\text{cm}^2$ 以上，但基于实施例 33 的方法，GaN 基板 100 的结晶缺陷可减少在 $10^6/\text{cm}^2$ 以下。

如上所示组成 GaN 基板 100 之后，与实施例 27 相同，在此 GaN 基板上生长 $5\mu\text{m}$ 膜厚的 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 GaN 组成的 q 侧缓冲层、接触层 11，与实施例 28 相同，生长 500\AA 膜厚的 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 组成的裂缝防止层 13。也可省略裂缝防止层 13。

(中央部份为高杂质浓度的超格子结构的 n 侧涂敷层 14)

接着在 1050°C 下，使用 T 镁、氮，借助于使非掺杂 GaN 生长 20\AA 膜厚，组成带隙能量小的第二氮化物半导体层。接着在相同温度下，增加 TMA，使非掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层生长 5\AA ，继续增加 Si 烷而使 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层生长 20\AA 之后，留下 Si，进一步使非掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层生长 5\AA 膜厚，由此组成带隙能量大而厚度为 $30\mu\text{m}$ 的第一氮化物半导体层。以后则同样由反复交互积层第二氮化物半导体层与第一氮化物半导体层来组成。且实施例 33 分别积层在 120 层的第 2 氮化物半导体层与第 1 氮化物半导体层，以组成 $0.6\mu\text{m}$ 厚的超格子结构组成的 n 侧涂敷层 14。

接着与实施例 27 相同，依序生长 n 侧光导层 15、活性层 16、p 侧间隙层 17、p 侧光导层 18。

(中央部份为高杂质浓度结构的 p 侧涂敷层 19)

接着在 1050°C 下，使用 T 镁、氮，借助于使非掺杂的 GaN 层生长 20\AA 膜厚，组成带隙能量小的第四氮化物半导体层。接着，在相同温度下，增加 TMA，使非掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 生长 5\AA ，接着增加 Cp_2 镁而使 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层生长 20\AA 膜厚后，借助于留下 Cp_2 镁进一步使非掺杂层 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层生长 5\AA 膜厚，组成带隙能量大而厚度为 $30\mu\text{m}$ 的第三氮化物半导体。以后则同样反复交互积层第四氮化物半导体层与第三氮化物半导体层来组成。实施例 33 分别积层 120 层的第四氮化物半导体层与第三氮化物半导体层，组成 $0.6\mu\text{m}$ 厚超格

子结构组成的 n 侧涂敷层 19。

最后，与实施例 27 相同，生长 p 侧接触层 20 后，从反应容器取出圆片而热熔后，进行蚀刻，使 p 侧涂敷层 19 以上的层为带状的脊状。

接着图 8 所示，相对于脊部进行左右对称的蚀刻，可组成电极 23 而使 n 侧缓冲层表面露出，以组成 n 电极 23，另一方面也在 p 侧接触层 20 的脊部的最外侧表面上成带状组成 p 电极 21。而后则与实施例 27 相同，制作激光元器件，与实施例 27 比较，阈值、电流密度、电压大概降低 10%，示出了以波长 405nm 连续振荡，寿命在 2000 小时以上。使用结晶缺陷少且在 GaN 基板 100 上很大地提高氮化物半导体的结晶性。在图 8 中，在使 GaN 基板 100 例如生长 80 μm 以上膜厚情形下，也可除去异质基板 30 至保护膜 32。

(实施例 34)

在实施例 23 中，生长 n 侧涂敷层 14 时，不使中央部份成为高杂质浓度，通常使非掺杂层 GaN 生长 20 \AA ，使 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层生长 20 \AA ，积层为总膜厚 0.6 μm 的超格子结构。

另一方面，也在生长 p 侧涂敷层 19 时，不使中央部份成高杂质浓度。使非掺杂 GaN 层生长 20 \AA ，使 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层生长 20 \AA ，积层成总膜厚 0.6 μm 的超格子结构，其他则与实施例 33 相同，组成的成激光元器件，与实施例 33 比较，虽降低若干阈值，但示出了其寿命大致在 2000 小时以上。

(实施例 35)

在实施例 33 中，在生长 n 侧涂敷层 14 时，使 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 GaN 层生长 25 \AA ，非掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层生长 25 \AA ，交互积层成 0.6 μm 的超格子结构。另一方面也在生长 p 侧涂敷层 19 时，使 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 GaN 层生长 25 \AA ，使非掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层生长 25 \AA ，交互积层为总膜厚 0.6 μm 超格子结构，其他则与实施例 33 相同，制作激光元器件，获得特性、寿命几乎与实施例 33 相同的激光元器件。

(实施例 36)

在实施例 33 中，D 侧涂敷层 14 生长时，使 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 GaN 层生长 25 \AA ，使 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层生长 25 \AA ，交互积层成 0.6 μm 的超格子结构。另一方面，在 p 侧涂敷层 19 时，使 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 GaN 层生长 25 \AA ，

使 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层掺杂 25\AA ，交互积层为总膜厚 $0.6\mu\text{m}$ 超格子结构，其他则与实施例 33 相同，组成的造激光元器件，获得特性、寿命几乎与实施例 33 相同的激光元器件。

(实施例 37)

于实施例 33 中，不使 n 侧涂敷层成为超格子结构，而使 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层生长 $0.6\mu\text{m}$ 膜厚。另一方面在生长 p 侧涂敷层 19 时，使 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 GaN 层生长 25\AA ， $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 掺杂 25\AA ，交互积层为总膜厚 $0.6\mu\text{m}$ 超格子结构，其他则与实施例 33 相同，以组成的造激光元器件，示出了其与实施例 33 相比，虽然阈值有些上升，但寿命则在 1000 小时以上。

(实施例 38)

在实施例 33 中，使 n 侧涂敷层及 p 侧涂敷层的超格作一般的调度掺杂（中央部份非高浓度，层内几乎均一），在 n 侧缓冲层生长时，使 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 掺杂 $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层生长 50\AA ，使非掺杂 GaN 层生长 50\AA ，交互积层成总膜厚 $2\mu\text{m}$ 的超格子层，其他则与实施例 33 一样，以制作激光元器件，示出了其与实施例 33 比较，阈值有些降低，寿命在 3000 小时以上。

(实施例 39)

在实施例 33 中，将 n 侧涂敷层 14 作成非掺杂 GaN 层生长 20\AA ， $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层生长 20\AA ，积层成总膜厚为 $0.6\mu\text{m}$ 的超格子结构。接着将 n 侧光导层 15 作成 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂层生长 25\AA ，非掺杂 $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 层生长 25\AA ，交互积层层总膜厚为 $0.1\mu\text{m}$ 的格子结构。

另一方面，也将 p 侧光导层作为 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 GaN 层生长 25\AA ，非掺杂 $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 层生长 25\AA ，交互积层成总膜厚为 $0.1\mu\text{m}$ 的超格子结构。接着则将 p 侧涂敷层 19 作成非掺杂 GaN 层生长 20\AA ， $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层生长 20\AA ，交互积层层总膜厚为 $0.6\mu\text{m}$ 的超格子结构，其他则相同，以制作激光元器件，显出了与实施例 33 比较，阈有些值降低，寿命在 3000 小时以上。

(实施例 40)

实施例 40 与实施例 33 相同，均是使用 GaN 基板 100 构成的激光元器件。

即，实施例 40 的激光元器件是在与实施例 33 相同结构的 GaN 基板 100 上组成以下各半导体层。

首先, 在 GaN 基板 100 上, 使 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上硅掺杂 n 型 GaN 组成的 n 侧接触层 (n 侧第二氮化物半导体层) 生长 $2 \mu\text{m}$ 膜厚。且最好将此做成非掺杂 GaN 与硅掺杂 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x \leq 0.4$) 组成的超格子层。

接着在 n 侧接触层生长后, 在 800°C 温度下, 在氮环境气体中, 以 T 镁、TMI、氨、Si 烷使 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 组成的裂缝防止层生长 500\AA 膜厚。此裂缝防止层可借助于以含有 In 的 n 型氮化物半导体且最好是 InGaN 生长来防止在此后生长的含 Al 氮化物半导体层中产生裂缝。且此裂缝防止层最好生长 100\AA 以上 $0.5\mu\text{m}$ 以下的膜厚。小于 100\AA 的话, 则难以产生上述防止裂缝的作用, 大于 $0.5\mu\text{m}$, 则有结晶本身变黑的倾向。

接着, 在 1050°C 下使用 TMA、T 镁、氨、Si 烷、使 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 层生长 40\AA , 使非掺杂 GaN 层生长 40\AA 的膜厚, 使这些层分别积层 100 层成为总膜厚 $0.8\mu\text{m}$ 的超格子组成的 n 侧涂敷层。

接着, 使非掺杂 $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 组成的 n 侧光导层生长 $0.1\mu\text{m}$ 膜厚。此层用来作为波导活性层的光的光导层, 其他可不掺杂, 或掺杂 n 型杂质。也可用此层作为 GaN 与 AlGaN 组成的超格子层。

其次使非掺杂 $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 组成的活性层生长 400\AA 膜厚。

其次使带隙能量比此后组成的 p 侧光导层大的 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 组成的 p 侧间隙层生长 300\AA 膜厚。

接着使带隙能量比 p 侧间隙层小的 $\text{Al}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 组成的 p 侧光导层生长 $0.1\mu\text{m}$ 膜厚。来作为活性层的光导层。且此 p 侧光导层也可用来作为非掺杂氮化物半导体组成的超格子层。在用来作为超格子层情形下, 带隙能量大的一层 (势垒层) 其带隙能量较活性层大, 较 p 侧涂敷层小。

接着使 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ Me 掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 层生长 40\AA , 使非掺杂 GaN 生长 40\AA , 交互积层成总膜厚 $0.8\mu\text{m}$ 超格子层结构, 生长此超格子结构组成的 p 侧涂敷层。

最后, 在 p 侧涂敷层上生长 150\AA 膜厚的 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 GaN 组成的 p 侧接触层。特别是在制作激光元器件情形下, 使其与含 AlGaN 超格子结构的 p 侧涂敷层相接, 以带隙能量小的氮化物半导体作为 p 侧接触层, 由于其膜厚在 500\AA 以下, 所以实质上 p 侧接触层的载流子浓度增高, 获得与 p 电极接

触的较佳电阻，并且元器件的阈值电流、电压有降低的倾向。

如以上在预定温度下对生长氮化物半导体的圆片进行退火而进一步使 p 型杂质掺杂层低电阻化后，从反应容器取出圆片，利用 R1E 元器件蚀刻最上层的 p 侧接触层、p 侧涂敷层以组成具有 $4\mu\text{m}$ 带宽的脊状。这样，借助于使活性层上方的层成为带状的脊状，活性层的发光即集中在带脊的下方而降低阈值，特别是，最好使超格子层组成的 p 侧涂敷层以上的层成为脊状。

退火的详细方法揭示在本发明人等前所提出申请的美国专利第 5,306,662 中，本实施例的热熔也使用美国专利第 5,306,662 所揭示的方法。

接着在脊部表面上组成遮蔽，利用 R1E 进行蚀刻而使 n 侧接触层的表面露出，成带状组成 Ti 与 Au 组成的 n 电极。另一方面在 p 侧接触层的脊部最外侧表面上成带状组成 Ni 与 Au 组成的 p 电极。可获得与 p 型 GaN 层接触的较佳电阻的电极材料，举例来说可例如为 Ni、Pt、Pd、Ni/Au、Pi/Au、Pd/Au 等。可获得与 n 型 GaN 接触的较佳电阻的电极材料，举例来说可例如为 Al、Ti、W、Cu、Zn、Sn、In 等金属或合金。

接着在 p 电极与 n 电极间露出的氮化物半导体层表面上组成 SiO_2 组成的绝缘膜，通过此绝缘膜组成与 p 电极电连接的 P 焊盘电极。此 P 焊盘电极扩大 p 电极的实质表面积，能线焊、片焊 p 电极侧。

如上所述，在研磨元器件中输送组成 n 电极与 P 电极的圆片，使用钻石研磨剂，研磨未组成氮化物半导体的一侧的蓝宝石基板，使蓝宝石基板的厚度为 $10\mu\text{m}$ 。研磨后，进一步以细研磨剂抛光 $1\mu\text{m}$ 将基板表面作成镜面状，以 Au/Sn 全面进行金属处理。

此后则在 Au/sn 侧划线，沿垂直于带状电极的方向成条状劈开，在劈开面上制作谐振器。在谐振器表面上组成 SiO_2 与 TiO_2 组成的电介质多层膜，最后沿平行在 p 电极的方向，成条状切断组成的成激光晶片。接着使晶片面朝上（成基板与散热片相对状态）置于散热片上，线焊各个电极，在室温下测试激光振荡，经确认，在室温下，阈值电流密度为 $2.0\text{KA}/\text{cm}^2$ ，阈值电压为 4.0V ，以 368nm 振荡波长连续振荡，显示寿命在 1000 小时以上。

（实施例 41）

实施例 41 以下是根据实施形态 4 作成的激光元器件的例子。下面参照图 9

说明实施例 41。

(基底层 302)

将 2 英寸 ϕ 、以 C 面为主面的蓝宝石组成的异质基板 30 置于 MOVPE 反应容器内，在 500℃ 温度下，使用 T 镁、氮(NH₃)，使 GaN 组成的缓冲层(未图示)生长 200Å 膜厚。缓冲层生长后，温度调为 1050℃，同样使 GaN 组成的基底层 302 生长 4 μ m 的膜厚。

(基底层 303)

基底层 302 生长后，从反应容器取出圆片，在此基底层 302 表面上组成带状光罩，利用 CVD 元器件使带宽 10 μ m、带状间隔(窗部)2 μ m 的 SiO₂ 组成的保护膜 303 生长 1 μ m 膜厚。

(氮化物半导体基板 304)

保护膜 303 组成后，再度将圆片置于 MOVPE 反应容器内，将温度调为 1050℃，使用 T 镁、氮，使非掺杂 GaN 组成的氮化物半导体基板 304 生长 20 μ m 膜厚。生长后的氮化物半导体基板 304 表面成为保护膜的带状中央部位的话，则在窗部的带状中央部位上虽然出现与带状保护膜平行的结晶缺陷，但此后在激光元器件的脊部组成时，由于带脊与此结晶缺陷无关，所以结晶缺陷不会转移于活性层，从而提高元器件的可靠度。

(n 侧缓冲层 311=兼 n 侧接触层)

接着使用氮、T 镁与杂质气体之 Si 烷气体，在第二氮化物半导体层 4 上组成 5 μ m 膜厚的 $3 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 GaN 组成的 n 侧缓冲层 311。

(裂缝防止层 312)

接着使用 T 镁、TMI、氮，在 800℃ 温度下，使 In_{0.06}Ga_{0.94}N 组成的裂缝防止层 312 生长 0.15 μ m 膜厚。

(n 侧涂敷层 313=超格子层)

接着，在 1050℃ 下，使用 TMA、T 镁、氮、Si 烷，使 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 硅掺杂 n 型 Al_{0.16}Ga_{0.84}N 组成的第 1 层生长 25Å 膜厚，面接着则留下 Si 烷 TMA，使非掺杂 GaN 组成的第 2 层生长 25Å 膜厚。并以第 1 层+第 2 层+第 1 层+第 2 层……的方式构成超格子层，生长总膜厚 1.2 μ m 超格子组成的 n 侧涂敷层 313。由于此超格子组成的 n 侧涂敷层的 Al 平均组成为 8.0%，所以其与膜厚的乘积为

9.6。

(n 侧光导层 314)

接着, 留下 Si 烷, 在 1050°C 下, 使非掺杂 GaN 组成的 n 侧光导层 314 生长 0.1 μm 膜厚。

(活性层 315)

接着使用 T 镁、TMI、氮来生长活性层 314。将活性层保持在 800°C, 使非掺杂 $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 组成的井层生长 40Å。接着仅改变 TMI 的克分子此, 在同一温度下, 使非掺杂 $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 组成的势垒层生长 100Å 膜厚。井层与势垒层依次积层, 最后止于势垒层, 生长总膜厚 400Å 的多重量子井结构(MOW)的活性层。

(p 侧间隙层 316)

接着将温度提高至 1050°C, 使用 T 镁、TMA、氮、 Cp_2 镁, 使带隙能量较 p 侧光导层 317 大的 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 组成的 p 侧间隙层 317 生长 0.1 μm 膜厚。

(p 侧涂敷层 318)

接着在 1050°C 下, 使 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 $\text{Al}_{0.16}\text{Ga}_{0.84}\text{N}$ 组成的第 3 层生长 25Å 膜厚, 接着仅留下 TMA, 使非掺杂 GaN 组成的第 4 层生长 25Å 膜厚, 以生长总膜厚 0.6 μm 超格子层所组成的 p 侧涂敷层 318。由于此 p 侧涂敷层的 Al 平均组成也为 8%, 故与膜厚的乘积为 4.8。

(p 侧接触层 319)

最后在 1050°C 下, 在 p 侧涂敷层 318 上生长 150Å 膜厚的 $2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 镁掺杂 p 型 GaN 组成的 p 侧接触层 319。

如上所述, 在反应容器内, 在氮环境气拔中, 对生长氮化物半导体的圆片进行 700°C 的热熔, 使 p 型杂质掺杂层进一步低电阻化。

热熔后, 从反应容器取出圆片, 利用 RIE 元器件蚀刻最上层的 p 侧接触层 319 与 p 侧涂敷层 318, 如第 9 图所示, 组成具有 4 μm 带宽的脊状。

在带脊组成情形下, 此带脊组成在氮化物半导体基板表面上无结晶缺陷的位置。

接着在脊部表面上组成光罩, 利用 RIE 进行蚀刻, 使 n 侧缓冲层 311 表面露出。

接着在 p 侧接触层 319 的脊部最表面上组成带状的 Ni 与 Au 组成的 p 电极 320, 另一方面则在先前露出的 n 侧缓冲层 311 表面上, 成带状组成 Ti 与 Al 组成的 n 电极 322 后, 如图 9 所示, 在 p 电极 320 与 n 电极 322 间露出的氮化物半导体层表面上组成 SiO_2 组成的绝缘膜 323, 通过此绝缘膜 323 组成与 p 电极 320 电连接的 P 焊盘电极 321。

如上所述, 将形成 n 电极的和 p 电极的圆片的蓝宝石基板研磨成 $70\mu\text{m}$ 后, 沿垂直于带状电极, 成条状从基板侧劈开, 在劈开面上制作谐振器。在谐振器表面上组成 SiO_2 与 TiO_2 组成的电介质多层膜, 最后则沿平行在 p 电极的方向成条状切断做成激光元器件。

此激光元器件在散热片上, 将各个电极线焊, 在室温下测试激光振荡, 示出了在室温下连续振荡, 单激光的 FFP 是单一的, 所得形状也为较佳的椭圆形。至于激光元器件的特性, 与我们在 JPN. J. Appl. Phys. No1. 36(1997)所发表的比较, 阈值降低 10% 以上, 寿命提高 50% 以上。

(实施例 42)

在实施例 41 中, 在 n 侧涂敷层 313 生长时, 使硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 生长 25\AA 且非掺杂 GaN 积层 25\AA , 生长总膜厚 $1.0\mu\text{m}$ 超格子组成的 n 侧涂敷层 313, 其他则相同, 以制作激光元器件。且在 n 侧涂敷层的 Al 平均组成为 10.0%, 所以与其膜厚的乘积为 10.0。此激光元器件具有几乎与实施例 41 相同的特性。

(实施例 43)

在实施例 41 中, 在 n 侧涂敷层 313 生长时, 使硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 生长 25\AA 且非掺杂 GaN 积层 25\AA , 生长总膜厚 $0.2\mu\text{m}$ 超格子组成的 n 侧涂敷层 313, 其他则相同, 以制作激光元器件。由在 n 侧涂敷层的 Al 平均组成为 1.0%, 所以与其膜厚的乘积为 7.0。此激光元器件也具有几乎与实施例 41 相同的特性。

(实施例 44)

在实施例 41 中, 在 n 侧涂敷层 313 生长时, 使硅掺杂 n 型 $\text{Al}_{0.12}\text{Ga}_{0.88}\text{N}$ 生长 25\AA 且使非掺杂 GaN 积层 25\AA , 生长总膜厚 $0.8\mu\text{m}$ 超格子组成的 n 侧涂敷层 313, 其他则相同, 制作激光元器件。由在 n 侧涂敷层的 Al 平均组成为 6.0%, 所以与其膜厚的乘积为 4.8。此激光元器件与 JPN. J. Appl. Phys. No1. 36(1997)所发表的比较, 阈值降低 5% 以上, 寿命提高

20%以上。

(实施例 45)

在实施例 41 中，在 n 侧涂敷层 318 生长时，使硅掺杂 n 型 $Al_{0.07}Ga_{0.93}N$ 生长 25\AA 且使非掺杂 GaN 积层 25\AA ，而生长成 $1.4\mu\text{m}$ 的总膜厚，其他则相同，制作激光元器件。由在 n 侧涂敷层的 Al 平均组成为 35%，所以与其膜厚的乘积为 4.9，此激光元器件具有几乎与实施例 44 相同的特性。

产业上的可利用性

如以上所说明，本发明氮化物半导体元器件由于在活性层以外的 p 型氮化物半导体区域或 n 型氮化物半导体区域用超格子层来构成，所以可显著增进电效率。

也就是说，已知氮化物半导体元器件虽然建议将活性层作成多重量子井结构，但通常是夹设活性层而例如涂敷层等的单一氮化物半导体层结构。至于本发明的氮化物半导体元器件，由于是用具有可产生量子效果的层的超格子来作为涂敷层或注入电流接触层，所以可降低涂敷层侧的电阻率。由此可降低例如 LD 元器件的阈值电流、阈值电压，并延长此元器件的寿命。并且，已知的 LED 会在静电上变弱，而本发明却是静电耐压强的元器件。这样，由于能降低 V_f 、阈值电压，所以也可减少发热量，提高元器件可靠度。本发明氮化物半导体元器件无论其是否为 LED、LD 等发光元器件与否，只要用于使用氮化物半导体的太阳能电池、光感测器、半导体等，即可实现效率相当高的元器件，其产业上利用价值极大。

如实施形态 4 及实施例 41 至 45 所示，本发明另一氮化物半导体发光元器件可用来使发光封闭于核心部以获得单一模激光。并且，激光的点状也成单一椭圆形，所以可获得一定的远视野型式。已知氮化物半导体由于使用折射率较所谓蓝宝石氮化物半导体小的材料，所以无法避免已知技术的问题，虽然这样，本发明并不限于蓝宝石组成的，也可在折射率较氮化物半导体小的种种基板上组成的激光元器件，由于可获得单一模式而又美丽形状的激光，所以作为写入、读取光源，利用价值极大。本实施形态 4 虽然就激光元器件来说明，但本发明不限于激光元器件，也可适用于 LED 元器件、超发光二极管等的其他发光元器件。

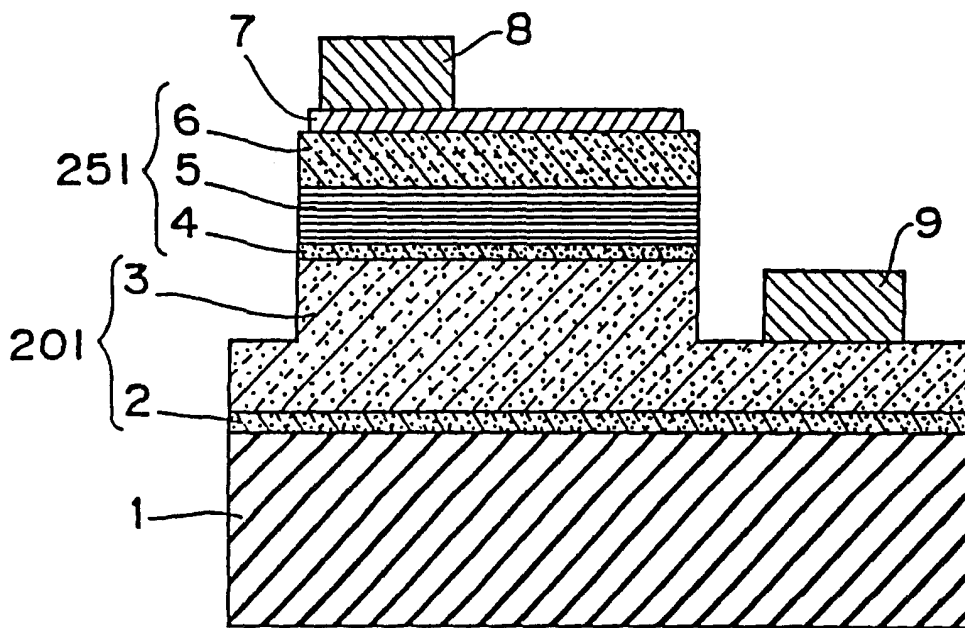


图 1

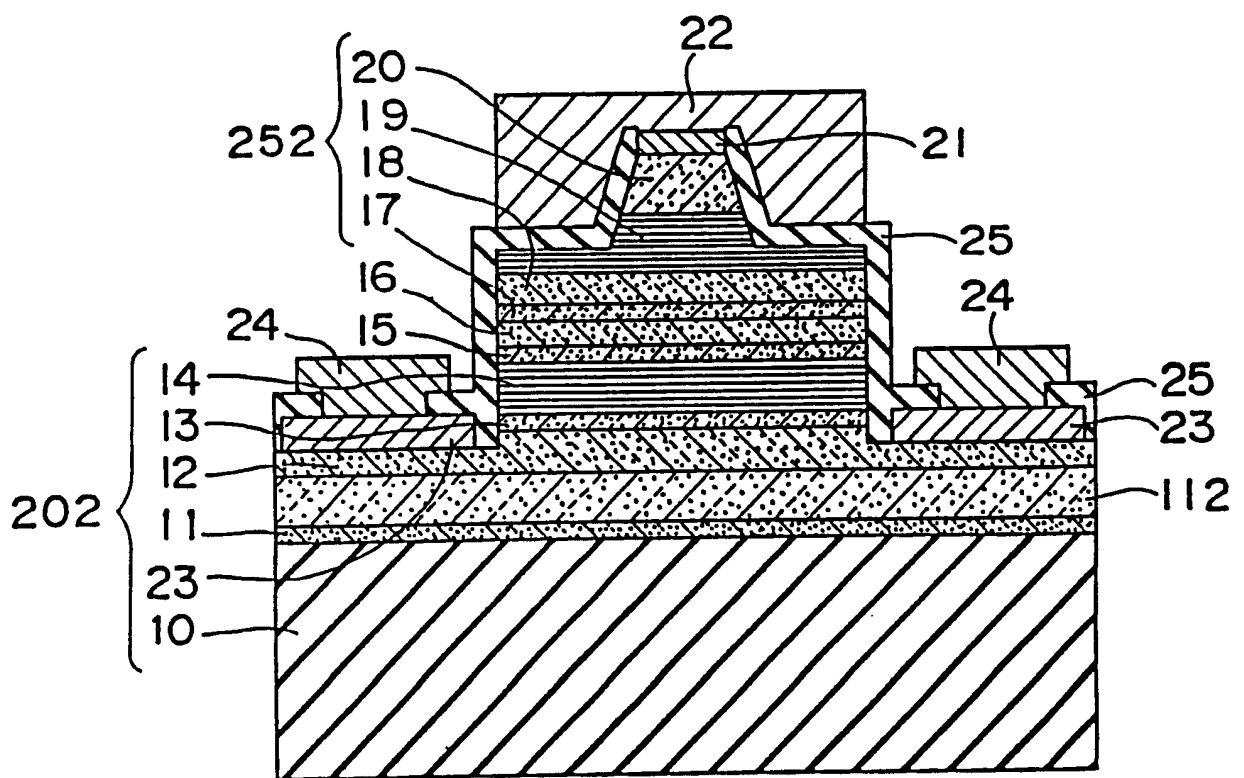


图 2

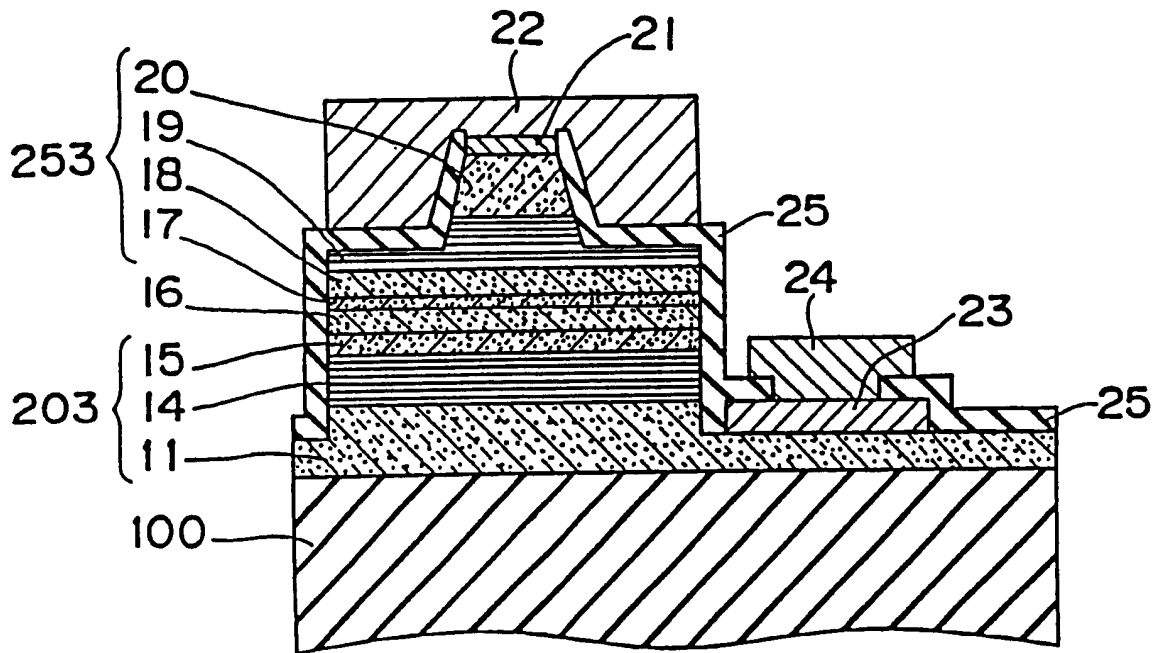


图 3

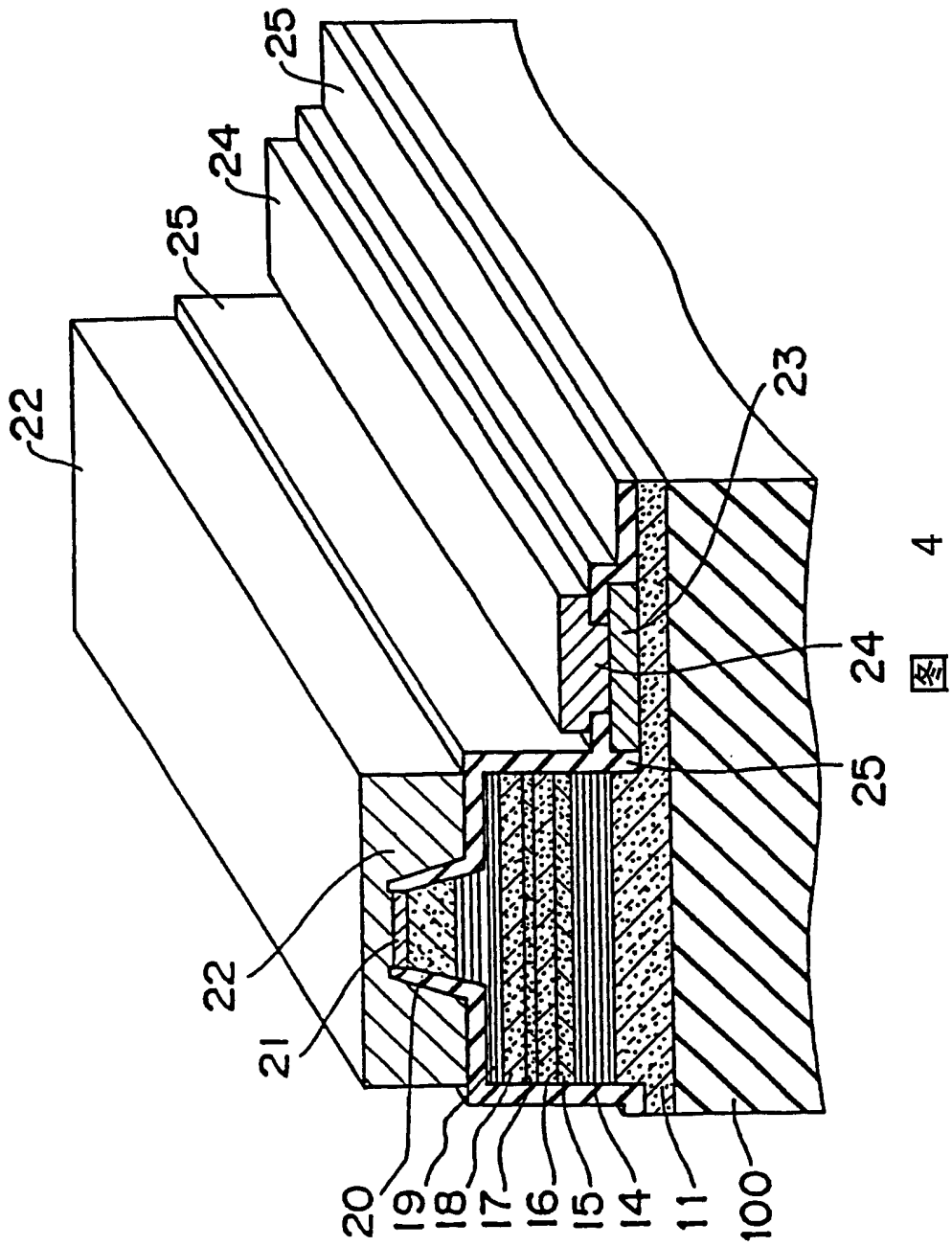


图 4

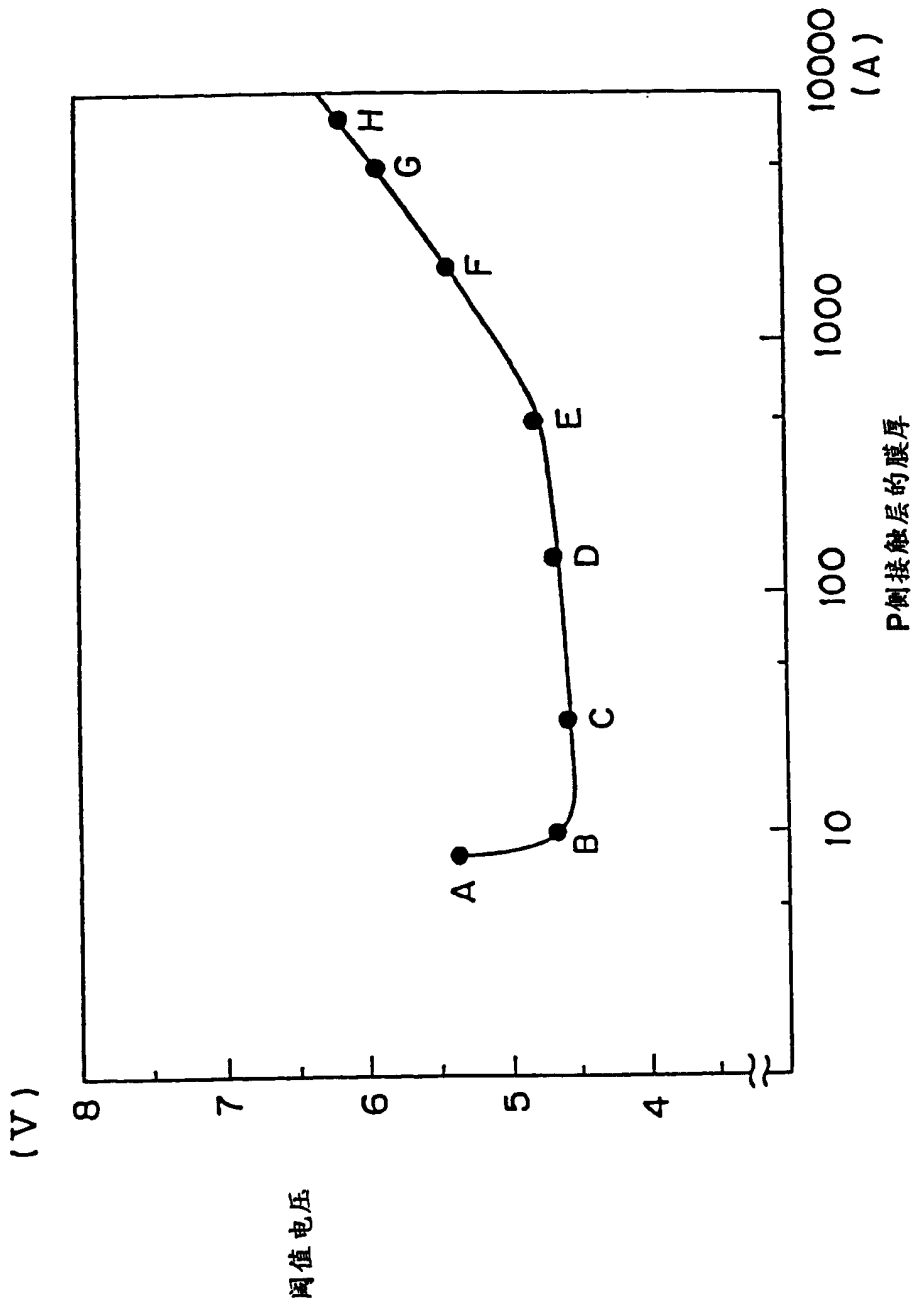


图 5

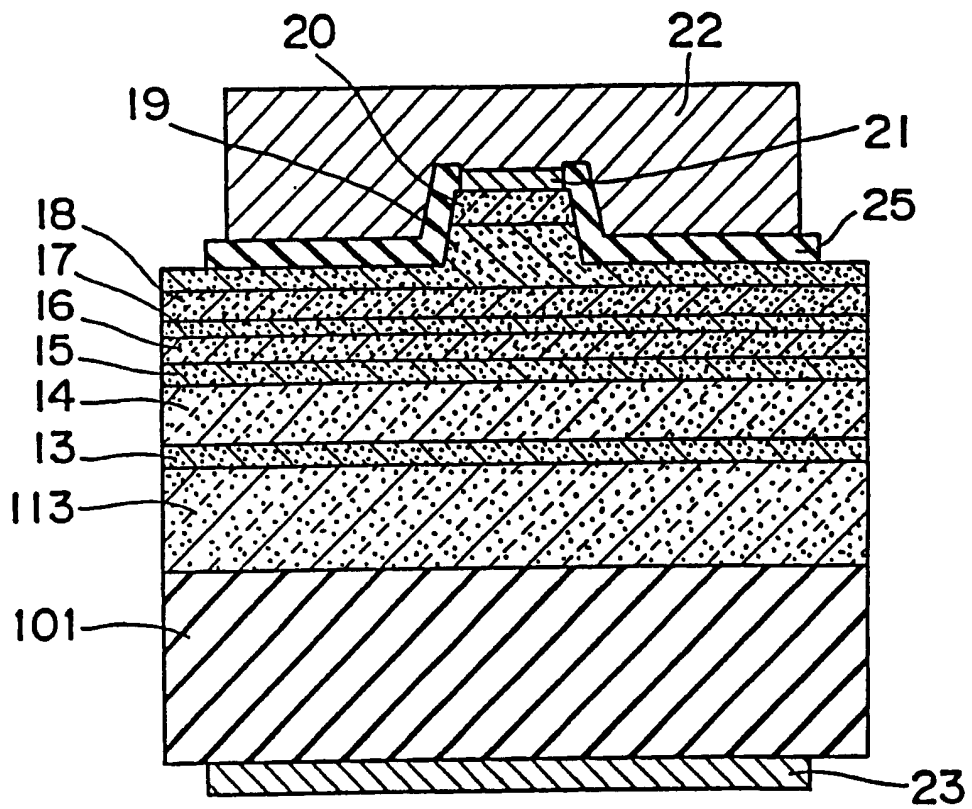


图 6

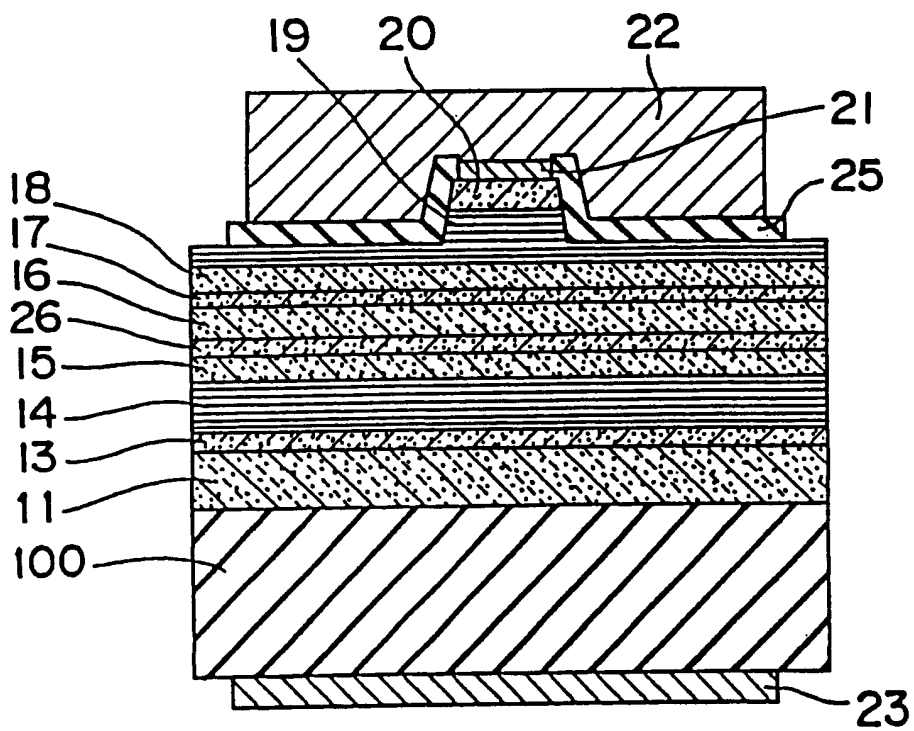


图 7

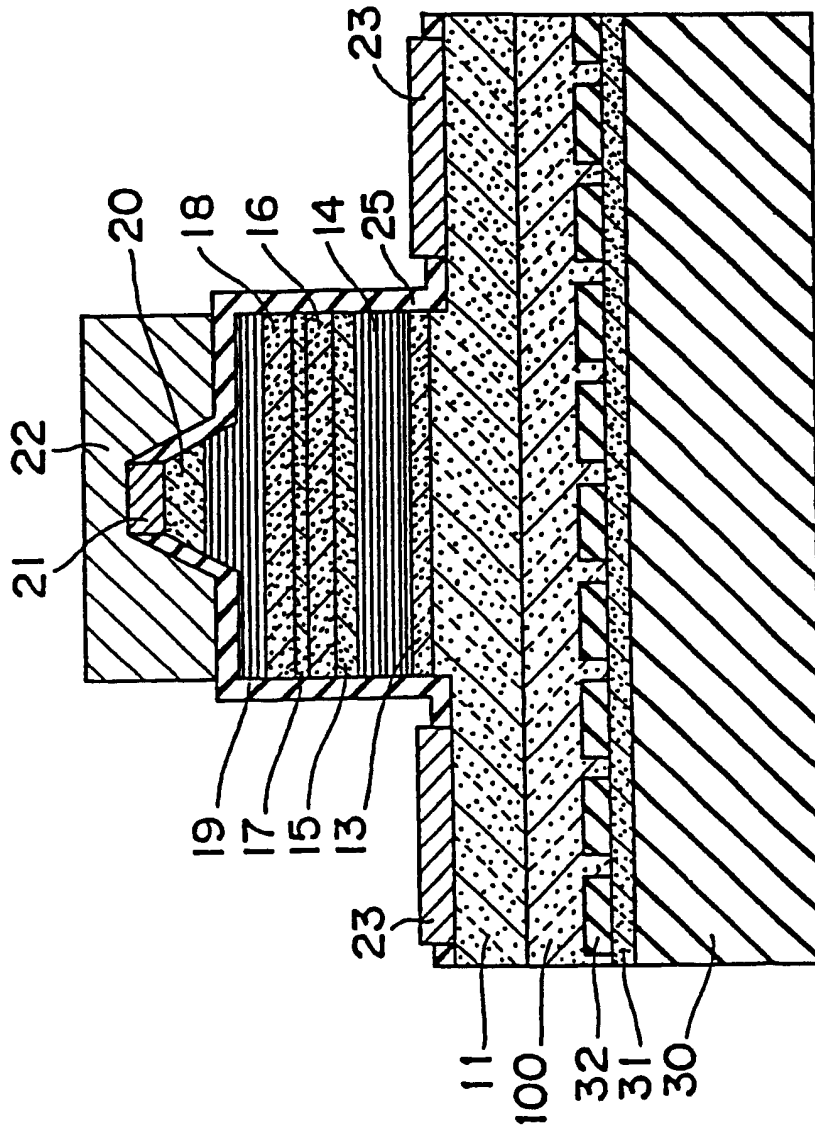


图 8

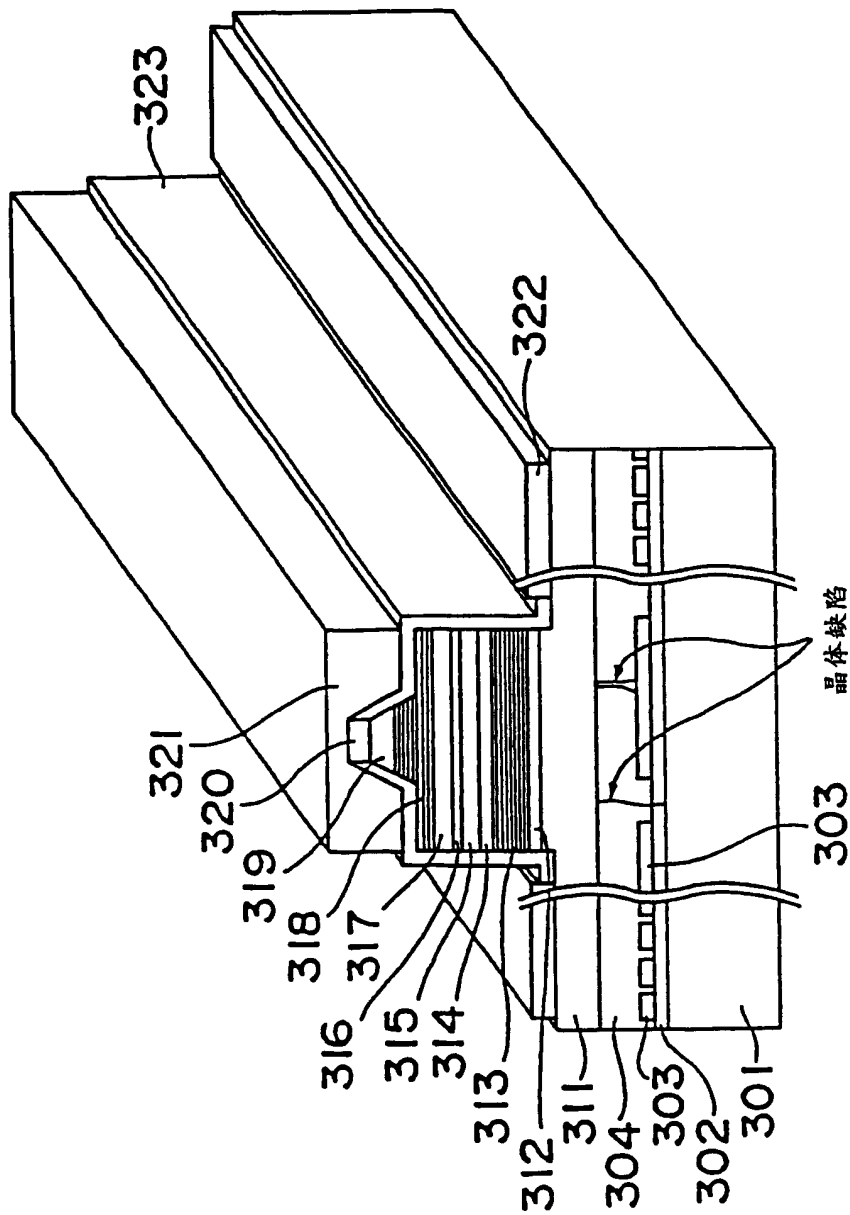


图 9