



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 106537617 A

(43)申请公布日 2017.03.22

(21)申请号 201580027846.7

(74)专利代理机构 北京市柳沈律师事务所
11105

(22)申请日 2015.05.01

代理人 邱军

(30)优先权数据

2014902008 2014.05.27 AU

(51)Int.Cl.

H01L 33/50(2006.01)

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

2016.11.25

(86)PCT国际申请的申请数据

PCT/IB2015/053203 2015.05.01

(87)PCT国际申请的公布数据

W02015/181657 EN 2015.12.03

(71)申请人 希拉纳集团有限公司

地址 澳大利亚昆士兰州

(72)发明人 P.阿塔纳科维奇 M.戈弗雷

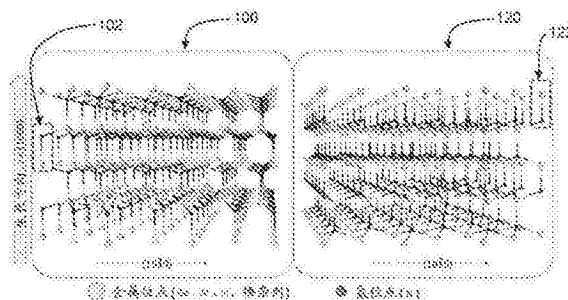
权利要求书4页 说明书22页 附图25页

(54)发明名称

使用半导体结构和超晶格的高级电子装置结构

(57)摘要

本文公开了半导体结构和用于形成这些半导体结构的方法。例如,公开了p型或n型半导体结构。所述半导体结构具有极性晶体结构,所述极性晶体结构具有大致上平行于所述极性晶体结构的自发极化轴的生长轴。所述半导体结构的成分沿所述生长轴从较宽带隙(WBG)材料改变成较窄带隙(NBG)材料,或者从NBG材料改变成WBG材料,以诱发p型或n型导电性。



1. 一种形成p型或n型半导体结构的方法,所述方法包括:
沿生长轴生长具有极性晶体结构的半导体,所述生长轴大致上平行于所述晶体结构的自发极化轴;以及
沿所述生长轴将所述半导体的成分单调地从较宽带隙(WBG)材料改变成较窄带隙(NBG)材料,或者从NBG材料改变成WBG材料,以诱发p型或n型导电性。
2. 如权利要求1所述的方法,其中所述半导体的所述成分包括:
至少两种类型的金属原子阳离子;以及
非金属原子阴离子。
3. 如权利要求2所述的方法,其中所述非金属原子阴离子是氮或氧。
4. 如权利要求2所述的方法,其中改变所述半导体的所述成分包括:沿所述生长轴改变所述成分中的所述至少两种类型的金属原子阳离子中的一个或多个的摩尔分数。
5. 如权利要求1所述的方法,其中通过以下方式诱发所述p型导电性:
沿所述生长轴生长具有阳离子极性晶体结构的所述半导体以及将所述半导体的所述成分单调地从WBG材料改变成NBG材料;或者
沿所述生长轴生长具有阴离子极性晶体结构的所述半导体以及将所述半导体的所述成分单调地从NBG材料改变成WBG材料。
6. 如权利要求1所述的方法,其中通过以下方式诱发所述n型导电性:
沿所述生长轴生长具有阳离子极性晶体结构的所述半导体以及将所述半导体的所述成分单调地从NBG材料改变成WBG材料;或者
沿所述生长轴生长具有阴离子极性晶体结构的所述半导体以及将所述半导体的所述成分单调地从WBG材料改变成NBG材料。
7. 如权利要求1所述的方法,其中所述极性晶体结构是极性纤维锌矿晶体结构。
8. 如权利要求1所述的方法,其中沿所述生长轴以阶式方式改变所述半导体的所述成分。
9. 如权利要求1所述的方法,其中从第III族金属氮化物成分选择所述半导体的所述成分。
10. 如权利要求1所述的方法,其中从以下中选择所述半导体的所述成分:
氮化铝镓($\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$),其中 $0 \leq x \leq 1$;
氮化铝镓铟($\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{N}$),其中 $0 \leq x \leq 1, 0 \leq y \leq 1$ 且 $0 \leq (x+y) \leq 1$;以及
氧化镁锌($\text{Mg}_x\text{Zn}_{1-x}\text{O}$),其中 $0 \leq x \leq 1$ 。
11. 如权利要求1所述的方法,其进一步包括:
在所述半导体的所述成分中包括杂质掺杂剂,以增强所述诱发的p型或n型导电性。
12. 一种形成包括多个单位晶胞的p型或n型半导体超晶格的方法,每一单位晶胞包括由大致单晶半导体形成的至少两个独特层,所述方法包括:
沿生长轴生长具有极性晶体结构的所述超晶格,所述生长轴大致上平行于所述晶体结构的自发极化轴;以及
沿所述生长轴将所述超晶格的所述单位晶胞的平均成分单调地从对应于较宽带隙(WBG)材料的平均成分改变成对应于较窄带隙(NBG)材料的平均成分或者从对应于NBG材料的平均成分改变成对应于WBG材料的平均成分,以诱发p型或n型导电性。

13. 如权利要求12所述的方法,其中通过以下方式诱发所述p型导电性:

沿所述生长轴生长具有阳离子极性晶体结构的所述超晶格以及将所述单位晶胞的所述平均成分单调地从对应于WBG材料的平均成分改变成对应于NBG材料的平均成分;或者

沿所述生长轴生长具有阴离子极性晶体结构的所述超晶格以及将所述单位晶胞的所述平均成分单调地从对应于NBG材料的平均成分改变成对应于WBG材料的平均成分。

14. 如权利要求12所述的方法,其中通过以下方式诱发所述n型导电性:

沿所述生长轴生长具有阳离子极性晶体结构的所述超晶格以及将所述单位晶胞的所述平均成分单调地从对应于NBG材料的平均成分改变成对应于WBG材料的平均成分;或者

沿所述生长轴生长具有阴离子极性晶体结构的所述超晶格以及将所述单位晶胞的所述平均成分单调地从对应于WBG材料的平均成分改变成对应于NBG材料的平均成分。

15. 如权利要求13所述的方法,其中:

所述阴离子极性晶体结构是氮极性晶体结构或氧极性晶体结构;并且

所述阳离子极性晶体结构是金属极性晶体结构。

16. 如权利要求14所述的方法,其中:

所述阳离子极性晶体结构是金属极性晶体结构;并且

所述阴离子极性晶体结构是氮极性晶体结构或氧极性晶体结构。

17. 如权利要求12所述的方法,其中沿所述生长轴以阶式方式改变所述单位晶胞的所述平均成分。

18. 如权利要求12所述的方法,其中通过改变所述单位晶胞的所述至少两个独特层中的一个或多个的厚度改变所述单位晶胞的所述平均成分。

19. 如权利要求12所述的方法,其中所述单位晶胞的厚度沿所述生长轴是恒定的。

20. 如权利要求12所述的方法,其中从以下中选择所述单位晶胞的所述至少两个独特层中的一个或多个的成分:

氮化镓 (GaN);

氮化铝 (AlN);

氮化铝镓 ($Al_xGa_{1-x}N$), 其中 $0 \leq x \leq 1$;

氮化硼铝 $B_xAl_{1-x}N$, 其中 $0 \leq x \leq 1$; 以及

氮化铝镓铟 ($Al_xGa_yIn_{1-x-y}N$), 其中 $0 \leq x \leq 1, 0 \leq y \leq 1$ 且 $0 \leq (x+y) \leq 1$ 。

21. 如权利要求12所述的方法,其中从以下中选择所述单位晶胞的所述至少两个独特层中的一个或多个的成分:

氧化镁 (MgO);

氧化锌 (ZnO); 以及

氧化镁锌 ($Mg_xZn_{1-x}O$), 其中 $0 \leq x \leq 1$ 。

22. 如权利要求12所述的方法,其中每一单位晶胞的所述至少两个独特层各自具有小于所述各自层中的电荷载流子的德布罗意波长的厚度。

23. 如权利要求12所述的方法,其中每一单位晶胞的所述至少两个独特层各自具有小于或等于维持弹性应变所需要的临界层厚度的厚度。

24. 如权利要求12所述的方法,其进一步包括:

在每一单位晶胞的所述至少两个独特层中的一个或多个中包括杂质掺杂剂,以增强所

述诱发的p型或n型导电性。

25. 一种形成复杂半导体结构的方法,所述方法包括:形成两个或多个连续半导体结构和/或半导体超晶格,其中所述半导体结构和/或半导体超晶格各自根据权利要求1所述的方法形成。

26. 如权利要求25所述的方法,其进一步包括翻转所述两个或多个连续半导体结构中的两个之间的材料的极性类型。

27. 如权利要求25所述的方法,其中所述两个或多个连续半导体结构中的第一个具有沿所述生长轴的较大成分改变,并且所述两个或多个连续半导体结构中的第二个具有沿所述生长轴的较小成分改变。

28. 一种形成发光二极管(LED)结构的方法,所述方法包括:

沿生长轴,在较宽带隙(WBG) n型区域与较窄带隙(NBG) p型区域之间生长具有极性晶体结构的半导体结构,在所述极性晶体结构中自发极化轴平行于所述生长轴,所述半导体结构包括成分单调地从邻近所述WBG n型区域的较宽带隙(WBG)材料改变成邻近所述NBG p型区域的较窄带隙(NBG)材料的半导体。

29. 一种形成发光二极管(LED)结构的方法,所述方法包括:

沿生长轴,在较宽带隙(WBG) n型区域与较窄带隙(NBG) p型区域之间生长包括多个单位晶胞的超晶格,每一单位晶胞包括由大致单晶半导体形成的至少两个独特层,所述超晶格具有极性晶体结构,在所述极性晶体结构中自发极化轴平行于所述生长轴,并且所述单位晶胞的平均成分单调地从对应于邻近所述WBG n型区域的单位晶胞中的较宽带隙(WBG)材料的平均成分改变成对应于邻近所述NBG p型区域的单位晶胞中的较窄带隙(NBG)材料的平均成分。

30. 如权利要求29所述的方法,其中在所述WBG n型区域或所述NBG p型区域前面,在衬底上生长缓冲区域或位错过滤区域。

31. 如权利要求30所述的方法,其中:

如果在所述NBG p型区域之前生长所述WBG n型区域,那么所述衬底被选为蓝宝石(Al_2O_3)衬底或氮化铝(AlN)衬底;或者

如果在所述WBG n型区域之前生长所述NBG p型区域,那么所述衬底被选为硅衬底或氮化镓(GaN)衬底。

32. 一种具有极性晶体结构的p型或n型半导体结构,所述极性晶体结构具有大致上平行于所述极性晶体结构的自发极化轴的生长轴,所述半导体结构具有由成分沿所述生长轴从较宽带隙(WBG)材料至较窄带隙(NBG)材料或者从NBG材料至WBG材料单调改变而产生的诱发的p型或n型导电性。

33. 一种包括根据权利要求32所述的两个或多个连续半导体结构的复杂半导体结构。

34. 一种包括多个单位晶胞的p型或n型半导体超晶格,每一单位晶胞包括由大致单晶半导体形成的至少两个独特层,所述超晶格具有极性晶体结构,所述极性晶体结构具有大致上平行于所述极性晶体结构的自发极化轴的生长轴,所述超晶格的所述单位晶胞的所述平均成分展示沿所述生长轴从对应于较宽带隙(WBG)材料的平均成分至对应于较窄带隙(NBG)材料的平均成分或者从对应于NBG材料的平均成分至对应于WBG材料的平均成分的单调改变,所述单调改变诱发p型或n型导电性。

35. 一种半导体结构,其包括:

p型超晶格区域;

i型超晶格区域;以及

n型超晶格区域;

其中所述p型超晶格区域、所述i型超晶格区域和所述n型超晶格区域中的至少一个包括平均成分从对应于较宽带隙(WBG)材料的平均成分至对应于较窄带隙(NBG)材料的平均成分或者从对应于NBG材料的平均成分至对应于WBG材料的平均成分的单调改变,以使得每一区域之间的界面处不存在极化的突变。

36. 如权利要求35所述的半导体结构,其进一步包括邻近所述p型超晶格区域的p型GaN区域。

使用半导体结构和超晶格的高级电子装置结构

[0001] 相关申请的交叉引用

[0002] 本申请要求于2014年5月27日提交的且标题为“Advanced Electronic Device Structures Using Semiconductor Structures and Superlattices”的澳大利亚临时专利申请号2014902008的优先权,所述临时专利申请以引用的方式整体并入本文中。

技术领域

[0003] 本发明大体上涉及通常使用极性III-N半导体结构和超晶格的高级电子装置结构。确切地说,本发明涉及但不限于特别适于发光二极管(LED)结构的半导体结构,所述半导体结构优选地用于在190nm至280nm的波长范围中操作的紫外线(UV)和深UV(DUV)LED。虽然主要参考UV和DUV LED描述本发明,但是应了解,这些仅是优选的应用,并且其它应用对于本领域技术人员来说可能是明显的。

背景技术

[0004] 诸如氮化铝镓(AlGaIn)等宽带隙半导体具有众所周知的差导电性p型或n型产生的限制,尤其对于使用杂质原子替代性掺杂方法的p型材料。目前,最高p型受主密度在p-GaN中实现,其中随着铝摩尔分数增加,带隙不断增加,可用空穴浓度大幅降低。这限制关于在例如AlGaIn和更具体地AlGaInN半导体的充分宽带隙成分中实现电子级高n型和p型施主和受主浓度的DUV LED开发。

[0005] DUV LED通常通过直接带隙晶体结构内的电子和空穴的有利空间复合实现光学发射。它们在根本上作为两个电气端口装置操作,并且由具有发射区域的p-i-n或p-n异质结二极管中的至少一个构建而成,所述发射区大致上局限为p型区域与n型区域之间的区域。如果发射能量小于包括二极管的p型和n型覆层中的至少一个的带隙能量,那么光载流子生成的光线可以从所述装置内逸出。

发明内容

[0006] III-N装置开发中的p型掺杂限制是开发商业上可行的DUV LED的最大制约因素中的一个。因此,需要改进的杂质掺杂剂,尤其对于III-N材料中的p型特征。

[0007] 在一个形式中,提供一种形成p型或n型半导体结构的方法,虽然其无需是唯一的或确实是最广泛的形式。所述方法包括:

[0008] 沿生长轴生长具有极性晶体结构的半导体,所述生长轴大致上平行于所述晶体结构的自发极化轴;以及

[0009] 沿所述生长轴将所述半导体的成分单调地从较宽带隙(WBG)材料改变成较窄带隙(NBG)材料,或者从NBG材料改变成WBG材料,以诱发p型或n型导电性。

[0010] 优选地,半导体的成分包括:至少两种类型的金属原子阳离子;以及非金属原子阴离子。

[0011] 优选地,非金属原子阴离子是氮或氧。

[0012] 优选地,改变半导体的成分包括:沿生长轴改变所述成分中的至少两种类型的金属原子阳离子中的一个或多个的摩尔分数。

[0013] 优选地,通过以下方式诱发p型导电性:

[0014] 沿所述生长轴生长具有阳离子极性晶体结构的所述半导体以及将所述半导体的所述成分单调地从WBG材料改变成NBG材料;或者

[0015] 沿所述生长轴生长具有阴离子极性晶体结构的所述半导体以及将所述半导体的所述成分单调地从NBG材料改变成WBG材料。

[0016] 优选地,通过以下方式诱发n型导电性:

[0017] 沿所述生长轴生长具有阳离子极性晶体结构的所述半导体以及将所述半导体的所述成分单调地从NBG材料改变成WBG材料;或者

[0018] 沿所述生长轴生长具有阴离子极性晶体结构的所述半导体以及将所述半导体的所述成分单调地从WBG材料改变成NBG材料。

[0019] 优选地,极性晶体结构是极性纤维锌矿晶体结构。

[0020] 优选地,沿生长轴以连续方式或阶式方式改变半导体的成分。

[0021] 合适地,从第III族金属氮化物成分选择半导体的成分。

[0022] 合适地,从以下中选择半导体的成分:氮化铝镓($\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$),其中 $0 \leq x \leq 1$;氮化铝镓铟($\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{N}$),其中 $0 \leq x \leq 1$ 、 $0 \leq y \leq 1$ 且 $0 \leq (x+y) \leq 1$;以及氧化镁锌($\text{Mg}_x\text{Zn}_{1-x}\text{O}$),其中 $0 \leq x \leq 1$ 。

[0023] 合适地,所述方法进一步包括:在半导体的成分中包括杂质掺杂剂,以增强诱发的p型或n型导电性。

[0024] 在另一形式中,提供一种形成包括多个单位晶胞的p型或n型半导体超晶格的方法,每一单位晶胞包括由大致单晶半导体形成的至少两个独特层。所述方法包括:

[0025] 沿生长轴生长具有极性晶体结构的所述超晶格,所述生长轴大致上平行于所述晶体结构的自发极化轴;以及

[0026] 沿所述生长轴将所述超晶格的所述单位晶胞的平均成分单调地从对应于较宽带隙(WBG)材料的平均成分改变成对应于较窄带隙(NBG)材料的平均成分或者从对应于NBG材料的平均成分改变成对应于WBG材料的平均成分,以诱发p型或n型导电性。

[0027] 优选地,通过以下方式诱发p型导电性:

[0028] 沿所述生长轴生长具有阳离子极性晶体结构的所述超晶格以及将所述单位晶胞的所述平均成分单调地从对应于WBG材料的平均成分改变成对应于NBG材料的平均成分;或者

[0029] 沿所述生长轴生长具有阴离子极性晶体结构的所述超晶格以及将所述单位晶胞的所述平均成分单调地从对应于NBG材料的平均成分改变成对应于WBG材料的平均成分。

[0030] 优选地,通过以下方式诱发n型导电性:

[0031] 沿所述生长轴生长具有阳离子极性晶体结构的所述超晶格以及将所述单位晶胞的所述平均成分单调地从对应于NBG材料的平均成分改变成对应于WBG材料的平均成分;或者

[0032] 沿所述生长轴生长具有阴离子极性晶体结构的所述超晶格以及将所述单位晶胞的所述平均成分单调地从对应于WBG材料的平均成分改变成对应于NBG材料的平均成分。

- [0033] 优选地,阴离子极性晶体结构是氮极性晶体结构或氧极性晶体结构。
- [0034] 优选地,阳离子极性晶体结构是金属极性晶体结构。
- [0035] 优选地,沿生长轴以连续方式或阶式方式改变单位晶胞的平均成分。
- [0036] 合适地,通过改变单位晶胞的至少两个独特层中的一个或多个的厚度改变单位晶胞的平均成分。
- [0037] 合适地,单位晶胞的厚度沿生长轴是恒定的。
- [0038] 合适地,从以下中选择单位晶胞的至少两个独特层中的一个或多个的成分:
- [0039] 氮化镓 (GaN);
- [0040] 氮化铝 (AlN);
- [0041] 氮化铝镓 ($\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$), 其中 $0 \leq x \leq 1$;
- [0042] 氮化硼铝 $\text{B}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$, 其中 $0 \leq x \leq 1$; 以及
- [0043] 氮化铝镓铟 ($\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{N}$), 其中 $0 \leq x \leq 1, 0 \leq y \leq 1$ 且 $0 \leq (x+y) \leq 1$ 。
- [0044] 合适地,从以下中选择单位晶胞的至少两个独特层中的一个或多个的成分:
- [0045] 氧化镁 (MgO);
- [0046] 氧化锌 (ZnO); 以及
- [0047] 氧化镁锌 ($\text{Mg}_x\text{Zn}_{1-x}\text{O}$), 其中 $0 \leq x \leq 1$ 。
- [0048] 优选地,每一单位晶胞的至少两个独特层各自具有小于各自层中的电荷载流子的德布罗意波长的厚度。
- [0049] 优选地,每一单位晶胞的至少两个独特层各自具有小于或等于维持弹性应变所需要的临界层厚度的厚度。
- [0050] 合适地,所述方法进一步包括:在每一单位晶胞的至少两个独特层中的一个或多个中包括杂质掺杂剂,以增强诱发的p型或n型导电性。
- [0051] 在另一形式中,提供一种形成复杂半导体结构的方法。所述方法包括:形成两个或多个连续半导体结构和/或半导体超晶格,其中所述半导体结构和/或半导体超晶格各自根据本文先前所描述的方法形成。
- [0052] 合适地,形成复杂半导体结构的方法进一步包括翻转两个或多个连续半导体结构和/或半导体超晶格中的两个之间的材料的极性类型。
- [0053] 合适地,两个或多个连续半导体结构和/或半导体超晶格中的第一个具有沿生长轴的较大成分改变,并且两个或多个连续半导体结构和/或半导体超晶格中的第二个具有沿生长轴的较小成分改变。
- [0054] 合适地,两个或多个连续半导体结构和/或半导体超晶格中的第一个诱发重p型导电性,并且两个或多个连续半导体结构和/或半导体超晶格中的第二个包括轻p型导电性。
- [0055] 在另一形式中,提供一种形成发光二极管(LED)结构的方法。所述方法包括:
- [0056] 沿生长轴,在较宽带隙(WBG) n型区域与较窄带隙(NBG) p型区域之间生长具有极性晶体结构的半导体结构,在所述极性晶体结构中自发极化轴平行于所述生长轴,所述半导体结构包括成分单调地从邻近所述WBG n型区域的较宽带隙(WBG)材料改变成邻近所述NBG p型区域的较窄带隙(NBG)材料的半导体。
- [0057] 在另一形式中,提供一种形成发光二极管(LED)结构的方法。所述方法包括:
- [0058] 沿生长轴,在较宽带隙(WBG) n型区域与较窄带隙(NBG) p型区域之间生长包括多个

单位晶胞的超晶格,每一单位晶胞包括由大致单晶半导体形成的至少两个独特层,所述超晶格具有极性晶体结构,在所述极性晶体结构中自发极化轴平行于所述生长轴,并且所述单位晶胞的平均成分单调地从对应于邻近所述WBG n型区域的单位晶胞中的较宽带隙(WBG)材料的平均成分改变成对应于邻近所述NBG p型区域的单位晶胞中的较窄带隙(NBG)材料的平均成分。

[0059] 优选地,在WBG n型区域或NBG p型区域前面在衬底上生长缓冲区域或位错过滤区域。

[0060] 合适地,如果在NBG p型区域之前生长WBG n型区域,那么所述衬底被选为蓝宝石(Al_2O_3)衬底或氮化铝(AlN)衬底;或者如果在WBG n型区域之前生长NBG p型区域,那么所述衬底被选为硅衬底或氮化镓(GaN)衬底。

[0061] 在另一形式中,提供根据本文先前所描述的方法形成的p型或n型半导体结构。

[0062] 在另一形式中,提供根据本文先前所描述的方法形成的p型或n型半导体超晶格。

[0063] 在另一形式中,提供根据本文先前所描述的方法形成的复杂半导体结构。

[0064] 在另一形式中,提供根据本文先前所描述的方法形成的发光二极管(LED)结构。

[0065] 在另一形式中,提供具有极性晶体结构的p型或n型半导体结构,所述极性晶体结构具有大致上平行于极性晶体结构的自发极化轴的生长轴,所述半导体结构的成分沿生长轴单调地从较宽带隙(WBG)材料改变成较窄带隙(NBG)材料,或者从NBG材料改变成WBG材料,以诱发p型或n型导电性。

[0066] 在另一形式中,提供包括多个单位晶胞的p型或n型半导体超晶格,每一单位晶胞包括由大致单晶半导体形成的至少两个独特层,所述超晶格具有极性晶体结构,所述极性晶体结构具有大致上平行于极性晶体结构的自发极化轴的生长轴,所述超晶格的单位晶胞的平均成分沿生长轴单调地从对应于较宽带隙(WBG)材料的平均成分改变成对应于较窄带隙(NBG)材料的平均成分或者从对应于NBG材料的平均成分改变成对应于WBG材料的平均成分,以诱发p型或n型导电性。

[0067] 在另一形式中,提供包括本文先前所描述的两个或多个连续半导体结构和/或半导体超晶格的复杂半导体结构。

[0068] 在另一形式中,提供发光二极管(LED)结构,所述结构包括:形成在较宽带隙(WBG) n型区域与较窄带隙(NBG) p型区域之间的半导体结构,所述半导体结构具有极性晶体结构,在所述极性晶体结构中自发极化轴平行于晶体结构的生长轴,并且所述半导体结构包括成分单调地从邻近WBG n型区域的较宽带隙(WBG)材料改变成邻近NBG p型区域的较窄带隙(NBG)材料的半导体。

[0069] 在另一形式中,提供发光二极管(LED)结构,所述结构包括:形成在较宽带隙(WBG) n型区域与较窄带隙(NBG) p型区域之间的超晶格,所述超晶格包括多个单位晶胞,每一单位晶胞包括由大致单晶半导体形成的至少两个独特层,所述超晶格具有极性晶体结构,所述极性晶体结构中自发极化轴平行于晶体结构的生长轴,并且所述单位晶胞的平均成分单调地从对应于邻近WBG n型区域的单位晶胞中的较宽带隙(WBG)材料的平均成分改变成对应于邻近NBG p型区域的单位晶胞中的较窄带隙(NBG)材料的平均成分。

[0070] 在另一形式中,提供半导体结构,所述半导体结构包括:

[0071] p型超晶格区域;

- [0072] i型超晶格区域;以及
- [0073] n型超晶格区域;
- [0074] 其中所述p型超晶格区域、所述i型超晶格区域和所述n型超晶格区域中的至少一个包括平均成分从对应于较宽带隙(WBG)材料的平均成分至对应于较窄带隙(NBG)材料的平均成分或者从对应于NBG材料的平均成分至对应于WBG材料的平均成分的单调改变,以使得每一区域之间的界面处不存在极化的突变。
- [0075] 优选地,半导体结构进一步包括邻近p型超晶格区域的p型Ga_N区域。
- [0076] 根据以下详细描述,本发明的更多特征和优点将变得明显。

附图说明

- [0077] 附图以及以下详细描述并入本说明书中且形成本说明书的一部分,并且用来进一步说明包括请求保护的本发明的概念的实施方案,并且解释这些实施方案的各种原理和优点,在所述附图中贯穿单独视图相同参考编号指代相同或功能类似的要素。
- [0078] 图1图示穿过具有金属极性取向(在左侧上)或氮极性取向(在右侧上)的纤维锌矿第III族金属氮化物晶体的平板的截面视图。
- [0079] 图2图示用于表示具有同等AlN和Ga_N比例的有序块状合金或双层超晶格的金属极性纤维锌矿结构的周期性结构。
- [0080] 图3A图示具有块状材料的线性梯度区域的结构。
- [0081] 图3B图示用于图3A中图示的结构带隙图。
- [0082] 图3C图示关于图3A中图示的结构诱发的压电电荷密度的空间变化。
- [0083] 图3D图示关于图3A中图示的结构诱发的热电电荷密度的空间变化。
- [0084] 图3E图示关于图3A中图示的结构的空间带结构。
- [0085] 图3F图示关于图3A中图示的结构面积电子浓度和面积重空穴(HH)浓度的估计的空间变化。
- [0086] 图3G图示关于图3A中图示的结构最低能量传导带边缘中的区中心变化的详细绘图。
- [0087] 图3H图示关于三个最高位价带边缘中的区中心变化的详细绘图。
- [0088] 图3I图示关于图3A中图示的结构全空间区中心带结构。
- [0089] 图3J图示关于图3A中图示的结构估计的传导对比金属极性或氮极性取向的详细绘图。
- [0090] 图3K图示关于图3A中图示的结构估计的化合价重空穴(HH)对比金属极性或氮极性取向的详细绘图。
- [0091] 图3L图示关于诸如图3A中图示的结构等线性渐变带隙的光学矫正效果,示出从所述结构进行光子耦合输出的优选方向。
- [0092] 图3M图示图3A中图示的结构XRD模拟。
- [0093] 图4A图示具有块状材料的阶式梯度区域的结构。
- [0094] 图4B图示关于图4A中图示的结构带隙图。
- [0095] 图4C图示关于图4A中图示的结构空间依赖性全带结构。
- [0096] 图4D图示根据关于图4A中图示的结构生长距离的区中心传导带变化。

- [0097] 图4E图示根据关于图4A中图示的HH、LH和CH带结构的生长距离的区中心价带边缘变化。
- [0098] 图4F图示关于图4A中图示的结构的诱发的压电电荷密度的空间变化。
- [0099] 图4G图示关于图4A中图示的结构的诱发的热电电荷密度的空间变化。
- [0100] 图4H图示图4A中图示的结构内生成的电子和重空穴(HH)载流子浓度。
- [0101] 图5A图示具有非故意掺杂的线性喇嘛超晶格成分的结构,所述成分具有固定周期。
- [0102] 图5B图示关于图5A中图示的结构的带隙图。
- [0103] 图5C图示图5A中图示的结构的变化。
- [0104] 图5D图示图5C中图示的结构的全区中心空间带结构。
- [0105] 图6图示P上LED结构。
- [0106] 图7图示P下LED结构。
- [0107] 图8图示关于由AlN/GaN的两次重复构建而成的半无限超晶格的空间带能绘图。
- [0108] 图9图示关于包括二进制双层超晶格的故意有序超晶格的价带分散。
- [0109] 图10A图示不存在压电场和热电场的线性喇嘛超晶格的空间带结构。
- [0110] 图10B图示应用极化场的线性喇嘛超晶格的空间带结构。
- [0111] 图11A图示关于线性喇嘛超晶格的电子和重空穴化合价量子化能。
- [0112] 图11B图示关于线性喇嘛超晶格的密闭空间波函数。
- [0113] 图12A图示根据一些实施方案的用于生成p-n二极管的电气和光学部分的堆叠。
- [0114] 图12B图示超晶格的单位晶胞中用于实现所需的平均合金成分的GaN层和AlN层的厚度。
- [0115] 图12C图示图12A中的堆叠中的n:SL和i:CSL中的每一个的根据沿生长轴的周期的平均合金含量。
- [0116] 图12D示出图12A中的堆叠的传导和重空穴带的计算的空间能带结构。
- [0117] 图12E示出图12A的堆叠中诱发的电子和空穴载流子浓度。
- [0118] 图12F示出图12A的堆叠内的计算的最低能量 $n=1$ 量子化的电子空间波函数。
- [0119] 图12G示出图12A的堆叠内的计算的最低能量 $n=1$ 量子化的重空穴空间波函数
- [0120] 图12H示出图12A的堆叠内的最低能量 $n=1$ 量子化的电子和重空穴空间波函数之间的计算的重叠积分。
- [0121] 图12I示出关于图12A的堆叠的计算的光学发射谱
- [0122] 图13A图示根据一些实施方案的用于生成p-i-n二极管的电气和光学部分的堆叠。
- [0123] 图13B示出图13A中的堆叠的传导和重空穴带的计算的空间能带结构。
- [0124] 图13C示出图13A的堆叠中诱发的电子和空穴载流子浓度。
- [0125] 图13D示出图13A的堆叠内的最低能量 $n=1$ 量子化的电子和重空穴空间波函数之间的计算的重叠积分。
- [0126] 图13E示出关于图13A的堆叠的计算的光学发射谱。
- [0127] 图14图示示例性两个端口的LED结构。
- [0128] 图15图示关于喇嘛周期和恒定 x_{ave} 超晶格的梯度模式生长序列。
- [0129] 图16图示使用从类型X₂⁺或X₄⁺的原子种类选择的中间层的纤维锌矿有序AlN/GaN

超晶格的极化型翻转 (flip)。

[0130] 图17图示形成半导体结构的方法的流程图。

[0131] 图18A图示半导体结构。

[0132] 图18B图示关于根据图18A的半导体结构的装置的带能结构。

[0133] 图18C图示关于根据图18A的半导体结构的另一装置的带能结构。

[0134] 图18D图示关于根据图18A的半导体结构的装置的带能结构。

[0135] 图18E图示关于根据图18A的半导体结构的装置的带能结构。

[0136] 图18F图示关于根据图18A的半导体结构的装置的带能结构。

[0137] 图18G图示关于根据图18A的半导体结构的装置的带能结构。

[0138] 图18H图示关于根据图18A的半导体结构的装置的带能结构。

[0139] 本领域技术人员应了解,附图中的要素是为了简单和清楚而图示的,且不一定按比例绘制。例如,附图中的要素中的一些的尺寸可能相对于其它要素被放大,以有助于增进对本发明的实施方案的理解。

[0140] 在附图中适当的地方由传统符号表示的组件仅显示与理解本发明的实施方案有关的那些特定细节,以免对于受益于本文的描述内容的本领域技术人员来说容易明显的细节混淆本公开。

具体实施方式

[0141] 大体而言,本发明涉及具有诸如纤维锌矿极性晶体结构的极性晶体结构的半导体结构或半导体超晶格的生长,并且所述半导体结构或半导体超晶格沿生长轴生长(生长方向),其中晶体结构的自发极化轴大致上平行于生长轴。所述极性晶体结构通常特征是具有晶格,所述晶格当沿极化轴沉积时拥有非反对称性、自发极化轴和独特生长取向。

[0142] 超晶格包括多个单位晶胞,每一单位晶胞包括由大致单晶半导体形成的至少两个独特层。在优选实施方案中,半导体超晶格是短周期超晶格(SPSL)。通过沿生长轴单调地改变半导体结构中的半导体的成分或者超晶格的单位晶胞的总成分或平均成分来对半导体结构或半导体超晶格的特性进行设计。所述成分的改变在本文中也称作渐变模式或渐变区域。例如,沿生长轴以连续方式或逐步方式改变半导体结构中的半导体的成分或单位晶胞的平均成分。

[0143] 在优选实施方案中,半导体的成分包括至少一种类型且优选地至少两种类型的金属原子阳离子和非金属原子阴离子。然而,在一些实施方案中,半导体的成分包括多于一种类型的非金属原子阴离子。例如,非金属原子阴离子可能是氮或氧。在一些实施方案中,通过沿生长轴改变所述成分中的至少两种类型的金属原子阳离子中的一个或多个的摩尔分数来改变半导体的成分。在一些实施方案中,通过改变单位晶胞的至少两个独特层中的一个或多个的厚度改变超晶格中的单位晶胞的平均成分。在优选实施方案中,每一单位晶胞的至少两个独特层各自具有小于相应层中的例如电子或空穴的电荷载流子的de Broglie波长的厚度。在优选实施方案中,每一单位晶胞的至少两个独特层还各自具有小于或等于维持弹性应变所需要的临界层厚度的厚度。

[0144] 在优选实施方案中,沿生长轴将半导体结构的成分单调地从较宽带隙(WBG)材料改变成较窄带隙(NBG)材料,或者从NBG材料改变成WBG材料。这可以诱发p型或n型导电性,

以及使得半导体结构为p型或n型。

[0145] 例如,可通过沿生长轴生长具有诸如金属极性晶体结构等阳离子极性晶体结构的半导体以及将半导体的成分单调地从WBG材料改变成NBG材料来诱发p型导电性。或者,可通过沿生长轴生长具有诸如氮极性晶体结构或氧极性晶体结构等阴离子极性晶体结构的半导体以及将半导体的成分单调地从NBG材料改变成WBG材料来诱发p型导电性。

[0146] 例如,可通过沿生长轴生长具有诸如金属极性晶体结构等阳离子极性晶体结构的半导体以及将半导体的成分单调地从NBG材料改变成WBG材料来诱发n型导电性。或者,可通过沿生长轴生长具有诸如氮极性晶体结构或氧极性晶体结构等阴离子极性晶体结构的半导体以及将半导体的成分单调地从WBG材料改变成NBG材料来诱发n型导电性。

[0147] 类似地,在优选实施方案中,对半导体超晶格进行设计,例如以通过沿生长轴将超晶格的单位晶胞的平均成分单调地从对应于较宽带隙(WBG)材料的平均成分改变成对应于较窄带隙(NBG)材料的平均成分或者从对应于NBG材料的平均成分改变成对应于WBG材料的平均成分来诱发p型或n型导电性。

[0148] 例如,可通过沿生长轴生长具有诸如金属极性晶体结构等阳离子极性晶体结构的超晶格以及将单位晶胞的平均成分单调地从对应于WBG材料的平均成分改变成对应于NBG材料的平均成分来诱发p型导电性。或者,可通过沿生长轴生长具有诸如氮极性晶体结构或氧极性晶体结构等阴离子极性晶体结构的超晶格以及将单位晶胞的平均成分单调地从对应于NBG材料的平均成分改变成对应于WBG材料的平均成分来诱发p型导电性。

[0149] 例如,可通过沿生长轴生长具有诸如金属极性晶体结构等阳离子极性晶体结构的超晶格以及将单位晶胞的平均成分单调地从对应于NBG材料的平均成分改变成对应于WBG材料的平均成分来诱发n型导电性。或者,可通过沿生长轴生长具有诸如氮极性晶体结构或氧极性晶体结构等阴离子极性晶体结构的超晶格以及将单位晶胞的平均成分单调地从对应于WBG材料的平均成分改变成对应于NBG材料的平均成分来诱发n型导电性。

[0150] 例如在诸如LED等半导体装置中使用的复杂半导体结构可以由两个或多个半导体结构和/或半导体超晶格形成。例如,可通过将两个或多个半导体结构和/或半导体超晶格连续地一个堆叠在另一个之上来形成复杂半导体结构。如果必要,则材料的极性类型可在两个或多个连续半导体结构和/或半导体超晶格中的两个之间翻转。

[0151] 发光二极管(LED)结构可以使用WBG n型区域与NBG p型区域之间的例如像i型区域的渐变区域形成,和/或通过使用如n型区域或p型区域的渐变区域形成。以此方式,可形成发光二极管(LED)结构,以使得每一区域之间的界面处不存在极化的突变。

[0152] 在优选实施方案中,半导体结构或半导体超晶格由第III族金属氮化物(III-N)化合物形成,所述化合物例如:氮化镓(GaN);氮化铝(AlN);氮化铝镓($Al_xGa_{1-x}N$),其中 $0 \leq x \leq 1$;氮化硼铝 $B_xAl_{1-x}N$,其中 $0 \leq x \leq 1$;或者氮化铝镓铟($Al_xGa_yIn_{1-x-y}N$),其中 $0 \leq x \leq 1$ 、 $0 \leq y \leq 1$ 且 $0 \leq (x+y) \leq 1$ 。然而,半导体结构或半导体超晶格可以由其它化合物形成,所述化合物例如氧化镁(MgO);氧化锌(ZnO);以及氧化镁锌($Mg_xZn_{1-x}O$),其中 $0 \leq x \leq 1$ 。在一些实施方案中,杂质掺杂剂也包括在半导体的成分中,或者包括在每一单位晶胞的至少两个独特层中的一个或多个中,以增强诱发的p型或n型导电性。

[0153] III-N化合物容易在被分类为纤维锌矿型结构的稳定六方晶体结构中结晶。这些III-N纤维锌矿结构可以沉积在衬底上。例如,所述结构可以外延沉积在原子级平滑的二维

六方晶体衬底表面上,所述表面可能由3维体晶的有利地终止的平面形成。理想地,所述衬底是原子级平滑的,并且由同质原子种类的最顶端原子层组成。另外,表面层原子键合类型和平面内晶格常数与形成晶格匹配或赝晶外延生长相称。

[0154] 纤维锌矿III-N晶体的显著性质在于金属-氮键的高极性性质,所述性质迫使垂直于衬底表面平面(通常被称为‘晶体平面’或‘c平面’)的纤维锌矿晶体结构的不对称性。根据形成非同质晶体表面上的外延层的第一原子种类(例如,氮或金属),存在如图1中所示的两个独特且物理上可区分的纤维锌矿晶体取向。图1中所示的两个晶体取向被称为分别具有金属极性外延102或氮极性外延122的金属极性100或氮极性120。

[0155] 可以利用晶体平面内的极化效应来操纵关于本发明的异质结构的不同特性。或者,可以形成纤维锌矿III-N(wz-III-N)块状衬底或厚III-N膜,其具有相对于垂直于c平面的方向的优选晶体极性取向。

[0156] 可使用准确控制的沉积工艺来形成故意有序假合金,以在衬底200上形成例如GaN 210和AlN 220的单层(ML)或部分单层膜,如图2中所示。使用0.5ML GaN 210至0.5ML AlN 220的重复单位晶胞形成的理想超晶格可以形成如图所示的理想有序 $Al_{0.5}Ga_{0.5}N$ 合金。然而,应了解的是,也可以沉积包括单位晶胞的GaN和AlN的其它层厚度。图2中所图示的结构被视为是理想的,展示出相较于块状合金中的等效随机排列金属阳离子的优质压电和热电极化。

[0157] 图3A图示呈使用块状材料形成的二极管300形式的半导体结构。沿生长轴310的按顺序,二极管300具有:下部纤维锌矿金属层320与包括n型 $Al_{0.8}Ga_{0.2}N$ WBG发射极330的金属极性生长;呈具有沿生长轴的成分线性变化的本征 $Al_xGa_{1-x}N$ 合金340形式的梯度区域,所述区域线性地从WBG纤维锌矿金属层320过渡成NBG p型GaN接触层350;以及最后上部纤维锌矿金属层360。下部纤维锌矿金属层320和上部纤维锌矿金属层360是用于形成二极管300的两个电气触点的有效欧姆金属触点。

[0158] 图3B图示对应于图3A的二极管300的空间成分或带隙能,示出带隙如何越过梯度区域342线性地从WBG材料332过渡到NBG材料352。指示器线343图示示例性变化,所述示例性变化可以在用于非线性连续过渡的梯度区域342中实现。如应了解的是,图3B中的WBG材料332、梯度区域342和NBG材料352对应于图3A的WBG发射极330、线性渐变合金340和NBG接触层350。

[0159] 根据对wz-III-N材料内的极化场的基本行为的理解,可以确定图3A中图示的二极管300的沿生长轴的诱发的压电(由于晶格变形)和热电(由于自发极化)电荷分布,分别如图3C和图3D中所示。

[0160] 对于过渡区域中具有由 $x(z)$ 给出的成分分布的 $Al_{x(z)}Ga_{1-x(z)}N$ 中的线性Al%变化,压电和热电电荷密度根据 z 变化,靠近NBG p-GaN层的电荷不断减少。

[0161] 沿自发极化轴即c轴沉积的金属极性外延结构和氮极性外延结构两种情况生成对比的极化场。电荷符号与膜极性类型的该相关性被有利地用来提高电子和/或空穴载流子浓度。

[0162] 虽然不明显,但是沿生长轴310变化的此种面积电荷密度的意义在于,传导和价带边缘的扭曲有效地将传导带或价带边缘‘钉扎’或转移至费米能级,取决于膜的生长极性。由于关于每一材料成分的平面内晶格常数中的差异, $x(z)$ 的变化产生位置依赖性应变张量

的相称变化。体晶晶格常数的该变化产生双轴向应变,并且被假定为生成晶体的弹性变形,并且因此诱发压电电荷。在这些实例中,外延堆叠被假定为假晶沉积在厚且松弛的AlN缓冲层上,且因此所述堆叠被应变成AlN的独立式块状平面内晶格常数。其它缓冲层和晶格常数也是可能的。然而,对晶格失配材料可假晶沉积的厚度进行限制的是临界层厚度(CLT)。可以使用包括单位晶胞的超晶格对该限制进行改善,每一单位晶胞包括至少两层晶格失配成分,其中相对于缓冲层平面内晶格常数每一层的厚度低于该层的CLT。也就是说,根据本发明的实施方案,超晶格可提高在空间上形成平均成分的大变化的能力。

[0163] 图3E图示关于图3A中图示的二极管300的全空间($k=0$)能带结构,示出由线性渐变合金340所提供的WBG至NBG过渡的线性成分变化的效果。非故意掺杂的成分变化区域夹在n型WBG与p型NBG平板之间。对于金属极性取向生长,诱发的耗尽区域定位朝向n型WBG或产生价带的费米级钉扎的i成分变化区域。

[0164] 图3F图示关于图3A中图示的二极管300的面积电子浓度和面积重空穴(HH)浓度的空间变化。AlGa_N合金成分中的线性空间变化 $x(z)$ 在其它非故意掺杂区域中诱发大的空穴载流子浓度。因此,空穴将由p-GaN接触区域提供,并且将被传输到诱发的p型区域中。耗尽区域延伸到n型WBG区域中指示线性成分区域的诱发的p型行为高于故意电离的施主浓度。

[0165] 图3G和图3H图示关于图3A的二极管300的外延结构关于最低能量传导带边缘 $E_C(k=0, z)$ (图3G)和三个最高位价带边缘 $E_v(k=0, z)$ (其中 $v=HH, LH$ 和 CH (图3H))的区中心空间变化的绘图。图3G示出压电和热电电荷被设置为零的情况下使用AlGa_N形成的p-i-n二极管。图3H示出用于与压电和热电电荷被纳入考虑的情况进行比较的结果。可以看出的是,当设计极性装置时应将极化电荷考虑在内。还应注意,对于块状材料,Al _{$x(z)$} Ga _{$1-x(z)$} N中由于 $0.0 \leq x(z) \leq 0.8$ 的范围内的 $x(z)$ 产生的Al%变化在 $x(z) \sim 0.65$ 时出现的 $k=0$ 处将在最低能价带中具有跨越。对于较小值 $x < 0.65$,材料将使重空穴价带作为主空穴类型,而对于 $x > 0.65$,晶体场分离价带将主导。图3I图示关于图3A的二极管300的两个对比外延生长情况的全空间区中心带结构,所述两种对比外延生长情况即具有相对于生长轴310的金属极性 or 氮极性取向的情况。结果示出沿生长轴从WBG到NBG的成分过渡诱发关于金属极性生长的p型行为或关于氮极性生长的n型行为。

[0166] 图3J和图3K分别图示关于图3A的二极管300的两个对比外延生长情况的传导和化合价重空穴空间区中心带结构的绘图,所述两种对比外延生长情况即相对于生长轴310的金属极性 or 氮极性取向。图示的膜极性效果大大影响装置的电子特性。对于金属极性膜,非故意掺杂的线性合金成分变化 $x(z)$ 诱发p型行为,而氮极性取向诱发n型行为。对各自耗尽区域进行对比,并支配装置操作。该基本效果可有利地用于半导体结构,特别是LED结构。

[0167] 图3L图示关于如二极管300中导致的线性渐变带隙区域的光学矫正效果,示意性地示出从所述结构进行光子耦合输出的优选方向。由于空间依赖性带隙,注入复合区域中的电子和空穴可以生成宽广光学发射谱。优选地,复合区域与二极管的耗尽区域在空间上重合。在能量小于n型WBG区域的耗尽区域内生成的高能光子(即短波长 λ_s)可以低损耗传播通过n型WBG材料330和衬底320,而向前传播的光子将在空间上朝向p-NBG材料350不断减小的带隙内被重新吸收。因此,较长波长的光子(λ_L)优先地发射通过最顶端NBG层。大且不对称的内置传导带电势阻止电子跨越所述结构的自由传输 $J_e(z)$ 。再循环通过吸收过程的该光子可以提高p型区域性能。

[0168] 图3M示出图3A的二极管300的X射线衍射(XRD)估计结果,图示线性渐变合金的梯度区域特征344。XRD分析尤其当着眼于梯度区域特征344时可用于确认外延生长序列,以及用于调整空间成分变化。

[0169] 图4A图示呈二极管400形式的半导体结构,所述二极管400使用块状材料的阶式变化形成。沿生长轴410的顺序,二极管400具有:下部纤维锌矿金属层420与包括n型 $\text{Al}_{0.8}\text{Ga}_{0.2}\text{N}$ WBG发射极430的金属极性生长;呈具有沿生长轴的成分阶式变化的本征 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 合金440形式的梯度区域,所述区域以离散梯级从WBG纤维锌矿金属层420过渡成NBG p型GaN接触层450;以及最后上部纤维锌矿金属层460。下部纤维锌矿金属层420和上部纤维锌矿金属层460是用于形成二极管400的两个电气触点的有效欧姆金属触点。

[0170] 图4B图示对应于图4A的二极管400的带隙图,示出在梯级441至梯级447中带隙如何从WBG材料432过渡到NBG材料452。如应了解的是,图4B中的WBG材料432、梯度区域441至447和NBG材料452对应于WBG发射极430、阶式渐变合金440和NBG接触层450。梯度区域441至447中的梯级可能大或可能小,但是例如所述梯级可以被渐变成:第一梯级441,即 $\text{Al}_{0.792}\text{Ga}_{0.208}\text{N}$;第二梯级442,即 $\text{Al}_{0.784}\text{Ga}_{0.216}\text{N}$;经过许多梯级阶式抵达倒数第二个梯级446,即 $\text{Al}_{0.0016}\text{Ga}_{0.9984}\text{N}$;以及最后一个梯级447,即 $\text{Al}_{0.008}\text{Ga}_{0.992}\text{N}$ 。

[0171] 图4C图示图4A中图示的二极管400的全空间带结构,示出由阶式渐变合金440所提供的WBG至NBG过渡的阶式成分变化的效果。耗尽区域形成在n- $\text{Al}_{0.8}\text{Ga}_{0.2}\text{N}$ 界面处,其中线性啁啾 $x_{\text{ave}}(z)$ 区域具有诱发的p型特征。图4D图示图4C的传导带变化,且图4E图示图4C的价带变化。

[0172] 图4E进一步示出结构中空间上 $v = \text{HH}$ 、 LH 和 CH 价带的能量排序中的跨越。对于LED功能的应用,有利的是生成横向电场(TE)极化光用于大致上垂直于层平面的光发射。 $x(z) > 0.65$ 的高Al%部分将由CH化合价主导,且因此被横向磁(TM)极化。可通过使用超晶格来定义材料的有效合金来解决该问题。例如,在超晶格单位晶胞内排他地使用AlN层和GaN层选择对于平均成分 x_{ave} 的所有值将是主导的TE光学发射。

[0173] 图4F图示由于不同AlGa_N成分之间的晶格失配适应而发生的诱发的介电电荷密度的空间变化。图4G图示由于关于图4A的二极管400的合金成分中的变化而发生的诱发的热电电荷密度的空间变化。图4H图示在图4A的二极管400内生成的电子和重空穴载流子浓度。

[0174] 可以看出的是,其它非故意掺杂的材料内的诱发的空穴浓度大致上大于p-GaN的小的故意掺杂接触层。这部分解决了现有技术中长期存在的问题,在现有技术中,通常需要对半导体进行重掺杂以与金属接触电极建立充分低的欧姆触点。所述重掺杂密度降低基体材料质量,并且通常来说载流子迁移率和晶体结构不利地受到影响。图4H的诱发的掺杂区域示出不使用替代掺杂剂的高活性空穴密度,并且因此表示未受到低空穴迁移率或不良空穴传输的阻碍的改进的空穴注入器或储层。另外,带图示出以约 $z = 200\text{nm}$ 开始且以约 $z = 300\text{nm}$ 结束的诱发的耗尽区域,所述区域有利地定位在故意掺杂的n型WBG区域与诱发的p型区域之间。

[0175] 图5A图示呈使用双层超晶格形成的二极管500形式的半导体结构。确切地说,沿生长轴510的顺序,二极管500具有:下部纤维锌矿欧姆触点或金属层520与包括呈n型 $\text{Al}_{0.8}\text{Ga}_{0.2}\text{N}$ 材料形式的WBG发射极530的金属极性生长;呈双层超晶格540形式的梯度区域,所述区域从WBG发射极530过渡至由p型Ga_N形成的NBG接触层550;以及上部纤维锌矿金属层

560。下部纤维锌矿金属层520和上部纤维锌矿金属层560是用于形成二极管500的两个电气触点的有效欧姆金属触点。

[0176] 双层超晶格540优选地包括从AlN和GaN的极值III-N端点选择的两个不同二元成分。其它成分也是可能的,例如 $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ 或 $Al_xGa_{1-x}N/AlN$ $Al_yGa_{1-y}N/Al_xGa_{1-x}N$,其中 $x \neq y$ 。也可能的是每个单位晶胞使用三个或多个层,例如AlN/ $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ 形式的三层堆叠。二元组成材料的使用在每一异质界面处产生最大面积电荷面密度。双层超晶格540内的每一双层周期具有例如5nm (1nm的 L_{GaN} 和4nm的 L_{AlN})的固定厚度和不断变化的成分,以使得其从邻近WBG发射极530的具有0.8的 x_{ave} 的[AlN/GaN]单位晶胞过渡到邻近NBG接触层的0.01的 x_{ave} 。单位晶胞厚度可以始终保持恒定,并且GaN和AlN厚度 L_{GaN} 和 L_{AlN} 的比被选择用于产生所需的 x_{ave} ,其中单位晶胞充当成分 $Al_{x_{ave}}Ga_{1-x_{ave}}N \equiv [L_{GaN}/L_{AlN}]_{x_{ave}}$ 的等效块状合金。

[0177] 图5B图示对应于图5A的二极管500的空间带隙的幅值,示出带隙如何越过梯度区域542从WBG材料532过渡到NBG材料552。如应了解的是,图5B中的WBG材料532、梯度区域542和NBG材料552对应于WBG发射极530、双层超晶格540和NBG接触层550。

[0178] 图5C图示呈二极管501形式的半导体结构,所述二极管501是图5A中的二极管500的变化形式。图5C的二极管501与图5A的二极管500之间的差异在于二极管500的WBG发射极530使用n型超晶格(n:SL)531代替,优选地使用 $x_{ave}=0.8$ 的SPSL代替。n:SL 531具有恒定周期,并且被掺杂以实现n型导电性。虽然图示为仅几个周期,但是n:SL 531可能包括超过例如50个周期,而梯度区域即双层超晶格540可能包括超过1000个周期。图5D图示图5C中图示的二极管501的全空间带结构,示出双层超晶格540的渐变效果。沿生长轴使用AlN层与GaN层之间的每一异质结对传导和价带边缘进行调制。n:SL 531在渐变SL的诱发的p型区域之间形成耗尽区域,并且覆盖有p-GaN层。i:SL渐变区域诱发的空穴密度几乎比使用块状成分渐变可以实现的密度高五倍。

[0179] 基于对纤维锌矿III-N膜极性相对于异质结和超晶格如何操作的理解,可以确定特定极性类型的优选外延结构。如果设计目标是通过使用合金或有效合金成分渐变实现增加的空穴-载流子浓度,那么可以从分别针对金属极性或氮极性取向的‘p上’或‘p下’设计中的一个选择外延生长序列。

[0180] 图6图示关于相对于生长轴610(有时称作生长方向‘z’)的金属极性膜生长的金属极性‘p上’LED结构600。为了实现诱发的空穴浓度高于仅使用杂质掺杂可实现的浓度,LED结构600的中心部分具有从WBG成分过渡到NBG成分的梯度区域650,所述梯度区域650具有沿平行于自发极化轴的生长轴610的不断增长的生长,自发极化轴在该情况下是纤维锌矿晶体结构的c轴。

[0181] 沿生长轴610的顺序,LED结构600包括衬底620、缓冲区域或位错过滤区域630、n型WBG区域640、梯度区域650和NBG p型区域660。优选地,衬底是大致上透明的蓝宝石(Al_2O_3)衬底,例如具有c平面取向的蓝宝石(0001)表面;或者是同质III-N衬底,诸如纤维锌矿AlN。提供欧姆金属触点670和672,并且光学窗680可被提供用于允许光从LED结构600的顶部传输。应了解的是,光可以替代地或另外传输通过衬底620。另外,缓冲区域630可以替代地或同样地是位错过滤区域。

[0182] n型WBG区域640优选地呈如n型WBG层的掺杂区域形式,或者呈具有恒定周期和恒定有效合金成分的n掺杂的超晶格形式。梯度区域650然后可以形成在具有有效合金成分的

n型WBG区域640上,其根据沿生长轴610的距离而变化。梯度区域650在带结构中形成所需的变化,以形成从WBG成分至NBG成分的过渡。任选地,梯度区域650的至少一部分可使用杂质掺杂剂进行掺杂。例如,p型杂质掺杂剂可以任选地整合到梯度区域650中。在优选的形式中,梯度区域650包括 $Al_{x(z)}Ga_{1-x(z)}$ 或 $[AlN/GaN]$ 超晶格,所述超晶格具有被选择用于实现每一单位晶胞的平均合金成分的空间分布的成分分布‘k’,由以下给出: $x_{ave} = x(z) = x_{WBG} - [x_{WBG} - x_{NBG}] * (z - z_s)^k$,其中 z_s 是渐变的起始位置。

[0183] NBG p型区域660沉积在梯度区域650上,理想地具有与由梯度区域650实现的最终成分类似的有效合金成分。这减少了在梯度区域650与NBG p型区域660之间的异质界面处诱发的势垒。在优选形式中,NBG p型区域660是掺杂的超晶格或体型III-N层。

[0184] 诸如p-GaN层等覆盖层可以任选地被沉积作为最终覆盖层,以提供改进的欧姆触点和空穴源。

[0185] LED结构600的衬底620的光学透明度允许在梯度区域650内生成的光学辐射有利地经过n型WBG区域640、经过缓冲区域630并且最终经过具有低吸收性损耗的衬底620传播出装置。光也可以经过结构600的顶部垂直地逸出,但是NBG p型区域660有效地过滤光的较短波长,并且因此当光经过LED结构600的顶部和底部输出时可能存在波长响应的不对称性。梯度区域650内生成的光也可作为具有梯度折射率的‘波导’模式横向地逸出,从而进一步将光局限在平面内,所述梯度折射率根据生长轴610而变化。

[0186] 图7图示关于相对于生长轴710的氮极性纵列生长的氮极性‘p下’LED结构710。为了实现诱发的空穴浓度高于仅使用杂质掺杂可实现的浓度,LED结构700的中心部分具有从NBG成分过渡到WBG成分的梯度区域750,所述梯度区域750具有沿大致上平行于自发极化轴的生长轴710的不断增加的生长,自发极化轴在该情况下是纤维锌矿晶体结构的c轴。

[0187] 沿生长轴710的顺序,LED结构700包括:呈大致上不透明衬底形式的衬底720,诸如Si(111),或者NBG同质III-N衬底,诸如GaN;缓冲区域730;NBG p型区域740;梯度区域750;以及WBG n型区域760。提供欧姆金属触点770和772,并且光学窗780可被提供用于允许光从LED结构700的顶部传输。应了解的是,缓冲区域730可以代替地或同样地是位错过滤区域。

[0188] NBG p型区域740优选地呈p型NBG层形式,或者呈具有恒定周期和恒定有效或平均合金成分(具有 $x_{ave} = \text{NBG成分}$)的p掺杂的超晶格形式。梯度区域750然后形成在具有有效合金成分的NBG p型区域740上,其根据生长轴710而变化。梯度区域750在带结构中形成所需的变化,以形成从NBG成分至WBG成分的过渡。任选地,梯度区域750的至少一部分可使用杂质掺杂剂进行掺杂。在优选形式中,梯度区域750包括 $Al_{x(z)}Ga_{1-x(z)}$ 或 $[AlN/GaN]$ 超晶格,所述超晶格具有 $x_{ave} = x(z) = x_{NBG} + [x_{WBG} - x_{NBG}] * (z - z_s)^k$ 的成分分布‘k’。

[0189] WBG n型区域760沉积在所述梯度区域750上,理想地具有与由梯度区域750实现的最终成分类似的有效合金成分。这减少了在梯度区域750与WBG n型区域760之间的异质界面处诱发的势垒。在优选形式中,WBG区域是掺杂的超晶格或体型III-N层。

[0190] 诸如n- $Al_xGa_{1-x}N$ ($x \geq 0$)层等覆盖层可以任选地被沉积,以提供改进的欧姆触点和电子源。

[0191] 图7中图示的LED结构700可以使用诸如Si(111)等不透明衬底720形成,所述衬底720对于梯度区域750内生成的光波长具有高吸收系数。光可以经由光出口垂直地逸出,所述光出口优选地呈合适的欧姆触点材料772中的孔口和/或窗780的形式。较短波长的光在

NBG区域中被优先吸收,从而经由重新吸收创建更多电子和空穴。可以预期的是,也可以使用高品质的p-GaN原生衬底或p型SiC衬底。

[0192] 超晶格结构被优选地用于提高材料结构晶体品质(较低缺陷密度),提高电子和空穴载流子传输,以及产生仅可在所述小长度尺度下达到的量子效应。与体型III-N材料不同,超晶格尤其引入关于图6和图7中图示的那些二极管和LED结构的新的且有利的物理特性。包括诸如双层AlN和GaN对的至少两个不同半导体成分的均质周期超晶格可以被设计用于提供以下二者:(i)隧道势垒状态和以上势垒状态二者中的大致沿生长轴(z)的超晶格量子化迷你带传输通道;以及(ii)凭借定期感应和双轴向应变诱发的带变形的超晶格层的平面内的提高的载流子迁移率,以便扭曲能量-动量分散。通过将组成层的厚度沉积低于其临界层厚度,超晶格还可以减少应变累积。具有调整的传导和价带允许的能量和空间波函数概率的超晶格可以由诸如本文所描述的耗尽场等大型内置电场操纵。例如,可以沿生长轴生长恒定周期SL,以展示高度耦合的结构以及生成穿过所述结构的高效载流子传输通道。部分不定域波函数的高度耦合性质可以容易地被大型内部电场破坏,使耦合的NBG区域被基本隔离(也就是相邻NBG区域之间无通信)。这对于LED应用可能是有利的。

[0193] 超晶格量子化迷你带传输通道提高沿生长轴(z)的传输,并且可以被用于生成选择性能量过滤器。提高的载流子迁移率可以用于大大降低包括台面型结构的常见装置设计中的电流拥挤限制。相反地,在操作中可以通过经受大型电场来改变相同超晶格结构,所述大型电场诸如在本文所公开的结构中生成的耗尽区域。

[0194] 块状III-N半导体可以由直接带结构来表征,所述直接带结构通过具体参考材料的受潜在原子对称性支配的能量-动量分散进行限定。因此,直接带隙III-N材料是一种结构,所述结构同时产生在区中心 $k=0$ 处具有最低能量的最低能量传导带分散,以及同样在区中心 $k=0$ 处具有其最高能量的最高位价带分散。

[0195] 因此,光学吸收和光学发射过程随着能量-动量空间中的垂直过渡而发生,并且主要随着无声子动量守恒的一阶过程而发生。也在德布罗意波长的长度尺度上的超晶格周期性电势使用叠加的超晶格电势对原子晶体周期性进行调制,所述叠加的超晶格电势由此以非平凡的方式对能量-动量带结构进行修改。

[0196] 图8图示包括一个单层GaN至3个单层AlN的重复单位晶胞的半无限双层二元超晶格的估计的空间带能。使用周期性边界条件示出超晶格以简化计算,并且所述超晶格被应变成完全松弛的AlN缓冲层。图9图示估计的价带能量-动量分散,其中准非定域 $n_{sl}=1$ HH、LH和CH带从体近似中使用的抛物线分散展示高度扭曲的偏离。价带载流子即HH、LH和CH的有效质量由此从其在块状合金中的等效物进行修改。所描述的超晶格的一个重要方面在于,HH仍然是最低能量量子化的传导状态与最低能量量子化的HH状态之间的光学发射跃迁的优势带。因此, $0 \leq x_{ave} < 1$ 时超晶格保持TE特性,与当 $x \sim 0.65$ 时存在TE至TM过渡的块状 $Al_xGa_{1-x}N$ 不同。该特性对于垂直发射型装置来说至关重要。

[0197] 周期小于或等于 $10x$ 组成块状材料的自由晶格常数的短周期超晶格形成新的假合金,所述假合金在平面内能量-动量方面与其等效块状随机金属分布合金对应物具有明显的区别。另外,二元AlN/GaN超晶格形成一类新型有序合金,所述有序合金能够较之等效块状合金产生新的且提高的特性。光学吸收和光学发射过程通常要求将超晶格带结构的偏离区中心($k \neq 0$)部分纳入考虑。对于目前的情况,仅使用了 $k=0$ 和最低能量量子化的和空间

波函数(本文标记为 $n_{SL}=1$ 状态),并且实验证明是足够的。

[0198] 电极化场可能对于啁啾的或故意成形的带结构的光学特性具有影响。例如,考虑线性啁啾的双层[AlN/GaN]超晶格,其夹在两个反向定位的AlN覆层之间。图10A和图10B图示该非故意掺杂的结构的估计的空间带结构。具体地说,图10A图示不具有压电场和热电场的区中心带结构,并且图10B图示应用极化场的区中心带结构,所述极化场沿生长轴(z)生成复杂内置电场。产生的沿生长轴(z)的内置电场完全归因于由于热电(自发)和压电效应而在每一异质结处诱发的电荷。超晶格的每一个周期保持恒定,并且第*i*个周期的平均合金含量具有厚度 $L^{i}_{AlN}(z)$ 和 $L^{i}_{GaN}(z)$,以使得 $\Lambda^{i}_{SL}=L^{i}_{AlN}(z)+L^{i}_{GaN}(z)$ 。传导和重空穴价带边缘(即在区中心波矢量 $k=0$ 处)中的突变空间调制指示每一AlN和GaN过渡的异质结处形成的原子级突变界面。虽然原子级粗糙的界面将有效地扩大势阱,但是会另外产生类似的行为。在替代实施方案中,可使用等效AlGaN中间层解释每一异质结处的界面粗糙度,因此形成三层单位晶胞。

[0199] 图11A和图11B图示结构内允许的最低能量计算的载流子空间波函数和量子化的能量等级。为清楚起见,该实例中使用的相对较厚的AlN势垒示出,对于与重空穴相比的较轻有效质量的电子,波函数隧道效应在势垒中很明显。总的趋势是量子化的 $n=1$ 电子和空穴波函数本征能量进一步降低至具有不断增加的NBG材料厚度的NBG势阱中。

[0200] 非线性电场生成跨每一GaN量子阱的量子限制斯塔克效应(QCSE)和跨每一势垒(AlN)的相反QCSE。内置电场的符号取决于材料的生长极性。由于内置场而局限在每一最小势能内的产生的波函数概率密度在空间上朝向较低势能界面倾斜。

[0201] 可以看出,电子和重空穴波函数极点在空间上分开在最小电势的相对侧上,并且被刷增用于较大GaN层宽度。这表现为减少电子和HH波函数重叠用于增加GaN厚度,并且由于降低的激子振子强度产生极化诱发的透明度。相反地,较薄的GaN层提高 $n=1$ 传导和HH波函数重叠,并且因此建立关于光跃迁的较高概率和增加的发射概率。该效果在图12H和图13D中示出。

[0202] 图12A图示根据一些实施方案的用于生成p-n二极管的电气和光学部分的堆叠1200。堆叠1200包括衬底SUB。SUB由材料1208形成,所述材料1208有助于形成具有沿生长轴1205的金属极性生长取向的纤维锌矿III-N成分。*n*型WBG缓冲层(*n*:WBG)1210被沉积为块状合金,或者沉积为SUB上的固定平均成分单位晶胞超晶格。接着,在*n*:SL上使用平均合金含量 x_{ave_n} 形成*n*型SL(*n*:SL)。例如,*n*:SL可能是使用 $x_{ave_n}=0.8$ 形成的50个周期SL。优选地,对单位晶胞厚度1211和层厚度进行选择,以形成大致上透明(不吸收)至所需的发射波长 λ_{ex} 的*n*:SL。

[0203] 接着,形成非故意杂质掺杂的渐变SL(*i*:CSL)。*i*:CSL被用于在无替代杂质掺杂限制的装置深处诱发大空穴浓度。*i*:CSL至少在空间上沿生长轴将单位晶胞的平均成分从WBG成分改变成NBG成分。例如,对渐变进行选择,以发生超过25个单位晶胞(即,25个周期),其中每一单位晶胞总厚度1212保持恒定,而平均Al%被改变,其中WBG成分具有 $x_{ave_CSL}=0.8$ 且NBG成分具有 $x_{ave_CSL}=0.0$ 。包括p-GaN的任选接触层(*p*:NGB)被沉积在完成的*i*:CSL上。还可能改变*i*:CSL的根据生长轴的单位晶胞厚度,前提是所述单位晶胞的平均成分遵循如本文所公开的正确渐变。

[0204] *i*:CSL和*n*:SL可以由包括一层GaN 1207和一层AlN 1209的双层单位晶胞形成。超

晶格成分的其它选择也是可能的,并且也可以周期性改变单位晶胞的成分。例如,单位晶胞周期被选择成等于2ML的GaN和4ML的AlN的组合厚度。图12B示出实现双层单位晶胞 x_{ave} 的平均合金成分所需要的GaN 1220和AlN 1222的层厚度。图12C还示出n:SL和i:CSL中的每一个的根据生长轴1205的平均合金变化。曲线1223示出常数 $x_{ave_n}=0.8$ 被选择用于n:SL,而曲线1224示出线性 $x_{ave(z)}$ 渐变被选择用于i:CSL。

[0205] 堆叠1200的诱发的空间能带结构在图12D中示出。标记为1230的n:SL使用Si杂质故意掺杂为 $N_D=50 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 的掺杂等级。i:CSL示出诱发的p型部分1233和耗尽区域1232。i:CSL接触p:NGB的部分1234示出钉扎至费米能量的重空穴价带。因此,n:SL/i:CSL/p:GaN二极管使用如图12E中进一步示出的进一步诱发的p型区域形成。

[0206] 图12E示出沿生长轴的空间载流子密度。载流子密度包括故意掺杂的和由于n:SL产生的电子浓度1235以及故意p-GaN掺杂浓度1239。应注意,价带的简并降低相对于晶格中的面积掺杂的活性掺杂密度。示出i:CSL的具有大的诱发HH浓度1237的部分,其中产生的耗尽区域1236限定n-i-p二极管。

[0207] 最低能带边缘量子化的状态足以确定装置的电子和光学特征的大多数。图12F和图12G分别示出传导和HH价带中的计算的 $n=1$ 状态。传导和HH带二者示出如由部分不定域波函数1242和1246由于短周期n:SL指示的迷你带形成。由i:CSL的诱发的p型区域创建的耗尽区域渗透到n:SL的一部分中,并且有效地打破区域1241和区域1246中的波函数耦合。区域1241和区域1246中的局限的电子和HH波函数确定装置的复合区域,并且因此确定由于 $n=1$ 传导状态与 $n=1$ HH状态之间的直接跃迁而产生的发射能量谱。

[0208] 图12H示出全部 $n=1$ 传导状态与 $n=1$ HH波函数之间的计算的空间重叠积分。关于光跃迁的最高振子强度在区域1250中发生,而i:CSL的具有较宽GaN厚度的部分仅创建相对较差的重叠1255。该效应对于在p状区域内创建极化诱发的透明度非常有利。还可以移除任选的p-GaN层,以允许更高能量光子被逆反射到结构中并且经由衬底耦合输出。全发射谱在图12I中示出,示出由于在装置内创建且定域在n:SL与i:CSL之间的耗尽区域而产生的强激子发射峰1256。较小部分1258是由于i:CSL区域而产生。

[0209] 图13A图示根据一些实施方案的用于生成p-i-n二极管的电气和光学部分的堆叠1300。超晶格同样由具有二元纤维锌矿GaN 1207和AlN 1209层以及金属极性生长的单位晶胞构建而成。然而,堆叠1300包括非故意掺杂的额外i型SL(i:SL)。i:SL形成在n:SL之上。对i:SL进行具体调谐,以实现能量大致上小于n:SL可吸收的能量的光发射能(即,n:SL的吸收边缘被设计成具有大于i:SL的发射能的能量)。例如,n:SL由具有重复50次的1ML GaN和2ML AlN的单位晶胞1310组成。然后通过选择包括具有25次重复的2ML GaN和4ML AlN的单位晶胞1311来对i:SL进行选择,以具有约246nm的发射能。然而,n:SL构造和i:SL构造二者中可以使用更多或更少的周期。

[0210] n:SL和i:SL二者具有相同的平均合金成分,也就是 $x_{ave_n}=2/3$ 和 $x_{ave_i}=4/6=2/3$ (即 $x_{ave_n}=x_{ave_i}$)。因此,极化电荷得以平衡,并且不会诱发p型或n型行为。这对于在装置内创建改进的电子和空穴复合区域特别有利。渐变的SL(i:CSL)使用从WBG平均成分改变成NBG平均成分的单位晶胞形成。i:CSL单位晶胞厚度被保持近似恒定,并且等于3ML GaN和6ML AlN单位晶胞。每一连续单位晶胞中的层厚度以1/2ML厚度增量改变,以便实现沿生长轴1205的所需的 $2/3 \leq x_{ave_CSL(z)} \leq 0$ 的渐变分布。这可以仅仅使用18个单位晶胞实现,但是

也可以使用更少或更多的单位晶胞。

[0211] 图13B示出n:SL 1310、i:SL 1312和i:CSL 1314内的空间能带结构以及任选的p-GaN区域1316。i:CSL诱发HH价带至费米能的钉扎。

[0212] 堆叠1300中的诱发的载流子浓度在图13C中示出,其中大的电子1318和HH 1322载流子浓度在空间上生成。示出p-GaN区域1326中的故意掺杂浓度以及装置的耗尽区域1320。

[0213] 图13D示出关于激子发射的的空间传导和HH重叠积分(即,振子强度)。激子发射清楚地定域在重叠i:SL的区域1330中。由于i:CSL的包括NBG成分的大多数而产生的极化诱发的透明度区域1332不会显著地促成重叠积分。

[0214] 图13E示出堆叠1300的发射谱,其中主峰1338是由于i:SL而产生,且较小的部分1340是由于i:CSL区域而产生。n:SL产生被标记成1336的特征,所述特征通常由于相空间吸收/发射淬灭而受到抑制(即,由于关于平面内波矢量 $k_{||} \sim 0$ 的相空间吸收填充,所有状态被完全占用,并且无法参与光学过程)。

[0215] 图14图示LED结构1400,所述LED结构1400具有:衬底1420,其优选地是诸如蓝宝石等透明衬底;缓冲层和/或位错过滤层1430;n型区域1440,其呈具有恒定周期和恒定 x_{ave} 的n型超晶格(n:SL)形式;呈i型超晶格(i:SL)形式的梯度区域1450、p型超晶格(p:SL)或体型接触区域1460;金属触点1470和1472以及光学窗1480。

[0216] 光 λ_L 可以从光学窗1480发射,并且光 λ_S 可以发射通过衬底1420。另外,光可以通过边缘发射矢量 λ_E 从结构逸出。对于沿生长轴(z)生长在金属极性取向向上的线性啁啾梯度区域1450,梯度区域1450将发射较长波长的光 λ_L 通过光学窗,而较短波长的光 λ_S 将发射通过衬底。这是在由梯度区域1450提供的空间上不断变化的有效带隙区域内的光发射的‘光学二极管’效应的直接结果,其对于DUV LED应用特别有用。

[0217] 另一梯度模式生长序列是根据沿生长轴的距离改变周期厚度,同时将双层对的 x_{ave} 保持恒定。所述结构可以用于分别地形成n型区域和p型区域的可调谐光学特性,以在i型区域内复合。也就是说,通过将 x_{ave} 保持恒定,而不是改变超晶格的周期,可以调谐以下形式的LED堆叠的光学特性:

[0218] $[n:SL \ x_{ave1}, \Lambda_1] / [i:SL \ x_{ave2}, \Lambda_2] / [p:SL \ x_{ave3}, \Lambda_3]$

[0219] 其中每一超晶格的有效Al%在整个p-n结构中保持恒定,以使得 $x_{ave1} = x_{ave2} = x_{ave3} = \text{常数}$,并且独立于生长方向(z)。该情况将不会产生诱发的p型或n型区域,因为平均合金成分得以保存。

[0220] 可构建超晶格重复单位晶胞的周期,例如 $(\Lambda_1 = \Lambda_3) < \Lambda_2$,以使得 $x_{ave1} = x_{ave2} = x_{ave3}$ 且因此i:SL具有在 $n=1$ 电子与重空穴价带之间的量子化能量跃迁,所述量子化能量跃迁在能量上小于p:SL和n:SL中的至少一个的对应 $n=1$ 跃迁。优势在于超晶格单位晶胞(例如,双层AlN/GaN对)的平面内晶格常数的有效晶格匹配,所述有效晶格匹配减少应变累积并且降低由于失配位错而产生的缺陷密度。

[0221] 以上实例的一个延伸是i:SL周期的准连续变化,以便形成适合于载流子迷你带注入和复合的线性啁啾带结构,以形成宽带发光装置。考虑图14的LED结构,其示出:

[0222] $[n:SL \ x_{ave1} = \text{const}, \Lambda_1 = \text{const}] / [i:SL \ x_{ave2}(z), \Lambda_2(z)] / [p-GaN]$

[0223] i:SL区域的成分沿生长轴变化,其中平均合金成分由包括单位晶胞的不同成分层的厚度的比率控制。对于GaN和AlN的两个二元成分的情况,单位晶胞的平均Al摩尔分数在

本文中被定义为 $x_{ave} = L_{AlN} / (L_{GaN} + L_{AlN})$, 表示等效块状有序合金 $Al_{x_{ave}}Ga_{1-x_{ave}}N$ 。也可以改变不同周期 $\Lambda_{SL} = (L_{GaN} + L_{AlN})$ 的单位晶胞厚度。在此种情况下, 每一单位晶胞的平均合金成分遵循沿生长轴的所需的梯度或趋势, 以实现诱发的n型或p型区域, 或者平衡极化以及防止带边缘扭曲。

[0224] 图15图示具有啁啾周期和恒定 x_{ave} 超晶格结构的梯度区域1500的另一梯度模式生长序列。区段 ($\Lambda^1_{SL} - \Lambda^4_{SL}$) 中的每一个包括 $N_p = 25$ 次重复, 其中四个顺序堆叠的超晶格具有阶式变化的周期。每一超晶格的平均合金含量保持恒定。然而, 通过改变厚度改变每一堆叠中的单位晶胞的周期。

[0225] 已经对许多衬底进行开发以实现纤维锌矿 III-N 外延, 所述衬底即 (i) 同质衬底和 (ii) 非同质衬底。目前, 存在块状同质 GaN 和块状同质 AlN 衬底, 然而, 所述衬底成本极高且仅具有小晶片直径可用, 这严重限制了诸如 LED 和功率晶体管等高容量应用的广泛渗透。

[0226] 非同质衬底被最普遍地用于 III-N 外延, 并且除了供简单的成本降低和大晶片直径外还提供其它优点。用于 III-N 外延的最常见非同质衬底是蓝宝石和硅。存在许多其它非同质衬底, 例如 MgO、CaF₂ 和 LiGaO。

[0227] 由于机械硬度、深UV光透明度、极宽带隙和其绝缘特性, 蓝宝石为高 Al% III-N 外延提供强大的商业和技术效用。蓝宝石使用诸如 CZ 等体晶生长方法容易地生长, 并且可被制造成可主要在 r 平面、c 平面、m 平面和 a 平面中使用的极高品质的结构性优质单晶晶片。C 平面蓝宝石是与 III-N 外延相容的重要模板表面。

[0228] 虽然已经为 wz-III-N/c 平面 Al₂O₃ 开发大量工作, 但是仍然存在进一步提高这些金属氧化物表面上的 III-N 的外延品质的大的机遇。已经进行许多尝试在 r 平面、a 平面和 m 平面蓝宝石上实现半极性和非极性 III-N 外延, 较之使用六角 c 平面蓝宝石发现的那些具有有限的改善。

[0229] 对于本文所讨论的应用, 存在用于制备 c 平面蓝宝石表面以实现高品质金属极性或非极性 III-N 膜的优选方法。与纤维锌矿和闪锌矿晶体不同, 蓝宝石具有更为复杂的晶体结构。蓝宝石由复杂的 12 个单位晶胞表示, 包括与扣住的双层 Al 原子嵌合的氧平面。另外, c 平面蓝宝石展示出远高于 r 平面蓝宝石的机械硬度, 并且因此抛光损伤或抛光诱发的加工硬化可能会容易地阻碍原子级原始表面种类的生产。虽然化学清洗可用于产生无污染表面, 并且块状蓝宝石衬底示出极佳的单晶品质, 但是通过反射高能电子衍射 (RHEED) 研究的表面展示出 c 平面蓝宝石的信号, 所述信号始终指示原子级粗糙和非均质表面。蓝宝石中的表面梯级也容易暴露混合的氧和原子结晶区域, 这直接影响外延期间启动 III-N 极性, 并且通常会导致极性反转域 (PID)。

[0230] 启动模板的第一表面可能在大致上原子级平滑且均质的表面终止种类中终止。例如, 块状 Si (111) 取向的表面凭借均质衬底成分即 Si 原子促成外延极性控制的改进。通过小心地将初始外延膜沉积至 Si 表面, 可以诱发 Al 极性或非极性 AlN 外延生长。

[0231] 图16图示 III-N 复杂结构的故意翻转的但是另外横向均质的极性类型, 所述复杂结构包括氮极性区域 1600、极性翻转平面 1620 和金属极性区域 1640。可对总体结构进行设计, 以在大致上不同极性类型的平板的外延生长序列内包含多个横向设置的区域。也就是说, 第一极性 wz-III-N 区域生长在启动模板上。然而, 对第一极性区域的最终表面进行修改或设计, 以产生有关第二极性 wz-III-N 区域的相反极性类型区域。因此可通过有效地翻转

III-N独特平板中的每一个的极性来形成多个极化型区域。

[0232] 使用表面活性剂型的吸附原子的重饱和和表面覆盖度,最终wz-III-N区域表面的极性类型反转是可能的。几何不稳定性被用于有利地重建产生的表面,所述产生的表面有利于为后续沉积的III-N表面实现所需的极性类型。多层外延结构的在2D III-N平板内展示出均质极性类型的所述极性反转有利于创建新的装置结构,所述新的装置结构较之单极性类型外延装置具有提高的性能。例如,表面层的极性翻转可有利地用于降低金属欧姆触点对极性wz-III-N材料的肖特基势垒限制。极性类型翻转的双层充当简并掺杂的隧道结,并且提高III-N装置的性能。

[0233] 极化型翻转结构可延伸为更为复杂的结构,从而形成可更加周期性的反转调制结构。所述结构可以用于增强装置的极性特性,或者大大地减轻内置极化场。这呈现一种用于使用沿c轴生长的纤维锌矿膜产生非极性材料的新方法。

[0234] 图17图示用于形成具有梯度区域的半导体结构的宽流程图。首先,选择梯度模式生长序列(步骤10),然后选择合适的衬底(步骤20),并且最后在衬底上形成选择的梯度模式(步骤30)。选择梯度模式生长序列(步骤10),以使得其沿生长轴(z)从WBG过渡到NBG或者从NBG过渡到WBG材料。也可以生长诸如缓冲区域或位错过滤区域等额外层,取决于所需的结构。

[0235] 图18A图示半导体结构1800,其具有:呈p-GaN接触区域1820形式的任选的p型GaN区域、p型超晶格(p:SL)区域1840、i型超晶格(i:SL)区域1860和n型超晶格(n:SL)区域1880。p:SL区域1840、i:SL区域1860和/或n:SL区域1880中的每一个可能呈SPSL的形式。

[0236] i:SL区域1860和p:SL区域1840或p-GaN接触区域1820之间的异质界面是关注的焦点,因为电子迁移率和注入效率远高于空穴,导致经过i:SL区域1860的电子过冲,并且因此导致靠近i-p界面的更高复合。这被在约360nm处的光学发射特征实验性地确认。另外,p:SL区域1840中的Mg掺杂剂的高浓度也可以充当无辐射复合位点。已经发现通过选择特定超晶格成分和渐变/啁啾超晶格以使用极化电荷来修改带结构而将复合移向远离所有无辐射复合位点的活跃或区域中心是有益的。

[0237] 另外,现有技术LED装置中基于大多数块状和量子阱构造的电子渗透较高,并且通常通过在装置的p侧上引入电子阻挡势垒来降低电子渗透。由于超晶格势垒,本方法中的电子阻挡通过AlN传导边缘上方的传导迷你带和超晶格自动地实现。超晶格势垒充当用于沿生长轴跨装置传输的电子能过滤器。

[0238] 图18B图示关于半导体结构1800的带能带结构。图18B至图18H的空间能带图将超晶格区域表现成其等效 $n=1$ 量子化的本征能量跃迁,并且因此表现SL的等效有序合金。

[0239] 上面已经描述了由两个或多个连续半导体结构和/或半导体超晶格形成的复杂半导体结构。在一些实施方案中,两个或多个连续半导体结构和/或半导体超晶格中的第一个可能具有沿生长轴的较大成分改变,并且两个或多个连续半导体结构和/或半导体超晶格中的第二个可能具有沿生长轴的较小成分改变。例如,两个或多个连续半导体结构和/或半导体超晶格中的第一个诱发重p型导电性,并且两个或多个连续半导体结构和/或半导体超晶格中的第二个包括轻p型导电性。

[0240] 图18B示出:p:SL区域1840使用大的成分改变(例如,从 $x_{ave}=0.6$ 至0)进行啁啾或渐变,所述大的成分改变导致整个p:SL区域1840的重p型极化掺杂;i:SL区域1860被啁啾,

以使得成分从底部降至顶部(例如,从成分 $x_{ave}=0.66$ 至 0.6),从而在整个本征区域诱发轻p型极化掺杂,以补偿低空穴注入效率;以及n:SL区域1880具有高Al含量(例如,1ML GaN:2ML AlN SL具有 $x_{ave}=0.66$ 的均匀成分)。

[0241] 区域之间的界面中的任一个处不存在成分突变,这消除了任何极化诱发的表层电荷,消除了由于带偏移产生的势垒,并且因为晶格常数中不存在突变,所以还可以产生更高质量的界面。可通过改变区域总体厚度或者通过改变其界面处的成分来改变p:SL区域和i:SL区域中的极化掺杂密度。例如,将i:SL/p:SL界面处的成分(从 0.6)改变为 0.5 将增加i:SL区域中的p型掺杂并且降低p:SL区域中的p型掺杂。将p:SL区域的厚度降低(至例如25nm)将在不改变i:SL区域的情况下增加p:SL区域中的掺杂密度。

[0242] 图18C图示关于半导体装置1800的带能带结构,其中p:SL区域1840是均匀的(例如, $x_{ave}=0.66$),i:SL区域1860是均匀的(例如 $x_{ave}=0.66$),并且n:SL区域1880是均匀的(e.g. $x_{ave}=0.66$)。因为所有超晶格区域具有相同的成分,所以不存在极化效应,p:SL/p-GaN界面处除外。该设计的好处在于,p:SL和i:SL区域是晶格匹配型的(即,包括应变层的单位晶胞的平面内晶格常数相等),并且因此该界面处存在较少的缺陷来充当无辐射复合位点。与p:SL/p-GaN界面处的强p型极化掺杂相比,p:SL区域中的掺杂具有相对小的效应,如图18C中所示。

[0243] 图18D图示关于半导体装置1800的带能带结构,其中p:SL区域1840是均匀的(例如, $x_{ave}=0.2$),i:SL区域1860是均匀的(例如, $x_{ave}=0.66$),并且n:SL区域1880是均匀的(例如, $x_{ave}=0.66$)。p:SL区域1840的成分低于i:SL区域1860(例如,2ML GaN:4ML AlN i:SL和6ML GaN:2ML AlN p:SL),导致i:SL/p:SL和p:SL/p-GaN界面的p型极化掺杂,所述掺杂将价带钉扎在p:SL区域1840的任一侧处的费米能级以上,如图18D中所示。这引起空穴储层形成在i:SL/p:SL界面处。虽然这些单位晶胞之间的平面内晶格常数中仍然存在某一改变,这与图18C中图示的形式不同,但是p:SL区域1840的p型极化掺杂可能比全晶格匹配的p:SL区域1840更为有利。以上情况将具有呈压缩状态的p:SL。

[0244] 图18E图示关于半导体装置1800的带能带结构,其中p:SL区域1840是啁啾的(例如, $x_{ave}=0.66-0$),i:SL区域1860是均匀的(例如, $x_{ave}=0.66$),并且n:SL区域1880是均匀的(例如, $x_{ave}=0.66$)。i:SL 1860区域与p型GaN区域1820之间的p:SL区域1840的啁啾或渐变引起p:SL区域1840的体p型极化掺杂,而不是界面的每一个处的表层电荷,所述表层电荷增加经过p:SL区域1840的p型导电性并且提高空穴注入。其还具有消除i:SL/p:SL和p:SL/p:GaN界面处的带不连续性的好处,这样进一步提高空穴注入效率。这可以降低i:SL/p:SL异质界面处而不是整个p:SL区域1840的位错密度,因为晶格常数中不存在突变。

[0245] p:SL区域1840中的p型极化掺杂非常高($\sim 5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$),并且不论是否使用Mg对p:SL区域1840进行故意掺杂,带结构和空穴浓度几乎是相同的。因此,该设计上的变化形式移除啁啾的p:SL区域1840中的故意Mg掺杂,并且基本上生长成本征或非故意掺杂区域。为了避免混淆,该区域被称为诱发的p:SL区域,因为其仍然是极化掺杂的p型。极化诱发的掺杂密度取决于成分的改变和区域的渐变距离。因此,如果成分改变被区域固定在任一侧上,那么可以通过降低渐变区域的厚度来增加掺杂密度。该设计具有从靠近复合区域的位置移除Mg杂质掺杂剂的好处,这样可以提高迁移率以及减少无辐射复合。一般来说,p:SL的Mg掺杂不会实现与n:SL和i:SL一样高的结构品质,因为p:SL必须富氮生长,以允许Mg掺杂剂替代

地并入并且产生原子级粗糙层。如果p:SL区域1840可以在不需要Mg的情况下生长,那么可以提高其结构品质,并且因此有利地提高所需的装置性能。

[0246] 图18F图示关于半导体装置1800的带能带结构,其中p:SL区域1840是均匀的(例如, $x_{ave}=0.6$),i:SL区域1860是均匀的(例如, $x_{ave}=0.6$),并且n:SL区域1880是均匀的(例如, $x_{ave}=0.66$)。将其与图18C中图示的晶格匹配结构进行比较。对i:SL区域1860成分进行选择,以低于n:SL区域1880。较低i:SL区域1860成分引起n:SL/i:SL界面的p型极化掺杂,这升高本征区域中的能带并且增加本征区域空穴浓度,如图18F中所示。这是啁啾的i:SL区域结构的简化,但是实现了增加本征区域中的空穴浓度的类似结果。这促成更加简单的生长,因为所述层全部是均匀的。

[0247] 图18G和图18H图示关于半导体装置1800的带能结构,其中p:SL区域1840是啁啾的(例如, $x_{ave}=0.5-0.1$),i:SL区域1860是啁啾的(例如, $x_{ave}=0.7-0.6$),并且n:SL区域1880是均匀的(例如, $x=0.66$)。图18G具有在n:SL/i:SL界面处故意引入的2D极化表层电荷,并且图18H具有在i:SL/p:SL界面处故意引入的2D极化表层电荷。在界面中的一个或多个处引入小的成分改变,以诱发表层极化电荷。例如,如果i:SL区域1860的顶部具有0.6的成分,并且p:SL区域1840的底部具有0.5的成分,那么将对界面进行可以诱发二维空穴气体(2DHG)的p型极化掺杂。同样地,如果i:SL区域1860的底部具有0.7的成分,那么在66% n:SL区域1880上(即, $x_{ave}=0.66$),将诱发小的n型表层电荷。该重表层掺杂可用于提供载流子储层,以提高注入效率以及减少载流子过冲。由于2DHG中的高横向迁移率,还可以提高电流扩散。

[0248] 也可以实现半导体结构1800的其它变化形式。例如,可以生长均匀的p:SL区域1840,并且仅i:SL区域被啁啾以轻微诱发p型极化,例如从 $x_{ave}=0.66$ 至 $x_{ave}=0.55$ 。相反方向(即,从高Ga含量至低Ga含量)上的啁啾可以诱发n型而不是p型极化掺杂。这可以在n:SL区域1880的顶部使用,以提供极重掺杂的层来充当电子储层。n型极化啁啾还可用于重掺杂埋在n:SL区域1880中的层作为横向电流散布层,或者提供高度掺杂的区域用于欧姆触点形成。

[0249] p-GaN被视为是任选的,并且接触可直接至p:SL区域1840。如果p:SL区域1840被选择成在工作波长下是透明的并且p触点是反射性的,那么这可以显著地提高光萃取效率。对于啁啾的p:SL,平均合金成分的渐变可以简单地在仍然充分透明例如 $x_{ave}=0.4$ 且直接接触的成分处终止。然而,这可能会减小可以执行啁啾的成分范围,并且因此降低潜在极化掺杂。

[0250] 本发明有利地提供具有广泛应用的尤其关于DUV LED的半导体结构。例如,本发明有利地克服或至少减少限制DUV LED的商业开发的许多制约因素。

[0251] 虽然已经主要参考本发明的优选实施方案的二极管和LED对本发明进行了描述,但是应了解的是,在上下文允许的情况下,也可以构建其它半导体结构和装置。

[0252] 在本说明书中,术语“超晶格”指代包括多个重复单位晶胞的分层结构,包括两个或多个层,其中所述单位晶胞中的层厚度足够的小,相邻单位晶胞的对应层之间存在明显的波函数渗透,以使得电子和/或空穴的量子隧道效应可容易地发生。

[0253] 在本说明书中,诸如第一和第二、左侧和右侧、顶部和底部等的形容词可仅用于将一个要素或动作从另一要素或动作中区分出来,不必要求或暗示任何实际的所述关系或顺序。在上下文允许的情况下,对整数或组分或步骤(等)的提及不应被解释成仅限于所述整

数、组分或步骤中的一个,而是可能是所述整数、组分或步骤等中的一个或多个。

[0254] 本发明的各种实施方案的以上描述提供用于向本领域技术人员进行描述的目的。并非意在穷举,或者将本发明限制到单个公开的实施方案。如上面所提及,本发明的众多替代形式和变化形式对于本领域技术人员来说将是明显的。因此,虽然已经具体地讨论了一些替代实施方案,但是对于本领域技术人员而言其它实施方案将是明显的或者相对容易开发的。本发明意在涵盖本文已经讨论的本发明的所有替代方案、修改和变化形式,以及在以上所描述的本发明的精神和范围内的其它实施方案。

[0255] 在本说明书中,术语“包括 (comprises、comprising、includes、including)”或类似术语意在表示非排他性的包括,以使得包括一系列要素的方法、系统或设备并非仅包括这些要素,而是可能也包括未列出的其它要素。

[0256] 本说明书中对任何现有技术的提及并非且不应被理解成承认或以任何形式示意现有技术形成公知常识的一部分。

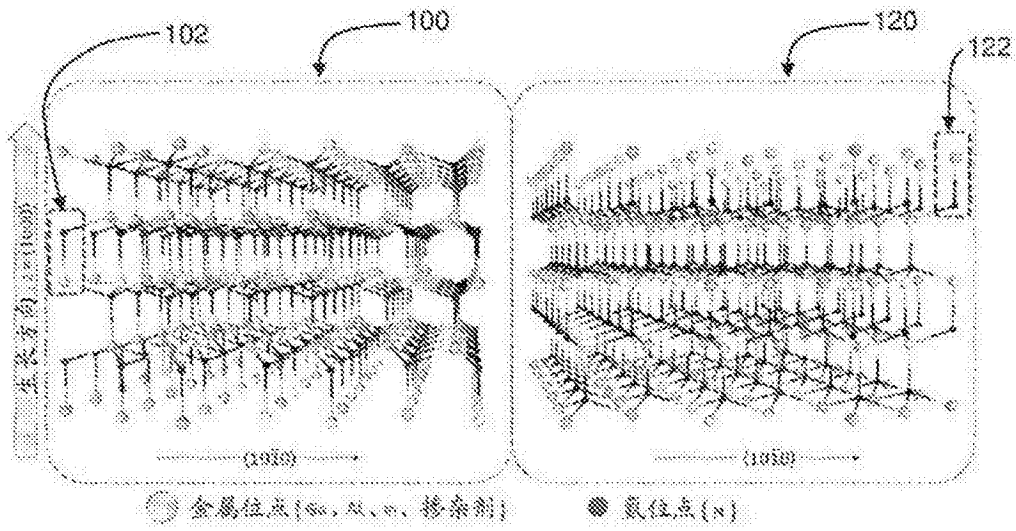


图1

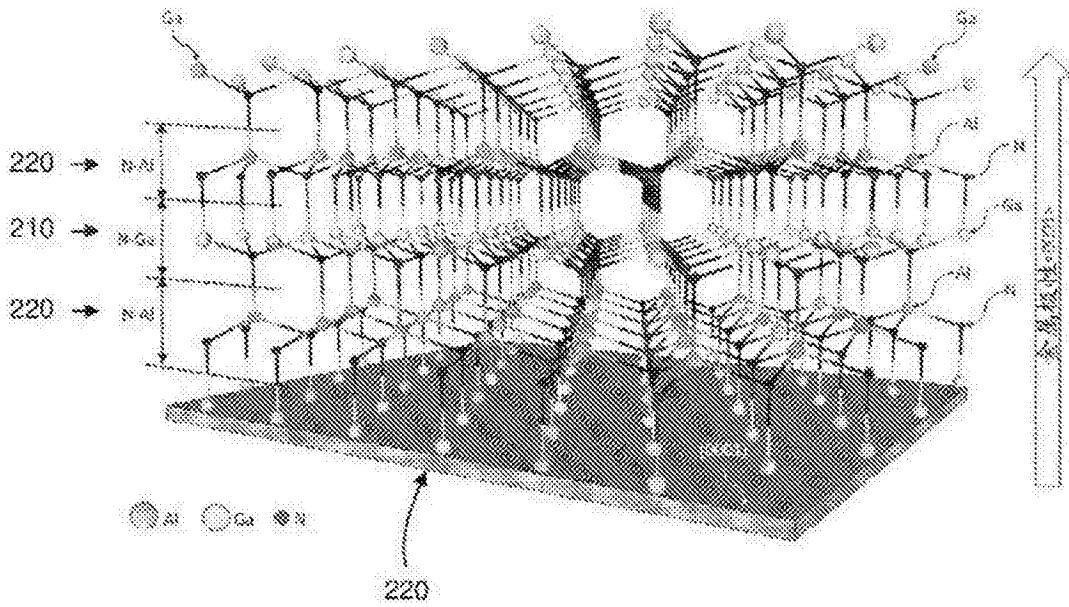


图2

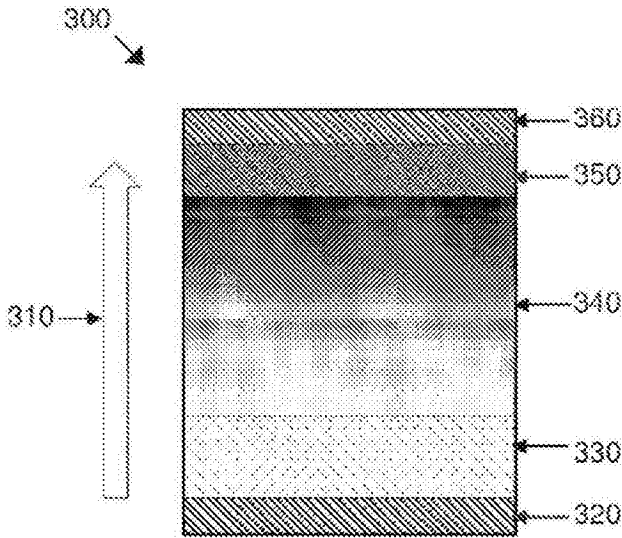


图3A

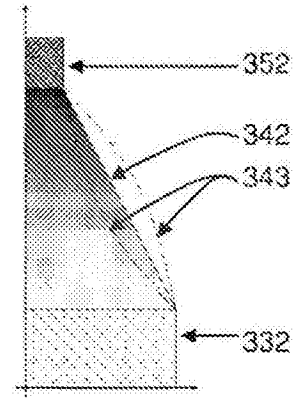


图3B

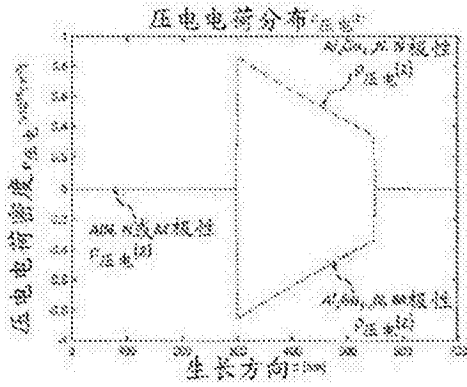


图3C

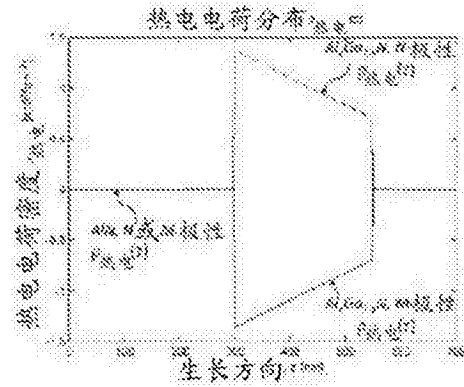


图3D

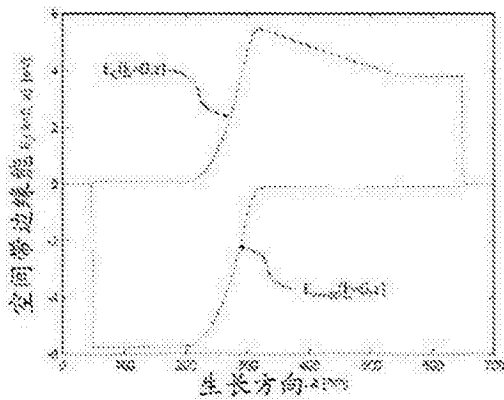


图3E

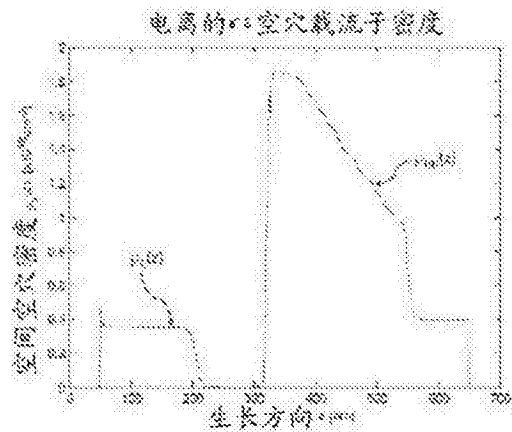


图3F

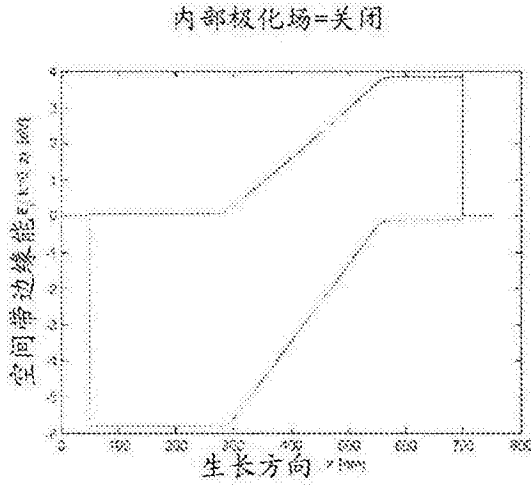


图3G

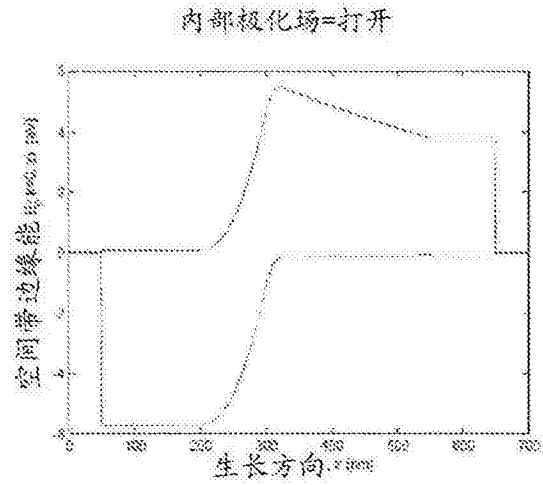


图3H

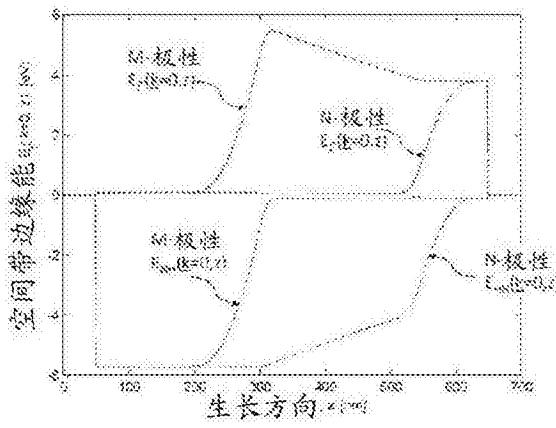


图3I

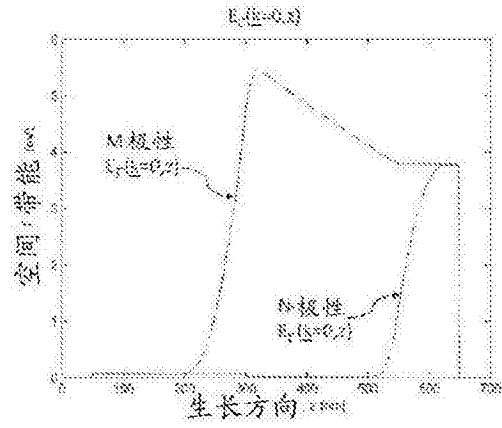


图3J

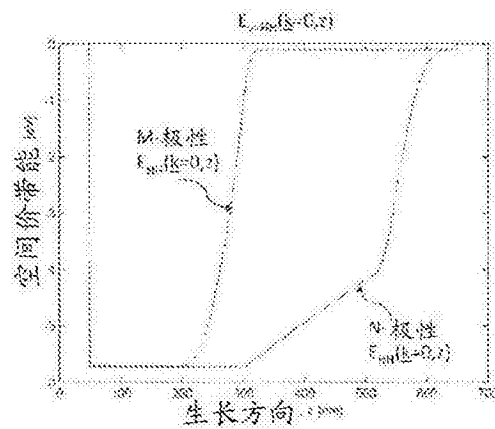


图3K

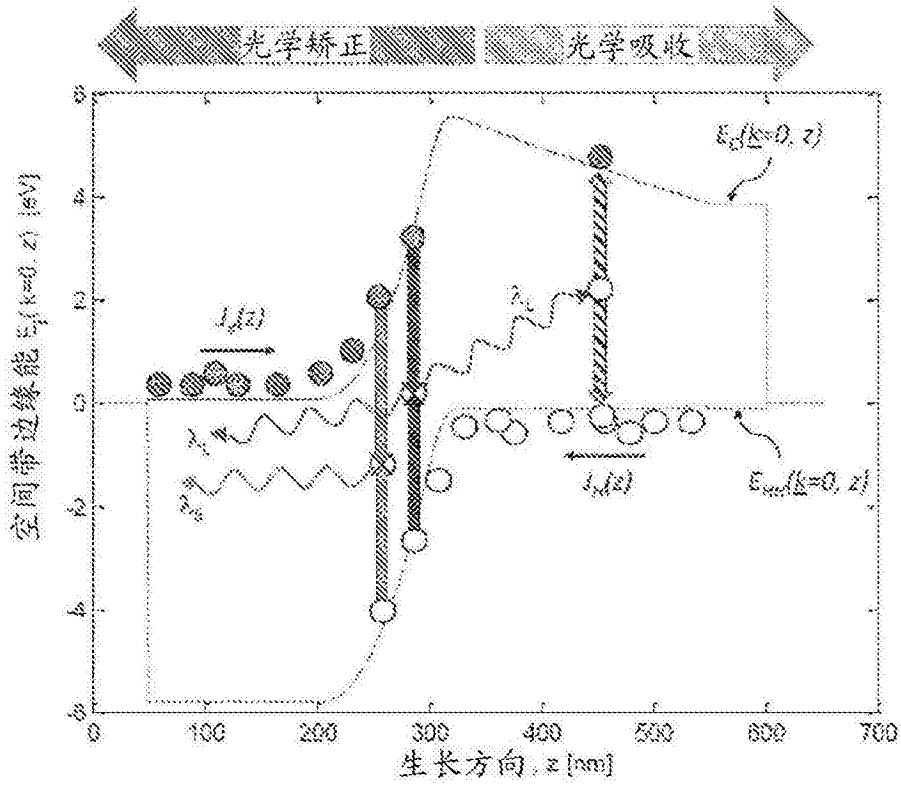


图3L

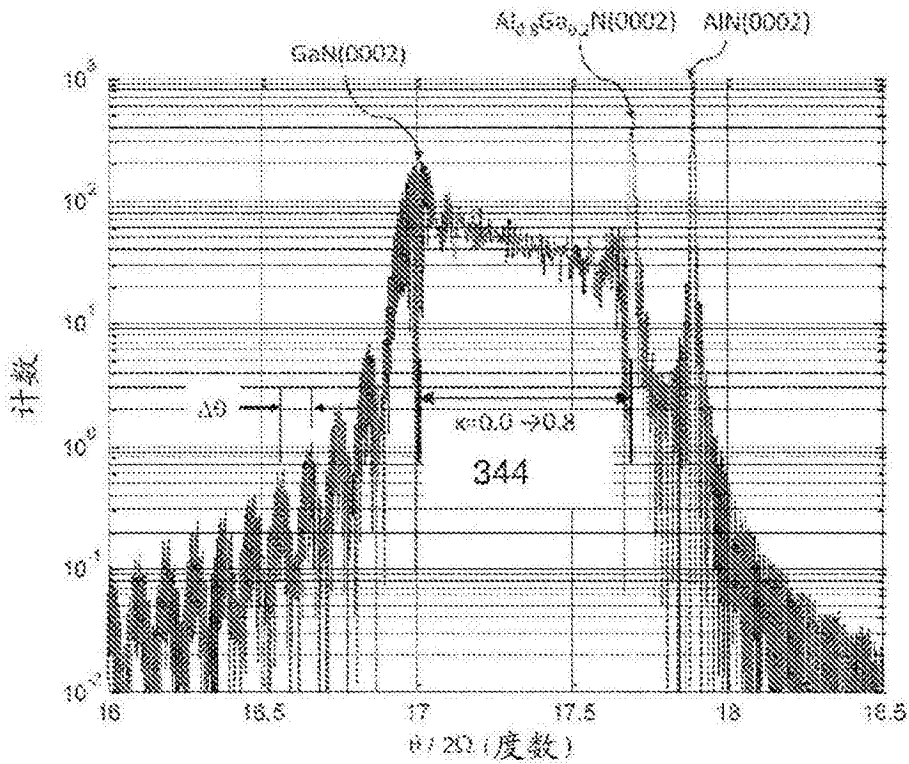


图3M

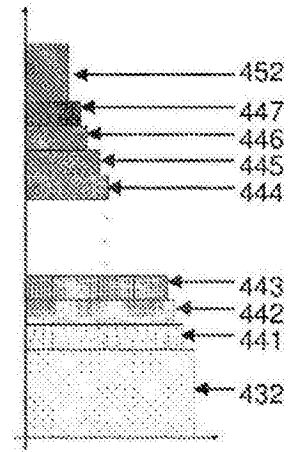
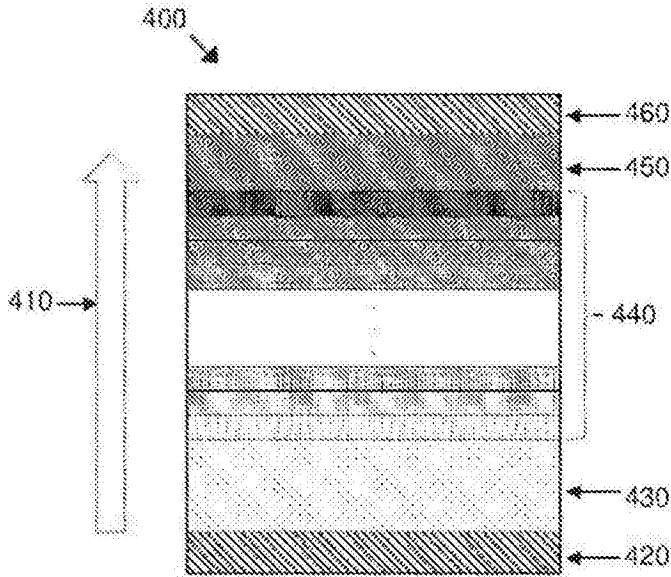


图4B

图4A

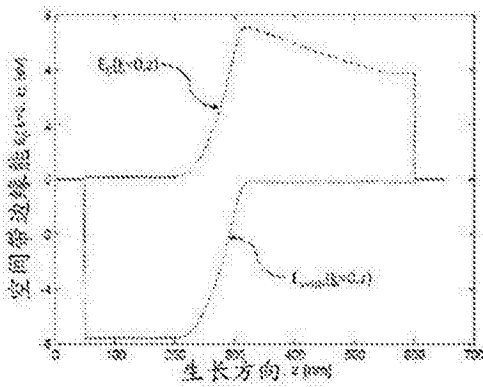


图4C

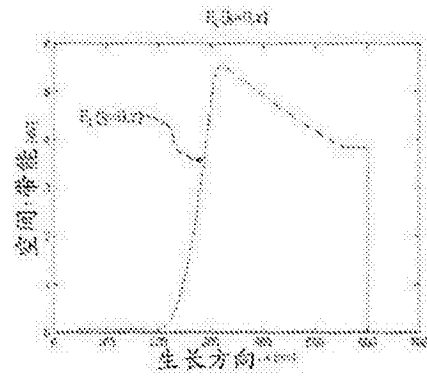


图4D

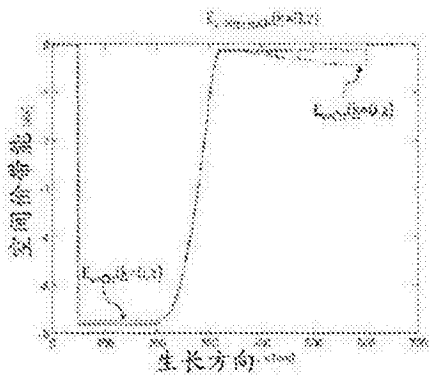


图4E

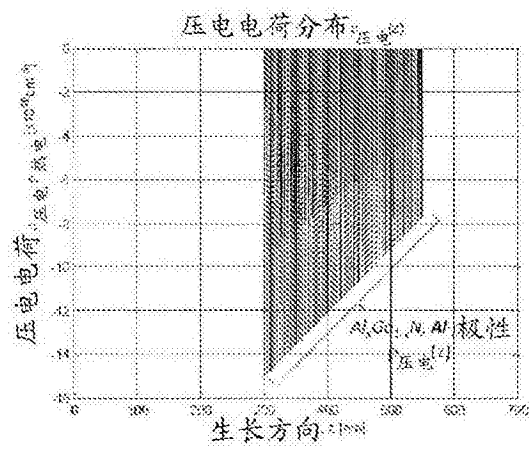


图4F

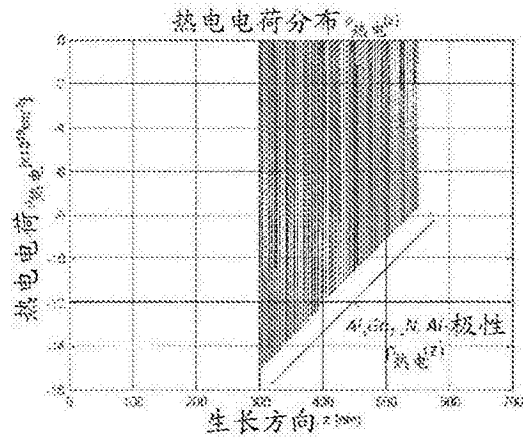


图4G

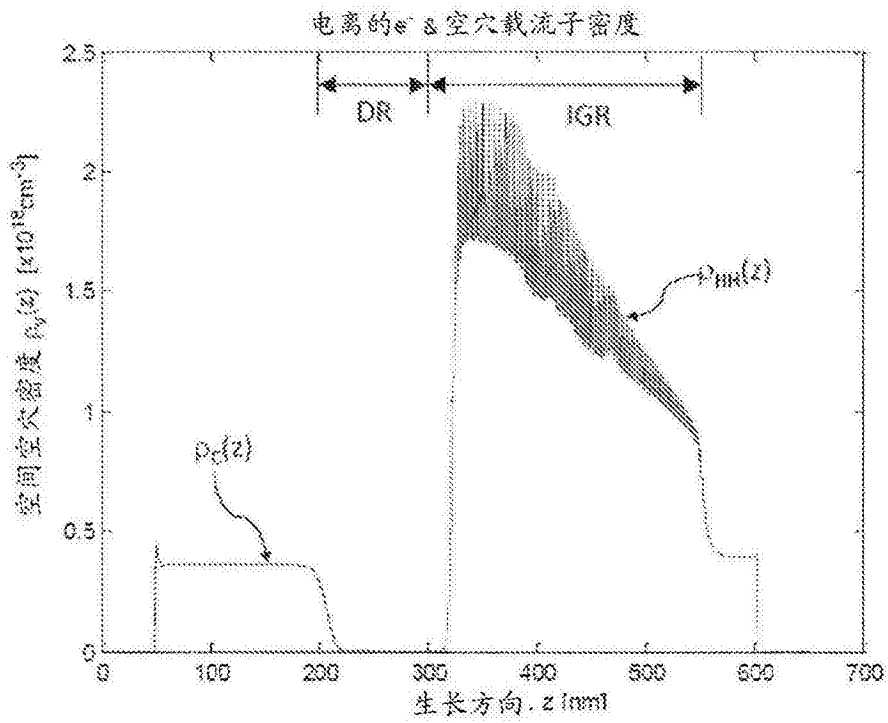


图4H

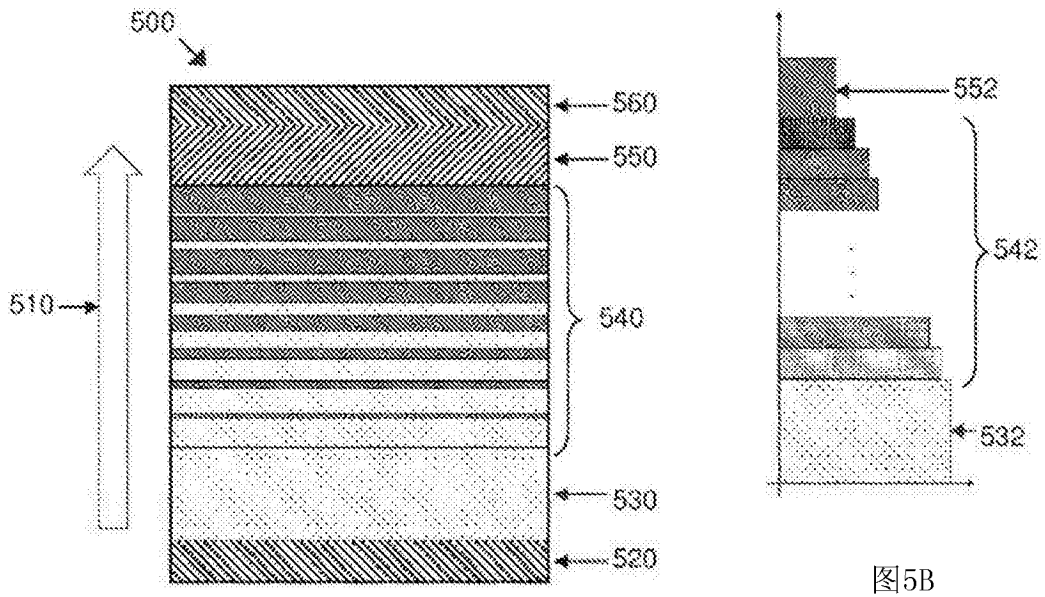


图5A

图5B

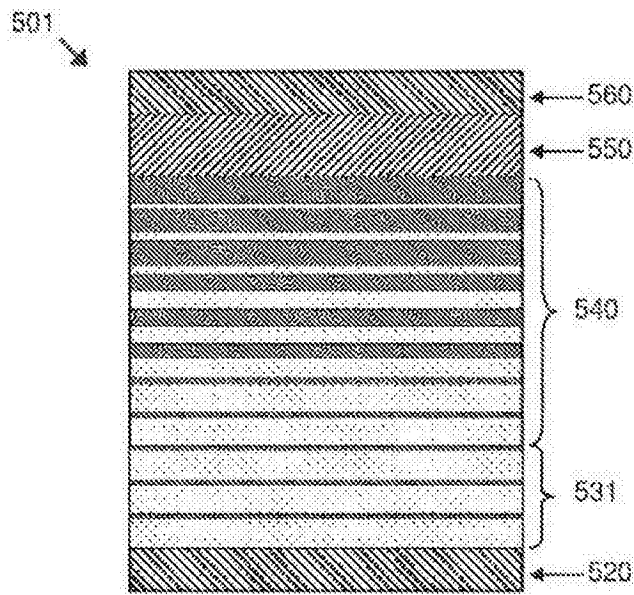


图5C

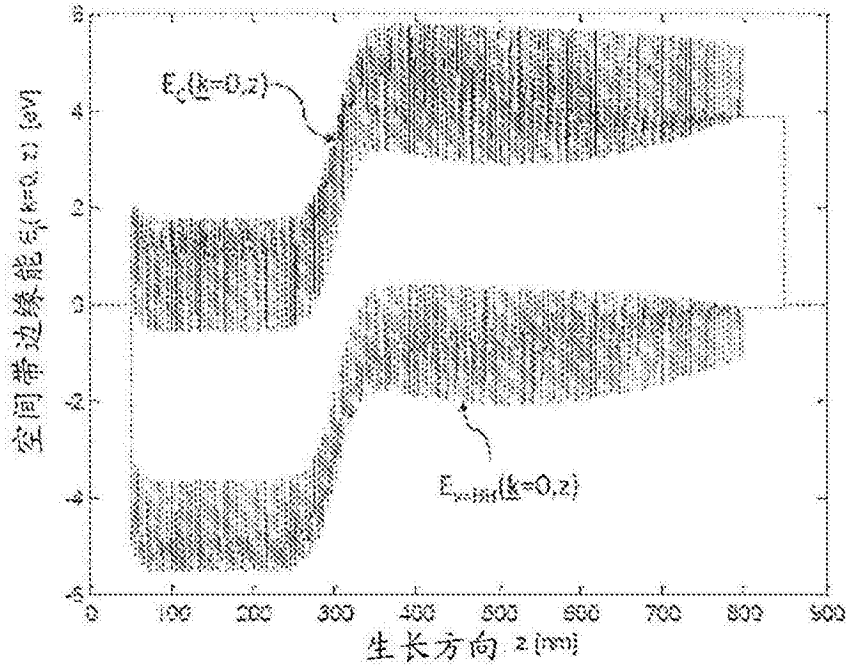


图5D

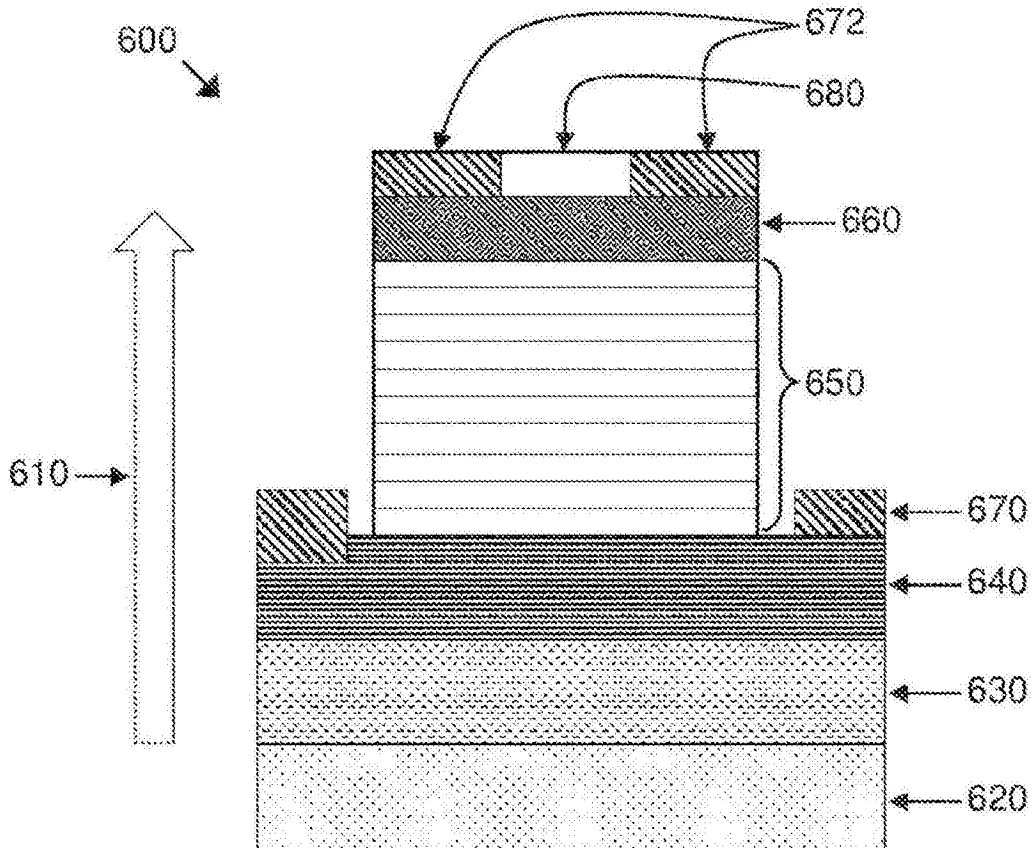


图6

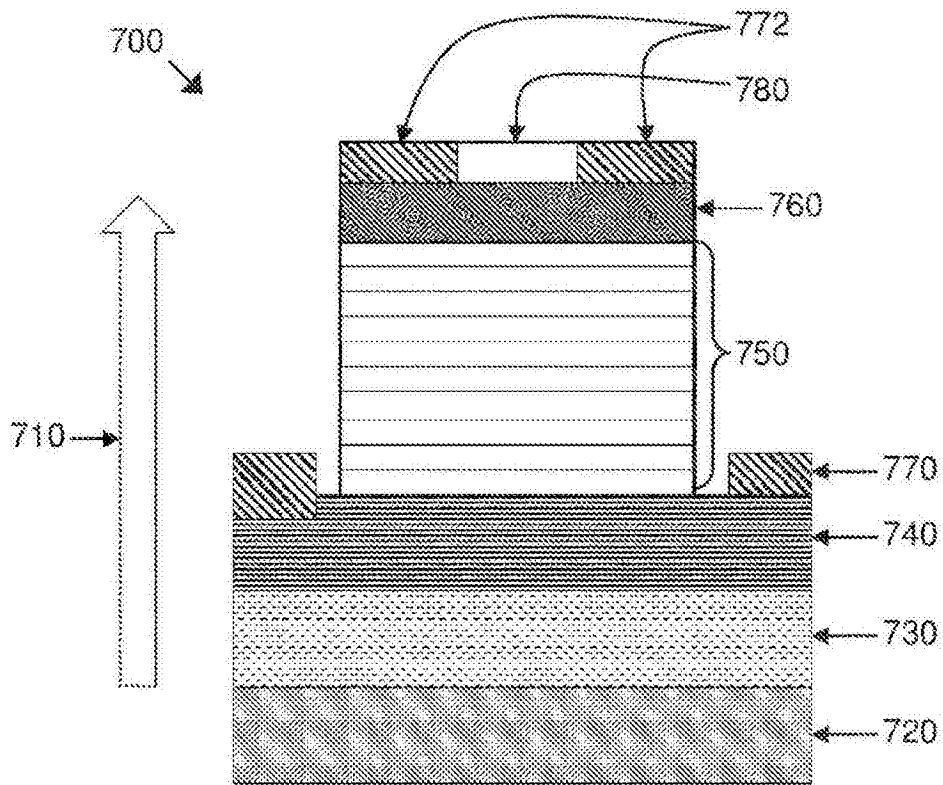


图7

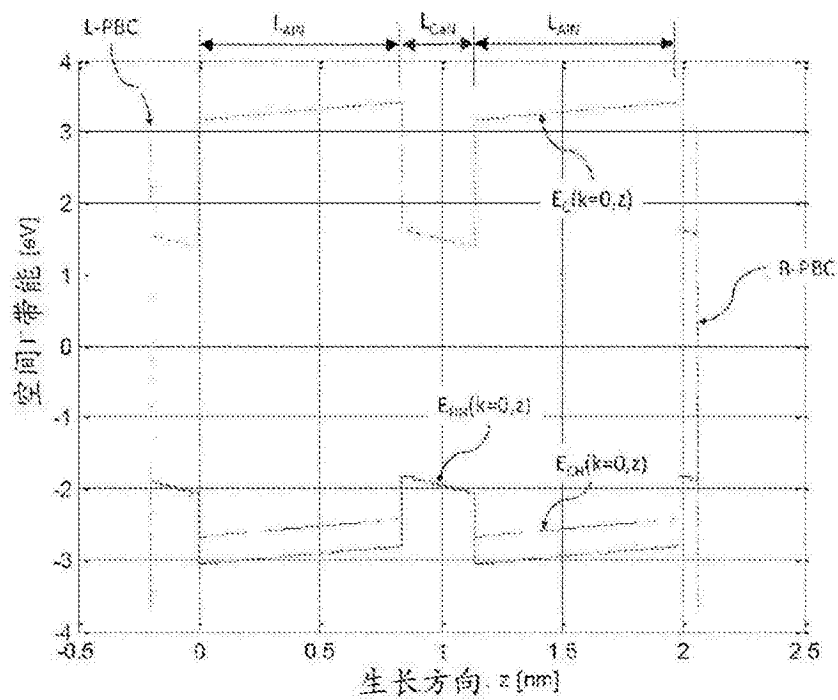


图8

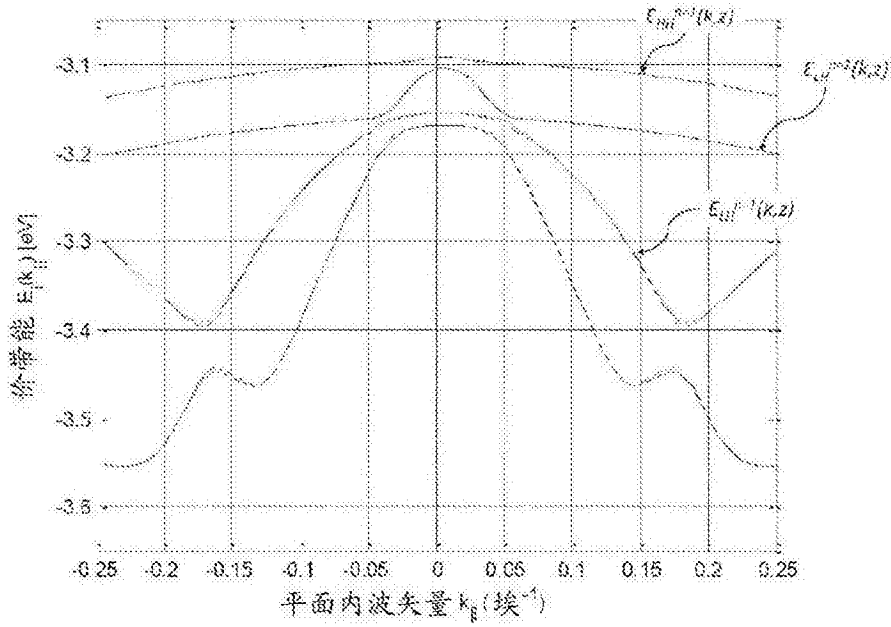


图9

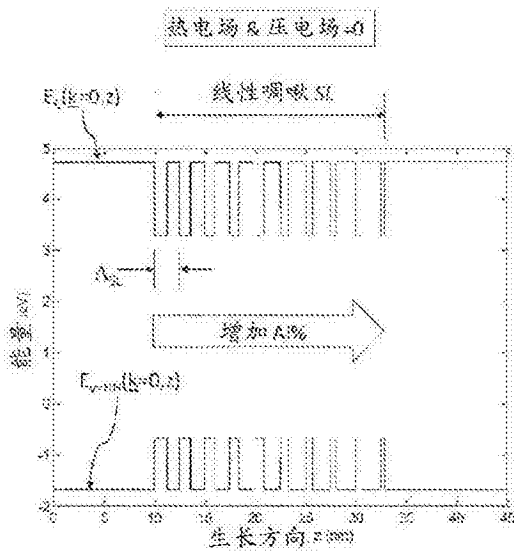


图10A

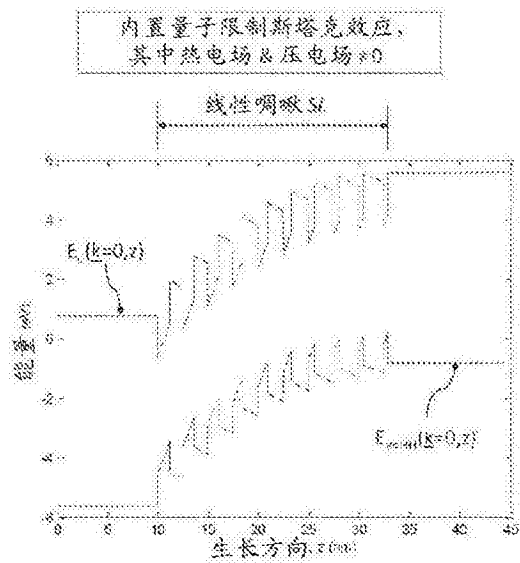


图10B

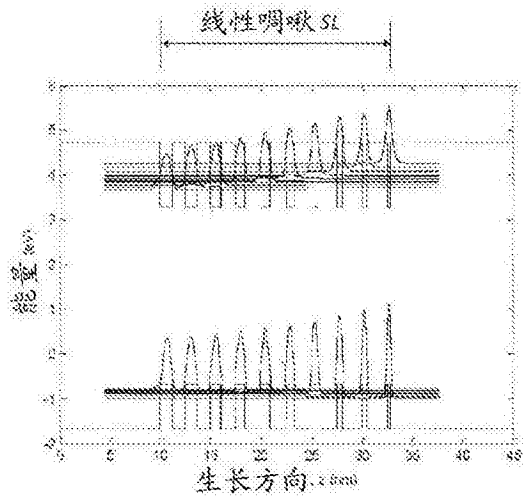


图11A

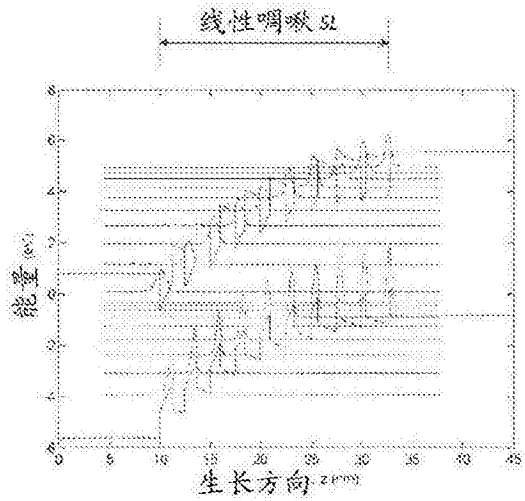


图11B

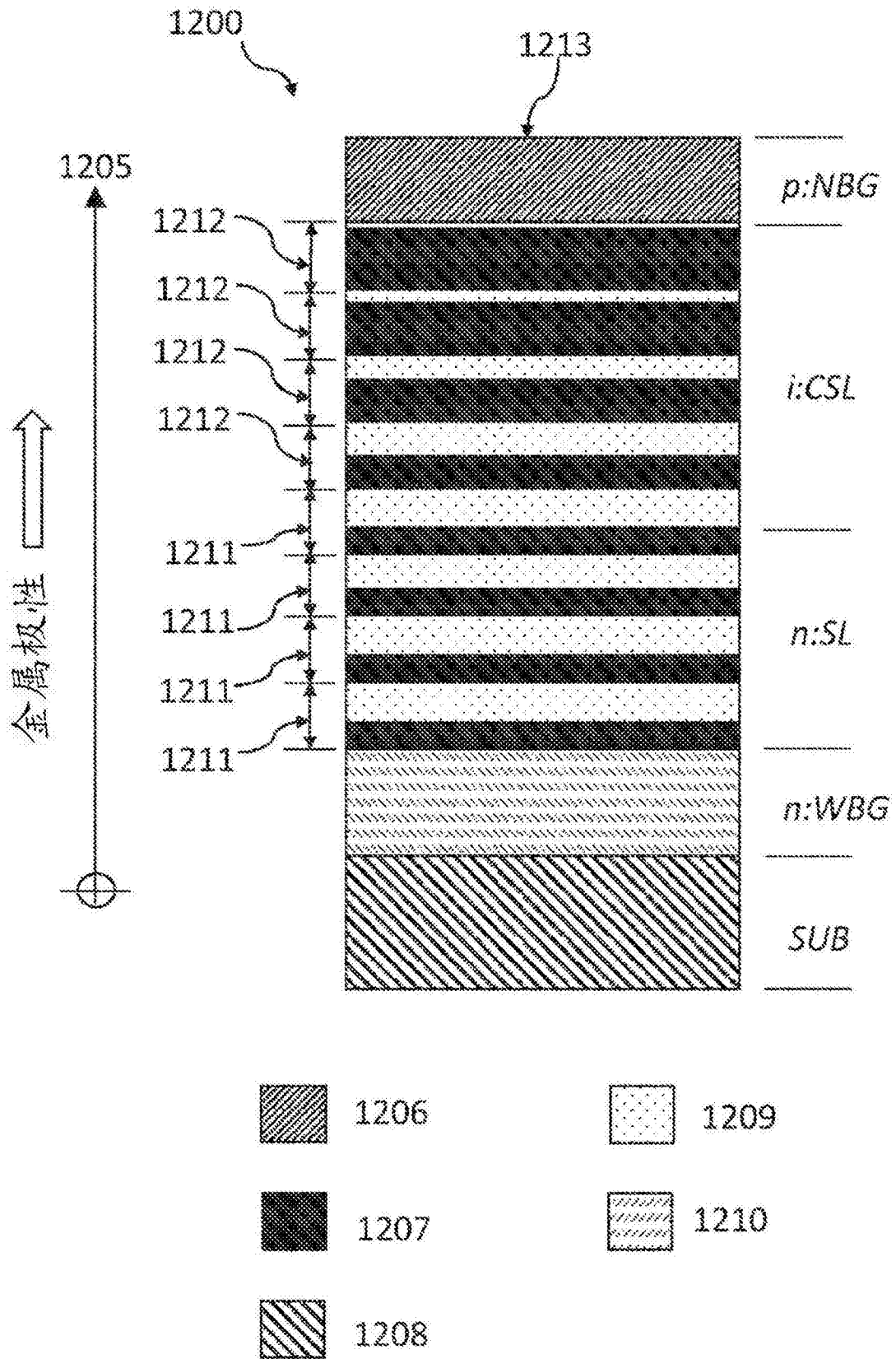


图12A

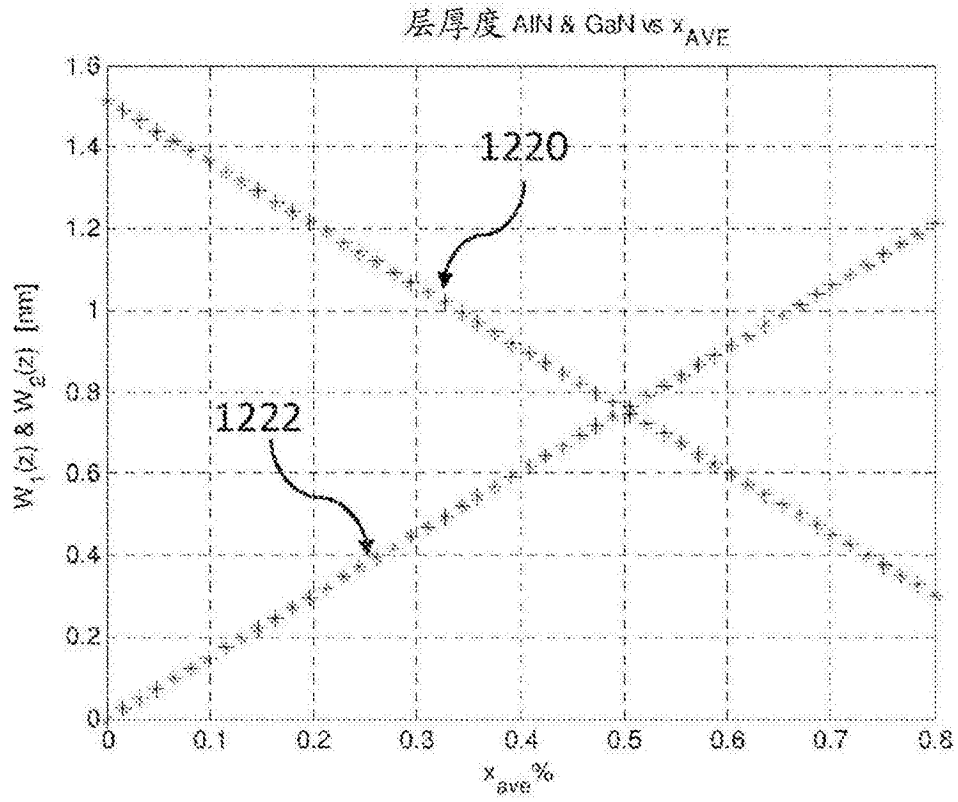


图12B

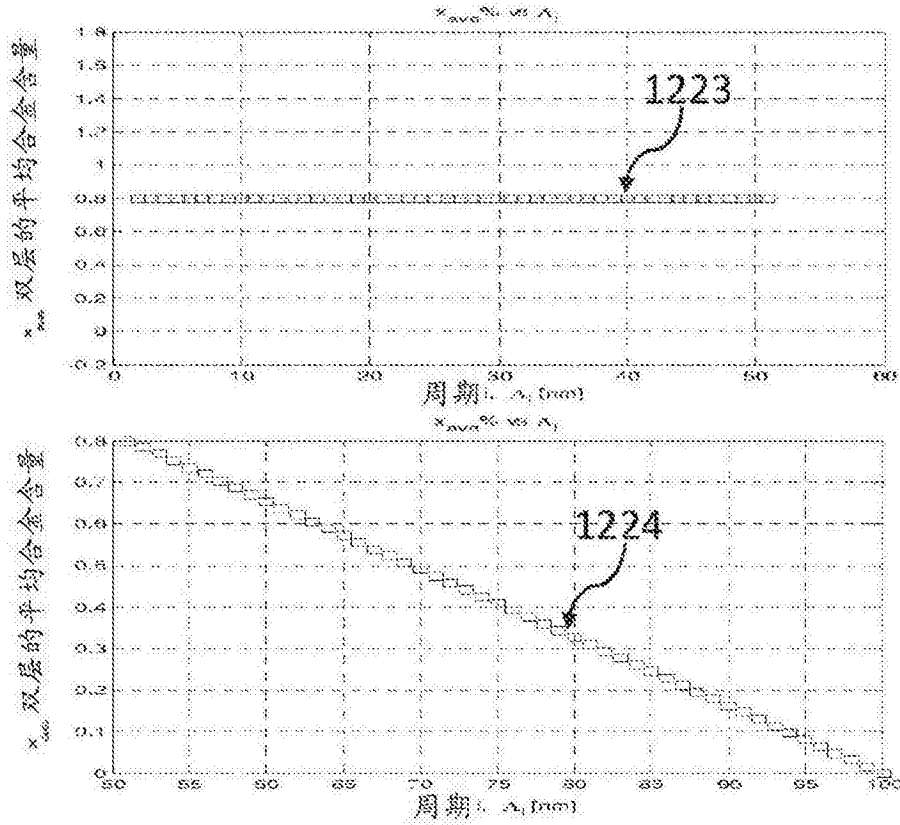


图12C

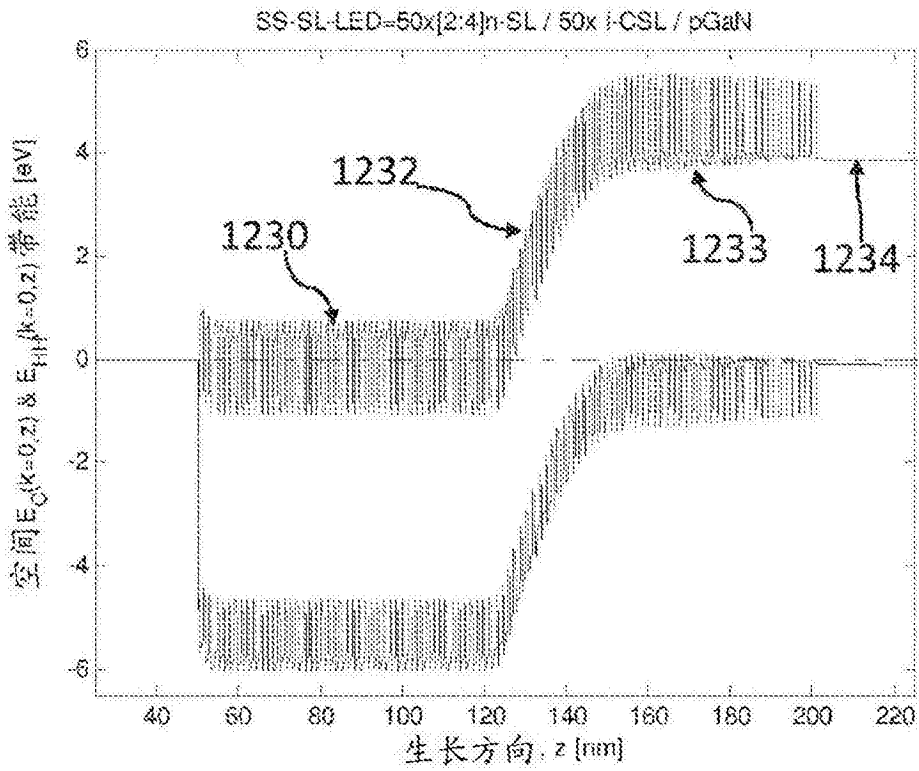


图12D

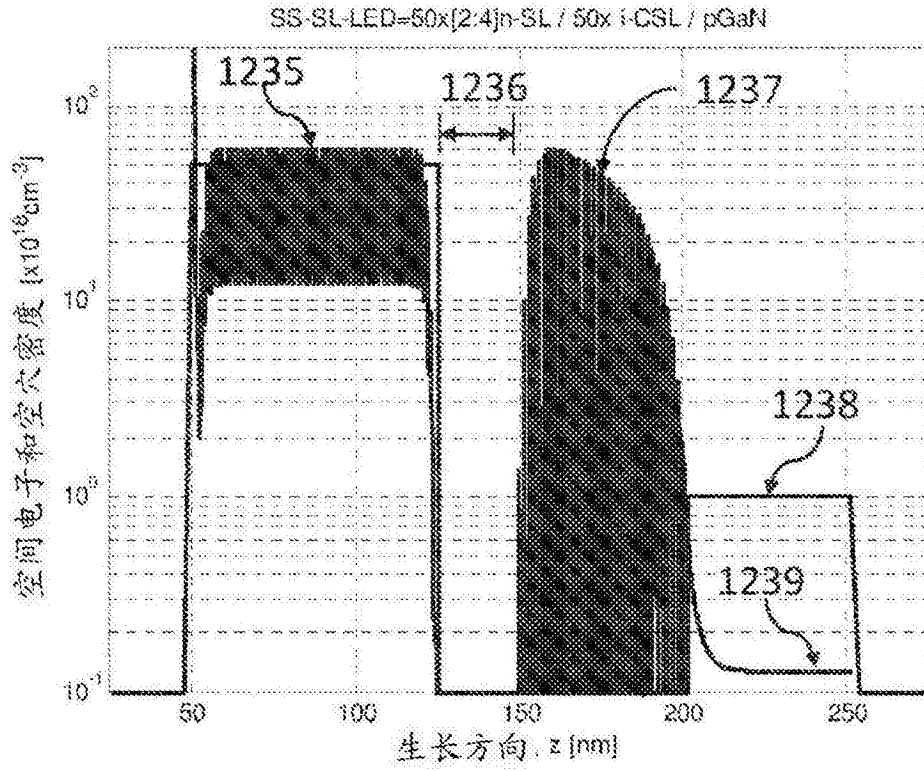


图12E

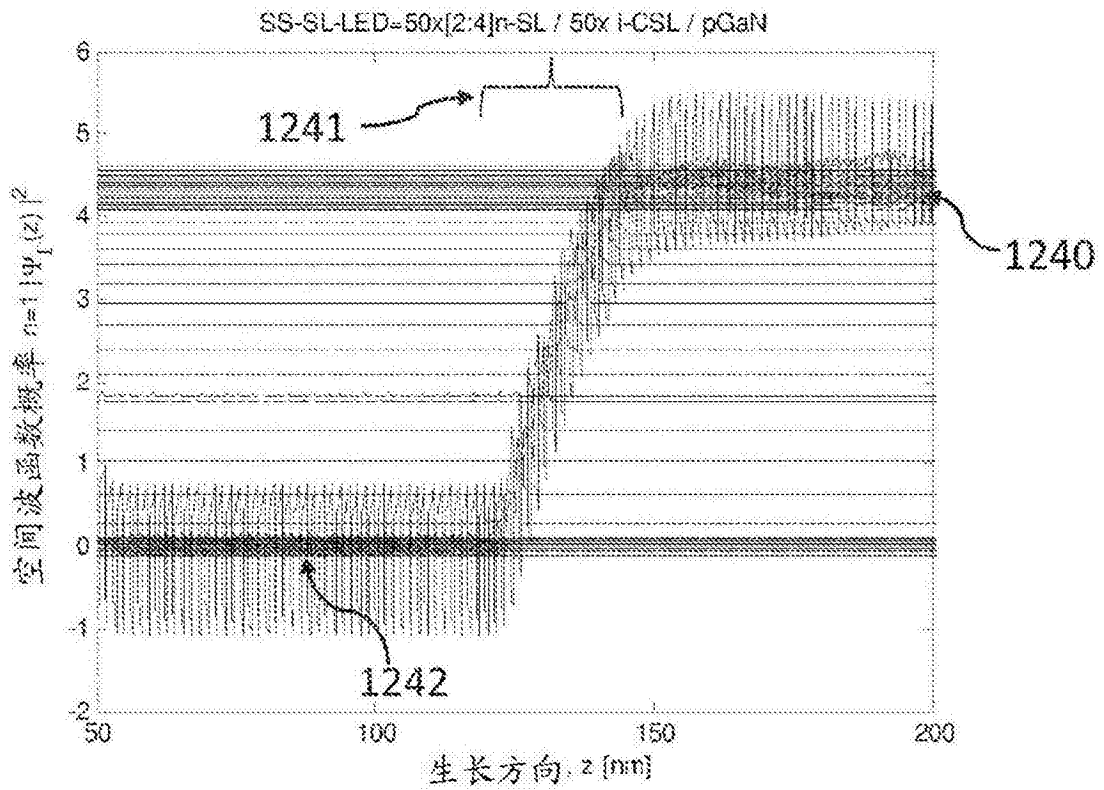


图12F

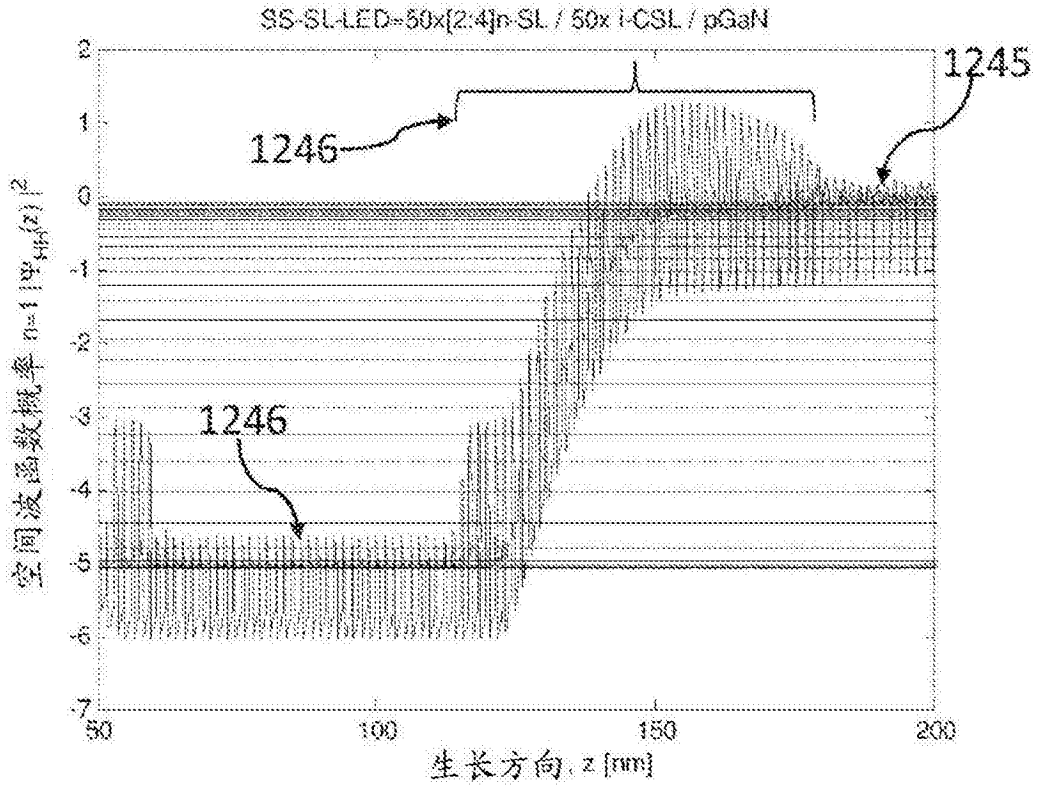


图12G

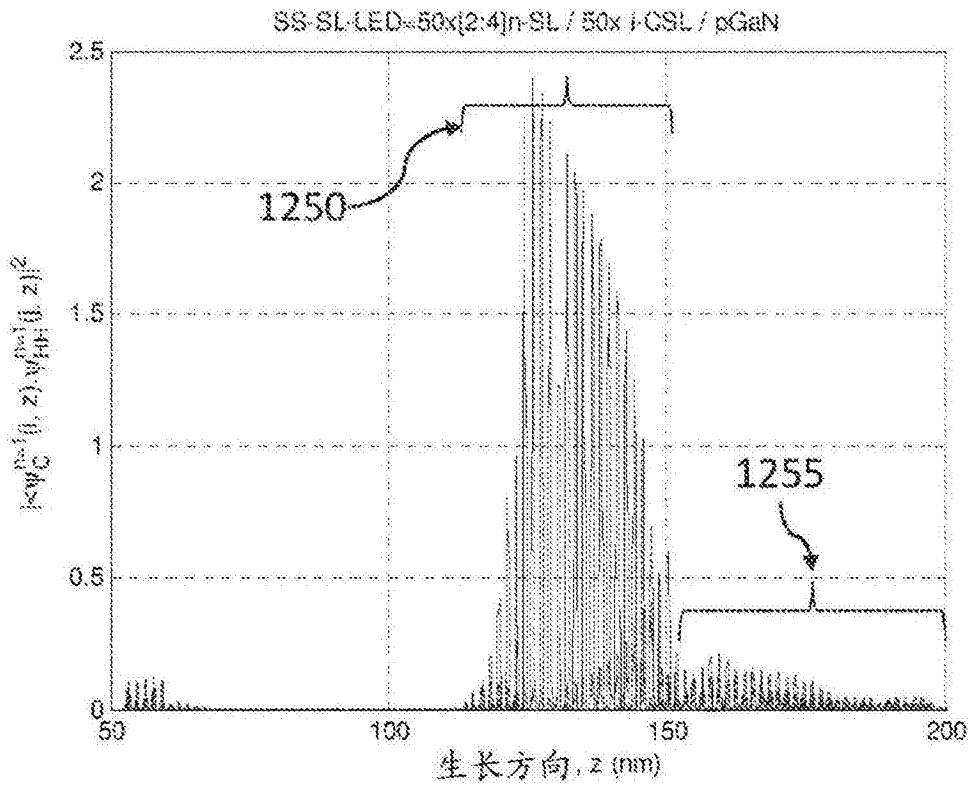


图12H

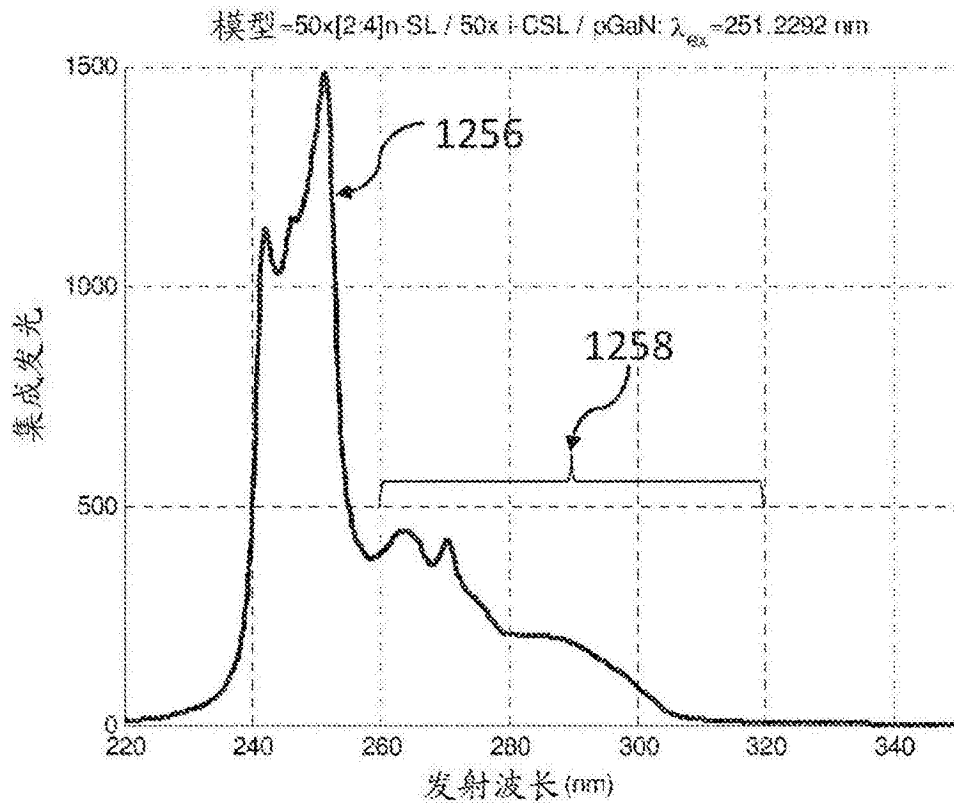


图121

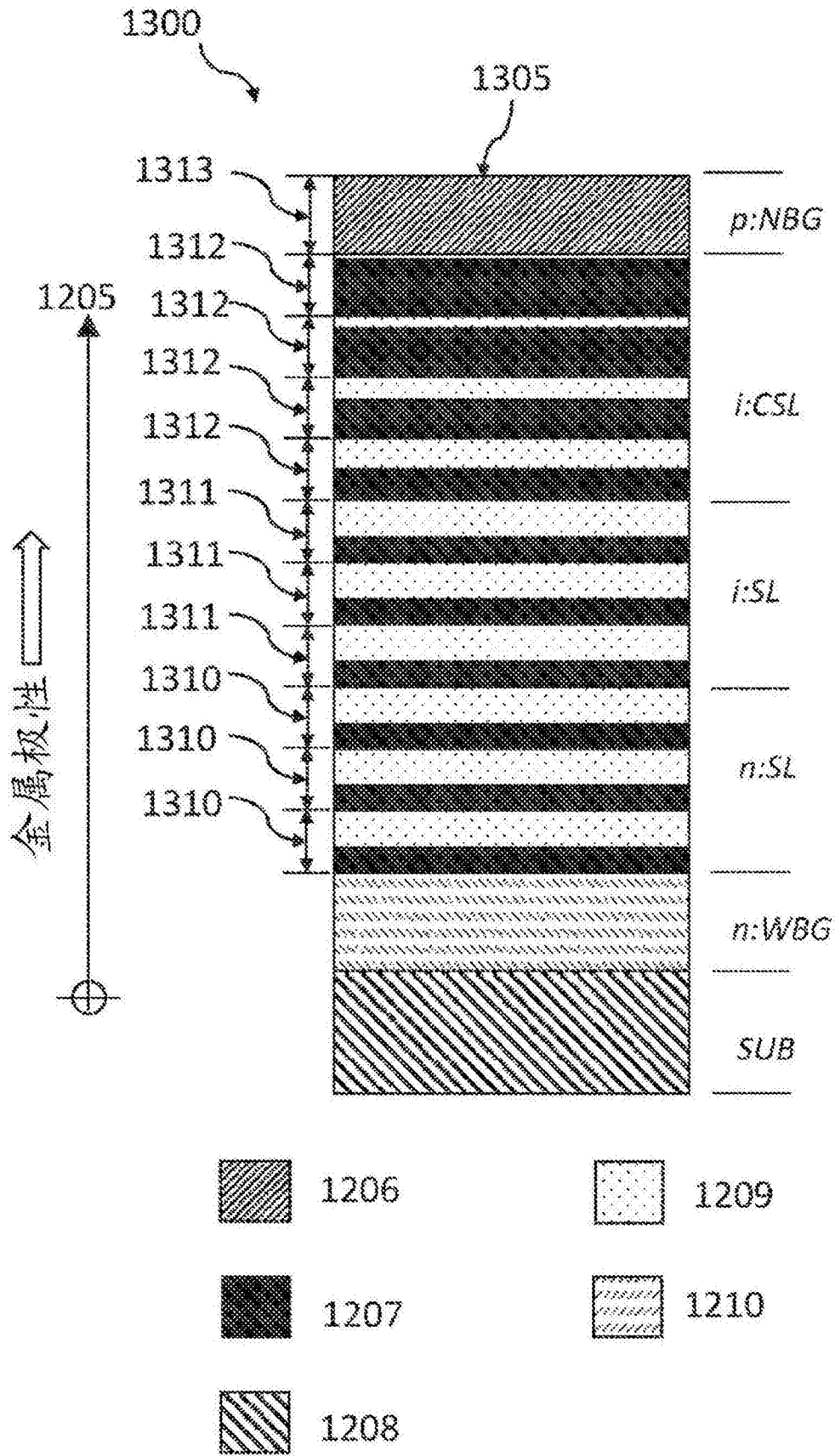


图13A

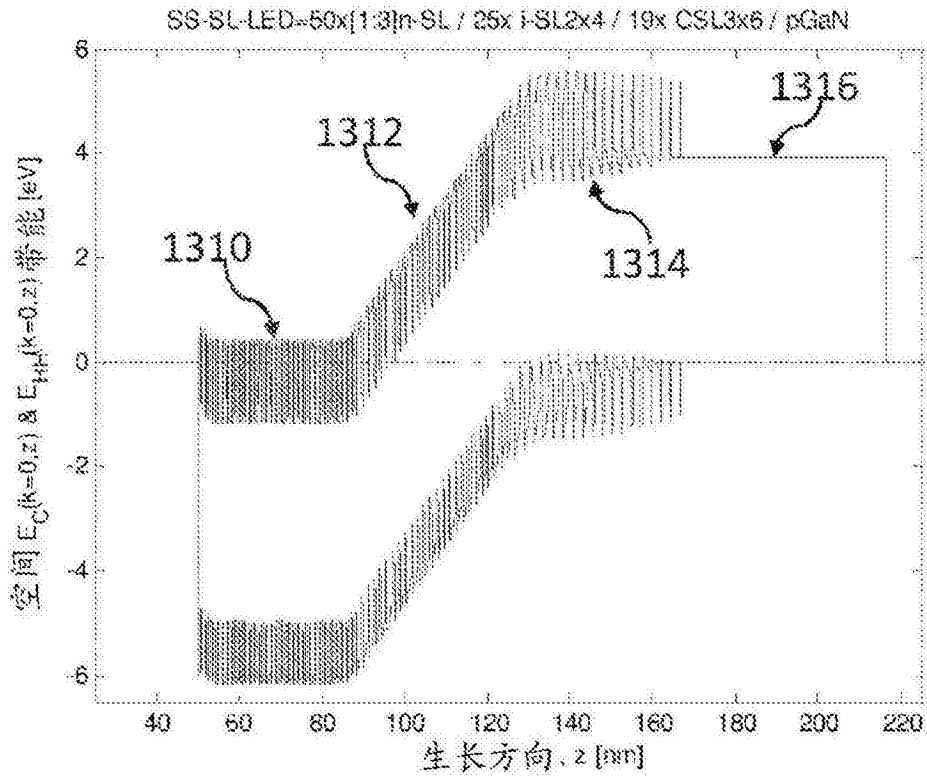


图13B

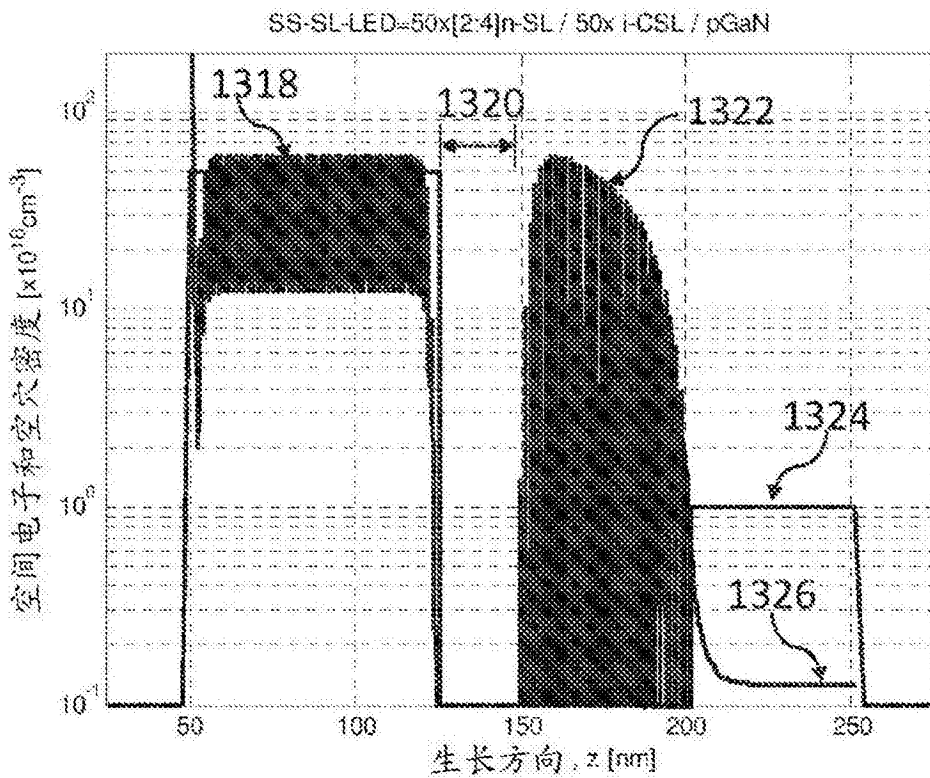


图13C

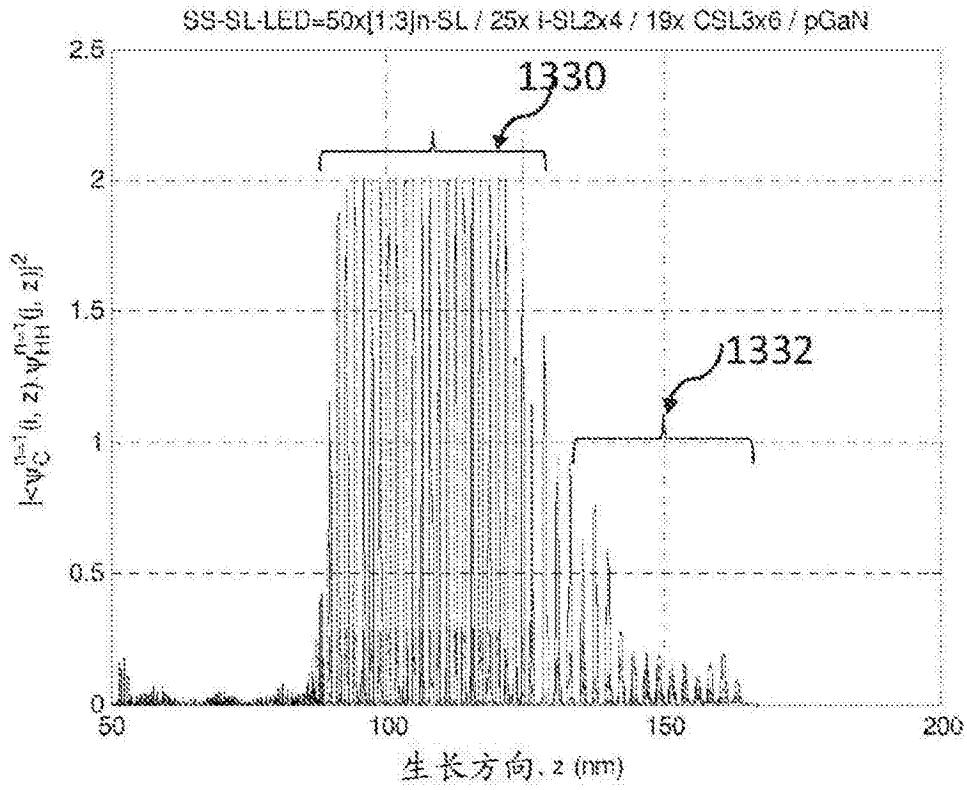


图13D

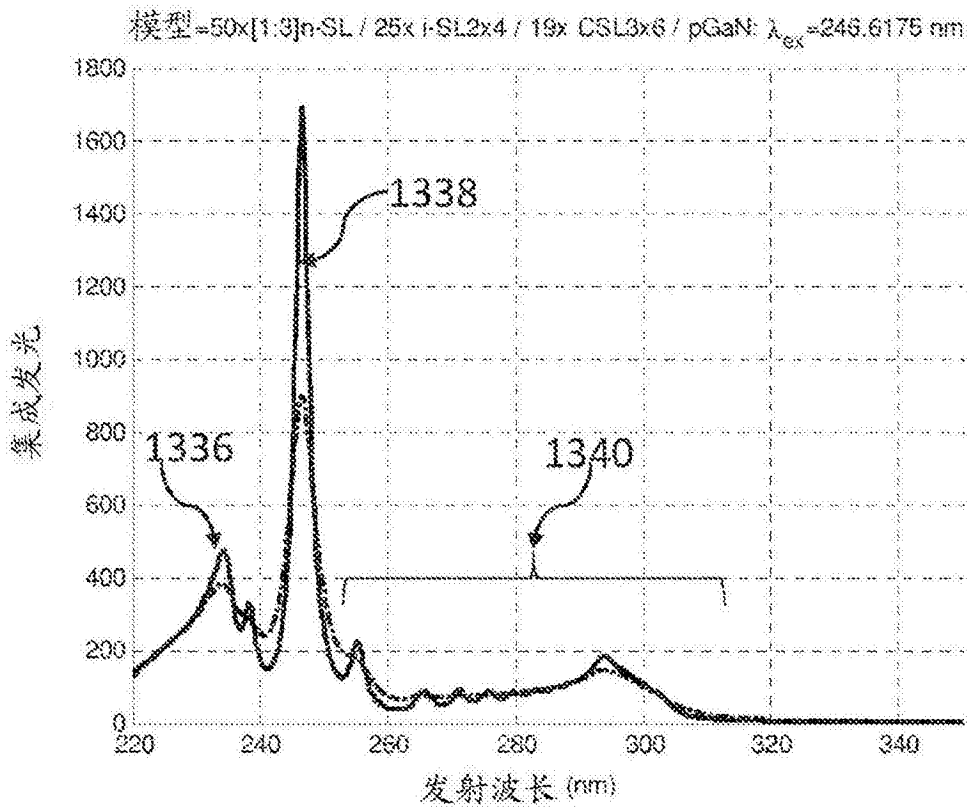


图13E

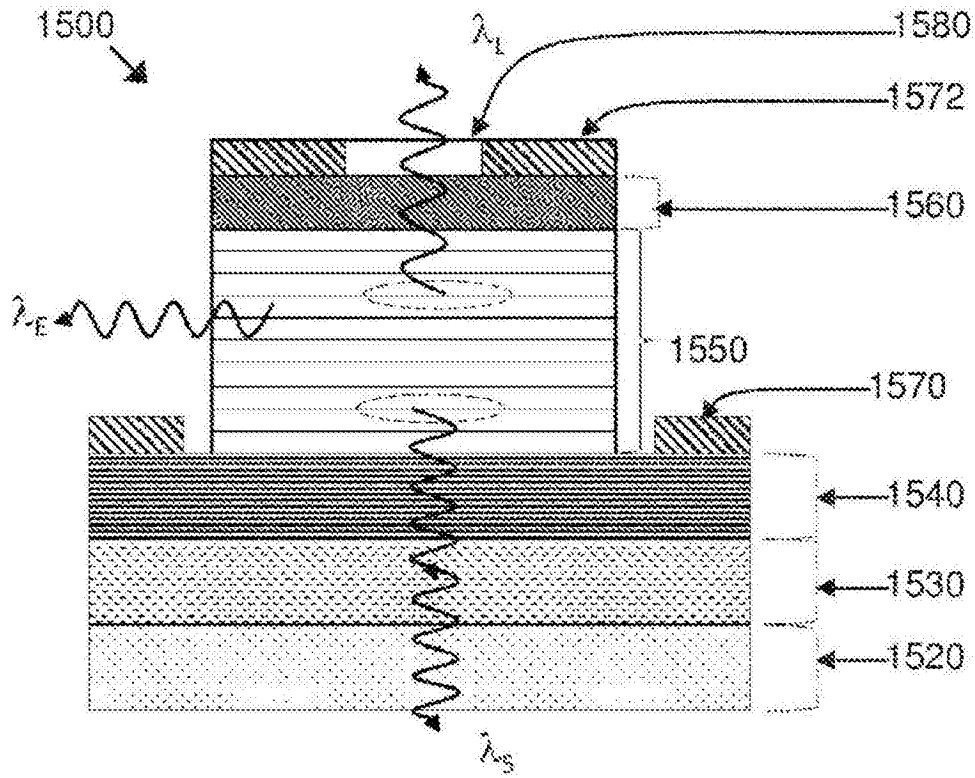


图14

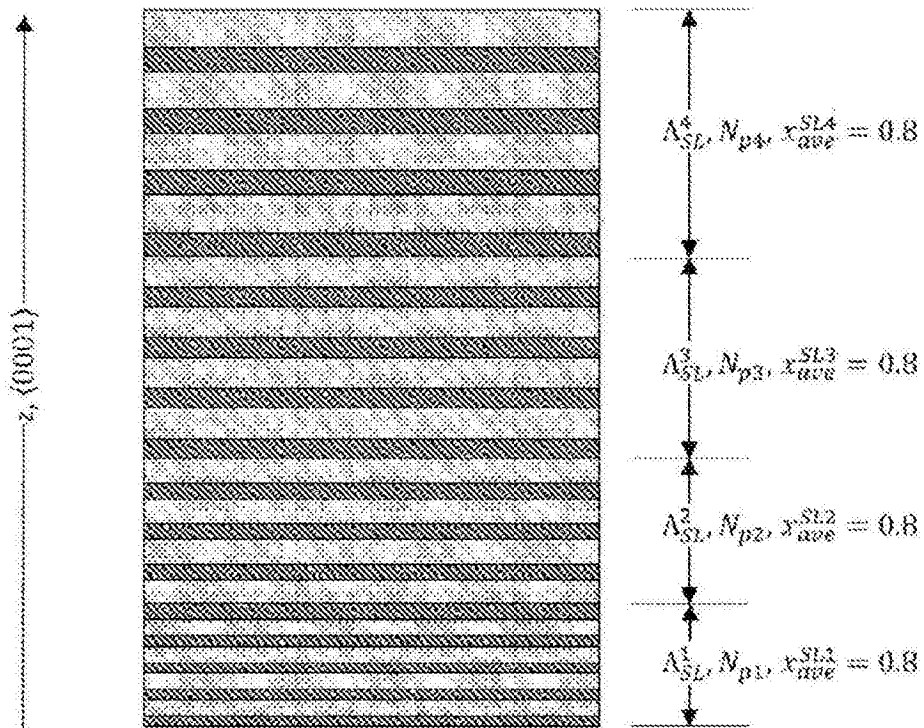


图15

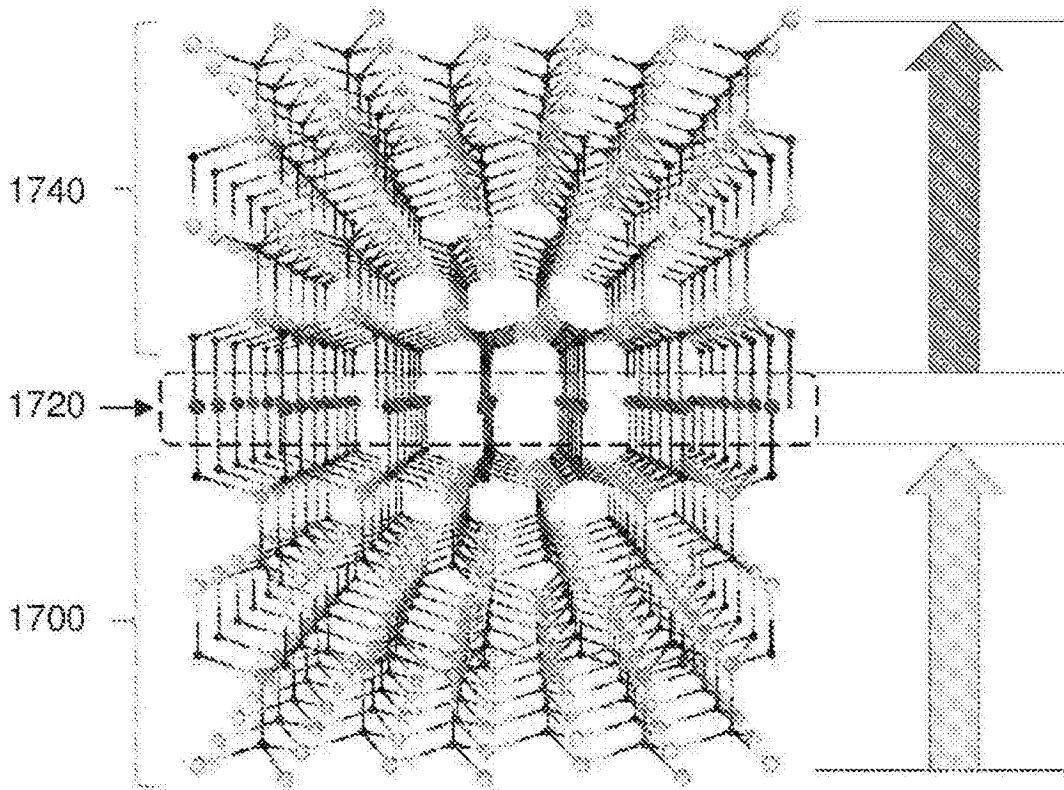


图16

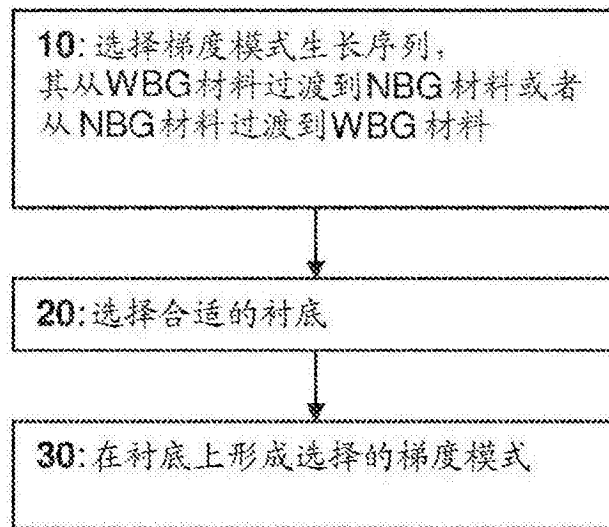


图17

1800

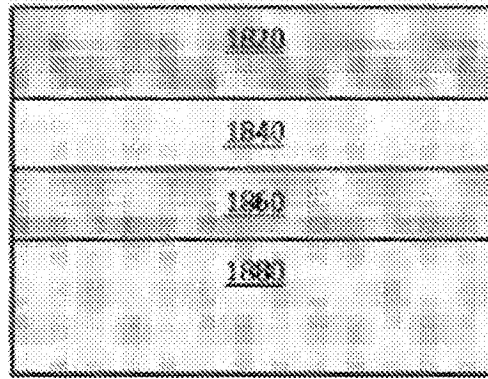


图18A

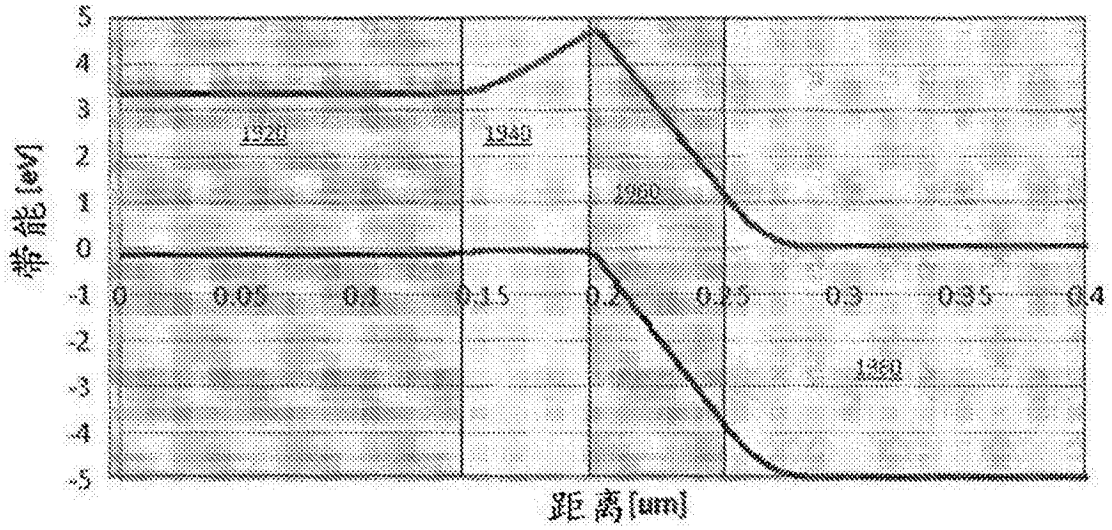


图18B

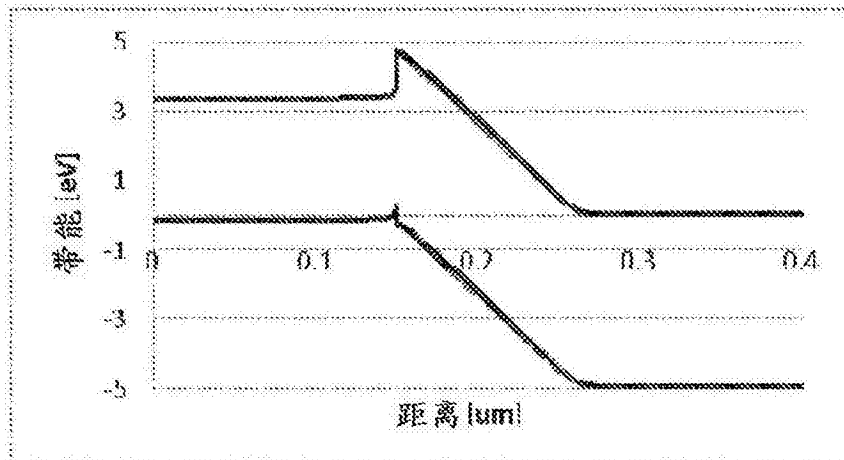


图18C

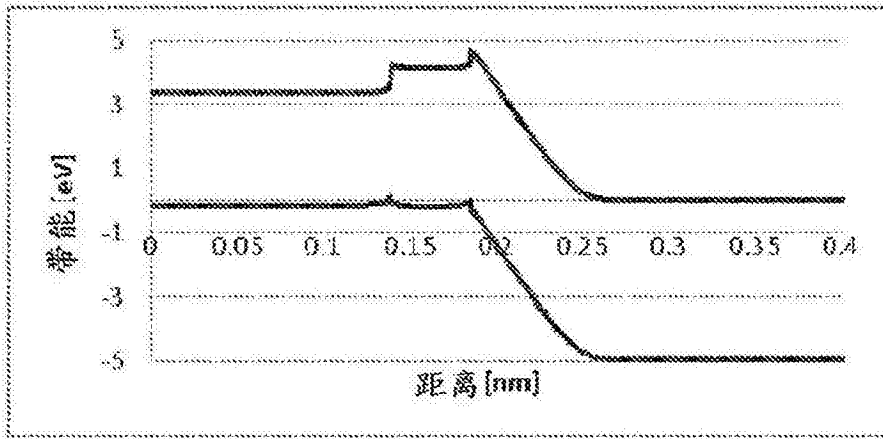


图18D

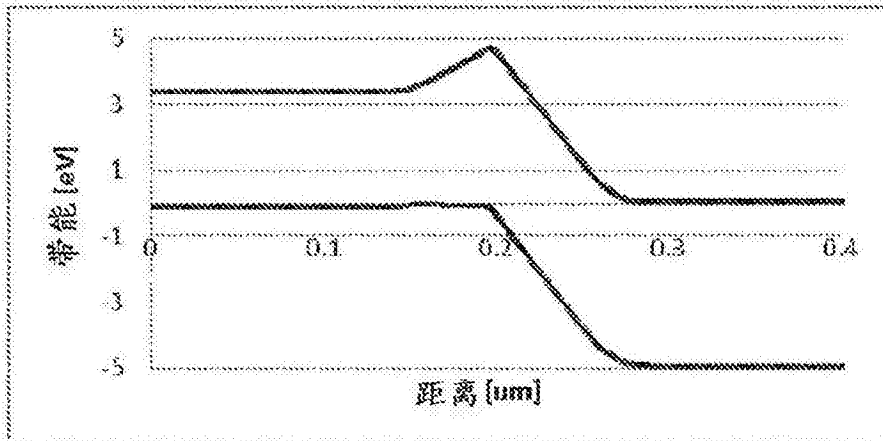


图18E

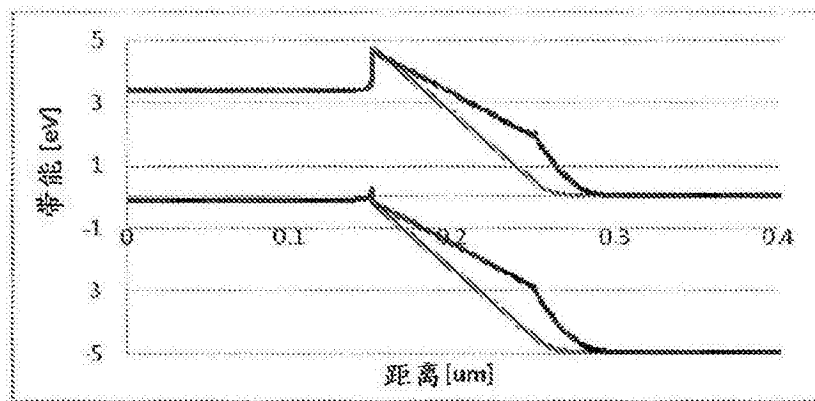


图18F

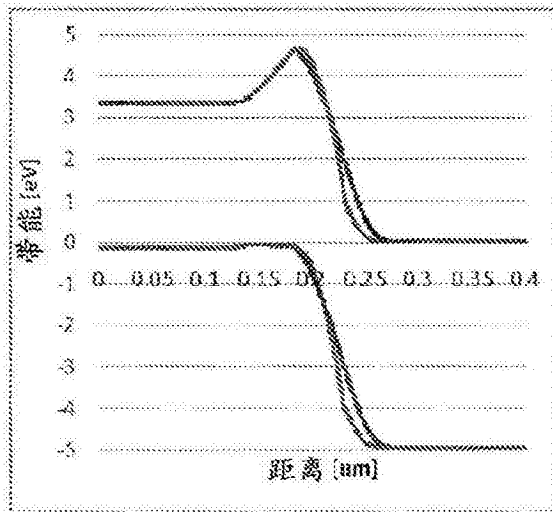


图18G

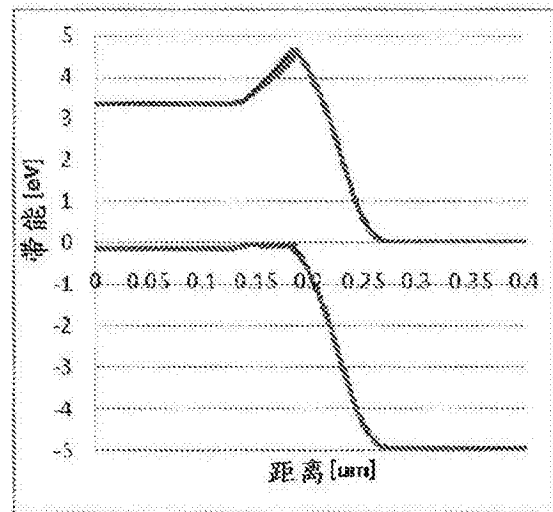


图18H