



# (12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 107895681 B

(45) 授权公告日 2024.07.12

(21) 申请号 201711272587.1

H01J 9/12 (2006.01)

(22) 申请日 2017.12.06

(56) 对比文件

(65) 同一申请的已公布的文献号

CN 102254779 A, 2011.11.23

申请公布号 CN 107895681 A

CN 207441648 U, 2018.06.01

(43) 申请公布日 2018.04.10

审查员 黄丝丝

(73) 专利权人 中国电子科技集团公司第十二研究所

地址 100015 北京市朝阳区酒仙桥路13号

(72) 发明人 郝广辉 邵文生 张珂 于志强  
高玉娟

(74) 专利代理机构 北京正理专利代理有限公司  
11257

专利代理师 张雪梅

(51) Int. Cl.

H01J 1/34 (2006.01)

权利要求书1页 说明书8页 附图4页

## (54) 发明名称

一种光电阴极及其制备方法

## (57) 摘要

本发明公开了一种光电阴极,包括衬底、形成在衬底上的p型AlN缓冲层、形成在p型AlN缓冲层上的p型 $Al_xGa_{1-x}N$ 发射层和形成在p型 $Al_xGa_{1-x}N$ 发射层上的窄禁带半导体表面层;其中,所述窄禁带半导体表面层的材料为室温下禁带宽度 $\leq 2.3eV$ 的半导体材料,所述p型 $Al_xGa_{1-x}N$ 发射层中x的范围为 $0 \leq x < 1$ 。本发明的光电阴极在p型 $Al_xGa_{1-x}N$ 发射层上生长窄禁带半导体表面层,窄禁带半导体表面层原子与p型 $Al_xGa_{1-x}N$ 发射层原子以共价键形式结合,有利于改善 $Al_xGa_{1-x}N$ 材料表面能带结构,降低光电阴极表面功函数,提高电子隧穿光电阴极表面的几率。



1. 一种光电阴极,其特征在于,所述光电阴极包括衬底、形成在衬底上的p型AlN缓冲层、形成在p型AlN缓冲层上的p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层和形成在p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层上的半导体表面层;

其中,所述半导体表面层的材料为室温下禁带宽度 $\leq 2.3\text{eV}$ 的半导体材料,所述p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层中x的范围为 $0 \leq x < 1$ ,

所述半导体表面层的厚度h的范围为 $0 < h \leq 200\text{nm}$ ,

所述半导体表面层的材料为n型、本征或p型的III-V族晶体材料,

当所述半导体表面层的材料为p型III-V族晶体材料时,掺杂原子为Zn或Be,掺杂浓度 $\leq 1 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ ,

当所述半导体表面层的材料为n型III-V族晶体材料时,掺杂原子为Si、Sn、Ge、C、Te或S,掺杂浓度 $\leq 1 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ 。

2. 根据权利要求1所述的光电阴极,其特征在于,所述p型AlN缓冲层的掺杂原子为Mg,掺杂浓度 $\leq 1 \times 10^{19}\text{cm}^{-3}$ 。

3. 根据权利要求1所述的光电阴极,其特征在于,所述p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层的掺杂原子为Mg,浓度梯度数为m,且 $m \geq 1$ ,掺杂浓度从半导体表面层往p型AlN缓冲层方向依次为 $N_1$ 、 $N_2$ 、 $\dots$ 、 $N_{m-1}$ 、 $N_m$ ,且满足 $1 \times 10^{15}\text{cm}^{-3} \leq N_1 \leq N_2 \leq \dots \leq N_{m-1} \leq N_m \leq 1 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ 。

4. 根据权利要求1所述的光电阴极,其特征在于,所述p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层包括n个p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 子层,其中 $n \geq 1$ ,从半导体表面层往p型AlN缓冲层方向每一层p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 子层的Al组分依次为 $x_1$ 、 $x_2$ 、 $\dots$ 、 $x_{n-1}$ 、 $x_n$ ,且满足 $0 \leq x_1 \leq x_2 \leq \dots \leq x_{n-1} \leq x_n < 1$ 。

5. 一种光电阴极的制备方法,其特征在于,包括如下步骤:在衬底上形成p型AlN缓冲层,在p型AlN缓冲层上形成p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层,在p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层上形成半导体表面层,得到光电阴极材料;对光电阴极材料进行激活,得到光电阴极,所述p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层中x的范围为 $0 \leq x < 1$ ,

所述半导体表面层的材料为室温下禁带宽度 $\leq 2.3\text{eV}$ 的半导体材料,

所述半导体表面层的厚度h的范围为 $0 < h \leq 200\text{nm}$ ,

所述激活方式为退火激活。

## 一种光电阴极及其制备方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及光电阴极电子源技术领域。更具体地,涉及一种光电阴极及其制备方法。

### 背景技术

[0002] 光电阴极是微光探测器件中光电转换的核心部件,而且近几年来光电阴极性能的性能逐年提高,同时不同波段的光电阴极材料种类也逐渐增多。传统光电阴极具有量子效率高、响应速度快、暗电流小和发射电子能量集中等优点,反射式和透射式GaAs光电阴极光谱响应的峰值电子发射能力分别达到379.9和245.2mA/W。

[0003] 传统光电阴极主要采用铯(Cs)原子吸附的方式来降低自身的功函数,GaAs光电阴极可形成负电子亲和势表面,从价带激发到导带中的电子有较大的几率穿过表面势垒逸出到真空中,因此具有较高的电子发射能力。但是Cs原子的吸附厚度仅为单个原子层,Cs原子在高温或发射电流密度较大时易从阴极表面脱附,导致阴极性能降低。同时光电阴极的电子发射水平对真空室的气体气氛要求较为严格, $\text{CO}_2$ 、CO和 $\text{H}_2\text{O}$ 等均会抑制阴极的电子发射能力,且阴极的电子发射能力不可再次恢复,所以传统的光电阴极无法应用于需要大电流电子源的器件和仪器。

[0004] 因此,光电阴极仅能应用于光照强度较低的环境中,而在光照强度较高的条件下,阴极的电子发射能力会急剧降低,甚至失去电子发射能力,导致了光电阴极无法作为电子源应用到其他大电流的器件和仪器中。所以目前光电阴极仅应用于微光像增强器件和部分自由电子激光器中,并没有应用在其他需要电子源的真空器件和仪器中。

[0005] 为了解决传统光电阴极无法用于强光照条件的问题,2010年美国提出了一种免激活的GaN光电阴极,通过调整掺杂原子与掺杂浓度来提高阴极发射层中光电子的输运效率和表面功函数,阴极发射层包括p型GaN发射层、Si $\delta$ 掺杂层GaN层和n型GaN表面层,表面层厚度越大阴极的电子发射性能越低,光子能量为5eV时,阴极的量子效率达到0.1%。中国电科第55研究所提出了一种p-i-n结构免激活GaN光电阴极,同样是利用掺杂浓度调整阴极发射层的能带结构和n型的GaN表面层,来实现阴极的电子发射。这种无需Cs激活的光电阴极与传统光电阴极相比可拥有更高的寿命和稳定性,但是GaN晶体为宽禁带半导体,材料的电导率较小,导电能力较差,大量电子从阴极表面发射后,阴极面呈正电性,阴极电极上的电子不能及时补充到阴极发射层内,成为限制阴极性能的重要因素。

[0006] 因此,尽管免激活光电阴极可以适应于强光照,尤其是以大功率激光作为光源时,光电阴极的发射电流却远高于传统光电阴极,同时具有稳定的发射性能和较长的使用寿命,是一种封装工艺简单、调制和使用方便的理想电子源,但是免激活光电阴极的量子效率远低于传统的光电阴极。

[0007] 因此,需要提供一种既能够应用于强光照条件,又能够提高光电阴极量子效率的强光响应的大电流密度光电阴极。

## 发明内容

[0008] 本发明的一个目的在于提供一种光电阴极。

[0009] 本发明的另一个目的在于提供一种光电阴极的制备方法。

[0010] 为达到上述目的,本发明采用下述技术方案:

[0011] 一种光电阴极,所述光电阴极包括衬底、形成在衬底上的p型AlN缓冲层、形成在p型AlN缓冲层上的p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层和形成在p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层上的窄禁带半导体表面层;其中,所述窄禁带半导体表面层的材料为室温下禁带宽度 $\leq 2.3\text{eV}$ 的半导体材料,所述p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层中x的范围为 $0 \leq x < 1$ 。与传统光电阴极Cs-0吸附激活工艺相比,本发明在p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层上生长窄禁带半导体表面层,窄禁带半导体表面层原子与p型变组分掺杂 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层原子以共价键形式结合,有利于改善 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 材料表面能带结构,降低光电阴极表面功函数,提高电子隧穿光电阴极表面的几率,获得的光电阴极具有稳定性高、抗离子轰击能力强和发射电流密度大等优点。目前在光电阴极及其制备技术方面尚没有与本专利所述内容相同的文献报道。

[0012] 优选地,所述窄禁带半导体表面层的材料可为n型、本征或p型的III-V族晶体材料;进一步地,所述n型、本征或p型的III-V族晶体材料中的III-V族晶体可为AlAs、GaAs、GaP、InAs、InP或III-V族多元化合物等晶体。本发明中的优选表面层材料可更有效地改变阴极材料表面能带结构,降低阴极表面势垒,提高阴极电子发射能力。

[0013] 优选地,所述窄禁带半导体表面层的材料可为p型III-V族晶体材料,掺杂原子为Zn或Be等,掺杂浓度 $\leq 1 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ 。在本发明所述的掺杂浓度范围可更有效地提高p型窄禁带半导体表面层的电导率。

[0014] 优选地,所述窄禁带半导体表面层的材料可为n型III-V族晶体材料,掺杂原子为Si、Sn、Ge、C、Te或S等,掺杂浓度 $\leq 1 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ 。在本发明所述的掺杂浓度范围可更有效地提高p型窄禁带半导体表面层的电导率。

[0015] 优选地,所述窄禁带半导体表面层的厚度h的范围为 $0 < h \leq 200\text{nm}$ 。本发明中只要存在窄禁带半导体表面层即可,其中窄禁带半导体表面层厚度大于200nm时会降低异质结构对电子输运的增强作用,降低对阴极表面势垒的改善。在本发明的某些具体实施方式中,所述窄禁带半导体表面层厚度可为,例如:0.5~100nm、0.5~50nm、0.5~10nm、10~200nm、10~100nm、10~50nm、50~200nm、50~100nm等,更优选为0.5~10nm,更优选的方案得到的效果最佳。

[0016] 优选地,所述p型AlN缓冲层的掺杂原子可为Mg,掺杂方式可为均匀掺杂,掺杂浓度 $\leq 1 \times 10^{19}\text{cm}^{-3}$ 。在本发明的Mg掺杂浓度范围内有利于提高缓冲层定向补充电子的能力,掺杂浓度大于 $1 \times 10^{19}\text{cm}^{-3}$ 会降低掺杂原子的离化效率,影响晶体的生长质量。

[0017] 优选地,所述p型AlN缓冲层厚度可为10~1000nm。本发明中所述缓冲层厚度小于10nm会降低发射层晶体生长质量,大于1000nm则会导致入射光在AlN缓冲层内衰减。在本发明的某些具体实施方式中,所述p型AlN缓冲层厚度可为,例如:10~700nm、10~600nm、10~500nm、10~400nm、10~300nm、10~200nm、10~100nm、10~50nm、10~30nm、30~1000nm、30~700nm、30~600nm、30~500nm、30~400nm、30~300nm、30~200nm、30~100nm、30~50nm、50~1000nm、50~700nm、50~600nm、50~500nm、50~400nm、50~300nm、50~200nm、50~100nm、100~1000nm、100~700nm、100~600nm、100~500nm、100~400nm、100~300nm、100

~ 200nm、200 ~ 1000nm、200 ~ 700nm、200 ~ 600nm、200 ~ 500nm、200 ~ 400nm、200 ~ 300nm、300 ~ 1000nm、300 ~ 700nm、300 ~ 600nm、300 ~ 500nm、300 ~ 400nm、400 ~ 1000nm、400 ~ 700nm、400 ~ 600nm、400 ~ 500nm、500 ~ 1000nm、500 ~ 700nm、500 ~ 600nm、600 ~ 1000nm、600 ~ 700nm、700 ~ 1000nm等,更优选为50 ~ 700nm,更优选的方案得到的效果最佳。

[0018] 优选地,所述p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层的掺杂原子为Mg,掺杂方式为梯度掺杂,浓度梯度数为 $m$ ,且 $m \geq 1$ ,掺杂浓度从窄禁带半导体表面层往p型AlN缓冲层方向依次为 $N_1$ 、 $N_2$ 、 $\dots$ 、 $N_{m-1}$ 、 $N_m$ ,且满足 $1 \times 10^{15} \text{cm}^{-3} \leq N_1 \leq N_2 \leq \dots \leq N_{m-1} \leq N_m \leq 1 \times 10^{20} \text{cm}^{-3}$ 。本发明发射层可为均匀掺杂,也可为变掺杂,掺杂浓度范围可在保障晶体的生长质量和导电性的基础上,改善电子的向阴极表面的运输效率。

[0019] 优选地,所述p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层包括 $n$ 个p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 子层,其中 $n \geq 1$ ,从窄禁带半导体表面层往p型AlN缓冲层方向每一层p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 子层的Al组分依次为 $x_1$ 、 $x_2$ 、 $\dots$ 、 $x_{n-1}$ 、 $x_n$ ,且满足 $0 \leq x_1 \leq x_2 \leq \dots \leq x_{n-1} \leq x_n < 1$ 。本发明中p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层的Al组分从表面层往缓冲层方向逐渐增加,从而形成的能带结构变化将有利于提高光电阴极内部电子向光电阴极表面方向的运输效率。

[0020] 优选地,所述p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层厚度可为10 ~ 300nm。本发明中所述发射层厚度小于10nm会降低入射光的吸收效率,大于300nm会影响电子的运输。在本发明的某些具体实施方式中,所述p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层厚度可为,例如:10 ~ 200nm、10 ~ 170nm、10 ~ 150nm、10 ~ 130nm、10 ~ 100nm、10 ~ 80nm、10 ~ 45nm、45 ~ 300nm、45 ~ 200nm、45 ~ 170nm、45 ~ 150nm、45 ~ 130nm、45 ~ 100nm、45 ~ 80nm、80 ~ 300nm、80 ~ 200nm、80 ~ 170nm、80 ~ 150nm、80 ~ 130nm、80 ~ 100nm、100 ~ 300nm、100 ~ 200nm、100 ~ 170nm、100 ~ 150nm、100 ~ 130nm、130 ~ 300nm、130 ~ 200nm、130 ~ 170nm、130 ~ 150nm、150 ~ 300nm、150 ~ 200nm、150 ~ 170nm、170 ~ 300nm、170 ~ 200nm、200 ~ 300nm等,更优选为45 ~ 80nm,更优选的方案得到的效果最佳。

[0021] 优选地,所述衬底可为蓝宝石衬底。本发明中衬底的厚度不受特别限定并且可以根据目的进行适当选择。

[0022] 此外,本发明所述衬底、p型AlN缓冲层、p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层和窄禁带半导体表面层的形状不受特别限定并且可以根据预期目的适当选择。

[0023] 上述光电阴极的制备方法,包括如下步骤:

[0024] 在衬底上形成p型AlN缓冲层,在p型AlN缓冲层上形成p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层,在p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层上形成窄禁带半导体表面层,得到光电阴极材料;对光电阴极材料进行激活,得到光电阴极。

[0025] 优选地,所述p型AlN缓冲层的形成方式可为MOCVD (Metal-organic Chemical Vapor Deposition金属有机化合物化学气相沉淀)或MBE (Molecular Beam Epitaxy分子束外延)外延生长方式。

[0026] 优选地,所述p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层的形成方式可为MOCVD或MBE外延生长方式。

[0027] 优选地,所述窄禁带半导体表面层的形成方式可为MOCVD、MBE、VPE (Vapor Phase Epitaxy气相外延)、LEP (Liquid Phase Epitaxy液相外延)或热蒸发等外延生长工艺。

[0028] 优选地,所述光电阴极材料的激活方式为退火激活。本发明无需进行Cs-0吸附激活,退火激活即可得到光电阴极。本发明中的退火激活为常规技术手段,在此不再赘述。

[0029] 优选地,所述光电阴极的制备方法具体包括如下步骤:

[0030] 1) 在双面抛光的蓝宝石衬底上,采用MOCVD或MBE外延生长方式生长p型AlN缓冲层;

[0031] 2) 采用MOCVD或MBE外延生长方式,以及半导体材料的p型掺杂工艺,在p型AlN缓冲层上生长p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层;

[0032] 3) 采用MOCVD、MBE、VPE、LEP或热蒸发等外延生长工艺,在p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层上生长窄禁带半导体表面层,得到光电阴极材料;

[0033] 4) 将光电阴极材料放入真空系统进行热处理,去除阴极表面的杂质原子;

[0034] 5) 对光电阴极材料进行退火激活,得到光电阴极。

[0035] 如何令光电阴极能够应用于强光照条件且具有强发射电流能力,是本发明克服的主要技术问题。传统光电阴极采用Cs-0吸附方式进行激活,虽然其量子效率较高,但是Cs原子在阴极表面的结合能较低,稳定性差,所以Cs-0激活的光电阴极不适宜工作在强光条件,不能用作大电流密度电子源。

[0036] 为了克服上述技术问题,本发明在阴极材料表面生长超薄的窄禁带半导体表面层来取代传统的Cs-0激活方法,不仅增强阴极表面附近区域内建电场强度,增强电子的输运性能,而且有效地降低了AlGa<sub>N</sub>晶体表面的真空能级,从而可使光电阴极具有大电流密度电子发射的能力。另外超薄的窄禁带半导体表面层以共价键的方式与AlGa<sub>N</sub>晶体相结合,比Cs原子在AlGa<sub>N</sub>晶体表面吸附更稳定,从而使本发明的阴极具有承受大电流密度电子发射的能力。为增强 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层内电子向阴极表面方向的输运能力,发射层采用变组分变掺杂结构设计,在发射层内部形成内建电场方向由内部指向阴极表面,使电子向阴极表面扩散运动的基础上产生漂移运动,提高电子的扩散长度,最终增强阴极的电子发射能力。即本发明的技术方案为一个统一的整体,每个技术特征都不是线性独立的,不同技术特征之间会互相影响,因此本发明最终技术效果的实现,必须依赖于所有技术特征有机集成的一个不可拆分的整体,而不是若干技术特征的简单加和。

[0037] 另外,如无特殊说明,本发明所记载的任何范围包括端值以及端值之间的任何数值以及端值或者端值之间的任意数值所构成的任意子范围。

[0038] 本发明的有益效果如下:

[0039] (1) 本发明采用超薄的窄禁带半导体层取代传统光电阴极Cs-0原子吸附的激活方式,获得的光电阴极具有稳定性高、抗离子轰击能力强和发射电流密度大等优点。

[0040] (2) 本发明光电阴极表面窄禁带半导体层的原子与发射层表面的原子形成共价键,大幅度提高了阴极发射层表面激活原子的结合能,进一步提高了本发明的阴极承受大电流密度电子发射的能力。

[0041] (3) 本发明中p型AlGa<sub>N</sub>发射层的Al组分自内部到表面为由高到低逐渐降低,这种结构可使发射层内能带结构由内部向表面逐渐降低,有效地降低了AlGa<sub>N</sub>晶体表面的真空能级,因此可使电子在发射层内以扩散加漂移两种运动方式向阴极表面运动,增加了电子的扩散长度,最终有效地提高了光电阴极的量子效率。

## 附图说明

[0042] 下面结合附图对本发明的具体实施方式作进一步详细的说明。

[0043] 图1示出本发明中光电阴极的结构示意图:图1(a)示出本发明中光电阴极光学结

构与Al组分示意图;图1(b)示出本发明中光电阴极光学结构与 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层浓度示意图;其中:1-蓝宝石衬底、2-p型AlN缓冲层、3-p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层、4-窄禁带半导体表面层。

[0044] 图2示出本发明实施例1和对比例1中光电阴极光学结构与Al组分示意图;图2(a)示出本发明对比例1中的光电阴极光学结构与Al组分示意图;图2(b)示出本发明实施例1中的光电阴极光学结构与Al组分示意图;其中:201-蓝宝石衬底、202-p型AlN缓冲层、203-p型GaN发射层、204-本征型GaAs表面层。

[0045] 图3示出本发明实施例2中光电阴极光学结构与Al组分示意图,其中:301-蓝宝石衬底、302-p型AlN缓冲层、303-p型GaN发射层、304-本征型InP表面层。

[0046] 图4示出本发明实施例3中光电阴极光学结构与Al组分示意图,其中:401-蓝宝石衬底、402-p型AlN缓冲层、403-p型 $\text{Al}_{0.9}\text{Ga}_{0.1}\text{N}$ 发射层、404-p型 $\text{Al}_{0.65}\text{Ga}_{0.35}\text{N}$ 发射层、405-p型GaN发射层、406-p型变组分变掺杂 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层、407-本征型GaAs表面层。

[0047] 图5示出本发明实施例1、2和3中光电阴极的量子效率曲线。

[0048] 图6示出本发明对比例2中光电阴极的量子效率曲线。

### 具体实施方式

[0049] 为了更清楚地说明本发明,下面结合优选实施例和附图对本发明做进一步的说明。附图中相似的部件以相同的附图标记进行表示。本领域技术人员应当理解,下面所具体描述的内容是说明性的而非限制性的,不应以此限制本发明的保护范围。

[0050] 图1示出本发明中光电阴极的结构示意图,所述光电阴极包括蓝宝石衬底1、形成在蓝宝石衬底1上的p型AlN缓冲层2、形成在p型AlN缓冲层2上的p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层3和形成在p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层3上的窄禁带半导体表面层4。

[0051] 图1中,所述p型AlN缓冲层为均匀掺杂,掺杂原子为Mg;

[0052] 所述p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层,掺杂原子为Mg,掺杂方式为梯度掺杂,掺杂浓度梯度数为 $m$ ,且 $m \geq 1$ ,自上而下 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层浓度分别为 $N_1, N_2, \dots, N_{m-1}, N_m$ ,且满足 $1 \times 10^{15} \text{cm}^{-3} \leq N_1 \leq N_2 \leq \dots \leq N_{m-1} \leq N_m \leq 1 \times 10^{20} \text{cm}^{-3}$ ,如图1(b)所示;

[0053] 所述p型变组分变掺杂 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层可由 $n$ 个p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 子层构成,其中 $n \geq 1$ ,从上至下p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 子层的Al组分分别为 $x_1, x_2, \dots, x_{n-1}, x_n$ ,且满足 $0 \leq x_1 \leq x_2 \leq \dots \leq x_{n-1} \leq x_n < 1$ ,如图1(a)所示。

[0054] 实施例1

[0055] 一种光电阴极,其光学结构和Al组分结构示意图如图2(b)所示,包括蓝宝石衬底201、形成在蓝宝石衬底201上的p型掺杂AlN缓冲层202、形成在p型掺杂AlN缓冲层202上的p型GaN发射层203和形成在p型GaN发射层203上的本征型GaAs表面层204。

[0056] 其制备方法包括如下步骤:

[0057] 1) 使用MOCVD外延生长方式在厚度为0.46mm的双面抛光的蓝宝石衬底201上生长厚度为200nm的p型AlN缓冲层202,其掺杂原子为Mg,掺杂浓度为 $1 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ ;

[0058] 2) 使用MOCVD外延生长方式,以及半导体材料的p型掺杂工艺,在p型AlN缓冲层202上生长p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层,其中p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层的子层数 $n=1$ ,Al组分为0,掺杂浓度梯度数 $m=1$ ,即 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层此时为GaN发射层203,厚度为80nm,掺杂原子为Mg,掺杂浓度为 $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ ;

[0059] 3) 将步骤2) 获得的光电阴极材料分别放入丙酮和乙醇中进行超声清洗5分钟,以除去阴极材料表面在运输过程中沾污的有机物。然后放入真空系统中进行800℃热清洗20分钟,以除去阴极材料表面C、O化合物,从而获得原子级清洁表面。

[0060] 4) 使用LEP生长方式生长GaAs晶体,即在步骤3) 获得的p型GaN发射层203上生长厚度约为5nm的本征型GaAs表面层204;

[0061] 5) 对步骤4) 获得的光电阴极材料进行退火激活。

[0062] 通过上述步骤,制得光电阴极组件。

[0063] 测试激活后的光电阴极的量子效率。图5为阴极的量子效率曲线,水平坐标是光子能量,垂直坐标是光电阴极的量子效率。从图5中可看出阴极的量子效率仅为 $10^{-3} \sim 10^{-2}$ 量级,低于量子效率为 $10^{-1}$ 量级的Cs/O激活光电阴极,但是在波长为266nm(光子能量为4.66eV) 功率为1W的激光器照射下,光电阴极的持续发射电流可达到0.92mA,稳定性远大于Cs/O激活的光电阴极。

[0064] 对比例1

[0065] 一种光电阴极,其光学结构和A1组分结构示意图如图2(a)所示,包括蓝宝石衬底201、形成在蓝宝石衬底201上的p型AlN缓冲层202、形成在p型AlN缓冲层202上的p型GaN发射层203。

[0066] 其制备方法同实施例1,不同之处仅在于:不包含步骤4),步骤5) 中将步骤3) 获得的光电阴极材料进行退火激活。

[0067] 通过上述步骤,制得光电阴极组件,

[0068] 测试激活后的光电阴极的量子效率,在测试范围内阴极无电流发射,阴极量子效率为0。

[0069] 对比例2

[0070] 一种光电阴极,其光学结构和A1组分结构示意图如图2(a)所示,包括蓝宝石衬底201、形成在蓝宝石衬底201上的p型AlN缓冲层202、形成在p型AlN缓冲层202上的p型GaN发射层203。

[0071] 其制备方法同实施例1,不同之处仅在于:不包含步骤4),步骤5) 中将步骤3) 获得的光电阴极材料进行退火,然后使用Cs/O激活方式进行激活。

[0072] 通过上述步骤,制得光电阴极组件。

[0073] 测试激活后的光电阴极的量子效率。图6为阴极的量子效率曲线,水平坐标是光子能量,垂直坐标是光电阴极的量子效率。光子能量为5.167eV时光电阴极的量子效率达到23.7%。虽然Cs/O光电阴极的量子效率达到 $10^{-1}$ 量级,高于实施例1中窄禁带半导体表面的光电阴极,如图5所示,但在266nm(光子能量为4.66eV) 功率为1W的激光器照射下,阴极的稳定性非常差,阴极发射电流迅速衰减为0,因此不适宜作为大电流真空器件的电子源。

[0074] 实施例2

[0075] 一种光电阴极,其光学结构和A1组分结构示意图如图3所示,包括蓝宝石衬底301、形成在蓝宝石衬底301上的p型AlN缓冲层302、形成在p型AlN缓冲层302上的p型GaN发射层303和形成在p型GaN发射层303上的本征型InP表面层304。

[0076] 其制备方法包括如下步骤:

[0077] 1) 使用MOCVD外延生长方式在厚度为0.46mm的双面抛光的蓝宝石衬底301上生长

厚度为200nm的p型AlN缓冲层302,其掺杂原子为Mg,掺杂浓度为 $1 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ ;

[0078] 2) 使用MOCVD外延生长方式,以及半导体材料的p型掺杂工艺,在p型AlN缓冲层302上生长p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层,其中p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层的子层数 $n=1$ ,Al组分为0,掺杂浓度梯度数 $m=1$ ,即 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层此时为GaN发射层303,厚度为80nm,掺杂原子为Mg,掺杂浓度为 $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ ;

[0079] 3) 将步骤2) 获得的光电阴极材料分别放入丙酮和乙醇中进行超声清洗5分钟,以除去阴极材料表面在运输过程中沾污的有机物。然后放入真空系统中进行800℃热清洗20分钟,以除去阴极材料表面C、O化合物,从而获得原子级清洁表面。

[0080] 4) 使用LEP生长方式生长InP晶体,即在p型GaN发射层303上生长厚度约为5nm的本征型InP表面层304;

[0081] 5) 对步骤4) 获得的光电阴极材料进行退火激活。

[0082] 测试激活后的光电阴极的量子效率。图5为阴极的量子效率曲线,水平坐标是光子能量,垂直坐标是光电阴极的量子效率。从图5中可看出阴极的量子效率仅为 $10^{-3} \sim 10^{-2}$ 量级,低于量子效率为 $10^{-1}$ 量级的Cs/O激活光电阴极,但是在波长为266nm(光子能量为4.66eV)功率为1W的激光器照射下,光电阴极的持续发射电流可达到1.5mA,稳定性远大于Cs/O激活的光电阴极。

[0083] 实施例3

[0084] 一种光电阴极,其光学结构和Al组分结构示意图如图3所示,包括蓝宝石衬底401、形成在蓝宝石衬底401上的p型AlN缓冲层402、形成在p型AlN缓冲层402上的p型 $\text{Al}_{0.9}\text{Ga}_{0.1}\text{N}$ 发射层403、形成在p型 $\text{Al}_{0.9}\text{Ga}_{0.1}\text{N}$ 发射层403上的p型 $\text{Al}_{0.65}\text{Ga}_{0.35}\text{N}$ 发射层404、形成在p型 $\text{Al}_{0.65}\text{Ga}_{0.35}\text{N}$ 发射层404上的p型GaN发射层405和形成在p型GaN发射层405上的本征型GaAs表面层407。

[0085] 其制备方法包括如下步骤:

[0086] 1) 使用MOCVD外延生长方式在厚度为0.46mm的双面抛光的蓝宝石衬底401上生长厚度为200nm的p型AlN缓冲层402,掺杂原子为Mg,掺杂浓度为 $1 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ ;

[0087] 2) 使用MOCVD外延生长方式,以及半导体材料的p型掺杂工艺,在p型AlN缓冲层402上生长p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层,其掺杂浓度梯度数 $m=1$ ,掺杂原子为Mg,掺杂浓度为 $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ ;

[0088] p型 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层的子层数 $n=3$ ,3个子层的Al组分分别为0.9、0.65和0,相对应的厚度分别为5nm、5nm和35nm,即 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 发射层包括厚度为5nm的p型 $\text{Al}_{0.9}\text{Ga}_{0.1}\text{N}$ 发射层403、厚度为5nm的p型 $\text{Al}_{0.65}\text{Ga}_{0.35}\text{N}$ 发射层404和厚度为35nm的p型GaN发射层405;

[0089] 3) 将步骤2) 获得的光电阴极材料分别放入丙酮和乙醇中进行超声清洗5分钟,以除去阴极材料表面在运输过程中沾污的有机物。然后放入真空系统中进行800℃热清洗20分钟,以除去阴极材料表面C、O化合物,从而获得原子级清洁表面。

[0090] 4) 使用LEP生长方式生长GaAs晶体,即在p型GaN发射层405上生长厚度约为5nm的本征型GaAs表面层406;

[0091] 5) 对步骤4) 获得的光电阴极材料进行退火激活。

[0092] 测试激活后的光电阴极的量子效率。图5为阴极的量子效率曲线,水平坐标是光子能量,垂直坐标是光电阴极的量子效率。从图5中可看出阴极的量子效率仅为 $10^{-3} \sim 10^{-2}$ 量

级,低于量子效率为 $10^{-1}$ 量级的Cs/O激活光电阴极,但是在波长为266nm(光子能量为4.66eV)功率为1W的激光器照射下,光电阴极的持续发射电流可达到2.3mA,稳定性远大于Cs/O激活的光电阴极。

[0093] 显然,本发明的上述实施例仅仅是为清楚地说明本发明所作的举例,而并非是对本发明的实施方式的限定,对于所属领域的普通技术人员来说,在上述说明的基础上还可以做出其它不同形式的变化或变动,这里无法对所有的实施方式予以穷举,凡是属于本发明的技术方案所引伸出的显而易见的变化或变动仍处于本发明的保护范围之列。

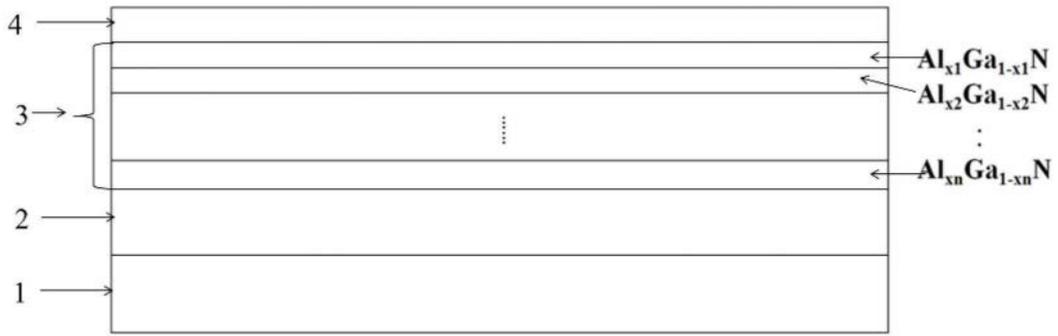


图 1 (a)

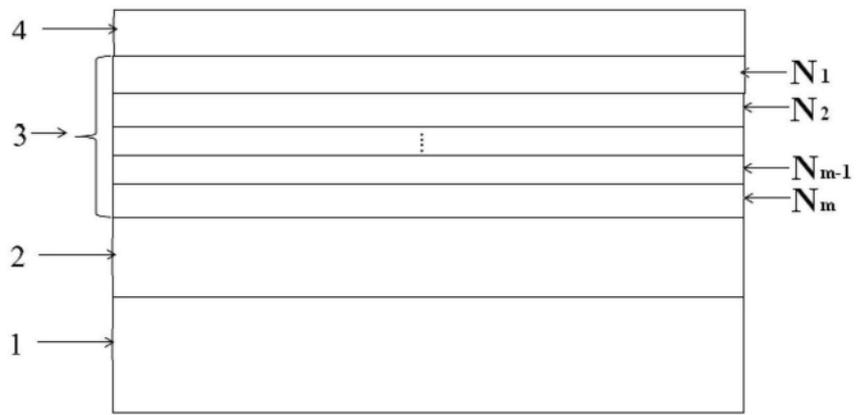


图 1 (b)

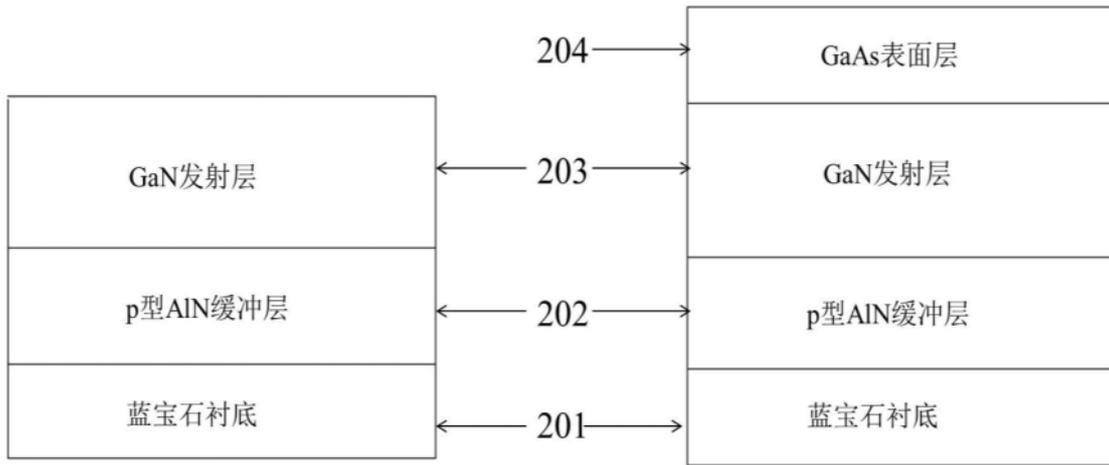


图 2 (a)

图 2 (b)

图2

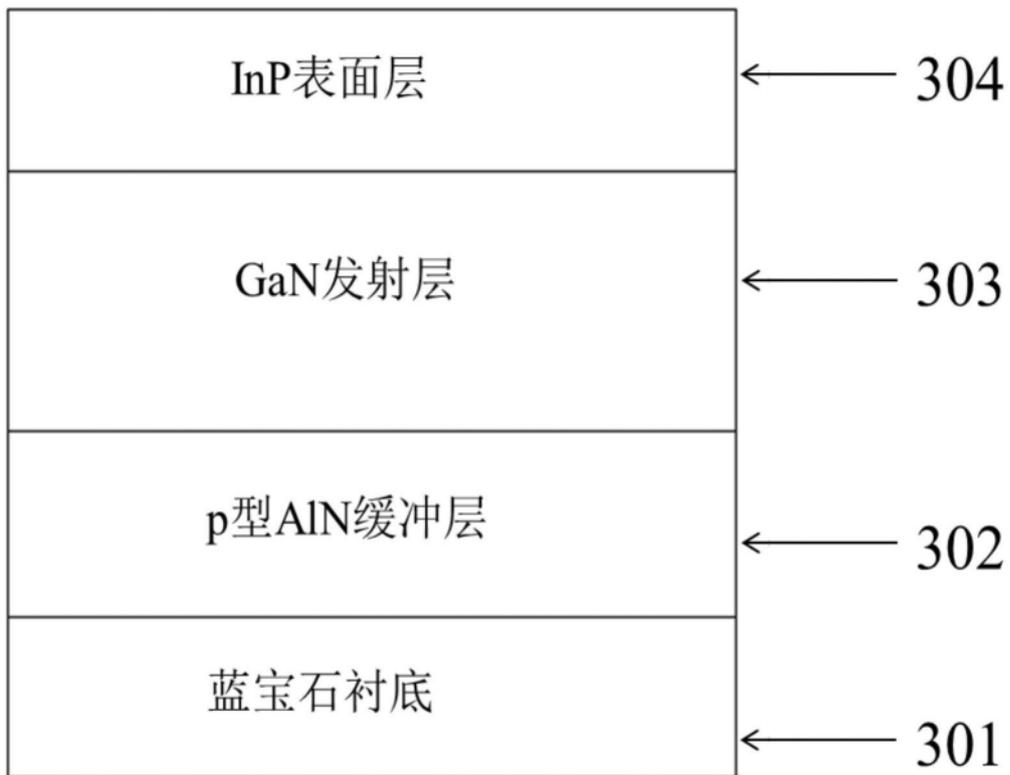


图3



图4

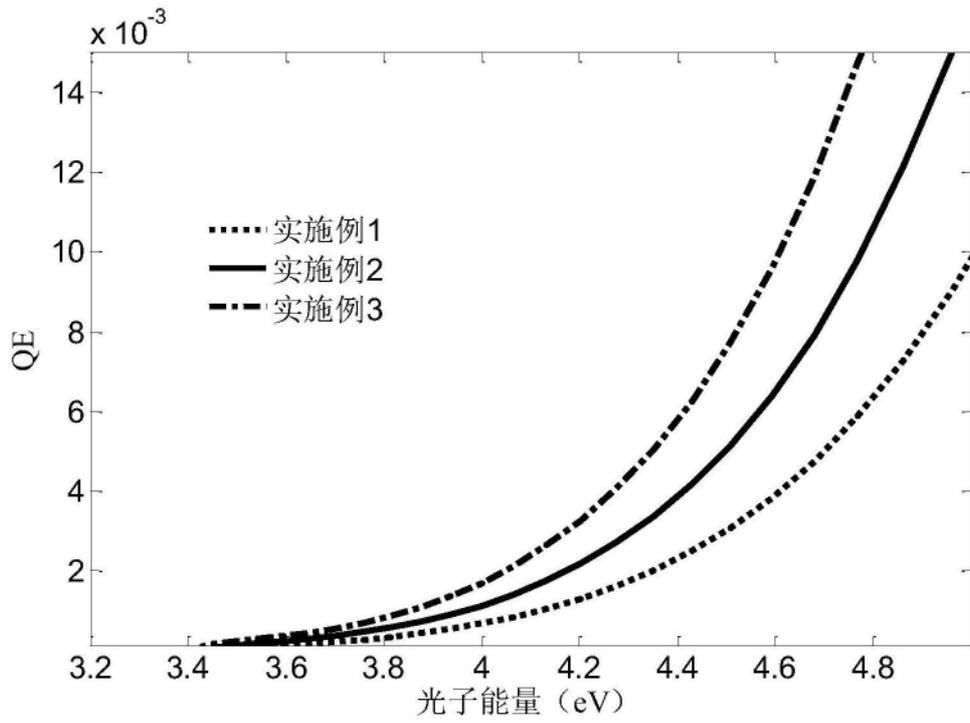


图5

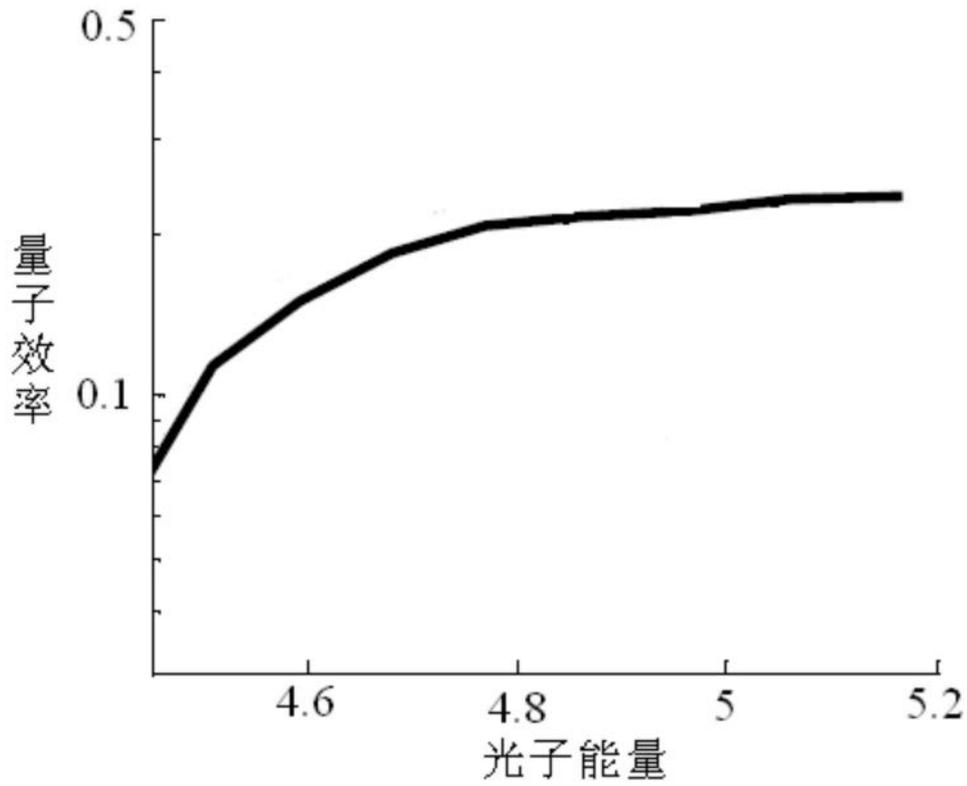


图6