(19)中华人民共和国国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 103730181 A
(43)申请公布日 2014.04.16

(21)申请号 201310515618.7

(22)申请日 2013.10.26

(71)申请人 溧阳市浙大产学研服务中心有限公司
地址 213300 江苏省常州市溧阳市溧城镇东门大街67号

(72)发明人 梅欣

(74)专利代理机构 南京天翼专利代理有限责任公司 32112
代理人 黄明哲

(51)Int.Cl.
G21H 1/06(2006.01)

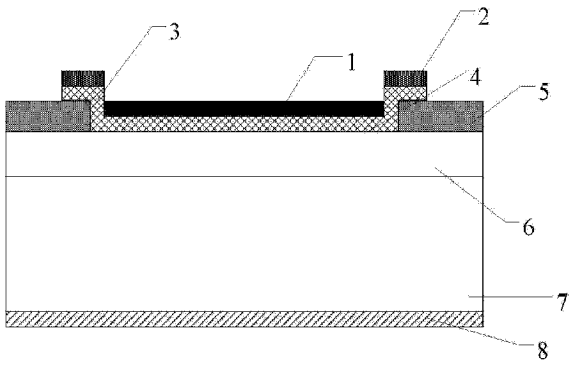
权利要求书1页 说明书5页 附图1页

(54)发明名称

碳化硅肖特基结型核电池的制造方法

(57)摘要

本发明公开了一种碳化硅肖特基结型核电池的制造方法，该电池其自下而上依次包括n型欧姆接触电极8、n型SiC衬底7、n型SiC外延层6、SiO_2钝化层5、肖特基金属接触层4、肖特基接触电极3、键合层2和放射性同位素源层1，其中，形成n型SiC外延层6的步骤为在初始n型SiC外延层上再进行注入能量为2000KeV～2500KeV，注入剂量为5×10^{13}～$1\times10^{15}cm^{-2}$的铌离子注入，然后在1450℃～1650℃的高温下热退火20～40分钟，进而得到掺杂浓度为1×10^{13}～$5\times10^{14}cm^{-3}$的n型SiC外延层。该方法可以减少n型外延层的载流子浓度，增大耗尽区宽度，提高产生的电子空穴对的收集率，进而提高器件的开路电压和能量转换效率。



CN 103730181 A

1. 一种碳化硅肖特基结型核电池的制造方法，包括如下步骤：

(1) 在掺杂浓度为 1×10^{18} ～ $7\times10^{18}cm^{-3}$ 的高掺杂 n 型 SiC 衬底上，外延生长厚度为 3um ～ 5um，掺氮浓度为 1×10^{15} ～ $5\times10^{15}cm^{-3}$ 的初始 n 型 SiC 外延层；

(2) 在初始 n 型 SiC 外延层上再进行注入能量为 2000KeV ～ 2500KeV，注入剂量为 5×10^{13} ～ $1\times10^{15}cm^{-2}$ 的铌离子注入，然后在 1450℃～ 1650℃的高温下热退火 20 ～ 40 分钟，进而得到掺杂浓度为 1×10^{13} ～ $5\times10^{14}cm^{-3}$ 的 n 型 SiC 外延层；

(3) 对掺杂浓度为 1×10^{13} ～ $5\times10^{14}cm^{-3}$ 的 n 型 SiC 外延层进行干氧氧化，形成 SiO_2 钝化层；

(4) 用反应离子刻蚀法在 n 型 SiC 衬底的背面刻蚀 SiC 层，电子束蒸发 Ni/Cr/Au 金属层，在 1100±50℃温度下，氮气气氛中退火形成欧姆接触电极；

(5) 在 SiO_2 钝化层的中间利用湿法腐蚀出肖特基接触窗口，并且在该窗口上和窗口周边的 SiO_2 钝化层上淀积半透明高势垒肖特基金属 Ni 或 Pt 或 Au，剥离分别形成肖特基金属接触层和肖特基接触电极；

(6) 在肖特基接触电极上用电子束蒸发 Cr/Au 形成键合层；

(7) 在肖特基金属接触层上镀上放射性同位素源 Ni-63 层，完成铌掺杂 n 型外延层的碳化硅肖特基结型核电池的制作。

2. 根据权利要求 1 所述的碳化硅肖特基结型核电池，其特征在于，注入铌离子的最高浓度大于掺氮后的外延层的掺杂浓度。

3. 根据权利要求 1 所述的碳化硅肖特基结型核电池的制作方法，其特征在于，所述步骤 (3) 中的干氧氧化，是在工艺条件为温度 1100±50℃，时间两小时的条件下进行。

4. 根据权利要求 1 所述的碳化硅肖特基结型核电池的制作方法，其特征在于，步骤 (4) 所述的电子束蒸发 Ni/Cr/Au 金属层，其厚度分别为 200nm/50nm/200nm。

5. 根据权利要求 1 所述的碳化硅肖特基结型核电池的制作方法，其特征在于，步骤 (5) 所述的半透明高势垒肖特基金属接触层的厚度小于等于 20nm。

6. 根据权利要求 1 所述的碳化硅肖特基结型核电池的制作方法，其特征在于，步骤 (8) 中所述的同位素源，是通过电镀或化学镀或分子镀镀在肖特基接触电极上。

碳化硅肖特基结型核电池的制造方法

技术领域

[0001] 本发明属于核技术与微电子交叉技术领域，尤其涉及一种碳化硅肖特基结型核电池的制造方法，其可将同位素放射的核能直接转换为电能。

技术背景

[0002] 1953 年，人们发现利用同位素衰变所产生的 β 粒子能在半导体内产生电子空穴对，此现象则被称为 β 电压效应。1957 年，人们首先将 β 电压效应用在电源供应方面，成功实验制造出第一个同位素微电池。从 1989 年以来，GaN，GaP，AlGaAs，多晶硅等材料相继被利用作为 β-Voltaic 电池的材料。随着宽禁带半导体材料 SiC 的制备和工艺技术的进步，2006 年开始，国内外上相继出现了基于 SiC 的同位素微电池的相关报道。

[0003] 中国专利文献 CN101325093A 中公开了一种基于 SiC 的肖特基结式核电池，其自上而下依次包括键合层、肖特基金属层、SiO_2 钝化层、n 型低掺杂 SiC 外延层、n 型高掺杂 SiC 衬底、欧姆接触电极。该肖特基结核电池肖特基接触层覆盖整个电池区域，入射粒子到达器件表面后，都会受到肖特基接触层的阻挡，只有部分粒子能进入器件内部，而进入耗尽区的粒子才会对电池的输出功率有贡献，因此，这种结构的核电池入射粒子能量损失大，能量转换效率较低。

发明内容

[0004] 本发明的目的在于避免上述现有技术的不足，提出一种碳化硅肖特基结型核电池的制作方法，该方法可以减少 n 型外延层的载流子浓度，增大耗尽区宽度，提高产生的电子空穴对的收集率，进而提高器件的开路电压和能量转换效率。

[0005] 为实现上述目的，本发明提供的碳化硅肖特基结型核电池的制作方法，包括如下步骤：

[0006] (1) 在掺杂浓度为 1×10^{18} ～ $7\times10^{18}cm^{-3}$ 的高掺杂 n 型 SiC 衬底上，外延生长厚度为 3um ～ 5um，掺氮浓度为 1×10^{15} ～ $5\times10^{15}cm^{-3}$ 的初始 n 型 SiC 外延层；

[0007] (2) 在初始 n 型 SiC 外延层上再进行注入能量为 2000KeV ～ 2500KeV，注入剂量为 5×10^{13} ～ $1\times10^{15}cm^{-2}$ 的铌离子注入，然后在 1450℃～ 1650℃的高温下热退火 20 ～ 40 分钟，进而得到掺杂浓度为 1×10^{13} ～ $5\times10^{14}cm^{-3}$ 的 n 型 SiC 外延层；

[0008] (3) 对掺杂浓度为 1×10^{13} ～ $5\times10^{14}cm^{-3}$ 的 n 型 SiC 外延层进行干氧氧化，形成 SiO_2 钝化层；

[0009] (4) 用反应离子刻蚀法在 n 型 SiC 衬底的背面刻蚀 SiC 层，电子束蒸发 Ni/Cr/Au 金属层，在 1100±50℃温度下，氮气气氛中退火形成欧姆接触电极；

[0010] (5) 在 SiO_2 钝化层的中间利用湿法腐蚀出肖特基接触窗口，并且在该窗口上和窗口周边的 SiO_2 钝化层上淀积半透明高势垒肖特基金属 Ni 或 Pt 或 Au，剥离分别形成肖特基金属接触层和肖特基接触电极；

[0011] (6) 在肖特基接触电极上用电子束蒸发 Cr/Au 形成键合层；

[0012] (7) 在肖特基金属接触层上镀上放射性同位素源 Ni-63 层，完成铌掺杂 n 型外延层的碳化硅肖特基结型核电池的制作。

[0013] 本发明与现有技术相比具有如下优点：本发明制作的碳化硅肖特基结型核电池，由于 n 型外延层是采用掺氮外延生长，然后对 n 型外延层再进行铌离子注入对外延层能级上的自由载流子进行补偿，故 n 型外延层的载流子掺杂浓度极低，增大耗尽区宽度，提高产生的电子空穴对的收集率，进而提高器件的开路电压和能量转换效率；

附图说明

[0014] 图 1 是本发明的碳化硅肖特基结型核电池的剖面结构示意图。

具体实施方式

[0015] 如图 1 所示，本发明的碳化硅肖特基结型核电池包括 n 型欧姆接触电极 8、n 型 SiC 衬底 7、n 型 SiC 外延层 6、SiO_2 钝化层 5、肖特基金属接触层 4、肖特基接触电极 3、键合层 2 和放射性同位素源层 1，其中 n 型 SiC 衬底 7 的掺杂浓度为 1×10^{18} ～ $7\times10^{18}cm^{-3}$，它的背面是由厚度分 200nm/50nm/100nm 的 Ni/Cr/Au 合金组成的 n 型欧姆接触电极 8，正面是厚度为 3um ～ 5um，掺杂浓度为 1×10^{13} ～ $5\times10^{14}cm^{-3}$ 的 n 型 SiC 外延层 6，该 n 型 SiC 外延层 6 通过注入能量为 2000KeV ～ 2500KeV，剂量为 5×10^{13} ～ $1\times10^{15}cm^{-2}$ 的铌离子形成。n 型 SiC 外延层 6 左右上方是 SiO_2 钝化层 5，n 型 SiC 外延层 6 正上方为肖特基接触金属层 4 和肖特基接触电极 3，肖特基接触电极 3 的左右上方为键合层 2，肖特基接触金属层 4 的正上方为同位素源层 1。

[0016] 本发明核电池的制作方法给出如下三种实施例。

[0017] 实施例 1

[0018] 步骤 1，在 SiC 高掺杂 n 型衬底样片上外延 n 型外延层。

[0019] 选用掺杂浓度为 $1\times10^{18}cm^{-3}$ 高掺杂 n 型 SiC 衬底 7，清洗后，在高掺杂 n 型 SiC 衬底上外延生长厚度为 4um，氮离子掺杂的初始 n 型外延层，其掺杂浓度为 $1\times10^{15}cm^{-3}$，外延温度为 1570℃，压强为 100mbar，反应气体是硅烷和丙烷，其流量分别为 50sccm 和 150sccm，载气为纯氢气，杂质源为液态氮气。

[0020] 步骤 2：对掺氮浓度为 $1\times10^{15}cm^{-3}$ 初始 n 型 SiC 外延层进行铌离子注入。

[0021] (2.1) 对掺氮浓度为 $1\times10^{15}cm^{-3}$ 的初始 n 型 SiC 外延层进行铌离子注入，其铌离子注入条件为：离子注入的能量为 2200KeV，注入剂量为 $5\times10^{13}cm^{-2}$，以保证铌离子的最高浓度大于掺氮后的外延层的掺杂浓度；

[0022] (2.2) 对离子注入后的 n 型 SiC 外延层进行高温热退火，使注入离子重新分布，降低晶格损伤，进而得到掺杂浓度为 $1\times10^{13}cm^{-3}$ 的低掺杂 n 型 SiC 外延层 6，其高温热退火的条件为：退火温度为 1450℃，退火时间为 40 分钟。

[0023] 步骤 3：在掺杂浓度为 $1\times10^{13}cm^{-3}$n 型 SiC 外延层上形成 SiO_2 钝化层。

[0024] 在 1100±50℃温度下，对 n 型 SiC 外延层 6 进行两个小时的干氧氧化，形成 SiO_2 钝化层 5。

[0025] 步骤 4：在衬底背面形成欧姆接触。

[0026] (4.1) 用反应离子刻蚀法在 n 型 SiC 衬底 7 的背面刻蚀厚度为 0.5um 的 SiC 层；

[0027] (4.2) 在刻蚀后的n型SiC衬底7背面用电子束蒸发厚度分别为200nm/50nm/200nm的Ni/Cr/Au；

[0028] (4.3) 在1100±50℃温度下，氮气气氛中对整个样品退火两分钟形成欧姆接触电极8。

[0029] 步骤5：淀积肖特基金属接触层和肖特基接触电极。

[0030] (5.1) 采用浓度为5%的HF酸腐蚀10秒，在SiO_2钝化层3的中间位置腐蚀出肖特基接触窗口；

[0031] (5.2) 在腐蚀出的窗口及窗口周边的SiO_2钝化层上直流溅射淀积厚度为5nm的Ni；

[0032] (5.3) 通过超声波剥离分别在所述的窗口形成肖特基金属接触层4，在所述的窗口周边的SiO_2钝化层上形成肖特基接触电极3；

[0033] 步骤6：在肖特基接触电极上制作键合层。

[0034] 在肖特基接触电极3上先用电子束蒸发厚度分别为10nm/200nm Cr/Au，再通过超声波剥离形成键合层2。

[0035] 步骤7：在肖特基金属接触层4上电镀上放射性同位素源Ni-63层1。

[0036] 实施例2

[0037] 步骤一：在SiC高掺杂n型衬底样片上外延n型外延层。

[0038] 选用掺杂浓度为$5\times10^{18}cm^{-3}$高掺杂n型SiC衬底7，清洗后，在高掺杂n型SiC衬底上外延生长厚度为3um，氮离子掺杂的初始n型外延层，其掺杂浓度为$5\times10^{15}cm^{-3}$，外延温度为1570℃，压强100mbar，反应气体是硅烷和丙烷，其流量分别为50sccm和150sccm，载气为纯氢气，杂质源为液态氮气。

[0039] 步骤二：对掺氮浓度为$5\times10^{15}cm^{-3}$初始n型SiC外延层进行铌离子注入。

[0040] (2.1) 对掺氮浓度为$5\times10^{15}cm^{-3}$的初始n型SiC外延层进行铌离子注入，其铌离子注入条件为：离子注入的能量为2000KeV，注入剂量为$1\times10^{15}cm^{-2}$，以保证铌离子的最高浓度大于掺氮后的外延层的掺杂浓度；

[0041] (2.2) 对离子注入后的n型SiC外延层进行高温热退火，使注入离子重新分布，降低晶格损伤，进而得到掺杂浓度为$5\times10^{14}cm^{-3}$的低掺杂n型SiC外延层6，其高温热退火的条件为：退火温度为1550℃，退火时间为40分钟。

[0042] 步骤三：在杂浓度为$5\times10^{14}cm^{-3}$n型SiC外延层上形成SiO_2钝化层。

[0043] 在1100±50℃温度下，对n型SiC外延层6进行两个小时的干氧氧化，形成SiO_2钝化层5。

[0044] 第四步：在衬底背面形成欧姆接触。

[0045] (4.1) 用反应离子刻蚀法在n型SiC衬底7的背面刻蚀厚度为0.5um的SiC层；

[0046] (4.2) 在刻蚀后的n型SiC衬底7背面用电子束蒸发厚度分别为200nm/50nm/200nm的Ni/Cr/Au；

[0047] (4.3) 在1100±50℃温度下，氮气气氛中对整个样品退火两分钟形成欧姆接触电极8。

[0048] 第五步：淀积肖特基金属接触层和肖特基接触电极。

[0049] (5.1) 采用浓度为5%的HF酸腐蚀10秒，在SiO_2钝化层3的中间位置腐蚀出肖

特基接触窗口；

[0050] (5.2) 在腐蚀出的窗口及窗口周边的 SiO_2 钝化层上直流溅射淀积厚度为 10nm 的 Pt；

[0051] (5.3) 通过超声波剥离分别在所述的窗口形成肖特基金属接触层 4，在所述的窗口周边的 SiO_2 钝化层上形成肖特基接触电极 3；

[0052] 第六步：在肖特基接触电极上制作键合层。

[0053] 在肖特基接触电极 3 上先用电子束蒸发厚度分别为 10nm/200nm Cr/Au，再通过超声波剥离形成键合层 2。

[0054] 第七步：在肖特基金属接触层 4 上化学镀上放射性同位素源 Ni-63 层 1。

[0055] 实施例 3

[0056] 步骤 A：在 SiC 高掺杂 n 型衬底样片上外延 n 型外延层。

[0057] 选用掺杂浓度为 $7\times10^{18}cm^{-3}$ 高掺杂 n 型 SiC 衬底 7，清洗后，在高掺杂 n 型 SiC 衬底上外延生长厚度为 5um，氮离子掺杂的初始 n 型外延层，其掺杂浓度为 $2\times10^{15}cm^{-3}$，外延温度为 1570℃，压强 100mbar，反应气体是硅烷和丙烷，其流量分别为 50sccm 和 150sccm，载气为纯氢气，杂质源为液态氮气。

[0058] 步骤 B：对掺氮浓度为 $2\times10^{15}cm^{-3}$ 初始 n 型 SiC 外延层进行铌离子注入。

[0059] (B1) 对掺氮浓度为 $2\times10^{15}cm^{-3}$ 的初始 n 型 SiC 外延层进行铌离子注入，其铌离子注入条件为：离子注入的能量为 2500KeV，注入剂量为 $1\times10^{14}cm^{-2}$，以保证铌离子的最高浓度大于掺氮后的外延层的掺杂浓度；

[0060] (B2) 对离子注入后的 n 型 SiC 外延层进行高温热退火，使注入离子重新分布，降低晶格损伤，进而得到掺杂浓度为 $5\times10^{13}cm^{-3}$ 的低掺杂 n 型 SiC 外延层 6，其高温热退火的条件为：退火温度为 1650℃，退火时间为 20 分钟。

[0061] 步骤 C：在杂浓度为 $5\times10^{13}cm^{-3}$n 型 SiC 外延层上形成 SiO_2 钝化层。

[0062] 在 1100±50℃温度下，对 n 型 SiC 外延层 6 进行两个小时的干氧氧化，形成 SiO_2 钝化层 5。

[0063] 第 D 步：在衬底背面形成欧姆接触。

[0064] (4.1) 用反应离子刻蚀法在 n 型 SiC 衬底 7 的背面刻蚀厚度为 0.5um 的 SiC 层；

[0065] (4.2) 在刻蚀后的 n 型 SiC 衬底 6 背面用电子束蒸发厚度分别为 200nm/50nm/200nm 的 Ni/Cr/Au；

[0066] (4.3) 在 1100±50℃温度下，氮气气氛中对整个样品退火两分钟形成欧姆接触电极 8。

[0067] 第 E 步：淀积肖特基金属接触层和肖特基接触电极。

[0068] (5.1) 采用浓度为 5％的 HF 酸腐蚀 10 秒，在 SiO_2 钝化层 3 的中间位置腐蚀出肖特基接触窗口；

[0069] (5.2) 在腐蚀出的窗口及窗口周边的 SiO_2 钝化层上直流溅射淀积厚度为 20nm 的 Au；

[0070] (5.3) 通过超声波剥离分别在所述的窗口形成肖特基金属接触层 4，在所述的窗口周边的 SiO_2 钝化层上形成肖特基接触电极 3；

[0071] 第 F 步：在肖特基接触电极上制作键合层。

[0072] 在肖特基接触电极 3 上先用电子束蒸发厚度分别为 10nm/200nm Cr/Au，再通过超声波剥离形成键合层 2。

[0073] 第 G 步：在肖特基金属接触层 4 上分子镀上放射性同位素源 Ni-63 层 1。

[0074] 从以上对本发明的描述可明显得知，本发明可以以许多形态来进行变化，特别是铌离子注入的能量和剂量，需根据实际需要的载流子浓度来确定。而这些变化将不能被认为超过了本发明的技术思想和范围。并且，对于本领域技术人员而言，这些显而易见的变型方式都包括在本发明权利要求书的范围之内。

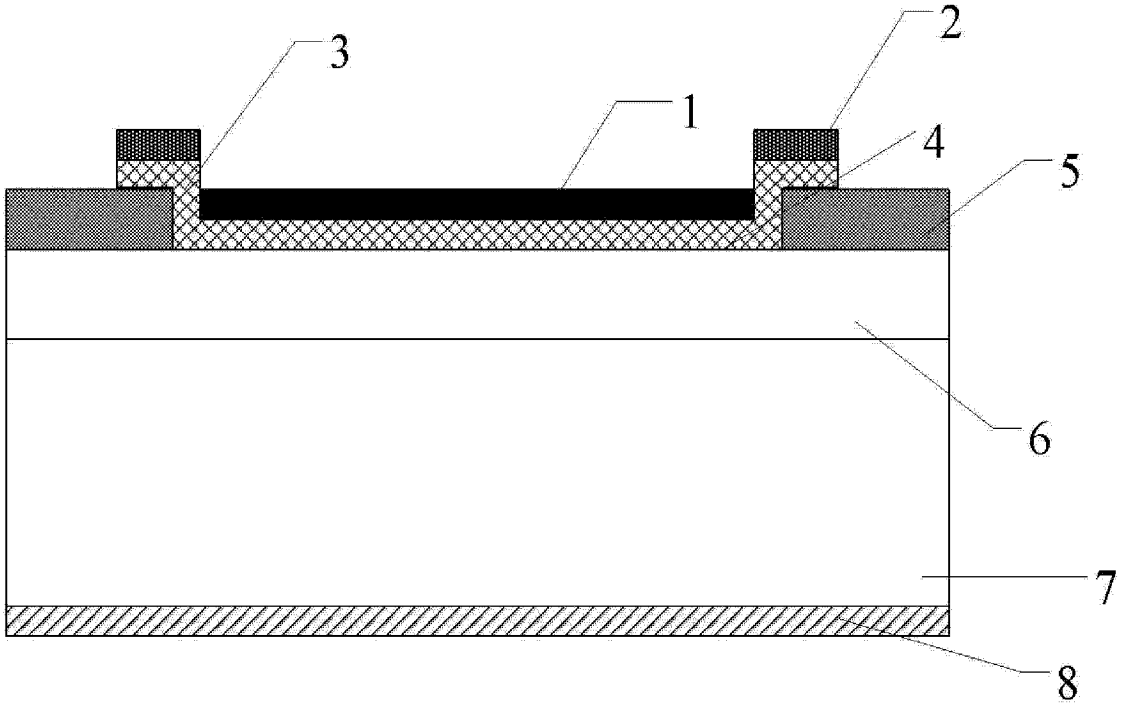


图 1