



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 106536794 B

(45)授权公告日 2020.07.14

(21)申请号 201580039559.8

(74)专利代理机构 中原信达知识产权代理有限

(22)申请日 2015.04.10

责任公司 11219

(65)同一申请的已公布的文献号

代理人 李兰 孙志湧

申请公布号 CN 106536794 A

(51)Int.Cl.

C30B 29/38(2006.01)

(43)申请公布日 2017.03.22

C30B 33/06(2006.01)

(30)优先权数据

2014-150845 2014.07.24 JP

(56)对比文件

US 2007/0145376 A1, 2007.06.28,

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

US 2007/0145376 A1, 2007.06.28,

2017.01.19

US 2008/0202409 A1, 2008.08.28,

(86)PCT国际申请的申请数据

CN 102308032 A, 2012.01.04,

PCT/JP2015/061197 2015.04.10

CN 1744944 A, 2006.03.08,

(87)PCT国际申请的公布数据

US 2013/0029472 A1, 2013.01.31,

W02016/013259 JA 2016.01.28

JP 特开2011-135019 A, 2011.07.07,

(73)专利权人 住友电气工业株式会社

JP 特开2006-66496 A, 2006.03.09,

地址 日本大阪府大阪市

JP 特开2005-322944 A, 2005.11.17,

(72)发明人 木山诚 弘田龙 中畠成二

kensaku MOTOKI.Development of GaN

substrate.《SEI Technical Review》.2009,(第
175期),

审查员 王楠

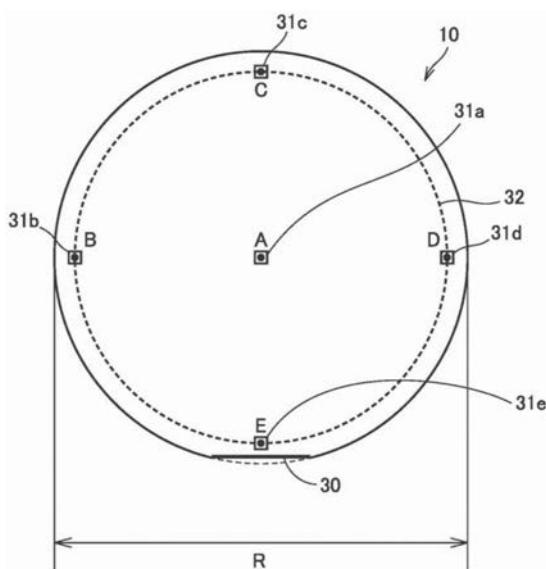
权利要求书1页 说明书17页 附图4页

(54)发明名称

氮化镓衬底

(57)摘要

一种氮化镓衬底，具有直径不小于100mm的表面，在边均具有2mm长度的各正方形区域处在微拉曼散射映射测量中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异不小于0.1cm⁻¹且不大于2cm⁻¹，正方形区域位于氮化镓衬底的表面上的包括中心位置和四个周边边缘位置的总共五个位置处，在这五个位置中的所有测量点处的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异不大于2cm⁻¹。



1. 一种氮化镓衬底，所述氮化镓衬底包括直径不小于100mm且不大于150mm的表面，在每一条边均具有2mm的长度的每一个正方形区域，在微拉曼散射映射测量中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处，波数的最大值和最小值之间的差异不小于0.1cm⁻¹且不大于2cm⁻¹，所述正方形区域位于包括所述氮化镓衬底的表面上的中心位置和四个周边边缘位置的总共五个位置处，

所述五个位置处的所有测量点处的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异不小于0.93cm⁻¹并且不大于1cm⁻¹，

其中，

在核附近的小平面生长区域中的氧浓度不小于5×10¹⁷cm⁻³，并且在远离所述核的C平面生长区域中的氧浓度小于5×10¹⁷cm⁻³，并且

所述核是位错密集位于其中的区域。

2. 根据权利要求1所述的氮化镓衬底，其中，所述氮化镓衬底的表面上的每一条边均具有2mm的长度的每一个正方形区域包括：具有不小于1×10⁶cm⁻²的穿透位错密度的区域和具有小于1×10⁶cm⁻²的穿透位错密度的区域。

3. 根据权利要求1所述的氮化镓衬底，其中，所述氮化镓衬底的表面上的每一条边均具有2mm的长度的每一个正方形区域包括：具有不小于5×10¹⁷cm⁻³的氧浓度的区域和具有小于5×10¹⁷cm⁻³的氧浓度的区域。

4. 一种结合衬底，在所述结合衬底中，根据权利要求1至权利要求3中的任一项所述的氮化镓衬底被结合到支承衬底。

氮化镓衬底

技术领域

[0001] 本发明涉及氮化镓(GaN)衬底。

背景技术

[0002] 在氮化物半导体衬底之中,GaN衬底作为用于制造诸如发光器件和电子器件的半导体器件的衬底而备受关注。然而,目前,为了制造GaN衬底,必须对异质衬底执行生长。由于异质衬底和GaN晶体之间存在晶格常数和热膨胀系数差异,因此在GaN衬底中产生多个晶体缺陷,这是不利的。

[0003] 为了应对这个,例如,非专利文献1公开了一种GaN衬底,其中,生长在其表面中设置有多个点形凹陷的GaN晶体,使得晶体缺陷密集地位于GaN晶体中的凹陷中心并且凹陷周围的晶体缺陷减少。

[0004] 引用列表

[0005] 非专利文献

[0006] NPD 1:Kensaku Motoki的,“Development of GaN Substrate”,SEI technical review,Vol.175,July,2009,pp.10-18(“GaN衬底的开发”SEI技术评审,第175卷,2009年7月,第10-18页)

[0007] NPD 2:Hirosi Harima的,“Characterization of GaN and Related Nitrides by Raman Scattering”,Journal of the Society of Material Science,Japan,Vol.51, No.9,September,2002,pp.983-988(“通过拉曼散射得到的GaN和相关氮化物的特性”,日本材料科学协会,第51卷,第9期,2002年9月,第983-988页)

发明内容

[0008] 技术问题

[0009] 然而,需要进行改进,因为当通过在GaN衬底上外延生长另一个半导体层来制造半导体器件时,GaN衬底会破裂或断开。

[0010] 问题的解决方案

[0011] 根据本发明的一个实施例的一种GaN衬底是具有直径不小于100mm的表面的GaN衬底,在边均具有2mm长度的各正方形区域处的微拉曼散射映射测量中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异不小于0.1cm⁻¹且不大于2cm⁻¹,正方形区域位于GaN衬底的表面上的包括中心位置和四个周边边缘位置的总共五个位置处,在这五个位置中的所有测量点处的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异不大于2cm⁻¹。

[0012] 根据本发明的一个实施例的结合衬底是其中GaN衬底结合到支承衬底的结合衬底。

[0013] 本发明的有利效果

[0014] 根据以上描述,可抑制当外延生长另一个半导体层时出现破裂和断开。

附图说明

- [0015] 图1是第一实施例的GaN衬底的示意性透视图。
- [0016] 图2(a)至图2(d)中的每个示出用于制造第一实施例的GaN衬底的示例性方法的示意性剖视图,图2(e)是第一实施例的示例性结合衬底的示意性剖视图。
- [0017] 图3是第一实施例的GaN衬底的示例性整个表面的示意性平面图。
- [0018] 图4示出纤锌矿型GaN晶体的晶体结构。
- [0019] 图5示出E₂^H光子模式。
- [0020] 图6是穿过第一实施例的GaN衬底的点B、A和D的直线上的应变和位置之间的关系的概念视图。
- [0021] 图7是穿过传统GaN衬底的点B、A和D的直线上的应变和位置之间的关系的概念视图。
- [0022] 图8示出实验例6的GaN衬底的微拉曼散射测量的结果。

具体实施方式

- [0023] [对本发明的实施例的描述]
- [0024] 首先,列出并且描述本发明的实施例。
- [0025] (1)根据本发明的一个实施例的GaN衬底是一种GaN衬底,所述GaN衬底具有直径不小于100mm的表面,在边均具有2mm长度的各正方形区域处在微拉曼散射映射测量中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异不小于0.1cm⁻¹且不大于2cm⁻¹,正方形区域位于GaN衬底的表面上的包括中心位置和四个周边边缘位置的总共五个位置处,在这五个位置中的所有测量点处的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异不大于2cm⁻¹。用这种配置,可抑制当在具有直径不小于100mm的表面的GaN衬底上外延生长另一个半导体层时出现破裂和断开。
- [0026] (2)优选地,在根据本发明的一个实施例的GaN衬底中,直径不小于150mm,在边均具有2mm长度的各正方形区域处在微拉曼散射映射测量中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异不小于0.1cm⁻¹且不大于1cm⁻¹,正方形区域位于GaN衬底的表面上的包括中心位置和四个周边边缘位置的总共五个位置处,在这五个位置中的所有测量点处的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异不大于1cm⁻¹。用这种配置,可抑制当在具有直径不小于150mm的表面的GaN衬底上外延生长另一个半导体层时出现破裂和断开。
- [0027] (3)优选地,在根据本发明的一个实施例的GaN衬底中,GaN衬底的表面上的边均具有2mm长度的正方形区域中的每个包括:具有不小于1×10⁶cm⁻²的穿透位错密度的区域和具有小于1×10⁶cm⁻²的穿透位错密度的区域。在这种情况下,位错聚集在具有不小于1×10⁶cm⁻²的穿透位错密度的区域中,从而提高具有小于1×10⁶cm⁻²的穿透位错密度的区域中的结晶度。
- [0028] (4)优选地,在根据本发明的一个实施例的GaN衬底中,氮化镓衬底的表面上的边均具有2mm长度的正方形区域中的每个包括:具有不小于5×10¹⁷cm⁻³的氧浓度的区域和具有小于5×10¹⁷cm⁻³的氧浓度的区域。
- [0029] (5)根据本发明的一个实施例的GaN衬底是其中上述GaN衬底结合到支承衬底的结

合衬底。用这种配置,可抑制当外延生长另一个半导体层时出现破裂和断开。

[0030] [本发明的实施例的细节]

[0031] 下文中,将描述实施例。应该注意,相同的参考符号指示用于描述实施例的附图中的相同或等同部分。

[0032] [第一实施例]

[0033] <GaN衬底>

[0034] 图1示出第一实施例的GaN衬底的表面的一部分的示意性透视图。第一实施例的GaN衬底10由GaN晶体11构成。穿透位错23密集位于其中的区域被形成为从GaN晶体11的表面向着GaN晶体11的内部延伸。

[0035] <用于制造GaN衬底的方法>

[0036] 参照图2(a)至图2(d)的示意性剖视图,以下描述用于制造第一实施例的GaN衬底的示例性方法。首先,如图2(a)中所示,制备具有将用作生长表面的表面21a的生长衬底21。生长衬底21不受特别限制,只要GaN晶体11可在表面21a上生长。生长衬底21的示例可包括:诸如砷化镓(GaAs)的异质衬底;和由GaN构成的同质衬底。

[0037] 接下来,如图2(b)中所示,在生长衬底21的表面21a上形成图案化层22。图案化层22可通过以下步骤形成:在生长衬底21的整个表面21a上通过等离子体CVD(化学气相沉积)形成氧化硅(SiO₂)膜;在SiO₂膜上形成通过光刻图案化的抗蚀剂;以及例如使用抗蚀剂作为蚀刻掩模来执行蚀刻。

[0038] 接下来,如图2(c)中所示,在上面形成有图案化层22的生长衬底21的表面21a上,生长GaN晶体11。可通过HVPE(氢化物气相外延)生长GaN晶体11,在HVPE中,例如,使用金属Ga作为镓(Ga)源材料并且使用氨(NH₃)气作为氮(N)源材料。

[0039] 接下来,如图2(d)中所示,例如,通过研磨等,去除GaN晶体11的背面上的生长衬底21。然后,例如,通过研磨等,将GaN晶体11的表面平面化,然后进行抛光,从而得到第一实施例的GaN衬底10。

[0040] 此外,例如,如图2(e)的示意性剖视图中所示,可将异质衬底24结合到已经被去除生长衬底21的所得到的第一实施例的GaN衬底10的表面上,从而产生结合衬底25。异质衬底24的示例可包括蓝宝石衬底、AlN衬底、SiC衬底、GaAs衬底、ZrB₂衬底、SiO₂/Al₂O₃烧结致密衬底、Mo衬底等。

[0041] 此外,用于将第一实施例的GaN衬底10结合到异质衬底24的方法不受特别限制;然而,为了例如在低温下将它们均匀地结合在一起,优选地使用表面活化方法或熔融结合方法。这里,表面活化方法是指在将GaN衬底10的结合表面暴露于等离子体以使结合表面活化之后将它们结合在一起的方法,而熔融结合方法是指通过在压力下加热相应的经冲洗的表面(结合表面)将它们结合在一起的方法。此外,可将第一实施例的GaN衬底10结合到异质衬底24,使接合膜插入其间。

[0042] <Δ kp(2mm□) 和 Δ kp(整个表面)>

[0043] 图3示出第一实施例的GaN衬底10的示例性整个表面的示意性平面图。第一实施例的GaN衬底10的表面具有不小于100mm的直径R。GaN衬底10的表面的直径R是指在假设即使在GaN衬底10中形成定向平面30在GaN衬底10中也没有形成定向平面30的情况下虚圆的直径。

[0044] 此外,通过在2mm□平面中(即,在具有均具有2mm长度的边的各正方形区域(区域31a、31b、31c、31d、31e)中)进行微拉曼散射映射测量得到的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(2mm\square)$)不小于0.1cm⁻¹且不大于2cm⁻¹,正方形区域各自的中心位于包括GaN衬底10中的中心点A和周边边缘点B、C、D和E的总共五个位置处。

[0045] 另外,在区域31a、31b、31c、31d、31e中的所有测量点处的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(整个表面)$)不大于2cm⁻¹。

[0046] <用于确定 $\Delta kp(2mm\square)$ 和 $\Delta kp(整个表面)$ 的方法>

[0047] 以下描述了用于确定 $\Delta kp(2mm\square)$ 和 $\Delta kp(整个表面)$ 的方法。

[0048] <<指定测量区域>>

[0049] 首先,如下指定上述的区域31a、31b、31c、31d、31e。将GaN衬底10的表面上的中心点A指定为GaN衬底10的表面的圆形中心点(假设当在GaN衬底10中形成定向平面30时没有形成定向平面30的虚圆的中心)。然后,假设由此指定的点A是对角线的交点,区域31a被定义为具有以下边的正方形区域:由具有2mm长度并且平行于图3中示出的定向平面30的两个线段构成的两个边;以及由具有2mm长度并且垂直于定向平面30的两个线段构成的两个边。

[0050] 另一方面,将GaN衬底10的表面上的周边边缘点B、C、D和E指定为从构成GaN衬底10的表面外周的圆形外周向内5mm的虚圆32(假设当在GaN衬底10中形成定向平面30时没有形成定向平面30的虚圆)的周边上的点。周边边缘点B、C、D和E成使得点B、A和D在一条直线上,点C、A和E在一条直线上并且将点B、A、D相互连接的直线与将连接点C、A、E相互连接的直线正交这样的关系。然后,假设点B、C、D和E中的每个是对角线的交点,区域31b、31c、31d、31e的每一个被定义为具有以下边的正方形区域:由具有2mm长度并、平行于定向平面30并且彼此平行的两个线段构成的两个边;以及由具有2mm长度、垂直于定向平面30并且彼此平行的两个线段构成的两个边。

[0051] <<确定 $\Delta kp(2mm\square)$ >>

[0052] 接下来,在如上指定的区域31a中的多个位置执行微拉曼散射映射测量,以测量区域31a的2mm□平面内的相应位置处的拉曼光谱,从而指定区域31a的2mm□平面内的位置处的对应于E₂^H光子模式的峰值。因此,在这些位置指定峰值的最大峰值处的波数的值(对应于拉曼移位量,单位:cm⁻¹)。然后,指定2mm□平面内的位置处指定的波数的最大值(a1)和最小值(a2)。然后,确定如上所述指定的波数的最大值(a1)和最小值(a2)之间的差异(a1-a2),从而确定区域31a的2mm□平面内的 $\Delta kp(2mm\square)$ 。

[0053] 还可按与确定区域31a的 $\Delta kp(2mm\square)$ 类似的方式,即,可通过以下步骤,确定区域31b的 $\Delta kp(2mm\square)$:执行微拉曼散射映射测量,以测量区域31b中的多个位置处的拉曼光谱;指定对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的值;以及确定从波数的值指定的波数的最大值(b1)和最小值(b2)之间的差异(b1-b2)。

[0054] 还可按与确定区域31a的 $\Delta kp(2mm\square)$ 类似的方式,即,可通过以下步骤,确定区域31c的 $\Delta kp(2mm\square)$:执行微拉曼散射映射测量,以测量区域31c中的多个位置处的拉曼光谱;指定对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的值;以及确定从波数的值指定的波数的最大值(c1)和最小值(c2)之间的差异(c1-c2)。

[0055] 还可按与确定区域31a的 $\Delta kp(2mm\square)$ 类似的方式,即,可通过以下步骤,确定区域31d的 $\Delta kp(2mm\square)$:执行微拉曼散射映射测量,以测量区域31d中的多个位置处的拉曼光谱;指定对应于 E_2^H 光子模式的峰值的最大峰值处的波数的值;以及确定从波数的值指定的波数的最大值(d1)和最小值(d2)之间的差异(d1-d2)。

[0056] 还可按与确定区域31a的 $\Delta kp(2mm\square)$ 类似的方式,即,可通过以下步骤,确定区域31e的 $\Delta kp(2mm\square)$:执行微拉曼散射映射测量,以测量区域31e中的多个位置处的拉曼光谱;指定对应于 E_2^H 光子模式的峰值的最大峰值处的波数的值;以及确定从波数的值指定的波数的最大值(e1)和最小值(e2)之间的差异(e1-e2)。

[0057] <<确定 Δkp (整个表面)>>

[0058] 接下来,从区域31a、31b、31c、31d、31e中的波数的最大值a1、b1、c1、d1、e1指定波数的最大值(X1)。同样地,从区域31a、31b、31c、31d、31e中的波数的最小值a2、b2、c2、d2、e2指定波数的最小值(X2)。然后,确定波数的最大值(X1)和波数的最小值(X2)之间的差异(X1-X2),从而确定 Δkp (整个表面)。

[0059] < E_2^H 光子模式>

[0060] 关于 E_2^H 光子模式,以下描述纤锌矿型GaN晶体作为示例。 E_2^H 光子模式是N原子在具有图4中示出的包括Ga原子(白点)和N原子(黑点)的晶体结构的GaN晶体中的如图5中所示的C平面中移位的模式。

[0061] 此外,如上所述,按照通过微拉曼散射映射测量得到的拉曼移位光谱中的对应于 E_2^H 光子模式的峰值的最大峰值处的波数,指定对应于 E_2^H 光子模式的拉曼移位量。应该注意,非专利文献2的页985上的表II示出 567.6cm^{-1} 作为300K温度下的纤锌矿型GaN晶体中的 E_2^H 光子模式的波数。非专利文献2的图3的拉曼光谱图示出对应于 E_2^H 光子模式的峰值的最大峰值处的波数是大约 567.6cm^{-1} 。

[0062] <功能和效果>

[0063] 如上所述, E_2^H 光子模式是与GaN晶体中的相邻N原子在C平面内的面内方向上振荡这样的模式相关的散射光(参见非专利文献2)。当在C平面中产生压缩应变时,振荡的光子频率变高,从而导致对应于 E_2^H 光子模式的峰值的最大峰值处的波数高。另一方面,当在C平面中产生拉伸应变时,振荡的光子频率变低,从而导致对应于 E_2^H 光子模式的峰值的最大峰值处的波数低。当在GaN衬底中局部(微观地)或整体(宏观地)压缩应变或拉伸应变变得过大时,在GaN衬底上外延生长另一个半导体层时,GaN衬底有可能破裂或断开。因此,更优选地,GaN衬底中的对应于 E_2^H 光子模式的峰值的最大峰值处的波数(对应于拉曼移位量(应变幅度))微观地且宏观地都较小。

[0064] 在第一实施例的GaN衬底10中,通过在具有均具有2mm长度的边的各正方形区域31a、31b、31c、31d、31e中的微拉曼散射映射测量得到的拉曼光谱中的对应于 E_2^H 光子模式的拉曼移位量的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(2mm\square)$)不小于 0.1cm^{-1} 且不大于 2cm^{-1} ,正方形区域各自的中心位于包括GaN衬底10的表面上的中心点A和周边边缘点B、C、D和E的总共五个位置处。因此,第一实施例的GaN衬底10中的微观应变可减小,从而实现更均匀的微观应变分布。应该注意,更优选地,区域31a、31b、31c、31d、31e中的每个中的 $\Delta kp(2mm\square)$ 的值较小。例如,在以下提到的不同于小平面生长的无核生长的情况下,微观应变分布变小,但宏观应变分布变大,带来的结果是,在GaN衬底10上外延生长半导体层期间,GaN衬底10有

可能破裂或断开。为了应对这个,在第一实施例的GaN衬底10中,有意生成如小平面生长中的微观应变分布,以抑制宏观应变分布增大,由此抑制在GaN衬底10上外延生长半导体层期间在GaN衬底10中产生断裂或破裂。为了产生微观应变分布,Δ kp (2mm□) 优选地具有不小于特定值的值,并且优选地被设置成不小于0.1cm⁻¹。

[0065] 此外,在第一实施例的GaN衬底10中,在区域31a、31b、31c、31d、31e中的所有测量点的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的拉曼移位量的最大值和最小值之间的差异(Δ kp (整个表面))不大于2cm⁻¹。以这种方式,第一实施例的GaN衬底10中的宏观应变可减小,由此实现更均匀的宏观应变分布。

[0066] 实现这个是因为已经发现,由于本发明发明人的勤奋研究,即使当在具有具有不小于100mm的直径R的大直径表面的GaN衬底上外延生长另一个半导体层时,如果如上所述设置Δ kp (2mm□) 和Δ kp (整个表面) 则也可抑制GaN衬底破裂或断开。

[0067] 图6示出穿过第一实施例的GaN衬底10的点B、A和D的直线上的应变和位置之间的关系的概念视图。为了进行比较,图7示出穿过传统GaN衬底的点B、A和D的直线上的应变和位置之间的关系的概念视图。

[0068] 根据图6和图7之间的比较,显而易见,要理解在第一实施例的GaN衬底10中,相比于传统GaN衬底,整个GaN衬底中的应变减小至点B、A和D中的任一个处并且最大应变的幅度和最小应变的幅度之间的差异减小成小。

[0069] 虽然可抑制采用非专利文献1中描述的GaN晶体的GaN衬底破裂和断开,但因为如上所述地设置Δ kp (2mm□) 和Δ kp (整个表面),所以第一实施例的GaN衬底10提供了抑制出现破裂和断开的改进的效果。

[0070] 应该注意,术语“破裂”是指GaN衬底10中形成裂开达到使GaN衬底10没有被划分成多块的程度。另一方面,术语“断开”是指GaN衬底10裂开并且划分成多块的这种状态。

[0071] [第二实施例]

[0072] 第二实施例的GaN衬底10的特征在于,它与第一实施例的不同在于以下点(i)至(iii)。

[0073] (i) GaN衬底10具有具有不小于150mm的直径R的表面。

[0074] (ii) 通过在具有均具有2mm长度的边的各正方形区域31a、31b、31c、31d、31e中的微拉曼散射映射测量得到的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的拉曼移位量的最大值和最小值之间的差异(Δ kp (2mm□)) 不小于0.1cm⁻¹且不大于1cm⁻¹,正方形区域各自的中心位于包括GaN衬底10的表面上的中心点A和周边边缘点B、C、D和E的总共五个点处。

[0075] (iii) 在区域31a、31b、31c、31d、31e中的所有测量点的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的拉曼移位量的最大值和最小值之间的差异(Δ kp (整个表面)) 不大于1cm⁻¹。

[0076] 在第二实施例中,由于相比于第一实施例,GaN衬底10的表面的直径R的下限较大,即,GaN衬底10的表面具有较大直径,因此更有可能出现破裂和断开。然而,另外在这种情况下,可通过将Δ kp (2mm□) 设置成不小于0.1cm⁻¹且不大于1cm⁻¹并且将Δ kp (整个表面) 设置成不大于1cm⁻¹,抑制破裂和断开的出现。

[0077] 除了以上描述之外,第二实施例与第一实施例相同,因此将不提供对其的重复描述。

[0078] [第三实施例]

[0079] 第三实施例的GaN衬底10的特征在于,GaN衬底10的表面上的边均具有2mm长度的正方形区域包括:具有不小于 $1 \times 10^6 \text{cm}^{-2}$ 的穿透位错密度的区域和具有小于 $1 \times 10^6 \text{cm}^{-2}$ 的穿透位错密度的区域。在第三实施例的GaN衬底10中,位错密集位于具有不小于 $1 \times 10^6 \text{cm}^{-2}$ 的穿透位错密度的区域(核心部分12)中,从而提高具有小于 $1 \times 10^6 \text{cm}^{-2}$ 的穿透位错密度的区域(小平面13)的结晶度。

[0080] 如第三实施例中推测的,GaN衬底10的表面上的边均具有2mm长度的每一个正方形区域包括具有不小于 $1 \times 10^6 \text{cm}^{-2}$ 的穿透位错密度的区域和具有小于 $1 \times 10^6 \text{cm}^{-2}$ 的穿透位错密度的区域,因为在从图2(b)至图2(c)中的GaN晶体11的晶体生长过程中依次出现以下现象(I)至(V)。

[0081] (I) GaN晶体11的表面中的各凹陷14的小平面13中的穿透位错减小,因为位错移动到相邻小平面13之间的边界。

[0082] (II) 形成缺陷表面(表面缺陷部分),因为位错聚集在GaN晶体11的表面中的凹陷14的相邻小平面13之间的边界下方。

[0083] (III) 通过将位错合并并且约束到GaN晶体11的表面中的凹陷14的多个小平面13相互交叉的多个点,防止位错扩张。

[0084] (IV) 由于位错聚集在多个点下方,导致形成线缺陷点和线缺陷点上方的核心部分12。

[0085] (V) 由于小平面13的生长,导致小平面13中的底缺陷部分增加。

[0086] 除了以上描述之外,第三实施例与第一实施例和第二实施例相同,因此将不提供对其的重复描述。换句话讲,第三实施例的GaN衬底10不仅包括具有不小于 $1 \times 10^6 \text{cm}^{-2}$ 的穿透位错密度的区域和具有小于 $1 \times 10^6 \text{cm}^{-2}$ 的穿透位错密度的区域,而且包括第一实施例或第二实施例的GaN衬底10的特征。

[0087] 应该注意,穿透位错是在C轴生长方向上穿透的位错,并且可通过对通过选择性蚀刻得到的各蚀坑的密度进行计数来评估穿透位错密度。选择性蚀刻方法的示例包括:将GaN衬底浸没在加热的酸性或碱性水溶液中;将GaN衬底浸没在氢氧化钾的熔融盐(熔融KOH)中;等等。此外,还可使用阴极发光(CL)来测量穿透位错密度。在CL中,带有穿透位错的部分被示出为暗点。因此,对暗点的数量进行计数,以确定每单位面积的密度(1cm^2),由此测量穿透位错密度。

[0088] [示例]

[0089] <实验例1>

[0090] 首先,如图2(a)中所示,制备具有直径是110mm的表面(C平面)21a的蓝宝石衬底作为生长衬底21。接下来,如图2(b)中所示,通过等离子体CVD在蓝宝石衬底的C平面上形成厚度是 $0.1 \mu\text{m}$ 的SiO₂膜,然后执行光刻和采用BHF(缓冲氢氟酸)的蚀刻,以形成由SiO₂膜构成的图案化层22。图案化层22具有使得直径均是 $50 \mu\text{m}$ 的圆形以 $800 \mu\text{m}$ 节距的晶格形式布置的形状,并且将晶格方向与m轴方向和a轴方向匹配。

[0091] 接下来,如图2(c)中所示,在上面形成有图案化层22并且用作生长衬底21的蓝宝石衬底的C平面上,生长GaN晶体11达10小时,使其具有大约 $1200 \mu\text{m}$ 的厚度。通过采用金属Ga作为Ga源材料并且采用NH₃气作为N源材料的HVPE,生长GaN晶体11。

[0092] 如下通过HVPE生长GaN晶体11。首先,将用作生长衬底21的蓝宝石衬底放置在热壁

型反应器中的由石英制成的样本支架上。在使用氢(H_2)气作为载气的同时,向放置在上游侧船中的金属Ga(被在800℃下加热)喷射氯化氢(HCl)气体。在500℃下加热的蓝宝石衬底上,供应所得的氯化镓(GaCl)气和 NH_3 气达30分钟,由此形成厚度是大约50nm的低温GaN缓冲层。然后,加热蓝宝石衬底,以在蓝宝石衬底中心达到1000℃的温度,并且将GaCl气(3.06kPa)和 NH_3 气(6.12kPa)与用作载气的 H_2 气一起供应到蓝宝石衬底达10小时。以这种方式,生长厚度是大约1200μm的GaN晶体11。这里,蓝宝石衬底的径向方向上的温度差 ΔT (中心的温度和周边边缘(远离中心达55mm半径的位置)的温度之间的温度差)是2℃。

[0093] 然后,通过研磨已经如上所述生长的GaN晶体11的背面表面,去除蓝宝石衬底。接下来,通过研磨将GaN晶体11的表面平面化,然后进行抛光,由此制作实验例1的GaN衬底(具有500μm的完成厚度),该GaN衬底是具有直径是100mm的圆形形状,以C平面作为表面并且具有小平面结构的独立式GaN衬底。

[0094] 接下来,如下地执行微拉曼映射测量。使用具有YAG(钇铝石榴石)的第二谐波激光器件作为光源。从激光器件发射的波长是532nm的激光穿过宽度是100μm的隙缝,并且被透镜收集,由此光从实验例1的GaN衬底的前表面侧(已经被去除蓝宝石衬底的那侧的相反侧)垂直入射。

[0095] 这里,激光被设置成在GaN衬底的表面上具有大约10μm的斑点直径。此外,激光被设置成在GaN衬底的表面上具有10mW的强度。然后,执行用于检测C轴方向上的背散射光的微拉曼散射映射测量,以测量拉曼光谱。测量具有均具有2mm长度的边的正方形区域31a、31b、31c、31d、31e中的每个中的以50μm节距设置的点(各区域中的1681个点)的拉曼光谱,正方形区域各自的中心位于图3中示出的GaN衬底中的中心点A和周边点B、C、D和E。

[0096] 然后,确定通过具有均具有2mm长度的边的各正方形区域31a、31b、31c、31d、31e中的微拉曼散射映射测量得到的拉曼光谱中的对应于 E_2^H 光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(2mm\square)$),正方形区域各自的中心位于包括实验例1的GaN衬底10中的中心点A和外周边缘点B、C、D和E的总共五个点处。另外,确定区域31a、31b、31c、31d、31e中的所有测量点的拉曼光谱中的对应于 E_2^H 光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(\text{整个表面})$)。在表1中示出其结果。应该注意,当测量拉曼光谱时,温度是20℃。为了进行波数校准,使用Ne灯的亮线光谱作为参考线。对于每次测量,测量Ne亮线以便校正。然后,在如上所述得到的拉曼光谱中,指定对应于 E_2^H 光子模式的峰值的最大峰值处的波数。此外,在表1中,“kp最大值”代表对应于 E_2^H 光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值,“kp最小值”代表对应于 E_2^H 光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最小值。

[0097] <实验例2>

[0098] 使用C平面GaN模板衬底作为生长衬底21,该GaN模板衬底具有直径是110mm的表面并且具有厚度是2μm并且通过MOCVD在蓝宝石衬底上形成的GaN膜。以与实验例1相同的方式,形成由 SiO_2 膜构成的图案化层22。通过在不形成低温GaN缓冲层的情况下用与实验例1中的方法和条件相同的方法和条件,在图案化层22上生长GaN晶体。以这种方式,制作实验例2的GaN衬底(具有500μm的完成厚度),GaN衬底是独立式GaN衬底,具有直径是100mm的圆形形状,以C平面作为表面,并且具有小平面结构。

[0099] 然后,以与实验例1相同的方式,确定通过具有均具有2mm长度的边的各正方形区

域31a、31b、31c、31d、31e中的微拉曼散射映射测量得到的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(2mm\square)$)，正方形区域各自的中心位于包括实验例2的GaN衬底中的中心点A和外周边缘点B、C、D和E的总共五个点处。另外，确定区域31a、31b、31c、31d、31e中的所有测量点的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(整个表面)$)。在表1中示出其结果。

[0100] <实施例3>

[0101] 用与实验例1中相同的方法和相同的条件，形成低温GaN缓冲层并且在用作生长衬底21并且具有直径是110mm的表面((111)A平面)的GaAs衬底上生长GaN晶体。以这种方式，制作实验例3的GaN衬底(具有500μm的完成厚度)，GaN衬底是独立式GaN衬底，具有直径是100mm的圆形形状，以C平面作为表面，并且具有小平面结构。

[0102] 然后，以与实验例1相同的方式，确定通过具有均具有2mm长度的边的各正方形区域31a、31b、31c、31d、31e中的微拉曼散射映射测量得到的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(2mm\square)$)，正方形区域各自的中心位于包括实验例3的GaN衬底中的中心点A和外周边缘点B、C、D和E的总共五个点处。另外，确定区域31a、31b、31c、31d、31e中的所有测量点的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(整个表面)$)。在表1中示出其结果。

[0103] <实验例4>

[0104] 如实验例1中使用直径是110mm的蓝宝石衬底作为衬底。用与实验例1中相同的方法和相同的条件下，生长GaN晶体。以这种方式，制作独立式GaN衬底(具有500μm的完成厚度)，GaN衬底具有直径是100mm的圆形形状，以C平面作为表面，并且具有小平面结构。然后，以与实验例1中相同的方式，确定 $\Delta kp(2mm\square)$ 和 $\Delta kp(整个表面)$ 。在表1中示出其结果。

[0105] 应该注意，在GaN晶体的生长的早期阶段(在开始晶体生长之后的10分钟)，晶体生长炉中的气氛中的含氧量被设置成不大于100ppm。具体地，在GaN晶体开始生长之前，在室温下供应诸如N₂、H₂和Ar的气体不少于10分钟，以取代晶体生长炉中的气氛，并且使用氧浓度检测器监视晶体生长炉中的氧浓度，以将氧浓度设置成不大于100ppm。另外，在GaN晶体开始生长之后，执行测量和控制，以将晶体生长炉中的氧浓度设置成不大于100ppm。

[0106] <实验例5>

[0107] 如在实验例2中一样，使用直径是110mm的C平面GaN模板衬底作为衬底。通过在不形成低温缓冲层的情况下用与实验例4中的方法和条件相同的方法和条件，生长GaN晶体。以这种方式，制作独立式GaN衬底(具有500μm的完成厚度)，GaN衬底具有直径是100mm的圆形形状，以C平面作为表面，并且具有小平面结构。然后，以与实验例1相同的方式，确定 $\Delta kp(2mm\square)$ 和 $\Delta kp(整个表面)$ 。在表1中示出其结果。

[0108] <实验例6>

[0109] 用与实验例1中的方法和条件相同的方法和条件，生长GaN晶体，不同的是，使用如实验例3中一样的具有直径是100mm的表面((111)A平面)的GaAs衬底作为衬底并且在生长的早期阶段执行氧浓度控制。以这种方式，制作独立式GaN衬底(具有500μm的完成厚度)，GaN衬底具有直径是100mm的圆形形状，以C平面作为表面，并且具有小平面结构。然后，以与

实验例1中相同的方式,确定 $\Delta kp(2mm\square)$ 和 $\Delta kp(整个表面)$ 。在表1中示出其结果。

[0110] <实验例7>

[0111] 通过在不形成低温GaN缓冲层的情况下用与实验例5中的方法和条件相同的方法和条件,在用作生长衬底21的GaN衬底上生长GaN晶体。用于实验例5中的方法和条件相同的方法和条件制作GaN衬底,并且GaN衬底具有直径是110mm的表面(C平面)。以这种方式,制作实验例7的GaN衬底(具有500μm的完成厚度),GaN衬底是独立式GaN衬底,具有直径是100mm的圆形形状,以C平面作为表面,并且具有小平面结构。然后,以与实验例1相同的方式,确定 $\Delta kp(2mm\square)$ 和 $\Delta kp(整个表面)$ 。在表1中示出其结果。

[0112] <评估关于外延生长的评估>

[0113] 采用MOVPE,通过在如上所述制作的实验例1至7的GaN衬底中的每个上进行外延生长,形成肖特基势垒二极管(SBD)结构。对于SBD结构,依次外延生长n⁺GaN层和n⁻GaN层。n⁺GaN层用作载流子停止层,具有 $2 \times 10^{18} cm^{-3}$ 的载流子浓度,并且具有1μm的厚度。n⁻GaN层用作载流子漂移层,具有 $1 \times 10^{16} cm^{-3}$ 的载流子浓度,并且具有5μm的厚度。这些层的外延生长条件如下:生长温度是1050°C;使用TMG(三甲基镓)和NH₃气作为GaN的源材料;以及使用硅烷(SiH₄)气作为硅(Si)掺杂物的源材料。然后,观察外延生长之后的实验例1至7的GaN衬底中的每个的表面的外观。在表1中示出其结果。

[0114] 如表1中所示,在外延生长之后,实验例1至4的GaN衬底的表面中存在破裂。然而,实验例5至7的GaN衬底没有破裂和断开并且具有优异的外观。应该注意,本文中的破裂被定义为可通过Nomarski显微镜(放大倍数×50)识别的长度不小于0.1mm的破裂。

[0115] <实验例8>

[0116] 使用以与实验例1相同的方式形成的GaN模板衬底作为生长衬底。在不形成由SiO₂膜和低温缓冲层构成的图案化层22的情况下,执行加热,使得GaN模板衬底的中心的温度变成1100°C,以生长具有镜像表面的GaN晶体11,并且GaN模板衬底被供应有GaCl气(2.40kPa)和NH₃气(2.40kPa)以及用作载体的N₂气。因此,生长厚度是大约1mm的GaN晶体11。然后,执行与实验例1中的处理类似的处理,以制作实验例8的GaN衬底(具有500μm的完成厚度),GaN衬底是独立式GaN衬底,具有直径是100mm的圆形形状,以C平面作为表面,并且具有无核结构(不具有由核部分和小平面构成的凹陷的结构)。

[0117] 然后,以与实验例1相同的方式,确定通过具有均具有2mm长度的边的各正方形区域31a、31b、31c、31d、31e中的微拉曼散射映射测量得到的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(2mm\square)$),正方形区域各自的中心位于包括实验例8的GaN衬底中的中心点A和外周边缘点B、C、D和E的总共五个点处。另外,确定区域31a、31b、31c、31d、31e中的所有测量点的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(整个表面)$)。在表1中示出其结果。

[0118] 以与实验例1相同的方式,通过外延生长在实验例8的GaN衬底上形成SBD结构。然而,当在外延生长之后取出实验例8的GaN衬底时,将实验例8的GaN衬底破裂成多块。可假定,由于在外延生长SBD结构期间或外延生长SBD结构之后进行冷却期间产生的应力,导致实验例8的GaN衬底破裂。应该注意,实验例5至7是本发明的示例,而实验例1至4和8是比较例。此外,表2示出用于制造实验例1至8的GaN衬底的方法中的制造条件。

[表 1]

		实验例1	实验例2	实验例3	实验例4	实验例5	实验例6	实验例7	实验例8
直径 [mm]		100	100	100	100	100	100	100	100
晶休结构		小平面	无核						
区域 31a [cm ⁻¹]	K _p 最大值	570.24	569.31	568.77	569.45	567.71	567.25	567.32	568.14
	K _p 最小值	567.13	567.37	567.04	567.13	566.12	567.02	567.21	568.07
	ΔK _p (2mm□)	3.11	1.94	1.73	2.32	1.49	0.23	0.11	0.07
区域 31b [cm ⁻¹]	K _p 最大值	571.48	569.82	568.93	569.95	567.59	567.93	567.55	571.31
	K _p 最小值	567.81	567.35	567.03	567.81	566.17	567.59	567.42	571.16
	ΔK _p (2mm□)	3.67	2.47	1.9	2.14	1.42	0.34	0.13	0.15
区域 31c [cm ⁻¹]	K _p 最大值	570.73	568.89	569.12	570.12	567.15	567.94	567.46	571.8
	K _p 最小值	567.57	567.01	567.09	567.63	565.68	567.63	567.33	571.65
	ΔK _p (2mm□)	3.16	1.88	2.03	2.49	1.47	0.31	0.13	0.15
区域 31d [cm ⁻¹]	K _p 最大值	571.57	569.97	569.27	569.81	567.52	567.67	567.61	571.52
	K _p 最小值	567.76	568.2	567.12	567.37	565.73	567.31	567.49	571.34
	ΔK _p (2mm□)	3.81	1.77	2.15	2.44	1.79	0.36	0.12	0.18
区域 31e [cm ⁻¹]	K _p 最大值	570.93	570.02	568.92	570.07	567.57	568.12	567.63	570.87
	K _p 最小值	567.72	567.87	567.16	567.62	565.78	567.76	567.51	570.71
	ΔK _p (2mm□)	3.21	2.15	1.76	2.45	1.79	0.36	0.12	0.16
ΔK _p (整个表面) [cm ⁻¹]		4.44	3.01	2.24	2.99	1.93	1.1	0.42	3.73
外延生长之后的外观		破裂	破裂	破裂	破裂	优劣	优劣	断开	

[表 2]

	实验例1	实验例2	实验例3	实验例4	实验例5	实验例6	实验例7	实验例8
氧浓度控制	未控制	未控制	控制	控制	控制	控制	控制	控制
样本支架	石英	石英	石英	石英	石英	石英	石英	石英
生长衬底	蓝宝石	GaN 模板	GaAs 模板	蓝宝石	GaN 模板	GaAs 模板	GaN 模板	GaN 模板
凹陷图案	点	点	点	点	点	点	点	无
$\Delta T[^{\circ}\text{C}]$	2	2	2	2	2	2	2	2
T[$^{\circ}\text{C}$]	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1100
GaCl分压 [kPa]	3.06	3.06	3.06	3.06	3.06	3.06	3.06	2.40
NH ₃ 分压 [kPa]	6.12	6.12	6.12	6.12	6.12	6.12	6.12	2.40
低温缓冲层的形成	形成	未形成	形成	形成	未形成	形成	未形成	未形成

[0120]

[0121] <关于实验例1至8的GaN衬底的评估>

[0122] 图8示出实验例6的GaN衬底的微拉曼光谱测定的结果。图8中示出的微拉曼光谱测定的结果指示包括核部分的直线和不包括核部分的直线上的对应于E₂^H光子模式的峰值的

最大峰值处的波数的各个分布,核部分中的每个在边均具有2mm长度并且具有交叉是实验6的GaN衬底表面的中心点A的对角线的正方形区域中的位错密集位于其中的区域。如图8中所示,实验例6的GaN衬底中的分布使得核附近的应变大大地改变并且在远离核的区域中的应变没有大大地改变。

[0123] 如图8中所示,波数变成在核部分中小。这意味着产生拉伸应变。虽然不清楚是什么造成核部分中的拉伸应变,但可假定,由于密集位于核部分中的位错导致的应变或者由于小平面-表面生长区域和C平面生长区域之间的所包括杂质的类型和量的差异导致的应变,导致产生拉伸应变。

[0124] 此外,还针对实验6的GaN衬底的表面上的周边边缘点B、C、D和E中的每个执行微拉曼散射映射测量。结果,经确认,表现出与中心点A的趋势近似的趋势。

[0125] 根据以上结果,在由具有小平面结构的GaN晶体制作的GaN衬底中,微观应变分布被视为比宏观应变分布更占主导地位,该小平面结构包括(i)用作位错密集位于其中的区域的核部分和(ii)包围核部分设置的并且没有用作位错密集位于其中的区域的小平面。

[0126] 应该注意,可假定由于小平面结构所导致的剩余应变和外延生长步骤所导致的热应变在外延生长之后在实验例1至4的GaN衬底的表面中产生多个破裂,因为在实验例1至4的GaN衬底中,区域31a、31b、31c、31d、31e的 $\Delta kp(2\text{mm}\square)$ 中的全部或部分大于 2cm^{-1} 。在实验例5至7的GaN衬底中的每个中,可假定,因为 $\Delta kp(2\text{mm}\square)$ 相对小,所以没有观察到出现破裂。

[0127] 相比于采用类似衬底的实验例1至3的GaN衬底中的每个的 $\Delta kp(2\text{mm}\square)$,实验例4至6的GaN衬底中的每个的 $\Delta kp(2\text{mm}\square)$ 相对较小,可假定是因为晶体生长早期阶段中的晶体生长炉中的氧浓度被控制得低,即,不大于100ppm。在氧浓度低时,认为可提高晶体生长的早期阶段中的GaN晶体的结晶度,以实现具有小微观应变分布的小平面结构。

[0128] 此外,实验例7的GaN衬底的 $\Delta kp(2\text{mm}\square)$ 更加小,可假定是由于早期阶段中的氧浓度以及采用GaN衬底作为生长衬底(即,同质外延生长)导致的进一步减少的缺陷的控制。

[0129] 此外,可假定,因为微观应变小($\Delta kp(2\text{mm}\square) = 0.07\text{--}0.18\text{cm}^{-1}$),所以具有无核结构的实验例8的GaN衬底断开,但GaN衬底中的宏观应变大($\Delta kp(\text{整个表面}) = 3.73\text{cm}^{-1}$)。可假定,因为由于宏观地产生的大压缩应变,导致升温、外延生长和降温的一系列外延生长步骤中的任一个中的包括剩余应变和热应变的总应变超过实验例8的GaN衬底的屈服应变,所以实验例8的GaN衬底断开。

[0130] 可假定,因为由于没有位错密集位于其中的区域,导致具有位错的区域更均匀地分布,所以实验例8的GaN衬底的宏观应变分布相对均匀($\Delta kp(2\text{mm}\square) \leq 0.2\text{cm}^{-1}$)。此外,可假定,由于热膨胀系数的不匹配和异质外延生长的晶格常数不匹配造成的应力所导致的宏观应变,导致实验例5的GaN衬底的宏观应变大。

[0131] 如上所述,通过考虑微观应变和宏观应变二者,在外延生长期间提供缺陷的指标。定量地,考虑当区域31a、31b、31c、31d、31e中的每个的 $\Delta kp(2\text{mm}\square)$ 不小于 0.1cm^{-1} 且不大于 2cm^{-1} 并且 $\Delta kp(\text{整个表面})$ 不大于 2cm^{-1} 时的外延生长期间,可抑制破裂和断开的出现。

[0132] <实验例9>

[0133] 使用具有直径是160mm的表面((111)A平面)的GaAs衬底作为生长衬底21。用与实验例6中的方法和条件相同的方法和条件,制作实验例9的GaN衬底(具有 $600\mu\text{m}$ 的完成厚

度),GaN衬底是独立式GaN衬底,具有直径是150mm的圆形形状,以C平面作为表面,并且具有小平面结构。这里,径向方向上的温度差 ΔT (中心的温度和周边边缘(远离中心达75mm半径的位置)的温度之间的温度差)是6°C。

[0134] 然后,以与实验例1相同的方式,确定通过具有均具有2mm长度的边的各正方形区域31a、31b、31c、31d、31e中的微拉曼散射映射测量得到的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(2mm\square)$),正方形区域各自的中心位于包括实验例9的GaN衬底中的中心点A和外周边缘点B、C、D和E的总共五个点处。另外,确定区域31a、31b、31c、31d、31e中的所有测量点的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(整个表面)$)。在表3中示出其结果。应该注意,实验例9的GaN衬底的周边点B、C、D和E的位置与构成实验例9的GaN衬底表面的外周的圆形的外周相距5mm。

[0135] 实验例9的GaN衬底的区域31a、31b、31c、31d、31e中的所有 $\Delta kp(2mm\square)$ 不大于2cm⁻¹;然而, $\Delta kp(整个表面)$ 是2.89cm⁻¹,大于2cm⁻¹,从而导致宏观应变大。因此,经确认,当依据与实验例1至8相同的方式的外延生长来评估实验例9的GaN衬底时,实验例9的GaN衬底断开。可假定,这是因为GaN衬底的大直径造成GaN衬底中产生的应变的最大值增大。

[0136] <实验例10>

[0137] 考虑由于GaN晶体生长期生长衬底的径向方向上的温度分布的差异大,导致实验例9的GaN衬底中的宏观应变增大。为了应对这个,从石英至具有高热导率的涂覆碳化硅(SiC)的石墨,样本支架的材料改变,并且温度差 ΔT 被设置成3°C。除这些之外,用于实验例9的方法和条件相同的方法和条件,制作实验例10的GaN衬底(具有600μm的完成厚度),GaN衬底是独立式GaN衬底,具有直径是150mm的圆形形状,以C平面作为表面,并且具有小平面结构。

[0138] 然后,以与实验例9相同的方式,确定通过具有均具有2mm长度的边的各正方形区域31a、31b、31c、31d、31e中的微拉曼散射映射测量得到的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(2mm\square)$),正方形区域各自的中心位于包括实验例10的GaN衬底中的中心点A和外周边缘点B、C、D和E的总共五个点处。另外,确定区域31a、31b、31c、31d、31e中的所有测量点的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(整个表面)$)。在表3中示出其结果。

[0139] 在实验例10的GaN衬底中,相比于实验例9的GaN衬底,微观应变和宏观应变都小。实验例10的GaN衬底的 $\Delta kp(整个表面)$ 是1.5cm⁻¹。应该注意,可假定因为由于径向方向上的降温分布,导致影响GaN晶体的热应变减小,所以减小微观应变。

[0140] 当依据与实验例1至8相同的方式的外延生长来评估实验例10的GaN衬底时,实验例10的GaN衬底没有断开,但特别地在其周边边缘部分处破裂。

[0141] <实验例11>

[0142] 作为生长衬底21,使用用与实验例10的方法和条件相同的方法和条件制作的实验例10的GaN衬底。用除了没有形成低温缓冲层之外与实验例10中的方法和条件相同的方法和条件,制作实验例11的GaN衬底(具有600μm的完成厚度),GaN衬底是独立式GaN衬底,具有直径是150mm的圆形形状,以C平面作为表面,并且具有小平面结构。

[0143] 然后,以与实验例10相同的方式,确定通过具有均具有2mm长度的边的各正方形区域31a、31b、31c、31d、31e中的微拉曼散射映射测量得到的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(2mm\square)$),正方形区域各自的中心位于包括实验例11的GaN衬底中的中心点A和外周边缘点B、C、D和E的总共五个点处。另外,确定区域31a、31b、31c、31d、31e中的所有测量点的拉曼光谱中的对应于E₂^H光子模式的峰值的最大峰值处的波数的最大值和最小值之间的差异($\Delta kp(整个表面)$)。在表3中示出其结果。

[0144] 在实验例11的GaN衬底中,相比于实验例10的GaN衬底,实现了关于微观应变的改进。实验例11的GaN衬底的 $\Delta kp(整个表面)$ 是0.93cm⁻¹。应该注意,可假定,因为相对于实验例11的GaN衬底的热膨胀系数与生长衬底的热膨胀系数的不匹配,实验例11的GaN衬底中的机械应变可减小,所以实现了关于宏观应变的改进。

[0145] 当也以相同方式依据外延生长评估实验例11的GaN衬底时,实验例11的GaN衬底没有破裂或断开,从而得到优异的结果。

[0146] 应该注意,实验例11是本发明的示例,而实验例9和10是比较例。此外,表4示出用于制造实验例9至11的GaN衬底的方法中的制造条件。

[0147] [表3]

		实验例9	实验例10	实验例11
[0148]	直径 [mm]	150	150	150
	晶体结构	小平面	小平面	小平面
	区域 31a [cm ⁻¹]	Kp 最大值 567.13	568.16	567.7
	Kp 最小值 566.22	567.55	567.47	
	$\Delta kp(2mm\square)$ 0.91	0.61	0.23	
	区域 31b [cm ⁻¹]	Kp最大值 569.11	568.92	568.21
	Kp最小值 567.88	568.29	567.76	
	$\Delta kp(2mm\square)$ 1.23	0.63	0.45	
	区域 31c [cm ⁻¹]	Kp 最大值 569.07	568.82	568.18
	Kp 最小值 567.81	568.19	567.72	
	$\Delta kp(2mm\square)$ 1.26	0.63	0.46	
	区域 31d [cm ⁻¹]	Kp 最大值 568.99	569.01	568.4
	Kp 最小值 567.71	568.39	567.92	
	$\Delta kp(2mm\square)$ 1.28	0.62	0.48	
	区域 31e [cm ⁻¹]	Kp 最大值 568.85	569.05	568.15
	Kp 最小值 567.58	568.23	567.71	
	$\Delta kp(2mm\square)$ 1.27	0.82	0.44	
	$\Delta kp(整个表面)$ [cm ⁻¹] 2.89	1.5	0.93	
	外延生长之后的外观	断开	破裂	优异

[0149] [表4]

	实验例9	实验例10	实验例11
[0150]	氧浓度控制	控制	控制
	样本支架	石英	SiC
	生长衬底	GaAs	GaN
	凹陷图案	点	点
	$\Delta T [^{\circ}\text{C}]$	6	3
	T [^{\circ}\text{C}]	1000	1000
	GaCl分压 [kPa]	3.06	3.06
	NH ₃ 分压 [kPa]	6.12	6.12
低温缓冲层的形成		形成	未形成

[0151] <关于实验例9至11的GaN衬底的评估>

[0152] 在具有直径是100mm的表面的GaN衬底中,当 Δkp (整个表面)不大于 2cm^{-1} 时,得到优异结果(实验例5至7);然而,即使当 Δkp (整个表面)是 1.5cm^{-1} 时,具有直径是150mm的表面的GaN衬底破裂(实验例10)。当 Δkp (整个表面)是 0.93cm^{-1} 时,得到优异结果,即,GaN衬底没有破裂或断开(实验例11)。因此,可假定,因为在GaN衬底上外延生长另一个半导体层期间的热应力是源自GaN衬底中的温度分布(温度差),所以在直径是100mm的情况和直径是150mm的情况之间,用作不存在破裂和断开的指标的 Δkp (整个表面)的值有所不同。随着GaN衬底表面的直径变大,变得更难以减小GaN衬底表面中的温度差以便减小GaN衬底中产生的热应力(大体上,GaN衬底中产生的热应力大约与GaN衬底表面的直径的平方成正比。直径是150mm的GaN衬底具有是直径是100mm的GaN衬底的热应力的两倍或超过两倍的热应力)。

[0153] 因此,通过随GaN衬底表面的直径变大使GaN衬底的剩余应变减小,在GaN衬底上外延生长另一个半导体层期间,GaN衬底不太有可能破裂。为了减少外延生长期间的破裂和断开的发生,优选地认为在具有直径是150mm的GaN衬底中, Δkp (整个表面)不大于 1cm^{-1} 。

[0154] <实验例12>

[0155] 通过蚀坑,评估以与实验例5相同的方式制作的GaN衬底的穿透位错密度。在 250°C 下加热 $\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_3\text{PO}_4=1:1$ 的溶液,将GaN衬底浸没在该溶液中大约30分钟,并且使用光学显微镜测量蚀坑密度。GaN衬底的中心部分中的蚀坑在核的附近具有高密度,而在远离核的区域中具有低密度。在以与作为其中心的核相距 $50\mu\text{m}$ 半径的区域中,蚀坑密度不小于 $1 \times 10^7\text{cm}^{-2}$ (坑是连续的,没有中断)。在具有与其相距 $400\mu\text{m}$ 的半径的区域(不包括与作为其中心的核相距 $50\mu\text{m}$ 半径的区域)中,蚀坑密度是 $3 \times 10^5\text{cm}^{-2}$ 。在以与实验例6、7和11相同的方式制作的GaN衬底中,也得到蚀坑密度的近似分布,即,在与作为其中心的核相距 $50\mu\text{m}$ 半径的区域中,蚀坑密度不小于 $1 \times 10^6\text{cm}^{-2}$,而在具有与其相距 $400\mu\text{m}$ 的半径的区域(不包括与作为其中心的核相距 $50\mu\text{m}$ 半径的区域)中,蚀坑密度小于 $1 \times 10^6\text{cm}^{-2}$ 。

[0156] <实验例13>

[0157] 使用二次离子质谱法(SIMS),评估在与实验例5中的条件相同的条件下制作的GaN衬底中的氧浓度分布。核附近的小平面生长区域中的氧浓度是 $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$,并且远离核的C平面生长区域(通过四个拐角处的核的800μm□的对角线的交叉)中的氧浓度是 $3 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 。另外,在以与实验例6、7和11相同的方式中制作的GaN衬底中,小平面生长区域中的氧浓度不小于 $5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 并且C平面生长区域中的氧浓度小于 $5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 。

[0158] 截止现在,已经例证了本发明的实施例和实验例,但最初期望适宜地组合实施例和实验例的配置。

[0159] 本文中公开的实施例和实验例在任何方面都是例证性而非限制性的。本发明的范围由权利要求书的项限定,而非由上述实施例和实验例限定,并且旨在包括等同于权利要求书的项的范围和含义内的任何修改形式。

[0160] 工业适用性

[0161] 实施例和实验例的GaN衬底可用于诸如BSD的半导体器件。

[0162] 参考符号列表

[0163] 10:GaN衬底;11:GaN晶体;21:生长衬底;21a:表面;22:图案化层;23:穿透位错;24:支承衬底;25:结合衬底;30:定向平面;31a、31b、31c、31d、31e:区域;32:虚圆。

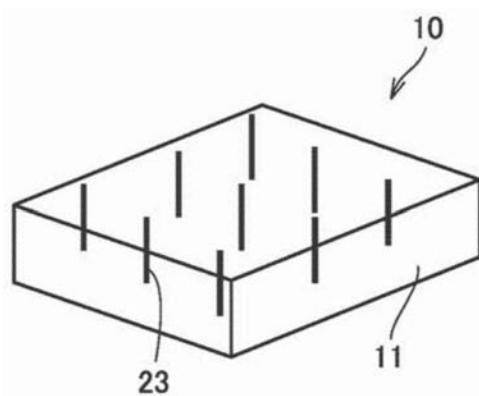


图1

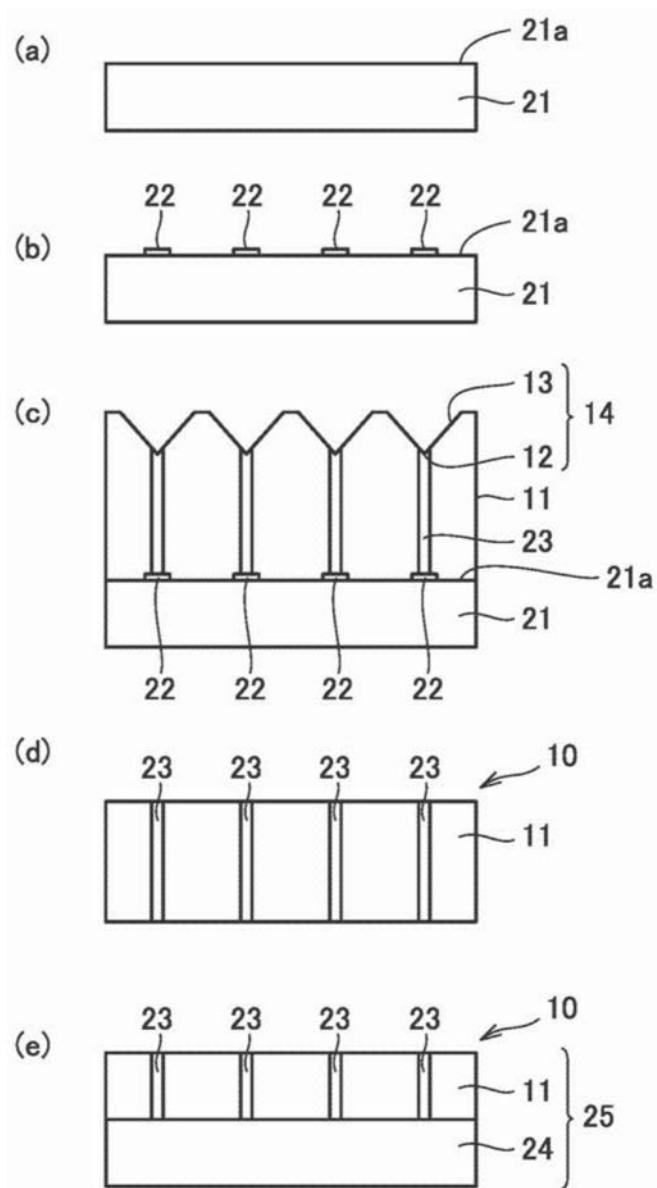


图2

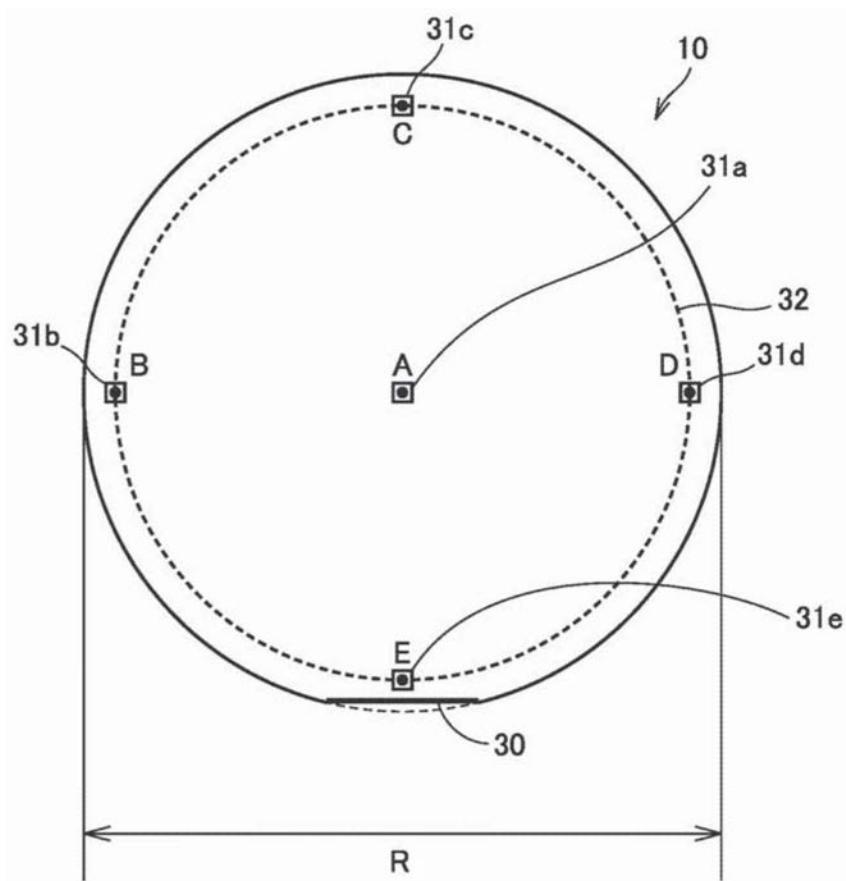


图3

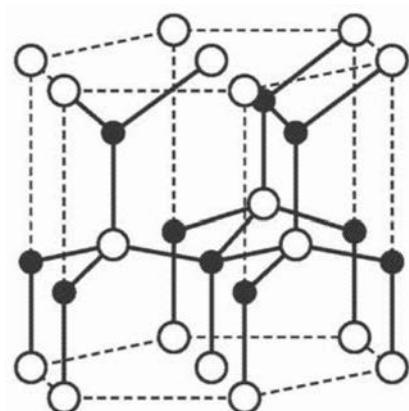


图4

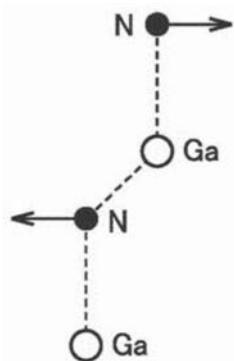


图5

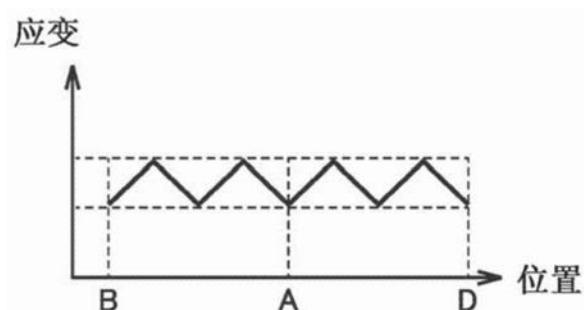


图6

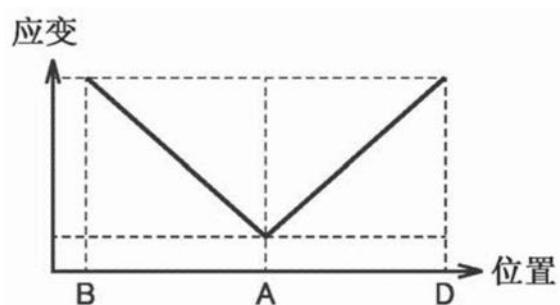


图7

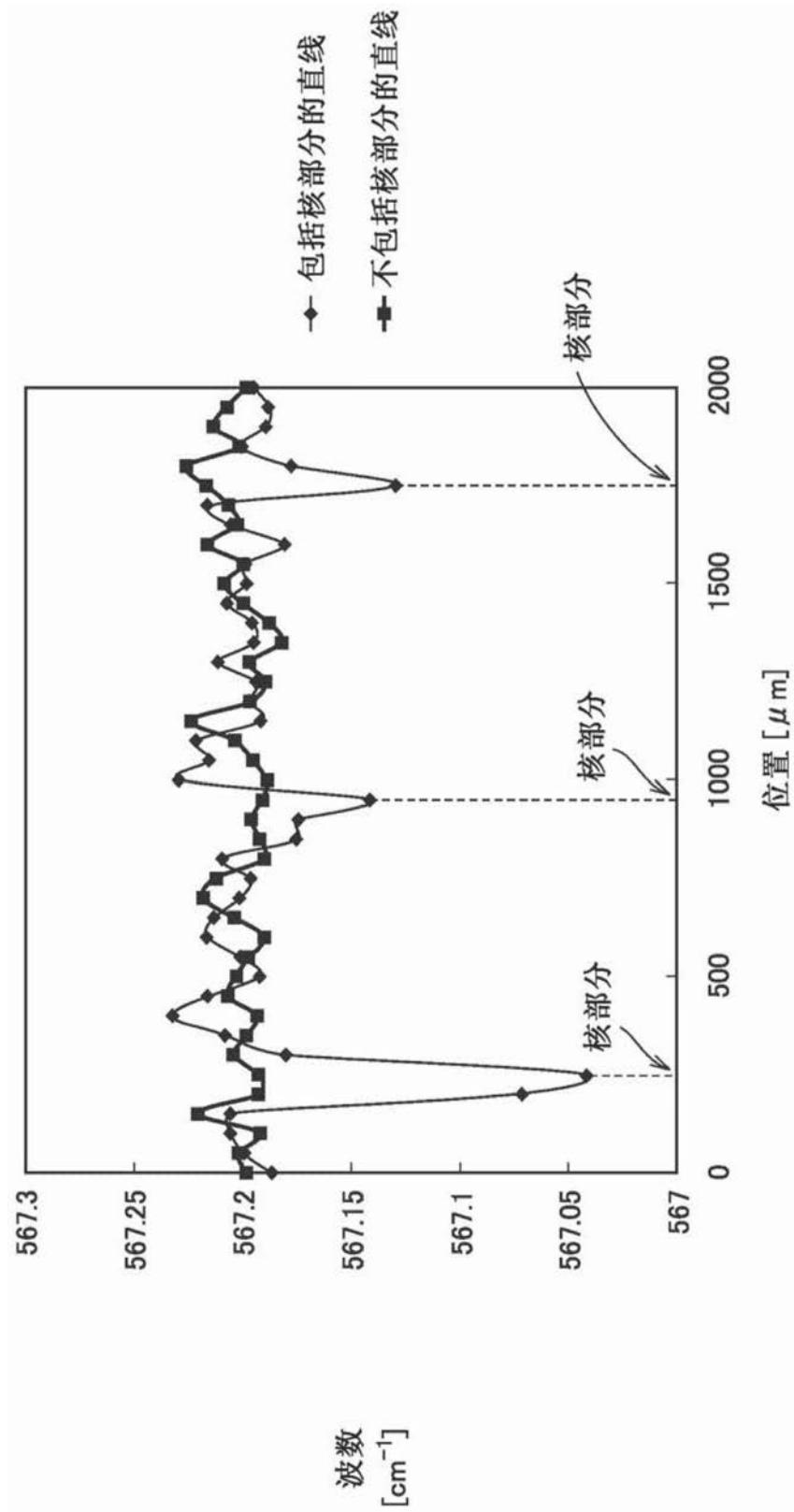


图8