(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 105431931 A
(43)申请公布日 2016.03.23

(21)申请号 201480041977.6

(22)申请日 2014.07.29

(30)优先权数据
2013-158365 2013.07.30 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2016.01.25

(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2014/003974 2014.07.29

(87)PCT国际申请的公布数据
WO2015/015800 JA 2015.02.05

(71)申请人 住友化学株式会社
地址 日本国东京都

(72)发明人 佐泽洋幸

(74)专利代理机构 中科专利商标代理有限责任公司 11021
代理人 李国华

(51)Int.Cl.
H01L 21/338(2006.01)
C23C 16/34(2006.01)
H01L 21/205(2006.01)
H01L 29/778(2006.01)
H01L 29/812(2006.01)

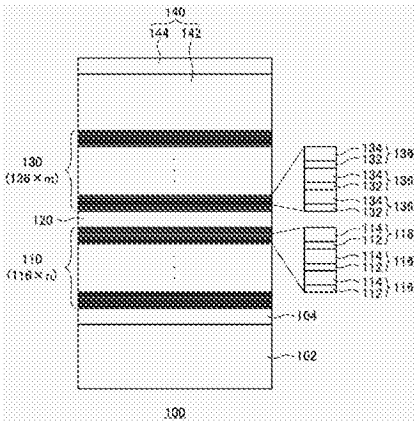
权利要求书2页 说明书8页 附图6页

(54)发明名称

半导体基板以及半导体基板的制造方法

(57)摘要

一种半导体基板，第1超晶格层具有多个由第1层以及第2层构成的第1单位层，第2超晶格层具有多个由第3层以及第4层构成的第2单位层，第1层由$Al_{x1}Ga_{1-x1}N$($0<x1\leq1$)构成，第2层由$Al_{y1}Ga_{1-y1}N$($0\leq y1<1$、$x1>y1$)构成，第3层由$Al_{x2}Ga_{1-x2}N$($0<x2\leq1$)构成，第4层由$Al_{y2}Ga_{1-y2}N$($0\leq y2<1$、$x2>y2$)构成，第1超晶格层的平均晶格常数与第2超晶格层的平均晶格常数不同，在从第1超晶格层以及第2超晶格层选择出的1个以上的层中，以超过7×10^{18}[atoms/cm^3]的密度含有用于提高耐电压的杂质原子。



CN 105431931 A

1.一种半导体基板，具有：基底基板、第1超晶格层、连接层、第2超晶格层和氮化物半导体结晶层，

所述基底基板、所述第1超晶格层、所述连接层、所述第2超晶格层以及所述氮化物半导体结晶层的位置呈所述基底基板、所述第1超晶格层、所述连接层、所述第2超晶格层、所述氮化物半导体结晶层的顺序，

所述第1超晶格层具有多个由第1层以及第2层构成的第1单位层，

所述第2超晶格层具有多个由第3层以及第4层构成的第2单位层，

所述第1层由$Al_{x1}Ga_{1-x1}N$构成，其中$0<x1\leq 1$，

所述第2层由$Al_{y1}Ga_{1-y1}N$构成，其中$0\leq y1<1$、$x1>y1$，

所述第3层由$Al_{x2}Ga_{1-x2}N$构成，其中$0<x2\leq 1$，

所述第4层由$Al_{y2}Ga_{1-y2}N$构成，其中$0\leq y2<1$、$x2>y2$，

所述第1超晶格层的平均晶格常数与所述第2超晶格层的平均晶格常数不同，

在从所述第1超晶格层以及所述第2超晶格层选择出的1个上的层中，以超过7×10^{18}[atoms/cm^3]的密度含有用于提高耐电压的杂质原子。

2.根据权利要求1所述的半导体基板，其中，

所述杂质原子是从由C原子、Fe原子、Mn原子、Mg原子、V原子、Cr原子、Be原子以及B原子构成的群选择出的1种以上的原子。

3.根据权利要求2所述的半导体基板，其中，

所述杂质原子是C原子或Fe原子。

4.根据权利要求1～3中任一项所述的半导体基板，其中，

所述连接层是与所述第1超晶格层以及所述第2超晶格层接触的结晶层。

5.根据权利要求1～4中任一项所述的半导体基板，其中，

所述连接层的组分在所述连接层的厚度方向上从所述第1超晶格层向所述第2超晶格层连续变化。

6.根据权利要求1～4中任一项所述的半导体基板，其中，

所述连接层的组分在所述连接层的厚度方向上从所述第1超晶格层向所述第2超晶格层阶段性地变化。

7.根据权利要求1～6中任一项所述的半导体基板，其中，

所述连接层由$Al_zGa_{1-z}N$构成，其中$0\leq z\leq 1$。

8.根据权利要求1～7中任一项所述的半导体基板，其中，

所述连接层的厚度大于所述第1层、所述第2层、所述第3层以及所述第4层的任一层的厚度。

9.根据权利要求1～8中任一项所述的半导体基板，其中，

所述连接层的平均晶格常数小于所述第1超晶格层以及所述第2超晶格层的任一层的平均晶格常数。

10.根据权利要求1～9中任一项所述的半导体基板，其中，

所述第1超晶格层具有1层～200层的由所述第1层以及所述第2层构成的所述第1单位层。

11.根据权利要求1～10中任一项所述的半导体基板，其中，

所述第2超晶格层具有1层～200层的由所述第3层以及所述第4层构成的所述第2单位层。

12.一种半导体基板的制造方法，是权利要求1～11中任一项所述的半导体基板的制造方法，包括：

将所述第1层以及所述第2层作为第1单位层，且反复n次所述第1单位层的形成来形成所述第1超晶格层的步骤；

形成所述连接层的步骤；

将所述第3层以及所述第4层作为第2单位层，且反复m次所述第2单位层的形成来形成所述第2超晶格层的步骤；和

形成所述氮化物半导体结晶层的步骤，

在从形成所述第1超晶格层的步骤以及形成所述第2超晶格层的步骤选择出的1个以上的步骤中，以超过7×10^{18}[atoms/cm^3]的密度含有用于提高所形成的层的耐电压的杂质原子地形成该层。

13.根据权利要求12所述的半导体基板的制造方法，其中，

根据所述氮化物半导体结晶层的组分以及厚度，来调整从所述第1层～第4层的各组分、所述第1层～第4层的各厚度、所述第1超晶格层中的单位层的反复数n以及所述第2超晶格层中的单位层的反复数m选择出的1个以上的参数，以使得所述半导体基板的所述氮化物半导体结晶层的表面中的翘曲成为50μm以下。

14.根据权利要求13所述的半导体基板的制造方法，其中，

根据所述氮化物半导体结晶层的组分以及厚度，来调整所述第1超晶格层中的单位层的反复数n以及所述第2超晶格层中的单位层的反复数m，以使得所述半导体基板的所述氮化物半导体结晶层的表面中的翘曲成为50μm以下。

半导体基板以及半导体基板的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及半导体基板以及半导体基板的制造方法。

背景技术

[0002] 以应用到高耐压元件为目的，期望在硅基板上形成高品质的氮化物半导体结晶层的技术。在非专利文献1中，公开了在硅(111)面上依次层叠缓冲层、超晶格结构以及氮化镓层的结构。氮化镓层成为晶体管的活性层。在该结构中，由于能由超晶格结构抑制基板的翘曲，因此能容易地形成比较厚的氮化镓层，有易于得到高的耐压的氮化物半导体结晶层的优点。但若谋求更高的耐压而将氮化物半导体结晶层厚膜化，则基板的翘曲变大，有会超出在器件制作工序中容许的翘曲的范围的问题。作为控制基板的翘曲量的技术，已知专利文献1以及专利文献2的技术。

[0003] 在专利文献1的技术中，在基板上形成以交替层叠GaN层以及AlN层的方式层叠了多个GaN层以及AlN层的对的第1GaN/AlN超晶格层。另外，与第1GaN/AlN超晶格层接触地形成以交替层叠GaN层以及AlN层的方式层叠了多个GaN层以及AlN层的对的第2GaN/AlN超晶格层。然后，在第2GaN/AlN超晶格层上形成由GaN电子迁移层以及AlGaN电子提供层构成的元件动作层。在此，公开了第1GaN/AlN超晶格层的c轴平均晶格常数LC1、第2GaN/AlN超晶格层的c轴平均晶格常数LC2、和GaN电子迁移层的c轴平均晶格常数LC3满足LC1＜LC2＜LC3。

[0004] 在专利文献2中，公开了在(111)单晶Si基板上以(0001)结晶面与基板面大致平行的方式形成III族氮化物层群的外延基板。该外延基板具备：交替层叠第1层叠单位和第2层叠单位且最上部和最下部均由第1层叠单位构成的缓冲层；和形成于缓冲层上的结晶层。第1层叠单位包含：通过反复交替层叠组分相异的第1单位层和第2单位层来使压缩应变存在于内部的组分调制层；和增强存在于组分调制层内部的压缩应变的第1中间层。第2层叠单位形成为实质上无应变的第2中间层。

[0005] 现有技术文献

[0006] 专利文献

[0007] 专利文献1：JP特开2011-238685号公报

[0008] 专利文献2：国际公开WO2011/102045号

[0009] 非专利文献

[0010] 非专利文献1:"High quality GaN grown on Si(111)by gas source molecular beam epitaxy with ammonia",S.A.Nikishin et.al.,Applied Physics Letter,Vol.75,2073(1999)

发明内容

[0011] 发明要解决的问题

[0012] 本发明者以得到耐电压高的氮化物半导体结晶层为目的，进行了在氮化物半导体结晶层的基底层(超晶格层)导入碳原子等杂质原子的实验探讨。但认识到，只是导入杂质

原子，为了控制基板的翘曲量而设置的超晶格层内的应力被弛豫，有使控制基板的翘曲量的效果降低的问题。即，上述的专利文献1以及专利文献2所记载的用于控制基板的翘曲量的技术是仅能在未导入用于提高耐电压的杂质原子的状态、或者杂质原子的导入量少的状态下使用的技术，若导入充分得到提高耐电压的效果的程度的杂质原子，则在专利文献1以及专利文献2所记载的技术中，认识到有不能控制基板的翘曲量的问题。

[0013] 本发明的目的在于，提供即使在氮化物半导体结晶层的基底层的超晶格层导入充分得到提高耐电压的效果的程度的量的杂质原子的情况下也不会失去翘曲量的控制效果的具有层结构的半导体基板或者其制造方法。

[0014] 用于解决课题的手段

[0015] 为了解决上述课题，在本发明的第1方式中，提供半导体基板，其具有：基底基板、第1超晶格层、连接层、第2超晶格层、和氮化物半导体结晶层，基底基板、第1超晶格层、连接层、第2超晶格层以及氮化物半导体结晶层的位置呈基底基板、第1超晶格层、连接层、第2超晶格层、氮化物半导体结晶层的顺序，第1超晶格层具有多个由第1层以及第2层构成的第1单位层，第2超晶格层具有多个由第3层以及第4层构成的第2单位层，第1层由$Al_{x1}Ga_{1-x1}N$($0<x1\leq1$)构成，第2层由$Al_{y1}Ga_{1-y1}N$($0\leq y1<1$、$x1>y1$)构成，第3层由$Al_{x2}Ga_{1-x2}N$($0<x2\leq1$)构成，第4层由$Al_{y2}Ga_{1-y2}N$($0\leq y2<1$、$x2>y2$)构成，第1超晶格层的平均晶格常数与第2超晶格层的平均晶格常数不同，在从第1超晶格层以及第2超晶格层选择出的1个以上的层中，以超过7×10^{18}[atoms/cm^3]的密度含有用于提高耐电压的杂质原子。

[0016] 作为杂质原子，能列举出从由C原子、Fe原子、Mn原子、Mg原子、V原子、Cr原子、Be原子以及B原子构成的群选择出的1种以上的原子。作为杂质原子，优选C原子或Fe原子。连接层优选是与第1超晶格层以及第2超晶格层接触的结晶层。连接层的组分可以在连接层的厚度方向上从第1超晶格层向第2超晶格层连续变化。或者，连接层的组分也可以在连接层的厚度方向上从第1超晶格层向第2超晶格层阶段性地变化。作为连接层，能列举出由$Al_zGa_{1-z}N$($0\leq z\leq1$)构成。连接层的厚度优选大于第1层、第2层、第3层以及第4层的任一层的厚度。连接层的平均晶格常数优选小于第1超晶格层以及第2超晶格层的任一者的平均晶格常数。

[0017] 在本发明的第2方式中，提供半导体基板的制造方法，是第1方式中的半导体基板的制造方法，包括：将第1层以及第2层作为第1单位层，且反复n次第1单位层的形成来形成第1超晶格层的步骤；形成连接层的步骤；将第3层以及第4层作为第2单位层，且反复m次第2单位层的形成来形成第2超晶格层的步骤；和形成氮化物半导体结晶层的步骤，在从形成第1超晶格层的步骤以及形成第2超晶格层的步骤选择出的1个以上的步骤中，以超过7×10^{18}[atoms/cm^3]的密度含有用于提高所形成的层的耐电压的杂质原子地形成该层。

[0018] 能根据氮化物半导体结晶层的组分以及厚度，来调整从第1层～第4层的各组分、第1层～第4层的各厚度、第1超晶格层中的单位层的反复数n以及第2超晶格层中的单位层的反复数m选择出的1个以上的参数，以使得半导体基板的氮化物半导体结晶层的表面中的翘曲成为50μm以下。优选根据氮化物半导体结晶层的组分以及厚度，来调整第1超晶格层中的单位层的反复数n以及第2超晶格层中的单位层的反复数m，以使得半导体基板的氮化物半导体结晶层的表面中的翘曲成为50μm以下。

附图说明

[0019] 图1表示半导体基板100的截面图。

[0020] 图2是表示实施例1的半导体基板的相对于碳原子浓度的翘曲量和耐电压的图表。

[0021] 图3是表示比较例1的半导体基板的相对于碳原子浓度的翘曲量和耐电压的图表。

[0022] 图4是表示比较例2的半导体基板的相对于碳原子浓度的翘曲量和耐电压的图表。

[0023] 图5是表示比较例3的半导体基板的相对于碳原子浓度的翘曲量和耐电压的图表。

[0024] 图6是表示实施例2的半导体基板的相对于碳原子浓度的翘曲量和耐电压的图表。

[0025] 图7是表示实施例1以及2和比较例1到3的半导体基板的相对于碳原子浓度的翘曲量的图表。

[0026] 图8是表示使实施例3的半导体基板的第1超晶格层以及第2超晶格层的层数变化的情况下的翘曲量和耐电压的图表。

[0027] 图9是表示使实施例4的半导体基板的第1超晶格层以及第2超晶格层的层数变化的情况下翘曲量的图表。

[0028] 图10是表示实施例5的半导体基板的相对于平均晶格常数差的翘曲量的图表。

具体实施方式

[0029] 图1表示本发明的实施方式的半导体基板100的截面图。半导体基板100具有:基底基板102、缓冲层104、第1超晶格层110、连接层120、第2超晶格层130和氮化物半导体结晶层140。基底基板102、第1超晶格层110、连接层120、第2超晶格层130以及氮化物半导体结晶层140的位置呈基底基板102、第1超晶格层110、连接层120、第2超晶格层130、氮化物半导体结晶层140的顺序。

[0030] 基底基板102是支承以下说明的缓冲层104之上的各层的基板。只要具有支承各层所需的机械强度,且具有用外延生长法等形成各层时的热稳定性,则基底基板102的材质为任意。作为基底基板102,能例示Si基板、蓝宝石基板、Ge基板、GaAs基板、InP基板、或者ZnO基板。

[0031] 缓冲层104是对基底基板102与第1超晶格层110之间的晶格常数的差异进行缓冲的层。缓冲层104能用反应温度(基板温度)为500℃～1000℃的外延生长法形成。在使用Si(111)基板作为基底基板102且使用AlGaN系的材料作为第1超晶格层110的情况下,作为缓冲层104能例示AlN层。缓冲层104的厚度优选为10nm～300nm的范围,更优选为50nm～200nm的范围。

[0032] 第1超晶格层110、连接层120以及第2超晶格层130是在导入充分量的用于提高耐电压的杂质原子的情况下也能控制半导体基板100的翘曲量的层结构。第1超晶格层110具有多个第1单位层116,第2超晶格层130具有多个第2单位层136。

[0033] 第1单位层116由第1层112以及第2层114构成,第2单位层136由第3层132以及第4层134构成。第1层112由$Al_{x1}Ga_{1-x1}N$($0<x1\leq1$)构成,第2层114由$Al_{y1}Ga_{1-y1}N$($0\leq y1<1$、$x1>y1$)构成。第3层132由$Al_{x2}Ga_{1-x2}N$($0<x2\leq1$)构成,第4层134由$Al_{y2}Ga_{1-y2}N$($0\leq y2<1$、$x2>y2$)构成。

[0034] 第1层112、第2层114、第3层132以及第4层134能用外延生长法形成。作为第1层112以及第3层132,能例示x1以及x2为1的情况,即AlN层。第1层112以及第3层132的厚度优选为1nm～10nm的范围,更优选为3nm～7nm的范围。作为第2层114以及第4层134,能例示y1以及

y2为0.05到0.25的范围，即$Al_{0.05}Ga_{0.95}N$层到$Al_{0.25}Ga_{0.75}N$层的范围。第2层114以及第4层134的厚度优选为10nm～30nm的范围，更优选为15nm～25nm的范围。

[0035] 形成多层由第1层112以及第2层114构成的第1单位层11来构成第1超晶格层110。通过使第1层112以及第2层114的组分(Al组分比)以及厚度变化，能使第1超晶格层110的平均晶格常数a1变化。能将第1超晶格层110的平均晶格常数a1定义为第1层112的晶格常数×第1层112的比例+第2层114的晶格常数×第2层114的比例。包含于第1超晶格层110中的第1单位层116的层数n优选为1层～200层的范围，更优选为1层～150层的范围。

[0036] 形成多层由第3层132以及第4层134构成的第2单位层136来构成第2超晶格层130。通过使第3层132以及第4层134的组分(Al组分比)以及厚度变化，能使第2超晶格层130的平均晶格常数a2变化。能将第2超晶格层130的平均晶格常数a2定义为第3层132的晶格常数×第3层132的比例+第4层134的晶格常数×第4层134的比例。包含于第2超晶格层130中的第2单位层136的层数m优选为1层～200层的范围，更优选为1层～150层的范围。

[0037] 在半导体基板100中，第1超晶格层110的平均晶格常数a1与第2超晶格层130的平均晶格常数a2不同，且在从第1超晶格层110以及第2超晶格层130选择出的1个以上的层中，以超过7×10^{18}[atoms/cm^3]的密度含有用于提高耐电压的杂质原子。作为杂质原子，能列举出从由C原子、Fe原子、Mn原子、Mg原子、V原子、Cr原子、Be原子以及B原子构成的群选择出的1种以上的原子。作为杂质原子，优选C原子或Fe原子，特别优选C原子。

[0038] 连接层120将第1超晶格层110和第2超晶格层130连接。连接层120能用外延生长法形成。作为连接层120能例示$Al_zGa_{1-z}N(0\leq z\leq 1)$。连接层120可以是与第1超晶格层110以及第2超晶格层130接触的结晶层。连接层120既可以是单层，也可以是多层。另外，连接层120可以在厚度方向上组分发生变化。具体地，连接层120的组分可以在连接层120的厚度方向上从第1超晶格层110向第2超晶格层130连续变化。或者，连接层120的组分也可以在连接层120的厚度方向上从第1超晶格层110向第2超晶格层130阶段性地变化。能使连接层120的厚度大于第1层112、第2层114、第3层132以及第4层134的任一层的厚度。另外，能使连接层120的平均晶格常数小于第1超晶格层110以及第2超晶格层130的任一者的平均晶格常数。连接层120的厚度能为20～300nm，优选为25～200nm，更优选为30～200nm，进一步优选为30～150nm。

[0039] 氮化物半导体结晶层140能具有器件基层142以及活性层144。能通过使器件基层142增厚来增大器件的耐电压。在活性层144形成晶体管的沟道等活性区域。

[0040] 根据本实施方式的半导体基板100，通过以超过7×10^{18}[atoms/cm^3]的密度导入杂质原子，能实现450V以上的高的耐电压，同时能使氮化物半导体结晶层140的表面中的翘曲量为50μm(绝对值)以下。在此，所谓翘曲量，是指将氮化物半导体结晶层140一侧成为凸的方向设为负、将成为凹的方向设为正、以边缘为基准的基板中央的标高。

[0041] 作为在以能实现450V以上的高的耐电压的浓度(7×10^{18}[atoms/cm^3])导入杂质原子的情况下也能将半导体基板100的翘曲量控制在50μm(绝对值)以下的理由，能考虑有以下那样的机理。

[0042] 在Si基板上层叠GaN系的结晶层的情况下，由于GaN系的结晶的热膨胀率大于Si的热膨胀率，因此，在高温下晶格匹配地生长的Si基板上的GaN系的结晶，在降温后，在上侧翘曲呈凹。所谓向上侧呈凹，是指GaN系的结晶层的面当中与Si基板相反侧的面呈凹的状态。

在此，在Si基板与GaN层之间设置由上层超晶格层(USL层)和下层超晶格层(LSL层)构成的层叠。并且，若USL层的平均晶格常数a_U与LSL层の平均晶格常数a_L成为$a_U > a_L$的关系，则由USL层与LSL层的平均晶格常数差所引起的应力会对USL层作用压缩应力，且对LSL层作用牵拉应力。由于对由USL层和LSL层构成的层叠结构(本说明书中有时称作「USL/LSL结构」)作用的应力是在上侧翘曲呈凸的力，因此，是与上述的热膨胀系数差所引起的翘曲相反方向的力。因此，USL/LSL结构有减少基板的翘曲的效果。

[0043] 于是，USL/LSL结构中的应力将USL层与LSL层的界面附近作为支点而进行作用。由于在实际的结晶有位错或界面的凹凸等，因此，认为支点具有数nm到数10nm程度的宽度(生长方向的厚度)。若在GaN结晶中含有较多的碳原子等杂质原子，则由于在层叠界面附近有变得易于产生缺陷的性质，因此，认为若在USL/LSL结构中含有较多杂质原子，则在USL层与LSL层的界面、或者USL层以及LSL层内的超晶格界面会产生较多的缺陷。认为若在这样有较多缺陷的状态下对界面作用力，则会引起在结晶界面附近的结晶弛豫。通过结晶弛豫吸收了在USL/LSL结构产生的应力，USL/LSL结构的应力不再对使结晶上翘曲呈凸作出贡献。即，不再能通过USL/LSL结构来控制基板的翘曲量。因此，认为含有较多碳原子的半导体基板仅作用与Si和GaN的热膨胀差相应的力，作为结果，招致较大地翘曲呈下凸的结果。

[0044] 与此相对，在本实施方式的半导体基板100中，在第1超晶格层110(相当于上述的LSL层)与第2超晶格层130(相当于上述的USL层)之间设置了连接层120。连接层120作为因第1超晶格层110和第2超晶格层130平均晶格常数差而产生的应力的支点而发挥作用。连接层120比构成第1超晶格层110以及第2超晶格层130的第1层112、第2层114、第3层132以及第4层134更厚，生长方向(厚度方向)上的每单位长度的界面密度较小。因此，难以受到界面的弛豫的影响。由此，认为即使在第1超晶格层110或第2超晶格层130含有较多碳原子，也能相互传递在第1超晶格层110以及第2超晶格层130产生的应力，即能控制翘曲量，作为结果，能减少半导体基板100的翘曲。

[0045] 另外，由于连接层120的厚度大于构成第1超晶格层110以及第2超晶格层130的第1层112、第2层114、第3层132以及第4层134的厚度，因此，还有能在生长过程中减少在界面产生的位错等缺陷的效果。这是通过具有正负号相反的伯格斯矢量的位错在生长过程中合体而引起。作为结果，认为不仅能抑制界面的缺陷，还能抑制大量结晶中的缺陷，能更有效率地传递应力。这些的结果，认为即使在第1超晶格层110或第2超晶格层130中含有高浓度的碳原子的情况下，也能减少基板的翘曲。

[0046] 上述的半导体基板100能通过以下那样的制造方法制造。即，在基底基板102形成缓冲层104之后，将第1层112以及第2层114作为第1单位层116，反复n次第1单位层116的形成，从而形成第1超晶格层110。然后，形成连接层120，将第3层132以及第4层134作为第2单位层136，反复m次第2单位层136的形成，从而形成第2超晶格层130。能进一步形成氮化物半导体结晶层140。在此，在从形成第1超晶格层110的步骤以及形成第2超晶格层130的步骤选择出的1个以上的步骤中，以超过7×10^{18}[atoms/cm^3]的密度含有用于提高所形成的层的耐电压的杂质原子地形成该层。

[0047] 第1层112、第2层114、连接层120、第3层132、第4层134以及氮化物半导体结晶层140能使用外延生长法形成。作为外延生长法，能例示MOCVD(Metal Organic Chemical Vapor Deposition，金属有机化合物化学气相沉淀)法、MBE(Molecular Beam Epitaxy，分

子束外延)法。在使用MOCVD法的情况下,作为原料气体,能列举出TMG(三甲基镓)、TMA(三甲基铝)、或NH_3(氨)。作为载流子气体可以使用氮气体或氢气体。反应温度能在400℃～1300℃的范围选择。

[0048] 在将杂质原子设为碳原子的情况下,碳原子浓度能通过使III族原料气体与V族原料气体之比、反应温度、以及反应压力的至少任一者变化来进行控制。在其他条件相同的情况下,反应温度越高则碳原子浓度越降低,使V族原料气体相对于III族原料气体之比越小则碳原子浓度越大。另外,反应压力越下降则碳原子浓度越大。碳原子浓度例如能用SIMS(二次离子质量分析)法来检测。

[0049] 能根据氮化物半导体结晶层140的组分以及厚度,来调整从第1层112～第4层134的各组分、第1层112～第4层134的各厚度、第1超晶格层110中的单位层的反复数n以及第2超晶格层130中的单位层的反复数m选择出的1个以上的参数,使得半导体基板100的氮化物半导体结晶层140的表面中的翘曲成为50μm以下。能根据氮化物半导体结晶层140的组分以及厚度,来调整第1超晶格层110中的单位层的反复数n以及第2超晶格层130中的单位层的反复数m,使得半导体基板100的氮化物半导体结晶层140的表面中的翘曲成为50μm以下。

[0050] (实施例1)

[0051] 使用面方位为(111)的4英寸Si基板(厚度625μm、p型掺杂)作为基底基板102,在Si基板上以150nm的厚度形成AlN层,作为缓冲层104。在该AlN层上以5nm的厚度形成AlN层,来作为第1层112,以16nm的厚度形成$Al_{0.15}Ga_{0.85}N$层,来作为第2层114,而做出第1单位层116。在形成75层的第1单位层116而做出第1超晶格层110之后,以70nm的厚度形成AlN层,来作为连接层120。进而,以5nm的厚度形成AlN层,来作为第3层132,以16nm的厚度形成$Al_{0.1}Ga_{0.9}N$层,来作为第4层134,做出第2单位层136。在形成75层的第2单位层136而做出第2超晶格层130之后,以800nm的厚度形成GaN层,来作为器件基层142,进一步,以20nm的厚度形成$Al_{0.2}Ga_{0.8}N$层,来作为活性层144。另外,改变形成第1超晶格层110时的反应温度来制成多种类的半导体基板100。由此,作成使碳原子浓度在1×10^{18}、5×10^{18}、7×10^{18}、1×10^{19}、6×10^{19}(单位为cm^{-3})这5个水平变化的多个半导体基板100。第1超晶格层110的平均晶格常数为0.316187nm,第2超晶格层130的平均晶格常数为0.316480nm。连接层120的平均晶格常数为0.311200nm。

[0052] (比较例)

[0053] 作为比较例,而制作以下的比较例1～3。

[0054] [比较例1]:不设置连接层120,且将第4层134的Al组分设为0.15,使第1超晶格层110的平均晶格常数与第2超晶格层130的平均晶格常数相同,其他与实施例1相同。

[0055] [比较例2]:将第4层134的Al组分设为0.15,使第1超晶格层110的平均晶格常数与第2超晶格层130的平均晶格常数相同,其他与实施例1相同。

[0056] [比较例3]:不设置连接层120,其他与实施例1相同。

[0057] 图2是表示实施例1的半导体基板的相对于碳原子浓度的翘曲量和耐电压的图表。图3是表示比较例1的半导体基板的相对于碳原子浓度的翘曲量和耐电压的图表。图4是表示比较例2的半导体基板的相对于碳原子浓度的翘曲量和耐电压的图表。图5是表示比较例3的半导体基板的相对于碳原子浓度的翘曲量和耐电压的图表。将碳原子浓度设为SIMS深度分析中的平均浓度。翘曲量将基板中央部高于周边部的方向设为正,通过利用了激光的

基板各部位的高度测定来进行评价。进行形成在活性层144上的250μm×200μm的欧姆电极和形成在基底基板102的背面整面的欧姆电极之间的电流电压测定，将电流值超过1μA/mm^2的施加电压定义为耐电压。

[0058] 从图2～图5的结果可知，在碳原子浓度超过5×10^{18}(cm^{-3})的较高的区域，耐电压上升到700V左右。但在碳原子浓度高的区域，在比较例1～3中翘曲量大到超过100μm。与此相对，在实施例1中，即使碳原子浓度变高，翘曲量也是40μm左右以下，能将翘曲量维持得较小。另外，在碳原子浓度为5×10^{18}(cm^{-3})以下的较低的区域，在比较例2以及比较例3中也与实施例1同程度地将翘曲量抑制得较小。认为这呈现了连接层120的效果(比较例2)、第1超晶格层110与第2超晶格层130的平均晶格常数差带来的效果(比较例3)。但是可知，比较例2以及比较例3的效果是仅限于碳原子浓度较低的区域的效果，在碳原子浓度较高的区域中，这些效果会消失。

[0059] (实施例2)

[0060] 实施例2的半导体基板使连接层120的厚度方向上的组分从第1超晶格层110向第2超晶格层130，从AlN连续变化到$Al_{0.3}Ga_{0.7}N$，除此以外与实施例1同样地形成。另外，将碳原子浓度设为1×10^{19}、6×10^{19}(单位为cm^{-3})这2个水平。图6是表示实施例2的半导体基板的相对于碳原子浓度的翘曲量和耐电压的图表。为了易于理解而与实施例1的比较地示出图7。图7是表示实施例1以及2和比较例1到3的半导体基板的相对于碳原子浓度的翘曲量的图表。可知：比较例1～3自不必说，与实施例1的半导体基板相比，实施例2的半导体基板都将翘曲量抑制得更低。

[0061] (实施例3)

[0062] 实施例3的半导体基板表示改变第1超晶格层110中的第1单位层116的层数n和第2超晶格层130中的第2单位层136的层数m的示例。将碳原子浓度固定在1×10^{19}(cm^{-3})，使层数n和层数m变化，除此以外，与实施例1同样地形成半导体基板。将层数n以及层数m设为n/m＝75/75、100/50、1/149这3个水平。图8是表示实施例3的半导体基板的翘曲量和耐电压的图表。可知：通过使层数n和层数m变化，能控制翘曲量。

[0063] (实施例4)

[0064] 实施例4的半导体基板示出使用蓝宝石基板作为基底基板102的情况。使用蓝宝石基板作为基底基板102，将碳原子浓度固定在1×10^{19}(cm^{-3})，使层数n和层数m变化，除此以外，与实施例1同样地形成半导体基板。将层数n以及层数m设为n/m＝75/75、50/100这2个水平。图9是表示实施例4的半导体基板的翘曲量的图表。可知：在基底基板102为蓝宝石基板的情况下，也能通过使第1超晶格层110以及第2超晶格层130中的单位层的层数n以及层数m变化来控制翘曲量。

[0065] (实施例5)

[0066] 实施例5表示使第4层134的AlGaN层的Al组分在0.15到0.10的范围变化的半导体基板的示例。碳原子浓度固定在1×10^{19}(cm^{-3})，其他与实施例1相同。将Al组分设为0.15、0.14、0.13、0.12、0.11、0.10这6个水平。在Al组分的水平为0.10以及0.15的情况下，由于分别与实施例1以及比较例2的碳原子浓度为1×10^{19}(cm^{-3})的情况对应，因此，作为Al组分的水平为0.10以及0.15的情况下的半导体基板，分别使用实施例1以及比较例2的碳原子浓度为1×10^{19}(cm^{-3})的情况下的半导体基板。Al组分为0.15、0.14、0.13、0.12、0.11以及0.10的

情况下的第2超晶格层130的平均晶格常数分别为0.316187、0.316245、0.316304、0.316363、0.316421以及0.316480(单位为nm)。由于第1超晶格层110的平均晶格常数为0.316187nm,因此,Al组分为0.15、0.14、0.13、0.12、0.11以及0.10的情况下的平均晶格常数差(第2超晶格层130的平均晶格常数一第1超晶格层110的平均晶格常数)分别为0.000000、0.000059、0.000117、0.000176、0.000235以及0.000293(单位为nm)。

[0067] 图10是表示实施例5的半导体基板的相对于平均晶格常数差的翘曲量的图表。可知:平均晶格常数差越大则翘曲量越小。并且,可知:即使是少许,若第2超晶格层130的平均晶格常数变得大于第1超晶格层110的平均晶格常数(平均晶格常数差较大),则在翘曲量中表现出变化,对应于平均晶格常数差,翘曲量的值敏感地进行了变化。这表示,在先前说明的高浓度地导入杂质原子也能将半导体基板的翘曲量控制得较小的机理中,在第1超晶格层110以及第2超晶格层130产生的应力相互传递,能控制翘曲量。

[0068] 另外,从平均晶格常数差超过0.00017nm时起,相对于平均晶格常数差的增加,在翘曲量的降低中能看到饱和倾向。认为伴随平均晶格常数差的增大而应力增加,结晶界面中的晶格弛豫示出不断增加的倾向。晶格弛豫的增加招致应力的吸收,使翘曲量的控制性降低。因而,认为在担保翘曲量的控制性的平均晶格常数差的范围中存在上限。另外,就能通过平均晶格常数差来精密地控制翘曲量这一点、若平均晶格常数差变大则翘曲量成为饱和倾向这一点而言,与先前说明的机理相一致,可以说是推认该机理的正确性的事实之一。

[0069] 标号的说明

[0070] 100 半导体基板

[0071] 102 基底基板

[0072] 104 缓冲层

[0073] 110 第1超晶格层

[0074] 112 第1层

[0075] 114 第2层

[0076] 116 第1单位层

[0077] 120 连接层

[0078] 130 第2超晶格层

[0079] 132 第3层

[0080] 134 第4层

[0081] 136 第2单位层

[0082] 140 氮化物半导体结晶层

[0083] 142 器件基层

[0084] 144 活性层

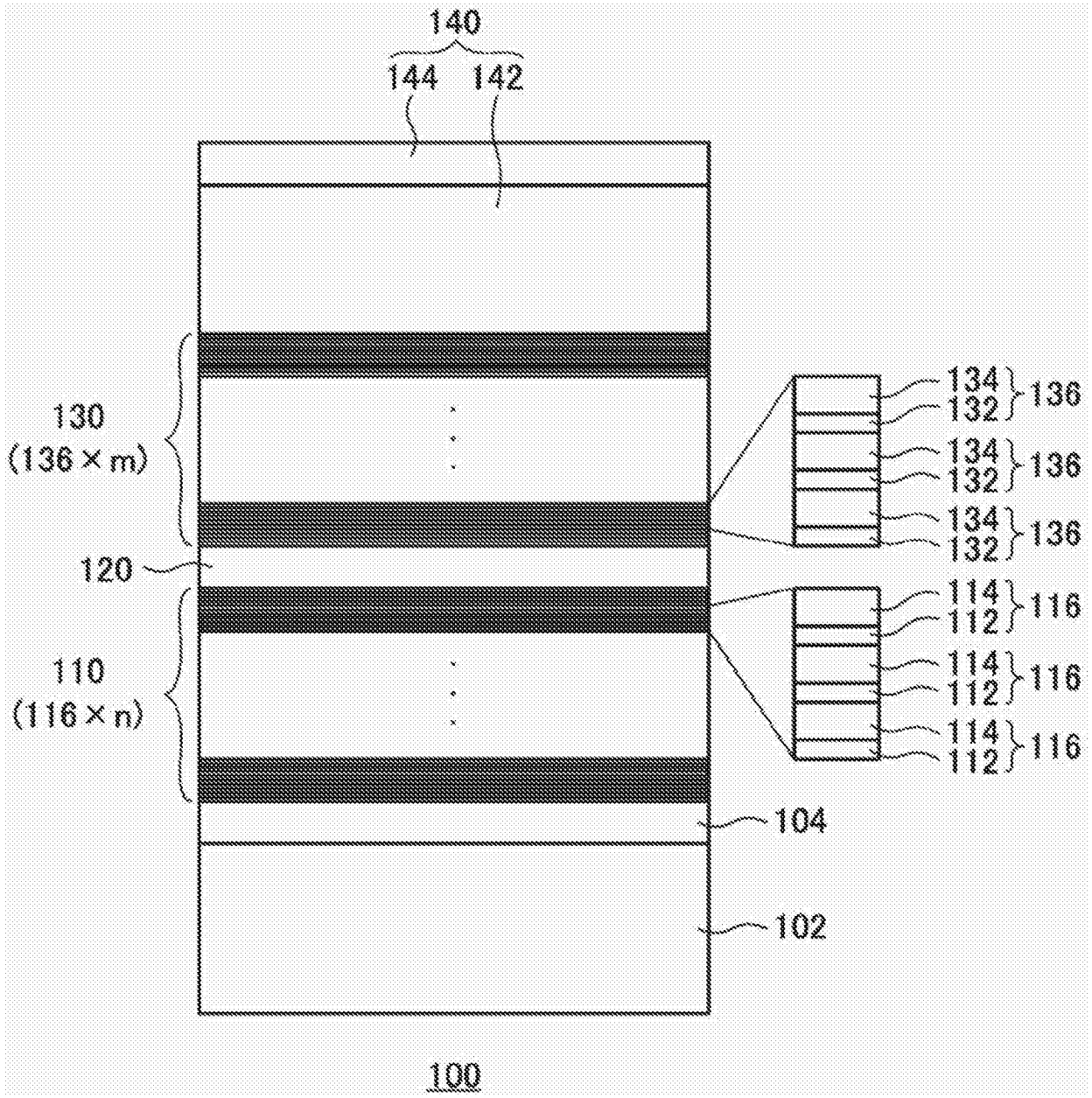

140
144
142
130
(136×m)
120
110
(116×n)
134
132
136
114
112
116
104
102
100

图1

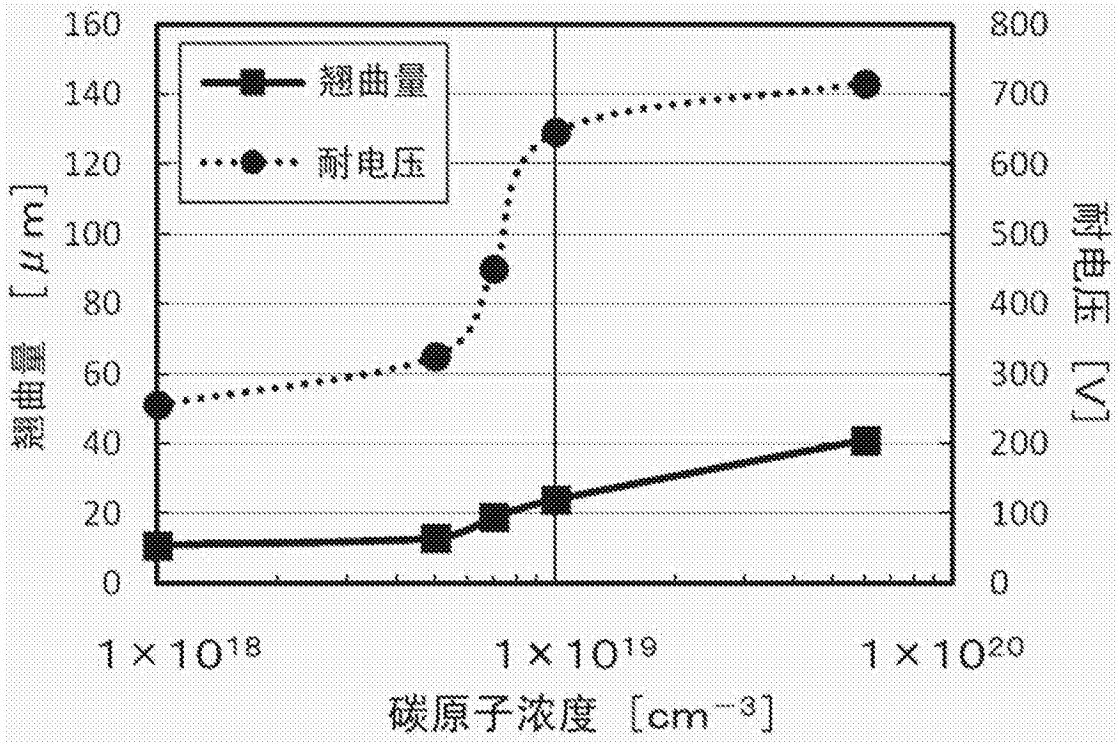

翘曲量
耐电压
翘曲量 [μm]
耐电压 [V]
碳原子浓度 [cm⁻³]
1×10¹⁸
1×10¹⁹
1×10²⁰
0
20
40
60
80
100
120
140
160
0
100
200
300
400
500
600
700
800

图2

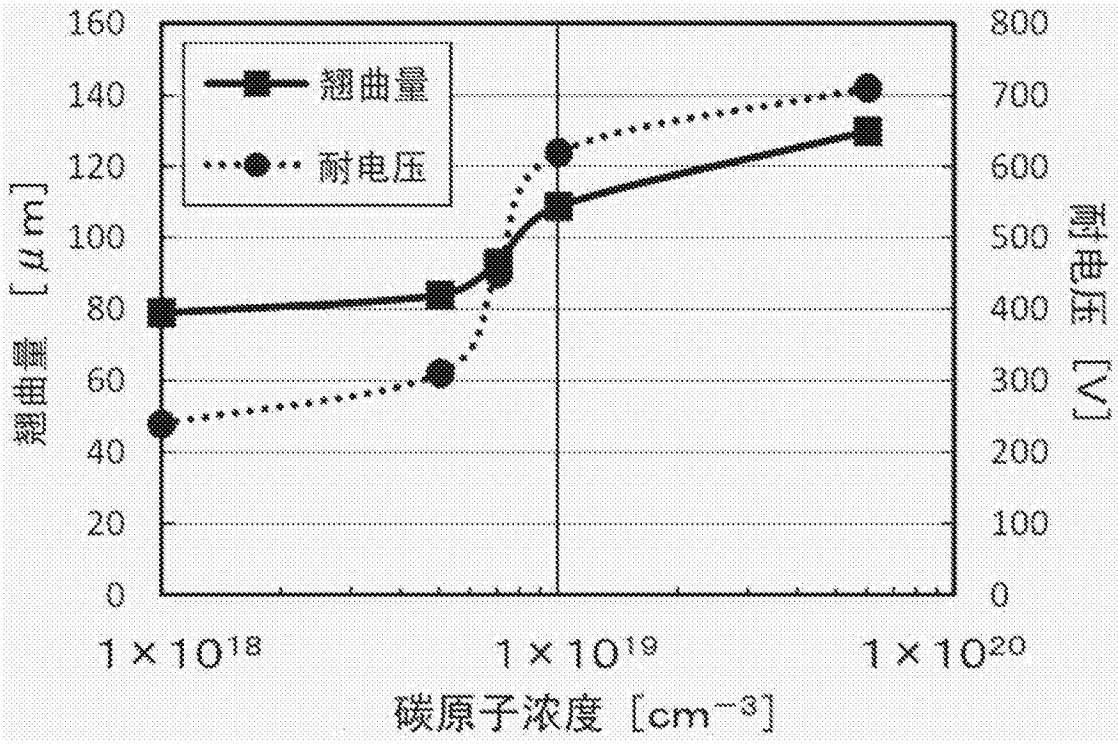

翘曲量
耐电压
翘曲量 [μm]
耐电压 [V]
碳原子浓度 [cm⁻³]
1×10¹⁸
1×10¹⁹
1×10²⁰
0
20
40
60
80
100
120
140
160
0
100
200
300
400
500
600
700
800

图3

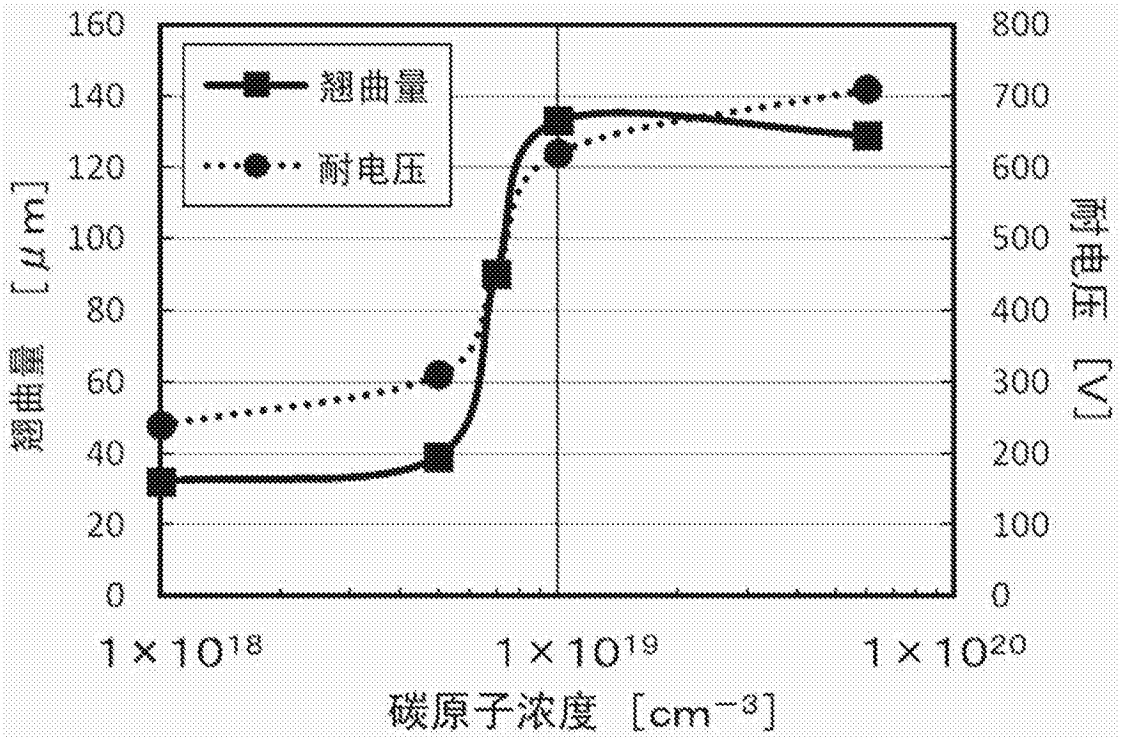

翘曲量
耐电压
翘曲量 [μm]
耐电压 [V]
160
140
120
100
80
60
40
20
0
800
700
600
500
400
300
200
100
0
1×10¹⁸
1×10¹⁹
1×10²⁰
碳原子浓度 [cm⁻³]

图4

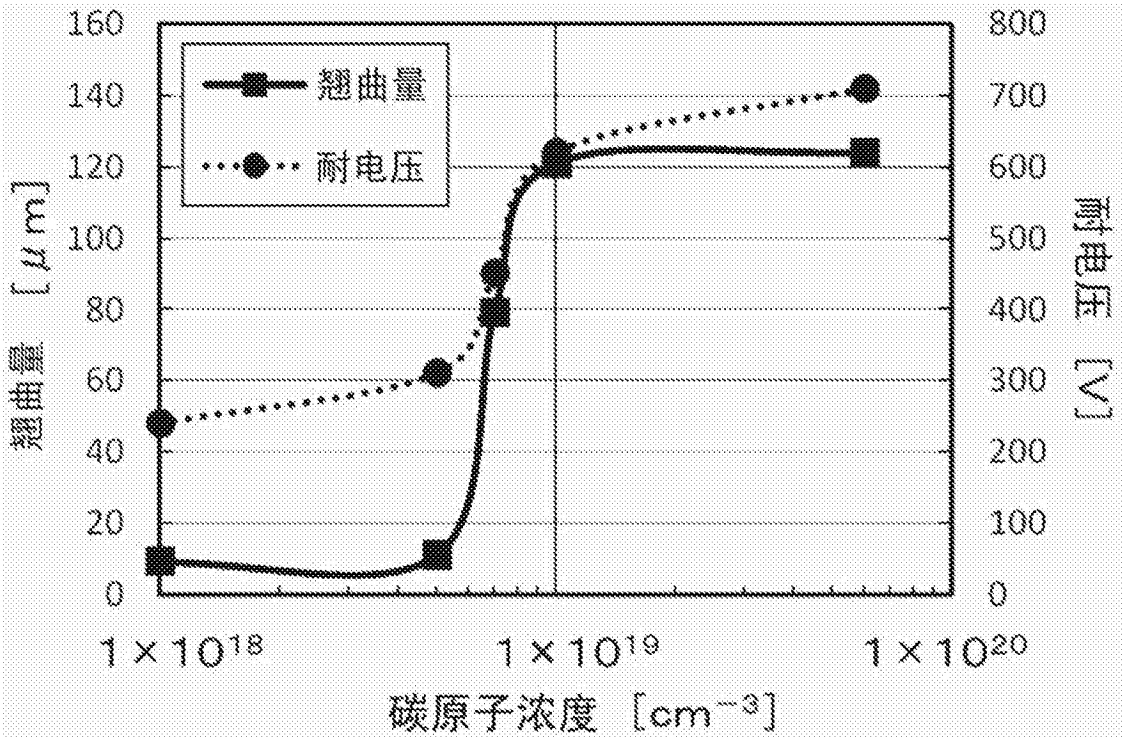

翘曲量
耐电压
翘曲量 [μm]
耐电压 [V]
160
140
120
100
80
60
40
20
0
800
700
600
500
400
300
200
100
0
1×10¹⁸
1×10¹⁹
1×10²⁰
碳原子浓度 [cm⁻³]

图5

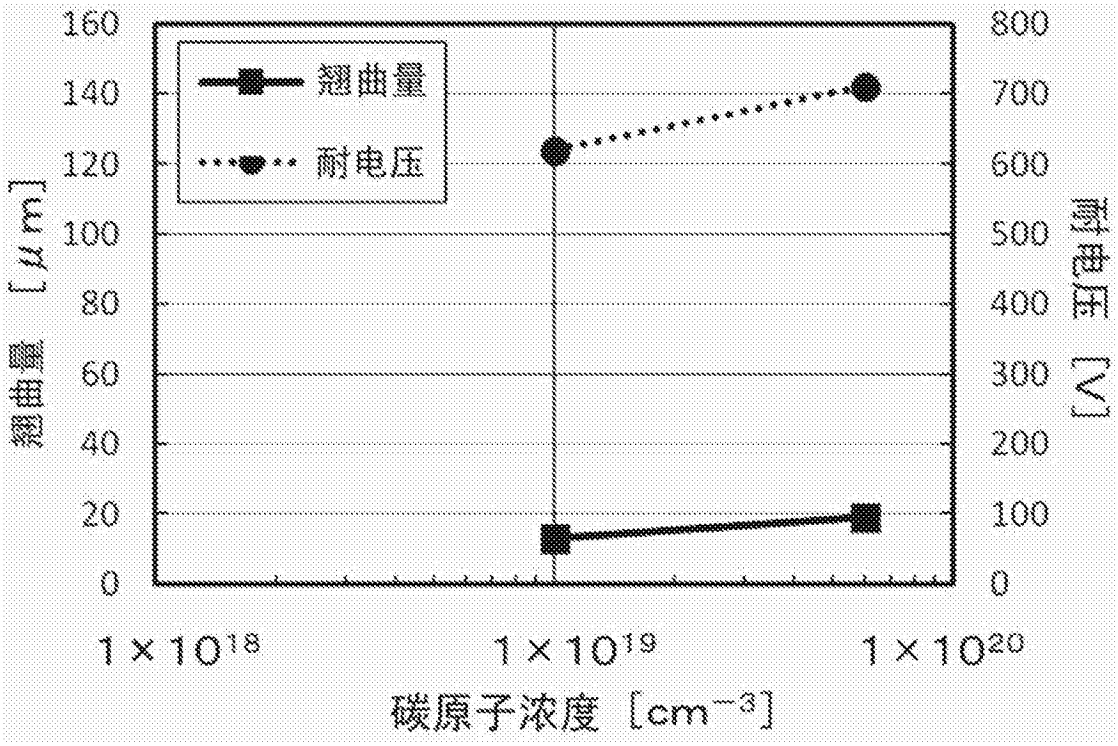

翘曲量
耐电压
翘曲量 [μm]
耐电压 [V]
160
140
120
100
80
60
40
20
0
800
700
600
500
400
300
200
100
0
1×10^18
1×10^19
1×10^20
碳原子浓度 [cm^-3]

图6

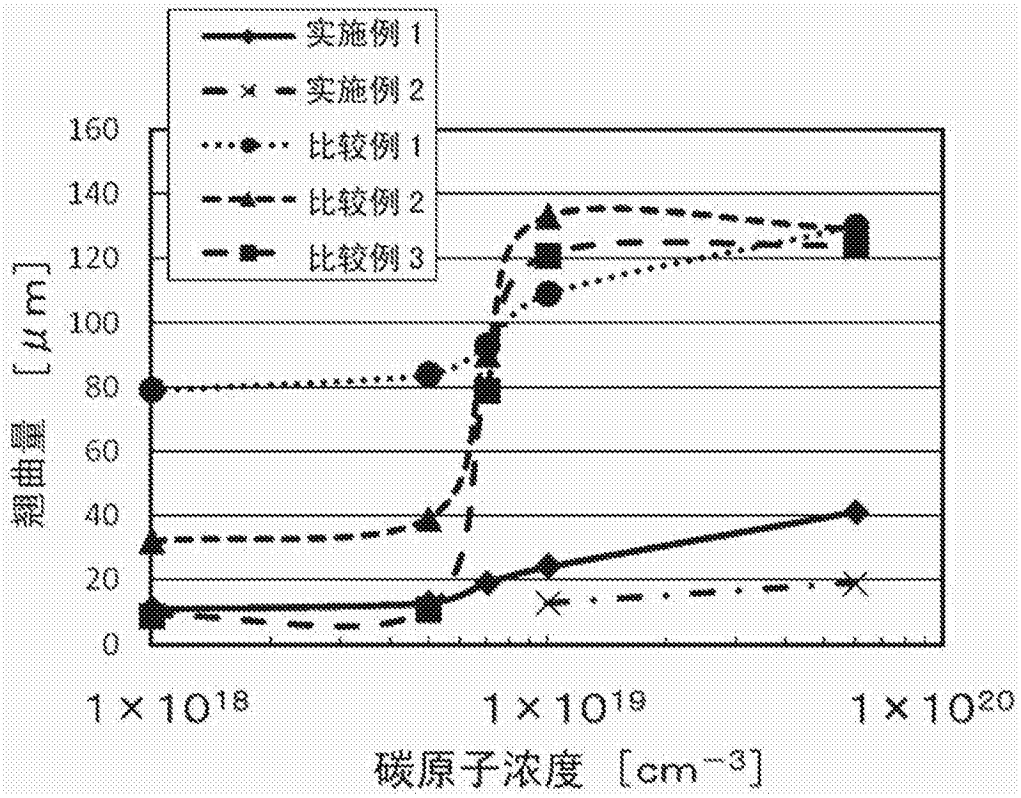

实施例 1
实施例 2
比较例 1
比较例 2
比较例 3
翘曲量 [μm]
160
140
120
100
80
60
40
20
0
1×10^18
1×10^19
1×10^20
碳原子浓度 [cm^-3]

图7

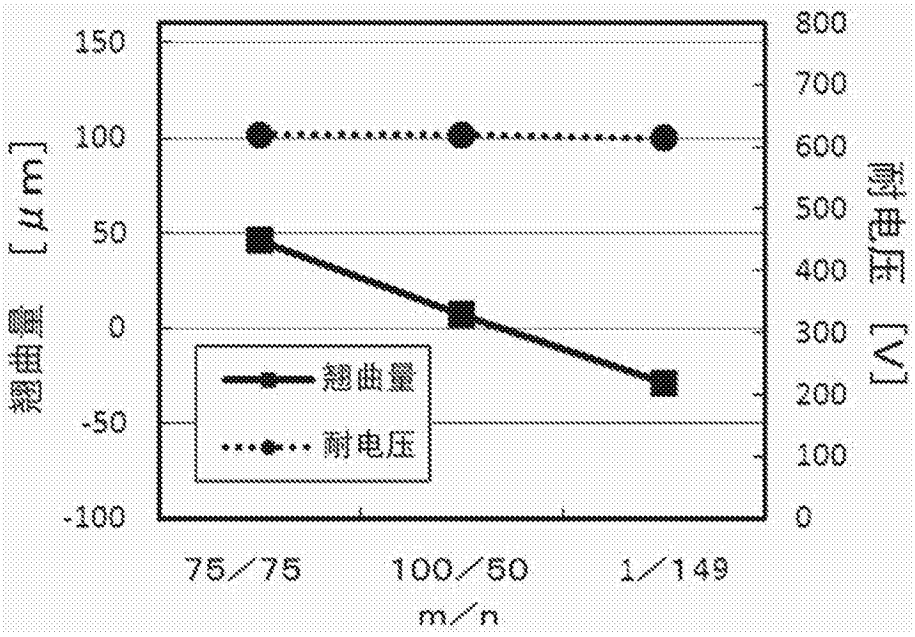

150
100
50
0
-50
-100
800
700
600
500
400
300
200
100
0
翘曲量 [μm]
耐电压 [V]
翘曲量
耐电压
75／75
100／50
1／149
m／n

图8

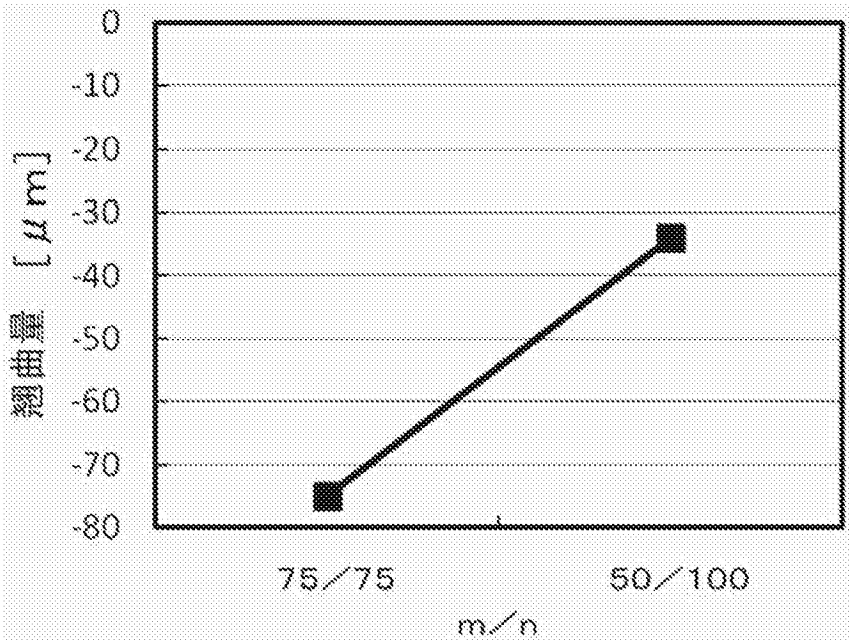

0
-10
-20
-30
-40
-50
-60
-70
-80
翘曲量 [μm]
75／75
50／100
m／n

图9

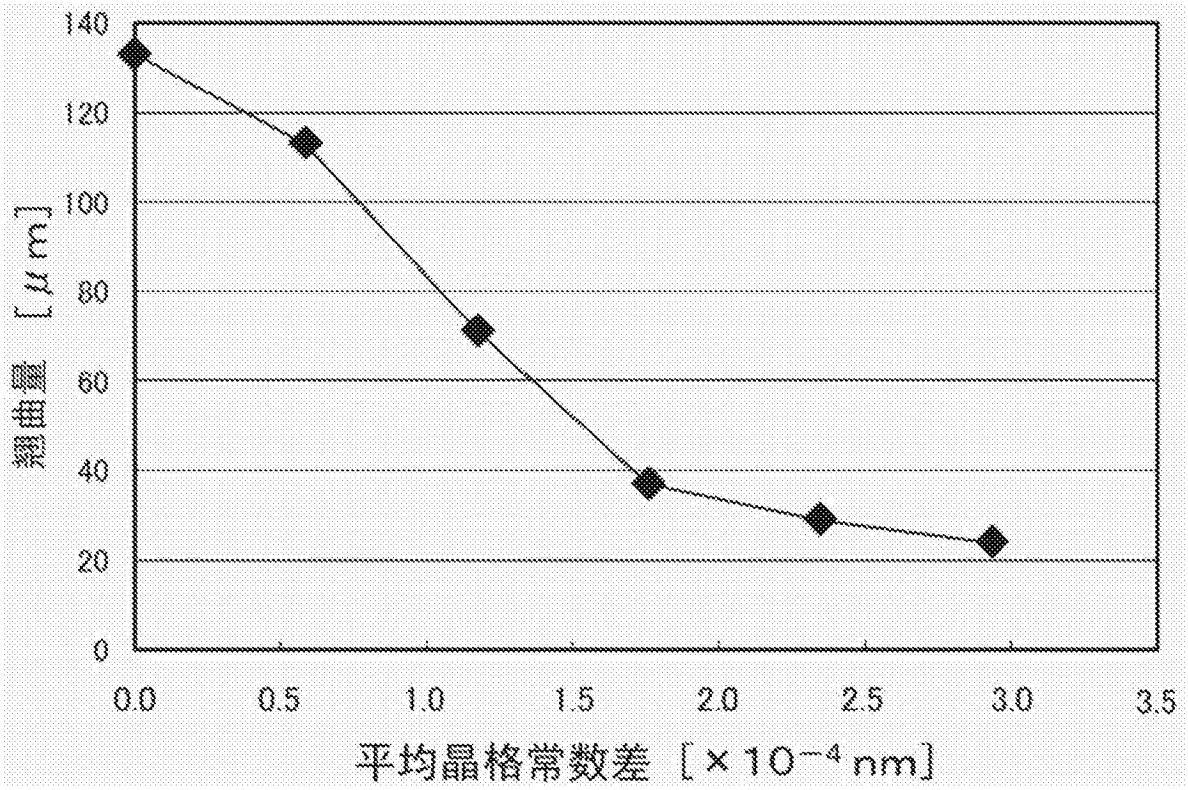

140
120
100
80
60
40
20
0
翘曲量 [μm]
0.0
0.5
1.0
1.5
2.0
2.5
3.0
3.5
平均晶格常数差 [×10⁻⁴nm]

图10