



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 114423889 B

(45) 授权公告日 2024. 07. 09

(21) 申请号 202080065931.3

(22) 申请日 2020.09.24

(65) 同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 114423889 A

(43) 申请公布日 2022.04.29

(30) 优先权数据
2019-178069 2019.09.27 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2022.03.18

(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2020/036003 2020.09.24

(87) PCT国际申请的公布数据
W02021/060368 JA 2021.04.01

(73) 专利权人 学校法人关西学院
地址 日本国兵库县
专利权人 丰田通商株式会社

(72) 发明人 金子忠昭

(74) 专利代理机构 北京商专永信知识产权代理
事务所(普通合伙) 11400
专利代理师 方挺 侯晓艳

(51) Int.Cl.
H01L 21/324 (2006.01)
C30B 23/06 (2006.01)
C30B 29/36 (2006.01)
C30B 33/12 (2006.01)
H01L 21/02 (2006.01)

(56) 对比文件
CN 109072478 A, 2018.12.21
JP 2016050141 A, 2016.04.11
JP 2018158858 A, 2018.10.11
JP H1187257 A, 1999.03.30
US 2016118257 A1, 2016.04.28
WO 2018174105 A1, 2018.09.27

审查员 高志纯

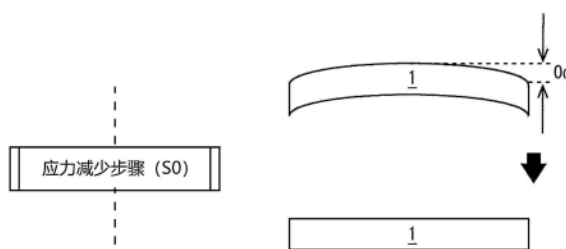
权利要求书1页 说明书17页 附图13页

(54) 发明名称

SiC单晶的制造方法、SiC单晶的制造装置以及SiC单晶晶片

(57) 摘要

本发明要解决的问题是提供一种在抑制了SiC升华的同时减少了内部应力的新型的SiC单晶主体。为了解决上述问题,本发明提供一种SiC单晶的制造方法,其包括将SiC单晶主体在含有Si元素和C元素的气氛下在1800°C以上进行加热并减少所述SiC单晶主体的内部应力的应力减少步骤。此外,本发明是一种SiC单晶的制造装置,包括:主体容器,由SiC材料制成且能够收纳SiC单晶主体;和加热炉,能够将所述主体容器在1800°C以上进行加热。



1. 一种SiC单晶的制造方法,包括:将SiC单晶主体置于由SiC材料构成的主体容器中,在含有Si元素和C元素的气氛下在1800°C以上对所述SiC单晶主体进行加热并减少所述SiC单晶主体的内部应力的应力减少步骤;以及

在所述主体容器内收纳有所述SiC单晶主体、SiC原料主体以及Si蒸气供给源的Si/C原子数比超过1的准封闭空间内,通过加热所述SiC单晶主体,对所述SiC单晶主体进行蚀刻或者使其晶体生长的热处理步骤,

所述主体容器的至少一部分为所述SiC原料主体,

在所述应力减少步骤中,在所述SiC单晶主体中依次发生热分解和晶体生长,在所述SiC单晶主体的第一表面和第二表面的各方与包含Si元素和C元素的所述气氛之间,Si元素和C元素循环。

2. 根据权利要求1所述的制造方法,其中,所述应力减少步骤加热所述SiC单晶主体,使得所述SiC单晶主体的厚度和直径不改变。

3. 根据权利要求1或2所述的制造方法,其中,所述应力减少步骤在准封闭空间内加热所述SiC单晶主体。

4. 根据权利要求1或2所述的制造方法,其中,所述应力减少步骤在包含惰性气体的气氛下加热所述SiC单晶主体。

5. 根据权利要求1或2所述的制造方法,其中,所述应力减少步骤加热所述SiC单晶主体,并使所述SiC单晶主体的温度均匀。

6. 根据权利要求1所述的制造方法,其中,所述热处理步骤将所述SiC单晶主体和SiC原料主体以所述SiC单晶主体为高温侧、所述SiC原料主体为低温侧的方式进行加热并蚀刻所述SiC单晶主体。

7. 根据权利要求1所述的制造方法,其中,所述热处理步骤将所述SiC单晶主体和SiC原料主体以所述SiC单晶主体为低温侧、所述SiC原料主体为高温侧的方式进行加热并使所述SiC单晶主体进行晶体生长。

8. 根据权利要求1所述的制造方法,其中,所述热处理步骤包括蚀刻所述SiC单晶主体上的应变层的应变层去除步骤。

9. 根据权利要求1所述的制造方法,其中,所述热处理步骤包括分解所述SiC单晶主体上的宏观台阶聚束并使所述SiC单晶主体的表面平坦化的聚束分解步骤。

10. 根据权利要求1所述的制造方法,其中,所述热处理步骤包括形成BPD密度 $<100/\text{cm}^2$ 的生长层的外延生长步骤。

11. 根据权利要求1所述的制造方法,其是SiC单晶主体的制造方法,并且依次包括所述应力减少步骤和热处理步骤。

SiC单晶的制造方法、SiC单晶的制造装置以及SiC单晶晶片

技术领域

[0001] 本发明涉及SiC单晶的制造方法、SiC单晶的制造装置以及SiC单晶晶片。

背景技术

[0002] 碳化硅(SiC:silicon carbide)与硅(Si:silicon)相比,具有优异的绝缘破坏强度、热传导率和放射线耐性等材料特性,因而作为构成电子器件的材料正在推进研究开发。

[0003] 常规上,SiC单晶衬底的“翘曲”被视为问题。“翘曲”例如是在曝光过程中曝光距离偏离光学系统的焦距的主要因素,也是阻碍合适的晶片卡盘的主要因素。

[0004] 针对这样的问题,提出了通过对SiC单晶衬底实施退火热处理来减少由加工应变引起的“翘曲”的技术。

[0005] 例如,在专利文献1中记载如下技术:在双面研磨抛光之后,在碳化硅非腐蚀性气体气氛下,在1300℃以上且2000℃以下的温度下进行退火热处理。由此,减少加工应变引起的“翘曲”。

[0006] 现有技术文献

[0007] 专利文献

[0008] 专利文献1:日本特开2008-103650号公报

[0009] 非专利文献

[0010] 非专利文献1:松波弘之、木本恒畅、中村孝、大谷升编著,“半导体SiC技术与应用”,第2版,日刊工业新闻社,2011年9月30日,第36-37页。

发明内容

[0011] 发明所要解决的技术问题

[0012] 另外,作为SiC单晶衬底的“翘曲”的原因,除了专利文献1中记载的由加工应变引起的翘曲(所谓的Twiman效应)之外,还有由在晶锭生长时引入的内部应力引起的翘曲。当SiC单晶衬底的直径增大并且SiC单晶衬底大口径化时,由内部应力引起的翘曲变得明显。

[0013] 为了减少这样的内部应力,需要在接近于晶锭生长时的温度区域内进行加热,而该温度区域内的加热导致引起SiC单晶衬底伴随SiC升华的过度蚀刻或变薄。

[0014] 在专利文献1记载的发明中,例如,在将SiC单晶衬底在超过2000℃的温度区域内进行退火热处理的情况下,发生由消化引起的热分解反应,因而表面碳化变得显著。由此,合适地减少由于大口径化而视为问题的SiC单晶衬底的内部应力是困难的。

[0015] 在非专利文献1中记载了通过控制晶体的温度分布来抑制内部应力并解决4英寸处的晶锭破裂问题,然而预计在口径更大的6英寸和8英寸的情况下,内部应力的问题会变得更大。

[0016] 鉴于上述问题,本发明要解决的问题是提供一种在抑制了SiC升华的同时减少了内部应力的新颖的SiC单晶主体。

[0017] 用于解决问题的手段

[0018] 为了解决上述问题,本发明是一种SiC单晶的制造方法,其具有:将SiC单晶主体在包含Si元素和C元素的气氛下在1800°C以上进行加热并减少所述SiC单晶主体的内部应力的应力减少步骤。通过采用这样的结构,本发明可以提供一种在抑制了SiC升华的同时减少了内部应力的新颖的SiC单晶主体。

[0019] 在本发明的优选方式中,所述应力减少步骤加热所述SiC单晶主体,使得所述SiC单晶主体的厚度和直径不改变。通过采用这样的结构,本发明可以提供一种在抑制了SiC升华的同时减少了内部应力的新颖的SiC单晶主体。

[0020] 在本发明的优选方式中,所述应力减少步骤在准封闭空间内加热所述SiC单晶主体。通过采用这样的结构,本发明可以在期望的蒸气压环境下加热SiC单晶主体。

[0021] 在本发明的优选方式中,所述应力减少步骤在包含惰性气体的气氛下加热所述SiC单晶主体。通过采用这样的结构,本发明可以在抑制SiC升华的同时加热SiC单晶主体。

[0022] 在本发明的优选方式中,所述应力减少步骤加热所述SiC单晶主体,并使所述SiC单晶主体的温度均匀。通过采用这样的结构,本发明可以抑制由SiC单晶主体的温度分布引起的内部应力的产生。

[0023] 在本发明的优选方式中,还具有:将所述SiC单晶主体和SiC原料主体在包含Si元素和C元素的气氛下在1400°C以上进行加热的热处理步骤,所述热处理步骤包括蚀刻步骤和/或生长步骤。通过采用这样的结构,本发明可以在SiC单晶主体中在比应力减少步骤低的温度下进行蚀刻和晶体生长。

[0024] 在本发明的优选方式中,所述热处理步骤将所述SiC单晶主体和SiC原料主体以所述SiC单晶主体为高温侧、所述SiC原料主体为低温侧的方式进行加热并蚀刻所述SiC单晶主体。通过采用这样的结构,本发明可以控制SiC单晶主体和SiC原料主体的温度差,并对减少了内部应力的SiC单晶主体进行蚀刻。

[0025] 在本发明的优选方式中,所述热处理步骤将所述SiC单晶主体和SiC原料主体以所述SiC单晶主体为低温侧、所述SiC原料主体为高温侧的方式进行加热并使所述SiC单晶主体进行晶体生长。通过采用这样的结构,本发明可以控制SiC单晶主体和SiC原料主体的温度差,并使减少了内部应力的SiC单晶主体进行晶体生长。

[0026] 在本发明的优选方式中,所述热处理步骤包括将所述SiC单晶主体和SiC原料主体在Si/C原子数比为1以下的准封闭空间内进行加热的步骤。通过采用这样的结构,本发明可以在SiC-C平衡蒸气压环境下进行减少了内部应力的SiC单晶主体中的蚀刻和结晶生长。

[0027] 在本发明的优选方式中,所述热处理步骤包括将所述SiC单晶主体和SiC原料主体在Si/C原子数比超过1的准封闭空间内进行加热的步骤。通过采用这样的结构,本发明可以在SiC-Si平衡蒸气压环境下进行减少了内部应力的SiC单晶主体中的蚀刻和结晶生长。

[0028] 在本发明的优选方式中,所述热处理步骤包括蚀刻所述SiC单晶主体上的应变层的应变层去除步骤。通过采用这样的结构,本发明可以同时实现SiC单晶主体中的内部应力的减少、和由机械加工等引起的应变层的去除。

[0029] 在本发明的优选方式中,所述热处理步骤包括分解所述SiC单晶主体上的宏观台阶聚束并使所述SiC单晶主体的表面平坦化的聚束分解步骤。通过采用这样的结构,本发明可以在SiC单晶主体上实现平坦化的表面,终止于呈现SiC单晶主体中的全晶胞的高度的台阶。

[0030] 在本发明的优选方式中,所述热处理步骤包括形成BPD密度 $<100/\text{cm}^2$ 的生长层的外延生长步骤。通过采用这样的结构,本发明可以同时实现SiC单晶主体中的内部应力的减少和合适的BPD转变。

[0031] 在本发明的优选方式中,该制造方法是SiC单晶主体的制造方法,并且依次包括所述应力减少步骤和热处理步骤。通过采用这样的结构,本发明可以在通过应力减少步骤减少了内部应力的SiC单晶主体上使高品质的生长层进行晶体生长。

[0032] 为了解决上述问题,本发明是一种SiC单晶的制造装置,包括:主体容器,由SiC材料制成且能够容纳SiC单晶主体;和加热炉,能够将所述主体容器在 1800°C 以上进行加热。通过采用这样的结构,本发明可以提供一种在抑制了SiC升华的同时减少了内部应力的新型SiC单晶主体。

[0033] 在本发明的优选方式中,所述加热炉能够在使所述SiC单晶主体的温度均匀的同时进行加热。通过采用这样的结构,本发明可以抑制由SiC单晶主体的温度分布引起的内部应力的产生。

[0034] 在本发明的优选方式中,所述加热炉具有能够容纳所述主体容器的高熔点容器。通过采用这样的结构,本发明可以将SiC单晶主体在期望的蒸气压环境下进行加热。

[0035] 为了解决上述问题,本发明是一种SiC单晶晶片,其翘曲量 $<30\mu\text{m}$,且其直径为6英寸以上。通过采用这样的结构,本发明可以提供一种在抑制了SiC升华的同时减少了内部应力的新型SiC单晶主体,并且可以有助于制造高质量的SiC器件。

[0036] 在本发明的优选方式中,SiC单晶晶片具有BPD密度 $<100/\text{cm}^2$ 的生长层。通过采用这样的结构,本发明可以提供一种可以在减少内部应力的同时期待缺陷生成的抑制的SiC单晶主体,并且可以有助于制造高质量的SiC器件。

[0037] 在本发明的优选方式中,SiC单晶晶片具有BPD密度为 $5000/\text{cm}^2$ 以上的基底衬底。

[0038] 发明的效果

[0039] 根据本发明,可以提供一种在抑制了SiC升华的同时减少了内部应力的新型SiC单晶主体。

[0040] 其他问题、特征和优点将通过在结合附图和权利要求书时阅读以下描述的用于实施本发明的方式而变得显而易见。

附图说明

[0041] 图1示出了根据本发明的一实施方式的应力减少步骤的示意图。

[0042] 图2示出了根据本发明的一实施方式的应力减少步骤的示意图。

[0043] 图3示出了根据本发明的一实施方式的蚀刻步骤的示意图。

[0044] 图4示出了根据本发明的一实施方式的蚀刻步骤的示意图。

[0045] 图5示出了根据本发明的一实施方式的生长步骤的示意图。

[0046] 图6示出了根据本发明的一实施方式的生长步骤的示意图。

[0047] 图7示出了根据本发明的一实施方式的原料输送机构的示意图。

[0048] 图8示出了根据本发明的一实施方式的应力减少步骤、蚀刻步骤以及生长步骤的组合的一例。

[0049] 图9示出了根据本发明的一实施方式的应力减少步骤、蚀刻步骤以及生长步骤的

组合的一例。

[0050] 图10示出了根据本发明的一实施方式的应力减少步骤、蚀刻步骤以及生长步骤的组合的一例。

[0051] 图11示出了根据本发明的一实施方式的制造装置的一例。

[0052] 图12是根据参考例的BPD转变率的求出方法的说明图。

[0053] 图13是根据参考例的SiC晶片的说明图。

[0054] 图14是根据参考例的SiC晶片的说明图。

[0055] 图15是根据参考例的阿伦尼乌斯图。

具体实施方式

[0056] 以下,参照附图对本发明的优选实施方式进行说明。

[0057] 本发明的技术范围不限于附图所示的实施方式,并且能够在权利要求书中记载的范围内适当改变。

[0058] 本发明的一实施方式至少具有应力减少步骤S0。

[0059] 如图1所示,可以理解为,应力减少步骤S0通过引起SiC单晶主体1中的翘曲,减少SiC单晶主体1的翘曲量 $0d$ 。此外,可以理解为,减少SiC单晶主体1的TTV(Total Thickness Variation,总厚度变化)。

[0060] 此外,可以理解为,应力减少步骤S0使SiC单晶主体1的晶格间距离均匀,减少SiC单晶主体1的内部应力,减少SiC单晶主体1的热应力,或者减少SiC单晶主体1的残留应力。

[0061] 此外,应力减少步骤S0至少加热SiC单晶主体1,以抑制SiC单晶主体1的表面处的蚀刻或晶体生长,以使SiC单晶主体1的厚度和直径不改变,以使SiC单晶主体1的体积不改变,以使SiC单晶主体1的尺寸或大小不改变。

[0062] 如图2所示,应力减少步骤S0至少将SiC单晶主体1在 Si_xC_y 系气体气氛下等的含有Si元素和C元素的气氛下进行加热。

[0063] 此时,可以理解为,在SiC单晶主体1中,依次发生热分解或晶体生长等,并且在SiC单晶主体1的表面1a和1b的各方与包含Si元素和C元素的气氛之间,Si元素和C元素循环。

[0064] 此外,应力减少步骤S0至少将SiC单晶主体1在准封闭空间内进行加热。本说明书说明中的“准封闭空间”是指虽然能够进行抽真空、但能够将所产生的蒸气的至少一部分封入的空间。

[0065] 此外,应力减少步骤S0将SiC单晶主体1在包含惰性气体的气氛下进行加热。本说明书中的说明中的“惰性气体”是SiC工艺中的已知的惰性气体,例如是Ar气。

[0066] 此外,应力减少步骤S0将SiC单晶主体1在SiC材料升华的温度区域内进行加热。该温度区域例如是1800°C以上。

[0067] 此外,应力减少步骤S0加热SiC单晶主体1,并使SiC单晶主体1中的温度均匀。本说明书说明中的“使SiC单晶主体1中的温度均匀”是指加热成使SiC单晶主体1中的最高温度与最低温度的温度差在容许温度差以内,并且是指减少SiC单晶主体1中的温度梯度。

[0068] 该容许温度差优选为50°C以下,更优选为20°C以下,更优选为10°C以下,更优选为5°C以下,更优选为2°C以下,更优选为1°C以下。

[0069] 另外,在非专利文献1中记载如下:为了诱导晶体生长,需要适当的温度梯度,但晶

体内部存在温度梯度导致晶体自身残留热应力。

[0070] 另外,在非专利文献1中记载如下:取决于温度分布的状况,残留热应力部分地过度变大,特别是在使大口径单晶生长的情况下,由于残留热应力而使晶体破裂的问题频发。

[0071] 另外,在非专利文献1中记载如下:优化生长时的晶面内方向的温度梯度并降低内部应力,这在减少对晶体破裂产生较大影响的应力分量上是必要的。

[0072] 另外,在非专利文献1中记载如下:通过减少诱发晶体破裂的局部应力,即使在口径4英寸的晶体中,也能够实现毫无晶体破裂的单晶生长。

[0073] 这样,由SiC单晶主体1中的温度分布引起的内部应力的影响伴随晶片或晶锭的大口径化而被视为问题。

[0074] 可以理解为,SiC单晶主体1中的该内部应力的影响例如在SiC单晶主体1的直径(口径)为4英寸(约10.16厘米)的情况下被视为问题,并且例如在SiC单晶主体1的直径(口径)为6英寸(约15.24厘米)、8英寸(约20.32厘米)、12英寸(约30.48厘米)的情况下进一步被视为问题。

[0075] 此外,应力减少步骤S0以可抑制SiC材料的升华或后述的原料输送的真真空度加热SiC单晶主体1。

[0076] 该真真空度优选为1.0Pa以下,更优选为 10^{-1} Pa以下,更优选为 10^{-2} Pa以下,更优选为 10^{-3} Pa以下,进一步优选为 10^{-4} Pa以下,进一步优选为 10^{-5} Pa以下。此外,该真真空度优选为 10^{-1} Pa以上,更优选为 10^{-2} Pa以上,更优选为 10^{-3} Pa以上,进一步优选为 10^{-4} Pa以上,进一步优选为 10^{-5} Pa以上,进一步优选为 10^{-6} Pa以上。

[0077] 此外,应力减少步骤S0也可以将SiC原料主体2与SiC单晶主体1一起加热,以形成上述的包含Si元素和C元素的气氛。

[0078] 此外,应力减少步骤S0使SiC单晶主体1和SiC原料主体2接近并对它们进行加热。本说明书中的说明中的“接近”例如是指减少SiC单晶主体1和SiC原料主体2的隔开距离d1(未图示)。

[0079] 隔开距离d1优选为2.0mm以下,更优选为1.0mm以下,进一步优选为0.5mm以下,进一步优选为0.1mm以下,进一步优选为 $10\mu\text{m}$ 以下。此外,隔开距离d1优选为 $1.0\mu\text{m}$ 以上,更优选为 $10\mu\text{m}$ 以上,进一步优选为0.1mm以上,进一步优选为0.5mm以上,进一步优选为1.0mm以上。

[0080] 此外,应力减少步骤S0对SiC单晶主体1和SiC原料主体2进行加热,并减少SiC单晶主体1和SiC原料主体2的各自的表面之间的化学势差或蒸气压差。此时,该化学势差和蒸气压差的各方与后述的不发生原料输送的情况对应。

[0081] 此外,应力减少步骤S0对SiC单晶主体1和SiC原料主体2进行加热,并减少SiC单晶主体1和SiC原料主体2之间的温度梯度。本说明书中的说明中的“减少SiC单晶主体1和SiC原料主体2之间的温度梯度”例如是指加热成使SiC单晶主体1和SiC原料主体2之间的温度差为 10°C 以内。

[0082] 此外,可以理解为,应力减少步骤S0对SiC单晶主体1和SiC原料主体2进行加热,使得SiC单晶主体1和SiC原料主体2处于平衡关系,以使SiC单晶主体1或SiC原料主体2中的任一方成为原料输送的输送源或输送目的地。

[0083] 另外,可以理解为,应力减少步骤S0减少SiC单晶主体1的内部应力,并减轻在三维

结构形成时引入的应变,以保持呈现沟槽结构等三维结构的SiC单晶主体1的表面形状。具体地,应力减少步骤S0可以减少SiC单晶主体1的内部应力和应变,以抑制沟槽结构的侧壁和/或底表面处的过剩的蚀刻(减薄)。

[0084] 另外,SiC单晶主体1既可以是通过升华法等晶体生长法制造的SiC晶锭,也可以是从该SiC晶锭切成圆盘状而获得的SiC晶片。另外,SiC单晶主体1的多晶型是指3C、4H、6H等已知的多晶型。

[0085] 另外,SiC单晶主体1的截面尺寸为数厘米见方,为2英寸(约5.08厘米),为3英寸(约7.62厘米),为4英寸(约10.16厘米),为6英寸(约15.24厘米),为8英寸(约20.32厘米),或者为12英寸(约30.48厘米)。对该截面尺寸没有限制。

[0086] 另外,SiC单晶主体1的表面也可以采用从(0001)晶面或(000-1)晶面设置数度(例如,0.4至8.0°)的偏离角的结构。另外,本说明书中的说明中的“-”是指米勒指数的标记中的横号。

[0087] 另外,SiC原料主体2既可以是通过升华法等制造的SiC晶锭,也可以是从该SiC晶锭切成圆盘状而获得的SiC晶片,也可以是SiC多晶。

[0088] 另外,SiC原料主体2既可以是SiC单晶,也可以是SiC多晶,也可以是形成准封闭空间的SiC材料,也可以是在准封闭空间内露出的SiC材料。

[0089] 本发明的一实施方式还具有热处理步骤SX。

[0090] 热处理步骤SX将SiC单晶主体1和SiC原料主体2在 Si_xC_y 系气体气氛下等的含有Si元素和C元素的气氛下进行加热。

[0091] 此外,热处理步骤SX将SiC单晶主体1和SiC原料主体2在比应力减少步骤S0低的温度区域内进行加热。该温度区域优选为1400°C以上。本说明书说明中的“低的温度区域”是指该温度区域中的最低温度低的温度区域。

[0092] 此外,可以理解为,热处理步骤SX包括蚀刻步骤S1和/或生长步骤S2,取得作为蚀刻步骤S1的作用效果,或者取得作为生长步骤S2的作用效果。

[0093] 蚀刻步骤S1将SiC单晶主体1和SiC原料主体2以SiC单晶主体1为高温侧、SiC原料主体2为低温侧的方式进行加热并蚀刻SiC单晶主体1。

[0094] 此外,可以理解为,蚀刻步骤S1包括将SiC单晶主体1和SiC原料主体2设置在Si/C原子数比为1以下的准封闭空间内进行加热并蚀刻SiC单晶主体1的应变层去除步骤S11,或者取得该应变层去除步骤S11的作用效果。

[0095] 此外,可以理解为,蚀刻步骤S1包括将SiC单晶主体1和SiC原料主体2设置在Si/C原子数比超过1的准封闭空间内进行加热并蚀刻SiC单晶主体1的聚束分解步骤S12,或者取得该聚束分解步骤S12的作用效果。

[0096] 如图3所示,蚀刻步骤S1对SiC单晶主体1和SiC原料主体2进行加热,使得SiC单晶主体1的表面1a和SiC原料主体2的表面2a分别被蚀刻并进行晶体生长。

[0097] 此外,可以理解为,如图3所示,蚀刻步骤S1对SiC单晶主体1和SiC原料主体2进行加热,使得SiC单晶主体1和SiC原料主体2分别成为原料输送的输送源或输送目的地。

[0098] 如图4所示,应变层去除步骤S11蚀刻SiC单晶主体1的表面的应变层300。应变层300可以包括晶体位错301和/或损伤区域302。

[0099] 此外,如图4所示,应变层去除步骤S11蚀刻SiC单晶主体1,以使具有台阶102a和呈

现增大的平台长度W2的平台102b的表面露出,或者使聚束(束化)后的表面露出。

[0100] 此外,如图4所示,聚束分解步骤S12对具有台阶102a和平台102b的SiC单晶主体1的表面1a进行蚀刻并分解表面1a的MSB,以使具有台阶103a和呈现减小的平台长度W3的平台103b的表面露出,或者形成平坦化的无聚束的表面。此时,表面1a终止于呈现SiC单晶主体中的全晶胞高度的台阶。

[0101] 如图5所示,生长步骤S2将SiC单晶主体1和SiC原料主体2以SiC单晶主体1为低温侧、SiC原料主体2为高温侧的方式进行加热,使SiC单晶主体1进行晶体生长,并在SiC单晶主体1的表面处形成生长层10。

[0102] 此外,如图5所示,生长步骤S2对SiC单晶主体1和SiC原料主体2进行加热,使得SiC单晶主体1的表面1a和SiC原料主体2的表面2a分别进行晶体生长和被蚀刻。

[0103] 此外,如图5所示,生长步骤S2对SiC单晶主体1和SiC原料主体2进行加热,使得SiC单晶主体1和SiC原料主体2分别成为原料输送的输送源或输送目的地。

[0104] 此外,可以理解为,生长步骤S2包括将SiC单晶主体1和SiC原料主体2设置在Si/C原子数比为1以下的准封闭空间内进行加热并使SiC单晶主体1进行晶体生长的外延生长步骤S21,或者取得该外延生长步骤S21的作用效果。

[0105] 此外,可以理解为,生长步骤S2包括将SiC单晶主体1和SiC原料主体2设置在Si/C原子数比超过1的准封闭空间内进行加热并使SiC单晶主体1进行晶体生长的聚束分解步骤S22,或者取得该聚束分解步骤S22的作用效果。

[0106] 如图6所示,外延生长步骤S21在具有台阶101a和呈现减小的平台长度W1的台阶101b的SiC单晶主体11的表面上进行晶体生长,以便形成具有台阶102a和呈现增大的平台长度W2的平台102b的生长层10,或者在基底衬底11上形成具有聚束(束化)的表面的生长层10。

[0107] 此外,如图6所示,外延生长步骤S21进行晶体生长,并形成生长层10的至少一部分,以便形成具有基底面位错密度(BPD密度) $<100/\text{cm}^2$ 的生长层,或者将SiC单晶主体1中的BPD转变成包含贯通刃型位错(TED: Threading Edge Dislocation)的其他缺陷/位错。

[0108] 此外,如图6所示,聚束分解步骤S22在具有台阶102a和平台102b的生长层10的表面上分解表面1a的MSB并使SiC单晶主体1进行晶体生长,以便形成具有台阶103a和呈现减小的平台长度W3的平台103b的生长层10,或者形成具有平坦化的无聚束的表面的生长层10。此时,表面1a终止于呈现SiC单晶中的全晶胞高度的台阶。

[0109] 另外,本说明书中的说明中的“平坦化的无聚束的表面”是指宏观台阶聚束(MSB)被分解后的SiC表面。

[0110] 另外,本说明书中的说明中的“MSB”是指在SiC表面上的台阶中、形成由于进行聚束而超过各多晶型的全晶胞的高度的台阶。

[0111] 即,MSB在4H-SiC的情况下是超过4个分子层(5个分子层以上)聚束而得到的台阶,在6H-SiC的情况下是超过6个分子层(7个分子层以上)聚束而得到的台阶。

[0112] 蚀刻步骤S1对SiC单晶主体1和SiC原料主体2进行加热,使得SiC单晶主体1和SiC原料主体2分别成为原料输送的输送源或输送目的地。

[0113] 应力减少步骤S0对SiC单晶主体1和SiC原料主体2进行加热,使得SiC单晶主体1和SiC原料主体2分别成为原料输送的输送源或输送目的地。

[0114] 如图7例示,可以理解为,在本发明的一实施方式中的应力减少步骤S0、蚀刻步骤S1以及生长步骤S2的各步骤中,持续地进行基于以下的1)至5)的反应。以下,针对蚀刻工序S1,例示原料输送的反应过程。

[0115] 1) $\text{SiC(s)} \rightarrow \text{Si(v)} + \text{C(s)}$

[0116] 2) $2\text{C(s)} + \text{Si(v)} \rightarrow \text{SiC}_2(\text{v})$

[0117] 3) $\text{C(s)} + 2\text{Si(v)} \rightarrow \text{Si}_2\text{C(v)}$

[0118] 4) $\text{Si(v)} + \text{SiC}_2(\text{v}) \rightarrow 2\text{SiC(s)}$

[0119] 5) $\text{Si}_2\text{C(v)} \rightarrow \text{Si(v)} + \text{SiC(s)}$

[0120] 1) 的说明:由于SiC单晶主体1的表面1a被热分解,因而Si原子(Si(v))从表面1a脱离。

[0121] 2)和3)的说明:由于Si原子(Si(v))脱离而残留在表面1a处的C原子(C(s))与原料输送空间内的Si蒸气(Si(v))反应而成为 Si_2C 或 SiC_2 等并在原料输送空间内升华。

[0122] 4)和5)的说明:所升华的 Si_2C 或 SiC_2 等由于例如温度梯度而到达/扩散到SiC原料主体2的表面2a的平台,并且到达台阶,从而延续表面2a的多型,在呈现台阶流动生长的外观的同时,形成生长层10。

[0123] 可以理解为,应力减少步骤S0、蚀刻步骤S1以及生长步骤S2各自包括:Si原子升华步骤,使Si原子从SiC原料主体4热升华;和C原子升华步骤,使残留在SiC原料主体12的表面2a处的C原子与原料输送空间内的Si原子键合来升华。

[0124] 在应力减少步骤S0、蚀刻步骤S1以及生长步骤S2各步骤中,在SiC单晶主体1的表面1a或1b处,所输送的 Si_2C 或 SiC_2 等变为过饱和并凝结而进行晶体生长。

[0125] 应力减少步骤S0、蚀刻步骤S1以及生长步骤S2各自包括:Si原子升华步骤,使Si原子从SiC单晶主体1的表面1a或1b热升华;和C原子升华步骤,使残留在SiC单晶主体1的表面1a或1b处的C原子与原料输送空间内的Si原子键合来升华。

[0126] 应力减少步骤S0可以理解为,减少SiC单晶主体1和SiC原料主体2之间的温度梯度,在从表面1a、1b和2a的各方持续进行SiC升华的同时,抑制表面1a和/或1b与表面2a之间的原料输送。

[0127] 此外,应力减少步骤S0可以理解为,减少SiC单晶主体1和SiC原料主体2的表面处的蒸气压差,或者使SiC单晶主体1和SiC原料主体2的表面处的蒸气压差均匀,在从表面1a、1b和2a的各方持续进行SiC升华的同时,抑制表面1a和/或1b与表面2a之间的原料输送。

[0128] 此外,应力减少步骤S0可以理解为,减少SiC单晶主体1和SiC原料主体2的表面处的化学势差,或者使SiC单晶主体1和SiC原料主体2的表面处的化学势差均匀,在从表面1a和2a的各方持续进行SiC升华的同时,抑制表面1a和/或1b与表面2a之间的原料输送。

[0129] 此外,应力减少步骤S0可以理解为,基于表面1a、表面1b和表面2a的晶体结构的差异、以及表面1a和表面2a的温度差、构成气氛的元素的至少一部分,在从表面1a、1b和2a的各方持续进行SiC升华的同时,抑制表面1a和/或1b与表面2a之间的原料输送。

[0130] 此外,应力减少步骤S0可以理解为,例如,在从Si表面或C表面即表面1a、和SiC多晶即SiC原料主体2的表面2a的各方持续进行SiC升华的同时,抑制表面1a和/或1b的各方与表面2a之间的原料输送。

[0131] 此外,应力减少步骤S0可以理解为,例如,在从Si表面或C表面即表面1a、和SiC单

晶即SiC原料主体2的Si表面或C表面即表面2a的各方持续进行SiC升华的同时,抑制表面1a和/或1b与表面2a之间的原料输送。

[0132] 另外,本说明书说明中的“抑制原料输送”或“不发生原料输送”是指减少加热后的输送源和输送目的地的厚度的增减。因此,构成输送源和输送目的地各自的原子可以成为构成加热后的输送目的地和输送源各自的原子。

[0133] 另外,本说明书说明中的“Si表面”是指从(0001)晶面设置数度(例如,0.4至8.0°)的偏离角而得到的表面。

[0134] 另外,本说明书说明中的“C表面”是指从(000-1)晶面设置数度(例如,0.4至8.0°)的偏离角而得到的表面。

[0135] 蚀刻步骤S1和生长步骤S2各自中的表面1a和表面2a之间的原料输送的驱动力可以理解为由所形成的温度梯度引起的SiC单晶主体1和SiC原料主体2之间的蒸气压差。

[0136] 此外,蚀刻步骤S1和生长步骤S2各自中的表面1a和表面2a之间的原料输送的驱动力可以理解为不仅是SiC单晶主体1和SiC原料主体2的各自的表面之间的温度梯度,而且是SiC单晶主体1和SiC原料主体2之间的化学势差。

[0137] 在应力减少步骤S0、蚀刻步骤S1以及生长步骤S2各步骤中的原料输送中,通过使用掺杂气体供给器件将掺杂气体供给到准封闭空间内,可以调整SiC单晶主体1的掺杂浓度。在不供给掺杂气体的情况下,可以理解为,SiC单晶主体1延续准封闭空间内的掺杂浓度。

[0138] 此外,应力减少步骤S0、蚀刻步骤S1以及生长步骤S2各步骤中的原料输送在包含SiC-Si平衡蒸气压环境和SiC-C平衡蒸气压环境的期望的蒸气压环境下进行。

[0139] 另外,本说明书说明中的“SiC-Si蒸气压环境”是指当SiC(固相)和Si(液相)通过气相处于相平衡状态时的蒸气压环境。SiC-Si平衡蒸气压环境是通过Si/C原子数比超过1的准封闭空间进行热处理而形成的。

[0140] 本说明书说明中的“SiC-C平衡蒸气压环境”是指当SiC(固相)和C(固相)通过气相处于相平衡状态时的蒸气压环境。另外,SiC-C平衡蒸气压环境是通过Si/C原子数比为1以下的准封闭空间进行热处理而形成的。

[0141] 如图8所示,可以理解为,本发明的一实施方式依次包括:应力减少步骤S0,应变层去除步骤S11,聚束分解步骤S12,外延生长步骤S21,以及聚束分解步骤S22。

[0142] 如图9所示,可以理解为,本发明的一实施方式依次包括:应变层去除步骤S11,聚束分解步骤S12,应力减少步骤S0,外延生长步骤S21,以及聚束分解步骤S22。

[0143] 如图10所示,可以理解为,本发明的一实施方式依次包括:应变层去除步骤S11,聚束分解步骤S12,外延生长步骤S21,聚束分解步骤S22,以及应力减少步骤S0。

[0144] 本发明的一实施方式也可以依次包括:应变层去除步骤S11,应力减少步骤S0,以及聚束分解步骤S12。

[0145] 此外,本发明的一实施方式也可以依次包括外延生长步骤S21、应力减少步骤S0以及聚束分解步骤S22。

[0146] 本发明的一实施方式中的各步骤的顺序可以在制造并实现具有期望的品质的SiC单晶主体1方面适当地决定为不同顺序。

[0147] 如图11所示,SiC单晶的制造装置(以下简称为“制造装置”)具有主体容器141、高

熔点容器142以及加热炉143。

[0148] 主体容器141例如由包含SiC多晶的材料构成。因此,主体容器141的至少一部分可以成为SiC原料主体2或原料输送中的输送源(SiC原料主体2)。

[0149] 期望的是,加热后的主体容器141内的环境例如成为包含Si元素的气相物种和包含C元素的气相物种的混合体系的蒸气压环境。作为包含该Si元素的气相物种,可以例示Si、Si₂、Si₃、Si₂C、SiC₂、SiC等。

[0150] 此外,作为包含C元素的气相物种,可以例示Si₂C、SiC₂、SiC、C等。

[0151] 主体容器141的掺杂剂和掺杂浓度可以根据要形成的生长层10的掺杂剂和掺杂浓度来选择。

[0152] 此外,只要是在主体容器141的加热处理时在内部空间中产生包含Si元素的气相物种和包含C元素的气相物种的蒸气压的结构,就可以采用。例如,可以示出在内表面的一部分处露出SiC多晶的结构、将SiC多晶单独设置在主体容器141内的结构等。

[0153] 此外,主体容器141也可以构成为包括能够设置SiC单晶主体1和SiC原料主体的各方的设置用具141a。

[0154] 设置用具141a优选地被薄化。薄化后的设置用具141a设置SiC单晶主体1和SiC原料主体2的各方,以使SiC单晶主体1和SiC原料主体2接近,并减少SiC单晶主体1和SiC原料主体2的隔开距离d1。

[0155] 此时,多个SiC单晶主体1和SiC原料主体2的各方也可以构成为交替配置。

[0156] 另外,主体容器141也可以构成为不包括设置用具141a。此时,多个SiC单晶主体1和SiC原料主体2也可以构成为交替配置。

[0157] 此外,主体容器141是包括能够相互嵌合的上容器141c和下容器141b的嵌合容器。在上容器141c和下容器141b的嵌合部处形成有微小的间隙,构成为能够从该间隙进行主体容器141内的排气(抽真空)。

[0158] 此外,主体容器141具有Si蒸气供给源。Si蒸气供给源是以将主体容器141内的准封闭空间的Si/C原子数比调整为超过1为目的而使用的。作为Si蒸气供给源,可以例示固体的Si(Si片或Si粉末等的Si颗粒)或Si化合物。

[0159] 例如,如本发明的一实施方式那样,在主体容器141整体由SiC多晶构成的情况下,可以理解为,通过设置Si蒸气供给源,主体容器141内的Si/C原子数比超过1。

[0160] 具体地,当在满足化学计量比1:1的SiC多晶的主体容器141内设置了满足化学计量比1:1的SiC单晶主体10和SiC原料主体2以及Si蒸气供给源的情况下,可以理解为,主体容器141内的Si/C原子数比超过1。

[0161] 根据本发明的一实施方式的SiC-Si平衡蒸气压环境是通过对Si/C原子数比超过1的准封闭空间进行加热而形成的。

[0162] 此外,根据本发明的一实施方式的SiC-C平衡蒸气压环境是通过对Si/C原子数比为1以下的准封闭空间进行加热而形成的。

[0163] 主体容器141也可以构成为适当收纳预定部件,使得成为SiC-Si平衡蒸气压环境或SiC-C平衡蒸气压环境。

[0164] 加热炉143构成为加热以减少温度梯度,使得温度从主体容器141的上容器141c朝向下容器141b是均匀的。

[0165] 此外,加热炉143构成为能够加热以形成温度梯度,使得温度从主体容器141的上容器141c朝向下容器141b下降或上升。通过采用这样的结构,控制SiC单晶主体1的厚度方向的温度梯度。

[0166] 如图11所示,加热炉143包括:主加热室143c,能够将SiC单晶主体1等加热到1000℃以上且2300℃以下的温度;预备室143a,能够将处理物预热到500℃以上的温度;高熔点容器142,能够收纳主体容器141;以及移动器件143b(移动台),能够将该高熔点容器142从预备室143a移动到主加热室143c。

[0167] 主加热室143c例如在平面剖视图中形成为正六边形,并且在其内侧设置有高熔点容器142。主加热室143c内配备有加热器143d(网状加热器)。此外,在主加热室143c的侧壁或天花板处固定有多层热反射金属板(未图示)。多层热反射金属板构成为使加热器143d的热量朝向主加热室143c的大致中央部反射。

[0168] 加热器143d设置成在主加热室143c内围绕收纳有被处理物的高熔点容器142。此时,通过在加热器143d的外侧设置多层热反射金属板,在1000℃以上且2300℃以下的温度范围内的升温成为可能。

[0169] 加热器143d例如可以采用电阻加热式的加热器或高频感应加热式的加热器。

[0170] 加热器143d也可以采用能够控制高熔点容器142内的温度梯度的结构。此外,加热器143d也可以采用能够减少高熔点容器142内的温度梯度的结构。此外,加热器143d也可以采用能够在高熔点容器142内形成温度梯度的结构。加热器143d例如也可以构成为在上侧(或下侧)设置有多个加热器。此外,加热器143d也可以构成为使宽度随着朝向上侧(或下侧)而变大。或者,加热器143d也可以构成为能够随着朝向上侧(或下侧)而增大所供给的电力。

[0171] 主加热室143c连接有:真空形成用阀143f,用于进行主加热室143c内的排气;惰性气体注入用阀143e,用于将惰性气体引入到主加热室143c内;以及真空计143g,用于测量主加热室143c内的真空度。

[0172] 真空形成用阀143f与用于对主加热室143c内进行排气并抽真空的抽真空泵连接(未图示)。通过该真空形成用阀143f和抽真空泵,可以将主加热室143c内的真空度调整为优选10Pa以下,更优选1.0Pa以下,进一步优选 10^{-3} Pa以下。作为该抽真空泵,可以例示涡轮分子泵。

[0173] 惰性气体注入用阀143e与惰性气体供给源连接(未图示)。通过该惰性气体注入用阀143e和惰性气体供给源,可以在主加热室143c内在 10^{-5} 至 10^4 Pa的范围内引入惰性气体。作为该惰性气体,可以选择Ar等。

[0174] 惰性气体注入用阀143e是能够向主体容器141内供给掺杂气体的掺杂气体供给器件。即,通过选择掺杂气体(例如, N_2 等)作为惰性气体,可以提高生长层10的掺杂浓度。

[0175] 预备室143a与主加热室143c连接,并且构成为能够通过移动器件143移动高熔点容器142。另外,本实施方式的预备室143a构成为能够利用主加热室143c的加热器143d的余热来升温。例如,在将主加热室143c升温到2000℃的情况下,预备室143a被升温到1000℃左右,可以进行被处理物(SiC单晶主体1、主体容器141、高熔点容器142等)的脱气处理。

[0176] 移动器件143b构成为能够放置高熔点容器142并在主加热室143c和预备室143a之间移动。

[0177] 由于利用移动器件143b进行的主加热室143c与预备室143a之间的输送在最短约1分钟内完成,因而可以实现以1.0至1000°C/min的升温/降温。由此,由于可以进行急速升温 and 急速降温,因而能够观察到在升温中和降温中不具有低温生长历史的表面形状。

[0178] 此外,在图11中,在主加热室143c的下方设置了预备室143a,但不限于此,也可以在任何方向上设置预备室143a。

[0179] 根据本实施方式的移动器件143b是用于放置高熔点容器142的移动台。该移动台和高熔点容器142的接触部成为热量的传播路径。由此,可以在高熔点容器142内形成温度梯度,使得移动台和高熔点容器142的接触部侧为低温侧。

[0180] 在本实施方式的加热炉143中,由于高熔点容器142的底部与移动台接触,因而将温度梯度设置成使温度从高熔点容器142的上容器142b朝向下容器142a下降。

[0181] 温度梯度的方向通过改变移动台和高熔点容器142的接触部的位置,可以设定为任意方向。例如,在移动台采用悬挂式等并且将接触部设置在高熔点容器40的顶部处的情况下,热量沿上方向逸出。因此,温度梯度设置成使温度从高熔点容器142的上容器142b朝向下容器142a上升。另外,期望的是,该温度梯度沿SiC单晶主体1和SiC原料主体2的厚度方向减少或形成。此外,如上所述,既可以根据加热器143d的结构形成温度梯度,也可以根据加热器143d的结构减少温度梯度。

[0182] 根据本实施方式的加热炉143内的包含Si元素的气相物种的蒸气压环境是使用高熔点容器142和Si蒸气供给材料来形成的。例如,只要是能够在主体容器141的周围形成包含Si元素的气相物种的蒸气压环境的方法,就可以在本发明的SiC衬底的制造装置中采用。

[0183] 高熔点容器142优选地构成为包括熔点等于或高于构成主体容器141的材料熔点的高熔点材料。

[0184] 高熔点容器142例如可以例示:作为通用耐热部件的C,作为高熔点金属的W、Re、Os、Ta、Mo,作为碳化物的Ta₉C₈、HfC、TaC、NbC、ZrC、Ta₂C、TiC、WC、MoC,作为氮化物的HfN、TaN、BN、Ta₂N、ZrN、TiN,作为硼化物的HfB₂、TaB₂、ZrB₂、NB₂、TiB₂,SiC多晶等。

[0185] 如图11所示,高熔点容器142与主体容器141一样,是包括能够相互嵌合的上容器142b和下容器142a的嵌合容器,并且构成为能够收纳主体容器141。在上容器142b和下容器142a的嵌合部处形成有微小的间隙43,构成为能够从该间隙43进行高熔点容器142内的排气(抽真空)。

[0186] 高熔点容器142具有能够向高熔点容器142内供给包含Si元素的气相物种的蒸气压的Si蒸气供给材料。

[0187] Si蒸气供给材料只要是在加热处理时在高熔点容器142内产生Si蒸气的结构即可,并且例如可以例示固体的Si(Si片或Si粉末等的Si颗粒)或Si化合物。

[0188] Si蒸气供给材料例如是包覆高熔点容器142的内壁的薄膜。

[0189] 在高熔点容器142是TaC等金属化合物的情况下,Si蒸气供给材料例如是构成高熔点容器142的金属原子和Si原子的硅化物材料。

[0190] 高熔点容器142通过在其内侧具有Si蒸气供给材料,可以维持主体容器141内的包含Si元素的气相物种的蒸气压环境。这可以理解为是因为主体容器141内的包含Si元素的气相物种的蒸气压与主体容器141外的包含Si元素的气相物种的蒸气压被平衡。

[0191] 本说明书参照参考例1至3说明根据本发明的作用效果。

[0192] 《参考例1》

[0193] 在以下条件下,将SiC单晶衬底E10收纳在主体容器141中,并且将主体容器141收纳在高熔点容器142中。

[0194] <SiC单晶衬底E10>

[0195] 多晶型:4H-SiC

[0196] 衬底尺寸:横宽(10mm)、纵宽(10mm)、厚度(0.3mm)

[0197] 偏离方向和偏离角:<11-20>方向4°偏离

[0198] 生长表面:(0001)晶面

[0199] MSB的有无:无

[0200] 应变层的有无:无

[0201] 材料:SiC多晶

[0202] 容器尺寸:直径(60mm)、高度(4.0mm)

[0203] SiC单晶衬底E10与SiC材料的距离:2.0mm

[0204] 容器内的Si/C原子数比:1以下

[0205] 材料:TaC

[0206] 容器尺寸:直径(160mm)、高度(60mm)

[0207] Si蒸气供给材料(Si化合物): $TaSi_2$

[0208] 将在上述条件下所设置的SiC单晶衬底E10在以下条件下进行了加热处理。

[0209] 加热温度:1700°C

[0210] 加热时间:300min

[0211] 温度梯度:1.0°C/mm

[0212] 生长速度:5.0nm/min

[0213] 主加热室143c的真空度: 10^{-5} Pa

[0214] 图12是用于求出在生长层E11中从BPD转变为其他缺陷/位错(TED等)的转变率的方法的说明图。

[0215] 图12中的(a)示出了通过加热步骤使生长层E11生长的状况。在该加热步骤中,存在于SiC单晶衬底E10处的BPD以一定概率被转变为TED。因此,除非进行100%转变,否则TED和BPD会混合在生长层E11的表面处。

[0216] 图12中的(b)示出了使用KOH溶解蚀刻法确认了生长层E11中的缺陷的状况。该KOH溶解蚀刻法是这样的方法:将SiC单晶衬底E10浸入加热到约500°C的溶解盐(KOH等)中,在位错或缺陷部分处形成蚀刻坑,并且根据该蚀刻坑的尺寸和形状判别位错的种类。通过该方法,评价存在于生长层E11表面处的BPD数。

[0217] 图12中的(c)示出了在KOH溶解蚀刻之后去除生长层E11的状况。在该方法中,在通过机械抛光、CMP等平坦化到蚀刻坑深度之后,通过热蚀刻去除生长层E11,从而使SiC单晶衬底E10的表面露出。

[0218] 图12中的(d)示出了针对去除了生长层E11而得到的SiC单晶衬底E10使用KOH溶解蚀刻法确认了SiC单晶衬底E10中的缺陷的状况。通过该方法,评价存在于SiC单晶衬底E10表面处的BPD数。

[0219] 根据图12所示的一系列顺序,将存在于生长层E11表面处的BPD数(参照图12中的

(b)和存在于SiC单晶衬底E10表面处的BPD数(图12中的(d))进行比较,从而可以获得通过热处理从BPD转变为其他缺陷/位错的BPD转变率。

[0220] 参考例1的存在于生长层E11表面处的BPD的密度约为 $0/\text{cm}^2$,存在于SiC单晶衬底E10表面处的BPD的密度为 $1000/\text{cm}^2$ 。即,可以理解为,通过将表面处不存在MSB的SiC单晶衬底E10在Si/C原子数比为1以下的准封闭空间中加热来减少/去除BPD。

[0221] 在参考例1中,可以理解为,由于在主体容器141内形成SiC-C平衡蒸气压环境,使得主体容器141内的Si/C原子数比为1以下,因而即使在生长步骤S2中也可以减少/去除BPD。

[0222] 《参考例2》

[0223] 在以下条件下,将SiC单晶衬底E10收纳在主体容器141中,并且将主体容器141收纳在高熔点容器142中。

[0224] <SiC单晶衬底E10>

[0225] 多晶型:4H-SiC

[0226] 衬底尺寸:横宽(10mm)、纵宽(10mm)、厚度(0.3mm)

[0227] 偏离方向和偏离角:<11-20>方向 4° 偏离

[0228] 生长表面:(0001)晶面

[0229] MSB的有无:有

[0230] 材料:SiC多晶

[0231] 容器尺寸:直径(60mm)、高度(4.0mm)

[0232] SiC单晶衬底E10与SiC材料的距离:2.0mm

[0233] Si蒸气供给源:Si片

[0234] 容器内的Si/C原子数比:超过1

[0235] 通过将Si片与SiC单晶衬底一起收纳在主体容器141内,容器内的Si/C原子数比超过1。

[0236] 材料:TaC

[0237] 容器尺寸:直径160mm×高度60mm

[0238] Si蒸气供给材料(Si化合物): TaSi_2

[0239] 将在上述条件下所设置的SiC单晶衬底E10在以下条件下进行了加热处理。

[0240] 加热温度:1800°C

[0241] 加热时间:60min

[0242] 温度梯度:1.0°C/mm

[0243] 生长速度:68nm/min

[0244] 主加热室143c的真空度: 10^{-5}Pa

[0245] 图13是生长层E11的生长前的SiC单晶衬底E10表面的SEM像。图13中的(a)是以 $\times 1000$ 的倍率观察到的SEM像,图13中的(b)是以 $\times 100000$ 的倍率观察到的SEM像。可以理解为,在该生长层E11的生长前的SiC单晶衬底E10表面处形成有MSB,并且高度3.0nm以上的台阶以平均42nm的平台宽度排列。另外,台阶高度通过AFM来测量。

[0246] 图14是生长层E11的生长后的SiC单晶衬底E10表面的SEM像。图14中的(a)是以 $\times 1000$ 的倍率观察到的SEM像,图14中的(b)是以 $\times 100000$ 的倍率观察到的SEM像。

[0247] 可以理解为,在参考例2的生长层E11表面处未形成MSB,并且1.0nm(全晶胞)的台阶以14nm的平台宽度有规则地排列。另外,台阶高度通过AFM来测量。

[0248] 因此,可以理解为,通过将表面处存在MSB的SiC单晶衬底E10设置在Si/C原子数比超过1的准封闭空间中加热来形成MSB被分解后的生长层E11。

[0249] 在参考例2中,由于将Si蒸气供给源设置成使主体容器141内的Si/C原子数比超过1,因而在主体容器141内形成SiC-Si平衡蒸气压环境。因此,可以理解为,即使在生长步骤S2中也可以分解SiC单晶衬底表面上的MSB。

[0250] 《参考例3》

[0251] 图15是示出通过根据本发明的SiC单晶衬底的制造方法进行生长得到的加热温度与生长速度之间的关系的曲线图。该曲线图的横轴是温度的倒数,并且该曲线图的纵轴是生长速度的对数表示。将SiC单晶衬底E10设置在Si/C原子数比超过1的空间(主体容器141内)中并在SiC单晶衬底E10上使生长层E11进行生长得到的结果由○标记表示。此外,将SiC单晶衬底E10设置在Si/C原子数比为1以下的空间(主体容器141内)中并在SiC单晶衬底E10上使生长层E11进行生长得到的结果由×标记表示。

[0252] 此外,在图15的曲线图中,SiC-Si平衡蒸气压环境中的SiC衬底生长的热力学计算结果由虚线(阿累尼乌斯图)表示,并且SiC-C平衡蒸气压环境中的SiC衬底生长的热力学计算结果由双点划线(阿累尼乌斯图)表示。

[0253] 在本方法中,在SiC原料与SiC衬底之间的蒸气压环境成为SiC-C平衡蒸气压环境或SiC-C平衡蒸气压环境的条件下,以化学势差或温度梯度作为生长驱动力,使SiC单晶衬底E10生长。该化学势差可以例示在SiC多晶和SiC单晶的表面产生的气相物种的分压差。

[0254] 在此,在将从SiC原料(输送源)和SiC衬底(输送目的地)产生的蒸气的分压差设定为生长量的情况下,通过以下的式1求出SiC生长速度。

[0255] [式1]

$$[0256] \quad \text{生长速度} \propto \sum_{i=\text{SiC}, \text{Si}_2\text{C}, \text{SiC}_2} \frac{(P_{\text{输送源}i} - P_{\text{输送目的地}i})}{\sqrt{2\pi m_i kT}}$$

[0257] 在此,T为SiC原料侧的温度, m_i 为气相物种(Si_xC_y)的分子量,k为玻尔兹曼常数。此外, $P_{\text{输送源}i} - P_{\text{输送目的地}i}$ 是原料气体处于过饱和状态并且作为SiC析出的生长量,并且作为原料气体,设想了SiC、 Si_2C 、 SiC_2 。

[0258] 因此,虚线是在SiC(固相)和Si(液相)通过气相处于相平衡状态时的蒸气压环境中以SiC多晶为原料使SiC单晶生长时的热力学计算结果。具体地,该结果是使用式1在以下的条件(i)~(iv)下进行了热力学计算而得到的。

[0259] (i) 是体积恒定的SiC-Si平衡蒸气压环境;

[0260] (ii) 生长驱动力是主体容器141内的温度梯度和SiC多晶与SiC单晶之间的蒸气压差(化学势差);

[0261] (iii) 原料气体为SiC、 Si_2C 、 SiC_2 ;

[0262] (iv) 原料吸附到SiC单晶衬底E10的台阶的吸附系数为0.001。

[0263] 此外,双点划线是在SiC(固相)和C(固相)通过气相处于相平衡状态时的蒸气压环境中以SiC多晶为原料使SiC单晶生长时的热力学计算结果。具体地,该结果是使用式1在以

下的条件 (i) ~ (iv) 下进行热力学计算而得到的。

[0264] (i) 是体积恒定的SiC-C平衡蒸气压环境；

[0265] (ii) 生长驱动力是主体容器141内的温度梯度和SiC多晶与SiC单晶之间的蒸气压差(化学势差)；

[0266] (iii) 原料气体为SiC、Si₂C、SiC₂；

[0267] (iv) 原料吸附到SiC单晶衬底E10的台阶的吸附系数为0.001。

[0268] 另外,在热力学计算中使用的各化学种类的数据采用JANAF热化学表的值。

[0269] 根据该图15的曲线图,可以理解为,将SiC单晶衬底E10设置在Si/C原子数比超过1的空间(主体容器141内)中并在SiC单晶衬底E10上使生长层E11进行生长得到的结果(○标记)与SiC-Si平衡蒸气压环境中的SiC生长的热力学计算结果趋向一致。此外,可以理解为,将SiC单晶衬底E10设置在Si/C原子数比为1以下的空间(主体容器141内)中并在SiC单晶衬底E10上使生长层E11进行生长得到的结果(×标记)与SiC-C平衡蒸气压环境中的SiC生长的热力学计算结果趋向一致。

[0270] 可以理解为,在SiC-Si平衡蒸气压环境下,在1960°C的加热温度下实现1.0μm/min以上的生长速度。此外,可以理解为,在2000°C以上的加热温度下实现2.0μm/min以上的生长速度。另一方面,可以理解为,在SiC-C平衡蒸气压环境下,在2000°C的加热温度下实现1.0μm/min以上的生长速度。此外,可以理解为,在2030°C以上的加热温度下实现2.0μm/min以上的生长速度。

[0271] 根据本发明的一实施方式制造的SiC单晶晶片的翘曲量0d优选为<30μm,进一步优选为<20μm,进一步优选为<10μm,进一步优选为<1.0μm。

[0272] 根据本发明的一实施方式制造的SiC单晶晶片的直径优选为6英寸以上,更优选为8英寸以上,进一步优选为12英寸以上。

[0273] 根据本发明的一实施方式制造的SiC单晶晶片的表面上的生长层10的BPD密度优选为<1000/cm²,更优选为<500/cm²,进一步优选为<100/cm²。

[0274] 根据本发明的一实施方式制造的SiC单晶晶片的生长层10是指具有掺杂浓度>1.0×10¹⁷/cm³的生长层。

[0275] 可以理解为,根据本发明的一实施方式制造的SiC单晶晶片的表面上的生长层10正下方的基底衬底11的BPD密度例如为5000/cm²以上。

[0276] 附图标记说明

[0277]	0d 翘曲量	1 SiC单晶主体
[0278]	1a 表面	1b 表面
[0279]	2 SiC原料主体	2a 表面
[0280]	10 生长层	11 基底衬底
[0281]	43 间隙	
[0282]	101a 台阶	101b 平台
[0283]	102a 台阶	102b 平台
[0284]	103a 台阶	103b 平台
[0285]	141 主体容器	141a 设置用具
[0286]	141b 下容器	141c 上容器

[0287]	142 高熔点容器	142a 下容器
[0288]	142b 上容器	143 加热炉
[0289]	143a 预备室	143b 移动器件
[0290]	143c 主加热室	143d 加热器
[0291]	143e 惰性气体注入用阀	143f 真空形成用阀
[0292]	143g 真空计	
[0293]	300 应变层	301 晶体位错
[0294]	302 损伤区域	
[0295]	E10 SiC单晶衬底	E11 生长层
[0296]	W1 平台长度	W2 平台长度
[0297]	W3 平台长度	
[0298]	d1 隔开距离	S0 应力减少步骤
[0299]	SX 热处理步骤	S1 蚀刻步骤
[0300]	S11 应变层去除步骤	S12 聚束分解步骤
[0301]	S2 生长步骤	S21 外延生长步骤
[0302]	S22 聚束分解步骤	

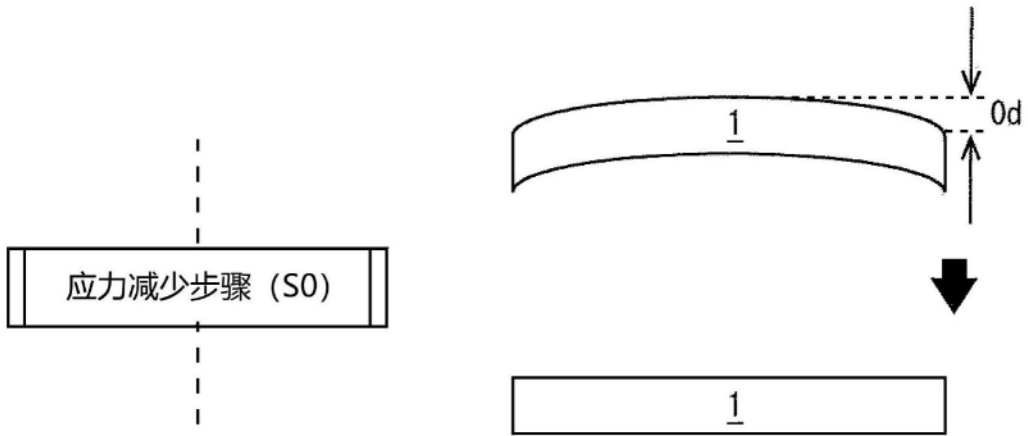


图1

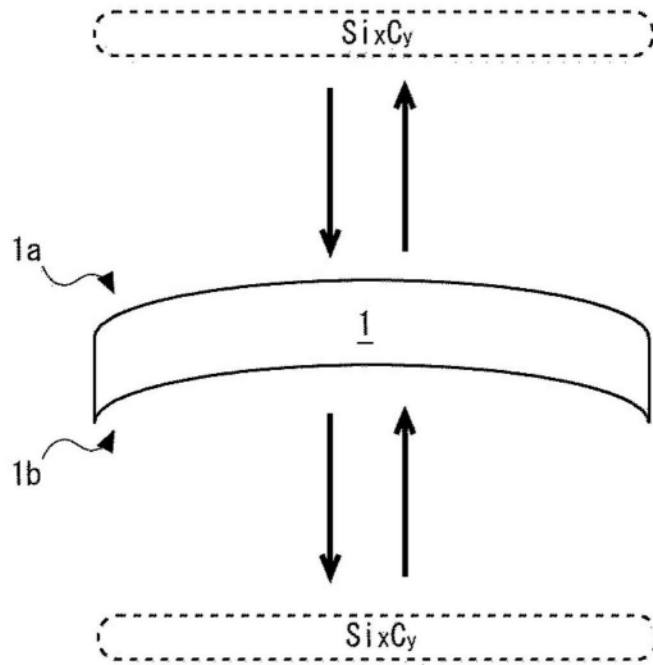


图2

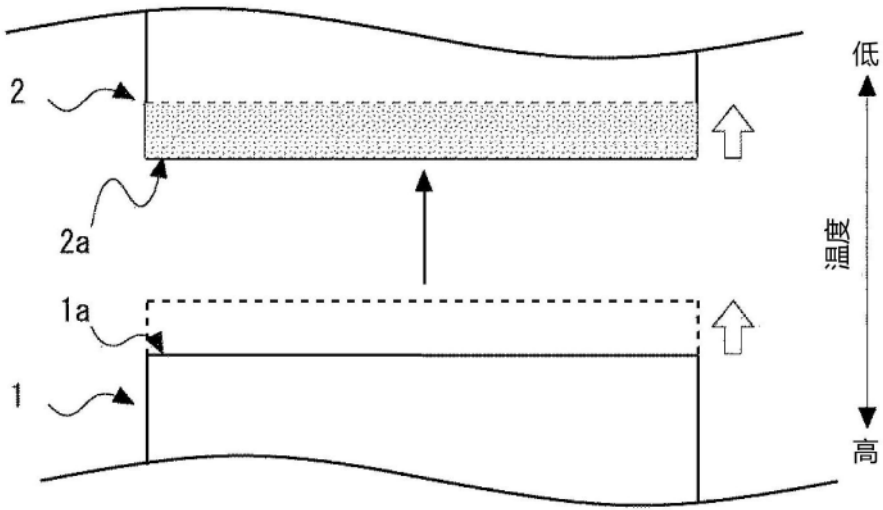


图3

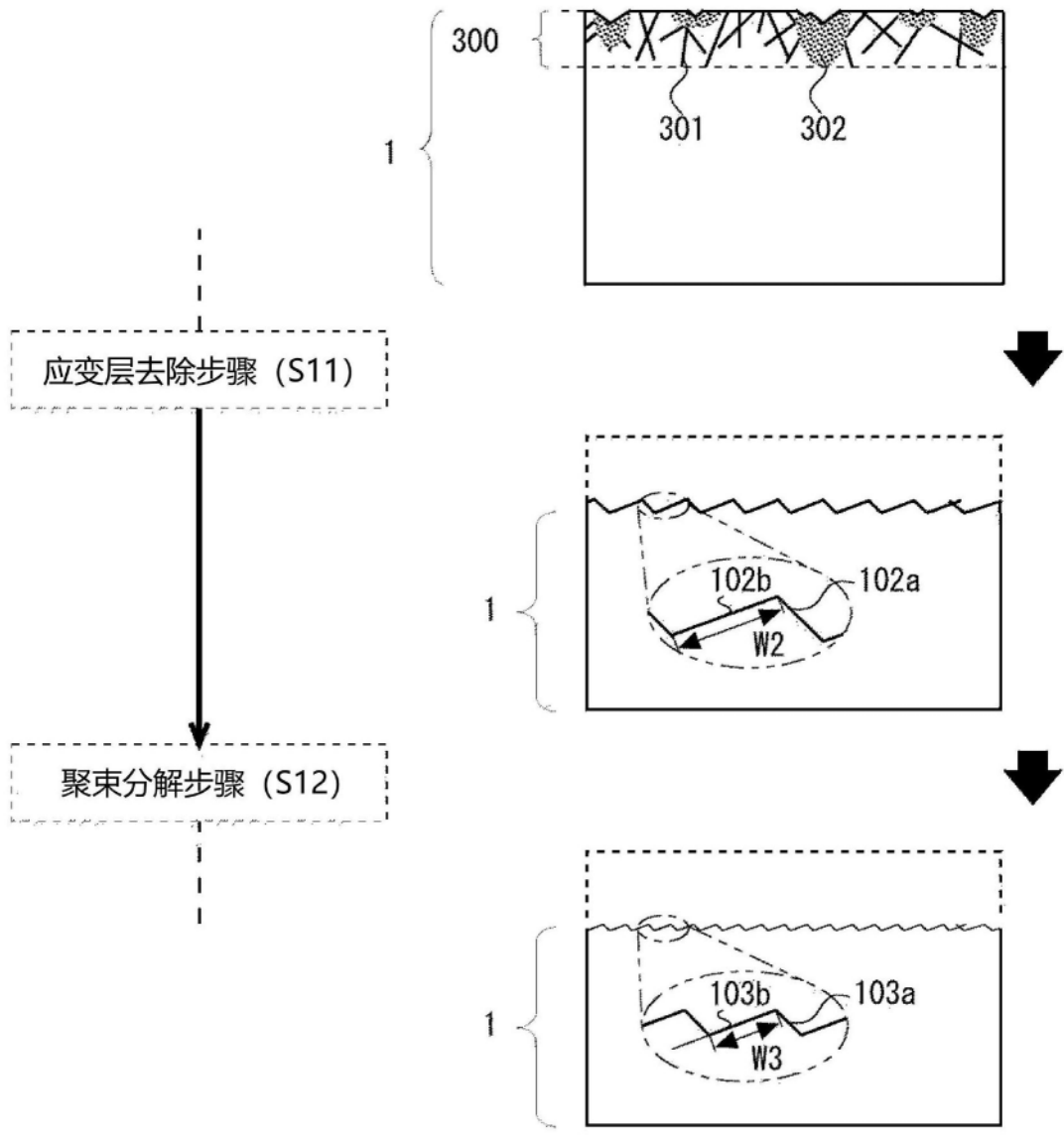


图4

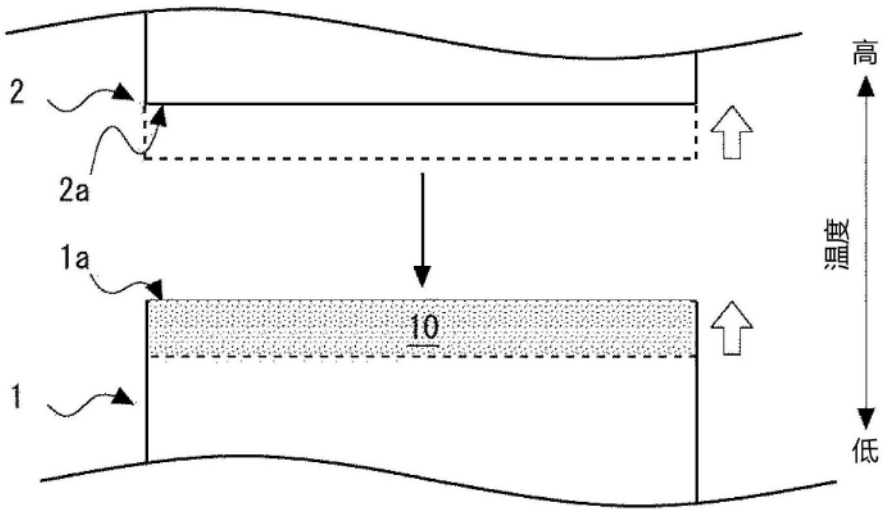


图5

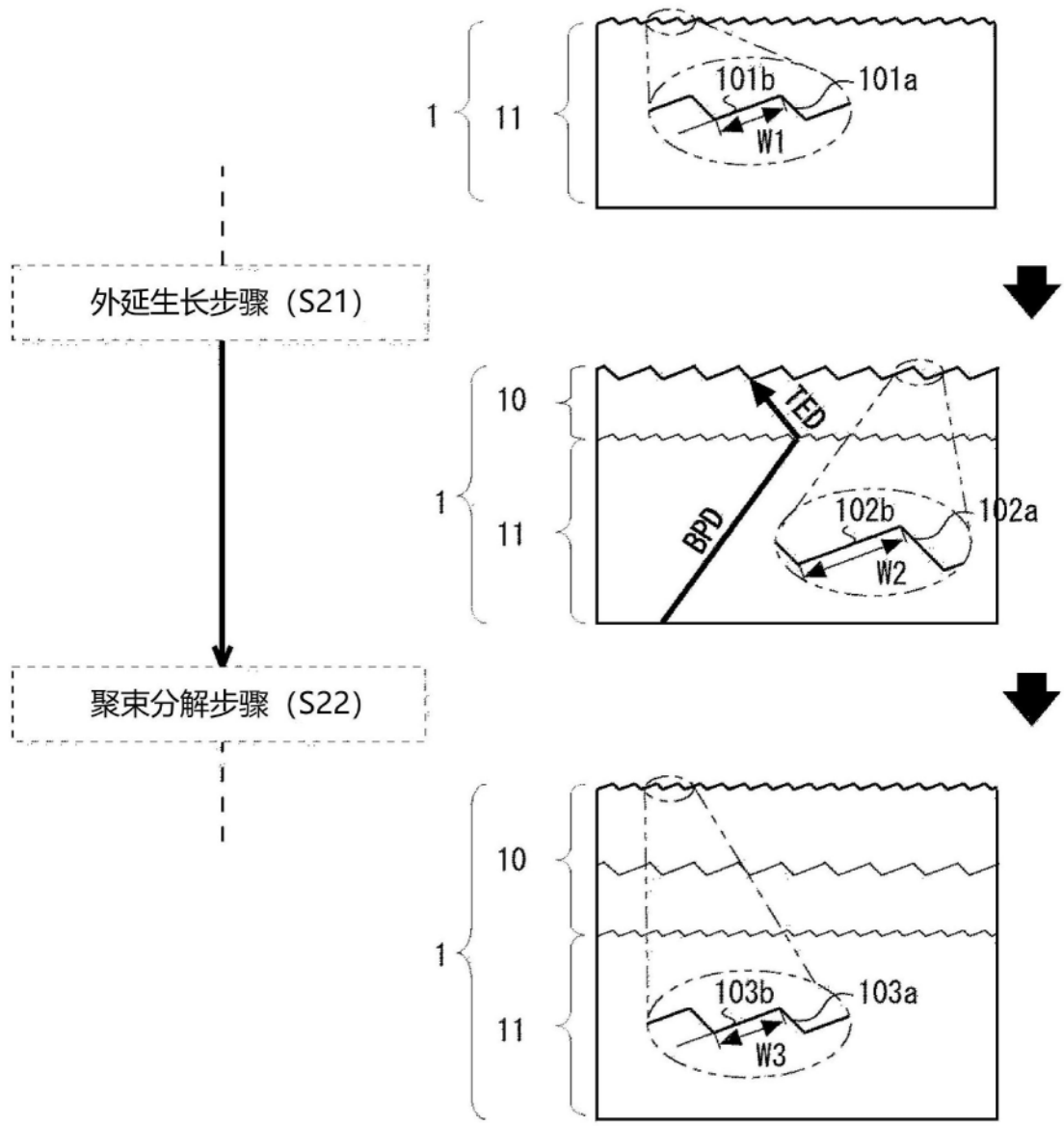


图6

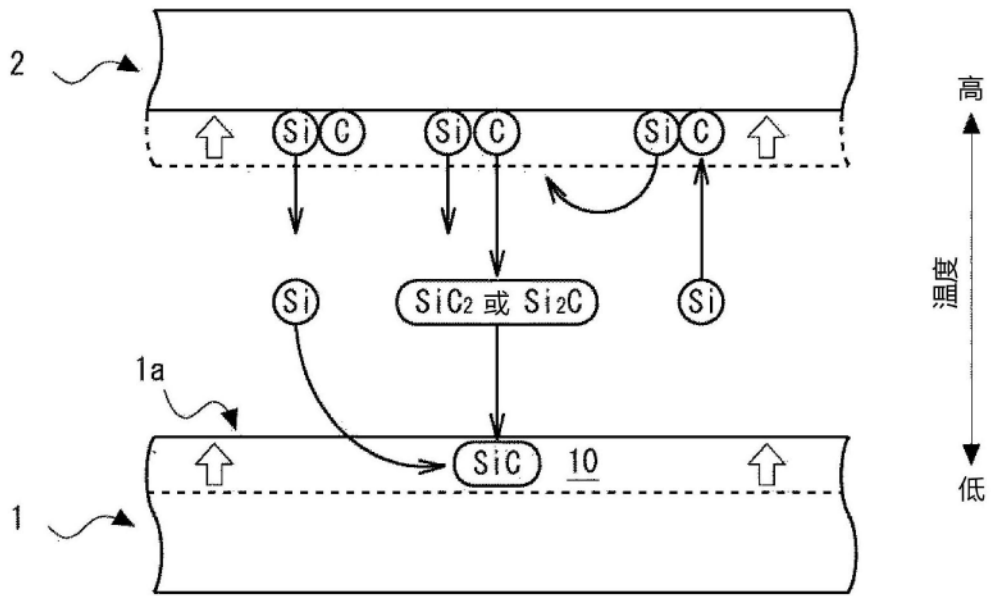


图7

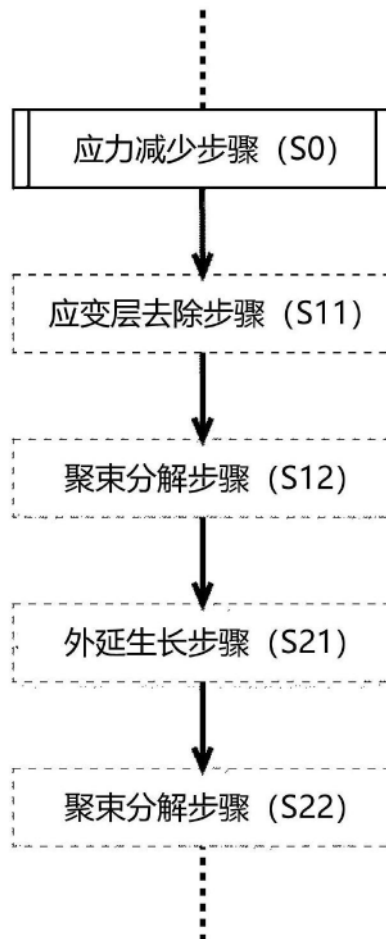


图8

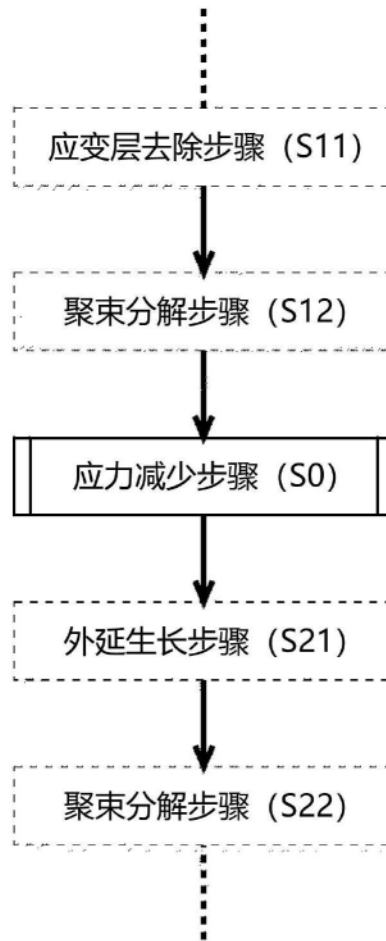


图9



图10

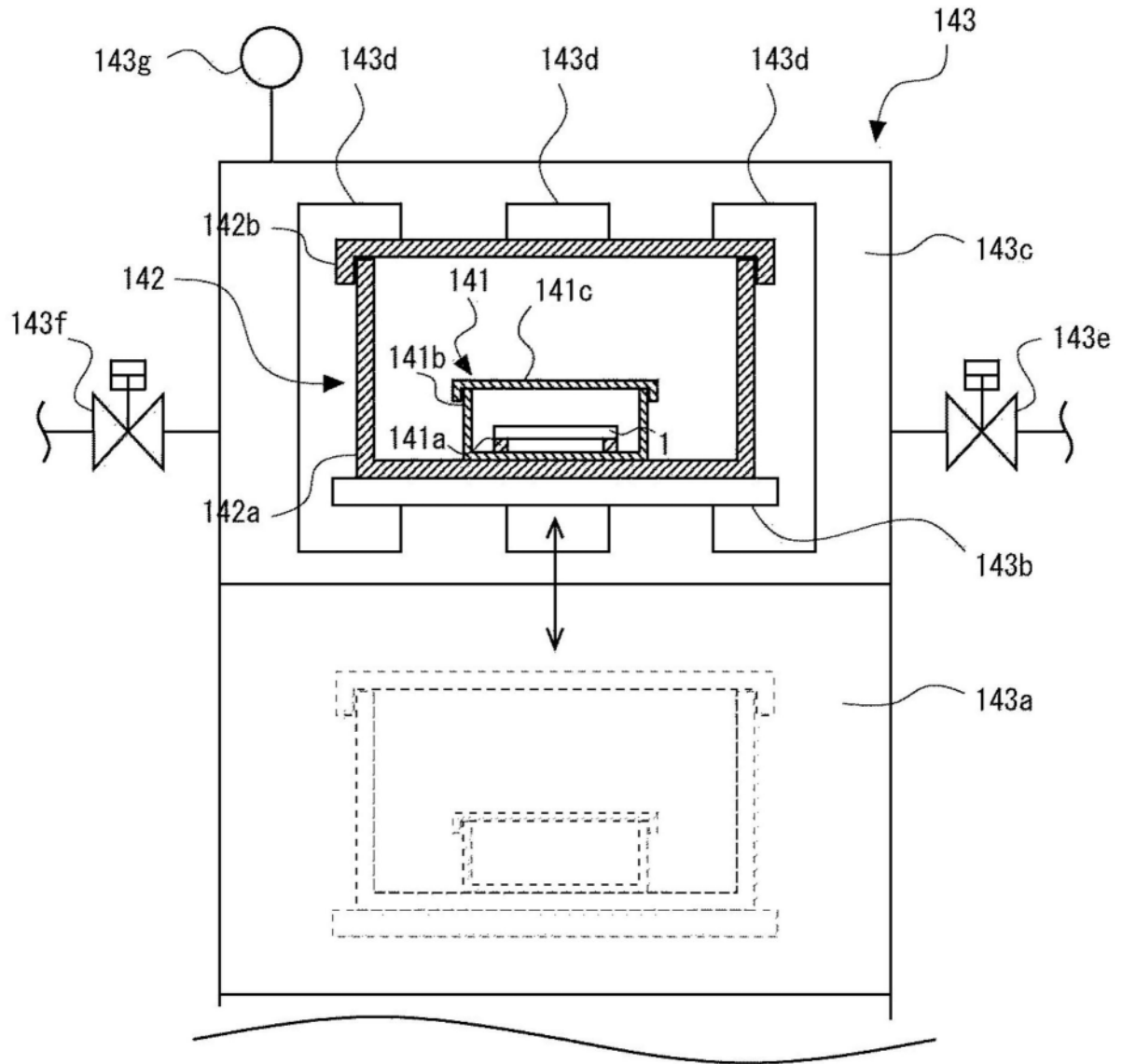


图11

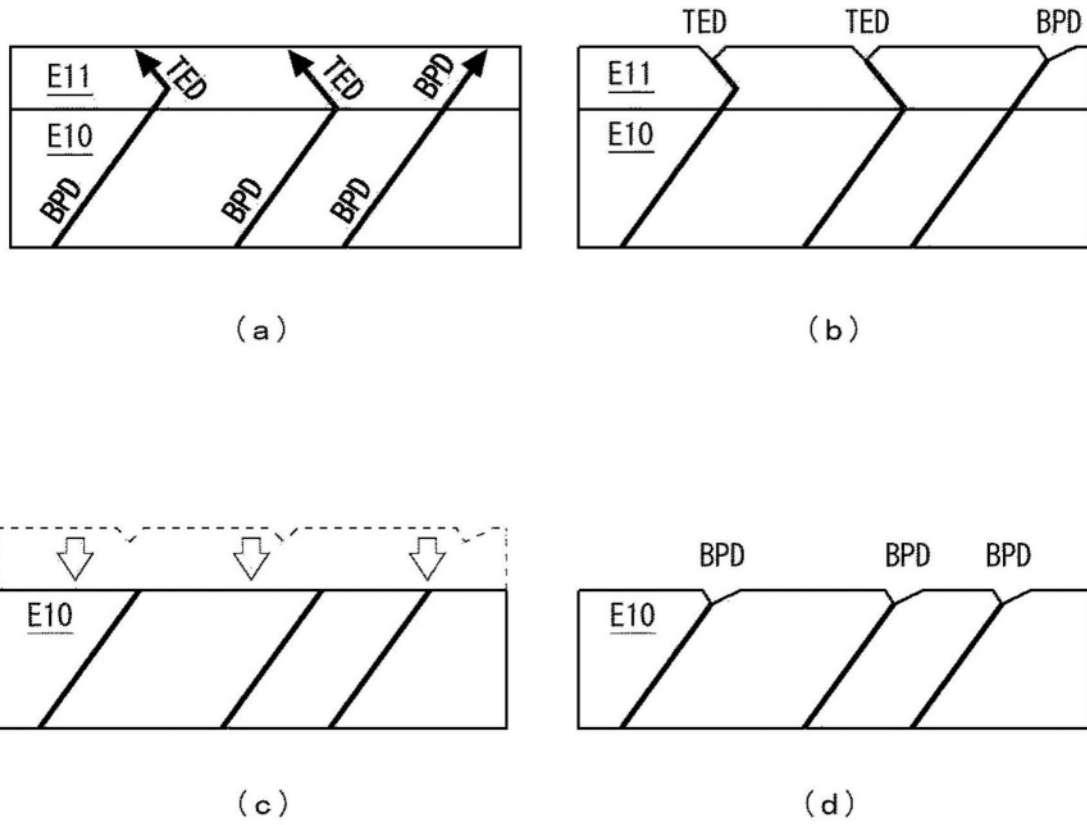
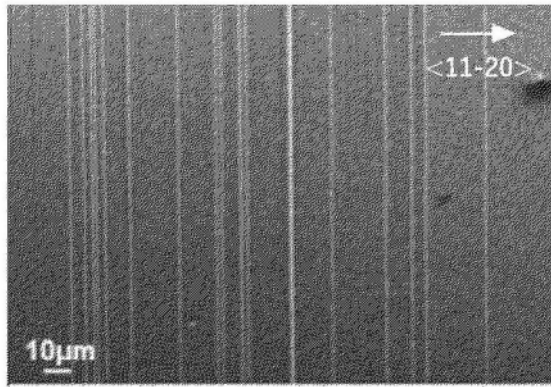
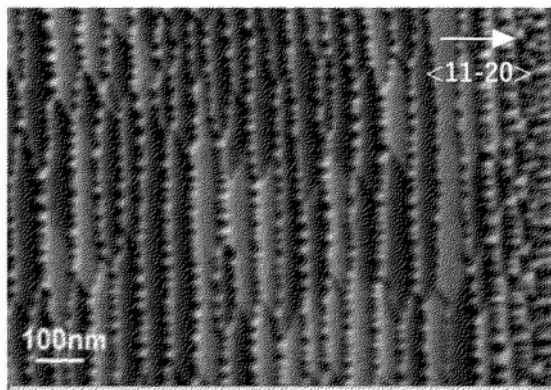


图12

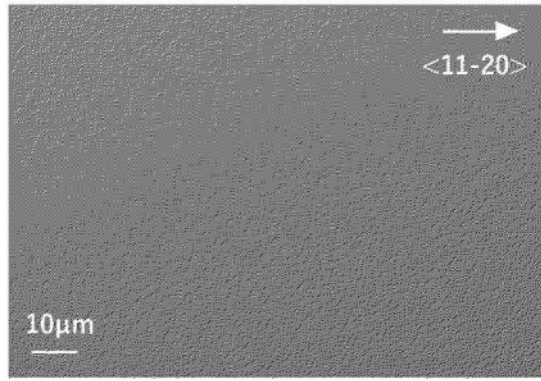


(a)

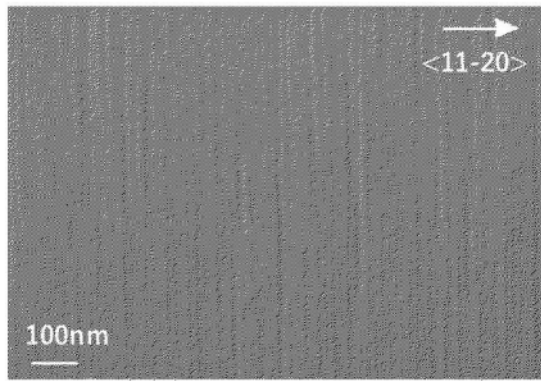


(b)

图13



(a)



(b)

图14

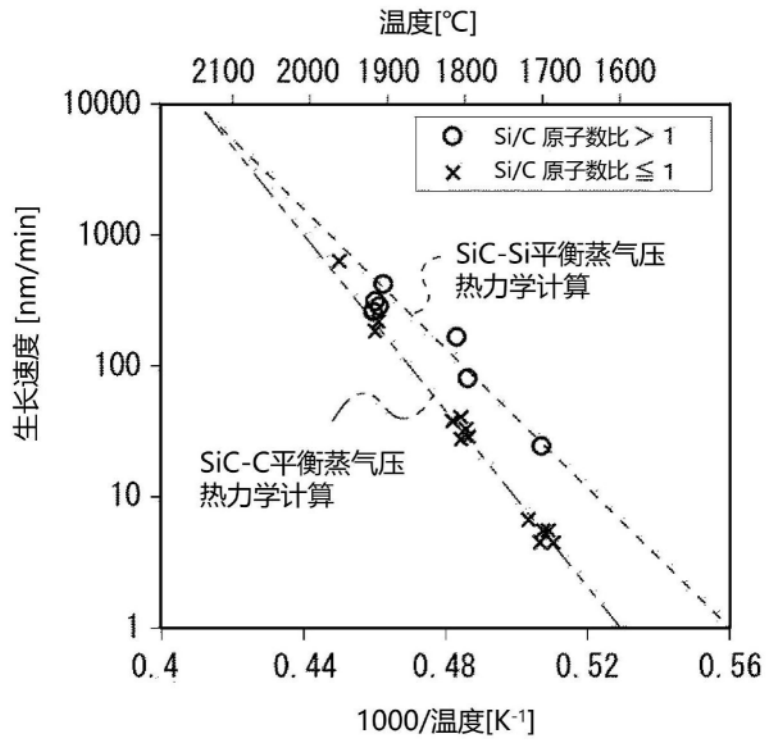


图15