



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 118202096 A

(43) 申请公布日 2024.06.14

(21) 申请号 202280073933.6

(74) 专利代理机构 北京路浩知识产权代理有限公司 11002

(22) 申请日 2022.10.01

专利代理人 陈玉净 李琴

(30) 优先权数据

2021-182078 2021.11.08 JP

(51) Int.CI.

C30B 29/36 (2006.01)

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

C30B 25/18 (2006.01)

2024.05.06

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2022/036878 2022.10.01

(87) PCT国际申请的公布数据

W02023/079880 JA 2023.05.11

(71) 申请人 信越半导体株式会社

地址 日本东京都

(72) 发明人 松原寿树 铃木温 大槻刚

阿部达夫

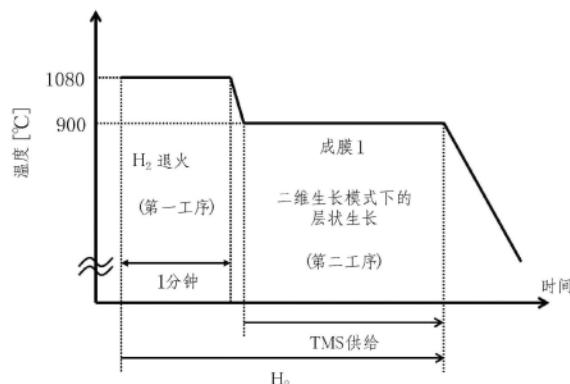
权利要求书1页 说明书9页 附图5页

(54) 发明名称

异质外延片的制造方法

(57) 摘要

本发明为一种异质外延片的制造方法，其为使3C-SiC单晶膜在单晶硅基板上异质外延生长的异质外延片的制造方法，其中，使用减压CVD装置，并包含：通过氢焙去除所述单晶硅基板的表面的自然氧化膜的第一工序；与将包含碳与硅的源气体供给至所述减压CVD装置内从而将所述3C-SiC单晶膜成膜的第二工序，其中，所述3C-SiC单晶膜具有与表面上的液体的接触角呈50°以下的润湿性。由此，提供一种异质外延片的制造方法，其能够获得可使质量良好的GaN等在已成膜于单晶硅基板上的3C-SiC单晶膜上异质外延生长的晶圆。



1. 一种异质外延片的制造方法,其为使3C-SiC单晶膜在单晶硅基板上异质外延生长的异质外延片的制造方法,其特征在于,

使用减压CVD装置,并包含:

通过氢焙去除所述单晶硅基板的表面的自然氧化膜的第一工序;及

将包含碳与硅的源气体供给至所述减压CVD装置内从而将所述3C-SiC单晶膜成膜的第二工序,其中,所述3C-SiC单晶膜具有与表面上的液体的接触角呈50°以下的润湿性。

2. 根据权利要求1所述的异质外延片的制造方法,其特征在于,将作为所述3C-SiC单晶膜的润湿性指标的接触角设为将H<sub>2</sub>O用作所述液体时的接触角。

3. 根据权利要求1或2所述的异质外延片的制造方法,其特征在于,

作为所述第二工序,包含在所述单晶硅基板上进行SiC的核形成的核形成阶段与使SiC单晶生长来形成所述3C-SiC单晶膜的膜形成阶段,

以压力为13332Pa以下、在温度为300°C以上且950°C以下的范围内进行恒温保持的条件进行所述核形成阶段。

4. 根据权利要求3所述的异质外延片的制造方法,其特征在于,在压力为6666Pa以下、温度为800°C以上且1200°C以下的条件下进行所述膜形成阶段。

5. 根据权利要求1~4中任一项所述的异质外延片的制造方法,其特征在于,在温度为1000°C以上且1200°C以下的条件下进行所述第一工序。

6. 根据权利要求1~5中任一项所述的异质外延片的制造方法,其特征在于,作为所述源气体,使用单甲基硅烷或三甲基硅烷。

7. 根据权利要求1~6中任一项所述的异质外延片的制造方法,其特征在于,进一步使GaN在已成膜的所述3C-SiC单晶膜的表面生长来形成GaN层。

## 异质外延片的制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及一种使3C-SiC单晶膜在单晶硅基板上进行异质外延生长的异质外延片的制造方法。

### 背景技术

[0002] 3C-SiC具有优异的导热系数、高温环境下的化学稳定性、比起硅有更广的带隙等特性,因此作为功率器件和高频器件、放射线环境下使用的器件基板非常有效。

因此,已经对其在硅基板上的异质外延生长进行了广泛研究(非专利文献1)。

[0003] 作为一般的异质外延生长的方法,采用两阶段生长。该方法是硅的碳化处理与其后的SiC生长。CVD中将SiH<sub>4</sub>和氯硅烷这样的气体用作硅源,将C<sub>3</sub>H<sub>8</sub>和CH<sub>4</sub>这样的气体用作碳源。通常使这些气体在高于1200°C的高温下进行反应。然而,由于使用高温来进行生长,因此存在因Si与SiC的晶格常数不同而产生拉伸应力的问题。

[0004] 因此,为了尽量避免该问题,开发了一种使用减压CVD装置的低温生长(非专利文献2)。

该方法在硅的碳化处理与其后的SiC生长中使用减压CVD装置,并在1000°C以下的较低温度下利用氢气稀释三甲基硅烷和单甲基硅烷气体来进行生长。认为若为该方法,则可通过将长时间暴露于高温的CVD生长设为低温,实现质量良好且压力少的3C-SiC外延生长。

[0005] 进一步,也提出了一种不进行需要高温的硅的碳化处理的方法(非专利文献3)。

该方法将硅基板在高真空下(小于7×10<sup>-5</sup>Pa(5×10<sup>-7</sup>Torr))加热至900~1000°C,并使用二硅代丁烷作为原料气体来进行生长,不含碳化处理工序,可进行较低温的环境中的成膜。

[0006] 进一步,已报告有一种使SiC在硅上生长后进行GaN生长而得到的基板。GaN具有优异的高频特性、大功率器件的指标即强森优值,并因该优异特性,近年来作为关注5G的高频器件基板受到瞩目,但是GaN的自支撑基板未能实现大口径,并且在量产性方面存在问题。对此,已有大量研究证实在Si这样的廉价基板上进行异质外延生长来制成基板是可行的。虽然是在该硅上进行异质外延生长,但有报告指出SiC在硅与GaN之间生长(非专利文献4)。

[0007] 在该报告中,认为通过在硅与GaN之间形成SiC层作为中间层,能够防止在GaN层产生裂纹。这被认为是因为产生裂纹是在外延生长后的冷却工序中而非外延生长时。即,3C-SiC的线膨胀系数为4.6×10<sup>-6</sup>K<sup>-1</sup>,相对于此,Si的线膨胀系数为4.2×10<sup>-6</sup>K<sup>-1</sup>、GaN的线膨胀系数为5.59×10<sup>-6</sup>K<sup>-1</sup>,认为由于3C-SiC具有Si与GaN的中间值,因此会缓和外延生长后的基板冷却时的热收缩。

[0008] 针对该SiC上的GaN生长也已有各种报告,但是通常认为通过在GaN生长前使三甲基铝这样的气体流动来进行表面改性(前处理),能够实现质量良好的GaN生长(非专利文献5)。

所述非专利文献5中,认为SiC的表面呈“润湿不良(the poor wetting)”,因此通

过在GaN生长前使三甲基铝这样的气体流动来进行前处理,由此对表面进行改性。

现有技术文献

非专利文献

- [0009] 非专利文献1:J.Crystal.Growth,154,303(1995)  
非专利文献2:J.Electrochem.Soc,139,3565(1992)  
非专利文献3:J.Crystal.Growth,179,153(1997)  
非专利文献4:Appl.Phys.Lett.,88,091901(2006)  
非专利文献5:Jpn.J.Appl.Phys.,55,05FB06(2016)

## 发明内容

本发明要解决的技术问题

[0010] 如此,使SiC在硅基板上进行生长后使GaN生长而得到的异质外延基板也可实现例如直径300mm这样的大口径化,非常具有魅力。然而,SiC外延生长有时会呈高温,特别是为了GaN生长需要进行前处理,并且即便在GaN生长时进行前处理,也未必可使GaN生长在SiC上,因此为了找出生长工艺条件,需要莫大的劳力。

[0011] 本发明是为了解决上述问题而完成的,其目的在于提供一种异质外延片的制造方法,其能够获得可使质量良好的GaN等在已成膜于单晶硅基板上的3C-SiC单晶膜上异质外延生长的晶圆。

解决技术问题的技术手段

[0012] 为了实现上述目的,本发明提供一种异质外延片的制造方法,其为使3C-SiC单晶膜在单晶硅基板上异质外延生长的异质外延片的制造方法,其特征在于,

使用减压CVD装置,并包含:

通过氢焙去除所述单晶硅基板的表面的自然氧化膜的第一工序;及

将包含碳与硅的源气体供给至所述减压CVD装置内从而将所述3C-SiC单晶膜成膜的第二工序,其中,该3C-SiC单晶膜具有与表面上的液体的接触角呈50°以下的润湿性。

[0013] 如此,通过在第一工序中去除单晶硅基板表面的自然氧化膜,能够在第二工序中进行3C-SiC单晶膜的成膜(核形成阶段、膜形成阶段)。

此外,作为第二工序的成膜条件,通过新兴地将3C-SiC单晶膜的表面的润湿性(接触角)作为指标,能够获得一种异质外延片,其能够更容易且确实地实施之后的该3C-SiC单晶膜上的异质外延生长。特别是,即便不进行以往方法中进行的前处理,仍能够更确实地获得可使质量良好的GaN进行异质外延生长的异质外延片。因此,能够谋求步骤和成本的减少。

[0014] 此时,能够将作为所述3C-SiC单晶膜的润湿性指标的接触角设为将H<sub>2</sub>O用作所述液体时的接触角。

[0015] 若如此地将使用H<sub>2</sub>O时的接触角设为指标,则例如在成膜后为了进行确认而测定接触角的情况下是简便的。

[0016] 此外,作为所述第二工序,包含在所述单晶硅基板上进行SiC的核形成的核形成阶段与使SiC单晶生长来形成所述3C-SiC单晶膜的膜形成阶段,

能够以压力为13332Pa以下、在温度为300°C以上且950°C以下的范围内进行恒温

保持的条件进行所述核形成阶段。

[0017] 若如此地设定，则能够效率更良好地进行SiC的核形成。此外，能够更确实地获得上述的接触角呈50°以下的异质外延片。

[0018] 此外，能够在压力为6666Pa以下、温度为800°C以上且1200°C以下的条件下进行所述膜形成阶段。

[0019] 若为这样的生长条件，则能够通过供给气体的输送速率控制外延生长，能够进行逐层(Layer by Layer)的外延生长，且能够将表面自由能更确实地控制在特别适合于GaN生长的状态。

此外，能够防止发生滑移位错(slip dislocation)。

此外，能够使3C-SiC单晶膜生长并且在该3C-SiC单晶膜的正下方的硅层(单晶硅基板)形成空位。通过存在该空位，不仅能够缓和3C-SiC与硅的晶格失配，还能够缓和整个外延层的应力，因此，即便是厚膜的3C-SiC单晶膜，仍能够更确实地形成不具有晶体缺陷的3C-SiC单晶膜。

[0020] 此外，能够在温度为1000°C以上且1200°C以下的条件下进行所述第一工序。

[0021] 若如此地设定，则能够更效率良好地去除单晶硅基板表面的自然氧化膜，还能够防止发生滑移位错。

[0022] 作为所述源气体，能够使用单甲基硅烷或三甲基硅烷。

[0023] 若为这样的原料气体，则能够利用单一气体同时供给Si与C，因此也不需要被称为3C-SiC单晶膜生长前的碳化处理的工序，能够在非常简单的条件下进行3C-SiC单晶膜的形成，所述工序中，通过包含碳源前驱体的气体使碳原子附着在单晶硅基板表面来进行核形成。

此外，比起最初通过包含碳源前驱体的气体使碳原子附着在单晶硅基板表面来进行核形成，然后利用包含碳源前驱体的气体与包含硅源前驱体的气体来形成3C-SiC单晶膜的方法，更容易控制气相中的反应活性物种，能够使异质外延生长变得更加确实，也更容易形成厚膜的3C-SiC单晶膜而不使3C-SiC单晶的生长停止。

[0024] 此外，能够进一步使GaN在已成膜的所述3C-SiC单晶膜的表面生长来形成GaN层。

[0025] 本发明在将3C-SiC单晶膜作为中间层而在单晶硅基板上形成GaN层时特别有效，能够比以往更简易且确实地获得膜质量良好的GaN层。

#### 发明效果

[0026] 通过本发明的异质外延片的制造方法，能够提供一种异质外延片，其在单晶硅基板上具有3C-SiC单晶膜，并且适合于使膜质量良好的GaN等在该3C-SiC单晶膜上进行异质外延生长。进一步，能够提供一种在3C-SiC单晶膜上进一步形成有GaN层的异质外延片。

#### 附图说明

[0027] 图1是示出本发明的异质外延片的制造方法中的3C-SiC生长序列(growth sequence)的一个实例的图表。也是示出实施例1的3C-SiC生长序列的图表。

图2是示出以实施例1的3C-SiC生长序列生长的3C-SiC on Si (111)的面内(Inplane) XRD分析的结果的图表。

图3是生长在实施例1的3C-SiC单晶膜上的GaN on 3C-SiC on Si (111)的剖面TEM

图像。

图4是示出生长在实施例1的3C-SiC单晶膜上的GaN的XRD摇摆曲线的图表。

图5是示出比较例的3C-SiC生长序列的图表。

图6是示出以比较例的3C-SiC生长序列生长的3C-SiC on Si (111) 的面内XRD分析的结果的图表。

图7是生长在比较例的3C-SiC单晶膜上的GaN on 3C-SiC on Si (111) 的剖面TEM图像。

图8是示出生长在比较例的3C-SiC单晶膜上的GaN的XRD摇摆曲线的图表。

图9是接触角的说明图。

图10是气相生长(BCF)模型的示意图。

## 具体实施方式

[0028] 以下,参照附图对本发明的实施方案进行说明,但本发明并不限定于此。

谋求一种能够在单晶硅基板上成膜3C-SiC单晶膜,并进一步在该3C-SiC单晶膜上成膜质量良好的GaN等的异质外延片的制造方法。因此,本申请的发明人进行了深入研究,结果发现为了制造满足上述要求的异质外延片,需要在上述3C-SiC单晶膜的成膜中将其表面的润湿性(接触角)作为指标,并进一步需要使作为该润湿性的接触角呈50°以下,从而完成了本发明。

[0029] 实际上,即便使用氢氟酸和氟硝酸、王水、利用H<sub>2</sub>的1150°C下的高温退火(由于基底为硅基板,因此是1150°C下的退火)来处理SiC表面,该SiC表面的润湿性也不会变化,通过成膜后的后处理仍无法如硅般控制表面的润湿性。

[0030] 此处,对接触角进行说明。如图9所示,当在处于空气中的固体表面上存在液体时,接触角是指:在固体、液体、气体的三相的接触点处,由液体引出的切线与固体表面所成的角中包含液体的角。并且,如下述式1所示的Young的公式所示,该接触角由液体(例如,此时为H<sub>2</sub>O)、固体表面(本发明的情况下为3C-SiC表面)的表面张力、及固体与液体的界面张力决定。

此处,固体与液体的表面张力会因主体(bulk)中的分子间作用力(范德华力)出现在界面也就是表面而产生(表面自由能),由此也能够理解外延层(主体)的生长条件会影响接触角。

$$\gamma_s = \gamma_L \cdot \cos\theta + \gamma_{SL} \cdots \text{(式1)}$$

此处,

接触角:θ

固体的表面张力: γ<sub>s</sub>

液体的表面张力: γ<sub>L</sub>

固体与液体的界面张力: γ<sub>SL</sub>

[0031] 如此生长出的3C-SiC单晶膜呈接触角、即表面自由能受到控制的状态,因此是适合于在其上进行异质外延生长(特别是GaN生长)的基板。

[0032] 图10中示出实际上被普遍接受的外延生长模型、即气相生长(BCF)模型(Phil. Trans. Royal Soc. London, 243, 299-358(1951)),在该模型中,外延生长如下述(式

2) 所示。

[数学式1]

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D_s \nabla^2 c + f - \frac{1}{\tau} c \quad \cdots \text{ (式 2) }$$

此处，

c:活性物种的表面浓度

D<sub>s</sub>:活性物种的扩散系数

f:入射率 ( $f = P / \text{SQRT}(2\pi m k_B T)$ )

$\tau$ :活性物种存在于表面的时间(寿命)

P:压力

m:质量

$k_B$ :玻尔兹曼常数

T:温度

[0033] 此处,活性物种的表面浓度能够以受到表面张力的影响的方式如下所示地进行记载。

[数学式2]

$$c = c_0 - \frac{\Omega_2 c_0}{k_B T} F \quad \cdots \text{ (式 3) }$$

此处，

$c_0$ :F=0时的浓度

$\Omega_2$ :一个原子所占的面积

$k_B$ :玻尔兹曼常数

T:温度

F:表面张力

[0034] 如(式3)所示,可知表面张力会影响外延生长。

[0035] 以下,针对异质外延片的制造方法,列举具体例来进行说明,但本发明并不限定于此。

图1示出3C-SiC生长序列的一个实例。依次进行氢焙(以下,也称为H<sub>2</sub>退火)的第一工序、3C-SiC单晶膜的成膜工序的第二工序(进行SiC的核形成的核形成阶段、使SiC单晶生长来形成3C-SiC单晶膜的膜形成阶段)。以下,对各工序进行说明。

<第一工序>

首先,在减压CVD装置(以下,也称为RP-CVD装置)中配置单晶硅基板,导入氢气,通过H<sub>2</sub>退火去除表面的自然氧化膜。若氧化膜残留,则会变得无法在单晶硅基板上进行SiC的核形成。优选将此时的H<sub>2</sub>退火设为例如温度为1000°C以上且1200°C以下的条件。通过将温度设为1000°C以上,能够防止用以避免自然氧化膜的残留的处理时间变为长时间而有效率。此外,若设为1200°C以下,则能够有效地防止因高温产生滑移位错。然而,此时的H<sub>2</sub>退火的压力和时间只要能够去除自然氧化膜即可,并无特别限制。

图1所示的实例中,在1080°C下进行1分钟的H<sub>2</sub>退火。此外,氢气的导入能够在第一工序后进行,也能够在第二工序中继续进行(载气)。

## [0036] &lt;第二工序(核形成阶段)&gt;

接着,将单晶硅基板设定于特定的压力与温度,将作为SiC的原料气体的包含碳与硅的源气体导入至RP-CVD装置内,进行SiC的核形成。作为源气体,例如能够导入单甲基硅烷或三甲基硅烷(TMS)。比起使用多种气体的情况,也更为简单且容易控制,能够更确实地形成3C-SiC单晶膜。另外,比起Si,C的原子较小且更容易汽化,因此若考虑原料效率,则三甲基硅烷更容易进行条件设定。

这样的源气体的导入在该第二工序的核形成阶段及其后的膜形成阶段中进行。

## [0037] 此外,例如以压力为13332Pa(100Torr)以下、在温度为300°C以上且950°C以下的范围内进行恒温保持的条件,能够在单晶硅基板的表面效率良好地进行该SiC的核形成。

在SiC的核形成阶段中,通过设为950°C以下的条件,能够更确实地防止下述情况:过于高温而造成单晶硅基板与原料气体的反应进行,造成无法在单晶硅基板的表面进行SiC的核形成。此外,能够更确实地在成膜后的3C-SiC单晶膜的表面获得与液体的接触角呈50°以下的润湿性。特别是通过设为900°C以下,能够容易地获得上述接触角为40°以下的润湿性。

另外,上述液体并无特别限定,通常能够使用H<sub>2</sub>O。若为H<sub>2</sub>O,则在成膜后确认接触角时,能够简单地准备来进行测定。

此外,通过将温度设为300°C以上,能够更确实地防止温度过低而变得无法效率良好地进行SiC的核形成。

[0038] 另外,若在此处一并考虑接下来说明的膜形成阶段,则在膜形成阶段时能够通过将温度设为800°C以上来效率良好地进行SiC的异质外延生长。因此,例如自核形成阶段的时间点起,能够优选地将该SiC的核形成温度设定为800°C以上且950°C以下,更优选设为850°C以上且900°C以下。通过如此地将核形成阶段的温度设为800°C以上且950°C以下,能够使SiC的核形成阶段与其后的3C-SiC单晶膜形成、即膜形成阶段应设定的优选温度范围重叠,特别是能够在相同的温度条件下进行上述的核形成阶段与膜形成阶段。

[0039] 此外,由于将压力设为13332Pa(100Torr)以下,因此能够防止发生反应活性物种在气相中与原料气体进行反应等的二级或更高级的反应,因此是有效率的。能够进一步优选设为133Pa(1Torr)以下,更有效率。压力的下限值并无特别限定,但是例如能够设为13.3Pa(0.1Torr)。另外,针对压力,也与温度同样地能够在核形成阶段与膜形成阶段设为相同条件。

图1所示的实例中,该核形成阶段及其后的膜形成阶段为相同条件,设为相同的压力、相同的保持温度(900°C)。

## [0040] &lt;第二工序(膜形成阶段)&gt;

此外,在使3C-SiC单晶膜生长而形成3C-SiC单晶膜的膜形成阶段中,例如能够在压力为13332Pa(100Torr)以及6666Pa(50Torr)以下、温度为800°C以上且小于1200°C的条件下进行。通过这样的条件,能够效率良好地使SiC单晶生长来形成3C-SiC单晶膜。

另外,通过将生长压力设为13332Pa(以及6666Pa)以下,能够更确实地防止所形成的3C-SiC进行多晶化。若将压力设为6666Pa(50Torr)以下,能够如上所述地抑制气相中的二级或更高级的反应,防止3C-SiC进行多晶化,能够确实且效率良好地形成3C-SiC单晶膜。并且,能够优选地设为1333Pa(10Torr)以下,进一步设为133Pa(1Torr)以下,在这些条件

下,会在3C-SiC单晶膜正下方形成空位,能够获得缓和整个异质外延层的应力的效果。压力的下限值并无特别限定,但是例如能够设为13.3Pa(0.1Torr)。

此外,针对温度,通过设为800°C以上,能够如上所述地效率良好地进行SiC单晶的生长,通过设为1200°C以下,能够有效地防止产生滑移位错。

图1所示的实例中,如上所述,核形成阶段与膜形成阶段为相同条件,连续地进行SiC的核形成与3C-SiC单晶膜的形成。

[0041] 由于此时的膜厚与压力和温度相关,因此能够基于以成为目标膜厚的方式设定的压力与温度条件,适当地设定成膜时间。

此时,3C-SiC单晶膜的膜厚例如能够成膜为自2nm左右的薄膜起至数μm的厚膜,此外,表面接触角也呈50°以下,表面自由能适合于GaN生长、能够以二维生长模式进行层状生长。

[0042] 另外,图1所示的二维生长模式下的层状生长是指逐层(Layer by Layer)的外延生长。

[0043] 以此方式生长而成的异质外延片适合于在其上进一步形成GaN等异质外延层,该异质外延片具有与表面上的液体(H<sub>2</sub>O)的接触角呈50°以下(大于0°)的润湿性且形成有3C-SiC单晶膜。即,特别是使GaN生长于该3C-SiC单晶膜上时,能够获得具有高质量的GaN层的异质外延片。

关于此时的GaN生长,通过使用了三甲基镓与三甲基铵这样的有机金属材料的MOCVD进行成膜,使GaN生长3μm左右。

此外,也能够例如使Si进行异质外延生长来代替GaN。

上述接触角越小,表面自由能越适合于GaN生长,能够更确实地将膜质优异的异质外延层形成在3C-SiC单晶膜上。

[0044] 另外,接触角的测定例如能够使用市售的测定装置来测定。作为实例,可列举出KyowaInterface Science Co.,Ltd.的PCA-11。关于测定,能够通过将2.0μL纯水的液滴滴加至3C-SiC单晶膜的表面的5处,通过图像分析求出接触角,并取其平均值来进行测定。但是并不限定于该测定方法。

[0045] 如上所述,此处按照图1所示的生长序列进行说明,但是本发明的异质外延片的制造方法中,成膜时的条件并不限定于上述的压力范围和温度范围。只要为成膜后的3C-SiC单晶膜的表面的接触角会成为50°以下的成膜条件即可,并且可想到的3C-SiC单晶膜的异质外延生长时的条件模式各种各样,因此能够适当地决定。

例如,能够以下述方式制造:通过改变压力与温度的条件来进行实验,预先求出3C-SiC单晶膜成膜时的压力与温度的条件、和成膜后的3C-SiC单晶膜的表面的接触角的相关关系,并在实际制造产品时,基于该相关关系,以成膜后的接触角会成为50°以下的方式,设定3C-SiC单晶膜成膜时的压力与温度的条件。

将接触角这一指标用作3C-SiC单晶膜的异质外延生长的条件对在该3C-SiC单晶膜上进一步形成GaN等的异质外延层而言极为有效,而本申请的发明人发现这样的见解本身具有重大意义。只要以满足上述接触角的条件的方式调整3C-SiC单晶膜的成膜时的条件来进行制造即可,在成膜3C-SiC单晶膜后且形成GaN等的异质外延层前,不需要如以往那样实施前处理故而变得简易,并且能够确实地获得高质量的GaN等的异质外延膜。

## 实施例

[0046] 以下,示出本发明的实施例及比较例来更具体地说明本发明,但本发明并不限定于此。

### (实施例1)

准备直径为300mm、面取向(plane orientation) (111)、硼掺杂的高电阻率单晶硅基板,在RP-CVD装置的反应炉内的晶圆承载盘(susceptor)上配置晶圆,如图1所示的生长序列般,在1080°C下进行1分钟的H<sub>2</sub>退火(第一工序)。接着,将生长温度设为900°C、生长压力设为6666Pa (50Torr) 并导入三甲基硅烷气体,进行SiC的核形成与3C-SiC单晶膜的生长(第二工序的核形成阶段与膜形成阶段)。进行5分钟的生长,结果膜厚成为13nm。

[0047] 然后,利用面内(InPlane)配置确认XRD(X射线衍射)光谱时,如图2的XRD分析结果的图表所示,能够确认到与Si (220) 平行的3C-SiC (220) 的峰、确认到了生长有单晶的3C-SiC膜。

已成膜的3C-SiC单晶膜的表面的接触角为19.7°。该接触角的测定中,使用Kyowa Interface Science Co.,Ltd.的PCA-11。关于测定,通过将2.0μL纯水的液滴滴加至3C-SiC单晶膜的表面的5处,通过图像分析求出接触角,并取其平均值来进行测定。

[0048] 进一步,尝试3C-SiC单晶膜上的GaN生长。

更具体而言,将该生长用基板(单晶硅基板+3C-SiC单晶膜)载置于MOCVD反应炉,在生长用基板上进行AlN、AlGaN及GaN等III族氮化物半导体薄膜的外延生长。将生长用基板载置于被称为卫星托盘(satellite)的晶圆载盘(waferpocket)中。外延生长时,使用TMA1作为Al源、使用TMGa作为Ga源、使用NH<sub>3</sub>作为N源。

[0049] 此外,载气使用N<sub>2</sub>及H<sub>2</sub>。将工艺温度设为900~1200°C左右。将生长用基板载置于卫星托盘上,当进行外延生长时,作为外延层,自基板侧起向着生长方向依次将AlN、AlGaN成膜,然后使GaN进行外延生长。

[0050] 图3中示出已生长的GaN的剖面TEM图像,图4中示出XRD摇摆曲线。如图3所示,未观察到如后述的比较例那样的三维的岛状的生长。此外,图4中,摇摆曲线的峰值( $\omega = 17.35^\circ$ 时)的半峰全宽(FWHM:FullWidth HalfMaximum)为774秒,比起比较例中的半峰全宽大幅地变窄。如此,能够使结晶性良好的GaN膜生长。

### [0051] (比较例)

准备直径为300mm、面取向(111)、硼掺杂的高电阻率单晶硅基板,在RP-CVD装置的反应炉内的晶圆承载盘上配置晶圆,如图5所示的生长序列般,在1080°C下进行1分钟的H<sub>2</sub>退火。接着,使炉内温度降温至300°C后,以1°C/秒的升温速率升温至1130°C,并且导入三甲基硅烷气体,进行SiC的核形成与其后的3C-SiC单晶膜的形成。此时的生长压力一律设为133Pa (1Torr)。达到1130°C后保持10分钟来进行3C-SiC单晶膜的生长,结果膜厚成为100nm左右。

[0052] 成膜后,利用面内配置确认XRD光谱,结果如图6的XRD分析结果的图表所示,能够确认到与Si (220) 平行的3C-SiC (220) 的峰、确认到了生长有单晶的3C-SiC膜。

针对已成膜的3C-SiC膜表面的接触角,以与实施例1相同的方式进行测定,结果接触角为66.8°。

[0053] 进一步,以与实施例1同样的条件,尝试3C-SiC单晶膜上的GaN生长。

图7中示出已生长的GaN的剖面TEM图像,图8中示出XRD摇摆曲线。如图7所示,GaN生长为三维的岛状。此外,图8中,摇摆曲线的峰值( $\omega=17.32^\circ$ 时)的半峰全宽(FWHM)为3321秒、发生了扩大。如此,无法获得结晶性良好的GaN膜。

[0054] (实施例2)

准备与实施例1相同的单晶硅基板,在RP-CVD装置的反应炉内的晶圆承载盘上配置晶圆,在 $1080^\circ\text{C}$ 下进行1分钟的 $\text{H}_2$ 退火(第一工序)。接着,作为第二工序的核形成阶段,将生长温度设为 $900^\circ\text{C}$ 并导入三甲基硅烷气体5分钟。然后,作为第二工序的膜形成阶段,将生长温度升温至 $1190^\circ\text{C}$ 并导入三甲基硅烷气体,进行3C-SiC单晶膜的生长。此时的生长压力一律设为133Pa(1Torr)。进行1分钟的生长,结果膜厚成为50nm左右。

[0055] 成膜后,利用面内配置确认XRD光谱,结果能够确认到与Si (220)平行的3C-SiC (220)的峰、确认到了生长有单晶的3C-SiC膜。

针对已成膜的3C-SiC膜表面的接触角,以与实施例1相同的方式进行测定,结果接触角为 $50^\circ$ 。

[0056] 进一步,以与实施例1同样的条件,尝试3C-SiC单晶膜上的GaN生长,结果能够获得结晶性良好的GaN膜。虽然不如实施例1,但是比起比较例仍为更优异的结晶性。

[0057] 另外,本发明并不限于上述实施方案。上述实施方案为例示,任何具有与本发明的权利要求书所记载的技术构思实质相同的构成、发挥相同的作用效果的技术方案均包含在本发明的技术范围内。

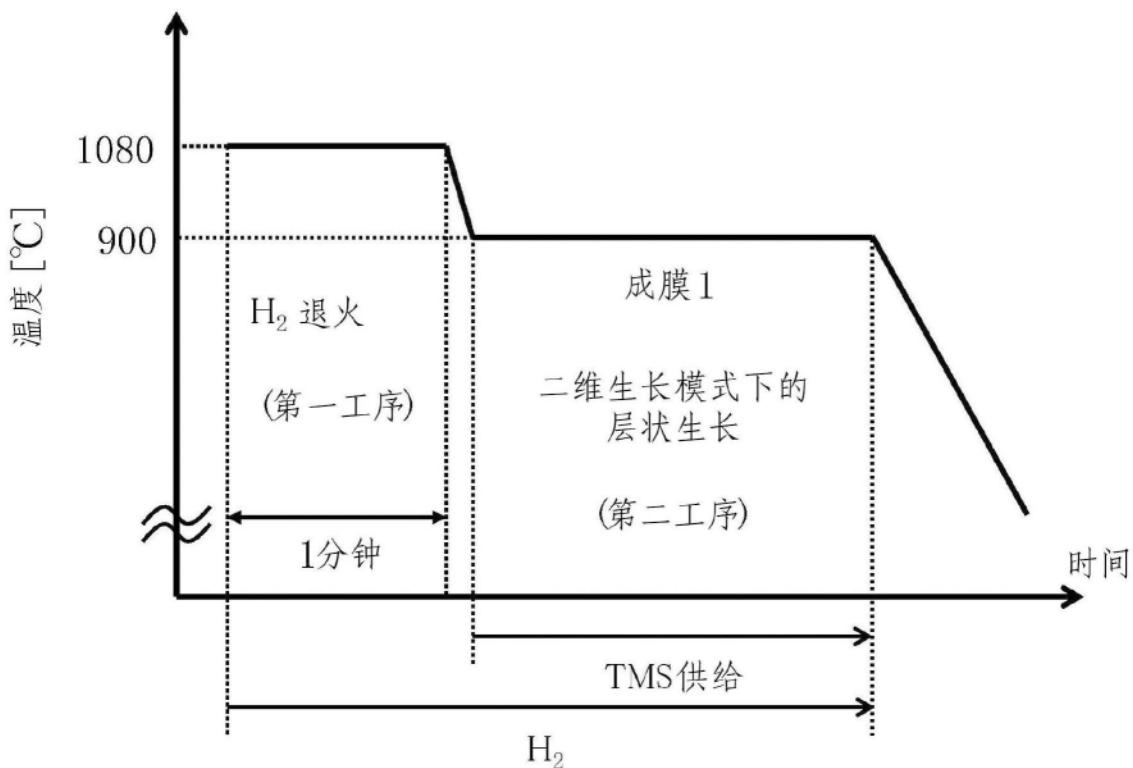


图1

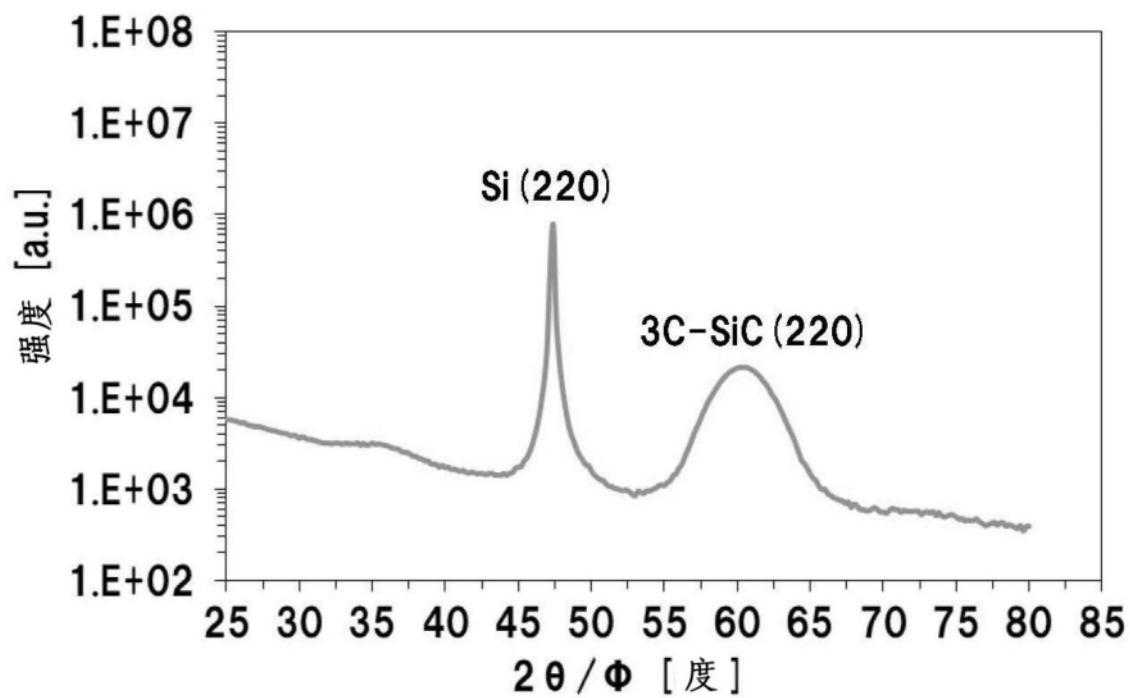


图2

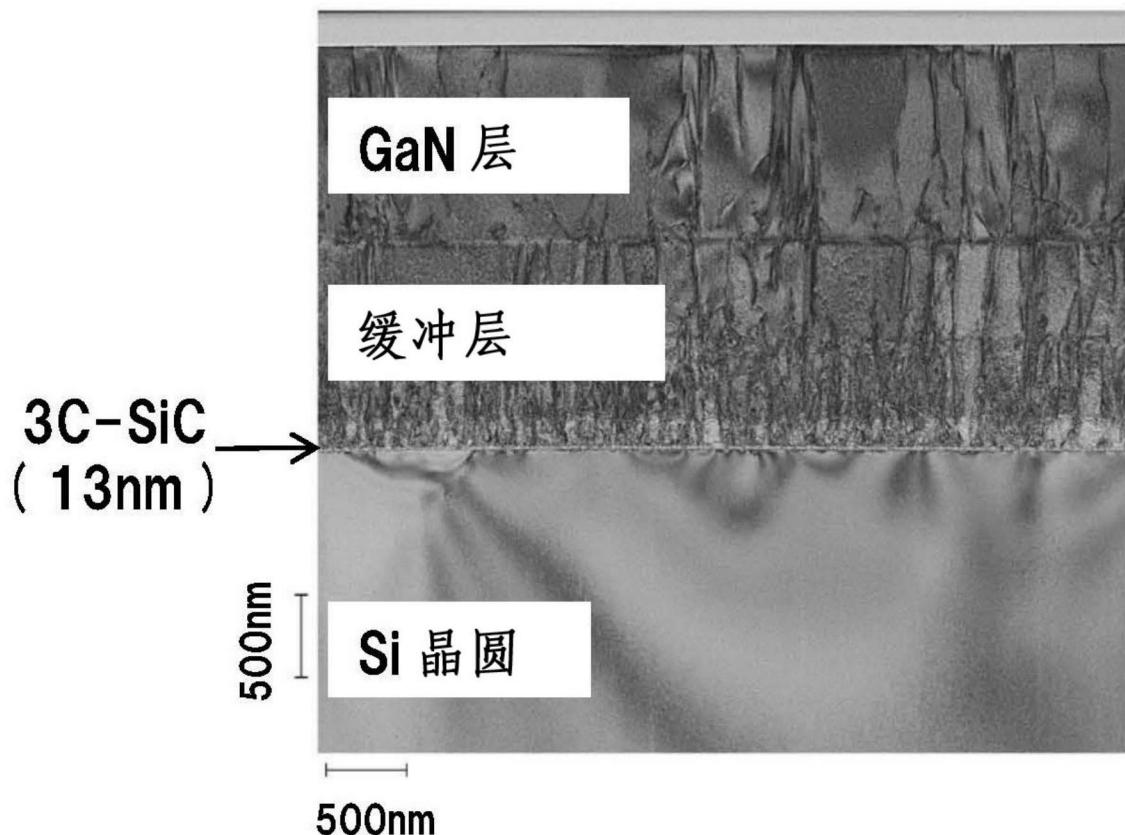


图3

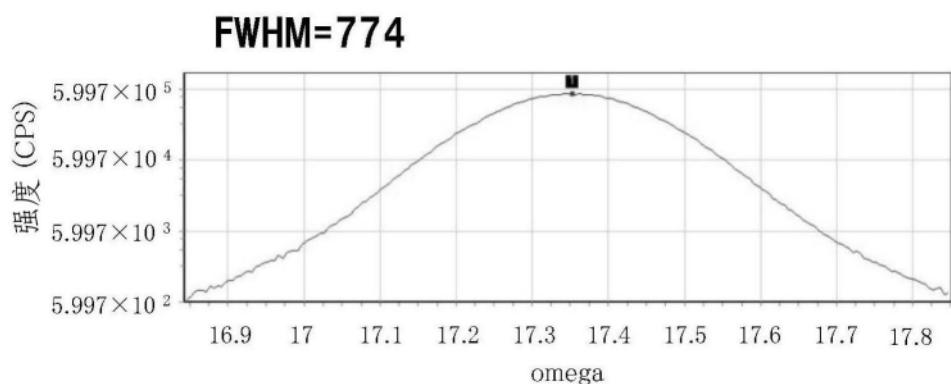


图4

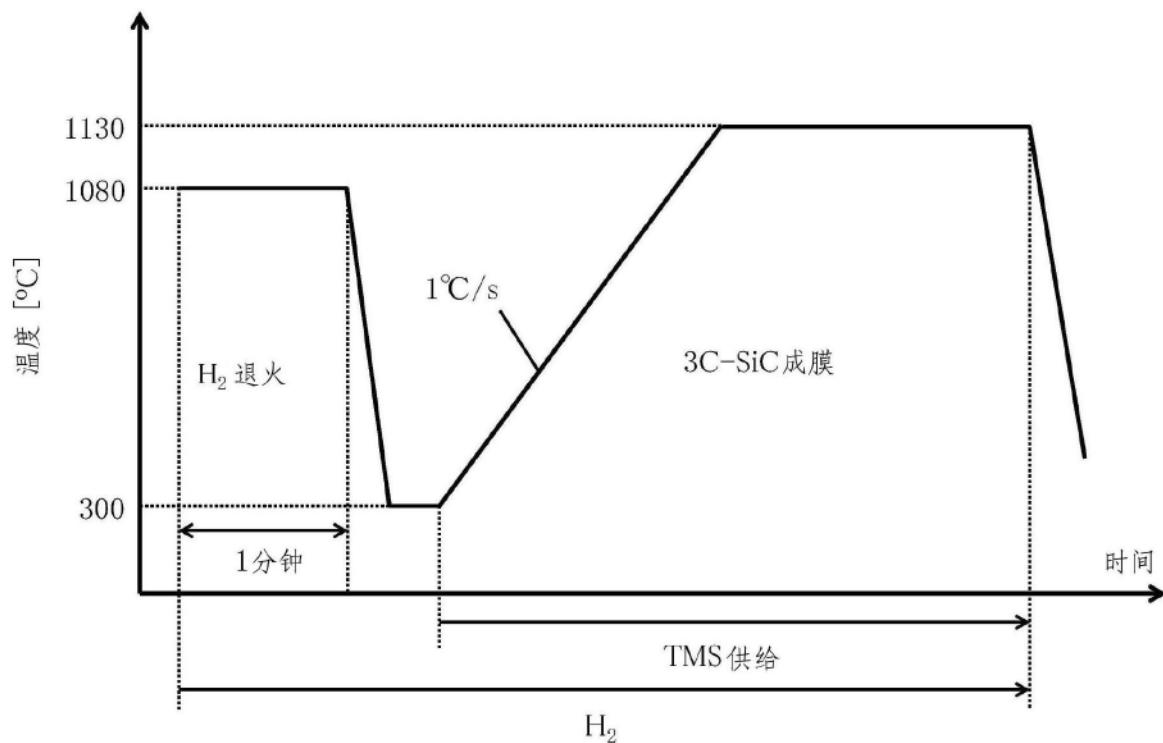


图5

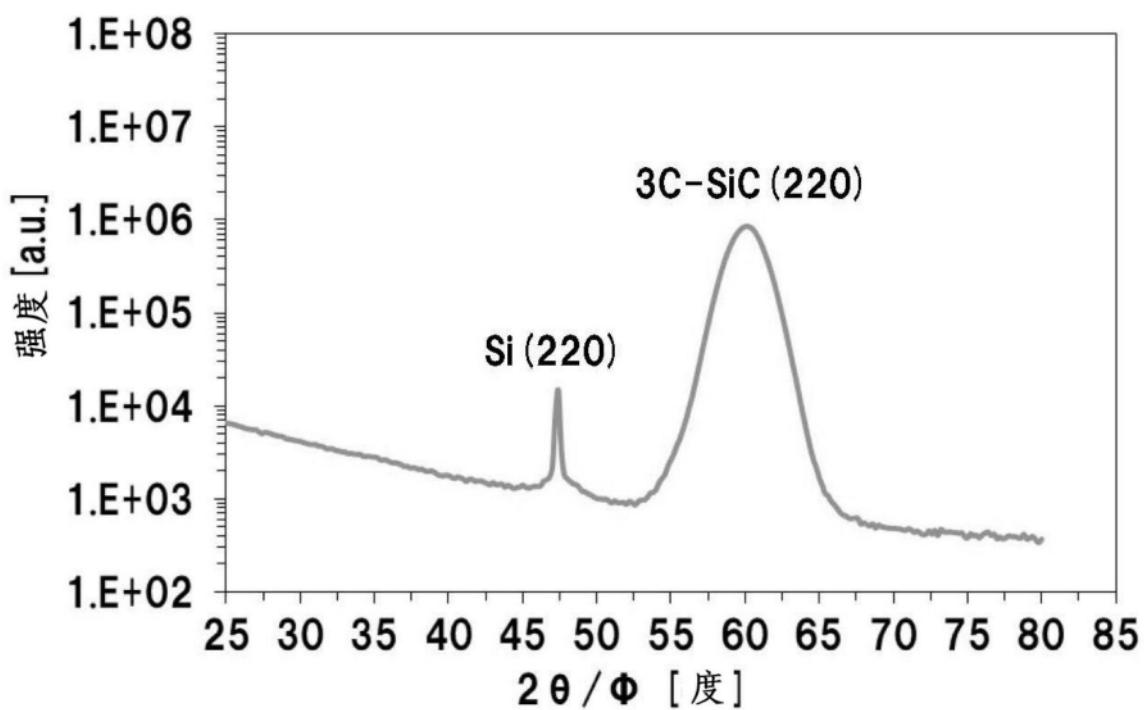


图6

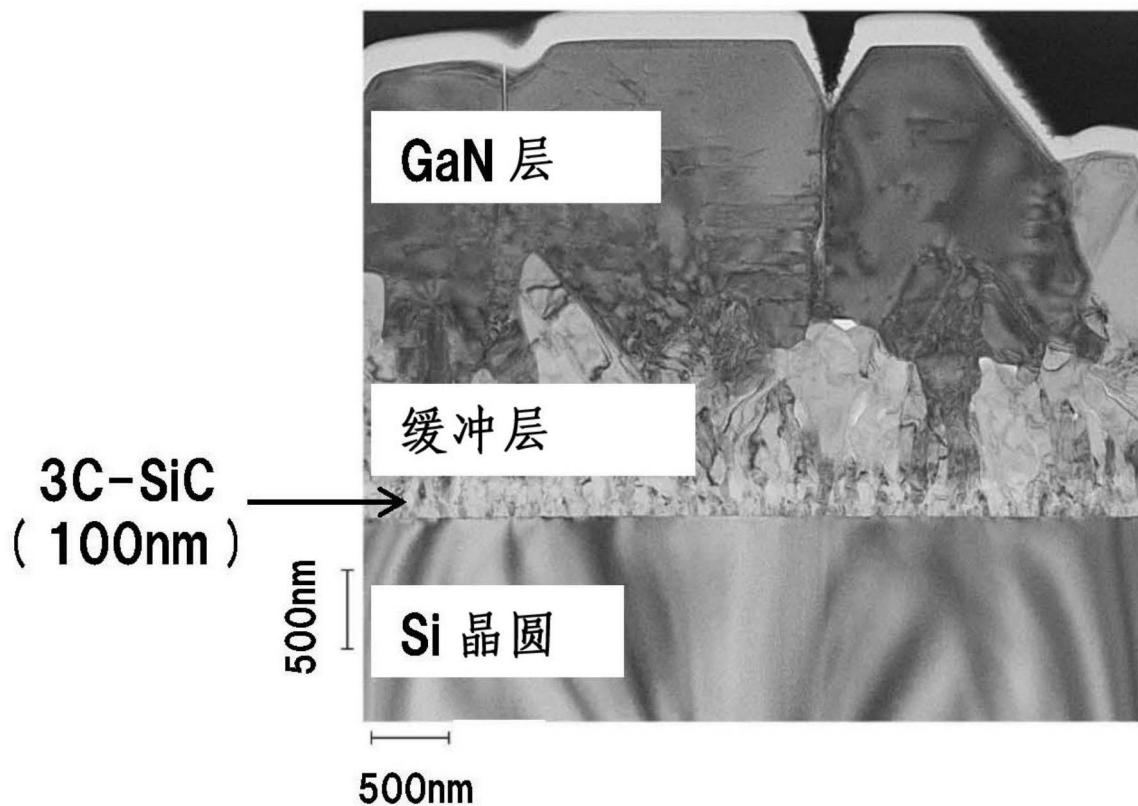


图7

**FWHM=3321**

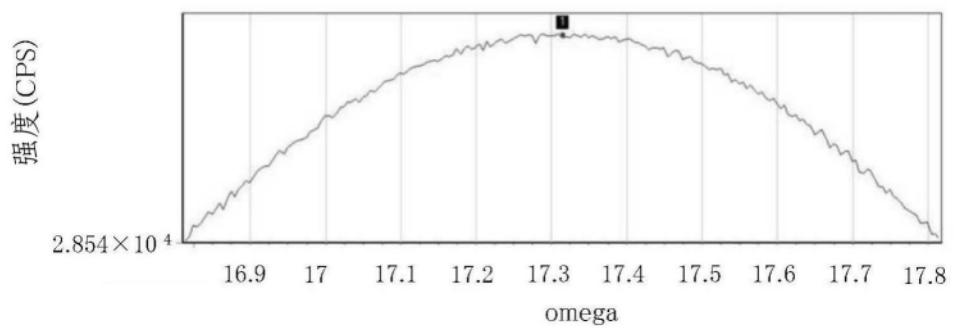


图8

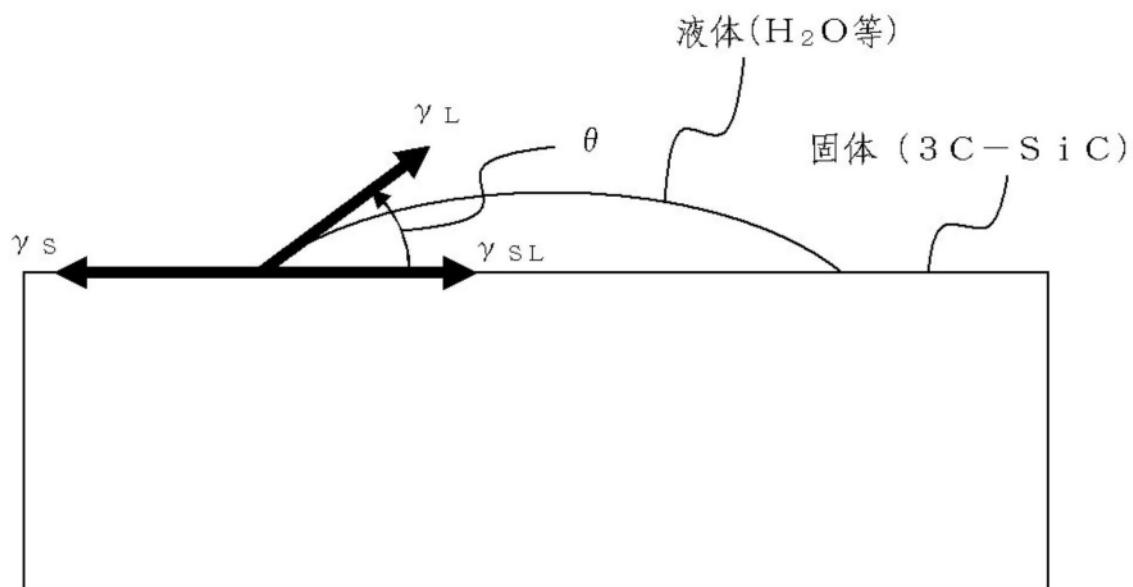


图9

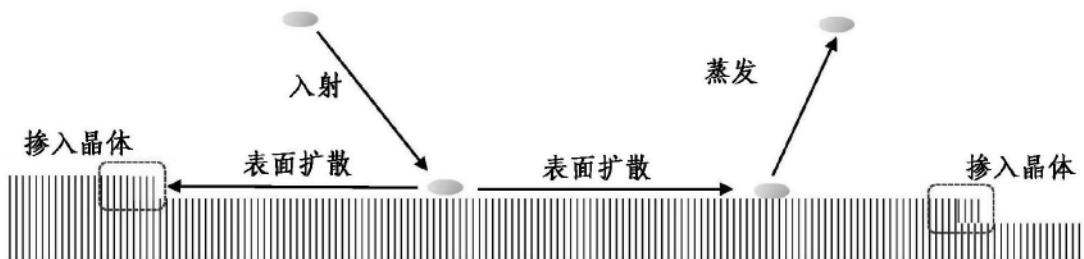


图10