

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.

H01L 21/322 (2006.01)

H01L 29/36 (2006.01)

H01L 29/167 (2006.01)



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 02825681.6

[45] 授权公告日 2007 年 10 月 24 日

[11] 授权公告号 CN 100345263C

[22] 申请日 2002.12.23 [21] 申请号 02825681.6

[30] 优先权

[32] 2001.12.21 [33] US [31] 60/345,178

[86] 国际申请 PCT/US2002/041269 2002.12.23

[87] 国际公布 WO2003/060982 英 2003.7.24

[85] 进入国家阶段日期 2004.6.21

[73] 专利权人 MEMC 电子材料有限公司

地址 美国密苏里州

[72] 发明人 M·S·卢西亚诺 J·L·利伯特

R·J·菲利普斯 M·库尔卡尼

M·巴南 S·J·布伦克霍斯特

[56] 参考文献

EP0942078A1 1999.9.15

US2001/0030348A1 2001.10.18

WO98/45507 1998.10.15

US6284384B1 2001.9.4

US6306733B1 2001.10.23

审查员 智 月

[74] 专利代理机构 北京市中咨律师事务所

代理人 马江立 吴 鹏

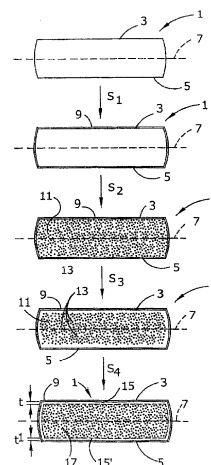
权利要求书 7 页 说明书 20 页 附图 1 页

[54] 发明名称

具有氮/碳稳定的氧沉淀物成核中心的硅片及其制造方法

[57] 摘要

一种硅片，它具有一种受控制的氧沉淀性能，以便最后形成一个洁净区和晶片主体中的氧沉淀物，上述洁净区从前表面向内延伸，而上述氧沉淀物足够用于本征吸除的目的。具体地说，在形成氧沉淀物之前，晶片主体包括掺杂剂稳定的氧沉淀物成核中心。掺杂剂选自氮和碳，并且掺杂剂的浓度足够使氧沉淀物成核中心能承受热处理如一种外延淀积法，而同时保持溶解任何生长中成核中心的能力。



1. 一种单晶硅晶片，所述晶片具有两个主要的平行的表面，所述两个表面的其中之一是该晶片的前表面，而其另一个表面是该晶片的后表面；一个在前表面和后表面之间的中心平面；和一个接合前表面和后表面的周边边缘，该晶片包括：

一种选自氮和碳的掺杂剂，随着晶片从一第一温度 T_1 以一个速率 R 冷却到一第二温度 T_2 ，掺杂剂的浓度足以促进稳定的氧沉淀物成核中心的形成，该稳定的氧沉淀成核中心在低于 1150°C 的温度下不能溶解，但在 1150°C 和 1300°C 之间的温度下能够溶解，其中 T_1 是在 1150°C 和 1300°C 之间， T_2 是晶格空位在硅中固定时的一个温度，及 R 为至少每秒 5°C ；

一个表面层，所述表面层包括晶片在前表面和一个从前表面并朝向中心平面测得的距离 D 之间的区域，其中表面层没有稳定的氧沉淀物成核中心；及

一个主体层，所述主体层包括晶片在中心平面和表面层之间的一个第二区域，其中主体层包括稳定的氧沉淀物成核中心。

2. 如权利要求 1 所述的晶片，其特征在于，掺杂剂是氮，并且氮的浓度是在 1×10^{12} 和 5×10^{14} 原子/ cm^3 之间。

3. 如权利要求 1 所述的晶片，其特征在于，掺杂剂是氮，并且晶片中氮的浓度是在 1×10^{12} 和 1×10^{13} 原子/ cm^3 之间。

4. 如权利要求 1 所述的晶片，其特征在于，掺杂剂是碳，并且碳的浓度是在 1×10^{16} 和 4×10^{17} 原子/ cm^3 之间。

5. 如权利要求 1 所述的晶片，其特征在于，掺杂剂是碳，并且晶片中碳的浓度是在 1.5×10^{16} 和 3×10^{17} 原子/ cm^3 之间。

6. 如权利要求 1 所述的晶片，其特征在于，在主体层中的稳定的氧沉淀物成核中心具有一个浓度分布，在所述浓度分布中峰值密度是在中心平面处或其附近，并且朝向晶片的前表面方向降

低。

7. 如权利要求 1 所述的晶片,其特征在于,主体层中稳定的氧沉淀物成核中心具有一个浓度分布,在所述浓度分布中峰值密度是在中心平面和表面层之间的某个点处。

8. 如权利要求 1 所述的晶片,其特征在于,所述 D 为至少 10 微米。

9. 如权利要求 1 所述的晶片,其特征在于,所述 D 为至少 20 微米。

10. 如权利要求 1 所述的晶片,其特征在于,所述 D 为至少 50 微米。

11. 如权利要求 1 所述的晶片,其特征在于,所述 D 为至少 30 和 100 微米之间。

12. 如权利要求 1 所述的晶片,其特征在于,所述晶片包括一个在该晶片至少一个表面上的外延层。

13. 如权利要求 1 所述的晶片,其特征在于,所述 T_1 为至少 1150°C。

14. 如权利要求 1 所述的晶片,其特征在于,所述 T_1 是在 1200°C 和 1300°C 之间。

15. 如权利要求 1 所述的晶片,其特征在于,所述 R 为每秒至少 10°C。

16. 如权利要求 1 所述的晶片,其特征在于,所述 R 为每秒至少 20°C。

17. 如权利要求 1 所述的晶片,其特征在于,所述 R 为每秒至少 50°C。

18. 如权利要求 1 所述的晶片,其特征在于,所述晶片选自一种经过抛光的硅片和一种已经过研磨和腐蚀但没有经过抛光的硅片。

19. 如权利要求 1 所述的晶片,其特征在于,包括晶片在前表面和从前表面并朝向中心平面测得的距离 D 之间的区域的所述表面层是

一不同于任何外延层的层。

20. 如权利要求 1 所述的晶片，其特征在于，所述表面层包括的所述晶片的区域是一从按照直拉晶体生长法生长的晶锭切片得到的晶片的区域。

21. 一种单晶硅晶片，所述晶片具有两个主要的平行的表面，所述两个表面的其中之一是该晶片的前表面，而其另一个表面是该晶片的后表面；一个在前表面和后表面之间的中心平面；和一个接合前表面和后表面的周边边缘，该晶片包括：

一种选自氮和碳的掺杂剂，当氮是掺杂剂时，氮的浓度是在 1×10^{12} 和 5×10^{14} 原子/cm³ 之间，而当碳是掺杂剂时，碳的浓度是在 1×10^{16} 和 4×10^{17} 原子/cm³ 之间；

一个表面层，所述表面层包括晶片在前表面和一个从前表面并朝向中心平面测得的距离 D 之间的区域，其中表面层没有稳定的氧沉淀物成核中心；及

一个主体层，所述主体层包括晶片在中心平面和表面层之间的一个第二区域，其中主体层包括稳定的氧沉淀物成核中心。

22. 一种硅绝缘体结构，它包括：

一种单晶硅处理晶片，所述晶片包括两个主要的平行的表面，所述两个表面的其中之一是该晶片的前表面，而其另一个表面是该晶片的后表面；一个在前表面和后表面之间的中心平面；和一个接合前表面和后表面的周边边缘；一种选自氮和碳的掺杂剂，随着晶片从一第一温度 T_1 以一个速率 R 冷却到一第二温度 T_2 ，掺杂剂的浓度足够促进稳定的氧沉淀物成核中心的形成，该稳定的氧沉淀成核中心在低于 1150℃ 的温度下不能溶解，但在 1150℃ 和 1300℃ 之间的温度下能够溶解，其中， T_1 是在 1150℃ 和 1300℃ 之间， T_2 是晶格空位在硅中固定时的一个温度，及 R 为每秒至少 5℃；一个表面层，所述表面层包括晶片在前表面和一个从前表面并朝向中心平面测得的距离 D 之间的区域，其中表面层没有稳

定的氧沉淀物成核中心；和一个主体层，所述主体层包括晶片在中心平面和表面层之间的一个第二区域，其中主体层包括稳定的氧沉淀物成核中心；

一个单晶硅器件层；及

一个在处理晶片和器件层之间的绝缘层。

23. 一种用于制备一种单晶硅晶片的方法，上述单晶硅晶片具有一种受控制的氧沉淀性能，上述方法包括以下步骤：

选定一种从直拉法生长的单晶硅锭切片而成的晶片，上述晶片包括一个前表面，一个后表面，一个在前表面和后表面之间的中心平面，一个前表面层，一个主体层，和一种选自氮和碳的掺杂剂，上述前表面层包括晶片在前表面和一个从前表面并朝向中心平面测得的距离 D 之间的区域，上述主体层包括晶片在中心平面和前表面层之间的区域，随着晶片从一第一温度 T_1 以一个速率 R 冷却到一第二温度 T_2 ，掺杂剂的浓度足够促进稳定的氧沉淀物成核中心的形成，该稳定的氧沉淀成核中心在低于 1150°C 的温度下不能溶解，但在 1150°C 和 1300°C 之间的温度下能够溶解，其中 T_1 是在 1150°C 和 1300°C 之间， T_2 是晶格空位在硅中固定时的一个温度，及 R 为每秒至少 5°C ；

将晶片加热到至少 1150°C 的温度，以便在前表面层和主体层中形成晶格空位；

将经过加热的晶片以一个速率冷却，以便在晶片中形成一空位浓度分布，其中空位的峰值密度是在主体层中，同时浓度从峰值密度的位置朝晶片前表面方向降低，及在前表面层和主体层中的空位浓度差异使得稳定的氧沉淀物成核中心在前表面层中不形成、而稳定的氧沉淀物成核中心在主体层中形成；

随着晶片冷却在主体层中形成稳定的氧沉淀物成核中心，同时主体层中稳定的氧沉淀物成核中心的浓度主要取决于空位的浓度。

24. 如权利要求 23 所述的方法, 其特征在于, 所述掺杂剂是氮, 并且晶片中氮的浓度是在 1×10^{12} 和 5×10^{14} 原子/cm³ 之间。

25. 如权利要求 23 所述的方法, 其特征在于, 所述掺杂剂是氮, 并且晶片中氮的浓度是在 1×10^{12} 和 1×10^{13} 原子/cm³ 之间。

26. 如权利要求 23 所述的方法, 其特征在于, 所述掺杂剂是碳, 并且晶片中碳的浓度是在 1×10^{16} 和 4×10^{17} 原子/cm³ 之间。

27. 如权利要求 23 所述的方法, 其特征在于, 所述掺杂剂是碳, 并且晶片中碳的浓度是在 1.5×10^{16} 和 3×10^{17} 原子/cm³ 之间。

28. 如权利要求 23 所述的方法, 其特征在于, 将晶片加热到至少 1175°C 的温度。

29. 如权利要求 23 所述的方法, 其特征在于, 将晶片加热到至少 1200°C 的温度。

30. 如权利要求 23 所述的方法, 其特征在于, 将晶片加热到 1200°C 和 1275°C 之间的温度。

31. 如权利要求 23 所述的方法, 其特征在于, 所述晶片在被加热时暴露于一种气氛之中, 上述气氛包括选自氮、氨、氦、二氧化碳, 及氮或一种含氮气体的一种或多种气体。

32. 如权利要求 31 所述的方法, 其特征在于, 所述气氛包括氮。

33. 如权利要求 31 所述的方法, 其特征在于, 所述气氛包括氮或一种含氮气体。

34. 如权利要求 31 所述的方法, 其特征在于, 所述气氛包括氮和氨或一种含氮气体。

35. 如权利要求 31 所述的方法, 其特征在于, 所述气氛包括一个氧分压, 所述氧分压不高于 0.01 大气压。

36. 如权利要求 31 所述的方法, 其特征在于, 所述气氛包括一个氧分压, 所述氧分压不高于 0.005 大气压。

37. 如权利要求 31 所述的方法, 其特征在于, 所述气氛包括

一个氧分压，所述氧分压不高于 0.002 大气压。

38. 如权利要求 31 所述的方法，其特征在于，所述气氛包括一个氧分压，所述氧分压不高于 0.001 大气压。

39. 如权利要求 31 所述的方法，其特征在于，所述气氛包括一个氧分压，所述氧分压是在 0.0001 和 0.01 大气压之间。

40. 如权利要求 31 所述的方法，其特征在于，所述气氛包括一个氧分压，所述氧分压是在 0.0002 和 0.001 大气压之间。

41. 如权利要求 23 所述的方法，其特征在于，所述晶片的前表面在被加热时暴露于第一气氛之下，上述第一气氛包括选自氩、氮、氧，二氧化碳及氦或一种含氮气体的一种或多种气体，而晶片的后表面在被加热时暴露于第二气氛之下，上述第二气氛包括选自氩、氮、氧、二氧化碳，及氦或一种含氮气体的一种或多种气体，第一和第二气氛具有至少一种不共同的气体。

42. 如权利要求 23 所述的方法，其特征在于，在为形成晶格空位而热处理之前，将晶片在一含氧气氛中加热到至少 700℃ 的温度，以便形成一个能用作晶格空位的阱的表面二氧化硅层。

43. 如权利要求 23 所述的方法，其特征在于，在贯穿晶格空位在硅中较易迁移的温度范围中，冷却速率为每秒至少 5℃。

44. 如权利要求 23 所述的方法，其特征在于，在贯穿晶格空位在硅中较易迁移的温度范围中，冷却速率为每秒至少 20℃。

45. 如权利要求 23 所述的方法，其特征在于，在贯穿晶格空位在硅中较易迁移的温度范围中，冷却速率为每秒至少 50℃。

46. 如权利要求 23 所述的方法，其特征在于，在贯穿晶格空位在硅中较易迁移的温度范围中，冷却速率为每秒至少 100℃。

47. 如权利要求 23 所述的方法，其特征在于，包括在主体层中形成稳定的氧沉淀物成核中心之后，在晶片的至少一个表面上淀积一外延层。

48. 一种用于制备一种单晶硅晶片的方法，上述单晶硅晶片具

有一种受控制的氧沉淀性能，所述方法包括：

选定一种从直拉法生长的单晶硅锭切片而成的晶片，上述晶片包括一个前表面，一个后表面，一个在前表面和后表面之间的中心平面，一个前表面层，一个主体层，和一种选自氮和碳的掺杂剂，上述前表面层包括晶片在前表面和一个从前表面并朝向中心平面测得的距离 D 之间的区域，上述主体层包括晶片在中心平面和前表面层之间的区域，当氮是掺杂剂时，氮的浓度是在 1×10^{12} 和 5×10^{14} 原子/cm³ 之间，而当碳是掺杂剂时，碳的浓度是在 1×10^{16} 和 4×10^{17} 原子/cm³ 之间；

使晶片经受热处理，以便在前表面层和主体层中形成晶格空位；

将经过热处理的晶片以一个速率冷却，上述冷却速率在晶片中产生一空位浓度分布，其中空位的峰值密度是在主体层中，同时浓度从峰值密度的位置朝晶片前表面方向降低，及在前表面层和主体层中的空位浓度差异使得稳定的氧沉淀物成核中心在前表面层中不形成、而该稳定的氧沉淀物成核中心在主体层中形成；及

随着经过热处理的晶片被冷却，在主体层中形成稳定的氧沉淀物成核中心，同时在主体层中稳定的氧沉淀物成核中心的浓度主要取决于空位的浓度。

具有氮/碳稳定的氧沉淀物成核中心的 硅片及其制造方法

技术领域

本发明一般涉及在电子元件的制造中使用的半导体材料衬底，尤其是硅片的制备。更具体地说，本发明涉及一种用于处理硅片的方法，所述方法使晶片能在基本上任何任意电子器件制造过程的热处理周期中形成一种理想的氧沉淀物非均匀深度分布。

背景技术

单晶硅是用于制造半导体电子元件的大多数方法的原始材料，单晶硅通常用所谓的直拉法制备，其中将单晶籽晶浸入熔融的硅中然后通过缓慢提拉生长。因为熔融的硅装在一个石英坩埚中，所以它被各种杂质污染，其中杂质主要是氧。在硅熔融体的温度下，氧进入晶格，直至它达到一个浓度时为止，上述浓度由熔融体温度下氧在硅中的溶解度和由氧在固化的硅中的实际偏析系数决定。这些浓度大于在用于电子器件制造方法的典型温度下氧在固体硅中的溶解度。因此，随着晶体从熔融体生长并冷却，其中氧的溶解度迅速降低，在最终的切片或晶片中，氧以过饱和浓度存在。

在电子器件制造中通常应用的热处理周期可能造成氧在其中氧是过饱和的硅片中沉淀。根据沉淀物在晶片中的位置，它们可能有害或者有利。位于晶片有源器件区域中的氧沉淀物可能损害器件的工作。然而，位于晶片主体中的沉淀物能捕集不希望有的金属杂质，上述金属杂质可能与晶片接触。利用位于晶片主体中的氧沉淀物来捕集金属通常称之为内部或本征吸除（“IG”）。

历史上，电子器件制造方法包括一系列步骤，上述步骤设计成生产在

晶片表面附近具有无氧沉淀物的一个区或区域（通常称之为一个“洁净区 (denuded zone)” 或一个“无沉淀物区”）的硅，同时晶片的其余部分亦即晶片主体含有足够量的氧沉淀物用于 IG 目的。洁净区可以例如按高一低一高的热顺序形成，如 (a) 在一高温 ($>1100^{\circ}\text{C}$) 下，于一惰性环境中氧向外扩散热处理—至少约 4 小时的时间周期，(b) 在一低温 ($600-750^{\circ}\text{C}$) 下氧沉淀物核形成，及 (c) 在一高温 ($1000-1150^{\circ}\text{C}$) 下生长氧 (SiO_2) 沉淀物。见，比如，F. Shimura, 半导体硅晶体工艺学, Academic press, Inc., San Diego California (1989), pp. 361-367, 并且本文引用作为参考文献。

然而，新近，已经开始应用一些先进的电子器件制造方法如 DRAM(动态随机存取存储器) 制造法，以使高温方法步骤的使用减至最少。尽管这些方法中的某些方法保留足够的高温方法步骤来产生一个洁净区和足够的主体沉淀物密度，但对材料的限制太严格，以致使它不能变成商业上可行的产品。另一些目前十分先进的电子器件制造方法则不包括向外扩散的步骤。因此，由于与有源器件区中氧沉淀物有关的一些问题，这些电子器件制造者必须采用在他们的方法条件下晶片中任何地方不能形成氧沉淀物的硅片。结果，所有 IG 潜力都失去。

发明内容

因此，本发明的目的其中之一是：提供一种单晶硅（晶）片，所述单晶硅片在基本上任何电子器件制造法的热处理周期中将形成一个理想的氧沉淀物非均匀深度分布；提供这样一种晶片，所述晶片将任意地和可重现地在晶片主体中形成一个足够深度的洁净区和足够的氧沉淀物密度；提供这样一种晶片，在所述晶片中晶片主体内的洁净区的形成和氧沉淀物的形成与晶片这些区域中氧浓度的差异无关；提供这样一种晶片，在所述晶片中最终洁净区的厚度基本上与集成电路制造法顺序的详细情况无关；提供这样一种晶片，在所述晶片中晶片主体内洁净区的形成和氧沉淀物的形成不受直拉生长单晶硅锭的热历史 (thermal history) 和氧浓度的影响，硅片由上述直拉生长单晶硅锭切片而成；提供这样一种方法，在所述方法

中洁净区的形成不取决于氧的向外扩散；及提供这样一种方法，在所述方法中硅用足够浓度下的氮和/或碳掺杂，以便稳定氧沉淀物成核中心，因此它们可以经受随后的快速热处理而不防止形成洁净区。

因此，简要地说，本发明针对一种单晶硅晶片，上述晶片具有两个主要的平行的表面，所述两个表面其中之一是晶片的前表面，而其另一个表面是该晶片的后表面；一个在前表面和后表面之间的中心平面；和一个接合前表面和后表面的周边边缘。晶片还包括一种选自氮和碳的掺杂剂（掺杂物），随着晶片从一第一温度 T_1 以一个速率 R 冷却至一第二温度 T_2 ，掺杂剂的浓度足够促进稳定的氧沉淀物成核中心形成。稳定的氧沉淀成核中心在一低于约 1150°C 的温度下不能溶解，但在约 1150°C 和约 1300°C 之间的温度下能够溶解。 T_1 是在约 1150°C 和约 1300°C 之间。 T_2 是晶格空位在硅中固定时的一个温度。 R 为每秒至少约 5°C 。还有另外，该晶片包括一个表面层，上述表面层包括晶片在前表面和一个从前表面并朝向中心平面测得的距离 D 之间的区域，其中表面层没有稳定的氧沉淀物成核中心。另外，晶片包括一个主体层，所述主体层包括晶片在中心平面和表面层之间的一个第二区域，其中主体层包括稳定的氧沉淀物成核中心。

本发明还针对一种单晶硅晶片，所述晶片具有两个主要的平行的表面，所述两个表面其中之一是晶片的前表面，而其另一个表面是晶片的后表面；一个在前表面和后表面之间的中心平面；和一个接合前表面和后表面的周边边缘。晶片包括一种掺杂剂，所述掺杂剂选自氮和碳。当氮是掺杂剂时，氮的浓度是在约 1×10^{12} 和约 5×10^{14} 原子/ cm^3 之间。当碳是掺杂剂时，碳的浓度是在约 1×10^{16} 和约 4×10^{17} 原子/ cm^3 之间。晶片还包括一个表面层，上述表面层包括晶片在前表面和一个从前表面并朝向中心平面测得的距离 D 之间的区域，其中表面层没有稳定的氧沉淀物成核中心。此外，晶片包括一个主体层，上述主体层包括晶片在中心平面和表面层之间的一个第二区域，其中主体层包括稳定的氧沉淀物成核中心。

在还有另一个实施例中，本发明针对一种硅绝缘体结构（silicon on insulator），所述硅绝缘体结构包括单晶处理晶片（handle wafer），一个单

晶硅器件层，和一个在处理晶片和器件层之间的绝缘层。单晶硅处理晶片包括两个主要的平行的表面，所述两个表面的其中之一是晶片的前表面，而其另一个表面是晶片的后表面；一个在前表面和后表面之间的中心平面；和一个接合前表面和后表面的周边边缘。处理晶片还包括一种选自氮和碳的掺杂剂，随着晶片从一第一温度 T_1 以一个速率 R 冷却到一第二温度 T_2 ，掺杂剂的浓度足够促进稳定的氧沉淀物成核中心形成。稳定的氧沉淀成核中心在低于约 1150°C 的温度下不能溶解，但在约 1150°C 和约 1300°C 之间的温度下能够溶解。 T_1 是在约 1150°C 和约 1300°C 之间， T_2 是晶格空位在硅中固定时的一个温度。 R 为每秒至少约 5°C 。处理晶片还包括一个表面层，所述表面层包括晶片在前表面和一个从前表面并朝向中心平面测得的距离 D 之间的区域，其中表面层没有稳定的氧沉淀物成核中心。另外，处理晶片包括一个主体层，所述主体层包括晶片在中心平面和表面层之间的一个第二区域，其中主体层包括稳定的氧沉淀物成核中心。

本发明还针对一种用于制备单晶硅（晶）片的方法，上述单晶硅片具有一种受控制的氧沉淀性能（行为）。该方法包括选定一种晶片，所述晶片由直拉法生长的单晶硅锭切片而成，并且上述晶片包括一个前表面，一个后表面，一个在前表面和后表面之间的中心平面，一个前表面层，及一个主体层，上述前表面层包括晶片在前表面和一个从前表面并朝向中心平面测得的距离 D 之间的区域，及上述主体层包括晶片在中心平面和前表面层之间的区域。晶片还包括一种选自氮和碳的掺杂剂，随着晶片从一第一温度 T_1 以一个速率 R 冷却到一第二温度 T_2 ，掺杂剂的浓度足够促进形成稳定的氧沉淀物成核中心。稳定的氧沉淀成核中心在低于约 1150°C 的温度下不能溶解，但在约 1150°C 和约 1300°C 之间的温度下能溶解。 T_1 是在约 1150°C 和约 1300°C 之间。 T_2 是晶格空位在硅中固定时的一个温度。 R 为每秒至少约 5°C 。该方法包括将晶片加热到至少约 1150°C 的温度，以便在前表面层和主体层中形成晶格空位，并将经过加热的晶片以一个速率冷却，以便在晶片中形成空位浓度分布，其中空位的峰值密度是在主体层中，同时浓度一般从峰值密度的位置朝晶片的前表面方向降低，并且在前表面

层和主体层中空位的浓度差异使得稳定的氧沉淀物成核中心在前表面层中不形成、而稳定的氧沉淀物成核中心在主体层中形成。另外，该方法包括随着晶片冷却在主体层中形成稳定的氧沉淀物成核中心，同时主体层中稳定的氧沉淀物成核中心的浓度主要取决于空位的浓度。

在还有另一个实施例中，本发明针对一种用于制备一种单晶硅（晶）片的方法，上述单晶硅片具有一种受控制的氧沉淀性能。该方法包括选定一种晶片，所述晶片由一种直拉法生长的单晶硅锭切片而成，上述晶片包括一个前表面，一个后表面，一个在前表面和后表面之间的中心平面，一个前表面层，及一个主体层，上述前表面层包括晶片在前表面和一个从前表面并朝向中心平面测得的距离 D 之间的区域，而上述主体层包括晶片在中心平面和前表面层之间的区域。晶片还包括一种掺杂剂，所述掺杂剂选自氮和碳。当氮是掺杂剂时，氮的浓度是在约 1×10^{12} 和约 5×10^{14} 原子/cm³ 之间。当碳是掺杂剂时，碳的浓度是在约 1×10^{16} 和约 4×10^{17} 原子/cm³ 之间。该方法还包括使晶片经受一种热处理，以便在前表面层和主体层中形成晶格空位。经过加热处理的晶片以一个速率冷却，以便在晶片中产生一空位浓度分布，其中空位的峰值密度是在主体层中，同时浓度一般从峰值浓度位置朝晶片的前表面方向降低，并且在前表面层和主体层中空位浓度的差异使得稳定的氧沉淀物成核中心在前表面层中不形成、而稳定的氧沉淀物成核中心在主体层中形成。此外，随着经过热处理的晶片被冷却，稳定的氧沉淀物成核中心在主体层中形成，同时在主体层中稳定的氧沉淀物成核中心的浓度主要取决于空位的浓度。

本发明的另一些目的和特点的一部分将是显而易见的，而一部分将在下面指出。

附图简介

图 1 是本发明方法的示意图。

具体实施方式

按照本发明，揭示了一种理想沉淀的晶片，上述理想沉淀的晶片在基本上任何电子器件制造法期间，都将形成一个具有足够深度的洁净区和一个含有足够氧沉淀物密度的晶片主体，上述氧沉淀物用于IG(本征吸除)目的。有利的是，这种理想沉淀的晶片可以用半导体硅制造工业中常用的工具制备而没有什么问题。这种方法在硅中产生一个“样板”，所述样板决定或“印刷”氧最后在其中沉淀的方式。按照本发明，这个样板这样进行稳定，以使它可以经受随后的快速热处理(比如：外延淀积和/或氧植入)，而不插进热稳定退火。

A、原始材料

用于本发明理想沉淀的晶片的原始材料是一种单晶硅片，上述单晶硅片包括氮和/或碳作为一种掺杂剂。掺杂剂的浓度选择成提供两种理想的特性：(i) 溶解原始晶片中任何氧沉淀成核中心的能力，以便氧最后按照理想的样板沉淀(亦即，一个没有氧沉淀物的洁净区和在包括氧沉淀物的硅主体中一个本征吸除区域)；和(ii) 生长氧沉淀成核中心的能力，上述氧沉淀成核中心在本发明的方法期间是足够大或者足够稳定，以便成核中心在随后的快速热处理如外延淀积期间不溶解和擦除已经建立的沉淀物样板。为了达到稳定的效果而同时保持形成洁净区的能力，硅中掺杂剂的浓度通常是在约 1×10^{12} 原子/cm³ (约 0.00002ppma) 和 1×10^{15} 原子/cm³ (约 0.02ppma) 之间。在本发明的另一个实施例中，氮的浓度是在约 1×10^{12} 原子/cm³ 和约 1×10^{13} 原子/cm³ (约 0.0002ppma) 之间。如果氮的浓度太低，比如低于约 1×10^{12} 原子/cm³ (约 0.00002ppma)，则稳定效果可能达不到(亦即它们会在低于约 1150℃ 的温度下溶解)。另一方面，如果氮的浓度太高，比如大于约 1×10^{15} 原子/cm³ (约 0.02ppma)，则在晶体生长期间所形成的氧沉淀成核中心在本发明方法的快速热退火步骤期间可能不溶解。

此外，如果硅晶体含有太多的氮，则氧化诱生堆垛层错(OISF)往往会在整个晶片上形成，上述 OISF 对晶片和淀积于其上的任何外延层的质

量都产生负面影响（见日本专利局公开 No.1999-189493）。具体地说，硅片表面上的 OISF 不象其它的空位型缺陷，不能通过淀积一个外延硅层覆盖。OISF 穿过外延层继续生长，并产生通称为外延堆垛层错的生长中缺陷。外延堆垛层错具有一在基于激光的自动检测装置目前的检测限约 $0.1\ \mu\text{m}$ 至大于约 $10\ \mu\text{m}$ 的范围内的最大横截面宽度。

按照本发明，晶片可以包括碳，所述碳代替氮或与氮结合，以便使氧沉淀物成核中心稳定。在一个实施例中，硅中碳的浓度是在约 1×10^{16} 原子/cm³ (0.2ppma) 和约 4×10^{17} 原子/cm³ (8ppma) 之间。在另一个实施例中，碳的浓度是在约 1.5×10^{16} 原子/cm³ (0.3ppma) 和约 3×10^{17} 原子/cm³ (6ppma) 之间。

直拉生长的硅通常具有一在约 5×10^{17} —约 9×10^{17} 原子/cm³ 范围内 (ASTM 标准 F-121-83) 的间隙氧浓度。由于晶片的氧沉淀性能变得基本上与理想沉淀的晶片中氧浓度脱开联系，所以原始晶片可具有一落于用直拉法可达到的范围之内或甚至该范围之外的任何地方的氧浓度。

在一种没有大于氮和/或碳的典型杂质含量范围的硅单晶锭生长期间，硅从它的熔化温度（约 1410°C ）冷却，并且随着硅冷却通过约 700°C —约 350°C 温度范围，空位和氧可以相互作用，以便在晶锭中形成氧沉淀物成核中心。在不遵循一种特定理论的情况下，目前认为，氮/碳掺杂剂原子通过阻滞单晶硅中空位的扩散而促进氧沉淀物成核中心的形成。具体地说，随着氮和/或碳的浓度增加到高于杂质含量范围，在一规定温度下空位的浓度也增加，因而使空位和氧产生临界过饱和的温度增加。结果，对于具有氮和/或碳的浓度在本发明范围内的硅来说，临界过饱和温度移动到在约 800°C 和约 1050°C 之间。在更高的临界过饱和温度下，空位的浓度更大并且氧原子更易迁移，因而增加了二者之间的相互作用，并导致形成更大、更稳定的氧沉淀物成核中心。

按照本发明，在原始材料中是否存在成核中心不是关键，因为它们能在约 1150°C 和约 1300°C 之间的温度下通过热处理硅溶解。尽管氧沉淀成核中心的存在（或密度）不能用目前可用的技术直接测量，但它们的存在可

通过使硅片经受氧沉淀热处理，如使硅片在一约 800℃ 的温度下退火 4 小时和然后在一 1000℃ 的温度下退火 16 小时，来进行检测。目前氧沉淀物的检测限约为 5×10^6 沉淀物/cm³。

晶片是从按照常规直拉晶体生长法生长的晶锭切片得到。在晶锭生长期间，氮和/或碳可以通过几种方法加入晶锭中，上述方法包括例如气态氮/碳进入生长室和/或将固态氮/碳加入多晶硅熔体中。加到生长的晶体中的掺杂剂量通过将固态掺杂剂加到硅熔体中更精确地控制，如通常采用的这样。例如，加到晶体中的氮/碳量很容易例如在一已知直径的硅片上淀积一层已知厚度的氮化硅 (Si₃N₄) 或碳化硅 (SiC) 确定，上述氮化硅或碳化硅是在形成硅熔体之前加入装有多晶硅的坩锅中 (Si₃N₄ 和 SiC 的密度分别为约 3.18g/cm³ 和约 3.21 g/cm³)。

标准直拉生长法，及标准的硅切片、研磨、腐蚀，和抛光技术已在例如 F.Shimura 所著“半导体硅晶体工艺学”，Academic Press, 1989，和“硅化学腐蚀” (J.Grabmaier 等)，Springer-Verlag, New York, 1982，中公开 (通过引用结合于此)。用于本发明方法的原始材料可以是一种经过抛光的硅片，或者可供选择地，是一种已经过研磨和腐蚀但没有经过抛光的硅片。此外，晶片可以具有空位或自间隙 (自填隙) 点缺陷作为主要的本征点缺陷。例如，晶片可以是中心到边缘空位为主，从中心到边缘自间隙为主，或者它可以包含空位为主的材料的中央芯，所述中央芯被自间隙为主的材料轴向对称环包围。

现在参见图 1，用于本发明理想沉淀的晶片的原始材料，即单晶硅片 1，具有一个前表面 3，一个后表面 5，及一个在前表面和后表面之间的假想中心平面 7。本文中的术语“前”和“后”用来区分晶片两个主要的、一般是平面的表面；如本文所用的那个术语晶片的前表面不一定是一个电子器件随后将在其上制造的表面，如本文所用的那个术语晶片的后表面也不一定与电子器件在其上制造的表面相对的晶片主表面。此外，由于硅片通常具有总厚度变差 (TTV)，翘曲和弓形，所以前表面上每个点和后表面上每个点之间的中点可能不是精确地落在一个平面内；然而，实际上，TTV、

翘曲和弓形通常是如此之轻微，以致可以十分近似地把中点说成是落在一个假想的中心平面内，上述假想的中心平面在前表面和后表面之间近似等距离。

B、在掺杂的硅片中的空位形成

按照本发明，晶片经受一个热处理步骤，即步骤 S_2 （任选的步骤 S_1 在下面更详细说明），在上述步骤 S_2 中，将晶片加热到一个高温，以便形成并因此增加晶片 1 中晶格空位 13 的数量密度。优选的是，这个热处理步骤在一快速热退火炉中进行，在其中将晶片快速加热到一个目标温度 T_1 ，并在那个温度下退火一段比较短的时间（比如，它们能在几秒钟之内将晶片从室温加热到 1200°C ）。一种这样的市售 RTA（快速热退火）炉是从 STEAG AST Electronic GmbH (Dornstadt, Germany) 购买的 2800 型炉。一般，晶片经受一个超过 1150°C ，但低于约 1300°C 的温度处理。通常，晶片加热到在约 1200 和约 1275°C 之间，而更典型的是在约 1225 和 1250°C 之间的一个温度。

本征点缺陷（空位和硅自间隙）能通过单晶硅扩散，同时扩散速率与温度有关。因此，本征点缺陷的浓度分布随本征点缺陷的扩散率和再结合率而变，并且再结合率随温度而变。例如，本征点缺陷在晶片于快速热退火步骤中退火的温度附近的温度下较易迁移，而对于在高达 700°C 的温度下任何商业上实际时间周期它们基本上固定。迄今为止所得到的实验数据表明，空位的有效扩散速率在低于约 700°C 并且也许高达 800°C ， 900°C ，或甚至 1000°C 的温度下也大大放慢；在更低的温度下，可以认为空位对任何商业上实际时间周期都是固定的。

除了引起形成晶格空位之外，快速热退火步骤造成预先存在的氧沉淀物成核中心溶解，上述氧沉淀物成核中心在硅原始材料中存在。这些成核中心可以例如在硅片由其切片而得的单晶硅锭生长期间形成，或者是由于晶片或晶片由其切片的晶锭的前期热历史中某种其它事件的结果形成。因此，倘若这些成核中心能在快速热退火步骤期间溶解，则原始材料中这些

成核中心是否存在不是关键。

在热处理期间，晶片暴露于一种气氛下，上述气氛包括一种或多种选定的气体，以便产生一种空位浓度分布，上述空位浓度分布在一个实施例中比较均匀，而在另一个实施例中是不均匀的。

1. 非氮化和非氧化气氛实施例

在一个实施例中，晶片1在一种非氮化气氛和非氧化气氛（亦即，一种惰性气氛）中进行热处理。当用一种不含氮、不含氧的气体作为快速热退火步骤和冷却步骤中的气氛或环境时，在达到退火温度时，几乎，如果不是立即，达到整个晶片上空位浓度的增加。在热处理期间晶片中形成的空位浓度分布（数量密度）从晶片的前面到晶片的后面比较恒定。晶片一般将在这个温度下保持至少一秒钟，通常是至少几秒钟（比如至少3秒钟），优选的是几十秒钟（比如20，30，40或50秒钟），并且根据所希望的晶片特性，可以保持高达约60秒范围内的一段时间（该温度接近市售快速热退火炉的极限）。根据迄今为止所得到的实验数据，在退火期间将晶片在一确定的温度下保持额外的时间似乎不会导致空位浓度增加。合适的气体包括氮、氩、氦、二氧化碳，及其它这种惰性元素和化合物气体，或这些气体的混合物。

迄今为止所得到的实验数据表明，非氮化/非氧化气氛优选的是仅具有一种氧、水蒸汽和其它氧化性气体的较小分压；也就是说，气氛具有总体不存在各种氧化性气体或这些气体的分压，而不足以注入足够量的抑制空位浓度形成的硅自间隙原子。尽管较低的氧化性气体浓度限没有精确测定，但现已证明，对于0.01大气压（atm.）的氧分压，或者百万分之10000原子（10000ppma），未观察到空位浓度增加和影响。因此，优选的是，气氛具有氧和其它氧化性气体的分压低于0.01atm.（10000ppma）；更优选的是气氛中这些气体的分压不大于约0.005atm.（5000ppma），更优选的是不大于约0.002atm（2000ppma），和最优选的是不大于约0.001atm.（1000ppma）。

2. 表面氧化物层/氮化气氛实施例

在本发明方法的另一个实施例中，晶片 1 是在步骤 S_2 之前在步骤 S_1 于一含氧气氛中进行热处理，以便生长一个表面的氧化物层 9，上述氧化物层 9 包封晶片 1。一般，该氧化物层将具有一个厚度，所述厚度大于在硅上形成的天然氧化物层（约 15\AA ）。在这个第二实施例中，氧化物层的厚度通常是至少约 20\AA 。在某些情况下，晶片将具有至少约 25 或 30\AA 厚的一个氧化物层。然而，迄今为止所得到的实验数据提出，具有厚度大于约 30\AA 的氧化物层尽管不干扰所希望的效果，但提供很少或没有提供额外的好处。

在形成氧化物层之后，快速热退火步骤通常是在存在一种氮化气氛，也就是说，一种含氮气（ N_2 ）或一种含氮化合物气体如能够氮化露出的硅表面的氮的气氛中进行，可供选择地，或者此外，该气氛可以包括一种非氧化和非氮化的气体如氩。在达到退火温度时，整个晶片上几乎，如果不是立即的话，达到空位浓度的增加，并且晶片中的空位浓度分布比较均匀。

3. 天然氧化物层/氮化气氛实施例

在一个第三实施例中，起始晶片仅有一个天然氧化物层。当这一晶片在一种氮化气氛中退火时，效果与对第二实施例所观察到的效果不同。具体地说，当具有增加了(enhanced)氧化物层的晶片在氮气氛中退火时，在达到退火温度时整个晶片几乎，如果不是立即的话，达到空位浓度基本上均匀地增加；而且，空位浓度似乎不是在一规定的退火温度下随着退火时间的推移而显著增加。如果晶片只有一个天然氧化物层，及如果晶片的前表面和后表面是在氮中退火，则所产生的晶片将具有一个空位浓度（数量密度）分布，对晶片的一个横截面来说，上述空位浓度分布一般是“U形”。也就是说，空位的最大浓度在前表面和后表面的几微米处或几微米之内出现，并且比较恒定且较小的浓度将在整个晶体主体中出现，同时晶片主体中的最小浓度起初近似等于具有增加了氧化物层的晶片中所得到的浓度。而且，退火时间的增加将造成只有一天然氧化物层的晶片中的空位浓度增加。

因此，再参见图 1，当只有一个天然氧化物层的一个分段（segment）

按照本方法在一氯化气氛下退火时，所产生的空位峰值浓度或最大浓度起初一般位于区域 15 和 15' 之内，而硅分段的主体 17 将含有一比较低的空位和成核中心浓度。通常，这些峰值浓度区域将位于距硅分段表面几微米（亦即，约 5 或 10 微米），或几十微米（亦即，约 20 或 30 微米），高达约 40-约 60 微米范围内。

4. 含氧环境

当快速热退火和冷却步骤中的气氛或环境含有氧时，或者更具体地说，当它包括氧气（ O_2 ）或一种与含氮气体、一种惰性气体或二者相结合的含氧气体（比如，高温蒸汽）时，表面区域附近的空位浓度分布受到影响。迄今为止的实验数据表明，近表面区域的空位浓度分布与大气氧浓度成反比关系。在不遵循任何特定理论的情况下，一般认为，在足够的浓度下，在氧中退火导致硅表面的氧化作用，和结果起形成一个向内的硅自间隙通量(flux)。硅自间隙通量受氧化作用的速率控制，而氧化作用速率本身又受环境中氧的分压控制。这种向内的自间隙通量具有通过产生再结合逐渐改变空位浓度分布的效果，上述再结合在表面处开始，然后向内移动，同时向内移动的速率随着增加氧分压而增加。当在热处理期间（ S_1 和/或 S_2 ）在环境中用氧与一种含氮气体结合时，可以得到一种“M 形”空位分布，其中最大或峰值空位浓度在硅主体中是在中心表面和表面层之间存在（浓度一般朝其中一个方向降低）。由于在环境中存在氧的结果，任何任意深度的低空位浓度区域都可以产生。

另外，实验数据进一步提出，只有一个天然氧化物层的晶片和具有增加了氧化物层的晶片性能上的差别可以通过在气氛中包括分子氧或另一种氧化性气体加以避免。换另一种方式说，当只有一个天然氧化物层的晶片在一种含有小的氧分压的氮气氛中退火时，晶片性能与具有一增加了氧化物层的晶片相同（亦即，在经过热处理的晶片中形成一比较均匀的浓度分布）。在不遵循任何理论情况下，似乎是厚度大于一个天然氧化物层的表面氧化物层用作禁止硅氮化作用的屏蔽。因此这种氧化物层可以在起始晶片上存在，或者通过在退火步骤期间生长一个增加的氧化物层就地形成。

如果这是所希望的，则在快速热退火步骤期间的气氛优选的是含有一个至少约 0.0001atm. (100ppma) 的分压，更优选的是含有至少约 0.0002 (200ppma) 的分压。然而，由于上述原因，氧的分压优选的是不超过 0.01atm. (10000ppma)，而更优选的是小于 0.005atm. (5000ppma)，还更优选的是小于 0.002atm. (2000ppma)，及最优选的是小于 0.001atm. (1000ppma)。

因此，在一个第四实施例中，在快速热退火期间的气氛通常含有一个氧分压，所述氧分压足够得到一个小于约 30 微米的洁净区深度。通常洁净区深度在大于约 5 微米—小于约 30 微米的范围内，并可以在约 10 微米—约 25 微米范围内，或者在约 15 微米—约 20 微米范围内。更具体地说，热处理可以在下述一种气氛中进行，所述气氛包括一种含氮气体(比如， N_2)，一种不含氧，不含氮的气体(比如，氩，氦等)，或它们的一种混合物，及一种含氧气体(比如， O_2 或高温蒸汽)，上述气氛具有一足够产生一个向内的间隙通量的氧分压(比如，至少约 1ppma, 5ppma, 10ppma 或更多)但小于约 500ppma，优选的是小于约 400ppma, 300ppma, 200ppma, 150ppma 或甚至 100ppma，而在某些实施例中，优选的是小于约 50, 40, 30, 20 或甚至 10ppma。当将一种含氮气体和不含氮、不含氧的气体二者的混合物与氧化性气体一起用时，二者(亦即含氮气体与惰性气体)的相应比值可以在约 1: 10—约 10: 1, 约 1: 5—约 5: 1, 约 1: 4—约 4: 1, 约 1: 3—约 3: 1, 或约 1: 2—约 2: 1 范围内，同时在某些实施例中优选的是含氮气体与惰性气体的比值为约 1: 5, 1: 4, 1: 3, 1: 2 或 1: 1。换另一种方式说，如果用这种气态混合物作为用于退火步骤和冷却步骤的气氛，则其中含氮气体的浓度可以在约 1%—小于约 100%，约 10%—约 90%，约 20%—约 80%或约 40%—约 60%范围内。

5. 同时暴露于不同气氛中

在本发明的另一些实施例中，晶片的前表面和后表面可以暴露于不同的气氛中，上述气氛中每种气氛都可以含有一种或多种氮化或非氮化气体。例如，当晶片的前表面暴露于一种非氮化气氛中时，晶片的后表面可以暴

露于一种氯化气氛中。根据每个表面的条件及其暴露于其中的气氛，经受有不同气氛的热处理的晶片可以具有不对称的空位浓度分布。例如，如果前表面仅有一个天然氧化物层和后表面具有一个增加的氧化物层，及晶片在一个氯化气氛中进行热处理，则晶片前面部分中的空位浓度将更类似于“U形”分布，而晶片的后面部分在性质上更均匀。可供选择地，多个晶片（比如，2，3或更多晶片）可以同时退火，而同时它们成面对面地叠置；当用这种方式退火时，处于面对面接触的各表面在退火期间机械式地与气氛隔开。可供选择地，和根据在快速热退火步骤期间所应用的气氛和所希望的晶片氧沉淀分布，氧化物层可以只在晶片的一个表面（比如，前表面3）上形成。

C. 经过热处理掺杂硅片的快速冷却

在完成步骤 S_2 时，晶片在步骤 S_3 中快速冷却通过这样的温度范围，即从晶格空位在单晶硅中较易迁移的温度冷却到至少温度 T_2 ，在温度 T_2 下晶格空位在硅中比较固定。随着晶片温度下降贯穿这个温度范围，空位扩散到晶片的表面和/或晶片表面上的天然氧化物层，并变得湮灭，因此导致空位浓度分布的变化，同时变化的程度取决于晶片保持在这个范围内的一个温度下的时间长度。如果晶片在这个范围内的这个温度下保持一个无限的时间周期，则空位浓度分布将再次变成类似于步骤 S_2 的初始分布（比如，均匀的，“U形”或不对称），但平衡浓度低于刚完成热处理步骤时的浓度。然而，通过快速冷却晶片，晶格空位在近表面区域中的分布显著减小，这种情况产生一种改变的空位浓度分布。例如，快速冷却起初具有均匀分布的晶片产生一种非均匀的分布，其中最大空位浓度是在中心平面7处或其附近，并且空位浓度朝晶片的前表面3和后表面5方向降低。如果在冷却之前空位浓度分布是“U形”，则在快速冷却晶片之后的最终浓度分布将是“M形”。也就是说，空位浓度分布将具有一个局部最小浓度和两个局部最大浓度，上述一个局部最小浓度在中心平面附近类似于快速冷却晶片之前的U形分布，而上述两个局部最大浓度其中一个在中心平面和前表面之间，另一个在中心平面和后表面之间，它们由抑制表面区域中的空位

产生。最后，如果在冷却之前空位浓度分布是不对称的，则最终浓度在中心平面和一个表面之间将具有一个最大浓度，上述最大浓度类似于“M形”分布，并且一般将从中心平面到另一个表面减小，类似于在冷却一个均匀浓度分布之后所形成的分布。

一般，在这个温度范围内的平均冷却速率 R 为至少约每秒 5°C 而优选的是至少每秒约 20°C 。根据所希望的洁净区深度，平均冷却速率可以优选的是为每秒至少约 50°C ，还更优选的是每秒至少约 100°C ，同时对某些应用来说，目前优选的冷却速率在每秒约 100°C -约 200°C 。一旦晶片冷却到一个温度，所述温度在晶格空位于单晶硅中较易迁移的温度范围之外，冷却速率似乎对晶片的沉淀特性没有显著影响，并因此似乎在狭义上不是关键。如上所述，迄今为止所得到的实验数据表明，空位的有效扩散速率通常在低于约 700°C 的温度下大大变慢，并且在更低温度下，可以认为空位对任何商业上实际时间周期都是固定的。按常规，冷却步骤可以在与实施加热步骤的相同气氛中实施。

在步骤 S_3 期间，晶片中的空位和间隙氧相互作用而形成氧沉淀物成核中心。氧沉淀物成核中心的浓度主要取决于空位浓度，并且照这样，氧沉淀物成核中心的分布与空位的分布相对应。具体地说，在高空位区域（晶片主体）中形成氧沉淀物成核中心，而在低空位区域（晶片表面附近）中不形成氧沉淀物成核中心。因此，通过将晶片分成不同的空位浓度区，而产生一个氧沉淀物成核中心的样板。此外，晶片主体中氧沉淀物成核中心的分布与空位的分布相对应。也就是说，它是不均匀的，并可以具有若干分布，上述分布可以表征为，比如，在中心平面处或其附近具有一最大浓度，及朝前表面和后表面方向逐渐减小，“M形”，或不对称。

按照本发明，在晶片主体中所形成的氧沉淀物成核中心在完成快速热退火时是“稳定的”（“被稳定化”）；也就是说，不需要随后的长期（比如，若干小时）热加热处理来使成核中心生长到一个尺寸，上述尺寸可以承受一种快速热处理，如外延淀积。如上所述，目前认为，氮和/或碳掺杂原子延缓空位在硅中的扩散，这种情况增加了空位临界过饱和发生时的温

度，最后产生稳定的氧沉淀物成核中心（亦即，它们在低于约 1150℃ 的温度下不能溶解）。

在步骤 S₃ 之后，晶片具有一个表面层和一个主体层，上述表面层包括晶片在前表面和一个从前表面并朝向中心平面测得的距离 D 之间的区域，其中表面层没有氧沉淀物成核中心，而上述主体层包括晶片在中心表面和第一区域之间的一个第二区域，其中主体层包括稳定（化）的氧沉淀物成核中心。晶片中掺杂剂的浓度使稳定的氧沉淀物成核中心能在约 1150-约 1300℃ 范围内的温度下溶解。照这样，稳定的氧沉淀成核中心可以承受随后的热处理过程如外延沉积，而不用防止在步骤 S₂ 期间生长中的氧沉淀物成核中心溶解。

D. 氧沉淀物的生长

在步骤 S₄ 中，使晶片经受一氧沉淀物生长热处理，以便将稳定的氧沉淀物成核中心生长成氧沉淀物。例如，晶片可以在 800-1000℃ 的一个温度下退火 16 小时。可供选择和优选的是，将晶片装入一个 800-1000℃ 的炉中，作为电子器件制造法的第一步。当温度增加到 800℃ 或更高时，氧沉淀成核簇通过消耗空位和间隙氧继续生长到沉淀物中，而在各表面附近的区域中，不形成氧沉淀成核中心和没发生什么情况。

如图 1 中所示，在晶片中所产生的氧沉淀物深度分布的特征在于：没有氧沉淀物的材料的清洁区域（洁净区）15 和 15' 分别从前表面 3 和后表面 5 延伸到一个深度 t, t'。在没有氧沉淀物的区域 15 和 15' 之间，有一个区域 17，所述区域 17 含有一种不均匀的氧沉淀物浓度分布，具有一种与上述空位的分布有关的分布。

在区域 17 中氧沉淀物的浓度主要是随加热步骤而变，和其次是随冷却速率而变。一般，氧沉淀物的浓度在加热步骤中增加温度和增加退火时间的情况下增加，同时通常得到沉淀物密度是在约 1×10^7 —约 5×10^{10} 沉淀物/cm³ 范围内。

没有氧沉淀物的材料（洁净区）15 和 15' 分别距前表面和后表面的浓度 t, t'，主要是随贯穿一温度范围的冷却速率而变，在上述温度范围下，

晶格空位在硅中较易迁移。一般，深度 t , t' 随降低冷却速率而增加，同时可获得为至少约 10, 20, 30, 40, 50, 70 或甚至 100 微米的洁净区深度。重要的是，洁净区的深度基本上与电子器件制造法的细节无关，并且此外，不象常规做法那样取决于氧的向外扩散。然而，照实际情况来看，为得到浅的洁净区深度所需的冷却速率稍微极端，并且热冲击可能产生损坏晶片的危险。因此，可供选择地，洁净区的厚度可以通过选择一种环境进行控制，晶片在上述环境中退火（见上文），而同时让晶片在一较少极端的速率下冷却。换另一种方式说，对于一个规定的冷却速率，可以选择一种环境，上述环境产生一个用于一个深洁净区（比如，50⁺微米），中间洁净区（比如，30-50 微米），浅洁净区（比如，小于约 30 微米），或甚至没有洁净区的样板。在用于退火步骤和冷却步骤的精密条件这方面，在不脱离本发明范围的情况下，应该注意，它们可以与本文所述的不同。而且，这些条件可以例如通过调节温度和退火持续时间，及气氛条件（亦即，气氛组成，及氧分压）凭经验确定，以便优化所希望的深度 t 和/或 t' 。

尽管在本发明这种方法中所应用的快速热处理可以造成少量氧从晶片的前表面和后表面向外扩散，但向外扩散量比用于形成洁净区的常规方法中所观察到的向外扩散量显著地少。结果，本发明理想沉淀的晶片，随着距硅表面距离的变化而具有一种基本上均匀的间隙氧浓度。例如，在氧沉淀热处理之前，从晶片中心到在硅表面约 15 微米之内的晶片区域，更优选的是从硅中心到在硅表面约 10 微米之内的晶片区域，甚至更优选的是从硅中心到在硅表面约 5 微米之内的晶片区域，及最优选的是从硅中心到硅表面约 3 微米之内的晶片区域，晶片将具有一个基本上是均匀的间隙氧浓度。在本文中，基本上均匀的氧浓度将意思是指氧浓度中的变化不大于约 50%，优选的是不大于约 20%，和最优选的是不大于约 10%。

通常，氧沉淀热处理不产生显著量的氧从经过热处理的晶片向外扩散。结果，在大于距晶片表面几微米的距离处洁净区中间隙氧的浓度不会由于沉淀热处理而显著改变。例如，如果晶片的洁净区由晶片在硅表面和一个距离 D （该距离至少约 10 微米）之间的区域组成，上述距离 D 是从前表

面朝向中心表面方向所测得的，则在洁净区内距硅表面的距离等于 D 一半的位置处，氧浓度通常至少约为洁净区内任何地方间隙氧浓度的峰值浓度的 75%。对某些氧沉淀热处理，在这个位置处的间隙氧浓度将甚至更大，亦即在洁净区中任何地方最大氧浓度的至少 85%，90% 或甚至 95%。

E. 外延层

在本发明的一个实施例中，可以在理想沉淀的晶片表面上沉积一个外延层。本发明的上述氧沉淀成核和稳定方法可以在外延淀积之前或之后进行。有利的是，稳定的氧沉淀成核中心的形成可以在不溶解所建立的沉淀物分布情况下用于实施外延淀积方法。

外延层可利用该技术领域的技术人员已知和采用的常规方法，如一种气相、含硅组成的分解而形成。在本发明的一个优选实施例中，晶片的表面暴露于一种包括一种含硅的挥发性气体（比如， SiCl_4 、 SiHCl_3 、 SiH_2Cl_2 、 SiH_3Cl 或 SiH_4 ）的气氛之下。上述气氛优选的是还含有一种载体气体（优选的是 H_2 ）。在一个实施例中，外延淀积期间的硅源是 SiH_2Cl_2 或 SiH_4 。如果用 SiH_2Cl_2 ，则淀积期间的反应器真空压力优选的是从约 500 到约 760 托。另一方面，如果用 SiH_4 ，则反应器压力优选的是约 100 托。更优选的是，淀积期间的硅源是 SiHCl_3 。这往往比其它硅源便宜得多。此外，用 SiHCl_3 的外延淀积可以在大气压下进行。这是有利的，因为不需要真空泵和反应器室不必为防止塌陷而十分坚固。而且，存在较少的安全危险，和减少了空气或其它气体漏入反应器室的机会。

在外延淀积期间，晶片表面优选的是保持在一个温度下，所述温度足够防止含硅的气氛将多晶硅淀积到表面上，上述温度为至少约 800°C ，更优选的是约 900°C ，及最优选的是约 1100°C 。外延淀积生长的速率优选的是从约 0.5 至约 $0.7\mu\text{m}/\text{min}$ 。从约 3.5 至约 $4.0\mu\text{m}/\text{min}$ 的速率可以例如通过用一种气氛在约 1150°C 的温度和约 1atm 的压力下达到，上述气氛基本上由约 2.5 摩尔 (M) % SiHCl_3 和约 97.5 摩尔 % H_2 组成。

如果希望的话，外延层可以额外包括 p-型或 n-型掺杂剂。例如，对外

延层常常优选的是含有硼。这一层可以通过例如在淀积期间气氛中包括 B_2H_6 制备。为得到所希望性能（比如电阻率）所用的气氛中， B_2H_6 的摩尔分数将取决于几个因素，如在外延淀积期间从特定衬底向外扩散的硼量，在反应器和衬底中作为污染物存在的 p-型掺杂剂和 n-型掺杂剂的量，及反应器压力和温度等。对高电阻率应用来说，外延层中的掺杂剂浓度应象实际情况那样低。

F. 硅绝缘体结构的制备

氧沉淀核通过按照本发明的掺氮/碳的稳定化还可以用于制备一种如美国专利 No.6,236,104 中所公开的硅绝缘体 (SOI) 结构，该专利通过引用包括在本文中。SOI 结构可以通过使基底或处理晶片经受一种离子植入法生产，上述离子植入法在该技术中是标准方法（见比如，美国专利 No.5436175）。优选的是，理想沉淀晶片法是在离子植入之前于处理晶片上进行，上述离子植入造成氧化物层位于洁净区内。

可供选择地，SOI 结构可以通过用下述方法生产：将一个器件层晶片接合到一个掺氮/碳的稳定处理晶片上，和然后利用该技术中也常用的晶片减薄技术（见比如，美国专利 No.5024723）腐蚀掉一部分器件层晶片。优选的是，器件层晶片将是在掺氮/碳的处理晶片已经受了理想沉淀晶片法之后接合到处理晶片上。然而，可供选择地，器件层晶片可以首先接合到掺氮/碳的处理晶片上，并且整个 SOI 结构可以经受理想沉淀的晶片方法。

除了氮/碳稳定化之外，氧沉淀物成核中心的稳定化可以通过在 2001 年 6 月 22 日提交的美国专利申请 No.60/300208 中所公开的热稳定法进一步加强，上述专利申请通过引用包括在本文中。

G. 晶格空位的测量

单晶硅中晶格空位的测量可以通过铂扩散分析进行。一般，铂淀积在样品上并在一个水平表面中扩散，同时扩散时间和温度优选的是这样选定，以便 Frank-Turnbull 机理控制铂扩散，但所述铂扩散足够通过铂原子达到空位缀饰 (decoration) 的稳定状态。对于具有本发明典型空位浓度的晶片，可以用 20 分钟扩散时间和 730 °C 温度，尽管更准确的跟踪似乎是在一较

低温度比如约 680℃下可达到。此外，为了使由于硅化法的可能影响减至最小，铂淀积法优选的是产生一个少于一个单层的表面浓度。铂扩散技术在别处已有说明，例如，Jacob 等，*J.Appl.Phys.*，vol.82，p.182(1997)；Zimmermann 和 Ryssel，“在非平衡条件下硅中的铂扩散模型”，*J.Electrochemical Society*，vol.139，p.256(1992)；Zimmermann，Goesele，Seilenthal 和 Eichiner，“硅中空位浓度晶片变换 (mapping)”，*Journal of Crystal Growth*，vol.129,p.582(1993)；Zimmermann 和 Falster，“在早期状态下直拉硅中氧沉淀物成核作用研究”，*Appl.Phys.Lett.*，vol.60，p.3250(1992)；及 Zimmermann 和 Ryssel，*Appl.Phys.A*，vol.55，p.121(1992)。

应该理解，上述说明是示例性的而不是限制性的。许多实施例对该技术的技术人员来说，在看了上述说明时将是显而易见的。因此本发明的范围应该不仅是参照上述说明决定，而且还应参照权利要求及这些权利要求授权的整个等效物范围确定。

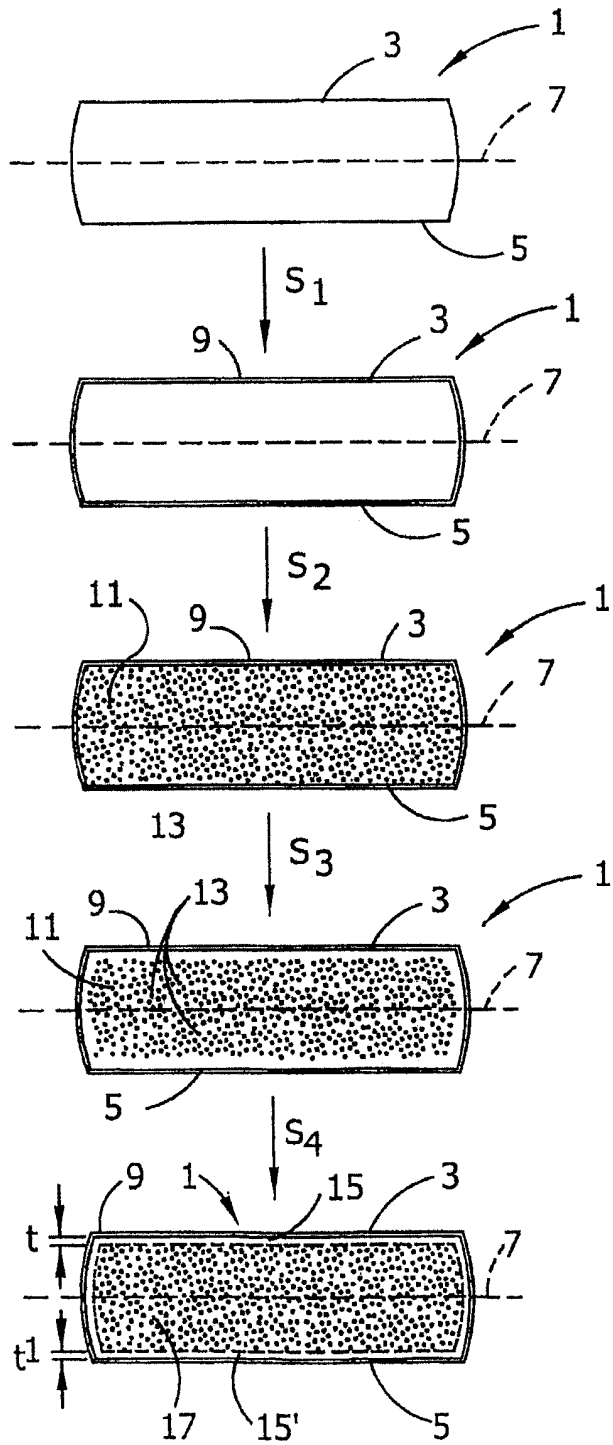


图 1