

文章编号: 1007-4627(2004)03-0231-07

He 离子注入单晶 Si 纳米气泡形成生长及其应用探讨*

刘昌龙

(天津大学理学院物理系, 天津 300072)

摘要: 首先简述了 He 离子注入单晶 Si 引起的气泡形成、生长以及其它缺陷对其生长的影响, 介绍了 Si 中 He 气泡生长的可能微观机制以及它们在现代半导体技术中潜在的应用前景, 提出了该领域研究有待解决的关键问题。

关键词: 单晶 Si; He 离子注入; He 气泡; 生长机制; 缺陷

中图分类号: O571.33 **文献标识码:** A

1 引言

高剂量气体离子辐照金属材料可以产生气泡、表面发泡、表面剥落和层离等多种效应, 以至于严重地影响材料的表面性能^[1-3]。近几年来, 使用气体离子辐照半导体材料研究气泡形成、生长及其应用越来越受到人们的关注。与金属材料相似, 高剂量的气体离子, 如 H 和 He 等注入半导体材料(如 Si, SiC 等)也能在材料内部产生 nm 量级的气泡, 在随后的高温退火过程中, 这些气泡会生长并伴随着气体原子向表面迁移而逃逸出去, 最终在材料内生成较为稳定的空腔^[4, 5]。He 泡或 H 泡在现代半导体技术中具有十分重要的应用前景。首先, 在高温热处理过程中, 半导体中存在的有害金属杂质可以被有效地捕获在气泡的内表面, 因此这种特性可以被用来捕获有源器件中的金属杂质, 从而大大地提高器件的运行性能^[6]; 其次, 由于气泡的形成可以在半导体能带隙中引入深能级, 这种特性又可以用来控制高功率器件中少数载流子的寿命^[7]。另外, Si 中 H 气泡的形成还可以用来制备高性能的 Si/SiO₂/Si 结构, 即所谓的 SIMOX 结构, 该技术就是目前流行的所谓“灵活切割”(Smart Cut)技术^[8]。

目前, 采用轻气体注入单晶 Si 研究气泡形成、生长及其潜在应用的工作已经开展了很多。通过这些研究, 人们对于单晶 Si 中轻气体离子注入引起的气泡产生、生长及其变化规律已经有了较多的认

识, 为轻气体离子注入在未来大规模集成电路技术中的应用提供了重要的参考。本文将结合这些研究简要地介绍 He 离子注入单晶 Si 研究损伤效应及其应用已经取得的基本结果, 并提出了该领域有待解决的一些关键问题。

2 单晶 Si 中 He 注入气泡的形成和生长

高剂量 He 离子注入单晶 Si 引起气泡形成最早是由 Griffioen 等^[9]在 1987 年观测到的。随后, 人们在该领域开展了一大批实验和理论研究。研究结果发现, 与金属材料中 He 注入气泡的形成不同, He 离子注入单晶 Si 气泡形成需要一个临界剂量^[10], 该剂量虽然依赖于离子的注入条件, 如离子能量、注入温度等, 但是, 如果用离子注入引入的 He 原子浓度来描述, 则所对应的临界浓度值却不依赖于离子的注入能量。对于室温 He 离子注入, 该临界浓度值约为 $(3.5 \pm 1) \times 10^{20}$ He/cm³。根据注入剂量的高低, He 离子注入单晶 Si 缺陷的产生及热演变过程基本上可以描述为^[11]: (1) 当注入剂量明显低于临界剂量时, He 离子注入产生的缺陷主要是 He 空位的复合体以及位错和位错环等间隙子型缺陷, 一般通过电镜不能揭示这些 He 空位复合体, 而通过高分辨率电子显微镜则可以观测到所形成的位错或位错环; (2) 当照射剂量处在临界剂量附近时, He 离子注入则可以产生密度较低的气

收稿日期: 2003 - 12 - 21; 修改日期: 2004 - 03 - 19

* 基金项目: 天津大学人才引进启动基金资助项目(411722)

作者简介: 刘昌龙(1967-), 男(汉族), 江苏南京人, 博士, 教授, 从事离子与固体相互作用研究。

泡, 随后的高温退火使得这些气泡趋向于成团, 即生成大的气泡团簇; (3) 当注入剂量明显高于临界剂量时, 电镜观测则发现 He 离子注入在 Si 中产生了一个具有确定边界的由高密度 He 气泡组成的损伤带, 随后的高温退火会使得带中的气泡生长而成为空腔. 作为例子, 图 1 给出了我们采用 40 keV He 离子注入 p 型单晶 Si (剂量 5×10^{15} ions/cm²) 在随后 800 °C 退火 1 h 后观测到的空腔的电镜照片. 从图中可以清楚地看到, 空腔带的宽度约为 180 nm, 该空腔带的中心基本上位于离子的平均投影射程 $R_p \approx 0.42 \mu\text{m}$ 处. 在空腔带中, 小的空腔基本上呈球体状, 而大的空腔却具有明显的刻面.

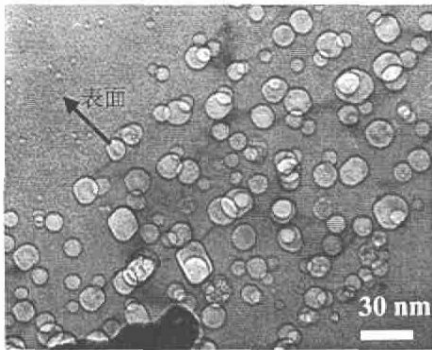


图 1 40 keV He 离子注入单晶 Si (剂量 5×10^{15} ions/cm²) 在 800 °C 退火 1 h 后观测到的空腔带电镜照片

He 离子注入单晶 Si 中气泡的形成与生长主要与注入本身产生的空位和注入引进的 He 原子有关. 与低能重离子辐照单晶 Si 缺陷产生明显不同的是^[12], He 离子注入单晶 Si 产生的缺陷实际上是过量的空位型缺陷. 这些过量的空位型缺陷的产生与 He 原子的作用相关, 由于注入引进的 He 原子在单晶 Si 中具有极高的渗透性, 即使在注入态, 它们也会在 Si 中迁移. 在迁移过程中, 一旦它们遇到空位型缺陷 (如双空位 (V_2), 多空位复合体等), 就会与之结合生成较为稳定的 He 空位复合体, 从而抑制了这些空位型缺陷在随后的热处理中分解. 相反, 注入产生的间隙子或消失于样品的表面和体内, 或直接在体内聚集生成大的间隙子型缺陷, 如 {311} 棒状缺陷、位错以及位错环等. He 空位复合体会进一步捕获空位和 He 原子而生长成更大的 He 空位团簇 ($\text{He}_m\text{-V}_n$), 直至最终形成电镜下可以观测到的 He 气泡. He 原子渗透进空位型缺陷并导致稳定的 He 空位团簇已经为实验所证实^[13, 14].

图 2 给出了采用正电子湮灭技术 (PAS) 测量得到 20 keV He 离子注入单晶产生空位的深度分布及其退火规律. 图中结果清楚地显示了在退火过程中空位的浓度在 300—600 °C 范围内不是常规的逐渐减小, 而是逐渐增加, 这种反常的退火行为实际上是 He 原子在起作用. 当空位型缺陷一旦有 He 原子渗入, 这些空位型缺陷就不能被正电子所识别. 由于退火导致了 He 原子从这些空位型缺陷中释放出来并从样品的表面逃逸出去, 从而导致了这些缺陷又能被正电子所识别. 因此, 以上结果明显地说明了两个事实, 一是 He 离子注入确实在 Si 中产生了大量的 He 空位的复合体, 另一个是这些复合体可以有助于大量的空位型缺陷即使在随后的低温热处理过程中也能存活下来.

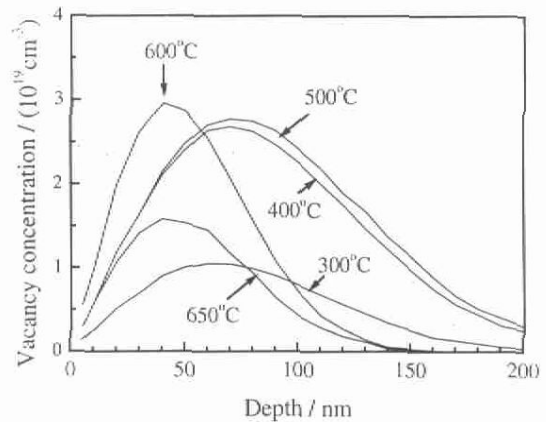


图 2 采用 PAS 分析得到的 20 keV He 离子注入单晶 Si 产生的空位浓度深度分布及其退火行为 (引自文献 [13])

He 泡一旦在 Si 中形成以后, 随后的高温退火会导致这些气泡生长并伴随着 He 气体从这些气泡中分离, 从而通过样品的表面逃逸出去, 最终在样品中会形成稳定的空腔. Raineri 等^[10]已经详细地研究了各种退火条件下 He 气泡的生长情况, 发现气泡的生长强烈地依赖于退火的温度, 而在相同的退火温度下对退火时间的依赖性却不是很强, 对退火温度的依赖性可以归纳为: (1) 空腔的平均直径随着退火温度的增加而显著增加; (2) 空腔的密度和空腔带的宽度则随退火温度的增加逐渐减小.

单晶 Si 中 He 注入空腔的形成除依赖于离子的照射剂量和随后的热处理条件外, 它同时还依赖于离子的能量. 我们曾详细地研究了高能量 (1.55 MeV) He 离子辐照单晶 Si 引起的损伤及其退火规律^[11], 发现此时气泡形成及其生长明显不同于低能

He 离子注入情形, 第一个主要差别表现为: 在临界照射剂量附近, 高温退火不仅导致 He 气泡趋向于成团, 而且气泡成团的同时还产生了高密度的大尺寸位错或位错环从这些气泡团中延伸出来, 如图 3 所示. 在 $5 \times 10^{15} - 1 \times 10^{16}$ ions/cm² 的注入剂量范围, keV He 注入单晶 Si 在随后的高温退火下也观测到了大的气泡团簇的形成, 然而, 并没有很高密度的位错或位错环伴生^[15,16]. 气泡团簇的形成主要与气泡处于过压状态有关, 在高气压状态下, 几个气泡形成一个团簇要比这几个气泡聚集成一个大的气泡所处的能量状态要低, 因而更为稳定. 伴随气泡成团而出现的高密度位错或位错环可以解释如下: 由于气泡团簇的生长同样依赖于捕获新的空位和 He 原子, 在气泡团簇形成生长时, 基体的 Si 原

子会从这些气泡团簇的形成位置被排斥出去以便留下更多的空间给 He 原子, 这些被排斥出去的 Si 原子将被紧紧地束缚在这些气泡团簇的周围, 并在随后的高温退火中生长而成为二维的位错或位错环. 第二个主要差别是在高剂量照射下, 尽管随后的退火同样在 Si 样品中产生了一个确定的空腔带, 然而空腔带中空腔的形貌却明显的不同. 对于低能离子注入, 空腔带中的空腔基本上呈比较均匀的分布, 然而对于高能离子注入, 其基本形貌却表现为: 在空腔带的中心形成了一层尺寸较大的形状拉长的空腔, 而在四周空腔的尺寸非常小, 并且大多呈现出较好的球体状. 这些差异可能与缺陷产生和演变对离子能量(即深度)的依赖性有关.

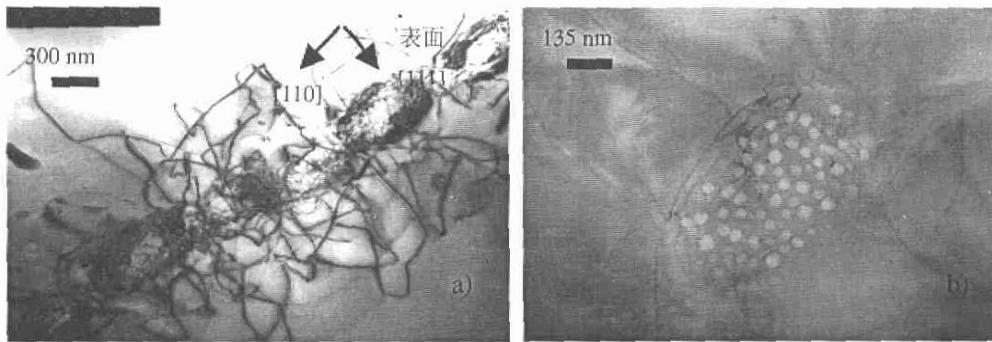


图 3 1.55 MeV He 离子注入单晶 Si 到剂量 2×10^{16} ions/cm² 经 900 °C 退火 1 h 后观测到的损伤电镜照片
(a) 气泡团簇和大量的位错或位错环, (b) 就某一个 He 气泡团簇的放大.

就 Si 中 He 气体的热解吸过程研究目前也已经开展了较多的实验研究. 研究 He 气体的热解吸过程主要采用两种分析技术, 一是热解吸谱仪 (TDS), 另一种是核反应分析 (NRA). 利用 TDS 技术可以得到 He 气体从注入样品中热解吸的整个温度变化过程. 利用该技术分析已发现^[17] Si 样品中 He 气体的解吸可以明显地分为两个阶段: 第一个阶段是 He 注入气体从较小的缺陷中首先解吸出来, 这些缺陷可能包括 He 空位团簇和 He 间隙子团簇等, 这个阶段发生的温度范围为室温至 1 000 K, 并在约 800 K 退火温度时达到最大. 第二个阶段是 He 气体从气泡甚至空腔中解吸出来, 该过程一般发生在 1 000 K 以上的退火温度, 并在 1 300 K 的退火温度时达到最大. 而 NRA 技术主要利用核反应 $^3\text{He}(d, p)^4\text{He}$, 即采用氘离子束作为分析束, 然后通过探测器测量分析核反应所发射出来

的次级粒子(质子 p), 进而转换得到 Si 样品中残存的 ^3He 原子数. 因此, 该种技术只适合于 ^3He 离子注入的样品中残存气体的分析. 通过该技术, Godey 等^[18] 已详细地研究了高能 ^3He 离子注入单晶 Si 样品的 ^3He 气体原子热解吸情况. 结果发现, 在高能 (1.55 MeV) 离子注入下, ^3He 气体原子的解吸过程比较缓慢, 即使在 800 °C 高温下退火 1 h, 仍有将近 80% 的气体遗留在空腔内, 而在相似条件下, 对于 keV He 离子注入, 几乎所有的气体离开了空腔, He 空腔其实成了没有气体原子的空洞. 这种差异说明了 Si 中 He 气体的解吸强烈地依赖于气体原子所处的深度.

3 He 气泡与其它缺陷的相互作用研究

通过以上的描述, 很清楚单晶 Si 中 He 注入气泡的形成与生长依赖于离子的注入条件(如离子的

能量、剂量和注入温度等)以及随后的热处理条件.除了这些依赖因素外,He 气泡的形成与生长还明显地依赖于材料中的缺陷环境^[19-23].由于 Si 材料中 He 注入气泡的形成与生长主要取决于离子注入所产生的空位型缺陷和引入的高密度 He 原子,因此,任何缺陷的引入一旦改变了这个环境,就必然会影响最终气泡的形成和生长.研究其它缺陷与 He 气泡之间相互作用的工作大体可以分为两类:

第一类是采用低能重离子辐照在单晶 Si 中产生重的损伤区甚至是非晶区域,然后研究这些损伤的存在对 He 气泡形成与生长的影响.由于低能重离子辐照在单晶 Si 中产生的是过量的间隙子^[12],因此,一旦这些间隙子在随后的高温退火中发生迁移并进入 He 气泡形成生长的区域,必然会与那里的空位型缺陷发生复合,从而降低了那里的空位浓度,因而这些缺陷的存在会抑制气泡的形成和生

长.实验研究结果确实证实了这一点.作为例子^[20],图 4 给出了用 80 keV Si 离子和 160 keV He 离子联合照射单晶 Si 样品时所观测的空腔形成结果,80 keV Si 离子照射剂量为 5×10^{15} ions/cm².根据卢瑟福背散射(RBS)分析,Si 离子注入在样品中产生了一个厚度约为 120 nm 的非晶层,该非晶层一直延续到样品的表面.160 keV He 离子照射剂量为 5×10^{16} ions/cm²,在随后的 800 °C 高温退火 1 h 后,会在 He 离子的射程附近(约 1 μm)产生一个确定的空腔带,如图 4(a)所示.而当两种注入同时存在时,结果发现附加的 Si 离子照射可以明显地抑制 He 气泡的生长,如图 4(b)所示.不过由于 He 离子注入区域比较远离 Si 离子引起的损伤区(非晶区),因此,附加的间隙子型缺陷对 He 空腔生长的抑制效应主要发生在趋向样品表面的空腔区域中.

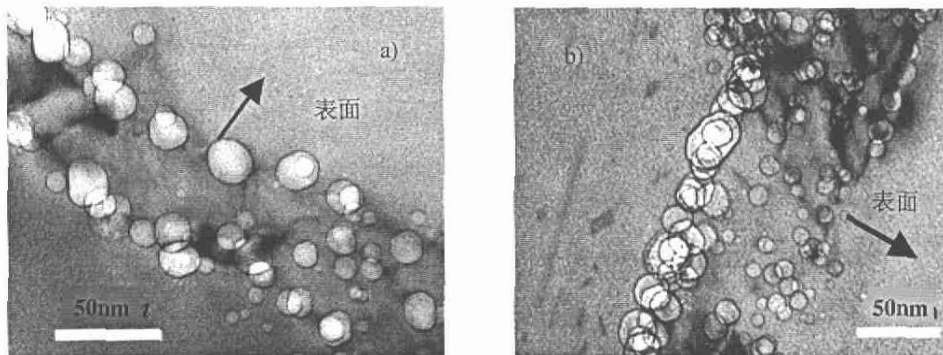


图 4 附加离子辐照对单晶 Si 中 He 注入空腔形成的影响

(a) 160 keV He 离子注入并经 800 °C 退火 1 h, (b) 80 keV Si 离子和 160 keV He 离子联合照射并经 800 °C 退火 1 h(引自文献[20]).

附加的间隙子型缺陷对 He 注入气泡的形成和生长的这种抑制作用依赖于这两种缺陷之间的距离.附加的间隙子型缺陷越靠近 He 气泡生成区域,这种抑制效应就越加明显.确实,Raneri 等^[21]以及 Williams 等^[22]的研究发现,当引入的附加间隙子型缺陷处于 He 气泡形成的区域时,He 气泡的形成和生长会被大大地抑制,甚至在高浓度间隙子型缺陷引入的条件下会导致最终 He 空腔的消失.也正是基于这一点,Raneri 等^[21]提出了 He 注入气泡的形成可以被用来作为间隙子的探针,即可以利用它来定量地研究间隙子的产生和变化.

第二类研究主要是采用轻气体离子作附加辐照,如低能 H 离子辐照和高密度 H 等离子体处理等,这些附加辐照的一个共同点是它们不仅能在 Si

样品中产生过量的空位型缺陷(主要是双空位),而且在样品中还引进了高密度的 H 气体原子.在随后的高温退火中,空位型缺陷的分解、迁移会导致 He 气泡形成区域中空位浓度的增加.而 H 气体原子的引入,一方面,它们会进入空位型缺陷中,起到稳定空位型缺陷的作用;另一方面它们也会渗入 He 气泡并导致 He 气泡的气压增加.综合这两方面效应,这些附加的轻离子辐照均会有助于单晶 Si 中 He 注入气泡的形成与生长,这种 He 注入气泡形成与生长的增强效应已经为实验所证实^[24, 25].

4 单晶 Si 中 He 注入气泡生长的可能机制

为了解释单晶 Si 中 He 离子注入引起的气泡形

成与生长,人们沿用了两个主要机制,即奥斯瓦尔德成熟(OR)机制和迁移聚集生长(MC)机制^[26, 27]. 在OR机制中,人们认为 He 气泡的生长主要是通过以下途径来进行的: He 离子注入材料首先产生简单的缺陷(空位和间隙子)并引入高浓度的 He 原子,由于 He 原子在材料中的溶解度非常低,同时渗透性较强,He 原子会渗透进空位型缺陷中并使得这些空位型缺陷稳定下来不易分解. 这些 He 与空位型缺陷的复合体是 He 气泡形成的初始胚芽,它们通过吸收更多的空位和 He 原子而形成电镜下可以观测到的气泡. 在随后的高温退火中,小的气泡是不稳定的,它们会发生分解,而释放出空位和 He 原子,一部分释放的空位和 He 原子会迁移到样品的表面而在那里消失,另一部分空位和 He 原子则会被大的较为稳定的气泡再吸收而使得这些气泡生长. MC 模型则认为,高温退火使得小的气泡发生迁移,这些小的气泡在迁移过程中会被大的较为稳定的气泡捕获或吸收,从而使得这些大的气泡进一步生长. 因此,在这两个微观模型中,OR 模型强调了小的气泡分解,从而给大的气泡提供了生长所必需的空位和 He 原子;而 MC 模型则强调了小的气泡的可运动性.

OR 和 MC 机制已被成功地用来解释轻气体离子注入在金属材料中引起的气泡形成与生长现象,然而,由于单晶 Si 的特殊性,导致了 He 注入缺陷产生、迁移和聚集以及 He 原子在 Si 中的渗透行为(在 Si 中,He 具有更高的渗透性)与金属中有较大的差异,因此,不能完全将以上两个模型直接应用到单晶 Si 中 He 注入气泡的形成和生长. 目前,基

于大量实验研究结果,人们发现,在单晶 Si 中 He 注入气泡的形成和生长过程中,小气泡的分解和小气泡的迁移同时存在,即两种机制都在气泡的生长过程中起作用. 因此,要完全认识单晶 Si 中 He 注入气泡的生长机制,必须建立更完善的理论模型.

5 He 气泡在现代半导体技术中的潜在应用前景

众所周知,由于在半导体的制备过程中少量金属杂质的存在会影响由此半导体材料生产的器件的性能. 如过渡族金属杂质一旦位于器件的灵敏区内,它们会对器件的运行产生如下的有害效应,即降低了少数载流子的寿命、提供了复合-产生芯、增加结的漏电流和减少了氧化物门的完整性等. 随着现代大规模集成电路技术的高速发展,迫切要求控制半导体中的金属杂质的浓度,如到 2007 年,半导体材料中的金属杂质浓度要求必须控制在 2.5×10^9 atoms/cm³ 以内^[28]. 实验研究结果表明^[4, 29], Si 中 He 气泡对过渡族金属杂质十分敏感,在随后的高温退火中,这些过渡族金属杂质会被有效地捕获在 He 空腔内. 作为例子,图 5 给出采用二次离子质谱仪(SIMS)测量得到的 1 050 °C 退火 2 h 后, Si 中 He 空腔对两种不同的金属的捕获结果. 这里 He 空腔主要通过 1.6 MeV He 注入到两种不同的剂量 5×10^{16} 和 1×10^{17} ions/cm² 而形成,该能量 He 离子注入产生的气泡或空腔分布在离子投影射程 $R_p \approx 5.6 \mu\text{m}$ 处,原始 Si 样品中的 Cu 和 Ni 杂质均匀分布在样品中,其浓度约为 3×10^{14} ions/cm³. 图中清楚地显示了在 He 空腔形成的区域中捕获了

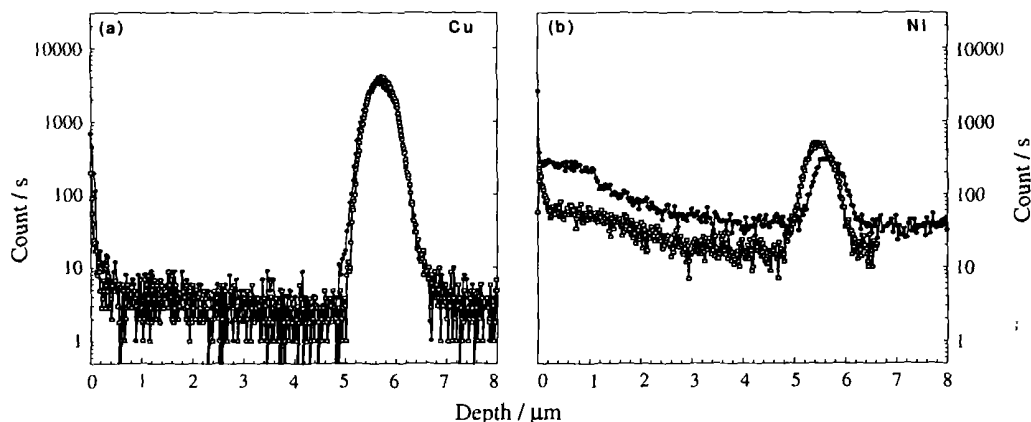


图 5 采用 SIMS 技术分析得到的不同金属在 1 050 °C 退火 2 h 后被 He 空腔捕获的结果

(a) Cu, (b) Ni. He 空腔通过两种不同的注入剂量形成,即: \bullet 为 5×10^{16} ions/cm², \circ 为 1×10^{17} ions/cm² (引自文献[29]).

绝大部分的金属杂质。He 气泡这种捕获金属杂质的特性主要跟气泡内存在的大量 Si 的悬挂键有关, 在高温退火中过渡族金属杂质可以通过所谓的化学吸附的过程而被有效地捕获在空腔的内表面^[30]。另外, 与传统的捕获技术相比^[29], He 气泡作为金属杂质的捕获中心具有明显的优越性, 它们表现在: (1) 其捕获效率不受金属杂质在 Si 中溶解度限制; (2) 它的高效率捕获性能可以稳定到极高的温度, 完全可以满足半导体工艺的各种需要; (3) 捕获中心的位置可以通过改变 He 离子的能量来简单实现。因此, 在未来大规模集成电路技术中, Si 中 He 注入所形成气泡的第一个潜在的重要应用是, 它们可以作为捕获中心被用来捕获有源器件中遗留的有害的金属杂质, 从而可以大大地提高器件的运行性能。

在单晶 Si 中, He 注入形成的空腔内表面含有很多的悬挂键, 它们同时会在 Si 的能带隙中引入深能级。对于高剂量 He 离子注入来说, 这些深能级主要处在 $E_c - 0.37 \text{ eV}$ 和 $E_v + 0.17 \text{ eV}$, 这里 E_c 和 E_v 分别为 Si 的导带能级和价带能级能量。这些能带的引入可以在 Si 中充当复合芯, 因此这种特性又可以被用来局域地控制高功率器件中少数载流子的寿命^[31]。

除了以上潜在的应用外, 正如前面所描述的, 由于单晶 Si 中的 He 空腔对间隙子型缺陷比较敏感, 它们可以充当间隙子的捕获中心, 因此可以用来作为灵敏元件研究间隙子的产生及其变化。根据这个特性, Si 中 He 注入气泡在控制注入掺杂原子的瞬间增强扩散效应上又具有十分重要的应用价值。目前, 采用掺杂离子注入半导体 Si 材料是制备 PN 结最常用的技术, 然而由于注入本身产生的缺陷(主要是间隙子型缺陷), 在随后高温退火激活掺杂原子的热处理中, 掺杂原子会由于这些间隙子型缺陷的存在而发生分布展宽, 即所谓的瞬间增强扩散效应(TED)^[32]。这种效应的存在极大地限制了超浅(亚 μm 量级)PN 结的制备。由于 He 空腔为空位型缺陷, 它们可以有效地捕获间隙子, 如果 He

空腔同时引入到掺杂离子注入的样品中, 就会有效地捕获掺杂离子注入产生的过量的间隙子, 从而可以有效地抑制这些掺杂原子的 TED 效应。Raneri 等^[22]结合 He 离子和 B 离子注入 p 型 Si 已经在该研究方向进行了一些尝试性的实验研究工作, 正如以上分析的一样, He 空腔的存在确实可以有效地控制掺杂 B 原子在随后高温退火中的 TED 效应。这些开创性的研究工作或许为以后探讨有效控制掺杂原子 TED 效应提供了一种极为有效的途径。

6 结论和展望

综上所述, 高剂量 He 离子注入单晶 Si 可以导致 He 气泡的形成, 在随后的高温退火过程中, He 气泡可以生长并伴随着 He 气体从 Si 表面逸出, 最终在材料中生成较为稳定的 He 空腔。He 气泡在现代半导体技术中具有广阔的应用前景, 如用于捕获 Si 中快扩散的金属杂质、控制高功率器件中少数载流子寿命等。Si 中 He 气泡的形成和生长依赖于材料中的缺陷, 附加的间隙子型缺陷可抑制气泡的生长, 然而, 引入额外的空位则有助于 He 气泡的生长。目前为了解释 Si 材料中 He 气泡的形成和生长, 主要提出了两个机制, 即 OR 机制和 MC 模型, 但这两个机制并不能完全解释单晶 Si 中 He 注入气泡形成与生长的所有现象, 因此, 为了从根本上解决 Si 材料中 He 注入气泡形成和生长机制, 必须设计更好的实验途径、积累更多的实验数据。

另外, 尽管 He 注入气泡在现代半导体技术中具有重要的应用前景, 然而, 目前制约该技术在半导体工艺中真正应用的关键问题是 He 气泡形成的剂量。由于在半导体 Si 中 He 气泡形成需要一个临界的剂量, 该剂量对于半导体工艺过程来说比较高, 因此, 为了适应现代半导体技术工艺的要求, 即低消耗高产出, 必须有效地控制 Si 材料中 He 气泡形成所需要的剂量。尽管目前人们通过附加的 H 离子注入或高密度等离子体处理来尝试性地探讨 He 气泡形成剂量的控制问题, 然而, 这些工作刚刚开始, 大量实际的问题迫切需要尽快解决。

参 考 文 献

[1] Das S K, Kaminsky M, Rossing T D. Appl Phys Lett, 1975, 27: 197.

[2] Ullmaier H. Rad Eff, 1983, 78, 1.

[3] 张崇宏, 陈克勤, 王引书等. 原子核物理评论, 2001, 18(1),

- 50.
- [4] Cerofolini G F, Corni F, Frabboni S, *et al.* Mater Sci and Eng, 2000, **27**: 1.
- [5] Godey S, Sauvage T, Ntsoenzok E, *et al.* J Appl Phys, 2000, **87**: 2 158.
- [6] Raneri V, Battaglia A, Rimini E. Nucl Instr and Meth, 1995, **B96**: 249.
- [7] Raneri V, Rimini E. Mat Res Soc Symp Proc, 2002, **719**: 205.
- [8] Bruel M. Nucl Instr and Meth, 1996, **B108**: 313.
- [9] Griffioen C C, Evans J H, de Jong P C, *et al.* Nucl Instr and Meth, 1987, **B27**: 417.
- [10] Raneri V, Falica P G, Percolla G, *et al.* J Appl Phys, 1995, **78**: 3 727.
- [11] Liu Changlong, Delamare R, Ntsoenzok E, *et al.* Mat Res Soc Symp Proc, 2002, **719**: 229.
- [12] Libertino S, Coffa S, Benton J L, *et al.* Nucl Instr and Meth, 1999, **B148**: 247.
- [13] Corni F, Calzolari G, Frabboni S, *et al.* J Appl Phys, 1999, **85**: 1 401.
- [14] Brusa R S, karwasz G P, Zecca A, *et al.* J Appl Phys, 1999, **85**: 2 390.
- [15] Fichtner P F P, Kaschny J R, Yankov R A, *et al.* Appl Phys Lett, 1997, **70**: 732.
- [16] Fichtner P F P, Kaschny J R, Kling A, *et al.* Nucl Instr and Meth, 1998, **B136-138**: 460.
- [17] Cerofolini G F, Calzolari G, Corni F, *et al.* Phys Rev, 2000, **B61**: 10 183.
- [18] Godey S, Ntsoenzok E, Sauvage T, *et al.* Mat Sci & Eng, 2000, **B73**: 54.
- [19] Liu Changlong, Ntsoenzok E, Delamare R, *et al.* Mat Sci & Eng, 2003, **B102**: 75.
- [20] Liu C L, Alquier D, Cayrel F, *et al.* Solid State Phenomena, 2004, **95-96**: 337.
- [21] Williams J S, Ridgway M C, Conway M J, *et al.* Nucl Instr and Meth, 2001, **B178**: 33.
- [22] Raneri V, Camoisano S U. Appl Phys Lett, 1996, **69**: 1 783.
- [23] Donnelly S E, Vishnyakov V M, Birtcher R C, *et al.* Nucl Instr and Meth, 2001, **B175-177**: 132.
- [24] Duo Xinzong, Liu Weili, Zhang Miao, *et al.* J Phys (D: Appl Phys), 2001, **34**: 477.
- [25] Liu C L, Ntsoenzok E, Barthe M F, *et al.* Solid State Phenomena, 2004, **95-96**: 307.
- [26] Schroeder H, Fichtner P F P. J Nucl Mater, 1991, **179-181**: 1 007.
- [27] Schroeder H, Fichtner P F P, Trinkaus H. Fundamental Aspects of Inert Gases in Solids. In: Donnelly S E, Evans J H ed. New York: Plenum Press, 1991, **279**: 289.
- [28] Chason E, Picraux S T, Potate J M, *et al.* J Appl Phys, 1997, **81**: 6 513.
- [29] Godey S. Study of Cavities and Dislocations Induced by High Energy He Ion Implantation into Silicon. France, University of Orleans 1999, 127.
- [30] Mayers S M, Follstaedt D M. J Appl Phys, 1996, **79**: 1 337.
- [31] Raneri V, Saggio M, Rimini E, *et al.* J Mater Res, 2000, **15**: 1 449.
- [32] Eaglesham D J, Stolk P A, Gossmann H J, *et al.* Appl Phys Lett, 1994, **65**: 2 305.

He Ion Implantation Induced Bubbles in Silicon and Their Potential Applications*

LIU Chang-long

(Department of Physics, School of Science, Tianjin University, Tianjin 300072, China)

Abstract: He ion implantation induced bubbles or cavities in silicon have been paid more and more attentions due to their potential applications in modern semiconductor technology. In this paper, He ion implantation induced formation and growth of bubbles in silicon together with their interactions with other defects were first briefly reviewed. Then the possible growth mechanisms of He bubbles in silicon and their potential applications in modern semiconductor technology were described. Finally, we presented the key problems which need to be resolved urgently in the research field.

Key words: He ion implantation; silicon; He bubble; growth mechanism; defect

* Foundation item: Starting Foundation of Tianjin University (411722)