

Si 离子注入和 H 等离子体处理对单晶 Si 中空腔生长的影响研究*

刘昌龙^{1;1)} E. Ntsoenzok², D. Alquier³

1(天津大学理学院物理系 天津 300072)

2(CERI/CNRS, 3A rue de la F erollerie, 45071 Orléans Cedex 2, France)

3(LMP/STMicroelectronics, 16 rue Pierre et Marie Curie, B. P. 7155, F37071 Tours Cedex, France)

摘要 室温下首先采用 160keV He 离子注入单晶 Si 样品到剂量 5×10^{16} ions/cm², 部分样品再接受 80keV Si 离子辐照到较高的剂量 5×10^{15} ions/cm² 或接受高密度 H 等离子体处理. 应用透射电镜观测分析了 800℃ 高温退火引起的空腔的形成形貌. 结果表明, 附加 Si 离子辐照或 H 等离子体处理会影响 Si 中空腔的生长. 就 Si 离子附加辐照而言, 由于辐照引入富余的间隙子型缺陷, 因此, 它会抑制空腔的生长, 而高密度 H 等离子体处理则有助于空腔的生长. 定性地讨论了实验结果.

关键词 单晶 Si He 离子和 Si 离子注入 H 等离子体处理 空腔 透射电镜

1 引言

高剂量 He 离子辐照单晶 Si 能导致 He 气泡产生, 在随后的高温退火中, He 气泡生长并伴随着 He 气体从样品的表面逸出, 最终在 Si 材料内生成稳定的空腔^[1,2]. Si 中 He 注入引起的空腔在现代半导体技术工艺中具有广阔的应用前景. 大量研究结果已显示^[3,4], 在退火过程中空腔可以充当 Si 中快扩散金属杂质的有效陷阱, 即通过所谓的化学吸附过程, 金属杂质会被有效地捕获在空腔的内表面^[5]. 因此该特性可以被用来捕获有源器件中有害的金属杂质, 从而可以大大地提高器件的运行性能. 另外, 由于空腔的形成可以在 Si 的能带隙中引入深能级, 因此它们又可以被用来控制高功率器件中少数载流子的寿命^[6].

单晶 Si 中 He 注入气泡的形成主要与注入引进的 He 原子和注入产生的空位有关. 随后的高温退火会导致 He 原子与空位或空位型缺陷结合而形成较为稳定的 He 空位团簇, 该团簇通过吸收更多的

He 原子和空位而不断地生长, 直至最终气泡形成. 从这一思想出发, 目前主要提出了两种 He 气泡形成和生长的微观机制: 一是所谓的奥斯特瓦尔德成熟 (Ostwald Ripening) 机制^[7]. 在该机制中, 认为高温退火会导致较小的 He 空位, 团簇分解成 He 原子和空位, 并被较为稳定的大的 He 空位团簇吸收, 从而导致这些大的团簇生长成气泡, 气泡通过吸收更多的 He 原子和空位而不断地生长. 另一个机制是迁移生长 (Migration-Coarsening) 机制^[7]. 该机制认为: 在退火过程中小的 He 空位团簇, 甚至小的气泡是可以运动的, 它们在运动过程中会被大的、较为稳定的 He 空位团簇, 甚至气泡捕获而导致气泡的形成和生长. 然而, 应用这两个机制并不能完全解释单晶 Si 中 He 离子注入气泡的形成和生长的所有实验现象. 因此, 为了更好地探讨单晶 Si 中气泡形成和生长的微观机制, 必须设计更好的实验途径.

本研究的目的在于通过附加的 Si 离子辐照或高密度等离子体处理, 在单晶 Si 中引入额外的缺陷, 如间隙子型、空位型缺陷等, 进而利用透射电镜观测来

2003-11-27 收稿

* 天津大学留学回国人员启动资金资助

1) E-mail: tdchanglong@yahoo.com.cn

研究这些缺陷的存在对 He 气泡生长的影响,该研究将有助于认识 He 气泡形核、生长的微观机制.

2 实验过程

本工作使用的样品是 p 型单晶 Si(B 原子掺杂,浓度约为 $10^{15}\text{B}/\text{cm}^3$).首先采用 160keV He 离子在室温下辐照 Si 样品到剂量 $5 \times 10^{16}\text{ions}/\text{cm}^2$,然后,选择部分经 He 离子辐照过的样品再接受 Si 离子辐照或接受高密度 H 等离子体处理.Si 离子注入的能量为 80keV,辐照剂量为 $5 \times 10^{15}\text{ions}/\text{cm}^2$.等离子体处理条件为:在标准气压下流强 5ml/min,微波功率 600W,照射时间 30min,照射时基底温度约为 250℃.辐照完后将样品切割成小块后进行高温退火处理,退火在氮气氛围中进行,退火温度和时间分别为 800℃和 1h.

采用透射电子显微镜(TEM)对样品中形成的空腔进行了观测分析.适合于电镜观测的横截面样品的制备方法如下:首先将样品切割成 $1\text{mm} \times 0.5\text{mm}$ 大小,然后两个相同处理的样品面对面地粘贴在一起.从侧面对样品进行机械研磨减薄,最后采用离子束减薄对样品进行细处理,直至样品适合于透射电镜观测.电镜分析使用了 JEOL 200CX 型电子显微镜,工作电压为 120keV.同时还采用卢瑟福背散射(RBS)技术对样品中由 Si 离子辐照引起的缺陷进行了分析.

3 实验结果

160keV He 离子注入单晶 Si 样品至剂量 $5 \times 10^{16}\text{ions}/\text{cm}^2$,再经 800℃高温退火 1h,在样品中产生了一个平均宽度约为 140nm 的空腔带,如图 1(a)所示.该空腔带的中心位于样品表面下约 $0.9\mu\text{m}$ 的深度,它基本上与用 TRIM 程序计算得到的 He 离子在 Si 中的平均投影射程 R_p (约 $1.0\mu\text{m}$)相当^[8].除了空腔带产生以外,电镜观测还发现 He 离子辐照同时在样品中产生了位错和位错环(见图 1(a)).这些位错或位错环主要分布在空腔带内和空腔带的下方,而在空腔带和样品表面之间的区域里基本上观测不到任何缺陷.统计测量结果表明,该条件下空腔的直径分布在 4.0nm 到 26.0nm 之间,其平均直径约为 11.0nm,如图 1(b)所示.

图 2(a)给出了在 160keV He 离子和 80keV Si 离子联合辐照过的 Si 样品上得到的空腔电镜照片,样品的退火温度和时间仍然为 800℃和 1h.从图中可

以看到,在 He 离子和 Si 离子联合照射下,随后的高温退火使得 Si 样品中产生了一个宽度约为 120nm 的空腔带,该空腔带位于样品表面下方 $0.85\mu\text{m}$ 到 $0.97\mu\text{m}$ 的区域中,即其中心位于样品表面下约 $0.9\mu\text{m}$ 的深度处.同样,在空腔带内和空腔带的下方也存在着位错和位错环.不过与图 1(a)比较可以发现,该空腔带中的空腔尺寸分布不均匀,大的空腔主要分布在空腔带的下方区域,而在趋向样品表面的空腔带区域中,空腔的尺寸普遍比较小.因此,可以认为附加的 Si 离子辐照抑制了这部分空腔的生长.图 2(b)给出了该种辐照和处理条件下测量得到的空腔直径分布直方图,与图 1(b)相比可以发现,尽管空腔直径的分布范围基本相同,然而其平均尺寸却减小了(约 9.0nm).

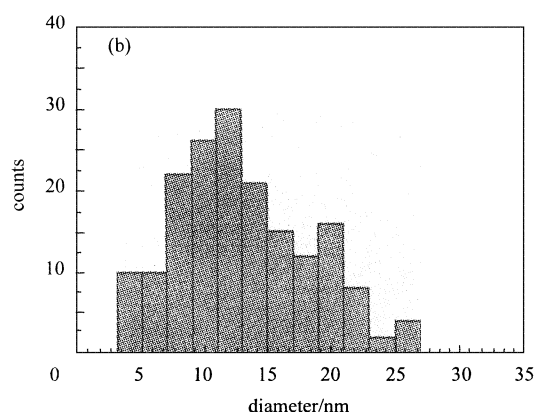
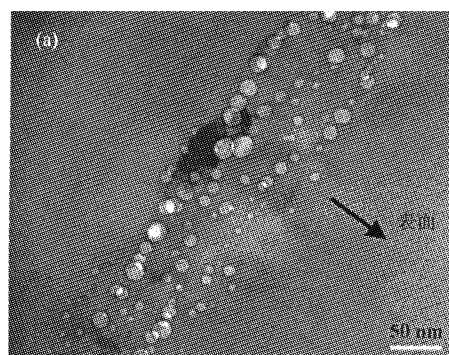


图 1 (a)160keV He 离子辐照在单晶 Si 中产生的空腔电镜照片;(b)相应的空腔直径分布直方图

附加的高密度 H 等离子体处理也能影响单晶 Si 样品中 He 注入空腔的生长,结果如图 3(a)所示.与图 1(a)比较,尽管空腔带的中心处在相近的深度(约 $0.9\mu\text{m}$),但通过附加的高密度 H 等离子体处理,空腔的分布范围明显缩小(约为 100nm),同时出现了大量的大直径的空腔,这些大空腔的直径可以到 50.0nm 左右.另外,通过空腔直径的统计测量也证

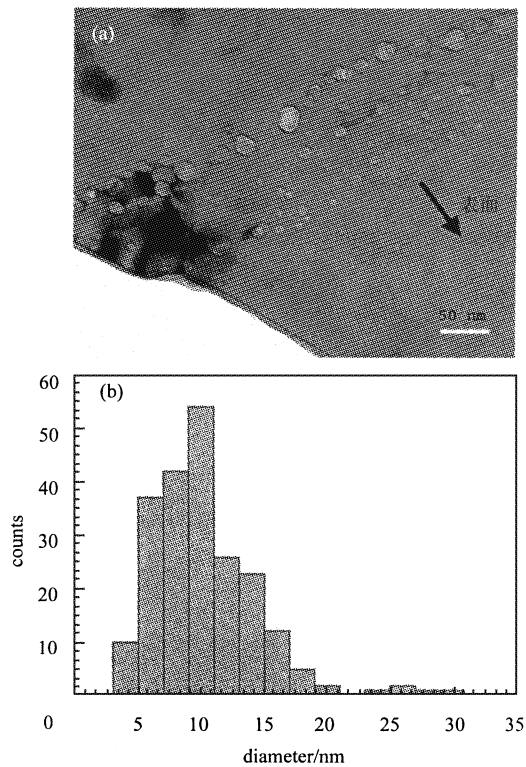


图2 (a)经160 keV He离子和80 keV Si离子联合照射的Si样品中观测到的空腔电镜照片;(b)相应的空腔直径分布直方图

实空腔的平均直径有较大的增加,约为14.0nm,如图3(b)所示.因此,根据以上结果可以认为,附加的高密度H等离子体处理促进了Si样品中空腔的生长.

4 讨论

以上结果清楚地表明了附加的Si离子辐照和H等离子体处理会对单晶Si中He注入引起的空腔的生长产生效应,附加的Si离子辐照会抑制空腔的生长,而H等离子体处理则有助于退火过程中空腔的生长.这两种不同效应的产生主要与Si离子辐照和H等离子体处理在Si中产生的缺陷不同有关.

大量的实验研究结果已经表明^[9,10],keV Si离子辐照单晶Si会导致点缺陷产生(空位和间隙子),随后的热处理使得空位和间隙子之间发生复合而留下富余的间隙子,进一步退火导致富余的间隙子迁移生长成为{311}棒状缺陷甚至大的位错或位错环.因此,假如这些缺陷同时存在于He离子辐照的单晶Si样品中,它们的热演变必然会对He气泡甚至空腔的生长产生影响.由于单晶Si中He气泡的形成和生长主要与He离子注入产生的He原子和空

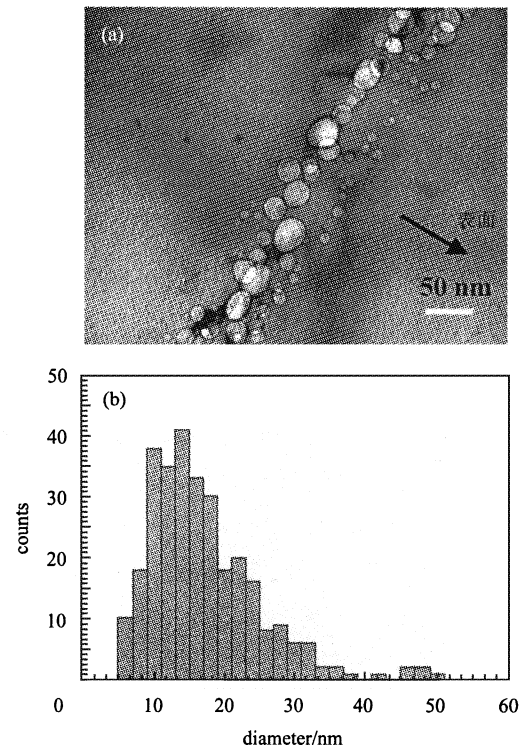


图3 高密度H等离子体处理对Si中He空腔形成的影响 (a)空腔形成电镜照片;(b)相应的空腔直径分布直方图.

位密切相关,因此,额外的间隙子的引入必然会改变形成He气泡的氛围,即降低空位的浓度,从而抑制He气泡的生长.就本实验研究而言,卢瑟福背散射分析发现80keV Si离子注入单晶Si到剂量 5×10^{15} ions/cm²时,会在样品中产生一个连续的非晶层,该非晶层从样品下约120nm深度一直延续到样品的表面,随后的高温退火会导致该非晶层外延晶化,在晶化过程中,大量的间隙子会发射出来.由于在样品中,样品的表面和He注入产生的空腔都是间隙子缺陷的有效捕获陷阱,因此,一部分间隙子会迁移到样品的表面而在那里消失,另一部分间隙子会被捕获进He空腔中,从而导致这些空腔收缩,即它们的尺寸减小.空腔作为间隙子型缺陷的有效陷阱已被实验所证实^[11].同时,由于Si离子注入产生的缺陷主要局限在样品的浅表面区域中,它们比较远离He气泡形成的区域(约0.9 μ m),因此,间隙子向He空腔区域发生迁移时将主要与靠近样品表面区域中的那部分空腔发生作用而使得这些空腔的尺寸收缩.由此可以解释为什么空腔尺寸收缩效应主要发生在趋向样品表面的那部分空腔区域中.

对于高密度H等离子体处理单晶Si,实验结果已经表明^[12-14],该处理过程不仅会在Si中引入高

浓度的 H 原子,而且会产生缺陷,所产生的缺陷主要表现为空位型.随后的热退火处理会使得:1)H 原子发生扩散,扩散是两方面的,一是移向样品的表面并在那里逃逸出去;二是扩散到样品的体内,在处理后的,绝大部分 H 原子主要集中在样品的浅表面区域中,然而,退火温度在 500℃ 以上就会导致很大一部分 H 原子扩散到样品很深的体内(一直可以到 500 μm)^[12].因此,一方面,H 等离子体处理产生的空位会在热处理过程中迁移到 He 注入区域中,从而增加那里的空位的浓度,促进 He 气泡的生长,另一方面,H 原子的引入不仅会增加 He 气泡的气压,而且它们也会与 He 离子产生的空位发生聚合,减少了 He 离子所产生的空位的遗失.这两方面的可能

均有助于 He 注入气泡的生长.以后的实验研究必须澄清这两种可能中哪一种起主导作用.

5 结论

综上所述,附加的 Si 离子注入和高密度 H 等离子体处理会影响单晶 Si 中 He 注入空腔的生长.就 keV Si 离子辐照而言,由于它注入 Si 产生了大量富余的间隙子,在随后的热退火处理中,它会迁移到 He 注入区域中并抑制那里的 He 气泡的生长.然而额外的 H 等离子体处理则会有助于 He 气泡的生长,该效应可能与等离子体处理引入的高密度 H 原子以及产生的空位型缺陷有关.

参考文献 (References)

- 1 Raineri V, Saggio M, Rimini E. *Mater. Res.*, 2000, **J15**: 1449—1477
- 2 LIU Chang-Long et al. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, 2002, **719**: 229
- 3 Mayers S M, Petersen G A, Seager C H. *Appl. Phys.*, 1996, **J80**: 9717
- 4 Raneri V, Battaglia A, Rimini E. *Nucl. Instrum. Methods*, 1995, **B96**: 249
- 5 Mayers S M, Follstaedt D M. *Appl. Phys.*, 1996, **J79**: 1337—1342
- 6 Raneri V, Fallia P G, Percolla G et al. *Appl. Phys.*, 1995, **J78**: 93227
- 7 Schroeder H, Fichtner P F P, Trinhaus H. in: *Fundamental Aspects of Inert Gases in Solids*. Donnelly S E, Evans J H. Edited New York: Plenum Press, 1991, **279**: 289
- 8 Ziegler J P, Biersack J P, Littmark U. *The Stopping and Range of Ions in Solids*, New York: Pergamon, 1985
- 9 Eaglesham D J et al. *Nucl. Instrum. Methods*, 1995, **B106**: 191
- 10 Giles L F et al. *Nucl. Instrum. Methods*, 1999, **B148**: 273
- 11 Williams J S et al. *Appl. Phys. Lett.*, 2000, **77**: 4280
- 12 Schut H et al. *Nucl. Instrum. Methods*, 2002, **B186**: 94
- 13 Ulyashin A G, Job R, Fahrmer W R et al. *Diffusion and Defects Data, Solid State Phenomena*, 2002, **B82 - 84**: 315—319
- 14 Sveinbjornsson E O et al. *Phys. Rev.*, 1994, **B58**: 7801

Effects of Si Ion Implantation and H Plasma Treatment on the Growth of Cavities in Silicon *

LIU Chang-Long^{1;1)} E. Ntsoenzok² D. Alquier³

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

2 (CERL/CNRS, 3A rue de la Férollerie, 45071 Orléans Cedex 2, France)

3 (IMP/STMicronics, 16 rue Pierre et Marie Curie, B. P. 7155, F37071 Tours Cedex, France)

Abstract Crystalline silicon samples were first implanted at room temperature with 160 keV He ions at a dose of 5×10^{16} ions/cm². Some of these samples were then co-implanted with 80 keV Si ions to a dose of 5×10^{15} ions/cm², or were co-treated with high density hydrogen plasma. Cross-sectional transmission electronic microscopy (XTEM) was used to study the growth of cavities after the subsequent annealing at 800℃ for 1 hour. Our results clearly show that both the Si implant and plasma hydrogenation can influence the growth of cavities in Si. In Si ion co-implanted sample, the cavities were found to shrink due to the presentation of excess of interstitial-like defects. However, additional plasma hydrogenation leads to enhancement in cavity growth. The results were qualitatively discussed.

Key words crystalline silicon, He and Si ion implantation, H plasma treatment, cavities, transmission electron microscopy

Received 27 November 2003

* Supported by Starting Foundation of Tianjin University

1) E-mail: tdchanglong@yahoo.com.cn