

杂质对离子注入射程端缺陷的影响

鲍希茂 华雪梅 袁 远 洪建明

(南京大学物理系, 南京, 210008)

(南京大学固体微结构实验室, 南京, 210008)

1991年4月2日收到, 1992年1月23日修改定稿

本文研究了注入杂质对预非晶化硅的射程端缺陷的影响。提出: 在固相外延时, 来自非晶层内的空位与来自射程端的硅间隙原子形成相向扩散流。注入的杂质可以俘获点缺陷, 从而影响了点缺陷的相向扩散流, P促进射程末端缺陷的分解, 而B促进其聚结。

PACC: 6170T, 6180J, 6170Y, 6170B

一、引 言

离子注入引起硅非晶化有两种情况: 一种是杂质注入引起的非晶化, 另一种是硅离子自注入引起的预非晶化。预非晶化也可用 Ge 等离子注入。在非晶层与晶体衬底之间形成一个射程端缺陷带 (end of range defect)。射程端缺陷的形成及缺陷密度受注入杂质及注入条件的影响^[1,2]。一般非晶层在 500—600℃ 的低温下退火, 即可通过固相外延 (SPE) 再结晶, 注入杂质进入晶格位置而被激活。并且杂质激活率可以远远超过其固溶度^[3]。不同的杂质可以对固相外延生长的速度有不同的影响^[4]。SPE 过程中, 射程端损伤带中大量点缺陷及其簇团或分解消失, 或聚结而形成扩展缺陷。这些扩展缺陷是间隙型缺陷, 一旦形成, 需要在相当高的温度下才能退火消除。SPE 过程中还在外延层内形成各种射程内缺陷 (projected defect), 如微孪晶 (microtwin), “发夹”型位错 (hairpin dislocation) 等^[5,6]。对高浓度杂质注入退火时还会产生与杂质沉淀相关的缺陷^[7]。而射程端缺陷对杂质的扩散有显著影响^[8-12]。可以看出, 在注入杂质与缺陷之间有着复杂的相互作用。

由于非晶化的条件不同, 例如注入杂质的不同, 或能量与剂量不同, 引起的射程端缺陷原始结构与分布也不同。杂质与自身引入的缺陷分布相近, 它们之间复杂的相互作用使问题复杂化, 所以至今杂质影响射程端缺陷重构与变迁的机理还不很清楚, 而这个问题对器件研究和制备都是很重要的。本文的目的是要比较不同杂质在预非晶层 SPE 过程中对射程末端缺陷的影响。实验中将用同一种条件对硅样品进行自注入, 以形成相同的预非晶层和相同的射程末端缺陷, 并使不同的注入杂质均落入非晶层内, 不在射程端引入新缺陷, 使实验在统一的条件下进行。

二、实 验

实验样品为 n 型和 p 型两种 (100) 硅单晶抛光片。电阻率 n 型是 $5-8 \Omega \cdot \text{cm}$, p 型是 $6-10 \Omega \cdot \text{cm}$, 两者均为低位错单晶。经过常规清洗后, 对两种样品在同一条件下作硅自注入, 能量为 110 keV, 剂量是 $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$, 以获得一定厚度的非晶层。自注入在室温下进行, 但是样品采取了较好的冷却措施, 自注入束流密度为 $0.5 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$, 以减小自退火作用。预非晶化后作了杂质注入。p 型样品注入磷和砷, 注入能量分别为 50 keV 和 80 keV, 剂量为 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$, 对 n 型样品注入硼, 其能量是 30 keV, 剂量是 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 。

注入后的样品作了退火处理, 在纯氮气保护下作常规炉退火, 温度从 450°C 至 800°C , 时间均为 60 分钟。用背散射技术对非晶层的形成及 SPE 生长进行了分析; 用四探针技术对样品的薄层电阻变化作了测量, 用扩展电阻法测量载流子分布; 对 SPE 生长情况及缺陷变化用透射电子显微镜作了横断面 (XTEM) 观察。电子显微镜观察是在 JEM-200CX 和 JEM-4000EX 高分辨显微镜上进行的。为了进行高分辨率电镜观察, 对样品作了定向横断面切割, 以保证被观察面为 (110) 面。

三、结 果

对于 (100) 硅单晶, 能量为 110 keV, 剂量为 $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 的自注入, 可以稳定地引入预非晶层, 其厚度为 220 nm。图 1 给出了自注入和经过不同处理后样品的背散射谱, 其中曲线 (a) 为随机谱, 曲线 (e) 为单晶的沟道谱, 曲线 (b) 显示自注入形成的均匀的非晶层。图 1 曲线 (d) 是预非晶化样品在 600°C 下退火 60 分钟后的背散射谱, 可以看出退火后固相外延生长已完成, 该曲线与单晶沟道谱 (曲线 (e)) 差别很小, 说明固相外延后晶体的完整性很好。在非晶层与单晶衬底 (a/c) 界面的内侧有一个小的峰, 它反映了射程末端缺陷带的存在, 在 600°C 下这条缺陷带是无法消除的。

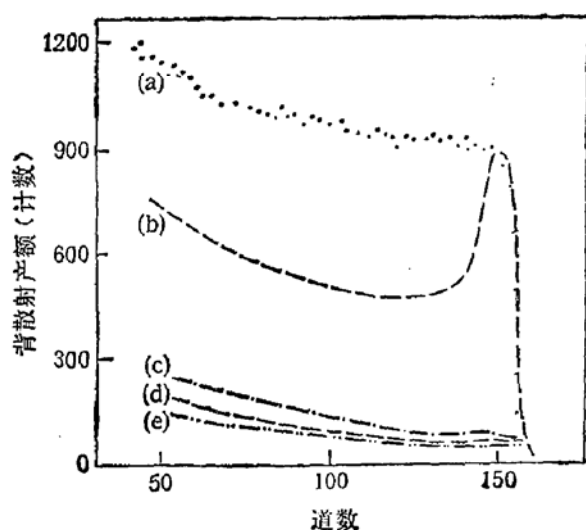


图 1 预非晶化硅背散射损伤谱

(a) 随机谱 (b) 单预非晶化 (c) 注 B^+ $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}/30 \text{ keV}$, 退火 600°C , 60 分 (d) 单预非晶化, 退火 600°C , 60 分 (e) 单晶沟道谱

可以看出退火后固相外延生长已完成, 该曲线与单晶沟道谱 (曲线 (e)) 差别很小, 说明固相外延后晶体的完整性很好。在非晶层与单晶衬底 (a/c) 界面的内侧有一个小的峰, 它反映了射程末端缺陷带的存在, 在 600°C 下这条缺陷带是无法消除的。

非晶层固相外延生长过程也可以从注入层的薄层电阻的变化反映出来。固相外延生长完成, 注入杂质将被激活, 薄层电阻下降。图 2 分别给出了注入 P、As 和 B 三种不同样品薄层电阻随退火温度的变化。从图中可以看出, 注 P 的样品在 500°C , 注 As 的样品在 550°C 下, 60 分钟退火固相外延已完成, 其薄

层电阻达到了各自相应的饱和值。注 B 样品的薄层电阻, 在 550°C 附近迅速下降, 说明固相外延发生在这一温度。但是, 随着退火温度升高, 其薄层电阻阻值还逐渐下降, 达到 800°C 时才接近于饱和。薄层电阻缓慢的变化过程说明该样品在完成固相外延后, 其导电状态还在不断改善。以上结果表明, 杂质的存在影响了预非晶化层固相外延的开始温度。

对三种经过 600°C , 60 分钟 SPE 后的样品还作了扩展电阻测量, 图 3 给出载流子浓度随深度的变化。注 P 和注 As 样品在 SPE 之后杂质均已激活, 而注 B 样品激活率较低, 这与四探针测试结果是一致的。从分布深度来看 B 分布较深, P 和 As 较浅, 但三者均在非晶层内, 它们的分布前沿离开 a/c 界面还有一定的距离。

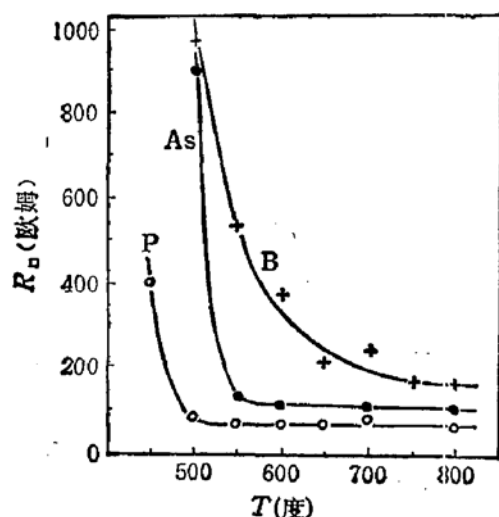


图 2 注入不同杂质的预非晶化硅薄层电阻随退火温度的变化

○ P 注入 ● As 注入 + B 注入

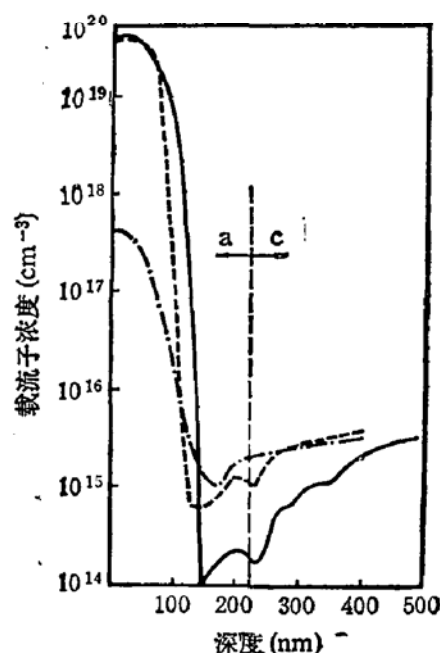


图 3 不同注入杂质样品 SPE 后载流子浓度随深度的变化

——P ———As - · - · - B

为了了解各种杂质对非晶层 SPE 过程的影响和对缺陷的作用, 我们作了电子显微镜观察。图 4 给出的是未退火的预非晶化样品的 XTEM 照片。从图 4(a) (见图版 I) 可以看出, 自注入在表面形成了一个厚度约为 220 nm 的非晶层, 非晶层的下面是射程末端损伤带。虽然损伤带的衬度是明显的, 但低倍率电镜看不出损伤带的细微结构。图 4(b) (见图版 I) 给出了射程末端损伤带高分辨率电镜观察结果。该区还保持了原来晶体的框架, 但是结构受到了严重损伤。自注入是在室温下进行的, 会发生某些自退火作用^[12], 但是由于良好的冷却和采用了较小的注入束流, 所以扩展缺陷的形成和发展并不突出, 这里更多的应是点缺陷和点缺陷簇团。

图 5(a)、(b) 和 (c) (见图版 II) 给出的分别是注 P、As 和 B 样品经 600°C , 60 分钟退火后的 XTEM 照片。三种样品中都已完成了 SPE 生长过程, 选区电子衍射也证明了这一点。但是三者也有重大的差别, 首先, 射程端缺陷有了不同的变化。和单预非晶

化样品相比,注 P 的样品射程末端缺陷带电镜可见的宽度稍有变窄,缺陷带中出现了轮廓清晰的小位错环,这是簇团聚结的结果。在注 As 的样品中,缺陷带的上层出现了一些较大的位错环,下部是许多小位错环。而注 B 的样品,缺陷带变宽,位错环更大。上述结果表明,注入在非晶层的杂质对射程末端缺陷的分解、重构与聚结产生了影响。三者相比,在注 P 的样品中簇团分解消失的成分较多,聚结的成分少一些。注 B 的样品,簇团聚结形成扩展缺陷的成分多,分解消失的成分相对要少。注 As 样品介于其间。三种样品的另一个差别是固相外延情况不同。注 P 样品,外延层与射程末端缺陷带之间界线分明,说明非晶层以衬底(虽然是因自注入而损伤了的衬底)为籽晶很好地完成了固相外延生长,在 SPE 层内没有可见的射程内缺陷。对于注 As 样品,外延层与衬底的界线已不很整齐,而外延层内出现了少量微孪晶,在(100)样品中其密度一般不很高^[1],这是一种典型的射程内缺陷。注 B 的样品,在外延层内靠近衬底处形成了大量的扩展缺陷,与原来的射程末端缺陷混在一起,界线不清,等于加宽了射程末端缺陷带。这一点在背散射谱中也有明显反应,图 1 中曲线(c)在 a/c 界面处的较大的产额峰即显示了这一较大的缺陷带的存在。和单独自注入预非晶化样品比较, SPE 后注 P 样品射程末端缺陷的聚结较轻,注 B 样品较重。

XTEM 分析与前面四探针法和扩展电阻测量结果有很好的对应关系,三者结合起来表明, P 的存在可以促使预非晶层更好地固相外延生长——在更低的温度下开始 SPE,且形成更完整的 SPE 层, SPE 过程中杂质被激活。而 B 的存在,使 SPE 起始温度稍有提高,而且形成大量缺陷,杂质激活率也低。注 As 样品对预非晶层 SPE 的影响是三者中最小的,其缺陷与单预非晶层情况相近。

四、讨 论

上述结果表明,杂质的存在对预非晶层的 SPE 及射程末端缺陷的影响是明显的。但是,预非晶层的厚度是 220 nm, 能量为 50 keV 的 P 注入, 80 keV 的 As 注入和 30 keV 的 B 注入相应的平均射程加上标准偏差,都明显小于非晶层厚度。扩展电阻测量也表明,即使低浓度部分的分布前沿离开 a/c 界面也有一定距离。那么注入杂质对射程端缺陷的影响,不能看作是杂质直接参与了缺陷的重构,而只能是通过点缺陷间接地施加影响。显然,这是一种长程作用,而点缺陷的长程作用已被许多工作所证明^[7-9,12-14]。

我们知道,非晶化层长程无序但短程是有序的,硅四面体的化学键仍然保留。因此,一个普遍采用的假设是:关于点缺陷的基本概念和规律依然有效^[1]。

Pennycook 等^[1]研究了 SPE 及随后的高温退火高浓度杂质的沉淀与增强扩散,并提出,注入过程中注入杂质对硅间隙原子有俘获作用,但是在 SPE 过程中,V 族杂质俘获的硅间隙原子是稳定的,而 III 族杂质俘获的间隙原子不稳定, SPE 过程中将放出硅间隙原子。

关于注入杂质对射程末端缺陷的影响,我们提出用杂质对点缺陷的俘获及对点缺陷相向扩散流的干扰来解释:离子注入在射程末端形成间隙型点缺陷及簇团,而在表层形成空位型点缺陷及簇团^[15]。退火时,多余的点缺陷将向各个方向扩散,其中一部分是射程

首尾端两种点缺陷相向扩散,即首端的空位向体内,尾端的硅间隙原子向表面扩散,形成一个相向扩散流。在射程末端,一部分较大的点缺陷簇团则形成扩展缺陷,而表面层的另一部分空位扩散到样品表面而消失。不同杂质的存在,干扰了这种相向扩散,从而影响了射程端缺陷的重构与演变。在注P的情况下,注入过程中一部分硅间隙原子被P所俘获,在SPE中这些被俘获的硅间隙原子是稳定的,使非晶区的“自由”间隙原子仍保持较低的浓度,这就意味着加大了非晶区与射程尾部间隙原子的浓度差,加速了来自射程尾部间隙原子的扩散,从而促进了末端簇团的分解与扩散,减弱了位错环的聚结与生长。而B俘获的间隙原子是不稳定的,在SPE过程中解体,放出间隙原子,阻碍了来自射程尾部间隙原子的扩散,从而促进了末端位错环的聚结与生长。

通过对注入杂质与射程端缺陷互作用机理了解,可以考虑利用控制点缺陷相向扩散流来控制乃至消除射程端缺陷,对提高半导体器件与集成电路的性能是有意义的。

本工作得到了上海冶金所离子束开放实验室的支持,特别是林梓鑫、周祖尧同志的帮助。此外李联珠、高维忠同志在实验中给予了帮助,作者在此表示感谢。

参 考 文 献

- [1] S. Prussin and Kevin S. Jones, *J. Electrochem Soc.*, **137**, 1912(1990).
- [2] P. I. Gaiduk *et al.*, *J. Appl. Phys.*, **68**, 5081(1990).
- [3] J. Narayan and O. W. Holland, *Phys. Stat. Sol.*, (a) **73**, 225(1982).
- [4] L. Csepregi, E. F. Kennedy, T. J. Gallagher, J. W. Mayer and T. W. Sigmon, *J. Appl. Phys.*, **48**, 4234(1977).
- [5] K. S. Jones, S. Prussin and E. R. Weber, *Appl. Phys. A*, **45**, 1(1988).
- [6] D. M. Maher, R. V. Knoell, M. B. Ellington and D. C. Jacobson, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **52**, 93(1986).
- [7] S. J. Pennycook, R. J. Culbertson and J. Narayan, *J. Mat. Res.*, **1**, 476(1986).
- [8] Xi-mao Bao, Qiang Guo, Mei-sheng Hu and Duan Feng, *J. Appl. Phys.*, **66**, 1475(1989).
- [9] Qiang Guo, Xi-mao Bao, Jianmin Hong, Yong Yan and Duan Feng, *Appl. Phys. Lett.*, **54**, 1433(1989).
- [10] T. O. Sedgwick, *Nucl. Inst. and Methods*, **B37/38**, 760(1989).
- [11] S. Solmi, F. Cembali, R. Fabbri, M. Servidori and R. Canteri, *Appl. Phys. A*, **48**, 255(1989).
- [12] Xi-mao Bao and Xue-mei Hua, *Phys. Stat. Sol.*, (a) **123**, K89(1991).
- [13] I. Ohdomari, K. Takano, T. Chikycw, H. Kawarada, J. Nakanishi and T. Ueno, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **54**, 63(1986).
- [14] D. S. Wen, P. L. Smith, C. M. Osburn and G. A. Rozgonyi, *Appl. Phys. Lett.*, **51**, 1182(1987).
- [15] M. Servidori, Z. Sourek and S. Solmi, *J. Appl. Phys.*, **62**, 1723(1987).

Influence of Impurities on End of Range Defect

Bao Ximao, Hua Xuemei, Yuan Yuan and Hong Jianming

(Department of Physics and Laboratory of Solid State Microstructures, Nanjing University, Nanjing, 210008)

Abstract

The influence of impurities on the end of range defects has been investigated. It is proposed that the opposite diffusion fluxes of point defects, the vacancies from amorphous region and the self-interstitials from end of range defect band, are resulted during solid-phase epitaxial growth. The implanted impurities are able to trap the point defects, and thereby affect the opposite diffusion fluxes of point defects. As a result, phosphorus promotes decomposition of the end of range defects, while boron enhances their agglutination.

PACC: 6170T, 6180J, 6170Y, 6170B.