

# Si 中注 Pb 的红外瞬态退火

殷士端 张敬平 顾诠 许振嘉  
(中国科学院半导体研究所)

刘家瑞 章其初 李大万  
(中国科学院物理研究所)  
1986年2月17日收到

用背散射-沟道效应研究了 Si 中注 Pb 并进行红外瞬态退火的辐照损伤及杂质分布。注入能量为 350keV, 剂量为  $1 \times 10^{15}$  及  $5 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 。实验表明高杂质浓度区中的杂质沉淀和晶格应力能抑制晶体的外延生长。当外延生长停止后, 表面形成多晶结构, 杂质沿晶粒边界向表面扩散。

## 一、引言

硅中注入离子后, 在几千埃的表面层将产生晶格损伤, 注入离子往往也处于点阵的间隙位置。为了消除损伤使注入层重新结晶, 就必须对样品进行退火处理。一般使用的退火手段是炉内退火。炉内退火能有效地消除损伤, 激活杂质。但由于退火时间比较长, 在退火过程中杂质往往向纵向扩散, 硅表面也容易被沾污, 此外, 长时间的退火有可能使硅变形。所有这些都不利于器件的制作。

利用瞬态快速退火可避免上述缺点, 而且还能使半导体中的杂质浓度超过其固溶度, 改善其电学性能, 因此在研究和生产中具有实际应用前景。

## 二、实验条件

样品采用 P型(111) Si 单晶作衬底。Pb 的注入能量为 350keV, 注入剂量为  $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$  及  $5 \times 10^{15}/\text{cm}^2$  两种。红外瞬态退火是利用高温石墨作辐射源, 波长  $\sim 2\mu\text{m}$ , 硅片的温度为 770°C 及 920°C, 退火时间为 5 秒。炉温退火是在氢气中进行的, 炉温为 1000°C, 退火时间为 30 分钟。背散射实验采用由  $2 \times 1.7\text{MV}$  串列加速器提供的  $2\text{MeV}$   ${}^4\text{He}^+$  作为分析束。背散射粒子由直径为 5mm 的金硅面垒探测器接受, 散射角为 165°, 信号经放大后由带 PDP-11/34 计算机的多道分析器接受和分析。

## 三、实验结果

图 1 是 Pb 以剂量为  $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$  注入 Si 的背散射谱。高能区对应 Pb 贡献的背散

射产额, 低能区是 Si 衬底的连续谱(以下分别简称 Pb 谱及 Si 谱)。由 Si 谱可以看出, 未经退火的注入样品, 对应 Si 表面的定向谱(曲线 b)具有与随机谱(曲线 a)几乎相同的产额, 这说明注入层是非晶层, 其厚度 $\sim 2300\text{ \AA}$ 。此外, 如 Pb 谱所示, Pb 在 Si 中接近高斯分布。(Pb 谱的 a、b 曲线均为未退火样品的实验结果, 其中 a 表示随机谱, b 表示沟道谱, 两者一致说明杂质都处于间隙位置。) 样品经过 770°C 退火后, 晶体没有明显的恢复(Si 谱中的曲线 c), 杂质分布也无变化(Pb 谱的曲线 c)。但当温度升高至 920°C 时, 注入 Si 层的产额几乎下降到与未注入样品相近的程度, 说明损伤基本消除(见 Si 谱的曲线 d 及 e)。与此同时, Pb 虽然仍然接近高斯分布, 但总产额大大降低(见 Pb 谱的曲线 d), 表明有 $\sim 80\%$ 的 Pb 原子经高温退火后处于晶体的点阵位置。

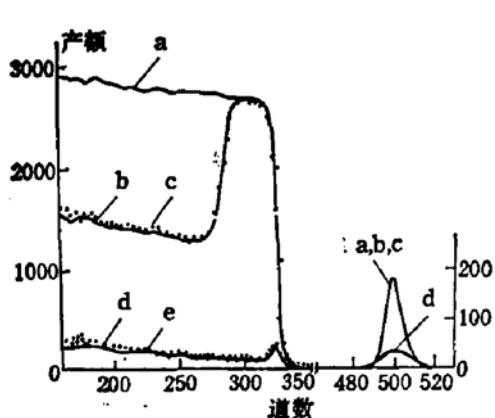


图 1 Si 中注入  $1 \times 10^{14}\text{ Pb}/\text{cm}^2$  的背散射谱  
a 随机谱 b 未退火 c  $770^\circ\text{C}, 5''$  退火  
d  $920^\circ\text{C}, 5''$  退火 e 未注入

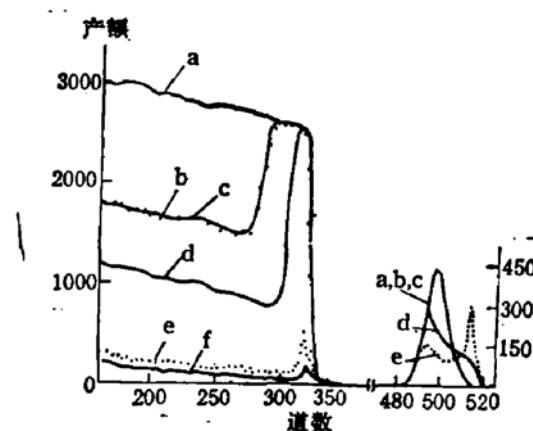


图 2 Si 中注入  $5 \times 10^{14}\text{ Pb}/\text{cm}^2$  的背散射谱  
a 随机谱 b 未退火 c  $770^\circ\text{C}, 5''$  退火  
d  $920^\circ\text{C}, 5''$  退火 e  $1000^\circ\text{C}, 30'$  退火 f 未注入

图 2 是以  $5 \times 10^{14}\text{ Pb}/\text{cm}^2$  注入 Si 中的背散射谱。将图 2 与图 1 比较可以看出, 对未退火和在  $770^\circ\text{C}$  下退火的样品, 两者损伤和杂质分布的情况类同。但经  $920^\circ\text{C}$  退火后, 对  $5 \times 10^{14}\text{ Pb}/\text{cm}^2$  射入的样品, 非晶层只减薄了一半(约为  $1100\text{ \AA}$ )而不能完全清除(见 Si 谱中的曲线 d), 与此同时 Pb 的分布改变, 一部分 Pb 向表面扩散(Pb 谱的曲线 d)。为进行比较, 图 2 还列出了在  $1000^\circ\text{C}$  炉温下退火 30 分钟的实验结果(见曲线 f)。可以看出, 经过较长时间的高温退火, Si 的损伤基本消除, Pb 更聚集在表面。

#### 四、讨 论

离子注入 Si 中, 当剂量超过某一临界值时, 就可以在 Si 表面形成一层非晶层的损伤区。这个临界剂量的大小随注入离子的种类而异, 一般在  $5 \times 10^{14}/\text{cm}^2$  左右。图 1、图 2 中样品退火前 Si 的定向谱表明在所采用的剂量下, Si 单晶表面确实形成了一层非晶层, 其厚度约为 Pb 注入射程的两倍( $R_p = 1050\text{ \AA}$ )。

一般认为离子注入形成非晶层需要在  $550^\circ\text{C}$  到  $660^\circ\text{C}$  下退火才能在 Si 中产生再结晶, 使非晶层恢复成单晶<sup>[1]</sup>, 同时再结晶的速度是随温度的升高而指数增加的<sup>[2]</sup>。T. N. Mustafin 等人<sup>[3]</sup>的实验表明, 在  $700^\circ\text{C}$  温度下 Si 中注入 Zn 非晶层固相外延生长的最大速

率不超过  $10\text{nm}/\text{分}$ (即  $1.67\text{\AA}/\text{秒}$ ), 因此在  $770^\circ\text{C}$  下退火非晶层得不到明显的消除可以认为是由于 5 秒的退火时间过短的缘故。温度升高到  $920^\circ\text{C}$  以后, 外延生长的速率大大增加, 致使 5 秒钟的退火便能明显地观察到损伤层的再结晶。对剂量为  $1 \times 10^{15}\text{Pb/cm}^2$  的样品, 非晶层完全消除。当剂量增至  $5 \times 10^{15}\text{Pb/cm}^2$  时, Pb 分布的峰值处浓度在 5% 的原子百分比之上。在晶体外延生长过程中, 当结晶-无定形的界面推移到这个高浓度区时, 由于大大超过固溶度的过量杂质在晶格中产生比较大的应力以及形成相当量沉淀物<sup>[4]</sup>, 外延生长受到抑制最后终止在这个区, 即大致为  $R_p$  的深度。继续退火的作用是杂质沉淀物自发成核而形成多晶结构。我们和 J. M. Poate 用 TEM 观察到了这层多晶层<sup>[5]</sup>。多晶结构形成以后, 在单晶 Si 中不易扩散的 Pb 原子便沿晶粒边界向外扩散形成图 2 中 Pb 谱 d 曲线的分布。如在高温下退火的时间足够长, Pb 继续向表面扩散, 原来高浓度区的 Pb 量逐渐减少, 晶体-无定形界面又继续向表面推移, 最后消除整个非晶层且杂质更向表面聚集如图 2 中 Pb 谱的 f 曲线所示。

## 五、结 论

在 Si 中以能量为  $350\text{keV}$ , 剂量  $\sim 10^{15}/\text{cm}^2$  注入 Pb 时, 能使  $\sim 2300\text{\AA}$  的表面形成非晶层。 $770^\circ\text{C}$  下红外瞬态退火 5 秒钟没有明显的退火效应。而  $920^\circ\text{C}-5$  秒能使剂量为  $1 \times 10^{15}/\text{cm}^2$  的样品的损伤完全消除。但对剂量为  $5 \times 10^{15}/\text{cm}^2$  注入形成的非晶层只能减薄其厚度到  $\sim 1100\text{\AA}$ 。这是因为外延生长进行到高浓度区时, 受晶格应力和杂质沉淀物的作用而被抑制。继续退火使沉淀物自发成核形成多晶结构, 于是 Pb 便沿晶粒边界向表面扩散。退火时间足够长时, Pb 更多的聚集在表面, 使原来高浓度区的杂质不断减少, 外延生长便继续进行直到整个非晶层完全消除。

本工作由清华大学钱佩信等同志协助红外瞬态退火, 在此表示感谢。

## 参 考 文 献

- [1] L. C. Kimerling and J. M. Poate, *Lattice Defects in Semiconductors*, London, Institute of Physics, p129—133(1974).
- [2] J. S. Williams, W. L. Brown, H. J. Leamy, J. M. Poate, J. W. Rodgers, D. Rousseau, G. A. Rozgonyi, J. A. Shelnutt and T. T. Sheng, *Appl. Phys. Letters*, **33**, 542(1978).
- [3] T. N. Myastafin, *Sov. Phys. Semiconductor*, **16**, 75(1982).
- [4] J. S. Williams, C. E. Christodoulides and W. A. Grant, *Rad. Effects*, **48**, 157(1980).
- [5] J. M. Poate, J. C. Bean, W. L. Brown, R. L. Cohen, L. C. Feldman, H. J. Leamy, J. W. Rodgers, D. Rousseau, G. A. Rozgonyi, J. A. Shelnutt, T. T. Sheng, K. W. West, J. S. Williams and G. K. Celler, *Rad. Effects*, **48**, 167(1980).

## Infrared Transient Annealing of Lead Implanted Silicon

Yin Shiduan, Zhang Jingping, Gu Quan, Xu Zhenjia

(Institute of Semiconductors, Academia Sinica)

Liu Jiarui, Zhang Qichu and Li Dawan

(Institute of Physics, Academia Sinica)

### Abstract

Backscattering-channeling effect has been used to determine the lattice disorder and distribution of Pb implanted in Si followed by infrared transient annealing. The results suggest that in the high implant concentration region, Pb precipitates and high local stress level may sufficiently retard the rate of epitaxial regrowth. As epitaxial growth has ceased, a polycrystalline structure surface layer results and the grain boundaries offer preferential diffusion paths towards to the surface, thus a redistribution of Pb takes place.