

注氮硅的光学性质

许振嘉 江德生 孙伯康
刘继光 张泽华 刘江夏

(中国科学院半导体研究所)

1983年5月27日收到

提 要

用红外吸收光谱、拉曼光谱、反射光谱、椭偏光法等研究了注氮硅的光学性质。注入条件为 $(1 \times 10^{14} - 1 \times 10^{17}) \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$, 70keV。研究表明:氮的电激活率很低,这与氮-硅原子间的络合以及残留的注入损伤有关。当注氮剂量 $\geq 1 \times 10^{16} \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 时,实验结果表明,形成了无定形 Si_3N_4 或硅氮络合物颗粒团。与此相联系,氮经热处理后不易产生外扩散。800℃, 1小时退火,损伤也不易消除。注氮剂量约为 $1 \times 10^{16} \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 时,注入层的损伤纵向分布具有如下特征:表面层有一层很薄的紊乱区,之后有一轻损伤区,最后为饱和损伤区。在饱和损伤区与衬底之间存在较陡的边界。

近年,硅中的氮杂质很受人们重视。原因是掺氮硅可以提高强度^[1]。注氮硅可能用于高阻介质^[2]。但是,虽然在晶体生长或热处理时常用 N_2 作保护气体,氮在硅中的行为却是复杂的,它的溶解度也不大^[3]。

Mitchell^[4] 研究了剂量为 $(1.5 \times 10^{14} - 5 \times 10^{15}) \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$, (40—80)keV 的注氮硅,发现适当的热退火能使部分注入氮产生电激活。当剂量大于 $1 \times 10^{17} \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 时,在注氮硅表面引起高阻层,该层在高温退火后,电阻率反而增高^[5]。对硅中注入氮的行为和引起的缺陷,已用电学测量、核反应、沟道效应等进行了一些研究^[6]。

材料的光学性质,如紫外反射谱结构,声子拉曼散射谱,折射率等,与材料的电子能带结构、声子振动谱等紧密相关。因此,基于表面反射或散射的光学方法是研究半导体表面损伤和缺陷的一种比较灵敏、非破坏性的方法。它有可能提供有关材料结构无序度的信息。离子轰击半导体表面,在注入区引起损伤,产生大量缺陷,甚至形成非晶层。因此,近年在研究非晶硅薄膜时所采用的一些光学方法,可能对注入损伤层也很有用。

本文研究了中间剂量 $(1 \times 10^{14} - 1 \times 10^{17}) \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$, 注氮硅的光学性质和某些电学行为。利用红外吸收谱、拉曼光谱、紫外反射谱、椭偏光法等了解硅中注入氮的状态及退火时产生的影响;研究了注氮硅的辐照损伤及其分布,并把不同方法所得结果联系起来进行分析。

一、实 验

主要样品是抛光的 p-CZ Si 片和 n-CZ Si 片, 电阻率 $\sim(6-9)\Omega\cdot\text{cm}$, [100] 取向. 注入方向偏离沟道方向. 束流密度约为 $2\mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$, 剂量 $\sim(1\times 10^{14}-1\times 10^{17})\text{N}\cdot\text{cm}^{-2}$. 大部分样品的注入能量 $\sim 70\text{keV}$, 小部分样品用两种注入能量: 1/4 用 40keV , 3/4 用 70keV , 以便在注入层内得到较平坦的氮深度分布. 一些注入样品在纯氩气氛中进行热处理, 处理温度为 750°C 或 800°C , 时间为半小时或 1 小时.

为了对样品进行纵向分布测量, 需要逐层腐蚀样品. 选用恒流源对样品进行阳极氧化, 电解液为磷酸-乙二醇溶液, 每次氧化形成电压为 40 伏, 电流密度 $\sim 1\text{mA}\cdot\text{cm}^{-2}$. 氧化层用偏光法测量厚度, 然后用 $(\text{HF}:\text{NH}_4\text{F}:\text{H}_2\text{O} = 1:2:3)$ 腐蚀液剥蚀. 每次剥除的硅层厚度约为 80\AA . 在二十多次剥蚀后, 样品表面仍可保持光亮.

在 $700-1000\text{cm}^{-1}$ 区域内, 利用光吸收研究硅氮键的伸张振动所引起的吸收带. 在可见、近紫外波段进行反射测量. 在近紫外区, 参比的铝镜反射率偏低, 因此用紫外激光多层介质全反射镜对铝镜在若干波长处的反射率进行了标定. 利用 He-Ne 激光器的 6328\AA 激光束测量了偏光光谱, 所得数据经计算机处理, 以求出硅层的有效折射率 n^* 和有效消光系数 k^* 等参数. 拉曼光谱用 Ar^+ 激光器的 5145\AA 激光束作光源进行测量. 样品的配置用 90° 模式. 所有光学测量温度是 LN_2 温度或室温.

二、结果和讨论

1. 硅-氮红外吸收带

利用样品参比法研究了注氮剂量为 $(10^{14}-10^{17})\text{N}\cdot\text{cm}^{-2}$ 的硅样品在热退火前后的

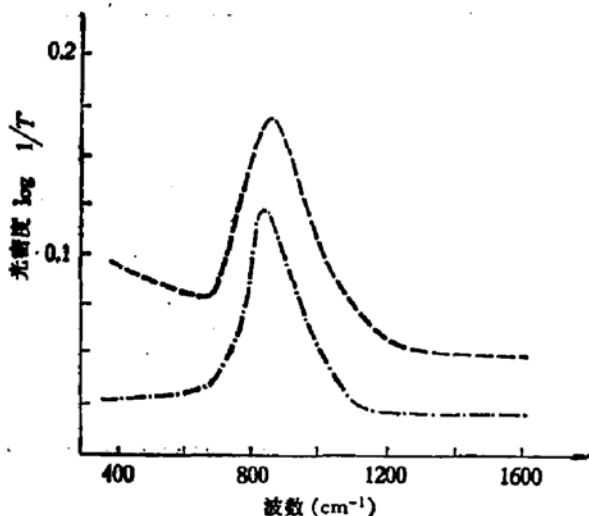


图1 注氮硅的红外吸收谱注氮剂量 $\sim 5\times 10^{16}\text{N}\cdot\text{cm}^{-2}$
 - - - - - 未热处理. ———— 750°C 热处理半小时
 $\log(1/T) = A$, 光密度. T , 透过率.

红外吸收光谱. 对于注入剂量为 $1\times 10^{16}\text{N}\cdot\text{cm}^{-2}$ 以下的样品, 在室温和 LN_2 温度下都未观察到由于氮注入所引起的吸收带. 当注入剂量大于 $10^{16}\text{N}\cdot\text{cm}^{-2}$ 时, 室温和 LN_2 温度下的测量表明, 在 $(700-1000)\text{cm}^{-1}$ 范围内有一个宽的吸收带. 图 1 示出了注入剂量为 $5\times 10^{16}\text{N}\cdot\text{cm}^{-2}$ 的硅样品在退火前和 750°C 退火半小时后室温下的红外吸收带. 此宽吸收带的位置和形状与非晶 Si_3N_4 和 Si_2N_2 薄膜中所观察到的 Si-N 键伸张振动所引起的吸收带相类似^[6]. 表 1 列出了当注入剂量为 $1\times 10^{16}\text{N}\cdot\text{cm}^{-2}$, $5\times 10^{16}\text{N}\cdot\text{cm}^{-2}$, $1\times 10^{17}\text{N}\cdot\text{cm}^{-2}$ 时, 此吸收带在退火前和 750°C 退火半小时后的峰值位置、半高宽和光密度值.

表 1 红外吸收测量结果

注入剂量 $N \cdot \text{cm}^{-2}$	峰值位置		峰半高宽		退火前 峰值光密度
	退火前 cm^{-1}	退火后 cm^{-1}	退火前 cm^{-1}	退火后 cm^{-1}	
1×10^{16}	~780	~830	275	235	0.05
5×10^{16}	829	849	222	205	0.1
1×10^{17}	830	850	215	195	0.3

从表 1 可以看出: Si-N 键在 $(700-1000)\text{cm}^{-1}$ 内产生的吸收带, 退火前, 其强度随注入剂量增大而增大; 峰值位置随注入剂量增大而向高波数方向移动; 峰的半高宽则随注入剂量增大而减小。经 750°C 半小时退火后, 峰值位置也随注入剂量增大向高波数方向移动, 半高宽减小。这种现象与在非晶 Si_3N_4 薄膜中, 当淀积温度增高或进行高温退火后所观察到的结果相类似。晶态的 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 的 Si-N 键伸张振动所相应的吸收峰位于 935cm^{-1} 处^[6]。当氮的注入剂量达到高水平后, 在 Si 中形成了非晶 Si_3N_4 , 其中还含有一些硅氮络合物团。当注入剂量增大时, 颗粒团集聚, 形成更大的颗粒团, 而引起吸收峰位置向高频方向移动。在 750°C 经半小时退火, 颗粒团也相应增大。但是退火后, 红外吸收峰的积分强度变化不大, 说明在退火过程中, 氮的外扩散很少, 并已形成化学稳定的 Si-N 结合。Mitchell 用核反应测量^[4], 也曾认为硅中氮原子浓度在退火后变化很小。红外测量结果进一步证明了硅-氮键结合的稳定性。

2. 氮的电激活中心

采用扩展电阻和霍尔系数测量, 观察经退火后在硅中注入氮所产生的电激活情况。样品主要用 $(15-140)\Omega\text{-cm}$ 的 P 型硅片, 部分也用 n 型中阻或高阻硅片。

实验表明, 注氮硅经 750°C 以上的热处理后, 在 P 型衬底上出现 n 型导电层。当注入剂量从 $1 \times 10^{14} N \cdot \text{cm}^{-2}$ 增大到 $1 \times 10^{16} N \cdot \text{cm}^{-2}$, 经退火后, 样品电导率随注入剂量增加而增大。

表 2 注入层表观载流子浓度与注入剂量的关系

注入剂量 ($N \cdot \text{cm}^{-2}$)	退火条件	电子浓度 (cm^{-3})
1×10^{14}	800°C 1 小时	4.4×10^{16}
1×10^{15}	800°C 1 小时	5.3×10^{17}
1×10^{16}	800°C 1 小时	6.6×10^{17}

注入离子在注入层中的纵向分布是不均匀的。设注入层深度 $\sim 2700 \text{ \AA}$, 然后用 Van der Pauw 法测得载流子浓度。我们发现, 这样测得的载流子浓度在退火后明显增大, 并随注入氮剂量增大而增大。因此, 虽然在注入层的载流子浓度其纵向分布并不均匀, 但可用这种表观载流子浓度值讨论注入氮的电激活率。结果如表 2 所示。由表可见, 经 800°C , 1 小时热处理, 氮的电激活率仍很小。氮在硅中的状态较复杂, 所产生的浅施主态只占氮原子总数中很小的比例。从前述的红外吸收谱可见, 大量氮原子可能处于非晶硅

氮络合物颗粒团状态。此外,下文还可证明,800°C退火1小时并不能使样品中辐照损伤全部消除,这也是电激活率低的原因之一。

3. 损伤层

由于离子辐照损伤,在注氮硅中可以引进大量晶格缺陷,甚至形成无定形层。用光学方法研究注入层受到各种波长在硅中穿透深度的影响,因穿透深度相应各种波长下硅中光吸收系数的倒数,且与材料的无定形化程度有关。当表面层的缺陷存在不均匀的纵向分布时,测得的光学性质实质是透入深度范围内整个表面层的平均或综合效应。

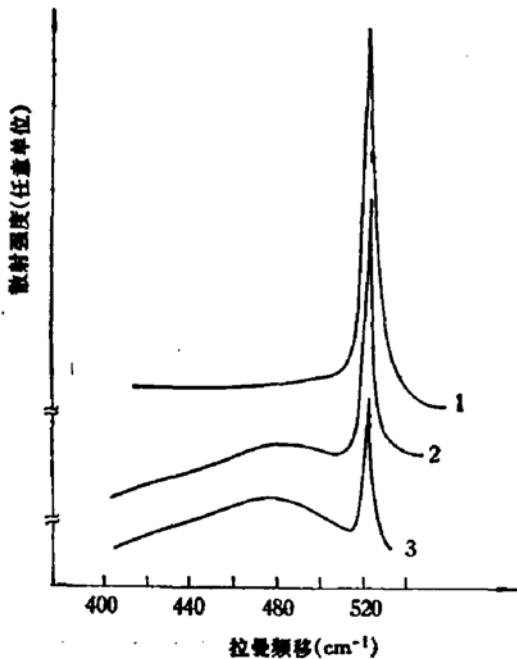


图2 注氮硅的声子拉曼散射谱

1. 注入剂量 $5 \times 10^{13} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$, $1 \times 10^{14} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$.
2. 注入剂量 $10^{15} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$.
3. 注入剂量 $10^{16} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$.

拉曼散射截面, α 为注入层吸收系数, d 为注入层厚度。损伤增大时, x 值增大, 520cm^{-1} 处晶体散射峰相对减弱。从图2可以看见,注入剂量为 $5 \times 10^{13} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 和 $1 \times 10^{14} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 的样品,只能看到 $\sim 520 \text{cm}^{-1}$ 附近的拉曼散射峰。当注入剂量为 $1 \times 10^{15} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 时,晶体峰强度减弱,无定形峰明显出现。当注入剂量为 $1 \times 10^{16} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 时,无定形峰面积很大,晶体峰很小。由此可见,硅表面的无序度随注入剂量增大而增大。但当剂量增大到 $1 \times 10^{16} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 时,在表面区光的透射深度范围内(对 $\lambda = 5145 \text{Å}$, 深度为 $10^3 - 1.5 \times 10^4 \text{Å}$) 并没有完全成为无定形。

对不同剂量注氮硅利用椭圆偏光法进行了测量。通过椭圆参数 Δ , ψ 和由此算出的复数折射率 $n - ik$, 研究了表面损伤。首先对样品表面进行清洁处理,并在处理后立即进行测量,以减少表面状态所引起的测量误差。实验证明,这样处理所测得的表面不均匀层的有效折射率具有较好的重复性。注氮剂量从 $5 \times 10^{13} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 增大为 $1 \times 10^{14} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$, $1 \times 10^{15} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 和 $1 \times 10^{16} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 时,用椭圆偏光法标出的有效折射率分别为 3.91, 3.96, 4.57。完整晶态硅的折射率为 (3.85—3.90)、无定形硅的折射率比晶态硅的折射率大,因

图2示出了四种剂量 (5×10^{13} , 1×10^{14} , 1×10^{15} , $1 \times 10^{16} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$) 注氮硅样品室温下的一级拉曼散射光谱。图中所出现的散射峰可分为两类: $\sim 520 \text{cm}^{-1}$ 处的锐峰是晶体和微晶硅的典型拉曼散射峰。这是由布里渊区中心附近的声学声子参加的拉曼散射引起的; 峰值位于 480cm^{-1} 处的宽峰则是无定形硅所特有的,它是由长程无序材料中动量选择规则被破坏、各种动量声子都可以参加拉曼散射所引起的。若注入层中无序成分所占的百分数为 x , 则注入层中仍处于正常格点的硅原子对晶体峰的贡献为^[7]

$$I_{\text{晶}} = \frac{I_0(1-x)R}{2\alpha} [1 - \exp(-2\alpha d)].$$

式中: I_0 为入射到样品上的激光束强度, N 为硅样品单位体积的原子数, R 为完整晶态硅的

此利用折射率的变化可以定量地反映注入损伤层的无序度。上述结果表明,随注入剂量增大折射率增大。注入剂量较低 ($\sim 5 \times 10^{13} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$) 时,其有效折射率与完整晶体的折射率相近。

硅的可见和紫外反射光谱主要取决于电子的能带结构。对于垂直入射光,反射率 R 为

$$R = \frac{(n-1)^2 + k^2}{(n+1)^2 + k^2}$$

由于折射率 n 和消光系数 k 是波长的函数,所以 R 也是波长的函数。在可见紫外波段范围测得的反射率曲线可分为两部分:在可见光和接近可见光区域,由于吸收系数较小,透入深度可能大于损伤层厚度,反射曲线出现由于薄膜干涉效应而产生的强度起伏,极值位置与样品表面损伤层厚度和损伤度有关。作为一个粗略类比估计,在紫外区,晶体硅吸收系数超过 $1 \times 10^{16} \text{cm}^{-1}$ ^[8],光的透入深度很浅 ($\leq 100 \text{Å}$),反射曲线基本上只取决于表面薄层内的光学常数。由于这时 k 值与 n 值的大小相近,在反射率

R 的公式中, k 值的贡献不可忽略。对于完整晶体硅, n 和 k 在紫外区的能带组合态密度临界点能量附近出现极值,紫外反射曲线具有特征的三峰结构。但是,对于高度无序和损伤严重的硅材料,电子相干散射长度减小引起电子能带间跃迁动量选择规则的破坏,反射曲线中的极值变小以至消失^[9]。因此,根据这种变化,可以定义一个反映无序度的参量。设

$$DD = 1 - \frac{R' - R'_0}{R'_0 - R'_a}$$

表示材料的损伤度。式中, R'_0 是完整晶体在 $\lambda = 2630 \text{Å}$ 反射极大处的反射率与在 $\lambda = 3400 \text{Å}$ 反射极小处的反射率之差; R'_a 是在无定形硅中相应上述两波长下反射率之差,其值可从高剂量注入样品饱和损伤区的表面反射曲线测出。

图 3 示出了注氮剂量为 $(1 \times 10^{14} - 1 \times 10^{16}) \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 时,注入能量为 70keV 和 1/4 为 40keV, 3/4 为 70keV 的硅样品,在退火前后的 DD 值,由图可见:

(1) 随注入剂量增大, DD 值也增大。

(2) 当注入总剂量相同时,以两种能量注入的样品 DD 值较大,表明低能量 (40keV) 注入能更有效地在表面引入损伤。

(3) 750°C 下退火半小时, DD 值变小,但损伤并未消失。这表明在上述退火条件下,表面损伤未能完全被消除。

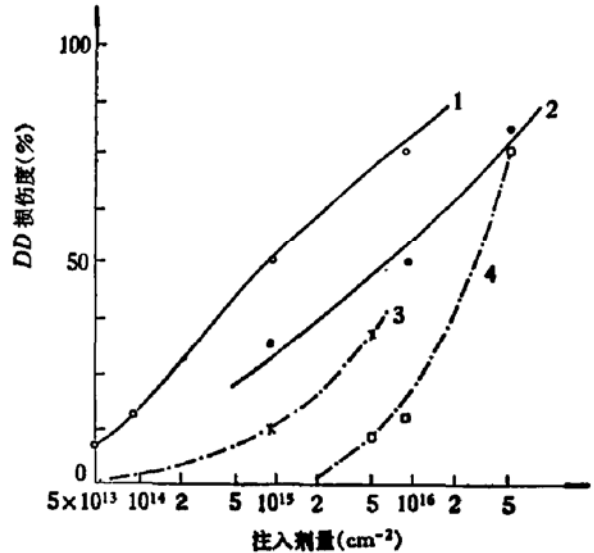


图 3 注氮硅表面损伤度与注入剂量的依赖关系

- 1, 40keV 注入 1/4 剂量, 70keV 注入 3/4 剂量。
- 2, 样品同 1, 经 800°C 退火 1 小时。
- 3, 70keV 注入, 样品未退火。
- 4, 样品同 3, 经 750°C 退火半小时

4. 损伤的深度分布

在表面光学性质测量分析中, 我们注意到在注入层中氮原子和缺陷沿注入方向具有一定分布, 并不均匀。图 4 示出用 Ar^+ 溅射剥蚀, 从表面向衬底方向进行 AES 分析所得的氮浓度纵向分布。对晶体硅, 已知溅射速率为 $(130 \pm 13) \text{ \AA}/\text{分}$ 。对无定形硅, 溅射速率可能稍增大。由图可见, 氮原子具有高斯分布形式, 其峰值深度 $\sim 1300 \text{ \AA}$ 。

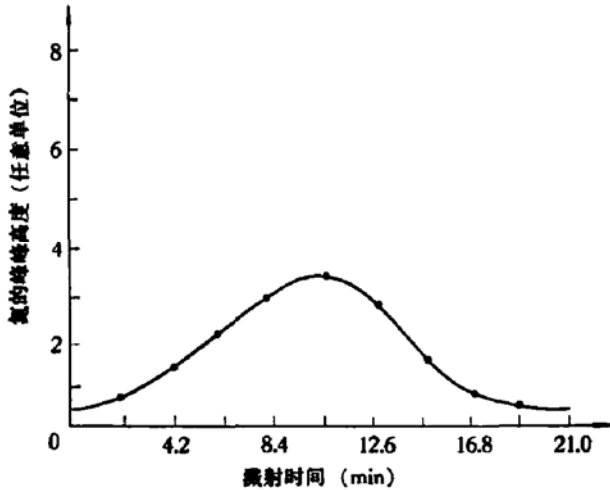


图 4 注氮硅的俄歇深度谱。注氮剂量为 $1 \times 10^{16} \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$, 70keV

对于注氮剂量为 $1 \times 10^{16} \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 和 $5 \times 10^{16} \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 的样品, 逐层剥蚀后, 在可见和紫外波段进行反射光谱测量, 以便了解辐照损伤的深度分布。在可见光范围, 反射光谱出现干涉效应, 极值波长位置随腐蚀深度增加而向短波方向移动。这种干涉现象的出现, 表明损伤层的

折射率和衬底折射率存在明显差异。当损伤层全部由腐蚀去除后, 在可见光范围就不再能看到干涉所引起的效应。在逐层腐蚀过程中, 根据干涉效应的存在和消失, 可估出损伤层的厚度。当腐蚀到超过损伤层厚度时, 反射曲线变得十分平缓。在高剂量注入样品中, 在逐层腐蚀时, 可以观察到由于干涉效应而引起的样品表面颜色的变化, 直到损伤层被腐蚀完为止。

图 5 示出紫外、可见波段的反射光谱与腐蚀深度的依赖关系。

从图 5 可见, 在样品腐蚀深度较浅时, 在紫外区, 反射曲线具有结构。随深度增大, 此结构基本消失。但腐蚀到一定深度后, 反射极大引起的峰又重新出现, 并且在极值附近反射率随波长变化的梯度增大。图 6 是根据反射率曲线所算出的损伤度 DD 值随深度的变化。图中实线是注入剂量为 $1 \times 10^{16} \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 的样品在退火前的损伤分布, 虚线为同一样品经 750°C 退火半小时后的损伤分布, 点线为注入剂量为 $5 \times 10^{16} \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 样品未退火时的损

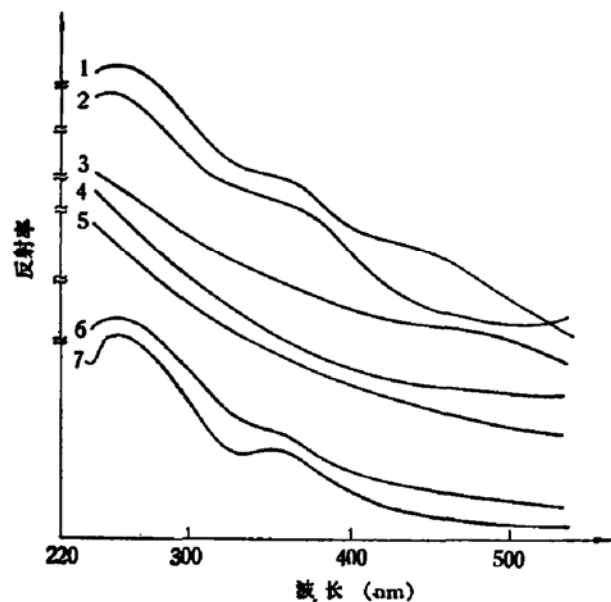


图 5 注氮硅反射光谱随深度的变化

注入剂量 $1 \times 10^{16} \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$, 70keV
 1. $d = 80 \text{ \AA}$, 2. $d = 320 \text{ \AA}$, 3. $d = 560 \text{ \AA}$,
 4. $d = 800 \text{ \AA}$, 5. $d = 1040 \text{ \AA}$, 6. $d = 1280 \text{ \AA}$,
 7. $d = 1840 \text{ \AA}$

伤分布, 点线为注入剂量为 $5 \times 10^{16} \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 样品未退火时的损

伤分布。

由图 6 可见,当注入剂量为 $1 \times 10^{16} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 时,损伤的纵向分布不是平台形,但已存在一个 DD 值达到 100% 的饱和损伤区,即辐照损伤所引起的无序区已达到相连成片,使材料成为无定形相。750℃ 退火半小时后,样品损伤度分布表明,虽然损伤区与衬底区界面向表面方向稍有移动,但损伤度宽度变化不大。这表明,高剂量氮注入产生的无定形相很难用退火来消除,这可能与氮注入层中 Si-N 络合物的成核与生长有关^[5]。高剂量注入氮后,表面层形成 Si-N 络合物,这是高温退火后,但仍保持高阻性质的原因^[4]。

当注入剂量达到 $5 \times 10^{16} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 时,损伤的纵向分布接近平台形,损伤饱和层扩散到样品表面处,如图 6 曲线 3 所示。这表明,在我们的注入条件下,使注入体积成为连续无定形相所需的临界剂量超过 $1 \times 10^{16} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$,比 Mitchell 用背散射谱的测量值 $6 \times 10^{15} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$ 略高^[4]。Mitchell 所用的氮离子注入能量为 55keV,注入时靶温控制在 283k。本实验采用了较高的束流密度 ($\sim 2 \mu\text{A}/\text{cm}^{-2}$),而样品与样品托的热接触较差,高剂量注入有可能使样品温度升高到 100℃ 以上。靶温对无定形区的形成和产生无定形相具有重要影响,对该影响也有解释^[20]。在我们的实验条件下,临界剂量相应增大是予期的。

从图 6 可见,在损伤层靠近衬底区的外侧,损伤层随深度加深而迅速下降,注入层和衬底区之间存在较陡的界面,这导致在可见光反射曲线中观察到明显的干涉效应。

从图 6 的损伤分布曲线可见,注入层的损伤度分布形成一种夹层结构。在注入样品的外表面附近存在一个很浅的紊乱区,在距表面约 200 Å 处损伤减小到接近完整晶体值,然后随深度增大而上升到饱和值。当注氮剂量增大时,在样品原始表面上测到的损伤度值也随之增大,如图 3 所示。这说明外表面的损伤层与氮离子注入有关,而不是样品表面抛光不善所引起。Gerasimov 等^[11]用电子衍射证明:轻离子注入硅后,在样品表面可能出现薄无定形层。我们的结果与此基本一致,同时还进一步确定,外表面附近损伤度大小与注入条件有关。按照离子注入的一般理论,轻离子在注入硅靶后,由于能量很高,电子碰撞是主要能量损失机制,在外表面附近不会形成重损伤区。观察到约 200 Å 厚的损伤区的原因,可能是由于表面区存在局部应力,使离子在注入区的碰撞级联过程中所产生的空位缺陷向外表面区扩散积累所致。

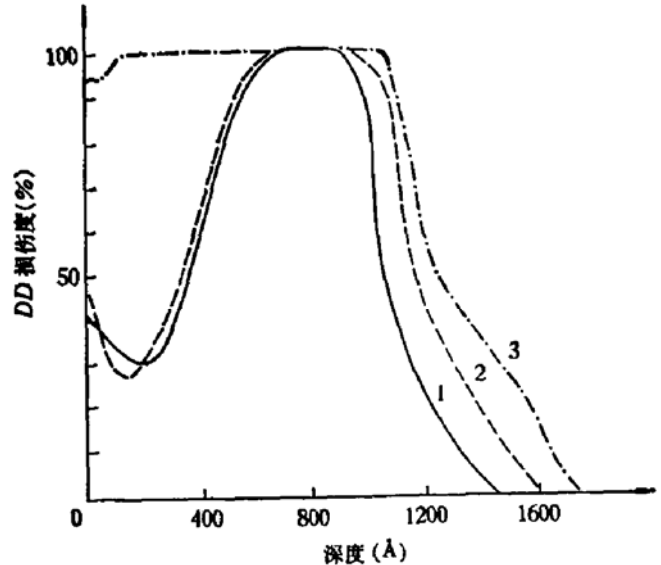


图 6 注氮硅表面损伤度的纵向分布

1. 70keV, $1 \times 10^{16} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$, 未退火.
2. 70keV, $1 \times 10^{16} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$, 750℃, 退火半小时.
3. 70keV, $5 \times 10^{16} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$, 未退火.

三、结 论

从离子注氮硅的光学性质研究,提供了关于注入氮在硅中的状态、退火行为及引入的辐照损伤的信息。实验表明,氮的电激活率比较低。由于无定形 Si_3N_4 或硅氮络合物团的形成,氮不易在热处理时发生外扩散,损伤也不易用热退火消除。当剂量高于 $1 \times 10^{16} \text{N} \cdot \text{cm}^{-2}$, 注入层中损伤纵向分布具有如下的典型特征: 邻近表面的紊乱层-轻损伤区-饱和损伤区,在饱和损伤区和衬底区之间存在较陡的界面。

对注入层中的缺陷和无序度的深入了解很有用。紫外反射光谱测量,由于光的透入深度浅,对定量研究损伤度的分布非常有利。研究离子注入硅的无定形相,了解不同剂量和注入条件对产生辐照损伤的影响,有助于我们对无定形硅的微观结构和有关物理性质的进一步认识。

本工作得到王培大、韩和相、王万年等同志及我所离子注入组的帮助,特此致谢。

参 考 文 献

- [1] T. Abe et al., Eds. H. R. Huff et al., *Semiconductor Silicon*, Minneapolis, 1981, p. 54.
- [2] T. Tsujide et al., *J. Appl. Phys.*, **51**, 1605 (1980).
- [3] P. V. Pavlov et al., *Phys. Stat. Sol.*, (a) **35**, 11(1976).
- [4] J. B. Mitchell et al., *J. Appl. Phys.*, **46**, 332(1975), *ibid*, **46**, 335(1975).
- [5] 孙慧玲等, *半导体学报*, **3** 136(1982)。
- [6] S. M. HU, *J. Electrochem. Soc.*, **113**, 693(1967).
- [7] R. Beserman, *Acta Electronica*, **19**, 67(1976).
- [8] G. E. Jellison et al., *J. Appl. Phys.*, **53**, 3745(1982).
- [9] E. T. Yen et al., *Ion Implantation in Semiconductors*, Science and Technology. Ed. S. Namba, (1975). Plenum Press, New York, p. 501.
- [10] J. R. Dennis et al., *Appl. Phys. Lett.*, **29**, 523(1976).
- [11] A. I. Gerasimov et al., *Phys. Stat. Sol.*, (a) **12**, 679(1972).

Optical Properties of Nitrogen-Implanted Silicon

Hsu Chenchia, Jiang Desheng, Sun Bokang,
Liu Jiguang Zhang Zehua and Liu Jiangxia
(*Institute of Semiconductors, Academia Sinica*)

Abstract

A variety of optical techniques have been used to study the optical properties of silicon nitrogen-implanted to doses of $(1 \times 10^{14} - 1 \times 10^{17}) \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$ at a beam energy of 70 keV. These techniques include IR absorption, Raman scattering, reflection and ellipsometry. It has been shown that the electrical activity of nitrogen donor is rather low, and this is attributed to the incorporation of silicon-nitrogen atoms and residual radiation damage. There is also evidence showing that the formation of amorphous Si_3N_4 or silicon nitride complex cluster, at incident doses of larger than about $1 \times 10^{16} \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$. In relevance to this complex cluster, the out-diffusion of nitrogen is hindered during annealing and the radiation damage can not be easily annealed out at 800°C for 1 hr.. At incident doses of about $1 \times 10^{16} \text{ N} \cdot \text{cm}^{-2}$, the implanted layer exhibits typically that a thin partly disordered layer is formed near the surface, and then next to this disordered layer there is a lightly damaged region followed by a saturated damaged region at last. The interface between the saturated damaged region and the substrate is rather steep.