

高能离子注入及其应用

林森浩 王玟珉

(中国科学院上海原子核研究所)

本文介绍了高能离子 (MeV/amu) 与固体相互作用的特点, 综述了近几年来高能离子注入技术在制备多层结构晶体管、减少载流子寿命、材料表面改性及增强薄膜与基体粘着力等方面的研究概况。

目前, 低能离子注入 ($E \leq 200\text{keV}$) 已广泛应用于半导体器件的生产。在大规模和超大规模集成电路的一些生产线中, 已经用离子注入工艺替代常规的热扩散工艺。近年来, MeV 以上的高能离子束材料改性的研究也开始引起了人们的重视。早在 50 年代, W. M. Good 等^[1]制备用于核物理研究的靶片时, 发现用 ^3He 离子轰击后的 Al 箔变脆、剥落。这是最早关于高能离子注入引起材料改性的报道。60 年代, F. W. Martin^[2] 等用 11 或 22MeV 的 B 离子注入硅材料, 把 E 和 $\frac{dE}{dX}$ 两个探测器串接到一个器件中。这是高能离子注入技术的第一次实际应用。70 年代开始, 有人利用高能离子注入技术在半导体中形成绝缘层或埋入层。80 年代, 这方面的研究报道超过了前 30 年的总和。高能离子注入是低能离子注入的延续和发展, 是当前离子注入研究的前沿之一。它除了具有一般离子注入的优点外, 更增加了许多高能离子与固体相互作用的特性。高能离子束轰击的射程深, 表面损伤小, 保留半导体表面的结晶层, 简化或省略了退火工艺, 便于形成各种埋入层或绝缘层, 可制备 CMOS 阱或三维立体器件。同时, 高能离子束引起材料改性和产生二次缺陷的机制研究, 目前还很不成熟, 许多实验现象还得不到满意的解释。所以, 随着半导体器件制作工艺的发展, 高能离子注入在理论研究及实际应用方面都具有广阔的发展前景。

一、高能离子注入的特点

与能量在 200keV 以下的低能离子注入相比, MeV/amu 以上的高能离子注入具有下面几个特点^[3]:

1. 注入离子的轨道及靶样品的损伤

低能离子注入时, 入射离子主要是与靶原子碰撞, 并伴随着许多靶原子的级联反冲碰撞, 产生一系列的原子移位, 在较短的路程中即失掉了能量。于是, 入射离子在靶材料中的轨道呈大角度偏斜, 轨道两侧形成较严重的损伤。由于射程短, 能量沉积和辐射损伤集中于靶样品表面。高能离子注入时, 入射离子主要是与靶样品中的电子相互碰撞。由于入射离子和电子的质量相差悬殊, 每次碰撞失去的能量很少, 所以入射离子在靶材料中是沿着直线自由前进, 几乎全部偏斜都是小角度。入射离子在样品深处经多次碰撞后才被阻止, 于是, 损伤层主要分布在射程的终端。由于入射离子传递给靶原子的动量很小, 故损伤轻微(图 1a)。

2. 射程分布

如果入射离子浓度取对数坐标, 则低能离子注入的射程分布曲线呈凸形状, 在平均射程两侧呈高斯曲线分布。高能离子注入的射程分布曲线由凹及凸形两部分组成: 由多次散射而形成的凸状峰(图 1b①)及由单次散射形成的凹状尾峰(图 1b②)。两者约相差二个数量级,

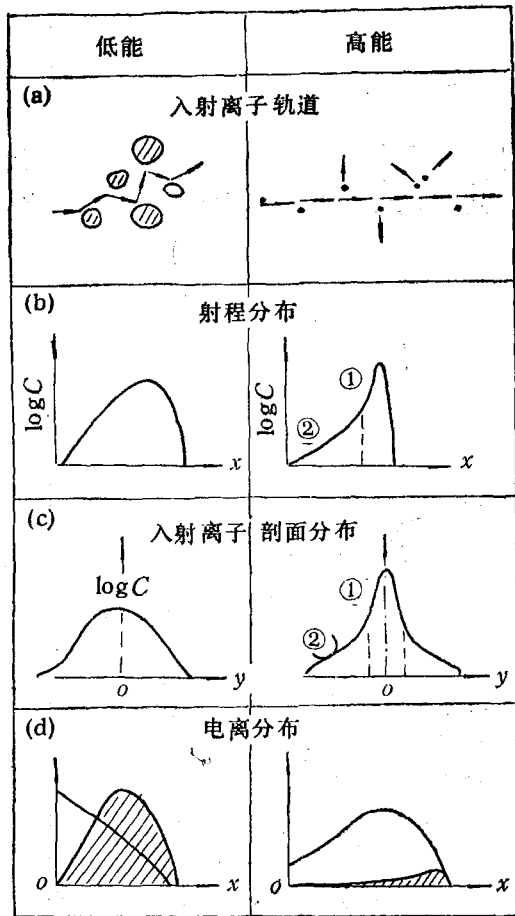


图1 低能与高能离子注入的比较

故可明显地区分开。多次散射大部份发生在射程的终端,于是,当入射离子能量增加时,凸状峰随着能量的增加而移向深处,近表面处只有很微弱的反向尾峰。

3. 入射离子的剖面分布

入射离子浓度取对数坐标时,低能离子注入的入射离子的剖面分布曲线呈凸形状,而高能离子注入则会由于多次小角度散射而形成凸状的尖锐的中心峰(图1c①),在中心峰的两侧,由于少量大角度散射,入射离子的剖面分布形成浓度较低的平坦的两翼(图1c②),二者可以明显分开。

4. 电离分布

离子注入形成的电离分布可分为入射离子自身对靶原子形成的初级电离(图1d中的实线)及由反冲靶原子形成的次级电离(图1d中

的斜线)。低能离子注入时,入射离子的射程与反冲靶原子的射程可相比拟,次级电离有很大的贡献。高能离子注入时,反冲原子射程远远小于入射离子射程,反冲效应可以忽略。在电离分布中,主要是入射离子自身形成的初级电离的贡献(图1d)。

5. 阻止本领

低能离子注入所用的能量大部分是在核阻止本领为主的能区范围内,即主要是原子核之间的相互碰撞。高能离子注入,其能量是在电子阻止本领为主的能区范围内,即主要是入射离子与靶材料中的电子(包括束缚电子和自由电子)的相互作用,因而靶材料表面或界面发生的变化不同于低能离子注入,引起变化的原因也往往与电子激发有关。

二、高能离子注入的应用概况

1. 隐栅管(gridistor)的制作

在半导体器件制备工艺中,一般要求在 $4-5\mu\text{m}$ 深处生成结或埋入层。高能离子注入便于制备各种埋入层。采用 B^+ 或 P^+ 离子注入时,能量为 $1-2\text{MeV}$ 即可,而当需要 As^+ 等重离子注入时,能量要求在 $10-20\text{MeV}$ 范围。高能离子注入和低能离子注入不一样,在深度 $<2\mu\text{m}$ 处,用TEM没有发现严重位错,而在较深处才观察到比较陡峭的损伤团,注入层仍呈结晶态。故高能离子注入后不一定要退火,只需在注入过程中使Si片基体保持一定的温度。所以,高能离子注入技术在多层结构式三维集成电路中具有广阔的应用前景。W. R. Fahrner等^[4]利用掩膜技术及 20MeV B^+ 离子注入Si片,制成立体方向上不同深度有两个栅极的隐栅管,工艺过程如图2所示。先用热扩散或低能离子注入技术生成 n^+ 区或 p^+ 区,然后做掩蔽铝层,斜面截切后,光刻开出窗口,再用高能 B^+ 离子注入,就能一次注入形成双层的隐栅极。用高能离子注入制备埋入层,可避免常规工艺中的外延埋层工序,这对器件来讲,减少了一道难关。采用高能离子注入技术可制备出细而

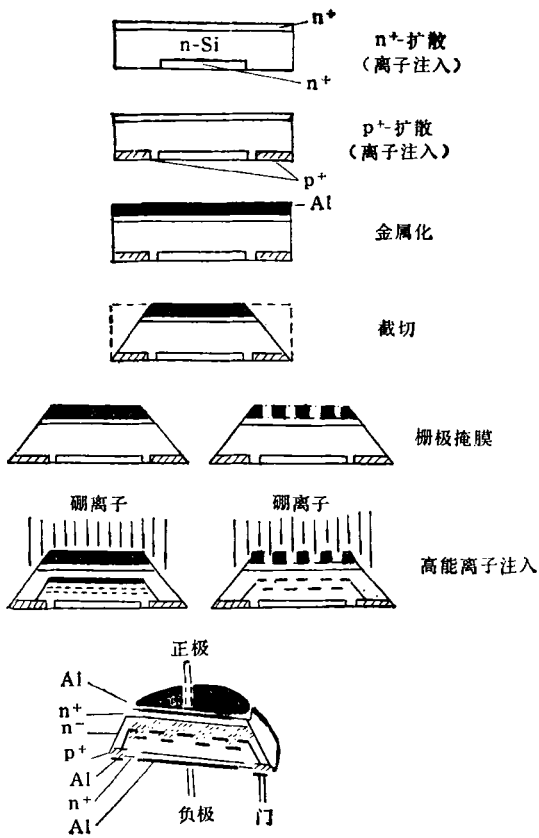


图2 隐栅管制作工艺示意图

长的隐埋栅，这也说明高能离子注入具有横向扩散小的优点，这是用热扩散法或低能离子注入法无法得到的。

2. 减少载流子寿命

载流子寿命对半导体器件的性能影响很大，如漏电流、开关时间、双极晶体管的增益等等。因此，根据不同的需要控制载流子的寿命是很有意义的。高能离子注入产生的埋入层具有控制载流子寿命的作用。一般适用于功率器件。图3^[12]给出了一个闸流晶体管及其载流子分布的截面图。在 n^- 型基体中，只有极少数过剩的载流子通过 $p-n$ 结流出，而绝大多数的载流子只能靠重新组合时除去。这对于开关速度快及频率高的器件来讲是太慢了。虽然可通过扩散金和采用 γ 射线或电子辐照来缩短重新组合的时间，但有一个严重的缺点，即影响了漏电流并降低了正向电压。为了克服这一缺点，Berndt 和 Roggwiler^[13]建议在 n 型Si基体中生成一薄的损伤层来加快重新组合。他们用15MeV左右的P或 α 离子注入，在 n 型Si基体中形成一薄的损伤层作为过剩载流子的附加陷阱，从而加快了重新组合的速度，使换向恢复时间提高二倍。这样，在其它参数没有变化的情况下，减少了载流子的寿命。

3. 介电材料的表面腐蚀

介电材料经高能离子束轰击后会形成径迹，在径迹形成过程中发生表面腐蚀。目前对径迹形成的机制尚不清楚。袁元勋^[6]及 Watson^[7]等试图用下面的模型来解释介电材料在

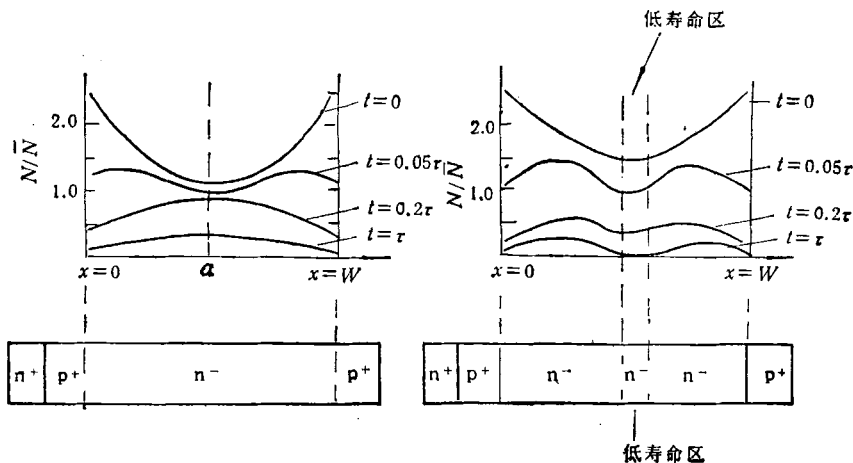


图3 闸流晶体管及其载流子分布的截面图
(右： n^- 区中有一埋入层；左：无埋入层)

高能离子注入时所产生的表面腐蚀现象。高能入射离子轰击固体样品时产生电子激发，由此引起晶格势能的瞬间变化。如果势能变化能维持足够长的时间 ($>10^{-13}$ s)，核就能被加速而发生变化(即位移)，导致电子激发腐蚀。通常根据热电子的冷却时间来计算晶格势能变化所维持的时间。所谓热电子是指冷电子在电子碰撞中被激发到禁带以上的状态。由于介电材料中存在着禁带而使电子冷却的速度变慢，故有足够的形成径迹。在金属或大多数半导体中，由于不存在禁带或禁带很狭而不能形成径迹。这一技术早已应用于制作核物理和宇宙线研究中使用的固体径迹探测器，也可应用于一些特殊情况，如人们希望在导体存在的情况下优先腐蚀介电材料。此外，由于入射离子的能量较高，故不会沉积于人们感兴趣的界面区域，避免了层结构的混合。

4. 高能离子注入可增强金属薄膜和基体之间的粘着力

在核阻止本领为主的能区范围内(十到几百 keV)，离子注入会引起原子混合，以改善不同材料的界面之间的结合，这已为大家所熟悉。裘元勋等^[8,9,10]利用串列加速器提供的高能重离子束，在电子阻止本领为主的能区范围内做了大量的研究和探索，证明高能离子束轰击可改善金属与金属，金属与半导体，以及绝缘体和任何其它材料之间的粘着力。表 1 列出了高能离子注入导致各种材料的界面之间的粘着力增强的部分实例。表 2 为用三种不同剂量注入 Au/玻璃样品后进行刮痕试验的结果。表中 N_0 和 N_i 都是测量粘着力时的临界负荷，其中 N_0 为未经离子束轰击时的临界负荷， N_i 为经过 12MeV s^{+3} 离子束不同剂量注入后能承受的临界负荷。显然，离子束轰击使粘着力增强了 3—10 倍。这种技术可应用于电子学器件和线路中，以提高金属布线与基体间的粘合，还能用于高能激光系统中镜涂层的制造，以及贵金属与一般基体材料之间的粘合。与低能离子束轰击相比，高能辐照离子全部沉积于基体深处，而不会污染表面或界面。其次，对于金属表面来

表 1 高能离子轰击导致界面粘着力增强的实例

| 基体 | 金属膜 | 膜厚度 (Å) | 入射离子能量 (MeV) | 注入剂量 (ions/cm ²) |
|--------------------------------|-----|---------|------------------------|---------------------------------------|
| Si | Au | 500 | 20MeV Cl | 5×10^{14} |
| Si | Ag | 500 | 20MeV Cl | 5×10^{13} |
| SiO ₂ | Au | 500 | 107MeV Kr | 1×10^{13} |
| SiO ₂ | Au | 500 | 20MeV Cl | 5×10^{14} |
| SiO ₂ | Ag | 500 | 20MeV Cl | $< 2 \times 10^{14}$ |
| InP | Au | 500 | 20MeV Cl | $< 5 \times 10^{14}$ |
| GaAs | Au | 500 | 20MeV Cl | $\leq 1 \times 10^{14}$ |
| Teflon | Au | 500 | 2MeV P | $< 5 \times 10^{14}$ |
| Teflon | Au | 500 | 1MeV α | 4×10^{13} |
| Al ₂ O ₃ | Pd | 500 | 20MeV Cl | $< 1 \times 10^{15}$ |
| Al ₂ O ₃ | Ag | 500 | 20MeV Cl | $\leq 5 \times 10^{15}$ |
| Ferrite | Au | 500 | 20MeV Cl | 1×10^{15} |
| Ta | Au | 500 | 20MeV Cl | 2.5×10^{15} |
| 玻璃 | Au | 1500 | 12MeV S ⁺³ | $10^{12} - 6 \times 10^{13}$ |
| 玻璃 | TiC | 1000 | 12MeV S ⁺³ | $10^{13} - 10^{14}$ |
| Al | Cu | 3800 | 12MeV O ⁺³ | $10^{12} - 5 \times 10^{15}$ |
| PVC | Cu | 3800 | 12MeV O ⁺³ | $7 \times 10^{12} - 8 \times 10^{15}$ |
| PMMA | Cu | 3800 | 12MeV O ⁺³ | $10^{13} - 3 \times 10^{15}$ |
| PTFE | Au | 1000 | 70MeV I ⁺¹⁰ | 3×10^{15} |

表 2 Au/玻璃样品刮痕试验的结果

| 注入剂量 (ions/cm ²) | $N_0 (\times 10^{-3}N)$ | $N_i (\times 10^{-3}N)$ |
|------------------------------|-------------------------|-------------------------|
| 10^{12} | 250 | 800 |
| 10^{13} | 590 | > 5000 |
| 6×10^{15} | 110 | 1000 |

讲，高能离子轰击引起的表面溅射是很小的。此外，增强粘着力的机制也不相同：低能离子束轰击，在几层薄膜介面间发生级联位移，往往在界面处形成厚厚的(约几百 Å)的原子混合层；而高能离子束轰击，界面处的混合层不会超过 20 Å。人们采用多种检测方法也未能满意地观察到界面处发生的变化。汤家镛等^[11]认为是薄膜-基体界面上的氧含量对两者的粘着起了关键性的作用，这些氧原子是以化合的方式既与基体原子又与薄膜原子相结合的，高能离子的轰击更使氧化层的厚度增大了一倍，从而增强了粘着力。也有人认为是高能离子束轰击使跨越界面的化学键发生了变化。但究竟是怎样的机制，至今尚不清楚。我们期待着对粘着力增

(下转第 336 页)