

# 钒注入 4H-SiC 半绝缘特性的研究\*

王 超<sup>†</sup> 张玉明 张义门

(西安电子科技大学微电子学院, 宽禁带半导体材料与器件教育部重点实验室, 西安 710071)

**摘要:** 研究了 2100keV 高能钒注入 4H-SiC 制备半绝缘层的方法和特性, 注入层的浓度分布用蒙特卡罗分析软件 TRIM 进行模拟. 采用一种台面结构进行  $I-V$  测试, 发现钒注入层的电阻率与 4H-SiC 层的初始导电类型有很大关系. 常温下, 钒注入 p 型和 n 型 4H-SiC 的电阻率分别为  $1.6 \times 10^{10}$  和  $7.6 \times 10^6 \Omega \cdot \text{cm}$ . 测量了不同退火温度下的电阻率, 发现高温退火有利于钒的替位激活和提高电阻率, 由于钒扩散的影响 1700 °C 退火使得电阻率略有下降. 测量了 n 型 SiC 钒注入层在 20~140 °C 时的电阻率, 计算出钒受主能级在 4H-SiC 中的激活能为 0.78eV.

**关键词:** 碳化硅; 半绝缘; 钒离子注入; 退火; 激活能

**PACC:** 6170T; 7220

**中图分类号:** TN304.2

**文献标识码:** A

**文章编号:** 0253-4177(2006)08-1396-05

## 1 引言

由于 SiC 材料具有宽带隙、高临界击穿电场、高热导率、高载流子饱和漂移速度等优点, 因而成为制作高频、高功率、耐高温、抗辐射器件的理想材料. 半绝缘材料既可以用于制作大功率器件和微波功率器件, 也可以作为器件间的隔离. 在具有高阻衬底的外延层上制作 SiC MESFET, 表现出良好的 RF 特性<sup>[1]</sup>. 然而 SiC 具有很高的硬度和化学稳定性, 因此器件的制造工艺相当困难. 与传统的反应离子刻蚀台面隔离相比, 离子注入实现隔离既可以获得平面化结构, 又有利于提高集成度. 离子注入是目前唯一适于 SiC 的选择性掺杂技术<sup>[2]</sup>. 在 SiC 中注入 H, Si, C 离子形成陷阱能级, 可以起到俘获载流子、形成高阻层的作用, 但是其热稳定性并不好<sup>[3,4]</sup>. 钒在 SiC 中是两性的深能级杂质, 在 p 型 4H-SiC 中, 钒作为施主杂质, 产生一个位于禁带中央附近的深施主能级, 大约在导带下 1.6eV 处<sup>[5]</sup>; 在 n 型 4H-SiC 中钒是受主杂质, 受主能级位于导带下 0.8eV 处<sup>[6]</sup>. 它们作为深补偿能级, 可以补偿多余的空穴或束缚自由电子, 得到常温下近似绝缘的 SiC 材料. 注钒会形成电阻率极大的半绝缘层, 因此在上面很难形成低电阻的欧姆接触<sup>[7]</sup>, 这就给测量带来很大困难, 目前这一问题还没有很好的解决方法. 适当提高退火温度有利于钒的替位激活, 使电阻率增加<sup>[8]</sup>, 但目前还没有得到一个最佳的退火工艺条件. 从理论

上研究钒注入对材料的影响, 对于选择性地实现半绝缘材料具有重要意义.

本文报道分别在 p 型和 n 型 4H-SiC 中注入钒离子, 得到常温下较为理想的 SiC 半绝缘层. 借助 Monte Carlo 软件 TRIM 模拟了钒注入 SiC 的射程、浓度分布, 给出了合适的注入能量和剂量. 采用一种台面测试结构对钒注入样片进行  $I-V$  测试, 得到了常温下钒注入层的电阻率. 通过测量不同退火条件下的电阻率值, 讨论了退火温度对电阻率的影响. 测量了钒注入 n 型 SiC 电阻率随温度的变化, 计算出钒受主能级在 4H-SiC 中的激活能.

## 2 实验

实验用的是美国 CREE 公司的 4H-SiC 样片, n 型衬底, 外延面是 Si 面, 晶向偏离(0001)方向 8°, 外延层厚度为 4.9 $\mu\text{m}$ . p 型外延层的掺杂浓度为  $1.0 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ , 衬底电阻率为  $3.0 \Omega \cdot \text{cm}$ ; n 型外延层的掺杂浓度为  $5.2 \times 10^{15} \text{cm}^{-3}$ , 衬底电阻率为  $0.015 \Omega \cdot \text{cm}$ . 注入在室温下进行, 钒离子注入能量为 2100keV, 注入剂量为  $1.4 \times 10^{13} \text{cm}^{-2}$ . 注入后, 将样品在氩气氛中, 分别进行 1450, 1550, 1650 和 1700 °C 的退火, 退火时间为 30min. 然后, 将样品处理成台面测试结构, 如图 1 所示. 用  $\text{CF}_4$  和  $\text{O}_2$  活性离子刻蚀方法 (ICP) 对样品进行台面刻蚀处理, 形成直径为 300 $\mu\text{m}$  的台面, 并在表面淀积  $\text{SiO}_2$ . 在 p 型样品上淀积 Al/Ti/Ti (200nm/200nm), 再淀积

\* 国家自然科学基金(批准号: 60376001), 国家重点基础研究发展规划(批准号: 2002CB311904) 和国防基础研究计划(批准号: 51327020202) 资助项目

<sup>†</sup> 通信作者. Email: chwang@mail.xidian.edu.cn

2005-12-26 收到, 2006-02-09 定稿

©2006 中国电子学会

TiN (100nm) 形成欧姆接触;在 n 型样品上淀积 Ni (350nm). 所有样品接触点在氮氢混合气中,1050

下退火 10min. 最后,在台面的前面和后面分别淀积 Ti/ Au (100nm/ 500nm).

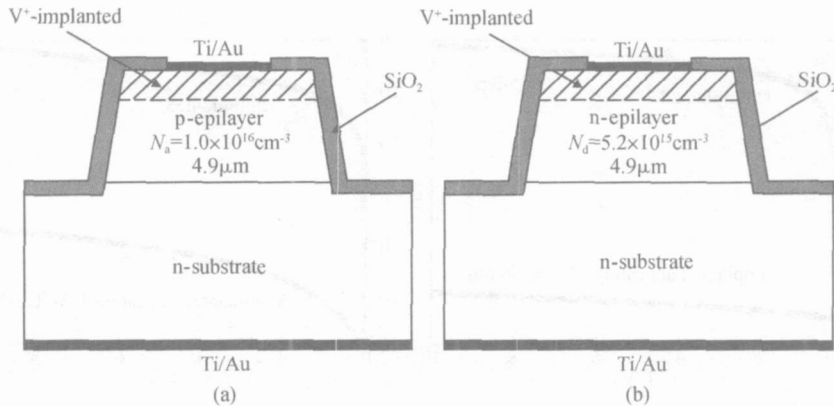


图 1 钒注入 SiC 的台面测试结构

Fig.1 Test structure for V<sup>+</sup>-implanted 4H-SiC samples

### 3 结果与讨论

钒注入 SiC 会形成电阻率很大的半绝缘层,因此,要在上面制作低电阻的欧姆接触非常困难,这就给测试工作带来不便.欧姆接触很难形成的原因是:费米能级被钉扎在钒施主或受主能级,位于禁带中央附近,分别距离导带底 1.6 和 0.8eV,因此载流子至少需要穿过 0.8eV 的势垒高度<sup>[7]</sup>.为了解决这个问题,本文采用 2100keV 的高能量钒离子注入,使得较大浓度的钒离子主要集中在材料表面下较深的区域,而表面薄层区域钒离子浓度较低,补偿作用较弱,因此载流子浓度相对较高,易于形成低电阻的欧姆接触.采用 Monte Carlo 软件 TRIM 模拟得到钒离子在 4H-SiC 中的射程和浓度分布,如图 2 所示,该分布为近似的高斯分布.模拟时设定 Si 原子和 C 原子的位移能分别为 35 和 21eV<sup>[9]</sup>,晶格结合能为 2eV<sup>[10]</sup>.

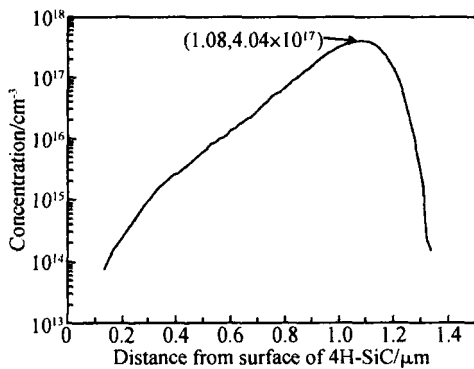


图 2 高能量钒离子注入 4H-SiC 中的浓度分布

Fig.2 Simulated ion implantation profile for high energy V<sup>+</sup>-implanted 4H-SiC

注入离子在靶中的平均投影射程  $R_p$  可以表示为<sup>[11]</sup>:

$$R_p = \int_0^E \frac{dE}{NS_{tr}(E)} \exp \left[ \int_E^E \frac{dE^n}{tr NS_{tr}(E^n)} \right] \quad (1)$$

式中  $S_{tr} = T \cos \phi d$  为传输截面;  $\frac{1}{tr} = N(1 - \cos \phi) d$  为平均传输自由程;  $N$  为靶的原子密度 ( $\text{cm}^{-3}$ ),  $E$  为入射粒子的初始能量.如果注入剂量为  $D(\text{cm}^{-2})$ ,则入射粒子在靶中的浓度分布可以用  $R_p$  和标准偏差  $R_p$  表示为<sup>[11]</sup>:

$$N(x) = \frac{D}{\sqrt{2} R_p} \exp \left[ - \frac{(x - R_p)^2}{2 R_p^2} \right] \quad (2)$$

根据 TRIM 分析结果,可以计算出注入层厚度  $W = R_p + 2 R_p = 1.3 \mu\text{m}$ ,注入层的平均钒原子浓度约为  $4 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ ,足够补偿 p 型外延层 ( $1.0 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ ) 和 n 型外延层 ( $5.2 \times 10^{15} \text{cm}^{-3}$ ) 中的杂质.

为了比较钒离子注入对 SiC 材料电阻率的影响,常温下,对 4H-SiC 钒注入样品和未注入样品分别进行了纵向  $I-V$  测试,如图 3 所示.测试台面表面淀积  $\text{SiO}_2$  可以减小测量过程中漏电流的影响.忽略相对较小的衬底电阻影响,  $R = V/I$  近似等于钒注入补偿区域的电阻值,取  $I-V$  曲线的线性部分电压 2~10V 进行计算.注入层的电阻率可用如下公式计算:  $\rho = RA/W$ .其中,  $A$  是刻蚀台面的横截面积;  $W$  为注入层厚度,由 TRIM 提取.经过计算, p 型 4H-SiC 钒注入层和未注入时外延层的电阻率分别为  $1.6 \times 10^{10} \cdot \text{cm}$  和  $850 \cdot \text{cm}$ , n 型 4H-SiC 钒注入层和未注入时外延层的电阻率分别为  $7.6 \times 10^6 \cdot \text{cm}$  和  $800 \cdot \text{cm}$ .可见,对 p 型和 n 型 4H-SiC,经过 1650 退火的钒离子注入样品显示了比未注入样品高得多的电阻率值.在 p 型 SiC 中,钒离子引入的施

主能级发挥了有效的补偿作用,形成了电阻率极高的绝缘层,钒注入层电阻率较未注入时提高了 7 个数量级以上. n 型 SiC 中的钒受主能级也有一定的

补偿作用,虽然补偿效果不如钒施主能级显著,但也得到了电阻率较高的高层,钒注入层电阻率较未注入时提高了近 4 个数量级.

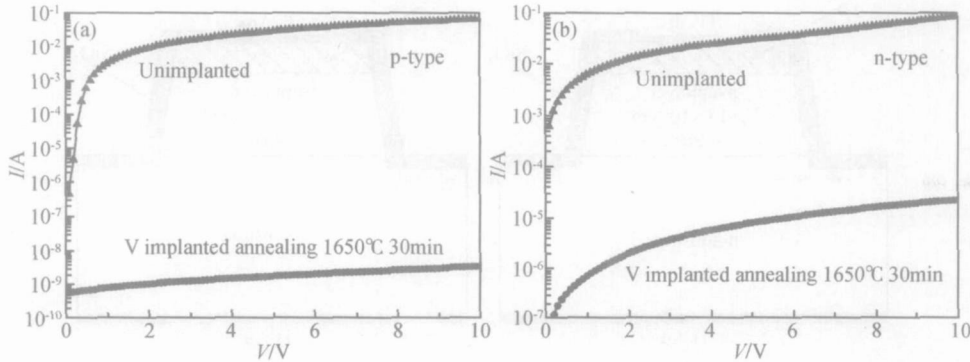


图 3 p 型和 n 型 4H-SiC 注入钒和未注入钒的 I-V 曲线

Fig. 3 Current-voltage characteristics of V<sup>+</sup>-implanted and unimplanted p-type and n-type 4H-SiC samples

注入后退火对注入损伤有良好的恢复作用,并且有利于注入离子的替位激活. 为了研究退火条件对钒注入层电阻率的影响,测量计算了不同退火温度下的电阻率值如图 4 所示. 可以发现,对于 p 型和 n 型 4H-SiC,电阻率随退火温度的升高而增加,当退火温度从 1450 上升到 1650 时,电阻率分别提高了 2 个和 1 个数量级,在 1650 退火时达到最大值. 这是因为,离子注入在 SiC 中产生大量的点缺陷和线缺陷<sup>[12]</sup>,高温退火可以有效地减少缺陷,使得更多的钒离子从间隙位置激发到晶格位置,起到施主或受主能级的作用,补偿空穴或束缚自由电子,从而减小载流子数量,提高电阻率. 随着退火温度的升高,越来越多的钒离子占据 Si 位,补偿作用更加显著,因而电阻率增大. 当退火温度从 1650 升高到 1700 时,电阻率略有下降,下降幅度在一个数量级左右. p 型 SiC 钒注入层电阻率从  $1.6 \times 10^{10} \cdot \text{cm}$  下降到  $8.7 \times 10^9 \cdot \text{cm}$ ,而 n 型 SiC 钒注入层电阻率从  $7.6 \times 10^6 \cdot \text{cm}$  下降到  $3.0 \times 10^6 \cdot \text{cm}$ . 这是因为,1700 退火时 SiC 中出现一定程度的钒向表面和向内部的扩散<sup>[13]</sup>,扩散的影响越来越明显. 钒向表面扩散会导致表面薄层区域内钒耗尽,钒向内部扩散则会导致注入层厚度  $w$  范围内的实际钒离子浓度下降,这都会降低钒能级的补偿作用,导致电阻率下降. 另外,过渡金属在 SiC 中的扩散机制尚不清楚. 如果钒在 SiC 中也像在 Si 中一样是间隙替位式扩散,扩散的加剧就会导致钒在 SiC 中的替位几率下降,降低钒作为施主或受主能级的作用,从而降低钒注入区域的电阻率. 当退火温度达到 1700 时, SiC 表面会蒸发析出 Si,在表面和表面薄层区域形成热腐蚀坑及复杂缺陷<sup>[14]</sup>,使得钒能级束缚的载流子在不同的能级之间跃迁,产生漂移电导效应,这

也可能成为电阻率略有下降的原因.

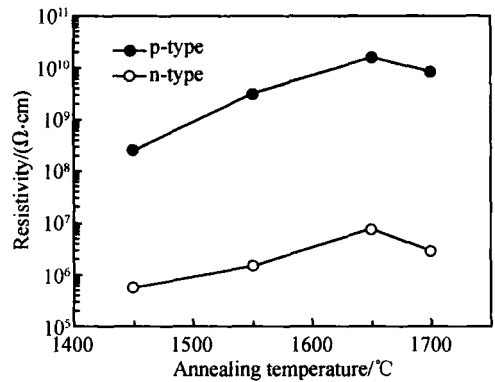


图 4 电阻率随退火温度的变化曲线

Fig. 4 Variation of resistivity with annealing temperature for V<sup>+</sup>-implanted p-type and n-type 4H-SiC samples

对掺杂样品进行变温霍尔效应实验,可以得到载流子浓度随温度变化的曲线,从而计算出杂质激活能. 但是,对半绝缘 SiC 进行霍尔效应测量非常困难. 首先是很难形成良好的欧姆接触,其次是要激发可测量的载流子浓度,必须提高温度,而高温下 SiC 的载流子迁移率极低. 1000 K 时,高纯度 4H-SiC 电子和空穴的迁移率分别为 20 和  $2\text{cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$ <sup>[17]</sup>. 因此,本文中是通过测量不同温度下的电阻率值,来计算钒在 4H-SiC 中的激活能. 从 20 到 140 ,对 n 型 4H-SiC 钒注入样品进行 I-V 测试,得到电阻率与温度的关系如图 5 所示. 由图可知,电阻率随温度的升高而减小. 借助 Arrhenius 公式  $\rho = Ae^{E_a/kT}$ ,可得  $\ln \rho = E_a/kT + B$ . 由  $\ln \rho$  对  $1/T$  作图,从直线斜率可求出激活能  $E_a$ . 经过计算, n 型 4H-SiC 的激活能为 0.78eV,非常接近 Jenny 借助 DLTS 和光吸收

光谱测量得到的钒受主能级在 4H-SiC 中的激活能  $0.8\text{eV}^{[6]}$ . 这就证明, 注入的钒在 n 型 4H-SiC 中是电激活的, 起到了受主能级的作用, 有效地束缚了自由电子形成高层.

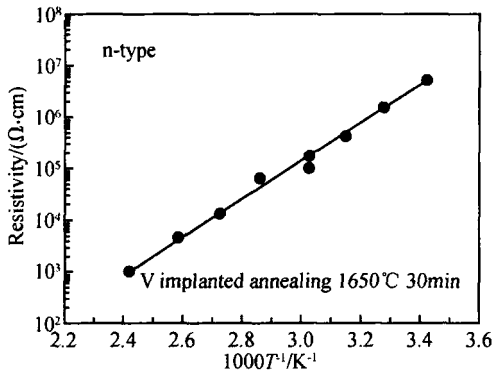


图 5 n 型 4H-SiC 电阻率与温度倒数关系

Fig. 5 Temperature dependence of the resistivity for  $V^+$ -implanted n-type 4H-SiC samples

## 4 结论

在 SiC 中注入钒, 可以在局部区域得到具有半绝缘特性的高层. 用这种半绝缘 SiC 作器件间的隔离, 可以减小漏电流并获得平面化结构, 有利于集成度的提高. 通过对实验样品进行  $I-V$  测试可以看出, 钒注入层的电阻率与 SiC 的初始导电类型关系很大. 对 p 型 SiC, 钒离子引入的深施主能级发挥了有效的补偿作用, 形成了电阻率高达  $1.6 \times 10^{10} \cdot \text{cm}$  的半绝缘层; 对 n 型 SiC 进行钒注入, 引入的受主能级也有一定的补偿作用, 虽然补偿效果不如钒施主能级显著, 但也得到了电阻率较大的半绝缘层, 约为  $7.6 \times 10^6 \cdot \text{cm}$ . 高温退火对注入损伤有良好的恢复作用, 较高的退火温度更有利于钒的替位激活, 提高电阻率. 退火温度为 1700 时电阻率略有下降, 因此为了得到更高的电阻率, 应该注意选择适当的退火温度. 通过测量不同温度下的电阻率值, 计算得到钒受主能级在 n 型 4H-SiC 中的激活能为  $0.78\text{eV}$ , 与文献报道的数值比较吻合.

## 参考文献

- [ 1 ] Yang Linan, Zhang Yimen, Yu Chunli. A compact model describing the effect of p-buffer layer on the  $I-V$  characteristics of 4H-SiC power MESFETs. Solid-State Electron, 2005, 49: 517
- [ 2 ] Chen Zhiming. Recent progress in SiC power electronic devices and fabrication process. Chinese Journal of Semiconductors, 2002, 23(7): 673 (in Chinese) [ 陈治明. 碳化硅电力电子器件及其制造工艺新进展. 半导体学报, 2002, 23(7): 673 ]
- [ 3 ] White J C, Harris G L, Poker D B. Semi-insulating layers in 4H and 6H SiC by Si and C ion implantation. Electron Lett, 2002, 38(24): 1597
- [ 4 ] Nadella R K, Capano M A. High-resistance layers in n-type 4H-silicon carbide by hydrogen ion implantation. Appl Phys Lett, 1997, 70(7): 886
- [ 5 ] Mitchel W C, Perrin R, Goldstein J, et al. Fermi level control and deep levels in semi-insulating 4H-SiC. J Appl Phys, 1999, 86(9): 5040
- [ 6 ] Jenny J R, Skowronski J, Mitchel W C, et al. Deep level transient spectroscopic and Hall effect investigation of the position of the vanadium acceptor level in 4H and 6H SiC. Appl Phys Lett, 1996, 68(14): 1963
- [ 7 ] Mitchel W C, Mitchell W D, Zvanut M E, et al. High temperature Hall effect measurements of semi-insulating 4H-SiC substrates. Solid-State Electron, 2004, 48: 1693
- [ 8 ] Kimoto T, Nakajima T, Matsunami H, et al. Formation of semi-insulating 6H-SiC layers by vanadium ion implantations. Appl Phys Lett, 1996, 69(8): 1113
- [ 9 ] Devanathan R, Weber W J. Displacement energy surface in 3C and 6H SiC. Journal of Nuclear Materials, 2000, 278: 258
- [ 10 ] Ishimaru M, Sickafus K E. Dose dependence of microstructural evolution in oxygen-ion-implanted silicon carbide. Appl Phys Lett, 1999, 75(10): 1392
- [ 11 ] Ziegler J F, Biersack J P, Littmark U. The Stopping and range of ions in solids. New York: Pergamon Publishing House, 1985
- [ 12 ] Xiao Qinghua, Tu Hailing, Wang Jing, et al. Effect of substrate orientation on microstructure of hydrogen-implanted silicon wafers. Chinese Journal of Semiconductors, 2003, 24(12): 1285 (in Chinese) [ 肖清华, 屠海令, 王敬, 等. 面向对注氢硅片中微结构的影响. 半导体学报, 2003, 24(12): 1285 ]
- [ 13 ] Edwards A, Dwight D N, Rao M V, et al. Compensation implants in 6H-SiC. J Appl Phys, 1997, 82(9): 4223
- [ 14 ] Ruppalt L B, Stafford S, Yuan D, et al. Using a PLD BN/AlN composite as an annealing cap for ion implanted SiC. Solid-State Electron, 2003, 47: 253

## Characteristics of Semi-Insulating 4H-SiC Layers by Vanadium Ion Implantation \*

Wang Chao<sup>†</sup>, Zhang Yuming, and Zhang Yimen

(Microelectronics Institute, Xidian University, Key Laboratory of Ministry of Education for Wide Band-Gap  
Semiconductor Materials and Devices, Xi'an 710071, China)

**Abstract :** Vanadium ion ( $V^{+}$ ) implantation at a high energy (2100keV) is successfully used to form semi-insulating layers in 4H-SiC. The fabrication processes and measurements of the implanted layer are reported in detail. The profile of the ion implantation is simulated with the Monte Carlo simulator TRIM. Test patterns on semi-insulating 4H-SiC samples are processed into a mesa structure, and resistivity measurements are conducted. The resistivities of  $V^{+}$ -implanted layers are strongly dependent on the conduction type of the initial 4H-SiC samples, and they are about  $1.6 \times 10^{10}$  and  $7.6 \times 10^5$   $\Omega \cdot \text{cm}$  respectively for p- and n-type samples at room temperature. The resistivities of the as-implanted samples increase with increasing annealing temperature for both p- and n-type samples due to the introduction of compensating levels. However, they decrease slightly beyond 1700  $^{\circ}\text{C}$  due to the diffusion of vanadium. The temperature dependent resistivity behavior in  $V^{+}$ -implanted n-type 4H-SiC indicates an activation energy of 0.78eV.

**Key words :** SiC; semi-insulating; vanadium ion implantation; annealing; activation energy

**PACC :** 6170T; 7220

**Article ID :** 0253-4177(2006)08-1396-05

---

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (No. 60376001), the National Basic Research Program of China (No. 2002CB311904), and the National Defense Basic Research Program of China (No. 51327020202)

<sup>†</sup> Corresponding author. Email: chwang@mail.xidian.edu.cn

Received 26 December 2005, revised manuscript received 9 February 2006

©2006 Chinese Institute of Electronics