

组合材料方法研究膜厚对 Ni/SiC 电极 接触性质的影响*

黄 维¹⁾³⁾ 陈之战^{1)†} 陈 义¹⁾ 施尔畏¹⁾ 张静玉²⁾³⁾ 刘庆峰²⁾ 刘 茜²⁾

1)(中国科学院上海硅酸盐研究所宽禁带半导体材料课题组,上海 200050)

2)(中国科学院上海硅酸盐研究所高性能陶瓷和超微结构国家重点实验室,上海 200050)

3)(中国科学院研究生院,北京 100049)

(2009 年 6 月 3 日收到;2009 年 9 月 23 日收到修改稿)

采用组合材料方法研究了金属 Ni 膜厚对 Ni/SiC 接触性质的影响. 16 个膜厚均为 18 nm 的 Ni/SiC 电极具有较为一致的肖特基接触性质;膜厚从 10 nm 增加到 160 nm,肖特基接触的电流-电压(I - V)曲线随膜厚发生显著变化. 分析表明这种变化源于膜厚对理想因子 n 和有效势垒高度 Φ_B 的影响. 1000°C 快速退火后,这些肖特基接触都转变为欧姆接触, Ni_2Si 是主要的生成物. I - V 曲线测试表明, Ni 膜厚为 30 至 70 nm 范围时能稳定得到性质较好的欧姆接触. 证实了之前认为 Ni/SiC 高温退火后富碳层存在一个合适范围以形成良好欧姆接触的结论.

关键词:碳化硅, 肖特基接触, 欧姆接触, 组合材料方法

PACC:7340N

1. 引 言

组合材料方法是一种先进的材料研究方法,它能在短时间内通过有限步骤,快速合成大量组成不同的样品(称之为材料库或材料芯片)^[1]. 由于不同样品除了组分条件不一样外,其他的制备及测试条件都是一致的,因此这种方法制备的样品之间的可比性非常高,已广泛应用于新型的超导材料、发光材料、铁电材料、介电材料及磁阻材料的探索,取得了优秀的成果^[2-6]. 碳化硅(SiC)单晶具有禁带宽度大,临界击穿场强高,热导率高,饱和电子漂移速度高,机械强度高,化学稳定等优点^[7]. 近年来 SiC 单晶生长技术进步迅速,其质量的不断提高^[8,9],使 SiC 单晶在大功率,高压,高温,抗辐射半导体器件方面的应用被人们广泛看好^[10,11]. 研究金属半导体接触对于器件应用起着关键作用.

Ni、Ti 是制作 SiC 肖特基接触使用最广泛的两种金属^[12-15]. Ni 在高温退火后能与 SiC 形成良好的欧姆接触^[16]. 未退火的 Ni/SiC 是整流接触,在高

于 950°C 下退火后得到良好的欧姆接触. 因此本研究选择 Ni 作为接触金属以能同时研究其肖特基接触性质和欧姆接触性质. 对于 Ni 与 SiC 欧姆接触机理的研究很多,但没有一致的结论. 早期的研究认为高温下 Ni 与 SiC 反应生成的 Ni_2Si 在欧姆接触的形成中起到了重要作用^[17];近期 Nikitina, Ervin 等人在高温退火得到欧姆接触后去除了 SiC 表面金属与 SiC 反应生成物层,然后直接镀金属不退火也保持了原有的欧姆接触性质,认为 SiC 表层在与金属高温反应后所产生的变化是形成欧姆接触的根源^[18,19]. 一些研究小组对于 Ni, Ti 等金属在高温下与 SiC 的反应以及其界面结构做了研究. 在 Park 等人的研究中报道了 100 nm Ni/SiC 电极在 1000°C 下退火 2 min 得到的接触的界面反应. 他们通过俄歇能谱元素深度分析(AES),透射电镜(TEM)等测试手段研究了反应后界面的元素分布及其结构. AES 和 TEM 结果都发现了在 Ni_2Si /SiC 界面间的富碳层^[15]. 而且在 Ti/Ni/Ti/SiC (Ti < 20 nm) 形成欧姆接触电极的界面上近 SiC 区域也发现了富碳层的存在^[15,20,21]. 但这些工作主要集中于对界面反应的研

* 国家高技术研究发展计划(批准号:2006AA03A146),中国科学院知识创新项目(批准号:KGCX2-YW-206);上海市科学技术委员会(批准号:09DZ1141400,09520714900)和高性能陶瓷和超微结构国家重点实验室开放基金(批准号:SKL200810SIC)资助的课题.

† 通讯联系人. E-mail: zzchen@mail.sic.ac.cn

究,而关于富碳层对接触性质的影响未见报道. 而从文献上关于 Ni/SiC 以及 Ti/Ni/Ti/SiC 两种体系的界面结构的分析结果来看,富碳层是紧挨着 SiC 衬底的,而且 Nikitina, Ervin 等人的结果也表明 SiC 近表层的结构是影响 SiC 欧姆接触的主因,因此富碳层很可能是 SiC 欧姆接触形成的一个关键因素.

基于以上分析,我们之前的工作对富碳层作了初步探索. 研究了不同温度下退火对相同 Ni 膜厚样品欧姆接触性质的影响,结果表明 Ni 与 SiC 退火产生互扩散,并发生反应,在金属 SiC 界面上生成合适的富碳层可能是形成欧姆接触的关键因素^[22]. 为进一步探索富碳层对欧姆接触性质的影响,在本研究中采用引入组合法,批量制备了不同 Ni 膜厚的电极,在同一温度下退火得到不同接触性质的电极. 因为不同 Ni 膜厚在高温下与 SiC 互扩散的程度也不同,从而影响富碳层的形成,最终决定 Ni/SiC 的欧姆接触性质. 为更好地理解欧姆接触的形成以及退火前的肖特基接触性质和退火后欧姆接触性质间的关系,我们对退火前电极的肖特基接触性质也进行了研究. 金属沉积到半导体表面,改变其表面电荷分布,不同的表面电荷分布形成不同性质的接触. 金属膜厚对金属半导体接触性质的影响在一些前人的研究中已提及. 这些研究结果表明金属膜厚对金属半导体界面起着关键作用. 在亚微米级的金属接触中,膜厚对接触势垒高度、理想因子、接触电阻和漏电流有着重要影响. 之前的研究对象主要是 Si^[23] 和 GaAs^[24-26],关于金属膜厚对 SiC 接触性质的影响还未见报道.

2. 实 验

本实验使用本课题组采用 PVT 方法生长的氮(N)掺杂 6H-SiC 单晶片为衬底. 衬底为(001)面厚 0.45 mm 的 2 in 双面抛光单晶片,通过 WYKO NT1100 白光干涉轮廓仪观察了晶片表面形貌. 将晶片切割成实验所需的大小. 在 Lakeshore 7704A-霍尔测试平台上采用范德堡法测试了晶片的载流子浓度. 之后配合掩模将 17 mm × 17 mm 的 SiC 衬底放入组合芯片离子束溅射平台,在 SiC 衬底上制备出 16 个不同膜厚的金属电极:先在 X 方向移动挡板,移动 3 次,使衬底上平行于 Y 方向得到 4 列不同膜厚(10 nm, 20 nm, 30 nm 和 40 nm)的 Ni 电极,然后将样品转 90°,采用同样的方法在平行于 X 方向镀

上 4 列不同膜厚(0, 40 nm, 80 nm 和 120 nm)的 Ni 电极,通过这种 4 × 4 阵列的组合得到 16 个金属膜厚各不相同(从 10 到 160 nm,每隔 10 nm 一个厚度差)的 Ni 电极. 然后将晶片翻面在衬底的背面沉积上厚度均为 18 nm 的 Ni 电极阵列,上下两个面的电极均正对. 将晶片取出,采用 Lakeshore 7704A-霍尔测试系统检测芯片样品上每组正对上下面电极间的 *I-V* 曲线. 接着将芯片样品放入快速退火炉中,充入高纯 Ar 气 0.5 h,然后将样品在 15 s 内快速升温至 1000°C,保温 1 min,随炉冷却至室温后取出,检测芯片样品上每组正对上下面电极间的 *I-V* 曲线. 采用 Bruker D8Discover 双晶衍射仪测试了每个电极的 X 射线衍射(XRD)数据.

3. 结果和讨论

白光干涉轮廓仪测得晶片表面粗糙度 < 0.5 nm. 范德堡法测得基片的载流子浓度为 $1.03 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$. 采用组合芯片方法制得的 4 × 4 Ni 电极阵列如图 1(d) 所示. 每个电极为 2.5 × 2.5 mm 的正方形,相邻电极间距离为 1.9 mm.

3.1. Ni 膜厚对 Ni/SiC 肖特基接触性质的影响

首先测试了未退火电极的 *I-V* 曲线,从图 1(a) 可以看到测量每组正对电极间的 *I-V* 曲线时,就是在测试一个金属/半导体/金属(M/S/M)结构的 *I-V* 特性. 由于未退火的 Ni/SiC 接触通常都为整流接触,因此 M/S/M 结构的 *I-V* 特性可以看成两个方向相反的肖特基结,在无外电场时其能级结构示意图如图 1(b) 所示,电子从金属流向半导体以及从半导体流向金属都存在很高的势垒. 当 M/S/M 结构在上下电极间加上正直流偏压 V_R 时的能级结构如图 1(c) 所示,这时上电极的肖特基结处于正偏状态,电子在偏压下从半导体流向金属时的势垒高度降低为 $e(V_{bi} - V_R)$;而下电极处于反偏状态,电子从金属流向半导体时依然要越过很高的势垒. 当在上下电极上加负直流偏压时的能级结构正好与正偏压时相反,这时上电极处于反偏,下电极处于正偏. 因此不管对 M/S/M 结构外加的直流电压方向如何,两个肖特基结都是一个正偏,另一个反偏. 由于肖特基的正向势垒与反向势垒比可以忽略,因此两个反向的肖特基势垒的 *I-V* 曲线将只反映出每个肖特基结的反向特性曲线,如图 1(d) 所示,两个独立

的方向相反的肖特基结的 $I-V$ 曲线的反向偏置部分

构成了 M/S/M 结构的 $I-V$ 曲线.

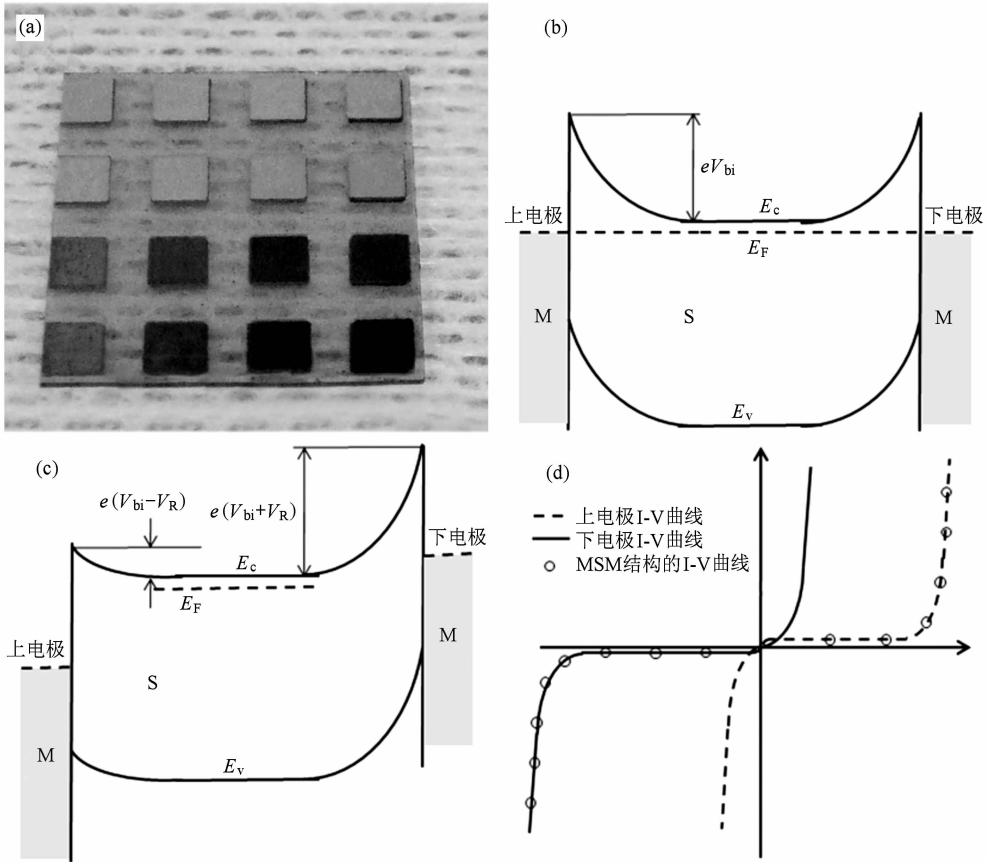


图1 4×4阵列 Ni/SiC 芯片样品 (a), 每个电极尺寸为 2.5 mm×2.5 mm; M/S/M 结构在无外加偏压时 (b), 有外加偏压时 (c) 的能级示意图, 以及 M/S/M 结构理论的 $I-V$ 曲线 (d)

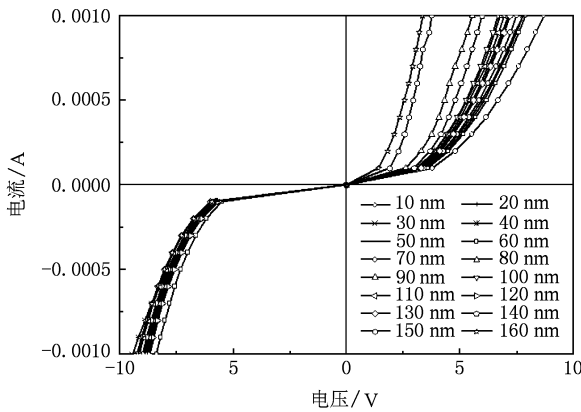


图2 未退火时不同金属 Ni 膜厚电极的 $I-V$ 曲线图, 相同 Ni 膜厚的下电极曲线较一致, 而不同膜厚的上电极曲线则存在明显差异

图2 是实验测得的 16 组上下电极间的 $I-V$ 曲线, 正向和反向的曲线均是典型的肖特基结的反向 $I-V$ 曲线, 这与前面的 M/S/M 结构的 $I-V$ 曲线的理

论分析是一致的. 本实验测量 $I-V$ 曲线在上下电极间加的电压由正到负, 因此 $I-V$ 曲线的负电压支是下电极肖特基结的反偏特性曲线, 正电压支是上电极肖特基结的反偏特性曲线. 刘忠立等研究了 SiC 肖特基结反向特性, 表明在一般工作条件下 SiC Schottky 结的反向特性主要是由场发射和热电子场发射电流决定的^[27]. 根据热电子发射理论肖特基结的 $I-V$ 曲线方程为^[28,29]

$$I = I_0 \exp\left(\frac{eV_R}{nkT}\right) \left[1 - \exp\left(\frac{-eV_R}{nkT}\right) \right], \quad (1)$$

其中 n 为理想因子, 越接近 1 表示越接近热电子发射理论, V_R 为外加电压, I 为测得的电流, k 为波尔兹曼常数, T 为测试时的温度, I_0 为饱和电流, 其公式为

$$I_0 = SA^* T^2 \exp\left(\frac{-e\phi_B}{kT}\right), \quad (2)$$

S 为电极面积, A^* 为热电子发射的有效理查德森常数, ϕ_B 为肖特基势垒的有效势垒高度. 对 (1) 式取

对数可得

$$\ln \left[\frac{I}{1 - \exp\left(\frac{-eV_R}{nkT}\right)} \right] = \frac{e}{nkT}V_R + \ln I_0. \quad (3)$$

可知作 $\ln I / [1 - \exp(-eV_R/nkT)]$ 与 V_R 关系图应是一条直线, 其斜率为 e/nkT , 则可计算得到 n 值; 截距为 $\ln I_0$, 文献报道 6H-SiC 有效理查德森常数为 $156 \text{ Acm}^{-2} \text{ K}^{-2[30]}$, 则可计算出肖特基接触的有效势垒高度 Φ_B . 图 3 为上下电极肖特基接触对应的 $\ln I / [1 - \exp(-eV_R/nkT)]$ 与 V_R 关系图, 其中直线为其线性拟合结果. 由图可见都具有非常好的线性, 表明实验数据适合采用上述热电子发射方程进行拟合.

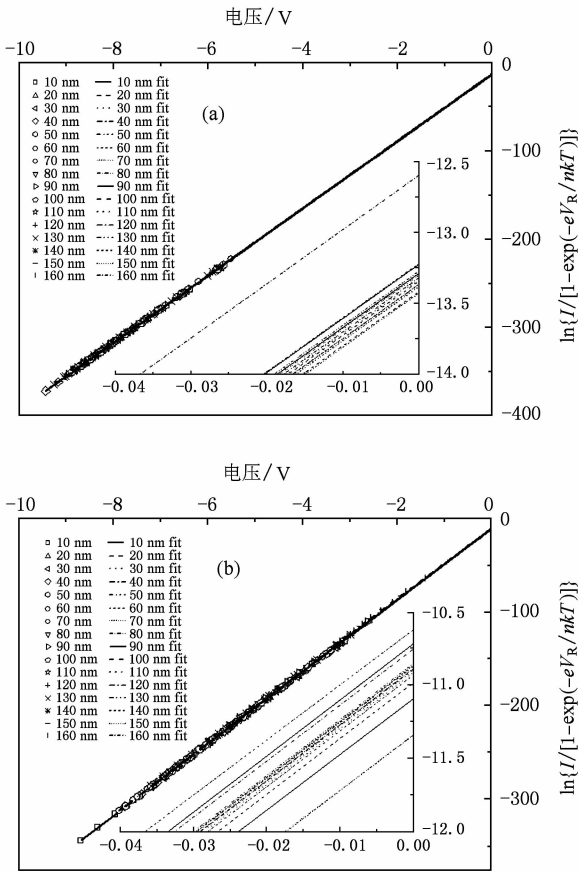


图 3 (a) 为下电极肖特基接触对应的 $\ln I / [1 - \exp(-eV_R/nkT)] - V_R$ 关系曲线; (b) 为上电极肖特基接触对应的 $\ln I / [1 - \exp(-eV_R/nkT)]$ 与 V_R 关系图, 其中直线 (fit) 为线性拟合结果, 插图为截距部分放大图

通过图 3 中斜率计算得到的各个肖特基接触的理想因子 n 与 Ni 电极膜厚的关系如图 4 所示. 下电极由于有一致的金属 Ni 膜厚, 以及相同的晶面和相同的表面处理工艺, 因此理想因子具有较好的一致

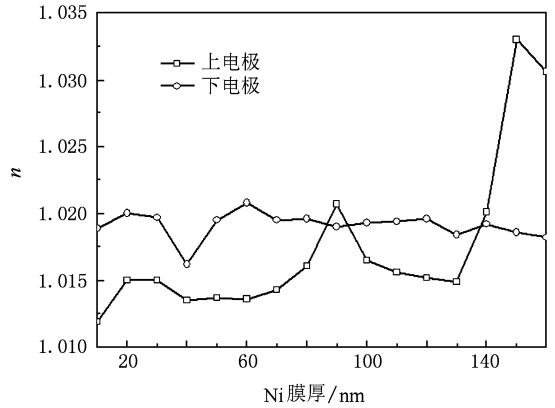


图 4 上下电极肖特基接触的理想因子 n 与上电极 Ni 膜厚的关系

性, 都在 1.0175 和 1.020 之间. (上电极 Ni 膜厚为 40 nm 时对应的下电极 n 值突然变得很大, 且左右临近点并没有一致的变化趋势, 相同的情况也在下电极的有效势垒高度中体现出来, 如图 5 所示. 因此该电极应为较大表面缺陷等其他非膜厚的异常因素引起, 因此以下将不讨论此点.) 而上电极理想因子 n 随 Ni 膜厚的变化趋势则很清晰. 随着膜厚增大, 首先在 90 nm 时达到一个最大值, 随后逐渐变小, 到 140 nm 时又开始变大. n 值的变化反映了肖特基接触与热发射理论的相近程度, 以上趋势表明当金属 Ni 膜厚小于 90 nm 及金属膜厚在 100 nm 至 130 nm 之间时更接近于热发射.

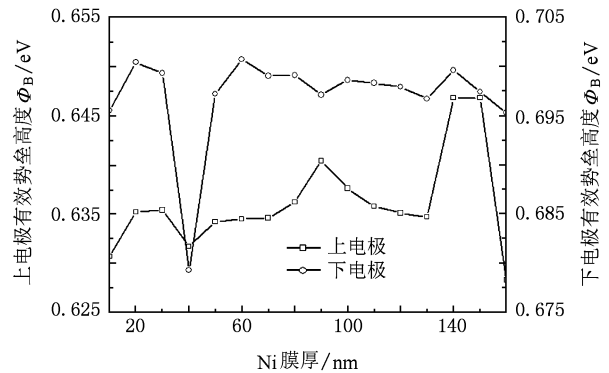


图 5 上下电极肖特基接触的有效势垒高度 Φ_B 与上电极 Ni 膜厚的关系

图 5 所示的肖特基接触的有效势垒高度 Φ_B 与上电极 Ni 膜厚的关系, 其变化规律与理想因子 n 随 Ni 膜厚的变化趋势基本一致. 90 nm, 140 nm 及 150 nm 时具有较大的势垒高度. 势垒高度的变化反映了金属半导体接触界面电荷的变化.

3.2. Ni 膜厚对 Ni/SiC 欧姆接触性质的影响

图 6 为不同膜厚的 Ni/SiC 4×4 阵列芯片在 1000°C 快速退火后的 $I-V$ 曲线图. 在快速退火后, $I-V$ 曲线都具有良好的线性, 表明 Ni/SiC 由肖特基接触转变为了欧姆接触. 但由于 Ni 膜厚不同, $I-V$ 曲线的斜率也各不相同. 上下电极为欧姆接触时 M/S/M 结构的 $I-V$ 曲线方程可表示为

$$\frac{V}{I} = R_{\text{SiC}} + R_{\text{CF}} + R_{\text{CL}}, \quad (4)$$

其中 V 为外加电压, I 为测得的电流, R_{SiC} 为 SiC 基片的电阻, R_{CL} 和 R_{CF} 分别为上下电极的接触电阻. 对于各组上下正对电极间的 $I-V$ 曲线的测试, 由于各组正对电极的面积是一样的, 因此 R_{SiC} 一样; 前面对肖特基接触性质的分析表明了相同膜厚的各个下电极间性质的一致性, 因此在相同条件下退火后其接触性质也是一致的, 即 R_{CF} 一致. 所以图 6 给出的 $I-V$ 曲线的斜率不同反映的是不同膜厚的上电极在快速退火后的不同接触性质. 由 (4) 式可知, 相同电流下不同电极所对应的电压值反映了各个电极接触电阻的大小. 图 7 中给出了图 6 中不同金属 Ni 膜厚电极的 $I-V$ 曲线在 1 mA 时对应的电压值. 从图中可以看到, 金属 Ni 的膜厚在 30 nm 到 70 nm 范围时, 各个电极间具有较低较一致的电压值, 在这个膜厚范围内能稳定得到性质较好的欧姆接触. 而膜厚小于 20 nm 或大于 80 nm 时, 电压值随膜厚变化较大. 因此要在 1000°C 下快速退火得到性质稳定一致的 Ni/SiC 欧姆接触, 金属 Ni 的厚度选择在 30 nm 到 70 nm 范围内更佳.

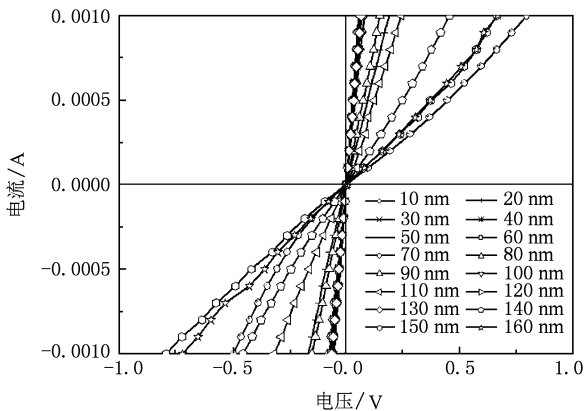


图 6 1000°C 快速退火后不同金属 Ni 膜厚电极的 $I-V$ 曲线图

如引言中所述, Park 等人在与本文接近的条件下 (100 nm Ni/SiC , 1000°C 下快速退火 2 min) 观测

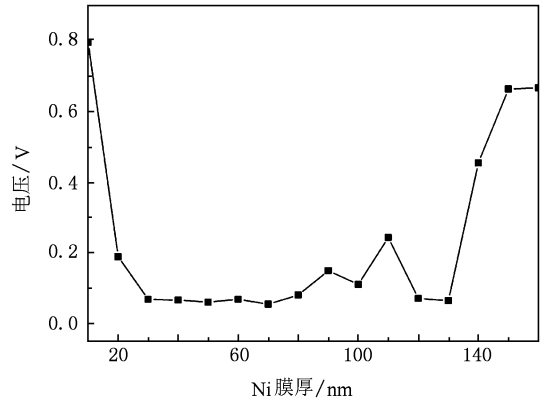


图 7 不同金属 Ni 膜厚电极的 $I-V$ 曲线在 1 mA 时对应的电压值, 反映了电极的接触性质

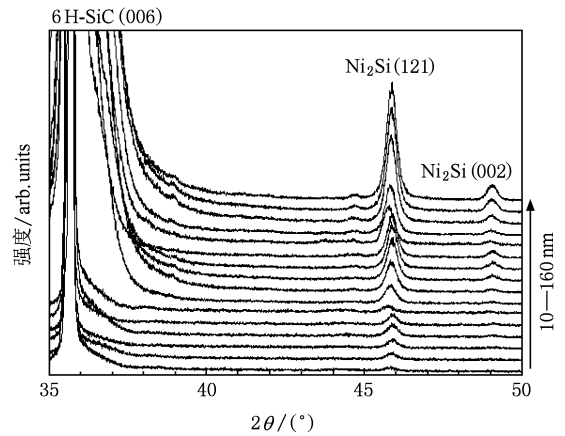


图 8 不同 Ni 膜厚的电极在 1000°C 退火后的 XRD 图, Ni_2Si 是主要的生成物

到了 $\text{Ni}_2\text{Si/SiC}$ 界面间的富碳层. 我们之前的研究表明高温下 Ni 与 SiC 发生互扩散, Ni 与 SiC 中的 Si 反应生成了 Ni_2Si , 从而在 Ni_2Si 与 SiC 的界面上形成富碳层, 而这个富碳层的厚度和结构是影响欧姆接触性质的关键^[22]. 图 8 给出了不同膜厚电极在 1000°C 退火后的 XRD 图, 表明随着 Ni 膜厚的增加, 在快速退火后生成的 Ni_2Si 的量也随之增加. 对比图 5 中电压大小反映的 Ni/SiC 的欧姆接触性质, 可以发现欧姆接触性质与 Ni_2Si 的生成量并无直接联系. 这与近期报道的 Ni/SiC 欧姆接触关键在于快速退火后 SiC 表层结构组分变化及形成合适富碳层的结论是一致的^[18,19,22]. 而图 5 中具有较好欧姆接触性质的 Ni 膜厚在 30 nm 到 70 nm 范围内, 也表明这个膜厚范围的 Ni 在 1000°C 快速退火后能使 SiC 表层形成合适的富碳层结构, 从而使其具有最优的欧姆接触性质. 进一步的工作将通过 TEM 等手段量化

Ni 膜厚和富碳层厚度和结构间的关系, 以及研究 Ni₂Si/富碳层/SiC 层界面的能带结构以探索富碳层对欧姆接触形成作用的根源.

4. 结 论

本研究采用组合芯片方法, 在其他条件一致, 仅改变金属膜厚的条件下, 快速制备了 Ni/SiC 电极

阵列. 未退火时, Ni/SiC 为整流接触. 给出了肖特基接触的有效接触势垒高度 Φ_B 和理想因子 n 与 Ni 膜厚 (10—160 nm) 的关系. 在 1000℃ 快速退火后, 所有电极均变为欧姆接触, 金属 Ni 的膜厚在 30 nm 到 70 nm 范围时, 电极具有较低较一致的电压值, 在这个膜厚范围内能稳定得到性质较好的欧姆接触. 证实了之前认为 Ni/SiC 高温退火后富碳层存在一个合适的范围以形成良好欧姆接触的结论.

- [1] Xiang X D, Sun X D, Briceno G, Lou Y L, Wang K A, Chang H Y, Wallacefreedman W G, Chen S W, Schultz P G 1995 *Science* **268** 1738
- [2] Xiang X D 1999 *Annu. Rev. Mater. Sci.* **29** 149
- [3] Danielson E, Golden J H, McFarland E W, Reaves C M, Weinberg W H, Wu X D 1997 *Nature* **389** 944
- [4] van Dover R B, Schneemeyer L D, Fleming R M 1998 *Nature* **392** 162
- [5] Li J W, Duewer F, Gao C, Chang H Y, Xiang X D, Lu Y L 2000 *Appl. Phys. Lett.* **76** 769
- [6] Yoo Y K, Duewer F, Yang H T, Yi D, Li J W, Xiang X D 2000 *Nature* **406** 704
- [7] Treu M, Rupp R, Blaschitz P, Hilsenbeck J 2006 *Superlattices and Microstructures* **40** 380
- [8] Anderson T, Barrett D, Chen J, Emorhokpor E, Gupta A, Hopkins R, Souza A, Tanner C, Yoganathan M, Zwieback I, Choyke W J, Devaty R P, Yan F 2005 *Silicon Carbide and Related Materials* **483** 9
- [9] Shiomi H, Kinoshita H, Furusho T, Hayashi T, Tajima M, Higashi E 2006 *J. Cryst. Growth* **292** 188
- [10] Wang S G, Zhang Y M 2003 *Chin. Phys.* **12** 89
- [11] Lu H L, Zhang Y M, Zhang Y M, Che Y 2008 *Chin. Phys. B* **17** 1410
- [12] Guo H, Zhang Y M, Qiao D Y, Sun L, Zhang Y M 2007 *Chin. Phys.* **16** 1753
- [13] Lee J W, Angadi B, Park H C, Park D H, Choi J W, Choi W K, Kim T W 2007 *J. Electrochem. Soc.* **154** 849
- [14] Basak D, Mahanty S 2003 *Mater. Sci. Eng. B-Solid State Mater. Adv. Technol.* **98** 177
- [15] Park J H, Holloway P H 2005 *J. Vac. Sci. Technol. B* **23** 2530
- [16] Crofton J, Porter L M, Williams J R 1997 *Phys. Status Solidi B-Basic Res.* **202** 581
- [17] Roccaforte F, La Via F, Raineri V, Calcagno L, Musumeci P 2001 *Appl. Surf. Sci.* **184** 295
- [18] Ervin M H, Jones K A, Lee U, Wood M C 2006 *J. Vac. Sci. Technol. B* **24** 1185
- [19] Nikitina I P, Vassilevski K V, Wright N G, Horsfall A B, O'Neill A G, Johnson C M 2005 *J. Appl. Phys.* **97** 083709
- [20] Park J H, Holloway P H 2005 *J. Vac. Sci. Technol. B* **23** 486
- [21] Nikitina I P, Vassilevski K V, Horsfall A B, Wright N G, O'Neill A G, Johnson C M, Yamamoto T, Malhan R K 2006 *Semicond. Sci. Technol.* **21** 898
- [22] Huang W, Chen Z Z, Chen B Y, Zhang J Y, Yan C F, Xiao B, Shi E W 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 3443 (in Chinese) [黄 维、陈之战、陈博源、张静玉、严成锋、肖 兵、施尔畏 2009 物理学报 **58** 3443]
- [23] Okuno K, Ito T, Iwami M, Hiraki A 1980 *Solid State Commun.* **34** 493
- [24] Masri P, Langlade P 1981 *J. Phys. C-Solid State Phys.* **14** 5379
- [25] Biber M, Gullu O, Forment S, Van Meirhaeghe R L, Turut A 2006 *Semicond. Sci. Technol.* **21** 1
- [26] Gullu O, Biber M, Van Meirhaeghe R L, Turut A 2008 *Thin Solid Films* **516** 7851
- [27] Liu Z L, Shang Y C, Wang S R 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 211 (in Chinese) [刘忠立、尚也淳、王姝睿 2003 物理学报 **52** 211]
- [28] Rhoderick E H, Williams R H 1978 *Metal-Semiconductor Contacts* (Oxford: Clarendon press) p47
- [29] Roccaforte F, La Via F, Raineri V, Pierobon R, Zanoni E 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 9137
- [30] Im H J, Ding Y, Pelz J P, Choyke W J 2001 *Phys. Rev. B* **64** 075310

Effect of Ni thickness on the contact properties of Ni/6H-SiC analyzed by combinatorial method*

Huang Wei¹⁾³⁾ Chen Zhi-Zhan^{1)†} Chen Yi¹⁾ Shi Er-Wei¹⁾ Zhang Jing-Yu²⁾³⁾ Liu Qing-Feng²⁾ Liu Qian²⁾

1) (*Wide Band Gap Materials Laboratory, Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China*)

2) (*State Key Laboratory of High Performance Ceramics and Superfine Microstructure, Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China*)

3) (*Graduate School of the Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China*)

(Received 3 June 2009; revised manuscript received 23 September 2009)

Abstract

In this paper, combinatorial method was introduced for the first time to disclose the effect of Ni thickness on the Ni/SiC contact properties. Sixteen contacts with the same Ni thickness showed similar Schottky contact properties. The current voltage curves (I - V) were different for the Schottky contacts with different Ni thickness from 10 nm to 160 nm. The effect of the Ni thickness to the ideality factor n and the effective barrier height Φ_b was found to be the origin of the different Schottky contact properties. After rapid annealed at 1000°C, all the contacts showed good linear I - V curves, which indicated the formation of ohmic contacts. Ni_2Si was the main reaction product. Comparing the slopes of the IV curves, the contacts with 30—70 nm Ni showed good ohmic contact properties. The results confirmed our previous conclusion about the key role of appropriate carbon-enriched layer (CEL) for the formation of ohmic contacts on SiC.

Keywords: silicon carbide, Schottky contact, ohmic contact, combinatorial method

PACC: 7340N

* Project supported by the National High Technology Research and Development Program of China (Grant No. 2006AA03A146), the Innovation Program of the Chinese Academy of Sciences (Grant No. KG CX2-YW-206), Science and Technology Commission of Shanghai Municipality (Grant Nos. 09DZ1141400, 09520714900), and the Opening Project of State Key Laboratory of High Performance Ceramics and Superfine Microstructure (Grant No. SKL200810SIC).

† Corresponding author. E-mail: zzchen@mail.sic.ac.cn