

700 °C 退火下铝调制镍硅锗薄膜的外延生长机理

平云霞 王曼乐 孟晓然 侯春雷 俞文杰 薛忠营 魏星 张苗 狄增峰 张波

Mechanism of NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> epitaxial growth by Al interlayer mediation at 700 °C

Ping Yun-Xia Wang Man-Le Meng Xiao-Ran Hou Chun-Lei Yu Wen-Jie Xue Zhong-Ying Wei Xing Zhang Miao Di Zeng-Feng Zhang Bo

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 65, 036801 (2016) DOI: 10.7498/aps.65.036801

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.036801>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2016/V65/I3>

---

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

ZnSb 掺杂的 Ge<sub>2</sub>Sb<sub>2</sub>Te<sub>5</sub> 薄膜的相变性能研究

Phase change properties of ZnSb-doped Ge<sub>2</sub>Sb<sub>2</sub>Te<sub>5</sub> films

物理学报.2015, 64(17): 176802 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.176802>

共溅射 Al-Zr 合金薄膜的非晶化及其力学性能

Amorphizing and mechanical properties of co-sputtered Al-Zr alloy films

物理学报.2014, 63(13): 136801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.136801>

不同退火温度下氧化锌薄膜可见发光与 n 型导电研究

Investigation on visible emission and n-type conductivity of ZnO thin films annealed at different temperatures

物理学报.2013, 62(17): 176801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.176801>

磁控溅射 (Ti N)/Al 纳米复合薄膜的微结构和力学性能

Microstructures and mechanical properties of (Ti N)/Al nanocomposite films by magnetron sputtering

物理学报.2013, 62(3): 036801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.036801>

## 700 °C退火下铝调制镍硅锗薄膜的外延生长机理\*

平云霞<sup>1)†</sup> 王曼乐<sup>1)</sup> 孟晓然<sup>1)2)</sup> 侯春雷<sup>1)2)</sup> 俞文杰<sup>2)</sup> 薛忠营<sup>2)</sup>  
魏星<sup>2)</sup> 张苗<sup>2)</sup> 狄增峰<sup>2)</sup> 张波<sup>2)‡</sup>

1)(上海工程技术大学基础学院, 上海 201600)

2)(中国科学院上海微系统与信息技术研究所, 信息功能材料国家重点实验室, 上海 200050)

(2015年7月29日收到; 2015年9月1日收到修改稿)

文章研究了在700 °C退火下, 铝插入层调制镍和硅锗合金反应形成单相镍硅锗化物的生长机理. 透射电镜测试结果表明, 镍硅锗薄膜和硅锗衬底基本达到单晶生长; 二次质谱仪和卢瑟福沟道背散射测试结果表明, 在镍硅锗薄膜形成的过程中, 铝原子大部分移动到镍硅锗薄膜的表面. 研究表明, 铝原子的存在延迟了镍和硅锗合金的反应, 镍硅锗薄膜的热稳定性和均匀性都得到了提高. 最后, 基于上述实验结果给出了铝原子调制形成外延镍硅锗薄膜的生长机理.

**关键词:** 外延生长机理, 铝插入层, 镍硅锗薄膜

**PACS:** 68.35.bd, 68.35.bg, 68.35.Ct

**DOI:** 10.7498/aps.65.036801

## 1 引言

随着半导体工艺制程进入纳米节点以下, 器件中短沟道效应和寄生效应等对器件泄漏电流和开关电流等性能的影响愈来愈突出, 进而严重影响到电路的速度和功耗等方面的性能. 在晶体管的源/漏区, 为了抑制短沟道效应, 源/漏延伸区的结深需要减小界面平整、低肖特基势垒的接触材料近期成为科学家们研究的热点之一<sup>[1-3]</sup>. 对于45 nm及其以下技术节点的半导体制程, 因镍硅化物(NiSi)薄膜形成过程的温度较低、硅消耗量小、NiSi没有窄线宽效应等, NiSi成为半导体工业界选用的接触材料<sup>[4,5]</sup>. 此外, 硅锗合金( $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ )已经作为源/漏材料引入到晶体管中, 增加沟道内空穴的迁移率<sup>[6]</sup>; 同时,  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 或锗(Ge)材料本身也是一种高迁移率的材料<sup>[7-9]</sup>, 已经被用于晶体管的沟道中<sup>[10,11]</sup>. 近年来, 镍硅锗化物(NiSiGe)和镍锗化物(NiGe)引起了人们的极大关注<sup>[12-15]</sup>. 例如,

Hu等<sup>[12]</sup>详细研究了微波退火条件下Ni和SiGe的反应特性, 发现形成低阻的NiSiGe用微波退火比常规的快速退火低100 °C; Liu等<sup>[15,16]</sup>发现通过碳原子预先注入Ge衬底, 可以显著提升NiGe的热稳定性和降低表面粗糙度. 但是, 由于NiSiGe材料属于三元化合物, 其性质较为复杂; 此外, Ge元素的热稳定性不好, 对于高Ge含量的 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 材料, 很难制备出热稳定性良好的NiSiGe材料<sup>[17,18]</sup>, 影响了器件的最终性能. 近年来, 通过引入铂(Pt)、钯(Pd)、铝(Al)等金属, 可以调节Ni和 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 的反应, 提高NiSiGe薄膜的热稳定性<sup>[19-22]</sup>.

本文在前期引入Al元素后对NiSiGe材料性质影响的基础上<sup>[22,23]</sup>, 研究了700 °C高温退火下, 通过对比有无Al插入层Ni和 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 衬底的反应, 详细分析了Al插入层调制Ni和 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 衬底的反应机理. 研究表明, 引入Al插入层的样品, 延迟了Ni和 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 合金的反应, 影响了Ni $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 薄膜的晶格常数, Ni $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 薄膜与 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 衬

\* 国家自然科学基金(批准号: 61306126, 61306127)、中国科学院创新基金(批准号: CXJJ-14-M36)和上海市自然科学基金(批准号: 14ZR1418300)资助的课题.

† 通信作者. E-mail: xyping@sues.edu.cn

‡ 通信作者. E-mail: bozhang@mail.sim.ac.cn

底界面十分平整, 可以为将来基于  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  材料的器件提供理想的接触材料.

## 2 实验

本实验采用弛豫的  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  材料, 通过传统的缓冲层的方法, 经过大约  $2\text{--}3\ \mu\text{m}$  缓冲层, Ge 的组分从 0 增加到 30%, 来制备应力完全释放的  $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$  衬底. 进而在缓冲层上面外延固定组分的  $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ , 可以得到低位错密度、晶体质量好、应力全部释放的  $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$  材料. 在样品放入电子束蒸发设备舱前, 将样品放入 1% 的 HF 中 30 s, 移除在  $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$  表面形成的氧化层. 利用电子束蒸发设备, 进行 10 nm Ni/3 nm Al 薄膜的蒸发; 同时, 蒸发 10 nm 的 Ni 薄膜作为参考样品. 样品淀积之后送入快速热退火系统进行退火, 退火温度为  $700\ ^\circ\text{C}$ , 所使用的高纯氮气气流纯度为 99.999%. 退火工艺完成后, 将样品放在 4 : 1 配比的  $\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}_2$  混合液, 浸泡 1 min, 移除没有完全反应的金属.

## 3 结果与讨论

### 3.1 卢瑟福背散射测试 (Rutherford backscattering spectrometry, RBS)

为了分析在  $700\ ^\circ\text{C}$  退火时形成镍硅锗的性质, 我们对样品进行了 RBS 测试, 结果如图 1 所示. 对于没有 Al 插入层的样品, Ni 的峰高度下降, 表面

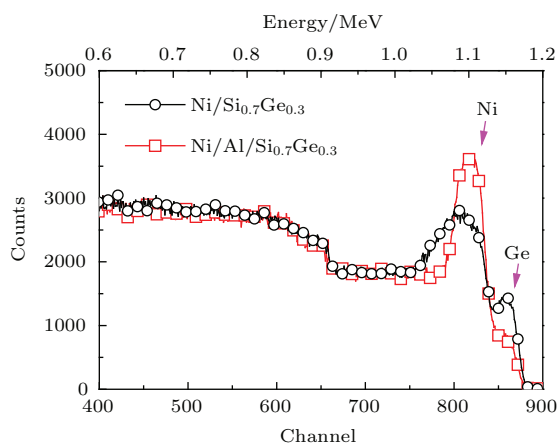


图 1 (网刊彩色)  $700\ ^\circ\text{C}$  退火时 Ni 和  $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$  反应后 RBS 测试随机谱

Fig. 1. (color online) RBS spectra of the NiSiGe layers without and with Al interlayer formed at  $700\ ^\circ\text{C}$ .

和界面的斜率均变小, 表明此时已经形成富 Si 的  $\text{NiSi}_2$  相;  $\text{NiSiGe}$  中 Ge 的峰明显升高, 并形成单独的一个峰, 表明 Ge 含量在  $\text{NiSiGe}$  薄膜中大幅度增加, Ge 的扩散已经到样品表面, 并伴有高 Ge 含量的  $\text{Si}_{1-w}\text{Ge}_w$  形成, 样品表面的连续性得到了破坏. 然而, 对于 3 nm Al 插入层的样品, 依旧保持了很好的热稳定性, Ni 和 Ge 的组分相对稳定. 通过 Rump 模拟表明, Si 和 Ge 的比例为 7 : 3, Ni 和  $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$  的比例为 1 : 1, 形成的是  $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$  相, 其中  $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$  的厚度大约为 24 nm, 样品表面有一层氧化物形成, 厚度约 4 nm.

### 3.2 截面透射电镜测试 (cross-section transmission electron microscopy: XTEM)

为了进一步看清高温退火下  $\text{NiSiGe}$  形成后的截面微观结构, 以及 Al 插入层对  $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$  形貌的影响, 我们对  $700\ ^\circ\text{C}$  退火的两个样品做了 XTEM 测试, 结果如图 2 所示. 没有 Al 插入层的样

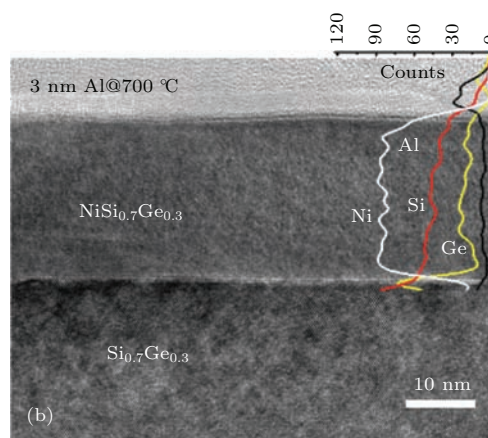
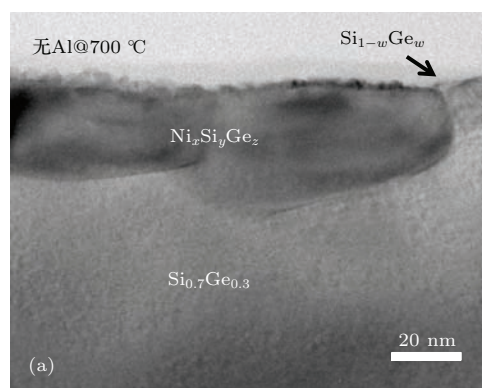


图 2 (网刊彩色)  $700\ ^\circ\text{C}$  退火, Ni 和  $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$  反应后的 XTEM 照片 (a) 没有 Al 插入层; (b) 3 nm Al 插入层

Fig. 2. (color online) XTEM images of NiSiGe layers formed at  $700\ ^\circ\text{C}$  for (a) without Al, (b) 3 nm Al.

品有很大的晶粒形成, 晶粒之间已经变得不连续, 有高锗含量的 $\text{Si}_{1-w}\text{Ge}_w$ 析出, 如图2(a)所示. 然而, 3 nm Al插入层的样品 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 形成了很好的外延层, 其薄膜的均匀性非常好,  $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 衬底的界面极其平整,  $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 薄膜的表面平整度也得到了极大的提高, 如图2(b)所示. 为了测试各种元素从上到下的分布情况, 我们对样品进行了线扫描(energy dispersive x-ray spectrometer, EDX). EDX测试结果表明(如图2(b)所示), Ni, Si, Ge在 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 薄膜中分布均匀, Al原子基本分布在 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 薄膜表面. 经测算, 外延生长的 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 的厚度大约为24 nm, 表面有一层约4 nm厚的含Al的氧化层, 与RBS测试结果一致.

### 3.3 二次质谱仪测试(secondary ion mass spectroscopy, SIMS)

为了进一步分析Al原子在 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 化合物形成中的作用, 我们对700 °C退火的样品进行了SIMS测试, 结果如图3所示. 没有Al插入层的

样品, 如图3(a)所示, Ni的信号分布较宽, 并有扩散到 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 衬底的趋势, 在NiSiGe层中的Si和Ge信号, 与 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 衬底的Si和Ge的信号强度差别不是很明显. 此外, 该样品的NiSiGe/ $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 界面很不平整, 导致了NiSiGe薄膜厚度的增加, 平均厚度大约为45 nm, 与图2(a)的XTEM结果相符合. 3 nm Al插入层的样品, 如图3(b)所示, Ni的强度在 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 层中分布均匀,  $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 中的Si和Ge信号强度分布均匀, 没有出现大的起伏, 与衬底 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 中Si, Ge的信号有明显的区别, 表明该样品中Ni, Si, Ge原子在 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 薄膜中分布均匀, 没有其他相位层出现, 与 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}/\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 的界面也十分明显, 说明外延 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 薄膜的质量良好. 此外, Al原子主要分布在样品的表面, 在 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 薄膜层中只有少量的分布, 与EDX的测试结果一致.

## 4 讨论

### 4.1 Ni/ $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 的反应

Ni和 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 反应的过程中, 由于NiSi(-45 kJ/mol)比NiGe(-32 kJ/mol)的形成热能小<sup>[1]</sup>, Ni更倾向于和Si反应. 在低温退火下, Ni作为Ni和 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 反应的主要扩散因素, 向下和 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 发生反应, 形成较为连续的 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ , 但是已经有 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 的晶粒形成, 如图4(a)所示. 随着反应时间的延长, Ni继续向下扩散, 和更多的 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 反应, 形成 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ . 随着温度的进一步升高, 由于Ge原子的热稳定性不好, Ge原子开始从 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 晶粒中扩散出来, 富Ge含量的 $\text{Si}_{1-w}\text{Ge}_w$ 从 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 晶粒之间形成, 最终NiSiGe层变得不连续, 界面变得非常不平整, 如图2(a)所示.

### 4.2 Ni/Al/ $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 的反应

在Ni和 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 反应的过程中, 由于Al插入层的存在, Ni原子透过Al插入层和衬底 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 发生反应. 700 °C退火时, Al原子大部分在样品表面形成氧化物, 如图4(b)所示, 反应期间Al原子的存在调制了Ni和衬底 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 的反应, 最终得到了界面平整的 $\text{NiSi}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 层. 为了进一步得

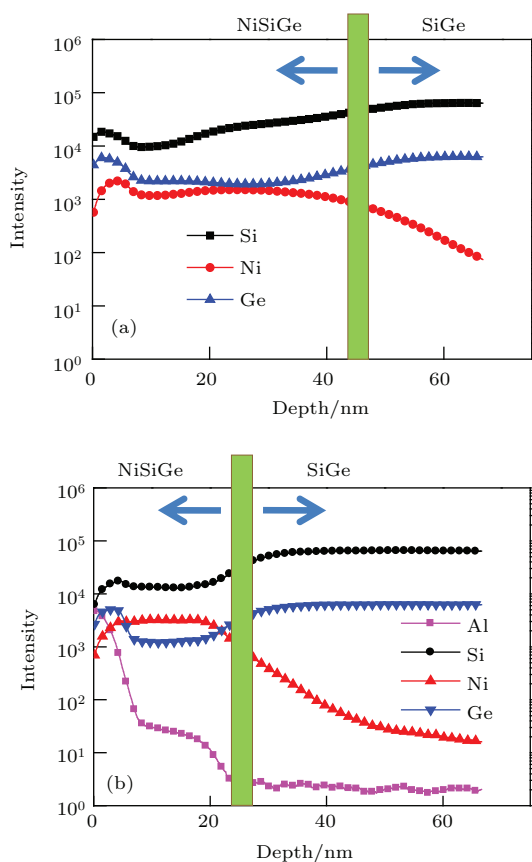


图3 (网刊彩色) 700 °C退火, Ni和 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 反应后元素分布 (a) 没有Al插入层; (b) 3 nm Al插入层

Fig. 3. (color online) SIMS profiles of NiSiGe layers formed at 700 °C for (a) without Al, (b) 3 nm Al.

到NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>晶体的晶格结构信息,我们对Al插入层700 °C退火的样品做了高分辨透射电镜界面测试,如图5所示.可以看出,NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>薄膜和Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>衬底的界面非常平整,原子对接几乎一一匹配,没有失配位错产生,表明NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>在Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>上面外延生长.此外,与Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>衬底相比,NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>薄膜中的原子并没有完全沿着Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>衬底的(100)面进行生长,而是有一个角度的偏差(与Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>衬底的(111)面有15°的偏转),形成一个个斜着的平行晶面.众所周知,NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>有a/b/c三个晶格常数<sup>[17]</sup>,属于正交晶系;而衬底Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>具有立方晶系,只有一个晶格常数a,如果要NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>在Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>衬

底进行外延生长,需要找到一个晶格常数和衬底匹配的面进行生长.此时,需要NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>薄膜进行一定角度的旋转,首先满足三个晶格常数中的一个与衬底相匹配,考虑到NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>薄膜很薄(约24 nm),其他的两个晶格常数可通过引入应力来和衬底的晶格常数进行匹配,达到最终的外延生长.通过进一步的电子衍射图案,我们发现对于NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>不能得到其清晰的电子衍射图案,表示NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>没有处在其晶带轴上,而对Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>衬底可以得到标准的立方晶体的电子衍射图案,因此,进一步确定NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>薄膜旋转了一定的角度与衬底达到匹配.

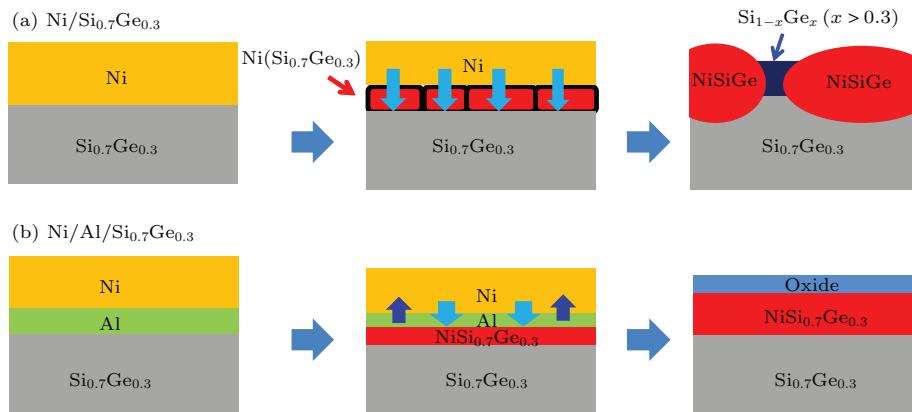


图4 (网刊彩色) Ni和Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>反应机理示意图 (a) 没有Al插入层; (b) 3 nm Al插入层

Fig. 4. (color online) Schematic illustrations of the Ni/Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> reactions for (a) without Al, (b) 3 nm Al.

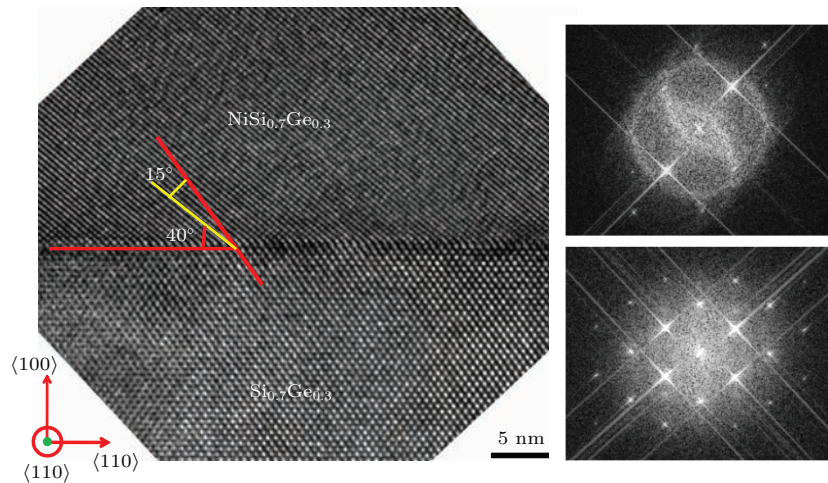


图5 (网刊彩色) NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>/Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>界面高分辨电镜照片及对应的NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>与Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>的电子衍射光斑  
Fig. 5. (color online) High resolution XTEM taken at the NiSi<sub>0.8</sub>Ge<sub>0.2</sub>/Si<sub>0.8</sub>Ge<sub>0.2</sub> interface and the FFT-generated SAED pattern recorded from the NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> layer and the Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> substrate.

### 4.3 Al调制机理分析

从上面分析得知, 由于Al原子的调制作用, 最终形成了NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>的外延层薄膜, 我们接下来对其存在的物理机理进行分析.

#### 4.3.1 Al插入层影响Ni和Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>反应的生成相

在高温退火时, Ni和Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>反应, 生成NiSi, NiGe, NiSi<sub>2</sub>, NiSiGe等多种复杂的相<sup>[17]</sup>. 从以上的测试和分析可以得出, 在700 °C退火时, Al插入层的存在起到了很好的阻挡层的作用, 延迟了Ni和Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>的反应, 仅生成单一的NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>. 根据前期的研究结果<sup>[23,24]</sup>, 在低温退火时, 在Al存在的情况下, Ni和Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub>反应形成了富Ni的Ni<sub>5</sub>(Si<sub>0.64</sub>Ge<sub>0.36</sub>)<sub>3</sub>相或者Ni<sub>2</sub>Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>相. 这充分表明, Al插入层的存在推迟了Ni和Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>的反应, 并最终影响了Ni和Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>反应的生成相.

#### 4.3.2 Al原子平衡了Ni原子和Si/Ge原子反应的速度

Ni和Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>反应的过程中, 由于NiSi和NiGe形成热能的不同, Ni更倾向于和Si反应, Ni原子和Si反应的速度大于和Ge原子反应的速度. 而Al原子的大小和Si原子大小基本一样, 比Si略小. 此外, Al的熔点约为660 °C, 在升温至700 °C的过程中, Al开始慢慢熔化, 有可能在NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>形成替代原子. 因此, Al的存在, 降低了Ni和Si原子反应的速度, 使得Ni与Si原子和Ge原子的反应速度达到一个平衡状态, 从而形成界面极为平整的外延层.

#### 4.3.3 Al原子存在影响NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>晶格常数的大小

通过SIMS的测试结果, 发现大部分的Al原子在高温退火时, 基本移动到外延层的表面, 形成一层氧化物, 而留在外延层薄膜内部的Al原子很少. Richter和Hiebl<sup>[25]</sup>报道了Al原子在NiSi<sub>2</sub>中可增加NiSi<sub>2</sub>的晶格常数, 从而使得NiSi<sub>2</sub>和Si衬底完全匹配. 在本文的样品中, Al原子的含量虽然很少, 我们认为Al原子的存在具有在NiSi<sub>2</sub>中同样的原理, 改变了NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>晶格常数的大小, 使得NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>和衬底Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>的晶格常数正好符合, 从而达到了外延生长. 2005年, Jin等<sup>[21]</sup>曾采

用钼金属作为插入层, 实现了NiSiGe的(100)取向性生长, 他们分析认为钼的存在改变了NiSiGe的晶格常数, 从而实现了NiSiGe的高度取向性生长.

## 5 结 论

本文详细研究了700 °C高温退火时, Al插入层存在的条件下Ni和Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>的反应机理. 通过与Ni/Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>的反应对比, 研究发现由于Al原子的存在, NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>的热稳定性得到了极大提高, Al原子大部分移动到NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>的表面, 平衡了Ni和Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>的反应, 调整了NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>晶格常数的大小, 最终得到了均匀的NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>外延层. 考虑到NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>和Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>衬底的界面十分平整, 本文的思路可以给纳米晶体管中的源/漏接触材料提供潜在的可能性.

## 参考文献

- [1] Song Y, Zhou H, Xu Q 2011 *Solid State Sci.* **13** 294
- [2] Li Z Q, An X, Li M, Yun Q X, Lin M, Li M, Zhang X, Huang R 2012 *IEEE Electron. Dev. Lett.* **33** 1687
- [3] Liu Y, Wang H J, Yan J, Han G Q 2014 *ECS Solid State Lett.* **3** P11
- [4] Zhang S L, Östling M 2003 *Crit. Rev. Solid. State.* **1** 28
- [5] Luo J, Qiu Z J, Zha C, Zhang Z, Wu D, Lu J, Åkerman J, Östling M, Hultman L, Zhang S L 2010 *Appl. Phys. Lett.* **96** 031911
- [6] Packan P, Akbar S, Armstrong M, Bergstrom D, Brazier M et al. 2009 *IEDM Tech. Dig.* 659
- [7] Wang J Y, Wang C, Li C, Chen S Y 2015 *Acta Phys. Sin.* **64** 128102 (in Chinese) [汪建元, 王尘, 李成, 陈松岩 2015 物理学报 **64** 128102]
- [8] Wu W, Li X, Sun J, Shi Y, Zhao Y 2015 *IEEE Electron. Dev. Lett.* **62** 1136
- [9] Huang S, Li C, Lu W, Wang C, Lin G, Lai H, Chen S 2014 *Chin. Phys. B* **23** 048109
- [10] Li P, Guo H X, Guo Q, Wen L, Cui J W, Wang X, Zhang J X 2015 *Acta Phys. Sin.* **64** 118502 (in Chinese) [李培, 郭红霞, 郭旗, 文林, 崔江维, 王信, 张晋新 2015 物理学报 **64** 118502]
- [11] Yu W J, Zhang B, Liu C, Xue Z Y, Chen M, Zhao Q 2014 *Chin. Phys. Lett.* **1** 016101
- [12] Hu C, Xu P, Fu C, Zhu Z, Gao X, Jamshidi A, Noroozi M, Radamson H, Wu D P, Zhang S L 2012 *Appl. Phys. Lett.* **101** 092101
- [13] Wang T, Guo Q, Liu Y, Yun J 2012 *Chin. Phys. B* **21** 068502
- [14] Tang M, Huang W, Li C, Lai H, Chen S 2010 *IEEE Electron. Dev. Lett.* **31** 863

- [15] Liu Q, Wang G, Guo Y, Ke X, Radamson H, Liu H, Zhao C, Luo J 2015 *Microelectron. Eng.* **133** 6
- [16] Liu Q B, Wang G L, Duan N Y, Radamson H, Liu H, Zhao C, Luo J 2015 *ECS J. Solid State Sci. Technol.* **4** 119
- [17] Zhang S L 2003 *Microelectron. Eng.* **70** 174
- [18] Jin L, Pey K L, Choi W K, Fitzgerald E A, Antoniadis D A, Pitera A J, Lee M L, Chi D Z, Rahman M A, Osipowicz T, Tung C H 2005 *J. Appl. Phys.* **98** 033520
- [19] Xu Y, Ru G, Jiang Y, Qu X, Li B 2009 *Appl. Surf. Sci.* **256** 305
- [20] Liu Q, Wang G, Guo Y, Ke X, Liu H, Zhao C, Luo J 2015 *Vacuum* **111** 114
- [21] Jin L J, Pey K L, Choi W K, Fitzgerald E A, Antoniadis D A, Pitera A J, Lee M L, Tung C H 2005 *J. Appl. Phys.* **97** 104917
- [22] Zhang B, Yu W J, Zhao Q, Mussler G, Jin L, Buca D, Hollaender B, Zhang M, Wang X, Mantl S 2011 *Appl. Phys. Lett.* **98** 252101
- [23] Liu L J, Jin L, Knoll L, Wirths S, Nichau A, Buca D, Mussler G, Holländer B, Xu D, Di Z F, Zhang M, Zhao Q, Mantl S 2013 *Appl. Phys. Lett.* **103** 231909
- [24] Zhao Q T, Knoll L, Zhang B, Buca D, Hartmann J M, Mantl S 2013 *Microelectron. Eng.* **107** 190
- [25] Richter K W, Hiebl K 2003 *Appl. Phys. Lett.* **83** 497

# Mechanism of NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> epitaxial growth by Al interlayer mediation at 700 °C\*

Ping Yun-Xia<sup>1)†</sup> Wang Man-Le<sup>1)</sup> Meng Xiao-Ran<sup>1)2)</sup> Hou Chun-Lei<sup>1)2)</sup> Yu Wen-Jie<sup>2)</sup>  
 Xue Zhong-Ying<sup>2)</sup> Wei Xing<sup>2)</sup> Zhang Miao<sup>2)</sup> Di Zeng-Feng<sup>2)</sup> Zhang Bo<sup>2)‡</sup>

1) (Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201600, China)

2) (State Key Laboratory of Functional Material for Informatics, Shanghai Institute of Microsystem and Information Technology, CAS, Shanghai 200050, China)

( Received 29 July 2015; revised manuscript received 1 September 2015 )

## Abstract

The formation of Nickel based germanosilicides (NiSiGe) has attracted growing interest in the state-of-the-art metal oxide semiconductor field effect transistor (MOSFET) technology, because silicon-germanium alloy (Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub>) is used as embedded source/drain stressor or channel material to enhance the hole mobility in the channel region. However, a major problem of NiSiGe film is that it has a poor thermal stability after annealing at high temperature (> 550 °C), which leads to its agglomeration. In this work, we study the reaction between Ni and Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> in the presence of an Al interlayer. Pure Ni (10 nm) film and Ni (10 nm)/Al (3 nm) bi-layers are deposited respectively on Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> substrates by electron beam evaporation. Solid-phase reactions between Ni or Ni/Al and Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> during rapid thermal processing in N<sub>2</sub> ambient for 30 s are studied at 700 °C. The un-reacted metal is subsequently etched in H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution. The NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> films are characterized by Rutherford backscattering spectrometry (RBS), crosssection transmission electron microscopy (XTEM), energy dispersive X-ray spectrometer (EDX), and secondary ion mass spectroscopy (SIMS) techniques. For the Ni/Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> sample, the segregation of Ge at grain boundaries of nickel germanosilicides during the interfacial reactions of Ni with Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> films and the subsequent formation of Ge-rich Si<sub>1-w</sub>Ge<sub>w</sub> ( $w > 0.3$ ) are confirmed by the RBS and XTEM measurements. However, in the case of Al incorporation, a very uniform and smooth NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> film is obtained with atomic NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>/Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> interface. The orthorhombic NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> is finally epitaxial grown on cubic Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> substrate tilted at a small angle as demonstrated by the High resolution XTEM. Furthermore, based on the EDX and SIMS measurements, it is found that most of the Al atoms from the original interlayer diffuse towards the NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> surface, and finally form an oxide mixture layer. It is proposed that the addition of Al reduce Ni diffusion, balance the Ni/Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> reaction and mediate the NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> lattice constant. In addition, the main mechanism of epitaxial growth of NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> film is analyzed in detail. In summary, Al mediation is experimentally proved to induce the epitaxial growth of uniform and smooth NiSi<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> layer on relaxed Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub> substrate, providing a potential method of achieving source/drain contact material for SiGe complementary metal oxide semiconductor devices.

**Keywords:** epitaxial growth mechanisms, Al interlayer, NiSiGe film

**PACS:** 68.35.bd, 68.35.bg, 68.35.Ct

**DOI:** 10.7498/aps.65.036801

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 61306127, 61306126), the Innovation Project of Chinese Academy of Sciences (Grant No. CXJJ-14-M36), and the Natural Science Foundation of Shanghai, China (Grant No. 14ZR1418300).

† Corresponding author. E-mail: [xyping@sues.edu.cn](mailto:xyping@sues.edu.cn)

‡ Corresponding author. E-mail: [bozhang@mail.sim.ac.cn](mailto:bozhang@mail.sim.ac.cn)