

不同基底的 GaN 纳米薄膜制备及其场发射增强研究*

陈程程¹⁾ 刘立英^{2)†} 王如志^{1)‡} 宋雪梅¹⁾ 王波¹⁾ 严辉¹⁾¹⁾ (北京工业大学材料科学与工程学院, 薄膜材料与技术实验室, 北京 100124)²⁾ (北京工业大学应用数理学院, 北京 100124)

(2013 年 4 月 25 日收到; 2013 年 4 月 25 日收到修改稿)

采用脉冲激光沉积 (PLD) 方法在 Si 及 SiC 基底上制备了相同厚度的 GaN 纳米薄膜并对其进行了微结构表征及场发射性能测试分析. 结果表明: 基底对于 GaN 薄膜微结构及场发射性能具有显著的影响. 在 SiC 基底上所制备的 GaN 纳米薄膜相对于 Si 基底上的 GaN 纳米薄膜, 其场发射性能得到显著提升, 其场发射电流可以数量级增大. 场发射显著增强应源于纳米晶微结构及取向极化诱导增强效应. 本研究结果表明, 要获得优异性能场发射薄膜, 合适基底及薄膜晶体微结构需要重点考虑.

关键词: 基底, GaN, 纳米薄膜, 场发射

PACS: 77.55.dj, 79.70.+q, 68.55.Ln

DOI: 10.7498/aps.62.177701

1 引言

场发射阴极是真空微电子器件的核心部件, 其主要应用有场发射显示器、超高速高频器件、微波放大器等, 近年来已成为微电子材料研究中的一个热点领域. GaN 作为第三代半导体材料, 因为具有极小的电子亲和势 (2.7—3.3 eV), 稳定的物理性质和化学性质, 被认为是一种很有前途的场发射阴极材料^[1,2]. GaN 薄膜由于其优良的场发射特性, 近年来也引起了人们的广泛关注^[3,4]. 另外, GaN 纳米薄膜具有更为优异的场发射特性.

在我们前期研究^[5,6]中, 首先在 Si 基上制备了非晶 GaN 纳米薄膜, 研究发现较之于基底 Si 的场发射特性, 由于 GaN 纳米薄膜的存在, 其场发射特性极大提高^[5]. 进一步地, 我们在 Si 基底上制备了不同薄膜厚度的取向 GaN 纳米晶薄膜, 发现当 GaN 薄膜厚度为 40 nm 时具有 1.2 V/ μm 的超低阈值电场 (电流密度为 1 mA/cm²), 我们认为这是由于取向 GaN 纳米薄膜内部电子弹道输运以及极化诱导内建电场耦合增强场发射的结果. 以上研究

结果表明, 要获得较好场发射特性, 纳米结晶取向薄膜是必要的. 然而, 以前所制备的 GaN 纳米薄膜都是在 Si 基上生长, 由于 Si 与 GaN 存在较大晶格失配以及热膨胀系数相差较大^[7-9], Si 表面容易氮化等原因^[10], 要获得高质量的 GaN 纳米晶薄膜十分困难. 据相关文献报道^[11,12], SiC 与 GaN 有较小的晶格失配 (晶格失配约为 3.5%) 以及相近的热膨胀系数, 所以在 SiC 基底上可以较容易生长出高质量的 GaN 结晶薄膜. 而且 SiC 电阻率较低可以制作电极, 并具有高击穿电场、高饱和速度和高热导率, 化学性质稳定, 易于解理等特点, 因此, SiC 被认为是最适合生长 GaN 薄膜的异质基底. 然而, 以上 SiC 基制备 GaN 薄膜主要应用于常规 GaN 光电器件^[13,14], 罕见 SiC 基 GaN 薄膜场发射材料相关报道, 尤其不同基底制备的 GaN 纳米薄膜对场发射性能的影响尚未见报道. 基于此, 本工作首先在不同基底上制备出了相同厚度的 GaN 纳米薄膜, 进而对比研究了其场发射特性. 结果发现基底对于薄膜结晶质量影响显著, 而由于薄膜结晶性的显著变化, 导致了其场发射电流发生了数量级变化. 进一步地, 我们分析了场发射显著增强的可能原因与物理机

* 国家自然科学基金 (批准号: 11274029, 11074017, 51202007, 11274028)、北京市科技新星计划 (批准号: 2008B10)、北京市科技计划重点项目 (批准号: D121100001812002)、北京市青年拔尖人才培养计划 (批准号: CIT&TCD201204037) 和北京工业大学基础研究基金资助的课题.

† 通讯作者. E-mail: liuliyang@bjut.edu.cn

‡ 通讯作者. E-mail: wrz@bjut.edu.cn

理. 我们的研究结果将为高性能场发射 GaN 纳米薄膜设计、制备与应用提供新的思路.

2 实验

在制备 GaN 薄膜之前, 首先对 Si 和 SiC 基底进行清洗, 具体步骤如下: 依次在甲苯、丙酮和乙醇溶液中超声波清洗 15 min, 并用去离子水进行冲洗 10—15 遍. 然后将基底浸入 $\text{NH}_3:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ (1:2:5) 的溶液中水浴 (75 °C) 15 min, 并用去离子水冲洗 10—15 遍.

本实验所用靶材为 GaN 粉靶, 是利用纯度为 99.99% 的粉压制而成的. 使用脉冲激光沉积 (PLD) 系统在不同基底上沉积了不同微结构的 GaN 纳米薄膜. 具体参数如下: 脉冲准分子激光器的激光波长为 248 nm, 能量密度为 350 mJ/mm, 脉冲频率为 10 Hz, 脉冲宽度为 10 ns, 靶基距为 6.5 cm, 靶和基底自转速度为 10 r/min. 制备室的背底真空度低于 5×10^{-3} Pa, 沉积前通入纯度为 99.99% 的高纯氮气并调节工作气压到 1 Pa. 在沉积过程中, 基底温度为 875 °C. 通过前期系统工艺探索, 为制备出相同厚度的 GaN 薄膜, 在保证其他工艺参数一致的条件下, 需控制在 Si 基底沉积时间约为 5 min, 在 SiC 基底沉积时间约为 3 min. 由此得到不同基底上厚度相同 GaN 纳米薄膜 (90 nm) 作为场发射特性测试对比样品.

场发射测试我们是在 5×10^{-5} Pa 高真空度、室温下进行的, ITO 玻璃 (0.001 $\Omega\cdot\text{cm}$, 局部涂有荧光粉) 作阳极, 直接用基底作阴极. SiC 基底面积为 7 mm $\times$ 7 mm, Si 基底面积为 10 mm $\times$ 10 mm, 阴极与阳极之间用盖玻片作间隔, 间距为 108 μm . 使用 Keithley 2410 测量多次, 结果 SiC 基底上所沉积的 GaN 纳米薄膜产生了场发射电流, 得到 J - E 曲线, 而 Si 基底所沉积的 GaN 纳米薄膜在 108 μm 间隔下未达到开启电场, 于是改为用厚度仅为 25 μm 聚氟乙烯作间隔继续测量, 得到 J - E 曲线, 并且得到了稳定的场发射电流.

3 结果与讨论

3.1 不同基底的 GaN 纳米薄膜的微结构特征

本文使用东京密度 (Surfcom480A) 表面粗糙度分析仪对薄膜厚度进行测量; 采用 Bruker AXS

D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪 (XRD), 辐射源为 Cu- $K\alpha$ 射线 ($\lambda = 0.154056$ nm), 对薄膜进行结构表征; 采用扫描电子显微镜 (Scanning Electron Microscope, SEM) 和 NT-MDT Solver P47 型原子力显微镜 (Atomic Force Microscopy, AFM) 对薄膜样品的表面形貌进行测试分析; 最后进行了场发射测试.

经过表面粗糙度分析仪测量在 Si 基底沉积 5 min 与在 SiC 基底上沉积 3 min 得到厚度基本一致的 GaN 薄膜, 约为 90 nm.

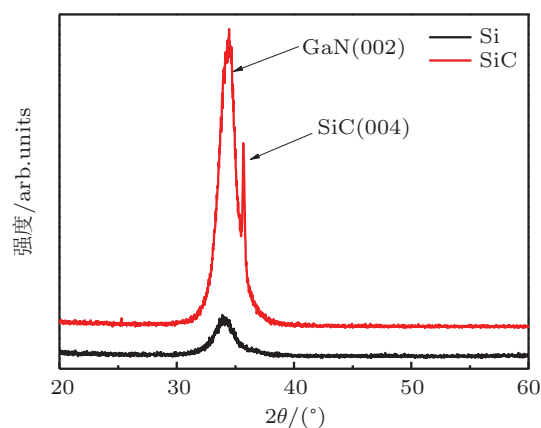


图 1 SiC 以及 Si 基底上 GaN 薄膜的 XRD 图谱

图 1 为不同基底 GaN 纳米薄膜的 XRD 图谱. 从图 1 中可以看出, SiC 基底上所沉积 GaN 薄膜得到了明显的衍射峰 ($2\theta = 34.46^\circ$), 与 GaN 标准卡片 (ICDD 50-0792) (002) 峰位 ($2\theta = 34.562^\circ$) 基本符合, 这说明所制得的 GaN 薄膜是沿六方纤锌矿结构的 c 轴取向择优生长的. 然而在 Si 基底上沉积的 GaN 纳米薄膜其衍射峰的强度及半高宽度相对前者差别很大表 1 给出了不同基底 GaN 薄膜 (002) 面的衍射峰的强度和半高宽值. 根据相关文献报道^[15–17], Si 基 GaN 薄膜 (002) 面的衍射峰的强度较小, 半高宽值比较大, 说明薄膜中晶粒数量很少且晶粒尺寸较小, 薄膜的结晶质量比较差. 而 SiC 基 GaN 薄膜的 X 射线衍射峰强度有了非常大的提高, 半高宽的数值也突然由 2.24 降到 1.56, GaN 薄膜的结晶质量有了一个突然的、质的提高. 因此, 基底对薄膜质量可产生较大影响, 使用 PLD 方法在 SiC 基底上生长的 GaN 纳米薄膜其结晶质量比 Si 基底得到明显改善. 除此之外, 我们还发现 SiC 基底上 GaN 纳米薄膜 (002) 面衍射峰和 GaN 标准卡片 (ICDD 50-0792) 相比向小角度偏移, 这是由于 GaN 纳米薄膜内部存在残余张应力, 导致 (002) 面晶格膨胀^[18].

表 1 不同基底 GaN 薄膜 (002) 面的衍射峰信息

基底	(002) 面的衍射峰的相对强度	(002) 面衍射峰半高宽/ $^{\circ}$	(002) 面衍射峰位 (2θ)/ $^{\circ}$
Si	216	2.24	33.88
SiC	1478	1.56	34.46

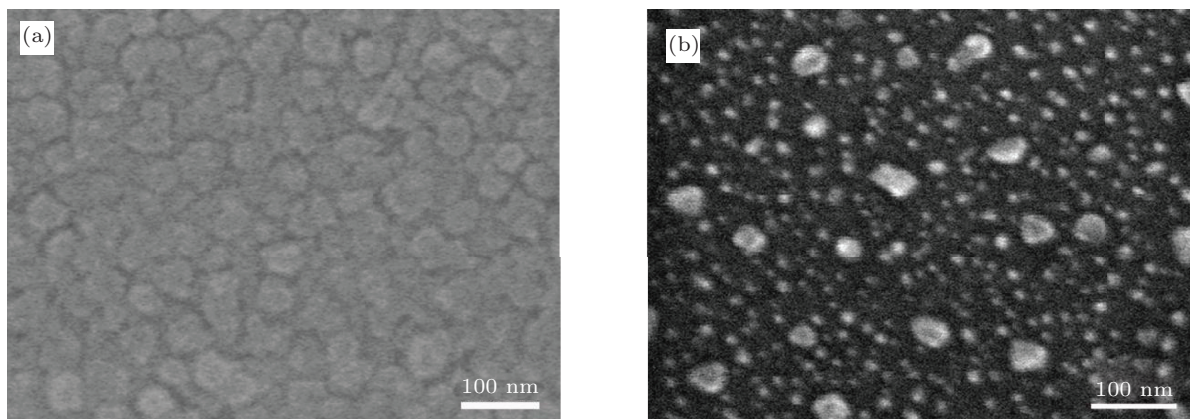


图 2 GaN 薄膜的 SEM 表面形貌 (a) SiC 基 GaN 薄膜; (b) Si 基 GaN 薄膜

如图 2 所示, SEM 图表明在不同的基底上都形成了 GaN 薄膜. 由图 2(a) 我们看到明显的 GaN 纳米晶粒与晶界, 一个个纳米晶粒紧密相接, 而且薄膜生长均匀、连续性好. 从图 2(b) 我们隐约可见一些尺寸非常小的纳米颗粒, 这些纳米颗粒彼此孤立并没有形成明显的晶界, 然而我们在薄膜表面观察到有一个个的纳米尺度突起物. 以上结果表明 SiC 基底上 GaN 纳米薄膜具有良好的结晶性, 其结晶质量明显优于而 Si 基 GaN 纳米薄膜, 这也与 XRD 结果一致.

表 2^[12,19,20] GaN 及其基底的参数

材料	晶格参数 (a)/nm	热膨胀系数/ 10^{-6}K^{-1}
GaN	0.3189	5.59
Si	0.5430	3.6
4H-SiC	0.3038	4.2

为何不同基底所生长的 GaN 纳米薄膜具有显著不同的微结构, 下面我们进一步分析其薄膜形成机理. 在 Si 基底上外延 GaN 比在 SiC 基底上要难很多, 主要由于 GaN 晶体稳定结构是六方纤锌矿结构, 而 Si 的常温稳定晶体结构是金刚石立方结构^[21]. 而且, 在 GaN 沉积过程中, Si 基底很容易被氮原子钝化形成无定形的 Si_xN_y 层, 使得 GaN 几乎无法在 Si 基底上成核. 同时, Si 基底可以很快与镓原子反应形成 Si-Ga 合金, 会在外延层表面形成大

的花型缺陷^[10,22]. 除此以外, 由表 1 可知, Si 基底与 GaN 存在较大的晶格失配与热失配. 在 GaN 的生长过程中, 与 Si 基底大的晶格失配仍会产生大量的位错, 同时 GaN 外延层还会受到大的张应力, 因为在生长的高温降至室温时, 又由于 GaN 同 Si 基底之间更大的热失配, 使得 GaN 外延层受到更大的张应力而产生大量的裂纹^[10,23,24]. 由于以上种种原因, 造成 Si 基底上不容易生长高质量的结晶的 GaN. 所采用的 SiC 基底具有十分稳定的物理化学性质, 其与 GaN 同为六方纤锌矿结构且存在相近的晶格参数与热膨胀系数, 因此 GaN 在 SiC 基底上更容易结晶. 但是由于 SiC 基底的晶格参数和热膨胀系数仍然略小于 GaN, 所以由晶格失配造成的压应力与由热膨胀系数不同而产生的张应力二者叠加便是 SiC 基 GaN 薄膜内部应力^[19,25]. 当张应力大于压应力时薄膜内部为残余张应力, 张应力的存在导致晶格膨胀从而使 GaN 薄膜 (002) 面衍射峰向小角度偏移, 如 XRD 图谱所示.

3.2 场发射测试及结果分析

图 3 给出了 GaN 薄膜的 J - E 关系曲线, 如图所示, 若定义场发射电流密度为 $1\text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 时所加电场为开启电场, 则 SiC 基 GaN 薄膜的开启场强约为 $6.3\text{ V}/\mu\text{m}$, 对应 Si 基 GaN 薄膜其开启场强为 $19.0\text{ V}/\mu\text{m}$. 由于 Keithley 2410 的最大测试电压仅

为 1100 V, SiC 基底上 GaN 薄膜其表面施加电场只能达到 $10.1 \text{ V}/\mu\text{m}$, 此时电流密度为 $503.1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. 对应 Si 基底上 GaN 薄膜其表面施加电场可达到 $44 \text{ V}/\mu\text{m}$, 然而当电场强度为 $38.56 \text{ V}/\mu\text{m}$ 时, GaN 薄膜已达到最大稳定电流为 $703.4 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. 尽管我们没能测得 SiC 基 GaN 薄膜的最大稳定发射电流, 但是当两个薄膜样品在电场为 $10 \text{ V}/\mu\text{m}$ 处, SiC 基 GaN 薄膜的电流密度为 $4.8 \times 10^{-4} \text{ A}/\text{cm}^2$, Si 基 GaN 薄膜的电流密度为 $2.3 \times 10^{-9} \text{ A}/\text{cm}^2$, 电流密度提高了五个数量级, 且开启电压 E_{on} 从 $19.0 \text{ V}/\mu\text{m}$ 降低到 $6.3 \text{ V}/\mu\text{m}$. 因此可以判断在 SiC 基底上生长的 GaN 薄膜比在 Si 基 GaN 薄膜具有更加优异的场发射性能, SiC 基 GaN 薄膜其场发射性能显著得

到提升.

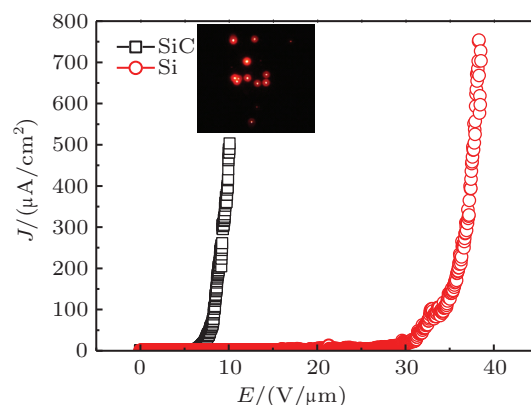


图3 不同基底上 GaN 薄膜的场发射特性. 插图为场发射电流在荧光板上所形成的光斑

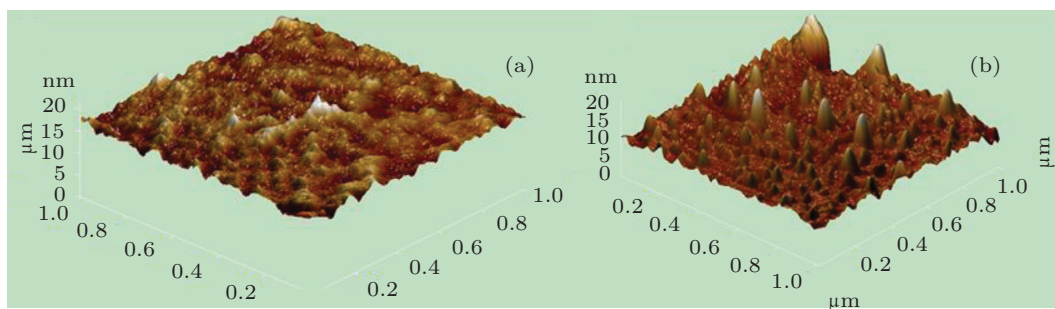


图4 GaN 薄膜的 AFM 3D 维立体图 (a) SiC 基 GaN 薄膜; (b) Si 基 GaN 薄膜

为研究不同基底所制备的薄膜场发射性能显著差别的物理实质, 我们首先可以从表面几何增强进行考虑. 图 4 为在 Si 和 SiC 基底上制备的 GaN 薄膜的 AFM 3D 立体图. 由图 4 可以看出, 所有样品表面都形成了大量均匀分布的纳米尺度突起物, Si 和 SiC 基底上 GaN 薄膜表面均方根粗糙度分别为 2.34 nm , 0.84 nm . 该突起物意味着表面应该具有较大场增强因子, 从而提高场发射性能. 若假设表面场增强因子跟表面粗糙度成正比关系, 若场发射仅决定于表面场增强因子, 则意味着 Si 基 GaN 纳米薄膜应该具有更好的场发射性能. 但从场发射测试结果看, 显然 SiC 基 GaN 纳米薄膜具有更为优异的场发射性能, 其物理根源何在呢? 以下将基于场发射 F-N 方程进一步进行分析场发射增强机理.

图 5 给出了不同基底上沉积的 GaN 薄膜场发射 F-N 关系曲线. 根据 F-N 方程^[26]

$$\ln(I/V^2) = \ln[A\alpha\beta^2/\phi d^2] - (B\phi^{3/2}d/\beta)V^{-1}, \quad (1)$$

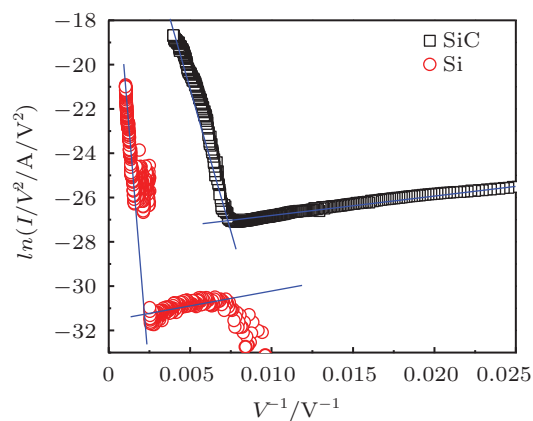


图5 不同基底上 GaN 薄膜的 F-N 图

其中 A 和 B 为常数, I 为场发射电流, Φ 为功函数, V 为两极外加电压, β 为场增强因子, α 为有效场发射面积, d 为电极间距, 式中 $\ln(I/V^2)$ 与 $1/V$ 是线性关系. 从图 5 可以看出所有样品的 F-N 曲线在高场部分可以拟合成一条直线, 表明电子发射是通过场发射隧穿表面势垒完成的. 通过 F-N 方程可得斜率 k 与纵轴截距 b :

$$k = -(B\phi^{3/2}d/\beta), \quad (2)$$

$$b = \ln[A\alpha\beta^2/\phi d^2], \quad (3)$$

其中 B 为常数, 此图是在归一化间距 d 为 $25\ \mu\text{m}$ 后所得, 因此斜率的不同来源于不同表面形貌导致的几何场增强因子 β 和 (或) 功函数 Φ 的变化. 纵轴截距则反映了表面的有效发射面积 α 、几何增强因子 β 和功函数 Φ 的关系. 从图 5 中得到高场下 SiC 基底上 GaN 薄膜 F-N 曲线的斜率 $K_{\text{SiC}} = -2367.4$, 纵轴截距 $b_{\text{SiC}} = -9.3$, Si 基底上 GaN 薄膜 F-N 曲线的斜率 $K_{\text{Si}} = -10554.3$, 纵轴截距 $b_{\text{Si}} = -10.0$. 由于 β 的大小和薄膜表面相貌的粗糙度有直接的相关性, 我们假设 $\beta = \beta_0 R$, 其中 β_0 是薄膜表面结构系数, R 为测试样品的表面粗糙度. 由前面 AFM 图分析可知 SiC 基底上 GaN 纳米薄膜场增强因子 β_{SiC} 与 Si 基底上 GaN 纳米薄膜的场增强因子 β_{Si} 比例为 1.0:2.8. 因此通过 (2) 和 (3) 式, F-N 图中曲线的斜率、纵轴截距和上述给出的场增强因子比例, 计算出不同基底 GaN 薄膜的表面势垒高度 $\Phi_{\text{sur(SiC)}}:\Phi_{\text{sur(Si)}} = 1:5.4$, 有效发射面积 $\alpha_{\text{SiC}}:\alpha_{\text{Si}} = 2.9:1$. 这说明 SiC 基 GaN 薄膜具有较低的表面势垒和较大的有效发射面积, 因此 SiC 基 GaN 纳米薄膜场发射性能的显著增强可能来源于其表面势垒高度的降低和有效场发射面积的增大.

通常, 场发射电流密度可写为 [27,28]

$$J = e \int D(E_x) N(E_x) dE_x, \quad (4)$$

式中 $D(E_x)$ 为金属内部 x 方向上能量为 E_x 的电子穿透势垒的概率, 即透射系数. 其大小主要取决于表面有效势垒高度及场增强因子, 表面有效势垒高度降低将减小电子隧穿势垒的高度, 可以有效增大透射率. $N(E_x)$ 为金属内部 x 方向上能量为 E_x 的电子单位时间打在单位面积上的数目, 称为供给函数. 供给函数主要取决于电子在薄膜内部的输运 [29], 而有效发射面积也主要由电子在薄膜内部的输运过程决定 [6]. 因此, 有效发射面积可能反映了电子供给的变化, 而这些都归功于薄膜内部的电子输运. 薄膜晶体微结构对表面有效势垒高度及电子在薄膜内部的输运过程起着至关重要的作用, 因此需要进一步从晶体微结构方面分析 SiC 基 GaN 纳米薄膜场发射增强的物理机理.

考虑两个样品厚度相近, 可以忽略厚度对场发射性能产生的影响, 从晶体微结构方面考虑, 纳米晶薄膜的场发射增强效应可能来源于以下两个方面.

一方面, 结晶性 GaN 薄膜将有利于内建电场的形成. 通常 GaN 具有非常大的压电及自发极

化 [30], 当 GaN 薄膜的生长方向为沿六方纤锌矿结构的 c 轴方向择优生长时, 压电与自发极化效应将导致一个在几 MV/cm 数量级的内建极化电场在薄膜内部产生 [31–33]. 由图 1 我们知道, SiC 基 GaN 薄膜具有 c 轴择优取向, 且薄膜内部存在残余张应力, 该残余应力导致的应变使薄膜内部产生压电极化电场, 方向由表面指向薄膜内部, 与自发极化电场一致 [30,34], 从而导致强内建极化电场产生. 在内建极化电场的作用下, 可使 GaN 导带能级向下弯曲, 在近薄膜表面处形成量子阱, 而纳米薄膜可使电子从基底隧穿至此量子阱积累 [35,36], 而表面势垒高度 ϕ_{sur} 由于电子积累效应将进一步降低, 电子将更容易地隧穿该表面势垒, 场发射性能得到极大提高 [6,30,37]. 虽然 Si 基底与 GaN 存在较大的晶格差异与热膨胀系数差异会使薄膜内部产生较大应力, 但由于 Si 基 GaN 薄膜其结晶性能较差, 其沿 c 轴方向取向性并不明显, 难以产生有效的压电极化或自发极化效应, 极化诱导增强场发射效应将不明显.

另一方面, 纳米薄膜的晶界处的缺陷将会导致缺陷态的产生, 而该缺陷态的产生可以有效提高电导最终实现场发射性能的提高 [38–40]. 从图 2 SEM 图中, 我们可以清晰地看到 Si 基 GaN 薄膜中镶嵌有晶粒尺寸较小的 GaN 纳米晶颗粒, 各个 GaN 纳米晶晶粒间彼此孤立. 而对于 SiC 基 GaN 薄膜样品来说, 纳米晶 GaN 颗粒晶粒尺寸较大, 一个个纳米晶颗粒彼此连接产生大量晶界. SiC 基底上具有较大的晶粒实际上也可以从 XRD 衍射峰半高宽数值得到证实 (见表 1), 其具有较小的 XRD 峰半高宽, 意味其具有更好的结晶性与较大的纳米晶颗粒. 因此, SiC 基上其大晶粒晶界处缺陷态的存在可能更有利于电子传输, 使得晶界形成有效的电子传导通路, 极大地增大了电子供给, 提高了薄膜的有效场发射面积, 从而实现场发射性能的提高 [17]. 而 Si 基薄膜由于为小晶粒镶嵌, 晶界界面缺陷较少, 可能不利于场电子发射. 综上, 基于纳米晶体微结构的极化效应和晶界传导效应, SiC 基底上沉积的 GaN 纳米薄膜其场发射性能比 Si 基底上沉积的 GaN 纳米薄膜得到显著增强.

4 结 论

利用脉冲激光沉积 (PLD) 方法在不同基底 (SiC 和 Si) 上制备厚度相近 (约 90 nm) 的 GaN 纳米薄膜. 不同基底所制备的 GaN 纳米薄膜, 其薄膜微结构具有显著的差别. XRD 和 SEM 测试结果显

示在 SiC 基底上生长出了良好的晶粒取向为 (002) 的 GaN 纳米晶薄膜, 且其结晶质量比 Si 基 GaN 纳米薄膜得到显著提升. 进一步, 场发射测试结果表明 SiC 基 GaN 薄膜其场发射性能相比 Si 基 GaN 薄膜, 场发射电流可提升 5 个数量级, 而其开启场强从 $19.0 \text{ V}/\mu\text{m}$ 降低到 $6.3 \text{ V}/\mu\text{m}$. 由于基底效应导致薄膜微结构显著变化, 从而极大地增强了其场发射性能. SiC 基 GaN 纳米薄膜的场发射显著增强应来源于两方面: 一方面结晶性良好的纳米 GaN 薄膜内部极化效应诱导内建电场产生, 致使薄膜内部

发生有利于电子积累的能带弯曲降低了有效表面势垒高度; 另一方面纳米晶薄膜的晶界传导效应增大了电子供给, 提高了有效场发射面积. 本文从基底效应影响晶体微结构的角上, 提出了制备具有优异场发射纳米薄膜的一种新的可借鉴思路. 然而, 对于 GaN 纳米薄膜, SiC 相对于 Si 而言, 较为昂贵, 对于制作高性能场发射器件而言, 可能提高其制作成本. 因此, 通过本文研究思路, 容易制备纳米晶薄膜的低成本的合适基底尚需进一步探索.

- [1] Yoshida H, Urushido T, Miyake H, Hiramatsu K 2001 *Jpn. J. Appl. Phys.* **40** L1301
- [2] Ng D K T, Hong M H, Tan L S, Zhu Y W, Sow C H 2007 *Nanotechnology* **18** 375707
- [3] Kimura C, Yamamoto T, Hori T, Sugino T 2009 *Appl. Phys. Lett.* **79** 4533
- [4] Joag D S, Late D J, Lanke U D 2004 *Solid State Commun.* **130** 305
- [5] Wang F Y, Wang R Z, Zhao W, Song X M, Wang B, Yan H 2009 *Sci. China. Ser. F* **52** 1947
- [6] Zhao W, Wang R Z, Song X M, Wang H, Wang B, Yan H, Chu P K 2010 *Appl. Phys. Lett.* **96** 101
- [7] Wang D, Jia S, Chen K J, Lau K M, Dikme Y, van Gemmer P, Lin Y C, Kalisch H, Jansen R H, Heuken M 2005 *J. Appl. Phys.* **97** 056103
- [8] Honda Y, Kuroiwa Y, Yamaguchi M, Sawaki N 2002 *Appl. Phys. Lett.* **80** 222
- [9] Xiong C B, Jiang F Y, Fang W Q, Wang L, Mo C L 2008 *Acta. Phys. Sin.* **57** 3176 (in Chinese) [熊传兵, 江凤益, 方文卿, 王立, 莫春兰 2008 物理学报 **57** 3176]
- [10] Krost A, Dadgar A 2002 *Mat. Sci. Eng. B-Solid* **93** 77
- [11] Goldys E M, Godlewski M 2000 *Appl. Phys. a-Mater* **70** 329
- [12] Komiyama J, Abe Y, Suzuki S, Nakanishi H 2006 *J. Appl. Phys.* **100** 033519
- [13] Tran N H, Lamb R N, Lai L J, Yang Y W 2005 *J. Phys. Chem. B* **109** 18348
- [14] Jiang Y, Luo Y, Xi G Y, Wang L, Li H T, Zhao W, Han Y J 2009 *Acta. Phys. Sin.* **58** 7282 (in Chinese) [江洋, 罗毅, 席光义, 汪莱, 李洪涛, 赵维, 韩彦军 2009 物理学报 **58** 7282]
- [15] Pradhan D, Lin I N 2009 *ACS Applied Materials & Interfaces* **1** 1444
- [16] Ma B, Hu W, Miyake H, Hiramatsu K 2009 *Appl. Phys. Lett.* **95** 121910
- [17] Zhao W, Wang R Z, Song Z W, Wang H, Yan H, Chu P K 2013 *The Journal of Physical Chemistry C* **117** 1518
- [18] Arslan E, Büttin S, Lisesivdin S B, Kasap M, Ozcelik S, Ozbay E 2008 *J. Appl. Phys.* **103** 103701
- [19] Bouya M, Carisetti D, Malbert N, Labat N, Perdu P, Clément J C, Bonnet M, Pataut G 2007 *Microelectronics Reliability* **47** 1630
- [20] Jiang Z Y, Xu X H, Wu H S, Zhang F Q, Jin Z H 2002 *Acta. Phys. Sin.* **51** 1586 (in Chinese) [姜振益, 许小红, 武海顺, 张富强, 金志浩 2002 物理学报 **51** 1586]
- [21] Dadgar A, Schulze F, Wienecke M, Gadanecz A, Bläsing J, Veit P, Hempel T, Diez A, Christen J, Krost A 2007 *New Journal of Physics* **9** 389
- [22] Ishikawa H, Yamamoto K, Egawa T, Soga T, Jimbo T, Umeno M 1998 *J. Cryst. Growth* **189** 178
- [23] Dadgar A, Veit P, Schulze F, Bläsing J, Krtischil A, Witte H, Diez A, Hempel T, Christen J, Clos R, Krost A 2007 *Thin Solid Films* **515** 4356
- [24] Pal S, Jacob C 2004 *Bull. Mat. Sci.* **27** 501
- [25] Chen Y, Wang W X, Li Y, Jiang Y, Xu P Q, Ma Z G, Song J, Chen H 2011 *Chinese Journal of Luminescence* **32** 896
- [26] Fowler R H, Nordheim L 1928 *Proc. Royal. Soc.* **119** 173
- [27] Young R D 1959 *Phys. Rev. B* **113** 110
- [28] Fowler R H, Nordheim L 1928 *Proceeding of the Royal Society of London: A* **119** 173
- [29] Semenenko M 2010 *J. Appl. Phys.* **107** 013702
- [30] Underwood R D, Kozodoy P, Keller S, DenBaars S P, Mishra U K 1998 *Appl. Phys. Lett.* **73** 405
- [31] Simon J, Protasenko V, Lian C X, Xing H L, Jena D 2010 *Science* **327** 60
- [32] Ranjan V, Allan G, Priestner C, Delerue C 2003 *Phys. Rev. B* **68** 115305
- [33] Bechstedt F, Grossner U, Furthmüller J 2000 *Phys. Rev. B* **62** 8003
- [34] Bernardini F, Fiorentini V, Vanderbilt D 1997 *Phys. Rev. B* **56** 10024
- [35] Binh V T, Adessi C 2000 *Phys. Rev. Lett.* **85** 864
- [36] Semet V, Binh V T, Zhang J P, Yang J, Khan M A, Tsu R 2004 *Appl. Phys. Lett.* **84** 1937
- [37] Dadykin A A, Naumovets A G 2003 *Materials Science and Engineering: A* **353** 12
- [38] Ikeda T, Teii K 2009 *Appl. Phys. Lett.* **94** 143102
- [39] Hirth J P, Pond R C, Lothe J 2007 *Acta Materialia* **55** 5428
- [40] Zapol P, Sternberg M, Curtiss L A, Frauenheim T, Gruen D M 2002 *Phys. Rev. B* **65** 045403

Preparation of nanostructured GaN films and their field emission enhancement for different substrates*

Chen Cheng-Cheng¹⁾ Liu Li-Ying^{2)†} Wang Ru-Zhi^{1)‡}
Song Xue-Mei¹⁾ Wang Bo¹⁾ Yan Hui¹⁾

1) (Laboratory of Thin Film Materials, College of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

2) (College of Applied Sciences, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

(Received 25 April 2013; revised manuscript received 25 April 2013)

Abstract

Using pulsed laser deposition (PLD) method, we have prepared nanostructured GaN films of the same thickness on Si and SiC substrates, and analyzed their microstructure characterization and field emission properties. The results showed that the substrates of GaN nanostructured films had significant effect on the microstructure and field emission properties. Compared with the GaN nano-film on Si substrate, the field emission from the GaN nano-film on SiC substrate has been significantly improved: its field emission current was increased by orders of magnitude. The field emission enhancement should be originated from the nanocrystalline microstructure and its orientation polarization induced field enhancement effect. Results indicate that to prepare field emission films of outstanding performance, appropriate substrates and crystal microstructures of the films are the key issues.

Keywords: substrate, GaN, nanocrystalline film, field emission

PACS: 77.55.dj, 79.70.+q, 68.55.Ln

DOI: 10.7498/aps.62.177701

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 11274029, 11074017, 51202007, 11274028), the Beijing Nova Program (Grant No. 2008B10), the Key Programs of Beijing Plan of Science and Technology (Grant No. D121100001812002), the Importation and Development of High-Caliber Talents Project of Beijing Municipal Institutions (Grant No. CIT&TCD201204037), and the Basic Research Foundation of Beijing University of Technology.

† Corresponding author. E-mail: liuliyang@bjut.edu.cn

‡ Corresponding author. E-mail: wrz@bjut.edu.cn