

n 型与半绝缘 6H-SiC 晶体的超快载流子动力学

聂瑶, 王友云, 吴雪琴, 方宇*

苏州科技大学数理学院, 江苏 苏州 215009

摘要 利用带间激发的超快瞬态吸收光谱,研究了导电(n型)氮(N)掺杂和半绝缘(SI)钒(V)掺杂 6H-SiC 晶片的超快载流子复合动力学过程。N 杂质和/或固有缺陷的间接复合主导了 n 型 6H-SiC 的载流子弛豫,其寿命超过了 10 ns。与 n 型 6H-SiC 相比,V 掺杂对 SI-6H-SiC 的瞬态吸收具有显著的调制作用,这源于由 V 深能级的载流子俘获引起的一个额外的载流复合过程。载流子俘获(寿命约为 160 ps)比间接复合快 2 个数量级以上。通过简化能级模型并进行全局分析,研究了 6H-SiC 的载流子复合机制,准确地获得了 6H-SiC 的载流子寿命。

关键词 超快光学; 载流子动力学; 瞬态吸收光谱; n 型 SiC; 半绝缘 SiC

中图分类号 O474

文献标识码 A

doi: 10.3788/LOP56.063201

Ultrafast Carrier Dynamics in n-Type and Semi-Insulating 6H-SiC Crystals

Nie Yao, Wang Youyun, Wu Xueqin, Fang Yu*

School of Mathematics and Physics, Suzhou University of Science and Technology,
Suzhou, Jiangsu 215009, China

Abstract The ultrafast transient absorption spectroscopy of interband excitation is utilized to evaluate the ultrafast carrier recombination dynamics in the conductive (n-type) nitrogen (N)-doped and semi-insulating (SI) vanadium (V)-doped 6H-SiC wafers. The carrier relaxation of n-type 6H-SiC with carrier lifetime more than 10 ns is dominated by indirect recombination through N impurities and/or inherent defects. Compared with the n-type 6H-SiC, the V-doped one has a pronounced modulation of transient absorption, resulting from an additional carrier recombination process caused by the carrier trapping of V deep levels. The carrier-trapping with a lifetime of about 160 ps is more than two orders of magnitude faster than the indirect recombination. With a simplified energy level model and the global analysis, the carrier recombination mechanism is investigated and the carrier lifetime of 6H-SiC is determined accurately.

Key words ultrafast optics; carrier dynamics; transient absorption spectroscopy; n-type SiC; semi-insulating SiC

OCIS codes 320.2250; 320.7150; 320.7090; 300.6530

1 引言

碳化硅(SiC)是一种由硅(Si)和碳(C)构成的宽带隙半导体材料。与传统半导体材料 Si 相比, SiC 的临界击穿场强是 Si 的 10 倍,热导率是 Si 的 3 倍。因此, SiC 被认为是一种适用于制造各种高功率、高温、高频和高抗辐射等特性的光电子器件的半导体

材料^[1-2]。SiC 在不同的物理化学环境下,可形成形态、构造和物理性质差异极大的同质多象变体。目前发现 SiC 有 200 多种同质多象变体,其中最主要为 3C-, 4H-, 6H-SiC。与 3C-SiC 相比, 6H-SiC 具有较大的带隙,是 Si 的 3 倍。随着碳化硅晶体质量的显著提高和器件技术的发展,研究人员已经成功制备出高压 SiC 肖特基势垒二极管(SBDs)和金属氧

收稿日期: 2018-09-25; 修回日期: 2018-09-27; 录用日期: 2018-10-10

基金项目: 国家自然科学基金(11704273)、江苏省自然科学基金(BK20170375)、江苏省高校自然科学基金(17KJB140021)、江苏省十三五重点学科(20168765)、江苏省高等学校大学生创新创业训练计划(201810332075X)

* E-mail: yufang@usts.edu.cn

化物半导体场效应晶体管^[3]。通常情况下, n型和p型SiC可以分别通过氮(N)掺杂和铝(Al)掺杂来实现。而半绝缘(Semi-insulating, SI)碳化硅被认为是高压光电导开关的备选半导体材料^[4], 它可以通过钒(V)掺杂来获得, 这是因为V作为受体, 能有效补偿剩余杂质^[5]。SiC中的不同元素的掺杂, 不仅可以改变材料的导电特性, 也能极大改变其光电特性^[6]。最近, 根据第一性原理可知, 预测SI-SiC中的中性双空位点缺陷可作为量子计算中的量子比特^[7]。

尽管晶体生长和器件制备技术不断地进步, 但是材料中的缺陷依旧会限制器件的性能和进一步的应用。半导体中的缺陷可以在禁带中引入能级, 影响载流子的寿命进而影响器件的性能。因此, 为了更好地改善SiC器件的性能, 了解影响载流子弛豫和寿命等的动力学过程至关重要。此外, 控制SiC中的载流子寿命有助于制备电压大于10 kV的高压器件^[8]。碳空位(V_C)缺陷的两个不同电荷态 $Z_{1/2}$ 和 $EH_{6/7}$ 是SiC中最常见的缺陷^[9-10], 研究人员采取了多种方法来降低这两种缺陷的浓度, 方法有: 在生长晶体过程中, 增加碳和硅的比例(C/Si)或者降低生长温度^[10]。然而, 研究人员通常利用时间分辨光致发光(TRPL)、载流子吸收(TRFA)和四波混频等实验研究SiC的载流子动力学^[11-15]。以上实验均由紫外激光激发, 光生载流子分布极不均匀, 穿透深度小于50 μm 。在这种情况下, 除了上述的缺陷之外, 表面复合、载流子扩散、俄歇复合等其他复合过程也会影响载流子动力学。多种不同的载流子复合过程在SiC中共存, 难以区分, 使得载流子动力学的研究变得十分复杂和不准确。

利用超快瞬态吸收光谱(TAS)对样品进行多波长探测。同时, 飞秒时域的测量对于进一步发展高速和高迁移率的设备至关重要。通过调控载流子的分布, 可以成功地区分出不同的载流子复合过程^[16]。本文针对载流子近表面分布, 使用全光飞秒TAS技术对n型(n-6H-SiC)和SI-6H-SiC晶片的载流子动力学进行探究。与n型晶片相比, 在SI-6H-SiC晶片上可以观察到一个并不是表面复合的额外的弛豫过程, 被认为是深V受体的载流子俘获效应。此外, V掺杂SiC在光激发后对载流子吸收光谱具有明显的调制作用。SI-6H-SiC显示了宽带瞬时吸收, 可覆盖整个可见光谱。

2 样品与实验方法

实验使用的2片2 inch(1 inch=2.54 cm)6H-SiC单晶片均由相同的制备方法获得, 并均被双面抛光, 它们具有相同的且极低的微管缺陷密度(小于 5 cm^{-2})。在制备过程中掺入不同的元素可以改变6H-SiC的导电类型与电导率。其中, n-6H-SiC晶片主要是由N掺杂实现, 晶片的厚度为424 μm , 其电阻率低至 $0.05\ \Omega\cdot\text{cm}$ 。而掺入V元素的SI-6H-SiC, 厚度为350 μm , 测得其电阻率大于 $10^5\ \Omega\cdot\text{cm}$, 证明了其半绝缘的特性。为了比较不同6H-SiC中不同杂质的浓度, 利用二次离子质谱(SIMS)方法, 测得杂质浓度, 见表1。由表1可知, 2片6H-SiC晶体的杂质浓度及导电类型的本质区别在于N和V元素。

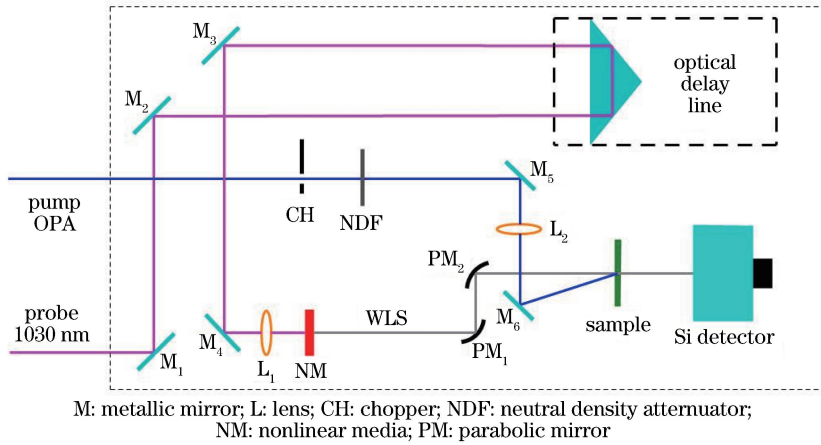
表1 基于SIMS测得的掺杂6H-SiC样品的浓度

6H-SiC	N	V	B	Al
n-type	92	0.5	2.3	6.7
SI	12	2.0	2.9	6.6

利用TAS技术探究超快载流子动力学过程, 对波长相关的瞬态吸收进行测量。与TRPL和TRFA技术相比, TAS技术不受载流子复合方式的影响, 能够在不同光子能量探测下获得非平衡载流子浓度, 其测量光路示意图如图1所示。用于带间激发的抽运光束的光源为波长可调的光学参量放大器(OPA, Light Conversion ORPHEUS, 190 fs, 6 kHz), 其以137 Hz的频率被斩波后经透镜聚焦在待测样品处, 光斑半径约1.2 mm。用波长为1030 nm的激光脉冲聚焦到2 mm非线性介质蓝宝石基片上, 产生波长为450~780 nm的连续谱白光(WLS)作为探测脉冲。由Si二极管阵列光电探测器检测透过样品之后的透射探测脉冲信号, 结合成像光谱仪, 测量抽运脉冲和探测脉冲之间延迟, 通过标准同步锁相放大器比较有抽运脉冲时的透过样品的白光超连续谱的强度, 即可得到不同探测波长 λ 和延迟时间 t 下样品的差分光密度(ΔO_D), 表示为

$$\Delta O_D(\lambda, t) = \lg\left(\frac{I_{\text{unpumped}}}{I_{\text{pumped}}}\right), \quad (1)$$

式中: I_{unpumped} 为无抽运光激发时的白光超连续谱强度, 而 I_{pumped} 为有抽运光激发时的白光超连续谱强度。TAS测量系统的时间分辨率为280 fs。所有实验测量均在室温下进行。



M: metallic mirror; L: lens; CH: chopper; NDF: neutral density attenuator; NM: nonlinear media; PM: parabolic mirror

图 1 飞秒瞬态吸收光谱实验光路示意图

Fig. 1 Experimental light path diagram of femtosecond TAS

3 实验结果与讨论

n 型和 SI 6H-SiC 晶体的线性吸收光谱如图 2 所示。由于 6H-SiC 为间接带隙半导体，因此带隙 E_g 可以在曲线突增的线性区域通过 $\alpha^{1/2}$ 与光子能量 $h\nu$ 的函数来估计，其中 α 是吸收系数。由此可得，n 型和 SI 6H-SiC 的带隙分别为 2.95 eV 和 2.98 eV。计算结果与已知的高电阻率 6H-SiC 数据吻合极好^[17]。SI-6H-SiC 在带隙以下没有吸收，故可以忽略带隙中的带尾态缺陷或杂质态，由此证明 6H-SiC 具有优异的晶体和光学质量。而 N 掺杂在 n-6H-SiC 中引入浅施主能级^[18]，导致 6H-SiC 的线性吸收发生显著变化。与 SI-6H-SiC 相比，n-6H-SiC 在 427 nm (2.90 eV) 和 626 nm (1.98 eV) 处出现了带隙以下的光吸收和吸收峰，前者可以认为是价带 (VB) 至施主能级的跃迁，后者可以认为是施主能级或导带 (CB) 底至更高导带的载流子吸收^[19-20]。

在 365 nm 紫外脉冲激发下，n 型和 SI 6H-SiC 晶片的时间分辨瞬态吸收 (TRTA) 光谱分别如图 3(a)、(b) 所示。其中，-5 ps 表示无探测光、没

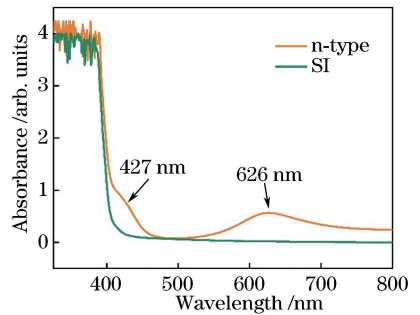


图 2 n 型(N 掺杂)和半绝缘(V 掺杂)6H-SiC 晶体线性吸收光谱

Fig. 2 Linear absorption spectra of n-type (N-doped) and SI (V-doped) 6H-SiC wafers

有受到抽运光的作用时的瞬态吸收光谱。N 原子和 V 原子的掺杂对吸收光谱具有完全不同的调制作用。n-6H-SiC 和 SI-6H-SiC 在抽运光激发初始(激发时间小于 2 ps)时，吸收光谱基本相同，分别在 638 nm 和 637 nm (1.94 eV) 处有峰值。因为抽运脉冲的带间激发可以在导带和价带中产生自由载流子，所以吸收响应与 n-6H-SiC 的线性吸收光谱相同，只是吸收峰的位置有微小偏差。随后，n-6H-

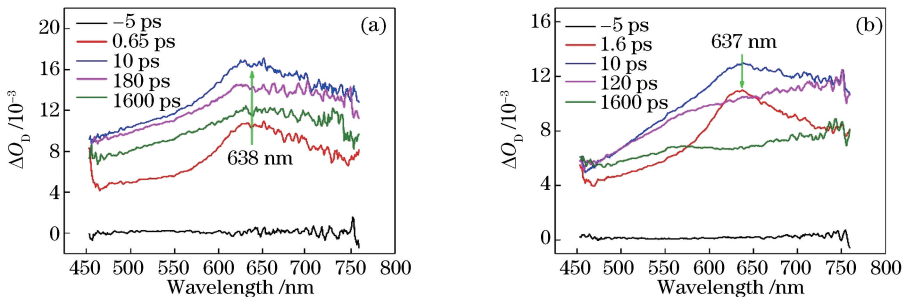


图 3 不同延迟时间下的吸收光谱图。(a) n-6H-SiC; (b) SI-6H-SiC

Fig. 3 Transient absorption spectra under different time delays. (a) n-6H-SiC; (b) SI-6H-SiC

SiC 瞬态吸收谱的峰值和形状几乎不随延迟时间 (1~1600 ps) 而变化, 只有幅值略微变化。而在 SI-6H-SiC 中, 吸收谱线的形状在 10 ps 内发生了变化, 并在约 100 ps 时谱线的峰值完全消失。这种现象表明: V 掺杂导致 6H-SiC 带隙中引入了深能级。同时, 与 n 型 6H-SiC 相比, 瞬态吸收光谱的形状和幅度有显著变化。

通常, 可以利用平衡方程^[14]对时间和空间分布的载流子动力学进行数值模拟, 方程表示为

$$\frac{\partial \Delta N(z, t)}{\partial t} = G(z, t) + D \frac{\partial^2 \Delta N(z, t)}{\partial z^2} - \frac{\Delta N(z, t)}{\tau_{\text{SRH}}} - B \Delta N(z, t)^2 - C \Delta N(z, t)^3, \quad (2)$$

式中: ΔN 约为 10^{17} cm^{-3} , 表示在抽运光能流约为 $150 \mu\text{J}/\text{cm}^2$ 时的非平衡载流子浓度; G 为载流子注入函数; D 为双极扩散系数, τ_{SRH} 为 Shockley-Read-Hall (SRH) 寿命^[21]; B 为双分子 (辐射) 复合系数; C 为俄歇复合系数。对于 365 nm 的带间激发, 载流子在 $d = \alpha^{-1} \sim 30 \mu\text{m}$ 的激发态区域内产生, 分布在接近样品表面, 显著大于估计的电子扩散长度, $L_D = (D\tau_d)^{1/2} \approx 1.6 \mu\text{m}$ ($D = 2.7 \text{ cm}^2/\text{s}$ ^[22], $\tau_d = 10 \text{ ns}$ 为估算的载流子寿命)。因此, 可以消除载流子扩散效应。除了本征复合过程之外, 表面处的高密度缺陷也可以有效地俘获载流子, 其寿命为 τ_{surf} 。根据分析, 测量的载流子寿命 τ_{meas} 可以写成

$$\frac{1}{\tau_{\text{meas}}} = \frac{1}{\tau_{\text{SRH}}} + \frac{1}{\tau_{\text{surf}}} + \frac{1}{\tau_{\text{Rad}}} + \frac{1}{\tau_{\text{Auger}}}, \quad (3)$$

式中: 辐射寿命 $\tau_{\text{Rad}} = 1/(B\Delta N)$, 俄歇寿命 $\tau_{\text{Auger}} = 1/(C\Delta N^2)$ 。辐射复合在直接带隙半导体中占主导地位, 但在间接带隙半导体 (如 SiC, Si 等) 中对复合

的贡献小得多。此外, 俄歇复合过程将在载流子浓度 $\Delta N > 1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 时产生贡献^[14]。基于上述分析, 本实验的测量中, 可以忽略辐射和俄歇复合, 因此可以通过体缺陷的间接 SRH 复合和表面缺陷复合共同来决定 6H-SiC 中的载流子寿命。

图 4 显示了从 TAS 中提取的 6H-SiC 在不同探测波长下的 TRTA 响应。为了详尽获得不同能态下载流子的演化 (载流子寿命和吸收幅度) 信息, 使用全局分析来拟合 TRTA 响应 (图 4 中的实线)^[23]。所建立的不同能态下的光生载流子速率方程和沿样品中传播方向的 ΔO_D 方程可表示为

$$\begin{cases} \frac{\partial N(z, t)}{\partial t} = G(z, t) - \frac{N_1(z, t)}{\tau_1} \\ \frac{\partial N_n(z, t)}{\partial t} = \frac{N_{n-1}}{\tau_{n-1}} - \frac{N_n}{\tau_n} (n > 1), \\ \frac{\partial \Delta O_D(z, t)}{\partial z} = \sum_n \sigma_n(\lambda) N_n(z, t) \end{cases}, \quad (4)$$

式中: τ_n, σ_n, N_n 分别表示响应能态下的载流子寿命、吸收截面和载流子浓度; n 型和 SI 6H-SiC 晶片测得的载流子寿命和最大吸收截面 σ_m 见表 2。6H-SiC 的载流子吸收截面比宽带隙半导体 GaN (GaN 的吸收截面数据) 大了一个量级以上^[24]。n 型和 SI 6H-SiC 均获得三个载流子寿命。如图 5 所示, 紫外抽运光 (3.4 eV) 最初激发产生的非平衡载流子位于导带 $E_c + 0.5 \text{ eV}$ 处, 有效质量大于导带底部^[25]。因此, 在图 5 中观察到的约 5 ps 吸收信号的建立时间反映了非平衡载流子弛豫到导带底部 (M-能谷) 的过程 [图 5 中的过程①]。对应的最快时间常数 τ_1 均为 2~3 ps, 这与飞秒光谱脉冲激发载流子之后半导体中载流子-载流子热化和载流子-声子相互作用的时间响应一致^[26-27]。

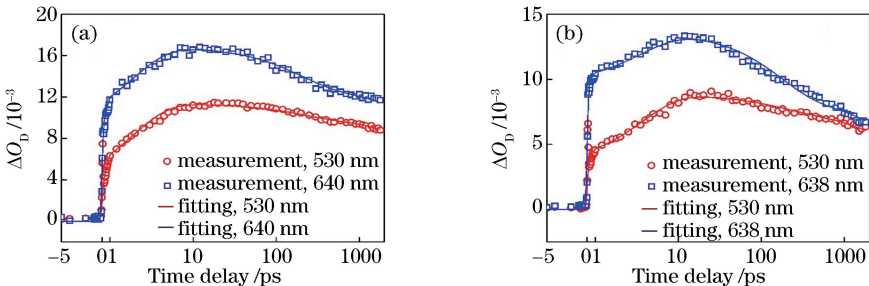


图 4 典型探测波长下的时间分辨瞬态吸收响应曲线。(a) n-6H-SiC; (b) SI-6H-SiC

Fig. 4 Time-resolved transient absorption (TRTA) responses for typical probe wavelengths.

(a) n-6H-SiC; (b) SI-6H-SiC

两片 6H-SiC 都拟合得到了 τ_2 约 200 ps 的载流子寿命和 τ_3 约 10 ns 的载流子寿命, 但是对应的载流子动力学过程却是截然不同的。对于 n-6H-SiC 晶体, 考虑到 N 为浅施主杂质, 其余杂质浓度较

低, τ_3 可以认为是通过本征缺陷 SRH 复合的载流子寿命, 其寿命与宽带隙半导体 GaN 寿命 (12 ns) 相近^[24]。在导带中的载流子会吸收探测光子跃迁到更高的导带, 对应于图 5 中的过程②。而 τ_2 可以认

表2 不同 6H-SiC 晶体 TAS 响应测量和拟合得到的光物理参数

Table 2 Photo-physical parameters obtained by measuring and fitting of TAS responses of different 6H-SiC wafers

6H-SiC	τ_1/ps	τ_2/ps	τ_3/ns	$\sigma_m/(10^{-17}\text{cm}^2)$
n-type	2.0 ± 0.5	189 ± 25	16 ± 4	About 6
SI	3.8 ± 1.3	163 ± 22	8 ± 2	About 5

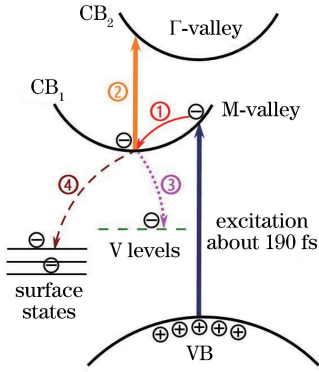


图5 在 3.4 eV 抽运光激发下 6H-SiC 晶体的载流子弛豫和能带示意图

Fig. 5 Schematic of energy band and carrier relaxation in 6H-SiC wafers under pump excitation at 3.4 eV

为是表面复合寿命[图 5 中的过程④],表面复合在厚度大于 $100\ \mu\text{m}$ 的样品中占比很低^[28],所以 TAS 激发后的 n-6H-SiC 中光谱波形状几乎不变。与 n-6H-SiC 相比,V 掺杂的 SI-6H-SiC 观察到了很明显的吸收谱变化。SiC 晶格中 Si 的替位 V 在 SiC 中是双性的^[29-30],根据费米能级的位置可充当施主 $V^{4+/5+}$ 或受主 $V^{3+/4+}$,这使得 V 成为非常有效的载流子陷阱^[31]。在 V 掺杂的 6H-SiC 中观察到的光致发光强度和载流子寿命比未掺杂晶片的强度和寿命低和快 3 个数量级以上^[22]。因此, τ_2 被认为是被激发的电子到 $V_{\text{Si}}(V^{3+/4+})$ 受体的俘获过程,见图 5 中的过程③。带隙中的被俘获载流子对瞬态吸收具有相当大的调制作用,瞬态吸收光谱在几十皮秒内变化,与 n-6H-SiC 相比,吸收峰消失,光谱在整个探测波段随波长逐渐增强。这与文献^[30]报道的 6H-SiC 中深 V 能级的结果一致:深受主能级在 $E_c - 0.85\ \text{eV}$ 处,施主能级在 $E_c - 1.54\ \text{eV}$ 处。此外, τ_3 被认为是俘获电子的复合过程。图 5 给出了能带模型示意图,其中包含在上文解释中使用的各种能态和载流子弛豫机制。图 5 中还显示了导带中的自由载流子吸收过程。 CB_1 代表能量最低的导带(即 M-能谷), CB_2 代表能量较高的导带(以 Γ -能谷为假设)。值得注意的是,超快载流子俘获时间使 SI-6H-SiC 在通信波段满足超快全光开关的要求^[27]。另一方面,相对长的俘获态载流子寿命和较大的吸收截面有利于材料

在光限幅和光伏方面的进一步应用。

4 结 论

利用超短脉冲下的瞬态吸收光谱研究了 N 掺杂(n 型)和 V 掺杂(SI)6H-SiC 晶片的载流子弛豫动力学和机理。利用紫外飞秒脉冲在 6H-SiC 能带边缘附近激发产生约为 $30\ \mu\text{m}$ 的非平衡载流子分布。SRH 与表面复合是导致载流子弛豫的主要因素。1.94 eV 处的瞬态吸收峰归因于自由载流子吸收到较高导带,n 型 6H-SiC 除了小部分载流子通过表面复合(约 180 ps)以外,其余绝大部分载流子具有较长寿命(大于 10 ns)。在 SI-6H-SiC 中,由于 $V^{3+/4+}$ 和 $V^{4+/5+}$ 深能级的载流子俘获效应,观察到了寿命更快的(约 160 ps)额外载流子复合路径。带隙中的俘获状态调制了 6H-SiC 中的宽带瞬态吸收响应,其吸收截面比 GaN 大一个量级。利用简化的载流子弛豫模型解释载流子动力学,利用全局拟合得到了不同能态下的载流子吸收截面和寿命。研究了掺杂对 SiC 能带结构、载流子动力学特性的影响,对 SiC 材料和器件的进一步应用和开发提供了重要的参考。

参 考 文 献

- [1] Neudeck P G. Progress in silicon carbide semiconductor electronics technology [J]. Journal of Electronic Materials, 1995, 24(4): 283-288.
- [2] Ni Y X, Jing H Q, Kong J X, *et al.* Thermal performance of high-power laser diodes packaged by SiC ceramic submount [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(1): 0101002.
倪羽茜, 井红旗, 孔金霞, 等. 碳化硅封装高功率半导体激光器散热性能研究 [J]. 中国激光, 2018, 45(1): 0101002.
- [3] Liu G, Tuttle B R, Dhar S. Silicon carbide: A unique platform for metal-oxide-semiconductor physics [J]. Applied Physics Reviews, 2015, 2(2): 021307.
- [4] Zhu K, Dogan S, Moon Y T, *et al.* Effect of n^+ -GaIn subcontact layer on 4H-SiC high-power photoconductive switch [J]. Applied Physics Letters, 2005, 86(26): 261108.
- [5] Zvanut M E, Konovalov V V, Wang H Y, *et al.* Defect levels and types of point defects in high-purity and vanadium-doped semi-insulating 4H-SiC [J]. Journal of Applied Physics, 2004, 96(10): 5484-5489.
- [6] Yan W J, Zhang C H, Qin X M, *et al.* Modulation mechanism of P-doping on photoelectric properties of two-dimensional SiC [J]. Laser & Optoelectronics

- Progress, 2018, 55(9): 091603.
- 闫万珺, 张春红, 覃信茂, 等. P 掺杂对二维 SiC 光电特性调制的机理[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(9): 091603.
- [7] Gordon L, Janotti A, van de Walle C G. Defects as qubits in 3C- and 4H-SiC [J]. Physical Review B, 2015, 92(4): 045208.
- [8] Saito E, Jun S D, Kimoto T. Control of carrier lifetime of thick n-type 4H-SiC epilayers by high-temperature Ar annealing [J]. Applied Physics Express, 2016, 9(6): 061303.
- [9] Son N T, Trinh X T, Løvlie L S, *et al.* Negative-U System of carbon vacancy in 4H-SiC [J]. Physical Review Letters, 2012, 109(18): 187603.
- [10] la Via F, Camarda M, la Magna A. Mechanisms of growth and defect properties of epitaxial SiC [J]. Applied Physics Reviews, 2014, 1(3): 031301.
- [11] Klein P B, Shanabrook B V, Huh S W, *et al.* Lifetime-limiting defects in n-4H-SiC epilayers [J]. Applied Physics Letters, 2006, 88(5): 052110.
- [12] Neimontas K, Malinauskas T, Aleksiejūnas R, *et al.* The determination of high-density carrier plasma parameters in epitaxial layers, semi-insulating and heavily doped crystals of 4H-SiC by a picosecond four-wave mixing technique [J]. Semiconductor Science and Technology, 2006, 21(7): 952-958.
- [13] Klein P B. Carrier lifetime measurement in n-4H-SiC epilayers [J]. Journal of Applied Physics, 2008, 103(3): 033702.
- [14] Ščajev P, Gudelis V, Jarašiūnas K, *et al.* Fast and slow carrier recombination transients in highly excited 4H- and 3C-SiC crystals at room temperature [J]. Journal of Applied Physics, 2010, 108(2): 023705.
- [15] Ščajev P, Jarašiūnas K. Temperature- and excitation-dependent carrier diffusivity and recombination rate in 4H-SiC [J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2013, 46(26): 265304.
- [16] Fang Y, Yang J Y, Yang Y, *et al.* Ultrafast carrier dynamics in a p-type GaN wafer under different carrier distributions [J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2016, 49(4): 045105.
- [17] Ščajev P, Kato M, Jarašiūnas K. A diffraction-based technique for determination of interband absorption coefficients in bulk 3C-, 4H- and 6H-SiC crystals [J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2011, 44(36): 365402.
- [18] Lebedev A A. Deep level centers in silicon carbide: A review [J]. Semiconductors, 1999, 33(2): 107-130.
- [19] Persson C, Lindefelt U. Relativistic band structure calculation of cubic and hexagonal SiC polytypes [J]. Journal of Applied Physics, 1997, 82(11): 5496-5508.
- [20] Limpijumnong S, Lambrecht W R L, Rashkeev S N, *et al.* Optical-absorption bands in the 1-3 eV range in n-type SiC polytypes [J]. Physical Review B, 1999, 59(20): 12890-12899.
- [21] Shockley W, Read W T. Statistics of the recombinations of holes and electrons [J]. Physical Review, 1952, 87(5): 835-842.
- [22] Tamulaitis G, Yilmaz I, Shur M S, *et al.* Carrier lifetime in conductive and vanadium-doped 6H-SiC substrates [J]. Applied Physics Letters, 2004, 84(3): 335-337.
- [23] van Stokkum I H M, Larsen D S, van Grondelle R. Global and target analysis of time-resolved spectra [J]. Biochimica et Biophysica Acta (BBA) - Bioenergetics, 2004, 1657(2/3): 82-104.
- [24] Fang Y, Wu X Z, Ye F, *et al.* Dynamics of optical nonlinearities in GaN [J]. Journal of Applied Physics, 2013, 114(10): 103507.
- [25] Wagner M, McLeod A S, Maddox S J, *et al.* Ultrafast dynamics of surface plasmons in InAs by time-resolved infrared nanospectroscopy [J]. Nano Letters, 2014, 14(8): 4529-4534.
- [26] Yang C Y, Chia C T, Chen H Y, *et al.* Ultrafast carrier dynamics in GaN nanorods [J]. Applied Physics Letters, 2014, 105(21): 212105.
- [27] Fang Y, Yang J Y, Xiao Z G, *et al.* Ultrafast all-optical modulation in Fe-doped GaN at 1.31 and 1.55 μm with high contrast and ultralow power [J]. Applied Physics Letters, 2017, 110(16): 161902.
- [28] Galeckas A, Linnros J, Frischholz M, *et al.* Optical characterization of excess carrier lifetime and surface recombination in 4H/6H-SiC [J]. Applied Physics Letters, 2001, 79(3): 365-367.
- [29] Mitchel W C, Mitchell W D, Fang Z Q, *et al.* Electrical properties of unintentionally doped semi-insulating and conducting 6H-SiC [J]. Journal of Applied Physics, 2006, 100(4): 043706.
- [30] Mitchel W C, Mitchell W D, Landis G, *et al.* Vanadium donor and acceptor levels in semi-insulating 4H- and 6H-SiC [J]. Journal of Applied Physics, 2007, 101(1): 013707.
- [31] Schneider J, Müller H D, Maier K, *et al.* Infrared spectra and electron spin resonance of vanadium deep level impurities in silicon carbide [J]. Applied Physics Letters, 1990, 56(12): 1184-1186.