

# 基于 poly-Si 键合层的 SACM 型 Ge/Si APD 的优化设计研究

张娟, 苏小萍, 李嘉辉, 王战仁, 柯少颖\*

闽南师范大学物理与信息工程学院光场调控及其系统集成应用福建省高校重点实验室, 福建 漳州 363000

**摘要** Ge/Si 雪崩光电二极管 (APD) 被广泛应用于近红外探测领域, 但由于 Ge 和 Si 之间存在 4.2% 的晶格失配, 故难以获得高性能的 Ge/Si APD。提出在 Ge/Si 键合界面处引入多晶硅 (poly-Si) 键合中间层, 弱化 Ge/Si 失配晶格对 APD 器件性能的影响。poly-Si 引入后键合界面电场发生变化, 导致 APD 内部的电场重新分布, 极大地影响了器件性能。因此, 重点对 Ge 吸收层和 Si 倍增层的掺杂浓度进行调控, 探究了掺杂浓度对 Ge/Si APD 电场、复合率、载流子浓度、碰撞电离等性能的影响, 最终设计出高性能键合 Ge/Si APD。本工作将为低噪声、高增益 Ge/Si APD 的研究提供理论指导。

**关键词** 材料; Ge/Si 雪崩光电二极管; 晶格失配; poly-Si 键合层; 掺杂浓度

中图分类号 TN315 文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL231048

## 1 引言

在光探测系统的实际应用中, 大多是对微弱光信号进行探测<sup>[1]</sup>, 雪崩光电二极管 (APD) 由于其内部倍增效应可以获得较高的响应度, 适用于远距离通信系统中微弱信号的探测<sup>[2-3]</sup>。APD 具有量子效率高、内部增益高、灵敏度高、频率响应快、尺寸小、电压低等优点<sup>[4-5]</sup>, 广泛应用于光纤通信、激光测距、量子密钥分配、量子成像、生物检测以及光纤传感等领域<sup>[6-8]</sup>, 因此具备雪崩倍增效应的 APD 作为一种高速、灵敏、可靠的固态光电探测器件, 逐渐受到研究者的青睐。

APD 的器件性能主要受器件结构和使用材料的影响, 用于制备 APD 的材料主要有锗 (Ge)、硅 (Si) 和 III-V 族化合物<sup>[9-10]</sup>。III-V 族半导体材料 (如 InGaAs/InP 和 InGaAs/InAlAs) 制备的 APD 具有量子效率高、灵敏度高、暗电流小等优点<sup>[11-14]</sup>, 但其电子空穴电离系数比 ( $K$  值) 较高, 价格昂贵, 导热性能、力学性能及其与硅基互补金属氧化物半导体 (CMOS) 工艺兼容性较差等, 这些缺点限制了器件的进一步发展<sup>[15]</sup>。相较于传统的 III-V 族化合物<sup>[16]</sup>, Si 材料的成本较低, 与 CMOS 工艺兼容性好, 禁带宽度为 1.12 eV, 光吸收截止波长仅为 1100 nm, 且电子空穴的电离系数比  $K$  值小, 是良好的雪崩倍增材料。此外, 同为 IV 族元素的 Ge 材料, 其禁带宽度相对较小, 为 0.66 eV, 光吸收截止波长可扩展到 1700 nm。因此, 结合 Ge 材料的高吸

收以及 Si 材料的高倍增优势制备 Ge/Si APD 是理想选择。

Ge/Si APD 凭借其在近红外波段吸收系数高、与传统 Si 基 CMOS 工艺兼容<sup>[17-18]</sup>、载流子迁移速率高、电子空穴电离系数比小等特点, 被广泛应用于近红外探测领域<sup>[19-20]</sup>。然而, 目前 Ge/Si APD 大部分采用外延方式制备, 外延的优点是可以实现 Si 基 Ge 薄膜的大面积制备, 但是由于 Ge 和 Si 之间存在 4.2% 的晶格失配<sup>[21-23]</sup>, Ge 薄膜在直接异质外延过程中, 会出现大量穿透位错成核现象<sup>[24-26]</sup>, 这些实空间的穿透位错会在 Ge 材料的禁带中引入一系列缺陷能级<sup>[27-29]</sup>, 形成有源区的非故意掺杂, 导致 Ge/Si APD 的漏电流较大以及增益带宽积较小<sup>[30]</sup>, 从而导致器件性能下降。因此, 制备高质量的 Ge/Si 异质结材料是实现高性能 Ge/Si APD 制备的关键。

近年来, 有研究报道低温 Ge/Si 异质键合技术可以用来实现高质量的无位错的 Si 基 Ge 薄膜材料的制备<sup>[31-34]</sup>。在 Ge/Si 异质键合界面处插入一层非晶或者多晶半导体中间层可以阻断失配晶格<sup>[35]</sup>, 使器件结构能带保持连续, 异质结导热性较好。虽然目前关于采用键合技术制备 Ge/Si APD 的研究较少, 但是键合的优势在于 Ge 薄膜的晶体质量可以达到接近体 Ge 的晶体质量, 可以将 Ge 薄膜中的穿透位错密度降到最低。因此本文提出采用异质键合技术在 Ge/Si 键合界面处引入一层多晶 Si (下文称 poly-Si) 键合中间层, 阻断 Ge

收稿日期: 2023-07-21; 修回日期: 2023-08-26; 录用日期: 2023-09-20; 网络首发日期: 2023-10-24

项目基金: 国家自然科学基金 (62004087)

通信作者: \*syke@mnnu.edu.cn

和 Si 之间的失配晶格,在理论上分别研究了不同吸收层掺杂浓度和不同倍增层掺杂浓度对 Ge/Si APD 性能参数的影响,并分析了各性能参数之间的联系,为后续研究超低噪声的 Ge/Si APD 指明了方向。

## 2 结构模型与模拟软件

键合 Ge/Si APD 器件结构如图 1 所示。可以看出:接触层分别为 0.1  $\mu\text{m}$  厚的 p 型重掺杂(掺杂浓度为  $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ )Ge 层和 1  $\mu\text{m}$  厚的 n 型重掺杂(掺杂浓度为  $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ )Si 层,可以与电极形成良好的欧姆接触,同时保证工作电压加在有效工作区;吸收层由 0.8  $\mu\text{m}$  厚的 Ge 材料构成,本模拟过程设置其掺杂浓度分别为  $1 \times 10^{12}$ 、 $1 \times 10^{13}$ 、 $1 \times 10^{14}$ 、 $1 \times 10^{15}$ 、 $1 \times 10^{16}$ 、

$3 \times 10^{16}$ 、 $5 \times 10^{16}$ 、 $7 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ ;为减小 Ge 和 Si 之间的失配晶格对 APD 性能的影响,我们在 Ge/Si 界面处引入 poly-Si 键合层作为过渡层<sup>[36-37]</sup>,厚度为 2 nm;电荷层由轻掺杂(掺杂浓度为  $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ )的 Si 构成,主要起到调制电场的作用;倍增层由 0.5  $\mu\text{m}$  厚的 Si 材料构成,本文设置其掺杂浓度分别为  $1 \times 10^{12}$ 、 $1 \times 10^{13}$ 、 $1 \times 10^{14}$ 、 $1 \times 10^{15}$ 、 $1 \times 10^{16}$ 、 $1 \times 10^{17}$ 、 $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ,为 APD 提供足够大的电场强度,从而实现较高的增益;最后将  $\text{Si}_3\text{N}_4$  材料作为侧壁的钝化层,从而减小侧壁的表面态复合,进而抑制器件的暗电流。本模拟过程采用 1310 nm 的近红外光对器件进行照射,实现光响应的提取。APD 器件材料的具体参数如表 1 所示,其中,NTA 为受主型导带带尾态密度,NTD 为施主型价带带尾态密

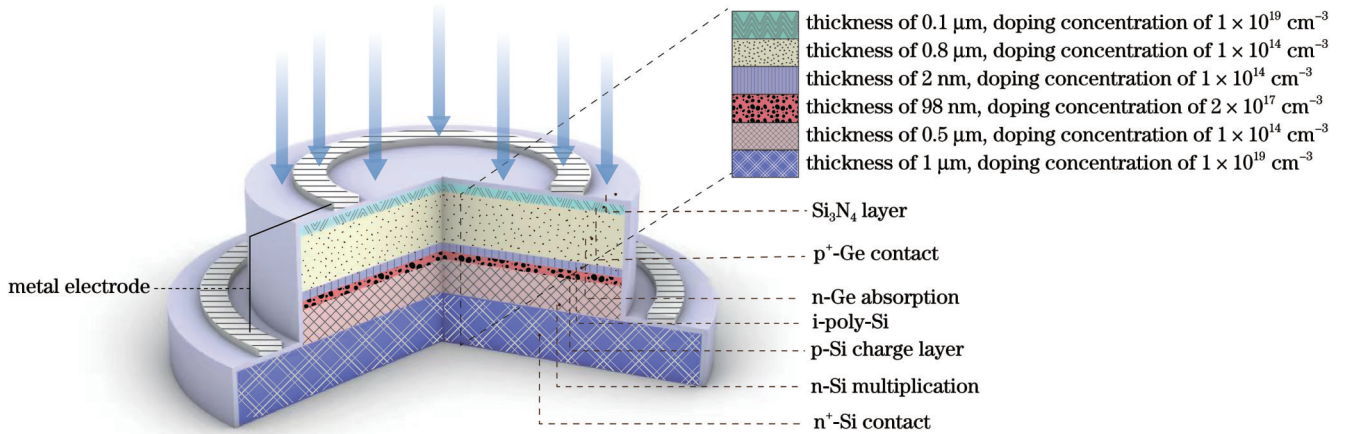


图 1 Ge/Si APD 器件结构图

Fig. 1 Device structure of Ge/Si APD

表 1 Ge/Si APD 材料参数

Table 1 Material parameters of Ge/Si APD

Parameter	Ge	Si	poly-Si
Thickness / $\mu\text{m}$	0.800	0.500	0.002
Band gap at 300 K / eV	0.66	1.12	1.15
Electron affinity / eV	4	4	4
Permittivity	16.0	11.8	11.9
Doping type	n	n	i
Electron saturation speed / $(\text{cm} \cdot \text{s}^{-1})$	$1 \times 10^7$	$1.3 \times 10^7$	—
Hole saturation speed / $(\text{cm} \cdot \text{s}^{-1})$	$9 \times 10^6$	$1 \times 10^7$	—
Electron mobility / $[\text{cm}^2 \cdot (\text{V} \cdot \text{s})^{-1}]$	3900	1450	500
Hole mobility / $[\text{cm}^2 \cdot (\text{V} \cdot \text{s})^{-1}]$	1900	500	160
Electron lifetime / s	—	—	$1 \times 10^{-8}$
Hole lifetime / s	—	—	$1 \times 10^{-8}$
NTA / eV	—	—	$1 \times 10^{16}$
NTD / eV	—	—	$1 \times 10^{16}$
WTA / J	—	—	0.01
WTD / J	—	—	0.01
NGA / eV	—	—	$1 \times 10^{10}$

续表

Parameter	Ge	Si	poly-Si
NGD /eV	—	—	$1 \times 10^{10}$
WGA /J	—	—	0.27
WGD /J	—	—	0.27
EGA /J	—	—	0.70
EGD /J	—	—	1.22
SIGTAE	—	—	$1 \times 10^{-17}$
SIGTAH	—	—	$1 \times 10^{-15}$
SIGTDE	—	—	$1 \times 10^{-15}$
SIGTDH	—	—	$1 \times 10^{-17}$
SIGGAE	—	—	$1 \times 10^{-15}$
SIGGAH	—	—	$1 \times 10^{-14}$
SIGGDE	—	—	$1 \times 10^{-14}$
SIGGDH	—	—	$1 \times 10^{-15}$

度, WTA 为受主型带尾态特征衰减能, WTD 为施主型带尾态特征衰减能, NGA 和 NGD 分别为高斯态受主型和施主型总态密度, WGA 和 WGD 分别为受主和施主高斯态特征衰减能量, EGA 和 EGD 分别为高斯态受主型和施主型峰值能量, SIGTAE 和 SIGGAE 分别为受主带尾态和高斯态的电子捕获截面, SIGTAH 和 SIGGAH 分别为受主带尾态和高斯态的空穴捕获截面, SIGTDE 和 SIGGDE 分别为施主带尾态和高斯态的电子捕获截面, SIGTDH 和 SIGGDH 分别为施主带尾态和高斯态的空穴捕获截面。

Ge/Si APD 涉及到载流子的输运, 因此需要泊松方程、电流连续方程以及依赖平行电场的载流子迁移模型。APD 涉及到载流子的产生与复合, 因此需要引入的复合模型有俄歇复合模型、浓度决定的 Shockley-Read-Hall (SRH) 复合模型、光学辐射复合模型、缺陷辅助俄歇复合模型。APD 需要工作在高电压下, 电场会发生倾斜, 导致载流子容易从价带隧穿到导带或从导带隧穿到价带, 故需要引入标准能带跃迁模型和 Trap-Assisted 跃迁模型, 使载流子在能带之间更好地跃迁。APD 在高电场下的势垒可能会降低, 因此需要利用库伦势阱 Poole-Frenkel 势垒降低模型对 Ge/Si APD 器件性能进行理论计算。以下是各方程和模型的表达式。

泊松方程表示为

$$\text{div}(\epsilon \nabla \psi) = -\rho, \quad (1)$$

式中:  $\epsilon$  为介电常数;  $\psi$  为静电势能;  $\rho$  为电荷的体密度。

电流连续方程表示为

$$\frac{\partial n}{\partial t} = \frac{1}{q} \text{div} \mathbf{J}_n + G_n - R_n, \quad (2)$$

$$\frac{\partial p}{\partial t} = \frac{1}{q} \text{div} \mathbf{J}_p + G_p - R_p, \quad (3)$$

$$\mathbf{J}_n = -q\mu_n n \nabla \Phi_n, \quad (4)$$

$$\mathbf{J}_p = -q\mu_p p \nabla \Phi_p, \quad (5)$$

式中:  $t$  为时间;  $\mathbf{J}_n$  和  $\mathbf{J}_p$  分别为电子和空穴的电流密度;  $G_n$  和  $G_p$  分别为电子和空穴的产生速率;  $R_n$  和  $R_p$  分别为电子和空穴的复合率;  $q$ 、 $\mu_n$  和  $\mu_p$  分别为单位电子电荷量、电子的迁移率和空穴的迁移率;  $n$  为电子浓度;  $p$  为空穴浓度;  $\Phi_n$  为 n 型半导体的准费米能级;  $\Phi_p$  为 p 型半导体的准费米能级。

依赖平行电场的载流子迁移模型表示为

$$\mu_n(E) = \mu_{n0} \left[ \frac{1}{1 + \left( \frac{\mu_{n0} E}{\nu_n} \right)^{B_{\text{BETAN}}}} \right]^{\frac{1}{B_{\text{BETAN}}}}, \quad (6)$$

$$\mu_p(E) = \mu_{p0} \left[ \frac{1}{1 + \left( \frac{\mu_{p0} E}{\nu_p} \right)^{B_{\text{BETAP}}}} \right]^{\frac{1}{B_{\text{BETAP}}}}, \quad (7)$$

式中:  $\mu_n(E)$  和  $\mu_p(E)$  分别为平行电场中的电子迁移率和空穴迁移率;  $E$  为电场大小;  $\mu_{n0}$  和  $\mu_{p0}$  分别为低电场中的电子迁移率和空穴迁移率;  $\nu_n$  和  $\nu_p$  分别为电子和空穴饱和速率;  $B_{\text{BETAN}}$  和  $B_{\text{BETAP}}$  为设置参数。

俄歇复合模型表示为

$$R_{\text{Auger}} = A_n (pn^2 - n_{\text{ic}}^2) + A_p (np^2 - pn_{\text{ic}}^2), \quad (8)$$

式中:  $A_n$  和  $A_p$  分别为电子和空穴俄歇系数;  $n_{\text{ic}}$  为本征载流子浓度。

浓度决定的 SRH 复合模型表示为

$$R_{\text{SRH}} = \frac{\rho n - n_{\text{ie}}^2}{\tau_{\text{p0}} \left[ n + n_{\text{ie}} \exp\left(\frac{E_{\text{TRAP}}}{kT_{\text{L}}}\right) \right] + \tau_{\text{n0}} \left[ \rho + n_{\text{ie}} \exp\left(\frac{-E_{\text{TRAP}}}{kT_{\text{L}}}\right) \right]}, \quad (9)$$

式中:  $k$  为玻尔兹曼常数;  $\tau_{\text{p0}}$  和  $\tau_{\text{n0}}$  分别为空穴寿命和电子寿命;  $T_{\text{L}}$  为开尔文晶格温度;  $E_{\text{TRAP}}$  为陷阱能级和本征费米能级之间的差值。

光学辐射复合模型表示为

$$R_{\text{np}}^{(\text{OPT})} = C_{\text{c}}^{(\text{OPT})} (\rho n - n_{\text{ie}}^2), \quad (10)$$

式中:  $R_{\text{np}}^{(\text{OPT})}$  为总带-带产生/复合速率;  $C_{\text{c}}^{(\text{OPT})}$  为捕获率。

缺陷辅助俄歇复合模型表示为

$$\tau_{\text{n0}} = \frac{\tau_{\text{n0}}}{\left[ 1 + T_{\text{TAA,CN}} (n_0 + \rho_0) \tau_{\text{n0}} \right]}, \quad (11)$$

$$\tau_{\text{p0}} = \frac{\tau_{\text{p0}}}{\left[ 1 + T_{\text{TAA,CP}} (n_0 + \rho_0) \tau_{\text{p0}} \right]}, \quad (12)$$

式中:  $n_0$  为电子密度;  $\rho_0$  为空穴密度;  $T_{\text{TAA,CN}}$  为电子缺陷辅助俄歇复合系数, 默认值为  $1.0 \times 10^{-12} \text{ cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$ ;  $T_{\text{TAA,CP}}$  为空穴缺陷辅助俄歇复合系数, 默认值为  $1.0 \times 10^{-12} \text{ cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$ 。

标准能带跃迁模型表示为

$$G_{\text{BBT}} = DB_{\text{BB,A}} E^{B_{\text{BB,GAMMA}}} \exp\left(-\frac{B_{\text{BB,B}}}{E}\right), \quad (13)$$

式中:  $G_{\text{BBT}}$  为隧穿率;  $D$  为统计因子; 指数系数  $B_{\text{BB,A}} = 9.6615 \times 10^{18} \text{ cm}^{-1} \cdot \text{V}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$ ; 指数系数  $B_{\text{BB,B}} = 3.0 \times 10^7 \text{ V} \cdot \text{cm}^{-1}$ ; 指数系数  $B_{\text{BB,GAMMA}} = 2.0$ 。

Trap-Assisted 跃迁模型表示为

$$R_{\text{SRH}} = \frac{\rho n - n_{\text{ie}}^2}{\frac{\tau_{\text{p0}}}{1 + \Gamma_{\text{p}}^{(\text{DIRAC})}} \left[ n + n_{\text{ie}} \exp\left(\frac{E_{\text{TRAP}}}{kT_{\text{L}}}\right) \right] + \frac{\tau_{\text{n0}}}{1 + \Gamma_{\text{n}}^{(\text{DIRAC})}} \left[ \rho + n_{\text{ie}} \exp\left(\frac{-E_{\text{TRAP}}}{kT_{\text{L}}}\right) \right]}, \quad (14)$$

式中:  $\Gamma_{\text{p}}^{(\text{DIRAC})}$  为狄拉克阱的空穴场效应增强项;  $\Gamma_{\text{n}}^{(\text{DIRAC})}$  为狄拉克阱的电子场效应增强项。

库伦势阱 Poole-Frenkel 势垒降低模型表示为

$$R_{\text{n,SRH}} = \frac{\rho n - n_{\text{ie}}^2}{\left( \frac{\tau_{\text{p0}}}{1 + \Gamma_{\text{p}}^{(\text{DIRAC})}} \right) \left[ n + n_{\text{ie}} \exp\left(\frac{E_{\text{TRAP}}}{kT_{\text{L}}}\right) \right] + \left( \frac{\tau_{\text{n0}}}{\chi_{\text{F}} + \Gamma_{\text{n}}^{(\text{COUL})}} \right) \left[ \rho + n_{\text{ie}} \exp\left(\frac{-E_{\text{TRAP}}}{kT_{\text{L}}}\right) \right]}, \quad (15)$$

$$R_{\text{p,SRH}} = \frac{\rho n - n_{\text{ie}}^2}{\left( \frac{\tau_{\text{p0}}}{\chi_{\text{F}} + \Gamma_{\text{n}}^{(\text{COUL})}} \right) \left[ n + n_{\text{ie}} \exp\left(\frac{E_{\text{TRAP}}}{kT_{\text{L}}}\right) \right] + \left( \frac{\tau_{\text{n0}}}{1 + \Gamma_{\text{p}}^{(\text{DIRAC})}} \right) \left[ \rho + n_{\text{ie}} \exp\left(\frac{-E_{\text{TRAP}}}{kT_{\text{L}}}\right) \right]}, \quad (16)$$

式中:  $\chi_{\text{F}}$  为普尔-弗伦克尔热辐射增强因子;  $\Gamma_{\text{n}}^{(\text{COUL})}$  为库伦场增强项。

### 3 结果与讨论

理论上 Ge/Si APD 可以实现宽光谱的光信号检测, 因此, 我们模拟了 Ge/Si APD 对紫外-可见-近红外光 (375、532、808、1550 nm) 的响应性能, 如图 2 所示,

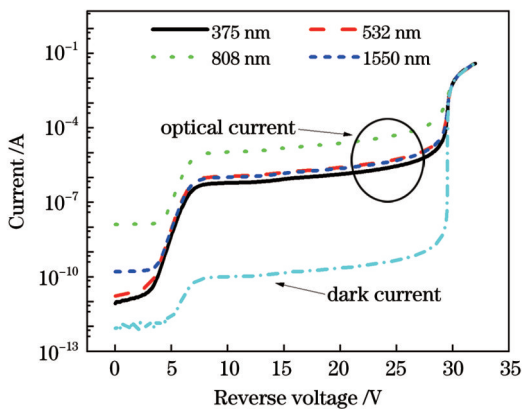


图 2 当  $T=300 \text{ K}$  和  $P=-20 \text{ dBm}$  时不同波长下的电流  
Fig. 2 Currents at different wavelengths when  $T=300 \text{ K}$  and  $P=-20 \text{ dBm}$

其中  $T$  为仿真的温度,  $P$  为有效入射光功率。由于波长在 1310 nm/1550 nm 通信窗口附近的光纤具有更低的色散和损耗, 故我们主要模拟了 1310 nm 波长下的响应性能。

首先, 本文模拟了 Ge/Si APD 光/暗电流随 Ge 吸收层掺杂浓度的变化, 当 Ge 层掺杂浓度达到  $5 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  和  $7 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  时, 器件的光电流急剧上升, 如图 3(a) 所示, 其中  $\lambda$  为入射光波长。可以看出, 引入 poly-Si 层后, 暗电流达到  $1 \times 10^{-10} \text{ A}$ , 与目前报道的 Ge/Si APD 相比, 暗电流降低了 5 个数量级。图 3(c) 为 APD 雪崩电压 ( $V_{\text{br}}$ ) 随 Ge 层掺杂浓度的变化。可以看出, 随着 Ge 吸收层掺杂浓度的增加, 雪崩电压呈现先上升后下降的趋势。图 3(e) 为  $0.95V_{\text{br}}$  下光电流随 Ge 吸收层掺杂浓度的变化。可以看出, 光电流整体呈现下降的趋势。图 3(b) 为 APD 光/暗电流随 Si 倍增层掺杂浓度的变化, 图 3(d) 为 APD 雪崩电压随 Si 层掺杂浓度的变化趋势。可以看出, 随着 Si 倍增层掺杂浓度的增加, 雪崩电压呈现先上升后下降的趋势。图 3(f) 为  $0.95V_{\text{br}}$  下光电流随 Si 掺杂浓度的变化。可以看出, 光电流呈现下降的趋势。从图 3 可以看出, 雪崩电压随 Ge 层和 Si 层掺杂浓度的增加均呈现下降趋

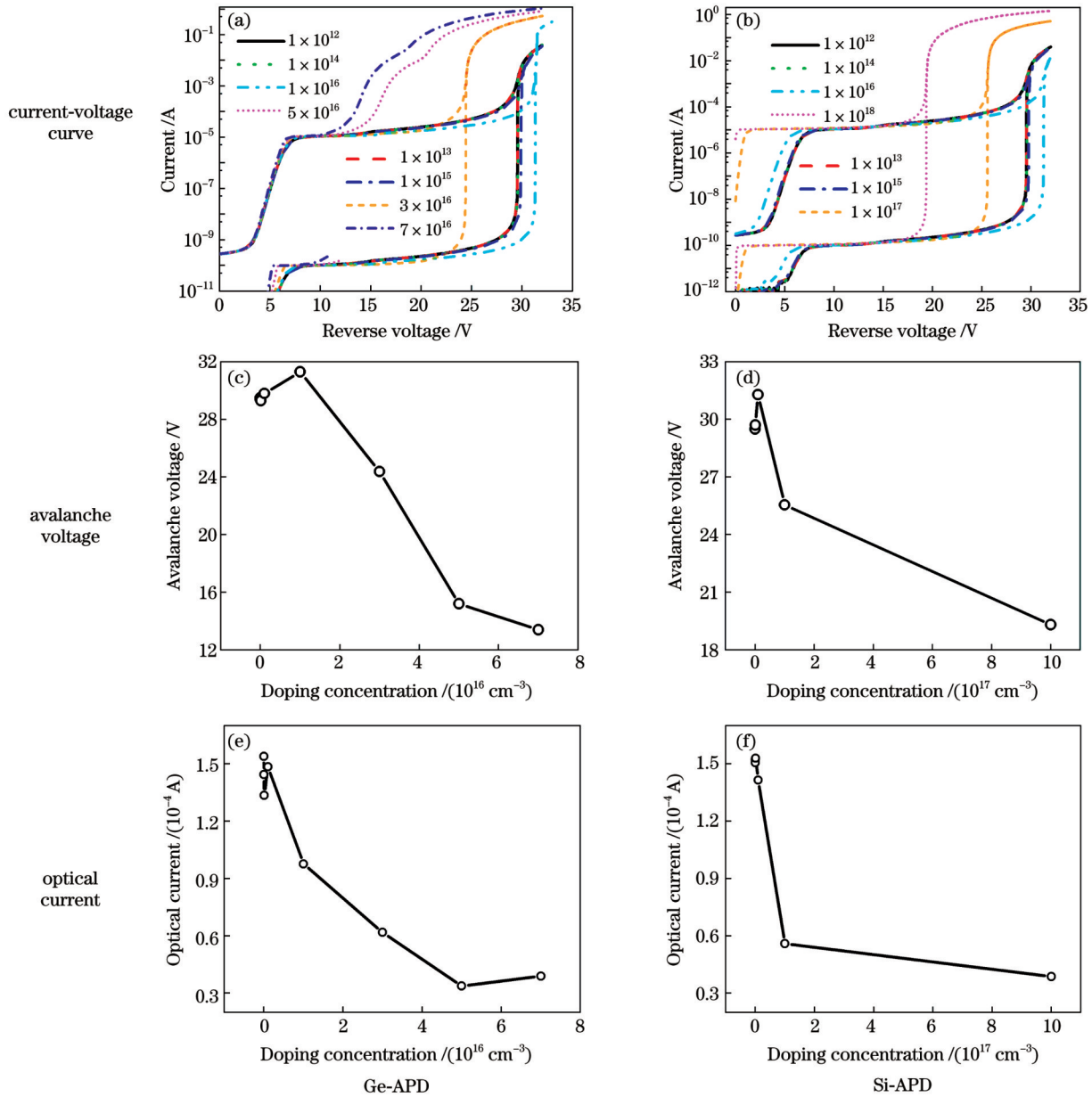


图 3 当  $\lambda=1310 \text{ nm}$ ,  $T=300 \text{ K}$ ,  $P=-20 \text{ dBm}$  时, 掺杂浓度对 Ge/Si APD 的影响

Fig. 3 Influence of doping concentration on Ge/Si APD when  $\lambda=1310 \text{ nm}$ ,  $T=300 \text{ K}$ , and  $P=-20 \text{ dBm}$

势, 贯穿电压与雪崩电压间的间隙变小, 导致 APD 的工作范围减小。

为探究光电流随 Ge 层和 Si 层掺杂浓度变化的原因, 本文模拟了 APD 复合率随掺杂浓度的变化, 如图 4 所示, 其中  $V$  为 Ge/Si APD 的电压。可以看出, 载流子复合主要发生在 Si 倍增层和 Si 衬底, 随着 Ge 层掺杂浓度的增加, 复合率在倍增层以及 Si 衬底处呈现整体下降的趋势, 与光电流的变化趋势一致, 从图 4(a) 的插图可以看出, 键合层复合率在倍增层的带动下也呈现下降趋势。从图 4(b) 可以看出, 随着 Si 层掺杂浓度的增加, 复合率在倍增层和 Si 衬底处呈下降趋势, 这与光电流的变化趋势一致, 键合层复合率呈现先上升后下降的趋势。

接着, 本文模拟了 APD 中载流子浓度随掺杂浓度

的变化, 如图 5 所示。从图 5(a)、(b) 可以看出, 随着 Ge 层掺杂浓度的增加, 吸收层电子浓度呈现上升的趋势, 空穴浓度与复合率的变化趋势一致, 由于空穴是少数, 故吸收层空穴浓度的变化是吸收层复合率变化的主要原因。倍增层的电子空穴浓度均呈现下降的趋势, 导致倍增层复合率下降。如图 5(a) 所示, 键合层电子浓度呈现先上升后下降再上升的趋势。从图 5(b) 中的插图可以看出, 在 poly-Si 键合层内, 空穴浓度随 Ge 层掺杂浓度的增加呈现下降趋势, 与键合界面复合率的变化趋势一致。从图 5(c)、(d) 可以看出, 随着 Si 层掺杂浓度的增加, 吸收层电子浓度呈现增加的趋势, 倍增层电子浓度也逐渐增加, 而倍增层空穴浓度却逐渐减小, 导致吸收层空穴浓度下降。该条件下吸收层中的电子为少数, 因此吸收层电子浓度的上升导致吸

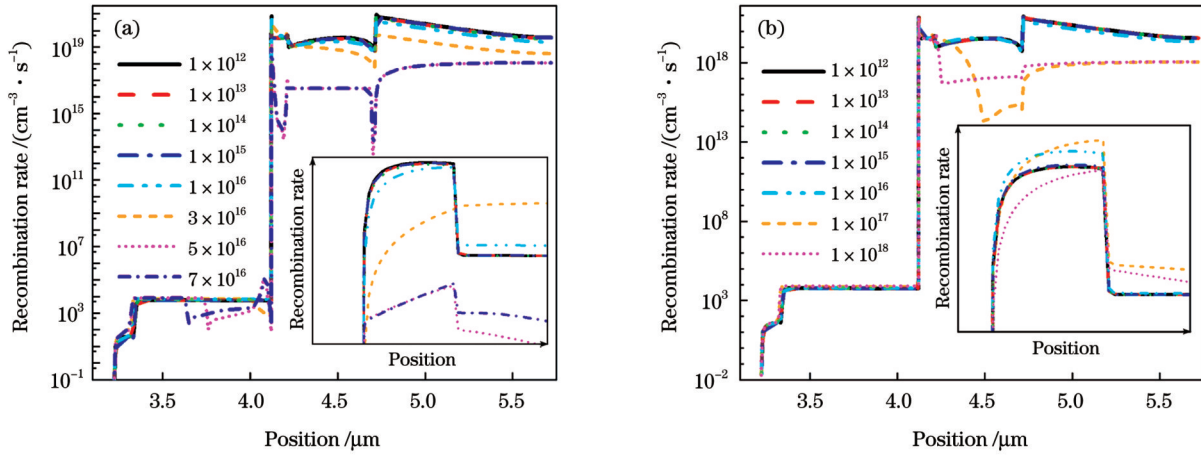


图 4 当  $\lambda=1310 \text{ nm}$ ,  $T=300 \text{ K}$ ,  $P=-20 \text{ dBm}$ ,  $V=0.95V_{br}$  时, 复合率随掺杂浓度的变化(插图为键合层复合率)。(a) Ge-APD; (b) Si-APD  
Fig. 4 Recombination rate versus doping concentration with recombination rate in bond layer shown in inset when  $\lambda=1310 \text{ nm}$ ,  $T=300 \text{ K}$ ,  $P=-20 \text{ dBm}$ , and  $V=0.95V_{br}$ . (a) Ge-APD; (b) Si-APD

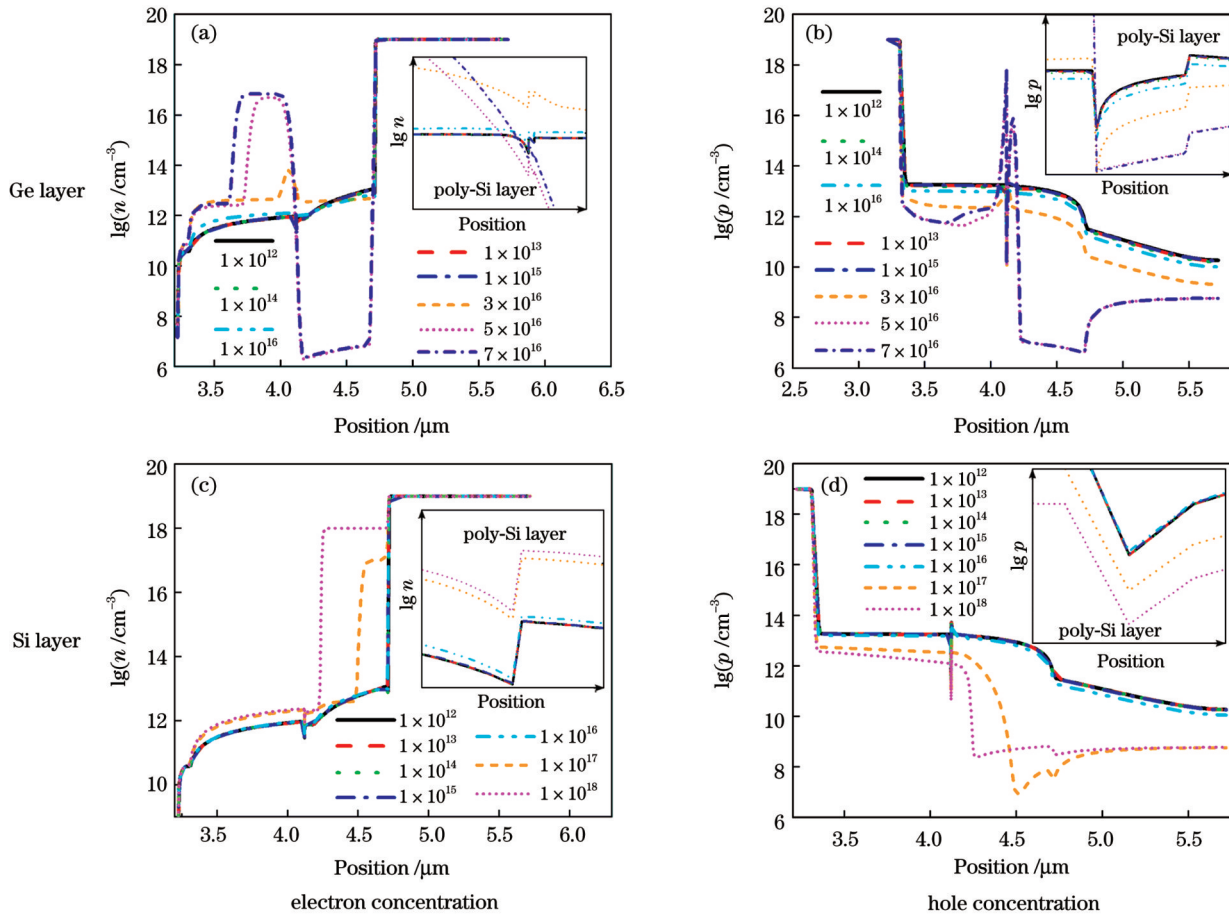


图 5 当  $\lambda=1310 \text{ nm}$ ,  $T=300 \text{ K}$ ,  $P=-20 \text{ dBm}$ ,  $V=0.95V_{br}$  时, 载流子浓度随掺杂浓度的变化

Fig. 5 Carrier concentration versus doping concentration when  $\lambda=1310 \text{ nm}$ ,  $T=300 \text{ K}$ ,  $P=-20 \text{ dBm}$ , and  $V=0.95V_{br}$ .

收层复合率小幅度上升。在倍增层中空穴是少数, 因此倍增层空穴浓度的下降导致倍增层复合率下降。从图 5(c) 中的插图可以看到, 随着 Si 层掺杂浓度的增加, 键合层内的电子浓度呈上升趋势, 而从图 5(d) 中的插图可以看到, 键合层内的空穴浓度呈下降趋势, 两者共同作用导致键合层内的复合率先上升后下降。从

图 5 可以看出, 在 Ge/Si 键合界面附近载流子发生严重堆积, 且相比 Si 层掺杂浓度变化, Ge 层掺杂浓度变化时空穴堆积效应更加严重。

然后, 本文模拟了 Ge/Si APD 导带和价带随 Ge 层和 Si 层掺杂浓度的变化, 如图 6 所示。可以看出, APD 在 Ge/poly-Si 键合界面处的导带不存在带阶, 而

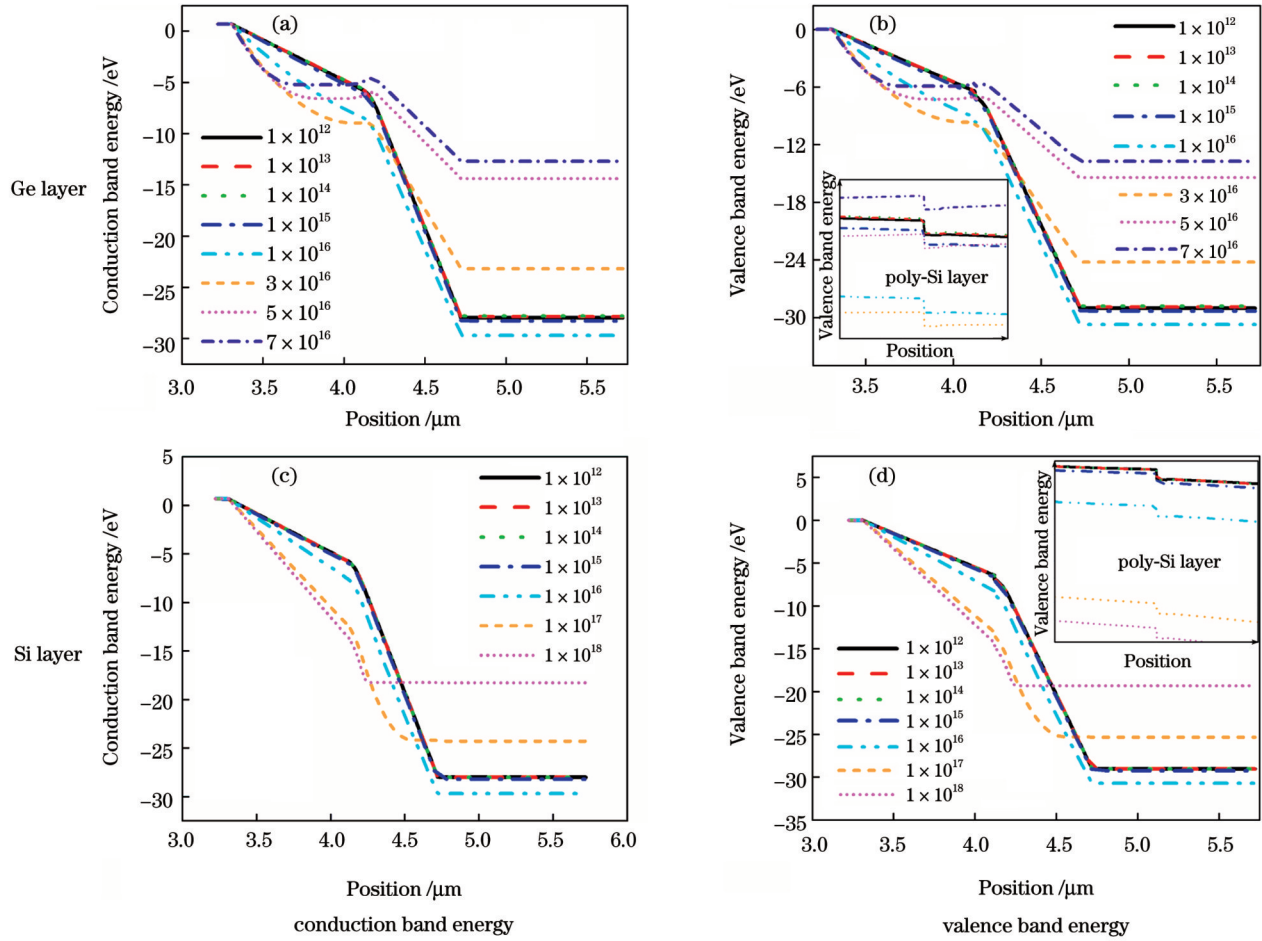


图 6 当  $\lambda=1310\text{ nm}$ ,  $T=300\text{ K}$ ,  $P=-20\text{ dBm}$ ,  $V=0.95V_{br}$  时, APD 能带随掺杂浓度的变化

Fig. 6 APD energy band versus doping concentration when  $\lambda=1310\text{ nm}$ ,  $T=300\text{ K}$ ,  $P=-20\text{ dBm}$ , and  $V=0.95V_{br}$

在界面处的价带存在带阶, 导致载流子在界面处难以运输, 空穴在界面处大量堆积。同时, 本文还模拟了电荷浓度随掺杂浓度的变化, 如图 7 所示。结合图 6 和图 7(a) 可以发现, 当 Ge 层掺杂浓度变化时, 电荷浓度在 Ge/poly-Si 键合界面处急剧升高, 表明载流子由于带阶作用发生了严重堆积, 当 Ge 层掺杂浓度为

$1 \times 10^{12}\text{ cm}^{-3}$  时电荷浓度最小, 说明当 Ge 层掺杂浓度接近  $1 \times 10^{12}\text{ cm}^{-3}$  时, 载流子在界面处能实现更好的运输。结合图 6 和图 7(b) 可以看出, 当 Si 层掺杂浓度变化时, 电荷浓度在键合界面处急剧升高, 表明载流子在带阶作用下也发生严重堆积, 当 Si 层掺杂浓度为  $1 \times 10^{12}\text{ cm}^{-3}$  时电荷浓度最小, 说明 Si 层掺杂浓度较低

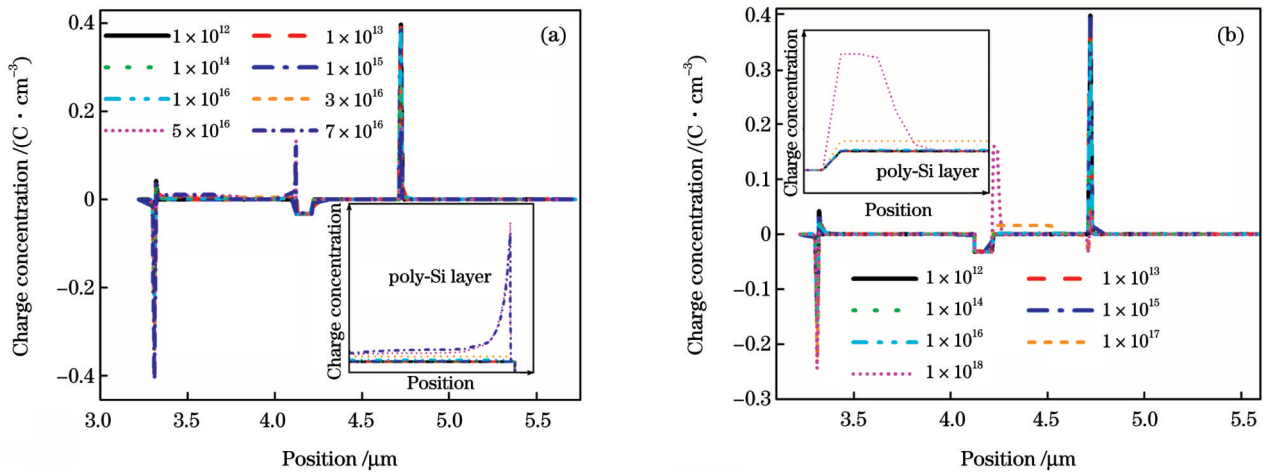


图 7 当  $\lambda=1310\text{ nm}$ ,  $T=300\text{ K}$ ,  $P=-20\text{ dBm}$ ,  $V=0.95V_{br}$  时, 电荷浓度随掺杂浓度的变化。(a) Ge-APD; (b) Si-APD

Fig. 7 Charge concentration versus doping concentration when  $\lambda=1310\text{ nm}$ ,  $T=300\text{ K}$ ,  $P=-20\text{ dBm}$ , and  $V=0.95V_{br}$ .

(a) Ge-APD; (b) Si-APD

时载流子能够实现更好的运输。还可以看出,随着 Ge 层和 Si 层掺杂浓度的增加,Ge 层内的导带逐渐平缓,且当掺杂浓度较高时,导带在键合界面处向上弯曲,并逐渐在键合界面处形成一个势垒阻碍载流子的输运,导致 Ge 层内的电子难以输运至倍增层。而随着掺杂

浓度的增加,价带逐渐变得陡峭,这有利于空穴的迁移,倍增层中的空穴在较高势能差的作用下可以顺利到达吸收层。

本文模拟了 APD 中碰撞电离率( $I_{gr}$ )随 Ge 层和 Si 层掺杂浓度的变化,如图 8 所示。众所周知,碰撞电

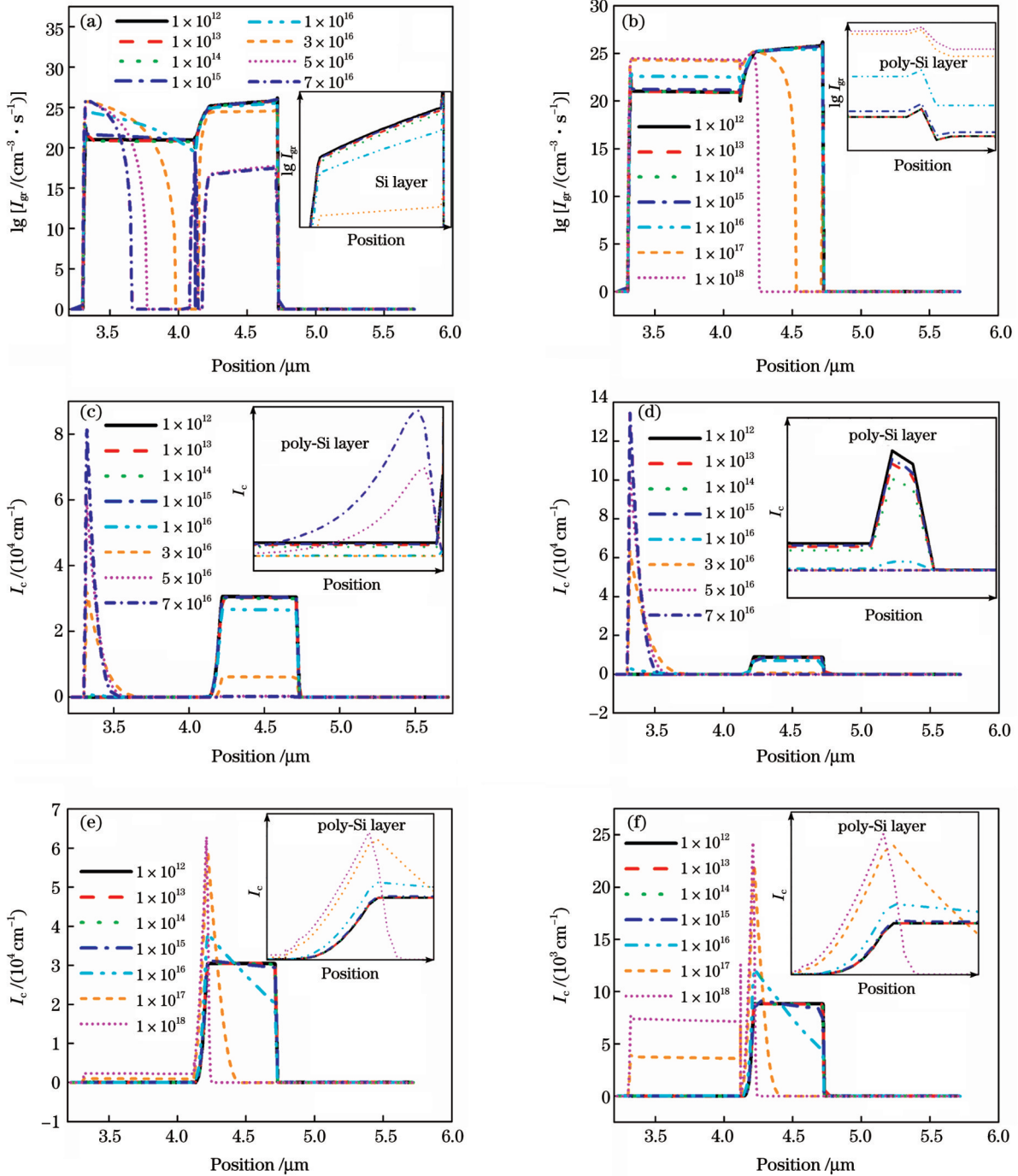


图 8 当  $\lambda=1310 \text{ nm}$ ,  $T=300 \text{ K}$ ,  $P=-20 \text{ dBm}$ ,  $V=0.95V_{br}$  时, 掺杂浓度对 Ge/Si APD 的性能影响。(a) 碰撞电离率随 Ge 层掺杂浓度的变化; (b) 碰撞电离率随 Si 层掺杂浓度的变化; (c) 电子离子化系数随 Ge 层掺杂浓度的变化; (d) 空穴离子化系数随 Ge 层掺杂浓度的变化; (e) 电子离子化系数随 Si 层掺杂浓度的变化; (f) 空穴离子化系数随 Si 层掺杂浓度的变化

Fig. 8 Effect of doping concentration on performance of Ge/Si APD when  $\lambda=1310 \text{ nm}$ ,  $T=300 \text{ K}$ ,  $P=-20 \text{ dBm}$ , and  $V=0.95V_{br}$ . (a) Impact ionization rate versus doping concentration of Ge layer; (b) impact ionization rate versus doping concentration of Si layer; (c) electron ionization coefficient versus doping concentration of Ge layer; (d) hole ionization coefficient versus doping concentration of Ge layer; (e) electron ionization coefficient versus doping concentration of Si layer; (f) hole ionization coefficient versus doping concentration of Si layer



离率与载流子浓度息息相关,光生载流子主要在 Ge 吸收层中产生,Ge 吸收层吸收光子后产生电子-空穴对,空穴在电场的作用下漂移到阳极并被吸收,电子则沿电场反方向进入倍增层参与雪崩倍增,形成纯电子注入,因此倍增层触发雪崩的电子主要来自吸收层。从图 8(a)可以看出,随着 Ge 层掺杂浓度的增加,倍增层碰撞电离率下降,导致倍增层电子空穴浓度以及吸收层的空穴浓度下降,而吸收层碰撞电离率在 p-Ge 层附近随着掺杂浓度的增加而逐渐增加,导致该区域内碰撞电离加剧,致使 Ge 吸收层内的电子浓度急剧上升。从图 8(b)可以看出,随着 Si 层掺杂浓度的增加,吸收层的碰撞电离率上升,导致吸收层的电子浓度上升。但从图 8(c)可以看出,倍增层内的碰撞电离率随掺杂浓度的增加而逐渐下降,导致吸收层的空穴浓度呈现下降的趋势。倍增层碰撞电离率的减小也导致了倍增层空穴浓度和吸收层空穴浓度的下降。

离化系数( $I_c$ )可以用来表示碰撞电离的难易程

度,因此,我们模拟了电子和空穴的离化系数随 Ge 层和 Si 层掺杂浓度的变化,如图 8(c)~(f)所示。从图 8(c)、(d)可以看出,随着 Ge 层掺杂浓度的增加,p-Ge/i-Ge 界面处的电子空穴离化系数急剧增大。这主要是由电场在此处随着掺杂浓度的增加而急剧增大造成的,如图 9(a)所示。吸收层的电子/空穴离化系数的变化不明显,而倍增层的电子/空穴离化系数呈现下降的趋势,与图 9(a)中倍增层内电场的变化趋势一致,导致该处碰撞电离率下降,致使倍增层的电子/空穴浓度降低。随着 Si 层掺杂浓度的增加,电场在吸收层中逐渐增大,如图 9(b)所示,导致吸收层的电子/空穴离化系数均增大,如图 8(e)、(f)所示,致使吸收层和倍增层的电子浓度上升,而倍增层电子/空穴离化系数随着掺杂浓度的增加均逐渐减小,导致倍增层和吸收层的空穴浓度下降。当掺杂浓度过高时,离化系数仅在键合界面小范围内有值,倍增层内几乎无电场,该趋势与电场的变化一致,如图 9(b)所示。

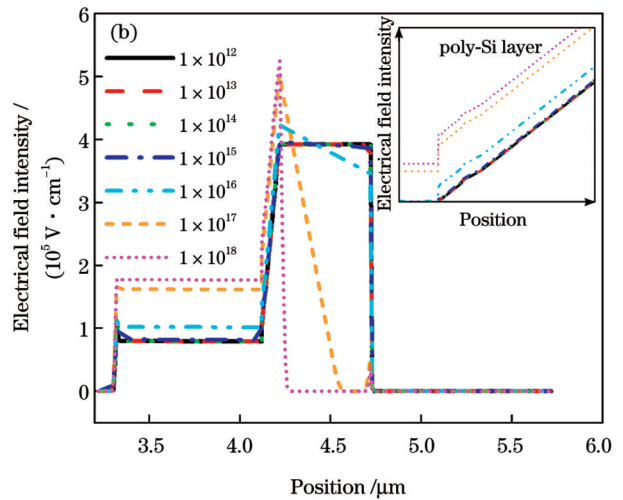
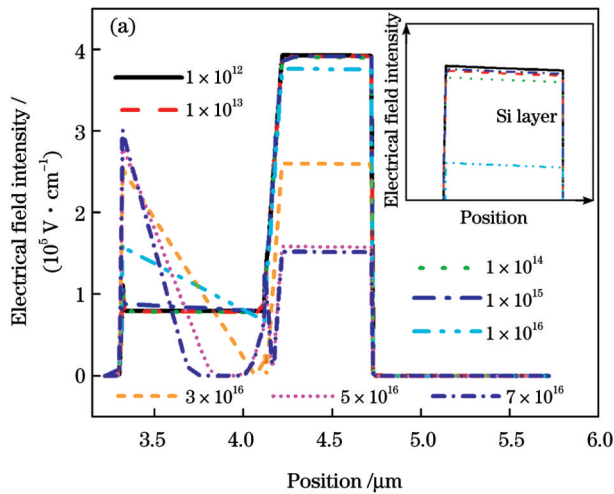


图 9 当  $\lambda=1310\text{ nm}$ ,  $T=300\text{ K}$ ,  $P=-20\text{ dBm}$ ,  $V=0.95V_{br}$  时,电场强度随掺杂浓度的变化。(a) Ge-APD;(b) Si-APD  
Fig. 9 Electrical field intensity versus doping concentration when  $\lambda=1310\text{ nm}$ ,  $T=300\text{ K}$ ,  $P=-20\text{ dBm}$ , and  $V=0.95V_{br}$ .  
(a) Ge-APD; (b) Si-APD

我们分别研究了 APD 的增益随 Ge 层和 Si 层掺杂浓度的变化,如图 10 所示。从图 10(a)、(b)可以看出,增益随反向偏压的增加呈现由平缓变为急剧上升的变化趋势,当 Ge 层掺杂浓度为  $1 \times 10^{12}\text{ cm}^{-3}$  且反向偏压为  $28.0\text{ V}$  时,增益达到最大,为  $12.21$ 。图 10(c)为  $0.95V_{br}$  下增益随 Ge 层掺杂浓度的变化趋势,可以看出,增益整体呈现下降的趋势,主要是由于随着掺杂浓度的增加,倍增区的电场强度逐渐减小,载流子的碰撞电离效果减弱,进而增益下降。当 Si 层掺杂浓度为  $1 \times 10^{15}\text{ cm}^{-3}$  且反向偏压为  $28.2\text{ V}$  时,增益最大为  $12.14$ 。从图 10(d)可以看出,  $0.95V_{br}$  下增益随 Si 层掺杂浓度的增加呈现下降趋势,增益下降的原因与 Ge 层掺杂浓度变化时的情况相同。在相同偏压下,APD 的增益均随活性层掺杂浓度的增加而下降,表明较低的

掺杂浓度有助于获得高增益 APD。

同时本文还研究了 Ge/Si APD 的 3 dB 带宽随 Ge 层和 Si 层掺杂浓度的变化趋势,如图 11(a)、(b)所示。可以看出,随着 Ge 层和 Si 层掺杂浓度的增加,在  $1 \times 10^{12} \sim 1 \times 10^{16}\text{ cm}^{-3}$  范围内,在相同偏压下,3 dB 带宽整体呈现上升趋势,当 Ge 层掺杂浓度超过  $1 \times 10^{16}\text{ cm}^{-3}$  时,带宽急剧减小。如图 11(c)、(d)所示,随着 Ge 层掺杂浓度的增加,3 dB 带宽呈现下降趋势,随 Si 层掺杂浓度的增加,3 dB 带宽呈现上升趋势。

此外,本文还模拟了掺杂浓度对 APD 增益带宽积的影响,如图 11(e)、(f)所示。可以看出,增益带宽积随所加偏压的增大呈现上升趋势。在相同偏压下,增益带宽积随 Ge 层掺杂浓度的增加呈现下降的趋势,当

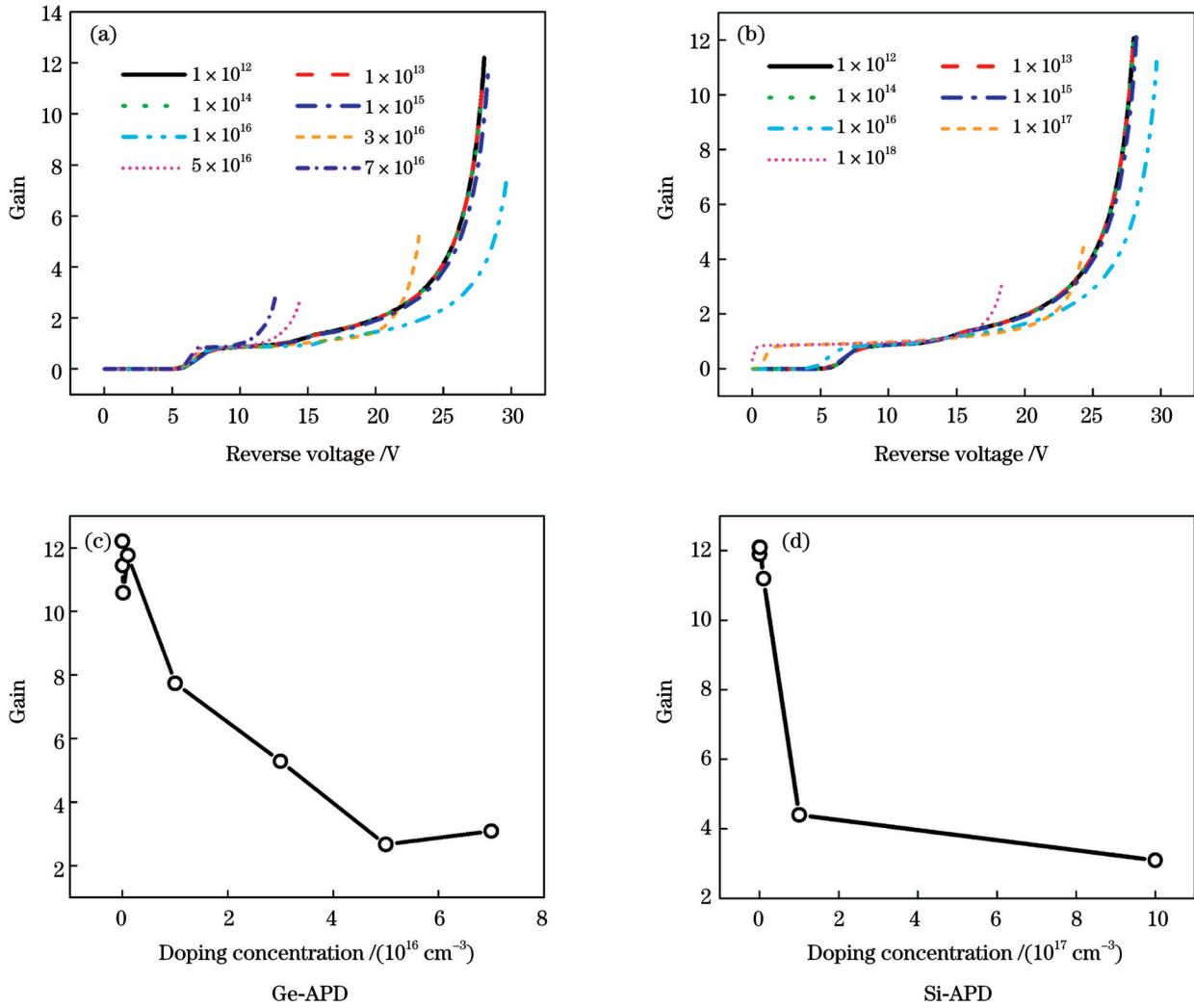


图 10 增益随掺杂浓度的变化。(a)(b)  $\lambda=1310$  nm,  $T=300$  K,  $P=-20$  dBm; (c)(d)  $\lambda=1310$  nm,  $T=300$  K,  $P=-20$  dBm,  $V=0.95V_{br}$

Fig. 10 Gain changes with doping concentration. (a)(b)  $\lambda=1310$  nm,  $T=300$  K, and  $P=-20$  dBm; (c)(d)  $\lambda=1310$  nm,  $T=300$  K,  $P=-20$  dBm, and  $V=0.95V_{br}$

Ge层掺杂浓度为  $1 \times 10^{12}$  cm<sup>-3</sup>且偏压为 29.5 V时,增益带宽积能够达到最大值,最大值为 225.76 GHz。在相同偏压下,增益带宽积随Si层掺杂浓度的增加也呈现下降的趋势,当Si层掺杂浓度为  $1 \times 10^{12}$  cm<sup>-3</sup>且偏压为 29.5 V时,增益带宽积能够达到最大值,最大值为 215.15 GHz。与目前报道的 Ge/Si APD<sup>[38-41]</sup>相比,引入 poly-Si层后,Ge/Si APD的增益带宽积处于中等水平。

为解释带宽变化的原因,我们模拟了电子/空穴速率随Ge层和Si层掺杂浓度的变化,如图 12所示。从图 12(a)可以看出,随着Ge层掺杂浓度的增加,吸收层的电子/空穴速率均呈下降趋势,导致 3 dB带宽下降。随着Si层掺杂浓度的增加,吸收层的电子速率基本不变,空穴速率呈现上升的趋势,键合层的空穴速率也呈现上升趋势,导致 3 dB带宽增大。

电子在电场作用下从Ge吸收层漂移到电荷层,由于导带没有带阶,故电子可以无阻碍通过电荷层到达

倍增层。随着Ge吸收层掺杂浓度的增加,p型重掺杂(p<sup>+</sup>)-Ge/i-Ge界面电场逐渐增强,载流子在此处的碰撞电离也增强,载流子浓度增大,但Ge吸收层内部的电场却逐渐减弱,导致Ge吸收层内的电子在向电荷层漂移的过程中受到限制,载流子速率下降,因此电子浓度在Ge吸收层内部增大,致使到达倍增层的电子数量减少。随着Ge吸收层掺杂浓度的增加,Si倍增层内的电场减小,电子在倍增层内的碰撞电离效应减弱,导致Si倍增层内的电子浓度和空穴浓度同时减小,因此最后到达n型重掺杂(n<sup>+</sup>)-Si并被吸收的电子数量减少。另外,随着Si倍增层掺杂浓度的增加,Ge吸收层内的电场逐渐增大,碰撞电离系数逐渐增加,导致吸收层电子浓度增加,因此通过漂移穿过电荷层达到倍增层的电子数量增加。随着Si倍增层掺杂浓度的增加,p型轻掺杂(p<sup>-</sup>)-Si/i-Si界面的电场逐渐增强,电子/空穴电离化系数变大,导致Si倍增层电子浓度增加,但Si内部电场却逐渐减弱,电子/空穴电离化系数变小,导致空

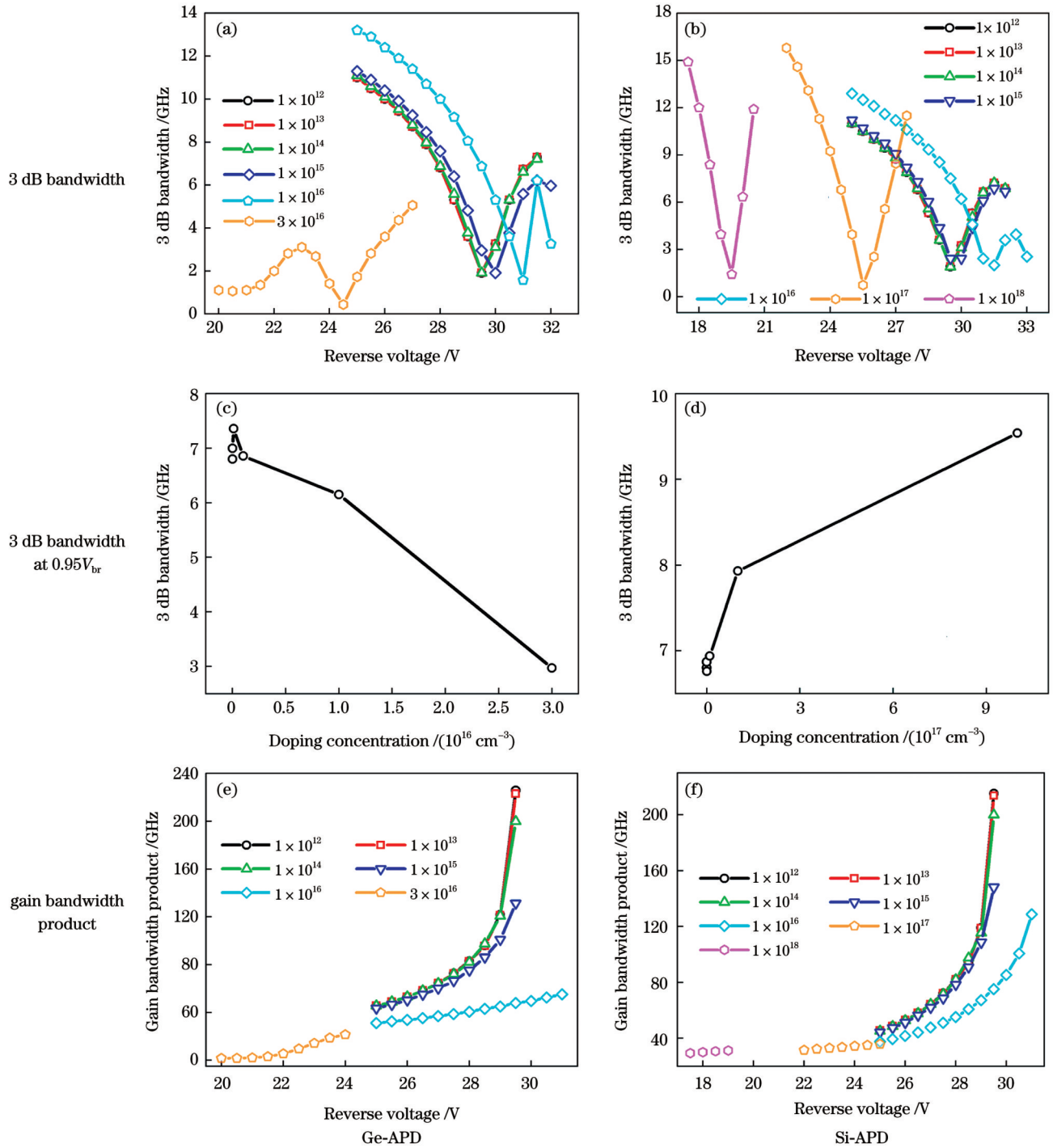


图 11 当  $\lambda=1310 \text{ nm}$ ,  $T=300 \text{ K}$ ,  $P=-20 \text{ dBm}$  时, 3 dB 带宽和增益带宽积随掺杂浓度的变化

Fig. 11 3 dB bandwidth and gain bandwidth product versus doping concentration when  $\lambda=1310 \text{ nm}$ ,  $T=300 \text{ K}$ , and  $P=-20 \text{ dBm}$

穴浓度在 Si 倍增层内呈现减小趋势。对于器件而言, 键合界面的价带带阶对空穴有一定的限制作用, 导致空穴在键合界面堆积, 空穴浓度增大, 不利于空穴的漂移。

#### 4 结 论

在 Ge/Si 键合界面处引入 poly-Si 材料, 在理论上研究了 Ge 层和 Si 层掺杂浓度对 Ge/Si APD 性能的影响。研究表明, 引入 poly-Si 层后, 暗电流达到  $1 \times 10^{-10} \text{ A}$

量级, 当 Ge 层掺杂浓度为  $1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$  且反向偏压为  $28.0 \text{ V}$  时, 增益最大为 12.21。当 Si 层掺杂浓度为  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$  且反向偏压为  $28.2 \text{ V}$  时, 增益最大为 12.14。随着 Ge 层和 Si 层掺杂浓度 ( $1 \times 10^{12} \sim 1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ ) 的增加, 在相同偏压下, 3 dB 带宽整体呈现上升趋势, 当 Ge 层掺杂浓度超过  $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  时, 带宽急剧下降。当 Ge 层掺杂浓度为  $1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$  时, 增益带宽积达到最大值 225.76 GHz; 当 Si 层掺杂浓度为  $1 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$  且偏压为  $29.5 \text{ V}$  时, 增益带宽积达到最大

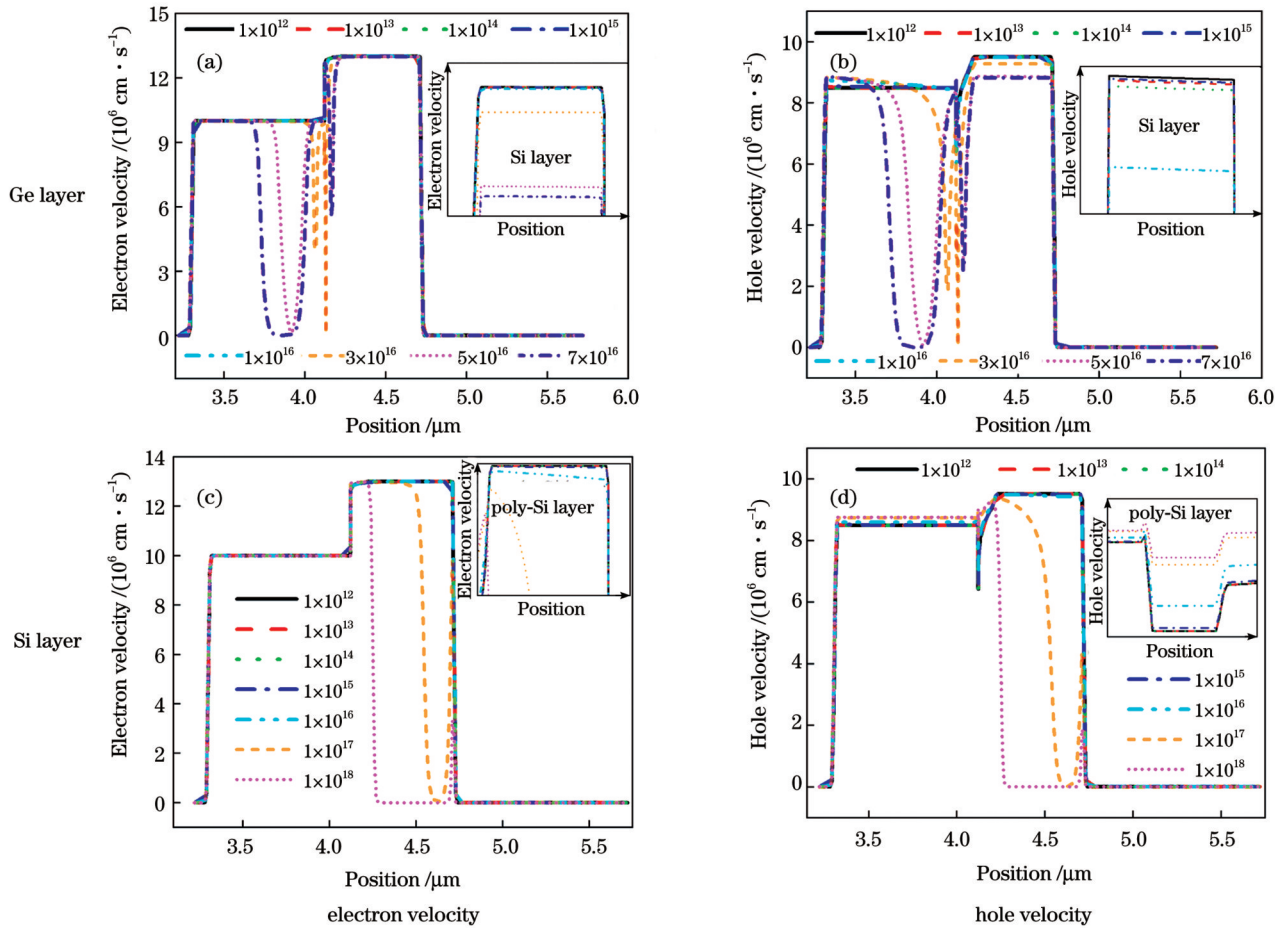


图 12 当  $\lambda=1310\text{ nm}$ ,  $T=300\text{ K}$ ,  $P=-20\text{ dBm}$ ,  $V=0.95V_{br}$  时, 载流子速率随掺杂浓度的变化

Fig. 12 Carrier velocity versus doping concentration when  $\lambda=1310\text{ nm}$ ,  $T=300\text{ K}$ ,  $P=-20\text{ dBm}$ , and  $V=0.95V_{br}$

值 215.15 GHz。因此, 选择较低的 Ge 吸收层和 Si 倍增层掺杂浓度, 能够获得增益和增益带宽积均较为理想的 Ge/Si APD, 同时也可避免无电场和隧穿现象的发生。

### 参 考 文 献

[1] Lin X, Deng H, Jia Y, et al. Self-powered  $\text{Sb}_2\text{S}_3$  thin-film photodetectors with high detectivity for weak light signal detection [J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2022, 14(10): 12385-12394.

[2] Xu F, Wang Y Q, Zhang X F, et al. Subpixel three-dimensional laser imaging with a downscaled avalanche photodiode array using code division multiple access[J]. Communications Physics, 2018, 2: 1.

[3] Singh A, Pal R. Impulse response measurement in the HgCdTe avalanche photodiode[J]. Solid-State Electronics, 2018, 142: 41-46.

[4] Liu G P, Wang X, Li M N, et al. Effects of high-energy proton irradiation on separate absorption and multiplication GaN avalanche photodiode[J]. Nuclear Science and Techniques, 2018, 29(10): 139.

[5] Xu F, Wang Y Q, Zhang X F, et al. Author correction: subpixel three-dimensional laser imaging with a downscaled avalanche photodiode array using code division multiple access[J]. Communications Physics, 2021, 4: 16.

[6] Alirezaei I S, Andre N, Flandre D. Enhanced ultraviolet avalanche photodiode with 640-nm-thin silicon body based on SOI technology [J]. IEEE Transactions on Electron Devices, 2020, 67(11): 4641-4644.

[7] Nada M, Yamada Y, Matsuzaki H. Responsivity-bandwidth limit of avalanche photodiodes: toward future Ethernet systems[J]. IEEE Journal of Selected Topics in Quantum Electronics, 2018, 24(2): 3800811.

[8] Koehler-Sidki A, Dynes J, Lucamarini M, et al. Best-practice criteria for practical security of self-differencing avalanche photodiode detectors in quantum key distribution[J]. Physical Review Applied, 2018, 9(4): 044027.

[9] Kuzum D, Park J H, Krishnamohan T, et al. The effect of donor/acceptor nature of interface traps on Ge MOSFET characteristics [J]. IEEE Transactions on Electron Devices, 2011, 58(4): 1015-1022.

[10] Fan Y B, Shi T T, Ji W J, et al. Ultra-narrowband interference circuits enable low-noise and high-rate photon counting for InGaAs/InP avalanche photodiodes[J]. Optics Express, 2023, 31(5): 7515-7522.

[11] Ben Arbia M, Demir I, Kaur N, et al. Experimental insights toward carrier localization in in-rich InGaAs/InP as candidate for SWIR detection: microstructural analysis combined with optical investigation[J]. Materials Science in Semiconductor Processing, 2023, 153: 107149.

[12] Li Z P, Huang X, Cao Y, et al. Single-photon computational 3D imaging at 45 km[J]. Photonics Research, 2020, 8(9): 1532-1540.

[13] Huang J H, Ren M, Liang Y, et al. Photon-counting laser ranging with InGaAs/InP avalanche photodiode in the passively quenched and 1-GHz sinusoidally gated[J]. Optik, 2014, 125(14): 3744-3747.

[14] 鲍诗仪, 母浩龙, 周锦荣, 等. 不同晶态 Ge 薄膜键合层对 InGaAs/Si 雪崩光电二极管性能的影响研究 [J]. 中国激光, 2023, 50(14): 1403001.

- Bao S Y, Mu H L, Zhou J R, et al. Effect of different crystalline Ge film bonding layers on properties of InGaAs/Si avalanche photodiodes[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(14): 1403001.
- [15] Li X Z, Zhang J Y, Yue C, et al. High performance visible-SWIR flexible photodetector based on large-area InGaAs/InP PIN structure[J]. Scientific Reports, 2022, 12: 7681.
- [16] Zhang J, Itzler M A, Zbinden H, et al. Advances in InGaAs/InP single-photon detector systems for quantum communication[J]. Light: Science & Applications, 2015, 4(5): e286.
- [17] Liu Y X, Sun J Y, Tong L, et al. High-performance one-dimensional MOSFET array photodetectors in the 0.8- $\mu\text{m}$  standard CMOS process[J]. Optics Express, 2022, 30(24): 43706-43717.
- [18] Zhang Y C, Wu Z H, Xia J, et al. Infrared metasurface absorber based on silicon-based CMOS process[J]. Optics Express, 2022, 30(18): 32937-32947.
- [19] Gity F, Daly A, Snyder B, et al. Ge/Si heterojunction photodiodes fabricated by low temperature wafer bonding[J]. Optics Express, 2013, 21(14): 17309-17314.
- [20] 何盛泉, 柯海鹏, 严莲, 等. Ge/Si 异质键合半/绝接触界面态对异质结光电输运特性的影响研究[J]. 光学学报, 2020, 40(19): 1931001.
- He S Q, Ke H P, Yan L, et al. Effect of interface state at semiconductor-insulator contact interface in Ge/Si heterogeneous bonding on photoelectric transport characteristics of heterojunction[J]. Acta Optica Sinica, 2020, 40(19): 1931001.
- [21] Shu Q J, Huang P R, Yang F H, et al. Study on crystal growth of Ge/Si quantum dots at different Ge deposition by using magnetron sputtering technique[J]. Scientific Reports, 2023, 13: 7511.
- [22] Bai X, Li Y F, Fang X W, et al. Innovative strategy to optimize the temperature-dependent lattice misfit and coherency of iridium-based  $\gamma/\gamma'$  interfaces[J]. Applied Surface Science, 2023, 609: 155369.
- [23] Li S C, Liang H Y, Li C, et al. Lattice mismatch in  $\text{Ni}_3\text{Al}$ -based alloy for efficient oxygen evolution[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 106: 19-27.
- [24] Zubialeovich V Z, McLaren M, Pampili P, et al. Reduction of threading dislocation density in top-down fabricated GaN nanocolumns via their lateral overgrowth by MOCVD[J]. Journal of Applied Physics, 2020, 127(2): 025306.
- [25] Bornemann S, Meyer T, Voss T, et al. Ablation threshold of GaN films for ultrashort laser pulses and the role of threading dislocations as damage precursors[J]. Optics Express, 2022, 30(26): 47744-47760.
- [26] Currie M T, Samavedam S B, Langdo T A, et al. Controlling threading dislocation densities in Ge on Si using graded SiGe layers and chemical-mechanical polishing[J]. Applied Physics Letters, 1998, 72(14): 1718-1720.
- [27] Wang X H, Wang X H, Shi T Y, et al. Defects level and internal electric field co-induced direct Z-scheme charge transfer for efficient photocatalytic  $\text{H}_2$  evolution over  $\text{ZnIn}_2\text{S}_4/\text{In}_2\text{Se}_3$ [J]. Applied Surface Science, 2023, 613: 155963.
- [28] Zhou X Q, Ning L X, Qiao J W, et al. Interplay of defect levels and rare earth emission centers in multimode luminescent phosphors[J]. Nature Communications, 2022, 13: 7589.
- [29] Zhu X, Zhang Y W, Zhang S N, et al. Defect energy levels in monoclinic  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ [J]. Journal of Luminescence, 2022, 246: 118801.
- [30] Simola E T, De Iacovo A, Frigerio J, et al. Voltage-tunable dual-band Ge/Si photodetector operating in VIS and NIR spectral range[J]. Optics Express, 2019, 27(6): 8529-8539.
- [31] Ke S Y, Lin S M, Ye Y J, et al. Temperature-dependent interface characteristic of silicon wafer bonding based on an amorphous germanium layer deposited by DC-magnetron sputtering[J]. Applied Surface Science, 2018, 434: 433-439.
- [32] Ke S Y, Ye Y J, Lin S M, et al. Low-temperature oxide-free silicon and germanium wafer bonding based on a sputtered amorphous Ge[J]. Applied Physics Letters, 2018, 112(4): 041601.
- [33] Ke S Y, Chen Z X, Zhou J R, et al. Theoretical prediction of high-performance room-temperature InGaAs/Si single-photon avalanche diode fabricated by semiconductor interlayer bonding[J]. IEEE Transactions on Electron Devices, 2021, 68(4): 1694-1701.
- [34] Ke S Y, Xiao X T, Jiao J L, et al. Theoretical achievement of THz gain-bandwidth product of wafer-bonded InGaAs/Si avalanche photodiodes with poly-Si bonding layer[J]. IEEE Transactions on Electron Devices, 2022, 69(3): 1123-1128.
- [35] Yun J, Bae M S, Baek J S, et al. Modeling of optimized lattice mismatch by carbon-dioxide laser annealing on (In, Ga) co-doped ZnO multi-deposition thin films introducing designed bottom layers[J]. Nanomaterials, 2022, 13(1): 45.
- [36] Huang M Y, Li S, Cai P F, et al. Germanium on silicon avalanche photodiode[J]. IEEE Journal of Selected Topics in Quantum Electronics, 2018, 24(2): 3800911.
- [37] Duan N, Liow T Y, Lim A E J, et al. 310 GHz gain-bandwidth product Ge/Si avalanche photodetector for 1550 nm light detection[J]. Optics Express, 2012, 20(10): 11031-11036.
- [38] Wang X X, Chen L, Chen W, et al. 80 GHz bandwidth-gain-product Ge/Si avalanche photodetector by selective Ge growth[C]//Optical Fiber Communication Conference and National Fiber Optic Engineers Conference, March 22-26, 2009, San Diego, California. Washington, D.C.: OSA, 2009: OMR3.
- [39] Kang Y M, Morse M, Paniccia M J, et al. Monolithic Ge/Si avalanche photodiodes[C]//2009 6th IEEE International Conference on Group IV Photonics, September 9-11, 2009, San Francisco, CA, USA. New York: IEEE Press, 2009: 25-27.
- [40] Zaoui W S, Chen H W, Bowers J E, et al. Frequency response and bandwidth enhancement in Ge/Si avalanche photodiodes with over 840 GHz gain-bandwidth-product[J]. Optics Express, 2009, 17(15): 12641-12649.
- [41] Wanitzek M, Oehme M, Schwarz D, et al. Ge-on-Si avalanche photodiodes for LIDAR applications[C]//2020 43rd International Convention on Information, Communication and Electronic Technology (MIPRO), September 28-October 2, 2020, Opatija, Croatia. New York: IEEE Press, 2020: 8-12.

## Optimal Design of SACM Ge/Si APD Based on Poly-Si Bonding Layer

Zhang Juan, Su Xiaoping, Li Jiahui, Wang Zhanren, Ke Shaoying\*

Key Laboratory of Light Field Manipulation and System Integration Applications in Fujian Province, College of Physics and Information Engineering, Minnan Normal University, Zhangzhou 363000, Fujian, China

### Abstract

**Objective** Ge/Si avalanche photodiodes (APDs) are widely used in near-infrared detection; however, obtaining high-performance Ge/Si APD is challenging due to the 4.2% lattice mismatch between Ge and Si. Therefore, this study proposes introducing a

polycrystalline silicon (poly-Si) bonding intermediate layer at the Ge/Si bonding interface to mitigate the effects of the Ge/Si lattice mismatch on APD device performance. With the introduction of poly-Si, the electric field at the bonding interface changes, causing a redistribution of the electric field inside the APD, which significantly impacts device performance. Consequently, this study focuses on regulating the doping concentrations of the Ge absorption layer and Si multiplication layer. It explores the effects of doping concentration on the electric field, recombination rate, carrier concentration, impact ionization, and other properties of Ge/Si APD. Ultimately, the aim is to design high-performance bonded Ge/Si APD. This study offers theoretical guidance for future research on Ge/Si APD with low noise and high gain.

**Methods** In this study, a 2-nm thick layer of poly-Si material is introduced at the Ge/Si bonding interface, and the influence of the doping concentrations of the Ge and Si layers on the APD properties is investigated. Initially, changes in the APD optical and dark currents with doping concentration are simulated. The changes in the recombination rate and carrier concentration are then simulated to explore the reasons for the changes in the optical current. Next, to further understand the reasons for the change in electron concentration, changes in the energy band of the APD are simulated. Following this, changes in the charge concentration, impact ionization rate, electric field, and other parameters with the doping concentration are simulated. Finally, the gain, bandwidth, and gain-bandwidth product of the APD are simulated and compared with previous studies. The optimal doping concentration for APD devices is identified to improve device performance.

**Results and Discussions** After introducing the polycrystalline silicon bonding layer, the dark current reaches  $1 \times 10^{-10}$  A, which is five orders of magnitude lower than that of the currently reported Ge/Si APD (Fig. 3). As the doping concentrations of the Ge and Si layers increase, the conduction band in the Ge layer gradually flattens. When the doping concentration is high, the conduction band bends upward at the bonding interface, gradually forming a barrier at the bonding interface that obstructs the transport of charge carriers, resulting in challenges in transporting electrons in the Ge layer to the multiplication layer. As the doping concentration increases, the valence band becomes steeper, which facilitates the migration of holes. The holes in the multiplication layer can reach the absorption layer smoothly under the influence of a higher potential energy difference (Fig. 6). The electron and hole ionization coefficients at the p-Ge/i-Ge interface rise sharply with increasing doping concentration of the Ge layer, primarily due to the significant increase in the electric field with rising doping concentration (Fig. 8).

**Conclusions** In this study, a poly-Si material is introduced at the bonding interface of Ge/Si, and the influence of the doping concentrations of Ge and Si layers on the performance of Ge/Si APD is theoretically examined. After the poly-Si layer is introduced, the dark current is found to reach an order of  $1 \times 10^{-10}$  A. Furthermore, the gain of 12.21 is realized when the Ge layer doping concentration is set at  $1 \times 10^{12}$  cm<sup>-3</sup> and the reverse bias is 28.0 V. The maximum gain of 12.14 is noted when the doping concentration of the Si layer is  $1 \times 10^{15}$  cm<sup>-3</sup> and the reverse bias is 28.2 V. As the doping concentrations of the Ge and Si layers are increased from  $1 \times 10^{12}$  cm<sup>-3</sup> to  $1 \times 10^{16}$  cm<sup>-3</sup>, under the same bias voltage, an overall upward trend in the 3-dB bandwidth is observed. However, a sharp drop in the bandwidth is observed when the Ge layer doping concentration exceeds  $1 \times 10^{16}$  cm<sup>-3</sup>. The gain bandwidth product is found to reach its maximum value of 225.76 GHz when the Ge layer doping concentration is  $1 \times 10^{12}$  cm<sup>-3</sup>. A peak value of 215.15 GHz for the gain bandwidth product is achieved when the doping concentration of the Si layer is  $1 \times 10^{12}$  cm<sup>-3</sup>, and the bias is 29.5 V. Thus, an optimal gain and gain-bandwidth product in a Ge/Si APD can be obtained when lower doping concentrations of the Ge absorption layer and Si multiplication layer are chosen, ensuring that no electric field or tunneling phenomenon is encountered.

**Key words** materials; Ge/Si avalanche photodiode; lattice mismatch; poly-Si bonding layer; doping concentration