

多晶键合层对分离吸收电荷倍增型锗/硅雪崩光电二极管性能的影响

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, 福建 漳州 363000)

摘 要: 分离吸收电荷倍增(SACM)型 Ge/Si 雪崩光电二极管(APD)因其高速、低噪声、高灵敏度、具备光增益等优点在光通信、光学成像和安全检测等领域具有广泛的应用前景。然而由于 Si 和 Ge 的晶格常数相差 4.2%, 因此在 Ge/Si 异质结界面会形成高密度的穿透位错, 导致器件性能的恶化。为获得低位错密度 Si 基 Ge 薄膜材料并实现高性能 Ge/Si APD, 创新在 Ge/Si 键合界面处引入一层多晶硅(poly-Si)键合层弱化 Ge/Si 晶格失配对器件性能的影响, 研究了 poly-Si 键合层掺杂浓度对键合 Ge/Si APD 性能的影响。研究表明, 由于键合界面的晶格缓冲作用, 键合 Ge/Si APD 在室温下可以获得极低的暗电流和较高的带宽, 较低的 poly-Si 键合层掺杂浓度可获得性能较好的 Ge/Si APD。该结果为提高 Ge/Si APD 的性能提供了理论依据。

关键词: 雪崩光电二极管; 锗/硅键合; 多晶硅键合层; 晶格失配; 键合层掺杂浓度

中图分类号: TN315 **文献标志码:** A **文章编号:** 0454-5648(2024)07-2316-13

网络出版时间: 2024-06-26



雪崩光电二极管(APD)作为一种半导体探测器, 因其独特的内部光电流增益特性, 在光通信、光学成像、生物荧光以及雷达系统等众多领域中得到了广泛的应用。与光电倍增管、P 型-本征-N 型(PIN)光电二极管等传统探测器相比, APD 具有高灵敏度^[1-2]、低噪声^[3-4]、快速响应^[5-6]、宽波长响应范围^[7-8]和输出信号与入射光强呈线性^[9]的优点。基于 GaAs、InP 等材料制成的 III-V 主族 APD 因具有 $10^3 \sim 10^6$ 的高增益、纳秒级别的快速响应、几十伏特至数百伏特的工作电压范围和低热噪声等优点而成为目前光探测器领域的研究热点^[10-13]。但 III-V 主族半导体材料存在工艺流程复杂、材料成本高、热稳定性差、且不能和电子领域的标准互补金属氧化物半导体(CMOS)工艺兼容等缺点^[14]。相比于 III-V 主族 APD, Ge/Si APD 具备较宽的响应光谱范围。在光通信领域中, 由于多模光纤在 850 nm 波段的损耗较小, 适用于短距离光通信, 因此多模光纤通信系统通常工作在 850 nm 波段。其次, 由于单模光纤在 1 310 nm 波段的损耗较小, 适用于长距离光纤通信和光纤传感, 因此单模光纤系统通常工作在

1 310 nm 波段。但一般商用的 III-V 主族 APD 无法同时工作在 850 nm 和 1 310 nm 波段, 而 Ge 的吸收范围在 700~1 600 nm, 因此 Ge/Si APD 可同时工作在 850 nm 和 1 310 nm 两个波段^[15-16]。

另外, Ge/Si 材料的吸收系数极高。Ge 禁带宽度为 0.67 eV, 被视为准直接带隙材料, 在可见到近红外波段具有极高的吸收系数, 因此 Ge/Si APD 在近红外具有可比拟 III-V 主族 APD 的探测效率^[17-19]。此外, Ge/Si APD 可以和成熟的 CMOS 工艺相兼容。相比于 III-V 主族 APD 的制造工艺, 成熟的 CMOS 工艺能产出更高可靠性和更高良率的 APD^[20-22]。最后, 由于硅材料具有良好的雪崩特性且硅的电子空穴电离系数比低至 0.02, 因此, 硅是最理想的倍增层材料之一。因此, Ge/Si APD 成为光探测器领域主流的研究方向之一。然而由于 Si 和 Ge 的晶格失配高达 4.2%, 晶格失配会导致材料接触面上的原子排列发生变化, 从而导致 Ge 薄膜中穿透位错密度增加, 进而影响器件的性能^[23-25]。其次, 晶格失配还会影响载流子的扩散和漂移, 进而使得器件暗电流增加、噪声增大、功耗提高, 从而影响器件的响

收稿日期: 2023-09-28。 修订日期: 2023-11-05。

基金项目: 国家自然科学基金(62004087); 福建省自然科学基金(2020J01815)和漳州市自然科学基金(ZZ2020J32)。

第一作者: 苏小萍(2000—), 女, 硕士研究生。

通信作者: 柯少颖(1989—), 男, 博士, 教授。

Received date: 2023-09-28. Revised date: 2023-11-05.

First author: SU Xiaoping (2000—), female, Master candidate.

E-mail: suxiaoping23@mails.ucas.ac.cn

Correspondent author: KE Shaoying (1989—), male, Ph.D., Professor.

E-mail: syke@mnnu.edu.cn

应速度和灵敏度。因此, Ge/Si 晶格失配是制约 Ge/Si APD 发展和应用的一个关键因素。

为降低 Si 基 Ge 薄膜的穿透位错密度, 科研人员提出了 SiGe 缓冲层技术^[26]、低温/高温两步生长法^[27]、选区外延生长技术^[28]等不同的改良外延技术。采用 SiGe 缓冲层技术虽然可以得到极低位错密度($1.5 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}$)的高质量 Ge 薄膜, 然而由于插入的渐变缓冲层厚度(微米级)过大而使该技术受到极大的限制^[26]。采用低温/高温两步生长法和选区外延生长技术虽然可以得到低至 $5 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$ 的位错密度的 Ge 薄膜, 但位错密度数值仍较高, 且目前难以实现进一步的突破^[27-28]。综上, Si 基外延 Ge 薄膜的技术无法对晶格失配带来的影响进行有效的调控。

为进一步降低 Si 基异质薄膜的穿透位错密度, 近年来, 有科研人员提出在异质薄膜/Si 键合界面插入一层非晶或者多晶键合层, 以此缓冲异质薄膜和 Si 的晶格失配, 从而降低晶格失配的影响^[29-34]。但目前关于引入 poly-Si 键合层制备键合 Ge/Si APD 鲜有报道。为此, 本文从理论上提出了在 Ge/Si 键合界面处引入一层 poly-Si 键合层以此降低 Ge 和 Si 之间晶格失配的影响。且模拟比较了 poly-Si 键合层掺杂浓度的变化对 Ge/Si APD 性能的影响。研究结果表明, 由于 poly-Si 缓冲了 Ge 和 Si 的晶格失配, Ge/Si APD 在室温下获得极低的暗电流和较高的增益带宽积, 且较低的 poly-Si 键合层掺杂浓度可获得性能更好的 Ge/Si APD。该结果为优化 Ge/Si APD 的性能提供了理论依据。

1 计算方法

本文采用 Poisson 方程、载流子输运方程、载流子连续性方程和平行电场依赖模型描述 Ge/Si APD 器件内部的电荷分布、电场分布和载流子的输运情况, 从而计算器件的电学特性。由于 Ge/Si APD 涉及电子和空穴的复合, 因此采用依赖于浓度的肖克利-里德-霍尔(SRH)模型描述载流子的自发辐射和俄歇复合过程, 光学辐射复合模型描述光子俄歇复合过程, 陷阱复合模型(TRAP.AUGER)模型描述载流子在陷阱态和非陷阱态之间的转换以及相应的复合过程。由于 Ge/Si APD 需要在高电压下工作, 并且需要高掺杂, 因此采用带-带隧穿标准模型描述高电场条件下由带-带隧穿引起的载流子输运和电离过程, 采用能带变窄模型描述高掺杂下能带结构变化对器件性能的影响。本文基于上述方程和模型

等理论对 Ge/Si APD 器件的性能进行理论计算。

泊松方程表示为:

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

式中: ϵ 、 Ψ 和 ρ 分别表示为介电常数、静电势能和电荷体密度。

载流子输运方程表示为:

$$\mathbf{J}_n = nq\mu_n \mathbf{E} + qD_n \nabla n \quad (2)$$

$$\mathbf{J}_p = pq\mu_p \mathbf{E} - qD_p \nabla p \quad (3)$$

式中: $\mathbf{J}_n$ 和 $\mathbf{J}_p$ 为电子和空穴电流密度; n 和 p 为电子浓度和空穴浓度; q 为单位电子电荷量; μ_n 为电子迁移率; μ_p 为空穴迁移率; D_n 为电子扩散系数; D_p 为空穴扩散系数; $\mathbf{E}$ 为电场强度。

载流子连续性方程表示为:

$$\frac{\partial n}{\partial t} = \frac{1}{q} \text{div} \mathbf{J}_n + G_n - R_n \quad (4)$$

$$\frac{\partial p}{\partial t} = \frac{1}{q} \text{div} \mathbf{J}_p + G_p - R_p \quad (5)$$

式中: $\mathbf{J}_n$ 和 $\mathbf{J}_p$ 为电子和空穴电流密度; n 和 p 为电子浓度和空穴浓度; q 为单位电子电荷量; G_n 和 G_p 皆为载流子的产生率; R_n 和 R_p 皆为载流子的复合率。

平行电场依赖模型表示为:

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

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

式中: E 表示平行电场大小; $\mu_n(E)$ 和 $\mu_p(E)$ 分别表示平行电场下的电子和空穴迁移率; μ_{n0} 和 μ_{p0} 为低场电子和空穴迁移率; V_n 和 V_p 分别为电子和空穴饱和速率; BETAN 和 BETAP 为设置参数。

依赖于浓度的 SRH 模型表示为:

$$R_{\text{SRH}} = \frac{pn - n_{\text{ic}}^2}{\tau_p [n + n_{\text{ic}} \exp(\frac{E_{\text{TRAP}}}{kT_L})] + \tau_n [p + n_{\text{ic}} \exp(\frac{-E_{\text{TRAP}}}{kT_L})]} \quad (8)$$

$$\tau_n = \frac{\text{TAUN0}}{\text{AN} + \text{BN}(\frac{N_{\text{total}}}{\text{NSRHN}}) + \text{CN}(\frac{N_{\text{total}}}{\text{NSRHN}})^{\text{EN}}} \quad (9)$$

$$\tau_p = \frac{\text{TAUP0}}{\text{AP} + \text{BP}(\frac{N_{\text{total}}}{\text{NSRHP}}) + \text{CP}(\frac{N_{\text{total}}}{\text{NSRHP}})^{\text{EP}}} \quad (10)$$

式中: R_{SRH} 为复合率; n 和 p 为电子浓度和空穴浓

度; n_{ie} 为本征载流子浓度; τ_n 和 τ_p 分别为电子寿命和空穴寿命; N_{total} 为总的杂质浓度; T_L 为开尔文晶格温度; E_{TRAP} 为本征费米能级和陷阱能级之间的差值, k 是玻尔兹曼常数; TAUN0、TAUP0、AN、AP、BN、BP、EN 和 EP 均为设置参数。

俄歇复合模型表示为:

$$R_{Auger} = \frac{AUGN(pn^2 - nn_{ie}^2) + AUGP(np^2 - pn_{ie}^2)}{pn^2 + np^2} \quad (11)$$

式中: R_{Auger} 为复合率; n 和 p 为电子浓度和空穴浓度; n_{ie} 为本征载流子浓度; AUGN 和 AUGP 为设置参数。

光学辐射复合模型表示为:

$$R_{np}^{(OPT)} = C_c^{(OPT)} np \quad (12)$$

式中: $R_{np}^{(OPT)}$ 为复合率; n 和 p 为电子浓度和空穴浓度; $C_c^{(OPT)}$ 为捕获速率。

TRAP.AUGER 模型表示为:

$$\tau_n = \frac{\tau_n}{(1 + TAA.CN(n + p)\tau_n)} \quad (13)$$

$$\tau_p = \frac{\tau_p}{(1 + TAA.CP(n + p)\tau_p)} \quad (14)$$

式中: n 和 p 分别为电子浓度和空穴浓度; τ_n 和 τ_p 分别为电子寿命和空穴寿命; TAA.CN 和 TAA.CP 均为设置参数。

带-带隧穿标准模型表示为:

$$G_{BBT} = DBB.AE^{BB.GAMMA} \exp\left(-\frac{BB.B}{E}\right) \quad (15)$$

式中: E 为电场强度; D 是一个统计因子; BB.A, BB.B 和 BB.GAMMA 为设置参数。

能带变窄模型表示为:

$$\Delta E_g = BGN.E \left\{ \ln \frac{N}{BGN.N} + \left[\left(\ln \frac{N}{BGN.N} \right)^2 + BGN.C \right]^{1/2} \right\} \quad (16)$$

式中: ΔE_g 为能隙变化; N 为掺杂浓度; BGN.E, BGN.N 和 BGN.C 为设置参数。

图 1 为键合 Ge/Si APD 器件结构(材料参数见表 1)。p 型重掺杂 Ge 接触层的厚度为 0.1 μm 、掺杂浓度为 $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$; 本征 Ge 吸收层的厚度为 0.8 μm 、掺杂浓度为 $1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$; 为减小 Ge/Si 晶格失配的影响, 在 Ge/Si 界面引入 2~5 nm 的 poly-Si 键合层作为过渡, 掺杂浓度分别为 1×10^{14} 、 1×10^{15} 、 1×10^{16} 、 1×10^{17} 、 5×10^{17} 、 $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$; 轻掺杂的 Si 电荷层主要起调制电场的作用、掺杂浓度为 $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$; 本征 Si 倍增层的厚度为 0.5 μm 、掺杂浓度为 $1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$, 该层内可以形成足够强的电场, 从而实现 APD 的高增益; n 型重掺杂 Si 衬底的厚度为 1 μm 、掺杂浓度为 $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$; Ge/Si APD 的侧壁采用 Si_3N_4 材料进行钝化以减小器件表面的漏电流。本器件模拟过程中采用 1310 nm 波长的激光对器件进行照射, 从而提取器件的光电性能参数。

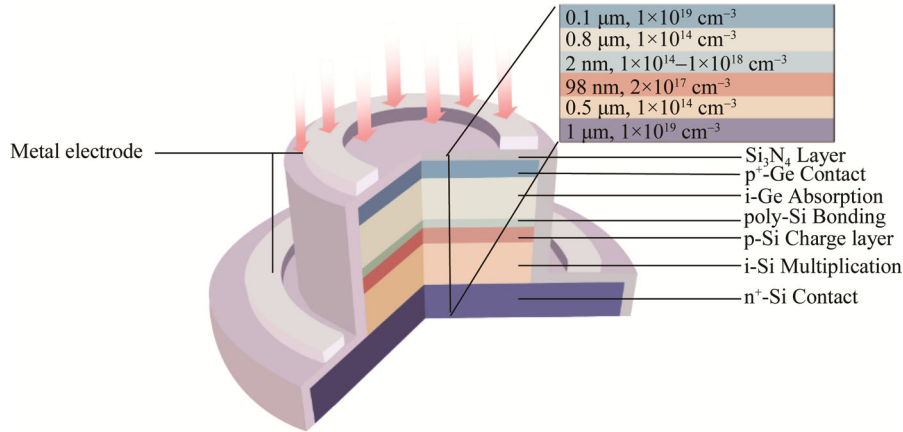


图 1 Ge/Si APD 结构截面图
Fig. 1 Device structure of Ge/Si APD

2 结果与讨论

首先, 将键合层厚度(d_a)为 2 nm 和 5 nm 的 Ge/Si APD 分别命名为 A-APD 和 B-APD, 并模拟 poly-Si 键合层掺杂浓度对 Ge/Si APD 光暗电流的影响(见图 2), 由图 2a 可见, 当掺杂浓度从 $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 增至

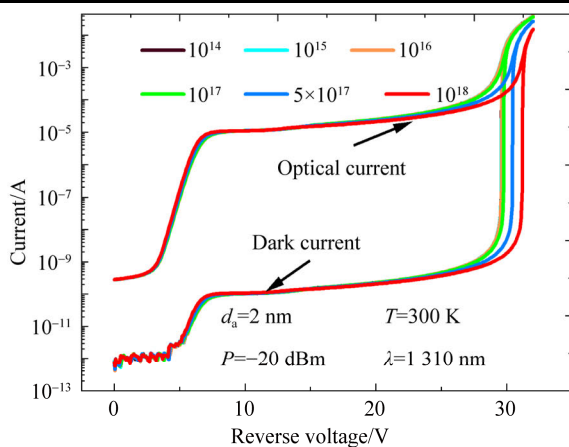
$1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 时, A-APD 的光暗电流下降趋势较明显。图 3a 为 A-APD 的雪崩电压(V_{br})随键合层掺杂浓度的变化。由图 3a 可见, 随着键合层掺杂浓度的增加, A-APD 的雪崩电压呈现上升的趋势, 当掺杂浓度低于 $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 时, 雪崩电压增加幅度可以忽略, 但当掺杂浓度高于 $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 时, 雪崩电压变

化幅度明显。图 4a 为 95%雪崩电压下 A-APD 的光电流随键合层掺杂浓度的变化。由图 4a 可见, 光电流随键合层的掺杂浓度的增加呈先缓慢上升后急剧下降的趋势。图 3b 为 B-APD 的雪崩电压随键合层掺杂浓度的变化。由图 2b 和图 3b 可见, B-APD 的雪崩电压和光暗电流随键合层掺杂浓度的变化情况与 A-APD 的基本一致, 但 B-APD 的光暗电流在穿

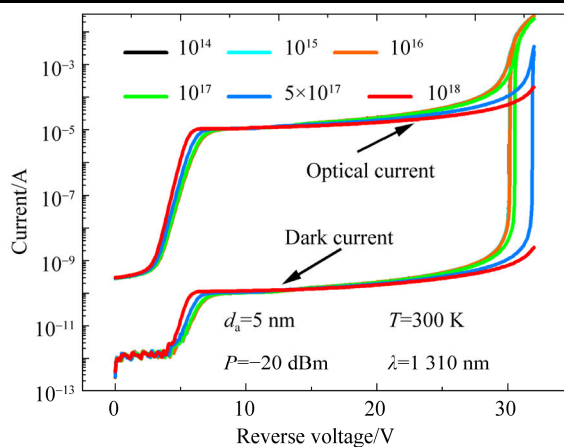
通电压处小幅度上升。图 4b 为 95%雪崩电压下 B-APD 的光电流随键合层掺杂浓度的变化。由图 4b 可见, 光电流随掺杂浓度的增加而急剧下降。值得注意的是, 当掺杂浓度高于 $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 时, A-APD 和 B-APD 的雪崩电压随掺杂浓度的增加急剧上升, 贯穿电压与雪崩电压的间隙增大, 导致 APD 的工作范围增宽。

表 1 Ge/Si APD 模型材料参数
Table 1 Material parameters of Ge/Si APD

Parameters of electrons and holes	i-Ge	Poly-Si	i-Si
Thickness/nm	800	2	500
Permittivity	16.0	11.9	11.8
Electron affinity/eV	4	4	4
Electron, hole lifetime/s	$1 \times 10^{-7}/1 \times 10^{-7}$	$1 \times 10^{-8}/1 \times 10^{-8}$	$1 \times 10^{-7}/1 \times 10^{-7}$
Band gap/eV	0.66	1.15	1.12
Effective conduction band density/ cm^{-3}	2.8×10^{19}	2.8×10^{19}	2.8×10^{19}
Effective valence band density/ cm^{-3}	1.04×10^{19}	1.04×10^{19}	1.04×10^{19}
Electron, hole mobility/ $(\text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1})$	3 900/1 900	500/160	1 450/500
a_{n1}, a_{n2}	$1.55 \times 10^7/1.55 \times 10^7$	$7.03 \times 10^5/7.03 \times 10^5$	$7.03 \times 10^5/7.03 \times 10^5$
a_{p1}, a_{p2}	$1.00 \times 10^7/1.00 \times 10^7$	$6.71 \times 10^5/1.58 \times 10^6$	$6.71 \times 10^5/1.58 \times 10^6$
b_{n1}, b_{n2}	$1.56 \times 10^6/1.56 \times 10^6$	$1.23 \times 10^6/1.23 \times 10^6$	$1.23 \times 10^6/1.23 \times 10^6$
b_{p1}, b_{p2}	$1.28 \times 10^6/1.28 \times 10^6$	$1.69 \times 10^6/2.04 \times 10^6$	$1.69 \times 10^6/2.04 \times 10^6$
Betan/betap	2.0/1.0	2.0/1.0	2.0/1.0
E_{gran}	4.0×10^5	4.0×10^5	4.0×10^5
Band tail density of states/ $(\text{cm}^{-3} \cdot \text{eV}^{-1})$		1.0×10^{16}	
Characteristic energy (eV) for donors, acceptors		0.27/0.27	
Capture cross-section for donor states, electron and hole/ cm^2		$1 \times 10^{-17}/1 \times 10^{-15}$	
Capture cross-section for acceptor states, electron and hole/ cm^2		$1 \times 10^{-15}/1 \times 10^{-17}$	
Gaussian density of states/ cm^{-3}		1.00×10^{10}	
Gaussian peak energy(eV) donors, acceptors		1.22/0.70	
Standard deviation/eV		0.01	
Capture cross section for donor states, electron and hole/ cm^2		$1 \times 10^{-15}/1 \times 10^{-14}$	
Capture cross-section for acceptor states, electron and hole/ cm^2		$1 \times 10^{-14}/1 \times 10^{-15}$	



(a) I - V curves of A-APD



(b) I - V curves of B-APD

图 2 I - V 曲线随 poly-Si 键合层掺杂浓度的变化

Fig. 2 I - V curves as a function of poly-Si bonding layer doping concentration

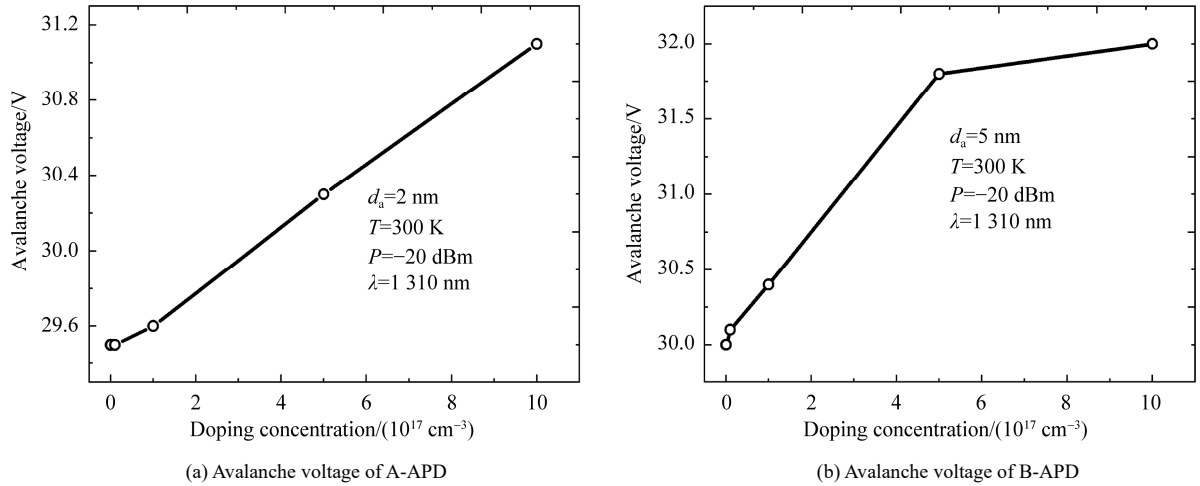


图3 雪崩电压随 poly-Si 键合层掺杂浓度的变化

Fig. 3 Avalanche voltage as a function of poly-Si bonding layer doping concentration

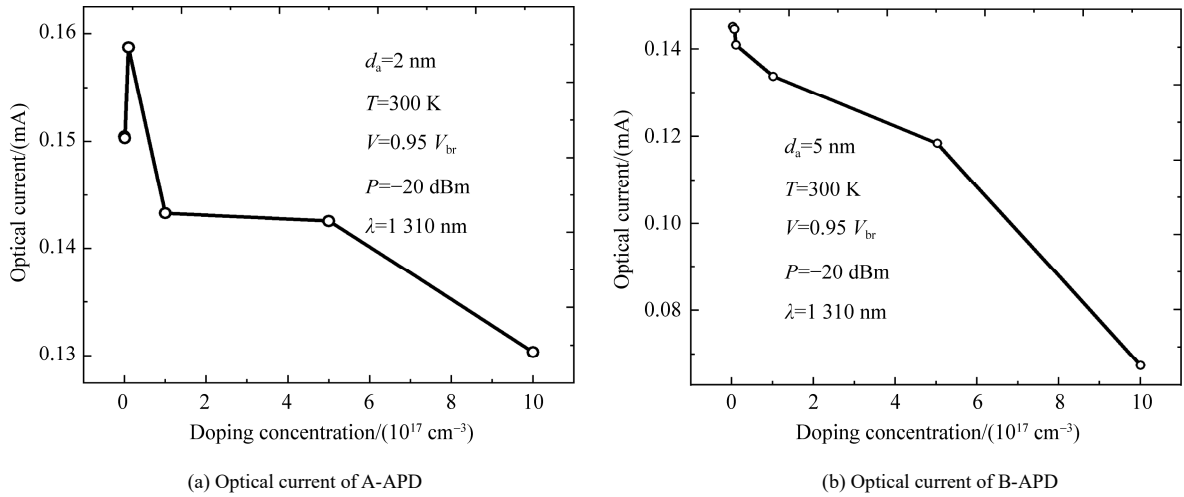


图4 95%雪崩电压下光电流随 poly-Si 键合层掺杂浓度的变化

Fig. 4 Optical current as a function of poly-Si bonding layer doping concentration at $0.95 V_{br}$

为探究光电流变化的原因, 本文模拟了 Ge/Si APD 复合率随键合层掺杂浓度的变化(见图 5)。由图 5 可见, 随着键合层掺杂浓度的增加, A-APD 倍增层的复合率先缓慢上升后急剧下降, 而 B-APD 倍增层的复合率呈下降的趋势, 这与光电流的变化趋势一致。倍增层和 Si 衬底的复合率突增表明 A-APD 和 B-APD 载流子的复合主要集中在倍增层和 Si 衬底。由图 5a 和图 5c 中的插图可见, 随着键合层掺杂浓度的增加, A-APD 和 B-APD 吸收层的复合率基本不变, 键合层的复合率呈现上升的趋势。此外, 相较 A-APD 复合率的变化情况, B-APD 复合率随掺杂浓度的变化趋势较明显, 导致 B-APD 光暗电流的变化趋势也较明显。

为解释复合率变化的原因, 模拟 Ge/Si APD 载流子浓度随键合层掺杂浓度的变化(见图 6 和图 7)。由图 6a 与图 7a 可见, 随着键合层掺杂浓度的增加,

A-APD 吸收层的电子浓度(C_e)小幅度增加, 吸收层的空穴浓度(C_h)小幅度减少, 使得吸收层复合率基本不变。由图 6a 与图 7a 的插图可见, 随着掺杂浓度的增加, A-APD 键合层的电子浓度上升, 空穴浓度下降, 由于空穴浓度占主导地位, 因此键合层复合率呈下降的趋势。由图 6b 与图 7b 可见, A-APD 倍增层的电子浓度和空穴浓度均随掺杂浓度的增加先缓慢上升后急剧下降, 由此可得, 倍增层复合率的变化主要是由倍增层的电子浓度和空穴浓度的变化引起的。由图 6 与图 7 可见, B-APD 吸收层和键合层的电子浓度和空穴浓度的变化趋势与 A-APD 的情况一致, 而 B-APD 载流子浓度随键合层掺杂浓度变化较显著, 因此 B-APD 复合率随键合层掺杂浓度变化较显著。由图 6d 与图 7d 的插图可见, B-APD 倍增层的电子和空穴浓度均随掺杂浓度的增加而下降, 导致倍增层的复合率呈下降的趋势。

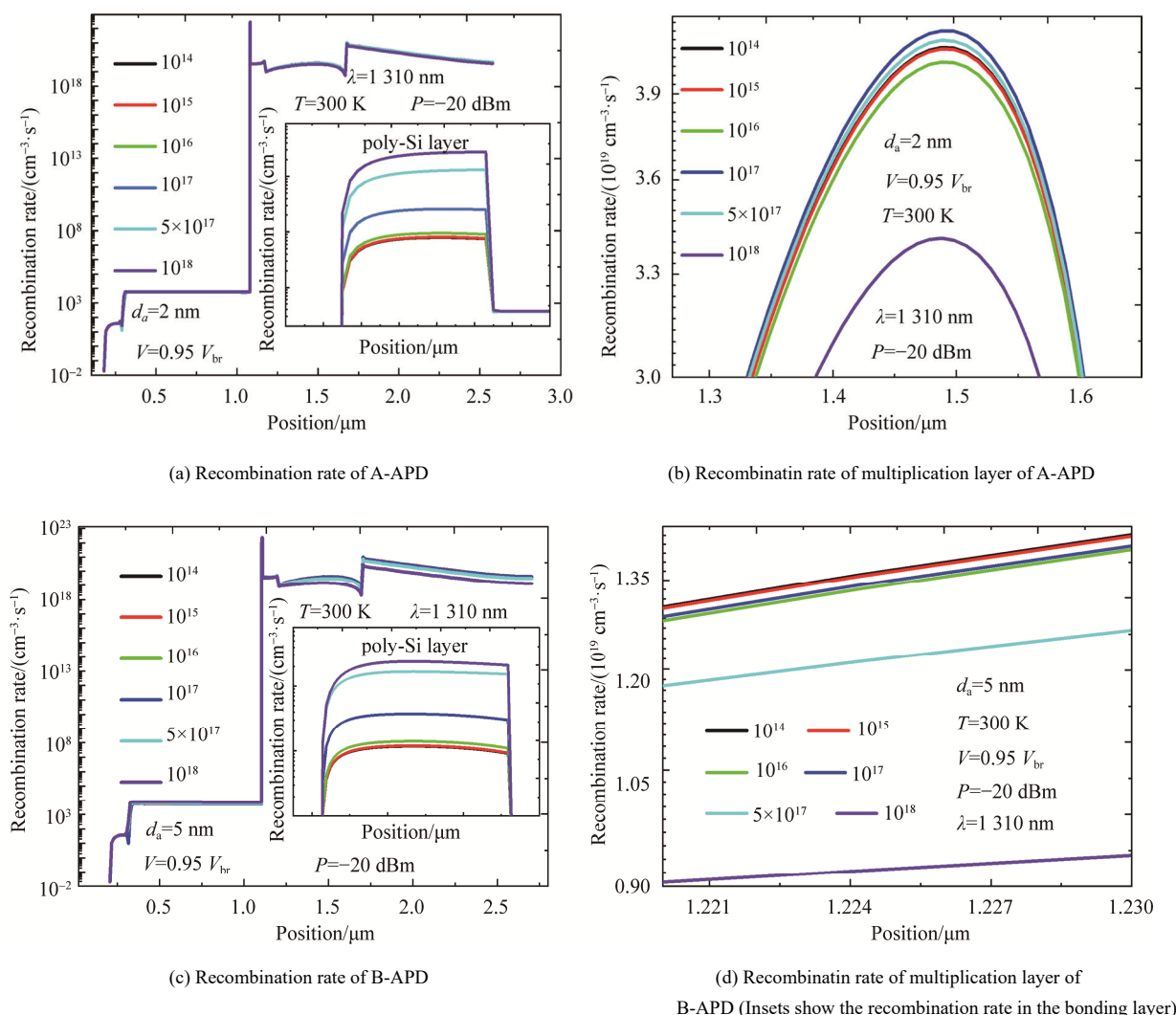


图 5 复合率随 poly-Si 键合层掺杂浓度的变化

Fig. 5 Recombination rate as a function of poly-Si bonding layer doping concentration

图 8 为经模拟 Ge/Si APD 碰撞电离率随键合层掺杂浓度的变化规律。由于 Ge 吸收层吸收光子产生电子-空穴对, 其中空穴受电场作用向阳极漂移并被收集, 而电子沿电场的反方向进入倍增层参与雪崩反应, 因此倍增层中触发雪崩的原始电子来自于吸收层。由图 8a 可见, 随着键合层掺杂浓度的增加, A-APD 倍增层的碰撞电离率先上升后下降, 导致倍增层的电子和空穴浓度先上升后下降以及吸收层的空穴浓度下降, 而吸收层的碰撞电离率随键合层掺杂浓度的增加逐渐上升, 导致该区域内碰撞电离加剧, 进而引起电子浓度在该层呈现上升的趋势。由图 8b 可见, B-APD 吸收层碰撞电离率的变化趋势与 A-APD 的情况一致, 而 B-APD 倍增层的碰撞电离率逐渐下降, 导致吸收层的空穴浓度以及倍增层的电子和空穴浓度均呈下降的趋势。对比图 8a 和图

8b 可见, B-APD 碰撞电离率和碰撞电离系数随掺杂浓度的变化趋势较明显, 从而导致 B-APD 载流子浓度随掺杂浓度的变化趋势较明显。

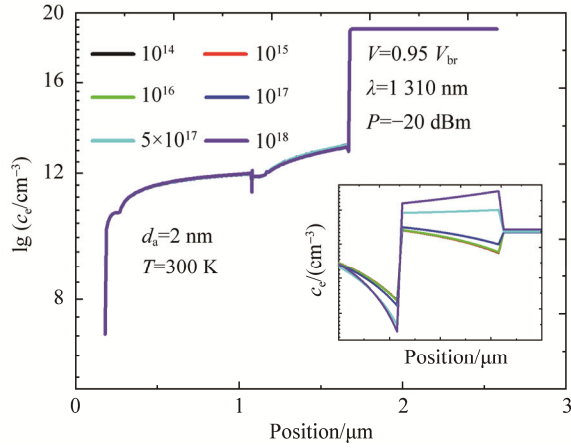
图 9 为经模拟 Ge/Si APD 电场随键合层掺杂浓度的变化规律。由电场分布图与碰撞电离率图对比可见, A-APD 和 B-APD 的电场随掺杂浓度的变化趋势与碰撞电离率的一致, 这表明 APD 的碰撞电离率主要受电场的影响。

其次, 本工作模拟了 Ge/Si APD 的增益与反向偏压的关系(见图 10)。本文采用保留电荷法求增益, 增益为不同键合层掺杂浓度下的光电流除以电荷层掺杂浓度为 $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 时的光电流。由图 10 可见, A-APD 和 B-APD 的增益随反向偏压的增加呈现先增大后急剧减小的趋势, 并在雪崩电压附近达到峰值。由图 10a 可见, 当键合层掺杂浓

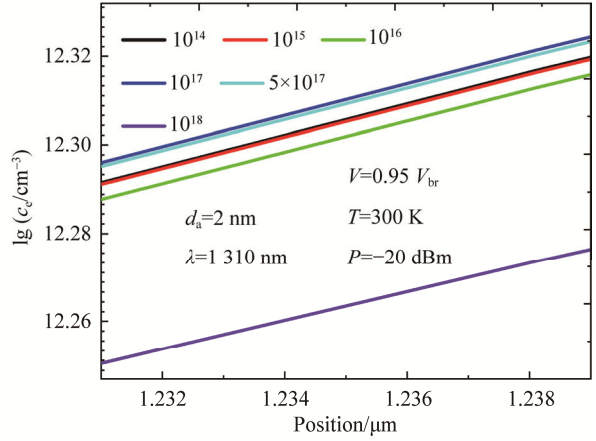
度为 $1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ 且反向偏压为 29.8 V 时, A-APD 最大增益约为 27.09, 同时随着键合层掺杂浓度的增加, A-APD 在 95% 雪崩电压附近的增益呈下降的趋势, 这主要是由于电场在倍增层先缓慢上升后急剧下降, 导致倍增层载流子的碰撞电离效果减弱, 进而使得器件增益下降。由图 10b 可见, 当键合层掺杂浓度为 $1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ 且反向偏压为 29.8 V 时, B-APD 最大增益约为 4.89, 同时 B-APD 的增益随键合层掺杂浓度呈现下降趋势, 增益下降的原因与 A-APD 的一致。

图 11 为经模拟 Ge/Si APD 3dB 带宽随键合层掺杂浓度的变化规律。为探究 Ge/Si APD 3dB 带宽随键合层掺杂浓度变化的原因, 模拟了 Ge/Si APD 载流子速率随键合层掺杂浓度的变化, 见图 12。由图 12a 和 12b 可见, 随着键合层掺杂浓度的提高,

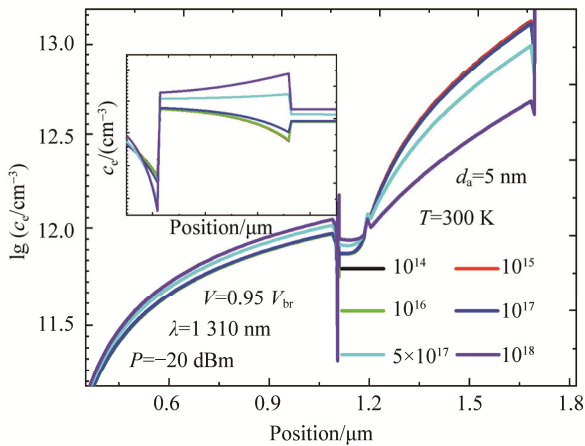
A-APD 的电子速率和空穴速率均在吸收层和键合层逐渐上升, 导致 APD 的响应速度先提高, 从而带宽先呈现上升的趋势, 电子速率和空穴速率在倍增层先上升后下降使得整个器件的响应速度下降。因此, 由图 11a 可见, 随着键合层掺杂浓度的增加, A-APD 的 3dB 带宽呈现先上升后下降的趋势。同理, 由图 12c 和 12d 可见, B-APD 吸收层和键合层的电子速率和空穴速率随掺杂浓度的变化与 A-APD 的情况一致, B-APD 倍增层的电子速率下降以及倍增层的空穴速率先上升后下降, 导致 Ge/Si APD 的渡越时间下降, 进而导致整个器件的响应速度下降。因此, 由图 11b 可见, 随着键合层掺杂浓度的增加, B-APD 的 3dB 带宽呈现先上升后下降的趋势。此外, 增益在雪崩电压前整体呈上升趋势, 导致雪崩建立时间增加, 进而也影响带宽的变化。



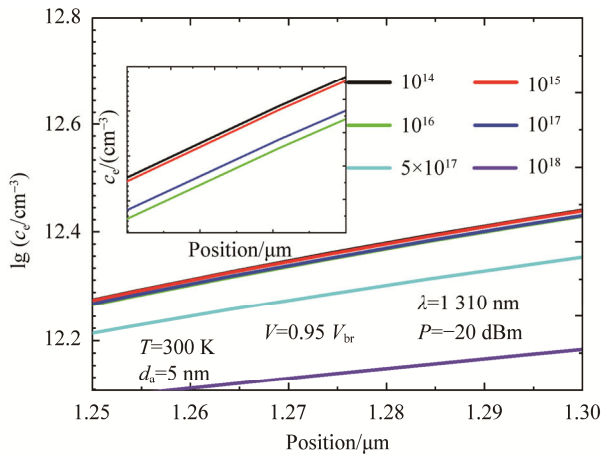
(a) Electron concentration of A-APD



(b) Electron concentration of multiplication layer of A-APD



(c) Electron concentration of B-APD

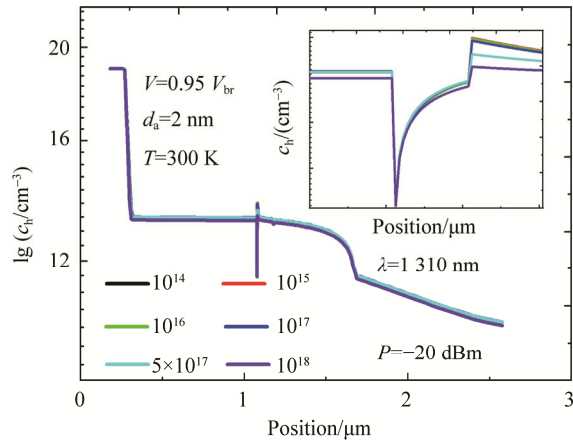


(d) Electron concentration of multiplication layer of B-APD.

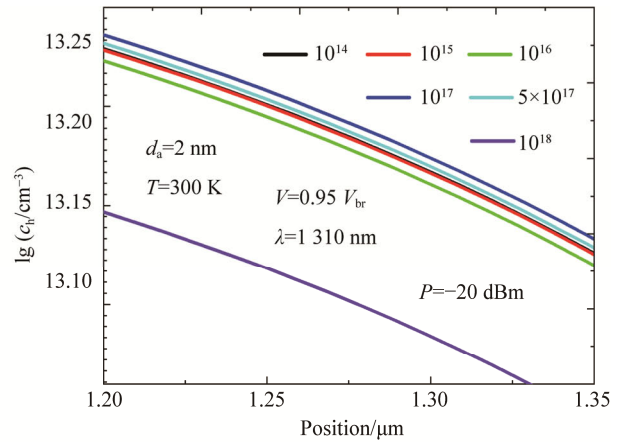
Insets show the electron concentration in the bonding layer. C_e denotes the electron concentration.

图 6 电子浓度随 poly-Si 键合层掺杂浓度的变化

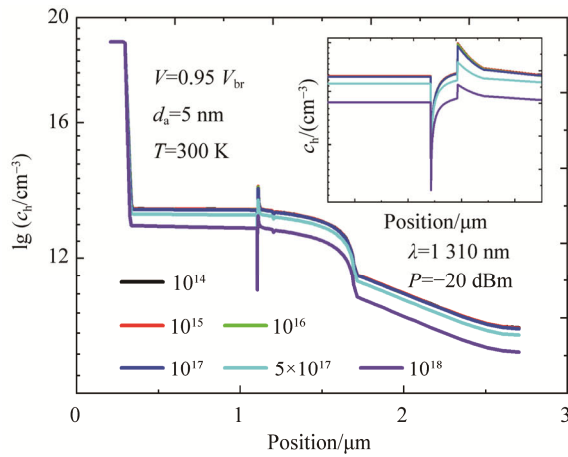
Fig. 6 Electron concentration as a function of poly-Si bonding layer doping concentration



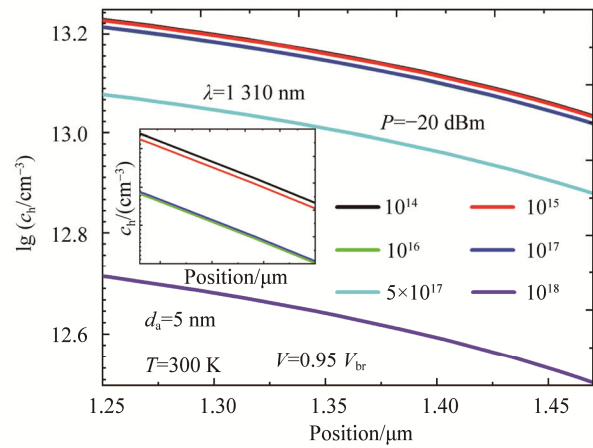
(a) Hole concentration of A-APD



(b) Hole concentration of multiplication layer of A-APD



(c) Hole concentration of B-APD

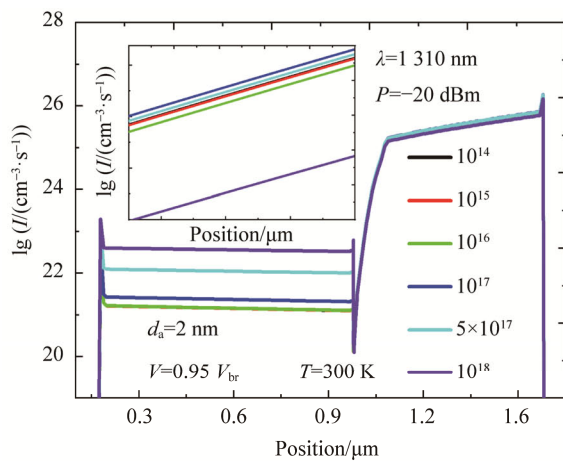


(d) Hole concentration of the multiplication layer of B-APD

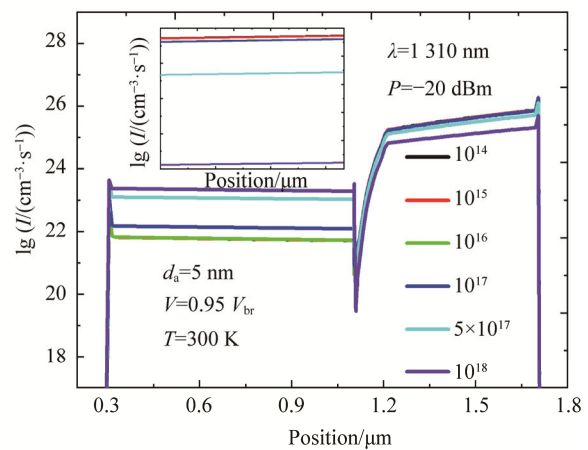
Insets show the hole concentration in the bonding layer, C_h denotes the hole concentration.

图 7 空穴浓度随 poly-Si 键合层掺杂浓度的变化

Fig. 7 Hole concentration as a function of poly-Si bonding layer doping concentration



(a) Impact ionization rate of A-APD

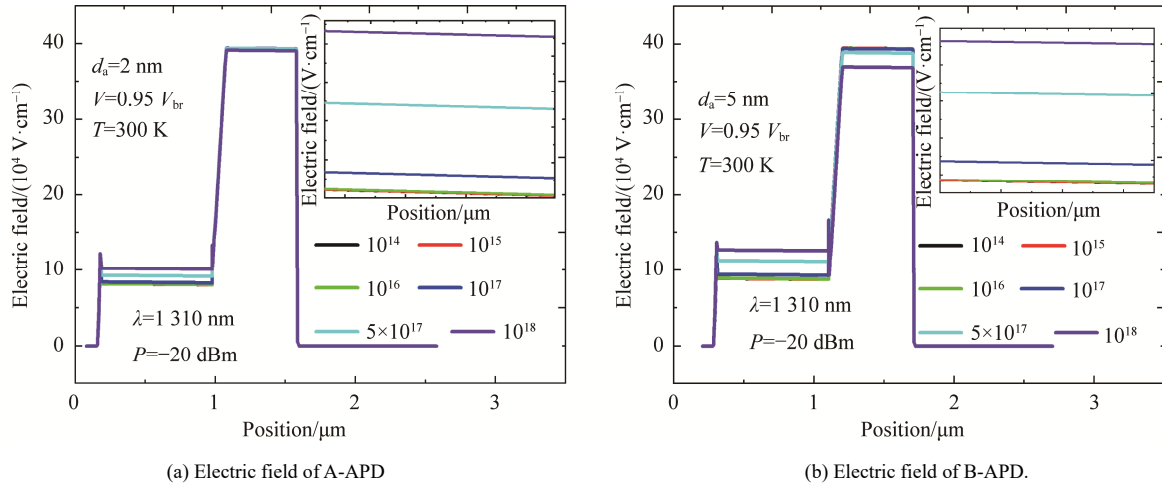


(b) Impact ionization rate of B-APD

Insets show the impact ionization rate in the multiplication layer. I is the impact ionization rate.

图 8 碰撞电离率随 poly-Si 键合层掺杂浓度的变化

Fig. 8 Impact ionization rate as a function of poly-Si bonding layer doping concentration



Insets show the electric field distribution in the absorption layer and the bonding layer.

图 9 电场随 poly-Si 键合层掺杂浓度的变化

Fig. 9 Electric field as a function of poly-Si bonding layer doping concentration

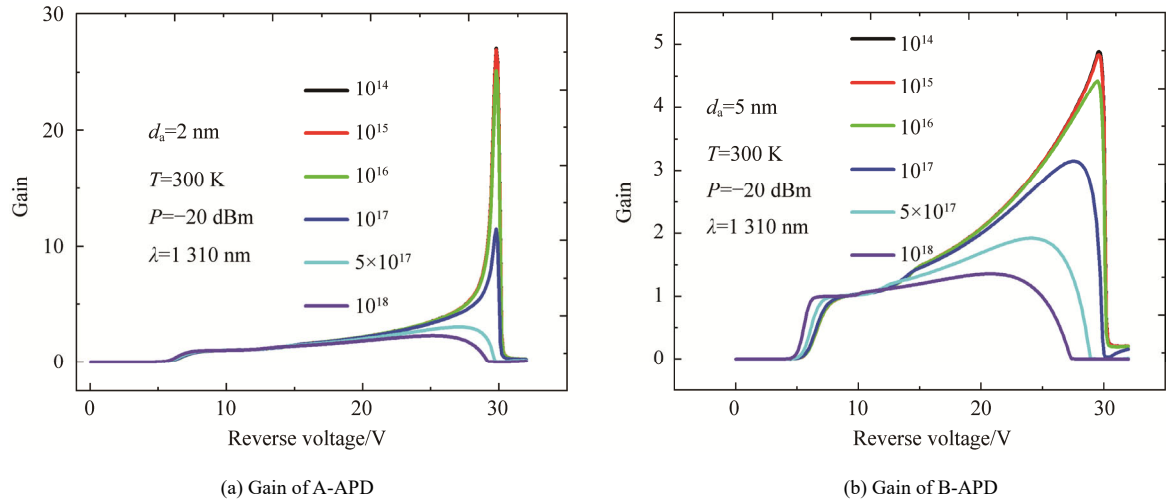


图 10 增益随 poly-Si 键合层掺杂浓度的变化

Fig. 10 Gain as a function of poly-Si bonding layer doping concentration

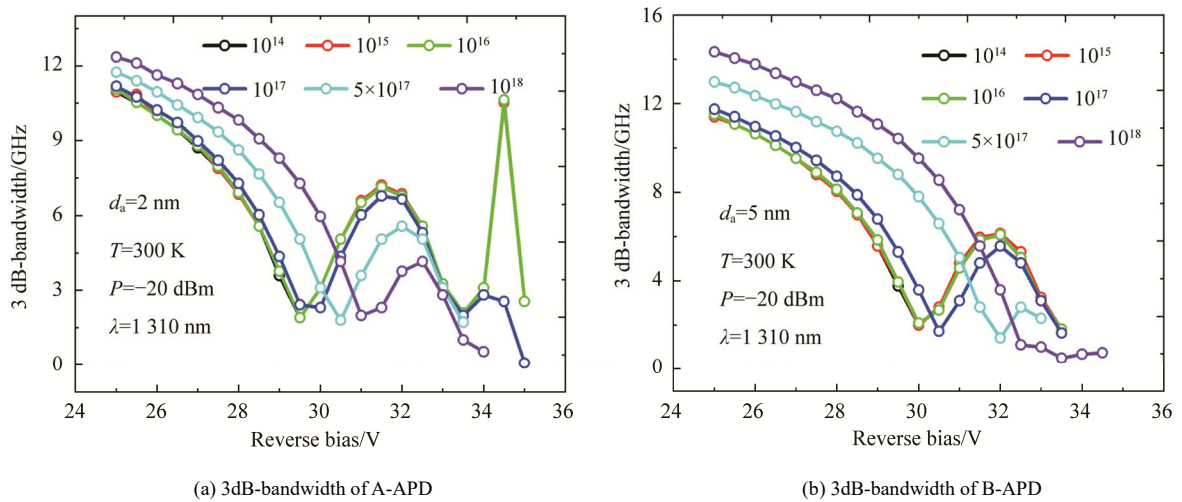
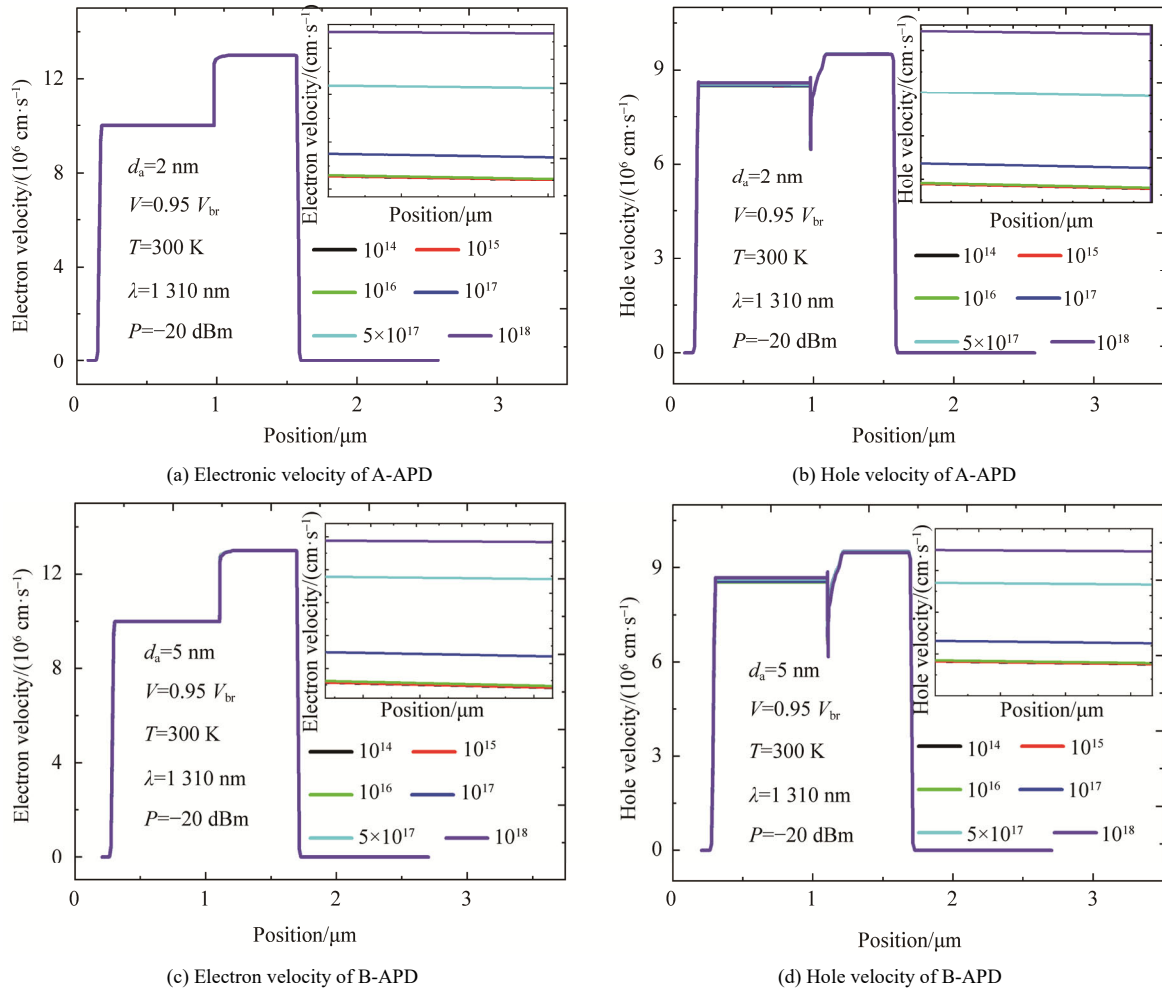


图 11 3dB 带宽随 poly-Si 键合层掺杂浓度的变化

Fig. 11 3dB-bandwidth as a function of poly-Si bonding layer doping concentration



Inset shows the electron velocity in the absorption layer and the bonding layer

图 12 载流子速率随 poly-Si 键合层掺杂浓度的变化

Fig. 12 Carrier velocity as a function of poly-Si bonding layer doping concentration

最后, 本工作模拟了不同偏压下增益带宽积随键合层掺杂浓度的变化(见图 13)。由图 13 可见, 同一偏压下, 增益带宽积随键合层掺杂浓度的增加呈现下降的趋势。由图 13a 可见, 当键和层掺杂浓度

为 $1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ 且反向偏压为 30 V 时, A-APD 增益带宽积的最大值为 63.8 GHz。由图 13b 可见, 当键和层掺杂浓度为 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ 且反向偏压为 26 V 时, B-APD 增益带宽积的最大值为 36.4 GHz。表明较低

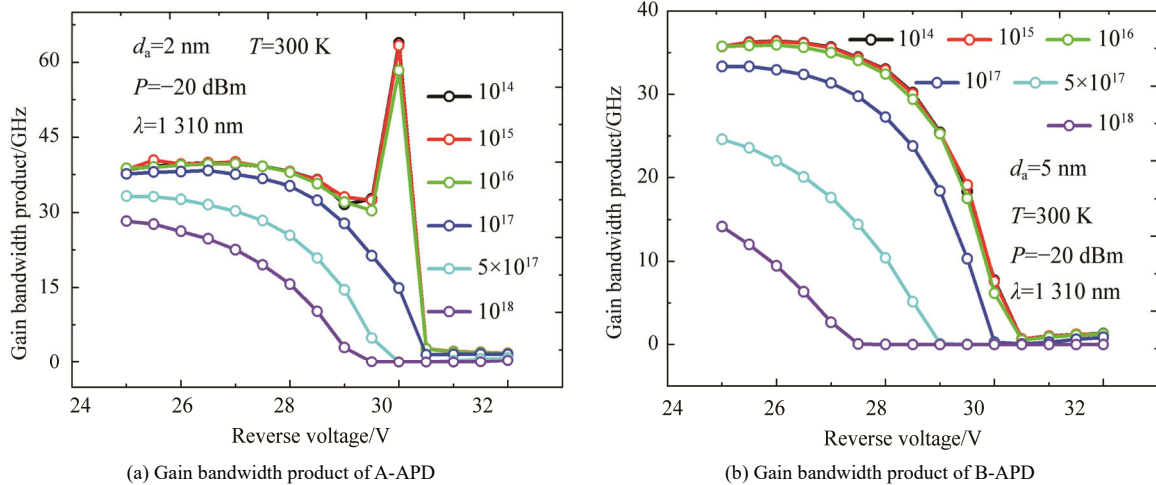


图 13 增益带宽积随 poly-Si 键合层掺杂浓度的变化

Fig. 13 Gain bandwidth product as a function of poly-Si bonding layer doping concentration

的 poly-Si 键合层掺杂浓度可以获得较高的增益带宽积。同时,对比图 13a 和 13b 可见, d_a 为 2 nm 的 APD 的增益带宽积更高,更有利于提升 APD 的性能。

3 结论

采用 poly-Si 材料作为过渡层,理论上研究了不同 poly-Si 掺杂浓度对 APD 各个参数性能的影响,为制备优良的 Ge/Si APD 提供了理论指导。研究结果表明,在 95%雪崩电压下,A-APD 的光电流随键合层掺杂浓度的增加呈现先上升后下降的趋势,B-APD 的光电流随键合层掺杂浓度的增加呈现下降的趋势。且由于 poly-Si 缓冲了 Ge 和 Si 的晶格失配,Ge/Si APD 的暗电流在雪崩前可低至 10^{-10} A,这是远低于 InP 基底的 APD 的。由于 A-APD 的增益带宽积的最大值 63.8 GHz 远高于 B-APD 的增益带宽积的最大值,且当偏压高于雪崩电压时,A-APD 的带宽也高于 B-APD 的带宽。因此,为了获得具有最佳性能 Ge/Si APD,应选用 d_a 为 2 nm 的掺杂浓度较低的 poly-Si 键合层。

参考文献:

- [1] SRINIVASAN S A, BERCIANO M, DE HEYN P, et al. 27 GHz silicon-contacted waveguide-coupled Ge/Si avalanche photodiode[J]. J Light Technol, 2020, 38(11): 3044–3050.
- [2] XIANG Y L, CAO H Z, LIU C Y, et al. High-speed waveguide Ge/Si avalanche photodiode with a gain-bandwidth product of 615 GHz[J]. Optica, 2022, 9(7): 762.
- [3] JI D, ERCAN B, BENSON G, et al. 60 A/W high voltage GaN avalanche photodiode demonstrating robust avalanche and high gain up to 525 K[J]. Appl Phys Lett, 2020, 116(21): 211102.
- [4] LIANG Y, XU B, FEI Q L, et al. Low-timing-jitter GHz-gated InGaAs/InP single-photon avalanche photodiode for LIDAR[J]. IEEE J Sel Top Quantum Electron, 2022, 28(2: Optical Detectors): 3801807.
- [5] 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]. Opt Express, 2023, 31(5): 7515–7522.
- [6] CHUANG L C, SEDGWICK F G, CHEN R, et al. GaAs-based nanoneedle light emitting diode and avalanche photodiode monolithically integrated on a silicon substrate[J]. Nano Lett, 2011, 11(2): 385–390.
- [7] YUAN Y, HUANG Z H, ZENG X G, et al. High responsivity Si-Ge waveguide avalanche photodiodes enhanced by loop reflector[J]. IEEE J Sel Top Quantum Electron, 2022, 28(2: Optical Detectors): 3800508.
- [8] LIU X B, LI X T, LI Y X, et al. Three-terminal germanium-on-silicon avalanche photodiode with extended p-charge layer for dark current reduction[J]. Photon Res, 2022, 10(8): 1956.
- [9] WANG B H, MU J F. High-speed Si-Ge avalanche photodiodes[J]. Photonix, 2022, 3(1): 8.
- [10] 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 Trans Electron Devices, 2022, 69(3): 1123–1128.
- [11] DAS R, XIE Y R, FRANKIS H, et al. Gain-enabled optical delay readout unit using CMOS-compatible avalanche photodetectors[J]. Photon Res, 2022, 10(10): 2422.
- [12] KANNAN H, STAVRO J, MUKHERJEE A, et al. Ultralow dark currents in avalanche amorphous selenium photodetectors using solution-processed quantum dot blocking layer[J]. ACS Photonics, 2020, 7(6): 1367–1374.
- [13] BENEDIKOVIC D, VIROT L, AUBIN G, et al. 40 Gbps heterostructure germanium avalanche photo receiver on a silicon chip[J]. Optica, 2020, 7(7): 775.
- [14] REN Y, VAN V. Ultrawide-band silicon microring avalanche photodiode with linear photocurrent-wavelength response[J]. Photon Res, 2021, 9(11): 2303.
- [15] SHI Y C, ZHANG Y, WAN Y T, et al. Silicon photonics for high-capacity data communications[J]. Photon Res, 2022, 10(9): A106.
- [16] WU W Z, LIU Z, ZHENG J, et al. Interface electric field confinement effect of high-sensitivity lateral Ge/Si avalanche photodiodes[J]. Tsinghua Sci Technol, 2019, 24(1): 1–8.
- [17] YUAN Y, SORIN W V, LIANG D, et al. Mechanisms of enhanced sub-bandgap absorption in high-speed all-silicon avalanche photodiodes[J]. Photon Res, 2023, 11(2): 337.
- [18] DAI D X, CHEN H W, BOWERS J E, et al. Resonant normal-incidence separate-absorption-charge-multiplication Ge/Si avalanche photodiodes[J]. Opt Express, 2009, 17(19): 16549–16557.
- [19] TIAN Y, DING W Q, FENG X Y, et al. High signal-noise ratio avalanche photodiodes with dynamic biasing technology for laser radar applications[J]. Opt Express, 2022, 30(15): 26484–26491.
- [20] LLIN L F, KIRDODA J, THORBURN F, et al. High sensitivity Ge-on-Si single-photon avalanche diode detectors[J]. Opt Lett, 2020, 45(23): 6406–6409.
- [21] XIANG Y L, CAO H Z, LIU C Y, et al. High-performance waveguide Ge/Si avalanche photodiode with a lateral separate-absorption-charge-multiplication structure[J]. Opt Express, 2022, 30(7): 11288–11297.
- [22] SRINIVASAN S A, LAMBRECHT J, GUERMANDI D, et al. 56 gb/s NRZ O-band hybrid BiCMOS-silicon photonics receiver using Ge/Si avalanche photodiode[J]. J Light Technol, 2021, 39(5): 1409–1415.
- [23] BENEDIKOVIC D, VIROT L, AUBIN G, et al. Silicon-germanium receivers for short-wave-infrared optoelectronics and communications[J]. Nanophotonics, 2021, 10(3): 1059–1079.
- [24] LISCHKE S, PECZEK A, MORGAN J S, et al. Ultra-fast germanium photodiode with 3-dB bandwidth of 265 GHz[J]. Nat Photonics, 2021, 15: 925–931.
- [25] LI Y X, LIU X B, LI X T, et al. Germanium-on-silicon avalanche photodiode for 1550 nm weak light signal detection at room temperature[J]. Chin Opt Lett, 2022, 20(6): 062501.
- [26] GHOSH M, BULKIN P, SILVA F, et al. Ultrathin Ge epilayers on Si produced by low-temperature PECVD acting as virtual substrates for III-V/c-Si tandem solar cells[J]. Sol Energy Mater Sol Cells, 2022, 236: 111535.
- [27] KE S Y, LI D K, CHEN S Y. A review: Wafer bonding of Si-based

- semiconductors[J]. *J Phys D: Appl Phys*, 2020, 53(32): 323001.
- [28] RAMANANDAN S P, TOMIĆ P, MORGAN N P, et al. Coherent hole transport in selective area grown Ge nanowire networks[J]. *Nano Lett*, 2022, 22(10): 4269–4275.
- [29] HUANG D L, JI R Y, YAO L Y, et al. Dislocation nucleation triggered by thermal stress during Ge/Si wafer bonding process at low annealing temperature[J]. *Appl Surf Sci*, 2021, 568: 150979.
- [30] LIU X B, LI X T, ZHI Z H, et al. Three-electrode germanium-on-silicon avalanche photodiode array[J]. *Opt Lett*, 2023, 48(7): 1846–1849.
- [31] YUAN Y, HUANG Z H, WANG B H, et al. 64 gbps PAM4 Si-Ge waveguide avalanche photodiodes with excellent temperature stability[J]. *J Light Technol*, 2020, 38(17): 4857–4866.
- [32] ZHANG F L, ZHANG X T, LI Z Y, et al. A new strategy for selective area growth of highly uniform InGaAs/InP multiple quantum well nanowire arrays for optoelectronic device applications[J]. *Adv Funct Mater*, 2022, 32(3): 2103057.
- [33] HSIN C L, CHOU C H. Buffer-free Ge/Si by rapid melting growth technique for separate absorption and multiplication avalanche photodetectors[J]. *IEEE Electron Device Lett*, 2019, 40(6): 945–948.
- [34] 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 Trans Electron Devices*, 2021, 68(4): 1694–1701.

Effect of Different Polysilicon Bonding Layers Doping Concentration on Properties of Separated Absorption Charge Multiplication Ge/Si Avalanche Photodiodes

SU Xiaoping, LI Jiahui, WANG Zhanren, KE Shaoying

(College of Physics and Information Engineering, Minnan Normal University, Zhangzhou 363000, Fujian, China)

Extended Abstract

Introduction Ge/Si avalanche photodiode (APD) has attracted much attention in optical communication, optical imaging, and security detection due to its high-speed operation, low noise, high sensitivity, and optical gain characteristics. However, a mismatch between the lattice constants of Si and Ge (*i.e.*, a difference of 4.2%) has a challenge. This mismatch leads to a high density of threading dislocations at the Ge/Si heterojunction interface, ultimately deteriorating the performance of the device. Therefore, addressing the issue of lattice mismatch and reducing the dislocation density in Si-based Ge thin films is crucial for achieving high-performance Ge/Si APDs. To decrease the dislocation density of APDs, Si-based epitaxial Ge thin films are used as a fabrication method. However, the dislocation density continues to be relatively high. In this paper, the lattice mismatch between Ge and Si was alleviated. In addition, the theoretical underpinnings were also proposed.

Methods In this research, a polycrystalline silicon (poly-Si) bonding layer was incorporated at the Ge/Si interface to mitigate the lattice mismatch effects. This poly-Si layer acted as a buffer, diminishing the stress and strain induced by the lattice mismatch. To assess the influence of the poly-Si bonding layer on the performance of Ge/Si APDs, a series of experiments at different doping concentrations of the poly-Si layer were carried out. The doping concentration was pivotal as it modulated the electrical and optical properties of the bonding layer, subsequently affecting the overall performance of the APD.

The charge distribution, electric field distribution, and carrier transport within the Ge/Si APD device were delineated by the Poisson equation, carrier transport equation, carrier continuity equation, and a parallel electric field dependent model. This facilitated the computation of the device's electrical characteristics. The Ge/Si APD involved electron and hole recombination, the concentration-dependent SRH model was used to characterize the spontaneous emission and Auger recombination processes of carriers. The optical radiation recombination model elucidated the photon Auger recombination process, while the trap recombination model (TRAP.AUGER) described the transition between trap states and non-trap states of carriers, along with their corresponding recombination processes. Ge/Si APD necessitated high voltage operation and substantial doping, and the band–band tunneling standard model was used to explain the carrier transport and ionization process instigated by band–band tunneling under high electric field conditions. In addition, the energy band narrowing model was used to illustrate how changes in band structure impact device performance under high doping conditions. This paper provided a theoretical analysis of Ge/Si APD device performance based on these models, and other related theories.

Results and discussion The results indicate that the photocurrent of APD with a bonding layer thickness of 2 nm initially increases and subsequently decreases as the doping concentration of the bonding layer escalates at 95% of the avalanche voltage. In contrast, the photocurrent of an APD with a bonding layer thickness of 5 nm diminishes as the doping concentration increases. Furthermore, the dark current of a Ge/Si APD can reach as low as 10^{-10} A prior to avalanche due to the lattice mismatch buffering effect of poly-Si between Ge and Si, which is markedly lower than that of an APD based on InP. The maximum gain-bandwidth product of 63.8 GHz for the 2 nm bonding layer thickness significantly surpasses that for the 5 nm bonding layer thickness, and the bandwidth of the 2 nm

bonding layer thickness also exceeds the bandwidth of the 5 nm bonding layer thickness when the bias voltage exceeds the avalanche voltage. It is recommended to select a poly-Si bonding layer with a thickness of 2 nm and a low doping concentration to achieve the optimal performance in a Ge/Si APD.

Conclusions The efficacy of integrating a poly-Si bonding layer at the Ge/Si interface was under scored, thereby mitigating a threading dislocation density and augmenting the performance of Ge/Si APDs. Theoretical modeling and simulation analyses revealed that a diminished doping concentration in the poly-Si layer yielded superior outcomes. Such insights paved a way for the advancement of more dependable and efficient Ge/Si APDs, having a potential to transform domains such as optical communication, optical imaging, and security detection. The methodology delineated in this study presented a promising avenue for subsequent research within the realm of semiconductor photodiodes. For materials science and device engineering, it is anticipated that Ge/Si APDs could experience a further evolution, potentially yielding enhanced performance and expanding application potential. The incorporation of the poly-Si bonding layer signified a substantial advancement in addressing lattice mismatch challenges, which could be poised to be instrumental in the progression of next-generation photodetection technologies.

Keywords avalanche photodiode; germanium/silicon bonding; polysilicon bonding layer; lattice mismatch; doping concentration of bonding layer