

二氧化硅/氟化镁基超低能耗相变集成光子器件

连晓娟¹, 蒋纪元¹, 万 相¹, 肖宛昂^{2,3,4}, 王 磊^{1,5*}

(1. 南京邮电大学集成电路科学与工程学院(产教融合学院), 江苏南京 210023; 2. 中国科学院半导体研究所, 北京 100083;
3. 中国科学院大学材料与光电研究中心&集成电路学院, 北京 100083;
4. 江苏集萃智能集成电路设计技术研究所有限公司, 江苏无锡 214028; 5. 南京邮电大学南通研究院, 江苏南通 226021)

摘要: 相变集成光子器件具有带宽大、延迟低、多路复用和抗干扰性好等性能优势, 因此被广泛视作传统电子器件的有力竞争者。然而, 当前相变光子器件编程所需的能耗较高, 从而对其商业应用前景造成了严重的损害。为了解决这一问题, 本文创造性地提出了一种非常有前景的二氧化硅(SiO₂)/氟化镁(MgF₂)基光子架构以取代当前主流的硅基器件。该器件采用目前已得到广泛应用的相变材料 Ge₂Sb₂Te₅ (GST) 和氧化铟锡(ITO) 合金分别作为功能层和片上加热器材料, 并通过自主开发的电热和相耦合模型实现其数据编程和读取过程的模拟。仿真结果表明该器件在晶化和非晶化过程中所产生的能耗分别为 78 aj/nm³ 和 90 aj/nm³, 远低于其他大多数硅基器件。同时其在近红外波段(如 1 550 nm) 也保持了良好的光学传输特性, 并展现出超过 5 个中间态的多值存储特性和 50 ns 的短脉宽编程时间。除此之外, 进一步研究表明使用该器件所搭建的光学神经网络可用于鸢尾花数据集识别, 其准确率高达 90%, 接近于传统人工神经网络的识别准确率(约为 94.7%)。上述工作为具有低功耗、存内计算和神经形态计算功能的新兴相变光子器件开发提供了新的研究思路, 对于实现一种兼具电子和全光信息器件性能优势的通用非冯诺依曼计算体系有着重大的意义。

关键词: 相变材料; 电加热; 光学; 能耗

基金项目: 国家自然科学基金(No. 61964012)

中图分类号: TN385

文献标识码: A

文章编号: 0372-2112(2024)11-3886-13

电子学报 URL: <http://www.ejournal.org.cn>

DOI: 10.12263/DZXB.20230948

Ultralow Energy Phase-Change Integrated Photonics Devices with the Silicon Dioxide/Magnesium Fluoride Platform

LIAN Xiao-juan¹, JIANG Ji-yuan¹, WAN Xiang¹, XIAO Wan-ang^{2,3,4}, WANG Lei^{1,5*}

(1. School of Integrated Circuit Science and Engineering, Nanjing University of Posts and Telecommunications, Nanjing, Jiangsu 210023, China; 2. Institute of Semiconductors, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100083, China; 3. Center of Materials Science and Optoelectronics Engineering & School of Integrated Circuits, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing, 100083, China; 4. Jiangsu JITRI Intelligent Integrated Circuit Design Technology Co, Ltd, Wuxi, Jiangsu 214028, China; 5. Nantong Institute of Nanjing University of Posts and Telecommunications, Nantong, Jiangsu 226021, China)

Abstract: Phase-change integrated photonic devices are widely considered as a strong competitor to conventional electronic devices due to their large bandwidth, short delay, multiplexing and great anti-interference. However, current phase-change integrated photonic devices require high energy consumption, thus severely exacerbating its commercial application prospect. To address this issue, this paper innovatively proposed a promising silicon dioxide (SiO₂) / magnesium fluoride (MgF₂) based photonic architecture to replace the mainstream silicon based devices. Such device made use of the Ge₂Sb₂Te₅ (GST) and indium tin oxide (ITO) as the functional and microheater materials, respectively, which have received widespread applications today, and simulated its programming and readout process according to an independently developed model that coupled electro-thermal and phase-change field processes. Results indicated that the energy consumption for crystallization and amorphization were 78 aj/nm³ and 90 aj/nm³, much lower than majority of other silicon-based devices. It also exhibited good light propagation trait at near-infrared band (1 550 nm), as well as multilevel characteristic with more than 5 intermediate states and short pulse width with 50 ns. Additionally, further research suggested that the photonic

neural networks constructed from the proposed device can be used to recognize the iris dataset, and its accuracy can reach 90%, close to that of conventional neural networks (~94.7%). Aforementioned work provided for the new strategy for developing emerging phase-change photonic devices with low power, in-memory computing and neuromorphic computing functionalities, and exhibited its extremely important significance to the general non von-Neumann regime that has both electronic and photonic performance superiorities.

Key words: PCM; microheater; photonic; energy consumption

Foundation Item(s): National Natural Science Foundation of China (No.61964012)

1 引言

在过去二十年里,人们普遍认为相变材料(Phase-Change Materials, PCMs)(通常指硫系合金)是一种应用最为广泛的存储材料^[1-3]. 它的存储特性源于其两种截然不同的物理状态(即晶态和非晶态),这两种物理状态可快速相互转化. 加热非晶态至(或超过)玻璃转变温度可获得晶态,而加热晶态至(或超过)熔化温度,随后进行淬火处理,可获得非晶态. 更为重要的是,晶态和非晶态的电学特性(例如电阻率)和光学特性(例如折射率)存在着巨大差异. 因此,可用二进制代码“1”和“0”分别表示其相应的物理状态. 受上述机制启发,科学家发明了一系列相变存储器,包括相变光盘^[4,5]、相变探针存储器^[6,7]、相变随机存取存储器(Phase-Change Random Access Memory, PCRAM)^[8,9],且证明了其在各种存储领域上的适用性.

当前,PCRAM无疑是最具盛名的一种相变存储器,已实现了商业化生产. 因此在各类存储器市场^[10,11],特别是在片上存储器市场受到了广泛关注^[12-14]. 然而,最近其主流地位受到了新兴相变光子集成器件的威胁. 相变光子器件的工作原理是利用沉积在硅基脊形波导上的PCM^[15]的光学特性差异实现对信息的存储和处理. 信息的写入依赖于在硅基波导内部传播的泵浦脉冲所激发的倏逝场,该倏逝场可加热PCM并将其转化至晶态、非晶态或中间态. 由此产生的相变程度会极大地影响在波导内部传播的后续探测脉冲的强度,因此可通过检测器件透射率进而实现数据的读出. 与PCRAM相比,相变光子器件展现了一系列如超高传输速度、超大带宽和多路复用功能等性能优势. 有赖于此,自2015年以来全球学者对相变光子器件开展了持续和深入的研究^[16-20],并通过将传统脊形波导与不同光子组件相集成的方法获得了各种相变光子器件架构(如Mach-Zehnder干涉仪、环形谐振器、定向耦合器)^[21-23].

除了传统的存储功能之外,相变光子器件还展现了片上存内计算的潜力. 有别于真正的生物神经系统,目前传统的冯诺依曼架构采用的是存储和计算相分离的工作模式,无法满足快速、高效、低能耗的计算需求.

而相变光子器件可对PCM的物理状态进行精准的调控^[24],具备了实现神经元基本功能和突触可塑性加权操作的能力^[25,26]. 利用这一特性,不但可通过相变光子器件搭建光子脉冲神经网络进而实现矩阵-向量乘法运算,完成监督和无监督学习,还有望通过波分复用技术配置卷积核元素,从而在光域中进行并行卷积运行,最终实现图像边缘检测并为后续的模式识别^[27]应用奠定基础. 与存算分离的传统电子计算模式相比^[28],基于相变光子器件的存算一体模式代表了并行数据处理的新型范式,具有超高时钟频率、波分复用运算、超低延迟和超大带宽等天然优势,同时其计算密度提升了几个数量级,有望填补因海量数据处理和神经形态计算^[29,30]需求所导致的算力缺口. 除此之外,硅基平台可以和互补金属氧化物半导体(CMOS)工艺兼容,可以实现低成本的晶圆级制造^[31].

尽管当下相变光子器件技术已取得了一定的进展,但相变光子器件完全依赖于光振幅/相位调制,因此需要额外的光路和级联装置完成对PCM的加热,从而增加了设计复杂性,并削弱了系统可扩展性. 此外,PCM在结晶状态下的高损耗也是一个不容忽视的问题^[32]. 而利用集成电加热器对PCM的物理状态进行调控则有望解决上述问题. 成功实施上述策略的关键在于沉积在硅基平台上的金属电极层和位于PCM和波导之间的电加热器薄层. 在将信息写入器件的过程中,施加在金属正负电极层之间的写入电流会流经电加热器,其在电加热器内部产生的焦耳热可以扩散到PCM层,从而引起相变. 这种电写入方法不仅保留了全光相变光子器件的优点,也继承了PCRAM器件的部分优点(如开关速度快、可扩展性强等). 鉴于上述性能优势,一系列集成了电加热器层的相变光子器件已经面世. 当前电加热器的主要构成材料包括石墨烯^[33]、氧化铟锡(Indium-Tin-Oxide, ITO)^[34]、掺杂硅^[35]和P/Intrinsic/N(PIN)二极管^[36]. 但需要特别指出的是,在传统PCRAM设计中,PCM与集成电加热器只是局部接触,而当前大部分相变光子器件的电加热器层通常需要与PCM层完全接触. 这使得配备了电热器的相变光子器件因相变过程所产生的能耗远远高于PCRAM. 因此,提高相变光子器件的加热效率就变得迫在眉睫.

为了结合全光相变光子器件的优点和PCRAM的超低能耗特性,创新性地设计了一种集成了二氧化硅(SiO_2)/氟化镁(MgF_2)混合波导和ITO电加热器的相变光子器件,并通过自主开发的电热和相场模型模拟了所设计器件的信息写入和读出过程. 仿真结果表明得益于 $\text{SiO}_2/\text{MgF}_2$ 基平台卓越的绝热性能,与先前报道的相变光子器件相比,所设计器件的能耗降低了大约一个数量级,同时该器件还实现了出色的多值存储特性,有望作为光子人工神经网络的重要单元,为未来光子存储和计算单元的融合开辟了一条新的路径.

2 设计策略

由于当前相变光子器件存储功能的实现仍然依赖于PCM层的整体加热,因此减少光波导的热损耗可以有效地提高加热效率. 然而,当今主流波导均由热导率极大的硅或氮化硅(Si_3N_4)介质制成,其热导率值可达到 143 W/m/K 和 30 W/m/K ^[37,38],进而加剧了能量损耗. 因此采用具有极低热导率(约 1.4 W/m/K)的 SiO_2 波导^[39]作为光的传输媒介则有望克服上述缺陷,同时也可以在近红外波段(如 1550 nm)继续维持良好光传输特性. 然而,为了使波导能捕获入射光,衬底的折射率需低于 SiO_2 波导的折射率,因此传统硅基衬底并不适用于 SiO_2 波导. 而 MgF_2 材料作为另外一种候选衬底介质,其折射率低于 SiO_2 波导折射率,且与 SiO_2 波导工艺兼容^[40]. 因此,本文采用 $\text{SiO}_2/\text{MgF}_2$ 光子平台取代传统的硅基平台,并通过理论模型调查了该平台的信息存储和计算性能. 所设计光子器件平台的三维(3D)结构图、2D横截面图以及相关几何尺寸如图1所示.

如图1(a)所示,作为缓冲层的 MgF_2 层沉积在 SiO_2 衬底上,而 SiO_2 芯层夹在 MgF_2 缓冲层和 MgF_2 包覆层之间. 由于 MgF_2 在 1550 nm 处的折射率(1.37)低于 SiO_2 在相同波段的折射率(1.45)^[41,42],所以上述设计能够将入射光有效地束缚在芯层内部. PCM核心层则位于 SiO_2 芯层和集成ITO电加热器层之间,其具有和 MgF_2 包覆层相同的尺寸. 采用了先前已被广泛应用于各种相变存储器的 $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_3$ (GST)合金作为相变功能层^[43]. 在两个铂(Pt)电极之间施加写入电流可对ITO电加热器进行加热,在电加热器内部所产生的焦耳热进一步扩散到GST层中,使GST的物理状态能够在非晶态与晶态之间相互转化,从而改变代表读出信号的器件透射率值的大小. 由于GST层直接接触于 SiO_2 芯层, SiO_2 芯层良好的热绝缘性能极大地减小了所设计光子器件的热损耗,从而显著降低了相变能耗.

3 建模细节

为进一步揭示器件的性能优势,基于COMSOL

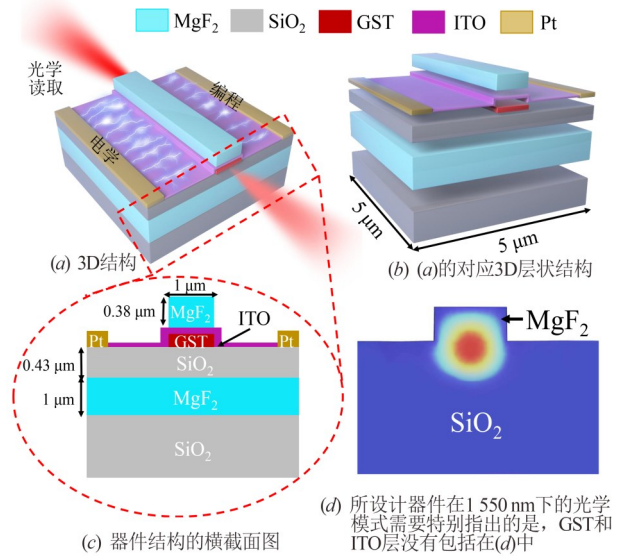


图1 所设计器件的3D结构

Multiphysics 有限元商业软件包,通过联立求解拉普拉斯方程、经典热传导方程和相场方程,在3D环境下对包含了电过程、热过程和相变过程的写入操作进行了准确模拟. 为准确模拟器件的写入过程,首先通过求解控制电热传导过程的拉普拉斯方程和热传导方程获取器件内部的电场和温度分布;其次依托于电场和温度分布,通过求解相场模型计算PCM的相变程度^[44-46],并根据有效介质理论近似推导出GST中间态的物理特性^[42]. 器件在三维环境下的读出过程则是通过求解频域麦克斯韦方程,计算器件在不同物理状态下的光学模式变化和透射率变化实现的. 本文所采用的电热模型由一组耦合方程组成,其包括了电流连续性方程和热传导方程,如下所示:

$$\nabla \cdot (\sigma \cdot \nabla V) = 0 \quad (1)$$

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} - k \cdot \nabla^2 T = \sigma |E|^2 \quad (2)$$

式中, σ 、 ρ 、 C_p 、 k 分别代表所设计器件内部各层介质的电导率、密度、热容和热导率; V 、 E 、 T 分别为所设计器件内部电势、电场和温度. 求解电流连续性方程可获取GST层内部电场和电流密度,随后将其作为焦耳热源代入热传导方程. 然后求解热传导方程以获取GST层内部温度. 最终将所得温度导入相场模型,通过求解方程(3)来确定局部结晶度^[47,48]:

$$\frac{\partial \Phi}{\partial t} = -M_\phi (2W_\phi (1-\Phi)(1-2\Phi) - 6\Delta G_v \Phi (1-\Phi) - \varepsilon^2 \nabla^2 \Phi) \quad (3)$$

式中, Φ 表示局部晶体分数; M_ϕ 为相场迁移率; W_ϕ 和 ΔG_v 分别代表现象参数和自由能密度差; ε 为界面区域宽度. 可通过求解式(4)和式(5)分别计算 M_ϕ 和 W_ϕ :

$$M_\phi = \frac{1}{6\xi} \cdot \frac{v_g}{\Delta G_v} \quad (4)$$

$$W_\phi = \frac{3\gamma}{\xi} \quad (5)$$

式中, ξ 、 γ 和 v_g 分别表示两相之间的界面厚度、界面能量和晶粒生长速度。

拟通过不同方法计算当温度低于和高于玻璃态转变温度(T_{glass})时的 v_g . 若 $T \leq T_{\text{glass}}$, v_g 可定义为^[49]

$$v_g = v_\infty \exp\left(-\frac{E_a}{k_B T}\right) \quad (6)$$

若 $T > T_{\text{glass}}$, v_g 定义为^[50]

$$v_g = \frac{4rk_B T}{3\pi\lambda^2 R_h \eta} \left(1 - \exp\left(-\frac{\Delta G_v V_m}{k_B T}\right)\right) \quad (7)$$

式中, v_∞ 为无限高温下的生长速度; k_B 是玻尔兹曼常数; E_a 是活化能; r 和 R_h 分别为单体的原子半径和流体动力学半径; γ 是分子跃迁距离; η 为黏度, 根据不同温度其表达式分别定义为^[51,52]

$$\eta = \eta_\infty \left(-\frac{E_a}{k_B T}\right), (T \leq T_{\text{glass}}) \quad (8)$$

$$\log_{10} \eta = \log_{10} \eta_\infty + (12 - \log_{10} \eta_\infty) \frac{T_g}{T} \times \exp\left(\left(\frac{m}{12 - \log_{10} \eta_\infty} - 1\right) \left(\frac{T_g}{T} - 1\right)\right), (T > T_{\text{glass}}) \quad (9)$$

式中, η_∞ 为无限高温下的黏度, m 代表脆性, T_g 为 $\eta = 1.012 \text{ Pa}$ 时的温度。

为了更准确地模拟结晶态过程, 将相变层分成多个单元, 相邻单元成核时才会触发各个单元的相变场. 根据经典成核理论, 可通过式(10)计算成核速率:

$$I_{\text{nul}} = \alpha_{\text{nul}} \cdot \exp\left(-\frac{E_{\text{a-nul}}}{k_B T}\right) \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G_v}{k_B T}\right) \quad (10)$$

式中, α_{nul} 为前置因子, $E_{\text{a-nul}}$ 为成核活化能。

区别于针对结晶过程的仿真策略, 通过求解式(1)和式(3)分别计算 GST 层的内部温度和冷却速率, 从而实现对非晶态过程的模拟. 设定非晶态过程发生在温度高于熔点(约 $620 \text{ }^\circ\text{C}$)^[37] 且冷却速率大于 $10 \text{ }^\circ\text{C/ns}$ ^[49] 的 GST 区域内, 并通过结合自由载流子的传输机制和来自双中心库仑势^[53] 的载流子的 3D Poole-Frenkel 效应来确定 GST 的非晶态电导率. 因此, GST 在相变过程中的电导率定义为

$$\sigma_{\text{GST}} = \sigma_{\text{cryst}} \cdot \Phi + \sigma_{\text{am}} \cdot (1 - \Phi) \quad (11)$$

式中, σ_{am} 和 σ_{cryst} 分别为非晶态和晶态 GST 的电导率, 其中 σ_{cryst} 仅依赖于温度^[54]. 同时可通过著名的 Wiedemann-Franz 定律对 GST 的热导率进行计算^[55]:

$$k_{\text{GST}} = \kappa_0 + \sigma_{\text{GST}} TL \quad (12)$$

式中, k_{GST} 为热导率; κ_0 为声子对热导率的贡献部分;

$\sigma_{\text{GST}} TL$ 是电子对热导率的贡献部分, 其中 L 是洛伦兹数. 为了验证所开发模型的物理真实性, 依托所开发的模型分别计算了在 $131 \text{ }^\circ\text{C}$ 等温退火^[56] 和 $3 \text{ }^\circ\text{C/min}$ 升温退火^[57] 条件下的 GST 层内部的晶体百分比, 并与相应的实验测量值进行了比较, 如图 2 所示. 对比结果表明, 所计算的晶体分数与实际测试结果存在着较好的一致性, 从而证明了所开发模型的物理真实性. 但需要特别指出的是, 图 2 的理论计算结果同实际测量值之间仍然存在着一定的偏差. 这一方面来自于模型参数(如折射率、密度、热导率等)和实际材料参数的不匹配; 另一方面, 由于器件制备过程中的工艺误差不可避免, 所制备器件的实际尺寸和理论设计值之间存在着一定的差异, 这也在一定程度上影响了对比结果的一致性。

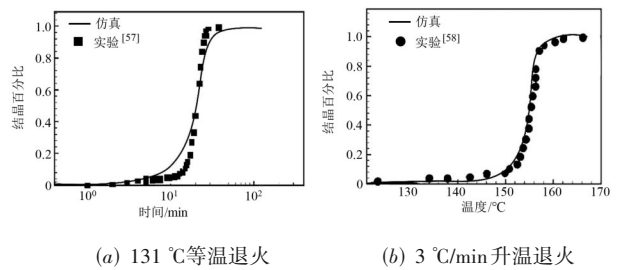


图 2 131 °C 等温退火和 3 °C/min 升温退火期间模拟结果和实验结果之间的比较

为了模拟器件的读出操作, 通过求解 COMSOL Multiphysics 软件包内的波动光学模块中的麦克斯韦方程来进一步获取器件频谱以及 GST 层内的电磁场分布. 值得注意的是, 在 MgF_2 层顶部添加了额外的空气层, 使模型的几何结构更接近于实际环境. 表 1 列出了器件写入和读取模型所采用的特征参数值。

4 仿真结果与分析

在对器件的写入/读出性能进行详细研究之前, 首先必须确保 $\text{SiO}_2/\text{MgF}_2$ 基平台具有把入射光束束缚在 SiO_2 波导内的能力. 光束束缚主要取决于 SiO_2 芯层和 MgF_2 包覆层的几何结构和光学特性. 因此, 通过所构建的器件读出模型计算了在不同 SiO_2 芯层和 MgF_2 包覆层厚度下的光学模式, 如图 3 所示. 仿真结果表明, 在特定芯层厚度下, 可通过增加包覆层厚度使入射光更易聚焦于包覆层内部. 相比之下, 在特定包覆层厚度下, 采用较厚芯层则有利于将入射光束束缚于芯层内部. 由于所设计器件的性能与 GST 层的相变程度密切相关, MgF_2 包覆层与 SiO_2 波导层的接触界面因此被视为入射光传播的最理想区域. 基于上述结果, 将芯层和包覆层厚度分别优化为 430 nm 和 380 nm . 其光学传播模式如图 3(d) 所示. 计算结果清楚地表明, 在平面波导内传播的入射光被有效地束缚在位于两层低折射率材料(本研究中

表 1 模型中所采用的特征参数

参数	氧化铟锡	GST	氟化镁	二氧化硅
折射率	$0.06+0.04i$ ^[58]	$6.11+0.83i$ (晶态) ^[59] $3.94+0.045i$ (非晶态) ^[59]	1.37 ^[41]	1.45 ^[15]
密度/($\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$)	$7\ 120$ ^[60]	$6\ 150$ ^[37]	$3\ 148$ ^[61]	$2\ 200$ ^[62]
比热容/($\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)	341 ^[60]	210 ^[37]	750 ^[63]	700 ^[62]
热导率/($\text{W}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{m}^{-1}$)	4 ^[60]	温度依赖 ^[55]	11 ^[64]	1.4 ^[62]
电导率/($\text{S}\cdot\text{m}^{-1}$)	$1\ 000$ ^[60]	电场/温度依赖 ^[53]	—	—
相场参数 ^[45,64-66]	$L=6.25\cdot 10^8\ \text{J}\cdot\text{m}^{-3}$, $E_a=2.3\ \text{eV}$, $\gamma=0.06\ \text{J}\cdot\text{m}^{-2}$, $\xi=0.5\ \text{nm}$, $T_g=472\ \text{K}$, $V_m=2.9\cdot 10^{-28}\ \text{m}^3$, $\lambda=2.99\cdot 10^{-10}\ \text{m}$, $\eta_z=0.012$, $m=140$, $v_z=7.1\cdot 10^{17}\ \text{m}\cdot\text{s}^{-1}$, $r=0.136\ 5\ \text{nm}$, $R_{\text{hyd}}=0.136\ 5\ \text{nm}$, $\alpha_{\text{mnl}}=10^{56}$, $E_{\text{a-mnl}}=2.3\ \text{eV}$			

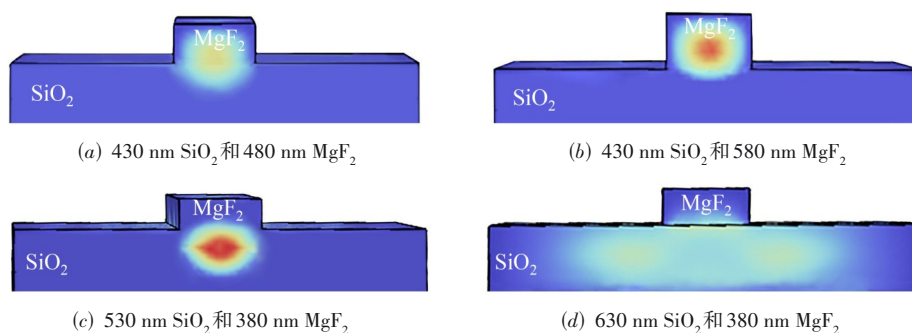


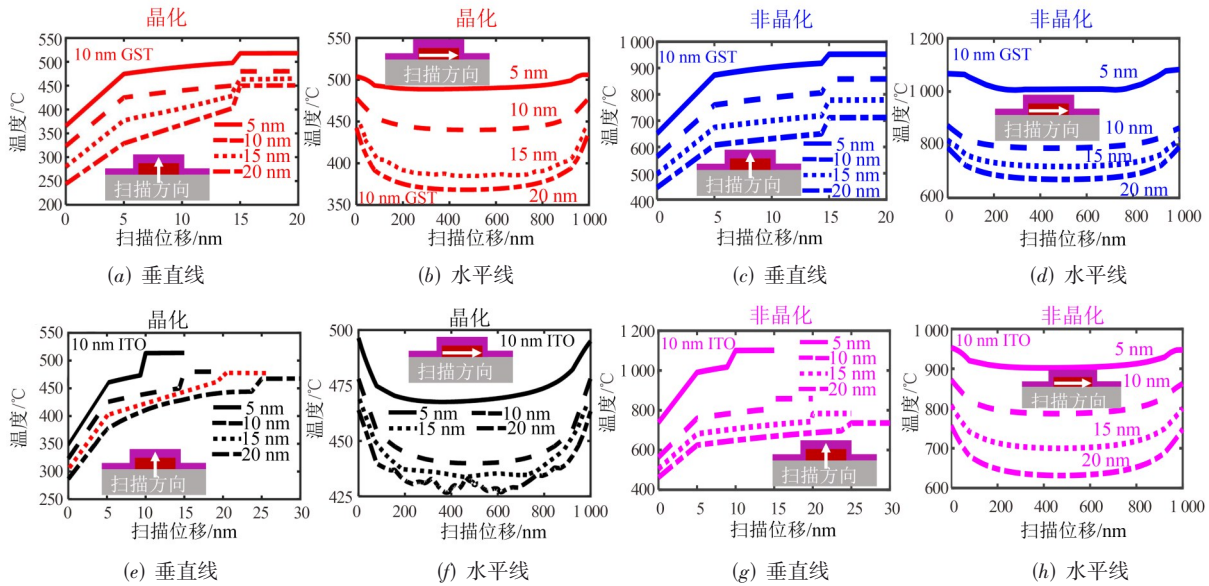
图 3 组合下的器件光学模式

为 MgF_2) 之间的芯层表面处, 因此可以较好地对 GST 的 光学特性进行调控。

由于 GST 层的相变程度与其自身的温度息息相关, 所以需要进一步优化 GST 层厚度和 ITO 电加热层厚度, 以期在最小能耗条件下达到 GST 层相变所需要的温度. GST/ITO 层厚度对 GST 层内部温度的影响规律如图 4 所示. 图 4(a)~(d) 展现了在晶化和非晶化过程中, 沿 $10\ \text{nm}$ 厚 GST 层半宽处垂直中心线和半高处水平中心线分布的器件内最高温度 (T_{max}) 随 ITO 层厚度的变化趋势. 如图 4(a)~(d) 所示, 可通过使用更薄的 ITO 加热器层来增加 GST 层的内部温度. 这是因为与 ITO 厚层相比, ITO 薄层可以降低器件电阻, 从而产生更多的焦耳热. 还注意到, 由于 SiO_2/GST 和 GST/ITO 界面处存在热边界电阻, 因此在上述两个界面处出现了剧烈的温度梯度变化. 而器件的尖锐边缘导致了更强电压梯度 (即电场) 的出现, 并在相同位置积累了足够多的焦耳热能, 同时中心区域的散热效果较边缘位置也更加明显. 上述因素导致 GST 层两侧边缘的温度要大于 GST 层中心位置的温度, 这也预示着相变现象更有可能发源于器件边缘而非中心区域. 还注意到, ITO 层厚度对非晶化过程下器件内部温度的影响比其对晶化过程下的温度影响更为明显. 这是因为 GST 非晶化的实现需要更大的脉冲幅值, 从而激发了更高的温度梯度. 图 4(e)~(h) 显示了在 $10\ \text{nm}$ ITO 加热器层厚度条件下, GST 层厚度同温度的依赖性. 与图 4(a)~(d) 所示结果类似, 与 GST 厚层相比, GST 薄层在晶化和非晶化过程

中能够在器件内部产生更高的温度. 这显然是由于薄层的使用进一步降低了器件的整体电阻. 但是对于传统硅基光子器件来说, GST 薄层通常会 产生不必要的热损耗, 而设计中采用的具有低热导率的 SiO_2 波导可对上述问题进行有效缓解. 更为重要的是, 器件内部温度需要达到 $400\ ^\circ\text{C}$ 以上以保证 GST 层能够完全被晶化. 另一方面, 若要实现 GST 层的完全非晶化, 器件则需要被加热至 $620\ ^\circ\text{C}$ 以上. 考虑到上述温度需求和当前最先进的薄膜沉积技术^[67,68], 将 GST 层和 ITO 加热器层的厚度统一优化为 $10\ \text{nm}$.

能耗和开关时间是相变光子器件的两个关键指标. 为了优化能耗和开关时间, 计算了晶化和非晶化过程中在不同电压幅值和不同脉冲宽度条件下的 T_{max} 温度和热弛豫时间 (即下降到 T_{max} 的 $1/e$ 点所用的时间, 记为 τ). 如图 5(a) 所示, 当脉冲幅值达到 $19\ \text{V}$ 时 T_{max} 已达到 $400\ ^\circ\text{C}$, 预示着器件全晶态的实现. 将幅值提高至 $21\ \text{V}$ 时可进一步将温度提高至 $440\ ^\circ\text{C}$. τ 最初随着电压的提高而减少, 随后在幅值 $>19\ \text{V}$ 时迅速增加. 显然当幅值 $<19\ \text{V}$ 时, GST 层的结晶程度逐渐增加. 由于 GST 在结晶状态下有着更大的热导率, 这导致冷却速率变大, 从而使 τ 减少. 后续电压的持续升高则进一步加速了其完全结晶过程, 导致更高温度的出现. 因此显然需要更长淬火时间来降低温度, 从而使 τ 增加. 通过图 5(b) 进一步发现, 与结晶过程相类似, 脉冲幅值的增加显著提高了非晶化过程下的 GST 层内部温度. 当脉冲幅值 $>26\ \text{V}$ 时 T_{max} 可达到 $620\ ^\circ\text{C}$, 实现了 GST 层的完



(a)~(d): GST 层厚度固定为 10 nm, (e)~(h): ITO 加热器层厚度固定为 10 nm. 晶化和非晶化期间的施加脉冲幅度分别为 21 V 和 30 V, 脉冲宽度为 50 ns. 图 4 在不同 ITO 加热器层厚度下, 器件晶化期间位于器件垂直线和水平线及器件非晶化期间位于器件垂直线和水平线上的最高温度 (T_{\max}) 分布 (a)~(d); 以及在不同 GST 层厚度下, 器件晶化期间位于器件垂直线和水平线以及器件非晶化期间位于器件垂直线和水平线上的 T_{\max} 分布 (e)~(h)

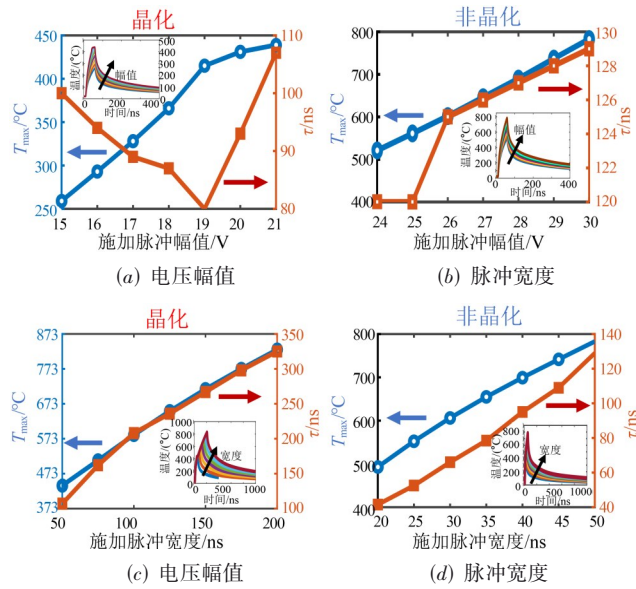
全非晶化. 由于非晶化现象需要更高的温度, 其写入脉冲幅值明显大于晶化所需的脉冲幅值. 与晶化过程下 τ 随脉冲幅值的变化趋势相反, 非晶化过程下的 τ 在幅值 < 26 V 时基本保持稳定, 直到脉冲幅值超过 26 V 后, τ 突然剧烈增加. 这是由于 GST 完全非晶态的出现降低了器件热导率, 从而减小了器件内部的降温速率, 因此在幅值 > 26 V 时, 出现了较大的 τ 值. 继续增加脉冲幅值导致了 T_{\max} 的持续升高, 从而增加了降温难度并进一步增加了 τ 值.

图 5(c) 和图 5(d) 揭示了脉冲宽度对能耗和开关时间的影响. 如图 5(c) 所示, 将晶化脉冲宽度从 50 ns 延伸至 200 ns 后, T_{\max} 从 440 °C 上升至 825 °C. 施加长脉冲显然会在 GST 层内累积了更多的焦耳热能, 从而导致 T_{\max} 的显著上升. 如此高的 T_{\max} 无疑需要更长的淬火时间, 从而增加了 τ 值. 在非晶化过程中也发现了类似的弛豫时间对脉冲宽度的依赖性 (图 5(d)). 将非晶化脉冲宽度从 20 ns 延长至 50 ns 后, 由于在器件内部产生了更多的焦耳热, 温度从 500 °C 升高到 780 °C. 在这种情况下, τ 也相应地从 41.5 ns 连续增加到 130 ns. 根据图 5(a)~(d) 的结果, 选择 19 V 和 27 V 作为完全晶化和完全非晶化的最优脉冲幅值, 选择 50 ns 作为完全晶化和完全非晶化的最优脉冲宽度, 从而可以实现低能耗和短弛豫时间 (即短开关时间) 的平衡.

除了能耗和开关时间外, 光损耗也是影响相变光子器件性能的一个重要参数. 较高的光损耗有可能造成器件在晶态和非晶态下的透射率区分度不明显, 从

而导致数据读出出错. 鉴于其重要性, 通过上文介绍的数据读出模型分别得到了入射光在 SiO_2 波导、GST/ITO 存储单元和 MgF_2 包覆层内部的传输损耗随 GST 晶化程度的变化关系, 计算结果如图 6 所示. 图 6(a) 清楚地表明了随着 GST 晶化效应的增强, 器件内部的光损耗程度也逐渐加剧, 但由 SiO_2 波导和 MgF_2 包覆层所导致的传输损耗几乎不受 GST 相变程度的影响. 这也间接说明了器件内部的损耗主要来自于 GST/ITO 存储单元. 由于非晶态 GST 复折射率的虚部较小, 其对入射光的吸收程度较弱, 因而减少了损耗. 从图 6(a) 可以发现, 在完全非晶态条件下 GST/ITO 存储单元的光损耗约为 0.1 dB. 与非晶态相比, 晶态 GST 复折射率的虚部值较大, 意味着对光吸收程度的增强, 导致了明显的光损耗, 在全晶态条件下的光损耗约为 3.25 dB. 图 6(b) 反映了光损耗在器件内部的分配比例. 当 GST 处于非晶态时, 由于存储单元产生的光损耗低于器件其他部分的光损耗, 此时传输损耗主要来自于 SiO_2 波导层. 随着 GST 逐渐被晶化, 存储单元所导致的光损耗比重逐渐上升, 并在全晶化条件下达到了 65%. 与其他同样采用了 ITO 电加热器的相变光子器件相比, 本文所设计的器件在近红外波段具有更低的光损耗, 同时还可通过低损耗相变材料进一步抑制器件内部的光吸收损耗.

除了能耗和开关时间外, 光损耗也是影响相变光子器件性能的一个重要参数. 较高的光损耗有可能造成器件在晶态和非晶态下的透射率区分度不明显, 从而导致数据读出出错. 鉴于其重要性, 通过上文介绍的



(a)和(b):脉冲宽度均设定为 50 ns;(c)和(d):脉冲幅度分别为 21 V、30 V.内置图片展示了各单脉冲下 T_{max} 随时间进程的变化.

图5 晶化期间随电压幅值和脉冲宽度及非晶化期间随电压幅值和脉冲宽度变化的 GST 中心 T_{max} 和弛豫时间

数据读出模型分别得到了入射光在 SiO_2 波导、GST/ITO 存储单元和 MgF_2 包覆层内部的传输损耗随 GST 晶化程度的变化关系,计算结果如图 6 所示. 图 6(a)清楚地表明了随着 GST 晶化效应的增强,器件内部的光损耗程度也逐渐加剧,但由 SiO_2 波导和 MgF_2 包覆层所导致的传输损耗几乎不受 GST 相变程度的影响. 这也间接说明了器件内部的损耗主要来自于 GST/ITO 存储单元. 由于非晶态 GST 复折射率的虚部较小,其对入射光的吸收程度较弱,因而减少了损耗. 从图 6(a)可以发现,在完全非晶态条件下 GST/ITO 存储单元的光损耗约为 0.1 dB. 与非晶态相比,晶态 GST 复折射率的虚部值较

大,意味着对光吸收程度的增强,导致了明显的光损耗,在全晶态条件下的光损耗约为 3.25 dB. 图 6(b)反映了光损耗在器件内部的分配比例. 当 GST 处于非晶态时,由于存储单元产生的光损耗低于器件其他部分的光损耗,此时传输损耗主要来自于 SiO_2 波导层. 随着 GST 逐渐被晶化,存储单元所导致的光损耗比重逐渐上升,并在全晶化条件下达到了 65%. 与其他同样采用了 ITO 电热器的相变光子器件相比,本文所设计的器件在近红外波段具有更低的光损耗,同时还可通过低损耗相变材料进一步抑制器件内部的光吸收损耗.

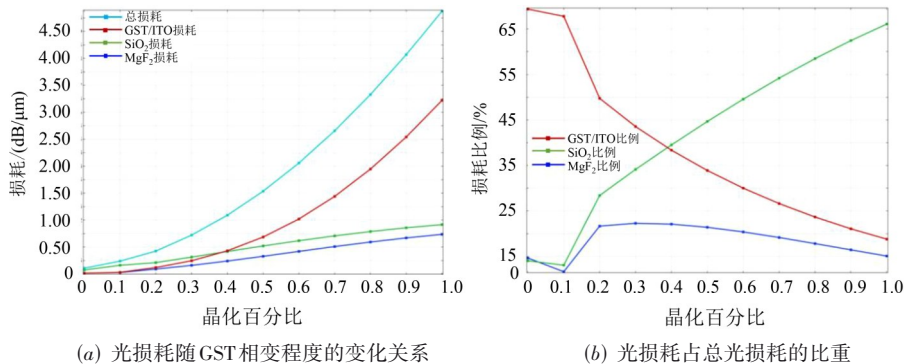


图6 器件各组成部分(SiO_2 波导、GST/ITO 存储单元和 MgF_2 包覆层)光损耗随 GST 相变程度的变化关系和器件各组成部分光损耗占总光损耗的比重

依托于上文所介绍的理论模型和结构参数,对在不同脉冲激励条件下相变光子器件的晶化和非晶化过程进行了模拟,其结果如图 7(a)和图 7(b)所示. 图 7(a)展现了器件晶化程度的演变过程. 由于 GST 层边缘温

度高于其中心区域,晶核最初诞生于 GST 层两侧边缘,随后逐渐生长并相互融合,从而使 GST 层完全结晶化. 与晶化过程类似,非晶化区域也出现于器件侧边缘(图 7(b)),随即向中心区域蔓延. 由于 GST 层的相变

程度完全取决于其内部温度,而温度又和脉冲幅值密切相关.因此,对脉冲幅度进行适当调整会激发多种介于完全晶态和完全非晶态之间的中间态.由于 GST 层的物理特性主要取决于其相变状态,因此不同相变状态对应着不同的器件传输特性(如透射率).这无疑使得所设计器件具有了非常出色的多值存储特性.这种特性可显著提高其存储密度,并可应用于当前一些热门领域,如内存计算和神经形态计算.需要注意的是,由于所设计器件的结构显著区别于传统硅基光器件,因此需要评估其数据读出性能,以确定其设计实用性.为了模拟读出过程,采用低功率(即,避免擦除先前存储的数据)光脉冲作为输入信号,并计算器件在晶态和非晶态下的电场分布,如图 7(c)和图 7(d)

所示.

如图 7(c)和图 7(d)所示,对于结晶和非结晶两种情况,入射光均可沿波导内部进行传播,因此产生了两种有效的光学模式,上述结果也验证了先前的器件数据读出方案切实可行.为了进一步证实本文的结论,计算了在器件不同结晶比例下的透射率,结果如图 7(e)所示.由于结晶相有更强的吸收特性,器件透射率随着晶体分数的增加而逐渐降低.因此,所设计器件的透射率可以从 0.86 连续变化到 0.25,进一步展示了其多值存储应用的潜力.此外,由于相变对称地发生在 GST 层两侧边缘,器件透射率呈现出对晶体程度百分比的近似线性依赖,从而能够为后续的神形态计算提供高分类精度.

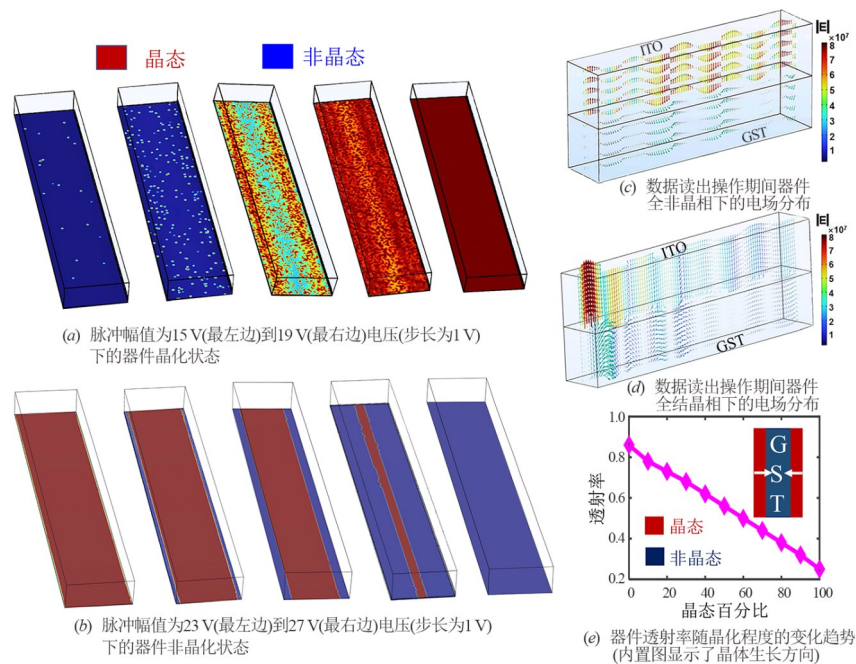


图 7 在不同脉冲激励条件下相变光子器件的晶化和非晶化过程模拟

为了满足实际应用需求,需要对制备上述光子器件的可行性予以论证.目前,国内外已有多个课题组制备了完整的硅基光电混合波导器件^[69,70]和十字交叉混合波导阵列^[23,27],物理实现了存算一体化大尺度光路系统,其制备工艺已见诸多文献.因此若在先前制备工艺基础上将硅基波导替换为 SiO₂/MgF₂ 基波导,则有望硬件实现本文所提出的 SiO₂/MgF₂ 基相变光子器件乃至完整系统架构.拟依托已被广泛采用的成熟微纳工艺制备所设计器件,其工艺流程如图 8 所示:(1)在 SiO₂ 基片上通过磁控溅射技术(PVD)沉积 MgF₂ 缓冲层,随后在 MgF₂ 上通过 PVD 沉积 SiO₂ 波导层(图 8 步骤 1~2);(2)通过掩模版设计规划金属 Pt 电极布线,并利用 PVD 技术在 SiO₂ 波导上沉积 Pt 电极(步骤 3~4);(3)继续通过 PVD 沉积方法在 SiO₂ 波导上沉积 GST 功能层,之后

在 GST 层上额外沉积一层 ITO 加热层,最终用 MgF₂ 包覆层覆盖 ITO 加热器表面(步骤 5~7).器件制备完成后,可将器件同其他光子组件(如马赫-曾德尔干涉仪、环形谐振器、定向耦合器等)相集成,实现了器件的可扩展性.

5 基于相变光子器件的人工神经网络

为了进一步研究所设计光子器件在神经形态计算领域内的潜力,如图 9(a)所示,构建了一个由输入层、隐藏层、输出层所构成的三层全连接神经网络,并将其用于鸢尾花的分类识别.该网络将上文所设计的光子器件透射率作为连接神经元的突触权重,其输入层由 4 个输入神经元组成,分别对应于鸢尾花的花萼长度、花萼宽度、花瓣长度、花瓣宽度这四个特征值.网络的

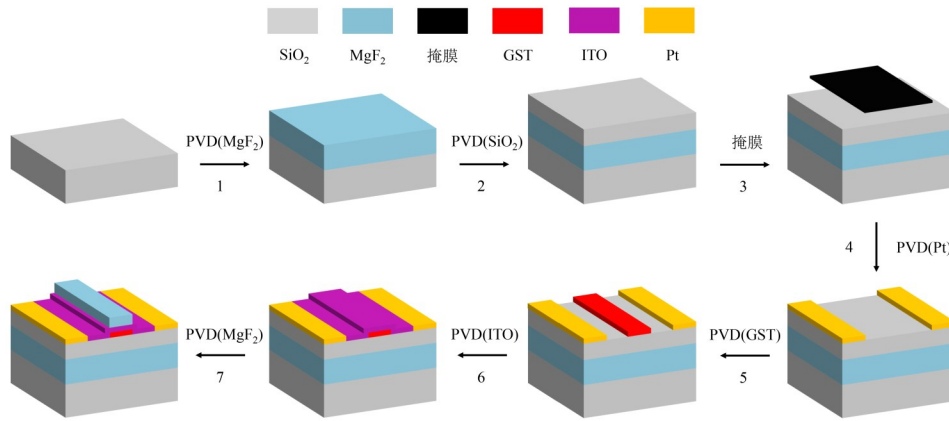
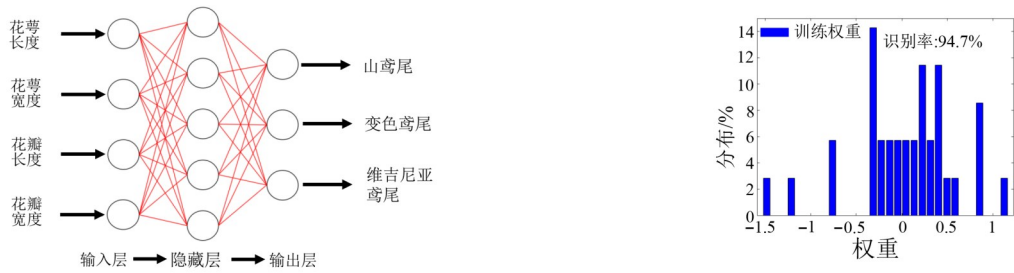
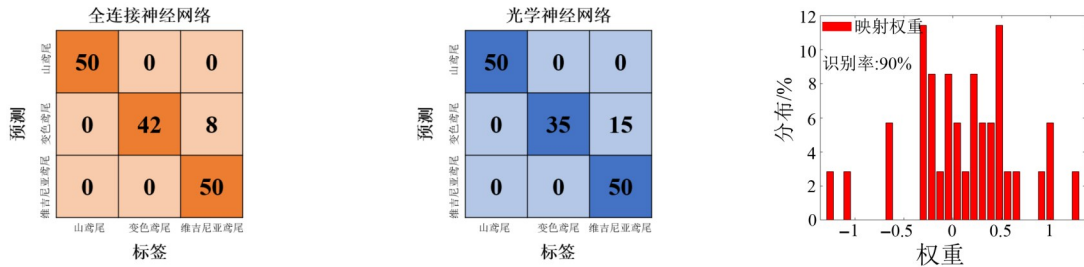


图8 二氧化硅/氟化镁基相变光子器件的制备流程



(a) 本文所采用的神经网络架构,由输入层、隐藏层和输出层组成

(b) 纯软件训练方法的权重分布图和识别准确度



(c) 本文设计的神经网络的权重分布图和识别准确率 (d) 混淆矩阵显示软件训练的预测结果

(e) 本文所设计神经网络的预测结果

图9 用于鸢尾花分类识别的神经网络

隐藏层由五个神经元组成,输出层由三个神经元组成,对应于鸢尾花的三种类型:山鸢尾、变色鸢尾、维吉尼亚鸢尾。

为了建立透射率权重矩阵和传统全连接神经网络(即纯软件)权重矩阵的映射关系,首先需要对传统全连接神经网络进行训练和测试,以获得在最高识别准确率下的权重矩阵。为获取高识别准确率,全连接网络的隐藏层采用 ReLu 非线性激活函数,输出层则采用 SoftMax 函数将神经网络的输出转化为概率分布。采用上述配置后,当训练迭代达到 600 次时该网络的识别准确率趋于最大(约为 94.7%)。值得注意的是,由于训练传统神经网络所得到的权重值有正有负,但器件透射率均为正值,因此在构建权重映射矩阵前,需要对器件透射率进行预处理。在本文中,通过引入一个新的变量

ΔT 来表示正负透射率。将 ΔT 定义为 $\Delta T = (T - T_{ref}) / (T_{max} - T_{ref})$,其中, T 表示器件当前透射率, T_{ref} 表示参考透射率, T_{max} 表示器件最大透射率。由 ΔT 表达式可得:当 $T > T_{ref}$ 时,透射率 T 的变化量为正,反之则为负,因此产生了具有正负值的 ΔT 。为了尽可能地将 ΔT 的范围限制在 $[-1, 1]$ 之间,在本文中将 T_{ref} 的值设定为 0.55。

在完成正负透射率值的定义后,需要将经软件训练后所得到的最优权重矩阵映射到所设计光子器件的 ΔT 上,以获得基于透射率的权重矩阵。为获取透射率期望值,可通过改变器件的结晶程度实现对透射率值的连续调控。为确保 ΔT 值能够匹配其映射后所对应的权重值,利用平方映射误差(SME)作为映射函数($SME = \min \{ \sum [(i \cdot \Delta T - \text{weight})^2] \}$),即在透射率映射前后权重对差值的平方和,同时引入了映射系数 i 对 ΔT

进行缩放. 为了最大程度地减小 ΔT 映射后同实际权重的偏差, 需要找到最佳映射系数 i 以便最小化 SME. 发现当 $i=1.3$ 时, 可以获得最小的 SME ($SME_{\min}=0.192$). 因此选择 1.3 作为最佳映射系数. 最终, 重新对映射神经网络进行训练和测试, 测试结果表明 ΔT 映射后神经网络的识别准确率为 90%, 非常接近于软件训练的识别率 (94.7%). 图 9(b) 和图 9(c) 展示了映射前后神经网络网络权重分布情况. 图 9(d) 和图 9(e) 则以混淆矩阵的形式分别展示了本文所设计的光学神经网络和传统人工神经网络对鸢尾花数据集的分类结果. 在数据集中, 鸢尾花被分为三类, 每类包含 50 个数据集. 混淆矩阵的每一行之和表示该类别的真实样本数量, 每一列之和表示被预测为该类别的样品数量. 分类结果显示, 虽然光学神经网络对变色鸢尾花的分类结果略低于传统网络, 但对

于其余两种类别的识别准确率非常接近于传统网络, 这也证实了由所设计器件构成的光学神经网络具有接近于传统人工神经网络的分类识别能力. 更为重要的是, 可依托于先前报道的基于波分复用的全光神经网络^[23]和集成了交叉电极和电加热器的光子相变随机访问存储器^[70]实现本文所设计的大尺寸神经网络硬件电路, 从而预示了未来该光学神经网络硬件化的可行性.

表 2 列出了所设计器件和先前报道的包含集成加热器的相变光子器件之间的性能对比. 与其他同类器件相比, 本文设计的光子器件产生了更小的编程能耗, 同时兼具快速开关速度和出色的多值存储特性——这是高性能光子器件必须具备的特性. 上述结果揭示了所设计光子器件在存内计算和类脑神经计算领域的巨大潜力, 有望在未来的智能光子系统中得到广泛的应用.

表 2 本文设计器件与配备不同加热器的其他相变光子器件之间的性能比较

加热器	是否兼容于非硅基平台	开关时间/ μs (非晶/晶体)	开关能耗/(aj/nm ³) (非晶/晶体)	中间态数量
氧化铟锡 ^[34]	是	0.52/1	111/5.67 $\times 10^7$	>2
石墨烯 ^[33]	是	0.48/100	127.6/19 779	14
掺杂硅 ^[35]	否	0.02/0.2	755/679	5
PIN ^[36]	否	0.1/50	728/6 500	2
本文	是	0.176/0.13	90/78	>5

6 结论

本文设计了一种新型的 $\text{SiO}_2/\text{MgF}_2$ 基相变光子器件并通过真实可靠的电热和相场模型对其写入和读出性能进行了模拟. 与传统硅基器件相比, 上述器件具有超低开关能耗、超快开关速度和出色的多值存储特性等性能优势. 同时, 其对鸢尾花卉数据集的识别准确度达到了传统人工神经网络图像识别的水平. 这些结果表明所设计光子器件在未来存储和计算应用方面具有光明的前景, 有望推动该领域的未来发展, 可能会为未来高能效、可扩展的光学神经网络乃至光学计算机的出现打下坚实的理论基础.

参考文献

- [1] GHAZI SARWAT S, PHILIP T M, CHEN C T, et al. Projected mushroom type phase-change memory[J]. *Advanced Functional Materials*, 2021, 31(49): 2106547.
- [2] 帅陈杨, 付云起, 郑月军, 等. GeTe 相变射频开关综述[J]. *电子学报*, 2022, 50(12): 3054-3072.
SHUAI C Y, FU Y Q, ZHENG Y J, et al. Review of GeTe phase-change RF switches[J]. *Acta Electronica Sinica*, 2022, 50(12): 3054-3072. (in Chinese)
- [3] ZHANG W, MAZZARELLO R, WUTTIG M, et al. Designing crystallization in phase-change materials for uni-

versal memory and neuro-inspired computing[J]. *Nature Reviews Materials*, 2019, 4: 150-168.

- [4] 宋志棠, 刘波, 封松林. 纳米相变存储技术研究进展[J]. *功能材料与器件学报*, 2008, 14(1): 14-18.
SONG Z T, LIU B, FENG S L. Development of nano phase change storage technology[J]. *Journal of Functional Materials and Devices*, 2008, 14(1): 14-18. (in Chinese)
- [5] WANG J M, WANG L, LIU J. Overview of phase-change materials based photonic devices[J]. *IEEE Access*, 2020, 8: 121211-121245.
- [6] WRIGHT C D, SHAH P, WANG L, et al. Write strategies for multiterabit per square inch scanned-probe phase-change memories[J]. *Applied Physics Letters*, 2010, 97(17): 173104.
- [7] WANG L, REN W, WEN J, et al. Overview of phase-change electrical probe memory[J]. *Nanomaterials*, 2018, 8(10): 772.
- [8] 李晓云, 陈后鹏, 雷宇, 等. 一种基于相变存储器的高速读出电路设计[J]. *上海交通大学学报*, 2019, 53(8): 936-942.
LI X Y, CHEN H P, LEI Y, et al. A high-speed read circuit for phase-change random-access memory[J]. *Journal of Shanghai Jiao Tong University*, 2019, 53(8): 936-942. (in Chinese)
- [9] 连晓娟, 高志璋, 付金科, 等. 基于刀片型限制结构的相

- 变存储器阵列的热串扰效应研究[J]. 电子学报, 2023, 51(2): 396-405.
- LIAN X J, GAO Z X, FU J K, et al. Thermal disturbance effect of phase change random access memory array based on blade-type structure[J]. *Acta Electronica Sinica*, 2023, 51(2): 396-405. (in Chinese)
- [10] LIAN X, SUN C, TAO Z, et al. Realization of complete boolean logic and combinational logic functionalities on a memristor-based universal logic circuit[J]. *Chinese Journal of Electronics*, 2024, 33(4): 1-10.
- [11] LIAN X J, SHI Y L, SHEN X Y, et al. Design of high performance MXene/oxide structure memristors for image recognition applications[J]. *Chinese Journal of Electronics*, 2024, 33(2): 336-345.
- [12] VARNAVA C. Phase-change memory devices for on-chip neural networks[J]. *Nature Electronics*, 2021, 4: 454.
- [13] 吴磊, 蔡道林, 陈一峰, 等. 连续性 RESET/SET 对相变存储器疲劳特性的影响[J]. 上海交通大学学报, 2021, 55(9): 1134-1141.
- WU L, CAI D L, CHEN Y F, et al. Impact of continuous RESET/SET operations on endurance characteristic of phase change memory[J]. *Journal of Shanghai Jiao Tong University*, 2021, 55(9): 1134-1141. (in Chinese)
- [14] 杨冲, 韩伟华, 陈俊东, 等. 相变材料 $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_3$ 的性质及其面向新型数据存储的应用[J]. 微纳电子技术, 2020, 57(5): 341-348.
- YANG C, HAN W H, CHEN J D, et al. Properties of phase change material $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_3$ and its application for novel data storage[J]. *Micronanoelectronic Technology*, 2020, 57(5): 341-348. (in Chinese)
- [15] RÍOS C, STEGMAIER M, HOSSEINI P, et al. Integrated all-photonic non-volatile multi-level memory[J]. *Nature Photonics*, 2015, 9: 725-732.
- [16] 吕元帅, 汪成根, 袁伟, 等. 基于相变材料的可重构模式复用光波导开关[J]. 光学学报, 2021, 41(17): 116-126.
- LÜ Y S, WANG C G, YUAN W, et al. Reconfigurable mode multiplexer waveguide switch based on phase change material[J]. *Acta Optica Sinica*, 2021, 41(17): 116-126. (in Chinese)
- [17] BRÜCKERHOFF-PLÜCKELMANN F, FELDMANN J, WRIGHT C D, et al. Chalcogenide phase-change devices for neuromorphic photonic computing[J]. *Journal of Applied Physics*, 2021, 129(15): 151103.
- [18] GONG Z L, YANG F Y, WANG L T, et al. Phase change materials in photonic devices[J]. *Journal of Applied Physics*, 2021, 129(3): 030902.
- [19] SAHOO D, NAIK R. GSST phase change materials and its utilization in optoelectronic devices: A review[J]. *Materials Research Bulletin*, 2022, 148: 111679.
- [20] 郭鹏星, 刘志远, 侯维刚, 等. 相变材料辅助的光子卷积神经网络加速器[J]. 光学学报, 2023, 43(4): 128-137.
- GUO P X, LIU Z Y, HOU W G, et al. Photonic convolutional neural network accelerator assisted by phase change material[J]. *Acta Optica Sinica*, 2023, 43(4): 128-137. (in Chinese)
- [21] RÍOS C, HOSSEINI P, WRIGHT C D, et al. On-chip photonic memory elements employing phase-change materials[J]. *Advanced Materials*, 2014, 26(9): 1372-1377.
- [22] FELDMANN J, YOUNGBLOOD N, LI X, et al. Integrated 256 cell photonic phase-change memory with 512-bit capacity[J]. *IEEE Journal of Selected Topics in Quantum Electronics*, 2020, 26(2): 8301807.
- [23] FELDMANN J, YOUNGBLOOD N, KARPOV M, et al. Parallel convolutional processing using an integrated photonic tensor core[J]. *Nature*, 2021, 589(7840): 52-58.
- [24] RÍOS C, DU Q Y, ZHANG Y F, et al. Ultra-compact non-volatile phase shifter based on electrically reprogrammable transparent phase change materials[J]. *Photonix*, 2022, 3(1): 26.
- [25] KUZUM D, JEYASINGH R G D, LEE B, et al. Nano-electronic programmable synapses based on phase change materials for brain-inspired computing[J]. *Nano Letters*, 2012, 12(5): 2179-2186.
- [26] CHENG Z G, RÍOS C, PERNICE W H P, et al. On-chip photonic synapse[J]. *Science Advances*, 2017, 3(9): e1700160.
- [27] FELDMANN J, YOUNGBLOOD N, WRIGHT C D, et al. All-optical spiking neurosynaptic networks with self-learning capabilities[J]. *Nature*, 2019, 569(7755): 208-214.
- [28] 彭艺, 唐剑, 杨青青, 等. 基于强化学习的应急无人机通信中继选择策略[J]. 电子测量与仪器学报, 2022, 36(7): 9-15.
- PENG Y, TANG J, YANG Q Q, et al. Relay selection strategy for emergency UAV communication based on reinforcement learning[J]. *Journal of Electronic Measurement and Instrumentation*, 2022, 36(7): 9-15. (in Chinese)
- [29] ZHOU W, FARMAKIDIS N, FELDMANN J, et al. Phase-change materials for energy-efficient photonic memory and computing[J]. *MRS Bulletin*, 2022, 47(5): 502-510.
- [30] 曹震, 张浴轩, 李灵蕾, 等. 神经形态器件的特性与发展[J]. 电子学报, 2023, 51(12): 3619-3642.
- CAO Z, ZHANG Y X, LI L L, et al. A comprehension survey on the characterization and development of neuromorphic devices[J]. *Acta Electronica Sinica*, 2023, 51(12): 3619-3642. (in Chinese)

- [31] ATABAKI A H, MOAZENI S, PAVANELLO F, et al. Integrating photonics with silicon nanoelectronics for the next generation of systems on a chip[J]. *Nature*, 2018, 556(7701): 349-354.
- [32] ZHANG Y F, CHOU J B, LI J Y, et al. Broadband transparent optical phase change materials for high-performance nonvolatile photonics[J]. *Nature Communications*, 2019, 10(1): 4279.
- [33] FANG Z R, CHEN R, ZHENG J J, et al. Ultra-low-energy programmable non-volatile silicon photonics based on phase-change materials with graphene heaters[J]. *Nature Nanotechnology*, 2022, 17(8): 842-848.
- [34] TAGHINEJAD H, ABDOLLAHRAMEZANI S, EFT-EKHAR A A, et al. ITO-based microheaters for reversible multi-stage switching of phase-change materials: Towards miniaturized beyond-binary reconfigurable integrated photonics[J]. *Optics Express*, 2021, 29(13): 20449-20462.
- [35] ZHANG H Y, ZHOU L J, LU L J, et al. Miniature multi-level optical memristive switch using phase change material[J]. *ACS Photonics*, 2019, 6(9): 2205-2212.
- [36] ZHENG J J, FANG Z R, WU C M, et al. Nonvolatile electrically reconfigurable integrated photonic switch enabled by a silicon PIN diode heater[J]. *Advanced Materials*, 2020, 32(31): e2001218.
- [37] WRIGHT C D, ARMAND M, AZIZ M M. Terabit-per-square-inch data storage using phase-change media and scanning electrical nanoprobles[J]. *IEEE Transactions on Nanotechnology*, 2006, 5(1): 50-61.
- [38] CHOI D H, MOON B K, SUNG R J, et al. Mechanical and thermal properties of silicon nitride hot pressed with adding rare-earth oxides[J]. *Materials Science Forum*, 2005, 486/487: 181-184.
- [39] JUDEK J, GERTYCH A P, ŚWINIARSKI M, et al. High accuracy determination of the thermal properties of supported 2D materials[J]. *Scientific Reports*, 2015, 5: 12422.
- [40] BUTT M A, KOZLOVA E S, KHONINA S N. Modeling of a straight channel and Y-splitter waveguides by loading SiO₂ planar waveguide with MgF₂[C]//2017 Progress In Electromagnetics Research Symposium - Spring (PIERS). Piscataway: IEEE, 2017: 2472-2477.
- [41] GHANBARI A, KASHANINIA A, SADR A, et al. Supercontinuum generation for optical coherence tomography using magnesium fluoride photonic crystal fiber[J]. *Optik*, 2017, 140: 545-554.
- [42] LIAN X J, GAO Z X, FU J K, et al. Design of bifunctional phase-change device for storage memories and reconfigurable metasurfaces[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(5): 7785-7795.
- [43] WUTTIG M, BHASKARAN H, TAUBNER T. Phase-change materials for non-volatile photonic applications[J]. *Nature Photonics*, 2017, 11: 465-476.
- [44] ANSARI T Q, HUANG H T, SHI S Q. Phase field modeling for the morphological and microstructural evolution of metallic materials under environmental attack[J]. *NPJ Computational Materials*, 2021, 7: 143.
- [45] FANEC A J, MEYER S, GARDES F Y, et al. Graphene microheater for phase change chalcogenides based integrated photonic components[J]. *Optical Materials Express*, 2022, 12(5): 1991.
- [46] WOODS Z, GOKIRMAK A. Modeling of phase-change memory: Nucleation, growth, and amorphization dynamics during set and reset: Part I—Effective media approximation[J]. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 2017, 64(11): 4466-4471.
- [47] ALLEN S M, CAHN J W. A microscopic theory for anti-phase boundary motion and its application to antiphase domain coarsening[J]. *Acta Metallurgica*, 1979, 27(6): 1085-1095.
- [48] CAHN J W, HILLIARD J E. Free energy of a nonuniform system. I. interfacial free energy[J]. *The Journal of Chemical Physics*, 1958, 28(2): 258-267.
- [49] SENKADER S, WRIGHT C D. Models for phase-change of Ge₂Sb₂Te₃ in optical and electrical memory devices[J]. *Journal of Applied Physics*, 2004, 95(2): 504-511.
- [50] FRENKEL J. Note on a relation between the speed of crystallization and viscosity[J]. *Physik Zeit Sowjetunion*, 1932(1): 498-510.
- [51] MEYER S, TAN Z Y, CHIGRIN D N. Multiphysics simulations of adaptive metasurfaces at the meta-atom length scale[J]. *Nanophotonics*, 2020, 9(3): 675-681.
- [52] MAURO J C, YUE Y Z, ELLISON A J, et al. Viscosity of glass-forming liquids[J]. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 2009, 106(47): 19780-19784.
- [53] WANG L, YANG C H, WEN J, et al. Reading contrast of phase-change electrical probe memory in multiple bit array[J]. *IEEE Transactions on Nanotechnology*, 2019, 18: 260-269.
- [54] WRIGHT C D, WANG L, SHAH P, et al. The design of rewritable ultrahigh density scanning-probe phase-change memories[J]. *IEEE Transactions on Nanotechnology*, 2011, 10(4): 900-912.
- [55] RISK W P, RETTNER C T, RAOUX S. Thermal conductivities and phase transition temperatures of various phase-change materials measured by the 3 ω method[J].

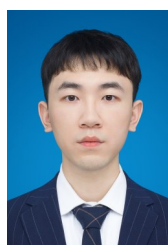
- Applied Physics Letters, 2009, 94(10): 101906.
- [56] WEIDENHOF V, FRIEDRICH I, ZIEGLER S, et al. Laser induced crystallization of amorphous $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ films[J]. Journal of Applied Physics, 2001, 89(6): 3168-3176.
- [57] LEERVAD PEDERSEN T P, KALB J, NJOROGGE W K, et al. Mechanical stresses upon crystallization in phase change materials[J]. Applied Physics Letters, 2001, 79(22): 3597-3599.
- [58] RIOS C, STEGMAIER M, CHENG Z G, et al. Controlled switching of phase-change materials by evanescent-field coupling in integrated photonics[J]. Optical Materials Express, 2018, 8(9): 2455.
- [59] GEMO E, KESAVA S V, RUIZ DE GALARRETA C, et al. Simple technique for determining the refractive index of phase-change materials using near-infrared reflectometry[J]. Optical Materials Express, 2020, 10(7): 1675.
- [60] WANG L, WEN J, YANG C H, et al. Potential of ITO thin film for electrical probe memory applications[J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2018, 19(1): 791-801.
- [61] ROSE A, MASIN B, SREEMOOLANADHAN H, et al. Synthesis and microwave dielectric studies of pure $\text{Li}_2\text{MgSiO}_4$ and B_2O_3 , MgF_2 , WO_3 added $\text{Li}_2\text{MgSiO}_4$ for substrate applications[J]. Applied Surface Science, 2018, 449: 96-104.
- [62] WANG L, WEN J, YANG C H, et al. The route for ultra-high recording density using probe-based data storage device[J]. Nano, 2015, 10(8): 1550118.
- [63] KANDIL H M, GREINER J D, AYERS A C, et al. Single-crystal elastic constants of MgF_2 in the temperature range 4.2-300 K[J]. Journal of Applied Physics, 1981, 52(2): 759-763.
- [64] BAILEY D M, CALDERWOOD F W, GREINER J D, et al. Reproducibilities of some physical properties of MgF_2 [J]. Journal of the American Ceramic Society, 1975, 58(11/12): 489-492.
- [65] ALADOOL A, AZIZ M, WRIGHT D. Understanding the influence of initial cluster size distribution on crystallization dynamics in the $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ phase-change alloy[J]. Physica Status Solidi (b), 2019, 256(7): 1800583.
- [66] LIAN X J, WANG L. Boolean logic function realized by phase-change blade type random access memory[J]. IEEE Transactions on Electron Devices, 2022, 69(4): 1849-1857.
- [67] SOFI A H, SHAH M A, ASOKAN K. Structural, optical and electrical properties of ITO thin films[J]. Journal of Electronic Materials, 2018, 47(2): 1344-1352.
- [68] ALKHAMISI M M, MARZOUK S Y, WASSEL A R, et al. Multi-functional platform based on amorphous $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ thin films for photo/thermodetection and non-volatile memory applications[J]. Materials Science in Semiconductor Processing, 2022, 149: 106856.
- [69] XIA J, WANG T C, WANG Z X, et al. Seven bit nonvolatile electrically programmable photonics based on phase-change materials for image recognition[J]. ACS Photonics, 2024, 11(2): 723-730.
- [70] LIAN X J, JIANG J Y, FU J K, et al. Phase-change nanophotonic circuits with crossbar electrodes and integrated microheaters[J]. IEEE Electron Device Letters, 2022, 43(12): 2192-2195.

作者简介



连晓娟 女, 1985年4月出生, 山西交城人。分别于2008年和2011年在西安电子科技大学获得工学学士和工学硕士学位, 于2014年在西班牙巴塞罗那自治大学获得工学博士学位。目前任南京邮电大学集成电路科学与工程学院副教授、硕士生导师。主要研究方向为阻变存储器、相变存储器、忆阻神经形态器件的制备工艺、物理机制以及性能优化。

E-mail: xjlian@njupt.edu.cn



蒋纪元 男, 2000年7月出生, 广西桂林人。2022年毕业于武汉纺织大学光电信息科学与工程专业, 2022年进入南京邮电大学电子信息专业攻读硕士学位。主要研究方向为相变集成光子器件。

E-mail: 1222228504@njupt.edu.cn



肖宛昂 男, 1970年4月出生, 江西樟树人。研究员。1992年本科毕业于中国农业大学(东校区)电子电力工程系, 2003年硕士毕业于华东交通大学交通信息工程及控制专业, 2006年博士毕业于中国科学院半导体研究所微电子学与固体电子学专业。2006年7月至今, 在中国科学院半导体研究所工作。主要研究方向为声音信号处理和无线通信算法及芯片实现、人工智能硬件加速。

E-mail: waxiao@semi.ac.cn



王磊 男, 1980年10月出生, 江西南昌人。2003年、2004年和2009年分别在北京科技大学、曼彻斯特大学和埃克塞特大学获得工学学士、工学硕士和工学博士学位。现为南京邮电大学集成电路科学与工程学院教授硕士生导师。IEEE会员。主要研究方向为基于非易失性器件的类脑光电存储器及神经网络。

E-mail: leiwang1980@njupt.edu.cn