

InSb薄膜的制备及其光电特性研究

林一晟¹, 耿志挺^{2*}, 罗宇昂²

¹清华大学物理系, 北京

²清华大学材料学院, 北京

收稿日期: 2026年9月12日; 录用日期: 2026年10月3日; 发布日期: 2026年10月15日

摘 要

针对Si基光电探测器在中红外波段响应受限, 以及高质量InSb薄膜传统制备方法与Si基集成工艺兼容性不足的问题, 本研究采用直流磁控溅射及InSb-Zn双靶共溅射工艺, 在p型Si(111)和n型Si(100)衬底上分别制备InSb薄膜和Zn掺杂InSb薄膜, 考察了溅射功率、工作气压、衬底温度及沉积时间等工艺参数对薄膜生长、晶体结构和表面形貌的影响, 并进一步构建了p-Si/n-InSb和n-Si/p-InSb(Zn)异质结构器件。由实测膜厚与沉积时间计算得到, 样品3~6的平均沉积速率分别为14.01、11.04、5.67和7.53 Å/s; 在工作气压1.0 Pa、衬底温度300℃和沉积时间5 min条件下, 溅射功率由40 W提高至60 W时, 薄膜平均沉积速率提高约32.8%。p-Si/n-InSb器件的反向与正向电阻之比约为5, 表现出一定的整流特征; 室温下, 在近红外和中红外波段红外光辐照条件下均检测到光生电压, 最高开路光电压约为68 mV。在本实验光源条件下, 近红外辐照产生的光电压整体高于中红外辐照。研究结果表明, 采用磁控溅射在Si衬底上直接制备InSb薄膜并构筑InSb/Si异质结构具有可行性, 可为低成本、Si基兼容红外光电器件的制备提供实验依据。

关键词

碲化铟薄膜, 磁控溅射, 硅基异质结, 红外探测器, 红外响应

Study on Preparation and Optoelectronic Characteristics of InSb Thin Films

Yisheng Lin¹, Zhiting Geng^{2*}, Yu'ang Luo²

¹Department of Physics, Tsinghua University, Beijing

²School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing

Received: September 12, 2026; accepted: October 3, 2026; published: October 15, 2026

*通讯作者。

文章引用: 林一晟, 耿志挺, 罗宇昂. InSb 薄膜的制备及其光电特性研究[J]. 材料科学, 2026, 16(10): 107-118.
DOI: 10.12677/ms.2026.1610195

Abstract

To address the limited mid-infrared response of Si-based photodetectors and the challenges associated with integrating conventional high-quality InSb thin-film fabrication processes with Si-based technologies, InSb and Zn-doped InSb thin films were deposited on p-type Si(111) and n-type Si(100) substrates, respectively, using direct-current magnetron sputtering and InSb-Zn dual-target co-sputtering. The effects of sputtering power, working pressure, substrate temperature, and deposition time on the film growth behavior, crystal structure, and surface morphology were investigated. On this basis, p-Si/n-InSb and n-Si/p-InSb(Zn) heterostructure devices were fabricated. Based on the measured film thicknesses and deposition times, the average deposition rates of Samples 3~6 were calculated to be 14.01, 11.04, 5.67, and 7.53 Å/s, respectively. Under otherwise identical conditions of a working pressure of 1.0 Pa, a substrate temperature of 300°C, and a deposition time of 5 min, increasing the sputtering power from 40 to 60 W resulted in an approximately 32.8% increase in the average deposition rate. The p-Si/n-InSb device exhibited a reverse-to-forward resistance ratio of approximately 5, indicating discernible rectifying behavior. At room temperature, photovoltages were detected under infrared irradiation in both the near-infrared and mid-infrared wavelength ranges, with a maximum open-circuit photovoltage of approximately 68 mV. Under the specific illumination conditions employed in this study, the photovoltage generated under near-infrared irradiation was generally higher than that obtained under mid-infrared irradiation. These results demonstrate the feasibility of directly depositing InSb thin films on Si substrates by magnetron sputtering and constructing InSb/Si heterostructures, providing an experimental basis for the development of low-cost, Si-compatible infrared optoelectronic devices.

Keywords

InSb Film, Magnetron Sputtering, Silicon Heterostructure, Infrared Detector, Infrared Response

Copyright © 2026 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

光电探测器是光电子系统的重要功能器件，在光通信、光传感及光电集成等领域具有广泛应用[1]。随着微纳光电子集成技术的发展，高性能、低成本、宽波段响应、硅基兼容成为新一代光电探测器的核心发展方向。Si 在 300 K 下的禁带宽度约为 1.12 eV，其本征光响应截止波长约 1.1 μm，单一 Si 吸收层难以覆盖 3~5 μm 中红外窗口[2]。因此，在 Si 上引入窄带隙吸收材料并形成异质结，是拓展硅基红外探测波段的一条可行路线。

锑化铟(InSb)是典型 III-V 族窄带隙直接带隙半导体，常温下为闪锌矿结构(图 1)，原子间以 In-Sb 共价键结合。300 K 时其禁带宽度约 0.17 eV，按 $\lambda_c \approx hc/E_g$ 估算本征截止波长约 7.3 μm；同时 InSb 为直接带隙半导体，电子跃迁无需声子辅助，具有较小的电子有效质量和很高的电子迁移率，因此适合中红外光吸收与高速载流子输运[3] [4]。开发与硅基工艺兼容的 InSb 薄膜制备技术，对实现室温工作、可集成的中红外探测器件具有重要的科学价值与应用潜力。

已有研究采用分子束外延(MBE)、异质缓冲层工程和磁控溅射等路线制备 InSb 及相关红外器件。Tevke 等在 GaAs 缓冲 Si 衬底上以 MBE 生长 InSb p-i-n 器件，在 77 K、约 4.5 μm 处获得 1.2×10^4 V/W

的电压响应率[5]; Rakovska 等报道的 MBE InAsSb 光伏器件实现了室温中红外响应[6]。在硅基异质结方面, Li 等通过石墨烯透明电极改善 InSb/Si 器件的光耦合, 报道了 132 mA/W 响应率、 1.9×10^{12} Jones 探测率以及 635 nm、1.55 μm 和 2.7 μm 的宽谱响应[7]。相较外延技术, 磁控溅射设备成本和面积扩展门槛较低。Zens 等发现 RF 磁控溅射 InSb 在提高衬底温度并降低 Ar 压强时可出现(111)/(220)晶粒, 并在 233 K 下对 6 μm 厚膜获得超过 100 V/W 的响应率[8]; Wang 等采用直流磁控溅射在 CdTe/Si(111)上制备 InSb, 指出 CdTe 缓冲层可增大晶粒、降低应力并改善载流子迁移率, 同时指出 InSb/Si 晶格失配超过 19% [9]。近期, Wang 等的磁控溅射 InSb/Ti₂O₃ 异质结在 950 nm 下报道约 18.22 $\mu\text{A/W}$ 响应率, 并观察到 400°C 附近较好的 InSb 结晶质量[10]; Sharma 等以直流磁控溅射在 Si₃N₄/Si 衬底上制备 InSb 薄膜器件, 在 1064 nm、2 V 下得到 0.23 mA/W 响应率、 2.05×10^8 Jones 探测率和 39/41 ms 响应/恢复时间[11]; Koganezawa 等则通过 RF 溅射结合 400°C 退火在 Si 上形成 InSb 薄膜, 并获得 1310 和 1550 nm 光响应[12]。

已有研究表明, 缓冲层工程、退火及透明电极能够改善 InSb 薄膜的结晶质量、界面运输或光耦合, 但相应增加了制备流程和工艺复杂度。本研究选择不引入外延缓冲层, 直接采用磁控溅射在 Si 衬底上形成 InSb 薄膜, 并从薄膜成核、表面扩散以及异质结光伏过程出发, 分析溅射参数、微结构与室温光生电压之间的关联。与采用 MBE 或复杂缓冲层的高性能器件相比, 本工作的特点在于工艺流程简化以及与 Si 衬底的直接结合; 由于尚未 Hall 参数和完整 I-V 特性, 本文主要讨论薄膜生长规律与室温光伏响应, 不对不同研究之间的器件性能作绝对优劣判断。

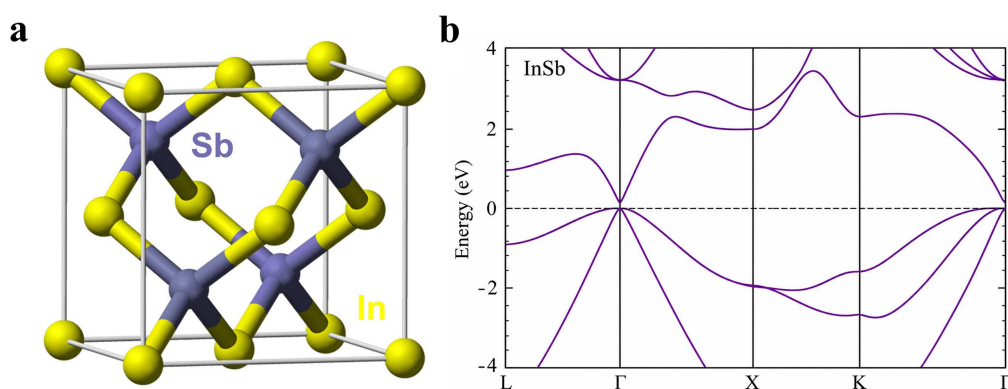


Figure 1. Schematic diagrams of the crystal structure (a) and band structure (b) of InSb
图 1. InSb 晶胞结构(a)与能带结构(b)示意图

2. 研究方案

本研究围绕“工艺调控-材料表征-器件制备-性能验证”的全链条开展, 具体方案如下:

InSb 薄膜的溅射制备: 采用豪杰科技公司 IJ-SP103C 型磁控溅射系统。InSb 晶格常数约 6.479 Å, Si 约 5.431 Å, InSb/Si 界面的晶格失配约为 19.3% [3] [9]。较大的晶格失配可能诱发界面位错、残余应力和高密度缺陷, 因此本研究采用磁控溅射直接在 Si 衬底上沉积 InSb, 并通过调节溅射功率、工作压强、衬底温度和沉积时间改变到达粒子通量及表面迁移动力学; Zn 共溅射用于调节受主杂质的入射通量。由于实验参数并非严格的单因素设计, 参数效应仅在变量受控的样品之间进行比较, 其余结果按相关性进行讨论。

材料特性表征: 晶体结构采用 Rigaku D/MAX-2500PC 型 X 射线衍射仪进行 $\theta - 2\theta$ 连续扫描, X 射线源为 Cu K α 辐射, 扫描范围为 $2\theta = 10^\circ \sim 80^\circ$, 扫描速度为 $2^\circ/\text{min}$, 用于分析薄膜的晶相及择优取向。表

面形貌采用 Oxford Instruments Cypher 快速扫描原子力显微镜, 在接触模式下对 $20\ \mu\text{m} \times 20\ \mu\text{m}$ 区域进行扫描, 表征薄膜表面粗糙度与形貌。薄膜厚度采用 Bruker DektakXT 接触式台阶仪测量, 每个样品选取 9 个位置进行测量并取平均值, 平均沉积速率按 $v = h/t$ 计算, 其中 h 为平均膜厚、 t 为沉积时间。采用四探针测试薄膜的方块电阻/电阻率。

器件制备: 设计两种垂直型 InSb/Si 异质结结构: ① 以 p 型 Si(111) 为衬底, 未掺杂 n 型 InSb 薄膜为光吸收层, 制备 p-Si/n-InSb 异质结探测器; ② 以 n 型 Si(100) 为衬底, Zn 掺杂 p 型 InSb 薄膜为光吸收层, 制备 n-Si/p-InSb(Zn) 异质结探测器。制备电极并完成引线键合, 为后续性能测试做准备。

器件性能表征: 采用半导体参数分析仪测试器件的电流-电压(I-V)特性, 验证 p-n 结整流行为, 并在暗态和两种红外光源辐照条件下测试开路电压, 测试光生伏特效应与光响应特性, 评估器件的红外探测性能。近红外光源采用中心波长为 $1064 \pm 1\ \text{nm}$ 的连续激光器(长春科跃光电科技有限公司), 中红外光源采用标称发射波长为 $4000\ \text{nm}$ 的 nanplus 红外发射光源。

3. 研究内容与结果分析

3.1. InSb 薄膜的磁控溅射制备

磁控溅射属于物理气相沉积技术, 具有组分可控性好、台阶覆盖能力强、衬底附着力高、工艺成本低、与硅基工艺兼容等优势, 适合大规模制备半导体薄膜。其核心过程分为三个阶段(图 2): ① 真空腔室内通入工作气体(Ar), 施加电场使 Ar 电离产生等离子体; ② 等离子体高速轰击阴极靶材, 使靶材原子逸出; ③ 逸出的靶原子通过气相扩散到达衬底表面, 成核生长为薄膜。

从动力学看, 吸附原子的表面扩散系数可写为 $D_s = D_0 \exp(-E_d/kBT_s)$, 其特征扩散长度近似满足 $L_s \propto (D_s \tau)^{1/2}$; 提高衬底温度 T_s 通常会增加表面扩散长度, 使吸附原子更容易到达低能位点, 并促进晶粒并合、粗化和竞争择优取向[13][14]。Thornton/Anders 结构区思想进一步指出, 归一化温度、入射粒子能量和工作气压共同控制溅射膜由疏松柱状向致密结构转变的趋势[13][15]; 一般而言, 气体平均自由程与压强近似成反比, 较高工作压强会增加碰撞并降低到达粒子的平均能量。另一方面, 较高溅射功率提高靶材溅射通量和沉积速率, 但当到达速率快于表面弛豫时也可能冻结更多缺陷或应力[16]。

本研究采用直流溅射工艺制备未掺杂 InSb 薄膜, 采用双靶共溅射工艺制备 Zn 掺杂 InSb 薄膜。功率、工作压强和衬底温度分别通过改变粒子通量、气相碰撞/到达能量以及表面迁移能力共同决定薄膜厚度、致密度、织构和缺陷状态。

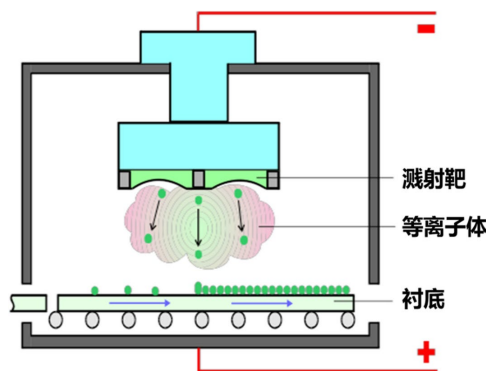


Figure 2. Schematic diagram of magnetron sputtering deposition process

图 2. 磁控溅射沉积工艺示意图

3.1.1. Si 衬底预处理

实验采用 Si 衬底并切割为约 1 cm × 1 cm 样品。溅射前将硅片置于无水乙醇中超声清洗 10 min 以去除表面有机物污染，随后用无水乙醇冲洗并以大量去离子水清洗，N₂ 吹干后尽快转移至溅射腔室。

3.1.2. 未掺杂 InSb 薄膜制备

未掺杂薄膜以 p-Si(111)为衬底、In/Sb 原子比 1:1 的 InSb 合金靶为溅射源，采用直流磁控溅射制备。本研究通过调整溅射功率、腔压、衬底温度、溅射时长等参数开展工艺优化，具体探索性工艺参数如表 1 所示。

Table 1. Process parameters for undoped InSb thin films prepared by dc-sputtering

表 1. 直流溅射制备未掺杂 InSb 薄膜的工艺参数

样品编号	溅射功率(W)	氩气流量(sccm)	腔压(Pa)	腔室温度(℃)	溅射时长(min)
1	50	20	0.3	350	5
2	100	20	0.3	350	5
3	150	20	1.0	300	15
4	100	20	1.0	300	30
5	40	20	1.0	300	5
6	60	20	1.0	300	5

3.1.3. Zn 掺杂 InSb 薄膜制备

Zn 共溅射实验采用 n-Si(100)衬底，以 InSb 合金靶和 Zn 靶作为独立溅射源；InSb/Zn 功率分别为 60/15 W 和 50/20 W，其余已记录参数见表 2。提高 Zn 靶功率可提高 Zn 到达通量，但实际 Zn 掺入量并不与 Zn 靶功率呈简单线性关系。Zn 在 InSb 生长表面的粘附和再蒸发行为会影响其实际掺入效率[17]；同时，在磁控溅射过程中，靶功率、溅射产额及靶 - 基片几何关系也会共同影响到达衬底的粒子通量[13][15]。

Table 2. Process parameters for Zn-doped InSb thin films prepared by co-sputtering

表 2. 共溅射制备 Zn 掺杂 InSb 薄膜的工艺参数

样品编号	InSb 溅射功率(W)	Zn 溅射功率(W)	氩气流量(sccm)	腔压(Pa)	腔室温度(℃)	溅射时长(s)
7	60	15	20	1.0	25	200
8	50	20	20	1.0	25	200

3.2. InSb 薄膜的结构与形貌表征

3.2.1. 厚度与生长速率

采用接触式台阶仪对薄膜厚度进行九点测量并取平均值(表 3)。样品 5 与 6 具有相同 Ar 流量(20 sccm)、压强(1.0 Pa)、衬底温度(300℃)和沉积时间(5 min)，仅溅射功率由 40 W 增至 60 W；相应沉积速率由 5.67 Å/s 增至 7.53 Å/s，提高约 32.8%，表明在本实验参数范围内，提高溅射功率可显著提高 InSb 薄膜的沉积速率，为后续膜厚调控提供了实验依据。

Table 3. Thickness and growth rate of undoped InSb thin films
表 3. 未掺杂 InSb 薄膜的厚度与生长速率

样品编号	溅射功率(W)	溅射时长(min)	薄膜厚度(nm)	平均生长速率(Å/s)	备注
3	150	15	1261	14.01 Å/s	厚膜
4	100	30	1988	11.04 Å/s	厚膜
5	40	5	170	5.67 Å/s	薄膜
6	60	5	226	7.53 Å/s	薄膜

3.2.2. 晶体结构分析

选取厚膜样品 3 与薄膜样品 5 进行 XRD 表征, 结果如图 3 所示。InSb 为闪锌矿结构。根据 300 K 下晶格常数 $a = 6.4794 \text{ Å}$ [3], 结合 Bragg 定律, 在 Cu K α 辐射条件下计算得到 InSb(111)和(220)晶面的理论衍射位置分别约为 $2\theta \approx 23.77^\circ$ 和 39.30° ; 已有 InSb 薄膜研究亦报道了明显的(111)/(220)织构特征[8] [18]。样品 3 在 $39^\circ \sim 40^\circ$ 附近出现强衍射峰, 与 InSb(220)特征峰相符, 表明薄膜已形成晶态 InSb, 并呈现显著的 $\langle 110 \rangle$ 方向相关织构; 对于闪锌矿结构, (220)衍射可用于表征沿 $\langle 110 \rangle$ 方向的织构。样品 5 在低角度区域出现较强衍射峰, 同时在 $39^\circ \sim 40^\circ$ 附近保留较弱的 InSb(220)峰。结合 InSb 薄膜中常见的(111)/(220)择优取向特征, 可推测样品 5 以(111)相关取向成分为主, 并伴随一定比例的(220)取向晶粒。根据 Bragg 定律 $2d \sin \theta = n\lambda$, 衍射峰位置反映相应晶面的面间距; 样品 5 低角主峰相对标准位置的移动说明其晶格间距发生变化, 可与 InSb/Si 界面约束、沉积过程中的残余应力以及非化学计量缺陷引起的晶格畸变相联系。

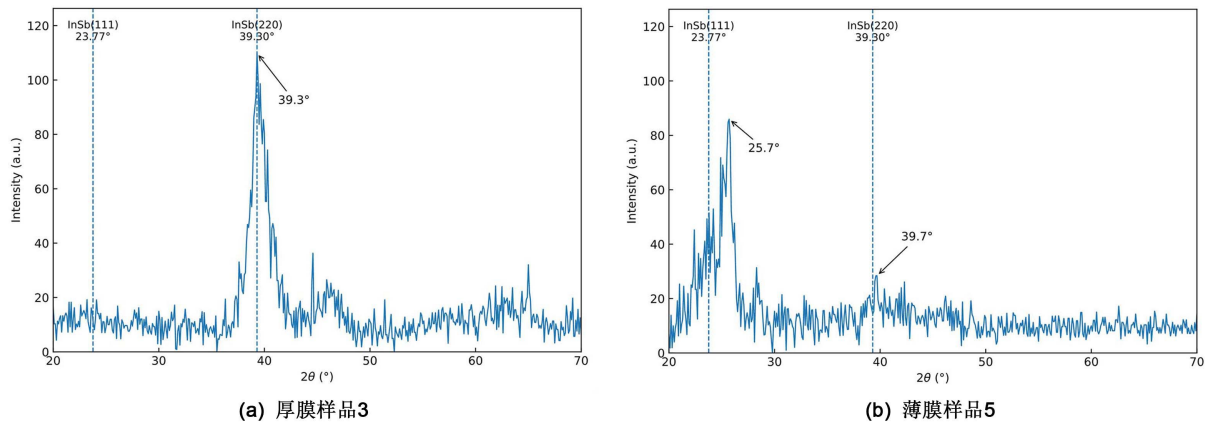


Figure 3. XRD patterns of InSb thin film
图 3. InSb 薄膜的 XRD 图谱

样品 3 和样品 5 的衬底温度均为 300°C 、工作压强均为 1.0 Pa , 但样品 3 采用 150 W 沉积 15 min , 膜厚约 1261 nm ; 样品 5 采用 40 W 沉积 5 min , 膜厚约 170 nm 。因此, 两者的织构差异可从薄膜成核 - 并合 - 竞争生长过程以及磁控溅射结构区理论加以理解。根据 Venables 成核生长理论和 Thompson 多晶薄膜结构演化理论, 薄膜生长初期由异质成核、界面能和表面能主导, 衬底晶向对初始晶核取向的影响较强; 随着厚度增加, 晶粒发生横向并合和竞争生长, 具有较高法向生长速率和较稳定界面结构的晶粒逐渐占据更大体积分数[14] [16]。Thornton/Anders 结构区模型进一步指出, 溅射功率提高会增加到达衬底的粒子通量及能量输入, 从而增强吸附原子的表面迁移和晶粒重排能力[13] [15]。对于 InSb, 已有研究表明其低指数晶面之间存在明显的织构竞争, (111)取向更多受表面/界面能最小化影响, 而 $\langle 110 \rangle$ 方向相关

取向(XRD 中表现为(220)反射增强)可由成核动力学和后续晶粒竞争生长所促进[8][18]。据此可推测,样品 3 与样品 5 的织构差异来源于衬底晶向、粒子通量、表面迁移能力、沉积时间及膜厚共同调控的成核与竞争生长过程。已有 InSb 薄膜研究表明, (110)与(111)低指数晶面之间存在明显的织构竞争,其相对占比会随生长动力学和表面能条件改变[18]。本实验中,样品 3 较高的溅射功率和较大的膜厚使其经历更充分的晶粒并合与竞争生长,最终形成更明显的(220)晶面织构。此外,样品 3 较大的膜厚增加了参与衍射的有效体积,因此其绝对衍射强度同时包含膜厚效应;本研究主要依据峰位及不同晶面之间的相对强度变化讨论择优取向。从器件物理角度看,这种由成核取向向竞争生长织构的演化会改变晶界密度、缺陷态及载流子散射路径,进而可能影响异质结中的载流子输运与光生载流子复合过程。

3.2.3. 表面形貌分析

采用 AFM 对 InSb 薄膜表面进行 $20\text{ }\mu\text{m} \times 20\text{ }\mu\text{m}$ 区域的接触式扫描,结果如图 4 所示。二维高度图的高度标尺约为 $0\sim 26.8\text{ nm}$;在 $20\text{ }\mu\text{m}$ 的横向尺度内,薄膜大部分区域呈连续覆盖,整体高度分布较为均匀,局部可见条带状起伏及少量突起,表明薄膜已经历由离散成核向连续膜层的并合生长过程。根据 Venables 薄膜成核与生长理论,在沉积初期,溅射到达衬底表面的 In、Sb 粒子经吸附和表面扩散形成稳定晶核,随后晶核长大并发生横向并合;在并合过程中,相邻晶粒的高度差、晶界形成以及局部应变释放会在表面保留纳米尺度的起伏特征[14]。Thompson 多晶薄膜结构演化理论进一步指出,随着膜层连续化,晶粒并合和竞争生长会使部分晶粒优先生长,并在晶界或生长台阶附近形成局部形貌差异[16]。因此,图 4 中的条带状起伏可推测与晶粒并合后的晶界/生长台阶、局部竞争生长以及应力松弛有关。另一方面, Mullins 曲率驱动表面扩散理论认为,表面化学势与局部曲率相关,吸附原子倾向由高曲率区域向低曲率区域迁移,从而使短尺度表面起伏逐渐平缓[19]。本实验在 300°C 衬底温度下沉积,为表面吸附原子提供了较高的扩散迁移能力;结合 Thornton/Anders 结构区模型[13][15],可推测表面扩散与溅射粒子能量输入共同促进了岛状晶核的并合和高曲率突起的弛豫,使最终薄膜在较大尺度上形成连续、相对平缓的表面,同时保留少量由晶粒竞争生长和应力释放产生的局部起伏。这种连续膜层形貌有利于保持后续金属电极接触和垂直异质结构电流通道的空间均匀性,并为器件获得稳定的电学与光电响应提供了形貌基础。

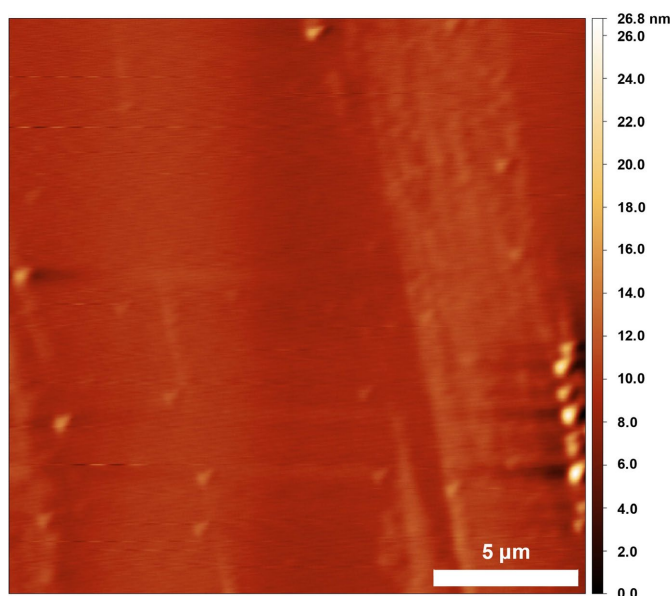


Figure 4. Two-Dimensional AFM morphology of InSb thin film
图 4. InSb 薄膜的 AFM 二维形貌图

3.3. InSb/Si 异质结器件的制备与表征

3.3.1. 器件结构设计

InSb 的导电类型与本征点缺陷、化学计量偏离及杂质掺杂密切相关。相关缺陷热力学研究表明, InSb 中空位、反位等本征缺陷的平衡浓度会随生长化学势改变, 从而调节费米能级和载流子类型[20]。Zn 属于 II 族受主掺杂元素, 其掺入 InSb 后可产生 p 型导电倾向[17] [20]。根据 p-n 异质结理论, 不同导电类型的 Si 与 InSb 接触后会因载流子扩散形成空间电荷区和内建电场[21]。基于此, 本研究设计并制备了两种异质结红外探测器, 结构原理如图 5 所示: (a) p-Si/n-InSb 型探测器, 以 p 型 Si 为电子阻挡层, n 型 InSb 为光吸收层; (b) n-Si/p-InSb(Zn)型探测器, 以 n 型 Si 为空穴阻挡层, p 型 Zn 掺杂 InSb 为光吸收层。

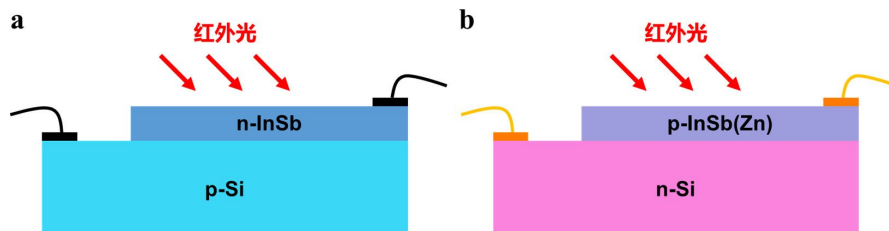


Figure 5. Schematic diagram of InSb/Si heterojunction infrared detector structure ((a): p-Si/n-InSb; (b): n-Si/p-InSb(Zn))

图 5. InSb/Si 异质结红外探测器结构原理图((a): p-Si/n-InSb; (b): n-Si/p-InSb(Zn))

3.3.2. 器件制备工艺

n-Si/p-InSb(Zn)型探测器: 选用样品 7、8 为活性层, 采用磁控溅射在器件两端沉积 20 nm Cr/200 nm Au 作为电极, 尝试采用焊锡引线时发现焊锡与 Au 层黏附性较差, 引线良率低, 后续拟采用 Ti/Au 叠层电极(Ti 作为黏附层)优化电极工艺, 提升接线可靠性。制备得到的器件形貌如图 6(a)所示。

p-Si/n-InSb 型探测器: 选用样品 1~6 为活性层, 将样品一端的 InSb 薄膜打磨去除, 露出底层 P 型 Si 衬底; 将样品固定在玻璃基板上, 两端采用导电银浆分别连接 InSb 薄膜与 Si 衬底, 置于 200℃烘箱中烘烤 30 min 使银浆固化, 完成器件制备, 形貌如图 6(b)所示。

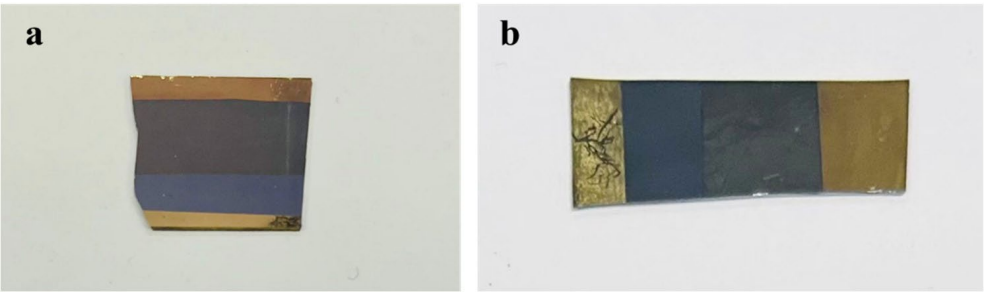


Figure 6. Device photographs((a): n-Si/p-InSb(Zn); (b): p-Si/n-InSb)

图 6. 器件实物图((a): n-Si/p-InSb(Zn); (b) p-Si/n-InSb)

3.3.3. 器件性能测试

首先对 p-Si/n-InSb 器件的正、反向电阻进行比较。在相同测试条件下, 正向电阻约为 20 kΩ, 反向电阻约为 100 kΩ, 反/正向电阻比约为 5。根据 p-n 异质结载流子输运理论, 外加正向电场会降低结区有效势垒并促进多数载流子跨界注入, 而反向电场会增大耗尽区势垒并抑制多数载流子输运[21]。因此,

实验观察到的正、反向电阻不对称可归因于 InSb/Si 界面形成的内建势垒,说明异质结已经具备对载流子跨界面运输的整流调制作用。由于本研究的 InSb 层为磁控溅射多晶薄膜,晶界与界面态还可参与陷阱辅助运输,从而使实际整流行为表现为异质结势垒运输与缺陷相关运输的共同结果。

进一步在暗态、1064 nm 近红外光和 4.0 μm 红外光源辐照条件下测量 p-Si/n-InSb 器件的开路电压,结果见表 4。四个器件的暗态开路电压为 0.2~2.7 mV; 1064 nm 辐照下实测开路电压为 30~68 mV, 4.0 μm 辐照下为 10~38 mV。扣除暗态基线后,四个器件在 1064 nm 下的净光生电压 ΔV_{oc} 分别为 49.8、29.7、67.8 和 44.6 mV,在 4.0 μm 下分别为 29.8、9.7、37.8 和 34.5 mV,最大净光生电压分别达到 67.8 和 37.8 mV。根据光伏二极管理论,光照产生的电子-空穴对经结区内建电场分离后形成光生电流,在开路状态下通过准费米能级分裂建立 V_{oc} [21]。因此,两种红外光源下均出现显著高于暗态基线的开路电压,表明直接溅射形成的 InSb/Si 异质界面能够实现室温光生载流子的分离与光伏输出。

不同波长下的光生电压差异可由 Si 和 InSb 的带隙及异质结吸收区域共同解释。1064 nm 光子的能量约为 1.17 eV,高于室温 Si 约 1.12 eV 的禁带宽度,同时远高于 InSb 约 0.17 eV 的禁带宽度,因此 1064 nm 光既可在 Si 中发生带间吸收,也可被 InSb 层吸收;在该波长下, Si 衬底与 InSb 薄膜产生的光生载流子均可能扩散至异质结耗尽区并参与光伏输出。4.0 μm 对应的光子能量约为 0.31 eV,低于 Si 禁带宽度而高于 InSb 禁带宽度,因而该波段的带间光吸收主要发生在窄带隙 InSb 层中。由此可推测,本实验中 1064 nm 条件下较大的 ΔV_{oc} 与 Si/InSb 两侧共同的光生载流子贡献有关;而 4.0 μm 条件下仍获得最高 37.8 mV 的净光生电压,则直接体现了 InSb 吸收层将 Si 基异质结构的光伏响应扩展至中红外波段的作用。这一结果与已有 InSb/Si 异质结器件实现可见-近红外-中红外宽谱响应的研究规律一致[7]。

n-Si/p-InSb(Zn)构型的补充测试显示,器件方块电阻由暗态 770 $\Omega/\square$ 增加至 1064 nm 辐照下 840 $\Omega/\square$ 和 4.0 μm 辐照下 860 $\Omega/\square$ 。半导体电导率满足 $\sigma = q(n\mu_n + p\mu_p)$ [21],光照后的电阻变化由载流子浓度、迁移率以及界面势垒共同决定。Zn 作为受主掺杂物可提高 InSb 中的空穴浓度,同时引入离化杂质散射中心[17];对于多晶 InSb(Zn)/Si 异质结构,光生载流子的重新分布还会改变晶界陷阱和界面态的占据状态,从而调制有效迁移率及跨界面势垒。因此,光照后方块电阻升高可推测为光致陷阱占据、界面势垒调制及载流子迁移率变化的综合效应超过了单纯光生载流子浓度增加所带来的电导提升。4.0 μm 光主要由 InSb(Zn)层吸收,其方块电阻增幅略高于 1064 nm 条件,也与光生过程更集中发生在 InSb(Zn)薄膜及其界面附近的特征相吻合。

Table 4. Open-circuit photovoltage of p-Si/n-InSb devices under dark, near-infrared and mid-infrared illumination

表 4. p-Si/n-InSb 器件在暗态、近红外光和中红外光辐照下的开路电压

序号	暗态开路电压(mV)	近红外开路电压(mV)	中红外开路电压(mV)
1	0.2	50	30
2	0.3	30	10
3	0.2	68	38
4	2.7	47.3	37.2

3.4. 工艺-结构-性能关联及文献对比

表 5 汇总了与本研究路线较为接近的 InSb/Si 及磁控溅射薄膜/器件工作。不同研究在测试波长、工作温度、偏压、器件面积以及响应率或探测率定义方面存在明显差异,因此性能数值不宜直接作简单横向排序。该对比主要用于分析不同制备路线在工艺复杂度、材料质量和可获得光电指标之间的权衡。

Table 5. Representative InSb thin-film/device studies and comparison with the present work
表 5. 代表性 InSb 薄膜/器件工作与本研究的对比

文献与制备路线	结构/关键工艺	测试条件	关键结果及与本工作的关系
[5] Tevke 等, MBE	GaAs 缓冲 Si 上的 InSb p-i-n; 395℃外延	77 K, 约 4.5 μm	电压响应率 1.2×10^4 V/W; 性能高, 但依赖 MBE、缓冲 层和低温。
[7] Li 等, 硅基异质结/ 透明电极	InSb/Si + 石墨烯透明电极	635 nm、1.55 μm、 2.7 μm	$R = 132$ mA/W, $D^* = 1.9 \times 10^{12}$ Jones; 显示电极光耦合 对宽谱性能的重要性。
[8] Zens 等, RF 磁控溅 射	多种衬底; 升温、<10 mTorr Ar 出现(111)/(220)晶粒	233 K, 6 μm 厚膜	红外热响应率 > 100 V/W; 说明温度/压强可显著改变溅 射 InSb 结晶与红外响应。
[9] Wang 等, DC 磁控 溅射	InSb/CdTe/Si(111), 约 300℃; CdTe 缓冲	材料表征	CdTe 增大晶粒、降低应力并 改善迁移率; 代价是增加缓 冲层工艺。
[10] Wang 等, 磁控溅 射	InSb/Ti ₂ O ₃ 异质结; InSb 在约 400℃结晶较好	950 nm, 3 W	横向器件响应率约 18.22 μA/W、开关比约 2.73; 体现温度 - 结晶 - 器件响应 关联。
[11] Sharma 等, DC 磁 控溅射	InSb/Si ₃ N ₄ /Si, 平面 Ag 电极	1064 nm, 2 V, 室温	$R = 0.23$ mA/W, $D^* = 2.05 \times 10^8$ Jones, 响应/恢复 39/41 ms; 提供校准光功率下的可 比指标。
[12] Koganezawa 等, RF 溅射 + 退火	InSb/Si, 400℃后退火	1310/1550 nm, 室温	获得整流与光响应, 说明低 温沉积 + 后退火也是改善结 晶的可扩展路线。
本工作, DC 磁控溅射	InSb 直接/Si, 无缓冲; 300℃~350℃探索性工艺	1064 nm + 4.0 μm, 室温, 开路	最大实测 $V_{oc} = 68$ mV (最大 净 $\Delta V_{oc} = 67.8$ mV); 流程简 单, 但尚缺 Pinc、Hall、 完整 I-V 和可靠物相/晶粒 定量。

综合表 5 及本实验结果可以看出, 直接在 Si 衬底上沉积 InSb 能够减少缓冲层制备步骤, 但约 19.3% 的晶格失配同时增加了界面位错和缺陷形成的风险, 因此“无缓冲层”既体现了工艺简化优势, 也构成材料质量控制的主要挑战[9]。薄膜生长理论及相关文献表明, 衬底温度、工作压强和到达粒子能量通过表面扩散、成核及竞争生长共同影响 InSb 的结晶状态; 本实验参数矩阵中多个变量同时变化, 使温度或压强的独立贡献尚难定量分离。进一步采用固定功率和压强的温度序列、固定温度的压强序列或正交实验设计, 可建立更可靠的“工艺参数 - 微结构”关系。器件层面, 当前开路光生电压已验证直接溅射 InSb/Si 异质结构的室温宽波段光伏响应, 但完整评价仍需结合暗电流密度、归一化响应率、 D^* 、响应时间和光谱响应等指标。由此, 本工作的主要贡献可概括为: 在无需外延缓冲层的条件下, 实现了直接溅射 InSb/Si 异质结构, 并获得了室温近红外和中红外开路光生电压, 为后续优化硅基 InSb 红外探测结构提供了实验

依据。

4. 结论

本研究采用直流磁控溅射在 Si 衬底上直接制备 InSb 及 Zn 共溅射 InSb 薄膜，并构建 InSb/Si 异质结构；结合薄膜生长理论、结构表征和器件光电测试，对工艺参数、微结构与室温红外光伏响应之间的关系进行了分析。主要结论如下：

(1) 由实测厚度和沉积时间计算得到，样品 3~6 的平均沉积速率分别为 14.01、11.04、5.67 和 7.53 Å/s。在 1.0 Pa、300℃、5 min 的相同沉积条件下，溅射功率由 40 W 提高至 60 W 后，沉积速率由 5.67 Å/s 增加至 7.53 Å/s，增幅约 32.8%。根据磁控溅射粒子输运与薄膜生长理论，提高靶功率会增加等离子体密度及靶材溅射通量，使单位时间到达衬底的沉积粒子数增加，因此实验结果与功率升高促进沉积速率提高的理论趋势相一致。

(2) XRD 结果表明，样品 3 在 39°~40°附近表现出显著的 InSb(220)衍射峰，呈现<110>方向相关择优取向；薄膜样品 5 则以低角度(111)相关衍射成分为主，并伴随较弱的(220)取向。结合薄膜成核、晶粒合并、竞争生长理论以及 Thornton 结构区模型，可推测较薄样品的织构主要受到界面能、表面能和 Si(111)衬底取向的影响，而随着溅射功率、沉积时间和膜厚增加，吸附原子迁移及晶粒竞争生长作用增强，使厚膜逐渐形成更明显的(220)晶面织构。AFM 结果显示，20 μm × 20 μm 扫描范围内薄膜已形成连续覆盖，表面高度变化处于纳米尺度，并存在局部条带状起伏。依据成核-合并生长模型及 Mullins 表面扩散理论，可推测 300℃沉积过程中吸附原子的表面迁移促进了晶核横向合并及高曲率起伏的平缓化，而局部条带和突起主要与晶粒竞争生长、晶界/生长台阶以及应力松弛过程相关。

(3) p-Si/n-InSb 器件的正、反向电阻约为 20 和 100 kΩ，反/正向电阻比约为 5，表明 InSb/Si 异质界面的内建势垒能够对载流子输运产生整流调制。室温下，器件在 1064 nm 和 4.0 μm 光照条件下均产生明显开路光电压，最大净 ΔV_{oc} 分别为 67.8 和 37.8 mV。根据半导体带隙和异质结光伏理论，1064 nm 光可同时在 Si 和 InSb 中激发带间跃迁，因此较大的光生电压可由两侧吸收层共同贡献；4.0 μm 光子能量低于 Si 带隙而高于 InSb 带隙，其光伏响应主要来源于 InSb 吸收层，说明 InSb 薄膜有效拓展了 Si 基结构的中红外光响应范围。n-Si/p-InSb(Zn)器件在光照下表现出方块电阻增加，可由 Zn 受主掺杂、晶界/界面陷阱占据以及光致势垒调制共同作用进行解释。上述结果建立了薄膜微结构、异质结能带输运与室温红外光电响应之间的关联。

基金项目

清华大学实践教学教改研究项目(ZY01-2)。

参考文献

- [1] 王兴军, 苏昭棠, 周治平. 硅基光电子学的最新进展[J]. 中国科学: 物理学、力学、天文学, 2015, 45(1): 1-31.
- [2] Precker, J.W. and da Silva, M.A. (2002) Experimental Estimation of the Band Gap in Silicon and Germanium from the Temperature-Voltage Curve of Diode Thermometers. *American Journal of Physics*, **70**, 1150-1153. <https://doi.org/10.1119/1.1512658>
- [3] Vurgaftman, I., Meyer, J.R. and Ram-Mohan, L.R. (2001) Band Parameters for III-V Compound Semiconductors and Their Alloys. *Journal of Applied Physics*, **89**, 5815-5875. <https://doi.org/10.1063/1.1368156>
- [4] Dixit, V.K. and Bhat, H.L. (2010) Growth and Characterization of Antimony-Based Narrow-Bandgap III-V Semiconductor Crystals for Infrared Detector Applications. In: Dhanaraj, G., Byrappa, K., Prasad, V. and Dudley, M., Eds., *Springer Handbook of Crystal Growth*, Springer, 327-366. https://doi.org/10.1007/978-3-540-74761-1_11
- [5] Tevke, A., Besikci, C., Van Hoof, C. and Borghs, G. (1998) InSb Infrared p-i-n Photodetectors Grown on GaAs Coated Si Substrates by Molecular Beam Epitaxy. *Solid-State Electronics*, **42**, 1039-1044.

- [https://doi.org/10.1016/s0038-1101\(98\)00124-5](https://doi.org/10.1016/s0038-1101(98)00124-5)
- [6] Rakovska, A., Berger, V., Marcadet, X., Vinter, B., Glastre, G., Oksenhendler, T., *et al.* (2000) Room Temperature InAsSb Photovoltaic Midinfrared Detector. *Applied Physics Letters*, **77**, 397-399. <https://doi.org/10.1063/1.126988>
 - [7] Li, X., Sun, T., Zhou, K., Hong, X., Tang, X., Wei, D., *et al.* (2020) Broadband InSb/Si Heterojunction Photodetector with Graphene Transparent Electrode. *Nanotechnology*, **31**, Article ID: 315204. <https://doi.org/10.1088/1361-6528/ab884c>
 - [8] Zens, T., Becla, P., Agarwal, A.M., Kimerling, L.C. and Drehman, A. (2011) Long Wavelength Infrared Detection Using Amorphous InSb and InAs_{0.3}Sb_{0.7}. *Journal of Crystal Growth*, **334**, 84-89. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2011.08.016>
 - [9] Wang, K., Zhang, M., Zeng, T., He, F. and Wen, W. (2023) Lattice-Matched Heteroepitaxial Preparation of InSb/CdTe on Si (111) Substrate by Magnetron Sputtering. *Vacuum*, **212**, Article ID: 112010. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2023.112010>
 - [10] Wang, W., Hou, Y. and Yao, Y. (2024) InSb/Ti₂O₃ Pn Heterojunctions: Optoelectronic Properties and NIR Photovoltaic Response. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, **35**, Article No. 730. <https://doi.org/10.1007/s10854-024-12514-7>
 - [11] Sharma, S., Bhatt, A., Yousuf, M., Verma, S., Husale, S., Bapna, K., *et al.* (2025) InSb Thin Film as an NIR Photodetector and Self-Powered Non-Contact Infrared Temperature Sensor. *ECS Journal of Solid State Science and Technology*, **14**, Article ID: 117002. <https://doi.org/10.1149/2162-8777/aef1ab>
 - [12] Koganezawa, A., Shimizu, T., Ayukawa, A., Sakane, S. and Udono, H. (2026) Thin-Film Growth and Characterization of InSb on Si by RF Sputter Deposition and Post-Annealing. *JJAP Conference Proceedings*, **11**, Article ID: 011009. https://doi.org/10.56646/jjapcp.11.0_011009
 - [13] Thornton, J.A. (1974) Influence of Apparatus Geometry and Deposition Conditions on the Structure and Topography of Thick Sputtered Coatings. *Journal of Vacuum Science and Technology*, **11**, 666-670. <https://doi.org/10.1116/1.1312732>
 - [14] Venables, J.A., Spiller, G.D.T. and Hanbucken, M. (1984) Nucleation and Growth of Thin Films. *Reports on Progress in Physics*, **47**, 399-459. <https://doi.org/10.1088/0034-4885/47/4/002>
 - [15] Anders, A. (2010) A Structure Zone Diagram Including Plasma-Based Deposition and Ion Etching. *Thin Solid Films*, **518**, 4087-4090. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2009.10.145>
 - [16] Thompson, C.V. (2000) Structure Evolution during Processing of Polycrystalline Films. *Annual Review of Materials Science*, **30**, 159-190. <https://doi.org/10.1146/annurev.matsci.30.1.159>
 - [17] Goc, J., Oszwaldowski, M. and Szwecy, H. (1986) Doping of InSb Thin Films with Elements of Groups II and VI. *Thin Solid Films*, **142**, 227-240. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(86\)90007-6](https://doi.org/10.1016/0040-6090(86)90007-6)
 - [18] Oszwaldowski, M., Berus, T., Borowska, A., Nowicki, M., Richter, A. and Sangwal, K. (2004) Textural Properties of InSb Thin Films. *Journal of Crystal Growth*, **265**, 83-93. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2004.01.051>
 - [19] Mullins, W.W. (1959) Flattening of a Nearly Plane Solid Surface Due to Capillarity. *Journal of Applied Physics*, **30**, 77-83. <https://doi.org/10.1063/1.1734979>
 - [20] Hurle, D.T.J. (2010) A Thermodynamic Analysis of Native Point Defect and Dopant Solubilities in Zinc-Blende III-V Semiconductors. *Journal of Applied Physics*, **107**, Article ID: 121301. <https://doi.org/10.1063/1.3386412>
 - [21] Sze, S.M. and Ng, K.K. (2007) *Physics of Semiconductor Devices*. 3rd Edition, John Wiley & Sons, Inc.