

大气环境下纳米线-基底界面黏附能测量的新方法: 交叉堆叠拱形测试*

李金锴^{1) #} 宋小东^{1) #} 侯丽珍^{1) †} 王世良^{2) ‡}

1) (湖南师范大学物理与电子科学学院, 低维量子结构与调控教育部重点实验室, 长沙 410081)

2) (中南大学物理学院, 长沙 410083)

(2025年7月4日收到; 2025年9月16日收到修改稿)

纳米线-基底界面黏附能对微纳器件的性能至关重要. 然而, 现有测量方法普遍存在操作复杂、误差大等问题. 本文提出一种基于光学显微镜微纳操纵技术的交叉堆叠拱形测试法, 实现了大气环境下纳米线-基底界面黏附能的定量测量. 利用该方法, 成功测定了 SiC, ZnO 和 ZnS 纳米线与 Si 基底之间的界面黏附能. 测试结果显示: SiC 纳米线/Si 基底的界面黏附能测量值 ($(0.154 \pm 0.030) \text{ J/m}^2$) 与范德瓦耳斯力理论预测值 ($\sim 0.148 \text{ J/m}^2$) 吻合良好; 而 ZnO 纳米线/Si 基底 ($(0.120 \pm 0.034) \text{ J/m}^2$) 和 ZnS 纳米线/Si 基底 ($(0.192 \pm 0.043) \text{ J/m}^2$) 的测量值, 则显著高于其对应的范德瓦耳斯理论预测值 (分别为 $\sim 0.090 \text{ J/m}^2$ 和 $\sim 0.122 \text{ J/m}^2$). 分析表明, 这种差异源于 ZnO 和 ZnS 表面极化产生的附加静电吸附作用. 本文提出的方法操作简便、准确性高、普适性强, 为研究一维纳米结构与基底间的界面黏附行为提供了一种高效可靠的新途径.

关键词: 纳米线, 黏附能, 微纳操纵, 范德瓦耳斯力

PACS: 68.35.Np, 68.35.Md, 62.23.Hj
CSTR: 32037.14.aps.74.20250873

DOI: 10.7498/aps.74.20250873

1 引言

纳米线作为典型的一维纳米材料, 因其优异的电学、光学和力学性能, 已广泛应用于场效应晶体管、光电探测器、可穿戴设备等微纳功能器件^[1-10], 以及高性能复合结构材料中^[11,12]. 在纳米线的制备、转移、组装及功能化等过程中, 其表面黏附行为起着核心作用^[11-13]. 这种黏附行为不仅影响器件的性能表现和集成密度, 还决定了器件的结构稳定性与长期可靠性^[14,15]. 例如, 界面黏附状态会直

接影响纳米线内部的应变分布, 从而调控其电子输运特性. 在器件服役阶段, 良好的界面黏附有助于防止界面分层、降低接触电阻, 并提高器件在复杂环境下的稳定性^[16-21]. 特别是, 在柔性电子器件、生物传感器和微机电系统 (MEMS) 中, 界面黏附失效已成为导致器件性能退化与结构失效的主要原因之一^[22]. 因此, 纳米线和基底之间的黏附特性及其强度对相关微纳器件的设计、制造和可靠性评估具有重要意义.

在多数情况下, 纳米线与基底之间的黏附主要来源于范德瓦耳斯 (vdW) 力, 其理论值原则上可

* 湖南省大学生研究性学习和创新性实验计划项目 (批准号: 2024105421882)、湖南师范大学本科生创新创业计划项目 (批准号: 2024136)、湖南省自然科学基金项目 (批准号: 2025JJ50021, 2025JJ50003) 和国家自然科学基金面上项目 (批准号: 12072111) 资助的课题.

同等贡献作者.

† 通信作者. E-mail: lizhenhou@hunnu.edu.cn

‡ 通信作者. E-mail: shiliang@mail.csu.edu.cn

以通过计算模型进行估算^[23,24]. 然而, 实际体系中纳米线的几何结构、尺寸效应及环境因素导致黏附行为呈现显著复杂性^[14,15]. 例如, 纳米线的高柔性使其易受表面电荷、极化效应、吸附水分子及毛细力的影响, 这些微观作用在理论模型中往往难以准确量化^[25-27]. 因此, 发展直接可靠的实验测量方法对建立真实体系的黏附能数据库至关重要^[14,15].

目前, 纳米线与基底之间的界面黏附行为, 主要是通过基于原子力显微镜 (AFM)、扫描/透射电子显微镜 (SEM/TEM) 和光学显微镜 (OM) 的微纳操纵技术来进行测量^[14,25,28,29]. 其中, 基于 AFM 的纳米剥离测试可对黏附行为进行定量表征, 但由于无法实现纳米线在剥离过程中的可视化观测, 导致测量效率较低, 且剥离力易受纳米线几何构型变化的影响, 造成较大的不确定性^[30,31]. SEM/TEM 动态测试具备实时可视化能力, 可观测界面演化过程、精确量化能量释放率, 并提升操控效率与可重复性^[32-34]. 然而, 其高真空及电子束辐照条件限制了其对非导电样品的适用性, 亦无法反映大气湿度等环境因素的影响. 更为关键的是, 电子束诱导的荷电效应与碳沉积污染可能导致测量结果严重偏离真实值^[26,28]. 例如, Mead 等^[28] 在通过 SEM 动态测试方法研究 ZnO 纳米线与 Si 基底之间的界面黏附行为时发现, 电子束辐照诱导的污染效应导致实测黏附能值远高于理论估算值. 此外, 近年来, 基于 OM 的微纳操纵技术发展迅速, 为在大气环境下开展界面黏附能测量提供了新的可能. 例如, Mead 等^[25] 和 Akhtar 等^[29] 采用基于 OM 微纳操纵技术的悬拱形测试方法对 ZnO 纳米线和 ZnS 纳米带与 Si 基底之间的黏附行为进行测量. 然而, 这些方法要求测试所用的纳米线和纳米带在轴向上具有很好的尺寸均一性, 且受限于光学分辨率.

本文提出了一种简便而普适的基于 OM 微纳操纵技术的交叉堆叠拱形测试法, 来测量大气环境下纳米线-基底之间的界面黏附能. 对比测量了 SiC, ZnO 和 ZnS 三种纳米线与 Si 基底之间的界面黏附能, 并结合理论分析对其产生机制进行了讨论.

2 实验方法与模型

2.1 实验方法与步骤

在实验中, 选取了通过化学气相沉积法合成的 SiC, ZnO 和 ZnS 纳米线作为测试对象, 其形貌

特征、结构参数及杨氏模量已在我们此前的研究中有所报道^[35-37]. 这些纳米线首先在乙醇中进行超声分散处理, 随后使用滴管滴加至 Si 或 SiO₂ 基底表面. 待乙醇自然挥发干燥后, 纳米线便分散沉积在基底表面.

在光学显微镜 (Mitutoyo M Plan APO 50×) 的实时监控下, 利用三维微纳操纵系统中的 W 针尖, 从 Si 基底 1 表面上分散的纳米线中挑选出长度适中、直径合适的单根纳米线, 并将其转移至待测的 (100)Si 基底 2 表面上, 如图 1(a), (b) 所示. 所使用的 W 针尖由直径 0.3 mm 的钨丝经电化学刻蚀制备而成, 针尖端部直径约为 200 nm. 该针尖安装于三维纳米定位平台 (Physik Instrumente P-616C.3C) 上, 其闭环分辨率约为 0.4 nm, 行程范围为 1—100 μm, 线性误差为 0.03%, 可实现精确的空间操控. 随后, 采用相同方法从纳米线簇中再次选取另一根纳米线, 并精准转移至已放置好的第 1 根纳米线上, 使两根纳米线形成如图 1(c) 所示的交叉结构. 通过重复上述挑选、转移和交叉布设的步骤, 可在 Si 基底表面构建出由多种类型纳米线组成的网格结构. 其中, 网格格点位置的上层纳米线将在待测基底的黏附与下层纳米线的支撑作用下形成拱形结构, 如图 1(d) 所示.

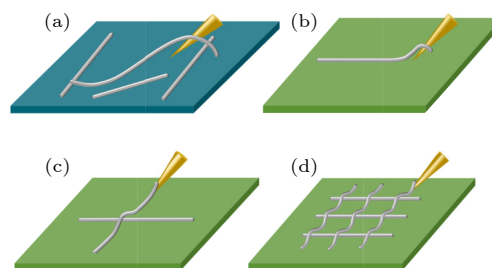


图 1 在基底表面通过 OM 微纳操纵技术构建纳米线网格的示意图

Fig. 1. Schematic illustration of nanowire grid fabrication on a substrate via optical microscopy (OM)-based micro/nanomanipulation technique.

采用原子力显微镜 (AFM, Veeco Nanoman VS) 对相应纳米线拱形结构的几何构型进行分析. 随后, 通过扫描电子显微镜 (SEM, JEOL Nova NanoSEM230) 对基底表面的纳米线网格进行形貌和几何构型表征.

2.2 力学模型

纳米线网格结构在交叉位置形成微型拱形结

构, 其几何构型依赖于纳米线与基底之间界面黏附作用. 因此, 原则上可通过对该拱形几何形貌的精确表征推导出界面黏附能的大小. 考虑到纳米线拱形的高度与宽度的比值相对较小, 本文将采用基于线性弹性理论的欧拉-伯努利梁理论 (Euler-Bernoulli beam theory), 结合能量守恒原理, 对纳米线的弯曲形变与界面黏附力之间的平衡关系进行建模分析, 从而建立黏附能的计算模型.

如图 2 所示, 当上层纳米线跨越下层纳米线形成拱形结构时, 其非接触区域因弯曲变形而储存弯曲应变能 U_b , 而接触区域则因界面作用而产生黏附能 U_{adh} . 系统总能量由上述两部分组成. 假设纳米线在长度方向上具有均一尺寸, 并在平衡状态下呈现左右对称构型, 则其轮廓挠度函数可表示为^[38]

$$w(x) = w_0 \left(\frac{3x^2}{s^2} - \frac{2x^3}{s^3} \right), \quad (1)$$

其中, w_0 为拱形中心高度, s 为非接触区的跨度. 由此可推导出弯曲应变能:

$$U_b = \frac{EI}{2} \int_0^s \left(\frac{\partial^2 w(x)}{\partial x^2} \right)^2 dx = \frac{6w_0^2 EI}{s^3}, \quad (2)$$

其中, E 和 I 分别为纳米线的杨氏模量和截面惯性矩.

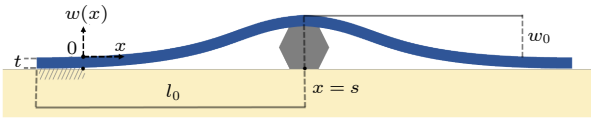


图 2 基底表面的纳米线网格在格点处所形成的微拱形的剖面图

Fig. 2. Cross-sectional view of micro-arches formed at the grid points of the nanowire mesh on the substrate.

接触区的黏附能由单位面积黏附能 (γ_s) 与接触面积乘积给出:

$$U_{\text{adh}} = -\gamma_s b (l_0 - s), \quad (3)$$

其中, l_0 表示从纳米线黏附起点到拱桥最高点的水平投影长度, b 表示纳米线与基底之间接触区域的宽度.

因此, 上述黏附系统的总能量为

$$U_{\text{total}} = U_b + U_{\text{adh}} = \frac{6w_0^2 EI}{s^3} - \gamma_s b (l_0 - s). \quad (4)$$

根据能量最小原理, 即系统在平衡状态下总能量取极小值, 可得

$$\frac{\partial U_{\text{total}}}{\partial s} = 0. \quad (5)$$

由此推导出单位面积黏附能表达式为

$$\gamma_s = \frac{18EIw_0^2}{bs^4}. \quad (6)$$

该模型为定量评估纳米线与基底之间界面黏附能提供了理论依据, 可结合实验所测得的拱形几何参数, 计算出对应的界面黏附能大小.

3 实验结果与分析

图 3(a), (b) 分别展示了采用 OM 微纳操纵技术在 Si 基底表面搭建起来的 SiC 纳米线网格的 OM 照片和对应的 SEM 照片. 随后, 利用 AFM 对交叉格点进行形貌表征. 如图 4(a) 所示, 典型交叉格点处的 AFM 图像清晰显示出纳米线在交叉区域形成对称的拱形空间结构. 图 4(b) 显示了纳米线横截面的二维 (2D) AFM 轮廓图, 测得其厚度 t 约为 97 nm. 进一步地, 由于 AFM 难以准确识别拱形起始位置, 本文采用 (1) 式对轮廓曲线进行拟合, 从而更准确地提取拱形结构的高度和跨度参数. 考虑到拱形结构左右可能存在一定不对称性, 拟合时对左右两侧分别处理以提升精度. 图 4(c) 为交叉格点处纳米线拱形结构的 2D AFM 轮廓图, 可用于精确分析其空间构型. 左右两侧拟合优度 $R^2 \approx 0.99$, 对应得到的拱形高度为 $w_0 = (192 \pm 2)$ nm, 左、右两侧的半跨度分别为 $s_L = (3171 \pm 54)$ nm 和 $s_R = (3491 \pm 40)$ nm. 图 4(d), (e) 显示的 SEM 图进一步确认了纳米线的拱形结构轮廓及纳米线的六边形横截面形貌. 测得纳米线的等效直径约为 120 nm, 结合 AFM 测得的厚度结果, 表明其截面接近正六边形. 故其截面惯性矩可表示为 $I = 5\sqrt{3}t^4/144$. 进一步将上述参数以及 SiC 纳米线的杨氏模量 $E = 480$ GPa^[35] 代入 (6) 式, 可计算得到左右两侧的

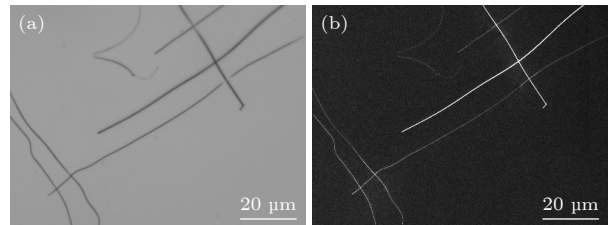


图 3 通过 OM 微纳操纵技术在 Si 基底表面搭建的 SiC 纳米线网格 (a) OM 照片; (b) SEM 图片

Fig. 3. SiC nanowire grid assembled on a Si substrate via OM-based micro/nanomanipulation: (a) OM image; (b) SEM image.

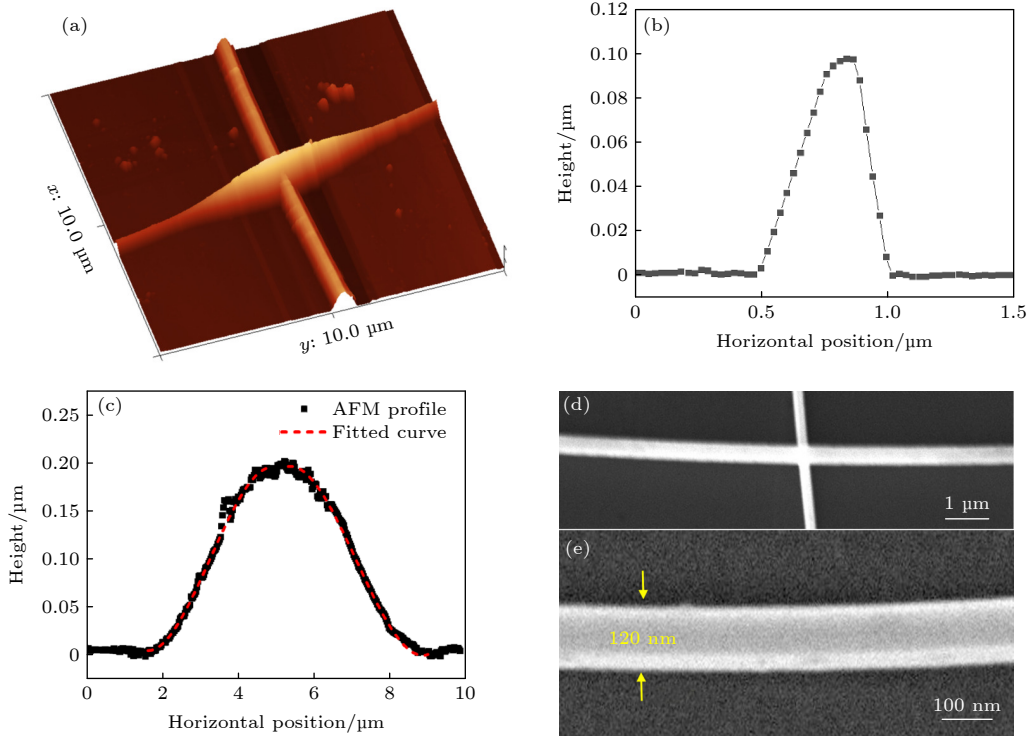


图4 Si基底上SiC纳米线拱形 (a) 拱形的低倍AFM照片; (b) 纳米线横截面的2D AFM照片; (c) 纳米线拱形轮廓的2D AFM照片以及拟合的轮廓曲线; (d), (e) 纳米线拱形的低倍SEM照片和纳米线的高倍SEM图片

Fig. 4. Arched SiC nanowire on Si substrate: (a) Low-magnification AFM image of the arched nanowire; (b) 2D AFM image of the nanowire cross-section; (c) 2D AFM profile of the arched nanowire and the fitted contour curve; (d), (e) low-magnification and high-magnification SEM images of the arched nanowire, respectively.

界面黏附能分别为: $\gamma_L = (0.176 \pm 0.016) \text{ J/m}^2$ 和 $\gamma_R = (0.150 \pm 0.010) \text{ J/m}^2$, 以及两侧黏附能的平均值 $\gamma_{LR} = (0.163 \pm 0.013) \text{ J/m}^2$. 这一结果表明, 纳米线拱形两侧具有相似的黏附特性, 与拱形结构整体上较好的对称性相一致. 此外, 还测量了另外3根厚度分别为 112 nm, 121 nm 和 149 nm 的 SiC 纳米线, 分别得到的界面黏附能为 (0.121 ± 0.010) , (0.158 ± 0.024) 和 $(0.175 \pm 0.033) \text{ J/m}^2$. 为便于比较, 图5为4根 SiC 纳米线拱形左右两侧的测量结果, 最终获得 SiC 纳米线与 Si 基底之间的界面黏附能 $\gamma_{\text{SiC/Si}} = (0.154 \pm 0.030) \text{ J/m}^2$.

从理论角度分析, SiC 纳米线与 Si 基底之间的界面黏附主要来源于3种物理相互作用: vdW力、毛细力以及静电力^[23]. 然而, 在本研究中, 所有黏附能测试均在相对湿度为30%的恒定环境条件下进行. 在此湿度条件下, 一般认为界面难以形成稳定的、对黏附有显著贡献的液态水桥结构, 因此毛细力的贡献可视为次要因素或基本忽略不计^[39,40]. 此外, SiC 与 Si 均属于以共价键为主的晶体材料, 其表面原子结构稳定, 化学惰性较高且可极化性较

低^[41], 显著区别于 ZnO 或 ZnS 等具有较强离子性和高可极化性的晶体材料^[42,43]. 更重要的是, 实验过程中未施加外电场, 且通过严格的样品处理和接地措施, 最大限度地减少了静电荷的意外积累, 因此

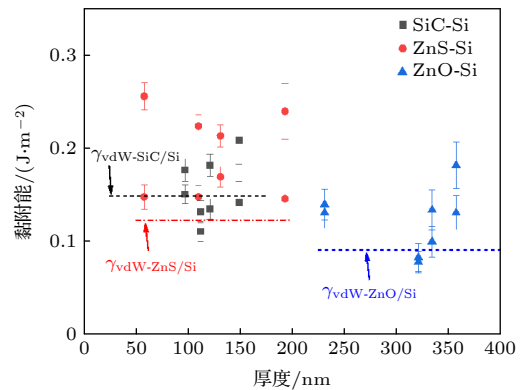


图5 大气环境下三种纳米线与 Si 基底之间的黏附能与纳米线厚度的关系. 图中的三条虚线对应于三种纳米线与 Si 基底之间的 vdW 黏附能的理论值

Fig. 5. Relationship between adhesion energy and nanowire thickness for three types of nanowires on Si substrate under ambient conditions. The three dashed lines in the figure correspond to the theoretical values of van der Waals (vdW) adhesion energy between the three types of nanowires and Si substrate.

静电力的贡献也应被排除为主导因素. 综合上述分析, 可以合理地推断, 本实验条件下 SiC 纳米线与 Si 基底之间的黏附能主要由 vdW 相互作用主导.

为验证上述推断, 可采用下式对 vdW 黏附能的理论值进行估算^[23]:

$$\gamma_{\text{vdW}} = \frac{A_{\text{SiC-Si}}}{12\pi D_0^2}, \quad (7)$$

其中 $D_0 = 0.2 \text{ nm}$ 为截止距离, $A_{\text{SiC-Si}} = \sqrt{A_{\text{SiC}} \cdot A_{\text{Si}}}$, $A_{\text{SiC}} = 2.5 \times 10^{-19} \text{ J}$ 和 $A_{\text{Si}} = 2.0 \times 10^{-19} \text{ J}$ ^[44] 为 SiC 纳米线与 Si 基底的黏附界面的等效 Hamaker 常数. 所获得的理论估算值 $\gamma_{\text{vdW-SiC/Si}} \approx 0.148 \text{ J/m}^2$, 与实验测试结果 (约 0.154 J/m^2) 高度吻合, 进一步印证了 vdW 力在 SiC-Si 界面体系中的主导作用, 并表明本文所提出的交叉堆叠拱形测试法在定量表征纳米线/基底间黏附行为方面具有较好的准确性.

按照和前面类似的方法, 我们测量了 ZnO 与 Si 基底之间的黏附能. 图 6(a) 为 Si 基底表面上两彼此交叉叠放的 ZnO 纳米线的交叉格点位置的 AFM 照片. 相应地, 我们在图 6(b) 中展示了纳米线拱形的 2D 横截面轮廓. 通过方程 (1) 分别对纳米线拱形的轮廓进行拟合可知, 拱形高度 $w_0 = (94 \pm 2) \text{ nm}$; 同时, 拱形左、右两侧的半跨度分别为 $s_L = (5010 \pm 45) \text{ nm}$ 和 $s_R = (4657 \pm 42) \text{ nm}$. 拱形两侧具有较好的对称性, 也说明两侧的黏附能

比较接近. 同时, 结合 AFM 和 SEM 分析可知, ZnO 纳米线具有近乎理想的光滑表面, 厚度和宽度分别为 $t = (334 \pm 1) \text{ nm}$ 和 $d = (290 \pm 5) \text{ nm}$, 呈现出近乎正六边形的截面, 如图 6(c), (d) 所示. 将上面的测量结果和 ZnO 纳米线的杨氏模量 $E = 140 \text{ GPa}$ ^[35] 代入 (6) 式, 可计算得到该纳米线与基底之间的界面黏附能为 $(0.116 \pm 0.017) \text{ J/m}^2$. 在实验中共测量了 4 根不同的 ZnO 纳米线, 获得的界面黏附能为 $\gamma_{\text{ZnO/Si}} = (0.120 \pm 0.034) \text{ J/m}^2$. 同时, 为了便于对照, 我们也将所测量的 4 根 ZnO 纳米线拱形左右两侧的黏附能总结在图 5 中.

从实验结果来看, 本研究所测得的界面黏附能与 Galan 等^[45] 采用 AFM 探针对 ZnO 涂层与 Si 基底之间进行测量所获得的结果 (约 0.100 J/m^2) 较为接近, 同时, 也与 Mead 等^[25] 通过基于光学干涉的拱形方法所测量到的大气环境下的 ZnO 纳米线与 Si 基底的界面黏附能的标称值 $(0.051 \pm 0.032) \text{ J/m}^2$ 数量级相同. 但需要注意的是, Galan 等^[45] 所合成的 ZnO 涂层是多晶而非单晶, 且其表面形貌未经表征, 因此所获得的测试结果仅具有参考意义; 而 Mead 等^[25] 在测试中采用的基于光学干涉的方法, 不仅纳米线拱形的搭建和表征过程比较复杂, 而且还要求纳米线在长度方向上具有很好的均匀性, 否则需要采用比较复杂的计算方法才能获得较为准确的测量结果. 这不仅会导致我们需要对纳米线的

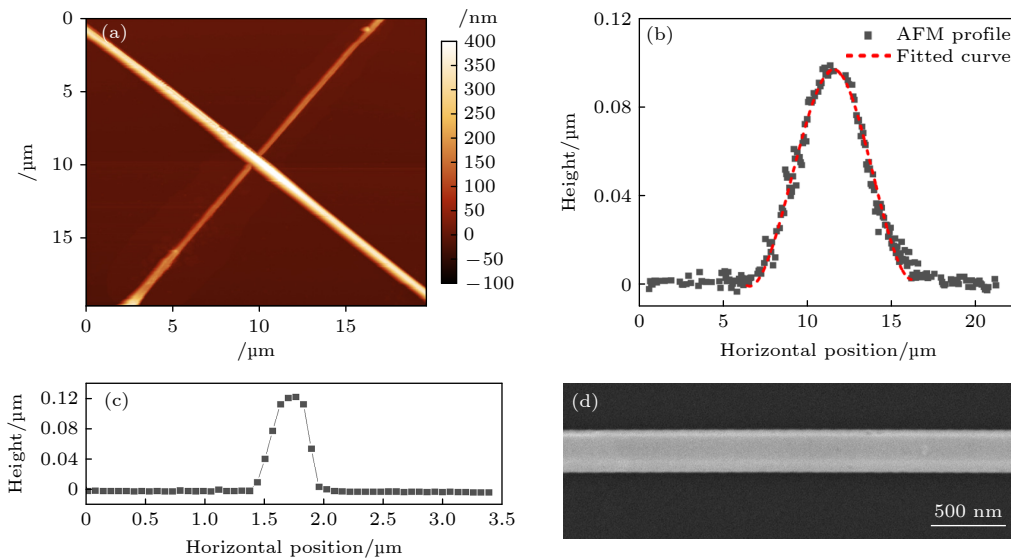


图 6 Si 基底上 ZnO 纳米线拱形 (a) 拱形的低倍 AFM 照片; (b) 纳米线拱形轮廓的 2D AFM 照片以及拟合的轮廓曲线; (c) 纳米线横截面的 2D AFM 照片; (d) 纳米线的高倍 SEM 图片

Fig. 6. Arching profile of a ZnO nanowire on a Si substrate: (a) Low-magnification AFM image of the arched nanowire; (b) 2D AFM profile of the arched contour with fitted curve; (c) 2D AFM image of the nanowire cross-section; (d) high-magnification SEM image of the nanowire.

形貌和尺寸进行繁琐而细致的测量, 需要利用复杂的计算公式, 而且还会因为纳米线的尺寸不均匀性而导致测试结果出现很大的误差. 相比之下, 本文提出的方法通过纳米线的交叉堆叠形成跨度较小的拱形结构, 实验过程更为简便, 同时由于跨度有限, 可有效减小纳米线沿长度方向的直径变化对测试结果的影响.

理论上, 利用 ZnO 的 Hamaker 常数 $A_{\text{ZnO}} = 0.92 \times 10^{-19}$ J 和方程 (7), 可以计算出 ZnO 纳米线与 Si 基底之间的 vdW 黏附能为 $\gamma_{\text{vdW-ZnO/Si}} \approx 0.090$ J/m². 很显然实验上测量到的值 ((0.120±0.034) J/m²) 要明显高于理论上的 vdW 黏附能, 这与前面所测量的 SiC 纳米线与 Si 基底有明显的不同. 这种差异性可能主要归因于纳米线材料本征性质的差异. SiC 和 Si 均为共价键合材料, 其表面电中性, 界面静电作用可以忽略, 因此实验值与理论计算高度一致. 而 ZnO 为具有离子键特征的极性晶体, 其晶体结构中 Zn²⁺和 O²⁻呈交替排布, 导致纳米线形成极性表面. 当纳米线与 Si 基底接触时, 由于其表面为极性终止面, 界面会发生明显的电荷极化, 从而在原有 vdW 力之外引入附加的极化耦合作用, 导致实际黏附能明显高于单纯的 vdW 理论预测. 为了进一步验证这一作用机制, 我们也采用上述交叉堆叠拱形方法测量了具有离子晶体结构的 ZnS 纳米线与 Si 基底的黏附能, 所获得的实验测量值 $\gamma_{\text{ZnS/Si}} = (0.196 \pm 0.049)$ J/m² (4 根 ZnS 纳米线的具体测量值见图 5), 与 Akhtar 等^[29]测量的 ZnS 纳米带与 Si 基底之间的黏附能 0.2 J/m² 比较一致, 但是要比利用 $A_{\text{ZnS}} = 1.7 \times 10^{-19}$ J 所计算出 vdW 理论值 $\gamma_{\text{vdW-ZnS/Si}} \approx 0.122$ J/m² 高出约 60%. 由此也说明, 尽管具体作用机制和定量解释尚不完全清楚, 但由具有极性表面的离子晶体材料所形成的黏附界面, 会因电荷极化而显现出明显高于 vdW 理论所预测的界面黏附能.

4 结 论

本文提出了一种可在大气环境下直接测量多种纳米线与基底之间界面黏附能的新方法: 基于 OM 微纳操纵技术的交叉堆叠拱形测试法. 通过对 SiC, ZnS 及 ZnO 纳米线与 Si 基底的系统对照测试发现: 非极性 SiC/Si 体系的黏附能 ((0.154±0.030) J/m²) 与对应的 vdW 理论值 (约 0.148 J/m²)

高度吻合, 表明其界面行为主要由 vdW 力主导; 而极性 ZnS/Si ((0.192±0.043) J/m²) 和 ZnO/Si ((0.120±0.034) J/m²) 体系则由于表面极化诱导的静电增强效应而表现出显著增强的界面黏附效应, 远高于对应的 vdW 理论值. 该方法具有操作简便、精度高和良好的普适性等优势, 可拓展应用于多种微纳结构 (如纳米管、二维材料), 为解析复杂界面现象提供了可靠的平台和高效的研究手段.

参考文献

- [1] Torkashvand Z, Shayeganfar F, Ramazani A 2024 *Micromachines* **15** 175
- [2] Gu J L, Shen Y F, Tian S J, Xue Z G, Meng X H 2023 *Biosensors* **13** 1025
- [3] Kong L D, Zhang T Z, Liu X Y, Zhao X, Xiong J M, Li H, Wang Z, Xie X M, You L X 2025 *Nat. Photonics* **19** 407
- [4] Wu L, Hu Z Y, Liang L, Hu R J, Wang J Z, Yu L W 2025 *Nat. Commun.* **16** 965
- [5] Duan C, Liu J J, Chen Y J, Zuo H L, Dong J S, Ouyang G 2024 *Acta Phys. Sin.* **73** 056801 (in Chinese) [段聪, 刘俊杰, 陈永杰, 左慧玲, 董健生, 欧阳钢 2024 物理学报 **73** 056801]
- [6] Sunwoo S H, Han S I, Jung D J, Kim M, Nam S, Lee H, Choi S, Kang H, Cho Y S, Yeom D H, Cha M J, Lee S, Lee S P, Hyeon T, Kim D H 2023 *ACS Nano* **17** 7550
- [7] He H L, Qin Y, Liu J R, Wang Y S, Wang J F, Zhao Y H, Zhu Z Y, Jiang Q, Wan Y H, Qu X R, Yu Z C 2023 *Chem. Eng. J.* **460** 141661
- [8] Zhao Z Q, Li Q J, Dong Y, Gong J X, Li Z, Zhang J F 2022 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **14** 18884
- [9] Chen C, Wang R, Li X L, Zhao B, Wang H, Zhou Z, Zhu J H, Liu J W 2022 *Nano Lett.* **22** 4131
- [10] Wang K X, Yap L W, Gong S, Wang R, Wang S J, Cheng W L 2021 *Adv. Funct. Mater.* **31** 2008347
- [11] Liu X L, Feng T, Meng X Y, Wen S F, Hou W H, Ding J H, Lin H J, Yue Z F 2023 *J. Alloys Compd.* **960** 170934
- [12] Zhou L, Fu Y W, Yin T, Tian X F, Qi L H 2019 *Ceram. Int.* **45** 22571
- [13] Shah M, Wu Y X, Chen S L, Mead J L, Hou L Z, Liu K, Tao S H, Fatikow S, Wang S L 2025 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **58** 083001
- [14] Mead J L, Wang S L, Zimmermann S, Fatikow S, Huang H 2023 *Engineering* **24** 39
- [15] Yibibulla T, Hou L Z, Mead J L, Huang H, fatikow S, Wang S L 2024 *Nanoscale Adv.* **6** 3251
- [16] Zhang W W, Yao Z J, Liu H, Liu J H, Li M Y, Li F Q, Chen H T 2023 *Microelectron. Reliab.* **151** 115236
- [17] Kim J, Choi J S, Lim S, Moon S E, Im J P, Kim J H, Kang S M 2022 *Small Struct.* **3** 2200023
- [18] Li W T, Zhang H, Shi S W, Xu J X, Qin X, He Q Q, Yang K, Dai W B, Liu G, Zhou Q G, Yu H Z, Silva S R, Fahlman M 2020 *J. Mater. Chem. C* **8** 4636
- [19] Jia C C, Lin Z Y, Huang Y, Duan X F 2019 *Chem. Rev.* **119** 9074
- [20] Zhao Y P, Wang L S, Yu T X 2003 *J. Adhes. Sci. Technol.* **17** 519
- [21] He Y, Xu H K, Ouyang G 2022 *Chin. Phys. B* **31** 110502
- [22] Mastrangelo C 1997 *Tribol. Lett.* **3** 223

- [23] Israelachvili J N 2010 *Intermolecular and Surface Forces* (London, UK: Academic Press)
- [24] Wei Z X, Lin K, Wang X H, Zhao Y P 2021 *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* **150** 106592
- [25] Mead J L, Wang S L, Zimmermann S, Huang H 2020 *Nanoscale* **12** 8237
- [26] Klauser W, Nasrullayev T, Fatikow S 2023 *J. Vac. Sci. Technol. B* **41** 052802
- [27] Manoharan M, Haque M 2009 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **42** 095304
- [28] Mead J L, Xie H T, Wang S L, Huang H 2018 *Nanoscale* **10** 3410
- [29] Akhtar N, Song X D, Liu R Z, Asif M, Mead J L, Hou L Z, Wang S L 2024 *Appl. Phys. Lett.* **125** 251601
- [30] Sychev D, Schubotz S, Besford Q A, Fery A, Auernhammer G K 2023 *J. Colloid Interface Sci.* **642** 216
- [31] Strus M, Zalamea L, Raman A, Pipes R, Nguyen C, Stach E 2008 *Nano Lett.* **8** 544
- [32] Roenbeck M R, Wei X, Beese A M, Naraghi M, Furmanchuk A O, Paci J T, Schatz G C, Espinosa H D 2014 *ACS nano* **8** 124
- [33] Sui C, Luo Q T, He X D, Tong L Y, Zhang K, Zhang Y Y, Zhang Y, Wu J Y, Wang C 2016 *Carbon* **107** 651
- [34] Kim D, Cha B J, Guo H, Gao G H, Pennington C, Wong M S, Getachew B A, Han Y M 2024 *Nano Lett.* **24** 6038
- [35] Yibibulla T, Jiang Y J, Wang S L, Huang H 2021 *Appl. Phys. Lett.* **118** 043103
- [36] Roy A, Ju S P, Wang S L, Huang H 2019 *Nanotechnology* **30** 065705
- [37] Ma L, Jiang Y J, Dai G Z, Mead J L, Yibibulla T, Lu M Y, Huang H, Fatikow S, Wang S L 2022 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **55** 364001
- [38] Mastrangelo C H, Hsu C H 1992 *Technical Digest IEEE Solid-State Sensor and Actuator Workshop* Hilton Head, USA, June 22–25, 1992 p208
- [39] DelRio F W, de Boer M P, Knapp J A, David Reedy E, Clews P J, Dunn M L 2005 *Nat. Mater.* **4** 629
- [40] DelRio F W, Dunn M L, Phinney L M, Bourdon C J, De Boer M P 2007 *Appl. Phys. Lett.* **90** 163104
- [41] Chen S L, Li W J, Li X X, Yang W Y 2019 *Prog. Mater. Sci.* **104** 138
- [42] Ozgur U, Alivov Y I, Liu C, Teke A, Reshchikov M A, Dogan S, Avrutin V, Cho S J, Morkoc H 2005 *J. Appl. Phys.* **98** 041301
- [43] Fang X S, Zhai T Y, Gautam U K, Li L, Wu L M, Bando Y, Golberg D 2011 *Prog. Mater. Sci.* **56** 175
- [44] Bergstrom L 1997 *Adv. Colloid Interface Sci.* **70** 125
- [45] Galan U, Sodano H 2013 *Carbon* **63** 517

A novel method of measuring nanowire-substrate interface adhesion energy in ambient atmosphere: Cross-stacked arch testing*

LI Jinkai^{1) #} SONG Xiaodong^{1) #} HOU Lizhen^{1) †} WANG Shiliang^{2) ‡}

1) (Key Laboratory of Low-Dimensional Quantum Structures and Quantum Control of Ministry of Education, School of Physics and Electronic Science, Hunan Normal University, Changsha 410081, China)

2) (School of Physics, Central South University, Changsha 410083, China)

(Received 4 July 2025; revised manuscript received 16 September 2025)

Abstract

Adhesion at the nanowire-substrate interface plays a critical role in determining the performance, integration density, and long-term reliability of micro/nano devices. However, existing measurement techniques, such as peeling tests based on atomic force microscopy and *in-situ* electron microscopy techniques, often suffer from operational complexity, limited environmental applicability, and large measurement uncertainties. To solve these problems, this study proposes a cross-stacked bridge testing method based on optical microscopy nanomanipulation (OMNM), which can directly and quantitatively measure nanowire-substrate interfacial

* Project supported by the Human Provincial College Student Research-Based Learning and Innovative Experiment Program, China (Grant No. 2024105421882), the Human Normal University Undergraduate Innovation and Entrepreneurship Program, China (Grant No. 2024136), the Natural Science Foundation of Human Province, China (Grant Nos. 2025JJ50021, 2025JJ50003), and the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 12072111).

These authors contributed equally.

† Corresponding author. E-mail: lizhenhou@hunnu.edu.cn

‡ Corresponding author. E-mail: shiliang@mail.csu.edu.cn

adhesion energy under ambient conditions. In this method, nanowires are precisely stacked on the target substrate to form a grid structure, where miniature bridges spontaneously appear at the intersections. The bridge geometry is governed by the mechanical balance between nanowire bending deformation and interfacial adhesion. By combining Euler–Bernoulli beam theory with the principle of energy conservation, a quantitative model is established to correlate arch geometry with adhesion energy, thereby realizing reliable measurement. Using this method, we measure the adhesion energies of SiC, ZnO, and ZnS nanowires on Si substrates. The SiC/Si system yields an adhesion energy of (0.154 ± 0.030) J/m², which is in excellent agreement with the van der Waals (vdW) theoretical value (~ 0.148 J/m²), confirming that its interfacial behavior is dominated by vdW forces. In contrast, the measured adhesion energies for ZnO/Si ((0.120 ± 0.034) J/m²) and ZnS/Si ((0.192 ± 0.043) J/m²) are significantly higher than their corresponding vdW predictions (0.090 J/m² and 0.122 J/m², respectively). This discrepancy is attributed to surface polarization in ZnO and ZnS nanowires, which induces additional electrostatic attraction and thus enhances interfacial adhesion. These findings not only reveal the coupling mechanism between vdW forces and electrostatic interactions in polar nanowire systems but also provide new experimental evidence for understanding complex interfacial phenomena. The proposed OMNM-based cross-stacked bridge testing method offers advantages of operational simplicity, high accuracy, and broad applicability. In addition to nanowires, it can be extended to other low-dimensional nanostructures, such as nanotubes and two-dimensional materials. Looking forward, this approach holds promise as an efficient platform for building adhesion energy databases of realistic systems and for advancing mechanistic insights into interfacial adhesion. Furthermore, it can provide valuable guidance for the design, optimization, and reliability evaluation of next-generation nanoelectronic and optoelectronic devices, thereby contributing to micro/nano fabrication and functional device engineering.

Keywords: nanowire, adhesion energy, micro/nanomanipulation, van der Waals force

PACS: 68.35.Np, 68.35.Md, 62.23.Hj

DOI: [10.7498/aps.74.20250873](https://doi.org/10.7498/aps.74.20250873)

CSTR: [32037.14.aps.74.20250873](https://cstr.net.cn/detail/32037.14.aps.74.20250873)



大气环境下纳米线-基底界面黏附能测量的新方法：交叉堆叠拱形测试

李金锴 宋小东 侯丽珍 王世良

A novel method of measuring nanowire-substrate interface adhesion energy in ambient atmosphere: Cross-stacked arch testing

LI Jinkai SONG Xiaodong HOU Lizhen WANG Shiliang

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 74, 226801 (2025) DOI: 10.7498/aps.74.20250873

CSTR: 32037.14.aps.74.20250873

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250873>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

二维MoS₂压痕过程异质界面范德瓦耳斯力引起的撕裂行为

Tearing behavior induced by van der Waals force at heterogeneous interface during two-dimensional MoS₂ nanoindentation

物理学报. 2022, 71(19): 194601 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220875>

WSeTe/CrI₃范德瓦耳斯异质结能谷的调控

Valley manipulation in WSeTe/CrI₃ van der Waals heterostructures: A first-principles study

物理学报. 2025, 74(9): 097101 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20241750>

范德瓦耳斯体系中的量子层电子学

Quantum layertronics in van der Waals systems

物理学报. 2023, 72(23): 237302 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20231323>

二维范德瓦耳斯材料的超导物性研究及性能调控

Two-dimensional van der Waals: Characterization and manipulation of superconductivity

物理学报. 2022, 71(18): 187401 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220638>

几种范德瓦耳斯铁电材料中新奇物性的研究进展

Research progress of novel properties in several van der Waals ferroelectric materials

物理学报. 2022, 71(12): 127305 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220349>

范德瓦耳斯材料的原位应变工程与应用

In-situ strain engineering and applications of van der Waals materials

物理学报. 2024, 73(11): 110701 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20240353>