



硅和锗量子计算材料研究进展

张结印 高飞 张建军

Research progress of silicon and germanium quantum computing materials

Zhang Jie-Yin Gao Fei Zhang Jian-Jun

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 70, 217802 (2021) DOI: 10.7498/aps.70.20211492

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.70.20211492>

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

CdS/CdS_{0.48}Se_{0.52}轴向异质结纳米线的非对称光波导及双波长激射

Asymmetric waveguide and the dual-wavelength stimulated emission for CdS/CdS_{0.48}Se_{0.52} axial nanowire heterostructures

物理学报. 2017, 66(6): 064204 <https://doi.org/10.7498/aps.66.064204>

直拉硅单晶的机械强度: 锗和氮共掺杂的效应

Mechanical strength of Czochralski silicon crystal: Effects of co-doping germanium and nitrogen

物理学报. 2021, 70(9): 098101 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20201803>

核磁共振量子信息处理研究的新进展

New research progress of nuclear magnetic resonance quantum information processing

物理学报. 2018, 67(22): 220301 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20180754>

磷、铋掺杂半导体锗光学性质的第一性原理研究

First-principles study of optical properties of germanium doped with phosphorus and bismuth

物理学报. 2018, 67(13): 136101 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20172680>

金刚石氮空位中心自旋量子调控

Quantum control of nitrogen-vacancy center in diamond

物理学报. 2018, 67(12): 120302 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20180755>

基于奇异值分解的矩阵低秩近似量子算法

Matrix low-rank approximate quantum algorithm based on singular value decomposition

物理学报. 2021, 70(15): 150201 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20210411>

专题: 量子计算与量子信息

硅和锗量子计算材料研究进展*

张结印 高飞 张建军†

(中国科学院物理研究所, 纳米物理与器件重点实验室, 北京 100190)

(2021年8月12日收到; 2021年9月23日收到修改稿)

半导体量子点量子计算是实现固态量子计算的重要途径之一, 高质量量子计算材料制备是其中的关键. 硅和锗材料能够实现无核自旋的同位素纯化, 满足量子比特对长退相干时间的要求, 同时与当前的硅工艺兼容, 是实现半导体量子计算的重要材料平台. 本文首先概述了近年来半导体量子点量子计算领域取得的重要进展, 然后详细介绍了硅基硅/硅锗异质结、锗/硅锗异质结以及锗/硅一维线的制备方法、材料性质以及相应量子器件的研究进展, 最后对需要解决的关键技术问题以及未来的发展方向进行了展望.

关键词: 硅, 锗, 异质结, 纳米线, 量子计算

PACS: 78.40.Fy, 81.07.St, 81.07.Vb, 73.43.-f

DOI: 10.7498/aps.70.20211492

1 引言

1982年, 物理学家理查德·费曼首次提出了量子计算的概念, 经过近40年的发展, 科学家们已经提出了多种可能实现量子计算的物理体系, 包括半导体量子点^[1]、超导约瑟夫森结^[2]、拓扑超导^[3]、离子阱^[4]以及核磁共振^[5]等. 其中基于半导体量子点的量子计算因为具有与硅半导体集成电路工艺兼容的优势而备受关注. 一方面, 与硅工艺兼容使得它易于大规模集成, 在产业化阶段具有易移植和可扩展的优势; 另一方面, 在可大规模生产的全固态、芯片化的量子计算方案中, 半导体量子点量子计算的各个方面均可满足 Loss 和 DiVicenzo^[6]提出的实现量子计算的物理系统需要满足的5个重要条件, 且能在相对较高的温度下工作. 因此, 半导体量子点被认为是最有希望实现固态量子计算机的物理体系之一.

早期半导体量子点量子计算研究主要集中在 III/V 族材料体系, 包括 GaAs 量子点^[7-9]、InAs

纳米线^[10]以及 InSb 纳米线^[11]. 该体系主要利用电子自旋进行比特编码, 目前已经实现了电子自旋的操控^[7]和读出^[12]. 实现量子计算机的一个重要前提是要求量子比特具有长的量子退相干时间, 但是 III/V 族材料存在核自旋引起的超精细相互作用, 例如 GaAs/AlGaAs 异质结栅控量子点中每个电子会受到约 10^6 个核自旋的影响^[7], 导致退相干时间较短. 目前 GaAs/AlGaAs 异质结栅控量子点的退相干时间约为 60 ns, InAs 和 InSb 纳米线量子点的退相干时间仅为 10 ns, 这就极大地限制了 III/V 族材料在半导体量子点量子计算领域的应用.

得益于 IV 族 Si, Ge 材料与成熟硅工艺兼容且可以通过同位素纯化获得无核自旋的 ^{28}Si 和 ^{72}Ge , 近年来 IV 族材料量子点量子计算的研究得到了迅速发展. IV 族材料体系主要包括 Si 金属氧化物半导体 (MOS)^[13]、Si/SiGe 异质结^[14]、Si 纳米线^[15,16]、单原子掺杂的 Si 材料^[17]、Ge/SiGe 异质结^[18]以及 Ge 量子线^[19,20]等. 在 Si 材料中主要利用电子的自旋进行比特的编码, 目前已经实现了单比特^[21,22]、

* 国家重点研发计划 (批准号: 2016YFA0301701) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: jjzhang@iphy.ac.cn

两比特^[23]和三比特 Greenberger-Horne-Zeilinger 态^[24]的操控以及两比特之间的远距离通信^[25]. 基于 Si/SiGe 异质结^[26]和天然 Si MOS 量子点^[27]的电子自旋量子比特退相干时间达到了约 2 μs . 使用了同位素纯化 ^{28}Si 材料 (^{29}Si 含量小于 800×10^{-6}) 的量子比特, 由于大幅降低了核自旋的影响, 其退相干时间可达到 120 μs ^[28]. 此外, 2020 年, 来自新南威尔士大学的 Dzurak 小组^[29]和代尔夫特理工大学的 Veldhorst 小组^[30]几乎同时在 ^{28}Si 中实现了能在大于 1 K 温度下运行的“高温”量子比特, 克服了实现通用量子计算机最困难的障碍之一. 基于单原子掺杂的 Si 材料制备的量子比特主要利用核自旋进行比特编码, 由于其在退相干时间以及可扩展性等方面存在巨大优势而被广泛关注^[31–33], 例如在 P 掺杂的同位素 ^{28}Si 材料中, P 原子核自旋的退相干时间可超过 30 s^[34], 其单比特门操控保真度可达到 99.99%^[35], 也在 P 掺杂的自然 Si 材料中实现了两比特交换门, 其单电子自旋读出保真度可达到 94%^[36]. 在 Ge 材料中主要利用空穴自旋进行比特的编码, 目前在 Ge 量子线中实现了空穴量子比特^[20], 其退相干时间约为 130 ns; 也实现了拉比频率高达 540 MHz 的超快操控速度量子比特^[37]. 在 Ge/SiGe 异质结空穴气中实现了两比特逻辑门^[38]和四比特量子处理器^[18].

半导体量子点量子计算的快速发展得益于材料制备技术的不断发展. 近年的重要进展包括二维 Ge/SiGe 平面异质结迁移率达到 $10^6 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ ^[39,40], 一维 Ge/Si 量子线新生长模式的发现^[41]以及晶圆级可控生长^[42]等. 本文将分别详细介绍 Si 和 Ge 量子计算材料的研究进展. 其中, Si 材料主要介绍 Si 纳米线、Si/SiGe 异质结, Ge 材料主要介绍 Ge/SiGe 异质结、Si/Ge 核/壳纳米线以及 Ge 棚屋型量子线.

2 硅量子计算材料研究进展

2.1 Si 纳米线

一维 Si 纳米线主要通过自上而下的纳米加工技术和自下而上的化学气相沉积 (CVD) 方法生长. 纳米加工技术一般是通过刻蚀绝缘体上硅 (SOI) 衬底上的 Si 薄膜 (薄膜厚度小于 50 nm) 得到一维 Si 纳米线^[43], 可以利用多晶硅作为栅电极在纳米线方向形成势垒, 可在 Si 纳米线中形成单量子

点, 观测到库仑振荡现象^[16,44,45], 也可以在 Si 纳米线中形成双量子点结构, 观察到泡利自旋阻塞现象^[46]. CVD 法主要利用气-液-固生长机制 (其原理在后文有详细描述), 可制备直径为 6–20 nm 且长度为 1–30 μm 的 Si 纳米线^[47], 也可对纳米线进行 n 型和 p 型掺杂, 例如 Lieber 研究小组^[15]就制备出了轴向调制掺杂的 Si 纳米线, 在 1.5 K 下观察到了单电子隧穿效应.

2.2 Si/SiGe 异质结

二维电子气的实现主要有 Si MOS 和 Si/SiGe 两种结构. 通常实验上通过测量低温霍尔迁移率来判断二维电子气质量的优劣. 影响迁移率高低材料界面质量、均匀性, 以及内部背景杂质和缺陷等因素对量子点器件的性能会造成影响. 一般而言, 相同结构情况下更高的迁移率表明载流子受到的散射少, 二维电子气系统更“纯净”, 量子点受到的背景噪音少; 均匀性高更有助于后续的量子点器件集成. 对于 Si MOS 结构, 通过高温热氧化的方式在 Si (001) 表面形成高质量的 SiO_2 层, 在界面区域限制电子形成二维电子气. 目前该结构的电子迁移率可达到 1×10^4 – $4 \times 10^4 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ ^[48,49].

Si/SiGe 异质结材料研究方面, 根据掺杂与否, 分为掺杂型 Si/SiGe 异质结和非掺杂型 Si/SiGe 异质结. 随着对 Si/SiGe 异质结材料研究的深入, 考虑载流子散射因素, 研究工作经历了多个阶段 (图 1(a)), 早期的设计从固定 SiGe 薄膜中 Ge 含量的方式到组分缓渐变的生长方法来优化 SiGe 缓冲层的质量, Fitzgerald 研究小组和 Schaffler 等同一时期通过分子束外延技术获得的薄膜峰值迁移率达到 $1.7 \times 10^5 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ ^[50,51]; 通过优化应变硅层厚度和 Si/SiGe 界面来降低位错和界面粗糙度对电子的散射, 峰值迁移率达到 $8 \times 10^5 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ ^[52]; 此后, 通过移除掺杂层、优化间隔层厚度和采用 SiO 取代 Al_2O_3 降低远端电荷散射, 二维电子气低温迁移率达到了 $2.4 \times 10^6 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ ^[53]. 下面详细介绍基于 Si/SiGe 异质结的二维电子气的研究进展.

1985 年 Abstreiter 等^[54]首先利用分子束外延技术基于掺杂型 Si/SiGe 异质结实现了 II 型能带配置, Si 处于张应变, 在此硅量子阱中限制电子形成二维电子气. 基于 Shubnikov-de Hass 振荡和回旋共振实验证明应变硅中六重简并的导带底分裂

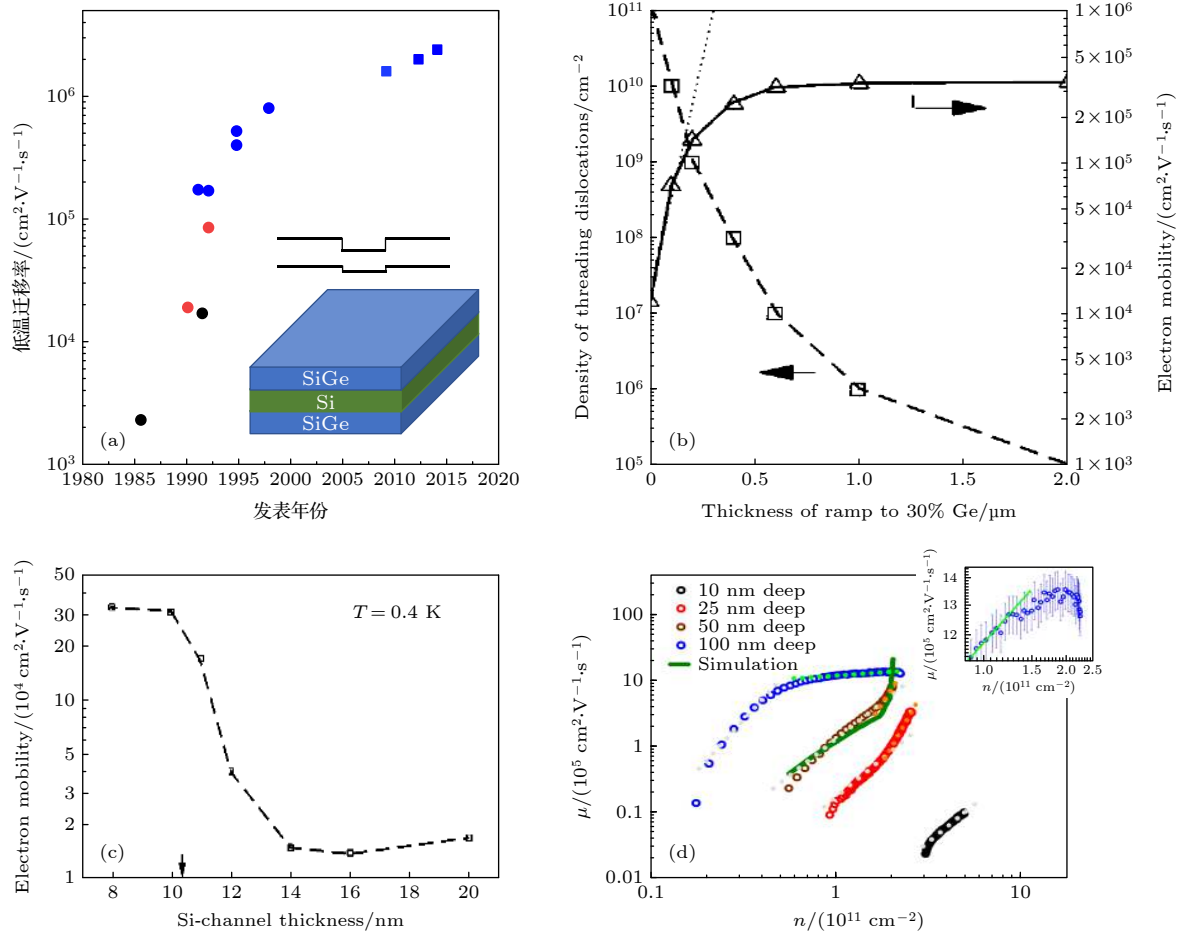


图 1 (a) Si/SiGe 异质结二维电子气低温霍尔峰值迁移率的发展, 其中实心圆圈和实心方块分别代表掺杂型结构和非掺杂型结构; 黑色、红色和蓝色分别代表 SiGe 缓冲层固定锗含量、Si/SiGe 超晶格和组分渐变等 3 种不同生长方法; 插图是 SiGe/Si/SiGe 异质结结构和能带结构对准示意图; (b) 穿透位错密度对电子迁移率的影响^[64]; (c) 应变硅层厚度对电子低温峰值迁移率的影响^[64]; (d) SiGe 间隔层厚度对电子迁移率的影响^[68]

Fig. 1. (a) Mobility of Si two-dimensional electron gas with time. Solid squares and circles refer to undoped structure and doped structure, respectively. The black, red and blue color refer to three different growth methods (constant Ge composition, Si/SiGe superlattice and the graded Ge composition). Inset images show the SiGe/Si/SiGe heterostructures and the schematic band-edge profile. (b) Effect of threading dislocations on electron mobility^[64]. (c) Effect of Si-channel thickness on electron mobility^[64]. (d) Effect of the spacer layer thickness on electron mobility^[68].

成垂直表面的两重简并态 Δ_2 和平行表面的四重简并态 Δ_4 , 增大应变会增强 Δ_2 和 Δ_4 的分裂. Δ_2 能谷平行于表面方向, 电子有效质量为 $m_t^* = 0.19m_0$ (m_0 为真空中电子质量), 增强了硅中二维电子气迁移率. 然而该应变硅在 2 K 时, 迁移率只有 $2300 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$, 增强的效应不大. 主要原因在于早期的 Si/SiGe 异质结是基于硅衬底上固定 Ge 组分的生长方式获得的, SiGe 缓冲层薄膜质量不高. 对于典型的 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 缓冲层, 同 Si 之间存在 1.2% 的晶格失配, 会造成密度在 $10^8\text{--}10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 量级的穿透位错^[55]. 穿透位错贯穿到应变硅层, 形成散射中心, 大幅降低载流子迁移率. 基于固定 Ge 组分的 SiGe 缓冲层生长方式, 文献报道迁移率最高值

仅 $1.69 \times 10^4 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ ^[56].

为了提高 SiGe 缓冲层质量, 后续不同研究组提出了两种方法. IBM 实验室利用超高真空化学气相沉积 (UHV-CVD) 生长技术外延生长 Si/SiGe 超晶格的方案^[57,58], 将穿透位错密度降低到 10^7 cm^{-2} , 二维电子气低温迁移率提高到 $8.5 \times 10^4 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ ^[58]. 另一种方法是锗组分渐变的方法. AT&T 贝尔实验室采用分子束外延生长厚的锗组分渐变层^[59,60], 逐渐增加 Ge 的含量到 0.3, 电子束感应电流表征结果显示 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 缓冲层穿透位错密度降低到 10^6 cm^{-2} , 4.2 K 时二维电子气迁移率提升到 $0.96 \times 10^5\text{--}1.26 \times 10^5 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$. 经过生长条件的进一步优化, Ge 组分渐变速率不大于每

微米 10%，Fitzgerald 研究小组和 Schaffler 等同时通过分子束外延技术将二维电子气迁移率的记录提升到约 $1.7 \times 10^5 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ ^[50,51]。采用 Ge 组分渐变方法得到的二维电子气迁移率之所以更高，主要得益于高质量的 SiGe 缓冲层可以有效降低穿透位错密度。此外，实验显示生长过程中采用高温且组分缓渐变的方法，能增大已经产生的失配位错滑移速率以释放晶体内部积累的应变能，同时可以避免因渐变过快而产生新的失配位错^[61]。

1994 年，Ismail 等^[62]优化应变硅量子阱的厚度，避免在量子阱层产生新的失配位错，同时减少缓冲层穿透位错在量子阱层的滑移，防止在 Si/SiGe 缓冲层的界面形成失配位错的排列，将掺杂型 Si/SiGe 异质结二维电子气的迁移率记录提高到 $4 \times 10^5 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ ，背栅结构器件在 0.4 K 时的迁移率达到 $5.3 \times 10^5 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ 。同年，Ismail 等^[63]将顶栅结构器件记录提高至 $5.2 \times 10^5 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ 。1996 年，Ismail^[64]总结了穿透位错和量子阱厚度对迁移率的影响，见图 1(b) 和图 1(c)，表明了厚的渐变层对于获得低穿透位错密度的缓冲层和合适量子阱厚度的重要性。1998 年，日本的 Sugii 等^[52]采用固相外延的方式实现了二维电子气峰值迁移率在 15 K 时达到 $8 \times 10^5 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ ，高分辨透射电子显微镜表征显示样品具有非常陡峭的 Si/SiGe 界面。

2005 年 Lai 等^[65]的研究结果显示原子层沉积生长的 Al_2O_3 作为二维电子气材料的介电层，可有效减少器件中的低频电荷噪声^[43]，通过变化栅偏压可有效调控二维电子气浓度。2009 年，Lu 等^[66]对非掺杂型结构进行优化，利用超高真空化学气相沉积，通过 Ge 组分缓渐变的方式生长 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 的渐变层后生长 1 μm 的固定 Ge 组分的恒量层，得到高质量的 $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ 薄膜，然后生长 15 nm 硅量子阱，65 nm 硅锗间隔层和 1 nm 硅盖层。在载流子浓度为 $2.5 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 时，0.3 K 下二维电子气迁移率达到 $1.6 \times 10^6 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ 。2012 年，Tsui 研究小组^[67]通过降低 SiGe 缓冲层中锗的含量到 0.14，在间隔层达到 526 nm 时，0.3 K 下二维电子气迁移率峰值达到 $2 \times 10^6 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ 。2015 年，Laroche 等^[68]比较了不同间隔层厚度对电子气迁移率的影响，分析了不同结构的散射机制(图 1(d))，结果表明可获得的最低载流子浓度随着间隔层厚度的减少而增大，且比较适合纳米器件的间隔层厚

度为 25—50 nm，可避免“remote scattering”的影响。2015 年，俄罗斯研究小组 Melnikov 等^[53]利用热蒸发的 SiO 取代原子层沉积生长的 Al_2O_3 ，获得了质量更好的氧化物/半导体界面，将二维电子气低温迁移率提高到目前最高值 $2.4 \times 10^6 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ 。为研究背景杂质散射，2015 年，Petta 研究小组^[69]比较了 26 种不同结构的 Si/SiGe 异质结，利用二次离子质谱测定结构中的氧含量，发现背景氧含量和峰值迁移率之间呈现强的相关性。表明在 Si/SiGe 生长过程中，背景中可能引入的杂质是影响迁移率的关键。值得注意的是，虽然二维电子气迁移率达到百万量级，实际上的百万量级的霍尔器件结构中，锗的含量低于 0.2，同时间隔层厚度大于 60 nm，不利于表面栅极对电子气的调控。常见的半导体量子点量子比特器件所用的锗含量一般为 0.25—0.3，间隔层厚度一般在 30—50 nm。

对于 Si/SiGe 材料体系，界面粗糙度不仅影响材料的迁移率，界面存在的高密度原子台阶还会影响谷-轨道耦合，抑制谷劈裂^[70–72]。早期从 Hall bar 器件中提取的谷劈裂能量为 μeV 量级^[73–76]，器件尺寸缩小至 QPCs (quantum point contacts)^[77]和量子点器件^[78–80]时，谷劈裂能量可达到 1 meV 量级。对于自旋量子比特，需要大的谷劈裂能，可在高磁场下调控量子点器件。材料上需要采用无斜切的衬底，避免高密度的原子台阶产生，甚至预期制备无原子台阶的 Si/SiGe 界面。

量子点量子比特性质的提高不仅取决于材料结构的优化，还有材料自身的影响。在前期研究基础上，将自然的 Si 材料替换成同位素提纯的 ^{28}Si 材料，降低核自旋对电子自旋的噪音，可以大幅提高比特退相干时间。2014 年和 2015 年，Veldhorst 等^[23,28]基于 ^{28}Si MOS 结构，利用电子自旋共振操控实现量子比特退相干时间达到 120 μs ，相干时间达到 28 ms。普通的 Si MOS 结构中退相干时间的最高记录值为 2020 年基于电偶极自旋共振操控实现的 18.1 μs ^[81]。2018 年，日本 Tarucha 研究小组^[21]基于 $^{28}\text{Si}/\text{SiGe}$ 异质结量子点，使电子自旋比特退相干时间达到了 20 μs ，保真度超过 99.9%。2020 年，德国 Struck 等^[82]同样基于 $^{28}\text{Si}/\text{SiGe}$ 异质结材料，使电子自旋比特退相干时间达到了 21 μs 。普通的 Si/SiGe 异质结材料中电子自旋比特退相干时间最高记录值是 2016 年 Tarucha 课题组^[27]实现的 1.8 μs 。截止到目前，对于 Si MOS

结构和 Si/SiGe 两种结构, 基于同位素提纯材料的器件相对未提纯材料的器件均提高了量子比特的退相干时间记录值^[83].

3 锗量子计算材料研究进展

Si 由于存在高质量且稳定的 SiO₂ 介电层而成为了微电子领域的基石, 但是随着材料制备技术的发展, 制备出了能够与 Ge 兼容的高介电常数的介电层, 且实现了 Ge 材料在 Si 衬底上的高质量外延生长, 同时在室温下体材料 Ge 具有已知半导体中最高空穴迁移率, 因此 Ge 或者 SiGe 成为了后摩尔时代可能替代 Si 的热点沟道材料.

此外, Ge 材料在量子计算领域也因其独特的优势而倍受关注^[84]. 一方面, Ge 具有高的空穴迁移率和小的有效质量^[85], 为实现高质量的量子点提供了基础. 另一方面, 它具有大的 g 因子以及强的自旋-轨道耦合相互作用^[86,87], 且 g 因子可调^[88], 可以对自旋进行快速的全电学操控. 而且, Ge 材料利用空穴自旋进行比特的编码, 与电子相比, 空穴的 p 轨道与原子核的轨道交叠较小^[89], 由核自旋引起的超精细相互作用低, 也可以实现无核自旋的同位素纯化的 ⁷²Ge, 使得 Ge 空穴自旋量子比特可以具有长的退相干时间. 在器件制备方面, Ge 能够与当前的 Si 工艺兼容; 并且几乎所有的金属在与 Ge 接触时, 都能够使费米能级钉扎在价带处附近, 因此都能够与 Ge 形成良好的欧姆接触^[90]; 同时, 在 Ge 上也能够生长高质量且具有高介电常数的介电层, 有利于高性能器件制备及集成. 基于以上诸多优点, Ge 成为了实现半导体量子点量子计算的理想材料. 近年来, 从二维的 Ge/SiGe 异质结薄膜到一维的 Ge 纳米线制备技术都在不断发展, 并取得了一系列重要突破.

3.1 Ge/SiGe 异质结

Ge/SiGe 异质结中, 压应变的锗和弛豫的硅锗层, 形成 I 型能带, Ge 量子阱中限制了空穴, 应变使价带顶轻重空穴发生分裂, 导致空穴有效质量减少, 增强了 Ge 中空穴的迁移率. 如图 2(a) 所示, Ge/SiGe 异质结材料的发展主要经历了 4 个阶段^[84]. 前 3 个阶段主要是研究掺杂型结构, 后续研究集中在非掺杂型结构. Ge/SiGe 异质结所用 SiGe 缓冲层经历了锗衬底上固定 Ge 含量的生长

方法, Si 衬底上 Ge 组分缓渐变增大和 Si 衬底上先生长 Ge 薄膜再通过 Ge 组分减少的逆组分渐变方法 3 个阶段.

1988 年, Wagner 和 Janocko^[91] 利用分子束外延技术在 Ge 衬底上生长固定 Ge 组分的 Si_{0.5}Ge_{0.5} 缓冲层, 再构造掺杂型的 Si_{0.5}Ge_{0.5}/Ge 异质结形成二维空穴气, 4.2 K 时空穴迁移率为 3200 cm²/(V·s). 1990 年, Murakami 等^[92] 同样基于分子束外延在 Ge 衬底上生长 200—500 nm 固定 Ge 含量的 Si_{0.25}Ge_{0.75} 缓冲层, 然后外延 Ge/Si_{0.25}Ge_{0.75} 异质结, 77 K 时, 二维空穴气迁移率达到 4500 cm²/(V·s). 1991 年, Murakami 等^[93] 基于相同结构, 将二维空穴气低温迁移率优化到 9000 cm²/(V·s). 然而, 该时期基于 Ge 衬底上固定 Ge 含量的生长方法获得的 SiGe 缓冲层存在大量缺陷, 如图 2(b) 所示, 截面透射电子显微镜 (TEM) 表征可以看到明显堆垛层错面缺陷的存在^[92]. 缓冲层中大量的缺陷贯穿到 Ge 量子阱中, 使得基于该生长方法实现的二维空穴气迁移率没有突破 10⁴ cm²/(V·s) 量级.

为了提高 SiGe 缓冲层的质量, 各研究小组采用在 Si 衬底上组分渐变的方法生长高 Ge 含量的 SiGe 缓冲层. 贝尔实验室 Xie 等^[94] 利用分子束外延在 Si 衬底上渐变生长外延弛豫的 Si_{0.4}Ge_{0.6} 薄膜, 基于该薄膜生长调制掺杂的 Ge 空穴气结构, 4.2 K 时迁移率可以达到 5.5×10^4 cm²/(V·s). 2002 年, 意大利 von Kanel 研究小组^[95] 利用等离子体增强化学气相沉积按照 10%/μm 的渐变速率生长 7 μm 的渐变层和 1 μm 的 Si_{0.3}Ge_{0.7} 薄膜, 利用腐蚀坑密度的方法评估该薄膜的穿透位错密度约为 2×10^6 cm⁻². 基于此弛豫的 SiGe 缓冲层得到的二维空穴气在 4.2 K 时迁移率达到了 8.7×10^4 cm²/(V·s). 2004 年, von Kanel 课题组^[96] 进一步降低缓冲层渐变速率至 7%/μm, 得到的二维空穴气在 2 K 时迁移率达到 1.2×10^5 cm²/(V·s).

2008 年, 英国 Shah 等^[97] 提出了逆组分渐变的方法生长高质量的 SiGe 缓冲层. 利用减压化学气相沉积 (RPCVD) 生长技术, 首先通过低温加高温两步法在 Si 上外延生长穿透位错密度低于 5×10^7 cm⁻² 的 Ge 薄膜, 然后逐渐减少 Ge 的含量到 0.8, 最后生长固定 Ge 含量的 Si_{0.2}Ge_{0.8} 层. 化学刻蚀法表明该薄膜穿透位错密度为 10⁶ cm⁻², 表面均方根粗糙度为 2.6 nm, 最优值为 1.9 nm, 优于正渐变方法得到的 SiGe 薄膜表面粗糙度^[98]. 基于该

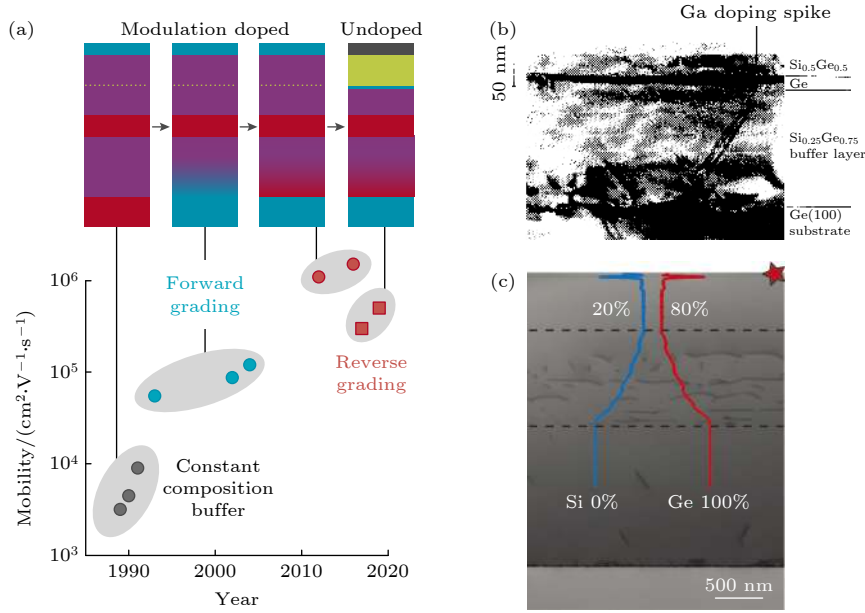


图 2 (a) 不同时期的 Ge/SiGe 异质结二维空穴低温霍尔峰值迁移率, 其中实心圆圈和实心方块分别代表掺杂型结构和非掺杂型结构; 黑色、蓝色和红色分别代表 SiGe 缓冲层固定锗含量、组分正渐变和组分逆渐变等 3 种不同生长方法^[84]; (b) Ge 衬底上固定锗组分生长 SiGe 缓冲层的截面 TEM, 可看到在缓冲层及量子阱层产生大量堆垛层错^[92]; (c) Si 衬底上锗组分逆渐变方法生长的 Ge/SiGe 空穴结构的截面 TEM 图^[102], 位错主要分布在逆渐变缓冲层

Fig. 2. (a) Improvement of two-dimensional hole gas low temperature Hall mobility of Ge/SiGe heterostructure with time. Solid squares and circles refer to undoped structure and doped structure. The black, blue and red color refer to three different growth methods (the constant Ge composition, forward grading and the reverse grading)^[84]. (b) Cross-sectional TEM of SiGe buffer layer with constant Ge composition on Ge substrate, plenty of stacking faults inside the constant Ge composition buffer layer and Ge quantum well^[92]. (c) Cross-sectional TEM of two-dimensional hole gas obtained by reverse grading method^[102]. Dislocations are mainly localized inside the reverse grading buffer layer.

类型的 SiGe 缓冲层, 2012 年, 该小组制备的调制掺杂型二维空穴气迁移率在 12 K 达到 $1.1 \times 10^6 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ ^[39], 2016 年, 他们进一步将调制掺杂型二维空穴气迁移率提高到 $1.5 \times 10^6 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ ^[40].

随着对应变 Ge 量子阱中空穴量子比特研究的深入, 实验发现掺杂型结构虽然可以达到百万级别的迁移率, 但是掺杂层容易导致漏电流、寄生通道和电荷噪声^[14,99,100], 因此, 后期对空穴量子比特的研究主要集中在非掺杂型结构上. 2016 年, 中国台湾 Laroche 等^[101] 利用快速热化学气相沉积采用逆组分渐变法生长的非掺杂型应变 Ge 量子阱结构, 在空穴浓度为 10^{11} cm^{-2} 量级时, 峰值迁移率达到 $3 \times 10^5 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$. 2019 年, Sammak 等^[102] 基于组分逆渐变法生长 SiGe 缓冲层, 利用 RPCVD 生长的非掺杂型应变锗量子阱结构, 二维空穴迁移率达到了 $5 \times 10^5 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$, 空穴浓度为 $1.2 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$. 在空穴浓度比较低时, 迁移率得到提高的原因主要在于 SiGe 缓冲层质量的优化. 如图 2(c) 所示, Si 和 Ge 之间的失配位错主要分布在 Ge/Si 界面区域, 后续渐变的生长方法使得产生的

失配位错在渐变层中滑移, 释放了晶体内部积累的应变能, 同时滑移过程增加了失配位错相互作用并湮灭的概率, 最终提高了 SiGe 缓冲层的质量^[102]. 对于 Ge/SiGe 异质结二维空穴气, 目前还没有同位素纯化材料的相关报道.

3.2 Ge 纳米线

一维 Ge 纳米线的制备技术近年来迅速发展, 已经实现了从非面内生长的 Ge/Si 核/壳纳米线到 Si 衬底上面内无需催化剂生长的棚屋型 Ge 量子线, 最后到 Si 衬底上面内可定位生长的棚屋型 Ge 量子线的可控制备.

Ge/Si 核/壳纳米线主要利用气-液-固 (VLS) 生长机制^[103], 采用 CVD 法制备, 图 3(a) 为其生长过程示意图, 这种方法是利用金属颗粒作为催化剂, 通入气相反应物, 在一定温度下气相反应物与金属颗粒形成共熔合金, 当共熔合金处于过饱和状态时, 会析出晶体形成纳米线. 纳米线的横截面为圆形, 与衬底成一定角度的方向生长, 金属颗粒一直处于纳米线的顶端且会逐渐减小^[104], 其透射电

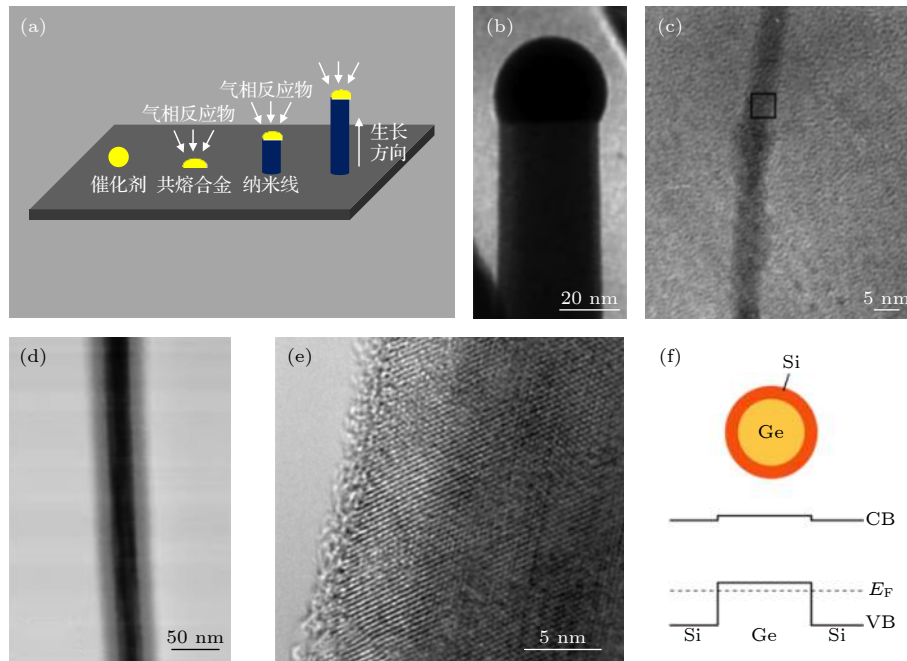


图3 (a) VLS方法生长纳米线的示意图; (b) VLS方法生长的Ge纳米线的TEM图^[104]; (c) 结合激光烧蚀技术和VLS生长方法制备的直径为 (5 ± 0.6) nm的Ge纳米线的TEM图^[47]; (d) Ge/Si核/壳纳米线的TEM图, 其中黑色部分为Ge核, 浅灰色部分为Si壳^[105]; (e) Ge/Si核/壳纳米线的高分辨TEM图, 表明Si壳为单晶结构^[105]; (f) Ge/Si核/壳纳米线的横截面示意图以及能带偏移示意图^[19]

Fig. 3. (a) Schematic diagram of nanowires grown by VLS method; (b) TEM image of Ge nanowire grown by VLS method^[104]; (c) TEM image of Ge nanowires with diameter of (5 ± 0.6) nm prepared by laser ablation method and VLS method^[47]; (d) TEM image of Ge/Si core/shell nanowire with black Ge core and light gray Si shell^[105]; (e) high resolution TEM image of Ge/Si core/shell nanowire showing a crystalline Si shell^[105]; (f) schematic diagram of cross-section image and energy band offset of Ge/Si core/shell nanowire^[19].

子显微镜 (TEM) 图如图 3(b) 所示. 由于金属颗粒的直径决定了纳米线的直径, 而最初金属颗粒受到制备工艺的限制, 直径一般在 100 nm 以上. 1998 年, Morales 和 Lieber^[47] 采用激光烧蚀技术降低了金属颗粒的直径, 实现了直径最小达 5 nm 的 Ge 纳米线的制备, 如图 3(c) 所示. 2002 年, Lieber 研究小组^[105] 又基于上述生长方法实现了 Ge/Si 核/壳纳米线的制备. 如图 3(d) 所示, Ge 核的直径为 26 nm, 通过图 3(e) 的高分辨 TEM 图可知, Si 壳和 Ge 核全部为单晶结构, 其横截面示意图以及能级结构如图 3(f) 所示, Si 壳和 Ge 核的价带能级差为 0.5 eV, Ge 空穴被限制在 Ge 核内, 空穴迁移率约为 $1000 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ ^[19]. 理论和实验研究表明, Ge/Si 核/壳纳米线具有可调节的强自旋-轨道耦合相互作用^[86,106], 朗德 g 因子约为 2^[107], 基于 Ge/Si 核/壳纳米线制备的双量子点器件也表现出良好的特性, 实现了电场对两个量子点隧穿耦合强度的调控^[108], 自旋弛豫时间可达 0.6 ms^[109], 退相干时间可达 180 ns^[110].

虽然 Ge/Si 核/壳纳米线得到了广泛研究, 但是它仍存在着两个困难. 首先, 纳米线沿着非面内的方向生长, 需要将纳米线转移到 Si 或 SOI 等衬底上进行器件制备^[111], 增加了器件加工的难度, 且很难大规模集成; 其次, VLS 生长需采用金属颗粒作为催化剂, 纳米线中存在金属污染, 影响器件的电学性质^[112]. 以上不利因素制约了 Ge/Si 核/壳纳米线在半导体量子计算领域的进一步发展.

棚屋型 Ge 量子线是利用层状加岛状生长的 Stranki-Krastanow 生长模式^[113], 采用分子束外延生长方法在 Si 衬底上获得的面内 Ge 量子线. 早在 1990 年, Mo 等^[114] 就在 Si(001) 衬底上观察到了长度小于 100 nm 的棚屋型 Ge 岛, 而后 Tersoff 和 Tromp^[115] 预测这种棚屋型 Ge 岛可能延长成为 Ge 量子线. 2012 年, Zhang 等^[41] 在 Si(001) 衬底上通过沉积纯 Ge 层以及退火的方法, 实现了长度可达 2 μm 的 Ge 量子线的外延生长. 他们采用分子束外延生长方法, 在 570 $^\circ\text{C}$ 条件下以 0.06 $\text{\AA}/\text{s}$ 的速率沉积 4.4 个原子层厚度的 Ge 浸润层, 沉积

厚度稍小于 570 °C 时形成三维棚屋型 Ge 岛的临界厚度, 如图 4(a) 的原子力显微镜 (AFM) 图所示, 衬底表面没有形成任何三维结构. 然后将温度降低到 560 °C 并原位退火, 获得如图 4(b) 所示的面内生长的自组装 Ge 量子线. Ge 量子线的表面由 4 个 {105} 晶面组成, 取向沿平面内两个 <100> 方向, 底部为矩形 (图 4(c)), 横截面为三角形 (图 4(d)), 侧壁倾角为 11.3°, 称之为棚屋型量子线. 量子线平均高度约为 1.86 nm, 高宽比为 1:10, 长度可达 2 μm, 即长宽比可达 1000. 此外, 可以通过调节 Ge 层的厚度来调节 Ge 量子线的密度和长度. 另外, 还可以形成如图 4(e) 所示的 L 形 Ge 量子线. 理论计算表明应变状态下的 {105} 晶面具有很低的表面能, 它是棚屋型量子线形成的主要驱动力 [116].

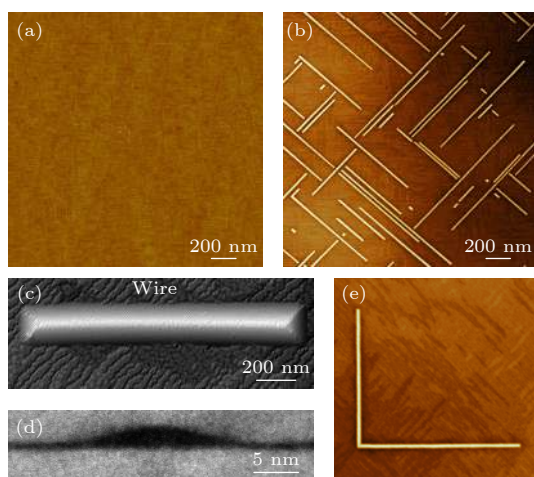


图 4 (a) Si 衬底上沉积 4.4 个 Ge 原子层后的表面 AFM 图; (b) Si 衬底上沉积 Ge 层以及退火之后形成的 Ge 量子线的表面 AFM 图 [41]; (c) 和 (d) 分别是单根 Ge 量子线的扫描隧道显微镜图 [116] 以及横截面 TEM 图 [41]; (e) Si 衬底上 L 形 Ge 量子线结构

Fig. 4. (a) AFM image of Ge wetting layer after the growth of 4.4 monolayer Ge on Si substrate; (b) AFM image of Ge hut wire on Si substrate after the growth of Ge layer with subsequently annealing [41]; (c), (d) scanning tunneling microscope image [116] and cross-sectional TEM image of a Ge hut wire [41]; (e) L-shaped Ge hut wires on Si substrate.

Si(001) 衬底上的棚屋型 Ge 量子线是无催化剂且面内生长的自组装量子线, 与 Ge/Si 核/壳纳米线相比, 避免了金属催化剂导致的金属污染以及纳米线的非面内生长导致的转移问题, 且纳米线直接生长在 Si 衬底上, 与当前的硅工艺兼容, 为后续器件制备带来了便利. 棚屋型 Ge 量子线的横截面为三角形, 与横截面为圆形的 Ge/Si 核/壳纳米线中轻重空穴混合不同, 棚屋型 Ge 量子线中的空穴

几乎全部为重空穴 [88], 轻重空穴的含量小于 1%, 而轻重空穴分离有助于退相干时间的延长 [117]. 此外, 棚屋型 Ge 量子线具有大的 g 因子以及强的自旋-轨道耦合相互作用 [87,118], 空穴的自旋-轨道耦合长度约为 40—100 nm, 其 g 因子可达 4.34, 且 g 因子依赖于外加磁场的方向, 具有很强的各向异性 [88], 外加磁场垂直于量子线时的 g 因子与平行于量子线时的 g 因子比值可达 18. 目前, 已经在棚屋型 Ge 量子线中实现了国际上首个 Ge 空穴量子比特 [20], 退相干时间可达 130 ns. 国内中国科学技术大学郭国平研究小组 [118] 在 Ge 量子线量子比特器件方面做了系统而深入的研究, 在这种 Ge 量子线上实现了双量子点的可控调节, 且在这种量子线中实现了单量子点以及双量子点与超导微波谐振腔的耦合 [119,120], 能够采用超导微波谐振腔探测量子点中的空穴状态, 为实现远距离的量子点之间的通信以及进一步实现器件的集成和扩展奠定了重要基础. 郭国平研究小组 [121] 还首次在 Ge 空穴量子点中实现了 g 因子张量和自旋轨道耦合场方向的测量与调控, 对于硅锗体系更好地实现自旋量子比特的操控有重要的指导意义. 此外, 他们还实现了目前操控速度最快的量子比特, 其拉比振荡的频率约为 540 MHz [37].

然而, 以上棚屋型 Ge 量子线位置在 Si (001) 表面上是随机分布的, 不利于量子器件的精确寻址和大规模集成. 结合微纳加工和分子束外延生长方法, Gao 等 [42] 在 Si (001) 衬底上实现了棚屋型 Ge 量子线的面内精确定位生长. 该方法首先是利用电子束曝光和反应离子刻蚀技术在 Si (001) 衬底上刻蚀出周期性的凹槽图形结构, 凹槽的深度约为 70 nm, 如图 5(a) 所示, 其中黑色部分为凹槽结构, 由于面内棚屋型 Ge 量子线沿 <100> 晶向, 因此凹槽的方向也必须沿这两个方向. 然后, 利用分子束外延在此衬底上首先生长 3 nm 的 $\text{Si}_{0.75}\text{Ge}_{0.25}$ 层, 在凹槽的两个侧边形成了如图 5(b) 所示的一维 SiGe 条带结构, 如 AFM 线扫描所示 (图 5(h) 中红线), SiGe 条带的横截面为梯形, 顶部是平台结构. 继续生长 0.6 nm 的 Ge 层并原位退火, 在此 SiGe 条带上获得了周期性有序的 Ge 量子线 (图 5(c)). 这主要源于 Ge 原子生长在 SiGe 条带上可以更好地释放应变能, 同时, Ge 原子在 SiGe 上的扩散势垒低于在 Si 上的扩散势垒 [122,123], 这也有利于 SiGe 条带上一维线的形成. Ge 量子线的横截面为三角形,

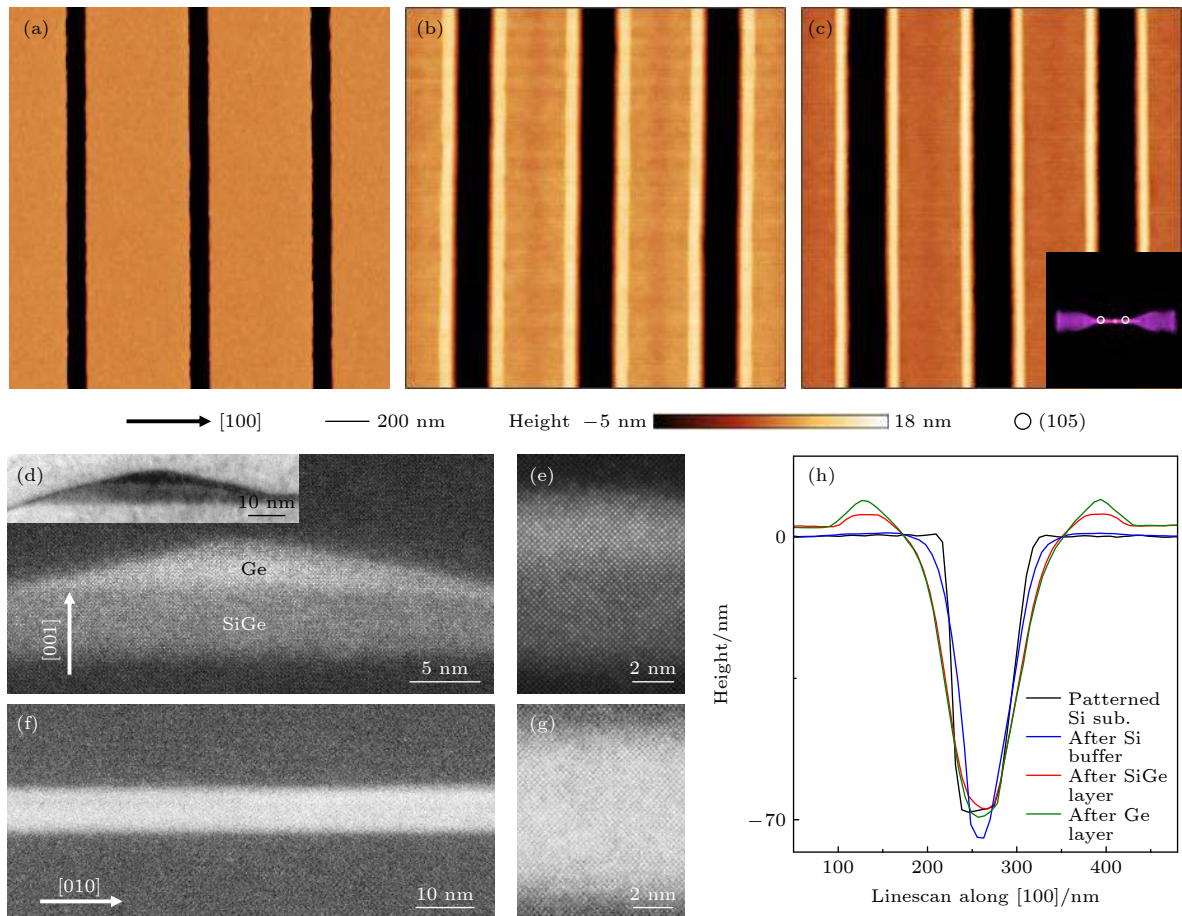


图 5 (a) 具有凹槽结构的 Si (001) 图形衬底的表面 AFM 图^[42]; (b) 生长 $\text{Si}_{0.75}\text{Ge}_{0.25}$ 层后形成一维 SiGe 条带结构的表面 AFM 图^[42]; (c) SiGe 条带上形成 Ge 量子线的表面 AFM 图, 插图量子线的晶面分析图, Ge 量子线的两个侧面均为 {105} 晶面^[42]; (d) 和 (e) 分别为 Ge 量子线的横截面 STEM 图及放大的 STEM 图^[42], 插图为 Ge 量子线的横截面全貌图; (f) 和 (g) 分别为 Ge 量子线沿线方向的高分辨 STEM 图以及放大的 STEM 图^[42]; (h) Ge 量子线各个生长阶段的 AFM 线扫描图^[42]

Fig. 5. (a) AFM image of trench-patterned Si (001) substrate^[42]; (b) AFM image of SiGe mound after the growth of $\text{Si}_{0.75}\text{Ge}_{0.25}$ layer^[42]; (c) AFM image of Ge hut wire on $\text{Si}_{0.75}\text{Ge}_{0.25}$ mound after the Ge layer deposition with subsequently annealing, where inset image shows the {105} side faceted Ge hut wires^[42]; (d), (e) cross-sectional STEM image and magnified STEM image of a Ge hut wire, respectively^[42], where inset is the overall view of a hut wire; (f), (g) STEM image and magnified STEM image along a Ge hut wire, respectively^[42]; (h) AFM line-scans showing the growth process of a Ge hut wire^[42].

两个侧面是稳定的 {105} 晶面 (如图 5(c) 中的插图所示), 高度约为 3.8 nm, 底部宽度为 38 nm, 高度标准偏差仅为 0.11 nm. 横截面方向的扫描透射电子显微镜 (STEM) 图 (图 5(d)) 和高分辨 STEM 图 (图 5(e)) 以及沿线方向的 STEM 图和高分辨 STEM 图 (图 5(f) 和 5(g)) 显示 Ge 量子线中没有缺陷, 具有完美的晶体质量.

棚屋型 Ge 量子线的位置、周期、长度和形状完全依赖于凹槽的位置、周期、长度和形状. 通过控制凹槽的周期实现了如图 6(a) 所示的紧邻平行的 Ge 量子线. 通过控制凹槽长度获得了长度为 10 μm 的 Ge 量子线 (图 6(b)), 原则上, Ge 量子线的长度可以任意长. 此外, 通过控制凹槽的形状

还实现了闭合结构的口字形 (图 6(c)) 以及 L 形 (图 6(d)) Ge 量子结构. 凹槽的深度和侧壁倾角对量子线的形成和位置也有重要影响^[124], 当凹槽的深度较浅, 例如深度为 6 nm, 宽度为 60 nm 时, 如果沉积低 Ge 含量 SiGe 层并原位退火处理, SiGe 会优先向凹槽内部扩散, 在槽内形成有序的 GeSi 量子线^[125] (图 6(e)). 槽内 GeSi 量子线同样具有 {105} 晶面, 其横截面为三角形, 高度约为 8 nm (图 6(h)), 且同样可以通过调节凹槽的周期和位置来控制量子线的周期和位置 (图 6(f) 和 图 6(g)). 槽内 GeSi 量子线中 Ge 的含量仅 30% 左右, 通过采用应力诱导的多层生长方法, 本课题组已经成功实现了槽内 Ge 量子线的有序生长.

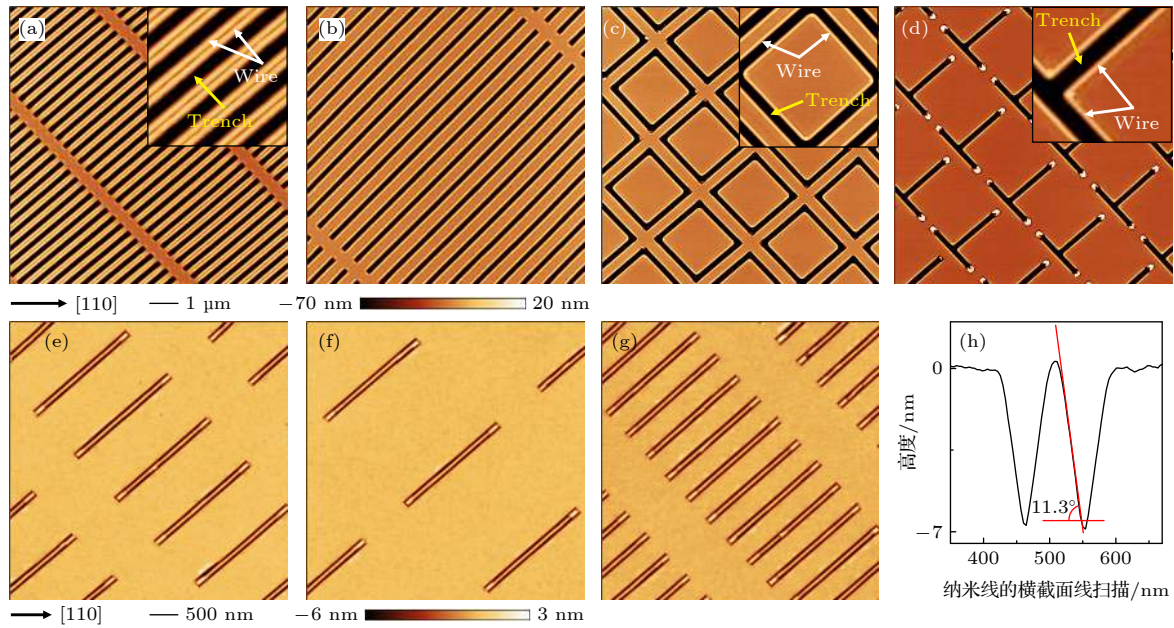


图 6 (a)–(d) 在 Si (001) 衬底上凹槽边缘生长的紧邻平行排列的 Ge 量子线、长度为 $10\ \mu\text{m}$ 的 Ge 量子线、口字形和 L 形 Ge 量子线的 AFM 图^[42]; (e)–(g) Si (001) 衬底上凹槽内部生长的 $\text{Ge}_{0.33}\text{Si}_{0.67}$ 量子线的表面 AFM 图, 周期分别为 $1\ \mu\text{m}$, $2\ \mu\text{m}$ 及 $500\ \text{nm}$ ^[125]; (h) 凹槽内部生长的单根 $\text{Ge}_{0.33}\text{Si}_{0.67}$ 量子线的线扫描图, GeSi 量子线的侧壁倾角为 11.3° , 侧壁为 $\{105\}$ 晶面^[125]

Fig. 6. (a)–(d) AFM images of closely spaced parallel Ge hut wires, Ge hut wires with length of $10\ \mu\text{m}$, square-shaped and L-shaped Ge hut wires at the edges of trenches on Si (001) substrate, respectively^[42]; (e)–(g) AFM images of $\text{Ge}_{0.33}\text{Si}_{0.67}$ hut wires inside the trenches on Si (001) substrate with a period of $1\ \mu\text{m}$, $2\ \mu\text{m}$ and $500\ \text{nm}$, respectively^[125]; (h) AFM line-scan of a $\text{Ge}_{0.33}\text{Si}_{0.67}$ hut wire inside the trench, which shows the $\{105\}$ side facet with an inclination angle of 11.3° ^[125].

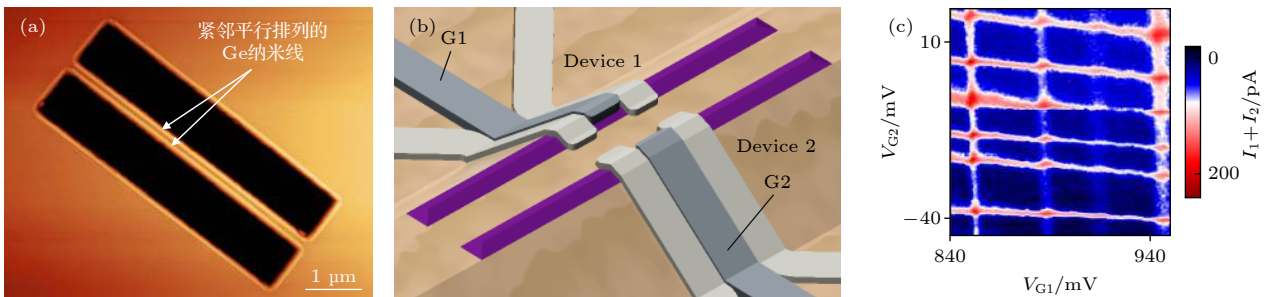


图 7 (a) 紧邻平行排列的 Ge 量子线 AFM 图; (b) 双量子点器件结构示意图^[42]; (c) 总电流 $I_1 + I_2$ 与 V_{G1} 以及 V_{G2} 的变化关系图^[42]

Fig. 7. (a) AFM image of the closely spaced parallel Ge hut wires; (b) schematic diagram of double quantum dot devices^[42]; (c) total current $I_1 + I_2$ versus V_{G1} and V_{G2} ^[42].

基于有序 Ge 量子线的器件研究还处于起始阶段, 基于凹槽边缘的棚屋型 Ge 量子线制备了单量子点器件, 观察到了典型的库仑阻塞现象, g 因子最高可达 3.91 ^[42], 同时观测到了重空穴态的零场分裂现象^[126], 表明量子线具有强的自旋-轨道耦合相互作用, 且可以利用电场对自旋-轨道耦合强度进行调控. 此外, 实现了两个紧邻平行排列 Ge 量子线 (图 7(a)) 上单量子点间的电容耦合. 器件示意图如图 7(b) 所示, 图 7(c) 为单量子点器件 1 和 2 的总电流与门电压 V_{G1} 和 V_{G2} 的关系图, 从图中的交叉点处可以看出, 当 1 个空穴隧穿过任意 1 个

器件时, 另 1 个器件的库仑峰就会出现位移, 表明两个量子点之间出现了耦合.

4 总结与展望

本综述主要介绍了近年来在半导体量子计算材料领域发展迅速的硅锗材料的制备方法、材料的基本性质以及相应量子器件的研究进展.

位错、应力、原子占位、原子台阶、同位素纯化程度和纳米线结构与成分的可控制备等都是影响量子比特性质和集成的关键因素. 未来量子计算芯

片材料的研究主要目标是实现晶圆级硅锗量子材料原子尺度的可控制备,以推动硅基量子计算领域的发展。

参考文献

- [1] Zhang X, Li H O, Cao G, Xiao M, Guo G C, Guo G P 2019 *National Sci. Rev.* **6** 32
- [2] Wendin G 2017 *Rep. Prog. Phys.* **80** 106001
- [3] Lutchyn R M, Bakkers E P A M, Kouwenhoven L P, Krogstrup P, Marcus C M, Oreg Y 2018 *Nat. Rev. Mater.* **3** 52
- [4] Brown K R, Kim J, Monroe C 2016 *NPJ Quantum Inf.* **2** 16034
- [5] Kong X Y, Zhu Y Y, Wen J W, Xin T, Li K R, Long G L 2018 *Acta Phys. Sin.* **67** 220301 (in Chinese) [孔祥宇, 朱垣晔, 闻经纬, 辛涛, 李可仁, 龙桂鲁 2018 物理学报 **67** 220301]
- [6] Loss D, DiVincenzo D P 1998 *Phys. Rev. A* **57** 120
- [7] Petta J R, Johnson A C, Taylor J M, Laird E A, Yacoby A, Lukin M D, Marcus C M, Hanson M P, Gossard A C 2005 *Science* **309** 2180
- [8] Koppens F H, Nowack K C, Vandersypen L M 2008 *Phys. Rev. Lett.* **100** 236802
- [9] Yoneda J, Otsuka T, Nakajima T, Takakura T, Obata T, Pioro-Ladriere M, Lu H, Palmstrom C J, Gossard A C, Tarucha S 2014 *Phys. Rev. Lett.* **113** 267601
- [10] Nadj-Perge S, Frolov S M, Bakkers E P, Kouwenhoven L P 2010 *Nature* **468** 1084
- [11] van den Berg J W, Nadj-Perge S, Pribiag V S, Plissard S R, Bakkers E P, Frolov S M, Kouwenhoven L P 2013 *Phys. Rev. Lett.* **110** 066806
- [12] Elzerman J M, Hanson R, van Beveren L H W, Witkamp B, Vandersypen L M K, Kouwenhoven L P 2004 *Nature* **430** 431
- [13] Li R, Hudson F E, Dzurak A S, Hamilton A R 2015 *Nano Lett.* **15** 7314
- [14] Borselli M G, Eng K, Croke E T, Maune B M, Huang B, Ross R S, Kiselev A A, Deelman P W, Alvarado-Rodriguez I, Schmitz A E, Sokolich M, Holabird K S, Hazard T M, Gyure M F, Hunter A T 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 063109
- [15] Yang C, Zhong Z H, Lieber C M 2005 *Science* **310** 1304
- [16] Sellier H, Lansbergen G P, Caro J, Rogge S, Collaert N, Ferain I, Jurczak M, Biesemans S 2006 *Phys. Rev. Lett.* **97** 206805
- [17] Kane B E 1998 *Nature* **393** 133
- [18] Hendrickx N W, Lawrie W I L, Russ M, van Riggelen F, de Snoo S L, Schouten R N, Sammak A, Scappucci G, Veldhorst M 2021 *Nature* **591** 580
- [19] Higginbotham A P, Larsen T W, Yao J, Yan H, Lieber C M, Marcus C M, Kucemeth F 2014 *Nano Lett.* **14** 3582
- [20] Watzinger H, Kukucka J, Vukusic L, Gao F, Wang T, Schaffler F, Zhang J J, Katsaros G 2018 *Nat. Commun.* **9** 3902
- [21] Yoneda J, Takeda K, Otsuka T, Nakajima T, Delbecq M R, Allison G, Honda T, Kodera T, Oda S, Hoshi Y, Usami N, Itoh K M, Tarucha S 2018 *Nat. Nanotechnol.* **13** 102
- [22] Schoenfield J S, Freeman B M, Jiang H 2017 *Nat. Commun.* **8** 64
- [23] Veldhorst M, Yang C H, Hwang J C, Huang W, Dehollain J P, Muhonen J T, Simmons S, Laucht A, Hudson F E, Itoh K M, Morello A, Dzurak A S 2015 *Nature* **526** 410
- [24] Takeda K, Noiri A, Nakajima T, Yoneda J, Kobayashi T, Tarucha S 2021 *Nat. Nanotechnol.* **16** 965
- [25] Borjans F, Croot X G, Mi X, Gullans M J, Petta J R 2020 *Nature* **577** 195
- [26] Kawakami E, Scarlino P, Ward D R, Braakman F R, Savage D E, Lagally M G, Friesen M, Coppersmith S N, Eriksson M A, Vandersypen L M 2014 *Nat. Nanotechnol.* **9** 666
- [27] Takeda K, Kamioka J, Otsuka T, Yoneda J, Nakajima T, Delbecq M R, Amaha S, Allison G, Kodera T, Oda S, Tarucha S 2016 *Sci. Adv.* **2** 1600694
- [28] Veldhorst M, Hwang J C, Yang C H, Leenstra A W, de Ronde B, Dehollain J P, Muhonen J T, Hudson F E, Itoh K M, Morello A, Dzurak A S 2014 *Nat. Nanotechnol.* **9** 981
- [29] Yang C H, Leon R C C, Hwang J C C, Saraiva A, Tanttu T, Huang W, Camirand Lemyre J, Chan K W, Tan K Y, Hudson F E, Itoh K M, Morello A, Pioro-Ladriere M, Laucht A, Dzurak A S 2020 *Nature* **580** 350
- [30] Petit L, Eenink H G J, Russ M, Lawrie W I L, Hendrickx N W, Philips S G J, Clarke J S, Vandersypen L M K, Veldhorst M 2020 *Nature* **580** 355
- [31] O'Gorman J, Nickerson N H, Ross P, Morton J J L, Benjamin S C 2016 *NPJ Quantum Inf.* **2** 15019
- [32] Pica G, Lovett B W, Bhatt R N, Schenkel T, Lyon S A 2016 *Phys. Rev. B* **93** 035306
- [33] Hill C D, Peretz E, Hile S J, House M G, Fuechsle M, Rogge S, Simmons M Y, Hollenberg L C L 2015 *Sci. Adv.* **1** 1500707
- [34] Muhonen J T, Dehollain J P, Laucht A, Hudson F E, Kalra R, Sekiguchi T, Itoh K M, Jamieson D N, McCallum J C, Dzurak A S, Morello A 2014 *Nat. Nanotechnol.* **9** 986
- [35] Muhonen J T, Laucht A, Simmons S, Dehollain J P, Kalra R, Hudson F E, Freer S, Itoh K M, Jamieson D N, McCallum J C, Dzurak A S, Morello A 2015 *J. Phys. Condens. Matter* **27** 154205
- [36] He Y, Gorman S K, Keith D, Kranz L, Keizer J G, Simmons M Y 2019 *Nature* **571** 371
- [37] Wang K, X G, Gao F, Liu H, Ma R L, Zhang X, Zhang T, Cao G, Wang T, Zhang J J, Hu X, Jiang H W, Li H O, Guo G C, Guo G P 2020 arXiv: 2006.12340 [cond-mat. mes-hall]
- [38] Hendrickx N W, Franke D P, Sammak A, Scappucci G, Veldhorst M 2020 *Nature* **577** 487
- [39] Dobbie A, Myronov M, Morris R J H, Hassan A H A, Prest M J, Shah V A, Parker E H C, Whall T E, Leadley D R 2012 *Appl. Phys. Lett.* **101** 172108
- [40] Failla M, Keller J, Scalari G, Maissen C, Faist J, Reichl C, Wegscheider W, Newell O J, Leadley D R, Myronov M, Lloyd-Hughes J 2016 *New J. Phys.* **18** 113036
- [41] Zhang J J, Katsaros G, Montalenti F, Scopece D, Rezaev R O, Mickel C, Rellinghaus B, Miglio L, De Franceschi S, Rastelli A, Schmidt O G 2012 *Phys. Rev. Lett.* **109** 085502
- [42] Gao F, Wang J H, Watzinger H, Hu H, Rancic M J, Zhang J Y, Wang T, Yao Y, Wang G L, Kukucka J, Vukusic L, Kloeffel C, Loss D, Liu F, Katsaros G, Zhang J J 2020 *Adv. Mater.* **32** 1906523
- [43] Zwanenburg F A, Dzurak A S, Morello A, Simmons M Y, Hollenberg L C L, Klimeck G, Rogge S, Coppersmith S N, Eriksson M A 2013 *Rev. Mod. Phys.* **85** 961
- [44] Hofheinz M, Jehl X, Sanquer M, Molas G, Vinet M, Deleonibus S 2006 *Appl. Phys. Lett.* **89** 143504
- [45] Fujiwara A, Inokawa H, Yamazaki K, Namatsu H, Takahashi Y, Zimmerman N M, Martin S B 2006 *Appl. Phys. Lett.* **88** 053121
- [46] Liu H W, Fujisawa T, Inokawa H, Ono Y, Fujiwara A,

- Hirayama Y 2008 *Appl. Phys. Lett.* **92** 222104
- [47] Morales A M, Lieber C M 1998 *Science* **279** 208
- [48] Kravchenko S V, Sarachik M P 2004 *Rep. Prog. Phys.* **67** 1
- [49] Wang K, Li H O, Luo G, Zhang X, Jing F M, Hu R Z, Zhou Y, Liu H, Wang G L, Cao G, Jiang H W, Guo G P 2020 *Europhys. Lett.* **130** 27001
- [50] Fitzgerald E A 1992 *J. Vac. Sci. Technol.* **10** 1807
- [51] Schaffler F, Tobben D, Herzog H J, Abstreiter G, Hollander B 1992 *Semicond. Sci. Technol.* **7** 260
- [52] Sugii N, Nakagawa K, Kimura Y, Yamaguchi S, Miyao M 1998 *Semicond. Sci. Technol.* **13** A140
- [53] Melnikov M Y, Shashkin A A, Dolgoplov V T, Huang S H, Liu C W, Kravchenko S V 2015 *Appl. Phys. Lett.* **106** 092102
- [54] Abstreiter G, Brugger H, Wolf T, Jorke H, Herzog H J 1985 *Phys. Rev. Lett.* **54** 2441
- [55] Lee M L, Fitzgerald E A, Bulsara M T, Currie M T, Lochtefeld A 2005 *J. Appl. Phys.* **97** 011101
- [56] Schubert G, Schäffler F, Besson M, Abstreiter G, Gornik E 1991 *Appl. Phys. Lett.* **59** 3318
- [57] Ismail K, Meyerson B S, Wang P J 1991 *Appl. Phys. Lett.* **58** 2117
- [58] Nelson S F, Ismail K, Nocera J J, Fang F F, Mendez E E, Chu J O, Meyerson B S 1992 *Appl. Phys. Lett.* **61** 64
- [59] Xie Y H, Fitzgerald E A, Mii Y J, Monroe D, Thiel F A, Weir B E, Feldman L C 1991 *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* **220** 413
- [60] Mii Y J, Xie Y H, Fitzgerald E A, Monroe D, Thiel F A, Weir B E, Feldman L C 1991 *Appl. Phys. Lett.* **59** 1611
- [61] Schaffler F 1997 *Semicond. Sci. Technol.* **12** 1515
- [62] Ismail K, LeGoues F K, Saenger K L, Arafa M, Chu J O, Mooney P M, Meyerson B S 1994 *Phys. Rev. Lett.* **73** 3447
- [63] Ismail K, Arafa M, Saenger K L, Chu J O, Meyerson B S 1995 *Appl. Phys. Lett.* **66** 1077
- [64] Ismail K 1996 *J. Vac. Sci. Technol.*, B **14** 2776
- [65] Lai K, Ye P D, Pan W, Tsui D C, Lyon S A, Mühlberger M, Schäffler F 2005 *Appl. Phys. Lett.* **87** 142103
- [66] Lu T M, Tsui D C, Lee C H, Liu C W 2009 *Appl. Phys. Lett.* **94** 182102
- [67] Huang S H, Lu T M, Lu S C, Lee C H, Liu C W, Tsui D C 2012 *Appl. Phys. Lett.* **101** 042111
- [68] Laroche D, Huang S H, Nielsen E, Chuang Y, Li J Y, Liu C W, Lu T M 2015 *AIP Adv.* **5** 107106
- [69] Mi X, Hazard T M, Payette C, Wang K, Zajac D M, Cady J V, Petta J R 2015 *Phys. Rev. B* **92** 035304
- [70] Ando T 1979 *Phys. Rev. B* **19** 3089
- [71] Friesen M, Eriksson M A, Coppersmith S N 2006 *Appl. Phys. Lett.* **89** 202106
- [72] Friesen M, Chutia S, Tahan C, Coppersmith S N 2007 *Phys. Rev. B* **75** 115318
- [73] Weitz P, Haug R J, von Klitzing K, Schaffler F 1996 *Surf. Sci.* **361** 542
- [74] Koester S J, Ismail K, Chu J O 1997 *Semicond. Sci. Technol.* **12** 384
- [75] Lai K, Pan W, Tsui D C, Lyon S, Mühlberger M, Schaffler F 2004 *Phys. Rev. Lett.* **93** 156805
- [76] Khrapai V S, Shashkin A A, Dolgoplov V T 2003 *Phys. Rev. B* **67** 113305
- [77] Goswami S, Slinker K A, Friesen M, McGuire L M, Truitt J L, Tahan C, Klein L J, Chu J O, Mooney P M, van der Weide D W, Joynt R, Coppersmith S N, Eriksson M A 2007 *Nat. Phys.* **3** 41
- [78] Borselli M G, Ross R S, Kiselev A A, Croke E T, Holabird K S, Deelman P W, Warren L D, Alvarado-Rodriguez I, Milosavljevic I, Ku F C, Wong W S, Schmitz A E, Sokolich M, Gyure M F, Hunter A T 2011 *Appl. Phys. Lett.* **98** 123118
- [79] Simmons C B, Prance J R, Van Bael B J, Koh T S, Shi Z, Savage D E, Lagally M G, Joynt R, Friesen M, Coppersmith S N, Eriksson M A 2011 *Phys. Rev. Lett.* **106** 156804
- [80] Thalakulam M, Simmons C B, Van Bael B J, Rosemeyer B M, Savage D E, Lagally M G, Friesen M, Coppersmith S N, Eriksson M A 2011 *Phys. Rev. B* **84** 045307
- [81] Leon R C C, Yang C H, Hwang J C C, Lemyre J C, Tanttu T, Huang W, Chan K W, Tan K Y, Hudson F E, Itoh K M, Morello A, Laucht A, Pioro-Ladriere M, Saraiva A, Dzurak A S 2020 *Nat. Commun.* **11** 797
- [82] Struck T, Hollmann A, Schauer F, Fedorets O, Schmidbauer A, Sawano K, Riemann H, Abrosimov N V, Cywiński Ł, Bougeard D, Schreiber L R 2020 *NPJ Quantum Inf.* **6** 40
- [83] Peter S, Loss D 2021 arXiv: 2107.06485 v1 [cond-mat. mes-hall]
- [84] Scappucci G, Kloeffel C, Zwanenburg F A, Loss D, Myronov M, Zhang J J, De Franceschi S, Katsaros G, Veldhorst M 2020 *Nat. Rev. Mater.* **6** 926
- [85] Pillarisetty R 2011 *Nature* **479** 324
- [86] Kloeffel C, Trif M, Loss D 2011 *Phys. Rev. B* **84** 195314
- [87] Li S X, Li Y, Gao F, Xu G, Li H O, Cao G, Xiao M, Wang T, Zhang J J, Guo GP 2017 *Appl. Phys. Lett.* **110** 133105
- [88] Watzinger H, Kloeffel C, Vukusic L, Rossell M D, Sessi V, Kukucka J, Kirchschrager R, Lausecker E, Truhlar A, Glaser M, Rastelli A, Fuhrer A, Loss D, Katsaros G 2016 *Nano Lett.* **16** 6879
- [89] Burkard G 2008 *Nat. Mater.* **7** 100
- [90] Dimoulas A, Tsiapas P, Sotiropoulos A, Evangelou E K 2006 *Appl. Phys. Lett.* **89** 252110
- [91] Wagner G R, Janocko M A 1989 *Appl. Phys. Lett.* **54** 66
- [92] Murakami E, Etoh H, Nakagawa K, Miyao M 1990 *Jpn. J. Appl. Phys., Part 2* **29** 1059
- [93] Murakami E, Nakagawa K, Nishida A, Miyao M 1991 *IEEE Electron Device Lett.* **12** 71
- [94] Xie Y H, Monroe D, Fitzgerald E A, Silverman P J, Thiel F A, Watson G P 1993 *Appl. Phys. Lett.* **63** 2263
- [95] von Kanel H, Kummer M, Isella G, Muller E, Hackbarth T 2002 *Appl. Phys. Lett.* **80** 2922
- [96] Rossner B, Chrastina D, Isella G, von Kanel H 2004 *Appl. Phys. Lett.* **84** 3058
- [97] Shah V A, Dobbie A, Myronov M, Fulgoni D J F, Nash L J, Leadley D R 2008 *Appl. Phys. Lett.* **93** 192103
- [98] Shah V A, Dobbie A, Myronov M, Leadley D R 2010 *J. Appl. Phys.* **107** 064304
- [99] Lu T M, Bishop N C, Pluym T, Means J, Kotula P G, Cederberg J, Tracy L A, Dominguez J, Lilly M P, Carroll M S 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 043101
- [100] Maune B M, Borselli M G, Huang B, Ladd T D, Deelman P W, Holabird K S, Kiselev A A, Alvarado-Rodriguez I, Ross R S, Schmitz A E, Sokolich M, Watson C A, Gyure M F, Hunter A T 2012 *Nature* **481** 344
- [101] Laroche D, Huang S H, Chuang Y, Li J Y, Liu C W, Lu T M 2016 *Appl. Phys. Lett.* **108** 233504
- [102] Sammak A, Sabbagh D, Hendrickx N W, Lodari M, Wuetz B P, Tosato A, Yeoh L, Bollani M, Virgilio M, Schubert M A, Zaumseil P, Capellini G, Veldhorst M, Scappucci G 2019 *Adv. Funct. Mater.* **29** 1807613
- [103] Wagner R S, Ellis W C 1964 *Appl. Phys. Lett.* **4** 89
- [104] Kodambaka S, Tersoff J, Reuter M C, Ross F M 2007

- Science* **316** 729
- [105] Lauthon L J, Gudiksen M S, Wang C L, Lieber C M 2002 *Nature* **420** 57
- [106] Hao X J, Tu T, Cao G, Zhou C, Li H O, Guo G C, Fung W Y, Ji Z, Guo G P, Lu W 2010 *Nano Lett.* **10** 2956
- [107] Roddaro S, Fuhrer A, Brusheim P, Fasth C, Xu H Q, Samuelson L, Xiang J, Lieber C M 2008 *Phys. Rev. Lett.* **101** 186802
- [108] Hu Y, Churchill H O, Reilly D J, Xiang J, Lieber C M, Marcus C M 2007 *Nat. Nanotechnol.* **2** 622
- [109] Hu Y, Kuemmeth F, Lieber C M, Marcus C M 2011 *Nat. Nanotechnol.* **7** 47
- [110] Higginbotham A P, Kuemmeth F, Larsen T W, Fitzpatrick M, Yao J, Yan H, Lieber C M, Marcus C M 2014 *Phys. Rev. Lett.* **112** 216806
- [111] Jia C, Lin Z, Huang Y, Duan X 2019 *Chem. Rev.* **119** 9074
- [112] Allen J E, Hemesath E R, Perea D E, Lensch-Falk J L, Li Z Y, Yin F, Gass M H, Wang P, Bleloch A L, Palmer R E, Lauthon L J 2008 *Nat. Nanotechnol.* **3** 168
- [113] Zhang J, Brehm M, Grydlik M, Schmidt O G 2015 *Chem. Soc. Rev.* **44** 26
- [114] Mo Y, Savage D E, Swartzentruber B S, Lagally M G 1990 *Phys. Rev. Lett.* **65** 1020
- [115] Tersoff J, Tromp R M 1993 *Phys. Rev. Lett.* **70** 2782
- [116] Daruka I, Grossauer C, Springholz G, Tersoff J 2014 *Phys. Rev. B* **89** 235427
- [117] Fischer J, Coish W A, Bulaev D V, Loss D 2008 *Phys. Rev. B.* **78** 155329
- [118] Xu G, Gao F, Wang K, Zhang T, Liu H, Cao G, Wang T, Zhang J J, Jiang H W, Li H O, Guo G P 2020 *Appl. Phys. Express* **13** 065002
- [119] Li Y, Li S X, Gao F, Li H O, Xu G, Wang K, Liu D, Cao G, Xiao M, Wang T, Zhang J J, Guo G C, Guo G P 2018 *Nano Lett.* **18** 2091
- [120] Xu G, Li Y, Gao F, Li H O, Liu H, Wang K, Cao G, Wang T, Zhang J J, Guo G C, Guo G P 2020 *New J. Phys.* **22** 083068
- [121] Zhang T, Liu H, Gao F, Xu G, Wang K, Zhang X, Cao G, Wang T, Zhang J J, Hu X D, Li H O, Guo G P 2021 *Nano Lett.* **21** 3835
- [122] Shu D J, Liu F, Gong X G 2001 *Phys. Rev. B* **64** 245410
- [123] Huang L, Liu F, Gong X G 2004 *Phys. Rev. B* **70** 155320
- [124] Vastola G, Grydlik M, Brehm M, Fromherz T, Bauer G, Boioli F, Miglio L, Montalenti F 2011 *Phys. Rev. B* **84** 155415
- [125] Gao F, Feng Q, Wang T, Zhang J J 2020 *Acta Phys. Sin.* **69** 028102 (in Chinese) [高飞, 冯琦, 王霆, 张建军 2020 物理学报 **69** 028102]
- [126] Katsaros G, Kukucka J, Vukusic L, Watzinger H, Gao F, Wang T, Zhang J J, Held K 2020 *Nano Lett.* **20** 5201

SPECIAL TOPIC—Quantum computation and quantum information

Research progress of silicon and germanium quantum computing materials*

Zhang Jie-Yin Gao Fei Zhang Jian-Jun[†]

(Key Laboratory of Nanophysics and Devices, Institute of Physics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)

(Received 12 August 2021; revised manuscript received 23 September 2021)

Abstract

Semiconductor quantum dot is one of the promising ways to realize solid-state quantum computing. The key is to obtain high-quality semiconductor quantum computing materials. Silicon and germanium can be isotopically purified to achieve nuclear spin-free isotopes, meeting the requirement for long decoherence time. They are also compatible with the current CMOS technology, thus making them ideal material platforms for large scale integration. This review first summarizes the important progress of semiconductor quantum-dot quantum computing in recent years, then focuses on the material progress including the silicon-based Si/SiGe heterostructures, Ge/SiGe heterostructures, and Ge/Si one-dimensional wires, finally presents the outlook about the development of silicon and Ge quantum computing materials.

Keywords: silicon, germanium, heterostructure, nanowire, quantum computing

PACS: 78.40.Fy, 81.07.St, 81.07.Vb, 73.43.–f

DOI: 10.7498/aps.70.20211492

* Project supported by the National Key R&D Program of China (Grant No. 2016YFA0301701).

† Corresponding author. E-mail: jjzhang@iphy.ac.cn