

3C-SiC 晶体制备研究进展

徐锦涛^{1,2}, 高攀³, 何唯一¹, 蒋圣楠¹, 潘秀红¹,
汤美波¹, 陈锬¹, 刘学超¹

(1. 中国科学院 上海硅酸盐研究所, 功能晶体与器件全国重点实验室, 上海 201899; 2. 上海大学 微电子学院, 上海 200444; 3. 上海电机学院 材料学院, 上海 201306)

摘要: 碳化硅(SiC)作为一种典型的宽禁带半导体材料, 在大功率、高频、高温电子器件应用中的重要性日益凸显。近年来, SiC 半导体已成为新能源汽车中电驱动模块和充电模块的主要功率器件材料, 相比 Si 基的绝缘栅极双极型晶体管(Insulated Gate Bipolar Transistors, IGBTs)少数载流子器件, SiC 材料能够以高频器件结构的多数载流子器件(肖特基势垒二极管和金属-氧化物-半导体晶体管(MOSFET))实现高耐压, 同时具有低导通电阻、高频的特性。未来, SiC 在交通新能源电动航空器及低空经济中的电动垂直起降航空器(Electric Vertical Take-off and Landing, eVTOL)、增强现实(Augmented Reality, AR)、光伏逆变与轨道交通等领域也将扮演不可或缺的角色。在众多 SiC 晶型中, 3C-SiC 具有独特的立方结构, 并且有更高的热导率(500 W/(m·K))与沟道迁移率(约 300 cm²/(V·s)), 展现了显著的应用潜力和研究价值。本文概述了 3C-SiC 晶体结构特点、基本物理特性、应用优势以及主要生长方法, 包括化学气相沉积(CVD)法、持续供料物理气相传输(CF-PVT)法、升华外延(SE)法和顶部籽晶溶液(TSSG)法, 综述了以上几种方法制备 3C-SiC 晶体的研究进展与最新成果, 重点分析讨论了气相和液相生长方法的热力学特性与生长机理, 并对微观层面的晶体生长过程进行分析总结, 展望了 3C-SiC 晶体的未来发展和应用方向。

关键词: 宽禁带半导体; 3C-SiC 晶体; 晶体生长; 微观机理; 综述

中图分类号: TQ174 文献标志码: A 文章编号: 1000-324X(2026)01-0001-11

Recent Progress on Preparation of 3C-SiC Single Crystal

XU Jintao^{1,2}, GAO Pan³, HE Weiyi¹, JIANG Shengnan¹, PAN Xiuhong¹,
TANG Meibo¹, CHEN Kun¹, LIU Xuechao¹

(1. State Key Laboratory of Functional Crystals and Devices, Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201899, China; 2. School of Microelectronics, Shanghai University, Shanghai 200444, China; 3. School of Materials, Shanghai Dianji University, Shanghai 201306, China)

Abstract: Silicon carbide (SiC), as a representative wide bandgap semiconductor material, has increasingly demonstrated its significance in high-power, high-frequency and high-temperature electronic device applications. In recent years, SiC semiconductors have become primary material for power devices in electric drive modules and charging modules of new energy vehicles. Compared to Si-based insulated gate bipolar transistors (IGBTs), a kind of minority carrier device, SiC materials enable high-voltage resistance through majority carrier devices (such as

收稿日期: 2025-02-24; 收到修改稿日期: 2025-03-17; 网络出版日期: 2025-06-27

基金项目: 国家重点研发计划(2021YFA0716304); 中国载人航天工程空间应用系统项目(GC-CL-2024-003)

National Key Research and Development Program of China (2021YFA0716304); Space Application System of China Manned Space Program (GC-CL-2024-003)

作者简介: 徐锦涛(1999-), 男, 硕士研究生. E-mail: 2781659973@qq.com

XU Jintao (1999-), male, Master candidate. E-mail: 2781659973@qq.com

通信作者: 高攀, 教授. E-mail: 32128@sdju.edu.cn; 刘学超, 研究员. E-mail: xcliu@mail.sic.ac.cn

GAO Pan, professor. E-mail: 32128@sdju.edu.cn; LIU Xuechao, professor. E-mail: xcliu@mail.sic.ac.cn

Schottky barrier diodes and metal-oxide-semiconductor field-effect transistors (MOSFETs)) with high-frequency device structures, which conversely allows SiC to simultaneously achieve key characteristics of low on-resistance and high frequency. It is easy to deduce that, SiC will also play an indispensable role in emerging fields such as electric aircrafts, electric vertical take-off and landing (eVTOL) vehicles for low-altitude transportation, augmented reality (AR), photovoltaic inverters, and rail transportation. Among various SiC polytypes, 3C-SiC stands out due to its unique cubic crystal structure, higher thermal conductivity (500 W/(m·K)) and channel mobility (approximately $300 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$), showcasing significant application potential and research value. This paper provides an overview of the crystal structure, fundamental physical properties, application advantages, and major growth methods of 3C-SiC, including chemical vapor deposition (CVD), continuous-feed physical vapor transport (CF-PVT), sublimation epitaxy (SE), and top-seeded solution growth (TSSG). Research progress and the latest achievements in 3C-SiC crystal growth using above techniques are reviewed, focusing on the thermodynamic characteristics and growth mechanisms of vapor-phase and liquid-phase methods. The microscopic processes of crystal growth are analyzed and summarized, and the future development directions and application prospects for 3C-SiC crystals are discussed.

Key words: wide bandgap semiconductor; 3C-SiC single crystal; crystal growth; micro-mechanism; review

碳化硅(SiC)晶体是一种具有独特物理和化学特性的宽禁带化合物半导体材料,其C-Si化学键及双层C-Si的排列结构,使得SiC具有高硬度、高热导率和高饱和漂移速率等特性,同时赋予其宽带隙和高击穿场强^[1-3]。近年来, SiC 半导体凭借优异的材料特性,在高频、大功率、小体积器件应用领域受到广泛关注。根据市场预测,2027年SiC功率半导体器件市场规模将超过60亿美元,2029年SiC功率半导体器件市场规模将达到100亿美元,占功率半导体器件市场的26.8%。SiC半导体器件的整体市场年复合增长率将有34%。SiC半导体市场的快速扩张主要得益于EV(电动汽车)的需求,其约占总SiC功率半导体器件市场的75%以上,在高压电网、光伏和轨道交通等领域的应用比例也在持续上升^[4]。

SiC晶体有两百多种晶型,其中 α -SiC(六方晶型,如4H-SiC和6H-SiC)晶体生长工艺相对成熟且应用广泛^[5-6]。3C-SiC是所有晶型中唯一的 β -SiC(立方晶型),具有与Si类似的晶体结构。表1对比了SiC各晶型的物性参数与Si的差异^[2, 7-10]。在热导率方面,高纯3C-SiC晶体已被证明具有超过500 W/(m·K)的超高导热性能,比6H-SiC和氮化铝(AlN)晶体高约50%,表明3C-SiC晶体将成为未来超大功率电力电子器件和光电器件应用的理想候选材料^[11]。在带隙方面,3C-SiC的禁带宽度为2.36 eV,4H-SiC的禁带宽度为3.26 eV,6H-SiC的禁带宽度为3.02 eV,这使得3C-SiC在某些特定应用中具有优势。例如,3C-SiC凭借理想的带隙和易于获得的深能级复合中心,以及掺杂后超过0.7 eV的价带能级,

有可能成为未来更高效的光伏材料^[12]。研究还发现,3C-SiC晶体制造的MOSFET器件在所有晶型SiC器件中具有最高的沟道迁移率(约 $300 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$)^[13-15]。此外,3C-SiC器件具有更低的 $\text{SiO}_2/3\text{C-SiC}$ 缺陷界面态密度,可提高器件的可靠性和使用寿命。

尽管3C-SiC展现出巨大的潜力,但在生产制造过程中,单一的3C-SiC晶型难以实现稳定控制,且缺乏高质量的3C-SiC籽晶。此外,异质生长导致的晶格失配和热膨胀失配会引起内部应力 and 缺陷密度较高等问题,限制了该晶型的规模化应用^[16-19]。因此,深入研究3C-SiC晶体的生长机制和优化生长条件,对推动其在各个领域的应用具有重要意义。

1 3C-SiC 晶体结构特性

通常采用结构层法来描述SiC晶体的多型结构。在这一方法中,Si原子紧密排列的层与C原子紧密排列的层相结合,形成双层结构。沿着与C轴平行的Si-C键观察,最外层的原子类型决定了晶体表面是碳面还是硅面。每一层原子可以采用ABC三种不同的放置方式,使得晶体结构呈现多样性。如图1所示,常见的SiC晶型包括4H-SiC、6H-SiC和3C-SiC等^[8]。具体而言,4H-SiC和6H-SiC的堆垛顺序分别为ABCB和ABCACB,而3C-SiC的堆垛顺序为ABCABC。

3C-SiC是碳化硅晶体家族中唯一属于立方晶系的多型,其结构与立方闪锌矿型结构相同,点群 m 和空间群 $F-43m$,晶胞参数 $a=0.4439 \text{ nm}$ 。3C-SiC

宽度相对较窄,其界面态缺陷主要集中在导带区,因此 3C-SiC 能提供更高的沟道传输速率,器件可靠性和稳定性大幅上升。此外,3C-SiC 的窄带隙还带来了一系列优势,例如其较低的临界电场值使得在给定阻挡电压下,漂移区所需的掺杂浓度降低,从而有效降低器件的结电容,这对于高速 MOSFET 的性能尤为重要。

3C-SiC 的势垒高度为 3.7 eV,显著高于 4H-SiC 的势垒高度。这意味着,当栅极驱动电路中的漏电流相同时,3C-SiC MOSFET 内部的电场强度可达到 4H-SiC 的 2~3 倍。此外,3C-SiC 沟槽功率 MOSFET 的降额要求相对宽松,因此在 600~1200 V 的中等功率 MOSFET 器件中,3C-SiC 表现出优于 4H-SiC 和 6H-SiC 的性能。

因此,3C-SiC 在车规 MOSFET、高可靠性 SiC 高端功率器件、高温集成电路等半导体领域有重大应用优势。此外,3C-SiC 由于其独特的性质,在其他领域也展现出许多潜在应用价值^[23-29]。例如,研究发现,经过氮和硼共掺杂的 3C-SiC 具有超过 50% 的理论光转换效率,成为中间波段太阳能电池的有力候选材料^[30-32]。3C-SiC 在光电催化水分解、量子计算、传感器和生物医学薄膜等领域也被证实具有重要的研究价值^[33-35]。

3 3C-SiC 晶体制备技术方法

3.1 化学气相沉积(CVD)法

CVD 是当前在 Si 和 SiC 上沉积 3C-SiC 薄膜最常用的方法^[36]。CVD 技术依赖于在衬底表面通过气相化学反应沉积固态物质,广泛应用于薄膜结构的制备^[37]。3C-SiC 是所有 SiC 晶型中生长温度最低的相,仅能在硅熔点(1414 °C)以下实现薄膜生长^[38]。在 CVD 法中,通常选择 Si 作为基板,反应所需的 Si 源通过硅烷(SiH_4)提供,而碳源则可由丙烷(C_3H_8)或乙烯(C_2H_4)提供。反应气体在氩气(Ar)或氢气(H_2)的稀释下被输送到反应腔室,气体在高温下分解生

成硅和碳,随后在衬底上反应形成 SiC,如图 3(a)所示^[39]。然而,CVD 法中薄膜和基板之间存在显著的晶格失配($a_{\text{SiC}}=0.436 \text{ nm}$, $a_{\text{Si}}=0.543 \text{ nm}$)以及较大的热膨胀系数差异($\alpha_{3\text{C-SiC}}=3.8$, $\alpha_{\text{Si}}=2.59$),这导致外延生长的 3C-SiC 薄膜通常伴有较高的晶体缺陷和显著的残余热应力^[40]。

1983 年, Nishino 等^[41]首次提出采用两步工艺的 CVD 法,在外延生长前引入“缓冲层”,成功在(100)Si 上生长出大面积的 3C-SiC 单晶薄膜。目前,这种两步生长工艺已成为生长 3C-SiC 薄膜的标准方法。该方法的关键在于在外延生长之前通入含碳气体并快速升温,以在硅表面形成一层 SiC 缓冲层,从而减少由晶格失配带来的应力和缺陷。该工艺包括基片清洗、碳化处理和薄膜生长三个阶段,如图 3(b)所示^[39]。1996 年, Fleischman 等^[42]在常压 CVD 装置中,以(100)硅晶圆为基片,以 16.6 nm/min 的生长速率进行 20~90 min 的沉积,成功获得了 4 英寸(1 英寸=2.54 cm)的 3C-SiC 薄膜,但其界面粗糙度较高。Nagasawa 等^[38, 43-46]在(100)硅面上创新性地构造了[110]和 $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方向的斜坡(波浪形 Si),如图 4 所示。通过这种方法,他们成功生长了厚度 200 μm 、无平面缺陷的高质量 3C-SiC 单晶薄膜。研究认为,在 3C-SiC 生长的初期阶段,气相原料从波浪形 Si 表面的相对斜坡方向生长,从而减少了基平面位错(Base Plane Dislocation, BPD),同时堆垛层错(SF)在平行(111)和 $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ 方向结合并消失,随着薄膜厚度的增加,堆垛层错的数量逐渐减少,从而提高了薄膜的质量。Severino 等^[47-48]改变了 Si 基片的晶面选择,采用偏轴的(111)面,成功生长出 6 英寸的(111)取向 3C-SiC 薄膜,显示出十分平整的表面和相比正轴生长更低的缺陷密度。

近年来,武汉理工大学开发了一种新型激光化学气相沉积(LCVD)技术^[37, 49-51]。该技术通过连续激光直接照射基底材料和前驱体分子,显著提高了前驱体的利用率和薄膜的生长速率,同时实现了生长晶型的稳定性调控。研究团队选择(111)3C-SiC/Si(110)

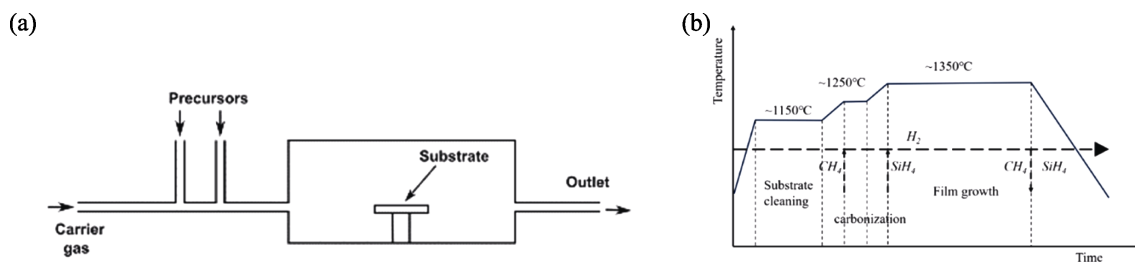
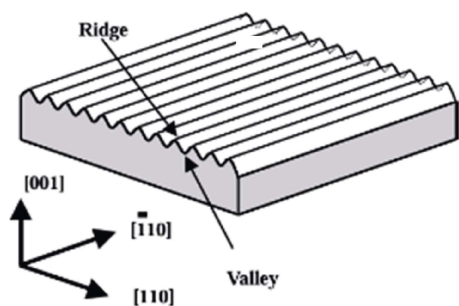


图 3 CVD 工艺制备 3C-SiC 薄膜过程^[39]

Fig. 3 Preparation of 3C-SiC thin films by CVD process^[39]

(a) Principle configuration of CVD reactor; (b) Flow diagram of epitaxial growth of 3C-SiC film by CVD

图 4 “波浪形硅”表面结构示意图^[38]Fig. 4 Schematic structure of the surface of “undulant-Si”^[38]

外延结构作为设计对象, 成功沉积出厚度达到 $10\ \mu\text{m}$ 的 $\langle 111 \rangle$ -3C-SiC 外延薄膜, 其沉积速率高达 $30\ \mu\text{m/h}$ 。此外, 所获得的薄膜具备光滑的衬底表面、较低的孪晶缺陷密度及优异的结晶质量。

3.2 持续供料物理气相传输(CF-PVT)法

物理气相传输(PVT)法最早由 Lely 等^[52]提出, 该方法起初在周围壁面为多孔的封闭石墨坩埚中进行, 施加了 $2550\sim 2600\ ^\circ\text{C}$ 的垂直温度梯度, 并在腔体内充入氩气, 以促进在侧壁的自发成核, 从而生长出直径达 $10\ \text{mm}$ 的 SiC 多晶。随后, Hamilton 等^[53]对该方法进行改进, 提出了改良的 Lely 法, 其特点是将两个石墨坩埚相对放置, SiC 原料置于二者之间。外部坩埚厚且致密, 而内部坩埚薄且多孔, 此设计使 SiC 能够在孔区自发成核, 从而显著提高了 SiC 的生长质量和尺寸。1978 年, Tairov 和 Tsvetkov 提出的 modified Lely 法^[54]成为 PVT 法的一项重大突破。他们在坩埚顶部放置了一片 SiC 作为籽晶, 以引导气相的成核生长。该方法的典型工艺参数包括低于 $20\ \text{Torr}$ ($1\ \text{Torr}=133.322\ \text{Pa}$) 的生长气压、 $2100\ ^\circ\text{C}$ 的生长温度及 $35\ ^\circ\text{C/cm}$ 的温度梯度, 以实现气相过饱和的条件, 如图 5 所示。

CF-PVT 法由 Chaussende 等^[55]在 2003 年首次提出。该方法结合了高温化学气相沉积(HTCVD)和 PVT 的优势, 能够持续提供原料并生长厚的单晶材料。其独特的坩埚结构允许这两种生长方式同步进行, 如图 6 所示。四甲基硅烷(TMS)被氩气稀释后作为载气进入炉腔, 经过多孔石墨到达生长坩埚并转化为原料。上方坩埚按照传统 PVT 法进行生长, 而多余气体则通过周围的气路被排出。该方法的优势在于原料供给稳定, 避免了传统 PVT 法在生长过程中材料表面下降而导致的热场变化。此外, 由于原料充足且气体流场更高, SiC 的生长速率得以提升^[56-59]。

Latu-Romain 等^[60]于 2006 年通过 CF-PVT 法生长出 3C-SiC 晶体, 其直径为 $30\ \text{mm}$, 厚度为 $0.4\ \text{mm}$,

晶体取向为 $\langle 111 \rangle$ 。然而, 晶体中仍存在较多孪晶和堆垛层错, 且 BPD 在晶体边缘区域大量分布。所采用的工艺参数包括温度 $1875\sim 1950\ ^\circ\text{C}$, TMS 气体流量 $50\ \text{sccm}$ (由氩气稀释; sccm : standard cubic centimeter per minute), 升温速率 $10\ ^\circ\text{C/min}$, 生长速率 $68\ \mu\text{m/h}$ 。此外, 该团队^[61]在 2005 年进行了 6H-SiC 籽晶在 Si 面和 C 面上的对比实验, 并确定了适合 3C-SiC 晶型的生长温度为 $1800\sim 2000\ ^\circ\text{C}$, 结果表明 C 面生长的 3C 晶型比例高于 Si 面。

3.3 升华外延(SE)法

SE 法(又称“三明治法”)起源于 1976 年, 由 Tairov 等^[62]提出。如图 7 所示, 该方法有效

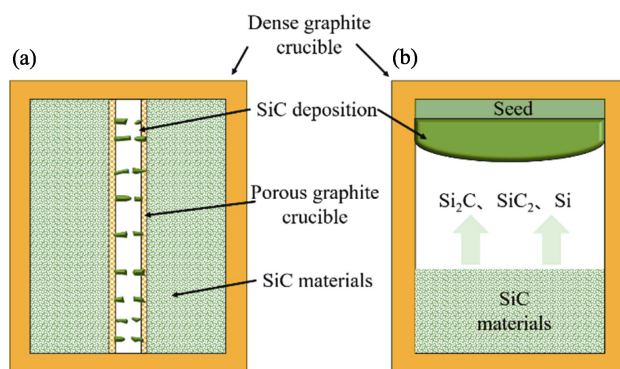


图 5 PVT 法结构示意图

Fig. 5 Structure diagrams of PVT methods

(a) Improved Lely method; (b) Modified Lely method

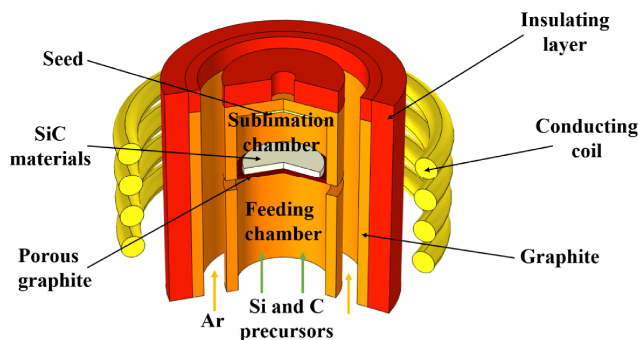


图 6 CF-PVT 法结构示意图

Fig. 6 Structure diagram of CF-PVT method

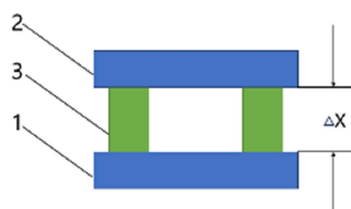


图 7 三明治结构升华法制备 SiC 单晶示意图

Fig. 7 Schematic diagram of SiC single crystal grown by sublimation epitaxy sandwich method

1. SiC single-crystal vapour source; 2. SiC single-crystal substrate; 3. Graphite platelets fixing the clearance ΔX between crystals

缩短了单晶衬底与料面之间的距离,采用石墨垫片支撑二者,其高度决定了衬底与料面的间距。这一设计显著提高了腔体内的温度梯度。Tairov 团队研究认为,生长过程中的质量传输速率受多个关键参数的影响,包括生长温度、温度梯度、衬底与料面之间的距离以及惰性气体的气压。研究表明,随着温度的升高,生长速率增加,而惰性气压增加则会降低生长速率,过低的气压可能导致生成多晶相。同时,衬底与料面的距离越大,生长速率越低。基于这些观察,该团队提出了一套控制生长速率的相关公式:

$$V = \left(\frac{A}{\Delta X} P_{Ar} \right) \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \quad (1)$$

式中, V 是生长速率($\mu\text{m/h}$), ΔX 是衬底与料面的距离, P_{Ar} 是氩气压力, R 是热力学常数, T 是温度, $Q=177 \text{ kcal/mol}$, $A=1.5 \times 10^{15}$ 。研究得出随着过饱和度 σ 的增加, 3C 晶型逐渐稳定, 最终达 100%。

1997 年 Vodakov 等^[63-64]提出使用钽(Ta)作为升华过程中的容器材料,以防止石墨化并提高 SiC 晶体的质量。Ta 不仅作为内部容器,还充当吸收剂,与碳(C)反应生成 TaC,从而改善生长环境中的 Si-C 比例。通过这种方法,他们生长出直径为 20~23 mm、厚度为 14 mm 的 SiC 衬底,生长速率可达 0.8~1.2 mm/h。该研究证明了使用 Ta 调控 SiC 生长条件的可行性,包括调控气氛中 C 的含量及温场变化,从而提高特定晶型的生长质量。2013 年,瑞典林雪平大学的 Jokubavicius 等^[65]在籽晶选择上采用了小偏角度(1.2°)的 6H-SiC,以 0.6 mm/h 的生长速率成功获得了 1 mm 厚的 3C-SiC,其平均半峰全宽(FWHM)为 65 arcsec。相对于 Si,六方 SiC 作为衬底具有更匹配的热膨胀系数和晶格常数。为了提高生长面上的台阶密度并减小台阶面宽度,传统上采用 $4^\circ \sim 8^\circ$ 的偏轴设计,以增强升华材料到达阶梯位置的效率,从而使籽晶的堆垛顺序得以更好地继承,减少多型夹杂缺陷的产生。同时,增大台阶面宽度

则更适合异质外延生长。该团队在 2014 年^[66]进一步提出以 4° 的偏轴设计对 4H-SiC 进行 3C-SiC 生长,并探讨了侧向扩展生长的机制。实验中使用的坩埚结构如图 8(a)所示,10 mm×10 mm 的方形衬底放置在一个带有 7 mm×7 mm 空洞的垫片上。实验结果表明,3C-SiC 首先从四周的大台阶上生成,随后逐步向中心扩展,最终覆盖整个衬底,如图 8(b)所示。实验以 0.5 mm/h 的生长速率获得了 1 mm 厚的 3C-SiC 单晶,FWHM 为 26~56 arcsec。随后,该团队改进工艺,提出了一种两步生长的方法^[67-68],即在原有基础上增加了一个温度台阶,并调整了垫片的几何形状(如采用圆形或旋转 45° 的矩形),成功降低了 BPD 缺陷,提高了晶体质量,如图 9 所示。

德国 FAU 埃尔朗根-纽伦堡大学的 Wellmann 团队^[19,69]在 Si 上采用 CVD 法生长 3C-SiC,并通过激光消融去除 Si 晶片,成功获得独立的 3C-SiC 晶片,作为升华三明治法的籽晶。该团队以 190~320 $\mu\text{m/h}$ 的生长速率成功获得直径为 2 英寸、厚度为 320~520 μm 的 3C-SiC,FWHM 为 138~140 arcsec。该团队进行了系列实验,研究了材料面到籽晶之间的距离对生长的影响,并得出结论:3C-SiC 生长需要高过饱和度,同时需降低气相中 C 含量。过饱和度受温度梯度影响,缩小原材料与籽晶之间的距离可以增大温度梯度,而气相中 C 含量则可通过位于材料面下方的 Ta 箔吸收剂进行调节。同时,Ta 箔还作为感应加热的额外热源,提供了更大的温度梯度。

3.4 顶部籽晶溶液(TSSG)法

与熔融提拉法生长硅单晶不同, SiC 的熔融条件极为苛刻。理论上, SiC 必须在约 10^9 Pa 的压力和超过 3200°C 的温度下才能熔融^[70],这使得传统方法生长 SiC 变得不可行。然而,可以通过在高温溶液中溶解和析出 Si 与 C 元素的方式合成 SiC^[71]。尽管这种方法牺牲了原有的 1:1 原子比和生长速率,但却大大简化了生长所需的条件,为 SiC 的溶液法生长提供了可行性。具体而言,首先将硅料和助溶

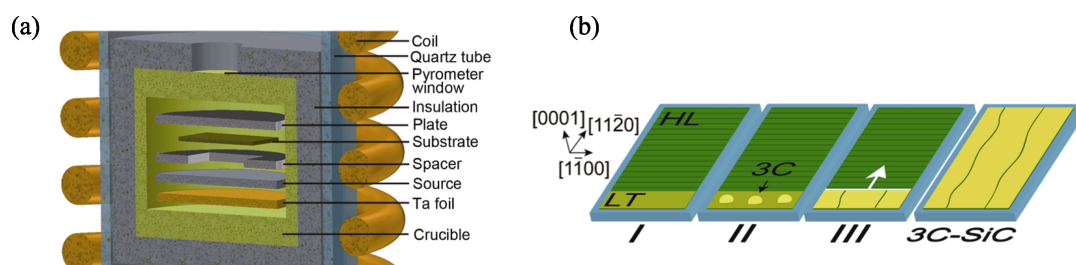


图 8 Jokubavicius 团队提出的 3C-SiC 晶体生长机制^[66]

Fig. 8 3C-SiC crystal growth mechanism proposed by Jokubavicius's team^[66]

(a) Sublimation epitaxial growth arrangement; (b) 3C-SiC formation stages on off-oriented hexagonal SiC substrate
HL: homoepitaxial layer; LT: large terrace

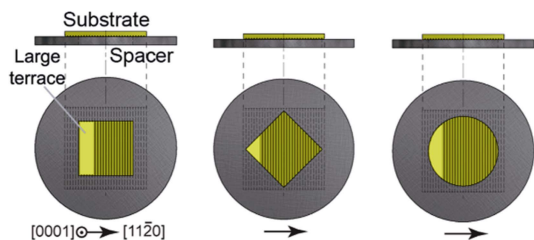


图 9 林雪平大学研究团队提出在 SE 法中增加方形垫片(左)、45°旋转垫片(中)和圆形垫片(右)的改进工艺^[67]

Fig. 9 Process improvement of SE method by a research team of Linköping University, including original (left), 45° rotated (middle) and circular (right) spacer openings^[67]

剂放入石墨坩埚中, 通过感应加热或电阻加热使内部原料熔融, 进而调控热场形成自下而上的温度梯度。在温度梯度的作用下, 籽晶与溶液的接触部分开始生长 SiC 晶体。在此过程中, 坩埚不仅充当承载体, 还不断提供碳源^[72-73]。其示意图如图 10(a)所示^[73]。

液相外延生长(LPE)法在 SiC 的研究中已历时 60 余年, 近年来国内外在这一领域取得了显著进展^[74-77]。日本住友金属研究人员以 2 mm/h 的高生长速率成功生长出直径为 6 英寸的 4H-SiC 衬底, 且晶体内部几乎无缺陷, 可用面积超过 99%^[77]。中国科学院物理研究所已成功生长了直径为 4 英寸和 6 英寸的晶体^[71], 其 FWHM 约为 32.4 arcsec, 表面平整、无包裹体和位错, 满足市场需求。

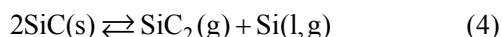
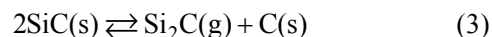
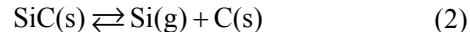
然而, 目前液相法生长单一晶型 3C-SiC 的研究相对较少, 大多数研究仍集中于六方晶型的 SiC。2010 年, Chaussende 和 Ferro 团队^[78-80]采用气相沉积(VLS)法生长的 3C-SiC(111)作为籽晶, 在 1700 °C 条件下进行为期 21 h 的生长, 获得了生长速率为 23 μm/h 的 3C-SiC 晶体, 其层错密度为 10³ cm⁻¹, 位错密度为 10⁵~10⁶ cm⁻¹。研究团队指出, 3C-SiC 晶型的稳定控制需要满足以下三个条件: (1) 合适的对流控制; (2) 低于 1900 °C 的温度范围; (3) 籽晶取向与生长表面溶液的过饱和度控制。Wang 等^[71, 81]

在 Si 熔体中加入 10%~15%(原子百分数)的 C, 并向体系中吹入一定量的 N₂ 以调节表面张力, 成功以 4H 型籽晶生长出直径为 2~4 英寸的高质量 3C-SiC 晶锭(厚度为 4~10 mm)。其 FWHM 最大值为 30 arcsec, 表面缺陷密度为 92.2 cm⁻², 拉曼光谱峰值为 796 cm⁻¹, 具有良好的 consistency, 如图 10(b)所示^[81]。接着, 该团队为降低大尺寸 3C-SiC 界面不稳定带来的质量恶化, 开发了生长参数与生长界面稳定的生长模型。结果表明, 生长速率慢、温度梯度低、碳扩散系数高、熔融高度小等因素有利于消除界面不稳定性^[82]。表 2 汇总了不同生长方法生长 3C-SiC 晶体的进展。

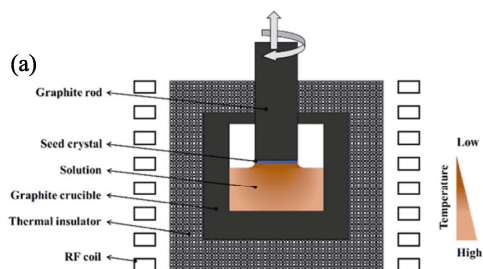
4 3C-SiC 生长机理研究

4.1 气相法生长机理

所有晶体生长均可视为能量转换的过程。即在外能作用下, 内能较低的无序物质或短程有序物质转变为内能较高的长程有序晶体。Lilov 于 1993 年发表了一项关于固态 SiC 升华过程的热力学分析研究, 其重要结论已被广泛引用, 成为其他研究者探讨 SiC 晶体生长机制或模型的重要逻辑起点^[16]。当温度低于 2877 °C 时, 固态 SiC 的分解升华可通过以下化学反应方程表示:



理论上, 固态 SiC 在分解升华过程中, 各气相组分(Si、SiC₂、Si₂C、SiC)的摩尔分数随温度变化呈现以下趋势^[17]: 当温度从 1500 °C 升高至 SiC 实际生长温度时, Si₂C、SiC₂ 和 SiC 的摩尔分数逐渐增加, 而 Si 的摩尔分数则逐渐降低。在 1400~1800 °C 温度范围内, 气相组分 Si 的平衡分压始终最高; 而在 1440~2800 °C 温度范围内, 气相组分 Si₂C 和 SiC₂



(b)

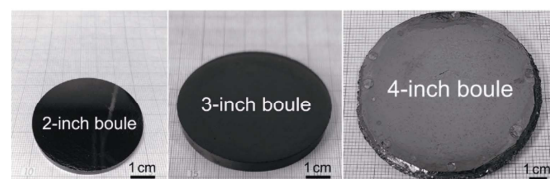


图 10 TSSG 法生长 SiC 单晶^[73, 81]

Fig. 10 SiC single crystal grown by the TSSG method^[73, 81]

(a) Two-dimensional growth diagram^[73]; (b) Photographs of 2~4 inch 3C-SiC boule at Institute of Physics, Chinese Academy of Sciences in 2024^[81]

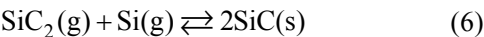
表 2 不同生长方法生长 3C-SiC 晶体的进展^[19, 37, 41, 43-51, 60-61, 65-67, 69, 78-79, 81]

Table 2 Progress of growth of 3C-SiC crystals by different growth methods^[19, 37, 41, 43-51, 60-61, 65-67, 69, 78-79, 81]

Method	Year	Institution	Size	Thickness	Growth rate/ ($\mu\text{m}\cdot\text{h}^{-1}$)	Innovation point	Quality	Ref.
CVD	1983	Kyoto University	$\sim 5\text{ cm}^2$	$34\text{ }\mu\text{m}$	2.5	Two-step growing process	No other crystal type	[41]
	2002–2004	HOYA Company	10 cm^2	$200\text{ }\mu\text{m}$	40	Wavy substrate	Si Eliminate planar defects APBs	[43-46]
	2009–2010	CNR-IMM	$\phi 6\text{ inch}$	$7\text{ }\mu\text{m}$	6.5	Si(111) surfaces are used	Surface and interface are flat with SF as low as 104 cm^{-1}	[47-48]
	2017–2023	Wuhan University	1.5 cm^2	$10\text{ }\mu\text{m}$	30	LCVD	The twin defect density is low and the crystal quality is excellent [37, 49-51]	[37, 49-51]
CF-PVT	2005–2006	Ecole Polytechnique de Grebnol	$\phi 3\text{ cm}$	$400\text{ }\mu\text{m}$	68	3C-SiC crystal without BPD	A lot of twins, layer fault	[60-61]
SE	2013–2015	Linköping University	0.49 cm^2	1 mm	600	Grow on 4H-SiC	FWHM ranges from 26 to 56 arcsec	[65-67]
	2019	FAU University of Erlangen-Nuremberg	$\phi 2\text{ inch}$	$320\text{--}520\text{ }\mu\text{m}$	190–320	Grow directly on the 3C-SiC seed	FWHM ranges from 138 to 140 arcsec	[19, 69]
TSSG	2010	French National Institute of Scientific Research	—	$500\text{ }\mu\text{m}$	23	Grow directly on the 3C-SiC seed	SFs and dislocation densities up to 108 cm^{-2}	[78-79]
	2024	Institute of Physics, Chinese Academy of Sciences	$\phi 2\text{--}4\text{ inch}$	$4\text{--}10\text{ mm}$	50–113	Using 4H-SiC as the seed, N_2 is blown in	FWHM is 30 arcsec and surface defect density is 92.2 cm^{-1}	[81]

的平衡分压逐渐增大, 表明这两种气相组分是固态 SiC 分解升华的主要产物。仅在 1760 ℃ 以上, 气相组分 SiC 的平衡分压才开始出现, 并随着温度的升高而增大, 表明固态 SiC 分解升华过程中, 仅在 1760~2800 ℃ 条件下才会生成 SiC 气相组分。然而, 气态碳仅在 2400~2800 ℃ 温度范围内生成。

气相组分的过饱和度是其在生长界面沉积结晶的驱动力。气相界面的主要结晶过程可通过化学反应方程(6, 7)描述^[81]。当温度低于 2627 ℃ 时, 气相组分 SiC₂ 主导了 SiC 晶体的生长速率; 而当温度高于 2627 ℃ 时, Si 则作为气相组分主导了生长速率。



在气相法中, 适合 3C-SiC 晶型生长的温度应处于低温范围, 通常不宜超过 1900 ℃, 因为更高的温度将导致 3C 晶型转变^[59]。在 2500 ℃ 以上使用 Lely 法生长的 SiC 几乎不含 3C 晶型^[79]。此外, 增大气相组分的 Si/C 比将有助于增加 3C-SiC 晶型的稳定性, 这可以通过使用钼箔或额外的硅源来实现。同时, 提高过饱和度也是必要的, 方法为缩短原料与籽晶之间的距离, 从而提高温度梯度。由于 3C-SiC 的生长条件十分苛刻, 生长“窗口”相对狭窄, 因此必须严谨控制各项参数, 以实现稳定的晶型和

优质的生长。

4.2 液相法生长机理

根据液态硅中碳溶解相图, 当 C 含量较高且温度范围为 1400~2800 ℃ 时, Si 和 SiC 两相能够共存, 如图 11 所示^[83-84]。这一结果表明, 增加液态硅中 C 的溶解度有助于 SiC 的生成。提高 C 的溶解度的方法有多种, 其中在助溶剂中添加过渡金属或稀土金属元素是一种最为有效的途径, 目前常用的金属元素包括 Cr、Fe、Pr 等。此外, 加入助溶剂还会影响高温溶液的密度、黏度、表面张力和凝固点等与晶体生长密切相关的热力学参数^[71, 85-87]。

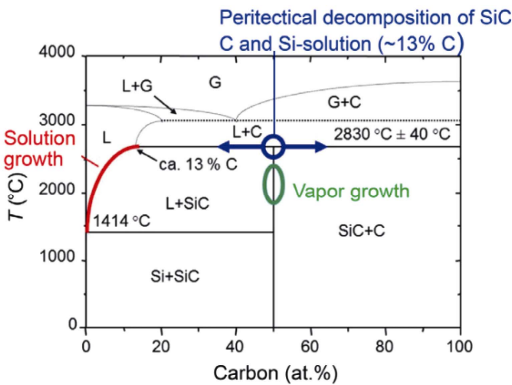


图 11 Si-C 二元体系相图^[83-84]
Fig. 11 Phase diagram of the silicon-carbon binary system^[83-84]

SiC 的生长需要持续不断地将 C 和 Si 原子输送至生长表面, 并按照固有的堆垛层次进行结合。在此过程中, Si 和 C 原子以自由能最低的方式与已有结构表面结合, 这决定了 Si 和 C 的结合方式及其形成的晶型。需要考虑的因素包括固液接触界面固体的表面能、液体的表面张力以及接触角等, 以计算固液界面的热力学趋势。SiC 的生长模式为台阶流动, 台阶的高度和宽度直接影响 Si 和 C 原子的有序堆垛。增加台阶的高度和宽度可能导致二维成核的发生, 而在二维成核上结合的 Si 和 C 原子可能不会按照原有方式排列, 这将出现意想不到的晶型。

液相法生长 3C-SiC 可以通过增大 N_2 分压的方法稳定 3C 晶型, 增加 N_2 可以降低溶液的表面张力, 增加 N 的溶解^[81]。随着 N_2 分压的增大, 3C-SiC 与溶液的界面能和 4H-SiC 与溶液的界面能的差值进一步增大, 这意味着熔体与籽晶接触面更倾向于形成界面能小的 3C 晶型。

5 结语与展望

在不同的 SiC 晶型中, 3C-SiC 晶体因其优异的热导率、高电子迁移率以及电学和空间行为的各向同性, 在低成本大功率电力电子和光伏发电领域展现出巨大的应用潜力。然而, 由于生长条件的不确定性, 3C-SiC 晶体制备的稳定可控性一直较低, 导致其在过去长期被视为不必要的“多晶”材料。尽管对 3C-SiC 晶体的研究始于 20 世纪中叶, 但至今仍未建立起适合产业化的生长系统, 未研发出成熟的量产技术, 这不仅与 3C-SiC 晶体生长过程的“窄窗口”特性有关, 也与实验的高难度密切相关。晶体生长实验通常周期长、成本高, 且反馈数据稀缺, 研究者们只能依赖有限的数据进行分析, 面临“管中窥豹”的困境。因此, 为了推动 3C-SiC 晶体生长的发展, 必须充分利用人工智能技术、计算机仿真模拟技术, 结合传统生长技术以提高研究效率。未来 3C-SiC 晶体的研究和产业应用应在以下几个方面持续提升。

(1) 提高 3C-SiC 微观生长界面的原位观察能力: 通过实时或原位监测 Si 和 C 原子的结合状态及原子层的堆垛排列, 在亚微米甚至纳米级尺度观察生长过程中的原子结晶, 以获得工艺条件与微观生长模式之间的对应关系。原位技术的进步将显著缩短实验周期, 降低试错成本, 进而加速科学研究和产业进步。

(2) 优化仿真软件算法: 影响热场分布的因素繁多, 如坩埚结构、保温材料、加热方式、载荷位置和散热等。稳定的 3C-SiC 晶型需要合适且稳定的热场支持, 优化热场的过程离不开高效的仿真软件。因此,

仿真工具的真实性和可信度需要不断提升, 以进一步降低实验成本, 并获得更多有价值的数据。

(3) 人工智能辅助 3C-SiC 晶体技术迭代研发: AI 模型的性能高度依赖于训练数据的质量和数量, 需建立 3C-SiC 晶体生长的高质量、标准化数据集, 构建 AI 预测模型, 通过强化学习等算法, 预测不同工艺参数下的晶体生长结果。并将 AI 算法嵌入晶体生长设备, 实现工艺参数的实时监控和自动调节, 提高晶体生长的稳定性和可控性。

(4) 大尺寸、低成本、高质量 3C-SiC 晶体量产技术: 实现大尺寸、低成本、高质量的 3C-SiC 晶体量产是推动其广泛应用的关键。未来可通过多技术融合将 PVT、CVD 等不同生长方法相结合, 发挥各自优势, 将人工智能、大数据等技术应用于晶体生长过程, 提高生产效率和产品一致性。加强上下游企业合作, 形成完整的 3C-SiC 晶体产业链, 降低成本, 提高竞争力。

综上所述, 通过优化微观观察能力, 提升仿真软件和算法的准确性, 人工智能辅助迭代研发以及开发大尺寸、低成本、高质量 3C-SiC 晶体量产技术, 未来的 3C-SiC 研究有望在商业化应用中取得更大突破, 推动新材料技术的发展与创新。

参考文献:

- [1] KIMOTO T. Material science and device physics in SiC technology for high-voltage power devices. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2015, **54**(4): 040103.
- [2] MATSUNAMI H. Fundamental research on semiconductor SiC and its applications to power electronics. *Proceedings of the Japan Academy, Series B*, 2020, **96**(7): 235.
- [3] HAMADA K, NAGAO M, AJIOKA M, *et al.* SiC-emerging power device technology for next-generation electrically powered environmentally friendly vehicles. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 2015, **62**(2): 278.
- [4] CHIU P, DOGMUS E. Power SiC 2022 market and technology report product brochure. *Yole Développement*, 2022, **1**: 1.
- [5] LIMPIJUMNONG S, LAMBRECHT W. Total energy differences between SiC polytypes revisited. *Physical Review B*, 1998, **57**: 12017.
- [6] WELLMANN P J. Review of SiC crystal growth technology. *Semiconductor Science and Technology*, 2018, **33**(10): 103001.
- [7] SCHUH P. Sublimation epitaxy of bulk-like cubic silicon carbide. Erlangen: Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg PhD Thesis, 2019.
- [8] 施尔畏. 碳化硅晶体生长与缺陷. 北京: 科学出版社, 2012: 79-84.
- [9] TanKeBlue Semiconductor Co., Ltd. Product Center. (2025-02-01) [2025-03-07]. <https://www.tankeblue.com/product12/info.html?id=18>.
- [10] Beijing Lattice Semiconductor Co., Ltd. Product Center. (2025-02-01) [2025-03-07]. <https://www.jinggelinyu.com/product/61.html>.
- [11] CHENG Z, LIANG J, KAWAMURA K, *et al.* High thermal conductivity in wafer-scale cubic silicon carbide crystals. *Nature Communications*, 2022, **13**: 7201.
- [12] SYVÄJÄRVI M, MA Q B, JOKUBAVICIUS V, *et al.* Cubic

- silicon carbide as a potential photovoltaic material. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 2016, **145**: 104.
- [13] SCHÖNER A, KRIEGER M, PENSL G, *et al.* Fabrication and characterization of 3C-SiC-based MOSFETs. *Chemical Vapor Deposition*, 2006, **12**: 523.
- [14] UCHIDA H, MINAMI A, SAKATA T, *et al.* High temperature performance of 3C-SiC MOSFETs with high channel mobility. *Materials Science Forum*, 2012, **717–720**: 1109.
- [15] VIA F L, ZIMBONE M, BONGIORNO C, *et al.* New approaches and understandings in the growth of cubic silicon carbide. *Materials*, 2021, **14(18)**: 5348.
- [16] PÜSCHE R, HUNDHAUSEN M, LEY L, *et al.* Temperature induced polytype conversion in cubic silicon carbide studied by Raman spectroscopy. *Journal of Applied Physics*, 2004, **96(10)**: 5569.
- [17] SCHÖLER M, VIA F L, MAUCERI M, *et al.* Overgrowth of protrusion defects during sublimation growth of cubic silicon carbide using free-standing cubic silicon carbide substrates. *Crystal Growth & Design*, 2021, **21(7)**: 4046.
- [18] KOLLMUSS M, VIA F L, WELLMANN P J. Effect of growth conditions on the surface morphology and defect density of CS-PVT-grown 3C-SiC. *Crystal Research and Technology*, 2023, **58(7)**: 2300034.
- [19] SCHUH P, STEINER J, VIA F L, *et al.* Limitations during vapor phase growth of bulk (100) 3C-SiC using 3C-SiC-on-SiC seeding stacks. *Materials*, 2019, **12(15)**: 2353.
- [20] LEE K K, PENSL G, SOUEIDAN M, *et al.* Very low interface state density from thermally oxidized single-domain 3C-SiC/6H-SiC grown by vapour-liquid-solid mechanism. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2006, **45(9R)**: 6823.
- [21] CAETANO E W S, BEZERRA E F, FREIRE V N, *et al.* Ultrafast electron drift velocity overshoot in 3C-SiC. *Solid State Communications*, 2000, **113(9)**: 539.
- [22] ANZALONE R, PRIVITERA S, CAMARDA M, *et al.* Interface state density evaluation of high quality hetero-epitaxial 3C-SiC (001) for high-power MOSFET applications. *Materials Science and Engineering: B*, 2015, **198**: 14.
- [23] BEAUCARNE G, BROWN A S, KEEVERS M J, *et al.* The impurity photovoltaic (IPV) effect in wide-bandgap semiconductors: an opportunity for very-high-efficiency solar cells? *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, 2002, **10(5)**: 345.
- [24] ROCCAFORTE F, GRECO G, FIORENZA P, *et al.* Towards vertical Schottky diodes on bulk cubic silicon carbide (3C-SiC). *Applied Surface Science*, 2022, **606**: 154896.
- [25] ICHIKAWA N, KATO M, ICHIMURA M. Photocathode for hydrogen generation using 3C-SiC epilayer grown on vicinal off-angle 4H-SiC substrate. *Applied Physics Express*, 2015, **8(9)**: 091301.
- [26] SUN J, JOKUBAVICIUS V, GAO L, *et al.* Solar driven energy conversion applications based on 3C-SiC. *Materials Science Forum*, 2016, **858**: 1028.
- [27] CHRISTLE D J, KLIMOV P V, CASAS C F D L, *et al.* Isolated spin qubits in SiC with a high-fidelity infrared spin-to-photon interface. *Physical Review X*, 2017, **7(2)**: 021046.
- [28] SCHÖLER M, LEDERER M W, SCHUH P, *et al.* Intentional incorporation and tailoring of point defects during sublimation growth of cubic silicon carbide by variation of process parameters. *Physica Status Solidi B*, 2020, **257(1)**: 1900286.
- [29] SCHÖLER M, BRECHT C, WELLMANN P J. Annealing-induced changes in the nature of point defects in sublimation-grown cubic silicon carbide. *Materials*, 2019, **12(15)**: 2487.
- [30] SAMEERA J N, ISLAM M A, ISLAM S, *et al.* Cubic silicon carbide (3C-SiC) as a buffer layer for high efficiency and highly stable CdTe solar cell. *Optical Materials*, 2022, **123**: 111911.
- [31] HEIDARZADEH H. Performance analysis of cubic silicon carbide solar cell as an appropriate candidate for high temperature application. *Optical and Quantum Electronics*, 2020, **52(4)**: 192.
- [32] XING Y M, HU E Y, WANG F Z, *et al.* Cubic silicon carbide/zinc oxide heterostructure fuel cells. *Applied Physics Letters*, 2020, **117(16)**: 162105.
- [33] LI H J, ZHOU Z D, CAO X H, *et al.* Fabrication and performance of 3C-SiC photocathode materials for water splitting. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2024, **34(1)**: 12.
- [34] BASAK N. Fabrication and characterization of 3C-silicon carbide micro sensor for wireless blood pressure measurements. Washington: Howard University PhD Thesis, 2008.
- [35] LEBEDEV A A, PETROV V N, TITKOV A N, *et al.* Heteropolytype structures with SiC quantum dots. *Technical Physics Letters*, 2005, **31**: 997.
- [36] NAGASAWA H, YAGI K. 3C-SiC single-crystal films grown on 6 inch Si substrates. *Physica Status Solidi B*, 1997, **202(1)**: 335.
- [37] 孙清云. 激光 CVD 法制备 3C-SiC 薄膜的结构调控及性能研究. 武汉: 武汉理工大学博士学位论文, 2023.
- [38] NAGASAWA H, YAGI K, KAWAHARA T. 3C-SiC hetero-epitaxial growth on undulant Si (001) substrate. *Journal of Crystal Growth*, 2002, **237**: 1244.
- [39] 梁涛. CVD 法制备 3C-SiC/Si 薄膜研究. 成都: 电子科技大学硕士学位论文, 2006.
- [40] 石彪, 朱明星, 陈义, 等. 单晶硅衬底异质外延 3C-SiC 薄膜研究进展. 硅酸盐通报, 2011, **30(5)**: 1083.
- [41] NISHINO S, POWELL J A, WILL H A. Production of large area single crystal wafers of cubic SiC for semiconductor devices. *Applied Physics Letters*, 1983, **42(5)**: 460.
- [42] FLEISCHMAN A J, ZORMAN C A, MEHREGANY M, *et al.* Epitaxial growth of 3C-SiC films on 4-inch diameter (100) silicon wafers by APCVD. *Institute of Physics Conference Series*, 1996, **142**: 197.
- [43] NAGASAWA H, YAGI K, KAWAHARA T, *et al.* Low-defect 3C-SiC grown on undulant-Si (001) substrates//CHOYKE W J. Silicon carbide: recent major advances. New York: Springer, 2004: 207–228.
- [44] NAGASAWA H, YAGI K, KAWAHARA T, *et al.* 3C-SiC monocrystals grown on undulant Si(001) substrates. *MRS Online Proceedings Library*, 2002, **742**: 16.
- [45] NAGASAWA H, KAWAHARA T, YAGI K. Heteroepitaxial growth and characteristics of 3C-SiC on large-diameter Si (001) substrates. *Materials Science Forum*, 2002, **389–393**: 319.
- [46] NISHIGUCHI T, NAKAMURA M, NISHIO K, *et al.* Heteroepitaxial growth of (111) 3C-SiC on well-lattice-matched (110) Si substrates by chemical vapor deposition. *Applied Physics Letters*, 2004, **84(16)**: 3082.
- [47] SEVERINO A, BONGIORNO C, PILUSO N, *et al.* High-quality 6 inch (111) 3C-SiC films grown on off-axis (111) Si substrates. *Thin Solid Films*, 2010, **518(6)**: 165.
- [48] SEVERINO A, CAMARDA M, SCALESE S, *et al.* Preferential oxidation of stacking faults in epitaxial off-axis (111) 3C-SiC films. *Applied Physics Letters*, 2009, **95(11)**: 111905.
- [49] ZHU P, XU Q, CHEN R, *et al.* Structural study of β -SiC (001) films on Si (001) by laser chemical vapor deposition. *Journal of the American Ceramic Society*, 2017, **100(4)**: 1634.
- [50] SUN Q, ZHU P, XU Q, *et al.* High-speed heteroepitaxial growth of 3C-SiC (111) thick films on Si (110) by laser chemical vapor deposition. *Journal of the American Ceramic Society*, 2018, **101(3)**: 1048.
- [51] SUN Q, YANG M, LI J, *et al.* Heteroepitaxial growth of thick 3C-SiC (110) films by laser CVD. *Journal of the American*

- Ceramic Society*, 2019, **102(8)**: 4480.
- [52] LELY J A. The preparation of silicon carbide single crystal and the control of the type and amount of internal impurities. *Berichte der Deutschen Keramischen Gesellschaft*, 1969, **32**: 229.
- [53] HAMILTON D R. The growth of silicon carbide by sublimation. *High Temperature Semiconductor*, 1960: 45.
- [54] TAIROV Y M, TSVETKOV V F. Investigation of growth processes of ingots of silicon carbide single crystals. *Journal of Crystal Growth*, 1978, **43(2)**: 209.
- [55] CHAUSSENDE D, BAILLET F, CHARPENTIER L, *et al.* Continuous feed physical vapor transport: toward high purity and long boule growth of SiC. *Journal of the Electrochemical Society*, 2003, **150(10)**: 653.
- [56] MANTZARI A, MERCIER F, SOUEIDAN M, *et al.* Structural characterization of CF-PVT grown bulk 3C-SiC. *Materials Science Forum*, 2009, **600**: 67.
- [57] SUN G L, GALBEN-SANDULACHE I G, OUISSE T, *et al.* Improvements of the continuous feed-physical vapor transport technique (CF-PVT) for the seeded growth of 3C-SiC crystals. *Silicon Carbide and Related Materials*, 2010, **645**: 63.
- [58] SEMMELROTH K, SCHULZE N, PENSL G. Growth of SiC polytypes by the physical vapour transport technique. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 2004, **16(17)**: 1597.
- [59] SEMMELROTH K, KRIEGER M, PENSL G, *et al.* Growth of cubic SiC single crystals by the physical vapor transport technique. *Journal of Crystal Growth*, 2007, **308(2)**: 241.
- [60] LATU-ROMAIN L, CHAUSSENDE D, BALLOU D, *et al.* Characterization of bulk <111> 3C-SiC single crystals grown on 4H-SiC by the CF-PVT method. *Materials Science Forum*, 2006, **527/528/529**: 99.
- [61] LATU-ROMAIN L, CHAUSSENDE D, CHAUDOUËT P, *et al.* Study of 3C-SiC nucleation on (0001) 6H-SiC nominal surfaces by the CF-PVT method. *Journal of Crystal Growth*, 2005, **275(1/2)**: e609.
- [62] TAIROV Y M, TSVETKOV V F, LILOV S K, *et al.* Studies of growth kinetics and polytypism of silicon carbide epitaxial layers grown from the vapour phase. *Journal of Crystal Growth*, 1976, **36(1)**: 147.
- [63] VODAKOV Y A, ROENKOV A D, RAMM M G, *et al.* Use of Ta-container for sublimation growth and doping of SiC bulk crystals and epitaxial layers. *Physica Status Solidi B*, 1997, **202(1)**: 177.
- [64] MOKHOV E N, RAMM M G, ROENKOV A D, *et al.* Growth of silicon carbide bulk crystals by the sublimation sandwich method. *Materials Science and Engineering: B*, 1997, **46(1/2/3)**: 317.
- [65] JOKUBAVICIUS V, HUANG H H, SCHIMMEL S, *et al.* Towards bulk-like 3C-SiC growth using low off-axis substrates. *Materials Science Forum*, 2013, **740/741/742**: 275.
- [66] JOKUBAVICIUS V, YAZDI G R, LILJEDAHN R, *et al.* Lateral enlargement growth mechanism of 3C-SiC on off-oriented 4H-SiC substrates. *Crystal Growth & Design*, 2014, **14(12)**: 6514.
- [67] JOKUBAVICIUS V, YAZDI G R, LILJEDAHN R, *et al.* Single domain 3C-SiC growth on off-oriented 4H-SiC substrates. *Crystal Growth & Design*, 2015, **15(6)**: 2940.
- [68] VASILIAUSKAS R. Sublimation growth and performance of cubic silicon carbide. Linköping: Linköping University PhD Thesis, 2012.
- [69] SCHUH P, VIA F L, MAUCERI M, *et al.* Growth of large-area, stress-free, and bulk-like 3C-SiC (100) using 3C-SiC-on-Si in vapor phase growth. *Materials*, 2019, **12(13)**: 2179.
- [70] HOFMANN D H, MÜLLER M H. Prospects of the use of liquid phase techniques for the growth of bulk silicon carbide crystals. *Materials Science and Engineering: B*, 1999, **61(62)**: 29.
- [71] WANG G B, LI H, SHENG D, *et al.* Research progress on growth of SiC single crystal via high temperature solution method. *Journal of Synthetic Crystals*, 2022, **51(1)**: 3.
- [72] GU P, LEI P, YE S, *et al.* Research progress on the growth of silicon carbide single crystal via top-seeded solution growth method and its key issues. *Journal of Synthetic Crystals*, 2024, **53(5)**: 741.
- [73] WANG G B, SHENG D, LI H, *et al.* Influence of interfacial energy on the growth of SiC single crystals from high temperature solutions. *CrystEngComm*, 2023, **25(4)**: 560.
- [74] YOSHIKAWA T, KAWANISHI S, TANAKA T. Solution growth of silicon carbide using Fe-Si solvent. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2010, **49(5R)**: 051302.
- [75] YAMAMOTO Y, HARADA S, SEKI K, *et al.* Low-dislocation-density 4H-SiC crystal growth utilizing dislocation conversion during solution method. *Applied Physics Express*, 2014, **7(6)**: 065501.
- [76] DAIKOKU H, KADO M, SEKI A, *et al.* Solution growth on concave surface of 4H-SiC crystal. *Crystal Growth & Design*, 2016, **16(3)**: 1256.
- [77] KAWANISHI S, SHIBATA H, YOSHIKAWA T. Contribution of dislocations in SiC seed crystals on the melt-back process in SiC solution growth. *Materials*, 2022, **15(5)**: 1796.
- [78] MERCIER F, KIM-HAK O, LORENZZI J, *et al.* Is the liquid phase a viable approach for bulk growth of 3C-SiC? *Materials Science Forum*, 2010, **645-648**: 67.
- [79] CHAUSSENDE D. Vapor phase vs. liquid phase: what is the best choice for the growth of bulk 3C-SiC crystals? *AIP Conference Proceedings*, 2010, **1292(1)**: 1.
- [80] FERRO G. Overview of 3C-SiC crystalline growth. *Materials Science Forum*, 2010, **645-648**: 49.
- [81] WANG G B, SHENG D, YANG Y, *et al.* High-quality and wafer-scale cubic silicon carbide single crystals. *Energy & Environmental Materials*, 2024, **7(4)**: e12678.
- [82] SHENG D, WANG G, YANG Y, *et al.* Modeling and suppressing interfacial instability in growth of SiC from high-temperature solutions. *Crystal Growth & Design*, 2025, **25(4)**: 1211.
- [83] SCACE R I, SLACK G A. Solubility of carbon in silicon and germanium. *The Journal of Chemical Physics*, 1959, **30(6)**: 1551.
- [84] LIANG G Q, QIAN H, SU Y L, *et al.* Review of solution growth techniques for 4H-SiC single crystal. *China Foundry*, 2023, **20(2)**: 159.
- [85] MITANI T, KOMATSU N, TAKAHASHI T, *et al.* Growth rate and surface morphology of 4H-SiC crystals grown from Si-Cr-C and Si-Cr-Al-C solutions under various temperature gradient conditions. *Journal of Crystal Growth*, 2014, **401**: 681.
- [86] NARUMI T, KAWANISHI S, YOSHIKAWA T, *et al.* Thermodynamic evaluation of the C-Cr-Si, C-Ti-Si, and C-Fe-Si systems for rapid solution growth of SiC. *Journal of Crystal Growth*, 2014, **408**: 25.
- [87] MITANI T, KOMATSU N, TAKAHASHI T, *et al.* Effect of aluminum addition on the surface step morphology of 4H-SiC grown from Si-Cr-C solution. *Journal of Crystal Growth*, 2015, **423**: 45.