

## SiC 单晶的性质、生长及应用<sup>\*</sup>

王世忠 徐良瑛 束碧云 肖 兵 庄击勇 施尔畏

(中国科学院上海硅酸盐研究所 上海 200050)

### 摘 要

本文综述了 SiC 单晶的物理性质、晶体结构、制备过程以及应用等. 详细地介绍了大尺寸 SiC 单晶的 PVT 法制备和该过程中的关键要素, 分析了 PVT 法制备的 SiC 单晶中所存在的缺陷及其成因.

关键词 碳化硅, 单晶, 生长, 物理性质, 半导体器件

分类号 TQ 163, O 78

## 1 引言

SiC 单晶具有许多优良的性质: 如带隙宽、抗电压击穿能力强、热导率高、饱和电子迁移率高等<sup>[1]</sup>, 适合制备高功率、高频率、耐高温以及耐辐照的电子器件. 以 SiC 为基的电子器件可应用于雷达、战斗机、卫星等的通信系统上, 石油钻井技术的敏感元件, 汽车制造业使用的传感器控制等. 在这些环境下, 常用的 Si 和 GaAs 难以满足需要.

1891 年, Acheson 用细棒插入熔化的 C 和硅铝矿中, 在细棒中间通入高流量的气体, 发现细棒的周围有鲜艳的蓝色晶体. 该晶体 1893 年被确认是 SiC 晶体<sup>[2]</sup>. 100 多年来, SiC 单晶的发展经历了一个漫长而曲折的过程. 近几年来, SiC 单晶生长取得了很大成功<sup>[3]</sup>, 因此在 SiC 器件应用以及基础研究方面都引起了人们极大的兴趣. 作为第三代电子材料的 SiC 单晶的研究, 正在不断深入和发展.

## 2 SiC 单晶的结构和性质

### 2.1 SiC 单晶的结构

SiC 的奇特性质之一就是其结构的多型性<sup>[4]</sup>. 如果将平面 A 内的 Si-C 原子对的密堆积表示为 Aa, B 平面内的表示为 Bb, C 平面内的表示为 Cc, 这些平面沿晶轴方向的不同堆积, 可以获得一系列不同的结构, 例如: AaBbCcAaBbCc .. 堆积, 就会形成立方 ZnS 型的 3C-SiC 结构; AaBbAaBb .. 堆积, 形成 2H-SiC 结构; 其他堆积, 如 AaBbAaCcAaBbAaCc .. 堆积, 形成 4H-SiC 结构; ..... 目前已发现并已确定其晶格结构的 SiC 晶体多达 200 余种<sup>[5]</sup>, 其中较为常见的有 3C、15R、6H、4H 和 2H 共 5 种. 不同类型的 SiC 单胞中, 原子的数目不同. 同种类型的 SiC 单胞中, C (或 Si) 原子周围的环境也不一定相同. 把具有不同周围环境的 C 位 (或 Si 位) 称为不等价位, C (或 Si) 可以分别处于立方环境和六方环境两种不等价位中. 两

<sup>\*</sup>1998-09-03 收到初稿, 1998-09-15 收到修改稿

中国博士后科学基金和“863”高技术计划 (编号 863-715-011-001) 支持项目

种重要类型的 SiC，4H 和 6H SiC 型，分别具有两种（一种六方环境和一种立方环境）和三种（一种六方和两种立方环境）不等价位<sup>[6]</sup>。

2.2 SiC 单晶的物理性质

表 1 列出了三种最常见的 SiC 的物理性质。从表中可以看到 SiC 单晶是一种宽带隙的半导体材料。常温下 6H SiC 单晶的带隙为 3.023eV，而 Si 和 GaAs 分别为 1.1eV 和 1.4eV。同时 SiC 又具有优良的热导率，且抗电压击穿能力是 Si 的 10 倍<sup>[1]</sup>。通过对具有相对最小带隙的 3C-SiC（2.4eV）直至具有最大带隙的 2H-SiC（3.35eV）的能带结构的研究发现，它们所有的价带-导带跃迁都有声子参与，也就是说这些类型的 SiC 半导体都是间接带隙半导体。

表 1 三种重要 SiC 单晶的一些物理性质

| Table 1 Basic physical properties of three important SiC polytypes |                    |                 |  |  |                 |   |
|--|--------------------|-----------------|--|--|-----------------|---|
| Polytype   | Stacking sequences | Inequalant site | Lattice parameter<br>/Å                | Thermal conductivity<br>/W cm <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> | Band gap<br>/eV | Space group                                       |
| 3C   | ABC                | <i>k</i>        | <i>a</i> = 4.3596                      | 3.2  | 2.403           | T <sub>d</sub> (F4 <sub>3</sub> m)                |
| 4H   | ABAC               | <i>hk</i>       | <i>a</i> = 3.0730<br><i>c</i> = 10.053 | 3.7  | 3.285           | C <sub>6v</sub> <sup>4</sup> (P6 <sub>3</sub> mc) |
| 6H   | ABCACB             | <i>hkk</i>      | <i>a</i> = 3.080<br><i>c</i> = 15.1173 | 3.6  | 3.023           | C <sub>6v</sub> <sup>4</sup> (P6 <sub>3</sub> mc) |

2.3 SiC 单晶的光学性质

带间的光吸收使不同类型的 SiC 具有其特征颜色，如 6H-SiC 呈绿色，15R-SiC 呈黄色，4H-SiC 呈黄绿色<sup>[7,8]</sup>。这些类型的 SiC 都具有单轴对称性<sup>[9]</sup>，它们所呈现的各种不同颜色，是从导带底到其它能量较高的空能级间的电子跃迁造成的<sup>[10]</sup>。未掺杂的 3C-SiC 呈浅黄色，掺杂的 3C-SiC 呈黄绿色，这种颜色变化是由于自由载流子带内优先吸收红光而造成的<sup>[8]</sup>。

3 SiC 单晶生长

大多数的半导体单晶都可以从熔融状态或溶液中生长出来，但 SiC 本身的特性使得利用这两种方法都不能生长出其单晶。根据 SiC 相图，按化学计量比熔化 C 和 Si 需要压力 > 100GPa，温度在 3200℃ 以上才能实现<sup>[11]</sup>。创造同样的生长条件虽然适用于金刚石，但商业制备 50~100mm 的 SiC 晶片使用同样的方法是不适用的。而且 C 在熔化的硅中的溶解度在 1412~2830℃ 之间仅为 0.01%~19%，温度高于 1700~1750℃ 时，Si 的大量蒸发使生长过程变得不可能。通过加入其它金属到熔体里（如 Pr，Tb，Sc 等），即使用助熔技术可使 C 的溶解度超过 50%，因为目前还没有和这些熔体稳定存在的坩埚，而且溶剂的挥发也是个问题。另外，这些金属助熔剂停留在 SiC 晶片中的含量太高，不能用来做各种半导体器件。由于这些困难，制备 SiC 单晶必须采用其他方法。

3.1 Acheson 法和 Lely 法

如前所述，Acheson 用细棒插入熔化的 C 和硅铝矿中，在细棒中间通入高流量的气体，发现细棒的周围有 SiC 单晶。后来这种方法经过改进，形成了所谓的 Acheson 法，即在两碳电

极间放入石英砂和木屑、锯末等, 通气、通电后, 这些物质间反应生成 SiC. Acheson 法从 20 世纪初开始用于工业生长摩擦材料 SiC 粉末, 有少量 SiC 单晶为其副产品. Acheson 法的特点是自发成核, 产率低, 生成的 SiC 单晶尺寸小, 且污染大.

1955 年, Lely<sup>[12]</sup>通过加热装满 SiC 颗粒的反应器至 2550 °C, 并在反应器中不断通入 Ar 气, 发现 SiC 在气相中成核, 并生长成晶体. 这种生长 SiC 单晶的方法称 Lely 法. Lely 法的特点是气相自发成核, 和 Acheson 法相比, 产率高且污染少, 其缺点是不能生长出大尺寸的 SiC 单晶.

3.2 物理气相传输法 (Physical Vapour Transition 简称 PVT 法)

3.2.1 PVT 法制备 SiC 单晶生长过程

1978 年, Tairov 和 Tsvetkov<sup>[13, 14]</sup>对 Lely 法加以改进, 生长出直径为 8mm、长 8mm 的 6H-SiC 单晶. 该方法是将 SiC 晶种放在一个含 SiC 粉源的坩埚里, 坩埚通过中频感应或电阻炉加热, 使温度达到 2000 °C 以上, 在源或晶种之间通过温度梯度引起 Si 或 C 样本传输到晶种的表面. 这种方法称作 PVT 法或改进了的 Lely 法 (M-Lely 法). PVT 法生长 SiC 单晶过程中源物质输运到晶种表面的机理为: SiC 源在高温下分解成含 Si 和 C 的气体分子, 这些气体分子再凝聚到较冷的晶种表面. 气相中含有许多不同的化合物分子, 主要有 Si、Si<sub>2</sub>C 和 SiC<sub>2</sub> 分子等<sup>[15]</sup>. Glass 等<sup>[16]</sup>计算了温度和主要成分分压之间的关系, 结果为:

$$p_{Si_2C} = 2.85 \times 10^2 e^{(-1.79 \times 10^4 / T)} p_{Si} \tag{1}$$

$$p_{SiC_2} = 9.41 \times 10^{28} e^{(-14.38 \times 10^4 / T)} 1/p_{Si} \tag{2}$$

PVT 法和 Lely 的显著不同之处在于 PVT 法使用了晶种, 晶体生长过程中可控制因素较多, 适用于生长大尺寸 SiC 单晶. 后来的二十年中经过不断改进, SiC 单晶生长取得了很大成功<sup>[17, 18]</sup>. 1994 年, Cree 公司生长出直径为 50mm 的 SiC 单晶<sup>[3]</sup>. 迄今为止, PVT 法是生长大尺寸、高质量 SiC 单晶的最好方法<sup>[19]</sup>. PVT 法的生长装置由 Carter<sup>[20]</sup>和 Stein<sup>[21]</sup>等进一步改进, 其示意图见图 1.

3.2.2 PVT 法制备 SiC 单晶过程中的关键要素

3.2.2.1 晶种

晶种一般使用 SiC 晶片. 晶种的类型、表面性质和吸附变化极大地影响着 SiC 晶体的生长类型<sup>[22, 23]</sup>、缺陷结构<sup>[24, 25]</sup>以及电学性质<sup>[26]</sup>等.

3.2.2.2 源材料

源材料一般使用 SiC 粉. 源材料的颗粒度、聚集状态等性质对控制气相中各成分的浓度非常重要<sup>[27]</sup>. 作为制备高纯电子器件的需要, 最理想的源材料是将高纯的 Si 和 C 在高温下

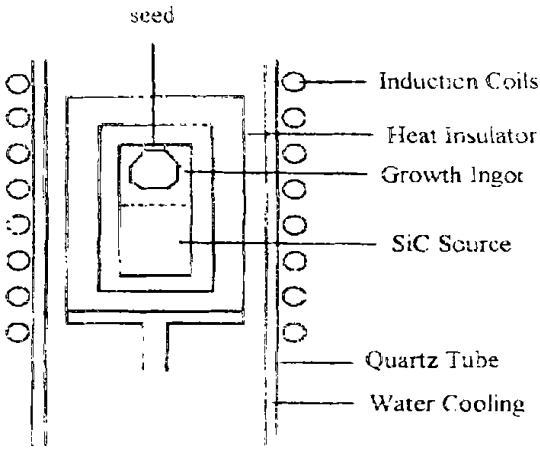


图 1 PVT 法生长 SiC 单晶装置的剖面图

Fig. 1 Schematic drawing of cross-sectional view of SiC growth system

(1500℃左右)从气相成核制备出.

3.2.2.3 载体气压

SiC 单晶生长过程中,载气一般使用 Ar 气,其压力范围一般在 10kPa ~ 133Pa 之间.载气气压影响着 SiC 单晶生长速率、热场的均一性等.在其他因素(如温度、温度梯度等)确定的条件下,控制生长过程的最重要手段之一就是控制载体气压.

3.2.2.4 浓度梯度和温度梯度

如前所述, SiC 晶体生长时,坩埚中从 SiC 源到晶种之间温度逐渐降低,形成一定的温度梯度.由于温度梯度的存在,使得坩埚中从源到晶种之间气体分子的浓度不同,即温度梯度决定了浓度梯度.控制好这两个因素的作用如下:(1)控制源和晶种之间的 SiC 的传输,(2)保证 SiC 晶体表面 Si 的过饱和和蒸气压适当,晶体表面 Si 的损失在最低限度,(3)降低缺陷的形成.温度梯度和浓度梯度的微小波动是缺陷形成的主要原因之一.例如,晶种上某位置的温度涨落会引起织构的过饱和,会因此产生微管道、悬浮物或包晶,轴向的变化会引起边界的拉伸和断裂.

4 SiC 单晶中的主要缺陷

4.1 微管道

微管道是商业化生长大尺寸 SiC 单晶的最大的威胁<sup>[28]</sup>.到目前为止, SiC 单晶中微管道的密度一般在 10<sup>2</sup> ~ 10<sup>3</sup>cm<sup>-2</sup>量级.微管道缺陷的形成机理有许多不同的观点,可以归

表 2 PVT 法生长 SiC 单晶中微管道的主要形成机制  
Table 2 Primary mechanisms of micropipe formation in SiC sublimation growth

| Fundamental      |                   | Technological  |                    |                  |
|------------------|-------------------|----------------|--------------------|------------------|
| 1. Thermodynamic | 2. Kinetic        | 1. Process     | 2. Seed            | 3. Contamination |
| a. Thermal field | a. Nucleation     | instabilities  | preparation        | a. Carbon purity |
| uniformity       | processes         | a. Temperature | a. Holder          | b. SiC source    |
| b. Dislocation   | b. Inhomogenous   | b. Temperature | b. Surface quality | purity           |
| formation        | supersaturation   | gradient       |                    | c. Doping level  |
| c. Solid-state   | c. Constitutional | c. Pressure    |                    |                  |
| transformation   | supercooling      |                |                    |                  |
| d. Vapor-phase   | d. Growth face    |                |                    |                  |
| composition      | morphology        |                |                    |                  |
| e. Vacancy       | e. Capture of gas |                |                    |                  |
| supersaturation  | phase bubbles     |                |                    |                  |

为两大类:(一)基于 Frank 的理论<sup>[29]</sup>,即微管道是具有大的 Burgers 矢量的螺位错的空孔,孔的直径和 Burgers 矢量的数值有直接联系;(二)与生长的界面有关<sup>[30]</sup>.PVT 法生长 SiC 单晶中微管道的成因可归为基本因素(非技术因素)和技术因素两类:表 2 给出了 PVT 法生长 SiC 单晶中微管道缺陷形成的主要机制<sup>[31]</sup>.

微管道形成的同时, 伴随着许多其他过程, 如微管道分解、迁移、转变和重新结合等, 是一个非常复杂的过程. 有很多工作试图寻找其成因<sup>[32~34]</sup>, 但目前尚未有统一的认识.

#### 4.2 镶嵌结构

如前所述, PVT 法单晶生长需要气相组份的过饱和蒸气压相对较高, 当晶种表面某点的温度或压力不稳定, 表面扩散受到阻碍, 该点就有可能诱发二次成核而出现三维的微小晶种, 并逐渐生长形成镶嵌结构. 镶嵌微晶的直径大约在  $0.5 \sim 1.0 \mu\text{m}$  之间.

#### 4.3 位错

位错也是 PVT 法生长 SiC 单晶中的重要缺陷, 晶体中位错密度通常在  $10^4 \sim 10^5 \text{ cm}^{-2}$  范围内.

Glass 等<sup>[27]</sup> 使用同步白光 X 射线形貌技术 (SWBXT) 测量了他们所生长的、直径为 40mm 的 4H-SiC 晶片, 结果表明在一些晶片面积  $> 0.5 \text{ cm}^2$  的区域内, 位错密度为  $1000 \text{ cm}^{-2}$ , 微管道密度为  $0.8 \text{ cm}^{-2}$ , 该结果表明将来有可能制备出缺陷密度非常低的 4H-SiC.

### 5 SiC 电子器件和欧姆接触

SiC 种类繁多、性质各异, 可以满足各种不同器件的要求, 这说明 SiC 是相互联系的一组材料. 根据 Johnson 的半导体材料评估法<sup>[35]</sup>, SiC 性能优于 Si 260 倍, 仅次于金刚石. 随着外延技术的发展, SiC 晶体的质量和尺寸不断提高, SiC 器件的研制发展较快, 如: SiC 高温、高功率器件、各种场效应管、微波器件和光电器件等已经或正在研制之中.

#### 5.1 欧姆接触

欧姆接触的质量影响着 SiC 电子器件的许多重要特性, 如最大电子迁移率、高功率特性以及最高使用温度等. 电阻率低、可靠、热稳定性好的欧姆接触是 SiC 电子器件商业化的前提. SiC 电子器件的欧姆接触制备需要很高的退火温度, 欧姆接触穿透太深, 且高温下欧姆接触易变质等原因, 给制备高质量的欧姆接触带来不少困难. 要获得高温下稳定的欧姆接触, 人们尝试使用热稳定性高的金属或金属混合物来制备. Crofton 等<sup>[36]</sup> 报道了用金属 Ni 蒸发到  $n\text{-}6\text{H-SiC}$  上, 制得的欧姆接触电阻系数为  $7 \times 10^{-7} \text{ cm}^{-2}$ , Petit 等<sup>[37]</sup> 用射频磁控法制备了 Ta/p-6H-SiC 欧姆接触, 电阻系数  $r_c = 7 \times 10^{-4} \text{ cm}^{-2}$ .

#### 5.2 SiC p-n 结和肖特基二极管

肖特基二极管是结构最简单的 SiC 电子器件. 考虑器件的两项重要参数, 即反向击穿电压和通导电阻率, SiC 二极管都明显优于 Si 以及 GaAs 为基的二极管. 4H-SiC 肖特基二极管在 1000V 时的通导电阻分别比 GaAs 和 Si 肖特基二极管低 15 倍和 200 倍<sup>[38]</sup>. 最近有报道称已经制备出通导电阻率为  $2 \text{ m cm}^2$ 、击穿电压为 1000V、以及通导电阻率为  $1.4 \text{ m cm}^2$ 、击穿电压为 800V 的 4H-SiC 二极管<sup>[39, 40]</sup>. Neudeck 等<sup>[41]</sup> 报道已经制备出击穿电压为 2000V 的 6H-SiC 二极管.

#### 5.3 场效应管

现已研制出多种不同类型的 SiC 场效应管, 如各种金属-氧化物-半导体场效应管 (MOSFET)、金属-半导体场效应管 (MESFET)、结型场效应管 (JFET) 等, 这些器件可用于高温、高辐射等环境下. SiC 制成的 MOSFET 的电子迁移率可达  $46 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ , 最高操作温度为  $650^\circ \text{C}$ <sup>[42]</sup>, 目前报道的 SiC 为基的 MESFET 最高使用频率为 42GHz, 该器件是用半绝缘的 4H-SiC 制备的, 其功率密度在 850MHz 时高达  $3.3 \text{ W/mm}$ , 是目前 GaAs 为基器件的 3 倍<sup>[43]</sup>. 目前

报道的最大的功率转换器是 450W 的 SIT (在 600MHz 下操作)<sup>[44]</sup>.

#### 5.4 SiC 光电器件

目前开发出的 SiC 光电器件有: SiC 蓝、绿光发射二极管 (LED), 紫外光电二极管等. 美国 Cree 公司开发出的蓝光发射二极管已产业化, 该蓝光 LED 的输出功率为 25 ~ 35μW, 波峰在 470nm. Vodakov 等<sup>[45]</sup>报道制备出了绿光 LED, 波峰在 530nm, 输出功率在 5 ~ 15μW. SiC 发光二极管的功率利用率很低, 约为 0.03 %, 远不如 III-V 族化合物半导体器件, 但 SiC 单晶是外延生长 III-V 族化合物最理想的衬底, 将会在超亮可见光发射器件中起重要作用.

Brown 等<sup>[46]</sup>制备的 SiC 紫外光探测器使用温度可达 350 °C, 功率利用率在 82 % ~ 96 % 之间, 应用前景广阔.

以 SiC 单晶为基的材料可应用于 微结构材料, 光电器件, 耐高温、耐辐射电子器件, 高功率、高频率电子器件等<sup>[47]</sup>. 在一些特定的环境下, 以 SiC 为基制成的器件是显示了其它材料无法替代的优越性, 一旦大尺寸、高质量的 SiC 单晶研制出来, 将会起到良好的经济效益和社会效益.

### 6 我国研究 SiC 单晶的进展情况

SiC 单晶的研究在我国也经历了一个非常曲折的发展过程. 本世纪 60 年代, 我国用 Lely 法生长 SiC 单晶成绩卓越. 但由于 Lely 法的局限性, 不能生长出大尺寸、高质量的 SiC 单晶, SiC 单晶生长的研究工作处于停滞状态. 国际上经过几十年的曲折的发展, PVT 法已经成功地生长出大尺寸、高质量的 SiC 单晶, SiC 单晶生长的技术问题已经解决. 鉴于此, 1996 年底, “863” 专家组设立 SiC 单晶生长项目, 并由上海硅酸盐研究所承担, 开始了国内 PVT 法生长 SiC 单晶的研究. 一年多来, 该项目取得了可喜的进展: 采用 PVT 法生长出了直径 8mm, 厚 4mm 的 6H-SiC 单晶, 见图 2.

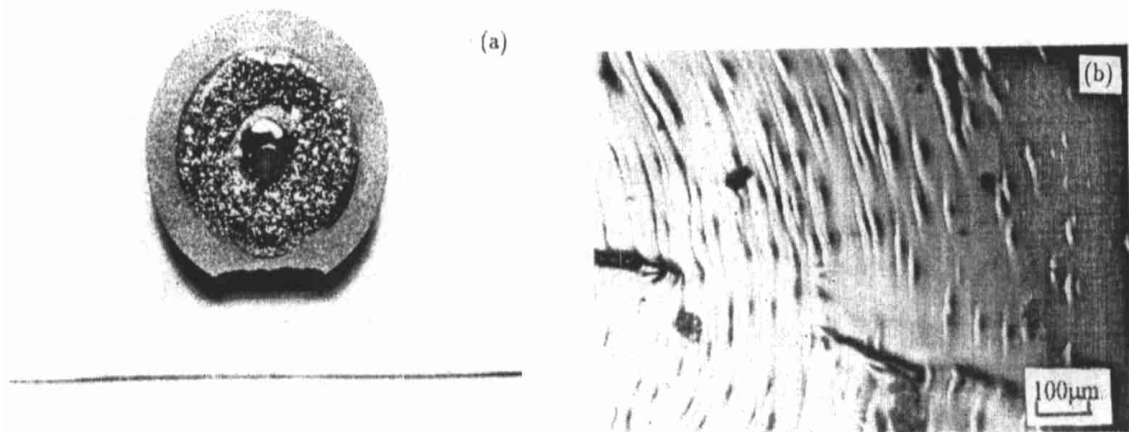


图 2 本实验室采用 PVT 法生长的 SiC 单晶 (a) 及表面形貌 (b) 照片

Fig. 2 (a) Bulk crystal grown by sublimation method in our laboratory, (b) surface morphology of the bulk crystal

## 7 小结

本文概述了 SiC 单晶的物理性质、晶体结构、晶体生长、缺陷结构以及应用. SiC 单晶生长经历了一个漫长的过程, 人们已对它的结构、性质等方面的认识日趋完善, 应用方面也有了很大的进展. SiC 的研究正在进行之中.

## 参 考 文 献

- 1 Barrett D L, Seidensticker R G, *et al.* *Journal of Crystal Growth* 1991, **109**: 17-23
- 2 Choyke W J, Pensl G *MRS Bulletin*, 1997, **22** (3): 25-29
- 3 Palmour J W, *et al.* In: Gorkin H and Mishra U, ed. *Compound Semiconductors* 1994. Bristol: TOP Pub. Ltd., 1995. 377-382
- 4 Pensl G *Physica B* 1993, **185**: 264-283
- 5 Jepps N W, Page T F. *Progr. Cryst. Growth Charact.*, 1983, **7**: 259-307
- 6 Knippenberg W F. *Phillips Res. Rep.*, 1963, **18**: 161-274
- 7 Choyke W J. *NATO ASI Ser. E, Appl. Sci.*, 1990, **185**: 563-587
- 8 Solangi A, Chaudhry M I. *J. Mater. Res.*, 1992, **7**: 539-554
- 9 Patrick L, Choyke W J. *Phys. Rev.*, 1969, **186**: 775-777
- 10 Harris G L. In: Harris G L, ed. *Properties of Silicon Carbide*. London: INSPEC, 1995. 15-20
- 11 Tsvetkov V F, Allen S T, *et al.* *Inst. Cont. Ser.* 1996, **142**: 17-21
- 12 Lely J A. *Ber. Dtsch. Keram. Ges.*, 1955, **32**: 229-233
- 13 Tairov Y M, Tsvetkov V F. *J. Cryst. Growth*, 1978, **43**: 209-212
- 14 Tairov Yu M, Tsetkov V F. *J. Cryst. Growth*, 1981, **52**: 146-150
- 15 Drowart J, *et al.* *J. Chem. Phys.*, 1958, **41**: 1015-1023
- 16 Gass R C, Henshall D, Tsvetkov U F, *et al.* *Phys. Stat. Sol.*, (b), 1997, **202**, 137-162
- 17 Kim H J, Shin D W. *Springer Proc. Phys.*, 1992, **56**: 23-28
- 18 Barrett D L, *et al.* *J. Cryst. Growth*, 1993, **128**: 358-362
- 19 Garcon I, *et al.* *Mater. Sci. and Eng. B*, 1995, **29**: 90-93
- 20 Davis R F, *et al.* *U. S. Patent No.* Re 34, 861 (February 14, 1995)
- 21 Stein R A, Lang P, Leibenzeder S. *Mater. Sci. Eng. B*, 1992, **11**: 69-71
- 22 Kanaya M. *et al.* *Appl. Phys. Lett.*, 1991, **58**: 56-58
- 23 Kimoto T, *et al.* *Appl. Phys. Lett.*, 1995, **66**: 36 45-7
- 24 Takahashi J, Kanaya M, Fujiwara Y. *J. Cryst. Growth*, 1994, **135**: 61-70
- 25 Takahashi J, Ohtani N, Kanaya M. *J. Cryst. Growth*, 1996, **167**: 596-606
- 26 Takahashi J, Ohtani N, Kanaya M. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 1995, **34**: 4694-4968
- 27 Gass R C, *et al.* *Inst. Phys. Conf. Ser.*, 1996, **142**: 37-41
- 28 Black D, Robin L. *Inst. Phys. Conf. Ser.*, 1994, **137**: 337-340
- 29 Frand F C. *Acta Cryst.*, 1951, **4**: 497-501
- 30 Nishino S, *et al.* *J. Cryst. Growth*, 1995, **147**: 339-342
- 31 Tuominen M, *et al.* In: Nakashimas, *et al*, ed. *Silicon and Related Materials*. Bristol: TOP Pub. Ltd., 1996. 45-49
- 32 Stein R A. *Physica B*, 1993, **185**: 211-216
- 33 Gass R S, *et al.* *J. Cryst. Growth*, 1993, **132**: 504-512

- 34 Heindl J , *et al.* *Phys. Stat. Sol. ( a )* , 1997 , **162** : 251-262  
35 Johnson E O. *RCA Rev.* , 1965 , **26** : 163-177  
36 Crofton J , *et al.* *J. Appl. Phys.* , 1995 , **77** ( **3** ) : 1317-1319  
37 Petit J B , *et al.* *Inst. Phys. Conf. Ser. ( UK )* , 1994 , **137** : 679-682  
38 Bhatnagar M , Baliga B J. *IEEE Trans. Electron Devices* , 1993 , **40** : 645-655  
39 Raghunathan R , Alok D , Baliga B J. *IEEE Electron Devices Lett.* , 1995 , **16** : 226-227  
40 Itoh A , Kimoto T , Matsunami H. *IEEE Electron Device Lett.* , 1995 , **16** : 280-282  
41 Neudeck P G. *Inst. Phys. Conf. Ser.* , 1994 , **137** : 51--54  
42 Palmour J W , Kong H S , Davies R F. *Appl. Phys. Lett.* , 1987 , **51** : 2028-2030  
43 Sriram S , *et al.* *IEEE Electron Devices Lett.* , 1996 , **17** : 369-371  
44 Morse A W , *et al.* *MTF-S , San Francisco ( CA )* , 1996 , June 677  
45 Vodakov Y. *Soviet Phys. -Semicond.* , 1992 , **26** : 59-64  
46 Brown D M , *et al.* *IEEE Trans. Electron Devices* , 1993 , **40** : 325-333  
47 Harris GL. In: Harris GL , ed. *Properties of Silicon Carbide*. London: INSPEC , 1995. IX

## Physical Properties , Bulk Growth , and Applications of SiC Single Crystal

WANG Shi-Zhong      XU Liang-Ying      SHU Bi-Yun      XIAO Bing

ZHUANG Ji-Yong      SHI Er-Wei

( Shanghai Institute of Ceramics , Chinese Academy of Sciences      Shanghai 200050      China )

### Abstract

This article reviewed on the physical properties , the crystal structure , the growth methods , and the applications of the SiC single crystal. The preparation of the SiC single crystal by sublimation method was introduced in detail. The defects of SiC single crystal caused in the PVT process were discussed.

**Key words**    silicon carbide , crystal , growth , physical property , semiconductor device