

# SiC材料及器件研制的进展\*

李晋闽

(中国科学院半导体研究所 北京 100083)

**摘要** 作为第三代的半导体材料——SiC具有禁带宽度大、热导率高、电子的饱和漂移速度大、临界击穿电场高和介电常数低等特点,在高频、大功率、耐高温、抗辐照的半导体器件及紫外探测器和短波发光二极管等方面具有广泛的应用前景.文章综述了半导体SiC材料生长及其器件研制的概况.

**关键词** SiC材料,外延生长,SiC器件

## SiC MATERIALS AND DEVICES

LI Jin-Min

(Institute of Semiconductors, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100083)

**Abstract** As a third generation semiconductor materials, SiC has a large band gap, high thermal conductivity, high electron saturation velocity, high breakdown voltage and low dielectric constant. Its promising properties make it an attractive material for high-frequency, high-power, high-temperature and radiation stable electronic devices, UV detectors and short wavelength LEDs. This review describes the progress of SiC bulk and film growth and its device applications.

**Key words** SiC material, epilayer growth, SiC device

### 1 引言

在半导体工业中目前仍占主要地位的Si是第一代电子材料.20世纪60年代,发展了第二代电子材料,即III-V族化合物半导体,包括GaAs、GaP、InP以及它们的合金.这些化合物半导体构成了所有光电子器件的基础,同时也开辟了高性能微波和数字电路的新市场.

目前,第三代电子材料从正在研究和发展的激烈竞争中脱颖而出,它们将在一段较长的时期内对微电子学和光电子学产生影响,这些材料就是宽带隙( $E_g > 2.3\text{eV}$ )半导体,它们包括:氮化镓(GaN)、氮化铝(AlN)、碳化硅(SiC)、立方氮化硼(c-BN)、金刚石及其固溶体.宽带隙半导体材料以其高的禁带宽度,高的击穿临界场强、饱和速度和热导率,小的介电常数和较高的电子迁移率,以及抗辐射能力强,结实耐磨损等特性而成为制作高频、大功率、耐高温和抗辐射器件的理想材料.由于它们具有优越的物理特性,由这些材料本身制作的器件在高功率、高温、高频和短波长应用方面具有比Si、GaAs或

InP所制作的器件优越得多的工作特性.

早期试图使用宽带隙半导体的努力,由于晶体生长、材料纯度、欧姆接触、整流接触等问题无法解决而受阻.近几年取得了相当快的进展,实现了若干关键问题的突破.尽管在晶体生长和器件制作方面与Si和GaAs相比仍然相当不成熟,但是宽带隙器件已经开始走向市场.光电子器件是首先走向市场的,因为它对宽带隙材料衬底质量的要求比电子器件低.高频大功率和高温工作的晶体管、二极管以及最近推出的简单集成电路,已经采用SiC、金刚石和GaN材料制作成功,预期将在3—5年内变为适用于若干工业领域的商品.

高温半导体材料由于其制成的器件和电路在国防安全、航空航天、汽车、石油钻探等工业技术的特殊环境下应用的前景,从20世纪60年代开始就已受到重视.近年来,由于半导体材料工艺的迅速发展而有了新的进展.特别是GaN基和SiC基电子器件除了可应用于上述的高温恶劣工作环境条件之外,还可应用于制备光电器件、全色显示、高密度光盘存

\* 国家自然科学基金资助项目

2000-01-20收到初稿,2000-03-22修回

储、海底搜索以及激光打印等各个方面,已显示出很好的市场应用前景。

“九五”期间,我国在高温微电子材料和器件的研究方面已取得了一定的进展<sup>[1-4]</sup>,选择 SiC、GaN 这两种具有良好应用前景的材料进行深入研究,提高材料质量使之满足器件要求是我国微电子技术在这一重要领域赶上国际水平的必由之路。

## 2 SiC 材料的基本性能及其研究概况

### 2.1 SiC 发展史话

SiC 事实上是一个很古老的材料。早在 1824 年,瑞典科学家 Berzelius(1779—1848)在人工合成金刚石的过程中就观察到了 SiC。但在那个年代,人们对 SiC 了解很少,这是因为天然的 SiC 单晶极少所致。直到 1885 年 Acheson(1856—1931)首次生长出 SiC 晶体之后,人们才开始对 SiC 感兴趣,并想进一步了解它。起初 Acheson 错误地认为这种材料是 C 和 Al 的化合物。他的目的是想寻找一种材料能够代替金刚石和其他研磨材料,用于材料的切割和抛光。Acheson 发现的这种单晶材料具有硬度大、熔点高等特性,并于 1893 年申请了专利,他将这种产品称为“Carborundum”。这一发明具有极大的影响力,而且用这一方法制造出来的材料当时还主要用于切割和研磨。但是由于晶体的尺寸小,并且其中存在大量的缺陷, SiC 材料还不能作为电子器件用材料。

1905 年,法国科学家 Moissan(1852—1907)在美国 Arizona 的 Dablo 大峡谷陨石里发现了天然的 SiC 单晶,基于这一原因,矿物学家将这种天然的 SiC 命名为“Moissanite”。由于天然的金金刚石数量很少,用 SiC 替代金刚石便对人们产生了巨大的魅力。然而,在很多情况下人们认识到 SiC 比金刚石能更好的适用于电子学方面的应用。

在开始探讨 SiC 电子特性不久,即 1907 年,英国电子工程师 Round(1881—1966)制造出了第一只 SiC 的电致发光二极管。1920 年, SiC 单晶作为探测器应用于早期的无线电接收机上。直到 1959 年, Lely 发明了一种采用升华法生长高质量单晶体的新方法,从此开辟了 SiC 材料和器件研究的新纪元。此后,有关 SiC 的研究工作全面展开,并且于 1958 年在 Boston 召开了第一届 SiC 会议。

但是, Si 技术的成功以及迅猛发展,使得人们对 SiC 的研究兴趣下降。这一时期的研究工作,即 60 年代中期到 70 年代中期,主要在前苏联进行,在

西方一些国家, SiC 的研究工作仅处于维持状态。1978 年,俄罗斯科学家 Tairov 和 Tsvetkov 发明了改良的 Lely 法以获得较大晶体的 SiC 生长技术<sup>[5]</sup>,他们的这一发现,可以说是又一个重要的里程碑,显示出 SiC 单晶材料具备了进入商业领域的诱人前景,使得 SiC 材料和器件的研究又获得新的发展机遇。在 1979 年,成功地制造出了 SiC 蓝色发光二极管。1981 年, Matsunami 发明了 Si 衬底上生长单晶 SiC 的工艺技术,并在 SiC 领域引发了技术的高速发展。1987 年, Cree Research 成立,成为了第一个销售 SiC 单晶衬底的美国公司,为 SiC 的进一步发展开辟了道路。由于 Si 技术和 III-V 族化合物技术的发展局限性,使得人们逐步增强了对 SiC 的研究兴趣,且目前这一领域由于 SiC 衬底的商品化而迅猛发展起来。

### 2.2 SiC 材料的基本性能

SiC 具有 250 种同型异构体,每种同型异构体的 C/Si 双原子层的堆垛次序不同。最常见的同型异构体为立方密排的 3C-SiC 和六方密排的 4H、6H-SiC,其中数字代表堆垛周期中的双原子层数。六方结构的 SiC 中常常夹杂菱方结构的 15R、21R。立方结构的 SiC 通常称  $\beta$ -SiC,六方结构的 SiC 通称为  $\alpha$ -SiC。图 1 为这几种常见 SiC 同型异构体的原子堆垛示意图,3C-SiC 中原子的堆垛次序为 ABCABCA...,4H 的为 ABCBA...,6H 的为 ABCACBA...。不同的同型异构体具有不同光学性质和电学性质,表 1 中给出了几种常见的 SiC 同型异构体与 Si、GaAs 等材料的性能参数,从表中可以看出, SiC 的禁带宽度为 Si 的 2—3 倍,热导率约为 Si 的 4.4 倍,临界击穿电场约为 Si 的 8 倍,电子的饱和漂移速度为 Si 的 2 倍。SiC 的这些性能使其成为高频、大功率、耐高温、抗辐照的半导体器件的优选材料,用于地面核反应堆系统的监控、原油勘探、环境检测及航空、航天、雷达、通讯系统及汽车马达等领域的极端环境中; SiC 的 LED's 可以覆盖从蓝光到紫外的波段,用于光信息显示系统及光集成电路等领域中。SiC 与 GaN 和金刚石被认为是继 Si 和 GaAs 之后的第三代半导体材料。

### 2.3 SiC 材料及相关器件的研究概况

虽然改良 Lely 法生长的 SiC 单晶的尺寸比较大,能够提供商用 SiC 体单晶材料,但其中缺陷密度比较高,特别是贯穿晶体深处的微管道缺陷的密度比 Lely 法生长的高,而微管道缺陷严重影响器件的性能。曾有许多研究机构致力于消除微管道缺陷的

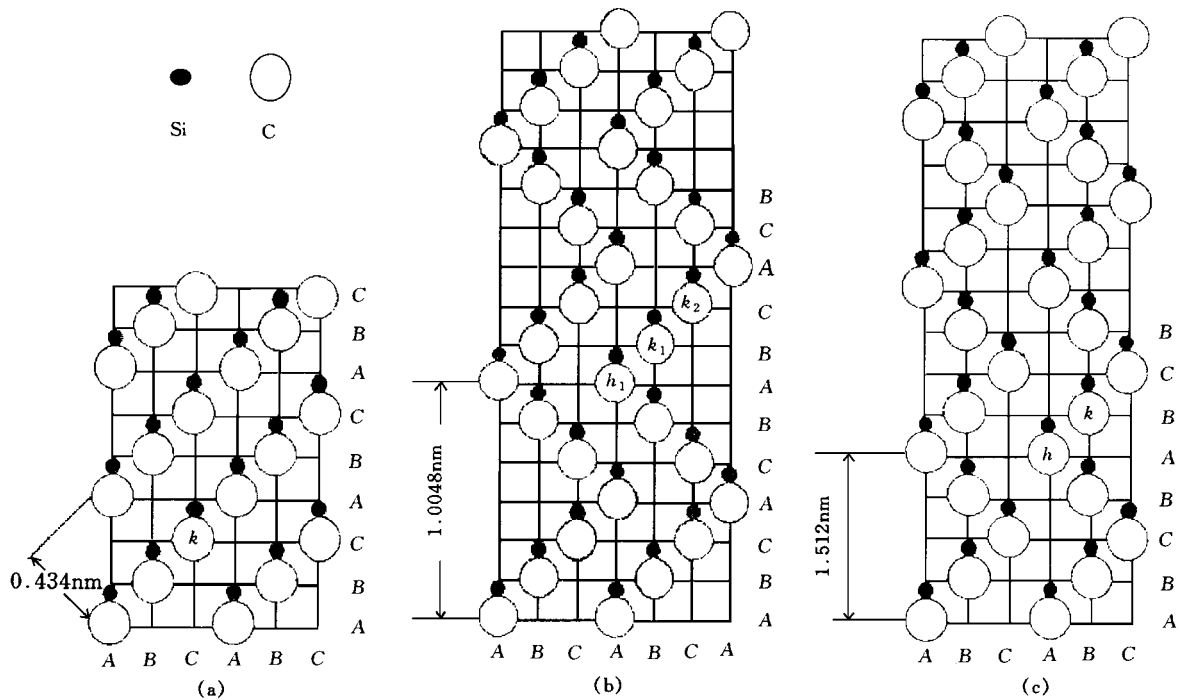


图1 几种常见 SiC 的原子堆垛示意图

(a) 3C - SiC; (b) 6H - SiC; (c) 4H - SiC

表1 SiC 与 Si 和 GaAs 的有关参数的对比

	Si	GaAs	3C - SiC	6H - SiC	4H - SiC	GaN	dia mond
密度( kg/ m <sup>3</sup> )							
晶格常数( Å)	5.43	5.65	4.3596	3.081/15.092	3.081/10.061		
熔点( K)	1420	1235	> 2100 升华	> 2100 升华	> 2100 升华		相变
热稳定性	Good	Fair	Excellent	Excellent	Excellent	Good	Good
带宽( eV)	1.11	1.43	2.23	3.02	3.26	3.39	5.5
最高工作温度( K)	600	760	1250	1580	1580		1400
电子迁移率( cm <sup>2</sup> / V·s)	1500	8500	1000	400	1140	900	2200
空穴迁移率( cm <sup>2</sup> / V·s)	600	400	50	50	50	150	1600
饱和电子速率( 10 <sup>7</sup> cm/s)	1.0	1.0	2.2	2.0	2.0	2.7	2.7
临界电场( 10 <sup>6</sup> V/cm)	0.3	0.6	2.0	3.2	3.0	5	10
介电常数	11.8	12.5	9.7	10	9.6	9	5.5
热导率( W/cm·K)	1.5	0.46	4.9	4.9	4.9	1.3	20

研究,但目前仍无法生长大面积的无微管道缺陷的单晶,于是人们又关注 70 年代后期舍弃的 Lely 生长方法,希望提高 Lely 法生长的晶体的尺寸,从而获得无微管道缺陷的大尺寸 SiC 晶体.1996 年,Lebedev 等人报道了用 Lely 法生长的无微管道缺陷的 SiC 面积达到  $20 \times 20 \text{ m}^2$ .

无论 Lely 法还是改良的 Lely 法生长的单晶几乎都是六方结构的 4H,6H - SiC,而立方 SiC 中载流子迁移率较高,更适合于研制微电子器件,但至今尚无商用的 3C - SiC 体单晶.另外,SiC 体单晶在高温下(  $> 2200 \text{ }^\circ\text{C}$ ) 生长,掺杂难于控制,晶体中存在缺陷,特别是微管道缺陷无法消除,并且 SiC 体单晶非常昂贵,于是发展了多种外延 SiC 的方法.

### 2.3.1 SiC 材料的外延生长

SiC 外延的方法主要有:溅射法(sputting)、激光烧蚀法(laser ablation)、升华法(sublimation epitaxy)、液相外延法(LPE)、化学气相沉积(CVD)和分子束外延法(MBE)等.大部分外延用后三种方法.

#### (1) 液相外延(LPE)生长

体单晶的生长温度高于  $2000 \text{ }^\circ\text{C}$ ,LPE 生长可以将生长温度降低到  $1500 - 1700 \text{ }^\circ\text{C}$ .SiC 不存在液相,早期的 LPE 生长是将 Si 熔于石墨坩锅中,坩锅中的 C 溶于熔融的 Si 中,将衬底置于坩锅中并保持在相对较低的温度,溶解的 C 原子与 Si 原子运动到衬底沉积形成 SiC.用该方法生长的 SiC 在冷却时容易

出现裂缝,从坩埚中取出也很困难.后来 Suzuki 等人提出浸渍法生长技术,引进籽晶使生长的晶体与坩埚分离,克服了上述缺点. LPE 生长一般在 1650—1800 °C 的 Ar 气中进行,生长速率为 2—7  $\mu\text{m}/\text{h}$ . 在融 Si 中加入 Al 可生长 p 型 SiC,加入  $\text{Si}_3\text{N}_4$  或 Ar 气中加入  $\text{N}_2$  生长 n 型 SiC. LPE 生长的薄膜的电学性能较差,在许多方面已被 CVD 生长所取代,但用 LPE 生长的材料研制的发光二极管(LED's)的发光效率比用 CVD 生长的材料研制的高约 10 倍.目前 4H、6H-SiC 蓝光二极管的材料主要用 LPE 方法生长.

## (2) 化学气相沉积(CVD)

随着 SiC 体单晶生长技术的成熟,以 6H-SiC 为衬底的生长引起了极大的关注. 6H-SiC 衬底上外延的 3C 和 6H-SiC 中的缺陷比较少,但 6H-SiC 衬底的价格非常昂贵;Si 与 SiC 的晶格失配和热膨胀系数失配较大,但大面积、高质量的 Si 衬底很容易得到.目前大多数 SiC 的外延衬底用 6H-SiC 和 Si.

### (i) 6H-SiC 衬底上的外延

以 6H-SiC 为衬底的外延几乎都用  $\text{SiH}_4$ - $\text{C}_3\text{H}_8$ - $\text{H}_2$  体系, $\text{SiH}_4$  和  $\text{C}_3\text{H}_8$  的流量一般为 0.1—0.3 sccm,  $\text{H}_2$  的流量一般为 3L/min. 最初在 6H-SiC 的(0001)面上外延表面较好的 6H-SiC,温度必须高于 1800 °C,低于该温度形成 3C-SiC 孪晶. 后来发现在将(0001)衬底偏向  $[\bar{1}1\bar{2}0]_3$ — $6^\circ$ ,能将生长温度降到 1200—1500 °C. 为解释衬底偏向对 SiC 生长的影响, Kuroda 等人提出了“台阶控制(step controlled)”模型:当吸附原子的扩散长度与外延表面的台阶宽度差不多时,吸附原子将扩散到台阶边缘处,沿台阶横向生长(step flow);当台阶宽度远大于吸附原子的扩散长度时,吸附原子在台面上成核(terrace nucleation),生长沿二维方向进行.该模型能够很好地解释衬底偏向对外延层性能的影响. Yamashita<sup>[6]</sup>等人采用台阶密度更高的 6H-SiC 的(01 $\bar{1}$ 4)面和(0 $\bar{1}$ 14)面进行外延时,发现生长温度降低到 1100 °C,可以生长出单晶 SiC.

### (ii) Si 衬底上的外延

Si 与 SiC 的晶格失配为 20%,热膨胀系数失配为 8%. Si 衬底上生长的 SiC 中存在高密度的失配位错,高温生长的 SiC 在冷却时产生的很大的内应力.在 Si 衬底上生长的 SiC 除位错外,还有层错、反相畴和微孪晶等缺陷. Powell 等人用偏向  $[011]_2$  的 Si(100)面生长,反相畴可以消除,但其他缺陷仍然

存在. 1983 年, Nishino 等人<sup>[7]</sup>为了减少失配缺陷,引进两步生长方法:在生长 SiC 之前,只引入 C 源,在 Si 上先生长一层 SiC 缓冲层后,然后同时通入 Si 源和 C 源生长 SiC. 以后几乎所有 Si 衬底上的外延都采用两步生长方法,但所采用的源和碳化方法有所不同. 最典型的方法是室温下引入 C 源后,将衬底温度快速升高到 1300 °C 左右,并保持一段时间进行碳化,碳化后将衬底温度调至到所需值进行生长. 碳化形成的 SiC 的质量影响外延膜的质量. 目前 Si 衬底上外延的 SiC 中仍存在多种缺陷.

无论衬底类型如何, CVD 生长的非掺杂的 6H、3C-SiC 都为 n 型,生长速率为几个  $\mu\text{m}/\text{h}$ . 在 SiC 生长过程中,一般掺入 Al、Ga 和 B 形成 p 型,掺入 N 形成 n 型,掺入深能级的钒能形成半绝缘材料. 生长过程中杂质的掺入符合“位置竞争(site competition)”理论,即生长过程中占据 C 位的杂质与源供给的 C 原子竞争,只有富 Si 的条件下掺杂浓度才比较高;相反,占据 Si 位的杂质原子与源供给的 Si 原子竞争,占据 Si 位的杂质原子只有富 C 条件下掺杂浓度才比较高. 根据该理论,通过调整生长过程中的 C、Si 源的流量比可以控制掺杂浓度. 目前 SiC 中掺杂浓度可以达到  $10^{14}$ — $10^{19}/\text{cm}^3$ .

国际上对于 SiC 的 CVD 生长及外延材料性能方面的研究比较多,同质外延 SiC,无论是生长机理、掺杂依据还是生长技术相对比较成熟,而异质外延的 3C-SiC 中仍存在多种缺陷. 我国在这方面的研究比较少,只见到少数有关 Si 衬底上外延 SiC 的报道.

## (3) MBE 生长

与 CVD 相比, MBE 的生长环境洁净,生长温度比较低,相应的生长速率比较小(固源为约 0.3  $\mu\text{m}/\text{h}$ ,气源约为  $<100 \text{ \AA}/\text{h}$ ),但在低生长率下便于研究生长过程中原子的表面吸附、脱附及生长表面的再构等相关方面的机理. 目前 SiC 的 MBE 生长主要用于研究生长机理.

### (i) 固源生长

固源生长是采用电子枪加热多晶 Si 和石墨进行. Kaneda 等<sup>[8]</sup>在 6H-SiC 的(0001)面上生长, Si 原子流量为  $7 \times 10^{14}/\text{cm}^2 \cdot \text{s}$ ,温度高于 1150 °C 生长出 3C-SiC 单晶. Fissel 等人<sup>[9]</sup>在 6H-SiC 的(0001)面和偏离轴的(0001)面上生长时发现,生长温度低于 1000 °C,在偏轴的(0001)面上生长的 SiC 中具有较高密度的双定位晶界,在正晶向的(0001)面上生长的 SiC 中双定位晶界的密度小. 显然生长

温度比较低时,台面成核为主,偏向衬底引进的不同表面台阶上 SiC 岛之间的连接将形成高密度的双定位晶界缺陷.

Zhou 等人<sup>[10]</sup>750 °C 下在 Si(111) 面上生长出 3C-SiC 单晶,但生长的单晶中 C/Si < 1 时,出现 Si 沉淀;C/Si > 1 时表面粗糙,只有 C/Si = 1 才是较好的单晶.Kitabatake 等人在生长过程中调节 Si、C 原子的束流强度,使表面呈现(3 × 2)再构,在正晶向和偏向 Si(001) 衬底上生长了 3C-SiC 单晶,他们认为生长表面吸附多余的 Si 有利于 SiC 的生长.

#### (ii) 气源 MBE 生长

GS-MBE 生长过程中,由于氢化物 C 源不容易分解,外延层的质量一般比较差.Davis 等人<sup>[11]</sup>在 950—1150 °C 同时引入 Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub> (0.01—0.1 sccm) 和 C<sub>2</sub>H<sub>2</sub> (0.1—0.2 sccm),在偏离(0001) 3—5° 晶面 6H-SiC 上生长了单晶 SiC.

在 Si 衬底上生长之前,一般也先进行碳化.Yoshinobu 用 C<sub>3</sub>H<sub>8</sub>、C<sub>2</sub>H<sub>6</sub> 和 C<sub>2</sub>H<sub>2</sub> 碳化 Si 衬底,只在 750 °C 左右的很窄温度范围内得到单晶 SiC 碳化层,其他温度下碳化都形成多晶缓冲层;而 Si 衬底碳化之前不除去表面氧化层,室温下直接将碳源引入生长室,再升高衬底温度进行碳化,碳化容易形成单晶缓冲层,但用该方法碳化时,衬底的升温速率很难控制,升温速率太慢表面氧化层无法除去,升温速率太快碳化层的质量变差.目前人们还无法获得理想的碳化缓冲层.常用的碳化方法是将 Si 衬底在高温除去氧化层后,温度降低到 200 °C—300 °C,然后引入 C 源,再升高衬底温度进行碳化.

Ichi 等人<sup>[12]</sup>1050 °C 下在 Si(111) 衬底上,用 SiHCl<sub>3</sub> 和 C<sub>2</sub>H<sub>4</sub> 源,在  $J_{\text{SiHCl}_3} / J_{\text{C}_2\text{H}_4} = 0.3-5$ ,  $P_{\text{SiHCl}_3} = 399.9 \times 10^{-5}$  Pa 的条件下生长出 3C-SiC 单晶.但 Yoshinobu 等人在相近条件下只生长出 3C-SiC 多晶,而交替引入源生长出 3C-SiC 单晶.他们认为在温度比较低时,Si 源与 C 源同时引入时,生长表面吸附的 Si 原子在覆盖生长表面之前与 C 源反应,形成 SiC 岛,岛之间连接容易形成孪晶;交替引入源时,C 源与吸附的 Si 原子面反应之前,Si 原子覆盖了生长面,容易形成单晶.

SiC 的 MBE 生长,特别是 Si 衬底上的外延生长,无论是生长技术,还是生长机理都不成熟,不同研究机构在相近条件下得出的结论存在较大的差异.

#### 2.3.2 SiC 器件的研制概况

随着体单晶及其同质外延 SiC 材料性能的不断

提高,SiC 器件的开发目前成为许多机构的研究的热点,Cree 公司计划在 2000 年使 SiC 的 MESFET 器件商用化,而我国在器件方面的研制尚处于起步阶段.

#### (1) SiC 材料的掺杂

SiC 材料常用 n 型掺杂剂为 N(N<sub>2</sub>,NH<sub>3</sub>),p 型掺杂剂为 Al,也有用 B 的.几乎都用生长过程中引入掺杂剂的原位掺杂方式,个别用离子注入.

David 等人发现,在 SiC 生长过程中(CVD),Si/C 比对 SiC 的原位掺杂水平有很大的影响,他们将这一过程称为“位竞争外延”(site-competition epitaxy).通过控制 CVD 过程中的 Si/C 比可以大大改善 SiC 掺杂的重复性和可控掺杂范围.在他们的实验之前,一般 n 型掺杂范围为  $N_D = 2 \times 10^{16} - 5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ,p 型掺杂范围为  $N_A = 2 \times 10^{16} - 1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ .用位竞争外延方法使得 n 型和 p 型掺杂范围分别增大到  $5 \times 10^{15} - 2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  和  $5 \times 10^{14} - 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ .认为在掺杂中 n 型杂质原子 N 占 C 位,p 型杂质原子 Al 占 Si 位.

#### (2) SiC 器件中的欧姆接触

在 SiC 大功率器件中,SiC 和金属间的欧姆接触电阻的大小直接影响到 SiC 大功率器件性能的优劣.如果接触电阻太高,器件工作时的压降及功耗增大,引起器件因发热而温度过高.Wang 等人曾经计算了 SiC 和金属间的欧姆接触电阻对 SiC 功率器件的影响.结果表明,为了能发挥 SiC 材料在大功率器件方面所固有的优势,要求比接触电阻小于  $10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}^2$ .如果比接触电阻大于  $1 \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$ ,与 Si 相比 SiC 在大功率器件方面的优势将被抵消.因此为了能够实现 SiC 大功率器件的实用化,不仅要制备高质量的 SiC 材料,也要开展 SiC 与金属间欧姆接触方面的研究.国际上已有一些小组开展了这方面的工作,并取得了一些可喜的进展.

1993 年,Dmitriev 等人(Howard University)<sup>[13]</sup>为了降低金属和 6H-SiC 之间的接触电阻,先在 6H-SiC 上用 LPCVD(SiH<sub>4</sub>-C<sub>3</sub>H<sub>8</sub>-H<sub>2</sub>,1150 °C)方法生长了一层 3C-SiC(小于 20nm),然后再在其上制作欧姆接触.100nm Ni/n-SiC,15nm Ti/150nm Al/p-SiC.蒸发金属后,金属与 n 型 SiC 之间是欧姆接触,而和 p-SiC 之间不是欧姆接触.Ni/n-SiC 和 Ti/Al/p-SiC 用快速退火分别在 1000 °C 和 950 °C 下退火 30s 和 2min.Ni 与在 6H-SiC(0001) Si 面上生长的 3C-SiC 之间的比接触电阻小于  $1.7 \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$ ,与在 6H-SiC(0001) C 面

上的 3C - SiC 之间的比接触电阻小于  $6 \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$  (没有 3C - SiC 中间层时的比接触电阻为  $2 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}^2$ )。Ti/Al 和 p 型 3C - SiC 之间的比接触电阻为  $(2-3) \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$ 。Dmitriev 等人在制作 SiC 上的欧姆接触工艺中有一步高温退火,这对器件可能有不良的影响,因为欧姆接触在器件制作中是芯片上的最后一步工艺。为此, Moki 等人<sup>[14]</sup>利用在 SiC 表面高掺杂的办法,不用退火就得到了 Al 和 Ti 与 3C - SiC (n 型) 之间的比接触电阻分别达到  $1.4 \times 10^{-5}$  和  $1.5 \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$ 。

1994 年, Toshiba Corp. 研究了 Ni 和 n 型 6H - SiC 之间的欧姆接触,所用的  $n^+$  6H - SiC 用 LPE 生长。发现当 6H - SiC 的载流子浓度大于  $5 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$  时,不用退火就可制得 Ni 和 6H - SiC 之间的欧姆接触,但接触电阻大于  $1 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}^2$ 。当在 Ar 气氛中 1000 °C 退火 5 min 后,其比电阻降低几个数量级。在 6H - SiC 中的载流子浓度为  $4.5 \times 10^{20} \text{cm}^{-3}$  时,接触电阻可低于  $1 \times 10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}^2$ ,这是目前所报道的最低值。

### (3) SiC 器件

虽然早在 50 年代就观察到了 SiC 材料的电致发光,并且 SiC 蓝光发光二极管早已实现了商品化,但由于 SiC 材料的生长工艺技术还不够成熟, SiC 器件的工艺技术,如高质量  $\text{SiO}_2$  的制备、良好的欧姆接触、图形加工技术等还有待于开发, SiC 电子器件研制尚处于起步阶段。

1994 年, Motorola 的研究小组报道了 4H - SiC MESFET, 栅长  $0.7 \mu\text{m}$ , 栅宽  $332 \mu\text{m}$ 。在 5 GHz 下的增益为 9.3 dB, 在 1.8 GHz 下工作时, 功率密度达到  $2.8 \text{W}/\text{mm}$ , 跨导为  $38-42 \text{mS}/\text{mm}$ 。1995 年, Fuji Electric Corp. 研制出了击穿电压达 1000 V 的 4H - SiC 肖特基势垒二极管, 导通电流密度为  $100 \text{A}/\text{cm}^2$  时正向压降为 1.06 V。Ueno 等人 (Fuji Electric Corp.) 报道了带有保护环的 6H - SiC 肖特基势垒二极管, 击穿电压达 550 V。1996 年, Itoh 等人<sup>[15]</sup> (Kyoto University) 研制成功的 Ti/4H - SiC 肖特基整流器的阻断电压为 1100 V (最高达 1750 V), 在 150 °C 下工作时, 其阻断电压仍可达 1100 V 以上。同年, Xie 等人报道了 6H - SiC 晶闸管, 正向转折电压接近 100 V, 脉冲开关电流密度为  $5200 \text{A}/\text{cm}^2$ 。当温度上升到 300 °C 时, 其转折电压只降低 4%。Sriram 等人<sup>[16]</sup> 研制成功  $0.5 \mu\text{m}$  栅长的 4H - SiC MESFET, 最高振荡频率达 42 GHz, 直流跨导达  $40 \text{mS}/\text{mm}$ 。20 GHz 下 RF 增益为 5.1 dB, 电流密度可

达  $50 \text{mA}/\text{mm}$ , 栅漏击穿电压为 100 V。

1994 年, NASA 报道了用常压 CVD 生长的 6H - SiC  $p^+n$  结二极管, 其击穿电压超过 2000 V [ $p^+n$  结 n 型层掺 N 浓度为  $(2-5) \times 10^{15} \text{cm}^{-3}$ , 在 1450 °C 下生长]。

1995 年, 瑞典 Linköping University 的 Kordina 等人<sup>[17]</sup> 用 CVD 方法在  $n^+$  6H - SiC 衬底上生长  $42 \mu\text{m}$  的 n - SiC 浓度为  $1 \times 10^{15} \text{cm}^{-3}$  (在 1550 °C 下生长), 再生长掺 Al (TMAl)  $p^+$  - SiC ( $\sim 1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ ), 用 RIE 刻蚀出一个  $\phi 60 \mu\text{m}$  的台阶, Al 和 Ni 分别作 p 和 n 型 SiC 的欧姆接触材料。该 6H - SiC  $p^+n$  结的击穿电压大于 4500 V, 100 V 下的漏电小于 20 nA, 1100 V 下小于  $1 \mu\text{A}$ 。正向电流密度为  $100 \text{A}/\text{cm}^2$  时的正向压降为 6 V, 该二极管的击穿发生在器件的边缘。

用 3C - SiC 材料目前研制的 pn 结二极管的击穿电压远不如 6H - SiC 的高, 这可能是由于缺乏 3C - SiC 衬底, 3C - SiC 是生长在 6H - SiC 上的, 这样得到的 3C - SiC 中的缺陷密度 (DPB 等) 较高, 使其耐压特性变差。1993 年, Neudeck 等人在 6H - SiC 上用 CVD 方法制备的 3C - SiC  $p^+n$  结 ( $p: 1 \mu\text{m}$ ,  $N_A > 10^{18} \text{cm}^{-3}$ ,  $n: 5 \mu\text{m}$ ,  $N_D \sim 1 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ ) 的反向击穿电压约为 2000 V, 击穿也是发生在边缘。

用 SiC 宽带隙材料取代 Si 材料作双极晶体管的发射区, 可以在保持高的电流增益的前提下降低基区的电阻, 从而改善双极晶体管的高频特性。1988 年, Fuji Ltd. 研制的  $\beta$  - SiC/Si HBT 共射极电流增益达 800, 基极电流的理想因子为 1.1, 表明扩散电流占主导地位。

1996 年, Sherppard 等人<sup>[18]</sup> 报道了用 6H - SiC 材料研制的第一只埋沟 CCD (buried channel charge - coupled device, BCCD) 器件, 时钟频率为 5.5 kHz 时, 电荷转移率大于 99.4%。

用 CVD 同质外延的 6H - SiC 研制 p - i - n 二极管的反向电压达到 4.5 kV, 相应的漏电流小于 1.8 mA, 反向电压为 1.1 kV 时的漏电流仅为  $1 \mu\text{A}$ ; 正向电压为 6 V 时的电流密度为  $100 \text{A}/\text{cm}^2$ 。用同质外延的 4H - SiC 研制肖特基二极管的反向偏压最高为 1.75 kV; 正向偏压为 2 V 时的电流密度为  $732 \text{A}/\text{cm}^2$ 。用 6H - SiC 研制的 npnp 晶闸管在无栅信号时的正向翻转电压为 100 V, 加  $45 \mu\text{A}$  的栅信号, 正向翻转电压下降为 6 V, 开关电流密度达到  $5200 \text{A}/\text{cm}^2$ , 开关频率为 600 kHz, 正向导通电压为 2.9 V 时的电流密度为  $100 \text{A}/\text{cm}^2$ ; 300 °C 时正向翻转

电压下降 4%。而 Si 的晶闸管在 150℃ 失效。用 6H-SiC 研制的 JFET's 在室温至 673 K 具有良好的饱和特性。最近研制的栅长为 0.3 μm 的 6H-SiC 的 JFET's 的最高频率为  $f_{\max} = 9.2 \text{ GHz}$ , 截止频率为  $f_T = 7.3 \text{ GHz}$ , 最大跨导为 24 mS/mm; 漏电压为 40 V,  $f = 850 \text{ MHz}$  时的输出功率为 1.3 W/mm。用 6H-SiC 研制的 MESFET 室温下夹断电压为 1.85 V 时, 最大跨导为 2.1 mS/mm; 623 K 时跨导下降为 1.35 mS/mm, 但仍有良好的饱和特性。用高阻衬底上同质外延的 6H-SiC 研制的 MESFET 的  $f_{\max} = 25 \text{ GHz}$ ,  $f_T = 10 \text{ GHz}$ , 6 GHz 时的输出功率为 3.5 W/mm, 最大跨导为 40 mS/mm。在高阻 4H-SiC 衬底上生长的栅长 0.5 μm 的 MESFET,  $f_{\max} = 42 \text{ GHz}$ ,  $f_T = 13.2 \text{ GHz}$ , 20 GHz 的增益 5.1 dB, 最大跨导为 40 mS/mm。用 3C, 6H-SiC 研制的 MOSFET 器件在室温具有良好的饱和特性, 923 K 仍能正常工作。

Cree 研制的商品化的蓝光 LED's 的发光中心在 470 nm, 发光功率为 18 μW, 3 V 偏压下 (25 mA) 对应的外量子效率为 0.03%。由于 SiC 的 LED's 可以在大输入电流下使用, 可以弥补其量子效率低的缺陷。在 50 mA 和 36 μW 下工作 10<sup>4</sup> 小时, 其外量子效率降低 10%—15%。SiC 探测器可以探测发热物体背景下的紫外信号, 具有暗电流小、探测效率高的特点。用 6H-SiC 研制的探测器的暗电流小于 1 μA·m<sup>-2</sup>, 探测效率达到 0.01—0.1 fW·Hz<sup>1/2</sup>, 入射光功率达到 100 kW/m<sup>2</sup>。SiC 的 Pt 栅氢气传感器可以在 800℃ 下使用, 此外, SiC 在存贮器件等领域的研究也取得了一些进展。

### 3 结束语

从以上介绍的 SiC 材料生长及其器件研制的现

状可以看出, SiC 是非常有潜力的材料。SiC 所具有的卓越性能使其成为高频、大功率、耐高温、抗辐照的半导体器件的优选材料, 可广泛应用于地面核反应堆的监控、石油勘探、环境监测及航空、航天、雷达通信、大功率的电子转换器、多色光信息显示系统及光集成电路等领域中。

### 参 考 文 献

- [ 1 ] Wang Y S, Li J M, Zhang F F *et al.* J. Crystal Growth, 1999, 201/202:564
- [ 2 ] Wang Y S, Li J M, Lin L Y *et al.* Appl Surface Sci., 1999, 148:189
- [ 3 ] 王引书, 李晋闽, 林兰英. 半导体学报, 1999, 20:630 [ WANG Yin-Shu, LI Jin-Min, LIN Lan-Ying. Chinese J. Semiconductors, 1999, 20:630 (in Chinese) ]
- [ 4 ] 张玉明, 罗生阳, 张义门. 半导体学报, 1997, 18:718 [ ZHANG Yu-Ming, LUO Sheng-Yang, ZHANG Yi-Men. Chinese J. Semiconductors, 1997, 18:718 (in Chinese) ]
- [ 5 ] Tairov Y M, Tsvetkov V F. J. Crystal Growth, 1978, 43:43
- [ 6 ] Yamashita A, Yoo W S, Kimoto T. Jpn. J. Appl. Phys., 1992, 30:3655
- [ 7 ] Nishino S, Powell J A, Wil H A. Appl. Phys. Lett., 1983, 42:460
- [ 8 ] Kanade S, Sakamoto Y, Mihara T *et al.* J. Crystal Growth, 1987, 81:536
- [ 9 ] Fissel A, Kaiser U, Pfennighaut K *et al.* Appl. Phys. Lett., 1996, 68:1204
- [ 10 ] Zhou G L, Ma Z, Lin M E. J. Crystal Growth, 1993, 134:167
- [ 11 ] Davis R F, Tanaka S, Kern R S. J. Crystal Growth, 1996, 163:93
- [ 12 ] Ichi S, Morikawa N, Nasu M *et al.* J. Appl. Phys., 1990, 68:101
- [ 13 ] Dmitriev V A *et al.* Appl. Phys. Lett., 1994, 64:318
- [ 14 ] Moki A *et al.* J. Electronic Materials., 1995, 24:315
- [ 15 ] Itoh A *et al.* IEEE, Electron. Device Lett., 1996, 17:139
- [ 16 ] Sriram S *et al.* IEEE, Electron. Device Lett., 1996, 17:369
- [ 17 ] Kordina K *et al.* Appl. Phys. Lett., 1995, 67:1561
- [ 18 ] Sheppard S T. IEEE, Electron. Device Lett., 1996, 17:4