

前沿领域综述

立方氮化硼薄膜的最新研究进展^{*}

杨杭生[†] 聂安民 张健英

(浙江大学材料科学与工程学系 杭州 310027)

(2008 年 4 月 21 日收到 2008 年 6 月 4 日收到修改稿)

立方氮化硼(cBN)作为一种在自然界中并不存在的人造材料具有优异的理化特性,在超硬刀具、高温电子器件和光学保护膜等领域有着广泛的应用前景,已经成为材料科学的研究热点之一。但是气相生长高质量 cBN 薄膜仍然还有许多难点需要攻克。在综述近几年 cBN 薄膜研究所取得的一些突破性进展后,结合研究现状提出今后可能的研究方向。

关键词:立方氮化硼薄膜,压缩应力,异质外延,掺杂

PACC:6855,7280E,6860,8115G

1. 引言

立方氮化硼(cBN)以其特殊的理化性质,在薄膜应用领域有着巨大的应用前景^[1]。cBN 与金刚石的结构相似,分别由一套 B 原子面心立方结构和一套 N 原子面心立方结构沿体对角线错开 1/4 的距离构成。与碳元素单质具有多种同素异形体类似,BN 有 sp^3 杂化的 cBN 和纤锌矿氮化硼(wBN), sp^2 杂化的六方氮化硼(hBN)和菱面体氮化硼(rBN)4 种主要的同分异构体,此外在制备过程中也常发现无定形氮化硼(aBN)和乱层结构氮化硼(tBN)的存在。

其中 cBN 的硬度(5000 kg/mm²)和热导率(13 W·cm⁻¹·K⁻¹)仅次于金刚石,并且 cBN 的稳定性极好,在大气中 1300 °C 以下不发生氧化反应(金刚石 600 °C 开始氧化),在真空中 1550 °C 才开始向 hBN 转变(金刚石 1300—1400 °C 开始向石墨转变),在 1150 °C 以下不和铁系金属反应(金刚石在温度达到 700 °C 时开始溶解于铁而不宜加工钢铁材料),结合 cBN 优良的耐磨性能、极小的摩擦系数,使 cBN 成为加工钢铁材料的理想刀具,特别适用于加工各种淬

硬钢、冷硬钢等难加工材料。更为诱人的是,cBN 的禁带宽度约为 6.4 eV,并能进行简单的 p 型和 n 型掺杂,使它成为大功率高温电子器件的首选材料。另外,cBN 在大范围波长区间的光线有很好的透过性,使它在光学窗口镀膜领域也具有潜在的应用前景^[1]。

cBN 并不存在于自然界中,最初是用高温高压法人工合成的^[2],目前高温高压法合成 cBN 已经实现商业化生产。cBN 薄膜的研究相对落后,从 20 世纪 70 年代末 Sokolowski^[3]和 Weissmantel 等^[4]分别制备了含有 wBN 和 cBN 的薄膜开始,掀起了 cBN 薄膜的研究热潮。等离子增强化学气相沉积(PECVD)^[5-7]、离子束辅助沉积^[8,9]、溅射沉积^[10]、离子镀^[11,12]等都成功用于制备 cBN 薄膜。气相生长 cBN 薄膜的一个共同特点是都需要荷能离子的轰击,在薄膜生长的同时引起了压缩应力的积聚,从而限制了薄膜与衬底的结合。另一个特点是 cBN 薄膜具有典型的层状结构,即首先在衬底上生成一层薄的 aBN 层,接着是一层(002)面近似垂直于衬底表面的 tBN 层,然后 cBN 开始在 tBN 层上成核与生长。cBN 薄膜典型的层状结构如图 1 所示^[13]。

^{*} 国家自然科学基金(批准号 50772096)浙江省自然科学基金(批准号 Y405051)浙江省教育厅(批准号 20061365)和教育部留学回国人员科研启动经费(批准号[2007]24号)资助的课题。

[†] E-mail:hsyang@zju.edu.cn

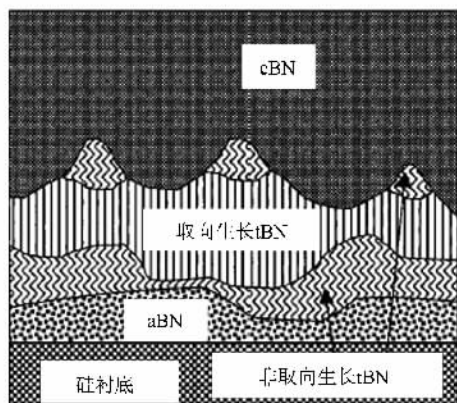


图1 优化后在 Si 衬底上生长的 cBN 薄膜典型的层状结构^[13]

根据薄膜的微结构和成核、生长条件,结合一些模拟计算,已经提出了包括选择性溅射模型^[14]、动量传递^[15]、热峰淬火^[4]、应力诱发相变模型^[16]和亚表面生长模型^[17]在内的一些可能的生长机理。但是由于薄膜生长条件差别很大,基础实验数据不足,提出的模型与机理相对还比较粗糙,还有很多观点与实验结果有较大的偏差,这已经在早期的综述中有了详细的说明^[18—20]。而最近的研究显示,在化学气相沉积(CVD)法制备 cBN 薄膜时, cBN 可能是在最表面成核并生长的^[21—23]。

到 90 年代末期,因为一些关键问题得不到解决, cBN 薄膜研究进展放缓。进入 21 世纪后, cBN 薄膜的研究又取得一系列的突破性进展,再一次引起了人们的关注。因为研究目的的差异, cBN 薄膜的研究重点也各不相同,本文就以下三个研究方向的最近的研究成果进行系统评述:作为超硬材料的 cBN 厚膜制备、高质量 cBN 薄膜的制备和外延生长以及 cBN 薄膜的掺杂。

2. cBN 厚膜的制备

要把 cBN 用于超硬保护涂层和刀具材料,希望 cBN 涂层的厚度达到微米级。但在 cBN 薄膜的各种制备技术中,普遍使用荷能离子(50—1000 eV)轰击,导致薄膜中压缩应力积聚,当 cBN 薄膜的厚度达到 100 nm 左右时,薄膜就容易从衬底上自动脱落。早期主要采取增加过渡层或缓冲层,提高沉积温度或增加后续退火处理,降低轰击离子的能量等方法,降低应力并提高薄膜与衬底的结合力,但是效果有限^[19]。尽管如此, Litvinov 等^[24]利用电子回旋共

振离子辅助溅射的方法,通过降低氮离子轰击能量的方法,制备厚度超过 2 μm 的 cBN 薄膜。随后发现高能离子的轰击有利于薄膜中压缩应力的释放,少数几个小组采用该方法制备了微米级厚度的 cBN 膜,例如, Boyen 等^[25]采用薄膜生长和高能 Ar^+ 离子轰击释放压应力交替重复的方法,制备了膜厚达到 1.3 μm 的高纯度 cBN 薄膜, Fitz 等^[26]也证实了高能粒子轰击有助于应力的释放,而 Yamamoto 等^[27]采用在薄膜中添加碳元素,形成 B-C-N 结构的薄膜,适当减小轰击离子的能量,所合成的 B-C-N 薄膜的厚度可达到 2 μm 。2000 年, Matsumoto 等^[28]发现了制备 cBN 厚膜的最有效方法——F 元素辅助 CVD 生长法,成功地制备了厚度达到 20 μm 的 cBN 厚膜,在他们的实验中,较高的衬底温度、较低的轰击离子能量和 F 元素对 sp^2 杂化 BN 的选择性刻蚀是制备厚膜的关键^[29]。利用类似的原理, Zhang 等^[30]在 CVD 法生长的 7.5 μm 厚的金刚石薄膜衬底上生长了 2 μm 厚的 cBN 薄膜。2006 年, Ulrich 等^[31]发现,在系统中加入适当的氧元素,同时采用富硼层增加薄膜与衬底的结合力,再过渡到 cBN 成核生长,薄膜中含 cBN 层的厚度可以达到 2 μm ,该 cBN 薄膜的组分大约为 B 元素 48.6%, N 元素 46.5%, O 元素 4.9%。

离子轰击被认为是引起压缩应力积聚的主要原因,最近, Zhang 等^[32]的实验估计 cBN 生长所需的离子轰击能的阈值可能只需要 12 eV 左右。而 Teii 等^[33]实验发现 cBN 薄膜沉积所需的离子轰击能量最低可能只需要几个电子伏特,为进一步降低薄膜应力提供了可能。

从所合成的 cBN 膜的力学特性看,所合成的 cBN 膜的硬度都接近理论值,显示了良好的应用前景。例如, Mirkarimi 等^[34]制备的 0.7 μm 厚的 cBN 薄膜的硬度为 68 GPa; Yamamoto 等^[27]制备的 B-C-N 薄膜的硬度达到 57 GPa; Matsumoto 等^[35]制备的 cBN 厚膜的硬度达到 53 GPa; Yang 等^[36]测定的 400 nm 厚的 cBN 薄膜的硬度也达到 50 GPa; Ulrich 等^[31]制备的 2 μm 厚的 cBN 薄膜的硬度达到 60 GPa; Chan 等^[37]测定的 5 μm 厚的 cBN 的硬度达到 70 GPa; Zhang 等^[38]测定的在金刚石衬底上外延生长的 500 nm 厚的 cBN 薄膜的硬度和杨氏模量分别达到 73 GPa 和 825 GPa; Richter 等^[39]用图像负载法测定了在金刚石衬底上外延的 456 nm 后的 cBN 薄膜的杨氏模量达到 900 GPa。

3. 高质量 cBN 膜的制备和外延生长

气相生长 cBN 的方法可以简单地分成 CVD 和物理气相沉积法(PVD)^[18]. 直到 20 世纪末,人们普遍认为 CVD 法制备 cBN 薄膜的生长速率一般快于 PVD,但是薄膜的质量,尤其是立方相纯度偏低,只能达到 75%^[6],而 PVD 法制备的薄膜中立方相的纯度可以达到 90% 以上^[19]. 后来 Yang 等^[40]发现,用 CVD 法同样可以制备高立方相纯度的 cBN 薄膜,图 2 是 CVD 法制备的高纯度 cBN 薄膜的红外吸收,约 460 nm 厚的 cBN 薄膜的立方相纯度超过 98%. 随后 Zhang 等^[23,41]也用 CVD 法制备了高纯度的 cBN 薄膜.

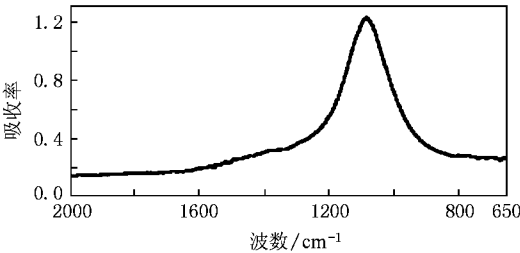


图 2 PECVD 法制备的高纯度 cBN 薄膜的红外吸收曲线^[40]

因为 cBN 薄膜在高温、大功率的电子器件上巨大的应用前景,cBN 薄膜的外延生长一直是研究者的一个梦寐以求的目标. 随着高纯度 cBN 薄膜的制备成功,人们开始关注 cBN 薄膜的外延生长,早期有关 cBN 薄膜外延生长的尝试并没有获得成功^[42],其中,优先于 cBN 生长的 aBN 和 tBN 初期层被认为是阻碍 cBN 薄膜在各种衬底上外延生长的主要因素. 另外,cBN 薄膜生长过程中必不可少的离子轰击诱发共价型衬底(单晶硅和金刚石等)的无定形化,同样阻碍了 cBN 在这些衬底上的外延生长^[43-46]. Feldermann 等^[47]采用在离子轰击下不易发生无定形化的 AlN 材料为衬底,在较高的衬底温度下,用质量选择¹¹B⁺和¹⁴N⁺离子束交替轰击衬底的方法,在 AlN 衬底上局部实现了 cBN 和 wBN 的外延生长,并且没有发现 aBN 层的存在,这是首次在高分辨电子显微镜(HRTEM)下直接显示 cBN 薄膜的异质外延生长.

从晶格匹配的角度分析,金刚石无疑是 cBN 薄膜异质外延的最理想衬底,金刚石和 cBN 的晶格常数分别为 0.3567 和 0.3616 nm,匹配非常好. 用高温

高压法,已经成功地在金刚石单晶上外延生长了 cBN^[48]. 但是,最初在单晶金刚石^[49]和多晶金刚石衬底^[50]上尝试 cBN 薄膜的生长发现,cBN 薄膜仍然显示典型的 aBN/tBN/cBN 层状结构,荷能离子轰击诱发的金刚石表面非晶化是出现 aBN 和 tBN 中间层的可能原因. 2003 年 Zhang 等^[51]在 900 °C 衬底温度下,利用双离子束辅助沉积技术,在金刚石衬底上首次成功地在金刚石衬底上实现 cBN 的异质外延生长. 其中提高衬底温度,从而抑制由离子轰击诱发的金刚石表面无定形化,起到了关键的作用^[46]. 随后 Zhang 和 Lee 等^[41]采用电子回旋共振微波等离子体化学气相沉积(ECR MPCVD)法,控制衬底温度为 950 °C,并用 F 元素辅助刻蚀非立方相 BN,同样在金刚石薄膜上消除了 aBN/tBN 层,实现了 cBN 薄膜的异质外延生长.

通过系统分析在硅衬底上生长的 cBN 薄膜中的 aBN 层的组分,Yang 等发现硅衬底上存在的自然氧化层和离子轰击诱发硅无定形化是形成 aBN 层的主要原因. 采用正偏压氢等离子体处理或者氢气气氛中高温热处理的方法对单晶硅进行预处理,能够有效抑制硅衬底的非晶化和无定形硅氧化物的形成,从而抑制 aBN 层的生成,实现 tBN 在硅衬底上的直接生长^[43,44],图 3 的 HRTEM 照片清晰地显示了没有 aBN 层的 Si/tBN/cBN 薄膜结构,tBN 中间层的厚度可降低到 3 nm^[44]. 该实验结果得到了 Zhang

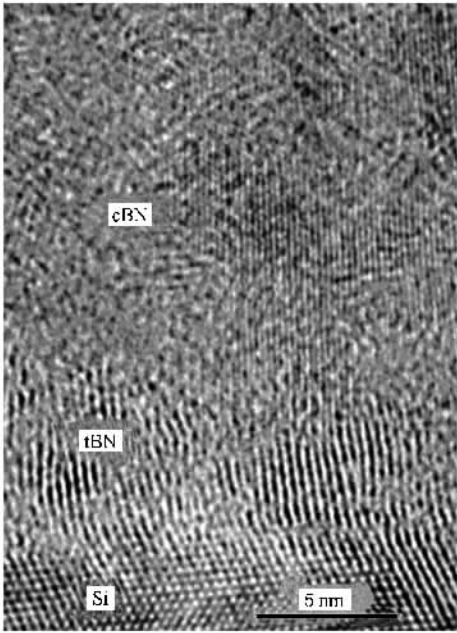


图 3 HRTEM 照片显示的消除 aBN 层后的 Si/tBN/cBN 双层膜结构^[44]

等^[52]的重复。随后, Yang 等^[45, 53]又系统考察离子轰击对 tBN 层生长的影响, 通过在成核和生长阶段对衬底偏压的调控, 控制轰击离子的能量, 进一步抑制了 tBN 层的生长, 发现 cBN 可以直接在 aBN 层上生长, 并结合对 aBN 的抑制, 发现 cBN 在硅衬底上局部的直接生长, 如图 4 所示。显示了在硅衬底上直接异质外延 cBN 薄膜的可能性。

在 AlN 和金刚石衬底上 cBN 薄膜局部或者大面积的异质外延生长, 以及在硅衬底上直接的成核生长, 为 cBN 在高温电子器件方面的应用开启了希望之门。

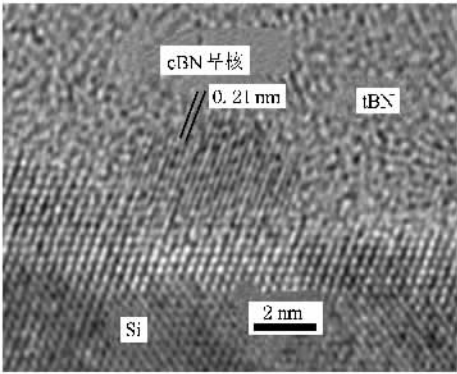


图 4 HRTEM 照片显示的在 Si 衬底上直接成核生长的一个 cBN 晶核^[45, 53]

4. cBN 薄膜的掺杂

使 cBN 应用于制作电子器件, 必须对 cBN 薄膜进行浓度可控的掺杂。在高温高压制备 cBN 领域中, 已经成功地对 cBN 进行了 p 型和 n 型的掺杂, 并制成了紫外发光二极管, 工作温度可以高达 650℃^[54]。可以用于 cBN 的掺杂元素主要有 n 型掺杂的 C^[55], Si^[56], S^[57]等元素和 p 型掺杂的 Be^[58], Mg^[59], Zn^[60], Eu^[61]等元素。

在 cBN 薄膜领域中, 由于高纯度 cBN 薄膜的制备直到最近才成功, 掺杂相关的研究还比较少。研究发现, 由于在 cBN 薄膜制备过程的离子轰击引起了薄膜的非故意掺杂, 未经处理的 cBN 薄膜一般由于 B 元素过剩呈 p 型掺杂^[24, 62-64]。经过适当的热处理后, cBN 薄膜可能因为杂质的被动引入转变为 n 型半导体^[55, 57]。图 5 给出了非故意掺杂的 cBN 薄膜生长在 n 型 Si 衬底上制成的 p-cBN/n-Si 异质结的整流效应, 在室温下整流效应达到 10000 倍, 即使在

300℃ 时还显示明显的整流效应^[63]。最近, Nose 等^[60]更是成功地将 Zn 掺杂到 cBN 中, 具体过程是在沉积台上方固定一根金属 Zn 棒, 采用直流电源轰击棒, 被溅射出的 Zn 原子再和 B 原子、N 原子一起沉积在衬底上。依靠调节 Zn 棒相对于衬底的位置来调节掺杂浓度, 掺杂后的薄膜的电导率增加了六个数量级。尽管没有进行迁移率的测定, 从塞贝克效应推断实现了 p 型掺杂。随后, 他们系统研究了薄膜的导电性能与 Zn 掺杂的关系, 并认为 Zn 原子有可能取代了 cBN 晶格中 N 原子的位置^[65]。何斌等^[66, 67]通过注入 Be⁺ 离子并退火的方法也成功地对 cBN 薄膜进行 Be 掺杂, 掺杂后 cBN 薄膜为 p 型半导体, 电阻率分别下降六和七个数量级, 他们制备的 p-cBN 薄膜的空穴浓度在 10¹⁸ cm⁻³ 数量级^[67]。由于金刚石的 n 型掺杂很困难, n 型掺杂的 cBN 薄膜变得更加重要。Ronning 等^[68]首先成功地制备了含有 Si 元素的 cBN 薄膜, 他们的结果发现 Si 的引入抑制了 cBN 的成核生长, 而且电子特性测试的结果显示并没有发生 n 型掺杂。Oba 等^[69]的实验也证实了 Si 对 cBN 的生长, 尤其是成核的抑制作用。Sugino 等^[70]成功地对 tBN 薄膜进行了 S 掺杂, 但是 S 掺杂的 cBN 薄膜还有待于进一步的研究。

cBN 薄膜与金属电极之间的接触, 尤其是欧姆接触的制备, 一直是个难以解决的问题。有关 cBN 薄膜与金属的欧姆接触的研究工作有少量报道, 例如, Ni/cBN 接触^[64]、n-cBN/Ti/Mo/Pt-Au 型接触^[71]、cBN/Cr/Au 结合一定的离子轰击^[72]等等。而 Ti/cBN 接触可能属于欧姆接触^[65], 也有报道该接触显示典

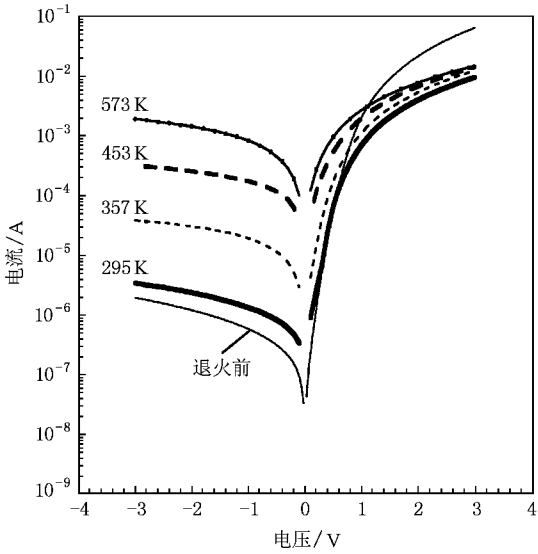


图 5 PECVD 法制备的 p-cBN/n-Si 异质结的 I-V 曲线^[63]

型的肖特基特性^[64],具体还需要进一步的证明. 这些尝试性的研究将有助于将 cBN 薄膜应用于高温电子器件.

5. 结论与展望

进入 21 世纪以来, cBN 薄膜的研究重新焕发了活力,并且在制备 cBN 厚膜、高质量 cBN 薄膜以及异质外延生长、cBN 薄膜掺杂等方面取得了突破性的进展. 但是,为了实现 cBN 薄膜的工业化应用,还

需要在以下几方面开展进一步的研究:①进一步阐明 cBN 薄膜的成核生长机理;②把 cBN 薄膜用于保护涂层和刀具,必须把 cBN 厚膜制备到工业中的硬质合金刀具上或者各种特定的衬底上;③把 cBN 薄膜用于大功率、高温电子器件上,必须保持异质外延的高质量 cBN 薄膜的同时,进行浓度等可控的 p/n 型掺杂;④实现在单晶 Si 衬底上的外延生长;⑤进一步完成欧姆接触、载流子输运等电学特性的表征与研究.

- [1] Vel L, Demazeau G, Etourneau J 1991 *J. Mater. Sci. Eng.* **B 10** 149
- [2] Wentrof R H 1957 *J. Chem. Phys.* **26** 956
- [3] Sokolowski M 1979 *J. Crystal Growth* **46** 136
- [4] Weissmantel C, Bewilogua K, Dietrich D, Erler H J, Hinneberg H J, Klose S, Nowick W, Reisser G 1980 *Thin Solid Films* **72** 19
- [5] Song Z Z, Zhang F Q, Guo Y P, Chen G H 1994 *Appl. Phys. Lett.* **65** 2669
- [6] Ichiki T, Mosose T, Yoshida T 1994 *J. Appl. Phys.* **75** 1330
- [7] Guo Y P, Song Z Z, Li G C, Chen G H 1996 *Acta Phys. Sin.* (Overseas Edition) **5** 143
- [8] Mineta S, Kolrata M, Yasunaga N, Kikuta Y 1990 *Thin Solid Films* **189** 125
- [9] Friedmann T A, Mirkarimi P B, Medlin D L, McCarty F F, Klaus E J, Boehme D R, Johnsen H A, Mills K J, Ottesen D K, Barbour J C 1994 *J. Appl. Phys.* **76** 3088
- [10] Wiggins M D, Aita C R, Hickernell F S 1984 *J. Vac. Sci. Technol.* **A 2** 322
- [11] Ikeda T, Kawate Y, Hirai Y 1990 *J. Vac. Sci. Technol.* **A 8** 3168
- [12] Tian J Z, Lü F X, Xia L F 2001 *Acta Phys. Sin.* **50** 210 (in Chinese)[田晶泽、吕反修、夏立芳 2001 物理学报 **50** 210]
- [13] Yang H S, Iwamoto C, Yoshida T 2002 *J. Appl. Phys.* **91** 6695
- [14] Reinke S, Kuhr M, Kulish W, Kassing R 1995 *Diamond Relat. Mater.* **4** 272
- [15] Kester D J, Messier R 1992 *J. Appl. Phys.* **72** 504
- [16] McKenzie D R, McFall W D, Sainty W F, Davis C A, Collins R E D 1993 *Diamond Relat. Mater.* **2** 970
- [17] Uhlmann S, Frauenheim T, Stephen U 1995 *Phys. Rev.* **B 51** 4541
- [18] Yoshida T 1996 *Diamond Relat. Mater.* **5** 501
- [19] Mirkarimi P B, McCarty K F, Medlin D L 1997 *Mater. Sci. Engin.* **R 21** 47
- [20] Zhang X W, You J B, Chen N F 2007 *J. Inorgan. Mater.* **22** 385
- [21] Yang H S, Iwamoto C, Yoshida T 2004 *J. Appl. Phys.* **95** 2337
- [22] Yang H S 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 4238 (in Chinese)[杨杭生 2006 物理学报 **55** 4238]
- [23] Zhang W J, Chan C Y, Meng X M, Fung M K, Bello I, Lifshitz Y, Lee S T, Jiang X 2005 *Angew. Chem. Int. Ed.* **44** 4749
- [24] Litvinov D, Taylor II C A, Clarke R 1998 *Diamond Relat. Mater.* **7** 360
- [25] Boyen H G, Widmayer P, Schwerberger D, Deyneka N, Ziemann P 2000 *Appl. Phys. Lett.* **76** 709
- [26] Fitz C, Kolitsch A, Moller W, Fukarek W 2001 *Appl. Phys. Lett.* **80** 55
- [27] Yamamoto K, Keuneecke M, Bewilogua K 2000 *Thin Solid Films* **377—378** 331
- [28] Matsumoto S, Zhang W J 2000 *Jpn. J. Appl. Phys.* **39** L442
- [29] Matsumoto S, Zhang W J 2001 *Diamond Relat. Mater.* **10** 1868
- [30] Zhang W J, Bello I, Lifshitz Y, Chan K M, Wu Y, Chan C Y, Meng X M, Lee S T 2004 *Appl. Phys. Lett.* **85** 1344
- [31] Ulrich S, Nold E, Sell K, Stuber M, Ye J, Ziebert C 2006 *Surf. Coat. Technol.* **200** 6465
- [32] Zhang W J, Meng X M, Chan C Y, Chan K M, Wu Y, Bello I, Lee S T 2005 *J. Phys. Chem. B* **109** 16005
- [33] Teii K, Yamao R, Yamamura T, Matsumoto S 2007 *J. Appl. Phys.* **101** 033301
- [34] Mirkarimi P B, Medlin D L, McCarty K F, Dibble D C, Clift W M, Knapp J A, Barbour J C 1997 *J. Appl. Phys.* **82** 1617
- [35] Jiang X, Philip J, Zhang W J, Hess P, Matsumoto S 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 1515
- [36] Yang H S, Yoshida T 2005 *Surf. Coat. Technol.* **200** 984
- [37] Chan C Y, Zhang W J, Matsumoto S, Bello I, Lee S T 2003 *J. Crystal Growth* **247** 438
- [38] Zhang X W, Boyen H, Ziemann P, Banhart F 2005 *Appl. Phys. A* **80** 735
- [39] Richter F, Hermann M, Molnar F, Chudoba T, Schwarzer N, Keuneecke M, Bewilogua K, Zhang X W, Boyen H, Ziemann P 2006 *Surf. Coat. Technol.* **201** 3577
- [40] Yang H S, Iwamoto C, Yoshida T 2002 *Thin Solid Films* **407** 67
- [41] Zhang W J, Bello I, Lifshitz Y, Chan K M, Meng X M, Wu Y, Chan C Y, Lee S T 2004 *Adv. Mater.* **16** 1405
- [42] Doll G L, Sell J A, Taylor II C A, Clarke R 1991 *Phys. Rev. B* **43** 6816

[43] Iwamoto C , Yang H S , Yoshida T 2002 *Diamond Relat . Mater .* **11** 1854

[44] Yang H S , Iwamoto C , Yoshida T 2003 *J . Appl . Phys .* **94** 1248

[45] Yang H S , Xie Y J 2007 *Acta Phys . Sin .* **56** 5400 (in Chinese)
[杨杭生、谢英俊 2007 物理学报 **56** 5400]

[46] Zhang X W , Boyen H G , Ziemann P , Ozawa M , Banhart F , Schreck M 2004 *Diamond Relat . Mater .* **13** 1144

[47] Feldermann H , Ronning C , Hofsäss H , Huang Y L , Seibt M 2001 *J . Appl . Phys .* **90** 3248

[48] Lux B , Kals W , Haubner R , Taniguchi T 1999 *Diamond Relat . Mater .* **8** 415

[49] Kester D J , Ailey K S , Lichtenwalner D J , Davis R F 1994 *J . Vac . Sci . Technol . A* **12** 3074

[50] Pascallon J , Stambouli V , Ilias S , Bouchier D , Nouet G , Silva F , Gicquel A 1999 *Diamond Relat . Mater .* **8** 325

[51] Zhang X W , Boyen H G , Deyneka N , Ziemann P , Banhart F , Scherck M 2003 *Nature Mater .* **2** 312

[52] Zhang X W , Boyen H G , Yin H , Ziemann P , Banhart F 2005 *Diamond Relat . Mater .* **14** 1474

[53] Yang H S , Iwamoto C , Yoshida T 2007 *Diamond Relat . Mater .* **16** 642

[54] Mishima O , Tanaka J , Yamaoka S , Fukunaka O 1987 *Science* **238** 181

[55] Phani A R , Manorama S , Rao V J 1995 *Semicond . Sci . Technol .* **10** 1520

[56] Mishima O , Era K , Tanaka J , Yamaoka S 1988 *Appl . Phys . Lett .* **53** 962

[57] Szmidi J , Werbowy A , Jarzebowski L , Gebicki T , Petrakova I , Sokolowska A , Olszyna A 1996 *J . Mater . Sci .* **31** 2609

[58] Liao K J , Wang W L , Kong C Y 2001 *Surf . Coat . Technol .* **141** 216

[59] Lu M , Bousetta A , Bensaoula A , Waters K , Schultz J A 1996 *Appl . Phys . Lett .* **68** 622

[60] Nose K , Oba H , Yoshida T 2006 *Appl . Phys . Lett .* **89** 112124

[61] Vetter U , Reinke P , Ronning C , Hofsass H , Schaaf P , Bharuth-Ram K , Taniguchi T 2003 *Diamond Relat . Mater .* **12** 1182

[62] Nose K , Tachibana K , Yoshida T 2003 *Appl . Phys . Lett .* **83** 943

[63] Nose K , Yang H S , Yoshida T 2005 *Diamond Relat . Mater .* **14** 1297

[64] Kimura C , Yamamoto T , Sugino T 2001 *Diamond Relat . Mater .* **10** 1404

[65] Nose K , Yoshida T 2007 *J . Appl . Phys .* **102** 063711

[66] He B , Chen G H , Li Z Z , Deng J X , Zhang W J 2008 *Chin . Phys . Lett .* **25** 219

[67] He B , Zhang W J , Zou Y S , Chong Y M , Ye Q , Ji A L , Yang Y , Bello I , Lee S T , Chen G H 2008 *Appl . Phys . Lett .* **92** 102108

[68] Ronning C , Banks A D , McCarsen B L , Schlessner R , Sitar Z , Ward B L , Nemanich R J 1998 *J . Appl . Phys .* **84** 5046

[69] Oba H , Nose K , Yoshida T 2007 *Surf . Coat . Technol .* **201** 5502

[70] Yokota Y , Tagawa S , Sugino T 1999 *J . Vac . Sci . Technol . B* **17** 642

[71] Wang C X , Liu H W , Li X , Zhang T C , Han Y H , Luo J F , Shen C X , Guo C X , Zou G T 2002 *J . Phys . : Condens . Matter* **14** 10937

[72] Yin H , Boyen H , Zhang X W , Ziemann P 2007 *Diamond Relat . Mater .* **16** 46

Comprehensive Survey for the Frontier Disciplines

Recent progress in cubic boron nitride film synthesis^{*}

Yang Hang-Sheng[†] Nie An-Min Zhang Jian-Ying

(*Department of Materials Science and Engineering , Zhejiang University , Hangzhou 310027 , China*)

(Received 21 April 2008 ; revised manuscript received 4 June 2008)

Abstract

Cubic boron nitride (cBN) thin films , as artificially prepared materials , have excellent mechanical , thermal , electronic and optical properties , thus have potentially significant technological applications in cutting tools , high-temperature electronic devices , and protective coatings for optical elements . Cubic BN films have attracted worldwide attention since the early 1980s ; however , a numbers of difficulties hindered their applications . In this paper , recent important achievements in cBN film preparation are reviewed , and perspectives for future study of cubic boron nitride film are presented .

Keywords : cubic boron nitride films , compressive stress , heteroepitaxy , doping

PACC : 6855 , 7280E , 6860 , 8115G

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 50772096) , the Natural Science Foundation of Zhejiang Province , China (Grant No. Y405051) , the Zhejiang Provincial Education Department , China (Grant No. 20061365) , and the Scientific Research Foundation for the Returned Overseas Chinese Scholars , Ministry of Education of China (Grant No. 2007-24) .

[†] E-mail : hsyang@zju.edu.cn