

# 金刚石/碳化硅复合材料的研究进展

朱万利<sup>1,2</sup>, 包建勋<sup>1,2,✉</sup>, 张 炯<sup>1,2</sup>, 崔聪聪<sup>1,2</sup>

1 中国科学院长春光学精密机械与物理研究所, 长春 130033

2 中国科学院光学系统先进制造技术重点实验室, 长春 130033

金刚石/碳化硅复合材料综合了碳化硅与金刚石的优点, 具有高热导率、低热膨胀系数、高比刚度、高硬度以及耐磨损等优异性能, 具有广阔的应用前景, 是陶瓷基复合材料领域研究的重点之一。金刚石/碳化硅复合材料的制备最早采用高温高压法, 该方法可以有效避免金刚石颗粒石墨化带来的有害影响。随着技术的不断发展, 出现了多种制备方法。不同的制备工艺下, 金刚石/碳化硅复合材料内部的主要相含量、界面相结构及微观组织等因素决定了复合材料的整体性能水平。本文综述了国内外金刚石/碳化硅复合材料的研究与发展现状, 从制备方法、性能特点、微观组织及界面反应机制等方面进行了阐述, 分析了当前金刚石/碳化硅复合材料研究存在的问题, 并对该复合材料的未来发展方向进行了展望。

**关键词** 金刚石/碳化硅复合材料 制备方法 性能特点 微观组织 界面反应机制

**中图分类号**: TB332 **文献标识码**: A

## Research Progress of Diamond/SiC Composites

ZHU Wanli<sup>1,2</sup>, BAO Jianxun<sup>1,2,✉</sup>, ZHANG Ge<sup>1,2</sup>, CUI Congcong<sup>1,2</sup>

1 Changchun Institute of Optics, Fine Mechanics and Physics, Chinese Academy of Sciences, Changchun 130033, China

2 Key Laboratory of Optical System Advanced Manufacturing Technology, Chinese Academy of Sciences, Changchun 130033, China

Diamond/SiC composites combine the advantages of SiC and diamond, and have excellent properties such as high thermal conductivity, low thermal expansion coefficient, high specific stiffness, high hardness and wear resistance, which have broad application prospects, and are one of the key research focuses in the field of ceramic matrix composites. Diamond/SiC composites are first prepared by high temperature and high pressure method, which can effectively avoid the harmful effects of graphitization of diamond particles. With the continuous development of technology, a variety of preparation methods have emerged. The properties of diamond/SiC composites are determined by the major phase content, interfacial phase structure and microstructure under different preparation methods. This paper reviews the research and development status of diamond/SiC composites at home and abroad, describes the preparation method, performance characteristics, microstructure and interfacial reaction mechanism, analyzes the current problems of diamond/SiC composites, and gives an outlook on the future development of this composites.

**Key words** diamond/SiC composite, preparation method, performance characteristic, microstructure, interfacial reaction mechanism

## 0 引言

金刚石是人类已知的最坚硬的天然材料, 维氏硬度约为 150 GPa<sup>[1-2]</sup>, 同时金刚石也具有极高的热导率(室温下约为 2 000 W · m<sup>-1</sup> · K<sup>-1</sup><sup>[3]</sup>)、较低的线膨胀系数<sup>[4]</sup>、高强度和高耐磨性<sup>[5-7]</sup>等优异性能。金刚石硬度很高<sup>[8]</sup>, 很难加工制造成型, 因此被用来制备含金刚石掺杂的复合材料, 如金刚石/树脂复合材料、金刚石/金属复合材料和金刚石/陶瓷复合材料等<sup>[9]</sup>。

金刚石/树脂材料主要是把金刚石添加到树脂基体中, 然后采用树脂的聚合和加工方法来成型, 可以提高树脂的热导率。金刚石/铝和金刚石/铜等金刚石增强金属基复合材料之间的润湿性较差, 会严重降低材料整体的热传输性和其他性能<sup>[10]</sup>。例如, 金刚石和铜之间较大的润湿角使得复合材料难以形成强结合界面, 必须引入其他元素(如 Cr、W 和 Ti 等), 通过与金刚石反应形成碳化物来缓解界面间润湿性差的问题<sup>[11]</sup>。然而, 金属材料通常具有较低的熔点和较大的热膨胀系数<sup>[12]</sup>, 这限制了金刚石增强金属基复合材料在高温下的应用<sup>[13]</sup>。相比之下, 碳化硅具有较低的热膨胀系数<sup>[14]</sup>、优良的导热性能<sup>[15]</sup>、较高的弹性模量<sup>[16]</sup>和高度的尺寸稳定性

等一系列优异性质, 被应用于高性能电子设备、热传导元件和先进结构器件等诸多重要领域<sup>[17]</sup>。将金刚石和碳化硅二者结合得到的金刚石/碳化硅复合材料具有超高硬度和比刚度, 同时具有优异的热稳定性、耐磨性能等, 有望在精密仪器领域作为测量量规、精密轴承、机械密封部件材料, 在热管理领域作为电子封装材料, 在光学构件领域作为半导体晶圆卡盘、高稳定性的光学基板和用于高功率激光器的高速激光扫描镜等<sup>[18]</sup>, 被认为是新一代极具发展潜力的高性能特种陶瓷基复合材料之一。国外对金刚石/碳化硅复合材料的研究相对较早且成熟, 2004 年瑞士的 Skeleton Technologies AG 公司使用液相渗硅法制备了金刚石/碳化硅复合材料, 并申请了相关专利<sup>[19]</sup>, 后被 Element Six (E6) 公司收购金刚石/碳化硅复合材料的相关知识产权。E6 公司表示收购的金刚石/碳化硅复合材料将用于网络服务器及其他高功率电子系统的热管理领域。国内对金刚石/碳化硅复合材料的研究相对较晚, 2010 年左右, 国防科技大学<sup>[20]</sup>和四川大学<sup>[21]</sup>分别制备了金刚石/碳化硅复合材料, 并对材料性能进行了表征, 认为其是一种先进的热管理材料。目前, 金刚石/碳化硅复合材料的制备方法趋于多样化, 制备的复合材料具有一系列优异性能, 但对金刚石/碳化硅复合材料内部的界面形成机制和外

基金项目: 长春市重点研发计划项目(21ZY04); 吉林省科技发展计划项目(20210509067RQ)

This work was financially supported by the Key Research and Development Plan Project of Changchun City (21ZY04), and Jilin Province Science and Technology Development Plan Project(20210509067RQ).

形的精密加工以及走向大规模实际应用仍有待深入研究。

本文重点综述了国内外关于金刚石/碳化硅复合材料的制备方法、性能特点和微观结构组织等方面的相关进展,并对该复合材料的未来发展进行了展望。

## 1 金刚石/碳化硅复合材料的制备技术

金刚石在常温常压下属于热力学不稳定相,在一定条件下会自发向稳定的石墨相转变。对金刚石/碳化硅复合材料而言,如果金刚石和碳化硅之间存在一层石墨,会存在较大的晶格失配或晶格不连续性,在金刚石/碳化硅界面区域发生严重的声子边界散射现象,散射会截断声子的平均自由程,从而严重降低复合材料的导热性能<sup>[22]</sup>。为了成功制备金刚石/碳化硅复合材料,就要防止金刚石石墨化,或者说将金刚石已经石墨化的部分和硅通过反应消耗掉。结合元素碳的基本相图可知<sup>[23]</sup>,金刚石在高压下是稳定相,故早期研究人员采用高温高压烧结法制备金刚石/碳化硅复合材料,可以有效防止金刚石石墨化。

随着研究的不断开展,关于金刚石/碳化硅复合材料的制备出现了多种不同的方法,按照复合材料内碳化硅的主要来源,可以大致分为两类。一类是通过复合材料内已有碳源与硅高温下反应生成碳化硅并与金刚石结合形成复合材料,这也是最常见的金刚石/碳化硅复合材料的制备方法,如高温高压烧结法、放电等离子烧结法、热等静压法和熔渗法等;另一类是通过其他方式引入碳化硅并与金刚石结合形成复合材料,如先驱体转化法和化学气相沉积法等。

### 1.1 高温高压烧结法

高温高压烧结法(High temperature and high pressure method, HPHT)是把金刚石微粉和纯硅粉充分混合均匀后在高温和高压下进行原位反应生成碳化硅,最终得到金刚石/碳化硅复合材料。高温高压烧结法制备周期短,制备的复合材料内部成分均匀,但是高压工艺对设备要求很高,成本也较高,而且制备的复合材料形状受到很大限制。Nauyoks等<sup>[24]</sup>在1 600~2 000 °C高温和10 GPa高压的条件下,通过烧结金刚石粉(50~70 μm)和硅粉(30 nm)制备了金刚石/碳化硅复合材料,如图1所示,浅灰色区域为金刚石相,较深的区域为碳化硅相。研究发现,在复合材料中金刚石的应力分布不均,主要集中在金刚石晶体之间的接触点周围。碳化硅的位错和堆垛层错数量远高于金刚石相,故碳化硅相的残余应力也高于金刚石相,复合材料的残余应力随着烧结温度的

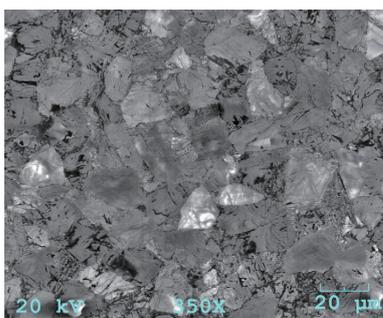


图1 高温高压法制备的金刚石/碳化硅复合材料的典型SEM图<sup>[24]</sup>  
Fig.1 Representative SEM image of diamond/SiC composites prepared by HPHT method<sup>[24]</sup>

升高而增加。

国内对高温高压法制备金刚石/碳化硅复合材料的研究相对较晚,李庆华等<sup>[21]</sup>研究了微米级金刚石(18~23 μm)与硅粉(50 μm)在800~1 200 °C高温和5.1 GPa高压下的反应机理。结果表明,反应分为两个阶段,第一阶段未熔化的硅和金刚石反应,在金刚石表面生成一部分碳化硅;第二阶段熔化的液态硅与低压区金刚石表面缺陷处的石墨发生反应,当金刚石颗粒表面覆盖满碳化硅后,硅原子与碳原子通过碳化硅层的晶界扩散发生反应。武琪等<sup>[25]</sup>用国产六面顶压机在5.1 GPa和1 350~1 650 °C的条件下,通过烧结金刚石粉(70~90 μm)和硅粉(50 μm)制备了金刚石/碳化硅热沉材料,烧结样品的热导率可达650 W·m<sup>-1</sup>·K<sup>-1</sup>。研究表明,当温度超过1 450 °C后,金刚石石墨化情况加剧,石墨相含量随着烧结温度的升高和时间的延长而增加,从而影响复合材料的密度和导热性能。

### 1.2 先驱体转化法

先驱体转化法(Precursor impregnation and pyrolysis, PIP)是近年来发展的制备连续纤维增强陶瓷基复合材料的方法。聚碳硅烷是制备碳化硅基复合材料的主要先驱体,在一定温度下发生裂解生成碳化硅包裹在金刚石表面并填充基体孔隙。该方法较为简单,生产成本较低,但聚碳硅烷的转化率低,先驱体转化往往需要重复“浸渍-裂解”次数,制备周期较长,且难以得到理想的致密化结构。Chen等<sup>[26]</sup>使用PIP制备了金刚石微粉改性的C/SiC复合材料,与C/SiC复合材料相比,加入金刚石微粉可以提高33.7%的热导率和增强复合材料的抗侵蚀性能。杨振亮等<sup>[27]</sup>将金刚石颗粒(120 μm)、碳化硅微粉(α-SiC, 10 μm)和聚碳硅烷湿混后干燥并模压成型,空气下预氧化处理得到金刚石/碳化硅多孔坯,最后以聚碳硅烷为先驱体,通过七个周期的PIP工艺制备了金刚石/碳化硅复合材料。结果表明聚碳硅烷转化而成的β-SiC与α-SiC和金刚石具有良好的润湿性,同时β-SiC作为涂层可以有效抑制金刚石的石墨化,但PIP工艺参数对复合材料致密度和开孔率的影响较大。

### 1.3 放电等离子烧结法

放电等离子烧结(Spark plasma sintering, SPS)利用直流电在短时间内使用较高烧结压力进行粉末的高速固结。在SPS过程中,粉末颗粒间隙被瞬间施加放电等离子体。与传统烧结相比,SPS工艺可以在相对较低的温度下进行烧结,材料几乎可以实现完全致密化<sup>[28]</sup>。

Zhu等<sup>[29]</sup>通过SPS工艺将金刚石和硅粉在1 523~1 643 K下烧结5 min,制备了硅-金刚石-碳化硅复合材料。研究表明,硅、碳反应形成的碳化硅是一种高导热性界面产物,可以将金刚石和硅紧密结合。如图2所示,制备的复合材料中金刚石体积分数为60%,测得其热导率为392 W·m<sup>-1</sup>·K<sup>-1</sup>,说明碳化硅相仅作为界面反应产物而言,在复合材料内部含量较低,并未起到提升性能的作用。周小琳<sup>[30]</sup>通过SPS工艺成功制备了金刚石/硅等复合材料,较低的烧结温度和较短的烧结时间可以在很大程度上阻止金刚石石墨化。研究表明,随着硅含量的增加,复合材料的致密度和抗弯强度均增大,致密度最高为87%。采用SPS工艺,烧结温度可以控制在硅

熔点以下,这使得复合材料的制备更加节能和低成本,但如何有效增加碳化硅相含量和复合材料致密度是提升整体性能水平的关键。

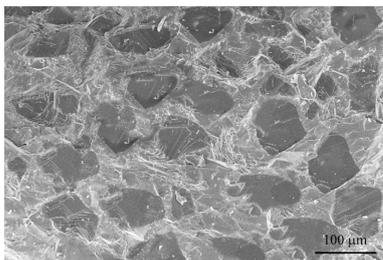


图2 SPS法制备的金刚石/碳化硅复合材料断口表面的显微组织,根据文献[29]重新绘制

Fig. 2 Microstructures of fracture surfaces of diamond/SiC composites prepared by SPS method, reproduced from Ref. [29]

#### 1.4 热等静压法

热等静压(Hot isostatic pressing, HIP)工艺是将金刚石和硅粉放置于密闭容器中,施以各向同等的压力,同时高温作用下完成材料烧结和致密化。Ohtaka等<sup>[31-33]</sup>在1450℃和200 MPa的条件下,使用HIP技术制备了金刚石/碳化硅复合材料,并将复合材料应用于Kawai型多砧高压装置中的第二级砧。研究表明,这些砧板的硬度足以产生高达30 GPa的压力,并且足够透明,可以作为X射线窗口。

Hirota等<sup>[34]</sup>通过HIP法,在温度为1723 K和196 MPa的氩气等静压条件下,制备了金刚石/碳化硅复合材料。在使用HIP工艺烧结之前,他们对金刚石粉和硅粉进行了温度为1223 K的真空预烧结和温度为1623 K、低压50 MPa的脉冲电流烧结处理,最后经过HIP烧结得到金刚石/碳化硅复合材料(如图3所示),测得该复合材料的最高致密度为93%。研究表明,经过一系列的预处理与HIP工艺烧结,在复合材料内部仍检测出石墨相。HIP工艺具有生产周期短、工序少和能耗低等优点,但受限于生产设备的影响,难以制备出复杂形状和大尺寸的金刚石/碳化硅复合材料,且制备压力低于金刚石热稳定区压力,因此无法完全避免金刚石颗粒发生石墨化。

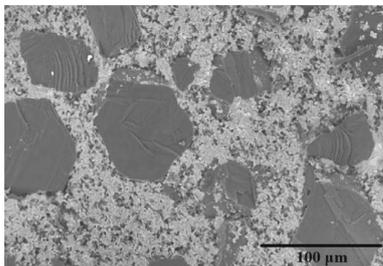


图3 HIP法制备的金刚石/碳化硅复合材料的典型SEM图,根据文献[34]重新绘制

Fig. 3 Representative SEM image of diamond/SiC composites prepared by HIP method, reproduced from Ref. [34]

#### 1.5 化学气相渗透法

化学气相渗透法(Chemical vapor infiltration, CVI)是一种相对温和的工艺,在较低的渗透温度下金刚石颗粒可以保持稳定状态,避免石墨化。与其他技术相比,碳化硅相来源于化学气相沉积在材料表面,因此复合材料中的硅相可以在

CVI过程完全消除。

Liu等<sup>[35]</sup>通过交替流延成型<sup>[36]</sup>和化学气相渗透工艺制备了层状金刚石/碳化硅复合材料。研究表明,在CVI工艺条件下,金刚石颗粒具有热稳定性,复合材料内仅含有金刚石相和CVI-SiC相,同时金刚石相和CVI-SiC基体之间存在强界面结合。Chen等<sup>[37]</sup>采用热成型和化学气相渗透法制备了金刚石/碳化硅复合材料。将不同粒度的金刚石颗粒和聚乙烯醇缩丁醛(PVB,一种粘结剂)混合均匀后,在180℃和30 MPa条件下热压成型,最后通过CVI工艺得到厚度为2 mm的金刚石/碳化硅复合材料。如图4所示,在复合材料断口表面仍存在一部分孔隙,严重影响了复合材料的性能,测得其最大抗弯强度为248.33 MPa。通过CVI工艺可以有效避免金刚石颗粒石墨化和硅相的形成,各物相间界面结合效果较好,但制备的金刚石/碳化硅复合材料厚度有限,且致密度较低。

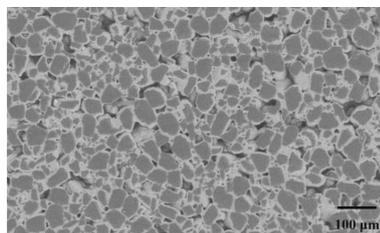


图4 CVI法制备的金刚石/碳化硅复合材料的抛光断口表面,根据文献[37]重新绘制

Fig. 4 Morphology of the polished fracture surface of diamond/SiC composites prepared by CVI method, reproduced from Ref. [37]

#### 1.6 熔渗法

熔渗法是熔体借助浸润导致毛细管力自发渗入多孔预制件的一种工艺。与其他工艺相比,熔渗法不需要复杂的过程和昂贵的设备,制备工艺简单,却可以实现复合材料的近净尺寸成型。

##### (1) 压力熔渗法

在真空或惰性气体条件下,液态渗料在压力的作用下渗入预制件中形成复合材料。压力熔渗法的优点是应用范围广、所制备的材料组织致密、制备周期较短,缺点是制备所需的相关设备成本较高,能源消耗大,不适合大批量生产。Mlungwane等<sup>[38]</sup>在液态硅熔渗金刚石预制件的过程中,通过活塞施加了20 MPa的压力,使得预制件和熔体充分接触,最后制得金刚石/碳化硅复合材料。该研究中使用酚醛树脂作为粘接剂制备了金刚石预制件,浸渗深度最大可达2.5 mm。

##### (2) 无压液相反应熔渗法

无压液相反应熔渗法(Reactive melt infiltration, RMI)的基本原理是将多孔预制件包埋于固态渗料中,渗料在高温下液化并在毛细管力的主要作用下渗入预制件内部孔隙,与之发生化学反应,最终形成致密的复合材料。该方法具有设备要求简单、成本低、生产周期短、产品致密度高、烧结不变形和可实现近净尺寸成型等一系列优点,是一种极具竞争力的生产方法。Matthey等<sup>[39]</sup>使用无压液相渗硅法制备了金刚石/碳化硅复合材料(如图5所示),测得其中金刚石体积分数为45%~60%,残硅量低于5%。通过该方法制备的金刚石/碳化硅复合材料具有500 MPa的抗弯强度、48 GPa的硬

度和  $4.5 \sim 5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  的断裂韧性,是一种可以用于极端磨损条件下的耐磨损材料。王旭磊<sup>[40]</sup>采用无压液相硅熔渗法制备了金刚石/碳化硅复合材料。结果表明,当金刚石体积分数为 60% 时,该复合材料热导率最大为  $600.4 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ ,热膨胀系数为  $3.28 \times 10^{-6}/\text{K}$ ,密度为  $3.23 \text{ g}/\text{cm}^3$ ,相对密度达 99% 以上,这些优异的性能使得金刚石/碳化硅复合材料可以应用于电子封装领域。

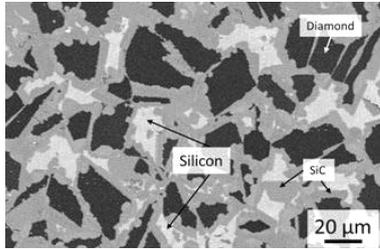


图 5 无压液相反应熔渗法制备的金刚石/碳化硅复合材料的典型 SEM 图<sup>[39]</sup>

Fig. 5 Representative SEM image of diamond/SiC composites prepared by RMI method<sup>[39]</sup>

### (3) 无压气相反应渗透法

无压气相反应渗透 (Reactive vapor infiltration, RVI) 法是将多孔预制件置于密闭反应室内,通入反应所需的硅蒸汽,硅蒸汽通过扩散、对流等方式进入多孔预制体内部并发生反应,生成固态陶瓷类物质沉积在预制体内部,最后得到致密的复合材料。

Yang 等<sup>[41]</sup>通过在真空  $1600 \text{ }^\circ\text{C}$  下对多孔含碳的金刚石预制件进行气态硅反应渗透,制备了金刚石/碳化硅复合材料(如图 6 所示),金刚石和碳化硅之间的界面结合牢固。结果表明,金刚石体积分数为 46% 时,复合材料的热导率高达  $562 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ,密度为  $3.32 \text{ g}/\text{cm}^3$ ,热膨胀系数为  $3.6 \times 10^{-6}/\text{K}$ ,显示出在热管理应用方面的巨大潜力。郑伟<sup>[42]</sup>采用无压气相渗硅工艺,制备出致密度在 97% 以上的金刚石/碳化硅复合材料。研究表明,该工艺制备金刚石/碳化硅复合材料的致密化过程包括碳化硅反应烧结和硅蒸汽渗透沉积两个同时进行的过程。该方法具有工艺简单、成本低和预制件形状不受限制等优点,但受限于硅蒸汽的扩散深度,难以制备出较厚的复合材料,且薄壁类制件容易发生变形和开裂等问题。

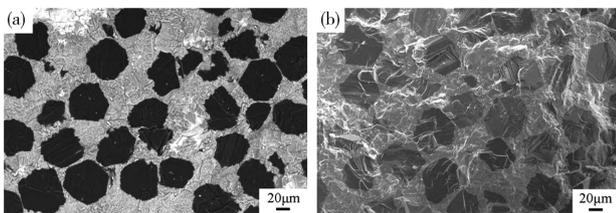


图 6 无压气相渗硅法制备的金刚石/碳化硅复合材料的典型 SEM 图:(a) 背散射图像;(b) 断口表面形貌<sup>[41]</sup>

Fig. 6 Representative SEM images of diamond/SiC composites prepared by RVI method:(a) backscattering image;(b) fracture surface<sup>[41]</sup>

## 1.7 增材制造法

增材制造 (Additive manufacturing, AM) 技术可以根据计算机辅助设计模型,通过打印堆叠层来轻松实现复杂结构材料

的制备,具有快速制造和自由结构设计的优势,是突破传统制造工艺困境的新方法。目前,可用于制备陶瓷材料的增材制造技术主要包括三维打印 (3D printing, 3DP)、熔融沉积成型 (Fused deposition modeling, FDM)、立体光刻 (Stereolithographic, SL) 和激光选区烧结 (Selective laser sintering, SLS) 技术等<sup>[43]</sup>。

Chen 等<sup>[44]</sup>采用立体光刻结合液相反应熔渗制备了具有高精度、复杂结构的金刚石/碳化硅复合材料。原材料由一系列金刚石颗粒和光固化树脂等制备的浆料组成,具体实验流程如图 7 所示,工艺主要包括光固化成型和液相反应浸渗。研究表明,金刚石/碳化硅复合材料的金刚石体积分数最大可达 40.5%,其热导率为  $245.68 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ,说明复合材料的导热性能主要受金刚石和碳化硅含量的影响,如何提高浆料中金刚石含量和复合材料中碳化硅含量仍是主要问题。制备的金刚石/碳化硅复合材料精度主要受光散射和弯曲影响,沿打印平面和垂直面的尺寸误差分别为  $0.25 \text{ mm}$ 、 $0.12 \text{ mm}$ 。唐戈昊等<sup>[45]</sup>采用激光选区烧结技术结合液相反应熔渗制备了金刚石/碳化硅复合材料。制备的金刚石/碳化硅素坯在长度方向上的尺寸偏差在 0.5% 以内,在宽度方向上的偏差在 5% 以内,成型精度较高。在未来的发展中,通过增材制造法制备的金刚石/碳化硅复合材料面临大型化、精细化的挑战,这需要在现有的技术上不断的改进,优化浆料配方,降低近净成型材料成本和时间成本<sup>[46]</sup>。

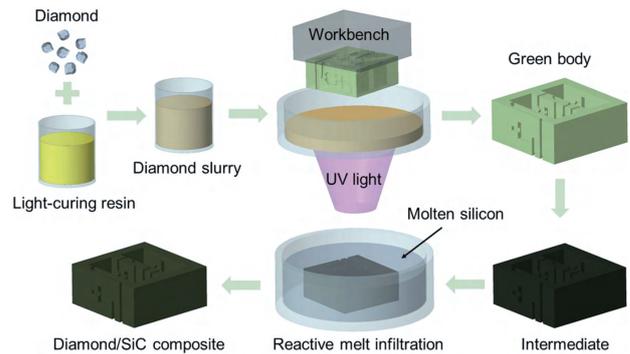


图 7 立体光刻和液相反应熔渗法制备金刚石/碳化硅复合材料工艺流程<sup>[44]</sup>

Fig. 7 Manufacturing process of diamond/SiC composite by SL and RMI<sup>[44]</sup>

几种金刚石/碳化硅复合材料制备技术的优缺点及应用领域如表 1 所示。随着对金刚石/碳化硅复合材料的深入研究,其制备条件从高压到低压和无压,制造设备从低成本到低成本,复合材料的成型从固定尺寸到复杂结构,可见对金刚石/碳化硅复合材料的制备工艺一直在完善、改进和创新,不断寻求以经济的手段制备具有优异性能的金金刚石/碳化硅复合材料。

## 2 金刚石/碳化硅复合材料的性能特点

众所周知,金刚石具有较高的硬度、强度及耐磨性,早期制备的金刚石/碳化硅复合材料多用于高压铁砧材料<sup>[31]</sup>和耐磨损部件等<sup>[47]</sup>。随着研究的不断深入,人们发现金刚石/碳化硅复合材料除了具有优异的力学性能外,还具有优异的热稳定性,因此金刚石/碳化硅复合材料成为热管理领域的重点研究对象。

表1 金刚石/碳化硅复合材料制备技术特点及应用领域

Table 1 Preparation characteristics and application of diamond/SiC composites

制备技术	优点	缺点	应用领域	文献
HPHT	周期短,材料均匀性好,有效避免金刚石石墨化	设备成本高,制备的材料形状受限	超高精度加工、电子封装	[21]
PIP	方法简单,成本低,可有效避免金刚石石墨化	制备周期长,材料致密度较低,孔隙率较大	电子封装	[27]
SPS	周期短,节能,材料致密度高	碳化硅含量低,整体性能一般	热管理	[29]
HIP	周期短,材料致密度高,均匀性好	制备的材料形状受限,难以避免金刚石石墨化	高压装置	[31]
CVI	材料内无残硅,有效避免金刚石石墨化	材料致密度低,均匀性较差,整体性能一般	电子封装、超硬刀具、热管理	[35]
RMI	材料致密度高,性能好,可实现近净尺寸成型	无法有效避免金刚石石墨化	耐磨损材料,电子封装	[39-40]
RVI	成本低,材料性能好,形状不受限制	难以制备较厚的材料,且薄壁类材料易开裂	电子封装	[41]
AM	可制备高精度复杂形状材料	金刚石和碳化硅含量较低,整体性能一般	电子封装	[44]

## 2.1 高导热性

在工程应用中,复合材料的导热性能是一项重要的热物性参数,尤其在电子封装领域,随着电子元件集成度越来越高,器件的发热量迅速增加,电子器件的散热问题是电子信息产业发展面临的技术瓶颈之一。金刚石的热导率是目前发现的物质中最高的,且其封装材料不存在各向异性。Zheng等<sup>[48]</sup>采用酚醛树脂、石墨和金刚石在真空1650℃的条件下,通过无压气相反应渗透法制备了金刚石/碳化硅复合材料,测得其最高热导率为 $518 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ 。他们认为金刚石颗粒的表面粗糙度、金刚石颗粒大小、碳化硅含量和渗透温度是影响复合材料热导率的主要因素。Zhang等<sup>[22]</sup>使用无压液相硅浸渗法制备了金刚石/碳化硅复合材料,发现金刚石/碳化硅复合材料的热导率与金刚石的含量存在很强的正相关性,当金刚石体积分数超过27%时,复合材料的热导率不再大幅增加。结果表明,金刚石、碳化硅之间的石墨层和反应生成的纳米碳化硅相是影响复合材料热导率进一步提高的主要原因。研究通过 $\text{almaBTE}^{[49]}$ 求解声子的玻尔兹曼运输方程来计算金刚石/碳化硅复合材料的热导率,预测了25~1000℃的金刚石/碳化硅复合材料的热导率值,并与实验测量值进行比较,发现在低温范围内( $T < 400 \text{ } ^\circ\text{C}$ ),预测值略大于实验测量值。这种差异可能是由于模拟计算过程没有考虑由晶体缺陷引入的热阻,如位错、堆垛层错、纳米晶结构缺陷及其夹层,声子散射和晶体缺陷间的相互作用共同限制了复合材料的热传输性能。在更高的温度下,由结构缺陷引起的热阻影响程度降低,因此在高温下实验测量值与预测值更加具有一致性。

随着对金刚石/碳化硅复合材料导热性能的深入了解,可以发现其导热性能与烧结温度、晶粒尺寸、金刚石品质和含量及复合材料界面结构等因素有关。在现有研究基础上,通过使用和优化各种导热模型,可以对金刚石/碳化硅复合材料的相组成进行设计和对复合材料热导率值进行合理预测。

## 2.2 低热膨胀系数

热膨胀系数是另一个表征金刚石/碳化硅复合材料热稳定性的重要参数。在电子封装领域中,复合材料的热膨胀性直接关系到器件的使用极限、寿命和使用范围。对金刚石/碳化硅复合材料而言,热膨胀系数主要由材料内金刚石、碳化硅和硅的含量所影响,除此之外,复合材料的热膨胀系数还与各物相之间的应力有关。在制备过程中,各物相间热膨胀系数不同,导致在材料内部必然存在残余热应力,从而对

复合材料的热膨胀起到抑制或促进的作用。

Zheng等<sup>[50]</sup>认为大粒径破碎金刚石、高体积分数的碳化硅以及高的浸渗温度会导致金刚石/碳化硅复合材料的热膨胀系数增大。研究测试了复合材料中金刚石的拉曼光谱,基于金刚石的峰偏移量,计算了1550℃、1600℃、1650℃和1700℃渗透温度下金刚石与碳化硅基体界面间的应力,分别为0.85 GPa、1.76 GPa、2.15 GPa和2.67 GPa。随着浸渗温度的升高,界面残余应力增加,复合材料的热膨胀系数也增大。

王旭磊<sup>[40]</sup>对金刚石颗粒表面镀覆碳化硅层,研究了未镀覆和镀覆金刚石增强碳化硅复合材料的热膨胀性能变化趋势和影响因素。在较低温度(200℃)下,镀覆碳化硅的金刚石复合材料具有较低的热膨胀系数。这是由于未镀覆碳化硅的金刚石复合材料中碳化硅的结构呈现网状分布,很好地使金刚石和硅相割裂,而镀覆碳化硅的金刚石复合材料中碳化硅相优先聚集在金刚石的表面,对金刚石和硅相的割裂效果较弱,因此呈现出较低的热膨胀系数。实验测得金刚石/碳化硅复合材料在50~400℃下的热膨胀系数为 $1.24 \times 10^{-6} \sim 2.82 \times 10^{-6} / \text{K}$ ,低于金刚石/铜基复合材料和石墨/铜基复合材料。较低的热膨胀系数表明,金刚石/碳化硅复合材料更适用于电子封装领域且应用范围较广。

## 2.3 优异的力学性能

金刚石和碳化硅是典型的硬质脆性材料,因此金刚石/碳化硅复合材料是一种优异的超硬复合材料。Voronin等<sup>[51]</sup>使用高温高压法首次制备了尺寸超过7mm的金刚石/碳化硅纳米复合材料。测得制备的金刚石/碳化硅纳米复合材料具有 $10.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的断裂韧性和35.7 GPa的维氏硬度,可应用于对高断裂韧性、高硬度和细粒度有需求的领域,如超高精度加工、拉丝等。Ko等<sup>[52]</sup>通过高温高压法制备金刚石/碳化硅复合材料,测得其努氏硬度为24~36 GPa。研究表明,金刚石/碳化硅复合材料的努氏硬度随金刚石含量的增加和烧结温度的升高而增加,当烧结温度为1600℃时,复合材料的硬度增量有所下降,推测是受到金刚石石墨化所带来的有害影响。Li等<sup>[53]</sup>通过冲击波实验发现,金刚石/碳化硅复合材料中,金刚石颗粒的冲击压缩强度远高于金刚石单晶。金刚石单晶通常在60~90万大气压的冲击高压下发生屈服,而金刚石/碳化硅复合材料中的金刚石颗粒在110万大气压的冲击高压下依然未发生屈服。二级轻气炮实验及计算模拟表明:在冲击压缩下,复合材料中包裹金刚石颗粒

的碳化硅层首先发生屈服/损伤,这种损伤可以强烈吸收复合材料中的冲击能量,释放局部剪切应力,从而避免金刚石颗粒的直接相互挤压和进一步损伤。He 等<sup>[54]</sup>研究发现,随着金刚石粒径(50~400 μm)的增加,金刚石/碳化硅复合材料的抗弯强度不断下降,主要原因是碳化硅含量降低、残留硅含量增加和总界面减少。当金刚石粒径为 50 μm 时,金刚石/碳化硅复合材料的抗弯强度最大可达 389.67 MPa。研究认为,金刚

石/碳化硅复合材料具有较高抗弯强度主要是金刚石含量高、显微组织致密和界面结合良好等因素共同作用所致。

如表 2 所示,对不同方法制备的金刚石/碳化硅复合材料的主要性能进行了统计,可以发现整体性能水平与复合材料中金刚石粒度、含量及复合材料的致密程度等因素有主要关系,表中并未统计的碳化硅相和硅相含量也是影响复合材料性能的主要因素。

表 2 金刚石/碳化硅复合材料的主要性能

Table 2 Major properties of diamond/SiC composites

制备方法	金刚石粒度 μm	金刚石含量	硬度/GPa	热导率 W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup>	热膨胀系数 10 <sup>-6</sup> /K	抗弯强度 MPa	文献
HPHT	0.1~1	50%~90%(质量分数)	24~36(HK)	—	—	—	[52]
HPHT	75~90	—	—	650	—	—	[25]
SPS	100	20%~60%(体积分数)	—	185~392	1.437~2.58	—	[29]
HIP	3.5~69	55%(体积分数)	38.7(HV)	—	—	—	[34]
CVI	50~500	55%~60%(体积分数)	—	170~257	3.99~4.00(25~1 000 °C)	63~248.33	[37]
RMI	5~100	45%~60%(体积分数)	48.6(HK)	260~500	—	400~500	[39]
RVI	50~110	10%~50%(体积分数)	84~92.8(HRA)	142~518	1.5~4(50~400 °C)	241~341	[42]
SL	5~40	18%~40%(体积分数)	—	245.68	3.36(100~600 °C)	—	[44]
SLS	41.85	20%~50%(体积分数)	73.13~78.06(HRA)	207.21	2.06~5.81(100~900 °C)	231.15	[45]

### 3 金刚石/碳化硅复合材料的微观界面结构及反应机制

金刚石/碳化硅复合材料期望获得的理想成分是只含有金刚石和碳化硅。然而,实际制备过程中往往可能引入硅相、有机粘接剂残留的热解碳、金刚石发生石墨化产生的石墨相以及硅碳间相互反应生成的碳化硅相等。不同相之间的界面对复合材料的结构完整性、载荷传递、热传输、力学性能和其他功能特性的研究至关重要。包括界面相在内的界面结构、缺陷特征和分布会对最终的复合材料性能产生重大影响。因此,研究金刚石/碳化硅复合材料的微观界面结构及硅碳反应机制等是非常有必要的。

#### 3.1 金刚石/碳化硅复合材料微观界面结构

Matthey 等<sup>[55]</sup>通过无压液相硅渗透法制备金刚石/碳化硅复合材料,并对其微观结构进行了研究。观察结果显示,金刚石和碳化硅组成互相包裹的三维网状结构。由硅碳反应得到的 β-SiC 在金刚石的 {111} 晶面上异质外延生长,为了减小应力,它与金刚石晶面成 30° 旋转。如图 8 所示,通过高分辨率透射电镜(HRTEM)发现,当浸渗温度升至 1 600 °C 时,金刚石和碳化硅之间存在石墨夹层,且石墨相的(002)晶面平行于金刚石的(111)晶面。

Zhang 等<sup>[56]</sup>为了制备近净成型的预制坯和防止金刚石与熔融硅反应,在金刚石表面涂有一层无定形碳,通过 TEM 观察到在金刚石和碳化硅之间存在石墨层,石墨层的厚度在 10~50 nm 之间,如图 9a 所示。因此,金刚石表面的石墨来源可能是无定形碳的石墨化或金刚石自身的石墨化。同时观察到硅、碳反应生成纳米尺寸的碳化硅晶粒,碳化硅晶粒尺寸从靠近金刚石/石墨/碳化硅界面的小于 100 nm 增加到远离界面的 200 nm 以上,如图 9b 所示,且在 SiC 晶粒内观察到大量缺陷,如孪晶、堆垛层错和位错等。

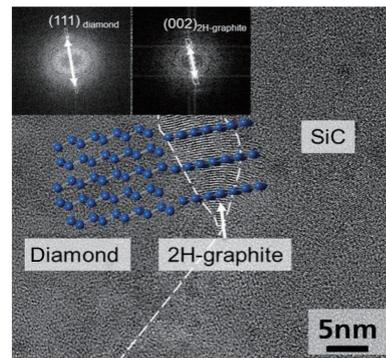


图 8 金刚石/碳化硅样品中金刚石-碳化硅界面之间石墨层的高分辨率透射电镜照片<sup>[55]</sup>

Fig. 8 HRTEM image of the diamond-SiC interface with an interlayer of graphite in diamond/SiC composite sample<sup>[55]</sup>

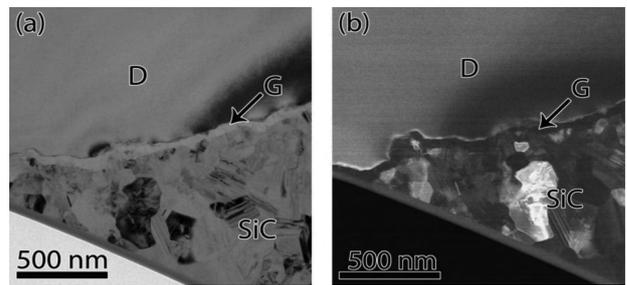


图 9 金刚石/碳化硅界面区域的透射电镜照片:(a)明场相图片显示石墨层和反应形成的纳米碳化硅晶粒具有堆垛层错;(b)环形暗场图片揭示了碳化硅晶粒的尺寸分布<sup>[56]</sup>

Fig. 9 TEM images of diamond/SiC interfacial zone;(a) BF image showing graphite layer and reaction formed nano-crystalline SiC with stacking faults;(b) ADF STEM image revealing the size distribution of SiC grits<sup>[56]</sup>

#### 3.2 金刚石/碳化硅复合材料的硅碳反应机制

在金刚石/碳化硅复合材料中,碳化硅相往往是在高温下硅与碳(金刚石、石墨或有机热解碳等)反应形成得到的,是复合材料内部组成的重要成分。国内外学者对复合材料

体系中不同碳源和硅反应生成碳化硅的机理尚未得到明确的定论。

### (1) 扩散反应机理

关于碳化硅的形成,公认的观点是,碳硅反应是一个由 Fitzer 等<sup>[57]</sup>提出的扩散机制决定的过程。同时,提出了描述碳化硅生长速率的数学模型,该模型基于各种传质过程之间的质量平衡,诸如在熔融硅中通过边界层的传质、跨越碳化硅层的质量扩散以及碳化硅/碳界面上的反应。Mlungwane 等<sup>[58]</sup>假设初始阶段的碳化硅形成速率很高,当碳化硅层厚度达到 4~6  $\mu\text{m}$  后,碳化硅形成速率显著降低。在该阶段,进一步的反应受 Si 和 C 通过 SiC 层晶界的扩散控制。Matthey 等<sup>[59]</sup>利用 Fick 定律来计算 SiC 层厚度,认为 C 在 SiC 中的扩散速率比 Si 快。通过计算发现,对 2  $\mu\text{m}$  厚的 SiC 层,在 1 h 内厚度仅增加 3 nm,说明通过 SiC 晶粒内扩散机制生长的 SiC 层非常缓慢。对于通过无压气相反应渗透法制备金刚石/碳化硅复合材料, Yang 等<sup>[58]</sup>观察到,在渗透初期有 100~200 nm 的 SiC 层非均匀地生长在金刚石和石墨表面上,可以用扩散反应机理解释。Si 和 C 在初始接触时形成一层薄的 SiC 层, Si 和 C 被 SiC 层隔开,认为进一步反应主要是通过 Si 扩散 SiC 层进行的,因此 Si 扩散的快慢是影响反应进行的重要因素。王旭磊<sup>[40]</sup>认为在气相硅渗透的过程中,在金刚石与碳化硅层之间大概率会出现近似平行的石墨层。金刚石石墨化的速度大于硅碳反应速度就会造成金刚石与碳化硅之间石墨层的存在。相反金刚石石墨化速度小于硅碳反应,金刚石就会作为碳源发生硅碳反应,生成碳化硅,有利于提高复合材料综合性能。

### (2) 溶解沉淀机理

碳化硅生长的另一个著名机制是溶解沉淀机理,由 Pam-puch 等<sup>[59]</sup>提出。他们认为碳、硅反应生成的  $\beta\text{-SiC}$  不是由新晶产生的,而是高温条件下碳在硅溶液中溶解析出的,析出过程由碳在熔融硅的浓度和溶液的温度所决定。溶液中碳的溶解是一个吸热过程,而碳化硅结晶形成碳化硅是一个放热过程,因此溶液中的温度变化是个波动过程。Matthey 等<sup>[55]</sup>研究认为,有 10% 裂解碳在金刚石表面上,最有可能是这种碳溶解在液态 Si 中,然后在金刚石的粗糙表面上成核(优于在 Si 熔体内均匀成核),形成外延 SiC。Zhang 等<sup>[56]</sup>对纳米碳化硅的形成进行研究,认为碳溶解饱和和析出机制占主导地位。碳化硅是在石墨上不均匀成核的,因为预制件中的无定形碳溶解在液态 Si 中是放热的,温度升高后,更多的碳溶解在液态 Si 中,存在碳浓度和温度梯度,这种梯度驱使碳随着 Si(C) 液体向石墨扩散,发生饱和后,析出等轴 SiC 并沉淀在金刚石颗粒周围。同时他们还观察到 SiC 晶粒尺寸从靠近金刚石/石墨/碳化硅界面的小于 100 nm 增加到远离界面的 200 nm 以上,说明碳溶解饱和和沉淀析出是主要反应机制,也是导致 SiC 快速形成、晶粒高速增长和晶体内缺陷密度很高的主要原因。Shevchenko 等<sup>[60]</sup>结合图灵反应机制认为,当熔融 Si 润湿和浸渗多孔预制体时,金刚石颗粒上的石墨和热解碳溶解在 Si 中, C 与 Si 相互反应生成 SiC 并在金刚石表面结晶。C 溶解在液态 Si 中,达到饱和后,碳化硅结晶在热力学最有利的地方,即金刚石表面上。他们还认为溶解的 C 原子

在熔体-碳和熔体-金刚石界面处扩散,以 SiC 颗粒的形式直接从熔体中结晶,因此只要固体 C 与液态 Si 接触, C 就会通过 Si 熔体进行强烈转移,以 SiC 晶粒的形式沉积在金刚石颗粒表面。

## 4 展望

金刚石/碳化硅复合材料具有优异的热稳定性、耐磨损性和高比刚度等多种优异性能,在电子封装、耐磨损器件、超硬材料和光学构件等领域具有广阔的发展前景,相关研究也取得了阶段性的成果。面向未来,金刚石/碳化硅复合材料如何实现大规模产业化应用,仍有很长的路要走。根据金刚石/碳化硅复合材料的制备及研究现状提出以下展望。

(1) 理论方面,界面处不同碳源(金刚石、石墨及热解碳等)与硅(液相硅、气相硅)的反应机制及金刚石/碳化硅界面的微观组织仍需开展深入研究,这对优化制备工艺、掌握各种性能理论模型预测以及精准调控金刚石/碳化硅复合材料的各项性能均有重要意义。

(2) 实际应用方面,我国对金刚石/碳化硅复合材料的制备及应用研究起步较晚,大规模应用不足,还需加大研究力度。金刚石/碳化硅复合材料由于具有较高的强度、硬度和弱导电性,给复合材料的可加工性带来不小的阻碍。在保证成本得到控制的前提下,实现金刚石/碳化硅复合材料在实际应用中的精密加工,是其能否大规模产业化生产和应用的关键所在。

## 参考文献

- Sumiya H, Toda N, Satoh S. *Diamond and Related Materials*, 1997, 6(12), 1841.
- Blank V, Popov M, Pivovarov G, et al. *Diamond and Related Materials*, 1999, 8(8-9), 1531.
- Slack G A. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 1973, 34(2), 321.
- Moelle C, Klose S, Szücs F, et al. *Diamond and Related Materials*, 1997, 6(5-7), 839.
- Brazhkin V V, Lyapin A G, Popova S V, et al. *Physical Review B*, 1997, 56(18), 11465.
- Richard B K, John J G, Sarah H T. *Science*, 2005, 308(5726), 1268.
- Li Q, Zhan G D, Li D, et al. *Scientific Reports*, 2020, 10(1), 1.
- Field J E. *Reports on Progress in Physics*, 2012, 75(12), 1.
- Zhang W X, Mu Y C, Liang B Y, et al. *Superhard Material Engineering*, 2014, 26(3), 10 (in Chinese).  
张旺玺, 穆云超, 梁宝岩, 等. *超硬材料工程*, 2014, 26(3), 10.
- Zhang C, Wang R C, Cai Z Y, et al. *Surface and Coatings Technology*, 2015, 277, 299.
- Muhammad Z, Kabeer R, Fazal A K, et al. *Materials & Design*, 2015, 86, 248.
- Yue X B, Wu R J, Zhang G D. *Materials Reports*, 1994, 8(3), 64 (in Chinese).  
喻学斌, 吴人洁, 张国定. *材料导报*, 1994, 8(3), 64.
- Fahrenholtz W G, Hilmis G E. *Scripta Materialia*, 2017, 129, 94.
- Talwar D N, Sherbondy J C. *Applied Physics Letters*, 1995, 67(22), 3301.
- Slack G A. *Journal of Applied Physics*, 1964, 35(12), 3460.
- Mitchell J S, Zorman C A, Kicher T, et al. *Journal of Aerospace Engineering*, 2003, 16(2), 46.
- Chai W, Deng Q F, Wang Y Y, et al. *Light Industry Machinery*, 2012, 30(4), 117 (in Chinese).  
柴威, 邓乾发, 王羽寅, 等. *轻工机械*, 2012, 30(4), 117.
- Akbas M A, Mastrobattisto D, Vance B, et al. *Ceramic Engineering &*

- Science Proceedings*, 2013, 33(2), 135.
- 19 Svendsen L, Zheng J, Meurling F, et al. U. S. patent application, US20080199388, 2008.
  - 20 He P B. Preparation and characterization of diamond/SiC composites. Master's Thesis, National University of Defense Technology, China, 2008 (in Chinese).  
贺鹏博. Diamond/SiC 陶瓷基复合材料的制备及性能研究. 硕士学位论文, 国防科学技术大学, 2008.
  - 21 Li Q H, Peng F, Wu Q, et al. *Diamond and Abrasives Engineering*, 2010, 30(2), 54 (in Chinese).  
李庆华, 彭放, 武琪, 等. 金刚石与磨料磨具工程, 2010, 30(2), 54.
  - 22 Zhang Y Y, Wang T S, Hsu C Y, et al. *Ceramics International*, 2021, 47(12), 17084.
  - 23 Bundy F P. *Physica A: Statistical Mechanics and Its Applications*, 1989, 156(1), 169.
  - 24 Nauyoks S, Wieligor M, Zerda T W, et al. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2009, 40(5), 566.
  - 25 Wu Q, Peng F, Li Q H, et al. *Diamond and Abrasives Engineering*, 2011, 31(2), 40 (in Chinese).  
武琪, 彭放, 李庆华, 等. 金刚石与磨料磨具工程, 2011, 31(2), 40.
  - 26 Chen L, Yang X, Su Z A, et al. *Ceramics International*, 2018, 44(8), 9601.
  - 27 Yang Z L, He X B, Zhang H M, et al. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2011, 40(S1), 383 (in Chinese).  
杨振亮, 何新波, 张昊明, 等. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(S1), 383.
  - 28 Cavaliere P. In: *Spark Plasma Sintering of Materials*, Cavaliere P, ed., Springer, Switzerland, 2019, pp. 3.
  - 29 Zhu C X, Lang J, Ma N G. *Ceramics International*, 2012, 38(8), 6131.
  - 30 Zhou X L. Fabrication of diamond composites by spark plasma sintering. Master's Thesis, Yanshan University, China, 2013 (in Chinese).  
周小琳. 放电等离子体烧结制备金刚石复合材料. 硕士学位论文, 燕山大学, 2013.
  - 31 Ohtaka O, Shimono M, Ohnishi N, et al. *Physics of the Earth and Planetary Interiors*, 2004, 143-144(1), 587.
  - 32 Ohtaka O, Ohnishi N, Kubo K, et al. *High Pressure Research*, 2005, 25(1), 11.
  - 33 Ohtaka O, Funakoshi K I, Shimono M. *Journal of the Society of Materials Science Japan*, 2012, 61(5), 407.
  - 34 Hirota K, Aoki M, Kato M, et al. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*, 2019, 66(1), 37.
  - 35 Liu Y S, Hu C H, Feng W, et al. *Journal of the European Ceramic Society*, 2014, 34(15), 3489.
  - 36 Nishihara R K, Rachadel P L, Quadri M, et al. *Journal of the European Ceramic Society*, 2017, 38(4), 988.
  - 37 Chen C, Liu Y S, Wang C H, et al. *Advanced Engineering Materials*, 2018, 21(5), 1800640.
  - 38 Mlungwane K, Herrmann M, Sigalas I. *Journal of the European Ceramic Society*, 2008, 28(1), 321.
  - 39 Mathhey B, Kunze S, Hörner M, et al. *Journal of Materials Research*, 2017, 32(17), 3362.
  - 40 Wang X L. Preparation and properties of diamond/silicon carbide composites by silicon liquid infiltration. Ph. D. Thesis, University of Science and Technology Beijing, China, 2021 (in Chinese).  
王旭磊. 液相硅熔渗制备金刚石/碳化硅复合材料及性能研究. 博士学位论文, 北京科技大学, 2021.
  - 41 Yang Z L, He X B, Wu M, et al. *Ceramics International*, 2013, 39(3), 3399.
  - 42 Zheng W. Preparation and properties of diamond/SiC composites by silicon vapor infiltration. Ph. D. Thesis, University of Science and Technology Beijing, China, 2019 (in Chinese).  
郑伟. 气相硅熔渗制备金刚石/碳化硅复合材料及其性能研究. 博士学位论文, 北京科技大学, 2019.
  - 43 Ambrosi A, Pumera M. *Chemical Society Reviews*, 2016, 45(10), 2740.
  - 44 Chen R G, Lian Q, Li D C, et al. *Ceramics International*, 2021, 47(10), 14009.
  - 45 Tang Y H, Zhou J J, Zou Y, et al. *Chemistry & Bioengineering*, 2021, 38(9), 42 (in Chinese).  
唐弋昊, 周佳骏, 邹阳, 等. 化学与生物工程, 2021, 38(9), 42.
  - 46 Tang J, Yang Y, Huang Z R. *Materials Reports*, 2021, 35(Z1), 172 (in Chinese).  
唐杰, 杨勇, 黄政仁. 材料导报, 2021, 35(Z1), 172.
  - 47 Herrmann M, Matthey B, Hörner S, et al. *Journal of the European Ceramic Society*, 2012, 32(9), 1915.
  - 48 Zheng W, He X B, Wu M, et al. *Applied Physics A*, 2018, 124(12), 804.
  - 49 Carrete J, Vermeersch B, Katre A, et al. *Computer Physics Communications*, 2017, 220, 351.
  - 50 Zheng W, He X B, Wu M, et al. *Vacuum*, 2019, 159, 507.
  - 51 Voronin G A, Zerda T W, Qian J, et al. *Diamond and Related Materials*, 2003, 12(9), 1477.
  - 52 Ko Y S, Tsurumi T, Fukunaga O, et al. *Journal of Materials Science*, 2001, 36(2), 469.
  - 53 Li Y Y, Cao X X, Yu Y, et al. *Journal of Applied Physics*, 2020, 128(24), 245091.
  - 54 He X B, Zhang Z J, Liu P F, et al. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, 42(7), 3127.
  - 55 Mathhey B, Höhn S, Wolfrum A K, et al. *Journal of the European Ceramic Society*, 2017, 37(5), 1917.
  - 56 Zhang Y Y, Hsu C Y, Karandikar P, et al. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(16), 5190.
  - 57 Fitzer E, Fritz W, Gadow R. *Chemie Ingenieur Technik*, 1985, 57(9), 737.
  - 58 Yang Z L, He X B, Wu M, et al. *Journal of the European Ceramic Society*, 2013, 33(4), 869.
  - 59 Pampuch R, Walasek E, Bialoskórski J. *Ceramics International*, 1986, 12(2), 99.
  - 60 Shevchenko V Y, Perevislov S N, Ugolkov V L. *Glass Physics and Chemistry*, 2021, 47(3), 197.

(责任编辑 李承佳)



朱万利, 2017年6月、2020年5月于华北电力大学获得工学学士学位和硕士学位。毕业后在中国科学院长春光学精密机械与物理研究所工作至今。目前主要研究领域为金刚石/碳化硅复合材料。



包建勋, 通信作者, 中国科学院长春光学精密机械与物理研究所光学技术研究中心副研究员。2007年和2009年毕业于华中科技大学材料科学与工程, 分别获工学学士和工学硕士学位。毕业后在中国科学院长春光学精密机械与物理研究所工作至今, 目前主要从事光学精密结构级碳化硅及其复合材料研究工作。发表论文10余篇, 收录于 *Ceramics International*、*SPIE Newsroom*、《光学精密工程》《中国光学》等期刊。