doi：10.11933/j.issn.1007-9289.2014.06.011

并联导热结构的金刚石/铜基复合材料的制备

刘学璋[1]，余志明[2]

（1. 江西科技师范大学 材料与机电学院，南昌 330013；2. 中南大学 材料科学与工程学院，长沙 410083）

摘 要： 为提高金刚石/铜基复合材料的导热性能，在芯材表面预先化学气相沉积（CVD）高质量金刚石膜，获得柱状金刚石棒，再将其垂直排列，填充铜粉后真空热压烧结，制备并联结构的金刚石/铜基复合材料。分别采用激光拉曼光谱（Raman）与扫描电子显微镜（SEM）对 CVD 金刚石膜的生长进行分析，并通过数值分析讨论复合材料的热性能。结果表明：金刚石/铜基复合材料结构致密，密度为 9.51 g/cm^3；CVD 金刚石膜构成连续的导热通道，产生并联式导热，复合材料的热导率为 392.78 W/(m·K)。

关键词： 并联导热；化学气相沉积；金刚石；铜；复合材料

中图分类号： TG174.44；TB333 **文献标志码：** A **文章编号：** 1007-9289(2014)06-0096-08

Preparation of Diamond/Cu Composite Material with Paralleling Heat Conduction Structure

LIU Xue-zhang[1], YU Zhi-ming[2]

(1. School of Materials and Mechanical Engineering, Jiangxi Science and Technology Normal University, Nanchang 330013; 2. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083)

Abstract: In order to increase thermal conductivity of diamond/Cu composite material, high quality diamond films were deposited on core materials by chemical vapor deposition (CVD), and then those diamond bars were longitudinally arranged with copper powder filling in the space to prepare paralleling heat conduction diamond/Cu composite by vacuum hot-press sintering method. The growth of diamond films was investigated by Raman spectroscopy and scanning electron microscopy (SEM), and heat conduction performance of diamond/Cu composite materials was discussed by numerical analysis. The results show that the paralleling structure diamond/Cu composite material is compact and the density is 9.51 g/cm^3. The CVD diamond films present continuous channels and generate paralleling heat conduction in the copper matrix, where the thermal conductivity is 392.78 W/(m·K).

Key words: paralleling heat conduction; chemical vapor deposition (CVD); diamond; copper; composite material

0 引 言

Ⅱ型天然单晶金刚石的热导率极高，为铜的4～5倍，而热膨胀系数很小，与第三代半导体材料相当，是高温大功率器件的理想散热材料[1]。但天然金刚石数量稀少，价格昂贵，无法满足大规模的工业应用。铜的电导率较高，易焊接，是常用的封装材料。因此，以金刚石颗粒为增强相，将金刚石与铜粉混合，制备低膨胀、高导热的复合材料成为近几年的研究热点[1-3]。但是，该结构的金刚石/铜基复合材料的制备存在两个突出问题：①由于金刚石与铜之间的润湿性能极差，常规的热压烧结方法难以制备出完全致密的复合材料[4]。采用高压熔渗等方法能部分提高复合材料的致密性，但过高的压力易造成金刚石颗粒变形、破碎[2,5]。引入 Cr、Ti 或 B 等元素可改善金刚石与铜之间的润湿性能，但生成的碳化物

收稿日期： 2014-06-19；**修回日期：** 2014-11-13

作者简介： 刘学璋(1978－)，男(汉)，安徽宿松人，讲师，博士；**研究方向：** 功能涂层与材料表面改性

网络出版日期： 2014-11-25 10：56；**网络出版地址：** http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20141205.1507.027.html

引文格式： 刘学璋，余志明. 并联导热结构的金刚石/铜基复合材料的制备［J］. 中国表面工程，2014，27(6)：96-103.

层将不可避免的增加界面热阻，降低复合材料的热导率[6-7]。②按 Agari Y [8]等对复合材料导热行为的分析，以金刚石颗粒为增强相制备的金刚石/铜基复合材料属串联式导热。弥散分布的金刚石颗粒间存在大量热阻界面，制约了其高导热性能的发挥。因此，随着金刚石相比例的增加，复合材料的热导率却逐步下降[9]。

Weidenfeller B 等[10]研究热导填料填充聚丙烯时发现，复合材料的热导率与填料的分布状态有关。层状云母易定向，当其含量为 30%时，复合材料的热导率可由 0.27 W/(m·K)快速增加到 2.7 W/(m·K)。因此，可以通过材料的结构设计，控制金刚石在复合材料中的分布状态来提高其热导率。

化学气相沉积(Chemical vapor deposition，CVD)金刚石膜是由含碳活性基团连续生长而成，金刚石晶粒间结合紧密。如能采用 CVD 金刚石膜与铜粉复合制备金刚石/铜基复合材料，CVD 金刚石膜将构成连续的导热通道，产生并联式导热。这种并联结构的复合材料能大量消除传统金刚石/铜基复合材料传热时的热阻界面，有望大幅提高其热导性能。

固体理论认为，金刚石依靠晶格振动导热，其热导率主要由声子的平均自由程 ν 决定，而金刚石膜中缺陷、杂质和晶界等对声子的散射是影响声子平均自由程的主要因素[11]。所以，为获得较高的热导率，需沉积出晶粒尺寸大，结晶完善，缺陷少的金刚石膜。Wei Q 等[12]研究发现，随热丝-基体距离(d_f)的变化(对应于基体温度的变化)，金刚石表面形貌从刻面清晰的多晶金刚石膜向准球状纳米晶粒团聚体转变，而生长速率随 d_f 的增加而减小。

因此，为兼顾金刚石膜质量与沉积速率，文中首先重点研究了芯材预沉积过程中沉积温度与甲烷浓度对 CVD 金刚石膜生长的影响，然后将沉积有高质量金刚石膜的柱状金刚石棒与铜粉复合，真空热压烧结来制备并联结构金刚石/铜基复合材料。最后，采用数值分析讨论了该结构复合材料的导热性能。

1　材料与方法

1.1　试验材料

试验选用钨丝为芯材，钨丝的直径为 Φ 1 mm，纯度≥99.95%；铜粉为高纯电解铜粉，纯度为 99.9%，平均粒度约为 20 μm，松装密度为 0.65～3.20 g/cm^3。

1.2　试验过程

首先通过化学气相沉积在钨丝表面生长一层致密、连续且导热性能良好的金刚石膜，获得柱状金刚石棒，然后将金刚石棒垂直排布，填充铜粉后真空热压烧结，制成致密的块体复合材料。

1.2.1　芯材预沉积

依次使用 400、800 和 1 200 号的金相砂纸对钨丝表面进行手工打磨，去除钨丝表面的油性物质；再用 1 μm 的金刚石粉与酒精的混合液对钨丝表面进行手工打磨，打磨可在钨丝表面引进缺陷，有利于金刚石形核；最后，将钨丝置于平均粒径为 0.5 μm 的金刚石粉分散溶液中超声振荡 10 min，然后用酒精超声振荡清洗 3 min，烘干备用。钨丝经以上预处理后，置于化学气相沉积设备中生长金刚石膜，其沉积参数设置如表 1 所示。沉积结束后，获得表面生长有 CVD 金刚石膜的柱状金刚石棒。

1.2.2　真空热压烧结

先采用 CSU550-1 型超高真空多功能涂层设备在柱状金刚石棒表面均匀溅射一层钛，再与铜粉一起置于烘箱中烘干至恒重，然后将金刚石棒垂直排布，装入内径为 Φ 50 mm 的石墨磨具中，填充铜粉，预压成型，最后真空热压烧结。

真空热压烧结过程如下：腔体抽真空至 10^{-3}～10^{-2} Pa，然后升温至 900 ℃进行热压烧结，压强为 28 MPa，烧结时间为 4 h；热压烧结结束后将压力完全卸载，保持真空将复合材料冷却至室温。

表 1　芯材化学气相沉积金刚石的工艺参数

Table 1　Parameters of the diamond deposition on core materials with CVD

Parameter	Filament temperature/℃	Filament-substrate distance/mm	Substrate temperature/℃	Pressure/kPa	Deposition time/min	Gas rate of CH_4 : H_2/%
Value	2 200±100	6±1	700-800	3.0	720	3-5

1.3 表征与分析

芯材预沉积后采用 QUANTA200 型扫描电子显微镜(SEM)观察 CVD 金刚石膜的表面形貌与缺陷,采用 LabRAM HR800 型激光拉曼光谱仪(Raman)分析金刚石膜的质量。

将金刚石/铜基复合材料样品加工至表面平整,通过 LFA427 型激光热导测试仪测定复合材料的室温热扩散率,样品密度由阿基米德排水法测得。采用 Sirion200 型场发射扫描电子显微镜(FE-SEM)观察金刚石/铜基复合材料的断面微观组织形貌,并采用 GENESIS 605 能谱仪(EDX)测试金刚石与铜基体间的界面成分。

2 结果与讨论

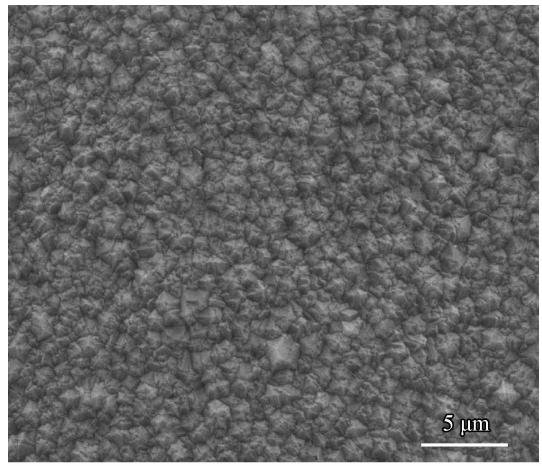
2.1 CVD 金刚石膜的预沉积

2.1.1 沉积温度对金刚石膜生长的影响

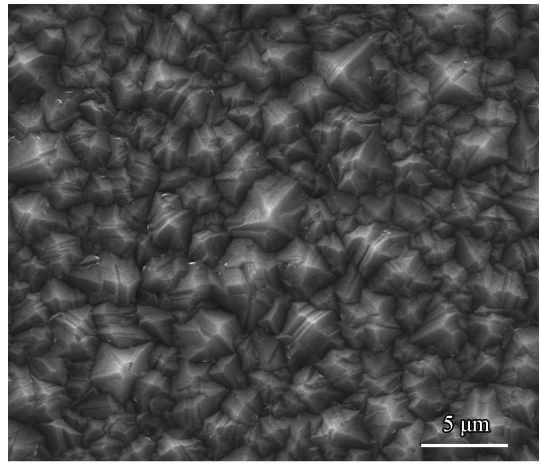
固定 CH_4/H_2 为 4%,考察沉积温度对金刚石生长的影响。图 1 为不同温度下生长的金刚石膜的表面形貌,当沉积温度为 700 ℃时,金刚石晶粒明显细化,晶粒晶型变差,缺陷增多,见图 1(a)。当沉积温度提高到 750 ℃时(图 1(b)),金刚石晶粒尺寸有所增大,但均匀性显著提高,金刚石晶粒大小约为 2.4 μm 左右。由图 1(b)可知:金刚石晶粒依然刻面清晰,晶粒仍以(111)取向为主。图中部分金刚石晶粒的棱角处形成了凹槽缺陷。Prior Y[11] 等研究均认为,该凹槽缺陷与生长参数 α 有关($\alpha=\sqrt{3}v_{100}/v_{111}$,$v_{100}$、$v_{111}$ 分别为晶面(100)、(111)的生长速率),当 $\alpha<1.5$ 时,金刚石晶粒会在两个(111)晶面的棱角处形成凹槽,而当 $\alpha>1.5$ 时,金刚石晶粒会在两个(100)晶面的棱角处形成凹槽。当沉积温度增加为 800 ℃时(图 1(c)),金刚石晶粒尺寸约为 3.6 μm 左右,刻面非常清晰,晶粒多为(111)取向。图中大晶粒的周围生长了少量的小晶粒,致使金刚石晶粒尺寸的均匀性有所下降。

由图 1 可明显看出:随着沉积温度的升高,金刚石晶粒尺寸逐渐增大。这是因为化学气相沉积过程中,沉积温度的上升能提高基体表面活性,有利于活性基团的沉积,金刚石的生长速率与沉积温度成正相关关系,符合阿累尼乌斯公式[13]。因此,高温条件下沉积的金刚石膜的晶粒尺寸(图 1(c))远大于低温下的晶粒尺寸(图 1(a))。

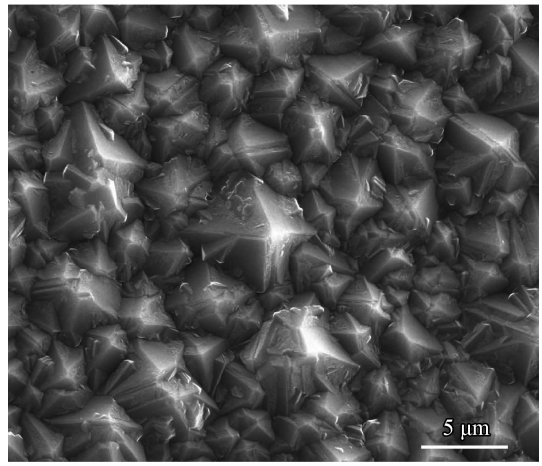
另外,由图 1 可知,随基体温度升高,金刚石晶粒尺寸的分布范围不断增加,该变化规律与 Wei Q 等[12] 的原子力显微镜(AFM)分析的结果一致。这可能是以下两个因素影响的结果:①由



(a) 700 ℃



(b) 750 ℃



(c) 800 ℃

图 1 不同温度下沉积的金刚石膜形貌

Fig. 1 Morphologies of the diamond films deposited under different temperatures

于存在择优生长，晶粒生长速率存在差异，高沉积温度下，晶粒生长更快，使这种差异被进一步放大；②气相沉积过程中，在晶粒生长的同时不断有新的晶核形成，而晶体生长时间的差异造成最后生长的晶粒尺寸偏小。高温沉积时，这种差异也会被进一步放大。

图 2 为不同沉积温度下生长的金刚石膜的 Raman 光谱(CH_4/H_2 为 4%)。从图中可以明显看出，所有样品在 1 332.2 cm^{-1}附近均出现了尖锐的金刚石特征峰。1 450～1 650 cm^{-1}处为石墨等非金刚石碳相的谱峰，当沉积温度为 750～800 ℃时，非金刚石碳相的谱峰非常不明显，而当沉积温度下降到 700 ℃时，在 1 450～1 650 cm^{-1}处出现馒头峰，强度明显增加，说明降低沉积温度后 CVD 金刚石膜中非金刚石碳相的含量增加。

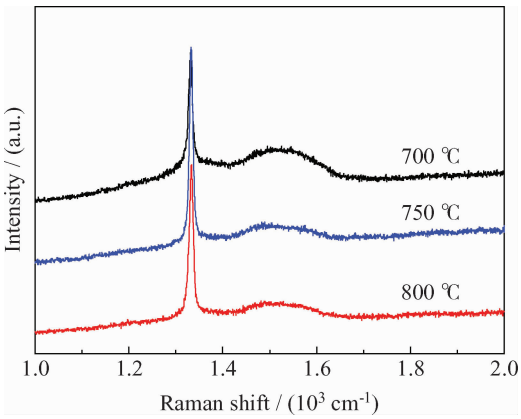


图 2　不同温度下沉积金刚石膜的 Raman 光谱

Fig. 2　Raman spectra of the diamond films deposited under different temperatures

由于非金刚石碳相的 Raman 光谱灵敏度远大于金刚石相，大体来说，在钨丝表面沉积的 CVD 金刚石膜以 sp^3 金刚石相为主，其它非金刚石杂质(石墨及非晶碳等)的成分非常低。总之，在 750～800 ℃范围内，温度的变化对金刚石膜质量的影响不大。另外，由图 2 可知：金刚石特征峰均未明显偏移，说明金刚石膜中几乎不存在应力，这为后续制备并联导热结构的金刚石/铜基复合材料提供了有利条件。

2.1.2　碳源浓度对金刚石膜生长的影响

根据 2.1.1 试验结果，选定沉积温度为 750 ℃，考察碳源浓度对金刚石膜生长的影响。图 3 为不同碳源浓度下生长的金刚石膜的表面形貌。由图 3(a)可明显看到，当甲烷浓度为 3%

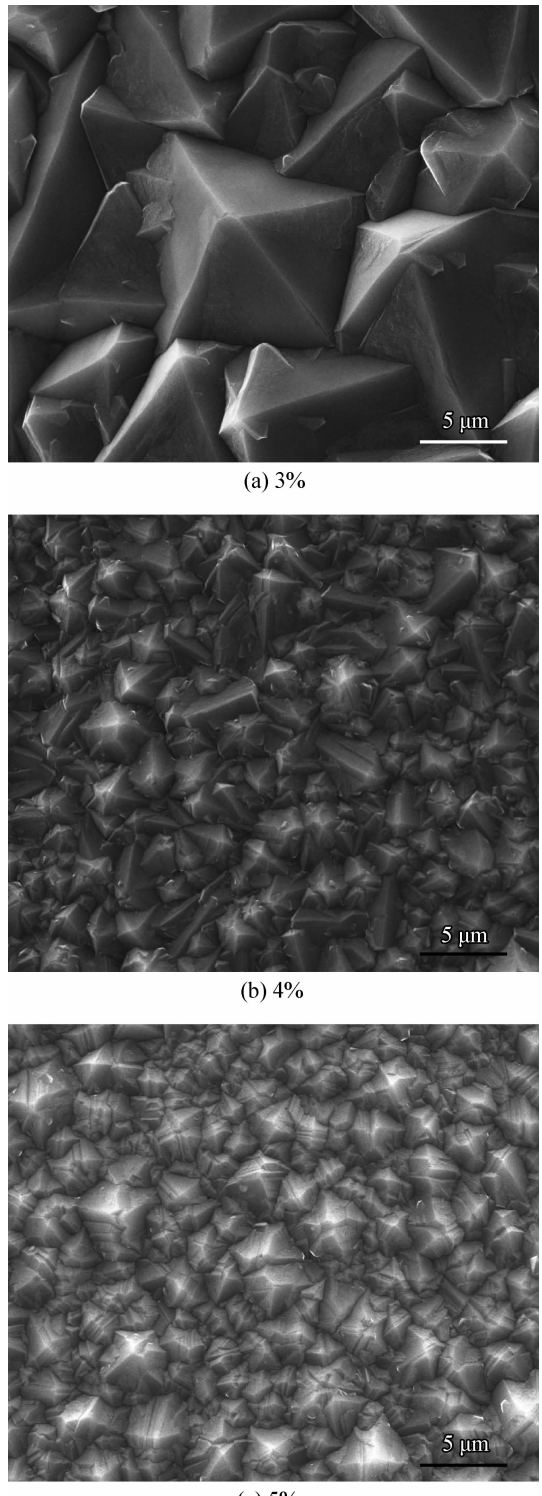


图 3　不同碳源浓度下沉积金刚石膜的形貌

Fig. 3　Morphologies of the diamond films deposited under different methane concentrations

时，金刚石晶粒刻度清晰，尺寸最大，金刚石晶粒几乎为(111)取向。当甲烷浓度为 4%时，如图 3(b)所示，金刚石的晶粒尺寸明显下降，许多晶体颗

粒偏离(111)取向,在较大的金刚石周围出现了二次形核的小晶粒。当甲烷浓度提高到 5%时,如图 3(c)所示,金刚石晶粒的尺寸大小相对 4%时变化不大,虽然部分晶粒仍为(111)取向,但其结晶性能下降,二次形核严重,在晶界和金刚石晶粒表面均有二次形核的小晶粒出现。

由以上结果可知,随碳源浓度的增加,金刚石晶粒尺寸下降,二次形核增加。该变化可能的原因是:碳源浓度增加后,金刚石的形核密度急剧增大,致使晶粒尺寸下降。另外,碳源浓度增加会提高晶核表面吸附含碳基团的浓度,导致部分碳氢基团偏聚,在晶界等缺陷处二次形核[10]。

图 4 给出了不同碳源浓度下沉积的金刚石膜的 Raman 光谱图。从图中可以看出,1 332 cm^{-1} 位置均出现了尖锐的金刚石特征峰。碳源浓度由 3%增加到 4%时,Raman 光谱变化不大,但当碳源浓度提高到 5%时,1 450～1 650 cm^{-1} 之间非金刚石的谱峰有一定增加。图 4 中显示的随碳源浓度的增加,金刚石膜的质量逐渐下降的影响规律与其它文献报道一致[14]。当碳源浓度增加,气相中活性 H 原子的相对含量降低,活性 H 原子对 sp^2 相的刻蚀作用下降,因而非金刚石相含量增加。

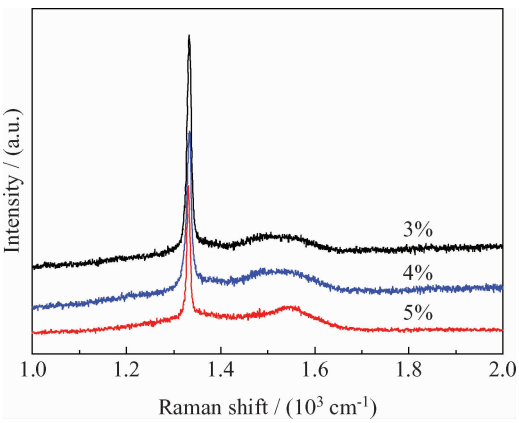


图 4 不同碳源浓度下沉积金刚石膜的 Raman 光谱

Fig. 4 Raman spectra of the diamond films deposited under different methane concentrations

通过以上沉积温度与碳源浓度对 CVD 金刚石膜质量的影响分析可知,在碳源浓度为 3%,压强为 3 kPa,基体温度为 750 ℃时,钨丝表面可生长出晶粒均匀、尺寸较大的高质量金刚石膜,金刚石膜中几乎不含非金刚石相,有利于保证后续制备的金刚石/铜基复合材料的导热性能。

2.2 复合材料的断面分析

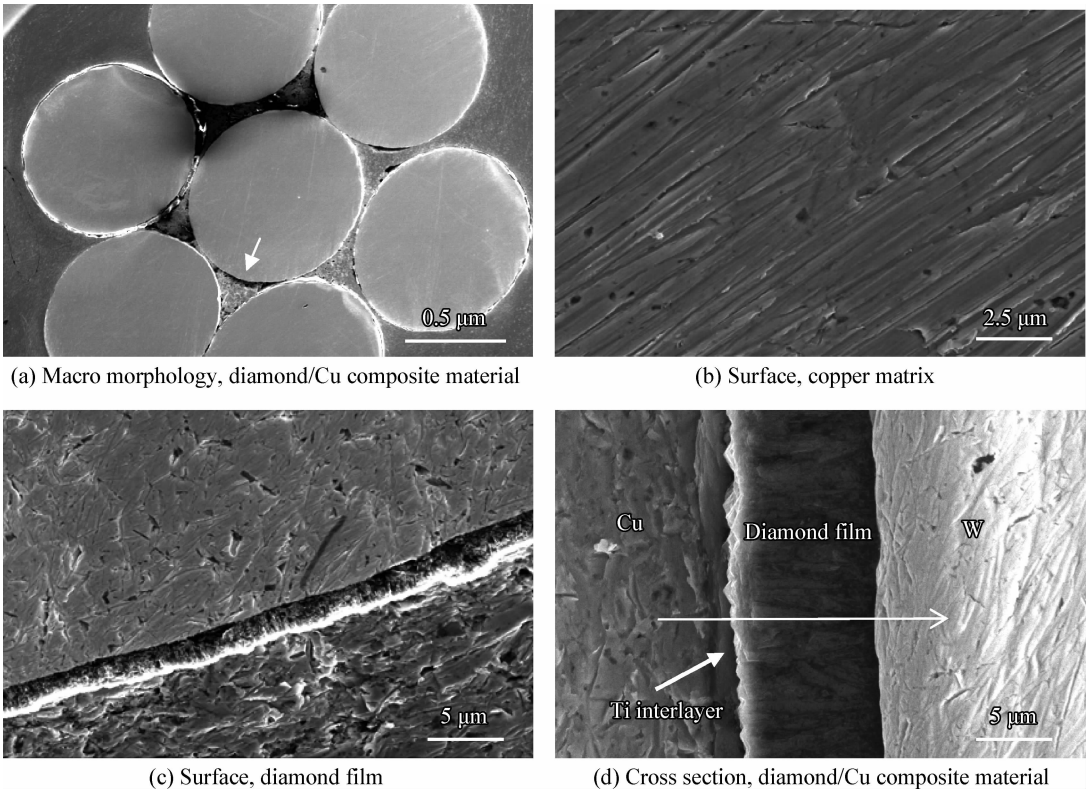
图 5(a)为柱状金刚石棒与铜粉真空热压烧结所制备的并联结构的金刚石/铜基复合材料的的截面形貌,因扫描电子显微镜的视场有限,图中仅能观察到样品的中间部分。由切割面可知:样品切割面平整,通过真空热压烧结后,柱状金刚石棒纵向规律排布,铜粉填充柱状金刚石棒间的空隙及其边缘,成型为致密的复合材料。由切割面可以确认,热压过程没有破坏金刚石棒,柱状金刚石棒仍然保持了预压成型前的分布排列。图 5(a)中箭头所指示的间隙处未完全为铜填充。这是因为在放置柱状金刚石棒时预留的空间过小,柱状金刚石棒间几乎为直接接触,烧结过程中铜粉难以进入而造成的。该现象不代表柱状金刚石棒与铜粉热压烧结的结合情况,但提示后续试验中需合理预留柱状金刚石棒间的间隙。

图 5(b)为并联结构金刚石/铜基复合材料中铜基区域的微观形貌,从图中可观察到,热压烧结后,铜粉致密化,少有孔洞与孔隙。在热压烧结工艺下,未加入柱状金刚石棒的空白样品的密度达 8.88 g/cm^3,致密化程度达 98.8%,这从侧面佐证了图 5(a)的结果。

图 5(c)为金刚石膜区域的局部微观形貌,图中所显示的金刚石膜连续,未在热压烧结过程中被塑性滑移、粉体表面扩散等破坏,表明试验中所选的压力、烧结温度适当。

图 5(d)为并联结构金刚石/铜基复合材料界面处的显微形貌,由于钨丝芯材,金刚石膜与铜的机械强度不同,研磨后样品清晰地显露出相互间的结合情况。图中从左至右依次为铜基体、钛过渡层、金刚石膜与芯材。图中显示金刚石膜致密,由形核面至生长面出现典型的柱状晶生长,晶粒间无任何间隙,金刚石膜的厚度约为 6.5 μm。通常情况下,由于金刚石与铜互不浸润,冷却过程中,铜与金刚石间界面将出现分离,产生一层薄薄的空气层。而图 5(d)中金刚石膜与铜基结合致密,两相间未见孔隙或空洞,说明柱状金刚石棒经过镀钛,明显改善了铜与金刚石的润湿性,增强了两者的结合性能。钛过渡层因能同时与金刚石和铜化学键合,所以广泛应用于金刚石/铜基复合材料的制备[2]。

图 6 为铜基体、钛过渡层、金刚石膜与钨丝芯材过渡界面的 EDX 线扫描分析(扫描区间见



(a) Macro morphology, diamond/Cu composite material　(b) Surface, copper matrix

(c) Surface, diamond film　(d) Cross section, diamond/Cu composite material

图 5　并联结构的金刚石/铜基复合材料的形貌

Fig. 5　Morphologies of the diamond/Cu composite material with paralleling structure

图 5(d)中直线所示)，由扫描结果可见，C 峰强度最大，主要集中在金刚石膜位置，Cu 峰强度由铜基体向金刚石/铜基界面处梯度下降，W 峰强度由钨丝位置向钨/金刚石界面处梯度下降，但 Ti 的成分变化不明显，可能与过渡层的含量较低有关。

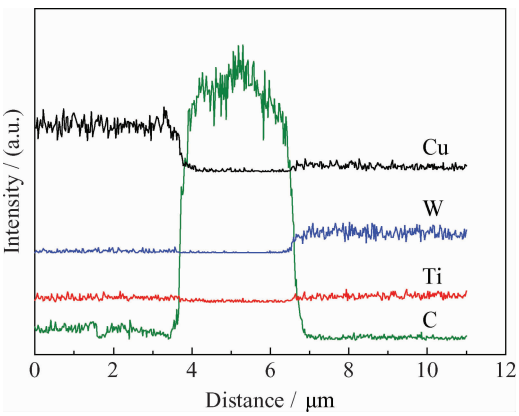


图 6　EDX 线扫描分析

Fig. 6　Analysis of the EDX with line scanning

对于 CVD 金刚石在异质基体表面的形核生长机制有很多种解释，但对于钨这种可形成稳定碳化物型的基体，金刚石的生长行为主要受所生成的碳化物层影响。一般分析认为，含碳的活性基团首先在基体表面形成一层碳化物。此时，基体表面碳化导致表面活性碳原子的浓度大大降低，基体表面金刚石无法形核。只有当碳化物中间层增长到足够厚，抑制活性基团向基体内部的扩散时，金刚石才能开始形核。因此，该行为将导致碳化物层在 CVD 沉积过程中的持续生长，甚至可达数百微米[15]，但由图 5(d)可知，金刚石膜与钨丝基体之间无明显的过渡层。Wei Q 等[16]在纯钨基体生长金刚石时发现，当温度 T_s 为(700±15) ℃时，XRD 显示样品中有 W、WC 和金刚石相存在。试验中 CVD 金刚石膜的沉积温度为 750 ℃，图 5(d)中理应生成少量碳化钨过渡层。造成试验结果差异的原因可能是钨丝预处理过程中同时采用了打磨和超声波振荡来增强形核，金刚石的形核时间大为缩短，致使生成的碳化物过渡层非常薄，所以 SEM 未能观察到。另外，钨丝表面生长 CVD 金刚石膜的行为或与平板钨基体表面生长行为有所差别，将在以后的工作中深入分析。

2.3 并联结构金刚石/铜基复合材料的热性能

2.3.1 热导率

试验测得金刚石/铜基复合材料的密度为 9.51 g/cm^3，热容为 372.1 J/(kg·K)，热扩散系数为 1.11 m^2/s。热导率(κ)经下列公式计算[6]：

$$\kappa = D\rho C \quad (1)$$

式中，κ 为热导率，D 为热扩散系数，ρ 为复合材料的密度，C 为比热容，复合材料的热导率为 392.78 W/(m·K)。因金刚石相比例不高，复合材料的热导率提升不明显。在后续工作中，增加金刚石相，复合材料的热导率可望进一步提高。

2.3.2 数值分析

分析软件为 ANSYS workbench。先采用 Design Modeler 建立金刚石/铜基复合材料的模型，其中铜基圆盘尺寸为 Φ10 mm×1 mm，柱状金刚石棒的尺寸为 Φ 1 mm×1 mm。在 Engineering Data 模块中对各材料的边界条件分别取值如下：金刚石膜的热导率设置为 1 000 W/(m·K)，钨的热导率设置为 174 W/(m·K)(400 ℃以下)，铜的热导率设置为 400 W/(m·K)，复合材料的底端温度设置为 400 ℃，除底部热源端面之外，其它面均假设为与空气接触，作对流面(Convection)处理。建模过程中，金刚石膜的厚度取 0.08 mm，忽略金刚石膜与芯材间的过渡层。

并联结构金刚石/铜基复合材料的数值分析结果见图 7。由图 7(a)温度分布可知：柱状金刚石棒体处温度较高，且有一定的影响范围，也即传热效果更佳；在图 7(b)热流量分布图上，柱状金刚石棒边缘(与铜基接触位置)的热流量比其它区域要高，说明 CVD 金刚石膜形成的导热通道产生了抽运效应。该数值分析结果证实，采用芯材预沉积制备的金刚石/铜基复合材料能形成并联式导热。

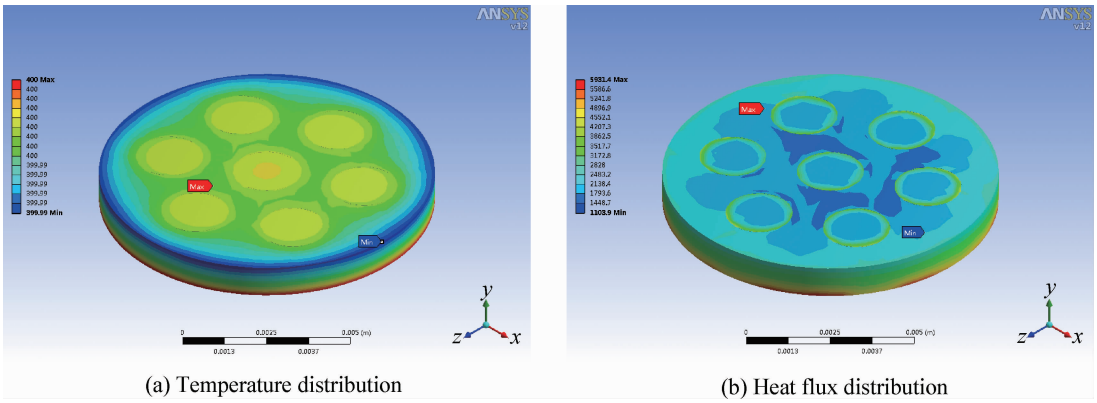


图 7 并联结构金刚石/铜基复合材料的数值分析结果

Fig. 7 Numerical analysis results of the diamond/Cu composite material with paralleling structure

3 结 论

(1) 在碳源浓度为 3%，压强为 3 kPa，基体温度为 750 ℃条件下，生长出晶粒均匀，尺寸较大的高质量 CVD 金刚石膜，薄膜中几乎不含非金刚石相。

(2) 通过芯材预沉积获得柱状金刚石棒，溅射钛过渡层，然后将金刚石棒垂直排布，填充铜粉后经 4 h 真空热压烧结(10^{-3}～10^{-2} Pa，900 ℃)制备出具有连续导热通道的并联结构的金刚石/铜基复合材料。

(3) 金刚石/铜基复合材料的热导率为 392.78 W/(m·K)，数值分析结果显示，柱状金刚石棒边缘(与铜基接触位置)的热流量比其它区域高，形成明显的导热通道。

参考文献

[1] Raza K, Khalid F A. Optimization of sintering parameters for diamond-copper composites in conventional sintering and their thermal conductivity [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 615: 111-118.

[2] Chung C Y, Lee M T, Tsai M Y, et al. High thermal conductive diamond/Cu-Ti composites fabricated by pressureless sintering technique [J]. Applied Thermal Engineering, 2014, 69(1/2): 208-213.

[3] Zhang H, Chao M, Zhang H, et al. Microstructure and thermal properties of copper matrix composites reinforced by chromium-coated discontinuous graphite fibers [J].

Applied Thermal Engineering, 2014, 73(1): 737-742.
[4] Hell J, Chirtoc M, Eisenmenger-Sittner C, et al. Characterisation of sputter deposited niobium and boron interlayer in the copper-diamond system [J]. Surface & Coatings Technology, 2012, 208: 24-31.
[5] Ekimov E A, Suetin N V, Popovich A F, et al. Thermal conductivity of diamond composites sintered under high pressures [J]. Diamond and Related Materials, 2008, 17(4/5): 838-843.
[6] Abyzov A M, Kidalov S V, Shakhov F M. High thermal conductivity composite of diamond particles with tungsten coating in a copper matrix for heat sink application [J]. Applied Thermal Engineering, 2012, 48: 72-80.
[7] Kang Q, He X, Ren S, et al. Preparation of copper-diamond composites with chromium carbide coatings on diamond particles for heat sink applications [J]. Applied Thermal Engineering, 2013, 60(1/2): 423-429.
[8] Agari Y, Ueda A, Nagai S. Thermal conductivity of a polymer composite [J]. Journal of Applied Polymer Science, 1993, 49(9): 1625-34.
[9] Xia Y, Song Y Q, Lin C G, et al. Effect of carbide formers on microstructure and thermal conductivity of diamond-Cu composites for heat sink materials [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19(5): 1161-6.
[10] Weidenfeller B, Höfer M, Schilling F R. Thermal conductivity, thermal diffusivity, and specific heat capacity of particle filled polypropylene [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2004, 35(4): 423-429.
[11] Rosinski M, Ciupinski L, Grzonka J, et al. Synthesis and characterization of the diamond/copper composites produced by the pulse plasma sintering (PPS) method [J]. Diamond and Related Materials, 2012, 27-28: 29-35.
[12] Wei Q, Ashfold M N R, Mankelevich Y A, et al. Diamond growth on WC-Co substrates by hot filament chemical vapor deposition: effect of filament-substrate separation [J]. Diamond and Related Materials, 2011, 20(5/6): 641-650.
[13] Liu X Z, Wei Q O, Zhai H, et al. Enhancement of nucleation of diamond films deposited on copper substrate by nickel modification layer [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(3): 667-673.
[14] Yu Z, Liu X, Wei Q, et al. Nanocrystalline diamond matrix deposited on copper substrate by radical species restricted diffusion [J]. Journal of Nanoscience and Nanotechnology, 2013, 13(10): 1-7.
[15] Guo L, Chen G. High-quality diamond film deposition on a titanium substrate using the hot-filament chemical vapor deposition method [J]. Diamond and Related Materials, 2007, 16(8): 1530-40.
[16] Wei Q, Ashfold M N R, Yu Z M, et al. Fabrication of adherent porous diamond films on sintered WC-13wt.% Co substrates by bias enhanced hot filament chemical vapour deposition [J]. Physica Status Solidi(a), 2011, 208(9): 2033-7.

作者地址：江西南昌经济开发区枫林大道 605 号　330013
江西科技师范大学材料与机电学院
Tel：(0791) 8383 1282
E-mail：xuezhang_liu@126.com

（责任编辑：黄艳斐）

• 学术动态 •

2014 再制造国际论坛暨再制造国际展览会在上海顺利召开

“2014 再制造国际论坛暨再制造国际展览会”于 2014 年 12 月 3～5 日在上海顺利召开。国家发展和改革委员会环资司马荣副司长、工业和信息化部节能与综合利用司杨铁山副司长、上海市出入境检验检疫局王骁处长、装甲兵工程学院再制造技术重点实验室名誉主任徐滨士院士、《中国表面工程》期刊刘世参主编、中国工程机械学会马世宁副理事长等领导和专家，以及来自山东能源机械集团有限公司、中国工程机械工业协会等企业、行业协会和科研院所共 180 人参加了论坛。

马荣副司长与杨铁山副司长就我国再制造行业的法规政策、行业现状与未来发展规划进行了解读。徐滨士院士介绍了中国自主创新的再制造先进技术模式与领域创新热点。装甲兵工程学院朱胜教授、重庆大学曹华军教授等 12 位专家学者分别做了特邀报告，介绍了我国再制造的发展历程以及我国工程机械再制造的进展及存在的问题，并交流了再制造领域最新技术与研究成果，分析了再制造产业发展形势。会议期间同时举办了“再制造成果展”，珠海天威飞马打印耗材有限公司等 53 家再制造企业，展示了汽车发动机、矿山机械、航空航天、盾构机、复印机、电子设备等众多再制造领域的创新成果与产品。

本次论坛的召开推动我国再制造产业的发展，为建立具有中国特色的再制造产业体系积累了经验。

（尹艳丽 供稿）