文章编号：1674－2869(2025)01－0044－09

基片台结构和生长参数对单晶金刚石和多晶金刚石膜质量的影响

刘 佳，翁 俊*，刘 繁，陈晓婧，汪建华，熊礼威
武汉工程大学材料科学与工程学院，湖北 武汉 430205

摘 要：调整基片台的结构，在自制的微波等离子体化学气相沉积（MPCVD）设备上成功地批量生长了单晶金刚石，并沉积了直径为100 mm的多晶金刚石膜。通过对基片台上方的电场强度分布模拟研究发现，从衬底钼（Mo）或硅（Si）上表面到Mo片上表面之间的距离h对基片台上方的电场强度分布有重要影响，对决定金刚石生长质量的等离子体环境有重要作用；等离子体中甲烷（CH_4）与氢气（H_2）的体积比对单晶金刚石和多晶金刚石膜的生长质量有重要影响。研究表明：当h保持在0.8~1.0 mm、CH_4与H_2体积比为5%时的等离子体环境适合单晶金刚石的大面积生长；而h<0.2 mm、CH_4与H_2体积比为2%时的等离子体环境沉积的多晶金刚石膜具有较高的均匀性。利用两种不同结构的基片台在不同的CH_4与H_2体积比条件下成功地获得了数量较多、质量较好的单晶金刚石以及质量和形貌较均匀的大面积金刚石膜。

关键词：单晶金刚石；多晶金刚石膜；微波等离子体；基片台
中图分类号：TG174.442　　**文献标识码**：A　　**DOI**：10.19843/j.cnki.CN42-1779/TQ.202409001

Influence of substrate holder structure and growth parameters on the quality of single-crystal diamond and microcrystalline diamond film

LIU Jia, *WENG Jun**, *LIU Fan*, *CHEN Xiaojing*, *WANG Jianhua*, *XIONG Liwei*
School of Materials Science and Engineering, Wuhan Institute of Technology, Wuhan 430205

Abstract: By adjusting the structure of the substrate holder, single-crystal diamond was successfully grown in batches on a self-made microwave plasma chemical vapor deposition (MPCVD) device, and microcrystalline diamond films with a diameter of 100 mm were deposited. By simulating the distribution of electric field intensity above the substrate holder, we found that the distance h from the upper surface of molybdenum (Mo) or silicon (Si) to the upper surface of Mo has an important effect on the distribution of electric field intensity above the substrate, and plays an important role in the plasma environment that determines the growth quality of diamond. The volume ratio of methane (CH_4) to hydrogen (H_2) in the plasma significantly affects the growth quality of single-crystal diamond and microcrystalline diamond films. The experimental results show that when h is maintained at 0.8−1.0 mm and the volume ratio of CH_4 to H_2 is 5%, the plasma environment is suitable for large-area growth of single-crystal diamond. The uniformity of microcrystalline diamond films deposited in a plasma environment is higher when h< 0.2 mm and CH_4 to H_2 volume ratio is 2%. A large amount of single-crystal diamond with quality and a large-area diamond film with uniform quality and morphology were successfully obtained by using two substrate holders with different structures under different CH_4 to H_2 volume ratios.

Keywords: single-crystal diamond; microcrystalline diamond film; microwave plasma; substrate holder

收稿日期：2024-09-02
基金项目：湖北省教育厅科学研究计划（Q20201512）
作者简介：刘 佳，硕士研究生。Email：1049949564@qq.com
***通信作者**：翁 俊，博士，讲师。Email：wj.204@163.com
引文格式：刘佳，翁俊，刘繁，等. 基片台结构和生长参数对单晶金刚石和多晶金刚石膜质量的影响[J]. 武汉工程大学学报，2025，47(1)：44−52.

金刚石拥有优异的物理化学性能，广泛地应用于各个领域，例如刀具、光学窗口、热沉材料、高功率半导体材料等[1-3]。目前，随着合成高质量金刚石技术（如化学气相沉积技术）的不断发展，金刚石在半导体、量子计算等重要领域发挥着独特作用[4-5]。因此，越来越多的研究团队对控制和改善金刚石的沉积环境并生长高质量金刚石产生浓厚研究兴趣[6-8]。

众多化学气相沉积技术中，微波等离子体化学气相沉积（microwave plasma chemical vapor deposition，MPCVD）技术具有最洁净的等离子体沉积环境以及高密度的等离子体能量和可控的生长条件[9]，被普遍认为是最适合沉积高质量金刚石的手段。在利用MPCVD技术生长金刚石的过程中，基片台是诸多影响因素中最重要的因素。为了探究在不同结构基片台上生长金刚石的差异，Sedov等[10]对3种不同几何形状的基片台周围的电场分布进行了模拟，利用改良过的基井台在50.8 mm（2英寸）Si衬底上获得了直径为100 μm的金刚石膜，研究结果表明当基片台的结构得到改善时，制备的厚金刚石膜的应力可以降低至1.1~1.4 GPa。为了提高单晶金刚石的生长速度，提高腔室压力是一种有效手段，但牺牲了沉积面积，建立大面积高质量单晶金刚石的生长环境是MPCVD单晶金刚石生产中的一个热点问题。同质外延法生长单晶金刚石时，避免衬底边缘多晶的生长是关键[11]，边缘多晶的逐渐积累会大大阻碍单晶金刚石的生长速度和横向面积[12]。Feng等[13]设计了一种改进型基片台，采用倾斜侧壁槽，有效避免了边缘多晶金刚石的生长，同时保留了化学气相沉积（chemical vapor deposition，CVD）单晶金刚石的横向生长空间。利用这种独特结构的基片台，在246 h内成功生长出1.94 mm厚的CVD单晶金刚石。

仿真模拟和等离子体发射光谱（optical emission spectroscopy，OES）诊断技术是分析等离子体状态的两种有效方法。在CH_4和H_2的混合等离子体环境中，CH_3、C_2和原子H被认为是决定单晶金刚石生长速度和质量的重要基团。Ashfold等[14]在研究磁化N/C/H等离子体化学模型时，提出了自洽模型，指出在传统的反应进程条件下，N_2的反应活性非常有限。Orozco等[15]设计了一种基于圆柱形TM_{112}模式的微波等离子体反应器，并指出在MPCVD反应器中，通过调节微波功率和腔室压力可以控制氢原子浓度、电子温度和电子浓度。此外，Linnik等[16]通过监测各种活性物质分布状态，并分析各种基团对金刚石沉积速率的影响，确定了金刚石的沉积工艺参数。仿真模拟和等离子体发射光谱诊断的结果为研究等离子体状态提供依据，为CVD金刚石的生长提供指导。因此，在研究单晶金刚石生长的等离子体环境时，必须考虑基片台对等离子体环境的影响。

本文依据单晶金刚石和多晶金刚石的生长条件设计了两种不同结构的基片台，并分析了两种基片台上沉积金刚石时的电场分布和等离子体状态。采用两种不同的基片台成批生长了单晶金刚石，并制备了大面积金刚石膜。

1　实验部分

1.1　材　料

自制多模谐振MPCVD器件（微波功率为10.0 kW，工作频率为2.45 GHz）[17]。利用MPCVD法制备的厚度为0.2 mm的单晶金刚石籽晶用于同质外延生长单晶金刚石，籽晶是具有（100）晶面取向、边长为7 mm的方形薄片。采用直径分别为50.8 mm和100.0 mm且晶面取向为（100）的圆形单晶硅（Si）薄片作为多晶金刚石膜沉积的衬底。实验前，单晶金刚石籽晶在浓硫酸和浓硝酸混合液（$V_{浓硫酸}:V_{浓硝酸}=3:1$）中于150 ℃酸洗2 h，Si衬底则用金刚石粉进行机械研磨，以提高形核率，并用丙酮、无水乙醇、去离子水依次对所有单晶金刚石籽晶和Si衬底超声清洗10 min，在N_2环境中干燥后放入反应腔室。实验所用的原料气体H_2和CH_4的纯度为6N。

基片台结构如图1所示。前期大量实验发现从衬底（Mo或Si）上表面到Mo片上表面之间的距离h对等离子体环境有显著影响。因此，本实验重点研究h的变化对单晶金刚石和多晶金刚石膜生长质量的影响。

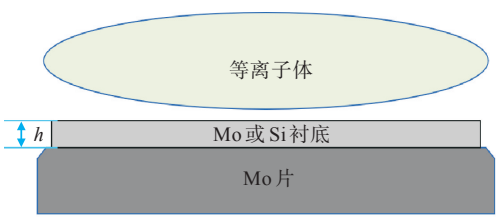

图1　基片台原理图

Fig. 1　The schematic of the substrate holder structure

1.2　表征方法

利用OES（AvaSpec-ULS4096CL-EVO-UA-10，AVANTES）诊断衬底上方的等离子体环境，在

距离衬底表面约10 mm处测量等离子体发射光谱。依靠高频仿真软件对MPCVD物理模型进行建模和仿真分析，并利用该软件生成微波谐振腔的电场图、不同参数变化时腔体内部的电场分布。利用拉曼(Raman)光谱表征金刚石的结晶质量。利用扫描电子显微镜(scanning electron microscopy，SEM)和X射线衍射仪(X-ray diffractometer，XRD)表征金刚石膜的物相组成和形貌。

2 结果与讨论

2.1 电场模拟

许多研究指出，有效利用基片台边缘效应至关重要[18]。而对基片台周围电场的模拟是测定边缘效应的有效方法[19-20]。因此，本实验采用有限元方法对不同衬底(Mo和Si)周围的电场分布状态进行了模拟。在MPCVD物理模型中，Si、Mo和石英玻璃环被设置为主体材料，微波从同轴部分耦合进入腔室，输入微波功率为3 000 W。为了确定h的变化对电场强度分布的影响，将h设为0~1.0 mm。图2是h为0.4 mm、衬底材料为Mo或Si时衬底上方的电场强度，箭头所指处为电场强度最小值处。

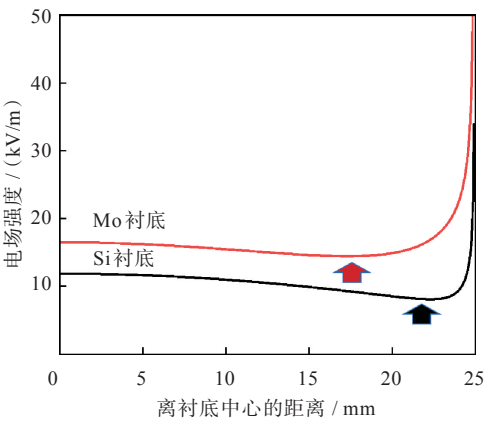

图2 离衬底中心不同位置处的电场强度

Fig. 2 The intensity of the electric field at different positions away from the center of the substrate holder

如图2所示，Si衬底上方的电场强度始终低于Mo衬底上方的电场强度，这是因为Si对微波的吸收作用比Mo强。无论采用Si衬底还是Mo衬底，从衬底中心至衬底边缘，衬底上方的电场强度都呈现先减小后增大的趋势，在衬底边缘，电场强度急剧增加，甚至超过衬底中心的强度。边缘效应在上述现象中起着重要作用，它影响着衬底上方的温度分布以及衬底周围的等离子体环境。显然，电场强度最小值位于靠近衬底边缘的区域。Mo衬底电场强度最小的位置比Si衬底电场强度最小的位置更接近衬底的中心，这是因为Mo衬底的边缘效应比Si衬底更强，使得靠近边缘区域电场强度有所强化。为了尽可能获得强度分布均匀的电场，衬底中心处、靠近边缘处以及边缘处的电场强度差异应缩小至最低。

图3为h从0.0 mm变化到1.0 mm时Mo衬底和Si衬底上方3个特殊位置处的电场强度以及其中两组特殊位置之间的电场强度变化情况。从图3(a)和图3(b)可以看出，随着h的增大，衬底中心处和靠近衬底边缘附近区域的电场强度略有增强，而边缘处的电场强度显著增强。图3(a)和图3(b)相比，Mo衬底上方电场强度的变化程度远大于Si衬底上方的电场强度变化程度。在MPCVD谐振腔中，h较小时衬底周围的电场强度分布相对均匀，但随着h的增大，衬底上方的边缘效应会越来越强，导致衬底边缘处的电场强度比衬底其他区域强。Si衬底对微波的吸收强于Mo，因此Si衬底边缘效应产生的电场强度较Mo弱。同时，高电场强度会产生较高的电子密度、电子温度，最终影响金刚石生长质量的均匀性。

由图3(c)和图3(d)可以发现，当衬底为Mo时，随着h从0.0 mm增大到1.0 mm，衬底中心区域和靠近边缘处的电场强度变化率减小了约2.5%，而靠近边缘处和边缘处之间的电场强度变化率增加了约37.0%；当衬底为Si时，随着h从0.0 mm增大到1.0 mm，衬底中心和靠近边缘处的电场强度变化率降低了约7.0%，而靠近边缘处和边缘处的电场强度变化率增加了约36.0%。

在单晶金刚石的同质外延生长过程中，金刚石籽晶分散在Mo衬底上，为了提高生长效率，金刚石籽晶的数量越多越好，但考虑到边缘效应的影响，基片台最外一圈一般不会放置籽晶。因此，在大面积生长单晶金刚石时，衬底中心处和靠近边缘处的电场强度为研究重点。如图3(a)所示，随着h不断增大，边缘区域的电场强度急剧增加，造成强烈边缘效应的同时，也提高了靠近衬底边缘区域的能量，缩小了与衬底中心处电场强度的差异，在一定程度上削弱了生长环境在基质上的不均匀性。另外，单晶金刚石周围一圈环状的多晶金刚石会在Mo衬底边缘快速生长，这对单晶金刚石的生长起到有效的保护作用[21]，尤其是位于靠近衬底边缘区域的单晶金刚石。因此一次生长即可获得较厚的单晶金刚石，选择较大的h，如图3(c)中虚线所示，可能更适合大面积单晶金刚石的生长。

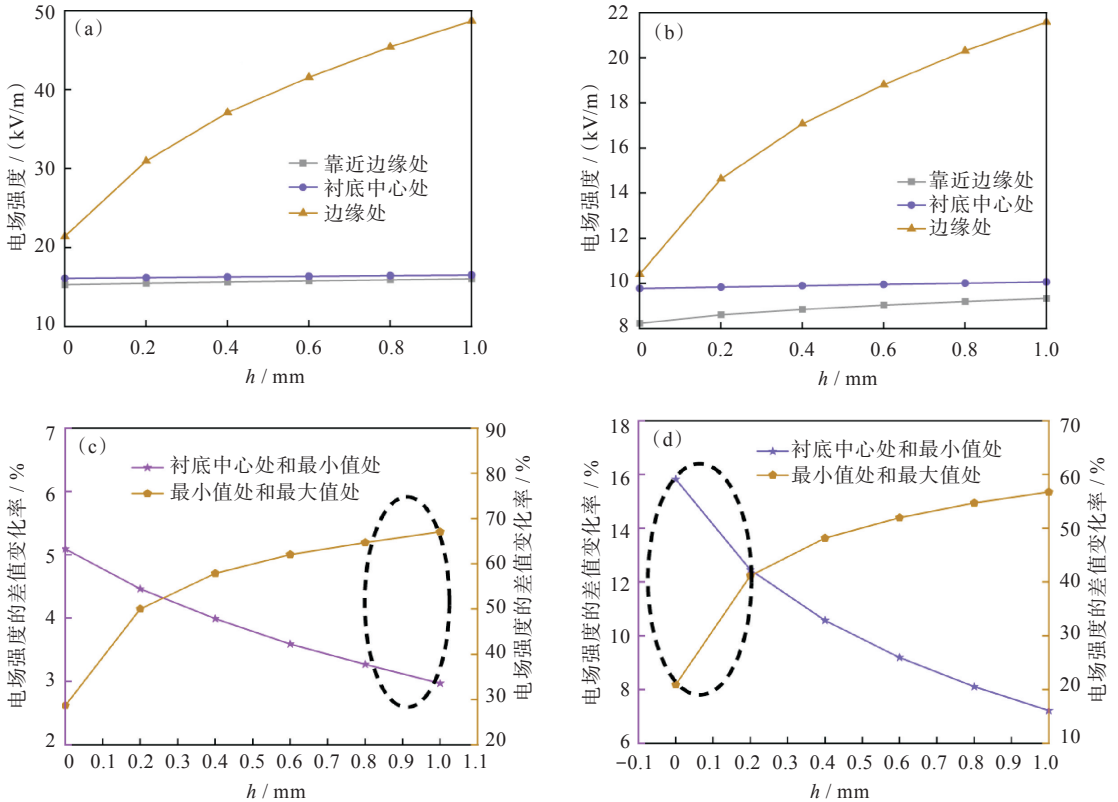

图3　衬底Mo(a)和Si(b)上方电场强度随h的变化;衬底Mo(c)和Si(d)上方3个位置处的电场强度之间的变化率随h的变化

Fig. 3　The electric field intensity on Mo (a) and Si (b) substrate changes with the change of h; The rate of change between the electric field intensity at three positions above Mo (c) and Si (d) of the substrate changes with the change of h

金刚石膜的沉积通常用Si作为衬底,膜的均匀性是评估金刚石质量的重要标准,这与Si衬底表面的电场分布密切相关[22]。如图3(d)所示,随着h的增加,衬底中心处电场强度与靠近衬底边缘处电场强度之间的变化率逐渐减小,但是衬底边缘处的电场强度急剧增加,电场强度不均匀性越来越明显。图4展示了h为0.8 mm时,在Si衬底上方由于电场强度分布不均导致所沉积的金刚石膜发生破裂。图4为金刚石膜中心和边缘处的金刚石晶粒的SEM图。由图4(a,b)可以看出,膜边缘区域的晶粒粒径较膜中心处的晶粒粒径大,这可能是边缘区域的强电场造成的。边缘效应在衬

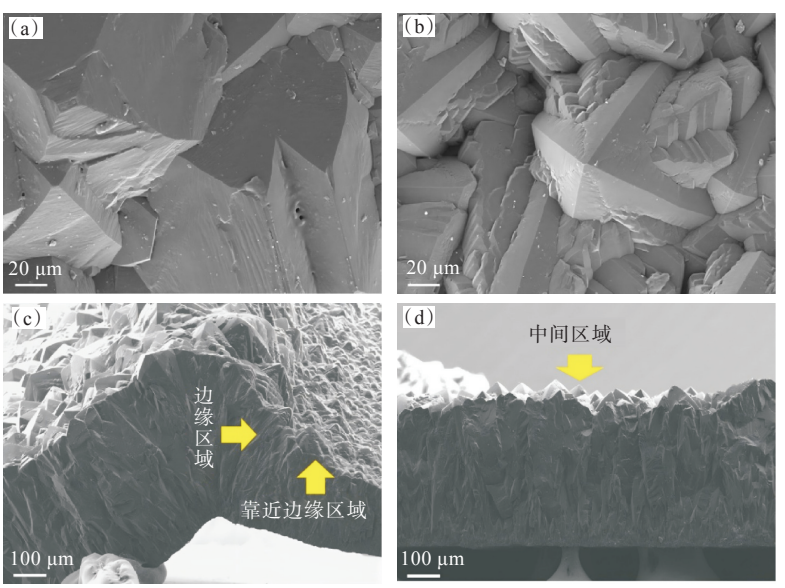

图4　破裂金刚石膜的SEM图:(a)边缘表面,(b)中心表面,(c)边缘横截面,(d)中心横截面

Fig. 4　SEM images of cracked diamond film: (a)edge surface, (b)center surface, (c)edge cross-sectional, (d)center cross-sectional

底边缘产生的高温和能量导致衬底边缘的金刚石膜快速生长，沉积的金刚石膜边缘可以观察到晶粒较大且粗糙的晶体。当金刚石膜上的晶粒粒径差异过大且明显时，裂纹的产生会导致金刚石膜破裂[23]。

因此，为了尽可能缩小衬底边缘处和靠近衬底边缘处的电场强度差异，防止金刚石膜发生破裂，选择 h 小于 0.2 mm 的基片台沉积金刚石膜[图 3(d)中虚线所示区域]，更可能得到金刚石晶粒粒径分布均匀的金刚石膜。

根据以上模拟结果设计了 h 不同的 2 种基片台：用于生长大面积单晶金刚石的 A 型基片台(衬底为 Mo，置于 Mo 片之上，h 为 0.8 mm)[图 5(a)]和沉积金刚石膜的 B 型基片台(衬底为 Si，其位于 Mo 基片台凹槽中，h 为 0.1 mm)[图 5(b)]。

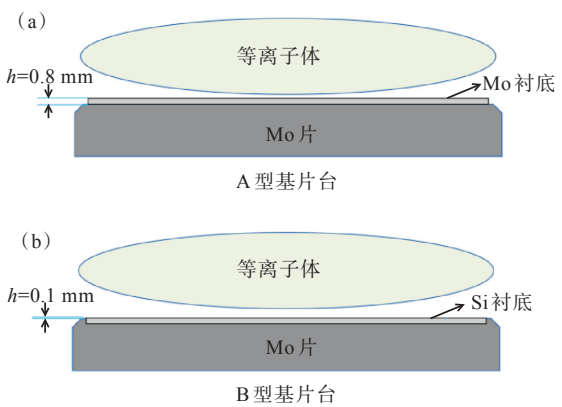

图 5 两种不同结构的基片台

Fig. 5 Two substrate holders of different structure

2.2 等离子体环境诊断

由于等离子体环境的复杂性，在腔室气压为 14.0 kPa，输入微波功率(P_{in})为(4.0±0.3) kW 的条件下，用 OES 对两种基片台上方的等离子体环境进行诊断，H_2 和 CH_4 混合气体中不同 CH_4 与 H_2 体积比是主要研究变量。

由图 6(a)和图 6(b)可知，A 型和 B 型基片台周围等离子体环境中 C_2 和 H_α 基团的峰值强度均随 CH_4 与 H_2 体积比的增加而增加。CH_4 与 H_2 的体积比增加使得分子间的碰撞以及电子与各种粒子之间的碰撞离解更加频繁，最终促成一系列含碳基团的离解反应，H 基团不断增加[24]。A 型基片台周围等离子体环境中 C_2 基团的峰值强度始终高于 B 型基片台，这是由于在相同的微波功率和腔室压力条件下，A 型基片台周围的电场强度高于 B 型基片台，直接导致更多的 CH_4 分子的离解以及 C 和 CH 基团之间的反应[25]。

两种基片台周围 C_2 和 H_α 的吸收光相对强度比[$I(C_2):I(H_\alpha)$]变化如图 6(c)所示，CH_4 与 H_2 的体积比从 0% 增加到 6%，$I(C_2):I(H_\alpha)$ 逐渐增加。C_2 和 H_α 是最终影响金刚石沉积质量和生长速率的重要基团[26]。文献[27]表明，C_2 来源于 C 和 CH 的反应，H_α 来源于 H_2 的分解。C_2 吸收光相对强度的增加表明更多的含碳化学反应在非热力学平衡状态下发生在等离子体内部，这个现象与金刚石的生长速率密切相关[28]。H_α 与 H 有关，H 原子能有效蚀刻非金刚石相[29]。从图 6(c)可以看出，在 CH_4 与 H_2 体积比相同情况下，基片台上方相同位置处 A 型基片台的 $I(C_2):I(H_\alpha)$ 强于 B 型基片台，这可能与 A 和 B 两种基片台周围的电场强度差异有关。电场强度越大，等离子体获得的能量越多，

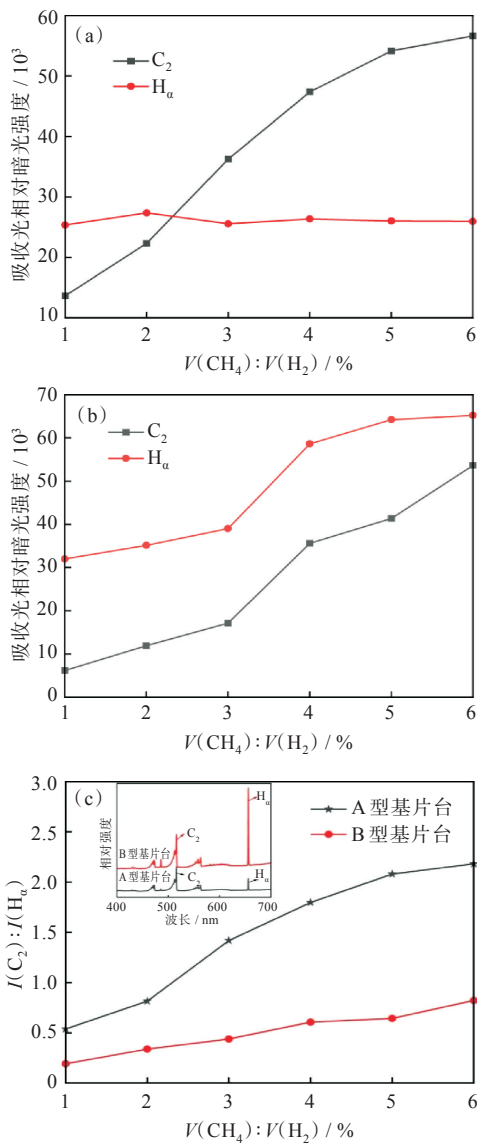

图 6 A 型基片台(a)和 B 型基片台(b)的基团峰值强度；(c) $I(C_2):I(H_\alpha)$，插图为等离子体发射光谱图

Fig. 6 Peak group strength of substrate A (a) and substrate B (b); (c) $I(C_2):I(H_\alpha)$, illustrated as plasma emission spectra

更有利于化学反应的进行。图6(c)中的插图显示在A型基片台周围收集的等离子体发射光谱中C_2基团相对H_α基团的吸收光相对强度更大。C_2基团较为突出的等离子体环境被认为是单晶金刚石生长的适宜环境[24],而高质量的多晶金刚石膜更适合在H_α基团较为突出的等离子体环境中沉积[30]。因此,A型基片台用于生长单晶金刚石时,更可能达到较高的生长速率,B型基片台更适宜用于沉积高质量的金刚石膜。

较高的CH_4与H_2体积比为CH(或C_2H)与H之间的反应提供了更多机会,进一步促进了C_2峰强度的增加。图6(c)中的插图为CH_4与H_2体积比约为3%时的等离子体发射光谱图。当CH_4与H_2体积比增加到5%或更高时,C_2峰的吸收光相对强度理论上更高,会进一步提高单晶金刚石的生长速度。相反,为了沉积高质量的金刚石膜,应该降低CH_4与H_2体积比,使非金刚石相被H原子蚀刻得更彻底。

2.3　电子浓度和电子温度

进一步利用等离子体发射光光谱计算了两种基片台周围等离子体环境中的电子浓度和电子温度分布[31],如图7所示。A型基片台CH_4与H_2体积比为5%,B型基片台CH_4与H_2体积比为2%。

随着与衬底中心距离的增加,A型基片台和B型基片台周围等离子体环境中电子浓度有增加的趋势,电子温度有降低的趋势,基片台边缘区域的电场强度增大是电子浓度增大的主要原因。在腔室压力以及电子平均自由程一定的情况下,当电子与重粒子发生激烈的碰撞和有效反应时,电子被带走一部分能量,这是导致电子温度降低的原因之一[32]。两种基片台上方的电子浓度和电子温度在衬底径向方向上的变化不超过1个数量级,可以推测等离子体参数在每个基片台上的分布是均匀的。图7中的插图I和插图II分别是CH_4与H_2体积比为5%(A型)和2%(B型)时2个基片台的实际放电图,显示出了均匀的等离子体放电特征。

根据上述模拟得出电场分布的均匀性和等离子体光谱诊断得出电子浓度和电子温度分布的均匀性结果可以推测,在分别利用A型基片台和B型基片台生长单晶金刚石和多晶金刚石膜的过程中,高CH_4与H_2体积比有利于单晶金刚石的生长,而低CH_4与H_2体积比则更有利于高质量多晶金刚石膜的生长。衬底中心区域的金刚石生长速度可能更快,但由于边缘效应的合理利用,放置在A型基片台不同区域的单晶金刚石籽晶的生长速度和质量趋于一致,在B型基片台上生长的多晶金刚石膜也可以达到较高的质量和均匀性。

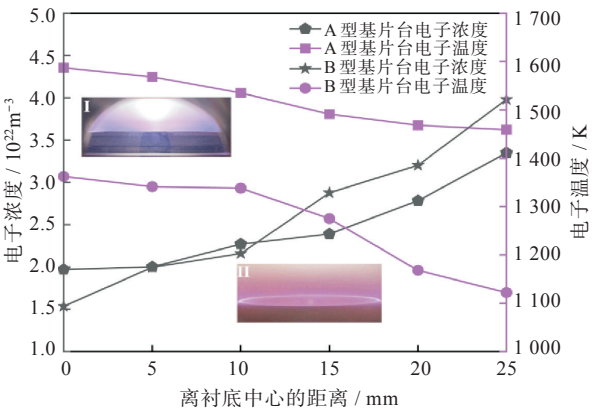

图7　两种基片台上方的电子浓度和电子温度分布

Fig. 7　Distribution of electron concentration and electron temperature above the two substrate holders

2.4　样品表征

基于上述结论进行了单晶金刚石的生长和多晶金刚石膜的沉积实验,并对得到的样品进行了表征。表1列出了设定的生长参数。

图8(a)是放置在Mo衬底上方的多片籽晶同质外延生长得到的单晶金刚石光学照片,图8(b)是3个不同位置的单晶金刚石拉曼光谱图,3个金刚石分别位于Mo衬底的中心处(III)以及距离Mo衬底中心10 mm(II)和20 mm(I)处的地方。从图8(b)可以看出,3个单晶金刚石在1 333 cm^{-1}处均有尖锐的金刚石特征峰,半高宽(full width at half maximum,FWHM)分别为5.95、6.13、7.52 cm^{-1},呈逐渐增大的趋势,但其数值相差不大。且放置在3个位置的金刚石在1 421 cm^{-1}处都有1个弱峰,这通常是由金刚石中NV^0杂质引起的[33]。由图8(b)可以看出,得到的金刚石的颜色(肉眼观察)不受NV^0杂质(金刚石中的一种特殊缺陷)的明显影响,单晶金刚石均呈现半透明的颜色。中心处、距中心10 mm半径处、距中心20 mm半径处

表1　沉积参数

Tab. 1　Deposition parameter

基片台	H_2流量 / (cm^3/min)	CH_4流量 / (cm^3/min)	P_{in} / kW	p / kPa	t / ℃
A	400.0	20.0	5.0±0.3	16.0±0.5	850.0~900.0
B	400.0	8.0	5.0±0.3	16.0±0.5	800.0~850.0

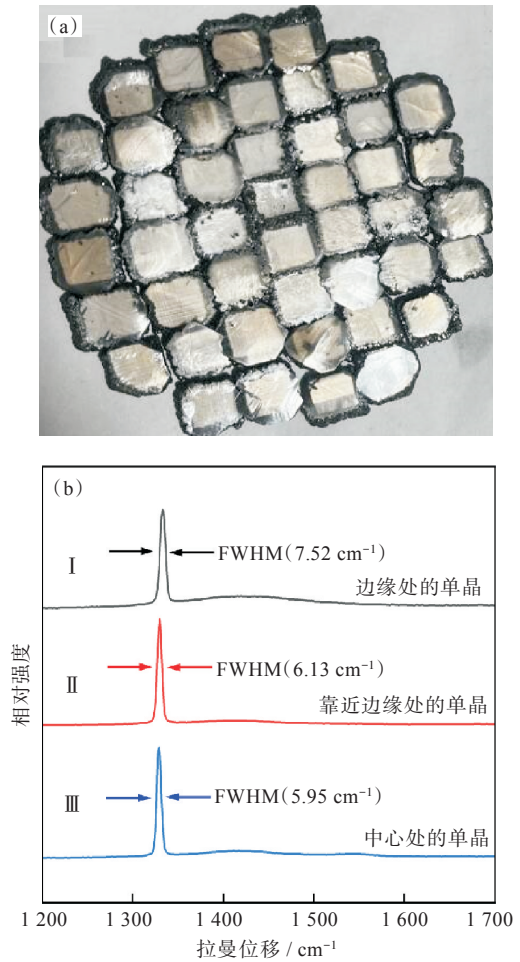

图8 (a)A型基片台上生长的单晶金刚石的光学图；(b)放置在3个不同位置的单晶金刚石的拉曼光谱

Fig. 8 (a)Optical diagram of the grown single crystal diamonds on the substrate holder A;(b)Raman spectra of the single crystal diamonds placed in three different locations

的金刚石厚度分别为(2.55±0.1)、(2.38±0.1)、(2.23±0.1) mm，不同位置处的金刚石厚度差约0.30 mm，这表明在设定的参数条件下生长得到的单晶金刚石在质量上具有较高的均匀性，也证明了A型基片台适合大面积生长单晶金刚石。

图9展示了在B型基片台上沉积的多晶金刚石膜的光学照片，以及膜表面3个不同区域的拉曼光谱和XRD图。距离衬底中心5 mm半径的区域标记为I、10 mm半径的区域标记为II、20 mm半径的区域标记为III。金刚石膜的平均厚度为330 μm，沉积速率约为2.2 μm/h。金刚石膜的厚度不均匀性小于6%，I区和II区比较透明，而边缘III区金刚石膜表面颜色较深，可能是杂质或非金刚石相[34]。SEM图显示，3个区域的金刚石晶粒都比较大，晶粒尺寸在58 μm左右，比较均匀。拉曼光谱显示这3个区域的金刚石在拉曼位移为1 333 cm^{-1}处有尖锐的金刚石特征峰，在1 421 cm^{-1}处有NV^0

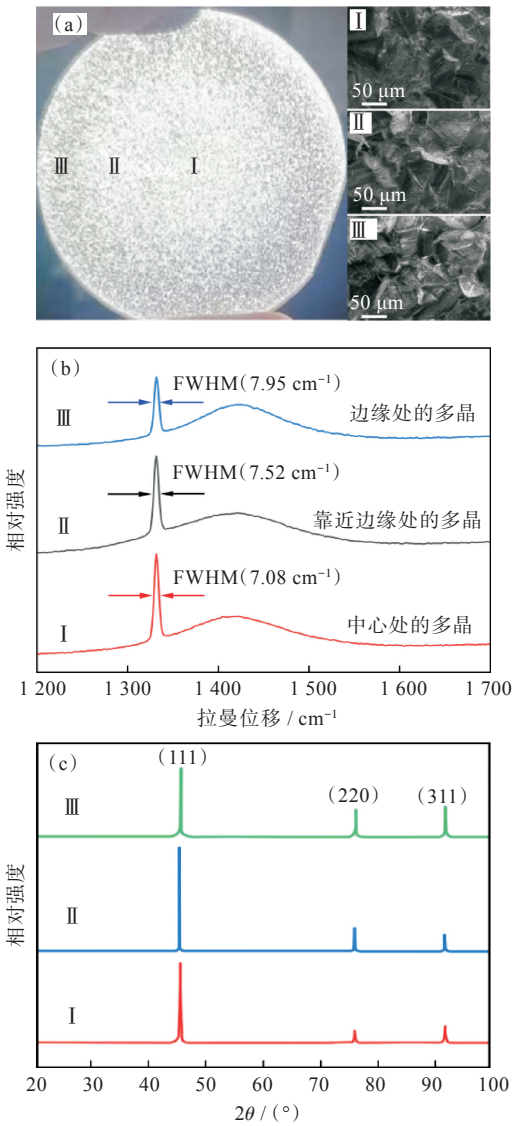

图9 多晶金刚石膜样品表征图：(a)光学照片和SEM图，(b)拉曼光谱，(c)XRD图

Fig. 9 Microcrystalline diamond film sample characterization:(a) optical and SEM images, (b) Raman spectra, (c)XRD patterns

杂质峰，FWHM分别为7.08、7.52和7.95 cm^{-1}。XRD图表明样品的3个区域均显示出(111)的择优取向。在设定的参数条件下沉积的金刚石膜在形貌、质量和生长方向上具有良好的均匀性，同时印证了B型基片台适合金刚石膜的均匀生长。

图10是利用A型基片台和B型基片台生长出质量更好的单晶金刚石和沉积面积更大的金刚石膜。图10(a)是在A型基片台上，微波输入功率5.3 kW，腔室气压16.0 kPa，CH_4与H_2体积比为5%的条件下，一次生长出41颗平均厚度约2.5 mm的单晶金刚石。图10(b)是在B型基片台上，微波输入功率5.0 kW，腔室气压为15.0 kPa，CH_4与H_2体积比为2%的条件下沉积的直径为100 mm的多晶金刚石膜。

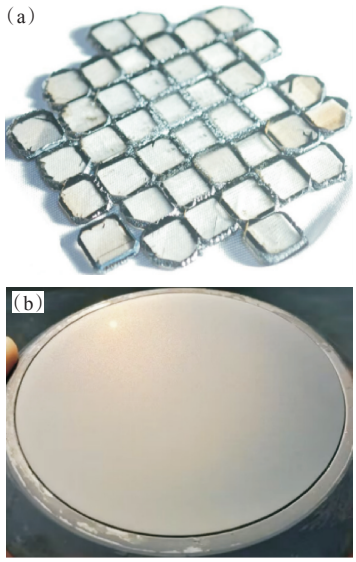

图10　生长成品：(a)单晶金刚石，(b)多晶金刚石膜

Fig. 10　Grown product: (a) single crystal diamond, (b) microcrystalline diamond film

3　结　论

利用自制的MPCVD设备，通过电场模拟、等离子体环境诊断等方法调整基片台的结构和生长条件，一次生长出平均厚度为2.5 mm的单晶金刚石，并制备出直径为100 mm的多晶金刚石膜。探究从衬底(Mo或Si)上表面到Mo片上表面之间的距离h对金刚石生长环境及生长质量的影响，适当调整h可以有效利用衬底上方的边缘效应：当h在0.8~1.0 mm范围内时，等离子体条件适合大面积生长单晶金刚石；当h小于0.2 mm时，等离子体环境更适合高质量金刚石膜的沉积。利用这两种基片台得到的单晶金刚石和多晶金刚石膜在厚度、质量和形貌上均表现出较高的均匀性。

参考文献

[1] 丁志纯，孙剑飞．单晶金刚石车刀在陶瓷基复合材料加工中的应用研究[J]．模具制造，2024，24(4)：65-69.

[2] 王伟华，代兵，王杨，等．金刚石光学窗口相关元件的研究进展[J]．材料科学与工艺，2020，28(3)：42-57.

[3] 王凡生，刘繁，汪建华，等．金刚石半导体器件的研究进展[J]．武汉工程大学学报，2020，42(5)：518-525.

[4] 高旭辉．金刚石——终极半导体的“破茧”之路[J]．科学咨询(科技·管理)，2024(5)：240-243.

[5] 尤宜．基于金刚石NV色心的量子编码与量子计算[D]．北京：北京邮电大学，2023.

[6] MUEHLE M, ASMUSSEN J, BECKER M F, et al. Extending microwave plasma assisted CVD SCD growth to pressures of 400Torr [J]. Diamond and Related Materials, 2017, 79: 150-163.

[7] LIANG Q, CHIN C Y, LAI J, et al. Enhanced growth of high quality single crystal diamond by microwave plasma assisted chemical vapor deposition at high gas pressures [J]. Applied Physics Letters, 2009, 94 (2): 024103.

[8] ACHARD J, TALLAIRE A, SUSSMANN R, et al. The control of growth parameters in the synthesis of high-quality single crystalline diamond by CVD [J]. Journal of Crystal Growth, 2005, 284(3/4): 396-405.

[9] 牟草源，李根壮，谢文良，等．微波等离子体化学气相沉积法制备大尺寸单晶金刚石的研究进展[J]．电子与封装，2023，23(1)：010104.

[10] SEDOV V, MARTYANOV A, ALTAKHOV A, et al. Effect of substrate holder design on stress and uniformity of large-area polycrystalline diamond films grown by microwave plasma-assisted CVD [J]. Coatings, 2020, 10(10): 939.

[11] 谢文良．单晶金刚石MPCVD外延生长的关键问题研究[D]．长春：吉林大学，2023.

[12] TALLAIRE A, ACHARD J, BRINZA O, et al. Growth strategy for controlling dislocation densities and crystal morphologies of single crystal diamond by using pyramidal-shape substrates [J]. Diamond and Related Materials, 2013, 33: 71-77.

[13] FENG M Y, JIN P, MENG X Q, et al. One-step growth of a nearly 2 mm thick CVD single crystal diamond with an enlarged surface by optimizing the substrate holder structure [J]. Journal of Crystal Growth, 2023, 603: 127011.

[14] ASHFOLD M N R, MANKELEVICH Y A. Self-consistent modeling of microwave activated $N_2/CH_4/H_2$ (and N_2/H_2) plasmas relevant to diamond chemical vapor deposition [J]. Plasma Sources Science and Technology, 2022, 31(3): 035005.

[15] OROZCO E A, TSYGANKOV P, BARRAGAN Y F, et al. Computational study of a microwave plasma reactor based on the TM_{112} mode for diamond deposition [J]. Applied Physics A, 2023, 129(12): 842.

[16] LINNIK S A, GAYDAYCHUK A V. Application of optical emission spectroscopy for the determination of optimal CVD diamond growth parameters in abnormal glow discharge plasma [J]. Vacuum, 2014, 103: 28-32.

[17] WENG J, WANG J H, DAI S Y, et al. Preparation of diamond films with controllable surface morphology, orientation and quality in an overmoded microwave plasma CVD chamber [J]. Applied Surface Science, 2013, 276: 529-534.

[18] 耿传文,夏禹豪,赵洪阳,等.单晶金刚石边缘表面倾斜角度对同质外延生长的影响[J].物理学报,2018,67(24):248101.

[19] WATANABE T,TERAJI T,ITO T,et al. Monte Carlo simulations of electron transport properties of diamond in high electric fields using full band structure [J]. Journal of Applied Physics,2004,95(9):4866-4874.

[20] CENNA F,CARTIGLIA N,FRIEDL M,et al. Weightfield2:a fast simulator for silicon and diamond solid state detector [J]. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A:Accelerators,Spectrometers,Detectors and Associated Equipment,2015,796:149-153.

[21] MAY P W,MANKELEVICH Y A. From ultrananocrystalline diamond to single crystal diamond growth in hot filament and microwave plasma-enhanced CVD reactors:a unified model for growth rates and grain sizes [J]. The Journal of Physical Chemistry C,2008,112(32):12432-12441.

[22] 许坤,吕思远.MPCVD法生长曲面多晶金刚石薄膜研究[J].冶金与材料,2024,44(3):1-3.

[23] JEONG J H,LEE S Y,LEE W S,et al. Mechanical analysis for crack-free release of chemical-vapor-deposited diamond wafers[J]. Diamond and Related Materials,2002,11(8):1597-1605.

[24] GORE J P P,MAHONEY E J D,SMITH J A,et al. Imaging and modeling C_2 radical emissions from microwave plasma-activated methane/hydrogen gas mixtures:contributions from chemiluminescent reactions and investigations of higher-pressure effects and plasma constriction[J]. The Journal of Physical Chemistry A,2021,125(19):4184-4199.

[25] SU C H,CHANG C Y. Effect of CH/C_2 species density on surface morphology of diamond film grown by microwave plasma jet chemical vapor deposition [J]. Materials Transactions,2008,49(6):1380-1384.

[26] YANG Z L,AN K,FENG X R,et al. Explore the growth mechanism of high-quality diamond under high average power density in the MPCVD reactor [J]. Materials Science and Engineering:B,2024,302:117248.

[27] WU J J,HONG F C N. Direct identification of diamond growth precursor using almost pure CH_4 or C_2H_2 near growth surface [J]. Applied Physics Letters,1997,70(2):185-187.

[28] RABEAU J R,JOHN P,WILSON J I B,et al. The role of C_2 in nanocrystalline diamond growth [J]. Journal of Applied Physics,2004,96(11):6724-6732.

[29] SANKARAN R M,GIAPIS K P. High-pressure micro-discharges in etching and deposition applications [J]. Journal of Physics D:Applied Physics,2003,36(23):2914-2921.

[30] HARUTA Y,FUJIMOTO K,HORITA S,et al. Time evolution in radiation intensities of C_2 and H spectra in Ar/CH_4/H_2 pulse modulated induction thermal plasmas for diamond film deposition [J]. Journal of Physics:Conference Series,2013,441:012017.

[31] 翁俊,周程,刘繁,等.甲烷与氢气的流量比在高功率下对金刚石膜生长的影响[J].表面技术,2018,47(11):202-209.

[32] SHIMIZU T,IIZUKA S,KATO K,et al. High quality diamond formation by electron temperature control in methane-hydrogen plasma [J]. Plasma Sources Science and Technology,2003,12(4):S21-S25.

[33] ZHAO H Y,LI B W,WANG Z W,et al. Effect of nitrogen-hydrogen co-doping on diamond growth [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials,2023,117:106410.

[34] ZAITSEV A M,KAZUCHITS N M,KAZUCHITS V N,et al. Nitrogen-doped CVD diamond:nitrogen concentration,color and internal stress [J]. Diamond and Related Materials,2020,105:107794.

本文编辑:苗 变