

# Ta 涂层对 CVD 单晶金刚石焊接强度的影响

毛雅梅<sup>1</sup>, 黑鸿君<sup>1</sup>, 高洁<sup>1,2</sup>, 张孟<sup>1</sup>, 王垚<sup>1</sup>, 郑可<sup>1</sup>, 于盛旺<sup>1</sup>

(1. 太原理工大学 材料科学与工程学院, 太原 030024;

2. 电子科技大学 真空电子科学技术国家重点实验室, 成都 610054)

**摘要:** **目的** 提高金刚石的可焊性, 促进金刚石与异质合金的连接。**方法** 采用双辉等离子体表面合金化 (DGPSA) 技术在 CVD 单晶金刚石表面沉积 Ta 涂层, 然后利用 Ag-Cu-Ti (Ti 的质量分数为 2%) 钎料合金将 Ta 涂层单晶金刚石与硬质合金 (WC-Co) 在真空钎焊炉中进行焊接。采用 X 射线衍射仪、扫描电子显微镜和能谱仪分析 Ta 涂层及焊后截面的物相组成、表面微观形貌、截面微观形貌、元素分布。使用万能试验机对有 Ta 涂层和无 Ta 涂层的焊后样品进行剪切断裂试验, 对焊接后样品的界面结合强度进行探究。**结果** 在合金化温度为 850 °C 下, 随着沉积时间 (5、15、30、60 min) 的延长, Ta 涂层的厚度从 0.35 μm 增至 7.96 μm, 晶粒由纳米晶转变为柱状晶, 整个涂层由沉积层 I 和扩散层 II 组成, 且在金刚石/Ta 涂层界面处生成了 2 种力学性能良好的金属型碳化物, 即 TaC 和 Ta<sub>2</sub>C。焊接接头的剪切强度随着 Ta 涂层沉积时间的延长, 呈先增大后减小的趋势。**结论** 当沉积时间为 30 min 时, Ta 涂层的厚度为 3.47 μm, 与 WC-Co 焊接后其剪切强度达到最大值 (115.6 MPa), 且大于无 Ta 涂层焊接样品的剪切强度 (75.6 MPa), 证明 Ta 涂层对单晶金刚石的可焊性有明显的促进作用。

**关键词:** CVD 单晶金刚石; 双辉等离子体表面合金化; Ta 涂层; Ag-Cu-Ti 钎料合金; 真空钎焊; 结合强度  
**中图分类号:** TG113.26+3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2022)11-0445-07

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2022.11.042

## Effect of Ta Coating on Welding Strength of CVD Single-crystal Diamond

MAO Ya-mei<sup>1</sup>, HEI Hong-jun<sup>1</sup>, GAO Jie<sup>1,2</sup>, ZHANG Meng<sup>1</sup>, WANG Yao<sup>1</sup>, ZHENG Ke<sup>1</sup>, YU Sheng-wang<sup>1</sup>

(1. College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China;

2. National Key Laboratory of Science and Technology on Vacuum Electronics, University of Electronic Science and Technology, Chengdu 610054, China)

**ABSTRACT:** The work aims to improve the weldability of diamond and facilitate the bonding between the diamond and heterogeneous alloy. Ta coating was deposited on chemical vapor deposition (CVD) single-crystal diamond (not powder or particle)

收稿日期: 2021-11-12; 修订日期: 2022-02-12

Received: 2021-11-12; Revised: 2022-02-12

**基金项目:** 国家自然科学基金 (51901154); 山西省自然科学基金 (201901D211092); 山西省科技重大专项 (20181102013); “1331 项目”山西省工程研究中心资助项目 (PT201801)

**Fund:** National Natural Science Foundation of China (51901154); Natural Science Foundation of Shanxi Province (201901D211092); Science and Technology Major Project of Shanxi (20181102013); Fund for Shanxi "1331 Project" (PT201801)

**作者简介:** 毛雅梅 (1995—), 女, 硕士, 主要研究方向为金刚石表面改性和金刚石焊接。

**Biography:** MAO Ya-mei (1995-), Female, Master, Research focus: surface modification and welding of diamond.

**通讯作者:** 高洁 (1989—), 女, 博士, 主要研究方向为等离子体表面改性、金刚石表面金属化及焊接。

**Corresponding author:** GAO Jie (1989-), Female, Doctor, Associate professor, Research focus: plasma surface modification, diamond surface metallization and welding.

**引文格式:** 毛雅梅, 黑鸿君, 高洁, 等. Ta 涂层对 CVD 单晶金刚石焊接强度的影响[J]. 表面技术, 2022, 51(11): 445-451.

MAO Ya-mei, HEI Hong-jun, GAO Jie, et al. Effect of Ta Coating on Welding Strength of CVD Single-crystal Diamond[J]. Surface Technology, 2022, 51(11): 445-451.

surface with large-size via double glow plasma surface alloying (DGPSA) technique. Then, the Ta-coated single-crystal diamond and cemented carbide (WC-Co) were brazed with Ag-Cu-2wt.%Ti brazing alloy at 810 °C for 10 min in vacuum furnace. The phase composition, surface micro morphology and element distribution of Ta coating and the cross-sectional morphology after brazing were characterized by X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscope (SEM) and energy dispersive X-ray spectrum (EDS). Furthermore, to verify the effectively weldability of Ta coating for single-crystal diamond, a universal testing machine was used to conduct a shear fracture test on the brazing samples of single-crystal diamond with Ta coating and without Ta coating (control group) to explore the interfacial bonding strength after brazing. After alloying at 850 °C, the thickness of Ta coating increased gradually from 0.35  $\mu\text{m}$  to 7.96  $\mu\text{m}$  for deposition of 5, 15, 30 and 60 min, the grain grew from the nano-crystal to columnar crystal, and the average grain size increased from ~84.24 nm to ~136.11 nm according to the XRD pattern and Scherrer's equation with the deposition time at the same temperature of alloying (850 °C). The surface of Ta coating sags and crests increased with the increase of deposition time and this surface unevenly improved the flow of brazing alloy and enhanced the adhesion between Ta-coated single-crystal diamond and WC-Co during brazing. Besides, combined with the SEM of cross-sectional morphology and EDS, the Ta coating was composed of deposited layer I and diffused layer II. This diffused layer was mainly composed of TaC and Ta<sub>2</sub>C. These two metal carbides with good mechanical properties were generated at the single-crystal diamond/Ta coating interface. The Ta<sub>2</sub>C had mechanical properties between Ta and TaC, which made it possible to improve the interface plasticity and impact resistance of single-crystal diamond/Ta coating. In addition, this carbides layer played a vital transition function at the interface between the single-crystal diamond and the Ta coating. The well bonding was provided at this interface by this layer during shearing test. After shearing test, the shear strength first increased and then decreased as the deposition time of Ta coating increased. When the deposition time is 30 min, the thickness of Ta coating is 3.47  $\mu\text{m}$ . The maximum shear strength (115.6 MPa) after brazing with WC-Co is obtained, which is greater than the shear strength (75.6 MPa) of brazing samples without Ta coating. It is proved that Ta coating can obviously promote the weldability of single-crystal diamond. It is worth noting that the sample with the longest deposition time (60 min) and the largest Ta coating thickness (7.96  $\mu\text{m}$ ) do not have the greatest shear strength.

**KEY WORDS:** CVD single-crystal diamond; double glow plasma surface alloying; Ta coating; Ag-Cu-Ti brazing alloy; vacuum brazing; bonding strength

采用化学气相沉积 (CVD) 的单晶金刚石拥有优异的物化性能, 如高硬度、高导热系数、超高弹性模量、低摩擦因数和热膨胀系数等<sup>[1-2]</sup>, 它被广泛应用于机械加工、半导体器件、散热等领域<sup>[3-5]</sup>。由于金刚石的表面能极高, 不易被低熔点的金属或合金所浸润, 其可焊性极差, 这在一定程度上制约了其在上述领域的应用<sup>[6]</sup>, 因此对金刚石进行表面改性成为目前拓展金刚石应用领域研究方向, 以提高其可焊性。

采用磁控溅射<sup>[7]</sup>、电镀<sup>[8]</sup>、化学镀<sup>[9]</sup>等表面处理方法所形成的改性层与基体间的结合力较弱。采用双辉等离子体表面合金化 (DGPSA) 技术通过离子轰击, 在基体表面形成包含大量空位的晶体缺陷层, 使基体与合金元素之间的溶解度增大, 形成了合金扩散层, 降低了界面应力, 在基体表面制备出与其呈冶金结合且结合力高的表面改性层<sup>[10-11]</sup>。Gao 等<sup>[12]</sup>利用该技术在多晶金刚石表面沉积了钨 (W) 涂层, 获得了较高的界面结合强度。曹岩等<sup>[13]</sup>利用该技术在 316L 不锈钢表面制备了均匀致密的钽 (Ta) 合金层, 结果表明, Ta 涂层与基体之间形成了高强度结合界面, 涂层剥落的临界载荷为 111 N。采用该技术制备涂层对金刚石进行表面改性的重点是合金化元素的选取,

既要考虑元素与金刚石之间的热膨胀系数差异, 又不能忽视其亲碳能力。前者直接影响界面应力的产生, 后者决定金刚石与涂层的界面反应程度, 即形成碳化物的数量。综合以上 2 种因素, 选择 Ta 作为合金化元素。

文中采用 DGPSA 技术首次在大尺寸 CVD 单晶金刚石表面制备 Ta 涂层, 研究 Ta 涂层的相组成及微观组织随沉积时间的变化情况, 利用 Ag-Cu-Ti (Ti 的质量分数 2%) 钎料合金将 Ta 涂层金刚石钎焊到硬质合金 (WC-Co) 上, 通过剪切试验评估 Ta 涂层对单晶金刚石可焊性的促进作用。

## 1 试验

### 1.1 材料

CVD 单晶金刚石由 TYUT 型微波等离子体化学气相沉积系统<sup>[14]</sup>制备, 采用大功率脉冲 Nd-YAG 激光将其切割成 5 mm×5 mm×1 mm 的薄片, 并进行抛光。将纯度为 99.99% 的 Ta 丝 ( $\phi 3\text{ mm}\times 20\text{ mm}$ ) 均匀固定在 Ta 板 (50 mm×50 mm×3 mm) 上, 制备成靶材。钎料合金为 Ag-Cu-Ti (Ti 的质量分数 2%), 钎焊 WC-Co 衬底的尺寸为 10 mm×10 mm×4 mm。

1.2 Ta 涂层的制备

利用 DGPSA 装置 (如图 1 所示) 进行 Ta 涂层的制备。源极与工件级的工作偏压如表 1 所示。试验工作气体为氩气, 纯度为 99.99%, 体积流量 (sccm) 为 40 mL/min, 工作气压为 34 Pa。在接通电源后, 源极靶材和工件被辉光所覆盖。在沉积 Ta 涂层时, 先进行 15 min 的 Ar<sup>+</sup>离子轰击溅射, 一方面借助 Ar<sup>+</sup>轰击将单晶金刚石加热至高温 (850 ℃); 另一方面在金刚石表面形成大量的空位等缺陷, 为随后 Ta 元素的扩散提供通道。然后进行 Ta 涂层的制备, 将 Ta 原子从源极溅射出来, 并吸附在金刚石表面, 借助空位等缺陷扩散到金刚石内部, 沉积时间分别为 5、15、30、60 min。

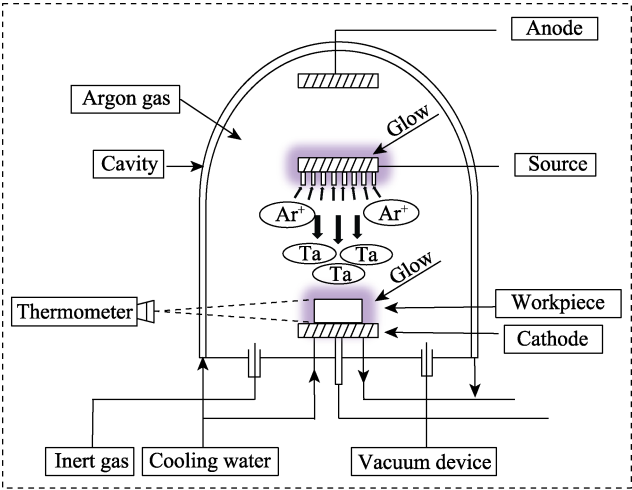


图 1 双辉等离子体表面合金化装置示意图  
Fig.1 Schematic diagram of double glow plasma surface alloying device

表 1 源极与工件级的工作偏压  
Tab.1 Bias voltage of source and workpiece electrode

Holding time/min	Electrode	Negative bias in cleaning stage/V	Negative bias during coating deposition/V
5	Source	270-280	520-530
	workpiece	520-530	320-330
15	Source	290-300	550-560
	workpiece	540-550	350-370
30	Source	290-310	570-590
	workpiece	540-560	360-380
60	Source	320-340	580-600
	workpiece	570-590	370-390

1.3 钎焊及剪切试验

钎焊试验在真空钎焊炉 (ZCZKL-160L) 中进行, 金刚石、钎料合金和硬质合金按照如图 2a 所示位置放置, 钎焊试验参数如表 2 所示。

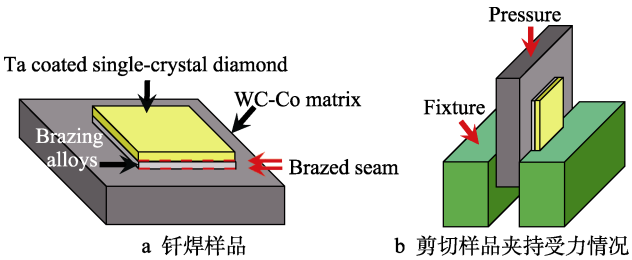


图 2 钎焊及剪切示意图  
Fig.2 Schematic diagram of brazing sample and shear:  
a) brazing sample; b) clamping of shear sample

表 2 钎焊实验参数  
Tab.2 Parameters of vacuum brazing

Parameter	Values
Working pressure/mPa	1
Heating rate/(℃·min <sup>-1</sup> )	10
Brazing temperature/℃	810
Holding time/min	10

采用万能力学试验机 (ETM503B) 对钎焊样品的剪切强度进行评估。剪切装置示意如图 2b 所示, 载荷为 5 kN, 加载速度为 0.1 mm/min, 最大加载能力为 45 kN。剪切强度的计算见式 (1)。

$$\tau = \frac{F_s}{A}$$
 (1)

式中:  $F_s$  为试验测得的剪切力;  $A$  为实际剪切面积 (即金刚石焊接面的面积), 此实验中实际剪切面积为 25 mm<sup>2</sup>。

1.4 表征测试

采用扫描电子显微镜 (SEM, ZEISS-G300) 观察 Ta 涂层的表面形貌、截面形貌及剪切试样的截面形貌。利用能谱仪 (EDS, Oxford) 检测 Ta 涂层横截面及焊缝的元素分布。采用 X 射线衍射仪 (XRD, Smartlab X, Rigaku) 对 Ta 涂层进行物相分析。

2 结果与讨论

2.1 Ta 涂层的物相

不同沉积时间下 Ta 涂层的 XRD 衍射图谱如图 3 所示。从图 3 可以看出, 在各参数下 Ta 涂层物相均为  $\alpha$ -Ta、TaC 和 Ta<sub>2</sub>C。在衍射峰 2 $\theta$  为 38.5°、55.5°、69.6°时分别对应 BCC 结构  $\alpha$ -Ta 的 (110)、(200)、(211) 晶面 (PDF No 04-0788)。从图 3 可观察到 TaC 和 Ta<sub>2</sub>C 的物相衍射峰。在 2 $\theta$ =58.6°时对应 TaC 的 (220) 晶面的衍射峰 (PDF No 35-0801)。在 2 $\theta$ =50.1°时对应 Ta<sub>2</sub>C 的 (102) 晶面的衍射峰 (PDF No 32-1280)。Ta 涂层均为  $\alpha$  相, 这是装置中残留的氧气在高温作用下促使四方结构的  $\beta$ -Ta 向其转变的结果 [15-16]。 $\alpha$ -Ta 涂层可能有助于为单晶金刚石提供良

好的抗剪切界面<sup>[17]</sup>。TaC 和 Ta<sub>2</sub>C 的形成是因为离子轰击在金刚石表面形成了空位缺陷层,在沉积过程中 Ta 原子会优先占据空位,并与邻近的 C 原子反应,生成 TaC 和 Ta<sub>2</sub>C。

TaC 和 Ta<sub>2</sub>C 的晶体结构如图 4 所示<sup>[18]</sup>。根据

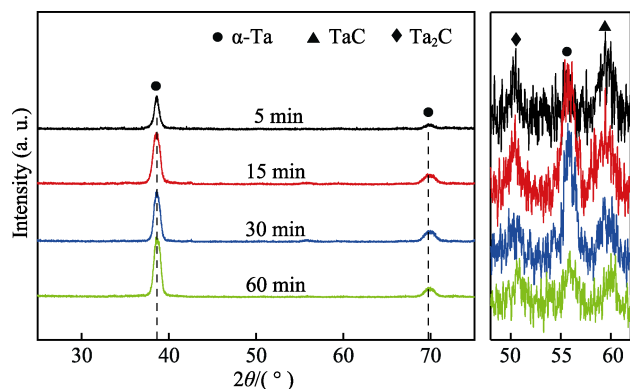


图3 Ta 涂层样品的物相组成  
Fig.3 Phase composition of Ta coating

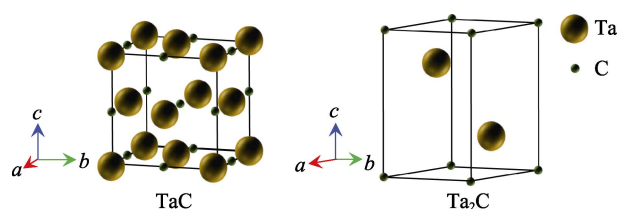


图4 TaC 和 Ta<sub>2</sub>C 的晶胞结构模型<sup>[18]</sup>  
Fig.4 Cell structure model: TaC and Ta<sub>2</sub>C<sup>[18]</sup>

Wang 等<sup>[19]</sup>的研究,由于 Ta<sub>2</sub>C 受力时主要在 Ta-Ta 层间发生滑移,因而 Ta<sub>2</sub>C 具有良好的塑性,且 Ta<sub>2</sub>C 具有介于 Ta 与 TaC 之间的力学性能,使其有可能改善金刚石/Ta 涂层的界面塑性,提高其界面抗冲击能力。

## 2.2 Ta 涂层的表面及截面形貌

不同沉积时间下 Ta 涂层的表面形貌如图 5a—d 所示。由图 5 可知,在不同参数下制备的 Ta 涂层均致密且连续。随着沉积时间的延长, Ta 涂层表面颗粒之间的界限变得越明显,在沉积时间大于 30 min 时,颗粒聚集形成了岛状结构。涂层表面的变化可归因于 Ar<sup>+</sup>离子的轰击,以及 Ta 原子在表面的不充分扩散。当离子轰击所形成的空位缺陷超过原子吸附的速度时,涂层表面就会出现起伏。根据谢乐公式计算不同参数下 Ta 涂层的平均晶粒尺寸,如表 3 所示,随着沉积时间的延长,其平均晶粒尺寸由约 84.24 nm 增至约 136.11 nm。

不同沉积时间下 Ta 涂层的截面形貌如图 6a—d 所示。在不同参数下均形成了连续的 Ta 涂层,涂层与单晶金刚石界面处无明显的孔洞或缺陷。随着沉积时间的延长,涂层厚度不断增加,由 Image-Pro 测量 Ta 涂层厚度随机 10 个位置的测量值和平均值可知,涂层厚度从 0.35 μm 增至 7.96 μm (图 6e)。由图 6b—d 可明显看出, Ta 涂层由靠近界面的纳米晶层和靠近表面的柱状晶层组成。根据 Movchan 等<sup>[20]</sup>

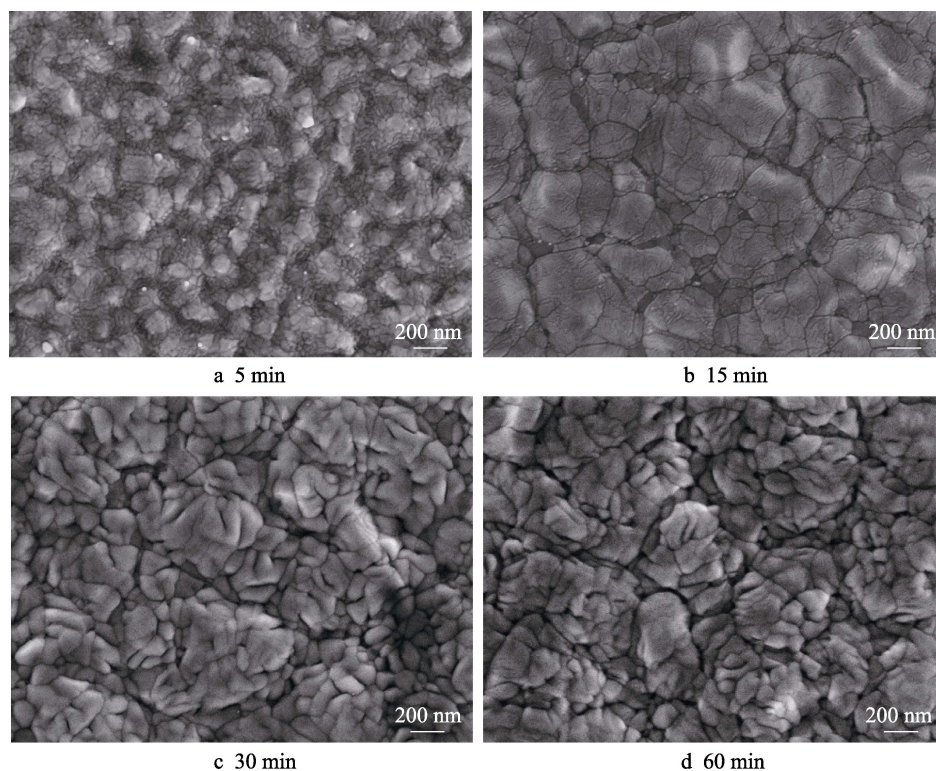


图5 不同沉积时间下 Ta 涂层的表面形貌和平均晶粒尺寸  
Fig.5 Surface morphology of Ta coating and average grain size for different deposition time



提出的气相沉积薄膜结构区模型 (SZM, 如图 6f 所示) 可知, 所制备的 Ta 涂层由内到外晶粒形貌的变化是因为随着沉积时间的延长, Ta 原子的表面迁移率不断增大, 形核的速率加快, 使晶粒由纳米晶转变为纤维状的柱状晶结构<sup>[21]</sup>。由图 6c 中截面元素分布谱线结果可知, C 和 Ta 元素在界面处发生了互扩散, 形成了扩散层 (Layer II), 这有利于界面结合强度的提升。

表 3 根据 XRD 结果计算  $2\theta=38.5^\circ$  的 Ta (110) 晶面的晶粒尺寸

Tab.3 Calculated average grain sizes of the  $2\theta=38.5^\circ$  lattice plane Ta coatings deposited for different time by XRD patterns

Holding time/min	Half width/rad	Grain size/nm
5	0.987 8	84.24
15	0.917 3	90.71
30	0.810 7	102.64
60	0.611 4	136.11

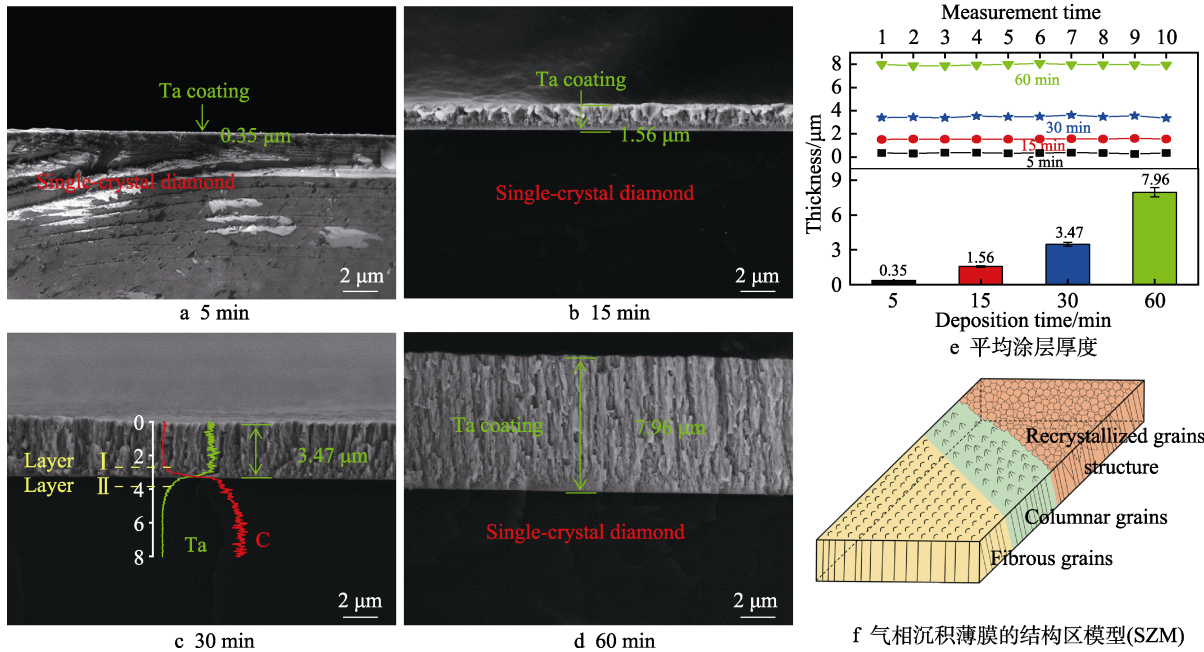


图 6 Ta 涂层

Fig.6 Ta coatings: a) 5 min; b) 15 min; c) 30 min; d) 60 min; e) thickness of Ta coatings; f) structure zone model (SZM) of vapor deposited film

2.3 Ta 涂层单晶金刚石焊接接头的截面形貌

Ta 涂层单晶金刚石与 WC-Co 焊接接头的截面形貌如图 7a—d 所示。接头主要由 Ta 涂层金刚石、焊缝、WC-Co 衬底等 3 个部分组成。在图 7a—d 中, 沉积时间为 5 min (图 7a) 和 15 min (图 7b) 时, 焊缝中均存在钎料合金中胶黏剂挥发后留下的直径约为 1 μm 的孔洞。这些孔洞缺陷的存在会减小接头的实际承载面积, 从而影响其剪切强度<sup>[22]</sup>。沉积时间为 30 min (图 7c) 和 60 min (图 7d) 时的焊缝中不存在明显的孔洞, 有利于获得更高的剪切强度。由图 7e—k 中的截面能谱图可知, 在焊缝中, 主要成分为钎料合金的 Ag-Cu 二元共晶合金 (图 7g、h)。涂层中的 Ta 及钎焊基体硬质合金中的 Co 元素均向焊缝中间层扩散 (图 7f、k), 该扩散过程有利于接头强度的提高。

2.4 焊接接头的剪切强度

焊接接头的剪切强度结果如图 8 所示。为了明确 Ta 涂层对金刚石可焊性的促进作用, 在相同参数下

对无 Ta 涂层单晶金刚石进行了焊接。由图 8 可知, 随着沉积时间的延长, 接头的平均剪切强度呈先增大后减小的趋势; 当沉积时间为 30 min 时, 其剪切强度达到最大值, 最大值为 115.6 MPa; 在沉积时间为 5 min 时, 其剪切强度最小 (24.8 MPa), 且与 15 min 时的强度 (69.1 MPa) 都低于无 Ta 涂层的接头强度 (75.6 MPa)。出现该情况的原因是: 焊接采用 Ag-Cu-Ti 焊料, 其自身含有的 Ti 可在焊接过程中形成 TiC, 使接头保持一定的强度, 当沉积时间较短时, Ta 涂层的厚度较小, 其与金刚石的界面扩散反应较弱, 无法提供足够的界面结合力, 使得剪切强度较低; 在沉积时间为 30 min 时, Ta 涂层的组织致密, 界面扩散得较充分, 使得接头的焊接强度较高; 在沉积时间为 60 min 时, Ta 涂层接头的剪切强度低于沉积时间为 30 min 时的剪切强度, 但高于无涂层焊接接头的剪切强度。推测一方面是因 Ta 涂层太厚, 涂层应力较大, 降低了接头强度, 另一方面疏松的柱状晶在剪切受力时会因为本身的脆性而发生断裂<sup>[23]</sup>。事实上, 剪切强度的变化与涂层表面的形貌也存在关联, 当沉积时间为 30 min 和 60 min 时, 涂层的表面形貌

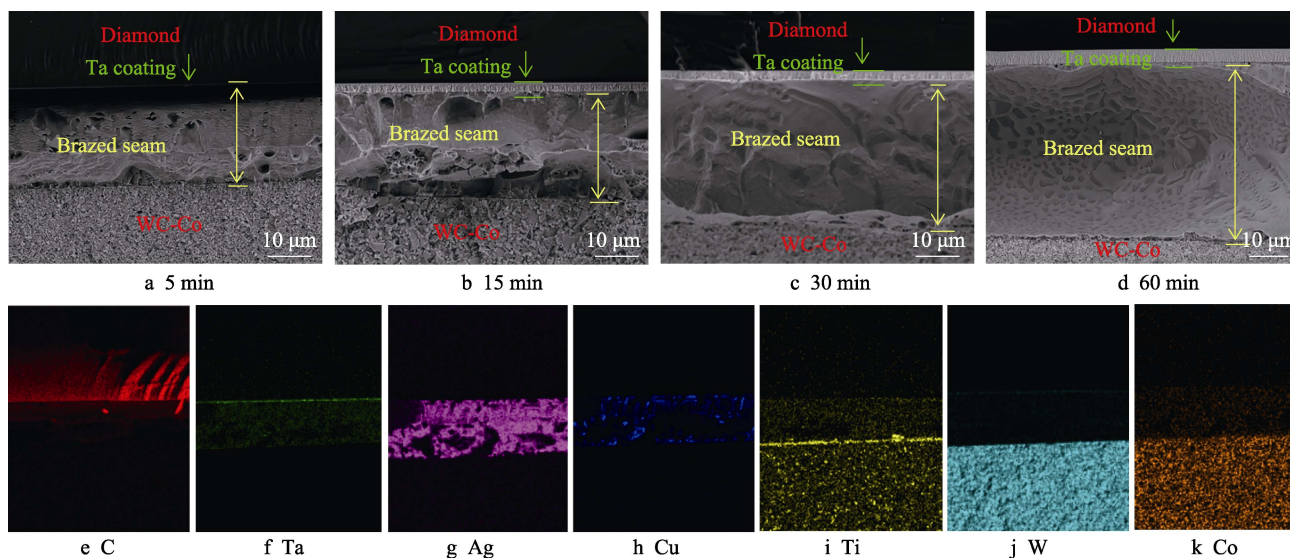


图7 钎焊截面

Fig.7 Brazing cross section

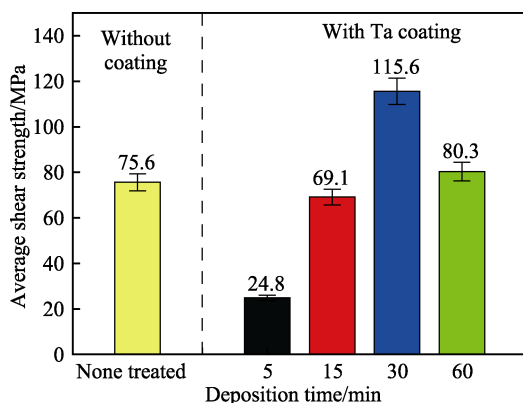


图8 钎焊后焊接接头的剪切强度

Fig.8 Shear strength of welded joint after brazing

起伏较大、较为粗糙（如图5所示），这会增大钎料合金与涂层的接触面积，从而提高接头的剪切强度。此外，界面处  $Ta_2C$  和  $TaC$  的存在可在金刚石和 Ta 涂层界面形成较强的化学键合力，增大接头的剪切强度，而二者良好的塑性可在一定程度提升金刚石界面的抗剪切能力<sup>[24-25]</sup>。

### 3 结论

利用 DGPSA 技术在 CVD 单晶金刚石表面制备了均匀致密的 Ta 涂层。在 Ta 涂层与金刚石的界面处形成了包含  $TaC$  和  $Ta_2C$  碳化物的扩散层。在合金化温度为  $850\text{ }^{\circ}\text{C}$  下，随着沉积时间的延长（由 5 min 增至 60 min），涂层的晶粒尺寸从  $84.24\text{ nm}$  增至  $136.11\text{ nm}$ ，厚度从  $0.35\text{ }\mu\text{m}$  增至  $7.96\text{ }\mu\text{m}$ 。涂层与金刚石界面紧密结合，无明显孔洞或其他缺陷。合金化后采用  $Ag-Cu-Ti$ （Ti 的质量分数 2%）钎料合金实现了 Ta 涂层金刚石与硬质合金的连接，剪切试验表明，当 Ta 涂层的沉积时间为 30 min 和 60 min 时，二

者的剪切强度均大于无 Ta 涂层钎焊样品的剪切强度，证实 Ta 涂层对单晶金刚石的可焊性具有促进作用。在沉积时间为 30 min 时，Ta 涂层样品的接头剪切强度相对最大，达到了  $115.6\text{ MPa}$ 。这可归因于双辉技术在金刚石界面形成的碳化物和扩散层促进了 Ta 涂层与金刚石的结合，进而提高了接头的剪切强度。

### 参考文献：

- [1] ZHU R H, MIAO J Y, LIU J L, et al. High Temperature Thermal Conductivity of Free-Standing Diamond Films Prepared by DC Arc Plasma Jet CVD[J]. *Diamond and Related Materials*, 2014, 50: 55-59.
- [2] JI Zhe, LIN Qiang, HUANG Zhe-wei, et al. Enhanced Lubricity of CVD Diamond Films by In-Situ Synthesis of Top-Layered Graphene Sheets[J]. *Carbon*, 2021, 184: 680-688.
- [3] MILLAR P, BIRCH R B, KEMP A J, et al. Synthetic Diamond for Intracavity Thermal Management in Compact Solid-State Lasers[J]. *IEEE Journal of Quantum Electronics*, 2008, 44(8): 709-717.
- [4] PEREZ G, MARÉCHAL A, CHICOT G, et al. Diamond Semiconductor Performances in Power Electronics Applications[J]. *Diamond and Related Materials*, 2020, 110: 108154.
- [5] LIANG Jian-bo, NAKAMURA Y, ZHAN Tian-zhuo, et al. Fabrication of High-Quality GaAs/Diamond Heterointerface for Thermal Management Applications[J]. *Diamond and Related Materials*, 2021, 111: 108207.
- [6] FRANCISCO F R, MORO J R, CORAT E J, et al. Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Property of Diamonds Substrates Brazed with Active Filler Metal[J]. *Defect and Diffusion Forum*, 2014, 353: 254-258.

- [7] 王博, 魏世丞, 王玉江, 等. 磁控溅射技术制备二氧化钛薄膜研究进展[J]. 表面技术, 2018, 47(8): 257-264.  
WANG Bo, WEI Shi-cheng, WANG Yu-jiang, et al. Titanium-Oxide Thin Films Prepared by Magnetron Sputtering Method[J]. Surface Technology, 2018, 47(8): 257-264.
- [8] 朱振东, 刘豪, 张甜, 等. 金刚石表面镀膜技术与应用的研究进展[J]. 超硬材料工程, 2021, 33(3): 28-32.  
ZHU Zhen-dong, LIU Hao, ZHANG Tian, et al. Research Progress of Plating Technology on the Diamond Surface and Its Application[J]. Superhard Material Engineering, 2021, 33(3): 28-32.
- [9] 张丽, 张彦. 化学镀的研究进展及发展趋势[J]. 表面技术, 2017, 46(12): 104-109.  
ZHANG Li, ZHANG Yan. Research Progress and Development Trend of Chemical Plating[J]. Surface Technology, 2017, 46(12): 104-109.
- [10] XU Zhong, XIONG F F. Double Glow Plasma Surface Alloying/Metallurgy Technology[M]//Plasma Surface Metallurgy. Singapore: Springer Singapore, 2017: 33-62.
- [11] LIN N, ZOU J, LI M, et al. Review on Improvements in Surface Performance of TiAl-Based Alloys by Double Glow Plasma Surface Alloying Technology[J]. Reviews on Advanced Materials Science, 2016, 44(3): 238-256.
- [12] GAO Jie, HEI Hong-jun, SHEN Yan-yan, et al. Temperature Dependence of W Metallic Coatings Synthesized by Double Glow Plasma Surface Alloying Technology on CVD Diamond Films[J]. Applied Surface Science, 2015, 356: 429-437.
- [13] 曹岩, 高洁, 郑可, 等. 316L 不锈钢表面 Ta 涂层的制备及性能[J]. 中国表面工程, 2019, 32(6): 29-36.  
CAO Yan, GAO Jie, ZHENG Ke, et al. Fabrication and Properties of Ta Coating on 316L Stainless Steel[J]. China Surface Engineering, 2019, 32(6): 29-36.
- [14] AN K, YU S W, LI X J, et al. Microwave Plasma Reactor with Conical-Reflector for Diamond Deposition[J]. Vacuum, 2015, 117: 112-120.
- [15] ZHANG Meng, MA Yong, GAO Jie, et al. Mechanical, Electrochemical, and Osteoblastic Properties of Gradient Tantalum Coatings on Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V by Prepared Plasma Alloying Technique[J]. Coatings, 2021, 11(6): 631.
- [16] MATSON D W, MCCLANAHAN E D, LEE S L, et al. Properties of Thick Sputtered Ta Used for Protective Gun Tube Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2001, 146/147: 344-350.
- [17] GLADCZUK L, PATEL A, SINGH PAUR C, et al. Tantalum Films for Protective Coatings of Steel[J]. Thin Solid Films, 2004, 467(1/2): 150-157.
- [18] 马淑红, 焦照勇, 黄肖芬, 等. TaC 和 Ta<sub>2</sub>C 结构稳定性、电子结构及力学性能的研究[J]. 原子与分子物理学报, 2014, 31(1): 149-154.  
MA Shu-hong, JIAO Zhao-yong, HUANG Xiao-fen, et al. A Theoretical Study of Structure Stability, electronic and Mechanical Properties of TaC and Ta<sub>2</sub>C[J]. Journal of Atomic and Molecular Physics, 2014, 31(1): 149-154.
- [19] WANG B, DE LEON N, WEINBERGER C R, et al. A Theoretical Investigation of the Slip Systems of Ta<sub>2</sub>C[J]. Acta Materialia, 2013, 61(11): 3914-3922.
- [20] MOVCHAN B, DEMCHISHIN A V. Structure and Properties of Thick Condensates of Nickel, Titanium, Tungsten, Aluminum Oxides, and Zirconium Dioxide in Vacuum[J]. Physics of Metals and Metallography, 1969, 28(4): 653-660.
- [21] 王启民. 电弧离子镀 MCrAlY 高温防护涂层及复合涂层的研究[D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2006: 102-105.  
WANG Qi-min. Study on Ion Plating MCrAlY High Temperature Protective Coating and Composite Coating[D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2006: 102-105.
- [22] 陈伯鑫. 焊接工程缺欠分析与对策[M]. 北京: 机械工业出版社, 1998: 81.  
CHEN Bo-li. Analysis and Countermeasures of Welding Defects in Engineering[M]. Beijing: China Machine Press, 1998: 81.
- [23] 田孟昆, 余志明, 刘学璋, 等. 过渡层对铜基金刚石薄膜的影响[J]. 中国表面工程, 2011, 24(4): 19-24.  
TIAN Meng-kun, YU Zhi-ming, LIU Xue-zhang, et al. Diamond Films Deposited on Copper with Different Interlayers[J]. China Surface Engineering, 2011, 24(4): 19-24.
- [24] 赫晓东, 关春龙, 李垚, 孙晔. EB-PVD 制备的 Ni-Cr-Al-Y 高温合金箔力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(S1): 255-258.  
HE Xiao-dong, GUAN Chun-long, LI Yao, SUN Ye, et al. Mechanical Properties of Ni-Cr-Al-Y Superalloy Foil by EB-PVD[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(S1): 255-258.
- [25] 闫志巧, 熊翔, 肖鹏, 等. Ta-C 化合反应生成 TaC 的过程[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(S2): 209-212.  
YAN Zhi-qiao, XIONG Xiang, XIAO Peng, et al. Conversion Process of TaC by Combination Reaction of Ta with C[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(S2): 209-212.

责任编辑: 彭颖