文章编号:1674-2974(2024)04-0132-08 DOI:10.16339/j.cnki.hdxbzkb.2024179

基于金刚石热历史的超硬磨具激光增材制造工艺与组织性能优化

张伟[1†],高远[1],马青原[1],彭英博[1,3],武玺旺[2],蓝阳[1],陈宇轩[1],陈治强[2]
(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室,湖南 长沙 410083;
2. 河南黄河旋风股份有限公司,河南 许昌 461502;
3. 南京农业大学 工学院,江苏 南京 210031)

摘 要:超硬磨具激光增材制造过程中,金刚石极易受到激光直接辐照和高温熔池的影响,出现石墨化等热损伤现象.选取典型的金刚石磨具用金属结合剂CuSn10粉末,采用粉末床熔融(Powder Bed Fusion-laser Beam,PBF-LB)技术制备CuSn10-金刚石复合材料;围绕高能激光束和高温熔池两个影响增材制造过程中金刚石颗粒性能的关键因素,以单颗金刚石颗粒为研究对象,通过有限元模拟分析构建金刚石颗粒的温度场模型,反映了金刚石颗粒在PBF-LB中的热演化过程;阐明了PBF-LB过程金刚石的热损伤机制,发现金刚石发生石墨化转变并不是由激光的直接辐照造成的,而是由高温熔池的热影响导致,CuSn10-金刚石复合材料在PBF-LB过程中石墨化的临界温度为1 491.6 ℃.建立了PBF-LB工艺-金刚石颗粒温度-石墨化程度-摩擦磨损性能的定量关系,发现随着金刚石颗粒温度的增加,其石墨化程度增加,严重损害了复合材料的摩擦磨损性能.

关键词:激光增材制造;超硬磨具;金刚石;热演化;石墨化
中图分类号:TQ163;TB33 **文献标志码**:A

Optimization of Laser Additive Manufacturing Process and Microstructure Properties for Superhard Tools Based on Diamond Thermal History

ZHANG Wei[1†],GAO Yuan[1],MA Qingyuan[1],PENG Yingbo[1,3],WU Xiwang[2],LAN Yang[1],
CHEN Yuxuan[1],CHEN Zhiqiang[2]
(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083,China;
2. Henan Huanghe Whirlwind Co., Ltd, Xuchang 461502,China;
3. College of Engineering, Nanjing Agricultural University, Nanjing 210031,China)

Abstract: In the laser additive manufacturing process of superhard tools, diamonds are highly susceptible to the direct irradiation of laser beams and the influence of high-temperature melt pools, leading to phenomena such as

* **收稿日期**:2023-10-18
基金项目:国家重点研发计划资助项目(2021YFB3701800),National Key Research and Development Program of China(2021YFB3701800);国家自然科学基金区域创新发展联合基金项目(U20A20236),Joint Funds of the National Natural Science Foundation of China(U20A20236);湖南省自然科学基金资助项目(2020JJ4738),Natural Science Foundation of Hunan Province(2020JJ4738)
作者简介:张伟(1979—),男,河南巩义人,中南大学研究员,博士生导师
† 通信联系人,E-mail:waycsu@csu.edu.cn

graphitization and other thermal damage. A typical metal bonding agent CuSn10 powder for diamond abrasives is selected, and the Powder Bed Fusion-laser Beam (PBF-LB) technology is used to prepare CuSn10-diamond composites in this study. Focusing on two key factors affecting the performance of diamond particles in the manufacturing process, high-energy laser beams and high-temperature melt pools, individual diamond particles are selected as the research subject. A finite element simulation analysis is conducted to construct a temperature field model of diamond particles, reflecting the thermal evolution process of diamond particles in PBF-LB. The study elucidates the thermal damage mechanism of diamonds during the PBF-LB process, revealing that the graphitization transformation of diamonds is not caused by direct laser irradiation but is induced by the thermal effects of high-temperature melt pools. The critical temperature for graphitization of CuSn10-diamond composite material in the PBF-LB process is 1 491.6 ℃. Furthermore, a quantitative relationship is established among the PBF-LB process-diamond particle temperature-degree of graphitization-frictional wear performance, demonstrating that with the increase of diamond particle temperature, the degree of graphitization increases, seriously damaging the friction and wear performance of the composite material.

Key words: laser additive manufacturing; superhard tools; diamonds; thermal evolution; graphitization

增材制造(3D打印)被世界各国视为提升国家竞争力、应对未来挑战优先发展的先进制造技术.与传统机械加工原理不同,增材制造通过材料逐层累加可制造传统方法难以制造的复杂结构,因此,有望实现金刚石工具制品整体化和精密化成形[1].但增材制造技术在金刚石复合材料方面的研究和应用才刚刚起步,国内外基本处于同步水平.

当前金刚石磨具领域面临的主要技术瓶颈在于:磨具制品结构-功能一体化设计与制造技术亟待提升,现有结构形状简单、加工效率低,缺少如多孔体、内流道等复杂形状结构,金刚石颗粒的有序排布、材料成分梯度分布等特殊微结构,以提升容屑、冷却、缓解应力的功能[2].激光增材制造技术是增材制造技术中最具代表性的一类,在增材制造技术领域中至关重要.

近年来,国内外学者及研究机构围绕金属基金刚石复合材料激光增材制造方向开展了较为丰富的探索性研究工作,并取得了一系列成果.Spierings等[3]首次通过粉末床熔融(Powder Bed Fusion-laser Beam,PBF-LB)技术制备了以Cu-Sn-Ti-Zr为金属结合剂的单晶金刚石复合材料,初步验证了PBF-LB制备金属基金刚石复合材料的工艺可行性.杨展等[4]针对金属结合剂成分、PBF-LB工艺参数和金刚石选型三个方面进行材料及工艺优化研究,试验结果表明,金属结合剂粉末的粒度极大影响着复合材料的成形性.Fang等[5]在上述研究的基础上,进一步探究了不同PBF-LB工艺参数对金属基金刚石复合材料表面形貌、金属结合剂硬度、复合材料致密度以及微观结构的影响规律.Rahmani等[6]制备了金刚石分布规则的NiCr合金/金刚石复合材料砂轮,解决了精密、超精密加工的金刚石磨具中磨粒分布不规则以及制备工艺复杂等难题.

在激光增材制造过程中,金刚石的热损伤来源有两方面,一是激光对金刚石颗粒的直接辐照,二是高温熔池对磨粒的热传导与热积累效应[7].研究表明[5,8],激光直接照射在激光增材制造(Laser Additive Manufacturing, LAM)制备的金刚石复合材料中会发生石墨化.然而,事实上金刚石的热损伤更易发生在与熔池直接接触的过程中[7,9-10].激光高斯热源在LAM中的快速熔化和能量分布不均匀导致熔池温度场极不平衡.由于瞬时温度可超过2 000 ℃,金刚石颗粒遭受严重的高温热传导和热冲击.Zhou等[7]发现在多道扫描过程中发生的重熔、热积累和二次加热增加了金刚石的热损伤.Rommel等[9-10]研究了金刚石与熔融金属的界面反应,发现热损伤和界面反应只发生在与熔池接触的金刚石颗粒中,而未发生在激光直接照射的金刚石颗粒中.在PBF-LB金刚石复合材料过程中,金刚石的热损伤机理尚无

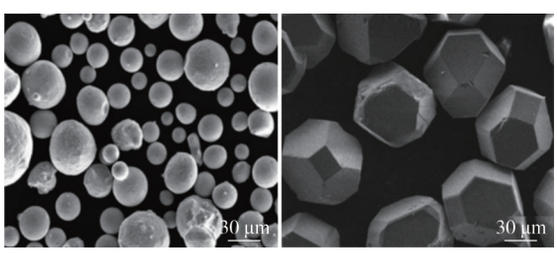
定论,而且对此过程中金刚石的热损伤行为还未有详细阐述.

本研究采用PBF-LB技术制备CuSn10-金刚石复合材料,CuSn10合金不含触媒元素和碳化物形成元素,避免了基体-金刚石间的界面反应对热损伤的影响.本文探明了激光直接辐照对金刚石石墨化的影响规律,并结合ANSYS模拟手段和实验表征验证,定量评价了金刚石颗粒温度及其石墨化程度的关系,通过分析金刚石在打印过程中热损伤行为,构建了金刚石复合材料PBF-LB工艺-金刚石颗粒温度-石墨化程度-摩擦磨损性能的相关性.

1 材料与方法

1.1 原料与制备

以气雾化CuSn10合金粉末(直径15~53 μm)和金刚石颗粒(MDB4,直径75~90 μm)为原料,原料的SEM图像如图1所示.CuSn10合金粉末具有良好的球形度和流动性,有利于PBF-LB过程中的高效涂敷.将合金粉末与金刚石颗粒用3D混合器均匀混合5 h,金刚石浓度为0.11 g/cm^3.混合后的粉末在80 ℃下干燥24 h.



(a)CuSn10 (b)金刚石

图1 原料的SEM图像

Fig.1 SEM images of powder

采用PBF-LB设备(WXL-120E,厦门五星龙科技有限公司),用发射波长为1 064 nm的连续波激光束制备CuSn10-金刚石复合材料样品(8 mm×8 mm×8 mm).激光束的最大功率为500 W,激光束直径为50 μm.复合材料在纯铜构建平台(116 mm×116 mm×20 mm)上制备.在PBF-LB过程中,衬底温度保持在100 ℃左右,构建腔内氧体积分数小于4×10^{-4}.金刚石复合材料选区PBF-LB工艺参数如表1所示,对应的激光能量密度按式(1)计算.

表1 金刚石复合材料选区PBF-LB工艺参数

Tab.1 PBF-LB process parameters for diamond composites

工艺参数	数值
激光功率P/W	120、140、160、180、200、250、300
扫描速率v/(mm·s^{-1})	500、700、800、900、1 100
扫描间距H/mm	0.05
铺粉层厚L/mm	0.07

$$\lambda = \frac{P}{L \times H \times v} \tag{1}$$

式中:P为激光功率;L为铺粉层厚;H为扫描间距;v为扫描速率.在平行于X-Y平面的基片上采用线束放电加工方法切割样品.

1.2 LAM数值模型

采用ANSYS Workbench有限元软件对金刚石颗粒在PBF-LB过程中的温度分布进行模拟.在JMat-Pro软件中测定材料的性能,包括密度、熔化温度、导热系数、比热.将该传热控制表达式应用于各向同性材料的三维瞬态热传导方程.负载热源是一个移动的高斯热源,它是激光加工中大多数模拟的主要热源模型[11-12].

模型几何结构由纯铜平台上的CuSn10合金粉末床组成,尺寸为1 000 μm × 100 μm×4 000 μm;金刚石颗粒模型是尺寸为80 μm×80 μm×80 μm的立方体,去掉8个角,将金刚石颗粒模型嵌入粉末床模型中.

1.3 微观结构和性能表征

采用拥有背散射模式的扫描电子显微镜(FEI Quanta FEG 250, Czech)和能谱仪(EDS)对原料和PBF-LB样品的微观结构和化学成分进行分析,用阿基米德法测量样品的实际密度,相对密度由实际密度除以理论密度计算得到.采用Cu-Ka辐射30°~100°和8(°)/min的X射线衍射仪(XRD, Bruker D8 Advance,德国)分析复合材料样品的相结构.

采用拉曼显微镜系统(波长为532 nm,拉曼位移检测范围为500~2 000 cm^{-1})分析金刚石的石墨化过程.在高速往复摩擦实验机上,以Si_3N_4球(直径6 mm)为试样,在室温条件下,摩擦时间为900 s,载荷为50 N,频率为15 Hz,行程为5 mm.采用NanoMap500DLS三维轮廓仪对磨痕轮廓进行二维研究.

2　结果与讨论

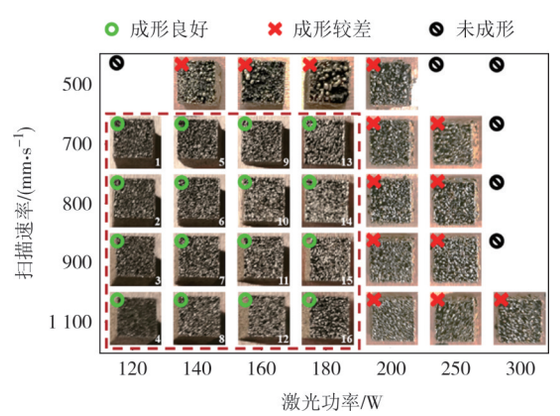
2.1　复合材料成形工艺

图 2 为 CuSn10-金刚石复合材料的 PBF-LB 成形性.粉末球化的原因是金刚石颗粒增加了熔融金属的黏度,限制了其流动性,CuSn10 合金熔体与金刚石之间的润湿性较差[13].根据球化程度,样品可分为3类.

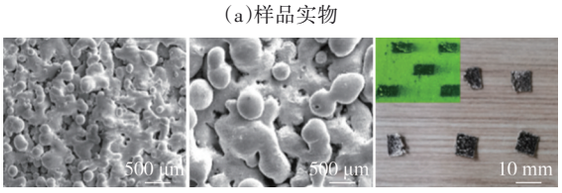
1)球化尺寸小于 500 μm 的样品定义为成形良好,如图2(b)所示.

2)球化尺寸大于 500 μm 且有明显凹坑和熔渣的样品定义为成形较差,如图2(c)所示.

3)在成形过程中由于翘曲、开裂或刮粉而直接从基材上脱落的样品定义为未成形,如图2(d)所示.



(a)样品实物



(b)成形良好的样品形貌　(c)成形较差的样品形貌　(d)未成形的样品形貌

图 2　CuSn10-金刚石复合材料的 PBF-LB 成形性

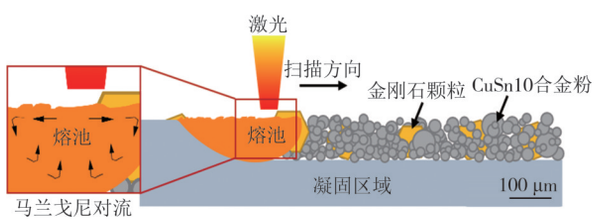
Fig.2　PBF-LB formability of CuSn10-diamond composite materials

随着激光功率的增加和扫描速率的降低,更高的激光能量输入导致熔池的流动更强烈,持续时间更长,这些特点导致更严重的球化现象和成形不良.根据成形性,选择激光功率为 120~180 W,扫描速率为 700~1 100 mm/s 的成形良好的试样进行实验.

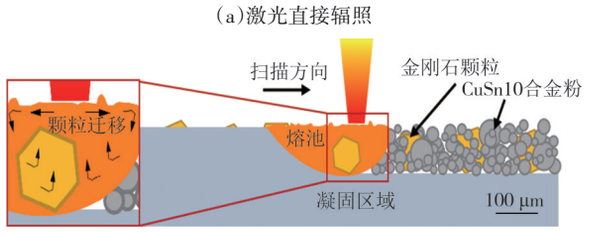
此外,结构良好的样品的相对密度仅为 80.07%~86.98%,远低于许多追求全致密的材料[14].然而,金刚石磨具的孔隙率在磨削过程中起着重要的作用,多孔结构具有更多相互连接的微通道,可以为磨削流体提供足够的空间,有利于冷却和润滑,降低磨削区域的温度,多孔结构增加了碎片的存储空间[15].因此,与 PBF-LB 制备传统金属材料不同,金属基金刚石复合材料的相对密度不是评价其成形质量的唯一手段,相对密度大于 80% 的 CuSn10-金刚石复合材料是可以接受的.

2.2　金刚石颗粒的热演化

图 3 为 PBF-LB 制备 CuSn10-金刚石复合材料的示意图.由图 3(a)可知,随着 PBF-LB 熔池形成,金刚石部分浸没在高温熔池中,另一部分受到激光直接照射.随着熔池进一步扩展,如图 3(b)所示,在马兰戈尼效应和重力的作用下,部分金刚石在熔池迁移完全浸没在高温熔池中,从而避免激光的直接辐照[9].因此,金刚石的热行为可以分为 2 种:激光直接辐照和熔池热接触.



(a)激光直接辐照



(b)熔池热接触

图 3　PBF-LB 制备 CuSn10-金刚石复合材料的示意图

Fig.3　Schematic diagram of preparation of CuSn10-diamond composite by PBF-LB

2.2.1　激光直接辐照的影响

如图 3(a)所示,由于金刚石颗粒密度较低(3.515 g/cm^3),熔池中的金刚石颗粒漂浮在熔池上部,露出熔池外部的金刚石顶面被激光直接照射.作为应用于 PBF-LB 中的连续激光,当激光能量达到金刚石的烧蚀阈值时,金刚石将发生永久性光致损伤,从而发生相变.为了评估连续激光辐照对金刚石结构稳定性的影响,本文采用经典的激光烧蚀理论[16-17]进行分析,金刚石的阈值可以表示为:

$$I_{th}=\frac{\lambda}{A}\left(\frac{\pi}{4\alpha t_0}\right)^{1/2}(T_c-T_0) \tag{2}$$

式中:λ为金刚石的热导率;A为金刚石对激光的吸收率;α为金刚石的热扩散系数;t_0为激光驻留时间;T_c为临界温度;T_0为环境温度.金刚石粒径d=90 μm,t_0由$t_0=d/v$给出.

在波长为1 064 nm的激光直接辐照下,金刚石的最低烧蚀阈值约为1.21×10^7 W/cm^2.为了评估激光能量密度能否影响金刚石的光致损伤,本研究中使用的等效激光能量密度F_{laser}可以表示为[17]:

$$F_{laser}=\frac{P}{\pi r^2+2rvt} \tag{3}$$

式中:t为烧蚀时间;r为激光光斑半径.计算表明,本试验中最大等效激光通量约为6.24×10^6 W/cm^2,低于金刚石的烧蚀阈值一个数量级.因此,激光直接辐照不能造成PBF-LB过程中金刚石的石墨化转变.

2.2.2 高温熔池热接触的影响

由于PBF-LB过程中熔化-凝固过程极快,很难通过实验检测熔池温度.因此,通过ANSYS有限元仿真,建立熔池三维温度场模型,明确熔池温度对金刚石颗粒热演化的影响.

图4为不同工艺参数下金刚石颗粒最高温度随时间变化曲线.由图4可知,在不同的工艺参数下,金刚石均出现了2个峰值温度.随着熔池向前移动并与金刚石接触,金刚石温度逐渐上升至第1个峰值.在这一阶段,在达到第1个峰后,具有低吸收率和优异导热性的金刚石颗粒在熔池中充当散热通道,使得熔池热量通过金刚石迅速传递到未熔化的CuSn10粉末中,导致金刚石颗粒的温度急剧下降.这一现象已经在利用LAM制备NiCr合金-金刚石复合材料中得到证实[7].随着熔池进一步向前移动,金刚石颗粒完全浸入高温熔池中,如图3(b)所示,金刚石颗粒温度与周围熔池温度一致,形成第2个也是最高的温度峰.表2为不同加工条件下金刚石峰值温度的数值模拟结果,由于热量的积累,第2个峰值温度明显高于第1个峰值温度.此外,随激光功率的升高以及扫描速率的降低,金刚石颗粒的最高温度有明显的升高趋势.

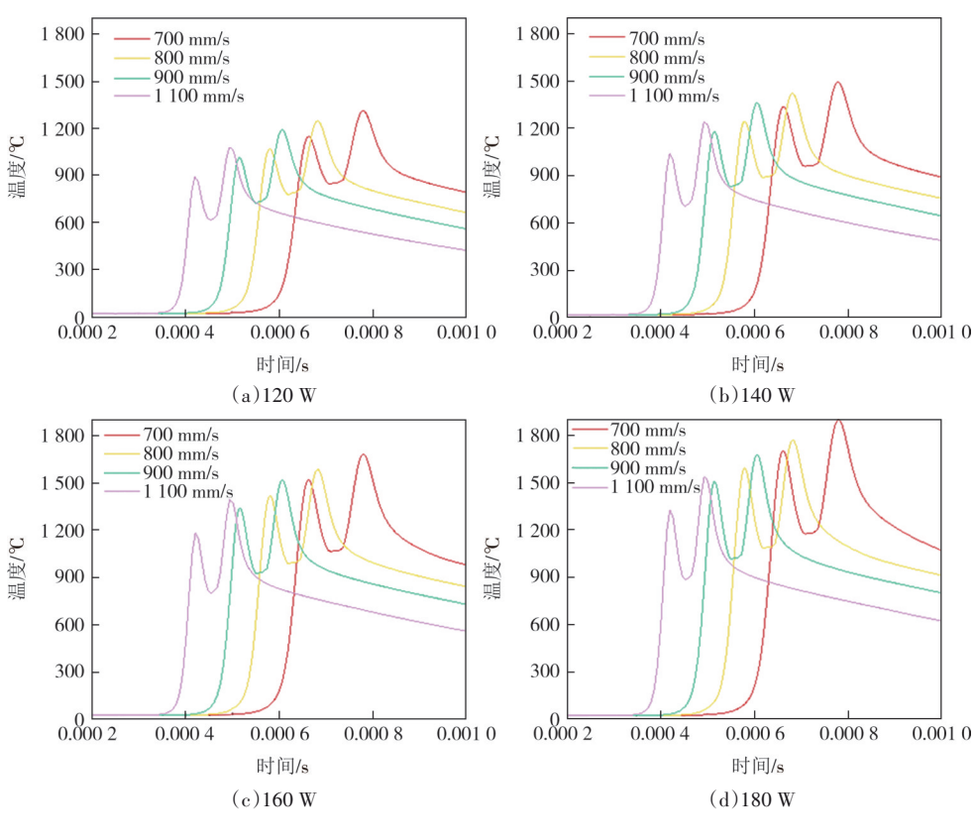


图4 不同工艺参数下金刚石颗粒最高温度随时间变化曲线

Fig.4 Maximum temperature versus time curves of the diamond particles obtained with different process parameters

表 2　不同加工条件下金刚石峰值温度的数值模拟结果

Tab.2　Numerical simulation results of diamond peak temperature under different processing conditions

样品序号	第 1 峰值温度/℃	第 2 峰值温度/℃	激光能量密度/(J·mm^{-3})	工艺参数	
				P/W	v/(mm·s^{-1})
1	1 148.8	1 312.7	49.0	120	700
2	1 069.3	1 248.7	42.9	120	800
3	1 013.9	1 192.9	38.1	120	900
4	894.14	1 080.0	31.2	120	1 100
5	1 337.0	1 491.6	57.1	140	700
6	1 244.3	1 420.1	50.0	140	800
7	1 178.9	1 360.0	44.4	140	900
8	1 039.8	1 242.1	36.4	140	1 100
9	1 520.3	1 680.2	65.3	160	700
10	1 416.8	1 585.3	57.1	160	800
11	1 340.7	1 517.0	50.8	160	900
12	1 183.4	1 393.5	41.6	160	1 100
13	1 701.3	1 896.1	73.5	180	700
14	1 590.2	1 769.6	64.3	180	800
15	1 506.4	1 676.5	57.1	180	900
16	1 327.7	1 539.4	46.8	180	1 100

基于表 2 建立 PBF-LB 工艺参数-最高温度等值线图,如图 5 所示.在 PBF-LB 相关研究中,激光能量密度一直以来是评价熔池温度的决定因素[18-19],但在相同能量密度下,金刚石颗粒的温度存在明显差异.由图 5 可知,5、10、15 号样品的激光能量密度相同,均为 57.1 J/mm^3,但 15 号样品的金刚石颗粒第 2 峰值温度最高,达到 1 676.5 ℃,比 5 号样品高 184.9 ℃.因此,通过激光能量密度评估熔池或金刚石温度的方法并不适用于 PBF-LB 制备金刚石复合材料.在后续分析金刚石的热演化和热损伤时,将以金刚石颗粒的温度而不是工艺参数或激光能量密度作为标准.

为了分析高熔池温度对金刚石颗粒热损伤的影响,对复合材料的显微组织进行表征,如图 6 所示.根据金刚石的形貌和热损伤程度,可将 16 个成形良好样品的加工窗口分为 3 个区域:无损伤区域 1(图 6 中黄色虚线框内);轻度损伤区域 2(图 6 中绿色虚线框内)和重度损伤区域 3(图 6 中红色虚线框内).在上述 3 个区域中,金刚石的最高温度分别为 1 080.0~1 420.1 ℃、1 491.6~1 539.4 ℃和 1 585.3~1 896.1 ℃.

在无损伤区中,金刚石颗粒的六方八面体结构仍保持完整,且表面光滑,没有观察到颗粒的热损伤现象.

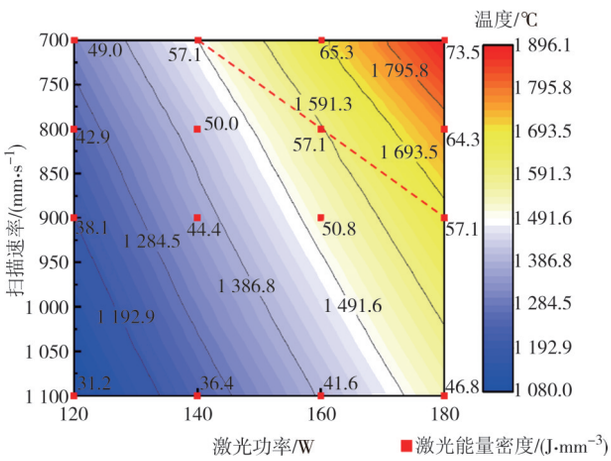


图 5　PBF-LB 工艺参数-最高温度等值线图

Fig.5　PBF-LB parameter-maximum temperature contour diagram

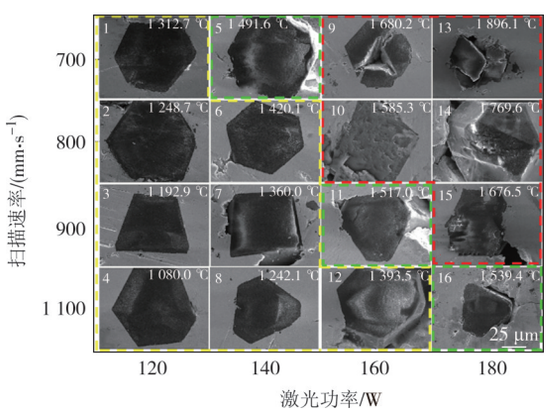


图 6　不同 PBF-LB 工艺下金刚石颗粒 SEM 形貌

Fig.6　SEM morphology of diamond particles with different PBF-LB parameters

随着激光功率增大,扫描速率减小,金刚石颗粒峰值温度随之升高,当金刚石最高温度大于 1 491.6 ℃时,如图 6 轻度损伤区中第 5、11、16 号样品所示,金刚石颗粒发生了局部结构转变,主要体现在金刚石颗粒的局部破碎和棱角的逐渐消失,证明金刚石在此温度开始发生石墨化转变,金刚石颗粒强度相对降低.

在重度损伤区域,金刚石发生了明显的结构转变,原有的六方八面体晶体形貌不再保留,所有晶面均被粗化,如图 6 重度损伤区中第 10、14、15 号样品所示[20].复合材料中的金刚石颗粒表现出严重的热损伤现象,导致其强度大幅降低,金刚石更易破碎,主要表现为整个晶体的解理断裂,碎块从本体中脱落,如图 6 重度损伤区中第 9、13 号样品所示.

2.3　金刚石石墨化

利用拉曼光谱对制备的 CuSn10-金刚石复合材料中金刚石的石墨化进行表征,如图 7 所示.由

图7(a)、(b)可知,复合材料中的金刚石在1 242.1 ℃区域1时保持完整的晶体形态,仅在1 331.9 cm^{-1}处观察到sp3杂化金刚石的特征峰,推测金刚石未发生石墨化.然而,sp2杂化石墨在1 580 cm^{-1}附近的特征峰在轻度损伤和重度损伤区域的样品中均被检测到,如图7(c)、(e)所示,表明金刚石颗粒发生了石墨化.从图7(c)中可以看出,金刚石(1 343.6 cm^{-1})和石墨(1 593.3 cm^{-1})的特征峰存在不同程度的偏差,这可能是由PBF-LB过程中不同的快速冷却速率导致晶格畸变所致.随着金刚石温度的升高,金刚石的石墨化程度加剧.石墨特征峰在图7(e)中清晰可见.由图7(d)、(f)可知,I_D/I_G的面积比分别为1.10和0.57.

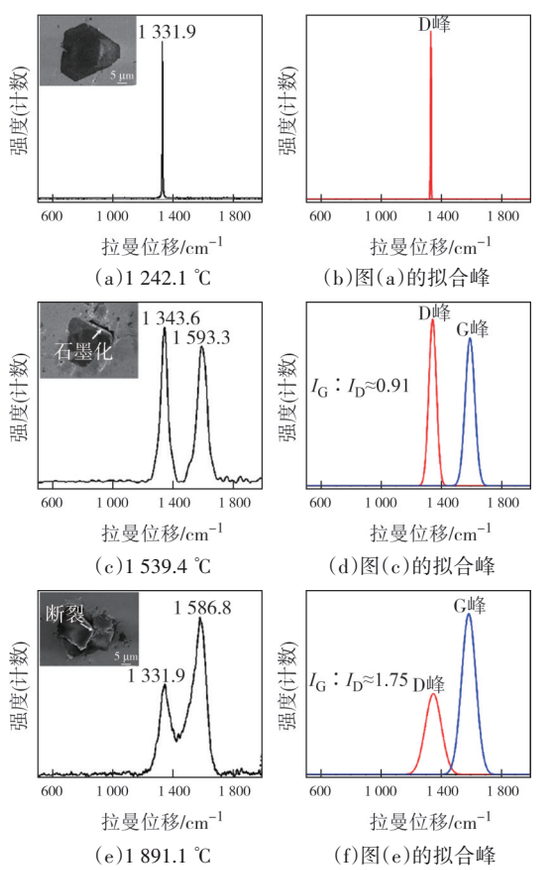


图7 金刚石颗粒拉曼光谱

Fig.7 Raman spectra of diamond particles

2.4 复合材料摩擦磨损性能

摩擦磨损性能是金属基金刚石复合材料最重要的力学性能指标之一,在实际应用中直接反映了金刚石工具的使用寿命[21-22].不同石墨化程度的CuSn10-金刚石复合材料的摩擦因数-时间曲线如图8(a)所示,结果显示,金刚石颗粒温度1 242.1 ℃和1 539.4 ℃对应的复合材料的摩擦因数分别保持在0.62和0.55.而1 891.1 ℃对应的复合材料的摩擦因数波动较大,呈逐渐上升趋势,约为0.75.由图8(b)可知,金刚石颗粒温度分别为1 242.1 ℃、1 539.4 ℃和1 891.1 ℃,石墨化程度增加时,磨痕深度逐渐增加,分别为97.16 μm、116.15 μm和118.29 μm,其磨痕平面面积也逐渐增大,依次为97 058.1 $μm^2$、134 033.8 $μm^2$和136 159.1 $μm^2$.因此,随着金刚石颗粒最高温度的增加,其石墨化程度增加,严重损害了复合材料的摩擦磨损性能.

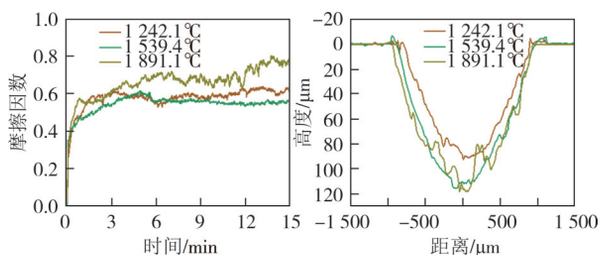


图8 CuSn10-金刚石复合材料摩擦性能

Fig.8 Frictional properties of CuSn10-diamond composites

3 结 论

1)本文采用PBF-LB法制备了CuSn10-金刚石复合材料.通过模拟得到金刚石颗粒在PBF-LB中的热演化过程.在熔池向前移动的过程中,金刚石的温度呈现出2个峰值,对应于金刚石颗粒与熔池部分接触和完全浸入熔池.此外,发现在PBF-LB过程中,不能用激光能量密度来评价熔池(金刚石)温度,当激光能量密度相等时,熔池温度不同.

2)PBF-LB激光输入能量远小于金刚石石墨化的理论烧蚀阈值,因此石墨化不是由激光直接照射引起的,金刚石的石墨化是由高温熔池的热效应引起的.在PBF-LB过程中,CuSn10-金刚石复合材料的临界石墨化温度为1 491.6 ℃.

3)随着石墨化程度的增加,复合材料的磨损性能下降,摩擦因数从0.62增加到0.75,磨损深度从97.16 μm增加到118.29 μm.

4)建立了PBF-LB工艺-金刚石颗粒温度-石墨化程度-摩擦磨损性能的定量关系,为PBF-LB制备CuSn10-金刚石复合材料提供了一个加工窗口.

参考文献

[1] PENG Y B, KONG Y, ZHANG W, et al. Effect of diffusion barrier and interfacial strengthening on the interface behavior between high entropy alloy and diamond[J]. Journal of Alloys

and Compounds,2021,852:157023.

[2] GU D D, SHI X Y, POPRAWE R, et al. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing[J]. Science,2021,372(6545):eabg1487.

[3] SPIERINGS A B, LEINENBACH C, KENEL C, et al. Processing of metal-diamond-composites using selective laser melting[J]. Rapid Prototyping Journal,2015,21(2):130-136.

[4] 杨展, 谭松成, 杨凯华. 3D打印金属基金刚石复合材料的试验研究[J]. 金刚石与磨料磨具工程, 2018 ,38(1): 50-54.
YANG Z, TAN S C, YANG K H. Experimental research on metal-based diamond composites by 3D printing[J]. Diamond & Abrasives Engineering,2018, 38(1): 50-54.(in Chinese)

[5] FANG X H, YANG Z, TAN S C, et al. Feasibility study of selective laser melting for metal matrix diamond tools[J]. Crystals, 2020, 10(7): 596.

[6] RAHMANI R, BROJAN M, ANTONOV M, et al. Perspectives of metal-diamond composites additive manufacturing using SLM-SPS and other techniques for increased wear-impact resistance[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2020,88:105192.

[7] ZHOU Z H, LI S C, GAO X D. Numerical modeling of thermal behavior of melt pool in laser additive manufacturing of Ni-based diamond tools[J]. Ceramics International, 2022, 48(10): 14876-14890.

[8] 苏振华, 刘刚, 代兵,等. 选区激光熔化制备金刚石/铝复合材料的缺陷研究[J]. 金刚石与磨料磨具工程, 2020, 40(3): 46-51.
SU Z H, LIU G, DAI B, et al. Study on defects of diamond/aluminum composites prepared by selective laser melting[J]. Diamond & Abrasives Engineering, 2020, 40(3): 46-51.(in Chinese)

[9] ROMMEL D, TEROCK M, SCHERM F, et al. Direct metal deposition of abrasive tracks-potentials concerning geometry and materials[J]. Journal of Laser Applications, 2017, 29(2): 022508.

[10] ROMMEL D, SCHERM F, KUTTNER C, et al. Laser cladding of diamond tools: interfacial reactions of diamond and molten metal[J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 291: 62-69.

[11] ALMANGOUR B, GRZESIAK D, CHENG J Q, et al. Thermal behavior of the molten pool, microstructural evolution, and tribological performance during selective laser melting of TiC/316L stainless steel nanocomposites: experimental and simulation methods[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 257: 288-301.

[12] YAN Z R, LIU W W, TANG Z J, et al. Review on thermal analysis in laser-based additive manufacturing[J]. Optics & Laser Technology,2018,106:427-441.

[13] CONSTANTIN L, KRAIEM N, WU Z P, et al. Manufacturing of complex diamond-based composite structures via laser powder-bed fusion[J]. Additive Manufacturing,2021,40:101927.

[14] KHORASANI A M, GIBSON I, GHASEMI A, et al. A comprehensive study on variability of relative density in selective laser melting of Ti-6Al-4V[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2019, 14(4): 349-359.

[15] HOU Y G, QIAO G Y, SHANG Y, et al. Effect of porosity on the grinding performance of vitrified bond diamond wheels for grinding PCD blades[J]. Ceramics International, 2012, 38(8): 6215-6220.

[16] JESCHKE H O, GARCIA M E. Theoretical description of the ultrafast ablation of diamond and graphite: dependence of thresholds on pulse duration[J]. Applied Surface Science,2002, 197/198:107-113.

[17] LI H N, XIE K G, WU B, et al. Generation of textured diamond abrasive tools by continuous-wave CO_2 laser: laser parameter effects and optimisation[J]. Journal of Materials Processing Technology,2020,275:116279.

[18] SHI X J, LIU X, REN S, et al. Selective laser melting fabricated tungsten with thin-walled structure: role of linear energy density on temperature evolution and manufacturing quality[J]. International Journal of Material Forming,2022,15(1):2.

[19] BOUABBOU A, VAUDREUIL S. Understanding laser-metal interaction in selective laser melting additive manufacturing through numerical modelling and simulation: a review[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2022, 17(3): 543-562.

[20] BOKHONOV B B, DUDINA D V, SHARAFUTDINOV M R. Graphitization of synthetic diamond crystals: a morphological study[J]. Diamond and Related Materials, 2021, 118: 108563.

[21] DAS P, PAUL S, BANDYOPADHYAY P P. Tribological behaviour of HVOF sprayed diamond reinforced bronze coatings[J]. Diamond and Related Materials, 2019, 93: 16-25.

[22] ZHANG M Y, ZHANG W, LIU Y, et al. FeCoCrNiMo high-entropy alloys prepared by powder metallurgy processing for diamond tool applications[J]. Powder Metallurgy, 2018, 61(2): 123-130.