

超音速激光沉积 Ti-6Al-4V 合金 结合界面特征数值模拟及试验验证

汪伟林¹, 吴丽娟¹, 李波¹,

Volodymyr Kovalenko^{1a,2}, 张群莉¹, 姚建华¹

(1. 浙江工业大学 a. 激光先进制造研究院 b. 机械工程学院, 杭州 310023;
2. 乌克兰国立科技大学 激光技术研究所, 乌克兰 基辅 03056)

摘 要: **目的** 探究超音速激光沉积 (SLD) 过程中激光辐照温度和颗粒撞击速度对 Ti-6Al-4V 合金结合界面特征的影响规律, 并通过试验对数值模拟结果进行验证。**方法** 基于 Johnson-cook 材料模型, 利用 ABAQUS 2017 软件并采用欧拉-拉格朗日耦合 CEL (Coupled Euler-Lagrange) 计算模型和 Lagrange 计算模型, 进行 Ti-6Al-4V 单颗粒和多颗粒的撞击行为数值模拟, 并结合超音速激光沉积试验验证模拟结果。采用扫描电镜 (SEM) 和光镜 (OM) 对涂层的界面结合特征进行观察和分析。**结果** 单颗粒撞击温度场模拟结果表明, 当激光辐照温度为 1073 K 时, 随着撞击速度的增加, 颗粒界面结合温度不断升高。当撞击速度为 800 m/s 和 900 m/s 时, 颗粒与基体局部最高温度分别为 1876.7 K 和 1874.8 K, 界面发生微熔。800 m/s 时, 颗粒压缩率为 34.3%, 扁平率为 1.27, 有效塑性应变为 2.6, 基体的凹坑深度为 7.88 μm , 该参数下的超音速激光沉积涂层界面结合良好。多颗粒撞击温度场模拟结果表明, 当撞击速度为 800 m/s 时, 随着激光辐照温度的升高, 孔隙逐渐减少。激光辐照温度为 1073 K 时, 颗粒撞击界面的温度高达 3463.7 K, 但颗粒内部的温度还未达到熔点并保留在 1073~1676.8 K。随着激光功率的升高, 钛合金涂层的孔隙率降低为 0.67% (SLD 700W), 约为同条件下 CS 涂层孔隙率 (8.31%) 的 1/12。**结论** 激光辐照的热能使颗粒与基体以及颗粒间界面处的温度达到了材料熔点, 实现颗粒表面微熔形成冶金结合。冷喷涂 Ti-6Al-4V 涂层中, 颗粒与基体以及颗粒间均存在明显的孔隙, 超音速激光沉积 Ti-6Al-4V 涂层颗粒与基体以及颗粒间的界面结合良好, 试验结果与数值模拟结果大致吻合。

关键词: 超音速激光沉积; Ti-6Al-4V; CEL; 微熔; 界面结合

中图分类号: TG146; V261.8 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2020)08-0324-09

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.08.038

收稿日期: 2019-12-16; 修订日期: 2020-03-04

Received: 2019-12-16; Revised: 2020-03-04

基金项目: 国家自然科学基金 (51701182); 国家重点研发计划 (2017YFB1103601); 中国博士后基金面上项目 (2019M662103); 浙江省基础公益研究计划项目 (LGG19E050024)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China (51701182), National Key R & D Program of China (2017YFB1103601), Postdoctoral Research Program of China (2019M662103) and Zhejiang Provincial Commonweal Research Project (LGG19E050024)

作者简介: 汪伟林 (1994—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为激光复合表面改性技术方面的研究。

Biography: WANG Wei-lin (1994—), Male, Master, Research focus: laser hybrid manufacturing technology and application.

通讯作者: 李波 (1987—), 男, 博士, 副研究员, 主要研究方向为激光复合表面改性技术方面的研究。邮箱: libo1011@zjut.edu.cn

Corresponding author: LI Bo (1987—), Male, Doctor, Associate professor, Research focus: laser hybrid manufacturing technology and application. E-mail: libo1011@zjut.edu.cn

引文格式: 汪伟林, 吴丽娟, 李波, 等. 超音速激光沉积 Ti-6Al-4V 合金结合界面特征数值模拟及试验验证[J]. 表面技术, 2020, 49(8): 324-332.

WANG Wei-lin, WU Li-juan, LI Bo, et al. Numerical simulation and experimental verification of interfacial bonding behavior of Ti-6Al-4V alloy via supersonic laser deposition[J]. Surface technology, 2020, 49(8): 324-332.

Numerical Simulation and Experimental Verification of Interfacial Bonding Behavior of Ti-6Al-4V Alloy via Supersonic Laser Deposition

WANG Wei-lin¹, WU Li-juan¹, LI Bo¹, Volodymyr Kovalenko^{1a,2}, ZHANG Qun-li¹, YAO Jian-hua¹

(1.a. Institute of Laser Advanced Manufacturing, b. School of Mechanical Engineering, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310023, China; 2. Laser Technology Research Institute, National Technical University of Ukraine, Kiev 03056, Ukraine)

ABSTRACT: The work aims to investigate the effects of laser irradiation temperature and particle impact velocity on the interfacial bonding characteristics of Ti-6Al-4V particles in the Supersonic Laser Deposition (SLD), and verify the numerical simulation results by experiments. Based on Johnson cook material model, coupled Euler Lagrange Model and Lagrange model were used to simulate the impact behavior of single and multiple Ti-6Al-4V particles by ABAQUS 2017 software, and the simulation results were further verified via supersonic laser deposition technology. The interfacial bonding characteristics of the coating were observed and analyzed by Scanning Electron Microscopy (SEM) and Optical Microscope (OM). The simulation results of the temperature field for single particle impact showed that the interfacial temperature of particles increased with the increase of impact velocity when the laser irradiation temperature was 1073 K. When the impact velocity was 800 m/s and 900 m/s, the local maximum temperature of particles and matrix was 1876.7 K and 1874.8 K respectively, and micro melting occurred at the interface. When the impact velocity was 800 m/s, the compression rate of particles was 34.3%, the flattening rate was 1.27, the effective plastic strain was 2.6, and the crater depth of matrix was 7.88 μm . Therefore, a good interfacial bonding was achieved under such conditions. It was found by simulating the temperature field of multi-particles impact that when the impact velocity was 800 m/s, the pores gradually decreased with the increase of laser irradiation temperature. When the laser irradiation temperature was 1073 K, the temperature of particle impact interface reached 3463.7 K, but the temperature inside the particle did not reach the melting point and remained at 1073~1676.8 K. With the increase of laser power, the porosity of titanium alloy coating decreased to 0.67% (SLD 700 W), which was 12 times lower than that of CS coating (8.31%). The thermal energy of laser irradiation makes the interfacial temperature between particles and matrix as well as the interfacial temperature between particles reach the melting point of materials, and realize the micro-melting on the surface of particles, thus resulting in metallurgical bonding. There are obvious pores between the particles and the matrix in the cold spray coating, but in the Ti-6Al-4V coating by supersonic laser deposition, the interface between the particles and the matrix is well bonded. The experimental results are in good agreement with the numerical simulation results.

KEY WORDS: supersonic laser deposition; Ti-6Al-4V; CEL; micro-melting; interfacial bonding

钛合金由于具有比强度高、耐腐蚀性好、耐热性高等优点而被广泛应用于各个领域,但钛合金零部件在使用过程中会由于表面磨损、氧化以及其他原因而失效^[1]。对于失效的钛合金零部件,常用的表面修复和再制造技术包括激光熔覆、热喷涂、冷喷涂(Cold Spray, CS)等^[2-4]。其中,基于材料塑性变形实现沉积的CS技术是一种不涉及材料熔化的低热输入方法,可以避免高热输入技术(如激光熔覆、热喷涂)存在的氧化、相变、分解等不良影响,但该方法较适合于塑性变形能力好的材料(如Cu、Al、Zn等),对于高强度、变形能力差的材料(如钛合金)则优势不明显,会存在孔隙率高^[5]、结合力低、沉积效率低等问题。

针对CS难以沉积的高强度/高硬度材料,近些年国内外学者^[6-8]尝试在CS过程中耦合激光技术,利用高能量密度的激光束来瞬时加热喷涂颗粒和基体材

料,以调控其塑性变形能力和沉积行为,即超音速激光沉积技术(Supersonic Laser Deposition, SLD)。对于Ti及其合金材料,剑桥大学的M. Bray等^[9]采用SLD技术制备了Ti涂层,并将其与热喷涂和CS制备的Ti涂层进行了孔隙率对比,结果显示热喷涂Ti涂层的孔隙率为5.4%,CS-Ti涂层的孔隙率为3.1%,而SLD-Ti涂层的孔隙率仅为0.5%。李波等^[10]研究了不同激光辐照温度对SLD Ti-6Al-4V涂层中颗粒界面结合的影响,发现在800℃的激光辐照温度下,涂层中的颗粒界面结合良好。上述的研究结果表明,SLD过程中的激光同步辐照能够调控涂层内部的颗粒界面结合状况,改善涂层致密度。此外,研究结果显示,激光辐照还能改善SLD Ti-6Al-4V涂层与基体的结合强度^[10]。但目前关于SLD涂层中颗粒之间以及涂层/基体之间的界面结合特征随颗粒撞击速度以及激光辐照温度等演变的微观机制研究尚少,而由于

超音速激光沉积技术是一种复合技术,涉及的工艺参数较多,且SLD过程中沉积颗粒通常被加速到300~1200 m/s^[11],其与基体撞击的相互作用时间在几十纳秒内,在如此复杂参数的相互作用下以及高速撞击瞬时作用时间内,仅通过实验的方法来分析颗粒沉积界面结合特征的演变过程是非常困难的。

数值模拟目前已被广泛应用于CS过程颗粒沉积变形行为、应力应变、界面结合等方面的研究,国内外学者采用不同的模型和方法对CS过程进行了大量的数值模拟工作。如殷硕^[12]系统地比较了二维Lagrange模型、三维Lagrange模型、Euler模型和SPH模型的优缺点。Assadi^[13]通过利用三维Lagrange模型监控单元应变及温度突变来判断临界撞击速度。李文亚等^[14]认为由于颗粒高速撞击过程中Lagrange网格本身存在的过度畸变,也可能导致监控单元有效塑性应变的突增。而Hassani等^[15]认为单元突增无法证明绝热剪切导致的界面结合,并用欧拉-拉格朗日耦合模型(CEL)模拟了撞击过程,认为是压力波与颗粒边缘接触导致的溅射和结合。由于SLD技术是基于CS技术发展起来的一种材料复合沉积技术,目前适用于CS的数值模型和方法同样适用于SLD。

因此,拟以Ti-6Al-4V为研究对象,采用基于ABAQUS的CEL计算模型和Lagrange计算模型,来模拟超音速激光沉积Ti-6Al-4V颗粒的撞击行为和沉积过程,探究颗粒撞击速度和激光辐照温度对沉积颗粒之间以及颗粒与基体之间界面结合的影响规律,在此基础上,通过工艺试验对模拟结果进行验证。本论文的研究结果将对SLD沉积高强度/高硬度材料涂层的界面结合以及致密性调控提供理论指导。

1 实验

1.1 有限元模型及参数

选用Johnson-Cook材料模型对超音速激光沉积Ti-6Al-4V进行数值模拟。Johnson-cook材料模型的流变应力是等效塑性应变率、等效塑性应变和温度的函数,其公式为:

$$\sigma_y = (A + B\bar{\epsilon}^n)(1 + C \ln \dot{\epsilon}^*) (1 - T^{*m}) \quad (1)$$

式中: A 为准静态下的材料初始屈服强度; B 为应变硬化参数; n 为应变速率敏感指数; C 为应变速率敏感系数; m 为温度软化指数; $\bar{\epsilon}^p$ 为有效塑性应变; $\dot{\epsilon}^* = \dot{\epsilon}^p / \dot{\epsilon}_0$ 为当 $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ 时的有效塑性应变率, T^* 为无量纲温度。

$$T^* = \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \quad (2)$$

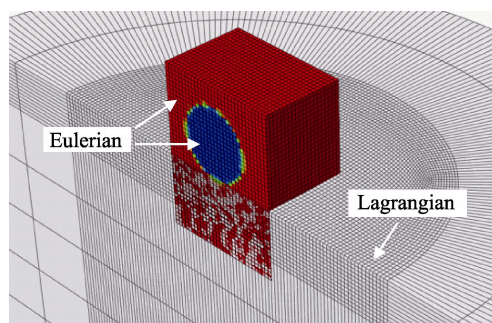
式中: T_r 和 T_m 分别为材料的熔化温度和参考室温。

表1为计算所用的Ti-6Al-4V材料参数、材料本构参数以及状态方程参数。

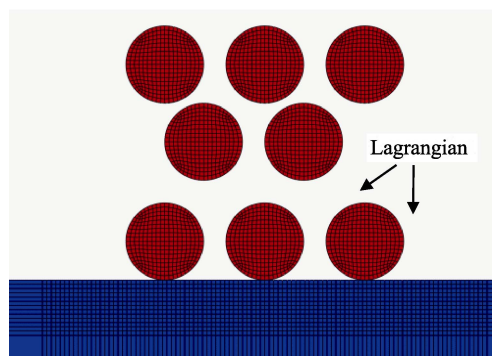
表1 Ti-6Al-4V材料参数及本构方程参数^[16]
Tab.1 Material parameters and constitutive equation parameters of Ti-6Al-4V^[16]

Properties	Value	Properties	Value
Density/(kg·m ⁻³)	4428	Softening exponent, M	1.1
Specific heat/(J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹)	580	Melting temperature, T_m /K	1878
Conductivity/(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	7.955	Reference temperature, T_r /K	298
Shear modulus/GPa	110	Reference strain rate/(m·s ⁻¹)	1
Yield strength, A /MPa	1098	Sound velocity, C_0 /(m·s ⁻¹)	5130
Hardening coefficient, B /MPa	1092	Slope in v_s versus v_p , S	1.03
Strain-hardening exponent, N	0.93	Grunesien coefficient, γ_0	1.23
Strain rate constant, C	0.014		

采用有限元分析软件ABAQUS 2017/Explicit动态分析模块,建立如图1a所示的单颗粒三维CEL计算模型(其中颗粒采用欧拉体,基体采用拉格朗日体)和如图1b所示的多颗粒Lagrange计算模型。CEL模型采用1/2对称几何模型,Ti-6Al-4V颗粒采用粒径为35 μm 的球形粒子。为保证变形区的计算精度,取基体高度和半径为Ti-6Al-4V颗粒半径的10倍,即基体高度和半径均为175 μm ,其中,选取单位类型



a CEL模型



b 拉格朗日模型

图1 超音速激光沉积Ti-6Al-4V计算模型

Fig.1 Computational model for supersonic laser deposition of Ti-6Al-4V: (a) CEL model, (b) Lagrangian model

为热-力耦合的缩减积分六面体（欧拉）单元（EC3D8RT/C3D8RT）。颗粒和基体都采用均匀细密的六面体（hex）网格，其中颗粒与基体碰撞区域采用较细的网格，其他区域采用较大的网格。基体底面为固定约束，对称边界采用对称约束，其余边界为自由边界。

1.2 试验设备、材料和表征方法

试验所采用的SLD沉积系统原理示意图见文献[17]，主要由冷喷涂系统、光纤耦合半导体激光器、机械手臂和气源供应装置组成。激光器配置红外高温仪，用于监测和控制沉积区域的温度。试验采用的粉末为气雾化法制备的 Ti-6Al-4V 球形颗粒，平均粒径为 35 μm ，粉末的显微形貌如图 2 所示。基体为轧制态的 Ti-6Al-4V 合金，喷涂试验前，在基体表面进行喷砂、脱脂预处理。喷涂试验后采用电火花线切割制取涂层的截面金相试样，并用扫描电子显微镜（SEM）和光学显微镜（OM）对涂层内部的颗粒界面结合特征进行观察和分析。

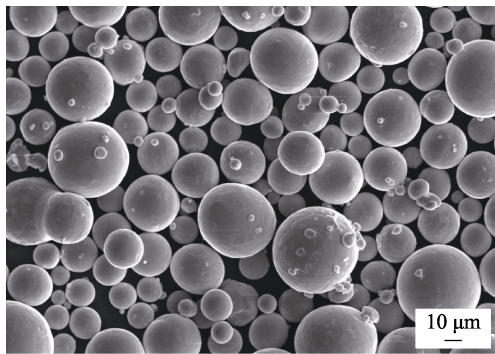


图 2 Ti-6Al-4V 粉末的微观形貌
Fig.2 Micromorphology of Ti-6Al-4V powder

2 结果与讨论

2.1 超音速激光沉积 Ti-6Al-4V 颗粒/基体界面结合数值模拟

图 3 为沉积颗粒在不同撞击速度下颗粒/基体界面温度云图。由于之前的研究表明^[10]，当激光辐照温度高于 1073 K 时，Ti-6Al-4V 颗粒在 SLD 过程中会与周边的工作载气 N_2 反应，在其表面生成硬脆的 TiN 陶瓷层，从而影响其有效沉积。因此，在本次模拟中，激光辐照温度设置为 1073 K，通过改变沉积颗粒的撞击速度，来观察颗粒/基体界面的变形行为以及升温程度。可以看出，在每个撞击速度下，沉积颗粒与基体撞击区域外围的温度均比底部中心的温度高。随着撞击速度的增加，沉积颗粒的宏观变形程度不断增加。当颗粒速度为 600 m/s 时，颗粒的塑性变形很小，

颗粒保持球形状态，颗粒与基体的接触面积较小，不利于结合；当撞击速度为 700 m/s 时，颗粒与基体有明显的斜坡（如图 3b 黑色箭头所示），这不利于后续颗粒的沉积；当颗粒速度 900 m/s 时，颗粒与基体都发生了较为强烈的塑性形变，基体凹坑四周出现大间隙（如图 3d 箭头所示），极易产生孔隙。而当撞击速度为 800 m/s 时，颗粒的变形和基体的变形形貌相吻合（如图 3c 所示），颗粒与基体的接触面积大，凹坑四周空隙小，这有利于颗粒与基体结合。此外，随着颗粒撞击速度的增大，沉积颗粒/基体界面处的最高温度也不断升高。当沉积颗粒以 800 m/s 和 900 m/s 的速度与基体相撞时，颗粒/基体界面的局部最高温度分别达到 1876.7 K 和 1874.8 K，此温度已非常接近 Ti-6Al-4V 的熔点（ $T_m=1878$ K）。这意味着，在 1073 K 的激光辐照温度下，颗粒以 800 m/s 和 900 m/s 的撞击速度沉积时，可在颗粒/基体界面处产生材料熔化，实现冶金结合，有利于提高颗粒与基体的结合强度。另外，有学者在熔点较低的 Zn 材料中明显观察到了熔化现象^[18]。

根据相关文献报道^[19]，CS 中颗粒沉积结合所需的总能量（ E ）由颗粒的动能（ E_k ）和热能（ E_{th} ）组成：

$$E = E_k + E_{th} \quad (3)$$

$$E_k = \frac{1}{2} v_p^2 \quad (4)$$

$$E_{th} = c_p (T_p - T_{ref}) \quad (5)$$

式中： v_p 为颗粒的撞击速度， c_p 为颗粒的热容， T_p 为颗粒撞击时的初始温度， T_{ref} 为参考温度，一般取室温。在 CS 中，颗粒沉积的总能量主要来源于其动能，热能所占比例极少。而在 SLD 中，由于在沉积过程中同步耦合了激光加热，在保持沉积颗粒动能不变的情况下，通过对沉积颗粒的加热，使其撞击时的初始温度 T_p 大大提高，从而提高了颗粒沉积时的热能，其沉积总能量由动能和热能共同主导。

CS 依靠动能实现沉积的主要机制是目前被广泛接受的“绝热剪切失稳”^[13]，即沉积颗粒高速撞击基材（或已沉积颗粒）的瞬间，动能转化的热能来不及扩散，使接触界面温度升高，发生热软化和塑性流变，从而实现颗粒之间或者颗粒与基材之间的相互结合。对于低熔点的材料（如 Zn），已有文献报道，该动能转化的热能在其界面处产生的绝热温升足以导致材料熔化，从而实现冶金结合^[18]。但对于大部分材料（如 Ti-6Al-4V、SS316L、Cu 等），该绝热温升不足以使材料发生熔化。而在 SLD 中，除了动能转化的热能以外，还有激光辐照的热能，这两者的叠加，可以使一些 CS 中无法达到熔化温度的材料实现界面熔化形成冶金结合，如图 3c 和图 3d 的模拟结果所示。

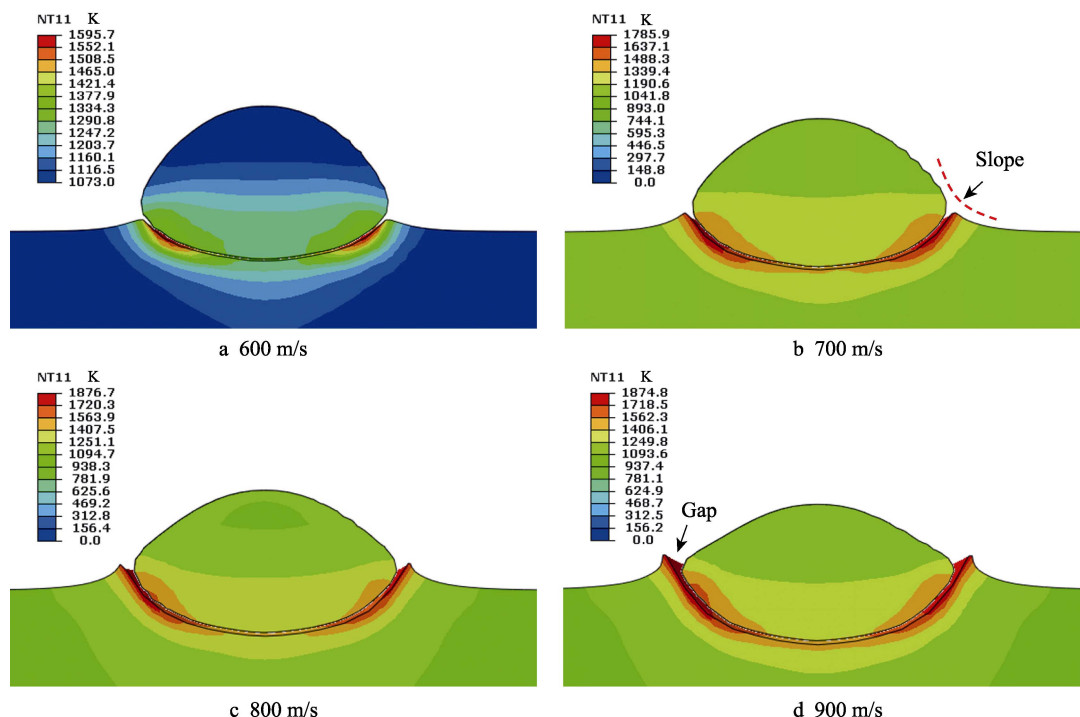


图3 激光辐照温度为 1073 K 时不同撞击速度下颗粒/基体界面温度云图

Fig.3 Temperature nephogram of particle/matrix interface under different impact velocities at laser irradiation temperature of 1073 K

在此温度条件下,除了研究界面温度的变化和形貌特征,还对不同撞击速度下引起的颗粒压缩率 R_c (Compression ratio)、扁平率 R_f (Flattening ratio)、有效塑性应变和基体凹坑深度进行了采集,这些是塑性变形的主要参数,并影响着涂层的致密度和结合强度。其中,颗粒压缩率、有效塑性应变和基体凹坑深度能清楚地反映颗粒和基体的变形行为,颗粒压缩率计算方法如公式(6)所示。颗粒扁平率用于表征颗粒的扁平程度,计算方法如公式(7)所示。

$$R_c = \frac{d_p - h_p}{d_p} \times 100\% \quad (6)$$

$$R_f = \frac{D}{d_p} \quad (7)$$

式中: d_p 为颗粒原始直径; h_p 为扁平颗粒在撞击方向上的高度; D 为扁平颗粒的最大直径。

图4为颗粒撞击速度对压缩率、扁平率、有效塑性应变和凹坑深度的影响。随着撞击速度的增加,颗粒的压缩率、扁平率、有效塑性应变和基体的凹坑深度也不断增加。颗粒的压缩率由25%增加至34.6%,其中撞击速度为800 m/s与900 m/s的压缩率大致相等且约为34.5%,由此可知800 m/s的撞击速度用于沉积涂层会更加的经济。颗粒的扁平率从700 m/s的1.22大幅度增加至800 m/s的1.27,变化量为0.05,而其他速度间的扁平率变化率均为0.03,颗粒的有效塑性应变与基体的凹坑深度变化保持一致,且两者变化较为平缓,800 m/s时的有效塑性应变和基体凹坑深度分别为2.6和7.88 μm 。值得注意的是,试验中

随着撞击速度的增加,基体的凹坑深度也在不断增加,颗粒镶嵌在基体内的面积更大,结合强度就更高。

2.2 超音速激光沉积 Ti-6Al-4V 颗粒/颗粒界面结合数值模拟

在CS中,有两类结合是非常重要的:一是颗粒与基体的结合,这决定了涂层/基体的结合强度(adhesion strength);另一类是颗粒与颗粒之间的结合,这决定了涂层本身的强度(cohesion strength),对涂层物理、化学以及力学性能均有较大的影响^[20-22]。2.1节内容模拟了SLD沉积颗粒与基体之间的界面结合行为,本章节在前面模拟结果的基础上,选取800 m/s的撞击速度,通过调控激光辐照温度,来观察SLD Ti-6Al-4V颗粒之间界面结合行为及温升程度。

图5是撞击速度为800 m/s时,不同激光辐照温度下的多颗粒沉积界面温度云图。从图5可以看出,当不施加激光辐照时,尽管以800 m/s的撞击速度沉积时,颗粒与颗粒之间也出现了明显的孔隙(如图5a矩形框所示),大部分颗粒的界面温度未达到材料熔点。随着激光辐照温度的升高,孔隙逐渐减少。当激光辐照温度为1073 K时,颗粒撞击界面的温度高达3463.7 K,颗粒界面结合处的温度远远高于熔点(如图5d矩形框所示),但颗粒内部的温度还未达到熔点并保留在1073~1676.8 K。由此可见,颗粒撞击界面发生热软化和塑性流变,此时颗粒/颗粒在界面处将发生材料熔化,形成冶金结合。

颗粒与颗粒之间的结合总能量同样遵循式(3)~(5)所示的关系。由于结合了颗粒高速撞击动能转化的

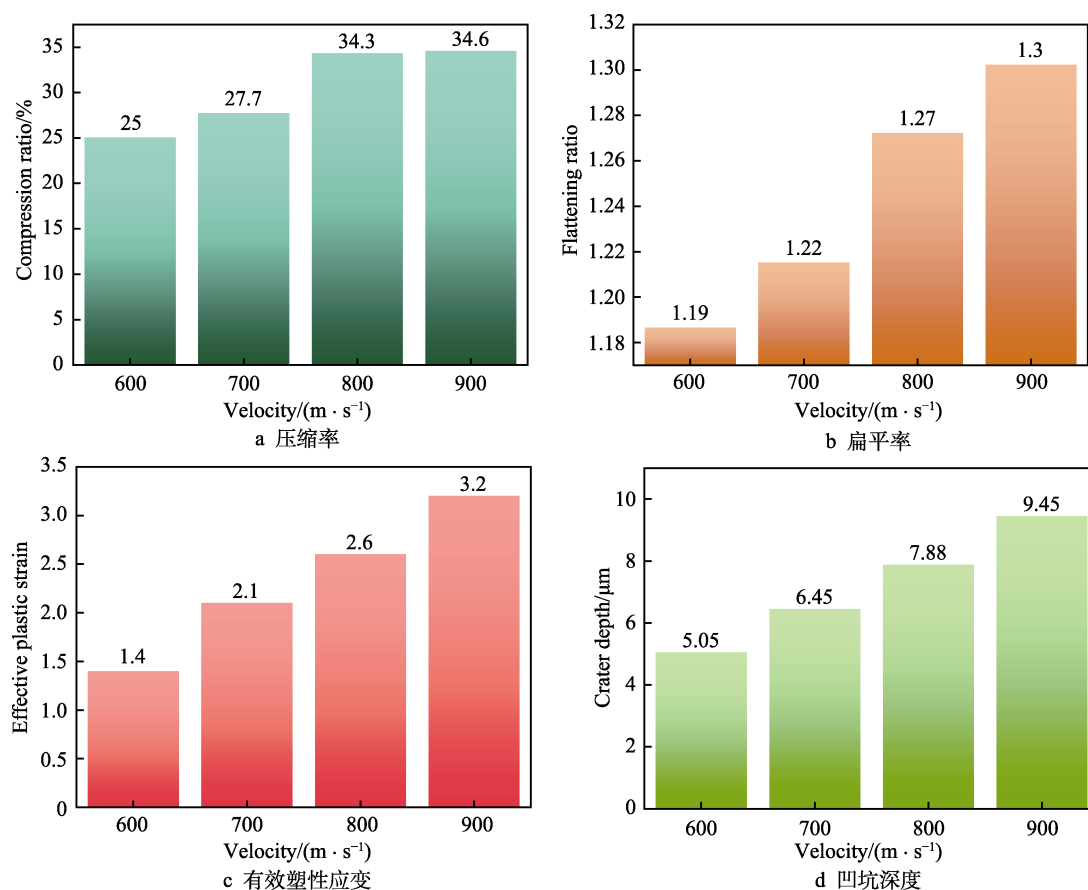


图 4 激光辐照温度为 1073 K 时颗粒撞击速度对压缩率、扁平率、有效塑性应变和凹坑深度的影响

Fig.4 Effects of particle impact velocity on compression rate (a), flattening rate (b), effective plastic strain (c) and crater depth (d) at laser irradiation temperature of 1073 K

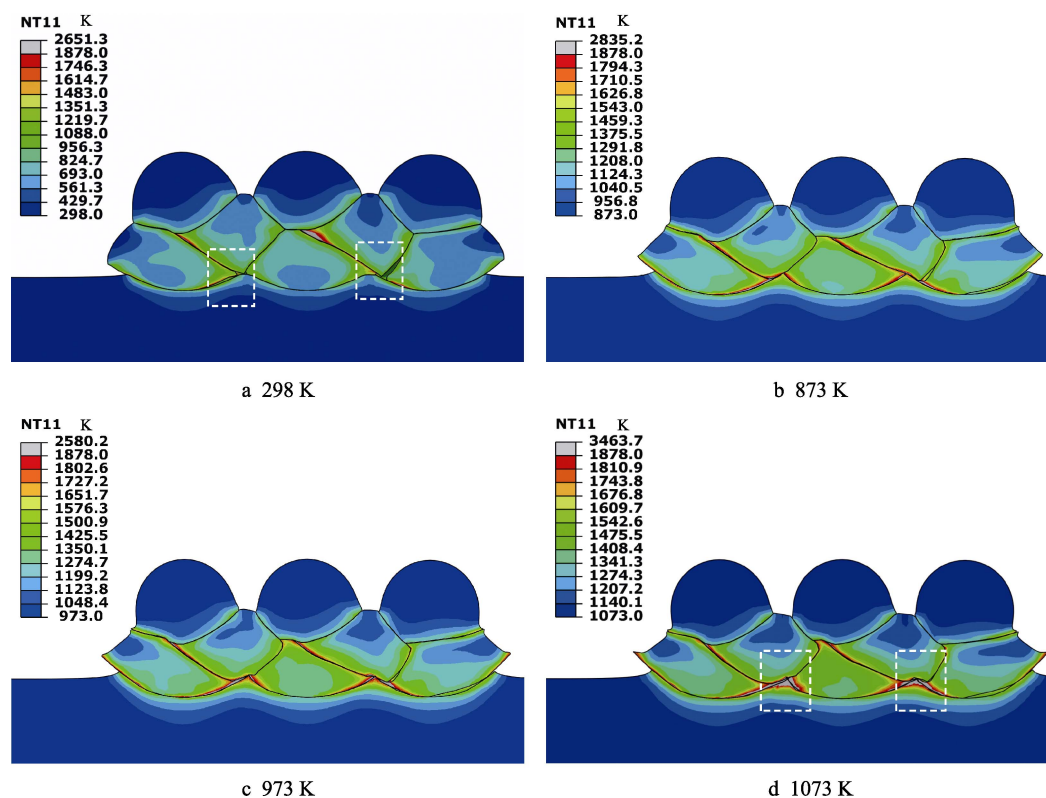


图 5 撞击速度为 800 m/s 时不同激光辐照温度下颗粒间界面温度云图

Fig.5 Temperature nephogram of intergranular interface under different laser irradiation temperature at impact velocity of 800 m/s

热能以及高能激光束辐照产生的热能,在沉积颗粒的界面结合处达到了 Ti-6Al-4V 颗粒的熔化温度,材料熔化形成冶金结合,大大提高了涂层的致密性。

2.3 超音速激光沉积颗粒/基体以及颗粒/颗粒界面结合试验验证

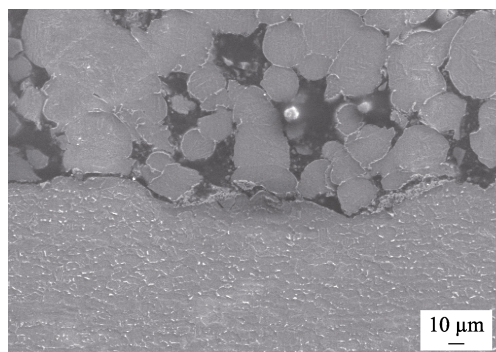
基于上述的模拟结果,对比了 CS 和 SLD 中颗粒与基体以及颗粒与颗粒之间界面结合的特征。激光辐照温度设置为 1073 K,采用 800 m/s 的颗粒撞击速度。激光辐照温度的控制通过采用红外高温仪监测沉积点处的温度,实时调控激光功率,保持激光辐照温度的恒定。颗粒撞击速度参考文献[23],当温度为 1000 ℃、氮气压力为 4.5 MPa 时,颗粒的撞击速度大致能达到 800 m/s。

图 6 是 CS 和 SLD 中颗粒与基体界面结合的形貌特征,可以看出 CS 中颗粒与基体之间存在明显的缝隙,界面结合较差,而在 SLD 中,颗粒与基体之间结合良好,看不到缝隙的存在,表明 SLD 中颗粒与基体的结合良好。这与图 3 的模拟结果相吻合,即在适合激光辐照温度和颗粒撞击速度的匹配下,激光辐照的引入将引起颗粒/基体界面材料的熔化,形成冶金结合。图 7 是 CS 和 SLD 中颗粒与颗粒之间界面结合的形貌特征,可以看出 CS 涂层中颗粒与颗粒之间存在明显的孔隙,而在 SLD 涂层中,在颗粒与颗粒界面处可以看到材料熔化形成的不同于颗粒内部的组织。这与图 5 模拟的结果相一致,即在激光辐照的

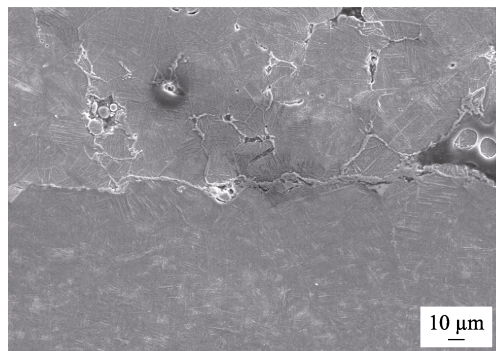
辅助下,颗粒之间的界面结合处可达到材料的熔点,从而形成冶金结合,提高涂层的致密性。

与此同时,试验采用不同激光功率沉积 Ti-6Al-4V 涂层,得到如图 8 所示的不同激光功率对钛合金涂层孔隙率的影响。CS 技术制备的钛合金孔隙率为 8.31%,随着激光的引入,SLD 技术制备的涂层孔隙率大大降低,通过施加不同的激光功率其实是改变激光辐照温度,与图 5 多颗粒结合界面形貌较为吻合。随着激光辐照温度的升高,钛合金涂层的孔隙率降低为 0.67%,约为 CS 技术孔隙率(8.31%)的 1/12,达到了用昂贵氦气制备钛合金涂层的同等效果。

由于 Ti-6Al-4V 的高强度,采用 CS 技术来沉积时,最大的挑战就是难以获得界面结合良好、致密性高的钛合金涂层,即便采用高速高温氦气来加速喷涂颗粒,也难以获得满意的涂层。目前,国内外学者采用了不同的方法来改善 CS 钛合金涂层的致密性,如通过在原始粉末中混入较大粒径的高硬度颗粒来获得原位喷丸压实效应^[24],或通过后热等静压热处理来降低孔隙率^[25]。前者会存在引入杂质的问题,而后者则需要通过多道工艺工序。本研究在数值模拟和试验两方面验证了在 CS 过程中同步引入激光辐照(即 SLD 技术)可获取界面结合良好、致密性高的钛合金涂层,是一种新的调控 CS 钛合金涂层的方法,对表面沉积以及增材制造高质量、高性能的钛合金均具有非常重要的意义。



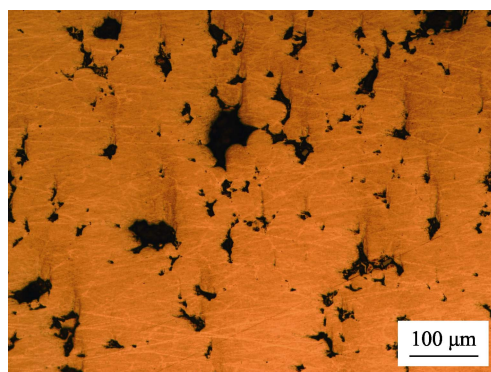
a CS



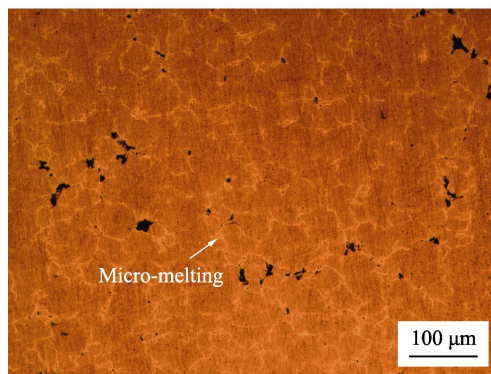
b SLD

图 6 颗粒/基体界面结合形貌特征

Fig.6 Morphological characteristics of interfacial bonding between particles and matrix



a CS



b SLD

图 7 颗粒与颗粒界面结合形貌特征

Fig.7 Morphological characteristics of interfacial bonding between particles

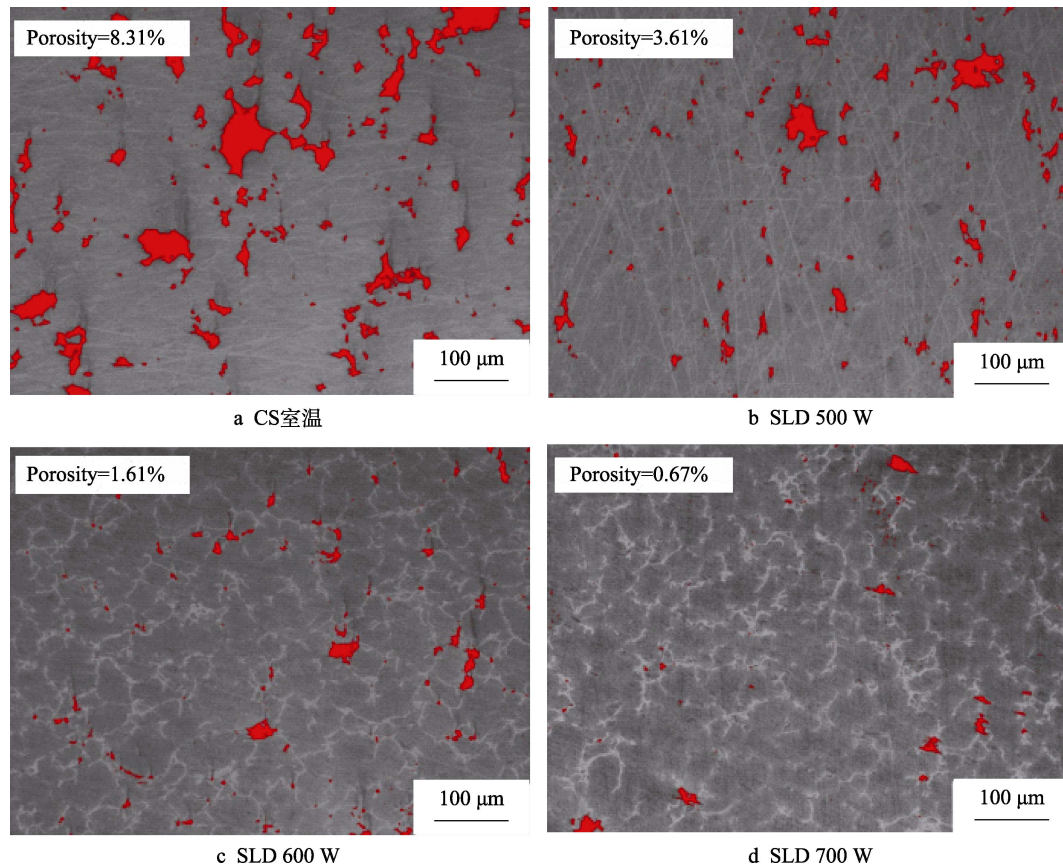


图 8 不同激光功率对钛合金涂层孔隙率的影响

Fig.8 Effect of different laser power on porosity of titanium alloy coating: (a) CS room temperature

3 结论

1) CEL 模拟单颗粒 Ti-6Al-4V 界面结合特征, 结果表明, 在 1073 K 的激光辐照温度下, 颗粒以 800 m/s 和 900 m/s 的撞击速度沉积时, 在颗粒/基体界面处的局部温度达到熔点, 可实现冶金结合。随着撞击速度的增加, 颗粒的压缩率、扁平率、有效塑性应变和凹坑深度呈线性增加。800 m/s 时的压缩率为 34.3%, 扁平率为 1.27, 有效塑性应变 2.6, 基体的凹坑深度为 7.88 μm , 模拟与实验较为吻合。

2) Lagrange 模型模拟多颗粒 Ti-6Al-4V 界面结合特征, 结果表明, 在 800 m/s 的撞击速度下, 随着激光辐照温度的升高, 孔隙逐渐减少。当激光辐照温度为 1073 K 时, 孔隙完全消失, 颗粒/颗粒在界面处的温度远高于熔点, 形成冶金结合。实验发现随着激光功率的升高, 钛合金涂层的孔隙率降低为 0.67%, 约为 CS 技术孔隙率的 1/12。

3) 试验对比了 CS 和 SLD (激光辐照温度 1073 K) 中颗粒与基体以及颗粒间的界面结合特征, 结果表明, CS 涂层中颗粒与基体以及颗粒间均存在明显的缝隙 (孔隙), 而 SLD 涂层颗粒与基体以及颗粒间的界面结合良好, 与模拟结果较为吻合。这得益于激光辐照的热能使颗粒与基体以及颗粒间界面处的

温度达到了材料熔点, 实现颗粒表面微熔并形成冶金结合。

参考文献:

- [1] 刘容光, 卜文德, 刘小江, 等. TC4 钛合金电子束沉积修复工艺研究[J]. 精密成形工程, 2018, 10(6): 102-106.
- [2] LIU Rong-guang, BU Wen-de, LIU Xiao-jiang, et al. Electron beam deposition repair process of TC4 titanium alloy[J]. Journal of netshape forming engineering, 2018, 10(6): 102-106.
- [3] ZHAO Z. Discussion on preparation technology of titanium coating by thermal spraying[J]. Welding, 2011(6): 16-21.
- [4] SUN W, TAN A W Y, MARINESCU I, et al. Adhesion, tribological and corrosion properties of cold-sprayed CoCrMo and Ti6Al4V coatings on 6061-T651 Al alloy[J]. Surface and coatings technology, 2017, 326: 291-298.
- [5] ZHAO Z, CHEN J, GUO S, et al. Influence of α/β interface phase on the tensile properties of laser cladding deposited Ti-6Al-4V titanium alloy[J]. Journal of materials science and technology, 2017, 33: 675-681.
- [6] 靳磊, 崔向中, 丁元法, 等. 冷喷涂 TC4 涂层临界沉积速度计算及制备涂层性能研究[J]. 表面技术, 2017,

- 46(8): 96-101.
- JIN Lei, CUI Xiang-zhong, DING Yuan-fa, et al. Critical deposition velocity calculations and properties investigations of TC4 cold spray coatings[J]. Surface technology, 2017, 46(8): 96-101.
- [6] YAO J H, LI Z H, LI B, et al. Characteristics and bonding behavior of stellite 6 alloy coating processed with supersonic laser deposition[J]. Journal of alloys and compounds, 2016, 661: 526-534.
- [7] LUPOI R, SPARKES M, COCKBURN A, et al. High speed titanium coatings by supersonic laser deposition[J]. Materials letters, 2011, 65(21-22): 3205-3207.
- [8] 谢瑞广, 李长久, 崔红. 基于冷喷涂制备 ZrC 掺杂 NiAl 热障涂层粘结层[J]. 表面技术, 2016, 45(10): 1-6.
- XIE Rui-guang, LI Chang-jiu, CUI Hong. Preparation of cold spraying-based NiAl/ZrC bond course of thermal barrier coating[J]. Surface technology, 2016, 45(10): 1-6.
- [9] BRAY M, COCKBURN A, O'NEILL B. The laser-assisted cold spray process and deposit characterisation[J]. Surface and coatings technology, 2009, 203(19): 2851-2857.
- [10] 李波, 吴丽娟, 张欣, 等. 超音速激光沉积 Ti6Al4V 涂层的微观结构及耐蚀性能[J]. 中国表面工程, 2018, 31(5): 159-166.
- LI Bo, WU Li-juan, ZHANG Xin, et al. Characteristics and corrosion-resistant property of Ti-6Al-4V coating prepared by supersonic laser deposition[J]. China surface engineering, 2018, 31(5): 159-166.
- [11] 李文亚, 李长久. 冷喷涂特性[J]. 中国表面工程, 2002, 15(1): 12-16.
- LI Wen-ya, LI Chang-jiu. Cold spraying characteristics[J]. China surface engineering, 2002, 15(1): 12-16.
- [12] 殷硕. 冷喷涂粉末粒子加速行为及沉积机理的研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2012.
- YIN Shuo. A systematic investigation on the acceleration behavior and deposition mechanism of cold sprayed particles[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2012.
- [13] ASSADI H, GARTNER F, STOLTENHOFF T, et al. Bonding mechanism in cold gas spraying[J]. Acta materialia, 2003, 51(15): 4379-4394.
- [14] LI W Y, LIAO H, LI C J, et al. On high velocity impact of micro-sized metallic particles in cold spraying[J]. Applied surface science, 2006, 253(5): 2852-2862.
- [15] HASSANI M, VEYSSET D, CHAMPAGNE V K, et al. Adiabatic shear instability is not necessary for adhesion in cold spray[J]. Acta materialia, 2018, 158: 430-439.
- [16] LEK J Y, BHOWMIK A, TAN A W, et al. Understanding the microstructural evolution of cold sprayed Ti-6Al-4V coatings on Ti-6Al-4V substrates[J]. Applied surface science, 2018, 459(1): 492-504.
- [17] LI B, JIN Y, YAO J, et al. Influence of laser irradiation on deposition characteristics of cold sprayed stellite-6 coatings[J]. Optics and laser technology, 2018, 100: 27-39.
- [18] LI C, LI W, FUKANUMA H. Impact fusion phenomenon during cold spraying of zinc[C]//Advances in technology and application. Osaka: Thermal spray, 2004: 335-340.
- [19] ASSADI H, KREYE H, GARTNER F, et al. Cold spraying—A materials perspective[J]. Acta materialia, 2016, 116: 382-407.
- [20] JUN Y L, AYAN B, ADRIAN W Y T, et al. Understanding the microstructural evolution of cold sprayed Ti-6Al-4V coatings on Ti-6Al-4V substrates[J]. Applied surface science, 2018, 459: 492-504.
- [21] 金琰, 李波, 张欣, 等. 金属基复合材料 WC/SS316L 超音速激光沉积行为及电化学失效机理[J]. 中国激光, 2018(45): 201-207.
- JIN Yan, LI Bo, ZHANG Xin, et al. Deposition behavior and electrochemical failure mechanism of WC/SS316L metal matrix composites prepared by supersonic laser deposition[J]. Chinese journal of lasers, 2018(45): 201-207.
- [22] TAN W Y, SUN W, PHANG Y P, et al. Effects of traverse scanning speed of spray nozzle on the microstructure and mechanical properties of cold-sprayed Ti6Al4V coatings[J]. Journal of thermal spray technology, 2017, 26(7): 1484-1497.
- [23] XU S, JORIS E, WEI Z, et al. Residual stresses in single particle splat of metal cold spray process—numerical simulation and direct measurement[J]. Materials letters, 2018(230): 152-156.
- [24] TAO L X, LIN Y M, NIN S M, et al. Deposition behavior, microstructure and mechanical properties of an in-situ micro-forging assisted cold spray enabled additively manufactured inconel 718 alloy[J]. Materials and design, 2018, 155: 384-395.
- [25] CHEN C, XIE Y, YAN X, et al. Effect of hot isostatic pressing (HIP) on microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V alloy fabricated by cold spray additive manufacturing[J]. Additive manufacturing, 2019, 27: 595-605.