

## 激光熔覆过程预置粉末熔化行为的动态检测与分析

朱明<sup>1,2\*</sup>, 王博<sup>1</sup>, 颜步云<sup>1</sup>, 杨骞<sup>1</sup>, 石玢<sup>1,2</sup>, 樊丁<sup>1,2</sup><sup>1</sup>兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050;<sup>2</sup>兰州理工大学有色金属合金及加工教育部重点实验室, 甘肃 兰州 730050

**摘要** 粉末的熔化行为对激光熔覆过程的精确成形控制有重要影响。针对粉末预置时与激光的复杂动态热交互行为,建立高速摄像光学采集系统,检测并分析粉末熔化的动态过程,分析了不同特征阶段对粉末熔化成形特征的影响规律与作用形式,建立了可以描述熔化过程的物理模型,研究了不同特征阶段下激光与粉末的动态热物理作用机制。实验结果表明:半导体激光熔覆过程中粉末的熔化行为一般存在 4 个典型特征阶段,不同特征阶段的作用周期对成形参数的影响规律不同;通过对不同特征阶段的热物理行为进行分析,建立了可以描述半导体激光与粉末热交互作用的动态物理模型;通过对动态物理模型的分析,获得了激光功率、离焦量等参数对不同特征阶段热物理行为的作用机制。

**关键词** 激光技术; 半导体激光; 表面熔覆; 预置粉末; 熔化行为

中图分类号 TG40 文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.1402013

## 1 引言

利用先进的表面工程技术手段实现受损部件的再制造,对于国家的经济发展与工业建设有着十分重要的影响和意义<sup>[1-2]</sup>。半导体激光熔覆技术具有成形稀释率低、裂纹缺陷少等优点,逐步成为部件再制造的有效手段之一<sup>[3]</sup>。随着金属部件表面结构日益复杂化,对半导体激光熔覆成形的精度与质量提出了更高的要求;同时,为了降低熔覆层表面打磨等后续机加工难度,缩短处理流程,也要求将激光熔覆过程由“近形”控制转变为“精确成形”控制<sup>[4-6]</sup>。但是,由于缺乏对熔覆过程热物理行为检测与分析的深入研究,目前只能依靠大量实验并结合人工经验对半导体激光熔覆进行现场判断与优化调整,无法根据热物理成形机制实时控制熔覆过程,难以实现在环境变化、热量积累、应力变形等工况下的质量与性能最优控制。

为了实现半导体激光熔覆再制造的精确成形控制,首先需要对粉末与激光的热物理作用行为进行

深入解析。为此,国内外学者展开了一系列研究,文献<sup>[7]</sup>提出了一种基于自由曲面激光熔覆等搭接率熔道的轨迹生成算法,该算法实现了厚度均匀、硬度较高、无明显的道间隆起或凹陷等缺陷的自由曲面激光熔覆层。文献<sup>[8-10]</sup>表明,高性能粉末在大功率激光熔覆后出现的成形不良和性能弱化的问题与金属熔化的热物理过程、热源特性对液态金属传输的作用机制等多种行为相关。文献<sup>[11]</sup>研究了粉末颗粒吸收激光能量后的动态变化行为,揭示了熔覆过程中金属粉末对激光吸收率先升高后下降的原因。文献<sup>[12]</sup>表明,金属从熔化到凝固的不同阶段对热力的需求并不相同,仅针对单一阶段设计的静态热源模型会对其他成形阶段造成不良影响。文献<sup>[13]</sup>表明,铝在铜合金表面的润湿性由激光与反应热效应的耦合作用决定。文献<sup>[14]</sup>利用高速摄像采集系统研究了激光作用下熔覆层的成形过程,并且将成形过程的一个周期作了时间上的划分。文献<sup>[15]</sup>建立了粉末在激光辐射下的热传导模型,利用

收稿日期: 2020-12-16; 修回日期: 2021-01-08; 录用日期: 2021-02-07

基金项目: 国家自然科学基金(51805234, 52065041)、国家留学基金管理委员会创新型人才国际合作培养项目(CXXM2012210002)、甘肃省引导科技创新发展专项(2018ZX)、甘肃省重点研发计划(20YF3WA017)、兰州理工大学红柳优秀青年人才支持计划

通信作者: \*zhumings@yeah.net

模型计算了粉末在不同激光功率下的临界熔化时间。但是以上研究多基于宏观、定性或静态特征的分析,尚无法全面解析半导体激光熔覆过程中不同特征行为下的动态热物理作用机制。

因此,通过建立高速摄像光学检测系统,动态采集半导体激光作用下的预置粉末熔化行为,分析熔化过程的特征行为,研究不同特征阶段的热物理特性,并利用能量平衡方程描述分析不同阶段的热物理作用模式,最终建立粉末与激光的热作用模型。研究结果将为研究半导体激光熔覆过程的动态热物理行为提供理论依据。

表 1 Ni60A 粉末化学成分

Table 1 Chemical component of Ni60A powder

Component	C	Cr	Si	W	Fe	B	Ni
Mass fraction /%	0.5-1.0	15-20	3.0-5.0	3.0	≤4.5	3.5-4.5	Rest

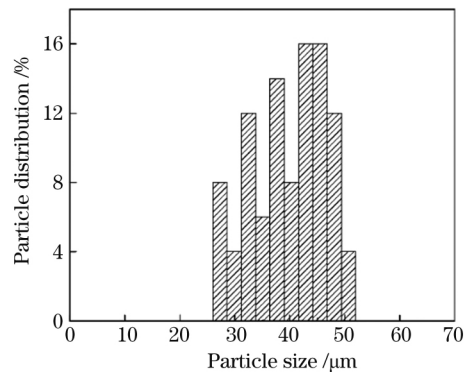
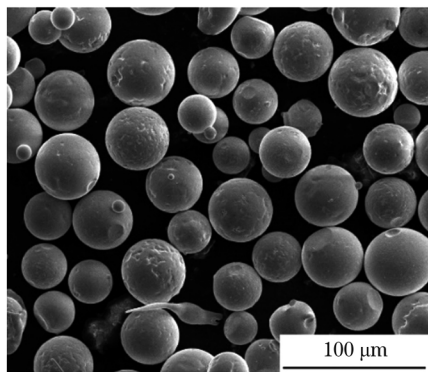


图 1 粉末颗粒形貌和粒度分布

Fig. 1 Morphology and size distribution of the powder particles

## 2.2 实验方法

矩形光斑半导体激光器能量密度分布独特,沿光斑长度方向呈均匀的顶帽分布,用其进行激光熔覆实验,更容易得到宽深比大、稀释率小的熔覆层。因此,在进行激光熔覆实验时,选择熔覆方向与激光光斑宽度方向平行的方式进行实验。本实验选用 FL-DLight3-1500 直接输出型矩形光斑半导体激光器,光斑尺寸为 1 mm × 3 mm,极限输出功率为 1500 W,焦距为 275 mm,工作波长为 (976 ± 10) nm,实验过程中为了防止基体反射光束损坏激光器,将其倾斜 3° ~ 4° 安装。使用 OLYMPUS i-speed3 型高速摄像机和 WD105 型工业显微镜镜头采集熔覆成形过程。为了更好地观察成形过程,便于后期的图像处理分析,需选用波长为 650 nm 的窄带滤光片滤除强光,并用 HSX-F300 型氙灯作

## 2 实验材料及方法

### 2.1 实验材料

选用牌号为 Ni60A 的自熔性合金粉末作为熔覆材料,化学成分如表 1 所示。实验前,用扫描电镜 (SEM) 拍摄了粉末颗粒的形貌并统计了粉末粒径分布,如图 1 所示,粉末颗粒球形度较好,粒径为 27 ~ 52 μm,平均粒径为 43 μm。基体材料选用尺寸为 120 mm × 80 mm × 8 mm 的 45 号钢板。采用机械打磨的方式去除表面氧化皮,并用丙酮去除油污后用吹风机将表面烘干。

为辅助光源。实验系统如图 2 所示。

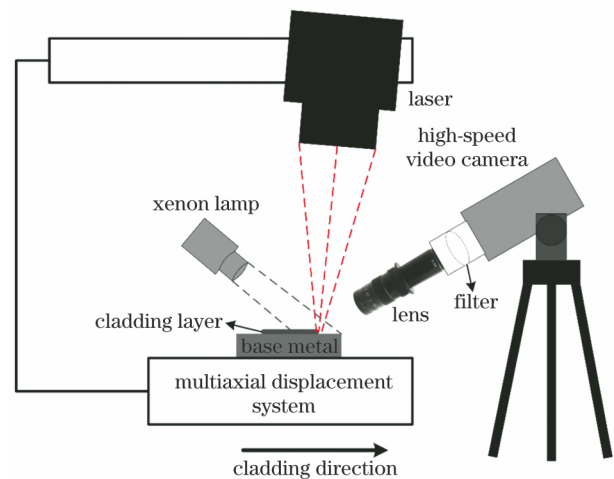


图 2 实验系统示意图

Fig. 2 Experimental system diagram

### 3 分析与讨论

#### 3.1 成形热物理过程特征行为解析与阶段划分

根据表 2 中的参数进行熔覆工艺实验,得到激光功率对熔覆层成形参数的影响,如图 3 所示。

由图 3 可知,随着激光功率的增加,熔覆层的熔深( $D$ )和熔宽( $W$ )均增大、余高( $H$ )先增大后减小。分析认为熔覆层成形参数的变化与激光和粉末作用的热物理过程密切相关。相同时间内,激光功率较小时,作用在粉末层相同位置上的激光能量密度较低,使得激光作用下粉末颗粒的团聚时间、团聚后粉末颗粒熔化所需要的时间、粉末颗粒熔化后形成的液态金属小球汇集成液态金属熔池的时间都相应增加,即熔池的形成速率减小,但熔池的凝固速率又很快,熔池来不及长大就已经发生凝固,最终形成熔宽窄、余高巨大的熔覆层宏观形貌;当激光功率在一定范围内增大

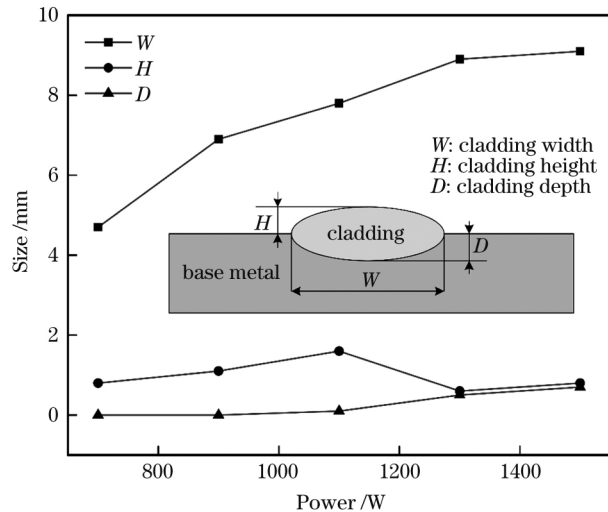


图 3 激光功率对熔覆层宏观成形尺寸的影响  
Fig. 3 Influence of laser power on the macro-forming size of cladding layer

表 2 熔覆成形过程特征行为采集的典型工艺参数

Table 2 Process parameters for collecting characteristic behaviors during cladding

Laser power / W	Defocusing / mm	Fore-put powder thickness / mm	Scanning speed / (mm · s <sup>-1</sup> )	Particle size / μm
700-1500	0	1	2	27-52

时,作用在粉末层单位面积的激光能量密度增加,粉末颗粒团聚、熔化以及熔化后的粉末颗粒汇集成液态金属熔池的速度增加,使得形成的熔池有充足的时间吸收周围粉末颗粒不断长大,但其仍然没有足够的时间在基体表面铺展就已经凝固在基体表面,形成宽而高的熔覆层宏观形貌;激光功率继续增加时,粉末颗粒团聚和熔化瞬间可以完成,相同时间内增加了熔池吸收周围粉末颗粒使其长大的时间,同时熔池的长大使得粉末颗粒重力克服表面张力,进而更好地铺展在基体表面,而且熔池在基体表面良好铺展的同时向基体传导更多的热量使基体熔化量增多,因而形成熔宽和熔深更大、余高更小的熔覆层宏观形貌。

在以上分析激光功率对熔覆层成形参数影响的基础上,利用建立的高速摄像光学采集系统,对激光辐照粉末层到形成熔覆层整个过程进行分析,发现存在如图 4 所示的物理现象。激光作用于粉末,光斑中心下方粉末温度率先升高后吸引周围粉末及其团聚物向激光中心下方高温粉末颗粒汇集;激光持续作用,光斑中心下方汇集的粉末颗粒吸收足够多的热量,达到熔化的临界条件,形成许多液态金属小球;随时间推移,液态金属小球周围的粉末颗粒不断熔化并熔入其中,使其不断长大后在重力的作用下熔合形成尺寸较大的液态金属;激光进一步作用,液

态金属热量积累越来越多,使得液态金属形成的熔滴的温度上升,极大降低了熔滴的表面张力,在重力和高温的双重影响下熔滴突破表面张力,在极短时间内形成一个铺展在基体表面的液态熔滴,冷却凝固后形成熔覆层。

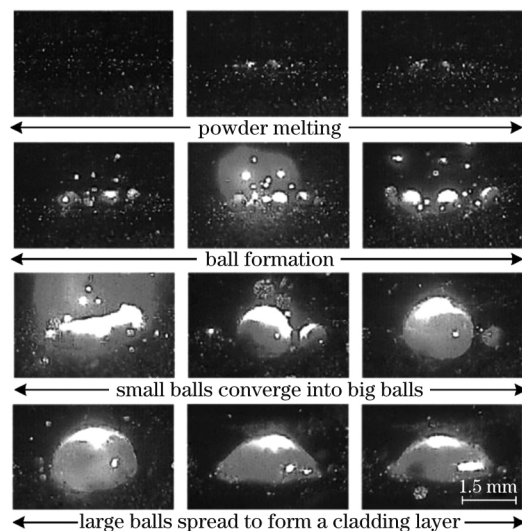


图 4 熔覆成形过程的特征行为解析  
Fig. 4 Analysis of characteristic behavior of cladding forming process

在解析上述热物理过程的基础上,可以对整个熔覆过程进行特征阶段划分。初始阶段:粉末

在激光的辐照下出现颗粒之间的相互粘结并汇集形成颗粒团聚物,如图 5(a)所示。特征阶段一:粉末颗粒团聚物受热熔化出现尺寸为 1.27 ~ 1.90 mm 的  $n$  个液态金属小球,如图 5(b)所示。特征阶段二:液态金属小球发生汇集融合,形成尺寸  $d_1$  为 3.80 ~ 7.25 mm 的液态金属大球,且周围

围绕几个尺寸小于 2.54 mm 的液态金属小球,如图 5(c)所示。成形阶段:大量液态金属小球和粉末颗粒汇入激光作用中心区域的液态金属大球,出现的尺寸  $d_2$  为 9.52 ~ 12.50 mm 的液态金属铺展在基体上,最终冷却凝固形成熔覆层,如图 5(d)所示。

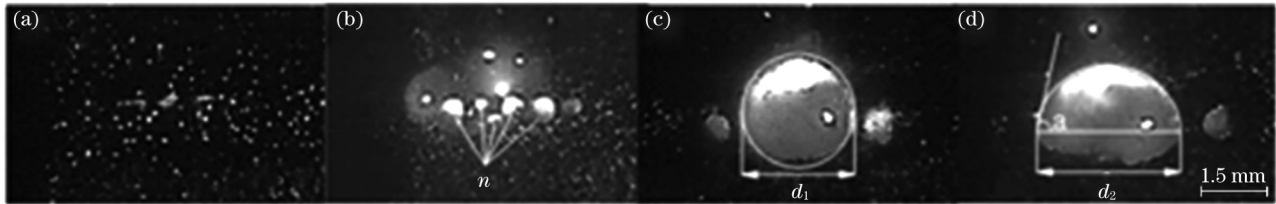


图 5 不同成形阶段下的特征行为。(a)初始特征;(b)特征行为一;(c)特征行为二;(d)成形阶段

Fig. 5 Characteristic behaviors in different forming stages. (a) Initial characteristics; (b) characteristic behavior one; (c) characteristic behavior two; (d) forming stage

激光功率是影响熔覆层成形质量的最主要参数,而熔覆层的成形质量与熔覆成形过程中的特征行为密切相关。因此,在改变表 2 中激光功率而其他参数保持不变的条件下,采集并分析其对不同特征行为持续时间的影响,如图 6 所示。不论激光功

率的大小,阶段①~②、阶段②~③、阶段③~④持续时间都存在着逐渐变大的趋势,说明在同一激光功率下粉末熔化、汇聚、熔合、铺展几个过程的完成所需要的时间越来越长,也就是说越靠后的过程,进行得越缓慢。此外,阶段①~②与阶段②~③受激光功率的影响不算很大,而激光功率的提高对阶段③~④的加快作用十分明显,说明在阶段③~④,也就是几个稍大的球熔合的过程相比其他过程完成较慢,需要很大的能量才能加速其进行。因此,在较低的功率下,由于粉末的熔化量不大,运动汇聚熔合也较为缓慢,最终得到成形不良的熔覆层宏观形貌;在较高的激光功率下,粉末熔化、汇聚和熔合的时间缩短,会有足够长的时间使熔覆金属润湿铺展在基体表面,最后冷却凝固形成宏观成形良好的熔覆层。

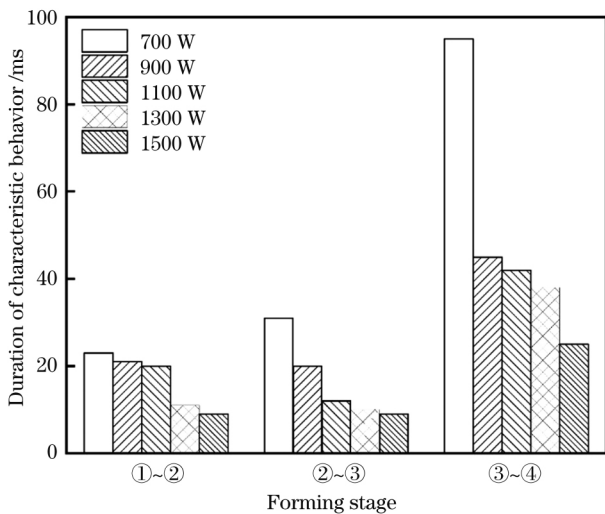


图 6 激光功率对不同特征行为持续时间的影响

Fig. 6 Influence of laser power on the duration of different characteristic behaviors

### 3.2 成形热物理过程特征行为解析与阶段划分

#### 3.2.1 初始阶段的热物理过程解析

激光与粉末作用的初始阶段,光斑中心下方粉末温度率先升高,同时吸引着周围粉末、团聚物向中心高温区域聚集,如图 7 所示。

该特征阶段,粉末并未发生熔化,仅存在固态粉末一种能量载体,其能量传输如图 8 所示。

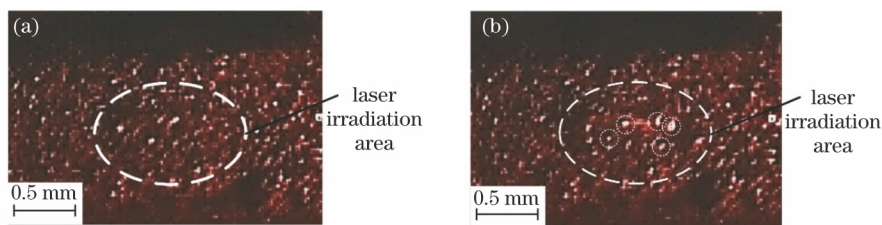


图 7 激光作用初期粉末微熔化过程。(a) 0 ms;(b) 3 ms

Fig. 7 Powder micro-melting process at the beginning of laser action. (a) 0 ms; (b) 3 ms

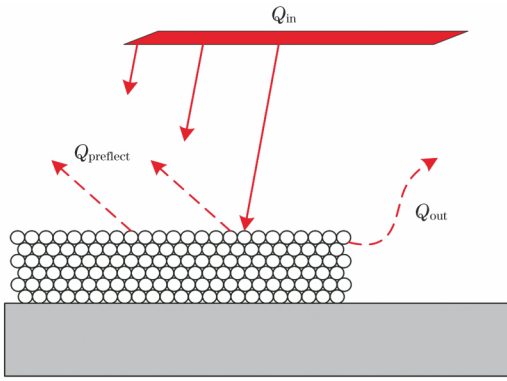


图 8 激光与粉末作用初始阶段的热物理行为  
Fig. 8 Thermophysical behavior of laser-powder interaction in the initial stage

该阶段的能量平衡方程为

$$Q_{in} = Q_{reflect} + Q_{pout} + Q_p \quad (1)$$

因此,粉末颗粒具有的能量可表示为

$$Q_p = Q_{in} - Q_{reflect} - Q_{pout} = q_{laser}(\omega l - \pi r_p^2 \beta_p n_p) t_1 - 4 n_p \pi r_p^2 \epsilon \sigma (T_p^4 - T_0^4) t_1 - n_p h_p A_p (T_p - T_0) t_1, \quad (2)$$

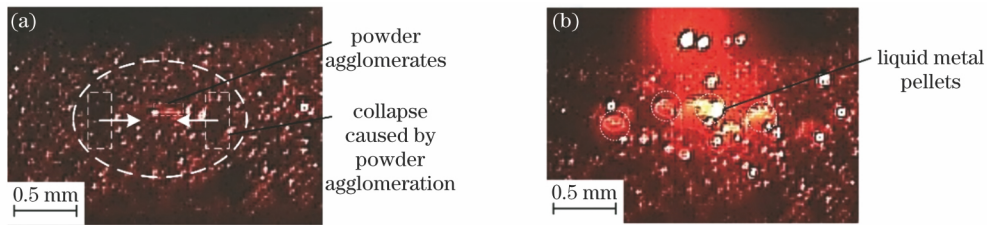


图 9 特征阶段一的激光与粉末作用。(a) 10 ms; (b) 45 ms

Fig. 9 Laser-powder interaction in the characteristic stage one. (a) 10 ms; (b) 45 ms

该特征阶段的能量传输如图 10 所示,此阶段的能量输入分为两部分,一部分为初始阶段中被激光辐射后粉末层的能量  $Q_p$ ,另一部分为激光在该特征阶段( $t_2 - t_1$ )内直接辐射的能量。另外,此特征阶段既有固态金属粉末,又有液态金属小球,所以存在

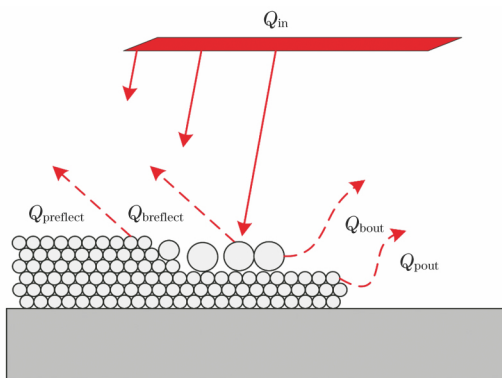


图 10 激光与粉末作用特征阶段一的热物理行为  
Fig. 10 Thermophysical behavior of laser-powder interaction in the characteristic stage one

式中: $Q_{in}$ 为激光光斑的能量输入; $Q_{reflect}$ 为粉末反射的激光能量; $Q_{pout}$ 为粉末吸收激光能量后辐射的能量; $Q_p$ 为粉末颗粒的内能; $q_{laser}$ 为激光能量密度; $\omega$ 为激光光斑宽度; $l$ 为激光光斑长度; $r_p$ 为粉末颗粒半径; $\beta_p$ 为粉末颗粒对激光的反射率; $n_p$ 为受激光辐照的粉末颗粒数量; $t_1$ 为初始阶段持续时间; $\epsilon$ 为发射率; $\sigma$ 为玻尔兹曼常数; $T_p$ 为初始阶段结束时粉末颗粒的温度; $T_0$ 为环境温度; $h_p$ 为粉末颗粒的热对流系数; $A_p$ 为粉末颗粒的表面积。

由(2)式可知: $q_{laser}$ 越大,激光辐射后粉末具备的能量越大;而  $r_p$  越小,激光作用空间中的粉末颗粒数量会越多,但  $r_p$  变化对(2)式的影响比  $r_p$  变化引起粉末颗粒数量的变化对(2)式的影响更大,因此  $r_p$  或者  $\beta_p$  越小,单位体积粉末吸收的激光能量越多,越容易形成粉末团聚物。

### 3.2.2 特征阶段一的热物理过程解析

该阶段粉末颗粒团聚物发生熔化,在重力、表面张力、下方未熔粉末对其的支持力三者的共同作用下,收缩形成液态金属小球,如图 9 所示。

固态粉末和液态金属小球两种能量载体。

因此,该特征阶段的能量平衡方程为

$$Q_p + Q_{in} = Q_{breflect1} + Q_{bout1} + Q_{bl} + Q_{preflect1} + Q_{pout1} + Q_{pl}, \quad (3)$$

$$Q_p + q_{laser} \omega l (t_2 - t_1) = \pi r_{bl}^2 \beta_b n_{bl} q_{laser} (t_2 - t_1) + 4 n_{bl} \pi r_{bl}^2 \epsilon \sigma (T_{bl}^4 - T_0^4) (t_2 - t_1) + n_{bl} h_b A_b (T_{bl} - T_0) (t_2 - t_1) + n_{bl} C_b M_{bl} (T_{bl} - T_0) + \pi r_p^2 \beta_p n_{pl} q_{laser} (t_2 - t_1) + 4 n_{pl} \pi r_p^2 \epsilon \sigma (T_{pl}^4 - T_0^4) (t_2 - t_1) + n_{pl} h_p A_p (T_{pl} - T_0) (t_2 - t_1) + n_{pl} C_p M_p (T_{pl} - T_0), \quad (4)$$

式中: $Q_{breflect1}$ 为特征阶段一中液态金属小球反射的激光能量; $Q_{bout1}$ 为该阶段液态金属小球辐射散失的能量; $Q_{bl}$ 为该阶段液态金属球具有的能量; $Q_{preflect1}$ 为该阶段粉末颗粒发射的激光能量; $Q_{pout1}$ 为该阶段粉末颗粒辐射和对流散失的能量; $Q_{pl}$ 为该阶段粉末

颗粒具有的能量;  $r_{b1}$  为该阶段液态金属球的半径;  $n_{b1}$  为该阶段液态金属球的数量;  $\beta_b$  为液态金属球对激光的反射率;  $h_b$  为液态金属球的热对流系数;  $A_b$  为该阶段液态金属球的表面积;  $T_{b1}$  为该阶段末液态金属球的温度;  $C_b$  为液态金属球的比热容;  $C_p$  为粉末颗粒的比热容;  $M_{b1}$  为该阶段单个液态金属球的质量;  $M_p$  为单个粉末颗粒的质量。

由(3)式可知,  $q_{laser}$  越大, 熔化的粉末量越多, 形成的液态金属小球本身具备的能量越大, 因此在相同时间内, 增加激光功率  $P$  或减小离焦量  $D$ , 形成的液态金属小球越多。另外,  $r_p$  越小, 或者  $\beta_p$  和  $\beta_b$

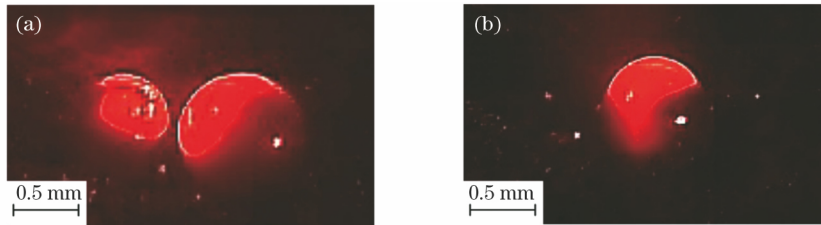


图 11 特征阶段二激光与粉末作用。(a) 熔合前; (b) 熔合后

Fig. 11 Laser-powder interaction in the characteristic stage two. (a) Before gathering; (b) after gathering

该特征阶段, 中心区域形成的最大的液态金属球半径要远大于特征阶段一下的金属小球, 忽略周围半径较小的液态金属小球, 则该特征阶段能量传输如图 12 所示。

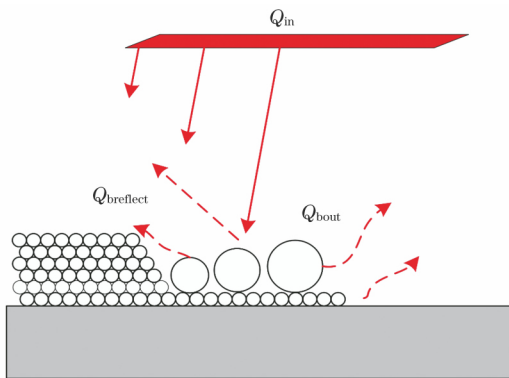


图 12 激光与粉末作用特征阶段二的热物理行为  
Fig. 12 Thermophysical behavior of laser-powder interaction in the characteristic stage two

能量平衡方程为

$$Q_{in2} + Q_{b1} = Q_{breflect2} + Q_{bout2} + Q_{b2} \quad (5)$$

其中该特征阶段的液态金属球本身的能量可表示为

$$Q_{b2} = Q_{in2} + Q_{b1} - Q_{breflect2} - Q_{bout2} = Q_{b1} + q_{laser}(\omega l - \pi r_{b2}^2 \beta_b n_{b2})(t_3 - t_2) - 4\pi\epsilon\sigma n_{b2} r_{b2}^2 (T_{b2}^4 - T_0^4)(t_3 - t_2) - n_{b2} h_b A_{b2} (T_{b2} - T_0)(t_3 - t_2), \quad (6)$$

越小, 形成的液态金属小球的能量也越大。

### 3.2.3 特征阶段二的热物理过程解析

该特征阶段中的金属球是特征阶段一中金属小球互相熔合形成的, 如图 11 所示。所以该特征阶段的能量输入分为两部分, 一部分为特征阶段一中所有液态金属小球携带的能量  $Q_{b1}$ , 另一部分为激光在该特征阶段时间内 ( $t_3 - t_2$ ) 持续辐射的能量。同时该特征阶段的粉层熔化产生的液体金属已经几乎达到光斑大小, 覆盖在粉末层上方, 下方的固态粉末不能直接被激光辐射到, 所以此时的能量载体只有液态金属小球。

式中:  $Q_{in2}$  为该阶段激光输入的能量;  $Q_{breflect2}$  为该阶段液态金属球反射散失的激光能量;  $Q_{bout2}$  为该阶段液态金属球热对流和热辐射散失的能量;  $r_{b2}$  为该阶段液态金属球的半径;  $A_{b2}$  为该阶段液态金属球的表面积;  $T_{b2}$  为该阶段末液态金属球具有的温度。

由(6)式可知, 特征阶段二下的金属小球的能量  $Q_{b2}$  与特征阶段一下的金属小球具备的能量  $Q_{b1}$  关系较大。如果特征阶段一中金属小球具备的能量较小, 会造成熔合形成的大球半径较小, 导致特征阶段二中形成小球的能量较低。同时  $Q_{b2}$  的大小还受特征阶段二中激光能量密度  $q_{laser}$  影响, 如果激光功率较小, 或者离焦量过大, 容易造成激光光斑能量分散, 并且出现多个相同大小金属球的情况, 这些多个金属球不能相互接触发生熔合, 最终冷却成形为大小不同的球形熔覆金属, 也就是常见的球化现象。另外, 由于特征阶段二中的液态金属球的半径  $r_{b2}$  要远大于特征阶段一下金属小球的半径  $r_{b1}$ , 激光更难辐射到液态金属下方的粉末, 所以特征阶段二下的粉末层对激光的总体吸收率会有所下降, 完成该阶段需要更多的能量, 因此特征阶段一到特征阶段二中间的时间会变长。

### 3.2.4 成形阶段的热物理过程解析

特征阶段二进行完毕后, 此时的液态金属熔滴受重力、表面张力、下方未熔粉末和基体对其的支持力三者的共同作用。如果熔覆金属与基体的润湿性

较好,则熔融金属液滴与基体表面接触时会在基体

表面逐渐铺展,最终形成熔覆层,如图 13 所示。



图 13 成形阶段的激光与粉末作用。(a)铺展前;(b)铺展后

Fig. 13 Laser-powder interaction in the forming stage. (a) Before spreading; (b) after spreading

金属大球周围的粉末以及液态金属小球的持续汇入,使得金属大球慢慢长大,并最终克服重力和表面张力铺展在基体上,此时由于时间的推移,周围的粉末已经熔入完毕,熔覆金属宽度增加变慢,能量载体变为液态熔覆金属层和基体。图 14 为该特征阶段的能量传输示意图。

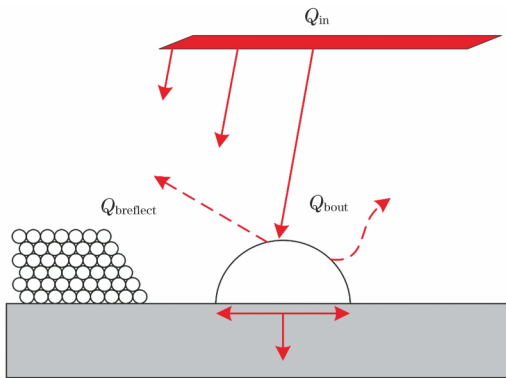


图 14 激光与粉末作用成形阶段的热物理行为  
Fig. 14 Thermophysical behavior of laser-powder interaction in the forming stage

由于该阶段中的液态金属是特征阶段二中金属球继续长大最终的铺展结果,所以特征阶段二的液态球的能量变成该阶段的能量输入。该特征阶段持续的时间由扫描速度  $V_m$  和激光光斑的长度  $l$  决定。该特征阶段的能量输入变为特征阶段二的液态金属球的自身能量  $Q_{b2}$  以及激光在该特征阶段内  $(l/V_m - t_3)$  直接辐射的能量。能量平衡方程为

$$Q_{in3} + Q_{b2} = Q_{breflect3} + Q_{bout} + Q_{b3} + Q_{conduct} \quad (7)$$

作用在液态金属本身的能量可表示为

$$Q_{b3} = Q_{in3} + Q_{b2} - Q_{breflect3} - Q_{bout3} - Q_{conduct} = Q_{b2} + q_{laser} [\omega l (\frac{l}{V_m} - t_3) - \pi r_{b3}^2 \beta_b (t_4 - t_3)] - 4\pi r_{b3}^2 \epsilon \sigma (T_{b3}^4 - T_0^4) (t_4 - t_3) - h_b A_{b3} (T_{b3} - T_0) \times (t_4 - t_3) - (T_{b3} - T_m) 4\pi r_{b3}^2 \frac{\lambda}{\delta} \quad (8)$$

式中: $Q_{in3}$  为该阶段激光输入的能量; $Q_{breflect3}$  为该阶

段熔覆金属反射散失的激光能量; $Q_{bout3}$  为该阶段熔覆金属以热辐射和热对流散失的能量; $Q_{conduct}$  为熔覆金属通过热传导向基体传递的能量; $T_{b3}$  为该阶段末熔覆金属具有的温度; $T_m$  为基体的温度; $\lambda$  为基体的导热系数; $\delta$  为基材厚度。

由(8)式可知,激光功率越大、离焦量越小,则激光能量密度  $q_{laser}$  越大,相同时间熔化形成的液态金属小球直径越大,导致铺展速率也越快。粉末颗粒半径  $r_p$  越小,特征阶段一和二完成得越快,使得其有足够的时间完成最终的铺展成形过程。同时,粉末颗粒熔化形成的液态金属温度越高,表面张力越小,液态金属的重力克服表面张力越容易铺展在基体表面,造成其与基体的接触角减小,形成较宽的熔覆层。

## 4 结 论

熔覆过程中,相同激光功率下,半导体激光作用在预置粉末上的特征行为①、②、③持续时间越来越长,也即粉末由固态转变到液态熔滴的过程对能量需求不大,而后续的液态熔滴运动、汇聚、熔入的过程对激光能量有着一定的要求,在激光功率较低的情况下进行缓慢。这将会影响后续铺展过程的进行,最终体现在宏观的熔覆层成形上,就是熔覆层成形差、接触角大、与基体结合差甚至完全没有结合。

利用能量平衡方程,建立了可以描述粉末与激光动态交互作用的热物理模型,通过对模型的分析,可以解释不同特征阶段下的热物理作用行为。根据模型分析,随着激光功率增加或离焦量的减小,相同时间内熔化的粉末量越多,形成的液态金属小球数量越多,直径越大,导致其铺展速率也越快;粉末颗粒半径  $r_p$  越小,或者粉末与液体金属小球对激光的反射率  $\beta_p$  和  $\beta_b$  越小,特征阶段一和二完成时间越快,液态金属与基材的铺展性能越好、润湿角越小。

## 参 考 文 献

[1] Zhang W, Xu B S, Zhang S, et al. Status and

- development of remanufacturing research and application[J]. Journal of Academy of Armored Force Engineering, 2009, 23(5): 1-5, 47.
- 张伟, 徐滨士, 张纾, 等. 再制造研究应用现状及发展策略[J]. 装甲兵工程学院学报, 2009, 23(5): 1-5, 47.
- [2] Kovalev O B, Bedenko D V, Zaitsev A V, et al. Development and application of laser cladding modeling technique: from coaxial powder feeding to surface deposition and bead formation[J]. Applied Mathematical Modelling, 2018, 57: 339-359.
- [3] Xu C W, Zhong L J, Qin Y X, et al. Research on focusing system of rectangular spot for 3 kW diode laser used in surface modification[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(1): 0102001.
- 许成文, 钟理京, 秦应雄, 等. 激光表面改性 3 kW 半导体激光器矩形光斑聚焦系统研究[J]. 中国激光, 2016, 43(1): 0102001.
- [4] Mohammed S, Balu P, Ahmed A, et al. Improvement of wear resistance of the nickel based alloy mixed with rare earth elements by high power direct diode laser cladding [J]. Lasers in Manufacturing and Materials Processing, 2019, 6(2): 173-188.
- [5] Wang J S, Shu L S. Laser cladding remanufacturing and repair of agricultural tractor spindle[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2020, 57(7): 071004.
- 王家胜, 舒林森. 农业拖拉机主轴激光熔覆再制造修复研究[J]. 激光与光电子学进展, 2020, 57(7): 071404.
- [6] Yao Z H, Yao J H, Xiang Q, et al. Development of laser remanufacturing technology and application[J]. Strategic Study of CAE, 2020, 22(3): 63-70.
- 姚喆赫, 姚建华, 向巧, 等. 激光再制造技术与应用发展研究[J]. 中国工程科学, 2020, 22(3): 63-70.
- [7] Su H, Shi T, Shi S H, et al. Algorithm and implementation of laser cladding with equal overlapping ratio on free-form surface[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(4): 0402008.
- 苏昊, 石拓, 石世宏, 等. 自由曲面等搭接率算法及激光熔覆工艺实现[J]. 中国激光, 2020, 47(4): 0402008.
- [8] Guo S R, Chen Z J, Cai D B, et al. Prediction of simulating and experiments for Co-based alloy laser cladding by HPDL[J]. Physics Procedia, 2013, 50: 375-382.
- [9] Zhang G M, Chen C, Wang X J, et al. Additive manufacturing of fine-structured copper alloy by selective laser melting of pre-alloyed Cu-15Ni-8Sn powder[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 96(9/10/11/12): 4223-4230.
- [10] Alcock J A, Baufeld B. Diode laser welding of stainless steel 304L [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 240: 138-144.
- [11] Kizaki Y, Azuma H, Yamazaki S, et al. Phenomenological studies in laser cladding. part II. thermometrical experiments on the melt pool [J]. Japanese Journal of Applied Physics, 1993, 32: 213-220.
- [12] Zhou X, Liu W. Melting and solidifying behavior in single layer selective laser of pure tungsten powder[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(5): 0503006.
- 周鑫, 刘伟. 纯钨单层铺粉激光选区熔化/凝固行为[J]. 中国激光, 2016, 43(5): 0503006.
- [13] Yan H, Zhang P L, Yu Z S, et al. Microstructure and interfacial characteristics of laser cladding Ni-based coating on copper alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2013, 33(12): 1093-1097.
- 闫华, 张培磊, 于治水, 等. 铜合金表面激光熔覆 Ni 基涂层的组织及界面结构[J]. 特种铸造及有色合金, 2013, 33(12): 1093-1097.
- [14] Kizaki Y, Azuma H, Yamazaki S, et al. Phenomenological studies in laser cladding. part I. time-resolved measurements of the absorptivity of metal powder [J]. Japanese Journal of Applied Physics, 1993, 32: 205-212.
- [15] Dong Z, Yang X C. Research of scattering intensity with spherical particles in laser cladding [J]. Acta Optica Sinica, 2009, 29(5): 1296-1300.
- 董哲, 杨洗陈. 激光熔覆中球形粒子对激光散射强度的研究[J]. 光学学报, 2009, 29(5): 1296-1300.



# Dynamic Detection and Analysis of Fore-Put Powder Melting Behavior in Diode Laser Cladding Process

Zhu Ming<sup>1,2\*</sup>, Wang Bo<sup>1</sup>, Yan Buyun<sup>1</sup>, Yang Qian<sup>1</sup>, Shi Yu<sup>1,2</sup>, Fan Ding<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou, Gansu 730050, China;

<sup>2</sup>Key Laboratory of Nonferrous Metal Alloys and Processing, Ministry of Education, Lanzhou University of Technology, Lanzhou, Gansu 730050, China

## Abstract

**Objective** Laser cladding technology is widely used in coating deposition, worn surface repairing, and direct fabrication due to advantages, such as high deposition accuracy, small heat-affected zone, metallurgical bonding, and minimal dilution with the substrate. It is a surface modification technology for thin coating/layer fabrication with improved surface properties or surface defect refurbishment by forming highly resistant gradient coatings/layers on a substrate. Recently, the innovations in diode laser cladding significantly support remanufacture, and more stringent requirements have been put forward on the forming accuracy and quality. There is inadequate research on forming mechanisms in the diode laser cladding process; just depending on numerous process tests or human experience cannot effectively improve accuracy or control quality under unfavorable conditions, such as heat accumulation and stress concentration. To improve the laser cladding technology level, the development of on-line and high-speed monitoring and process controlling system is necessary. In particular, studies on powder melting behavior play a paramount role in forming mechanisms. Therefore, for fore-put powders, the characteristic behavior of the melting process was detected, and the investigation of the thermal physical characteristics was analyzed. Then, the equations of heat balance to describe the melting process were established. Finally, a model to analyze the thermal physical process in diode laser cladding process was set up.

**Methods** To analyze the interaction process between the diode laser and fore-put powders, first, an optical acquisition system with a high-speed camera was set up to observe the powder melting process; second, based on the analysis of the collected high-speed camera data, the characteristic behavior of the cladding process was analyzed; and finally, according to the analysis of the powder melting process, the models of thermophysical processes in different characteristic stages were set up, and the heat-balance equation for each characteristic stage was established.

**Results and Discussions** There are typical physical phenomena in the powder melting process, starting from the laser irradiation of the powder layer to the formation of the cladding layer (Fig. 4). The cladding process can be divided into four stages according to the existing physical phenomena (Fig. 5). 1) Initial stage; under the laser heat source radiation, the powder particles adhere to each other and gather to form particle agglomerates. 2) Melting stage one; the powder particles are melted to form liquid metal pellets with sizes of 1.27–1.90 mm. 3) Melting stage two; the liquid metal pellets agglomerate to form a larger liquid metal ball with a diameter of 3.80–7.25 mm, surrounded by a few liquid metal pellets with diameters of <2.54 mm. 4) Forming stage; numerous liquid metal pellets and powder particles merge into large liquid metal balls in the central area of the laser action to form a liquid metal pool with a diameter of 9.52–12.50 mm and spread over the substrate. The forming shape mainly depends on the duration of each characteristic stage in the laser cladding process with fore-put powders (Figs. 3 and 6). In addition, the energy balance equation for each stage can be established. From the heat transfer process perspective, the influence of laser power on the powder melting process was analyzed, and the mechanism by which the laser parameters incident the forming quality was clarified.

**Conclusions** In this study, the melting process of fore-put powders was detected by a high-speed camera and divided into four typical stages. Based on the influence of laser irradiation on the duration of each characteristic stage, the duration of each of characteristic behavior ①, ②, and ③ increased under the same laser irradiation. This result shows that the transformation of the powders from solid to liquid droplets does not require much energy; however, to realize the movement, convergence, and fusion penetration of the liquid droplets, certain laser energy

is required. The process is slow with a lower laser power, which affects the spread of the liquid droplets and forming morphology. A thermophysical model that can describe the dynamic thermal interaction behavior between the laser and fore-put powders has been established. Through the analysis of the model, the thermophysical interaction behavior at different characteristic stages can be explained. According to the analysis of the powder melting process, when the laser power increases or the defocus amount decreases, the rate at which the powder melts increases, and numerous liquid metal drops are formed. The diameter of the liquid metal drops and spread rate increases. As the radius of solid powder particles decreases or the reflectivity of liquid metal drops, the duration of ① and ② reduces; also, the wetting angle decreases, and the spreading performance improves.

**Key words** laser technique; diode laser; surface cladding; fore-put powder; melting process

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900