

# 基于熔池数据分析的激光选区熔化成形件 翘曲变形行为研究

张 凯 刘婷婷\* 张长东 廖文和

南京理工大学机械工程学院, 江苏 南京 210094

**摘要** 因残余应力导致的翘曲变形是激光选区熔化(SLM)技术亟待解决的关键性技术问题。以两组相同规格的长方体试样为研究对象,基于熔池监测系统采集SLM成形过程中的熔池数据,对试样翘曲变形和无变形情况下的熔池状态差异进行了对比,从熔池角度分析了翘曲变形的产生机理和具体变形阶段,研究了翘曲变形情况下熔池的变化规律。试验结果表明,试样的翘曲变形产生于成形初始阶段。同时,翘曲变形情况下试样成形层的熔池面积减小,熔池光强增加,通过监测熔池的变化状态可以判断SLM成形过程中试样是否产生了变形。

**关键词** 激光技术; 激光选区熔化; 熔池监测系统; 翘曲变形; 残余应力

**中图分类号** TN249 **文献标识码** A

**doi:** 10.3788/CJL201542.0903007

## Study on Deformation Behavior in Selective Laser Melting Based on the Analysis of the Melt Pool Data

Zhang Kai Liu Tingting Zhang Changdong Liao Wenhe

School of Mechanical Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing, Jiangsu 210094, China

**Abstract** Deformation resulting from residual stresses is a key problem in selective laser melting (SLM). The different melting pool conditions between the deformation and normal specimens are compared based on data collected by the melt pool monitoring system. Furthermore, the forming mechanism and deformation process of the specimens is investigated. Results from the experiments suggest that deformation of the specimens occurs in the initial stage of the process. The melt pool area decreases and the intensity of the melt pool increases. The experiments indicate that it is possible to detect deformation of the specimens by monitoring the melt pool behavior.

**Key words** laser technique; selective laser melting; melt pool monitoring system; deformation; residual stress

**OCIS codes** 140.3390; 140.3510; 140.6810; 350.3390

### 1 引 言

激光选区熔化(SLM)技术出现于20世纪80年代后期<sup>[1]</sup>,是近年来得到广泛关注的一项新兴先进制造技术<sup>[2]</sup>,被认为是制造技术领域的又一次重大突破。SLM技术基于完全熔化机制<sup>[3-4]</sup>,成形零件致密度高,并具有良好的机械性能<sup>[5-6]</sup>。然而,完全熔化的缺点是成形过程中极易出现熔池不稳定现象,在液固转变期间会发生大幅度收缩,并在制件中积聚较大的残余应力,易导致翘曲变形,影响尺寸精度和力学性能<sup>[7-8]</sup>。因残余应力导致的翘曲变形是SLM技术亟待解决的关键问题,如何减少和消除残余应力、抑制翘曲变形是提高SLM成形工艺可靠性的重要研究内容。

为了抑制翘曲变形,目前主要有以下解决方法:1)制件直接在基板上建造,然而这种方式使得制件难以

收稿日期: 2015-03-30; 收到修改稿日期: 2015-04-15

基金项目: 国家自然科学基金(51375242, 51405234)、江苏高校优势学科建设工程资助项目

作者简介: 张 凯(1989—),男,博士研究生,主要从事激光选区熔化方面的研究。E-mail: zhangkai\_nick@163.com

导师简介: 廖文和(1965—),男,教授,博士生导师,主要从事数字化设计制造、增材制造方面的研究。

E-mail: cnwho@njust.edu.cn

\*通信联系人。E-mail: liutingting@mail.njust.edu.cn

从基板上去除并容易导致制件开裂<sup>[9]</sup>;2) 通过添加支撑结构抑制制件的翘曲变形,但是设计合理的支撑结构比较困难;3) 采用预热基板的方式降低热梯度,通过减少热应力来抑制变形和裂纹的产生<sup>[7,10]</sup>,但其预热效果随制件高度的增加会越来越差。此外,优化激光扫描策略也是一种有效的方法<sup>[11-12]</sup>。

以上4种方法均是采用间接方式抑制变形的产生,并不能从根本上解决因残余应力过大而导致的翘曲变形。因此,有必要从机理上分析残余应力的产生机制,探索有效的变形抑制方法。比利时鲁汶大学提出了残余应力产生的理论模型<sup>[10]</sup>,并试验研究了SLM成形过程中的残余应力的产生因素。发现材料的特性、制件的高度、扫描策略和激光光斑等都是影响残余应力的重要因素<sup>[10,13]</sup>。然而上述影响因素和残余应力之间并不存在直接的相互作用关系<sup>[14]</sup>。更为直接的表现形式在于,上述影响因素会直接影响熔池的热应力行为<sup>[15-17]</sup>。因此,分析熔池的行为变化可以更为直接地理解残余应力产生机制以及变形产生的原因。

残余应力导致的翘曲变形同时也会影响熔池的状态<sup>[18]</sup>,因此探索翘曲变形情况下的熔池变化规律,为在线检测翘曲变形提供一种可能的方法。本文以两组相同规格的长方体试样为研究对象,基于熔池监测系统采集SLM成形过程中的熔池数据,研究翘曲变形产生的原因和过程,分析翘曲变形情况下熔池的变化规律。

## 2 试验材料和方法

### 2.1 试验材料

试验采用无锡飞而康公司生产的Ti6Al4V钛合金粉末。材料的化学组分见表1,粉末呈规则球形,粒径范围是0~53 μm,平均粒径为35~40 μm,其粉末扫描电镜(SEM)形貌图如图1所示。基板采用Ti6Al4V材料。

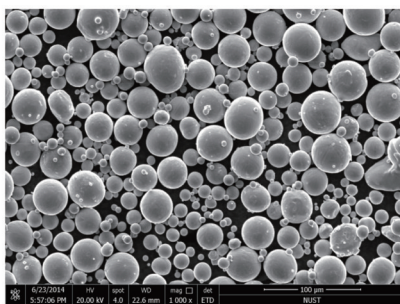


图1 Ti6Al4V钛合金粉末扫描电镜形貌

Fig.1 SEM of Ti6Al4V powders

表1 Ti6Al4V钛合金粉末的化学成分(原子数分数,%)

Table 1 Chemical component of Ti6Al4V powders (atomic fraction,%)

Al	V	Fe	C	O	N	H	Mo	Mn	Cu	Sn	Y	Zr	Ti
5.5~6.75	3.5~4.5	0.14	0.007	0.13	0.007	0.002	<0.05	<0.05	<0.05	<0.05	<0.05	<0.05	Bal

### 2.2 试验设备及熔池监测系统

成形试验在德国 Concept Laser M2金属成形机上开展。M2设备配置400 W单模连续型光纤激光器,激光波长范围1064~1100 nm。同时,集成熔池质量监测系统,监测并实时记录制件成形过程中熔池的状态,其原理如图2所示。

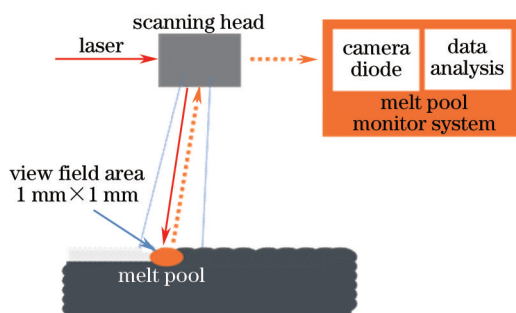


图2 熔池监测系统原理图

Fig.2 Schematic assembly of the melt pool monitoring systems

监测系统主要由高速相机和发光二极管组成。高速相机用于监测熔池的红外辐射强度,并实时捕捉熔池图像,通过分析图像的亮度值可以得到熔池面积(超过某一亮度值像素的总和,单位 pixel);二极管则用于测量熔池的光强,通过比较二极管监测信号值可以分析熔池的变化<sup>[19]</sup>。目前,本试验所采用的熔池监测系统可以记录加工过程中每个制件在每一层的熔池辐射强度、熔池面积和二极管强度3种信号数据。根据试件每一层的熔池面积数据,计算其算术平均值得到熔池面积均值。

### 2.3 试验方案与检测

设计两组同样规格的试样,分两次加工完成,每组均包含12个试样,试样截面尺寸为10 mm×10 mm,高度从2 mm到13 mm均匀分布。两组试样采用不同密度的支撑结构,其他参数均相同。

第1组试样支撑如图3(a)所示,X/Y轴的填充尺寸为1.5 mm,轴向间距为1.5 mm;第2组试样支撑如图3(b)所示,X/Y轴的填充尺寸为0.7 mm,轴向间距为0.8 mm。试验采用激光功率100 W,扫描速度600 mm/s,扫描间距150 μm,铺粉层厚30 μm。采用岛型扫描策略,岛型面积5 mm×5 mm。成形过程采用氩气保护,成形舱的氧气含量小于10<sup>-3</sup> kg/L。加工完成后,两组试样经常规打磨及抛光等后处理工序后,利用金相显微镜观察试样微观形貌。

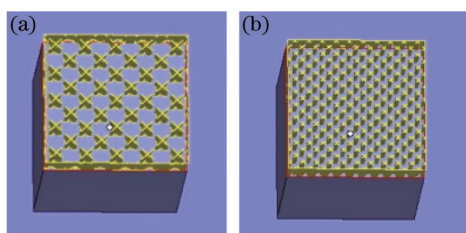


图3 (a) 第1组试样支撑; (b) 第2组试样支撑  
Fig.3 (a) Support of group 1; (b) support of group 2

## 3 结果与讨论

### 3.1 试验结果

最终成形试样如图4和5所示。观察发现,两组试样的成形效果差异明显:第1组12个试样的上表面平整,然而支撑脱离了基板,试样下表面出现了明显的翘曲变形,第2组12个试样上下表面都无明显变形。

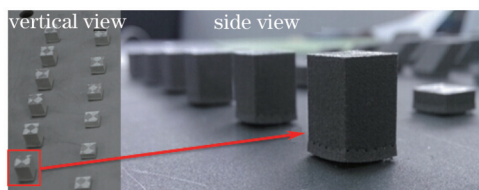


图4 第1组试样  
Fig.4 Specimens in group 1

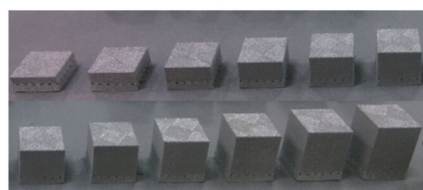


图5 第2组试样  
Fig.5 Specimens in group 2

### 3.2 翘曲变形产生的原因和过程分析

根据温度梯度原理<sup>[10]</sup>,由于SLM成形过程中激光能量的快速输入和熔池的快速冷却(冷却速率为10<sup>9</sup> K/s)<sup>[20]</sup>,形成了较大的温度梯度,进而导致热应力的产生。当热应力大于支撑结构与基板的结合强度时,支撑脱离基板,引发翘曲变形。然而,该机制属于现象表述,难以更为具体的指明SLM成形过程中的哪个阶段以及零件的哪些部分易发生翘曲变形。本节将结合试样的微观形貌和熔池监测系统采集的数据分析具体的变形过程,从熔池变化角度解释深层次的变形原因。

#### 3.2.1 基于试样的微观形貌分析翘曲变形

由2.1节的试验结果可知,第1组测试数据中高度为2 mm的试样已出现翘曲变形,由此可以推测,翘曲变形发生在2 mm高度之前。测试第1组试样中高度分别为2,3,5,9 mm的变形试样顶面,获得图6所示微观形貌照片。从图中可以看出,2 mm高度试样的顶面致密度最高,9 mm高度试样的顶面致密度最低。分析认为,试样成形初始阶段发生了翘曲变形,翘曲变形导致试件局部区域无法铺上粉末,产生了激光重熔的效

果,激光重熔提高了致密度<sup>[21-22]</sup>,因而具有较小的孔隙率;而当成形到9 mm高度时,残余应力得到了充分释放,此时已不再有变形发生,孔隙相对较多。

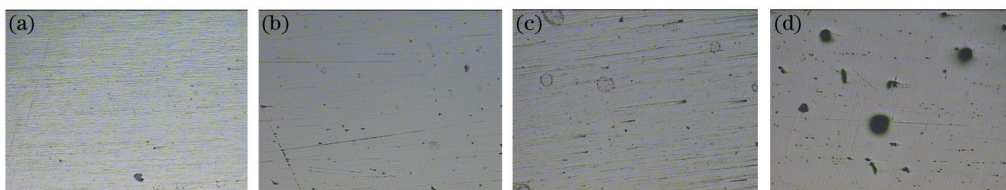


图6 不同高度变形试样的上表面微观形貌(×50)。高度分别为(a) 2 mm;(b) 3 mm;(c) 6 mm;(d) 9 mm

Fig.6 Surface microstructure of deformed specimens with different heights(×50). (a) 2 mm; (b) 3 mm; (c) 6 mm; (d) 9 mm

### 3.2.2 基于熔池数据分析翘曲变形

为了进一步探明随高度变化,第1组变形试样变形机理,采集试样熔池面积数据,获得图7所示的第1组10 mm试样在前100层和最后100层两个区间内熔池面积大小分布值。从图7可知,前100层曲线斜率小,熔池面积变化跨度较大,熔池不稳定,并且此阶段内的熔池面积均值大于最后100层。本文分析认为,由于前100层熔池的热量主要通过支撑进行传导,较实体而言其热传导效果差,由于热量不能很好地散发,熔池变大。当覆盖完一层粉末时,熔池热量无法很快散失,热气流会将局部覆盖的粉末弹开,激光加工这些无粉区域时产生了激光重熔的效果。激光重熔增大了热应力<sup>[21]</sup>,所以试样成形初始阶段最易发生翘曲变形。

针对成形初始阶段,比较第1组和第2组试样前20层熔池面积大小差异,如图8所示。从图中可以发现,第1层熔池面积最小,1到6层之间熔池面积逐渐增大,第6层之后熔池面积趋于稳定。分析认为,第1层熔池面积最小是因为试样第1层(上一层为支撑最后一层)加工时,可以熔化的粉末多于正常量,形成的液相量最多,但是熔池的温度最低、液相粘度最大,熔池向外铺展性最差,因而熔池面积最小。同时,熔池由于重力和毛细力的作用侵入到粉末里,导致熔池面积减少。1~6层呈上升趋势是因为第1层加工完成后,试样基体温度不断上升,导致激光熔池内的作用温度升高,粉层熔化完全,形成的液相量增加,液相粘度降低,熔池面积不断上升。当加工到第6层之后,基体温度趋于稳定,熔池的温度和粘度变化较小,熔池面积趋于稳定。

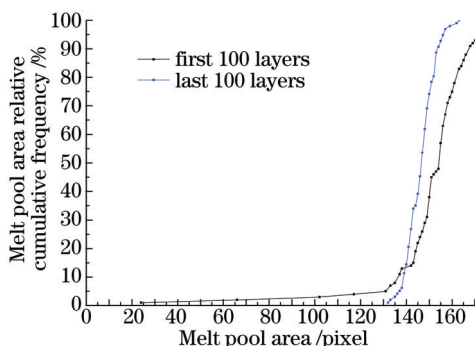


图7 10 mm高度块体前100层和最后100层熔池面积

Fig.7 Melt pool area of the first and last 100 of 10 mm specimen

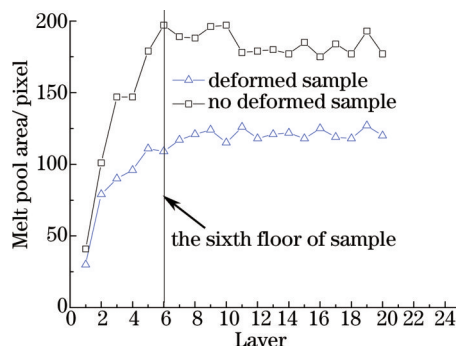


图8 前20层熔池面积分布图

Fig.8 Melt pool area of the first 20 layers

根据上段分析,试样第1层加工时产生了较大收缩量,使得之后的实际铺粉量大于设定值。铺粉厚度越大,收缩量越大。熔池在液固转变期间容易产生大幅度收缩,在试样中积聚较大的残余应力是引发变形的重要原因。由于第1~6层熔化收缩量大,因而产生的残余应力大。当产生的应力超过支撑结构的承受能力时,造成支撑结构脱离基板,导致试样变形。第1组的试样由于支撑强度低,所以12个试样都发生了翘曲变形。

综上所述,变形主要发生在成形开始阶段,由于前6层收缩量最大,因此最易发生翘曲变形。

### 3.3 翘曲变形情况下熔池变化规律

因残余应力导致的翘曲变形是SLM成形过程中最易出现的问题。本节将基于熔池数据,探索翘曲变形情况下的熔池变化规律,为在线检测翘曲变形提供一种可能的方法。

#### 3.3.1 翘曲变形情况下熔池面积变化规律

采集试验的熔池数据,计算熔池平均面积,如图9所示。由图可知,翘曲变形影响熔池的大小,与非变形

试样相比,翘曲变形试样的熔池面积偏小。本文分析认为,成形过程中翘曲变形导致试样的部分区域裸露于粉床表面,铺粉之后没有被粉末完全覆盖,当激光加工到这些区域时,激光光斑处于一种离焦状态(焦点在粉床平面),此时的激光光斑较大,能量密度减少,熔池温度降低,液相粘度变大,熔池铺展性变差,熔池面积减少。同时,由于熔池周围没有粉末,热传导效果好,激光能量容易散失。因此,光斑直径变大和热传导能力的提高使得熔池面积变小。

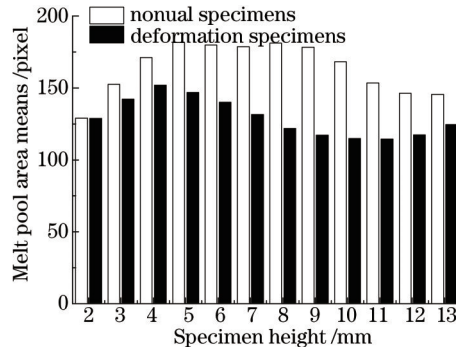


图9 翘曲变形和无变形试样的熔池面积均值

Fig.9 Average area of deformation and normal specimens

图 10 为两组测试数据中高度为 11~13 mm 的 3 个试样在 0~1 mm, 1~2 mm, 2~3 mm, 3~4 mm, 4~5 mm, 5~6 mm, 6~7 mm, 7~8 mm, 8~9 mm, 10~11 mm, 11~12 mm, 12~13mm 不同高度区间内熔池面积均值的变化。从图中可以发现无变形试样熔池面积随成形高度的增加逐渐减少,而翘曲变形试样熔池面积则较稳定。这主要是因为:无变形试样的熔池面积在成形过程中主要受热传导的影响,随着试样实体部分体积变大,热传导效果变好,熔池面积不断减少;而对于变形试样由于翘曲变形导致的激光重熔是影响熔池面积的主要因素,当激光加工到翘曲变形区域时,熔池周围没有粉末,热传导效果好,熔池大小相对稳定。

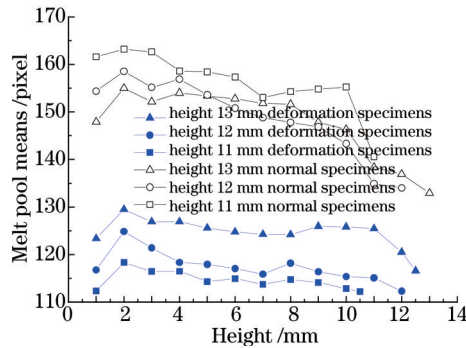


图 10 两组测试数据中高度为 11~13 mm 的 3 个试样在不同高度区间内熔池面积均值的变化。

Fig.10 Average melt pool area with different heights in two sets of specimens

### 3.3.2 翘曲变形情况下熔池光强变化规律

光强也是反映熔池状态的一个重要特征,本节通过比较二极管信号值进一步分析变形情况下熔池的变化规律。图 11 为两组试样的二极管信号平均值。由图可以发现,变形试样的熔池发光强度值大于不变形试样。这是因为,在激光输入能量恒定的情况下,熔池面积越小(翘曲变形导致熔池面积减少),单位面积内获得的能量值越高,熔池发出的光越强,二极管监测到的信号值也就越高。

图 12 为二极管监测的熔池发光强度信号随成形层数的变化趋势图。由图可以发现,在成形到第 68 层时(68 层之前是支撑),变形试样的二极管信号强度就已经高于不变形试样,说明试样第 1 层加工时可能就发生了翘曲变形。

## 4 结 论

基于熔池监测系统采集 SLM 成形过程中的熔池数据,探讨了翘曲变形产生的原因和过程,对翘曲变形和无变形情况下的熔池状态差异进行了对比研究,分析了翘曲变形情况下熔池的变化规律,获得以下结论:

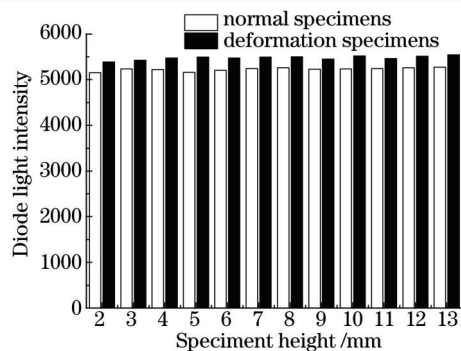


图 11 翘曲变形和无变形试样的光强均值

Fig.11 Diode intensity of deformation and normal specimens

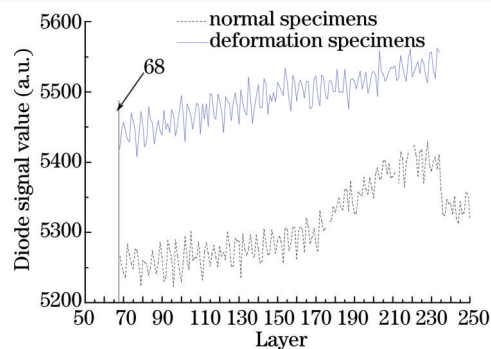


图 12 二极管监测的熔池发光强度信号随成形层数的变化趋势图

Fig.12 Diode intensity with the variation of layers

- 1) SLM 成形过程中,残余应力的存在极易导致试样变形,翘曲变形主要发生于成形初始阶段;
- 2) 翘曲变形情况下熔池面积会减少。翘曲变形和无变形制件的熔池面积曲线有明显的差异。无变形试样熔池面积随成形高度的增加逐渐减少,而翘曲变形试样熔池面积则较稳定。因此可以利用熔池监测系统实时采集的数据判断 SLM 成形过程中是否发生翘曲变形;

3) 翘曲变形下熔池发光强度会明显增加,通过对比二极管信号值也可以进一步判断制件是否发生变形。

熔池监控系统可以实时采集 SLM 成形过程中的熔池状态参数,为分析成形件的变形缺陷提供了有力的数据支持。今后的研究重点在于充分利用熔池监测系统采集的数据,以控制成形过程中制件翘曲变形现象的产生,为 SLM 技术提供更为有效的工艺优化方法。

### 参考文献

- 1 Kruth J P, Levy G, Klocke F, *et al.*. Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing[J]. *Annals of the CIRP*, 2007, 56(2): 730-759.
- 2 Yang Yongqiang, Wang Di, Wu Weihui. Research progress of direct manufacturing of metal parts by selective laser melting[J]. *Chinese J Lasers*, 2011, 38(6): 0601007.  
杨永强,王迪,吴伟辉.金属零件选区激光熔化直接成型技术研究进展[J].*中国激光*, 2011, 38(6): 0601007.
- 3 Kruth J P, Mercelis P, Van V J, *et al.*. Binding mechanisms in selectivelaser sintering and selective laser melting[J]. *Rapid prototyping journal*, 2005, 11(1): 26-36.
- 4 Meiners W, Wissenbach K, Gasser A. Selective Laser Sintering at Melting Temperature: US Patent, B1, 6215093[P]. 2001-10-04.
- 5 Brandl E, Heckenberger U, Holzinger V, *et al.*. Additive manufactured AlSi10Mg samples using selective laser melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior[J]. *Materials and Design*, 2012, 34: 159-169.
- 6 Kempen K, Thijs L, Van H J, *et al.*. Mechanical properties of AlSi10Mg produced by selective laser melting[J]. *Physics Procedia*, 2012, 39: 439-446.
- 7 Shiomi M, Osakada K, Nakamura K, *et al.*. Residual stress within metallic model made by selective laser melting process[J]. *CIRP Ann Manuf Technol*, 2004, 53(1): 195-198.
- 8 Vrancken B, Cain V, Knutsen R, *et al.*. Residual stress via the contour method in compact tension specimens produced via selective laser melting[J]. *Scripta Materialia*, 2014, 87: 29-32.
- 9 Zhang Sheng, Gui Ruizhi, Wei Qingsong, *et al.*. Cracking behavior and formation mechanism of TC4 alloy formed by selective laser melting[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2013, 49(23): 21-27.  
张升,桂睿智,魏青松,等.选择性激光熔化成形 TC4 钛合金开裂行为及其机理研究[J].*机械工程学报*, 2013, 49(23): 21-27.
- 10 Mercelis P, Kruth J P. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2006, 12(5): 254-265.
- 11 Nickel A H, Barnett D M, Prinz F B. Thermal stresses and deposition patterns in layered manufacturing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 317(1): 59-64.
- 12 Herzog F. Method for the Production of Three-dimensional Sintered Workpieces: Europe Patent, B1, 1441897[P]. 2004-08-04.
- 13 Kruth J P, Deckers J, Yasa E, *et al.*. Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using

- a novel analysis method[J]. Proc IMechE Part B: J Engineering Manufacture, 2012, 226(6): 980-991.
- 14 Craeghs T, Clijsters S, Yasa E, *et al.*. Online quality control of selective laser melting[C]. Proceedings of the 20th Solid Freeform Fabrication (SFF) symposium. 2011: 212-226.
- 15 Verhaeghe F, Craeghs T, Heulens J, *et al.*. A pragmatic model for selective laser melting with evaporation[J]. Acta Materialia, 2009, 57(20): 6006-6012.
- 16 Dai Donghua, Gu Dongdong, Li Yali, *et al.*. Numerical simulation of metallurgical behavior of metal pool during selective laser Mmelting of W-Cu composite powder system[J]. Chinese J Lasers, 2011, 38(6): 1103001.  
戴冬华, 顾冬冬, 李雅莉, 等. 选区激光熔化 W-Cu 复合体系熔池熔体运动行为的数值模拟[J]. 中国激光, 2013, 40(11): 1103001.
- 17 Hussein A, Hao L, Yan C, *et al.*. Finite element simulation of the temperature and stress fields in single layers built without-support in selective laser melting[J]. Materials and Design, 2013, 52: 638-647.
- 18 Craeghs T. A Monitoring System for on-Line Control of Selective Laser Melting[D]. Belgium, Catholic University of Leuven, 2012.
- 19 Clijsters S, Craeghs T, Buls S, *et al.*. *In situ* quality control of the selective laser melting process using a high-speed, real-time melt pool monitoring system[J]. Int J Adv Manuf Technol, 2014, 75(5): 1089-1101.
- 20 Rombouts M. Selective Laser Sintering/Melting of Iron-Based Powders[D]. Belgium, Catholic University of Leuven, 2006.
- 21 Yasa E, Kruth J P. Microstructural investigation of selective laser melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting[J]. Procedia Engineering, 2011, 19: 389-395.
- 22 Yasa E, Deckers J, Kruth J P. The investigation of the influence of laser remelting on density, surface quality and microstructure of selective laser melting parts[J]. Rapid Prototyping Journal, 2012, 17(5): 312-327.

栏目编辑: 张浩佳