DOI: 10.3901/JME.2020.03.189

异种材料激光选区熔化界面结构强化机理研究*

刘林青 宋长辉 杨永强 翁昌威
(华南理工大学机械与汽车工程学院 广州 510641)

摘要: 为了将成形精度高、效率慢的激光选区熔化技术(Selective laser melting, SLM)应用于大型复杂结构件生产制造过程中,可在传统机加工基体上 SLM 成形精密复杂结构。然而不同材料、不同制造工艺的结构在界面处的结合性能制约着整体结构的性能。本研究在机加工制造的低成本 Cr8Mo2SiV 冷作模具钢上 SLM 成形 18Ni300 马氏体时效钢。通过金相显微镜、扫描电镜等对界面结合区域的组织结构以及成分分析,发现界面处增材结构(18Ni300)紧密镶嵌在基材结构(Cr8Mo2SiV)中,形成类似一种齿形镶嵌的结构。界面区域无宏观裂纹产生,表明 SLM 结构与基材达到良好的冶金结合。在界面区域观察到柱状晶穿过熔道边界外延生长,且界面元素有稍许扩散。分析表明,界面区域的齿形镶嵌结构以及柱状晶的外延生长形态有利于界面结构的结合强化。通过拉伸试验进行结合性能分析,发现整体复合结构拉伸件的断裂位置处于远离界面的基材处,且在界面区域得到明显强化效果,这为高效低成本制作复杂模具提供了有效方法。

关键词: 激光选区熔化; 异种材料; 马氏体时效钢; 界面结合; 微观结构和性能

中图分类号: TH162

Study on Mechanism of Strengthening Interface Structure of Dissimilar Materials by Selective Laser Melting

LIU Linqing SONG Changhui YANG Yongqiang WENG Changwei

(School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510641)

Abstract: In order to apply the selective laser melting(SLM) technology with high precision and low efficiency to the manufacturing process of large-scale complex structural parts, sophisticated complex structure can be fabricated by selective laser melting on the traditional machined substrate. However, the bonding performance of the structure with different materials and different manufacturing processes at the interface restricts the performance of the overall structure. In this study, 18Ni300 maraging steel is fabricated by SLM on traditional low-cost Cr8Mo2SiV cold work die steel manufactured by machining method. The microstructure and composition analysis of the interface bonding region are observed by metallographic microscope, scanning electron microscope, etc., and it is found that the additive structure (18Ni300) at the interface is tightly embedded in the substrate structure (Cr8Mo2SiV) to form a structure similar to a toothed mosaic. There is no macro crack in the interface area, and the SLM structure and the substrate achieve a good metallurgical bonding. It is observed in the interface region that the columnar crystals were epitaxially grown through the boundary of the melt channel, and the interface elements are slightly diffused. The analysis shows that the toothed mosaic structure of the interface region and the epitaxial growth morphology of the columnar crystal facilitate the bonding enhancement of the interface structure. Through the analysis of the bonding performance by the tensile testing, it is found that the fracture position of the composite structure tensile specimen is located at the substrate away from the interface, and the obvious strengthening effect is obtained in the interface area, which provides an effective method for efficient and low-cost production of complex molds.

Key words: selective laser melting; dissimilar materials; maraging steel; interface bonding; microstructure and properties

0 前言

激光选区熔化技术(Selective laser melting, SLM)

是目前金属增材制造成形的主要技术之一,由于其成形精度优良、致密度高被广泛应用于航空航天、医疗、汽车等行业^[1-3]。

近几年激光选区熔化 SLM 技术与其他制造技术的复合工艺受到了广泛关注,该种复合工艺可以获得更高的表面质量、获得各种梯度材料等。BROWN 等^[4]通过 SLM 与机加工铣削的复合过程处

* 国家自然科学基金(51705160)、广东省科技项目(2017B090912002, 2017A030313271, 2015B090921002)和广州市产学研专项(201704020118)资助项目。20190315 收到初稿,20191009 收到修改稿

理 SLM 成形的 Inconel 718 铬镍铁合金, 结果表明 SLM 复合铣削过程可以明显改善 SLM 成形零件的表面质量。YIN 等^[5]利用激光选区熔化技术(SLM)和冷喷涂技术相结合的复合增材制造技术, 制造出一种功能梯度材料。该复合制造工艺能有效地防止在连接界面处形成脆性金属间相, 从而得到致密、可机加工的功能梯度材料。

应用 SLM 技术成形大型复杂结构件时, 其整体成形效率较慢。为了在保证成形精度的同时提高成形效率, 可在传统机加工制造的基体结构上 SLM 成形精密复杂结构。对于简单形状的基体结构采用传统机加工制造方式, 对于复杂的精密结构部分采用 SLM 增材制造方式。这种传统制造与增材制造结合的方法既能满足生产要求, 又能显著提高金属 3D 打印生产效率、降低成本, 将可能成为未来 3D 打印发展的热点方向之一。TAN 等^[6]通过 SLM 增材技术复合减材过程得到一种“马氏体时效钢-铜”异种金属结构, 结果表明异种金属界面处无缺陷, 并达到比传统激光/电弧焊接更高的结合强度。LIU 等^[7]通过激光熔化沉积技术(Laser melting deposition, LMD)和激光选区熔化技术(SLM)制备 Ti6Al4V 复合结构件, 其结合区域致密度高达 99.5%, 但结合区域的硬度由于晶粒粗化而比两侧稍低, 拉伸试验断口位于 LMD 成形区域。WALLIS 等^[8]通过在铜基板上 SLM 成形马氏体时效钢, 得到界面处无裂纹, 且界面结合强度比铜的强度更高的复合零件。ASCARI 等^[9]研究了激光选区熔化(SLM)和传统方法复合制造的方法在异种 AISI316 不锈钢部件的焊接中的应用。研究表明, SLM 技术可以使大尺寸 AISI316 零件不需要经过完整零件的热处理便能达到良好的机械性能, 提高了生产效率。

Cr8Mo2SiV 系高碳中铬型冷作模具钢(DC53), 具有优异的强韧性, 被广泛应用于冷作成形模具、精密冲裁模具以及难以加工的塑性变形用具, 其韧性方面是常用 SKD11 钢的 2 倍以上, 硬度为 250 HB 左右, 冷切削加工性能好^[10]。马氏体时效钢是一种超高强度材料, 其主要通过从单相奥氏体冷却过程中进行完全的马氏体转变以及等温时效热处理过程中析出的金属间化合物而强化。经过固溶+时效处理后, 其强度和硬度能大幅度提升^[11-13]。由于其经过简单的热处理工艺后便能得到性能优良的材料, 因此马氏体时效钢可被广泛应用于航空航天、工业模具等领域。在一般情况下, Cr8Mo2SiV 价格成本较低, 且机加工性良好, 可以通过传统机加工的方式加工 Cr8Mo2SiV 模具钢作为简单形状的基体, 通过 SLM 成形 18Ni300 马氏体时效钢作为增材复杂结构部分, 实现传统机加工与

增材的结合, 也实现了低成本下 Cr8Mo2SiV 冷作模具钢材料和 18Ni300 马氏体时效钢材料的结合。

激光选区熔化技术(SLM)具有快速熔化冷却的特性, 使用该方法成型的零件比使用传统加工方法制造的零件具有更细小的晶粒、更复杂的组织和性能的改善。通过不同材料、不同制造工艺结合而成的整体结构件, 其结合界面区域往往由于结构、组织与性能的不连续而形成弱化区。而异种材料的界面结合强度是直接影响到模具使用可靠性的重要因素。因此本研究主要通过在机加工基材(Cr8Mo2SiV)平面上激光选区熔化(SLM)成型 18Ni300 马氏体时效钢结构, 针对传统机加工结构(Cr8Mo2SiV)与 SLM 增材结构(18Ni300)的结合界面进行结构、组织与性能的研究, 以得到可靠的界面结合方式, 实现不同材料、不同制造工艺组合整体制造。

1 试验设备、材料及方法

1.1 试验设备

本研究所采用的 SLM 设备为华南理工大学增材制造团队与广州雷佳增材科技有限公司合作研发的 Dimetal-100 成形设备, 如下图 1 所示。设备包括的核心部分主要有连续光纤激光器、光路传输与控制单元、水循环冷却系统、密封成型室、烟尘过滤系统、铺粉机构、粉料缸与成型缸控制系统、扫描控制软件等。表 1 为 Dimetal-100 的主要技术参数。

图 1 Dimetal-100 SLM 成形设备

表 1 Dimetal-100 的技术指标

技术参数	数值
最大成型尺寸 $\frac{\text{长}}{\text{mm}} \times \frac{\text{宽}}{\text{mm}} \times \frac{\text{高}}{\text{mm}}$	100×100×120
最小成型尺寸/ μm	80
激光器类型	500 W 光纤激光器(SPI)
激光器波长/ nm	1 075
光束质量因子	$M^2 \leq 1.1$
聚焦光斑直径/ μm	60~80
铺粉层厚/ μm	20~50
加工速度/(cm^3/h)	4~20

1.2 试验材料

本研究的试验机加工基材采用 Cr8Mo2SiV, 其主要的合金元素为 Cr、Mo, 具体成分如表 2 所示。激光选区熔化(SLM)成形的材料为 18Ni300 马氏体时效钢粉末, 粒径为 15~45 μm , 粉末化学成分列于表 3, 对应欧洲牌号为 1.270 9。马氏体时效钢是由于合金元素化合物而弥散强化的金属材料, 其具有高硬度而且含碳量低。与因碳化物强化的材料不同, 马氏体基体相对较软, 在 SLM 工艺过程中容易产生裂纹和分层等问题, 因此马氏体时效钢非常适用于 SLM 成形制造^[14]。

表 2 Cr8Mo2SiV 基体材料化学成分表

元素	Cr	Mo	Si	Mn	V	C	Fe
质量分数(%)	8.0	2.0	0.91	0.32	0.28	1.0	其余

表 3 18Ni300 粉末的化学成分表

元素	Ni	Co	Mo	Ti	Al	C	Fe
质量分数(%)	18.2	9	5.3	0.8	0.2	<0.2	其余

1.3 试验方法

在课题组前期对 18Ni300 马氏体时效钢的 SLM 工艺优化的基础上^[15], 选定 SLM 成形 18Ni300 马氏体时效钢工艺参数, 如表 4 所示。

表 4 18Ni300 马氏体时效钢工艺参数

工艺因素	激光功率/W	扫描速度/(mm/s)	扫描间距/ μm	层厚/ μm	扫描策略
工艺参数	160	1 000	80	35	正交

SLM 成型开始前, 在经过喷砂处理后的 Cr8Mo2SiV 机加工基板平面上, 对成形位置进行不铺粉的连续 5 次激光空扫描预热基板。在经过预热的基板上 SLM 成形 10 mm×8 mm×5 mm 的方块结构, 采用线切割方式获得 Cr8Mo2SiV 基材和 SLM 成形 18Ni300 组合结构, 取 Cr8Mo2SiV 基材+SLM 成形 18Ni300 方块结构界面结合处的侧面为研究表面, 对其进行磨制、抛光后, 使用稀王水($\text{H}_2\text{O}:\text{HNO}_3:\text{HCl}=6:1:3$)进行腐蚀, 然后用乙醇冲洗并干燥。通过 Quanta-200 扫描电子显微镜(SEM)、光学金相显微镜观察界面区域的结构与显微组织。使用 Quanta-200 扫描电子显微镜(SEM)的能谱分析探究界面区域的成分过渡情况。另外在相同的工艺参数下, 制备机加工 Cr8Mo2SiV 拉伸件、SLM 成形 18Ni300 拉伸件以及机加工 Cr8Mo2SiV 与 SLM 成形 18Ni300 复合拉伸件(尺寸如图 2b 所示), 通过 CMT5105 万能试验机测试复合拉伸试样的拉伸强度及断后伸长率。

(a) 拉伸试样取样位置

(b) 异种材料复合结构拉伸试样尺寸

图 2 拉伸试样

2 界面结构分析

异种材料的界面连接处往往被认为是材料的薄弱区。机加工 Cr8Mo2SiV 与 SLM 成形 18Ni300 材料连接处的宏观以及微观结构是探讨两种材料、两种工艺组合制造的关键。图 3 为机加工 Cr8Mo2SiV 结构与 SLM 成形 18Ni300 结构界面边缘处的连接状态表征, 其中上部分为 SLM 成形 18Ni300 部分, 文中简称为增材部分, 下部分为机加工 Cr8Mo2SiV 部分, 简称为基体部分。从图 3 中可以明显观察到界面处的结合形态为齿形镶嵌结合, 如同“钉扎”一样, 两种结构的连接边缘处无明显裂纹产生, 增材部分与基体部分在宏观上连接良好。

图 3 界面边缘连接状态

图 3 中显示试样结合内界面整体稍低于基体结构的外边缘,一方面为了预热基板,减少温差,加工前采用 5 次不铺粉的激光空扫描对表面进行重整产生微结构,另一方面在实际成形过程中,18Ni300 粉末在激光作用下形成熔池,在熔池作用下,溶质在热运动中进行了成分扩散,其原理如图 4 所示。

图 4 熔池界面

在激光深穿透作用下,熔池深入基体部分,凝固后熔池上半部分形成半圆状,下半部分形成椭圆状的类似钉扎状态的结构与基体部分嵌合。

图 5 界面结构处的微裂纹

在图 3 倍数下未观察到宏观裂纹,但是在图 5 的 SEM 下微观察到微裂纹,且裂纹主要分布在熔池与熔池搭接处,长度在 15 μm 以内。微裂纹的产生是由于基体结构与其表面的增材结构之间存在较高的温度梯度,导致粉末被熔化凝固后产生较大的残余应力,而残余应力通过裂纹的产生得到了释放^[14,16]。相邻熔道的搭接处由于被重复熔化,其能量密度高于熔道的其他区域,因此其与基体结构间的温度梯度更大,导致该区域产生的残余应力比其他区域更大,则微裂纹往往在该区域附近产生。而在远离基体结构的后续相邻层之间的温度梯度降低,因此裂纹产生的可能性较小。另外,结合界面处形成的金属间化合物也有可能导致界面的脆性和裂纹的产生。SING 等^[17]通过 XRD 分析检测到 AlSi10Mg/C18400 Cu 结合界面处形成了金属间化合物 Al_2Cu 。

3 界面微观组织分析

在熔池快速形成与快速凝固过程中,18Ni300 和 Cr8Mo2SiV 的材料成分在熔池溶质运动过程中会发生混合。为了更清晰直观地分析界面,经过打磨、抛光、腐蚀后,在金相下观察其显微组织结构,如图 6 所示,从低倍金相可以观察到,下方基体部分和上方增材部分存在明显差异,其中增材部分表现为规律、紧密分布的鱼鳞状结构^[18],界面颜色从上方增材部分到下方基体部分由明变暗,存在成分过渡,而且表现为增材结构的熔池钉扎进基体结构中,形成一种齿形的界面结构,两相邻齿间的距离约为 80 μm ,与设置的激光扫描间距相吻合。界面结合区附近无宏观大尺寸裂纹产生,基体结构与增材结构紧密贴合、相互镶嵌,达到了良好的冶金结合。

(a) 低倍界面全相结构

(b) 高倍界面全相结构下的放大区域 A

图 6 界面结合区域金相结构

从高倍金相可以观察到增材部分与基体部分明暗分明,且呈现明显的从增材部分到基体部分由明变暗趋势。增材部分中的晶粒整体上垂直于弧形熔道边界呈柱状生长,组织细小均匀,有部分晶粒甚至穿过熔道边界呈柱状生长。柱状晶粒的形成主要与 SLM 过程中熔池的温度梯度(G)与凝固速率(R)之比(G/R)有关^[19]。在熔池底部边界处形成最大的温度

梯度(G), 而凝固速率趋于 0, G/R 的比值较大, 因此显微组织由于扩散效应呈平面延伸生长。由于熔池内部的能量呈高斯分布, 熔池中心的温度高于其边缘的温度。因此, 从熔池底部向熔池中, R 值逐渐增大, G/R 的比值逐渐增加, 晶体沿热流方向生长速率较大, 而垂直于热流方向的平面自由生长成蜂窝状稳定结构, 因此显微组织呈蜂窝状沿热流方向柱状生长^[20-21]。晶粒穿过熔道边界柱状生长是由于在粉末熔化过程中, 熔池底部的一层柱状长条晶粒被部分熔化, 而在熔池凝固时, 晶粒因避免形核势垒而直接按照原有的半熔化柱状晶粒上按照原有的取向生长^[22]。逐层激光扫描位置基本重合, 导致晶粒逐层生长温度场相似。因此, 晶粒在温度梯度以及继承原有晶粒外延生长机制的耦合作用下, 呈现趋于热流方向穿过熔道边界的外延生长, 生长随着深入被基材部分阻断, 但由于柱状晶穿过熔道边界的外延生长, 这有利于界面附近层层熔道间的结合, 从而形成良好的界面结合。TAN 等^[6]同样在 SLM 18Ni300/Cu 的界面结合处的 18Ni300 侧发现了针状晶的存在, 针状晶粒会渗入 Cu 基体中, 这可能会在界面处起到“加强筋”的作用, 并有利于界面结合。在 FLORIAN 等^[23]对 316L/H13 异种材料的界面研究工作中同样表明上述晶粒外延生长的结构揭示了两种材料之间的强冶金结合。

对于界面区域的成分分布, 选择了两种材料成分差异比较大的 Ni, Co, Cr 进行单元素分析, 其结果如图 7 所示。

图 7 界面 Ni, Co, Cr 单质元素分析

由图 7 可见, 取界面结合处面区进行单质元素分析, 对于增材部分采用的 18Ni300, 其中 Ni 含量为 18.2%, 基材部分采用的 Cr8Mo2SiV 基本上不含 Ni 元素, 由图 7 可以明显看到反光显示为白色的 Ni 元素在增材部分含量比较高, 且其分布表现为锯齿

形。这主要因为增材部分在成形过程中, 界面处增材粉末在激光作用熔化, 此时形成的熔池, 在熔池 Marangoni 效应引起的熔池中的循环流的作用下^[6], Ni 元素作为溶质流动, 且相对温度较低的基板使温度梯度增加, 促使 Marangoni 效应加剧^[24]导致溶质流动分布相对比较均匀, 凝固后形成锯齿形的“钉扎”结构。对于 Co 元素来说主要是 18Ni300 增材成分, Cr 元素主要是 Cr8Mo2SiV 基材成分, 在界面单质成分测试中, 也表现出相应的“锯齿”结构, 相对而言, Co 的扩散性比 Cr 更高, 其锯齿形相对不如 Cr 元素形成的相应楔性凹坑明显。不少研究发现增材制造异种材料的结合界面处发生元素混合、扩散。例如, FLORIAN 等^[23]对 316L/H13 异种材料的研究中同样发现结合界面处熔池的 Marangoni 效应导致成分元素的混合, 并指出熔池的溶质对流占主导地位。SING 等^[17]对 AlSi10Mg/C18400 Cu 结合界面的 EDS 元素扩散分析中同样观察到 Cu 元素向 Al 侧扩散, 而 Al 元素由于低于 Cu 原子质量以及金属间化合物的形成使扩散受阻。同样, Z.H. Liu 等人通过 EDS 分析在 316L/C18400 Cu 界面观察到 Fe 和 Cu 元素相互渗透扩散^[25]。

通过对界面处单质元素的分析, 发现增材部分以相对牢固的“钉扎”结构楔入基体部分, 增材部分的单质元素以“钉扎”结构的形式存在, 分布相对均匀, 有稍许的扩散。界面处的元素扩散表明界面处已经形成冶金结合^[26]。界面形成的“钉扎”结构使两种结构间的结合面积增加, 且增材部分紧密镶嵌到基材上, 这将有利于提高界面处的结合力。

4 拉伸试验

为了进一步验证其界面处的结合情况, 分别在基材部分、增材部分以及基材和增材组合部分取样制作拉伸件, 拉伸后并对力-位移数据进行应力-应变转换, 其拉伸性能分别如图 8 所示。

图 8 三种样件拉伸性能应力-应变曲线对比

由图8曲线可知,对于增材18Ni300其拉伸强度可以达到 (1250 ± 30) MPa,延伸率 $(11.8\pm 1)\%$ 左右,基材Cr8Mo2SiV材料其拉伸强度在 (760 ± 15) MPa,延伸率在 $(34.5\pm 1)\%$ 左右,而增材与基材复合样件拉伸强度与基材拉伸强度基本相同,达到 750 ± 20 MPa,延伸率在 $(17\pm 1)\%$ 左右。相比18Ni300在弹性阶段应力迅速达到1200 MPa以上,Cr8Mo2SiV迅速进入屈服阶段,增材与基材组合样件的弹性模量和基材相比变化不大。但是其断裂延伸率只有基材的一半,相对增材拉伸样件,基材拉伸样件断口位于样件的中央,增材-基材组合拉伸试样的断口位置均如图9所示,可以观察到试样在基材结构侧且远离界面结合处断裂,而非在界面结合区域断裂。拉伸试验的结果可以表明,虽然在界面处发现微裂纹,但界面结合强度仍高于基材的拉伸强度,这从侧面进一步表明界面结合得到了强化作用。Al-JAMAL等^[27]对H13/Cu异种材料的拉伸试验同样显示断口位于远离结合界面的Cu侧,得出由于界面处的合金化使界面结合强度高于Cu侧的结论,但未对拉伸变形过程进行详细分析。

图9 增材-基材组合拉伸试样的断口位置

本研究拉伸过程中,延伸率从34%左右降低到17%左右主要由于18Ni300的抗拉强度比较高,由图8可见,在760 MPa拉伸强度下,18Ni300处于弹性阶段,延伸率只有2%左右,断裂后弹性回缩,所有的变形主要集中在基材部分,所以组合样件的延伸率降低近一半。

断口偏离界面结合处,基本分布在远离界面结合处基材部分,大部分在标距及标距外侧,这主要原因SLM成形的18Ni300马氏体时效钢的抗拉强度远高于机加工基材,而“钉扎”结构的界面结合强度又高于基材的抗拉强度,基材为组合样件的薄弱处。组合拉伸样件的强度略微低于基体材料,这主要是由于其内部的应力分布不均而引起的,一方面组合样件本身是有两种材料构成,增材部分和基材

部分本身应力不同,导致组合样件应力分布不均,另一方面基材上方增材成型过程中,受到了间断循环的热影响,而且从基材界面处到下方热影响程度不同,不同热影响区产生不同应力。此外通过对拉伸件的收缩观察,发现增材部分横截面基本上没有明显变化,而基材部分有比较明显的横截面收缩行为。这也主要因为基材极限拉力状态下,增材部分处于弹性变形阶段,在卸载力之后,变形回复。

5 结论

在传统机加工基材上增材制造复杂结构将充分发挥两种制造工艺优点,在低成本材料上直接制造复杂结构,这种不同制造工艺、不同材料之间的组合制造方法为增材制造应用拓展开辟了新的方向。

本文中,在传统机加工铁基材料(Cr8Mo2SiV)平面上制备了18Ni300马氏体时效钢结构,研究了复合结构件的界面结构与显微组织形成机理、界面成分过渡、拉伸性能。结论如下。

(1) 组合结构件在界面处表现为增材部分紧密镶嵌在基材结构中,形成类似一种齿形镶嵌的结构。界面区域无宏观裂纹产生,SLM结构与基材达到良好的冶金结合。异种材料在界面区域形成的齿形镶嵌结构有利于界面结合强化作用。但由于界面处的温度梯度较大,在增材部分产生微裂纹。

(2) 界面晶粒在温度梯度以及继承原有晶粒外延生长机制的耦合作用下,呈现趋于热流方向垂直穿过熔道边界的外延生长,且界面处单质元素以“钉扎”结构的形式存在,有稍稍扩散。柱状晶的外延生长形态有利于界面结合强化。同时,界面处的Cr、Ni等元素的相互扩散表明界面已经形成冶金结合。

(3) 组合结构件的拉伸试样断口位于远离界面的基材侧,表明复合结构的界面结合强度不低于基材,且在本试验条件下不同工艺、不同材料的界面结合区域得到良好的强化效果。

虽然这种不同工艺、不同材料的组合制造可以极大程度降低成本,但异种材料热处理协调机制、界面处应力数值、界面处强度等仍需要进一步研究。

参 考 文 献

- [1] YAP C Y, CHUA C K, DONG Z L, et al. Review of selective laser melting: Materials and applications[J]. Applied Physics Reviews, 2015, 2(4): 518-187.
- [2] PINKERTON A J. Lasers in additive manufacturing[J].

- Optics & Laser Technology, 2016, 78: 25-32.
- [3] GRADL P, BRANDSMEIER W I, CALVERT M, et al. Additive manufacturing overview : Propulsion Applications, Design for and Lessons Learned[J]. 2017.
- [4] BROWN D, LI C, LIU Z Y, et al. Surface integrity of Inconel 718 by hybrid selective laser melting and milling[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2018, 13(1): 26-31.
- [5] YIN Shuo, YAN Xingchen, CHEN Chaoyue, et al. Hybrid additive manufacturing of Al-Ti6Al4V functionally graded materials with selective laser melting and cold spraying[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 255: 650-655.
- [6] TAN Chaolin, ZHOU Kesong, MA Wenyong, et al. Interfacial characteristic and mechanical performance of maraging steel-copper functional bimetal produced by selective laser melting based hybrid manufacture[J]. Materials & Design, 2018, 155: 77-85.
- [7] LIU Qi, WANG Yudai, ZHENG Hang, et al. Microstructure and mechanical properties of LMD-SLM hybrid forming Ti6Al4V alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 660: 24-33.
- [8] WALLIS C, BUCHMAYER B, KITZMANTEL M, et al. Additive manufacturing of maraging steel on a copper substrate using selective laser melting[C]//Metal Additive Manufacturing Conference Proceedings. 2016.
- [9] ASCARI A, FORTUNATO A, LIVERANI E, et al. New possibilities in the fabrication of hybrid components with big dimensions by means of selective laser melting (SLM)[J]. Physics Procedia, 2016, 83: 839-846.
- [10] 周建, 万德宏, 王化胜, 等. 一种新型冷作模具钢 DC53 钢试验研究[J]. 锻压装备与制造技术, 2016, 51(5): 92-94.
- ZHOU Jian, WAN Dehong, WANG Huasheng, et al. Experimental study on the new material DC53 cold stamping die steel for railway freight car[J]. China Metalforming Equipment & Manufacturing Technology, 2016, 51(5): 92-94.
- [11] KEMPEN K, YASA E, THIJS L, et al. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted 18Ni-300 steel[J]. Physics Procedia, 2011, 12(1): 255-263.
- [12] CASATI R, LEMKE J N, TUISSI A, et al. Aging behaviour and mechanical performance of 18-Ni 300 steel processed by selective laser melting[J]. Metals, 2016, 6(9): 218.
- [13] YIN Shuo, CHEN Chaoyue, YAN Xingchen, et al. The influence of aging temperature and aging time on the mechanical and tribological properties of selective laser melted maraging 18Ni300 steel[J]. Additive Manufacturing, 2018, 22: 592-600.
- [14] KEMPEN K, THIJS L, VRANCKEN B, et al. Producing crack-free, high density M2 HSS parts by selective laser melting: Pre-heating the baseplate [J]. Ut Wired Engrut Exas Edu, 2013.
- [15] BAI Yuchao, YANG Yongqiang, WANG Di, et al. Influence mechanism of parameters process and mechanical properties evolution mechanism of maraging steel 300 by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 703: 116-123.
- [16] YADROITSEV I, YADROITSAVA I. Evaluation of residual stress in stainless steel 316L and Ti6Al4V samples produced by selective laser melting[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2015, 10(2): 67-76.
- [17] SING S L, LAM L P, ZHANG D Q, et al. Interfacial characterization of SLM parts in multi-material processing : Intermetallic phase formation between AlSi10Mg and C18400 copper alloy[J]. Materials Characterization, 2015, 107: 220-227.
- [18] 康凯. 选区激光成形用 18Ni-300 粉末特性及成形件组织结构的研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2014.
- KANG Kai. 18Ni300 Powder characteristics used in selective laser melting and microstructure of selective laser melted 18Ni300 steel[D]. Chongqing: Chongqing University, 2014.
- [19] TAN Hui, LUO Zhen, LI Yang, et al, Effect of strengthening particles on the dry sliding wear behavior of Al₂O₃-M7C₃/Fe metal matrix composite coatings produced by laser cladding[J]. Wear, 2015, 24: 36-44.
- [20] TAN Chaolin, ZHOU Kesong, MA Wenyong, et al. Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 maraging steel[J]. Materials & Design, 2017, 135(11): 23-34.
- [21] KURZYŃSKI T, GRUBER K, STOPYRA W, et al. Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316 L stainless steel processed by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 718: 64-73.
- [22] 周鑫. 激光选区熔化微尺度熔池特性与凝固微观组织 [D]. 北京: 清华大学, 2016.
- ZHOU Xin. Research on micro-scale melt pool characteristics and solidified microstructures in selective laser melting[D]. Beijing: Tsinghua University, 2016.
- [23] HENGSBACH F, KOPPA, P, HOLZWEISSING M J, et al. Inline additively manufactured functionally graded multi-materials : Microstructural and mechanical characterization of 316L parts with H13 layers[J]. Progress in Additive Manufacturing, 2018, 3(4): 221-231.

- [24] ARAFUNE K , HIRATA A. Thermal and solutal Marangoni convection in In–Ga–Sb system[J]. Journal of Crystal Growth, 1999, 197(4): 811-817.
- [25] LIU Z H , ZHANG D Q , SING S L , et al. Interfacial characterization of SLM parts in multi-material processing : Metallurgical diffusion between 316L stainless steel and C18400 copper alloy[J]. Materials Characterization, 2014, 94: 116-125.
- [26] CHEN Shuhai , HUANG Jihua , XIA Jun , et al. Microstructural characteristics of a stainless steel/copper dissimilar joint made by laser welding[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44(8): 3690-3696.
- [27] AL-JAMAL O M , HINDUJA S , LI L . Characteristics of the bond in Cu–H13 tool steel parts fabricated using SLM[J]. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2008, 57(1): 239-242.

作者简介: 刘林青, 男, 1996 年出生。主要研究方向为激光选区熔化快速成型技术。

E-mail: 1225483738@qq.com

宋长辉(通信作者), 男, 1986 年出生, 副教授, 硕士研究生导师。主要研究方向为陶瓷、金属 3D 打印与个性化医学。

E-mail: chsong@scut.edu.cn