

基于激光重熔优化工艺的激光选区熔化 316L/IN718 异质异构研究

卞玉超¹, 彭英博¹, 宋凌峰¹, 汤宏伟¹, 蔡广路¹, 仲高艳^{1,2*}, 杨守峰^{1,3}

¹南京农业大学工学院, 江苏 南京 210031;

²华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074;

³英国南安普顿大学, 英国 南安普顿 SO17 1BJ

摘要 贝壳珍珠层高强高韧的优异力学性能主要归因于其独特的异质异构特征。贝壳珍珠层仿生制品具有异质和结构复杂的特点,传统的制造方法无法制备。激光选区熔化(SLM)增材制造技术以其独特的成形特点,成为复杂结构和特定性能制品的成形技术。SLM 成形的异质异构界面的结合质量是影响其力学性能的关键因素之一,因此本文针对激光重熔优化工艺对 SLM 成形 316L/IN718 异质异构件微观形貌和力学性能的影响进行研究,并对 316L 单一母材重熔前后的表面质量进行了对比。结果表明:316L 重熔优化后的上表面粗糙度从 $7.1 \mu\text{m}$ 降低到 $2.7 \mu\text{m}$,降低了 62%;316L/IN718 界面平整的微观形貌以及良好的元素扩散证明了激光重熔对改善 316L/IN718 异质异构界面结合质量的作用,同时,316L/IN718 异质异构成形件的抗拉强度从优化前的 $(104.77 \pm 45.26) \text{MPa}$ 提升至优化后的 $(507.33 \pm 58.3) \text{MPa}$ 也验证了该优化工艺的可行性;断口形貌观察结果显示,未重熔与重熔的同层 316L/IN718 试样均以脆性断裂为主,但是重熔试样在 IN718 区域至 316L 区域发生了准解理断裂向韧性断裂的转变。

关键词 激光技术; 激光选区熔化; 激光重熔; 异质异构

中图分类号 TN249

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.1802009

1 引言

大量自然生物(如贝壳珍珠层)经过长期进化后具备了材料不同、结构相异(异质异构)的特征,这种特征使其在具有优异综合性能的同时克服了单一材料的应用局限性,但是目前的传统制造方法难以实现异质异构仿生制品的成形。激光选区熔化(SLM)是兼具高性能与精确成形特征的增材制造(AM)技术之一^[1],其成形自由度高,可通过一定的工艺策略与方法调控局部区域的显微组织,制造出具有复杂结构和特定性能的成形件^[2]。SLM 技术基于以上特点可以实现异质异构成形件的制造,突破传统加工方法难以成形的桎梏。

近年来,有关 SLM 成形异质材料的研究越来

越多,例如:Chen 等^[3]利用 SLM 技术以异层成形方式制备了 316L/CuSn10 金属复合材料,该复合材料的极限抗拉强度达到了 $(617.9 \pm 43.4) \text{MPa}$,优于 CuSn10 单材料的 $(431.8 \pm 34.8) \text{MPa}$;Mei 等^[4]实现了 316L 与 IN718 的高质量冶金结合,316L/IN718 成形件的弹性模量、延伸率和极限抗拉强度分别达到了 $(103 \pm 3) \text{MPa}$ 、 $(28.1 \pm 2)\%$ 和 $(596 \pm 10) \text{MPa}$,具有较高的综合力学性能。尽管 SLM 异质异构成形件的力学性能相较于单一母材有所提升,但其中的裂纹和孔隙等缺陷也不容忽视,这些缺陷会严重影响零件的成形质量,成为制约多材料 SLM 成形件性能进一步提高的关键^[5-6]。目前,参数优化、热处理和激光重熔等方法^[7-9]已被广泛应用于该问题的解决,其中的激光重熔(LR)

收稿日期: 2021-02-03; 修回日期: 2021-03-11; 录用日期: 2021-04-09

基金项目: 华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室开放基金(P2020-002)、国防创新特区子课题资助项目(H863-03-07)

通信作者: *gyzhong@njau.edu.cn

工艺就是在成形过程中以相同的参数对前一层进行重新熔化,可在降低零件表面粗糙度的同时提高致密度,节约了后处理的时间,因此成为改善 SLM 制件成形质量的有效解决方案之一^[10]。Lu 等^[11]提出了一种新型的两步选择性激光重熔 (SLR) 方法,即在第一步与第二步重熔之间将激光角度旋转 67° ;经 SLM 和 SLR 处理后,零件的表面粗糙度 R_a 与 R_z 分别提高了 40.9% 和 37.09%。此外, Yu 等^[12]也研究了两种不同的激光重熔方法对 AiSi10Mg 成形件表面粗糙度的影响,这两种方法分别是与初次扫描方向相同或相反的重熔策略;结果表明,试件顶部的表面粗糙度从 $20.67 \mu\text{m}$ 减小到 $11.67 \mu\text{m}$ (相同方向)和 $10.87 \mu\text{m}$ (相反方向)。

研究表明,激光重熔中的不同工艺参数对成形件表面质量的影响是不同的^[13-14]。为了研究激光重熔对 SLM 316L/IN718 异质异构成形件组织与性能的影响,本文首先探究了激光重熔工艺参数(激光功率、扫描速度和重熔次数)对 316L 单一母材上表

面粗糙度的影响规律,通过观察微观形貌以及测量相应的表面粗糙度变化来研究重熔对表面质量的改善效果。在此优化工艺的基础上,本文进一步研究了激光重熔工艺参数对 SLM 316L/IN718 异质异构成形件性能的影响,利用扫描电镜观察重熔前后界面的微观形貌及元素分布,并通过拉伸试验研究了激光重熔工艺参数对 316L/IN718 异质异构成形件力学性能的影响。

2 材料与方法

2.1 试验材料及设备

本试验所使用的气雾化 316L 与 IN718 合金粉末均购于江苏威拉里新材料科技有限公司,粉末粒径尺寸为 $15 \sim 53 \mu\text{m}$,两种粉末的主要组成元素见表 1。图 1 显示了扫描电镜(SEM)下两种粉末的微观形貌,两种粉末颗粒都具有良好的球形度。此外,本课题组对两种粉末的流动性进行了测试,结果如表 2 所示,两种粉末都具有良好的流动性,保证了粉末能够在基板上均匀地铺展开来。

表 1 316L 和 IN718 粉末的主要组成元素

Table 1 Main constituent elements of 316L and IN718 powders

Material	Mass fraction / %								
	Fe	Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	Mn	Cu	Si
316L	66.06	12.16	17.06	—	2.59	—	1.58	0.15	0.82
IN718	19.92	51.17	19.75	4.97	2.92	0.77	<0.01	<0.1	—

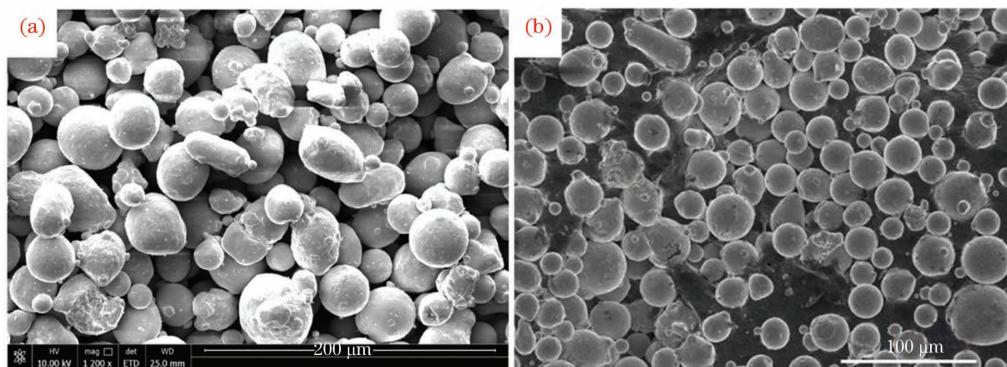


图 1 两种粉末的 SEM 形貌。(a) 316L;(b)IN718

Fig. 1 SEM morphologies of two powders. (a) 316L; (b) IN718

表 2 两种粉末的流动性测试结果

Table 2 Fluidity test of two powder materials

Material	Repose angle / ($^\circ$)	Apparent density / ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	Tap density / ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)
316L	25.3	4.240	4.957
IN718	26.2	4.308	5.088

所有试验均在 HK PM250 激光粉末床(武汉华科三维科技有限公司)上进行,该设备配有光斑直径

为 $100 \mu\text{m}$ 的光纤激光器(最大功率为 500 W)。试验过程中保持超高纯氩气的持续通入,使成形室内

氧气的体积分数保持在 0.1% 以下,以防止工件在打印过程中出现氧化现象。

2.2 试验方法

本试验中 316L 与 IN718 的 SLM 工艺参数如表 3 所示。为了研究激光重熔工艺参数对 316L 成形件上表面粗糙度的影响,分别进行了三组单因素试验,试验参数如表 4 所示。其中,重熔时保持扫描间距(0.14 mm)和铺粉层厚(0.05 mm)不变,而研究单一因素的影响时,激光功率、扫描速度和重熔次

数的保持值分别为 280 W、450 mm/s 和 3 次。

表 3 两种粉末的加工工艺参数

Table 3 Process parameters of two powders

Parameter	316 L	IN718
Laser power /W	300	400
Scanning speed /($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	850	1000
Layer thickness /mm	0.05	0.05
Scanning space /mm	0.07	0.07

表 4 316L 成形件上表面激光重熔试验工艺参数

Table 4 Process parameters of laser remelting experiment on 316L formed parts' top surface

Factor	Level					
Laser power /W	240	260	280	300	320	—
Scanning speed /($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	250	350	450	550	650	—
Remelting times	0	1	2	3	4	5

制备异层与同层 316L/IN718 异质异构成形件的示意图如图 2 所示。图 2(a)是异层 316L/IN718 的成形示意图,采用 316L-IN718-316L 的成形过程,每成形完一种材料后采用图 3(a)所示的岛式扫描方式对上表面进行激光重熔。图 2(b)是同层 316L/IN718 的成形示意图,在完成两侧 316L 成形后再进行中间 IN718 的成形;每 10 层对 316L 和 IN718 的表面及界面结合处采用

图 3(b)所示的分组扫描方式进行重熔。此外,制备了硬质相(IN718)体积分数 η 不同的两种试样。目前,有关多材料 SLM 的研究大都集中在异层异质异构成形件上,而对同层异质异构成形件的研究较少,因此本文重点研究了激光重熔对 SLM 316L/IN718 同层异质异构成形件界面结合性能的影响,有关工艺参数如表 5 所示(E 表示激光体能量密度)。

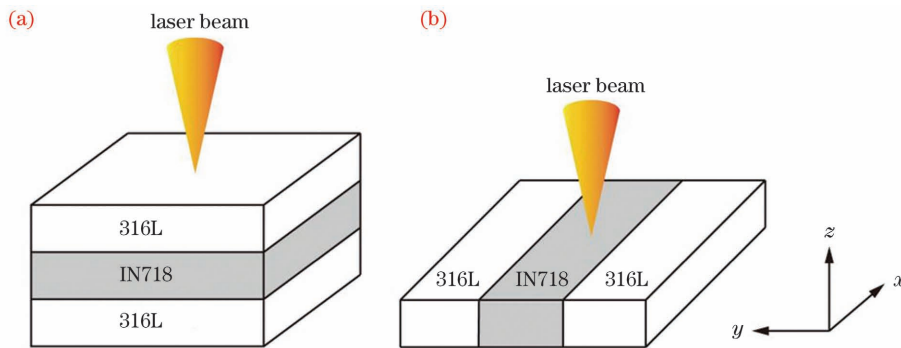


图 2 316L/IN718 异质异构成形件的成形示意图。(a)异层;(b)同层

Fig. 2 Forming schematics of two kinds of 316L/IN718 heterogeneous formed parts. (a) Different-layer; (b) same-layer

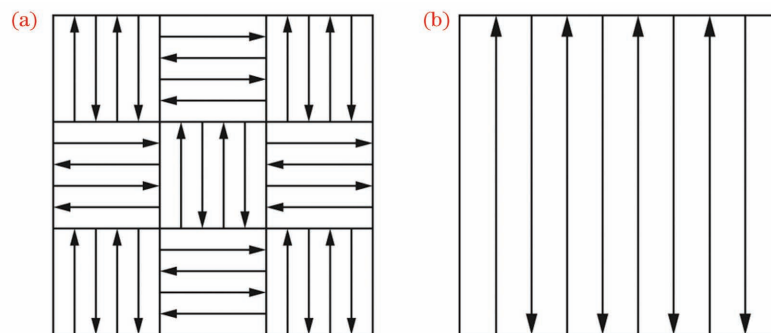


图 3 两种不同的扫描策略。(a)岛式扫描;(b)分组扫描

Fig. 3 Two different scanning strategies. (a) Island scanning; (b) group scanning

表 5 316L/IN718 同层异质异构成形件的激光重熔工艺参数

Table 5 Laser remelting process parameters of 316L/IN718 same-layer heterogeneous formed parts

Item	$E_{316L} / (\text{J} \cdot \text{mm}^{-3})$	$E_{\text{interface}} / (\text{J} \cdot \text{mm}^{-3})$	$E_{\text{IN718}} / (\text{J} \cdot \text{mm}^{-3})$	$\eta / \%$
Un-remelting	100.84	—	114.28	72
1st remelting	100.84	108.57	114.28	72
2nd remelting	100.84	108.57	114.28	76

2.3 表面粗糙度及界面特性分析

利用 DK77 电火花线切割机(苏州市宝玛数控设备有限公司)将 316L/IN718 同层异质异构成形件及拉伸件(如图 4 所示)从基板上切割下来,在酒精中超

声清洗,以去除其表面残留的粉末及污渍。316L 的表面形貌采用 FEI Quanta 250F 扫描电子显微镜进行观察;表面粗糙度采用 OLS 4100 激光共聚焦显微镜进行测量,多次测量后取平均值,以减小测量误差。

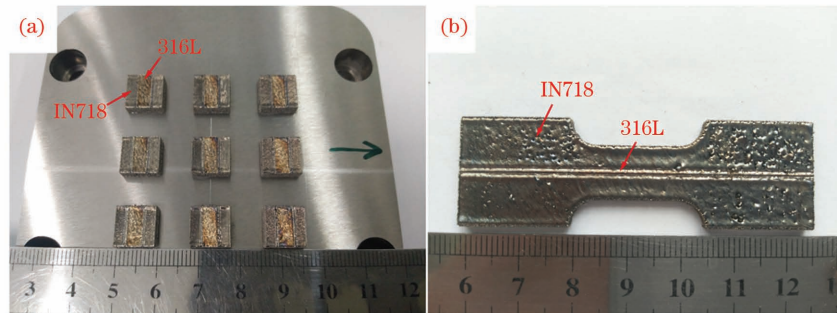


图 4 316L/IN718 同层异质异构成形件的实物图。(a)成形件;(b)拉伸件

Fig. 4 Physical images of 316L/IN718 same-layer heterogeneous parts. (a) Formed parts; (b) tensile specimen

使用碳化硅金相砂纸(240 #、400 #、600 #、800 # 和 1000 #)分别对 316L/IN718 重熔与未重熔成形件进行粗磨和细磨,然后用 W2.5 氧化铝抛光液进行抛光处理。利用配制好的腐蚀液(2.5 g $\text{FeCl}_3 + 10 \text{ mL HCl} + 50 \text{ mL C}_2\text{H}_5\text{OH}$)对 316L/IN718 界面进行腐蚀(时间为 10 s),然后使用 4XC 金相显微镜观察腐蚀界面的显微组织。为了研究激光重熔对界面结合处元素扩散的影响,利用 SEM 配备的能量色散谱仪(EDS)进行元素成分映射。

2.4 力学性能测试

为了比较 316L/IN718 同层异质异构成形件在激光重熔优化前后的拉伸性能,本课题组分别打印了三组高度为 3.4 mm 的未重熔优化、第一次重熔优化和第二次重熔优化的 316L/IN718 同层异质异构拉伸试样,其中 0.4 mm 为预留线切割量。将已成形的拉伸件通过电火花线切割机从基板上切割下来,进行超声清洗和抛磨后,以 3 mm/min 的应变速率在室温下进行拉伸试验,测量极限抗拉强度(UTS)和断后延伸率(δ),最后的结果取多次试验后的平均值,以减小误差。

3 结果讨论

3.1 激光重熔工艺参数对 316L 上表面粗糙度的影响

图 5 显示了激光功率、扫描速度和重熔次数对

316L 上表面粗糙度的影响,可见,316L 上表面粗糙度随着工艺参数的变化发生了较为明显的变化。这是因为熔池成形质量和熔道搭接质量对成形件上表面粗糙度有很大影响,而通过激光重熔的方式使已凝固熔池再次熔化,可以促进熔池内部流动,未熔粉末充分熔化形成液滴,成形件内部的气孔缺陷得到填补改善;与此同时,重熔后上表面熔道搭接处的凹凸不平及球化现象得到抑制,表面趋于平整^[15-16]。

从图 5(a)中可以看出:随着激光重熔功率增加,上表面粗糙度呈先下降后上升的趋势;当功率为 300 W 时,表面粗糙度最低,为 2.4 μm 。图 6(a)显示,当激光功率较低时,重熔并未对表面的球化现象和熔道搭接质量有多大改善。在 SLM 过程中,粉末吸收的能量与激光功率成正比^[17],因此随着激光重熔功率的增加,316L 上表面一些未熔粉末颗粒因吸收更多能量而充分熔化,相邻熔道间的球化现象也得到了明显抑制,如图 6(b)所示。但是过高的激光功率会使已熔化的粉末因吸收过多能量而气化,气化形成的反冲压力会影响熔池的稳定性,导致较差的表面质量^[18],如图 6(c)所示。

扫描速度对上表面粗糙度的影响与激光功率相比有所不同:随着扫描速度增加,表面粗糙度一直呈上升趋势。这是因为当扫描速度较低时,熔池表面受到的激光辐射时间较长,部分由于飞溅而黏附在

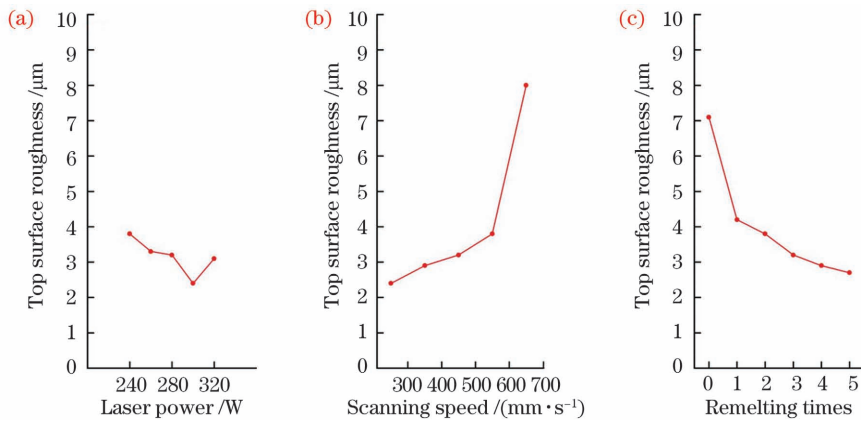


图 5 激光重熔工艺参数对 316L 上表面粗糙度的影响。(a) 激光功率的影响；(b) 扫描速度的影响；(c) 重熔次数的影响
 Fig. 5 Influences of laser remelting process parameters on top surface roughness of 316L. (a) Influence of laser power; (b) influence of scanning speed; (c) influence of remelting times

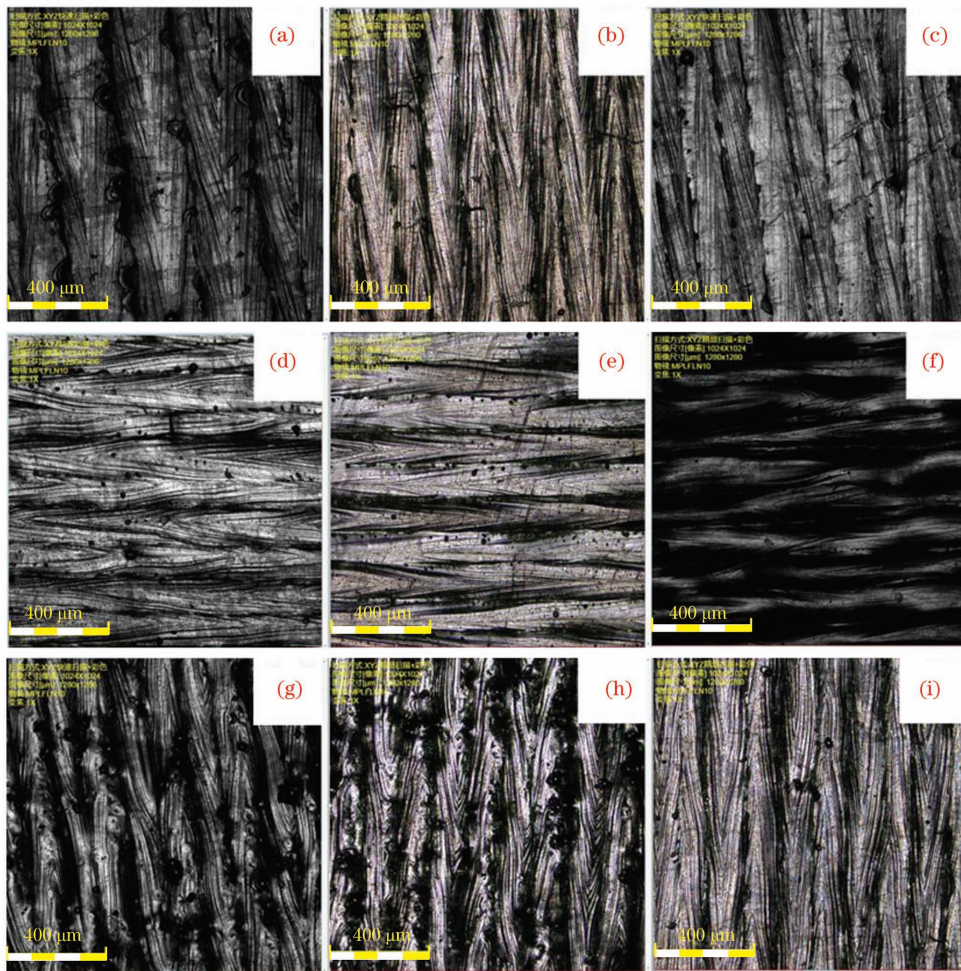


图 6 不同激光重熔工艺参数下上表面的微观形貌。激光功率：(a) 240 W, (b) 300 W, (c) 320 W；扫描速度：(d) 250 mm/s, (e) 450 mm/s, (f) 650 mm/s；重熔次数：(g) 0 次, (h) 1 次, (i) 5 次

Fig. 6 Morphologies of top surface at different laser remelting process parameters. Laser power: (a) 240 W, (b) 300 W, (c) 320 W; scanning speed; (d) 250 mm/s, (e) 450 mm/s, (f) 650 mm/s; remelting times: (g) 0, (h) 1, (i) 5

上表面的颗粒进一步熔化,使得表面更加平整光滑,如图 6(d)所示。相对来说,低扫描速度带来的是高能量输入,这会对上表面熔道的搭接造成一定的不

利影响。从图 6(d)~(f)可以看出,随着扫描速度逐渐增加,成形件表面的未完全熔化粉末吸收的能量逐渐减少,部分烧结颗粒依旧黏附在表面上,激光

重熔对表面粗糙度的改善效果越来越差,在扫描速度为 650 mm/s 时,上表面的粗糙度高达 $8\ \mu\text{m}$ 。

如图 5(c)所示,重熔次数对 316L 上表面粗糙度也有一定影响;随着重熔次数增加,316L 上表面粗糙度从 $7.1\ \mu\text{m}$ 开始逐渐降低。这不仅归因于更多黏附粉末的完全熔化,还得益于熔融材料总润湿时间的逐渐延长,这些都有助于消除球化效应。从图 6(g)~(i)可以看出,随着重熔次数的增多,与未重熔的表面相比,重熔后的表面球化现象得到了明显改善。经过 3 次甚至 5 次重熔后,相邻熔道搭接处的“峰谷”现象得到抑制,孔隙和球化等缺陷逐渐被修复,表面变得更加平整,最低的粗糙度为 $2.7\ \mu\text{m}$ (重熔 5 次)。但是,重熔次数越多,时间成本就会越高,在实际生产过程中并不适用;因此,在保证表面质量提升的前提下选择合适的重熔次数也是必要的。

3.2 激光重熔对 SLM 异质异构成形件界面结合性能的影响

对于 SLM 异质异构成形件而言,异质材料间的冶金结合质量对性能具有重要影响。在同层异质异构成形件的成形过程中,激光的熔透作用大幅减弱,降低了异种材料间熔池的搭接质量,导致界面结合质量相比异层异质异构成形件较差。316L 成形件经激光重熔后表面质量得到了有效改善,这种优化工艺有望提升异质异构成形件的界面结合质量。因此,本课题组对异层和同层 SLM 异质异构成形件界面进行重熔,以达到更好的结合效果,并探究了激光重熔对成形件性能的影响。

图 7 显示了异层 316L/IN718 界面的微观形貌。从图中可以看出,重熔与未重熔的界面结合处都存在一个过渡区,其中未重熔的过渡区宽度约为 $300\ \mu\text{m}$,而经过重熔后的过渡区宽度增加到了 $450\ \mu\text{m}$ 左右。这是因为重熔时激光作用在热导率较高的 316L 基体上,相较于粉末状态的 316L 而

言,热量更容易传导至下层,进而扩大了热影响区。此外,正如 Qiu 等^[19]所证实的那样,经激光重熔后,熔池深度增大,使得上层 IN718 的熔池与下层 316L 金属液相混合时,有更多的 316L 金属液向上扩散进入其中,使过渡区变宽。与此同时,下方 316L 熔池的增加也增强了其对上方 IN718 熔池液相球化趋势的抑制,IN718 熔池底部在 316L 层内凝固成形,重熔后熔池底部的鱼鳞状轮廓更加平滑,两者界面的结合质量更好。此外,具有相似 γ -FCC(面心立方)晶格结构的 316L 和 IN718 具有相容性,这使得它们在激光作用下能够更好地相互融合^[20]。

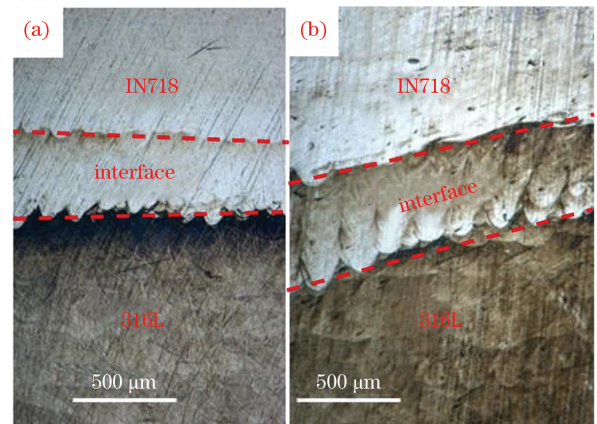


图 7 异层 316L/IN718 界面的微观形貌。(a)未重熔; (b)重熔

Fig. 7 Morphologies of different-layer 316L/IN718 interface. (a) Un-remelting; (b) remelting

同层 316L/IN718 界面的微观形貌如图 8 所示,可见,重熔与未重熔的界面结合质量差距更为明显。这是由于激光在垂直方向上具有一定的穿透深度,但是在水平方向上这种作用就会大幅减弱,并且在很大程度上影响到界面处熔池的搭接质量;因此,同层 SLM 异质异构成形件的界面结合质量与异层相比较差,激光熔化 316L 粉末时已凝固成形的

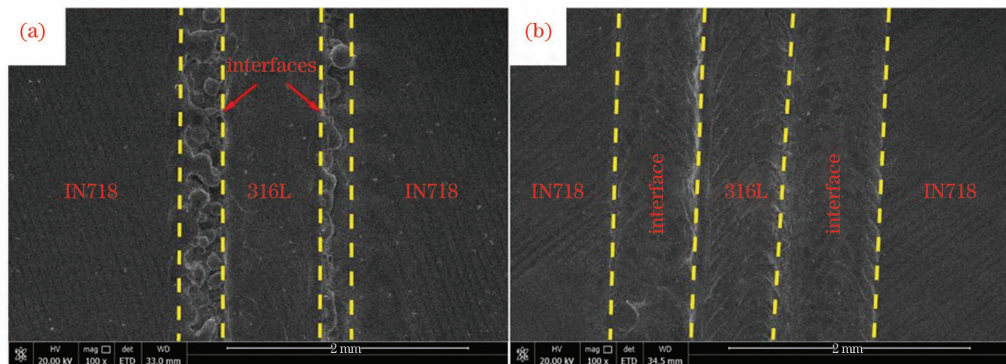


图 8 同层 316L/IN718 界面的微观形貌。(a)未重熔; (b)重熔

Fig. 8 Morphologies of same-layer 316L/IN718 interface. (a) Un-remelting; (b) remelting

IN718 边界并不能像异层那样得到充分熔化,从而未能与 316L 金属液得到充分混合,无法实现良好的冶金结合。从图 8(a)中可以看出,未重熔的 316L/IN718 界面存在较多孔洞,过渡区的孔洞尺寸达到了 0.18~0.35 mm,此外还有球化现象以及较多的未熔化粉末出现。这些缺陷会显著影响其力学性能。对同层 316L/IN718 界面进行重熔后,过渡区宽度也得到了增加,两种材料结合得更加平滑完整,孔洞等缺陷也得到了显著抑制。

3.3 EDS 元素分析

为了深入探究激光重熔对 316L/IN718 同层异质异构成形件界面结合质量的影响,本文对未重熔与重熔的界面进行了 EDS 分析。图 9 显示了 316L/IN718 同层异质异构成形件重熔前后的界面元素变化情况。未重熔的 316L/IN718 界面结合处

存在孔洞,严重阻碍了界面两侧元素的相互扩散。在熔池表面张力和 Marangoni 流的驱动下,Fe 的含量随着到 IN718 区域距离的缩短而逐渐下降,但是由于过渡区孔洞的存在,Fe 含量在过渡区内先急剧降低至最小值后再急剧上升,最后在 IN718 区域达到稳定。从图 9(b)可以明显看出,重熔后的界面结合较好,元素的扩散更有规律性。从 316L 区域到 IN718 区域,Fe 含量逐渐降低;特别地,Fe 含量在过渡区出现了梯度下降,这与未重熔时 Fe 含量在过渡区迅速下降到最小值有所不同。这是因为重熔使已凝固的过渡区再次液化,促进了 Fe 在 316L 与 IN718 之间的扩散。Fe 在过渡区的良好扩散使得其含量呈梯度变化,而该梯度变化也验证了两者的良好冶金结合,实现了界面结合质量的提高^[21]。其他元素(Ni、Nb 等)也表现出了类似的扩散情况。

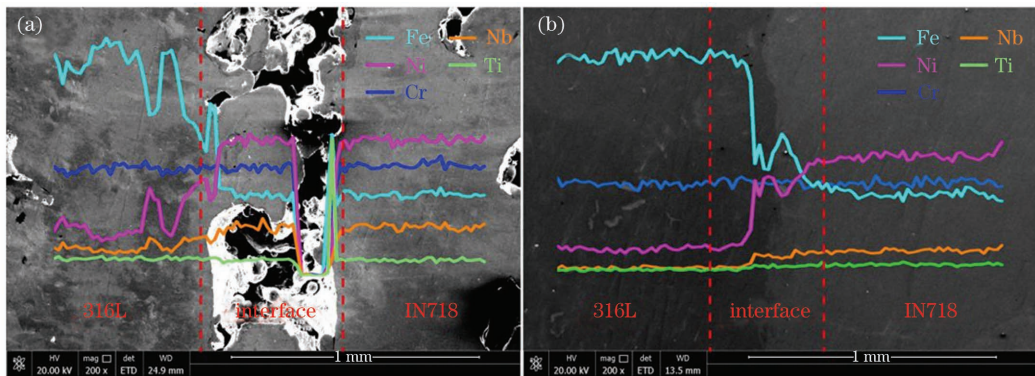


图 9 同层 316L/IN718 界面处的元素含量变化。(a)未重熔;(b)重熔

Fig. 9 Changes of element content at same-layer 316L/IN718 interface. (a) Un-remelting; (b) remelting

图 10 显示了未重熔与重熔 316L/IN718 同层异质异构成形件界面处的元素分布情况,可以明显

看出富 Fe 相和富 Ni 相分别集中在 316L 和 IN718 区域,这与其粉末元素组成特征一致。但是未重熔

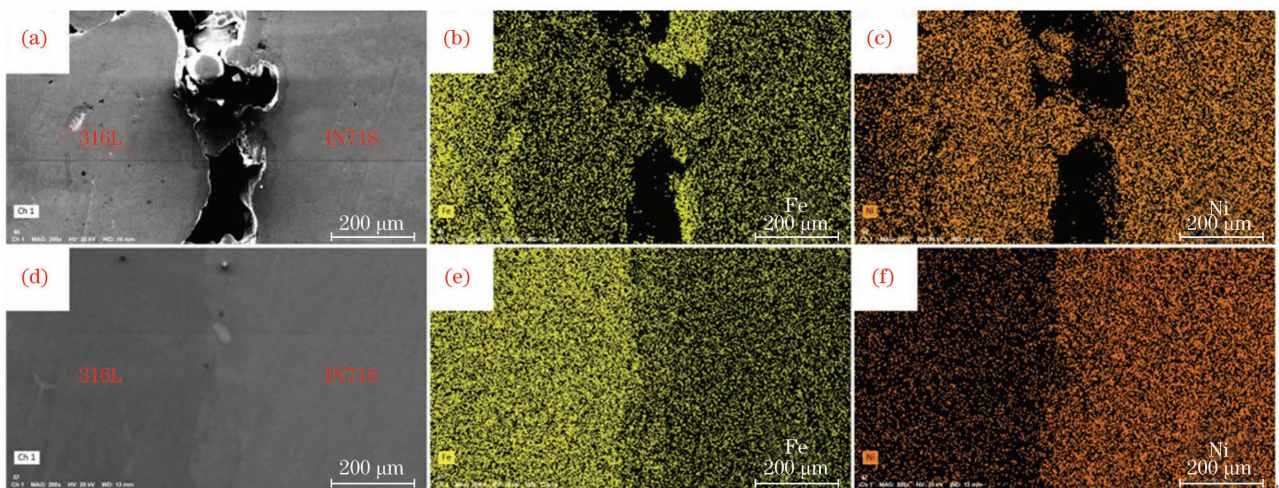


图 10 同层 316L/IN718 界面的元素分布。(a)未重熔界面;(b)~(c)未重熔界面处的元素分布;(d)重熔界面;(e)~(f)重熔界面处的元素分布

Fig. 10 Element distribution at same-layer 316L/IN718 interface. (a) Un-remelted interface; (b)~(c) elements distribution at un-remelted interface; (d) remelted interface; (e)~(f) elements distribution at remelted interface

与重熔 316L/IN718 成形件界面处的元素分布出现了一定差异,前者相对后者而言,元素相互扩散的现象并不显著。这主要是因为前者较差的界面结合质量导致了两种材料中特征元素的相互扩散不是很明显。激光重熔促进了界面处熔池的流动与熔合,进而使得界面两侧的元素扩散得更均匀,实现了 316L 与 IN718 的良好冶金结合。

3.4 力学性能

316L/IN718 同层异质异构试样在重熔优化前后的应力-应变曲线以及相关力学性能测试结果如图 11 所示。可以看出,316L/IN718 同层异质异构试样在重熔前的 UTS 只有 (104.77 ± 45.26) MPa,远低于母材^[22-23]。这可能与之前观察到的同层间较

差的界面结合质量密切相关,过渡区存在的孔隙以及未熔化粉末颗粒极大地影响了试样的拉伸性能。经过第一次激光重熔优化后,316L/IN718 异质异构试样的拉伸性能相比未重熔时得到了显著提高,UTS 达到了 (420.06 ± 60.7) MPa。这归因于重熔后界面结合质量的改善,孔隙等缺陷的降低和消失有助于试样力学性能的提高。第二次重熔优化后,试样拉伸性能的改善效果进一步增强:UTS 达到了 (507.33 ± 58.3) MPa,在前一次优化的基础上提升了约 20.8%。对于第二次重熔优化后的 316L/IN718, η 与第一次优化后相比增加了 5.6%,这也是其 UTS 在第二次重熔优化后得以进一步提升的原因。

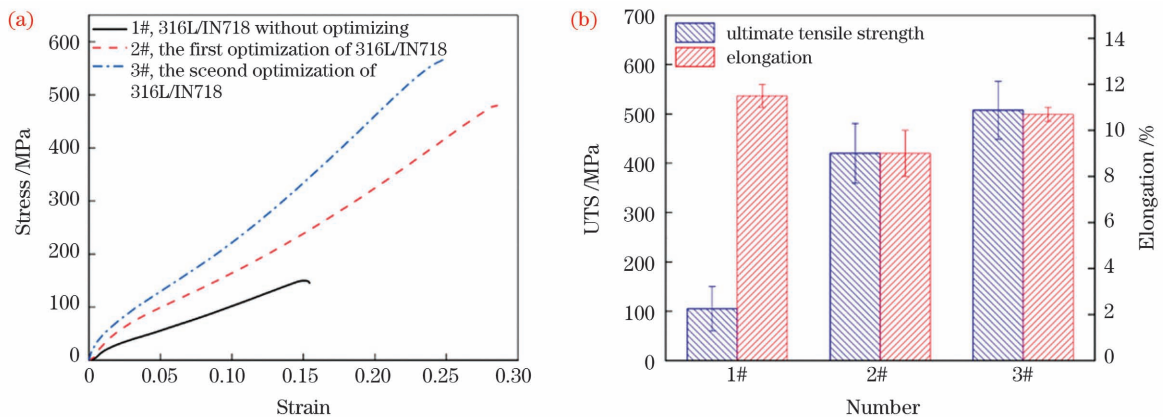


图 11 重熔优化前后 316L/IN718 同层异质异构试样的拉伸试验结果。(a)应力-应变曲线;(b)力学性能

Fig. 11 Tensile test results of 316L/IN718 same-layer heterogeneous samples before and after remelting optimization.

(a) Stress-strain curves; (b) mechanical properties

相较于 UTS 而言,延伸率在重熔优化前后的变化并不明显,保持在 11% 左右。未重熔的同层 316L/IN718 异质异构试样的应变明显小于第一次重熔和第二次重熔试样的应变,但其延伸率 $(11.5\% \pm 0.5\%)$ 比第一次重熔 $(9\% \pm 1\%)$ 和第二次重熔 $(10.7\% \pm 0.3\%)$ 后的高,这可能是由于未重熔的 316L 与 IN718 间较差的结合导致其很快断裂,但其裂纹扩展路径比重熔试样而言沿着结合处发生了偏转,从而延伸率有了一定的提高。拉伸试验结果表明,重熔工艺优化对界面结合质量的改善有助于在保持延伸率的同时提高 316L/IN718 同层异质异构成形件的抗拉强度。

3.5 断口形貌

未重熔与重熔的同层 316L/IN718 异质异构成形件的拉伸断口微观形貌如图 12 所示。从图 12(a)、(b)中可以看出,这两个试样在断裂时均表现出以脆性断裂为主的断裂模式。正如前一节猜想的那样,未进行激光重熔处理时,界面结合处的孔隙与未

熔粉末的存在严重影响了界面结合质量,致使拉伸过程中裂纹扩展至界面时会沿着结合面发生偏转,较差的界面结合质量导致试样很快发生断裂失效。相比之下,重熔的同层 316L/IN718 异质异构成形件在界面处过渡不明显,表明 316L 与 IN718 实现了良好的冶金结合,力学性能得到有效改善。图 12(c)~(e)分别显示了重熔试样断口处 IN718、界面与 316L 中的 A、B 和 C 区放大至 10000 倍的微观形貌,可以看出,从 IN718 到 316L 区域,断裂模式发生了一定的转变。图 12(c)显示,IN718 左侧区域出现了穿晶断裂,而右边出现了韧窝及撕裂棱,表明其发生了准解理断裂,这可能是断裂过程中出现的较多小裂纹引起的。随着裂纹进一步向 316L 区域扩展,韧窝尺寸逐渐增大,在图 12(e)中可以观察到明显的韧窝以及台阶状特征,这表明此时 316L 的断口特征以韧窝为主。此外,在图 12(d)所示的界面结合处并未观察到明显的二次裂纹以及未熔颗粒的存在,进一步证明了激光重熔优化工艺对同层

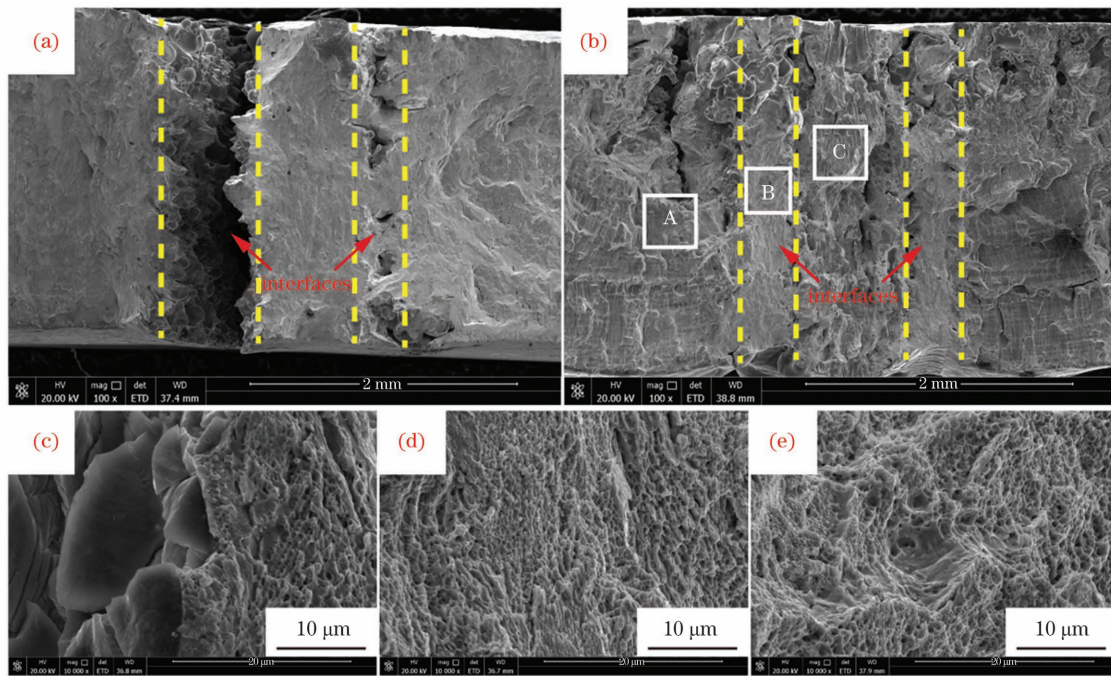


图 12 同层 316L/IN718 拉伸试样的断口形貌。(a)未重熔;(b)重熔;(c)IN718 的 A 区域;(d)界面处的 B 区域;(e) 316L 的 C 区域

Fig. 12 Fracture morphologies of same-layer 316L/IN718 tensile samples. (a) Un-remelting; (b) remelting; (c) area A of IN718; (d) area B of interface; (e) area C of 316L

316L/IN718 异质异构成形件界面结合质量的改善效果。

4 结 论

本文研究了激光重熔工艺参数对 SLM 316L 零件上表面粗糙度的影响,进而利用该优化工艺改善了 SLM 316L/IN718 同层异质异构成形件的界面结合质量,并提升了成形件的力学性能,揭示了激光重熔对 SLM 异质异构成形件性能的影响规律。得到的主要研究结果如下:

1)对 316L 的上表面进行重熔后,其表面粗糙度得到了明显改善。对单一工艺参数进行研究后发现:当激光功率为 300 W 和扫描速度为 250 mm/s 时,最小的表面粗糙度均为 $2.4 \mu\text{m}$;对上表面进行 5 次重熔后,最小的表面粗糙度为 $2.7 \mu\text{m}$ 。能量输入过高或者重熔次数过多会增大表面粗糙度,降低表面成形质量。

2)未重熔的异层 316L/IN718 界面结合处有一个明显的过渡区,重熔后过渡区宽度从 $300 \mu\text{m}$ 增大到 $450 \mu\text{m}$,熔池底部变得更加平滑。同层未重熔 316L/IN718 界面过渡区中存在尺寸为 $0.18 \sim 0.35 \text{ mm}$ 的孔洞,重熔后过渡区中的孔洞以及球化现象几乎消失。

3)对于同层 316L/IN718 而言,重熔会进一步

改善过渡区的元素扩散情况,使未重熔时过渡区内元素含量呈现的断崖式下降(上升)趋势转变为良好的梯度变化趋势,证明了重熔对界面结合处质量的改善作用。

4)拉伸试验结果表明,同层 316L/IN718 异质异构成形件经重熔优化后 UTS 得到了明显提升,未重熔时只有 $(104.77 \pm 45.26) \text{ MPa}$,两次重熔后分别提升至 $(420.06 \pm 60.7) \text{ MPa}$ 和 $(507.33 \pm 58.3) \text{ MPa}$ 。但重熔后延伸率并未发生很大变化,这表明重熔优化工艺具有提升同层 316L/IN718 异质异构成形件强韧性的潜力。

5)未重熔与重熔的同层 316L/IN718 异质异构拉伸件均表现出了脆性断裂特征,但是重熔试样的界面结合处出现了明显的韧窝特征,且未出现二次裂纹与未熔粉末,表明激光重熔对界面结合质量的提升效果明显。

参 考 文 献

- [1] Jiang H Y, Lin W K, Wu S B, et al. Application status and development trend of laser selective melting technology [J]. Mechanical Engineering & Automation, 2019(5): 223-226.
姜海燕, 林卫凯, 吴世彪, 等. 激光选区熔化技术的应用现状及发展趋势 [J]. 机械工程与自动化, 2019

- (5): 223-226.
- [2] Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.
顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500002.
- [3] Chen K Y, Wang C, Hong Q F, et al. Selective laser melting 316L/CuSn10 multi-materials: processing optimization, interfacial characterization and mechanical property [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 283: 116701.
- [4] Mei X L, Wang X Y, Peng Y B, et al. Interfacial characterization and mechanical properties of 316L stainless steel/Inconel 718 manufactured by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 758: 185-191.
- [5] Yao Y S, Wang J, Chen Q B, et al. Research status of defects and defect treatment technology for laser additive manufactured products [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(10): 100004.
姚燕生, 汪俊, 陈庆波, 等. 激光增材制造产品缺陷及其处理技术研究现状[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(10): 100004.
- [6] Kasperovich G, Haubrich J, Gussone J, et al. Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting[J]. Materials & Design, 2016, 105: 160-170.
- [7] Xiong W, Hao L, Li Y, et al. Effect of selective laser melting parameters on morphology, microstructure, densification and mechanical properties of supersaturated silver alloy [J]. Materials & Design, 2019, 170: 107697.
- [8] Liu H W, Zheng C, Chen S M. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser selective melting AlSi10Mg alloy [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2020, 40(5): 523-525.
刘焕文, 郑超, 陈素明. 热处理对激光选区熔化 AlSi10Mg 合金力学性能与组织的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(5): 523-525.
- [9] Yang T, Liu T T, Liao W H, et al. The influence of process parameters on vertical surface roughness of the AlSi10Mg parts fabricated by selective laser melting [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 266: 26-36.
- [10] Yasa E, Kruth J. Application of laser re-melting on selective laser melting parts [J]. Advances in Production Engineering & Management, 2011, 6(4): 259-270.
- [11] Lu P, Zhang C L, Liang H Y, et al. A new two-step selective laser remelting of 316L stainless steel: process, density, surface roughness, mechanical properties, microstructure [J]. Materials Research Express, 2020, 7(5): 056503.
- [12] Yu W H, Sing S L, Chua C K, et al. Influence of remelting on surface roughness and porosity of AlSi10Mg parts fabricated by selective laser melting [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 792: 574-581.
- [13] Yasa E, Kruth J P. Investigation of laser and process parameters for selective laser erosion [J]. Precision Engineering, 2010, 34(1): 101-112.
- [14] Alrbaey K, Wimpenny D, Tosi R, et al. On optimization of surface roughness of selective laser melted stainless steel parts: a statistical study [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23(6): 2139-2148.
- [15] Wang J G, Gao S Y, Chen X S, et al. Mechanical properties of A356 aluminum alloy after laser surface remelting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(4): 0402002.
王建刚, 高士友, 陈旭升, 等. 激光重熔 A356 铝合金表面的力学性能 [J]. 中国激光, 2020, 47(4): 0402002.
- [16] Shi W T, Wang P, Liu Y D, et al. Experimental study on surface quality and process of selective laser melting forming 316L [J]. Surface Technology, 2019, 48(3): 257-267.
石文天, 王朋, 刘玉德, 等. 选区激光熔化成形 316L 表面质量及工艺试验研究 [J]. 表面技术, 2019, 48(3): 257-267.
- [17] Huang W D, Zhang W J, Lian G F, et al. Effect of SLM forming process parameters on surface roughness of 316L stainless steel parts [J]. Applied Laser, 2020, 40(1): 35-41.
黄卫东, 张伟杰, 练国富, 等. SLM 成形工艺参数对 316L 不锈钢成形件表面粗糙度的影响 [J]. 应用激光, 2020, 40(1): 35-41.
- [18] Khairallah S A, Anderson A T, Rubenchik A, et al. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones [J]. Acta Materialia, 2016, 108: 36-45.
- [19] Qiu C L, Wang Z, Aladawi A S, et al. Influence of laser processing strategy and remelting on surface structure and porosity development during selective laser melting of a metallic material [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2019, 50(9): 4423-4434.

- [20] Mohd Y S, Zhao X, Yang S F, et al. Interfacial characterisation of multi-material 316L stainless steel/Inconel 718 fabricated by laser powder bed fusion[J]. *Materials Letters*, 2021, 284: 128928.
- [21] Chen J, Yang Y Q, Song C H, et al. Interfacial microstructure and mechanical properties of 316L/CuSn10 multi-material bimetallic structure fabricated by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 752: 75-85.
- [22] Zhang R Q, Fan L, Zhou B G, et al. Microstructure and properties of selective laser melted 316L stainless steel in different directions[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2020, 45(9): 161-166.
- 张仁奇, 樊磊, 周宝刚, 等. 选区激光熔化 316L 不锈钢的各向组织与性能[J]. *金属热处理*, 2020, 45(9): 161-166.
- [23] Deng D Y, Peng R L, Brodin H, et al. Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 produced by selective laser melting: sample orientation dependence and effects of post heat treatments[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 713: 294-306.

Heterogeneity of 316L/IN718 Formed via Selective Laser Melting Based on Laser Remelting Optimization Process

Bian Yuchao¹, Peng Yingbo¹, Song Lingfeng¹, Tang Hongwei¹, Cai Guanglu¹,
Zhong Gaoyan^{1,2*}, Yang Shoufeng^{1,3}

¹ College of Engineering, Nanjing Agricultural University, Nanjing, Jiangsu 210031, China;

² State Key Laboratory of Material Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan, Hubei 430074, China;

³ University of Southampton, Southampton SO17 1BJ, UK

Abstract

Objective Currently, traditional engineering materials are facing the contradiction between strength and toughness. Several organisms in nature have comprehensive high strength and toughness properties owing to the long-term evolution of heterogeneous characteristics; thus, they have become a model for people to imitate. However, achieving heterogeneous forming using the traditional manufacturing process is difficult; the selective laser melting (SLM) with high degree of freedom and precision provides a new opportunity for forming parts with this feature. Currently, the heterogeneous forming of SLM is mainly achieved through multimaterial and different-layer forming. However, the studies regarding the same-layer forming are inadequate, and the same-layer formed parts' performance is poor compared with different-layer formed parts. The reason is that the laser penetration is reduced in the same-layer forming, and the overlapping efficiency of the melt pool at the boundary is poor, leading to poor bonding quality between heterogeneous materials, making it difficult to achieve metallurgical bonding. Therefore, this study improved the interface bonding quality of SLM316 L/IN718 heterogeneous parts with the same layer based on optimizing the laser remelting process. In addition, the mechanical properties of the remelted parts were significantly improved compared with those without remelting, making further innovation and expansion to form SLM bionic structure materials.

Methods The metal materials used in this study are atomized 316L and IN718 powders. After laser remelting, the top surface morphology and roughness of 316L were observed and measured using a laser confocal microscope. For heterogeneous forming of different layers 316L/IN718, the sequence of 316L - IN718 - 316L was used, and the upper surface of each material was remelted after forming. For heterogeneous forming of the same-layer 316L/IN718, the intermediate IN718 was formed after forming both sides of 316L, and laser remelting was performed at the interface joint. Scanning electron microscope (SEM) and energy dispersive spectrometer (EDS) were used to observe the microstructure and element distribution of the interface. The tensile test was performed at room temperature using DDL100 electronic universal testing machine at a strain rate of 3 mm/min, and the tensile strength and elongation were measured. Finally, SEM was used to observe and analyze the fracture morphology of tensile specimens.

Results and Discussions The effect of different laser remelting parameters (laser power, scanning speed, and remelting times) on the surface roughness of 316L is different (Fig. 5). When the laser power is 300 W, scanning speed is 250 mm/s, and remelting times is 5, the surface roughness exhibits the lowest values of 2.4, 2.4, and 2.7 μm . After laser remelting, the surface quality of 316L parts is effectively improved, indicating that this optimization process is expected to improve the interface bonding quality of heterogeneous parts, and the interface transition zone of 316L/IN718 heterogeneous layer becomes smoother with a width of 450 μm (Fig. 7). However, the interface bonding quality of the 316L/IN718 heterogeneous layer is poor without remelting and the pore diameter is approximately 0.18–0.35 mm. Moreover, after remelting, the spheroidization and pores in the transition zone almost disappear, and the interface bonding quality is improved (Fig. 8). EDS analysis results show a gradient trend in the element diffusion of same-layer 316L/IN718 heterogeneous parts after laser remelting. Consequently, the distribution of Fe, Ni, and other elements is more uniform (Figs. 9 and 10). The tensile test results in Fig. 11 show that the tensile strength of remelted sample increases from (104.77 ± 45.26) to (507.33 ± 58.3) MPa and the elongation is approximately 11%. This proves that the laser remelting optimization process improves the performance of SLM 316L/IN718 heterogeneous components. The fracture morphologies of same-layer 316L/IN718 tensile parts before and after remelting were observed (Fig. 12). The crack was found to deflect at the poor joint, leading to rapid fracture failure of the sample without remelting; however, no obvious transition was observed at the fracture after remelting optimization, indicating that 316L and IN718 exhibit good metallurgical bonding. Both samples exhibit brittle fracture in macroscopic view. However, numerous dimples and tearing edges are observed at the fracture of remelted specimens, indicating that the fracture mode is brittle and ductile fractures.

Conclusions After remelting, the surface roughness of 316L decreases from 7.1 to 2.7 μm by 62%; the flat micromorphology and good element diffusion of the 316L/IN718 transition zone exhibit the effect of remelting in improving the bonding quality of the 316L/IN718 heterogeneous interface. The increase in tensile strength of the sample from (104.77 ± 45.26) MPa before optimization to (507.33 ± 58.3) MPa after optimization also verifies the feasibility of the optimized process. Both the unremelted and remelted same-layer 316L/IN718 heterogeneous tensile parts exhibit brittle fracture characteristics in the macroscopic view. Simultaneously, the interface joints of the remelted samples exhibit obvious dimple fracture characteristics and no secondary cracks and unmelted powders were observed, indicating that laser remelting can considerably improve the quality of interface bonding.

Key words laser technique; selective laser melting; laser remelting; heterogeneity

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3390