

激光与光电子学进展

间隔重熔对 TC4 选区激光熔化样件的影响研究

刘玉德*, 李鹏跃, 石文天, 刘帅, 韩玉凡, 周裕圣

北京工商大学人工智能学院, 北京 100048

摘要 探究间隔重熔工艺对三维打印 Ti-6Al-4V (TC4) 样件成形质量的影响。在大层厚 (150 μm) 成形提高样件成形效率的基础上, 采取“表面重熔+内部间隔重熔”的优化工艺方式, 以达到改善大层厚成形样件内部缺陷的目的。试验结果表明: 与未重熔的样件相比, 间隔重熔、逐层重熔样件对于表面质量改善效果显著, 且二者差异较小。进行间隔一层重熔的样件, 抗拉强度增加 97.84 MPa, 屈服强度增加了 45.96 MPa, 延伸率增加 0.9%。从断口形貌看, 间隔一层重熔样件除了孔洞数量略多于逐层重熔样件外, 断裂特征均为河流状解理断裂及韧窝断裂, 二者力学性能改善效果差异较小。研究同时发现: 样件的显微组织与激光间隔重熔工艺方式有关, 间隔一层重熔样件显微组织均匀致密, 显微硬度最佳, 达到 442.1 HV_{0.3}。

关键词 激光技术; 选区激光熔化; Ti-6Al-4V; 激光重熔; 表面质量; 力学性能; 成形效率

中图分类号 V261.8

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP220704

Impact of Interval Remelting on TC4 Selective Laser Melting Samples

Liu Yude*, Li Pengyue, Shi Wentian, Liu Shuai, Han Yufan, Zhou Yusheng

School of Artificial Intelligence, Beijing Technology and Business University, Beijing 100048, China

Abstract This paper investigates the effect of the interval remelting process on the forming quality of three-dimensional printing Ti-6Al-4V (TC4) samples. To improve the internal defects and hence the efficiency of forming samples with thick layers (150 μm), the optimized process mode of "surface remelting + internal interval remelting" was applied. Comparison tests with samples formed without remelting showed that interval remelting and layer-by-layer remelting significantly improved the surface quality of the samples, with little difference between the results of both processes. The tensile strength, yield strength, and elongation of the samples remelted with a one layer interval were 97.84 MPa, 45.96 MPa, and 0.9% higher, respectively, than those of the samples formed without remelting. The fracture morphologies showed river-cleavage and dimple fractures, with slightly more holes in the one-interval remelted sample than in the layer-by-layer remelted sample. The mechanical property improvements of both samples were very similar. Meanwhile, the microstructure of the sample was related to the laser interval remelting process. The one-interval remelted sample gave a uniform and dense surface and the highest microhardness (442.1 HV_{0.3}) among the samples.

Key words laser technique; selective laser melting; Ti-6Al-4V; laser remelting; surface quality; mechanical properties; forming efficiency

1 引言

钛合金 (TC4) 因具有抗疲劳性能好、热稳定性好、比强度高等特点, 而广泛应用于汽车、航空航天和生物医学等领域。随着实际应用领域对机构性能要求的日益提高, 其结构设计趋于复杂化、精密化, 选区激光熔化 (SLM) 技术对复杂构件的加工适应性强, 在生产复杂构件时, 具有极大的应用潜力^[1]。

大层厚成形时, 激光能量密度较低及粉末层过厚

都会导致粉末熔化不充分, 但增大激光能量输入容易导致飞溅、孔洞等缺陷。为了保证成形的精度及较高的致密度, 通常 SLM 成形层厚度控制在 30~100 μm ^[2]。因此想进一步改善成形效率, 需对大层厚成形过程深入研究。Qiu 等^[3]和 Milton 等^[4]采用 SLM 技术制备出了铺设粉末层厚分别为 20 μm 及 50 μm 的全致密度 ($\rho \geq 99.9\%$) 及高表面精度 ($R_a \leq 15 \mu\text{m}$) 的 TC4 样件, 但成形效率较低。Wang 等^[5]将粉末层厚增大到 150 μm , 成形效率可达 12 $\text{mm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$, 约为传统

收稿日期: 2022-01-11; 修回日期: 2022-02-15; 录用日期: 2022-03-03; 网络首发日期: 2022-03-13

通信作者: liu_yude@163.com

SLM加工的3~10倍。Ma等^[6]研究了铺设粉末层厚为60~150 μm的合金样件的成形效果,结果表明,大层厚(100 μm及以上)样件成形效率得到了提高,但由于存在内部缺陷,其力学性能及其表面质量出现下降^[7-8]。Tolochko等^[9]和Gong等^[10]分别对粉末的熔化过程及样件内部缺陷的产生机理进行了分析研究。宦君等^[11]研究发现,激光能量密度过大会造成“爆粉”现象,同时熔池间对流会导致样件表面质量下降,不利于保持高精度成形效果。Jia等^[12]研究发现,高能量输入、温度分布不均匀都会造成温度梯度过大,从而产生热裂纹以及翘曲变形等不利影响,与此同时,通过设定合理的扫描策略能够抑制其发生。Wang等^[13]研究发现,通过增大光斑直径能够有效抑制大层厚成形工艺的不稳定性。Ali等^[14]的研究表明,通过激光重熔工艺可有效降低样件内部的残余应力同时改善表面质量。卞玉超等^[15]研究发现,激光重熔工艺对界面结合质量的提升效果明显。叶秀等^[16]针对表面重熔工艺过程中熔池温度场分布进行了模拟分析,发现不同工艺参数下的重熔工艺对于样件的改善效果有显著差异,输入

能量较小时对于样件表面质量改善效果欠佳,输入能量较大时会导致熔池剧烈波动,凝固过程中会产生较大的固态收缩,导致样件整体成形质量下降。因此,还需要继续探究更加高效、合理的重熔工艺方式。

激光重熔工艺在进一步提升SLM成形质量方面具有极大的应用潜力,且成形效率是三维打印中一项重要的技术指标,但其现有研究主要集中于选取合理的成形工艺参数及通过重熔工艺改善表面质量等,如何在保证SLM样件成形质量的同时提升成形效率是一项亟待解决的问题。因此,本文针对成形效率与成形质量之间的矛盾关系,提出了“表面重熔+内部间隔重熔”的优化工艺方式,探究了重熔工艺对于样件内部的影响机理,同时获得了成形效率高、表面质量及力学性能好的成形工艺方式。

2 试验方法与设备

2.1 试验材料与设备

试验采用雾化制备的TC4钛合金粉末,表1为TC4钛合金粉末化学成分表。

表1 TC4钛合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4 titanium alloy powder

Element	Ti	Al	V	Fe	C	N	H	O
Mass fraction / %	Bal.	5.5-6.5	3.5-4.5	0.25	0.08	0.03	0.0125	0.13

TC4钛合金粉末微观形貌和粒径分布如图1所示,TC4属于(α+β)型钛合金,拥有较好的力学性能。本次试验的粉末颗粒的直径范围为35~80 μm。

试验所需设备名称及用途如表2所示,其中Renishaw AM400打印机的激光束直径为70 μm,最大激光功率为400 W。

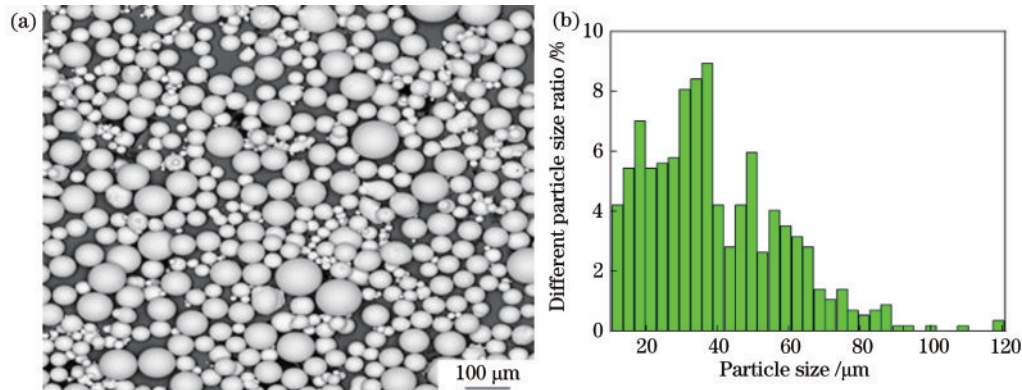


图1 TC4粉末的微观形貌和粒径分布。(a)粉末形貌图;(b)粉末粒径百分比

Fig. 1 Micromorphology and particle size distribution of TC4 powder. (a) Powder topography; (b) percentage of powder particle size

表2 试验设备名称及用途

Table 2 Name and purpose of experimental equipment

Test equipment	Purpose
Renishaw AM400	Print formed sample
ASI SZ-2000 Automatic Stereo Zoom Microscope	Measuring surface roughness
VHX-600ESO Depth of field microscope	Observe surface quality
Instron5966 Mechanical stretching machine	Conduct tensile test
Phenom XL Scanning electron microscope	Observe the internal defects, fracture morphology, and metallographic structure
TIME6610AT Automatic micro Vickers hardness tester	Measuring microhardness

2.2 试验方案

扫描方式和激光能量密度均会对成形 TC4 样件成形质量产生影响^[17], 本文通过改变曝光时间(80~160 μs)控制扫描速度及激光能量密度, 在合理的激光能量密度区间选取成形速度较快的扫描方式。SLM 成形扫描策略示意图如图 2 所示, 第 N 层与 $N+1$ 层

的夹角为 67° , 其中 d 为点间距, δ 为线间距, ϕ 为点直径, 为保证成形质量, 此过程通过点-线-面进行三维模型的建立。

样件 S1~S5 的预试验结果见表 3, 综合比较样件成形效率及致密度水平后, 选择 S4 样件作为后续参考件, 其致密度为 98.3%, 扫描速度为 250 mm/s。

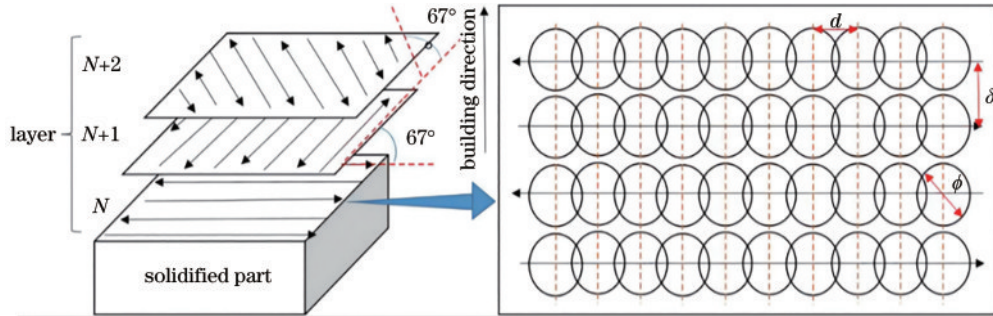


图 2 扫描策略示意图

Fig. 2 Scanning strategy diagram

表 3 预试验结果表

Table 3 Pretest results

Sample	Exposure time / μs	Scanning speed / $(\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	Volumetric energy density / $(\text{J} \cdot \text{mm}^{-3})$	Relative density / %
S1	80	437.50	81.27	95.8
S2	100	350.00	101.59	97.5
S3	120	291.67	121.90	97.8
S4	140	250.00	142.22	98.3
S5	160	218.75	162.54	98.7

再次熔化过程中, 激光能量密度过高, 会导致熔池温度进一步升高、范围增大, 熔池波动剧烈, 同时熔池凝固过程中会产生较大的固态收缩, 出现球化、热裂纹现象等, 致使样件孔隙增多, 致密度下降^[16], 因此设计

了间隔重熔工艺来减少其对于熔池稳定性的不利影响。按照试验参数, 每个样件共打印 6 层, 间隔重熔工艺方式示意图如图 3 所示, 同时命名未重熔、间隔两层、间隔一层、逐层重熔样件为 R1、R2、R3、R4 样件。

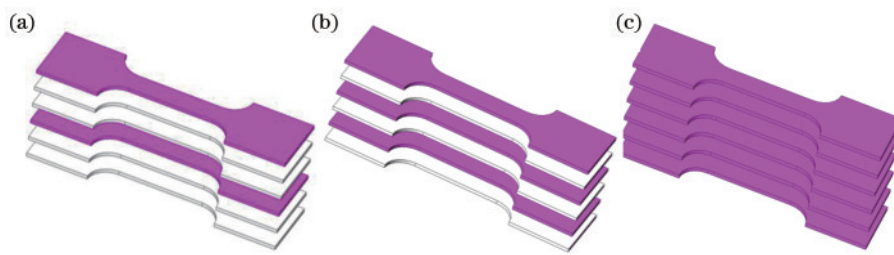


图 3 间隔重熔工艺方式示意图。(a)间隔两层重熔;(b)间隔一层重熔;(c)逐层重熔

Fig. 3 Schematic diagram of interval remelting process. (a) Two-interval remelting; (b) one-interval remelting; (c) layer-by-layer remelting

同时, 为了减少重熔工艺对成形效率的影响, 将重熔工艺设定为小功率原位扫描, 样件的工艺参数如表 4 所示。

本试验中, 样件尺寸为 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ 矩形块体以及如图 4 所示的力学拉伸样件。对不同样品, 先使用 ASI SZ-2000 自动立体变焦显微镜测量上表面粗糙度, 使用 VHX-600ESO 超景深显微镜观察样件的表面形貌, 使用 Instron5966 型力学拉伸仪进行拉

伸试验, 用 Phenom XL 扫描电镜观察断口形貌、内部缺陷, 接着用 TIME6610AT 全自动显微维氏硬度计测样件的显微硬度, 然后使用 XQ-1 型金相试样镶嵌机对样件进行镶嵌, 使用 ZMP-2000 金相磨抛仪器对已镶嵌好的样件进行打磨抛光, 最后再使用体积比 $\text{HNO}_3 : \text{HCl} : \text{HF} : \text{H}_2\text{O} = 2.5 : 1.5 : 1 : 95$ 的 Kroll 腐蚀液对抛光后的样件进行腐蚀, 用 Phenom XL 扫描电镜观察金相组织。

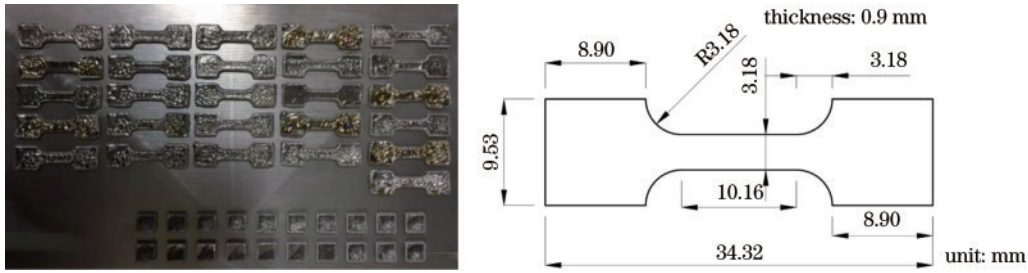


图 4 拉伸样件几何尺寸

Fig. 4 Geometrical dimensions of tensile specimens

表 4 不同样件的工艺参数

Table 4 Process parameters of different samples

Process	Parameter	Value
Initial scanning test	Laser power /W	400
	Beam diameter / μm	70
	Layer thickness / μm	150
	Exposure time /s	140
	Hatch space / μm	75
	Point distance / μm	35
Remelting test	Scanning speed /($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	250
	Laser power /W	100
	Point distance / μm	35
	Exposure time /s	70
	Scanning speed /($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	500
Atmosphere	Number of remelted layers	0, 2, 3, 6
	Oxygen target / $\times 10^{-4}$	-

3 试验分析

3.1 表面粗糙度分析

表面质量主要受表面缺陷的数量及尺寸的限制,未重熔样件 R1 主要表面缺陷如图 5 所示,在高扫描速度下,会出现较多的飞溅现象,其中飞溅缺陷的主要类型如图 5(a)、(b)所示。在大层厚成形过程中,输入能量较高时,整体熔池温度上升,会导致熔池液量增多,流动性增强,黏度降低,熔池稳定性下降,同时大量飞溅的粉末黏附于表面汇聚积累难以被熔化,产生球化缺陷如图 5(c)所示。较高的能量输入还会导致残余应力增大,产生较多的热裂纹缺陷,其形貌如图 5(d)所示。

图 6 为样件的表面形貌扫描电镜(SEM)图。样件 R1 的表面形貌如图 6(a)所示,表面相对粗糙,粗糙度为 $38.9\ \mu\text{m}$;样件 R2 形貌如图 6(b)所示,缺陷数量明显减少,表面形貌得到了改善,粗糙度为 $10.1\ \mu\text{m}$;样件 R3、R4 表面形貌分别如图 6(c)、(d)所示,表面缺陷

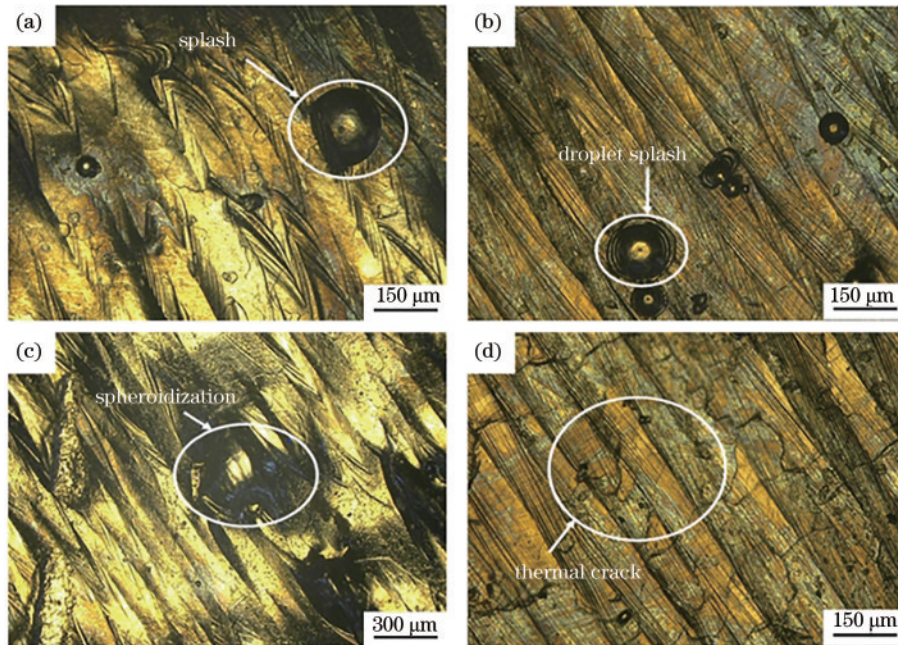


图 5 未重熔样件 R1 表面主要缺陷类型。(a)常规飞溅;(b)熔滴飞溅;(c)球化;(d)热裂纹

Fig. 5 Main defect types on R1 surface of non-remelted sample. (a) Conventional splash; (b) droplet splash; (c) spheroidization; (d) thermal crack

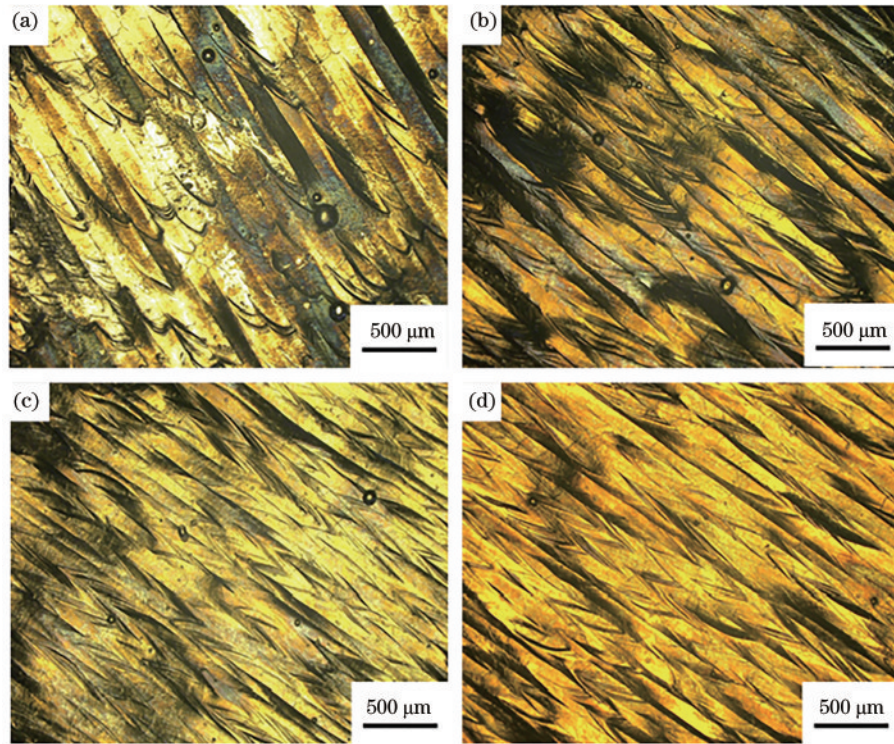


图 6 不同样件的表面形貌 SEM 图。(a) 样件 R1; (b) 样件 R2; (c) 样件 R3; (d) 样件 R4

Fig. 6 SEM images of surface morphology of different samples. (a) Sample R1; (b) sample R2; (c) sample R3; (d) sample R4

的数量及尺寸都有明显降低的趋势,表面粗糙度分别降为 $9.94 \mu\text{m}$ 、 $9.52 \mu\text{m}$ 。样件整体的表面质量得到了极大地提升。

未重熔样件由于表面缺陷的存在,表面质量较差,增加激光重熔次数可以保证熔池有足够的润湿度和扩散时间,不仅能够减少未熔化粉末的数量,还可以改善孔隙缺陷,因此二次激光扫描带来的熔池内部流动有利于降低表面粗糙度。由此可知,对表面进行激光重熔工艺可以达到改善表面质量的效果,内部间隔重熔工艺方式不同的样件之间表面质量差异较小。

3.2 力学性能分析

不同样件(R1~R4)力学性能变化趋势如图 7 所

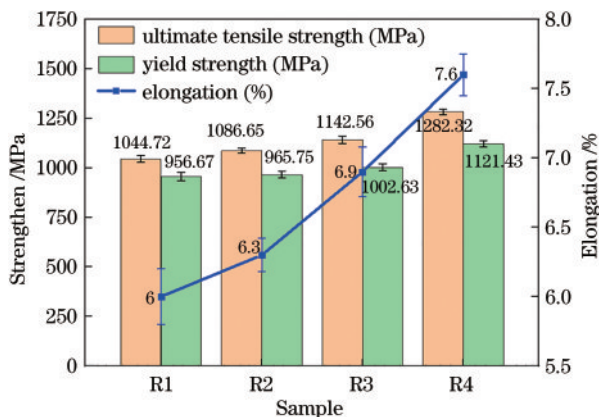


图 7 不同样件的力学性能变化趋势

Fig. 7 Variation trend of mechanical properties of different samples

示。未进行重熔的 R1 样件力学性能最差,抗拉强度为 1044.71 MPa ,屈服强度为 956.67 MPa ,延伸率为 6% ;进行间隔两层重熔的 R2 样件,其力学性能得到一定程度的改善,但改善效果不显著;进行间隔一层重熔的样件 R3,力学性能被提升,相较于 R1 样件,抗拉强度增加 97.84 MPa ,屈服强度增加 45.96 MPa ,延伸率增加 0.9% ;进行逐层重熔的样件 R4,其力学性能得到进一步改善,相较于 R3 样件,抗拉强度增加 139.76 MPa ,屈服强度增加 118.8 MPa ,延伸率增加 0.7% 。随着内部重熔层数的增加,伸长率(EL)明显提升,延伸率主要受内部缺陷的数量及尺寸的影响,拉伸性能与样件的孔隙率密切相关。在拉伸试验中,孔隙会导致应力集中,并作为裂纹萌生点^[18-20],削弱样件的拉伸性能,但重熔处理可以改善内部缺陷,降低孔隙率,使得试样在拉伸试验中,裂纹数量以及应力集中现象大幅减少,最终达到改善样件力学性能的效果。

样件 R1 内部缺陷形貌的 SEM 照片如图 8 所示,揭示了 R1 样件力学性能较差的原因,样件内部缺陷较多,样件内部含有大量的未熔化粉末以及一些夹渣和孔洞,还伴随有大量的层间未熔合现象,导致整个内部结构极度不均匀,缺陷累积会导致试件在进行拉伸试验时,缺陷数目较多的位置提前断裂,从而引发大面积脆性断裂产生,力学性能降低。通过重熔工艺可以显著弥补未熔化粉末及孔洞缺陷,同时有利于促进层与层之间进一步熔合,避免其在拉伸试验时,层间未熔合区域提前开裂,从而导致发生大面积的脆性断裂。虽

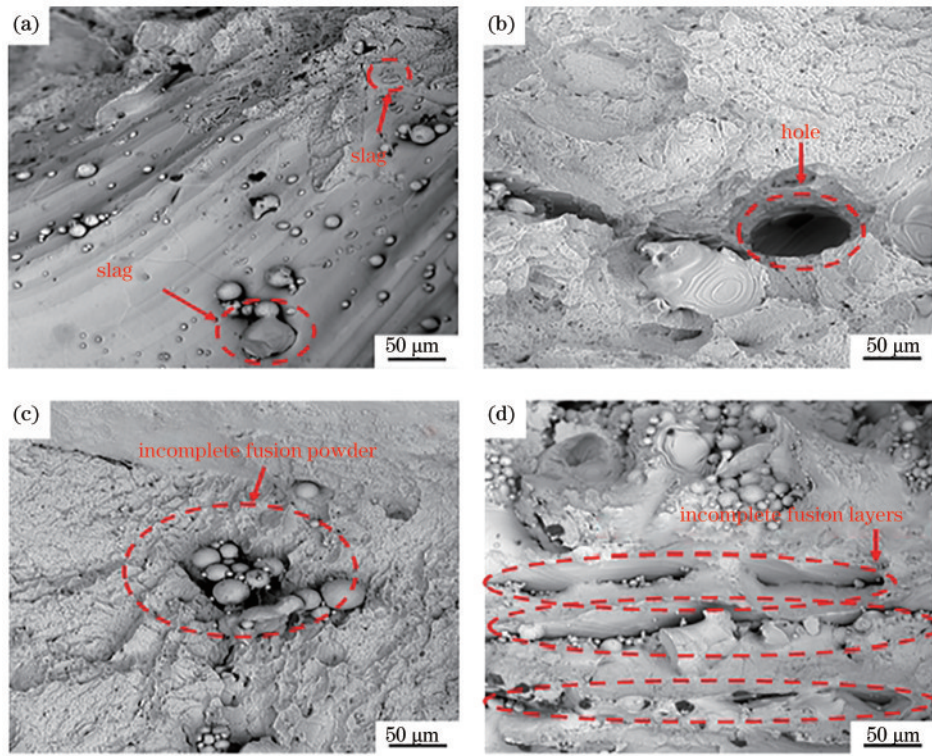


图 8 R1 样件内部缺陷形貌的 SEM 照片。(a) 夹渣；(b) 孔洞；(c) 未熔化粉末；(d) 层间未熔合
 Fig. 8 SEM images of internal defect morphology of R1 sample. (a) Slag; (b) hole; (c) incomplete fusion powder; (d) incomplete fusion layer

然夹渣缺陷难以通过重熔工艺消除,但其数量较少,对样件的力学性能影响较小。

3.3 断口形貌分析

图 9 为不同样件断口形貌图。由图 9 可知,四个样件均以脆性断裂为主要的断裂特征,但随着内部重熔

层数的增加,层间未熔合现象被抑制,内部缺陷减少,力学性能得到提升。未重熔样件 R1 断口形貌如图 9(a)、(b)所示。正如 3.2 节提到的,由于样件内部缺陷较多,在进行拉伸试验时,缺陷累积数目较多的位置会提前开裂,然后裂纹逐渐扩展,最终导致样件发生

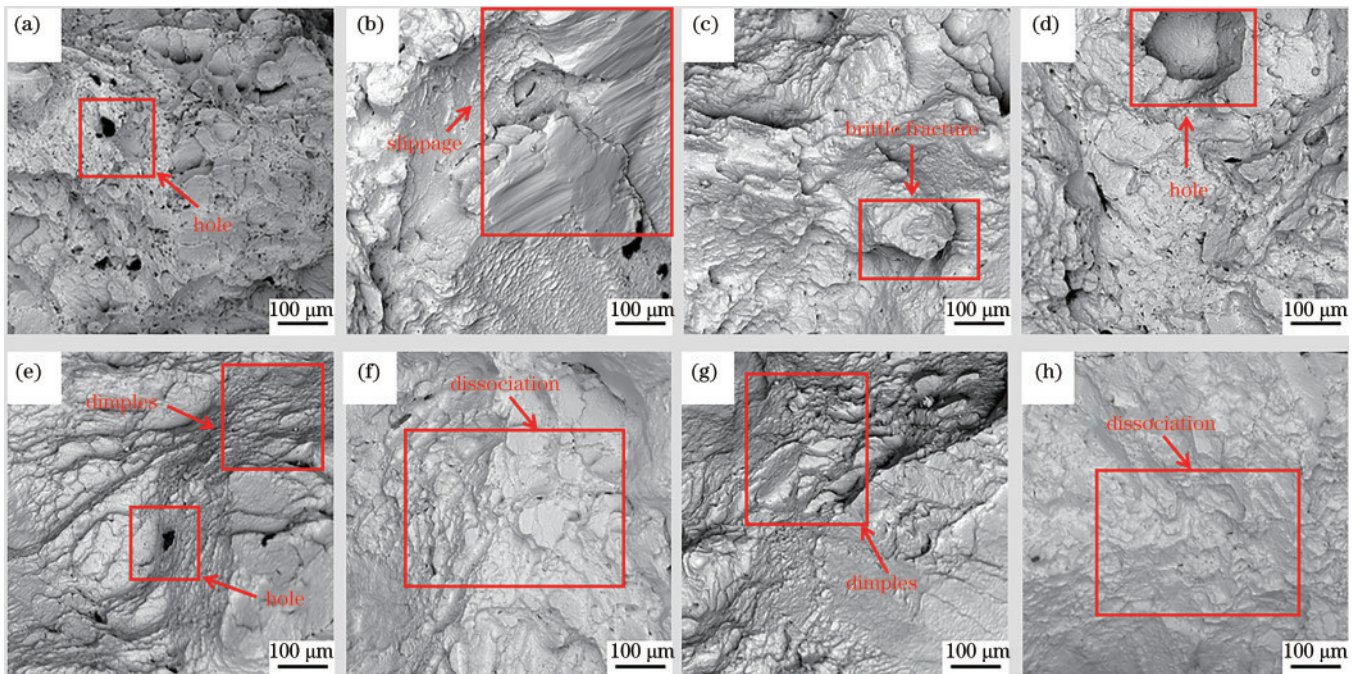


图 9 不同样件断口形貌图。(a)(b)样件 R1；(c)(d)样件 R2；(e)(f)样件 R3；(g)(h)样件 R4
 Fig. 9 Fracture morphology of different samples. (a)(b)Sample R1; (c)(d) sample R2; (e)(f) sample R3; (g)(h) sample R4

大面积的脆性断裂,其断裂特征主要为孔隙及大面积滑移等断裂特征。间隔两层重熔样件 R2 断口形貌如图 9(c)、(d)所示,内部缺陷改善效果不显著,断裂特征主要仍为孔洞及脆性断裂特征,样件力学性能改善效果不佳。间隔一层重熔的 R3 样件内部缺陷数目得到了有效控制,整个内部结构处于相对致密均匀的状态,在进行拉伸试验时,断口特征主要为韧窝及河流状解理断裂特征,其形貌如图 9(e)、(f)所示,此时样件力学性能得到进一步提升。逐层重熔样件 R4 孔洞数量进一步减少,断裂特征仍为河流状解理断裂及韧窝,其断裂形貌如图 9(g)、(h)所示。从断口形貌看,间隔一层重熔样件除了孔洞数量略多于逐层重熔样件外,断裂特征一致,力学性能得到显著改善。

3.4 金相组织及显微硬度分析

不同样件内部金相组织如图 10 所示。由图 10(a)、(b)可知,未进行重熔的样件金相组织主要为针状马氏体 α' ,在初次扫描高能激光束的作用下,粉末吸收能量快速升温至 β 发生相变温度以上,在此

过程中, α 相溶解, β 晶界扩展,晶粒尺寸迅速增大,随着激光束的远离,熔池会迅速冷却,且冷却速率远高于 $410\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的临界冷却速率^[21-22],此时沿 β 晶界会发生马氏体转变,产生完全针状马氏体 α' 相,组织相对粗大, β 相晶界明显。随着进行内部重熔,由图 10(c)、(d)可知,样件 R2 金相组织主要为针状马氏体 α' 晶界小幅度扩展,由于重熔层数较少,对样件影响较小,整体金相组织变化不明显。由图 10(e)、(f)可知,间隔一层重熔的样件 R3 试件截面主要为正交的针状马氏体 α' ,试件显微组织均匀致密,有利于改善样件的硬度。由图 10(g)、(h)可知,当进行逐层重熔的时候, β 相晶界扩展,由于输入的能量较大,样件冷却速度降低,导致晶粒尺寸增大,样件显微硬度降低。综上所述,重熔工艺过程输入能量过小,对样件的改善效果不佳,输入能量过大,会导致冷却过程中,晶粒尺寸增大,不利于进一步改善显微硬度,因此,间隔一层重熔工艺对于样件内部显微组织的影响更有利于改善样件的显微硬度。

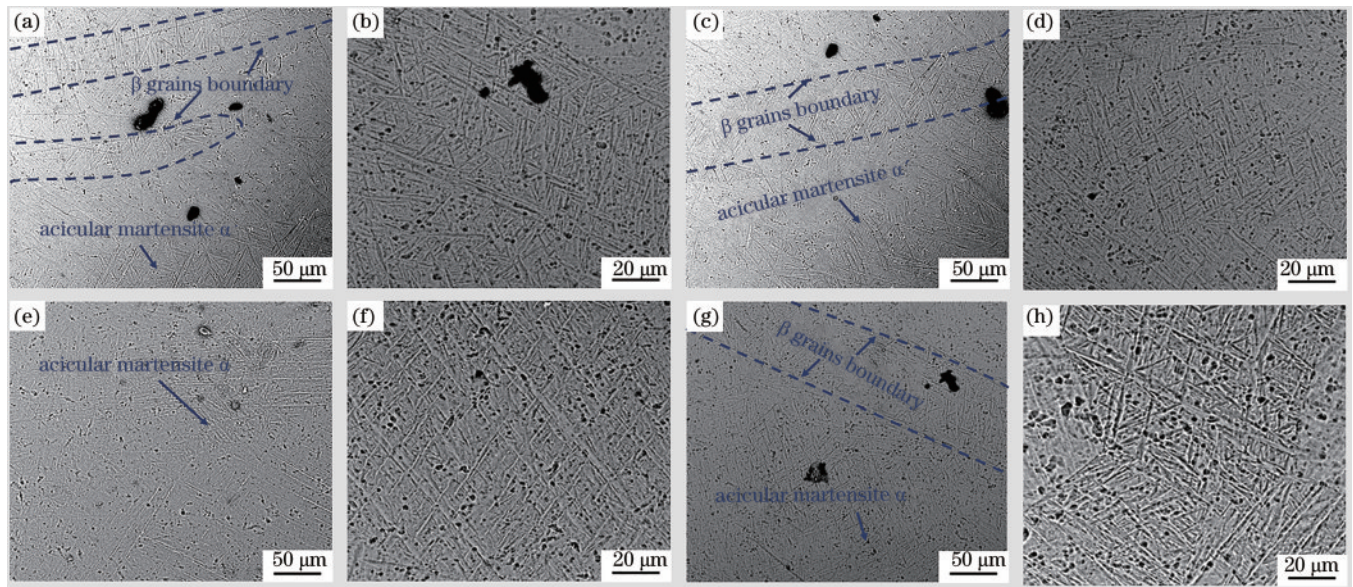


图 10 不同样件的金相组织图。(a)(b)样件 R1;(c)(d)样件 R2;(e)(f)样件 R3;(g)(h)样件 R4

Fig. 10 Metallographic structure images of different sample. (a)(b) Sample R1; (c)(d) sample R2; (e)(f) sample R3; (g)(h) sample R4

图 11 为不同试样的平均显微硬度值。显微硬度会受孔隙率及晶粒尺寸的影响,TC4 在铸造状态下,是由晶间 β 相与片状 α' 相组成的,SLM 成形过程中伴随着较大的冷却速度,因此细化了晶粒,同时生成了正交状分布针状马氏体 α' 相,样件显微硬度得到提升,但内部缺陷的存在会对样件的显微硬度产生不利影响。从图 11 可以看出,未重熔样件 R1 的显微硬度值为 $388.3\text{ HV}_{0.3}$,接近传统铸造加工成形样件的显微硬度值。随着样件进行重熔的层数增加,显微硬度呈现先增大后减小的趋势,间隔两层重熔工艺对内部缺陷有一定改善效果,对显微组织的影响不明显,样件 R2 硬度提升 $25.2\text{ HV}_{0.3}$,达到 $413.5\text{ HV}_{0.3}$ 。间隔一层重熔样

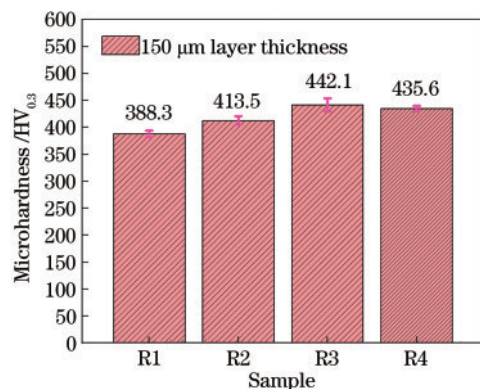


图 11 不同样件的平均显微硬度

Fig. 11 Average microhardness of different samples

件 R3 改善了内部缺陷,孔隙率降低,显微组织变化不明显,硬度提升 53.8 HV_{0.3},达到 442.1 HV_{0.3}。逐层重熔样件,内部缺陷被显著改善的同时,过大的能量输入会降低冷却速度,从而增大晶粒尺寸,不利于进一步改善显微硬度,其改善效果低于间隔一层重熔样件,显微硬度降低为 435.6 HV_{0.3}。

3.5 成形效率对比分析

本文以常规小层厚的成形效率为基准,对比本文样件的成形效率,由于间隔重熔样件的整体成形效率受重熔层扫描速度的影响,需要将重熔层消耗的时间加入整体成形时间中,即间隔重熔样件成形时间为“初次扫描时长+重熔扫描时长”。又因为重熔扫描速度与初次扫描速度有 1:2 的比例关系,因此利用常规成形效率式^[22]计算未成形样件的成形效率,再依据间隔重熔样件与未重熔样件的比例关系式,计算其他样件的成形效率。

$$V = \frac{d \times \delta \times h}{t}, \quad (2)$$

$$\frac{S_n}{S_0} = \frac{6}{6 + n \times 0.5}, \quad (3)$$

式中: V 为成形效率(单位: mm³/s); d 为点距离(单位: mm); δ 为层厚度(单位: mm); h 为线间距(单位: mm); t 为曝光时间(单位: s); 重熔层数为 n 。表 4 总结了 TC4 成形效率。

TC4 成形效率如表 5 所示,以 30 μm 小层厚打印效率为基准,衡量不同间隔重熔工艺方式对于成形效率改善效果。当层厚为 150 μm 时: 不进行重熔工艺的样件,成形效率为 2.81,成形效率总体提升至 6.24 倍; 进行间隔两层重熔工艺的样件,成形效率为 2.40,总体提升 5.33 倍; 进行间隔一层重熔工艺的样件,成形效率为 2.25,成形效率总体提升 5 倍; 进行逐层重熔工艺的样件,成形效率为 1.87,成形效率总体提升了 4.15 倍。

表 5 TC4 成形效率
Table 5 TC4 forming efficiency

Layer thickness / μm	Remelting speed / (mm·s ⁻¹)	Number of remelted layers	Building rate / (mm ³ ·s ⁻¹)	Reference
30	-	-	0.45	[22]
150	-	-	2.81	Proposed
150	500	2	2.40	Proposed
150	500	3	2.25	Proposed
150	500	6	1.87	Proposed

4 结 论

本研究采用 400 W 功率和 70 μm 光束直径激光制备 Ti-6Al-4V 样件,探究评价不同重熔工艺方式下 150 μm 层厚的样件的缺陷行为、表面质量、力学性能以及成形效率的影响。主要试验结论如下。

1) 间隔一层重熔的样件,抗拉强度增加 97.84 MPa,屈服强度增加了 45.96 MPa,延伸率增加 0.9%; 进行逐层重熔的样件,其力学性能得到进一步改善。同时,样件发生脆性断裂区域逐渐缩小,间隔一层重熔样件与逐层重熔样件断裂特征均为河流状解理断裂及韧窝断裂,样件的拉伸性能被显著改善。

2) 经表面重熔工艺后的样件表面粗糙度显著降低,间隔一层重熔样件与逐层重熔样件的表面质量改善效果相当。

3) 样件显微硬度的变化趋势为: 随着内部重熔层数增加,显微硬度先增大后减小。间隔一层重熔样件内部显微组织均匀致密,显微硬度提升了 53.8 HV_{0.3},达到 442.1 HV_{0.3}; 逐层重熔样件输入能量过大,冷却速度降低,导致晶粒尺寸增大,不利于进一步改善显微硬度,其显微硬度低于间隔一层重熔样件。

4) 本文缺少重熔工艺过程温度场分析以及间隔重熔工艺参数对其改善效果的影响研究,下一步还需探究温度场的分布变化以及在不同重熔工艺参数下的

间隔重熔工艺对于样件成形质量的改善效果。

参 考 文 献

- [1] Shipley H, McDonnell D, Culleton M, et al. Optimisation of process parameters to address fundamental challenges during selective laser melting of Ti-6Al-4V: a review[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2018, 128: 1-20.
- [2] 杨锦, 刘玉德, 石文天, 等. 大层厚 316L 选区激光熔化工艺优化及性能研究[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(1): 011401.
Yang J, Liu Y D, Shi W T, et al. Process optimization and performance investigation in selective laser melting of large layer-thickness 316L powder[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(1): 011401.
- [3] Qiu C L, Panwisawas C, Ward M, et al. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting[J]. Acta Materialia, 2015, 96: 72-79.
- [4] Milton S, Morandea A, Chalou F, et al. Influence of finish machining on the surface integrity of Ti₆Al₄V produced by selective laser melting[J]. Procedia CIRP, 2016, 45: 127-130.
- [5] Wang S, Liu Y D, Shi W T, et al. Research on high layer thickness fabricated of 316L by selective laser melting[J]. Materials, 2017, 10(9): 1055.
- [6] Ma M M, Wang Z M, Gao M, et al. Layer thickness

- dependence of performance in high-power selective laser melting of 1Cr18Ni9Ti stainless steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 215: 142-150.
- [7] Wang D, Wu S B, Fu F, et al. Mechanisms and characteristics of spatter generation in SLM processing and its effect on the properties[J]. *Materials & Design*, 2017, 117: 121-130.
- [8] Han X S, Zhu H H, Nie X J, et al. Investigation on selective laser melting AlSi₁₀Mg cellular lattice strut: molten pool morphology, surface roughness and dimensional accuracy[J]. *Materials*, 2018, 11(3): 392.
- [9] Tolochko N K, Mozzharov S E, Yadroitsev I A, et al. Balling processes during selective laser treatment of powders[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2004, 10(2): 78-87.
- [10] Gong H J, Rafi K, Gu H F, et al. Analysis of defect generation in Ti-6Al-4V parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes[J]. *Additive Manufacturing*, 2014, 1/2/3/4: 87-98.
- [11] 宦君, 田宗军, 梁绘昕, 等. 选区激光熔化钛合金成形工艺和表面形貌研究[J]. *应用激光*, 2018, 38(2): 183-189.
- Huan J, Tian Z J, Liang H X, et al. Study on forming process and surface topography of titanium alloy by selective laser melting process[J]. *Applied Laser*, 2018, 38(2): 183-189.
- [12] Jia H L, Sun H, Wang H Z, et al. Scanning strategy in selective laser melting (SLM): a review[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 113(9): 2413-2435.
- [13] Wang S, Liu Y D, Shi T S, et al. Research on high layer thickness fabricated of 316L by selective laser melting[J]. *Materials*, 2017, 10(9): E1055.
- [14] Ali H, Ghadbeigi H, Mumtaz K. Effect of scanning strategies on residual stress and mechanical properties of Selective Laser Melted Ti₆Al₄V[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 712: 175-187.
- [15] 卞玉超, 彭英博, 宋凌峰, 等. 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[J]. *中国激光*, 2021, 48(18): 1802009.
- Bian Y C, Peng Y B, Song L F, et al. Heterogeneity of 316L/IN718 formed via selective laser melting based on laser remelting optimization process[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(18): 1802009.
- [16] 叶秀, 武美萍, 缪小进, 等. 激光重熔对 Ti-6Al-4V 选区激光熔化成形质量的影响[J]. *表面技术*, 2021, 50(8): 301-310.
- Ye X, Wu M P, Miao X J, et al. Influence of laser remelting on forming quality of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting[J]. *Surface Technology*, 2021, 50(8): 301-310.
- [17] Wen X J, Liu J F, Du C X, et al. The key technologies of machining process design: a review[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, 120(5): 2903-2921.
- [18] Song B, Dong S J, Zhang B C, et al. Effects of processing parameters on microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti₆Al₄V[J]. *Materials & Design*, 2012, 35: 120-125.
- [19] 马涛, 刘婷婷, 廖文和, 等. 激光选区熔化成形 Ti-6Al-4V 疲劳性能研究[J]. *中国激光*, 2018, 45(11): 1102012.
- Ma T, Liu T T, Liao W H, et al. Fatigue properties of Ti-6Al-4V produced by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(11): 1102012.
- [20] Xie Y J, Yang H C, Wang X B, et al. Control of wall thickness and surface morphology of tungsten thin wall parts by adjusting selective laser melting parameters[J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2019, 26(2): 182-190.
- [21] Shi W T, Wang P, Liu Y D, et al. Properties of 316L formed by a 400 W power laser Selective Laser Melting with 250 μm layer thickness[J]. *Powder Technology*, 2020, 360: 151-164.
- [22] Shi X Z, Ma S Y, Liu C M, et al. Performance of high layer thickness in selective laser melting of Ti₆Al₄V[J]. *Materials*, 2016, 9(12): 975.