引用格式：王迪，郑展途，杜京广，等. 离焦量对激光粉末床熔融316L不锈钢组织与性能的影响[J]. 材料工程，2026，54(5)：233-244.
WANG Di, ZHENG Zhantu, DU Jingguang, et al. Effect of defocusing distance on microstructure and properties of 316L stainless steel by laser powder bed fusion[J]. Journal of Materials Engineering, 2026, 54(5): 233-244.

离焦量对激光粉末床熔融316L不锈钢组织与性能的影响

王　迪[1]，郑展途[1]，杜京广[1]，杨永强[1]，韩昌骏[1]，马　迎[1*]，
陈思敏[2]，张　滨[2]，刘林青[1*]
（1 华南理工大学 机械与汽车工程学院，广州 510641；
2 深圳市金石三维打印科技有限公司，广东 深圳 518107）

摘要：基于激光粉末床熔融(laser powder bed fusion，LPBF)技术制备316L不锈钢样件，探讨了不同正负离焦量对316L成形样件表面质量、致密度及力学性能的影响规律。结果表明，正离焦成形的样件综合性能优于负离焦成形样件，这与正离焦条件下熔池更为稳定有关。当离焦量值达到±3 mm时，其数值已超出光束的瑞利距离范围，引发激光功率密度急剧下降，光斑穿透能力减弱，导致输入能量不足以完全熔化金属粉末，从而影响层间冶金结合，诱发样件内部缺陷增多，最终导致力学性能下降。当离焦量从－3 mm增大至3 mm的过程中，激光功率密度先增大后减小。在离焦量为＋0.5 mm时功率密度适中(61.33 kW/mm^2)，样件展现出最优综合性能：上表面硬度为200.1HV$_5$、侧表面硬度为206.2HV$_5$，抗拉强度为(647±27) MPa，屈服强度为(525±30) MPa，伸长率达(49.4±3.1)%。适宜的功率密度输入实现了熔池形貌的有效调控，既保证了粉末的充分熔化，又抑制了熔体飞溅等缺陷的产生。

关键词：激光粉末床熔融；离焦量；316L不锈钢；力学性能
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000171　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000171
中图分类号：TN249；TB31　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)05-0233-12

Effect of defocusing distance on microstructure and properties of 316L stainless steel by laser powder bed fusion

WANG Di[1], ZHENG Zhantu[1], DU Jingguang[1], YANG Yongqiang[1], HAN Changjun[1],
MA Ying[1*], CHEN Simin[2], ZHANG Bin[2], LIU Linqing[1*]
(1 School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510641, China;
2 Shenzhen Jinshi 3D Printing Technology Co., Ltd., Shenzhen 518107, Guangdong, China)

Abstract: This study delves into the impact of positive and negative defocusing distances on the surface quality, densification, and mechanical properties of 316L stainless steel specimens fabricated through laser powder bed fusion (LPBF). The results show that specimens form with positive defocus outperformed those formed with negative defocus, a phenomenon attributes to the enhanced stability of the molten pool under positive defocus conditions. When the defocusing distance reaches ±3 mm (surpassing the Rayleigh length), it leads to a sharp decline in laser power density and a substantial deterioration in spot penetration capability. Under these circumstances, incomplete melting of the metallic powder occurs, which undermines the interlayer metallurgical bonding and triggers a proliferation of defects within the specimens, ultimately resulting in a degradation of their mechanical properties. As the defocusing distance increases from －3 mm to 3 mm, the laser power density initially roses and then declines. The laser power density attains at a defocusing distance of ＋0.5 mm, reaching 61.33 kW/mm^2. At this optimal condition, the part exhibits superior performance: the upper surface hardness is 200.1HV$_5$, the lateral surface hardness is

206.2HV$_5$, the tensile strength is (647 ± 27) MPa, the yield strength is (525 ± 30) MPa, and the elongation reaches (49.4 ± 3.1)%. An optimal power density input facilitates effective regulation of the molten pool morphology, achieving a dual-process optimization: ensuring adequate melting of the powder while simultaneously suppressing defect generation.

Key words: laser powder bed fusion; defocusing distance; 316L stainless steel; mechanical property

激光粉末床熔融(laser powder bed fusion,LPBF)作为金属增材制造领域的核心技术之一,其工艺原理是通过高能激光逐层熔化金属粉末来精密制造复杂的三维零件[1-2]。相较于传统减材制造工艺,该技术展现出显著优势:工艺灵活、可缩短产品开发周期、提升成形几何精度、优化制品综合性能[2]。研究表明,凭借其独特的分层制造特性,LPBF 技术已成功制备出具有复杂拓扑结构的零部件,并在航空航天领域、生物医疗领域、核能工业及汽车制造等高端领域实现产业化应用[3]。

LPBF 零件的成形质量与性能参数受工艺体系的多维度调控,其中工艺参数优化与后处理调控是提升制品可靠性的关键路径。当前研究主要集中于激光功率、扫描速度、扫描间距及铺粉层厚等基础工艺参数耦合效应的实证性研究[4-7],然而,针对离焦量这一关键调控参量的系统性理论解析仍显薄弱。

离焦光束通过调整成形面与激光焦点的距离改变光斑能量分布,有效降低高斯光束中心能量峰值,从而减少熔池剧烈蒸发、金属飞溅和气孔缺陷,显著提升成形质量。这种调控方式在LPBF中既能保证高加工效率,又可改善材料致密度和表面质量。离焦量通过调控激光束能量分布特征直接影响熔池形貌与传热过程,进而决定微观组织演化及宏观力学性能表现。激光束光斑几何尺寸对成形质量以及成形效率具有重要影响。通过调控离焦量可实现光斑尺寸的动态调节,进而优化能量输入的空间分布特性。这种调控机制能够有效平衡熔池的热力学状态,避免局部过热或能量不足导致的缺陷,从而提升熔体润湿性、增强层间冶金结合强度,最终实现成形样件综合性能的优化。Du 等[8]通过构建数值模型,系统揭示不同表面缺陷的形成机理及其对应的熔池动力学响应规律,定量阐明离焦量对激光功率密度分布的调制作用,并建立离焦量参数与表面质量之间的量化关系模型。Metelkova 等[9]通过实验验证在离焦量为+8 mm(对应光束直径为 262 μm)、激光功率为 800 W 的工艺窗口下大离焦量 LPBF 的可行性与稳定性,成功将生产效率提升 840%。Bean 等[10]针对 IN718 合金的研究表明,离焦量的合理调控可显著改善样件的成形质量,采用梯度离焦量优化策略后,优化工艺制备的样件平均致密度相对提高 1.5%,表面粗糙度(R_a)降低了 28%,孔隙率降幅达 97%。离焦激光技术通过简单调节焦点位置即可优化激光能量分布,具有实现成本低、工艺适应性强的优势,不仅能有效减少气孔、飞溅等缺陷,改善样件表面质量,还能促进晶粒外延生长,提升材料性能,同时通过调整离焦量的大小来改变光斑尺寸,可实现大光斑高效粗加工与小光斑高精度成形结合,在金属激光增材制造领域展现出广阔的应用前景。

316L 作为典型的低碳奥氏体不锈钢,凭借其卓越的耐腐蚀性、良好的力学性能以及生物相容性,被广泛应用于生物医疗植入体、化工容器及海洋工程装备等严苛服役环境[11-12]。基于此,本工作以 316L 不锈钢为实验材料,系统探究正负离焦量对 LPBF 成形样件性能的作用规律。通过调节不同的离焦量,综合分析离焦量对成形样件表面质量、致密度、力学性能与显微组织的影响机制,为 LPBF 技术的高质量成形提供理论依据与工艺优化指导。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

在本研究中,所选用的粉末材料为 316L 不锈钢粉末,该粉末通过离子雾化方式制备而成,材料具体成分见表 1。粉末的粒径范围为 15~53 μm,D_{50} 为 31.60 μm,松装密度为 4.45 g/cm^3。材料的微观形貌及粒径分布如图 1 所示,从图中可看出粉末具有良好的球形度,表面光滑,颗粒大小接近一致,无显著卫星球。此外,本研究所采用的基板材料为 45 号钢。

表 1 316 L 不锈钢粉末材料的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of 316 L stainless steel powder (mass fraction/%)

Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	C	Fe
17.03	10.74	2.52	0.83	0.39	0.01	0.01	Bal.

1.2 激光粉末床熔融成形设备与方法

LPBF 成形实验采用 DiMetal-280 型双激光设备进行,设备工作原理图如图 2(a)所示,设备外观如图 2(b)所示。

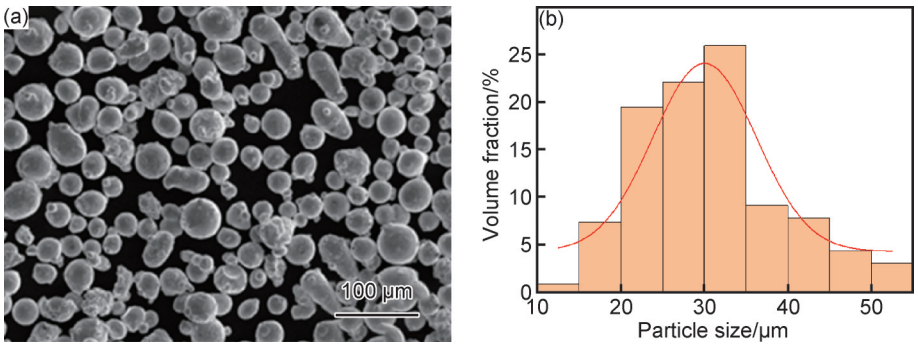


图 1　316L 不锈钢粉末微观形貌(a)及粒径分布(b)

Fig.1　Morphology(a) and particle size distribution(b) of 316L powder

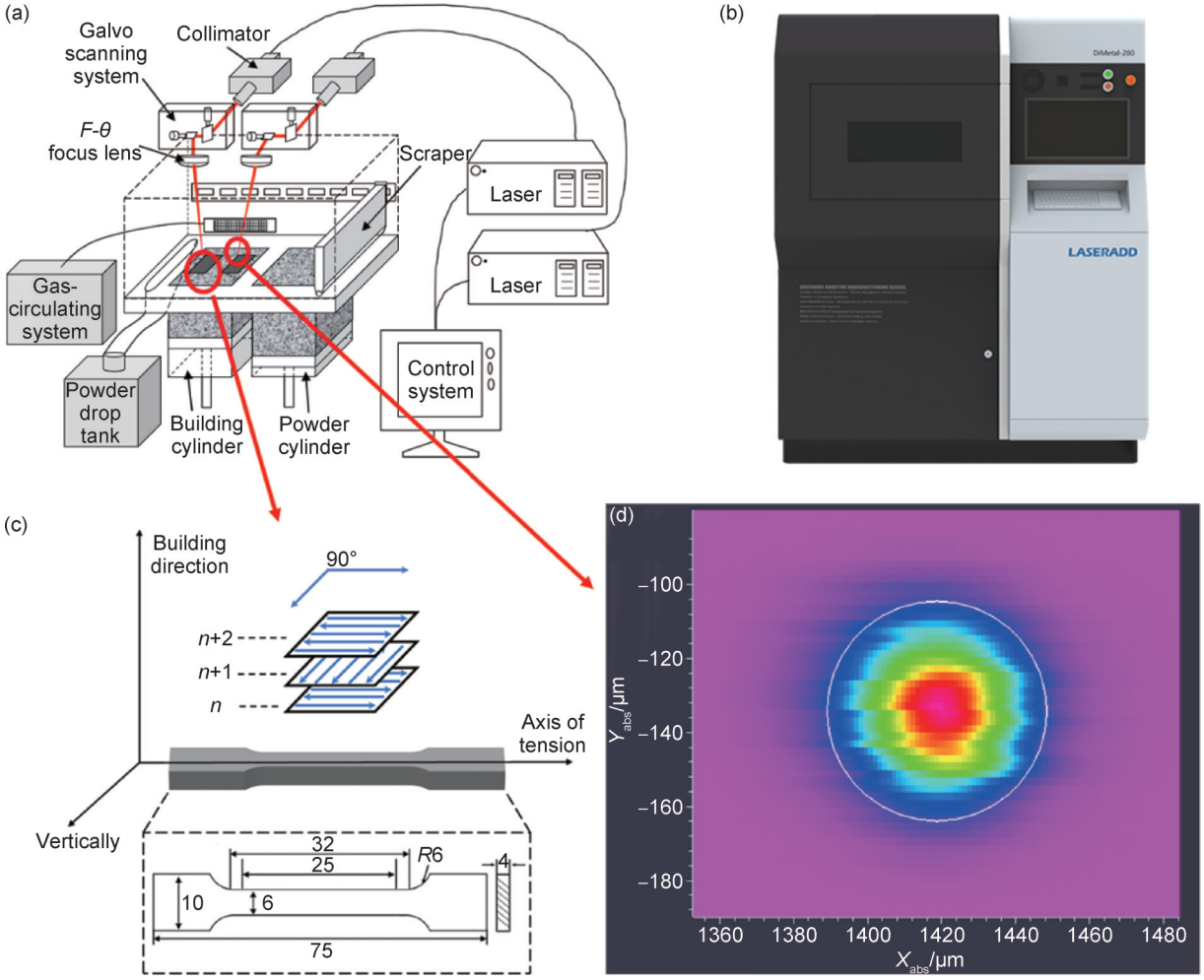


图 2　LPBF 成形过程

(a)设备工作原理示意图;(b)设备实体图;(c)扫描策略示意图及拉伸样件成形尺寸;(d)光斑实际测量结果

Fig.2　Details of LPBF experiments

(a)schematic of LPBF process;(b)equipment exterior;(c)schematic of scanning strategy and dimensions of tensile specimen;(d)measurement result of actual laser spot

该设备具有两套光路系统,集成两台光纤激光器(单机额定功率为 500 W,波长为 1080 nm,近红外波段)。为了研究离焦量对拉伸样件及块体成形质量的影响,实验在保持激光功率为 170 W、扫描速度为 1000 mm/s、扫描间距为 0.08 mm 等工艺参数恒定的前提下,构建离焦量梯度实验组。扫描路径规划采用 0°初始扫描方位角,结合正交扫描策略(相邻层间转角为 90°),具体扫描矢量分布及拉伸样件几何尺寸如图 2(c)所示,配套测试用块体样件尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm。成形过程中采用动态氮气保护系统确保成形室内氧气含量低于 0.02%,有效抑制金属粉末的氧化反应。

1.3 测试方法

使用德国 PRIMES 焦点分析仪对激光束的光斑尺寸进行测量，单次测量结果如图 2(d)所示。样件成形完成之后，通过电火花切割机将样件从基板上分离。采用 Keyence VR-5000 型 3D 轮廓测量仪对样件的表面形貌进行分析，并测定其表面粗糙度。采用阿基米德排水法测量成形样件的致密度。对成形样件进行镶嵌、磨抛后，采用光学显微镜(OM)对内部孔隙、裂纹等缺陷进行观察。首先采用腐蚀溶液(体积比为 HNO_3∶HCl∶H_2O=1∶3∶3)对样件纵截面进行腐蚀，腐蚀时间为 30 s，然后，采用金相显微镜和 NOVA NANOSEM 430 型热场发射扫描电镜(SEM)观察样件内部的微观组织。采用德国 D8 DISCOVER 型多功能 X 射线衍射仪(XRD)进行物相分析。采用 HVS-10 型维氏硬度计分别测量样件的横截面与纵截面的显微硬度，压头载荷为 5 N，加载时间为 10 s，随机选取 5 个位置进行测量与记录。在室温条件下采用 CMT5105 型电子万能试验机测试各个拉伸件的力学性能，样件的标距为 25 mm，拉伸速度为 2 mm/min。拉伸实验完成后，对断口形貌进行 SEM 观察和分析。

1.4 不同离焦量光斑尺寸的计算与测量

离焦量是指激光束几何焦点平面与成形工作平面的相对位置关系，当焦点位于工作平面上方时为正离焦状态，反之则为负离焦状态，如图 3 所示。

由式(1)～(3)可计算出不同离焦量下光束的理论光斑半径和功率密度[10]为

$$Z_r=\frac{\pi\omega_0^2}{\lambda_0} \tag{1}$$

$$\omega(f)=\omega_0\sqrt{1+\left(\frac{f}{Z_r}\right)^2} \tag{2}$$

$$P_d=\frac{P}{\pi\omega^2} \tag{3}$$

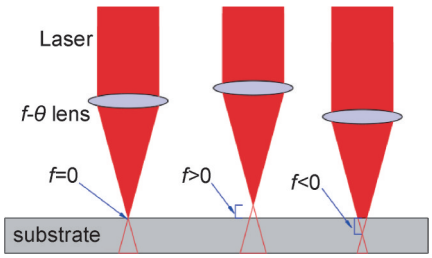


图 3 离焦示意图

Fig.3 Schematic diagram of defocus

式中：Z_r为瑞利距离；f为离焦量；ω_0为焦点光斑半径；λ_0为激光器波长；ω为不同离焦量对应的光斑半径；P为激光功率；P_d为功率密度。

通过调节准直器来实现离焦量的改变，由于在调节离焦量时激光束的束腰尺寸会有细微的变化，会影响光斑尺寸的计算，因此每次离焦量调整完成后，需要采用焦点分析仪测量出激光束的拟合曲线，并得到激光束的焦点光斑半径 ω_0，由式(1)，(2)计算出指定离焦量下光斑半径的理论值 ω。调整焦点分析仪测量位置直接测量工作平面上的实际光斑半径(ω_a)，光斑的实际能量分布规律如图 4 所示。通过式(3)可计算出当前 ω_a 对应的激光功率密度。离焦量相关的计算结果如表 2 所示。可以看出，ω 与 ω_a 二者差异较小。在考虑测量误差和光束质量因子 M^2 的情况下，激光束特性接近衍射极限，具有良好的光束品质与传输性能，实验所使用的离焦量基本在光束的瑞利长度(Z_r=2.11 mm)之内，满足实验要求。

2 结果与分析

2.1 不同离焦量下成形样件的表面质量分析

LPBF 成形工艺本质上是一种逐层累积的金属增材制造技术，其成形质量依赖于单层熔道质量对多层

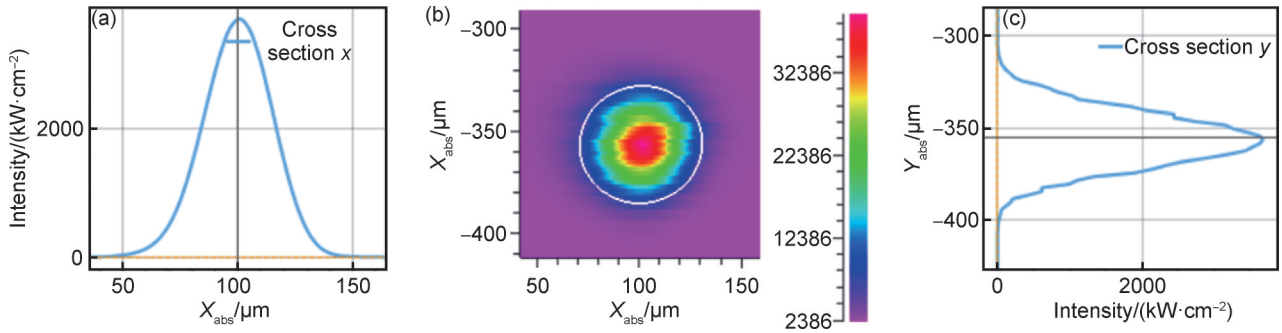


图 4 实际测量光斑能量分布规律

(a)x方向能量分布；(b)光斑能量分布规律；(c)y方向能量分布

Fig.4 Energy distribution of actual laser spot

(a)energy distribution in the x direction; (b)energy distribution pattern of the light spot; (c)energy distribution in the y direction

表2　不同离焦量的光斑半径与功率密度

Table 2　Spot radius and power density at different defocusing distances

f/mm	ω/μm	ω_a/μm	Spot diameter deviation/%	P_d/(kW·mm^{-2})
+3.0	50.007	51.498	2.98	20.40
+2.0	39.754	39.021	−1.84	35.54
+1.0	31.688	32.147	1.45	52.36
+0.5	29.546	29.704	0.53	61.33
0	28.710	28.962	0.88	64.51
−0.5	30.362	30.521	0.52	58.09
−1.0	32.696	32.871	0.54	50.08
−2.0	39.777	40.484	1.78	33.02
−3.0	49.533	48.819	−1.44	22.70

结构的传递效应。研究表明，成形件R_a的主导调控机制在于相邻熔道的搭接质量，具体表现为熔道搭接率的改变会通过调控熔池润湿行为显著影响表面轮廓的起伏幅度[13]。在LPBF工艺体系中，离焦量与扫描间距均会影响相邻熔道之间的搭接关系及界面冶金结合质量。因此，为了消除因不同扫描间距对熔池形貌的干扰，从而实现对离焦量单因素的作用机制与影响研究，本实验的样件均采用相同的扫描间距进行成形。

图5(a)为一次成形中分别在正负离焦工艺条件下成形样件的宏观形貌，图5(b)，(c)分别对应其表面显微形貌。从成形结果可明显看出，使用正离焦量参数成形的样件上表面比负离焦粗糙度更优，且表面缺陷更少。

图6为不同离焦量条件下样件R_a的演化规律。结果表明，随着离焦量的增加，R_a整体呈先下降后上升的趋势。在离焦量为+0.5 mm时，样件表面质量达到最佳状态，上表面垂直于以及平行于熔道方向R_a值均达到最小值，分别为9.5，8.9 μm。

在负离焦工艺窗口内，当离焦量为−3 mm时，激光束的理论焦点位于工作表面下方3 mm处，该距离已超出了光学系统的瑞利距离。此时，作用于加工表面的光斑直径扩大至不离焦状态的1.7倍，功率密度大幅降低，仅为22.7 kW/mm^2。过低的功率密度无法为金属粉末提供足够的能量以实现完全熔化，使加工表面残留未熔化的粉末颗粒。这些残留的未熔化粉末会对后续的铺粉过程产生不利影响。在铺粉过程中，未熔化粉末的存在干扰了新铺粉末的正常分布，造成粉末分布不均。而粉末分布的不均匀性会进一步影响熔道的形成，使得熔道之间的结合状态变差，层间结合强度降低，最终成形样件的表面呈现出较大的粗糙度。

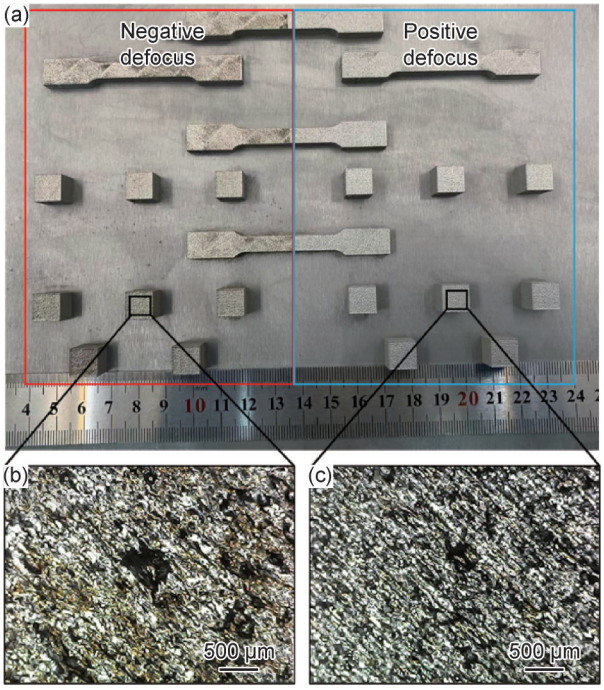


图5　不同离焦量的成形样件图

(a)宏观形貌；(b)负离焦样件表面形貌；(c)正离焦样件表面形貌

Fig.5　Image of parts formed at different defocusing distances

(a)macroscopic morphology; (b)surface morphology of negative defocus; (c)surface morphology of positive defocus

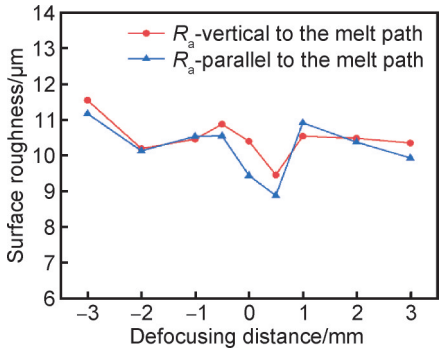


图6　不同离焦量下成形样件的表面粗糙度

Fig.6　Surface roughness of parts formed at different defocusing distances

随着激光焦点的上移(负离焦量值减小)，激光作用于加工表面时的光斑尺寸相应减小，输入的功率密度增大，熔化的粉末增多，从而使熔道之间形成更好的搭接效果，R_a减小。但值得注意的是，当离焦量为−0.5 mm时，激光输入的功率密度能较好地熔化粉末形成熔池，但由于激光焦点位于工作表面的下方，形成熔池深度较大，激光束与熔池的相互作用导致熔池内部发生湍流，产生大量飞溅颗粒，冷凝后形成金属球体黏附在熔道表面，随着成形过程的进行最终残留在上表面，导致R_a有增大的趋势[14]。

在正离焦工艺窗口内，当离焦量为0 mm时，所形

成的熔池宽度较小，能量集中，在高功率密度条件下，熔池易引发Marangoni效应，导致液态金属非稳态流动并形成熔道形貌畸变；同时，熔池表面温度超过材料蒸发阈值时，金属蒸气反冲压力引起熔体溅射逸出，飞溅物凝固后形成球状颗粒沉积于成形表面，最终导致表面粗糙度增加[15]。当离焦量为+0.5 mm时，工作面位于激光聚焦后的平面，输入的功率密度适中且稳定，熔融液相均匀铺展，球化现象改善，熔道表面趋于平整，R_a达到最小值。随着离焦量的进一步增大，激光输入的功率密度逐渐减小，加工表面再次出现未熔化粉末，导致局部区域粉末累积导致厚度增加，R_a随之增大。

2.2 不同离焦量下成形样件的致密度分析

致密度是衡量LPBF成形件冶金质量的关键指标，与零件的宏观力学性能以及长期服役行为有显著相关性。不同离焦量下LPBF成形样件致密度的测量结果如图7所示。测试结果表明：随着离焦量从负到正增加的过程中，成形样件的致密度呈现先上升后下降的趋势，当离焦量为+0.5 mm时，样件致密度达到最大值，为99.37%。值得注意的是，数值相同的正负离焦量(±0.5 mm)对应的致密度存在显著差异，正离焦状态下的样件致密度普遍高于负离焦状态。这是由于激光束在负离焦时处于会聚的状态，会导致熔池更深，且更易形成锁孔，而在正离焦时激光处于发散的状态，所形成的熔池更加稳定，因此孔隙更少，成形样件的致密度也相应更高。

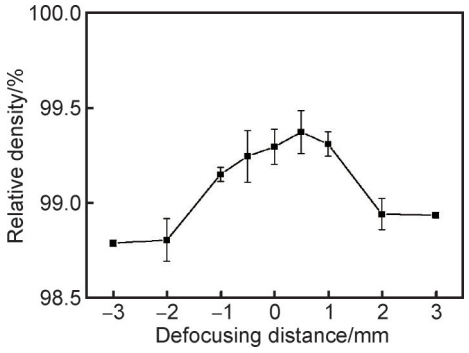


图7 不同离焦量下成形样件的致密度

Fig.7 Density of parts formed at different defocusing distances

综合图6与图7的结果，可得出以下结论：当离焦量为+0.5 mm时成形样件表现出最低的R_a和最高的致密度。当离焦量在[−3,−1] mm以及[+1,+3] mm范围内，R_a变化相对平缓，这主要归因于该区间内表面形貌主要受飞溅物和未熔粉末颗粒的影响，改变离焦量的效果不明显；而在[−1,+1] mm范围内时R_a对离焦量的变化表现出高度敏感性，这是由于在此区间内功率密度的变化对样件表面的未熔粉末以及球化颗粒的改善效果明显。而对于成形样件致密度而言，当离焦量在[−3,−1] mm以及[+1,+3] mm区间内时，样件致密度变化梯度较大，这是因为离焦量的变化对内部未熔合孔隙的尺寸影响较大；而离焦量在[−1,+1] mm范围内时，孔隙缺陷主要以气孔为主，其对样件整体致密度影响相对有限。

2.3 不同离焦量下成形样件的成形缺陷分析

为了进一步分析样件致密度变化规律的原因，对成形样件进行研磨和抛光，用倒置光学显微镜观察样件的显微组织，结果如图8所示。

当离焦量为−3 mm时，激光束焦点位于工件表面以下。激光束在加工表面的光斑为未聚焦光斑，且离焦量超出激光束的瑞利距离，激光功率密度为22.7 kW/mm^2，仅为焦点位置的35.2%。由于输入的激光功率密度低，导致熔池热力学状态不稳定，316L不锈钢粉末未能完全熔化；部分熔化的粉末在表面张力作用下形成球状颗粒，冷凝后造成表面不平整，影响后续铺粉质量，使得后续成形过程熔融质量变差。该过程导致样件内部产生形状不规则的未熔合孔隙、裂纹等缺陷[16]，如图8(a)所示，显著降低样件致密度。随着离焦量逐渐增大，光束逐渐呈收敛性，光斑尺寸减小，能量输入增加且更集中，有利于有效地熔融金属粉末，样件内部未熔孔隙的数量以及尺寸减小，因此，致密度也随之增大。当离焦量增大至−0.5 mm时，激光功率密度为58.09 kW/mm^2，此时输入的功率密度足以熔化金属粉末，样件内部的未熔合孔隙缺陷基本消除，但由于粉末熔化生成的熔池较深，在熔池底部的气体无法及时逸出，导致成形样件内部最终形成圆形的微气孔，如图8(d)所示。当离焦量增大至+0.5 mm时，激光束焦点开始位于工件表面之上，作用于粉末床的光斑为激光束聚焦后的光斑，能量分布更集中且更稳定，足够的功率密度可有效促进冶金结合界面的形成，使成形样件内部孔隙率显著降低，仅存在少量的球形孔隙，如图8(f)所示，此时致密度达到最大值(99.37%)。当离焦量进一步增加，激光功率密度随光束发散再次降低，导致熔池峰值温度降低，熔体黏度增加，导致熔池的流动性恶化，液态金属难以充分铺展，最终造成层间冶金结合强度降低，样件内部再次出现不规则的未熔孔隙以及气孔缺陷，样件的致密度降低。

2.4 不同离焦量下成形样件的微观组织分析

图9为不同离焦量下成形样件纵截面的金相腐蚀形貌，揭示了熔池的几何特征随离焦量的变化规律，部分熔池边界在图中用虚线标出，熔池的熔深与熔宽

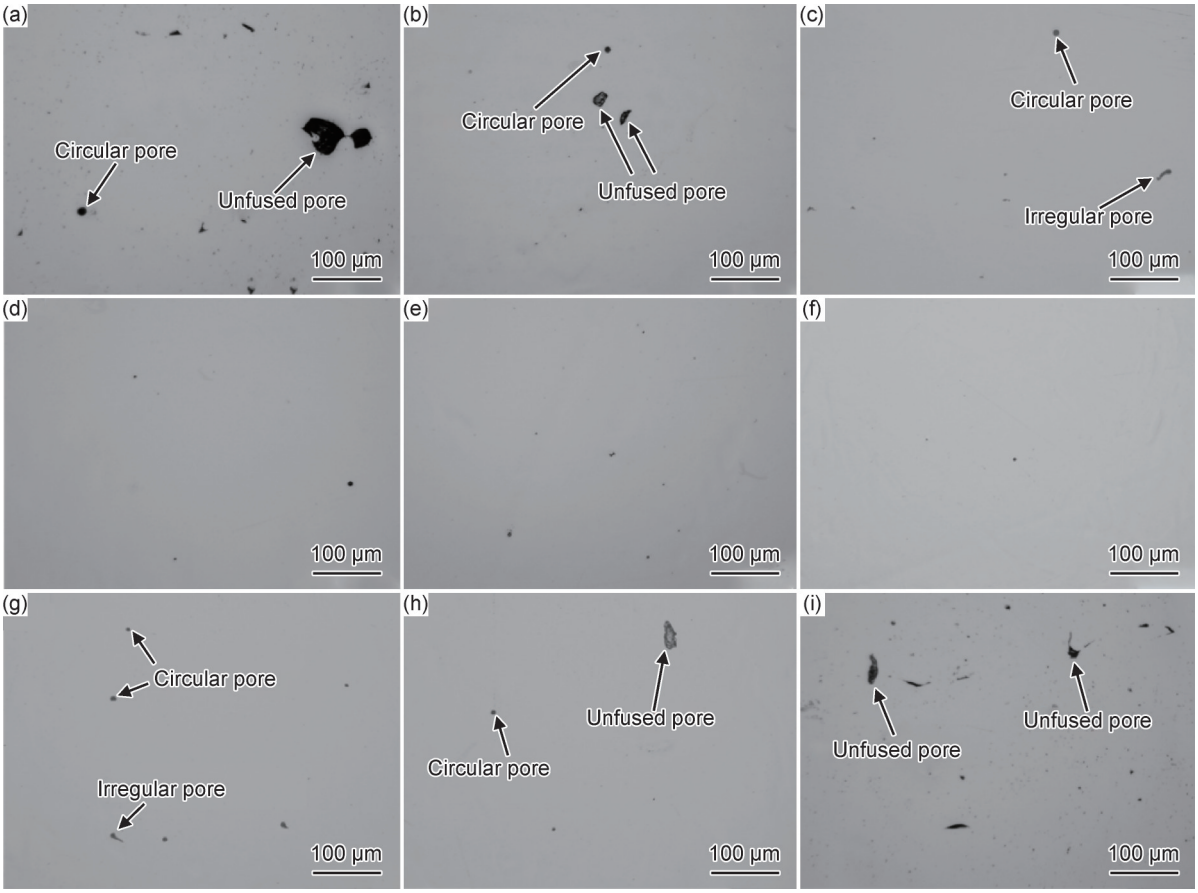


图 8　不同离焦量样件的光学形貌

(a)−3 mm;(b)−2 mm;(c)−1 mm;(d)−0.5 mm;(e)0 mm;(f)0.5 mm;(g)1 mm;(h)2 mm;(i)3 mm

Fig.8　Optical morphology of parts formed at different defocusing distances

(a)−3 mm;(b)−2 mm;(c)−1 mm;(d)−0.5 mm;(e)0 mm;(f)0.5 mm;(g)1 mm;(h)2 mm;(i)3 mm

在图中做出了标注。观察结果显示,所有样件均呈现典型的鱼鳞状层叠熔池结构,表明在逐层成形过程中,后续激光扫描会对前层熔池产生部分重熔效应从而形成规则排列的三维空间拓扑结构。

当焦点位于负离焦时,随着离焦量从−3 mm增大至 0 mm,所形成的熔池宽度随光斑尺寸的减小而减小,熔池深度减小。值得注意的是,当离焦量为−3 mm和−2 mm时,激光输入的功率密度太低,穿透粉末层的能力有限,因此,所形成的熔池深度反而更小。

当焦点位于正离焦时,随着离焦量从 0 mm 增大至 3 mm,熔池宽度从 103.15 μm 增大至 154.91 μm,熔池深度则从 71.81 μm 减小至 44.20 μm。当离焦量为+0.5 mm时,熔池深度为 64.24 μm,输入的激光能量不仅可以使粉末层充分熔融,其热传导作用还可以促使熔池穿透至沉积层,通过层间重熔机制补偿未熔合区域[17]。该过程有效抑制层间孔隙产生及熔体球化效应,促进枝晶连续生长与界面扩散结合,从而优化层间冶金结合质量。

图 10 为离焦量为+0.5 mm时成形样件的上表面光学显微图和纵截面SEM图。由图 10(a)所示,熔道呈现周期性的正交扫描路径特征,该形貌特征源于工艺系统中预设的90°层间正交扫描策略。金相试样中观察到熔道路径有部分不连续性,经分析推测原因为制样过程中截面腐蚀程度不足[13]。图 10(b)通过显微组织分析揭示LPBF 成形 316L 不锈钢的典型凝固特征,其显微组织主要由胞状组织和柱状组织构成,胞状组织主要分布于熔池内部,柱状组织主要分布于熔池边缘,其生长方向主要沿熔池内部最大温度梯度方向生长。根据激光的高斯能量分布特征[18],熔池边缘的温度梯度大于熔池内部,因此柱状组织多位于熔池边缘处形成,而胞状组织多分布在熔池内部。而且熔池边界处由于热循环的作用,在热梯度的作用下,熔池边界处容易出现外延生长的柱状组织。在LPBF成形过程中,工艺参数的差异性调控会诱导凝固热力学条件的显著变化,其中温度梯度(G)和凝固速率(R)作为关键热力学参数,共同决定了凝固组织的形貌特征和尺寸分布[19]。二者的比值(G/R)影响凝固组织形态,比值降低有利于实现柱状组织向胞状组织的转



图9 不同离焦量样件的纵截面金相腐蚀形貌

(a)−3 mm;(b)−2 mm;(c)−1 mm;(d)−0.5 mm;(e)0 mm;(f)+0.5 mm;(g)+1 mm;(h)+2 mm;(i)+3 mm

Fig.9 Metallographic corrosion morphology of part longitudinal sections formed at different defocusing distances

(a)−3 mm;(b)−2 mm;(c)−1 mm;(d)−0.5 mm;(e)0 mm;(f)+0.5 mm;(g)+1 mm;(h)+2 mm;(i)+3 mm

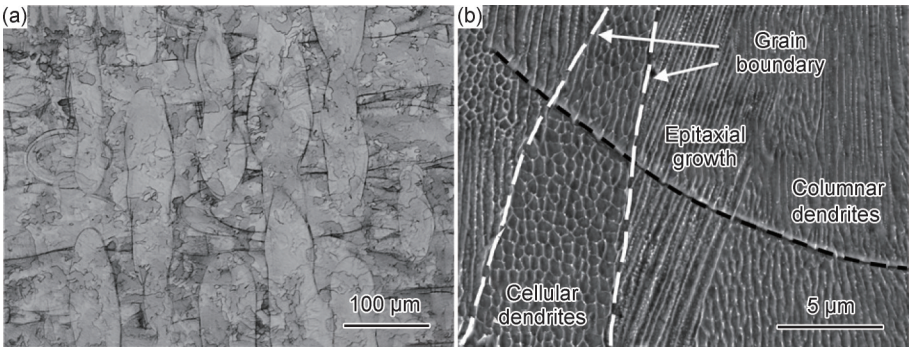


图10 离焦量为+0.5 mm时样件的显微组织

(a)上表面OM图;(b)纵截面SEM图

Fig.10 Microstructures of parts formed at defocusing distance of +0.5 mm

(a)OM image of upper surface;(b)SEM image of longitudinal section

变[20];二者的乘积($G\times R$)反映冷却速率,会改变初生枝晶间距,乘积增加有利于细化晶粒[21]。

为了对各个成形样件的内部组织作进一步的分析,使用高倍扫描电镜对样件的纵截面显微结构进行观察,结果如图11所示。

通过ImageJ分别统计计算不同离焦量下样件内部胞状组织的平均尺寸,并采用如下经验公式(4)利用晶粒尺寸(λ)估算熔池冷却速率[22]($\dot{T}$)。

$$\lambda = A(\dot{T})^{-n} \tag{4}$$

式中:λ为晶粒尺寸,μm;$\dot{T}$为熔池冷却速率,K/s;A和n是取决于所研究的特定合金体系的常数,由文献[22]可知,对于316L不锈钢,A=80,n=0.33。

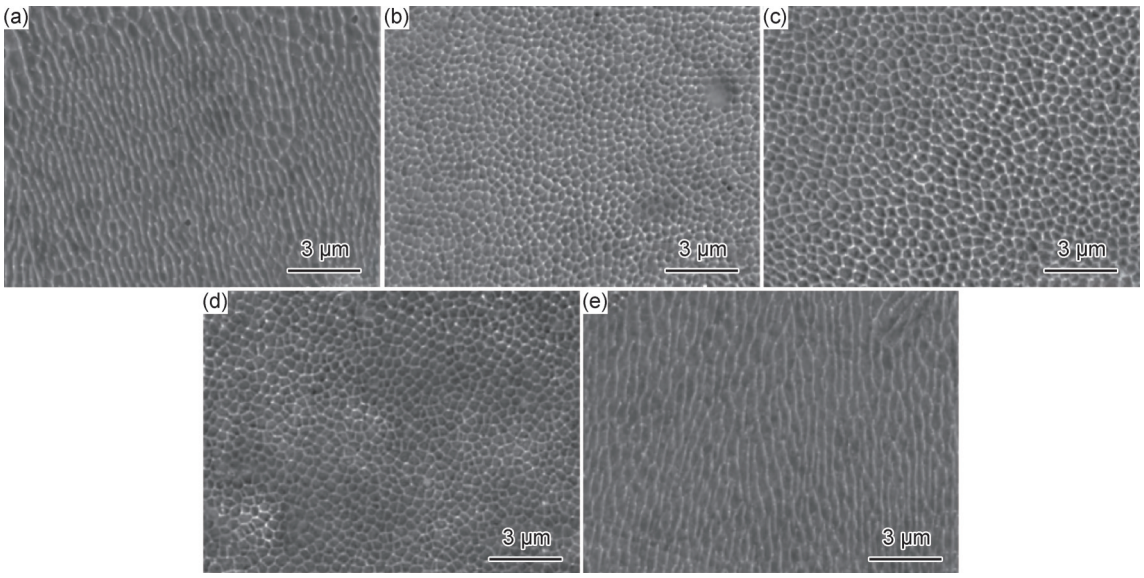


图 11　不同离焦量样件纵截面的高倍 SEM 形貌

(a)−3 mm;(b)−0.5 mm;(c)0 mm;(d)0.5 mm;(e)3 mm

Fig.11　High-magnification SEM morphology of parts formed at different defocusing distances

(a)−3 mm;(b)−0.5 mm;(c)0 mm;(d)0.5 mm;(e)3 mm

样件内部的胞状组织平均尺寸与熔池冷却速率计算结果如表 3 所示，计算获得的成形过程中的熔池冷却速率与 LPBF 成形过程中冷却速率 10^6～10^8 K/s[23-24]一致。

表 3　不同离焦量下样件的胞状组织尺寸以及熔池冷却速率

Table 3　Size of cellular dendrites and cooling rate of molten pool at different defocusing distances

Defocusing distance/mm	Average size of cellular dendrites/μm	Cooling rate of molten pool/(K·s^{-1})
+3.0	0.42	8.4×10^6
+0.5	0.43	7.5×10^6
0	0.47	5.7×10^6
−0.5	0.43	7.5×10^6
−3.0	0.40	9.7×10^6

当成形系统不离焦(离焦量为 0 mm)时，高功率密度导致显著的热输入累积，使熔池处于高温状态，为晶粒生长提供了充足的能量条件[13]。此时熔池冷却速率相对较低，形成了尺寸较大的胞状组织(平均尺寸为 0.47 μm)。随着离焦量数值的增大，功率密度逐渐降低，熔池冷却速率提高，导致形成的胞状组织尺寸减小。当离焦量达到±3 mm 时，样件内部 SEM 结果中观察到的熔池组织形貌以柱状组织为主，胞状组织的数量较少且尺寸较小，如图 11(a)，(e)所示。这是由于在焦点偏移较大的情况下，光斑尺寸较大，形成的熔池宽度大且深度小，成形过程中熔池的热累积少，熔池的凝固速率增大，同时较低的功率密度使 316L 不锈钢粉末熔化不充分，样件内熔池分布不均，温度场的变化更有利于柱状组织的形成[25]。

图 12 为不同离焦量下样件的 XRD 图谱，结果表明，不同离焦量下 316L 不锈钢 LPBF 成形样件均呈现典型的奥氏体(γ-Fe)主导相结构，其特征峰强度显著高于微量铁素体(α-Fe)相，这是由于 LPBF 具有快速凝固的特点(冷却速率＞10^6 K/s)，抑制了 γ-Fe 向 α-Fe 相变的过程，且由于 Cr、Ni 等合金元素的固溶效应使奥氏体相在样件组织中保持稳定[25]。

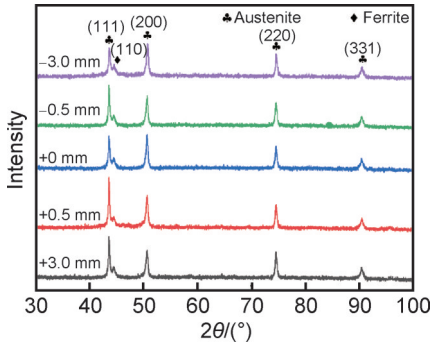


图 12　不同离焦量样件的 XRD 图谱

Fig.12　XRD spectra of parts formed at different defocusing distances

2.5　不同离焦量下成形样件的力学性能分析

图 13 为不同离焦量条件下成形样件表面硬度的演变规律。通过维氏硬度计对研磨抛光后的样件表面进行测试，从测试结果可以看出：上表面硬度与侧表面硬度整体的变化趋势与致密度变化规律类似，随着离焦量的增加，样件的显微硬度先增大后减小，在

离焦量为0.5 mm时达到最大值，上表面硬度与侧表面硬度分别为200.1HV$_5$和206.2HV$_5$。

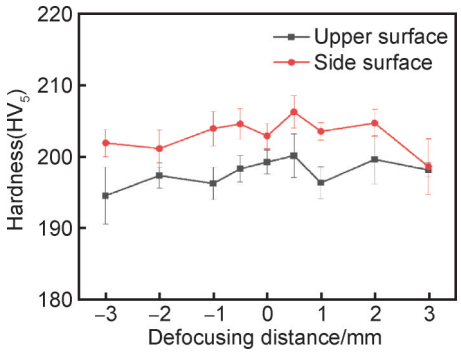


图13 不同离焦量下成形样件的硬度

Fig.13 Hardness of parts formed at different defocusing distances

在硬度测试时，由于样件的内部存在不同程度的孔隙，硬度计压头挤压样件表面时，材料内部孔隙随之发生坍塌，从而体现出硬度的差异。当离焦量为−3 mm时，样件内部存在大量尺寸较大的孔隙以及未熔缺陷，这些缺陷显著降低了材料抵抗塑性变形的能力，导致硬度测试值偏低。随着离焦量逐渐增大，样件内部未熔合缺陷与孔隙的数量和尺寸减小，样件硬度值也呈现上升趋势，并在离焦量为0.5 mm时达到最大值。然而，当离焦量继续增大时，由于功率密度不足导致孔隙缺陷重新增多，硬度值随之下降。

值得注意的是，在相同的工艺条件下，样件侧表面的硬度值始终高于上表面的硬度值。该现象源于层间旋转扫描策略形成的特殊熔池结构：在纵截面上，周期性排列的熔池能够更有效地抵抗压头载荷，而横截面中的熔道则相对容易发生断裂，从而导致上表面硬度值更高[16]。

各离焦量下拉伸应力-应变曲线如图14(a)所示，图14(b)为拉伸性能测试结果汇总。由测试结果可以看出：各离焦量样件的抗拉强度与屈服强度较为接近。相比之下，样件伸长率的变化更明显，随着离焦量从负值向正值增大，样件伸长率呈现先增大后减小的趋势，在离焦量为+0.5 mm时达到最大值，为(49.4±3.1)%，此时样件的抗拉强度与屈服强度分别为(647±27) MPa和(525±30) MPa。

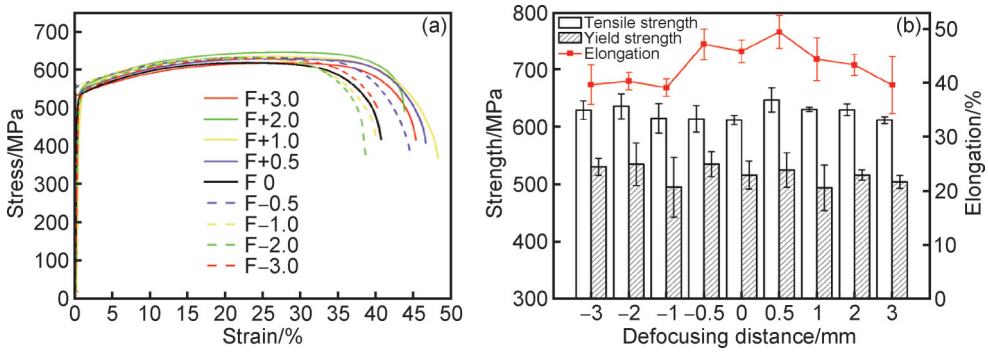


图14 不同离焦量样件的拉伸力学性能

(a)拉伸实验的应力-应变曲线；(b)抗拉强度、屈服强度及伸长率

Fig.14 Tensile mechanical properties of parts formed at different defocusing distances

(a) stress-strain curve in tensile test; (b)tensile strength, yield strength and elongation

为了进一步研究拉伸样件断裂的机理，取其中离焦量为0、±0.5、±3 mm的5组样件对拉伸断口进行SEM观察，观察结果如图15所示。从图中可以看到，不同离焦量成形样件拉伸断口处都存在韧窝，但形貌存在显著差异。当离焦量为±3 mm时，样件内部主要由柱状组织和小尺寸胞状组织组成，如图11(a)，(e)所示，晶界密度高，在一定程度上阻碍位错运动，且柱状组织各向异性显著，沿生长方向强度较高，但是晶界过多会抑制位错累积，导致塑性降低。此外，由于激光功率密度较低，导致成形过程中出现较多的缺陷，如图15(a)，(e)所示，除少量韧窝结构外，断口表面还呈现出显著的未熔合区域特征，这些未熔合缺陷导致样件内部出现较大的孔洞。由于应力集中效应，拉伸载荷作用下应力主要集中在未熔合区的尖端位置。在拉伸的过程中，裂纹优先在未熔合区域萌生并扩展，导致样件在该位置发生断裂失效[26]。当离焦量调整至±0.5 mm时，随着激光功率密度的增大，断口形貌明显改善，样件内部未熔合区和孔洞数量减少，断口表面呈现均匀分布的等轴韧窝结构，如图15(b)，(d)所示。且样件内部胞状组织尺寸增大，如图11(b)，(d)所示，位错储存能力强，均匀塑性变形能力提高，这种典型的韧性断裂特征使样件展现出良好的塑性变形能力，其中0.5 mm离焦量样件的伸长率达到最大值(49.4±3.1)%。当离焦量为0 mm时，样件断口表面同

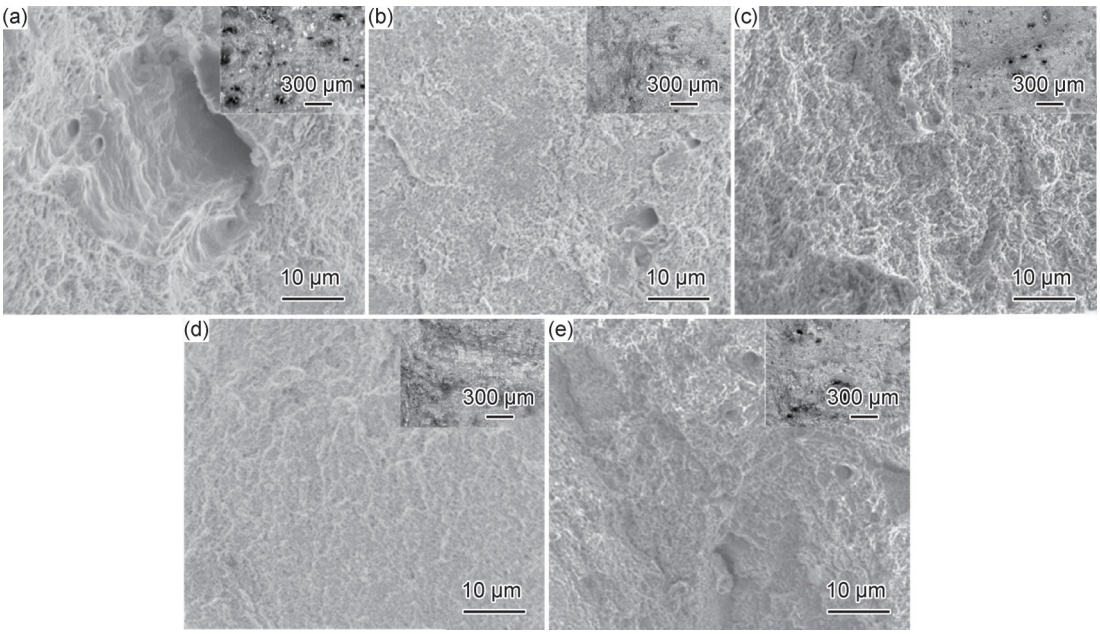


图15　不同离焦量样件的拉伸断口形貌　(a)−3 mm;(b)−0.5 mm;(c)0 mm;(d)+0.5 mm;(e)+3 mm

Fig.15　Tensile fracture morphology of parts formed at different defocusing distances　(a)−3 mm;(b)−0.5 mm;(c)0 mm;(d)+0.5 mm;(e)+3 mm

样分布大量的韧窝,但韧窝内部存在少量尺寸较小的气孔,这是在成形过程中高功率密度下使得熔池内部剧烈运动,气体无法完全逸出所产生的。并且不离焦情况下样件内部胞状组织粗化,如图11(c)所示,晶界的减少会导致局部应变集中,降低了裂纹扩展的阻力,最终导致样件的力学性能下降。综合分析表明,+0.5 mm离焦量条件下的样件展现出最优的综合力学性能。

3　结论

(1)随着离焦量从负到正增加,样件的R_a呈先降低后升高的变化趋势。值得注意的是,正离焦成形样件的R_a优于负离焦条件。当离焦量为+0.5 mm时,样件获得最优表面质量,R_a达到最小值。

(2)随着离焦量从负到正增加,样件的致密度和硬度呈先升高后降低的趋势。当离焦量为+0.5 mm时,适中的功率密度促使层间形成理想的冶金结合界面,样件内部孔隙的尺寸较小,仅有少量圆形气孔,样件的致密度和硬度均达到峰值,致密度为99.37%,对应上表面硬度与侧表面硬度分别为200.1HV_5和206.2HV_5。

(3)LPBF成形316 L不锈钢样件均由奥氏体基体与微量铁素体组成。熔池边缘的凝固组织主要为柱状组织,熔池内部的凝固组织主要为胞状组织,柱状组织向熔池内最大温度梯度方向生长,展现出外延生长趋势。随着离焦量数值增大(0～±3 mm),晶粒逐渐细化,胞状组织尺寸逐渐减小,当离焦量达到±3 mm时,样件内部胞状组织数量较少,晶粒分布以柱状组织为主。

(4)随着离焦量从负到正增加,不同离焦量样件的抗拉强度与屈服强度保持相对稳定,而伸长率呈先升高后降低的趋势。当离焦量为+0.5 mm时,样件断口呈现均匀分布的等轴韧窝形貌,展现出最优的综合力学性能,伸长率达到最大值为(49.4±3.1)%,抗拉强度和屈服强度分别为(647±27) MPa和(525±30) MPa。

参考文献

[1] 曾庆鹏, 傅广, 任治好, 等. 多光束激光选区熔化研究进展[J]. 材料工程, 2025,53(3): 1-19.
ZENG Q P, FU G, REN Z H, et al. Research progress in multi-beam selective laser melting[J]. Journal of Materials Engineering, 2025,53(3):1-19.

[2] TEBIANIAN M, AGHAIE S, RAZAVI JAFARI N, et al. A review of the metal additive manufacturing processes[J]. Materials, 2023, 16(24): 7514.

[3] ÖZEL T.Deep learning-based applications in metal additive manufacturing processes:challenges and opportunities-a review[J].International Journal of Lightweight Materials and Manufacture,2025,8(4):453-468.

[4] JASKARI M, HAMADA A, ALLAM T, et al. Effects of volumetric energy density on defect structure and fatigue behaviour of powder bed fusion manufactured 316L stainless steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 925: 147868.

[5] YANG B, YU X F, SUO Z Y, et al.Effect of volumetric energy density on the microstructure and electrochemical behavior of selective laser melted Ti6Al4V alloys[J].Materials Letters,2025,392:138551.

[6] SONG C H,ZOU Z,YAN Z W,et al.Process optimization and tai-

lored mechanical properties of a nuclear Zr-4 alloy fabricated *via* laser powder bed fusion[J].Micromachines,2023,14(3):556.

[7] 吕源,李涛,刘捷,等.选区激光熔化成形高氮不锈钢组织与力学性能研究[J].中国激光,2022,49(22):230-238.
LYU Y,LI T,LIU J,et al.Microstructure and mechanical properties of high-nitrogen stainless steel manufactured by selective laser melting[J].Chinese Journal of Lasers,2022,49(22):230-238.

[8] DU C B,AI Y W,WANG Y Y,et al.The effect mechanism of laser beam defocusing on the surface quality of IN718 alloy prepared by laser powder bed fusion[J].Powder Technology,2024,443:119841.

[9] METELKOVA J,KINDS Y,KEMPEN K,et al.On the influence of laser defocusing in selective laser melting of 316L[J].Additive Manufacturing,2018,23:161-169.

[10] BEAN G E,WITKIN D B,MCLOUTH T D,et al.Effect of laser focus shift on surface quality and density of Inconel 718 parts produced *via* selective laser melting[J].Additive Manufacturing,2018,22:207-215.

[11] LIM K H,BAE J S,CHANDRA S,et al.Exceptional creep resistance of additively manufactured 316L stainless steel *via* unprecedented early laves phase formation[J].Materials Science and Engineering:A,2025,927:148006.

[12] WANG Y,LI X H,YAO X T,et al.Near-full density enabled excellent dynamic mechanical behavior in additively manufactured 316L stainless steels[J].Materials & Design,2024,245:113276.

[13] 张佳琪,王敏杰,刘建业,等.离焦量对3D打印18Ni-300马氏体时效钢组织和力学性能的影响[J].中国激光,2020,47(5):0502004.
ZHANG J Q,WANG M J,LIU J Y,et al.Influence of defocusing distance on microstructure and mechanical properties of 3D-printed 18Ni-300 maraging steel[J].Chinese Journal of Lasers,2020,47(5):0502004.

[14] 徐凯池,王科,徐如雪,等.激光选区熔化成型316L不锈钢工艺参数研究[J].航空发动机,2022,48(1):110-115.
XU K C,WANG K,XU R X,et al.Study on process parameters of selective laser melting 316L stainless steel[J].Aeroengine,2022,48(1):110-115.

[15] KHAIRALLAH S A,ANDERSON A T,RUBENCHIK A M,et al.Laser powder-bed fusion additive manufacturing Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores,spatter,and denudation zones[M]//Additive Manufacturing Handbook.Boca Raton:CRC Press,2017:613-625.

[16] 张亮亮,王敏杰,张佳琪,等.离焦量对激光选区熔化CX马氏体时效不锈钢成形性能研究[J].中国激光,2021,48(22):2202020.
ZHANG L L,WANG M J,ZHANG J Q,et al.Effect of defocus distance on formability of CX maraging stainless steel by selective laser melting[J].Chinese Journal of Lasers,2021,48(22):2202020.

[17] YASA E,DECKERS J,KRUTH J P.The investigation of the influence of laser re-melting on density,surface quality and microstructure of selective laser melting parts[J].Rapid Prototyping Journal,2011,17(5):312-327.

[18] ZHAO X Y,CHENG C Q,SUN X G,et al.Improving corrosion resistance of SUS301L stainless steel joint surface by two-step irradiation with different laser beams:first Gaussian beam and then top-hat beam[J].Corrosion Science,2025,249:112872.

[19] YANG D C,YIN Y J,KAN X F,et al.The mechanism of substructure formation and grain growth 316L stainless steel by selective laser melting[J].Materials Research Express,2021,8(9):096510.

[20] WEI H L,ELMER J W,DEBROY T.Origin of grain orientation during solidification of an aluminum alloy[J].Acta Materialia,2016,115:123-131.

[21] WILSON B C,CUTLER E R,FUCHS G E.Effect of solidification parameters on the microstructures and properties of CMSX-10[J].Materials Science and Engineering:A,2008,479(1/2):356-364.

[22] ZHENG B,ZHOU Y,SMUGERESKY J E,et al.Thermal behavior and microstructure evolution during laser deposition with laser-engineered net shaping:part Ⅱ.experimental investigation and discussion[J].Metallurgical and Materials Transactions A,2008,39(9):2237-2245.

[23] 唐鹏钧,闫泰起,陈冰清,等.固溶处理对激光选区熔化AlSi10Mg合金显微组织、拉伸性能和残余应力的影响[J].材料工程,2024,52(2):155-163.
TANG P J,YAN T Q,CHEN B Q,et al.Effect of solid solution treatment on microstructure,tensile properties and residual stress of selective laser melted AlSi10Mg alloy[J].Journal of Materials Engineering,2024,52(2):155-163.

[24] JÄGLE E A,CHOI P P,VAN HUMBEECK J,et al.Precipitation and austenite reversion behavior of a maraging steel produced by selective laser melting[J].Journal of Materials Research,2014,29(17):2072-2079.

[25] 龙成梁.316L不锈钢SLM增材制造工艺及组织性能的研究[D].湘潭:湘潭大学,2023.
LONG C L.Study on manufacturing technology,microstructure and properties of SLM additive for 316L stainless steel[D].Xiangtan:Xiangtan University,2023.

[26] 裴智奥,张宁,陶俊杰,等.激光选区熔化制备316L不锈钢力学性能研究[J].金属加工(热加工),2025(2):34-41.
PEI Z A,ZHANG N,TAO J J,et al.Study on mechanical properties of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting[J].Metal Working,2025(2):34-41.

基金项目:国家自然科学基金(52475349);广东省省级科技计划(2024A0505040002);广东省基础与应用基础研究基金(2024A1515011024)

收稿日期:2025-03-26;**录用日期**:2025-05-26

通讯作者:刘林青(1996—),男,博士,研究方向为金属增材制造,联系地址:广东省广州市天河区五山街道381号华南理工大学机械与汽车工程学院(510641),E-mail:linqingliu@scut.edu.cn;马迎(1982—),女,实验师,硕士,研究方向为增材制造,联系地址:广东省广州市天河区五山街道381号华南理工大学机械与汽车工程学院(510641),E-mail:meyma@scut.edu.cn

(本文责编:张宝玲)