引用格式：刘思沾，蔡潍锶，龙涛，等．激光重熔对激光粉末床熔融NiTi合金表面粗糙度、力学性能及功能特性的影响[J]．材料工程，2026，54(7)：71-82.
LIU Sizhan，CAI Weisi，LONG Tao，et al.Effect of laser remelting on surface roughness，mechanical and functional properties of NiTi alloy fabricated by laser powder bed fusion[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(7)：71-82.

激光重熔对激光粉末床熔融NiTi合金表面粗糙度、力学性能及功能特性的影响

刘思沾[1]，蔡潍锶[1,2*]，龙　涛[3]，李鹏旭[1]，杨　超[1*]
（1 华南理工大学 国家金属材料近净成形工程技术研究中心 广东省金属新材料制备与成形重点实验室，广州 510641；2 香港大学 机械工程系，香港 999077；
3 广东省特种设备检测研究院佛山分院，广东 佛山 528200）

摘要：NiTi合金以其独特的功能特性受到关注，激光粉末床熔融是当前增材制造NiTi合金零件的主流技术，但所得零件表面粗糙度通常过高而无法直接装配应用，且难以通过常规机加工改善。激光重熔是一种非接触式表面加工技术，能够改变材料的表面形貌和微观结构。本工作以激光重熔改善激光粉末床熔融NiTi合金的表面粗糙度并明确其对合金力学性能和功能特性的影响为目标，基于实验建立激光重熔工艺参数关于表面粗糙度的回归方程，通过响应面优化求解得最优参数组合，测试了重熔处理前后合金的力学性能和超弹性差异，通过微观结构表征分析其机理。结果表明，激光重熔的最优参数组合：离焦量175 mm、光斑直径0.1 mm、脉冲频率250 MHz、激光功率60.2 W、扫描速度1966.4 mm/s，重熔处理后合金表面粗糙度由8.04 μm降至0.763 μm，拉伸强度由588 MPa升至656 MPa，拉伸超弹性稳定可回复应变由2.1%增至2.8%。强度升高可归因于重熔处理面的晶粒细化，超弹性稳定性和可回复应变的提升则是晶粒细化和Ti_2Ni相析出协同作用的结果。

关键词：形状记忆合金；增材制造；激光重熔；响应面优化
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000666　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000666
中图分类号：TB31　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)07-0071-12

Effect of laser remelting on surface roughness，mechanical and functional properties of NiTi alloy fabricated by laser powder bed fusion

LIU Sizhan[1]，CAI Weisi[1,2*]，LONG Tao[3]，LI Pengxu[1]，YANG Chao[1*]
（1 Guangdong Provincial Key Laboratory for Processing and Forming of Advanced Metallic Materials，National Engineering Research Center of Near-Net-Shape Forming for Metallic Materials，South China University of Technology，Guangzhou 510641，China；2 Department of Mechanical Engineering，The University of Hong Kong，Hong Kong 999077，China；3 Guangdong Institute of Special Equipment Inspection and Research Foshan Branch，Foshan 528200，Guangdong，China）

Abstract：NiTi alloy has garnered significant attention due to its unique functional properties，and laser powder bed fusion has become the mainstream additive manufacturing technique for producing NiTi alloy components. However，the surface roughness of as-fabricated parts is generally too high to permit direct assembly and application，and it is difficult to reduce via conventional machining. Laser remelting，as a non-contact surface treatment technique，can modify the surface morphology and microstructure of materials. This work aims to reduce the surface roughness of NiTi alloy fabricated by laser powder bed fusion through laser remelting，and to elucidate its effects on the mechanical and functional properties of the alloy. Based on experimental data，a regression equation relating the laser remelting process parameters to surface

roughness is established. The optimal parameter combination is determined through response surface optimization. The differences in mechanical properties and superelasticity of the alloy before and after laser remelting are evaluated, and the underlying mechanisms are analyzed via microstructure characterization. The results show that the optimal parameter combination for laser remelting is a defocusing distance of 175 mm, a spot diameter of 0.1 mm, a pulse frequency of 250 MHz, a laser power of 60.2 W, and a scanning speed of 1966.4 mm/s. After remelting, the roughness of the alloy decreases from 8.04 μm to 0.763 μm, the tensile strength increases from 588 MPa to 656 MPa, and the stable recoverable strain in tensile superelasticity improves from 2.1% to 2.8%. The enhancement in strength can be primarily attributed to grain refinement in the remelted surface layer, while the improved superelastic stability and recoverable strain result from the synergistic effects of grain refinement and the precipitation of Ti_2Ni phase.
Key words: shape memory alloy; additive manufacture; laser remelting; response surface optimization

近等原子比NiTi合金作为一种智能金属材料，因其独特的形状记忆效应、超弹性、良好的力学性能、耐腐蚀性和生物相容性而受到关注[1-3]，在智能家居、机器人制造、航空航天、生物医疗等领域展现出应用潜力[4-6]，并已取得诸如管接头、恒温水阀、正畸弓丝等应用实例[7-9]。以激光粉末床熔融(laser powder bed fusion，LPBF)为代表的增材制造是当前小批量成型NiTi合金功能器件的可行途径，其通过高能激光束选区熔化NiTi合金粉末并逐层堆垛来实现复杂几何结构的精确制造，为工程应用对NiTi合金温控驱动件、骨科植入件等的个性化需要提供解决方案。比如Lu等[10]对LPBF制备的NiTi合金进行适当的时效处理获得稳定的2.5%拉伸超弹性；Yang等[11]基于LPBF参数调控NiTi合金的微观结构使之具有5.2%的形状记忆驱动应变；Li等[12]通过LPBF制得NiTi合金双稳态驱动器，实现对其自身质量1000余倍载荷的瞬时驱动；Lu等[13]利用LPBF制备得NiTi合金多孔零件并测试其细胞黏附率，指出了NiTi合金在生物医疗领域的应用前景。然而，由于增材制造技术的原生性“层叠台阶”效应[14]以及难以避免的粉末黏附，LPBF制备的NiTi合金普遍存在表面粗糙度(R_a值约10 μm[15])过高的问题，不满足GB/T 1031—2009对装配面表面粗糙度的基本要求($R_a \leqslant 3.2$ μm)，亦无法保障向载荷端平稳传输驱动力。传统工艺采用增材成型后减材机加工的路径来改善LPBF制造NiTi合金零件的表面粗糙度，但一方面升温相变使NiTi合金机加工中伴随强烈的加工硬化和尺寸回弹，造成零件不易落屑和刀具剧烈磨损[16]；另一方面，LPBF制造的个性化NiTi合金零件往往存在多孔结构或细微支杆[13]，使用常规机加工可能面临刀具不可达限制或破坏结构风险。因此，亟须提出一种非接触式加工技术来降低LPBF制造NiTi合金的表面粗糙度，以满足现实应用对NiTi合金表面形貌的基本要求。

激光重熔是一种利用激光束快速加热材料表面，使之熔化并随后瞬时凝固的表面加工技术。由于激光照射区域内存在剧烈的温度梯度，重熔过程发生热对流与马兰戈尼对流相互作用的复杂流体动态行为，不仅引起材料表面形貌的改变，还促使元素迁移与微观结构的演变。Guan等[17]和Yan等[18]通过激光重熔在Ti基非晶和高熵合金表面分别构建凹槽形貌，实现对耐磨性和耐腐蚀性的协同提升；崔振铎等[19]观察了不同气氛中激光重熔NiTi合金的表面形貌，注意到由于溶质再分配形成的单一元素富集树枝晶，有利于减缓Ni^{2+}析出而提升合金生物相容性；Cho等[20]激光重熔处理激光定向能量沉积制备的316L不锈钢块体，使之表面粗糙度降低约90%，归因于激光重熔对样品表面飞溅物和未熔颗粒的有效去除。然而，目前直接应用激光重熔技术改善LPBF制造NiTi合金表面粗糙度的研究尚鲜见报道。

鉴于此，本工作以激光重熔改善LPBF制造NiTi合金表面粗糙度为目标，通过响应面法确定了激光重熔的最优工艺参数，并研究了以最优参数重熔处理对NiTi合金拉伸力学性能和超弹性的影响，从微观结构演变的角度分析造成此影响的机理。旨在为LPBF制造NiTi合金的表面加工提供工艺参考。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验采用LPBF制造的NiTi合金(LPBF-NiTi)块体，由电极感应熔炼气雾化NiTi合金粉末经激光粉末床熔融增材成型获得。粉末合金成分$Ni_{50.3}Ti_{49.7}$(原子分数/%)，粉末形貌、成分分布、粒径分布如图1(a)，(b)所示，粉末呈球形或近球形，能够在增材制造过程中依靠良好的流动性而平稳铺展，成分均匀性良好，中值粒径D_{50}为31 μm，粒径分布集中，适用于通过

LPBF 制造块体 NiTi 合金。使用 EOS M280 型激光粉末床熔融设备在 NiTi 合金基板上逐层成型本工作所需 LPBF-NiTi 块体，成型工艺参数为：预热温度 200 ℃、激光功率 180 W、扫描速度 1400 mm/s、扫描间距 80 μm、成型层厚 30 μm、扫描策略层间旋转 66.7°，LPBF 成型完成后通过电火花线切割分离试样与基板，扫描策略示意图与 LPBF-NiTi 样品如图 1(c)，(d)所示。

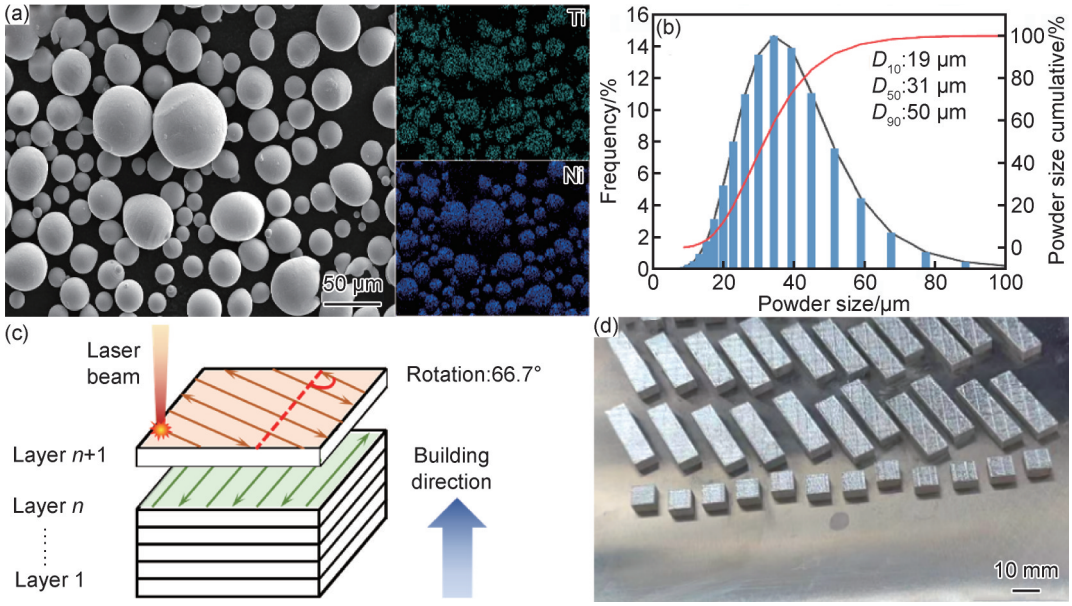


图 1　本工作采用的实验材料及成型工艺

(a)NiTi 合金粉末形貌及成分分布；(b)NiTi 合金粉末粒径分布；(c)LPBF 过程中扫描策略示意图；(d)LPBF-NiTi 块体样品

Fig.1　Experimental material and fabricating process used in this work

(a)morphology and composition distribution of NiTi alloy powders; (b)particle size distribution of NiTi alloy powders; (c)schematic diagram of scanning strategy during LPBF process; (d)LPBF-NiTi bulk samples

1.2　实验方法

LPBF-NiTi 块体的表面激光重熔采用 M7 型脉冲光纤激光器，其详细工艺参数及可调范围见表 1，重熔处理示意图如图 2(a)所示，重熔前后采用 RTEC Up S-Dual 型 3D 光学轮廓仪测定试样表面粗糙度。最优激光重熔参数的确定方法为：首先，基于单道次激光重熔实验明确离焦量、光斑直径、激光功率等关键参数对 LPBF-NiTi 表面形貌的影响，样品的单道次重熔形貌采用 Leica DM 15000M 型光学显微镜观察，由此确定离焦量、光斑直径的具体取值和激光功率的优选范围；随后，通过 Box-Behnken Design(BBD)法获取在可调范围内梯度改变激光功率、扫描速度、脉冲频率后 LPBF-NiTi 表面粗糙度的实测数据，据此建立以激光功率(L)、扫描速度(V)、脉冲频率(f)为输入参数，以表面粗糙度为响应值的响应面；最后以响应值最小化为约束条件求解最优输入参数组合并经实验验证。

表 1　M7 型脉冲光纤激光器的工艺参数及可调范围

Table 1　Process parameters and adjustable range of M7 pulsed fiber laser

Wavelength/nm	Pulse width/ns	f/MHz	Defocusing distance/mm	Spot diameter/mm	L/W	V/(mm·s^{-1})
1064	2	250,500	165-185	0.05-0.25	0-100	0-2000

为明确激光重熔对 LPBF-NiTi 力学性能和功能特性的影响，利用电火花线切割加工如图 2(b)所示的板状拉伸试样，使用 180～5000 目 SiC 砂纸磨削试样表面至平整光亮，在 SUNS UTM5105 型电子万能试验机上测试其室温拉伸力学性能，应变速率 5×10^{-4} s^{-1}，应变变化由 YSJ 10/10-20 型电子引伸计获取。使用 DHV-1000Z 型维氏显微硬度计测定样品截面的硬度分布，测量间距 25 μm，施加载荷 1.96 N，保载 15 s，各位置平行测量 3 组数据取平均值表示该点材料的硬度，测量前样品截面已打磨平整并经机械抛光。依托自主开发的高低温真空-充气变循环实验系统测试样品的拉伸超弹性，测试温度为样品逆马氏体相变终了温度(A_f)，具体值利用 DSC 214 Polymer 型差示扫描量热仪获取，检测温域－60～80 ℃，升降温速率 10 ℃/min，

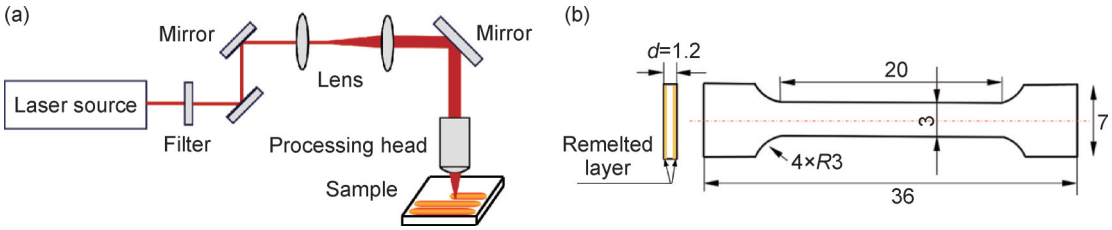


图2 样品表面激光重熔原理(a)及力学性能和功能特性测试所用拉伸试样尺寸(b)

Fig.2 Schematic diagram of laser remelting on sample surface(a),and dimensions of tensile specimens used for mechanical and functional property testing(b)

DSC样品尺寸Φ3 mm×1 mm,自LPBF-NiTi块体芯部取样以描述占据大部分体积分数的材料相变行为,取样后使用砂纸磨削表面至平整光洁。拉伸超弹性测试恒最大应变4%,循环10次,采用3442-010M-050M-LHT型电子引伸计测量应变。

使用Philips XL-30 FEG场发射扫描电子显微镜对未处理态LPBF-NiTi的成型顶面和激光重熔样品的处理面进行SEM和EBSD微观结构表征,以明晰激光重熔处理影响合金力学性能和功能特性的微观机理。用于SEM分析的样品经镜面抛光后使用腐蚀剂(10%HF+40%HNO_3+50%H_2O,体积分数)蚀刻约15 s以显现晶界及析出相界面;用于EBSD分析的样品除机械抛光外还需电解抛光,观测面浸入0 ℃电解液(25%H_2SO_4+75%CH_3OH,体积分数)中加电压12 V,持续30~35 s,获取的数据利用AZtecCrystal软件处理。

2 结果与分析

2.1 激光重熔改善LPBF-NiTi表面粗糙度的工艺参数优化

2.1.1 单道次激光重熔对LPBF-NiTi表面形貌的影响

离焦量、光斑直径和激光功率是激光重熔处理的关键工艺参数,分别决定了激光在样品表面的能量分布、作用面积和能量输入密度,可由式(1)定量描述[21]:

$$I=\frac{\pi^2 PD^2}{16\lambda^2\gamma^2} \tag{1}$$

式中:I为样品表面的功率密度;P为激光功率;D为入射光束直径;λ为激光波长;γ为聚焦透镜的离焦量。

分别以离焦量、光斑直径和激光功率为单一变量开展单道次重熔实验,以确认最优参数值或缩小范围,单道次重熔实验中固定激光扫描速度2000 mm/s、脉冲频率250 MHz,实验结果如图3所示。由图3(a)可知,离焦量对激光重熔表面形貌的影响显著,仅175 mm离焦量所得熔池形貌清晰、均匀且边界平整,表明此时激光能量密度最优、重熔效果最佳。离焦量过大或过小均未能取得理想重熔效果,原因在于功率密度与离焦量的平方反比关系使得过长离焦量伴随光斑直径增大、功率密度降低、激光能量分布分散,导致重熔深度不足[22]。光斑直径的影响如图3(b)所示,取值0.05 mm和0.1 mm均可得清晰规则的熔池形貌,过大则导致能量密度下降致使熔池边界模糊,同时需考虑光斑直径过小不利于高效加工。不同功率激光的重熔效果如图3(c)所示,40 W的激光足以获得清晰规则的“鱼鳞状”熔池形貌但熔深相对较浅,而增加激光功率至100 W带来的过高能量输入导致熔池存在时间过长,熔融合金向外铺展,熔池边界粗糙且氧化严重,不利于取得平整光洁的重熔表面。综上所述,单道次激光重熔确定的参数值包括,离焦量175 mm,光斑直径0.1 mm,激光功率40~80 W。

2.1.2 基于响应面法的激光重熔工艺参数优化

在单道次激光重熔实验基础上,考虑到剩余参数(扫描速度、脉冲频率)在多道次扫描表面重熔中与热量积累的密切关联,采用BBD法设计18组工艺参数用于LPBF-NiTi的成型表面激光重熔,工艺参数的具体数值与激光重熔前后表面粗糙度实测值见表2。

使用Design-Expert软件对表2中样品#1~#18的实验结果进行函数拟合,构建重熔工艺参数影响激光重熔后样品表面粗糙度的数学模型,通过方差分析对影响因素进行评估。主要考察激光重熔表面粗糙度模型(M)及其拟合失真项(lack of fit)的显著性、F-value和P-value。P-value < 0.05表示模型显著,具有统计意义;F-value越大说明该因素对结果影响越显著[23]。评估结果见表3,其中Sum of squares为平方和、DF为自由度、RMSE为均方根误差。由表3可得,激光重熔表面粗糙度模型(M)的P-value(0.0003)< 0.05,模型显著,相应地,拟合失真项的P-value达到0.0711,不具备统计学意义,故模型可靠。构建的8个考查因素中,扫描速度(V)对重熔表面粗糙度影响最

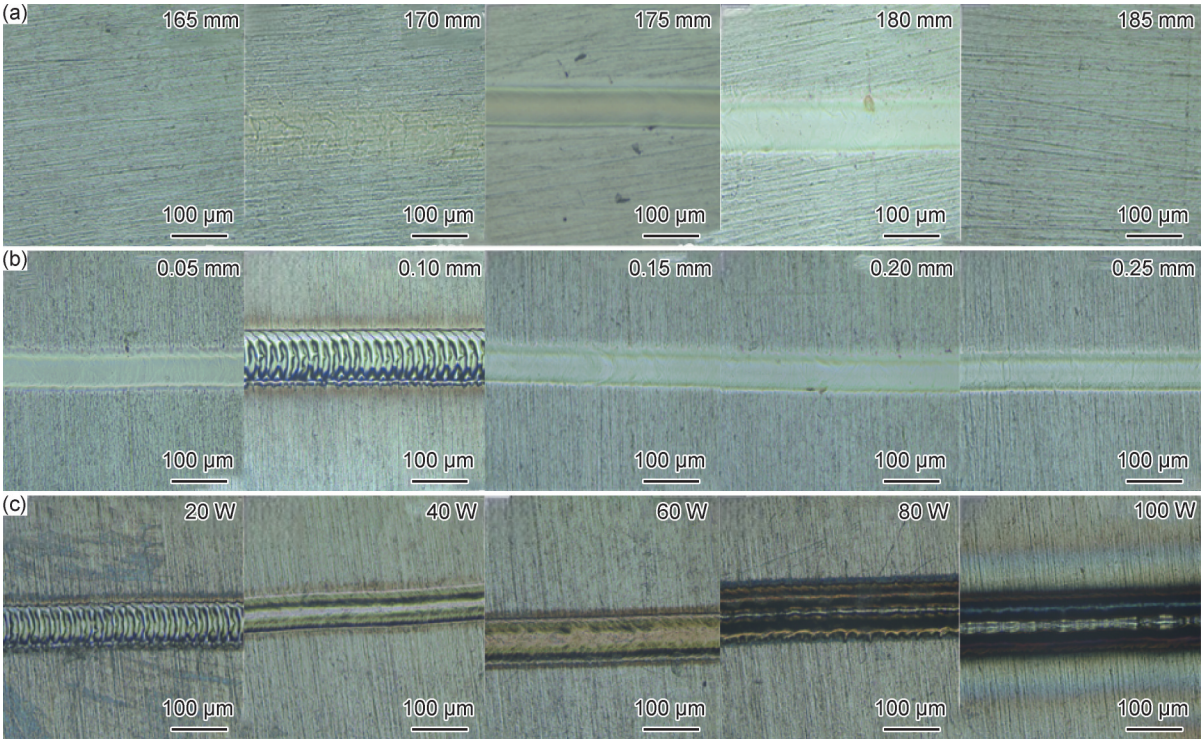


图3　以不同离焦量(a)、光斑直径(b)和激光功率(c)对LPBF-NiTi做单道次激光重熔处理所得表面形貌

Fig.3　Surface morphologies of LPBF-NiTi after single track laser remelting treatment with different defocusing distances(a), spot diameters(b), and laser powers(c)

表 2　激光重熔实验参数及相应表面粗糙度

Table 2　Experimental parameters and corresponding surface roughness of laser remelted samples

Sample	L/W	V/(mm·s^{-1})	f/MHz	R_a/μm
LPBF-NiTi				8.04
#1	40	1000	250	5.38
#2	40	1500	250	2.37
#3	40	2000	250	1.58
#4	40	1000	500	4.23
#5	40	1500	500	3.18
#6	40	2000	500	2.13
#7	60	1000	250	4.37
#8	60	1500	250	1.65
#9	60	2000	250	1.38
#10	60	1000	500	2.88
#11	60	1500	500	2.48
#12	60	2000	500	1.76
#13	80	1000	250	3.64
#14	80	1500	250	3.12
#15	80	2000	250	1.88
#16	80	1000	500	3.37
#17	80	1500	500	3.08
#18	80	2000	500	2.86

为显著，其次是交互项 Vf 和 Lf；脉冲频率(f)的影响最不显著，在模型建立中需舍去以确保精度。求解激光重熔表面粗糙度关于工艺参数的响应回归预测方程见式(2)。

表 3 表面粗糙度方差分析

Table 3 Analysis of variance for surface roughness after remelting

Source of variation	Sum of squares	DF	RMSE	*F*-value	*P*-value	Significance
M	18.51	8	2.31	14.25	0.0003	Significant
L	0.14	1	0.14	0.83	0.3851	
V	12.57	1	12.57	77.38	<0.0001	
f	0.11	1	0.11	0.70	0.0423	
LV	0.14	1	0.14	0.84	0.0384	
Vf	1.94	1	1.94	12.92	0.0072	
Lf	1.65	1	1.65	10.14	0.0111	
L^2	1.49	1	1.49	9.18	0.0143	
V^2	0.52	1	0.52	3.20	0.0107	
Residual	1.46	9	0.16			
Lack of fit	1.46	8	0.18	228.26	0.0711	Unsignificant

$$R = 20.01234 - 0.26389L - 0.01005V + 0.00005LV + 0.00476Lf + 0.00008Vf + 0.00153L^2 + 0.00001V^2 \quad (2)$$

依据式(2)绘制脉冲频率分别为 250 MHz 和 500 MHz 条件下激光功率和扫描速度对重熔表面粗糙度交互作用的等高线图和响应面，如图 4 所示。随着扫描速度增加表面粗糙度逐渐降低，而增加激光功率会导致表面粗糙度升高，与表 2 列举的实验结果相一致。匹配高扫描速度和低激光功率可实现对 LPBF-NiTi 合金表面粗糙度的重熔改善，原因在于高扫描速度可减少激光能量在单位面积上的停留时间，从而有效避

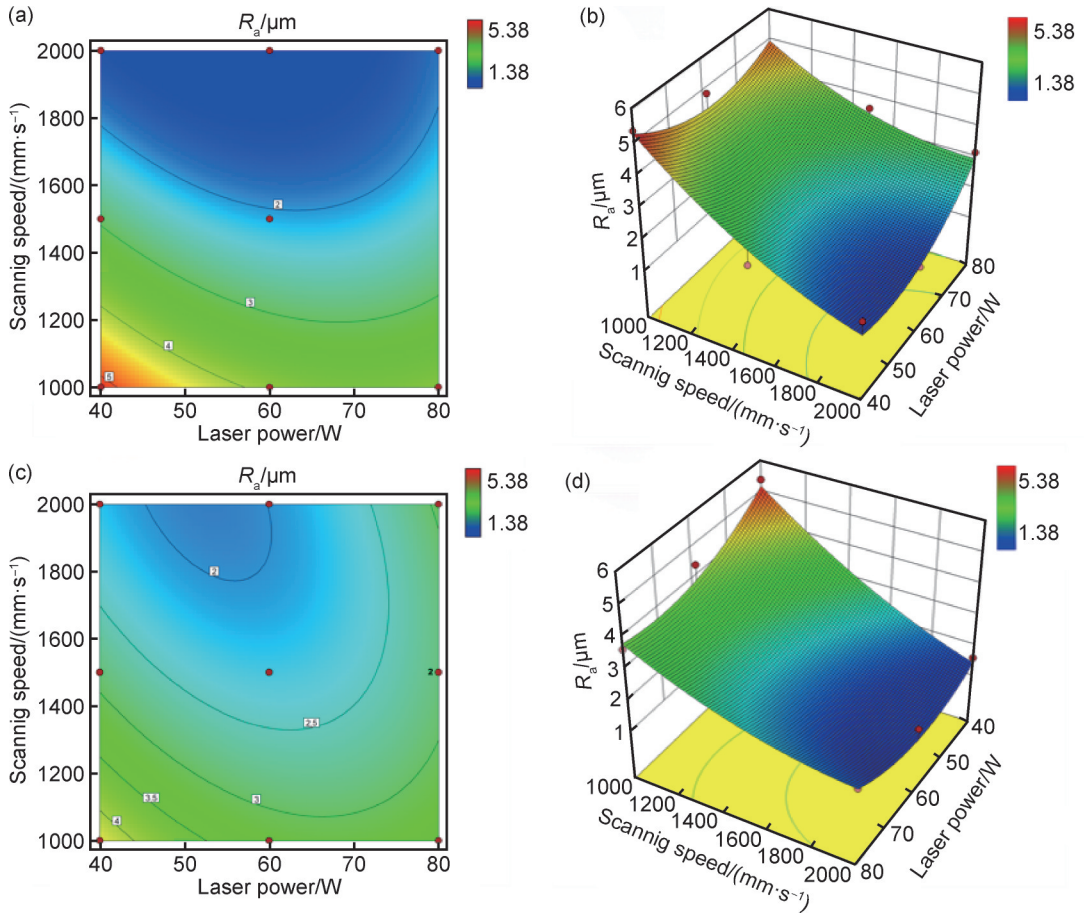


图 4 不同脉冲频率条件下激光功率和扫描速度交互作用的表面粗糙度等高线图和响应面

(a),(b)脉冲频率 250 MHz;(c),(d)脉冲频率 500 MHz

Fig.4 Contour maps and response surfaces of roughness affected by laser power and scanning speed under different pulse frequency conditions

(a),(b)pulse frequency is 250 MHz;(c),(d)pulse frequency is 500 MHz

免熔池被过度加热造成过分氧化和液态金属自发铺展导致的宏观缺陷，增大激光功率将加剧熔池的不稳定性致使表面粗糙度恶化。对比不同脉冲频率的等高线图和响应面可得，250 MHz脉冲频率下低粗糙度区域（R_a≤2 μm）分布更广，表明低频激光脉冲对表面粗糙度的改善效果更佳。

确定脉冲频率250 MHz后，应用Design-Expert软件的数据分析功能进行响应优化，以寻求表面粗糙度最小化的最优工艺参数组合。各输入参数与响应值的优化约束和软件给出的最佳求解结果见表4，表中简写字符含义与表2保持一致。

表4　响应优化约束条件及求解结果

Table 4　Response optimization constraints and solution results

Response optimization	L/W	V/(mm·s^{-1})	f/MHz	R_a/μm
Goal	In range	In range	In range	Minimize
Lower limit	58	1800	250	1.38
Upper limit	62	2000	250	2.88
Importance	4	5	3	5
Solution 1	60.226	1966.417	250	1.059 (predict)
Solution 2	61.624	1940.621	250	1.175 (predict)
Solution 3	59.979	1832.658	250	1.306 (predict)

考虑到设备控制精度有限，表4内响应优化求解参数组合做保留1位小数处理后输入M7型光纤激光器，对LPBF-NiTi成型表面进行激光重熔处理。参数组合的具体数值与激光重熔后样品表面粗糙度实测值见表5。对比表4内模型预测值与实测结果可得，构建的响应面模型在输入参数优化范围内能够以较高精度预测实验结果，且给出的最优求解结果（Solution 1）得到的表面粗糙度相比LPBF-NiTi降幅约90%（从8.04 μm降至0.763 μm），达到GB/T 1031—2009对高要求配合面的表面形貌要求（R_a≤0.8 μm）。

表5　使用响应优化结果重熔处理后LPBF-NiTi的表面粗糙度

Table 5　Surface roughness of LPBF-NiTi after remelting treatment using response optimization results

Parameter combination	L/W	V/(mm·s^{-1})	f/MHz	Defocusing distance/mm	Spot diameter/mm	R_a/μm
Solution 1	60.2	1966.4	250	175	0.1	0.763 (test)
Solution 2	61.6	1940.6				1.105 (test)
Solution 3	60.0	1832.7				0.961 (test)

为分析使用三组优化工艺参数激光重熔处理LPBF-NiTi所得表面的形貌差异，测定了各自的三维形貌特征和表面粗糙度分布曲线，如图5所示。可见尽管相比未处理态（R_a=8.04 μm）表面粗糙度均有明显改善（见表5），但参数Solution 2、3所得重熔表面仍存在较大高度起伏和不规则性，R_a分布曲线波动幅度明显更大，最大R_a值均超过2 μm，表明二者在激光重熔过程中加工稳定性较差。相比之下参数Solution 1所得表面粗糙度最低、R_a曲线波动幅度最小，测定范围内最大值未超过1.5 μm，表明重熔表面更加平整、起伏幅度小，激光道次的连续性和稳定性更优。归因于该参数合理地匹配激光功率与扫描速度，使激光能量均匀分布在照射表面，避免因局部过热导致的材料过熔或能量不足导致的表面未熔，从而有效提升重熔过程的稳定性；另一方面，参数Solution 1所得熔池尺寸与前述激光光斑直径合理匹配，确保多道次扫描熔池彼此紧密相接，避免过度重叠导致的熔体堆积或重叠不足引起的重熔间隙[24]（如Solution 2）；最后，参数Solution 1提供的激光能量输入能够与LPBF-NiTi自身的物理性能合理匹配，旧熔池凝固与新熔池生成动态稳定交互，使得在重熔过程中实现均匀的表面热收缩，减小因凝固不均引起的表面高度起伏[25]（如Solution 3）。

2.2　激光重熔对LPBF-NiTi力学性能和功能特性的影响

考虑到形状记忆合金主要应用于在机械结构中对执行端按需驱动，使役中需具有足够的强度和稳定的功能特性（如超弹性）。为确认本工作基于响应面法获得的激光重熔工艺参数是否对LPBF-NiTi的强度及超弹性存在不利影响，对未处理态样品（T_0）和按最优参数（Solution 1）激光重熔处理且未经后续磨削加工的样品（T_1）进行了力学性能及拉伸超弹性对比测试。

2.2.1　激光重熔对LPBF-NiTi力学性能的影响

图6(a)为样品T_0和T_1的室温拉伸应力-应变曲线。激光重熔处理使合金抗拉强度由588 MPa提升至656 MPa，提升幅度约12%，说明激光造成的高速熔化-冷却过程有助于消弭LPBF-NiTi的浅层缺陷，如微裂纹、粉末未熔透、浅层孔隙等，并有可能细化重熔面晶粒尺寸而对样品起细晶强化作用。但样品T_1的断裂应变低于T_0，可能需归因于T_1在激光重熔处理后未经后续磨削加工致使表面粗糙度相对T_0更高，且激光重熔过程有在样品表面造成微观热裂纹的可能[26]。二者均存在典型的“应力平台”特征，对应NiTi合金的应力诱导马氏体相变（B2→B19′）和B19′马氏

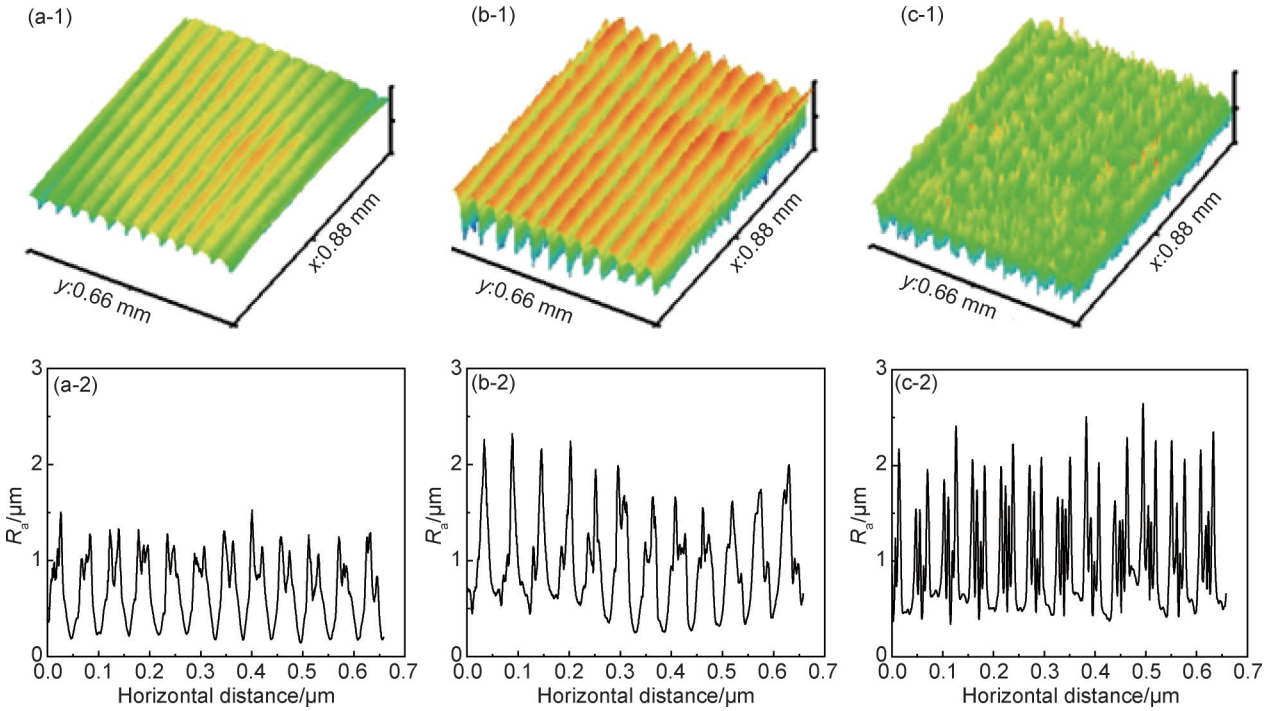


图5 以不同参数组合重熔处理LPBF-NiTi所得表面三维形貌(1)和粗糙度(2)分布曲线

(a)Solution 1;(b)Solution 2;(c)Solution 3

Fig.5 Surface morphology(1) and roughness(2) distribution curves of LPBF-NiTi remelted with different parameter combinations

(a)Solution 1;(b)Solution 2;(c)Solution 3

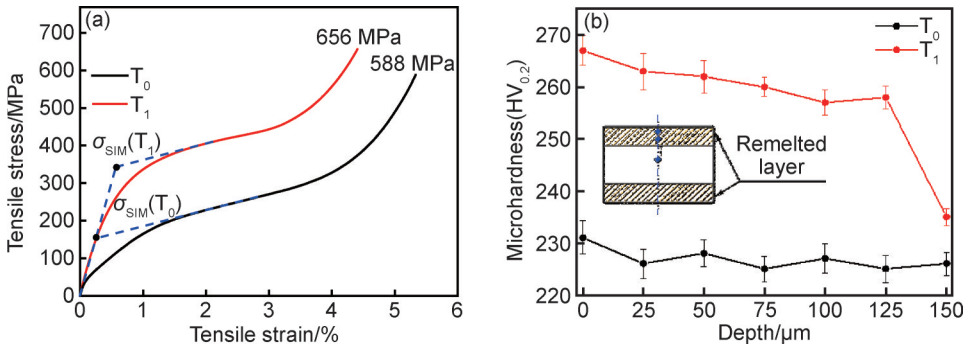


图6 激光重熔处理前后试样的力学性能

(a)室温拉伸应力-应变曲线;(b)截面显微硬度

Fig.6 Mechanical properties of specimens before and after laser remelting treatment

(a)tensile stress-strain curves at room temperature;(b)microhardness of cross section

体退孪晶,值得注意的是,通过切线法[10]求得的应力诱导马氏体相变临界应力(σ_{SIM})显示,激光重熔处理显著提升LPBF-NiTi的σ_{SIM}。在NiTi合金中σ_{SIM}主要与B2相的受载稳定性有关,而B2相稳定性又同时取决于环境温度和晶粒尺寸:在发生应力诱导马氏体相变温域内通常测试温度越高,B2相越能够保持结构稳定,使得临界相变应力越高[27];与之类似,晶界可作为马氏体相界迁移的阻碍,细化B2晶粒往往在应力诱导相变中具有更高稳定性,从而使临界相变应力升高[28]。本工作中,样品T_0与T_1在同一室温条件下进行拉伸测试,且图7(a)所示的DSC曲线证实心部合金相变温度(A_f)并无显著差异,由此临界相变应力升高可能主要与激光重熔层内晶粒细化有关。

为明确激光重熔层的深度,测定了样品T_0和T_1的截面硬度分布如图6(b)所示,可见经激光重熔后在单侧至少125 μm的深度范围内样品平均硬度达到264$HV_{0.2}$,显著高于未处理态的平均225$HV_{0.2}$。据此可以认为,叠加于拉伸试样两侧总厚至少250 μm(在试样中占体积比超20%)、平均硬度达未处理态合金1.2倍的激光重熔处理硬化层,是大幅提升合金拉伸强度的重要结构基础。

2.2.2　激光重熔对 LPBF-NiTi 拉伸超弹性的影响

NiTi 合金的超弹性发生在试样温度不低于 A_f 条件下，本质是应力诱导马氏体相变（B2→B19′）和卸载后温度诱导逆相变（B19′→B2）交替进行，并伴随相对大的可回复应变（recoverable strain，ε_{rec}）。本工作通过 DSC 测定的样品相变行为如图 7(a)所示，两种样品在环境温度等于各自 A_f 条件下的 10 次拉伸超弹性应力-应变响应及历次 ε_{rec} 值如图 7(b)～(f)所示。

测得 T_0 和 T_1 的超弹性循环应力-应变曲线如图 7(b)，(d)所示，可见样品 T_0 在历经 7 次循环后稳定输出 ε_{rec} 约 2.1%，而样品 T_1 仅 5 次循环后就趋于稳定，ε_{rec} 约 2.8%，表明激光重熔处理有助于提升 LPBF-NiTi 的超弹性稳定性和 ε_{rec}。NiTi 合金中超弹性稳定性的提升和 ε_{rec} 增大通常均与沉淀相析出塞积位错促使其饱和化有关[10]，本工作中多道次激光扫描重熔造成热积累可能导致沉淀相的析出，通过引起循环加载中位错的快速饱和而有利于改善 LPBF-NiTi 的拉伸超弹性稳定性，位错饱和后对进一步位错滑移的阻碍将有助于抑制合金的塑性变形，从而提高 ε_{rec}。另一方面，有研究指出 ε_{rec} 与 σ_{SIM} 值呈正相关[28]，本工作中 T_1 样品更大的 σ_{SIM} 值限制了应力诱导马氏体在加载条件下的塑性变形，从而有助于减少循环中残余应变（residual strain，ε_{res}）的积累，最终提升 LPBF-NiTi 的 ε_{rec}。需要指出的是，现有工作重点关注 LPBF-NiTi 经受激光重熔处理前后的早期循环稳定性差异，可为服役于低频、低周次场景（如管接头）的 NiTi 合金增材制造零件的表面加工提供参考，更高循环周次下二者的功能特性差异尚需进一步研究。

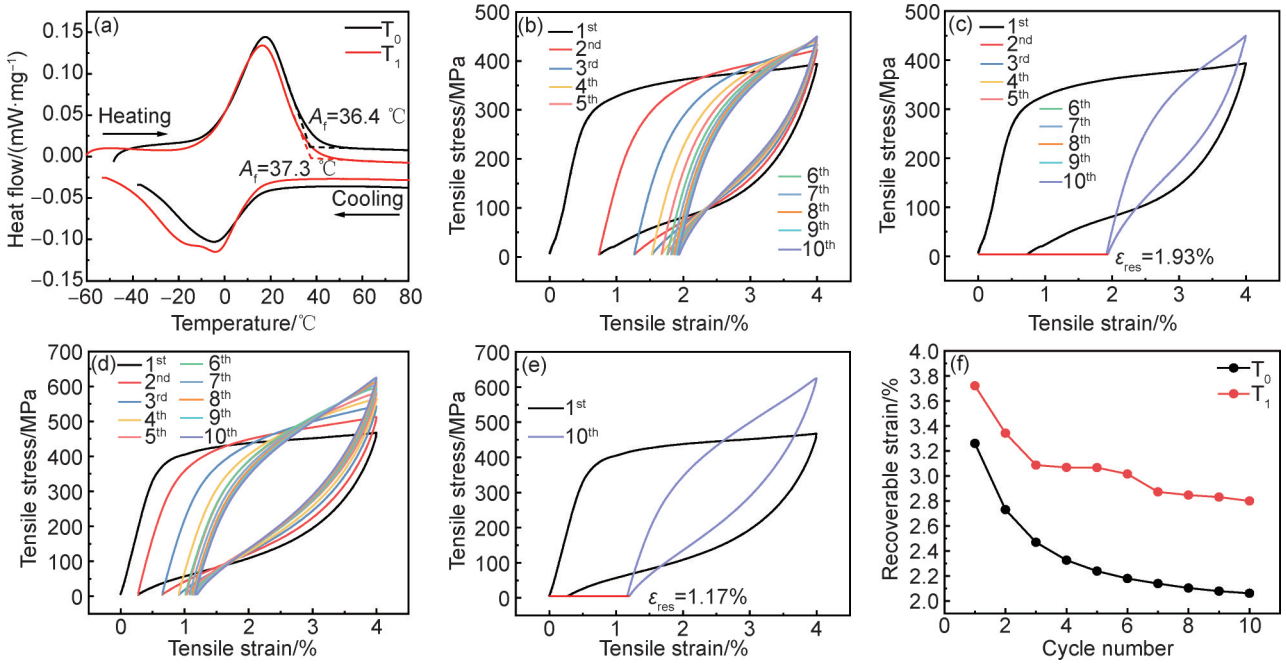


图 7　激光重熔处理前后试样的相变行为和拉伸超弹性

(a)样品 T_0 和 T_1 的 DSC 曲线；(b)样品 T_0 的 10 次拉伸超弹性循环应力-应变曲线；(c)样品 T_0 经超弹性循环后残余应变；(d)样品 T_1 的 10 次拉伸超弹性循环应力-应变曲线；(e)样品 T_1 经超弹性循环后残余应变；(f)两样品历次可回复应变

Fig.7　Phase transformation behavior and tensile superelasticity of samples before and after laser remelting treatment

(a)DSC curves of samples T_0 and T_1; (b)10 cycles of tensile superelastic stress-strain curve of sample T_0; (c)residual strain of sample T_0 after superelastic cycling; (d)10 cycles of tensile superelastic stress-strain curve of sample T_1; (e)residual strain of sample T_1 after superelastic cycling; (f)recoverable strain of two samples in each cycle

2.2.3　激光重熔影响 LPBF-NiTi 力学性能和功能特性的微观机理

为明晰激光重熔提升 LPBF-NiTi 拉伸强度和超弹性的微观机理，对样品 T_0 的成型表面和 T_1 的重熔表面进行 SEM 和 EBSD 分析。二者经化学蚀刻的表面形貌如图 8 所示，LPBF-NiTi 具有晶粒尺寸与形态差异显著的区域，包括图 8(a)所示的柱状粗晶区、图 8(c)所示的等轴细晶区和二者间过渡区，此种微观结构主要归因于增材制造过程中熔池内复杂的热历史和温度梯度。经激光重熔处理后样品 T_1 表现与 T_0 相异的微观结构，在等轴细晶基体上分布有形态明显有别于 LPBF-NiTi 的半球形凹坑和树枝状晶粒，如图 8(e)内虚线圈所示，对此区域的 EDS 分析表明，半球形凹坑内 Ti:Ni 原子比达到 2.5:1（图 8(f)内 Spot 1），而树枝

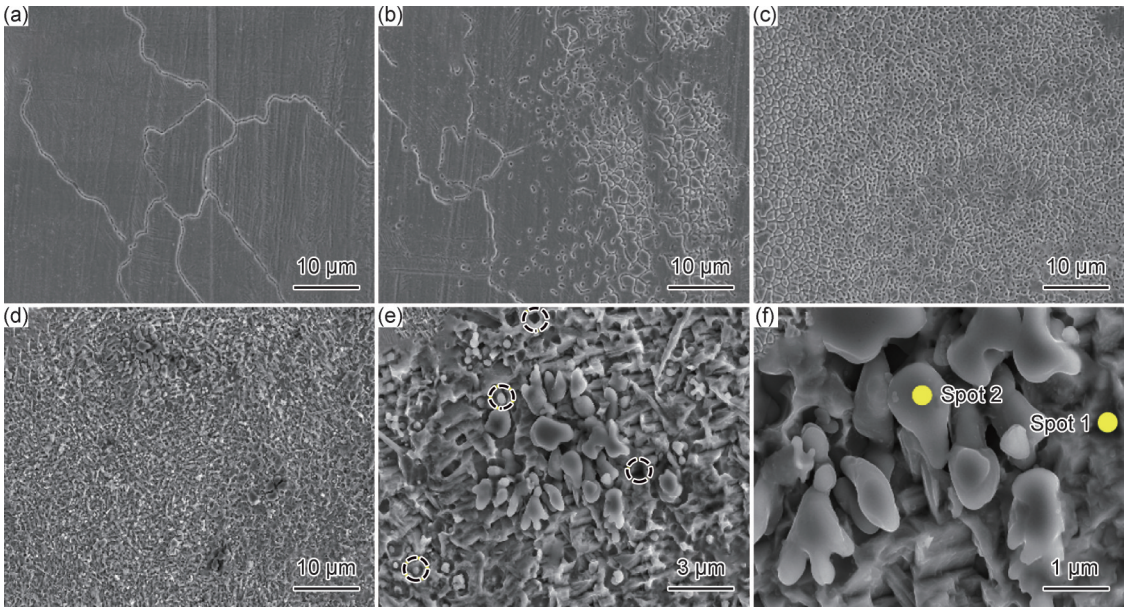


图8 样品 T_0 和 T_1 的表面微观形貌

(a)~(c)T_0 的成型表面不同区域;(d)~(f)T_1 的重熔表面不同放大倍率

Fig.8 Microscopic surface morphology of samples T_0 and T_1

(a)-(c)different regions of T_0 surface;(d)-(f)remelted surface of T_1 under different magnification ratios

状晶粒的 Ti 原子分数达到 93.5%(图 8(f)内 Spot 2)。类似情况在 Zhan 等[29]的工作中亦见报道,伴随 LPBF 成型逐层重熔的 NiTi 合金成型顶面观测到弥散分布、化学计量符合 Ti_2Ni 的纳米级析出物。说明在激光重熔过程中,光斑核心区域的高温使 Ni 元素迅速挥发,引起局部成分偏析,在随后的快速冷却过程中由于溶质元素扩散受限,亚微米级 Ti_2Ni 相自发从富 Ti 熔体析出[30];同时,伴随新相的生成和局部合金成分再分配,富 Ti 枝晶以球形 Ti_2Ni 析出相为现成表面沿温度梯度方向生长,从而使 T_1 样品具有富 Ti 树枝晶+球状亚微米级 Ti_2Ni 析出相共存的独特微观结构,而亚微米级球状 Ti_2Ni 相已被证实具有提升 NiTi 合金功能特性稳定性的作用[30]。

进一步地,对样品 T_0 的成型表面和 T_1 的重熔表面分别进行 EBSD 分析,如图 9 所示。可见二者均具有 LPBF-NiTi 典型的“网格状”晶粒结构[31],说明成型后激光重熔并不足以完全改变合金的晶体取向。值得注意的是,样品 T_0 的“网格状”晶粒内部多以单一取向的粗大晶粒为主,如图 9(a)所示,说明 LPBF 成型过程中熔池心部具有相对较慢的冷却速度,合金熔体在自熔池底而上的热流引导下生长为粗大柱状晶。经激光重熔后,明显地原单一取向柱状晶被消解为多个取向近似晶粒,原柱状晶周围的等轴细晶区区域扩大,如图 9(b)所示,使得整体晶粒尺寸大幅减小。说明激光重熔处理为合金熔体提供远快于 LPBF 熔池的冷却速度,有助于在处理面构造晶粒细化层,对改善 LPBF-NiTi 的力学性能和功能特性起到积极作用。

综上所述,本工作中采用响应面法求解所得最优参数激光重熔处理 LPBF-NiTi 对合金微观结构的影响是多方面的:促进亚微米级 Ti_2Ni 相析出和细化重

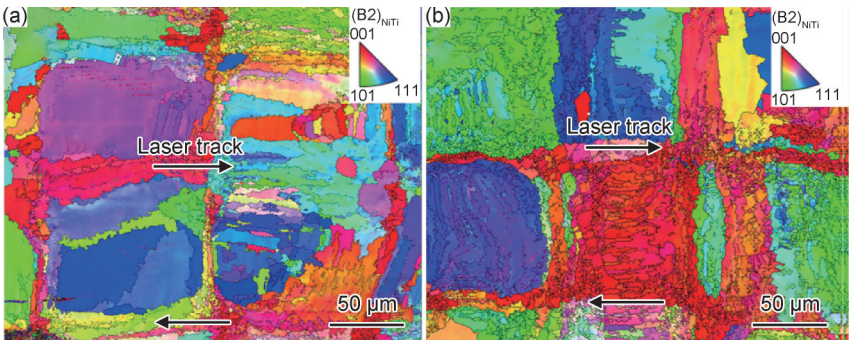


图9 样品 T_0 和 T_1 的表面 EBSD 图像 (a)T_0 的成型表面;(b)T_1 的激光重熔表面

Fig.9 EBSD images of samples T_0 and T_1 (a)fabrication surface of T_0;(b)laser remelted surface of T_1

熔处理面晶粒。由此对LPBF-NiTi力学性能及功能特性带来的影响包括：激光重熔细化晶粒依靠细晶强化作用提高合金拉伸强度；Ti_2Ni析出相通过塞积位错提高超弹性稳定性及ε_{rec}值，同时晶粒细化后伴随相变临界应力提高马氏体塑性变形受到抑制，ε_{res}积累减缓。所以，激光重熔处理改善LPBF-NiTi的力学性能及功能特性是多重机制协同作用的结果。

3　结论

（1）基于响应面法确定了激光重熔改善LPBF-NiTi表面粗糙度的最优工艺参数：离焦量175 mm、光斑直径0.1 mm、脉冲频率250 MHz、激光功率60.2 W、扫描速度1966.4 mm/s。

（2）与未处理的LPBF-NiTi相比，采用最优工艺参数重熔处理可使合金表面粗糙度由8.04 μm降至0.763 μm，达到GB/T 1031—2009对高要求配合面的粗糙度要求；使合金拉伸强度由588 MPa增至656 MPa，拉伸超弹性稳定ε_{rec}由2.1%增至2.8%。

（3）激光重熔处理改善LPBF-NiTi的力学性能和功能特性存在多重微观机制协同作用：晶粒细化有助于提高合金抗拉强度，与之伴随的相变临界应力升高制约了马氏体塑性变形从而限制ε_{res}积累；Ti_2Ni相的析出有助于塞积位错促使其饱和来提升超弹性稳定性。

参考文献

[1] MA G Y, WANG J, DI T D, et al. Effect of heat treatment on microstructure, phase transformation behavior and shape memory effect of NiTi shape memory alloy manufactured by additive manufacturing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1035: 181340.

[2] LIAN M, ZHOU Y H, WANG Y K, et al. Experimental investigation of mechanical properties of NiTi superelastic shape memory alloy cables[J]. Journal of Constructional Steel Research, 2024, 214: 108447.

[3] WANG H, WANG B, LIU Z Q, et al. Research on corrosion behavior and biocompatibility of NiTi alloy processed with combined dealloying and annealing treatment[J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 494: 131410.

[4] NICCOLI F, GIOVINCO V, GARION C, et al. NiTi shape memory alloy pipe couplers for ultra-high vacuum systems: development and implementation[J]. Smart Materials and Structures, 2022, 31(6): 065014.

[5] BRAGA R, RODRIGUES P F, CORDEIRO H, et al. The study of new NiTi actuators to reinforce the wing movement of aircraft systems[J]. Materials, 2022, 15(14): 4787.

[6] BRUNELLO G, BECKER K, RAUCH N, et al. The effect of NiTi brush, polishing brush, and chemical agent on the dental implant surface morphology and cytocompatibility[J]. Clinical Implant Dentistry and Related Research, 2025, 27: e13417.

[7] ZHU L X, LIU Y, LI M X, et al. Calculation model of mechanical and sealing properties of NiTi alloy corrugated gaskets under shape memory effect and hyperelastic coupling: Ⅰ mechanical properties[J]. Materials, 2022, 15(14): 4836.

[8] WANG J, HUANG B, GU X J, et al. Actuation performance of machined helical springs from NiTi shape memory alloy[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2022, 236: 107744.

[9] ABOALNAGA A A, EL SHAHAWI A M. Comparison of surface roughness and hardness of three different brands of esthetic coated NiTi archwires: *invitro* study[J]. BMC Oral Health, 2023, 23(1): 816.

[10] LU H Z, MA H W, CAI W S, et al. Stable tensile recovery strain induced by a Ni_4Ti_3 nanoprecipitate in a $Ni_{50.4}Ti_{49.6}$ shape memory alloy fabricated *via* selective laser melting[J]. Acta Materialia, 2021, 219: 117261.

[11] YANG C, HUANG Z Y, CHEN T, et al. Large recoverable strains with high recovery rates *via* cooperative regulation of texture and precipitation in additive manufactured NiTi alloy[J]. Scripta Materialia, 2024, 248: 116122.

[12] LI H H, SU Z X, RAO Z X, et al. Bistable-shape memory synergy enables self-triggered snap-through with ultrahigh energy density[J]. Advanced Functional Materials, 2026, 36(8): e14272.

[13] LU H Z, MA H W, LUO X, et al. Microstructure, shape memory properties, and *in vitro* biocompatibility of porous NiTi scaffolds fabricated *via* selective laser melting[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 15: 6797-6812.

[14] PARK S I, ROSEN D W. Quantifying effects of material extrusion additive manufacturing process on mechanical properties of lattice structures using as-fabricated voxel modeling[J]. Additive Manufacturing, 2016, 12: 265-273.

[15] YANG G, XIE Y L, ZHAO S, et al. Quality control: internal defects formation mechanism of selective laser melting based on laser-powder-melt pool interaction: a review[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers, 2022, 1(3): 100037.

[16] WEINERT K, PETZOLDT V. Machining of NiTi based shape memory alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 378(1/2): 180-184.

[17] GUAN K P, YU J, WANG F T, et al. Combining laser texturing and remelting for reducing friction and corrosive wear in Ti-based amorphous alloys[J]. Precision Engineering, 2025, 93: 417-424.

[18] YAN S J, TAHERI M, AHADI B, et al. A new method of applying CrNbTaMoTi high entropy coating using the laser cladding/laser remelting technique[J]. Materials Chemistry and Physics, 2025, 334: 130339.

[19] 崔振铎，朱胜利，韩雅静，等. 激光重熔NiTi合金表面组织与腐蚀行为[J]. 兵器材料科学与工程，2005，28(2)：4-8.
CUI Z D, ZHU S L, HAN Y J, et al. Microstructure and corrosion behavior of laser surface re-melted NiTi alloy[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2005, 28(2): 4-8.

[20] CHO S Y, SHIN G Y, SHIM D S. Effect of laser remelting on the

surface characteristics of 316L stainless steel fabricated *via* directed energy deposition[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 15: 5814-5832.

[21] LIU L, WANG X B, GUO S F, et al. Review of the formula of thermal focal length in side-pumped laser rods[J]. Optics Communications, 2011, 284(5): 1274-1277.

[22] HAM S S, BYEON C C, LEE H. Surface characteristics of alkaline earth boro-aluminosilicate glass following single picosecond laser pulse exposure at different focal positions[J]. Optics & Laser Technology, 2019, 113: 437-446.

[23] 路学成,何佳欢,张志强,等. 基于响应面法的超级双相不锈钢CMT+P电弧增材制造工艺优化[J]. 材料工程, 2025, 53(9): 136-145.
LU X C, HE J H, ZHANG Z Q, et al. Optimization of CMT+P wire and arc additive manufacturing process based on response surface methodology for super duplex stainless steel[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(9): 136-145.

[24] MARIMUTHU S, TRIANTAPHYLLOU A, ANTAR M, et al. Laser polishing of selective laser melted components[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2015, 95: 97-104.

[25] LAMIKIZ A, SÁNCHEZ J A, LÓPEZ DE LACALLE L N, et al. Laser polishing of parts built up by selective laser sintering[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2007, 47(12/13): 2040-2050.

[26] YANG C, LONG T, YAN A, et al. Improved corrosion resistance of selective laser melted NiTi alloys *via* nanosecond pulsed laser annealing treatment for biomedical application[J]. Additive Manufacturing Letters, 2025, 14: 100306.

[27] CHEN Y C, TYC O, KADEŘÁVEK L, et al. Temperature and microstructure dependence of localized tensile deformation of superelastic NiTi wires[J]. Materials & Design, 2019, 174: 107797.

[28] ZHANG M G, WANG B L, LI X Z, et al. Grain refinement of NiTi alloys during ultrasound-assisted wire-arc directed energy deposition[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2024, 19(1): e2289465.

[29] ZHAN J B, LU Y J, LIN J X. On the martensitic transformation temperatures and mechanical properties of NiTi alloy manufactured by selective laser melting: effect of remelting[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2021, 34(9): 1223-1233.

[30] LU H Z, LIU L H, YANG C, et al. Simultaneous enhancement of mechanical and shape memory properties by heat-treatment homogenization of Ti_2Ni precipitates in TiNi shape memory alloy fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 101: 205-216.

[31] NIGITO E, DIEMER F, HUSSON S, et al. Microstructure of NiTi superelastic alloy manufactured by selective laser melting[J]. Materials Letters, 2022, 324: 132665.

基金项目:国家自然科学基金项目(52371027,U24A2025);广东省金属新材料制备与成形重点实验室开放课题(GJ202401)

收稿日期:2025-11-17;**录用日期**:2026-01-05

通讯作者:蔡潍锶(1997—),女,博士,主要从事形状记忆合金增材制造的研究,联系地址:中国香港薄扶林道香港大学机械工程系(999077),E-mail:caiweisi@hku.hk;杨超(1977—),男,教授,博士,主要从事金属新材料制备与成形的研究,联系地址:广东省广州市天河区五山路华南理工大学38号楼国家金属材料近净成形工程技术研究中心(510641),E-mail:cyang@scut.edu.cn

(本文责编:齐书涵)