

DOI:10.11973/jxgcl240177

# 激光能量密度和固溶处理对激光选区熔化NiTi合金显微组织和性能的影响

汪 良,张 亮,吴文恒

(上海材料研究所有限公司,增材制造材料研发与应用中心,上海市工程材料应用与评价重点实验室,上海200437)

**摘要:**以NiTi合金粉末为原料,在不同激光功率和扫描速度下采用激光选区熔化工艺制备NiTi合金,研究了激光能量密度( $26.67\sim111.11\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ )和 $950\text{ }^\circ\text{C}\times2\text{ h}$ 固溶处理对NiTi合金显微组织、相对密度、力学性能的影响。结果表明:随着激光能量密度的增加,沉积态NiTi合金的相对密度先增大后减小再略微增大,当激光能量密度为 $50.00\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时,相对密度最大,为99.89%;随着激光能量密度的增加,合金中镍含量降低,相变温度升高,B2奥氏体相减少,B19'马氏体相增多,合金微观结构变化不大,垂直于成形方向为等轴晶,平行于成形方向为柱状晶,晶粒由不规则形状变为规则形状;经过固溶处理后,晶粒形貌未发生明显变化,但组织更加均匀。随着激光能量密度的增加,沉积态和固溶态合金的抗拉强度和断后伸长率基本呈先增后减再增的趋势,硬度降低。当激光能量密度为 $50.00\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时,沉积态合金的拉伸性能最好,抗拉强度为769 MPa,断后伸长率为6.73%,固溶处理后抗拉强度为762 MPa,断后伸长率达到了7.27%。NiTi合金的最优SLM工艺参数为激光功率100 W、扫描速度 $800\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 、扫描间距 $100\text{ }\mu\text{m}$ 、铺粉厚度 $30\text{ }\mu\text{m}$ 。

**关键词:**激光选区熔化;NiTi合金;拉伸性能;固溶处理

中图分类号: TG139; TN249

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2025)03-0081-07

## 0 引言

镍钛(NiTi)合金具有良好的形状记忆效应、超弹性、生物相容性等独特特性,目前已广泛应用于医疗、航空、智能机器人等领域<sup>[1]</sup>。然而,NiTi合金的机加工性能较差,采用传统减材加工方法进行加工时存在加工效率低、精加工能力不足等缺点<sup>[2]</sup>。激光选区熔化(selective laser melting, SLM)技术作为一种应用较广泛的金属增材制造技术<sup>[3]</sup>,具有较高的成形精度,可以克服传统减材加工方法的缺点,在NiTi合金的加工与制备方面具有较好的应用前景<sup>[4]</sup>。

SLM技术涉及激光功率、扫描速度、扫描间距、铺粉厚度等工艺参数,这些工艺参数的组合影响着成形零件的质量。为了统一描述这些工艺参数,将工艺参数进行整合得到激光能量密度 $E$ [ $E=P/(vht)$ , $P$ 为激光功率,  $v$ 为扫描速度,  $h$ 为扫描间

距,  $t$ 为铺粉厚度]。当激光能量密度控制在 $50\sim100\text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时,成形件的致密性较好,力学性能较优异<sup>[5]</sup>。采用SLM工艺成形NiTi形状记忆合金时,过高的激光能量密度会导致镍元素蒸发,金属蒸气来不及逸出,从而导致成形件中形成圆形的气孔,甚至会产生裂纹;而过低的激光能量密度会使NiTi合金粉末熔化不完全,导致成形件中产生大量不规则的孔隙及裂缝,从而严重影响其力学性能<sup>[6]</sup>。目前,有关SLM成形NiTi合金的研究主要集中在单一或其中几个SLM工艺参数对合金致密性、组织和拉伸性能的影响方面<sup>[7-11]</sup>,以激光能量密度来表征工艺参数影响的研究较少。此外,对SLM成形件进行热处理的研究也较少,而热处理也会影响成形件的力学性能<sup>[12]</sup>。因此,作者以NiTi合金粉末为原料,在不同激光功率和扫描速度下采用SLM工艺制备NiTi合金,研究了不同激光能量密度下沉积态和固溶态NiTi合金的显微组织、相对密度和力学性能,以期为NiTi合金SLM工艺的制备及应用范围拓展提供理论指导。

收稿日期: 2024-04-10; 修訂日期: 2025-01-08

基金项目: 上海市优秀学术/技术带头人计划项目(22XD1430900)

作者简介: 汪良(1999—),男,安徽安庆人,硕士研究生

导师: 张亮研究员

## 1 试样制备与试验方法

SLM 成形用 NiTi 合金粉末以 Ni<sub>50.5</sub>Ti<sub>49.5</sub> (原子分数 /%) 合金棒材为原料, 通过电极感应气雾化加工而成, 化学成分(质量分数 /%) 为 56.09Ni, 0.007 4C, 0.004Fe, 0.043O, 0.001 5N, 0.000 7H, 余 Ti, 微观形貌、粒径分布以及 X 射线衍射(XRD) 谱如图 1 所示。由图 1 可知, NiTi 合金粉末颗粒以球形为主, 粒径在 15~53 μm 之间, 呈正态分布, 平均粒径为 32 μm, 粉末中仅存在 B2 奥氏体相。采用 EOS M290 型激光

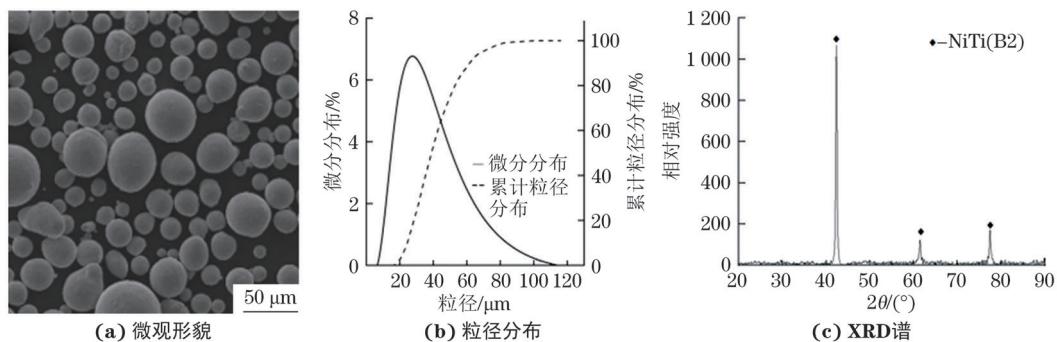


图 1 NiTi 合金粉末的微观形貌、粒径分布和 XRD 谱

Fig. 1 Micromorphology (a), particle size distribution (b) and XRD pattern (c) of NiTi alloy powder

在沉积态合金上截取尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的试样, 采用阿基米德排水法计算 NiTi 合金的相对密度。按照 GB/T 223.25—1994《钢铁及合金化学分析方法 丁二酮肟重量法测定镍量》对沉积态合金中的镍元素含量进行分析。采用 DSC 8500 型差式扫描量热仪对沉积态合金的相变温度进行测定。利用 XRD-6000 型 X 射线衍射仪(XRD)对沉积态和固溶态合金的物相组成进行分析, 采用铜靶, 扫描范围为 20°~90°, 扫描速率为 10 (°)·min<sup>-1</sup>。在沉积态和固溶态合金上截取金相试样, 经打磨、抛光, 用由体积比 1:3:6 的 HF、HNO<sub>3</sub>、H<sub>2</sub>O 组成的溶液腐蚀后, 采用 ZEISS 光学显微镜和 VEGA3 SBU 型扫描电镜(SEM)观察垂直于成形方向和平行于成形方向的显微组织。采用 Falcon 503 型维氏硬度计测试垂直于成形方向的硬度, 测 3 次取平均值。按照 GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验 第 1 部分: 室温试验方法》, 在沉积态和固溶态合金上平行于成形方向截取如图 2 所示的拉伸试样, 采用 Zwick-Z400

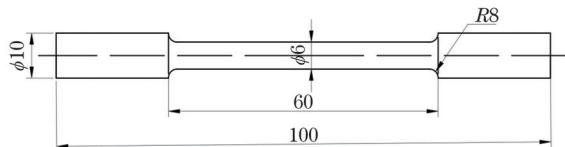


图 2 拉伸试样尺寸

Fig. 2 Tensile sample size

选区熔化设备进行 SLM 成形试验。采用逐层扫描的方法, 激光功率为 80, 100, 120, 140, 160, 200 W, 扫描速度为 600, 700, 800, 900, 1 000 mm·s<sup>-1</sup>, 扫描间距固定为 100 μm, 铺粉厚度固定为 30 μm, 为减少层与层之间温度梯度的累积, 层间旋转角度为 67°。计算得到激光能量密度的范围为 26.61~111.11 J·mm<sup>-3</sup>。采用 SXL-1400C 型箱式电炉利用真空封管方法对沉积态合金进行 950 °C×2 h 固溶处理, 升温速率为 10 °C·min<sup>-1</sup>, 水冷。

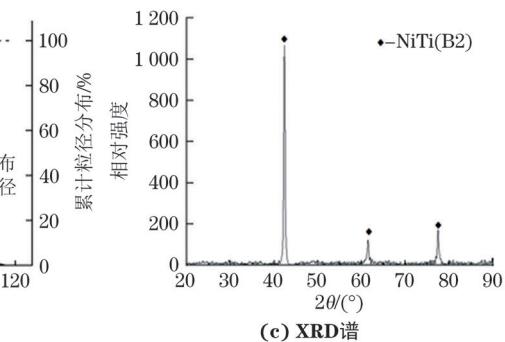


图 3 沉积态合金的相对密度随激光能量密度的变化曲线

Fig. 3 Curves of relative density vs laser energy density of deposited alloy

型万能材料试验机进行室温拉伸试验, 拉伸速度为 0.24 mm·min<sup>-1</sup>。

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 沉积态合金的相对密度

由图 3 可以发现, 随着激光能量密度的增加, 沉积态合金的相对密度整体呈先增大后减小再略微增大的趋势, 当激光能量密度为 50.00 J·mm<sup>-3</sup> (激光功率 100 W、扫描速度 800 mm·s<sup>-1</sup>、扫描间距 100 μm、铺粉厚度 30 μm) 时, 相对密度最大, 为 99.88%。当激光能量密度较低时, 合金粉末烧结不完全, 成形合金中存在孔隙等缺陷, 因此相对密度较低; 而当激光能量密度过高时, SLM 过程中会产生

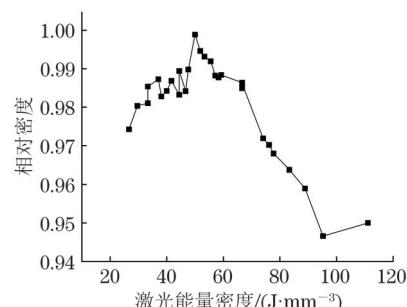


图 3 沉积态合金的相对密度随激光能量密度的变化曲线

Fig. 3 Curves of relative density vs laser energy density of deposited alloy

金属液体的飞溅, 并且过高的热输入导致金属气化, 气体来不及逸出而形成孔隙, 因此合金的相对密度也较低<sup>[13-14]</sup>。

## 2.2 沉积态合金的成分与相变温度

当镍和钛的原子比接近 1:1 时, 镍原子分数每下降 1%, NiTi 合金的相变温度便升高 90~100 °C<sup>[15]</sup>; 镍原子分数每增加 1%, 相变温度大约降低 80 °C<sup>[16-17]</sup>。由于不同激光能量密度下镍、钛元素的挥发量存在差异, 因此 NiTi 合金中镍与钛的原子比也会发生明显变化, 从而影响合金的相变温度, 进而影响显微组织。原始合金粉末中的镍质量分数为 56.09%, 而 26.61, 50.00, 111.11 J·mm<sup>-3</sup> 激光能量密度下 SLM 成形 NiTi 合金中的镍质量分数分别为 55.82%, 55.78%, 55.59%。可见, 相比于原始合金粉末, SLM 成形 NiTi 合金中的镍含量显著降低, 且随着激光能量密度的增加, 镍含量持续降低。这是因为镍元素的沸点(2 732 °C)较低, 钛元素的沸点(3 287 °C)较高, SLM 成形过程中的温度约为 2 700 °C, 在 SLM 成形过程中部分镍元素会因蒸发而损失, 因此镍含量减少<sup>[17]</sup>。

原始合金粉末的  $M_s$ (马氏体相变开始温度)和  $A_f$ (奥氏体相变终止温度)分别为 -10.20, 44.71 °C, 26.61, 50.00, 111.11 J·mm<sup>-3</sup> 激光能量密度下 SLM 成形 NiTi 合金的  $M_s$  分别为 4.36, 7.82, 10.93 °C,  $A_f$  分别为 54.98, 70.30, 81.52 °C。可见, 相比于原始合金粉末, SLM 成形合金的  $A_f$  和  $M_s$  相变温度升高, 且随着激光能量密度的增加进一步升高。

## 2.3 沉积态合金的物相组成

由图 4 可以看出: 沉积态 NiTi 合金中存在 B2 奥氏体相和少量 B19' 马氏体相, 随着激光能量密度的增加, B2 奥氏体相含量降低, 而 B19' 马氏体相含量增加。相变温度越低, 成形 NiTi 合金室温组织中单一的 B2 奥氏体相含量越高; 随着激光能量密度的增

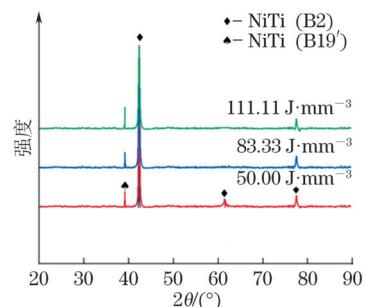


图 4 不同激光能量密度下沉积态 NiTi 合金的 XRD 谱

Fig. 4 XRD spectra of deposited NiTi alloys under different laser energy densities

加, 合金的相变温度升高, 因此 B2 奥氏体相减少, 对应 B19' 马氏体相增多。

## 2.4 沉积态和固溶态合金的显微组织

由图 5 和图 6 可以看出: 沉积态 NiTi 合金垂直于成形方向的组织为等轴晶组织, 晶界呈棋盘状, 这是由于 SLM 的多次扫描造成晶体反复出现熔化再结晶的过程, 使得成形晶体呈独特 S 形, 整体晶界呈现棋盘状<sup>[18]</sup>; 平行于成形方向的组织为柱状晶, 这是由于在 SLM 过程中激光斑点总在最上层, 成形方向是温度梯度最大的方向<sup>[19]</sup>。随着激光能量密度的增加, 晶粒逐渐从不规则形状变为规则形状。不同激光能量密度下合金内部的缺陷均匀分布, 未出现聚集现象; 当激光能量密度较小(33.33 J·mm<sup>-3</sup>)时, 缺陷以未熔合孔隙为主, 形状不规则, 而在较大激光能量密度(83.33 J·mm<sup>-3</sup>)下, 缺陷以规则圆形气孔为主; 当激光能量密度为 50.00 J·mm<sup>-3</sup> 时, 合金内部缺陷较少, 致密性良好, 与相对密度的结果相吻合。

由图 7 可以看出, 沉积态 NiTi 合金内部均存在析出相, 随着激光能量密度的增加, 析出相数量增加, 但分布变得不均匀。在 SLM 成形过程中, 熔化过程的升温速率较快, 温度过高, 镍原子蒸发, 同时熔池的冷却速率很快, 影响了钛原子的扩散。由于镍原子的蒸发和钛原子扩散受限, 在凝固过程中二

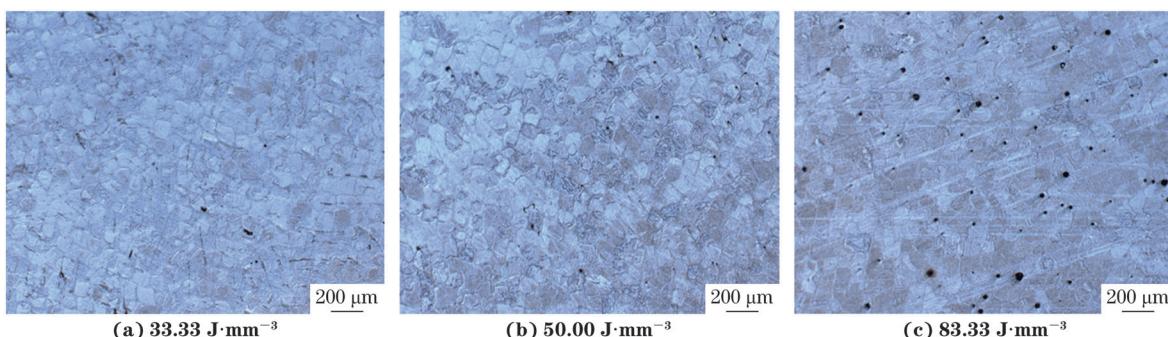


图 5 不同激光能量密度下沉积态 NiTi 合金垂直于成形方向的显微组织

Fig. 5 Microstructures of deposited NiTi alloy perpendicular to forming direction under different laser energy densities

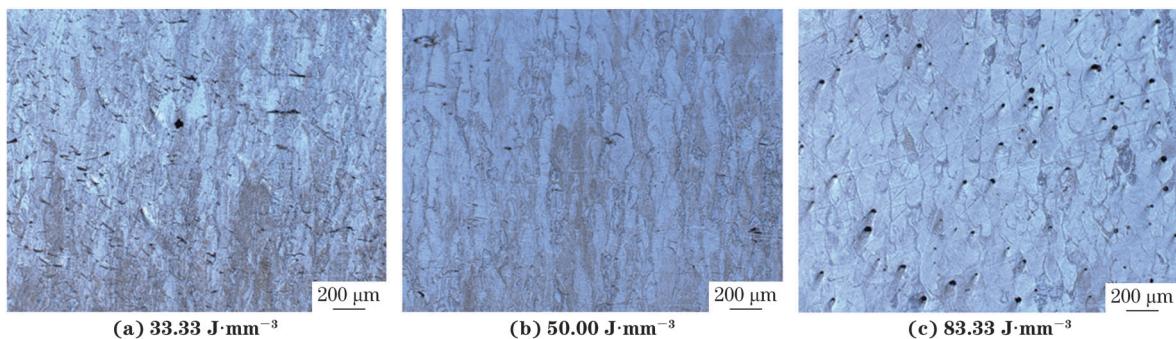


图 6 不同激光能量密度下沉积态 NiTi 合金平行于成形方向的显微组织

Fig. 6 Microstructures of deposited NiTi alloy parallel to forming direction under different laser energy densities

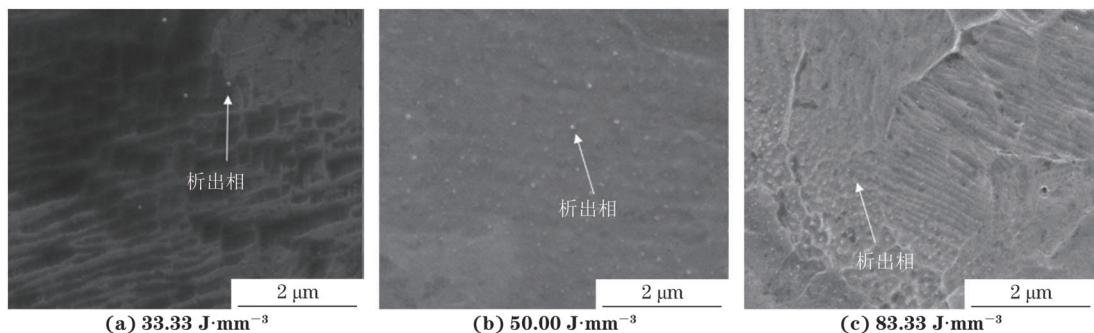


图 7 不同激光能量密度下沉积态 NiTi 合金垂直于成形方向的 SEM 形貌

Fig. 7 SEM morphology of deposited NiTi alloy perpendicular to forming direction under different laser energy densities

者在晶界处富集形成  $Ti_2Ni$  相。随着激光能量密度的增加, 熔池冷却速率加快, 导致溶质元素来不及均匀扩散, 同时熔池流动更加剧烈且不稳定, 导致溶质元素分布不均匀; 元素的分布不均导致析出相分布

不均匀<sup>[20]</sup>。

由图 8 可以看出, 经过固溶处理后, NiTi 合金不同方向的晶粒形貌未发生明显变化, 但组织更加均匀。垂直于成形方向的组织仍为典型的等轴晶结构,

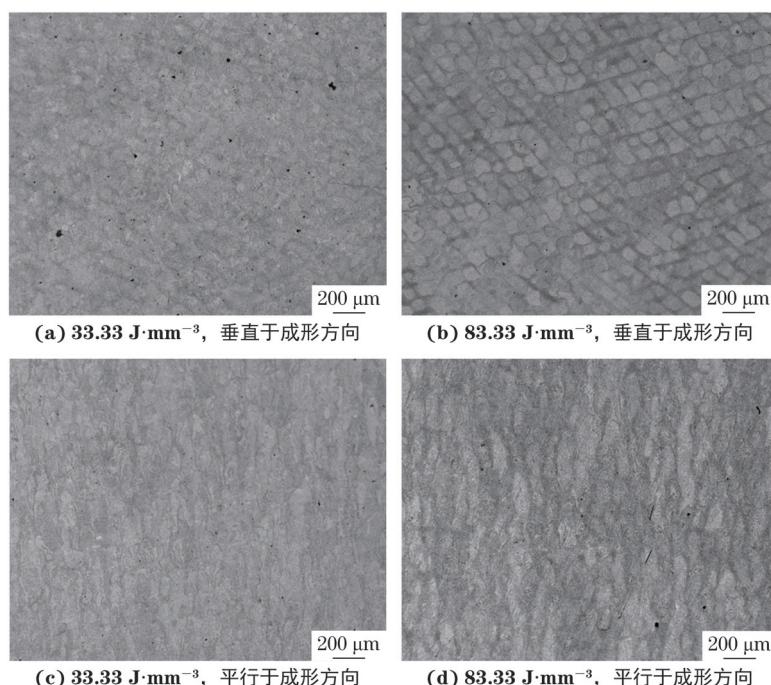


图 8 不同激光能量密度下固溶态 NiTi 合金垂直于成形方向和平行于成形方向的显微组织

Fig. 8 Microstructures of solid-soluted NiTi alloy perpendicular (a-b) and parallel (c-d) to forming direction under different laser energy densities

与沉积态相比, 晶界更加明显, 且随着激光能量密度的增加, 晶粒的形貌更明显, 形状更规则; 平行于沉积方向的组织仍为柱状晶结构, 与沉积态相比, 柱状组织更为明显。

## 2.5 沉积态和固溶态合金的力学性能

由图9可知: 沉积态NiTi合金的硬度高于固溶态合金; 随着激光能量密度的增加, 沉积态和固溶态合金的硬度均降低。SLM成形NiTi合金的 $M_s$ 低于室温, 合金室温组织主要由B2奥氏体相组成, 因此合金的显微硬度主要取决于室温下外加应力诱导奥

氏体向马氏体转变的难易程度。随着激光能量密度的增加, SLM成形NiTi合金中的镍含量下降, 导致相变温度升高, 应力诱导奥氏体向马氏体的相变更容易发生, 因此合金的硬度降低。固溶处理后合金的硬度明显降低, 这是由于固溶处理后的快速冷却有助于保持合金的高温无序相, 从而抑制马氏体相变的发生。马氏体相变是NiTi合金中的一种重要强化机制, 相变产生的孪晶界面、位错等微观缺陷可以显著提高合金的硬度。因此, 固溶处理后马氏体相变的抑制使得合金硬度相比沉积态降低<sup>[21]</sup>。

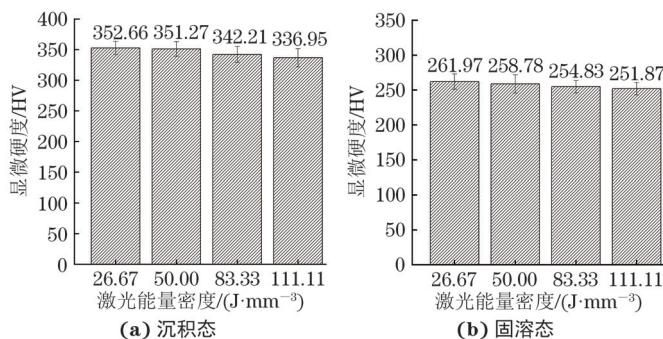


图9 不同激光能量密度下沉积态和固溶态NiTi合金的硬度

Fig. 9 Hardness of deposited (a) and solid-soluted (b) NiTi alloy under different laser energy densities

由表1可以看出, 随着激光能量密度的增加, 沉积态和固溶态合金的抗拉强度和断后伸长率基本呈先增后减再增的趋势, 该趋势与相对密度的变化趋势基本一致。当激光能量密度为 $26.67 J \cdot mm^{-3}$ ,  $83.33 J \cdot mm^{-3}$ 时, 合金的抗拉强度和断后伸长率均较低, 这是由于此时试样内部存在较多的缺陷, 在外加拉伸载荷的作用下, 缺陷附近易产生应力集中而形成裂纹, 随着裂纹的扩展, 试样发生断裂。当激光能量密度为 $50.00 J \cdot mm^{-3}$ 时, 合金的相对密度较大, 缺陷最少, 合金的抗拉强度最高, 断后伸长率最大; 固溶处理后合金的抗拉强度与沉积态相当, 而断后伸长率提高, 这主要是由于固溶热处理后合金的

组织更加均匀所致。

## 3 结 论

(1) 随着激光能量密度由 $26.67 J \cdot mm^{-3}$ 增加到 $111.11 J \cdot mm^{-3}$ , 沉积态NiTi合金的相对密度先增大后减小再略微增大, 当激光能量密度为 $50.00 J \cdot mm^{-3}$ 时, 相对密度最大, 为99.88%。随着激光能量密度的增加, 合金中镍含量降低, 相变温度升高, B2奥氏体相减少, B19'马氏体相增多。

(2) 随着激光能量密度的增加, 合金微观结构变化不大, 垂直于成形方向为等轴晶, 平行于成形方向为柱状晶, 晶粒由不规则形状变为规则形状; 经过固溶处理后, 晶粒形貌未发生明显变化, 但组织更加均匀。

(3) 随着激光能量密度的增加, 沉积态和固溶态合金的硬度均呈降低趋势, 固溶态合金的硬度低于沉积态合金; 随着激光能量密度的增加, 沉积态和固溶态合金的抗拉强度和断后伸长率基本呈先增后减再增的趋势, 当激光能量密度为 $50.00 J \cdot mm^{-3}$ 时, 沉积态合金的拉伸性能最好, 抗拉强度为769 MPa, 断后伸长率为6.73%, 固溶处理后抗拉强度为762 MPa, 断后伸长率达到了7.27%。NiTi合金的最优SLM工艺参数为激光功率100 W、扫描速度

表1 不同激光能量密度下沉积态和固溶态NiTi合金的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of deposited and solid-soluted NiTi alloys under different laser energy densities

能量密度/ ( $J \cdot mm^{-3}$ )	抗拉强度 / MPa		断后伸长率 / %	
	沉积态	固溶态	沉积态	固溶态
26.67	547	593	3.56	2.68
50.00	769	762	6.73	7.27
83.33	654	745	6.05	6.56
111.11	709	902	5.56	5.01

800 mm·s<sup>-1</sup>、扫描间距100 μm、铺粉厚度30 μm。

#### 参考文献:

[1] 胡泽华, 宋长辉, 刘林青, 等. 镍钛合金激光选区熔化成形技术研究进展[J]. 中国激光, 2020, 47(12): 1202005.  
HU Z H, SONG C H, LIU L Q, et al. Research progress of selective laser melting of nitinol[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(12): 1202005.

[2] 仇安, 陈慧, 宋婕, 等. NiTi合金激光熔凝处理及其生物腐蚀性能研究[J]. 表面技术, 2023, 52(1): 364-371.  
QIU A, CHEN H, SONG J, et al. Laser melting treatment on NiTi alloy and its biological corrosion properties[J]. Surface Technology, 2023, 52(1): 364-371.

[3] 李晴, 席晓莹, 张建涛, 等. 选区激光熔化工艺对NiTi形状记忆合金相变及拉伸性能影响[J]. 粉末冶金技术, 2022, 40(5): 431-440.  
LI Q, XI X Y, ZHANG J T, et al. Effect of selective laser melting process on phase transition and tensile properties of NiTi shape memory alloys[J]. Powder Metallurgy Technology, 2022, 40(5): 431-440.

[4] ALMOHAREB R A, BARAKAT R M, ALGAHTANI F N, et al. Cyclic fatigue resistance of EdgeTaper Platinum, Protaper Gold, and TruNatomy Prime rotary files before and after autoclave sterilization[J]. PeerJ, 2023, 11: e14656.

[5] 孙晓宇, 魏修亭, 李志永, 等. 电解抛光提高镍钛合金心血管支架表面性能[J]. 中国表面工程, 2021, 34(1): 70-75.  
SUN X Y, WEI X T, LI Z Y, et al. Improving surface properties of nitinol cardiovascular stent by electropolishing[J]. China Surface Engineering, 2021, 34(1): 70-75.

[6] BAGHERI A, MAHTABI M J, SHAMSAEI N. Fatigue behavior and cyclic deformation of additive manufactured NiTi[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 252: 440-453.

[7] YANG Y Z, MA Y X, LI W Q, et al. Anti-corrosion superhydrophobic surface of LPBF- NiTi alloy fabricated by nanosecond laser machining[J]. Optics & Laser Technology, 2023, 158: 108858.

[8] XIONG Z W, LI Z H, SUN Z, et al. Selective laser melting of NiTi alloy with superior tensile property and shape memory effect[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(10): 2238-2242.

[9] 于静雅. 激光选区熔化NiTi形状记忆合金[D]. 济南: 山东大学, 2020.

[10] SHAYESTEH MOGHADDAM N, SAEDI S, AMERINATANZI A, et al. Selective laser melting of Ni-rich NiTi: Selection of process parameters and the superelastic response[C]//Behavior and Mechanics of Multifunctional Materials and Composites XII. Denver, USA: SPIE, 2018.

[11] 文世峰, 陈志桥, 甘杰, 等. 热处理对激光选区熔化镍钛合金性能的影响[J]. 华中科技大学学报(自然科学版), 2022, 50(12): 28-33.  
WEN S F, CHEN Z Q, GAN J, et al. Effect of heat treatment on properties of selective laser melting nickel titanium alloy[J]. Journal of Huazhong University of Science and Technology(Natural Science Edition), 2022, 50(12): 28-33.

[12] 杨超, 卢海洲, 马宏伟, 等. 选区激光熔化NiTi形状记忆合金研究进展[J]. 金属学报, 2023, 59(1): 55-74.  
YANG C, LU H Z, MA H W, et al. Research and development in NiTi shape memory alloys fabricated by selective laser melting[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2023, 59(1): 55-74.

[13] BIFFI C A, BASSANI P, FIOCCHI J, et al. Microstructural and mechanical response of NiTi lattice 3D structure produced by selective laser melting[J]. Metals, 2020, 10(6): 814.

[14] BHARDWAJ A, OJHA M, GARUDAPALLI A, et al. Microstructural, mechanical and strain hardening behaviour of NiTi alloy subjected to constrained groove pressing and ageing treatment[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 294: 117132.

[15] CAI W S, LUO Y, YAN A, et al. Balanced strength-ductility combination and good recoverable strain of Ni<sub>50.7</sub>Ti<sub>49.3</sub> alloy fabricated by high scanning velocity in selective laser melting[J]. Materials Characterization, 2023, 195: 112490.

[16] BIMBER B A, HAMILTON R F, KEIST J, et al. Anisotropic microstructure and superelasticity of additive manufactured NiTi alloy bulk builds using laser directed energy deposition[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 674: 125-134.

[17] CHMIELEWSKA A, WYSOCKI B A, GADALIŃSKA E, et al. Laser powder bed fusion (LPBF) of NiTi alloy using elemental powders: The influence of remelting on printability and microstructure[J]. Rapid Prototyping Journal, 2022, 28(10): 1845-1868.

[18] DADBAKHSH S, VRANCKEN B, KRUTH J P, et al. Texture and anisotropy in selective laser melting of NiTi alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016,

650: 225-232.

[19] 王耀峰, 葛进国, 袁勃, 等. 激光选区熔化制备NiTi合金显微组织与压缩性能研究[J]. 热加工工艺, 2024, 53(20): 94-99.

WANG Y F, GE J G, YUAN B, et al. Study on microstructural evolution and compression performances of selective laser melting NiTi alloy[J]. Hot Working Technology, 2024, 53(20): 94-99.

[20] 霍明政, 陈捷, 杨琴, 等. 杆径对激光选区熔化NiTi合金点阵结构动态减振特性的影响[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 1402305.

HUO M Z, CHEN J, YANG Q, et al. Influence of rod diameter on dynamic vibration damping characteristics of NiTi alloy lattice structure fabricated by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 1402305.

[21] 王松. 激光选区熔化NiTi合金的微观组织与马氏体相变行为[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2021.

WANG S. Microstructure and martensitic transformation behavior of NiTi alloy manufactured by selective laser melting[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2021.

## Effect of Laser Energy Density and Solid Solution on Microstructure and Properties of Selective Laser Melted NiTi Alloy

WANG Liang, ZHANG Liang, WU Wenheng

(Shanghai Key Laboratory of Engineering Materials Application and Evaluation, Research and Application Center for Additive Manufacturing Materials, Shanghai Materials Research Institute Co., Ltd., Shanghai 200437, China)

**Abstract:** NiTi alloy was prepared by laser selective melting process with NiTi alloy powder as raw materials under different laser powers and scanning speeds. The effects of laser energy density ( $26.67\text{--}111.11\text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ ) and  $950\text{ }^{\circ}\text{C} \times 2\text{ h}$  solid solution on the microstructure, relative density and mechanical properties of NiTi alloy were investigated. The results show that with the increase of laser energy density, the relative density of the deposited NiTi alloy firstly increased, then decreased and then slightly increased, and reached the highest value (99.89%) under the laser energy density of  $50.00\text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ . With the increase of laser energy density, the nickel content in the alloy decreased, the phase transition temperature increased, the B2 austenite phase decreased, and the B19' martensite phase increased; the microstructure of the alloy did not change much, and it was equiaxed crystal perpendicular to the forming direction and columnar crystal parallel to the forming direction; the grain shape changed from irregular shape to regular shape. After solid solution, the grain morphology did not change significantly, but the structure was more uniform. With the increase of laser energy density, the tensile strength and percentage elongation after fracture of the deposited and solid-soluted alloys both basically increased first, then decreased and then increased, and the hardness decreased. When the laser energy density was  $50.00\text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ , the deposited alloy had the best tensile property, with the tensile strength of 769 MPa and the percentage elongation after fracture of 6.73%, and after solid solution the tensile strength and percentage elongation after fracture were 762 MPa, 7.27%, respectively. The optimal SLM process parameters of NiTi alloy were laser power of 100 W, scanning speed of  $800\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ , scanning spacing of 100 mm and powder thickness of 30 mm.

**Key words:** selective laser melting; NiTi alloy; tensile property; solid solution