

DOI: 10.3901/JME.2023.17.250

# 选区激光熔化 NiTi 形状记忆合金成形与热处理\*

黄祥辉<sup>1</sup> 曹睿博<sup>2</sup> 郑睿恒<sup>2</sup> 马飞豪<sup>2</sup> 蒋益雪<sup>2</sup>  
詹章瑜<sup>2</sup> 于天宇<sup>3</sup> 康楠<sup>1</sup>

- (1. 巴黎高科国立工程技术学院 香槟沙隆 13067 法国;
2. 西北工业大学材料学院 西安 710072;
3. 哈尔滨工业大学机器人技术与系统国家重点实验室 哈尔滨 150001)

**摘要:** 增材制造以灵活的结构设计与制造手段为 NiTi 形状记忆合金提供了更多可能的应用, 然而激光增材成形制造完全致密的 NiTi 复杂结构构件仍存在挑战。研究激光扫描速度对  $\text{Ni}_{50.9}\text{Ti}_{49.1}(\text{at}\%)$  粉末成型试样致密度和组织形貌的影响规律具有重要意义。所选的 400~1 400 mm/s 工艺窗口内, 试样致密度均大于 99%。但当扫描速度大于 600 mm/s 时底部会产生裂纹。优选打印速度 400 mm/s 的拉伸实验结果表明: 沉积态试样和热处理试样平均抗拉强度分别为 675 MPa 和 782 MPa, 最大延伸率分别为 19.7% 和 17.95%, 即 500 °C 退火热处理后试样抗拉强度提升, 但延伸率下降。沉积态和热处理态试样断裂机制为脆性与塑性断裂共同作用的准解理断裂机制。通过 DSC 实验测得热处理后试样的马氏体相变和逆相变起始温度  $M_s$  和  $A_s$  分别为 35.8 °C、10.0 °C。温度介于二者之间时, 合金由奥氏体、马氏体两相组成, EBSD 结果表明 20 °C 室温下试样主要由 B19' 马氏体构成。

**关键词:** 选区激光熔化; NiTi 形状记忆合金; 扫描速度; 致密度; 抗拉强度

**中图分类号:** TF124

## Fabrication and Heat Treatment of Selective Laser Melting Produced NiTi Shape Memory Alloy

HUANG Xianghui<sup>1</sup> CAO Ruibo<sup>2</sup> ZHENG Ruiheng<sup>2</sup> MA Feihao<sup>2</sup> JIANG Yixue<sup>2</sup>  
ZHAN Zhangyu<sup>2</sup> YU Tianyu<sup>3</sup> KANG Nan<sup>1</sup>

- (1. Arts et Metiers ParisTech. Chalon en Champagne 13067, France;
2. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072;
3. State Key Laboratory of Robotics and System, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001)

**Abstract:** Although additive manufacturing provides more possibilities for NiTi shape memory alloy with flexible structural design, there are still challenges in fabricating fully dense NiTi components with complex structure by laser additive manufacturing. Studying the influence of laser scanning speed on the density and surface quality is very significant. In the selected process window of 400~1 400 mm/s, the relative density of samples was greater than 99%. But when the scanning speed was greater than 600 mm/s, cracks appeared at the bottom. The results of tensile tests at an optimized printing speed of 400 mm/s show that the average tensile strength of the deposited and heat treated specimens were 675 MPa and 782 MPa, respectively. And the maximum elongation of deposited specimens and heat treated specimens were 19.7% and 17.95% respectively. That means, the tensile strength of the specimen increases after the 500 °C annealing heat treatment, but the elongation decreases. The fracture mechanism of the deposited and heat treated specimens is the joint action of cleavage and plastic fracture. The martensitic phase transformation and inverse phase transformation starting temperatures ( $M_s$  and  $A_s$ ) for the heat-treated specimens were 35.8 °C and 10.0 °C, respectively, which is

\* 国家留学基金委基金(202106230079)和机器人技术与系统国家重点实验室开放研究(SKLR-2022-KF-10)资助项目。2022920 收到初稿, 20230311 收到修改稿

obtained by DSC experiments. For temperature between  $M_s$  and  $A_s$ , the alloy consists of austenite and martensite phases. The EBSD results revealed that the specimens were mainly composed of B19' martensite at 20 °C room temperature

**Key words:** selective laser melting; niti shape memory alloy; scanning speed; relative density; tensile strength

## 0 前言

NiTi 形状记忆合金在众多形状记忆合金中具有优异的形状记忆性能, 包括优异的形状恢复效应、恢复应力和超弹性应变<sup>[1-2]</sup>。目前工业生产和加工 NiTi 合金的主要方式是电弧熔炼和感应熔炼, 结合后续减材加工成型制造出符合使用要求的零件<sup>[3]</sup>。但由于 NiTi 合金具有较高的加工抗力和超弹性特点, 传统机械加工难以保证较高的尺寸精度。因此, 在保证尺寸精度的前提下, 如何高效制备复杂几何外形 NiTi 合金零构件已成为一个重要课题<sup>[4]</sup>。近年来, 增材制造(俗称 3D 打印)被认为是一种极具前景的加工净形状复杂镍钛零件的方法<sup>[5]</sup>。镍钛合金近净成形的方法是选区激光熔化(SLM)技术, 因其在凝固过程中具有很高的冷却速率, 从而产生一定非稳态组织特征和性能, 获得综合力学性能优异的成形件。比起传统制造方式, SLM 技术可成形结构复杂、形状奇异的零部件产品, 直接成形终端金属零部件, 实现“近净成形”, 缩短产品开发周期, 降低制造成本<sup>[6]</sup>。

国内外研究人员已经对 SLM 技术制备 NiTi 合金进行了大规模的深入研究。SUJITH 等<sup>[7]</sup>研究了不同激光能量密度对近等原子比 NiTi 合金的显微组织和相演化的影响, 在激光能量密度最高的合金中发现了微量体积分数的析出物和马氏体相的存在, 这些析出相直接影响着合金的硬度、弹性模量和压痕尺寸效应。REN 等<sup>[8]</sup>研究了在低能量输入和高扫描速度下近等原子比 NiTi 合金的组织结构, 并获得了接近全致密的零件。由于 Ni 元素含量对 NiTi 合金影响十分明显, 增加 0.1% 的 Ni 会导致相变温度降低 10 °C 左右, 所以关于微富 Ni 的 NiTi 形状记忆合金的 SLM 成型工艺参数与性能有很多报道: Ni<sub>50.1</sub><sup>[9-12]</sup>, Ni<sub>50.2</sub><sup>[13-15]</sup>, Ni<sub>50.4</sub><sup>[16-19]</sup>, Ni<sub>50.6</sub><sup>[20-25]</sup>, Ni<sub>50.8</sub><sup>[26-29]</sup>, 但是 SLM Ni<sub>50.9</sub>Ti<sub>49.1</sub>(at%)的研究报道却很少。SAM 等<sup>[30]</sup>和 MA 等<sup>[31]</sup>使用 3D Systems ProX DMP 100 L-PBF 研究了扫描间距 35 μm 和 120 μm(激光功率 50 W, 扫描速度 80 mm/s)两种工艺参数的成型质量。生产过程中使用高的扫描速度能够实现更高的打印速度, 但目前缺乏 SLM

Ni<sub>50.9</sub>Ti<sub>49.1</sub>(at%)使用更高打印速度成型质量的相关报道。成型过程中出现的气孔、裂纹及表面球化等加工缺陷, 往往会成为绝热剪切带和裂纹萌生源, 降低成形件的力学性能和服役性能。因此本文首先研究 Ni<sub>50.9</sub>Ti<sub>49.1</sub>(at%)粉末在不同扫描速度下的成型质量, 旨在进一步阐明不同扫描速度对 Ni<sub>50.9</sub>Ti<sub>49.1</sub>(at%)合金组织性能的影响, 然后根据优化参数制备出 SLM 合金样品分析其拉伸性能, 最后使用热处理工艺强化 SLM Ni<sub>50.9</sub>Ti<sub>49.1</sub>(at%)拉伸性能并对其显微组织和相变行为进行详细研究。

## 1 实验设备和检测

### 1.1 试验方法

本实验所采用粉末为气雾化工艺生产的合金粉末, 由欧中科技供应, 颗粒直径分布范围为 15 μm 到 53 μm( $d_{50}$  = 34.8 μm), 粉末化学成分如表 1 所示。本实验采用的成形基板为锻件 NiTi 合金板材, 所用规格为 100 mm × 100 mm × 30 mm。NiTi 试样打印设备使用德国 SLM Solutions 的 SLM280, 开始打印前, 将金属粉末置于 110 °C 真空环境中摊平干燥 4 h, 并在 150 °C 的温度下预热 NiTi 基板以降低第一层沉积样品与基材的温度梯度, 减小残余热应力和样品与基板分离可能性; 同时提供氩气保护氛围以获得高致密度金属样品, 控制氧含量低于 0.03%(在开始打印前低于 0.02%)。采用单因素变量控制法研究扫描速度的影响, 依次设定扫描速率  $V$  为 200 mm/s、400 mm/s、600 mm/s、800 mm/s、1 000 mm/s、1 200 mm/s、1 400 mm/s。其他实验参数统一设定实验功率( $P$ ) 为 150 W, 扫描间距( $h$ ) 为 100 μm, 铺粉厚度( $t$ ) 为 30 μm, NiTi 合金立方块尺寸为 8 mm × 8 mm × 8 mm, 如图 1a 所示。根据优选的扫描速度打印出如图 1b 所示的拉伸实验块, 然后使用线切割按照图 1c 所示加工出厚 2 mm, 中间拉伸部分宽度为 7 mm, 长度为 24 mm 的拉伸实验板。

表 1 NiTi 合金粉末成分(质量分数%)

Ni	Ti	Fe	C	O	N	Cr
56	其余	0.018	0.002 5	0.061	0.009	0.01

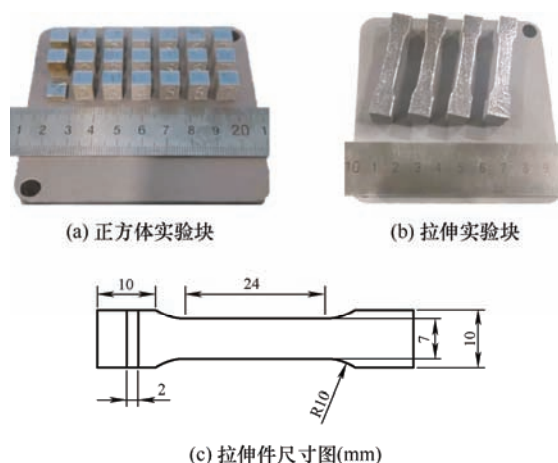


图 1 NiTi 合金试样尺寸与实物图

## 1.2 表征方法与设备

将立方块六个面依次使用 120、360、600、1 200、2 400 目砂纸打磨光滑后,使用 Struers-Citopress-20 型镶样机镶样,用 Struers-Tegrapol-25 型磨抛机和 LectroPol-5 型电解抛光机制得抛光样品。NiTi 合金腐蚀剂选用 Kroll 试剂 ( $\text{H}_2\text{O}:\text{HF}:\text{HNO}_3=6:1:3$ )。使用赛多利斯 BS2245 (量程 220 g, 精度 0.1 mg) 型电子天平测量样品质量,拉伸实验板在 INSTRON 3382 (最大载荷 100 kN, 最大位移 1 235 mm) 型电子万能材料试验机进行强度拉伸实验。用 EC2000 Olympus GX71 型光学显微镜观察试样宏观组织形貌,采用 TESCAN VEGA 3 LMU 钨灯丝扫描电镜观察样品微观组织形貌,采用 OXFORD NordlysMax3 EBSD 探测器检测样品物相成分与取向。使用德国耐驰 DSC214 型差示扫描量热分析仪在氩气保护气体氛围下获得 NiTi 合金的相变温度,测试范围为  $-105\sim 135\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 加热/冷却速率设定为  $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。

## 2 实验结果与分析

### 2.1 扫描速度对致密度和组织的影响

产品致密度是影响使用的重要指标,直观的代表着打印质量的好坏,本实验采用阿基米德排水法测出式样的致密度,计算公式如下

$$\rho_r = \frac{\rho}{\rho_0} \times 100\% = \frac{W_{\text{air}} \times \rho_{\text{H}_2\text{O}}}{(W_{\text{air}} - W_{\text{H}_2\text{O}}) \times \rho_0} \times 100\% \quad (1)$$

式中,  $\rho_r$  为成形件的致密度;  $\rho$  为成形件的实际密度;  $\rho_0$  为 NiTi 形状记忆合金的理论密度,其值取  $6.45\text{ g}/\text{cm}^3$ ;  $\rho_{\text{H}_2\text{O}}$  为水的密度,其值取  $1\text{ g}/\text{cm}^3$ ;  $W_{\text{H}_2\text{O}}$  为成形件在水中的重量;  $W_{\text{air}}$  为成形件在空气中的重量。每个试样均测量三次,然后求取平均值,测试结果如图 2 所示。在  $200\sim 1\,000\text{ mm}/\text{s}$  范围内,

试样致密度随着扫描速度增大而增大。扫描速度超过  $1\,000\text{ mm}/\text{s}$  时,致密度随着扫描速度增大而减小。除了扫描速率低的第一组数据( $200\text{ mm}/\text{s}$ ),其他实验参数下均得到了致密度大于 99% 的合金试样。使用能量密度公式  $E=P/Vhd$  考虑不同扫描速度下的影响,扫描速度为  $200\text{ mm}/\text{s}$  时能量密度为  $250\text{ J}/\text{mm}^3$ ,因此试样致密度较低是由于能量密度过高导致<sup>[32-34]</sup>。根据能量密度公式可知,保持功率不变,扫描速度降低,则能量密度增大。当能量密度在  $37.5\sim 125\text{ J}/\text{mm}^3$  时,粉末能吸收足够的能量实现较好的熔化再凝固,进而得到良好的致密度。在能量密度为  $50\text{ J}/\text{mm}^3$  时样品致密度最高,达到 99.6%。当能量密度从  $125\text{ J}/\text{mm}^3$  增加到  $250\text{ J}/\text{mm}^3$  时,样品致密度大幅下降,所以本工艺窗口下能量密度应小于  $250\text{ J}/\text{mm}^3$ 。虽然在  $V=1\,000\text{ mm}/\text{s}$  时,样品致密度最高,但当扫描速度大于  $600\text{ mm}/\text{s}$  时,试样底部产生了如图 3 所示的裂纹。分析认为原因如下,激光扫描速度越快,形成的熔池越浅、越窄,进而导致熔池温度梯度增大,熔池边缘的冷却速率增大<sup>[23]</sup>。基板温度与熔池温度相差很大,过高的温度梯度会形成较大的残余应力,小的熔池会导致更大的残余应力。最后多道多层残余应力累积形成过大的内应力导致试样底部出现裂纹。在  $1\,000\text{ mm}/\text{s}$  时开裂程度又有减小的趋势,观察两幅图分析认为是形成了更均匀的组织结构,减小了开裂程度。

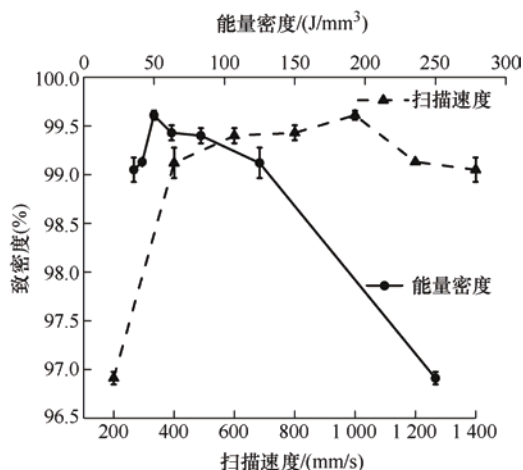


图 2 扫描速度和能量密度对试样致密度的影响关系

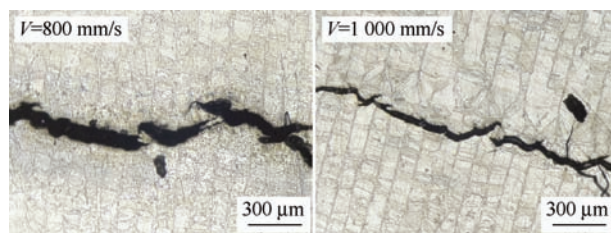


图 3 不同扫描速度下试样显微组织形貌 (光镜 200 倍)



沿着垂直于扫描速度的方向观察立方体组织形貌,如图 4 所示。从图 4a 中可以看到在  $V=200$  mm/s 时,表面存在明显空隙,分析认为这是因为能量密度过高形成过大的熔池,熔池内部液态金属沸腾产生的气泡在极大的冷却速率下,未能完全排出,形成较多气孔,进而导致试样致密度较低<sup>[32-34]</sup>。图 4b 中可以看出扫描速度为 200 mm/s 时形成的熔池尺寸明显大于其他参数下熔池尺寸。扫描速度增大到 400 mm/s 时,气孔明显减少,分布着明显的柱状晶,且表面黑色析出物较少,有良好的表面质量。根据上述结果,实验工艺优选实验功率为 150 W,扫描速度为 400 mm/s,扫描间距为 100  $\mu\text{m}$ ,铺粉厚度为 30  $\mu\text{m}$ 。

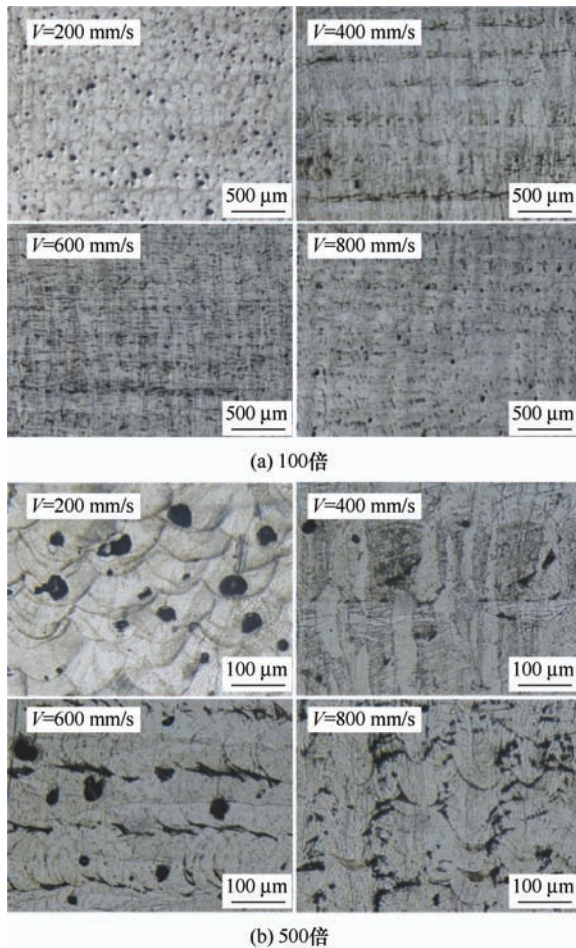
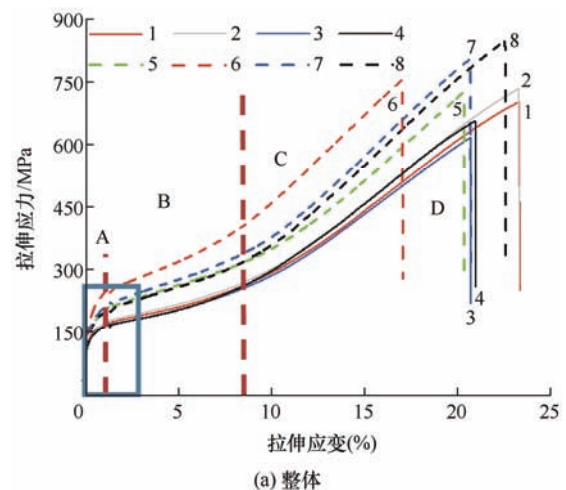


图 4 不同扫描速度下试样组织形貌

## 2.2 热处理对拉伸性能的影响

激光选区熔化技术具有很高的冷却速度,可达  $10^5 \sim 10^8$  K/s,所制备的 NiTi 试样具有元素分布均匀、组织尺度细小力学性能优良的特点,但大的冷却速度会形成较大的温度梯度导致产品有较大的残余应力,通过热处理能够一定程度上消除由于局部

加热、冷却和成分不均匀导致的残余应力<sup>[16,35]</sup>。沉积态试样在 500  $^{\circ}\text{C}$  热处理炉中保温 30 min 后进行空冷。沉积态和热处理态试样的拉伸实验结果如图 5 所示,1~4 为沉积态试样,5~8 为热处理态退火试样,拉伸曲线大致均可分为四个部分<sup>[36]</sup>。首先第一阶段 A 为线弹性阶段,随后为不太明显的伪弹性阶段 B,此时马氏体内孪晶界面不断运动,发生马氏体相变和马氏体再取向,较小应力增加就会产生较大的变形。随后进入变形阶段 C,此时应力超过马氏体临界切应力,主要是应力诱发马氏体变体的弹性变形,还包含少量处于不利取向的马氏体变体的再取向。应力继续增加则进入塑性变形阶段 D,此时应力超过应力诱发马氏体变体的屈服强度,产生塑性变形,最后应力超过抗拉强度,试样断裂<sup>[23]</sup>。图 5b 为拉伸应力应变曲线局部放大图,使用切线法获得应力诱发马氏体相变的临界切应力  $\sigma_c$ 。可以发现热处理后  $\sigma_c$  明显增大。其中拉伸件 5、7、8 号临界切应力  $\sigma_c$  相近,约为 167 MPa,而 6 号试样增加最为明显,约为 206 MPa,明显较大的应力诱发马氏体相变的临界切应力也导致了该试样较小的延伸率。沉积态和热处理抗拉强度和最大延伸率如表 2 所示,沉积态试样 1、2、3、4 的平均抗拉强度和最大延伸率分别为 675 MPa 和 19.7%,热处理态试样 5、6、7、8 的平均抗拉强度和最大延伸率分别为 782 MPa 和 17.95%。对比热处理前后可知热处理态试样抗拉强度明显提升,其中热处理态试样最大抗拉强度可达 847 MPa,但试样延伸率有所下降。沉积态试样 1、2 延伸率可达 23.4%,试样 8 最大延伸率为 22.5%,试样 7 只有 20.7%,因此 500  $^{\circ}\text{C}$  热处理后,试样最大延伸率有所下降。



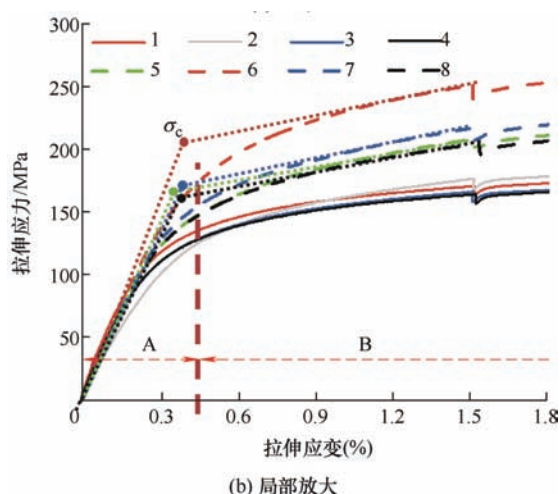


图 5 试样拉伸曲线

表 2 试样抗拉强度和最大延伸率

试样编号	1	2	3	4	5	6	7	8
抗拉强度/MPa	700	732	614	655	723	754	804	847
最大延伸率(%)	21.0	20.1	18.9	18.8	18.4	15.4	18.5	19.5

沉积态拉伸试样断口形貌如图 6 所示,从图 6a 可以看出试样断口整体上较为平齐,断裂平面垂直与最大主应力方向,有较多断裂基线,未观察到明显的断裂源和颈缩现象。试样上下两端局部存在气孔,可能是由于表面附近快速冷却导致气体未及时排出产生气孔缺陷。图 6b 中可以看到明显的微裂纹和撕裂脊线,图 6c 中可以看到断裂解理面沿着外延生长的柱状晶方向,说明存在明显的沿晶断裂特征,而解理台阶的存在也说明着穿晶断裂特征。在图 6d 中可以看到河流花样的解理平面也说明断裂方式为沿晶断裂和穿晶断裂的混合模式。同时还能观察到明显的韧窝,韧窝大小均匀,且尺寸极小,韧窝的出现表明 NiTi 形状记忆合金在脆性断裂时,也存在塑性断裂。综上分析,沉积态拉伸试样的断裂机制为脆性与塑性断裂共同作用的准解理断裂机制,这与 CHEN 等<sup>[37]</sup>研究锻造的 NiTi 形状记忆合金断裂机理相似。

500 °C 退火热处理试样断口形貌如图 7 所示。从图 7a 中可以看出同沉积态断口相比,热处理态试样断口更加平齐,断裂平面也垂直于最大拉伸主应力方向,试样中间有较多的沟壑断层,没有较大的撕裂脊线。在图 7b,图 7c 中可以看到热处理态断口有很多微裂纹以及较小的撕裂脊线。在图 7d 中可以看到两种不同的解理面,解理面 1 呈现河流花样的断裂形式,解理面 2 呈现出明显的整体脆性断裂

形式。因此热处理态断裂方式也为脆性与塑性断裂共同作用的准解理断裂机制。

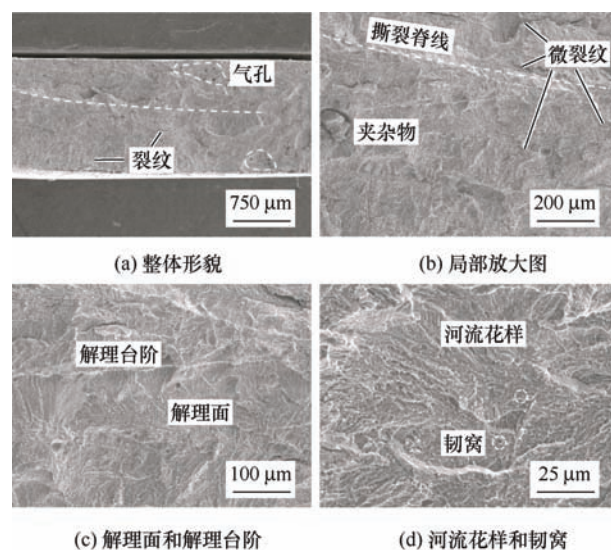


图 6 沉积态拉伸试样 SEM 断口形貌

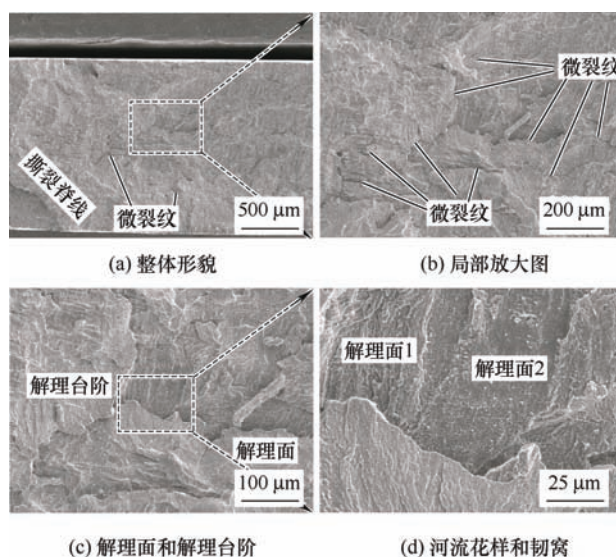


图 7 退火态拉伸试样断口形貌

## 2.3 热处理态试样物相分析

选区激光熔化 NiTi 形状记忆合金随温度变化的热流密度曲线如图 8 所示,图中向上的峰表示吸热。通过切线法得到的马氏体相变起始温度( $M_s$ )、终止温度( $M_f$ )和热流密度峰值温度( $M_p$ )分别为 35.8 °C、-7.4 °C、13.7 °C。因此当室温低于  $M_s$  35.8 °C 时,高温奥氏体相开始转变为马氏体。当室温低于  $M_p$  13.7 °C 时,则多数奥氏体转变为马氏体。马氏体逆相变起始温度( $A_s$ )、终止温度( $A_f$ )和热流密度峰值温度( $A_p$ )分别为 10.0 °C、66.0 °C、45.4 °C。因此当室温介于  $A_s$  和  $M_s$  之间时, NiTi 合金试样则由 B2 相奥氏体和 B19'相马氏体两相组成。当试样



经历过低温环境 ( $<M_f$ ) 后, 在 10 °C 以下试样由单一马氏体相 B19' 构成。在 15~25 °C 范围内合金试样主要由大量低温相 B19' 和少量高温奥氏体相 B2 构成。

本实验试样在西安冬天打印, 打印完成后冬天最低温度小于  $M_f$ , 因此试样经历过完整的马氏体相变。扫描电镜室温 20 °C, 发生小部分马氏体逆相变, 因此扫描电镜下试样应主要由马氏体相构成。500 °C 退火热处理后 NiTi 合金相的分布和晶粒取向如图 9 所示。图 9a 中红色为 NiTi 合金马氏体组织, 占比 90.1%; 蓝色为 NiTi 合金奥氏体组织, 占比 1.52%; 白色为未解析区域, 占比 8.378 6%; 黄色为沉淀物  $\text{NiTi}_2$ , 占比 0.001 4%。可以看出热处理态 NiTi 合金主要由低温相马氏体组织构成, 同 DSC 数据推断出的结果一致。同时样品中存在微量  $\text{NiTi}_2$  沉淀物<sup>[35]</sup>。这是由于冷却过程中发生的有限脱溶反应  $\text{NiTi} \rightarrow \text{NiTi}_2$ <sup>[4]</sup>。 $\text{NiTi}_2$  的出现会增加合金的强度, 但也会减少合金的韧性<sup>[22-23]</sup>。从图 9b 中可以看出晶粒沿着  $\langle 111 \rangle$  方向生长居多, 柱状晶在层间发生扭转, 这主要是由于层间扫描旋转导致(67°), 组织整体呈现出分层生长的特点且没有形成明显的组织。

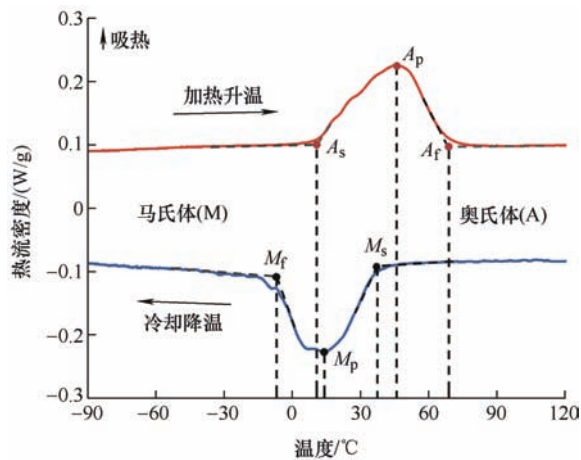


图 8 热处理态试样的热流密度曲线

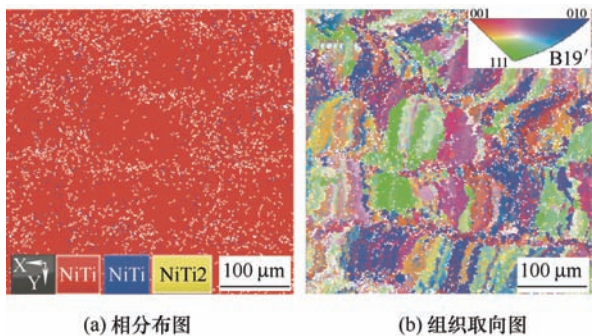


图 9 热处理态 EBSD 结果

### 3 结论

(1) 在所选的 200~1 400 mm/s 工艺窗口内, NiTi 形状记忆合金致密度先上升后减小, 扫描速度大于 400 mm/s 时致密度均大于 99%, 但扫描速度大于 600 mm/s 时试样底部会产生裂纹。

(2) 热处理后抗拉强度得到明显提升, 但延伸率有所下降。沉积态试样平均抗拉强度和最大延伸率分别为 675 MPa 和 19.7%。热处理态试样平均抗拉强度和最大延伸率分别为 782 MPa 和 17.95%。

(3) 热处理态和沉积态拉伸断裂方式均为解理与塑性断裂共同作用的准解理断裂机制, 后者断口相对更平整一些。

(4) 热处理态试样马氏体相变和逆相变的起始温度  $M_s$  和  $A_s$  分别为 35.8 °C、10.0 °C。20 °C 室温下试样由大量马氏体相 B19' 和少量奥氏体相 B2 构成。

### 参 考 文 献

- [1] KHOO Z X, LIU Y, AN J, et al. A review of selective laser melted NiTi shape memory alloy[J]. Materials (Basel), 2018, 11(4): 519-524.
- [2] MITCHELL A, LAFONT U, HOLYŃSKA M, et al. Additive manufacturing — A review of 4D printing and future applications[J]. Additive Manufacturing, 2018, 24: 606-626.
- [3] PARVIZI S, HASHEMI S M, ASGARINIA F, et al. Effective parameters on the final properties of NiTi-based alloys manufactured by powder metallurgy methods: A review[J]. Progress in Materials Science, 2021, 117: 100739.
- [4] OTSUKA K, REN X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys[J]. Progress in Materials Science, 2005, 50(5): 511-678.
- [5] FARBER E, ZHU J N, POPOVICH A, et al. A review of NiTi shape memory alloy as a smart material produced by additive manufacturing[J]. Materials Today : Proceedings, 2020, 30(3): 761-767.
- [6] ELAHINIA M, SHAYESTEH MOGHADDAM N, TAHERI ANDANI M, et al. Fabrication of NiTi through additive manufacturing : A review[J]. Progress in Materials Science, 2016, 83: 630-663.
- [7] KUMAR S S, MARANDI L, BALLA V K, et al. Microstructure – Property correlations for additively

- manufactured NiTi based shape memory alloys[J]. *Materialia*, 2019, 8: 100456.
- [8] REN D C, ZHANG H B, LIU Y J, et al. Microstructure and properties of equiatomic Ti-Ni alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 771: 138586.
- [9] DADBAKHS S, SPEIRS M, KRUTH J P, et al. Effect of SLM parameters on transformation temperatures of shape memory nickel titanium parts[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2014, 16(9): 1140-1146.
- [10] DADBAKHS S, SPEIRS M, KRUTH J P, et al. Influence of SLM on shape memory and compression behaviour of NiTi scaffolds[J]. *CIRP Annals*, 2015, 64(1): 209-212.
- [11] SHAYESTEH M N, SAGHAIAN S E, AMERINATANZI A, et al. Anisotropic tensile and actuation properties of NiTi fabricated with selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 724: 220-230.
- [12] TAHERI ANDANI M, SAEDI S, TURABI A S, et al. Mechanical and shape memory properties of porous Ni<sub>50.1</sub>Ti<sub>49.9</sub> alloys manufactured by selective laser melting[J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2017, 68: 224-231.
- [13] HABERLAND C, ELAHINIA M, WALKER J M, et al. On the development of high quality NiTi shape memory and pseudoelastic parts by additive manufacturing [J]. *Smart Materials and Structures*, 2014, 23(10): 104002.
- [14] LU H Z, MA H W, CAI W S, et al. Altered phase transformation behaviors and enhanced bending shape memory property of NiTi shape memory alloy via selective laser melting[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, 303: 117546.
- [15] MEIER H H C, FRENZEL J. Structural and functional properties of NiTi shape memory alloys produced by selective laser melting[J]. *Innovative Developments in Design and Manufacturing: Advanced Research in Virtual and Rapid Prototyping*, 2011: 291-296.
- [16] LU H Z, MA H W, CAI W S, et al. Stable tensile recovery strain induced by a Ni<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub> nanoprecipitate in a Ni<sub>50.4</sub>Ti<sub>49.6</sub> shape memory alloy fabricated via selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2021, 219: 117261.
- [17] 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.
- [18] GAN J, DUAN L, LI F, et al. Effect of laser energy density on the evolution of Ni<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub> precipitate and property of NiTi shape memory alloys prepared by selective laser melting [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 869: 159338.
- [19] XIONG Z, LI Z, 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.
- [20] LU H Z, LIU L H, YANG C, et al. Simultaneous enhancement of mechanical and shape memory properties by heat-treatment homogenization of Ti<sub>2</sub>Ni precipitates in TiNi shape memory alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 101: 205-216.
- [21] YANG Q, SUN K, YANG C, et al. Compression and superelasticity behaviors of NiTi porous structures with tiny strut fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 858: 157674.
- [22] WANG X, YU J, LIU J, et al. Effect of process parameters on the phase transformation behavior and tensile properties of NiTi shape memory alloys fabricated by selective laser melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 36: 101545.
- [23] LU H Z, YANG C, LUO X, et al. Ultrahigh-performance TiNi shape memory alloy by 4D printing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 763: 138166.
- [24] WANG X, SPEIRS M, KUSTOV S, et al. Selective laser melting produced layer-structured NiTi shape memory alloys with high damping properties and Elinvar effect[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 146: 246-250.
- [25] SPEIRS M, WANG X, VAN BAELEN S, et al. On the transformation behavior of NiTi shape-memory alloy produced by SLM[J]. *Shape Memory and Superelasticity*, 2016, 2(4): 310-316.
- [26] CARLO ALBERTO BIFFI J F, FABRIZIO VALENZA, PAOLA BASSANI, et al. Selective laser melting of NiTi shape memory alloy: Processability, microstructure, and superelasticity[J]. *Shape Memory and Superelasticity*, 2020, 6(3): 342-353.
- [27] SHAYESTEH MOGHADDAM N, SAEDI S, AMERINATANZI A, et al. Achieving superelasticity in additively manufactured NiTi in compression without

- post-process heat treatment[J]. *Scient Reports*, 2019, 9(1): 41.
- [28] SAEDI S, SHAYESTEH MOGHADDAM N, AMERINATANZI A, et al. On the effects of selective laser melting process parameters on microstructure and thermomechanical response of Ni-rich NiTi[J]. *Acta Materialia*, 2018, 144: 552-560.
- [29] SAEDI S, TURABI A S, ANDANI M T, et al. Texture, aging, and superelasticity of selective laser melting fabricated Ni-rich NiTi alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 686: 1-10.
- [30] SAM J, FRANCO B, MA J, et al. Tensile actuation response of additively manufactured nickel-titanium shape memory alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 146: 164-168.
- [31] MA J, FRANCO B, TAPIA G, et al. Spatial control of functional response in 4D-printed active metallic structures[J]. *Scient Reports*, 2017, 7: 46707.
- [32] TAHERI ANDANI M, DEHGHANI R, KARAMOOZ-RAVARI M R, et al. A study on the effect of energy input on spatter particles creation during selective laser melting process[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 20: 33-43.
- [33] 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.
- [34] DEBROY T, WEI H L, ZUBACK J S, et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92: 112-224.
- [35] RESNINA N, PALANI I A, BELYAEV S, et al. Influence of heat treatment on the structure and martensitic transformation in NiTi alloy produced by wire arc additive manufacturing[J]. *Materialia*, 2021, 20: 101238.
- [36] LIU Y, TAN G, MIYAZAKI S. Deformation-induced martensite stabilisation in [100] single-crystalline Ni–Ti[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 438: 612-616.
- [37] CHEN J H W G Z, SUN W. Investigation on the fracture behavior of shape memory alloy NiTi[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36(4): 941-955.
- 
- 作者简介: 黄祥辉, 男, 1995 年出生, 博士研究生。主要研究方向为 NiTi 形状记忆合金的增材制造。  
E-mail: xianghui.huang@ensam.eu
- 曹睿博, 男, 2000 年出生, 本科生。主要研究方向 NiTi 形状记忆合金的增材制造。  
E-mail: caoruibo@mail.nwpu.edu.cn
- 康楠(通信作者), 男, 1988 年出生, 博士, 副教授, 博士研究生导师。主要研究方向为金属增材制造过程中的成形控制与成型机理。  
E-mail: nan.kang@ensam.eu