

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2023.3114

Ni 含量对激光粉末床熔融成形 NiTi 形状记忆合金显微组织和力学性能的影响

康景涛¹, 刘子豪¹, 郑 聃¹, 李瑞迪¹, 赖 端², 刘鑫炎², 黄文静³, 梁恩泉³

(1. 中南大学粉末冶金国家重点实验室, 湖南长沙 410083; 2. 湖南华曙高科技有限责任公司, 湖南长沙 410221; 3. 上海飞机设计研究院, 上海 201210)

摘要: 激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)成形 NiTi 合金由于 Ni 元素的蒸发导致成分偏离粉末设计成分, 而 NiTi 合金的形状记忆效应、超弹性等性能受 Ni 含量影响极大。因此有必要对不同 Ni 含量 NiTi 合金的 LPBF 成形性、显微组织以及力学性能开展研究。采用真空电极感应熔炼雾化技术制备了 Ni_{50.8}Ti、Ni_{51.0}Ti 以及 Ni_{51.5}Ti(原子分数, %)3 种预合金粉末, 研究其在不同工艺参数下的冶金缺陷、显微组织及力学性能的演化规律。结果表明, 高 Ni 含量 NiTi 合金在 LPBF 成形过程中容易产生垂直于建造方向的裂纹, 成形性较低 Ni 含量 NiTi 合金差。Ni_{51.5}Ti 合金室温下的临界应力可达 476 MPa, 但断裂伸长率仅为 2%; Ni_{50.8}Ti 合金临界应力仅为 122 MPa, 断裂伸长率可达 8%。

关键词: 粉末床激光熔融; NiTi 合金; 显微组织; 力学性能; 成分调控

中图分类号: TG665

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2023)07-0649-08

Effects of Ni Concentration on Microstructures and Mechanical Properties of NiTi Alloys Fabricated via Laser Powder Bed Fusion

KANG Jingtao¹, LIU Zihao¹, ZHENG Dan¹, LI Ruidi¹, LAI Duan², LIU Xinyan²,
HUANG Wenjing³, LIANG Enquan³

(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China; 2. Farsoon Technologies Co., Ltd., Changsha 410221, China; 3. Shanghai Aircraft Design and Research Institute, Shanghai 201210, China)

Abstract: Laser powder bed fusion (LPBF) forming of NiTi alloys deviates from the powder design composition due to the evaporation of Ni, and the properties of NiTi alloys such as the shape memory effect and superelasticity are greatly influenced by the Ni content. Therefore, it is necessary to investigate the LPBF formability, microstructure and mechanical properties of NiTi alloys with different Ni contents. In this paper, Ni_{50.8}Ti, Ni_{51.0}Ti and Ni_{51.5}Ti (atomic percent, %) pre-alloy powders were prepared by the electrode induction melting gas atomization technique, and the evolution of metallurgical defects, microstructure and mechanical properties of the three alloys were studied under different process parameters. The results show that the high Ni content NiTi alloy is prone to cracking perpendicular to the building direction during the LPBF forming process, and the formability is worse than that of the low Ni content NiTi alloy. The critical stress of the Ni_{51.5}Ti alloy can reach 476 MPa at room temperature, but the fracture elongation is only 2%; the critical stress of the Ni_{50.8}Ti alloy is only 122 MPa, and the fracture elongation can reach 8%.

Key words: laser powder bed fusion; NiTi alloys; microstructures; mechanical properties; composition regulation

NiTi 合金具有优秀的形状记忆效应和超弹性, 以及优良的抗腐蚀性能和生物相容性, 广泛应用于航空航天、石油化工和生物医疗等领域^[1-2]。但由于

NiTi 合金加工性能较差会造成严重的道具磨损, NiTi 合金制品通常为结构简单的丝材、板材或棒材, 成形精密复杂结构的 NiTi 合金成为了难题^[1,3-4]。

收稿日期: 2023-05-15

基金项目: 湖南省科技创新平台与人才计划(2022RC3033); 山东省自然科学基金(ZR2020ZD04); 凝固技术国家重点实验室开放课题(SKLS202109)

作者简介: 康景涛, 1998 年生, 博士生. 研究方向为金属增材制造. Email: kang_jt@csu.edu.cn

通讯作者: 李瑞迪, 1983 年生, 教授. 研究方向为金属增材制造. Email: liruidi@csu.edu.cn

引用格式: 康景涛, 刘子豪, 郑聃, 等. Ni 含量对激光粉末床熔融成形 NiTi 形状记忆合金显微组织和力学性能的影响[J]. 铸造技术, 2023, 44(7): 649-656.

KANG J T, LIU Z H, ZHENG D, et al. Effects of Ni concentration on microstructures and mechanical properties of NiTi alloys fabricated via laser powder bed fusion[J]. Foundry Technology, 2023, 44(7): 649-656.

增材制造技术能通过 CAD 图形直接成形所需的形状,仅需要少量的后处理加工即可得到具有精细复杂结构的零件。其中激光粉末床熔融技术(laser powder bed fusion, LPBF)具有成形精度高、晶粒细小等优势,已成为目前应用最广泛的增材制造技术。LPBF-NiTi 合金近年来得到了广泛关注,研究人员对其显微组织、力学性能、相变温度等性能开展了大量的研究。高能激光作用下 Ni 元素蒸发会导致打印态 NiTi 合金性能偏离粉末成分的合金性能,最显著地表现为 NiTi 合金室温超弹性能的下降^[5-8]。因此,亟需研究 Ni 含量对 NiTi 合金 LPBF 成形性与性能的影响。

由于 NiTi 合金的各种性能受 Ni 含量影响极大,不同 Ni 含量 NiTi 合金的 LPBF 成形性、冶金缺陷以及力学性能等都有显著区别。Xue 等^[9]研究了 Ni_{50.1}Ti 和 Ni_{50.8}Ti 合金在 LPBF 成形中的工艺参数图,发现低 Ni 含量 NiTi 合金具有更广的工艺窗口,球化、匙孔以及未熔合缺陷的分布更少。Yang 等^[10]使用不同的工艺参数组合得到了具有梯度性能的 NiTi 合金,其基本原理为不同激光能量密度下 Ni 元素的蒸发量不同。高能量密度下, Ni 元素大量蒸发导致该部分的相变温度大幅升高,相组成主要以马氏体为主;而低能量密度下, Ni 元素蒸发量较少,相组成主要以奥氏体母相为主。Biffi 等^[11]研究了不同能量密度下 NiTi 合金的力学性能有显著区别,当能量密度为 63 J/mm³ 时,其临界应力较 160 J/mm³ 时更高,表现出更好的压缩超弹性。他们将其归因于高能量密度下所形成的 <100>//建造方向织构更强,而在 NiTi 合金中, <100> 取向的晶粒表现出更好的压缩超弹性^[12]。

基于上述研究现状,本研究制备了 Ni_{50.8}Ti、Ni_{51.0}Ti 和 Ni_{51.5}Ti(原子分数%)3 种 Ni 含量的 NiTi 预合金粉末用于 LPBF 成形,研究了 3 种合金在不同工艺参数下的成形质量以及显微组织的演变规律,最后分析了 3 种 NiTi 合金铸态与打印态的力学性能差异。

1 实验材料与方法

1.1 样品制备

采用真空电极感应熔炼雾化技术制备名义成分为 Ni_{50.8}Ti、Ni_{51.0}Ti 和 Ni_{51.5}Ti(原子分数,%)的 NiTi 预合金粉末,筛分后粉末粒径为 15~53 μm。采用 X 射线衍射仪(D/max2550, Rigaku, 日本)和差示扫描量热仪(200F3, Netzsch, 德国)对粉末的室温下相组成以及相变温度进行表征,结果如图 1(a)所示。除 Ni_{51.5}Ti 粉末具有微弱的 Ni₃Ti 衍射峰外,3 种 NiTi 粉末室温下均主要为 B2 奥氏体母相。图 1(b)中 DSC 结果显示 NiTi 合金粉末具有较宽的相变峰,且具有多步相变特征,表明粉末中存在少量的成分以及组织不均匀^[9]。

使用激光粉末床熔融设备(FS271M, Farsoon, 中国)制备 7 mm×7 mm×7 mm NiTi 合金样品,成形仓内以高纯氩气作为保护气氛保证氧含量低于 0.01%。铺粉层厚和扫描间距分别为 0.03 mm 和 0.07 mm。选择激光功率 P 和扫描速度 ν 作为工艺参数变量,其具体数值如图 2 所示。

1.2 组织和性能表征

使用电火花线切割机将 NiTi 合金样品从基板上切下后进行标准金相试样的制备,使用光学金相显微镜(DM4000M, Leica, 德国)对所成形 NiTi 合金的孔、裂纹等缺陷进行拍照观察;使用 HF:HNO₃:H₂O=1:5:10(体积比)的金相腐蚀剂对金相样品表面腐蚀,观察熔池尺寸以及晶粒形貌;使用 X 射线衍射仪对所成形 NiTi 合金室温下的相组成金相表征。拉伸力学性能测试参照 GB-T 228.1-2021,使用接触式引伸计记录样品的应变情况。

2 实验结果及讨论

2.1 成形质量

不同 Ni 含量的 NiTi 合金具有不同的 LPBF 工艺敏感性。如图 2 所示, Ni_{50.8}Ti 合金的开裂倾向最小,仅在 3 个工艺参数下具有宏观裂纹。但其具有较

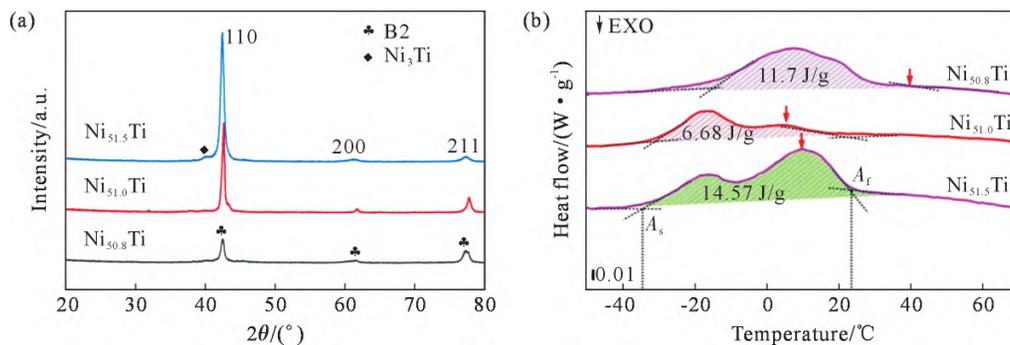


图 1 Ni_{50.8}Ti、Ni_{51.0}Ti 和 Ni_{51.5}Ti 预合金粉末:(a) XRD 图, (b) DSC 升温曲线
Fig.1 Ni_{50.8}Ti、Ni_{51.0}Ti and Ni_{51.5}Ti pre-alloyed powders: (a) XRD spectrum, (b) DSC curves upon heating

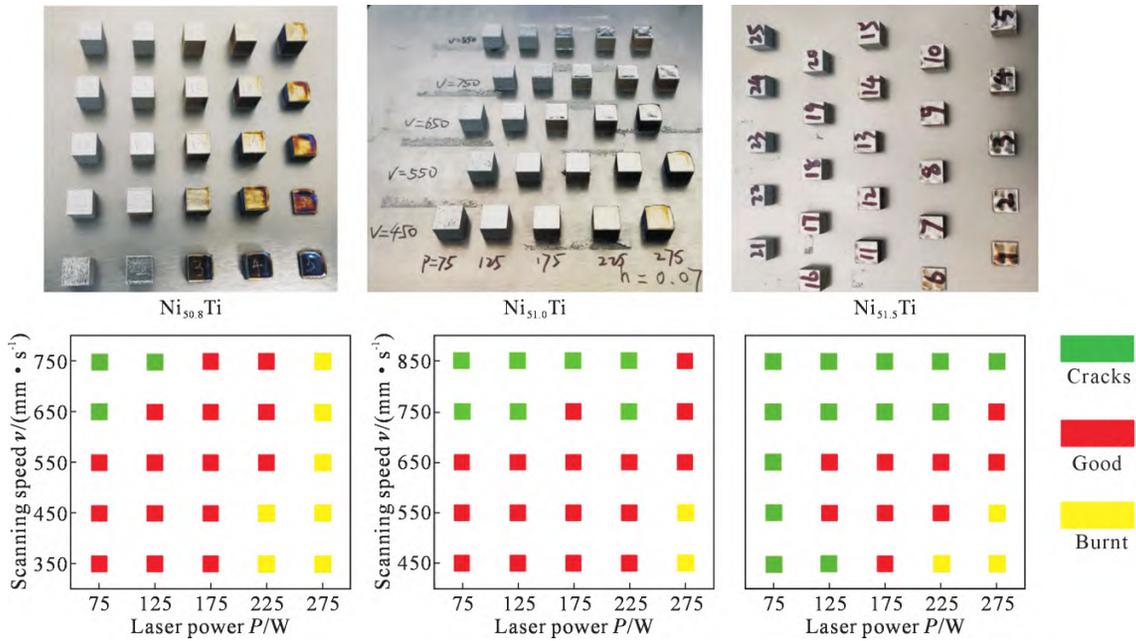


图2 Ni_{50.8}Ti、Ni_{51.0}Ti 和 Ni_{51.5}Ti 合金 LPBF 成形质量
Fig.2 LPBF forming quality of Ni_{50.8}Ti, Ni_{51.0}Ti and Ni_{51.5}Ti alloys

大的过烧倾向,在 275 W 激光功率下均产生过烧现象。随着 Ni 含量的增加,NiTi 合金对于 LPBF 工艺参数的敏感性提高,主要表现在开裂倾向增大。总体来看,低激光功率加上高扫描速率容易导致宏观裂纹产生,而高激光功率加上低扫描速度容易产生过烧现象,样品表面呈现黄色或蓝色。

利用激光体积能量密度 E_v 可以定量描述激光输入的能量大小。如式(1)所示,当扫描间距和铺粉层厚不变时,增加激光功率或减小扫描速度会增加

E_v ,反之则会减小 E_v 。

$$E_v = P/vht \quad (1)$$

式中, E_v 为激光体积能量密度, J/mm^3 ; P 为激光功率, W ; v 为扫描速度, mm/s ; h 为扫描间距, mm ; t 为铺粉层厚, mm 。当 E_v 较大时会导致匙孔效应产生,同时低沸点元素 Ni 大量蒸发,形成尺寸较大的孔;当 E_v 较小时熔池的深度较浅,粉末焊接不足,粉末颗粒之间的烧结颈堆叠产生不规则孔(图 3)。当 $P=75W$ 时,低扫描速度(450 mm/s)样品中缺陷较少,Ni_{50.8}Ti 和

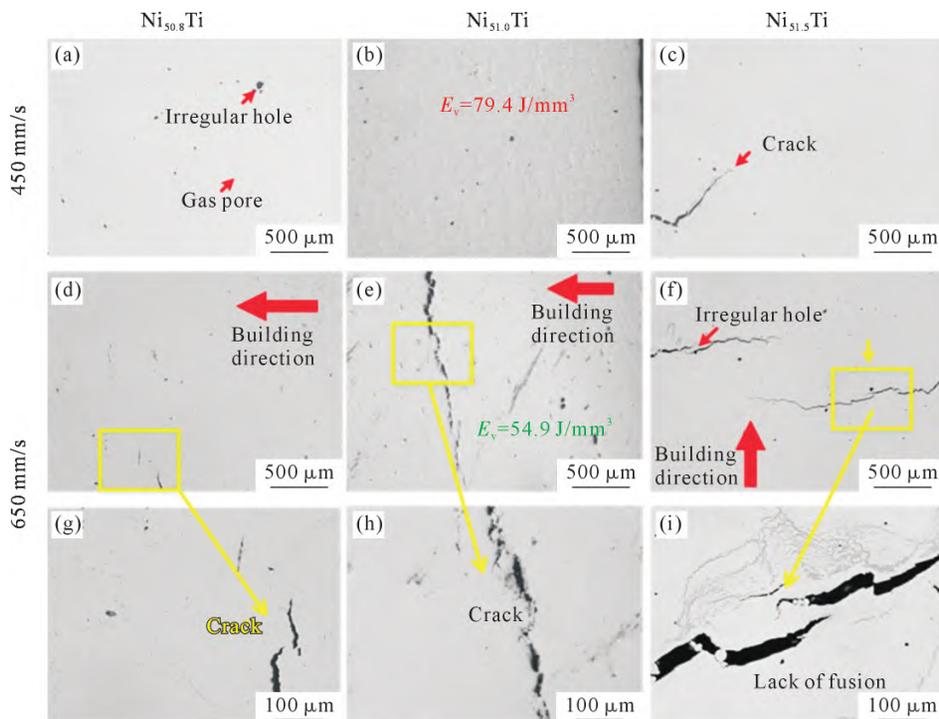


图3 激光功率 $P=75 W$ 条件下打印态样品内部孔隙和裂纹演变情况:(a~c) 扫描速度 $v=450 mm/s$, (d~i) 扫描速度 $v=650 mm/s$
Fig.3 Evolution of internal pores and cracks in printed samples at laser power $P=75 W$: (a~c) scanning speed $v=450 mm/s$, (d~i) scanning speed $v=650 mm/s$

$Ni_{51.0}Ti$ 合金中缺陷为孔,而 $Ni_{51.5}Ti$ 合金中除孔外还观察到了裂纹。这是由于高 Ni 含量 NiTi 合金的临界应力诱发马氏体应力更高,其变形能力较低 Ni 含量 NiTi 合金差。在 LPBF 往复热循环过程中,在孔等缺陷处产生的应力集中容易导致裂纹的萌生和扩展。高扫描速度(650 mm/s)样品中均出现了裂纹,裂纹的数量和长度随 Ni 含量的增加而增加。裂纹扩展的方向接近垂直于建造方向,表明 NiTi 合金中的裂纹主要是由于复杂热应力作用下的层间裂纹,而不是凝固过程中的液膜撕裂^[13]。

提高激光功率至 125 W 时,样品的开裂情况得到抑制,扫描速度 550 mm/s 下样品内部有较多气孔,在 $Ni_{51.5}Ti$ 样品内观察到少量微裂纹。当扫描速度提高至 650 mm/s, $Ni_{50.8}Ti$ 和 $Ni_{51.0}Ti$ 合金中气孔基本闭合,但在 $Ni_{51.5}Ti$ 合金中再次观察到垂直于建造方向扩展的裂纹,如图 4 所示。

进一步提高激光功率至 275 W,可以看到不同 Ni 含量的 NiTi 合金的内部孔隙演变情况有明显区别,如图 5 所示。当扫描速度为 750 mm/s 时, $Ni_{50.8}Ti$ 合金内部出现大量蒸汽孔,而 $Ni_{51.0}Ti$ 和 $Ni_{51.5}Ti$ 合金中的孔隙密度相对较低。这是由于高激光功率下,熔池的深度明显增大,由于马兰戈里对流残留的气体在熔池根部来不及逃逸便残留在熔池底部,形成大量的近球形的匙孔(key-hole)^[14-15]。由于 Ni 元素的饱和蒸气压远高于 Ti 元素,在高激光功率下 Ni 元素会大量蒸发,使输入到 NiTi 合金基体的能量密度降低。另一方,输入的能量密度降低将导致熔池深度的减小,从而减小 key-hole 的数量。

2.2 组织特征

为了进一步研究打印态样品内部缺陷随 Ni 含量的变化情况,图 6 分析了不同工艺参数下样品的熔池形态。如图 6(a~c)所示,低的激光功率作用下,

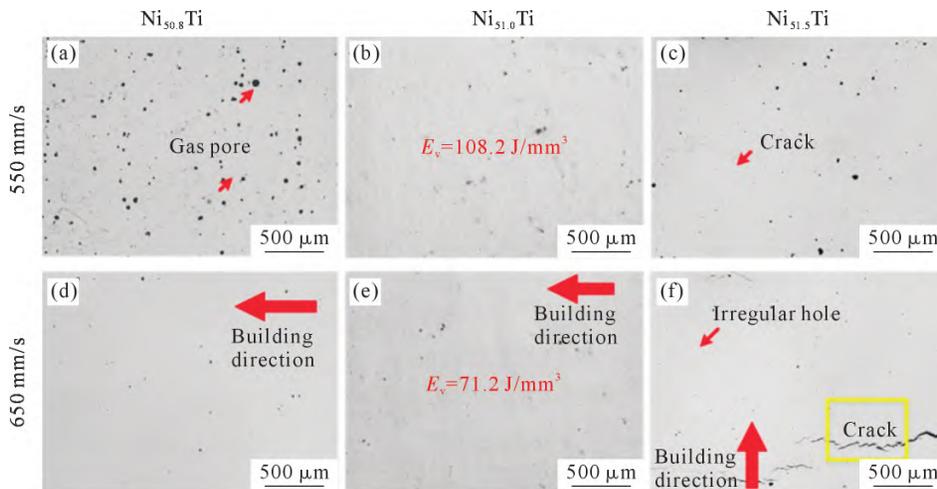


图 4 激光功率 $P=125$ W 条件下打印态样品内部孔隙和裂纹演变情况:(a~c)扫描速度 $\nu=550$ mm/s, (d~f)扫描速度 $\nu=650$ mm/s
Fig.4 Evolution of internal pores and cracks in printed samples at laser power $P=125$ W: (a~c) scanning speed $\nu=550$ mm/s, (d~f) scanning speed $\nu=650$ mm/s

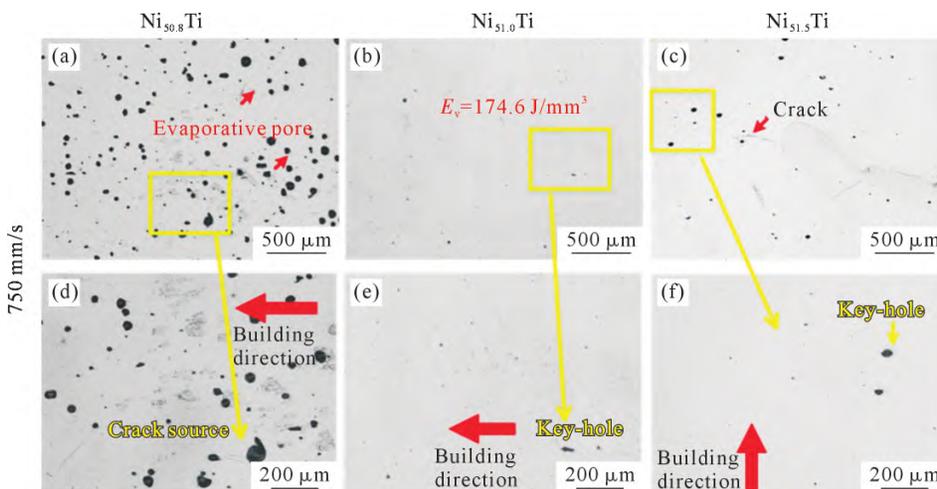


图 5 激光功率 $P=275$ W,扫描速度 $\nu=750$ mm/s 条件下打印态样品内部孔隙和裂纹演变情况:(a) $Ni_{50.8}Ti$, (b) $Ni_{51.0}Ti$, (c) $Ni_{51.5}Ti$, (d) $Ni_{50.8}Ti$, (e) $Ni_{51.0}Ti$, (f) $Ni_{51.5}Ti$
Fig.5 Evolution of internal pores and cracks in printed samples at laser power $P=275$ W and scanning speed $\nu=750$ mm/s: (a) $Ni_{50.8}Ti$, (b) $Ni_{51.0}Ti$, (c) $Ni_{51.5}Ti$, (d) $Ni_{50.8}Ti$, (e) $Ni_{51.0}Ti$, (f) $Ni_{51.5}Ti$

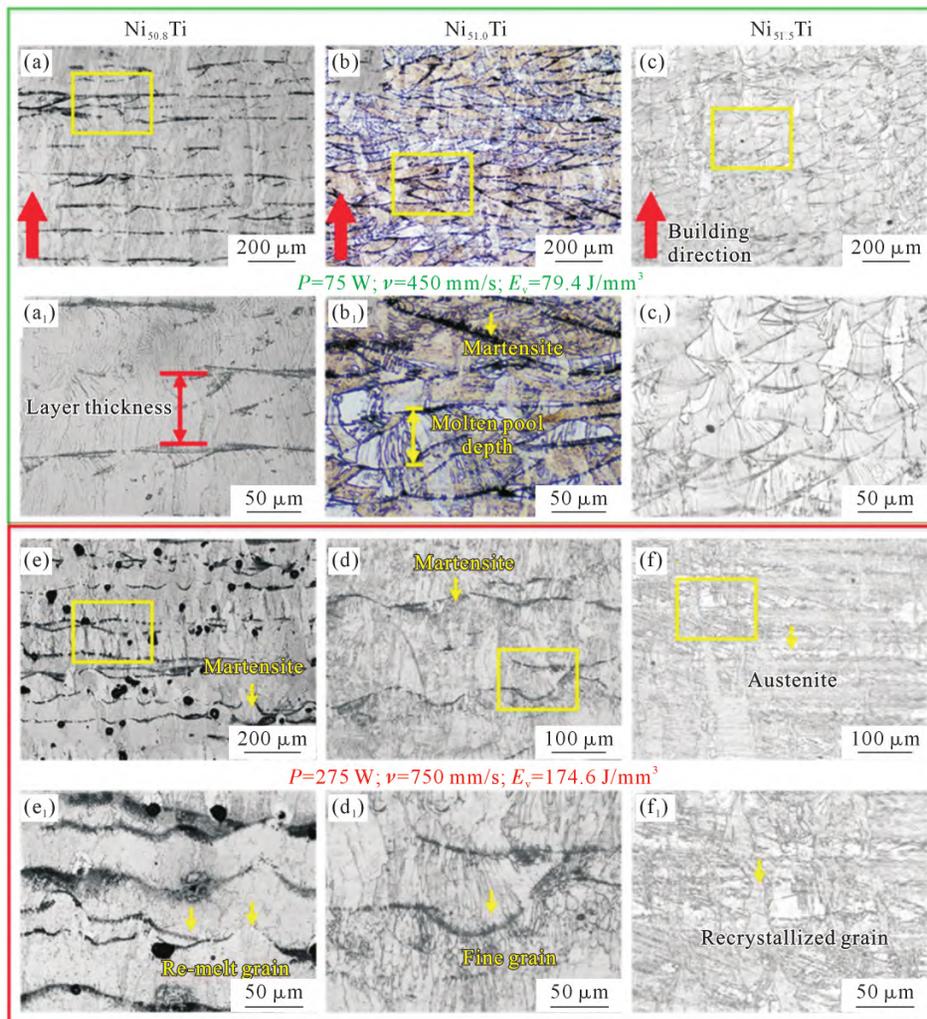


图6 不同激光成形条件下熔池形态随Ni含量变化图:(a~c)激光功率 $P=75\text{ W}$,扫描速度 $v=450\text{ mm/s}$, (e~f)激光功率 $P=275\text{ W}$,扫描速度 $v=750\text{ mm/s}$

Fig.6 Variation of melt pool morphology with Ni content for different laser forming conditions: (a~c) laser power $P=75\text{ W}$, scanning speed $v=450\text{ mm/s}$, (e~f) laser power $P=275\text{ W}$, scanning speed $v=750\text{ mm/s}$

熔池呈现出浅而宽的形态,相同的成形条件下,激光熔池形状并不随Ni含量的变化发生较大变化,通过判定相同腐蚀条件下马氏体的抗蚀性较奥氏体差,可以发现仅在熔池边界上出现少量的马氏体,且这种马氏体随着Ni含量的增加明显减少^[6]。高的激光功率作用下,低Ni含量的 $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}$ 合金内部则出现更为明显的黑色区域(过量腐蚀),说明此条件下合金内部的马氏体含量进一步增加,而对 $\text{Ni}_{51.0}\text{Ti}$ 和 $\text{Ni}_{51.5}\text{Ti}$ 合金的影响则不明显。

Ni含量的增加还对晶粒形貌产生了较大影响。低功率时, $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}$ 合金中主要为细小的柱状晶,这些柱状晶的生长方向接近平行于建造方向,且能穿过多个熔池。在 $\text{Ni}_{51.0}\text{Ti}$ 合金中这种跨越多个熔池生长的现象较少,而在 $\text{Ni}_{51.5}\text{Ti}$ 合金中该现象又有所增加。除此之外,在高能量密度下不同Ni含量的NiTi合金中出现了不同的重熔和再结晶行为。在 $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}$ 和 $\text{Ni}_{51.0}\text{Ti}$ 合金中,熔池边界均存在细小的等轴晶,

而在 $\text{Ni}_{51.5}\text{Ti}$ 合金中却没有在重熔区观察到细晶,取而代之的是较大的重结晶组织。这是由于低Ni含量加之高能量密度时,基体中的Ni含量已较少,其临界应力诱发马氏体应力较低,在LPBF成形过程中容易通过应力诱发马氏体释放残余热应力,重结晶的驱动力较小,细晶区得以保留^[7]。而高Ni含量时,尽管高能量密度蒸发了大量Ni元素,基体中的Ni含量仍然较高,难以通过应力诱发马氏体释放残余热应力,因此重结晶的驱动力较大,细晶区消失。

图7展示了室温下各Ni含量NiTi合金在高低功率条件下的相组成。当激光功率为 125 W 时, $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}$ 合金中出现了明显的马氏体衍射峰,这进一步证明了前文金相组织中观察到的结果。 $\text{Ni}_{51.0}\text{Ti}$ 和 $\text{Ni}_{51.5}\text{Ti}$ 合金在低功率下仍以B2奥氏体母相为主,仅能在 $\text{Ni}_{51.0}\text{Ti}$ 合金中探测到微弱的B19'马氏体衍射峰。当激光功率提高至 275 W 时, $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}$ 和 $\text{Ni}_{51.0}\text{Ti}$ 合金中均出现明显的B19'马氏体衍射峰,表明高功

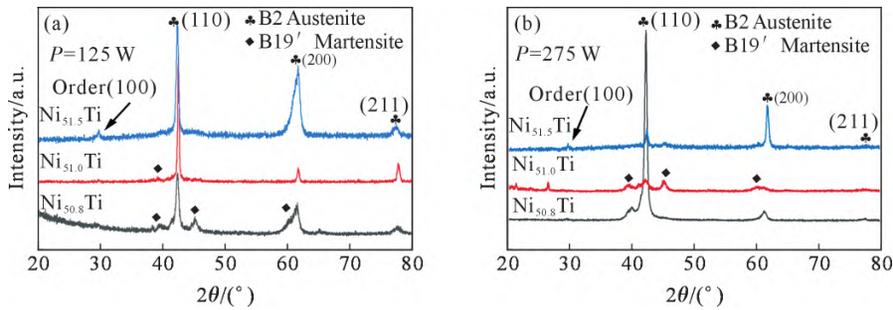


图7 $Ni_{50.8}Ti$ 、 $Ni_{51.0}Ti$ 和 $Ni_{51.5}Ti$ 合金在不同激光功率下的 XRD 图:(a) 激光功率 $P=125\text{ W}$,(b) 激光功率 $P=275\text{ W}$
Fig.7 XRD patterns of $Ni_{50.8}Ti$, $Ni_{51.0}Ti$ and $Ni_{51.5}Ti$ alloys at different laser powers: (a) laser power $P=125\text{ W}$, (b) laser power $P=275\text{ W}$

率下马氏体体积分数有明显增加,而 $Ni_{51.5}Ti$ 合金中仍然只有 B2 奥氏体母相。这与高功率下 Ni 元素蒸发导致的相变温度升高有关^[18-20],当马氏体转变开始温度升高至室温附近时, $NiTi$ 中开始出现热弹性马氏体。实验结果表明 $Ni_{51.5}Ti$ 合金即使有大量 Ni 元素蒸发,但较高的 Ni 含量仍能保证基体处于全奥氏体状态。

此外, $Ni_{51.5}Ti$ 合金的组织类型也出现了明显的改变。 $Ni_{50.8}Ti$ 和 $Ni_{51.0}Ti$ 合金中最强衍射峰均为(110)衍射峰,而 $Ni_{51.5}Ti$ 中(200)衍射峰有明显的增强。表明 $Ni_{51.5}Ti$ 合金中出现了 $\langle 100 \rangle$ // 建造方向的组织。这是由于在立方晶系中, $\langle 100 \rangle$ 方向为晶粒的优先生长方向,在延建造方向的温度梯度作用下,出现了明显的择优生长现象^[21-23]。由于 $Ni_{50.8}Ti$ 和 $Ni_{51.0}Ti$ 中均存在马氏体,奥氏体晶粒的择优生长在熔池边界处被打断导致并没有出现明显的 $\langle 100 \rangle$ //建造方向的组织。

2.3 力学性能

对于传统工艺制备的 $NiTi$ 合金,其室温下的工程应力-应变曲线如图 8(a)所示。拉伸变形过程中分别经历 4 个阶段,分别为初始弹性变形阶段、与应力诱发马氏体和马氏体重取向相关的平台阶段、重取向马氏体的弹性变形阶段和重取向马氏体的塑性变形阶段^[24]。

3 种铸态 $NiTi$ 合金的工程应力-应变曲线如图 8(b)所示。随着 Ni 含量的增加,合金的临界应力增加,但是断裂伸长率明显下降。铸态 $Ni_{50.8}Ti$ 合金断裂伸长率达到 20%,随着 Ni 含量增加,断裂伸长率分别下降至 16%和 5%。

由于 LPBF 成形 $NiTi$ 合金受工艺参数影响大,不同参数下 Ni 元素的蒸发量有较大的区别,因此会出现截然不同的力学性能。如图 9 所示,无论是高功率还是低功率, $Ni_{51.5}Ti$ 合金均表现出较高的临界应力和较低的伸长率。这与铸态 $NiTi$ 合金中随 Ni 含量

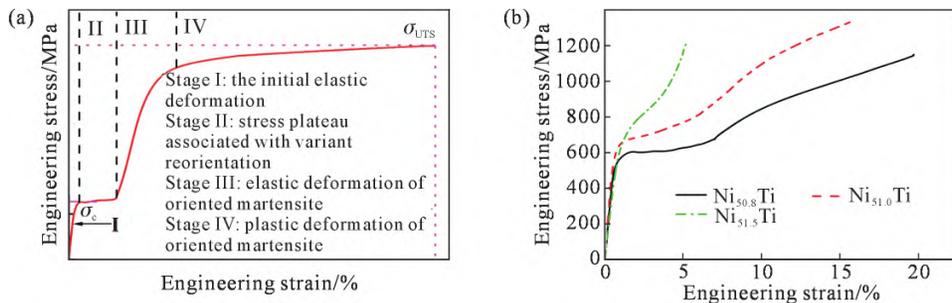


图 8 $NiTi$ 合金的工程应力-应变曲线图:(a) 变形过程中的 4 个阶段示意图,(b) 3 种铸态 $NiTi$ 合金的室温工程应力-应变曲线
Fig.8 Engineering stress-strain curves of $NiTi$ alloys: (a) schematic diagram of the four stages in the deformation process, (b) room temperature engineering stress-strain curves of the 3 as-cast $NiTi$ alloys

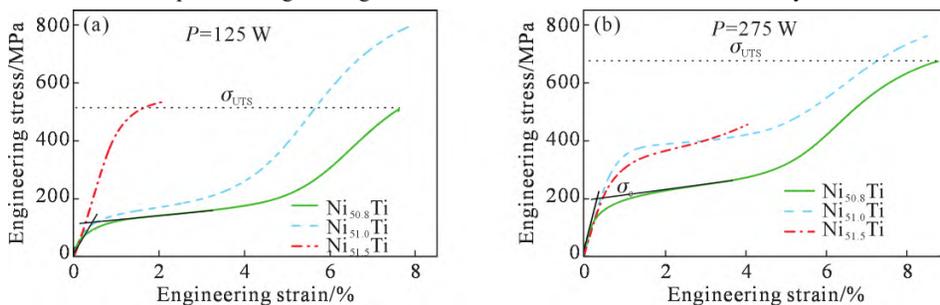


图 9 $Ni_{50.8}Ti$ 、 $Ni_{51.0}Ti$ 和 $Ni_{51.5}Ti$ 合金在不同激光功率下的工程应力-应变曲线:(a) 激光功率 $P=125\text{ W}$,(b) 激光功率 $P=275\text{ W}$
Fig.9 Engineering stress-strain curves of $Ni_{50.8}Ti$, $Ni_{51.0}Ti$ and $Ni_{51.5}Ti$ alloys at different laser powers: (a) laser power $P=125\text{ W}$, (b) laser power $P=275\text{ W}$

的增加变形能力下降的规律一致^[25]。对于 Ni_{50.8}Ti 合金,其在 125 W 功率条件下的 σ_c 为 122.34 MPa,而在 275 W 功率条件下的 σ_c 为 199.01 MPa。临界应力的提高可能与高激光功率下样品受到往复热循环,生成 Ni₄Ti₃ 析出相产生沉淀强化有关^[26]。各成分 NiTi 合金在高低功率下的临界应力、极限强度、断裂伸长率的具体数值见表 1。

表1 打印态不同Ni含量合金拉伸力学性能表
Tab.1 Tensile mechanical properties of printed alloys with different Ni contents

编号	临界应力 (σ_c)/MPa	极限强度 (σ_{UTS})/MPa	断裂伸长率 (ϵ)/%
Ni _{50.8} Ti-125 W	122.34	509.72	7.61±0.3
Ni _{51.0} Ti-125 W	130.22	759.49	7.83±0.1
Ni _{51.5} Ti-125 W	476.59	532.90	2.00±0.5
Ni _{50.8} Ti-275 W	199.01	674.80	8.78±0.3
Ni _{51.0} Ti-275 W	363.68	751.93	8.31±0.5
Ni _{51.5} Ti-275 W	323.07	455.39	4.05±0.3

3 结论

(1)随着 Ni 含量增加,相同的成形条件下,合金的开裂趋势逐渐增加,在 Ni_{50.8}Ti 和 Ni_{51.0}Ti 中观测不到裂纹,而在 Ni_{51.5}Ti 中观测到细长的裂纹。导致 Ni_{51.5}Ti 开裂的原因主要为基体的应力集中和材料变形能力减弱。而合金内部的孔隙则主要与激光参数有关,通过调控激光能量密度,可以有效地降低打印态合金内部的孔隙率。需要指出的是,合金的 Ni 含量改变导致其最优化成形参数不同。

(2)相同的成形条件下,NiTi 合金晶粒形貌的影响机制是 Ni 含量改变了合金的非平衡物理冶金过程。Ni 含量越低,相同应力条件下诱发产生的马氏体数量多。而在 Ni_{51.5}Ti 合金中,由于 Ni 含量非常高,合金产生马氏体所需的临界应力非常大,已经难以产生应力诱发马氏体,其只能在较大的残余应力作用下在高温段发生再结晶行为,使得晶粒长大形成明显的 <100>//建造方向的织构。

(3)由于 Ni 含量的变化导致合金组织发生了较大的变化,不同 Ni 含量的打印态合金试样力学性能不同。其中,LPBF 成形的 Ni_{51.0}Ti 合金力学性能相对较优,其抗拉强度为 759.49 MPa(低功率)和 751.93 MPa(高功率),伸长率仅为(7.83±0.1)%和(8.31±0.5)%。

参考文献:

[1] ALAGHA A N, HUSSAIN S, ZAKI W. Additive manufacturing of shape memory alloys: A review with emphasis on powder bed systems[J]. *Materials & Design*, 2021, 204: 109654.
[2] KAYA E, KAYA İ. A review on machining of NiTi shape memory

alloys: The process and post process perspective[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 100: 2045-2087.
[3] CHEN X Z, LIU K, GUO W, et al. The fabrication of NiTi shape memory alloy by selective laser melting: A review[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2019, 25(8): 1421-1432.
[4] 徐汉权,陈泽鑫,路新,等. 增材制造 NiTi 合金研究进展[J]. *粉末冶金技术*, 2022, 40(2): 159-171.
XU H Q, CHEN Z X, LU X, et al. Research progress of NiTi alloys fabricated by additive manufacturing[J]. *Powder Metallurgy Technology*, 2022, 40(2): 159-171.
[5] LU H Z, MA H W, CAI W S, et al. Stable tensile recovery strain induced by a Ni₄Ti₃ nanoprecipitate in a Ni_{50.4}Ti_{49.6} shape memory alloy fabricated via selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2021, 219: 117261.
[6] SAEDI S, MOGHADDAM N S, 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.
[7] XUE L, ATLI K C, ZHANG C, et al. Laser powder bed fusion of defect-free NiTi shape memory alloy parts with superior tensile superelasticity[J]. *Acta Materialia*, 2022, 229: 11781.
[8] MA C L, GU D D, SETCHI R, et al. A large compressive recoverable strain induced by heterogeneous microstructure in a Ni_{50.6}Ti_{49.4} shape memory alloy via laser powder bed fusion and subsequent aging treatment [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 918: 165620.
[9] XUE L, ATLI K C, PICAK S, et al. Controlling martensitic transformation characteristics in defect-free NiTi shape memory alloys fabricated using laser powder bed fusion and a process optimization framework[J]. *Acta Materialia*, 2021, 215: 117017.
[10] YANG Y, ZHAN J B, SUI J B, et al. Functionally graded NiTi alloy with exceptional strain-hardening effect fabricated by SLM method[J]. *Scripta Materialia*, 2020, 188: 130-134.
[11] BIFFI C A, FIOCCHI J, VALENZA F, et al. Selective laser melting of NiTi shape memory alloy: Processability, microstructure, and superelasticity[J]. *Shape Memory and Superelasticity*, 2020, 6: 342-353.
[12] GALL K, SEHITOGLU H, CHUMLYAKOV Y I, et al. Tension-compression asymmetry of the stress-strain response in aged single crystal and polycrystalline NiTi[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(4): 1203-1217.
[13] ZHAO C Y, LIANG H L, LUO S C, et al. The effect of energy input on reaction, phase transition and shape memory effect of Ni-Ti alloy by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 817: 153288.
[14] 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.
[15] 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.
[16] QIU P, GAO P P, WANG S Y, et al. Study on corrosion behavior

- of the selective laser melted NiTi alloy with superior tensile property and shape memory effect[J]. *Corrosion Science*, 2020, 175: 108891.
- [17] SAFDEL A, ELBESTAWI M A. New insights on the laser powder bed fusion processing of a NiTi alloy and the role of dynamic restoration mechanisms [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 885: 160971.
- [18] WANG X B, YU J Y, LIU J W, 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.
- [19] GAN J, DUAN L C, LI F, et al. Effect of laser energy density on the evolution of Ni₄Ti₃ precipitate and property of NiTi shape memory alloys prepared by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 869: 159338.
- [20] SHEN F L, LI H Q, GUO H, et al. Effect of energy density on the superelastic property of Ni-rich NiTi alloy fabricated by laser powder bed fusion [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 854: 143874.
- [21] GEIGER F, KUNZE K, ETTER T. Tailoring the texture of IN738LC processed by selective laser melting (SLM) by specific scanning strategies[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 661: 240-246.
- [22] SUN S H, ISHIMOTO T, HAGIHARA K, et al. Excellent mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel with a unique crystallographic lamellar microstructure via selective laser melting[J]. *Scripta Materialia*, 2019, 159: 89-93.
- [23] ZHENG D, LI R D, YUAN T C, et al. Microstructure and mechanical property of additively manufactured NiTi alloys: A comparison between selective laser melting and directed energy deposition[J]. *Journal of Central South University*, 2021, 28: 1028-1042.
- [24] 赵海燕, 钮文良, 刘琨. NiTi 形状记忆合金马氏体相变研究[J]. *铸造技术*, 2014, 35(6): 1138-1140.
- ZHAO H Y, NIU W L, LIU K. Study on martensitic phase transformation of NiTi shape memory alloy [J]. *Foundry Technology*, 2014, 35(6): 1138-1140.
- [25] OTSUKA K, REN X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys[J]. *Progress in Materials Science*, 2005, 50(5): 511-678.
- [26] MA C L, GU D D, DAI D H, et al. Selective growth of Ni₄Ti₃ precipitate variants induced by complicated cyclic stress during laser additive manufacturing of NiTi-based composites [J]. *Materials Characterization*, 2018, 143: 191-196.