DOI: 10.3901/JME.2020.15.046

选区激光熔化成型 $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}_{49.2}$ 形状记忆合金的组织 和性能研究*

王硕 丰焱 林鑫

(西北工业大学凝固技术国家重点实验室 西安 710072)

摘要: 单位体积能量输入随试验变量激光功率和扫描速率的变化而变化, 探究了选区激光熔化工艺参数的改变对沉积态块状 $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}_{49.2}$ 样品组织及性能的影响。考虑到不同能量输入对样品组织的影响, 分别对样品扫描方向和沉积方向进行了组织观察, 发现随能量输入的升高, 金相组织的缺陷逐渐降低, 沿沉积方向显微组织由短粗的柱状晶演变为细长的柱状晶。利用 XRD 考察其室温相组成, 结果表明样品常温下为 B2 母相, 部分样品含少量 Ti_3Ni_4 相。同时显微硬度测试表明, 除激光功率外, 第二相的引入能显著提高显微硬度值。利用差示扫描量热仪考察不同样品的相变温度。采用万能力学试验机对圆柱样品进行压缩测试, 结果表明, 样品的断裂应变最高达 42%, 高能量输入样品断裂应变略低。而室温超弹性性能随能量输入的提高而显著提高, 压缩应变 10% 时, 超弹回复率高达 90.2%。

关键词: 形状记忆合金; 选区激光熔化; 显微组织; 力学性能; 超弹性

中图分类号: V261

Investigation on Microstructure and Properties of Selective Laser Melting $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}_{49.2}$ Shape Memory Alloys

WANG Shuo FENG Yan LIN Xin

(State Key Laboratory of Solidification Technology, Northwestern Polytechnical University, Xian 710072)

Abstract: The energy input per unit volume changes with the laser power and scanning rate. The change of the process parameters on the influence of microstructure and properties of the selective laser melting (SLM) is investigated for the as-deposited $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}_{49.2}$. Considering the influence of different energy inputs on the sample microstructure of the scanning direction (SD) and deposition direction (BD), samples are observed by optical microscopy, it was found that with the increase of energy input, the defects of the metallographic structure gradually decreased along the deposition direction. The microstructure evolved from short, thick columnar crystals to slender columnar crystals. Phase constitution at room temperature is investigated by XRD. Most of the samples are B2 parent phase at room temperature, and some samples contained a small amount of Ti_3Ni_4 phase. At the same time, the microhardness test of the sample shows that the introduction of Ti_3Ni_4 phase increases the microhardness value in addition to the laser power. The transformation temperatures of different samples are investigated by differential scanning calorimetry(DSC). The cylindrical samples were subjected to compression test using a universal testing machine. The results show that the fracture strain of the sample was up to 42%, and the fracture strain of the high energy input sample is slightly lower. The superelasticity at room temperature increases significantly with the increase of energy input. When the compression strain is 10%, the superelastic recovery rate is as high as 90.2%.

Key words: shape memory alloy(SMA); selective laser melting(SLM); microstructure; mechanical properties; superelasticity

0 前言

目前, 工业生产 NiTi 合金的主要办法是电弧熔炼和感应熔炼, 还需要后续机械加工成型才可制备

出符合使用要求的零件。而 NiTi 合金作为金属间化合物, 冷加工性能差, 热加工过程会影响其功能特性并引入诸多杂质, 并且 NiTi 合金具有较高的回弹性, 传统的机械加工难以保证较高的尺寸精度。3D 打印是近年来发展起来的一种新的材料成型方式, 因其具有在保证尺寸精度的前提下加工出复杂几何外形的工件、力学性能优异等诸多优点, 被广泛应用于多种金属材料, 如不锈钢、纯钛、钛合金、铝

* 国家自然科学基金(51301134、51871181)、中央高校基本科研业务费(3102018gxc001)和国家重点研发计划(2016YFB1100100)资助项目。
20190918 收到初稿, 20200411 收到修改稿

合金、高温合金等。试验所采用的 Ni_{50.8}Ti_{49.2} at.% 成分的合金粉末, 为工业常用的合金成分, 此成分具有合适的相变温度, 并且富 Ni 的 NiTi 合金可通过时效处理来调控 Ti₃Ni₄、Ti₂Ni₃、TiNi₃ 相的析出, 略富 Ni 的 Ni_{50.8}Ti_{49.2} 合金中脱溶过程较缓慢, 通常会析出 Ti₃Ni₄ 相, 该相与基体形成共格应力场, 适当的分布状态会提高合金的形状记忆效应和超弹性^[1], 是我们所期望得到的, 并且此成分并不会显著增加合金的脆性, 因此, 我们选用此成分的合金粉作为研究对象。将 3D 打印应用于近等原子比 NiTi 形状记忆合金能加工出具有复杂几何形状的部件并保证材料在打印过程中的尺寸精确度, 同时, 打印过程中, 高能激光束的反复加热相当于对材料进行了时效处理, 可获得更佳的相变特性和形状记忆效应。因此, 将 3D 打印应用于近等原子比 NiTi 合金工程应用意义巨大, 而近等原子比 NiTi 合金特有的形状记忆效应和超弹性, 相比 3D 打印传统金属材料增加了时间维度, 即打印样品在后续应用中受外部刺激随时间有几何外形上的改变, 所以也称之为 4D 打印。同样地, 该材料打印过程中的工艺参数对成型件组织与性能影响较大, 激光功率和扫描速率对成型件影响尤其明显。因此, 研究人员根据打印参数得出了能量输入的数学表达式 $E=P/Vth$, 其中 P 、 V 、 t 、 h 、 E 分别代表激光功率、扫描速度、铺粉厚度、扫描间距和能量输入^[2]。

近年来, 国内外研究人员在 3D 打印的基础上对近等原子比 NiTi 成型过程、工艺参数、显微组织、力学性能和功能特性等做了研究, 取得了良好的科研效果。SAEDI 等^[3]研究了不同打印参数对样品显微组织、织构和超弹性的影响, 认为 55.5 J/mm³ 的能量输入获得较优的合金超弹性。ABERLAND 等^[4]研究了能量输入对相变温度的影响, 发现随能量输入 E 的增加, 相变温度升高, 而本次试验能量输入的变化范围不大, 并未发现明显的能量输入与相变温度的关系。SHIVA 等^[5]研究了不同的增材制造方式和不同的 Ti、Ni 元素比对成型件显微硬度的影响, 发现 Ti₂Ni 和 Ti₃Ni₄ 相的析出会显著提高其显微硬度, 不同增材制造方式对成型件硬度水平影响较大, 我们与其得到的结论相符。MEIER 等^[6]研究了近等原子比 SLM NiTi 合金在平行于激光扫描方向、垂直于激光扫描方向和与扫描方向倾斜 45° 样品及传统工艺加工 NiTi 合金的力学性能, 发现在压缩测试中不同加工取向对其力学性能影响很小, 断裂应变和断裂强度低于传统工艺样品。本试验得到的压缩断裂应力和压缩断裂应变要略优于同成分传

统工艺的样品(2 800 MPa, 32%)。由于打印过程工艺参数对成型件显微组织和性能影响较大, 本文采用如图 1c 所示这种单层往复扫描, 层间 67° 相位角的激光扫描路径, 并改变扫描功率和扫描速率的大小, 获得了具有不同组织特征的样品, 考查其力学性能和智能特性, 探究不同工艺参数对组织和性能的影响。

1 增材制造工艺及试验方法

1.1 Ni_{50.8}Ti_{49.2} 形状记忆合金增材制造工艺

激光增材制造原材料采用的是气雾化工艺生产成分为 Ni_{50.8}Ti_{49.2} 的合金粉, 粒径分布为 15~50 μm, 粉末形貌如图 1 所示, 可以看出粉末球形度较好, 存在少量粉末黏结, 部分小颗粒黏结在大粒径粉末上, 能谱分析合金粉 Ni 和 Ti 元素原子比准确, 含氧、氮量极低, 有效避免成型件球化效应的出现^[7]。

图 1 Ni_{50.8}Ti_{49.2} 预合金粉末不同放大倍数下的二次电子形貌及扫描路径

打印初期成型层与基材温度梯度较大, 残余应力大, 易导致翘曲现象的发生, 因此试验中先将 NiTi 基板预热到 170℃ 以降低第一层沉积样品与基材的温度梯度, 减小样品与基板分离的可能性^[8]。打印过程在氩气保护氛围下进行, 氧含量控制在 100 ppm(1 ppm=1×10⁻⁶)。扫描路径的改变会导致激光热源的运动方式发生变化, 成型样品每层的热输入方式不同, 导致热应力的分布不均, 对样品成型质量造成影响。同时, 有研究表明, 扫描路径的改变会影响合金中晶粒的取向, 导致材料的择优取向发生变化^[9]。为了降低应力分布不均, 防止开裂产生, 采用了如图 1c 中这种单层往复扫描, 层与层之间偏转 67° 相位角的扫描路径。本文中试验涉及的打印参数如表 1 所示。A、B、C 分别代表高、中、低三个激光功率, A1 和 A2 具有不同的扫描速率。

表 1 选区激光熔化制备 $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}_{49.2}$ 形状记忆合金的工艺参数

编号	功率 P/W	扫描速度 $V/(\text{mm/s})$	铺粉厚 度 $t/\mu\text{m}$	扫描间距 $h/\mu\text{m}$	能量 $E/(\text{J}/\text{mm}^3)$
A1	200	1600	30	100	41.67
A2	200	1200	30	100	55.56
B1	150	1600	30	100	31.25
C1	50	500	30	100	33.33

1.2 试验方案与分析方法

本次试验成型样品为 $15\text{ mm}\times 15\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 块状样品, 利用电火花线切割将样品与基材分离。对不同样品分别沿沉积方向切取片状试样、对试样进行打磨、抛光, 用 Kroll 试剂进行蚀刻, 在 OLYMPUS 光学显微镜下观察其显微组织, 利用 PANALYTICAL X'Pert PRO MPD X 射线衍射仪进行物相分析; 沿沉积方向切取 $\Phi 6\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 圆柱试样, 表面打磨光滑以消除表面缺陷对试验的影响, 利用 Instron 3382 万能力学试验机在 $3\times 10^{-4}\text{ s}$ 的应变速率下测试样品的压缩应力-应变行为, 获得了沉积态样品的压缩断裂应力和断裂应变以及超弹性; 利用 TESCAN MIRA 3XMU 场发射扫描电镜观察压缩失效后的断口形貌; 在试样中部切取片状样品 $15\sim 20\text{ mg}$ 打磨、抛光, 利用 METTLER-TOLEDODSC1 型差扫描量热仪(DSC)进行相变测试, 升降温速率为 20 K/min 。

2 显微组织与力学性能

2.1 SLM 成型 $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}_{49.2}$ 形状记忆合金的物相分析

近等原子比 NiTi 形状记忆合金有多种析出相, 而试验中使用的预合金粉在室温(300 K 附近)为 B2 母相, 即原始粉末无任何其他析出相。选区激光熔化过程中, 合金粉经过高能激光扫描升温达到其熔点, 然后迅速冷却, 冷却速率为 $10^3\sim 10^8\text{ K/s}$ [10],

图 2 不同工艺参数 SLM 成型 $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}_{49.2}$ 合金的沉积态样品 X 射线衍射谱

而激光束在同层间及不同层间往复扫描, 下层沉积的样品会接受反复热输入, 这种复杂的热循环过程可能造成合金物相的变化。利用 X 射线衍射仪(XRD)对各样品的沉积方向进行了物相分析, 结果表明, 样品 A1、A2 和 B1 为单一的 BCC 母相, 样品 C1 在 $2\theta=40^\circ$ 位置存在 Ti_3Ni_4 相衍射峰, 有微量 Ti_3Ni_4 相的存在。

2.2 SLM 成型 $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}_{49.2}$ 合金的显微组织分析

图 3 为四种打印参数样品在沉积方向的显微组织, 经计算, B1、C1、A1、A2 样品的能量输入值 E 逐渐升高, 图 3 中各样品对应的晶粒由粗短的柱状晶演变为细长的柱状晶, 微孔洞缺陷也随能量输入的升高明显减少。从图 3c、图 3d 可以看出, 在相似的能量输入下, 功率对未熔缺陷的形成贡献更大, 且未熔缺陷往往集中于熔池边界。原因是低能量输入和低功率加工条件下, 激光的空间扩展尺寸虽然已经穿透加工层, 但层间的粉末未得到充分熔化, 形成未熔缺陷。高能量输入下熔池形貌明显, 柱状晶长度均超过了铺粉厚度, 晶粒实现了外延生长 [11], 这对成型件力学性能的提高尤为关键。晶粒垂直于熔池边界生长。熔池宽度约为 $200\mu\text{m}$, 深度约为 $40\mu\text{m}$ 。A2 样品柱状晶贯穿 $3\sim 10$ 个熔池, 晶粒长度为 $100\sim 400\mu\text{m}$, 宽度为 $10\sim 50\mu\text{m}$ 。低能量输入下无明显的熔池形貌, 晶粒长度 $30\sim 300\mu\text{m}$, 宽度 $10\sim 80\mu\text{m}$, 粗短晶粒所占体积分数较大, 周围分布有细长的柱状晶, 组织较杂乱。

图 3 不同参数 SLM 成型 $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}_{49.2}$ 合金沉积方向的光学显微组织

2.3 SLM 成型 $\text{Ni}_{50.8}\text{Ti}_{49.2}$ 合金的力学性能与显微硬度

由图 4 可以看出, 圆柱样品在压缩过程中, 有

明显的应力诱发马氏体相变平台, 其中高能量输入样品 A1 和 A2 样品马氏体弹性变形阶段的应力值较高, 相同的应变下应力值明显高于低能量输入样品。这也是造成高能量输入样品相比低能量输入样品有更低断裂应变的原因。表 2 列出了四种样品的断裂应力和断裂应变值, 样品断裂应力分布在 2 821~3 187 MPa 之间, 低能量输入样品 B1 断裂应变高达 42.6%, 断裂应力为 2 800 MPa 左右。但值得注意的是, 该合金的应用场合往往是小的应变或者小的应力加载, 因此, 我们并不追求高的断裂应力和断裂应变。压缩的圆柱样品断裂面与轴线呈 45°, 此时 45° 截面具有最大剪切应力。图 5 为样品压缩断口形貌, 从图 5b 可以看出断口表面存在较多孔洞, 这些

图 4 SLM 成型 Ni_{50.8}Ti_{49.2} 合金的压缩应力-应变曲线

表 2 不同参数下 SLM 成型 Ni_{50.8}Ti_{49.2} 合金的断裂应力、断裂应变与显微硬度值

	A1	A2	B1	C1
断裂应力 /MPa	2824	3187	2884	2821
断裂应变 (%)	37.0	38.7	42.6	41.3
显微硬度 /HV	352.3±21.2	328.8±14	311.4±18.3	378.7±10.5

图 5 SLM 成型 Ni_{50.8}Ti_{49.2} 合金的压缩断口形貌

孔洞可能是裂纹萌生源。如图 5c 所示, 交叉的裂纹从孔洞萌生、扩展, 引发解理断裂, 在断裂之前样品经过了一定量的塑性变形, 所以断裂面呈现两种断裂特征, 即光滑解理区和塑性滑移区^[12]。

硬度是指材料表面局部抵抗变形或断裂的能力。材料在实际应用过程中需要考虑其耐磨性、局部抗塑性变形能力, 而硬度值与这两项指标具有相关性。硬度测试过程中, 每个试样测试 10 个点, 取标准差, 得硬度值范围: $\mu \pm \sigma$, 其中 μ 为均值, σ 为标准差。根据相关研究, 我们预期, 能量输入越高, 样品越致密, 硬度值越高^[13], 但是如表 2 所示, 本次试验发现, 高功率、高扫描速率下硬度值为 330~350 HV, 低功率、低扫描速率下硬度值 380 HV 左右, C1 样品虽然能量输入较低, 但得到了高的硬度值。研究发现, 这与图 3 中 XRD 图谱结果相一致, 由于 C1 样品有明显的 Ti₃Ni₄ 第二相, 第二相的析出会增大塑性变形抗力, 明显提高其硬度^[14]。中等功率 150 W 下硬度值较低, 在 310 HV 左右。

图 6 不同参数 SLM 成型 Ni_{50.8}Ti_{49.2} 合金的显微硬度

3 相变及超弹性

3.1 SLM 成型 Ni_{50.8}Ti_{49.2} 合金的相变行为

对不同参数样品进行了相变测试, 结果如图 7 所示。利用切线法由 DSC 曲线得到相变温度, 其中 M_s 、 M_f 、 A_s 、 A_f , 分别表示马氏体相变开始温度、结束温度和逆相变开始温度、结束温度。原始粉末的相变温度较高, A_s 在室温附近, 吸热峰和放热峰尖锐。而选区激光熔化沉积态样品的相变温度有所降低, M_s 和 A_s 温度都在 0 °C 以下, 并且相变峰宽化严重。造成这种现象主要原因如下: 增材制造过程中残余应力较大, 合金中位错等缺陷也较多, 马氏体相变阻力大, 完成相变过程就需要较大的驱动力, 即较大的过冷度来驱动; 降温过程中相变峰宽化, 则是由于沉积态合金内部组织不均匀, 微区成

分也存在微小差别,导致相变发生和结束的不一致,进而使得相变峰变宽。如表 3 所示,除 A1 的逆相变结束温度 A_f 略高于其他样品外,高能量输入样品 A2 和低能量输入样品 B1、C1 相变温度基本一致。

图 7 原始粉末和不同参数 SLM 成型 $Ni_{50.8}Ti_{49.2}$ 合金 DSC 曲线

表 3 成型样品和原始粉末的相变温度

	$M_s / ^\circ C$	$M_f / ^\circ C$	$A_s / ^\circ C$	$A_f / ^\circ C$
A1	-15.78	-62.24	-21.95	6.35
A2	-46.3	-60.54	-29.34	-5.87
B1	-36.78	-60.1	-28.37	-3.91
C1	-14.59	-62.45	-32.57	-2.85
原始粉末	11.3	1.7	28	35.3

3.2 SLM 成型 $Ni_{50.8}Ti_{49.2}$ 合金的超弹性

超弹性是合金在应力作用下由母相转变为马氏体相,而卸载时又发生逆相变的过程。由 DSC 和 XRD 结果可知室温下(约 $25^\circ C$, 高于样品的 A_f 温度)样品均为 B2 母相(仅 C1 有少量析出相)。相变应力对温度较敏感,应变率高导致试验过程中温度升高,因在低的应变速率可以有效降低加载过程中的相变放热速率,可看作准静态加载^[16],故将测试的应变速率设为 $3 \times 10^{-4} s^{-1}$ 。图 8 为压缩应力-应变曲线。因为 A1、B1、C1 样品应变变量达到 8% 时的回复率较

图 8 不同形变量下的压缩应力-应变曲线

低(低于 85%),将试验最大应变变量定为 8%,而 A2 样品在 8%应变变量下回复率较高,加载的最大应变变量定为 10%。压缩应力-应变曲线表明,高能量输入样品的应力诱发马氏体相变平台和逆相变平台较明显,如图 8 中高能量输入样品 A2 的压缩应力-应变曲线可明显的分为 6 个阶段:母相弹性变形阶段;应力诱发马氏体相变阶段;马氏体弹性变形阶段;马氏体弹性回复阶段;逆相变回复阶段;母相弹性回复阶段^[17]。低能量输入的 B1、C1 样品压缩应力-应变曲线的线型一致,回复率也一致,但应

力诱发马氏体相变过程中应力增加明显,这是因为样品的不均匀性导致,需要提高应力水平以使马氏体相变继续进行^[18]。表列出了不同样品回复率变化情况,最高能量输入样品 A2 在预加载应变量为 10% 时的回复率高达 90.2%,这也可从图 3 中沉积方向的显微组织解释,高能量输入下形成了细长且均匀的柱状晶,显微组织的演变显著提升了样品的超弹性能。

在实际应用中,利用 NiTi 合金的超弹性往往需要达到一定的临界应力或者临界应变,利用切线法做出了样品压缩应力-应变曲线的临界应力和临界应变值,结果如表 4 所示。应变量为 6% 时临界应力在 402~516 MPa 之间,除 A1 外,临界应力基本都在 450~500 MPa 之间。应变量为 8% 时临界应力值基本无变化。值得注意的是,6% 应变量到 8% 应变量下临界应变值略有升高,除 A1 外,其他样品均有约 0.3% 的升高,原因是应变量达到 6% 时,样品中残留一定量的马氏体, B2 母相的总量略有减小,需要更大的应变量来驱动马氏体相变。

表 4 不同形变量下各样品的相变临界应力、
临界应变和回复率

应变量(%)		A1	A2	B1	C1
6	临界应力/MPa	402	487	459	499
8		398	496	452	500
10			479		
6	临界应变(%)	2.7	3.5	3.3	3.5
8		2.7	3.7	3.8	3.8
10			3.4		
6	回复率(%)	92	97.7	88.5	88.8
8		83.5	95.5	84.9	82.3
10			90.2		

4 结论

(1) 不同激光打印参数沉积样品的相组成主要是体心立方 B2 相,只有激光功率最低的 C1 样品在主峰附近存在 Ti₃Ni₄ 相的衍射峰。

(2) 成型样品的相变温度低于合金粉的相变温度且相变峰宽化。随激光能量输入的提高,沉积方向晶粒形貌由粗短的柱状晶演化为细长的柱状晶。

(3) 选区激光熔化成型的 Ni_{50.8}Ti_{49.2} 样品压缩断裂强度均达到 2 800 MPa 以上,断裂应变最高达 42.6%,其中,高能量输入样品断裂应变更低,原因是其 σ/ϵ 值更高,即相同应变下有更高的应力值,造成样品提早失效。断口分析发现解理断裂机制与塑性滑移机制并存。

(4) 显微硬度测试表明,在相同的能量输入水

平下,第二相的存在明显提高成型后合金的显微硬度。目前试验参数范围内,超弹性能与激光能量输入呈正相关。能量输入最高的 A2 试样在 10% 的应变下回复率高达 90.2%。

参 考 文 献

- [1] 郑玉峰, LIU Yinong. 工程用钛镍合金[M]. 北京: 科学出版社, 2014.
ZHENG Yufeng, LIU Yinong. Engineering titanium nickel alloy[M]. Beijing: Science Press, 2014.
- [2] MEIER H, HABERLAND C. Experimental studies on selective laser melting of metallic parts[J]. Materials Science and Materials Engineering, 2008, 39(9): 665-670.
- [3] SAEDI S, MOGHADDAM N S, AMERINATANZI A, et al. On the effects of SLM process parameters on microstructure and thermomechanical response of Ni-rich NiTi SMA s[J]. Acta Materialia, 2018, 144: 552-560.
- [4] 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.
- [5] SHIVA S, PALANI I A, MISHRA S K, et al. Investigations on the influence of composition in the development of Ni-Ti shape memory alloy using laser based additive manufacturing[J]. Optics & Laser Technology, 2015, 69: 44-51.
- [6] MEIER H, HABERLAND 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: p.291-296.
- [7] 李瑞迪. 金属粉末选择性激光熔化成形的关键基础问题研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2010.
Li Ruidi. Research on the key basic issues in selective laser melting of metallic powder[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2010.
- [8] ELAHINIA M, SHAYESTEHEMOGHADDAM N, TAHERI A M, et al. Fabrication of NiTi through additive manufacturing: A review[J]. Progress in Materials Science, 2016, 83: 630-663.
- [9] LORE T, KAROLIEN K, JEAN P K, et al. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder[J]. Acta Materialia, 2013, 61(5): 1809-1819.
- [10] LOH LE, CHUA CK, YEONG W Y, et al. Numerical investigation and an effective modelling on the Selective laser melting (SLM) process with aluminium alloy

- 6061[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2015, 80: 288-300.
- [11] 林鑫, 黄卫东. 高性能金属构件的激光增材制造[J]. 中国科学: 信息科学, 2015, 45(9): 1111-1126.
LIN Xin, HUANG Weidong. Laser additive manufacturing of high performance metal components[J]. Chinese Science: Information Science, 2015, 45(9): 1111-1126.
- [12] 刘杰, 陈向阳, 范彦斌. 选区激光熔化成形 H13 钢缺陷、组织调控及拉伸性能研究[J]. 机械工程学报, 2018, 54(16): 101-107.
LIU Jie, CHEN Xiangyang, FAN Yanbin. Investigation on defects, microstructure control and tensile properties of selective laser melting H13 steel[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018, 54(16): 101-107.
- [13] MARATTUKALAM J J, SINGH A K, DATTA S, et al. Microstructure and corrosion behavior of laser processed NiTi alloy[J]. Materials Science and Engineering C, 2015, 57: 309-313.
- [14] SHIVA S, PALANI I A, MISHRA S K, et al. Investigations on the influence of composition in the development of Ni-Ti shape memory alloy using laser based additive manufacturing[J]. Optics & Laser Technology, 2015, 69: 44-51.
- [15] ZHOU Y, ZHANG J, FAN G, et al. Origin of 2-stage R-phase transformation in low-temperature aged Ni-rich Ti-Ni alloys[J]. Acta Materialia, 2005, 53(20): 5365-5377.
- [16] 阳生有. 应变率对 NiTi 形状记忆合金力学性能的影响研究[D]. 北京: 北京交通大学, 2012.
YANG Shengyou. Analysis of effects of strain rate on mechanical properties of NiTi shape memory alloys[D]. Beijing: Beijing Jiaotong University, 2012.
- [17] ZHOU Quan, MUHAMMAD D H, CHEN Gang, et al. Selective electron beam melting of NiTi: Microstructure, phase transformation and mechanical properties[J]. Materials Science & Engineering A, 2018, 744: 290-298.
- [18] WAN Xueman, FENG Yan, LIN Xin, et al. Large superelastic recovery and elastocaloric effect in as-deposited additive manufactured Ni50.8Ti49.2 alloy[J]. Applied Physics Letters, 2019, 114: 221903.
-
- 作者简介: 王硕, 男, 1995 年出生。主要研究方向为增材制造形状记忆合金。
E-mail: 18220580820@163.com
丰焱, 女, 1981 年出生, 博士, 副教授, 硕士研究生导师。主要研究方向为形状记忆合金、马氏体相变行为及相变动力学。
E-mail: yanfeng@nwpu.edu.cn
林鑫(通信作者), 男, 1973 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为增材制造与创新设计、精确凝固理论与技术及材料加工过程热、力、组织宏微观模拟及仿真。
E-mail: xlin@nwpu.edu.cn