DOI: 10.3901/JME.2020.08.099

电弧增材制造 NiTi 形状记忆合金成形与性能*

葛福国¹ 彭 倍¹ 柯文超¹ 敖三三² 从保强³ 祁泽武³ 曾 志¹

(1. 电子科技大学机械与电气工程学院 成都 611731;

2. 天津大学材料科学与工程学院 天津 300072;

3. 北京航空航天大学机械工程及自动化工程学院 北京 100191)

摘要: 基于电弧增材制造(Wire arc additive manufacturing, WAAM)技术, 以 NiTi 丝(Ni 50.50 at.%)为堆积材料制造形状记忆合金薄壁构件, 研究其组织成分、相变特征和力学性能。结果表明, 由于不同的热循环条件, 沿试样高度方向上每道沉积层微观结构不同, 第一沉积层为较大的等轴晶, 随着热量累积, 晶粒生长趋向为更细小的等轴形态, 层间为柱状晶。室温下, 试样是奥氏体相(Ni 51.10 at.%), 与丝材相比, 电弧增材制造的构件硬度较高且具有更宽的温度变化范围和相变滞后现象。试样拉伸强度约为 611.30 MPa, 延伸率约为 19.50%, 具有较好的断裂韧性。试样在第一次加载-卸载循环时塑性应变仅为 1.01%, 8 个循环后塑性应变趋于稳定, 约为 2.68%。

关键词: 电弧增材制造; NiTi 形状记忆合金; 微观结构; 相变特征; 力学性能

中图分类号: TG457

Forming Properties of Wire Arc Additive Manufactured NiTi Shape Memory Alloy

GE Fuguo¹ PENG Bei¹ KE Wenchao¹ AO Sansan² CONG Baoqiang³
QI Zewu³ ZENG Zhi¹

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, University of Electronic Science and Technology of China, Chengdu 611731;

2. School of Material Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300072;

3. School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191)

Abstract: Wire arc additive manufacturing (WAAM) is used for fabrication of NiTi parts using a dedicated Ni-rich(50.50 at.%) NiTi wire as the feedstock material. The microstructure, phase transformation characteristics and mechanical properties of the as-built parts are investigated. Experimental results show that the microstructure in each deposition layer is different as a result of the different thermal cycle conditions. Along the part height, the first deposited layer is larger equiaxed grains. As the heat input gradually accumulates, the grain growth tends to the finer equiaxed form, and there are columnar grains between two deposited layers. The as-built parts are completely austenite phase at room temperature. The Ni content of deposited layers which have higher hardness, wider transformational range and hysteresis compared to the as-received NiTi wire is 51.10 at.%. The tensile strength of the as-built parts is of about 611.30 MPa with a corresponding fracture strain of 19.50%. The fracture surface with dimple fracture had good ductility. Additionally, it can be seen that the WAAM specimens exhibit good superelastic properties, evidenced by a low irrecoverable strain of 1.01% upon unloading in the first cycle. The plastic strain increases during the first 8 cycles, and reaches near a constant value of 2.68%.

Key words: wire arc additive manufacturing; NiTi shape memory alloy; microstructure; phase transformation; mechanical properties

* 国家自然科学基金(51775091)和四川省重点研发计划(2018GZ0284, 2019YFG0339)资助项目。20190830 收到初稿, 20191201 收到修改稿

0 前言

NiTi 形状记忆合金(Shape memory alloys, SMAs)由于其独特的形状记忆效应(Shape memory effect, SME)和超弹性(Super-elasticity, SE)性能,在航空航天、生物医学、汽车工程和机器人等多个行业得到广泛应用^[1]。然而,随着智能结构与零部件对性能、精度、生产周期和制造成本等方面的要求日趋提高,迫切需要采用适宜的增材制造(Additive manufacturing, AM)方法以获得具有复杂几何形状和特殊性能的智能构件^[2]。

增材制造通过计算机辅助设计(Computer aided design, CAD)逐层堆积材料,将数字化模型制造为实体构件^[3],在高形状复杂度和高功能复杂度零件的制造方面独具优势。目前以选择性激光熔化(Selective laser melting, SLM)为代表的激光增材制造技术主要用于小尺寸 NiTi 构件的制造加工^[4-5],WAAM 以电弧作为热源,采用镍丝、钛丝或镍钛丝作为制造原料,通过不断熔化丝材逐层堆积成形由全焊缝金属组成的构件。成形构件尺寸大、致密度高、冶金和力学性能良好^[6]。与激光或电子束增材制造技术相比,WAAM 具有设备简单、制造成本低和沉积速率高等优势^[7]。

QI 等^[8]采用电弧增材制造技术制备不同成分的 Al-Cu-Mg 合金,对成形试样的微观结构、维氏硬度和拉伸性能等进行了研究。WANG 等^[9]研究了电弧增材制造 Ti-6Al-4V 构件的成形机理,发现电弧行进方向和层间间隔时间对成形件晶粒形态和拉伸性能等有较大影响。罗怡等^[10]研究了电弧脉冲作用下的铝合金熔滴过渡特征,以及射滴过渡形式对单道多层沉积成形质量特征的影响,发现电弧功率增加容易导致沉积层坍塌。WANG 等^[11]初步研究了利用 WAAM 技术制造 NiTi 构件的可行性,将纯 Ni 丝和 Ti 丝送入熔池制作 NiTi 合金薄壁试样,通过拉伸测试得到其断裂应变范围为 4.30%~5.50%。NiTi WAAM 构件的显微组织、应力集中和成形缺陷将对材料和结构的回复特性影响极大,导致构件循环稳定性差、疲劳寿命低等诸多功能可靠性问题,亟需深入开展定量相变控制的增材制造工艺研究。

本文基于 WAAM 技术,以 NiTi 丝为堆积材料制造形状记忆合金薄壁构件,研究了沿沉积层高度方向薄壁试样的组织成分和微观结构分布,并分析了薄壁试样的相变行为;通过拉伸和加载-卸载循环测试分析了试样的力学性能。该项工作为深入研究基于 SMAs 的复杂形状智能构件制造奠

定了基础。

1 试验方法

本试验原理图如图 1a 所示。选用直径为 0.70 mm 的 NiTi 丝(Ni 50.50 at.%), NiTi 基板尺寸为 200 mm×200 mm×20 mm,预热温度为 300 ℃。焊接电源采用 70 A 的直流电与 50 A 的超高频脉冲,其中超高频脉冲的频率为 20 kHz,占空比为 50%。为保证构件成形质量,电弧焊枪速度设定为 0.20 m/min,送丝速度为 0.90 m/min,保护气体采用纯度为 99.99%的氩气,流量为 15 L/min。固溶退火处理有助于降低残余应力和成分偏析的影响,对沉积态 NiTi WAAM 试样进行整体热处理,在氩气环境下加热至 950 ℃保温 5 h 后随炉冷却。

(a) NiTi WAAM 试验原理图

(b) 力学性能测试WAAM试样尺寸(mm)

图 1 NiTi WAAM 试验示意图

利用线切割机将 WAAM 试样沿成形方向(X-Z 面)切开,切割的剖面 and 试样四周采用砂纸打磨和机械抛光,用混合酸性试剂(4 mL HF+20 mL HNO₃+25 mL H₂O)腐蚀试样,使用 Olympus 光学显微(Optical microscope, OM)、JSM-6490LV 扫描电子显微镜(Scanning electron microscope, SEM)、能谱分析仪(Energy dispersive spectrometer, EDS)和 X 射线衍射(X-ray diffraction, XRD)分析试样的微观结构和组织成分。根据 ASTM F2004-05,通过差示扫描量热法(Differential scanning calorimeter, DSC)测试相变温度,加热/冷却速率设定为 10 ℃/min,

并按照文献[12]中所述方式测定相变曲线。

如图 1b 所示, 沿水平方向(图 2a 中 X - Y 面)线切割获得拉伸测试试样, 拉伸试样尺寸为 $40\text{ mm} \times 6\text{ mm} \times 1\text{ mm}$ 。采用 Instron5548 微小力学试验机以 0.50 mm/min 的拉伸速率测试三组试样的力学性能。使用 SEM 观察 WAAM 试样拉伸断口形貌。通过加载-卸载试验(6%预应变)测试 WAAM 试样的超弹性和回复特性, 分析循环加载后累积的塑性应变。

2 结果分析与讨论

2.1 显微组织

电弧增材制造成形的多层 NiTi 薄壁试样宏观形貌如图 2 所示。可以看出增材构件的表面成形均匀, 无明显的驼峰和飞溅。NiTi 丝在高温下很容易与氧气、氮气等发生化学反应, 并大幅降低材料的机械和功能特性^[13]。本试验中得到的 NiTi WAAM 试样表层呈现明亮的银白色金属光泽, 这表明气体保护效果良好, 未发生表面氧化。

图 2 NiTi WAAM 试样宏观形貌

图 3 所示为 10 个沉积层在 X - Z 方向的横截面局部微观结构, 每个沉积层使用虚线标识区分。可以看出预热有助于降低熔敷金属与基板间的温度梯度, 使得基板晶粒尺寸有明显长大, 同时有助于改善沉积成形和微观结构。

本文中每一层沉积工艺参数均保持恒定, 但由于散热情况和热量积累不同, 导致熔池流动性不同^[14]。在前两道沉积层中, 热量向基板和周围空气传导耗散, 相对后续沉积层散热较快, 熔池流动性较弱, 因此成形沉积层相对较厚; 随着沉积层数逐步增加, 热量累积逐渐增多, 使得晶粒结构趋向为更细小的

等轴形态且基本趋于稳定; 同时, 随 WAAM 沉积过程的进行, 熔池流动性增强, 其散热条件由三维向二维过渡, 导致沉积层厚度随层数增加经历一个先减小后趋于稳定的状态, 上方成形稳定层相对较薄。此外, 采用超高频方波脉冲钨极氩弧(Ultra-high frequency pulsed gas tungsten arc, UHFP-GTA)为热源, 成形过程稳定, 成形质量较好, 表面均匀。

图 3 C 区域截面的局部微观结构

由于基板温度较高, 第一沉积层散热方式主要以向周围空气传热为主, 散热速率低, 蕴含热量较高, 为晶粒的生长提供了有利条件, 如图 4a 所示, 第一沉积层多为较大的等轴晶粒。在第二沉积层的熔融沉积中, 由于第一沉积层的预热效应, 熔池冷却速率降低, 同时因为第三沉积层对第二沉积层的二次加热作用, 第二沉积层热量累积较高, 部分较大的等轴晶粒被破碎重组形成尺寸更小的等轴晶粒, 如图 4b 所示。随着沉积层数逐步增加, 热量积累逐渐加重, 使得晶粒结构更趋向等轴晶形态, 晶粒尺寸更加细小。此外, 热处理也有助于改善微观结构, 减少沉积层内树枝晶倾向^[15], 而层间部分出现柱状树枝晶如图 4c 所示。这是由于熔池底部与已

沉积焊道相接触,热流由已沉积焊道流向基板方向,该方向为最大温度梯度方向,前一沉积层上表面向空气中耗散热量,降温较快,同时后一沉积层的晶粒也可以与前一沉积层的晶粒形成联生结晶,最后形成贯穿上下 2 个沉积层的柱状晶粒,且晶粒沿着沉积方向外延生长。值得注意的是,在顶部沉积层中观察到一些微孔,如图 4d 所示,这可能是由于凝固过程中夹带的气体或是保护气体流动不稳定造成的^[16]。

(a) 区域 D

(b) 区域 E

(c) 区域 F

(d) 区域 G

图 4 C 区域横截面的微观结构

通过 EDS 分析,图 3 中 E 区 Ni 原子分数为 51.10%。根据 Ni-Ti 平衡相图,对于 Ni 原子分数为 51.10%,低于 400 °C 的预期稳定相是 NiTi 和 Ni₃Ti^[17]。其他亚稳相如 Ni₄Ti₃ 和 Ni₃Ti₂,可在临界温度下经过长时间沉淀并分解成 Ni₃Ti^[18-19]。电弧增材制造期间发生的非平衡条件一定程度上会阻止 Ni₃Ti 沉淀的形成^[20]。

连续沉积引起的预热作用和后热作用极大的影响了试样成形后的微观结构。由于基板的预热作用,第一沉积层为较大的等轴晶粒,优化缩短了相邻两个沉积层的堆积时间,使得试样中热量持续累积,等轴晶粒在各沉积层中普遍存在,这有效改善了熔融区材料的力学性能。柱状晶粒存在于沉积层层间,尺寸较大,且存在各向异性,易导致 WAAM 试样层间力学性能弱化^[21]。

2.2 相变特征

通过 DSC 分析,室温下 NiTi 丝和 WAAM 试样均为奥氏体相,如表 1 所示。

表 1 NiTi 丝和 WAAM 试样相变温度 °C

材料	A _s	A _f	M _s	M _f
NiTi 丝	-1.96	10.07	13.48	1.78
WAAM 试样	-9.54	11.36	-23.05	-40.55

由图 5 可以看出, NiTi 丝和 WAAM 试样的马氏体(逆)相变特征曲线区别明显。WAAM 试样的马氏体相变起始温度(M_s)和奥氏体相变结束温度(A_f)分别为-23.05±1.50 °C 和 11.36±2.21 °C,而 NiTi 丝的 M_s 和 A_f 分别为 13.48±2.10 °C 和 10.07±1.80 °C,WAAM 试样比 NiTi 丝具有更宽的温度变化范围和相变滞后现象。

WAAM 试样与 NiTi 丝的相变行为具有较大差异,这与晶粒尺寸、热应力和化学成分等因素有关^[22]。首先,从微观结构上看,拉拔成形 NiTi 丝的晶粒尺寸和化学成分沿着其长度方向一般是均匀的,WAAM 试样从第一沉积层到顶部沉积层的晶粒尺寸是不断变化的,晶粒尺寸的差异会影响 NiTi 合金的马氏体相变^[23]。其次,对于 WAAM 试样,由于不同的热循环条件,生成的热应力在整个试样高度(图 3 中 Z 方向)上分布不均匀,导致 WAAM 试样会发生显著的相变行为差异^[24]。另外,根据 EDS 分析结果,可得知 NiTi 丝中的 Ni 原子分数为 50.50%,而 WAAM 试样相对 NiTi 丝原子分数有明显提升,约为 51.10%。NiTi 合金的相变温度受 Ni 元素含量影响, Ni 元素原子分数每增加 0.10%, M_s 下降 10 °C 左右^[25]。同时, Ni₄Ti₃ 沉淀可以改变母材的化学成分进而改变相变温度^[18]。在 WAAM 制造过程中,

由于热循环和热量累积相对增多, 有利于 Ni_4Ti_3 沉淀的形成, 但 Ni_4Ti_3 相不够稳定, 在一定时间内很容易分解为 Ni_3Ti 相, 导致晶格中 Ni 含量增加, 进而促使相变温度降低^[17]。最后, 在 WAAM 过程中由于温度较高, Ti 元素会与氧气、氮气等发生化学反应, 减少晶格中 Ti 的有效含量, 使得 Ni 元素含量升高, 一定程度上也会改变相变温度^[13]。

图 5 NiTi 丝和 WAAM 试样的相变曲线

如图 6 所示, XRD 衍射图中仅识别出 B2 相峰, 表明室温下 WAAM 试样主要为奥氏体相, 这与 DSC 分析结果吻合。从衍射图中也可以观察到存在较强的 $\langle 110 \rangle$ 优选取向, 这是由于在该特定方向上表面能的降低导致晶粒异常生长, 进而在 WAAM 试样中形成了较强的 $\langle 110 \rangle$ 晶体取向^[26]。

2.3 力学性能

NiTi WAAM 试样沿沉积层高度方向(Z 向)的显微硬度如图 7 所示。基板硬度约为 226.40 ± 5.20 HV, 而沉积层硬度较高, 约为 288.60 ± 10.50 HV。受微观组织的影响, 由于第一沉积层晶粒尺寸较大, 其显微硬度与后续沉积层相比较低; 且沉积层层间的柱状晶组织也降低了该区域的硬度。与电弧增材制造相比, NiTi SLM 构件受高能束激光能量作用机制

图 6 NiTi WAAM 试样的 X 射线衍射图案

影响, 易形成大量富 Ti 的金属间化合物(如 NiTi_2 等), 导致韧性较低、硬度升高^[27]。

图 7 NiTi WAAM 试样沿沉积层高度方向显微硬度

为评估 NiTi WAAM 试样的力学性能, 对 3 组打印试样进行拉伸直至断裂, 得到如图 8a 所示的应力-应变曲线。由图 3、4 可知第一、二沉积层晶粒尺寸较大, 与后续沉积层相比在微观结构存在一些差异, 但是第三层后的微观结构多为细小的等轴晶; 因此, 选取上部沉积层构件(4~8 层之间)开展 X 方向宏观力学性能测试, 保证试样微观组织结构的一致性。可以看出, WAAM 试样首先在 *ab* 段发生奥氏体弹性形变, 在 *b* 点处, 应力诱导下的马氏体 (Stress induce martensite, SIM) 相变发生并以近似恒定的应力继续演变; 与此同时, 去孪晶马氏体逐渐生成。在 *c* 点即 10.50% 应变处去孪晶马氏体开始发生弹性形变, 进而发生塑性变形, 最终断裂, 断裂时应变约为 19.50%。从图 8a 可知, 应力诱导下的马氏体相变发生在 425.60 ± 14.20 MPa, 试样的拉伸强度约为 611.30 ± 12.40 MPa。

通过加载 6% 的拉伸预应变, 然后卸载, 重复 10 次循环以测试 NiTi WAAM 的功能疲劳损伤特性, 如图 8a 所示。第一次循环中后, 残余塑性应变仅为 1.01% (*e* 点), 试样表现出良好的回复特性。在

第二次循环后,塑性应变增至 1.80%;随着循环次数增加,塑性应变逐渐增加,在 8 个循环后趋于稳定,约为 2.68%,如图 8b 所示。微观结构和晶粒尺寸会影响试样的超弹性和回复特性^[28],WAAM 试样中沉积层的晶粒尺寸相对 NiTi 丝有着明显差异,导致在第一次循环后产生一定的塑性应变。晶粒尺寸较粗大的区域更容易导致位错和塑性变形,进而引发后续循环测试中马氏体的稳定化和超弹性的损失,表现为应力诱发马氏体相变和逆相变应力平台的不断弱化^[29]。

(a) WAAM 试样拉伸应力-应变曲线

(b) 回复循环测试应力-应变曲线

图 8 应力-应变测试曲线

利用 SEM 观测拉伸试样断口形貌,可以看到断裂表面没有明显的裂纹,断裂面上有多个韧窝,表明断裂表面具有较好的延展性。如图 9b 所示,可以观察到等轴晶粒边界存在一定微裂纹。空隙的成核、生长和聚集容易在微裂纹或沉淀物上生成,这些微裂纹是断裂产生、扩展的源头位置,且拉伸过程中局部应力状态的连续变化导致了二次微裂纹的生成^[30]。在 WAAM 过程中 Ti 元素吸收氮气、氧气等气体生成的化合物较脆,容易发生断裂^[11]。其次,沉积层在凝固过程中析出的

Ni_3Ti_2 和 Ni_3Ti 等金属间化合物也会降低试样的抗拉强度和超弹性^[17]。

(a) 宏观结构

(b) B 区的放大微观结构

图 9 NiTi WAAM 试样拉伸后的断裂表面

3 结论

基于 WAAM 技术,以 NiTi 丝为堆积材料制造形状记忆合金构件,得出以下主要结论。

(1) 由于热循环条件的差异性,NiTi WAAM 试样沉积层沿增材高度方向微观结构有所不同,第一沉积层为较大的等轴晶,随着热量累积,晶粒尺寸逐渐减小,层间为部分柱状晶。

(2) NiTi WAAM 试样室温下主要为奥氏体相,Ni 的原子分数约为 51.10%,与母材相比,相转变温度 M_s 有所降低, A_f 略微升高,且具有更宽的温度变化范围和相变滞后现象,这与晶粒尺寸、热应力和化学成分等因素有关。

(3) NiTi WAAM 试样硬度较母材偏高,具有较好的超弹性和断裂韧性,其拉伸强度为 611.30 MPa,在第一次加载-卸载循环后残余塑性应变仅为 1.01%,8 个循环后塑性应变趋于稳定,约为 2.68%。WAAM 试样拉伸后断口存在大量韧窝,属于韧性断裂。

参 考 文 献

- [1] MITCHELL A, LAFONT U, HOLYNSKA M, et al. Additive manufacturing-A review of 4D printing and future applications[J]. Additive Manufacturing, 2018, 24: 606-626.
- [2] 赵亦希, 李永兵, 潘尔顺. 聚焦优质制造, 助推质量强国——解读《优质制造》[J]. 中国机械工程, 2018, 29(19): 2389-2393.
- ZHAO Yixi, LI Yongbing, PAN Ershun. Focus on quality manufacturing, booster quality power: Interpretation of quality manufacturing[J]. China Mechanical Engineering, 2018, 29(19): 2389-2393.
- [3] 李涤尘, 贺健康, 田小永, 等. 增材制造: 实现宏微结构一体化制造[J]. 机械工程学报, 2013, 49(6): 129-135.
- LI Dichen, HE Jiankang, TIAN Xiaoyong, et al. Additive manufacturing: Integrated fabrication of microstructures[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2013, 49(6): 129-135.
- [4] 杨佳, 郭洪钢, 谭建波. 选择性激光熔化技术研究现状及发展趋势[J]. 河北工业科技, 2017, 34(4): 300-305.
- YANG Jia, GUO Honggang, TAN Jianbo. Status and development trend of selective laser melting technology[J]. Hebei Journal of Industrial Science and Technology, 2017, 34(4): 300-305.
- [5] ZHANG Shasha, ZHU Haihong, ZHANG Luo, et al. Microstructure and properties in QCr0.8 alloy produced by selective laser melting with different heat treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 800: 286-293.
- [6] WILLIAMS S W, MARTINA F, ADDISON A C, et al. Wire arc additive manufacturing[J]. Materials Science and Technology, 2016, 32 (7): 641-647.
- [7] XIONG Jun, LI Rong, LEI Yangyang, et al. Heat propagation of circular thin-walled parts fabricated in additive manufacturing using gas metal arc welding[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 251: 12-19.
- [8] QI Zewu, CONG Baoqiang, QI Bojin, et al. Microstructure and mechanical properties of double-wire + arc additively manufactured Al-Cu-Mg alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 255: 347-353.
- [9] WANG Fude, WILLIAMS S, COLEGROVE P, et al. Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44(2): 968-977.
- [10] 罗怡, 朱亮, 韩静韬, 等. 电弧填丝增材制造过程熔滴射滴过渡特征及其对熔滴沉积成形的影响[J]. 机械工程学报, 2019, 55(3): 219-225.
- LUO Yi, ZHU Liang, HAN Jingtao, et al. Analysis on the characteristics of metal droplet transferred by projected transfer mode in wire+arc additive manufacturing process[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2019, 55(3): 219-225.
- [11] WANG Jun, PAN Zengxi, YANG Guangsa, et al. Location dependence of microstructure, phase transformation temperature and mechanical properties on Ni-rich NiTi alloy fabricated by wire arc additive manufacturing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 749: 218-222.
- [12] ZENG Zhi, YANG Mao, OLIVEIRA J P, et al. Laser welding of NiTi shape memory alloy wires and tubes for multi-functional design applications[J]. Smart Materials and Structures, 2016, 25(8): 1-10.
- [13] 任家烈, 吴爱萍. 先进材料的连接[M]. 北京: 机械工业出版社, 2000.
- REN Jialie, WU Aiping. The joint of advanced materials[M]. Beijing: China Machine Press, 2000.
- [14] 高福洋, 张毅, 孙建刚, 等. 钛合金多层多道电弧增材制造成形特性研究[J]. 焊接技术, 2019, 48: 23-27.
- GAO Fuyang, ZHANG Yi, SUN Jiangang, et al. The formation characteristics of titanium alloy multi-layer multi-channel arc additive[J]. Welding Technology, 2019, 48: 23-27.
- [15] QI Zewu, QI Bojin, CONG Baoqiang, et al. Microstructure and mechanical properties of wire+arc additively manufactured 2024 aluminum alloy components: As-deposited and post heat-treated[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 4: 27-36.
- [16] BAGHERIA A, MAHTABIA M J, SHAMSAEIB N. Fatigue behavior and cyclic deformation of additive manufactured NiTi[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 252: 440-453.
- [17] OTSUKA K, REN X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys[J]. Progress in Materials Science, 2005, 50(5): 511-678.
- [18] GU Dongdong, MA Chenglong. In-situ formation of Ni_4Ti_3 precipitate and its effect on pseudoelasticity in selective laser melting additive manufactured NiTi-based composites[J]. Applied Surface Science, 2018, 441: 862-870.

- [19] OLIVEIRA J P, BARBOSA D, BRAZ FERNANDES F M, et al. Tungsten inert gas (TIG) welding of Ni-rich NiTi plates: Functional behavior[J]. *Smart Materials and Structures*, 2016, 25(3): 1-7.
- [20] KHAN M I, PEQUGNAT A, ZHOU Y N. Multiple memory shape memory alloys[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2013, 15: 386-393.
- [21] 阎小军, 杨大智, 刘黎明. 超弹性 NiTi 合金丝激光点焊接头的组织和性能[J]. *中国有色金属学报*, 2005, 15: 19-23.
- YAN Xiaojun, YANG Dazhi, LIU Liming. Microstructures and properties of laser spot-welded joint of superelastic NiTi alloy wire[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2005, 15: 19-23.
- [22] ZHENG Yufeng, JIANG Fei, LI Li, et al. Effect of ageing treatment on the transformation behavior of Ti-50.9at. % Ni alloy[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56: 736-745.
- [23] GIL F J, MANERO J M, PLANELL J A, et al. Effect of grain size on the martensitic transformation in NiTi alloy[J]. *Journal of Materials Science*, 1995, 30(10): 2526-2530.
- [24] OLIVEIRA J P, BRAZ FERNANDES F M, MIRANDA R M, et al. Effect of laser welding parameters on the austenite and martensite phase fractions of NiTi[J]. *Materials Characterization*, 2016, 119: 148-151.
- [25] 李启全, 祁珊. NiTi 形状记忆合金超弹性的研究进展[J]. *国外金属热处理*, 2003(4): 5-9.
- LI Qiquan, QI Shan. Research progress on superelasticity of NiTi shape memory alloy[J]. *Heat Treatment of Metals Abroad*, 2003(4): 5-9.
- [26] SATOH Gen, YAO L Y, HUANG Xu, et al. Characterization and prediction of texture in laser annealed NiTi shape memory thin films[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2010, 134(5): 1-10.
- [27] ELAHINIA M, MOGHADDAM N S, ANDANI M T, et al. Fabrication of NiTi through additive manufacturing: A review[J]. *Progress in Materials Science*, 2016, 83: 630-663.
- [28] ZENG Zhi, OLIVEIRA J P, YANG Mao, et al. Functional fatigue behavior of NiTi-Cu dissimilar laser welds[J]. *Materials & Design*, 2017, 114(15): 282-287.
- [29] OLIVEIRA J P, BRAZ F F M, SCHELL N, et al. Martensite stabilization during superelastic cycling of laser welded NiTi plates[J]. *Materials Letters*, 2016, 171: 273-276.
- [30] JIANG Fengchun, KENNETH S V. Fracture of Nitinol under quasistatic and dynamic loading[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38: 2907-2915.
-
- 作者简介: 葛福国, 男, 1994 年出生, 博士研究生。主要研究方向为 NiTi 形状记忆合金的先进加工技术。
E-mail: gfg18200141721@163.com
- 曾志(通信作者), 男, 1982 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为焊接结构断裂与强度。
E-mail: zhizeng@uestc.edu.cn