NiTi 形状记忆合金激光增材制造研究进展

邓怀波，陈玉华，李树寒，邓云发，许明方，季 迪
(南昌航空大学，江西 南昌 330063)

摘 要：NiTi 形状记忆合金卓越的功能特性、生物相容性、高阻尼及低刚度、耐腐蚀等性能，深受广泛关注。NiTi 形状记忆合金制备、加工困难，成为阻碍 NiTi 形状记忆合金应用的关键。近 20 年发展起来的增材制造技术，能直接成形制造复杂的 NiTi 形状记忆合金结构，在航空航天、医疗设备等领域具有巨大应用价值和发展前景。本文结合国内外 NiTi 形状记忆合金激光增材制造研究中面临的主要问题和解决方法作综合评述。具体包括 NiTi 形状记忆合金传统制造和激光增材制造对比；激光能量输入和热处理工艺对激光增材制造 NiTi 形状记忆合金微观组织、机械力学性能和功能特性的影响；及展望未来激光增材制造 NiTi 形状记忆合金研究方向。

关键词：NiTi 形状记忆合金；激光增材制造；工艺方法；微观组织；功能特性
中图法分类号：TG665 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2019)12-4119-12

NiTi 形状记忆合金（shape memory alloys, SMA）凭借优异的功能特性：形状记忆效应（shape memory effect, SME）和超弹性能（super-elasticity, SE），在航空航天、核工业、医疗器械等领域受到极大关注[1,2]。SME 和 SE 依靠马氏体与奥氏体之间固相相变实现；应力诱发马氏体相变产生的应变，卸载后加热恢复应变可达 8%；除此之外，NiTi-SMA 还具有低刚度，高生物相容性，良好阻尼减震，耐腐蚀等特性[3,4]。NiTi-SMA 性能优异，而 NiTi-SMA 的制备和加工性能不理想，存在困难[5,6]。NiTi-SMA 传统制备方法包括：传统熔炼法，粉末冶金法[7,8]等。熔炼法制备 NiTi-SMA 易引进碳、氧等杂质形成 TiC 和 $Ti_4Ni_2O_x$，明显降低 NiTi-SMA 的功能特性；粉末冶金法制备 NiTi-SMA 由于粉末颗粒细小，接触杂质的面积和机会更大，易降低 NiTi-SMA 纯度[2]。

增材制造技术（additive manufacture, AM）能避开传统减材制造的许多挑战，成为近 20 多年来极具发展优势和潜力的制造加工技术之一[9]。AM 依靠计算机辅助设计（CAD）分层控制和连续填加材料（粉末、丝材等）熔化逐层成形，根据热源不同可将 AM 分为：激光增材制造技术（laser additive manufacturing, LAM），电子束增材制造技术，电弧增材制造技术，固相增材制造技术[10]。目前，国内外关于 NiTi-SMA 增材制造的研究报道，多以激光作热源，基于铺展粉末（铺粉）如选区激光熔化增材制造（selective laser melting, SLM）和基于单个或多个喷嘴连续输送粉末（送粉）如激光近形增材制造（laser engineered net shaping, LENS）为主要增材制造工艺方法。其它热源增材制造 NiTi-SMA 相关研究鲜有报道[11]。近年来，常规材料增材制造技术被称为 3D 打印技术，麻省理工学院 Tibbits[12]提出基于智能材料的 4D 打印技术，这无疑推动了如形状记忆合金、超弹性等具有功能特性的智能材料的增材制造研究，并为 NiTi-SMA 增材制造注入新的动力。

1 激光增材制造工艺方法

目前，NiTi-SMA 增材制造多以 LAM 为主，电子束增材制造与 LAM 相比，尽管电子束和激光能量密度属于同一数量级，却鲜有报道电子束增材制造 NiTi-SMA[11]。

NiTi 形状记忆合金激光增材制造（NiTi-SMA-LAM）按照粉末送进方式不同，包括 2 种技术特征：铺展粉末形式（铺粉）和输送粉末形式（送粉）[13,14]。铺粉-LAM 受许多研究机构青睐，国外研究机构命名统一为：selective laser melting (SLM)[15-35]；送粉-LAM 则相反，不同的研究机构有不同的命名，如：laser engineered net shaping (LENS)[36-42], laser solid forming (LSF)[43], direct metal deposition (DMD)[44], laser rapid manufacturing (LRM)[45], (laser) direct energy deposition (DED, LDED)[46-48]等。

收稿日期：2018-12-29
基金项目：国家自然科学基金（51565040）；航空科学基金（2014ZE56016）；江西省科技计划项目（20151BBE50034）
作者简介：邓怀波，男，1993 年生，硕士，南昌航空大学焊接工程系，江西 南昌 330063，E-mail: dhuaib@163.com

1.1　铺粉激光增材制造（铺粉-LAM）

铺粉-LAM（SLM）以计算机三维数字模型为基础，采用单向或双向铺粉机构，激光烧结成形三维切片厚度，一层一层重复，直至完成三维实体[15]。铺粉-LAM 具有以下特点：（1）粉末单一；（2）制造精度高，后续加工处理相对简单；（3）零件机械性能高，超过铸件可达锻件水平；（4）效率低、加工尺寸受铺粉缸限制[49]。

1.2　送粉激光增材制造（送粉-LAM）

送粉-LAM 同样以计算机三维数字模型为基础，区别在于粉末送进方式不同，采用单个或多个喷嘴实现粉末与激光同步送进，熔化粉末逐层沉积，直至完成三维实物[36]。送粉-LAM 具有以下特点：（1）易实现多种材料粉末送进，制备梯度材料；（2）零件尺寸不受铺粉装置限制；（3）悬臂结构零件制造需要支撑；（4）快速修复零件；（5）定向组织制造[49]。与铺粉-LAM 相比，其中送粉-LAM 制造层厚度较大，单层厚度可达 381 μm，效率明显高于铺粉-LAM [44]。

2　微观组织及机械力学性能

2.1　激光增材制造工艺参数对微观组织的影响

NiTi-SMA-LAM 过程，包括铺粉-LAM 和送粉-LAM，其中 LAM 工艺参数（如扫描方式，激光能量输入等）及热处理工艺等对 LAM 试样的微观组织、化学成分、相组成及致密度等具有重要影响；间接地决定了试样的机械力学性能和功能特性[50,51]。

2.1.1　激光扫描方式对微观组织的影响

不同研究机构的 LAM 设备和控制系统有所区别，为控制宏观成形，通过改变激光扫描方式和扫描间距，一般层与层之间采用呈 90°直线扫描方式。根据不同的激光扫描方式和扫描间距，试样宏观成形差异明显，如图 1 所示。试样垂直激光增材制造方向截面组织，由激光斑点熔池凝固组成，沿扫描方向形成尖角如图 1a，1d 所示，而对于同心圆环扫描方式，垂直激光增材制造方向截面组织同样由激光斑点熔池凝固组成，但形貌呈变形梯形沿同心圆分布，如图 1c 所示。激光增材制造方向，除了明显的层间熔合线外，晶粒沿激光增材制造方向粗化，晶界明显且平行于生长方向，如图 1b 所示[28]。

铺粉-LAM 过程，粉末经历快速熔化、凝固，形成第一道烧结路径，接着以“S”形反向开始同层第 2 道路径烧结，在此过程中，第 1 道凝固的金属边缘被第 2 道烧结的激光热量再次熔化，这个过程与激光熔化焊接类似，重熔区域被称作“联生结晶”[19]。同层前一道凝固的金属边缘经再次熔化，晶粒沿着温度梯度最大的方向向当前熔池生长，当第 2 层金属粉末烧结到该熔池时，熔池金属依附第 1 层半熔晶粒形核，沿激光增材制造方向生长，经过多次热循环，晶粒沿

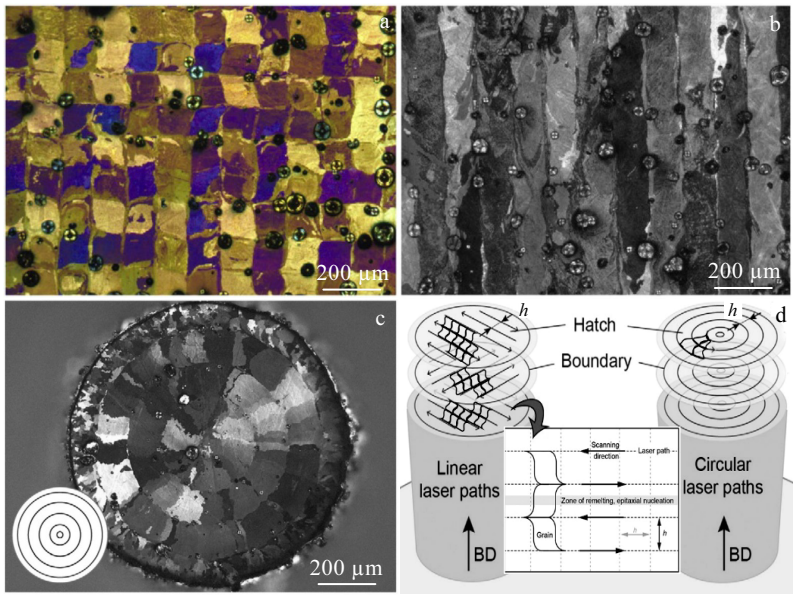


图 1　直线扫描 LAM-NiTi-SMA 试样显微组织及激光扫描路径示意图

Fig.1　Optical micrographs of S-shaped grains in top view (a), elongated columnar grains in side view with linear laser paths (b) and ladder-shaped variation grains in top view with circular laser paths (c); (d) scheme of the layer-wise selective laser melting fabrication process[28]

激光增材制造方向生长成柱状晶粒[28,52]。联生结晶方式如图 1d 所示，联生结晶区晶粒垂直于激光斑点前进方向，未重熔区则沿激光斑点圆弧法线生长，最终表面形成“S”形晶粒，如图 1a，1d 所示。

送粉-LAM 试样与铺粉-LAM 试样组织有一定区别，送粉-LAM 试样组织较铺粉-LAM 试样组织粗大，晶界较明显，送粉-LAM 和铺粉-LAM 试样组织均沿增材制造方向生长，组织呈柱状[48]。

2.1.2　激光能量输入对微观组织的影响

LAM 过程中激光高能量密度，熔池高冷却速度等特点，对激光增材制造 NiTi 形状记忆合金（LAM-NiTi-SMA）试样微观组织影响明显，其中激光能量输入对 LAM-NiTi-SMA 试样微观组织影响尤为关键。

产生“联生结晶”的最低激光功率被定义为“临界激光功率”，当激光功率低于临界激光功率，粉末未完全熔化形成缺陷。当增大激光功率，熔池过热、尺寸增大，增加熔池凝固时间，降低温度梯度，导致试样晶粒粗化[37,53]。研究表明，增大激光功率，晶粒长度和宽度都会增大，此时扫描速度对晶粒尺寸的影响不明显[28, 37, 39]，晶粒宽度尺寸不超过扫描间距[28]。激光功率不仅影响晶粒大小，对晶粒取向也有影响。电子背散射衍射（EBSD）是一种先进的描述晶粒取向、晶粒形状等特征的表征技术，为 LAM-NiTi-SMA 晶粒组织表征提供了有力的证据。Bormann 等[28]采用该技术对不同工艺参数下的晶粒尺寸及晶粒取向进行表征，如图 2 所示为不同工艺参数下的晶粒尺寸及晶粒取向的 EBSD 成像图，一种颜色代表一种晶粒取向。随着激光功率的增加，晶粒取向趋向于<111>，如图 2 中蓝色所示。同时，随着激光能量密度增加，孔隙率增大，这一现象也被 Hberland 等[54]证实，随着激光功率增大，试样表面成形粗糙，相邻道之间易形成孔洞。原因为高温熔池膨胀不稳定，高温停留时间长、元素蒸发严重，极易产生孔洞[18,55,56]。

与激光功率相比，激光能量输入能更好地量化输入的能量，定义激光能量输入公式为：$E=P/vhl$；P-激光功率（W）；v-扫描速度（mm/s）；h-扫描间距（mm）；l-层间距（mm）[18]。Haberland 等[54]人优化了激光能量输入，提出激光能量密度计算公式：$\omega_v=P/(\rho_r d_b l v)$，$d_t \le h$；$\omega_v=P(2d_t-h)/(\rho_r d_b l v d_t)$，$0<h<d_t$。其中 ρ_r-粉末相对密度，d_t-道间距（mm），d_b-光斑直径（mm），ω_v-激光能量密度（J/mm^3）。不同研究机构的 LAM 设备和控制系统有所区别，而激光能量密度在 52~83 J/mm^3，仅 Dadbakhsh 等[25,26]采用激光能量密度高达 111~126 J/mm^3，制造多孔支架结构。较低激光能量密度下组织中出现针状马氏体，经过 500 ℃退火处理后，组织中未发现第二相，且组织仍然由高温奥氏体和马氏体组成，TEM 图像显示晶粒尺寸在 50~100 nm，马氏体以板条状存在，晶粒内部出现孪生结构，宽度为 1~5 nm[42]。Haberland 等[54]研究认为低激光能量密度不能充分熔化粉末而形成较大孔洞，试样致密度低；激光能量输入大约 200 J/mm^3（激光能量密度大约 54.7 J/mm^3）时，制备的试样致密度能达到 99%，甚至更好，但随着激光能量密度进一步增加，试样致密度无明显增加。

2.1.3　激光能量输入对化学成分及相组成的影响

激光能量输入影响 LAM-NiTi-SMA 试样微观组织的同时，也影响着试样的化学成分如碳、氧、氮等杂质含量。试样中杂质元素种类及含量的改变，一个必然结果是改变基体化学成分或相组成，易产生第二相：TiC 和 $Ti_4Ni_2O_x$ 等，第二相对马氏体（M）-奥氏体（A）相变温度影响极大，同时影响试样微观组织、机械力学性能。因此，Haberland 等[54]人给出激光能量输入对碳、氧、氮等杂质吸收率的变化趋势。NiTi-SMA-LAM 过程在 Ar 气氛围保护下进行，当激光能量输入大于

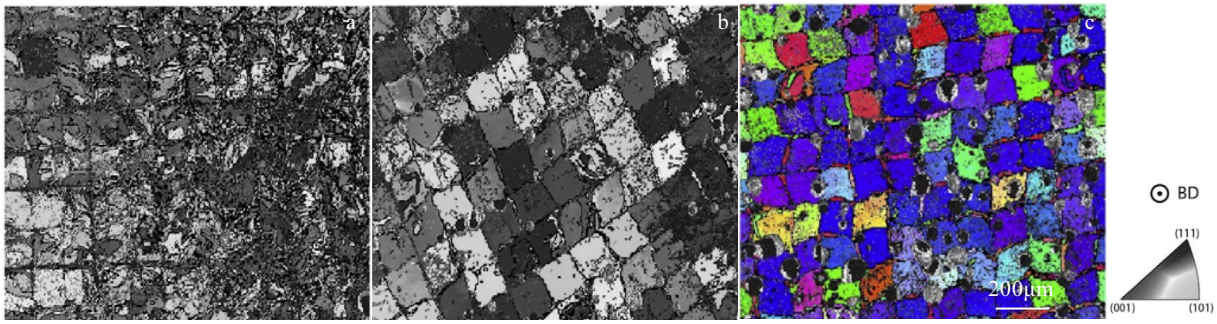


图 2　晶粒尺寸和取向的 EBSD 取向成像图

Fig.2　EBSD color maps of the grain shape and orientation under different process parameters: (a) P=56 W, V=133 mm/s; (b) P=80 W, V=190 mm/s; (c) P=92 W, V=133 mm/s[28]

200 J/mm^3 时，NiTi-SMA 极易吸收氮、氧杂质；当激光能量输入 200 J/mm^3 时，试样中氧的质量分数 0.03%~0.04%，氮的质量分数 0.01%~0.02%；而激光能量输入对碳的影响不明显，因此对于杂质碳的控制，应在原材料（NiTi-SMA 粉末）的制备过程中加以解决[54]。

第二相在 LAM-NiTi-SMA 组织中扮演着重要角色，Gu[33]等人证实 Ni_4Ti_3 沿晶界析出，且尺寸和分布状态受激光能量输入影响较大。激光能量输入从 210 J/mm^3 增大至 244 J/mm^3 时 Ni_4Ti_3 尺寸从低于 100 nm 粗化达 200~300 nm，当激光能量输入达到 367 J/mm^3，Ni_4Ti_3 长度高达 600 nm，并出现聚集现象；激光能量输入达 533 J/mm^3，Ni_4Ti_3 长度不再增加且分布较均匀。在激光能量输入变化的过程中，Ni_4Ti_3 厚度方向尺寸不超过 100 nm，因此能保证第二相为纳米结构。纳米结构 Ni_4Ti_3 第二相均匀分布在基体中，对超弹性无影响，第二相粗大抑制应力诱发马氏体相变的发生。

2.2　热处理工艺对 LAM-NiTi-SMA 影响

热处理工艺对 LAM-NiTi-SMA 试样微观组织、机械力学性能及功能特性具有重要影响[23,56]。固溶退火和时效处理常作为 LAM-NiTi-SMA 试样热处理工艺[57]。固溶退火一般采用温度 800~1050 ℃，时间 5.5 h 左右；时效处理一般采用温度 350~500 ℃，时间小于 24 h；2 种热处理工艺可采用水冷和油冷，一般采用水冷[1,23,36,46,54,57]。本小节主要详细讲述热处理工艺对相变温度的影响，热处理工艺对超弹性的影响见 3.2 小节。

图 3a 所示 LAM-NiTi-SMA 试样晶界结构，晶粒沿激光增材制造方向生长，以大纵横比柱状晶形式存在，两柱状晶水平间距 1.9 mm，约一个激光扫描间距。两柱状晶之间存在等轴晶粒区，柱状晶周围存在许多细小的等轴亚晶粒，大小 100 μm~1.4 mm。较大等轴晶区存在于两层之间重熔形成的两等轴亚晶粒区之间，反映层间距大约 0.6 mm。图 3b 固溶退火试样晶界结构，表明固溶退火晶粒粗化，而整体晶粒分布无明显变化[47]。

固溶退火温度 950 ℃，时间 5.5 h，水冷（950 ℃/5.5 h, H_2O）对 LAM-富镍-NiTi-SMA 试样相变温度影响十分明显[54]，但该热处理工艺对 LAM-富钛-NiTi-SMA 试样相变温度影响不明显，因此，仅讨论热处理工艺对 LAM-富镍-NiTi-SMA 试样的影响。经固溶退火，LAM-富镍-NiTi-SMA 试样相变温度出现轻微左移现象，特别是 A_f 和 M_s，这与亚稳第二相溶解有关，如 Ni_3Ti，Ni_4Ti_3 等[47]，且水冷抑制了新的第二相析出，造成 NiTi-SMA 基体中 Ti 元素相对含量降低，导致 A_f 和 M_s 左移。Hamilton[47]等发现试样基体存在 Ni_3Ti，Ni_4Ti_3 第二相，固溶退火 10 h 后 Ni_4Ti_3 溶解，基体仅剩 Ni_3Ti 第二相，固溶退火时间达 24 h 后，第二相完全溶解；DSC 图线结果显示，固溶退火减小相变峰宽，认为固溶退火试样微观组织均匀，并降低相变阻碍。因此，在加热和冷却过程中相变峰均为单峰[57,23]。Andani 等[22]和 Saedi 等[23]也有类似发现，固溶退火试样相变温度左移大约 20 ℃且相变均为单峰。

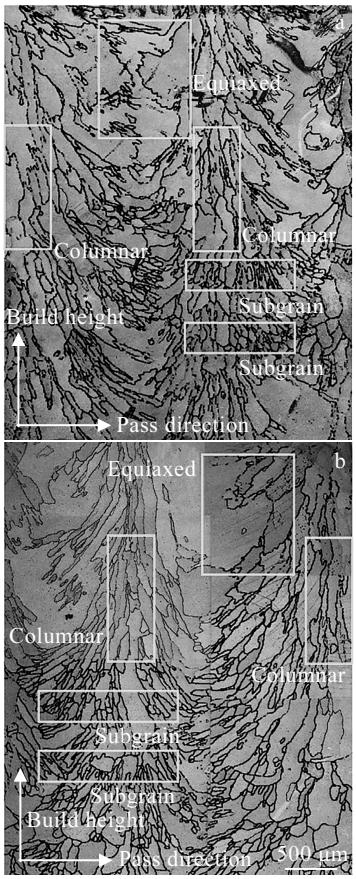


图 3　LAM-富镍-$Ni_{52}Ti_{47}$-SMA 晶界结构

Fig.3　Grain boundary structure of LAM Ni-rich $Ni_{52}Ti_{47}$ SMA: (a) as built and (b) solution treated (950 ℃/24 h)[47]

固溶退火溶解第二相，时效处理析出第二相。Saedi 等[23]给出 $Ni_{50.8}Ti_{49.2}$ 试样固溶退火不同时效温度（350 和 450 ℃）、不同时效时间（5 min~18 h）试样的 DSC 结果，如图 4 所示，曲线表明时效温度相同，时效时间越长，相变温度越高，曲线峰值越靠右，而时效温度对相变温度的影响不明显。认为造成不同时效时间，相变温度不同的原因：相同时效温度，时效时间增长，造成 Ni 元素蒸发越多，改变基体 Ni/Ti 原子比例变化越严重。NiTi-SMA 基体相对 Ti 含量增大，相变温度相应升高。随时效时间延长，相变峰从单峰

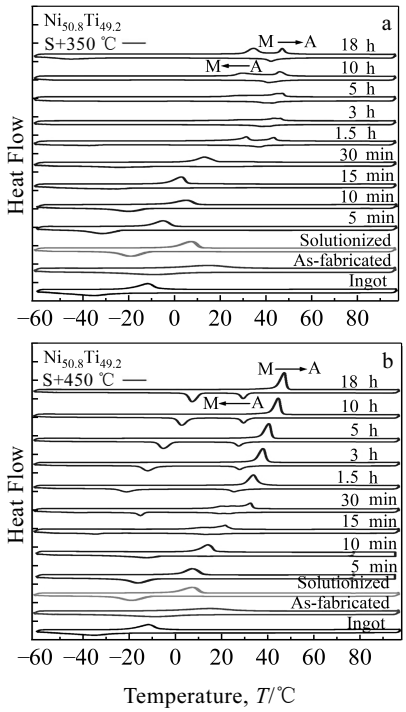


图 4　时效时间对铺粉-LAM- $Ni_{50.8}Ti_{49.2}$-SMA 试样相变温度影响的 DSC 曲线

Fig 4　DSC response of solutionized SLM $Ni_{50.8}Ti_{49.2}$ alloys aged at 350 ℃ (a) and 450 ℃ (b) as a function of aging time[23]

变为双峰。马氏体-奥氏体（M-A）相变过程，出现中间 R-相，奥氏体形成 R-相势垒低于奥氏体直接形成马氏体势垒，R-相通常在冷却过程出现，而时效温度 350 ℃时效时间 30 min，加热过程出现双峰，B19’→R-相→B2。

Elahinia 等[11]给出解释：(a) LAM-NiTi-SMA 基体第二相析出和化学成分不均匀；(b) 形成马氏体和形成 R-相的成核势垒不同；(c) Ni 过饱和浓度，均能影响双峰形式的相变。时效温度 450 ℃时效时间 15 min，在冷却过程出现双峰现象，B2→R-相→B19’。Hamilton 等[46]也发现 LAM-$Ni_{57}Ti_{43}$-SMA 试样在时效处理（400 和 500 ℃，1~5 h）中具有相似现象，相变温度随时效时间和时效温度增加而右移，时效处理（500 ℃/5 h）在冷却过程出现双峰。Hamilton 等[46]和 Halani 等[36]认为相变温度会随时效温度的增加而降低，这与 Saedi 等[23]的结论不相符。

2.3　LAM-NiTi-SMA 微观组织显微硬度

材料化学成分、激光增材制造工艺参数、热处理等因素影响试样微观组织，进而影响微观组织显微硬度。无缺陷试样中，残余应力加强了试样微观组织显微硬度[30,58,59]。铺粉-LAM 和送粉-LAM 两种方式制造相同化学成分 NiTi-SMA 试样，其中铺粉-LAM 试样微观组织显微硬度（HV，下同）5400~7350 MPa，送粉-LAM 试样微观组织显微硬度 3800 MPa[30,45]。不同 Ti 含量试样如：$Ni_{55}Ti_{45}$，$Ni_{50}Ti_{50}$ 和 $Ni_{45}Ti_{55}$ 其微观组织显微硬度分别为 3800，4400，5250 MPa[30,45]。第二相 Ti_2Ni 对基体微观组织显微硬度影响明显，随其含量增加，硬度增大[45,60]。相同化学成分和同种送粉方式，激光能量输入增加会增大试样微观组织显微硬度，增大扫描速度会降低试样微观组织显微硬度[39]。LAM-富镍-NiTi-SMA 试样固溶退火（950 ℃/5.5 h，H_2O）和时效处理（350 ℃/18 h，450 ℃/10 h，H_2O），室温微观组织显微硬度差异明显，固溶退火使微观组织显微硬度（2240 MPa）比原始 LAM 试样微观组织显微硬度（2780~2880 MPa）低，这与第二相 Ni_4Ti_3 溶解有关；350 ℃/18 h 时效处理 LAM-NiTi-SMA 试样微观组织显微硬度从 2880 MPa 增加到 3450 MPa，450 ℃/10 h 时效处理 LAM-NiTi-SMA 试样微观组织显微硬度从 2880 MPa 增加到 3300 MPa[23]。LAM-NiTi-SMA 试样微观组织显微硬度是传统制造试样微观组织显微硬度的 1.5~2 倍[30]。

2.4　LAM-NiTi-SMA 抗腐蚀性能

LAM 过程中，增加能量输入（增大激光功率或者降低扫描速度）能减少试样组织晶界，增大抗腐蚀性能。晶界是材料最薄弱的地方，减少晶界可以明显降低腐蚀速率，提高抗腐蚀能力[39,61,62]。根据腐蚀速率（C_r）公式[63]：

$$C_r=(4.13I_cm)\times10^{-3}/d \quad (1)$$

其中，C_r 为腐蚀速率，mm/a；I_c 为腐蚀电流密度，μA/cm^2；m 为材料的质量，g；d 为材料密度，g/cm^3。

Marattukalam 等[39]研究了激光功率对试样腐蚀电流密度和腐蚀速率的影响，结果表明，随着激光功率增加，试样腐蚀速率降低。

2.5　LAM-NiTi-SMA 机械力学性能

2.5.1　LAM-NiTi-SMA 抗压强度

抗压强度是表征材料性能的一项重要指标。传统制造试样与 LAM 试样抗压强度存在差异，LAM 试样化学成分差异也造成抗压强度大相径庭；热处理对试样抗压强度存在影响[16,64]。如表 1 所示，不同取向 LAM 试样（富钛，富镍），不同热处理试样和传统制造试样抗压性能。其中，Meier 等[64]对比了 LAM-富钛-NiTi-SMA 不同取向试样和传统制造试样抗压性能，如表 1 中 A 部分，测试温度 T=20 ℃（A_s=50 ℃）直到失效断裂，压缩试验机型号 Zwick/Roell Z100。富钛-NiTi-SMA 试样不同取向抗压性能差异较小[64]。LAM-NiTi-SMA 试样层间或道间存在小的气孔和微小

表 1　不同状态 NiTi-SMA 试样力学性能

Table 1　Mechanical properties of NiTi-SMA under different conditions[16,64]

Group	Orientation	Fabrication method	Plateau start/MPa	Yield stress/MPa	Fracture stress/MPa	Fracture strain/%
A[64]	1	SLM	155~168	1400~1420	3245~3343	39~40
	2	SLM	165~166	1400~1420	3256~3349	37~39
	3	SLM	157~160	1400~1420	3231~3403	39~40
	4	SLM	148~160	1400~1422	3209~3366	37~39
	5	SLM	159~167	1400~1420	3458~3469	40~42
	n	Conv.	191~210	1400~1420	3942~3975[f]	47[f]
B[16]	1	SLM	478~550	1246~1338	2291~2363	30.0~30.4
	2	SLM	524~578	1246~1338	2193~2402	27.7~30.4
	3	SLM	471~514	1246~1338	2309~2362	30.1~30.6
	4	SLM	472~588	1246~1338	2257~2720	29.9~32.7
	5	SLM	466~576	1246~1338	2422~2631	31.1~32.3
	sn	SLM	589~738	1060~1100	2994~3037	36.7~37.2
	sn+a	SLM	441~444	2030~2100	2447~2449	18.5~21.1
	sn+b	SLM	472~486	1800~1880	2365~2494	25.4~25.6
	sn+c	SLM	411	1416~1500	2496	29.1
	n	Conv.	523	1312~1350	2793	32.1

Notes: [f]-the initiation of the first crack; sn-solution annealing; aging process parameters: a-350 ℃/24 h/H_2O, b-450 ℃/5 h/H_2O, c-450 ℃/24h/H_2O; A-specimens of SLM and Ti-rich NiTi alloy; B-specimens of SLM and Ni-rich NiTi alloy

颗粒物，这不会明显影响抗压结果，而抗拉性能却不容忽视[18]。对于 LAM-富镍-NiTi-SMA 试样，Haberland 等[16]按照 Meier 等[64]试验方法与设备，测试温度 *T*=72 ℃（SLM: A_f=62 ℃）和 *T*=17 ℃（铸造试样：A_f=7 ℃）。同 LAM-富钛-NiTi-SMA 试样一样，LAM-富镍-NiTi-SMA 试样不同取向的性能差异较小，如表 1 B 部分。

固溶退火和时效处理 LAM-NiTi-SMA 试样抗压应力-应变表明，固溶退火 LAM-NiTi-SMA 试样抗压应力-应变曲线平坦，极限应力和极限应变比未经热处理的 LAM-NiTi-SMA 试样更大，但马氏体平台不明显[16]。固溶退火处理增大了 LAM-NiTi-SMA 试样塑性，这与第二相溶解有关（见 2.2 小节）。时效处理 LAM-NiTi-SMA 试样出现明显的应力诱发马氏体平台，且时效处理过程中基体析出第二相（Ni_4Ti_3）分散在基体中降低了基体的极限应力-应变，但这种均匀分布的第二相对超弹性回复是有利的。时效处理结果表明时效温度 450 ℃比时效温度 350 ℃的 LAM-NiTi-SMA 试样极限应变小，且极限应力较低；时效时间也有类似现象，即时效时间越长应力-应变曲线越低。Saedi 等[23]在 Haberland[16]的基础上研究了 LAM-富镍-NiTi-SMA 试样热处理工艺对其抗压性能的影响，进一步细分时效时间，测试温度高于 A_f 15 ℃。结果表明，时效处理 LAM-富镍-NiTi-SMA 试样的临界屈服应力（塑性变形起始点）高于固溶退火 LAM-富镍-NiTi-SMA 试样的临界屈服应力大约 700 MPa，但时效处理 LAM-富镍-NiTi-SMA 试样之间差异不大，表现为时效温度 350 ℃，时效时间超 5 h 后，处理 LAM-富镍-NiTi-SMA 试样的临界屈服应力高于时效温度 450 ℃，相同时效时间的 LAM-富镍-NiTi-SMA 试样的临界屈服应力大约 100 MPa。

LAM 激光能量输入和粉末送进方式也影响着处理 LAM-富镍-NiTi-SMA 试样的抗压性能。激光能量密度从 92 J/mm^3 增加到 195 J/mm^3，铺粉-LAM-$Ni_{50.2}Ti_{49.8}$ 合金试样极限应力 1700 MPa 增大达 3200 MPa，极限应变 27%增大到 38%[17]；而采用送粉-LAM 相同成分 NiTi 合金试样，其极限应力大幅降低，仅 890~1050 MPa[36]。

2.5.2　LAM-NiTi-SMA 抗拉强度

LAM-NiTi-SMA 试样在抗拉性能方面的研究较少[65]。原因在于 LAM-NiTi-SMA 试样缺陷，如气孔、裂纹、残余应力等，对试样抗拉性能影响很大。

Moghaddam[32]等采用铺粉-LAM-$Ni_{50.1}Ti_{49.9}$ 试样，以 2 种不同扫描方式：在 *XY* 平面沿与平行 *X* 轴（0°）

扫描和与 X 轴 45°扫描；在不同方向上取样：沿增材制造方向，沿水平层方向，沿水平道方向，如图 5 所示。结果表明，沿水平层方向试样具有最大抗拉强度 606.6 MPa，延伸率达 6.8%，且 4 次循环拉伸可回复应变 3.54%，而沿增材制造方向抗拉强度最低 333.4 MPa，延伸率 3.5%；扫描方式的改变对抗拉强度影响无明显规律，但扫描方式对形状记忆性能影响较大。

Dilibal[66]等人采用力控单轴拉伸循环试验方法研究了送粉-LAM-$Ni_{50.8}Ti_{49.2}$ 试样拉伸循环稳定性，循环 100 次。结果表明经 6 次循环后试样拉伸循环稳定；数字图像相关法微观分析表明，初始阶段试样表现出均匀的应变演变，随后试样出现局部应变带的动态变化，且其趋势增大。Sam[67]等研究了铺粉-LAM-$Ni_{50.9}Ti_{49.1}$ 试样的拉伸致动性能，结果表明，试样驱动应变水平和可回复性能力低于传统制造时效处理试样的相应性能，分析认为这与增材制造过程中基体 Ni 元素蒸发减少有关，且受到微观组织结构的影响。改变工艺参数可实现调节试样拉伸致动性能。

2.5.3　LAM-NiTi-SMA 阻尼性能

de Wild 等[68]对铺粉-LAM-$Ni_{50.2}Ti_{49.8}$ 试样和传统制造同成分试样进行阻尼性能测试。在悬臂梁方式下，采用振动法测试自由衰减阻尼比ξ，通过振幅对数衰减率的时域法与频域法综合确定阻尼比ξ。试验表明，NiTi-SMA 阻尼性能对基体相组成较敏感，在 16 种不同温度下，从–20 ℃到 50 ℃（包含 A_s，A_f），测得阻尼比ξ，如图 6 所示。测试温度分三部分，马氏体组织（M_f<T<A_s），图 6 中 A 区域；马氏体-奥氏体混合组织（A_s<T<A_f），图 6 中 B 区域；奥氏体组织（A_f < T），图 6 中 C 区域。其中，铺粉-LAM 试样和传统制造试样最大阻尼比均能达到ξ=0.04。阻尼比与 NiTi-SMA 基体相组成关系密切，马氏体组织阻尼比：铺粉-LAM 试样ξ=0.041±0.004，传统制造试样ξ=0.038±0.004；奥氏体组织阻尼比：铺粉-LAM 试样ξ=0.003±0.004，传统制造试样ξ=0.002±0.004，马氏体组织比奥氏体组织的阻尼比大[68]。

3　LAM-NiTi-SMA 功能特性

NiTi-SMA 基体严格的 Ni、Ti 元素原子比，是产生特殊 M-A 固相相变，形成卓越的功能特性的关键因素。NiTi-SMA 功能特性包含两个方面：（1）形状记忆性能(SME)，是由温度诱发 M 相变，该方式又称热机械记忆；（2）超弹性（伪塑性）(SE)，由应力诱发 M 相变，该方式又称机械记忆[15,69]。SME 和 SE 随应变次数增加产生不可逆应变的积累而导致性能退化，这种现象对产品设备性能和使用寿命造成巨大阻碍。其中，由微观组织缺陷，特别是位错引起的 NiTi-SMA 材料功能特性退化明显[70]。

3.1　LAM-NiTi-SMA 形状记忆性能

LAM-富钛-NiTi-SMA 表现出较好 SME，Haber-

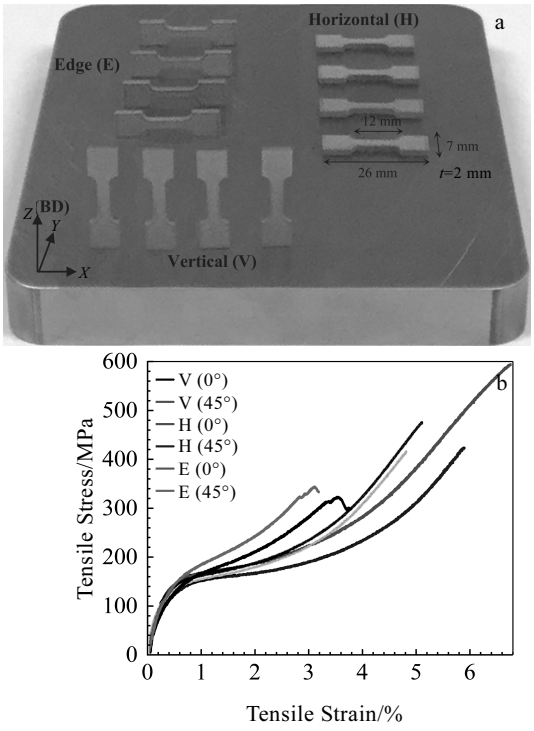


图 5　拉伸试样取向示意图及拉伸应力-应变曲线

Fig.5　Schematic diagram in three different directions (a) and stress-strain curves (b) of dog-bone samples[32]

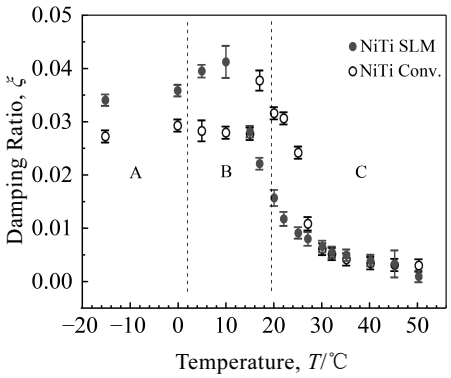


图 6　传统制造 NiTi-SMA 和 LAM-NiTi-SMA 阻尼特性

Fig.6　Damping properties comparison between SLM and conventionally fabricated NiTi (area A: martensite; area B: martensite to austenite; area C: austenite)[68]

land[15,54]等和 Meier[64]等对比铺粉-LAM-NiTi-SMA 试样和传统热轧态同成分试样 SME。棒状试样 SME 测试(设备型号为 Zwick/Roell Z100)，温度 20 ℃（A_s=30 ℃），压力 400 MPa，M 相变完全，试样卸载加热至 120 ℃（A_f=33 ℃）。重复上述步骤，研究 LAM-NiTi-SMA 试样形状记忆能力演变。测试应力-应变曲线，如图 7 所示。部分不可逆应变，随循环加载次数增加，LAM-NiTi-SMA 试样应变变化小于传统热轧同成分试样应变变化。前 5 次循环加载试验过程中 LAM-NiTi-SMA 试样回复稳定性优于传统热轧同成分试样，当循环次数大于 5 次，2 种试样应变趋于稳定。不可回复应变经 15 次循环，LAM-NiTi-SMA 试样不可回复应变率 2.5%，传统热轧同成分试样不可回复应变率 3.9%。

高载荷下，Meier[64]等发现载荷达 1200 MPa，去孪晶马氏体弹性应变达极限，这时传统热轧试样不可回复应变率为 8.2%，高于 LAM-NiTi-SMA 试样不可回复应变率 5.2%。Moghaddam[32]等发现激光与 *X* 轴 45°扫描的 LAM-NiTi-SMA 试样会大幅降低形状记忆性能。

3.2　LAM-NiTi-SMA 超弹性（伪塑性）

富镍-NiTi-SMA 表现出卓越的超弹性。LAM-NiTi-SMA 超弹性经热处理达到较理想状态（热处理见 2.2）。

Haberland[15,16]等对铺粉-LAM-$Ni_{50.7}Ti_{49.3}$ 试样的超弹性与同成分传统热轧试样的超弹性进行测试对比，LAM-NiTi-SMA 试样固溶退火(950 ℃/5.5 h, H_2O)，时效处理(350 ℃/24 h)，试验温度高于 A_f 10 ℃（A_f=87 ℃），循环载荷 600 MPa，结果如图 8 所示。经过 15 次循环加载，传统热轧试样残余应变 2.5%，可回复应变 2.8%，而 LAM-NiTi-SMA 试样残余应变 3.3%，可回复应变 3.4%。第 1 个循环过程中，2 组试样有明显滞后现象，而随循环加载次数增加，滞后宽度变小，这种变化是表征 NiTi-SMA 超弹性退化的一个重要指标。第 1 个循环过程中不可回复应变最大，随着循环次数增加该数值减小。如图 8c 所示，传统热轧制试样回复率（$\varepsilon_{rev}/\varepsilon_{max}$）高于 LAM-NiTi- SMA 试样。循环加载次数超过 15 次，2 组试样的回复率均能达到 95%。

Saedi 等[23]研究了固溶退火（950 ℃/5.5 h, H_2O）和时效处理（350 ℃/18 h，450 ℃/10 h）对铺粉-LAM 富镍-$Ni_{50.8}Ti_{49.2}$ 试样超弹性的影响。第 1 个循环过程中试样出现明显滞后现象，多次循环后趋于稳定，且滞后和马氏体平台难以区分。随循环次数增加，微观组织缺陷和残留马氏体增多，导致残余应变增加，产生塑性变形。4 组试样：无处理（SLM），固溶退火，固溶退火后时效处理（350 ℃/18 h），固溶退火后时效处理（450 ℃/10 h）试样的不可回复应变分别为 7.62%，5.62%，2.5%，4.5%；经 10 次循环加载，可回复应变分别为：3.42%，4.2%，2.64%，3.8%。

3.3　LAM-NiTi-SMA 相变温度

NiTi-SMA 中 Ni 元素含量减少（如 Ni 元素蒸发）1%会导致材料相变温度升高约 83 ℃[8,71]。Haberland 等[54]对比不同 Ni 元素含量 NiTi-SMA 相变温度，富镍：$Ni_{50.7}Ti_{49.3}$，等原子比：$Ni_{50.2}Ti_{49.8}$，富钛：$Ni_{49.7}Ti_{50.3}$；同一 LAM 参数下（激光能量输入：234 J/mm^3），发现试样加热/冷却曲线温度差异明显，富镍：$Ni_{50.7}Ti_{49.3}$，A_s=15 ℃, M_s=20 ℃；等原子比：$Ni_{50.2}Ti_{49.8}$，A_s=52 ℃，M_s=54 ℃；富钛：$Ni_{49.7}Ti_{50.3}$，A_s=62 ℃，M_s=66 ℃。

LAM 激光能量输入对相变温度存在影响，Haberland 等[54]证实随激光能量输入增大，NiTi-SMA 试样相变温度大幅提高，这种变化与材料成分无关。高的

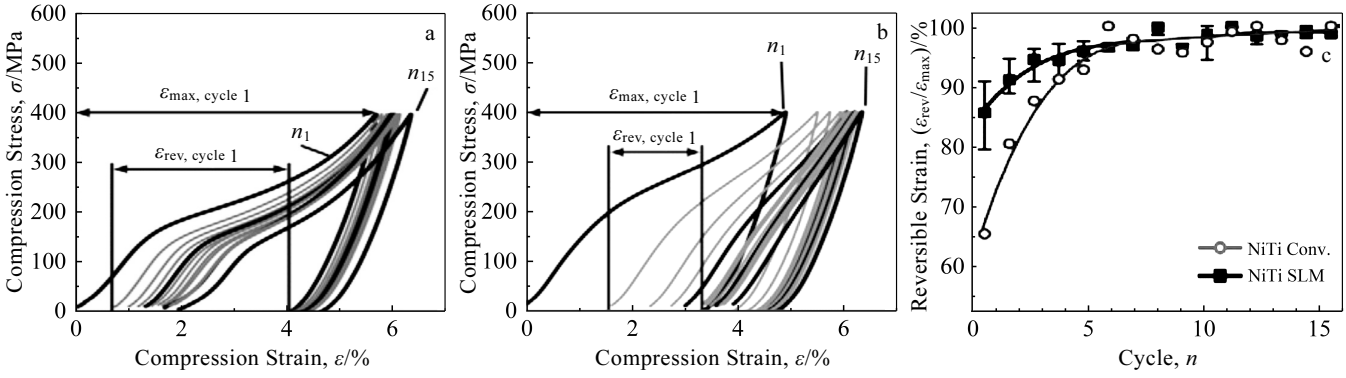


图 7　时效处理 LAM-NiTi-SMA 试样（SLM）和传统制造试样的 SME 稳定性曲线及回复率（可回复应变与最大应变比）

Fig.7　Evaluation of cyclic stability of shape memory: (a) stress-strain plots of aged SLM NiTi and (b) conventional NiTi; (c) proportion of reversible deformation[15]

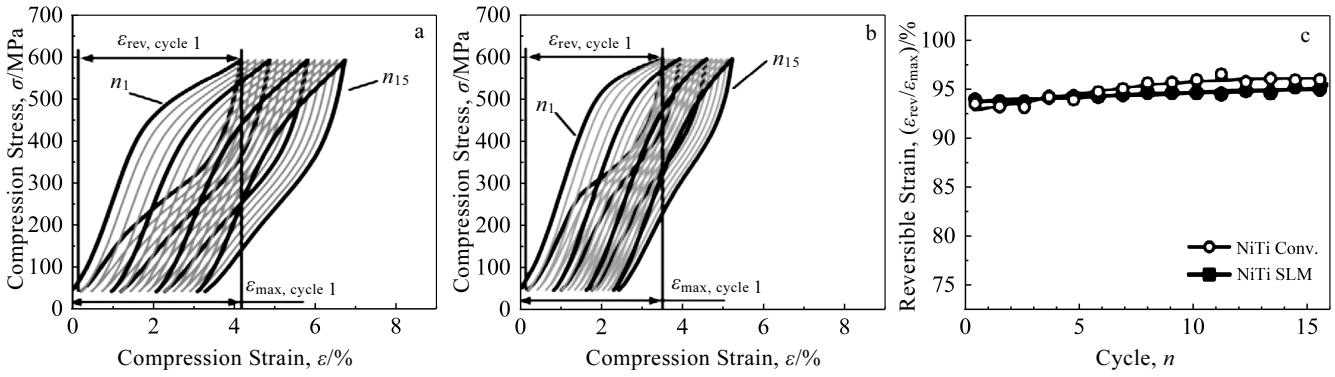


图 8　时效处理 LAM-NiTi-SMA 试样（SLM）和传统试样的 SE 稳定性演变曲线及形变回复率

Fig.8　Evaluation of cyclic stability of pseudoelasticity: (a) stress-strain plots of aged SLM NiTi and (b) conventional NiTi; (c) proportion of reversible deformation[15]

激光能量输入形成大尺寸、高温度熔池，降低熔池冷却速率，Ni 元素蒸发严重，造成 Ti 元素相对含量升高，升高相变温度[15,36]。同时，高的激光能量输入，熔池杂质含量增高（一般形成第二相），同样会降低相变温度，这一影响在 LAM-富钛-NiTi-SMA 较明显。试验证明前者较后者造成的影响强，因此，综合影响为相变温度随激光能量输入增大而升高[54]。

LAM-富镍-NiTi-SMA 相变温度变化受激光能量输入的影响比另两种成分（如：等原子比，富钛）NiTi-SMA 的影响更大[54]。LAM-富镍-NiTi-SMA 相变温度受第二相影响，通常富镍 NiTi-SMA 中 Ni 元素含量超过基体 Ni 的溶解度，因此，易形成富镍第二相，如 Ni_4Ti_3，Ni_3Ti_2，Ni_3Ti，使 Ni 元素从 NiTi-SMA 基体中析出。富镍第二相的析出使 NiTi-SMA 基体中 Ti 元素相对含量增加，使相变温度升高。DSC 结果表明，峰值和峰宽受能量输入影响较另两种成分 NiTi-SMA 的曲线峰值和峰宽影响大。激光能量输入 234 J/mm^3，曲线峰值和峰宽较明显，且尖锐。激光能量输入较低时，粉末未完全熔化以及析出富镍第二相，曲线呈扁平状。较高激光能量输入（545 J/mm^3），加热和冷却曲线均呈现 2 个峰值，分析认为第 1 个峰由富镍第二相引起，第 2 峰由相变引起。Andani 等[72]和 Bormann 等[27]也证明了激光能量输入增大 15 J/mm^3 会使相变温度升高最大达到 8 ℃。

热循环对 NiTi-SMA 相变温度有一定影响。Meier 等[55]研究了铺粉-LAM-$Ni_{49.7}Ti_{50.3}$ 试样和传统电弧熔炼 $Ni_{50}Ti_{50}$ 试样，20 次加热冷却循环后对相变温度的影响。2 组试样相变温度随热循环次数增加呈现降低的趋势。2 组试样之间存在微小相变温度差异（大约 8 ℃），原因在于基体中杂质含量（碳，氧等）。其中，传统电弧熔炼 NiTi-SMA 试样含碳质量分数 0.006%，含氧质量分数 0.006%，铺粉-LAM-NiTi-SMA 试样含碳质量分数 0.028%，含氧质量分数为 0.038%。

4　结　语

本文仅对激光增材制造密实 NiTi 形状记忆合金进行综述，不涉及多孔 NiTi 形状记忆合金结构。根据目前国内外 LAM-NiTi-SMA 研究成果报道，有如下结论：

1) 激光能量输入是制备致密 NiTi-SMA 试样关键因素之一。低的激光能量输入造成金属粉末熔化不完全，易产生气孔等缺陷；高的激光能量输入造成晶粒粗化，取向优先沿<111>排布，且易产生第二相，增大杂质吸入量。相变温度随激光能量输入增大而升高，其中，激光能量输入对富镍-NiTi-SMA 试样相变温度影响更显著。

2) LAM-富钛-NiTi-SMA 试样与传统制造试样的抗压行为表现相似；LAM-富镍-NiTi-SMA 试样与传统制造试样抗压应力-应变曲线马氏体平台差异明显，前者马氏体平台较长，曲线较平缓，但极限应力较低。

3) 热处理工艺（固溶退火，时效处理）对 LAM-NiTi-SMA 试样的 SME 和 SE 具有一定影响。热处理控制（溶解或析出）第二相进而改变 LAM-NiTi-SMA 试样的 SME 和 SE。其中，时效温度和时效时间会影响析出相的分布与尺寸。

4) LAM-NiTi-SMA 试样与传统制造 NiTi-SMA 试样的 SME 差异较小，但 LAM- NiTi-SMA 试样回复稳定性强于传统制造 NiTi-SMA。

LAM- NiTi-SMA 研究取得大量成果，这些基础研究工作对 NiTi-SMA 在建筑，汽车，航空航天，生物医学等领域的发展产生巨大推动作用。工业对智能材

料需求日益增长，NiTi-SMA 凭借卓越的功能特性，深受青睐。到目前为止，主要采用 LAM 增材制造 NiTi-SMA，其制造成本较高。根据国内外现有的研究成果，LAM-NiTi-SMA 在以下方面涉及较少：（1）表面成形控制，零件尺寸精度及产品质量控制；（2）激光增材制造过程可靠性控制；（3）经济成本控制，提高制造效率；（4）梯度 NiTi-SMA 或双程（全程）NiTi-SMA 制造等。

参考文献　References

[1] Rao A, Srinivasa A R, Reddy J N. *Design of Shape Memory Alloy (SMA) Actuators*[M]. Berlin: Springer International Publishing, 2015

[2] Elahinia M H. *Shape Memory Alloy Actuators: Design, Fabrication, and Experimental Evaluation*[M]. New Jersey: John Wiley and Sons, 2016

[3] Andani M T, Moghaddam N S, Haberland C *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2014, 10(10): 4058

[4] Moghaddam N S, Skoracki R, Miller M *et al. Bioengineering* [J], 2017, 4(1): 5

[5] Oliveira J P, Miranda R M, Fernandes F M B. *Progress in Materials Science*[J], 2017, 88: 412

[6] Chen Wei(陈 威), Zhang Weihong(张伟红), Liu Lihua(刘礼华) *et al. Forging Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2005, 30(S1): 24

[7] Shang Yanling(尚彦凌). *Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2000(3): 3

[8] Elahinia M H, Hashemi M, Tabesh M *et al. Progress in Materials Science*[J], 2012, 57(5): 911

[9] Wang Hongjun(王红军). *Journal of Beijing Information Science and Technology University*(北京信息科技大学学报)[J], 2014, 29(3): 20

[10] Chen Wei(陈 伟), ChenYuhua(陈玉华), Mao Yuqing(毛育青). *Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2017, 9(5): 214

[11] Elahinia M, Moghaddam N S, Andani M T *et al. Progress in Materials Science*[J], 2016, 83: 630

[12] Tibbits S. *Architectural Design*[J], 2014, 84(1): 116

[13] Huang Chunping(黄春平), Huang Shuowen(黄硕文), Liu Fencheng(刘奋成). *Metal Working*(金属加工)[J], 2016(2): 34

[14] Zhou Chenyu(周宸宇), Luo Lan(罗 岚) , Liu Yong(刘 勇) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2018, 47(6): 9

[15] Haberland C, Elahinia M, Walker J *et al. ASME 2013 Conference on Smart Materials, Adaptive Structures and Intelligent Systems Smasis*[C]. Snowbird, Utah: American Society of Mechanical Engineers Digital Collection, 2013: V001T01A005

[16] Haberland C, Elahinia M, Walker J *et al. ASME 2013 Conference on Smart Materials, Adaptive Structures and Intelligent Systems Smasis*[C]. Snowbird, Utah: American Society of Mechanical Engineers Digital Collection, 2013: V001T01A006

[17] Helmer H, Bauereiß A, Singer R F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 668: 180

[18] Meier H, Haberland C. *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*[J], 2010, 39(9): 665

[19] Walker J M. *Thesis for Doctorate*[D]. Ohio: University of Toledo, 2014

[20] Walker J, Elahinia M, Haberland C. *ASME 2013 Conference on Smart Materials, Adaptive Structures and Intelligent Systems Smasis*[C]. Snowbird, Utah: American Society of Mechanical Engineers Digital Collection, 2013: V001T01A007

[21] Walker J M, Haberland C, Andani M T *et al. Journal of Intelligent Material Systems and Structures*[J], 2016, 27(19): 2661

[22] Andani M T. *Thesis for Master*[D]. Ohio: University of Toledo, 2015

[23] Saedi S, Turabi A S, Andani M T *et al. Smart Materials and Structures*[J], 2016, 25(3): 035 005

[24] Saedi S, Turabi A S, Andani M T *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 677: 204

[25] Dadbakhsh S, Speirs M, Kruth J P *et al. CIRP Annals-Manufacturing Technology*[J], 2015, 64(1): 209

[26] Dadbakhsh S, Speirs M, Kruth J P *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2014, 16(9): 1140

[27] Bormann T, Schumacher R, Müller B *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2012, 21(12): 2519

[28] Bormann T, Müller B, Schinhammer M *et al. Materials Characterization*[J], 2014, 94(8): 189

[29] Hoffmann W, Bormann T, Rossi A *et al. Journal of Tissue Engineering*[J], 2014, 5(5): 1

[30] Shishkovsky I, Yadroitsev I, Smurov I. *Physics Procedia*[J], 2012, 39: 447

[31] Elahinia M, Moghaddam N S, Amerinatanzi A *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 145: 90

[32] Moghaddam N S, Saghaian S E, Amerinatanzi A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 724: 220

[33] Gu D D, Ma C L. *Applied Surface Science*[J], 2018, 441: 862

[34] Saedi S, Turabi A S, Andani M T *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 686: 1

[35] Saedi S, Moghaddam N S, Amerinatanzi A *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 144: 552

[36] Halani P R, Kaya I, Shin Y C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 559: 836

[37] Krishna B V, Bose S, Bandyopadhyay A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2007, 38(5): 1096

[38] Halani P R, Shin Y C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(2): 650

[39] Marattukalam J J, Singh A K, Datta S *et al. Materials Science and Engineering C*[J], 2015, 57: 309

[40] Bernard S, Krishna B V, Bose S *et al. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2012, 13: 62

[41] Bagheri A, Mahtabi M J, Shamsaei N *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 252: 440

[42] Marattukalam J J, Balla V K, Das M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 744: 337

[43] Xu X J, Lin X, Yang M C *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 480(2): 782

[44] Malukhin K, Ehmann K. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*[J], 2006, 128(3): 691

[45] Shiva S, Palani I A, Mishra S K *et al. Optics and Laser Technology*[J], 2015, 69(1): 44

[46] Hamilton R F, Palmer T A, Bimber B A. *Scripta Materialia* [J], 2015, 101: 56

[47] Hamilton R F, Bimber B A, Palmer T A. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 739: 712

[48] Hamilton R F, Bimber B A, Andani M T *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 250: 55

[49] Yang Qiang(杨 强), Lu Zhongliang(鲁中良), Huang Fuxiang (黄福享) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2016, 507(12): 26

[50] Fan Likun(范立坤). *Physical Testing and Chemical Analysis Part A: Physical Testing*(理化检验-物理分册)[J], 2015, 51(7): 480

[51] Ravari M R K, Kadkhodaei M, Ghaei A. *Smart Material and Structures*[J], 2015, 24(7): 075 016

[52] Song B, Zhao X, Li S *et al. Frontiers of Mechanical Engineering*[J], 2015, 10(2): 111

[53] Olakanmi E O, Cochrane R F, Dalgarno K W. *Progress in Materials Science*[J], 2015, 74: 401

[54] Haberland C, Elahinia M, Walker J M *et al. Smart Materials and Structures*[J], 2014, 23(10): 104 002

[55] Meier H, Haberland C, Frenzel J *et al. Innovative Developments in Design and Manufacturing*[M]. London: CRC Press, 2009: 251

[56] Faiella G, Antonucci V. *Shape Memory Alloy Engineering*[M]. Boston: Butterworth-Heinemann, 2015: 57

[57] Frenzel J, Zhang Z, Somsen C *et al. Acta Materialia*[J], 2007, 55(4): 1331

[58] Gu D D. *Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials*[M]. Berlin: Springer, 2015: 73

[59] Zhang L C, Klemm D, Eckert J *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 65(1): 21

[60] Mokgalaka M N, Pityana S L, Popoola P A I *et al. Advances in Materials Science and Engineering*[J], 2014, 2014(10): 1

[61] Landolt D. *Corrosion and Surface Chemistry of Metals*[M]. Lausanne: EPFL Press, 2007: 15

[62] Hedberg Y, Karlsson M E, Blomberg E *et al. Colloids and Surfaces B Biointerfaces*[J], 2014, 122: 216

[63] Wedian F, Al-Qudah M A, Abu-Baker A N. *Portugaliae Electrochimica Acta*[J], 2016, 34(1): 39

[64] Meier H, Haberland C, Frenzel J. *Innovative Developments in Design and Manufacturing: Advanced Research in Virtual and Rapid Prototyping*[C]. Bochum: Ruhr University Bochum, 2011: 291

[65] Bimber B A, Hamilton R F, Keist J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 674: 125

[66] Dilibal S, Hamilton R F, Lanba A. *Intermetallics*[J], 2017, 89: 1

[67] Sam J, Franco B, Ma J *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 146: 164

[68] de Wild M, Meier F, Bormann T *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2014, 23(7): 2614

[69] Hadi A, Qasemi M, Elahinia M *et al. ASME 2014 Conference on Smart Materials, Adaptive Structures and Intelligent Systems*[C]. Rhode Island: American Society of Mechanical Engineers Digital Collection, 2014: V001T03A035

[70] Sehitoglu H, Hamilton R, Maier H J *et al. Journal de Physique IV*[J], 2004, 115: 3

[71] Manjeri R. *Thesis for Doctorate*[D]. Florida: University of Central Florida, 2009

[72] Andani M T, Haberland C, Walker J *et al. ASME 2014 Conference on Smart Materials, Adaptive Structures and Intelligent Systems*[C]. Rhode Island: American Society of Mechanical Engineers Digital Collection, 2014: V001T01A026

Research Progress on the Laser Additive Manufacturing Technology of NiTi Shape Memory Alloys

Deng Huaibo, Chen Yuhua, Li Shuhan, Deng Yunfa, Xu Mingfang, Ji Di

(Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: NiTi shape memory alloys have received extensive attention due to their excellent functional properties, biocompatibility, damping properties, low stiffness, and corrosion resistance. However, the processability and machinability of NiTi shape memory alloys are of great difficulties. In the past 20 years, the additive manufacturing technology has been developed sharply, resulting in the direct fabrication for complex structure of NiTi shape memory alloys, which has a great potential value in the aerospace, medical equipment and other fields. This paper makes a comprehensive review of the key issues and solutions in the domestic and foreign NiTi shape memory alloys laser additive manufacturing researches, including the comparison of the traditional process manufacturing and additive manufacturing of NiTi shape memory alloys, and the effect of laser additive manufacturing process parameters and post-heat treatment parameters on the microstructure, mechanical properties and functional properties of NiTi shape memory alloys. Based on research results, the future direction of NiTi shape memory alloys laser additive manufacturing is predicted.

Key words: NiTi shape memory alloys; laser additive manufacturing; process method; microstructure; functional properties

---

Corresponding author: Chen Yuhua, Ph. D., Professor, School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, E-mail: ch.yu.hu@163.com