DOI: 10.3901/JME.2019.15.024

激光选区熔化成形 CuZnAl 形状记忆合金 工艺研究*

卓林蓉 宋波 章媛洁 王敏 魏青松 史玉升
(华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室 武汉 430074)

摘要: 利用激光选区熔化技术制备了铜基形状记忆合金块体,并初步探索了不同激光体能量密度对于合金致密度、相组成、微观组织形貌及力学性能的影响。发现随着激光体能量密度的增加,致密度先增加后减少。试样中 β 相的含量随着激光体能量密度的增加而减少,当激光体能量密度达到 194.4 J/mm^3 时, β 相完全消失,只剩下单一的 α 相。显微组织观察显示,采用激光选区熔化技术制备的块体中存在的 α 相呈现规则的层片状,不同于铸造组织中形成的长条状 α 相。受到孔隙率的影响,拉伸强度随着激光体能量密度的增加而增加,最高拉伸强度可达 328.3 MPa ;而由于相组成的改变,显微硬度随着激光体能量密度的增加而降低。

关键词: 激光选区熔化技术; Cu-Zn-Al 形状记忆合金; 工艺参数

中图分类号: TG139

Study on CuZnAl Memory Alloy Fabricated by Selective Laser Melting

ZHUO Linrong SONG Bo ZHANG Yuanjie WANG Min WEI Qingsong SHI Yusheng
(State Key Laboratory of Materials Processing and Die& Mould Technology,
Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074)

Abstract: Copper based shape memory alloy was fabricated by selective laser melting successfully. The relative density, phase composition, microstructure and mechanical properties of samples with different energy density were investigated. The results shows that with the increase of energy density, relative density increases first and then decreases. The content of β phase decreases with the increase of the energy density. When energy density reaches 194.4 J/mm^3 , β phase disappears and there is only a phase left. Microstructure observation shows that there is lamellar α phase in the bulk fabricated by selective laser melting, which different from the short rod like α phase formed in the casting bulk. Tensile strength increases with the increase of energy density because of the decreased porosity. The maximum tensile strength can reach 328.3 MPa . While the microhardness decreases with the increase of energy density due to the change of phase composition.

Key words: selective laser melting; Cu-Zn-Al shape memory alloy; process parameter

0 前言

随着高端装备的智能化发展,对于构件的要求也逐渐从力学特性、功能特性到智能特性转变。智能构件在航空航天、生物医药、汽车工程等领域都具有广阔的应用前景,其具有轻量化、复杂化、精细化的特点,传统的制造方法难以满足复杂智能构件对于材料与结构的双重要求,而近年来兴起的4D打印技术是解决复杂智能构件制造的有效手段。4D

打印其特点表现在:3D打印或者其他特种制造技术制造的构件,其形状、或性能或功能随时间可控变化,可通过智能材料和智能结构设计实现。智能材料根据驱动方式的不同可分为热驱动型(诸如形状记忆合金、形状记忆聚合物)、电驱动型、磁驱动型、水驱动型等^[1]。本文主要介绍激光选区熔化技术成形铜基形状记忆合金的工艺研究。

其中,形状记忆合金是指合金在较低温度下(马氏体状态)发生形变之后,当温度达到 A_f (奥氏体转变完成)以上时能够自动回复到原来的形状的合金,这是由于马氏体相与奥氏体相之间具有特定的晶体位相对应关系,因此晶体学上具有可逆性。目前应用最广泛的形状记忆合金为镍钛基形状记忆合

* 湖北省杰出青年科学基金(0216110085)和武汉市晨光计划(0216110066)资助项目。20181207收到初稿,20190201收到修改稿

金和铜基形状记忆合金。镍钛基形状记忆合金具有良好的耐磨性和耐腐蚀性, 形状记忆性能优异, 生物相容性好, 但是价格高昂, 可加工性差。铜基形状记忆合金是继镍钛基记忆合金以后的第二大形状记忆合金, 具有和镍钛基记忆合金相近的形状记忆性能, 且其记忆的温度范围宽, 原料广泛, 成本低廉, 生产工艺简单^[2-3]。但是传统方法制备的铜基形状记忆合金具有塑性性能差, 可加工性差, 易脆性断裂, 马氏体稳定化等一系列问题^[4-5], 限制了铜基记忆合金的应用与发展, 晶粒粗大是这些问题的最主要诱因。常见的细化晶粒的方法是加入一些晶粒细化元素, 如 B、Ti、V、Co、Zr、Mn^[6-7]等。此外, 还有采用等径角挤压、双辊铸轧、熔融纺丝等技术, 但是上述方法限制了制件的尺寸, 制备的条料厚度仅为 0.5 mm 左右^[8-9]。作为 3D 打印家族重要的技术之一, 激光选区熔化技术(Selective laser melting, SLM)在成形的过程中由于激光的快热和快冷, 使得合金在熔化后具有极大的冷却速度, 冷却速度可以达到 $1 \times 10^3 \sim 1 \times 10^8$ K/s, 抑制了晶粒的生长, 可以得到细小的晶粒^[10-11]。此外, 激光选区熔化技术通过将三维模型转变为二维切片, 并逐层熔化粉末成形, 因此不受构件复杂程度的影响, 具有制造柔性, 在制造复杂功能构件方面具有极大的优势, 可以节省许多机加工序, 因此采用激光选区熔化技术制备铜基形状记忆合金具有广泛的应用前景。

目前, 已经有一些学者对激光选区熔化成形形状记忆合金做了相关的研究。GARGARELLA 等^[12]研究了激光选区熔化技术制备 Cu-Al-Ni 基形状记忆合金的可行性, 用该技术制备了致密度达 92% 以上的圆柱体, 并研究了 SLM 制备铜基合金的微观组织, 热稳定性和机械性能。GUSTMANN 等^[13]利用激光选区熔化技术在激光功率为 300 W, 扫描速度为 700 mm/s 时制备了致密度接近 99% 的 Cu-Al-Ni 形状记忆合金, 并研究了不同工艺参数对制件致密度、孔隙分布、晶粒大小的影响, 发现孔隙的分布和晶粒尺寸受扫描策略的影响很大; 该团队还研究了 Zr 元素的添加以及退火处理对 Cu-Al-Ni 相转变温度、晶粒大小、机械性能的影响, 发现了 Zr 元素的添加会使合金生成 Y 相(Cu_2ZrAl), 同时 Zr 元素的添加能够细化晶粒以及提高相转变温度^[14]。进一步地, 该团队研究了重熔工艺对 Cu-Al-Ni 基形状记忆合金的作用, 发现重熔可以提高块体的致密度, 改变显微组织形貌, 相变温度, 不经过热处理手段就能够改善合金的性能^[15]。目前应用最广泛的铜基记忆合金有 Cu-Al-Ni 系、Cu-Zn-Al 系、Cu-Al-Mn 系, 但是现有的大部分利用 SLM 工艺成形铜基记忆合金的研究是关于 Cu-Al-Ni 系合金,

而对于 SLM 成形 Cu-Zn-Al 系、Cu-Al-Mn 系的研究还鲜有报道。Cu-Zn-Al 系形状记忆合金具有良好的形状记忆效应、相变伪弹性、力学性能以及良好的导热性, 且相对 Cu-Al-Ni 系有较好的延性, 易加工制造。本研究采用 SLM 技术成形了 Cu-Zn-Al 系形状记忆合金, 为了避免 Al 含量过高或过低引起的材料脆化和记忆性能降低, 以及保证合金的 Zn 当量在 36%~48% 之间^[16], 将材料的体系选择为 Cu-25.5Zn-4Al, 同时, 由于在合金中加入 Mn 元素可以细化晶粒, 减小合金中的淬火空位, 时效过程中能抑制空位的迁移及 Zn、Al 原子的扩散, 降低马氏体稳定化的倾向^[2], 因此最终设计的粉末成分为 Cu-25.5Zn-4Al-0.6Mn。通过引入激光体能量密度($\Psi=P/hv$, 单位 J/mm^3 , 其中 P 是激光功率, h 是扫描间距, v 是扫描速度, w 是扫描层厚)^[17]来研究不同激光体能量密度对于 Cu-Zn-Al 形状记忆合金相组成、微观组织形貌、力学性能的影响。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

本试验原材料选用雾化方法制备的球形 Cu-Zn-Al-Mn 预合金粉末, 粉末的平均粒径为 34.4 μm , 粒径分布如图 1 所示, 粉末的微观形貌如图 2 所示, 可以看到整体粉末呈现近似规则的球形。

图1 原始粉末粒径分布图

图2 原始粉末微观形貌

1.2 试样制备

本实验采用华科三维有限公司的 HKM125 设备,如图 3 所示。打印之前粉末在 80℃ 的真空烘箱中干燥 12 h,打印过程中成形腔中通入高纯氩气,氧气含量维持在 0.03% 以下。打印参数设置如下:基板预热温度为 100℃,层厚为 0.04 mm,扫描间距 0.09 mm,激光功率设置为 250 W, 300 W, 350 W,扫描速度设置为 400 mm/s, 500 mm/s, 600 mm/s, 700 mm/s, 800 mm/s。保持层厚与扫描间距恒定,通过采用不同的激光功率与扫描速度组合来获得不同的激光体能量密度,一共 15 组参数。采用分组变向扫描策略,下一层在上一层基础上旋转 67°,如图 4 所示。打印完成后,利用线切割将试样从基板上取下来。

图 3 激光选区熔化设备

图 4 激光扫描方式

1.3 表征方法

采用阿基米德排水法测量块体的密度,采用美国麦克仪器公司的全自动真密度分析仪测定原始粉末真实密度,将粉末的真实密度认为是 100% 致密块体的密度,利用如下公式进行块体致密度的计算。

$$\theta = \rho_1 / \rho_2 \times 100\% \quad (1)$$

式中, ρ_1 为块体密度, ρ_2 为粉末真实密度。微观组织形貌采用日本电子株式会社的 JSM-7600 F 场发射电子扫描电镜拍摄, XRD 物相分析采用荷兰帕纳科公司的 x'pert3 powder, 靶材为 Cu 靶, 扫描角度

20°-90°, 采用连续扫描的方式, 扫描速度为 10°/min。拉伸性能测试采用德国 Zwick/Roell 电子万能材料试验机, 拉伸速度为 1 mm/min。硬度测试采用数显显微维氏硬度计(TMVS-1)载荷为 200 g, 保压时间为 10 s。

2 试验结果分析

2.1 工艺参数与致密度

利用真密度仪测得的粉末真实密度为 7.834 2 g/cm³。分别将测得的块体密度代入式(1), 计算得到不同工艺参数组合下的块体密度, 得到块体的最大致密度为 96.96%。整体而言, 致密度随着能量密度的增加先增加后减小, 如图 5a 所示。这是由于激光体能量密度较小时, 粉末无法得到足够的能量使其熔化, 同时由于温度较低, 熔化的液相黏度较高, 无法顺利地铺展开来, 因此很难形成连续的熔化道, 从而产生孔隙, 导致块体的致密度低。随着激光体能量密度提高, 粉末得到了足够的能量, 同时温度升高使液相的黏度下降, 液相与基体的润湿性提升, 能够形成连续的熔化道, 因此致密度提高。但是, 当能量密度达到 200 J/mm³ 时, 致密度开始下降, 打印过程中出现翘曲, 使得打印过程无法继续进行。这是由于输入的能量密度太高, 导致成形层与基底的温度梯度增大, 收缩不一致导致翘曲发生, 后一层的粉末不能在前一层上良好地铺展, 从而导致孔隙增多, 甚至打印失败。图 5b、5c、5d 分别为激光体能量密度 86.8 J/mm³、104.2 J/mm³、194.4 J/mm³ 的块体试样在抛光后置于光镜下的金相图, 致密度分别为 83.73%, 87.18%, 96.96%。可以看到当能量密度不超过 200 J/mm³ 时, 随着激光能量密度的增大, 试样中的孔隙尺寸逐渐减小, 且数量也逐渐减少。因此, 可以通过采用合适的激光体能量密度来提高块体的致密度, 降低孔隙率。

图 5 不同激光能量密度下的致密度与孔隙分布

2.2 XRD 相组成成分

图 6a 为原始粉末与不同激光能量密度下 SLM 成形试样的 XRD 图谱, 可以看到原始粉末中只有一个马氏体相, SLM 成形试样的 XRD 图谱与粉末发生了较大的改变。当激光能量密度为 86.8 J/mm^3 时, SLM 成形的块体中主要为 α 相, 同时含有少量的 β 相, α 相是 Zn 溶于 Cu 中的固溶体, 晶体结构为面心立方结构^[18]。随着激光能量密度增大至 104.2 J/mm^3 , β 相的峰值逐渐降低, 当激光能量密度增大至 194.4 J/mm^3 时, β 相的峰完全消失, 如

(a) 原始粉末与 SLM 成形试样的 XRD 图谱

(b) SLM 成形试样局部 XRD 图谱 (40~45°)

(c) SLM 成形试样局部 XRD 图谱 (75~85°)

图 6 不同激光能量密度下原始粉末与 SLM 成形试样的 XRD 图谱

图 6b、6c 所示。 β 相又称为母相, 是以 CuZn 为基的固溶体, 晶体结构为体心立方结构^[19]。图 7 是 Al 含量为 4% 时 Cu-Zn-Al 三元系的垂直截面图^[20], 图中箭头所指的为原始设计的粉末成分, 从图中可以看到, 当发生平衡凝固时会得到大量的 β 相以及少量的 α 相与 γ 相; 但是在打印的过程中, 由于 Zn 的熔点只有 419.5°C , Zn 元素的大量蒸发, 使得相图严重往左边偏移, 因此, 实际 SLM 成形后, 试样中存在大量的 α 相和少量的 β 相, 且随着能量密度的增大, β 相完全消失, 只剩下 α 相。同时, 随着激光能量密度的增大, α 相的峰值整体往右偏移, 图 6b 给出了局部的 XRD 衍射图谱, 根据 Bragg 定律

$$2d\sin\theta = n\lambda \quad (2)$$

当 θ 增大, d 减小, 说明晶面间距减小。由于 α 相是 Zn 溶于 Cu 中的固溶体, Zn 的原子半径大于 Cu 的原子半径, Zn 固溶于 Cu 中会造成晶面间距的增大, 即峰值左移, 而随着激光能量密度的增加, Zn 挥发增大, 相比于能量密度小情况固溶到 Cu 中的 Zn 减少, 因此造成了晶面间距的相对减小, 即峰值右移。

图 7 Al 含量为 4% 时 Cu-Zn-Al 三元系的垂直截面图

2.3 微观组织形貌

将试样在 FeCl_3 (5 g)、HCl (10 mL) 和酒精 (100 ml) 配成的腐蚀液中进行腐蚀, 腐蚀之后置于光镜与电镜下观察微观组织形貌。图 8 为能量密度为 194.4 J/mm^3 的 SLM 成形试样侧面 (XZ 面) 在光学显微镜下的金相图, 从图 8a 中可以看到明显的熔池轮廓, 以及熔池边界存在的孔隙。图 8b 是单个微熔池的金相图, 可以看到晶粒的尺寸在 $15 \mu\text{m}$ 左右, 而铸造的 CuZnAl 合金晶粒尺寸在 $500 \mu\text{m}$ 左右^[6]。可见 SLM 成形工艺可以极大地细化合金的晶粒。这是由于 SLM 极大的冷却速度, 造成巨大的过冷度, 形核驱动力大, 同时大的冷却速度抑制了晶粒的长大造成

的。图 9 为该试样在扫描电镜下的微观组织形貌背散射图, 图中可以看到非常明显的层片状结构, 根据 XRD 相成分分析可知, 激光体能量密度为 194.4 J/mm^3 的 SLM 成形试样中, 只存在单一的 α 相, 因此该层片状结构为 α 相, 背散射图无明显的亮度区别, 说明视野中为单一相, 与 XRD 测试所得的结果一致。在铸造的 CuZnAl 合金中, α 相呈现长条状^[19], 组织清晰, 这是由于铸造的凝固过程中冷却速度较慢, 冶金反应较为简单, 而 SLM 成形过程中, 激光快速加热形成微小熔池, 高温微熔池因温度梯度和黏度梯度存在强烈的 Marangoni 对流^[21], 激光扫过后熔池又快速冷却, 且下一层扫描时对上一层已成层又会会有一个加热的作用, 整个 SLM 成形过程涉及到了复杂的热力学与动力学, 凝固冷却条件与铸造成形完全不同, 因此 SLM 成形组织形貌与铸造组织有显著的差别。

(a) 放大倍数为 100 倍的 SLM 成形试样金相图

(b) 放大倍数为 500 倍的 SLM 成形试样金相图

图 8 不同放大倍数下 SLM 成形试样的金相图

2.4 拉伸强度与断口

图 10 为不同激光体能量密度下 SLM 成形件的拉伸强度, 从图 10 中可以看到, 当激光体能量密度为 86.8 J/mm^3 时, 拉伸强度仅有 82.2 MPa, 当激光体能量密度增加到 104.2 J/mm^3 时, 拉伸强度略有增加, 当激光体能量密度增加到 194.4 J/mm^3 时, 拉伸强

(a) 放大倍数为 1 000 倍的 SLM 成形试样扫描电镜图

(b) 放大倍数为 3 000 倍的 SLM 成形试样扫描电镜图

图 9 不同放大倍数下 SLM 成形试样的扫描电镜图

度大幅增加, 达到了 328.3 MPa。这是因为, 当激光体能量密度较小时, 试样的致密度较低, 试样中的孔隙较多, 当试样受到拉应力时, 容易从孔隙处开始断裂并形成长的裂纹, 导致试样的强度大大下降。当激光体能量密度增大, 粉末发生充分的熔化并形成连续的熔化道, 试样中的孔隙减少, 断裂源减少, 强度得以提升。致密度最高的试样拉伸强度高于同等成分的铸造合金试样^[4-5,19], 这是由于 SLM 成形件的晶粒尺寸相比于铸造成形晶粒尺寸大幅减小, 晶界更多, 进一步提高了其拉伸强度。图 11a、11b 为体能量密度为 194.4 J/mm^3 的拉伸试样的断口形貌, 从图 11 中可以看到大量的韧窝, 且宏观上看

图 10 不同激光体能量密度下 SLM 成形件的拉伸强度

断口处存在颈缩, 说明是塑性断裂。虽然此烧结参数下致密度最高, 但仍然未达到 100%, 图 11a 中可以看到有未熔化的粉末及孔隙, 推测此为断裂源的位置。

(a) 断口中存在未熔化的粉末与切窝

(b) 放大倍数为 500 倍时断口处的切窝

图 11 激光体能量密度为 194.4 J/mm^3 的拉伸断口形貌

2.5 显微硬度

图 12 为不同激光体能量密度下的 SLM 成形试样的硬度, 从图中可以看出, 随着激光体能量密度的增大, 硬度逐渐降低。这是因为随着激光体能量密度增大, β 相逐渐减少甚至消失, 而 α 相逐渐占据全部。 β 相是硬脆相, 硬度较高^[16], 而 α 相由于是面心立方结构, 滑移系多, 塑性好, 硬度小^[18], 可加工性好。因此, 随着激光体能量密度增大, β 相减少, α 相增多, 试样的硬度逐渐降低。

图 12 不同激光体能量密度下 SLM 成形试样的显微硬度

3 结论

(1) 激光体能量密度对 SLM 成形试样有显著的影响, 随着激光体能量密度的增大, 致密度先增加后降低, 成形件的最高致密度为 96.96%。

(2) SLM 成形试样的物相与粉末有显著的差异。由于在激光选区熔化制备的过程中, 大量的 Zn 蒸发, 使得相图偏移, 实际 SLM 制备的块体中主要是大量的 α 相和少量的 β 相, 且随着激光体能量密度的增加, β 相全部消失, 块体中变成单一的 α 相。

(3) 显微组织中可以看到相互搭接的熔池形貌, 由于 SLM 成形过程的复杂性, SLM 中生成的 α 相为层片状, 与铸造组织中生成的长条状 α 相在形貌上差异显著。

(4) 在激光体能量密度不超过 200 J/mm^3 时, 随着激光体能量密度的增加, 拉伸强度增高, 最高可达 328.3 MPa ; 显微硬度下降, 由 181.8 HV 降到 153.7 HV 。前者由于孔隙率降低, 致密度提高; 后者则是受到相组成的影响, 在高能量密度下, β 相消失, α 相占据主导, 而 α 相较软, 因此块体硬度下降。

参 考 文 献

- [1] 陈花玲, 罗斌, 朱子才, 等. 4D 打印: 智能材料与结构增材制造技术的研究进展[J]. 西安交通大学学报. 2018, 52(2): 1-12.
CHEN Hualing, LUO Bin, ZHU Zicai, et al. 4D printing-progress in additive manufacturing technology and application of smart materials and structure[J]. Journal of Xi'an Jiaotong University, 2018, 52(2): 1-12.
- [2] 刘晓燕. 热处理对铜基形状记忆合金性能的影响[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2011.
LIU Xiaoyan. Influence of heat treatment process on the properties of Cu based shape memory alloy[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2011.
- [3] CHENG X, HUANG F, LI N, et al. Microstructure and shape memory effect of Cu-26.1Zn-4.8Al alloy[J]. Journal of Wuhan University of Technology-Materials Science Edition, 2008, 23(5): 717-719.
- [4] ALANEME K K. Mechanical and corrosion behaviour of iron modified Cu-Zn-Al alloys[J]. Acta Metallurgica Slovaca, 2013, 19(4): 292-301.
- [5] YANG G, LEE J, JANG W. Effect of grain refinement on phase transformation behavior and mechanical properties of Cu-based alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19(4): 979-983.

- [6] XU J W. Effects of Gd addition on microstructure and shape memory effect of Cu - Zn - Al alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 448(1-2): 331-335.
- [7] DAR R D, YAN H, CHEN Y. Grain boundary engineering of Co - Ni - Al, Cu - Zn - Al, and Cu - Al - Ni shape memory alloys by intergranular precipitation of a ductile solid solution phase[J]. Scripta Materialia, 2016, 115: 113-117.
- [8] WEN H, LAVERNIA E J. Twins in cryomilled and spark plasma sintered Cu-Zn-Al[J]. Scripta Materialia, 2012, 67(3): 245-248.
- [9] PORTIER R A, OCHIN P, PASKO A, et al. Spark plasma sintering of Cu - Al - Ni shape memory alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 577: S472-S477.
- [10] 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.
- [11] 文世峰, 吴雪良, 周燕, 等. 激光选区熔化成形 S136 模具钢的成形性能研究[J]. 华中科技大学学报, 2018, 46(2): 51-55.
- WEN Shifeng, WU Xueliang, ZHOU Yan, et al. Microstructure and property of S136 mould steel fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Huazhong University of Science and Technology, 2018, 46(2): 51-55.
- [12] GARGARELLA P, KIMINAMI C S, MAZZER E M, et al. Phase formation, thermal stability and mechanical properties of a Cu-Al-Ni-Mn shape memory alloy prepared by selective laser melting[J]. Materials Research, 2015, 18(suppl 2): 35-38.
- [13] GUSTMANN T, NEVES A, KÜHN U, et al. Influence of processing parameters on the fabrication of a Cu-Al-Ni-Mn shape-memory alloy by selective laser melting[J]. Additive Manufacturing, 2016, 11: 23-31.
- [14] GUSTMANN T, DOS SANTOS J M, GARGARELLA P, et al. Properties of Cu-based shape-memory alloys prepared by selective laser melting[J]. Shape Memory and Superelasticity, 2017, 3(1): 24-36.
- [15] GUSTMANN T, SCHWAB H, KÜHN U, et al. Selective laser remelting of an additively manufactured Cu-Al-Ni-Mn shape-memory alloy[J]. Materials & Design, 2018, 153: 129-138.
- [16] 黄凤. Cu-Zn-Al 合金的晶粒细化及形状记忆效应研究[D]. 武汉: 武汉理工大学, 2006.
- HUANG Feng. Study on the grain refining and shape memory effect of Cu-Zn-Al alloy[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2006.
- [17] SIMCHI A. Direct laser sintering of metal powders: Mechanism, kinetics and microstructural features[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 428(1-2): 148-158.
- [18] 周如. CuZnAl 双程记忆合金的制备方法研究[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2014.
- ZHOU Ru. A study on the preparation methods of CuZnAl two-way shape memory alloy[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2014.
- [19] 徐家文. CuZnAl(Dy, Gd)形状记忆合金组织及性能研究[D]. 阜新: 辽宁工程技术大学, 2007.
- XU Jiawen. Study of microstructure and properties of CuZnAl(Dy, Gd) shape memory alloy[D]. Fuxin: Liaoning Technical University, 2007.
- [20] 李周, 汪明朴, 徐根应. 铜基形状记忆合金材料[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2010.
- LI Zhou, WANG Mingpu, XU Genying. Copper-based shape memory alloy material [M]. Changsha: Central South University Press, 2010.
- [21] 赵晓. 激光选区熔化成形模具钢材料的组织与性能演变基础研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2016.
- ZHAO Xiao. Fundamental research of microstructure and properties evolution of tool steels fabricated by selective laser melting[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2016.

作者简介: 卓林蓉, 女, 1995 年出生。主要研究方向为形状记忆合金增材制造。

E-mail: m201770858@hust.edu.cn

宋波(通信作者), 男, 1984 年出生, 博士, 副教授, 博士研究生导师。主要研究方向为 3D 打印技术, 粉末冶金, 材料与结构设计。

E-mail: bosong@hust.edu.cn