

激光熔化 3D 打印高性能铁基非晶软磁器件 及其物理机制*

林可心¹⁾ 杨卫明^{1)†} 李文字¹⁾ 马严¹⁾ 马丽¹⁾ 张响²⁾ 刘海顺²⁾

1) (中国矿业大学力学与土木工程学院, 徐州 221116)

2) (中国矿业大学材料与物理学院, 徐州 221116)

(2025 年 4 月 27 日收到; 2025 年 6 月 5 日收到修改稿)

铁基非晶合金具有低矫顽力、低损耗等优异性能, 但受制于非晶形成能力和力学性能限制, 难以制备复杂结构器件. 3D 打印理论上可以制备任意结构的器件. 本文利用选择性激光熔化 3D 打印技术, 通过打印参数优化, 获得低能量输入熔池, 并提高熔池轨道和成型层的搭接质量, 成功克服制备过程中非晶相与成型质量相互制约的瓶颈, 获得致密度为 94.3%、矫顽力为 0.5 Oe 的铁基非晶合金, 且相比粉末, 所得铁基非晶合金的饱和磁化强度提升至 0.89 T, 并制备出复杂结构的铁基非晶器件. 本文研究为 3D 打印高质量铁基非晶器件提供了新的思路, 对推动铁基非晶合金的应用具有重要意义.

关键词: 铁基非晶合金, 选择性激光熔化技术, 非晶形成能力, 矫顽力

PACS: 61.43.Dq, 42.62.-b, 75.50.Kj, 75.60.Ej

DOI: 10.7498/aps.74.20250559

CSTR: 32037.14.aps.74.20250559

1 引言

随着电力电子行业的快速发展, 变压器、电机以及微电子领域的磁性元件都向高频率、高功率转换及高能流密度方向发展^[1-3]. 铁基非晶合金因其高磁导率、高电阻率及低矫顽力等优异软磁性能, 受到研究者的广泛关注^[4,5]. 自 Inoue 等^[6]首次通过铜模铸造法成功获得 1 mm 临界尺寸的 $\text{Fe}_{73}\text{Al}_5\text{Ga}_2\text{P}_{11}\text{C}_5\text{B}_4$ 非晶合金棒材以来, 研究人员通过不断优化合金成分体系, 进一步提高合金的临界尺寸^[7-11]. 然而, 在超过临界尺寸的区域, 传统的制备工艺难以保证非晶相形成的高冷却速率^[12], 无法根本解决大尺寸和复杂结构铁基非晶合金的制备问题.

3D 打印作为广泛应用的热点技术, 其快速移

动的热源提供了 10^4 — 10^6 K/s 的高冷却速率^[13], 逐层加工沉积工艺使得个性化复杂结构的制备成为可能. 自 Pauly 等^[14]首次使用 SLM 获得 3D 支架结构的 Fe-Mo-P-C-B-Si 铁基非晶合金以来, 研究者通过不断优化打印工艺, 成功制备大尺寸和复杂结构的铁基非晶合金. Mahbooba 等^[15]通过优化打印参数, 实现了超过材料临界铸造尺寸 15 倍、致密度达 97% 的 Fe-Cr-Mo-C-B 铁基非晶合金; Thorsson 等^[16]使用 Fe-Si-Cr-B-C 非晶粉末, 成功制备出具有复杂结构的创纪录大型非晶转子, 转子矫顽力为 510 A/m, 克服了铸造工艺的技术限制. 理论上, 3D 打印技术可以无限制备大尺寸和复杂几何形状的铁基非晶合金.

3D 打印技术虽然在制备大尺寸和复杂结构的铁基非晶合金方面具有明显优势, 但逐层加工沉积工艺不可避免地产生热积累^[17], 易导致非晶晶化,

* 国家自然科学基金面上项目 (批准号: 52171165) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: wmyang@cumt.edu.cn

影响铁基非晶合金的制备. 目前的研究多集中于利用能量输入, 通过 2 种或 3 种打印参数的正交组合, 进行实验研究. 研究发现低能量输入有助于铁基非晶相的形成 [18,19], 但易产生大量未熔融缺陷, 导致打印器件成型不良 [20,21]. 抑制结晶与完美成型相互冲突, 这对制备非晶形成能力较差的脆性铁基非晶合金尤为明显. 此外, 3D 打印技术的制备过程是由点到线、线到面、面到体, 各类打印参数对熔池成型 [22], 熔池轨道的成型及搭接 [23], 成型层与已凝固层的搭接 [24] 影响各异, 使用单一的能量输入指标而忽视不同参数的特定影响, 难以有效调控铁基非晶合金的加工过程, 导致大量的人力及物力的浪费. 因此, 探究如何有效调控打印参数, 在高能量输入下确保高致密度成型的同时, 避免严重热积累以获得更高非晶含量的打印器件显得尤为重要.

本工作利用选择性激光熔化技术 (SLM), 通过有效调控激光功率、扫描速度、扫描间距和厚度, 通过使用低能量输入的熔池, 提高熔池轨道搭接质量和层间凝固层搭接质量, 进一步揭示打印参数与高非晶含量及高致密度之间的关系, 避免高能量输入导致的严重热积累, 克服 3D 打印过程中抑制结晶与完美成型的相互制约关系.

2 实验材料与方法

本研究使用成分为 $\text{Fe}_{70}\text{W}_9\text{Mo}_3\text{Cr}_5\text{Ni}_3\text{Si}_4\text{B}_4\text{CMn}$ 的水雾化非晶粉末, 并利用激光衍射分析仪 (MYTOS & Co. Sympatec) 测量粉末粒度, $D_{v(x)}$ 值表示体积百分比 (x) 低于粒径 D_v , 如图 1(a). 使用 X 射线衍射分析仪 (XRD, D8ADVANCE) 和差示扫描量热仪 (DSC, NETZSCH 404F3) 对样品进行物相分析, 结果显示为非晶相粉末, 如图 1(b), (c) 所示. 3D 打印手段采用 SLM, 使用 GE 公司的 Mlab cusing 200R 打印设备, 激光光斑直径为 $75\ \mu\text{m}$. 采用条带分区扫描策略, 保证层间转角为 90° , 同时使用氩气作为保护气体. 对打印参数进行正交组合调控后, 打印形状为 $10\ \text{mm} \times 10\ \text{mm} \times 5\ \text{mm}$ 的块体.

打印参数正交组合过程分为两个阶段: 阶段 I 研究激光功率 (P) 与扫描速度 (v) 的影响, P 值范围为 $100\text{--}180\ \text{W}$, v 值范围为 $1\text{--}3\ \text{m/s}$, 其他参数保持不变, 扫描间距 (h) 固定为 $95\ \mu\text{m}$, 层厚

(t) 固定为 $30\ \mu\text{m}$; 阶段 II 在阶段 I 的基础上, 选择可以制备较高的非晶含量的 P 和 v 值, 并保持不变, h 值范围为 $65\text{--}95\ \mu\text{m}$, t 值范围为 $15\text{--}30\ \mu\text{m}$. 制备阶段完成后, 使用线切割技术将样品从基板上移除, 并利用 XRD 和差示扫描量热仪 DSC 对样品进行物相分析, 进一步计算非晶相的含量 [25], 如 (1) 式:

$$\text{AF} = \frac{\Delta H_{\text{Sample}}}{\Delta H_{\text{Powder}}} \times 100\%, \quad (1)$$

式中, ΔH_{Sample} 和 ΔH_{Powder} 分别为样品及粉末的 DSC 放热峰的结晶焓.

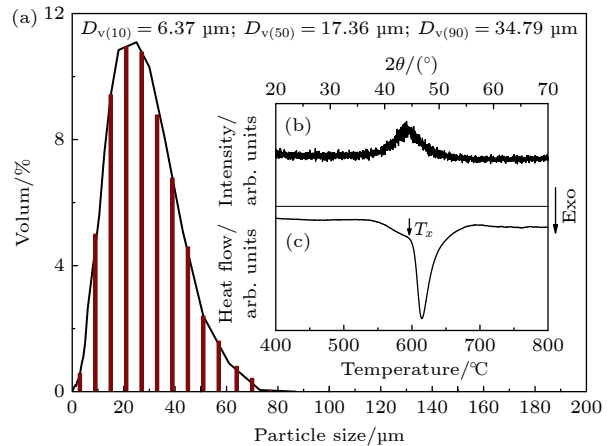


图 1 (a) 粉末的粒径分布图; (b) XRD 图; (c) DSC 图

Fig. 1. (a) Particle size distribution diagram of powder; (b) XRD diagram; (c) DSC diagram.

对样品进行打磨和抛光后, 使用 5% 硝酸酒精进行腐蚀, 利用光学显微镜 (OM, Olympus GX53) 和扫描电子显微镜 (SEM, MAIA3) 观察样品的熔池分布及微观结构. 进一步使用聚焦离子束 (FIB, Helios G4PFIB) 和高分辨透射电子显微镜 (HRT-EM, JEOL JEM-F200) 观察样品的晶体结构. 利用阿基米德方法 (BSA224S) 测试样品的致密度, 并结合 SEM 分析样品的缺陷. 同时, 采用振动样品磁强计 (VSM, LakeShore7404) 对样品进行磁学测试.

3 结果与讨论

3.1 致密度

图 2 为不同打印参数下样品的 SEM 形貌. 研究发现, 随着激光功率的提高, 熔池能量输入增大, 粉末熔融更加充分, 样品的致密度逐渐增大 [26],

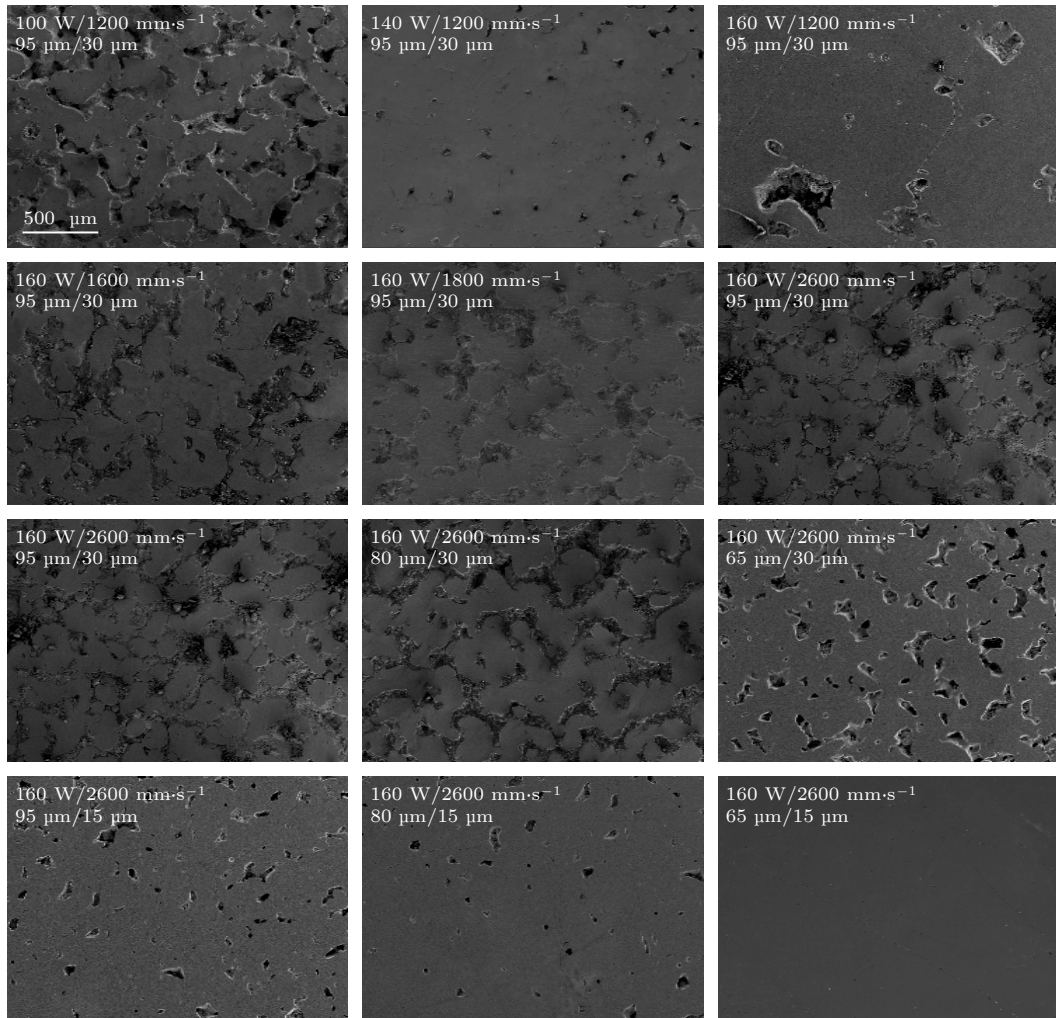


图 2 不同打印参数下样品的 SEM 形貌

Fig. 2. SEM morphology of samples under different printing.

样品 ($P = 160 \text{ W}$, $v = 1200 \text{ mm/s}$, $h = 95 \mu\text{m}$, $t = 30 \mu\text{m}$) 获得 81% 的致密度. 进一步将扫描速度提升到 2600 mm/s , 减少的熔池能量输入及产生的扫描轨道的瑞利不稳定性, 难以保证扫描轨道区域粉末的充分熔融, 同时由于较大的扫描间距^[27], 导致表面搭接质量较差, 致密度仅为 67%. 进一步探究良好的扫描间距和层厚的参数. 通过降低扫描间距, 提高单层粉末扫描次数, 优化同层熔池轨道表面搭接质量^[27], 样品 ($P = 160 \text{ W}$, $v = 2600 \text{ mm/s}$, $h = 65 \mu\text{m}$, $t = 30 \mu\text{m}$) 的致密度为 75.8%, 但依旧存在明显的孔洞. 考虑到可能由于粉末球形度差, 流动性不好, 铺粉层厚相较于粉末粒径 $D_{v(90)} = 34.79 \mu\text{m}$ 过高, 导致粉末难以充分熔融; 进一步降低层厚后, 样品内部的深孔得以减少^[28].

通过提高激光功率和降低扫描速度可以增大熔池的能量输入, 降低扫描间距和层厚增加了激光

扫描的次数, 不同打印参数的组合将不同程度地影响样品的轨道搭接及层间搭接的质量. 本质上, 高致密度与高能量输入成正比, 高能量输入才能保证激光扫描处的粉末充分熔融, 因而使得样品 ($P = 160 \text{ W}$, $v = 2600 \text{ mm/s}$, $h = 65 \mu\text{m}$, $t = 15 \mu\text{m}$) 致密度达到 94.3%, 如图 3 所示.

3.2 相分析

图 4(a) 为在 $h = 95 \mu\text{m}$ 及 $t = 30 \mu\text{m}$ 不变的情况下, 不同 P 和 v 下打印样品的非晶含量. P 为 100 W 时, 将 v 从 1200 mm/s 提高到 1800 mm/s , 能量输入降低, 导致熔池冷却速率提高^[29], 非晶含量提升至 54%; 进一步提高 v 至 $2000\text{--}3000 \text{ mm/s}$ 区间内, 能量输入过低, 样品难以成型. 当 P 为 120 W 时提高 v , 样品 ($P = 120 \text{ W}$, $v = 2000 \text{ mm/s}$) 的非晶含量达到 61.5%; 进一步提高 v , 样品仍然难

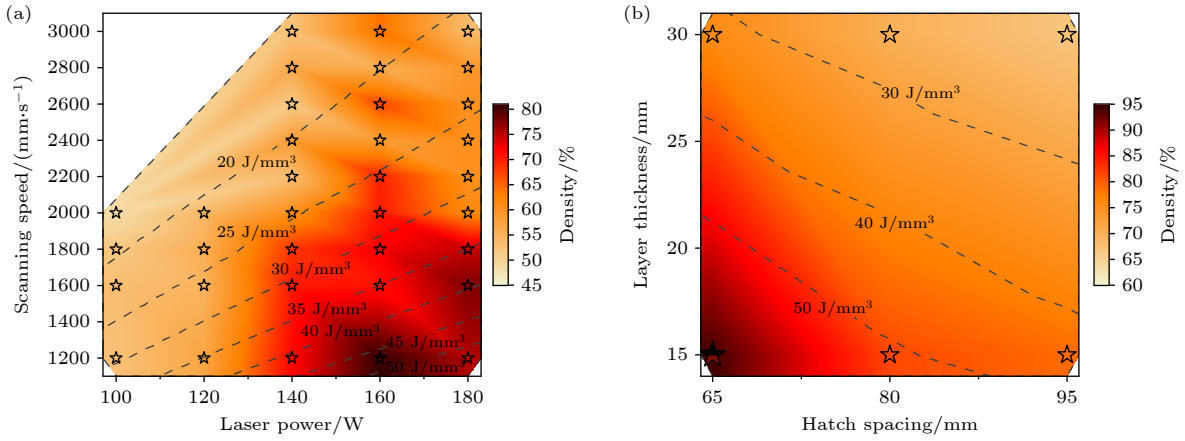


图 3 (a) 不同 P 和 v 下样品致密度情况; (b) 不同 h 和 t 下样品致密度情况

Fig. 3. (a) Density distribution of samples under different P and v conditions; (b) density distribution of samples under different h and t conditions.

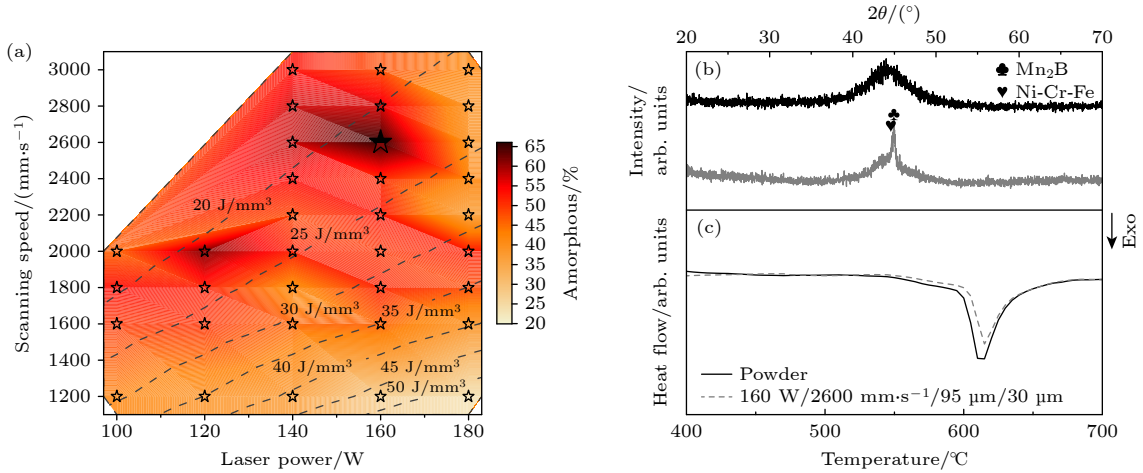


图 4 (a) 不同 P 和 v 下样品的非晶含量; (b) 样品 ($P = 160$ W, $v = 2600$ mm/s, $h = 95$ μm , $t = 30$ μm) 的 XRD 图; (c) DSC 图

Fig. 4. (a) Amorphous content of samples under different P and v conditions; (b) XRD diagram of samples ($P = 160$ W, $v = 2600$ mm/s, $h = 95$ μm , $t = 30$ μm); (c) DSC diagram.

以成型。 $P = 140\text{--}180$ W 时, 将 v 从 1200 mm/s 提高到 2000 mm/s, 非晶含量有所提升; 进一步将 v 提升到 $2000\text{--}3000$ mm/s 区间, 由于此时 P 较高, 可以保证熔池的稳定成型^[30]; 在此基础上提升 v , 非晶含量显著增大, 样品 ($P = 160$ W, $v = 2600$ mm/s, $h = 95$ μm , $t = 30$ μm) 的非晶含量达到最高 65.8% 。由于 Plateau Raleigh 的不稳定性, 进一步提高 v 时, 导致熔池被分裂成孤立的液池^[31], 熔池内部非晶含量减小, 晶化现象严重。使用高激光功率并提高扫描速度^[32], 可以确保熔池的正常成型, 从而容易获得较高的非晶含量。

样品 ($P = 160$ W, $v = 2600$ mm/s, $h = 95$ μm , $t = 30$ μm) 的 XRD 及 DSC 图见图 4(b), (c)。由于 Mn_2B 及 Ni-Cr-Fe 相的存在, 样品由宽化的非晶衍射峰和小强度的晶化峰叠加而成, 呈现为非晶

相和晶相的复合结构, 同时样品的 DSC 晶化曲线的面积小于粉末, 也说明样品并不是完全非晶样品。

对样品 ($P = 160$ W, $v = 2600$ mm/s, $h = 95$ μm , $t = 30$ μm) 的熔池形貌及微观结构进行观察。图 5(a) 为明显的熔池形貌, 熔池内部由于较高的冷却速率, 形成无特征非晶区; 图 5(b) 为熔池附近的热影响区, 由于较低冷却速率, 晶粒有足够的时间长大, 形成许多纳米级的枝状晶^[33], 如图 5(c) 所示。在熔池与热影响区边界区域, 结晶初期发生形核, 较高冷却速率抑制了晶相长大, 因存在许多纳米球晶^[34], 同时由于层间的热积累, 部分熔池内部有轻微的晶化条纹, 如图 5(d) 所示。图 5(e) 为使用 FIB 切片时, 无特征非晶区域和球晶区域分布, 在非晶基底上分布 Mn_2B 和 Ni-Cr-Fe 晶相, 如图 5(f)–(k) 所示。

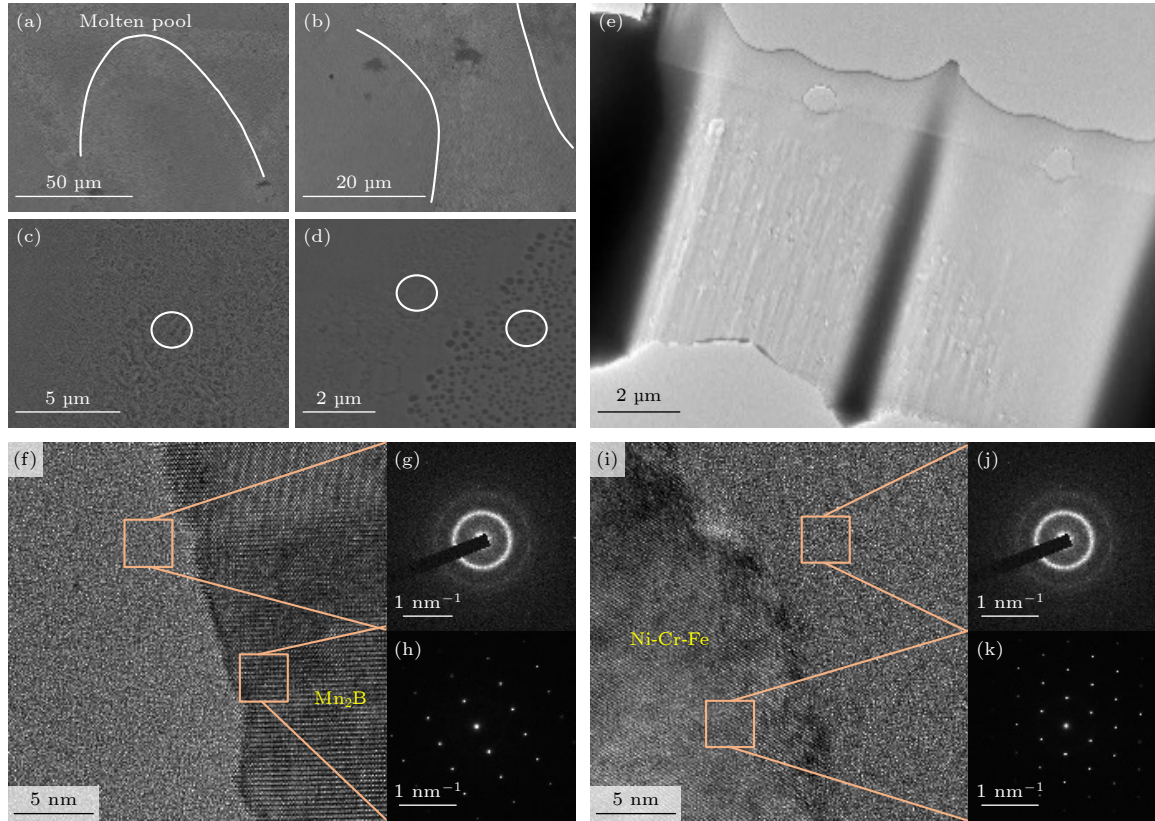


图 5 (a)–(d) 样品 ($P = 160$ W, $v = 2600$ mm/s, $h = 95$ μm , $t = 30$ μm) 的扫描电镜图; (e)–(k) 透射电子显微镜图

Fig. 5. (a)–(d) Scanning electron microscopy images of the sample ($P = 160$ W, $v = 2600$ mm/s, $h = 95$ μm , $t = 30$ μm); (e)–(k) transmission electron microscopy images.

在样品 ($P = 160$ W, $v = 2600$ mm/s, $h = 95$ μm , $t = 30$ μm) 的基础上, 进一步对扫描间距和层厚进行调控, 如图 6(a) 所示. 通过降低 h , 提高扫描次数, 增大熔池区域, 进一步提高非晶含量, 样品 ($h = 65$ μm , $t = 30$ μm) 获得 73.2% 的非晶含量; 进一步降低层厚后, 低能量熔池输入可以充分熔化粉末 [35], 确保稳定熔池区域增大, 同时避免严重的热积累, 因此样品 ($t = 15$ μm) 都获得 95% 以上非晶含量. 样品 ($t = 15$ μm) 的 X 射线衍射图都呈现良好的非晶宽化衍射峰, 且 DSC 晶化曲线和粉末有良好的吻合, 呈现良好的非晶状态, 如图 6(b), (c) 所示. 图 6(d) 为使用参数 ($P = 160$ W, $v = 2600$ mm/s, $h = 65$ μm , $t = 15$ μm) 制备的电机结构. 结构的 XRD 呈现良好的宽化衍射峰, 且 DSC 曲线发生明显晶化, 呈现为良好的非晶相, 如图 6(e), (f) 所示.

3.3 磁性能

图 7 为粉末及打印样品的室温磁滞回线. 研究发现不同打印参数下的饱和磁化强度及矫顽力不

同, 这是由于不同打印参数下样品的非晶相与晶化相体积分数不同, 在铁基非晶合金晶化后的析出的 α -Fe 磁矩比非晶相高, 进而使得不同的打印参数下样品具有不同的饱和磁化强度 [36]. 晶化相越多, 饱和磁化强度越高, 因而低非晶含量的样品 ($P = 160$ W, $v = 1200$ mm/s, $h = 95$ μm , $t = 30$ μm) 具有 91.8 emu/g 饱和磁化强度, 高于粉末的 79.6 emu/g. 由于晶相会阻碍畴壁的移动, 高非晶含量样品反而具有更低矫顽力 (H_c) [37], 样品 ($P = 160$ W, $v = 2600$ mm/s, $h = 95$ μm , $t = 15$ μm) 矫顽力为 0.7 Oe, 样品 ($P = 160$ W, $v = 2600$ mm/s, $h = 65$ μm , $t = 15$ μm) 矫顽力为 0.5 Oe, 均低于粉末的矫顽力. 然而由于 3D 打印过程的局部快速加热和冷却导致粉层内部产生巨大的温度梯度, 导致不同区域的热膨胀及收缩不一致, 且受到基板及已成型层的约束限制时, 产生复杂的热应力 [38]. 因磁性耦合效应, 应力场与粉末发生磁致伸缩系数相互作用, 导致局部区域产生等效的磁各向异性场, 进而阻碍磁畴壁的移动 [39], 导致 3D 打印制备的铁基非晶器件的矫顽力相比传统制备手段偏高. 此外,

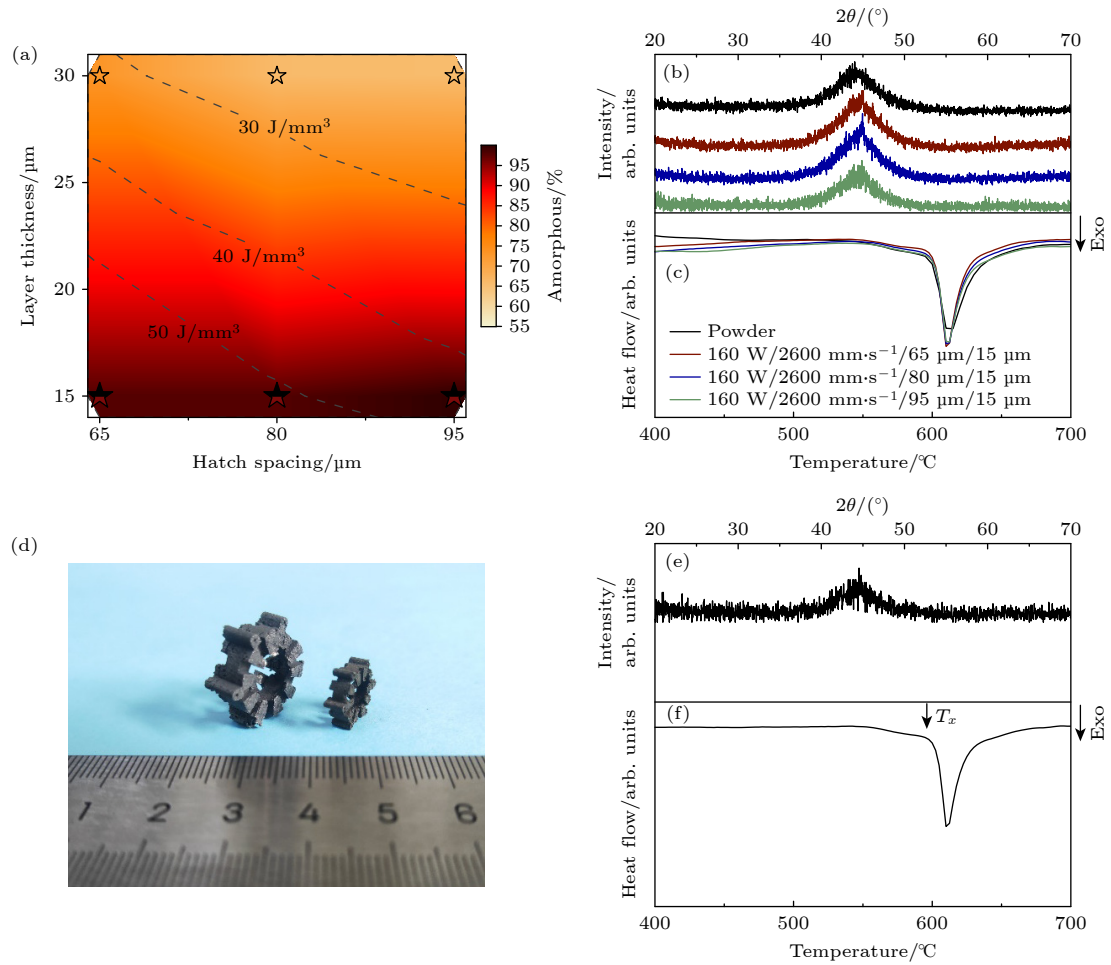


图 6 (a) 不同 h 和 t 下样品的非晶含量; (b) 不同 h 和 t 下样品的 XRD 图; (c) DSC 图; (d) 电机结构; (e) 电机结构的 XRD 图; (f) DSC 图

Fig. 6. (a) Amorphous content of samples under different h and t conditions; (b) XRD diagram of samples under different h and t conditions; (c) DSC diagram; (d) motor structure; (e) XRD diagram of motor structure; (f) DSC diagram.

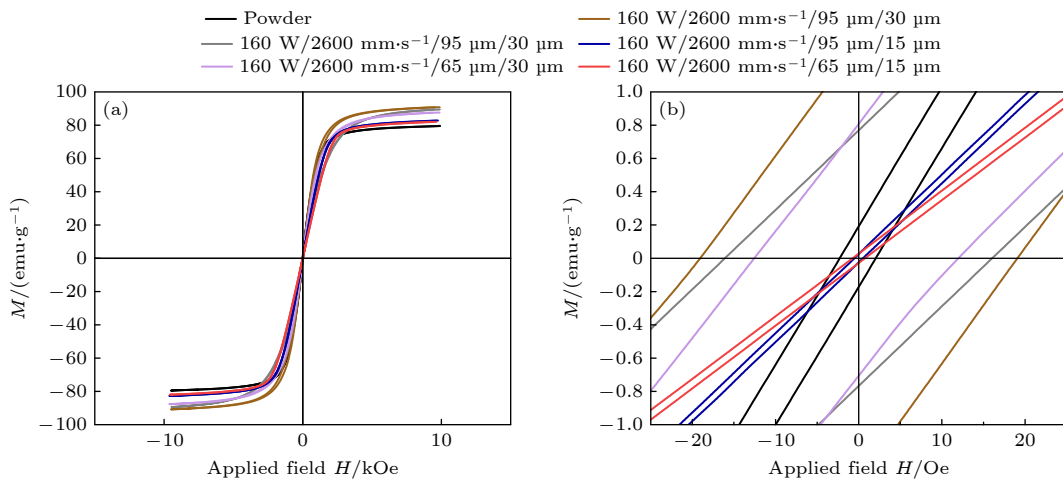


图 7 (a) 室温下粉末及打印样品的磁滞回线; (b) 低磁场下磁滞回线的放大图

Fig. 7. (a) Hysteresis loops of the powder and printed samples at room temperature; (b) magnified view of the hysteresis loops under low magnetic field.

3D 打印样品中不可避免会存在孔隙、析出物等缺陷, 这些缺陷会有钉扎畴壁移动, 造成矫顽力进一步

增加. 因此, 一般 3D 打印铁基非晶样品的矫顽力在 0.5 Oe 以上^[16], 远大于铁基非晶/纳米晶条带.

表 1 本研究中获得的相对密度、非晶分数和磁性能, 并与文献报道的对比

Table 1. Comparison of the relative density, amorphous fraction, and magnetic properties achieved in this study with those reported in the literature for similar alloys.

BMG Composition	Density/%	Amorphous fraction/%	M_s/T	H_c/Oe	Reference
$Fe_{68.3}C_{6.9}Si_{2.5}B_{6.7}P_{8.7}Cr_{2.3}Mo_{2.5}Al_{2.1}$	99.7	—	1.08	0.35	[40]
$Fe_{71}Si_{10}B_{11}C_6Cr_2$	94	90	1.3	4.98	[37]
$Fe_{73.7}B_{11}Si_{11}Cr_{2.3}C_2$	96	47	1.22	20.1	[26,32]
$Fe_{73}Si_{11}B_{11}C_3Cr_2$	98	70	1.29	6.4	[16]
$Fe_{73.7}B_{11}Si_{11}Cr_{2.3}C_2$	74	46	1.19	35.06	[41]
Powder ($Fe_{70}W_9Mo_3Cr_5Ni_3Si_4B_4CMn$)	—	100	0.84	2	This work
Bulk (160 W/2600 mm/s /95 μm /15 μm)	79.1	98.1	0.89	0.7	This work
Bulk (160 W/2600 mm/s /65 μm /15 μm)	94.3	100	0.88	0.5	This work

从表 1 可以看出, 与其他研究相比, 本工作成功制备兼具高致密度和低矫顽力的铁基非晶合金. 然而, 因受制于使用的粉末饱和磁化强度较低, 制备铁基非晶合金的饱和磁化强度难以进一步提升. 不过可以借鉴本工作铁基非晶合金制备经验, 使用较高饱和磁化强度的粉末进一步研究.

4 结 论

本文通过有效调控激光功率、扫描速度、扫描间距及层厚, 获得低能量输入的热传导熔池, 从而减少热积累. 同时, 通过优化同层扫描次数及层数, 提高了熔池轨道间搭接和层间搭接质量, 成功建立不同打印参数与非晶含量及致密度的联系, 制备出高致密度的铁基非晶合金. 从目前的工作中可以得出以下结论:

1) 提高扫描速度有利于非晶相的形成, 同时使用高激光功率保证样品成型, 进而获得低能量输入熔池, 非晶含量提升为 65.8%;

2) 降低扫描间距和层厚增加了扫描次数和层数, 进一步提高了打印样品的致密度及非晶含量, 获得致密度为 94.3% 完美铁基非晶合金, 矫顽力优化降低为 0.5 Oe, 且相对比较粉末的饱和磁化强度提升至 0.89 T;

3) 3D 打印技术在制备铁基非晶合金复杂结构方面具有显著优势. 比表面积大的电机结构更有利于减少热积累, 避免铁基非晶相的晶化, 为制备铁基非晶合金复杂结构提供了可能性.

参考文献

[1] Wang Y J, Lucia O, Zhang Z, Guan Y S, Xu D G 2020 *IET Power Electron.* **13** 1711

[2] Battal F, Balci S, Sefa I 2020 *Meas. J. Int. Meas. Confed.* **171** 108848

[3] Mahesh M, Kumar K V, Abebe M, Udayakumar L, Mathankumar M 2021 *Mater. Today Proc.* **46** 3888

[4] Yao K F, Shi L X, Chen S Q, Shao Y, Chen N, Jia J L 2018 *Acta Phys. Sin.* **67** 016101 (in Chinese) [姚可夫, 施凌翔, 陈双琴, 邵洋, 陈娜, 贾蓟丽 2018 物理学报 **67** 016101]

[5] Li H X, Lu Z C, Wang S L, Wu Y, Lu Z P 2019 *Prog. Mater. Sci.* **103** 235

[6] Inoue A, Shinohara Y, Gook J S 1995 *Mater. Trans.* **36** 1427

[7] Ponnambalam V, Poon S J, Shiflet G J 2004 *J. Mater. Res.* **19** 1320

[8] Amiya K, Inoue A 2006 *Mater. Trans.* **47** 1615

[9] Zhang Y N, Wang Y J, Kong L T, Li J F 2012 *Acta Phys. Sin.* **61** 454 (in Chinese) [张雅楠, 王有骏, 孔令体, 李金富 2012 物理学报 **61** 454]

[10] Suryanarayana C, Inoue A 2013 *Int. Mater. Rev.* **58** 131

[11] Sun J, Shen P F, Shang Q Z, Zhang P Y, Liu L, Li M R, Hong L, Li W H 2023 *Acta Phys. Sin.* **72** 026101 (in Chinese) [孙吉, 沈鹏飞, 尚其忠, 张鹏雁, 刘莉, 李明瑞, 侯龙, 李维火 2023 物理学报 **72** 026101]

[12] Sohrabi S, Fu J N, Li L Y, Zhang Y, Li X, Sun F, Ma J, Wang W H 2024 *Prog. Mater. Sci.* **144** 101283

[13] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, Mukherjee T, Elmer J W, Milewski J O, Beese A M, Wilson-Heid A D, De A, Zhang W 2018 *Prog. Mater. Sci.* **92** 112

[14] Pauly S, Löber L, Petters R, Stoica M, Scudino S, Kühn U, Eckert J 2013 *Mater. Today* **16** 37

[15] Mahbooba Z, Thorsson L, Unosson M, Skoglund P, West H, Horn T, Rock C, Vogli E, Harrysson O 2018 *Appl. Mater. Today* **11** 264

[16] Thorsson L, Unosson M, Pérez-Prado M T, Jin X, Tiberto P, Barrera G, Adam B, Neuber N, Ghavimi A, Frey M, Busch R 2022 *Mat. Design* **215** 110483

[17] Lu Y Z, Huang Y J, Wu J, Lu X, Qin Z X, Daisenberger D, Chiu Y L 2018 *Intermetallics* **103** 67

[18] Ouyang D, Xing W, Li N, Li Y C, Liu L 2018 *Addit. Manuf.* **23** 246

[19] Marattukalam J J, Pacheco V, Karlsson D, Riekehr L, Lindwall J, Forsberg F, Jansson U, Sahlberg M, Hjärvansson B 2020 *Addit. Manuf.* **33** 101124

[20] Qiu C, Panwisawas C, Ward M, Basoalto H C, Brooks J W, Attallah M M 2015 *Acta Mater.* **96** 72

[21] Xing W, Ouyang D, Li N, Liu L 2018 *Intermetallics* **103** 101

[22] Ren Z, Zhang D Z, Fu G, Jiang J, Zhao M 2021 *Mat. Design* **207** 109857

[23] Ge Y Q, Qiao J F, Chang Z X, Hou M, Xu H J, Yang A A, Song Y, Bi W H, Ma N S 2024 *Mater. Today Commun.* **39** 108597

- [24] Nguyen Q B, Luu D N, Nai S M, Zhu Z, Chen Z, Wei J 2018 *Arch. Civ. Mech. Eng.* **18** 948
- [25] Yang G L, Lin X, Liu F C, Hu Q, Ma L, Li J F, Huang W D 2012 *Intermetallics* **22** 110
- [26] Nam Y G, Koo B, Chang M S, Yang S, Yu J, Park Y H, Jeong J W 2020 *Mater. Lett.* **261** 127068
- [27] Shi Y, Wei D S 2023 *Chin. J. Lasers* **50** 131 (in Chinese) [石岩, 魏登松 2023 *中国激光* **50** 131]
- [28] Han Q, Gu H, Setchi R 2019 *Powder Technol.* **352** 91
- [29] Luo N, Scheitler C, Ciftci N, Galgon F, Fu Z, Uhlenwinkel V, Schmidt M, Körner C 2020 *Mater. Charact.* **162** 110206
- [30] Yadroitsev I, Yadroitsava I, Bertrand P, Smurov I 2012 *Rapid Prototyp. J.* **18** 201
- [31] Yuan W, Chen H, Cheng T, Wei Q 2020 *Mat. Design* **189** 108542
- [32] Zhang Y, Liu H S, Mo J Y, Wang M Z, Chen Z, He Y Z, Yang W M, Tang C G 2019 *Phys. Chem. Chem. Phys.* **21** 12406
- [33] Özden M G, Morley N A 2023 *J. Alloys Compd.* **960** 170644
- [34] Sun H, Flores K M 2013 *Intermetallics* **43** 53
- [35] Li S Y, Fu G, Li H L, Ren Z H, Li S B, Xiao H Q, Peng Q G 2023 *J. Alloys Compd.* **967** 171778
- [36] Murayama S, Inaba H, Hoshi K, Obi Y 1993 *IEEE Trans. Magn.* **29** 2682
- [37] Żrodowski Ł, Wysocki B, Wróblewski R, Krawczyńska A, Adamczyk-Cieślak B, Zdunek J, Błyskun P, Ferenc J, Leonowicz M, Świąszkowski W 2019 *J. Alloys Compd.* **771** 769
- [38] Wu X P, Liu S F, Ma T D, Wang S M, Wang M Y 2024 *AM& D.* **31** 99 (in Chinese) [邬小萍, 刘淑凤, 马通达, 王书明, 王梦圆 2024 *金属功能材料* **31** 99]
- [39] Guo Z Z, Hu X B 2013 *Acta Phys. Sin.* **62** 057501 (in Chinese) [郭子政, 胡旭波 2013 *物理学报* **62** 057501]
- [40] Jung H Y, Choi S J, Prashanth K G, Stoica M, Scudino S, Yi S, Kühn U, Kim D H, Kim K B, Eckert J 2015 *Mat. Design* **86** 703
- [41] Rodríguez-Sánchez M, Sadanand S, Ghavimi A, Busch R, Tiberto P, Ferrara E, Barrera G, Thorsson L, Wachter H J, Gallino I, Pérez-Prado M T 2024 *Mater.* **35** 102111

Laser melting 3D printing prepared high-performance iron-based amorphous soft magnetic devices and their physical mechanisms*

LIN Kexin¹⁾ YANG Weiming^{1)†} LI Wenyu¹⁾ MA Yan¹⁾ MA Li¹⁾
ZHANG Xiang²⁾ LIU Haishun²⁾

1) (School of Mechanics & Civil Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China)

2) (School of Materials Science and Physics, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China)

(Received 27 April 2025; revised manuscript received 5 June 2025)

Abstract

Fe-based amorphous alloys have exceptional properties such as low coercivity and core loss. In recent years, the development of amorphous alloys by using selective laser melting (SLM) technology has become the focus of attention. However, the glass-forming ability (GFA) and mechanical properties pose challenges for fabricating Fe-based amorphous alloys with complex geometries. This work aims to establish fundamental processing-(micro) structure-property links in Fe-based amorphous alloys processed by selective laser melting (SLM). With that purpose, a low-energy-input melt pool is achieved and the overlap quality between adjacent melt tracks and successive deposition layers is enhanced, through optimization of printing parameters. The Fe-based amorphous alloy is obtained with a high relative density of 94.3% and low coercivity of 0.5 Oe. Furthermore, the saturation magnetization of the printed alloy increases to 0.89 T compared with that of the powder feedstock. This work overcomes the mutual constraint between the GFA and part quality in fabricating of complex-structure Fe-based amorphous alloys, and is of great significance for promoting the application of Fe-based amorphous alloys.

Keywords: Fe-based amorphous alloys, selective laser melting, glass-forming ability, coercivity

PACS: 61.43.Dq, 42.62.-b, 75.50.Kj, 75.60.Ej

DOI: 10.7498/aps.74.20250559

CSTR: 32037.14.aps.74.20250559

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 52171165).

† Corresponding author. E-mail: wmyang@cumt.edu.cn

激光熔化3D打印高性能铁基非晶软磁器件及其物理机制

林可心 杨卫明 李文宇 马严 马丽 张响 刘海顺

Laser melting 3D printing prepared high-performance iron-based amorphous soft magnetic devices and their physical mechanisms

LIN Kexin YANG Weiming LI Wenyu MA Yan MA Li ZHANG Xiang LIU Haishun

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 74, 166103 (2025) DOI: 10.7498/aps.74.20250559

CSTR: 32037.14.aps.74.20250559

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250559>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

基板温度对激光选区熔化制备铁基非晶合金晶化的影响

Effects of substrate temperature on crystallization of Fe-based amorphous alloy prepared by selective laser melting

物理学报. 2025, 74(1): 017501 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20240662>

类金属元素影响Co-Y-B合金非晶形成能力和磁性能的机制分析

Mechanism analysis of metalloid elements affecting amorphous forming ability and magnetic properties of Co-Y-B alloy

物理学报. 2022, 71(22): 228102 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220873>

B元素添加对FePBCCu合金非晶形成能力、磁性能和力学性能的影响

Effects of adding B element on amorphous forming ability, magnetic properties, and mechanical properties of FePBCCu alloy

物理学报. 2023, 72(2): 026101 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20221553>

铁基非晶条带催化降解性能的退火晶化调控机理

Annealing crystallization control mechanism of catalytic degradation properties of Fe-based amorphous ribbons

物理学报. 2024, 73(9): 098801 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20240249>

选区激光熔化AlCoCrCuFeNi高熵合金的半硬磁和微观力学行为研究

Semi-hard magnetic and micro-mechanical behaviors of selective laser melting prepared AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy

物理学报. 2025, 74(12): 126101 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250286>

设计制备具有优异形成能力和磁热效应的GdHoErCoNiAl高熵非晶合金

Design and fabrication of GdHoErCoNiAl metallic glasses with excellent glass forming capability and magnetocaloric effects

物理学报. 2024, 73(21): 217101 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20241132>