

引用格式:焦志娴,朱轩,邓贺锋,等.选区激光熔融工艺参数对Cu-Al-Ni合金组织和力学性能的影响[J].材料工程,2026,54(9):127-139.

JIAO Zhixian, ZHU Xuan, DENG Hefeng, et al. Effect of selective laser melting processing parameters on microstructure and mechanical properties of Cu-Al-Ni alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2026, 54(9): 127-139.

选区激光熔融工艺参数对Cu-Al-Ni合金组织和力学性能的影响

焦志娴^{1*}, 朱 轩², 邓贺锋¹, 丁燕军^{3*}

(1 天津职业技术师范大学 机械工程学院, 天津 300222; 2 天津职业技术师范大学 汽车与交通学院, 天津 300222; 3 中色创新研究院(天津)有限公司, 天津 300393)

摘要:选区激光熔融(selective laser melting, SLM)技术凭借独特凝固行为,可突破传统熔铸合金晶粒粗大难题。为实现 SLM 制备 Cu-Al-Ni 合金的晶粒细化,并提高其力学性能,研究了关键工艺参数激光功率和扫描速度对 SLM 制备 Cu-Al-Ni 合金垂直于打印方向和打印方向上微观组织和力学性能的影响。结果表明,样品垂直于打印方向呈现搭接完整的熔覆道,样品打印方向则为逐层累积的柱状晶,两个方向均观察到了板条状马氏体组织。当激光功率不变,扫描速度增加,或扫描速度不变,适当降低激光功率时,熔覆道变窄,晶粒和马氏体变细。当激光功率为 280 W,扫描速度为 850 mm/s 时,所制备合金的熔覆道最窄,晶粒和马氏体最细,力学性能最佳,其打印方向的硬度和压缩强度分别达到 251.2HV 和 1465 MPa,垂直于打印方向的这两个指标则分别达到 245.7HV 和 1189 MPa。晶粒和马氏体的细化归因于 SLM 提供的高冷却速率,力学性能的提升主要来自细晶强化机制,而样品打印方向细的柱状晶、致密的马氏体和孪晶导致合金内部界面密度更高,对位错滑移的阻碍作用更强,因此力学性能更佳。

关键词:Cu-Al-Ni 合金;选区激光熔融;微观组织;力学性能

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000470 **CSTR:** 32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000470

中图分类号: TG146 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2026)09-0127-13

Effect of selective laser melting processing parameters on microstructure and mechanical properties of Cu-Al-Ni alloy

JIAO Zhixian^{1*}, ZHU Xuan², DENG Hefeng¹, DING Yanjun^{3*}

(1 School of Mechanical Engineering, Tianjin University of Technology and Education, Tianjin 300222, China;
2 School of Automotive and Transportation, Tianjin University of Technology and Education, Tianjin 300222, China;
3 China Nonferrous Metals Innovation Institute (Tianjin) Co., Ltd., Tianjin 300393, China)

Abstract: Selective laser melting (SLM) technology, with its unique solidification characteristics, can overcome the issue of coarse grain size in conventionally cast alloys. To achieve grain refinement and improve the mechanical properties of Cu-Al-Ni alloy prepared by SLM, the effects of key process parameters, including laser power and scanning speed, on the microstructure and mechanical properties perpendicular to and along the building direction are studied. The results show that fully overlapping melt tracks are present perpendicular to the building direction, in contrast, parallel to the building direction, it shows columnar grains that have grown epitaxially layer by layer. Both directions primarily consist of lath martensite. With increasing scanning speed at constant laser power, or with slightly decreasing laser power at fixed scanning speed, the melt tracks become narrower, and both the grains and martensite are refined. At a laser power of 280 W and a scanning speed of 850 mm/s, the resulting alloy exhibits the narrowest melt tracks, the finest grain size and martensitic structure, and the best mechanical properties. The hardness and compression strength measured along the building direction reach 251.2HV and 1465 MPa, respectively, while these perpendicular to the building direction reach 245.7HV and 1189 MPa,

respectively. The refinement of grains and martensite is attributed to the high cooling rate inherent to SLM, and the improvement of mechanical properties is mainly due to grain refinement strengthening. The fine columnar grains, dense martensite and presence of twinning along the building direction result in higher interface density, which provides stronger resistance to dislocation slip, thereby leading to superior mechanical properties.

Key words: Cu-Al-Ni alloy; selective laser melting; microstructure; mechanical property

增材制造(additive manufacturing, AM)技术通过计算机辅助设计将三维模型切片分层,逐层累加材料直接成形实体零件,从而实现“自下而上”的自由制造^[1-3]。与传统减材制造技术相比,增材制造技术可高效制备复杂内部空腔、点阵结构等传统工艺难以加工的构件,能够显著降低资源消耗,缩短小批量定制化生产周期^[4-5]。该技术在航空航天、智能制造、能源与电子等高端装备制造领域持续发挥作用,尤其在复杂结构定制、轻量化设计、生物医疗领域展现出不可替代性,正在有力推动制造业向“设计驱动性能”范式转型^[6-8]。基于粉末床熔融法的金属增材制造技术——选区激光熔融(selective laser melting, SLM)通过高能激光束逐层熔化金属粉末,直接成形复杂三维零件,能够突破传统加工几何限制,材料利用率高,并可实现设计、制造一体化,核心优势非常明显^[9-13]。随着设备成本的降低、多激光协同扫描等技术的突破,SLM技术正逐步突破成本与尺寸瓶颈,向大规模产业化迈进,展现出广阔的应用前景。

Cu-Al-Ni合金作为铜基形状记忆合金(shape memory alloy, SMA)中的一种合金体系,凭借其高温稳定性、高阻尼性能、优异的形状记忆效应和超弹性,以及低成本,在航空航天、汽车工业等领域潜力显著,成为智能材料领域的研究热点^[14-15]。然而其晶粒粗大,易发生晶间断裂,严重削弱力学性能的问题已成为限制其进一步发展和应用的“瓶颈”问题^[16-17]。SLM技术通过极高的冷却速率可实现晶粒细化,稳定马氏体相变,抑制脆性相析出,从而能够提升力学性能^[18-19]。另外,SLM技术能满足复杂结构制造,成为突破传统局限的一种关键路径。近年来,研究人员在采用SLM技术制备SMA方面取得了显著的成果^[20-25]。Zhang等^[23]通过条纹旋转扫描策略,使用SLM技术成功制备得到了具有优异力学性能和记忆效应的Ni-Ti SMA,其抗拉强度和拉伸应变可达到 (690 ± 15) MPa和 $(15.2\pm 0.8)\%$,当预变形为4%和6%时,其形状恢复率分别高达 $(97.7\pm 1.2)\%$ 和 $(92.5\pm 2.0)\%$ 。也有学者发现,采用SLM技术可以成功制备成形Cu-Al系SMA。王博^[24]研究发现,激光扫描速度会影响Cu-Al-Fe SMA的成形质量,当扫描

速度为700 mm/s时,能够获得细小的组织、最优的合金硬度、压缩强度和抗拉强度。党明珠等^[25]运用SLM技术成功制备了Cu-Al-Mn-La SMA,成形过程中合金粉末逐层叠加,并经历快速熔化凝固的过程,使得合金的组织与铸造合金不同,性能得到了改善,试样的纳米硬度可达到 (4.33 ± 0.17) GPa,杨氏模量可达到 (122 ± 8) GPa。

综上所述,采用SLM技术可制备得到具有良好力学性能的SMA,但目前对于SLM制备Cu-Al-Ni合金的报道还比较少,激光功率和扫描速度在SLM技术中通过调控熔池热力学行为和凝固动力学,直接影响所制备合金的微观组织和性能,对最终成形件的质量和性能有重要的影响。因此,本工作采用SLM技术制备Cu-Al-Ni合金成形件,研究了激光功率和扫描速度对所制备合金不同构建方向上微观组织和力学性能的影响,并探究了相关机制,以期应用SLM技术制备Cu基SMA提供实验参考和理论依据。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验用原材料为按照所设计成分(Cu、Al、Ni的质量分数分别为82.5%、13.5%、4%)配比购买的雾化Cu-Al-Ni合金球形粉末,其实际成分如表1所示。采用Mastersizer 3000激光粒度仪对粉末粒径进行测试,测试结果如表2所示,合金粉末粒径分布集中在22~53 μm ,平均粒径为34.9 μm ,符合SLM工艺需求。

表1 实验用Cu-Al-Ni合金粉末的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of the experimental Cu-Al-Ni alloy powder (mass fraction/%)

Al	Ni	Fe	S	O	N	Cu
13.56	3.92	0.047	0.0014	0.013	<0.001	Bal.

图1(a)~(c)所示为Cu-Al-Ni合金粉末的微观形貌,图1(d)~(f)和表3所示为图1(a)对应的EDS面扫元素分布图和结果。由图可知,Cu-Al-Ni合金原料粉

表 2 实验用 Cu-Al-Ni 合金粉末的粒径分布
Table 2 Particle size distribution of the experimental Cu-Al-Ni alloy powder

$D_{10}/\mu\text{m}$	$D_{50}/\mu\text{m}$	$D_{90}/\mu\text{m}$
22.491	34.901	53.512

末均为球形,分布均匀,没有局部团聚现象,发现有少

量的小颗粒即卫星球黏附在球形颗粒表面,这是由于在雾化制粉过程中,小粉末与大颗粒碰撞并黏附在大颗粒表面所致^[20,26]。由 Cu-Al-Ni 合金粉末 EDS 面扫结果和元素分布可知,Cu、Al 和 Ni 元素分布均匀,质量分数分别为 82.31%,13.57%,4.12%,接近设计的 Cu-Al-Ni SMA 的成分比例。

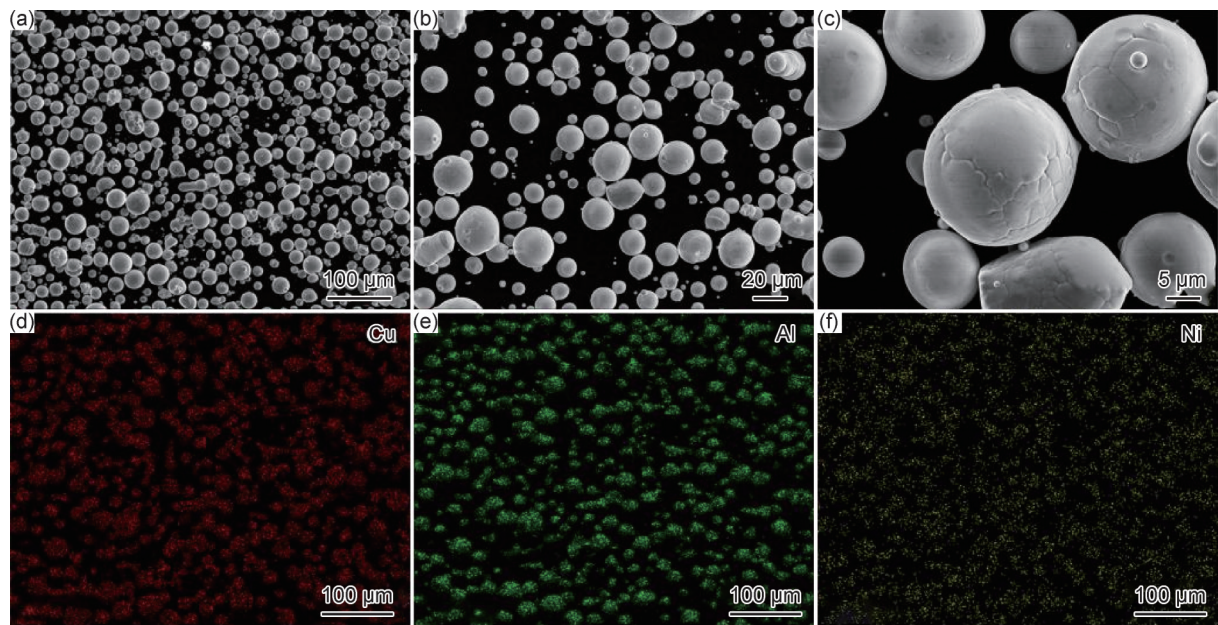


图 1 Cu-Al-Ni 合金原料粉末 SEM 图(a)~(c)及 EDS 面扫元素分布图(d)~(f)
Fig.1 SEM images of the Cu-Al-Ni alloy powder(a)-(c), and element distribution images of EDS mapping(d)-(f)

表 3 图 1(a)的 EDS 面扫检测结果
Table 3 EDS mapping results of the Fig.1(a)

Element	Mass fraction/%	Atom fraction/%
Cu	82.31	69.33
Al	13.57	26.92
Ni	4.12	3.75

1.2 实验方法

1.2.1 样品制备

为保证 SLM 制备过程中粉末的干燥度,在使用之前先将 Cu-Al-Ni 合金粉置于温度为 80 ℃、气压低于 0.1 MPa 的真空烘干箱(DZF-6065)中干燥处理 12 h,然后利用 SLM 设备(CR-PBFM130)制备 Cu-Al-Ni 合金样品。实验过程中,所用基板为 316 不锈钢,尺寸为 150 mm×150 mm×20 mm,使用前先采用铣床对基板表面进行清铣。SLM 制备 Cu-Al-Ni 合金的成形原理、所制备成形件的形貌,以及压缩性能测试取样位置如图 2 所示。SLM 制备 Cu-Al-Ni 合金的具体工艺参数如表 4 所示,其中激光能量密度(E)的表达式见式(1)^[27]:

$$E = P / (v \cdot h \cdot d) \tag{1}$$

式中: P 为激光功率,W; v 为扫描速度,mm/s; h 为扫描间距,mm; d 为铺粉层厚,mm。在制备过程中,为避免氧化,采用高纯氩气作为保护气体。如图 2(a)所示,采用相邻层间扫描偏转角为 67°的之字形扫描策略,以减少热积累效应对 Cu-Al-Ni 合金微观结构的负面影响。制备了长×宽×高为 12 mm×12 mm×10 mm 的块状样品,如图 2(b)所示,从宏观上看,样品未出现分层或翘曲现象,整体打印质量良好。为研究样品打印面和建造方向不同位置的组织和力学性能,分别对样品垂直于打印方向和打印方向进行组织表征和硬度测试,采用线切割机从两个面的方向上分别切取直径为 5 mm、高度为 8 mm 的圆柱形样品用于压缩性能测试,如图 2(c)所示。

1.2.2 组织表征与性能测试

采用 X 射线衍射仪(XRD, D8-Discovery, Brucker)测试原始粉末的物相,所用靶材为 Cu 靶 $K\alpha$ 线, 2θ 范围为 20°~90°,扫描速度为 6 (°)/min。采用扫描电子显微镜(SEM, Hitachi S-4800)及其配备的

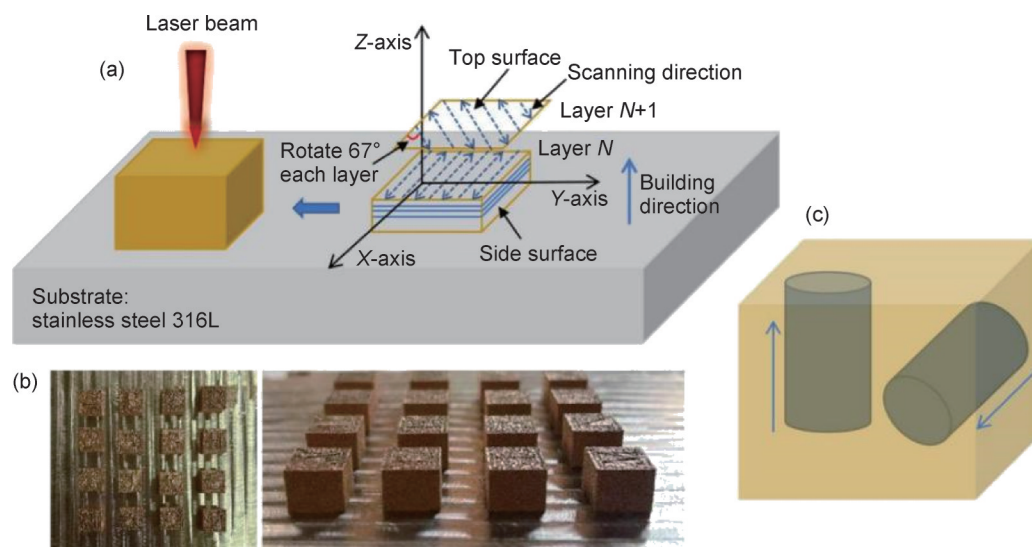


图2 SLM制备Cu-Al-Ni合金的工艺原理、宏观形貌与取样示意图

(a)SLM成形原理;(b)成形件试样宏观形貌;(c)压缩样品取样方向

Fig.2 Schematic illustration of the fabrication principle, macroscopic morphology, and sampling method for the SLM-processed Cu-Al-Ni alloy

(a)SLM forming principle;(b)macroscopic morphology of the as-built specimen;

(c)sampling direction for compression testing

表4 SLM制备Cu-Al-Ni合金的工艺参数

Table 4 Process parameters for Cu-Al-Ni alloy fabricated by SLM

Laser power/W	Scanning speed/ (mm·s ⁻¹)	Laser energy density/ (J·mm ⁻³)	Thickness of powder layer/mm	Scanning spacing/ mm	Scanning rotation/ (°)
250-310	650-850	87-133	0.04	0.09	67

能谱仪(EDS)测试原始粉末的形貌和成分。利用线切割机将样品从基板上切下来,进行磨抛,使用抛光机(MP-2D)对样品抛光至镜面,用酒精进行清洗,吹干后腐蚀,所用腐蚀液为FeCl₃-HCl溶液,腐蚀时间为8 s左右。采用金相显微镜(OM, BX41 M Olympus)、SEM和透射电子显微镜(TEM, Tecnai G2-F30)观察样品的金相和马氏体组织,采用XRD测试所制备合金的物相。采用显微硬度计(HMV-2T)测试样品的硬度,至少选取5个位置测试,根据所测试数据,计算其平均值为样品的硬度值,硬度测试时所用的载荷为1.961 N,保压时间为15 s。采用电子万能试验机(UTM, INSTRON)测试样品的压缩性能,加载速率为0.5 mm/min,为确保数据的可靠性,每个合金样品至少测试3个试样。每个样品的测试结果显示相似的强度和强度水平,表明结果具有良好的重现性,因此本工作中选取了每个样品一条代表性的应力应变曲线,在具体的数据图中加了误差棒,可显示相同参数不同试样之间的力学性能差异,从而更好地说明不同工艺参数的影响。

2 实验结果与分析

2.1 原料粉的形貌和物相分析

图3为Cu-Al-Ni(4%Ni,质量分数,下同)三元合金相图^[27],以及Cu-Al-Ni SMA粉末的XRD图谱。图3(a)中标注的蓝色箭头表示Cu-13.5Al-4Ni SMA的凝固路径和相变,由图可知,其理论凝固路径为L→L+β→β→α+NiAl+γ₂。因此,在Cu-Al-Ni SMA从液相缓慢冷却至室温状态后,合金由α相、NiAl相和γ₂相组成,其中,α相是由Al元素与Cu元素形成的面心立方结构的固溶体AlCu₄,NiAl相是金属间化合物,γ₂相则是基于电子化合物的固溶体Al₄Cu₉^[27]。然而,由图3(b)所示的XRD测试结果可知,Cu-Al-Ni SMA粉末检测到的物相为β₁',是继承奥氏体成分的马氏体相,说明雾化的Cu-Al-Ni SMA未发生共析转变,这是由于雾化的超高冷却速率抑制了需要原子扩散的共析转变。

2.2 Cu-Al-Ni SMA的金相组织

图4为采用不同激光功率和扫描速度制备Cu-Al-Ni SMA样品垂直于打印方向的金相图。由图可知,所制

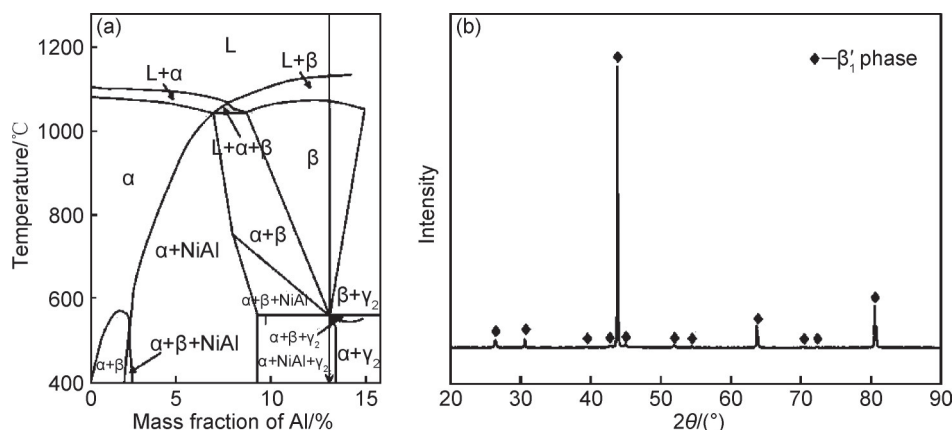


图3 Cu-Al-Ni合金的相组成

(a)Cu-Al-Ni (4%Ni) 三元合金相图^[27]; (b)Cu-Al-Ni合金粉的XRD谱

Fig.3 Phase composition of the Cu-Al-Ni alloy

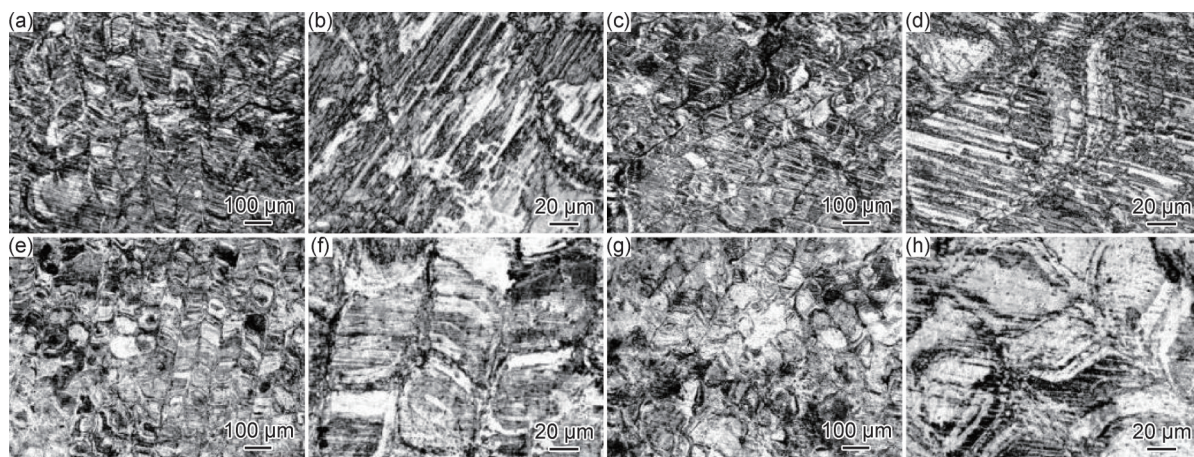
(a)Cu-Al-Ni (4%Ni) ternary phase diagram^[27]; (b)XRD pattern of the Cu-Al-Ni alloy powder

图4 采用不同激光功率和扫描速度所制备SLM Cu-Al-Ni合金样品垂直于打印方向的OM图

(a),(b)310 W/650 mm/s;(c),(d)310 W/800 mm/s;(e),(f)280 W/850 mm/s;(g),(h)250 W/800 mm/s

Fig.4 OM images of the SLM-fabricated Cu-Al-Ni alloy under different laser power and scanning speeds, taken perpendicular to the building direction

(a),(b)310 W/650 mm/s;(c),(d)310 W/800 mm/s;(e),(f)280 W/850 mm/s;(g),(h)250 W/800 mm/s

备Cu-Al-Ni SMA样品表面的熔覆道明显,搭接成形规整。当激光功率为310 W,扫描速度为650 mm/s时,即能量密度为 133 J/mm^3 时,样品的熔覆道较宽。保持激光功率为310 W,随着扫描速度增加至800 mm/s,能量密度为 108 J/mm^3 时,熔覆道变窄。进一步增大扫描速度至850 mm/s,减小激光功率至280 W,能量密度为 92 J/mm^3 时,熔覆道继续变窄。当保持扫描速度为800 mm/s不变时,只减小激光功率至250 W,能量密度为 87 J/mm^3 时,熔覆道反而有所变粗。由此说明,在 133 J/mm^3 的能量密度下,可以保证粉体充分熔化,据文献^[28-30]报道,熔池液态合金的流动主要由表面张力梯度驱动的Marangoni对流所主导,由于熔池中心温度高,Cu合金的熔体黏度低,易受对流支配,导致高温的熔池中心表面张力低于低温的边缘区域,在此张力梯度驱动下,熔体从中心向边缘流动,从而使熔覆道较宽。当增大扫描速度至800 mm/s时,激光作

用时间变短,熔池中心温度降低,熔池横向铺展不足,使得熔覆道变窄。而当激光功率降低为250 W时,能量输入减少,熔池浅层温度梯度减弱,熔池流动性变差,润湿性改变,导致熔覆道变宽^[31-32]。因此,在功率较高,同时扫描速度较快,能量密度最佳(280 W,850 mm/s, 92 J/mm^3)时,熔覆道最细。

图5为采用不同激光功率和扫描速度所制备Cu-Al-Ni SMA样品打印方向的金相图以及横向晶粒尺寸的统计结果。由图5可知,样品打印方向均为逐层累积的柱状晶,当激光功率为310 W,扫描速度为650 mm/s时,平均横向晶粒尺寸约 $46 \mu\text{m}$ 。随着扫描速度增大至800 mm/s,晶粒尺寸变细。当激光功率减小至280 W,扫描速度增加至850 mm/s时,平均横向晶粒尺寸减小至 $25 \mu\text{m}$ 左右。当扫描速度保持800 mm/s不变,激光功率减小至250 W时,晶粒尺寸略有变粗。分析认为,在SLM工艺中,Cu-Al-Ni

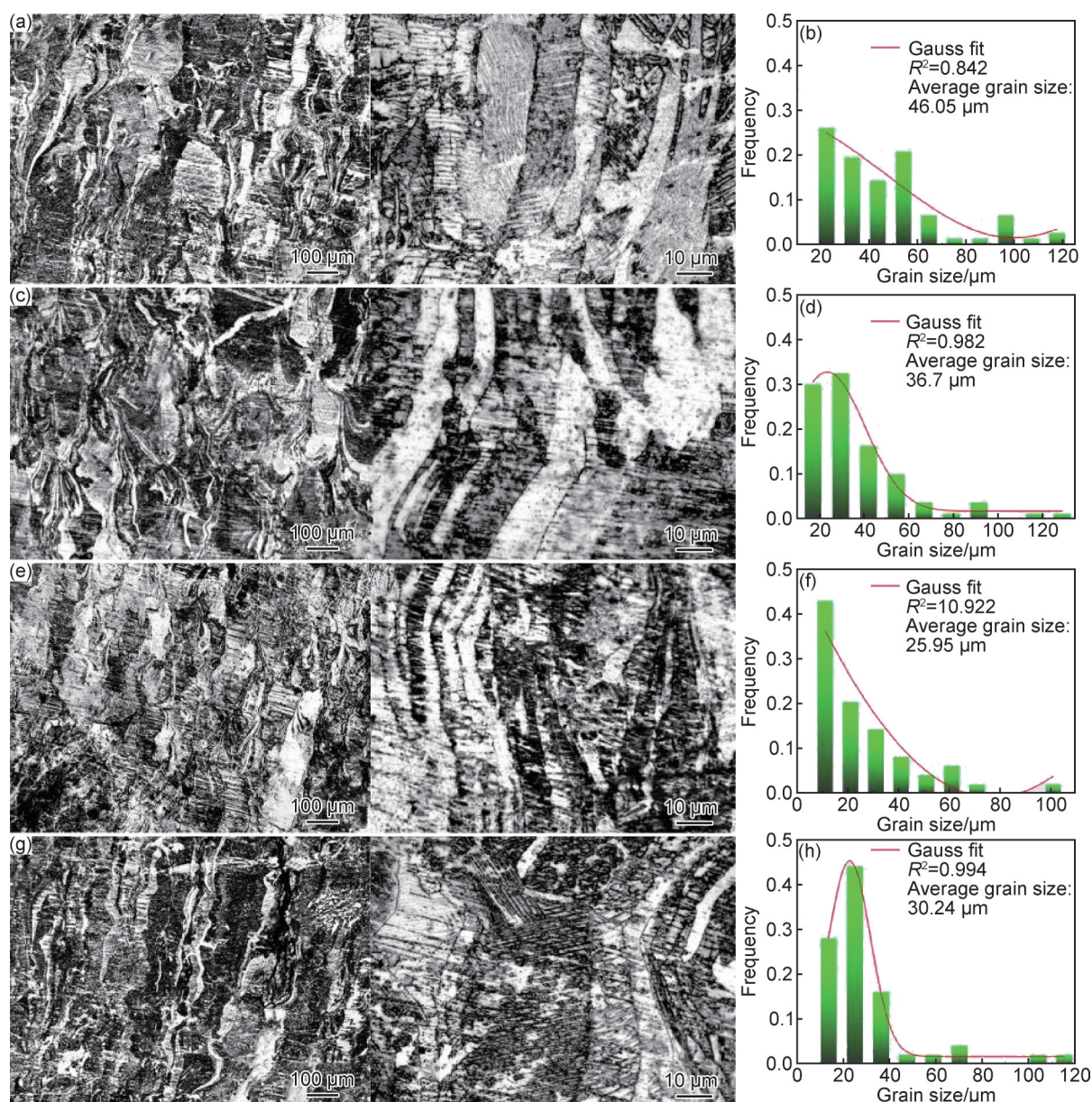


图5 采用不同激光功率和扫描速度所制备SLM Cu-Al-Ni合金样品打印方向的OM图及横向晶粒尺寸的统计图

(a), (b) 310 W/650 mm/s; (c), (d) 310 W/800 mm/s; (e), (f) 280 W/850 mm/s; (g), (h) 250 W/800 mm/s

Fig. 5 OM images of the SLM-fabricated Cu-Al-Ni alloy under different laser power and scanning speeds, taken along the building direction and the statistical diagram of the transverse grain size

(a), (b) 310 W/650 mm/s; (c), (d) 310 W/800 mm/s; (e), (f) 280 W/850 mm/s; (g), (h) 250 W/800 mm/s

SMA样品打印方向形成柱状晶是热流方向性凝固的结果,其核心机制与外延生长、热梯度调控及Cu-Al-Ni合金特性密切相关。SLM过程中,熔池最大温度梯度垂直于熔池边界(指向基板或已凝固层),晶粒沿最大温度梯度反方向,即热量散失最快的方向择优生长,而试样打印方向临近低温环境,形成垂直于打印方向的强径向热流,导致柱状晶垂直打印方向生长^[29,33]。当新熔池在已凝固层上形核时,晶格延续下层晶粒取向生长,由此形成贯穿多个熔池层的柱状晶。另外,Cu基合金的导热率显著高于钢/钛等合金,

热流方向性更尖锐,柱状晶优势增强^[30]。在SLM技术制备Cu-Al-Ni SMA的过程中,激光功率主要影响熔融温度,扫描速度主要影响区域熔体的冷却速率,当激光功率保证Cu-Al-Ni SMA粉末能够充分熔融均匀时,增大扫描速度可以提供更高的冷却速率,使得合金的晶粒细化。Chang等^[34]采用传统铸造工艺制备的Cu-13.5Al-4Ni SMA的晶粒尺寸约为300 μm,本工作采用SLM技术制备Cu-Al-Ni SMA的晶粒尺寸可达到其1/10左右。在本团队前期的工作中采用传统重力铸造工艺制备的Cu-Al-Ni合金样品的晶粒为柱

状晶,其纵向平均晶粒尺寸达到 $1400\ \mu\text{m}$,横向晶粒尺寸在 $200\ \mu\text{m}$ 以上^[35],与本工作采用SLM技术制备Cu-Al-Ni SMA的晶粒尺寸相比也明显粗大,这归因于SLM制备过程中高的冷却和凝固速率^[27]。然而,当扫描速度较快,激光功率较低时,此时能量密度也较低,如King等^[29]所报道,低能量下形成的小而浅的熔池使得热流方向高度垂直于熔池边界,为柱状晶的

持续外延生长提供了极其顺畅的通道,同时,低能量时形核驱动力不足,晶粒更容易沿着少数已有的晶粒外延生长而不是重新形核,从而晶粒会有变粗的趋势。

2.3 Cu-Al-Ni SMA的马氏体组织

图6为采用不同激光功率和扫描速度所制备Cu-Al-Ni SMA样品正面的SEM图以及马氏体板条尺寸

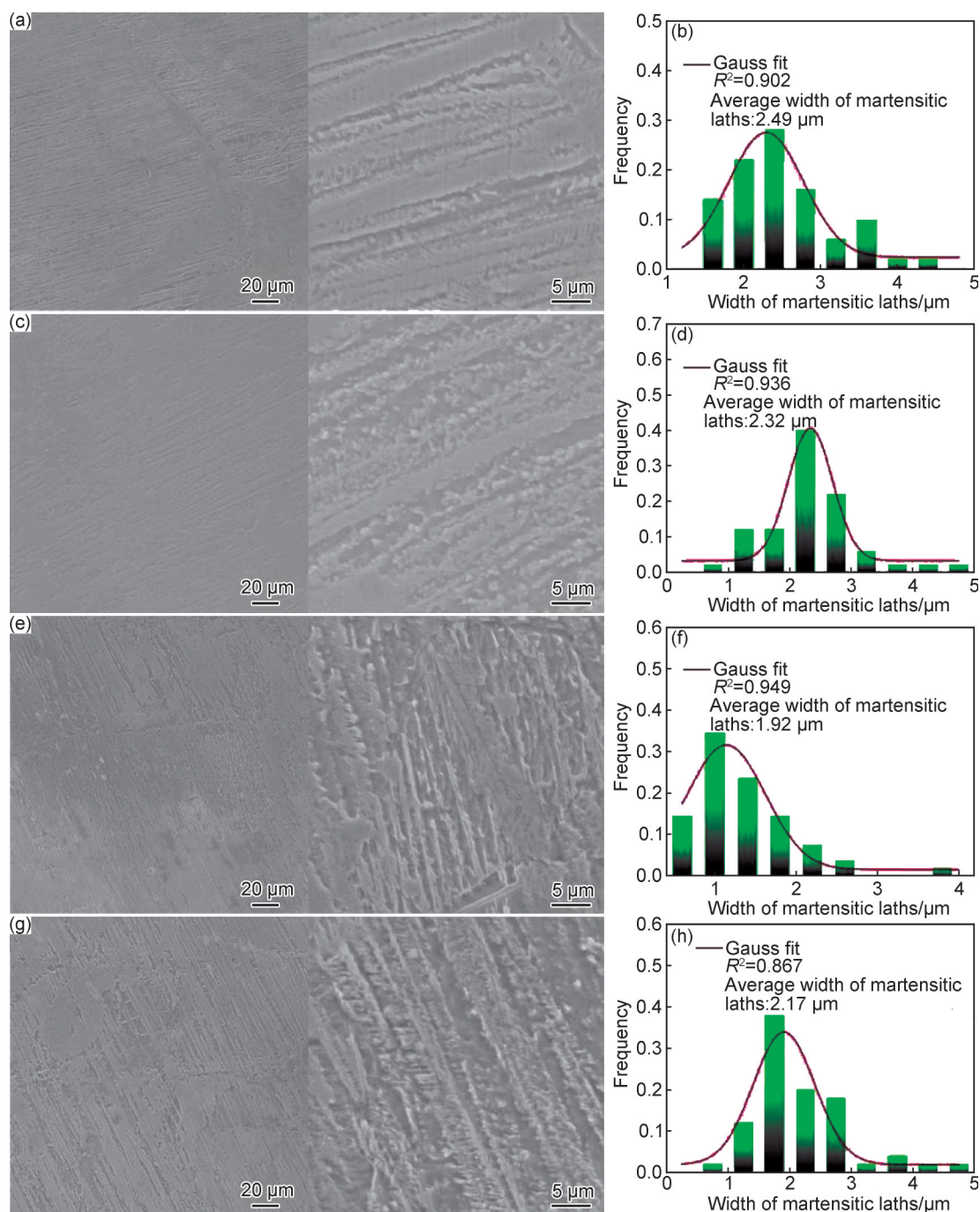


图6 采用不同激光功率和扫描速度所制备SLM Cu-Al-Ni合金样品垂直于打印方向的SEM图以及马氏体板条尺寸的统计图

(a), (b) 310 W/650 mm/s; (c), (d) 310 W/800 mm/s; (e), (f) 280 W/850 mm/s; (g), (h) 250 W/800 mm/s

Fig.6 SEM images of the SLM-fabricated Cu-Al-Ni alloy under different laser power and scanning speeds, taken perpendicular to the building direction and the statistical diagram of martensitic lath size

(a), (b) 310 W/650 mm/s; (c), (d) 310 W/800 mm/s; (e), (f) 280 W/850 mm/s; (g), (h) 250 W/800 mm/s

的统计图。由图可以发现,合金内部的组织为平行,并且取向一定的板条状的马氏体形成的板条束。当激光功率为310 W,扫描速度为650 mm/s时,合金中的马氏体板条粗大,板条间距较宽,平均板条尺寸约为2.49 μm 。随着扫描速度增大至800 mm/s时,马氏体组织进一步变细。当扫描速度继续增大至850 mm/s,激光功率降低至280 W时,马氏体组织发生了明显的细化,平均板条尺寸约为1.92 μm 。然而,当激光功率减小至250 W,扫描速度保持800 mm/s时,马氏体组织没有进一步细化。

图7为采用不同激光功率和扫描速度制备Cu-Al-Ni SMA样品打印方向的SEM图以及马氏体板条尺寸的统计图。由图可以发现,合金样品的打印方向也是板条状马氏体,当激光功率为310 W,扫描速度为650 mm/s时,马氏体板条较粗大,板条间距宽,平均板条尺寸约为4.67 μm 。随着扫描速度的增大,马氏体板条变细,板条间距变窄。当激光功率减小至280 W,扫描速度增大至850 mm/s时,马氏体组织最细,更致密,平均板条尺寸约为3.65 μm ,并且可以在马氏体板条内部观察到孪晶马氏体,如图7(e)中的箭头所示。由此发现,合金样品打印方向的马氏体组织的变化规律同垂直于打印方向的马氏体组织变化规律一致,而马氏体组织的细化规律同晶粒尺寸的细化规律一致,均呈现逐渐减小后变粗的趋势。分析认为,SLM冷却速率可达到 $10^6\sim 10^7$ K/s^[36],远高于传统铸造工艺的冷却速率,致使 β 相(高温奥氏体相)被强制过冷至马氏体转变温度(M_s)以下,发生无扩散切变型相变,形成马氏体。而当扫描速度达到850 mm/s时,冷却速率增大,熔池过冷度增加,马氏体形核点密度提高,同时,温度梯度增大,产生一定的热应力促进马氏体变体的多样性,相邻板条以不同变体取向形核,相互阻碍生长,致使板条宽度减小,因此,可获得更细的马氏体组织^[27]。

图8为采用280 W激光功率和850 mm/s扫描速度所制备SLM Cu-Al-Ni SMA样品的TEM观察结果。其中,图8(a)为明场(bright field, BF)图,图8(b)为图8(a)中标记区域的高分辨TEM (high-resolution TEM, HRTEM)图,图8(c)为选区电子衍射图。由图可知,在合金内部观察到了马氏体板条形成了以孪晶界为镜面对称的结构,并且马氏体板条内部也是由孪晶亚结构组成。

2.4 Cu-Al-Ni SMA的物相

图9为激光功率为310 W、扫描速度为650 mm/s以及激光功率为280 W、扫描速度为850 mm/s的两个代

表性合金样品垂直于打印方向和打印方向的XRD图谱。由图可以发现,合金中检测到的物相均为 β'_1 相,该物相是继承奥氏体成分和有序性的马氏体相,这与图6~8的结果符合。由此说明,通过SLM技术制备Cu-Al-Ni SMA的过程中,所提供的快速冷却速率可以促使马氏体相的生成,并且可避免冷速不够导致 β'_1 相转变为 α 相和 γ_2 相的问题。据文献^[37]报道,当冷却速率大于 8.33×10^4 $^\circ\text{C}/\text{s}$ 时,该共析转变过程会受到抑制,而SLM技术的冷却速率可达到 $(2.13\sim 2.97)\times 10^6$ $^\circ\text{C}/\text{s}$ ^[38]。因此,结合图3(a)中Cu-13.5Al-4Ni SMA的相图可知,在高的冷却速率下,其凝固路径为 $L\rightarrow L+\beta\rightarrow\beta\rightarrow\beta_1\rightarrow\beta'_1$,未发生 β'_1 相向 α 相和 γ_2 相的转变。通常,采用铸造工艺制备的Cu-Al-Ni SMA需经固溶淬火处理才能完成热弹性马氏体的转变。而马氏体及其相变行为是Cu基SMA记忆效应和阻尼性能的核心来源。因此,本工作更多热弹性马氏体(β'_1)在室温下得以保留,相较于传统铸造工艺制备的Cu-Al-Ni SMA,本文采用SLM制备得到的Cu-Al-Ni SMA无需后续的固溶淬火处理,便可以直接获得马氏体组织,显著缩短了工艺流程。

2.5 Cu-Al-Ni SMA的硬度

图10为采用不同激光功率和扫描速度所制备Cu-Al-Ni SMA样品垂直于打印方向和打印方向的平均硬度值对比。由图可知,当激光功率为310 W,扫描速度为650 mm/s,即能量密度为133 J/mm³时,Cu-Al-Ni SMA样品垂直于打印方向的硬度值约为233.8HV,当扫描速度增加至800 mm/s,能量密度降低至108 J/mm³时,硬度值提升到了约236.2HV。当激光功率为280 W,扫描速度为850 mm/s,能量密度为92 J/mm³时,可以发现Cu-Al-Ni SMA样品的硬度提升至245.7HV左右。减小激光功率至250 W,并保持800 mm/s的扫描速度,即能量密度为87 J/mm³时,硬度值约239.8HV。由此发现Cu-Al-Ni SMA样品打印方向的硬度值与垂直于打印方向的硬度值保持相同的趋势,均随着能量密度的减小,硬度表现出先增后减的趋势,但其硬度值整体高于垂直于打印方向的硬度值,当激光功率为280 W,扫描速度为850 mm/s,能量密度为92 J/mm³时,样品打印方向的硬度提升至251.2HV左右。分析认为,所制备Cu-Al-Ni SMA样品硬度的提升主要归因于合金中晶粒和马氏体组织的细化,促使合金中的晶界、相界面数提升,从而有效阻碍位错滑移^[39],同时,在最佳的能量密度下,样品的致密度高,成分均匀,显著提升硬度。合金样品打印方向硬度值更高是由于打印方向

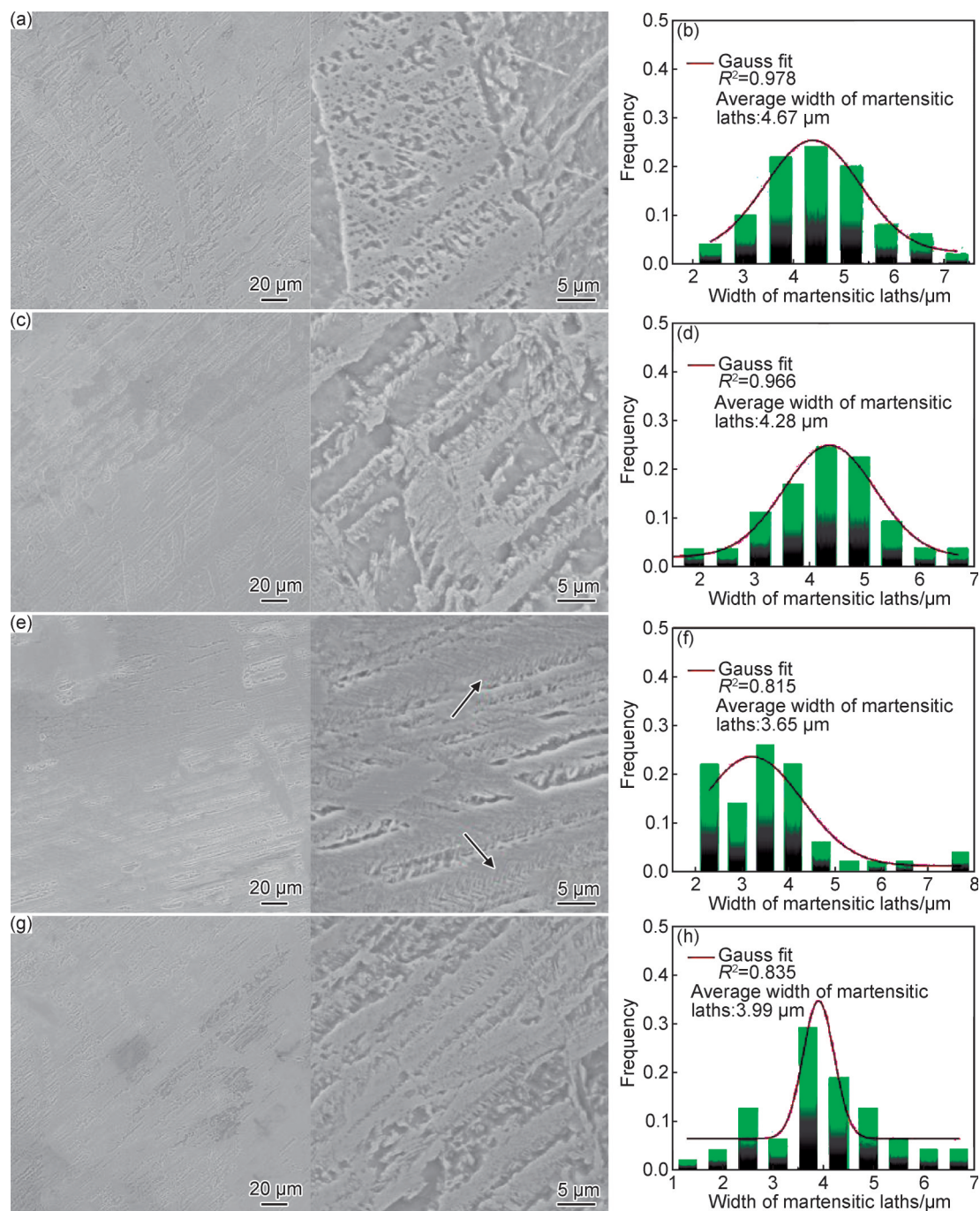


图7 采用不同激光功率和扫描速度所制备 SLM Cu-Al-Ni 合金样品打印方向的 SEM 图以及马氏体板条尺寸的统计图
(a),(b)310 W/650 mm/s;(c),(d)310 W/800 mm/s;(e),(f)280 W/850 mm/s;(g),(h)250 W/800 mm/s

Fig. 7 SEM images of the SLM-fabricated Cu-Al-Ni alloy under different laser power and scanning speeds, taken along the building direction and the statistical diagram of martensitic flat size

(a),(b)310 W/650 mm/s;(c),(d)310 W/800 mm/s;(e),(f)280 W/850 mm/s;(g),(h)250 W/800 mm/s

细化的柱状晶组织,以及致密的孪晶马氏体,增加了板条间界面面积,同时,位错需在孪晶界处分解为不全位错穿过,孪晶界对位错的阻碍效率高于普通晶界,因此,可以进一步阻碍位错滑移,从而高效提升硬度^[40-41]。

2.6 Cu-Al-Ni SMA 的压缩性能

图 11 为采用不同激光功率和扫描速度制备 SLM

Cu-Al-Ni SMA 垂直于打印方向的压缩应力-应变曲线,图 11(b)为由图 11(a)得到的抗压强度和最大压缩应变值,本工作的应变值用于对比不同参数下样品的相对性能。由图可知,当激光功率为 310 W,扫描速度为 650 mm/s,即能量密度为 133 J/mm³时,所制备 Cu-Al-Ni SMA 的抗压强度约为 877 MPa。保持激光功率为 310 W 不变,扫描速度增大至 800 mm/s,能量密

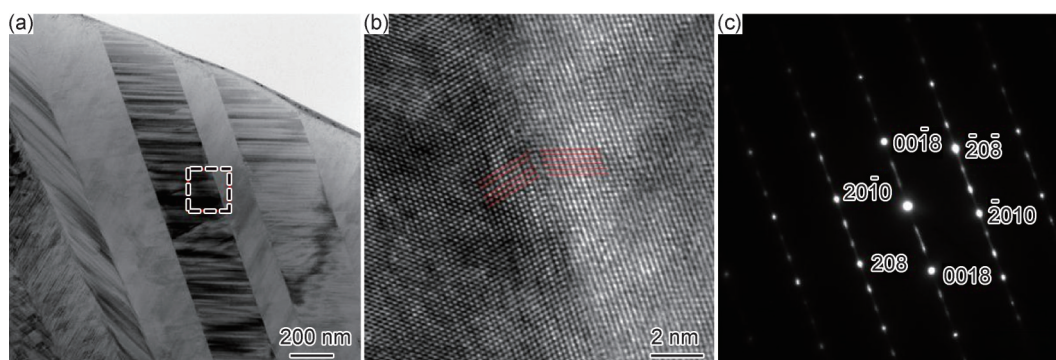


图8 采用280 W激光功率和850 mm/s扫描速度所制备SLM Cu-Al-Ni合金样品的TEM观察结果

(a)明场图;(b)高分辨图;(c)选区电子衍射图

Fig.8 TEM results of the SLM-fabricated Cu-Al-Ni alloy under the laser power of 280 W and scanning speeds of 850 mm/s

(a)BF image;(b)HRTEM image;(c)selected area electron diffraction pattern

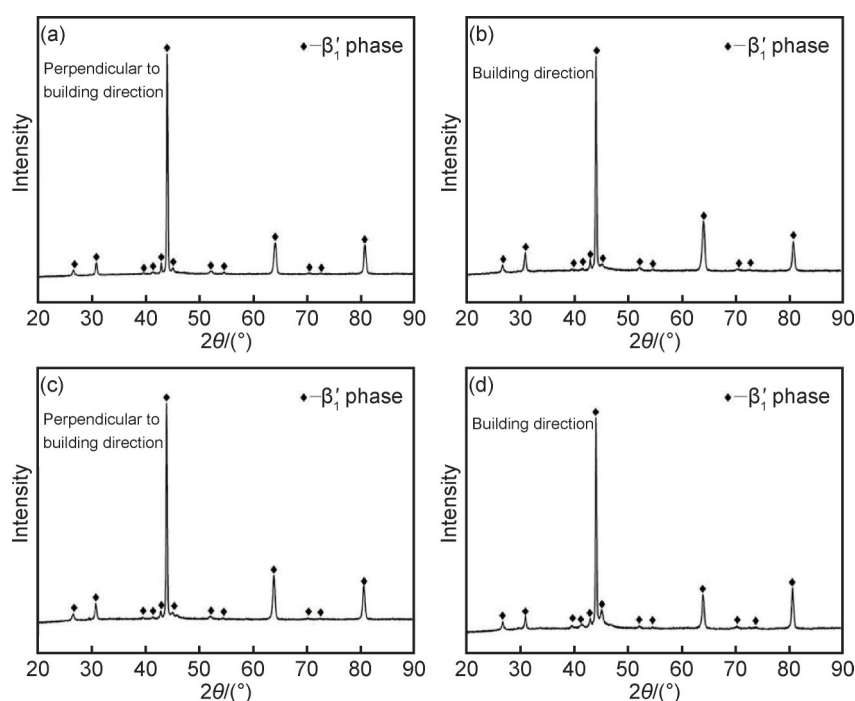


图9 采用不同激光功率和扫描速度所制备Cu-Al-Ni合金样品的XRD图谱

(a),(b)310 W/650 mm/s;(c),(d)280 W/850 mm/s

Fig.9 XRD patterns of the SLM-fabricated Cu-Al-Ni alloy by different laser power and scanning speeds

(a),(b)310 W/650 mm/s;(c),(d)280 W/850 mm/s

度降低至 108 J/mm^3 时,所制备 Cu-Al-Ni SMA 样品的抗压强度提高至约 1059 MPa。当扫描速度增大至 850 mm/s,激光功率减小至 280 W,能量密度为 92 J/mm^3 时,所制备 Cu-Al-Ni SMA 样品的抗压强度达到最高,约为 1189 MPa。当扫描速度为 800 mm/s,激光功率减小至 250 W,能量密度降低至 87 J/mm^3 时,所制备 Cu-Al-Ni SMA 样品的抗压强度约为 1163 MPa。其中最大压缩应变的变化规律同强度的变化规律相似,也表现出先增后减的趋势,当强度最高时,应变值最大。

图 12(a)为采用不同激光功率和扫描速度制备

SLM Cu-Al-Ni SMA 打印方向的压缩应力-应变曲线,图 12(b)为由图 12(a)得到的抗压强度和最大压缩应变值。由图可知,样品打印方向的抗压强度和最大压缩应变值整体高于样品垂直于打印方向的抗压强度和最大压缩应变值,二者的变化规律同样品垂直于打印方向一致,同样是随着能量密度的减小呈现先增大后减小的趋势,当激光功率为 280 W,扫描速度为 850 mm/s,能量密度为 92 J/mm^3 时,所制备 Cu-Al-Ni SMA 的抗压强度最高,达到了 1465 MPa。这是由于随着能量密度达到最佳窗口,以及合金样品微观组织的逐渐细化,合金的致密度更高,组织更均匀,减少了

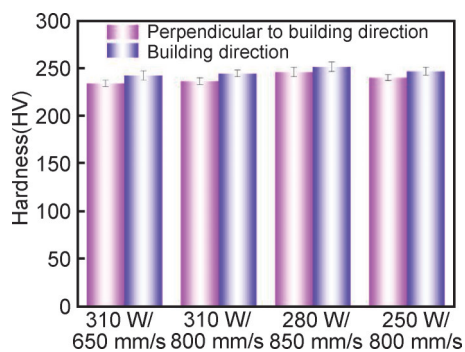


图 10 采用不同激光功率和扫描速度所制备 Cu-Al-Ni 合金样品的硬度

Fig.10 Hardness of the SLM-fabricated Cu-Al-Ni alloy by different laser power and scanning speeds

局部应力集中,延缓了裂纹萌生,合金内部的晶界、马氏体界面、孪晶亚结构界面密度提高,可以有效提升位错运动的阻力,从而提升压缩强度^[41-42]。由此说明,SLM 制备 Cu-Al-Ni SMA 过程中,通过调控激光功率和扫描速度可以实现合金微观组织的显著细化,而晶粒的细化是实现其力学性能提升的有效途径^[42-46]。

3 结论

(1)Cu-Al-Ni 合金金相组织在空间上呈现显著各向异性,样品垂直于打印方向为搭接完整的熔覆道,样品打印方向为逐层累积的柱状晶。激光功率不变,随着扫描速度的增加,或扫描速度不变,适当降低激光功率时,熔覆道变窄,晶粒变细。当激光功率为 280 W,扫描速度为 850 mm/s 时,熔覆道最窄,晶粒最细。

(2)马氏体组织在空间上无明显差异,样品垂直于打印方向和打印方向均为板条状马氏体,均随着晶粒尺寸的变细,板条变细。激光功率为 280 W,扫描速度为 850 mm/s 时,马氏体组织最细,最致密,并在其打印方向观察到了孪晶马氏体。相较于传统铸造工艺,SLM 提供的快速冷却和凝固速率,可使 Cu-Al-Ni SMA 直接得到马氏体。

(3)力学性能在不同方向上差异显著,样品打印方向的硬度和压缩力学性能整体高于垂直于打印方向的硬度和压缩力学性能。当晶粒最细时,样品打印方向的硬度和压缩强度分别为 251.2HV 和 1465 MPa,

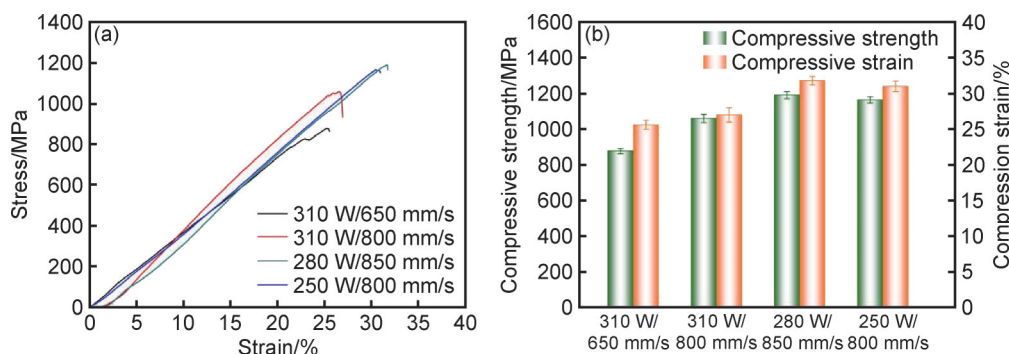


图 11 采用不同激光功率和扫描速度制备 Cu-Al-Ni 合金垂直于打印方向的压缩力学性能

(a)典型的压缩应力-应变曲线;(b)抗压强度和最大压缩应变

Fig.11 Compressive properties perpendicular to the building direction of SLM-fabricated Cu-Al-Ni alloy under different laser power and scanning speeds

(a)typical compressive stress-strain curves;(b)compressive strength and maximum compressive strain

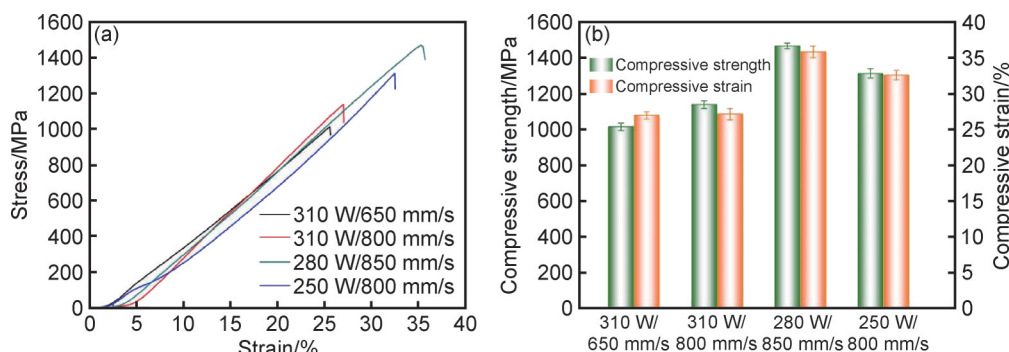


图 12 采用不同激光功率和扫描速度制备 Cu-Al-Ni 合金打印方向的压缩力学性能

(a)典型的压缩应力-应变曲线;(b)抗压强度和最大压缩应变

Fig.12 Compressive properties along the building direction of SLM-fabricated Cu-Al-Ni alloy under different laser power and scanning speeds

(a)typical compressive stress-strain curves;(b)compressive strength and maximum compressive strain

垂直于打印方向的这两个指标分别为 245.7HV 和 1189 MPa。力学性能的提升主要归因于细晶强化机制,而打印方向细的柱状晶、致密的马氏体和孪晶导致界面密度更高,对位错的阻碍作用更强,因此力学性能更佳。

参考文献

- [1] 张明,孙中刚,郭艳华,等.3D打印连续纤维增强树脂基复合材料的研究进展[J].材料工程,2025,53(2):50-70.
Zhang M, Sun Z G, Guo Y H, et al. Research progress in 3D printing of continuous fiber-reinforced resin matrix composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(2): 50-70.
- [2] 刘静怡,李文辉,李秀红,等.航空零部件的金属增材制造光整加工技术研究进展[J].表面技术,2023,52(12):20-41.
Liu J Y, Li W H, Li X H, et al. Research progress of finishing technology for aviation parts built by metal additive manufacturing[J]. Surface Technology, 2023, 52(12): 20-41.
- [3] Segovia Ramírez I, García Márquez F P, Papaalias M. Review on additive manufacturing and non-destructive testing[J]. Journal of Manufacturing Systems, 2023, 66: 260-286.
- [4] Huffman B, Youssef G. Additive manufacturing of triply periodic minimal surface structures with geometrical porosity[J]. Progress in Additive Manufacturing, 2025, 10(11): 10145-10157.
- [5] 姚子豪,唐梓珏,周志强,等.激光定向能量沉积增材制造监测与控制研究进展[J].有色金属工程,2024,14(12):154-166.
Yao Z H, Tang Z J, Zhou Z Q, et al. Research progress on monitoring and control of laser directed energy deposition additive manufacturing[J]. Nonferrous Metals Engineering, 2024, 14(12): 154-166.
- [6] Yang L, Zhang Y C, Zhuang Q Y. Influence of printing direction and hot isostatic pressing on additive manufactured AlSi10Mg[J]. Nonferrous Metals Engineering, 2023, 13(6): 39-45.
- [7] Aryal M R, Pun S. Additive manufacturing of prosthetic hands: a brief overview[J]. International Journal on Interactive Design and Manufacturing (IJIDeM), 2022, 16(3): 1099-1112.
- [8] 杨扬,张澳,李瑶,等.金属增材制造工艺、材料及成形机理的研究与应用[J].金属加工(热加工),2024(3):33-45.
Yang Y, Zhang A, Li Y, et al. Research and application of metal additive manufacturing process, material and forming mechanism[J]. MW Metal Forming, 2024(3): 33-45.
- [9] 李行.面向航天承载结构的增材制造仿生蚂蚁点阵结构设计及性能验证[D].长春:吉林大学,2023.
Li H. Design and performance verification of bionic ant lattice structure for aerospace bearing structure by additive manufacturing[D]. Changchun: Jilin University, 2023.
- [10] Yang X, Lai Y K, Zhang Z Y, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of H13 steel produced by selective electron beam melting[J]. Materials Characterization, 2023, 203: 113053.
- [11] 王津.直接金属激光烧结中固液相变及传热传质[D].上海:上海理工大学,2016.
Wang J. Studies of phase change & heat and mass transfer for direct metal laser sintering[D]. Shanghai: University of Shanghai for Science & Technology, 2016.
- [12] 郭鑫涛,杨亚琴,蒯温杰,等.难熔金属材料增材制造工艺研究进展[J].铜业工程,2023(6):1-12.
Guo X T, Yang Y Q, Lin W J, et al. Advances in additive manufacturing processes for refractory metal materials[J]. Copper Engineering, 2023(6): 1-12.
- [13] Sathishkumar A, Soundararajan R, Sivasankaran S, et al. Comparative evaluation of microstructure, mechanical properties, and strengthening mechanisms in cast and selective laser melted AlSi10Mg alloys with direct aging treatment[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2026, 36(3): 677-693.
- [14] Zhang Y K, Xu L Y, Zhao L, et al. Simultaneous enhancement of mechanical and functional properties by heat-treatment in CuAlNi shape memory alloys fabricated by laser powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2024, 84: 104099.
- [15] 雷波,郝刚领,李育川,等.冷却速率对CuAlNi形状记忆合金阻尼行为的影响[J].材料导报,2022,36(24):127-130.
Lei B, Hao G L, Li Y C, et al. Effect of cooling rates on damping behavior of CuAlNi shape memory alloy[J]. Materials Reports, 2022, 36(24): 127-130.
- [16] 张鑫,崔博,孙斌,等.Y元素对Cu-Al-Ni高温形状记忆合金性能的影响[J].金属学报,2022,58(8):1065-1071.
Zhang X, Cui B, Sun B, et al. Effect of Y element on the properties of Cu-Al-Ni high temperature shape memory alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2022, 58(8): 1065-1071.
- [17] Monastyrsky G E, Odnosum V V, Sheremetev V A. The influence of grain size on the functional properties of Cu-Al-Ni shape memory alloys[J]. Journal of Materials Science, 2000, 35(7): 1769-1774.
- [18] Li X P, Kang C W, Huang H, et al. Selective laser melting of an Al₈₆Ni₆Y_{4.5}Co₂La_{1.5} metallic glass: processing, microstructure evolution and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 606: 370-379.
- [19] 吴谊友,丁柔,陈超,等.3D打印铜及铜合金的研究进展[J].粉末冶金材料科学与工程,2022,27(2):121-128.
Wu Y Y, Ding R, Chen C, et al. Research progress on 3D printing of pure copper and copper alloys[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2022, 27(2): 121-128.
- [20] Xi X Y, Tang H, Zhang J T, et al. Altered microstructure, phase transformation behaviors and shape memory response of CuAlMn shape memory alloys fabricated by selective laser melting[J]. Materials Characterization, 2024, 217: 114398.
- [21] Wang J B, Zhou X L, Li J H, et al. Microstructures and properties of SLM-manufactured Cu-15Ni-8Sn alloy[J]. Additive Manufacturing, 2020, 31: 100921.
- [22] 李仲瀚,刘高飞,李诗翰,等.电弧增材制造NiTi形状记忆合金研究进展[J].材料工程,2025,53(5):103-118.
Li Z H, Liu G F, Li S H, et al. Research progress in wire arc additive manufacturing of NiTi shape memory alloys[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(5): 103-118.
- [23] Zhang Q Q, Hao S J, Liu Y T, et al. The microstructure of a selective laser melting (SLM)-fabricated NiTi shape memory alloy with superior tensile property and shape memory recoverability[J]. Applied Materials Today, 2020, 19: 100547.
- [24] 王博.SLM成形CuAlFe形状记忆合金的组织与性能调控[D].西安:西安工业大学,2024.

- Wang B. Microstructure and property modulation of SLM-formed CuAlFe shape memory alloys [D]. Xi'an: Xi'an Technological University, 2024.
- [25] 党明珠, 朱文志, 田健, 等. 激光选区熔化成形 Cu-Al-Mn-La 形状记忆合金 [J]. 电加工与模具, 2020(1): 52-54.
- Dang M Z, Zhu W Z, Tian J, et al. Cu-Al-Mn-La shape memory alloy processed by selective laser melting [J]. Electromachining & Mould, 2020(1): 52-54.
- [26] 邱萍, 孙绪鲁. 3D 打印 NiTi 合金在不同扫描参数下的微观结构对腐蚀行为影响研究 [C] // 第十届全国腐蚀大会摘要集, 2019, 326-327.
- Qiu P, Sun X L. Study on the influence of microstructure of 3D printed NiTi alloy on corrosion behavior under different scanning parameters [C] // Abstract of the 10th National Corrosion Conference, 2019, 326-327.
- [27] Tian J, Zhu W Z, Wei Q S, et al. Process optimization, microstructures and mechanical properties of a Cu-based shape memory alloy fabricated by selective laser melting [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 785: 754-764.
- [28] Zacharia T, David S A, Vitek J M, et al. Heat transfer during Nd: YAG pulsed laser welding and its effect on solidification structure of austenitic stainless steels [J]. Metallurgical Transactions A, 1989, 20(5): 957-967.
- [29] King W E, Anderson A T, Ferencz R M, et al. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals: physics, computational, and materials challenges [J]. Applied Physics Reviews, 2015, 2(4): 041304.
- [30] Ikeshoji T T, Nakamura K, Yonehara M, et al. Selective laser melting of pure copper [J]. JOM, 2018, 70(3): 396-400.
- [31] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components-process, structure and properties [J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 112-224.
- [32] KHAIRALLAH S A, ANDERSON A T, RUBENCHIK A M, et al. Laser powder-bed fusion additive manufacturing physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones [M] // Additive Manufacturing Handbook. Boca Raton: CRC Press, 2017: 613-625.
- [33] Bermingham M J, Kent D, Zhan H, et al. Controlling the microstructure and properties of wire arc additive manufactured Ti-6Al-4V with trace boron additions [J]. Acta Materialia, 2015, 91: 289-303.
- [34] Chang S H, Liao B S, Gholami-Kermanshahi M. Effect of Co additions on the damping properties of Cu-Al-Ni shape memory alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 847: 156560.
- [35] Ding Y J, Wang Q Z, Yin F X, et al. Effect of combined addition of $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$ inoculant and Ti element on the microstructure and damping behavior of a Cu-Al-Ni shape memory alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 743: 606-610.
- [36] Li Y L, Gu D D. Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder [J]. Materials & Design, 2014, 63: 856-867.
- [37] Liu X J, Ohnuma I, Kainuma R, et al. Phase equilibria in the Cu-rich portion of the Cu-Al binary system [J]. Journal of Alloys and Compounds, 1998, 264(1/2): 201-208.
- [38] Zhang J, Zhou L W, Jiang D H, et al. High temperature shape memory alloys [J]. Precious Metals, 2001, 21: 96-101.
- [39] 刘晓静. CuAlMn 形状记忆合金基于晶粒细化强化过程中的组织演化及其对阻尼性能的影响 [D]. 天津: 河北工业大学, 2018.
- Liu X J. Microstructure evolution during strengthening and toughening via grain refining and its effect on the damping property of a CuAlMn shape memory alloy [D]. Tianjin: Hebei University of Technology, 2018.
- [40] Wang J, Misra A. An overview of interface-dominated deformation mechanisms in metallic multilayers [J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2011, 15(1): 20-28.
- [41] Lu K, Lu L, Suresh S. Strengthening materials by engineering coherent internal boundaries at the nanoscale [J]. Science, 2009, 324(5925): 349-352.
- [42] Jiao Z X, Ding Y J, Wang Q Z, et al. Grain-refined Cu-Al-Mn shape memory alloy with enhanced mechanical and damping properties prepared by vacuum suction casting and Ce addition [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1030: 180869.
- [43] Jiao Z X, Wang Q Z, Ding Y J, et al. Synergistic effects of a novel $\text{Cu}_{51}\text{Hf}_{14}$ inoculant and Zr element on the microstructure and properties of Cu-Al-Mn shape memory alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 999: 175077.
- [44] Jiao Z X, Wang Q Z, Yin F X, et al. Effects of $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$ inoculant and caliber rolling on microstructures and comprehensive properties of a Cu-Al-Mn shape memory alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 772: 138773.
- [45] Bala Narasimha G, Murigendrappa S M. Effect of zirconium on the properties of polycrystalline Cu-Al-Be shape memory alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 755: 211-219.
- [46] Sampath V. Improvement of shape-memory characteristics and mechanical properties of copper-zinc-aluminum shape-memory alloy with low aluminum content by grain refinement [J]. Materials and Manufacturing Processes, 2006, 21(8): 789-795.

基金项目: 天津市教委科研计划项目(2023KJ187)

收稿日期: 2025-08-20; 录用日期: 2025-10-10

通讯作者: 焦志娟(1992—), 女, 实验师, 博士, 主要研究方向为新型高阻尼材料, 联系地址: 天津市津南区大沽南路 1310 号天津职业技术师范大学机械工程学院(300222), E-mail: zxjiao@tute.edu.cn; 丁燕军(1991—), 男, 工程师, 博士, 主要研究方向为高强高导铜合金材料, 联系地址: 天津市西青区中北镇紫光路 86 号中色创新研究院(天津)有限公司(300393), E-mail: dingyanjunxs@163.com

(本文责编: 齐书涵)