

引用格式:果春焕,张任平,史嵩川,等.激光增材制造铝青铜合金研究进展[J].材料工程,2026,54(9):54-65.

GUO Chunhuan, ZHANG Renping, SHI Songchuan, et al. Research progress in aluminum bronze alloy fabricated by laser additive manufacturing[J]. Journal of Materials Engineering, 2026, 54(9): 54-65.

激光增材制造铝青铜合金研究进展

果春焕¹, 张任平¹, 史嵩川², 韩筱凡¹, 吴杨杨³, 董 涛², 姜凤春^{1,2*}

(1 哈尔滨工程大学 材料科学与化学工程学院, 哈尔滨 150001; 2 哈尔滨工程大学 烟台研究(生)院, 山东 烟台 264006; 3 山东恒远智能科技有限公司, 山东 烟台 264000)

摘要: 铝青铜合金由于其优异的力学性能、耐空化及耐腐蚀性能,被广泛应用于船舶螺旋桨、高压泵体和阀门等海洋工业领域。然而,传统铸造工艺在制备铝青铜合金过程中存在周期长、成本高、零件精度低等缺点,且制备的铝青铜合金易出现内部气孔、缩孔和表面夹渣。激光增材制造作为一种新型的先进制造技术,能够快速成形金属构件,其快速冷却过程有助于形成细小晶粒,从而提升合金性能,在铝青铜合金制备方面展现出巨大潜力与广阔前景。本文主要围绕选区激光熔化和激光熔融沉积两种工艺,介绍了铝青铜合金激光增材制造工艺及其面临的挑战,综述了近年来国内外在工艺特征、微观组织与性能等方面的研究成果,分析了当前存在的主要问题与研究不足,最后指出拓宽激光增材制造铝青铜合金材料种类、优化激光工艺参数以及控制成形过程缺陷是未来研究的重点方向。

关键词: 激光增材制造; 铝青铜合金; 工艺优化; 组织与性能

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000288 **CSTR:** 32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000288

中图分类号: TG146.1; TB31 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2026)09-0054-12

Research progress in aluminum bronze alloy fabricated by laser additive manufacturing

GUO Chunhuan¹, ZHANG Renping¹, SHI Songchuan², HAN Xiaofan¹,
WU Yangyang³, DONG Tao², JIANG Fengchun^{1,2*}

(1 College of Materials Science and Chemical Engineering, Harbin Engineering University, Harbin 150001, China;

2 Yantai Research Institute and Graduate School of Harbin Engineering University, Yantai 264006, Shandong, China;

3 Shandong Evergrand Intelligent Technology Co., Ltd., Yantai 264000, Shandong, China)

Abstract: Aluminum bronze alloys are widely used in marine industrial fields such as ship propellers, high-pressure pump bodies, and valves due to their excellent mechanical properties, cavitation resistance, and corrosion resistance. However, traditional casting processes have drawbacks in the preparation of aluminum bronze alloys, including long production cycles, high costs, and low part precision, and the as-cast alloys are prone to internal porosity, shrinkage cavities, and surface slag inclusions. As a novel advanced manufacturing technology, laser additive manufacturing enables rapid forming of metal components, and its rapid cooling process facilitates the formation of fine grains, thereby improving alloy performance, demonstrating great potential and broad prospects in the preparation of aluminum bronze alloys. This paper focuses on two processes, selective laser melting and laser melting deposition, introduces the laser additive manufacturing processes for aluminum bronze alloys and the associated challenges, reviews recent research achievements both domestically and internationally on process characteristics, microstructure, and properties, analyzes the main existing problems and research gaps, and finally points out that expanding the variety of aluminum bronze alloy materials for laser additive manufacturing, optimizing laser process parameters, and controlling defects during the forming process are key directions for future research.

Key words: laser additive manufacturing; aluminum bronze alloy; process optimization; microstructure and property

铝青铜合金是青铜材料中应用范围最广的一类,相较于锡青铜,它具有更高的力学性能,以及更好的耐磨性、耐蚀性和耐热性,同时具有良好的流动性且无偏析倾向,因此适合制备高质量的致密铸锻件^[1]。其密度一般在 $7.3\sim 8.9\text{ g/cm}^3$ 之间。此外,铝青铜具有优良的耐海水腐蚀性能,因而广泛应用于海洋工程领域,如船用螺旋桨、高压泵体、涡轮、海水管件、消防栓等^[2-4],同时也常用于紧固件、齿轮、轴套等高强度耐磨耐蚀零部件^[5]。根据所含合金元素种类的不同,铝青铜合金可分为简单铝青铜和复杂铝青铜两类。简单铝青铜即Cu-Al二元合金,而复杂铝青铜则是在Cu-Al二元合金中添加Fe、Ni、Mn等合金元素制备而成。

传统的铸造工艺在制备复杂的铝青铜合金零部件时存在明显的局限性,这使得材料利用率低、制造成本高且生产周期长,尤其对于铸造零部件,其制备的合金内部孔隙率大以及微观组织粗大不均匀,导致铝青铜合金部件的力学性能以及耐腐蚀性能下降^[6]。尽管采用热处理、搅拌摩擦加工和熔焊等方法可以消除孔隙率,提高力学性能并改善铸造金属的微观结构,但这些技术的应用仍主要局限于表面改性或部件修复^[7]。与此同时,传统铸造工艺在制备形状复杂的铝青铜构件时也面临精度和成形能力的不足。增材制造(additive manufacturing, AM)技术具有生产周期短、适用材料范围广、复杂零件成形能力强以及数字化智能化等特点,可用于制备金属、陶瓷、聚合物和复合材料等多种材料。激光增材制造(laser additive manufacturing, LAM)是常见的金属增材制造技术,它是以激光作为能量源,通过熔化金属粉末/丝材来完成材料的制备^[8-10]。由于激光能量密度高,能够完成难熔金属和复杂结构零件的制备^[11]。近年来,研究者们从工艺、组织、性能等方面对LAM制备铝青铜合金的可行性开展了研究,并已取得较为满意的结果,但该领域整体仍处于起步阶段。本文主要围绕选区激光熔化(selective laser melting, SLM)和激光熔融沉积(laser melted deposition, LMD)两种激光增材制造工艺,从工艺特点、组织性能及后处理等方面,对近年来的国内外研究成果进行归纳总结,分析当前研究中存在的不足,并对该领域的未来发展前景进行展望。

1 选区激光熔化铝青铜合金研究现状

1.1 SLM制备铝青铜合金的工艺特点

SLM技术能够以高冷却速率制备金属零件,但在以往的研究中,采用SLM制备铜合金仍面临诸多挑战。一方面,由于铜具有良好的导热性和高反射率,

纯铜可反射高达90%的激光,导致激光吸收率低,在激光作用下难以完全熔化,所制备的铜合金密度较低^[12]。通常,铜对波长约为 $1\text{ }\mu\text{m}$ 的激光吸收率很低,因此需要较高的能量输入才能使粉末熔化;同时,铜的高导热性使热量迅速从熔池中散失。此外,铜的高延展性也增加了去除残余粉末的难度。另一方面,铝对红外波段的激光同样具有很高的反射性,在目前SLM设备常用的激光波长下,铝仅能吸收约7%的入射激光能量^[13]。由于铜铝合金粉末的上述特殊性能,使得SLM制备铝青铜合金在实际实验过程中存在较大难度。

为解决上述问题,Jadhav等^[14]采用高功率光纤激光器,通过SLM技术制备了相对密度超过98%的无裂纹纯铜零件,其电导率最高可达国际退火铜标准(international annealed copper standard, IACS)的88%,然而,由于铜的高反射率,制备过程中激光设备镜面仍受到损伤。Zhang和Yin^[15]则通过工艺参数调试,克服了铜铝合金打印的难度,获得了高密度的CuAl10Fe3铝青铜构件,其密度最高可达98.94%,显微组织为网状枝晶组织,其中 α 相和 $(\alpha+\gamma_2)$ 析出相均匀分布;显微硬度可达384.1HV,较传统铸件(200HV)提高约90%,抗拉强度达到575~595 MPa,高于铸造件(490~540 MPa)。Liu等^[16]研究发现通过添加亚微米级Co颗粒可以提高铜的激光增材制造成形性,并且可以细化Cu-Co合金晶粒尺寸,提高合金的强度和塑性。Yang等^[17]对纯铜粉进行表面氧化处理,使得粉末表面覆盖一层薄薄的 Cu_2O 氧化层,进而通过SLM制备出相对密度和强度均较高的纯铜构件,但由于细晶粒和纳米氧化相的存在,与未经粉末表面处理的纯铜构件相比,伸长率明显下降。Jadhav等^[18]通过对CuCr1粉末进行渗碳处理,制得光吸收渗碳粉末,该粉末的光吸收率达62%,且流动性良好,高吸收率归因于粉末颗粒表面均匀分布的光吸收碳纳米颗粒。由此可见,这种粉末表面改性方法可在一定程度上改善合金粉末对激光的高反射率。

SLM工艺在制备铝青铜合金方面已取得初步成效。上述研究结果表明,采用高激光功率、优化工艺参数、添加合金元素、调整扫描策略以及对粉末进行表面氧化或渗碳处理等方法,均有助于克服铜合金对激光的高反射率,进而制备出结构致密的铜合金构件。然而,在实际实验过程中,若工艺参数选取不当,仍可能对激光器造成损伤;同时,目前已通过SLM成功制备的铝青铜合金种类仍然有限。因此,后续研究仍需进一步优化工艺路线,拓宽可适用于激光增材制造的铝青铜合金类型,并针对铝青铜合金的特性开发

或改良专用激光器设备,从而推动SLM制备铝青铜工艺日趋成熟。

1.2 SLM制备铝青铜合金的组织 and 性能

铝青铜合金具有复杂的微观结构,其微观组织主要包括铜基固溶体 α 相、残余马氏体 β' 相和金属间化合物 κ 相(κ_I 、 κ_{II} 、 κ_{III} 、 κ_{IV})^[19]。当铝青铜合金中Fe含量高于4.5%(质量分数,下同)时,会析出 κ_I 相, κ_I 相通常位于 α 相的中心,呈花形,直径为20~50 μm ,是具有 DO_3 晶体结构的 Fe_3Al 析出相。由于 κ_I 相的Fe含量较高,会对铝青铜合金的耐腐蚀性能产生不利影响,因此实际合金中Fe含量一般控制在4.5%以下。 κ_{II} 相一般位于共析产物的周围,呈球状或者花形,直径为5~10 μm 。 κ_{III} 相常见于 α 相和 β 相的界面处,呈球状或层片状,是由 β 相发生共析反应生成的具有 B_2 晶体结构的 NiAl 析出相。而 κ_{IV} 相则尺寸细小,一般弥散分布在 α 基体上^[20-21]。

1.2.1 工艺参数的影响

工艺参数会直接影响SLM制备铝青铜合金的组织 and 性能,SLM的主要工艺参数包括激光功率、扫描速率、扫描间距、扫描层厚等,这些参数共同决定了激光能量密度的大小,Gustmann等^[22]研究了工艺参数和扫描策略对SLM制备Cu-Al-Ni-Mn形状记忆合金的

影响,结果表明,最佳能量输入为30~40 J/mm^3 ,激光功率和扫描速率的变化会影响激光能量密度,能量密度过低或过高均无法形成优良的单轨,如图1所示,当激光功率高于300 W,扫描速率大于700 mm/s 时,可获得相对密度为99%的致密样品。扫描策略则会影响孔径、孔分布以及晶粒尺寸,这可能与扫描轨迹凝固过程中的能量输入和热流有关。冷却速率高,晶粒发生细化,平均晶粒尺寸约为40 μm ,且在相邻熔化轨迹重叠区域可观察到直径小于10 μm 的颗粒。已凝固层的重熔使晶粒更加等轴化,同时提高相对密度并降低表面粗糙度。Zhang等^[23]采用1800 W的高功率激光对Cu-10Zn合金进行选区激光熔化。通过研究工艺参数对SLM试样密度的影响,获得了最佳工艺参数,使相对密度达到99.97%。Zhang等^[24]还通过SLM制备了高密度的Cu-15Ni-8Sn合金构件,发现随着激光能量密度的增加,样品相对密度总体呈上升趋势,说明能量密度越高,粉末熔化越充分。样品的最高能量密度为142 J/mm^3 ,相对密度最高可达99.4%。Vashist等^[25]研究发现铝青铜合金的抗拉强度随激光扫描速率的增加而提高,当扫描速率为500 mm/s 时,抗拉强度达到最高,同时硬度也随扫描速率的增加而升高。

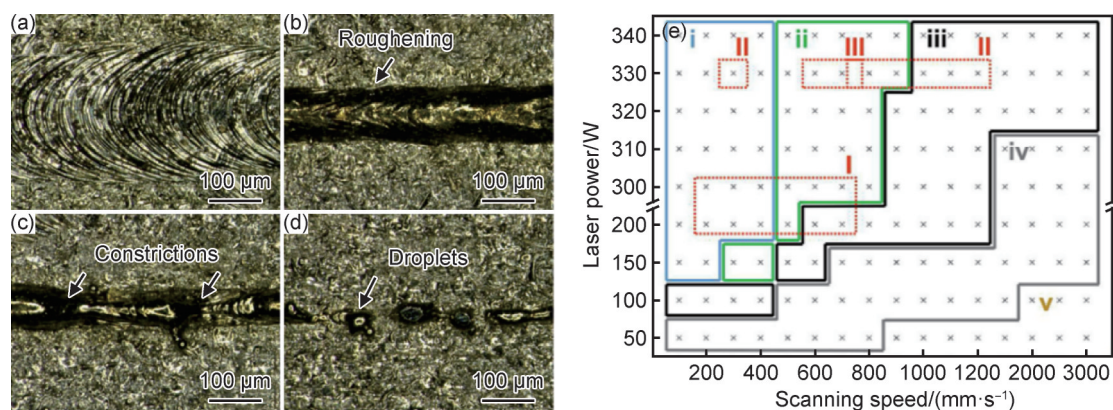


图1 激光功率和扫描速率对单轨形貌的影响^[22]

(a)宽轨, $P_L=300\text{ W}$, $v_s=200\text{ mm/s}$; (b)窄轨, $P_L=300\text{ W}$, $v_s=700\text{ mm/s}$; (c)不规则轨, $P_L=300\text{ W}$, $v_s=1200\text{ mm/s}$;
(d)球化轨, $P_L=300\text{ W}$, $v_s=3000\text{ mm/s}$; (e)标记的区域对应i:宽轨,ii:窄轨,iii:不规则轨,iv:球化轨,v:未熔化粉末

Fig.1 Influence of laser power and scanning speed on monorail morphology^[22]

(a)wide track, $P_L=300\text{ W}$, $v_s=200\text{ mm/s}$; (b)narrow track, $P_L=300\text{ W}$, $v_s=700\text{ mm/s}$; (c)irregular track, $P_L=300\text{ W}$, $v_s=1200\text{ mm/s}$;
(d)balling effected track, $P_L=300\text{ W}$, $v_s=3000\text{ mm/s}$; (e)marked areas correspond to i:wide track,ii:narrow track,
iii:irregular track,iv:spheroidized track,v:unmelted powders

Zhuo等^[11]研究表明,在SLM过程中,激光能量密度会影响铝青铜合金的相对密度、相组成、显微组织演变和硬度。相对密度随着激光能量密度呈先增大后减小的变化趋势:能量密度过低时,粉末熔化不充分,熔融轨迹不连续且重叠不足,导致相对密度偏低;

而能量密度过高则会引起锌元素过度蒸发,形成孔隙,同样降低相对密度。Chen等^[26]研究发现通过SLM制备316L/CuSn10复合材料时,激光能量输入密度不足会导致界面层熔化不完全,形成孔洞和水平裂纹等缺陷;而激光能量密度过高则会形成垂直裂纹

和气孔。此外,激光功率和扫描速率对熔合区的宽度具有显著影响,而扫描间距的影响则不明显。Deng等^[27]研究指出,在激光能量密度为220 J/mm²时,SLM制备的CuSn10合金综合性能最佳,其密度和力学性能与激光能量密度呈非线性关系。Tian等^[28]研究发现,当激光能量密度为110 J/mm³时,SLM制备的Cu-13.5Al-4Ni-0.5Ti形状记忆合金具有较高的密度,且激光功率和扫描速率对密度的影响较小。在107 J/mm³的能量密度下,合金获得最佳拉伸性能,抗拉强度和伸长率的平均值分别为(541±26) MPa和(7.63±0.39)%。

以上研究表明,激光功率和扫描速率对样品成形质量的影响显著大于层厚和扫描间距。激光功率、扫描速率、扫描间距和扫描层厚共同决定了激光能量密度的大小。当能量密度过低时,合金粉末无法完全熔化,熔融轨迹不连续,导致样品内部出现气孔和未熔颗粒;而能量密度过高则易形成大尺寸、分散的球状颗粒,在铺粉过程中产生更多空隙,从而降低样品的密度。扫描策略对孔径分布、孔形貌及晶粒尺寸具有重要影响,这与扫描轨迹凝固期间的能量输入和热流有关。此外,增加重熔步骤有助于细化铝青铜晶粒、提高相对密度并降低表面粗糙度。激光能量密度可作为工艺优化的有效指标,但其也存在局限性:相同的能量密度下,不同参数组合所得样品的组织与性能可能存在差异。因此,结合仿真模拟与实验验证的手段,能够更精准高效地优化工艺参数,同时显著减少材料浪费并提升制备效率。

1.2.2 冷却速率的影响

SLM由于冷却速率的显著变化和增材过程中施加的多次热循环,使得所制备的铝青铜合金显微组织与铸态组织明显不同。高冷却速率有助于抑制次生相或夹杂物的形成,这对提升铝青铜合金的耐腐蚀性能具有积极作用。Alkelae和Sasaki^[29]研究发现,SLM的高冷却速率使铝青铜合金获得了极为细小的显微组织,主要由硬质 β' 相和针状 α 相组成,其表面硬度较高,平均值为(393±29.5)HV,制备的铝青铜合金表现出类似陶瓷的性能,平均强度为479 MPa,极限抗拉强度(ultimate tensile strength, UTS)与断裂强度相同,但伸长率较低(平均约为1.49%)。这可能是由于在SLM过程中极高的冷却速率促使形成细小马氏体组织,从而赋予合金的高强度和硬度。Guerra等^[30]在水平和垂直两个方向上制备了铝青铜合金,其致密性良好,平均密度达到97.5%,组织中出现了针状马氏体 β' 相,在垂直方向上制备样品的抗压强度达到1300 MPa,应变高达20%,硬度值在140~180HB之间,且

垂直方向上的样品硬度值高于水平方向,综合力学性能优于水平方向样品。Gera等^[31]研究发现,与粉末冶金法相比,SLM制备的Cu-Al形状记忆合金具有更细的晶粒尺寸、更低的孔隙率和更高的马氏体含量,且由于高冷却速率,SLM处理的试样表现出良好的热稳定性和迟滞性。

SLM过程中较高的冷却速率抑制了铝青铜合金的共析分解,形成了以大量残余马氏体 β' 相和少量 α 相为主、并含有少量纳米级金属间化合物 κ 相的微观结构,从而使SLM制备的铝青铜合金兼具良好的强度与延展性。然而,受限于SLM的工艺特点,目前尚无法在制备过程中对冷却速率进行有效控制。

1.2.3 后处理的影响

传统方法制备铝青铜合金时,热处理是改善组织、提高性能的有效途径。在激光增材制造过程中,铝青铜合金经历反复的冷却和加热,这一过程本身相当于热处理。由于SLM的高冷却速率,在制备铝青铜合金过程中主要形成马氏体组织。Murray等^[32]研究发现,在600~700℃范围内对SLM制备的铝青铜合金进行热处理时,在 β 晶界处和马氏体板条之间析出了 α 相和 κ 相,并且该温度范围内的热处理使得SLM铝青铜合金获得了优于铸态和沉积态的屈服强度和抗拉强度;同时,均匀分布的 α 相和 κ 相有效降低了微电偶效应,从而提高了合金的耐腐蚀性能。

Alkelae等^[33]研究了不同热处理条件对SLM制备的Cu₉Al₁₄Fe₃Ni合金力学性能、显微组织和摩擦学性能的影响。结果表明,随着热处理温度的升高,摩擦因数、磨损量和硬度均呈下降趋势,而抗拉强度和伸长率则随之提高。在600℃下进行1 h的回火热处理,合金获得最大的抗拉强度和硬度,同时析出了极为细小的 κ_{III} 相。Morshed-Behbahani等^[34]研究发现,经675℃保温6 h退火处理后,铝青铜合金中析出较大颗粒。EDS元素分析(图2)显示,退火过程中富铁的 κ_{IV} 颗粒发生长大,同时可观察到富镍和铝的 κ_{III} 颗粒。Barr等^[35]研究发现,SLM制备的铝青铜合金经热处理后, β' 相分解成片层状的 κ_{III} 相,并通过球化分解成致密的板条和颗粒混合物,使得SLM铝青铜合金获得与锻态相当的拉伸性能和耐腐蚀性能。然而,并非所有热处理工艺均能提升增材制造铝青铜合金的性能。Arcos等^[36]研究发现,沉积态铝青铜合金的耐腐蚀性能优于沉积后热处理样品,这归因于温度变化引发的相变增加了金属间相含量,但未形成有效的氧化层,而沉积态合金则具有更为均匀的氧化层。因此,对于SLM制备的铝青铜合金,是否需要热处理应视具体情况而定,不恰当的热处理反而会降低其性能。

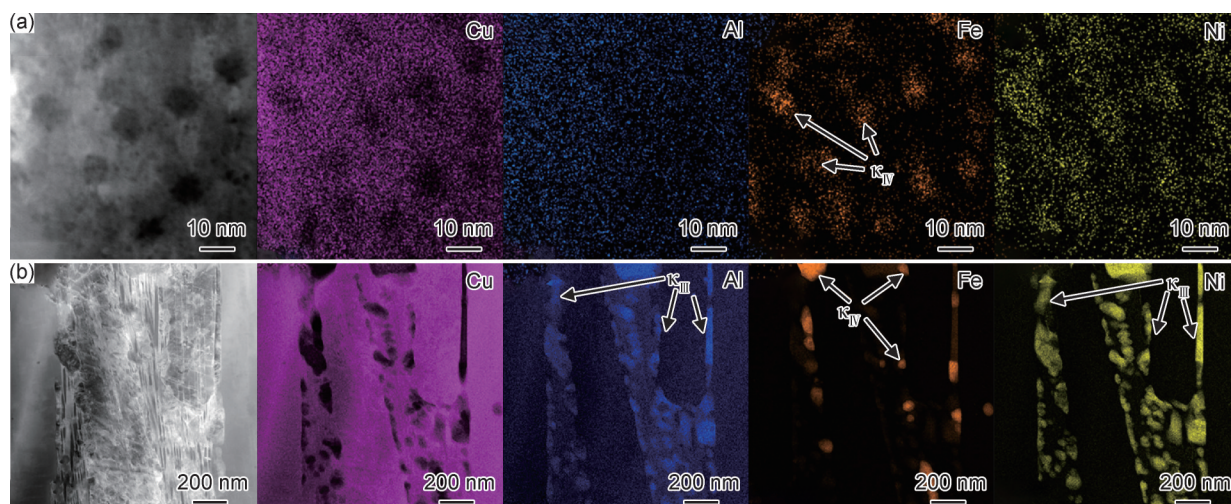


图2 铝青铜合金样品的高角环形暗场扫描透射电子显微镜照片和相应的元素EDS图^[34]

(a)沉积态;(b)热处理态

Fig.2 High-angle annular dark-field scanning transmission electron microscopy(HAADF-STEM) photos of aluminum bronze alloy samples and corresponding EDS element diagrams^[34]

(a)as-deposited;(b)heat-treated

由于SLM过程中极高的冷却速率,使得所制备的铝青铜合金组织以残余马氏体 β' 相为主。通过选取合理的热处理工艺,可使 β' 相分解为均匀分布的 α 和 κ 相,从而借助组织细化和析出强化有效提升合金性能。然而,热处理工艺选择不当反而会导致性能下降。

2 激光熔融沉积铝青铜合金研究现状

2.1 LMD制备铝青铜合金的工艺特点

LMD是金属增材制造工艺的一种,其原材料为金属粉末或金属丝材,其过程为采用高能激光束熔化金属粉末颗粒,并将它们沉积到基体上^[37]。LMD技术在部件修复、表面涂层和功能梯度材料制备方面具有显著适用性^[38]。此外,LMD具有较高的冷却速率($10^3 \sim 10^4$ K/s)、扫描速率和较大的加工体积。快速冷却有助于抑制铝青铜合金中有害相(如脆性马氏体和 κ_1 析出相)的形成,并减缓铸造铜合金中常见的细晶(α 相)粗化^[21]。与SLM相比,LMD受设备的限制较小,可以制备较大尺寸的零件,且在材料选择上更为灵活^[39]。

然而,LMD制备铝青铜合金的研究相对较少,这主要与其内部高反射率铜有关,Britten等^[40]研究表明,采用红外-蓝色混合激光可实现纯铜基板上纯铜合金的多层熔覆。Yang等^[41]也发现采用同轴红外-蓝混合激光可有效克服激光熔覆高反射率纯铜时的成形不稳定性,所制备样品孔隙较小但热积累更显著,这

与高反射率合金激光总吸收率的大幅度提高和吸收率波动的减小密切相关。因此,采用混合激光有望实现高反射率材料的激光熔覆。Cottam等^[42]通过激光加工铸态铝青铜合金表面,与铸态铝青铜合金相比,激光加工改善了合金表面的耐腐蚀性能,处理后组织的电化学性能和抗空化侵蚀性能均显著提高。Zeng等^[43]也通过对铸态铝青铜合金进行激光表面熔化,发现激光表面处理后,耐腐蚀性能和抗空化腐蚀性能均有所增强,其原因是激光处理后,马氏体组织发生了细化,晶粒变得细小,高密度位错、细晶强化和弥散析出相的协同作用使强度增加,均匀分布的微观组织消除了 α 相和 κ 相之间的选择性腐蚀。Song等^[44]采用激光表面熔化技术对船用螺旋桨的关键材料镍铝青铜合金(nickel-aluminum bronze, NAB)进行了表面熔化处理,获得了720 μm 厚的激光表面熔化层,熔化层具有精细的微观结构。

与SLM铺粉方式不同,LMD以送粉/送丝方式制备样品,这种工艺特点使其在制备铝青铜合金表面涂层、零件修复以及海洋环境中直接修复受损的合金构件等方面具有较大潜力,已有研究证实,通过添加保护剂和设置局部空腔结构能够在水下直接沉积铝青铜合金涂层,但在大尺寸构件沉积过程中,反复重熔和热积累会导致组织不均匀。目前,LMD制备铝青铜主要集中在表面涂层及部件修复领域,关于大尺寸块状试样的研究仍较有限。进一步深入探究其制备工艺,有望实现高性能大尺寸铝青铜构件的制备。

2.2 LMD制备铝青铜合金的组织 and 性能

2.2.1 冷却速率的影响

LMD的冷却速率为 $10^3 \sim 10^4$ K/s, 介于电弧增材制造($10^2 \sim 10^3$ K/s)和SLM($10^3 \sim 10^8$ K/s)之间, 其制备的铝青铜合金组织与铸态和电弧增材制备的铝青铜合金组织存在差异。铝青铜合金的组织由凝固和固相转变过程控制, 其在 1030°C 以上只有 β 相, 随着温度的降低, 逐渐析出 α 相和各种形态的 κ 相。冷却速率在相变过程中具有重要作用, 当冷却速率足够高时, β 相无法通过共析反应完全转变为 $\alpha + \kappa$ 相, 剩余的 β 相通过马氏体相变转变为残余 β' 相。

Li等^[45]研究发现, LMD制备的铝青铜组织由马氏体 β' 相、魏氏体 α 相、 Fe_3Al 和 NiAl 相以及纳米孪晶组成。在LMD工艺制备的铝青铜中没有发现 κ_1 和 γ_2 相, 在熔池中心和熔池边界存在不同的组织, 由于凝固过程中 β 相铝元素的过饱和, 使得 α 相从 β 相界析出, 形成魏氏体 α 相, 而SLM制备的铝青铜合金中不存在魏氏体 α 相, 这是因为SLM具有更高的冷却速率, 能够抑制 β 向 $\alpha + \kappa$ 的共析反应, 从而阻止魏氏体 α 相的生成。增材制造合金的屈服强度为 $593 \sim 713$ MPa, 极限抗拉强度为 $769 \sim 949$ MPa, 伸长率为 $10\% \sim 12\%$, 实现了强度与延展性的协同。Liu等^[46]研究了LMD制备铝青铜合金的凝固特性、显微组织和力学性能。结果表明, 其显微组织由 α 、 β' 和各种形态的 κ (κ_{II} 、 κ_{III} 、 κ_{IV})相组成。其中, κ_{III} 相表现出两种不同的形貌: 一种以片层状分布在 α 相中, 另一种以球状分布在 κ_{IV} 相的表面。Dharmendra等^[47-49]的研究中也观察到了类似的现象。高的冷却速率抑制了合金元素在枝晶间的偏析, 使得合金的耐腐蚀疲劳性能得到提高, 试样沿着扫描方向的UTS为 (645 ± 5.7) MPa, 伸长率

为 $(21.2 \pm 1.5)\%$, 沉积方向样品的UTS为 (637 ± 9.9) MPa, 伸长率为 $(26.0 \pm 1.0)\%$, 显微硬度为188HV。

Feng等^[50]研究了水下激光熔覆铝青铜合金涂层工艺, 发现空气熔覆层中存在极少量的孪晶结构, 这可能是由于快速的冷却速率和重复淬火导致空气中制备的铝青铜涂层在某些位置产生残余应力, 由此导致晶格剪切。水下激光熔覆层中存在大量的孪晶结构, 此外, 在水下激光熔覆层中还发现了一些有序固溶体。研究表明, 通过添加Zn保护层并在涂层材料中加入Ti添加剂, 可在水下制备出高性能的熔覆层。未添加Ti时熔覆层中孔隙较多, 而加入Ti后孔隙消失, 涂层质量显著改善。在LMD制备铝青铜合金过程中, 表面张力较低的熔池表面无法抵御高速水射流的冲击, 当水射流进入熔池时, 水瞬间蒸发。在高温作用下, 熔池中可能会产生空化现象, 且熔池快速凝固。因此, 水下激光熔覆层中容易出现孔隙, 而Ti的加入提高了熔池的表面张力, 有效阻止了高速水射流侵入熔池, 从而避免了孔隙的产生^[51]。Guo等^[52]首次采用水下送丝激光熔覆技术, 与前述在水下激光熔覆时添加保护层的方法不同, 该研究在水环境中直接在镍铝青铜合金表面制备原位激光熔覆层, 并利用自行设计的水下激光熔覆喷嘴产生局部干腔, 以保护熔覆区免受水环境影响。结果表明: 水下激光熔覆过程中较高的冷却速率抑制了高温 β 相向 α 相的共析转变, 导致水下激光熔覆层中 β' 相比比例增加, 与空气中的熔覆层相比, 水下熔覆层中的晶粒更小, 出现更多的低角度晶界, 晶粒细化、 β' 相比比例的增加以及晶界的增大导致水下熔覆层合金显微硬度提高^[52]。不同环境下的显微硬度对比如图3所示。

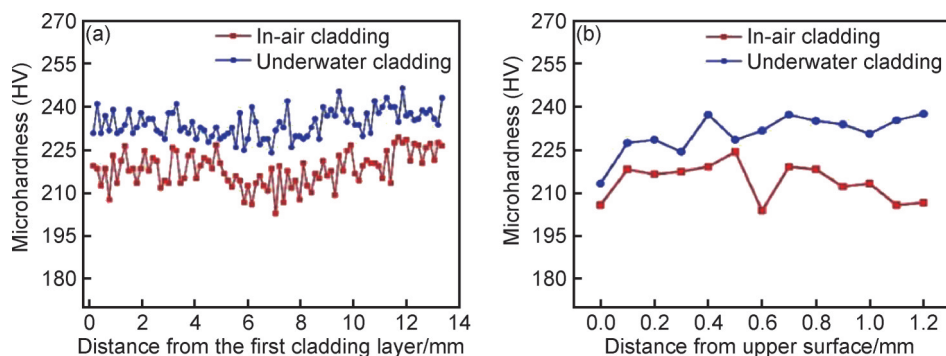


图3 不同环境下铝青铜合金熔覆层显微硬度对比^[52]

(a)水平方向; (b)垂直方向

Fig.3 Comparison of microhardness of aluminum bronze alloy cladding layers in different environments^[52]

(a)horizontal direction; (b)vertical direction

因此, 在LMD工艺制备铝青铜合金过程中, 冷却速率可能影响微观结构的分布、比例和尺寸, 从而对

力学性能和耐腐蚀性能产生影响。在铝青铜快速凝固过程中, 合金元素表现出强烈的偏析倾向, 其严重

程度取决于冷却速率。缓慢冷却时,溶质原子有足够的时间扩散,不易发生微观偏析;当冷却速率超过10 K/s的临界值时,更高的冷却速率能最大限度减少偏析。 κ_1 相的形成温度为1040 °C,LMD过程的冷却速率足以抑制其形成,但随着凝固温度的降低,冷却速率逐渐下降,不足以抑制其他形态的 κ 相(κ_{II} 、 κ_{III} 和 κ_{IV})的生成。深入研究激光增材制造过程中冷却速率对组织和性能的影响,并通过辅助手段实现对冷却速率的控制,进而调控组织和性能,有望实现在极端环境下的铝青铜合金激光熔覆,这对于船舶海洋工程领域具有重要的意义。

2.2.2 基体材料的影响

在LMD工艺制备铝青铜合金过程中,基体材料的选择对沉积层与基体的结合及两者间的元素扩散行为具有重要影响。Li等^[53]制备了镍铝青铜合金(NAB)/15-5 PH复合材料,实现了优异力学性能与高耐腐蚀性能的结合。在Cu-Fe界面处,由于Fe的扩散,NAB基体中形成了富Fe的粗大析出物,呈玫瑰花状,经确定为 Fe_3Al ,即 κ_1 相。这种相在铸造NAB中较为常见,且在熔池中发生对流,部分15-5 PH液体流入液态NAB中,在随后的快速凝固过程中于Cu基体中形成富铁团簇。该复合材料在纵向和横向上均具有较高的强度和良好的延展性。在横向上的屈服强度为418.45 MPa,极限抗拉强度为754.64 MPa,伸长率为10.01%;而纵向分别为548.68、854.57 MPa和4.32%。Zhao等^[54]在17-4PH不锈钢基体上成功制备了无缺陷的铝青铜涂层,但其硬度在沉积层内分布不均匀,这可能与 κ 相的不均匀分布有关,当形成的 κ 相密集时,硬度相对较高;而当形成的 κ 相较少时,硬度相对较低。界面结合良好,拉伸测试断裂面发生在铝青铜一侧,表明界面结合强度高于铝青铜合金本身。

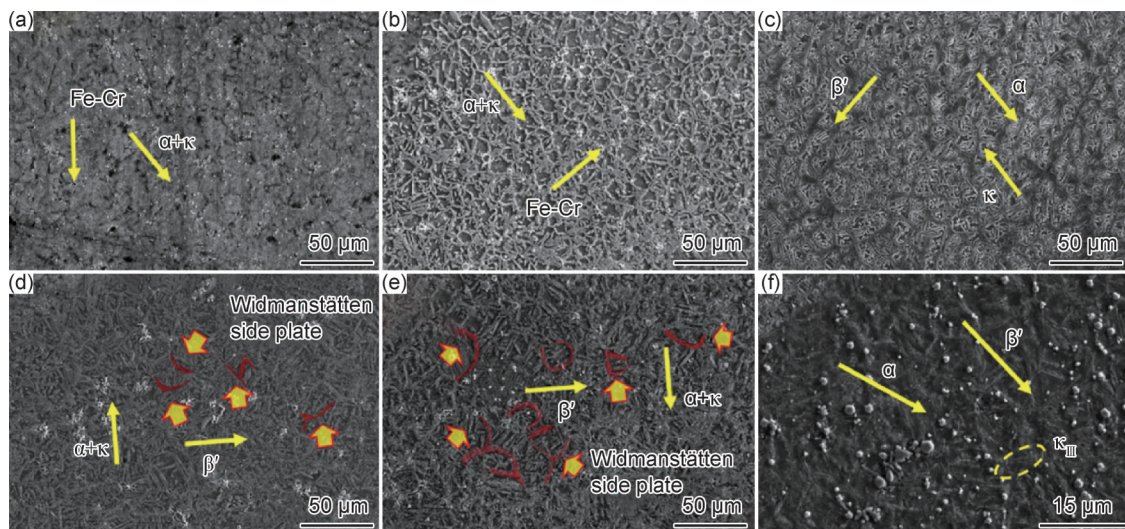
Yao等^[55]在NAB基体上沉积CuNi2SiCr,基体组织主要由 α 相、 β 相和其他形态的金属间化合物 κ 相组成,沉积层顶部则主要由粗大的 α 相和白色的颗粒相组成。由于高冷却速率,在 α 相中形成 β' 相。 β' 相具有近似密排的六边形针状结构,其强度和硬度较高,它是经快速冷却和过冷后由 β 相转变而成。力学测试发现使用CuNi2SiCr修复后的样品抗拉强度明显低于基体试样,这可能是由于沉积层内部存在孔隙和梯形槽坡面产生裂纹所致。此外,CuNi2SiCr硬度较低,其耐磨性低于基体,磨损过程中发生的剧烈塑性变形进一步加速了磨损^[55]。Bhattacharya等^[56]采用Cu-30Ni合金对C71500零件进行修复研究,结果表明,与C71500基体相比,Cu-30Ni沉积层具有更高的极限抗拉强度,但其屈服强度和伸长率较低。Cu-30Ni/

C71500复合材料试样的力学性能最差,且Cu-30Ni沉积层的耐蚀性最差,而C71500基体的耐蚀性最好。Zhao等^[57]研究发现,铝青铜合金直接沉积在不锈钢基体上时,涂层主要由 α -Cu、富铁枝晶和 κ 相组成。当添加Ni-Al中间层时,铝青铜合金涂层中形成大量的NiAl金属间化合物,而当添加Ni-Cr中间层时,铝青铜合金涂层中形成固溶体和Cu-Cr共晶。因此,对于激光熔覆铝青铜涂层而言,涂层与基体之间的元素扩散不可避免,基体材料对涂层的组织和性能会产生影响;而对于LMD制备的块状试样,基体材料对组织的影响仅局限于靠近基体的位置,对远离基体部位的沉积层组织基本没有影响。为了实现沉积层和基体的良好结合,一般在LMD制备铝青铜合金时选取与沉积层成分相同的铝青铜或者不锈钢作为基体材料。

2.2.3 热输入的影响

热输入会显著影响LMD制备铝青铜合金的组织 and 性能,Hyatt等^[58]研究发现,铝青铜合金显微组织对热输入很敏感,在42.5 J/mm的低热输入下显微组织几乎全部为马氏体相;随着热输入增加至47.2 J/mm时,晶界处析出板条魏氏体 α 相,且从 α 相处又生成次生魏氏体 α 相;热输入进一步增加至150 J/mm时晶界内部也开始生成板条魏氏体 α 相。Yin等^[59]研究发现,在LMD工艺中,激光能量密度的变化对铝青铜合金沉积层的相类型没有显著影响,其显微组织均由 α 相、残余马氏体 β' 相和金属间化合物 κ 相组成。随着激光能量密度降低,冷却速率提高, $\beta \rightarrow \alpha + \kappa$ 的共析反应时间不足, β 相通过马氏体相变转变为 β' 相, α 相比例减少, β' 相含量增加(图4),这与已有研究结果一致。在LMD沉积过程中,下一层沉积相当于对已沉积层进行了一次热处理,导致样品靠近基板的部分和顶部区域的组织存在差异。如图5所示,当激光能量密度为42.4 J/mm²时,铝青铜合金的硬度最高。激光能量密度过高时,合金粉末过度熔化甚至气化,使熔覆层粗糙度增大、熔覆轨迹加深;激光能量密度过低时,光斑在粉末处的停留时间缩短,激光束进入粉末不足,使得熔覆层中易残留未熔化的粉末。

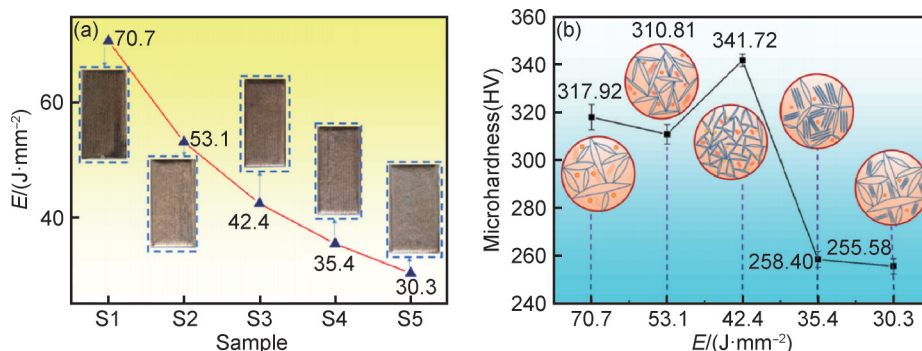
Zhao等^[54]研究也发现,激光能量密度对沉积层的显微组织具有显著影响。在凝固过程中,涂层顶部区域的过冷程度较高,其晶粒明显细于底部区域;而能量输入越大,晶粒则越粗大。Samodurova等^[60]研究发现,激光功率的增加可使激光熔覆铝青铜合金涂层的轮廓致密光滑,厚度均匀,且微观结构也更趋一致。Li等^[61]指出,LMD制备的铝青铜合金在顶部、中部和底部的微观结构与拉伸性能表现出明显的不均匀性;顶

图4 不同激光能量密度下铝青铜合金的SEM图^[59]

(a)70.7 J/mm²; (b)53.1 J/mm²; (c)42.4 J/mm²; (d)35.4 J/mm²; (e)30.3 J/mm²; (f)图(c)的高倍图

Fig.4 SEM images of aluminum bronze alloy at different laser energy densities^[59]

(a)70.7 J/mm²; (b)53.1 J/mm²; (c)42.4 J/mm²; (d)35.4 J/mm²; (e)30.3 J/mm²; (f)high-magnification image of Fig.(c)

图5 激光能量输入对铝青铜合金宏观形貌(a)与显微硬度(b)的影响^[59]Fig.5 Influence of laser energy input on macroscopic morphology(a) and microhardness(b) of aluminum bronze alloy^[59]

部和中部为粗大的 α 相,底部组织为 β' 基体中分布着魏氏体 α 相,且底部性能最优。这表明随着沉积高度的增加,热积累加剧,熔池温度梯度减小,导致晶粒尺寸增大,进而使性能下降。此外,通过后续热处理也可对LMD制备的铝青铜合金进行组织与性能的调控,Yin等^[62]研究表明,热处理引起组织变化,对激光熔覆铝青铜合金涂层的显微硬度和耐磨性产生重要影响;其中,500℃回火1h的涂层摩擦因数和磨损率最低,这归因于残余 β' 相的保留和 κ 相的均匀分布。而随着热处理温度升高, α 相和 κ 相逐渐粗化,组织均匀性降低,涂层的磨损率也随之上升。

在LMD制备铝青铜过程中,热输入对组织性能有着显著影响,目前仍需进一步明确热输入与微观结构及性能之间的内在联系,并深入探究其在缺陷形成及凝固过程组织转变中所起的作用,从而通过合理调控热输入,获得理想的组织和性能。

近年来,国内外学者对激光增材制备铝青铜合金的组织 and 性能做了大量研究,本文统计了国内外近年来通过SLM和LMD工艺制备铝青铜合金的力学性能,如表1^[15,23-24,28-29,34-35,45-46,53,56,61,63]所示。

目前,关于铝青铜合金激光增材制造的研究主要集中在其制备工艺。与传统的铸造和锻造方法不同,LAM具有较高的冷却速率,这使得LAM制备的铝青铜组织与铸态组织存在明显差异。由于铝青铜内部显微组织和相结构较为复杂,激光工艺参数、扫描策略、冷却速率、基体材料选取以及热输入等因素均会对LAM成形铝青铜合金的组织产生显著影响。未来研究应重点关注铝青铜合金在LAM过程中的组织转变规律,拓宽LAM制备铝青铜材料的种类,有效控制缺陷,并优化激光工艺参数和热处理工艺参数,从而使LAM制备铝青铜的工艺更加成熟,所制备合金的组织更均匀、性能更优异,最终有助于拓展铝青铜的应用范围。

表 1 LAM 工艺制备铝青铜合金的力学性能

Table 1 Mechanical properties of aluminum bronze alloy prepared by LAM process

Method	Alloy	Post-processing	Yield strength/ MPa	UTS/MPa	Elongation/%	HV	Ref.
SLM	Cu-10Zn		203.4	269.2	26.4		[23]
	C63000	As-deposited	858±15	1123±10	2.7±0.3		[35]
		Heat-treated	531±4	807±3	18±3		
	C95800	As-deposited	781±70	1071±10	3.6±0.6		
		Heat-treated	400±25	714±10	33.6±0.3		
	CuAl10Fe3			575-595		384.1	[15]
	Cu9Al4Fe3Ni	As-deposited		479±13.39	1.49±0.07	393±28.86	[34]
		Heat treatment at 600 °C for 1 h		794±4.43	3.38±0.001	267±29.85	
		Heat treatment at 700 °C for 2 h		654±0.66	14.81±0.18	205±28.74	
	Cu-Al-Fe-Ni-Zn		479		1.49	393	[29]
	C18150	As-deposited	213±7	262±8	31±3		[63]
		Aged at 480 °C for 4 h	404±7	501±9	20±1		
	Cu-15Ni-8Sn		522	653	17		[24]
	Cu-13.5Al-4Ni-0.5Ti			541±26	7.63±0.39	267.1-289.1	[28]
LMD	NAB/15-PH	Transverse	418.45	754.64	10.1		[53]
		Longitudinal	548.68	854.57	4.32		
	Cu-9Al-5Fe-5Ni		593-713	769-949	12		[45]
	Cu-9Al-4Ni-3.5Fe-0.5Mn	Transverse		645±5.7	21.2±1.5	188	[46]
		Longitudinal		637±9.9	26.0±1.0		
	Cu-30Ni	Cu-30Ni	317.16	240.49	13.9		[56]
		Cu-30Ni/C71500	229.08	258.72	3.37		
		C71500	374.90	233.39	31.5		
	NAB powder	Top(L)	319.2±10.20	756.9±3.850	28.34±0.67		[61]
		Top(T)	314.0±9.470	740.4±12.78	22.81±0.64		
		Middle(L)	391.1±12.43	798.2±6.500	24.50±1.10		
		Middle(T)	334.9±3.360	753.3±5.710	26.77±1.28		
		Bottom(L)	527.7±11.10	887.8±12.94	17.56±1.28		
		Bottom(T)	480.1±16.21	842.8±12.43	14.98±0.75		

3 结束语

铝青铜作为一种铜基合金,因其高强度、良好的耐空蚀性和耐腐蚀性,在海洋工程领域具有重要作用。传统的铸造铝青铜易产生内部气孔、缩孔及表面夹渣等缺陷,且难以精确制造形状复杂的零部件。激光增材制造技术的出现,为铝青铜合金的制备提供了新途径。本文围绕激光增材制造铝青铜合金领域的研究进展进行综述,重点针对 SLM 和 LMD 两种工艺,系统分析了 LAM 制备铝青铜合金的工艺特点、组织性能以及后处理方法,主要归纳如下:

(1)由于铜具有优异的导热性和高激光反射率,这使得其对激光的能量吸收有限,不足以完全熔化金属粉末,导致激光成形效率低,冶金质量难以控制。此外,铝对红外范围内的激光能量具有高度反射性。

在现代 SLM 激光器的典型 1 mm 波长下,铝仅吸收 7% 的入射激光能量。由于铜铝合金粉末自身的特殊性质,早期采用激光增材制造工艺制备铝青铜比制备其他合金面临更大的难度。

(2)在近期研究中,研究者发现通过采用高激光功率、添加合金元素、调整工艺参数、对合金粉末进行预处理(如表面氧化、渗碳)以及使用混合激光等方式,能够熔化铝青铜合金粉末并制备出高致密度的铝青铜合金;但在制备过程中,若工艺参数选取不当,仍可能损坏激光设备。因此,在后续研究中,可针对铝青铜合金的独特性质,开发适用于其激光增材制造的专用激光器,以进一步优化 LAM 制备铝青铜合金的工艺。

(3)LAM 工艺制备的铝青铜合金显示出与传统制造截然不同的微观结构,这主要是由于冷却速率的显

著变化和激光增材过程中多次热循环的作用。在LMD工艺较高的冷却速率($10^3 \sim 10^4$ K/s)下,共析分解受到抑制,形成由残余马氏体 β' 相和魏氏体 α 相组成的组织,同时析出细小的 κ 相沉淀。相比之下,SLM工艺具有更高的冷却速率($10^3 \sim 10^8$ K/s),其微观结构由大量 β' 相和少量 α 相组成,通过后续热处理可促使 β' 相分解,从而获得均匀分布的 α 相和 κ 相。需要指出的是,热处理工艺的选择至关重要,不恰当的热处理工艺反而会降低材料性能。

LAM制备铝青铜合金的组织 and 性能受到激光工艺参数、扫描策略、冷却速率、基体材料、热输入和后续处理的影响。目前,铝青铜合金的LAM工艺仍处于起步阶段,后续尚需开展大量研究以优化工艺、克服制备过程中的困难,而深入研究铝青铜合金在凝固过程中的组织演变规律,对于选择合理的热处理方式具有重要意义。外能场辅助金属增材制造已成功应用于其他合金,后续研究可以借助外能场辅助LAM工艺制备铝青铜合金,从而改善其组织和提高性能。此外,LAM工艺制备铝青铜合金在实验室层面已取得一定进展,但尚未实现实际工业应用;未来仍需开展更深入的研究,以完善激光增材制备铝青铜的工艺体系、优化组织结构、提高综合性能,推动该技术向工业应用方向迈进。

参考文献

- [1] Chen F, Chen S, Dong X, et al. Size effects on tensile strength of aluminum-bronze alloy at room temperature [J]. *Materials & Design*, 2015, 85: 778-784.
- [2] Tang C H, Cheng F T, Man H C. Laser surface alloying of a marine propeller bronze using aluminium powder part I: microstructural analysis and cavitation erosion study [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2006, 200(8): 2602-2609.
- [3] Tang C H, Cheng F T, Man H C. Laser surface alloying of a marine propeller bronze using aluminium powder part II: corrosion and erosion-corrosion synergism [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2006, 200(8): 2594-2601.
- [4] Tang C H, Cheng F T, Man H C. Improvement in cavitation erosion resistance of a copper-based propeller alloy by laser surface melting [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2004, 182(2/3): 300-307.
- [5] Hazra M, Balan K P. Failure of a nickel aluminium bronze (NAB) canned motor pump impeller working under polluted sea water: influence of material selection, section thickness dependent microstructure and temper annealing heat treatment [J]. *Engineering Failure Analysis*, 2016, 70: 141-156.
- [6] Donatus U, Omotoyinbo J A, Momoh I M. Mechanical properties and microstructures of locally produced aluminium-bronze alloy [J]. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 2012, 11(10): 1020-1026.
- [7] Xu C, Peng Y, Chen L Y, et al. Tailoring microstructure via heat treatment to improve the corrosion resistance of directed energy deposited nickel-aluminum bronze alloy [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25: 5210-5226.
- [8] Gu D D, Meiners W, et al. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms [J]. *International Materials Reviews*, 2012, 57(3): 133-164.
- [9] Su J L, Jiang F L, Teng J, et al. Recent innovations in laser additive manufacturing of titanium alloys [J]. *International Journal of Extreme Manufacturing*, 2024, 6(3): 032001.
- [10] Yue W W, Zhang Y C, Zheng Z X, et al. Hybrid laser additive manufacturing of metals: a review [J]. *Coatings*, 2024, 14(3): 315.
- [11] Zhuo L R, Song B, Li R D, et al. Effect of element evaporation on the microstructure and properties of CuZnAl shape memory alloys prepared by selective laser melting [J]. *Optics & Laser Technology*, 2020, 127: 106164.
- [12] Pogson S R, Fox P, Sutcliffe C J, et al. The production of copper parts using DMLR [J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2003, 9(5): 334-343.
- [13] West R C, Astle M J, Beyer W H, eds. CRC handbook of chemistry and physics [M]. 67th ed. Boca Raton, Florida: CRC Press, 1986.
- [14] Jadhav S D, Dadbakhsh S, Goossens L, et al. Influence of selective laser melting process parameters on texture evolution in pure copper [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 270: 47-58.
- [15] Zhang Y, Yin Y. Investigation into the manufacturing process and properties of BrAl10Fe4 aluminium-bronze parts by selective laser melting [J]. *Materials Technology*, 2020, 35(13/14): 821-835.
- [16] Liu Y G, Zhang J Q, Tan Q Y, et al. Additive manufacturing of high strength copper alloy with heterogeneous grain structure through laser powder bed fusion [J]. *Acta Materialia*, 2021, 220: 117311.
- [17] Yang P, Guo X Y, He D Y, et al. Selective laser melting of high relative density and high strength parts made of minor surface oxidation treated pure copper powder [J]. *Metals*, 2021, 11(12): 1883.
- [18] Jadhav S D, Dhekne P P, Brodu E, et al. Laser powder bed fusion additive manufacturing of highly conductive parts made of optically absorptive carburized CuCr1 powder [J]. *Materials & Design*, 2021, 198: 109369.
- [19] Richardson I. Guide to nickel aluminium bronze for engineers [M]. London: Copper Development Association, 2016.
- [20] 吕玉廷, 王立强, 毛建伟, 等. 镍铝青铜合金(NAB)的研究进展 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2016, 45(3): 815-820.
- [21] Lv Y T, Wang L Q, Mao J W, et al. Recent advances of nickel-aluminum bronze (NAB) [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2016, 45(3): 815-820.
- [22] Hasan F, Jahanafrooz A, Lorimer G W, et al. The morphology, crystallography, and chemistry of phases in as-cast nickel-aluminum bronze [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1982, 13(8): 1337-1345.

- [22] 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.
- [23] Zhang S S, Zhu H H, Hu Z H, et al. Selective laser melting of Cu₁₀Zn alloy powder using high laser power [J]. *Powder Technology*, 2019, 342:613-620.
- [24] Zhang G M, Chen C, Wang X J, et al. Additive manufacturing of fine-structured copper alloy by selective laser melting of pre-alloyed Cu-15Ni-8Sn powder [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 96(9/10/11/12):4223-4230.
- [25] Vashist V, Oldal I, Szakal Z. Analysis of mechanical properties of 3D printed metallic specimens of aluminum (CL31) bronze (CL80) material manufactured at varying laser scanning speed [J]. *Journal of Physics: Conference Series*, 2023, 2484(1):012009.
- [26] Chen J, Yang Y Q, Song C H, et al. Influence mechanism of process parameters on the interfacial characterization of selective laser melting 316L/CuSn10 [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 792:139316.
- [27] Deng C Y, Kang J W, Feng T, et al. Study on the selective laser melting of CuSn10 powder [J]. *Materials*, 2018, 11(4):614.
- [28] 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.
- [29] Alkelae F, Sasaki S. Tribological and mechanical characterization of nickel aluminium bronze (NAB) manufactured by laser powder-bed fusion (L-PBF) [J]. *Tribology Online*, 2020, 15(3):126-135.
- [30] Guerra C, Ramos-Grez J A, La Fé-Perdomo I, et al. Microstructure and mechanical properties of Cu-11Al-5Ni-4Fe wt% manufactured by LPBF [J]. *Metals*, 2023, 13(3):459.
- [31] Gera D, Santos J, Kiminami C S, et al. Comparison of Cu-Al-Ni-Mn-Zr shape memory alloy prepared by selective laser melting and conventional powder metallurgy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, 30(12):3322-3332.
- [32] Murray T, Thomas S, Wu Y X, et al. Selective laser melting of nickel aluminium bronze [J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 33:101122.
- [33] Alkelae F, Sasaki S. Microstructures generated by nickel aluminium bronze alloy L-PBFed and their effect on tribological and mechanical properties [J]. *Jurnal Tribologi*, 2021, 29:41-56.
- [34] Morshed-Behbahani K, Rayner A J, Bishop D P, et al. Perspectives on the unusual electrochemical corrosion of nickel aluminium bronze (NAB) alloy fabricated through laser-powder bed fusion additive manufacturing [J]. *Corrosion Science*, 2024, 228:111846.
- [35] Barr C, Pateras A, Molotnikov A, et al. Effect of composition on the tensile and corrosion performance of nickel aluminium bronze produced via laser powder bed fusion [J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 54:102771.
- [36] Arcos C, Ramos-Grez J A, Sancy M, et al. Suitability of nickel aluminium bronze alloy fabricated by laser powder bed fusion to be used in the marine environment [J]. *Corrosion Science*, 2024, 226:111656.
- [37] Liu J, Stevens E, Yang Q C, et al. An analytical model of the melt pool and single track in coaxial laser direct metal deposition (LDMD) additive manufacturing [J]. *Journal of Micromechanics and Molecular Physics*, 2017, 2(4):1750013.
- [38] Thompson S M, Bian L K, Shamsaei N, et al. An overview of direct laser deposition for additive manufacturing; part I: transport phenomena, modeling and diagnostics [J]. *Additive Manufacturing*, 2015, 8:36-62.
- [39] Todaro C J, Easton M A, Qiu D, et al. Grain structure control during metal 3D printing by high-intensity ultrasound [J]. *Nature Communications*, 2020, 11:142.
- [40] Britten S, Ocylok S. Blues skies for copper cladding with 450 nm [C]//*Laser 3D Manufacturing VI*. San Francisco:SPIE, 2019:11.
- [41] Yang H H, Wu J Y, Wei Q L, et al. Stable cladding of high reflectivity pure copper on the aluminum alloy substrate by an infrared-blue hybrid laser [J]. *Additive Manufacturing Letters*, 2022, 3:100040.
- [42] Cottam R, Brandt M. Laser surface treatment to improve the surface corrosion properties of nickel-aluminum bronze [M]//*Laser Surface Engineering*. Amsterdam:Elsevier, 2015:469-481.
- [43] Zeng S Q, Tian J J, Hu S B, et al. Effect of laser surface melting on microstructure evolution and cavitation behavior of nickel aluminium bronze [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2023, 33(7):2090-2109.
- [44] Song Q N, Tong Y, Li H L, et al. Corrosion and cavitation erosion resistance enhancement of cast Ni-Al bronze by laser surface melting [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2022, 29(2):359-369.
- [45] Li B Y, Zheng H, Han C J, et al. Nanotwins-containing microstructure and superior mechanical strength of a Cu-9Al-5Fe-5Ni alloy additively manufactured by laser metal deposition [J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 39:101825.
- [46] Liu Y T, Ye Z G, Wang X, et al. Microstructure and mechanical behavior of Cu-9Al-4Ni-3.5Fe-0.5Mn alloy fabricated by laser melting deposition [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 826:142006.
- [47] Dharmendra C, Hadadzadeh A, Amirkhiz B S, et al. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel aluminium bronze Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn fabricated through wire-arc additive manufacturing [J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 30:100872.
- [48] Dharmendra C, Rice K P, Amirkhiz B S, et al. Atom probe tomography study of κ -phases in additively manufactured nickel aluminium bronze in as-built and heat-treated conditions [J]. *Materials & Design*, 2021, 202:109541.
- [49] Shakil S I, Dharmendra C, Shalchi-Amirkhiz B, et al. Interplay between microstructure, micromechanical, and tensile properties in wire arc additive manufactured nickel-aluminum bronze: as-built and heat treated [J]. *Materialia*, 2023, 32:101919.
- [50] Feng X R, Cui X F, Jin G, et al. Underwater laser cladding in full wet surroundings for fabrication of nickel aluminum bronze coatings [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2018, 333:104-114.

- [51] Feng X R, Cui X F, Zheng W, et al. Performance of underwater laser clad nickel aluminum bronze by applying zinc protective layer and titanium additives [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 266: 544-550.
- [52] Guo N, Gao Y, Gao Y K, et al. Microstructure and properties of *in-situ* nickel-aluminum bronze coating by underwater wire-feed laser cladding [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 25: 6459-6471.
- [53] Li B Y, Han C J, Lim C W J, et al. Interface formation and deformation behaviors of an additively manufactured nickel-aluminum-bronze/15-5 PH multimaterial via laser-powder directed energy deposition [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 829: 142101.
- [54] Zhao L, Du B R, Yao J, et al. Microstructure and mechanical properties of nickel-aluminum bronze coating on 17-4PH stainless steel by laser cladding [J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2022, 35: 140.
- [55] Yao C L, Kang H S, Lee K Y, et al. A study on mechanical properties of CuNi2SiCr layered on nickel-aluminum bronze via directed energy deposition [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 18: 5337-5361.
- [56] Bhattacharya S, Dinda G P, Dasgupta A K, et al. Microstructural evolution and mechanical, and corrosion property evaluation of Cu-30Ni alloy formed by direct metal deposition process [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(22): 6364-6373.
- [57] Zhao L, Li K L, Yao J, et al. The laser deposited nickel-aluminum bronze coatings on SUS630 stainless steel and its corrosion resistance in 3.5 wt.% NaCl solution [J]. Metals, 2022, 12(5): 781.
- [58] Hyatt C V, Magee K H, Betancourt T. The effect of heat input on the microstructure and properties of nickel aluminum bronze laser clad with a consumable of composition Cu-9.0Al-4.6Ni-3.9Fe-1.2Mn [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29(6): 1677-1690.
- [59] Yin T Y, Zhang S, Wang Z Y, et al. Effect of laser energy density on microstructural evolution and wear resistance of modified aluminum bronze coatings fabricated by laser cladding [J]. Materials Chemistry and Physics, 2022, 285: 126191.
- [60] Samodurova M, Shaburova N, Samoilova O, et al. A study of characteristics of aluminum bronze coatings applied to steel using additive technologies [J]. Materials, 2020, 13(2): 461.
- [61] Li B Y, Han C J, Xie Y X, et al. Microstructural heterogeneity induced by thermal accumulation in a nickel-aluminum-bronze alloy additively manufactured via directed energy deposition [J]. CIRP Annals, 2023, 72(1): 133-136.
- [62] Yin T Y, Zhang S, Zhou F Q, et al. Effects of heat treatment on microstructure and wear behavior of modified aluminum bronze coatings fabricated by laser cladding [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2022, 31(6): 4294-4304.
- [63] Yang X, Qi Y, Zhang W, et al. Laser powder bed fusion of C18150 copper alloy with excellent comprehensive properties [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 862: 144512.
- 基金项目:** 山东省自然科学基金项目(ZR2020QE186)
- 收稿日期:** 2024-04-23; **录用日期:** 2024-05-16
- 通讯作者:** 姜凤春(1963—), 男, 教授, 博士, 主要研究方向为金属复合材料优化设计与制造及增材制造技术与装备, 联系地址: 黑龙江省哈尔滨市南岗区南通大街145号哈尔滨工程大学材料科学与化学工程学院(150001), E-mail: fengchunjiang@hrbeu.edu.cn
- (本文责编: 寇凤梅)