

激光与光电子学进展

激光选区熔化成形铜粉掺入铝合金显微组织及性能

刘艳艳^{1*}, 吕非^{2,3}, 肖猛², 高雪松², 周军^{2,3}, 杜长星¹¹南京理工大学紫金学院智能制造学院, 江苏 南京 210046;²南京先进激光技术研究院激光装备及工艺技术研发中心, 江苏 南京 210038;³中国科学院上海光学精密机械研究所上海市全固态激光器与应用技术重点实验室, 上海 201800

摘要 铝合金密度低、比强度高、耐腐蚀性能好,是一种优异的轻量化金属材料。为了提升激光选区熔化(SLM)技术成形铝合金的力学性能,提出将Cu元素作为单质颗粒掺入铝合金材料的强化方法,探究了Cu元素掺入比例对SLM成形铝合金打印质量和性能的影响。结果表明,Cu粉的掺入简单有效地细化了铝合金显微组织晶粒,提高了基础铝合金材料的拉伸强度。 Al_2Cu 相能有效细化晶粒,在搭接区域形成更细密的微观等轴晶组织。随着铜粉掺入量的增大,组织内部生成的 Al_2Cu 相逐渐增加,晶粒尺寸逐渐减小,从 $3.30\ \mu m$ 减小至 $2.12\ \mu m$,显微组织得到了细化。掺入质量分数5%铜粉的样件具有最高的拉伸强度为460 MPa,较未添加样件提高了20.4%,但是过量铜粉掺入后,样件内部因为存在未熔颗粒性能有一定程度的下降。该研究对于进一步提高SLM成形铝合金的力学性能具有重要意义。

关键词 激光技术; 激光选区熔化; 高强铝合金; 显微组织; 晶粒细化; 拉伸性能

中图分类号 TN249; TH164

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP223036

Microstructures and Property of Aluminum Alloy Doped with Copper Powder Fabricated by Selective Laser Melting

Liu Yanyan^{1*}, Lü Fei^{2,3}, Xiao Meng², Gao Xuesong², Zhou Jun^{2,3}, Du Changxing¹¹College of Intelligent Manufacturing, Nanjing University of Science Technology ZiJin College, Nanjing 210046, Jiangsu, China;²Laser Equipment and Machining Technology R&D Center, Nanjing Institute of Advanced Laser Technology, Nanjing 210038, Jiangsu, China;³Shanghai Key Laboratory of All Solid-State Laser and Applied Techniques, Shanghai Institute of Optics and Fine Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201800, China

Abstract Aluminum alloy is an excellent lightweight metal material with low density, high specific strength, and good corrosion resistance. In order to improve the mechanical properties of aluminum alloy fabricated by laser selective melting (SLM), this paper proposed a strengthening method of aluminum alloy material in which Cu element was used as simple particle, and explored the influence of the proportion of Cu element on the forming quality and properties of aluminum alloy fabricated by SLM. The results showed that the doping of Cu powder can refine the microstructure grain of aluminum alloy simply and effectively, and improved the tensile strength of aluminum alloy material. Al_2Cu phase could effectively refine the grain and form a more compact micro equiaxed crystal structure in the overlapping area. With the increase of the content of copper powder, the Al_2Cu phase generated in the structure gradually increased, and the grain size gradually decreased from $3.30\ \mu m$ to $2.12\ \mu m$. The microstructure was refined. The sample containing 5% copper powder had the highest tensile strength of 460 MPa, which was 20.4% higher than that without copper powder. However, after excessive copper powder was dopped, the performance of the sample was reduced to a certain extent due to the presence of unmelted particles. This study is of great significance to further improve the mechanical properties of aluminum alloy fabricated by SLM.

Key words laser technique; selective laser melting; high-strength aluminum alloy; microstructure; grain refinement; tensile property

收稿日期: 2022-11-14; 修回日期: 2022-12-07; 录用日期: 2022-12-09; 网络首发日期: 2022-12-22

基金项目: 南京市新型研发机构联合技术攻关项目(202208018)

通信作者: *253840413@qq.com

1 引言

铝合金作为一种成熟的轻合金材料,比强度高、导热性能与耐腐蚀性能优秀、制造加工方便、成本低、种类多样,能适应多种复杂环境,被广泛应用于航空航天、能源交通、海洋、国防等关键领域^[1-5]。但是传统制造工艺如铸造等在制备形状复杂的结构件时仍存在不足,而激光选区熔化(SLM)技术属于增材制造技术的一种,是面向金属材料的铺粉式成形工艺,适合于多规格的复杂结构零部件的快速制造^[6]。

铝合金材料在 SLM 技术发展过程中一直是一种典型的难加工材料,其自身存在的密度低、激光反射率高、导热能力强、极易氧化等特性使得铝合金材料对设备要求很高。由于粉末流动性与密度存在一定关系,铝合金材料的低密度导致其流动性差,对铺粉单元的精度与稳定性有很高的要求,难以保证铺设粉层的均匀性^[7-8]。铝合金材料对激光的反射率高达 91%,SLM 技术发展初期,受激光器功率的限制,铝合金材料成形效果一直不理想^[9]。随着大功率激光器技术的突破,铝合金材料 SLM 成形取得了很大的进步。但是,铝合金材料的高热导率使得成形过程中熔池的热量极易散发,成形件粘粉严重,表面质量较差。铝在高温条件下更易与氧气发生反应形成氧化物,虽然 SLM 设备成形腔内的氧含量已经控制在极低的状态(300×10^{-6} 以下),但仍会有残存的氧气与铝发生反应,生成的氧化膜严重影响铝合金熔体的流动性,无法完全铺展导致缺陷(球化现象、孔洞等)的产生,最终降低 SLM 零件的成形质量^[10-11]。

铝合金材料 SLM 研究工作在前期主要集中于基础工艺的突破,以 AlSi12 和 AlSi10Mg 为代表的 Al-Si 系合金因为其良好的成形性能得到了广泛的关注。铝合金 SLM 工艺参数(激光功率^[12]、扫描速度^[13]、扫描间距^[14]、铺粉厚度^[15]、扫描策略^[16]、摆放位置^[17]等)在该阶

段得到了很好的探索。Yang 等^[18]研究表明,在不同的工艺参数组合下,成形样件内部的致密度会有很大变化,在较低能量密度的工艺组合下,样件内部存在较大尺寸不规则孔洞缺陷,而能量密度增大后,不规则孔洞减少,样件致密度也得到提高。Thijs 等^[19]通过研究扫描策略对成形件显微组织影响后发现,在岛形扫描策略下,显微组织的各向异性明显减弱,通过扫描策略的选择,可以有效控制成形件各方向的力学性能。但是随着铝合金 SLM 技术的继续发展,铝合金的工艺研究趋于成熟,如何通过材料强化、后处理等手段提升铝合金的综合性能(如静力学性能、疲劳性能等)成为了国内外新关注的研究方向。

基于第二相强化和细晶强化等原理,向铝合金中添加特定元素是一种提升其机械性能的有效方法,并可根据添加元素的种类、比例、状态等参数实现对性能的定向精准调控。同时相较于传统铸造等加工方法添加强化元素的途径,SLM 工艺过程可实现基体材料元素和添加强化元素间的原位反应,分布更均匀、效果更佳、效率更高。本文以 Cu 元素作为单质颗粒掺入铝合金材料的强化方法为基本强化思路,研究了 Cu 元素掺入比例对成形质量和性能的影响及其性能强化机理。

2 试样制备与试验方法

2.1 试验材料和设备

试验用粉末采用 Cu 颗粒掺入的合金粉末方法制备。Cu 颗粒粉末选用安徽中体新材料科技有限公司生产的 20 μm 球形铜粉,具体理化参数如表 1 所示。基础铝合金材料选用苏州倍丰激光科技有限公司开发的铝合金粉末 Al250C,粒径范围为 15~63 μm ,中位粒径为 35 μm ,如图 1 所示,元素组成见表 2。两种粉末采用球磨法进行混合。

表 1 铜粉理化参数

Table 1 Physical and chemical parameters of copper powder

Mass fraction of Cu / %	Oxygen content / %	Particle size / μm			Apparent density / ($\text{g} \cdot \text{cm}^{-2}$)
		D ₁₀	D ₅₀	D ₉₀	
>99	0.05	15	20	45	5.0

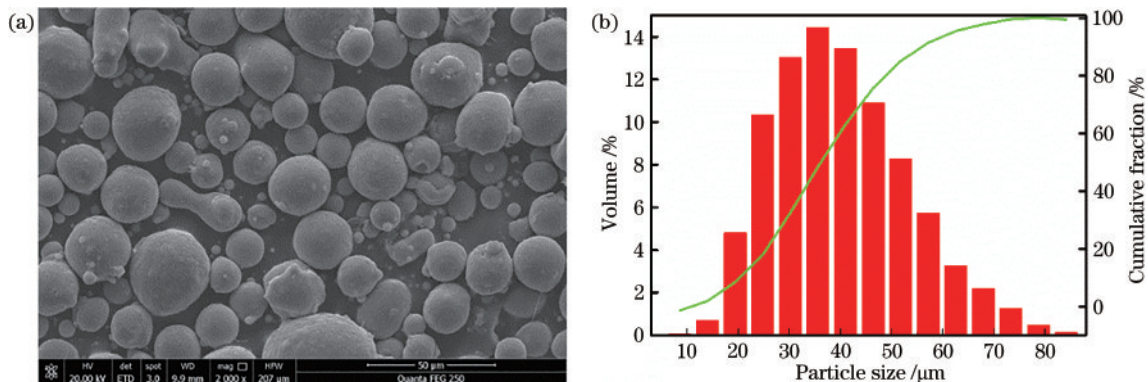


图 1 基础铝合金粉末形貌和粒径分布。(a)粉末形貌;(b)粒径分布

Fig. 1 Morphology and particle size distribution of basic aluminum alloy powder. (a) Morphology; (b) size distribution

表 2 商用 Al250C 铝合金粉末成分表

Table 2 Composition of commercial Al250C aluminum alloy powder

Element	Mn	Mg	Sc	Zr	Fe	Si	Al
Mass fraction / %	4.55	1.19	0.94	0.43	0.07	0.04	Bal.

SLM 设备为南京先进激光技术研究院自主研发的专用增材成形平台,型号 SLM-250D,适合增材制造新材料开发和新工艺研究等探索性应用。

2.2 试验过程

将基础铝合金材料和铜粉掺入质量分数分别为 2.5%、5%、7.5% 的四种新铝合金材料,命名为 C0、C1、C2、C3。为了探索该批新材料合适的工艺窗口,选择在 120 mm×120 mm 规格的常规铝合金基板上成形出 5×5 个尺寸为 10 mm×10 mm×7 mm 的立方体阵列样件,最终工艺参数确定为:激光功率为 390 W、扫描速度为 2250 mm/s、层厚为 30 μm、扫描间距为 80 μm,该工艺参数下每组材料的致密度均可达到 98% 以上。

2.3 试样性能检测

1) 相组成及微观组织结构

试验样件经过线切割、镶嵌、打磨、抛光、腐蚀、清洗处理后,使用 GX41 光学金相显微镜和场发射扫描电子显微镜(SEM,S-4800,HITACHI公司,日本)对其微观组织形貌特征进行检测。腐蚀液成分配比如下:体积分数 1%HF、4%HNO₃、95%H₂O,腐蚀时间为 20 s,腐蚀后超声清洗去表面残留的杂质颗粒。为了进一步分析试验样件的微观组织晶粒特征,特别是晶粒尺寸与晶粒取向,使用热场发射扫描电镜(ULTRA 55,Carl Zeiss AG 公司,德国)进行电子背散射衍射(EBSD)测试,EBSD 检测试验样件需进行研磨抛光,扫描步长为 0.30 μm,采集面积为 96 μm×64 μm。使用 X 射线衍射仪(XRD,D/max 2500 PC Rigaku 公司,日本)分析试验样件物相组成,采用铜靶材 K α 射线,工作电压为 40 kV,工作电流为 150 mA,衍射角扫描范围为 10°~90°,步长为 0.02°,扫描速度为 5 (°)/min。试验样件均在制样后立刻进行测试以避免氧化。

2) 拉伸性能

拉伸性能测试使用微机控制电子万能试验机(UTM4304,济南科盛试验设备有限公司,济南),该机最大拉伸载荷为 30 kN,分辨率为 0.001 mm,试验机测量精度为 0.5 级,有效测力范围 0.4%~100% FS(满量程),示值相对误差为 ±0.5%,测量精度优于示值 ±1%。在实际拉伸过程中拉伸速率设定为 0.05 mm/min。

试验样件制备与拉伸性能指标计算标准遵循国标 GB/T 16865—2013《变形铝、镁及其合金加工制品拉伸试验用试样及方法》,拉伸试验样件成形后使用线切割机将其从基板上切割下来,经打磨后去除表面粘

粉等微缺陷以减少粗糙度对试验准确度的影响,样件尺寸和实物图如图 2 所示,样件厚度为 5 mm。

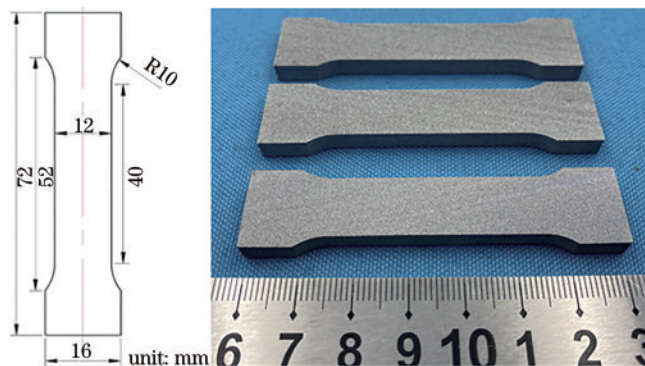


图 2 拉伸试验样件尺寸与实物图

Fig. 2 Dimension and physical drawing of tensile test sample

3 试验结果与分析

3.1 物相组成

为了研究不同铜粉掺入量下强化铝合金组织内部的物相组成,使用 XRD 衍射技术分析其内部物相组成。各类型成形样件扫描结果如图 3 所示,2 θ 扫描范围为 10°~90°。

基础铝合金材料成形后,内部主要由 α -Al 相组成,同时还存在微弱的 Al₃Sc 峰和 Al₆Mn 峰,而其余的 Mg 元素以及铝合金中常见强化相 Mg₂Si 未观察到。主要原因是:1)Si 元素在本试验采用的铝合金材料体系中含量较少,生成的强化相的含量不足以被观测到^[21];2)本文铝合金成形试验中激光能量密度较大,Mg 元素在该能量密度下极易烧蚀蒸发。因此基础铝合金材料中物相由占主要部分的 Al 相组成。

而随着铜粉的掺入,C1~C3 的 X 射线衍射图中出现新的衍射峰,经分析该峰代表的相为金属间化合物 Al₂Cu 相,如图 3 所示。随着铜粉掺入量的增大,衍射图中 Al₂Cu 峰峰强逐渐上升,证明 Cu 元素与 Al 元素基体反应程度逐渐提高,生成了更多的 Al₂Cu 相。同时 Al 相主峰逐渐变宽,证明组织内部出现了一定程度的晶粒细化现象,间接说明铜粉的掺入起到了细化晶粒的效果。

3.2 微观组织形貌

在最佳工艺组合($P=390$ W, $v=2250$ mm/s)下,不同类型 SLM 成形试验样件光学显微镜(OM)微观组织形貌如图 4 所示。微观组织形貌呈现增材制造金属材料特有的具有不同晶粒尺度分布的双峰组织结构,亚宏观界面表现为鱼鳞状纹路,由多条单一熔道重叠组成。沿成形方向的层间特征呈现良好的冶金结合,无明显的层间裂纹存在。由于 Cu 元素和 Al 元素熔点之间存在较大差异,掺入基础铝合金材料的铜粉不足以全部熔化固溶进 Al 基体组织,而会以单质难熔颗粒的形式存在,随着铜粉掺入量的增大,该现象

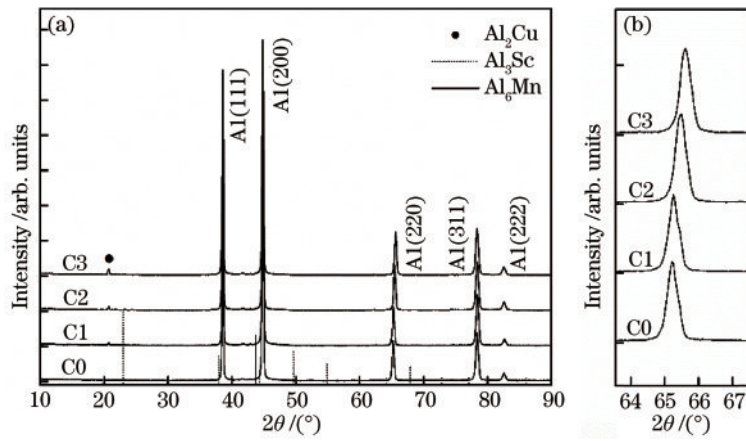


图3 不同类型样件 XRD 图谱。(a) $10^{\circ}\sim 90^{\circ}$; (b) $64^{\circ}\sim 67^{\circ}$
Fig. 3 XRD patterns of different samples. (a) $10^{\circ}\sim 90^{\circ}$; (b) $64^{\circ}\sim 67^{\circ}$

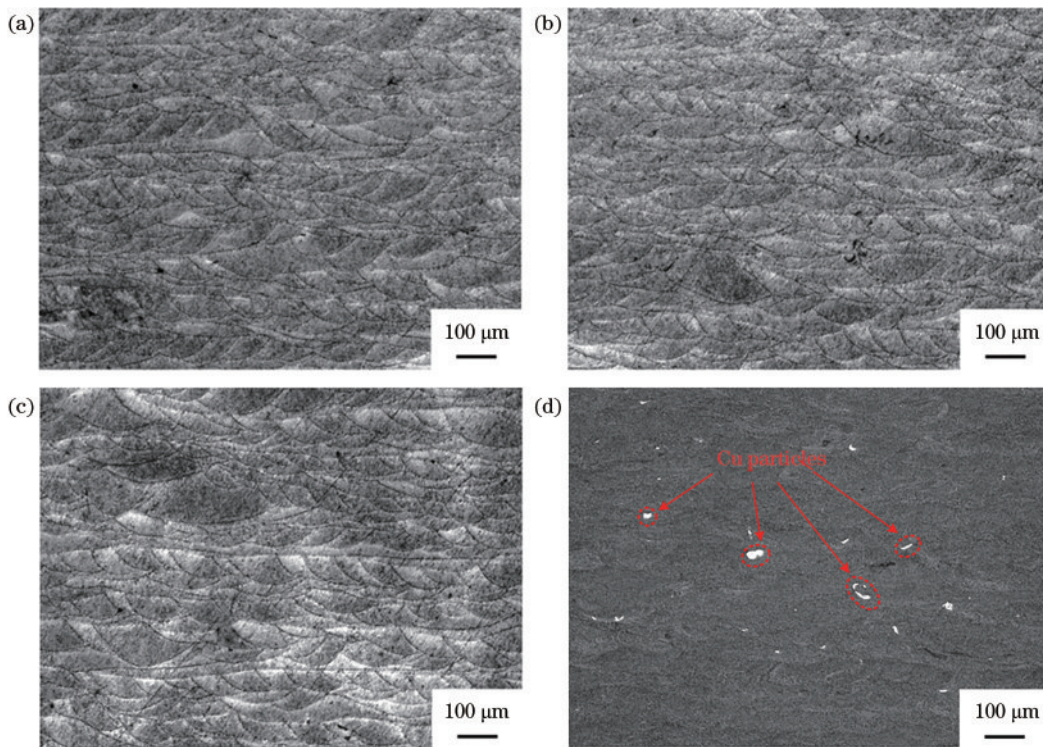


图4 不同类型样件显微组织。(a) C0; (b) C1; (c) C2; (d) C3
Fig. 4 Microstructures of different types of samples. (a) C0; (b) C1; (c) C2; (d) C3

尤为明显。如图4(d)所示, C3组样件微观组织形貌中存在少量的“白点”, 该“白点”即为未熔化完全的铜粉单质颗粒。同时其颗粒形貌由原先规则的球状转化为不规则形状, 这是球形铜粉颗粒的不完全熔化导致的。在激光作用下, 铜粉颗粒吸收能量并随熔池移动, 但是如果接收到的激光能量不足以使过量的铜粉颗粒完全熔化进 Al 基体组织, 这些未熔化的铜粉在运动过程中团聚形成不规则结构后以难熔单质的形式存在于 Al 基体组织内。而以难熔单质形式存在的铜粉颗粒与基体组织之间的浸润结合程度低, 会成为材料断裂失效时重要的应力集中点, 加速材料的失效断裂并形成裂纹, 严重降低了材料的机械性能。如图4(d)所示, 与另外三组样件不同, 掺入质量分数 7.5% 铜

粉的 C3 组样件组织较暗, 熔道特征不明显, 组织间可观察到少量铜粉颗粒。这是由于随着铜粉掺入量的增大, 生成的 Al_2Cu 相与 Al 基体组织存在较大电势差, 在金相腐蚀时会形成晶间腐蚀, 而未熔的铜粉颗粒更会加剧这一现象, 造成金相组织熔道特征不明显^[22-23]。

在放大倍率下对 C2 组金相组织进行观察, 如图5(a)所示, 腐蚀后的金相组织可以明显地观测到暗色区域和亮色区域, 亮暗关系的不同标志着微观组织形貌结构的不同。其中, 熔池中心区域相较于熔池边界为暗色区域。为了分析两个区域组织结构的不同, 使用 EBSD 技术进行深入分析, 如图5(b)所示。图中, 表现为暗色的熔池中心区域对应于具有柱状晶组

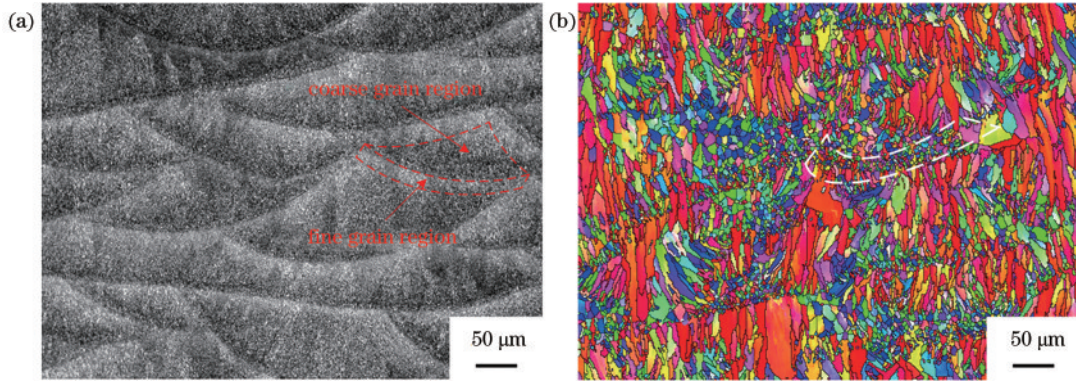


图 5 C2组样件显微组织分析。(a)显微组织;(b)晶粒取向

Fig. 5 Microstructure analysis of C2 sample. (a) Microstructure; (b) grain orientation

织结构的粗晶区,表现为亮色的熔池边界区域对应于具有等轴晶组织结构的细晶区。粗晶区由定向的柱状晶组成,柱状晶生长方向沿具有最大温度梯度的成形方向。细晶区则由亚微米尺度的非定向等轴晶组成。

通过EBSD技术统计出对应四种合金的平均晶粒大小,分别为 $3.30\ \mu\text{m}$ 、 $2.86\ \mu\text{m}$ 、 $2.17\ \mu\text{m}$ 、 $2.12\ \mu\text{m}$,如图6所示。四种材料内部合金晶粒尺寸大多尺寸在 $10\ \mu\text{m}$ 以下,随着铜粉掺入量的增加,平均晶粒尺寸逐渐减小,由于熔道附近大量细小等轴晶的缘故,晶粒中大部分以尺寸小于 $10\ \mu\text{m}$ 的状态存在。随着铜粉掺入

量的增加,合金中晶粒尺寸分布改变较大,对于大尺寸晶粒可以看出,随着Cu质量分数的上升,大尺寸晶粒的生长得到了抑制,这主要是由于Cu的加入促进了金属间化合物 Al_2Cu 相的生成, Al_2Cu 相促进了晶粒形核并有效抑制了晶粒的生长。同时,铜粉的掺入在起始阶段提高了导热能力,但是相变过程降低了材料的导热能力,激光扫描后高温梯度效应减弱,晶粒沿热量传递方向的生长趋势下降,铝合金内部晶粒狭长的柱状晶逐渐消失,柱状晶横向尺寸逐渐增加,晶粒平均尺寸结果亦证明了这一现象。因此 Al_2Cu 相的生成能有效细化组织晶粒。

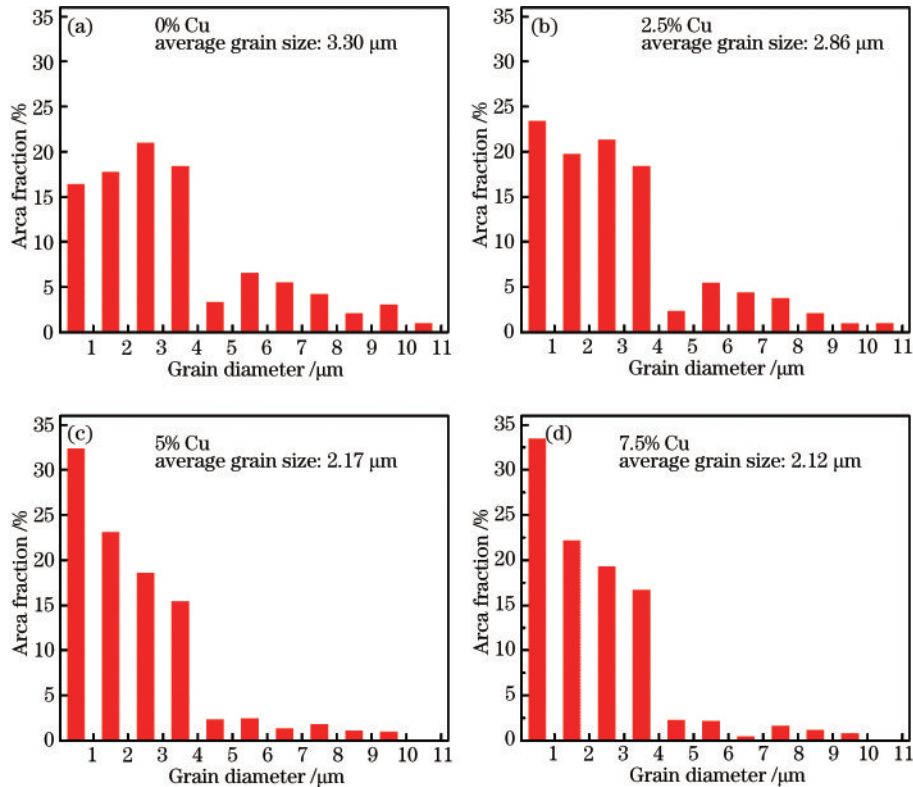


图 6 不同Cu粉掺入量样件Al晶粒尺寸分布图。(a) C0; (b) C1; (c) C2; (d) C3

Fig. 6 Al grain size distribution diagram of samples with different mass fractions of Cu powder. (a) C0; (b) C1; (c) C2; (d) C3

3.3 拉伸性能

图 7 为四组不同铜粉掺入量的铝合金样品最终拉伸性能结果。其中,掺入质量分数 5% 铜粉的 C2 组铝合金样品具有最高拉伸强度,为 460 MPa,相较于 C0 组样品拉伸强度(382 MPa)提高了 20.4%。在一定范围内,随着铜粉掺入量的增加,材料的拉伸强度逐渐提高,说明 Cu 元素对基础铝合金材料存在一定的增强改

性作用,但是,随着铜粉掺入量的进一步增加,拉伸强度反而下降,如图中的掺入质量分数 7.5% 铜粉的 C3 组样品,拉伸强度下降为 438 MPa。拉伸曲线表明,材料塑性良好,存在明显的弹性与屈服变形阶段,塑性变化规律与拉伸强度变化规律相似,各组样品中 C2 组样品具有最高断裂延伸率,为 21.8%,相较于 C0 组样品延伸率(18.2%)提高了 19.8%。

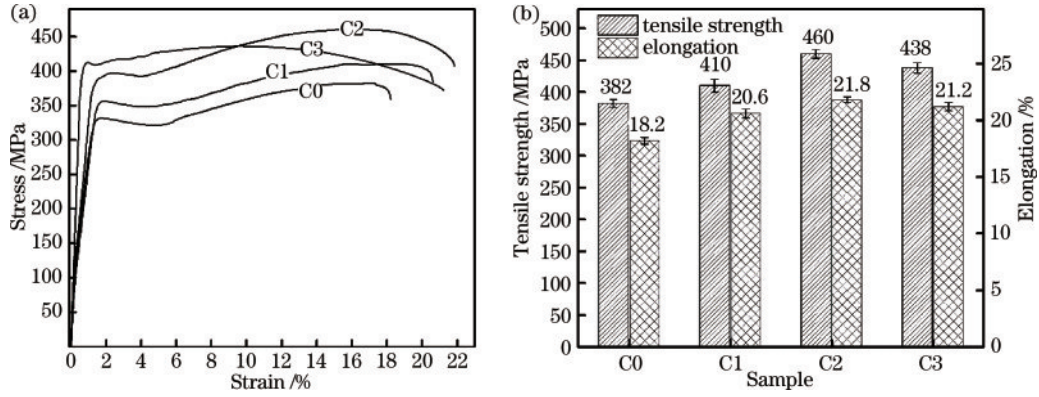


图 7 不同类型样品拉伸试验结果。(a)拉伸曲线;(b)拉伸强度和延伸率

Fig. 7 Tensile test results of different types of samples. (a) Stress-strain curves; (b) tensile strength and elongation

断口形貌是反映样品拉伸性能的重要特征指标,图 8 为拉伸样品的微观断口形貌,形貌中存在解理面、撕裂棱和韧窝等准解理断裂典型特征,该形式是基于脆性断口的一种介于解理断裂和韧性断裂之间的过渡断裂形式。撕裂棱形态呈现弯曲的短棱形态,棱侧面即为

解理面,准解理断面向四周放射河流花样。图 8(a)为 C0 组铝合金样品的拉伸微观断口形貌,河流花样呈现均匀的分布状态,撕裂棱较少。而图 8(b)所示 C2 组断口形貌中,撕裂棱数量增加,河流花样被撕裂棱分割,呈现离散式分布,且表现出凹凸不平的台阶状形貌

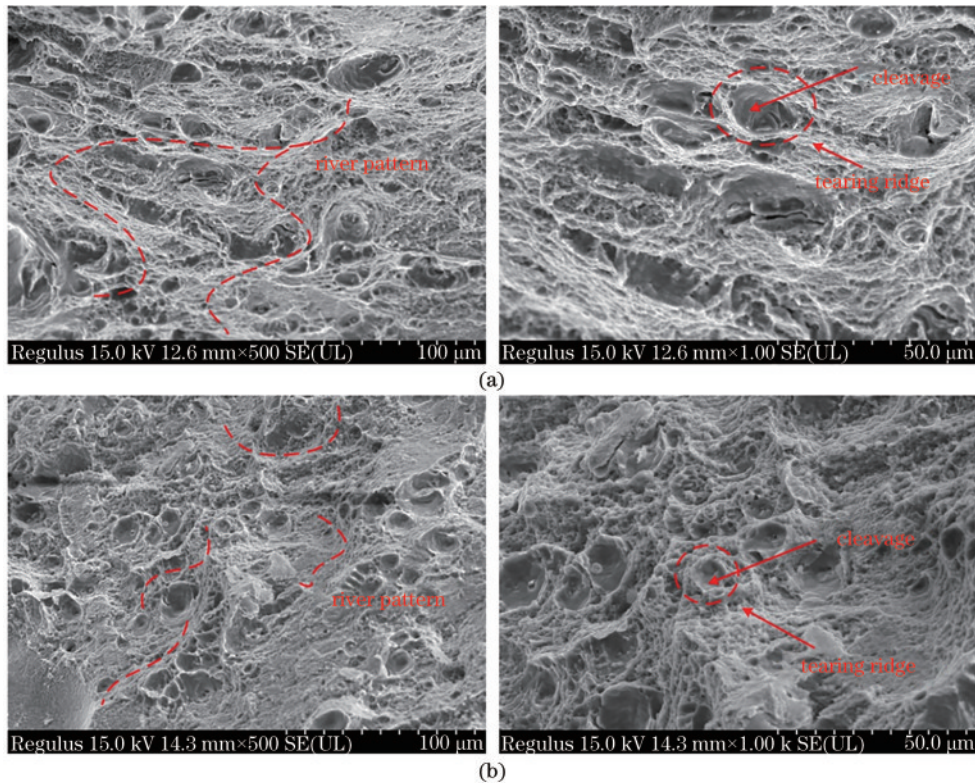


图 8 C0 组与 C2 组拉伸样品断口 SEM 图像。(a) C0; (b) C2

Fig. 8 SEM images of fracture surface of C0 and C2 tensile samples. (a) C0; (b) C2

特征。这说明随着铜粉的掺入,在样件内部生成的强化相含量逐渐提高,位错的运动在这些强化相的位置会受到阻碍,并在此处积累,积累不断提高,位错密度提高到一定程度后会发生撕裂形成撕裂棱,撕裂裂纹随后以不连续的形式扩展,表现为以河流花样的形式连接其余的撕裂棱。而 C2 组样件的拉伸强度高于 C0 组样件,结合二者的微观断口形貌特征,证明了铜粉的掺入对该基础铝合金材料起到了强化作用。

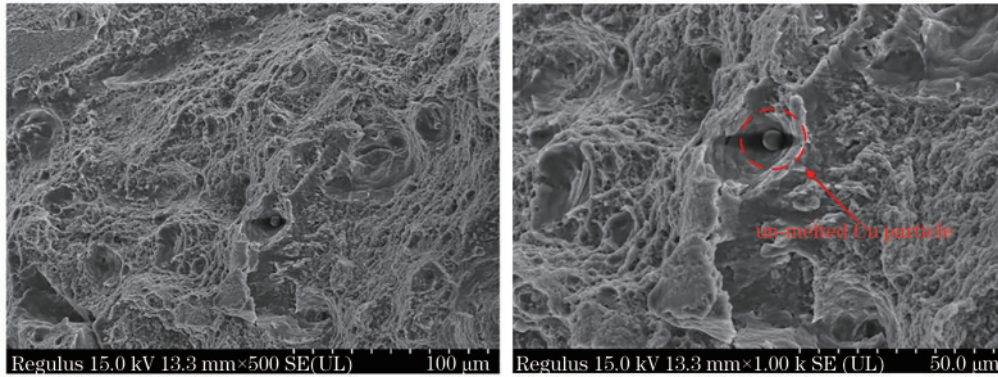


图9 C3组拉伸样件断口SEM图像

Fig. 9 SEM images of fracture surface of C3 tensile sample

4 结 论

本文从材料制备的角度提出了一种匹配于SLM技术的铝合金强化方法,以Al250C铝合金为基体材料,通过掺入铜粉对其进行强化,从工艺和性能的匹配性展开研究,并分析了微观组织形貌和物相组成,接着对材料的拉伸性能进行了研究,得到了铜粉掺入的最优质量分数。本文得到了如下主要结论:

1) 基础铝合金材料成形后,内部主要由 α -Al相组成,同时还存在微弱的 Al_3Sc 峰和 Al_6Mn 峰,随着铜粉掺入量的增大, Al_2Cu 相峰强度逐渐提高。材料在搭接区域具有更细密的微观等轴晶组织且随着铜粉掺入量的增大,微观组织形貌进一步得到了细化。

2) 随着铜粉掺入量的增加,铝合金样件综合性能逐渐上升,掺入质量分数5%铜粉的样件具有最高的拉伸强度460 MPa,较未添加样件提高了20.4%,但是过量铜粉的掺入后,样件性能有一定程度的下降。

3) 由 Al_2Cu 相带来的细晶强化的作用下,Cu粉的掺入简单有效地提高了基础铝合金材料的拉伸强度,但是该种材料仍存在可强化的空间,后续将通过热处理进行实现。

参 考 文 献

- [1] 吕新蕊,刘婷婷,廖文和,等. 高强铝合金7075激光粉末床熔融凝固裂纹的消除与质量控制[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 1402209.
Lü X R, Liu T T, Liao W H, et al. Solidification crack elimination and quality control of high-strength aluminum

alloy 7075 fabricated using laser powder bed fusion[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 1402209.

[2] 齐世文, 荣鹏, 黄丹, 等. 激光粉末床熔融增材制造铝合金的室温和高温力学性能研究[J]. 中国激光, 2022, 49(8): 0802001.
Qi S W, Rong P, Huang D, et al. Room- and high-temperature mechanical properties of aluminum alloys fabricated using laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(8): 0802001.

[3] Yang T, Liu T, Liao W, et al. The influence of process parameters on vertical surface roughness of the AlSi10Mg parts fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 266: 26-36.

[4] Vafadar A, Guzzomi F, Rassau A, et al. Advances in metal additive manufacturing: a review of common processes, industrial applications, and current challenges [J]. Applied Sciences, 2021, 11(3): 1213.

[5] 吕非, 田宗军, 梁绘昕, 等. AlSi10Mg铝合金激光熔化沉积显微组织及力学性能[J]. 华南理工大学学报(自然科学版), 2018, 46(10): 117-125.
Lü F, Tian Z J, Liang H X, et al. Microstructures and mechanical properties of AlSi10Mg aluminum alloy fabricated by laser melting deposition[J]. Journal of South China University of Technology (Natural Science Edition), 2018, 46(10): 117-125.

[6] 卢秉恒. 增材制造技术: 现状与未来[J]. 中国机械工程, 2020, 31(1): 19-23.
Lu B H. Additive manufacturing: current situation and future[J]. China Mechanical Engineering, 2020, 31(1): 19-23.

- [7] Aboulkhair N T, Simonelli M, Parry L, et al. 3D printing of aluminium alloys: additive manufacturing of aluminium alloys using selective laser melting[J]. *Progress in Materials Science*, 2019, 106: 100578.
- [8] Olakanmi E O, Cochrane R F, Dalgarno K W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: processing, microstructure, and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2015, 74: 401-477.
- [9] Louvis E, Fox P, Sutcliffe C J. Selective laser melting of aluminium components[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, 211(2): 275-284.
- [10] Gu D D, Meiners W, Wissenbach K, et al. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms[J]. *International Materials Reviews*, 2012, 57(3): 133-164.
- [11] 顾冬冬, 沈以赴. 基于选区激光熔化的金属零件快速成形现状与技术展望[J]. *航空制造技术*, 2012, 55(8): 32-37.
Gu D D, Shen Y F. Research status and technical prospect of rapid manufacturing of metallic part by selective laser melting[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2012, 55(8): 32-37.
- [12] Read N, Wang W, Essa K, et al. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: process optimisation and mechanical properties development[J]. *Materials & Design (1980-2015)*, 2015, 65: 417-424.
- [13] Wei P, Wei Z, Chen Z, et al. The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: single track, densification, microstructure and mechanical behavior[J]. *Applied Surface Science*, 2017, 408: 38-50.
- [14] Chen Z, Wei Z Y, Wei P, et al. Experimental research on selective laser melting AlSi10Mg alloys: process, densification and performance[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, 26(12): 5897-5905.
- [15] Aboulkhair N T, Maskery I, Tuck C, et al. On the formation of AlSi10Mg single tracks and layers in selective laser melting: Microstructure and nano-mechanical properties[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 230: 88-98.
- [16] Aboulkhair N T, Everitt N M, Ashcroft I, et al. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2014, 1/2/3/4: 77-86.
- [17] Anwar A B, Pham Q C. Selective laser melting of AlSi10Mg: effects of scan direction, part placement and inert gas flow velocity on tensile strength[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 240: 388-396.
- [18] Yang T, Liu T, Liao W, et al. Laser powder bed fusion of AlSi10Mg: influence of energy intensities on spatter and porosity evolution, microstructure and mechanical properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 849: 156300.
- [19] Thijs L, Kempen K, Kruth J P, et al. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(5): 1809-1819.
- [20] Spierings A B, Schneider M, Eggenberger R. Comparison of density measurement techniques for additive manufactured metallic parts[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2011, 17(5): 380-386.
- [21] 余开斌. 激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金的显微组织与力学性能研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2018.
Yu K B. Study on microstructures and mechanical properties of AlSi10Mg alloy produced by selective laser melting[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2018.
- [22] Hoyt A, Li S X, Dai X Y, et al. Synergistic effect of pH and oxalate concentration on corrosion of aluminium alloy 2024-T3[J]. *Corrosion Engineering, Science and Technology*, 2018, 53(6): 413-421.
- [23] 师昌绪, 钟群鹏, 李成功. 中国材料工程大典[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.
Shi C X, Zhong Q P, Li C G. China materials engineering canon[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006.