

激光选区熔化水雾化 Cu-10Sn 合金粉末成形件的 微观组织结构及力学性能研究

张晓雅^{1**}, 李现兵², 谈震³, 曾勇¹, 田丽纷², 周正³, 周振鲁³, 贺定勇^{3*}

¹北京工业大学激光工程研究院, 北京 100124;

²全球能源互联网研究院有限公司, 北京 102200;

³北京工业大学材料科学与工程学院, 北京 100124

摘要 为降低 3D 打印铜合金的生产成本, 采用水雾化法制备的 Cu-10Sn 合金粉末作为原材料, 进行激光选区熔化 (SLM) 试验。通过优化打印工艺参数获得几乎全致密的 Cu-10Sn 合金块体, 其相对密度达 99.7%。制备的 Cu-10Sn 合金主要由金属间化合物 $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ 及 $\alpha\text{-Cu}$ 固溶体两相组成, 其晶粒形态主要为沿凝固方向形成的柱状树枝晶和枝晶间相, 并且在晶内分布有高密度位错。在准静态拉伸条件下, 其屈服强度为 (392 ± 6) MPa, 抗拉强度为 (749 ± 5) MPa, 塑性变形量为 $29\% \pm 2.3\%$, 综合力学性能远高于铸态 Cu-10Sn 合金。

关键词 激光技术; 激光选区熔化; Cu-10Sn 合金; 相对密度; 力学性能

中图分类号 TB31

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.1002009

Microstructure and Mechanical Properties of Water Atomized Cu-10Sn Alloy Powder Formed Parts by Selective Laser Melting

Zhang Xiaoya^{1**}, Li Xianbing², Tan Zhen³, Zeng Yong¹,
Tian Lifeng², Zhou Zheng³, Zhou Zhenlu³, He Dingyong^{3*}

¹Laser Engineering Research Institute, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China;

²Global Energy Internet Institute Limited Company, Beijing 102200, China;

³College of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China

Abstract In order to reduce the production cost of copper alloy 3D printing, we use the Cu-10Sn alloy powder prepared by water atomization as raw material for laser selective melting (SLM) experiment, in order to obtain an almost completely dense Cu-10Sn alloy bulk sample by optimizing the SLM processing parameters. The relative density of the sample could be reached to 99.7%. The sample consists of two phases of intermetallic compound $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ and $\alpha\text{-Cu}$ solid solution. The grain morphology is mainly the columnar dendrite and interdendritic phases formed along the solidification direction, and high density dislocations are distributed within the crystals. Under the quasi-static tensile condition, the yield strength of the specimen is (392 ± 6) MPa, the tensile strength is (749 ± 5) MPa, and the plastic deformation is $29\% \pm 2.3\%$. The comprehensive mechanical properties are much higher than those of Cu-10Sn alloys prepared by casting methods.

Key words laser technology; selective laser melting; Cu-10Sn alloy; relative density; mechanical properties

OCIS codes 140.3460; 160.3900; 350.3850

1 引 言

锡青铜是人类最早应用的合金之一, 可根据不

同需求调整 Cu、Sn 元素比例, 获得具有不同性能的 Cu-Sn 合金。例如, 高 Sn 含量 (Sn 质量分数大于 10%) 的 Cu-Sn 合金表现出优异的机械性能、耐磨

收稿日期: 2018-04-19; 修回日期: 2018-05-28; 录用日期: 2018-06-14

基金项目: 北京市朝阳区科委 2017 年度协同创新项目 (CYXC1701)、先进输电国家重点实验室开放基金 (GEIRI-SKL-2017-008)、北京市朝阳区博士后基金 (2017ZZ-01-18)

* E-mail: dyhe@bjut.edu.cn; ** E-mail: 773473848@qq.com

性和耐腐蚀性,在航海部件和泵体中应用广泛。低 Sn 含量(Sn 质量分数小于 10%)的 Cu-Sn 合金则具有优良的导电性及焊接性,被广泛应用于电机、继电器、波导管等电子器件^[1]。Cu-10Sn 合金(Sn 质量分数为 10%)作为传统的轴承材料具有优异的力学性能和工艺性,在轴承材料中占据主导地位^[2]。随着 Cu-Sn 合金应用的快速发展,具有复杂结构 Cu-Sn 合金的需求与日俱增,而常规制备方法,如铸造、塑性加工等在制备复杂结构件时耗时耗力,难度较大^[3]。另外,Cu-Sn 合金在常规凝固方法中,合金相的固溶度低,晶界偏析严重,对合金的强度会造成不利的影 响,以上因素均制约了该材料的应用^[4]。

激光选区熔化(SLM)是一种利用激光热源对粉末进行熔化而制备出块体材料的方法,该方法同时可借助计算机辅助工程(CAE)技术实现三维立体近净成形,在制备复杂结构样品方面具有较大的技术优势^[5]。SLM 由于是在局部微区内发生熔化和凝固的技术,冷却速率可达到 10^3 K/s 以上^[6],可实现合金熔体的快速成形与长大,较易获得偏析程度小、合金相固溶度高、成分均匀且组织细小的快速凝固组织。因此,利用 SLM 可综合解决制备 Cu-Sn 合金中复杂结构难以成形及成分偏析的问题。

目前,有关利用 SLM 研制 Cu-Sn 合金的研究已有报道。铜合金具有较低的激光吸收率和较高的热导率,故 Cu-Sn 合金成形时往往会出现热量大量散失以及粉末不充分熔化的现象,从而导致样品缺陷增多、相对密度较低、力学性能较差。例如, Mao^[7]利用 SLM 制备的 Cu-4Sn 合金,经过工艺优化后样品的相对密度为 93%,内部仍然存在大量的微气孔等缺陷,其拉伸强度(316~320 MPa)低于普通压力加工法制备的 Cu-Sn 合金。但当 Sn 质量分数增加至 10%时,粉末熔化不充分的现象明显改

善。Scudino 等^[8]利用 SLM 成功制备出相对密度高达 99.7%的 Cu-10Sn 合金样品,与铸态合金样品相比,SLM 制备的样品中晶粒尺寸更为细小,其室温力学性能相比于铸态合金显著提升,但并未研究热处理工艺对样品组织结构及力学性能的影响。

因此,采用 SLM 方法制备 Cu-Sn 合金过程中有关工艺参数对样品组织结构、和力学性能的影响仍需进一步深入研究。通常 SLM 用的铜合金粉末一般采用气雾化法制备,该方法是利用高速稀有气体(一般为氩气)冲击破碎金属液流,进而雾化成微米级尺度的细小熔滴,熔滴球化并凝固成粉末。由于雾化介质是稀有气体^[9],因此粉末球形度高、氧含量低,但同时其制备成本较高,所制备 Cu 合金每千克约需 1000 元。倘若将雾化介质换为水,即利用水雾化制备铜合金粉末,则可以大幅度降低其制备成本,所制备铜合金粉末的价格约为气雾化制备铜合金粉末的 1/3^[10]。但水雾化制备的粉末存在形貌不规则、氧含量较高的缺点。由于在 SLM 过程中可以通过优化制备工艺参数来弥补原始粉末的部分不足,从而制备出优异性能的结构件,因此本文尝试利用水雾化法制备的 Cu-10Sn 合金粉末进行 SLM 试验,针对水雾化制备粉末的特点,通过研究不同制备工艺对样品显微组织和力学性能的影响,以获得力学性能较好的 Cu-10Sn 合金,为 3D 打印 Cu-10Sn 合金的实际应用奠定基础。

2 试 验

2.1 粉末原材料

试验的合金粉末采用有研粉末新材料(北京)有限公司水雾化法制备的 Cu-10Sn 合金粉末。图 1 为 Cu-10Sn 合金粉末的扫描电镜(SEM)照片和粒径分布图。如图 1(a)所示,粉末有球形、椭球形、柱状等

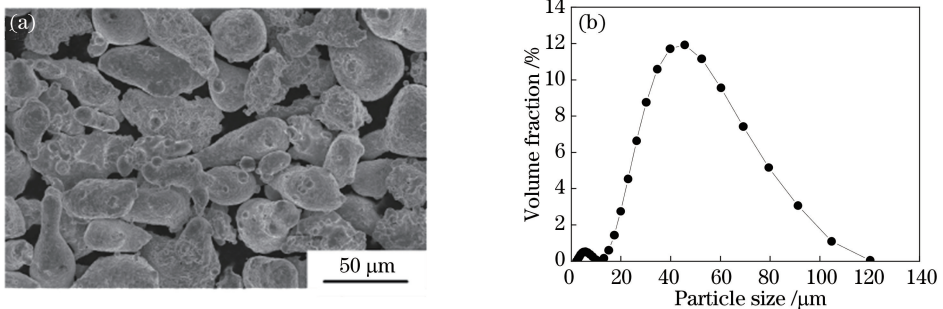


图 1 Cu-10Sn 粉末形貌及粒径分布。(a) Cu-10Sn 合金粉末微观图;(b)粉末粒径分布图

Fig. 1 Microstructure and particle size distribution of Cu-10Sn powder. (a) Microstructure of Cu-10Sn powders; (b) particle size distribution of the Cu-10Sn powder

多种不规则形貌,经过统计,其中球形粉末的体积分数小于10%,粒径集中分布在20~80 μm之间。利用霍尔流速计测量粉末的流动性为每50 g流过时间为21 s,粉末的松装密度为2.62 g·cm⁻³。

2.2 Cu-10Sn 粉末基本性能特征

图2为水雾化制备的Cu-10Sn合金单个粉末的表面及截面形貌。由图2(a)可见,粉末呈现椭

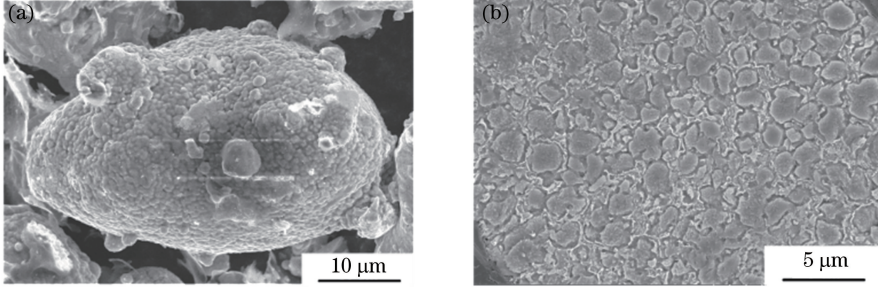


图2 单个粉末形貌图。(a)单个粉末局部放大图;(b)单个粉末截面图

Fig. 2 Microstructure of single powder. (a) Magnification of single powder; (b) cross section image of single powder

2.3 试验设备及工艺

利用EOS M280设备进行SLM成形试验,成形工艺参数如下:扫描速率为900,1000,1100,1200 mm·s⁻¹;激光功率为160,190,220,250 W;扫描间距为0.08,0.09,0.10,0.11 mm;铺粉厚度约为0.30 mm。扫描路径如图3所示,本层的扫描路径由上一层扫描路径逆时针旋转67°产生(图3中虚线代表直线的下一层扫描路径,其夹角为67°)。不锈钢基板预热温度为353 K,打印腔内通入体积分数大于等于99.999%的高纯氩气,当腔内氧气体积分数小于等于0.1%时进行打印。单个成形样品尺寸为5 mm×5 mm×8 mm。

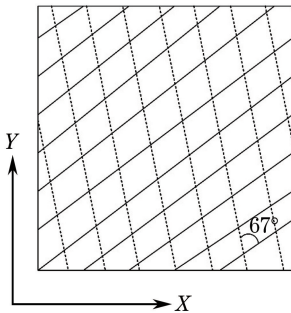


图3 激光扫描路径

Fig. 3 Laser scanning strategy

2.4 样品组织结构及力学性能分析

利用光学显微镜(OM,型号为JX51)、X射线衍射仪(XRD,型号为D8ADVANCE)、扫描电子显微镜(SEM,型号为FEI QUANTA)和透射电子显微

球形,其表面粘附有少量卫星颗粒,在水介质急速冷却的条件下,粉末由细小的晶粒组成。由图2(b)截面图可见粉末内部均匀分布的细小晶粒组织。与球形粉末的堆积相比,非球形粉末堆积后的孔隙分布极为不规则,不同形状的粉末其接触角度存在较大差异,在相邻柱状粉末颗粒之间会形成狭长的孔隙。

镜(TEM,型号为TEMHT7700)对SLM成形Cu-10Sn合金样品进行微观组织结构分析。利用电子式万能材料试验机(型号为INSTRON 5985)进行力学性能测试,样品的拉伸样品尺寸如图4所示。

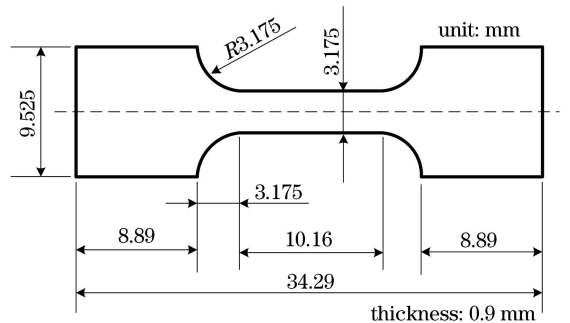


图4 拉伸试验件尺寸图

Fig. 4 Size diagram of the specimens for tensile test

3 实验结果与讨论

3.1 工艺参数的优化

3.1.1 工艺参数对相对密度的影响

依据文献[11]的SLM成形Cu-10Sn合金的工艺参数,选择扫描间距为0.09 mm,探究激光功率和扫描速率对合金相对密度的影响规律。图5(a)为扫描间距为0.09 mm时,不同参数组对相对密度影响的响应曲面图。由图可见,提高激光的线能量密度可以显著提高成形Cu-10Sn合金样品的相对密度,但达到阈值后其相对密度略有降低,当功率为250 W,扫描速度为1100 mm·s⁻¹时对应的相对密

度最大。随后,验证扫描间距对成形样品相对密度的影响,图 5(b)为扫描间距对相对密度的影响曲

线,可见,当扫描间距为 0.09 mm 时,成形 Cu-10Sn 合金样品的相对密度最大。

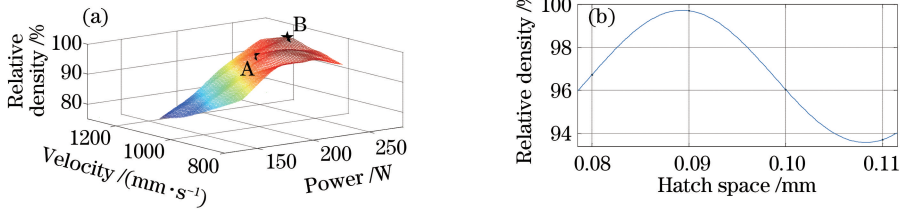


图 5 相对密度随工艺参数的变化。(a)不同参数组对相对密度影响的响应曲面;
(b)相对密度随扫描间距变化的规律曲线

Fig. 5 Graph of relative density under different process parameters. (a) Response surface chart showing the effects of different parameter sets on the relative density of the SLM specimens; (b) influence of hatch space on relative density

3.1.2 工艺参数的影响机制

由以上试验最终得到优化的 SLM 工艺参数如下:扫描速率为 $1100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$,激光功率为 250 W,扫描间距为 0.09 mm,所制备样品的相对密度达到 99.7%。为了进一步揭示工艺参数的影响机制,从 Cu-10Sn 合金样品的表面形貌和孔隙率两方面进行说明。

图 6(a)和图 6(b)为不同工艺参数下 Cu-10Sn 合金样品的表面形貌。图 6(a)对应于图 5(a)中的 A 区域(扫描速率 $1100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$,激光功率 220 W,扫描间距 0.09 mm),发现样品表面粗糙,并且粘附有大小不一的球形颗粒,在相邻扫描道次之间存在有少量分布无规律的孔隙。图 6(b)对应于图 5(a)中的 B 区域(扫描速率 $1100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$,激光功率 250 W,扫描间距 0.09 mm),可见样品表面较为平

整,熔池痕迹规则排列,表面几乎不存在球形颗粒。造成表面形貌不同的原因是在 SLM 成形过程中,形状不规则粉末堆积时孔隙率较大,在较低的激光功率密度下,光斑作用区域内的熔池移动速率较大,此时熔池会在扫描方向上变得狭长,粉末熔化得不充分,熔体来不及向温度较低的粉末铺展,而因表面张力的急剧衰减断裂成一系列粗大的球体,这种球体增加了表面粗糙度,影响后续层的成形,使样品存在较高的孔隙率。提高激光功率密度,能够相应地提高粉末的熔化程度,熔体能够充分地浸渗到颗粒之间的孔隙中,有助于改善表面粗糙度,从而降低材料中的孔隙率。但是,当激光功率或扫描速率过高时,熔体的毛细不稳定性增加,熔体的抗变形能力差,在固相颗粒接触处产生明显的横向或纵向收缩,导致球化,因而其相对密度会略有降低。

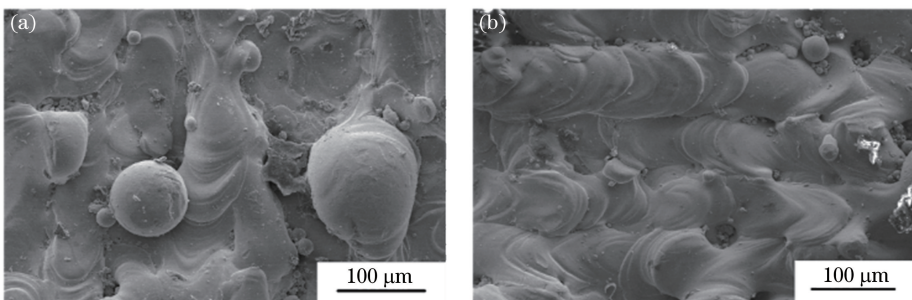


图 6 单层熔化后粉末的形貌

Fig. 6 Morphology of the single layer melted powers

孔隙率对成形后样品的性能有至关重要的影响,特别是在拉应力载荷下,孔隙往往作为裂纹源存在,极易扩展形成裂纹。通过对比分析不同工艺参数下的 Cu-10Sn 样品,如图 7 所示,发现在相对密度较高的 Cu-10Sn 合金中主要是单层的孔隙,而相对密度较低的样品中则多为贯穿多层的孔隙。孔隙形成的主要影响因素有:熔池稳定性、固液界面润湿性

及预先沉积层表面粗糙度^[12]。水雾化制备的粉末松装密度小,在相同的加工条件下,熔体的收缩量大,且润湿性差,不利于熔体铺展,熔池的稳定性较低,有利于形成孔隙。另外,由于水雾化制备的粉末表面有一层致密的氧化膜,不利于金属液与固体基底润湿、黏合,容易产生球化现象。SLM 是一个快速熔化凝固的过程,预先沉积层与表面层之间存在

很大的温度梯度,夹在之间的气泡来不及溢出,极易形成孔隙;当粉末球形度较低时,形成的预先沉积层

表面粗糙度大,与后续沉积层持续成形较差,容易扩展形成跨多层孔隙。

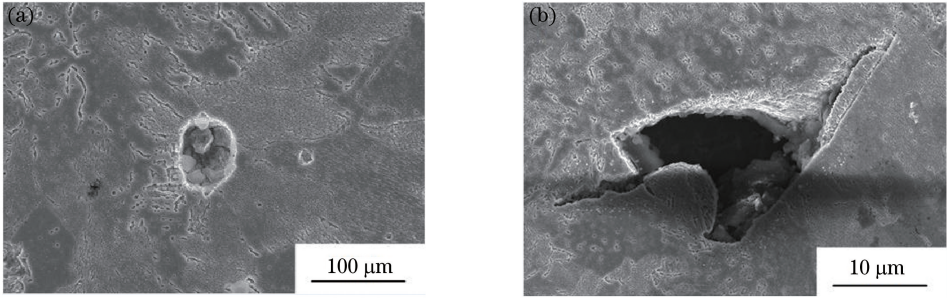


图 7 SLM 成形样品中不同孔隙形貌图。(a)单层孔隙;(b)多层孔隙

Fig. 7 Morphologies of the different pores in SLM formed samples. (a) Single-layers pore; (b) multi-layers pore

3.2 样品显微组织和力学性能的分析

对采用最优工艺参数制备的 Cu-10Sn 合金进行组织结构分析。图 8 为水雾化 Cu-10Sn 合金粉末及 SLM 成形样品的 XRD 图谱,对比发现,SLM 成形样品由 α -Cu 固溶体和 $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ 金属间化合物组成,而 Cu-10Sn 合金粉末的 XRD 图谱中则只出现了 α -Cu 固溶体的晶体峰,图中 θ 为衍射角。这是由于 SLM 过程中主要是局部粉末的熔化与凝固,而且相邻扫描道次和相邻成形层会发生重熔,与水雾化制粉相比,其温度场分布更加复杂,在重熔区域可能产生了部分金属间化合物 $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ 。

按照样品 SLM 成形方向,分别沿平行和垂直

于扫描面方向对成形样品的微观组织结构进行分析,图 9 为样品选取方向说明示意图。图 10 为样品的微观组织结构图,样品中只存在极少量的孔隙。如图 10(a)所示,在平行于扫描方向上可明显观察到椭球形的熔池痕迹及激光扫描的路径,进一步观察到的椭球区域的组织结构,如图 10(b)所示,单个椭球区域由树枝晶及枝晶间相组成,其边界区域分布有亮色的颗粒和少量的孔洞。图 10(c)为样品垂直于扫描方向的微观组织结构,可以观察到细密排布的扇形区域,进一步观察到的扇形面内的组织结构,如图 10(d)所示,每个扇形区域均由宽度约 $10\ \mu\text{m}$ 、长度约 $40\ \mu\text{m}$ 的柱状晶组成,其生长方向平行于凝固方向。由于粉末在激光作用的熔化过程中,熔化层与预先成形层之间存在明显的温度梯度,

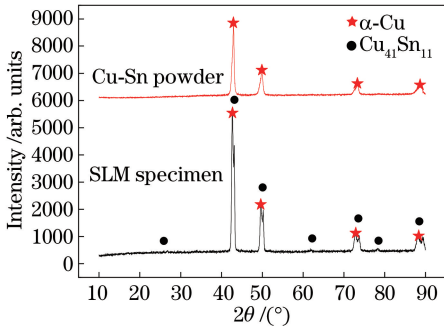


图 8 水雾化 Cu-10Sn 合金粉末及 SLM 成形样品的 XRD 图谱

Fig. 8 XRD spectrum of water atomized Cu-10Sn alloy powder and the SLM formed sample

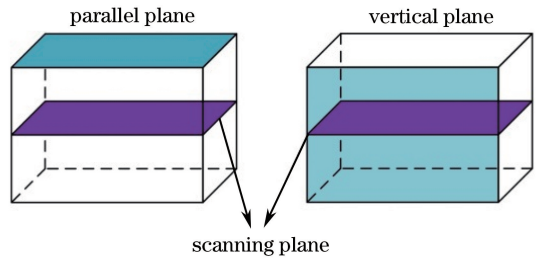


图 9 SLM 成形样品扫描面示意图

Fig. 9 Schematic of scanning plane of the SLM formed sample

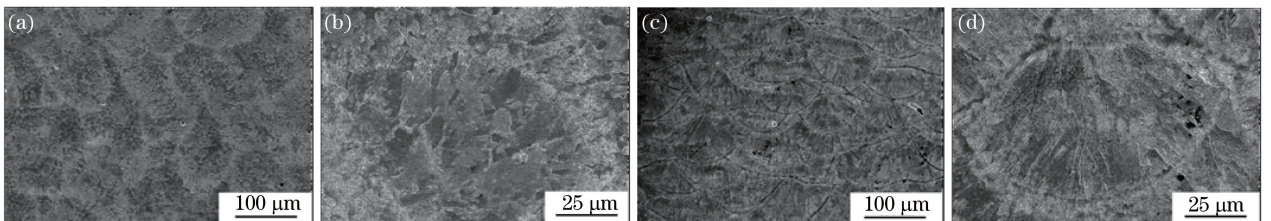


图 10 优化 SLM 工艺成形的 Cu-10Sn 合金微观形貌。(a)(b)与扫描面平行;(c)(d)与扫描面垂直

Fig. 10 Microstructure of the Cu-10Sn alloy under the optimization of SLM process.

(a)(b) Parallel to the scanning plane; (c)(d) Vertical to the scanning plane

因此会沿着温度梯度产生明显的柱状晶生长方向。

图 11 为 SLM 过程中相邻成形层重熔示意图,当激光照射下一个粉末层时,重熔区域在前一层中形成,其中一部分柱状晶体被重熔,由于剩余的晶体具有与本熔池相似的成分和晶体结构,所以晶粒生长对前柱状晶具有优选的取向,这有助于外延生长。

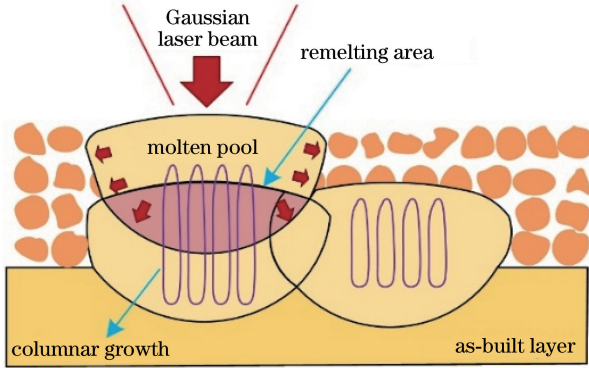


图 11 SLM 过程中相邻成形层重熔示意图
Fig. 11 Schematic of remelting of adjacent forming layers in SLM process

另外,相比于铸造态 Cu-10Sn 合金,由于粉末的熔化和凝固过程发生在与粉末粒径相近的局部微区域,熔化与凝固的速率较大,因此形成的晶粒尺寸较小。而铸造态 Cu-10Sn 合金的微观形貌如图 12 所示,组织由树枝晶和枝晶间相组成,其中树枝晶尺寸宽度约为 $50\ \mu\text{m}$,长度约为 $300\ \mu\text{m}$,其尺寸远大于由 SLM 法制备的 Cu-10Sn 合金中的晶粒尺寸。

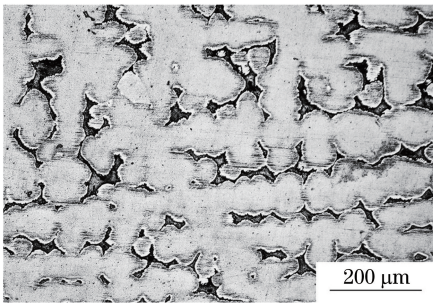


图 12 铸造成形的 Cu-10Sn 合金微观形貌图
Fig. 12 Microstructure of the Cu-10Sn alloy under the optimization of casting process

为了进一步分析 SLM 成形 Cu-10Sn 合金的组织结构,对合金进行 TEM 分析。图 13 为 SLM 打印 Cu-10Sn 合金的局部区域的 TEM 图。由 13 图可见,Cu-10Sn 合金中晶粒内部形成了高密度位错(黑色的线条),并且高密度位错发生了相互缠结。在 SLM 成形过程中,由于发生了局部微区的快速加热和冷却,快速冷却使合金中的空位浓度显著增加,大量空位的存在是位错的发源地。同时,快速冷

却也产生了较大的热残余应力,这些残余应力往往在晶粒内部产生部分位错,还会引起位错的运动和增殖,继而形成晶粒内部高密度的位错。

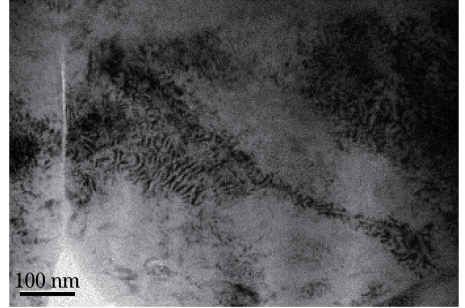


图 13 SLM 成形 Cu-10Sn 合金样品透射图
Fig. 13 TEM image of the SLM formed sample of Cu-10Sn alloy

图 14 和图 15 给出对样品的力学性能的分析结果。图 14(a)和图 15(a)为 SLM 打印 Cu-10Sn 合金和铸态 Cu-10Sn 合金在准静态拉伸试验下的真实应力应变曲线。传统铸态 Cu-10Sn 合金的屈服强度为 $(130 \pm 5)\ \text{MPa}$,抗拉强度为 $(230 \pm 6)\ \text{MPa}$,塑性变形量为 $11\% \pm 1.2\%$,与其相比,SLM 成形样品的屈服强度、抗拉强度及塑性均有了较大幅度的提升,其屈服强度为 $(392 \pm 6)\ \text{MPa}$,抗拉强度为 $(749 \pm 5)\ \text{MPa}$,塑性变形量为 $29\% \pm 2.3\%$ 。对两种样品的断口形貌进行分析,如图 14(b)所示,SLM 打印 Cu-10Sn 合金样品断裂面上分布有少量孔洞,这些孔洞可能为原始样品中存在的孔洞,在拉伸载荷作用下,这些孔洞作为裂纹源扩展成贯穿样品的裂纹而后形成断裂面。由局部放大图 14(c)可见,单个韧窝的尺寸约为 $200 \sim 400\ \text{nm}$ 。如图 15(b)所示,铸态 Cu-10Sn 合金样品韧窝的数量较少。由局部放大图 15(c)可见,只有部分断口表面存在韧窝。与传统铸造态 Cu-10Sn 合金的拉伸断口相比,SLM 成形样品的韧窝数量多且韧窝尺寸小。韧窝数量多说明样品的塑性更好;较小的韧窝尺寸说明样品在断裂时产生了更多的表面能,这也反映了样品具有较高的强度。一方面,SLM 打印 Cu-10Sn 合金的晶粒相比铸造态更加细小,这种明显的细晶强化可以显著提高成形样品的强度。另一方面,晶粒内部大量位错发生缠结,并阻碍位错的进一步运动和增殖,使得打印 Cu-10Sn 合金样品表现出较高的强度。因此,晶粒细化及大量位错的形成是成形样品具有高强度的主要原因。但合金塑性明显提升的机制尚未深入分析,仍然需要随后开展进一步的研究工作。

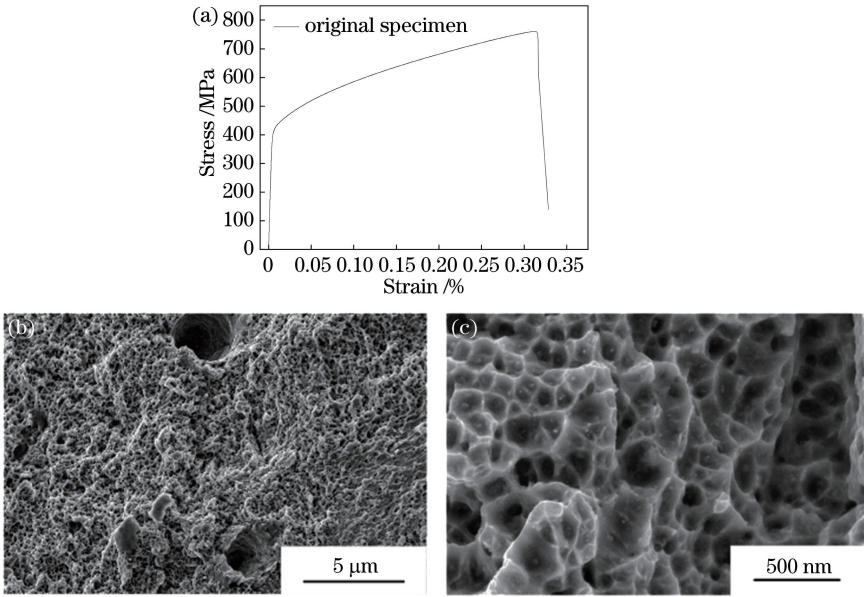


图 14 (a) SLM Cu-10Sn 合金样品准静态拉伸试验真实应力-应变曲线图；

(b)原始 Cu-10Sn 合金样品准静态拉伸试验断口形貌样；(c)断口形貌局部放大图

Fig. 14 (a) True stress-strain curve of the SLM specimen under quasi-static tensile test; (b) fracture morphology of the original specimen under quasi-static tensile test; (c) magnification of fracture morphology

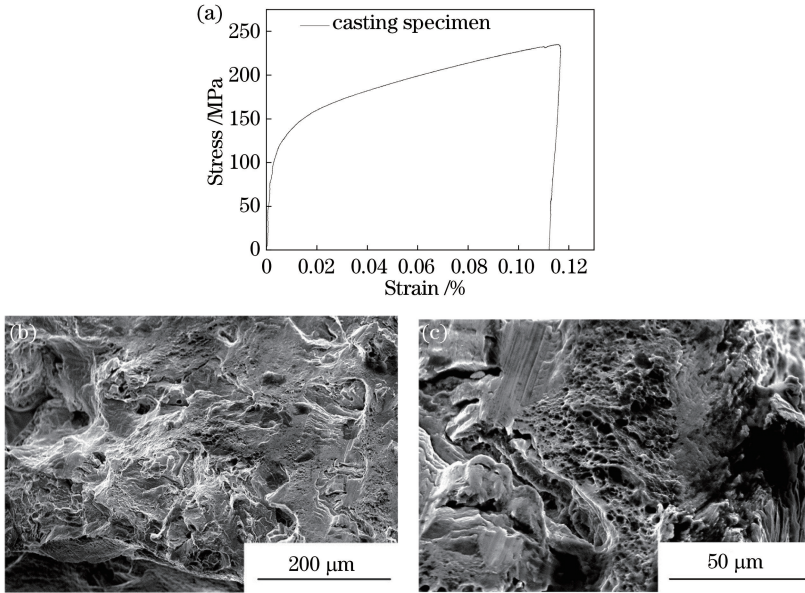


图 15 (a) 铸态 Cu-10Sn 合金样品准静态拉伸试验真实应力-应变曲线图；

(b)铸态 Cu-10Sn 合金样品准静态拉伸试验断口形貌样；(c)断口形貌局部放大图

Fig. 15 (a) True stress-strain curve of the casting specimen under quasi-static tensile test; (b) fracture morphology of the casting specimen under quasi-static tensile test; (c) magnification of fracture morphology

4 结 论

针对水雾化铜合金粉末球形度较差、堆积时呈现各向异性、在成形时容易造成相邻扫描道次颗粒熔化不充分和扫描面粗糙度过大等问题，通过优化制备工艺参数，制备出相对密度达 99.7% 的 Cu-

10Sn 合金样品，优化工艺参数为：激光功率 250 W，扫描速率 $1100 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ，扫描间距 0.09 mm。SLM 法制备的 Cu-10Sn 合金由 $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ 金属间化合物及 $\alpha\text{-Cu}$ 固溶体两相组成，其晶粒形态主要为沿凝固方向形成的柱状树枝晶和枝晶间相，部分晶粒内分布有高密度位错。SLM 法制备的 Cu-10Sn 合金样品

在准静态拉伸试验中屈服强度为 392 MPa, 抗拉强度为 749 MPa, 塑性变形为 29%, 其强度和塑性均远高于传统铸造态 Cu-10Sn 合金, 其高强度主要归因于 Cu-10Sn 合金样品的晶粒细化及晶粒内高密度的位错。

参 考 文 献

- [1] Zhang D Y, Wang R Z, Zhao J Z, *et al.* Latest advance of laser direct manufacturing of metallic parts [J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(1): 18-25.
张冬云, 王瑞泽, 赵建哲, 等. 激光直接制造金属零件技术的最新进展[J]. 中国激光, 2010, 37(1): 18-25.
- [2] Yu L, Jia C C. Strengthening of Cu-10Sn alloy by mechanical alloying [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(8): 2169-2175.
于乐, 贾成厂. 机械合金化法强化 Cu-10Sn 合金[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(8): 2169-2175.
- [3] Zhu H H, Liao H L. Research status of selective laser melting of high strength aluminum alloy [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2018, 55(1): 011401.
朱海红, 廖海龙. 高强铝合金的激光选区熔化成形研究现状[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(1): 011401.
- [4] Fen Z Q. Preparation and characterization of high performance cast tin bronze alloy[M]. Beijing: China Water and Power Press, 2017: 1-2.
冯在强. 高性能铸造锡青铜合金制备与性能表征[M]. 北京: 中国水利水电出版社, 2017: 1-2.
- [5] Zhang H, Nie X J, Zhu H H, *et al.* Study on high strength Al-Cu-Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(5): 0503007.
张虎, 聂小佳, 朱海红, 等. 激光选区熔化成形高强 Al-Cu-Mg 合金研究[J]. 中国激光, 2016, 43(5): 0503007.
- [6] Li X, Ivas T, Spierings A B, *et al.* Phase and microstructure formation in rapidly solidified Cu-Sn and Cu-Sn-Ti alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 735: 1374-1382.
- [7] Mao Z F, Zhang D Z, Jiang J J, *et al.* Processing optimisation, mechanical properties and microstructural evolution during selective laser melting of Cu-15Sn high-tin bronze [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 721: 125-134.
- [8] Scudino S, Unterdörfer C, Prashanth K G, *et al.* Additive manufacturing of Cu-10Sn bronze [J]. Materials Letters, 2015, 156: 202-204.
- [9] Yao N N, Peng X H. The preparation method of metal powder for 3D printing[J]. Sichuan Nonferrous Metals, 2013(4): 48-51.
姚妮娜, 彭雄厚. 3D 打印金属粉末的制备方法[J]. 四川有色金属, 2013(4): 48-51.
- [10] Huang Y, Tang H P, Zhang H L, *et al.* Effect of irregular Ti-6Al-4V powder particle size on rapid laser forming [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(S3): 394-398.
黄瑜, 汤慧萍, 张哈亮, 等. 非球形 Ti-6Al-4V 粉末粒度对激光快速成形的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(S3): 394-398.
- [11] Zhang X B. Study on the key technology of Ti alloy in selective laser melting [D]. Xi'an: Shaanxi University of Science and Technology, 2015.
张晓博. Ti 合金选择性激光熔化成型关键技术的研究[D]. 西安: 陕西科技大学, 2015.