

钨粉粒度和形状对选区激光熔化 W-xCu 成形与显微组织的影响

闫岸如¹ 杨恬恬¹ 王燕灵¹ 马志红² 杜云² 王智勇¹

¹北京工业大学激光工程研究院, 北京 100124

²成都三鼎日新激光科技有限公司, 四川 成都 610000

摘要 为获得高精度、高致密度 W-Cu 复合材料零部件, 试验选用了两种不同形状、粒度的 W 粉与同种 Cu 粉按照不同质量比混合进行选区激光熔化(SLM)。研究了试样的尺寸精度、表面形貌与显微组织。采用 $D_{50}=5\ \mu\text{m}$ 、形状不规则 W 粉的 W-Cu 混合粉末, 铺粉过程不均匀, 烧结中飞溅严重, 随着 W 的质量分数从 60% 增加至 75%, 成形试样高度方向收缩量从 $70\ \mu\text{m}$ 增加至 $220\ \mu\text{m}$, 长度、宽度方向膨胀量分别从 $50\ \mu\text{m}$ 增长至 $150\ \mu\text{m}$ 、从 $70\ \mu\text{m}$ 增长至 $150\ \mu\text{m}$, 成形试样表面从较多黏着物演变为球化明显, 金相中存在气孔, W 相发生团聚。采用 $D_{50}=20\ \mu\text{m}$ 、形状规则 W 粉的 W-Cu 混合粉末, 铺粉过程均匀, 烧结中无明显飞溅, 随着 W 的质量分数从 60% 增加至 75%, 成形试样高度方向收缩量从 $20\ \mu\text{m}$ 增加至 $60\ \mu\text{m}$, 宽度、长度方向膨胀量从 $20\ \mu\text{m}$ 增长至 $50\ \mu\text{m}$, 成形试样表面从平整向熔道断续发展, W 相发生颗粒重排。 $D_{50}=20\ \mu\text{m}$ 、形状规则的 W 粉更适宜选区激光熔化制作 W-Cu 复合材料。

关键词 激光光学; 选区激光熔化; 粒度; 形状; 尺寸精度; 表面形貌; 显微组织

中图分类号 TG146.411; TG665

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201643.0203007

Effect of Tungsten Powder Particle Size and Shape on Consolidation and Microstructure of W-xCu Composites by Selective Laser Melting

Yan Anru¹ Yang Tiantian¹ Wang Yanling¹ Ma Zhihong² Du Yun² Wang Zhiyong¹

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

²Chengdu 3D Changing Laser Science and Technologies Co., Ltd, Chengdu, Sichuan 610000, China

Abstract In order to manufacture tungsten-copper complicate parts with high precision and densification, two different characterizations of tungsten powder balled with copper powder are manufactured by selective laser melting (SLM). The dimensional accuracy, surface morphology and microstructure of specimens are studied. The composite powder containing irregular tungsten powder with $D_{50}=5\ \mu\text{m}$ causes non-uniform rolling powder and serious sparks occur in sintering process. With the increasing of mass content of W from 60% to 75%, the height shrinkage increases from $70\ \mu\text{m}$ to $220\ \mu\text{m}$, the length and width increase from $50\ \mu\text{m}$ to $150\ \mu\text{m}$, from $70\ \mu\text{m}$ to $150\ \mu\text{m}$, respectively. The surface morphology evolves from adhered debris to balling phenomenon, pores and W particle agglomerate exist in the microstructures. The composite powder containing regular tungsten powder with $D_{50}=20\ \mu\text{m}$ shows uniform rolling powder process and no sparks occur in sintering. With the increasing of mass content of W from 60% to 75%, the height shrinkage increases from $70\ \mu\text{m}$ to $220\ \mu\text{m}$, the length and width increase from $20\ \mu\text{m}$ to $50\ \mu\text{m}$, the surface morphology evolves from sound to slightly melt fracture and the particle rearrangement is obvious. The regular tungsten powder with $D_{50}=20\ \mu\text{m}$ is more applicable to manufacturing W-Cu components by selective laser melting than the irregular tungsten powder with $D_{50}=5\ \mu\text{m}$.

收稿日期: 2015-09-27; 收到修改稿日期: 2015-10-21

基金项目: 国家科技重大专项(2010ZX04013-052)

作者简介: 闫岸如(1988—), 女, 博士研究生, 主要从事激光 3D 打印金属粉末方面的研究。E-mail: yar_0816@126.com

导师简介: 王智勇(1970—), 男, 博士, 研究员, 博士生导师, 主要从事大功率半导体激光器、大功率光纤激光器、激光加工等方面的研究。E-mail: zywang@bjut.edu.cn(通信联系人)

Key words laser optics; selective laser melting; particle size; particle shape; dimensional accuracy; surface morphology; microstructure

OCIS codes 140.3460; 140.3390; 160.3900; 180.5810

1 引言

钨铜复合材料综合了铜与钨各自优异的物理性能,如铜的高导热、高导电性,钨的高熔点、低热膨胀系数,核辐射时的低激活性。复合材料的物理性能可随钨、铜含量的变化而调整,所以在热力、电力、核工业方向有广泛应用,可用于制作热沉、继电器、核反应堆等。

钨铜复合材料最常见的生产方式为熔渗法和粉末冶金法。熔渗法是将熔融铜注入多孔钨骨架中烧结凝固。这种技术受结构缺陷的限制,易产生气孔,铜相不均匀,钨相团聚等现象,严重影响使用性能。此外,生产出的钨铜复合体毛坯需要对不规则表面进行后处理,并进一步加工才能获得需要的结构形状。对于具有复杂结构的钨铜制品^[1-3],采用粉末注塑成型拥有更大的优势。粉末冶金制作 W-Cu 复合材料技术的瓶颈在于 W 和 Cu 难以互熔,熔点相差巨大, W 相与 Cu 相之间的大润湿角带来较高的气孔率。且粉末冶金需要预先准备所需形状的模具,由于受可用模具的限制,一些复杂结构的钨铜复合材料仍然难以生产。

选区激光熔化(SLM)技术是一种基于分层制造思想的增材制造方法,通过激光束逐层扫描烧结金属粉末获得复杂结构部件。在选区激光熔化技术中,首先建立复杂部件的三维模型文件,然后对其进行切片分层,离散成厚度相同的水平薄片,通过计算机控制高能激光束按照每层切片信息扫描相应粉末层,快速传动凝固的金属熔池形成致密层,重复该过程得到复杂部件。因此,由于选区激光熔化技术对材料、结构处理的灵活性,该技术在制作 W-Cu 复合材料上具有明显的优势。

材料的本征性能对是否适合使用选区激光熔化技术非常关键。诸多研究资料表明,适宜采用选区激光熔化制作的材料普遍具有热导率、熔点、表面张力和熔池粘度适中的特点。不锈钢和钛合金是选区激光熔化技术应用中最为成熟的材料,钨和铜则被公认为难以加工的材料^[4-7]。目前,采用选区激光熔化技术制作 W-Cu 复合材料的报道远少于其他材料。选区激光熔化成形的质量与粉末表征(如粉末形状、粒度分布、成分含量等)和加工参数(激光功率、扫描速度、搭接率、层厚等)^[8]相关。基于 W-Cu 复合材料加工过程存在的难点,且选区激光熔化技术复杂的热、动量、质量传输模式,和加工过程中产生的难以消除的球化、孔隙等问题,使得应用选区激光熔化技术制作 W-Cu 复合材料既迫在眉睫又充满挑战。Johnson 等^[7]研究了 W 粉末粒度与 Cu 含量对于液相烧结 W-Cu 致密化的影响,指出液相含量与 W 颗粒尺寸是影响颗粒重排的主要因素。顾冬冬等^[9-10]研究了直接金属激光烧结的加工参数对于 W-20Cu 复合材料凝固与显微组织的影响,采用亚微米级 W 粉,获得钨铜配比一定时的加工工艺窗口, W 呈环状分布在 Cu 基体中。张丹青等^[11-12]研究了采用选区激光烧结粒度分别为 50、44、2.3 μm 的 W-Ni-Cu 复合材料,通过优化工艺参数提高成形质量,但成形体中孔隙较多。吴伟辉等^[13]从材料因素、软件因素、硬件因素三个方面对 SLM 成形件精度进行了初步探讨。王迪等^[14]对 SLM 成形件在高度方向的尺寸精度进行了初步研究。上述工作研究了使用传统方法制作 W-Cu 复合材料时颗粒尺寸对于烧结致密性的影响,或者激光烧结 W-Cu 混合粉末时工艺参数对显微组织以及选区激光熔化成形精度的影响。

本文研究了不同粉末粒度、形状及不同质量比的 W-Cu 复合材料成形后的尺寸精度、表面形貌与显微组织,分析了粉末粒度、形状对于选区激光熔化成形不同质量比的 W-Cu 复合材料的影响,为通过选区激光熔化获得高成形质量、高致密度 W-Cu 复合材料打下基础。

2 试验过程

2.1 试验材料与设备

选择试验材料采用的两种方案如图 1 所示。第一种方案如图 1(a)、(b)所示,采用形状为不规则树枝状 $D_{50}=5 \mu\text{m}$ 的 W 粉,和形状为近球形 $D_{50}=20 \mu\text{m}$ 的 Cu 粉。第二种方案如图 1(c)、(d)所示,采用形状为立方块状 $D_{50}=20 \mu\text{m}$ 的 W 粉,和形状为近球形 $D_{50}=20 \mu\text{m}$ 的 Cu 粉。第一种方案混合粉末粒度形成了双峰模式,有益于增加粉末比表面积。第二种方案中,采用的粉末形状都较为规则,有益于粉末流动。混合粉末设备为南京

驰顺科技有限公司生产的行星式球磨机。

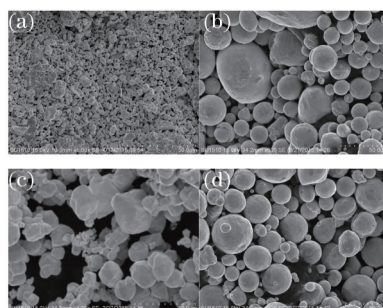


图1 W和Cu粉末扫描电子显微镜(SEM)形貌。(a) $D_{50}=5\ \mu\text{m}$ 的W粉;(b) $D_{50}=20\ \mu\text{m}$ 的Cu粉;
(c) $D_{50}=20\ \mu\text{m}$ 的W粉;(d) $D_{50}=20\ \mu\text{m}$ 的Cu粉

Fig.1 Scanning electron microscopic (SEM) images showing the morphology of W and Cu powder. (a) W powder with $D_{50}=5\ \mu\text{m}$;
(b) Cu powder with $D_{50}=20\ \mu\text{m}$; (c) W powder with $D_{50}=20\ \mu\text{m}$; (d) Cu powder with $D_{50}=20\ \mu\text{m}$

选区激光熔化试验设备采用德国EOS M270,内置IPG-200W Yb-doped 光纤激光器,激光波长为1060~1100 nm,光斑直径为0.1 mm。设备成形仓可成形的最大尺寸为250 mm×250 mm×220 mm,成形仓内充氩气保护,氧体积分数低于0.1%。每层铺设粉末厚度为20 μm。相邻平面之间扫描线的夹角为67°,使得层与层之间热应力累积最小,逐层扫描的轨迹如图2所示。

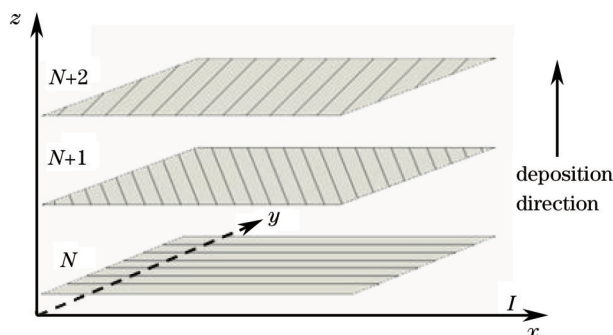


图2 激光逐层扫描线轨迹

Fig.2 Laser scanning strategy used in SLM experiments

2.2 试验方法

将方案一、方案二中的两种粉末按照不同的质量比进行混合、球磨,选用不锈钢磨球,球料比为5:1,球磨时间为2 h,编号如表1所示。

表1 试验选用的混合粉末编号

Table 1 Number of mixed powder in experiments

	$W_{60}Cu_{40}$	$W_{70}Cu_{30}$	$W_{75}Cu_{25}$
Powder in scheme 1	I	II	III
Powder in scheme 2	IV	V	VI

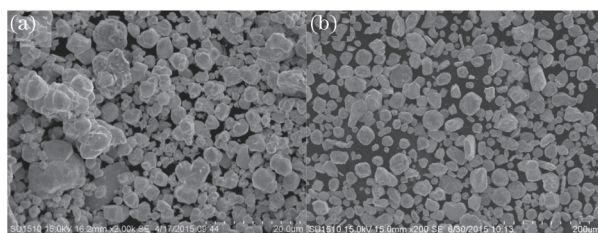


图3 两种粉末混合后的扫描电子显微镜图像。(a) I;(b) IV

Fig.3 Morphology of two kinds of ball-milled powder characterized by SEM. (a) I; (b) IV

选不锈钢板作为工作基板,采用混合粉末I在其上进行选区激光熔化成形6 mm×6 mm×8 mm的小方块,过程用宾得K30拍摄。成形结束后,用游标卡尺测量成形小块高度与宽度,测算其收缩率,对II、III、IV、V、VI

粉末重复上述试验过程。将I、II、III、IV、V、VI成形后的块体从基板上切割下来,在超声清洗仪中用丙酮去除表面杂质油污。用HITACHI-SU1510显微镜观察表面形貌。分别沿横向与纵向切割小块,制作金相观察横截面与纵截面的金相组织。金相依次经过240、400、600、800、1000、1500、2000的水砂纸打磨后在丝绒抛光布上抛光,抛至表面光亮完全无划痕,金相腐蚀液采用体积比为1:1的H₂O₂和HF混合溶液,浸蚀至表面反应后清水冲洗,压缩空气吹干表面。采用扫描电子显微镜HITACHI-SU1510观察金相显微组织及形貌。

3 试验结果

为了研究粉末粒度与形状对于选区激光熔化成形能力以及致密度的影响,在每种混合粉末成形时,实时拍摄了铺粉与扫描烧结过程,如图4所示。采用第一种方案的混合粉末时(以I为例),图4(a)所示粉层表面呈现波纹状,粉末在已成形的基体上铺设不均匀,并且烧结过程中,在激光光斑照射区域引起了相当大的火花,如图4(b)所示,可以观察到飞溅严重。在这种情况下,粉层铺设不均匀导致激光穿透的厚度不均匀,成形表面凹凸不平,随着这种效应的累积,成形表面起伏明显,如图5(a)所示。采用第二种方案的混合粉末时(以IV为例),如图4(c)所示,粉末铺设均匀,成形表面光滑,并且在激光入射区域光斑较小,没有明显的飞溅,如图4(d)所示。如图5(b)所示,成形块体表面光滑。

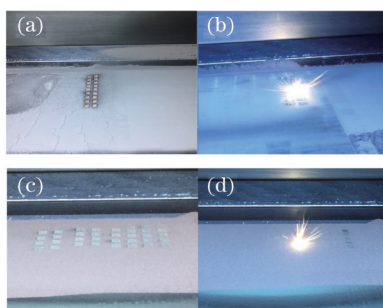


图4 采用不同混合粉末选区激光熔化过程实时拍摄图像。(a) I铺粉过程;(b) I烧结光斑;(c) IV铺粉过程;(d) IV烧结光斑

Fig.4 Photographs of the real-time laser sintering process for different powder mixtures. (a) Rolling powder I; (b) laser beam of sintering powder I; (c) rolling powder IV; (d) laser beam of sintering powder IV

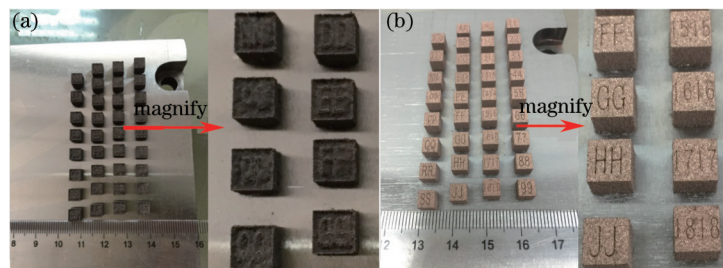


图5 采用不同混合粉末选区激光熔化制作的试样。(a) I; (b) IV

Fig.5 Specimens manufactured by SLM with different powder mixtures. (a) I; (b) IV

为了获得粉末形状、粒度对成形试样尺寸精度的影响,测量图5所示6种粉末6 mm×6 mm×8 mm成形块体的高度、长度、宽度^[5],测量值如图6所示。块体均在高度方向发生收缩,宽度与长度方向发生膨胀,并且高度方向的收缩量大于宽度、长度方向的膨胀量。对比I、II、III,随着W的质量分数从60%增加到75%,高度方向收缩量从70 μm增加至220 μm,宽度方向膨胀量从50 μm增长至150 μm,长度方向膨胀量从70 μm增长至150 μm。对比IV、V、VI,随着W质量分数从60%增加至75%,高度方向收缩量从20 μm增加至60 μm,宽度方向膨胀量从20 μm增长至50 μm,长度方向膨胀量从20 μm增长至50 μm。对于相同质量配比的粉末,对比I和IV,II和V,III和VI,采用D₅₀=5 μm不规则W粉时I、II和III的尺寸精度小于采用D₅₀=20 μm规则W粉时IV、V和VI的尺寸精度。

图7所示为选区激光熔化成形不同质量比W-Cu试样在扫描电子显微镜下观察到的表面形貌与粗糙程度。可以看出几种粉末烧结机制均为液相烧结,进一步观察粉末形状、粒度对于表面孔洞与团聚球化的影响。对比图7(a)与7(b),7(c)与7(d),7(e)与7(f)可以看出,采用I、II、III混合粉末成形后的表面粗糙程度更高,黏着物与孔

洞均多于采用IV、V、VI混合粉末,图中红色箭头所指为孔洞,白色箭头所指为表面黏着物。对比图7(a)、(c)、(e)可以看出,随着复合材料中W含量增加,成形表面由连续平整发展成为断续熔道,当复合材料内W相质量分数增加到70%以上,断续熔道演变为明显球化现象。图7(b)、(d)、(f)与图7(a)、(c)、(e)相比,熔道断续与球化现象受到了明显抑制,采用 $D_{50}=20\ \mu\text{m}$ 规则W粉时,图7(f)中W质量分数继续增加至75%以上时才开始出现断续熔道。

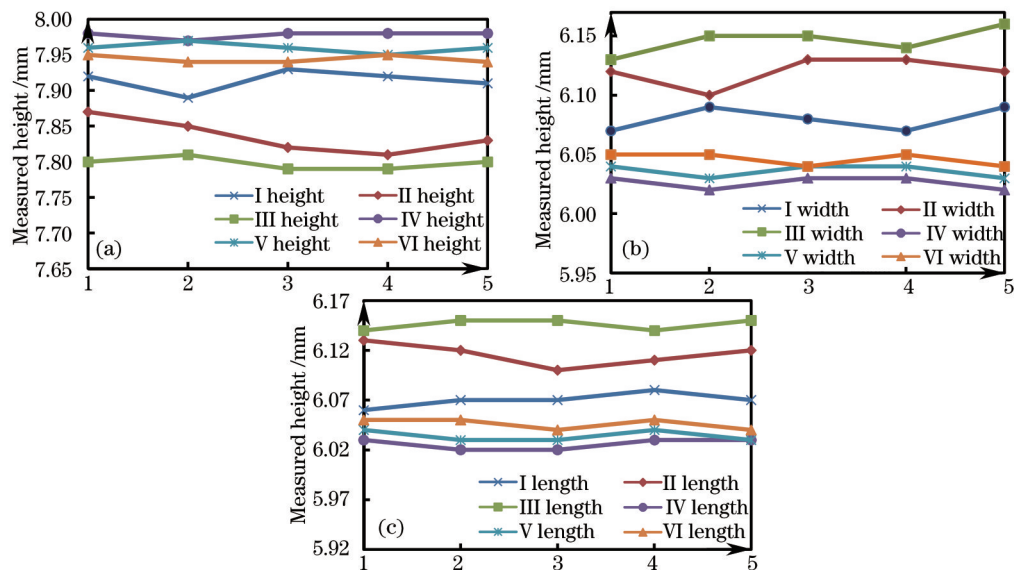


图6 不同配比混合粉末制作6 mm×6 mm×8 mm试样时的尺寸。(a)高度;(b)宽度;(c)长度

Fig.6 Size of 6 mm×6 mm×8 mm specimens manufactured with mixed powder of different mass ratios. (a) Height; (b) width; (c) length

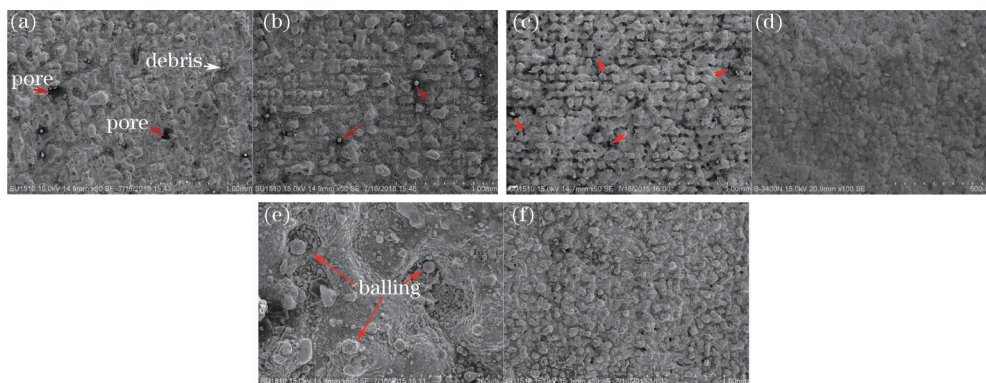


图7 两种表征混合粉末W-Cu不同配比时扫描电子显微镜下表面形貌。(a) I; (b) IV; (c) II; (d) V; (e) III; (f) VI

Fig.7 Micrographs of top surface of W-Cu specimens in two mixture powder schemes with different mass ratios characterized by SEM. (a) I; (b) IV; (c) II; (d) V; (e) III; (f) VI

图8所示为选区激光熔化成形不同质量比的W-Cu试样经过磨抛腐蚀后的显微形貌。图中深灰色基体

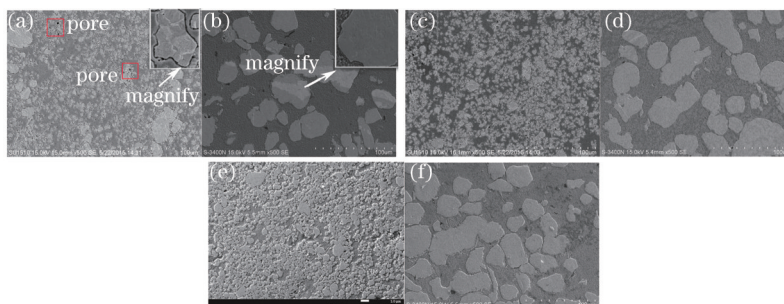


图8 两种表征混合粉末W-Cu不同质量比时扫描电子显微镜下显微组织形貌。(a) I; (b) IV; (c) II; (d) V; (e) III; (f) VI

Fig.8 Microstructure of W-Cu specimens in two mixture powder schemes with different mass ratios characterized by SEM. (a) I; (b) IV; (c) II; (d) V; (e) III; (f) VI

相为 Cu, 浅灰色分布相为 W。图 8(a)、(c)、(e) 中, 采用第一种方案混合粉末烧结后, W 相弥散分布在 Cu 基体中, 除了个别 W 相尺寸较大, 大部分 W 相均与原始 W 粉末粒度相仿, 约为 5 μm, 随着 W 质量分数的增加, W 相之间的连接变得明显, 形成团聚。通过图 8(a) 中局部放大图可以看出, W-Cu 两相间呈点嵌式连接, 结合不良, 且三种质量配比时均存在孔洞。在图 8(b)、(d)、(f) 中可以看出, W 颗粒相较原始形状发生圆整化, 颗粒重排后呈孤岛状分布在 Cu 相中, 随着 W 含量增加, W 颗粒有长大、连续趋势, 但是 W 质量分数增加至 75%, W 颗粒仍基本保持独立。通过图 8(b) 中局部放大图可以看出, W-Cu 两相间结合紧密, 三种复合材料中基本不存在孔洞。

4 分析与讨论

4.1 粉末形状粒度对成形表面及精度的影响

在选区激光熔化过程中, 成形精度与熔池传动过程相关^[16]。当激光扫描粉末层时, 激光能量的吸收取决于激光粉末作用、激光实体作用的综合作用。激光初始入射到粉层表面很浅的区域, 引起表层温度急剧升高, 热流朝粉层中心区域流动以获得温度平衡。根据顾冬冬等的研究^[17], 松装粉末的热导率 k_p 遵循

$$k_p = k_a \left(\frac{3}{\varphi_p} - 2 \right), \quad (1)$$

式中 k_a 为空气热导, φ_p 为粉末层孔隙率, k_p 为粉末导热率, 随粉末层孔隙率 φ_p 升高而降低。在激光入射的初始阶段, 热导率低的粉末在浅表粉层内积聚更多的热量, 温度骤升。在 I、II、III 粉末中, 不规则的 W 粉混合后的粉末松装密度低, 孔隙率更大, 因此激光入射粉末层后的导热率低于 IV、V、VI, 粉层内过热引起了严重的火花飞溅, 如图 4(b)、(d) 所示。

在粉末继续烧结过程中, I、II、III 中 W 粉末粒度较小且尖角多, 相比于同体积的 IV、V、VI 粉末具有更大的表面积, 能够吸收更多激光能量强化烧结过程。但是不规则粉末的松装密度和配位数比规则粉末低, 流动性差, 导致铺粉不均匀, 在同一烧结平面上, 铺粉厚的地方激光难以完全穿透并且熔化已成形基体, 该处存在未熔粉末夹杂, 粉末夹杂中的间隙没有熔液填充, 形成孔隙。铺粉过薄的地方, 激光重熔凝固的烧结层产生过量的液相, 增强了 Marangoni 环流效应, Marangoni 环流的强化导致成形表面粗糙化, 形成凹凸不平的外观。下一层铺粉时, 如果有粉末铺到凹陷处, 则实际厚度超过默认粉层厚度, 出现上述夹杂与孔隙的问题。如果仍旧没有粉末铺到凹陷处, 则凹陷加剧, 随后的烧结中此处形成收缩孔洞, 如图 5(a) 所示。

激光光斑的能量呈高斯分布^[18], 光斑入射区域内的能量强度为

$$I(r) = I_0 \exp\left(-\frac{2r^2}{\omega_0^2}\right), \quad (2)$$

式中 ω_0 为光斑半径, r 为光斑入射区域中某点与光斑中心的距离, I_0 为光斑最强能量。从(2)式可以看出, 能量强度从光斑中心向四周衰减, 因此在光斑入射区域粉末吸收的激光能量不同。随着光斑径向延伸, 边缘粉末受到辐射温度升高却又无法熔化, 这部分粉末黏着在熔池周围。并且激光入射混合粉末以后, 不同组分对于激光吸收不同步^[19], 所以混合粉末相比单质金属或者合金粉末烧结更易发生粉末的黏着现象。在 W-Cu 混合粉末中, Cu 的熔点远低于 W 的熔点, 在激光入射的边缘区域, Cu 吸收的能量使其呈半熔化或者熔化状态^[20], 将未熔颗粒黏着在熔池周围。随着 W 质量分数从 60% 增加至 75%, 熔池中液相减少, 固相 W 吸收大量能量, 由于熔点高, 自身难以熔化, 向外辐射热量, 在熔池边缘形成更多半熔化状态的 Cu 颗粒, 粘着更多固态颗粒于熔池周围, 在表面张力作用下甚至形成球状附着物, 表面精度与粗糙度下降。

试验中采用三种质量配比, W 的质量分数分别为 40%、53%、58%。不熔的 W 颗粒在 Cu 溶液中充当骨架相, 所以 W 颗粒的重新排列对于成形试样尺寸有重要影响。采用 W ($D_{50}=5 \mu\text{m}$) 和 Cu ($D_{50}=20 \mu\text{m}$) 混合粉末时, 不规则的 W 粉由于流动性差铺粉不均, 在不同区域堆垛高度不同, 所以 Cu 相凝固后高度起伏不平。采用 W ($D_{50}=20 \mu\text{m}$) 和 Cu ($D_{50}=20 \mu\text{m}$) 混合粉末时, 两种粉末形状规则, 流动性良好, 每一层粉末烧结时 W 相骨架均匀, 所以 Cu 相凝固后高度差异不大。采用不规则细 W 粉 ($D_{50}=5 \mu\text{m}$) 时成形精度与表面质量均低于采用规则较粗 W 粉 ($D_{50}=20 \mu\text{m}$)。

4.2 粉末表征对于显微组织的影响

众所周知,传统的液相烧结过程包含三个阶段:颗粒重排、溶解析出、固态烧结^[21]。由于W-Cu二相之间互不相溶的特性,一般而言溶解析出阶段可以忽略^[22-23],只考虑颗粒重排阶段对于显微组织的影响。如引言中所述,W和Cu在激光烧结过程中均具有难以加工的特点,将其与不锈钢、钛合金的物理性能对比,如表2所示^[4-7]。表2所示W材料熔点高、热导率较大、粘度高,体现了难加工材料的所有特点。熔点高引起的高内聚能和高表面张力,使得熔池形状趋向最小化,熔道断裂,引起球化与孔隙,高粘度还导致熔池流动性下降。Cu材料的高反射率导致吸收激光能力差,熔池吸收能量不足,极高的热导率使熔池尚未流动充分已经冷却凝固,这也是难以加工的症结所在。

表2 4种材料物理性能对比

Table 2 Physical properties of four materials

	M	T_m / K	$\rho_m / (\text{kg} \cdot \text{m}^{-3})$	$\sigma / (\text{mN} \cdot \text{m}^{-1})$	$d\sigma/dT / (\text{mN} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$	$\mu / (\text{mPa} \cdot \text{s})$	$\kappa / (\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$
W	183.8	3655	17600	2361	-0.31	≈8	174
Fe	55.84	1808	7030	1862	-0.39	6.92	60
Ti	47.9	1998	4130	1588	-0.18	≈5	14.63
Cu	63.54	1356	8000	1330	-0.23	≈4	401

(M : relative atomic mass; T_m : melting point temperature; ρ_m : liquid density at melting point temperature; σ : surface tension force; $d\sigma/dT$: surface tension temperature coefficient; μ : viscosity; κ : thermal conductivity)

在选区激光熔化过程中,激光与粉末层的作用时间非常短,只有0.5~25 ms,根据Anestiev等的研究^[24],在激光烧结W-Cu复合材料的熔池中对于液相流动与颗粒重排起作用的主要是毛细力与摩擦力。这是一对具有反作用的力,毛细力反比于溶液的表面张力,摩擦力正比于表面张力。毛细力能够促进颗粒重排,而摩擦力则阻碍这一过程。

对于 $D_{50}=5 \mu\text{m}$ 的不规则W粉末,粉末松装密度低,粉末中存在的孔隙在熔池中转变为对激光吸收率接近100%的黑洞,Cu熔液内温度降低。

关于溶液的表面张力 $\sigma(\text{mN/m})$ 与温度 $T(^{\circ}\text{C})$,存在经验公式^[25]

$$\sigma = 1330 - 0.23(T - 1085). \quad (3)$$

根据Takamichi等的研究^[26],熔池内表征摩擦力的动力学粘度 $\eta(\text{Pa} \cdot \text{s})$ 被定义为

$$\eta = \frac{16}{15} \sqrt{\frac{m}{kT}} \sigma, \quad (4)$$

式中 m 为原子质量, k 为玻尔兹曼常数。

通过(3)、(4)式可以看出,随着熔池内温度降低,熔池内表面张力增加,即毛细力降低,摩擦力增加。对于 $D_{50}=5 \mu\text{m}$ 的不规则W粉和 $D_{50}=20 \mu\text{m}$ 的规则W粉,前者促进颗粒重排的毛细力低于后者,阻碍颗粒重排的摩擦力高于后者。

在Cu熔液中,由于毛细力的作用存在一个转矩^[27],Cu溶液在围绕W颗粒流动时,其不规则的表面加剧了摩擦力。综上,在采用了 $D_{50}=5 \mu\text{m}$ 不规则W粉的熔池中,颗粒重排过程变得微弱。这限制了凝固时的致密化过程,颗粒重排受阻引起粉末中存在的原始气孔滞留于凝固体中降低成形体密度。

此外,如4.1节所述,激光光斑能量呈高斯分布,在光斑中心处能量最强,温度最高,光斑边缘能量衰减,形成了明显的温度梯度,引起了强烈的Marangoni环流^[28],该环流作用在W颗粒上使其具有向温度最高处运动的趋势,相比两种方案中的W粉, $D_{50}=5 \mu\text{m}$ 时,重力较小,因此更易在光斑中心发生团聚,如图8(e)所示。

5 结 论

采用两种粒度与形状的W粉与同种Cu粉混合后进行选区激光熔化,得到的试样无论从外观形貌还是内部显微组织都有明显差异。采用 $D_{50}=20 \mu\text{m}$ 规则W粉的混合粉末,选区激光熔化成形的试样不论从收缩量,表面成形质量以及W、Cu之间的结合程度,都要好于采用 $D_{50}=5 \mu\text{m}$ 不规则W粉的混合粉末。

1) 采用 $D_{50}=5 \mu\text{m}$ 、形状为不规则树枝状的W粉时,随着W质量分数从60%增加到75%,高度方向收缩量

从 70 μm 增加至 220 μm , 长度、宽度方向膨胀量分别从 50 μm 增长至 150 μm 、70 μm 增长至 150 μm 。采用 $D_{50}=20 \mu\text{m}$ 、形状为多面体的 W 粉时, 随着 W 质量分数从 60% 增加至 75%, 高度方向收缩量从 20 μm 增加至 60 μm , 宽度、长度方向膨胀量均从 20 μm 增长至 50 μm 。

2) 采用 $D_{50}=5 \mu\text{m}$ 、形状为不规则树枝状的 W 粉成形试样时, 铺粉不平且烧结过程飞溅严重, 随着 W 质量分数增加, 表面形貌由较为平整、存在黏着物发展成为熔道断续, 当 W 质量分数增加至 75% 以上时, 球化现象明显。采用 $D_{50}=20 \mu\text{m}$ 、形状为多面体的 W 粉成形试样时, 铺粉均匀且飞溅不明显, 随着 W 质量分数增加, 表面由平整向轻微断续态发展, 当 W 质量分数增加到 75% 时, 表面出现熔道断续的现象。

3) 采用 $D_{50}=5 \mu\text{m}$ 、形状为不规则树枝状的 W 粉时, 观察成形试样内部显微组织, 可以看出 W 质量分数低时, W 相基本保持原始粉末尺寸弥散分布在 Cu 相基体中, 随着 W 质量分数增加, W 相逐渐连接团聚, W 相与 Cu 相之间连接方式为点嵌式。采用 $D_{50}=20 \mu\text{m}$ 、形状为多面体的 W 粉成形后, W 相形状圆整, 且随 W 质量分数增加, W 相的连接程度低于第一种方案, W 相基本保持原始尺寸呈孤岛状分布在 Cu 基体中, W 相与 Cu 相之间的结合紧密。

参 考 文 献

- 1 Osakada K, Shiomi M. Flexible manufacturing of metallic products by selective laser melting of powder[J]. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2006, 46(11): 1188-1193.
- 2 Meier H, Haberland C. Experimental studies on selective laser melting of metallic parts[J]. *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*, 2008, 39(9): 665-670.
- 3 Sun Y, Moroz A, Alrbaey K. Sliding wear characteristics and corrosion behaviour of selective laser melted 316L stainless steel[J]. *Journal of Materials Engineering & Performance*, 2014, 23(2): 518-526.
- 4 Lida T, Guthrie R I L. *The Physical Properties of Liquid Metals*[M]. New York: Clarendon Press, 1988: 306-309.
- 5 Kruth J P, Levy G, Klocke F, *et al.*. Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing[J]. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 2007, 56(2): 730-759.
- 6 Kruth J P, Mercelis P, Vaerenbergh J V, *et al.*. Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting [J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2005, 11(1): 26-36.
- 7 Johnson J L, Brezovsky J J, German R M. Effects of tungsten particle size and copper content on densification of liquid-phase-sintered W-Cu[J]. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 2005, 36(10): 2807-2814.
- 8 Simchi A, Petzoldt F, Pohl H. On the development of direct metal laser sintering for rapid tooling[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, 141(3): 319-328.
- 9 Gu D D, Shen Y F. Effects of processing parameters on consolidation and microstructure of W-Cu components by DMLS [J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2009, 473(1-2): 107-115.
- 10 Gu D, Shen Y. Influence of Cu-liquid content on densification and microstructure of direct laser sintered submicron W-Cu/micron Cu powder mixture[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2008, 489(1): 169-177.
- 11 Zhang Danqing. Research on Microstructure Evolution of Tungsten and Tungsten Alloys in Selective Laser Melting Process [D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2011: 46-50.
张丹青. 钨及钨合金的选择性激光熔化过程微观组织演化研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2011: 46-50.
- 12 Zhang D Q, Cai Q Z, Liu J H, *et al.*. Select laser melting of WNiFe powders: Simulation and experimental study[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2010, 51(5-8): 649-658.
- 13 Wu Weihui, Yang Yongqiang, Wei Guoqiang. Direct manufacturing of precision metal parts by selective laser melting[J]. *Chinese J Lasers*, 2007, 34(S1): 175-179.
吴伟辉, 杨永强, 卫国强. 选区激光熔化快速成型制造精密金属零件技术[J]. *中国激光*, 2007, 34(S1): 175-179.
- 14 Wang Di, Yang Yongqiang, Wu Weihui. Process optimization for 316L stainless steel by fiber laser selective melting[J]. *Chinese J Lasers*, 2009, 36(12): 3323-3329.
王 迪, 杨永强, 吴伟辉. 光纤激光选区熔化 316L 不锈钢工艺优化[J]. *中国激光*, 2009, 36(12): 3323-3329.
- 15 Yang Xiongwen, Yang Yongqiang, Liu Yang, *et al.*. Study on dimensional accuracy of typical geometric features manufactured by selective laser melting[J]. *Chinese J Lasers*, 2015, 42(3): 0303004.
杨雄文, 杨永强, 刘 洋, 等. 激光选区熔化成型典型几何特征尺寸精度研究[J]. *中国激光*, 2015, 42(3): 0303004.

- 16 Liu Wei, Liu Tingting, Liao Wenhe, *et al.*. Study on selective laser melting forming process of cobalt chromium alloy[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(5): 0503001.
刘 威, 刘婷婷, 廖文和, 等. 选择性激光熔融钴铬合金成形工艺研究[J]. 中国激光, 2015, 42(5): 0503001.
- 17 Gu D D, Shen Y F, Liu M C, *et al.*. Numerical simulations of temperature field in direct metal laser sintering process[J]. Transactions of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, 2004, 21(3): 225-233.
- 18 Loh L E, Liu Z H, Zhang D Q, *et al.*. Effect of laser beam profile on melt track in selective laser melting[M]. //da Silva-Bartolo P J, de Lemos A C S. High Value Manufacturing: Advanced Research in Virtual and Rapid Prototyping. New York: CRC Press, 2013: 83.
- 19 Song C, Yang Y, Liu Y, *et al.*. Study on manufacturing of W-Cu alloy thin wall parts by selective laser melting[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 78(5): 1-9.
- 20 Zhu H H, Lu L, Fuh J Y H. Influence of binder's liquid volume fraction on direct laser sintering of metallic powder[J]. Materials Science & Engineering A, 2004, 371(1): 170-177.
- 21 Chen Yongcheng, Zhang Shuquan, Tian Xiangjun, *et al.*. Microstructure and microhardness of 4045 aluminum alloy fabricated by laser melting deposition[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(3): 0303008.
陈永城, 张述泉, 田象军, 等. 激光熔化沉积4045铝合金显微组织及显微硬度[J]. 中国激光, 2015, 42(3): 0303008.
- 22 Johnson J L, Brezovsky J J, German R M. Effect of liquid content on distortion and rearrangement densification of liquid-phase-sintered W-Cu[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2005, 36(6): 1557-1565.
- 23 Johnson J L, Park S J, Kwon Y S, *et al.*. The effects of composition and microstructure on the thermal conductivity of liquid-phase-sintered W-Cu[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2010, 41(6): 1564-1572.
- 24 Anestiev L, Froyen L. Processes of microstructure coarsening at liquid phase sintering[J]. Physical Review E, 2000, 61(6): 6721-6731.
- 25 Yuan Zhangfu. Surface Tension of Metals and Alloys[M]. Beijing: Science Press, 2006: 27-28.
袁章福. 金属及合金的表面张力[M]. 北京: 科学出版社, 2006: 27-28.
- 26 Takamichi I. The Physical Properties of Liquid Metals[M]. Oxford: Clarendon Press, 1993: 62-67.
- 27 Niu H J, Chang I T H. Selective laser sintering of gas and water atomized high speed steel powders[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(1): 25-30.
- 28 Lampa C, Kaplan A F H, Resch M, *et al.*. Fluid flow and resolidification in deep penetration laser welding[J]. Lasers in Engineering, 1998, 7(3-4): 241-252.

栏目编辑: 吴秀娟