

文章编号 1004-924X(2019)05-1024-09

选区激光熔化成形 W-Ni-Cu 的 成形工艺及热物理性能

闫岸如*, 刘学胜, 王智勇, 贺定勇

(北京工业大学 材料科学与工程学院, 北京 100124)

摘要: 为了研究 W-Ni-Cu 合金选区激光熔化技术(SLM)直接成形工艺及其热物理性能, 设计了以激光功率、扫描速度、扫描线长度、搭接率为变量的工艺实验, 研究各参数对致密度的影响, 采用 SEM、热分析仪、差式扫描量热仪、热-机械分析仪研究合金的微观组织、导热率与热膨胀系数。结果表明: 选择合理的优化工艺参数, W-Ni-Cu(SLM)成形致密度最高达到 94.5%; 微观组织为难熔相 W 发生了桥接与团聚, 基体相 CuNi 呈网络状包裹于 W 相周围; 测试试样所加载热流平行于烧结成形方向时, 导热系数与热膨胀系数分别是 120.314 0 W/(m·K) 及 7.16×10^{-6} /K, 加载热流方向垂直于烧结成形方向时, 导热系数与热膨胀系数分别是 99.257 2 W/(m·K) 及 7.02×10^{-6} /K。不同方向成形测试件导热系数和热膨胀系数的差异是由难熔相 W 在 CuNi 相中的分布以及孔隙数量决定的。采用选区激光熔化成形技术可以成形性能较好的 W-Ni-Cu 合金。

关键词: 选区激光熔化; W-Ni-Cu 合金; 工艺参数; 微观组织; 热导率; 热膨胀系数

中图分类号: TG146.411; TG665 **文献标识码:** A **doi:** 10.3788/OPE.20192705.1024

Process parameters and thermal physical properties of W-Ni-Cu composite fabricated using selective laser melting

YAN An-ru*, LIU Xue-sheng, WANG Zhi-yong, HE Ding-yong

(Institute of Laser Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

* Corresponding author, E-mail: yar_0816@126.com

Abstract: To investigate the process and thermal physical performance of W-Ni-Cu manufactured using the Selective Laser Melting (SLM) technique, an experiment of four variables was conducted to study the influence of laser power, scanning speed, length of the scanning line, and overlap rate on the density. Scanning electron microscopy as well as a thermal analyzer, differential scanning calorimeter, and thermal-mechanical analyzer were used to study the microstructure, thermal conductivity, and thermal expansion. The results show that the density of W-Ni-Cu reaches 94.5% with the optimized process. The microstructure is a type of bridging connection, and agglomeration occurs between the W phases and CuNi phase that wraps around the W phase like a network. When the measuring direction is parallel to the processing direction, the thermal conductivity and thermal expansion coefficients are 120.314 0 W/m·K and 7.16×10^{-6} /K, respectively. When the measuring direction is perpendic-

收稿日期: 2018-12-20; 修订日期: 2019-02-01.

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(No. 2017YFB0305800)

ular to the processing direction, the thermal conductivity and thermal expansion coefficients are $99.2572 \text{ W/m} \cdot \text{K}$ and $7.02 \times 10^{-6} / \text{K}$, respectively. Test pieces form in different directions with different thermal conductivity and thermal expansion coefficients because of the distribution of W in CuNi and the existence of pores. The study shows that the W-Ni-Cu alloy parts exhibiting better performance can be manufactured directly using SLM.

Key words: selective laser melting; W-Ni-Cu alloy; process parameter; microstructure; thermal conductivity; thermal expansion coefficient

1 引言

钨铜(W-Cu)复合材料作为良好的电极材料,兼具了W和Cu高导热、低热膨胀系数的优良性能,且热膨胀系数可随成分调整,因此在电力工业、电火花加工中得到了广泛应用^[1-2]。随着大规模集成电路和大功率电子器件的发展,W-Cu在电子封装器件、热沉、嵌块等方面的应用也得到了迅速发展。W-Cu复合材料应用在电子封装等领域时,其性能要求远高于电触头或电极材料。首先,其成分设计要满足热膨胀系数和导热系数的要求;其次,电子封装材料要求高致密度,以满足气密性条件。随着芯片集成等技术的迅猛发展,电子封装器件的材料性能与结构设计趋向于更高、更复杂,进一步研究钨铜复合材料的精密制作方法及其热物理性能有十分重要的应用价值。

目前,钨铜复合材料的制造方式主要有熔渗法、粉末冶金法等。由于W和Cu难以互溶,熔点相差巨大并且W相与Cu相之间的大润湿角会产生较高的气孔率,再加之钨铜电子封装器件工艺流程繁复,复杂结构器件的制作难以取得突破性进展。选区激光熔化技术(Selective Laser Melting, SLM)属于增材制造技术,基于分层制造的思想,通过激光束逐层扫描烧结金属粉末获得复杂结构部件^[3-4],目前在不锈钢、高温镍基合金、钴基合金、钛合金等领域已有较为成熟的应用^[5-8]。SLM技术能量密度高,能够直接成形复杂的三维结构,应用于制备W-Cu结构件具有很大的优势。然而,W熔点高、溶液黏度高以及Cu激光反射率高、导热率高的特性,使得SLM应用于加工W-Cu材料时面临着困难和挑战。在传统方法烧结W-Cu合金时,随着不溶相W含量的增加,W-Cu的烧结致密度不及理论密度的80%,解决方法是添加有助于W溶解的烧结助剂,如Ni来改善孔隙问题。

电子封装器件在使用时内部通道通入去离子水并加载电压,易于发生电化学腐蚀,从而大幅缩短器件的服役寿命。Ni的耐腐蚀性与导热性较强,适宜作为添加剂应用在电子封装材料中^[9]。

优良的热物理性能是W-Cu复合材料应用在电子信息领域的主要优势;其高导热、耐高温的性质大幅提升了微电子器件的使用功率,利于电子器件的小型化;其热膨胀系数可调的特性完美匹配多种半导体材料,避免封装过程热膨胀系数失配导致的热疲劳破坏。目前,合金热物理性能的分析模型主要有三种:组织为规则排列的纤维结构、均匀分布的颗粒结构及分层箔片。Yao Jian-Tao等人^[10]研究了熔渗法制作Mo-Cu合金的热导率与组织结构间的关系,热导率的实验测量值介于热流平行于层片结构传输与垂直层片结构传输的数值之间。Lee Young Jung等人^[11]假定W-Cu复合材料中不熔钨相为球状,均匀分布在凝固后的液相基体中,传热路径定义为沿高导热相的最短路线传播,热流的传输避开了钨相。结合SLM的相关研究发现^[12-16],上述传热结构与SLM成形后的组织差异较大,因此上述模型并不适合SLM成形体的热物性分析。

本文主要研究了SLM W-Ni-Cu直接成形工艺及其热物性能,通过工艺实验获取最佳成形工艺,以研究其致密度与微观组织;检测不同方向成形后试样的热导率及热膨胀系数,根据微观组织建立热量传输路径,分析传输路径与孔隙率对于热物理性能的影响。结果表明,SLM可以成形出质量较高的WCuNi合金零件,从而为该技术在电子封装领域的应用提供理论支撑。

2 实验

2.1 材料与设备

实验选用的原材料为W粉(D50=20 μm,纯

度 $\geq 99.9\%$), Ni 粉 ($D_{50} = 45 \mu\text{m}$, 纯度 $\geq 99.9\%$), Cu 粉 ($D_{50} = 20 \mu\text{m}$, 纯度 $\geq 99.9\%$)。WNiCu 3 种粉末的质量比为 80 : 5 : 15。将 3 种粉末球磨混合, 其 SEM 照片如图 1 所示, 粉末整体为球形粉, 具有良好的流动性。

选区激光烧结设备为 EOS-M270, 内置的激光器为 IPG-200W Yb-doped 光纤激光器, 激光波长为 1 060~1 100 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 \times 250 mm \times 220 mm, 成形仓内充 Ar 保护, 氧含量低于 0.1%。每层铺设粉末厚度为 20 μm 。

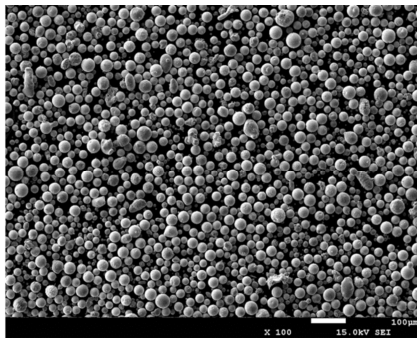


图 1 混合金属粉末 SEM 形貌

Fig. 1 SEM morphology of mixed metal powder

2.2 实验方法

在对镍基合金、钨铜合金等金属粉末进行 SLM 成形的基础上, 设计尺寸为 10 mm \times 10 mm \times 6 mm 的块体试样, 以激光功率 (P)、扫描速度 (v)、扫描线长度 (h)、搭接率 (σ) 为变量设计实验, 参数如表 1 所示, 成形 16 组块体试样, 研究激光功率、扫描速度、扫描线长度及搭接率对致密度的影响。再对试样进行金相显微组织观察, 分别按照国标 GB22588 和 GB/T 16535 进行热导率测试和热膨胀系数测试, 相应设计尺寸为 $\phi 12.7 \text{ mm} \times 1.5 \text{ mm}$ 与 $\phi 6 \text{ mm} \times 45 \text{ mm}$, 测试件按照图 2(a) 和 2(b) 所示的两个方向各成形 5 件, 所用参数为表 1 中获得最优致密度的参数。

成形后的块体从基板上切割下来, 用丙酮超声波清洗表面的杂质和油污。采用阿基米德法在去离子水中测试试样密度。分别沿横向与纵向切割小块 (10 mm \times 10 mm \times 6 mm), 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, 金相腐蚀液采用配比为 $\text{H}_2\text{O}_2 : \text{HF} = 1 : 1$ 的混合溶液, 浸蚀至表面反应后清水冲洗, 压缩空气吹干表面。采用 HITACHI-SU1510SEM 观察金相的显微组织及形貌。

钨铜合金热导率由公式 $T_c = \alpha \rho C_p$ 计算得到, 其中 α 为热扩散率, ρ 为材料密度, C_p 为材料比热容。热扩散率采用激光闪光法获得, 所用设备为 TA FL400 型热分析仪。比热容采用热差分法测得, 检测设备为 DSC204, Netzsch 型差式扫描量热仪。热膨胀系数通过热-机械分析仪测试得到, 设备型号为 DIL402C, Netzsch。

表 1 激光选区熔化实验

Tab. 1 Parameters of SLM experiments

序号	激光功率 /W	扫描速度 /(mm \cdot s $^{-1}$)	扫描线长度 /mm	搭接率 /%	相对密度 /%
1	100	500	3	10	82.5
2	150	500	3	10	89.0
3	200	500	3	10	91.7
4	200	350	3	10	—
5	200	400	3	10	—
6	200	450	3	10	—
3	200	500	3	10	91.7
7	200	600	3	10	88.5
8	200	700	3	10	89.7
9	200	800	3	10	87.9
10	200	900	3	10	86.0
11	200	500	2	10	91.6
3	200	500	3	10	91.7
12	200	500	4	10	91.4
13	200	500	5	10	91
14	200	500	3	20	92.8
15	200	500	3	30	94.5
16	200	500	3	40	—

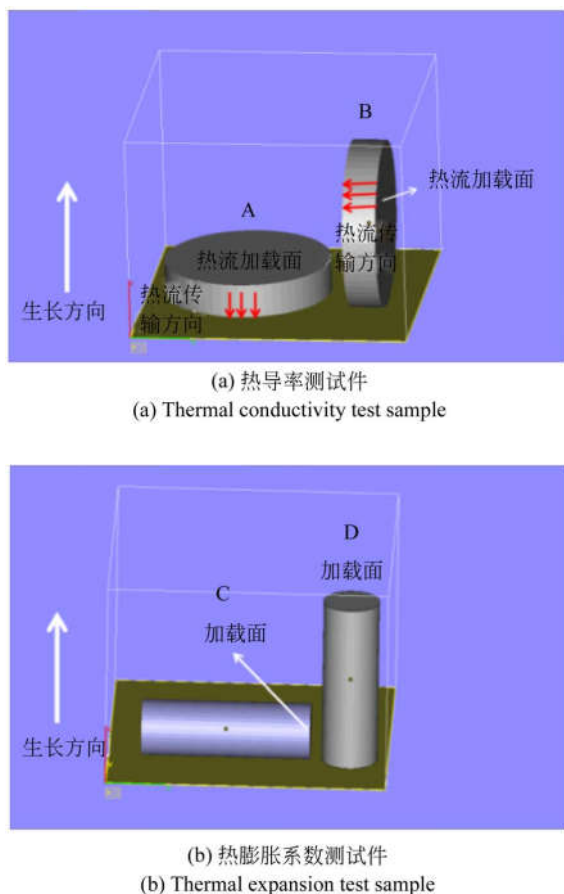


图2 热导率及热膨胀系数测试试样成形示意图
Fig. 2 Test samples of thermal conductivity and thermal expansion coefficient

3 结果与分析

3.1 工艺参数对致密度的影响

对表1中的工艺实验数据进行观察分析可知,激光功率对致密度的影响最为明显,其次为扫描速度,再次为搭接率,扫描线长度的影响最小。采用最优工艺参数(激光功率为200 W,扫描速度为500 mm/s,扫描线长度为3 mm,搭接率为30%)成形块状试样,致密度高达94.5%。各变量对致密度的影响如图3所示。

3.1.1 激光功率对致密度的影响

从图3(a)中可以看出,随着激光功率的提高,致密度为上升趋势,100~150 W间致密度的上升速度较快,由82.5%上升到了89.0%;而150~200 W时,致密度由89.0%上升到91.7%,上升速度变缓。保持其他工艺参数不变,增加激

光功率能够使低熔点Cu、Ni粉末完全熔化,形成更多液相,更好地填充W相间空隙。

3.1.2 扫描速度对致密度的影响

由图3(b)可知,随着扫描速度的提高,致密度呈现先上升后下降的趋势。保持其他工艺参数不变,扫描速度为500 mm/s时,致密度为91.7%;速度增加到900 mm/s时,致密度下降为86%。扫描速度决定了激光对粉末作用时间的长短。保持其他工艺参数不变,扫描速度较小时,激光停留在粉末表面的时间相对延长,熔池内有较为充足的时间进行热量与动量交换,液相在表面张力和毛细管力的作用下填充固相孔隙,能够降低孔隙率;但当扫描速度过低时,激光烧结粉末产生了过烧现象,烧结表面凸起明显,阻碍铺粉过程,导致打印过程中止,如表1中编号4,5,6的参数,均为速度低于450 mm/s,SLM成形W-Cu合金难以进行;而当扫描速度高于适宜范围时,激光束与粉末作用时间短,发生了粉末仅部分熔化且熔化后很快凝固,液相流动不足,形成较高的孔隙率。

3.1.3 扫描线长度的影响

由图3(c)可知,扫描线长度对于致密度的影响相比其他三种因素较弱,扫描线长度为3 mm时,致密度最高为91.7%;扫描线长度5 mm时,致密度最小为91%。适宜的扫描线长度有利于释放烧结成形体的热应力,但扫描线长度过长,该方向积累了较大热应力,容易引起变形与翘曲;扫描线长度过短时,能量输入太集中又会导致表面凹凸不平。

3.1.4 搭接率的影响

从图3(d)中可以看出,其他工艺参数保持不变,搭接率从10%增加到30%,致密度从91.7%增加到94.5%。但是继续增加搭接率到40%时,烧结表面出现过烧现象,阻碍铺粉过程继续进行,成形被终止。由于激光光斑能量呈高斯分布,熔道侧面为圆弧状,相邻圆弧熔道间存在未熔化死角,搭接率过低时未熔化死角区域存在较多孔隙。搭接率在10%~30%时,随搭接率的升高,相邻扫描线重叠面积大,激光束能量重复叠加多,使得烧结表面的能量分布基本均匀,最大程度减少了未熔化粉末的存在,既能避免球化产生,也能使熔化线深度一致。但是继续增加搭接率会导致激光能量分布太过集中,熔化线液相量过高,凝固后熔道过高,也会阻止铺粉过程进行。

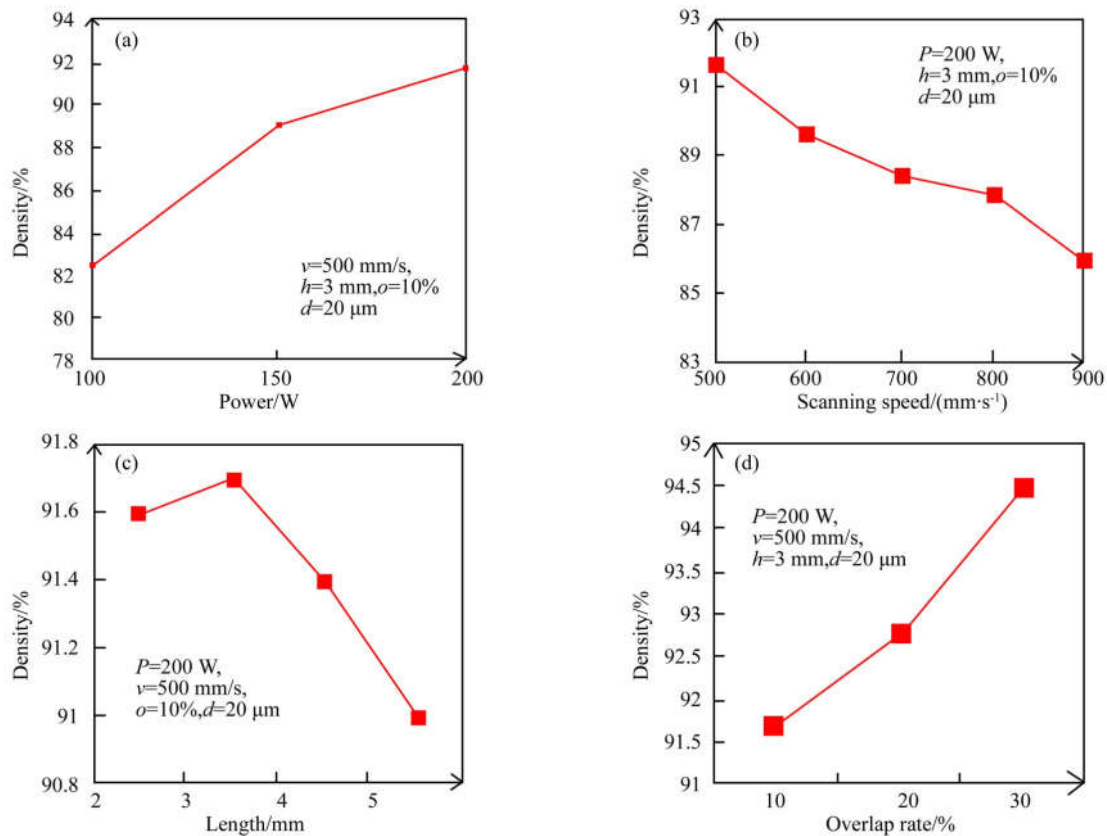


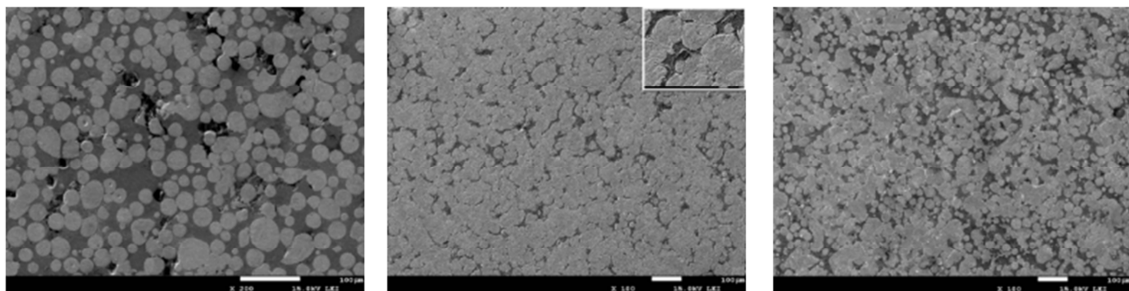
图 3 以各工艺参数为单独变量时致密度的变化曲线

Fig. 3 Variation of relative density with process parameters

3.2 显微组织

从图 4 可以看出, SLM 成形 80W-5Ni-15Cu 的烧结机制为液相烧结。图 4(a)与图 4(b)是保持其他工艺参数为定值, 激光功率分别为 100 W 与 200 W 时获得试样的金相显微组织。在图 4(a)中, 成形试样中存在较大孔隙, 且数量较多, 大多分布在难熔相 W 与基体相 Cu 接触部位, 孔隙形状多为近球形孔, 少量为尖角形。难熔相 W

保持原始形状与尺寸, 颗粒间未发生连接与团聚。在图 4(b)中, 成形试样中无明显孔洞存在, W 相大量连接, 几乎看不到裸露的基体相。在图 4(b)右上的放大图中可以看出, 相互连接的 W 颗粒形成了多边形。图 4(b)与图 4(c)所示为 SLM 成形试样的显微组织随扫描速度的变化关系。可以看出, 保持激光功率一定, 激光扫描速度较慢时, W 颗粒间形成了明显的团聚与连接, W 晶粒明显长



(a) $P=100 \text{ W}$, $v=500 \text{ mm/s}$, $h=3 \text{ mm}$, $\sigma=20\%$ (b) $P=200 \text{ W}$, $v=500 \text{ mm/s}$, $h=3 \text{ mm}$, $\sigma=20\%$ (c) $P=200 \text{ W}$, $v=900 \text{ mm/s}$, $h=3 \text{ mm}$, $\sigma=20\%$

图 4 SLM 成形 W-Ni-Cu 在不同激光功率和扫描速度下的显微组织

Fig. 4 Microstructure of W-Ni-Cu fabricated by SLM with different laser powers and velocities

大。扫描速度增加至 900 mm/s 后,W 颗粒之间连接与团聚的现象减弱,成形体中固相 W 保持球形的比例增加,W 晶粒尺寸逐渐减小。

图 5 为 80W-5Ni-15Cu 以最优参数成形后横截面与纵截面的微观组织。横、纵截面中 W 相分布的均匀程度相当,液相像网格线一样包裹在钨相周围;同时,横截面中的孔隙少于纵截面。在过去的研究中发现^[17-19],SLM 成形 W-Ni-Cu 材料时对于液相流动和颗粒重排起作用的主要是毛细力和摩擦力,毛细力促进颗粒重排组织致密化,摩擦力则阻碍这一过程,孔隙产生的主要原因是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。纵截面包含烧结层之间的结合,熔液运动过程中受到的纵向摩擦力大于横向摩擦力,因而纵向截面孔隙多于横向截面。图 2 中,导热系数测试试样与热膨胀系数测试试样沿不同方向成形后孔隙率不同,纵截面高的 B、D 试样比 A、C 试样含有更多的孔隙。

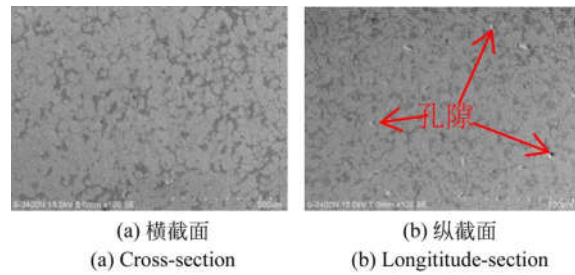


图 5 80W-5Ni-15Cu 烧结试样
Fig. 5 Microstructure of 80W-5Ni-15Cu samples

3.3 热传导性能

对沿不同方向成形后的热导率测试件分别进行 5 次热扩散率与比热容测试后,得到的测试平均值与热导率如表 2 所示。图 2 中 B 试样的热导率小于 A 试样,即热流方向与生长方向垂直时的热导率小于热流方向与生长方向平行时。分析这一差异产生的原因,从 SLM 成形的 W-Ni-Cu 合金微观组织及热传输路径入手。

表 2 不同方向成形试样的导热率

Tab. 2 Thermal conductivity coefficient of samples manufactured in different directions

热流方向与生长方向	热扩散率/(cm ² ·s ⁻¹)	比热容/(J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹)	密度/(g·cm ⁻³)	热导率/(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)
平行(A)	0.190 4	417.40	15.139	120.314 0
垂直(B)	0.162 5	403.47	15.139	99.257 2

图 6 为 SLM 成形 W-Ni-Cu 合金的微观组织局部放大图,包括 W 相间形成桥接,以及难熔相 W 被凝固的液相 CuNi 包裹其中,CuNi 相形成网络状,这种结构类似于多面体固态晶粒被凝固液相基体包围的 Tetrakaidecahedron 结构^[20]。因此,W-Ni-Cu 合金内包含 3 种传热路径:CuNi 相、W 相和 CuNi-W-CuNi 相。前两者有固定的

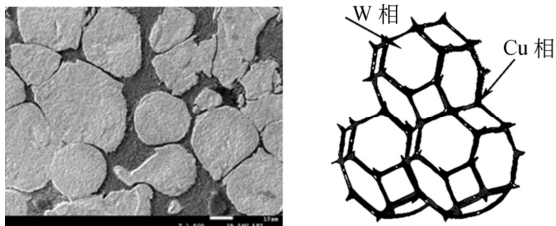


图 6 W-Ni-Cu 固-液相类似 tetrakaidecahedron 结构描绘

Fig. 6 Sketch of W-Ni-Cu solid-liquid structure

导热率,因此重点分析第三种传热路径。图 6 中绘制出了第 3 种传热路径的几何模型,热量传输路径由低热膨胀系数材料 W 作为核心,高导热相 CuNi 包裹在边缘构成。

由于热导率与导电率之间遵循 Wiedmann Franz 定律,因此可以采用电流回路模拟热流传输,基体相、W 相、基体-W-基体相看成热流传输经过的不同热阻。German 等人研究了晶体完全致密的条件下,将 Tetrakaidecahedron 结构中的复合热阻热导率 TC 定义为^[20]:

$$TC = \frac{Q_{CuNi} Q_W [4R + (4 - \pi) R^2]}{\frac{3}{2} R(Q_W - Q_{CuNi}) + R_{CuNi}} \quad (1)$$

$$R = 0.011 3 + 1.58V_{CuNi} - 1.83V_{CuNi}^{\frac{3}{2}} + 1.06V_{CuNi}^3 \quad (2)$$

其中: V_{CuNi} 为铜镍的体积分数, Q_{CuNi} 是铜镍的热导率, Q_W 是钨的热导率。可以看出,在组织致密的

理想条件下,TC 仅与 CuNi 相体积分数及 CuNi、W 的热导率有关,与 W 相的形状尺寸无关,CuNi 相体积分数越高,复合材料的热导率越高。

事实上,由表 1 结合图 5 可知,SLM 成形 80W-5Ni-15Cu 以后,横纵截面均不同程度存在孔隙,CuNi-W-CuNi 相的导热率须考虑孔隙率的影响。合金的导热由自由电子的运动和晶格振动的格波共同决定。自由电子在运动过程中,根据 Maxwell 方程有^[21]:

$$\lambda_e = \frac{\lambda_0(1-P)}{1+0.5P}, \quad (3)$$

$$\lambda'_e = \frac{-1.5P}{(1+0.5P)^2}, \quad (4)$$

其中: P 为金属内部孔隙率, λ_0 为理论热导率。根据式(4)可知, λ_e 随 P 的增加而减小。因此图 2(a)中的 B 试样相较 A 试样对自由电子运动的阻碍作用更大。

晶格振动的格波分为声频支与光频支,当温度较低时,光频支可以忽略,仅考虑声频支的作用。声频支格波可以看成一种弹性波,其量子成为声子。声子热传导依靠声子间的相互碰撞,声子热导率 λ_p 定义为:

$$\lambda_p = \frac{1}{3}C_V v l, \quad (5)$$

其中: C_V 为声子的体积热容, v 是声子的平均速度, l 是声子的平均自由程。当晶体中存在孔隙时,可以视为分散相,但它的导热率很低,近似为零。分散相的存在极大地削减了声子的平均自由程,从而降低 λ_p 。综合自由电子运动和晶格振动的共同影响,热流方向垂直于生长方向(图 2 中 B)时热流传输路径孔隙较多,导致热导率低于热流方向平行于生长方向(图 2 中 A)时。

3.4 热膨胀性能

在 W-Ni-Cu 合金体系中,W 和 CuNi 随温度升高彼此的应变相容性影响着热膨胀系数。假设加载热源过程中,W 相与 CuNi 相没有发生脱离,则二者所受的应力相等。对于 Tetrakaidecahedron 结构的导热晶体,可以采用 Randall 等人定义复合材料的热膨胀系数 α_T ^[20]:

$$\alpha_T = \alpha_{CuNi} + \frac{\alpha_W - \alpha_{CuNi}}{1 + \frac{B_{CuNi} A_{CuNi}}{B_W A_{CuNi}}}, \quad (6)$$

其中:

$$A_{CuNi} = 4R(1-R), \quad (7)$$

$$A_W = (1-2R)^2, \quad (8)$$

$$3B = \frac{E}{1-2\nu}, \quad (9)$$

B 为金属的体模量, E 为弹性模量, ν 为泊松比。经过计算,复合材料的理论热膨胀系数为 $8.1 \times 10^{-6}/K$ 。

图 2(b)中两种方向成形试样的测试结果如图 7 所示,均低于理论计算结果。温度从 22 °C 上升到 100 °C 时,加载面垂直生长方向(图 2 中 D)成形的热膨胀系数为 $7.16 \times 10^{-6}/K$,加载面平行生长方向(图 2 中 C)成形后的热膨胀系数为 $7.02 \times 10^{-6}/K$ 。Luo 等人^[22]研究了金属基体中加入无方向性的强化相后对于热膨胀行为的影响,表明热膨胀系数相关于基体与强化相之间的结合强度。K. Zhang^[23]等人研究了在 Cu-Si 基体中加入 SiC 强化相后不同方向的热膨胀性,发现强度和刚度较高的方向拥有更低的热膨胀系数。在激光烧结 W-Cu 粉末时加入 Ni, Ni 会与 W 颗粒发生反应^[21],增加了 W 与基体相间的结合强度,因此有助于减小 W-Cu 体系的热膨胀系数。这是导致热膨胀系数低于理论值的原因之一。

由图 5 可知,截面中存在的孔隙为封闭孔洞。当金属材料受热时,封闭孔洞内具有较大的热膨胀系数,封闭气体受热膨胀,产生不能忽略的热应力,这一效应随封闭孔隙的增多而加强。如图 2(b)所示,当加载面垂直生长方向(D)时,纵向截面高度远高于试样高度垂直生长方向(C)时,因

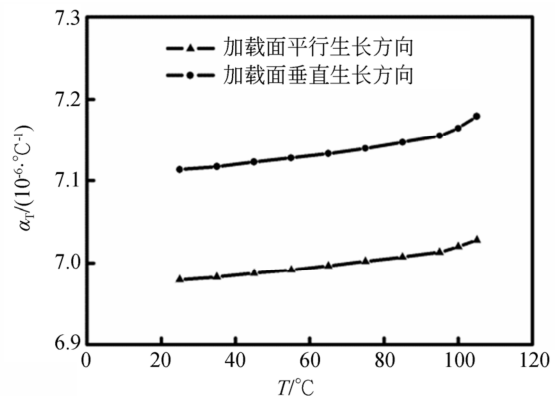


图 7 高度平行/垂直叠加成形方向时热膨胀系数与温度的关系

Fig. 7 Relationship between thermal expansion coefficients and temperature in different fabrication directions

此,前者试样的内孔隙率高于后者,热膨胀系数也高于后者。

4 结 论

本文进行了 SLM 成形 W-Ni-Cu 的工艺实验。结果表明,激光功率对成形致密度有积极影响,过高和过低的扫描速度与搭接率都会降低成形质量,扫描线长度对致密度的影响最小。经过工艺优化,成型致密度达到 94.5%。SLM 成形的 80W-5Ni-15Cu 试样的微观组织为难熔相钨之间发生了桥接与团聚,CuNi 相呈网络状包围在 W 相周围;平行于生长方向的截面孔隙多于垂直

生长方向的截面。SLM 成形 80W-5Ni-15Cu 合金后,合金的导热率决定于 CuNi 相的体积分数、CuNi 和 W 的导热率以及组织中的孔隙,W 相的尺寸对于导热率的影响甚小。热流方向与生长方向垂直和平行时的导热率分别是 $99.2572 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 与 $120.3140 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 。热膨胀系数检测值低于理论计算值,原因可能是 Ni 增强了难熔相 W 与基体相间结合,从而减小了热膨胀系数。不同方向成形时热膨胀系数由检测试样的内孔隙数量决定,加载面垂直生长方向成形后孔隙数量较多,其热膨胀系数为 $7.16 \times 10^{-6}/\text{K}$;加载面平行生长方向成形后孔隙数量较少,热膨胀系数为 $7.02 \times 10^{-6}/\text{K}$ 。

参考文献:

- [1] DING W, HE H, PAN B. Structural features and thermal properties of W/Cu compounds using tight-binding potential calculations[J]. *Journal of Materials Science*, 2016, 51(12): 5948-5961.
- [2] 范景莲, 彭石高, 刘涛, 等. 钨铜复合材料的应用与研究现状[J]. *稀有金属与硬质合金*, 2006, 34(3): 30-35.
FAN J L, PENG SH G, LIU T, *et al.*. Application and latest development of W-Cu composite materials[J]. *Rare Metals and Cemented Carbides*, 2006, 34(3): 30-35. (in Chinese)
- [3] 肖泽锋, 杨永强, 宋长辉, 等. 激光选区烧结超高分子量聚乙烯工艺及性能[J]. *光学精密工程*, 2016, 24(3): 502-510.
XIAO Z F, YANG Y Q, SONG CH H, *et al.*. Process and properties of selective laser sintering ultrahigh molecular weight polyethylene[J]. *Opt. Precision Eng.*, 2016, 24(3): 502-510. (in Chinese)
- [4] 白玉超, 杨永强, 王迪, 等. 锡青铜激光选区熔化工艺及其性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2018, 47(3): 1007-1012.
BAI Y CH, YANG Y Q, WANG D, *et al.*. Selective laser melting of Tin bronze alloy and its properties[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2018, 47(3): 1007-1012. (in Chinese)
- [5] 吴伟辉, 杨永强, 肖冬明, 等. 激光选区熔化成形可控超轻结构化零件的孔隙生成效果[J]. *光学精密工程*, 2017, 25(6): 1547-1556.
WU W H, YANG Y Q, XIAO D M, *et al.*. Pore forming results of controllable ultra-light structured parts by selective laser melting[J]. *Opt. Precision Eng.*, 2017, 25(6): 1547-1556. (in Chinese)
- [6] 闫岸如, 杨恬恬, 王燕灵, 等. 变能量激光选区熔化 IN718 镍基超合金的成形工艺及高温机械性能[J]. *光学精密工程*, 2015, 23(6): 1695-1704.
YAN A R, YANG T T, WANG Y L, *et al.*. Forming process and high-temperature mechanical properties of variable energy laser selective melting manufacturing IN718 superalloy[J]. *Opt. Precision Eng.*, 2015, 23(6): 1695-1704. (in Chinese)
- [7] DEMIR A G, PREVITALI B. Additive manufacturing of cardiovascular CoCr stents by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2017, 119: 338-350.
- [8] CALVIN R, JEF M, MEGAN W, *et al.*. Beyond the orthogonal; on the influence of build orientation on fatigue crack growth in SLM Ti-6Al-4V[J]. *International Journal of Fatigue*, 2018, 116: 344-354.
- [9] WANG M, LI R, YUAN T, *et al.*. Selective laser melting of W-Ni-Cu composite powder: Densification, microstructure evolution and nano-crystalline formation[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2017, 70: 9-18.
- [10] YAO J T, LI C J, LI Y, *et al.*. Relationships between the properties and microstructure of Mo-Cu composites prepared by infiltrating copper into flame-sprayed porous Mo skeleton[J]. *Materials & Design*, 2015, 88: 774-780.
- [11] LEE Y J, LEE B H, KIM G S, *et al.*. Evaluation of conductivity in W-Cu composites through the estimation of topological microstructures[J]. *Materials*

- rials Letters*, 2006, 60(16):2000-2003.
- [12] TAN C, ZHOU K, MA W, *et al.*. Selective laser melting of high-performance pure tungsten: parameter design, densification behavior and mechanical properties[J]. *Science & Technology of Advanced Materials*, 2018, 19(1):370.
- [13] ZHOU Q, CHEN P. Fabrication of W-Cu composite by shock consolidation of Cu-coated W powders[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 657:215-223.
- [14] GU D, SHEN Y. Effects of processing parameters on consolidation and microstructure of W-Cu components by DMLS [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 473(s1-2):107-115.
- [15] CHEN W, SHI Y, DONG L, *et al.*. Infiltration sintering of WCu alloys from copper-coated tungsten composite powders for superior mechanical properties and arc-ablation resistance[J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2017, 728: 196-205.
- [16] CHEN W, DONG L, ZHANG Z, *et al.*. Investigation and analysis of arc ablation on WCu electrical contact materials [J]. *Journal of Materials Science Materials in Electronics*, 2016, 27(6): 5584-5591.
- [17] 闫岸如, 杨恬恬, 王燕灵, 等. 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[J]. *中国激光*, 2016, 43(2): 0203007.
- YAN A R, YANG T T, WANG Y L, *et al.*. Effect of tungsten powder particle size and shape on consolidation and microstructure of W-xCu composites by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(2): 0203007. (in Chinese)
- [18] YAN A, WANG Z, YANG T, *et al.*. Microstructure, thermal physical property and surface morphology of W-Cu composite fabricated via selective laser melting [J]. *Materials & Design*, 2016, 109:79-87.
- [19] YAN A, WANG Z, YANG T, *et al.*. Sintering densification behaviors and microstructural evolution of W-Cu-Ni composite fabricated by selective laser sintering [J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 90(1-4):657-666.
- [20] GERMAN R M. A model for the thermal properties [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1993, 24(8):1745-1752.
- [21] SANG H L, SU Y K, HAM H J. Thermal conductivity of tungsten-copper composites[J]. *Thermochimica Acta*, 2012, 542(542):2-5.
- [22] LUO X, YANG Y, LIU C, *et al.*. The thermal expansion behavior of unidirectional SiC fiber-reinforced Cu-matrix composites[J]. *Scripta Materialia*, 2008, 58(5):401-404.
- [23] ZHANG K, SHI Z Q, QIAO G J. Preparation and thermophysical properties of directional SiC/Cu-Si composite via spontaneous infiltration[J]. *Ceramics International*, 2016, 42:996-1001.
- [24] ZHOU Y, WANG K, LIU R, *et al.*. High performance tungsten synthesized by microwave sintering method [J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2012, 34(34):13-17.

作者简介:



闫岸如(1988—),女,山西太原人,博士,助理研究员,2017年于北京工业大学获得博士学位,现为北京工业大学材料科学与工程学院博士后,主要从事激光3D打印金属粉末方面的研究。E-mail: yar_0816@126.com