

选区激光熔化制备 W-25%Re 合金组织和性能研究

张莹莹^{1,2}, 王学兵², 熊宁², 柳学全², 侯雅青³

(1. 钢铁研究总院有限公司, 北京 100081)

(2. 安泰科技股份有限公司, 北京 100081)

(3. 中国钢研科技集团有限公司, 北京 100081)

摘要: 以球形 W-25Re (质量分数, %, 下同) 合金粉末为原料, 采用选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 技术制备 W-25Re 合金试样, 研究工艺参数对 W-25Re 合金组织和性能的影响。利用分析天平、场发射扫描电镜、X 射线衍射仪和显微硬度仪等分析方法表征 SLM 制备的 W-25Re 合金试样的相对密度、显微组织、相组成和显微维氏硬度等性能。结果表明: SLM 制备 W-25Re 合金过程中无明显的球化、翘曲、变形、分层或不能成形现象, 试样表面和侧面无明显孔洞和裂纹等缺陷, 成形性良好。随着输入体能量密度逐渐增大, W-25Re 合金试样内部垂直面晶粒形态逐渐从等轴晶和柱状晶混合转变为粗大的柱状晶。W-25Re 合金试样仅含有立方晶系 $W_{13}Re_7$ 相, 衍射峰 2θ 角向左偏移的变化主要是由残余应力造成的。激光功率和扫描速度对 W-25Re 合金试样相对密度的影响显著。当体能量密度为 1050 J/mm^3 , 即激光功率 210 W, 扫描速度 200 mm/s 时, 可获得相对密度高达 98.493% 的 W-25Re 合金试样; 此时, 试样水平面和垂直面的显微硬度 ($HV_{0.2}$) 分别为 5153.8 和 5101.9 MPa, 与轧制态 W-25Re 合金硬度值接近。

关键词: 选区激光熔化; W-25Re 合金; 相对密度; 显微组织; 显微维氏硬度

中图分类号: TG146.4+11

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)10-2882-09

钨及其合金具有熔点高、高温强度高、热膨胀系数低、导热性和抗辐射性能良好等特点, 在航空航天、国防军工和医疗装备等领域得到广泛应用^[1-2]。纯钨成形件通常采用粉末冶金法实现制备^[3-4]。然而, 由于纯钨自身脆性大, 复杂结构的纯钨成形件很难通过粉末冶金法实现制备, 这大大限制了纯钨成形件在工业领域的更广泛应用。选区激光熔化技术 (selective laser melting, SLM) 原理是激光依据设定路径使金属粉末快速熔化、逐层凝固堆积实现成形件制备的方法^[5-6], 具有材料利用率高、制造柔性高和加工余量小等特点, 可快速实现复杂结构件的近净成形^[7-9], 这为复杂结构纯钨成形件的制备开辟了新的途径^[10-13]。

国内外研究人员围绕原料粉末、成形工艺等方面对 SLM 制备纯钨成形件的相对密度、微观组织、力学性能和缺陷开展了系统研究^[14-15]。SLM 制备的纯钨成形件内部存在长达数百微米的裂纹, 且通过优化工艺参数难以完全消除, 影响 SLM 制备纯钨成形件的性能^[16-20]。在纯钨中加入一定量的铼, 可提高位错可动性, 降低钨的韧脆转变温度; 同时也可以细化晶粒, 改善纯钨的脆性^[21-22]。另外, 金属铼对电子和声

子的散射作用增加, 使熔池的热导率降低, 温度梯度减小, 即熔池的凝固和冷却时间增加, 可以降低 SLM 制备过程中产生的热应力, 有望减少成形件的内部裂纹。

目前, SLM 制备钨铼合金的研究较少。窦猛等人^[23-24]以球形钨粉和常规铼粉为原料, 制备了相对密度为 96.1% 的 W-5Re 合金试样, 最高硬度 ($HV_{0.1}$) 达 5390 MPa。Eckley 等人^[25]也采用球形钨粉和常规铼粉为原料, 制备的 W-5Re 和 W-25Re 试样最大相对密度分别为 97.4% 和 97.6%, W-25Re 合金试样抗拉强度为 294.6 MPa, 维氏硬度 ($HV_{0.5}$) 为 4399.2 MPa。作者认为铼可以改善纯钨的脆性, 减少 SLM 制备纯钨试样内部裂纹。Yamamoto 等人^[26]以常规钨粉和常规铼粉为原料制备了相对密度为 98.8% 的 W-10Re 合金试样。相比于纯钨, W-10Re 合金试样水平面和垂直面的晶粒尺寸分别降低了 36.84% 和 47.83%, 裂纹密度减少了 59%。铼的添加可抑制晶界迁移, 细化试样内部晶粒, 使裂纹密度降低。然而, 由于 SLM 制备钨铼合金试样过程熔融金属的冷却速率达到 $5 \times 10^6 \text{ K/s}$, 在微观尺度上铼原子的扩散分布不均匀。

收稿日期: 2024-02-22

基金项目: 国家重点研发计划 (2022YFB3705400)

作者简介: 张莹莹, 女, 1991 年生, 博士生, 钢铁研究总院有限公司, 北京 100081, E-mail: 1653237810@qq.com

本实验以球形 W-25Re 合金粉末为原料, 研究 SLM 制备工艺参数对 W-25Re 合金的相对密度、微观组织和显微维氏硬度的影响, 为后续钨铼合金复杂结构的制备奠定基础。

1 实 验

实验所用 W-25Re 合金原料粉末如图 1 所示, 原料粉末球形度高 (图 1a), 球化率可高达 100%, 粉末中无明显单质粉末存在 (图 1b), 内部密实, 无明显气孔等缺陷 (图 1c); 粉末粒度分布相对集中, $D_{10}=8.938\ \mu\text{m}$, $D_{50}=18.419\ \mu\text{m}$, $D_{90}=33.123\ \mu\text{m}$ (图 1d)。球形 W-25Re 合金粉末的流动性、松装密度和振实密度测试结果分别为 6.95 s/(50 g)、12 g/cm³ 和 13.2 g/cm³。所测 W-25Re 合金原料粉末的 O、Fe、Cr、Ni 和 Re 元素含量如表 1 所示。

采用杭州德迪智能科技有限公司生产的 DLM-280 金属 3D 打印设备制备试样。在 SLM 制备成形件过程中,

多种因素影响最终试样的性能。在工艺参数方面, 如激光功率、扫描速度、铺粉层厚和扫描间距等因素。本试验以激光功率和扫描速度为变量, 其余参数为固定值, 研究激光功率和扫描速度对成形件性能的影响, 具体参数设置如表 2。在试样成形中, 采用层间旋转角为 67°的扫描策略 (图 2)。打印开始前, 将设备的成形仓抽成真空, 随后通入高纯 Ar 作为保护气体, 防止试样制备过程中发生氧化, 制备尺寸为 8 mm×8 mm×8 mm 的 W-25Re 合金块体试样。

试样制备完成后, 采用电火花线切割将试样从基板上切下, 用去离子水和无水乙醇分别清洗、真空干燥。使用 XP5003S 分析天平基于排水法测量 W-25Re 合金试样的相对密度。在 SAPHIR 250 A1-ECO 自动磨样机依次使用 600#、1200#和 2400#金刚石磨盘进行磨光, 选用 2.5 μm 金刚石悬浮液和抛光盘进行抛光。以 3 g 铁氰化钾、2 g 氢氧化钠和 25 mL 去离子水配制的腐蚀液腐蚀试样。FEI Nova Nano SEM450 场发射扫描

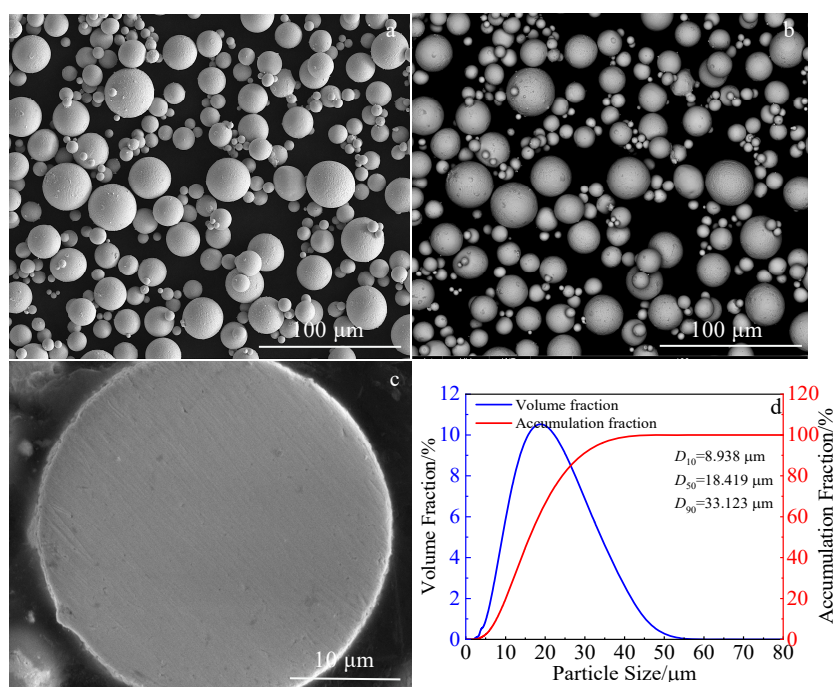


图 1 球形 W-25Re 合金粉末检测结果

Fig.1 Results of spherical W-25Re alloy powder: (a) SEM image; (b) backscattering image; (c) SEM image of inner; (d) particle size distribution

表 1 球形 W-25Re 合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of W-25Re alloy powder ($\omega/\%$)

O	Fe	Cr	Ni	Re
0.0114	<0.001	<0.001	<0.001	24.82

电镜进行试样显微组织观察, 采用安装在 SEM 上 Oxford Nordlys Max EBSD 探头进行显微组织分析。采用 Cu 靶 Bruker D8 Focus X 射线衍射仪进行试样的物相分析。Qness 显微硬度仪 Q30 测试试样的显微维氏硬度, 加载载荷 0.2 kg, 保压时间 10 s。每个试样测试 10 个点, 去除缺陷处的硬度值, 取其平均值。

表 2 SLM 制备 W-25Re 合金工艺参数

Table 2 Process parameters of W-25Re alloy prepared by SLM

Process parameter	Value
Laser power, P/W	150, 170, 190, 210, 230, 250
Scanning speed, $v/mm \cdot s^{-1}$	200, 400, 600, 800
Hatch space, $h/\mu m$	40
Layer thickness, $t/\mu m$	25
Laser spot diameter, $d/\mu m$	60
Substrate	W-25Re

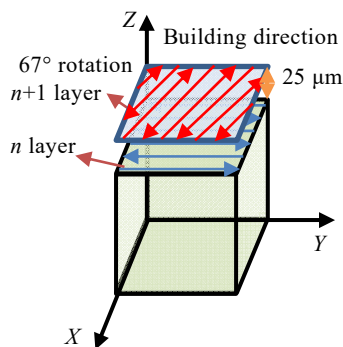


图 2 扫描策略示意图

Fig.2 Schematic diagram of scanning strategy

2 结果与讨论

2.1 SLM 制备 W-25Re 合金试样的宏观形貌

不同工艺参数条件下, SLM 制备的 W-25Re 合金试样宏观形貌如图 3 所示。从图 3 可以看出, 在激光功率为 150~250 W、扫描速度为 200~800 mm/s, W-25Re 合金试样成形过程中无明显球化、翘曲、变形、分层或不能成形现象, 其表面和侧面无明显孔洞和裂纹等缺陷, W-25Re 合金成形性良好。

2.2 SLM 制备 W-25Re 合金试样的相对密度

图 4 为 SLM 制备 W-25Re 合金试样的相对密度。从图 4 中可以看出, 随着激光能量的增大, W-25Re 合金试样的相对密度整体有增大趋势。在输入功率较低 (150、170、190 W) 时, W-25Re 合金试样的相对密度随扫描速度的增大明显下降。这可能是由于扫描速度较大时, 激光在粉末上方停留的时间较短, 粉末获得的能量不足以使粉末完全熔化, 造成孔洞缺陷残留在成形件内部, 使成形件的相对密度较低。在输入功率较高 (210、230、250 W) 时, W-25Re 合金试样的相对密度随扫描速度的增大而有所减小, 但其相对密度均大于 96.22%。

为了研究激光功率和扫描速度两因素在 SLM 制备 W-25Re 合金试样过程中的综合作用, 采用体能量

密度 (volumetric energy density, E_v) 来表征能量输入大小。体能量密度 E_v 如公式 (1) [12]:

$$E_v = \frac{P}{vht} \quad (1)$$

式中, E_v 为体能量密度 (J/mm^3); P 为激光功率 (W); v 为扫描速度 (mm/s); h 为扫描间距 (μm); t 为铺粉层厚 (μm)。图 5 为本实验制备的试样分别对应的体能量密度值的大小。

图 6 为不同体能量密度条件下 W-25Re 合金试样的相对密度大小。W-25Re 合金试样的相对密度整体随体能量密度的增加呈现先增大后略微下降的趋势。本实验制备的 W-25Re 合金试样的相对密度均高于 88%, 且体能量密度为 $1050 J/mm^3$ 时, 即激光功率 210 W, 扫描速度 200 mm/s, 制备的 W-25Re 合金试样的相对密度最大, 达到 98.493%。

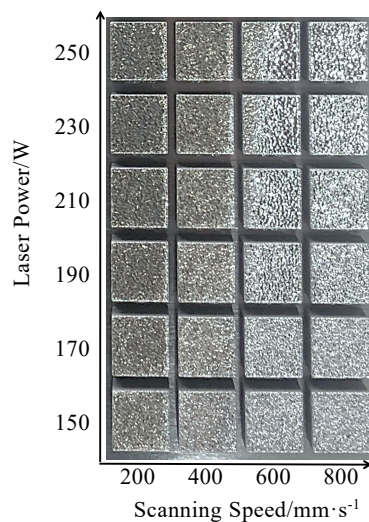


图 3 不同工艺参数条件下 W-25Re 合金试样的宏观形貌

Fig.3 Macro morphologies of W-25Re alloy samples under different process parameters

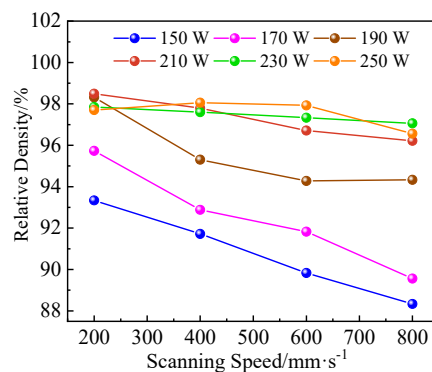


图 4 不同工艺参数条件下 W-25Re 合金试样的相对密度

Fig.4 Relative density of W-25Re alloy samples under different process parameters

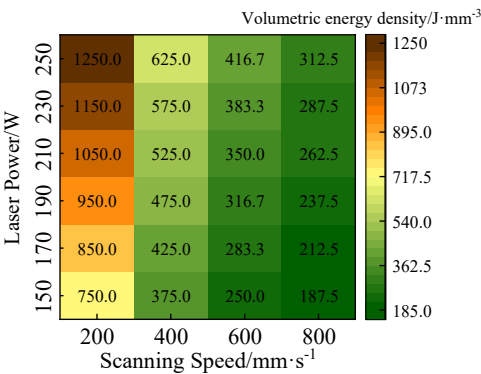


图 5 不同工艺参数条件下 W-25Re 合金试样的体能量密度值

Fig.5 Volumetric energy density values of W-25Re alloy samples under different process parameters

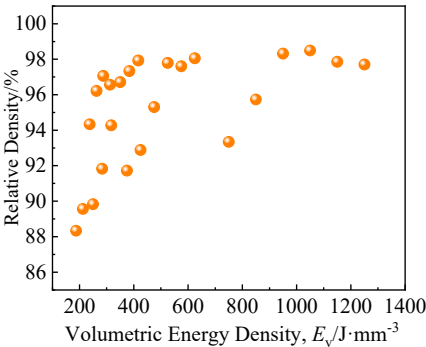


图 6 不同体能量密度条件下 W-25Re 合金试样的相对密度

Fig.6 Relative density of W-25Re alloy samples under different E_v

对激光功率和扫描速度两因素对 SLM 制备 W-25Re 合金试样相对密度结果的影响进行线性回归分析,结果如表 3 所示。从表 3 可以看出,激光功率和扫描速度的显著性均小于 0.05。因此,二者均是显著影响 W-25Re 合金相对密度的因素。从未标准化系数结果可以看出,激光功率对试样的相对密度具有正向影响作用,扫描速度对试样的相对密度具有负向影响作用。

2.3 SLM 制备 W-25Re 合金试样的微观组织

SLM 制备的试样中,较大的残余应力和不规则孔

洞边缘产生的应力集中均会导致裂纹的萌生和扩展,从而影响材料的性能。为进一步探讨 SLM 制备 W-25Re 合金试样的微观组织和力学性能,选取 3 种不同工艺参数条件下制备的试样进行表征和分析,表 4 为所选 3 种 W-25Re 合金试样的编号、工艺参数、体能量密度及试样的相对密度。18#试样体能量密度较小,13#试样的相对密度最大;21#试样的体能量密度最高。

图 7 为所选 3 种 W-25Re 合金试样(18#、13#和 21#)相对应的水平面和垂直面的微观形貌,图 8 为 18#试样未熔缺陷处 SEM 照片。从图 7 可以看出,由于铼合金化的作用,W-25Re 合金试样韧性较好,具有较高的抵抗残余应力的能力。因此,SLM 制备的 W-25Re 合金试样内部裂纹密度较低,裂纹形态多为沿晶裂纹,在扩展时沿晶界发生偏转。此外,从表 4 和图 7 还可以看出,当试样成形过程输入的体能量密度较小时,如 18#试样(575 J/mm^3),水平面和垂直面内部明显存在未熔化的颗粒(图 8),形成不规则的孔洞,导致 18#试样的相对密度较低;当试样成形过程输入的体能量密度过大时,如 21#试样(1250 J/mm^3),试样成形过程中产生较大的温度梯度,导致试样内部的残余应力较大,从而导致试样内部产生微裂纹,其长度达数百微米,21#试样相对密度也有所下降;而当试样成形过程输入的体能量密度合适时,如 13#试样(1050 J/mm^3),试样水平面和垂直面的内部均未存在明显的孔洞和裂纹,其相对密度也达到最大。

2.4 SLM 制备 W-25Re 合金试样 EBSD 分析

对 SLM 制备的 18#、13#和 21# 3 种 W-25Re 合金试样的水平面和垂直面分别进行 EBSD 分析,如图 9 所示。从图 9 可以看出,3 种 W-25Re 合金试样的水平面晶粒形貌为细条状,且与扫描方向(scanning direction, SD)成一定夹角。在水平面上,熔池温度梯度分为 2 个方向,平行于扫描方向和垂直于扫描方向。在平行于扫描方向上,熔池中心温度最高,并沿着熔池后方温度逐渐降低;在垂直于扫描方向上,也是熔

表 3 不同工艺参数条件下的线性回归分析结果

Table 3 Linear regression analysis results under different process parameters

Parameter	Non-standardized coefficient, B	Significance	Collinearity statistics, VIF
Constant	8.550	0.000	-
Laser power, P/W	0.071	0.000	1.000
Scanning speed, $v/\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$	-0.005	0.001	1.000

表 4 3 种试样编号的 SLM 制备的 W-25Re 合金的工艺参数及相对密度

Table 4 Process parameters and relative density of three W-25Re alloy samples prepared by SLM

Sample	P/W	$v/\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$	$E_v/\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$	Density/ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$	Relative density/%
18#	230	400	575	19.238	97.604
13#	210	200	1050	19.413	98.493
21#	250	200	1250	19.257	97.703

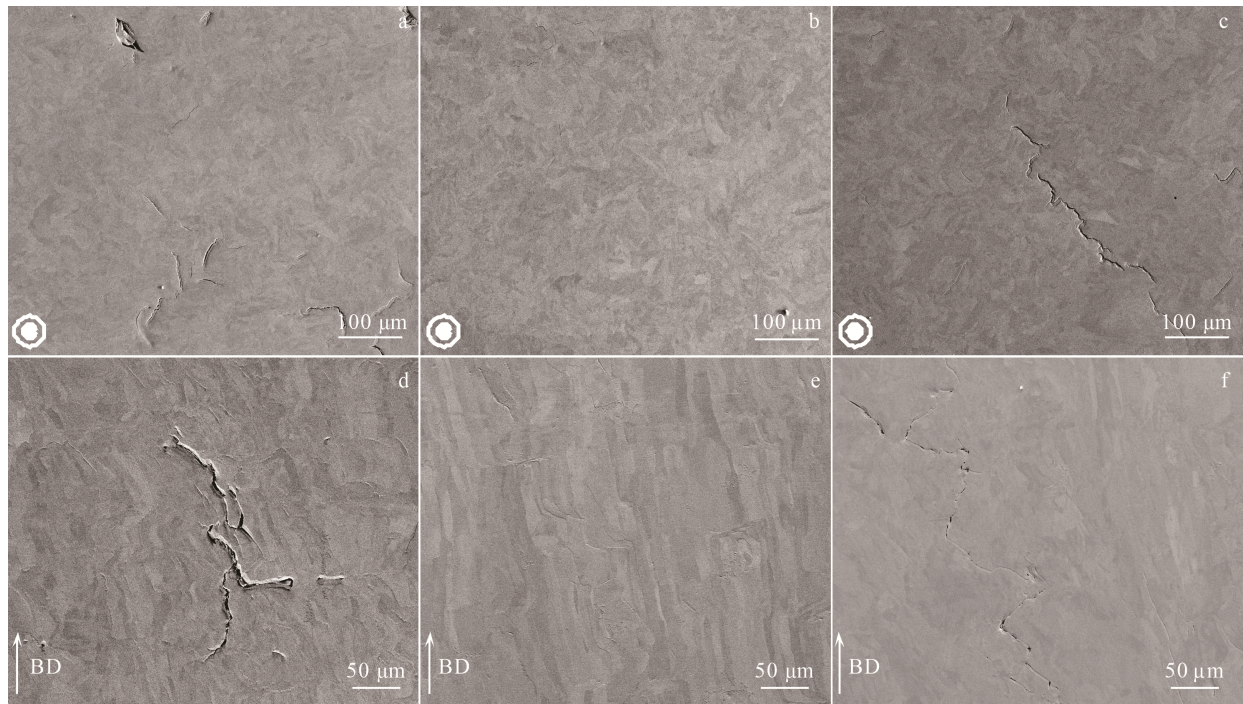


图 7 不同工艺参数条件下 W-25Re 合金试样的 SEM 照片

Fig.7 SEM images of horizontal (a-c) and vertical (d-f) cross-section of W-25Re alloy samples under different process parameters: (a, d) 18#, $E_v=575 \text{ J/mm}^3$; (b, e) 13#, $E_v=1050 \text{ J/mm}^3$; (c, f) 21#, $E_v=1250 \text{ J/mm}^3$

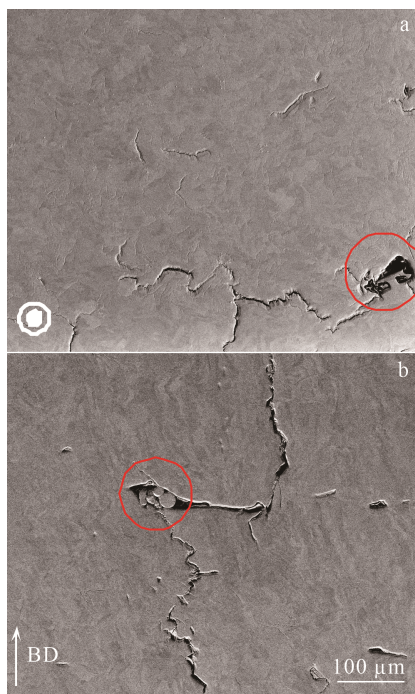


图 8 18# W-25Re 合金试样 ($E_v=575 \text{ J/mm}^3$) 内部缺陷的 SEM 照片

Fig.8 SEM images of internal defects of 18# W-25Re alloy sample ($E_v=575 \text{ J/mm}^3$): (a) horizontal cross-section; (b) vertical cross-section

池中心温度最高,并向熔池两侧边缘逐渐降低。因此,在这 2 个方向上温度梯度的综合作用下,水平面上晶粒的生长方向与扫描方向成一定夹角,且由熔池边缘向熔池中心生长。另外,由于温度梯度产生的毛细对流现象会引起熔池波动,造成不整齐的晶粒排列。同时,在试样成形过程中,采用相邻两层间激光扫描方向旋转 67° 的扫描策略,每层激光扫描时均会对熔池下方凝固部分产生影响,形成的温度场较为复杂,导致了水平面内的条状晶粒无明显的方向性。

3 种 W-25Re 合金试样的垂直面晶粒形貌为大尺寸柱状晶,晶粒的长度方向平行于试样的成形方向 (building direction, BD),单个晶粒长度达上百微米甚至更长,远远大于设置的铺粉层厚。这是因为在 BD 方向上,激光熔化 W-25Re 合金粉末形成的熔池中的热流通过已经凝固部分向基体进行传递而形成的。由于 W-25Re 热传导系数较大,当激光扫描粉末层后,当前粉末层完全熔化,前一层已经凝固的粉末层再次部分熔化,其固液界面成为晶粒的形核区,由于下层已成形的金属块体的导热系数比粉末层的大,在温度梯度的诱导下产生垂直于熔池边界的外延跨层生长的大尺寸柱状晶粒^[27]。试样的逐层制备,在层与层之间易产生缺陷,而大尺寸柱状晶粒可以有效减少此类缺陷,增强试样的层间结合力^[28]。随着输入体能量密度

增大, 试样垂直方向上柱状晶的宽度逐渐增加。这是因为体能量密度大, 熔池温度较高, 熔池凝固速度慢, 使得晶粒有足够的时间长大。

从图 9 中统计晶粒尺寸大小的结果可知, SLM 制备的 18#、13#和 21# 3 种 W-25Re 合金试样的水平面平均晶粒尺寸分别为 8.06、8.31 和 11.42 μm , 垂直面平均晶粒尺寸分别为 9.10、12.41 和 11.89 μm , 如图 10。因此, 随着输入体能量密度的提高, 水平面和垂直面上晶粒尺寸均增大, 垂直面上的晶粒形态从等轴晶和柱状晶混合逐渐转为粗大的柱状晶。21#试样体能量密度输入较高 (1250 J/mm^3), 其平均晶粒尺寸最大。

另外, 在垂直面上, 18#试样内部晶粒存在等轴晶和柱状晶; 而 13#试样内部柱状晶数量明显增加, 且柱状晶明显长大; 21#试样内部几乎均为柱状晶。由于 SLM 逐层成形的特点, 在制备上一层的同时, 其下已成形部分会受到此时热输入的影响, 促使发生重熔和晶粒长大, 这也是形成柱状晶和柱状晶沿着试样成形方向生长的原因。SLM 制备的 18#、13#和 21# 3 种 W-25Re 合金试样均无明显择优取向。

2.5 SLM 制备 W-25%Re 合金试样 XRD

图 11 是原料球形 W-25Re 合金粉末和 SLM 制备的 W-25Re 合金试样的 XRD 结果。W-25Re 合金粉末

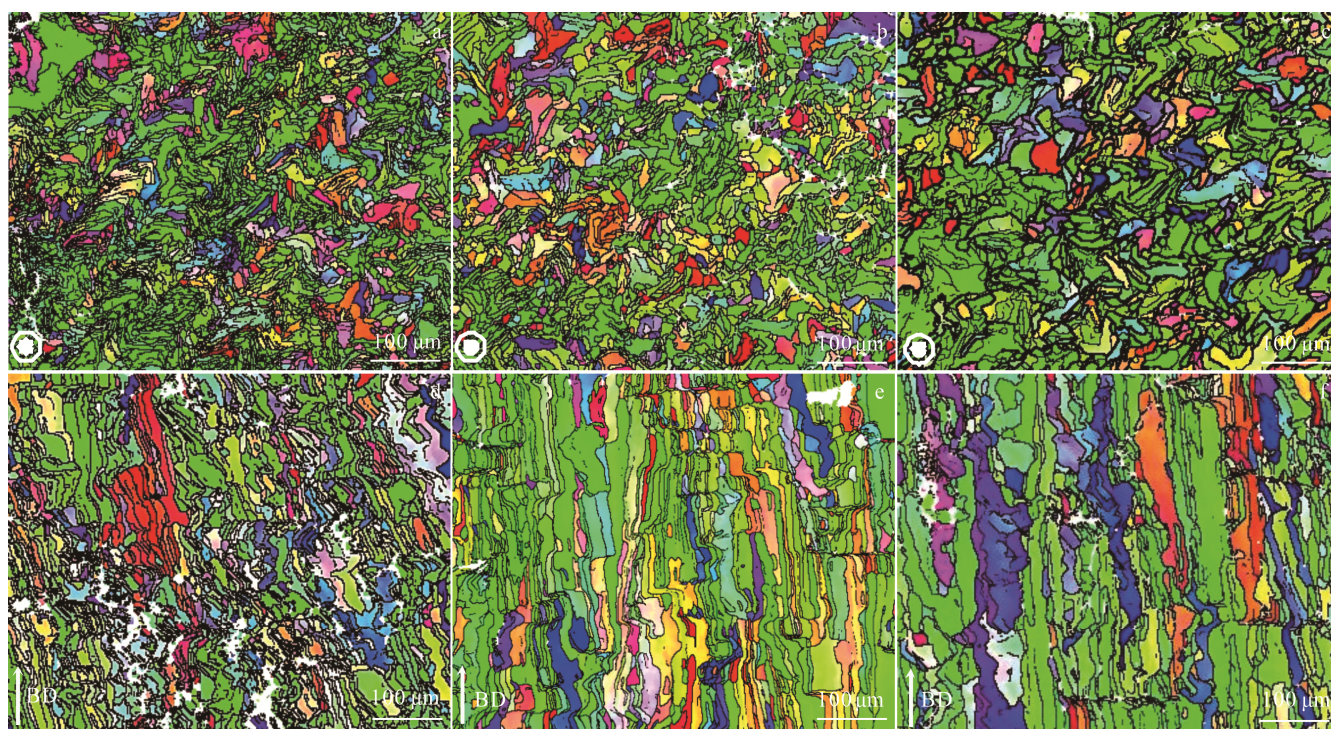


图 9 W-25Re 合金试样的 IPF 图

Fig.9 IPF maps of horizontal (a-c) and vertical (d-f) cross-section of W-25Re alloy samples: (a, d) 18#, $E_v=575 \text{ J/mm}^3$; (b, e) 13#, $E_v=1050 \text{ J/mm}^3$; (c, f) 21#, $E_v=1250 \text{ J/mm}^3$

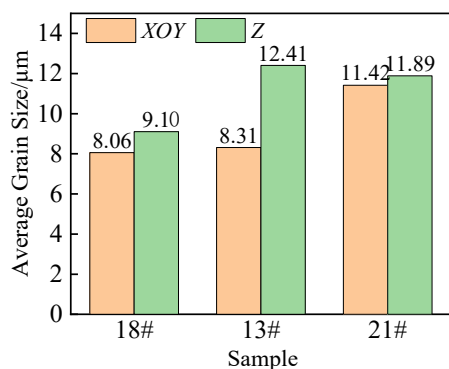


图 10 W-25Re 合金试样的平均晶粒尺寸

Fig.10 Average grain size of W-25Re alloy samples

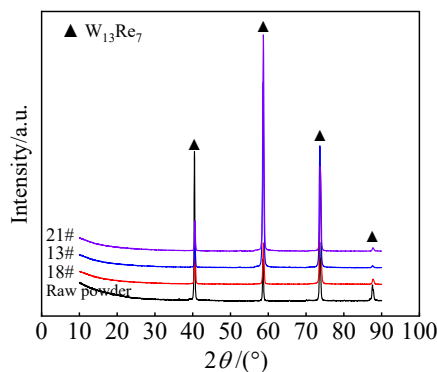


图 11 W-25Re 合金原料粉末和试样 XRD 图谱

Fig.11 XRD patterns of W-25Re powder and alloys

和 SLM 制备的 13#、18# 和 21# 均含有立方晶系 $W_{13}Re_7$ 相, 且 $W_{13}Re_7$ 相衍射峰位置 2θ 与标准卡片 2θ 间存在一定偏差 ($\Delta 2\theta$), 其 $\Delta 2\theta$ 值如图 12 所示。

根据 X 射线衍射基本理论, 衍射峰对应的衍射角以及晶面间距由 Bragg 公式表示为 (2):

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (2)$$

式中: $n=1, 2, 3, \dots$, 为反射级数, d 为晶面间距, θ 为衍射角, λ 为入射 X 射线的波长。

晶面间距 d 和晶格常数 a 满足下式 (3):

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (3)$$

W-25Re 合金试样 2θ 角的变化影响晶面间距的大小, 进而影响晶格常数的大小。从理论上讲, 造成衍射峰左右偏移的主要因素是原子置换固溶和残余应力的影响。本实验中原料选择球形 W-25Re 合金粉末, 故不考虑原子置换固溶的影响。与标准卡片 2θ 相比, 衍射峰位置整体向左偏移, 即衍射峰 2θ 值减小, 晶面间距增大, 使晶格常数增大。这是由于 SLM 制备 W-25Re 合金成形件过程液态金属凝固, 成形件受到拉应力造成的, 这与姚晨光^[29], 胡木林^[30], 温飞娟^[31]和万宏远^[32]等人的研究结果一致。

2.6 SLM 制备 W-25Re 合金显微维氏硬度

3 种 SLM 制备的 W-25Re 合金试样显微维氏硬度结果如图 13 所示。SLM 制备的 3 种 W-25Re 合金试样的显微硬度受到内应力、相对密度和晶粒尺寸的共同影响。试样内部较大的内应力将产生晶格畸变, 使原子偏离其本身的平衡位置而改变原子间距。当试样表面受到外力要继续变形时, 需要更大的作用力才能使原子发生移动, 这在宏观上表现为试样显微硬度的增加。试样内部的孔洞将为其周围的原子移动提供空间, 降低了原子受外力而移动的阻力, 使试样的显微硬度减小。而晶界对位错的运动具有阻碍作用, 成形

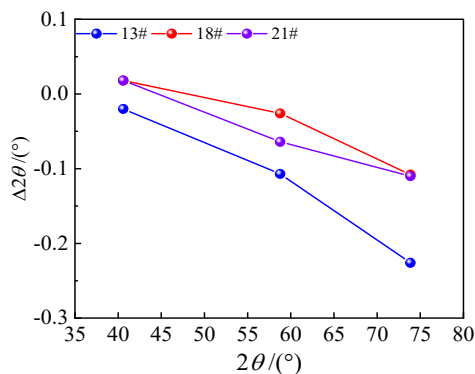


图 12 W-25Re 合金试样 $\Delta 2\theta$ 的变化

Fig.12 Change of $\Delta 2\theta$ of W-25Re alloys

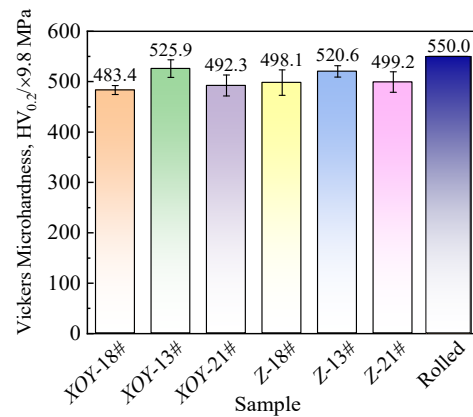


图 13 W-25Re 合金试样显微维氏硬度

Fig.13 Vickers microhardness of W-25Re alloy samples

试样内部晶粒尺寸越小, 晶界数量越多, 就增加了原子移动的阻力, 提高了试样的显微硬度^[33]。

13# 体能量密度为 1050 J/mm^3 时, XOY 面和 Z 面的显微硬度 ($HV_{0.02}$) 均最大, 分别为 5153.8 和 5101.9 MPa , 与轧制态 W-25Re 合金的显微维氏硬度 (HV_{10}) 5390 MPa 相接近。13# 试样致密, 内部缺陷少; 另外, 13# 试样内部晶粒相对细小, 晶界增多, 阻碍位错运动, 从而提高试样的显微硬度。18# 试样内部存在不规则孔洞和裂纹缺陷, 试样的显微硬度相对较小。21# 试样成形过程输入体能量密度较高, 成形件内部晶粒为沿着制备方向生长的柱状晶, 存在沿晶裂纹, 水平面和垂直面方向晶粒尺寸均较大, 晶体中位错滑移受到的阻力减小, 原子受到外力时也易发生移动, 21# 试样的维氏硬度较低。

3 结 论

1) 采用 SLM 实现了 W-25Re 合金的制备, 成形过程中无明显球化、翘曲、变形、分层或不能成形现象, 试样表面和侧面无明显孔洞和裂纹等缺陷, 成形性良好。

2) 激光功率和扫描速度对 W-25Re 合金相对密度的影响显著。体能量密度为 1050 J/mm^3 , 即激光功率 210 W , 扫描速度 200 mm/s 时, SLM 制备的 W-25Re 合金试样相对密度最大, 可达 98.493% 。

3) 随着输入的体能量密度逐渐增大, W-25Re 合金成形件内部垂直面上晶粒形态从等轴晶和柱状晶混合逐渐转变为粗大的柱状晶, 柱状晶的长度方向平行于试样的成形方向, 单个晶粒长度达上百微米甚至更长。

4) W-25Re 合金试样含有立方晶系 $W_{13}Re_7$ 相, 衍射峰 2θ 角向左偏移的变化是由成形过程中残余应力造成的。

5) 输入的体能量密度为 1050 J/mm^3 时, W-25Re

合金试样的水平面和垂直面的显微硬度 ($HV_{0.2}$) 分别高达 5153.8 和 5101.9 MPa, 与轧制态 W-25Re 合金硬度值接近。

参考文献 References

- [1] Ding Hongyu(丁红瑜), Yin Yanjun(尹衍军), Guan Jieren(关杰仁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(6): 2237
- [2] Beck D, Bickus J, Klein E *et al. ACS Applied Materials & Interfaces*[J], 2023, 15(29): 35400
- [3] Morcos P, Elwany A, Karaman I *et al. Journal of Materials Science*[J], 2022, 57: 9769
- [4] Zhang Menghan(张梦晗), Jiang Guosheng(姜国圣), Wang Pengwei(王鹏为) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1645
- [5] Huang Qi(黄琪), Gao Xu(高旭), Liu Dong(刘栋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(4): 1058
- [6] Gu Dongdong, Shi Xinyu, Poprawe Reinhart *et al. Science*[J], 2021, 372(6545): 1487
- [7] Zhao Cang, Shi Bo, Chen Shuailei *et al. Reviews of Modern Physics*[J], 2022, 94(4): 045002
- [8] Ren C, Enneti R K. *JOM*[J], 2021, 73: 3401
- [9] Blakey-Milner B, Gradl P, Snedden G *et al. Materials & Design*[J], 2021, 209: 110008
- [10] Saheb S H, Durgam V K, Chandrashekhar A. *Third International Conference on Inventive Material Science Applications*[C]. Coimbatore: AIP Publishing, 2020: 020018
- [11] Yang Guang, Xie Yilian, Zhao Shuo *et al. Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers*[J], 2022, 1(3): 100037
- [12] Liu Jing, Wen Peng. *Materials & Design*[J], 2022, 215: 110505
- [13] Müller A V, Dorow-Gerspach D, Balden M *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2022, 566: 153760
- [14] Zhang Yingying(张莹莹), Xiong Ning(熊宁), Wang Xuebing(王学兵) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2022, 47(5): 647
- [15] Jia Haolin, Sun Hua, Wang Hongze *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2021, 113: 2413
- [16] Li Kailun, Chen Jinhan, Zhao Congcong *et al. Tungsten*[J], 2021, 3: 218
- [17] Braun J, Kaserer L, Stajkovic J *et al. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2019, 84: 104999
- [18] Pan Shuaihang, Yao Gongcheng, Cui Yinan *et al. Tungsten*[J], 2023, 5: 1
- [19] Talignani A, Seede R, Whitt A *et al. Additive Manufacturing*[J], 2022, 58: 103009
- [20] Butler B G, Paramore J D, Ligda J P *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2018, 75: 248
- [21] Shi Jinbo, Song Jiupeng, Liang Mengxia *et al. Nuclear Materials and Energy*[J], 2024, 38: 101609
- [22] Li Kailun, Ma Guoqiang, Xing Leilei *et al. Materials Letters*[J], 2020, 263(15): 127212
- [23] Dou Meng(窦猛), Lu Yun(卢云), Wang Xuecai(王学才). *Laser & Optoelectronics Progress*(激光与光电子学进展)[J], 2022, 59(1): 217
- [24] Dou Meng(窦猛). *Forming Processes and Microstructures and Properties of W-Re Alloy by Selective Laser Melting*(选择性激光熔化 W-Re 合金成形工艺与组织性能研究)[D]. Anhui: Anhui University of Technology, 2021
- [25] Eckley C C, Kemnitz R A, Fassio C P *et al. JOM*[J], 2021, 73: 3439
- [26] Yamamoto T, Hara M, Hatano Y. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2021, 100: 105651
- [27] Hao Zhibo(郝志博), Tian Tian(田甜), Li Xinggang(黎兴刚) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2020, 44(5): 476
- [28] Tan Chaolin, Zhou Kesong, Ma Wenyou *et al. Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2018, 19(1): 370
- [29] Yao Chenguang(姚晨光), An Zhibin(安志斌), Yang Zhufang(杨竹芳). *Machine Building & Automation*(机械制造与自动化)[J], 2019, 48(4): 134
- [30] Hu Mulin(胡木林), Xie Changsheng(谢长生), Huang Kaijin(黄开金). *Laser Technology*(激光技术)[J], 2006(3): 262
- [31] Wen Feijuan(温飞娟), Tan Chunmei(谭春梅), Wen Qifei(温奇飞) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2024, 43(1): 66
- [32] Wan Hongyuan(万宏远), Liu Zhuangzhuang(刘壮壮), Han Quanquan(韩泉泉) *et al. Aeronautical Science & Technology*(航空科学技术)[J], 2022, 33(9): 26
- [33] Wu Fang(伍方). *Research on Forming Technology of Pure Tungsten Material by Selective Laser Melting*(选择性激光熔化纯钨材料的成形技术研究)[D]. Shanghai: Shanghai University, 2021

Research on Microstructure and Properties of W-25%Re Alloy Prepared by Selective Laser Melting

Zhang Yingying^{1,2}, Wang Xuebing², Xiong Ning², Liu Xuequan², Hou Yaqing³

(1. Central Iron & Steel Research Institute Co., Ltd, Beijing 100081, China)

(2. Advanced Technology & Materials Co., Ltd, Beijing 100081, China)

(3. China Iron & Steel Research Institute Group, Beijing 100081, China)

Abstract: The W-25Re alloy was prepared by selective laser melting (SLM) using spherical W-25Re (wt%) alloy powder as the raw material. The effects of process parameters on the microstructure and properties of W-25Re alloy were investigated. The relative density, microstructure, phase composition, and Vickers microhardness of W-25Re alloy were characterized by analytical balance, field emission scanning electron microscope, X-ray diffractometer and microhardness tester. The results show that there are no obvious spheroidization, warping, deformation, delamination or non-forming phenomena during the preparation of W-25Re alloy by SLM. No obvious defects such as holes and cracks appear on the surface and side of the samples, and the formability of W-25Re alloy is good. With the increase in volumetric energy density (E_v), the grain morphology in the vertical plane of W-25Re alloy samples gradually changes from the mixture of equiaxed and columnar grains to coarse columnar grains. W-25Re alloy samples only contain the cubic $W_{13}Re_7$ phase, and the leftward shift of the diffraction peak 2θ angle is mainly caused by residual stress during the forming process. The influence of laser power and scanning speed on the relative density of W-25Re alloy is significant. When E_v is 1050 J/mm^3 , that is, the laser power is 210 W and the scanning speed is 200 mm/s, the W-25Re alloy sample with a relative density up to 98.493% can be obtained, of which the microhardness ($HV_{0.2}$) in the horizontal and the vertical planes is as high as 5153.8 and 5101.9 MPa, respectively, which are close to the hardness value of the rolled W-25Re alloy.

Key words: selective laser melting; W-25Re alloy; relative density; microstructure; Vickers microhardness

Corresponding author: Xiong Ning, Ph. D., Professor, Advanced Technology & Materials Co., Ltd, Beijing 100081, P. R. China, E-mail: xiongn@atmcn.com