

激光与光电子学进展

选择性激光熔化 W-Re 合金成形工艺与性能研究

窦猛¹, 卢云^{1*}, 王学才²

¹安徽工业大学材料科学与工程学院, 安徽 马鞍山 243000;

²江苏康众数字医疗科技股份有限公司, 江苏 苏州 215000

摘要 由于钨(W)的高熔点等固有特性,获得高致密度的W及W合金制件一直是个难题。采用不同方法研究了W-Re合金的选择性激光熔化中工艺参数调整及铼(Re)加入的条件对成形试样致密度、微观形貌以及力学性能的影响。结果表明,一定工艺参数范围内,W-Re合金制件的致密度与激光功率成正比,与扫描速度成反比。且当激光功率为180 W,扫描速度为600 mm/s,扫描间距为0.03 mm时,致密度达到了最大值96.1%。通过优化工艺参数,减少了孔洞的出现,达到了细晶强化,使得最高硬度达到550 HV。分析物相可知,Re的置换固溶使W衍射峰发生向右偏移,在高温下,Re对W起到固溶强化作用。对比纯W与W-Re合金可以发现,加入Re后,选择性激光熔化W-Re合金试样的致密度、硬度及裂纹的大小和形态均优于纯W试样。

关键词 激光光学; 激光材料加工; 致密度; 选择性激光熔化; W-Re合金; 孔洞; 裂纹

中图分类号 TG146.4+11

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP202259.0114003

Forming Processes and Properties of Selective Laser Melted W-Re Alloy

Dou Meng¹, Lu Yun^{1*}, Wang Xuecai²

¹Department of Materials Science and Engineer, Anhui University of Technology
Maanshan, Anhui 243000, China;

²Careray Digital Medical Technology Co., Ltd., Suzhou, Jiangsu 215000, China

Abstract Owing to the high melting point of tungsten (W), achieving high-density W and W alloy components is challenging. In this study, different methods were used to study the effects of process parameter adjustment and Re addition conditions on the density, microstructure, and mechanical properties of W-Re alloys. Results show that the density of the W-Re alloy is directly proportional to the laser power and inversely proportional to the scanning speed. When the laser power was 180 W, the scanning speed, scanning interval, and maximum density are 600 mm/s, 0.03 mm, and 96.1%, respectively. The process parameters were optimized to reduce pore formation and achieve fine-grain strength, realizing the maximum hardness of 550 HV. The displacement solution of Re induces a right shift of the diffraction peak of W. At high temperatures, Re can strengthen the solution of W. The density, hardness, crack size, and morphology of the selective laser melted W-Re alloy are better than those of the pure W alloy.

Key words laser optics; laser material processing; relative density; selective laser melting; W-Re alloy; holes; cracks

1 引言

钨(W)由于其固有特性,例如高熔点(3420℃)、高导热性、高强度等,成为一种非常有

前景的工程应用材料^[1-4]。自1955年科学家提出W中添加铼(Re)能增加韧性后,W-Re合金得到了广泛的应用^[5]。W-Re合金中,Re的添加能够提高材料的强度和塑性,并提高再结晶温度约

收稿日期: 2021-03-09; 修回日期: 2021-04-08; 录用日期: 2021-04-15

通信作者: *2679574846@qq.com

300~500 °C,称为铼效应^[6]。W-Re 合金中 Re 的典型含量为 1%、3%、5%、10%、20%、25% 和 26%。当 Re 的质量分数为 1%~3% 时,高温塑化效应最好,当 Re 的质量分数为 8%~12% 时,低温塑化效应最好^[7]。

增材制造具有非常科学的内涵。“增”字包含“工艺调控”,“材”字包含“材料设计”,“制造”包含“结构与功能”。可见,增材制造是实现微观-介观-宏观跨尺度的材料-结构-功能一体化^[8]。目前,研究人员已经对铝合金、钛合金、不锈钢的选择性激光熔化进行了大量研究。Deprez 等^[9]通过选择性激光熔化技术用纯 W 粉制成了复杂的准直仪,密度达到 17.31 g/cm³(致密度为 89.9%)。Zhou 等^[10]研究了选择性激光熔化纯 W 的球化现象,获得了密度 16 g/cm³(致密度为 82.9%)的制件。以上得到的制件致密度都比较低,会影响制件的实际使用。本文利用选择性激光熔化技术加工出致密度、硬度更高,性能更优异的 W-Re 合金制件。实验中通过调整激光功率、扫描速度和扫描间距等参数及加入 Re,探究了这些因素对致密度、硬度及微观形貌的影响。实验结果表明,与纯 W 比,通过以上方法加工出的 W-Re 合金试

样致密度、硬度更高,抗断裂能力更强,从而扩大了选择性激光熔化 W-Re 难熔合金的应用范围^[11]。

2 实验方法

2.1 粉末特性和选择性激光熔化工艺

本实验中使用的是 W-Re 合金混合粉末,配比是质量分数 95% 的 W 粉和质量分数 5% 的 Re 粉。用球磨机混粉 24 h。粉末形貌如图 1 所示,图 1(a)是粉末的扫描电子显微镜(SEM)照片,图 1(b)是其能谱,表 1 是能谱标记点的质量分布。图 1 中 W 粉颗粒基本呈规则的球形,Re 粉呈不规则形状。W 的粒径分布为 5~25 μm。设备选用的是倍丰 SP100 选择性激光熔化设备。该平台含有一台 IPG200 W 光纤激光器,最大输出功率为 200 W,光斑直径为 60 μm,扫描策略为“之”字形。工作时通入高纯度 Ar 气作为保护气氛,使氧含量控制在 10⁻⁴ 以下。制备的合金试样块尺寸为 5 mm×5 mm×5 mm。实验中激光功率(P)和扫描速度(v)分别取范围为 120~190 W、200~800 mm/s,层厚(t)和扫描间距(h)分别设为 0.024 mm,0.03~0.06 mm。

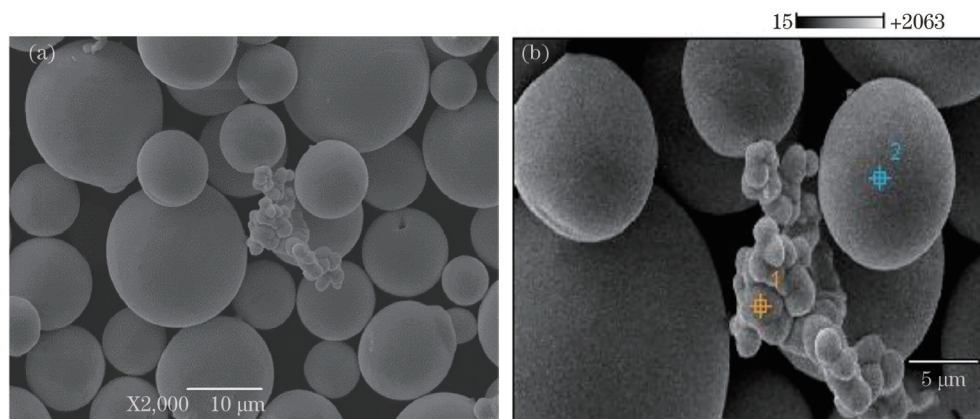


图 1 W-Re 合金混合粉末。(a)显微形貌;(b)能谱

Fig. 1 W-Re alloy mixed powder. (a) Microstructure; (b) energy spectrum

表 1 混合粉末中标记点的质量分布(质量分数,%)

Table 1 Mass distribution of marked points in mixed powder (mass fraction, %)

Mark point	W	Re
1	60.86	39.14
2	96.39	3.61

2.2 试样的表征

选择性激光熔化样品的致密度由图像法测量,由 Image J 软件测量每个仅抛光没腐蚀样品至少五

张 50 倍的金相照片并取平均值。依据标准金相制备技术处理相关试样,对试样进行研磨和抛光。腐蚀液配比为氢氧化钠(10 g)、铁氰化钾(10 g)、蒸馏水(100 mL),腐蚀 30 s。使用 OlypumsBX5 金相显微镜。配有能谱仪的 JEOL JSM-6490LV 型扫描电子显微镜对成形试样进行显微组织观察。物相表征采用 D8 ADVANCE X 射线衍射仪,采用 Cu K α 靶, $\lambda=0.154056$ nm,扫描范围为 20°~110°,扫描速度为 2 (°)/min。使用 HMV-FA2 型硬度计测量试样

的维氏硬度。施加压力为 100 gf (1 gf ≈ 0.0098 N), 保压 10 s。每个试样测试 10 个点, 去除打在缺陷上的点取平均值。

3 试验结果与分析

3.1 选择性激光熔化工艺对致密度的影响

致密度即相对密度, 是试样实际密度与试样理论密度之比, 其中试样实际密度为试样质量与试样在水中排出水的体积之比。致密度表征着试样实际的致密程度, 与致密度相反的是孔隙率, 致密度与孔隙率和为 1。选择性激光熔化工艺参数对 W-Re 成形件的致密度有重要影响。图 2 显示了不同激光功率、不同扫描速度对成形试样致密度的影响。在扫描速度一定的情况下, 致密度随着激光功率的增大而增大; 在激光功率一定的情况下, 致密度随着扫描速度的增大而减小。这是因为较高的激光功率和较低的扫描速度可以使粉末获得较高的能量, 粉末熔化并且表面张力小, 浸润性强, 不易产生球化、气孔等缺陷。

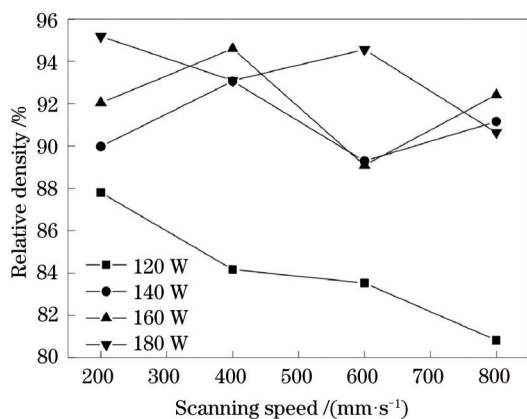


图 2 W-Re 合金制件不同激光功率、不同扫描速度对应的致密度

Fig. 2 Density of W-Re alloy parts with different laser powers and scanning speeds

图 2 中的 4 条致密度变化曲线显示, 激光功率 120 W、180 W 的致密度曲线规律明显, 致密度都随着扫描速度增大而减小。而 140 W、160 W 的致密度曲线随着扫描速度增大呈波动状态, 存在实验误差。这是因为过高的扫描速度使激光在粉末上的停留时间减少, 粉末没有获得足够的能量, 部分粉末未熔化留在了制件内, 形成孔洞缺陷。Zhang 等^[12]研究也表明, 少量的粉末熔化, 不能提供足够的液相, 导致流动性变差和可浸润性低, 从而形成粗糙且多孔的表面。张丹青^[13]研究了纯 W 的成形

工艺, 得到了相似的结论。他发现随着激光功率的增加, 扫描速度的降低, 试样的致密度增加。在本文实验中也发现扫描速度 200 mm/s、激光功率 180 W 时的致密度最大, 这与理论分析一致。图 3 为激光功率 180 W、190 W 所制试样的不同扫描间距对应的致密度。从图中 $P=190$ W 曲线可以明显看出变化趋势, 随着扫描间距从 0.03 mm 增加到 0.06 mm, 致密度逐渐下降。当扫描间距为 0.03 mm 时, 致密度达到最大, 当扫描间距为 0.06 mm 时, 致密度达到最小, 实验中当激光功率 180 W、扫描速度 600 mm/s、扫描间距 0.03 mm 时, 致密度达到最大值 96.1%。由图 3 可以看出, 激光功率 190 W 试样的致密度随扫描间距增大而减小, 但激光功率 180 W 试样的致密度随着扫描间距增大而减小, 之后再增大再减小, 存在测试实验误差。但相比于扫描间距 0.03 mm 的致密度值, 激光功率 180 W 试样的致密度测试值还是减小的。在合适的扫描间距下, 相邻熔化道搭接良好, 熔化道之间没有间隙, 也就没有孔洞等缺陷。而当扫描间距较大时, 相邻熔化道没有搭接上, 两熔化道之间有未熔粉末, 这些粉末随着凝固留在了制件中, 形成孔洞缺陷。

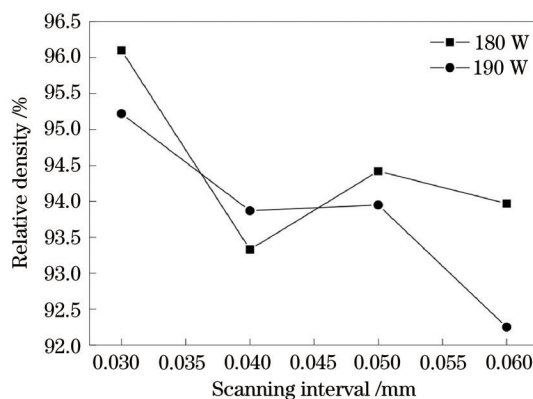


图 3 W-Re 合金不同扫描间距对应的致密度

Fig. 3 Density of W-Re alloy with different scanning intervals

实验将相同工艺参数下打印的 W-Re 合金和纯 W 制件的致密度进行了比较, 得到结果如图 4 所示。图 4 中试样编号采用了表 2 中的选择性激光熔化工艺参数。Re 的加入会使熔融液滴的表面张力降低, 浸润性增强, 从而减少孔洞缺陷。对比图 4 中相同工艺参数下两种制件的致密度可知, Re 的加入提高了 W-Re 合金制件的致密度。

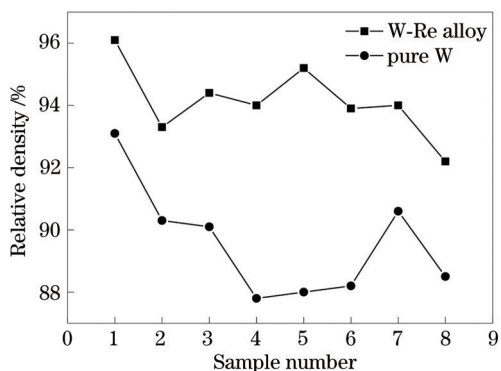


图 4 相同工艺参数条件下, W-Re 合金和纯 W 各参数编号试样致密度的比较

Fig. 4 Comparison of densities of W-Re alloy and pure W samples with each parameter number under same process parameters

3.2 选择性激光熔化工艺对显微硬度的影响

选择性激光熔化 W-Re 合金的硬度与工艺参数有密切关系。实验取激光功率 120~180 W, 扫描速

度 200~800 mm/s, 取 10 个点测试试样硬度并取平均值。测试实验结果如图 5 所示。Wang 等^[14]研究发现, 在一定范围内, 随着激光功率的增加, 熔池温度升高, 过冷度增大, 晶粒细化导致细晶强化。晶界增多, 将阻碍位错运动, 从而提高试样的硬度。如图 5(a) 所示, 低激光功率 120 W 下, 除了第四个测试点硬度大, 误差比较大外, 其他点的硬度随着扫描速度的增大逐渐减小, 这是因为扫描速度增大, 容易导致粉末未熔, 出现孔洞缺陷, 硬度降低。图 6 是在相同扫描速度 ($v=200$ mm/s), 不同激光功率下获得的试样显微组织照片。图 6(a) 为低激光功率金相照片, 可以看到晶界周围分布着大小不同的孔洞, 这会导致试样的硬度较低。由图 5(b)、(c) 可知, 中等激光功率 140 W、160 W 条件下, 硬度变化基本一致。当扫描速度较小时, 粉末可以获得足够的能量, 熔池温度高, 过冷度很大, 晶粒细化, 硬度高。图 6(b) 为中等激光功率金相照片, 晶界不

表 2 试样编号与工艺参数的对应关系

Table 2 Corresponding relationship between sample number and process parameters

Sample number	1	2	3	4	5	6	7	8
Laser power P /W	180	180	180	180	190	190	190	190
Scanning speed v /($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	600	600	600	600	600	600	600	600
Scanning interval h /mm	0.03	0.04	0.05	0.06	0.03	0.04	0.05	0.06

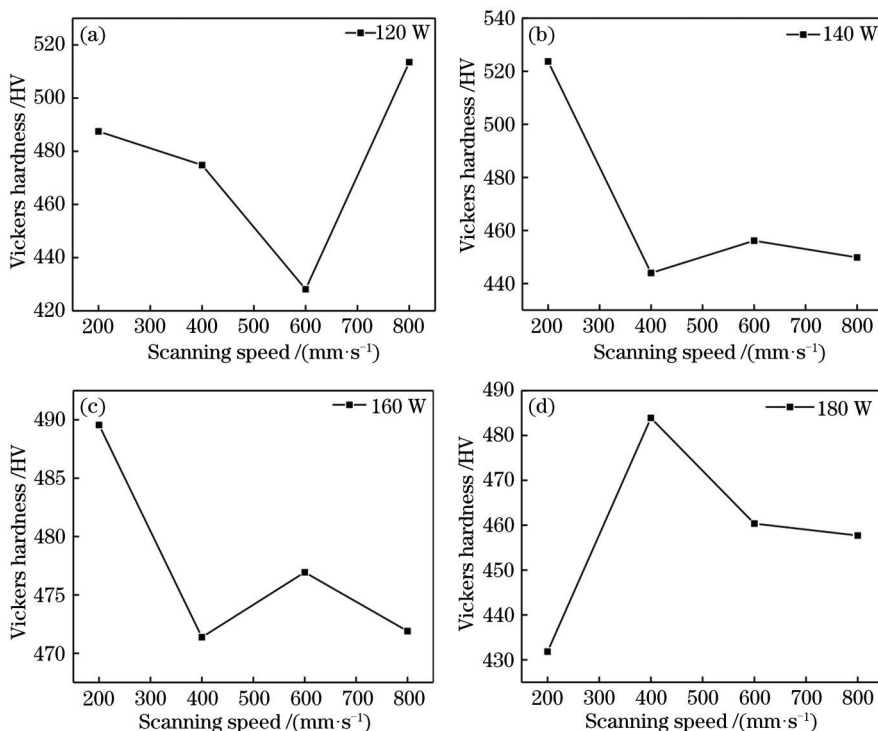


图 5 不同激光功率、不同扫描速度下成形件的维氏硬度

Fig. 5 Vickers hardness under different laser powers and scanning speeds

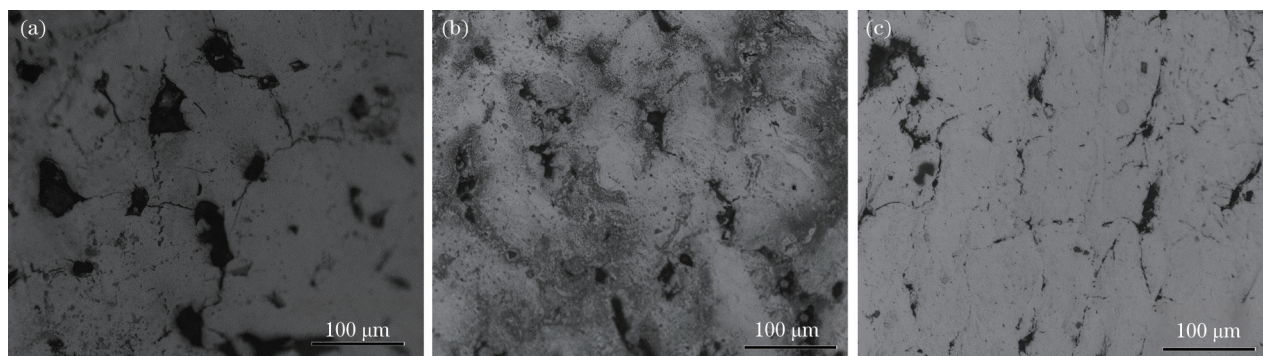


图 6 相同扫描速度下,不同激光功率的金相照片。(a) $P=120\text{ W}$; (b) $P=160\text{ W}$; (c) $P=180\text{ W}$

Fig. 6 Metallographic photos of same scanning speed and different laser powers. (a) $P=120\text{ W}$; (b) $P=160\text{ W}$; (c) $P=180\text{ W}$

明显,没有裂纹,表面分布的孔洞相对较少,尺寸较小,因此,当激光功率 160 W、扫描速度 200 mm/s 时,硬度相对较大。当扫描速度增大到 400 mm/s 时,熔池最高温度减小,过冷度相对减小,硬度也减小。在激光功率足够大的情况下,扫描速度继续增大,达到 600 mm/s 时,激光停留时间大大缩短,过冷度反而增大,因此硬度再次增大。但当激光功率增大到 800 mm/s 时,粉末就得不到充足的能量,会出现孔洞缺陷,因此硬度再次降低。图 5(d) 为高激光功率 180 W 下硬度的变化曲线,当扫描速度为 200 mm/s 时,试样硬度却很小。可能的原因是,激光功率已经过大,扫描速度小,粉末吸收的能量过多而熔化,熔池在高温条件下停留时间过长,晶粒过度长大,导致试样的硬度变低。图 6(c) 为高激光功率时的金相图,表面平坦均匀,图中孔洞缺陷最少而且小,但硬度却最小,可以验证硬度小不是孔洞缺陷引起的而是晶粒在高质量输入下过度长大导致的。当扫描速度增大到 400 mm/s 时,硬度迅速提高。这是因为在能够将粉末充分熔化的情况下,扫描速度越大,熔池的停留时间越短,过冷度较大,最终得到晶粒细小的试样。在这样的范围内,扫描速度越大,试样硬度越高。当扫描速度增大到 600 mm/s 时,试样致密度却下降,这是因为此时影响硬度的因素已不再是较大的过冷度,而是孔洞等缺陷。随着扫描速度增大,部分粉末未熔就留在了试样内部,熔池浸润性差,导致致密度低,因而硬度低。图 2 中显示的激光功率为 120 W、140 W 的实验试样致密度均在 92% 以下,无法成形致密度高的试样就无法得到较大的硬度^[15]。

选择性激光熔化中 Re 的加入对 W-Re 合金硬度具有重要影响。由图 7 可知,除了 W-Re 合金编号 3 测试试样的测试硬度有误差数值偏低外,在相

同的加工参数条件下,W-Re 合金的硬度大于纯 W 试样硬度,最高硬度达 550 HV。编号 3 W-Re 合金试样硬度低的原因可能是其 0.05 mm 的扫描间距较大,孔洞缺陷较多,硬度小,同时还有测试实验误差。W-Re 合金硬度高主要是由于 Re 固溶入 W 晶格中,Re 原子和 W 原子的半径差造成晶格弹性畸变,与位错产生了弹性交互作用,从而阻碍了位错运动,提高了硬度。另外,对位错的钉扎作用不仅改善了材料的强度还能有效地防止材料沿晶脆断,从而起到强度和韧性提高的双重功效^[16]。

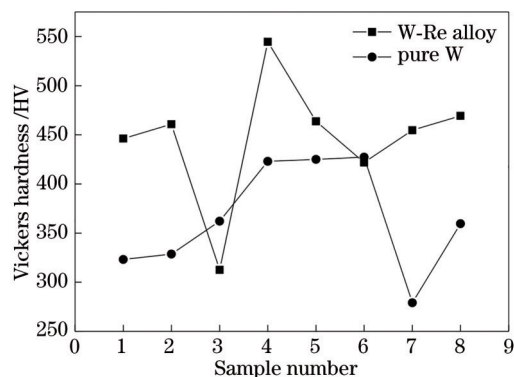


图 7 相同工艺参数条件下,纯 W 和 W-Re 合金制件各参数编号试样维氏硬度比较

Fig. 7 Comparison of Vickers hardness of samples with different parameter numbers of pure W and W-Re alloy parts under same process parameters

3.3 选择性激光熔化工艺对物相的影响

图 8(a) 是激光功率 120 W、140 W、160 W、180 W 时选择性激光熔化 W-Re 合金试样和激光功率 180 W 时纯 W 试样 X 射线衍射 (XRD) 图,其中扫描速度等其他参数不变。图 8(b) 是图 8(a) 的部分放大,图 8(c) 是 W-Re 合金粉末的 XRD 图。对比发现,图 8(c) 中有 Re 的衍射峰。图 8(a) 中仅有 W 的衍射峰。原因是 W-Re 合金粉末中 Re 仅占 5%,加

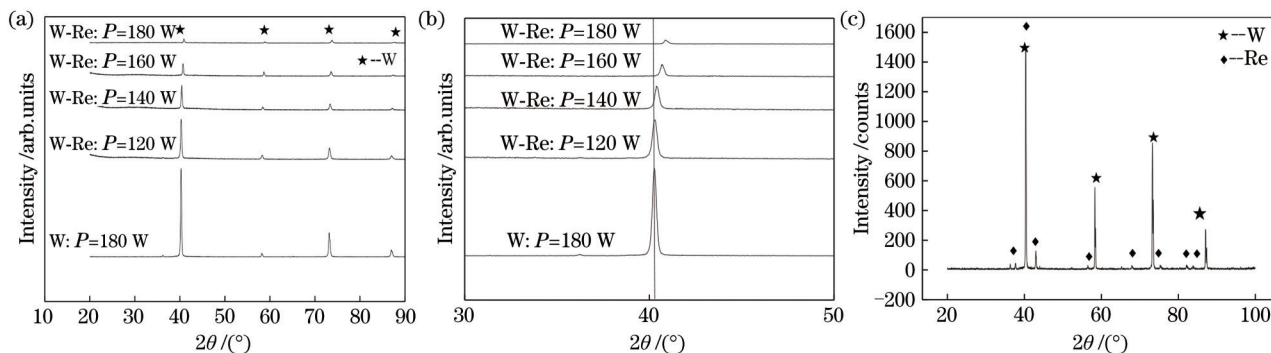


图 8 实验结果。(a)不同激光功率下,选择性激光熔化 W-Re 合金试样和纯 W 试样 XRD 图;(b)局部放大图;(c)W-Re 粉末的 XRD 图

Fig. 8 Experimental results. (a) XRD pattern of selective laser melting of W-Re alloy samples and pure W samples at different laser powers; (b) partial enlarged view; (c) XRD pattern of W-Re powder

工过程中 Re 固溶到 W 中形成了固溶体,所以没有 Re 相单独的峰线。另外,从图 8(b)可以看出,相比于纯 W 试样,激光功率 120 W、140 W、160 W、180 W 时 W-Re 合金试样的 XRD 的 W 衍射峰向右发生了偏移。

造成 W 衍射峰左右偏移的因素主要是小半径原子置换固溶和残余应力。由理论分析可知,粉末熔化凝固过程中,冷却凝固时温度降低,体积收缩,最终形成以最慢传热点为中心,内部受压,外部受拉,即整体应力值都为正拉应力^[17]。

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

$$2d \sin \theta = n\lambda, \quad (1)$$

式中: d 为晶格间距; θ 为衍射角; λ 为 X 射线波长。晶面间距 d 和晶格常数 a 满足下式。

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

当晶格受到拉应力时,晶格常数 a 变大。由(2)式可知,晶格间距 d 变大。由(1)式可知,衍射角 θ

会减小,所以残余应力增大后,衍射峰整体上向左发生了偏移^[18]。而图 8(b)中 W 的衍射峰向右偏移,所以残余应力不是导致图 8(b)峰值偏移的原因。由元素周期表可知,Re 和 W 相邻,Re 的原子半径略小于 W,所以本实验选择性激光熔化后,Re 原子置换 W 原子固溶于 W 中,W 晶格发生晶格畸变,晶格常数 a 减小,由(2)式可知,晶格间距 d 减小,再由(1)式可知,衍射角 θ 增大,即 W 的衍射峰向右发生偏移。由图 8(b)可知,对比激光功率 120 W、140 W、160 W、180 W 时 W-Re 合金试样和 180 W 纯 W 试样选择性激光熔化后 W 衍射峰可以明显看到,相比纯 W,W 在 W-Re 合金中衍射峰明显右移。这与上文理论分析一致,即可证明是 Re 的固溶使 W 衍射峰显著右移。

3.4 选择性激光熔化工艺对显微形貌的影响

图 9 是选择性激光熔化试样的宏观组织照片,其中图 9(a)是低激光功率($P=120$ W)时的金相照片,图 9(b)是高激光功率($P=190$ W)下的显微组织照片。从两张图片都可以看出,组织均匀,没有

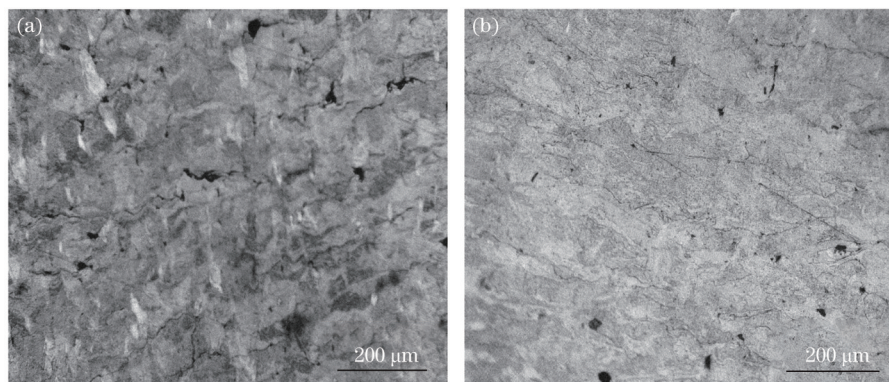


图 9 金相照片。(a) $P=120$ W, $v=200$ mm/s; (b) $P=190$ W, $v=600$ mm/s

Fig. 9 Metallographic photos. (a) $P=120$ W, $v=200$ mm/s; (b) $P=190$ W, $v=600$ mm/s

较大的孔洞和裂纹出现。但仔细比较还是可以看出,高激光功率加工的试样表面小孔洞的数量少于低激光功率加工的试样的孔洞数量。图 9(b)中小孔洞呈规则形状,而图 9(a)中小孔洞形状不规则。规则形状的小孔一般是气孔,而不规则小孔一般是未熔粉末形成的孔洞。

选择性激光熔化制备的 W-Re 合金试样,孔洞和裂纹是主要缺陷。如下原因可以解释孔洞的形成。首先,在熔池中的保护气体很容易引起气孔的形成。强烈的 Marangoni 效应会导致气体向熔池迁移,进而导致制件中产生气孔^[19]。具体原因是: Marangoni 效应多发生于气液界面,选择性激光熔化过程中,当激光扫过粉末时,粉末吸收大量热量而熔化形成熔池,受激光束能量分布影响,熔池中间温度高,表面张力低,熔池边界温度相对低,表面张力高,在两相表面产生张力梯度。同时,熔池内部上下左右均存在温度梯度。当激光功率过大时,表面温度梯度大,表面的张力差大,这会在表面产生大的剪切应力,熔池中容易形成相当强烈的对流,这类似于风产生的作用,将熔池上部的保护气体卷入熔池中。熔池巨大冷却速度,极大过冷度使

熔池迅速凝固,气体来不及溢出,就随着凝固留在制件中,形成气孔缺陷。第二,球化现象会导致孔洞的形成。实质上,在加工过程中,液滴的扩散和凝固之间存在竞争。据报道,W-Re 金属液滴的扩散时间为 $86.3 \mu\text{s}$,凝固时间仅为 $46 \mu\text{s}$ ^[10]。凝固时间仅为扩散时间的一半,同时由于种种原因浸润性不足,导致熔融的液滴没有完全扩散而凝固,保持球状。

经选择性激光熔化制备的 W-Re 合金制件的微观金相照片如图 10 所示。值得注意的是,不同的激光功率和扫描速度下,金相照片呈现出不同的特征。当激光功率为 120 W 时,从图 10(a)中观察到大量大尺寸不规则的大孔洞和微裂纹。在这种情况下,所得的制件致密度仅为 80.8%。随着激光功率的增加,大孔洞和微裂纹形态逐渐减小[图 10(b)],数量逐渐减少,此时的致密度为 91.2%。Wang 等^[14]也认为无论工艺参数如何,选择性激光熔化试样中都有许多孔洞,粉末熔融不足和液相体积有限是造成孔洞形成的主要原因。图 10(a)中除了孔洞和裂纹,就是大尺寸不规则的晶粒,晶粒表面平坦均匀。图 10(b)中晶粒表面有少部分黑点孔洞,晶界零星分布着孔洞和裂纹,没有其他缺陷。

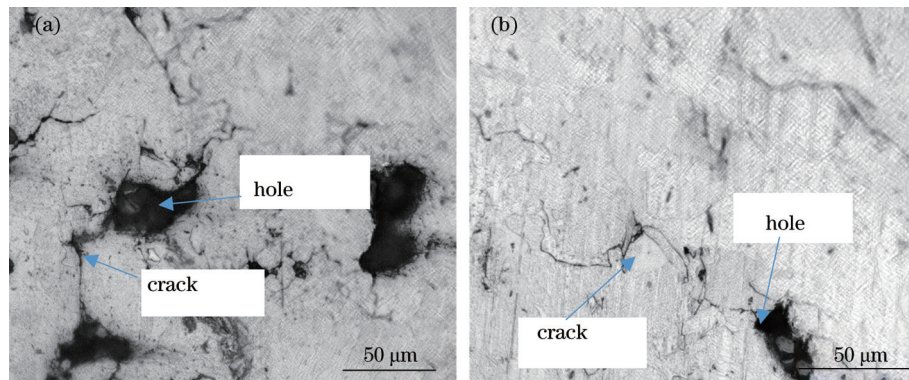


图 10 不同激光功率试样的金相照片。(a) $P=120 \text{ W}$; (b) $P=140 \text{ W}$

Fig. 10 Metallographic photos of different laser powers. (a) $P=120 \text{ W}$; (b) $P=140 \text{ W}$

由图 11(a)可知,微裂纹在晶界处产生并沿晶界传播。通常认为,经选择性激光熔化制备的 W-Re 合金制件形成的微裂纹是由热收缩引起的热裂纹。增加激光功率或降低扫描速度会增加能量输入,从而导致热收缩引起热应力。

选择性激光熔化加工是一种具有较大收缩应力的快速冷却过程。收缩应力通常不稳定,会释放形成裂纹。而 W 的韧性-脆性转变温度(DBTT)通常在 $170\sim 350 \text{ }^\circ\text{C}$ 之间^[20]。Re 的加入降低了 W-Re 合金的韧性-脆性转变温度,产生铈效应。该温度越低,表明材料断裂韧性越好。文献中 W-26Re 可

在 $-101 \text{ }^\circ\text{C}$ 下进行缓慢的塑性变形^[21-22]。Re 的加入同时也可以降低氧在晶界的溶解度,提高 W-Re 合金晶界强度。高温下,Re 固溶入 W 中,固溶强化,也提高了 W-Re 合金的高温强度和韧性,从而减少裂纹的产生。图 11(b)是纯 W 加工中产生的裂纹,由扫描照片中放大倍数的关系可知,纯 W 制件中的裂纹远远大于 W-Re 合金中产生的裂纹。且 W-Re 合金中裂纹细小曲折,如图 11(a)所示。而纯 W 中裂纹呈直的发散状,裂纹从缺陷处萌生,并有轻微穿晶跨层扩展的特征^[23]。Re 的加入提高了 W-Re 合金的抗断裂性能。

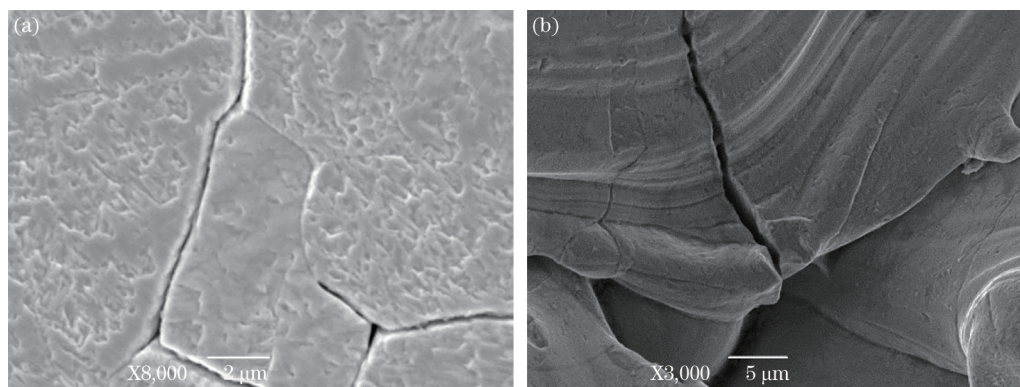


图 11 扫描电镜下观察到的微裂纹。(a)W-Re 合金 $P=180\text{ W}$ 、 $v=400\text{ mm/s}$;(b)纯 W $P=180\text{ W}$ 、 $v=600\text{ mm/s}$
Fig. 11 Microcracks observed by SEM. (a) W-Re alloy $P=180\text{ W}$, $v=400\text{ mm/s}$; (b) pure W $P=180\text{ W}$, $v=600\text{ mm/s}$

4 结 论

本实验通过优化选择性激光熔化工艺,成功加工出性能更优异的 W-Re 合金试样。主要结论如下:

1) 合适的工艺参数及 Re 的加入,可以使 W-Re 合金熔融液滴表面张力降低、浸润性增强,减少孔隙出现,从而大大提高了制件的致密度。另外,5% 的 Re 固溶于 W 中,引起 W 晶格畸变,阻碍位错运动,固溶强化,所以制件硬度也很高。

2) 与以往纯 W 选择性激光熔化成形性能等相比,本实验 W-Re 合金的选择性激光熔化的成形性能明显优于已有研究的纯 W 试样。成功实现了 W-Re 难熔合金的选择性激光熔化加工,提高了性能,促进了 W-Re 合金在更多领域的应用。

3) 优化的工艺参数可减少制件内部缺陷,同时 Re 高温下固溶强化,所以制件高温强度高。另外,Re 的加入使 W 韧性-脆性转变温度降到室温及室温以下,所以制件高温及常温下韧性也好,因此选择性激光熔化 W-Re 合金产生的裂纹形态和大小明显优于纯 W 试样。

参 考 文 献

- [1] Ren C, Fang Z Z, Koopman M, et al. Methods for improving ductility of tungsten: a review[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018, 75: 170-183.
- [2] Oh Y, Kwak N, Lee K, et al. Ductility enhancement of tungsten after plastic deformation[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 787: 801-814.
- [3] Šestan A, Jenuš P, Krmpotič S N, et al. The role of tungsten phases formation during tungsten metal powder consolidation by FAST: implications for high-temperature applications[J]. Materials Characterization, 2018, 138: 308-314.
- [4] Şahin Y. Recent progress in processing of tungsten heavy alloys[J]. Journal of Powder Technology, 2014, 2014: 1-22.
- [5] He H R, Liu Q, Bo X W, et al. Preparation and application of tungsten-rhenium alloy[J]. Smelting Sensor Column, 2015, 25(5): 24-27.
何浩然, 刘奇, 薄新维, 等. 钨铼合金的制备及应用[J]. 冶炼传感器专栏, 2015, 25(5): 24-27.
- [6] Jaffee R I, Sims C T. The effect of rhenium on the fabricability and ductility of molybdenum and tungsten [R]. Fort Belvoir: Defense Technical Information Center, 1958.
- [7] Yin X S. W-Re alloy and W-Re thermocouple[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1992.
印协世. 钨铼合金和钨铼热电偶[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1992.
- [8] Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.
顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500002.
- [9] Deprez K, Vandenberghe S, van Audenhaege K, et al. Rapid additive manufacturing of MR compatible multipinhole collimators with selective laser melting of tungsten powder[J]. Medical Physics, 2013, 40 (1): 012501.
- [10] Zhou X, Liu X H, Zhang D D, et al. Balling phenomena in selective laser melted tungsten[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 222: 33-42.
- [11] Tan C L, Zhou K S, Ma W Y, et al. Selective laser

- melting of high-performance pure tungsten: parameter design, densification behavior and mechanical properties [J]. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2018, 19(1): 370-380.
- [12] Zhang D Q, Cai Q Z, Liu J H, et al. Microstructural evolution and formation of selective laser melting W-Ni-Cu composite powder[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, 67(9/10/11/12): 2233-2242.
- [13] Zhang D Q. Research on microstructure evolution of tungsten and tungsten alloys in selective laser melting process[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2011.
张丹青. 钨及钨合金的选择性激光熔化过程中微观组织演化研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2011.
- [14] Wang M B, Li R D, Yuan T C, 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*, 2018, 70: 9-18.
- [15] Wang X C. Microstructure and properties of selective laser melting AlSi10Mg alloy[D]. Maanshan: Anhui University of Technology, 2017.
王学才. 选择性激光熔化 AlSi10Mg 合金组织与性能研究[D]. 马鞍山: 安徽工业大学, 2017.
- [16] An L. Effect of rhenium addition on microstructure and properties of molybdenum alloys[D]. Xi'an: Xi'an University of Technology, 2011.
安乐. 铼添加量对钼合金组织和性能的影响[D]. 西安: 西安理工大学, 2011.
- [17] Bian P Y, Yin E H. Effect of laser power on morphology and residual stress of molten pool in selective laser melting of metals[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2020, 57(1): 011403.
边培莹, 尹恩怀. 激光功率对金属激光选区熔化的熔池形貌及残余应力的影响[J]. *激光与光电子学进展*, 2020, 57(1): 011403.
- [18] Yuan G C. Effect of processes on microstructure and properties of AlSi10Mg alloy produced by selective laser melting[D]. Maanshan: Anhui University of Technology, 2019.
袁广辰. 工艺对选择性激光熔化 AlSi10Mg 合金组织与性能的影响[D]. 马鞍山: 安徽工业大学, 2019.
- [19] Ng G K L, Jarfors A E W, Bi G, et al. Porosity formation and gas bubble retention in laser metal deposition[J]. *Applied Physics A*, 2009, 97(3): 641-649.
- [20] Vrancken B, King W E, Matthews M J. *In-situ* characterization of tungsten microcracking in Selective Laser Melting[J]. *Procedia CIRP*, 2018, 74: 107-110.
- [21] Raffo P L, Klopp W D. Refractory metals and alloys IV: research and development[M]. New York: Gordon and Breach, 1969.
- [22] Klopp W D, Raffo P L, Witzke W R. Strengthening of molybdenum and tungsten alloys with HfC[J]. *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 1971, 23(6): 27-38.
- [23] Zheng Y L, He Y L, Chen X H, et al. Elevated-temperature tensile properties and fracture behavior of GH3536 alloy formed via selective laser melting [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(8): 0802008.
郑寅岚, 何艳丽, 陈晓晖, 等. 选区激光熔化成形 GH3536 合金的高温拉伸性能及断裂行为分析[J]. *中国激光*, 2020, 47(8): 0802008.