

因瓦合金镜筒激光选区熔化增材制造工艺及结构优化研究

张天雷^{1,2}, 张子龙¹, 李培鑫¹, 汪小明², 王敏², 朱荣全², 党耀石², 曹健¹, 亓钧雷^{1*}¹哈尔滨工业大学材料结构精密焊接与连接全国重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001;²北京遥感设备研究所, 北京 100854

摘要 因瓦合金以其独特的因瓦效应被应用于航天用精密光学镜筒制造中。对因瓦合金镜筒激光选区增材制造工艺及其结构设计进行了探究与优化,结果表明:增加激光扫描间距同时适当降低扫描速度可以有效减少匙孔与未熔合等缺陷,得到了显微组织均匀分布且无明显缺陷的样件,其抗拉强度为 482 MPa,屈服强度为 388 MPa,最终获得了高质量的镜筒结构件。将镜筒结构拓扑优化为斜拉筋式结构并进行去应力热处理后,其内部残余应力仅为屈服应力的 13%,且热膨胀系数仅为 $1.9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 。

关键词 增材制造; 激光选区熔化; 因瓦合金; 工艺优化; 结构设计及后处理

中图分类号 TG146.1 文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL240583

1 引言

近年来,我国航天技术飞速发展,摆脱了大气限制的空间光学是地外光学观测技术的重要分支。镜筒是航天用精密光学系统中的主要构件,其尺寸稳定性对空间光学系统的整体精度与性能具有不可忽视的影响,其外形结构如图 1 所示。然而,火箭发射与卫星入轨过程中产生的冲击、振动,以及卫星长期在轨服役过程中所处的复杂热环境,如太阳直接热辐射、地球红外辐射等,都会严重影响光学系统的探测精度。因此,通常选用尺寸稳定性极好的因瓦合金 4J36 制造镜筒结构件。

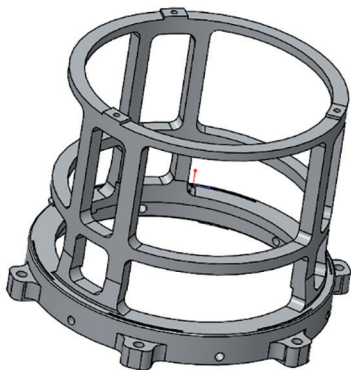


图 1 光学系统用镜筒的外形结构

Fig. 1 Lens tube shape structure for optical systems

因瓦合金 4J36 是一种典型的 Fe-Ni 合金,其中铁和镍的质量分数分别为 64% 和 36%,其晶体结构呈现为典型的面心立方结构。因瓦合金具有独特的“因瓦效应”,其在自身居里温度(230 °C)下的热膨胀系数(CTE)极低,尺寸稳定性极好^[1]。这是因为在温度升至接近居里温度时,因瓦合金内部的铁磁畴自旋状态会变为铁磁性排列,同时其具有较大的自发体积,会产生明显的磁致伸缩现象,部分抵消由正常晶格非谐振动引起的膨胀,从而使得材料的整体热膨胀是晶格膨胀与磁致伸缩效应的叠加^[2],宏观上表现为材料的整体热膨胀不明显,即因瓦效应。俞宇等^[3]采用脉冲反向电沉积法制备了用于高分辨率有机发光二极管基板的高稳定性因瓦合金薄膜,其经 800 °C 高温热处理后热膨胀系数仅为 $1.5 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ 。Sonomura 等^[4]在空气环境中通过摩擦搅拌法对氧化铝陶瓷衬底进行金属化,在其表面形成了室温黏合强度为 11.23 MPa 的 2 μm 因瓦合金薄膜,该薄膜可以提高半导体器件的高温热疲劳性能。Wang 等^[5]通过向 4J36 因瓦合金中添加质量分数为 0.22% 的锆对其改性,使合金组织细化并伴有较高的位错密度,改性后的合金在 20~100 °C 下的热膨胀系数低至 $0.66 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ 。

由于 4J36 因瓦合金自身的高硬度以及其在机加工过程中极易出现加工硬化^[6]的特点,传统的制造工艺,如车削、铣削等,在加工因瓦合金时存在加工时间

收稿日期: 2024-02-06; 修回日期: 2024-03-07; 录用日期: 2024-04-07; 网络首发日期: 2024-04-17

基金项目: 国家重点研发计划(2023YFB4606505)、国家自然科学基金(52175303)、国家杰出青年科学基金(52125502)、黑龙江头雁创新团队计划(HITY-20190013)

通信作者: *jlqi@hit.edu.cn

长、材料浪费严重的缺点。受传统制造工艺的限制,镜筒结构形式单一,难以再进行轻量化。激光选区熔化(SLM)技术是一种根据零件的三维切片模型,逐层选择性熔化金属粉末,最终实现金属复杂构件无模具、全致密、近净成形的增材制造技术。相较于上述的传统制造技术,SLM技术具有设计自由度高、生产周期短、适用范围广等优点^[7-9],可快速制造结构复杂的产品。因此,选用SLM技术制造因瓦合金镜筒是缩短光学系统研发周期、实现结构轻量化的有效途径。

现阶段使用增材制造技术成形因瓦合金镜筒还存在一些问题,例如打印过程中易堆粉,产品内部存在裂纹、夹渣等缺陷。鉴于此,笔者从粉末检测评价、工艺参数调控、模型拓扑优化设计等方面对因瓦合金镜筒的SLM工艺优化进行研究,旨在提高增材制造因瓦合金的力学性能与成形稳定性,杜绝增材制造过程中产生缺陷,使产品满足使用要求,同时将优化技术推广应用于其他因瓦合金结构的研发与生产。

2 实验材料与方 法

2.1 实验设备与材料

选用SLM增材制造设备进行因瓦合金镜筒的SLM制造。实验材料采用定制 的因瓦合金粉末。由于粉末固有的非均匀性与离散性特征,为保证SLM过程稳定,需要提前对粉末的理化性质进行测定。因瓦合金粉末的松装密度为 3.1 g/cm^3 ,振实密度为 4.2 g/cm^3 ,球形度为0.82,化学成分如表1所示。

表1 因瓦合金粉末的化学成分
Table 1 Chemical composition of Invar alloy powder

Element	Mass fraction / %
C	0.01
S	0.008
P	0.008
Si	0.018
Mn	0.8
Ni	34.29
O	0.888
Fe	63.97

2.2 实验方法

采用SLM制造因瓦合金镜筒,镜筒直径为86 mm,高为79 mm,壁厚为3 mm。

SLM工艺的实质是激光与粉末直接相互作用,粉末通过吸收激光能量升温直至熔化并与前一层材料熔合为一体从而成形。因此,SLM成形质量与激光能量输入密切相关。根据成形工艺参数的综合作用建立能量输入模型,将激光体能量密度 B_{ed} 作为一个因素来考察工艺参数对试样致密度的影响。激光体能量密度

B_{ed} 的表达式^[10]为

$$B_{ed} = \frac{P}{vth}, \quad (1)$$

式中: B_{ed} 为激光体能量密度,单位为 J/mm^3 ; P 为激光功率,单位为 W ; v 为激光扫描速率,单位为 mm/s ; h 为扫描道间距,单位为 mm ; t 为铺粉层厚,单位为 mm 。为探究最佳SLM工艺参数从而优化因瓦合金镜筒的质量,分别设置激光扫描间距与扫描速度的单因素实验,进而得到不同的激光体能量密度,激光扫描间距与扫描速度的取值区间分别为 $0.08\sim 0.11\text{ mm}$ 以及 $900\sim 1200\text{ mm/s}$ 。

2.3 材料分析方法

将SLM成形的因瓦合金随炉试块表面进行超声清洗,然后利用线切割技术将试块切割成 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 5\text{ mm}$ 的样件,并对各表面进行打磨抛光处理,然后对各组样件的成形质量、表面显微组织和力学性能等进行表征。采用金相显微镜对各组样件表面的横向与纵向组织进行表征。采用微机控制电子万能试验机对各组试样进行拉伸测试,通过抗拉强度和屈服强度表征试样的力学性能。对打印后的产品进行三维扫描测试,对其结构精度进行表征,并通过X射线检测仪检测产品内部有无裂纹和孔洞缺陷。同时,依据GB/T 7704—2017《无损检测 X射线应力测试方法》进行残余应力测试。最后,为保证产品的结构稳定性满足服役要求,采用线膨胀测试仪测量SLM制造的因瓦合金在 $20\sim 200\text{ }^\circ\text{C}$ 的线膨胀系数。

3 实验结果与分析

3.1 因瓦合金粉末的性能评价及优化

首先选用对理化特性无要求的因瓦合金粉末进行SLM加工,加工结束后发现成形效果差,产品边缘堆积的粉末烧结固化后形成了凸起并且凸起将刮刀损坏。对微观组织进行分析后发现了明显的裂纹。如果粉末中存在大颗粒,或者粉末的球形度差、粒径分布跨度大、松装密度低,就会导致粉末在打印过程中被保护气体吹散或者烧结后在产品边缘大面积堆积,进而导致产品的质量稳定性大大降低。此外,当粉末中的O元素含量过高时,还会导致材料夹杂并使产品形成内部裂纹。因此,对粉末材料理化特性的设置规范进行了限定。依据规范选用的因瓦合金粉末的理化特性检测结果如表2和表3所示,粉末粒径分布曲线如图2(a)所示,其中横轴表示粉末粒度等级,纵轴表示各等级对应的粉末在整体中的体积占比,曲线与横轴围成的面积为1。由曲线可知粉末粒径范围居中,此粒径范围内的粉末的松装密度由原来的 3.1 g/cm^3 提高至 4.7 g/cm^3 。粉末球形度统计及其表面形貌如图2(b)~(c)所示,粉末球形度由原来的0.82升高至0.89。此外,粉末流动性(流速)大幅提高,为 $14.7\text{ s}/50\text{ g}$,可以满足实验要求。

表 2 优化粉末的化学成分

Table 2 Chemical composition of the optimized Invar alloy powder

Element	Mass fraction / %	Standard / %
C	0.006	≤0.05
S	0.006	≤0.02
P	0.01	≤0.02
Si	0.01	≤0.3
Mn	0.35	0.2-0.6
Ni	35.25	35-37
O	0.034	≤0.05
Fe	64.33	63-65

表 3 优化粉末的物理性质

Table 3 Physical properties of the optimized Invar alloy powder

Physical property	Value	Standard
Mobility / (s/50 g)	14.7	≤16
Apparent density / (g/cm ³)	4.71	≥4.2
Tap density / (g/cm ³)	5.2	≤5.8
Sphericity	0.89	0.85-0.9
Particle size (D_{10}) / μm	17.4	15-25
Particle Size (D_{50}) / μm	32	30-40
Particle size (D_{90}) / μm	56.4	50-60

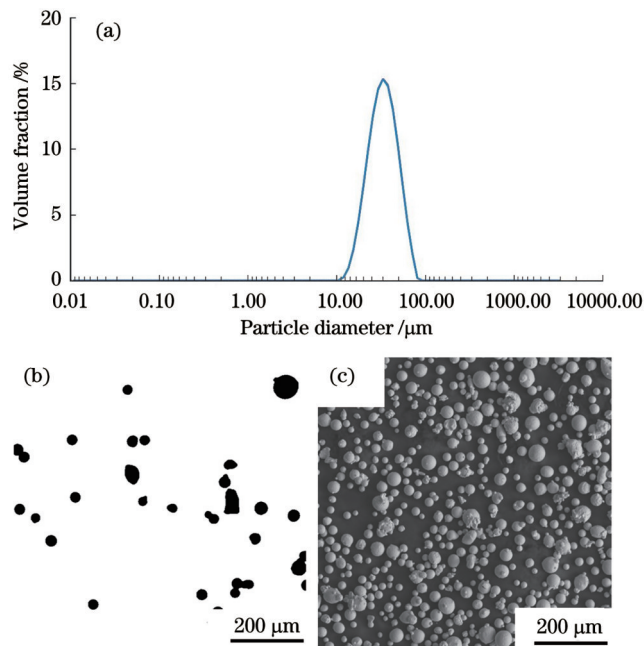


图 2 优化粉末的粒径分布及表面形貌。(a) 粒径分布曲线; (b) 粉末球形度统计图; (c) 粉末表面形貌
Fig. 2 Particle size distribution and surface morphology of the optimized powder. (a) Particle size distribution curve; (b) statistical image of powder sphericity; (c) surface morphology of the powder

对依据规范选择的因瓦合金粉末进行 SLM 工艺测试, 测试结果如图 3 所示: 铺粉效果好, 无堆粉情况, 打印产品表面无边缘翘起且表面光滑无裂纹。

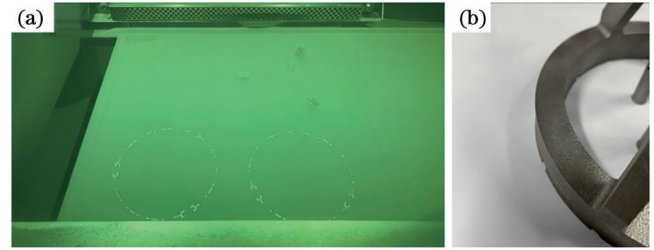


图 3 SLM 工艺测试结果。(a) 铺粉效果; (b) 产品表面质量
Fig. 3 SLM process test results. (a) Optimized powder spreading effect; (b) product surface quality

3.2 SLM 工艺参数对产品显微组织与力学性能的影响

因瓦合金 SLM 工艺参数是决定产品力学性能好坏的关键因素, 工艺参数直接影响激光扫描过程中的熔池形貌、搭接率, 以及气孔、裂纹、熔化不良等组织缺陷, 进而影响产品的力学性能。工艺与粉末合理匹配下成形的产品内部缺陷少、力学性能优良。因此, 需要找到合适的工艺窗口。

在保持激光功率、铺粉厚度、搭接率不变的条件下, 研究扫描速度与扫描间距对熔池形貌及缺陷的影响。首先设定扫描速度为 1000 mm/s, 扫描间距分别为 0.08、0.09、0.10、0.11 mm, 具体的参数设置如表 4 所示。根据设置的各组工艺参数成形的镜筒样件的显微组织典型结果如图 4 所示。显然, 当扫描间距为 0.09 mm 时, 样件的微观组织最好, 表面平整, 晶粒大小均匀, 并且没有明显的气孔、裂纹、粉末夹杂等缺陷, 如图 4(c)、(d) 所示。如图 4(a)、(b) 所示, 当扫描间距过小时, 熔池热输入过大, 熔池内部有匙孔产生。随着扫描间距增大, 熔池宽度减小, 熔池中的未融合现象逐渐严重, 如图 4(e)~(h) 所示。此外, 由于扫描速度的减小会增加熔池的宽度从而弥补扫描间距增大带来的负面影响, 但在控制扫描间距的条件下增大扫描速度可以提升打印效率, 因此在确定最佳扫描间距为 0.09 mm 的基础上继续探究最佳扫描速度。

在其他参数不变的情况下分别设置扫描速度为 900、1000、1100、1200 mm/s, 在不影响力学性能的前提下探索最快的扫描速度, 以提升打印效率同时降低成本。打印结束后分别观察各组样件的表面形貌并测定其力学性能, 具体的参数设置及力学性能测试结果如表 5 所示, 各组试样表面的横向与纵向微观形貌如图 5 所示。首先观察对比各组样件的微观组织形貌, 显然当选择扫描速度为 900 mm/s 时金属表面的组织状态最好, 如图 5(a)、(b) 所示。相比其他组样件, 该组样件的熔深和熔宽分布得更加均匀, 而且几乎没有未熔合、裂纹等缺陷。这是由于扫描速度的增加会减

表 4 SLM 工艺参数设置
Table 4 Setting of SLM parameters

No.	Power /W	Scanning velocity / (mm/s)	Scanning interval /mm	Thickness /mm	Lap width /mm	Energy density / (J/mm ³)
1	370	1000	0.08	0.04	0.14	114.6
2	370	1000	0.09	0.04	0.14	102.78
3	370	1000	0.10	0.04	0.14	92.5
4	370	1000	0.11	0.04	0.14	76.45

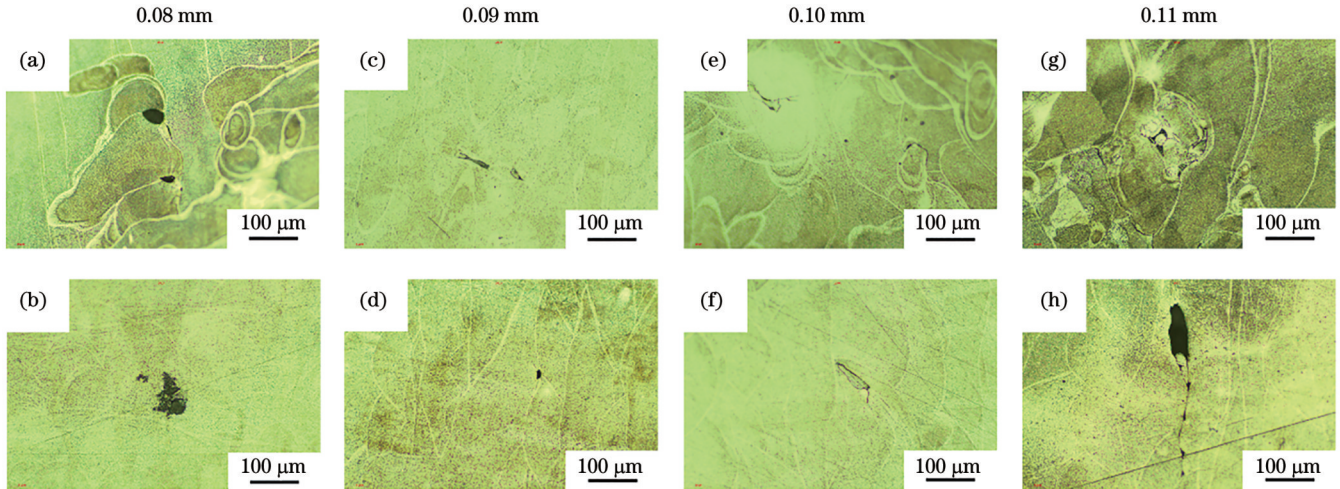


图 4 不同扫描间距下得到的因瓦合金样件的微观形貌。(a)(c)(e)(g)横向；(b)(d)(f)(h)纵向

Fig. 4 Microscopic morphology of Invar alloy samples formed at different scanning intervals. (a)(c)(e)(g) Horizontal; (b)(d)(f)(h) vertical

表 5 SLM 工艺参数及力学性能测试结果
Table 5 SLM parameters and mechanical property test results

No.	Power /W	Scanning velocity / (mm/s)	Scanning interval /mm	Thickness /mm	Energy density / (J/mm ³)	Tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation /%	Shrinkage rate /%
1	370	900	0.09	0.04	114.2	482	388	29	73
2	370	1000	0.09	0.04	67.5	468	368	29	64
3	370	1100	0.09	0.04	67.3	435	354	35	73
4	370	1200	0.09	0.04	91.0	440	361	33	73

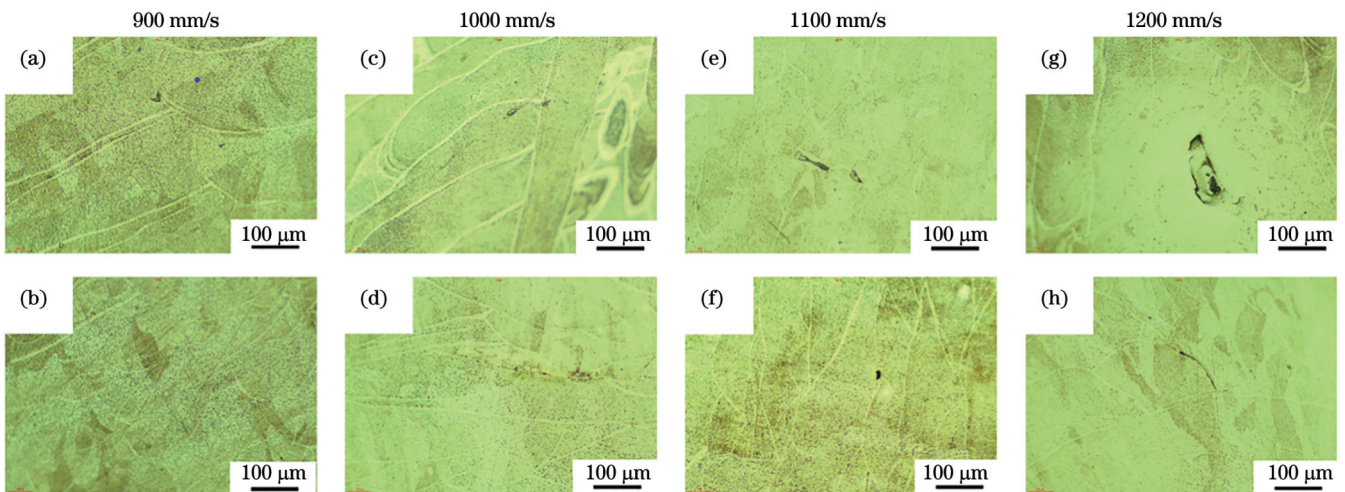


图 5 不同扫描速度下得到的因瓦合金样件的微观形貌。(a)(c)(e)(g)横向；(b)(d)(f)(h)纵向

Fig. 5 Microscopic morphology of Invar alloy samples formed at different scanning velocities. (a)(c)(e)(g) Horizontal; (b)(d)(f)(h) vertical

小熔池深度,易形成层间未熔化缺陷。此外,激光扫描速度增大会导致熔池表面的温度梯度增加,进而导致熔池表面的马兰戈尼力增大,熔池表面稳定性变差,熔池凝固后上表面凹凸不平;当后一层粉末铺到熔池表面时将在凹陷区形成较厚的粉层,这层粉末在烧结时熔化不完全,未熔化的粉末残存在熔池底部,形成夹杂现象,如图 5(e)~(h)所示。因此,在增加激光扫描间距的同时要降低扫描速度才会形成稳定、均匀、无裂纹、无孔洞、无夹杂的显微组织。此外,由表 5 可知当扫描速度为 900 mm/s、扫描间距为 0.09 mm 时,工件的综合性能最好,抗拉强度为 482 MPa,屈服强度为 388 MPa,断面收缩率为 73%,断后伸长率为 29%,具有良好的塑性。由此得到了 SLM 制造因瓦合金镜筒的最佳工艺参数:激光功率为 370 W,扫描速度为 900 mm/s,扫描间距为 0.09 mm。

3.3 因瓦合金镜筒增材制造结构优化

传统加工方法的制造模式限制了因瓦合金镜筒的

结构设计,SLM 工艺可以在重量不变的情况下优化结构分布从而提升工件的力学性能。因此,笔者应用三维建模软件对因瓦合金镜筒在服役条件下的应力应变进行仿真并优化其结构设计,然后依据仿真结果优化工件的结构形式,使工件在相同的力学环境下相比优化前减少变形,从而提升稳定性。

原始镜筒结构的应力应变仿真结果如图 6(a)、(b)所示,以机械减材加工工艺为约束设计的结构主要采用桁架梁分布的形式,结构简单且力学性能差,结构受载时变形大同时存在应力集中的情况。考虑到增材制造方式具有设计自由度高的优势,对原有结构进行拓扑优化设计,设计效果如图 6(c)、(d)所示。新设计的结构以斜拉筋形式为主,在重量不变的情况下结构的最大位移由原来的 0.16 mm 减小到 0.09 mm,应力分布均匀。但是,由于软件自动生成的结构外形不规则,存在尖角区域,因此需要进行几何重构再设计。

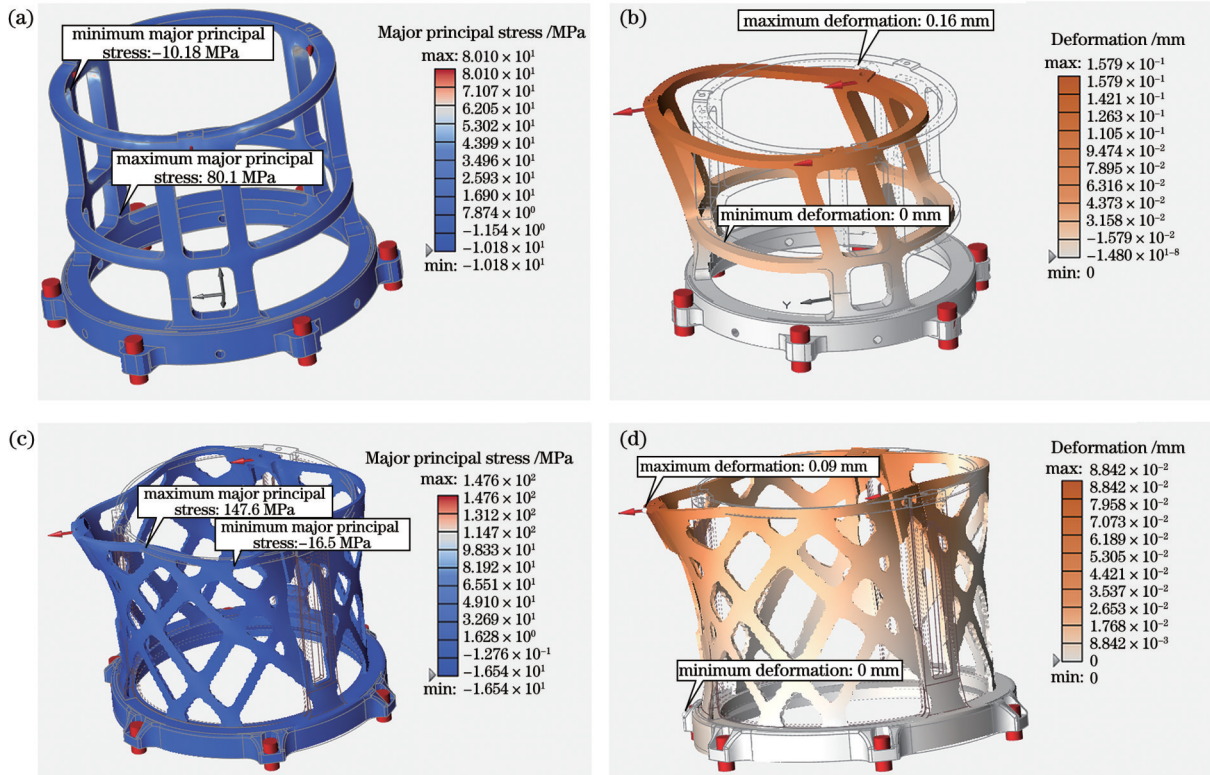


图 6 因瓦合金镜筒应力应变的仿真结果。(a)原始模型的应力仿真结果;(b)原始模型的应变仿真结果;(c)拓扑优化后模型的应力仿真结果;(d)拓扑优化后模型的应变仿真结果

Fig. 6 Stress and strain simulation results of Invar alloy lens tubes. (a) Stress simulation of the original model; (b) strain simulation of the original model; (c) stress simulation of the model after topology optimization; (d) strain simulation of the model after topology optimization

此外,原始镜筒结构存在大量悬空面,打印过程中需要添加大量支撑,不仅增加了打印时间还浪费了原料,如图 7(a)所示。因此,在拓扑优化结构的基础上进行结构再设计,同时考虑优化增材制造工艺,得到了最终的模型,如图 7(b)所示。优化后的模型不仅重量与原

始模型相同,而且优化了尖角区域,打印过程无需支撑,节省了打印时间和原材料。对优化后的模型进行仿真验证,其应力应变仿真结果如图 7(c)所示。与优化前相比,优化后的应力分布更加均匀且应变程度大大减小,应用于实际生产可使镜筒的力学性能得到显著提升。

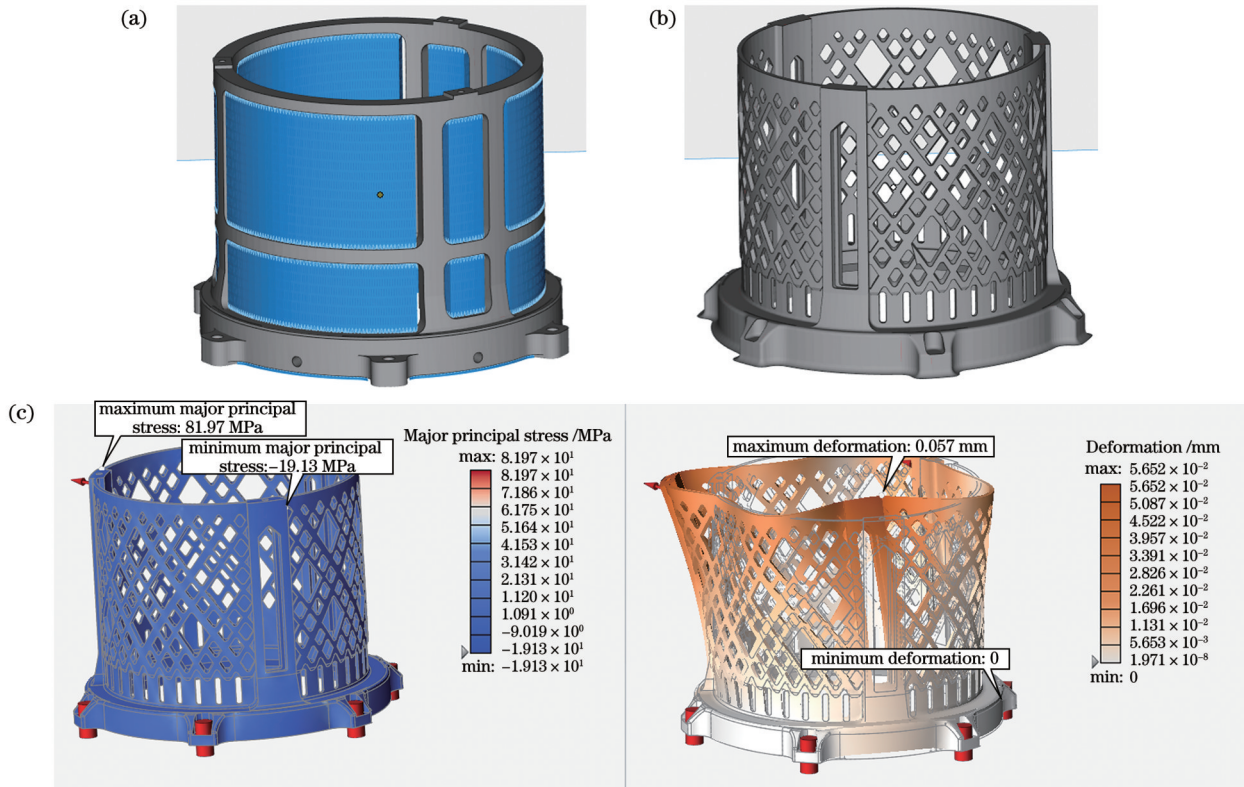


图7 镜筒模型优化以及优化后的应力应变仿真。(a)原始模型的打印支撑情况;(b)优化后模型的打印支撑情况;(c)工艺优化后的应力应变仿真结果

Fig. 7 Optimization of the lens tube model, as well as stress and strain simulation after optimization. (a) Printing support of the original model; (b) printing support of the optimized model; (c) stress and strain simulation results after process optimization

3.4 因瓦合金镜筒结构的后处理

经上述操作对镜筒模型进行优化后,利用SLM技

术成形因瓦合金镜筒,成品如图8(a)所示,其内部仍存在大量的残余应力。这是因为在SLM成形过程中

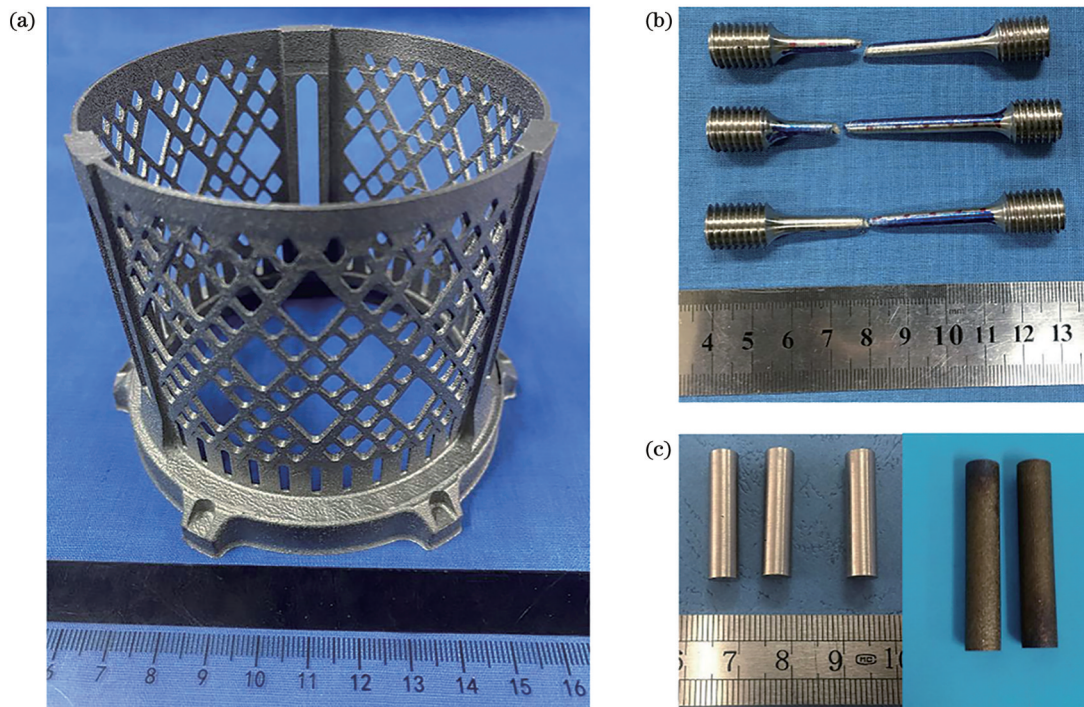


图8 SLM工艺制造的因瓦合金镜筒及试棒。(a)镜筒;(b)试棒断裂位置;(c)试棒热膨胀测试前后的状态

Fig. 8 Invar alloy lens tube and test rods manufactured by SLM process. (a) Lens tube; (b) fracture location of the test rods; (c) test rods before and after thermal expansion test

粉末材料不断经历膨胀、熔化、冷却、收缩的热力学过程,熔化区域与周围区域形成了复杂的应力场,应力持续累积后在镜筒内部形成了不可忽视的残余应力^[11]。在宏观层面,残余应力会导致产品变形、尺寸精度降低;在微观层面,残余应力会导致裂纹扩展,最终导致力学性能降低。SLM 样件的显微组织具有明显的各向异性,横向力学性能明显优于纵向力学性能。因此,SLM 工件须进行后处理,以优化其结构稳

定性与其力学性能。因此,笔者对成形后的镜筒样件进行去应力热处理,以调控其组织同时减少内部裂纹等缺陷的数量。

将样件及随炉试棒在 $530\text{ }^{\circ}\text{C}\pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度下保温 1 h,随炉冷却至 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 后取出,空冷至室温。对热处理后的因瓦合金试棒分别进行力学性能测试以及 $20\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 范围内的膨胀系数测试。试棒测试后的状态如图 8(b)、(c)所示,测试结果见表 6。

表 6 热处理后试棒的力学性能

Table 6 Mechanical properties of the test bars after heat treatment

No.	Tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation /%	Shrinkage rate /%	CTE /K
1	455	364	36	79	1.9×10^{-6}
2	451	362	33.5	80	1.9×10^{-6}
3	467	375	35	80	1.8×10^{-6}

对打印后的产品进行三维扫描,测试其制造精度,如图 9 所示。在产品扫描模型上选取 6 处进行结构比

对,测量结果的单位为 mm。测量结果表明结构整体变形在 0.2 mm 以内,制造精度较高。

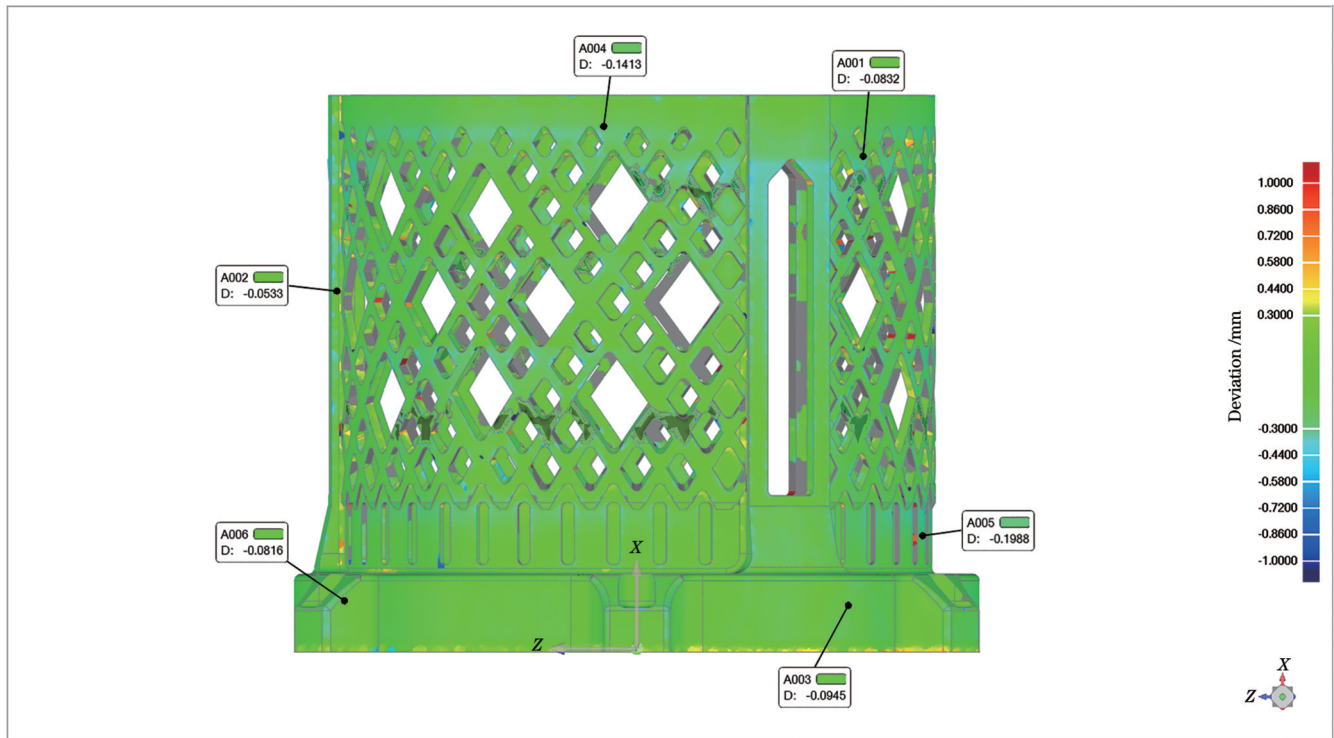


图 9 镜筒三维扫描及结构尺寸偏差测量结果

Fig. 9 Three-dimensional scanning of the lens tube and structural deviation measurement results

对打印后的模型进行 X 射线检测以查验其内部缺陷情况。如图 10(a)所示,检测结果显示打印件内部无裂纹、孔洞等缺陷。在成形后的产品表面随机选取点位,利用 X 射线进行残余应力测试,测试点位如图 10(b)~(f)所示。结果显示,在点位 11 处,横向与纵向残余应力均为最大值, 0° 方向上的主应力为 -60 MPa , 90° 方向上的主应力为 -56 MPa ,经计算可得最大残余应力仅为屈服应力的 13%。

4 结 论

笔者通过因瓦合金镜筒 SLM 工艺技术研究,完成了因瓦合金粉末检测评价、因瓦合金 SLM 工艺参数优化、因瓦合金镜筒增材制造结构优化与后处理,并得到了以下结论:

1) 通过制定的粉末理化特性规范选择符合工艺标准的粉末,粉末的松装密度为 4.7 g/cm^3 ,粉末的流动性与球形度比之前均有所提升,有效避免了打印前

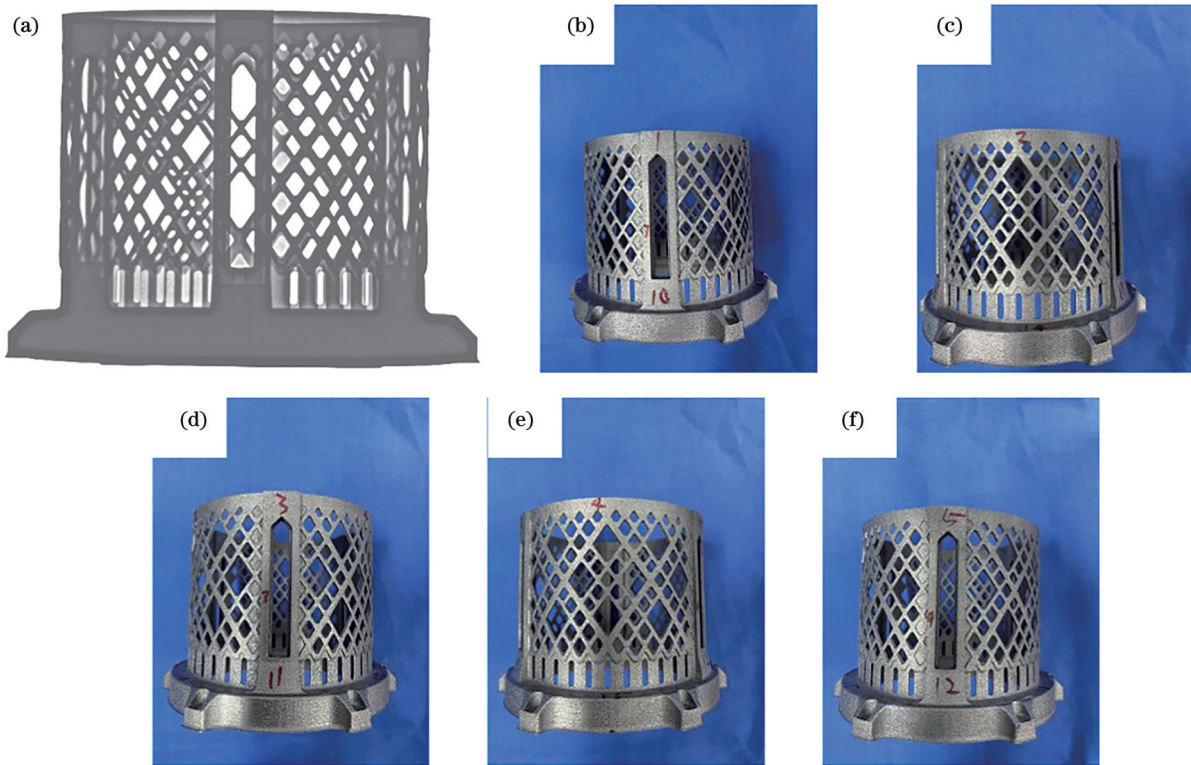


图 10 因瓦合金镜筒的 X 射线检测结果。(a) X 射线扫描图像;(b)~(f)残余应力检测点位

Fig. 10 X-ray inspection results of Invar alloy tube. (a) X-ray scanning image; (b) - (f) residual stress detection points

期出现的堆粉、裂纹和夹杂等缺陷。

2) 对 SLM 工艺参数中的扫描间距设置单因素实验,探究其对显微组织的影响。结果显示,最佳扫描间距为 0.09 mm。扫描间距过小将导致熔池热输入过大从而产生匙孔,扫描间距过大则将导致熔池宽度减小从而使熔池未熔合现象愈发严重。

3) 在确定扫描间距为 0.09 mm 的基础上,对 SLM 工艺参数中的扫描速度设置单因素实验,探究其对显微组织的影响。结果显示,适当降低扫描速度可以有效缓解扫描间距过大导致的熔池未熔合缺陷,最佳扫描速度为 900 mm/s,此时表面无明显缺陷。

4) 对不同工艺参数下得到的样件进行力学性能测试,得到了最佳的工艺参数:激光功率为 370 W,扫描速度为 900 mm/s,扫描间距为 0.09 mm。在此工艺下得到的样件的抗拉强度可达 482 MPa,屈服强度可达 388 MPa,断后伸长率为 29%,断面收缩率为 73%。

5) 完成了因瓦合金镜筒结构的拓扑优化设计,设计后的产品与前期结构相比在重量不变的情况下减小了受载时的结构变形和应力集中,结构最大位移仅为 0.09 mm。此优化适用于增材制造工艺,结构的成形以自支撑为主,有效节省了打印材料与打印时间。

6) 去应力热处理可以有效消除成形后镜筒中的残余应力,经检测其力学性能与热膨胀系数均符合工艺要求,热膨胀系数仅为 $1.9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$,内部无明显缺陷,最大残余应力仅为其屈服应力的 13%,满足服役要求。

综上所述,通过对 SLM 制造因瓦合金镜筒工艺进行探究与优化,有效解决了因瓦合金镜筒制造过程中的堆粉、产品表面质量差,以及产品内部存在裂纹、夹杂等缺陷的问题,保证了因瓦合金镜筒的高质量、高效率 SLM 稳定成形,实现了因瓦合金镜筒在空间复杂力、热条件下应用的探索。

致谢 特别感谢哈尔滨工业大学分析计量计算中心郑振博士在电子显微镜测试分析方面提供的帮助。

参 考 文 献

- [1] 李范, 郭诚. 激光选区熔化 4J36 因瓦合金成形工艺及性能[J]. 热加工工艺, 2023, 52(21): 87-92.
Li F, Guo C. Forming process and property of selective laser melted 4J36 Invar alloy[J]. Hot Working Technology, 2023, 52(21): 87-92.
- [2] 李红, 李艳萍, 曾宏, 等. 铁基非晶合金居里转变温度热分析测试方法探讨[J]. 物理测试, 2019, 37(3): 29-32.
Li H, Li Y P, Zeng H, et al. Discussion about the thermal analysis methods of testing Curie transform temperature of Fe-based amorphous alloy[J]. Physics Examination and Testing, 2019, 37(3): 29-32.
- [3] Yu Y, Zhong Y W, Li Y, et al. Fabrication of large-sized Invar alloy film with low thermal expansion by pulse reverse electrodeposition[J]. Journal of the Electrochemical Society, 170(9): 093505.
- [4] Sonomura H, Ozaki T, Katagiri K, et al. Invar alloy metallization of Al_2O_3 substrate by friction stirring[J]. Ceramics International, 2023, 49(11): 18624-18628.
- [5] Wang Q, Dong Y W, Jiang Z H, et al. Enhancing low thermal expansion behavior and strength via induced Zr-rich intermetallic phase in Fe-36Ni Invar alloy[J]. Materials & Design, 2023, 226:

- 111644.
- [6] Yakout M, Elbestawi M A, Veldhuis S C. A study of thermal expansion coefficients and microstructure during selective laser melting of Invar 36 and stainless steel 316L[J]. Additive Manufacturing, 2018, 24: 405-418.
- [7] 王文权, 王苏煜, 陈飞, 等. 选区激光熔化成形 TiN/Inconel 718 复合材料的组织和力学性能[J]. 金属学报, 2021, 57(8): 1017-1026.
- Wang W Q, Wang S Y, Chen F, et al. Microstructure and mechanical properties of TiN/Inconel 718 composites fabricated by selective laser melting[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2021, 57(8): 1017-1026.
- [8] 郝志博, 葛昌纯, 黎兴刚, 等. 热处理对选区激光熔化镍基粉末高温合金组织与力学性能的影响[J]. 金属学报, 2020, 56(8): 1133-1143.
- Hao Z B, Ge C C, Li X G, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of nickel-based powder metallurgy superalloy processed by selective laser melting[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(8): 1133-1143.
- [9] 程宗辉, 刘桐, 汪牵牵, 等. SLM 成形参数对 Al-5Mg-0.75Sc 合金组织与性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(9): 1061-1066.
- Cheng Z H, Liu T, Wang Q Q, et al. Effects of selective laser melting parameters on microstructures and mechanical properties of Al-5Mg-0.75Sc alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(9): 1061-1066.
- [10] Liverani E, Toschi S, Ceschini L, et al. Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 249: 255-263.
- [11] 宜亚丽, 武红波, 贾长治, 等. 层间激光重熔对激光选区熔化成形件内部残余应力的影响[J]. 中国激光, 2023, 50(24): 2402302.
- Yi Y L, Wu H B, Jia C Z, et al. Influence of interlayer laser remelting on residual stress during forming using selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(24): 2402302.

Selective Laser Melting Process and Structure Optimization of Invar Alloy Lens Tube

Zhang Tianlei^{1,2}, Zhang Zilong¹, Li Peixin¹, Wang Xiaoming², Wang Min², Zhu Rongquan²,
Dang Yaoshi², Cao Jian¹, Qi Junlei^{1*}

¹State Key Laboratory of Precision Welding & Joining of Materials and Structures, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, Heilongjiang, China;

²Beijing Remote Sensing Equipment Research Institute, Beijing 100854, China

Abstract

Objective As the main component of the entire precision optical systems for aerospace, the dimensional stability of the lens tube has an undeniable impact on the overall accuracy and performance of space optical systems. However, the complex thermal environment in which the satellite operates for a long time, such as direct solar radiation or the Earth's infrared radiation, can significantly affect the detection accuracy of the optical system. Therefore, Invar alloy 4J36, with excellent dimensional stability, can be selected to manufacture structural components of lens tubes. Due to its unique "Invar effect", the Invar alloy 4J36 exhibits an extremely low coefficient of thermal expansion at its Curie temperature (230 °C), and it can be effectively used in the manufacturing of space optical devices. However, owing to the high hardness and poor machining performance of 4J36, traditional manufacturing methods, such as turning and milling, require long processing time periods and result in serious material waste. Selective laser melting (SLM) is an additive manufacturing technology that has the advantages of high design freedom, a short production cycle, and wide applicability. Furthermore, it can be used to manufacture structurally complex products at a faster rate when compared to traditional manufacturing methods. To date, the SLM additive manufacturing process for Invar alloy lens tubes is not mature. Through a series of adjustments to the powder quality, process parameters, 3D models, and residual stress, we hope to obtain high-quality structural components of lens tubes that satisfy usage requirements. This can aid in further exploration of the universe.

Methods SLM was used to shape an Invar alloy lens tube, and the Invar alloy powder material was selected according to the standard set at the beginning of this study to ensure that the microstructure of the finished product exhibits no obvious defects. The essence of SLM technology is the direct interaction between laser and powder. Hence, to explore the optimal laser selective melting process parameters and optimize the quality of Invar alloy tube products, single factor experiments were conducted with laser scanning spacing and scanning speed ranging from 0.08 mm to 0.11 mm and 900 mm/s to 1200 mm/s, respectively. The goal was to obtain different laser energy densities. Subsequently, the surface of the test block was cleaned and polished, its surface microstructure was observed via a metallographic microscope, and its mechanical properties were characterized using an electronic universal testing machine. Additionally, we optimized the structure of the three-dimensional model of the lens tube, calculated its overall stress and strain through simulations, and compared the simulation results with those of the original model to analyze the optimization. Subsequently, heat treatment was performed on the lens tube to relieve its residual stress, and the printing accuracy and residual

stresses at specific points were characterized via X-ray scanning. Finally, the thermal expansion coefficient of the lens tube after heat treatment ($530\text{ }^{\circ}\text{C}\pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 h) was tested using a thermal expansion instrument to evaluate its structural stability.

Results and Discussions After standardized screening, the loose density of the Invar alloy powder can reach 4.7 g/cm^3 , and the powder sphericity can reach up to 0.89. Additionally, the smooth flowability of the powder surface is significantly improved to 14.7 s/50 g , and no powder accumulation occurs during the additive manufacturing process using this powder material. The surface of the product was smooth and crack-free (Fig. 3). Experimental results show that the optimal scanning spacing for SLM additive manufacturing is 0.09 mm, and the surface microstructure is smooth without obvious defects such as keyholes and lack of fusion (Fig. 4); the optimal scanning speed is 900 mm/s. Simultaneously, the surface microstructure is complete and smooth, without cracks (Fig. 5), with a tensile strength of 482 MPa and yield strength of 388 MPa. They exhibit excellent mechanical properties (Table 5). After topology optimization, the service strain of the lens tube structure at the same point under the same specifications is only 0.09 mm (Fig. 6). Furthermore, when compared to traditional models, it can save materials and improve efficiency. After the stress-relief heat treatment, there is no evident defects inside the lens tube (Fig. 10), and the maximum residual stress is only 13% of its yield stress. The thermal expansion coefficient of the lens tube is $1.9\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$ (Table 6), which satisfies the requirements of high dimensional stability.

Conclusions This study successfully realizes high-quality manufacturing of Invar alloy lens tube using SLM additive manufacturing technology. First, by establishing physical and chemical specifications for the powder materials, macroscopic defects, such as cracks and inclusions, in the lens tube are avoided in the initial stages of the experiment. The SLM process parameters are optimized. The optimal process is determined and corresponds to a scanning spacing of 0.09 mm and scanning speed of 900 mm/s. Simultaneously, the surface microstructure is observed as smooth and free of defects such as cracks and lack of fusion. The best mechanical properties are obtained using this process. The best mechanical properties correspond to a tensile strength of 482 MPa, a yield strength of 388 MPa, an elongation of 29%, and a shrinkage rate of 73%. Topological optimization is performed using the original 3D model of the lens tube. After optimizing the structure, the overall stress concentration of the product under service conditions is significantly reduced, and the maximum deformation degree of the product is only 0.09 mm. Additionally, the structure adopts self-supporting formation, which effectively saves powder materials. Finally, the lens tube is subjected to post-treatment to eliminate residual stresses. The maximum residual stress inside the product after the heat treatment is 60 MPa, which is only 13% of its yield stress. Simultaneously, the lens tube exhibits an extremely low coefficient of thermal expansion ($1.9\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$), which satisfies the requirement of high structural stability of space optical lenses in complex thermal environments.

Key words additive manufacturing; selective laser melting; Invar alloy; process optimization; structure design and post-processing