

不同体积分数 Primitive 点阵结构的 AlMgScZr 合金 力热性能研究

李 毅¹, 王晓强¹, 易文珏¹, 周 燕^{2,3}, 文世峰¹, 史玉升¹

(1. 华中科技大学 材料科学与工程学院, 湖北 武汉 430074)

(2. 华中科技大学 土木与水利工程学院, 湖北 武汉 430074)

(3. 国家数字建造技术创新中心, 湖北 武汉 430074)

摘要: 随着航空航天等领域对高性能热管理部件的迫切需求, 兼具高效散热与优异力学承载能力的多功能构件成为研究焦点。借助有限元模拟与实验表征手段, 本研究系统研究了体积分数对激光选区熔化 (selective laser melting, SLM) 技术成形的 AlMgScZr 合金 Primitive 点阵结构成形质量、力学响应及热交换性能的影响规律。结果表明: SLM 成形的 Primitive 结构虽表面粗糙、存在尺寸偏差, 但整体成形质量满足功能需求。在力学性能方面, 体积分数的增加显著提升点阵结构的力学性能, 当体积分数为 25% 时, 压缩模量达 1664.06 MPa, 峰值平台应力为 42.85 MPa, 且单位体积能量吸收值随体积分数增加明显增长; 热交换性能方面, 体积分数 25% 的 Primitive 点阵结构努塞尔数 (Nu) 较 10% 的点阵结构提升 41.6%, 雷诺数 (Re) 增加进一步强化对流换热效率, 但伴随摩擦因数 (f) 的上升。本研究通过体积分数优化实现了热交换-力学性能协同调控, 为 Primitive 点阵结构在热管理部件中的应用提供了参考。

关键词: Primitive 点阵结构; 激光选区熔化成形; 力学性能; 热交换性能

中图法分类号: TN249; V261.8; TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)02-0406-13

1 引言

在航空航天、电子封装等高端装备制造领域, 热管理部件不仅需要具备高效的热交换性能以确保设备稳定运行, 还需承受复杂的机械载荷以保证结构完整性^[1-2]。然而, 传统的泡沫铝材料虽在热交换性能方面展现出一定的潜力^[3], 但其存在孔隙随机分布导致的传热路径不连续、力学性能不足等问题^[4], 难以通过参数化设计实现热交换性能和力学性能的协同调控。前人虽尝试通过优化泡沫铝的孔隙结构和表面处理来提升性能^[5], 但效果有限, 难以满足现代工业对高性能热管理部件的迫切需求。

近年来, 三周期极小曲面 (triply periodic minimal surface, TPMS) 点阵结构因其独特的几何构型而备受关注^[6]。该点阵结构由隐函数控制呈周期性重复排列, 表面平均曲率为零。其有序的几何构型不仅能够有效增强流体流动的均匀性和连续性, 增强热交换效率^[7], 还因其应力分布均匀性, 展现出卓越的力学性能^[8]。与传统的随机多孔结构相比, TPMS 点阵结构在热交换和力学承载方面优势显著, 为高性能热管理部件的设计提供了新的思路。Baobaid 等人^[9]研究发现, TPMS 散热器的热性能比翅片散热器高出 35%~50%。作为 TPMS 点阵结构

中的典型代表, Primitive 点阵结构的热交换效率与力学性能同样优异^[10-12]。

基体材料特性和点阵结构设计参数是决定 TPMS 点阵结构性能的关键要素。在众多金属材料中, AlMgScZr 合金因其低密度、优异的力学性能、良好的导热性和可加工性, 成为 TPMS 热管理部件的理想基材^[13]。同时, 激光选区熔化 (SLM) 技术作为先进的增材制造工艺, 以其高精度、复杂结构成型能力, 为点阵结构的制造提供了可靠的技术支持^[14-15]。Lu 等人^[16]制备的 AlSi10Mg 点阵结构, 在保证成形精度的同时, 展现出优异的力学性能和能量吸收性能。而体积分数作为控制点阵结构内部几何参数的关键变量, 反映了金属材料所占点阵结构相应立方体体积的比例^[17], 显著影响点阵结构的热交换效率和力学承载能力。通过优化体积分数, 可以实现对点阵结构性能的精细调控^[18-19], 满足特定应用场景对热管理和力学性能的综合要求。

为此, 本研究通过对体积分数的优化, 实现对 Primitive 点阵结构的成形质量、力学性能和热交换性能的协同调控。采用 SLM 方法制备了不同体积分数 (10%~25%) 的 AlMgScZr 合金 Primitive 点阵结构, 通过

有限元模拟与实验表征相结合的方法,系统研究其成形质量、力学性能、能量吸收性能和散热性能。旨在深入探究体积分数对 AlMgScZr 合金 Primitive 点阵结构性能的影响规律,为该结构的优化设计和性能控制提供理论依据和实验参考。

2 材料与方法

2.1 不同体积分数 Primitive 点阵结构模型设计

采用 MATLAB 软件(Mathworks Inc., America)建立 Primitive 点阵结构模型, Primitive 三周期极小曲面可以用以下公式近似表示^[20]:

$$\varphi(x,y,z) = \cos X + \cos Y + \cos Z = c \quad (1)$$

其中, $X = \alpha \cdot 2\pi \cdot x$, $Y = \beta \cdot 2\pi \cdot y$, $Z = \gamma \cdot 2\pi \cdot z$ 。 α 、 β 和 γ 控制 Primitive 曲面的大小和形状, (x, y, z) 表示曲面上点的坐标, 参数 c 决定 Primitive 曲面的偏移量进而影响点阵结构的薄壁厚度。如图 1a 所示, 当 $\varphi(x, y, z) = c = 0$ 时, 曲面为 Primitive 三周期极小曲面; 当 $-c \leq \varphi(x, y, z) \leq c$ 且 $c \neq 0$ 时, 曲面发生等值偏移, 围成的区域为 Primitive 单胞点阵结构; 通过沿 x 、 y 和 z 3 个坐标轴方向对单胞进行周期性阵列复制, 最终形成 Primitive 多胞点阵结构。

在本研究中, 建立的 Primitive 点阵结构样品尺寸为 24 mm × 24 mm × 24 mm, 具有 3 × 3 × 3 个单胞。图 1b 为本

研究设计的 4 个 Primitive 点阵结构, 4 个点阵结构单胞尺寸均为 8.0 mm, 但具有不同的体积分数: 10%、15%、20% 和 25%, 设计的体积分数(VF)计算公式如下^[21]:

$$VF = \frac{V_{lattice}}{V_{solid}} \quad (2)$$

其中, $V_{lattice}$ 是由两个等值曲面围成的空间体积, V_{solid} 是相应立方体的体积。

将建立的不同体积分数 Primitive 点阵结构模型导入 Materialise Magics 中进行测量, 表 1 为测量结果。由表 1 可知, 所有 Primitive 点阵结构模型实际体积分数均大于设计值。这种偏差可能源于建模软件(MATLAB)与测量软件(Magics)在算法实现和数值计算精度方面的差异。鉴于模型体积分数的偏差幅度较小, 在后续点阵结构样品的增材制造及有限元数值模拟过程中, 其影响可不予考虑。

2.2 实验材料与样品制备

本研究采用的 AlMgScZr 合金粉末通过气体雾化技术制备(Shenzhen Minatech Additive Manufacturing Co., Ltd, China), 表 2 为 AlMgScZr 合金粉末的化学成分。通过扫描电子显微镜(SEM)观察粉末微观形貌(图 2a), 可见其颗粒呈现良好的球形或准球状, 表面相对平整光滑。进一步利用激光粒度分析仪检测粉末的粒度分布(图 2b),

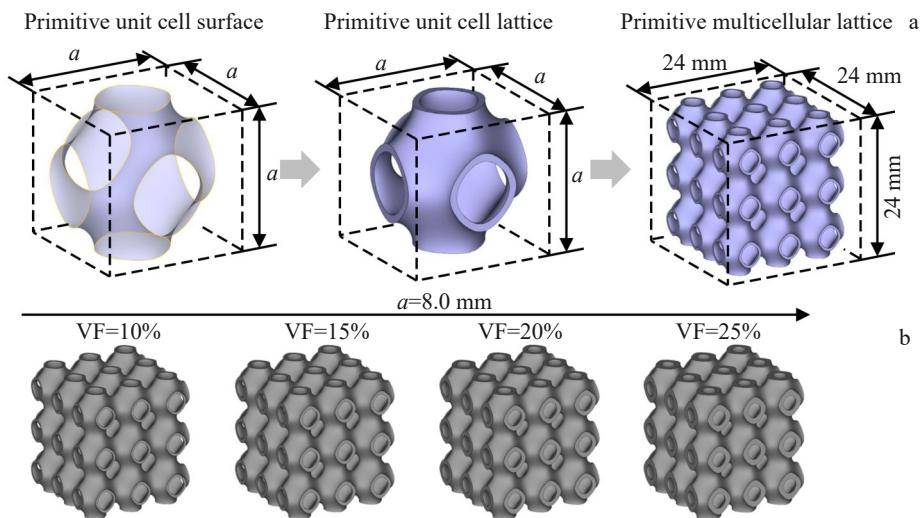


图 1 Primitive 模型

Fig.1 Schematic diagram of Primitive model (a) and Primitive multicellular models with different volume fractions and unit cell size of 8 mm (b)

表 1 不同体积分数 Primitive 点阵结构模型参数

Table 1 Parameters of Primitive lattice structure model with different volume fractions

Model category	Volume fraction, VF/%	Actual volume/mm ³	Actual volume fraction/%	Volume fraction deviation/%
VF 10	10	1389.889	10.054	0.540
VF 15	15	2082.397	15.064	0.427
VF 20	20	2772.494	20.056	0.280
VF 25	25	3463.945	25.057	0.228

表 2 AlMgScZr 合金粉末化学成分

Table 2 Chemical composition of AlMgScZr alloy powder (wt%)

Mg	Sc	Zr	Ti	Mn	Cu	Ni	Al
4.72	0.67	0.38	0.08	0.48	<0.01	<0.01	Bal.

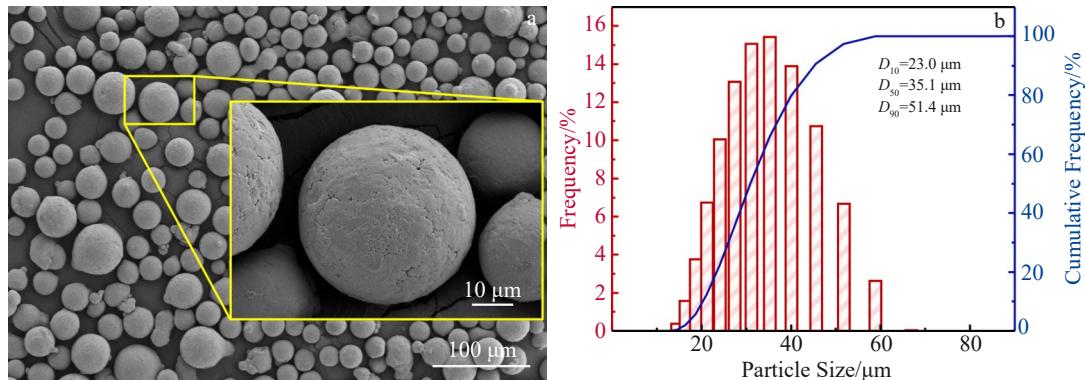


图 2 AlMgScZr 合金粉末表征

Fig.2 SEM images (a) and particle size distribution (b) of AlMgScZr alloy powder

本研究中 Primitive 点阵结构样品通过德国 SLM solutions 公司制造的 SLM®125HL 设备成形, 该设备配备 400W IPG 光纤激光器, 成形尺寸 125 mm×125 mm×125 mm, 激光最高扫描速度 10 m/s。在 SLM 成形过程中, 选择铝合金作为成形基板, 将基板预热到 200 °C 以减小成形过程试样和基板的翘曲变形。加工前在成形腔充满高纯度氩气, 使氧含量低于 200 μL/L。在 SLM 成形过程中采用图 3 所示每层换向 67° 双向扫描策略。表 3 为本研究采用的激光选区熔化成形参数。样品加工结束后, 利用电火花线切割技术将其从铝合金基板上分离下来。使用超声波清洗仪对样品进行处理, 以彻底清除其表面粘附的残余金属粉末。

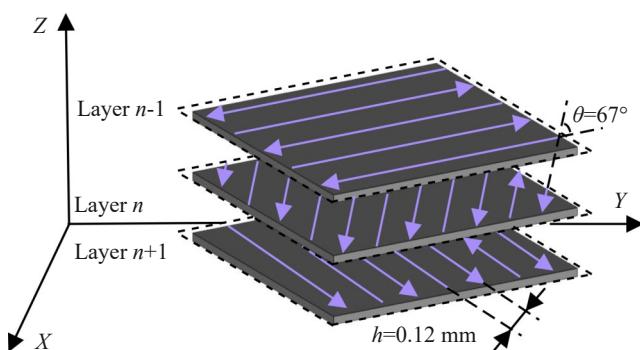
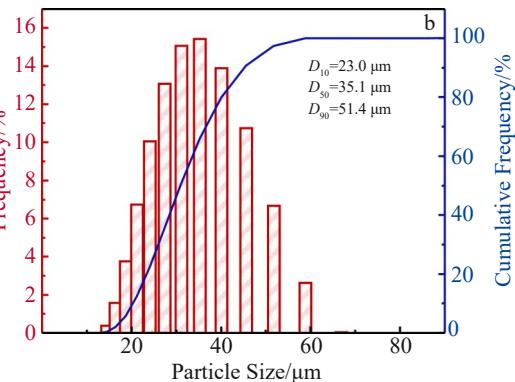


图 3 Primitive 点阵结构样品扫描策略示意图

Fig.3 Scanning strategy diagram of Primitive lattice structure sample

结果显示 AlMgScZr 粉末的粒径主要分布在 23.0 μm 至 51.4 μm 之间, 平均粒径为 35.1 μm。综合其适宜的粒度范围、良好的球形度以及光滑的表面特征, 该粉末满足激光选区熔化成形工艺对原材料的基本要求。



2.3 测量与表征

成形质量分析: 从各组样品中随机选取 3 个点阵结构样品, AlMgScZr 合金 Primitive 点阵结构样品的尺寸使用数字游标卡尺精确测量, 微观形貌表征使用场发射扫描电子显微镜(SEM, HITACHI, Japan)完成。力学性能评估包含压缩与拉伸两部分: 在室温环境下, 使用岛津 AG-IC 100 kN 高温持久性能试验机, 对激光选区熔化成形的 AlMgScZr 合金点阵结构样品实施准静态压缩实验, 压缩方向均沿样品的构件方向, 对 SLM 成形的 AlMgScZr 合金狗骨形拉伸样品进行拉伸性能测试, 压缩和拉伸测试过程中保持加载速率为 1.0 mm/min; 采用高速摄像机(SH 6-504-M-40-4 T, 深视智能科技有限公司, China)在压缩过程期间捕获样品的图像, 选择各种应变水平下的压缩样品的图像进行分析。

单位体积能量吸收是评估点阵结构能量吸收性能的重要指标。根据单轴压缩应力应变曲线, 点阵结构的单位体积吸收能量 W 计算公式如下所示^[22]:

$$W = \int_0^{\varepsilon} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon \quad (3)$$

其中, σ 为应力, ε 为应变。

2.4 压缩有限元模拟

鉴于 Primitive 极小曲面的几何复杂性, 本研究采用 Hypermesh 软件实施结构化网格划分, 具体流程如图 4 所示: 首先生成 Primitive 单胞的二维表面网格, 通过 $X/Y/Z$

表 3 激光选区熔化成形参数

Table 3 Parameters of SLM technique

Laser power/W	Scanning velocity/mm·s ⁻¹	Layer thickness/μm	Hatch spacing, h /mm	Hatch angle, θ (°)	Volumetric energy density/J·mm ⁻³
325	1100	50	0.12	67	49.24

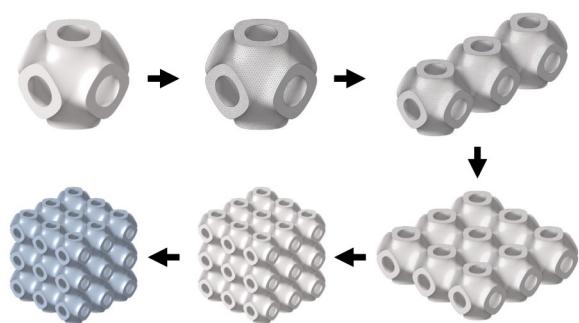


图4 Primitive 点阵结构模型创建过程

Fig.4 Creation process of Primitive lattice structure model

三向周期性阵列操作形成多胞结构的二维网格拓扑;随后经三维空间扩展生成实体单元网格。最终将模型分别以 stl 格式(用于 Abaqus 压缩模拟)和 inp 格式(用于 Comsol 热交换模拟)导出。

在 Abaqus 中建立如图 5a 所示简化模型:上下刚性板模拟试验机压头与底座,中间放置 Primitive 点阵结构^[23]。采用显式动力学分析步(时长 300 s),设置关键接触条件:点阵-压头/底座界面定义面面接触(摩擦系数 0.1);点阵自接触启用通用接触算法。边界条件设置:下刚性板完全固定,上刚性板施加 1 mm/min 的位移速率(与压缩实验一致)。采用与 Primitive 点阵结构样品相同的 SLM 成形工艺参数制备标准狗骨拉伸试样。图 5b 展示了

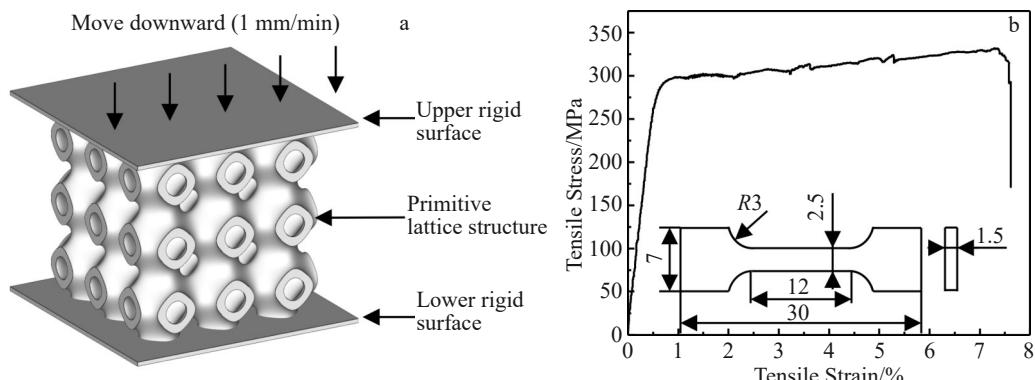


图5 Primitive 点阵结构压缩仿真设置

Fig.5 Compression simulation settings of Primitive lattice structure: (a) boundary condition of quasi-static compression and (b) tensile stress-strain curves of AlMgScZr alloy at room temperature

AlMgScZr 合金在室温单轴拉伸条件下的应力-应变响应曲线,基于该曲线获得的材料力学性能参数汇总于表 4。在有限元建模过程中,考虑到本研究聚焦于 Primitive 点阵结构压缩初期的弹塑性变形行为(不涉及断裂失效阶段),故材料属性设定时忽略孪晶及织构演化影响^[17]。

图 6 为不同体积分数 Primitive 点阵结构在压缩初始阶段有限元模拟应力-应变曲线与真实压缩应力-应变曲线的对比。由图可知,当应变小于 2.5% 时有限元模拟应力-应变曲线与真实压缩应力-应变曲线基本重合,因此选择在压缩初始阶段对 Primitive 点阵结构进行压缩有限元模拟应力分布研究。

2.5 热交换性能模拟和测试

本研究通过 Comsol Multiphysics 6.2 有限元分析软件进行流动传热模拟研究体积分数对 Primitive 点阵结构

换热性能的影响。在湍流条件下构建计算流体动力学(CFD)模型进行有限元模拟,边界条件的设定如图 7a 所示。空气为冷却流体,假设 Primitive 点阵结构表面光滑无摩擦,其他表面为绝热壁。设置一个 30 000 W/m² 的恒定热通量(q)作为边界热源位于点阵结构下表面。在空

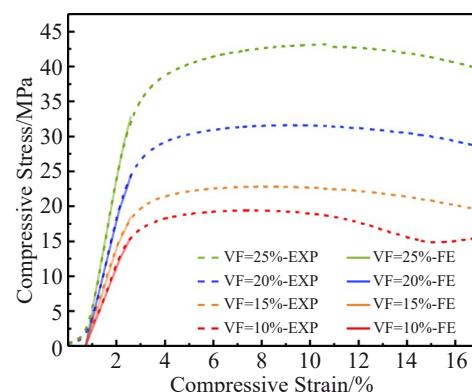


图6 不同体积分数 Primitive 点阵结构样品压缩初始阶段模拟应力-应变曲线与真实压缩应力-应变曲线

Fig.6 Simulated and experimental compressive stress-compressive strain curves of Primitive lattice structures with different volume fractions in the initial stage of compression

表4 AlMgScZr 材料性能参数

Table 4 Performance parameters of AlMgScZr material

Density/ g·cm ⁻³	Young's modulus/MPa	Poisson's ratio	Yield strength/MPa	Ultimate tensile strength/MPa
2.6	5.84×10^4	0.3	289.64	331.92

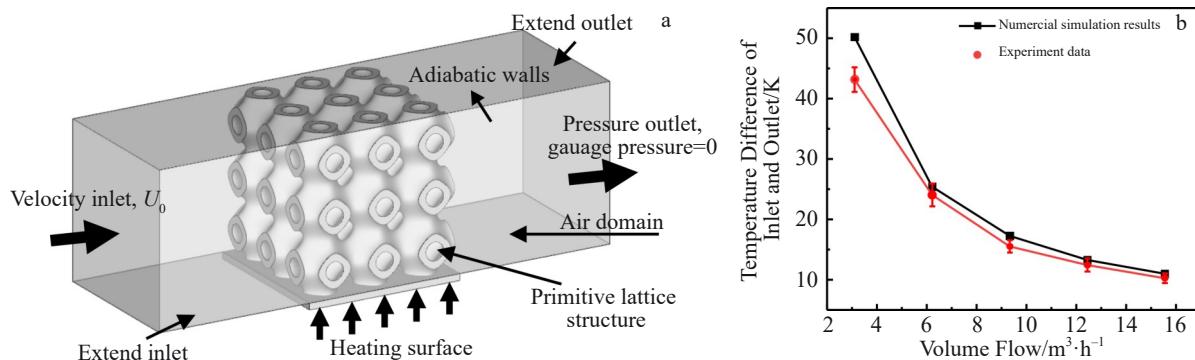


图 7 Primitive 点阵结构热交换有限元模拟和测试

Fig.7 Heat exchange finite element simulation and test of Primitive lattice structure: (a) boundary condition diagram of heat exchange simulation and (b) comparison of temperature difference of inlet and outlet between experimental data and numerical simulation results

气入口处设置空气为充分发展的湍流,入口速度为\$U_0\$,出口处压力为0,以避免回流现象的发生。表5为空气与AlMgScZr合金的热物理参数,以及热交换数值模拟的具体条件。

为了准确评估Primitive点阵结构的热交换性能并验证数值模拟模型的可靠性,定义了几个无量纲参数^[24]。努塞尔数(\$Nu\$)用于衡量Primitive点阵结构的整体热交换性能,其定义如下:

$$Nu = \frac{hD_h}{k_f} \quad (4)$$

其中,\$Nu\$代表总的努塞尔数,\$k_f\$为常温下空气的热导率,\$D_h\$为水力直径(m)。在公式(4)中,整体传热系数\$h(\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K}))\$定义为:

$$h = \frac{q}{T_w - T_b} \quad (5)$$

其中\$q\$为施加在加热壁上的热通量,\$T_w\$为加热壁上的平均温度,\$T_b\$为整体平均体积温度,定义为:

$$T_b = \frac{T_{in} + T_{out}}{2} \quad (6)$$

其中,\$T_{in}\$为入口处流体温度,\$T_{out}\$为出口处流体温度。定义无量纲摩擦因数(\$f\$)用来评估压降,其计算公式为:

$$f = \left(\frac{\Delta p}{H} \right) \frac{D_h}{\rho_f U_0^2 / 2} \quad (7)$$

其中,\$\Delta p\$为从模型入口处到出口处的压降,\$H\$为散热模型的长度,\$\rho_f\$为空气的密度。

雷诺数(\$Re\$)的计算公式为:

$$Re = \frac{\rho_f U_0 D_h}{\mu_f} \quad (8)$$

其中,空气的密度和粘度分别由\$\rho_f\$和\$\mu_f\$表示。\$U_0\$是入口处空气的平均流速(m/s)。在本研究中,Primitive点阵结构尺寸为24 mm。

为了验证热交换模拟的可靠性^[24],采用Li等人^[25]搭建的实验平台测量Primitive点阵结构样品的热交换性能。图7b为单胞尺寸8.0 mm 体积分数25%的Primitive点阵结构实验和数值模拟中进出口温差对比图。由图可知,随着气体流量的增加,热交换实验和模拟得到的进出口温差均呈现出显著的下降趋势,而且两者结果吻合得比较好。因此,可以认为该数值模拟结果是可信的。

3 结果与讨论

3.1 成形质量

图8展示了不同体积分数Primitive点阵结构样品的

表5 空气和AlMgScZr合金的热物性参数和数值模拟条件

Table 5 Thermophysical parameters and numerical simulation conditions of air and AlMgScZr alloy

Parameter	Value
Specific heat capacity of air at RM, \$C_{pf}/\text{J} \cdot (\text{kg} \cdot \text{K})^{-1}\$	1004
Thermal conductivity of air at RM, \$k_f/\text{W} \cdot (\text{m} \cdot \text{K})^{-1}\$	0.02607
Dynamic viscosity of air at RM, \$\mu_f/\text{Pa} \cdot \text{s}\$	\$1.8477 \times 10^{-5}\$
Density of air at RM, \$\rho_f/\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}\$	1.1305
Applied heat flux, \$q/\text{W} \cdot \text{m}^{-2}\$	30000
Inlet air temperature, \$T_{in}/\text{K}\$	297.13
Reynolds number, \$Re\$	144.55-722.75
Specific heat capacity of AlMgScZr alloys/J\$\cdot(\text{kg}\cdot\text{K})^{-1}\$	853
Thermal conductivity of AlMgScZr alloys/W\$\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}\$	87
Density of AlMgScZr alloys/g\$\cdot\text{cm}^{-3}\$	2.6

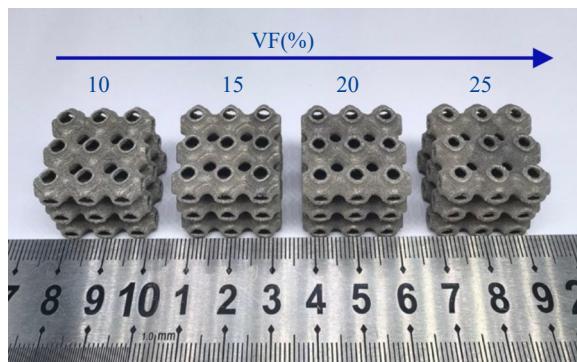


图 8 不同体积分数 Primitive 点阵结构样品实物图

Fig.8 Photos of Primitive lattice structure samples with different volume fractions

实物形貌特征。观察可见, Primitive 点阵结构样品表面无明显裂纹缺陷, 且复杂的曲面结构均被完整地加工成形。样品表面虽呈现一定金属光泽, 但样品整体粗糙, 这可能与 AlMgScZr 合金粉末在激光选区熔化成形过程中的熔池动态行为引发的粘附效应有关^[26]。

表 6 为不同体积分数 Primitive 点阵结构样品尺寸的测量结果。由图可知, SLM 成形的 Primitive 点阵结构样品在 X 和 Y 方向的尺寸略大于 24 mm, 这是因为在激光选区熔化成形过程中未完全熔化的粉末颗粒粘附在点阵结构表面, 再加上 SLM 成形过程中固有的阶梯效应, 共同导致了点阵结构样品与模型之间的尺寸偏差; 点阵结构样品在 Z 方向的尺寸略小于 24 mm, 这是因为采用电火花线切割技术将点阵结构样品从铝合金基板上移除时产生了高度损失。

图 9 显示了体积分数为 10% 的 AlMgScZr 合金 Primitive 点阵结构样品局部结构下表面的形貌特征。观察图 9b 发现, 点阵结构样品表现出粗糙的表面形态。由图 9c 可知, 样品下表面附着有大量的未完全熔化的 AlMgScZr 合金粉末(黄色箭头所示)。上述现象的产生归因于激光选区成形过程中, 熔池在重力作用下向其周围的 AlMgScZr 粉末区域进行扩展, 导致熔池周围的粉

表 6 不同体积分数 Primitive 点阵结构样品尺寸

Table 6 Dimension of Primitive lattice structure samples with different volume fractions

Sample	Number	Length, X /mm	Width, Y /mm	Height, Z /mm
VF 10	1	24.09	24.09	23.74
	2	24.02	24.00	23.78
	3	24.06	24.05	23.75
VF 15	1	24.09	24.06	23.77
	2	24.04	24.08	23.80
	3	24.10	24.07	23.74
VF 20	1	24.12	24.08	23.78
	2	24.17	24.10	23.78
	3	24.04	24.07	23.77
VF 25	1	24.15	24.13	23.72
	2	24.14	24.13	23.80
	3	24.09	24.06	23.79

末以未完全熔化的状态粘附在点阵结构表面; 此外, 粉末的团聚现象和球化效应共同作用进一步加剧了粉末的粘附^[27], 从而对 Primitive 点阵结构样品的成形质量造成了不利影响。

3.2 压缩力学性能和能量吸收性能

本研究采用准静态压缩试验研究体积分数对 Primitive 点阵结构力学性能的影响规律。图 10a 为不同体积分数 AlMgScZr 合金 Primitive 点阵结构样品的压缩应力-应变曲线, 可以看出不同体积分数的 Primitive 点阵结构样品均呈现出 4 个阶段的力学响应特征: 第一阶段为弹性变形阶段, 应力随着应变的增加线性增加, 曲线斜率代表弹性模量; 第二阶段为应力平台阶段, 该阶段刚开始应力随应变增加缓慢上升后逐渐下降, 在该阶段可以近似地认为随着应变的增加应力保持不变, 将该阶段的最高应力定义为峰值平台应力^[28]; 第三阶段为结构逐层失效阶段, 随着压头不断向下运动, Primitive 点阵结构曲面逐步失效, 在应力-应变曲线中表现为应变增加伴随着应力值呈现波动式变化; 最后, 应力-应变曲线进入致密

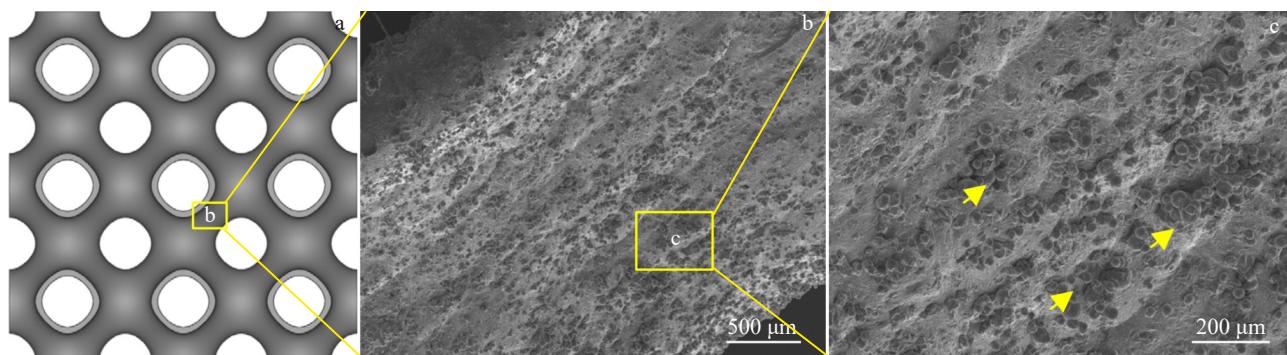


图 9 体积分数 10% 的合金 Primitive 点阵结构样品局部 SEM 图像

Fig.9 Local SEM images of Primitive lattice structure samples with volume fraction of 10%

化阶段,在压头的作用下,点阵结构曲面坍塌破坏并相互接触,随着应变的增加,应力值不断上升,且应力-应变曲线斜率不断增大。进一步分析可知,随着体积分数增大,结构逐层失效阶段不断缩短,点阵结构样品的致密化点向左移动,这是因为体积分数的增加伴随点阵结构金属量和曲面厚度的增加。体积分数较大的点阵结构在较小的应变水平下曲面发生破坏,曲面接触增加,样品的致密化行为提前发生使该点阵结构具备更优异的承载能力。

图 10b 为从应力应变曲线中的得到的不同体积分数 Primitive 点阵结构 AlMgScZr 合金样品在压缩过程中的压缩模量和峰值平台应力。结果表明,随着体积分数的增加,Primitive 点阵结构样品的弹性模量和峰值平台应力均呈现出梯度增加的趋势。当单胞尺寸为 6.0 mm 时,体积分数为 25% 的 Primitive 点阵结构样品表现出最优的力学性能,弹性模量和峰值平台应力分别为 1664.06 MPa 和 42.85 MPa;而体积分数为 10% 的 Primitive 点阵结构样品最差,弹性模量和峰值平台应力分别为 953.17 MPa

和 18.95 MPa。这归因于体积分数较大的 Primitive 点阵结构样品曲面较厚,在应力作用下表现出更好的力学性能。

图 11 展现了体积分数变化对 Primitive 点阵结构 AlMgScZr 合金样品单位体积能量吸收的影响。在弹性变形阶段,4 种体积分数的 Primitive 点阵结构样品展现出高度一致的单位体积能量吸收特性,随着应变的增加,Primitive 点阵结构样品的单位体积能量吸收值呈线性增长。曲线进入应力平台阶段,点阵结构继续发生整体变形,能量吸收值随着应变的增加继续增加,曲线斜率较弹性阶段明显增大。在结构逐层失效阶段,能量吸收曲线出现明显波动,这是由于点阵结构曲面坍塌破坏所致;值得注意的是,致密化点(图中圆环所示)作为结构逐层失效阶段结束的标志^[29],其位置随着体积分数的增加而向较低应变方向移动。在最终的致密化阶段,当应变达到致密化点后,4 种体积分数的 Primitive 点阵结构能量吸收值急剧上升,表明材料进入完全致密化状态。总体而言,当

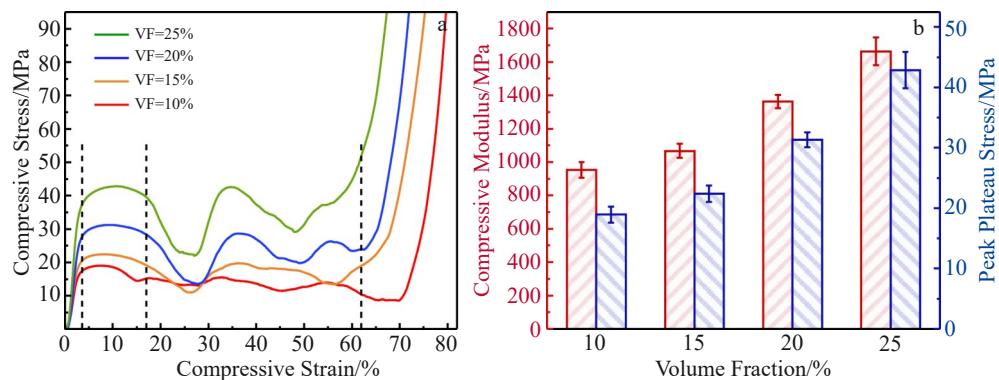


图 10 不同体积分数 Primitive 点阵结构样品的压缩力学性能

Fig.10 Compressive mechanical properties of Primitive lattice structure samples with different volume fractions: (a) compressive stress-compressive strain curves and (b) compression modulus and peak plateau stress

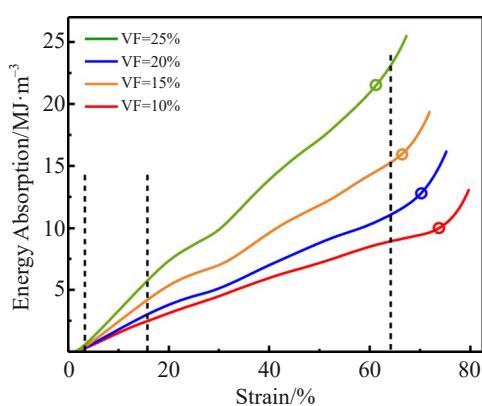


图 11 不同体积分数 Primitive 点阵结构样品的单位体积能量吸收曲线

Fig.11 Energy absorption curves of Primitive lattice structure samples with different volume fractions

单胞尺寸固定为 8.0 mm 时,Primitive 点阵结构 AlMgScZr 合金的单位体积能量吸收值随着体积分数的增加而增大,表明 Primitive 点阵结构体积分数变化对样品的吸能性能具有重要的调控作用。

图 12 为准静态压缩试验中记录的不同应变水平下 4 种 Primitive 点阵结构体积分数的 AlMgScZr 合金样品的实时图像。结果表明,在压缩应变 $\varepsilon=10\%$ 时,Primitive 点阵结构样品发生整体变形,样品的圆孔呈现椭圆化。随着压头的继续向下运动,不同体积分数的点阵结构样品表现出显著差异的失效模式:体积分数为 10% 和 15% 的点阵结构样品在压缩应变 $\varepsilon=20\%$ 时最下层的单胞首先发生断裂(红色虚线圈所示),在压缩应变 $\varepsilon=30\%$ 时点阵结构样品曲面完全坍塌并相互接触(红色箭头所示);相比之下,体积分数为 20% 和 25% 的点阵结构样品表现出完全不同的失效特征,在压缩应变 $\varepsilon=20\%$ 时,样品形成

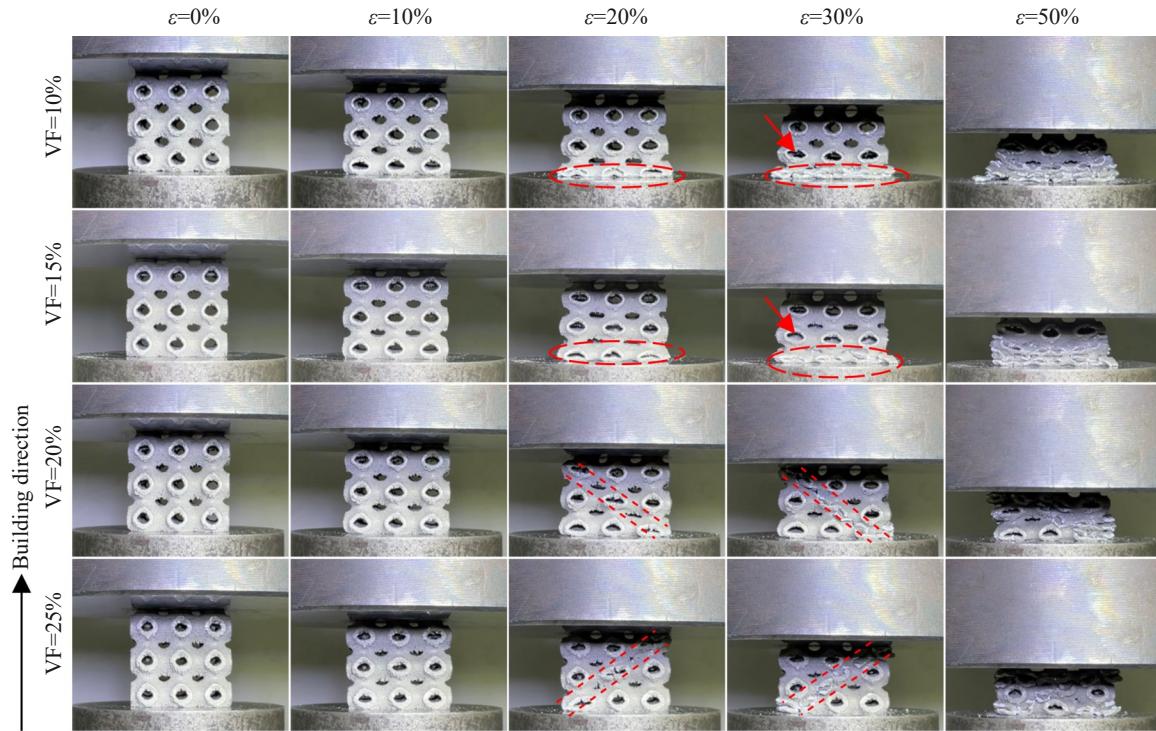


图 12 不同体积分数 Primitive 点阵结构样品在准静态压缩过程中不同应变水平时的实物图

Fig.12 Images of Primitive lattice structure samples with different volume fractions at different strain in quasi-static compression experiments

45°双斜向剪切失效模式,在压缩应变 $\varepsilon=30\%$ 时,点阵结构样品在 45° 方向的单胞已完全失效。上述失效模式的不同可能是点阵结构样品从基板上移除时产生的高度损失造成。当压缩应变为 50% 时,所有点阵结构样品均接近完全致密化。值得注意的是,在整个压缩过程中未观察到样品的突发失效现象,这表明 AlMgScZr 合金 Primitive 点阵结构样品具有良好的缓冲吸能性能。

图 13 展示了不同体积分数 Primitive 点阵结构 AlMgScZr 合金在压缩应变 $\varepsilon=2.5\%$ 时的有限元应力分布云图。结果表明,4 种体积分数的 Primitive 点阵结构在弹性变形阶段表现出相似的应力分布特征,高应力区集中在点阵结构单胞相互连接的倾斜曲面区域。这一现象源于点阵结构受到压缩载荷作用时,应力沿着倾斜曲面在单胞间传递,导致倾斜曲面在多个方向的分力作用下发生变形,这与图 11 中点阵结构样品 45° 双斜向剪切失效模式相吻合。此外,随着体积分数的增大,高应力区面积显著增大并沿 45° 方向逐步扩展,这表明高体积分数的 Primitive 点阵结构在相同的压缩应变作用下可以承载更大的应力作用,即机械性能更好,这与准静态压缩试验得到的结果一致,进一步验证了有限元模拟的可靠性。

体积分数作为影响 SLM 成形 AlMgScZr 合金 Primitive 点阵结构重要参数,可以直接对其力学性能进行调控。在当前的研究中,通常采用 Gibson-Ashby 模型根据体积分数预测多孔结构的压缩模量和屈服应力^[30]。Gibson-Ashby 模型如下:

$$\frac{E}{E_s} = C_1(VF)^m \quad (9)$$

$$\frac{\sigma}{\sigma_s} = C_2(VF)^n \quad (10)$$

其中, E 和 σ 分别为多孔结构的压缩模量和屈服应力, E_s 和 σ_s 分别为母材金属的压缩模量和屈服应力, C_1 和 C_2 为常数系数, m 和 n 为指数系数。将 Primitive 点阵结构 AlMgScZr 合金的实际压缩模量和峰值平台应力代入式(9)和式(10)进行拟合计算,得到如下关系式:

$$E = 0.06962 \times VF^{0.66495} \times 5.84 \times 10^4 \quad (11)$$

$$\sigma = 0.58187 \times VF^{1.01447} \times 289.64 \quad (12)$$

压缩模量 E 和峰值平台应力 σ 的拟合系数(R^2)分别为 0.9484 和 0.9506, 表明该模型具有较高的拟合精度。图 14 为不同体积分数 Primitive 点阵结构 AlMgScZr 合金 Gibson-Ashby 模型变化曲线。然而,采用模型估算的 Primitive 点阵结构的压缩模量和峰值平台应力与压缩应力-应变曲线得到的实验结果存在一定的差异。这种差异可能源于模型假设与实际材料特性之间的差异^[31], 如未考虑点阵结构内部的不均匀性、残余应力及位错运动等因素。

3.3 热交换性能

在点阵结构热交换性能的研究中, Nu (努塞尔数)和 f (摩擦因数)是评估点阵结构与空气之间对流换热的关键参数。较高的 Nu 值意味着更强的对流换热能力, 表明点阵结构具备更优异的热交换性能; 而较大的 f 值则意味

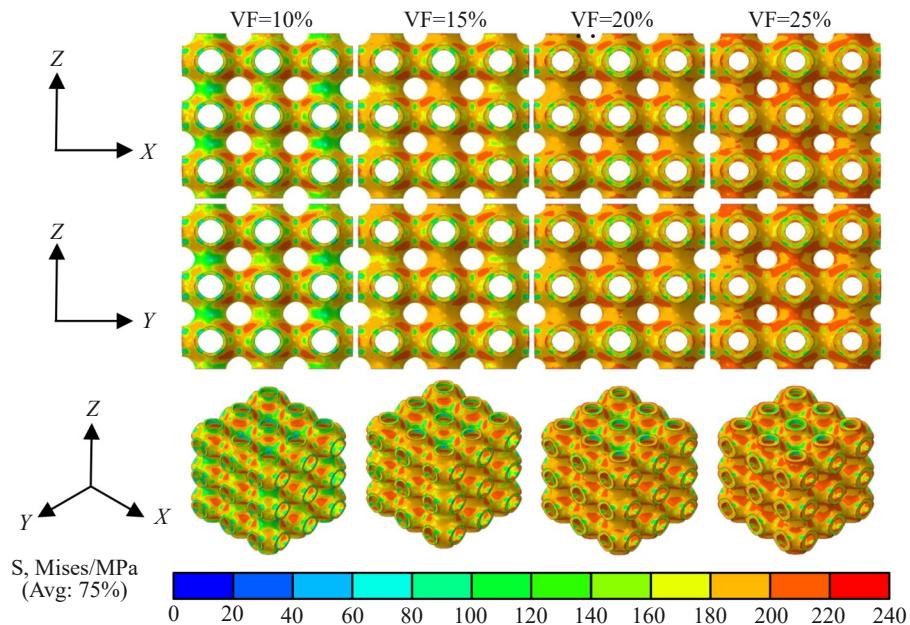


图 13 不同体积分数 Primitive 点阵结构模型有限元压缩模拟应力分布云图

Fig.13 Finite element compression simulation stress distribution nephograms of Primitive lattice structure models with different volume fractions

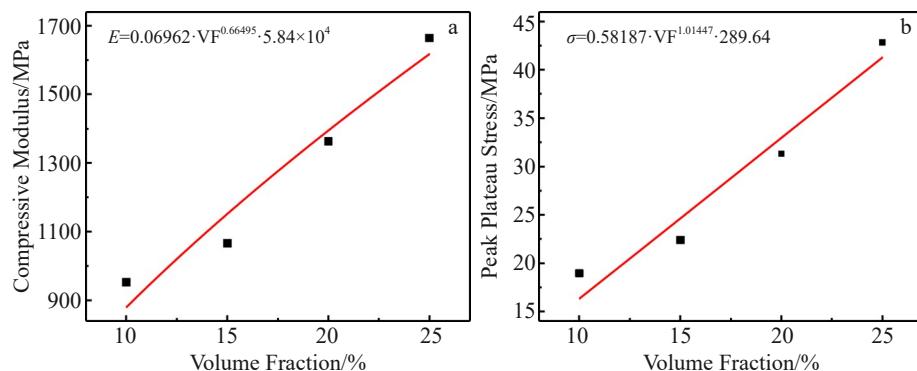


图 14 不同体积分数 Primitive 点阵结构 AlMgScZr 合金 Gibson-Ashby 模型变化曲线

Fig.14 Gibson-Ashby model change curves of AlMgScZr alloy with Primitive lattice structure of different volume fractions: (a) compressive modulus and (b) peak plateau stress

着流体流动阻力较大,这可能会对流体的流动状态和热交换效果产生不利影响^[32]。在优化点阵结构的热交换性能时,需要综合考虑摩擦因子和努塞尔数之间的关系,以在保证良好热交换效果的同时,尽可能地减小流体流动的阻力。

图 15 呈现了通过计算流体力学(computational fluid dynamics, CFD)模拟中得到的 AlMgScZr 合金 Primitive 点阵结构的散热性能及压降特征。结果表明,单胞尺寸为 8.0 mm 的 Primitive 点阵结构的 Nu 和 f 随着体积分数的增加而显著增加(图 15a 所示)。具体而言,当体积分数为 10% 时,Primitive 点阵结构的 Nu 和 f 分别为 302.28 和 20.802,而体积分数增加到 25% 时, Nu 和 f 则分别达到 428.06 和 51.359, Nu 提升 41.6%。这是因为体积分数较

大的 Primitive 点阵结构拥有更多的金属材料,其更厚的曲面能够促进热量更快地传递到点阵结构各个区域,进而提高点阵结构的热交换效率。对于单胞尺寸 8.0 mm 体积分数为 20% 的 Primitive 点阵结构,随着 Re (雷诺数)从 144.55 增加到 722.75, Nu 和 f 呈现出截然相反的变化趋势(图 15b 所示): Re 由 428.06 增加到 964.51, f 从 51.359 减少到 36.003。这种变化趋势的原因在于, Re 增加意味着空气流速的提升,空气与点阵结构表面的相对运动速度加快,气流动能增加,从而破坏热边界层并降低其厚度,最终引起传热效率的提升^[33];而对于 f 的变化,尽管流速的增加会增大局部摩擦损失,但整体空气流动的惯性效应占据主导地位,使得 f 随 Re 增大呈现出下降趋势^[34]。

为了进一步探究体积分数对 Primitive 点阵结构局部

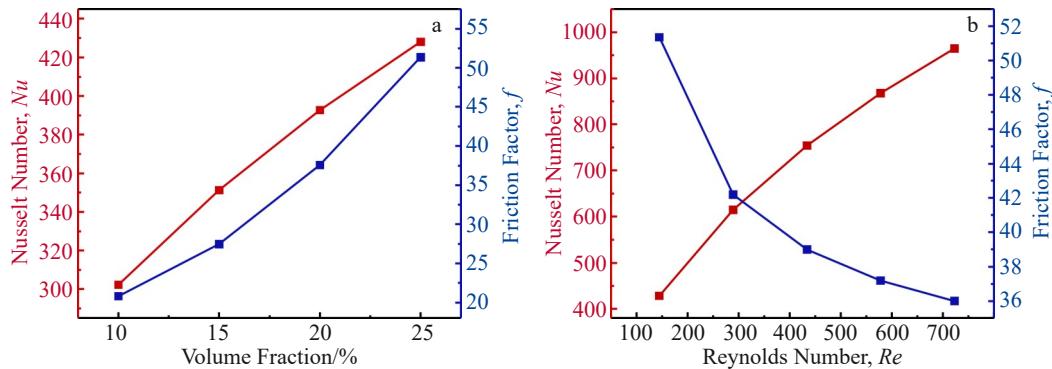
图 15 Primitive 点阵结构 AlMgScZr 合金的热变化性能(Nu)和摩擦因数(f)

Fig.15 Heat exchange performance (Nu) and friction factor (f) of AlMgScZr alloy with Primitive lattice structure of different volume fractions: (a) under the condition of $Re=144.55$ and (b) under the volume fraction of 25%

流体特性的影响,以体积分数 25% 的 Primitive 点阵结构为例,采用如图 16 所示的截面提取方法获得后续研究使用的截面。

图 17 为在 $Re=144.55$ 时,不同体积分数 Primitive 点阵结构 AlMgScZr 合金在 A1 中心纵截面上的表面流线、速度分布和压力分布。由速度分布图可知,气流在穿过 Primitive 点阵结构内部孔隙时速度急剧增加,在靠近气体出口处的 Primitive 点阵结构曲面后形成低动量循环区,该区域的气流速度明显低于主流并形成局部涡旋。压力分布图显示,空气域中存在梯度压力变化,且该梯度压力变化随着 Primitive 点阵结构体积分数的增加更为剧烈,进出口处的压力差也更大。巨大的压力差致使气流发生较大的剪切变形,提升了点阵结构局部表面的散热效率。此外,在相同 Re 下,流经 Primitive 点阵结构的气流局部流速和压降随着点阵结构体积分数的增加而增大。这是因为体积分数增加意味着 Primitive 点阵结构内部流体通道变窄,迫使气流在狭窄通道中加速,同时摩擦阻力增强,进而导致了压降上升^[35-36]。

在点阵结构热交换效率的研究中,除了整体气流速度和压降变化外,局部区域的涡旋也是影响点阵结构表面与空气对流换热效率的关键因素。涡旋通过增强流体扰动、破坏热边界层以及促进冷热流体混合,从而强化点阵结构的对流传热效率^[37-38]。图 18 为在 $Re=144.55$ 条件下,不同体积分数 AlMgScZr 合金 Primitive 点阵结构在 A2、A3、A4 中心截面上的表面流线和速度分布。模拟结果表明,在 A2、A3、A4 截面上,Primitive 点阵结构内部孔隙中,空气表现出相似的流动特征(图 18 中红色框)所示:气流从点阵结构曲面向孔隙内部运动再返回曲面形成涡旋。进一步观察发现,在同一截面上,随着 Primitive 点阵结构体积分数的增加,涡旋速度呈递增趋势。这是因为点阵结构体积分数的增加意味着孔隙率的降低,空气的流动空间受到进一步限制,在压力的作用下涡旋速度不断增大。高速运动的涡流进一步提升了点阵结构的换热效率,这与图 15a 中的结果一致。此外,随着气流向出口发展,Primitive 点阵结构内部的涡旋速度呈递减趋势。这可能是由于气流在与 Primitive 曲面相互作用时,

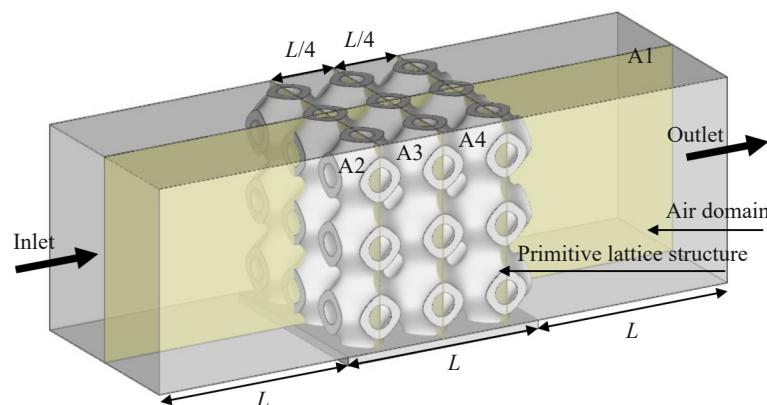


图 16 体积分数 25% 的 Primitive 点阵结构模型截面提取方法

Fig.16 Section extraction method of Primitive lattice structure model with 25% volume fraction

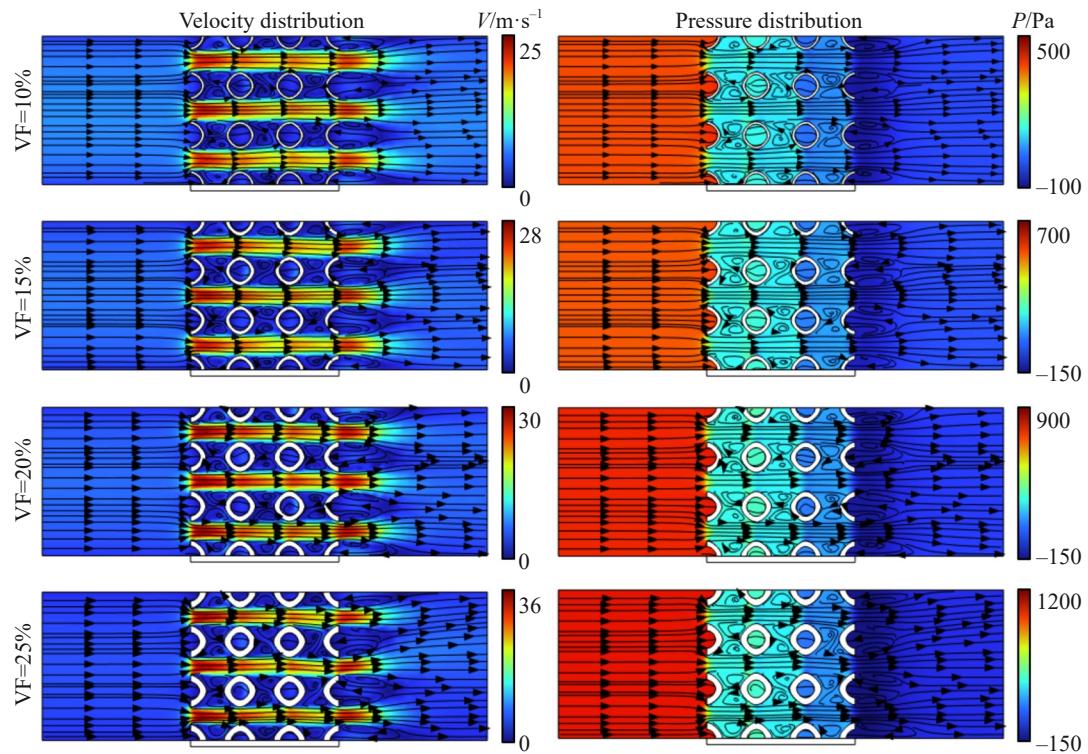


图 17 在 $Re=144.55$ 条件下, 不同体积分数 Primitive 点阵结构 AlMgScZr 合金在 A1 中心纵截面上的表面流线、速度分布和压力分布
 Fig.17 Surface flow lines, velocity distribution, and pressure distribution of AlMgScZr alloy with Primitive lattice structures of different volume fractions in the longitudinal section at the center of A1 under the condition of $Re=144.55$

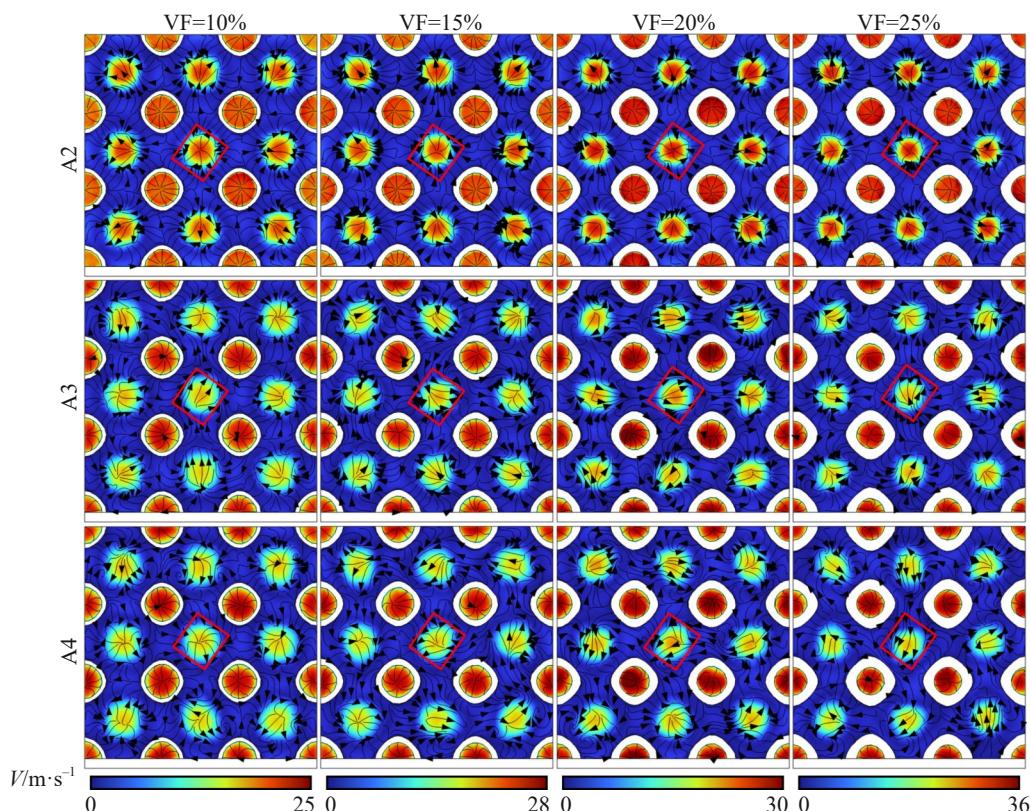


图 18 在 $Re=144.55$ 条件下, 不同体积分数 Primitive 点阵结构 AlMgScZr 合金在 A2、A3、A4 中心截面上的表面流线和速度分布
 Fig.18 Surface streamlines and velocity distribution of AlMgScZr alloys with Primitive lattice structure of different volume fractions at A2, A3, and A4 center cross sections under the condition of $Re=144.55$

大尺度涡流的边缘引发流动分离和涡流脱落,脱落的涡流在大尺度涡流的包裹下逐渐迁移,导致涡旋运动阻力的累积^[39-41]。

4 结 论

1)在成型质量方面,SLM 成形的 Primitive 点阵结构样品表面粗糙但无宏观裂纹。X、Y 方向因粉末粘附及阶梯效应导致尺寸略大于设计值;Z 方向因移除基板时的高度损失而略小于设计值。下表面附着粉末对成形质量产生不利影响。

2)在力学性能方面,不同体积分数的 Primitive 点阵结构样品在压缩载荷的作用下均展现出 4 阶段力学响应。建立了 Gibson-Ashby 预测模型,Primitive 点阵结构的弹性模量、峰值平台应力和单位体积能量吸收值随着体积分数的增加均显著提升,其中体积分数为 25% 的 Primitive 点阵结构样品力学性能最优。

3)在热交换性能方面,体积分数为 25% 的 Primitive 点阵结构的热交换性能最优。高体积分数的 Primitive 点阵结构通过增加曲面厚度强化热传导路径和加速孔隙内的涡旋速度,有效提升对流换热效率;随着雷诺数的增加,空气流速提升,增强了空气与点阵结构表面的相互作用,从而提高了点阵结构的热交换效率。

参考文献 References

- [1] Careri F, Khan R H U, Todd C *et al.* *Applied Thermal Engineering*[J], 2023, 235: 121387
- [2] Maiorino A, Cilenti C, Petrucciello F *et al.* *Applied Thermal Engineering*[J], 2024, 238: 122035
- [3] Guarino S, Rubino G, Tagliaferri V *et al.* *Measurement*[J], 2015, 60: 97
- [4] Feng Jiawei, Fu Jianzhong, Yao Xinhua *et al.* *International Journal of Extreme Manufacturing*[J], 2022, 4(2): 022001
- [5] Liu Huan(刘欢), Yao Guangchun(姚广春), Cao Zhuokun(曹卓坤) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2012, 22(9): 2572
- [6] Fan Yongxia(樊永霞), Lin Yan(林彦), Ao Qingbo(敖庆波) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(10): 3630
- [7] Yang Eric, Leary Martin, Lozanovski Bill *et al.* *Materials & Design*[J], 2019, 184: 108165
- [8] Zhang Jing, Xie Suchao, Jing Kunkun *et al.* *Composite Structures*[J], 2024, 342: 118266
- [9] Baobaid N, Ali M I, Khan K A *et al.* *Case Studies in Thermal Engineering*[J], 2022, 33: 101944
- [10] Qian Chenyi, Wang Jiaxuan, Zhong Haozhang *et al.* *International Communications in Heat and Mass Transfer*[J], 2024, 152: 107292
- [11] Dadashi A, Rahimi G. *International Journal of Solids and Structures*[J], 2024, 295: 112776
- [12] Brambati G, Guilizzoni M, Foletti S. *Applied Thermal Engineering*[J], 2024, 242: 122492
- [13] Lu Chengqi, Jia Qingbo, Chen Zhenyu *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1011: 178444
- [14] Lu Yichen(卢毅晨), Sun Zhonggang(孙中刚), Guo Yanhua(郭艳华) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(6): 2067
- [15] Ataee A, Li Yuncang, Brandt M *et al.* *Acta Materialia*[J], 2018, 158: 354
- [16] Lu Chenxi, Zhang Chi, Wen Pin *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 15: 5650
- [17] Chen Wei, Gu Dongdong, Yang Jiankai *et al.* *International Journal of Extreme Manufacturing*[J], 2022, 4(4): 045002
- [18] Yang Lei, Han Changjun, Wu Hongzhi *et al.* *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2020, 109: 103843
- [19] Samson S, Tran P, Marzocca P. *Applied Thermal Engineering*[J], 2023, 235: 121296
- [20] Qiu Na, Wan Yuheng, Shen Yijun *et al.* *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2024, 261: 108657
- [21] AlMahri S, Santiago R, Lee D *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2021, 46: 102220
- [22] Yang Lei, Mertens Raya, Ferrucci Massimiliano *et al.* *Materials & Design*[J], 2019, 162: 394
- [23] Zhang Jianguo, Wang Guan, Chen Peng *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(12): 4029
- [24] Tang Wei, Zhou Hua, Zeng Yun *et al.* *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2023, 201: 123642
- [25] Li Yi, Wang Xiaoqiang, Li Xue *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2025, 36: 4366
- [26] Wu M W, Ma C M, Liu R P *et al.* *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2024, 37(6): 1047
- [27] Yang Lei, Yan Chunze, Cao Wenchao *et al.* *Acta Materialia*[J], 2019, 181: 49
- [28] Baroutaji A, Arjunan A, Beal J *et al.* *Materials*[J], 2023, 16(1): 430
- [29] Zhang Bo(张博), Wang Guowei(王国伟), Sun Mingyan(孙明艳) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2024, 53(4): 1021
- [30] Umbrello D, M'Saoubi R, Outeiro J C. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2007, 47(3-4): 462
- [31] Han Changjun, Li Yan, Wang Qian *et al.* *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2018, 80: 119
- [32] Tang Wei, Zou Changcheng, Zhou Hua *et al.* *Applied Thermal Engineering*[J], 2023, 230: 120797
- [33] Ho J Y, Leong K C, Wong T N. *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2020, 150: 119262
- [34] Karkaba H, Dbouk T, Habchi C *et al.* *International Journal of Thermofluids*[J], 2024, 22: 100633
- [35] Arthur J K. *Applied Sciences*[J], 2019, 1(9): 1062
- [36] Zhang Mingkang(张明康), Shi Wenqing(师文庆), Xu Meizhen

- (徐梅珍) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2024, 60(18): 394
- [37] Xu Chao(许超), Zhang Peng(张鹏), Rao Yu(饶宇). *Journal of Propulsion Technology*(推进技术)[J], 2024, 45(4): 149
- [38] Wu Qiao(武巧), Chen Gang(陈刚), Jiang Shenglan(蒋胜蓝) *et al. Science Technology and Engineering*(科学技术与工程)[J], 2024, 24(29): 12567
- [39] Mao Shaokuan(毛绍宽), Cheng Youliang(程友良), Wang Wei(王玮). *Thermal Power Generation*(热力发电)[J], 2022, 51(11): 100
- [40] Liang Dong(梁栋), Chen Wei(陈伟), Hu Yong(胡勇) *et al. Journal of Aerospace Power*(航空动力学报)[J], 2022, 37(1): 26
- [41] Kim T, Hodson H P, Lu T J. *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2005, 48(19): 4243

Mechanical and Thermal Properties of AlMgScZr Alloy with Primitive Lattice Structure of Different Volume Fractions

Li Yi¹, Wang Xiaoqiang¹, Yi Wenjue¹, Zhou Yan^{2,3}, Wen Shifeng¹, Shi Yusheng¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

(2. School of Civil and Hydraulic Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

(3. National Center of Technology Innovation for Digital Construction, Wuhan 430074, China)

Abstract: With the urgent demand for high-performance thermal management components in aerospace field, multifunctional components that combine efficient heat dissipation with excellent mechanical load-bearing capacity have become a focus of research. Using finite element simulation and experimental characterization methods, this study systematically investigated the influence of volume fraction on the forming quality, mechanical response, and heat exchange performance of AlMgScZr alloy Primitive lattice structures formed by selective laser melting (SLM) technique. The results indicate that although the SLM-formed Primitive structure exhibits surface roughness and dimensional deviations, its overall forming quality meets functional requirements. In terms of mechanical properties, an increase in volume fraction significantly enhances the mechanical performance of the lattice structure. When the volume fraction reaches 25%, the compressive modulus reaches 1664.06 MPa, the peak plateau stress is 42.85 MPa, and the energy absorption per unit volume increases significantly with increasing volume fraction. In terms of heat exchange performance, the Nusselt number (Nu) of the Primitive lattice structure with a volume fraction of 25% increases by 41.6% compared to that with a volume fraction of 10%. The increase in Reynolds number (Re) further enhances convective heat transfer efficiency, but this is accompanied by an increase in friction factor (f). This study achieved synergistic regulation of heat exchange and mechanical properties through volume fraction optimization, providing a reference for the application of Primitive lattice structures in thermal management components.

Key words: Primitive lattice structure; selective laser melting forming; mechanical properties; heat exchange performance

Corresponding author: Wen Shifeng, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, P. R. China, E-mail: roya_wen@hust.edu.cn