

激光粉末床熔融增材制造铝合金的室温和高温力学性能研究

齐世文¹, 荣鹏¹, 黄丹¹, 陈勇¹, 王锐^{2,3}, 戴冬华^{2,3}, 顾冬冬^{2,3*}

¹成都飞机工业(集团)有限责任公司, 四川 成都 610073;

²南京航空航天大学材料科学与技术学院, 江苏 南京 210016;

³江苏省高性能金属构件激光增材制造工程实验室, 江苏 南京 210016

摘要 激光增材制造铝合金构件室温及高温力学性能对于提升其在航空航天等领域的服役稳定性至关重要。本文研究了成形方式对激光粉末床熔融(LPBF) AlSi10Mg 构件室温压缩性能、高温拉伸性能、高周疲劳性能和室温裂纹扩展速率等力学性能的影响规律。结果表明:水平方式成形试样(拉伸、压缩、疲劳等载荷平行于试样铺粉方向)具有更优的压缩性能,表现出更优异的抗压强度及屈服强度(分别为 201.0 MPa 与 251.3 MPa);在高温拉伸试验中,不同成形方向试样的抗拉强度及屈服强度随着试验温度升高(从 100 °C 升至 175 °C)均呈下降趋势,而延伸率均逐渐升高,且水平方式成形试样的拉伸性能均优于垂直方式成形试样(载荷垂直于试样铺粉方向)。垂直方式成形 AlSi10Mg 合金试样经历 10^7 循环周次的中值疲劳强度为 151.25 MPa,疲劳寿命约为 2.1×10^5 周次,疲劳裂纹扩展门槛值为 $0.981 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

关键词 激光技术; 激光增材制造; 激光粉末床熔融; 高温力学性能; 疲劳强度; 疲劳裂纹扩展速率

中图分类号 O436

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202249.0802001

1 引言

铝合金具有轻量化、比强度高和耐蚀性优异等优点,已被广泛应用于航空航天和国防等领域^[1-2]。传统成形铝合金的方法有铸造、塑性成形和粉末冶金等^[3-4],但这些方法往往成形精度有限且构件形状单一,限制了复杂铝合金构件的成形及发展。激光增材制造(LAM)可实现高性能复杂铝合金构件的成形^[5-8]。激光热源具有单位面积输入能量高、辐照范围小和快热快冷等特性,易获得细小的显微组织,显著提升铝合金的综合服役性能。目前,LAM 成形铝合金的研究多集中在工艺参数对成形精度、残余孔隙、显微组织演变、静态力学性能(拉伸性能、压缩性能、摩擦磨损性能等)的影响规律上^[9-10]。然而,LAM 成形铝合金过程存在激光吸收率低、热导率高等问题,导致 LAM 成形铝合金面临严峻挑

战^[11]。激光粉末床熔融(LPBF)技术是基于粉床逐层铺粉、激光逐层熔化凝固的增材制造技术,可以实现金属构件的高精度快速成形;但熔池在非平衡熔凝过程中易产生孔隙、裂纹、残余应力等缺陷^[12-14],显著影响了激光成形材料的力学性能,特别是成形件的疲劳性能。

在激光增材制造金属构件的疲劳性能方面,当前的研究主要侧重于增材制造钛合金、镍基高温合金及 316L 不锈钢的疲劳性能^[15-19],而铝合金疲劳性能的研究多集中于传统工艺^[20]及 LAM 工艺参数(如基板预热温度)的影响^[21-24]。Siddique 等^[24]研究了基板预热对 LPBF 成形 AlSi12 合金疲劳性能的影响规律,结果表明:与未预热基板成形试样相比,预热至 200 °C 的基板可使 LPBF 成形铝合金具有更优良的高周疲劳强度,这归因于基板加热可降低构件的残余孔隙率;但 LAM 成形铝合金存在较

收稿日期: 2022-01-10; 修回日期: 2022-02-08; 录用日期: 2022-02-11

基金项目: 装备预先研究领域基金项目一快速扶持项目(JZX7Y20210263400301)

通信作者: *dongdonggu@nuaa.edu.cn

强的各向异性,会显著影响材料的力学性能。Buchbinder 等^[25]探究了成形方向对 LPBF 成形铝合金拉伸性能的影响规律,结果表明,在室温下沿平行于铺粉方向成形的试样具有更高的拉伸屈服强度(220 MPa)。上述研究表明,LAM 制备铝合金时,成形方向对力学性能具有关键作用,因此需进一步揭示成形方向对力学性能的影响规律。LPBF 成形 Al-Si 系合金的常温拉伸强度可达 350 MPa,且其显微组织演变会显著影响力学性能^[26-27],但目前有关 Al-Si 系合金高温拉伸性能的研究较少。铝合金常被应用于航空航天承力部件,其高温力学性能对于飞行器的飞行安全至关重要,因此,亟须建立 LPBF 成形 Al-Si 系合金组织与高温力学性能之间的映射关系,进一步探索 Al-Si 系合金组织-高温性能一体化调控机理。通常,LAM 成形构件的静态力学性能对其内部微小缺陷的敏感性不高,且无法完全建

立组织不均匀性与宏观性能的内在线索;疲劳性能可以综合评估构件缺陷以及显微组织的不均匀性。因此,铝合金的疲劳性能需要进一步深入研究。

本文研究了成形方向对 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金冶金缺陷、显微组织、室温/高温力学性能、疲劳性能的影响规律,揭示了 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金疲劳裂纹的扩展机理,为提升 LPBF 成形 AlSi10Mg 的综合服役性能提供理论指导。

2 试验材料及方法

2.1 试验材料及 LPBF 工艺

本试验采用的是 AlSi10Mg 粉末,如图 1(a)所示,粉末的球形度较高且存在卫星球。通过 LPBF 设备对 AlSi10Mg 粉末进行成形,成形系统包括 YLR-500 光纤激光器、激光扫描振镜、自动铺粉装置、计算机控制系统及惰性气氛保护装置。

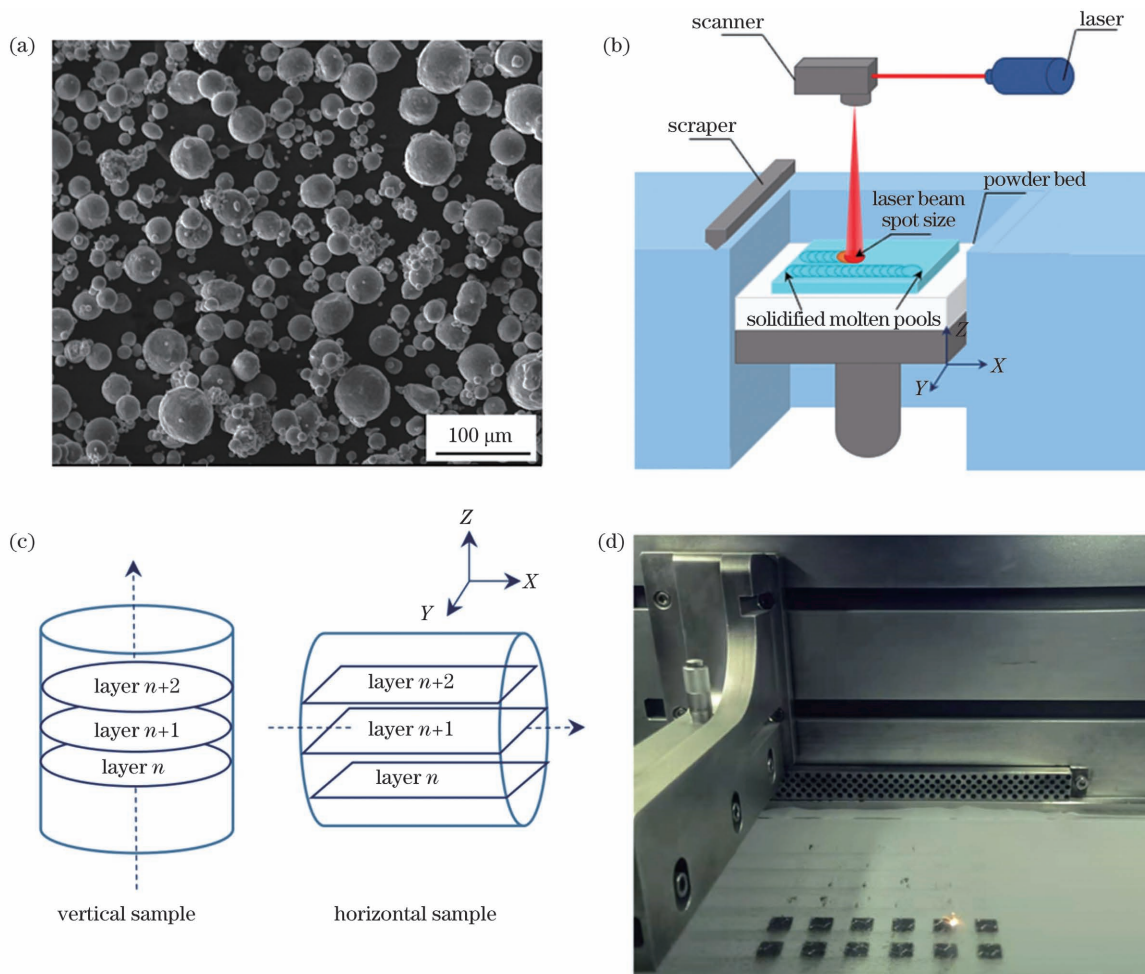


图 1 LPBF 成形 AlSi10Mg 试样。(a) AlSi10Mg 粉末的 SEM 图;(b) LPBF 成形过程示意图;(c) 与铺粉方向垂直、平行成形试样示意图;(d) LPBF 制备的 AlSi10Mg 块体试样

Fig. 1 AlSi10Mg sample forming by laser powder bed fusion (LPBF). (a) SEM image of AlSi10Mg powder; (b) schematic of LPBF forming; (c) schematics of forming specimen vertical and parallel to powder spreading direction, respectively; (d) AlSi10Mg block samples processed by LPBF

首先利用 CAD 建立试样的三维模型,并将切片数据导入成形设备控制系统,调试 LPBF 设备的成形平台,设置相应的工艺参数,以控制铺粉装置在平台上完成粉末的均匀铺展;随后在控制系统作用下,激光束按特定路径熔化粉末,完成当前层的加工;然后,铺粉装置进行铺粉,激光束逐层熔化粉末,激光离开后熔池固化。重复上述过程直至试样成形结束,成形过程示意图如 1(b)所示。LPBF 成形工艺参数如下:激光功率(P)为 450 W,扫描速度(v)为 2000 mm/s,扫描间距(h)为 70 μm ,粉层厚度(t)为 30 μm 。采用 zigzag 扫描策略且相邻层间旋转 67°,成形方向如图 1(c)所示,成形的块体试样如图 1(d)所示。

2.2 AlSi10Mg 试样的表征方法

将成形试样按规定程序进行切割、打磨及抛光,然后使用氢氟盐酸溶液进行腐蚀,腐蚀结束后采用 XJP-300 光学显微镜(OM)观察样品的微观结构。

2.3 AlSi10Mg 试样的力学性能测试

采用 INSTRON 5582 万能试验机,按照标准 GB/T 7314—2017《金属材料 室温压缩试验方法》于环境温度(23 $^{\circ}\text{C}$)下进行压缩试验;高温拉伸试验

在 INSTRON 5582 万能试验机上进行,按照标准 GB/T 228.2—2015《金属材料 拉伸试验 第 2 部分:高温试验方法》将试样分别加热至 100, 125, 150, 175 $^{\circ}\text{C}$,保温 10 min 后进行拉伸测试。

疲劳试验在 GPS 100 电磁谐振式高频疲劳试验机(载荷量程为 -100~100 kN)上进行,疲劳试样如图 2 所示。按照标准 GB/T 3075—2008《金属材料 疲劳试验 轴向力控制方法》和 GB/T 24176—2009《金属材料 疲劳试验 数据统计方案与分析方法》进行疲劳试验,加载方式为轴向加载,试验频率约为 95 Hz。选取 10^7 周次未发生断裂和发生断裂的数据点,采用升降法计算 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金经历 10^7 循环周次的中值疲劳强度。室温裂纹扩展速率试验按照标准 GB/T 6398—2017《金属材料 疲劳试验 疲劳裂纹扩展方法》进行,试样形状为紧凑拉伸(CT)试样,试样的厚度 B 和宽度 W 分别为 5 mm 和 60 mm 且 $B/W=1/12$,应力比 $R=0.5$ 。室温裂纹扩展速率试验需要预制裂纹,加载方式为轴向加载,试验频率为 10 Hz,通过逐级卸载的方式获得塑性区较小的裂纹,每级裂纹预制均采用恒载控制,相邻级别载荷的卸载幅度不超过 20%。

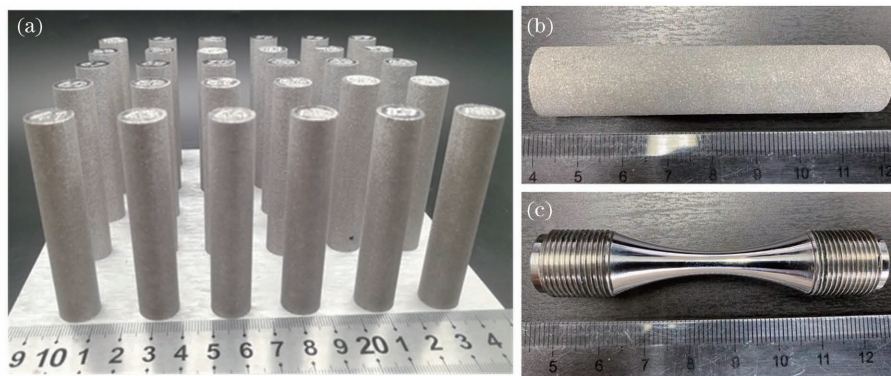


图 2 垂直方式成形轴向疲劳试验试样。(a)~(b) 未机加工试样;(c) 标准疲劳试样

Fig. 2 Vertical sample for axial load fatigue testing. (a)~(b) Unmachined samples; (c) standard fatigue sample

3 结果与讨论

3.1 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金的显微组织分析

图 3 为 LPBF 以不同方向成形 AlSi10Mg 合金柱状试样显微组织的光镜(OM)图($P=450\text{ W}$, $v=2000\text{ mm/s}$)。由图 3(a)可见,垂直方式成形试样的截面上显示了不同方向的熔池形态,试样凝固后熔池主要呈半圆柱形和椭球形,熔池宽度约为 100 μm ,熔池轨迹较短且不连续。这归因于 LPBF 成形时采用 zigzag 扫描策略且相邻层间旋转 67°。X-Y 面熔池中心出现了不规则的残余孔洞,如图 3(b)所示。这主要是因为 LPBF 成形时

AlSi10Mg 粉末对激光的吸收率低,熔池中有未熔粉末存在;同时, H_2O 在激光辐照下分解为 H 和 O,而 Al 元素对 H 的亲合力较高,导致 H 富集,进而导致孔洞出现。图 3(c)为水平方式成形试样截面的显微组织,结果显示,熔池沿成形方向呈典型的鱼鳞形态。在高斯型热源作用下,熔池中心温度高于边缘温度,使得熔体在表面张力的驱动下,由中心处流向表面张力较高的熔池边缘;同时,在重力的作用下,熔体回流形成鱼鳞状扫描轨迹^[28],熔池深度在 30~80 μm 范围内,如图 3(c)~(d)所示。不同方向成形柱状试样截面上的熔池边界较为清晰,但显微组织差异较大。垂直方式成形柱状试样截面呈

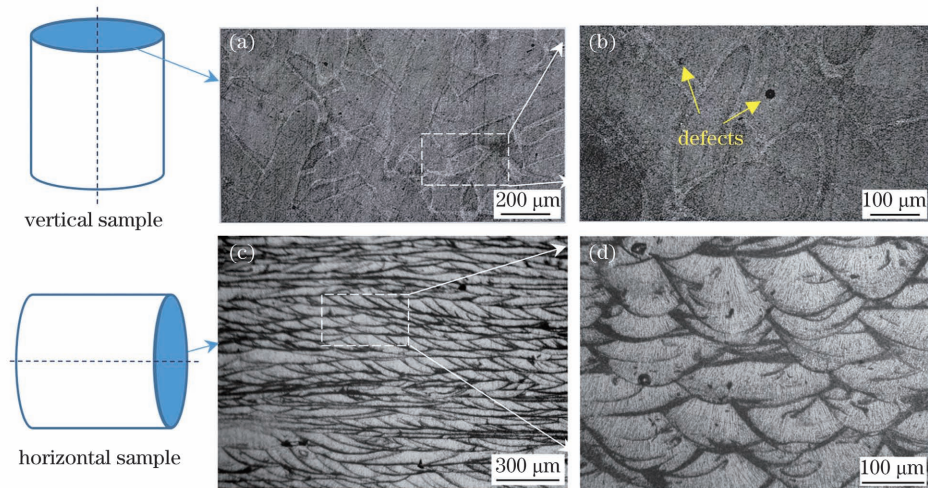


图 3 不同成形方向试样显微组织的 OM 图($P=450\text{ W}$, $v=2000\text{ mm/s}$)。(a)~(b)垂直方式成形试样截面的 OM 图及其局部放大图;(c)~(d)水平方式成形试样截面的 OM 图及其局部放大图

Fig. 3 OM images of microstructures of samples formed along different directions under the technological parameters of $P=450\text{ W}$ and $v=2000\text{ mm/s}$. (a)~(b) OM images of cross-section of vertical sample and its magnified view; (c)~(d) OM images of cross-section of horizontal sample and its magnified view

现半圆柱形熔池形貌,而水平方式成形柱状试样截面呈现层状结构,这归因于 LPBF 工艺逐层累积、熔池逐层熔凝的特性。

3.2 力学性能分析

3.2.1 室温压缩性能分析

图 4(a)为垂直方式成形试样和水平方式成形试样的压缩性能。水平方式成形试样的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 为 201.0 MPa,抗压强度 σ_{bc} 为 251.3 MPa,而垂直方式成形试样的屈服强度和抗压强度相对较低,分别为 196.0 MPa 和 242.7 MPa。成形方向对 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金试样压缩性能的影响并

不显著,但水平方式成形试样具有更高的压缩强度。研究表明^[29-30],LPBF 成形 AlSi10Mg 合金具有独特的胞状亚结构,沿熔池边界向熔池内部晶粒分为热影响区、粗晶区和细晶区。细晶区中胞状晶粒的尺寸约为 500 nm,而粗晶区中的晶粒尺寸可达 10 μm 。在压缩过程中,裂纹更倾向于沿着粗大晶粒边界扩展^[31]。进一步分析可知,在压缩过程中,垂直方式成形试样的裂纹在熔池边界萌生,裂纹扩展路径比较简单,如图 4(b)所示,因而试样更易发生断裂;水平方式成形试样中的裂纹扩展路径较为复杂,因此具有更高的压缩强度^[32-33]。

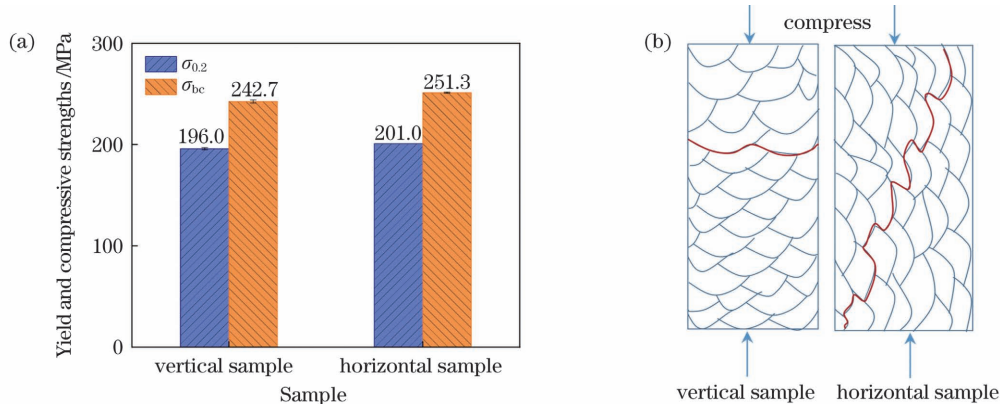


图 4 不同方向成形试样的压缩性能。(a)屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 和抗压强度 σ_{bc} ; (b)压缩裂纹扩展示意图

Fig. 4 Compression properties of samples formed along different directions. (a) Yield strength $\sigma_{0.2}$ and compressive strength σ_{bc} ; (b) schematic of compression crack propagation

3.2.2 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金的高温力学性能

拉伸试验对成形试样中的孔隙等缺陷较压缩试验更敏感^[34],可以更好地展现缺陷对力学性能的影响,故对铝合金的拉伸性能进行深入探索。铝合金除

了可被广泛应用于飞机蒙皮、桁条等承力构件外,还可被应用于发动机活塞等热端部件^[35],因此,研究铝合金的高温拉伸性能对其在工业中的应用至关重要。图 5 为沿不同方向成形的 AlSi10Mg 合金试样的拉伸

性能随温度的变化。随着温度由 100 °C 升至 175 °C, 垂直方式成形试样的屈服强度由 183.3 MPa 降至 154.7 MPa (降低了 28.6 MPa), 抗拉强度由 258.7 MPa 降至 188.7 MPa (降低了 70 MPa), 而延伸率则由 22.0% 升至 34.0% (升高了 12 个百分点)。这表明, 垂直方式成形试样的抗拉强度与延伸率对服役温度很敏感。随着温度升高, 水平方式成形试样的强度降低, 延伸率增大, 变化趋势与垂直方式成形试样相似。随着温度由 100 °C 升至 175 °C, 水平方式成

形试样的屈服强度由 185.3 MPa 降至 160 MPa (降低了 25.3 MPa), 抗拉强度由 264.3 MPa 降至 195.0 MPa (降低了 69.3 MPa), 而延伸率则由 18.3% 升至 35.4% (升高了 17.1 个百分点)。可以发现, 随着温度升高, 垂直方式成形试样和水平方式成形试样的屈服强度和抗拉强度均呈现逐渐递减的趋势, 而延伸率则逐渐升高。这归因于高温促进了位错移动以及裂纹的形核与扩展。图 6 对比了不同温度下成形方向对试样拉伸性能的影响规律。随着温度

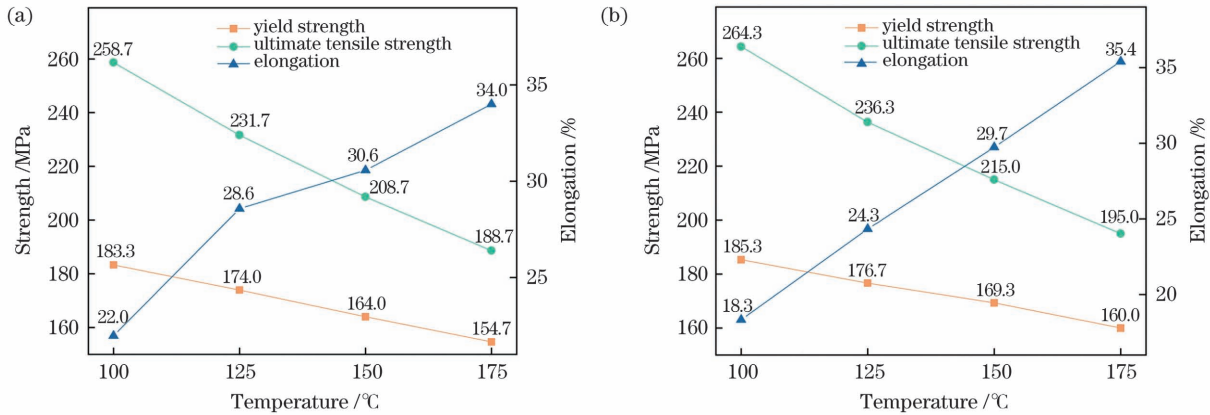


图 5 不同方向成形试样的高温拉伸性能。(a)垂直方式成形试样;(b)水平方式成形试样

Fig. 5 High-temperature tensile properties of samples formed along different directions. (a) Vertical samples; (b) horizontal samples

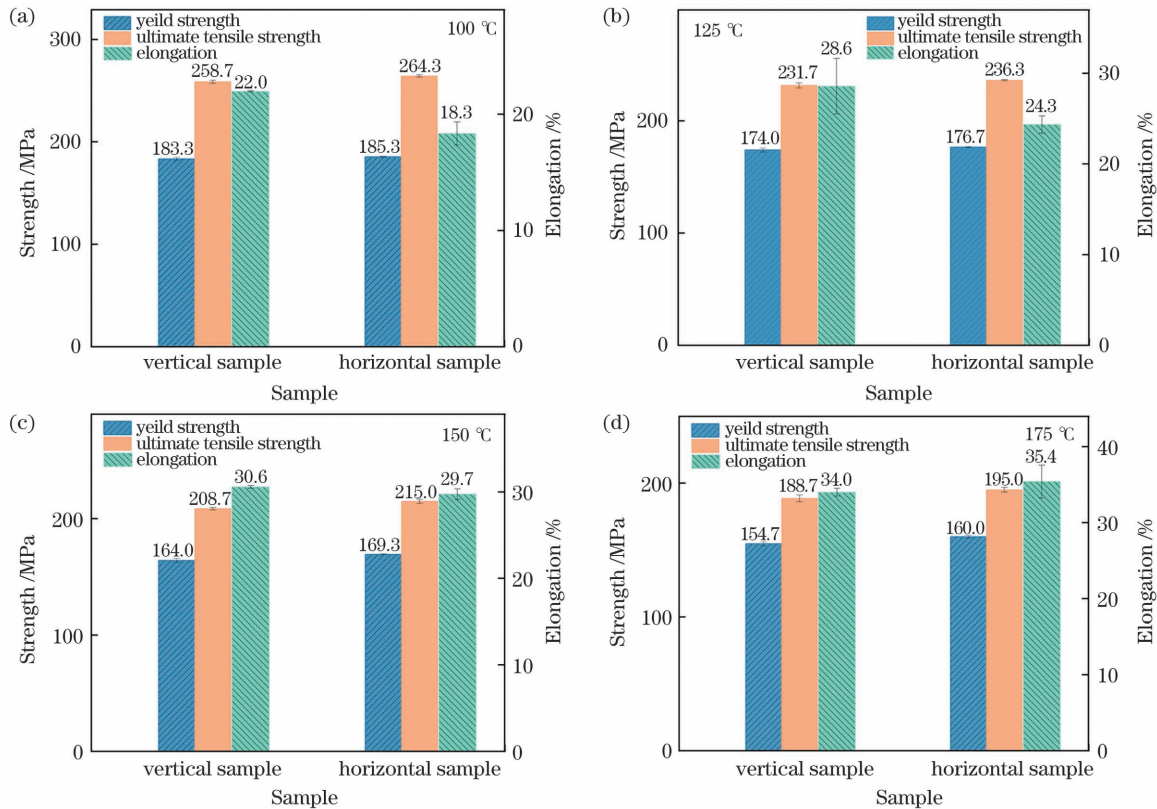


图 6 不同方向成形试样在不同温度下的力学性能柱状图。(a) 100 °C ;(b) 125 °C ;(c) 150 °C ;(d) 175 °C

Fig. 6 Columnar diagram of mechanical properties of samples formed along different directions at different temperatures.

(a) 100 °C ; (b) 125 °C ; (c) 150 °C ; (d) 175 °C

升高,垂直方式成形试样和水平方式成形试样均呈现强度降低而延伸率升高的现象,且水平方式成形试样的强度均高于垂直方式成形试样。

LPBF 成形试样力学性能的影响因素包括成形试样的缺陷、显微组织中的织构取向及层间结合。本文采用优化后的工艺参数成形 AlSi10Mg 试样,成形件的致密度较高(如图 3 所示)。LPBF 成形铝合金易形成有助于试样力学性能提升的〈001〉织构^[29],但织构取向非力学性能差异的主要影响因素^[30]。LPBF 成形铝合金熔池边界上的粗晶特征是材料拉伸性能的主要影响因素,位于熔池底部的粗大晶粒显著减少了晶界数量,且晶界不能有效阻止位错移动,导致熔池边界受拉载荷作用,促使裂纹产生并迅速扩展,最终导致力学性能降低^[25,36]。在拉伸试验过程中,垂直方式成形试样的层间位置与拉应力方向垂直,因此裂纹更易在熔池边界的粗晶区形核并扩展,导致力学性能降低;而水平方式成形试样的拉应力方向平行于层间位置,粗晶区对裂纹扩展的影响较小,因而具有更好的拉伸性能。

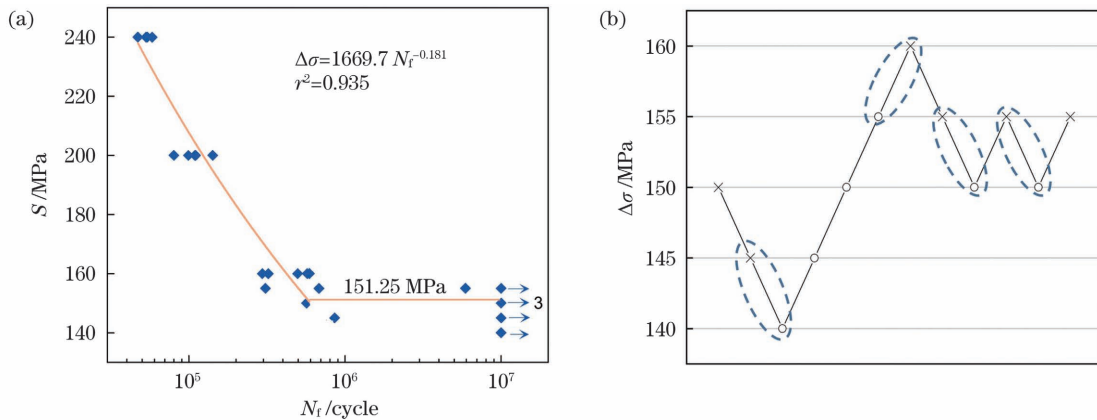


图 7 垂直方式成形试样的疲劳曲线。(a)光滑试样的 S-N 曲线($R=0.1$, $N_f=10^7$ 周次);(b)升降法计算中值疲劳强度
Fig. 7 Fatigue curve of vertical sample. (a) S-N curve of smooth sample ($R=0.1$ and $N_f=10^7$ cycle); (b) calculation of median fatigue strength by lifting method

$$\sigma_a = \sigma_f (2N_f)^b, \quad (1)$$

式中: σ_a 为应力幅; σ_f 为疲劳强度系数; b 为疲劳强度指数; $2N_f$ 为载荷反向次数。通过拟合可以得到 $N < 10^6$ 情况下 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金的应力与寿命之间的关系为

$$\Delta\sigma = 1669.7 (N_f)^{-0.181}. \quad (2)$$

3.2.4 疲劳裂纹扩展速率曲线及 Paris 机制分析

垂直成形 AlSi10Mg 合金试样的疲劳裂纹长度 a 与疲劳循环周次 N 之间的关系如图 8(a) 所示。随着疲劳加载循环周次 N 增加,裂纹长度逐渐增加;在加载中后期,裂纹长度增加迅速,曲线较陡,裂

3.2.3 室温应力疲劳试验

垂直方式成形试样的应力-疲劳(S-N)曲线如图 7 所示,可见,在 10^7 次循环下,合金的疲劳强度有较大损失。强度下降归因于疲劳性能对孔洞缺陷比较敏感,LPBF 成形 AlSi10Mg 合金中的少量气孔等缺陷在疲劳试验中易成为裂纹形核点。采用升降法计算 LPBF 铝合金垂直方式成形试样经历 10^7 循环周次的中值疲劳强度,如图 7(b) 所示,可计算出垂直方式成形试样的中值疲劳强度 $\Delta\sigma$ 为 151.25 MPa。Siddique 等^[24] 获得 LAM 成形 AlSi12 合金的高周疲劳强度为 88.7 MPa,而本文获得的垂直方式成形 AlSi10Mg 合金的疲劳强度更高。这表明 LPBF 以垂直方式成形 AlSi10Mg 合金的高周疲劳抗力更优异,这与其独特的显微组织有关。垂直方式成形 AlSi10Mg 的显微组织中存在胞状晶粒,且晶界由细小的 Al-Si 共晶相组成^[29-30],从而有效提高了 AlSi10Mg 合金的力学性能。通常情况下,高应力幅水平与寿命之间的关系可以用 Basquin 公式来描述,即

纹扩展速率加快。由 $a-N$ 曲线可知 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金的疲劳寿命为 2.1×10^5 周次。

疲劳裂纹扩展过程分为三个阶段:第一阶段(I)一般为裂纹的低速扩展阶段,在这一阶段,裂纹的扩展速率较慢;第二阶段(II)也称为 Paris 阶段,这一阶段为稳定扩展阶段;第三阶段(III)为快速扩展阶段。图 8(b) 为疲劳裂纹稳定扩展阶段的疲劳裂纹扩展速率 da/dN 随应力场强度因子 ΔK 的变化曲线。在第二阶段, da/dN 与 ΔK 的关系可用 Paris 公式表示为

$$da/dN = C(\Delta K)^m, \quad (3)$$

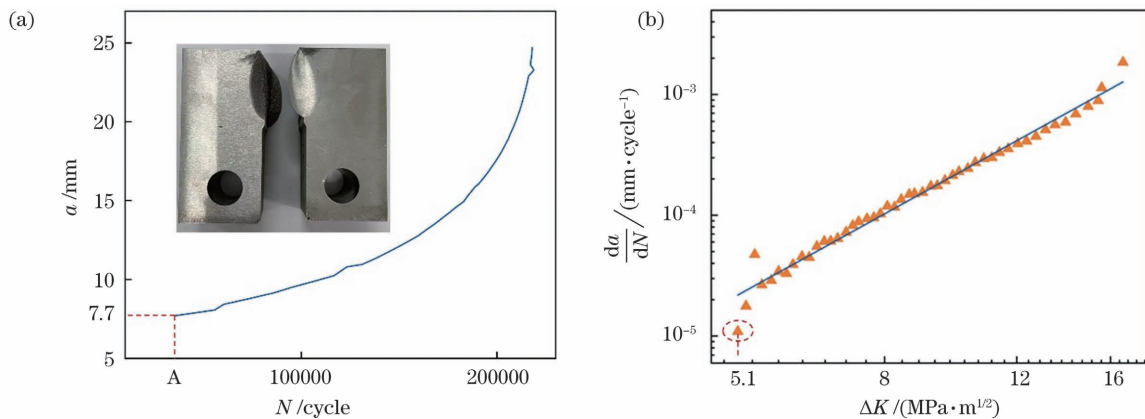


图 8 垂直方式成形试样的疲劳裂纹扩展测试。(a) 裂纹长度 a 与疲劳循环周次 N 的关系曲线; (b) 疲劳裂纹扩展速率 da/dN 与应力场强度因子 ΔK 的关系曲线

Fig. 8 Fatigue crack growth test of vertical sample. (a) Relationship curve between crack length a and fatigue cycle N ; (b) relationship curve of fatigue crack growth rate da/dN with stress intensity factor ΔK

式中: C 和 m 均是与材料本身有关的常数。通过拟合获得 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金试样在 $R = 0.5$ 下的裂纹扩展速率 Paris 公式为

$$da/dN = 1.0654 \times 10^{-7} (\Delta K)^{3.3110} \quad (4)$$

由 Paris 模型计算得到的裂纹扩展速率与试验值较接近, 相关系数达到了 0.996。疲劳裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 是裂纹扩展速率为 10^{-7} mm/cycle 时对应的应力场强度因子 (ΔK)。通过计算可以得到裂纹扩展门槛值为 $0.981 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

对 LAM 垂直方式成形 AlSi10Mg 合金试样进行疲劳裂纹扩展试验, 测得试验过程中采集到的第一个数据[如图 8(a)中 A 点]对应的裂纹长度为 7.7 mm, 此时相应的应力场强度因子为 $5.10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, 如图 8(b)中的椭圆虚线框所示。Paris 模型计算得到的试样裂纹扩展门槛值 ($0.981 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) 小于 A 点对应的应力场强度因子 ($5.10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$), 故此时裂纹已经处于裂纹扩展的第二阶段。

4 结 论

本课题组通过对 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金试样进行室温压缩试验、高温拉伸试验、室温应力疲劳试验以及疲劳裂纹扩展速率试验, 分析了材料成形方向对材料力学性能的影响, 获得了 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金的疲劳性能参数, 为 LPBF 成形铝合金在航空航天等领域的应用提供了理论参考。本文得到的主要结论如下:

1) 垂直方式成形试样的截面显示了不同方向的熔池形态, 熔池主要呈椭球形和半圆柱形, 熔池宽度约为 $100 \mu\text{m}$; 水平方式成形试样截面的显微组织显示, 沿成形方向的熔池呈典型的鱼鳞形态, 熔池深度

为 $30 \sim 80 \mu\text{m}$ 。不同方向成形柱状试样截面上的熔池边界较为清晰, 但显微组织差异较大: 垂直方式成形柱状试样的截面呈半圆柱形熔池形貌, 而水平方式成形柱状试样的截面呈层状结构。这归因于 LPBF 工艺逐层累积、熔池逐层熔凝的特性。

2) 垂直方式成形试样的压缩强度低于水平方式成形试样。在压缩过程中, 垂直方式成形试样的裂纹扩展路径比较简单, 而水平方式成形试样的裂纹扩展路径较为复杂, 因而后者具有更高的压缩强度。温度和成形方向均会影响 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金的拉伸性能: 随着温度升高, 所有试样的强度都呈现递减的趋势, 而延伸率则逐渐升高; 水平方式成形试样的强度均高于垂直方式成形试样。由于 LPBF 铝合金熔池边界的粗晶特征, 熔池与层间结合成为影响材料拉伸性能的最主要因素。在拉伸试验过程中, 拉伸载荷的方向与垂直试样层间位置垂直, 熔池边界粗晶区的裂纹在应力影响下更易形核扩展; 而水平方式成形试样的拉伸载荷平行于层间位置, 粗晶区对裂纹扩展的影响较小, 故水平方式成形试样具有更高的拉伸性能。

3) LPBF 垂直方式成形 AlSi10Mg 合金试样的疲劳强度为 151.25 MPa ; 经历 10^7 次循环后, 合金的疲劳强度有较大损失, 强度下降原因是疲劳性能对孔洞等缺陷比较敏感。LPBF 成形 AlSi10Mg 合金的疲劳寿命为 2.1×10^5 周次, 疲劳裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 为 $0.981 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

参 考 文 献

- [1] Zhang H, Gu D D, Dai D H, et al. Influence of heat treatment on corrosion behavior of rare earth element

- Sc modified Al-Mg alloy processed by selective laser melting [J]. *Applied Surface Science*, 2020, 509: 145330.
- [2] Chen Y C, Zhang S Q, Tian X J, et al. Microstructure and microhardness of 4045 aluminum alloy fabricated by laser melting deposition [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2015, 42(3): 0303008. 陈永城, 张述泉, 田象军, 等. 激光熔化沉积 4045 铝合金显微组织及显微硬度 [J]. *中国激光*, 2015, 42(3): 0303008.
- [3] Kang N, Coddet P, Liao H L, et al. Wear behavior and microstructure of hypereutectic Al-Si alloys prepared by selective laser melting [J]. *Applied Surface Science*, 2016, 378: 142-149.
- [4] Jiao S K, Liu S Y, Liu D, et al. Heat treatment microstructures and T_B phase precipitation of laser additive manufactured Al-Li alloys [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(5): 0502001. 焦世坤, 刘少印, 刘栋, 等. 激光增材制造铝锂合金的热处理组织及 T_B 相析出 [J]. *中国激光*, 2018, 45(5): 0502001.
- [5] Herzog D, Seyda V, Wycisk E, et al. Additive manufacturing of metals [J]. *Acta Materialia*, 2016, 117: 371-392.
- [6] Gu D D, Shi X Y, Poprawe R, et al. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing [J]. *Science*, 2021, 372(6545): eabg1487.
- [7] Duda T, Raghavan L V. 3D metal printing technology: the need to re-invent design practice [J]. *AI & Society*, 2018, 33(2): 241-252.
- [8] Qin Y L, Sun B H, Zhang H, et al. Development of selective laser melted aluminum alloys and aluminum matrix composites in aerospace field [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(14): 1402002. 秦艳利, 孙博慧, 张昊, 等. 选区激光熔化铝合金及其复合材料在航空航天领域的研究进展 [J]. *中国激光*, 2021, 48(14): 1402002.
- [9] Zhao Y H, Wang Z G, Zhao J B, et al. Influence of substrate cooling condition on properties of laser deposited AlSi10Mg alloys [J]. *Acta Optica Sinica*, 2020, 40(11): 1114002. 赵宇辉, 王志国, 赵吉宾, 等. 基材冷却状态对激光沉积 AlSi10Mg 合金成形质量的影响 [J]. *光学学报*, 2020, 40(11): 1114002.
- [10] Qian D Y, Chen C J, Zhang M, et al. Study on microstructure and micro-mechanical properties of porous aluminum alloy fabricated by selective laser melting [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(4): 0403002. 钱德宇, 陈长军, 张敏, 等. 选区激光熔化成形多孔铝合金的显微组织及微观力学性能研究 [J]. *中国激光*, 2016, 43(4): 0403002.
- [11] 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.
- [12] Yao Y S, Wang J, Chen Q B, et al. Research status of defects and defect treatment technology for laser additive manufactured products [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(10): 100004. 姚燕生, 汪俊, 陈庆波, 等. 激光增材制造产品缺陷及其处理技术研究现状 [J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 56(10): 100004.
- [13] Zhang H, Zhu H H, Qi T, et al. Selective laser melting of high strength Al-Cu-Mg alloys: processing, microstructure and mechanical properties [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 656: 47-54.
- [14] Zhang H, Gu D D, Dai D H, et al. Influence of scanning strategy and parameter on microstructural feature, residual stress and performance of Sc and Zr modified Al-Mg alloy produced by selective laser melting [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 788: 139593.
- [15] Simonelli M, Tse Y Y, Tuck C. Fracture mechanisms in high-cycle fatigue of selective laser melted Ti-6Al-4V [J]. *Key Engineering Materials*, 2014, 627: 125-128.
- [16] Wycisk E, Solbach A, Siddique S, et al. Effects of defects in laser additive manufactured Ti-6Al-4V on fatigue properties [J]. *Physics Procedia*, 2014, 56: 371-378.
- [17] Sun W B, Ma Y E, Huang W, et al. Effects of build direction on tensile and fatigue performance of selective laser melting Ti6Al4V titanium alloy [J]. *International Journal of Fatigue*, 2020, 130: 105260.
- [18] Gockel J, Sheridan L, Koerper B, et al. The influence of additive manufacturing processing parameters on surface roughness and fatigue life [J]. *International Journal of Fatigue*, 2019, 124: 380-388.
- [19] Kluczyński J, śnieżek L, Grzelak K, et al. Crack growth behavior of additively manufactured 316L steel-influence of build orientation and heat treatment [J]. *Materials*, 2020, 13(15): 3259.
- [20] Garb C, Leitner M, Grün F. Effect of elevated temperature on the fatigue strength of casted AlSi8Cu3 aluminium alloys [J]. *Procedia Structural*

- Integrity, 2017, 7: 497-504.
- [21] Böhm E, Lagoda T. Fatigue properties of aluminium alloys for uniaxial cyclic loads [J]. Key Engineering Materials, 2014, 598: 13-19.
- [22] Wang Z, Wu W W, Qian G A, et al. *In-situ* SEM investigation on fatigue behaviors of additive manufactured Al-Si10-Mg alloy at elevated temperature [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2019, 214: 149-163.
- [23] Reschetnik W, Brüggemann J P, Aydinöz M E, et al. Fatigue crack growth behavior and mechanical properties of additively processed EN AW-7075 aluminium alloy [J]. Procedia Structural Integrity, 2016, 2: 3040-3048.
- [24] Siddique S, Imran M, Wycisk E, et al. Fatigue assessment of laser additive manufactured AlSi12 eutectic alloy in the very high cycle fatigue (VHCF) range up to 1E9 cycles [J]. Materials Today: Proceedings, 2016, 3(9): 2853-2860.
- [25] Buchbinder D, Meiners W, Wissenbach K, et al. Selective laser melting of aluminum die-cast alloy: correlations between process parameters, solidification conditions, and resulting mechanical properties [J]. Journal of Laser Applications, 2015, 27(S2): S29205.
- [26] Aversa A, Marchese G, Manfredi D, et al. Laser powder bed fusion of a high strength Al-Si-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Metals, 2018, 8(5): 300-312.
- [27] Li Y X, Gu D D, Zhang H, et al. Effect of trace addition of ceramic on microstructure development and mechanical properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy [J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2020, 33: 33.
- [28] Li C, White R, Fang X Y, et al. Microstructure evolution characteristics of Inconel 625 alloy from selective laser melting to heat treatment [J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 705: 20-31.
- [29] Liu X H, Zhao C C, Zhou X, et al. Microstructure of selective laser melted AlSi10Mg alloy [J]. Materials & Design, 2019, 168: 107677.
- [30] Chen B, Moon S K, Yao X, et al. Strength and strain hardening of a selective laser melted AlSi10Mg alloy [J]. Scripta Materialia, 2017, 141: 45-49.
- [31] Lu J L, Lin X, Liao H L, et al. Compression behaviour of quasicrystal/Al composite with powder mixture driven layered microstructure prepared by selective laser melting [J]. Optics & Laser Technology, 2020, 129: 106277.
- [32] Ponnusamy P, Masood S H, Ruan D, et al. High strain rate dynamic behaviour of AlSi12 alloy processed by selective laser melting [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 97(1/2/3/4): 1023-1035.
- [33] de Araujo A P M, Pauly S, Batalha R L, et al. Additive manufacturing of a quasicrystal-forming Al95Fe2Cr2Ti1 alloy with remarkable high-temperature strength and ductility [J]. Additive Manufacturing, 2021, 41: 101960.
- [34] Wang Y, Ding J, Fan Z, et al. Tension-compression asymmetry in amorphous silicon [J]. Nature Materials, 2021, 20(10): 1371-1377.
- [35] Zhao T Y. Microstructure and properties of heat-resistant Al-Si-Cu-Ni-Ce-Cr alloy for piston [D]. Harbin: Harbin University of Science and Technology, 2019.
赵天佑. 活塞用 Al-Si-Cu-Ni-Ce-Cr 铸造耐热铝合金的组织与性能 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨理工大学, 2019.
- [36] de Menezes J T O, Castrodeza E M, Casati R. Effect of build orientation on fracture and tensile behavior of A357 Al alloy processed by selective laser melting [J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 766: 138392.

Room- and High-Temperature Mechanical Properties of Aluminum Alloys Fabricated Using Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing

Qi Shiwen¹, Rong Peng¹, Huang Dan¹, Chen Yong¹, Wang Rui^{2,3},
Dai Donghua^{2,3}, Gu Dongdong^{2,3*}

¹ Chengdu Aircraft Industrial (Group) Co., Ltd., Chengdu 610073, Sichuan, China;

² College of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics,
Nanjing 210016, Jiangsu, China;

³ Jiangsu Provincial Engineering Laboratory for Laser Additive Manufacturing of High-Performance Metallic
Components, Nanjing 210016, Jiangsu, China

Abstract

Objective Owing to their light weight, high specific strength, and excellent corrosion resistance, aluminum alloys are widely used in aerospace, national defense, and other fields. Recently, the demand for high-performance aluminum alloys in various fields is urgent. However, the performance and complexity of aluminum alloy components are limited because of conventional fabrication methods such as casting and forging. Laser additive manufacturing (LAM) has garnered considerable popularity in recent years owing to its high material utilization, short forming cycle, and near-net-shape fabrication. Previous studies have indicated that research on LAM-processed aluminum alloys mostly focus on static mechanical properties (e. g., tensile properties, compressive properties, friction and wear). Dynamic mechanical properties (e. g., high cycle fatigue and fatigue crack growth) can be employed to systematically evaluate defects in components and the heterogeneity of the microstructure. Therefore, studying and improving the dynamic mechanical properties of LAM-processed aluminum alloys are crucial. In this study, the effects of different building directions on the mechanical properties (such as room temperature compression and high temperature tension) of LAM-processed aluminum alloy samples are reported, the fatigue property of aluminum alloy components processed by LAM is studied, and the fatigue crack propagation mechanism of the samples is revealed. We hope that the integrated and accurate manufacturing of material-structure-performance can be realized, and an academic reference for the application of LAM-processed aluminum alloys in aerospace and other fields can be provided.

Methods Herein, AlSi10Mg powder was used as the starting material. First, standard compression, tensile, fatigue, and fatigue crack-propagation compact tension (CT) specimens were fabricated using laser powder bed fusion (LPBF) along different building directions. Then, the microstructure of the samples was characterized using an optical microscope (OM). The compressive and tensile properties of the samples at room temperature and a high temperature, respectively, under different building directions and the fatigue properties and fatigue crack growth rate of vertical samples (i. e., the tensile, compressive, and fatigue loads are vertical to the powder spreading direction) were evaluated. Moreover, the effects of LPBF parameters on the aforementioned mechanical properties of the AlSi10Mg alloy were systematically evaluated.

Results and Discussions The horizontal samples (i. e., the tensile, compressive, and fatigue loads are parallel to the powder spreading direction) showed excellent compressive strength and yield strength, reaching 201.0 and 251.3 MPa, respectively (Fig. 4). With increasing testing temperature (100–175 °C), the tensile and yield strengths of the samples fabricated along different building directions showed a decreasing trend, while the elongation gradually increased. The horizontal samples achieved better tensile and yield strengths than the vertical samples, showing tensile and yield strengths of 195.0 and 160.0 MPa at 175 °C [Fig. 6(d)]. The 10⁷-cycle median fatigue strength, fatigue life, and threshold of fatigue crack growth of the vertical samples were 151.25 MPa (Fig. 7), ~2.1 × 10⁵ cycles [Fig. 8(a)], and 0.981 MPa·m^{1/2} (Table 1), respectively.

Conclusions Herein, AlSi10Mg alloy samples were successfully fabricated along different building directions using LPBF. After static mechanical tests, the room-temperature compressive strength could reach 201.0 MPa and the yield strength was 251.3 MPa. The tensile and yield strengths at 175 °C could reach 195.0 and 160.0 MPa, respectively. The static mechanical tests of the samples along different building directions revealed that the

horizontal samples showed with better compression properties at room temperature and better tensile properties at a high temperature than the vertical samples. The LPBF-processed AlSi10Mg vertical sample showed excellent 10^7 -cycle median fatigue strength of 151.25 MPa, while relevant research shows that the high cycle fatigue strength of AlSi12 alloys processed using LAM is 88.7 MPa. The excellent high-cycle fatigue resistance of AlSi10Mg processed using LAM was attributed to its unique fine cellular grains and fine Al-Si eutectic phases at grain boundaries. The fatigue life and threshold of fatigue crack growth of the LPBF-processed AlSi10Mg alloy were $\sim 2.1 \times 10^5$ cycles and $0.981 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, respectively. The findings of this study show that the excellent mechanical properties of AlSi10Mg alloys can be obtained by LPBF processing. This study can provide an academic reference for the application of LAM-processed aluminum alloys in aerospace and other fields.

Key words laser technique; laser additive manufacturing; laser powder bed fusion; high temperature mechanical properties; fatigue strength; fatigue crack growth rate