

DOI: 10.11883/bzycj-2024-0138

# 退火态增材制造 AlSi10Mg 合金在 极端条件下的力学行为\*

张 权<sup>1,2</sup>, 陈剑斌<sup>1</sup>, 史同亚<sup>1,2</sup>, 汪小锋<sup>1,2</sup>, 南小龙<sup>3</sup>, 王永刚<sup>1,2</sup>

(1. 宁波大学机械工程与力学学院, 浙江 宁波 315211;

2. 宁波大学冲击与安全工程教育部重点实验室, 浙江 宁波 315211;

3. 中国工程物理研究院流体物理研究所冲击波物理与爆轰物理全国重点实验室, 四川 绵阳 621999)

**摘要:** 采用激光选区熔化技术制备 AlSi10Mg 合金并对其进行了去应力退火处理, 通过光学显微镜、扫描电子显微镜和电子背散射衍射技术研究了合金的微观组织。为了解 AlSi10Mg 合金在宽应变率和宽温度下的耦合作用对力学行为的影响, 通过配有环境温箱的万能试验机和分离式霍普金森压杆分析了其在极端条件下的力学行为。结果表明: AlSi10Mg 合金具有精细的胞状-枝晶微观结构, 主要包含  $\alpha$ -Al 相和 Si 相, 经退火热处理后, 微观组织由断续的、呈链状分布的共晶 Si 颗粒构成。AlSi10Mg 合金在室温应变率为  $0.002\sim 4800\text{ s}^{-1}$  时, 呈现出应变率强化效应, 且在不同的应变率范围内具有不同的敏感性; 在 173 K 下具有更高的屈服强度和流动应力。当温度为 173~243 K 时, 流动应力对温度不敏感; 而温度为 293~573 K 时, 温度敏感性显著提高, 合金软化效应随着温度的升高而加剧。基于实验结果拟合了修正的 J-C 本构模型并进行了验证, 该模型可较好地反映材料在高低温和不同应变率下的力学行为。

**关键词:** 激光选区熔化; AlSi10Mg 合金; 微观组织; 力学行为; 修正 J-C 本构模型

中图分类号: O347.1

国标学科代码: 13015

文献标志码: A

## Mechanical behavior of additively manufactured AlSi10Mg alloy with annealing state under extreme conditions

ZHANG Quan<sup>1,2</sup>, CHEN Jianbin<sup>1</sup>, SHI Tongya<sup>1,2</sup>, WANG Xiaofeng<sup>1,2</sup>, NAN Xiaolong<sup>3</sup>, WANG Yonggang<sup>1,2</sup>

(1. *The Faculty of Mechanical Engineering and Mechanics, Ningbo University, Ningbo 315211, Zhejiang, China;*

2. *Key Laboratory of Impact and Safety Engineering, Ministry of Education,*

*Ningbo University, Ningbo 315211, Zhejiang, China;*

3. *National Key Laboratory of Shock Wave and Detonation Physics, Institute of Fluid Physics,*

*China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621999, Sichuan, China)*

**Abstract:** In this study, AlSi10Mg alloy was prepared by selective laser melting (SLM) first, and then subjected to stress relieved annealing treatment. The microstructures of the alloy were analyzed by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM) and electron backscatter diffraction (EBSD) technology. To understand the influence of coupling effects on the mechanical behavior of AlSi10Mg alloy under wide strain rates and wide temperatures, the mechanical behavior of the alloy under extreme conditions (high and low temperatures, high strain-rate) were analyzed by universal testing machine with an environmental chamber and split Hopkinson pressure bar. The results show that AlSi10Mg alloy possesses fine cellular dendritic microstructure, mainly including  $\alpha$ -Al and Si phases, and annealing treatment can result in the discontinuous

\* 收稿日期: 2024-05-15; 修回日期: 2024-08-15

基金项目: 冲击波物理与爆轰物理全国重点实验室稳定支持项目(JCKYS2023212005); 宁波市科技创新 2025 重大专项(2021Z099, 2023Z005, 2023Z012); 新金属材料国家重点实验室开放基金(2023-Z04)

第一作者: 张 权(1999— ), 男, 硕士研究生, [2111081030@nbu.edu.cn](mailto:2111081030@nbu.edu.cn)

通信作者: 汪小锋(1985— ), 男, 博士, 讲师, [wangxiaofeng@nbu.edu.cn](mailto:wangxiaofeng@nbu.edu.cn)

distribution of eutectic Si particles. The average grain size is 3.7  $\mu\text{m}$ . AlSi10Mg alloy displays strain-rate strengthening effect under room temperature condition at 0.002–4 800  $\text{s}^{-1}$ , and has different strain-rate sensitivity in different strain-rate ranges. Under high strain-rate conditions, strain hardening effect still dominates. The material has higher yield strength and flow stress at 173 K. When the strain-rate is 0.002  $\text{s}^{-1}$ , the SLM AlSi10Mg alloy has different temperature sensitivities in different temperature ranges. The alloy does not have temperature sensitivity in the range of 173–243 K; the material exhibits temperature sensitivity ranging from 293 K to 573 K, and the softening effect due to temperature on the material intensifies with increasing temperature. Based on the J-C constitutive model, a modified J-C constitutive model expressed by piecewise functions is constructed and the experimental results are fitted. In addition, experimental verification was conducted on the modified J-C constitutive model, and the predicted results are basically consistent with the experimental results. Within the scope of the study, the modified J-C constitutive model effectively reflects the mechanical behavior of the alloy at high and low temperatures and under different strain-rate.

**Keywords:** selective laser melting; AlSi10Mg alloy; microstructure; mechanical behavior; modified Johnson-Cook constitutive model

随着现代科技与工业的飞速发展,人们对材料性能的要求越来越高,铝合金比强度高、密度低、易加工、耐腐蚀性好、导电性和导热性优异,在航空航天、交通运输、海洋船舶和电子器件等领域具有广阔的应用前景和发展潜力<sup>[1]</sup>。现阶段,虽然人们已经开发出多种系列高性能铝合金,但传统的铸造、锻造、轧制等铝合金加工成形技术仍存在材料损耗多、加工工序长、成形复杂构件困难等局限<sup>[2-3]</sup>。增材制造 (additive manufacturing, AM) 技术的出现能够很好地解决上述问题,其中激光选区熔化 (selective laser melting, SLM) 技术由于成形精度高、成形质量好,已成为金属增材制造领域的关键技术<sup>[4]</sup>。目前应用于激光选区熔化的铝合金种类主要有 Al-Si 系、Al-Mg 系、Al-Cu 系和 Al-Zn 系等<sup>[5]</sup>,相较于其他 3 种合金系列,以 AlSi10Mg 为代表的 Al-Si 系合金因成形质量更易控制而受到广泛关注。近年来,研究人员在增材制造 AlSi10Mg 合金成形工艺探索与热处理工艺优化<sup>[6-13]</sup> 等方面取得了系列进展,通过组织和力学性能的调控,制备出高品质、高性能 AlSi10Mg 合金<sup>[6-11]</sup>,微观硬度为 80~150 HV,屈服应力为 200~300 MPa,杨氏模量达到 70~80 GPa。

AlSi10Mg 合金结构件在服役时可能会面临各种极端环境,尤其是在航空航天领域中,结构件会面临高应变率环境,航天器在工作中会面临高温环境,在外太空中还会面临低温环境。为了确保铝合金结构件在极端条件下服役的可靠性,有必要对其在极端条件下的力学行为进行深入研究。实际上,增材制造 AlSi10Mg 合金在极端条件下的力学行为<sup>[14-18]</sup> 和微观组织<sup>[19-21]</sup> 已经引起了国内外学者的广泛关注。在冲击动力学领域,学者们研究了 SLM 成形 AlSi10Mg 合金的应变率效应,并获得了一系列新发现。Rabori 等<sup>[14]</sup> 通过等温压缩实验发现,AlSi10Mg 合金在应变率为  $10^{-4}$ ~ $5 \text{ s}^{-1}$  时的应变率敏感性随应变率的升高而增加。Baxter 等<sup>[15]</sup> 采用分离式霍普金森压杆 (split Hopkinson pressure bar, SHPB) 装置研究了 SLM 成形 AlSi10Mg 合金在  $150$ ~ $3\,200 \text{ s}^{-1}$  应变率下的力学行为,发现在较低应变率下,实验结果与准静态时相似,随着应变率的升高,曲线开始出现 2 个峰值,表明存在应变硬化与温度软化的相互竞争。然而,并非所有学者支持这一结论,Nurel 等<sup>[16]</sup> 并未观察到明显的双峰现象,认为其流变行为是经应变硬化达到峰值流动应力,之后由于温度软化效应,流动应力不断下降。Alkhatib 等<sup>[17]</sup> 研究了 SLM 成形 AlSi10Mg 合金在宽应变率 ( $0.001$ ~ $3\,004 \text{ s}^{-1}$ ) 下的力学行为,发现其在不同的应变率范围内具有不同的敏感性,在高应变率下,呈现更高的应变率敏感性;Zaretsky 等<sup>[18]</sup> 对 AlSi10Mg 合金拉伸性能的研究也支持这一结论。另外,关于 SLM 成形 AlSi10Mg 合金在高低温下的力学行为也引起了学者们的兴趣。Cao 等<sup>[19]</sup> 研究了 SLM 成形 AlSi10Mg 合金在  $293$ ~ $673 \text{ K}$  温度范围内的拉伸行为,发现在高温下,流动应力先增大后减小,而抗拉强度随着温度的升高大致呈线性下降,温度越高,屈服强度下降越快,此外,屈强比随着温度的升高逐渐增大,当温度超过  $473 \text{ K}$  时,屈强比接近 1。Ghashghay 等<sup>[20]</sup> 研究了 SLM 成形 AlSi10Mg 合金在  $298$ ~ $723 \text{ K}$  温度范围内的准静态压缩行为,发现随着温度的升高,屈服应力和峰值流

动应力均有所下降; 由于 SLM 成形 AlSi10Mg 合金为分层成形制造, 其层间的热梯度、热残余应变和塑性残余应变通过结构存储, 可能会触发软化机制在低温状态下被激活。Salandari 等<sup>[21]</sup> 在 78 和 293 K 下进行了压缩试验, 发现初始加工硬化均与应变率有关, 随着应变速率的增大, 微观剪切带逐渐演变为宏观剪切带, 导致加工硬化动态恢复阶段位错恢复速率增加。

虽然关于 SLM 成形 AlSi10Mg 合金在极端条件下力学行为的研究已经取得了较大进展, 但相关研究仍存在局限和不足, 如仅限于研究单一温度或应变率对力学行为的影响, 宽应变率和宽温度对 AlSi10Mg 合金力学行为的耦合作用影响则鲜有研究。因此, 本文中, 首先采用 SLM 成形技术制备高品质 AlSi10Mg 合金, 随后对合金进行去应力退火处理, 研究其在宽温度和宽应变率范围内的力学行为, 同时关注微观组织变化, 并基于实验数据构建本构模型, 以期对增材制造铝合金在极端条件下的力学行为理论发展和应用推广提供参考。

## 1 实验方法

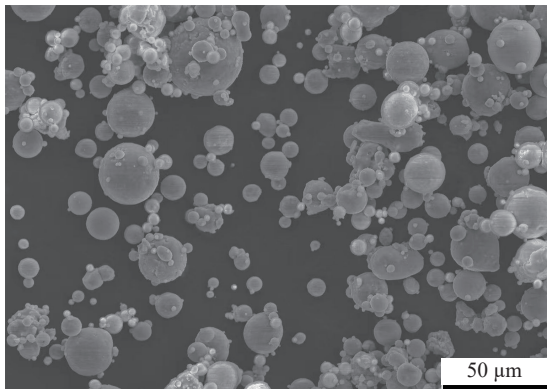
### 1.1 实验材料

实验所用粉末为气体雾化法制备的 AlSi10Mg 合金粉末, 化学成分如表 1 所示。图 1 给出了 AlSi10Mg 合金粉末形貌与粒径统计。由图 1(a) 可知, 粉末球形化程度较好, 形状较规则, 且表面较光滑, 大颗粒表面依附着少数卫星颗粒, 大颗粒之间也夹杂着小颗粒, 不同粒径的颗粒混合提升了粉末的密度和流动性。粒径尺寸分布如图 1(b) 所示, 颗粒范围为 0.6~27.0  $\mu\text{m}$ , 平均粒径为 5.8  $\mu\text{m}$ 。

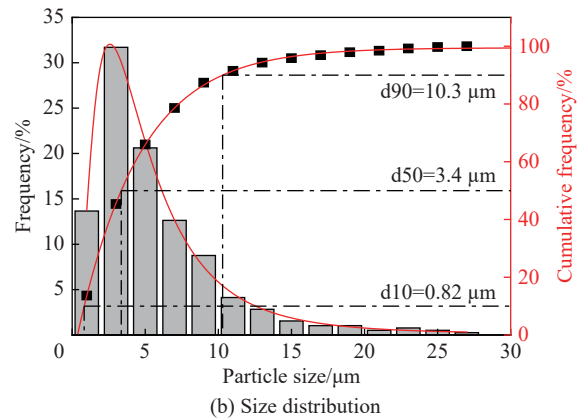
表 1 AlSi10Mg 粉末的化学组成

Table 1 Chemical composition of AlSi10Mg powder %

Al	Si	Mg	Fe	Mn	Cu	Ti
88.93	10.32	0.29	0.16	0.10	0.05	0.15



(a) Morphology of powder



(b) Size distribution

图 1 AlSi10Mg 粉末和粒径分布

Fig. 1 AlSi10Mg powder and statistical analysis

通过 SLM 工艺制造 AlSi10Mg 合金, 打印机型号为 Farsoon FS271, 在氩气氛围下将氧的体积分数控制 0.1% 以下。采用优化后的工艺参数以确保打印质量, 其主要的工艺参数如表 2 所示。打印前, 将基板预热至 423 K 以减少内部残余应力; 层内不同激光扫描轨迹保持平行, 不同层之间旋转 30° 以减弱各向异性的影响, 打印方向与样品的横截面垂直。打印结束后进行线切割, 制备  $\varnothing 5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$  的圆柱体试样。为消除材料在成形过程中的热应力, 将材料进行 573 K、2 h 的退火处理, 随后空冷。

表 2 AlSi10Mg 打印工艺参数

Table 2 Processing parameters of AlSi10Mg

激光功率/ W	扫描速度/ ( $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ )	扫描间距/ mm	层厚/ mm	旋转角度/ ( $^{\circ}$ )	预热温度/ K
300	1.2	0.2	0.03	30	423

## 1.2 实验方法

采用 Carl ZEISS Imager.A2m 金相显微镜和日立 SU5000 扫描电子显微镜进行微观组织观察, 将金相试样研磨后进行机械抛光, 使用 Keller 腐蚀剂(95.0% H<sub>2</sub>O+2.5% HNO<sub>3</sub>+1.5% HCl+1.0% HF)进行侵蚀。采用电子背散射衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)技术分析退火态样品的晶粒组织, EBSD 分析扫描步长为 0.2 μm, 加速电压为 20 kV, 工作距离为 10 mm, 试样台倾角为 70°。

采用 MTS810 型万能试验机对退火态试样进行 0.002 s<sup>-1</sup> 应变率下不同温度(173、213、243、293、373、473 和 573 K), 以及 173 和 293 K 下不同应变率(0.002、0.01、0.1 和 1 s<sup>-1</sup>)的压缩实验。此外, 在温度为 243 K、应变率为 0.01 s<sup>-1</sup> 和温度为 373 K、应变率为 0.1 s<sup>-1</sup> 下分别进行压缩实验以验证本构模型。低温环境通过液氮进行控制, 高温环境则通过电阻丝加热来实现, 达到预设温度后, 放入试样保温 10 min, 以确保试样温度与环境温度一致。采用 SHPB 进行室温下更高应变率(2 400、3 200、3 900 和 4 800 s<sup>-1</sup>)的压缩实验, 其中应变率为 3 900 s<sup>-1</sup> 的数据用来验证本构模型, 压缩载荷的方向与所有样品的打印方向平行, 为了保证试验数据的准确性, 每组均进行 3 次重复试验。

SHPB 装置如图 2(a) 所示, 主要由子弹、入射杆、透射杆和吸收杆组成。安装在入射杆的应变片 1 输出入射波和反射波信号, 安装在透射杆的应变片 2 则输出透射波信号。应变片测得应变率为 2 400 s<sup>-1</sup> 的波形如图 2(b) 所示, 其整体波动较平缓, 其中入射波为梯形, 反射波存在一个明显的峰值, 达到峰值后震荡下降, 而透射波信号较弱。由于 2 个应变片到杆端的距离相等, 呈对称分布, 透射波和反射波脉冲几乎同时出现和消失。

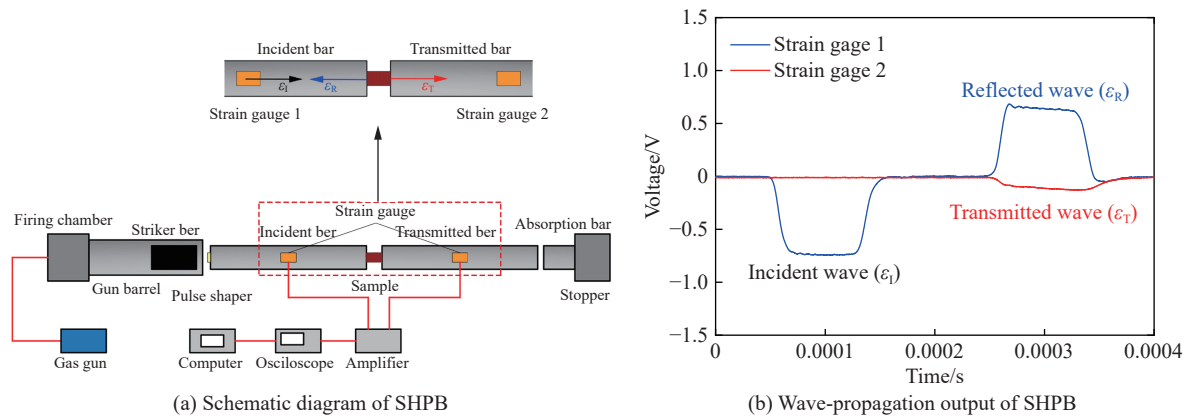


图 2 SHPB 装置示意图及波形

Fig. 2 Schematic diagram of SHPB and wave-propagation output

根据一维弹性波理论可得应力  $\sigma(t)$ 、应变  $\varepsilon(t)$  和应变率  $\dot{\varepsilon}(t)$  分别为:

$$\sigma(t) = \frac{EA_0}{A} \varepsilon_t(t) \quad (1)$$

$$\varepsilon(t) = -\frac{2C_0}{L} \int_0^t \varepsilon_r(s) ds \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = -\frac{2c_0}{L} \varepsilon_r(t) \quad (3)$$

式中:  $t$  为时间,  $\varepsilon_t(t)$  和  $\varepsilon_r(s)$  分别为反射波与透射波的应变信号,  $A_0$  与  $A$  分别为入射杆与样品的横截面积, 杆的弹性模量  $E=210$  GPa, 应力波波速  $c_0=5\ 200$  m/s

## 2 实验结果

### 2.1 微观组织演变

退火态 AlSi10Mg 合金的微观组织如图 3 所示。图 3(a) 中可以清晰地看到  $xOy$  面和  $xOz$  面的熔池

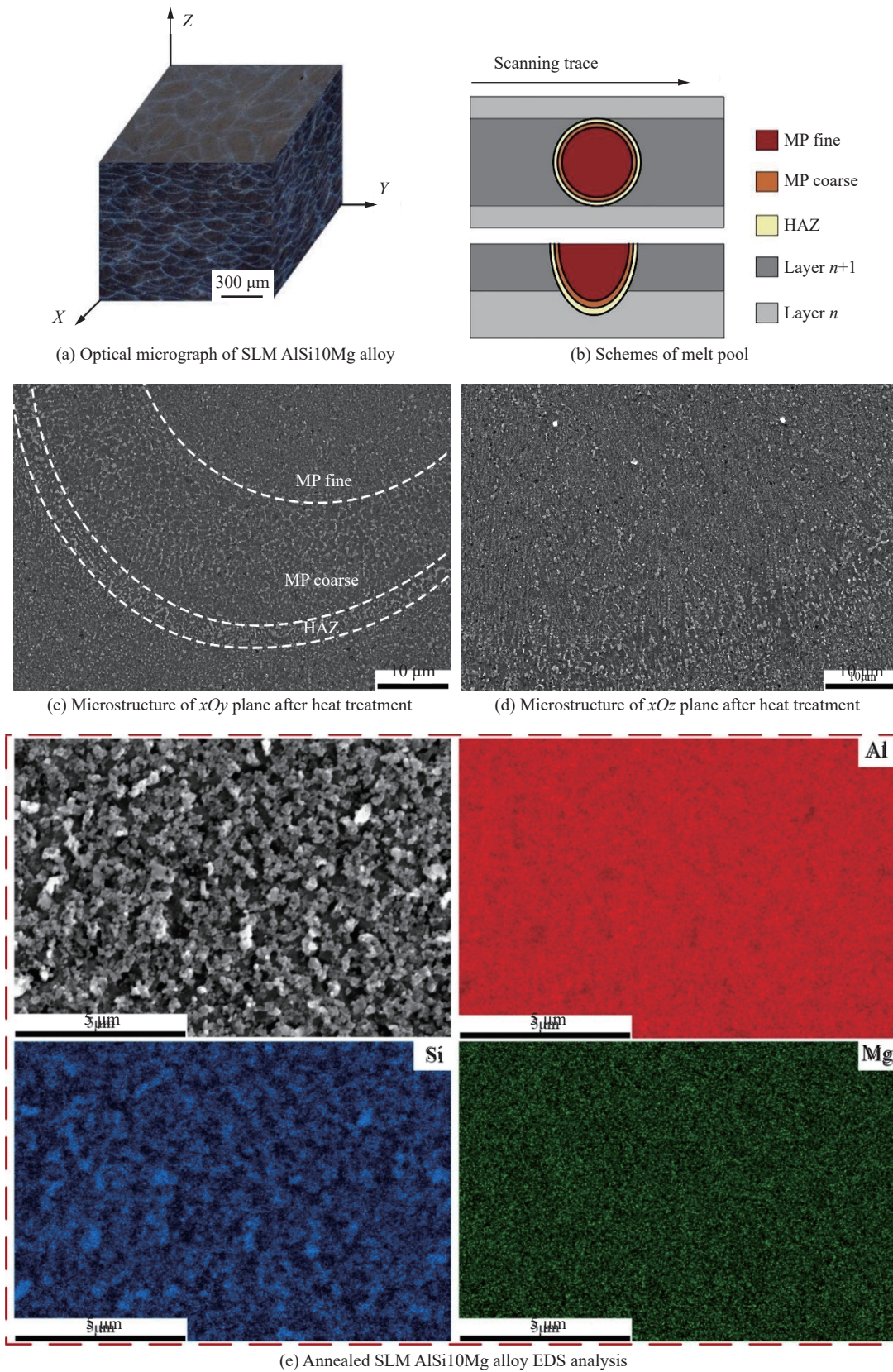


图 3 退火态 SLM AlSi10Mg 合金  $xOy$  面和  $xOz$  面微观组织图像  
 Fig. 3 Microstructure of  $xOy$  plane and  $xOz$  plane of SLM AlSi10Mg alloy after annealing treatment

形貌:  $xOy$  平面包含多层扫描轨迹, 呈一定角度交叉分布。 $xOz$  面上的熔池呈高斯分布的鱼鳞片形状, 层内相邻区域存在一定程度的重叠, 说明激光在扫描层内相邻位置粉末时熔化了部分已成形成区域; 同时相邻 2 层间也存在重熔区, 重熔的程度与熔池尺寸有关。

AlSi10Mg 合金存在非常精细的胞状-枝晶组织, 根据其大小和形态可以分为 3 个部分, 分别为精细胞区 (melt pool fine, MP fine)、粗胞区 (melt pool coarse, MP coarse) 和热影响区 (heat affected zone, HAZ)<sup>[22]</sup>, 图 3(b) 为单个熔池的简图。其中精细胞区占据了绝大部分面积, 因此, 其微观组织更具有代表性, 在 SLM 成形过程中, 激光的光斑直径非常小, 产生熔池较小且冷却速率快, 使得材料在成形过程中得到非常精细的组织, 而重熔区在多次熔化凝固的过程中存在热累积, 组织则有机会进一步长大<sup>[23]</sup>。粗胞区和热影响区则共同构成了熔池的边界。

AlSi10Mg 合金中主要存在 2 种相, 如图 3(c)~(d) 所示, 图中深色部分主要为  $\alpha$ -Al 相 (Al 基体); 呈白灰色部分为 Si 相。打印态样品经 573 K 退火处理后, 胞状-枝晶微观结构由断续的、呈链状分布的共晶 Si 颗粒构成, 且共晶 Si 颗粒偏聚并出现一定程度的粗化长大现象。在热处理时, 由于  $\alpha$ -Al 相和 Si 相热膨胀系数的差异, 脆性 Si 不能适应急剧变化的热梯度和热应力, 因而 Si 在应力集中处发生部分或全部开裂<sup>[24]</sup>。

为了研究微观组织对元素的依赖性, 对未压缩的退火态  $xOy$  面进行了 SEM-EDS (能谱分析) 分析。Al、Si 和 Mg 的 EDS 面扫描结果如图 3(e) 所示。结果表明, Si 优先沿胞状组织边界析出, 少部分 Si 分布于 Al 基体中, Mg 元素分布较均匀, 没有明显的富集。

图 4 给出了退火态  $xOy$  面的 EBSD 图像。图 4(a) 显示了多条平行的激光扫描轨迹的晶粒结构, 可以看出, 晶粒主要为等轴晶, 在扫描轨迹内部晶粒较大, 而在扫描轨迹边界处晶粒较小, 这与胞状组织形貌完全不同。在成形过程中, 由于部分区域发生重熔, 晶粒也会跟着重熔, 熔池边界会经历不止一次热历史, 导致其不同于熔池内部的晶粒结构。晶粒尺寸分布如图 4(b) 所示, 由图 4(b) 可知, 晶粒尺寸分布范围较大, 为 0.3~16.3  $\mu\text{m}$ , 平均晶粒尺寸为 3.7  $\mu\text{m}$ 。当较小的扫描间距导致熔池搭接程度很高时, 凝固的熔池经历极高的冷却速率, 形成了更细的晶粒结构。决定各熔池中铝合金晶粒凝固后微观结构的 2 个关键参数是热梯度和凝固速率。增大能量密度使得温度梯度降低, 为核的生长提供了更长的时间, 从而有助于在其熔池中形成更多的等轴晶粒<sup>[25]</sup>。

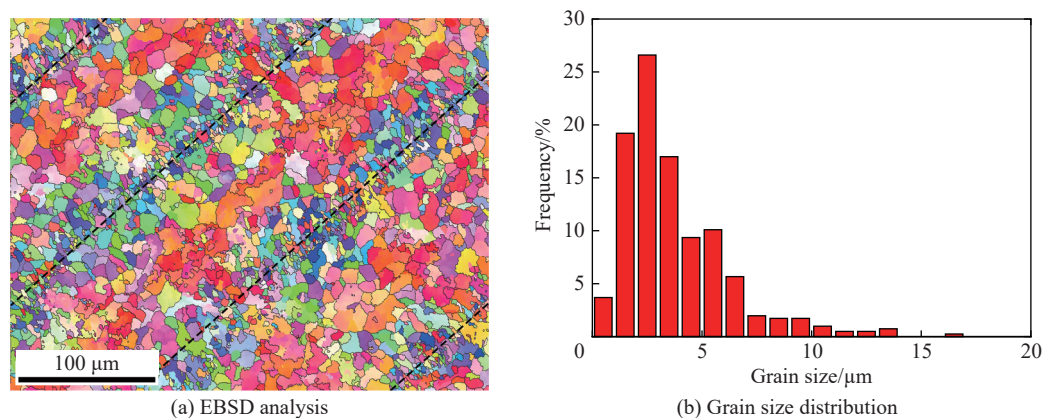


图 4 退火态 SLM AlSi10Mg 合金的 EBSD 谱

Fig. 4 Annealed SLM AlSi10Mg alloy EBSD analysis

## 2.2 力学行为

### 2.2.1 不同应变率下退火态 SLM 成形 AlSi10Mg 合金的力学行为

图 5(a) 给出了退火态 SLM 成形 AlSi10Mg 合金在室温、不同应变率 ( $0.002 \sim 4\,800 \text{ s}^{-1}$ ) 下的真实应力-应变曲线。从图 5(a) 可以看出, 所有曲线均呈现相似的变化趋势。在弹性阶段, 随着应变的增加, 流

动应力迅速增大直至屈服, 但该材料没有明显的屈服点; 在加工硬化阶段初期曲线呈抛物线形, 随着应变的增加, 应力增幅较大但加工硬化率却不断减小, 随后基本呈线性变化, 加工硬化率基本不变。表明材料在室温下具有明显的应变硬化效应和应变率效应。图 5(b) 给出了退火态 SLM 成形 AlSi10Mg 合金在 173 K、不同应变率下的真实应力-应变曲线, 可以看出, 与室温下类似, 同样具有应变硬化效应和应变率效应, 只是材料在低温下表现出更高的屈服强度和流动应力。

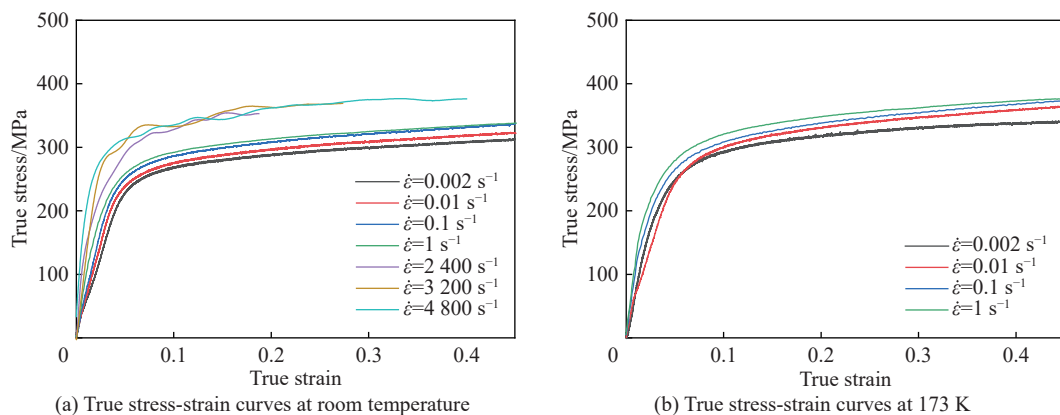


图 5 室温及 173 K、不同应变率下的真实应力-应变曲线

Fig. 5 True stress-strain curves under different strain rates at room temperature and 173 K

随着应变率的增加, 合金的屈服强度、峰值应力均有所提高, 呈现应变率强化效应。准静态下材料变形较缓慢, 变形时与外界存在热交换, 只需考虑应变硬化和应变率硬化的影响。而合金的动态变形是一个复杂的现象, 其变形是应变硬化、应变率硬化与温度软化效应相互作用的结果, 在应变率不变的情况下, 只需考虑应变硬化与温度软化的相互竞争。

一般而言, 绝热温升会导致热软化, 绝热温升的计算是根据塑性功转化为热量的部分。绝热温升<sup>[26]</sup>可表示为:

$$\Delta T = \beta \frac{1}{\rho c_p} \int_0^{\epsilon_p} \sigma_a d\epsilon_p \quad (4)$$

式中:  $\Delta T$  为绝热温升,  $\beta$  为塑性变形过程中热转换系数,  $\rho$  为材料密度,  $c_p$  为材料比定压热容,  $\epsilon_p$  为轴向塑性应变,  $\sigma_a$  为轴向应力。对于 AlSi10Mg 合金,  $\beta$  通常取 0.9,  $\rho=2\,670\text{ kg/m}^3$ ,  $c_p=880\text{ J/(kg}\cdot\text{K)}$ 。

由图 5(a) 可知, 当应变率为  $4\,800\text{ s}^{-1}$  时, 在塑性应变最高处具有最大的变形储存能, 因而将导致最高的温升。通过对真实应力-应变曲线的塑性部分进行积分, 计算得到塑性功约为  $119.22\text{ MJ/m}^3$ , 由此可得绝热温升为  $45.67\text{ K}$ , 显然此绝热温升不足以导致动态再结晶的发生, 因而温度软化对材料的影响有限, 应变硬化在变形过程中占主导。

应变率敏感系数  $m$  是定量描述材料对应变率敏感性的重要参数, 一般在温度不变的情况下, 应变率敏感系数<sup>[27]</sup>可表示为:

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (5)$$

式中:  $\sigma$  为真应力,  $\dot{\epsilon}$  为应变率,  $m$  为应变率敏感系数。

取  $\epsilon=0.1$ , 可得  $\ln \sigma$  与  $\ln \dot{\epsilon}$  的关系如图 6 所示, 可以看出, 材料在不同应变率区间对应变率的依

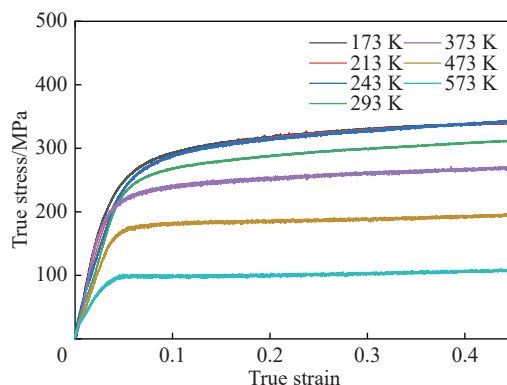


图 6 室温下  $\epsilon=0.1$  时不同应变率与流动应力的关系

Fig. 6 Relationship between different strain and flow stress at room temperature when  $\epsilon=0.1$

赖性存在较大差别。应变率在  $0.002 \sim 2\,400 \text{ s}^{-1}$  范围内时,  $m=0.014\,36$ ; 应变率在  $2\,400 \sim 4\,800 \text{ s}^{-1}$  范围内时,  $m=0.072\,55$ 。

### 2.2.2 不同温度下退火态 SLM AlSi10Mg 合金的力学行为

图 7(a) 为合金在应变率为  $0.002 \text{ s}^{-1}$ 、不同温度下的真实应力-应变曲线。从整体上看, 合金具有一定的温度敏感性; 从局部来看, 合金在  $293 \sim 573 \text{ K}$  温度区间内, 温度敏感性较显著, 而在低温区间 ( $173 \sim 243 \text{ K}$ ) 则不具有温度敏感性。随着温度的升高, 材料的屈服强度不断降低, 这是由于晶间黏性流动作用随变形温度的增加而增加, 同时高温也增强了动态再结晶的软化作用, 使得变形过程发生了更多的位错滑移, 降低了材料变形抗力<sup>[28]</sup>。而当温度低于室温时, 材料的屈服强度较室温明显升高。这是由于在较低温度下, 晶格的热振动能变小, 位错运动越过势垒所需要的外力增大, 即短程力增大; 而长程力随温度的降低变化不大; 屈服应力是短程力与长程力之和的宏观表现, 因此, 在低温时屈服强度较常温会升高<sup>[29]</sup>。图 7(b) 为流动应力随温度的变化曲线, 根据温度敏感程度大致可以分为 2 个区域。其中  $173 \sim 243 \text{ K}$  为温度不敏感区, 随着温度的升高, 流动应力基本保持不变; 温度在  $243 \sim 573 \text{ K}$  区域内时, 合金具有一定的温度敏感性, 在高温下流动应力呈非线性分布, 随着温度的升高呈现出不断降低的趋势, 温度越高, 流动应力下降越明显。

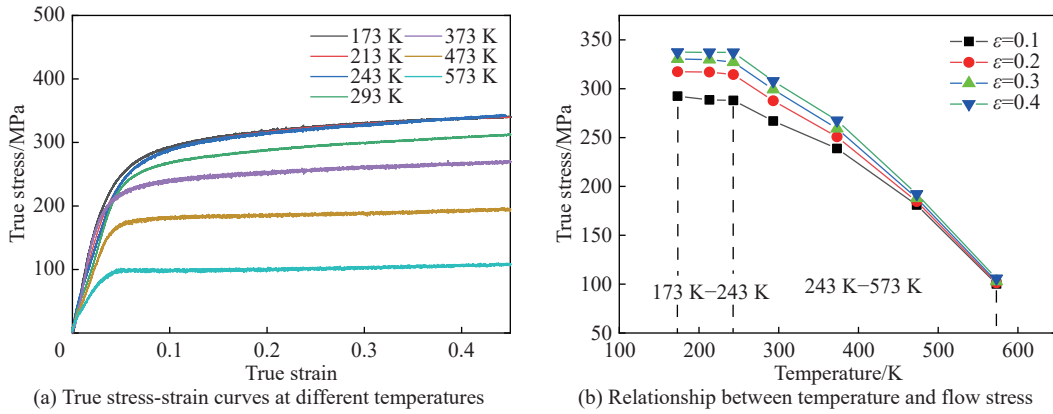


图 7  $0.002 \text{ s}^{-1}$  下不同温度的真实应力-应变曲线和温度与流动应力的关系

Fig. 7 True stress-strain curves at different temperatures under  $0.002 \text{ s}^{-1}$  and relationship between temperature and flow stress

温度敏感性指数可以用来表征变形温度对流动应力的影响程度, 在应变和应变率确定的情况下, 温度敏感性指数  $q$  可由流动应力  $\sigma$  和变形温度  $T$  的对数坐标曲线上取其斜率确定<sup>[30-31]</sup>, 即:

$$q = \left( \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln T} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}} \quad (6)$$

式中:  $\sigma$  为真应力,  $T$  为变形温度,  $\varepsilon$  为给定条件下的应变。AlSi10Mg 合金为正温度敏感性材料, 即随变形温度升高而软化, 计算所得温度敏感性指数  $q$  均为负值。为简便起见, 计算时采用绝对值形式。

通过计算发现, 不同温度区间内温度敏感系数有较大差别, 在  $173 \sim 243 \text{ K}$  下,  $q=0.025$ , 而在  $243 \sim 573 \text{ K}$  内,  $q=1.22$ , 由此可见, 材料在低温下不敏感, 在高温下较敏感。

## 2.3 本构模型

### 2.3.1 J-C 本构模型

J-C 本构模型同时计及了材料的应变硬化效应、应变率硬化效应和温度软化效应, J-C 本构模型可表示为:

$$\sigma = (A + B\varepsilon_{pl}^n) (1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*) (1 - T^{*m}) \quad (7)$$

$$\dot{\varepsilon}^* = \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \quad (8)$$



$$T^* = \frac{T - T_r}{T_m - T_r} (T_r \leq T \leq T_m) \quad (9)$$

式中:  $\varepsilon_{pl}$  为真塑性应变;  $A$  为参考温度和参考应变速率下的屈服极限;  $B$  为应变硬化系数;  $n$  为应变硬化指数;  $C$  和  $m$  分别为应变速率硬化系数和热软化指数;  $\dot{\varepsilon}^*$  为无量纲应变速率;  $\dot{\varepsilon}_0$  为参考应变速率;  $T^*$  为无量纲温度;  $T$  为变形温度;  $T_m$  为熔点, 取 848 K<sup>[32]</sup>;  $T_r$  为计算时选取的参考温度。

在应变速率硬化部分, 如式 (7) 所示, 原始模型是基于  $\sigma - \lg \dot{\varepsilon}$  为线性关系推导的, 这并不适用于所有材料。对于大部分金属材料来说, 不同应变速率区间内率敏感性存在显著差异, 例如: 低碳钢<sup>[33]</sup>、钛合金<sup>[34]</sup>、镍合金<sup>[35]</sup>、铝合金<sup>[36-37]</sup>。刘旭红等<sup>[33]</sup>绘制了不同温度下低碳钢的屈服应力与应变速率关系曲线, 基于不同的率-温效应特点进行了分区。Liu 等<sup>[34]</sup>研究了 Ti-6Al-4V 合金的抗冲击性能研究, 发现与准静态下相比, 高应变速率下表现出明显的应变速率强化效应。Yuan 等<sup>[35]</sup>对 Inconel 718 合金的研究发现, 当应变速率超过  $10^3 \text{ s}^{-1}$  时, 流动应力随应变速率的增大而急剧增大。Alkhatib 等<sup>[36]</sup>和 Stanczak 等<sup>[37]</sup>发现, AlSi10Mg 合金对低应变速率和高应变速率存在不同的依赖性, 本文中也得到了类似的结论, 如图 6 所示。Stanczak 等<sup>[37]</sup>对应变速率硬化项进行了修正, 可以很好地反映 AlSi10Mg 在不同应变速率下的流变行为。

在温度软化部分, 周琳<sup>[38]</sup>发现, J-C 本构模型不能描述金属材料在较高温度下的力学性能, 且随着温度的升高, J-C 本构模型的精确性进一步下降。原始模型假定热软化系数  $m$  是一个常数存在一定的局限性, Zhang 等<sup>[39]</sup>将  $m$  修正为随温度  $T$  的变化的函数  $m(T)$ , 较好地预测了不同温度下 AZ31 的流变行为。

考虑到材料在低温与高温下的力学行为的不同, 本文中将分段拟合本构模型。

### 2.3.2 293~573 K、不同应变速率下本构方程的建立

为了更好地拟合 AlSi10Mg 合金在不同应变速率及不同温度的应力应变行为, 将本构模型修正为:

$$\sigma = (A + B\varepsilon_{pl}^n)(1 + C_1 \ln \dot{\varepsilon}^* + C_2 \ln \dot{\varepsilon}^{*k})(1 - T^{*m(T)}) \quad (10)$$

$$m(T) = f(T) \quad (11)$$

式中:  $k$  为与应变速率有关的参数, 在参考温度 293 K 和参考应变速率  $0.002 \text{ s}^{-1}$  下, 式 (7) 可表述为:

$$\sigma = A + B\varepsilon_{pl}^n \quad (12)$$

得到  $\ln(\sigma - A)$  与  $\ln \varepsilon_{pl}$  之间的关系如图 8(a) 所示。

在参考温度 293 K 下, 式 (7) 可修正为:

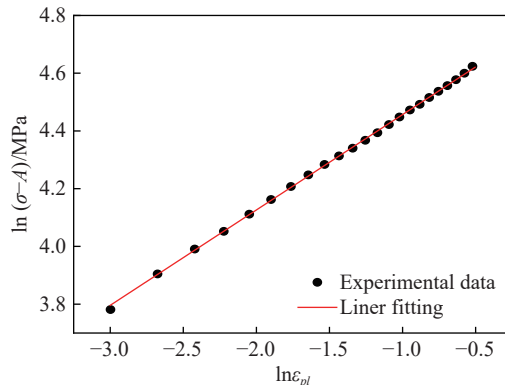
$$\sigma = (A + B\varepsilon_{pl}^n)(1 + C_1 \ln \dot{\varepsilon}^* + C_2 \ln \dot{\varepsilon}^{*k}) \quad (13)$$

得到  $\sigma / (A + B\varepsilon_{pl}^n)$  和  $\ln \dot{\varepsilon}^*$  之间的关系如图 8(b) 所示。

在参考应变速率  $0.002 \text{ s}^{-1}$  下, 式 (4) 可简化为:

$$\sigma = (A + B\varepsilon_{pl}^n)(1 - T^{*m(T)}) \quad (14)$$

得到  $m(T)$  与  $T$  之间的关系如图 8(c) 所示。



(a) Relationship between  $\ln(\sigma - A)$  and  $\ln \varepsilon_{pl}$  ( $T=293 \text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.002 \text{ s}^{-1}$ )

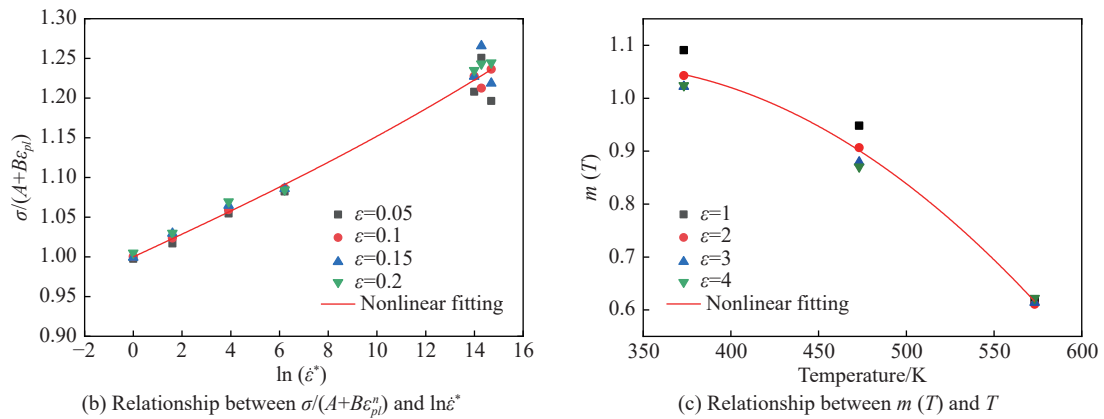


图 8 拟合过程

Fig. 8 Fitting process

求解后的参数如表 3~4 所示, 在 293~573 K 温度范围内, 不同应变率下的 J-C 本构模型可表示为:

$$\begin{cases} \sigma = (223 + 120\epsilon_{pl}^{0.33})(1 + 0.014\ln\dot{\epsilon}^* + 1.83 \times 10^{-5}\ln\dot{\epsilon}^{*2.71})(1 - T^{*m(T)}) \\ m(T) = -7.06 \times 10^{-6}T^2 + 0.0045T + 0.33 \end{cases} \quad (15)$$

由图 9 可知, 修正后的 J-C 本构模型误差较小, 可以很好地预测材料在室温及高温下的塑性流变行为。

表 3 修正后的 J-C 本构模型参数

Table 3 Modified J-C constitutive model parameters

A/MPa	B/MPa	n	C <sub>1</sub>	C <sub>2</sub>	k
223	120	0.33	0.014	1.83×10 <sup>-5</sup>	2.71

表 4 修正后的 J-C 本构模型温度参数

Table 4 Revised J-C constitutive model of temperature parameters

T/K	m
373	1.026
473	0.879
573	0.590

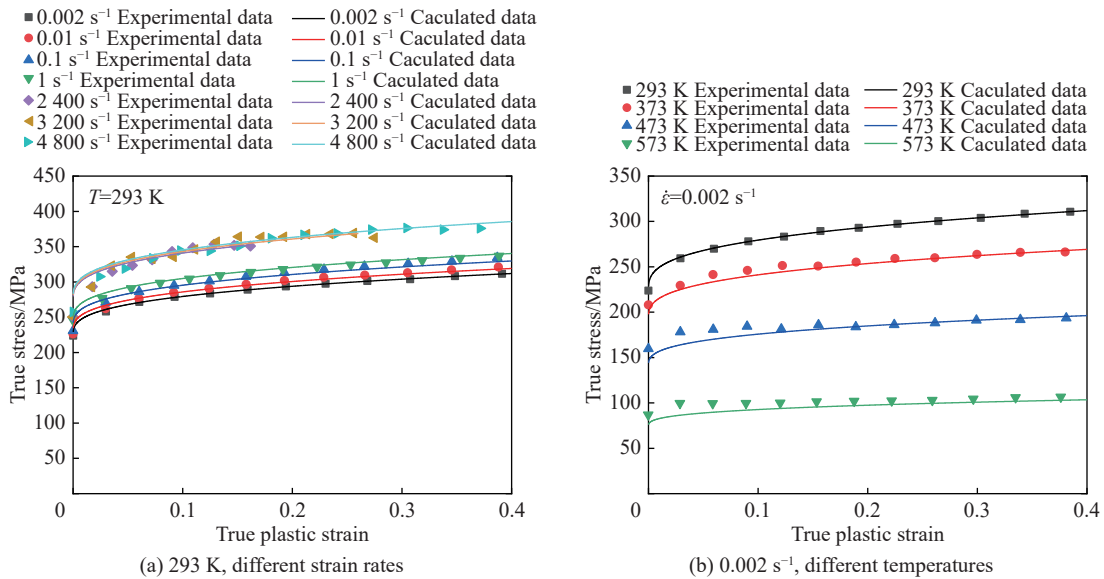


图 9 J-C 本构模型计算数据与实验数据

Fig. 9 Comparison between experimental data and calculated data from J-C constitutive model

### 2.3.3 173~243 K、不同应变率下本构方程的建立

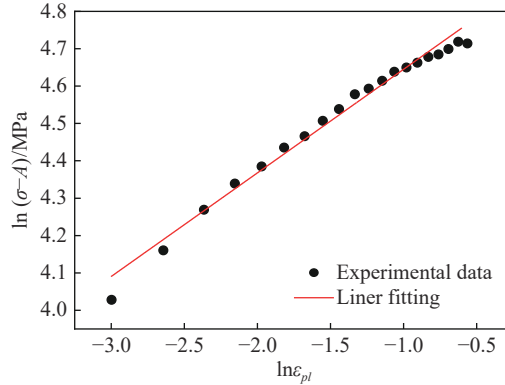
在 173~243 K 温度区间内只需要拟合材料在低应变率下的力学行为, 符合 J-C 本构模型的使用条件, 不需要对本构模型进行修正, 因此, 使用式 (7) 进行拟合, 可以得到:

$$\sigma = (A + B\varepsilon_{pl}^n)(1 + C\ln\dot{\varepsilon}^*)(1 - T^{*m}) \quad (16)$$

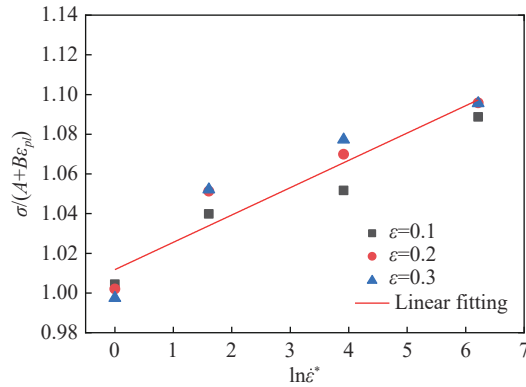
在参考温度 173 K 和参考应变率  $0.002 \text{ s}^{-1}$  下, 式 (12) 可表述为:

$$\sigma = A + B\varepsilon_{pl}^n \quad (17)$$

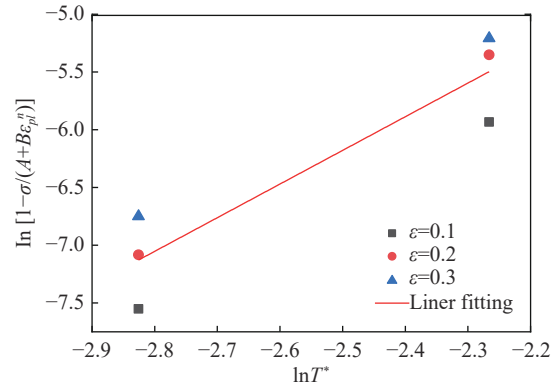
得到  $\ln(\sigma - A)$  和  $\ln\varepsilon_{pl}$  之间的关系如图 10(a) 所示。



(a) Relationship between  $\ln(\sigma - A)$  and  $\ln\varepsilon_{pl}$  ( $T=173 \text{ K}$ ,  $\dot{\varepsilon}=0.002 \text{ s}^{-1}$ )



(b) Relationship between  $\sigma/(A + B\varepsilon_{pl}^n)$  and  $\ln\dot{\varepsilon}^*$



(c) Relationship between  $\ln[1 - \sigma/(A + B\varepsilon_{pl}^n)]$  and  $\ln T^*$

图 10 拟合过程

Fig. 10 Fitting process

在参考温度 173 K 下, 式 (12) 可简化为:

$$\sigma = (A + B\varepsilon_{pl}^n)(1 + C\ln\dot{\varepsilon}^*) \quad (18)$$

得到  $\sigma/(A + B\varepsilon_{pl}^n)$  和  $\ln\dot{\varepsilon}^*$  之间的关系如图 10(b) 所示。

在参考应变率  $0.002 \text{ s}^{-1}$  下, 式 (12) 可简化为:

$$\sigma = (A + B\varepsilon_{pl}^n)(1 - T^{*m}) \quad (19)$$

得到  $\ln[1 - \sigma/(A + B\varepsilon_{pl}^n)]$  和  $\ln T^*$  之间的关系如图 10(c) 所示。

求解后的参数如表 5 所示, 在 173~243 K 温度范围内, 不同应变率下的 J-C 本构模型可表示为:

$$\sigma = (234.08 + 145.02\varepsilon_{pl}^{0.3})(1 + 0.014\ln\dot{\varepsilon}^*)(1 - T^{*2.91}) \quad (20)$$

由图 11 可知, 修正后的 J-C 本构模型误差较小, 可以很好地预测材料在低温下的塑性流变行为。

表 5 低温 J-C 本构模型参数

Table 5 J-C constitutive model parameters at low temperature

$A/\text{MPa}$	$B/\text{MPa}$	$n$	$C$	$m$
234	145	0.3	0.014	2.91

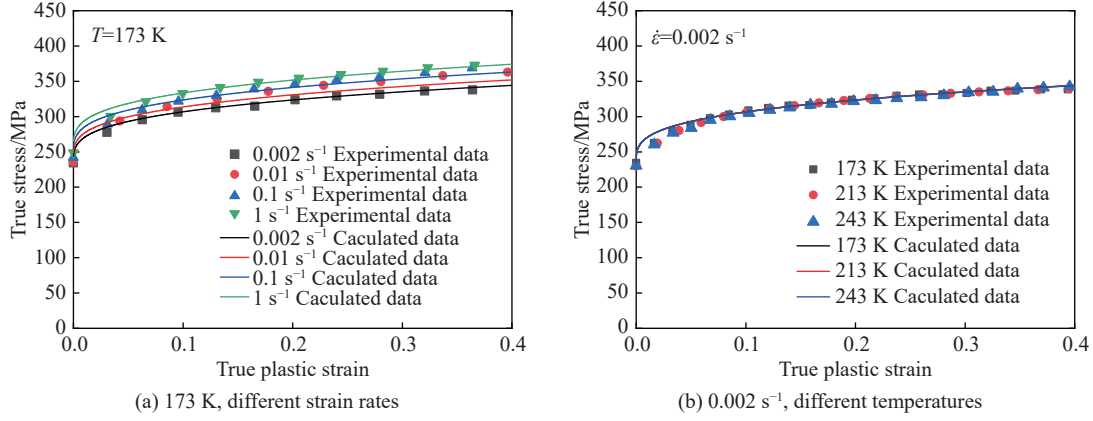


图 11 J-C 本构模型计算数据与实验数据

Fig. 11 Comparison between experimental data and calculated data from J-C constitutive model

综合式 (15) 和 (20), 退火态 SLM AlSi10Mg 合金的 J-C 本构模型可以表示为:

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma = (234.08 + 145.02\varepsilon_{pl}^{0.3}) (1 + 0.014 \ln \dot{\varepsilon}^*) (1 - T^{*2.91}), \quad T \in (173, 243) \\ \sigma = (223 + 120\varepsilon_{pl}^{0.33}) (1 + 0.014 \ln \dot{\varepsilon}^* + 1.83 \times 10^{-5} \ln \dot{\varepsilon}^{*2.71}) (1 - T^{*m(T)}) \\ m(T) = -7.06 \times 10^{-6} T^2 + 0.0045T + 0.33 \end{array} \right. \quad \begin{array}{l} \dot{\varepsilon} \in (0.002, 1) \\ T \in (293, 573) \\ \dot{\varepsilon} \in (0.002, 4800) \end{array} \quad (21)$$

### 2.3.4 修正后的 J-C 本构模型精度评测

为了定量描述修正后的 J-C 本构模型的预测精度, 引入相关系数 (correlation coefficient,  $R$ ) 和平均相对误差 (average absolute relative error,  $E$ ),  $R$  值表示预测值与实验值之间的线性相关性, 而平均相对误差是衡量数学模型准确性的常用参数<sup>[40]</sup>:

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (\sigma_e^i - \bar{\sigma}_e)(\sigma_p^i - \bar{\sigma}_p)}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (\sigma_e^i - \bar{\sigma}_e)^2 \sum_{i=1}^N (\sigma_p^i - \bar{\sigma}_p)^2}} \quad (22)$$

$$E = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{\sigma_p^i - \sigma_e^i}{\sigma_e^i} \right| \times 100\% \quad (23)$$

式中:  $\sigma_p^i$  为预测的流变应力,  $\bar{\sigma}_p$  为预测流变应力的平均值,  $\sigma_e^i$  为实测的流变应力,  $\bar{\sigma}_e$  为实测流变应力的平均值,  $N$  为数据点的总数。

在研究的应变率和温度区间内, 应变的选取与拟合本构模型时的真塑性应变一致 (见图 6 和 8), 实验值和预测值对应的流动应力的关系如图 12 所示。通过计算可得  $R = 0.993$ ,  $E = 2.55\%$ , 表明实验值与本构模型的预测值有较高的一致性。因此, 式 (21) 可以很好地预测退火态 SLM AlSi10Mg 合金在所研究温度及应变率范围内的力学行为。

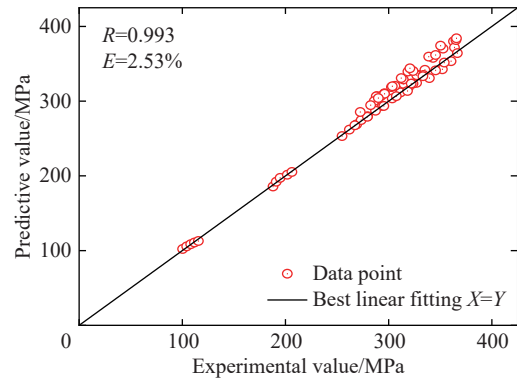


图 12 本构模型预测值与实验值的相关性

Fig. 12 Correlation between experimental values and predicted values from constitutive model

### 2.3.5 修正后的 J-C 本构模型验证

使用温度为 373 K、应变率为  $0.1 \text{ s}^{-1}$  和常温下应变率为  $3900 \text{ s}^{-1}$  的实验数据对 293~573 K 温度范围内修正后的 J-C 本构模型进行验证, 结果如图 13 所示, 可以看出, 无论是室温还是高温下, 该模型均具有极高的精度。

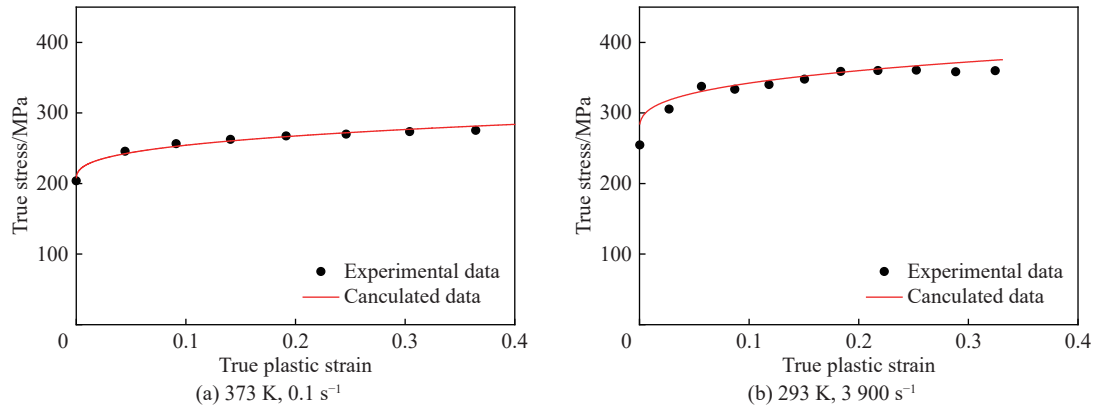


图 13 室温及高温下本构模型的验证

Fig. 13 Verification of constitutive models at room temperature and high temperature

同理, 使用温度为 293 K、应变率为  $0.01 \text{ s}^{-1}$  的实验数据对 173~243 K 温度范围内修正后的 J-C 本构模型进行验证, 结果如图 14 所示, 可以看出, 该模型在低温下也具有极高的精度。

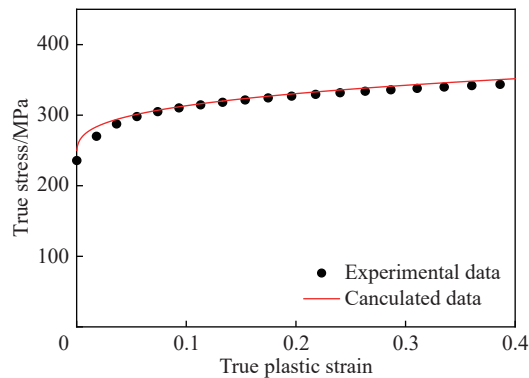


图 14 低温下本构模型的验证

Fig. 14 Verification of constitutive models at low temperature

综上所述, 选取的 3 组数据的实验值与预测值均有较高的一致性, 修正后的 J-C 本构模型可以很好地预测 293~573 K 和 173~243 K 温度范围内不同应变率下的力学行为。

## 3 结 论

(1) SLM 成形 AlSi10Mg 合金主要包含  $\alpha$ -Al 相和 Si 相, 具有精细的胞状-枝晶微观结构, 分别由精细胞区、粗胞区和热影响区 3 部分组成; 经退火热处理后, 微观结构由断续的、呈链状分布的共晶 Si 颗粒构成; 在熔道内部晶粒较大, 而在熔道边界处晶粒较小, 平均晶粒尺寸为  $3.7 \mu\text{m}$ 。

(2) 在室温、应变率  $0.002 \sim 4800 \text{ s}^{-1}$  条件下, 退火态 SLM 成形 AlSi10Mg 合金具有应变硬化效应和应变率硬化效应, 但在不同的应变率范围内具有不同的敏感性; 在高应变率条件下, 应变硬化效应仍然占主导。而在温度为 173 K、应变率为  $0.002 \sim 1 \text{ s}^{-1}$  条件下, 同样具有应变硬化效应和应变率效应, 但在低温下材料具有更高的屈服强度和流动应力。

(3) 应变率为  $0.002 \text{ s}^{-1}$  时, 退火态 SLM 成形 AlSi10Mg 合金在不同温度区间内具有不同的温度敏感性: 在 173~243 K 温度下不具有温度敏感性; 在 293~573 K 温度下具有温度敏感性, 且温度对材料的软化效应随着温度的升高而不断加剧。

(4) 基于 J-C 本构模型构建了用分段函数表达的修正 J-C 本构模型并对实验结果进行了拟合。该模型在 293~573 K 范围内, 对应变率硬化项和温度项进行了修正; 在 173~243 K 范围内, 则采用传统 J-C 本构模型。此外, 对修正后的 J-C 本构模型进行了实验验证, 预测结果与实验结果基本一致。在所研究的范围内, 修正后的 J-C 本构模型可较好地反映合金在高低温和不同应变率下的力学行为。

## 参考文献:

- [1] XU W F, LUO Y X, ZHANG W, et al. Comparative study on local and global mechanical properties of bobbin tool and conventional friction stir welded 7085-T7452 aluminum thick plate [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(1): 173–184. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.05.015.
- [2] TJONG S C, MA Z Y. Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites [J]. *Materials Science and Engineering: R*, 2000, 29(3/4): 49–113. DOI: 10.1016/S0927-796X(00)00024-3.
- [3] NG C H, YAHAYA S N M, LAI C F, et al. Reviews on the forming process of heat treatable aluminium alloys [J]. *International Journal of Integrated Engineering*, 2018, 10(5): 74–79. DOI: 10.30880/ijie.2018.10.05.012.
- [4] ABOULKHAIR N T, SIMONELLI M, PATTY L, et al. 3D printing of aluminium alloys: Additive manufacturing of aluminium alloys using selective laser melting [J]. *Progress in Materials Science*, 2019, 106: 100578. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2019.100578.
- [5] KOTADIA H R, GIBBONS G, DAS A, et al. A review of laser powder bed fusion additive manufacturing of aluminium alloys: microstructure and properties [J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 46: 102155. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102155.
- [6] LIMBASIYA N, JAIN A, SONI H, et al. A comprehensive review on the effect of process parameters and post-process treatments on microstructure and mechanical properties of selective laser melting of AlSi10Mg [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 22(1): 1141–1176. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.09.092. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.09.092.
- [7] SERT E, HITZLER L, HAFENSTEIN S, et al. Tensile and compressive behaviour of additively manufactured AlSi10Mg samples [J]. *Progress in Additive Manufacturing*, 2020, 5(3): 305–313. DOI: 10.1007/s40964-020-00131-9.
- [8] LI P, KIM Y, BOBEL A C, et al. Microstructural origin of the anisotropic flow stress of laser powder bed fused AlSi10Mg [J]. *Acta Materialia*, 2021, 220: 117346. DOI: 10.1016/j.actamat.2021.117346.
- [9] PONNUSAMY P, RAHMAN RASHID R A, MASOOD S H, et al. Mechanical properties of SLM-printed aluminium alloys: a review [J]. *Materials*, 2020, 13(19): 4301. DOI: 10.3390/ma13194301.
- [10] ZHAO L, SONG L B, MACIAS J G S, et al. Review on the correlation between microstructure and mechanical performance for laser powder bed fusion AlSi10Mg [J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 56: 102914. DOI: 10.1016/j.addma.2022.102914.
- [11] PARK T H, BAEK M S, HYER H, et al. Effect of direct aging on the microstructure and tensile properties of AlSi10Mg alloy manufactured by selective laser melting process [J]. *Materials Characterization*, 2021, 176: 111113. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111113.
- [12] GIOVAGNOLI M, TOCCI M, FORTINI A, et al. Effect of different heat-treatment routes on the impact properties of an additively manufactured AlSi10Mg alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 802: 140671. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140671.
- [13] KEMPF A, HILGENBERG K. Influence of heat treatments on AlSi10Mg specimens manufactured with different laser powder bed fusion machines [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 818: 141371. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141371.
- [14] RABORI A S, FALLAH V. Room temperature strain rate sensitivity of as-built 3D printed AlSi10Mg by laser powder bed fusion [J]. *Materials Letters*, 2022, 320: 132395. DOI: 10.1016/j.matlet.2022.132395.
- [15] BAXTER C, CYR E, ODESHI A, et al. Constitutive models for the dynamic behaviour of direct metal laser sintered AlSi10Mg\_200C under high strain rate shock loading [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 731: 296–308. DOI: 10.1016/j.msea.2018.06.040.
- [16] NUREL B, NAHMANY M, FRAGE N, et al. Split Hopkinson pressure bar tests for investigating dynamic properties of

- additively manufactured AlSi10Mg alloy by selective laser melting [J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 22: 823–833. DOI: 10.1016/j.addma.2018.06.001.
- [17] ALKHATIB S E, SERCOMBE T B. High strain-rate response of additively manufactured light metal alloys [J]. *Materials & Design*, 2022, 217: 110664. DOI: 10.1016/j.matdes.2022.110664.
- [18] ZARETSKY E, STERN A, FRAGE N. Dynamic response of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 688: 364–370. DOI: 10.1016/j.msea.2017.02.004.
- [19] CAO Y, LIN X, WANG Q Z, et al. Microstructure evolution and mechanical properties at high temperature of selective laser melted AlSi10Mg [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 62: 162–172. DOI: 10.1016/j.jmst.2020.04.066.
- [20] GHASHGHAY B R, ABEDI H R, SHABESTARI S G, et al. Comparatively evaluating the room and high temperature mechanical properties of AlSi10Mg alloy produced by selective laser melting [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 21: 3570–3578. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.10.162.
- [21] SALANDARI-RABORI A, DIAK B J, FALLAH V. Dislocation-obstacle interaction evolution in rate dependent plasticity of AlSi10Mg as-built microstructure by laser powder bed fusion [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 857: 144043. DOI: 10.1016/j.msea.2022.144043.
- [22] THIJS L, KEMPEN K, KRUTH J P, et al. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder [J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(5): 1809–1819. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.11.052.
- [23] 张文奇, 朱海红, 胡志恒, 等. AlSi10Mg 的激光选区熔化成形研究 [J]. *金属学报*, 2017, 53(8): 918–926. DOI: 10.11900/0412.1961.2016.00472.
- ZHANG W Q, ZHU H H, HU Z H, et al. Study on Selective Laser Melting of AlSi10Mg [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2017, 53(8): 918–926. DOI: 10.11900/0412.1961.2016.00472.
- [24] ALGHAMDI F, SONG X, HADADZADEH A, et al. Post heat treatment of additive manufactured AlSi10Mg: on silicon morphology, texture and small-scale properties [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 783: 139296. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139296.
- [25] FATHI P, RAFIEAZAD M, DUAN X, et al. On microstructure and corrosion behaviour of AlSi10Mg alloy with low surface roughness fabricated by direct metal laser sintering [J]. *Corrosion Science*, 2019, 157: 126–145. DOI: 10.1016/j.corsci.2019.05.032.
- [26] WANG X F, SHI T Y, WANG H B, et al. Mechanical behavior and microstructure evolution of Al-Mg-Si-Cu alloy under tensile loading at different strain rates [J]. *Materials Research Express*, 2019, 6(6): 066548. DOI: 10.1088/2053-1591/ab08d7.
- [27] YAN S L, YANG H, LI H W, et al. Variation of strain rate sensitivity of an aluminum alloy in a wide strain rate range: mechanism analysis and modeling [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 688: 776–786. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.07.077.
- [28] ZHANG C S, WANG C X, GUO R, et al. Investigation of dynamic recrystallization and modeling of microstructure evolution of an Al-Mg-Si aluminum alloy during high-temperature deformation [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 773: 59–70. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.09.263.
- [29] 李娜, 李玉龙, 郭伟国. 3 种铝合金材料动态性能及其温度相关性对比研究 [J]. *航空学报*, 2008, 29(4): 903–908. DOI: 10.3321/j.issn:1000-6893.2008.04.022.
- LI N, LI Y L, GUO W G. Comparison of mechanical properties and their temperature dependencies for three aluminium alloys under dynamic load [J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2008, 29(4): 903–908. DOI: 10.3321/j.issn:1000-6893.2008.04.022.
- [30] 汪存显, 索涛, 李玉龙, 等. 不同温度和应变速率下超细晶铝的力学行为 [J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(5): 1200–1205. DOI: 10.19476/j.ysxb.1004.0609.2014.05.012. DOI: 10.19476/j.ysxb.1004.0609.2014.05.012.
- WANG C X, SUO T, LI Y L, et al. Mechanical behavior of ultra-grained aluminum at different temperatures and strain rates [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(5): 1200–1205. DOI: 10.19476/j.ysxb.1004.0609.2014.05.012.
- [31] LIU Y H, NING Y Q, YANG X M, et al. Effect of temperature and strain rate on the workability of FGH4096 superalloy in hot deformation [J]. *Materials and Design*, 2016, 95: 669–676. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.01.032.
- [32] LIU C M, LI C G, ZHANG Z, et al. Modeling of thermal behavior and microstructure evolution during laser cladding of AlSi10Mg alloys [J]. *Optics and Laser Technology*, 2020, 123: 105926. DOI: 10.1016/j.optlastec.2019.105926.

- [33] 刘旭红, 黄西成, 陈裕泽, 等. 强动载荷下金属材料塑性变形本构模型评述 [J]. *力学进展*, 2007, 37(3): 361–374. DOI: 10.3321/j.issn:1000-0992.2007.03.004.  
LIU X H, HUANG X C, CHEN Y Z, et al. A review on constitutive models for plastic deformation of metal materials under dynamic loading [J]. *Advances in Mechanics*, 2007, 37(3): 361–374. DOI: 10.3321/j.issn:1000-0992.2007.03.004.
- [34] WAYMEL R F, CHEW H B, LAMBROS J. Loading orientation effects on the strength anisotropy of additively-manufactured Ti-6Al-4V alloys under dynamic compression [J]. *Experimental Mechanics*, 2019, 59: 829–841. DOI: 10.1007/s11340-019-00506-2.
- [35] YUAN K B, GUO W G, LI P H, et al. Thermomechanical behavior of laser metal deposited Inconel 718 superalloy over a wide range of temperature and strain rate: Testing and constitutive modeling [J]. *Mechanics of Materials*, 2019, 135: 13–25. DOI: 10.1016/j.mechmat.2019.04.024.
- [36] ALKHATIB S E, XU S Q, LU G X, et al. Dynamic constitutive behavior of LPBFed metal alloys [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.05.252.
- [37] STANCZAK M, RUSINEK A, BRONISZEWSKA P, et al. Influence of strain rate and temperature on the mechanical behaviour of additively manufactured AlSi10Mg alloy—experiment and the phenomenological constitutive modelling [J]. *Bulletin of the Polish Academy of Sciences. Technical Sciences*, 2022, 70(4). DOI: 10.24425/bpasts.2022.141983.
- [38] 周琳. 金属材料新的动态本构模型 [D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2019: 20. DOI: 10.27517/d.cnki.gzkju.2019.000016.
- [39] ZHANG F, LIU Z, WANG Y, et al. The modified temperature term on Johnson-Cook constitutive model of AZ31 magnesium alloy with {0002} texture [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2020, 8(1): 172–183. DOI: 10.1016/j.jma.2019.05.013.
- [40] TRIMBLE D, O'DONNELL G E. Flow stress prediction for hot deformation processing of 2024Al-T3 alloy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(5): 1232–1250. DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64194-8.

(责任编辑 蔡国艳)