

DOI: 10.11883/bzycj-2021-0227

# 激光选区熔化 Ti-6Al-4V 合金的动态力学性能及其本构关系\*

朱磊<sup>1,2</sup>, 刘洋<sup>1,2,3</sup>, 孟锦晖<sup>1,2</sup>, 李治国<sup>3</sup>, 胡建波<sup>3</sup>, 李国平<sup>2</sup>, 王永刚<sup>1,2</sup>

(1. 宁波大学冲击与安全工程教育部重点实验室, 浙江 宁波 315211;

2. 宁波大学机械工程与力学学院, 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重点实验室, 四川 绵阳 621999)

**摘要:** 为了开展激光选区熔化(SLM)增材制造钛合金的动态力学性能研究, 分别采用热模拟材料试验机、分离式霍普金森压杆装置对激光选区熔化钛合金在不同温度下进行了准静态和动态压缩实验, 并基于实验结果拟合 Johnson-Cook 本构模型, 同时对钛合金在高温、高应变率下的力学行为进行了有限元模拟。结果表明, 相对于铸造或锻造钛合金, 激光选区熔化钛合金具有更细小、均匀的组织, 使其屈服强度有明显的提升, 且表现出明显的应变率强化效应和热软化效应。有限元模拟结果与实验有着较高的重合度, 进一步验证了本构参数的有效性, 为扩大激光选区熔化技术及其产品的应用提供了理论基础。

**关键词:** 激光选区熔化; Ti-6Al-4V 合金; 动态力学性能; Johnson-Cook 本构; 有限元模拟

中图分类号: O347; TG146.2

国标学科代码: 13015

文献标志码: A

## Dynamic mechanical properties and constitutive relationship of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy

ZHU Lei<sup>1,2</sup>, LIU Yang<sup>1,2,3</sup>, MENG Jinhui<sup>1,2</sup>, LI Zhiguo<sup>3</sup>, HU Jianbo<sup>3</sup>, LI Guoping<sup>2</sup>, WANG Yonggang<sup>1,2</sup>

(1. Key Laboratory of Impact and Safety Engineering, Ministry of Education, Ningbo University,

Ningbo 315211, Zhejiang, China;

2. Faculty of Mechanical Engineering and Mechanics, 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:** Aiming at understanding the dynamic mechanical properties of titanium alloys additively manufactured by selective laser melting (SLM), quasi-static and dynamic impact experiments were carried out on selective laser melted Ti-6Al-4V alloy at different temperatures using thermal simulation material testing machine and SHPB device, respectively. Based on the experimental results, the parameters of Johnson-Cook constitutive model are fitted. Meanwhile, the mechanical behaviors of titanium alloy at high temperature and high strain rates were simulated by finite element method. The results show that the yield strength of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy is enhanced significantly compared with those of wrought or forged counterparts. Moreover, it exhibits significant strain rate strengthening effect and thermal softening effect. The finite element simulation results are close to the experimental results and further validate the constitutive model parameters, which could provide a theoretical basis for expanding the application of selective laser melting technique and its products.

\* 收稿日期: 2021-06-04; 修回日期: 2021-11-18

基金项目: 国家自然科学基金(51905279, 11972202); 科学挑战计划(TZ2018001); 冲击波物理与爆轰物理重点实验室基金(6142A03201002); 冲击波物理与爆轰物理重点实验室稳定支持科研项目(JCKYS2019212009); 冲击与安全工程教育部重点实验室开放课题(CJ2020007)

第一作者: 朱磊(1995—), 男, 硕士研究生, rayle1020@foxmail.com

通信作者: 刘洋(1987—), 男, 博士, 副教授, liuyang1@nbu.edu.cn

**Keywords:** selective laser melting; Ti-6Al-4V alloy; dynamic mechanical properties; Johnson-Cook constitutive model; finite element simulation

钛合金(Ti-6Al-4V)因具有低密度、高比强度、耐腐蚀以及良好的耐热性和生物相容性等优势,被广泛地应用于航空航天、国防军事、能源等领域<sup>[1-2]</sup>。但钛合金由于熔点高、难变形、易开裂和难切削,常用的铸造、锻造和机加工制造复杂零件存在工艺流程长、能耗高、易开裂、刀具损耗快等问题,因此加工周期偏长、材料利用率低,这增加了钛合金的应用成本。激光选区熔化(selective laser melting, SLM)作为近十几年来快速发展的增材制造技术,基于零件的数字模型文件,通过控制高能束激光逐层熔化细小金属粉末的方式来使实体成型。由于具有细微光斑、高能量密度等特点,SLM技术可直接制造高性能、复杂结构的致密金属零部件,在航空航天、装备制造等关键领域得到越来越多的应用。尤其当增材制造技术与某些具有特殊性能的材料相结合,能够发挥传统制造技术不具备的优势。但是由于服役环境苛刻,这些增材制造的构件经常会承受高速冲击载荷(如航天中的防御攻击、航空中的飞鸟撞击等)。因此要求该材料在规定的冲击载荷下能保证结构的完整性和连续性,即具有足够的动态承载能力<sup>[3]</sup>。

材料的承载性能按照载荷的速度分为静态、准静态和动态承载:静态加载的应变率小于 $10^{-5} \text{ s}^{-1}$ ,可不考虑应变率的影响;准静态加载的应变率范围为 $10^{-5} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ,应变率的影响可忽略不计;应变率大于 $10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 为动态加载,其应变率不可忽略<sup>[4]</sup>。一些学者发现,激光选区熔化的钛合金具有非常明显的应变率敏感性,随着应变率的增加,材料的强度增加,而韧性呈相反的趋势<sup>[5]</sup>。相比于传统制造工艺,增材制造制备的材料晶粒更细小,这样的微观组织使得材料在高应变率载荷下具有更高的强度。如Zaretsky等<sup>[6]</sup>对比了SLM成型和铸造AlSi10Mg合金在高速拉伸工况下的动态力学性能,发现前者的动态屈服强度是铸造态的2倍,而抗拉强度则达到3倍。Baxter等<sup>[7]</sup>研究了激光直接沉积AlSi10Mg\_200C合金在冲击载荷下的力学性能,并基于实验数据拟合了该材料的Johnson-Cook本构关系。由于材料实验所耗费的时间和费用巨大,数值计算方法在现代工程材料和结构的变形及断裂破坏问题上发挥的作用越来越大。而本构模型是材料性能数值计算的核心问题,其参数对计算结果有很大影响,但是目前针对激光选区熔化材料的动态力学性能及其本构关系的研究尚少。

随着中国航空航天、国防军事等事业发展越来越快,对增材制造钛合金的需求越来越大,因此研究激光选区熔化钛合金的动态力学性能对其在这些领域的应用具有重要意义。本文采用Gleeble热模拟材料试验机和分离式霍普金森压杆(split Hopkinson pressure bar, SHPB)装置,分别对激光选区熔化钛合金进行准静态和动态压缩实验,研究从准静态载荷到高应变率冲击载荷作用下钛合金的力学性能,并基于Johnson-Cook本构模型建立激光选区熔化钛合金的动态本构关系,同时对钛合金在高温、高应变率下的力学行为进行有限元模拟,以期为扩大激光选区熔化技术及产品的应用提供理论基础。

## 1 材料和实验程序

### 1.1 试样制备

采用激光选区熔化工艺制备 $\phi 5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 的圆柱形试样,材料为Ti-6Al-4V合金粉末,平均粒径为 $35 \mu\text{m}$ 。加工设备为Dimetal-100H金属3D打印机,优化加工工艺参数,其激光扫描功率为135 kW,扫描速度为1200 mm/s,层厚为 $30 \mu\text{m}$ 。为了避免粉末在烧结过程中发生氧化,在成型仓内通入高纯度氩气作为保护气体。同时采用交替式扫描策略以减弱SLM工艺带来的各向异性影响。将样品从基板切除后经过 $500 \text{ }^\circ\text{C}/1 \text{ h}$ 的退火处理,消除90%以上的热应力<sup>[8]</sup>。图1所示为扫描策略及试样示意图,最终样品的相对密度超过99.4%。

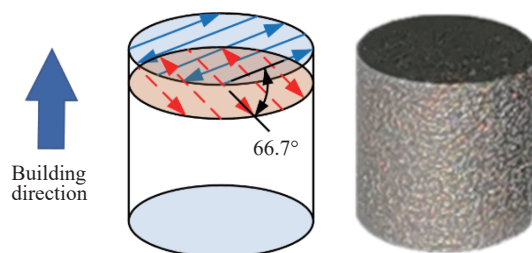


图1 SLM扫描策略及圆柱试样

Fig. 1 SLM scanning strategy and cylindrical specimens

对 SLM 制备的钛合金试样进行微观组织结构表征, 图 2 给出了圆柱试样纵截面的光学金相(optical metallography, OM)图片和扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)图片, 可以发现: (1) 材料的致密度良好, 未观察到明显的缺陷; (2) 钛合金微观组织中存在有明显的竖条熔道状结构, 其产生原因可归因于 SLM 工艺的热循环过程。

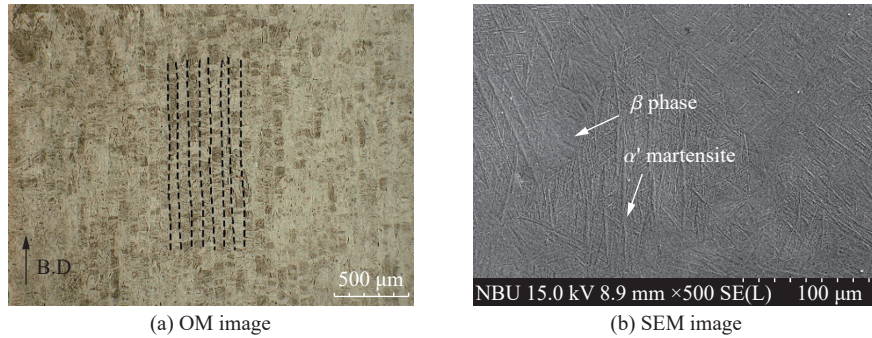


图 2 激光选区熔化钛合金的光学和扫描电子显微镜图片  
Fig. 2 Optical metallography and SEM micrographs of the SLMed titanium alloy

图 3 给出了圆柱试样纵截面的电子背散射衍射(electron backscattered diffraction, EBSD)表征、相分布图以及  $\alpha$  相极图。在 EBSD 表征区域可以观察到拉长的初始  $\beta$  晶粒, 并且在晶粒中填充有大量的多级针状  $\alpha'$  马氏体晶粒, 这是因为在 SLM 制备过程中  $\beta$  相场急速冷却, 其内部连续发生  $\beta \rightarrow \alpha$  的非扩散相变过程, 导致形成一种过饱和的  $\alpha$  固溶体(即  $\alpha'$ )。同时  $\beta$  相场的高冷却速度也导致了激光选区熔化钛合

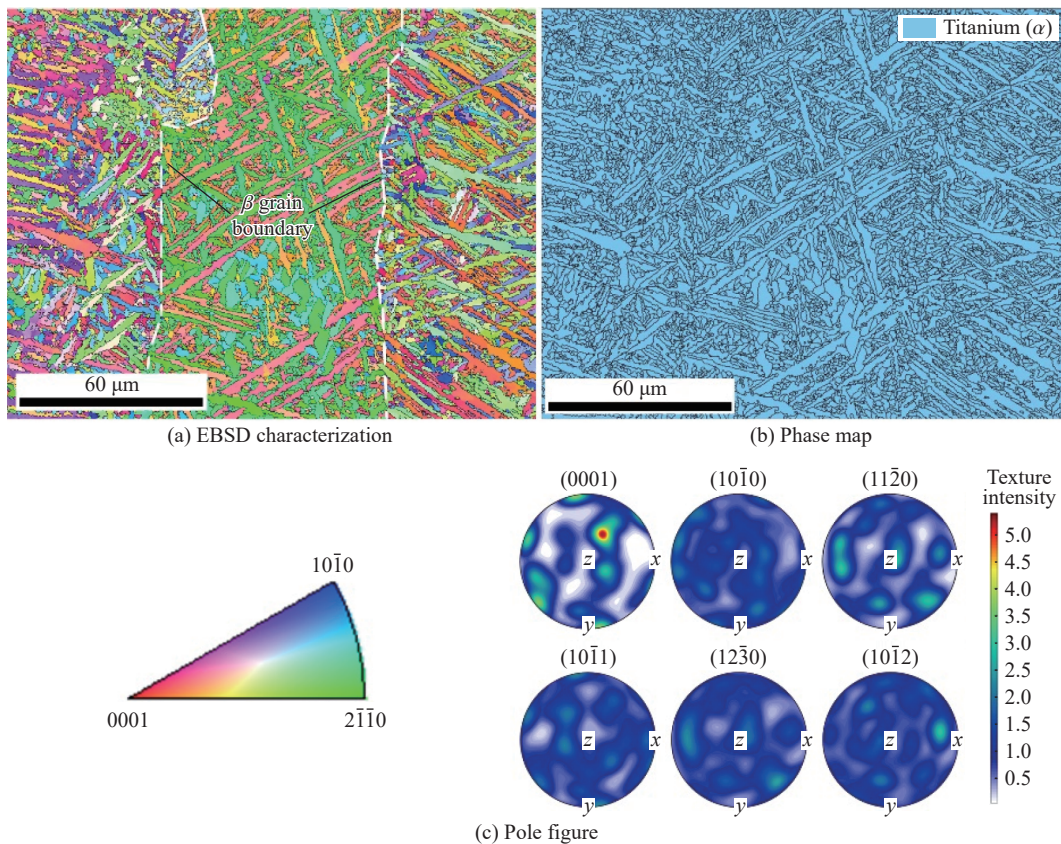


图 3 激光选区熔化钛合金的 EBSD 表征、相图和极图  
Fig. 3 EBSD characterization, phase map and pole figures of the SLMed titanium alloy

金在室温下较低的  $\beta$  相占比, 因此在图 3(b) 中并没有发现  $\beta$  相的残留。从图 3(a) 和图 3(c) 可以得出, 激光选区熔化钛合金材料择优取向的标准度要低于轧制工艺下的标准度, 总体表现为随机织构。这些结果也与早期 Simonelli<sup>[9]</sup> 和 Yang 等<sup>[10]</sup> 对激光选区熔化钛合金材料的研究结果相接近, 其金属微观结构也存在类似的组织特点。

### 1.2 实验程序

图 4 为准静态和动态压缩实验原理简图。其中准静态压缩实验在热模拟材料试验机上进行, 以 0.3 mm/min 的恒定速度进行压缩, 名义应变率为  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。为了研究激光选区熔化钛合金材料的温度效应, 在同应变率准静态压缩载荷下进行了 25~550 °C 的压缩实验。通过下式计算准静态压缩实验的工程应力( $\sigma_e$ )和工程应变( $\varepsilon_e$ ) $\sigma_e - \varepsilon_e$ :

$$\begin{cases} \sigma_e = F/A_s \\ \varepsilon_e = \delta/l_s \end{cases} \quad (1)$$

式中:  $F$  和  $\delta$  分别为准静态测试过程中的加载力以及加载位移,  $A_s$  和  $l_s$  分别为试样的初始横截面积和高度。

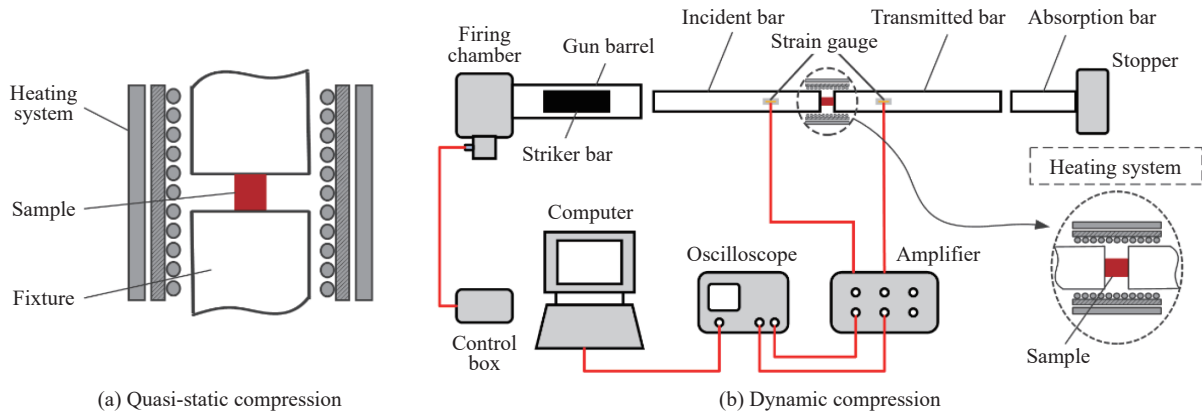


图 4 准静态及动态压缩实验原理简图

Fig. 4 Schematic diagram of quasi-static and dynamic compression experiments

高应变率压缩实验采用了自主研发的杆径为 14.5 mm 的分离式霍普金森压杆(SHPB)装置, 主要由撞击杆、入射杆和透射杆组成, 其长度分别为 0.2、1 和 1 m。测试时, 将试样放在入射杆和透射杆之间, 并使试样的成型方向与实验的加载方向保持一致。实验中的入射波、反射波和透射波的脉冲信号由固定在入射杆和透射杆上的应变片记录下来, 并根据一维弹性波理论计算出工程应力( $\sigma_e$ )、工程应变( $\varepsilon_e$ )和工程应变率( $\dot{\varepsilon}_e$ ), 其表达式为:

$$\begin{cases} \sigma_e = E_{\text{bar}} \left( \frac{A_{\text{bar}}}{A_s} \right) \varepsilon_t(t) \\ \dot{\varepsilon}_e = -\frac{2C_0}{l_s} \varepsilon_r(t) \\ \varepsilon_e = \int_0^t \dot{\varepsilon}_e dt \end{cases} \quad (2)$$

式中:  $E_{\text{bar}}$ 、 $A_{\text{bar}}$ 、 $C_0$  分别为压杆的杨氏模量、截面积和波速,  $\varepsilon_r$  和  $\varepsilon_t$  为反射波和透射波的应变脉冲。

根据准静态及动态实验的工程应力-应变数据可以得到真实应力( $\sigma$ )和应变( $\varepsilon$ ):

$$\begin{cases} \sigma = \sigma_e(1 - \varepsilon_e) \\ \varepsilon = -\ln(1 - \varepsilon_e) \end{cases} \quad (3)$$

数值方法采用了 ABAQUS 有限元软件对激光选区熔化钛合金的动态冲击过程进行了仿真模拟, 具体细节将在第 3 节给出。

## 2 实验结果

### 2.1 准静态压缩实验

在不同实验温度下进行了钛合金试样的准静态压缩实验, 其应力-应变曲线如图 5 所示, 从图中可以得出: (1) 对于各个温度条件下的准静态实验, 钛合金材料的流动应力在塑性变形开始时迅速增加, 但在较大应变时增加变慢, 表现出典型的应变硬化现象; (2) 随着温度的上升, 钛合金材料的流动应力逐渐下降, 并且伴随着整体应变硬化率 ( $\partial\sigma/\partial\varepsilon$ ) 的减小; (3) 在 500 °C 及更高的实验温度下的塑性变形中, 应力值随着应变的增加反而呈下降趋势, 表现出明显的应变软化效应。

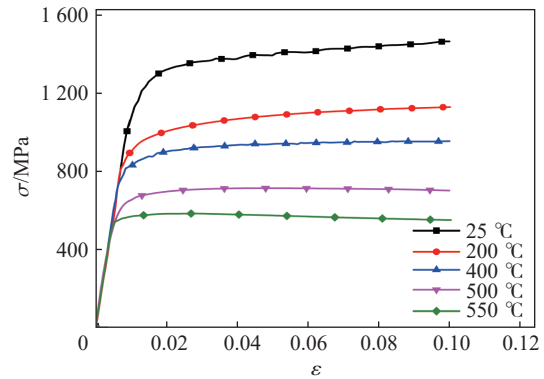


图 5 不同温度下准静态压缩的应力( $\sigma$ )-应变( $\varepsilon$ )曲线  
Fig. 5 Quasi-static compressive stress ( $\sigma$ )-strain ( $\varepsilon$ ) curves at different temperatures

### 2.2 动态压缩实验

图 6 给出了钛合金在室温(25 °C)条件、不同应变率载荷下的应力-应变曲线, 实验所得应变率约为 300~3 500  $s^{-1}$ 。由图 6 可知: (1) 在塑性变形阶段, 钛合金的流动应力随着应变的增大而逐渐增大, 表现出明显的应变硬化效应, 最终在压缩的卸载阶段达到应力峰值; (2) 随着应变率的增加, 钛合金的屈服强度呈现单调递增的趋势, 极限抗压强度也从 300  $s^{-1}$  时的 1 502 MPa 增加至 3 500  $s^{-1}$  时的 1 938 MPa, 这说明激光选区熔化 TC4 钛合金具有明显的应变率强化效应。

图 7 对比了本文实验和文献 [11-15] 关于钛合金力学性能的实验中不同应变率下的极限抗压强度, 可以发现, 在较高应变率时, 拟合线的斜率要远大于低应变率时的斜率, 说明高应变率压缩载荷下钛合金表现出更强的应变率强化效应。除此之外, 还可以观察到高应变率载荷下钛合金样品的塑性要显著优于低应变率下的样品, 这种由应变率诱发的塑性增强效应在许多金属材料的动态实验中<sup>[16-17]</sup> 被发现: 例如 Qin 等<sup>[18]</sup> 在研究 DP500 双相高强度钢的动态拉伸性能中也发现了同样的现象, 伴随着塑性的改善, 这些金属材料的强度往往也会有一定程度的提高。

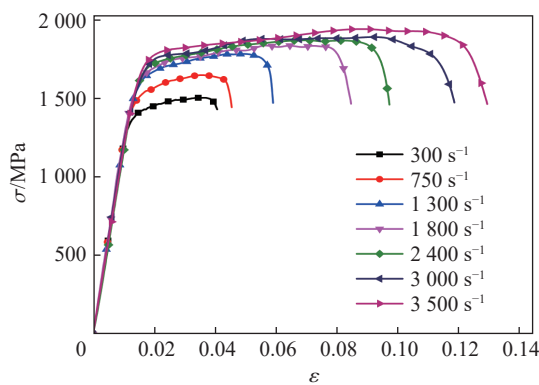


图 6 室温下动态压缩的应力( $\sigma$ )-应变( $\varepsilon$ )曲线  
Fig. 6 Dynamic compressive stress ( $\sigma$ )-strain ( $\varepsilon$ ) curves at room temperature

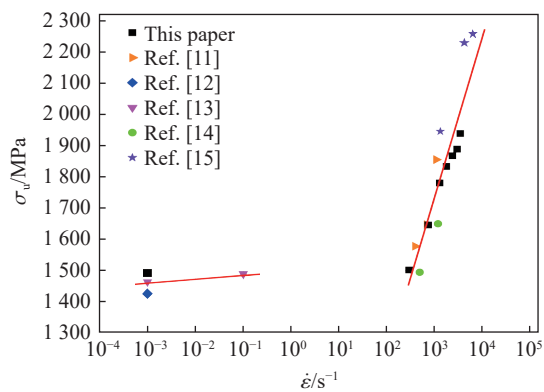


图 7 室温下钛合金的极限抗压强度( $\sigma_u$ )-应变率( $\dot{\varepsilon}$ )曲线  
Fig. 7 Ultimate compressive strength ( $\sigma_u$ )-strain rate ( $\dot{\varepsilon}$ ) curve of Ti-6Al-4V alloy at room temperature

图 8 为钛合金在 2 000  $s^{-1}$  压缩载荷、不同温度下的应力-应变曲线, 从图 8 中可以看出, 钛合金的流动应力随温度变化的趋势与准静态下类似, 但由于实验温度场与高应变率下的温升效应相互耦合作用, 有效降低了钛合金材料中的位错密度, 进而提升了材料的塑性流动能力, 因此钛合金在高温、高应变率

载荷下更易产生应变软化的现象。其原因可分析如下: 塑性材料的塑性变形机制主要是位错滑移和形变孪晶的相互竞争, 由孪晶造成的塑性变形是与温度和应变率密切相关的, 温度越高或应变率越高, 形变孪晶(钛及钛合金中最常被报道的是{1101}{1012}孪晶)的影响也就越大。在高温条件下, 形变孪晶更容易被激活(在有些报道中, 准静态加载条件下钛的形变孪晶在 400 °C 以上产生, 动态加载条件下在 200 °C 产生<sup>[19]</sup>), 从而占据主导地位, 使得材料发生软化现象。图 5 中 500 °C 以上的准静态应力-应变曲线出现明显的高温应变软化效应也证明了这一点。

将钛合金圆柱试样在 200 °C、2000 s<sup>-1</sup> 载荷下压缩后的试样回收, 从中间合适位置采用线切割切割切开进行微观组织观察。图 9 给出了冲击后的纵截面的 EBSD 表征, 图 10 给出了加载前后的晶粒尺寸对比, 由图中可得: (1) 在高温、高应变率冲击载荷下, 钛合金发生了显著的晶粒细化现象, 试样的平均晶粒尺寸从 4.10 μm<sup>2</sup> 降低到 2.87 μm<sup>2</sup>; (2) 相较于未加载试样, 钛合金的初始 β 柱状晶在冲击载荷下破碎, 原先的晶界十分模糊, 几乎不可见。

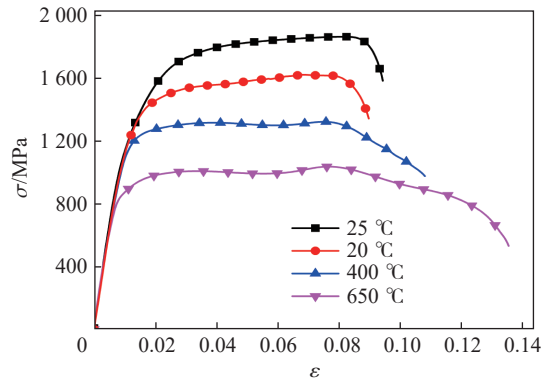


图 8 不同温度下 2000 s<sup>-1</sup> 应变率压缩的应力 (σ)-应变(ε)曲线

Fig. 8 Compressive stress (σ)-strain (ε) curves at 2000 s<sup>-1</sup> strain rate at different temperatures

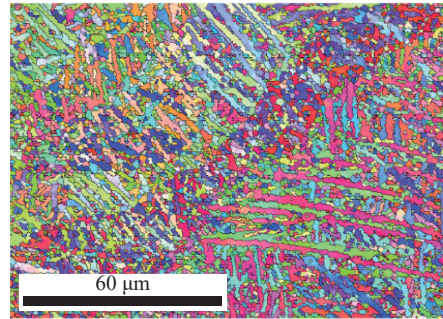


图 9 冲击后的纵截面的 EBSD 表征

Fig. 9 EBSD characterisation of longitudinal sections after impact

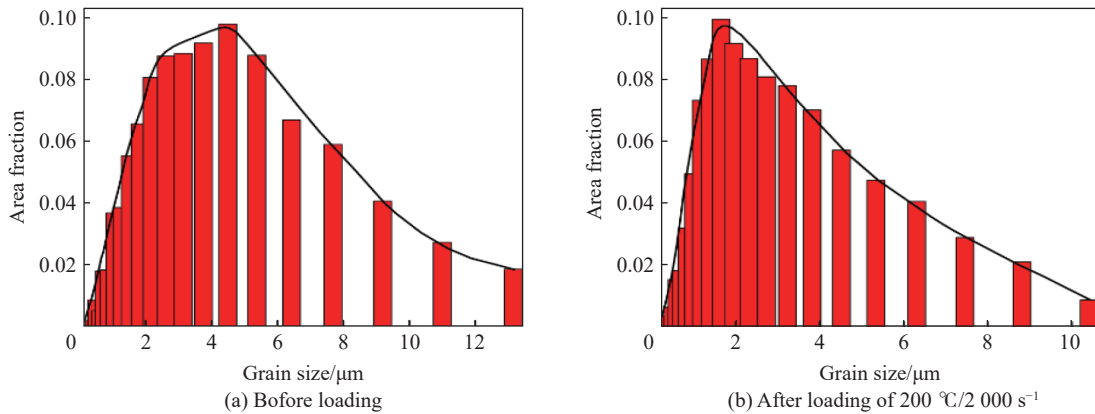


图 10 加载前后的晶粒尺寸

Fig. 10 Grain sizes before and after loading

### 3 钛合金 Johnson-Cook 本构参数拟合及动态冲击有限元模拟

#### 3.1 塑性本构模型

采用 Johnson-Cook 塑性本构模型<sup>[20]</sup> 构建激光选区熔化 Ti-6Al-4V 合金的本构关系, 该模型引入了应变硬化效应、应变率强化效应和热软化效应, 其一般形式如下:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*) (1 - T^{*m}) \quad (4)$$

式中:  $\sigma$  和  $\varepsilon$  分别为流动应力和塑性应变;  $A$  为参考环境温度和参考应变率下的初始屈服应力;  $B$  和  $n$  为应变硬化模量和硬化指数;  $C$  为应变率强化参数;  $m$  为热软化指数;  $\dot{\varepsilon}^*$  为无量纲应变率 ( $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$ ), 其中  $\dot{\varepsilon}_0$  为参考应变率;  $T^*$  为无量纲温度 ( $T^* = (T - T_r)/(T_m - T_r)$ ), 其中  $T_r$  为环境温度,  $T_m$  为材料熔化温度。本文中分别取参考应变率  $\dot{\varepsilon}_0 = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、环境温度  $T_r = 25 \text{ }^\circ\text{C}$ 、熔化温度  $T_m = 1668 \text{ }^\circ\text{C}$ 。参照李建光等<sup>[21]</sup>关于 J-C 本构的相关研究进行激光选区熔化钛合金材料本构参数的标定, 用于模拟其在动态冲击载荷下的力学行为。

### 3.2 本构参数标定

当  $\dot{\varepsilon}_0 = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 $T = T_r$  时, 即在室温准静态载荷下进行压缩实验, 此时方程可被解耦为:

$$\sigma = A + B\varepsilon^n \quad (5)$$

将式 (5) 改写为:  $\ln(\sigma - A) = \ln B + n \ln \varepsilon$ , 代入室温准静态压缩载荷下的应力-应变数据进行线性拟合, 最终得到应变硬化参数分别为  $A = 1186 \text{ MPa}$ ,  $B = 734 \text{ MPa}$ ,  $n = 0.36$ 。

热软化参数  $m$  仅与材料的温度效应有关, 因此  $m$  可以通过参考应变率下不同温度的应力-应变数据得到, 此时方程简化为:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 - T^{*m}) \quad (6)$$

经过变换为  $\ln[1 - \sigma/(A + B\varepsilon^n)] = m \ln T^*$ , 易知  $m$  为该函数的斜率。由于方程中应变硬化项已经确定, 经过线性拟合得到热软化参数  $m = 0.82$ 。

应变率强化参数  $C$  反映了材料的应变率效应, 可采用室温下不同应变率的应力-应变数据进行拟合, 此时方程为:

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

显然  $C$  即为  $\sigma/(A + B\varepsilon^n) - 1 = C \ln \dot{\varepsilon}^*$  的斜率, 代入室温下不同应变率的应力-应变数据后可得应变率强化参数  $C$  为 0.025。

将上述模型结果与其他参考文献中 Ti-6Al-4V 合金的 J-C 模型参数进行对比, 如表 1<sup>[22-29]</sup> 所示, 可以发现本文拟合激光选区熔化钛合金所得的本构参数与其他增材制造钛合金的参数较接近, 但是相较于传统工艺制备的钛合金, 本文本构模型拥有更大的  $A$  值。而本构参数反映的是材料的力学性能, 但从本质上来说, 材料的力学性能是由其微观组织结构决定的。对于增材制造钛合金而言, 他们往往都具备有多层级  $\alpha$  相结构, 与合金钢中的板条状马氏体相类似<sup>[30]</sup>, 这种结构拥有更高的位错密度, 其对于位错的运动以及塑性变形的开始都起到了很强的阻碍作用。除此之外, 增材制造钛合金还拥有更小的晶粒尺寸和更高的  $\alpha$  相占比, 这些组织结构特点共同导致了增材制造钛合金的高强度和低韧性, 在 J-C 本构参数上则表现为更大的  $A$  值。

表 1 其他文献 Johnson-Cook 本构参数与本文结果对比

Table 1 Comparison of the Johnson-Cook constitutive model parameters in references and this article

文献	加工工艺	$A/\text{MPa}$	$B/\text{MPa}$	$n$	$C$	$m$
[22]	铸造	830	809	0.26	0.012	-
[23]	锻造	997.9	653.1	0.45	0.0198	0.7
[24]	轧制	985	830	0.3794	0.0161	0.7646
[25]	轧制	1060	1090	0.884	0.0117	1.1
[26]	轧制	1104	1036	0.6349	0.0139	0.7794
[27]	热挤压	782.7	498.4	0.28	0.028	1
[28]	电子束选区熔化	1119	838.6	0.4734	0.01921	0.6437
[29]	激光选区熔化	1100	889	0.32	-	-
本文结果	激光选区熔化	1186	734	0.36	0.025	0.82

### 3.3 高温动态冲击有限元模拟

采用商业有限元软件 ABAQUS/Explicit 模拟激光选区熔化钛合金在不同温度、 $2000\text{ s}^{-1}$  应变率压缩载荷下的变形过程。如图 11 所示, 有限元模型中简化了撞击杆和吸收杆, 由入射杆、透射杆以及试样组成, 采用从实验中提取的梯形波进行加载。设置杆的网格单元为 C3D8R 单元, 默认其为弹性体, 采用线弹性本构。试样采用 C3D8RT 单元, 单元尺寸为  $100\text{ }\mu\text{m}$ , 塑性参数采用了式 (8) 给出的 Johnson-Cook 本构模型。设置杆与试样之间的接触为硬接触, 界面之间设置为无摩擦。将塑性功转热系数设置为 0.9, 并在初始分析步的预定义场中设置不同的温度。其它有限元基本参数在表 2 中给出。

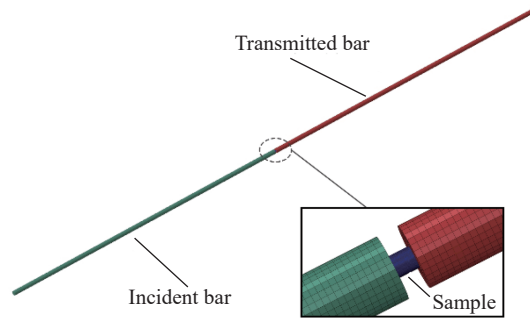


图 11 动态冲击有限元仿真模型

Fig. 11 Dynamic impact finite element simulation model

表 2 其他有限元模拟参数

Table 2 Other finite element simulation parameters

材料	密度/( $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ )	杨氏模量/GPa	泊松比	线膨胀系数/ $^{\circ}\text{C}^{-1}$	热导率/( $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot^{\circ}\text{C}^{-1}$ )	比热/( $\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot^{\circ}\text{C}^{-1}$ )
Ti-6Al-4V	4500	114	0.34	$8.6\times 10^{-6}$	7.955	612
18Ni	7800	190	0.3	-	-	-

图 12 为  $2000\text{ s}^{-1}$  应变率载荷、不同温度下所得实验与有限元模拟的应力-应变曲线对比, 需要说明的是, 本文的有限元模拟并没有考虑损伤。由图 12 可知实验与模拟的应力-应变曲线有着较好的重合度, 进一步验证了激光选区熔化钛合金本构参数的有效性。

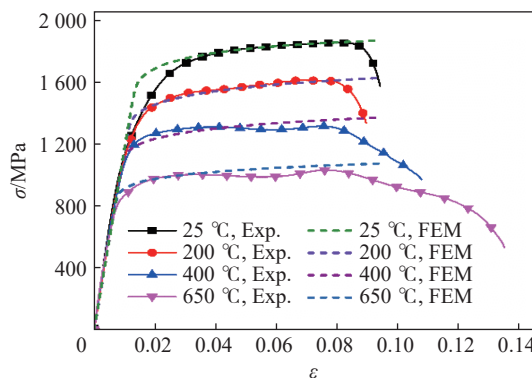


图 12 实验与仿真的应力-应变曲线对比

Fig. 12 Comparison of stress-strain curves between experiment and simulation

## 4 结 论

对激光选区熔化钛合金在不同温度下进行了准静态和动态压缩实验, 并基于实验结果拟合 Johnson-Cook 本构模型, 同时对钛合金在高温、高应变率下的力学行为进行了有限元模拟, 得出以下结论。

(1)较之于传统工艺制备的钛合金材料,激光选区熔化钛合金的微观结构组织造成其屈服强度提升,并且表现出明显的应变率强化效应和热软化效应。

(2)激光选区熔化钛合金圆柱试样在高温、高应变率压缩载荷下会发生晶粒细化现象,初始 $\beta$ 柱状晶也在冲击载荷下破碎,试样的断裂形式呈现出典型的剪切破坏模式。

(3)基于实验结果拟合了激光选区熔化钛合金材料的 Johnson-Cook 本构参数,能够很好地描述其在压缩载荷加载下的力学性能。

## 参考文献:

- [1] SUN J F, YANG Y Q, WANG D. Mechanical properties of a Ti6Al4V porous structure produced by selective laser melting [J]. *Materials & Design*, 2013, 49: 545–552. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.01.038.
- [2] TAN X P, KOK Y, TAN Y J, et al. Graded microstructure and mechanical properties of additive manufactured Ti-6Al-4V via electron beam melting [J]. *Acta Materialia*, 2015, 97: 1–16. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.06.036.
- [3] LIU Y, XU H Z, ZHU L, et al. Investigation into the microstructure and dynamic compressive properties of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy with different heating treatments [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 805: 140561. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140561.
- [4] WEN J J, LIU C W, YAO H P, et al. A nonlinear dynamic model and parameters identification method for predicting the shock pulse of rubber waveform generator [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2018, 120: 1–15. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2018.05.009.
- [5] BISWAS N, DING J L, BALLA V K, et al. Deformation and fracture behavior of laser processed dense and porous Ti6Al4V alloy under static and dynamic loading [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 549: 213–221. DOI: 10.1016/j.msea.2012.04.036.
- [6] 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.
- [7] 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.
- [8] SYED A K, AHMAD B, GUO H, et al. An experimental study of residual stress and direction-dependence of fatigue crack growth behaviour in as-built and stress-relieved selective-laser-melted Ti6Al4V [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 755: 246–257. DOI: 10.1016/j.msea.2019.04.023.
- [9] SIMONELLI M. Microstructure evolution and mechanical properties of selective laser melted Ti-6Al-4V [D]. Loughborough: Loughborough University, 2014: 104–121.
- [10] YANG J J, YU H C, YIN J, et al. Formation and control of martensite in Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting [J]. *Materials & Design*, 2016, 108: 308–318. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.06.117.
- [11] ALAGHMANDFARD R, CHALASANI D, HADADZADEH A, et al. Dynamic compressive response of electron beam melted Ti-6Al-4V under elevated strain rates: microstructure and constitutive models [J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 35: 101347. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101347.
- [12] FADIDA R, RITTEL D, SHIRIZLY A. Dynamic mechanical behavior of additively manufactured Ti6Al4V with controlled voids [J]. *Journal of Applied Mechanics*, 2015, 82(4): 041004. DOI: 10.1115/1.4029745.
- [13] PARAMORE J D, BUTLER B G, DUNSTAN M K, et al. The role of microstructure and strain rate on the mechanical behavior of Ti-6Al-4V produced by powder metallurgy [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2020, 92: 105268. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2020.105268.
- [14] AUSTIN D C, BEVAN M A, EAST D, et al. Microstructural investigation and impact testing of additive manufactured Ti-6Al-4V [M]// IKHMAYIES S, LI B W, CARPENTER J S, et al. Characterization of Minerals, Metals, and Materials 2017. Cham: Springer International Publishing, 2017: 191–199. DOI: 10.1007/978-3-319-51382-9\_21.
- [15] 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(6): 829–841. DOI: 10.1007/s11340-019-

- 00506-2.
- [16] LIU Y, PANG Z C, LI M, et al. Investigation into the dynamic mechanical properties of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy at high strain rate tensile loading [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 745: 440–449. DOI: 10.1016/j.msea.2019.01.010.
- [17] 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.
- [18] QIN J G, CHEN R, WEN X J, et al. Mechanical behaviour of dual-phase high-strength steel under high strain rate tensile loading [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 586: 62–70. DOI: 10.1016/j.msea.2013.07.091.
- [19] SUN J L, TRIMBY P W, YAN F K, et al. Shear banding in commercial pure titanium deformed by dynamic compression [J]. *Acta Materialia*, 2014, 79: 47–58. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.07.011.
- [20] JOHNSON G R, COOK W H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1985, 21(1): 31–48. DOI: 10.1016/0013-7944(85)90052-9.
- [21] 李建光, 施琪, 曹结东. Johnson-Cook 本构方程的参数标定 [J]. *兰州理工大学学报*, 2012, 38(2): 164–167. DOI: 10.3969/j.issn.1673-5196.2012.02.038.
- LI J G, SHI Q, CAO J D. Parameters calibration for Johnson-Cook constitutive equation [J]. *Journal of Lanzhou University of Technology*, 2012, 38(2): 164–167. DOI: 10.3969/j.issn.1673-5196.2012.02.038.
- [22] TANG X H, REN M F, BU F Z, et al. Strain rate dependent behaviors of a hot isotropically processed Ti-6Al-4V: mechanisms and material model [J]. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2016, 30(2): 661–665. DOI: 10.1007/s12206-016-0120-y.
- [23] SEO S, MIN O, YANG H. Constitutive equation for Ti-6Al-4V at high temperatures measured using the SHPB technique [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2005, 31(6): 735–754. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2004.04.010.
- [24] 胡绪腾, 宋迎东. TC4 钛合金三种动态本构模型的对比分析 [J]. *兵器材料科学与工程*, 2013, 36(1): 32–36. DOI: 10.14024/j.cnki.1004-244x.2013.01.003.
- HU X T, SONG Y D. Contrastive analysis of three dynamic constitutive models for TC4 titanium alloy [J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 2013, 36(1): 32–36. DOI: 10.14024/j.cnki.1004-244x.2013.01.003.
- [25] 惠旭龙, 牟让科, 白春玉, 等. TC4 钛合金动态力学性能及本构模型研究 [J]. *振动与冲击*, 2016, 35(22): 161–168. DOI: 10.13465/j.cnki.jvs.2016.22.024.
- HUI X L, MU R K, BAI C Y, et al. Dynamic mechanical property and constitutive model for TC4 titanium alloy [J]. *Journal of Vibration and Shock*, 2016, 35(22): 161–168. DOI: 10.13465/j.cnki.jvs.2016.22.024.
- [26] KHAN A S, SUH Y S, KAZMI R. Quasi-static and dynamic loading responses and constitutive modeling of titanium alloys [J]. *International Journal of Plasticity*, 2004, 20(12): 2233–2248. DOI: 10.1016/j.ijplas.2003.06.005.
- [27] LEE W S, LIN C F. High-temperature deformation behaviour of Ti6Al4V alloy evaluated by high strain-rate compression tests [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 1998, 75(1): 127–136. DOI: 10.1016/S0924-0136(97)00302-6.
- [28] MOHAMMADHOSSEINI A, MASOOD S H, FRASER D, et al. Dynamic compressive behaviour of Ti-6Al-4V alloy processed by electron beam melting under high strain rate loading [J]. *Advances in Manufacturing*, 2015, 3(3): 232–243. DOI: 10.1007/s40436-015-0119-0.
- [29] TAO P, ZHONG J W, LI H X, et al. Microstructure, mechanical properties, and constitutive models for Ti-6Al-4V alloy fabricated by selective laser melting (SLM) [J]. *Metals*, 2019, 9(4): 447. DOI: 10.3390/met9040447.
- [30] VILLA M, PANTLEON K, REICH M, et al. Kinetics of anomalous multi-step formation of lath martensite in steel [J]. *Acta Materialia*, 2014, 80: 468–477. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.08.031.

(责任编辑 王小飞)