

# 高压物理学报

## 高温高应变率下ZL101A铝合金的流变应力特征与本构模型

张延泽 秦健 孟祥尧 刘元凯 文彦博 黄瑞源

### Flow Stress Characteristics and Constitutive Model of ZL101A Aluminum Alloy under High Temperature and High Strain Rate

ZHANG Yanze, QIN Jian, MENG Xiangyao, LIU Yuankai, WEN Yanbo, HUANG Ruiyuan

引用本文:

张延泽, 秦健, 孟祥尧, 等. 高温高应变率下ZL101A铝合金的流变应力特征与本构模型[J]. 高压物理学报, 2022, 36(3):034105. DOI: 10.11858/gywlb.20210923

ZHANG Yanze, QIN Jian, MENG Xiangyao, et al. Flow Stress Characteristics and Constitutive Model of ZL101A Aluminum Alloy under High Temperature and High Strain Rate[J]. *Chinese Journal of High Pressure Physics*, 2022, 36(3):034105. DOI: 10.11858/gywlb.20210923

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.11858/gywlb.20210923>

## 您可能感兴趣的其他文章

### Articles you may be interested in

#### 5083铝合金宽应变率实验与基于损伤的本构模型研究

Experimental Study of Wide Strain Rates and Constitutive Model Based on Damage of 5083 Aluminum Alloy  
高压物理学报. 2017, 31(1): 51 <https://doi.org/10.11858/gywlb.2017.01.008>

#### 简论金属材料JC本构模型的精确性

On the Accuracy of the Johnson–Cook Constitutive Model for Metals  
高压物理学报. 2019, 33(4): 042101 <https://doi.org/10.11858/gywlb.20190721>

#### 金属材料试件在压缩、扭转、拉伸断裂过程中的应力状态变化及表征

Variation of Stress Distribution in Metal Fracture Process under Compressive, Torsional, and Tensile Loading  
高压物理学报. 2020, 34(5): 054204 <https://doi.org/10.11858/gywlb.20200517>

#### 金属材料在极高应变率下的力学性能测试

Determination of the Mechanical Properties of Metals at Very High Strain Rates  
高压物理学报. 2020, 34(2): 024102 <https://doi.org/10.11858/gywlb.20190794>

#### 高强度合金钢30CrMnMoRE/30CrMnSi的动态力学性能

Dynamic Compression Properties of 30CrMnMoRE and 30CrMnSi  
高压物理学报. 2018, 32(4): 044102 <https://doi.org/10.11858/gywlb.20170659>

#### 固溶温度对TB6钛合金动态力学性能和微观组织的影响

Effect of Solution Temperature on Dynamic Mechanical Properties and Microstructure of TB6 Titanium Alloy  
高压物理学报. 2021, 35(6): 064104 <https://doi.org/10.11858/gywlb.20210762>

# 高温高应变率下 ZL101A 铝合金的 流变应力特征与本构模型

张延泽<sup>1,2</sup>, 秦健<sup>3</sup>, 孟祥尧<sup>3</sup>, 刘元凯<sup>1</sup>, 文彦博<sup>1</sup>, 黄瑞源<sup>2</sup>

(1. 南京理工大学瞬态物理国家重点实验室, 江苏 南京 210094;

2. 福州大学土木工程学院, 福建 福州 350000;

3. 海军研究院, 北京 100161)

**摘要:**采用分离式霍普金森压杆系统和高温设备对 ZL101A 铝合金进行了常温和高温下的动态压缩实验, 得到了应变率范围为  $2\,900\sim 6\,100\text{ s}^{-1}$ 、温度范围为  $20\sim 600\text{ }^{\circ}\text{C}$  的动态压缩应力-应变曲线。实验结果表明: ZL101A 铝合金具有应变率硬化效应, 并且随着温度的升高, 应变率硬化效应减弱; ZL101A 铝合金在不同应变率下均存在明显的温度软化效应, 且随着温度的升高, 塑性变形引起的绝热温升使热软化作用增强。为了得到应变率和温度对材料流变应力的影响, 将应变率效应和温度效应进行解耦, 得到一种适用于 ZL101A 铝合金材料的动态本构模型。对比模型预测结果与实验数据发现, 建立的本构模型可以很好地描述 ZL101A 铝合金的流变应力特征。

**关键词:** ZL101A 铝合金; 高应变率; 流变应力; 高温; 霍普金森压杆

**中图分类号:** O346.5

**文献标识码:** A

Al-Si-Mg 系合金具有密度低、比刚度高、耐高温、耐磨等优点, 广泛应用于航空航天、军事、汽车、电子等领域<sup>[1-4]</sup>。该系列合金材料在特种应用过程中往往受到复杂的应变、应变率和温度的影响。尤其在爆炸和冲击载荷下, 材料的响应和破坏伴随着大变形、高应变率和高温, 在较高应变率下表现出硬化和增塑效应<sup>[5-6]</sup>, 在较高温度下表现出软化效应<sup>[7-9]</sup>。ZL101A 合金为 Al-Si-Mg 系合金, 对应的美国牌号为 A356, 具有轻质、高强度的特点, 近年来在船舶<sup>[10-12]</sup>、鱼雷<sup>[13-14]</sup>、飞机<sup>[15]</sup>和汽车<sup>[16]</sup>等生产制造中被广泛用作结构材料。开展 ZL101A 合金在高温高应变率下的动态压缩实验, 研究其在较高应变率和较宽温度区间内的力学特性, 可为该材料的加工、爆炸冲击响应分析、结构设计等提供理论依据。

对于金属材料在大应变、高应变率和高温下的应力-应变关系, Steinberg 等<sup>[17]</sup>认为在高应变率条件下可以忽略应变率对金属材料强度的影响, 从而将模型中的剪切模量和屈服强度表示为等效塑性应变、压力和温度的函数, 提出了一个适用于应变率大于  $10^5\text{ s}^{-1}$  的动态本构模型。Johnson 等<sup>[18]</sup>提出了一个预测金属材料应变率增强效应的表达式, 即 Johnson-Cook(JC)本构模型, 该模型因形式简单、参数少而得到广泛应用<sup>[19-22]</sup>。Zerilli 等<sup>[23]</sup>基于热激活位错运动理论建立了 ZA 本构模型, 综合考虑了应变、应变率和温度效应的耦合。Goldthorpe<sup>[24]</sup>基于高纯度铁的拉伸压缩实验结果, 提出材料的应变硬化指数与温度相关, 认为在小应变下温度的影响可以忽略, 而在大应变下温度的影响变得重要, 并且随着温度的上升, 影响程度加剧。近年来, 研究人员对不同金属材料开展了诸多相关力学性能研究。张宏建等<sup>[25]</sup>

\* 收稿日期: 2021-12-29; 修回日期: 2022-02-27

基金项目: 国家自然科学基金(12172178, 11802001); 装备预研基金(614260404021801); 中国空气动力研究与发展中心超高速碰撞中心开放基金(20200203)

作者简介: 张延泽(1993—), 男, 硕士, 主要从事冲击动力学研究. E-mail: yzzhang@njust.edu.cn

通信作者: 黄瑞源(1984—), 男, 博士, 研究员, 主要从事爆炸力学与冲击动力学研究.

E-mail: huangruiyuan1984@163.com

在研究 IC10 合金材料时对 JC 模型的温度效应部分进行了修正, 给出了一种既考虑应变硬化效应, 又考虑应变率效应与温度效应之间耦合关系的改进模型。Pereira 等<sup>[26]</sup>进行了准静态和高应变率压缩实验, 应变率高达  $4500 \text{ s}^{-1}$ , 讨论了热处理对 Inconel 718 合金动态行为的影响, 给出了 JC 模型的材料参数。张志强等<sup>[27]</sup>以镁铝合金为研究对象, 分析了该合金在不同变形温度、不同应变率下流变应力的变化规律, 结果表明, 流变应力在变形温度升高和应变率降低两种情况下均减小。

对于 ZL101A 铝合金, 历长云等<sup>[28]</sup>研究了烧结温度、保温时间等工艺参数对 SiCp/ZL101A 复合材料微观形貌的影响, 以及 SiC 含量对 SiC 颗粒在基体 ZL101A 中分布均匀性的影响。Chen 等<sup>[29]</sup>针对 A356 铝合金开展了应变率范围为  $0.01 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 、环境温度范围为  $300 \sim 420 \text{ }^\circ\text{C}$  的等温压缩实验, 发现随着应变的逐渐增大, 流变应力先增大, 然后稳定, 且无明显峰值, 并根据实验数据提出了增强的 JC 模型。罗中华等<sup>[30]</sup>在温度为  $576$ 、 $584$  和  $590 \text{ }^\circ\text{C}$ , 应变率为  $0.005$ 、 $0.01$ 、 $0.05$  和  $0.1 \text{ s}^{-1}$  的条件下对 A356 合金半固态试样进行了压缩实验, 发现其流变应力随温度的升高而减小, 随应变率的增加而增大, 并提出了低应变率下 A356 合金的流变应力随应变率和温度变化的力学模型。

已有的研究表明, 应变、应变率和温度是影响金属动态力学性能的主要因素, 并且它们相互耦合。目前对于 ZL101A 铝合金材料的研究多集中在金相组织和加工工艺方面, 其动态热压缩力学性能的研究多集中在低应变率条件下, 高应变率条件下的热压缩力学性能研究较少。为了进一步完善 ZL101A 合金的力学性能研究, 了解其在高温高应变率下的变形行为, 本工作将系统研究 ZL101A 合金在高温高应变率下的流变应力特征及本构关系。采用分离式霍普金森压杆 (split Hopkinson pressure bar, SHPB) 实验装置和高温炉加热装置, 对 ZL101A 合金进行不同温度 ( $20$ 、 $200$ 、 $400$  和  $600 \text{ }^\circ\text{C}$ ) 和不同应变率下 ( $2900 \sim 6100 \text{ s}^{-1}$ ) 的动态压缩实验, 研究应变率和温度对流变应力的影响, 旨在建立一种适用于 ZL101A 合金的动态本构模型。

## 1 高温动态压缩实验

采用 SHPB 系统对 ZL101A 铝合金进行动态压缩实验, 试件尺寸为  $\varnothing 8 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ 。为了得到 ZL101A 铝合金材料在高温下的应力-应变曲线, 采用管式高温炉装置将试件以  $5 \text{ }^\circ\text{C/s}$  的速度加热至预定温度并保温  $15 \text{ min}$ , 加热的预定温度分别设置为  $200$ 、 $400$  和  $600 \text{ }^\circ\text{C}$ 。SHPB 实验要求试样端面与两根压杆端面充分接触, 因而在给试样加热时不可避免地会对压杆端部加热, 造成压杆中存在一定的温度梯度, 该温度梯度场的存在必然会引起输入波和输出波的测量误差。周国才等<sup>[31]</sup>提出了高温 SHPB 实验数据修正方法, 即引入与温度有关的系数  $\sqrt{E/E_A}$  ( $E$  为杆在常温下的弹性模量,  $E_A$  为杆在对应温度下的弹性模量), 数据处理时将应变和应变率乘以该系数, 将应力除以该系数。本研究采用这种方法对实验结果进行数据修正。通过调节气压实现应变率约为  $3000$ 、 $4000$ 、 $5000$  和  $6000 \text{ s}^{-1}$  情况下试样的动态加载。实验系统原理如图 1 所示, 实验用子弹长度为  $200 \text{ mm}$ , 压杆直径为  $14.5 \text{ mm}$ 。气枪通过高压气体推动子弹以一定速度撞入射杆产生应力波, 应力波通过入射杆传播并使入射杆产生弹性变形。应力波在到达入射杆与试件界面时, 由于二者的波阻抗不同, 部分入射波传播到试件, 部分发生反射。应力波在试样中传播时, 引起试件的塑性变形。同样, 应力波在试件和透射杆界面也会产生透射和反射。在入射杆和透射杆上安装应变片, 所测电压信号经超动态应变仪放大后送入示波器。

采用二波法<sup>[32]</sup>得到试件在动态压缩过程中的工程应力-应变曲线。试件的工程应力  $\sigma_s$ 、工程应变  $\varepsilon_s$  和工程应变率  $\dot{\varepsilon}_s$  的表达式如下

$$\sigma_s(t) = \frac{A}{A_s} E \varepsilon_t(t) \quad (1)$$

$$\varepsilon_s(t) = \frac{2C_0}{l_s} \int_0^t \varepsilon_r(t) dt \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon}_s(t) = \frac{2C_0}{l_s} \dot{\varepsilon}_r(t) \quad (3)$$

式中:  $A$  为压杆的截面积,  $A_s$  为试件的截面积,  $E$  为入射杆和透射杆材料的弹性模量,  $C_0$  为压杆中弹性波的波速,  $l_s$  为试样的长度,  $t$  为时间,  $\varepsilon_t$ 、 $\varepsilon_r$  分别为杆中透射波和反射波引起的应变。

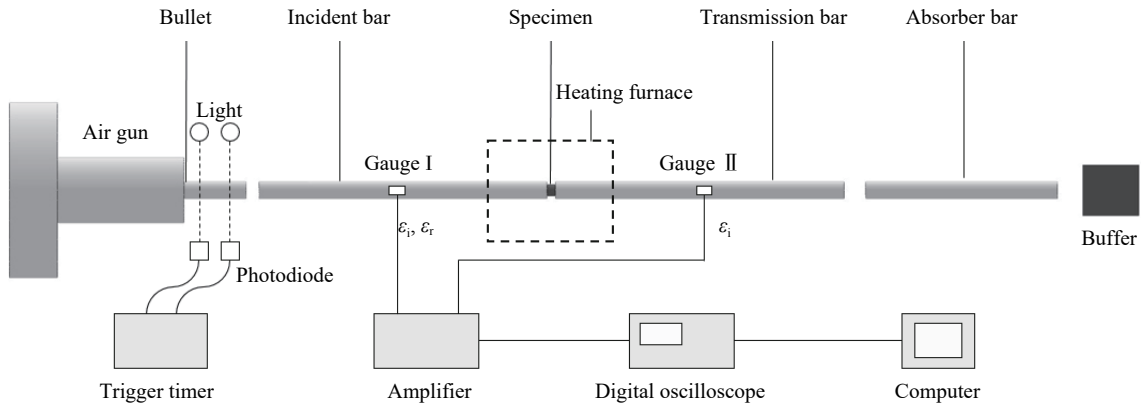


图 1 SHPB 装置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the SHPB device

## 2 结果分析

### 2.1 应力-应变关系

温度为 20 °C、应变率为 3 000 s<sup>-1</sup> 的 SHPB 实验结果如图 2 所示, 其中工程应力-应变曲线也称为名义应力-应变曲线, 是不考虑试件截面变化直接得到的, 而真实应力-应变曲线则需考虑试件截面的变化, 可以反映材料压缩过程中实际的应力-应变关系。真实应力  $\sigma_c$  与工程应力  $\sigma_s$ 、真实应变  $\varepsilon_c$  与工程应变  $\varepsilon_s$  的关系如下<sup>[33]</sup>

$$\sigma_c = \sigma_s(1 - \varepsilon_s) \quad (4)$$

$$\varepsilon_c = |\ln(1 - \varepsilon_s)| \quad (5)$$

图 2 显示, 真实应力-应变曲线明显地分为弹性段和塑性段, 并且弹性段和塑性段的应力-应变基本呈线性关系, 可以采用典型的双折线本构模型描述。塑性段的应力和应变曲线从屈服点开始。本研究主要针对 ZL101A 铝合金的流变应力, 即分析真实应力-应变曲线的塑性段。

图 3 给出了不同温度和不同应变率条件下实验后试件的变形情况。可以发现: 当应变率和温度较低时, 试件的变形很小; 随着应变率的增加, 试件的变形程度增大。这是由于试样在受高速冲击状态下, 当应变率增大时, 相同加载脉宽下的塑性应变增大, 导致试件的变形程度增大。理论上, 相同应变率和相同加载脉宽的条件下, 试件的应变相同。但受实验条件限制, 无法获得一次应力波加载后试件的变形情况, 所获得的是应力波多次加载下试件最终的变形情况, 因此相同应变率下试件的变形程度有些许差异。

为方便比较不同应变率下的动态屈服强度和切线模量, 将动态压缩实验获得的 ZL101A 合金的应力-应变曲线去除弹性段, 并将塑性段的应变处理成从零开始, 如图 4 所示。图 4(a) 显示: 室温下, ZL101A 合金具有显著的应变率增强效应; 随着压缩应变率的增加, 一方面, ZL101A 铝合金在屈服阶段的流变应力明显上升, 表现出一定的正应变率敏感性, 另一方面, 其塑性变形的程度越来越大, 表现出较强的应变率增塑效应。图 4(b)、图 4(c) 和图 4(d) 显示: 试样的热软化效果明显, 即随着温度的升高,

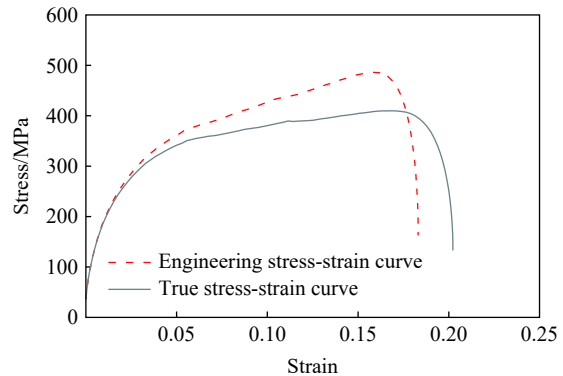


图 2 初始温度为 20 °C、应变率为 3 000 s<sup>-1</sup> 时试样的应力-应变关系

Fig. 2 Stress-strain relation of the specimen with the initial temperature of 20 °C and strain rate of 3 000 s<sup>-1</sup>

动态屈服强度降低(在不同的应变率下这种现象均存在)。因此,热软化效应可以看作是一个独立的因素。此外,图 4 还显示,不同温度下的应变率对动态屈服强度的影响是不同的:在温度为 20 和 200 °C 时,随着应变率的增加,动态屈服强度呈现增大趋势,具有应变率增强效应;当温度升高到 400 和 600 °C 时,材料的流变应力基本不随应变率的变化而改变。



图 3 实验后试件的变形情况

Fig. 3 Deformation of the specimens after the experiments

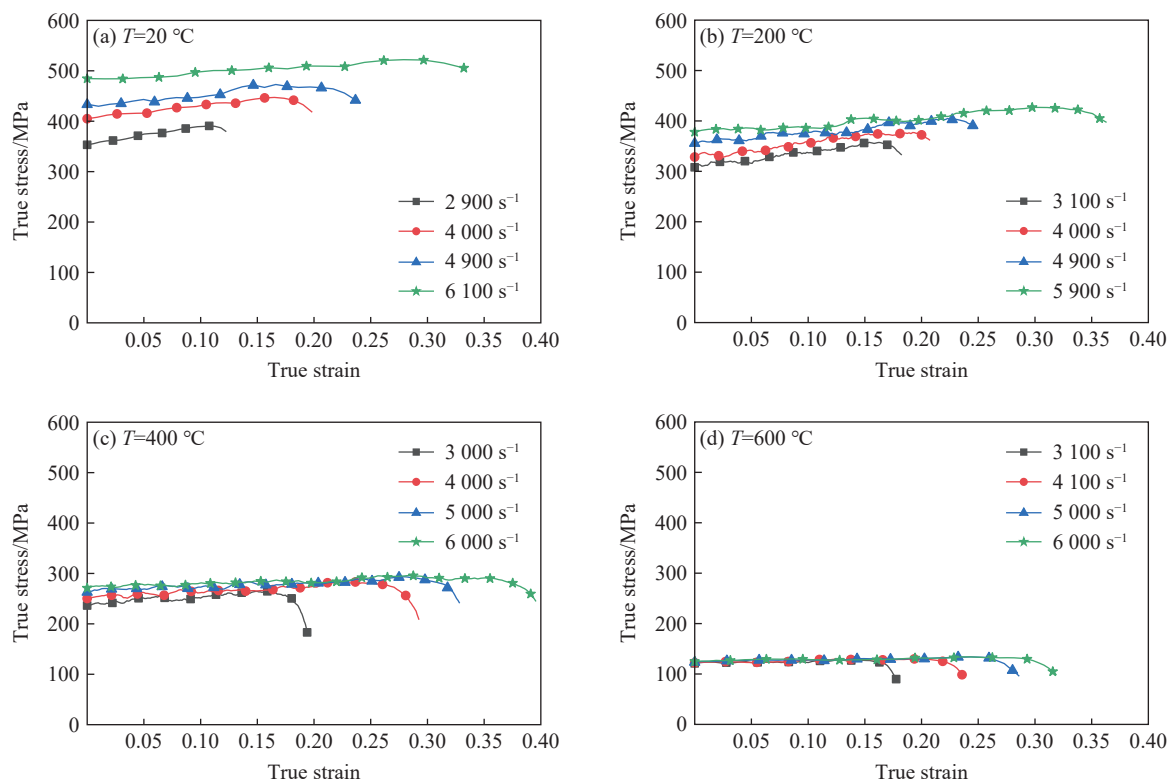


图 4 不同初始温度下 ZL101A 铝合金塑性阶段的应力-应变关系

Fig. 4 Dynamic plastic stress-strain curves of ZL101A aluminium alloy at different initial temperatures

图 5 给出了不同温度和应变率下 ZL101A 铝合金的动态屈服强度  $\sigma_A$  和切线模量  $E_t$ 。动态屈服强度采用 0.2% 残余塑性变形所对应的应力作为标准。切线模量由应力-应变曲线中的强度极限点与屈服点之间的斜率确定。图 5(a) 显示: 同一温度下 ZL101A 铝合金的动态屈服强度与应变率基本呈线性关系; 在温度从 20 °C 升高到 600 °C 的过程中, 应变率对动态屈服强度的影响越来越小, 当温度升高至 600 °C 时, 动态屈服强度基本不受应变率的影响。图 5(b) 显示: 塑性应变阶段的切线模量随着应变率的增加呈线性减小; 同时, 切线模量受温度的影响很大, 相同应变率下, 在温度从 20 °C 升高到 600 °C 的过程中, 切线模量越来越小。

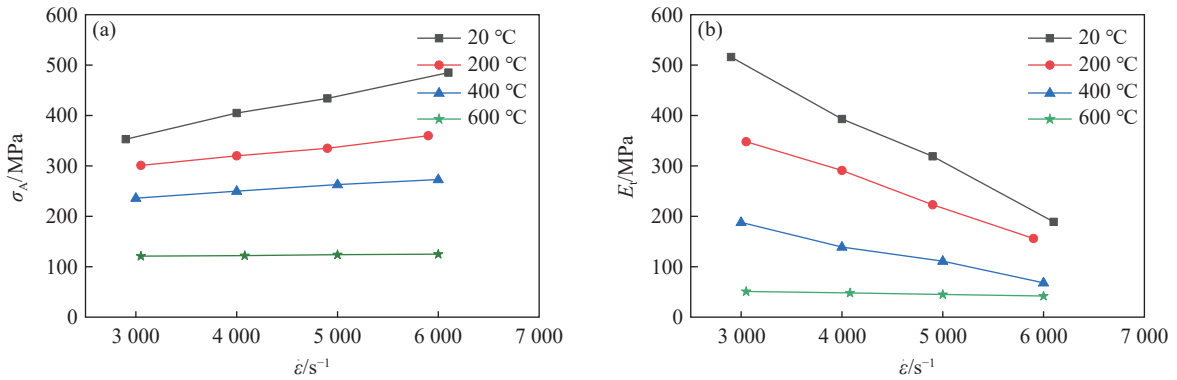


图 5 不同温度和应变率条件下 ZL101A 铝合金的动态屈服强度和切线模量

Fig. 5 Dynamic yield strengthes and tangent moduli of ZL101A aluminium alloy at different temperatures and strain rates

## 2.2 微观组织分析

图 6 为不同温度下应变率约为 4000  $s^{-1}$  时动态压缩实验回收的 ZL101A 铝合金试件径向切面中心部位的显微结构, 其中黑色区域为共晶 Si 相, 白色区域为  $\alpha$ -Al 相。

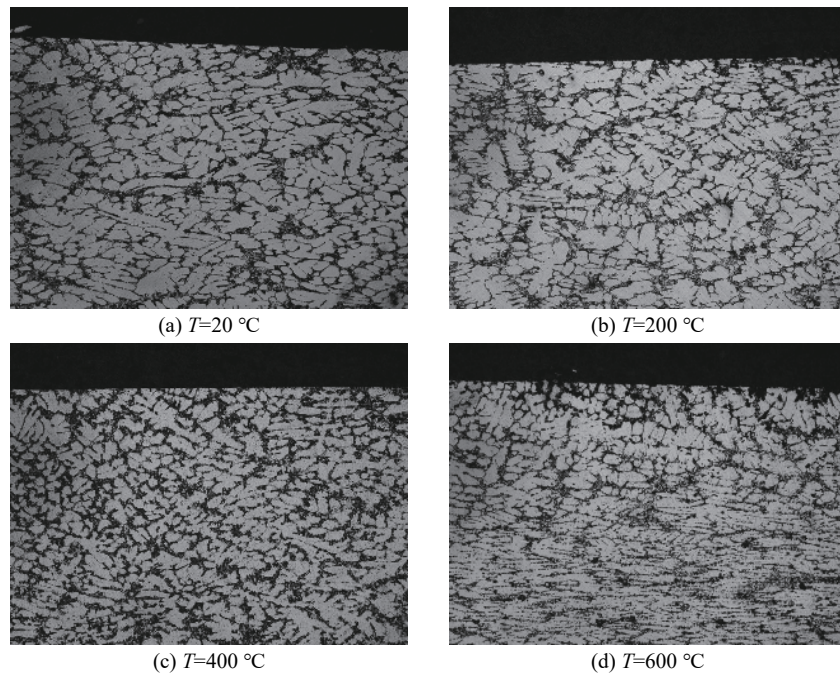


图 6 应变率约为 4000  $s^{-1}$  时不同温度下动态压缩实验回收的 ZL101A 铝合金显微结构

Fig. 6 Microstructure of recovered ZL101A aluminium alloy after the dynamic experiments at different temperatures with the strain rate of about 4000  $s^{-1}$

图 6(a) 显示, 室温下塑性变形后 ZL101A 试件中的共晶 Si 为粗晶, 呈板状或针状。图 6(b) 显示, 200 °C 下塑性变形后 ZL101A 试件中的  $\alpha$ -Al 晶粒比室温下略小, 共晶 Si 的体积分数少量增大。图 6(c) 显示, 400 °C 下  $\alpha$ -Al 晶粒的尺寸进一步减小。图 6(d) 显示, 600 °C 下  $\alpha$ -Al 晶粒被压扁拉长, 共晶 Si 沿着变形方向分布, 显微结构呈明显的流线型。由此可以看出, ZL101A 铝合金的显微结构在 200 °C 以上时对温度较敏感, 在温度从 200 °C 升高到 600 °C 的过程中,  $\alpha$ -Al 晶粒尺寸逐渐减小, 共晶 Si 相在显微结构中的分布更加均匀, 晶体流动性增强, 导致其在动态压缩作用下位错运动增强, 产生软化效应。由 2.1 节可知, ZL101A 铝合金高温压缩变形时塑性变形的流变应力受温度的影响很大, 且在相同的应变率条件下, 流变应力随变形温度的升高而变小。将 ZL101A 铝合金的上述特性结合图 6 的结果获得分析可知: 温度升高使原子的动能增加, 依赖于原子间相互作用的临界剪切应力减弱; 温度升高使材料中孔隙的扩散加快, 依赖于扩散的位错运动更易进行; 温度升高使热激活能的作用增强, 位错运动依靠的有效应力减小, 流变应力降低<sup>[34]</sup>; 温度升高使动态回复和动态再结晶这些软化作用更易发生<sup>[35]</sup>, 从而减轻或消除塑性变形产生的硬化。综上所述, ZL101A 铝合金的显著高温软化效应的实质是温度升高导致的晶体流动性增强降低了位错运动所需的流变应力。

### 3 ZL101A 铝合金的本构模型

#### 3.1 本构方程

从实验结果来看, ZL101A 铝合金在塑性变形阶段的流变应力  $\sigma$  与塑性应变  $\varepsilon^p$  基本呈线性关系, 可简化为

$$\sigma^* = \sigma_A^* + E_1^* \varepsilon^p \quad (6)$$

式中:  $\sigma^* = \sigma/\sigma_0$  为无量纲流变应力, 其中  $\sigma_0$  为参考动态屈服强度;  $\sigma_A^* = \sigma_A/\sigma_0$  为无量纲动态屈服强度;  $E_1^* = E_1/E_0$  为无量纲切线模量, 其中  $E_0$  为参考切线模量。本研究以温度为 20 °C、应变率为 3 000 s<sup>-1</sup> 时的实验应力-应变曲线为参考, 对应的参考动态屈服强度  $\sigma_0 = 353$  MPa, 参考切线模量  $E_0 = 520$  MPa。

由于同一温度下动态屈服强度与应变率呈线性关系, 同时考虑到不同温度下应变率对材料动态屈服强度的影响不同, 可得

$$\sigma_A^* = f_1(T^*) \dot{\varepsilon}^* + f_2(T^*) \quad (7)$$

式中:  $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$  为无量纲应变率, 其中,  $\dot{\varepsilon}$  为实际真实应变率,  $\dot{\varepsilon}_0$  为参考应变率,  $\dot{\varepsilon}_0 = 3\,000$  s<sup>-1</sup>;  $T^* = T/T_0$  为无量纲温度,  $T$  为实际温度, 参考温度  $T_0 = 20$  °C;  $f_1(T^*)$  和  $f_2(T^*)$  为温度的函数。

在相同温度下, ZL101A 铝合金的切线模量随应变率的增大呈线性降低, 将温度的影响表示为  $f_3(T^*)$  和  $f_4(T^*)$ , 得到切线模量、应变率和温度之间的关系

$$E_1^* = f_3(T^*) \dot{\varepsilon}^* + f_4(T^*) \quad (8)$$

代入式 (6) 得到

$$\sigma^* = f_1(T^*) \dot{\varepsilon}^* + f_2(T^*) + [f_3(T^*) \dot{\varepsilon}^* + f_4(T^*)] \varepsilon^p \quad (9)$$

#### 3.2 参数确定

从图 5 中可以看出, 动态屈服强度与应变率大致呈线性关系, 但在不同温度下, 线性函数的斜率和截距不同, 因而截距和斜率必然是温度的函数。通过对不同温度下线性函数的斜率  $f_1(T^*)$  和截距  $f_2(T^*)$  进行拟合, 可分别获得 4 个温度下  $f_1(T^*)$  和  $f_2(T^*)$  的值 (见图 7 中的数据点)。为使  $f_1(T^*)$  和  $f_2(T^*)$  的表达式简单明了且参数少, 首先根据数据点的大致走向判断函数类型, 再通过 Origin 进行拟合计算确定最终的函数形式。实验的动态屈服强度数据的参数拟合结果如图 7 所示,  $f_1(T^*)$  为指数函数形式,  $f_2(T^*)$  为三次幂函数形式, 具体表达式为

$$f_1(T^*) = A_1 T^{T^*} + B_1 \quad (10)$$

$$f_2(T^*) = C_1 (T^*)^3 + D_1 \quad (11)$$

式中:  $A_1$ 、 $B_1$ 、 $C_1$ 、 $D_1$  为材料参数, 见表 1。将式 (10)、式 (11) 代入式 (7), 可得含应变率和温度效应的无量纲动态屈服强度表达式

$$\sigma_A^* = (A_1 T^* + B_1) \dot{\epsilon}^* + C_1 (T^*)^3 + D_1 \quad (12)$$

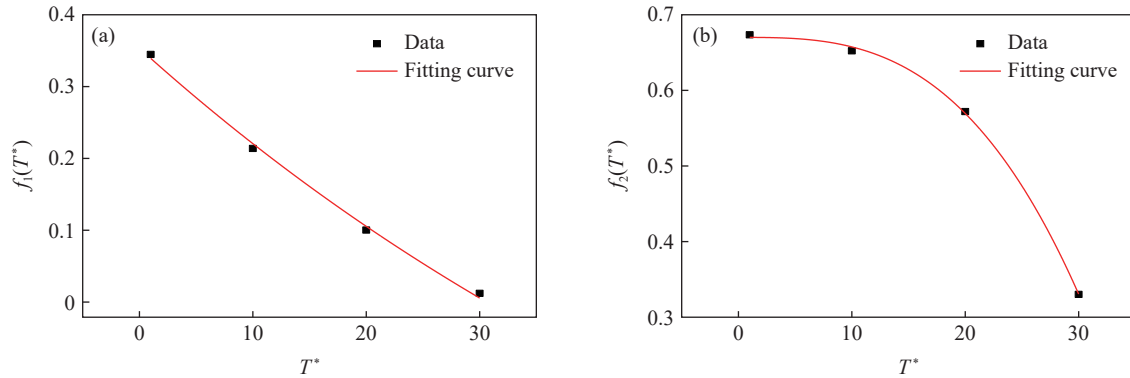


图 7 依据实验得到的动态屈服强度获得的  $f_1(T^*)$  和  $f_2(T^*)$  函数的拟合结果

Fig. 7 Fitting results of functions  $f_1(T^*)$  and  $f_2(T^*)$  according to experimental dynamic yield strength data

表 1 本构模型中的材料参数

Table 1 Material parameters in the constitutive model

$A_1$	$B_1$	$C_1$	$D_1$	$A_2$	$B_2$	$C_2$	$D_2$
0.98586	-0.64661	$-1.26 \times 10^3$	0.67008	0.01931	-0.59602	-0.04952	1.57845

此外, 从图 5 中还可以看出, 切线模量与应变率也基本呈线性关系。不同温度下, 线性函数的斜率和截距不同, 因而截距和斜率必然是温度的函数。通过对不同温度下线性函数的斜率  $f_3(T^*)$  和截距  $f_4(T^*)$  进行拟合, 可分别获得  $f_3(T^*)$  和  $f_4(T^*)$  在 4 个温度下的值 (见图 8 中的数据点)。同理, 为使  $f_3(T^*)$  和  $f_4(T^*)$  的表达式简单明了且参数少, 首先根据数据点的大致走向判断函数类型, 再通过 Origin 进行拟合计算确定最终的函数形式。对不同温度、不同应变率条件下 ZL101A 铝合金在塑性阶段的切线模量进行分析可知,  $f_3(T^*)$  和  $f_4(T^*)$  均可视为无量纲温度的线性函数, 其拟合结果见图 8, 具体表达式如下

$$f_3(T^*) = A_2 T^* + B_2 \quad (13)$$

$$f_4(T^*) = C_2 T^* + D_2 \quad (14)$$

式中:  $A_2$ 、 $B_2$ 、 $C_2$  和  $D_2$  均为材料参数, 具体数值见表 1。将式 (13)、式 (14) 代入式 (8), 得到

$$E_1^* = (A_2 T^* + B_2) \dot{\epsilon}^* + C_2 T^* + D_2 \quad (15)$$

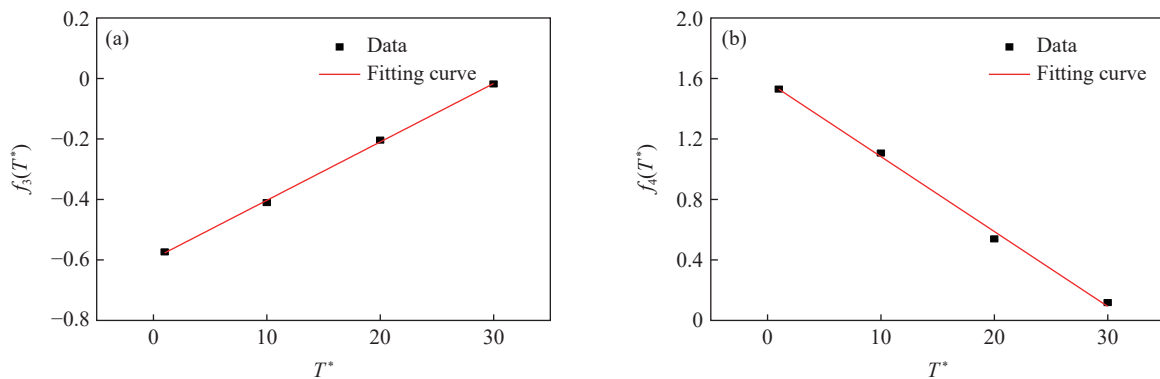


图 8 依据实验得到的切线模量获得的  $f_3(T^*)$  和  $f_4(T^*)$  函数的拟合结果

Fig. 8 Fitting results of functions  $f_3(T^*)$  and  $f_4(T^*)$  according to experimental tangent modulus data

最后, 将式 (12)、式 (15) 代入式 (6), 得到无量纲流变应力与塑性应变、无量纲温度和无量纲应变率的关系式

$$\sigma^* = (A_1 T^* + B_1) \dot{\varepsilon}^* + C_1 (T^*)^3 + D_1 + [(A_2 T^* + B_2) \dot{\varepsilon}^* + C_2 T^* + D_2] \varepsilon^{*p} \quad (16)$$

## 4 模型预测与实验结果对比

不同温度和应变率下的实验结果与模型预测结果如图 9 所示。可以看出, 模型预测结果与实验结果吻合较好, 说明本研究给出的 ZL101A 铝合金本构方程的表达式能够在较宽的温度和应变率范围内预测塑性流变应力。

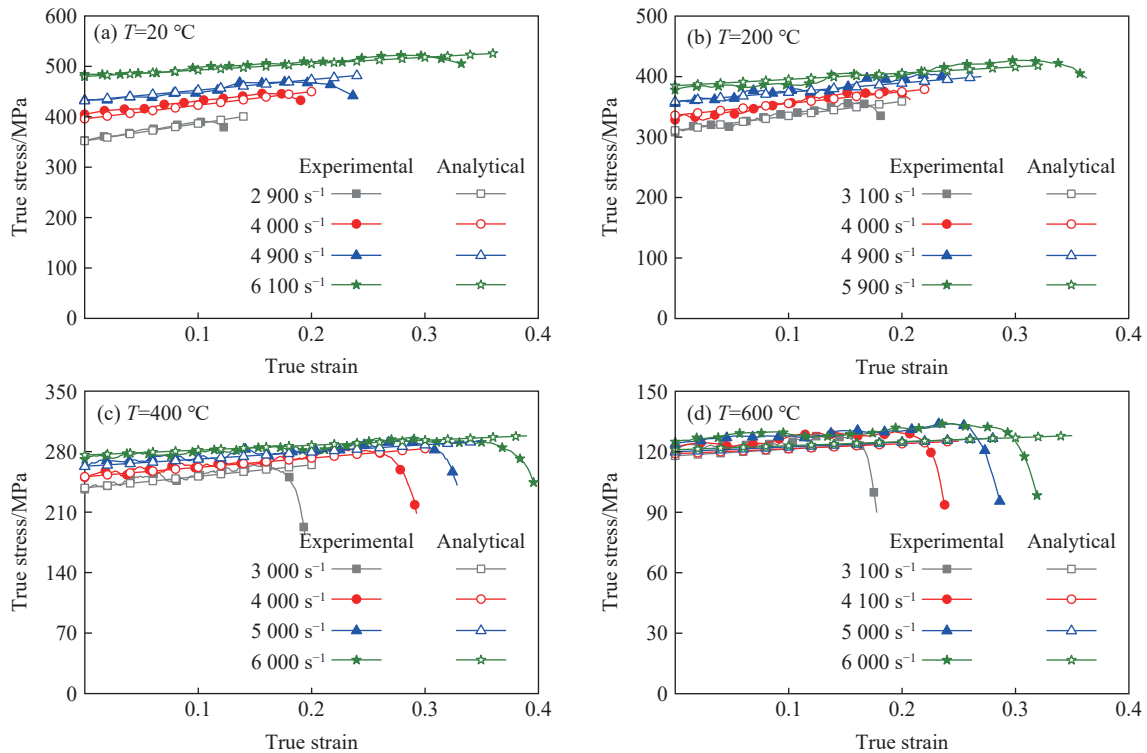


图 9 不同温度和应变率下实验结果与模型预测结果对比

Fig. 9 Comparison of experimental results and model predictions at different temperatures and strain rates

## 5 结 论

采用 SHPB 系统和高温炉设备, 对 ZL101A 铝合金材料进行了高温动态压缩实验, 得到了应变率范围为  $10^3 \sim 10^4 \text{ s}^{-1}$ 、温度范围为  $20 \sim 600 \text{ }^\circ\text{C}$  的真实应力-应变曲线。通过对实验数据、实验后试样的金相组织分析, 得到如下结论。

(1) 在  $3000 \sim 6000 \text{ s}^{-1}$  高应变率、 $200 \sim 600 \text{ }^\circ\text{C}$  高温下, 随着应变率的增加, ZL101A 合金的动态屈服强度也随之增大, 表现出较强的应变率增强效应, 且在屈服阶段流变应力具有明显的上升趋势, 表现出一定的正应变率敏感性, 塑性变形程度也增大, 表现出较强的应变率增塑效应。

(2) ZL101A 铝合金材料具有明显的高温软化效应, 其实质是温度升高导致的晶体流动性增强降低了位错运动所需的流变应力。

(3) 基于实验数据建立了适用于 ZL101A 铝合金材料的本构模型, 该本构模型考虑了应变、应变率和温度对流变应力的影响, 能够在应变率为  $2900 \sim 6100 \text{ s}^{-1}$ 、温度为  $20 \sim 600 \text{ }^\circ\text{C}$  的范围内预测 ZL101A 铝合金材料的流变应力。该本构模型预测的塑性应力-应变曲线与实验结果一致, 验证了所提本构模型的准确性。

## 参考文献:

- [1] HU M D, WANG T T, FANG H, et al. Modeling of gas porosity and microstructure formation during dendritic and eutectic solidification of ternary Al-Si-Mg alloys [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 76: 76–85.
- [2] ZHANG M S, LIU K L, WANG B, et al. Accelerating pore nucleation and eutectic Si growth kinetics by increasing Cu and Sc for Al-Si-Mg alloys: *in-situ* observation [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 869: 159173.
- [3] ZHU B W, ZANELLA C. Influence of Fe-rich intermetallics and their segregation on anodising properties of Al-Si-Mg rheocast alloys [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 422: 127570.
- [4] SHAH A W, HA S H, KIM B H, et al. Effect of Si addition on flow behavior in Al-Mg and Al-Mg-Si molten alloys [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, 51(12): 6670–6678.
- [5] 易湘斌, 张俊喜, 李宝栋, 等. 高温、高应变率下 TB6 钛合金的动态压缩性能 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2019, 48(4): 1220–1224.
- YI X B, ZHANG J X, LI B D, et al. Dynamic compressive mechanical properties of TB6 titanium alloy under high temperature and high strain rate [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2019, 48(4): 1220–1224.
- [6] 武永甫, 李淑慧, 侯波, 等. 铝合金 7075-T651 动态流变应力特征及本构模型 [J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(3): 658–665.
- WU Y F, LI S H, HOU B, et al. Dynamic flow stress characteristics and constitutive model of aluminum 7075-T651 [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(3): 658–665.
- [7] WANG X Y, HUANG C Z, ZOU B, et al. Dynamic behavior and a modified Johnson-Cook constitutive model of Inconel 718 at high strain rate and elevated temperature [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 580: 385–390.
- [8] 王运, 张昌明, 张昱. 航空 Al7050 合金的静动态力学特性研究及 JC 本构模型构建 [J]. *材料导报*, 2021, 35(10): 10096–10102.
- WANG Y, ZHANG C M, ZHANG Y. Study on static and dynamic mechanical properties of aviation Al7050 alloy and construction of JC constitutive model [J]. *Materials Reports*, 2021, 35(10): 10096–10102.
- [9] ZHANG D, ZHANG X M, NIE G C, et al. Characterization of material strain and thermal softening effects in the cutting process [J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2021, 160: 103672.
- [10] SKUDNOV V A, SOROKINA S A. Relation between the maximum specific deformation energy, hardness, and endurance limit of deformable aluminum alloys [J]. *Metal Science and Heat Treatment*, 1996, 38(8): 353–356.
- [11] ZONG Z, ZHAO Y J, XU F, et al. Dynamic responses of a full-scale aluminum ship subjected to underwater shock [J]. *Journal of Ship Mechanics*, 2013, 17(6): 656–671.
- [12] 缪素菲, 刘敬喜, 赵耀, 等. 船用铝合金板架结构典型节点的疲劳试验研究 [J]. *船舶力学*, 2020, 24(7): 934–941.
- MIAO S F, LIU J X, ZHAO Y, et al. Experimental study of fatigue properties of aluminium alloy plate [J]. *Journal of Ship Mechanics*, 2020, 24(7): 934–941.
- [13] 严平, 赵娅丽, 李昕, 等. 基于耗能模型的超空泡射弹水下侵彻鱼雷等效关系研究 [J]. *爆炸与冲击*, 2021, 49(9): 60–74.
- YAN P, ZHAO Y L, LI X, et al. Research on the equivalent relationship of torpedo penetrated by underwater supercavitation projectile based on energy consumption model [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2021, 49(9): 60–74.
- [14] ALYANAK E, GRANDHI R, PENMETS R. Optimum design of a supercavitating torpedo considering overall size, shape, and structural configuration [J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2006, 43(3/4): 642–657.
- [15] WAN B B, CHEN W P, LIU L S, et al. Effect of trace yttrium addition on the microstructure and tensile properties of recycled Al-7Si-0.3Mg-1.0Fe casting alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 666: 165–175.
- [16] LI W, CHEN H T, LIANG Z, et al. Effects of SiC orientations and particle sizes on the low cycle fatigue properties of SiC<sub>p</sub>/A356 composite [J]. *International Journal of Fatigue*, 2021, 152: 106420.
- [17] STEINBERG D J, COCHRAN S G, GUINAN M W. A constitutive model for metals applicable at high-strain rate [J]. *Journal of Applied Physics*, 1980, 51(3): 1498–1504.
- [18] JOHNSON G R, COOK W H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1983, 21: 541–548.
- [19] BUZYURKIN A E, GLADKY I L, KRAUS E I. Determination and verification of Johnson-Cook model parameters at high-speed deformation of titanium alloys [J]. *Aerospace Science and Technology*, 2015, 45: 121–127.
- [20] HUANG Z P, GAO L H, WANG Y W, et al. Determination of the Johnson-Cook constitutive model parameters of materials by

- cluster global optimization algorithm [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, 25(9): 4099–4107.
- [21] SHOKRY A. On the constitutive modeling of a powder metallurgy nanoquasicrystalline  $Al_3Fe_3Cr_2Ti_2$  alloy at elevated temperatures [J]. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2019, 41(3): 118.
- [22] SHOKRY A, GOWID S, KHARMANDA G, et al. Constitutive models for the prediction of the hot deformation behavior of the 10% Cr steel alloy [J]. *Materials*, 2019, 12(18): 2873.
- [23] ZERILLI F J, ARMSTRONG R W. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations [J]. *Journal of Applied Physics*, 1987, 61(5): 1816–1825.
- [24] GOLDTHORPE B D. Constitutive equations for annealed and explosively shocked iron for application to high strain rates and large strains [J]. *Journal de Physique IV*, 1991, 1(C3): 829–835.
- [25] 张宏建, 温卫东, 崔海涛, 等. 不同温度下 IC10 合金的本构关系 [J]. *航空学报*, 2008, 29(2): 499–504.  
ZHANG H J, WEN W D, CUI H T, et al. Constitutive analysis of alloy IC10 at different temperatures [J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2008, 29(2): 499–504.
- [26] PEREIRA J M, LERCH B A. Effects of heat treatment on the ballistic impact properties of Inconel 718 for jet engine fan containment applications [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2001, 25(8): 715–733.
- [27] 张志强, 李佳浩, 黄镇, 等. Mg-10Gd-3Y-0.6Zr-1Ag 镁合金热压缩变形行为研究 [J]. *材料科学与工艺*, 2014, 22(6): 1–5.  
ZHANG Z Q, LI J H, HUANG Z, et al. Hot compression deformation behavior of the Mg-10Gd-3Y-0.6Zr-1Ag magnesium alloy [J]. *Materials Science and Technology*, 2014, 22(6): 1–5.
- [28] 历长云, 胡玉昆, 郑喜军, 等. 热压烧结  $SiC_p/ZL101A$  复合材料显微组织研究 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2012, 41(Suppl 2): 413–416.  
LI C Y, HU Y K, ZHENG X J, et al. Study of microstructure of  $SiC_p/ZL101A$  composites by vacuum hot-pressing sintering processing [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2012, 41(Suppl 2): 413–416.
- [29] CHEN X M, LIN Y C, HU H W, et al. An enhanced Johnson-Cook model for hot compressed A356 aluminum alloy [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2021, 23(1): 2000704.
- [30] 罗中华, 张质良, 杨红亮. A356 合金半固态流动特性的研究 [J]. *热加工工艺*, 2008, 37(17): 1–4, 98.  
LUO Z H, ZHANG Z L, YANG H L. Investigation of flow behavior of A356 semi-solid alloy [J]. *Hot Working Technology*, 2008, 37(17): 1–4, 98.
- [31] 周国才, 胡时胜, 付峥. 用于测量材料高温动态力学性能的 SHPB 技术 [J]. *实验力学*, 2010, 25(1): 9–15.  
ZHOU G C, HU S S, FU Z. SHPB technique used for measuring dynamic properties of material in high temperature [J]. *Journal of Experimental Mechanics*, 2010, 25(1): 9–15.
- [32] CHIDDISTER J L, MALVERN L E. Compression-impact testing of aluminum at elevated temperatures [J]. *Experimental Mechanics*, 1963, 3(4): 81–90.
- [33] 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.  
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.
- [34] 郭学锋. 细晶镁合金制备方法及组织与性能 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2010: 168–170.  
GUO X F. Refined Mg alloys and their microstructures and properties [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2010: 168–170.
- [35] 杨胜利, 沈健, 陈利阳, 等. Al-Cu-Li 合金热变形过程中微观组织的动态演变规律 [J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(4): 674–683.  
YANG S L, SHEN J, CHEN L Y, et al. Dynamic evolution of microstructure of Al-Cu-Li alloy during hot deformation [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(4): 674–683.

## Flow Stress Characteristics and Constitutive Model of ZL101A Aluminum Alloy under High Temperature and High Strain Rate

ZHANG Yanze<sup>1,2</sup>, QIN Jian<sup>3</sup>, MENG Xiangyao<sup>3</sup>, LIU Yuankai<sup>1</sup>, WEN Yanbo<sup>1</sup>, HUANG Ruiyuan<sup>2</sup>

(1. *National Key Laboratory of Transient Physics, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, Jiangsu, China;*

2. *College of Civil Engineering, Fuzhou University, Fuzhou 350000, Fujian, China;*

3. *Naval Research Academy, Beijing 100161, China*)

**Abstract:** The dynamic compression experiments of ZL101A aluminum alloy were carried out under room and high temperature conditions by using split Hopkinson pressure bar (SHPB) system and high temperature heating equipment. The dynamic compressive stress-strain curves under the conditions of strain rate range of  $2\,900\text{--}6\,100\text{ s}^{-1}$  and temperature range of  $20\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$  were obtained. The experimental results show that ZL101A aluminum alloy has a strain rate hardening effect, and the strain rate hardening effect gradually decreases with the increase of temperature. Meanwhile, ZL101A aluminum alloy has obvious temperature softening effect at different strain rates, and the plastic deformation induced adiabatic temperature rise enhances the thermal softening effect. In order to quantify the influences of strain rate and temperature on the flow stress of ZL101A aluminum alloy, the strain rate effect and the temperature effect were decoupled. A suitable constitutive model for ZL101A aluminum alloy was established by analyzing and fitting the experimental data. After comparing the predicted results from the model with the experimental data, it was found that the established constitutive model can well describe the flow stress characteristics of ZL101A aluminum alloy.

**Keywords:** ZL101A aluminum alloy; high strain rate; flow stress; high temperature; split Hopkinson pressure bar