

DOI: 10.3901/JME.2022.06.042

# 基于热激活变形理论的铝合金弹塑性应力松弛机理与建模\*

李 勇<sup>1,2</sup> 石朱生<sup>3</sup> 吕凤工<sup>4</sup> 荣 琦<sup>3</sup> 李东升<sup>1</sup> 林建国<sup>3</sup>

(1. 北京航空航天大学机械工程及自动化学院 北京 100191;

2. 深圳北航新兴产业技术研究院 深圳 518057;

3. 帝国理工学院机械工程学院 伦敦 SW7 2AZ 英国;

4. 中国航空制造技术研究院 北京 100024)

**摘要:** 针对铝合金在弹、塑性阶段应力松弛现象存在的机理不一致、预测模型不足问题, 提出一种利用热激活塑性变形理论进行弹性和塑性区域铝合金应力松弛时效(Stress relaxation ageing, SRA)过程中变形机理表征和建模的方法。基于该方法, 对 7B04 和 6082 铝合金 SRA 试验结果开展分析, 获得的表观激活体积表明, 二者在弹性和塑性区域的应力松弛特性均由位错-第二相相互作用机制主导。弹性区域中应力松弛行为主要受有效应力分量影响, 而塑性区域中更显著的应力松弛现象则归结于有效应力增加和表观激活能降低的综合作用。基于理论分析与量化结果, 提出了一种考虑表观能量变化的材料本构模型, 实现对于铝合金在弹塑性变形区域内各类应力水平下的不同应力松弛行为的高效预测, 为其潜在蠕变时效成形工艺应用奠定精确模型基础。提出的方法克服了常规蠕变应力指数分析方法用于弹塑性 SRA 特性分析时的局限性, 并提供了丰富的量化信息(包括应力分量, 表观激活体积和能量等), 支撑铝合金 SRA 变形机制和特性的表征与精确模拟。

**关键词:** 铝合金; 应力松弛成形; 内应力; 有效应力; 激活能; 本构模型

**中图分类号:** TG156

## Mechanism and Modelling Studies of Elastic-plastic Stress Relaxation of Aluminium Alloys Based on Thermally Activated Plastic Theories

LI Yong<sup>1,2</sup> SHI Zhusheng<sup>3</sup> LÜ Fenggong<sup>4</sup> RONG Qi<sup>3</sup> LI Dongsheng<sup>1</sup> LIN Jianguo<sup>3</sup>

(1. School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191;

2. Shenzhen Institute of Beihang University, Shenzhen 518057;

3. Department of Mechanical Engineering, Imperial College London, London SW7 2AZ, UK;

4. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024)

**Abstract:** Aiming at the inconsistent of mechanisms and insufficient prediction models for stress relaxation of aluminium alloys in elastic and plastic regions, a method that utilises thermally activated plastic deformation theories for mechanism characterisation and modelling during stress relaxation ageing (SRA) process in both elastic and plastic regions is proposed. The apparent activation volumes obtained from the theories for AA7B04 and AA6082 alloys indicate a dislocation-obstacles interaction mechanism for stress relaxation in both elastic and plastic regions. The stress relaxation behaviour in elastic region is found to be mainly affected by the effective stress, while the more significant stress relaxation in plastic region has been attributed to the combined effect of increasing effective stresses and decreasing apparent activation energies, which have been quantified by the theories in this study. Based on these theoretical analysis results, a simple constitutive model considering the changing apparent energies has been proposed, providing an effective way to successfully predict the different stress relaxation behaviour of aluminium alloys under various stress levels in the elastic-plastic deformation range for potential CAF process applications. The proposed method overcomes limitations of the conventional creep stress exponent analysis method for SRA behaviour analysis, and provides abundant information (i.e. stress

\* 国家自然科学基金(52005020)和广东省基础与应用基础研究基金(2019A1515110851)资助项目。20210626 收到初稿, 20211110 收到修改稿

components, apparent activation volumes and energies) to support the characterization of deformation mechanisms in SRA and enable accurate prediction of different SRA behaviour in elastic and plastic regions.

**Key words:** aluminium alloys; stress relaxation; internal stress; effective stress; activation energy; constitutive modelling

## 0 前言

蠕变时效成形(Creep age forming, CAF)是一种针对航空用铝合金大型壁板精确成形制造的先进技术。铝合金在时效温度下进行弹性加载、保温保压特定时间,同时实现成形件的蠕变变形(即应力松弛)与时效强化,获得具备高性能的精确成形件,目前已在空客公司的多款商用飞机(A320、A380 等)机翼蒙皮制造中得到应用<sup>[1]</sup>。由于其可实现高强铝合金形性协同控制并有效降低残余应力,也被认为是针对复杂整体带筋壁板精确成形极具潜力的先进制造技术之一<sup>[2]</sup>。然而,传统蠕变时效工艺主要用于变形量较小的壁板成形(如机翼),仅关注弹性加载区域中蠕变变形/应力松弛与时效强化。而对于复杂曲面带筋壁板而言,其成形加载过程中筋条部分极易进入塑性区域,蒙皮部分可能仍处于弹性区域,由此带来的弹塑性区域应力松弛现象,将造成与传统弹性区域应力松弛时效不同的变形特性与机理,直接影响其成形结果。

国内外学者对于弹性加载状态下铝合金应力松弛/蠕变特性开展了大量研究,通过宏观应力松弛/蠕变试验及过程中微观结构观察,报道了各类可热处理铝合金在一定温度下的蠕变时效行为<sup>[3-5]</sup>。利用幂次蠕变方程的应力指数分析方法进行弹性加载范围内的稳态阶段应力松弛/蠕变变形机理分析是目前较为通用的方式,如下式所示

$$\dot{\epsilon}_{c\_ss} = A \left( \frac{\sigma}{G} \right)^n \quad (1)$$

式中,  $\dot{\epsilon}_{c\_ss}$  是稳态阶段的蠕变应变率,  $\sigma$  是加载应力,  $A$  是温度相关材料常数,  $G$  是切变模量。  $n$  表示应力指数,可以通过  $\ln(\dot{\epsilon}_{c\_ss}) - \ln(\sigma / G)$  数据拟合图获得,  $n$  值目前广泛应用于铝合金应力松弛/蠕变机理分析<sup>[6-7]</sup>。相关方法已应用于 Al-Zn-Mg<sup>[8-9]</sup>、Al-Cu-Mg<sup>[10-11]</sup>等多类铝合金的弹性应力松弛变形机理分析预测,结果表明在时效温度下(100~200 °C),基于位错的蠕变/应力松弛机制起主导作用。

对于扩展至弹塑性阶段的铝合金应力松弛特性近年来有一些初步的研究成果出现。RONG 等<sup>[12]</sup>研

究了 6082 铝合金在弹性和塑性区域的应力松弛行为,结果表明,加载到塑性区域时,材料应力松弛水平呈现明显的提升。对于不同温度下的 7B04 铝合金<sup>[13]</sup>和 Al-Cu 合金<sup>[11]</sup>也观察到了类似的现象。然而,采用传统蠕变指数分析方法进行应力松弛分析时,塑性区域的结果呈现负的  $n$  值,无法利用上述理论合理解释此现象<sup>[12]</sup>。因此,传统蠕变指数方法不足以有效分析弹性和塑性区域中不同的应力松弛行为。此外,由于上述限制,目前大多数用于铝合金蠕变时效或应力松弛时效的本构模型都是基于弹性区域特性而开发<sup>[14-16]</sup>,不足以实现对于弹性和塑性区域不同应力松弛行为的准确模拟预测。

应力松弛变形本质上属于热激活塑性变形范畴,近年来,基于热激活塑性理论的应力松弛测试被应用于超细或纳米晶粒合金的变形机制分析<sup>[17-18]</sup>,因为该理论可提供与合金的位错和激活能相关变形机制信息<sup>[19-21]</sup>。这些热激活理论可以为分析和表征铝合金在弹性和塑性区域中不同应力水平下的应力松弛行为和机理提供可能的解决方案。另外,量化的变形机制信息,例如激活能,也可能提供一种对于 CAF 过程中弹性和塑性区域不同应力松弛行为进行建模的新方法。

因此,本文提出一种利用热激活塑性变形理论进行应力松弛行为分析和建模的方法,为 CAF 在复杂带筋壁板中的应用提供一种简单有效的弹塑性区域应力松弛变形机制表征与预测方法。通过对于两种典型铝合金(Al-Zn-Mg 合金 7B04 和 Al-Mg-Si 合金 6082)的应力松弛行为进行试验表征和分析,获得了材料应力松弛变形相关变量信息,例如应力分量,表观激活体积和激活能量,并用于分析弹性和塑性区域中详细变形机理。在此基础上,构建了考虑激活能量变化的材料本构模型,成功预测了材料在弹性和塑性区域各种应力水平下的不同应力松弛行为。

## 1 材料试验及其应力松弛行为

本文对两类铝合金蠕变时效过程中的应力松弛行为开展试验研究分析。

7B04-P 铝合金 (Al-5.97Zn-2.48Mg-1.51Cu (wt%)), P 代表一种中间热处理状态,包括 470 °C

下1 h 固溶处理、淬火、2%预拉伸以及115 ℃下8 h 时效处理。

6082-T6 铝合金(Al-0.82Mg-0.82Si (wt%)), T6 代表峰值时效状态。

7B04-P 铝合金在0.32%(200 MPa)、0.40% (250 MPa)、0.48% (300 MPa) (弹性区域)和0.60% (350 MPa)、0.92% (390 MPa) (塑性区域)6个不同初始应变(应力)等级下开展了应力松弛试验, 试验温度为165 ℃。另外, 对初始材料及200 MPa加载下应力松弛后的材料进行了透射电子显微镜(Transmission electron microscope, TEM)观测, 以分析应力松弛过程中材料微观析出相的变化。6082-T6 铝合金在0.20%、0.25%、0.30%、0.35%(弹性区域)、0.60%、0.80%、1.2%、2.0%(塑性区域)8个不同初始应变等级下开展了应力松弛试验, 试验温度为160 ℃。相关试验的具体细节, 包括测试设备、样品制备与程序详见文献[12-13]。不同应变等级下两种铝合金材料的应力松弛结果见图1。

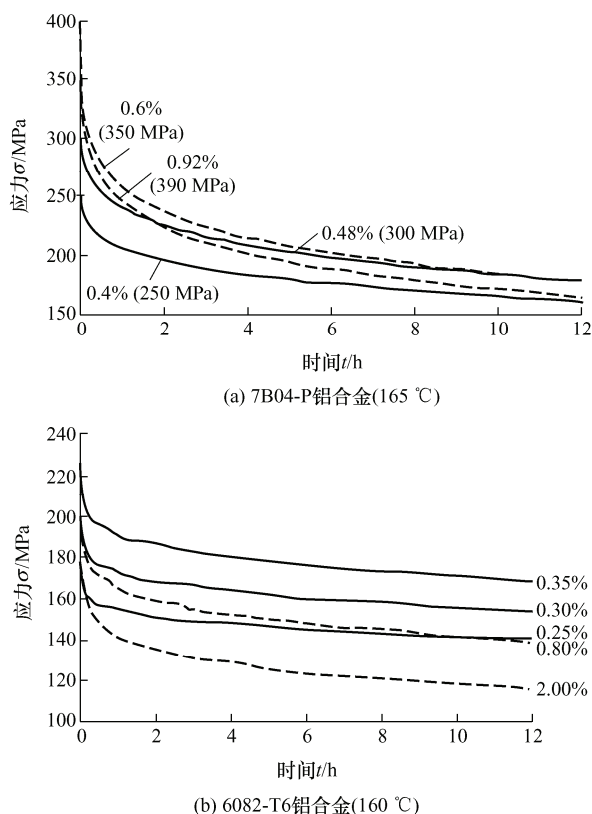


图1 7B04-P 铝合金在165 ℃和6082-T6 铝合金在160 ℃不同应变(应力)等级下随时间变化的应力松弛曲线图

如图1所示, 两种铝合金的结果均表明, 在弹性和塑性区域中, 应力松弛水平随初始应变(应力)等级的增加而上升, 并且在塑性区域中观察到的应力松弛水平明显高于弹性区域。应力松弛试验后的残余应力随着弹性区域中应力(应变)水平增加而增

加, 而在塑性区域则呈现相反的趋势。因此, 试验结果表明在CAF过程中, 铝合金加载到弹性和塑性区域后可能存在不同的变形特性和机制。因此, 本文后续章节将基于热激活塑性变形理论对相应的弹塑性区域应力松弛变形结果与机制进行详细分析与预测。

## 2 变形理论

本节主要介绍热激活相关理论与方程, 并说明其如何用于后续应力松弛试验结果分析与预测。热塑性变形时(包括应力松弛过程中部分弹性变形转化为塑性变形), 材料中施加的剪切应力( $\tau$ )一般可以分为两个部分, 包括<sup>[22-23]</sup>

$$\tau = \tau_i(\gamma_p) + \tau^*(\dot{\gamma}_p, T) \quad (2)$$

式中,  $\tau_i$  是施加的切应力中的非热分量, 代表阻碍材料塑性变形的长程内应力, 主要由塑性剪切应变  $\gamma_p$  决定。 $\tau^*$  则是导致塑性变形的有效应力, 代表克服位错-析出物/溶质原子等相互作用的短程阻力<sup>[10]</sup>, 主要取决于温度  $T$  和塑性剪切应变率  $\dot{\gamma}_p$ 。二者在总应力中所占据的比例通常可用应力松弛试验进行量化区分。KRUMML 等<sup>[24]</sup>利用双曲函数拟合短时应力松弛曲线(一般为10~60 s), 提出了一种提取内应力分量  $\tau_i$  的方法, 拟合曲线函数为

$$\tau = \frac{\tau_i t + \xi \tau_0}{t + \xi} \quad (3)$$

式中,  $t$  为应力松弛时间,  $\xi$  代表材料常数,  $\tau_0$  为初始加载应力。利用上式拟合应力松弛曲线, 即可获得相应的  $\tau_i$  值。基于此, 通过式(2)可获得有效应力分量  $\tau^*$ 。

对于随时间呈现对数变化的短时应力松弛曲线, 通常使用以下方程来预测应力松弛行为<sup>[25-26]</sup>

$$\Delta\tau = \tau_0 - \tau = -\left(\frac{kT}{V_a}\right) \ln\left(1 + \frac{t}{c_r}\right) \quad (4)$$

式中,  $\Delta\tau$  是  $t$  时间里已松弛的应力量,  $k$  代表波尔兹曼常数,  $c_r$  是一个时间常数。 $V_a$  则是表观激活体积, 其具体数值可通过式(4)拟合应力松弛曲线获得, 常用于分析与判断变形过程主要变形机制。综合上述方程中获得的各应力分量及表观激活体积等物理量, 即可实现对于塑性变形相关机理的分析。由于应力松弛曲线通常是在单轴拉伸条件下获得的, 因此在本文后续研究分析中, 基于 von Mises 准则, 将切应力和剪切应变率均转换为相应的正应

力与应变率, 即  $\tau = \sigma / \sqrt{3}$ ,  $\dot{\gamma} = \sqrt{3}\dot{\epsilon}$ 。

应力松弛过程蠕变应变率( $\dot{\epsilon}_c$ )通常可用下式表达<sup>[10]</sup>

$$\dot{\epsilon}_c = \dot{\epsilon}_{c0} \sinh(\alpha\sigma) \exp\left(-\frac{Q_a}{RT}\right) = \dot{\epsilon}_{c0} \sinh(\alpha\sigma) \exp\left(-\frac{\Delta G_0 - V\sigma^*}{RT}\right) \quad (5)$$

式中,  $\dot{\epsilon}_{c0}$  是一个指数因子, 可将其视为材料常数。 $\sinh(\alpha\sigma)$  主要表示克服长程阻力而产生的蠕变应变。另一部分  $\exp(-Q_a/RT)$  则代表克服热激活下的短程应力部分, 其中  $R$  为通用气体常数,  $Q_a = \Delta G_0 - V\sigma^*$  代表材料表观激活能, 其中  $\Delta G_0$  是克服 0 K 时的短程应力所需吉布斯自由能,  $V$  是激活体积。因此, 利用上述方程中获得的应力分量和激活体积变量, 可提供一种有效的方法来预测合金在不同应力水平下的蠕变应变和应力松弛行为。

### 3 试验结果分析与讨论

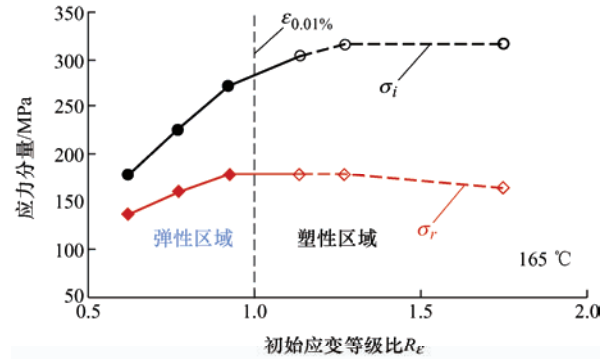
利用上述热激活变形相关理论与方程式(2)~(4), 选取图 1 中 7B04-P 及 6082-T6 铝合金短时应力松弛数据(前 60 s)进行拟合, 计算获得应力分量( $\sigma_i$ ,  $\sigma_r$ )、表观激活体积( $V_a$ )等变形相关变量, 对铝合金弹塑性区域应力松弛变形机理开展表征与分析。

#### 3.1 应力分量

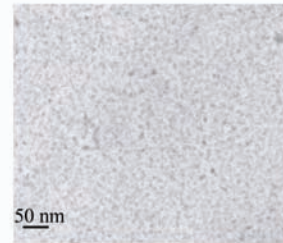
由式(3)拟合短时应力松弛曲线获得的不同初始应变等级下的内应力  $\sigma_i$  变化曲线如图 2(7B04-P 铝合金)及图 3(6082-T6 铝合金)所示。由于 LÜ 等<sup>[13]</sup>的研究表明材料 0.01% 偏移应变变量  $\epsilon_{0.01\%}$  相比于传统 0.2% 偏移应变变量能更明显地区分蠕变时效过程中的弹塑性区域, 图中横坐标统一为归一化的初始加载应变等级  $R_\epsilon$ , 定义为初始加载应变  $\epsilon_{ini}$  与  $\epsilon_{0.01\%}$  的比值, 即  $R_\epsilon = \epsilon_{ini}/\epsilon_{0.01\%}$ 。因此,  $R_\epsilon > 1$  即代表材料进入塑性区域。

图 2 与图 3 的结果表明, 对两种合金而言, 在弹性区域内,  $\sigma_i$  随初始加载应力均呈现线性增加趋势, 与弹性加载状态下应力-应变线性关系相吻合<sup>[10]</sup>。当加载到塑料区域时, 除了弹性应力场外, 塑性应变引起的位错也会影响内应力, 导致图 2 与图 3 中在塑性加载区域,  $\sigma_i$  随着应变增加依然呈现增长趋势。同时, 随着加载应变等级的不断增大,  $\sigma_i$  增速下降并趋向于最大值, 直至出现后续降低趋势。由于 6082 铝合金初始加载应变等级更高, 因此图 3

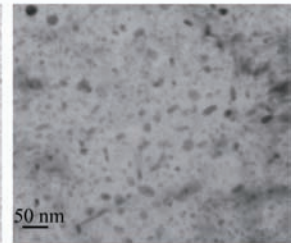
中 6082 铝合金呈现更为明显的  $\sigma_i$  值下降趋势。这种现象是由于塑性加载过程中材料中位错的积累和回复之间的竞争机制引起的。随着初始应变等级增大, 材料中引入的位错密度也增大, 直至变形过程中位错增殖与回复达到平衡状态时, 内应力  $\sigma_i$  达到最大值<sup>[27]</sup>。随着初始塑性应变水平的进一步提高, 位错的回复可能起主导作用, 从而导致  $\sigma_i$  开始降低。



(a) 内应力  $\sigma_i$  及  $\sigma_r$  随初始应变等级比变化



(b) 初始状态 TEM 图



(c) 应力松弛后 TEM 图

图 2 7B04-P 铝合金初始状内应力  $\sigma_i$  及 165 °C/12 h/200 MPa 应力松弛后内应力  $\sigma_r$  随初始应变等级比变化(实心点: 弹性区域, 空心点: 塑性区域)及应力松弛前后 TEM 图

此外, 在长时间应力松弛后, 由于材料应力松弛速率很小, 其最终残余应力  $\sigma_r$  可近似地认为是松弛后材料的内应力<sup>[24, 28]</sup>。本文选取图 1 中应力松弛 12 h 后的残余应力值作为应力松弛后材料的内应力值  $\sigma_r$ , 见图 2 与图 3。结果显示两种材料初始状态下的内应力  $\sigma_i$  与 12 h 应力松弛后的内应力  $\sigma_r$  均存在相似的演变趋势, 但应力松弛后材料内应力值均低于初始状态内应力值。原因可能来自应力松弛试验过程中的微观结构变化。根据所获得的 7B04 铝合金在其初始状态下以及在 12 h、200 MPa 应力松弛试验后的 TEM 图像, 如图 2b 和 2c 所示, 应力松弛后(图 2c)观察到的析出相比初始状态下(图 2b)的析出相更为粗大, 同样的现象也在 6082 铝合金中出现<sup>[12-13]</sup>。两种铝合金在应力松弛试验后均显示出过时效行为, 应力松弛后存在的较粗大的析出物可以减小析出物与基体之间的应力场, 以及对位错移动的抵抗力, 导致材料的内应



力相比初始状态降低<sup>[27-28]</sup>。

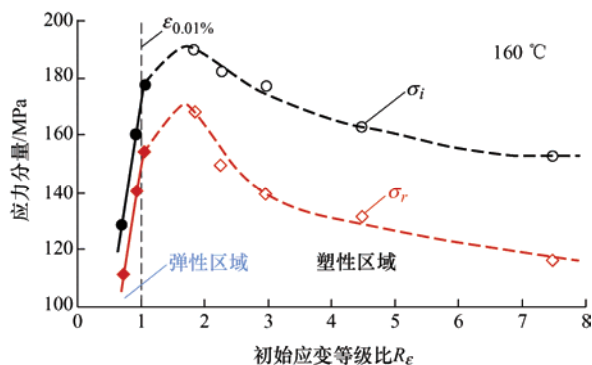


图3 6082-T6 铝合金初始状态下内应力  $\sigma_i$  (圆点) 及 160 °C, 12 h 应力松弛后内应力  $\sigma_r$  (方点) 随不同初始加载应变等级比变化曲线图 (实心点代表弹性加载区域, 空心点代表塑性加载区域)

图2与图3中的  $\sigma_i$  值表示的是 SRA 过程中 7B04-P 及 6082-T6 铝合金在不同应力/应变等级下阻碍材料塑性变形的长程内应力。相应的有效应力  $\sigma^*$  可通过式(2)获得, 代表材料的短程应力, 是热激活塑性变形 (即本文研究的应力松弛变形) 的主要来源, 其结果如图4所示。对于两种铝合金,  $\sigma^*$  值均随着初始加载应变增加而增加。当进入塑性区域后, 与弹性区域相比,  $\sigma^*$  的增加速率先变大后降低, 直到达到较高初始应变水平时,  $\sigma^*$  值趋于饱和。考虑式(5)中的蠕变应变率表达式, 在相同温度下施加较高的应力时,  $\sinh(a\sigma)$  部分值增大, 同时, 如图5所示, 也将获得较大的  $\sigma^*$  值, 表观激活能 ( $Q_a = \Delta G_0 - V\sigma^*$ ) 减小。二者均使得式(5)中蠕变应变率增加, 从而导致图1所示的应力松弛等级随加载应力增大而增大。另外, 图4中所示在进入塑性区域时快速增加的  $\sigma^*$  值将带来更为明显的蠕变应变率提升, 这可能是导致两种合金塑性区中应力松弛水平更高的原因之一。

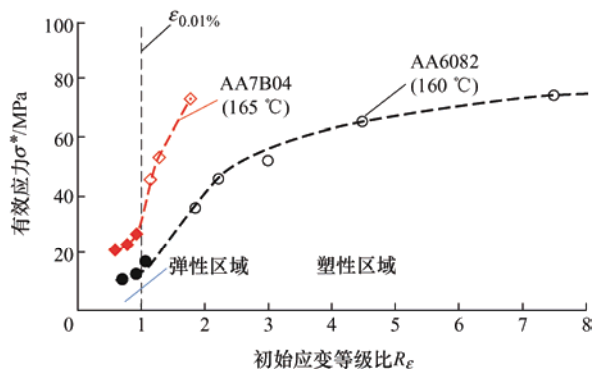


图4 7B04-P 及 6082-T6 铝合金初始状态下有效应力  $\sigma^*$  随初始应变等级比变化曲线图 (实心点代表弹性加载区域, 空心点代表塑性加载区域)

### 3.2 表观激活体积

利用式(4)拟合 7B04-P 及 6082-T6 铝合金短时应力松弛曲线后获得的表观激活体积  $V_a$  值如图5所示。对两种合金而言, 其  $V_a$  值均随初始加载应变增加而单调递减, 直至在较高塑性应变等级下趋于稳定值。由于  $V_a$  值一般代表着材料中移动位错密度及其移动速度对变形的综合影响, 图5中随初始应变等级增大而降低的  $V_a$  值表明, 随着加载应变等级提高, 两种铝合金中存在着更高的移动位错密度或更快的位错移动速度, 从而引起如图1所示的更为明显应力松弛现象。

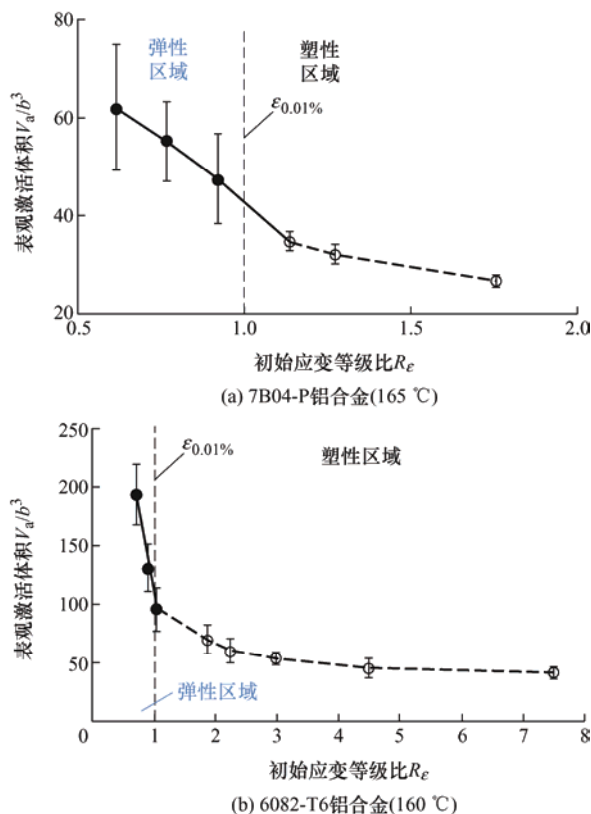


图5 初始状态图示温度下表观激活体积随初始应变等级比变化趋势图 (实心点代表弹性加载区域, 空心点代表塑性加载区域)

$V_a$  值在很多研究中被用于揭示热激活塑性变形中变形机制<sup>[22]</sup>,  $V_a$  值在几十到几百倍  $b^3$  数量级时, 表明其变形机制主要由塑性变形过程中位错-障碍相互作用机制控制, 对于固溶或时效状态铝合金而言, 溶质原子, 沉淀和位错是位错移动的主要障碍<sup>[26]</sup>。因此, 图5中 7B04-P 和 6082-T6 铝合金的  $V_a$  值 (分别为  $20b^3 \sim 80b^3$  和  $40b^3 \sim 200b^3$ ) 表明, 位错-障碍的相互作用是本文研究的温度与弹塑性加载状态下两类铝合金蠕变时效过程中的主要变形控制机制。

由式(5)可知, 除了有效应力  $\sigma^*$  与温度, 表征位

错移动速度对变形影响的激活体积  $V$  也直接影响着材料蠕变与应力松弛现象。由于本文中短时应力松弛数据有限, 无法直接获得材料的  $V$  值, TROJANOVA 等<sup>[19]</sup>的研究表明, 可利用综合表征位错密度与速度影响的表观激活体积  $V_a$  近似替代  $V$  值进行分析, 因此式(5)可近似的表达为

$$\dot{\varepsilon}_c = \dot{\varepsilon}_{c0} \sinh(\alpha\sigma) \exp\left(-\frac{Q_a}{RT}\right) = \dot{\varepsilon}_{c0} \sinh(\alpha\sigma) \exp\left(-\frac{\Delta G_0 - V_a \sigma^*}{RT}\right) \quad (6)$$

由式(6)可知,  $V_a$  值随着初始加载应变水平增加而减小, 同样将有助于蠕变应变速率与应力松弛速率的提升。因此, 图 1 中所示的两类铝合金初始加载应变等级对于应力松弛现象的影响均可以通过上述获得的表观激活体积  $V_a$  与有效应力  $\sigma^*$  演变较好的解释。

图 6 绘制了上述获得的 7B04-P 和 6082-T6 两种铝合金在特定温度下的表观激活体积  $V_a$  与有效应力  $\sigma^*$  关系图。对两种合金而言,  $V_a$  均随  $\sigma^*$  的增大而减小。KAPOOR 等<sup>[29]</sup>以及 KOCKS 等<sup>[30]</sup>提出了一个经验方程, 通过拟合  $V_a$  与  $\sigma^*$  的关系图, 获得材料吉

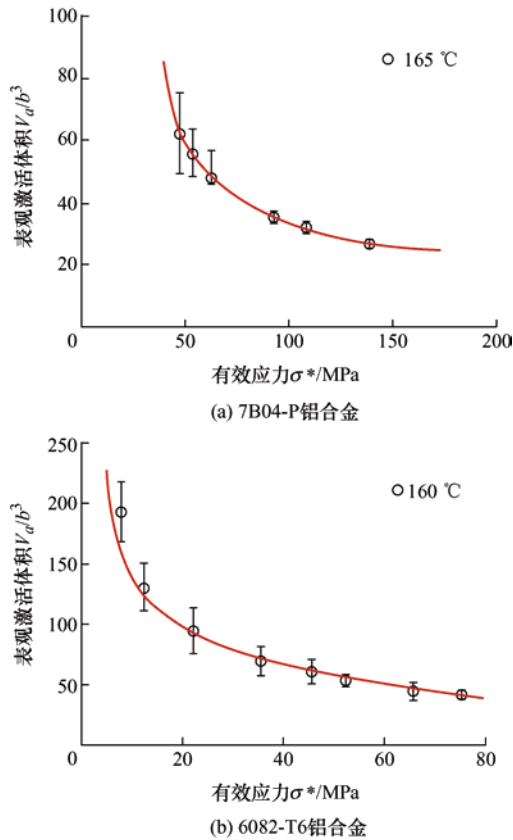


图 6 初始状态特定温度下表观激活体积  $V_a$  随有效应力  $\sigma^*$  变化趋势图

布斯自由能  $\Delta G_0$ , 如下

$$V_a = \frac{4\Delta G_0}{3\sigma_0^*} \left[ 1 - \left( \frac{\sigma^*}{\sigma_0^*} \right)^{1/2} \right]^{1/2} \left( \frac{\sigma^*}{\sigma_0^*} \right)^{-1/2} \quad (7)$$

式中,  $\sigma_0^*$  代表 0 K 下有效应力的常数。利用式(7)拟合图 6 中数据, 可获得两种材料的  $\Delta G_0$  值。本文结果表明, 7B04-P 材料的  $\Delta G_0 = 171 \pm 5$  kJ/mol, 而 6082-T6 材料的  $\Delta G_0 = 146 \pm 7$  kJ/mol, 结果与前人研究中获得的铝合金  $\Delta G_0$  值 (144~168 kJ/mol) 相似<sup>[31-32]</sup>。

### 3.3 表观激活能量

利用上述获得的  $\Delta G_0$ 、 $\sigma^*$  及  $V_a$  值, 可计算式(6)中材料的表观激活能量  $Q_a$ , 针对 7B04-P 和 6082-T6 两种铝合金计算结果如图 7 所示。结果表明, 在弹性区域, 两种材料的  $Q_a$  值几乎保持恒定水平, 7B04-P 材料  $Q_a$  值约为 127.5 kJ/mol, 而 6082-T6 材料  $Q_a$  值约为 122 kJ/mol, 其值分别与 CHEN 等<sup>[8]</sup>和 ZHANG 等<sup>[33]</sup>的研究中获得的  $Q_a$  值类似。由于  $Q_a$  值在弹性区域内不随加载应变等级而变化, 由式(6)可推断, 在弹性区域内, 应力松弛等级随加载应变升高而增加的主要原因在于加载应力  $\sigma$  的提高。

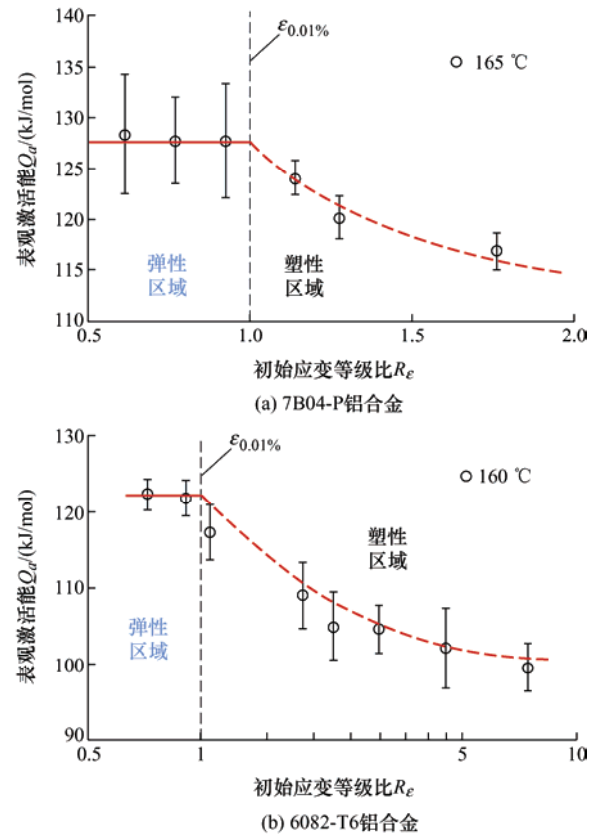


图 7 初始状态特定温度下表观激活能  $Q_a$  随初始应变等级变化趋势图(点代表试验数据, 线代表模拟结果)

但是, 当加载到塑性区域时,  $Q_a$  随着应变水平的增加而开始下降, 并且当应变水平足够高时,  $Q_a$

趋于稳定。因此,在图 1 中观察到塑性区域中的应力松弛行为则由加载应力水平的增加(式(6)中的  $\sigma$ )和表观激活能降低(式(6)中的  $Q_a$ )共同作用。

利用上述获得的理论结果,可以很好地分析和解释本文中两种铝合金在蠕变时效工艺中弹塑性加载区域的变形特征和机理。此外,上述获得的量化结果还提供了一种可以对弹性和塑性区域中各种应力水平下的应力松弛行为进行预测模拟的潜在方法,将在第 4 节进行介绍与讨论。

## 4 建模与预测结果

### 4.1 模型建立

基于上文中用于应力松弛特性分析的热激活塑性变形理论和获得的变形相关变量(例如表观激活能  $Q_a$ ),本文在传统弹性加载区域广泛使用的铝合金蠕变时效/应力松弛特性统一本构模型<sup>[15-16]</sup>基础上,提出一套适于铝合金在弹性和塑性区域不同应力松弛特性预测的新模型,利用上述研究中获得的弹、塑性区域不同的表观激活能来表征铝合金弹塑性区域应力松弛特性,相关方程如下

$$\dot{\epsilon}_c = A_1 \sinh \left[ B_1 (\sigma - \sigma_{th}) (1 - \bar{\rho}) \right] \exp \left( -\frac{Q_a}{RT} \right) \quad (8)$$

$$\dot{\bar{\rho}} = A_2 (1 - \bar{\rho}) |\dot{\epsilon}_c| - c_p \bar{\rho}^m \quad (9)$$

$$\dot{Q}_a = -A_3 (Q_a - Q_{as})^n \dot{\epsilon}_p \quad (10)$$

$$\dot{\sigma} = -E \dot{\epsilon}_c \quad (11)$$

式(8)中的蠕变应变率( $\dot{\epsilon}_c$ )是由式(6)以及常规蠕变应变率方程<sup>[7, 16]</sup>综合推导而得,主要由加载应力、表观激活能和其他关键因素影响,例如蠕变的阈值应力( $\sigma_{th}$ )和位错密度变量( $\bar{\rho}$ )。位错密度变量通过归一化位错密度 $\bar{\rho}$ 表示,如式(9)所示,其含义与定义与传统弹性区域内蠕变模型保持一致<sup>[15]</sup>。如图 7 所示,激活能在弹性区域中保持恒定水平,在塑性区域则随加载应变增加而下降,直到达到稳定水平,本文提出式(10)来模拟其沿塑性应变( $\epsilon_p$ )的演变,其中  $A_3$  是材料常数,  $Q_{as}$  表示在大加载应变下达到的表观激活能稳定值。应力松弛特性则由蠕变应变决定,可由式(11)获得。

### 4.2 模型参数校准

本节通过对于应力松弛试验数据的拟合以及材料基础特性数据的获取,针对 7B04-P 和 6082-T6 两类铝合金,分别校准和确定了上述本构模型式(8)到式(11)中的相关变量和材料常数。两种材料的弹

性模量  $E$  以及阈值应力  $\sigma_{th}$  分别由 LÜ 等<sup>[13]</sup>和 RONG 等<sup>[12]</sup>的研究中获得。根据相应的应力松弛、激活能等试验结果,通过拟合相关方程来校准模型中的其他材料常数。拟合所用算法为 LIN 等<sup>[34]</sup>提出的一种基于进化算法(EA)的优化方法。表 1 和表 2 分别列出了最终获得的 7B04-P 和 6082-T6 铝合金弹塑性区域应力松弛特性的材料常数。

表 1 7B04-P 铝合金材料常数表

$E/\text{GPa}$	$\sigma_{th}/\text{MPa}$	$Q_{as}/(\text{kJ/mol})$	$n$	$A_1$
72	57.8	112	1.45	$3.4 \times 10^9$
$B_1$	$A_2$	$C_p$	$m_1$	$A_3$
0.053	520	0.017	1.05	120

表 2 6082-T6 铝合金材料常数表

$E/\text{GPa}$	$\sigma_{th}/\text{MPa}$	$Q_{as}/(\text{kJ/mol})$	$n$	$A_1$
70	70.1	100	1.35	$7.7 \times 10^6$
$B_1$	$A_2$	$C_p$	$m_1$	$A_3$
0.127	820	0.017	1.05	120

### 4.3 模拟结果与讨论

利用表 1 中确定的材料常数预测获得的 7B04-P 铝合金在弹性和塑性区域中不同初始应变(应力)水平下的应力松弛行为如图 8 所示,对应的试验数据也在图中以数据点的形式列出,便于比较。

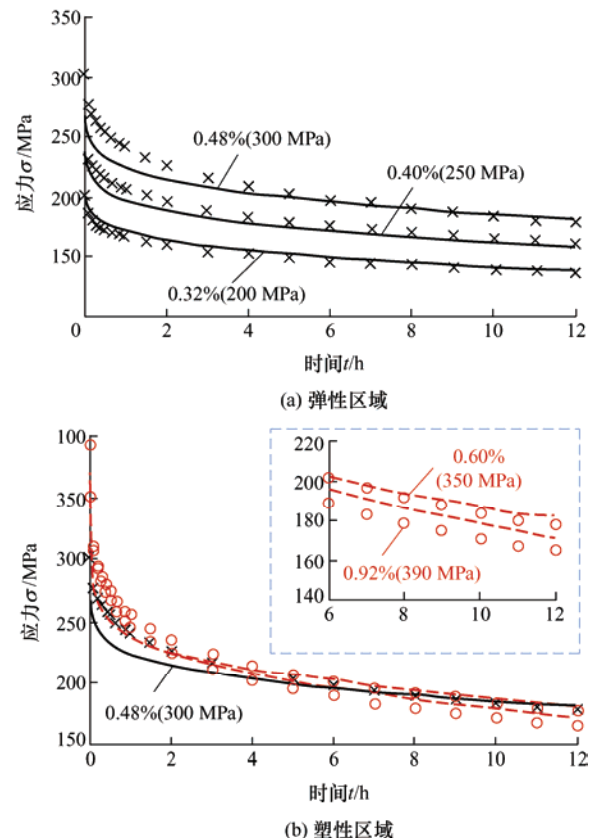


图 8 7B04-P 铝合金 165 °C 下在不同初始应变(应力)等级情况下应力松弛试验(数据点)及模拟结果(线)对比图



结果显示,在弹性和塑性区域的预测结果与试验结果均吻合较好。通过模拟材料在塑料区域加载中激活能降低趋势,可成功预测材料在到达塑性加载区域后表现的较弹性区域更高的应力松弛水平和更低的残余应力。结果表明,本文建立的新模型能够对铝合金在弹性和塑性区域的不同应力松弛行为进行有效的建模预测。

图 9 比较了在不同初始应变水平下 6082-T6 材料应力松弛的预测和试验结果,二者也取得了很好的一致性,再次表明了所提出模型的有效性。然而,需要指出的是,尽管成功预测了材料在弹性和塑性区域的不同应力松弛行为和应力水平,但是对于塑性区域,模型预测结果和试验之间的差异比在弹性区域相对更大,如图 8 和图 9 所示。当前模型主要考虑了激活能对弹性和塑性区域铝合金不同应力松弛行为的影响,因为它们可以根据热激活变形理论进行量化确定,从而通过简单的模型即可有效地预测弹塑性区域不同的应力松弛行为。但是,本模型中尚未考虑其他一些因素,例如在弹性和塑性区域中引入材料的初始位错的不同,这也可能引起弹塑性区域应力松弛某种程度的差异,但相关数据与影响很难获取并量化,难以实现建模预测。

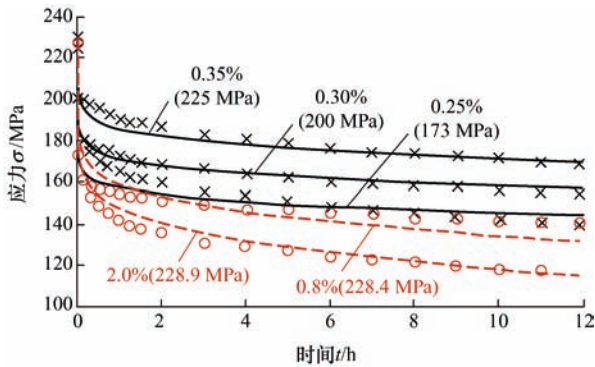


图 9 6082-T6 铝合金 160 °C 下在弹性(实线)和塑性(虚线)区域不同初始应变(应力)等级情况下应力松弛试验(数据点)及模拟结果(线)对比图

图 10 总结了本文中提出的基于热激活塑性变形理论,用于蠕变时效/应力松弛过程中应力松弛行为分析和建模的方法和模型。利用这种方法,可以量化铝合金的各种与应力松弛相关的各类变形特性,例如应力分量,表观激活体积和激活能量等,从而为表征不同铝合金在不同应力水平(弹、塑性)下的应力松弛变形机理和建模提供了简单有效的工具。

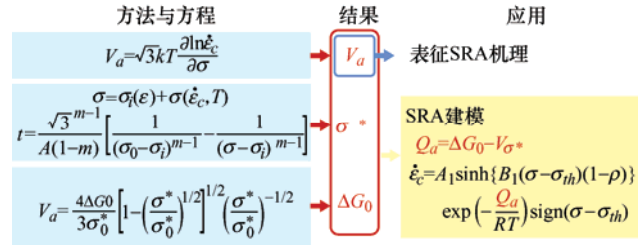


图 10 本文提出的用于应力松弛机理分析和建模方法示意图

本文提出的模型考虑了不同应力水平下材料激活能的演化,并提供了一种简单有效的方法来预测铝合金在弹性和塑性区域中蠕变时效过程中不同的应力松弛行为。该模型可集成到统一的蠕变-时效变形及强化模型中,同时预测蠕变时效成形过程中材料的形状(蠕变/应力松弛)和力学性能(屈服强度)演变。需要注意的是,由于材料在蠕变时效过程中微观结构也在发生变化(图 2),其应力分量和激活能也可能在此过程中发生变化。其详细的演变及其对变形和强化的潜在影响是未来相关研究的重要方向。

## 5 结论

(1) 提出基于热激活塑性变形理论的应力松弛分析方法,为铝合金应力松弛变形提供了丰富信息,实现弹、塑性区域变形机理表征。7B04-P 和 6082-T6 铝合金在弹性和塑性区域计算获得的表观活化体积(分别为  $20b^3 \sim 80b^3$ ,  $40b^3 \sim 200b^3$ )均表明位错-障碍相互作用机制是其蠕变变形的控制机制。

(2) 提出的分析方法揭示了不同应力状态下应力松弛变形原理及其量化影响因素,为精确化建模奠定基础。塑性区域中应力松弛行为比弹性区域中更为显著,是由材料有效应力和激活能共同作用引起的。随着塑性区域应变水平提高,有效应力以更高的速度增加,而激活能在弹性区域内保持恒定(7B04-P 约为 127.5 kJ/mol, 6082-T6 约为 122 kJ/mol),并随着塑性区域应变水平的提高而降低。

(3) 提出了一种利用热激活塑性变形理论的统一本构模型,并将其应用于两种铝合金的应力松弛行为预测。通过考虑在不同初始应变水平下变化的激活能,该模型提供了一种简单有效的方法来克服传统模型无法准确预测塑性区域中更高应力松弛水平的局限性,成功地预测了不同铝合金在弹性和塑性区域的不同应力松弛行为,为复杂构件大变形状态下蠕变时效成形工艺应用奠定精确模型基础。



## 参 考 文 献

- [1] ZHAN Lihua, LIN Jianguo, DEAN T. A review of the development of creep age forming: Experimentation, modelling and applications[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2011, 51(1): 1-17.
- [2] GUINES D, GAVRUS A, RAGNEAU E. Numerical modeling of integrally stiffened structures forming from creep age forming technique[J]. *International Journal of Material Forming*, 2008, 1(1): 1071-1074.
- [3] LI Yong, SHI Zhusheng, LIN Jianguo, et al. Experimental investigation of tension and compression creep-ageing behaviour of AA2050 with different initial tempers[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 657: 299-308.
- [4] MA Ziyao, ZHAN Lihua, LIU Chunhui, et al. Stress-level-dependency and bimodal precipitation behaviors during creep ageing of Al-Cu alloy: Experiments and modeling[J]. *International Journal of Plasticity*, 2018, 110: 183-201.
- [5] 湛利华, 李辉, 黄明辉, 等. 2524 铝合金的蠕变时效行为[J]. *中国有色金属学报*, 2013(2): 320-326.
- ZHAN Lihua, LI Hui, HUANG Minghui, et al. Creep-ageing behavior of 2524 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013(2): 320-326.
- [6] KASSNER M E. Fundamentals of creep in metals and alloys [M]. New York: Butterworth-Heinemann, 2015.
- [7] KOWALEWSKI Z, HAYHURST D, DYSON B. Mechanisms-based creep constitutive equations for an aluminium alloy[J]. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 1994, 29(4): 309-316.
- [8] CHEN J F, JIANG J T, ZHEN L, et al. Stress relaxation behavior of an Al-Zn-Mg-Cu alloy in simulated age-forming process[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(4): 775-783.
- [9] ZHENG Jinghua, PAN Ran, LI Chen, et al. Experimental investigation of multi-step stress-relaxation-ageing of 7050 aluminium alloy for different pre-strained conditions[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 710: 111-120.
- [10] ZHAN Lihua, MA Ziyao, ZHANG Jiao, et al. Stress relaxation ageing behaviour and constitutive modelling of a 2219 aluminium alloy under the effect of an electric pulse[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 679: 316-323.
- [11] YANG Youliang, ZHAN Lihua, LIU Chunhui, et al. Stress-relaxation ageing behavior and microstructural evolution under varying initial stresses in an Al-Cu alloy: Experiments and modeling[J]. *International Journal of Plasticity*, 2020, 127: 102646.
- [12] RONG Qi, LI Yong, SHI Zhusheng, et al. Experimental investigations of stress-relaxation ageing behaviour of AA6082[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 750: 108-116.
- [13] LÜ Fenggong, LI Yong, SHI Zhusheng, et al. Stress and temperature dependence of stress relaxation ageing behaviour of an Al-Zn-Mg alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 773: 138859.
- [14] CHEN Wufan, WANG Fenghua, KITAMURA T, et al. A modified unified viscoplasticity model considering time-dependent kinematic hardening for stress relaxation with effect of loading history[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2017, 133: 883-892.
- [15] LI Yong, SHI Zhusheng, LIN Jianguo, et al. A unified constitutive model for asymmetric tension and compression creep-ageing behaviour of naturally aged Al-Cu-Li alloy[J]. *International Journal of Plasticity*, 2017, 89: 130-149.
- [16] ZHAN Lihua, LIN Jianguo, DEAN T. Experimental studies and constitutive modelling of the hardening of aluminium alloy 7055 under creep age forming conditions[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2011, 53(8): 595-605.
- [17] HIRATANI M, ZBIB H M, KHALEEL M A. Modeling of thermally activated dislocation glide and plastic flow through local obstacles[J]. *International Journal of Plasticity*, 2003, 19(9): 1271-1296.
- [18] MOHEBBI M S, AKBARZADEH A, YOON Y, et al. Stress relaxation and flow behavior of ultrafine grained AA 1050[J]. *Mechanics of Materials*, 2015, 89: 23-34.
- [19] TROJANOVA Z, MATHIS K, LUKAC P, et al. Internal stress and thermally activated dislocation motion in an AZ63 magnesium alloy[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2011, 130(3): 1146-1150.
- [20] VARMA A, KRISHNASWAMY H, JAIN J, et al. Advanced constitutive model for repeated stress relaxation accounting for transient mobile dislocation density and internal stress[J]. *Mechanics of Materials*, 2019, 133: 138-153.
- [21] ZHU Ting, LI Ju, OGATA S, et al. Mechanics of ultra-strength materials[J]. *MRS Bulletin*, 2009, 34(3): 167-172.

- [22] LU Lei, ZHU Ting, SHEN Yongfeng, et al. Stress relaxation and the structure size-dependence of plastic deformation in nanotwinned copper[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(17): 5165-5173.
- [23] SEEGER A, DIEHL J, MADER S, et al. Work-hardening and work-softening of face-centred cubic metal crystals[J]. *Philosophical Magazine*, 1957, 2(15): 323-350.
- [24] KRUMML T, CODDET O, MARTIN J. About the determination of the thermal and athermal stress components from stress-relaxation experiments[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(3): 333-340.
- [25] MARTIN J, KRUMML T. Characterizing thermally activated dislocation mobility[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, 378(1-2): 2-12.
- [26] MISHRA S, BEURA V, SINGH A, et al. Effect of temper condition on stress relaxation behavior of an aluminum copper lithium alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49(7): 2631-2643.
- [27] GIBELING J, NIX W. The description of elevated temperature deformation in terms of threshold stresses and back stresses: a review[J]. *Materials Science and Engineering*, 1980, 45(2): 123-135.
- [28] LLOYD D, EMBURY J. Stress relaxation testing and the determination of the internal stress[J]. *Physica Status Solidi (b)*, 1971, 43(1): 393-399.
- [29] KAPOOR R, WADEKAR S L, CHAKRAVARTTY J K. Deformation in Zr-1Nb-1Sn-0.1 Fe using stress relaxation technique[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, 328(1-2): 324-333.
- [30] KOCKS U, ARGON A, ASHBY M, et al. Thermodynamics and kinetics of slip[J]. *Progress in Materials Science*, 1975, 19: 1-281.
- [31] DESCHAMPS A, BRECHET Y. Influence of predeformation and ageing of an Al-Zn-Mg alloy—II. Modeling of precipitation kinetics and yield stress[J]. *Acta Materialia*, 1998, 47(1): 293-305.
- [32] JUIJERM P, ALTENBERGER I. Effect of temperature on cyclic deformation behavior and residual stress relaxation of deep rolled under-aged aluminium alloy AA6110[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 452: 475-482.
- [33] ZHANG B, BAKER T. Effect of the heat treatment on the hot deformation behaviour of AA6082 alloy[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 153: 881-885.
- [34] LIN J, YANG J. GA-based multiple objective optimisation for determining viscoplastic constitutive equations for superplastic alloys[J]. *International Journal of Plasticity*, 1999, 15(11): 1181-1196.

作者简介: 李勇(通信作者), 男, 1989 年出生, 博士, 教授。主要研究方向为轻量化材料加工成形工艺研发、多尺度材料本构建模等。

E-mail: liyong19@buaa.edu.cn