

不同时效态 7050 铝合金时效成形中析出相对应力松弛行为的影响

邹林池^{1,3}, 程佳乐², 王文龙², 王晨², 汪炳叔², 陈俊锋^{2,3}

(1. 福建工程学院 材料科学与工程学院, 福建 福州 350118)

(2. 福州大学 材料科学与工程学院, 福建 福州 350116)

(3. 福建省新材料制备与成形技术重点实验室, 福建 福州 350118)

摘要: 采用设计的应力松弛试验研究了不同时效态(固溶态, 欠时效态和峰时效态)7050 铝合金内析出相对时效成形过程中应力松弛行为的影响, 并通过位错热激活动力学参数计算和显微组织表征分析析出相与位错运动的交互作用。结果表明, 时效成形过程中析出相对位错热激活运动有明显的阻碍作用, 因此含有不同尺度析出相铝合金的应力松弛行为表现不同, 随着析出相尺度的增加合金应力松弛速率减缓, 应力松弛极限增大。不同时效态 7050 铝合金位错激活体积计算和显微组织表征结果都证明了应力松弛过程中析出相增大对位错运动的阻碍作用也越显著。峰时效态 7050 铝合金的位错激活体积最大, 时效成形后塑性应变的转化率最低。此外, 时效成形过程中, 7050 铝合金内析出相对位错热激活的阻碍作用引起了槛应力现象, 且随着析出相的增大槛应力也逐渐增大。

关键词: 7050 铝合金; 时效成形; 应力松弛; 析出相; 热激活变形

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)11-4095-08

时效成形技术(creep age-forming technology)作为一种先进的铝合金整体壁板制造技术^[1,2], 可以有效地简化制造流程, 降低构件的残余应力水平, 并且减轻飞机的质量, 更加适应大飞机对整体壁板零件的制造需求, 因此越来越得到当代航空制造工业的青睐。时效成形技术利用应力场和温度场共同作用通过蠕变松弛使铝合金构件精确成形, 同时利用人工时效使铝合金保持良好的组织和性能, 实现整体壁板制造过程中的“控形”与“控性”。但是目前对时效成形过程铝合金变形行为及其应力应变-演变规律研究不足, 因此时效成形后铝合金壁板的回弹和残余应力分布预测不够精确导致其形状精确控制可靠性存在一些不足, 也影响整体壁板的服役性能^[3-5]。根据文献[6,7]报道得知时效成形过程中铝合金在恒应变条件下通过蠕变逐渐将弹性变形转化为塑性变形, 导致初始外加应力不断衰减, 是一个典型的应力松弛行为。为了保证工件的精确成形, 近年国内外许多学者对铝合金在时效成形过程中的应力松弛行为展开研究。Zhan 等^[8,9]基于蠕变公式通过回归分析得到了蠕变与应力松弛行为的转化关系和蠕变本构方程。李超等^[10,11]

研究了时效成形过程中温度和初始应力对铝合金应力松弛行为和回弹的影响。

另一方面, 时效成形主要应用于时效强化型铝合金的成形制造, 例如 2xxx 系和 7xxx 系铝合金, 它们与镁合金相比在力学性能、耐腐蚀性能和可加工性均具有明显的优势而被广泛应用于飞机壁板、蒙皮与骨架等构件^[12-15]。时效析出型铝合金在时效成形过程中合金内的析出相会与位错热激活蠕变产生交互作用, 并且不同尺寸析出相对位错运动的影响不同。时效成形中应力松弛的本质和传统应力松弛类似, 但是时效成形的变形方式比应力松弛特殊, 它将应力松弛变形和人工时效硬化结合在一起, 其特殊性还表现在应力松弛过程中位错热激活变形与时效析出相会产生交互作用。铝合金的应力松弛主要是由位错的热激活运动引起的, 通过位错热激活产生塑性变形, 将弹性变形部分转化为塑性变形, 从而松弛应力^[16,17]。Chen 等^[18]研究发现 Al-3.88Cu 合金和 Al-3.87Cu-0.56Mg-0.56Ag 合金时效成形过程中拉应力作用引起合金内的 θ' 和 Ω 相出现定向生长行为。Xu 等^[19]基于 2524 铝合金时效成形过程析出相与位错交互作用的研究

收稿日期: 2020-11-23

基金项目: 国家自然科学基金(51901044, 51871057); 福建省自然科学基金(2019J01227, 2017J01477); 福建省新材料制备与成形技术重点实验室开放基金(KF-C19003)

作者简介: 邹林池, 女, 1982 年生, 博士, 福建工程学院材料科学与工程学院, 福建 福州 350118, E-mail: zoulinchi@fjut.edu.cn

建立了该合金的蠕变本构方程。Chao 等^[20]研究发现 7xxx 系铝合金内析出相尺寸和分布会显著影响合金的时效成形能力。综合已有的研究可知，不同的时效析出程度表现出不同的力学性能，析出相与位错蠕变的交互作用势必将影响合金的应力松弛行为^[21,22]。但是近年来鲜有文献报道析出相对铝合金时效成形过程中实际应力松弛曲线的具体影响，对松弛行为影响机制的相关研究就更少。因此，时效成形过程中，析出相对 7xxx 系铝合金应力松弛行为的影响及其与位错运动的交互作用机制十分值得去探索，有利于认识 7xxx 系铝合金时效成形过程的应力松弛行为并构建本构模型，从而为该类合金通过时效成形方法“控形”和“控性”提供理论依据，对提高我国飞机整体壁板的制造水平具有重要工程意义。本研究通过试验设计模拟 7050 合金时效成形过程，研究不同时效态 7050 铝合金在恒定拉伸应变条件下的应力松弛行为，重点研究该合金内不同析出相与位错热激活蠕变的交互作用。

1 实验

实验选用商业 7050 铝合金轧板，其化学成分(质量分数，%)为：Zn 5.92, Mg 2.22, Cu 2.14, Zr 0.10, Fe 0.10, Si 0.12, Al 余量。将 7050 铝合金轧板在 (475±2) °C 下保温 2 h 后水淬冷却至室温，得到理想的完全再结晶组织和过饱和固溶体。接着根据文献 [23, 24] 所介绍的时效工艺，将固溶态 7050 铝合金轧板分别进行 120 °C × 6 h 时效(欠时效工艺)和 120 °C × 24 h 时效(峰时效工艺)，从而得到含有不同尺度析出相的 7050 合金试样。然后将含有不同尺度析出相的 7050 铝合金试样按照文献报道^[5-7]的时效成形工艺特点，利用自行设计的单向拉伸应力松弛系统(该系统的应力传感器检测精度为 90%，误差在 1%)模拟时效成形过程，进行应力松弛试验。7050 铝合金应力松弛实验装置与试样尺寸，分别如图 1 和图 2 所示。应力松弛温度选取该合金常用的时效成形温度 160 °C，松弛时间从 0.5 h 至 24 h 不等，初始应力为 200 MPa，应力松弛后试样立刻进行水冷。

不同时效态 7050 铝合金析出相形貌，及其应力松弛过程与位错的交互作用通过 Tecnai G2 F20 型透射电镜进行表征分析，工作电压为 200 kV。TEM 表征试样均取自应力松弛试样标距中心部位，经机械研磨抛光至 60 μm 后取 Φ3 mm 小片进行双喷电解减薄。不同时效态 7050 铝合金试样内析出相采用 Nano Measurer 软件统计分析平均尺寸及尺寸分布，每个样测量不少于 70 个析出相后再进行统计分析。

2 实验结果

通过经典时效工艺获得不同时效态 7050 铝合金的析出组织，它们最主要的区别为析出相的尺寸。图 3 所示为不同时效态 7050 铝合金内析出相形貌与尺寸分布统计图。固溶态铝合金为过饱和固溶体基本无析出相，因此图 3 中未给出固溶态 7050 铝合金试样内析出相的尺寸统计图，其次欠时效态存在许多 GP 区和尺寸 3~6 nm 细小的 η'相，峰时效态合金内则主要分布着尺度 6~16 nm 的 η'相。接下来本研究通过对不同时效态 7050 铝合金试样进行应力松弛试验，研究不同尺寸析出相对 7xxx 系铝合金应力松弛行为的影响。不同时效态 7050 合金分别在 160 °C 初始应力为 200 MPa 条件下应力松弛 24 h 的时间-应力曲线如图 4 所示。图 4 清晰地显示 7050 合金应力松弛曲线是一个典型的对数衰减曲线，和其他学者^[25,26]的研究结果相似。应力松弛过程主要分为应力迅速下降阶段(阶段 I)，应力下降速率减缓进入稳定阶段(阶段 II)。应力快速下降阶段处于应力松弛的早期，但是这个阶段比较短暂，只维持了不到 2 h。随后快速过渡转入应力相对稳定阶段，为 7050 合金应力松弛的中后期。由图 4 可以看出，在应力松弛的稳定阶段，应力基本不再下降，应力最后趋近于一个稳定值，即应力松弛极限。应力松弛极限是决定时效成形后合金回弹量的关键因素，图 4 显示不同时效态 7050 铝合金试样的应力松弛极限明显不同。众所周知，峰时效态 7050 铝合金内的析出相尺寸要大于欠时效态，而固溶态 7050 合金为过饱和固溶体，合金内没有析出相。结合图 3 中 TEM 表征不同时效态 7050 铝合金内析出相形貌和尺度大小分布情况，可以推断 7050 铝合金内析出相尺度

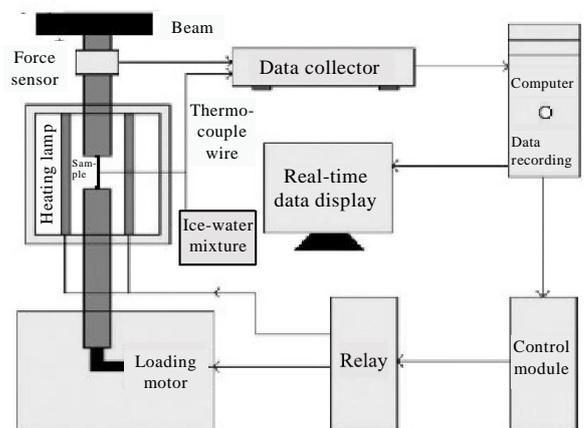


图 1 应力松弛装置示意图

Fig.1 Schematic of stress relaxation system

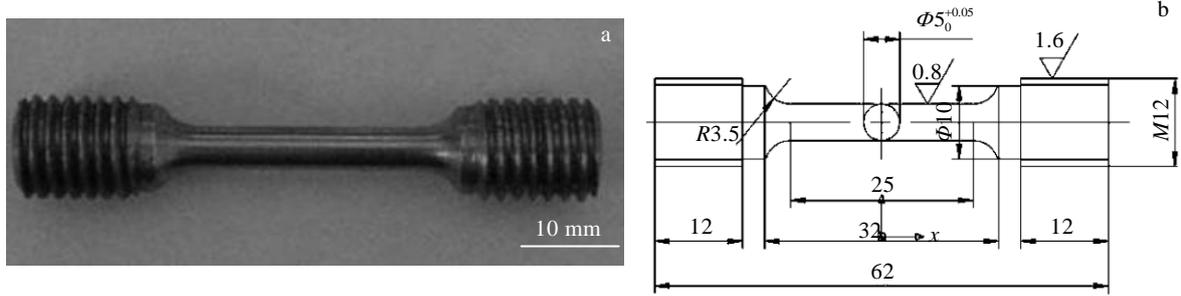


图 2 7050 铝合金应力松弛试样及试样尺寸

Fig.2 Shape (a) and dimension (b) of 7050 alloy sample for stress relaxation (mm)

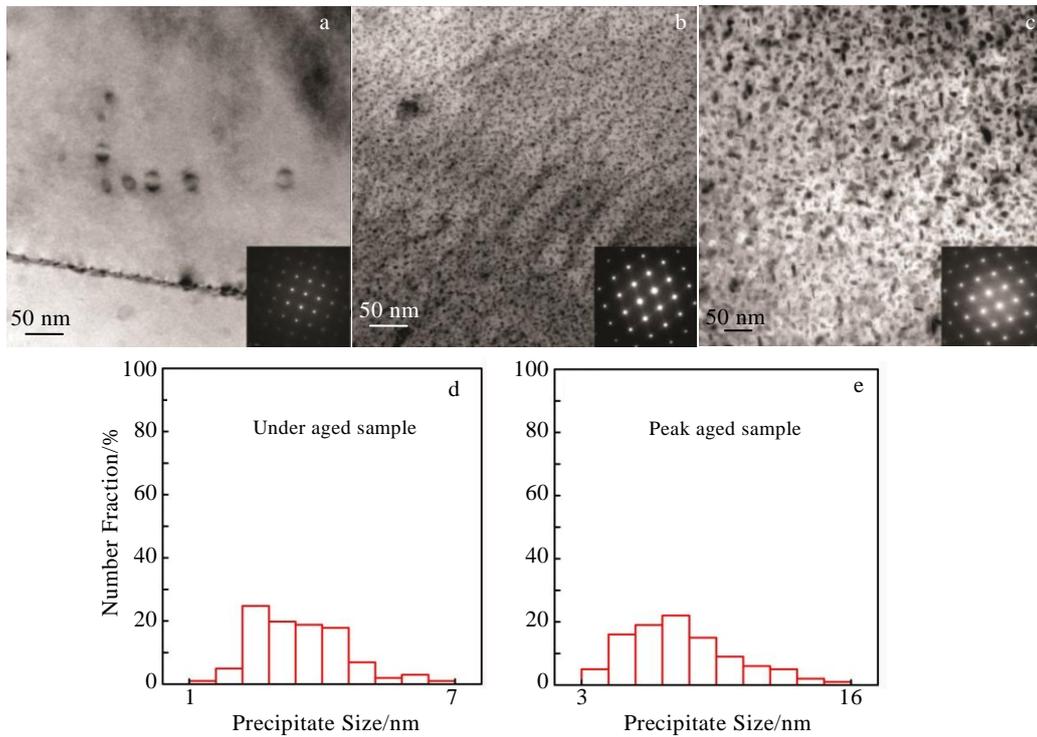


图 3 不同时效态 7050 铝合金内不同尺度析出相形貌及尺度分布

Fig.3 Precipitates morphologies (a~c) and precipitates size distribution (d, e) of 7050 alloy with different tempers: (a) quenched sample, (b) under aged sample, and (c) peak aged sample

不同显著影响着应力松弛极限。相同条件下 7050 铝合金固溶态的应力松弛极限最低，其次是欠时效态，峰时效态的松弛极限最高。此外，固溶态的 7050 铝合金应力快速降低阶段的时间区间要明显长于其它时效态合金。

7050 铝合金应力松弛过程的松弛速率能更直观地反映合金内析出相与蠕变交互作用的强弱。析出相对蠕变阻碍作用强，铝合金前期的松弛速率就慢。图 5 为不同时效态 7050 合金在 160 °C 应力松弛前期 (Stage I) 松弛速率随时间变化的曲线。图 5 不仅显示

7050 铝合金在应力松弛前期，塑性应变速率比较大，较多的弹性变形转化为塑性变形并释放应力，到后期 (Stage II) 应力释放速率趋近于零，而且很好地反映出不同时效态 7050 铝合金内析出相对应力松弛行为的影响。松弛前期应力松弛速率大小排序是固溶态>欠时效态>峰时效态，并且固溶态和欠时效态试样的松弛速率要明显快于峰时效态试样。因此，图 4 和图 5 均清晰地显示不同时效态 7050 铝合金应力松弛过程中，析出相尺寸的变化对该合金的应力松弛极限和松弛速率均产生显著影响。

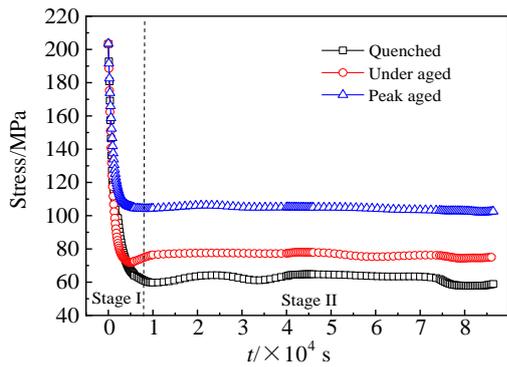


图 4 不同时效态的 7050 合金 160 °C 松弛 24 h 的应力松弛曲线

Fig.4 Stress relaxation curves of 7050 alloy with different tempers in the stress relaxation at 160 °C for 24 h

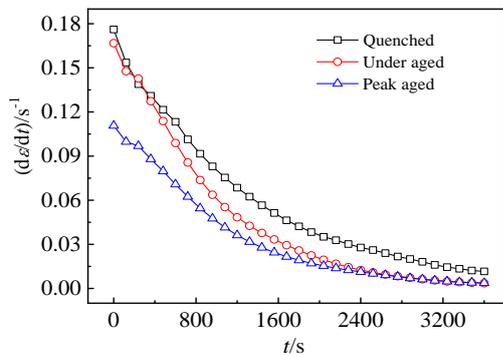


图 5 不同时效态的 7050 合金 160 °C 应力松弛前期 1 h 时间-松弛速率曲线

Fig.5 Time-relaxation rate curves of the 7050 alloy with different tempers in initial stage of stress relaxation at 160 °C for 1 h

3 分析与讨论

铝合金时效成形过程的形变主要依赖于合金的蠕变。众所周知，蠕变的机制主要是位错蠕变和晶界迁移蠕变。图 6 为固溶态 7050 铝合金未应力松弛试样与不同时效态 7050 合金 160 °C 应力松弛 24 h 后试样的晶粒形貌 EBSD 照片。由图 6 可见，固溶态 7050 铝合金未应力松弛试样与不同时效态 7050 铝合金 160 °C 应力松弛 24 h 后试样内的晶粒大小和取向基本类似，由此可见 7050 铝合金在 160 °C 应力松弛过程中并未存在明显的晶界迁移，蠕变变形机制主要是位错蠕变。7050 铝合金应力松弛过程的松弛极限和松弛速率均反映出合金内析出相与蠕变时位错热激活运动交互作用的强弱，不同尺寸析出相对位错热激活运动影响不同。本研究工作通过计算时效成形过程不同时效态 7050 铝合金内析出相相对位错热激活运动的影响，来探索 7xxx 系铝合金内析出相尺寸影响该合金应力松弛行为的机理。

首先，应力松弛过程中材料的初始应变为弹性应变，松弛过程中弹性变形会逐渐转变成塑性变形。应力松弛过程总应变保持恒定不变，这样瞬时的总应变速率始终为零，且总应变由弹性应变和塑性应变组成，根据胡克定律，弹性应变速率为应力松弛速率除以弹性模量，因此，塑性应变速率和应力松弛速率满足以下方程：

$$\dot{\epsilon}_e + \dot{\epsilon}_p = 0 \tag{1}$$

$$\dot{\epsilon}_e = \frac{d\sigma}{Edt} \tag{2}$$

$$\dot{\epsilon}_p = \frac{d\sigma}{Edt} \tag{3}$$

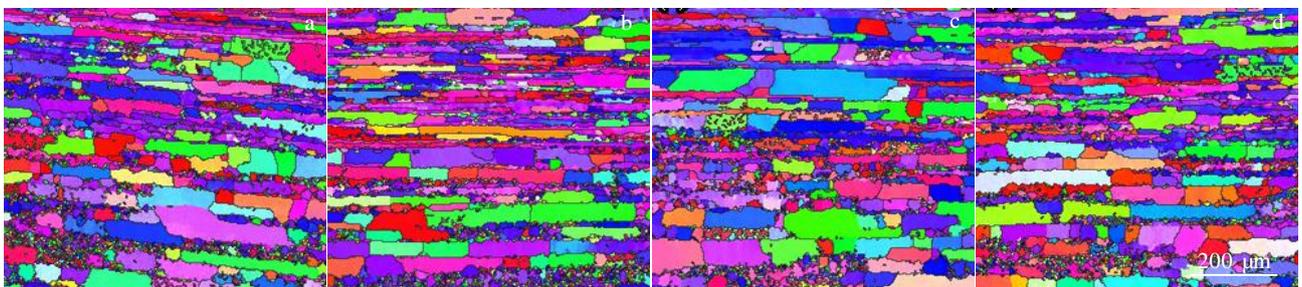


图 6 不同时效态 7050 铝合金未应力松弛试样与 160 °C 应力松弛 24 h 后试样的晶粒 EBSD 照片

Fig.6 EBSD images of 7050 alloy samples treated by different methods: (a) quenched sample, (b) quenched sample treated by stress relaxation at 160 °C for 24 h, (c) under aged sample treated by stress relaxation at 160 °C for 24 h, and (d) peak aged sample treated by stress relaxation at 160 °C for 24 h

式中, $\dot{\epsilon}_e$ 为弹性应变速率; $\dot{\epsilon}_p$ 为塑性应变速率; E 为弹性模量。

另一方面, 应力松弛曲线变化规律为对数衰减曲线, 应力松弛降低幅度 $\Delta\sigma$ 与松弛时间 t 为对数关系, 其本构关系表达方程为^[27]:

$$\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma_t = s \ln t + c \quad (4)$$

式中, σ_0 为初始应力; σ_t 为 t 时刻的瞬时应力; s 和 c 为材料常数。

对式(4)求导可以得到应力松弛速率为:

$$\frac{d\sigma}{dt} = -\frac{s}{t} \quad (5)$$

根据式(3)~(5)可以推导出:

$$\dot{\epsilon}_p = \frac{d\sigma}{E dt} = \frac{s}{E t} \quad (6)$$

又因为应力松弛过程中应力是不断减小的, 这里假设 $d\sigma/dt$ 为负值, 这样得到的应变速率才为正。由此可见时效成形过程中合金弹性应力的释放速率和合金的应变速率成比例关系, 比例系数就是该合金的弹性模量 E 。应力松弛速率大时合金的塑性应变速率也大。

铝合金在热变形过程中位错运动经常会遇到各种障碍, 可以将阻碍位错运动的阻力分为 2 大类^[28]。第一类是长程阻力 σ_l , 由晶体中所有位错的弹性应力场叠加产生。如果外应力小于长程阻力, 位错就不能滑移, 只有通过回复使得位错密度降低, 阻力降低到外应力以下, 位错才能开动。另一类是短程的局部阻力 σ_e , 主要来自林位错、固溶原子和第二相粒子等, 原子的热激活运动有利于位错克服这类障碍。晶体中原子的热激活运动是短程的, 位错不可能通过热激活克服长程阻力。合金在应力松弛过程中位错通过热激活的方式克服短程的位错阻碍, 类似于蠕变行为。铝合金的应力松弛过程中热激活过程非常活跃, 位错只需要通过热激活过程就可以越过局部障碍, 这样外加应力 σ 只需要克服短程阻力 σ_e , 也是析出相与位错热激活运动的主要阻力。已知位错运动的平均速率与激活能的关系^[29]为:

$$\bar{v} = v_0 \exp\left(-\frac{\Delta G}{kT}\right) \quad (7)$$

式中, k 为 Boltzmann 常数, ΔG 为激活能, T 为温度, v_0 为系数。式(7)包含位错在一次热激活过程中移动的平均距离和位错越过障碍的试探频率, 可以认为该值为恒定。因此塑性变形速率^[30]可以表示为:

$$\dot{\epsilon}_p = \rho_m b \bar{v} / M \quad (8)$$

式中, ρ_m 为可动位错密度, b 为位错的柏氏矢量, M 为泰勒因子。

应力松弛作为一种特殊的蠕变过程, 根据 Arrhenius 关系可以得到应变速率方程, 表示为^[23]:

$$\dot{\epsilon}_p = \dot{\epsilon}_0 \exp\left(-\frac{\Delta G}{kT}\right) \quad (9)$$

式中, k 为 Boltzmann 常数, T 为温度, $\dot{\epsilon}_0$ 为系数, 通常将其作为常数, ΔG 为变形激活能增量。

另一方面, 位错克服障碍所需要的能量(G_0)由热激活运动与短程应力共同来提供, 表达式如下^[27]:

$$G_0 = \Delta G + \sigma_e b l \Delta R / M \quad (10)$$

根据文献可知位错运动过程的激活体积(V), 是重要的位错动力学参数, 它的表达式如下^[19]:

$$V = b l \Delta R = -\left(\frac{\partial \Delta G}{\partial \sigma_e / M}\right)_T \quad (11)$$

式中, σ_e 为短程应力, l 为位错线长度, ΔR 为激活距离, 对式(9)取自然对数, 结合式(10)对短程应力求偏导可以得到公式(12):

$$V = -\left(\frac{\partial \Delta G}{\partial \sigma_e / M}\right)_T = kT \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}_p}{\partial \sigma_e / M}\right)_T \quad (12)$$

由前文可知, 应力松弛过程中, t 时刻的外加应力只需要克服短程阻力 σ_e , 对长程应力的微小变化可以忽略, 即得到瞬时应力 σ_t 为:

$$d\sigma_t = d\sigma_e \quad (13)$$

结合式(3)、(9)、(12)和(13)可以推导得到:

$$-\frac{d\sigma_e}{dt} = E \dot{\epsilon}_0 \exp\left[\frac{-(G_0 - \sigma_e V / M)}{kT}\right] \quad (14)$$

通过求解式(14)的微分方程可知, 该方程的解为对数函数, 与式(4)所描述的应力松弛本构方程相吻合, 这也反映出合金应力松弛的本构关系是由位错的动力学行为决定的。

对式(6)取自然对数后, 再对松弛时间求导, 可以推导出:

$$\frac{d \ln \dot{\epsilon}_p}{dt} = -\frac{1}{t} \quad (15)$$

由式(5)、(13)和式(15)可以推导出:

$$\frac{d \ln \dot{\epsilon}_p}{d \sigma_e} = -\frac{1}{s} \quad (16)$$

将式(16)代入式(12)得到位错运动的激活体积为:

$$V = kT \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}_p}{\partial \sigma_e / M}\right)_T = \frac{MkT}{s} \quad (17)$$

通过分析图 4 中应力松弛曲线得到固溶态、欠时效态和峰时效态 7050 铝合金的 s 分别为 0.070, 0.061 和 0.044。取铝合金的 $M=3.925$ ^[31], $b=0.286 \text{ nm}$ ^[31], 由此可以计算得到固溶态、欠时效态和峰时效态 7050 铝合金在 160 °C 时应力松弛过程中的位错激活体积

分别为 $1428 \times 10^7 b^3$, $1639 \times 10^7 b^3$, $2272 \times 10^7 b^3$ 。由此可见,合金内析出相尺寸的增加会导致位错激活体积 V 增大,这是因为析出相尺寸的增加不仅会使得合金松弛过程的位错运动阻力增大,而且还会引起阻力的作用范围扩大,位错运动的激活距离就会相应增大,从而导致激活体积的增大。峰时效态合金阻碍位错运动的析出溶质原子最多,析出相大,阻力也就最大,位错翻越障碍所需的热激活能也最大,位错在障碍前的等待时间也就最长,因此位错运动过程的激活体积最大。由此可见 7050 合金时效成形过程中,析出相的增大和增多对应力松弛的抑制作用增大。

深入分析应力松弛曲线得到 7050 铝合金时效成形过程中存在槛应力现象可以佐证合金内析出相会阻碍位错热激活运动。学者在 2219 铝合金^[32]和铝基复合材料^[33]的热变形过程中都发现了槛应力,认为槛应力是位错滑移需要克服第二相粒子的最小应力,其大小等于 Orwan 应力。Abdu 等^[34]论证了 6082 铝合金中析出相阻碍位错运动,导致蠕变变形过程中槛应力的存在。根据文献^[32,33]报道的方法,通过铝合金热变形过程中对数塑性应变速率和对数应力的关系曲线可以求得槛应力。图 7 为不同时效态 7050 合金在 160 °C 应力松弛过程中的对数塑性应变速率和对数应力的关系曲线,曲线中应变速率呈现近似 90°垂直降低拐点对应的应力即为槛应力。由图可见,不同时效态 7050 铝合金 160 °C 应力松弛时的槛应力由大到小依次为峰时效态(130 MPa)>欠时效态(90 MPa)>固溶态(75 MPa)。由此反映出 7050 合金析出相大小对应力松弛过程槛应力影响显著,随着铝合金内析出相的尺寸增大,应力松弛过程的槛应力值逐渐增大,也进一步证明了该合金应力松弛过程中析出相能够显著阻碍位错热激活运动,这和上文图 5 中结果相吻合。

此外,为了进一步研究应力松弛过程中析出相对

位错热激活运动的阻碍,通过 TEM 分析表征了不同时效态 7050 铝合金试样在 160 °C 应力松弛初期不同尺寸析出相与位错运动交互作用的形态特征,如图 8 所示。图 8a 显示固溶态试样在松弛过程初期只有少量位错线,没有明显析出相与位错线的相互作用;图 8b 中显示欠时效态试样在松弛初期既有位错滑移,也存在少量弯曲位错,且有许多位错线穿过细小的析出相;然而图 8c 则显示峰时效态试样松弛初期位错被析出相钉扎弯曲显著,无明显滑移。结合前文图 3 的结果可知峰时效态试样松弛过程中大量均匀分布的尺寸为 6~16 nm 范围的 η' 相对位错运动阻碍作用比固溶态和欠时效态明显。7050 铝合金在应力松弛过程中粗大析出相能够钉扎位错使得位错线弯曲。Lumley 等^[35]报道了在铝合金的蠕变过程中析出相会钉扎位错,而产生大量的弯曲位错线。铝合金变形过程中,当析出相颗粒尺寸较小时位错滑移将以切过的方式通过第二相质

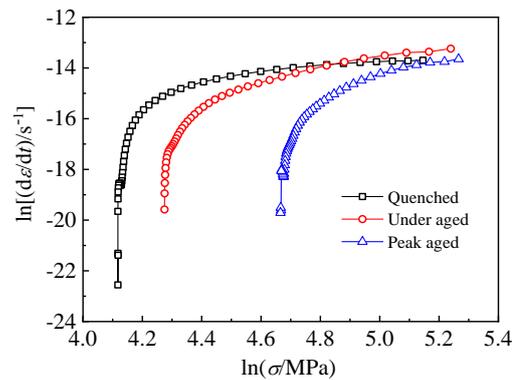


图 7 不同时效态 7050 合金 160 °C 应力松弛过程中对数应变速率-对数应力曲线

Fig.7 Strain rate-stress curves of the 7050 alloy with different tempers in stress relaxation at 160 °C

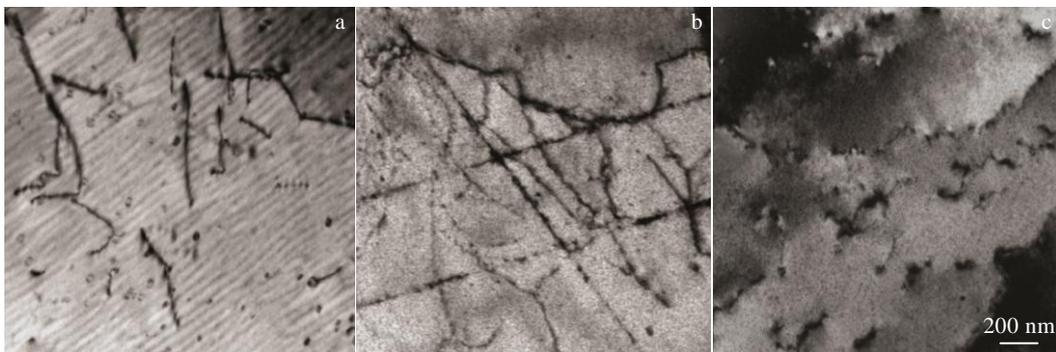


图 8 不同时效态 7050 铝合金 160 °C 应力松弛 30 min 后位错形态特征

Fig.8 Dislocation morphologies of 7050 alloy with different tempers during stress relaxation at 160 °C for 30 min:

(a) quenched sample, (b) under aged sample, and (c) peak aged sample

点; 当析出相颗粒尺寸较大时位错滑移则以绕过的方式通过第二相质点。这 2 种情况都将阻碍位错的运动, 降低蠕变松弛速率。随着铝合金内析出相增大和增多对位错运动的钉扎作用也越显著, 因此峰时效态试样应力松弛前期的松弛速率最低, 松弛极限最大, 且位错激活体积和槛应力也最大。

4 结 论

1) 通过计算时效成形过程不同时效态 7050 铝合金内析出相尺寸对位错运动激活体积的影响, 揭示了 7xxx 系铝合金内析出相尺寸影响该合金应力松弛行为的机理。不同时效态 7050 合金时效成形过程中应力松弛均类似于传统应力松弛行为, 应力呈现典型的对数衰减。在相同温度时效成形过程中, 不同时效态的 7050 合金的应力松弛极限的大小顺序为: 固溶态<欠时效态<峰时效态, 松弛速率大小顺序为: 峰时效态<欠时效态<固溶态。

2) 不同时效态 7050 铝合金时效成形过程中位错蠕变随着合金内析出相的增大而减弱。这是因为析出相阻碍位错运动的作用导致位错激活体积的变化, 计算表明析出相尺寸增加引起合金应力松弛过程的位错激活体积 V 增大, 从而阻碍合金的位错蠕变, 增大合金的应力松弛极限, 降低合金的应力松弛速率。

3) 7050 合金是典型的时效强化型铝合金, 时效成形过程中析出相阻碍位错热激活蠕变, 产生特殊的槛应力现象。槛应力随着合金内析出相尺寸的增大而增大, 当合金析出相达到峰时效态时, 槛应力最大。

参考文献 References

- [1] Zhan L, Lin J, Dean T A. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2011, 51(1): 1
- [2] Zhang J, Wang Y, Deng Y *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 664: 126
- [3] Deschamps A, Brechet Y, Livet F. *Materials Science and Technology*[J], 1999, 15(9): 993
- [4] Rokhlin S I, Kim J Y, Nagy H *et al. Engineering Fracture Mechanics*[J], 1999, 62(4-5): 425
- [5] Zheng J H, Li C, Lee J *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2018, 106: 31
- [6] Lam A C L, Shi Z, Yang H *et al. Journal of Materials Processing Tech*[J], 2015, 219: 155
- [7] Chen J F, Jiang J T, Zhen L *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(4): 775
- [8] Zhan L. *Journal of Mechanical Engineering*[J], 2013, 49(10): 70
- [9] Zhan L, Lin J, Dean T A *et al. International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2011, 53(8): 595
- [10] Li Chao(李超), Dai Shenglong(戴圣龙), Zhang Kun(张坤) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2013, 33(2): 19
- [11] Li Chao(李超), Zhang Kun(张坤), Ru Jigang(汝继刚) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2013, 20(2): 112
- [12] Wang B J, Xu D K, Wang S D *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2019, 120: 46
- [13] Wang B J, Xu D K, Sun J *et al. Corrosion Science*[J], 2019, 157: 347
- [14] Wang B J, Xu B K, Sheng L Y *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(11): 2423
- [15] Wang Y, Zhang S, Wu R Z *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2021, 61: 197
- [16] Chen J F, Zhen L, Jiang J T *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 539: 115
- [17] Chen J F, Zou L C, Li Q *et al. Materials Characterization*[J], 2015, 102: 114
- [18] Chen Daqin(陈大钦), Zheng Ziqiao(郑子樵), Li Shichen(李世晨) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2004, 40(8): 799
- [19] Xu Y Q, Zhan L H, Xu L Z *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 682: 54
- [20] Chao L, He Y, Heng L *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2016, 29(5): 1445
- [21] Yang Y L, Zhan L H, Liu C H *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2020, 127: 102 646
- [22] Zheng J H, Pan R, Li C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 710: 111
- [23] Buha J, Lumley R N, Crosky A G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 492(1-2): 1
- [24] Huo W, Hou L, Zhang Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 675: 44
- [25] Xiao L, Bai J L. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 244(2): 250
- [26] Liu Y, Zhu J C. *Mechanics of Materials*[J], 2008, 40(10): 792
- [27] Tan Jun(谭军), Li Cong(李聪), Sun Chao(孙超) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2009, 45(2): 173
- [28] Mostafa M M, Al-Ganainy G S, AbdEl-Khalek A M *et al. Physica B: Condensed Matter*[J], 2003, 336(3-4): 402
- [29] Kocks W F. *Progress in Materials Science*[J], 1975, 19: 112
- [30] Regazzoni G, Kocks U F, Follansbee P S. *Acta Metallurgica*

- [J], 1987, 35(12): 2865
- [31] Starink M J, Wang S C. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(17): 5131
- [32] Kaibyshev R, Sitdikov O, Mazurina I *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 334(1-2): 104
- [33] Čadek J, Oikawa H, Šustek V. *Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 190(1-2): 9
- [34] Abdu M T, Soliman M S, El-Danaf E A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 531: 35
- [35] Lumley R N, Morton A J, Polmear I J. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(14): 3597

Effect of Precipitates on Stress Relaxation Behavior of 7050 Al Alloy with Different Tempers During Creep Age-Forming Process

Zou Linchi^{1,3}, Cheng Jiale², Wang Wenlong², Wang Chen², Wang Bingshu², Chen Junfeng^{2,3}

(1. School of Materials Science and Engineering, Fujian University of Technology, Fuzhou 350118, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Fuzhou University, Fuzhou 350116, China)

(3. Fujian Provincial Key Laboratory of Advanced Materials Processing and Application, Fuzhou 350118, China)

Abstract: The effect of different size precipitates on stress relaxation behavior of 7050 aluminum alloy during age-forming process was investigated, which is helpful to apply creep age-forming technology of 7xxx series aluminum alloy with different tempers. The results show that the precipitates can obstruct dislocation thermal activation, and therefore 7050 aluminum alloy with different sizes of precipitates obviously exhibits different stress relaxation behaviors, and relaxation rate decreases and relaxation limit increases with increasing precipitates size. The calculation of dislocation activation volume and microstructure characterization proves that the increasing precipitates size has a significant obstruction effect on dislocation motion in stress relaxation process. Besides, a special threshold stress phenomenon is present in the stress relaxation of the age-forming process, and the threshold stress increases with the increase of precipitates size.

Key words: 7050 aluminum alloy; creep age-forming; stress relaxation; precipitate; thermally activated deformation

Corresponding author: Zou Linchi, Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Fujian University of Technology, Fuzhou 350118, P. R. Chin, Tel: 0086-591-22863281, E-mail: zoulinchi@fjut.edu.cn