

引文格式: 王建国, 韩哲文, 席帅营, 等. 2219T87铝合金蠕变行为及微观组织特征[J]. 航空制造技术, 2025, 68(20): 155-161.

WANG Jianguo, HAN Zhewen, XI Shuaiying, et al. Creep behavior and microstructure characteristics of 2219T87 aluminum alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2025, 68(20): 155-161.

2219T87铝合金蠕变行为及微观组织特征*

王建国¹, 韩哲文¹, 席帅营², 李 壮², 王春水¹, 宋子博¹, 付雪松², 周文龙², 陈国清²

(1. 国网冀北电力有限公司电力科学研究院, 北京 100045;

2. 辽宁省凝固控制与数字化制备技术重点实验室, 大连 116085)

[摘要] 通过蠕变试验研究了 2219T87 铝合金在不同应力状态下的蠕变变形行为。结果表明, 2219T87 铝合金的蠕变总应变随着应力的增加而增加, 拉伸状态下的蠕变总应变高于压缩状态下的总应变。拉伸应力 300 MPa 下, 300 h 后的蠕变总应变达到 0.634%, 与外加 200 MPa 应力相比增加了 72.3%, 与压缩状态相比增加了 13.6%。微观组织观察表明, 原始态组织中析出相大部分呈点状, 均匀分布在铝合金基体上; 经过蠕变之后析出相数量明显减少, TEM 观察以及 XRD 计算验证了析出相回溶的发生。计算得到的蠕变应力指数为 3.17, 证明蠕变机制受晶界滑动所控制。

关键词: 铝合金; 蠕变; 析出相; 应力指数; 回溶

中图分类号: V252; TG146.2

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2025.20.155

Creep Behavior and Microstructure Characteristics of 2219T87 Aluminum Alloy

WANG JianGuo¹, HAN Zhewen¹, XI Shuaiying², LI Zhuang², WANG Chunshui¹, SONG Zibo¹, FU Xuesong², ZHOU Wenlong², CHEN Guoqing²

(1. Electric Power Science Research Institute, State Grid Jibei Electric Power Company Limited, Beijing 100045, China;

2. Key Laboratory of Solidification Control and Digital Preparation Technology (Liaoning), Dalian 116085, China)

[ABSTRACT] The creep deformation behavior of 2219T87 aluminum alloy under different stress states is studied through creep experiments. The results show that the total creep strain of 2219T87 aluminum alloy increases with the increase of stress, and the total creep strain in tensile state is higher than that in compressive state. Under the tensile stress of 300 MPa, the total creep strain after 300 h reaches 0.634%, which is 72.3% higher than that under the stress of 200 MPa and 13.6% higher than that under compression. The observation of microstructure shows that the precipitated phases in the original state are dot-like and reticulate, and evenly distributed on the aluminum alloy matrix. After creep, the number of precipitated phases decreased obviously. TEM observation and XRD calculation verified the occurrence of redissolution of precipitated phases. The calculated creep stress index is 3.17, which proves that the creep mechanism is controlled by grain boundary sliding.

Keywords: Aluminum alloy; Creep; Precipitated phase; Stress exponents; Redissolution

2219 铝合金具有可焊性、可加工性、高比强度和耐腐蚀性等特点, 被广泛应用于电网设施、航空航天结构及载运工具中^[1-3]。目前, 在 500 kV 输变电网络中, 导

电杆普遍采用 2219 铝合金取代 2014 铝合金^[4-5]。然而, 蠕变失效是构件在长期使用过程中不可避免的问题^[6], 而蠕变行为研究对结构安全至关重要, 因此研究 2219

* 基金项目: 航空科学基金 (201936025001, 20153663010)。

铝合金的蠕变行为具有理论和实际意义。Liu 等^[7]对不同时效温度下 2219 铝合金的蠕变机制进行了研究, 结果发现, 2219 铝合金在不同温度下表现出不同的蠕变机制, 分别为低温阶段 ($T < 373 \text{ K}$) 的晶界滑动蠕变机制、中温阶段 ($373 \text{ K} \leq T < 418 \text{ K}$) 的位错滑动蠕变机制和高温阶段 ($T \geq 418 \text{ K}$) 的位错爬升蠕变机制。Yang 等^[8]研究了预变形对 2219 铝合金蠕变应变的影响, 研究表明, 预变形可以延长初蠕变持续时间, 显著加快蠕变应变的产生 (特别是在初级蠕变阶段), 且延长时效时间可以减少板料回弹量, 同时不会造成较大的性能退化。尹旭妮等^[9]对 2219 铝合金的单轴拉/压蠕变时效行为进行了研究, 结果表明, 随着温度的升高, 拉/压蠕变变形量均增加, 但材料时效后的力学性能随之下降。

此外, 一些研究强调了与铝合金的应力指数和活化能相关的蠕变机制。对于冷轧的 Al-Zn-Mg-Cu 合金^[10], 其蠕变应力指数和活化能分别为 9 和 248~272 kJ/mol, 相应的蠕变断裂模型为跨晶断裂。在不同应力条件下^[11], 7075-T6 合金的静应力为 8.9, 循环应力为 8.7, 高温蠕变由恢复机制而非黏性滑动控制。在热变形温度 200~250 °C、压缩应力 20~40 MPa 的条件下, 8030 铝合金的中温压缩蠕变过程中^[12], 表观应力指数、真实应力指数和蠕变活化能分别为 3.6、3.0 和 145.5 kJ/mol, 这表明由晶格自扩散控制的位错黏滑是试样蠕变的主要机制。在不同温度恒应力单轴拉伸蠕变试验中^[13], 2024-T3 铝合金的蠕变应力指数和活化能分别为 3.405 kJ/mol 和 85.390 kJ/mol, 这表明 2024-T3 铝合金的蠕变过程受位错黏性滑移机制控制。实际上, 当前多数蠕变研究都是在高温下进行的, 关于常温蠕变行为的文献较少^[14-17]。因此, 为了扩大 2219 铝合金的应用范围, 明确其在常温下的蠕变行为具有必要性。

综上, 现有针对 2219 铝合金的蠕变研究主要集中在高温环境下的蠕变时效行为, 而对常温服役条件下该合金蠕变行为的研究尚不深入。因此, 本研究以 2219 铝合金为研究对象, 重点探究其常温蠕变行为及微观组织特征变化。

1 试验

本研究采用 2219T87 铝合金 (北京宇航系统工程研究所), 其厚度为 6 mm, 化学成分见表 1。依据 GB/T 2039—1997^[18] 的要求, 在板材上切取标距长度 100 mm、厚度 2 mm 的拉伸试样, 具体尺寸如图 1 所示。压缩蠕变试样为直径 9 mm、长度 50 mm 的棒状试样。

在本试验中, 通过对常温蠕变本构方程的推导简化, 可得常温蠕变量 ε 与时间 t 的关系式, 即

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \alpha \ln(\beta t + 1) \quad (1)$$

式中, ε_0 为试验加载到初始应力时材料所产生的弹性应变; α 和 β 为常数, 其大小取决于材料本身属性以及外加载荷的大小和温度^[18]。以应力加载到目标标注时为时间起始点 (即此刻 $t=0, \varepsilon=\varepsilon_0$)。最后采用 Origin 软件对试验采集数据点进行拟合, 得到 α 和 β 的具体数值。

蠕变试验在 Gpc-100KN 持久蠕变试验机上进行。蠕变温度为室温, 加载应力分别为拉伸 200 MPa 和 300 MPa, 压缩 200 MPa 和 300 MPa, 蠕变时间为 300 h。在蠕变试验的初始阶段应变变化速率较快, 因此在试验初始的 1 h 内每隔 600 s 采集一次数据; 后续因应变速率降低, 每隔 1800 s 采集一次数据, 直至试验结束。此外, 从蠕变试样的标距段中心位置切取样品, 将其抛光后在混合酸 (1.0% HF+1.5% HCL+2.5% HNO₃+95% H₂O) 中腐蚀 90 s 以制备微观组织观察试样, 并采用光学显微镜和扫描电子显微镜观察蠕变前后的微观组织演变。

2 结果与讨论

2.1 2219T87 铝合金初始微观结构

图 2 为初始态 2219-T87 铝合金的微观组织图。可以看出, 其微观结构由 α -Al 基体和 Al₂Cu 析出相组成, α -Al 基体呈板条状, 晶粒细长, 长度约为 300 μm , 宽度约为 25 μm 。此外, Al₂Cu 析出相主要分布于晶界处, 同时在晶内也可以看到析出相。

2.2 蠕变行为

图 3 为应力 200 MPa、压应力 300 MPa 下 2219T87 铝合金蠕变 300 h 的蠕变数据及其拟合曲线。通过式 (1) 完成对试验数据的拟合, 所得拟合曲线与试验数据吻合完好。可以看出, 无论是拉伸还是压缩, 随着时间的延长, 所有蠕变应变曲线都呈增加趋势, 并且蠕变变形量的增加主要表现在蠕变曲线的第一阶段, 即初始蠕

表 1 2219 铝合金化学成分

Table 1 Chemical composition of the 2219 aluminum alloy %

Cu	Mn	Zr	Fe	Si	V	Ti	Zn	Mg	Al
6.03	0.31	0.18	0.17	0.10	0.08	0.03	0.01	0.01	余量

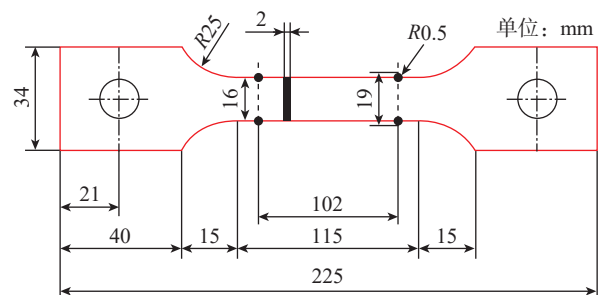


图 1 拉伸蠕变试样几何尺寸

Fig.1 Geometric size of tensile creep specimen

变阶段^[19]。此外,当应力的加载方式一致时,随着外加应力的增加,合金的总蠕变应变增加。在拉伸状态下,总蠕变应变从 200 MPa 下的 0.368% 增加到 300 MPa 下的 0.634%,增加了 72.3%;与拉伸蠕变行为类似,在压缩试验中,总蠕变应变在 200 MPa 和 300 MPa 下的变形总量分别为 0.29% 和 0.558%,增加了 92.4%。当外加应力大小相等时,拉伸状态下的总蠕变应变大于压缩状态下的变形总量,并且随着施加应力的增大,两种应

力状态下的变形总量差值越大。在应力为 200 MPa 时,拉伸状态和压缩状态下的总蠕变应变分别为 0.368% 和 0.29%,拉伸状态下的总蠕变较压缩状态增加了 26.9%;在应力为 300 MPa 时,拉伸状态和压缩状态下的总蠕变应变分别为 0.634% 和 0.558%,拉伸状态的总蠕变较压缩状态下增加了 13.6%。

图 4 为 2219-T87 铝合金在拉应力 200 MPa、压应力 300 MPa 下的蠕变应变率曲线。可以看出,外加应力

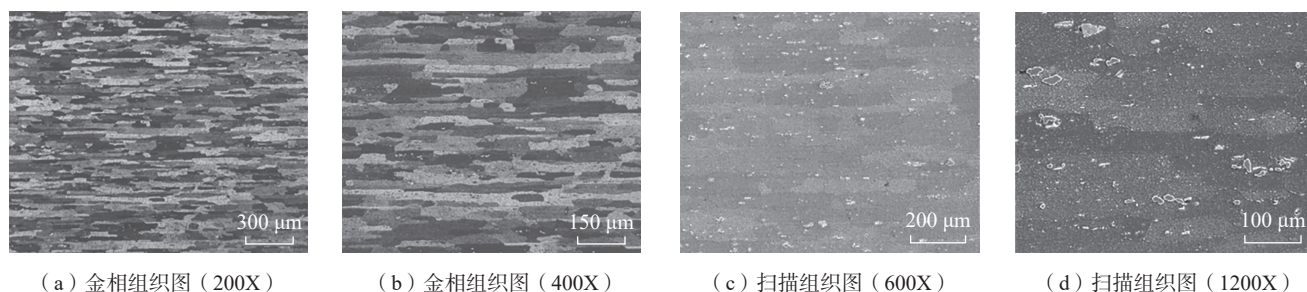


图 2 2219-T87 铝合金微观组织结构
Fig.2 Microstructure of the 2219-T87 aluminum alloy

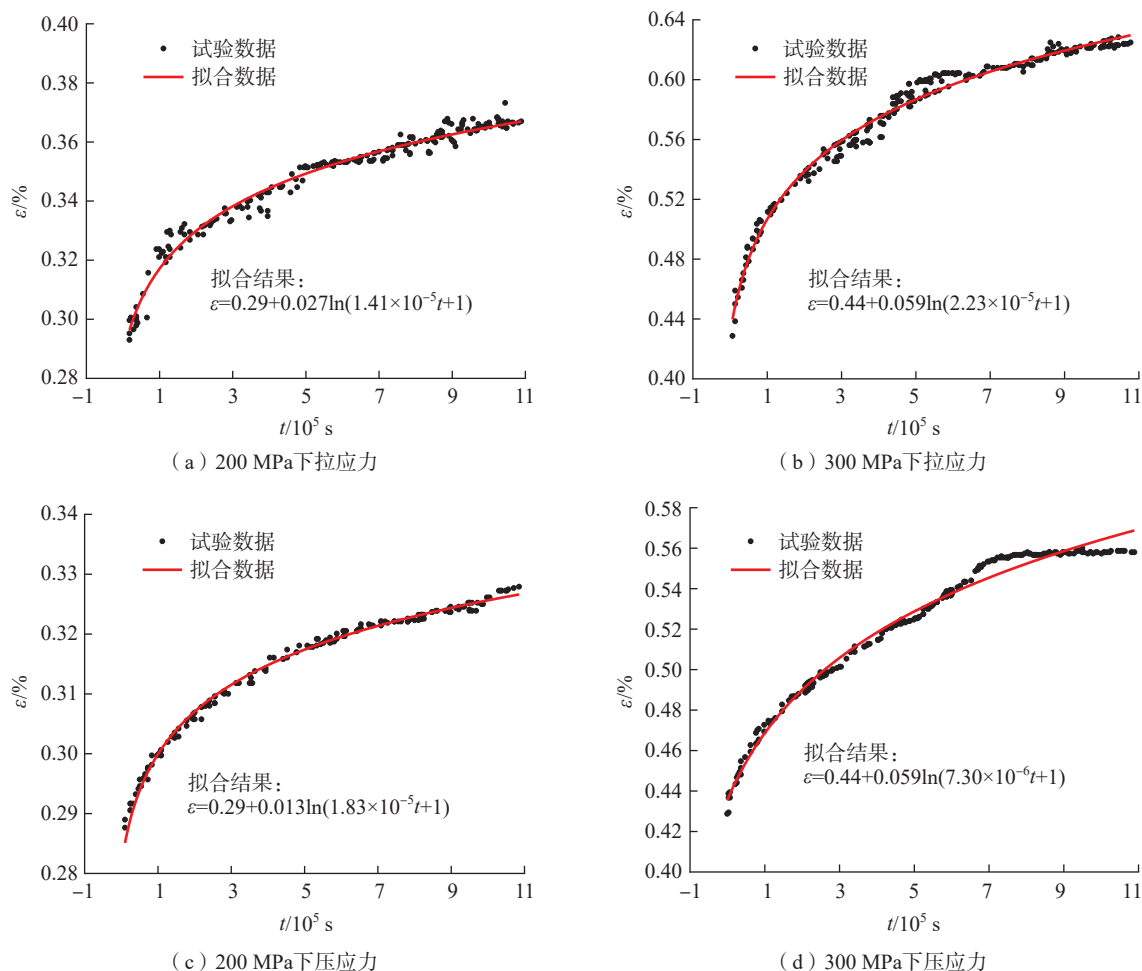


图 3 不同外加应力下 2219-T87 铝合金的蠕变曲线

Fig.3 Creep curves of the 2219-T87 aluminum alloy under different applied stresses

后蠕变应变率迅速下降,且随着时间的增加下降速率逐渐降低。此外,外加应力越大,合金的初始蠕变应变率越大,且当应力大小相等时,拉伸状态的初始蠕变应变率大于压缩状态。其中,外加应力为 300 MPa 的拉伸蠕变试样的初始蠕变应变率最大,为 $1.3 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 。研究表明,材料内部的林位错产生的长程应力场是位错运动的主要障碍之一,须依靠剪应力来克服,高应力下试样变形速率要快些^[20]。在蠕变初始阶段,材料内部产生大量可动滑移位错,进而引起变形。此阶段蠕变应变率在短期内迅速下降,主要是因为位错与分散相颗粒发生移动和纠缠,导致加工硬化和变形阻力增加^[21]。

将图 3 中拟合结果所得出的 α 和 β 参数代入式 (1),得到完整的蠕变计算公式后,通过外推法可计算出该试验条件下更长蠕变时间的蠕变总应变,结果如表 2 所示。结果表明,2219-T87 铝合金在 10^5 h 后的蠕变总应变均不超过 1%,且 300 h 时的应变占 10^5 h 总应变的 70% 左右,这是因为金属材料内部的位错运动是金属产生塑性变形的的主要原因,当金属材料受到外加应力的作用时,便会产生一定数量的可滑动位错,这些位错在恒定应力的作用下发生滑移,使材料在宏观上出现变形。但在位错滑移过程中,位错会遇到阻碍而停止移动,从

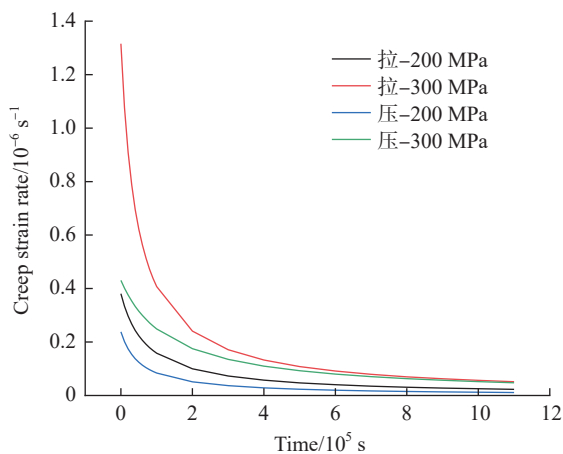


图 4 不同外加应力下 2219T87 铝合金的蠕变应变率曲线
Fig.4 Creep strain rate curves of the 2219T87 alloy under different applied stresses

表 2 2219-T87 铝合金蠕变 300 h 和 10^5 h 后的蠕变总应变
Table 2 Creep total strain of 2219-T87 aluminum alloy after 300 h and 10^5 h creep

应力/MPa	$\epsilon(300 \text{ h})/\%$	$\epsilon(10^5 \text{ h})/\%$
200	0.368	0.520
300	0.634	0.970
-200	0.328	0.404
-300	0.558	0.905

而转变为不可移动位错。随着外加应力时间的延长,可滑动位错数量逐渐减少,导致蠕变总应变和蠕变速率随时间延长而减小。此外,当应力大小相同时,与拉伸状态相比,压缩状态具有更少的蠕变总应变,这在多项关于 2xxx 系铝合金蠕变行为的研究^[9,22-23]中可以找到类似的结果。这是因为压缩状态下铝合金的位错塞积更严重,并且 Xu 等^[19]通过透射电镜观察了拉伸和压缩两种蠕变条件下的位错分布发现,AA2524 合金在压缩应力状态下晶界周围的位错堆积明显多于拉伸应力状态,这表明压缩蠕变中晶界附近位错运动比拉伸蠕变更困难,更易产生位错塞积。

2.3 蠕变应力指数

一般认为,最小蠕变速率 ϵ^0 往往与蠕变温度和外加应力相关,其蠕变机理可以通过观察微观结构来估计,也可以用包含应力指数 n 和蠕变活化能 Q_c 的幂律方程来计算^[24],即

$$\epsilon^0 = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (2)$$

式中, A 为材料的结构常数; σ 为蠕变应力; R 为气体常数; T 为绝对温度^[25]。

对式 (1) 两边取对数,可得

$$\ln \epsilon^0 = \ln A + n \ln \sigma - \frac{Q_c}{RT} \quad (3)$$

当温度 T 一定时,令 $\ln A - \frac{Q_c}{RT} = K$, K 是恒定常数,可得

$$\ln \epsilon^0 = K + n \ln \sigma \quad (4)$$

同理,当应力 σ 一定时,令 $\ln A + n \ln \sigma = K'$, K' 是恒定常数,可得

$$\ln \epsilon^0 = K' - \frac{Q_c}{RT} \quad (5)$$

应力指数 n 反映了加载应力水平对合金稳态蠕变速率的影响程度。 n 值越高,稳态蠕变速率随应力的增加而增加的速度越快,对应力越敏感。应力指数 n 可以间接反映合金的蠕变机理^[26]。对于铝合金,当 $n \approx 1$ 时,扩散蠕变是主要的蠕变机制,称为 Nabarro-Herring 蠕变和 Coble 蠕变,这两种蠕变通常发生在低应力和高温下;当 $n \approx 2$ 时,合金的主要蠕变机制是晶界滑动;当 $n \approx 3$ 时,位错滑移在蠕变机制中起主导作用;当 $n \approx 4 \sim 6$ 时,蠕变机制受位错攀移机制控制;当 $n > 6$ 时,蠕变行为受第二相颗粒控制,可以延缓位错运动、晶格自扩散和晶界迁移^[27]。由式 (4) 计算可得 2219T87 铝合金在拉伸应力状态下的蠕变应力指数 n 为 3.17,蠕变受位错滑移机制控制。一般来讲,不同的 Q_c 值也可表明不同的蠕变机理,通过计算 Q_c 值的大小也可以进一步验证蠕变机理,但是蠕变活化能是一种热活化能,其受温度影响。而在本试验中没有关于温度因素的探究,所以无

法对 Q_c 值进行详细的计算。

2.4 微观组织演变

图 5 为试样在拉应力 300 MPa 下蠕变前后的 SEM 图。从图 5 (a) 和 (b) 可以看出,原始试样中存在大量的白色析出物,均匀地分布在黑色基体上。这些白色析出物在形态上大部分呈点状。根据以往的研究,这些析出物多为 θ (Al_2Cu) 相和 θ' (Al_2Cu) 相^[28-29]。与原始试样相比,蠕变试样的点状析出相数量明显减少,如图 5 (c) 和 (d) 所示。由于析出相的尺寸比较小,仅通过 SEM 图不能对其进行清晰且直观地观察,因此采用 TEM 对析出相进行分析,如图 6 所示。从图 6 中可以清晰地看到析出相呈板条状,均匀密集地分布在基体上。经过蠕变之后,试样中的板条状析出相明显减少,且发生了尺寸变化。这可能是发生了析出相回溶现象^[30-31],因为在 Al-Cu 合金的蠕变变形中,在应力作用下位错源产生位错增殖,尤其是在第二相颗粒附近位错增殖较多。位错周围会形成科舍尔气团,该气团会吸纳析出颗粒相周围溶质原子,破坏颗粒与基体的界面平衡,导致颗粒相发生溶解。由于析出相周围的原子浓度低于平衡值,产生了析出相回溶到基体的驱动力,进而促进析出相回溶。此外,当第二相粒子与基体共格时,在一定条件下位错可以穿过粒子发生滑移,即发生位错切过机制。在 Al-Cu 合金中, θ' 相与基体存在半共格关系,许晓嫦^[32]在 Al-Cu 合金的变形研究中明显观察到 θ' 相的破碎及位错穿过现象。同时,位错直接作用机制^[33]指出,在塑性变形过程中,位错可以直接切过析出相使其破碎回溶,因此位错切过也为析出相回溶提供了必要条件。

为了进一步验证析出相回溶的发生,对蠕变前后的

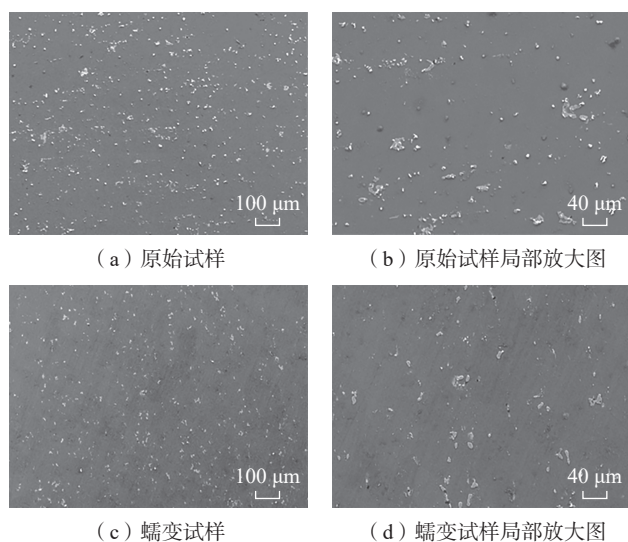


图 5 2219-T87 铝合金蠕变前后 SEM 图

Fig.5 SEM micrographs of the 2219-T87 aluminum alloy before and after creep

试样进行了 XRD 图谱分析,如图 7 所示。可以看出,在经过 300 h 的蠕变后, Al_2Cu 析出相所在峰的强度明显下降,并且通过半定量计算方式发现,蠕变后的析出相含量降低了 1% 左右,这进一步说明析出相回溶的正确性。有研究表明,在变形过程中,铝合金析出相回溶是由外界产生的变形能所驱动的^[34],变形能越大,所产生的驱动力就越大,析出相回溶速率就越高。在回溶初始阶段,位错堆积密度较大,位错与析出相相互作用明显,

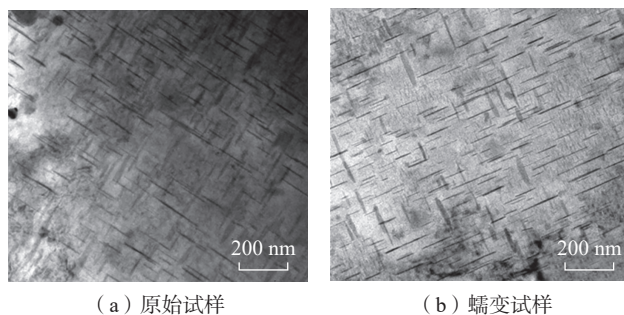


图 6 2219-T87 铝合金蠕变前后 TEM 图

Fig.6 TEM micrographs of the 2219-T87 aluminum alloy before and after creep

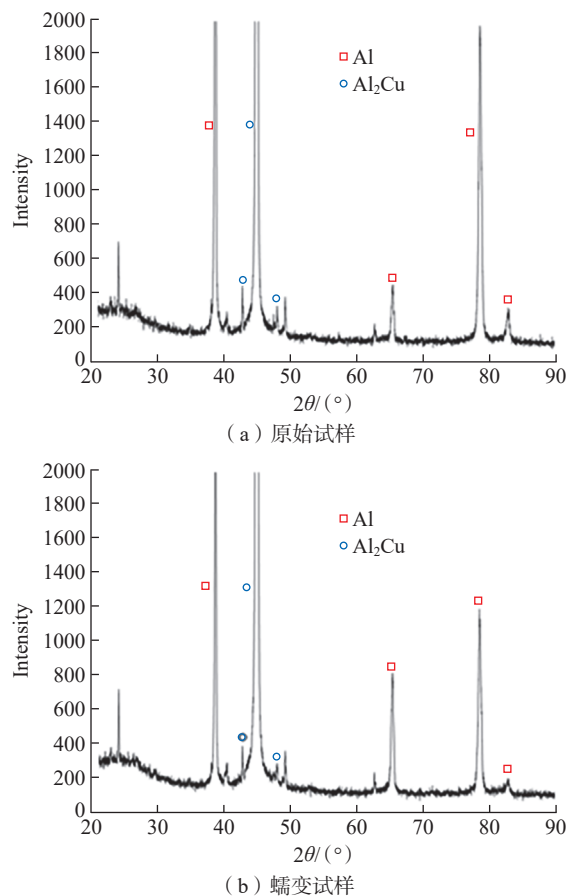


图 7 2219-T87 铝合金蠕变前后 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns of the 2219-T87 aluminum alloy before and after creep

使外界提供的变形能可以更加有效地转化为内能,更加快速地驱动析出相回溶。但是,随着析出相回溶的进行,析出相含量下降,进而又导致其与位错之间的交互作用减弱,回溶速度降低。对于本研究中 Al-Cu 合金而言,变形使材料的应变能提高,又因为单位体积应变能的提高与其弹性模量成正比,而铝的弹性模量(70 GPa)明显低于析出相的弹性模量(113 GPa)^[35]。因此,在同样的变形情况下,析出相提高的应变能高于 α -Al相,从而导致析出相出现回溶现象。

3 结论

本文研究了 2219-T87 铝合金在不同应力状态及应力大小下的蠕变变形行为和微观组织演变,得出以下结论。

(1) 在拉伸应力 200 MPa、压缩应力 300 MPa 蠕变条件下,2219-T87 铝合金的蠕变总应变随着外加应力的升高而增大;而在拉伸应力与压缩应力大小一致时,拉伸状态总是比压缩状态具有更高的蠕变总应变。在拉伸状态、外加应力 300 MPa 下,2219-T87 铝合金的蠕变总应变达到 0.634%。

(2) 在常温状态下,2219-T87 铝合金的蠕变应力指数 n 为 3.17,表明此时蠕变受晶界滑动机制所主导。

(3) 在经过 300 h 蠕变后,2219-T87 铝合金的析出相明显减少,这可能是因为在外加应力的作用下发生了析出相回溶现象。

参考文献

[1] 万李,杨浩亮,丁鹏飞,等. 2219铝合金蠕变时效行为及组织分析[J]. 航天制造技术, 2014(5): 35-37, 48.
WAN Li, YANG HaoLiang, DING Pengfei, et al. The creep ageing behavior and microstructure analysis of AA2219[J]. Aerospace Manufacturing Technology, 2014(5): 35-37, 48.

[2] 孙找,湛利华,刘健,等. 2219铝合金蠕变时效成形过程中的断裂行为[J]. 塑性工程学报, 2018, 25(5): 284-290.
SUN Zhao, ZHAN Lihua, LIU Jian, et al. Fracture behavior in creep aging forming process of aluminum alloy 2219[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2018, 25(5): 284-290.

[3] 黄自德. 显微组织对2219铝合金蠕变裂纹扩展行为的影响[D]. 大连: 大连理工大学, 2017.
HUANG Zide. Effect of microstructure on creep crack growth behavior of 2219 aluminum alloy[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2017.

[4] 温涛,张绪虎,文秀青,等. 2219铝合金热变形行为对精密旋压成形的影响[J]. 宇航材料工艺, 2018, 48(6): 45-48.
WEN Tao, ZHANG Xuhu, WEN Xiuqing, et al. Effect of 2219 Al-alloy's thermal deformation behavior on netshape spinning processing[J]. Aerospace Materials & Technology, 2018, 48(6): 45-48.

[5] 贾树峰. 2219铝合金电脉冲作用下的应力时效行为研究[D]. 长沙: 中南大学, 2014.
JIA Shufeng. Study on stress aging behavior under the effect of electrical pulses of 2219 Aluminum alloy[D]. Changsha: Central South

University, 2014.

[6] 曾元松,黄遐,黄硕. 蠕变时效成形技术研究现状与发展趋势[J]. 塑性工程学报, 2008, 15(3): 1-8.
ZENG Yuansong, HUANG Xia, HUANG Shuo. The research situation and the developing tendency of creep age forming technology[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2008, 15(3): 1-8.

[7] LIU L F, ZHAN L H, LI W K. Creep aging behavior characterization of 2219 aluminum alloy[J]. Metals, 2016, 6(7): 146.

[8] YANG Y L, ZHAN L H, SHEN R L, et al. Effect of pre-deformation on creep age forming of 2219 aluminum alloy: Experimental and constitutive modelling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 683: 227-235.

[9] 尹旭妮,周理,刘玉振,等. 2219铝合金单轴拉/压蠕变时效行性研究[J]. 宇航材料工艺, 2021, 51(6): 33-36.
YIN Xuni, ZHOU Li, LIU Yuzhen, et al. Uniaxial tension/compression creep behavior of 2219 aluminum alloy[J]. Aerospace Materials & Technology, 2021, 51(6): 33-36.

[10] PARK J G, LEE D Y, CHOI J. Static creep behaviour of Al-Zn-Mg and Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Journal of Materials Science, 1996, 31(10): 2719-2723.

[11] LEE D Y, PARK J G, CHO D H. High-temperature properties of dispersion-strengthened 7075-T6 aluminium alloy[J]. Journal of Materials Science Letters, 1997, 16(2): 158-160.

[12] CHEN P, FAN X Z, YANG Q B, et al. Creep behavior and microstructural evolution of 8030 aluminum alloys compressed at intermediate temperature[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 12: 1755-1761.

[13] LIN Y C, XIA Y C, CHEN M S, et al. Modeling the creep behavior of 2024-T3 Al alloy[J]. Computational Materials Science, 2013, 67: 243-248.

[14] SASTRY D H. Impression creep technique—An overview[J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 409(1-2): 67-75.

[15] SHERBY O D, GOLDBERG A, RUANO O A. Solute-diffusion-controlled dislocation creep in pure aluminium containing 0.026 at.% Fe[J]. Philosophical Magazine, 2004, 84(23): 2417-2434.

[16] MIRESMAEILI S M, NAMI B. Impression creep behavior of Al-1.9%Ni-1.6%Mn-1%Mg alloy[J]. Materials & Design (1980—2015), 2014, 56: 286-290.

[17] PAN L, MIRZA F A, LIU K, et al. Effect of Fe-rich particles and solutes on the creep behaviour of 8xxx alloys[J]. Materials Science and Technology, 2017, 33(9): 1130-1137.

[18] 聂德福,赵杰,张俊善. 一种估算结构钢室温蠕变的方法[J]. 金属学报, 2011, 47(2): 179-184.
NIE Defu, ZHAO Jie, ZHANG Junshan. An approach to estimate room temperature creep of structural steels[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2011, 47(2): 179-184.

[19] XU Y Q, ZHAN L H, XU L Z, et al. Experimental research on creep aging behavior of Al-Cu-Mg alloy with tensile and compressive stresses[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 682: 54-62.

[20] 汪军. 钛合金的蠕变行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2008.
WANG Jun. A study on creep behavior of titanium alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2008.

[21] CHEN X Y, ZHAN L H, MA Z Y, et al. Study on tensile/

compressive asymmetry in creep ageing behavior of Al-Cu alloy under different stress levels[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 843: 156157.

[22] LI Y, SHI Z, LIN J, 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.

[23] ZHANG Q, ZHANG W Z, LIU Y Y. Evaluation and mathematical modeling of asymmetric tensile and compressive creep in aluminum alloy ZL109[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 628: 340-349.

[24] 杨松涛, 李继文, 魏世忠, 等. 纯铝板坯高温塑性变形行为及本构方程[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(9): 2126-2131.

YANG Songtao, LI Jiwen, WEI Shizhong, et al. Pyroplastic deformation behavior of pure molybdenum plate slab and constitutive equation[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(9): 2126-2131.

[25] GUI Y W, LI Q A. Creep behaviors and microstructure evolution of Mg-5Y-2Nd-3Sm-0.5Zr alloys[J]. *Materials Research Express*, 2019, 6(10): 106531.

[26] OROZCO-CABALLERO A, MENON S K, CEPEDA-JIMÉNEZ C M, et al. Influence of microstructural stability on the creep mechanism of Al-7wt% Si alloy processed by equal channel angular pressing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 612: 162-171.

[27] WEERTMAN J. Steady-state creep of crystals[J]. *Journal of Applied Physics*, 1957, 28(10): 1185-1189.

[28] LI L W, ZHOU D H, WEI C B, et al. Microstructure evolution and mechanical properties at ambient and elevated temperatures of in situ TiB₂/2219Al matrix composites during cold rolling[J]. *Metals and Materials International*, 2024, 30(10): 2791-2807.

[29] MILLIGAN B, MA D, ALLARD L, et al. Crystallographic orientation-dependent strain hardening in a precipitation-strengthened Al-Cu alloy[J]. *Acta Materialia*, 2021, 205: 116577.

[30] MURAYAMA M, HORITA Z, HONO K. Microstructure of two-phase Al-1.7 at% Cu alloy deformed by equal-channel angular pressing[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(1): 21-29.

[31] OH-ISHI K, HASHI Y, SADAKATA A, et al. Microstructural control of an Al-Mg-Si alloy using equal-channel angular pressing[J]. *Materials Science Forum*, 2002, 396-402: 333-338.

[32] 许晓嫦. 强变形诱导铝合金析出相低温回溶现象及应用基础研究[D]. 长沙: 中南大学, 2008.

XU Xiaochang. Basic investigation on the phenomenon of severe plastic deformation induced re-dissolution of precipitated phases at low temperature and its application[D]. Changsha: Central South University, 2008.

[33] VASIL'EV L S, LOMAEV I L, ELSUKOV E P. On the analysis of the mechanisms of the strain-induced dissolution of phases in metals[J]. *The Physics of Metals and Metallography*, 2006, 102(2): 186-197.

[34] 孙志强, 周文龙, 陈国清, 等. 时效成形对2324铝合金组织及性能的影响[J]. *材料工程*, 2009, 37(10): 73-76, 80.

SUN Zhiqiang, ZHOU Wenlong, CHEN Guoqing, et al. Effect of age-forming on microstructures and properties of 2324 Al alloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2009, 37(10): 73-76, 80.

[35] 彭北山, 刘志义, 宁爱林, 等. 应变能对Al-Cu合金强变形诱导析出相回溶的影响[J]. *材料热处理学报*, 2008, 29(6): 107-110.

PENG Beishan, LIU Zhiyi, NING Ailin, et al. Effect of strain energy

on sever plastic deformation induced dissolution of precipitation phase in Al-Cu alloy[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2008, 29(6): 107-110.

通信作者: 王建国, 高级工程师, 主要从事电力设备失效分析研究。

(责编 阳光)

(上接第 147 页)

[17] 王洪纲. 热弹性力学概论[M]. 北京: 清华大学出版社, 1989.

WANG Honggang. Introduction to thermo-elasticity[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1989.

[18] 陶文铨. 传热学[M]. 5 版. 北京: 高等教育出版社, 2019.

TAO Wenquan. Heat transfer[M]. 5th ed. Beijing: Higher Education Press, 2019.

[19] TAKEUTI Y, TANIGAWA Y. A new numerical method for transient thermal stress problems[J]. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 1979, 14(7): 987-1000.

[20] 包天南. 考虑热弹耦合效应的涡轮导向叶片热冲击数值研究[D]. 沈阳: 沈阳航空航天大学, 2018.

BAO Tiannan. Numerical study on thermal shock of turbine guide vane considering thermoelasticity coupling effect[D]. Shenyang: Shenyang Aerospace University, 2018.

通信作者: 赵庆军, 研究员, 博士, 研究方向为叶轮机械气动热力学。

(责编 阳光)

(上接第 154 页)

[17] 陈绍春. 数控系统高速高精加工算法技术研究[D]. 大连: 大连交通大学, 2023.

CHEN Shaochun. Research on high-speed and high-precision machining algorithm technology of CNC system[D]. Dalian: Dalian Jiaotong University, 2023.

[18] 程膺豪, 贾衡, 马欢, 等. 数控系统S型加减速控制方法研究[J]. *机电工程技术*, 2023, 52(4): 173-176, 215.

CHENG Yinghao, JIA Heng, MA Huan, et al. Research on S-type acceleration and deceleration control method of NC system[J]. *Mechanical & Electrical Engineering Technology*, 2023, 52(4): 173-176, 215.

[19] 陈佳豪. 数控机床在机测量技术研究与应用[D]. 武汉: 湖北大学, 2024.

CHEN Jiahao. Research and application of on-machine measuring technology for CNC machine[D]. Wuhan: Hubei University, 2024.

[20] 孟士琦. 叶片压型模具在机测量系统分析与开发研究[D]. 西安: 西安理工大学, 2024.

MENG Shiqi. Analysis and development of blade pressing molds on-machine measurement system[D]. Xi'an: Xi'an University of Technology, 2024.

[21] QIAN X M, YE W H, CHEN X M. On-machine measurement for touch-trigger probes and its error compensation[J]. *Key Engineering Materials*, 2008, 375-376: 558-563.

通信作者: 靳淇超, 高级工程师, 博士, 研究方向为先进制造技术。

(责编 阳光)