

7050 铝合金的蠕变行为研究

徐显强¹ 董显娟¹ 徐 勇¹ 涂泽立¹ 鲁世强¹ 龚思恒²

(1.南昌航空大学航空制造工程学院;2.江西洪都航空工业集团有限公司)

摘 要 通过恒应力单轴蠕变拉伸试验,研究了 7050 铝合金在温度为 121~177 ℃,外加应力为 170~250 MPa 范围内的蠕变拉伸行为,分析了蠕变温度和外加应力对蠕变拉伸行为的影响。结果表明,外加应力在 170~250 MPa 应力范围内,7050 铝合金在温度为 121 ℃和 149 ℃时具有优良的低温抗蠕变性能。通过扫描电镜(SEM)观察断口形貌,发现蠕变断裂机制随应力的增加由典型的韧窝断裂向准解理-韧窝混合断裂转变。计算了表观应力指数 n 、蠕变激活能 Q ,表明随着蠕变温度的升高和外加应力的增大,蠕变机制可能由晶界扩散控制的位错黏性滑移机制转变为第二相粒子控制机制。

关键词 7050 铝合金;蠕变;应力指数;激活能;蠕变机制

中图分类号 TG146.21 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.06.018

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Creep Behavior of 7050 Aluminum Alloy

Xu Xianqiang¹, Dong Xianjuan¹, Xu Yong¹, Tu Zeli¹, Lu Shiqiang¹, Gong Siheng²

(1.School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University;

2.Jiangxi Hongdu Aviation Industry Group Co., Ltd.)

Abstract: The creep tensile behavior of 7050 aluminum alloy at temperature of 121~177 ℃ and applied stress of 170~250 MPa was investigated by constant stress uniaxial creep tensile test. The influence of creep temperature and stress on creep tensile behavior was analyzed. The results indicate that 7050 aluminum alloy possesses excellent low-temperature creep resistance at 121 ℃ and 149 ℃ in the stress range of 170~250 MPa. SEM observation reveals that the creep fracture mechanism is converted from typical dimple fracture to mixture of quasi-cleavage and dimple fracture with the increase of stress. The apparent stress index(n) and creep activation energy (Q) were computed, demonstrating that the creep mechanism may be transformed from the cohesive slip mechanism controlled by grain boundary diffusion to that controlled by second phase particles with the increase of creep temperature and applied stress.

Key Words: 7050 Aluminum Alloy, Creep, Stress Index, Activation Energy, Creep Mechanism

在不同蠕变条件下(如蠕变温度、外加应力、时效时间),金属蠕变行为也将有所不同。Zr-2.5Nb 合金在温度为 350~450 ℃、应力为 82~283 MPa 范围内进行蠕变试验,通过计算应力指数和蠕变激活能,发现位错攀升是 Zr-2.5Nb 合金的主要蠕变机制^[1];基于蠕变本构模型研究了 Mg-Gd-Y-Zr 合金的蠕变拉伸行为,发现蠕变持久寿命可通过稳态蠕变速率预测,在低、中应力状态下受温度调节,在高应力状态下受应力调节,蠕变断口呈现韧性穿晶断裂特征,有较大的韧窝和撕裂棱^[2]。

Al-Zn-Mg-Cu(7xxx 系)铝合金是一种典型的时效淬透性合金,具有密度低、比强度高、成形性好等特点,已成为航空航天领域最重要的结构材料之一^[3-6]。复杂

的飞机部件一般需要采用蠕变时效成形工艺制造,该工艺通过一步成形和热处理工艺可以同时改变零件形状和强化零件性能^[7-8]。为了获得高性能、高精度的蠕变时效成形构件,研究 Al-Zn-Mg-Cu 合金的蠕变时效行为具有重要意义。近年来,国内外对铝合金的蠕变行为进行了广泛研究。Al-Cu-Mg-Ag 合金在不同时效状态下进行蠕变试验时,其峰时效态的稳态蠕变速率远大于欠时效的,导致在峰时效态进行蠕变时很快发生蠕变断裂^[9];Al-Cu-Li 合金在温度为 143 ℃、外加应力为 300~430 MPa 条件下进行蠕变时,由应力指数计算得知,外加应力在 400 MPa 左右,主要变形机制由扩散蠕变转变为位错蠕变^[10];AA2050-T34 合金在外加应力

收稿日期:2022-08-13;修改稿收到日期:2022-09-06
基金项目:航空科学基金资助项目(2020Z047056003);江西省重点研发计划资助项目(20202BBEL53012)
第一作者简介:徐显强,男,1996 年出生,硕士研究生,南昌(330063),E-mail: 1968063631@qq.com
通信作者:董显娟,女,1979 年出生,副教授,南昌(330063),E-mail: dxj3@163.com
引用格式:徐显强,董显娟,徐勇,等. 7050 铝合金的蠕变行为研究[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(6):825-830.
XU X Q, DONG X J, XU Y, et al. Creep behavior of 7050 aluminum alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(6):825-830.

为 175 MPa、温度为 110~210 ℃ 的蠕变时效时,发现提高蠕变时效温度可以显著提高蠕变应变水平,在 210 ℃ 下蠕变 24 h 的蠕变应变约为 110 ℃ 下的 10 倍,160 ℃ 下的 3 倍^[11];8030 铝合金在温度为 90~150 ℃、外加应力为 50~90 MPa 下进行蠕变,发现其在低温下具有良好的抗蠕变性能。在 90~120 ℃、50~90 MPa 时,应力指数 n 为 5.1~5.7,蠕变激活能 Q 为 49.7~66.5 kJ/mol,表明晶界扩散控制的位错爬升是其主要蠕变机制^[12]。而对于 Al-Zn-Mg-Cu 合金,特别是 7050 铝合金的蠕变行为鲜有报道。

本研究通过蠕变拉伸试验研究锻态 7050 铝合金的蠕变行为,分析蠕变温度、外加应力对蠕变行为的影响。通过断口形貌来研究合金的蠕变断裂机制,利用应力指数和蠕变激活能分析合金的蠕变机制,以期为蠕变时效成形工艺参数的选取提供参考。

1 试验方法

试验材料为锻态 7050 铝合金,其化学成分见表 1。按 GB/T2039-1997 利用电火花线切割机床加工出标距为 100 mm、直径为 $\phi 10$ mm 的标准蠕变试样,见图 1。

表 1 7050 锻态铝合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of 7050 aluminum alloy %									
w_B									
Zn	Cu	Mg	Si	Zr	Ti	Fe	Mn	Cr	Al
5.7~6.7	2.0~2.6	1.9~2.6	<0.12	0.08~0.15	0~0.06	<0.15	0.10	0.04	余量

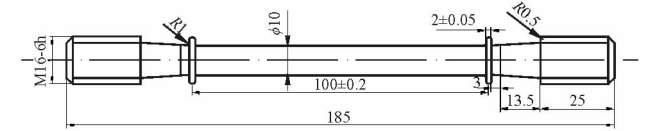
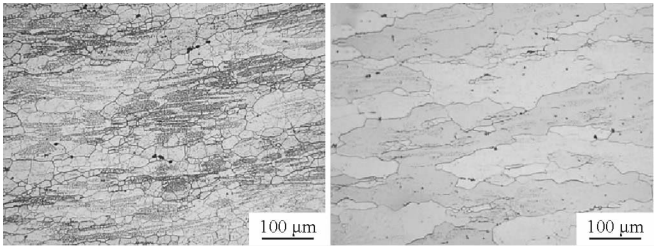


图 1 蠕变试样示意图

Fig.1 Schematic diagram of creep specimen

蠕变拉伸试验在 CTM504-A1 高温蠕变持久试验机上进行。开始前,蠕变试样首先在 ZP.M10/16 箱式电阻炉中进行 475 ℃×1 h 的固溶处理,然后在冷水中淬火,微观组织见图 2b。可以看出,锻件组织主要由等



(a) 锻件组织 (b) 固溶组织

图 2 原始组织

Fig.2 Original structure

轴晶组成且含有大量分布不均的第二相,经固溶处理后第二相大部分溶于铝基体内。为降低铝合金自然时效带来的影响,热处理结束后 2 h 内进行蠕变拉伸试验。试验参数如下:蠕变温度为 121、149 和 177 ℃,外加应力为 170、210 和 250 MPa。蠕变工艺曲线见图 3。蠕变试验时将试样装在炉中央并对准。热电偶安装在试样长度方向的上、中、下 3 个位置。在试样温度稳定到设定温度后施加载荷,在蠕变试验结束后,设备自动释放施加的载荷,并使试样自然冷却至炉内室温。

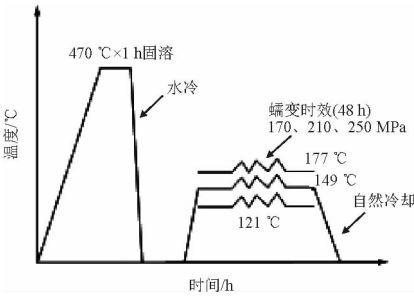


图 3 蠕变工艺曲线示意图

Fig. 3 Schematic diagram of creep process curves

2 试验结果与讨论

2.1 蠕变曲线

蠕变过程一般可以分为 3 个典型阶段:初级蠕变、稳态蠕变和加速蠕变阶段。在初级蠕变阶段,随着时间延长,蠕变应变增大,蠕变速率减小,这是由于加工硬化阻力增大所致;稳态蠕变阶段,蠕变应变随时间的增加而增大,由于加工硬化与软化的动态平衡,蠕变速率基本稳定;加速蠕变阶段的特征是试样断裂前蠕变速率随时间的增加而急剧增加。图 4 是 7050 铝合金在蠕变温度为 121~177 ℃,外加应力为 170~250 MPa 条件下的蠕变拉伸曲线。可以看出,7050 铝合金在较低的蠕变温度(121、149 ℃)或应力值(170 MPa)下,蠕变应变的增加较为缓慢,即稳态蠕变速率较小,表明 7050 铝合金具有良好的低温抗蠕变性能。值得注意的是,在 121 ℃、170 MPa 条件下蠕变起始时出现了一个蠕变应变先上升再下降的异常的峰形。据文献^[13]可知,这是因为蠕变产生的变形量的增大不足以抵消晶格收缩引起的变形量的减小所导致的。提高蠕变温度和外加应力,蠕变稳态速率和蠕变应变增加,合金更容易发生蠕变。一般认为温度的升高会提高合金的平衡空位浓度和迁移速率,而应力的增加会加速位错的产生和迁移速率,这两个因素都能加速蠕变变形,提高蠕变速率^[14]。在 177 ℃条件下,出现了明显的第 3 阶段,并且随着外加应力增加,7050 铝合金的初级阶段和稳态阶段所持续的时间越来越短;随着外加应力增大,发生蠕变损伤的

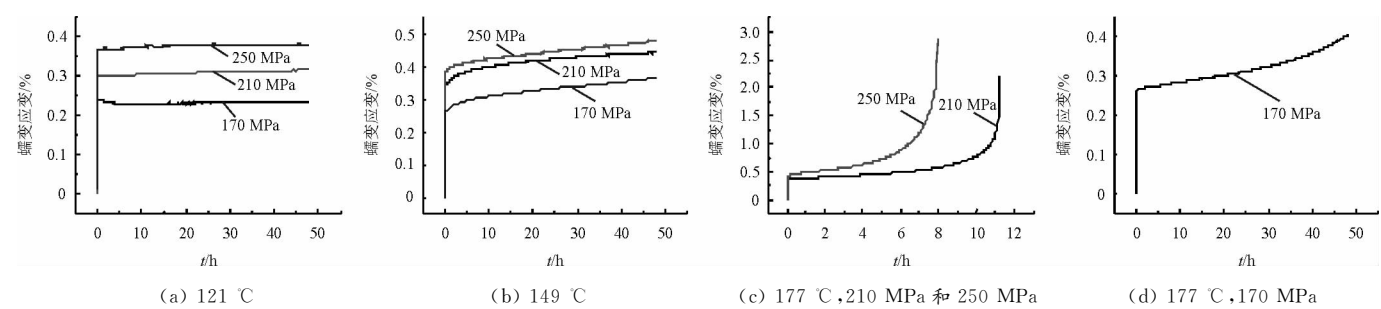


图 4 7050 铝合金不同温度下的蠕变曲线

Fig.4 Creep curves of 7050 aluminum alloy at different temperatures

时间越早,并且在外加应力为 210 MPa 和 250 MPa 时,蠕变试样最终发生了断裂。

为了能更为直观地体现蠕变应力和外加应力对 7050 铝合金蠕变应变和速率的影响,将温度为 121 °C 不同应力及应力为 170 MPa 不同温度下的稳态蠕变速率进行计算,结果见表 2 和表 3。由表 2 可知,合金在 121 °C 时的蠕变速率较低,当温度为 149 和 177 °C 时,合金的蠕变速率迅速增加,177 °C 时的蠕变速率为 121 °C 时的 11.8 倍,同理可以计算合金在 210、250 MPa 下不同温度时蠕变速率,177 °C 时的蠕变速率分别为 121 °C 时的 52.4 倍和 78 倍。由表 3 可知,合金在同一温度下的蠕变速率随应力的增大而逐渐升高,170 MPa 时合金蠕变速率为 $4.44 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$,250 MPa 时合金蠕变速率约为 170 MPa 时的 3 倍,同理可以计算合金在 149、177 °C 下不同外加应力时的蠕变速率,250 MPa 时的蠕变速率分别为 210 MPa 时的 1.3 倍和 2.3 倍,因此结合图 4 可知,外加应力对蠕变速率的影响远低于温度的影响。

表 2 7050 铝合金在 170 MPa 不同温度下的稳态蠕变速率

Tab.2 Steady creep rate of 7050 aluminum alloy at different

temperatures and 170 MPa

温度/°C	稳态蠕变速率/ s^{-1}
121	4.44×10^{-8}
149	4.03×10^{-7}
177	5.22×10^{-7}

表 3 7050 铝合金在 121 °C 不同应力下的稳态蠕变速率

Tab.3 Steady creep rate of 7050 aluminum alloy under different

stress at 121 °C

应力/MPa	稳态蠕变速率/ s^{-1}
170	4.44×10^{-8}
210	9.01×10^{-8}
250	1.37×10^{-7}

2.2 蠕变断裂行为

从图 4d 中可以看出,7050 合金在 177 °C、170 MPa 下蠕变 30 h 后发生了蠕变损伤行为。在 177 °C 下随着外加应力增大,合金发生蠕变损伤的时间会显著提前,见图 4c 和图 4d,并且合金在 177 °C、210 MPa 和 250 MPa 条件下最终发生了蠕变断裂,其断口宏观形貌见图 5。从图 5a 可以看出,在断口附近可以看到明显的颈缩,但颈缩程度在外加应力增大到 250 MPa 时明显减小(见图 5b),通过计算可以得到在 177 °C、210 MPa 和 250 MPa 条件下断面收缩率分别为 24.8% 和 13.8%。由图 5c 和图 5d 可知,210 MPa 条件下断口表面大致与剪应力方向平行,与外加应力的方向大致呈 45° 夹角。所以从宏观角度分析,断裂机制可能为韧性断裂;随着外加应力增大到 250 MPa,断口表面与外加应力的方向夹角约为 20°,这可能是蠕变断裂机制随外加应力的增大而产生变化所导致的。为准确判断合金的蠕变断裂机制还需进一步分析微观断口形貌。

图 6 为 7050 铝合金在 177 °C、210 MPa 和 250 MPa 条件下的蠕变拉伸断口形貌 SEM 图。从图 6a 中可

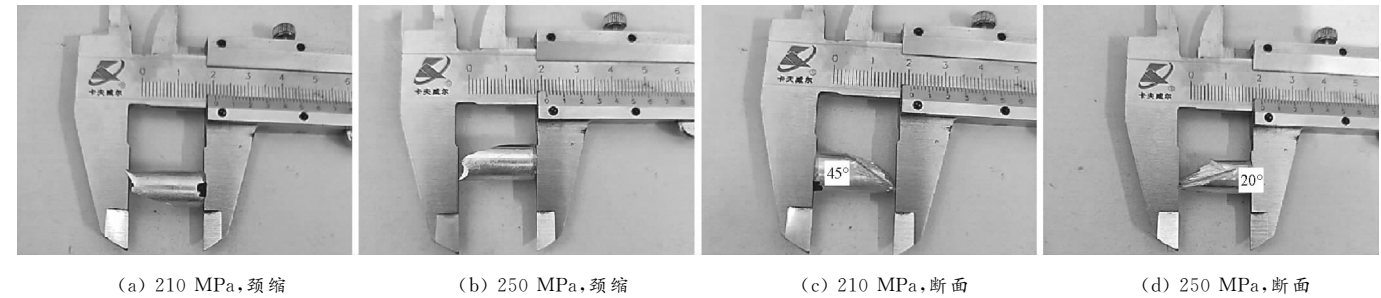


图 5 7050 铝合金蠕变宏观断口形貌

Fig.5 Macroscopic morphologies of creep fracture of 7050 aluminum alloy

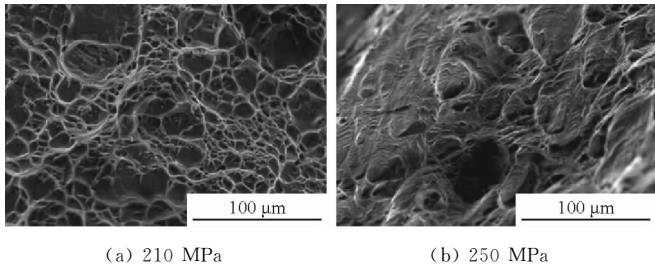


图 6 7050 铝合金在 177 °C 不同应力下的蠕变断口形貌
Fig.6 Creep fracture morphologies of 7050 aluminum alloy at 177 °C and different stress

以看到,断口出现了许多等轴韧窝以及少量的撕裂棱,为典型的韧窝断裂。韧窝断裂始于微孔洞的形核、生长和合并,微孔洞又源于基体与第二相粒子间的晶界或界面。随着局部应力增加,微孔洞的尺寸逐渐增大并发展为微裂纹,最终有效承载面积减小,材料发生断裂。随着外加应力增加,韧窝数量明显减少,并且出现大量剪切平面和滑移台阶,见图 6b。研究表明^[15],由于铝合金为面心立方晶体结构,一般不会有解理断裂的特征,

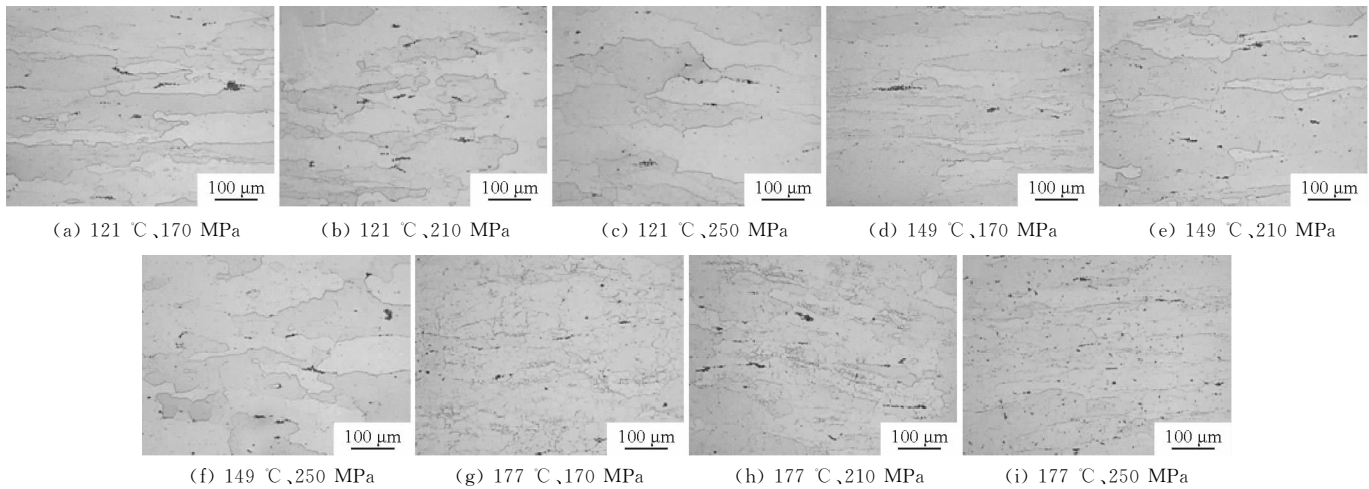


图 7 7050 铝合金蠕变后的组织
Fig.7 Microstructure of 7050 aluminum alloy after creep

2.4 蠕变机制

为了了解应力对蠕变时效行为的作用,需要确定蠕变机制。稳态蠕变速率与应力之间的关系可以用一般的蠕变方程来描述^[16-18]:

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \exp[-Q/(RT)] \quad (1)$$

式中, A 为常数; σ 为应力, MPa; n 为应力指数; Q 为蠕变激活能, kJ/mol; R 为气体常数; T 为热力学温度, K。

对式(1)两边同时取对数,可得

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln \sigma - \frac{Q}{R} \cdot \frac{1}{T} \quad (2)$$

由式(2)可知,蠕变激活能 Q 和应力指数 n 可以分别在恒定外加应力和蠕变温度时对式(2)进行求导得:

$$Q = R \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial 1/T} \right)_{\sigma} \quad (3)$$

因此在 177 °C、250 MPa 条件下的蠕变断裂机制为准解理-韧窝混合断裂。说明随着外加应力增大,蠕变断裂机制由韧窝断裂向准解理-韧窝混合断裂转变。

2.3 微观组织

图 7 为 7050 铝合金在不同温度和不同外加应力条件下蠕变 48 h 后的金相显微组织。可以看出,蠕变温度和外加应力对合金蠕变组织的影响较为显著。在温度为 121、149 °C,外加应力为 170 MPa 时蠕变组织多为长条状组织(见图 7a 和图 7d),随着外加应力增大到 210 MPa 时长条状组织发生破碎,晶粒尺寸相对减小。在外加应力一定时,随着蠕变温度从 121 °C 升高到 149 °C,晶粒尺寸的变化不明显,但是析出相的数量随着温度的升高而增加,这可能是由于温度的升高导致合金第二相析出的驱动力增大导致的。当蠕变温度继续上升至 177 °C 时晶粒尺寸明显减小,这是因为在温度为 177 °C 时,7050 铝合金在外加应力的作用下发生了蠕变损伤,使合金晶粒发生了破碎。

$$n = \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma} \right)_T \quad (4)$$

应力指数和蠕变激活能对于识别材料的主要蠕变机制具有重要意义。以温度为 121 °C 下不同外加应力、外加应力为 170 MPa 时不同温度下的数据为例计算应力指数和蠕变激活能,将表 2、表 3 的数据分别代入式(3)和式(4),绘制出 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 、 $\ln \dot{\epsilon} - 1000/T$ 的关系图,然后进行最佳线性拟合,见图 8,其拟合直线斜率的值即为应力指数和蠕变激活能。由图 8a 可知, $n = 2.94$, 接近 3。研究者提出了几种经典的蠕变机制^[19-21],如果 $n = 1$ 时,扩散蠕变将是主要的蠕变机制,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条件下。当 $n = 2$ 时,主要的蠕变机制是基于晶界滑动。当 $n = 3$ 时,表明在蠕变机制中,位错的粘性滑移起主要作用。如果 n 值在 4~7 范围内(一般

参 考 文 献

为 $n=5$),则主要蠕变机制为位错攀爬机制。如果 $n>7$,蠕变行为受第二相粒子控制,第二相粒子可以延缓位错运动、晶格自扩散和晶界,表明合金在温度为 121 °C 不同外加应力时的蠕变机制是位错的粘性滑移机制。由图 8b 可知, $Q=65.9$ kJ/mol,与铝的晶界扩散激活能 $Q=85.2$ kJ/mol 接近,蠕变激活能 Q 是热激活能的一种,决定材料的稳态蠕变速率,反映材料的抗蠕变能力。铝合金不同的 Q 值也表明不同的蠕变机制^[12,22],当 Q 为 85.2 kJ/mol 时,为以晶界扩散机制为主要蠕变机制,当 Q 为 142 kJ/mol 时,为以晶格自扩散为主要蠕变机制。因此从综合应力指数 n 和蠕变激活能 Q 两方面考虑,在此条件下 7050 铝合金的主要蠕变机制可能为晶界扩散控制的位错粘性滑移机制。同理,可以依据 177 °C 不同外加应力和 250 MPa 不同温度条件下的应力指数 $n=7.92$ 和蠕变激活能 $Q=113.2$ kJ/mol,得到在此条件下的蠕变机制可能受第二相粒子控制。

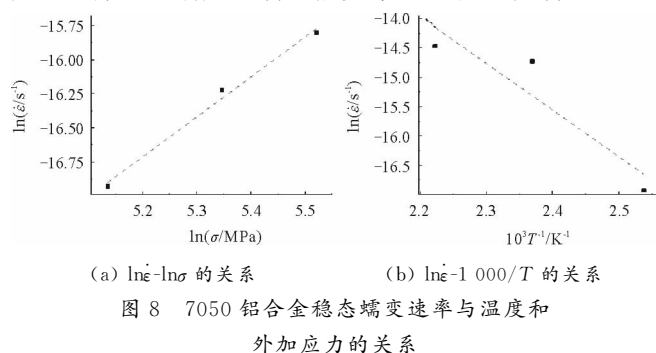


Fig.8 Relationship between steady creep rate and temperature or applied stress of 7050 aluminum alloy

3 结 论

(1)7050 铝合金的蠕变应变和稳态蠕变速率随试验温度和外加应力的增大而增大。在温度为 121 和 149 °C 不同外加应力条件下的稳态蠕变速率较低($4.44 \times 10^{-8} \sim 4.03 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$),表明 7050 铝合金具有良好的低温抗蠕变性能。在温度为 177 °C,外加应力为 170~250 MPa 条件下出现第 3 阶段的加速蠕变,并且随着外加应力的增大而发生断裂。

(2)在温度为 177 °C 时,外加应力越大,7050 铝合金蠕变损伤越容易发生,在外加应力为 210 MPa 时蠕变断裂机制为典型的韧窝断裂,而当外加应力为 250 MPa 时蠕变断裂机制为准解理-韧窝混合断裂。

(3)在温度为 121 °C 不同外加应力和外加应力为 170 MPa 不同温度下,综合考虑应力指数 n 和蠕变激活能 Q ,7050 铝合金的主要蠕变机制可能为晶界扩散控制的位错粘性滑移机制,而当温度为 177 °C 时不同外加应力和外加应力为 250 MPa 下不同温度条件时,7050 铝合金的主要蠕变机制可能受第二相粒子控制。

- [1] GUGULOTH K, MITRA R, CHOWDHURY S G, et al. Mechanism of creep deformation with evolution of microstructure and texture of Zr-2.5Nb alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2018, A721: 286-302.
- [2] ZHANG Y C, LIU Z, PANG S, et al. Investigation of tensile creep behavior of Mg-Gd-Y-Zr alloy based on creep constitutive model[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A805: 140 567.
- [3] WILLIAMS J C, STARKE E A. Progress in structural materials for aerospace systems[J]. Acta Materialia, 2003, 51(19): 5 775-5 799.
- [4] 高川, 邓运来, 王冯权, 等. 蠕变时效对欠时效 7075 铝合金力学性能的影响[J]. 金属学报, 2022, 58(6): 746-759.
- [5] NAKAI M, ETO T. New aspect of development of high strength aluminum alloys for aerospace applications[J]. Materials Science and Engineering, 2000, A285(1-2): 62-68.
- [6] ALTENBACH C, SCHNATTERER C, MERCADO U A, et al. Synchrotron-based holotomography and X-ray fluorescence study on the stress corrosion cracking behavior of the peak-aged 7075 aluminum alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 817: 152 722.
- [7] 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: 156 157.
- [8] CHEN F, ZHAN L H, GAO T J, et al. Creep aging properties variation and microstructure evolution for 2195 Al-Li alloys with various loading rates[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A827: 142 055.
- [9] 刘晓艳, 潘清林, 陆智伦, 等. Al-Cu-Mg-Ag 耐热铝合金高温蠕变行为[J]. 金属学报, 2011, 47(1): 53-60.
- [10] WANG X, RONG Q, SHI Z S, et al. Investigation of stress effect on creep, precipitation and dislocation evolution of Al-Li alloy during creep age forming[J]. Materials Science and Engineering, 2022, A836: 142 723.
- [11] DONG Y, YE L Y, TANG J G, et al. The effects of temperature on the creep-ageing behavior and mechanical properties of AA2050-T34 alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2020, A796: 140 010.
- [12] JIANG X Y, ZHANG Y, YI D Q, et al. Low-temperature creep behavior and microstructural evolution of 8030 aluminum cables[J]. Materials Characterization, 2017, 130: 181-187.
- [13] MURKEN J, HÖHNER R, SKROTZKI B. Strain path dependence of the precipitate size evolution of an Al-Mg-Li alloy under combined thermal and mechanical loading[J]. Materials Science and Engineering, 2003, A363: 159-170.
- [14] NIE X, LIU H Q, ZHOU X Z, et al. Creep of Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr alloy with equiaxed and lamellar microstructures[J]. Materials Science and Engineering, 2016, A651: 37-44.
- [15] 徐时清, 王焕平. 材料科学基础[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2015.
- [16] 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, 2017, A682: 54-62.

Cu 含量对 7075 铝合金微观组织与力学性能的影响

唐 鹏^{1,2,4} 刘倩男¹ 谢振浩¹ 贾战迎³ 陈寒冰¹ 谢粤凌¹ 莫灼强⁴

(1.广西大学资源环境与材料学院;2.广西大学广西石化资源加工及过程强化技术重点实验室;
3.广西地凯科技有限公司;4.广西南南铝航空交通铝合金新材料与应用研究院)

摘 要 采用高温熔铸的方式制备 Al-Zn-Mg-yCu 合金(y=1.0%、1.2%、1.53%、1.7%、2.0%,质量分数)。利用金相显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、X 射线衍射仪(XRD)等研究了 Cu 含量对 Al-Zn-Mg-Cu 合金的微观组织和力学性能的影响。结果表明,随着 Cu 含量增加,合金中晶粒由原来的不规则粗大状变为细小状,合金的强度先提高后下降。合金中 Al₂Cu 相极易形成连续的网状甚至粗大的骨骼状组织,严重割裂了 7075 合金的基体组织,降低合金的力学性能。因此通过改变 Cu 含量对 Al₂Cu 颗粒进行细化,可以增强 7075 铝合金的力学性能。

关键词 Al-Zn-Mg-yCu 合金;Cu 含量;力学性能;微观组织

中图分类号 TG146.21 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.06.019

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Cu Content on Microstructure and Mechanical Properties of 7075 Aluminum Alloy

Tang Peng^{1,2,4}, Liu Qiannan¹, Xie Zhenhao¹, Jia Zhanying³, Chen Hanbing¹, Xie Yueling¹, Mo Zhuoqiang⁴

(1.School of Resources, Environment and Materials, Guangxi University;
2.Guangxi Key Laboratory of Petrochemical Resource Processing and Process Intensification Technology,
Guangxi University; 3.Guangxi Dikai Sci. & Tech. Co., Ltd.;
4.Guangxi Alnan Institute of Aerospace Transit Aluminum Alloy and Application)

Abstract: Al-Zn-Mg-yCu (y=1.0%, 1.2%, 1.53%, 1.7%, 2.0%, mass fraction) alloys were fabricated by high temperature melting-casting, and effects of Cu contents on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys were investigated by means of metallographic microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffractometry (XRD). The results indicate that with the increase of Cu content, the grains in the alloy are transformed from irregular coarse shape to fine shape, and the strength of the alloy is increased firstly, and then decreased. The Al₂Cu phase in the alloy is prone to forming continuous network or even a thick skeletal structure, which seriously dissects the matrix of 7075 alloy, leading to reduction of mechanical properties. Therefore, the mechanical properties of 7075 aluminum alloy can be greatly enhanced by refining Al₂Cu particles, which is attributed to Cu content adjustment.

Key Words: Al-Zn-Mg-yCu Alloy, Cu Content, Mechanical Properties, Microstructure

收稿日期:2022-08-29;修改稿收到日期:2022-10-09

基金项目:国家自然科学基金资助项目(52261024);中国博士后科学基金资助项目(2021M693800);广西石化资源加工与过程强化技术重点实验室开放基金资助项目(2022K005);广西大学大学生创新创业训练计划资助项目(202110593100);南宁市创新创业领军人才“邕江计划”资助项目(2020004)

第一作者简介:唐鹏,男,1980 年出生,讲师,南宁(530004),E-mail:tp@gxu.edu.cn

引用格式:唐鹏,刘倩男,谢振浩,等. Cu 含量对 7075 铝合金微观组织与力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(6): 830-835.
TANG P, LIU Q N, XIE Z H, et al. Effects of Cu content on microstructure and mechanical properties of 7075 aluminum alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(6): 830-835.

[17] 刘贤翠,潘冶,陆韬,等. 3003 铝合金蠕变行为与本构方程[J].材料导报, 2018, 32(6): 1 015-1 019.

[18] 张劲,邓运来,杨金龙,等. 2124 铝合金蠕变时效实验及本构模型研究[J].金属学报, 2013, 49(3): 379-384.

[19] TAKEUCHI S, ARGON A S. Steady-state creep of alloys due to viscous motion of dislocations[J]. Acta Metallurgica, 1976, 24 (10): 883-889.

[20] GUPTA R, DANIEL B S S. Impression creep behaviour of ultra-sonically processed in-situ Al₃Ti reinforced aluminium composite [J]. Materials Science and Engineering, 2018, A733, 257-266.

[21] 关海昆,李全安,陈晓亚,等. Mg-11Gd-2Y-1.5Ag-0.5Zr 合金的高温蠕变行为[J].材料导报, 2021, 35(6): 6 126-6 130.

[22] WANG J T, XIE L, LUO K Y, et al. Improving creep properties of 7075 aluminum alloy by laser shock peening[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 349: 725-735.

(编辑:栗万仲)