

# 变载条件下 $(Al_2O_3)_f$ 增强铝合金复合材料的 瞬时变形和回蠕变 \*

周 清 王浩伟 黄明华

(上海交通大学金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200030)

**摘 要** 研究了由挤压铸造制备的体积分数为 15% 的  $Al_2O_3$  短纤维  $((Al_2O_3)_f)$  增强 ZL 109(Al-Si12-Cu1-Mg1-Ni1) 复合材料在降载前后的蠕变行为. 结果表明: 降载后的蠕变可分为瞬时弹性和回蠕变两阶段. 瞬时应变与通过测量弹性模量计算的弹性应变基本一致, 而随松弛时间的延长, 反方向的应变增大, 回蠕变的速率减小; 回蠕变的出现与纤维在复合材料中引起的偏差应力在降载后变为负值有关, 用偏差应力的方法以及应力松弛可以较好地解释回蠕变规律.

**关键词** 铝基复合材料,  $Al_2O_3$  短纤维, 变载荷, 蠕变, 偏差应力

**中图分类号** TB33, TG11.8 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2003)03-0325-04

## TRANSIENT STRAIN AND BACK CREEP OF $(Al_2O_3)_f$ REINFORCED AL ALLOY COMPOSITES UNDER LOAD CHANGE

ZHOU Qing, WANG Haowei, HUANG Minghua

State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030

Correspondent: WANG Haowei, professor, Tel: (021)62932004, E-mail: huwang@sjtu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.59901006)

Manuscript received 2002-07-10, in revised form 2002-10-14

**ABSTRACT** Creep behavior of 15%  $(Al_2O_3)_f$  reinforced Al-Si12-Cu1-Mg1-Ni1 composites was studied using a loading change experiment. The unloading response is divided into two sections, transient deformation section and back creep sections. The transient strain is correspondent to the calculated value according to the measured elastic modulus. The contract strain is increased with elongating the relaxation time, but the back creep rate is decreased. The back creep strain is related to the negative value of deviation stress due to the short fiber. The back creep behavior may be interpreted by the method of deviation stress.

**KEY WORDS** aluminum matrix composite,  $Al_2O_3$  short fiber  $((Al_2O_3)_f)$ , load change, creep, deviation stress

用氧化铝增强的 ZL 109 (Al-Si12-Cu-Mg-Ni) 复合材料利用了 ZL 109 的良好的铸造性能, 为其制造出结合紧密的结构打下了基础, 通过氧化铝短纤维  $((Al_2O_3)_f)$  的增强作用, 可以得到比颗粒增强的复合材料更好的弹性模量和高温强度. 因此, 该材料广泛地应用于飞机发动机和高温结构器件中. 又由于该复合材料具有好的比强度, 所以在未来的生态性产业中, 在器件的轻量化和节省能源

方面具有很高的应用价值.

以前研究铝基复合材料高温变形大多是在恒温、恒载荷条件下进行的<sup>[1-6]</sup>, 但是在实际应用中, 高温结构器件往往受到变载的作用, 在此条件下, 复合材料的高温变形行为不同于在恒载条件下的行为. 本文研究了  $(Al_2O_3)_f$  增强 ZL 109 复合材料在恒温下载荷变化以后的高温变形行为.

### 1 实验方法

基体材料采用 ZL 109 (Al-Si12-Cu1-Mg1-Ni1), 增强相采用体积分数为 15% 的  $(Al_2O_3)_f$ . 材料由德国 MAHLE 公司制作完成, 先做出预制件, 然后用挤压铸造法制出复合材料, 再经过 T6 处理, 经 480 °C 退火 1 h 后

\* 国家自然科学基金 59901006 和上海市青年科技启明星计划资助项目

收到初稿日期: 2002-07-10, 收到修改稿日期: 2002-10-14

作者简介: 周 清, 男, 1970 年生, 博士

在室温时效 24 h, 最后, 在 215 °C 时效 9 h. 将原材料加工成供蠕变实验用的长度为 28 mm, 直径为 5 mm 的圆柱试样. 试样的变形通过 LVDT 传感器测量. 测量精度为 3 nm, 采集数据的频度为 8—20 s<sup>-1</sup>, 可以用来表示载荷变化瞬时变形的情况. 试样在一主应力和 350 °C 恒温下变形一段时间, 达到稳态阶段后外加应力在瞬时减至原主应力的 20%, 再在此应力下保持一段时间 (这段时间称之为松弛时间) 后重新恢复到主应力. 重复数次上述减载、加载过程直至试样断裂, 以比较不同主蠕变时间加载后应变的情况. 对基体材料亦作类似变载蠕变实验. 整个实验过程均在德国 Max-Planck 实验室完成.

### 2 实验结果

通过扫描电子显微镜观察 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>f</sub>/ZL 109 复合材料的微观组织如图 1 所示, 图中白色长条状物为 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>f</sub>, 其余黑色短条状物和周围基体均为 Al-Si 共晶体.



图 1 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>f</sub>/ZL 109 复合材料的 SEM 形貌  
Fig.1 SEM photograph of the composite (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>f</sub>/ZL 109

(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>f</sub>/ZL 109 复合材料在恒载荷下的蠕变行为表现为蠕变曲线分为清晰的三个阶段, 最小蠕变速率与外加应力的关系符合幂率规律 [7]. 在变载实验中, 瞬时降载后应力  $\sigma$  由 40 MPa 降到 8 MPa, 复合材料的应变曲线如图 2 所示. 图中只给出第一次降载和加载以及第二次降载的过程, 在蠕变寿命的不同阶段这样的降载和加载过程重复多次, 随后的变载应变曲线亦与图 2 类似. 整个应变的反应是: 在降载后, 首先表现为瞬时的弹性收缩, 然后是长时间的蠕变应变减少的过程, 此阶段的应变被称为“回蠕变”. 图 2 也给出基体材料在外加应力由 30 MPa 降到 6 MPa 时的应变曲线. 从图可见, 瞬时收缩后应变曲线保持直线, 未观察到回蠕变现象.

复合材料的回蠕变速率与松弛时间的关系如图 3 所示. 从图可见, 回蠕变速率随松弛时间的延长而减少, 在开始时速率减少得很快, 然后越来越慢. 研究回蠕变与加载后主蠕变的关系, 发现最小蠕变速率与回蠕变的次数和松弛时间没有关系, 而只与主应力的大小有关. 从表 1 可

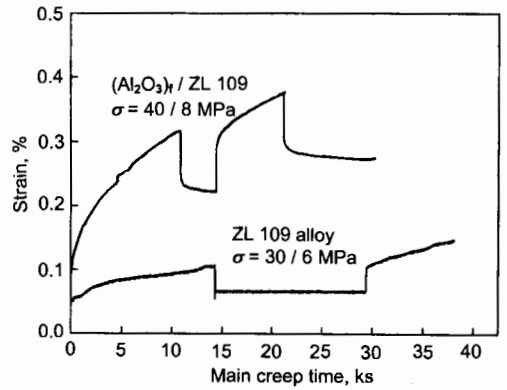


图 2 在载荷变化前后的 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>f</sub>/ZL 109 复合材料和基体材料的蠕变曲线  
Fig.2 Creep curves of the composite (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>f</sub>/ZL 109 and the matrix ZL 109 (T=623 K)

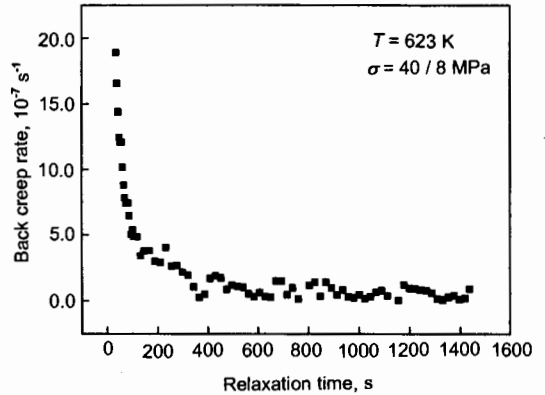


图 3 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>f</sub>/ZL 109 复合材料的回蠕变速率与松弛时间的关系  
Fig.3 The back creep rate in the unloading process in the composite (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>f</sub>/ZL 109

表 1 在降载后加载阶段的最小蠕变速率

Table 1 The minimum creep rates during different main creep periods

Main creep period ks	Minimum creep strain rate 10 <sup>-6</sup> s <sup>-1</sup>
0—10.910	10.10
15.533—21.250	8.00
80.978—106.762	6.07
183.624—189.361	9.50
192.262—198.504	10.10
211.137—216.697	12.10

见, 在主蠕变各时间段最小蠕变速率基本相同.

### 3 讨论

#### 3.1 瞬时变形

Dragone [8] 在用体积分数为 26% 的 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>f</sub> 增强 Al-Mg 合金于 573 K 进行瞬时蠕变实验时, 应力从 68 MPa 降至 2.4 MPa, 他们把瞬时的收缩和随后的回蠕

变作为滞弹性应变,认为滞弹性应变远大于根据所测得的复合材料的弹性模量算得的预期弹性应变.在本工作的变载荷蠕变实验中,如果把整个降载过程分成瞬时弹性和回蠕变两个阶段,类似于定载荷蠕变过程中,把蠕变分成瞬时、稳态和加速三个阶段.

若显示降载过程的细微应变变化<sup>[7]</sup>,使得降载曲线的线性部分所对应的时间间隔少于 1 s,则把此线性阶段对应的应变作为弹性应变.在其他 5 次降载过程中,都可以得到时间间隔小于 1 s 的线性部分.比较 6 次降载过程中瞬时的弹性应变,发现他们基本上相等,平均值稍大于在 673 K 测量的弹性模量计算的弹性应变值<sup>[9]</sup>,他们之间的较小差别可以认为是实验误差.因此,可以认为瞬时阶段是弹性阶段.

### 3.2 回蠕变

由图 2 可以看出,基体材料没有表现出回蠕变,但是,在这种基体中加入  $(Al_2O_3)_f$  后,复合材料即表现出回蠕变的现象,这说明  $(Al_2O_3)_f$  对复合材料的回蠕变做出了贡献.对于复合材料在降载后的变形,提出以下两点假设:第一是基体和增强体的结合在变形过程中是完好的;第二是在变形过程中纤维是弹性的.考虑如图 4 所示的复合材料的三维单元体,受到的外加应力为  $\sigma$ ,纤维和基体的体积分数分别为  $\varphi_f$  和  $\varphi_m$ .复合材料承受载荷时,由于  $(Al_2O_3)_f$  的弹性模量远高于基体合金,纤维将承受大部分的载荷,当围绕着纤维的基体发生蠕变时,载荷通过基体被传递到纤维,从而引起纤维中的内应力增大.蠕变的第二阶段是纤维被加载和通过基体的恢复给纤维卸载的动态平衡过程<sup>[10]</sup>.当外加应力降低时,这个平衡被打破,基体的恢复引起的卸载起主导作用,直到在低的应力水平下达到新的平衡.纤维中积累的弹性能量是基体发生收缩的来源.

考虑复合材料中纤维周围局部区域,基体发生高温蠕

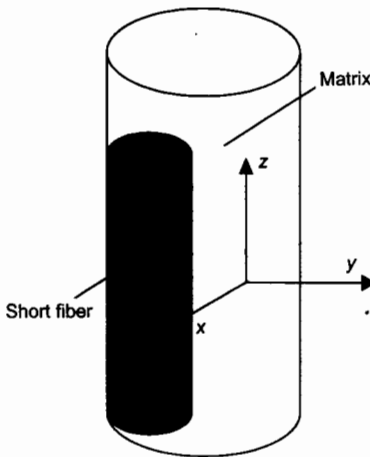


图 4 短纤维增强复合材料的单元体模型

Fig.4 The element model of short fiber reinforced composite

变,蠕变速率符合如下在三轴应力状态下的幂率关系本构方程<sup>[11]</sup>

$$\dot{\epsilon}_i = C \sigma_e^{m-1} \sigma_d \quad (1)$$

式中,  $\dot{\epsilon}_i$  为局部基体蠕变速率;  $\sigma_e$  为根据 von Mises 判据得到的有效应力;  $\sigma_d$  为沿外加应力轴向的偏差应力;  $m$  为应力指数;  $C$  为与温度有关的常数.式 (1) 中的  $\sigma_e$  由下式表示<sup>[12]</sup>

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{11} - \sigma_{33})^2} \quad (2)$$

式中,  $\sigma_{ii}$  为沿着  $x, y, z$  轴的主应力 (如图 4). 其中  $i=1, 2, 3$ .

偏差应力  $\sigma_d$  可以表示为

$$\sigma_d = \sigma_{ii} - \frac{1}{3} \sum \sigma_{kk} \quad (3)$$

式中,  $k=1, 2, 3$ . 式 (3) 等号右侧的第二项表示等静应力.在复合材料中,短纤维的周围基体的应力状态是多轴的,从式 (1) 可看到,在恒温下,局部基体的蠕变速率与 von Mises 有效应力和偏差应力有依存关系,但是,在局部单元内的等静应力对蠕变没有贡献.偏差应力在单轴应力状态表现为剪切应力,在多轴应力出现后就减少了,而偏差应力的减少导致局部基体的蠕变速率减少.决定局部基体的 von Mises 有效应力的因素是纤维的长径比、体积分数和纤维在基体的三维分布<sup>[1]</sup>.在复合材料中,纤维的长径比有一个范围,纤维在基体的分布也是随机的.所以,在由短纤维构成的复合材料网络中,某局部基体的蠕变速率和另一局部的蠕变速率不同,基体整体蠕变速率  $\dot{\epsilon}$  是  $n$  个局部蠕变速率  $\dot{\epsilon}_i$  的平均值.

$$\dot{\epsilon} = \frac{1}{n} \sum \dot{\epsilon}_i \quad (4)$$

在降载前后,纤维和基体上的内应力发生变化.由于纤维发生的是可伸缩的弹性变形,基体发生的是部分不可回复的塑性变形.在降载前,纤维附近的基体中的偏差应力很小,有的局部甚至为 0;在降载后,轴向应力的变化导致基体三个方向应力变化的不一致,在  $z$  向减少较多,在  $x$  和  $y$  向没有发生变化,从而偏差应力成为一个负值即压应力,所以,蠕变速率为负值即发生收缩.而且变载后基体的 von Mises 有效应力的变化不大,但是偏差应力的绝对值比降载前增大了,局部基体的蠕变速率也随着增大.随着时间的延长,基体的蠕变变形导致应力松弛,而且大的应力松弛得更快,则偏差应力减小,蠕变速率减少,达到一定时间后,偏差应力为 0,即回蠕变的速率为 0.这样,就可以用上述的方法定性地解释降载后短纤维增强复合材料的回蠕变现象.

其中应力松弛的规律,可用下式表示<sup>[13]</sup>

$$\sigma_{ii} = \sigma_r + (\sigma_0 - \sigma_r) \exp(-At) \quad (5)$$

式中,  $\sigma_0$  和  $\sigma_r$  分别为应力松弛发生前、后的应力大小;  $A$  为与温度有关的常数,  $t$  为从回蠕变开始的松弛时间. 通过式 (1, 4, 5) 的结合, 即可找到回蠕变的蠕变速率与时间和温度的关系, 建立回蠕变的蠕变规律. 而有关回蠕变的定量叙述需要更多的实验和理论计算.

从图 5 可以看到, 在一定时间 (1.8 ks) 内, 主蠕变的不同阶段回蠕变变形量有所不同. 在主蠕变的开始阶段卸载, 回蠕变应变量较小; 随主蠕变的延长, 应变量增大, 但是增大的幅度逐渐减小.

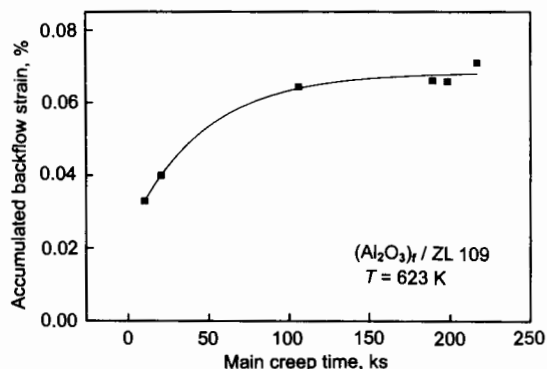


图 5 在蠕变的不同阶段卸载后, 1.8 ks 内回蠕变应变量 (不包含瞬时应变) 的变化

Fig.5 Back creep strain (not including transient strain) during fix relaxation time 1.8 ks at the six times unloading processes (the curve being the regressive result of the data)

图 5 所示现象也可采用前面的方法定性地解释: 由于纤维的弹性模量大, 在主蠕变过程中, 通过局部基体的蠕变不断地给纤维传递应变, 随着时间的延长, 传递的应变量增大, 纤维上的较大的内应力导致在卸载后基体上产生的偏差应力增大, 这样, 在一定的时间内产生的回蠕变应变量增大. 但是, 时间再延长, 主蠕变受到纤维的束缚增大, 导致传递到纤维上的应变受到限制, 同理, 载荷变化后, 回蠕变量的增大也受到限制. 在蠕变后期, 纤维与基体界面结合受到破坏以及纤维自身的断裂, 也将使回蠕变量的增大受到限制.

#### 4 结论

(1)  $(Al_2O_3)_f$  增强复合材料在载荷降低后, 发生应变

向相反方向收缩的现象.

(2) 卸载后的蠕变曲线可以分成两个部分: 开始的瞬时弹性变形阶段, 以及随后的应变收缩阶段 (即所谓的回蠕变阶段). 瞬时回复阶段的应变大致等于该复合材料在该温度下的弹性变形, 而回蠕变阶段的蠕变速率随松弛时间的延长而降低.

(3) 主蠕变的最小蠕变速率不受回蠕变的影响, 但是, 对蠕变寿命可能有影响.

(4) 应用基体局部蠕变的本构方程可知, 蠕变速率与偏差应力有依存关系. 考虑在卸载前后基体中应力的变化, 可以用此关系很好地解释回蠕变的现象, 以及随应力松弛的发生导致蠕变速率随松弛时间减小的现象.

(5) 在蠕变寿命的不同阶段进行的载荷降低实验表明, 随主蠕变时间的延长, 回蠕变的应变量增加, 但是增加的幅度逐渐减小. 这也可以用蠕变速率与偏差应力的依存关系来定性地解释.

#### 参考文献

- [1] Dragone T L, Nix W D. *Acta Metall Mater*, 1990; 38: 1941
- [2] Venkatesh T A, Dunand D C. *Acta Mater*, 1999; 47: 4275
- [3] Dlouhy A, Eggeler G, Merk N. *Acta Metall Mater*, 1995; 43: 535
- [4] Zhu S J, Peng L M, Zhou Q, Ma Z Y, Kuchařová K, Čadek J. *Mater Sci Eng*, 1999; 268A: 236
- [5] Nieh T G. *Metall Trans*, 1984; 15A: 139
- [6] Arsenault R J, Fisher R M. *Scr Metall*, 1983; 17: 67
- [7] Wang H W, Wanner A, Bidlingmaier T, Vogt D, Arzt E. *Acta Metall Sin*, 2000; 36: 1223  
(王浩伟, Wanner A, Bidlingmaier T, Vogt D, Arzt E. *金属学报*, 2000; 36: 1223)
- [8] Dragone T L, Nix W D. *Acta Metall Mater*, 1992; 40: 2781
- [9] Bidlingmaier T, Vogt D, Wanner A, Arzt E, In: Aldinger F, Mughrabi H, eds., *Proc Werkstoffwoché 96, Sympos 7, Materialwissenschaftliche Grundlagen*, Frankfurt: DGM Informationsgesellschaft mbH, 1996: 493
- [10] Clyne T W, Withers P J. *An Introduction to Metal Matrix Composites*. London: Cambridge University Press, 1993: 128
- [11] Argon A S. In: Cahn R W, Haasen P, eds., *Physical Metallurgy*, Amsterdam: North-Holland Physics, 1996: 2135
- [12] Cocks A C F, Ashby M F. *Met Sci*, 1980: 395
- [13] De Silva A R T. *J Mech Phys Solids*, 1968; 16: 169