复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica
第31卷 第4期 8月 2014年
Vol. 31 No. 4 August 2014

文章编号：1000-3851(2014)04-0955-08

# 界面对硅酸铝短纤维增强 AZ91D 镁基复合材料蠕变性能的影响

田 君*，钟守炎，石子琼，廖梓龙
（东莞理工学院 机械工程学院，东莞 523808）

**摘 要：** 界面对复合材料蠕变性能的影响很大。在试验分析的基础上建立了硅酸铝短纤维增强 AZ91D 镁基复合材料理论分析模型，利用三维有限元分析方法，系统研究了界面特性、界面上应力应变分布和短纤维位向变化对硅酸铝短纤维增强 AZ91D 镁基复合材料蠕变性能的影响。研究表明：界面特性，如厚度、模量，均对纤维最大轴应力和稳态蠕变速率有影响，当界面厚度增加，纤维最大轴应力减小而稳态蠕变速率增大；当界面模量增大，纤维最大轴应力增大而稳态蠕变速率减小，但当界面模量高于基体模量时，纤维最大轴应力和稳态蠕变速率均保持不变；纤维位向也影响轴应力分布和稳态蠕变速率，纤维在其末端界面上存在较大的应力和应变，此处容易产生微裂纹而使材料抗蠕变能力下降；界面对硅酸铝短纤维增强 AZ91D 镁基复合材料的蠕变曲线和蠕变断裂机制也有影响，其影响程度还与纤维位向有关。

**关键词：** 镁基复合材料；界面；有限元方法；蠕变；轴应力
**中图分类号：** TB331 **文献标志码：** A

## Interface effects on creep properties of aluminum silicate short fiber reinforced AZ91D magnesium matrix composites

TIAN Jun*, ZHONG Shouyan, SHI Ziqiong, LIAO Zilong
(School of Mechanical Engineering, Dongguan University of Technology, Dongguan 523808, China)

**Abstract:** Interface has great influence on the creep properties of composites. A theoretical analysis model was established for aluminum silicate short fiber reinforced AZ91D magnesium matrix composites on the basis of test analysis, and by using 3D finite element analysis method, the effects of interface properties, stress and strain distribution on the interface and short fiber orientation change on the creep properties of aluminum silicate short fiber reinforced AZ91D magnesium matrix composites were systematically investigated. The research shows that the interface properties such as thickness and modulus, have effects on the maximum fiber axial stress and steady-state creep rate. The maximum fiber axial stress decreases with the increasing of interface thickness, and increases with the increasing of interface modulus. The steady-state creep rate increases with the increasing of interface thickness, and decreases with the increasing of interface modulus. Both remain unchanged when the interface modulus is bigger than the matrix modulus. The short fiber orientation also affects the distribution of the axial stress and steady-state creep rate. There is a greater stress and strain on the interface of the fiber end where microcracks are easily produced, which decreases the creep resistance of the material. The interface can affect creep curves and creep fracture mechanism of aluminum silicate short fiber reinforced AZ91D magnesium matrix composites, and the impact is also related with short fiber orientation.

**收稿日期：** 2013-06-20；**录用日期：** 2013-11-11；**网络出版时间：** 2013-11-21 15:09
**网络出版地址：** www.cnki.net/kcms/detail/11.1801.TB.20131121.1509.016.html
**基金项目：** 广东省自然科学基金(1051170003000002)
**通讯作者：** 田 君，副教授，博士，研究方向为轻合金、金属基复合材料等。 E-mail:841608534@qq.com

*引用格式：田 君，钟守炎，石子琼，等. 界面对硅酸铝短纤维增强 AZ91D 镁基复合材料蠕变性能的影响[J]. 复合材料学报，2014，31(4)：955-962. Tian Jun，Zhong Shouyan，Shi Ziqiong，et al. Interface effects on creep properties of aluminum silicate short fiber reinforced AZ91D magnesium matrix composite [J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2014，31(4)：955-962.*

**Keywords**: magnesium matrix composites; interface; finite element method; creep; axial stress

在短纤维增强金属基复合材料中，载荷通过基体经纤维的末端以及末端附近的界面传递到纤维上，因而界面在很大程度上决定了金属基复合材料的力学性能，特别是当金属基复合材料在高温环境中受载时，研究界面的性质对材料蠕变性能的影响显得尤为重要。

国内外学者对金属基复合材料的界面问题已经做过较多的研究，Schaller[1]研究了碳纤维增强 Mg-2wt% Si 基复合材料的界面性质，发现长碳纤维与镁的界面结合得相当牢靠，界面的热应力松弛产生的瞬态阻尼使得该材料的弹性模量是普通钢材或铝合金的 4 倍，而阻尼能力是其 10～100 倍；Mondal 等[2]利用有限元方法研究了金属基复合材料的界面特性，如界面模量和厚度与材料变形的关系，当界面模量低于基体模量的 25%时，复合材料的模量显著下降，抗变形能力差；Pyo 和 Lee[3]研究了金属基复合材料在横向载荷下，界面从完好无损到渐渐受损情况下的弹塑性损伤模型；姜云鹏等[4]对短纤维/铝基复合材料进行蠕变行为分析，研究了界面厚度、模量、界面应力指数和纤维位向对金属基复合材料蠕变行为的影响。对金属基复合材料的界面性质研究，大部分集中在界面性质与材料在常温载荷下力学性能的关系的研究上，而高温蠕变情况下研究得较少；对颗粒或长纤维增强的金属基复合材料（比如铝基复合材料）研究得较多，对短纤维增强的镁基复合材料研究得较少[5-8]。然而，镁基复合材料具有低密度、高比强度、高比模量、良好的耐磨性和减震性，正越来越被广泛地应用于航空航天及国防工业中[9-10]。研究镁基复合材料的高温蠕变性能及行为是保证它们能在高温下安全工作的前提和关键，也是正确预测其蠕变疲劳寿命的依据。由于界面的微观结构复杂，界面将随不同的复合体系和制备工艺而变化，对界面问题的研究一般是在一定的简化模型基础上进行，将界面看作反应层或过渡层[11-13]。因此，有些学者将界面看成是一层极薄的、具有与纤维和基体不同力学性能的界面层模型是比较符合实际的[14-16]。

本文在该界面模型的基础上，结合有限元分析方法，研究界面厚度、模量变化、界面上应力应变分布和纤维位向对硅酸铝短纤维增强 AZ91D 镁基复合材料蠕变性能（稳态蠕变速率和纤维轴应力）的影响，得到了该复合材料体系的较为全面的蠕变性能参数，对该材料体系的实际工程应用具有指导意义，并丰富了短纤维增强镁基复合材料的蠕变理论研究。

## 1 有限元计算模型

硅酸铝短纤维（$Al_2O_3$ - $SiO_{2(sf)}$）/AZ91D 镁基复合材料中，硅酸铝短纤维的体积分数为 25%，短纤维呈平面随机分布。蠕变试验温度 $T$ 为 473 K，加载应力 $\sigma$ 为 30～100 MPa。在该蠕变温度和加载应力下 AZ91D 镁基体的稳态蠕变本构关系[17]为

$$\dot{\varepsilon} = 1.12\times10^{24}\times\left(\frac{\sigma-\sigma_b}{G}\right)^3\frac{Gb^3}{kT}\exp\left(-\frac{1.44\times10^5}{RT}\right) \tag{1}$$

式中：$\dot{\varepsilon}$ 为稳态蠕变速率（1/s）；$\sigma$ 为外加应力（MPa）；$\sigma_b$ 为脱离应力或门槛应力（MPa），当 $T$ 为 473 K 时，$\sigma_b$ 为 41 MPa；$G$ 为剪切弹性模量，Mg 的剪切弹性模量 $G=1.92\times10^4-8.6T$；$b$ 为 Burgers 矢量，$b=3.2\times10^{-10}$ m；$k$ 为 Boltzmann 常量，$k=1.380\ 650\ 5\times10^{-23}$ J/K；$T$ 为热力学温度（K）；$R$ 为气体常数，$R=8.314$ J·(mol·K)$^{-1}$。

采用单纤维三维单胞模型，在纤维与基体之间加入一界面层来研究界面性质对复合材料蠕变性能的影响。复合材料中硅酸铝短纤维的热膨胀系数很小，可将它看作线弹性材料，基体产生弹性和蠕变变形，纤维及基体的弹性参数见表 1。用 1/8 的单胞模型就能描述整个 $Al_2O_3$ - $SiO_{2(sf)}$/AZ91D 镁基复合材料的蠕变特性，三维单胞模型如图 1(a)所示，可由 $L_z/L_f$，$L_x/R_f$，$L_y/R_f$ 3 个参数唯一确定，加载方向由角度 $\theta$ 来确定，从中心往外，模型的相对尺寸取 $L_z=10$、$L_f=6$、$L_x=1$、$R_f=0.32$、$L_y=1$。对于与拉伸轴平行的纤维，可按图 1(a)的单胞模型进行有限元计算，对于斜向纤维，由于复合材料受单向均匀的远场拉伸应力作用，为了保持图 1 所示模型不变，可将外载相对于纤维坐标系作一定的坐标变换，仍然可利用图 1(a)所示模型进行计算[18]，但此时模型将受纵向（$z$）、横向（$x$）拉应力和面内（$x$-$z$ 平面）剪应力共同作用，载荷变换公式为

$$\sigma_z = \sigma_0\cos^2\theta \tag{2}$$

$$\sigma_x = \sigma_0\sin^2\theta \tag{3}$$

$$\tau_{zx} = \sigma_0\sin\theta\cos\theta \tag{4}$$

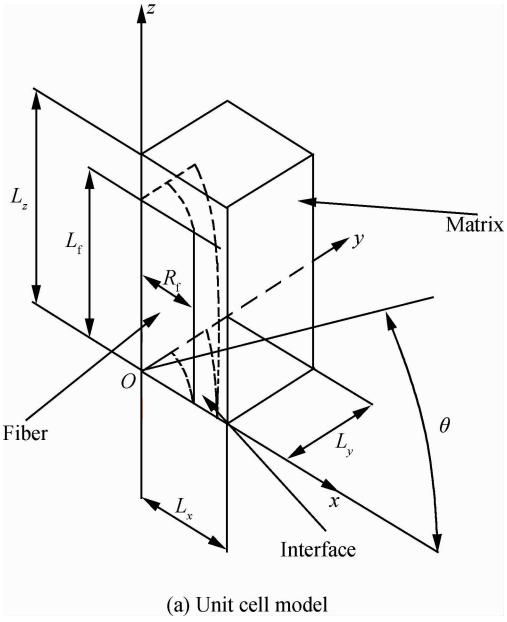
式中：$\sigma_0$ 为外加载荷。细胞模型的外表面保持平面，以便与相邻单元的变形相协调。模型划分为 800 个 20 节点的三维等参元，如图 1(b)所示，分析

软件采用 ANSYS，蠕变类型选为 Norton 型。

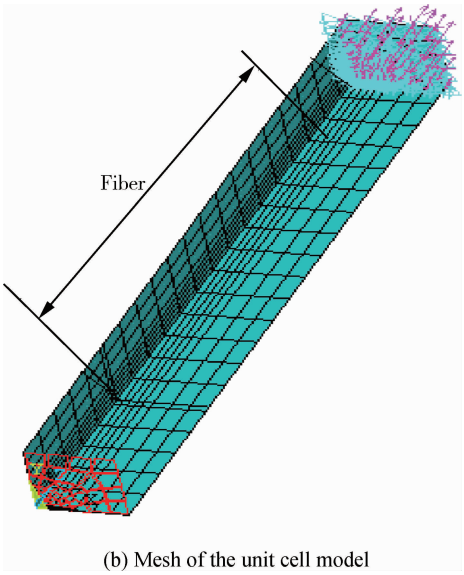
**表 1　$Al_2O_3$ – $SiO_{2(sf)}$ 纤维和 AZ91D 镁基体的弹性参数**

**Table 1　Elastic parameters of $Al_2O_3$ – $SiO_{2(sf)}$ fiber and AZ91D magnesium matrix**

| Material | Elastic modulus/GPa | Poisson's ratio |
|---|---|---|
| $Al_2O_3$ – $SiO_{2(sf)}$ | 120 | 0.3 |
| AZ91D magnesium matrix | 35 | 0.3 |




(a) Unit cell model




(b) Mesh of the unit cell model

图 1　$Al_2O_3$ – $SiO_{2(sf)}$/AZ91D 镁基复合材料的单胞模型和模型网格划分

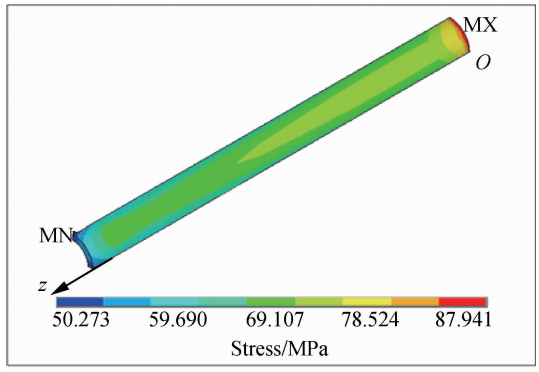
Fig. 1　Unit cell model and mesh of the unit cell model of $Al_2O_3$ – $SiO_{2(sf)}$/AZ91D magnesium composites

## 2　结果与讨论

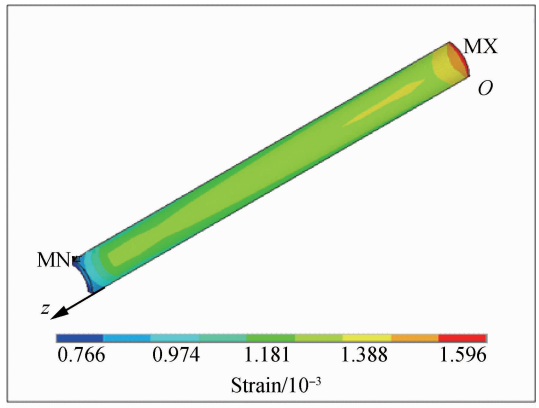
短纤维增强金属基复合材料的 2 个重要蠕变力学参量即纤维轴应力和稳态蠕变速率可用来表征其蠕变性能。

### 2.1　界面沿纤维长度方向的应力应变分布对蠕变性能的影响

通过计算机模拟计算，界面沿纤维长度方向（z 方向）的轴向应力（简称纤维轴应力或轴应力）和应变分布如图 2 所示。同理可计算出短纤维、基体和复合材料沿纤维长度方向的应力与应变，并利用计算出的数据作出轴应力沿 z 轴方向变化的数值关系，如图 3 所示。可以看出，短纤维中的最大应力出现在纤维中心处，说明纤维易从中心断裂；沿 z 轴正向（纤维中心指向纤维末端），轴应力逐渐减小，靠近纤维末端应力梯度较大，应力集中比较严重，说明基体与纤维末端之间的界面是蠕变过程中容易出现微观裂纹而发生界面脱粘的位置；界面上的轴应力和应变沿 z 轴正向逐渐减小，最大应力与应变出现在纤维中心处，说明纤维中部与基体之间的界面处也容易出现微观裂纹而使材料的抗蠕变能力下降。




(a) Distribution of stress




(b) Distribution of strain

图 2　AZ91D 镁基体与 $Al_2O_3$ – $SiO_2$ 短纤维之间的界面沿纤维长度方向的应力和应变分布（$\sigma$ = 70 MPa）

Fig. 2　Distribution of stress and strain of interface between AZ91D magnesium matrix and $Al_2O_3$ – $SiO_2$ short fiber in the axial direction ($\sigma$ = 70 MPa)

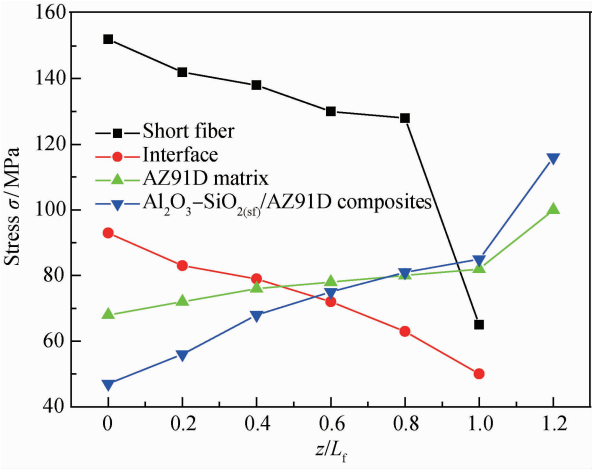


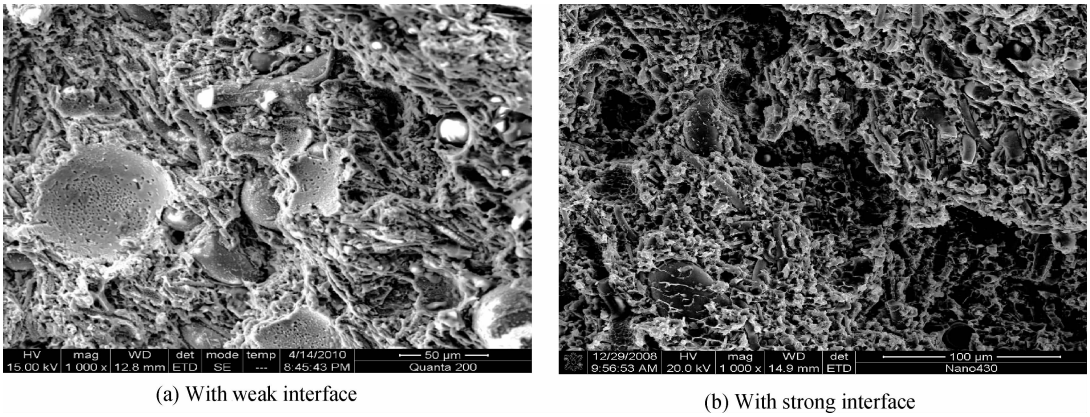

图 3　蠕变 24 h 后 $Al_2O_3-SiO_{2(sf)}$/AZ91D 镁基复合材料沿纤维轴线方向的应力分布

Fig. 3　Distribution of stress of $Al_2O_3-SiO_{2(sf)}$/AZ91D magnesium composites in the axial direction creeping after 24 h

可见，基体与纤维之间的界面是蠕变过程中容易产生微裂纹的地方。制备复合材料时界面结合得不好，界面模量较低，称为弱界面，弱界面在蠕变过程中易产生微裂纹，并使微裂纹渐渐扩大导致材料的抗蠕变能力急剧下降。强界面在蠕变过程中不容易产生微裂纹，使得材料的抗蠕变能力提高。蠕变试验证实了界面结合良好的同体积分数的复合材料抗蠕变能力要比界面结合不太理想的高近 30 倍。图 4(a)为强、弱界面的 $Al_2O_3-SiO_{2(sf)}$/AZ91D 镁基复合材料在 $\sigma=100$ MPa 下、蠕变 5 h 后蠕变断面的 SEM 形貌。可以明显看出，复合材料界面结合较差，有些短纤维与基体之间的界面极易脱粘而使短纤维从基体中拔出，短纤维没有起到增强作用。由于这样的弱界面较多，复合材料中的微裂纹快速扩大成宏观裂纹导致材料的抗蠕变能力急剧下降而断裂。图 4(b)为 $Al_2O_3-SiO_{2(sf)}$/AZ91D 镁基复合材料在同样条件下蠕变 145 h 后蠕变断面的 SEM 形貌，可以看出，复合材料界面结合良好，短纤维与基体之间的界面不易脱粘，复合材料中只有短纤维断裂，几乎没有短纤维从基体中拔出的现象，短纤维起到了增强作用。因此，在蠕变过程中，界面处不容易产生微裂纹，较大地提高了复合材料的蠕变抗力。基体和纤维的界面性能对蠕变行为影响很大，因而在制备复合材料时，保证良好的结合界面是相当重要的。

## 2.2　界面厚度对蠕变性能的影响

计算在不同加载时间下的最大轴应力值，发现最大轴应力随加载时间的增加而趋于一稳定值，该稳定值就是蠕变稳定阶段的最大轴应力。硅酸铝短纤维增强 AZ91D 镁基复合材料的界面厚度一般为 0.1 μm 左右[19]。因此可取界面厚度的相对尺寸为 0.05、0.10、0.15、0.20，其他参数同上，在应力 $\sigma=70$、80、100 MPa 下进行计算，计算结果如图 5 所示。可以看出，当外应力一定时，最大轴应力随界面厚度的增加而减小，说明界面厚度影响纤维的载荷传递，界面厚度增大将阻碍纤维的载荷传递，使纤维的增强作用下降。在外应力一定时，稳态蠕变速率随界面厚度的增大而增大，主要原因为界面厚度的增大导致纤维的载荷传递能力下降，使得材料的蠕变变形加快，蠕变速率增大，抗蠕变能力下降。




(a) With weak interface　　(b) With strong interface

图 4　强、弱界面的 $Al_2O_3-SiO_{2(sf)}$/AZ91D 镁基复合材料在 $\sigma=100$ MPa 下蠕变断面的 SEM 形貌

Fig. 4　SEM morphologies of creep cross-section of $Al_2O_3-SiO_{2(sf)}$/AZ91D magnesium composites with strong and weak interface at $\sigma=100$ MPa

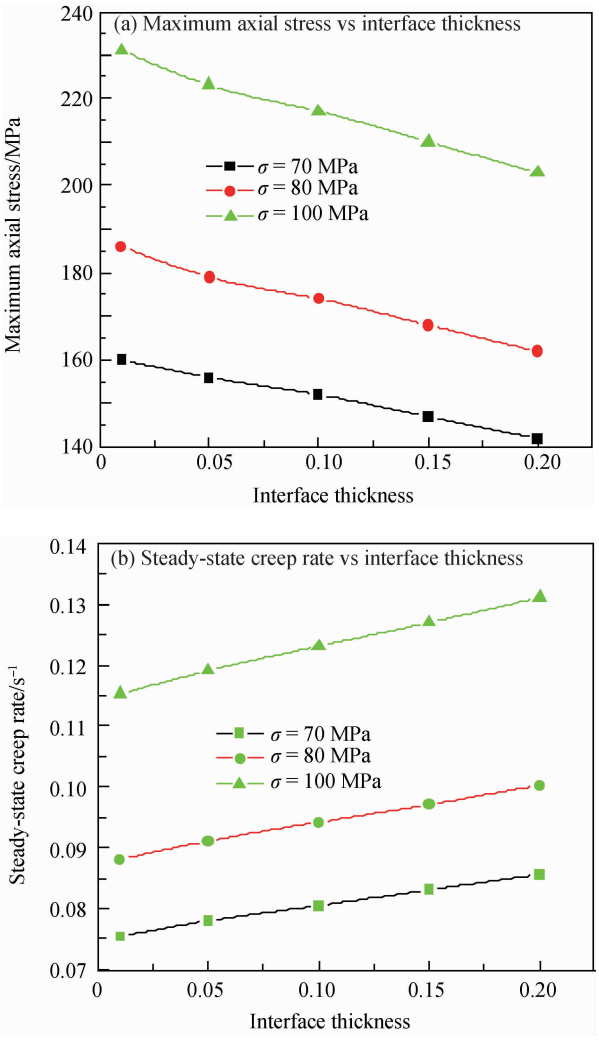



图 5　纤维最大轴应力和稳态蠕变速率与界面厚度的关系

Fig. 5　Relationship between the maximum fiber axial stress and steady-state creep rate and interface thickness

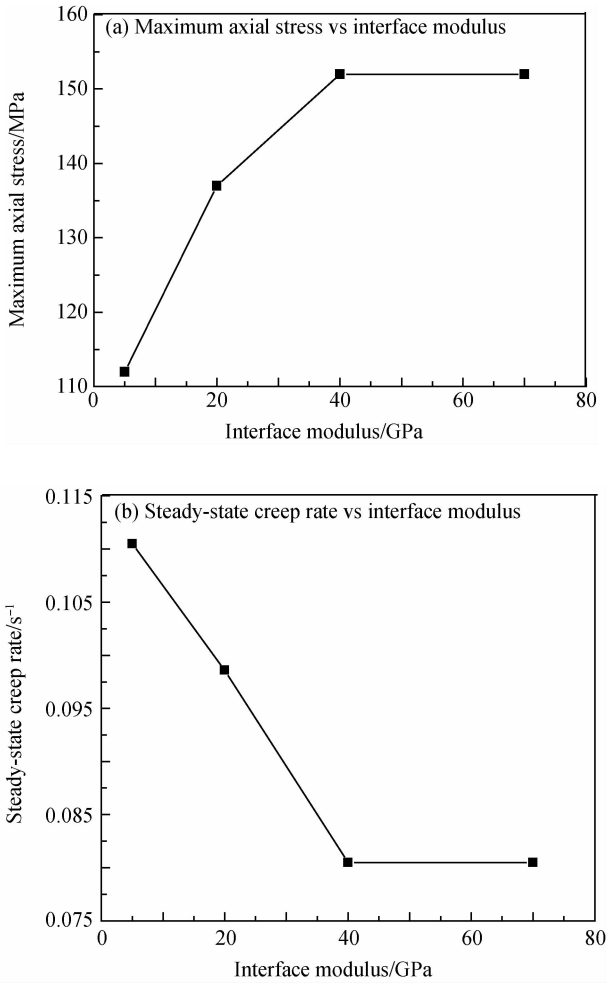



图 6　纤维最大轴应力和稳态蠕变速率与界面模量的关系

Fig. 6　Relationship between the maximum fiber axial stress and steady-state creep rate and interface modulus

### 2.3　界面模量对蠕变性能的影响

复合材料界面结合的强弱程度可用界面层材料的界面模量来表示。取界面模量 $E_i$ 为 5、20、40、70 GPa，基体模量为 35 GPa，界面厚度的相对尺寸为 0.1，其他参数同上，在应力 $\sigma=70$ MPa 下进行计算，计算结果如图 6 所示。可以发现，当界面模量小于基体弹性模量时，纤维最大轴应力随界面模量的增大而增大，稳态蠕变速率随界面模量的增大而降低，主要是因为界面模量提高有利于载荷传递，导致材料的蠕变抗力提高。当界面模量大于基体弹性模量时，纤维最大轴应力和稳态蠕变速率不受界面模量影响，这是因为界面模量高于基体的弹性模量时，应力传递很充分，蠕变行为只受基体与纤维控制。

### 2.4　短纤维位向对蠕变性能的影响

纤维位向可由加载方向角 $\theta$ 来确定，$\theta=0°$，表示加载方向与纤维长度方向一致；$\theta=90°$，表示加载方向与纤维长度方向垂直。取 $\theta=0°$、30°、45°、60°、90°，在应力 $\sigma=70$ MPa 下进行计算，根据计算结果分别作出 $\theta$ 角与最大轴应力和稳态蠕变速率的关系，如图 7 所示，可以看出，纤维最大轴应力随 $\theta$ 角的增大而减小，表明纤维的载荷传递和增强能力随 $\theta$ 角的增大而下降。$\theta=0°$时，最大轴应力最大，此时，纤维的载荷传递和增强能力最好；$\theta=54°$时，最大轴应力为 0，此时，纤维完全失去载荷传递和增强能力；$54°<\theta\leqslant 90°$时，最大轴应力为负值，表明纤维受压，能承担一部分载荷，对基体的蠕变变形具有一定的抵抗能力。$\theta=54°$是短纤维的最差位向，而 $\theta=0°$是短纤维的最好位向。稳态蠕变速率随 $\theta$ 角的增大而增大，主要原因是纤维的载荷传递和增强能力随 $\theta$ 角的增大而下降，因而蠕变变形会相对容易，蠕变速率加大。

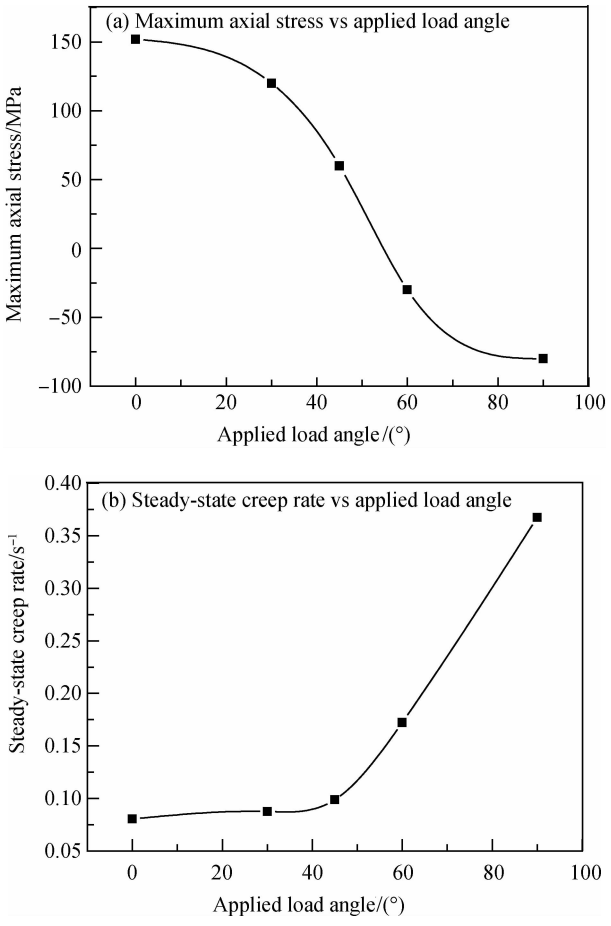



图 7　纤维最大轴应力和稳态蠕变速率与加载角的关系

Fig. 7　Relationship between the maximum fiber axial stress and steady-state creep rate and applied load angle

## 2.5　界面模量和短纤维位向对蠕变曲线的影响

利用图 1 所示模型，按文献[20]中所给出的复合材料平均应变的定义，可对复合材料的稳态蠕变阶段的蠕变曲线进行计算机模拟。由于界面模量为界面性质中的主要因素，本节只讨论界面模量大小的影响。取界面模量 $E_i$ 为 5、40 和 70 GPa，基体模量为 35 GPa，纤维位向角度 $\theta=0°$和 90°，界面厚度的相对尺寸为 0.1，在外应力 $\sigma=70$ MPa 下，对复合材料的稳态蠕变响应过程中的蠕变曲线进行计算机模拟计算，计算结果如图 8 所示。可以发现，当纤维位向角不变时，随界面模量增大，复合材料稳态蠕变时间增大，应变量降低，蠕变曲线从陡峭变得平缓。说明随界面模量增大，界面结合增强，纤维的载荷传递能力增强，导致稳态蠕变速率下降，复合材料的蠕变抗力提高。当界面模量超过基体模量时，界面模量增大对蠕变曲线影响很小。当界面模量不变时，随加载角度增大，复合材料稳态蠕变时间降低，应变量增大，蠕变曲线从平缓变得陡峭。说明随加载角度增大，纤维的载荷传递能力下降，导致稳态蠕变速率增大，复合材料的蠕变抗力下降。文献[17]中所用复合材料与本文中所用材料相同，在相同温度和外应力作用下，蠕变响应过程中的稳态蠕变试验曲线与本文中的稳态蠕变模拟曲线基本一致，说明本文中计算模型合理，计算分析结果能较好地说明界面性能对该复合材料蠕变行为的影响。

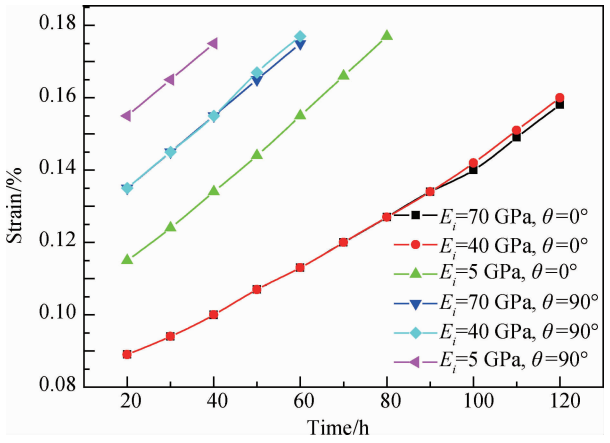



图 8　界面对稳态蠕变曲线的影响

Fig. 8　Interface influence on the steady-state creep curves

## 2.6　界面对蠕变断裂机理的影响

由图 4 的蠕变断面 SEM 形貌发现，图 4(a) 蠕变断面上存在大量与基体脱粘的横躺纤维，韧窝数量很少而且尺寸较小，断面上几乎看不出纤维拉断的情况，与基体脱粘的纤维数量多。图 4(b)蠕变断面上存在的韧窝尺寸与纤维直径大小差不多，纤维断面与韧窝及基体断面基本相平，与基体脱粘的纤维数量极少。断面形貌说明两者的破坏有很大的不同。在挤压铸造 $Al_2O_3-SiO_{2(sf)}$/AZ91D 镁基复合材料时，如果铸造工艺参数控制得好，则其界面结合良好形成强界面，反之，界面结合不好形成弱界面。

弱界面结合将不足以抵抗在纤维端面和侧面界面处形成的蠕变拉应力或剪应力，因此在一定蠕变载荷下将发生界面的拉开和剪切脱粘，并使裂纹沿界面扩展，载荷不能有效地由基体通过界面传递给纤维，纤维中承担的应力较低。当裂纹增加到一定程度时，基体的限制作用将消失，裂纹将在基体中迅速扩展、长大，导致材料的整体破坏。整个断裂过程中很少见到纤维的断裂发生，复合材料的蠕变断裂由界面脱粘控制。

结合良好的界面，因其结合强度较高，能够承受较高的界面应力，故不易发生界面的脱粘。此时纤维的传载和承载作用将得以充分发挥，当蠕变载荷达到一定值时，纤维将发生断裂，因基体与纤维的界面结合强度较高而抑制了前面产生的裂纹向基体中扩展、长大，而使断裂纤维附近的纤维继续发生断裂。在蠕变载荷继续作用下，由于纤维承载作用的下降和大量微裂纹的存在，这些微裂纹将在基体中迅速扩展、长大和聚合，使基体瞬时发生类似脆断的破坏而造成复合材料的整体断裂。复合材料的蠕变断裂由纤维断裂控制。

## 3　结　论

采用单纤维三维单胞模型，在 $Al_2O_3-SiO_{2(sf)}$ 纤维与 AZ91D 镁基体之间加入一界面层，利用黏弹性有限元分析方法对硅酸铝短纤维增强 AZ91D 镁基复合材料的蠕变行为进行分析，主要研究界面上应力应变分布、界面厚度、界面模量和短纤维位向对纤维最大轴应力和稳态蠕变速率的影响。其计算模型合理，计算分析结果能较好地说明界面对该复合材料蠕变性能的影响。

(1) $Al_2O_3-SiO_{2(sf)}$ 短纤维中的最大轴应力出现在纤维中心处，靠近纤维末端应力集中比较严重。基体和纤维末端或纤维中部之间的界面在蠕变过程中容易出现微观裂纹而使 $Al_2O_3-SiO_{2(sf)}$/AZ91D 镁基复合材料的抗蠕变能力下降。

(2) 在外应力一定时，纤维最大轴应力随界面厚度和加载角 $\theta$ 的增加而减小，随界面模量的增大而增大；稳态蠕变速率随界面厚度和 $\theta$ 角的增大而增大，随界面模量的增大而降低。界面厚度增大将阻碍纤维的载荷传递，使纤维的增强作用下降，抗蠕变能力下降。界面模量小于基体模量时，界面模量提高有利于载荷传递，提高抗蠕变能力。纤维的载荷传递和增强能力都随 $\theta$ 角的增大而下降。

(3) 界面模量对蠕变曲线的影响程度和纤维位向相关。随界面模量增大和纤维位向角度下降，纤维的载荷传递能力增强，复合材料的稳态蠕变时间增长、稳态蠕变速率下降、蠕变抗力增强。弱界面的复合材料的蠕变断裂由界面脱粘控制，强界面的复合材料的蠕变断裂则由纤维断裂控制。

**参考文献：**


[1] Schaller R. Mechanical spectroscopy of interface stress relaxation in metal-matrix composites [J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 442(1-2): 423-428.

[2] Mondal D P, Ramakrishnan N, Das S. FEM modeling of the interface and its effect on the elastio-plastic behavior of metal matrix composites [J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 433(1-2): 286-290.

[3] Pyo S H, Lee H K. An elastoplastic damage model for metal matrix composites considering progressive imperfect interface under transverse loading [J]. International Journal of Plasticity, 2010, 26(1): 25-41.

[4] 姜云鹏，岳珠峰，万建松. 界面特性对短纤维金属基复合材料蠕变行为的影响 [J]. 计算力学学报，2003，20(6)：743-748.
Jiang Yunpeng, Yue Zhufeng, Wan Jiansong. On the study of the influence of the interphase properties on the creep behavior of short fiber enforced metal matrix composites [J]. Chinese Journal of Computational Mechanics, 2003, 20(6): 743-748.

[5] Aghdam M M, Gorji M, Falahatgar S R. Interface damage of SiC/Ti metal matrix composites subjected to combined thermal and axial shear loading [J]. Computational Materials Science, 2009, 46(3): 626-631.

[6] Shi L, Yan J C, Han Y F, et al. Behaviors of oxide layer at interface between semi-solid filler metal and aluminum matrix composites during vibration [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2011, 27(8): 746-752.

[7] Li Y F, Li Z H. Transverse creep and stress relaxation induced by interface diffusion in unidirectional metal matrix composites [J]. Composites Science and Technology, 2012, 72(13): 1608-1612.

[8] 康国政，高　庆，刘世楷，等. 界面对短纤维增强金属基复合材料力学行为的影响 [J]. 复合材料学报，1999，16(1)：35-40.
Kang Guozheng, Gao Qing, Liu Shikai, et al. Interfacial effects on mechanical behavior of short fiber reinforced metal matrix composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 1999, 16(1): 35-40.

[9] Aghion E, Bronfin B. Magnesium alloys development towards the 21st century [J]. Materials Science Forum, 2000, 350-351: 19-28.

[10] 田　君，李文芳，韩立发，等. 镁基复合材料的研究现状及发展 [J]. 材料导报，2009，23(17)：71-74.
Tian Jun, Li Wenfang, Han Lifa, et al. Research and development of magnesium matrix composites [J]. Materials Review, 2009, 23(17): 71-74.

[11] Totry E, Molina-Aldareguia J M, González C, et al. Effect of fiber, matrix and interface properties on the in-plane shear deformation of carbon-fiber reinforced composites [J]. Composites Science and Technology, 2010, 70(6): 970-980.

[12] Wang J, Beyerlein I J, Mara N A, et al. Interface-facilitated

deformation twinning in copper within submicron Ag - Cu multilayered composites [J]. Scripta Materialia, 2011, 64(12): 1083-1086.

[13] Zhang Y H, Wu G H. Comparative study on the interface and mechanical properties of T700/Al and M40/Al composites [J]. Rare Metals, 2010, 29(1): 102-107.

[14] Zhang R L, Huang Y D, Liu L, et al. Effect of the molecular weight of sizing agent on the surface of carbon fibres and interface of its composites [J]. Applied Surface Science, 2011, 257(6): 1840-1844.

[15] Zhang Y H, Wu G H. Interface and thermal expansion of carbon fiber reinforced aluminum matrix composites [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(11): 2148-2151.

[16] Udayakumar A, Balasubramanian M, Gopala H B, et al. Influence of the type of interface on the tribological characteristics of ICVI generated SiCf/SiC composites [J]. Wear, 2011, 271(5-6): 859-865.

[17] 田　君. 硅酸铝短纤维增强 AZ91D 复合材料蠕变行为的研究 [D]. 广州：华南理工大学，2011：32-67.
Tian Jun. Investigation on creep behaviors of $Al_2O_3$ - $SiO_{2(sf)}$/AZ91D composite [D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2011: 32-67.

[18] 康国政，高　庆. 短纤维增强金属基复合材料基体中的应力分布及其变形特征 [J]. 复合材料学报，2000，17(2)：20-24.
Kang Guozheng, Gao Qing. Stress distribution and deformation characteristics of matrix in short fiber reinforced metal matrix composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2000, 17(2): 20-24.

[19] 刘贯军. $Al_2O_3$ - $SiO_2$(sf)/AZ91D 复合材料的界面结构、时效特性和摩擦磨损性能研究 [D]. 广州：华南理工大学，2007：39-65.
Liu Guanjun. Investigation on interface structure, aging characteristics and friction and wear properties of $Al_2O_3$ - $SiO_2$(sf)/AZ91D composite [D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2007: 39-65.

[20] 周　履，范赋群. 复合材料力学 [M]. 北京：高等教育出版社，1991：105-139.
Zhou Lü, Fan Fuqun. Mechanics of composite materials [M]. Beijing: Higher Education Press, 1991: 105-139.