

硅酸铝短纤维增强 AZ91D 镁基复合材料 蠕变力学行为的微观数值模拟*

田 君¹, 陈洲泉², 钟守炎¹

(1. 东莞理工学院 机械工程学院, 广东 东莞 523808;
2. 华南理工大学 材料科学与工程学院, 广州 510640)

摘要: 研究了硅酸铝短纤维增强 AZ91D 镁基复合材料蠕变力学行为的微观机理, 采用单胞模型结合有限元软件 ABAQUS 进行分析. 有限元分析表明, 纤维和基体中的应力应变大致为分段均匀分布, 纤维远比基体承担的等效 Mises 应力大, 基体和纤维的界面处存在较大的应力集中. 复合材料的蠕变断裂经历 3 个微观进程, 随着蠕变变形的增大, 短纤维通过多处损伤、断裂和多重断裂来承担和传递载荷而加强了基体的蠕变抗力, 弱界面产生的微裂纹不断扩大导致复合材料抗蠕变能力急剧下降而断裂.

关键词: 镁基复合材料; 单胞模型; 有限元; 蠕变断裂; 轴应力

中图分类号: O346; TG113 **文献标志码:** A

doi: 10.3879/j.issn.1000-0887.2014.05.006

引 言

镁基复合材料具有低密度、高比强度、比模量和良好的耐磨性和减震性, 正越来越广泛地应用于航空航天及国防工业中^[1-2]. 研究其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. 短纤维增强金属基复合材料的蠕变性能主要与增强相和基体之间的协同效应、基体的蠕变性能、纤维的弹性和断裂特性、纤维的分布规律和纤维/基体的界面特性等因素相关^[3-7]. 由于短纤维增强金属基复合材料是由连续的或不连续的纤维与基体复合而成, 其增强机理是高强度、高模量的纤维承受载荷, 基体则起到传递和分散载荷的作用. 那么一般承载情况下, 随着短纤维的体积分数以及随机方位情况的不同, 材料内部的应力应变场会存在差异, 并且变得异常复杂^[3,8]. 对材料在一定载荷下的蠕变应力应变场等微观行为的分析, 常利用细观力学理论解析法和细观计算力学方法^[9]. 前者包括 Eshelby 平均应力法^[10], Mori-Tanaka^[11]等方法, 主要用于预测弹性力学性能等复合材料的混合效应, 而细观计算力学方法主要依托有限元分析技术, 能够获得材料中增强相和基体中更为准确的内应力应变分布, 再选择合理的计算体元就可以分析材料的蠕变响应行为. 国内外学者对短纤维增强金属基复合材料在受载情况下的应力应变分布及变形特征有较多的研究, 文献

* 收稿日期: 2013-06-17; 修订日期: 2014-03-21

基金项目: 广东省自然科学基金(10151170003000002)

作者简介: 田君(1968—), 男, 湖南人, 副教授, 博士, 硕士生导师(通讯作者. Tel: +86-769-22861281; E-mail: 841608534@qq.com).

[12-13]以 Cox^[14]提出的剪滞理论为基础,研究了短纤维复合材料中纤维和界面的应力分布情况;文献[15-16]则利用有限元方法研究了单向短纤维复合材料以及纤维位向变化时纤维中和界面处的应力分布情况,但他们都不是在蠕变受载情况下进行研究的,文献[17]则在有限元分析的基础上建立了一个单向应力状态下金属基短纤维复合材料的统计蠕变模型,该模型较好地分析了材料细观尺寸,纤维断裂特性以及界面层材料特性和厚度对金属基复合材料宏观蠕变响应的影响,但并没有对纤维和界面的应力分布进行分析;文献[18]对短纤维增强金属基复合材料蠕变损伤失效进行微观数值模拟,但没有对材料蠕变断裂的微观过程进行研究,他们虽然对短纤维增强金属基复合材料的细观变形机理进行一定的研究,但并没有针对特定种类的短纤维增强金属基复合材料的细观变形机理来研究.国内外学者对短纤维增强镁基复合材料的蠕变性能已有一定的研究^[19-21],但对其蠕变微观行为研究得较少.本文采用单纤维单胞模型,运用有限元软件 ABAQUS 对 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_{2(\text{sf})}/\text{AZ91D}$ 复合材料的蠕变应力应变分布和蠕变断裂微观过程进行数值分析,目的是通过模拟 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_{2(\text{sf})}/\text{AZ91D}$ 复合材料体系的蠕变微观行为,结合其蠕变试验数据,得到该复合材料体系较为全面的蠕变性能参数,用于指导该复合材料体系的实际工程应用,丰富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

高温低应力情况下金属的稳态蠕变本构关系可以采用双曲正弦模型^[22-23]来描述,如式(1):

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(B\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (1)$$

式中, $\dot{\varepsilon}$ 为稳态蠕变速率(1/s), σ 为等效应力(MPa), Q 为蠕变激活能(J/mol), T 为热力学温度(K), R 为气体常数($\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$), n 为应力指数, A, B 都是与材料相关的常数.

讨论的材料为 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_{2(\text{sf})}$ (硅酸铝短纤维)/AZ91D 复合材料,研究表明硅酸铝纤维能够有效地承载和传载,从而提高材料的抗蠕变性能^[22].因而在建立模型时可以设定夹杂的硅酸铝纤维不具有蠕变性能,蠕变行为主要在 AZ91D 基体中发生,那么从宏观行为来讲,增强体起到了阻碍蠕变变形的作用,对于纤维和 AZ91D 基体的弹性行为主要依据它们各自的弹性常数,见表 1.

表 1 纤维和基体的弹性参数

Table 1 Elastic parameters of the fiber and matrix

	elastic modulus E/GPa	Poisson's ratio ν
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_{2(\text{sf})}$	300	0.3
AZ91D matrix	45	0.3

式(1)所描述的双曲正弦模型在 ABAQUS 模型库中有对应的模型,通过对 AZ91D 镁基体的蠕变实验数据进行分析,可以得到该本构模型方程的相应参数:其中激活能 $Q = 144\ 000\ \text{J/mol}$, 应力指数 $n = 3$, 而 A, B 都是跟温度相关的材料常数,其数值对应于表 2.

表 2 在不同温度下双曲蠕变本构模型拟合得到的材料参数

Table 2 Material parameters obtained in fitting of the hyperbolic creep constitutive model at different temperatures

temperature T/K	A	B
473	1.514E8	0.019 64
523	5.897E10	0.007 734
573	3.231E5	0.040 15

采用单纤维三维单胞模型,将这种六方柱体的基体中心夹杂圆柱体纤维的单胞计算体元等效为圆柱体结构,而圆柱体是轴对称模型,于是可将三维问题进一步转换为二维问题来分析.如图 1 所示,图中 l, L, r, R 分别表示计算体元中圆柱体纤维和基体沿 x_3 方向的相对长度和半径.

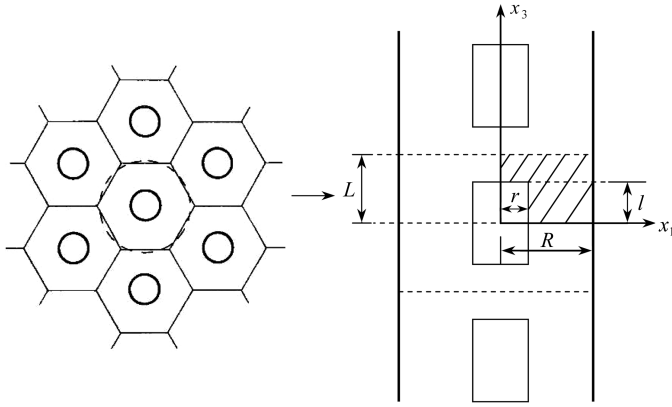


图 1 二维单胞模型

Fig.1 The unit cell 2D model

对于圆柱体的基体中心夹杂圆柱体纤维的单胞计算体元,只需选取用于计算的体元的 1/4 来进行分析,如图 2 所示.计算模型则由 l/L (纤维与基体沿 x_3 方向相对长度比), r/R (纤维与基体相对半径比) 两个参数来确定.假设基体与纤维之间(包括界面)为完好内表面,计算模型满足连续性条件和周期条件.对于本问题所选取的轴对称模型,其固定边界条件表述如式(2):

$$\begin{cases} \dot{u}_3 = 0, \dot{T}_1 = 0, \dot{T}_2 = 0, & x_3 = 0, \\ \dot{u}_3 = \dot{U}_3, \dot{T}_1 = \dot{T}_2 = 0, & x_3 = L, \\ \dot{u}_1 = \dot{U}_1, \dot{T}_3 = 0, \dot{T}_2 = 0, & x_1 = R, \\ \dot{u}_1 = 0, \dot{T}_3 = 0, \dot{T}_2 = 0, & x_1 = 0, \end{cases} \quad (2)$$

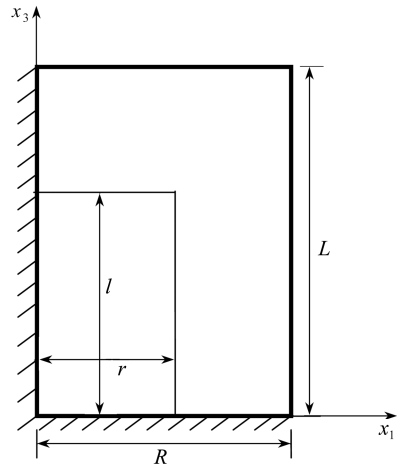


图 2 1/4 单胞模型

Fig.2 The 1/4 unit cell model

其中, $(\dot{}) = \partial()/\partial t$ 表示物理量对时间的导数, T 表示应力, u 表示位移, 物理量的下指标表示方向. 易知 $x_1 = R$ 和 $x_3 = L$ 处的边界在变形过程中保持为平整的直线.

2 数值模拟及结果分析

根据上面讨论的结果,纤维只考虑弹性效应,基体材料则选取温度为 473 K 时对应的双曲正弦模型,利用有限元软件 ABAQUS 进行模拟分析.

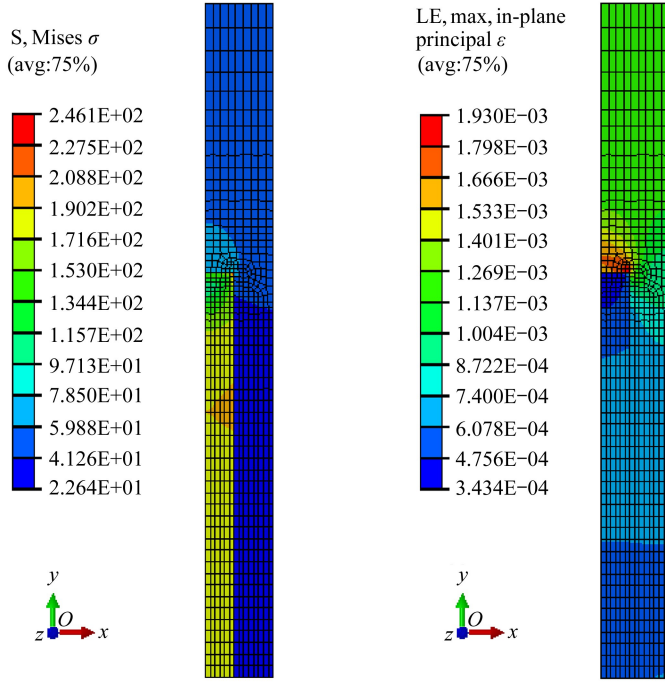
2.1 弹性有限元分析

图 2 中模型的几何参数取相对长度, $R = 1, r = 0.42, L = 10, l = 6$, 复合材料硅酸铝的体积分率为 25%, 施加沿 y 方向(纤维长度方向即 x_3 方向)的均布轴向力 $P = 55 \text{ MPa}$. 对模型进行弹性分析后,求得计算单胞体元的应力应变场如图 3 所示.

从图 3 中可以看出纤维和基体中的应力应变大致为分段均匀分布,在纤维中心处应力最

大,而且在纤维末端处存在应力集中现象.图 3(b)中与轴向载荷垂直的端面处有剧烈的应变变化,界面处的应变梯度较大.

沿纤维的轴向方向,即 x_3 方向,选取 3 条平行路径 path1,path2,path3,三条路径距左侧边界的距离大致分别为 $D = 0, 0.08, 0.16$,然后读取路径上的应力应变数据,得到应力应变沿轴向的分布情况如图 4 和 5 所示.



(a) 弹性应力分布(单位: MPa) (b) 应变分布
(a) Elastic stress distribution(unit: MPa) (b) Strain distribution

图 3 弹性应力分布和应变分布

Fig.3 Elastic stress distribution and strain distribution

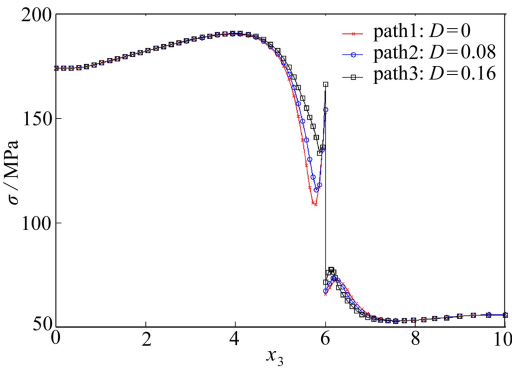


图 4 等效 Mises 应力沿轴向 x_3 方向的分布

Fig.4 Equivalent Mises stress distribution along the axial direction x_3

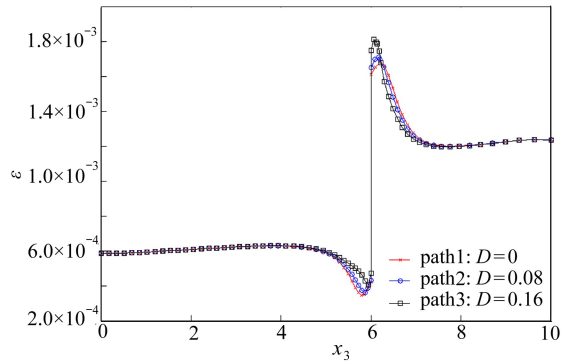


图 5 等效应变沿轴向 x_3 方向的分布

Fig.5 Equivalent strain distribution along the axial direction x_3

从图 4 和图 5 可以看出,在 $x_3 = 4$ 处(即在纤维的中部处),存在最大轴应力,暗示着蠕变时纤维将从中部开始断裂,这恰与本文作者对该复合材料的拉伸蠕变试验后得到的纤维断裂

后 SEM(见图 6(a))相一致.在 $x_3 = 6$ 处(即在纤维末端同基体的交界处),应力应变都有跳跃式变化.从有限元理论来讲,界面处纤维材料和基体材料是共用节点,那么界面处的位移值是一致的,但由于材料常数差别很大,必然导致界面两边的位移函数差异也很大,这使得与界面相接的两边共用节点的单元,计算得到相同节点的应力应变值互不相同,从而在数值上导致了如图 4 和图 5 所示的跳跃性.界面处存在很大的应变梯度,可见,界面具有区别于纤维和基体材料的独特性能,这也暗示着蠕变时位错将大量堆集在界面处.

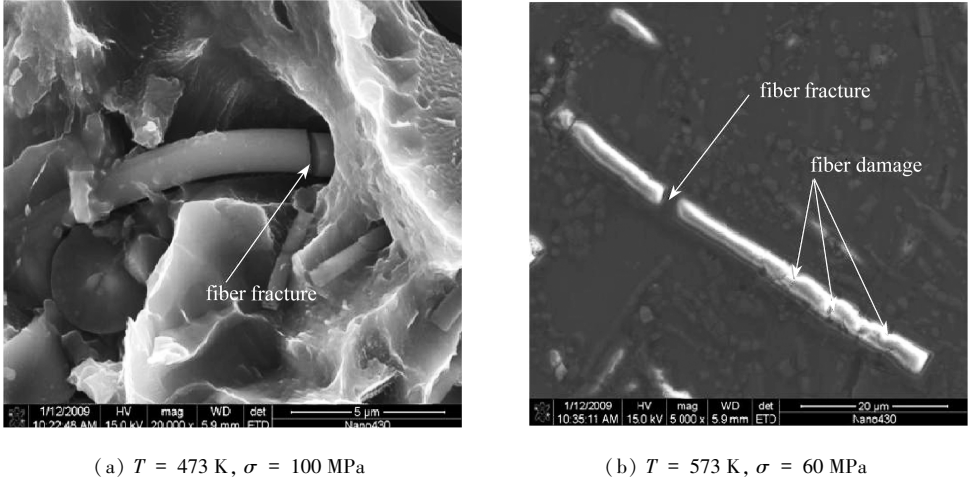


图 6 硅酸铝短纤维在不同温度和载荷下的蠕变断裂 SEM 形貌

Fig.6 Creep fractography of aluminum silicate short fiber at different temperatures and loads

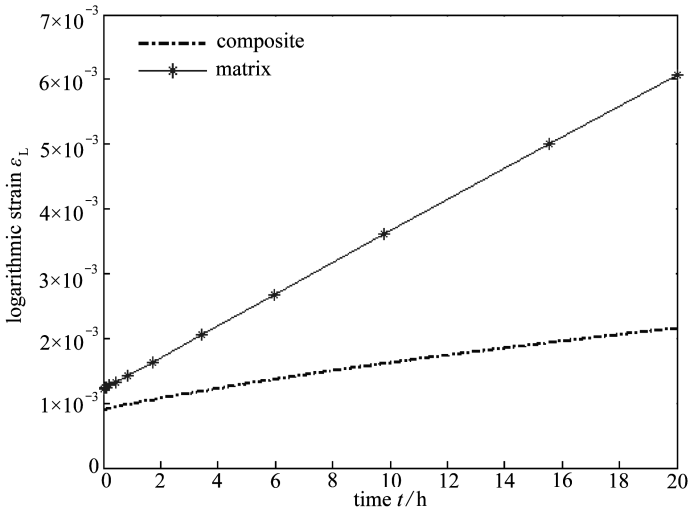


图 7 计算所得的稳态蠕变曲线

Fig.7 Steady-state creep curves obtained through calculation

2.2 蠕变响应分析

材料每一处的蠕变响应跟作用在此处的等效应力相关,同时材料的蠕变行为会使得材料的应力应变发生重分布.因此材料内部的应力应变情况是非常复杂的,使用计算体元的平均应变来表征材料的整体效应.先将模型的材料都设定为基体材料,在蠕变分析阶段,将计算时间设为 72 000 s(20 h),得到的蠕变曲线如图 7 所示.通过最小二乘法拟合曲线,可以获得蠕变曲

线的斜率,该斜率大致等于蠕变速率,可求得基体材料的蠕变速率为 $6.7416 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$,复合材料的蠕变速率为 $1.7121 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$,而在实验条件下基体的蠕变速率为 $6.81 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$ [22]。计算值同实验值的相对误差为 1%,比较符合实际情况。可见,包含了纤维的复合材料的蠕变速率比基体减少了近 3 倍,纤维起到了抗蠕变的主要作用。

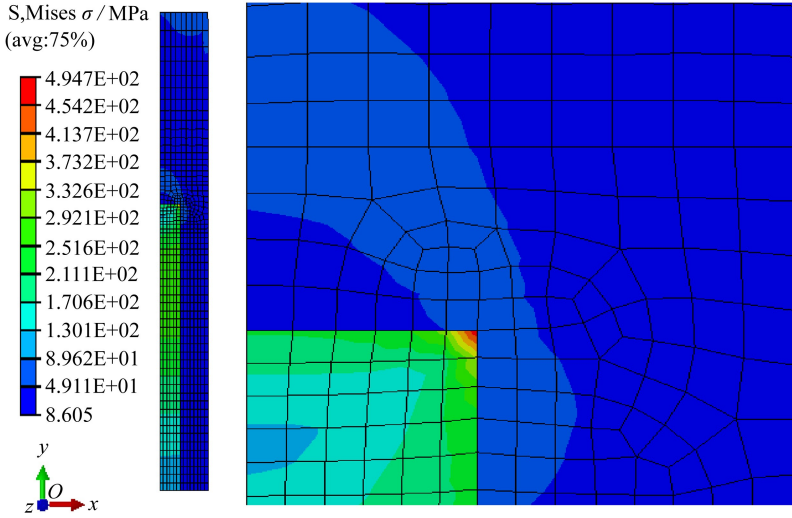


图 8 蠕变响应后的应力分布(单位: MPa)

Fig.8 Stress distribution after creep response(unit: MPa)

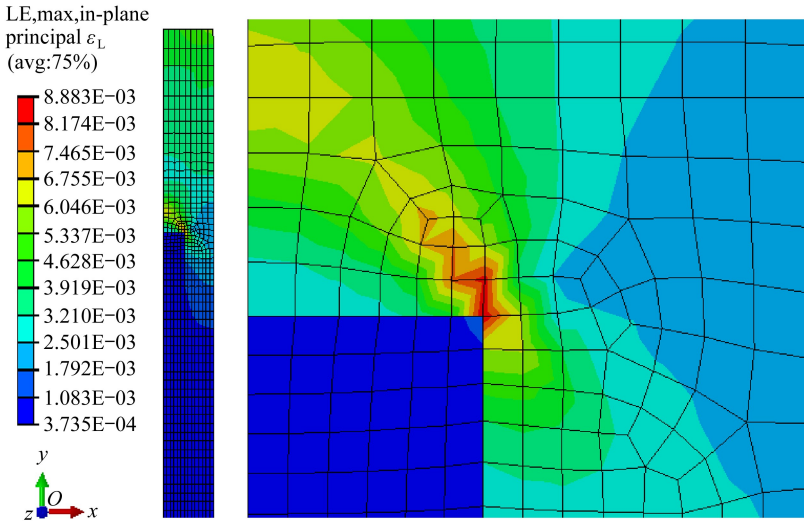


图 9 蠕变响应后的应变分布

Fig.9 Strain distribution after creep response

分析应力图 8 可得,经过长时间的蠕变响应,纤维和基体中的应力仍然大致为分段均匀分布的,它们对应的应力应变也增大了许多。与基体相比,纤维承担了较大的应力,说明在蠕变过程中,纤维起到了有效的承载传载作用,大大提高了复合材料的抗蠕变能力。从图 9 的应变图可以看出,纤维中的应变分布基本一致,表明大刚度的纤维在蠕变稳态阶段相对于基体变形较小,对基体材料的变形起到了阻碍作用。纤维的中部基体同纤维的变形保持一致,可知基体同纤维之间的剪切效应起到了主要作用。同时,从两图中仍可以发现,在上端面界面处存在着

应变与应力集中的现象,虽然这种以位移一致假设处理的界面不能完全包含复合材料中界面的所有物理实质,但从宏观角度讲,在连续介质力学范畴内仍具有一定的近似性。

2.3 蠕变断裂的微观过程分析

根据上面 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_{2(\text{sf})}$ /AZ91D 复合材料中应力、应变分布的分析结果,对硅酸铝短纤维增强 AZ91D 复合材料蠕变断裂微观行为进行分析,本文认为 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_{2(\text{sf})}$ /AZ91D 镁基复合材料的蠕变断裂由以下 3 个基本微观结构过程控制:

1) 在蠕变初期,外加载荷能够在 AZ91D 基体和硅酸铝短纤维之间得到很好的传递,加载到硅酸铝短纤维上的应力能够得到迅速的松弛,但由于 AZ91D 基体和硅酸铝短纤维不同的弹性模量,在外加应力的作用下,它们之间会产生应变不匹配。由于基体与纤维的界面处存在着较大的应变梯度和应力集中,应变不匹配产生的位错往基体和纤维的界面迁移,应力从基体往纤维上传递。随着位错在界面处堆积,位错密度逐渐增加,在纤维的周围形成工作硬化区。位错无法穿越工作硬化区。因此,纤维的存在极大地限制了位错的运动,也就阻碍了基体合金的变形,导致蠕变第一阶段的应变速率降低,这与蠕变试验所得到的蠕变速率曲线完全一致^[22]。

2) 当 AZ91D 镁基复合材料中硅酸铝短纤维的应变达到断裂应变值时,纤维从中心开始断裂。位错在纤维/基体界面处大量堆积,造成纤维周围应力集中。纤维周围应力集中又加速纤维断裂,纤维发生断裂后形成更短的亚纤维。硅酸铝短纤维就这样通过变形来进行载荷传递,随着蠕变变形的增大,短纤维最终表现出多处损伤、断裂和多重断裂。图 6 是本文作者在一定温度和载荷下对体积分数为 25% 的硅酸铝短纤维增强 AZ91D 镁基复合材料进行拉伸蠕变试验后,得到的硅酸铝短纤维蠕变断裂后的 SEM 形貌图。从图上可以看出,硅酸铝短纤维发生了多处损伤或断裂。因而位错运动至亚纤维端部的距离也缩短了,这大大提高了位错的迁移速度,当位错堆积与位错在纤维端部消失的过程达到动态平衡时,复合材料的蠕变进入稳态蠕变阶段,应变速率保持相对的稳定。

3) 基体与短纤维的界面处存在较大的应力集中,如果基体与短纤维的界面结合强度不高,较大的外应力就会破坏界面结合,使界面出现裂纹而脱粘。在 AZ91D 镁基复合材料的制备过程中,由于少数纤维/基体界面结合不好而存在缺陷和微裂纹,这些弱界面在蠕变中会遭到严重破坏,界面处的孔洞和裂纹在应力的作用下会逐渐扩展,导致复合材料在蠕变过程中不断变形,大部分纤维中的裂纹扩展至界面处,少数裂纹会越过界面继续扩展至基体合金中,基体中的裂纹在应力下继续扩展。在这些基体区域,裂纹会往有缺陷的地方扩展,少数裂纹最终发展成宏观裂纹,导致复合材料发生断裂。在该材料的蠕变试验中证实了具有弱界面的 AZ91D 镁基复合材料的蠕变断裂时间短,承受的蠕变拉力小,抗蠕变能力弱;相反,具有强界面的 AZ91D 镁基复合材料的蠕变断裂时间长,承受的蠕变拉力大,抗蠕变能力强^[22]。

3 结 论

本文对 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_{2(\text{sf})}$ /AZ91D 镁基复合材料的六方结构模型做了简化,转化为二维的轴对称模型进行求解。在设定的条件下对材料模型进行了基本的弹性分析、蠕变响应后的应力应变分布分析、蠕变断裂微观过程分析,并结合本文作者对该材料的蠕变拉伸试验相关数据和结果^[22],得到如下结论:

1) 短纤维最大轴向应力出现在纤维中心处,靠近纤维末端应力集中比较严重,此处是蠕变过程中容易发生界面脱粘的位置。基体与短纤维的界面处存在较大的应力集中,导致蠕变位错在界面处堆积,使位错密度逐渐增大,在纤维的周围形成工作硬化区,使得蠕变第一阶段的

应变速率降低。

2) 短纤维的应变达到断裂应变值时,纤维从中心开始断裂,纤维周围应力集中又加速纤维断裂,纤维发生断裂后形成更短的亚纤维,提高了位错的迁移速度,当位错堆积与位错在纤维端部消失的过程达到动态平衡时,复合材料的蠕变进入稳态蠕变阶段,应变速率保持相对的稳定。

3) 少数纤维/基体界面结合不好,存在缺陷和微裂纹;在应力的作用下会逐渐扩展,导致复合材料在蠕变过程中不断变形;大部分纤维中的裂纹扩展至界面处,少数裂纹会越过界面继续扩展至基体合金中;基体中的裂纹在应力下继续扩展,最终发展成宏观裂纹,导致复合材料发生断裂。

4) 在蠕变过程中,与基体相比,短纤维承担了较大的应力,短纤维通过多处损伤、断裂和多重断裂起到了有效的承载转载作用,大大提高了复合材料的抗蠕变能力。

参考文献(References):

- [1] Aghion E, Bronfin B. Magnesium alloys development towards the 21st century[J]. *Materials Science Forum*, 2000, **350/351**: 19-28.
- [2] 田君,李文芳,韩利发,彭继华,刘刚. 镁基复合材料的研究现状及发展[J]. 材料导报, 2009, **23**(9): 71-74. (TIAN Jun, LI Wen-fang, HAN Li-fa, PENG Ji-hua, LIU Gang. Research and development of magnesium matrix composites[J]. *Materials Review*, 2009, **23**(9): 71-74. (in Chinese))
- [3] Dragone T L, Nix W D. Geometric factors affecting the internal stress distribution and high temperature creep rate of discontinuous fiber reinforced metals[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1990, **38**(10): 1941-1953.
- [4] Dong M, Schmander S. Transverse mechanical behavior of fiber reinforced composites—FE modeling with embedded cell models[J]. *Computational Materials Science*, 1996, **5**(1/3): 53-66.
- [5] Reynaud P, Rouby D, Fantozzi G. Effects of temperature and of oxidation on the interfacial shear stress between fibers and matrix in ceramic-matrix composites[J]. *Acta Materialia*, 1998, **46**(7): 2461-2469.
- [6] Li Y, Landon T G. High strain rate superplasticity in metal matrix composites; the role of load transfer[J]. *Acta Materialia*, 1998, **46**(11): 3937-3948.
- [7] 范赋群,王震鸣,嵇醒,黄小清. 关于复合材料力学几个基本问题的研究[J]. 华南理工大学学报(自然科学版), 1995, **23**(4): 1-6. (FAN Fu-qun, WANG Zhen-ming, JI Xing, HUANG Xiao-qing. Study of several basic problems on mechanics of composites[J]. *Journal of South China University of Technology(Natural Science)*, 1995, **23**(4): 1-6. (in Chinese))
- [8] 杜善义,王彪. 复合材料细观力学[M]. 北京: 科学出版社, 1998: 118-137. (DU Shan-yi, WANG Biao. *Composite Micromechanics*[M]. Beijing: Science Press, 1998: 118-137. (in Chinese))
- [9] 方岱宁,周储伟. 有限元计算细观力学对复合材料力学行为的数值分析[J]. 力学进展, 1998, **28**(2): 173-188. (FANG Dai-ning, ZHOU Chu-wei. Numerical analysis of the mechanics behavior of composites by finite element micromechanic method[J]. *Advances in Mechanics*, 1998, **28**(2): 173-188. (in Chinese))
- [10] Eshelby J D. The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems[J]. *Proceedings of the Royal Society of London, Series A, Mathematical and Physical Sciences*, 1957, **241**(1229): 376-396.

- [11] Mori T, Tanaka K. Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions[J]. *Acta Metallurgical*, 1973, **21**(5): 571-574.
- [12] Rosen B W. Fiber composite materials: papers presented at a seminar of the American society for metals[R]. American Society for Metals. Metal Park, Ohio, 1965: 68-90.
- [13] Fukuda H, Chou T-W. A probabilistic theory of the strength of short-fiber composites with variable fiber length and orientation[J]. *Journal of Materials Science*, 1982, **17**(4): 1003-1011.
- [14] Cox H L. The elasticity and strength of paper and other fibrous materials[J]. *British Journal of Applied Physics*, 1952, **3**(3): 72-79.
- [15] 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 Guo-zheng, 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. (in Chinese))
- [16] 康国政, 高庆, 张吉喜. δ -Al₂O₃/Al 合金基复合材料拉伸行为的分析和模拟[J]. 工程力学, 2000, **17**(5): 44-51. (KANG Guo-zheng, GAO Qing, ZHANG Ji-xi. The analysis and modeling of tensile behavior of δ -Al₂O₃/Al alloy composites[J]. *Engineering Mechanics*, 2000, **17**(5): 44-51. (in Chinese))
- [17] 岳珠峰. 基于有限元的金属基短纤维复合材料 MMC 的一种统计蠕变模型[J]. 应用数学和力学, 2002, **23**(4): 381-390. (YUE Zhu-feng. Statistic modeling of the creep behavior of metal matrix composites based on finite element analysis[J]. *Applied Mathematics and Mechanics*, 2002, **23**(4): 381-390. (in Chinese))
- [18] YUE Zhu-feng, SHAO Xiao-jun. Micro numerical simulation of creep damage and failure of short fiber reinforced metal matrix composites(MMCs) [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2005, **34**(9): 1357-1360.
- [19] Chmelař F, Lukáč P, Janeček M, Mollb F, Mordike B L, Kainer K-U, Langdon T G. An evaluation of the creep characteristics of an AZ91 magnesium alloy composite using acoustic emission[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, **338**(1/2): 1-7.
- [20] Sklenička V, Svoboda M, Pahutová M, Kuchařová K, Langdon T G. Microstructural processes in creep of an AZ 91 magnesium-based composite and its matrix alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, **319/321**: 741-745.
- [21] Olbricht J, Yawny A, Young M L, Eggeler G. Mechanical and microstructural observations during compression creep of a short fiber reinforced AlMg metal matrix composite[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, **510/511**: 407-412.
- [22] 田君. 硅酸铝短纤维增强 AZ91D 复合材料蠕变行为的研究[D]. 博士学位论文. 广州: 华南理工大学, 2011. (TIAN Jun. Investigation on creep behaviors of Al₂O₃-SiO_{2(sf)}/AZ91D composite [D]. PhD Thesis. Guangzhou: South China University of Technology, 2011. (in Chinese))
- [23] 王智祥, 刘雪峰, 谢建新. AZ91 镁合金高温变形本构关系[J]. 金属学报, 2008, **44**(11): 1378-1383. (WANG Zhi-xiang, LIU Xue-feng, XIE Jian-xin. Constitutive relationship of hot deformation of AZ91 magnesium alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2008, **44**(11): 1378-1383. (in Chinese))

Micro Numerical Simulation of Creep Mechanical Behavior of Aluminum Silicate Short Fiber-Reinforced AZ91D Magnesium Matrix Composite

TIAN Jun¹, CHEN Zhou-quan², ZHONG Shou-yan¹

(1. *School of Mechanical Engineering, Dongguan University of Technology, Dongguan, Guangdong 523808, P.R.China;*

2. *School of Materials Science and Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, P.R.China*)

Abstract: A research was conducted on the micro mechanism of the creep mechanical behavior of aluminum silicate short fiber-reinforced AZ91D magnesium matrix composite. The unit cell model was applied together with the finite element method (FEM) of ABAQUS to simulate the composite. The FEM results show that the distribution of stress and strain in the fiber and matrix is roughly uniform in each segment, the fiber assumes far higher equivalent Mises stress than the matrix, and there is distinct stress concentration around the interface between the matrix and the fiber. The creep fracture of the composite goes through three microscopic processes. With the increase of creep deformation, the short fiber bears and transfers the load with various damages, fracture and multiple fracture, which strengthens the creep resistance of the matrix. The micro-cracks generated at the weak interface continue to expand, causing sharp fall of the creep resistance and in turn fracture of the composite.

Key words: magnesium matrix composite; unit cell model; finite element method; creep fracture; axial stress