引用格式：李步炜，尧军平，陈国鑫，等．孔隙率对SiC/AZ91D复合材料力学行为及其失效机理的影响[J]．材料工程，2025，53(12)：132-145.
LI Buwei，YAO Junping，CHEN Guoxin，et al.Effect of void content on mechanical behavior and failure mechanism of SiC/AZ91D composite materials[J].Journal of Materials Engineering，2025，53(12)：132-145.

孔隙率对SiC/AZ91D复合材料力学行为及其失效机理的影响

Effect of void content on mechanical behavior and failure mechanism of SiC/AZ91D composite materials

李步炜，尧军平*，陈国鑫，梁超群，李怡然
（南昌航空大学 航空制造工程学院，南昌 330063）
LI Buwei，YAO Junping*，CHEN Guoxin，
LIANG Chaoqun，LI Yiran
（School of Aeronautical Manufacturing Engineering，
Nanchang Hangkong University，Nanchang 330063，China）

摘要：基于内聚力模型和有限元分析，建立不同孔隙率下SiC/AZ91D复合材料的三维模型，结合应力集中系数法探究孔隙率对复合材料力学行为的影响并深究其失效机理。结果表明，孔隙率增加会导致复合材料各项力学性能下降，裂纹萌生和扩展时间随孔隙率增加而提前。在弹性形变阶段，基体承担主要载荷，孔隙率的变化对应力集中系数影响较小；进入塑性形变阶段后，载荷由基体逐渐传递至SiC颗粒，随孔隙率增加，基体传递至SiC颗粒的载荷减少，应力集中系数增长速率减缓。

关键词：应力集中系数；碳化硅增强镁基复合材料；孔隙率；原位拉伸实验
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2023.000782 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2023.000782
中图分类号：TG146.2+2；TB33 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2025)12-0132-14

Abstract：Based on finite element method and cohesion method，a three-dimensional model of SiC/AZ91D composite materials with varying void contents is constructed. The impact of void content on the mechanical behavior of the composite materials is investigated employing the stress concentration factor method，and an in-depth exploration of the failure mechanism is conducted. The findings reveal that the increase in void content will lead to a decrease in the mechanical properties of composite materials. The crack appearance and extension time of cracks are accelerated with an increasing void content. During the elastic deformation phase，the primary load is borne by the matrix，and the fluctuation in void content has a comparatively negligible effect on the stress concentration factor. Upon entering the plastic deformation phase，the load is progressively transferred from the matrix to the SiC particles. With an elevated void content，the load transferred from the matrix to the SiC particles diminishes，causing a deceleration in the growth rate of the stress concentration factor.

Key words：stress concentration coefficient；SiC reinforced magnesium matrix composites；void content；*in-situ* tensile test

颗粒增强金属基复合材料具有较高的刚度和强度，有良好的抗疲劳、耐磨和抗蠕变性能，是航空航天和国防军工等领域较为理想的结构材料之一。在制备过程中，复合材料内部会由于各种因素的影响而产生孔隙缺陷，这些孔隙缺陷会对材料产生诸多危害[1-2]。因此，研究孔隙缺陷对复合材料力学行为及其失效机制具有重要意义。

Ahmad[3]在用搅拌铸造法制备不连续相增强金属基复合材料过程中发现，传统搅拌铸造所形成的孔隙会很大程度上降低样品的各项力学属性。Suo等[4]构建了不同尺度颗粒的分析结构，探究孔隙率(void content，VC)对碳化硅颗粒增强铝基复合材料的影响，结

果表明，在不同孔隙含量下材料的各项力学性能均有不同程度的变化。Hong等[5]通过实验研究发现，高温环境下碳化硅颗粒增强铝基复合材料中的孔隙会使其力学性能降低。Tekmen等[6]通过实验测试SiC_p/Al-Si-Mg复合材料力学性能时发现孔隙率增加会降低样品屈服极限拉伸强度值。Kosmann等[7]的实验研究证明随着孔隙率增大，玻璃纤维复合材料中裂纹等损伤产生的概率随之增加。马雯等[8]的实验分析表明，孔隙率对玻璃纤维复合材料的强度和刚度产生了影响，这种影响呈现出一种“先缓后快”的上升趋势。

综上所述，国内外的实验及数值模拟对孔隙率的研究多数侧重于铝基和纤维复合材料，且大多数研究者为了简单方便，假设增强体颗粒形貌为理想化的球形，很少建立真实形貌颗粒增强金属基和纤维基复合材料模型，因此，本工作基于SiC颗粒原始形貌，在分析软件ABAQUS中构建了三维有限元模型，采用能直观反映载荷变化情况的应力集中系数法研究孔隙率对SiC/AZ91D复合材料力学行为及其失效机理的影响。

1　孔隙率测定及复合材料微观形貌

孔隙率的检测方法主要有超声无损检测法[9]和显微照相法[10]等，这些方法所需成本较高，因此本工作采用较为简便的排水法[11]测定SiC/AZ91D复合材料的孔隙率。排水法测定孔隙率是基于阿基米德原理，通过排水法公式测定的气孔率为开气孔率。SiC/AZ91D复合材料采用半固态挤压铸造方法制备，过程中通入惰性气体保护，因此孔隙率相对较小，且实验使用的SiC/AZ91D复合材料是在多次实验中选择的最佳材料，因此本工作中没有对气孔类型再进行区分。先将准备好的10份SiC/AZ91D试样分别置于分析天平上称量干重，记为m_0；将试样置于蒸馏水中煮沸并冷却，测得饱和试样悬浮重m_1；用吸水纸擦干后的饱和试样干重记为m_2。由$VC=(m_2-m_0)/(m_2-m_1)\times100\%$可计算出该复合材料的孔隙率，记录在表1中作为孔隙率划分依据。排水法测定孔隙率实验使用的电子分析天平如图1所示，精度为0.1 mg。在实验测试过程中，每组SiC/AZ91D试样均进行3～5次重复实验，根据测量结果计算孔隙率，对存在明显偏差的数据进行舍弃。若多次重复测量得出的结果仍偏大或者偏小（VC＞1.8%或VC＜0.3%），则说明该组试样不符合模拟标准，重新更换试样进行测量。表1内的测试数据均为重复测试后得出的每组数据的平均值，最大程度上减小了测试误差的影响。



图1　电子分析天平

Fig.1　Electronic analytical balance

表1　排水法测孔隙率的记录数据

Table 1　Recorded data of void content measured by drainage method

Number	m_0/g	m_1/g	m_2/g	VC/%
1	19.65	17.13	19.69	1.56
2	19.65	17.33	19.67	0.84
3	19.42	17.06	19.44	0.85
4	19.88	17.45	19.92	1.62
5	19.91	17.52	19.93	0.83
6	19.62	17.24	19.63	0.41
7	19.45	17.07	19.49	1.65
8	19.32	17.22	19.34	0.94
9	19.87	17.87	19.88	0.48
10	19.65	17.14	19.68	1.18

SiC/AZ91D复合材料的微观结构如图2所示。图中黑色是SiC颗粒，其他为AZ91D镁合金基体。从图中可以看出，复合材料致密，增强颗粒形貌相近，分布较均匀。

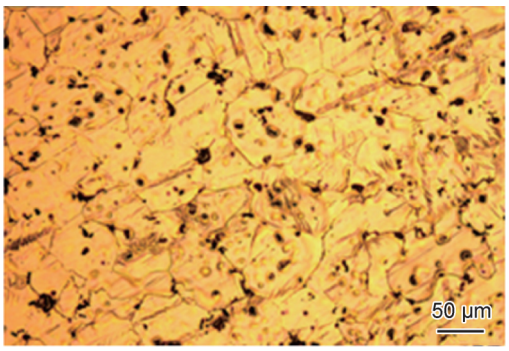


图2　SiC/AZ91D复合材料微观形貌

Fig.2　Micromorphology of SiC/AZ91D composite material

2 有限元建模及方法

2.1 有限元模型建立

根据前文中测定数据，将孔隙率分为0.5%、1.0%和1.5%，以此作为有限元建模中孔隙率划分依据。复合材料中SiC颗粒的尺寸由图2微观形貌得出，设置为8 μm，体积分数10%，基体及增强体属性参数如表2所示[12]。

表2 基体及增强体的属性参数

Table 2 Property parameters of matrix and reinforcement

Material	ρ/(kg·m^{-3})	E/GPa	μ	σ_b/MPa
Matrix(AZ91D)	1800	45	0.33	164
Reinforcement(SiC)	3215	450	0.17	2000

Note: ρ denotes the density of the material; E denotes Young's modulus; μ denotes Poisson's ratio; σ_b denotes the tensile strength of the material

图3为基于SEM图像建立的SiC颗粒有限元模型[5]，由图3可见SiC颗粒的真实形貌为多面体结构且边缘较尖锐。故本模拟将SiC颗粒的结构设置为含较多尖角且边缘较尖锐的多面体结构[13]。

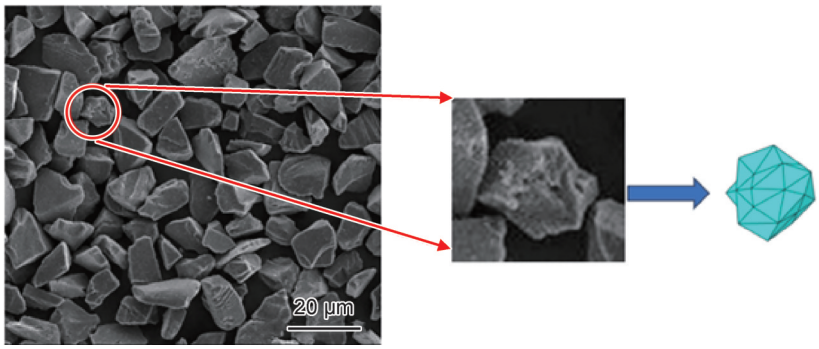


图3 基于SEM图像建立的SiC颗粒有限元模型[5]

Fig.3 Finite element model of SiC particles established based on SEM images[5]

采用有限元分析软件Abaqus建立模型，使SiC颗粒在AZ91D镁合金基体中随机分布[14]，本工作主要研究孔隙率对复合材料性能的影响，因此含不同孔隙率复合材料模型中的孔隙尺寸均相同，同时为避免孔隙形貌差异造成影响，采用理想化的球形作为孔隙形貌。根据复合材料的微观形貌图并考虑到孔隙尺寸与SiC颗粒尺寸的比例，将气孔尺寸设置为半径1 μm的球形并随机分布于模型中。模型为底部半径r=30 μm，高h=60 μm的圆柱体，孔隙率数据如图4所示。

2.2 网格划分及边界条件

有限元模型的计算精度受网格划分尺寸的影响，在网格方面选取三种不同尺寸划分方式：较粗网格、细网格和极细网格，网格尺寸分别为0.002、0.0008和0.00008。图5(a)～(c)分别为复合材料在全局尺寸0.002、0.0008和0.00008下的网格划分情况。图5(b)中计算了三种不同网格尺寸划分下VC=1.0%的复合材料的应力-应变曲线图，由图可知这三种不同网格尺寸划分得出的结果无明显差异，说明网格精度已足够。通常较粗网格尺寸不能精确模拟出应力集中、界面脱粘、裂纹穿过孔隙等必要细节，而较细网格尺寸会导致计算成本升高，综合模拟精度及成本等方面考虑，本工作选取全局网格尺寸0.0008作为有限元模型的单元划分标准。模型共有2483389个单元，其中SiC颗粒和AZ91D基体分别有181478个和2263730个C3D4单元(四结点线性四面体单元)，颗粒与基体间的内聚力界面有38181个COH3D6(四结点三维黏结单元)。

本工作需研究复合材料在拉伸载荷作用下裂纹萌生和扩展情况，属于大变形大断裂范围，如果在研究材料损伤破坏过程中引用周期性边界条件，掺杂人为因素较多，这与材料客观形变及受力情况不符，从而导致得出的结果不准确[15]，因此在模拟中不宜采用周期性边界条件。在研究此类问题时，通常在模拟中选用自由边界条件来对仿真进行约束，这样更贴近真实情况。因此，将模型上表面节点耦合到一点RP，在点RP沿Z轴施加8 μm的拉伸位移，X轴和Y轴的位移均设置为0，即仅在竖直方向施载以满足模拟单轴拉伸的条件，模型下表面为完全固定，施载时间为50 μs，侧面允许模型自由形变，模型的施载情况如图6所示。

2.3 基体-颗粒界面的内聚力模型

使用内聚力模型简化基体-颗粒界面[16]，此模型基于牵引-分离准则，物理属性则由双线性结构进行计算[17]，如图7所示，τ_m^0表示最大分离应力，K表示弹性系数，这种模型可提供高效且准确的运算结果。对于三维有限元模型，D表示损伤量，D的适用区域为0到

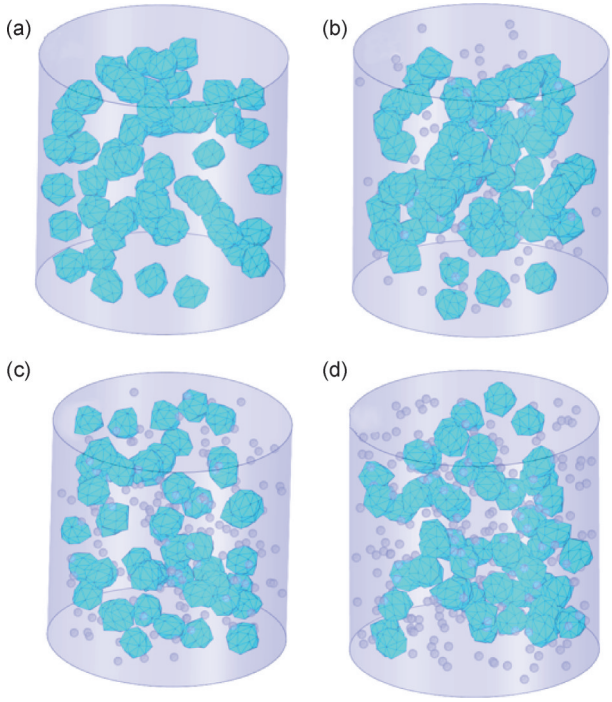


图4　含不同孔隙率的SiC/AZ91D复合材料有限元模型
(a)VC=0%;(b)VC=0.5%;(c)VC =1.0%;(d)VC=1.5%
Fig.4　Finite element model of SiC/AZ91D composites with different void contents
(a)VC=0%;(b)VC=0.5%;(c)VC =1.0%;(d)VC=1.5%

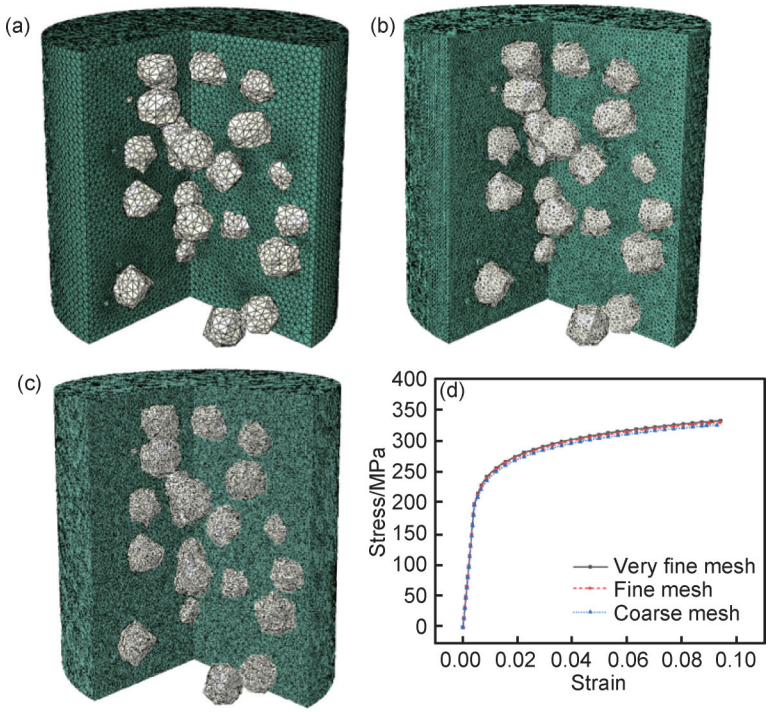


图5　孔隙率为1.0%的SiC/AZ91D复合材料的网格划分图以及拉伸应力-应变响应
(a)较粗网格;(b)细网格;(c)极细网格;(d)拉伸应力-应变响应
Fig.5　Meshing diagrams and tensile strain-stress response of SiC/AZ91D composite with void content of 1.0%
(a)coarse mesh;(b)fine mesh;(c)very fine mesh;(d)tensile strain-stress response

1，D=0时表示单元的损伤尚未形成，D=1时界面处的微裂纹开始萌生，在载荷的持续施加下，微裂纹会按照相应单元的边界不断向外扩展，形成主裂纹致使材料失效，损伤量D的表达式如下[18]：

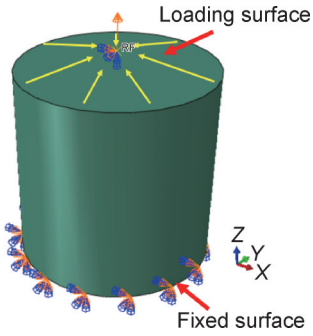


图 6 模型施载情况

Fig.6 Loading situation of model

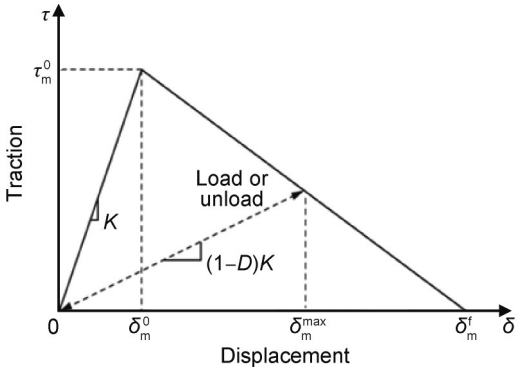


图 7 双线性模型

Fig.7 Bilinear model

$$D=\frac{\delta_m^f\left(\delta_m^{max}-\delta_m^0\right)}{\delta_m^{max}\left(\delta_m^f-\delta_m^0\right)} \tag{1}$$

式中：δ_m^f 表示界面损伤的裂纹临时张开位移；δ_m^{max} 表示完全损伤法向位移；δ_m^0 表示初始法向位移。

本工作以最大名义应力准则作为内聚力单元起始损伤准则，假设界面的法向或任意剪切方向的名义应力与最大应力比值为 1 时，基体-颗粒界面开始出现损伤，表达式[19]为：

$$\max\left\{\frac{\langle t_a\rangle}{t_a^0},\ \frac{t_b}{t_b^0}\right\}=1 \tag{2}$$

式中：t_a、t_b 分别表示材料界面在受载情况下法向以及切向的名义应力；t_a^0、t_b^0 为各自的临界值。

SiC/AZ91D 颗粒-界面的本构模型参数，如表 3[15]所示。

表 3 界面本构方程参数[15]

Table 3 Interface constitutive equation parameters[15]

t_a/MPa	t_b/MPa	δ^{max}	δ^f
400	400	0.00015	0.00005

Note: δ^{max} denotes the critical failure displacement; δ^f denotes the complete failure displacement of the material

2.4 基体与增强体的本构方程

Johnson-Cook 本构模型不仅考虑了材料的塑性形变行为，还可以考虑材料的损伤和断裂行为。通过引入损伤参数，该模型能够预测材料在受到动态载荷作用下的损伤和断裂情况，为工程设计和材料选择提供了重要依据。其表达式[12]为：

$$\sigma=A+B\varepsilon^n\left[1+C\ln\left(1+\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}\right)\right]\left(1-T^{*m}\right) \tag{3}$$

式中：A 为屈服强度；B 为硬化系数；n 为硬化指数；C 为应变率敏感系数；ε 为等效塑性应变率；ε_0 为参考应变率；T 为温度；m 为热软化指数。由于模拟的环境设置为室温，因此温度等因素的影响可暂时忽略，故式(3)可简化为：

$$\sigma=A+B\varepsilon^n \tag{4}$$

当材料的塑性应变不断增加达到一定阈值时，裂纹开始萌生扩展，随后应变呈现上升趋势，直到应力达到一定水平后开始下降。假设损伤变量随着塑性位移呈线性变化，将失效位移设置为 u_f^{pl}，其刚度损伤量 D 的表达式[20]为：

$$D=\frac{L\varepsilon^{pl}}{u_f^{pl}}=\frac{u^{pl}}{u_f^{pl}} \tag{5}$$

式中：L 为特征关联长度；ε^{pl} 为等效塑性应变；u^{pl} 为初始断裂时的等效塑性位移。AZ91D 基体的各项材料参数如表 4[21]所示。

表 4 AZ91D 基体的 Johnson-Cook 本构方程参数[21]

Table 4 Johnson-Cook constitutive equation parameters of AZ91D matrix[21]

A/MPa	B/MPa	n	C	u_f^{pl}
164	600	0.283	0.021	0.00015

在 ABAQUS 中，SiC 颗粒为脆性材料，可使用 Johnson-Holmquist（JH_2）[22]模型来对其进行描述，表达式为：

$$\sigma^*=\sigma_i^*-D\left(\sigma_i^*-\sigma_f^*\right) \tag{6}$$

式中：σ^* 为标准化等效应力，$\sigma^*=\sigma/\sigma_{HEL}$，$\sigma$ 为实际的 Mises 等效应力，σ_{HEL} 为 Holmquist 弹性极限状态下等效应力；σ_i^* 为归一化完整等效应力；σ_f^* 为归一化断裂等效应力。各项参数如表 5[23]所示。

3 结果与讨论

3.1 孔隙率对 SiC/AZ91D 镁基复合材料裂纹萌生和扩展的影响

图 8 为含不同孔隙率的 SiC/AZ91D 复合材料的应力-应变响应曲线，由图可知，复合材料在拉伸过程中的裂纹萌生扩展过程可分为 A、B、C 三个阶段：A 阶

表 5　SiC 增强体的 JH_2 本构参数[23]

Table 5　JH_2 constitutive parameters of SiC reinforcement[23]

G/GPa	α	β	γ	J_1	J_2	T_0/MPa	H_1	H_2	L_1	L_2	L_3
193	0.95	0.36	0.009	1	0.65	750	0.49	0.49	220000	361000	0

Note: G-shear modulus; α-undamaged strength parameter; β-damaged strength parameter; γ-strain rate constant; J_1-damage pressure index; J_2-undamaged pressure index; T_0-cut-off pressure; H_1, H_2-fracture constants; L_1, L_2, L_3-material parameters

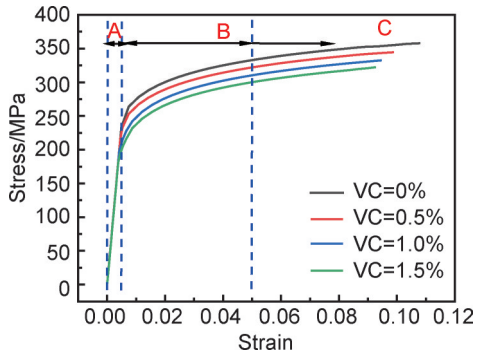


图 8　不同孔隙率状况下的应力-应变响应曲线

Fig.8　Stress-strain response curves under different void contents

段(应变为0%～0.5%)为线弹性阶段,复合材料的应力随着应变的增加呈线性上升趋势;B阶段(应变为0.5%～5%)为裂纹萌生扩展阶段,应力-应变曲线由线性发生转折。当应力值达到屈服点时,复合材料发生塑性形变,颗粒尖角处与孔隙周围出现应力集中现象,当应力超过基体极限强度时,微裂纹萌生,随着拉伸应力的作用,各处萌生的微裂纹开始扩展。在C阶段(应变>5%直至材料断裂),各处微裂纹继续扩展,汇集形成主裂纹,主裂纹继续扩展直至复合材料发生断裂,A、B、C阶段复合材料内部变形情况如图9所示。含不同孔隙率的复合材料应力-应变曲线在A阶段几乎完全重合,原因是不同孔隙率复合材料的应力值在线弹性阶段差异较小,其应力主要由基体弹性变形引起的,由于应变较小(0%～0.5%),孔隙率变化在线弹性阶段不足以引起明显差异。在B阶段和C阶段,材料孔隙率增大,其力学性能显著下降。这是因为塑性形变后,复合材料基体中应力场分布不均匀,孔隙周围应力集中现象严重。随着孔隙率增加,孔隙周围应力值更容易达到甚至超过基体极限强度,导致微裂纹在孔隙周边萌生扩展降低复合材料力学性能。因此,孔隙率对复合材料塑性形变阶段影响尤为明显。

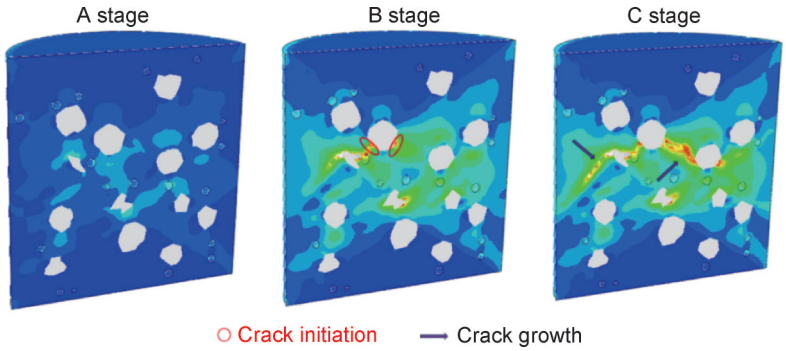


图 9　A、B、C阶段SiC/AZ91D复合材料内部变形情况(剖面)

Fig.9　Internal deformation (cross-section) of SiC/AZ91D composite material in stages A, B, and C

图10为拉伸过程中复合材料在不同孔隙率下的裂纹长度-时间关系响应。由图可知,在外部载荷施加之后孔隙率为0%的复合材料中裂纹萌生时间为第24.09 μs;孔隙率为0.5%时萌生时间为第22.18 μs;孔隙率为1.0%时萌生时间为第20.28 μs;孔隙率为1.5%时萌生时间为第17.35 μs。随着孔隙率的逐步增加,复合材料中出现裂纹萌生的时间呈缩短趋势,原因在于孔隙率越大,施载过程中影响复合材料力学性能的孔隙数量越多,这些孔隙缺陷处产生应力集中的概率增大,微裂纹越早萌生。由图可知,在外部载荷施加之后孔隙率为0%的复合材料中断裂时间为第44.95 μs;孔隙率为0.5%时断裂时间为第41.21 μs;孔隙率为1.0%时断裂时间为第38.84 μs;孔隙率为1.5%时断裂时间为第36.59 μs。随着孔隙率的逐步增加,复合材料断裂时间呈逐渐提前趋势。这是因为孔隙率越大,裂纹扩展途径上的孔隙数目越多,这些孔隙会对裂纹的扩展产生促进作用,使得裂纹扩展加快,复合材料更早失效断裂。图11为含不同孔隙率的

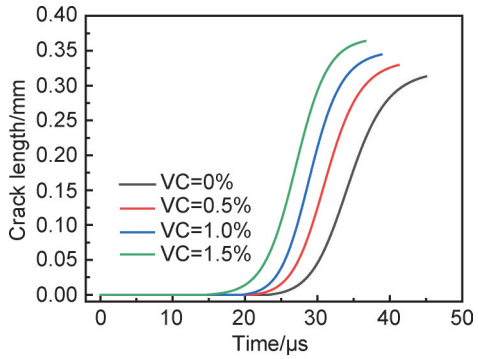


图 10 拉伸过程中不同孔隙率下的裂纹长度-时间关系响应曲线

Fig.10 Crack length-time response curves under different void contents during tensile process

SiC/AZ91D 复合材料裂纹扩展路径，图中用红色圆圈标注即为裂纹扩展路径上穿过的孔隙，显然，孔隙率越高，裂纹穿过的孔隙数目越多，与前文得出的结论吻合。

3.2 孔隙率对 SiC/AZ91D 镁基复合材料力学行为的影响

图 12 为拉伸过程中不同孔隙率复合材料各项力学性能柱状图。由图可知，孔隙率对复合材料的屈服应力值、抗拉强度和伸长率影响明显，孔隙率由 0% 升至 0.5% 时，抗拉强度由 357.762 MPa 降至 344.431 MPa；孔隙率由 0.5% 提高到 1.0% 时，抗拉强度由 344.431 MPa 降低为 332.371 MPa；孔隙率由 1.0% 提升到 1.5% 时，抗拉强度由 332.371 MPa 降低为 322.146 MPa，复合材料的伸长率也呈下降趋势。随着孔隙率的提升，SiC/AZ91D 复合材料的屈服应力、抗拉强度和伸长率均出现下降趋势。出现这一趋势的主要原因在于随着孔隙率的增加，孔隙数量也相应增加，导致复合材料有效承载面积减小，因而其承载能力下降。这导致了材料的屈服应力、抗拉强度及延展性能降低。

为探究单轴拉伸过程中不同孔隙率对 SiC/AZ91D 镁基复合材料力学性能的影响，使用应力集中系数（stress concentration factor，R）[24]来表征复合材料内部增强体（SiC 颗粒）和基体部分（AZ91D 镁合金）的承载变化情况。采用混合计算法则对 SiC/AZ91D 复合材料进行定量分析，SiC 颗粒的体积平均应力 σ_{SiC} 和 AZ91D 基体的体积平均应力 σ_{AZ91D} 分别可由式（7）和式（8）求得：

$$\sigma_{SiC}=\frac{\sum_i^{N_{SiC}}\sigma_i V_i}{V_{SiC}} \tag{7}$$

$$\sigma_{AZ91D}=\frac{\sum_i^{N_{AZ91D}}\sigma_i V_i}{V_{AZ91D}} \tag{8}$$

式中：σ_i 和 V_i 分别表示 SiC 颗粒或基体第 i 个元素的应力和体积；N_{SiC} 和 N_{AZ91D} 分别表示 SiC 颗粒或基体元素的数量。则复合材料的有效应力 σ_{eff} 可由式（9）表示：

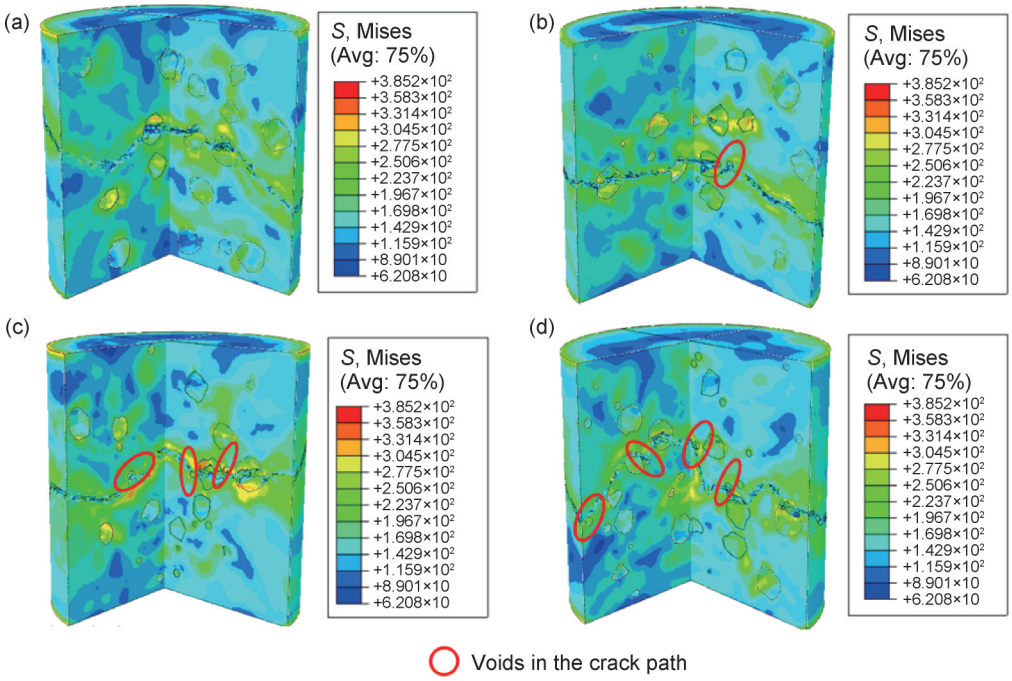


图 11 不同孔隙率情况下的裂纹扩展路径

(a)VC=0%；(b)VC=0.5%；(c)VC=1.0%；(d)VC=1.5%

Fig.11 Crack growth paths under different void content conditions

(a)VC=0%；(b)VC=0.5%；(c)VC=1.0%；(d)VC=1.5%

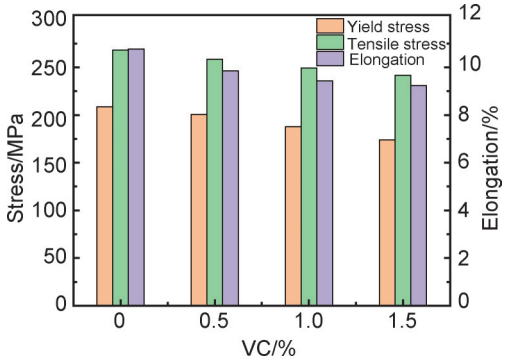


图12　不同孔隙率SiC/AZ91D复合材料各项力学性能

Fig.12　Various mechanical properties of SiC/AZ91D composite materials with different void contents

$$\sigma_{\mathrm{eff}}=\frac{V_{\mathrm{SiC}}\sigma_{\mathrm{SiC}}+V_{\mathrm{AZ91D}}\sigma_{\mathrm{AZ91D}}}{V_0} \tag{9}$$

式中：V_0表示SiC/AZ91D总体积；V_{SiC}和V_{AZ91D}分别表示SiC颗粒和基体所占体积。

应力集中系数R为最大应力与复合材料体积平均应力的比值，将模型中SiC编号为1、2、3……i，(i为该模型中SiC颗粒数目)，分别提取每个颗粒中单元应力最大值，记为$\sigma_{i(\mathrm{sic})}$，将其进行排序，最大值即为$\sigma_{\mathrm{SiC(max)}}$；AZ91D基体同理，应力最大值记为$\sigma_{\mathrm{AZ91D(max)}}$。则SiC颗粒和基体的应力集中系数$R_{\mathrm{SiC}}$和$R_{\mathrm{AZ91D}}$分别可通过式(10)和式(11)计算：

$$R_{\mathrm{SiC}}=\frac{\sigma_{\mathrm{SiC(max)}}}{\sigma_{\mathrm{eff}}} \tag{10}$$

$$R_{\mathrm{AZ91D}}=\frac{\sigma_{\mathrm{AZ91D(max)}}}{\sigma_{\mathrm{eff}}} \tag{11}$$

经上述公式计算出在单轴拉伸过程中应力集中系数R随应变的变化关系如图13所示，图中X轴为复合材料应变ε，Y轴为应力集中系数R，R_{SiC}随复合材料应变ε变化关系如图13(a)所示，非线性拟合决定系数R^2为0.97465，拟合方程为$y=4.212-2.924(2.559/(4(x-0.465)^2+6.548))$；$R_{\mathrm{AZ91D}}$随复合材料应变$\varepsilon$变化关系如图13(b)所示，非线性拟合决定系数$R^2$为0.95166，拟合方程为$y=1.002+0.074(1.129/(4(x-0.451)^2+1.275))$，后续进行了多次模拟验证了以上两组拟合方程的适用性。

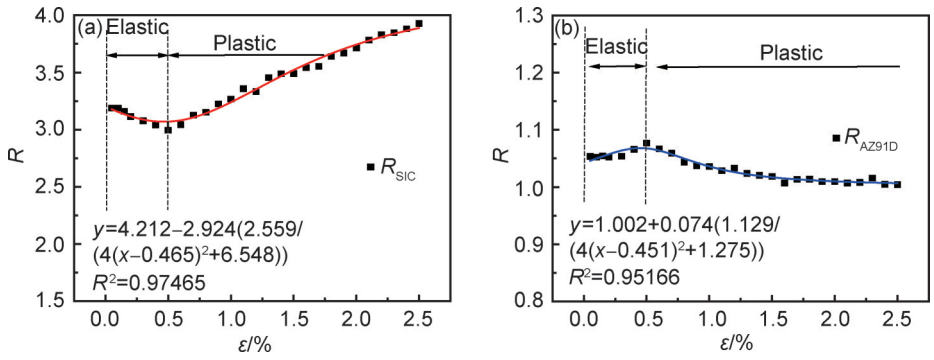


图13　单轴拉伸过程中应力集中系数随SiC/AZ91D复合材料应变ε变化关系

(a)SiC颗粒；(b)AZ91D基体

Fig.13　Variation of stress concentration factor with strain ε of SiC/AZ91D composites during uniaxial tension

(a)SiC particles；(b)AZ91D matrix

由图13中数据点变化趋势可得，在弹性形变阶段($0\%<\varepsilon<0.5\%$)，R_{SiC}随应变ε增加而降低；而在塑性形变阶段($\varepsilon>0.5\%$)，R_{SiC}随应变ε增加而增高，而R_{AZ91D}的变化趋势则与R_{SiC}相反，呈负相关关系，数据变化规律与文献[25]中所测得的应力集中系数变化趋势一致。这表明在单轴拉伸过程中SiC颗粒所承受的载荷在弹性形变阶段减小，在塑性形变阶段增加，基体所承受载荷变化情况与颗粒相反，这种应力集中系数的变化效应称为载荷再平衡[26]。

通过式(10)和式(11)计算不同孔隙率下的SiC/AZ91D复合材料中SiC颗粒和AZ91D基体的应力集中系数。随后，根据图13中曲线拟合方法，得出含有不同孔隙率的SiC/AZ91D复合材料中SiC颗粒与AZ91D基体的应力集中系数随应变ε变化的关系，如图14所示。

弹性形变阶段($0\%<\varepsilon<0.5\%$)，不同孔隙率复合材料中SiC颗粒与基体的应力集中系数曲线几乎重合，表明在弹性形变阶段孔隙率变化对复合材料应力集中系数影响不明显，原因在于，在弹性形变阶段，应力主要来自复合材料弹性变形，孔隙率变化不会导致复合材料弹性模量明显变化，SiC颗粒的弹性模量显著高于基体的弹性模量，因此在弹性形变阶段，基体承担更多载荷。由于SiC颗粒的应力集中系数R_{SiC}与AZ91D基体的应力集中系数R_{AZ91D}呈负相关，因此在

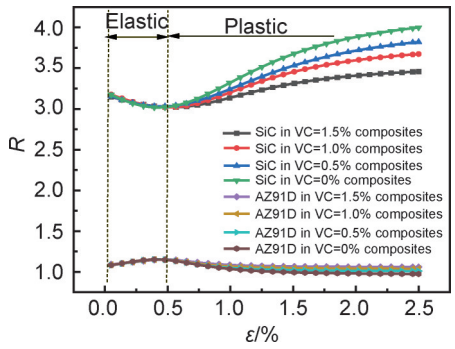


图 14 不同孔隙率的 SiC/AZ91D 复合材料中 SiC 颗粒与基体的应力集中系数

Fig.14 Stress concentration factors of SiC particles and matrix in SiC/AZ91D composites with different void contents

此阶段，R_{AZ91D} 呈上升趋势，R_{SiC} 则呈下降趋势。

随着复合材料应变 ε 超过 0.5% 进入塑性形变阶段（$\varepsilon>0.5\%$），塑性应变区域的体积开始快速增加。随着塑性应变的累积，载荷从基体传递到 SiC 颗粒，R_{SiC} 逐渐增加，而 R_{AZ91D} 逐渐减小。此过程中，复合材料的孔隙率愈大，应力集中曲线的斜率愈低，即 R_{SiC} 增长的速率减缓。这是因为随着孔隙率增加，孔隙数目增多，导致复合材料基体中传递载荷的有效体积减少，从而降低了基体向 SiC 颗粒传递载荷的能力，使得 R_{SiC} 的斜率逐渐降低。对于指定的应变值，孔隙率愈大，对应的 R_{SiC} 也愈小。以应变 $\varepsilon=1.0\%$ 为例（此时不同孔隙率复合材料的应力均已超过各自屈服应力），当孔隙率分别为 0%、0.5%、1.0%、1.5% 时，相应的复合材料中的 R_{SiC} 分别为 3.318、3.241、3.199 和 3.134。降低幅度分别为 2.32%、3.58% 和 5.54%。图 15 显示了含不同孔隙率复合材料在应变 $\varepsilon=1.0\%$ 时的塑性应变分布图。图中非深蓝色区域表示塑性应变区域。计算表明，孔隙率为 0%、0.5%、1.0%、1.5% 的复合材料中的塑性应变区域体积分数分别 74.93%、68.25%、60.42% 和 38.73%，这说明孔隙率愈大，塑性应变区域体积分数增长速率愈慢。这是因为孔隙周围的基体容易产生局部塑性应变集中。随着孔隙率增加，孔隙数目增多，局部塑性应变集中的区域增加，导致整体塑性区域的应变分布不均，从而阻碍了塑性应变在复合材料内部的传播，使得区域体积分数的增长减缓。观察图 15(a)～(d)的塑性应变分布图可知，随着孔隙率从 0% 增加到 1.5%，复合材料塑性区域不但逐渐减小，而且在孔隙周围出现局部高塑性应变集中（用红色圆圈标注）。随着持续加载，孔隙周围塑性应变集中区域的基体更容易失效或萌生微裂纹，降低载荷传递能力，使得 SiC 颗粒承受的载荷减少。通常情况下，对于 SiC/AZ91D 复合材料，SiC 颗粒上的应力集中系数大，表示其具有较强的承载能力，从而使复合材料表现出更好的力学性能。然而，孔隙率的增加导致 R_{SiC} 减小，从而降低了 SiC 颗粒的承载能力，最终导致

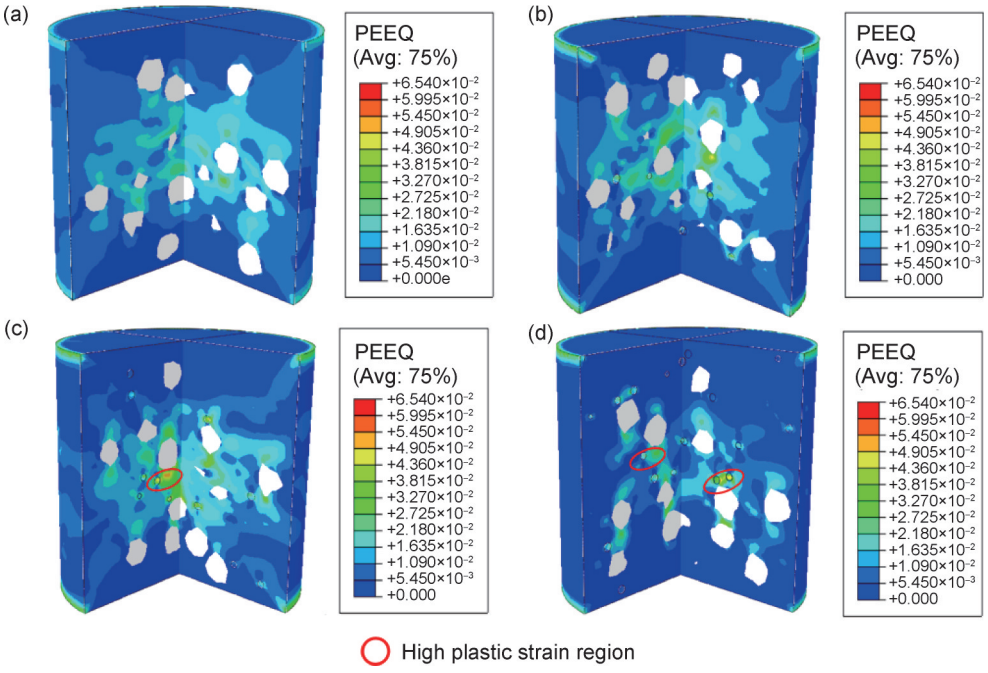


图 15 不同孔隙率复合材料的塑性应变分布（$\varepsilon=1.0\%$）

(a)VC=0%；(b)VC=0.5%；(c)VC=1.0%；(d)VC=1.5%

Fig.15 Plastic strain distribution of composites with different void contents ($\varepsilon=1.0\%$)

(a)VC=0%；(b)VC=0.5%；(c)VC=1.0%；(d)VC=1.5%

复合材料的力学性能下降。

4　实验验证

为证明仿真结果的合理及真实性，设计了以下试样进行实验，试样的外形要求及实验条件为：(1)试样拉伸部分为圆柱体，与仿真模型相对应；(2)实验加载过程中，试样边界为自由条件，与仿真中一致。试样如图16所示。

综合实验获得数据与仿真结果，绘制对比曲线如图17所示。由图可知，含三种不同孔隙率的SiC/AZ91D复合材料仿真拉伸强度分别为344.431、332.371、322.146 MPa，三组数据的误差均在5%以内；实验测得的拉伸强度分别为333.442、317.216、304.096 MPa，三组误差也均在5%以内，因此这种误差属于不同样品间的常规误差范围。实验结果均低于模拟结果的原因在于，模拟模型中SiC颗粒和孔隙分布均匀且为理想状态，而实际SiC/AZ91D复合材料存在SiC颗粒团聚以及孔隙分布不均匀等现象，因此实验结果均低于模拟结果。

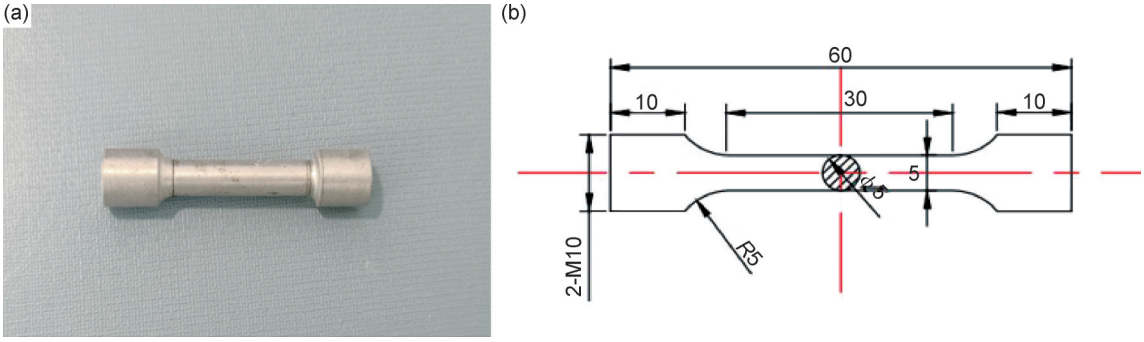


图16　拉伸棒试样　(a)实物图；(b)拉伸试样尺寸

Fig.16　Tensile rod sample　(a)physical image；(b)tensile sheet sample size

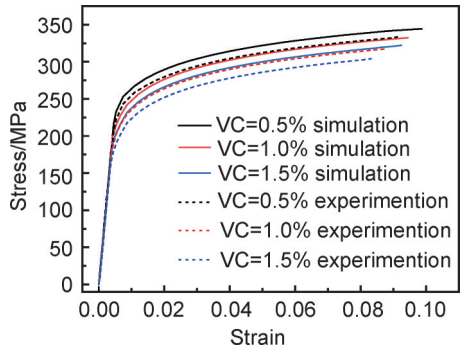


图17　不同孔隙率下的仿真与实验对比曲线

Fig.17　Comparison curves between simulation and experimental results with different void contents

通过(仿真值与实验值的差值)计算得到误差，以应力-应变响应为基础绘制带状误差图，如图18(a)～(c)所示，用不同带状误差宽度来比较仿真结果和实验结果间的误差，可知，孔隙率由0.5%上升至1.5%时，仿真结果与实验结果间的误差逐渐增大。

图19为含不同孔隙率复合材料在拉伸断裂后的断口形貌图，图中断口裂纹面上穿过的孔隙均用箭头标注在图中，由图可知，VC=1.5%的复合材料断口裂纹面上穿过的孔隙数目最多，VC=1.0%的复合材料次之，VC=0.5%的复合材料最少，随着孔隙率的增加，裂纹扩展路径上穿过的孔隙数目越多，这与模拟结果相吻合。

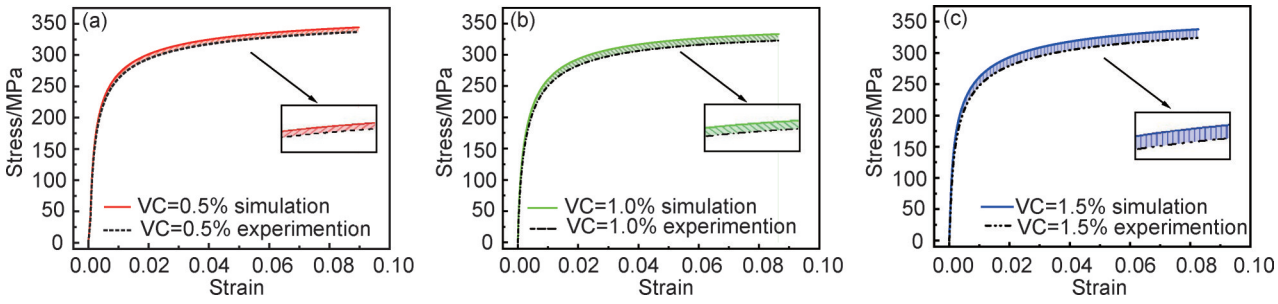


图18　不同孔隙率情况下SiC/AZ91D复合材料仿真与实验的误差带图

(a)VC=0.5%；(b)VC=1.0%；(c)VC=1.5%

Fig.18　Error band diagrams of simulation and experiment of SiC/AZ91D composite materials under different void contents

(a)VC=0.5%；(b)VC=1.0%；(c)VC=1.5%

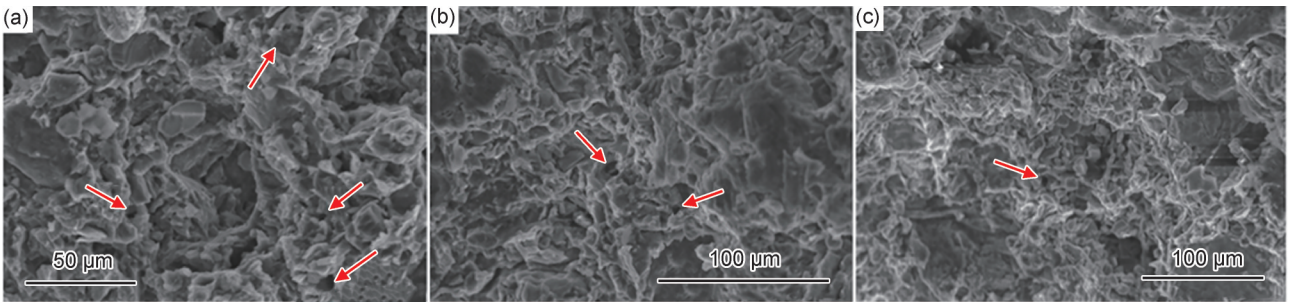


图 19 不同孔隙率复合材料拉伸断口形貌图

(a)VC=1.5%;(b)VC=1.0%;(c)VC=0.5%

Fig.19 Tensile fracture topography of composite materials under different void contents

(a)VC=1.5%;(b)VC=1.0%;(c)VC=0.5%

为了验证模拟中的不同孔隙率的 SiC/AZ91D 复合材料裂纹扩展路径,结合原位拉伸实验进行说明。

实验采用 ZEISS-SUPRA55 型 FE-SEM 上装载的拉伸装置,对试样进行原位拉伸实验,并在 SEM 下观察 SiC/AZ91D 镁基复合材料试样中裂纹萌生和扩展直至最终断裂的全过程。图 20 为拉伸试样装载台示意图,图 21 为拉伸试样及其尺寸。

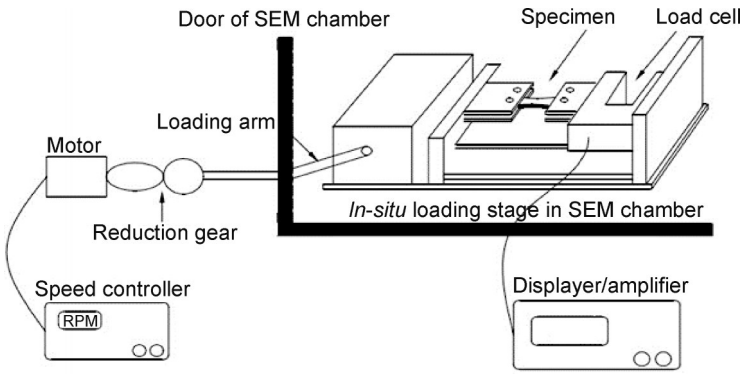


图 20 拉伸试样装载台示意图

Fig.20 Schematic diagram of tensile specimen loading platform

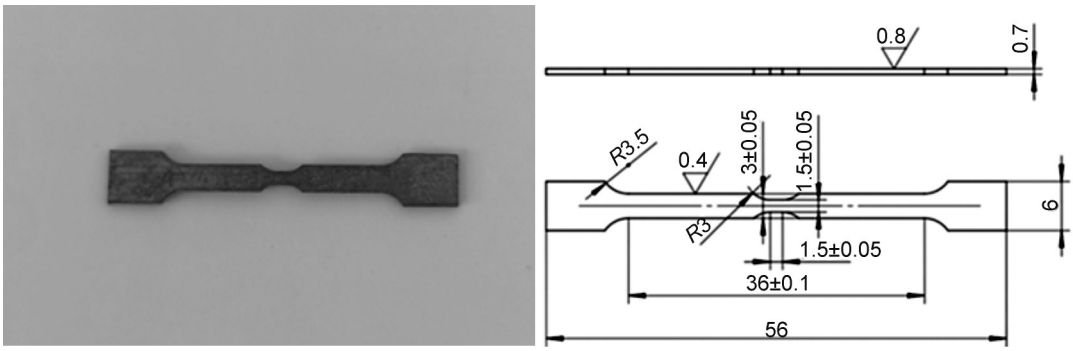


图 21 拉伸试样形貌及其尺寸

Fig.21 Tensile specimen morphology and size

图 22 为拉伸试样原始的 SEM 组织形貌,图 23 为原位拉伸过程中部分区域的 SEM 显微组织照片,图 24 为试样最终断裂照片。

随着载荷的持续作用,试样中部区域 A 和区域 B 中可观察到微裂纹的萌生,如图 23(a),(c)中箭头所示。随着载荷的进一步作用,各处萌生的微裂纹继续扩展,相互汇集形成主裂纹并不断延伸,图 23(d)中三角符号表示裂纹扩展的最前端部分,可以清晰观察到裂纹扩展情况。在裂纹扩展过程中,SiC 颗粒会对裂纹扩展产生阻碍作用,从图 23(d),(e)可清楚观察到随着载荷的施加,裂纹会绕过 SiC 颗粒继续扩展,如图 23(e)中圆形符号。主裂纹继续扩展直至试样断裂,如图 24 所示。

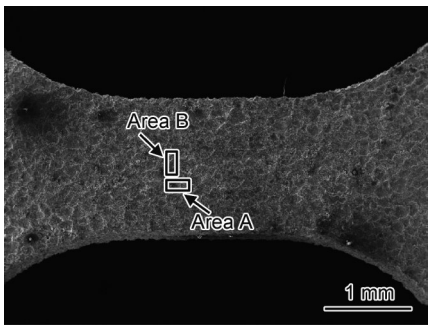


图 22　拉伸试样原始SEM组织形貌

Fig.22　Original SEM microstructure of tensile specimen

5　结论

（1）复合材料应力-应变响应主要经历弹性阶段、裂纹萌生扩展阶段和裂纹扩展断裂阶段。弹性阶段复合材料应力-应变响应与孔隙率变化关联不大，裂纹萌生扩展阶段，孔隙率越大，复合材料力学性能越差。

（2）随着复合材料孔隙率的增加，其裂纹萌生和断裂的时间逐渐提前，裂纹扩展路径上通过的孔隙数目越多。

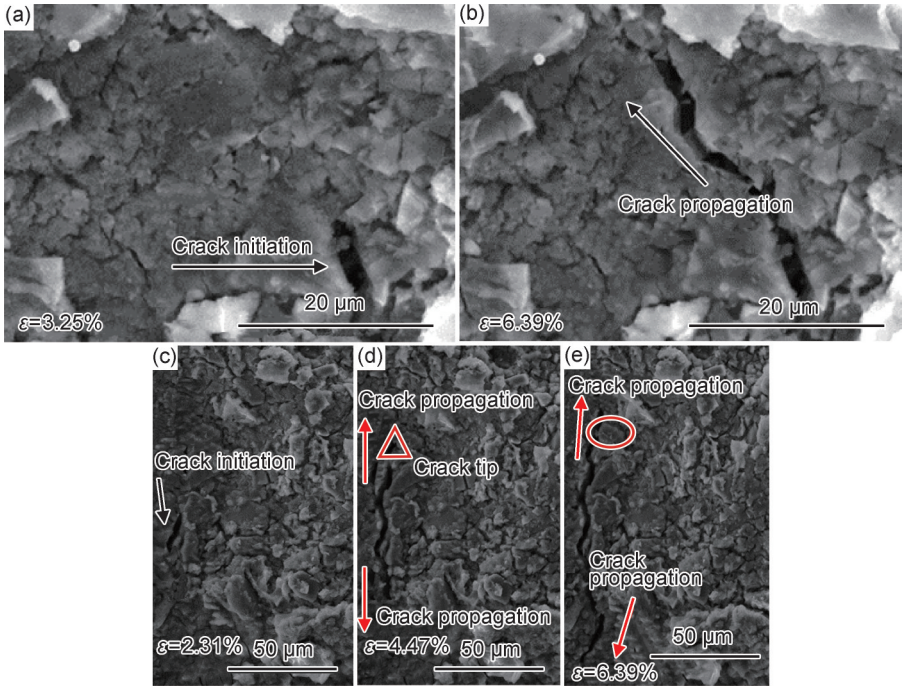


图 23　SiC/AZ91D镁基复合材料原位拉伸断裂SEM照片

（a），（b）图 22 区域A；（c）～（e）图 22 区域B

Fig.23　SEM images of *in-situ* tensile fracture of SiC/AZ91D magnesium-based composite material

(a), (b)area A in Fig.22; (c)-(e)area B in Fig.22

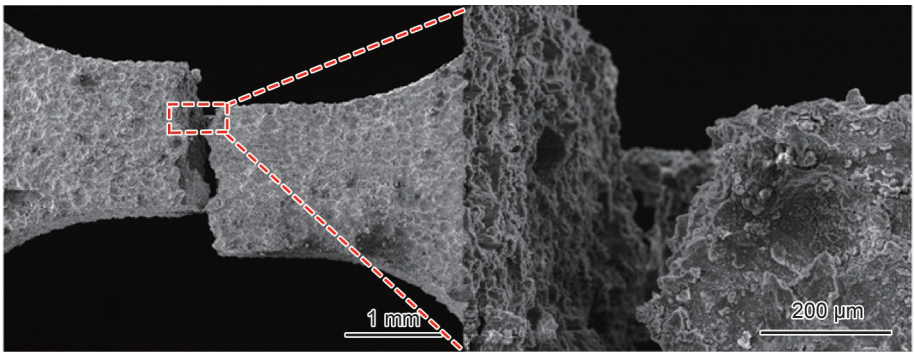


图 24　试样断裂SEM照片

Fig.24　SEM images of specimen fracture

（3）复合材料进入塑性形变阶段（ε＞0.5%）后，其孔隙率越大，SiC颗粒的应力集中系数增长越慢，颗粒上所承受的载荷越小，复合材料的力学性能越差。

参考文献

[1] 李波.孔隙对复合材料力学性能及连接结构的影响[D].西安:西北工业大学,2019.
LI B. Influence of porosity on mechanical properties and connection structure of composite materials [D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2019.

[2] 李钊.碳纤维复合材料孔隙率超声检测与评价技术研究[D].杭州:浙江大学,2014.
LI Z. Research on ultrasonic detection and evaluation technique for porosity of carbon fiber composites[D]. Hangzhou: Zhejiang University,2014.

[3] AHMAD S A N S. Effect of porosity on tensile properties of cast particle reinforced MMC[J]. Journal of Composite Materials, 2007, 41(5):575-589.

[4] SUO Y, WANG B, JIA P, et al. The effect of fabrication defects on the mechanical behaviors of metal matrix composites[J]. Materials Today Communications, 2020, 25:101663.

[5] HONG Y, WANGW J, LIU J Q, et al. Effect of porosity and interface structures on thermal and mechanical properties of SiC_p/6061Al composites with high volume fraction of SiC [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 5:941-949.

[6] TEKMEN C, OZDEMIR I, COCEN U, et al. The mechanical response of Al-Si-Mg/SiC_p composite: influence of porosity[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 360(1/2):365-371.

[7] KOSMANN N, KARSTEN J M, SCHUETT M, et al. Determining the effect of voids in GFRP on the damage behaviour under compression loading using acoustic emission[J]. Composites Part B, 2015, 3 :184-188.

[8] 马雯,刘福顺. 玻璃纤维复合材料孔隙率对超声衰减系数及力学性能的影响[J]. 复合材料学报,2012,29(5):69-75.
MA W, LIU F S. Effect of porosity on the attenuation coefficient and mechanical properties of glass fiber reinforced composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2012, 29(5):69-75.

[9] 陈文玮.超声检测技术在金属材料焊接成型中的应用[J].山西冶金,2022,45(3):264-265.
CHEN W W. Application of ultrasonic testing technology in welding and forming of metal materials [J]. Shanxi Metallurgy, 2022, 45(3):264-265.

[10] 孟祥姝,李武胜.单向复合材料孔隙率测试技术与分布规律研究[J].高科技纤维与应用,2021,46(4):52-55.
MENG X S, LI W S. Research on porosity testing technology and distribution law of unidirectional composite materials [J]. High-tech Fiber and Application, 2021, 46(4):52-55.

[11] 凌振宝,邹得宝,张堃,等.岩矿石孔隙度测量方法[J].吉林大学学报(地球科学版),2011,41(3):921-924.
LING Z B, ZOU D B, ZHANG K, et al. Measuring method of rock ore porosity [J]. Journal of Jilin University (Earth Science Edition), 2011, 41(3):921-924.

[12] 耿昆.SiC_p/Al复合材料基于微细观的有限元建模拟实[D].上海:上海交通大学,2017.
GENG K. Finite element modeling and simulation of SiC_p/Al composites based on micro view [D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2017.

[13] ZHANG J F, ZHANG X X, WANG Q Z, et al. Simulations of deformation and damage processes of SiC_p/Al composites during tension[J] Journal of Materials Science & Technology, 2018, 4: 627-634.

[14] TANG J M, DENG Q C. Experiment and simulation of SiC particle-reinforced aluminum matrix composites fabricated by friction stir processing [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2022, 122(2): 895-910.

[15] ZHANG J, OUYANG Q B, GUO Q, et al. 3D microstructure-based finite element modeling of deformation and fracture of SiC_p/Al composites[J]. Composites Science and Technology, 2016, 2: 1-9.

[16] 魏俊磊.颗粒增强镁基复合材料力学行为的研究[D].太原:太原理工大学,2018.
WEI J L. Study on mechanical behavior of particle reinforced magnesium matrix composites [D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2018.

[17] 卢子兴.复合材料界面的内聚力模型及其应用[J].固体力学学报,2015,36(增刊1):85-89.
LU Z X. The cohesion model of composite material interface and its application[J]. Journal of Solid Mechanics, 2015, 36(Suppl 1): 85-89.

[18] 翁琳.基于微观结构的颗粒增强复合材料力学性能数值分析[D].上海:上海交通大学,2015.
WENG L. Numerical analysis of mechanical properties of particle-reinforced composites based on microstructure [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2015.

[19] 张炯,屈展,黄其青,等.基于内聚力模型的圆形夹杂与基体界面渐进脱粘分析[J].西安石油大学学报(自然科学版),2014,29(3):106-110.
ZHANG J, QU Z, HUANG Q Q, et al. Progressive debonding analysis of circular inclusion and matrix interface based on cohesion model [J]. Journal of Xi'an Shiyou University (Natural Science Edition), 2014, 29(3):106-110.

[20] 周圣杰.B_4C/2024Al复合材料变形断裂行为研究[D].哈尔滨:哈尔滨工业大学,2020.
ZHOU S J. Research on deformation and fracture behavior of B_4C/2024Al composites [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020.

[21] 周爽.纳米增强体镁基复合材料力学性能数值模拟[D].沈阳:沈阳工业大学,2017.
ZHOU S. Numerical simulation of mechanical properties of nano-reinforced magnesium matrix composites [D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2017.

[22] JOHNSON R G, HOLMQUIST J T. An improved computational constitutive model for brittle materials[J]. AIP Conference

Proceedings,2008,309(1):981.

[23] XIANG D H, SHI, Z L, FENG H, et al. Finite element analysis of ultrasonic assisted milling of SiC_p/Al composites[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 105:7-8.

[24] PENG P,GAO M,GUO E, et al.Deformation behavior and damage in B_4C_p/6061Al composites: an actual 3D microstructure-based modeling[J].Materials Science and Engineering: A,2020, 781:139169.

[25] ROY S J,GIBMEIER V, KOSTOV K A, et al. Wanner, internal load transfer in a metal matrix composite with a three-dimensional interpenetrating structure[J]. Acta Mater, 2011,59: 1424-1435.

[26] ZHANG J F, ZHANG X X, WANG Q Z, et al, Simulation of anisotropic load transfer and stress distribution in SiC_p/Al composites subjected to tensile loading[J].Mech Mater, 2018,122: 96-103.

基金项目:国家自然科学基金项目(52065046,51661024);江西省科技重点研发计划(20202BBEL53024);研究生创新专项资金项目(YC2022-s721)

收稿日期:2023-11-28;**录用日期**:2024-01-10

通讯作者:尧军平(1965—),男,教授,博士,主要研究方向为颗粒增强金属基复合材料,联系地址:江西省南昌市红谷滩区丰和南大道696号南昌航空大学航空制造工程学院(330063),E-mail:yyyjpsz@126.com

(本文责编:齐书涵)