

SiC/AZ91D复合材料中孔隙缺陷对裂纹萌生和扩展行为的影响

李步炜 尧军平 陈国鑫 李怡然 梁超群

Effect of porosity defects on crack initiation and propagation behavior in SiC/AZ91D composites

LI Buwei, YAO Junping, CHEN Guoxin, LI Yiran, LIANG Chaoqun

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20230711.002>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

基于应力强度因子评估WC_p形状对WC_p/Fe复合材料热疲劳裂纹扩展行为的影响

Effect of WC_p shape of WC_p/Fe composites on thermal fatigue crack propagation behavior based on stress intensity factor

复合材料学报. 2020, 37(2): 408–414 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20190426.001>

纤维对短切碳纤维/AZ91D复合材料热变形行为和加工性能的影响纤维对短切碳纤维/AZ91D复合材料热变形行为和加工性能的影响

Influence of fiber on the hot deformation behavior and workability of chopped carbon fiber/AZ91D composites

复合材料学报. 2019, 36(6): 1480–1490 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20180913.001>

不同厚度碳纤维布/环氧树脂复合材料孔隙率超声衰减模型

Ultrasonic attenuation model of porosity of carbon fiber cloth/epoxy resin composites with different thicknesses

复合材料学报. 2020, 37(4): 877–885 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20190620.001>

扩展有限元方法与内聚力模型耦合下斜接修补复合材料的胶层损伤和缺陷

Adhesive damage and defect analysis of scarf-repaired composite by combining extended finite element method and cohesive zone model

复合材料学报. 2018, 35(5): 1354–1360 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20170807.001>

Mg₂Si/AZ91D复合材料阻尼性能

Damping capacity of Mg₂Si/AZ91D composites

复合材料学报. 2017, 34(9): 1997–2004 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20161129.001>

短切碳纤维/AZ91D镁合金复合材料高温变形动态再结晶行为

Dynamic recrystallization behavior of short carbon fiber/AZ91D Mg alloy composite during compression at evaluated temperature

复合材料学报. 2018, 35(6): 1525–1534 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20170905.005>



扫码关注微信公众号，获得更多资讯信息

SiC/AZ91D 复合材料中孔隙缺陷对裂纹萌生和扩展行为的影响



分享本文

李步炜, 尧军平*, 陈国鑫, 李怡然, 梁超群

(南昌航空大学 航空制造工程学院, 南昌 330000)

摘要: 采用内聚力模型及有限元分析方法, 在含真实形貌 SiC 颗粒增强 AZ91D 镁基复合材料中引入孔隙缺陷, 分析不同孔隙率及孔隙形状在单轴拉伸过程中对 SiC/AZ91D 复合材料力学行为的影响。结果表明: 孔隙长径比为 1 时, 孔隙率为 0%、0.5%、1.0%、1.5% 的复合材料的抗拉强度分别为 351.214 MPa、339.452 MPa、325.735 MPa、306.791 MPa, 抗拉强度随孔隙率的增加逐渐降低, 复合材料中裂纹萌生和裂纹扩展时间均随孔隙率增加而提前。孔隙长径比越大, 其尖端部位应力集中越严重, 复合材料抗拉强度也越低。无孔隙缺陷的 SiC/AZ91D 复合材料裂纹萌生扩展机制是颗粒与基体交界处萌生微裂纹, 微裂纹相互连接形成主裂纹绕开颗粒进行扩展致使材料断裂, 含孔隙的 SiC/AZ91D 复合材料裂纹萌生扩展机制为微裂纹在孔隙周围萌生, 与颗粒和基体交界处产生的微裂纹相互连接, 汇集成主裂纹绕开颗粒扩展使材料断裂。

关键词: SiC/AZ91D 复合材料; 裂纹萌生; 裂纹扩展; 有限元分析; 孔隙率; 内聚力模型

中图分类号: TB331 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2024)03-1554-13

Effect of porosity defects on crack initiation and propagation behavior in SiC/AZ91D composites

LI Buwei, YAO Junping*, CHEN Guoxin, LI Yiran, LIANG Chaoqun

(School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330000, China)

Abstract: Using the finite element analysis method, this study introduced porosity defects into SiC/AZ91D magnesium matrix composites with realistic SiC particle morphology, and analyzed the influence of different porosity rates and shapes on the mechanical behavior of SiC/AZ91D composites during uniaxial tensile process. The results show that when the aspect ratio of the pore length to width is 1, the tensile strengths of the composites with void contents of 0%, 0.5%, 1.0%, and 1.5% are 351.214 MPa, 339.452 MPa, 325.735 MPa and 306.791 MPa, respectively. The tensile strength gradually decreases with the increase of porosity rate, and the initiation and propagation time of cracks in the composite material advances with the increase of porosity rate. As the aspect ratio of the pore length to width increases, the stress concentration at the tip of the pore becomes more severe, resulting in lower tensile strength of the composite material. The crack initiation and propagation mechanism in the SiC/AZ91D composite material without porosity defects involves the initiation of microcracks at the particle-matrix interface, followed by their interconnection to form a main crack, which propagates around the particles leading to material fracture. In the case of SiC/AZ91D composites with porosity, microcracks initiate around the pores and interconnect with microcracks generates at the particle-matrix interface, ultimately converging into a main crack that propagates around the particles, causing material fracture.

收稿日期: 2023-05-24; 修回日期: 2023-06-28; 录用日期: 2023-07-01; 网络首发时间: 2023-07-11 16:47:32

网络首发地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20230711.002>

基金项目: 国家自然科学基金 (52065046; 51661024); 江西省科技重点研发计划 (20202BBEL53024); 研究生创新专项 (2030009101050)

National Natural Science Foundation of China (52065046; 51661024); Jiangxi Provincial Science and Technology Key Research and Development Program (20202BBEL53024); Postgraduate Innovation Special Fund Project (2030009101050)

通信作者: 尧军平, 博士, 教授, 硕士生导师, 研究方向为金属基复合材料 E-mail: yyjps@126.com

引用格式: 李步炜, 尧军平, 陈国鑫, 等. SiC/AZ91D 复合材料中孔隙缺陷对裂纹萌生和扩展行为的影响 [J]. 复合材料学报, 2024, 41(3): 1554-1566.

LI Buwei, YAO Junping, CHEN Guoxin, et al. Effect of porosity defects on crack initiation and propagation behavior in SiC/AZ91D composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2024, 41(3): 1554-1566(in Chinese).

Keywords: SiC/AZ91D composites; crack initiation; crack extension; finite element analysis; porosity; cohesive model

金属基复合材料广泛应用于航空制造、汽车生产、电子封装等领域。复合材料成型过程中不可避免会出现孔隙,孔隙的存在对复合材料力学性能产生不利影响^[1],影响其损伤过程中的裂纹萌生和扩展^[2]。因此,研究孔隙缺陷对复合材料损伤过程中裂纹萌生和扩展机制有重要意义。

李亚星等^[3]结合单胞理论建立有限元模型,分析孔隙率的不确定性对编织陶瓷基复合材料纵向和横向宏观力学性能参数的影响,结果表明孔隙率的随机性对纵向与横向拉伸力学性能参数变异性影响程度不同,纬向纤维束体积占比远小于经向。Hong 等^[4]采用 XRD 技术研究了高温烧结下孔隙对 SiC/Al 复合材料的热性能和力学性能的影响,并发现孔隙对这些性能产生了严重影响。Gao 等^[5]采用有限元方法研究了孔隙缺陷对 B₄C 颗粒 (B₄Cp)/6061Al 复合材料的拉伸应力-应变响应和损伤行为的影响,结果表明颗粒周围的孔隙是基体损伤起始部位,严重影响裂纹扩展。Chambers 等^[6]通过实验研究发现,尺寸大的孔隙会影响碳纤维复合材料的力学性能和裂纹扩展。Kosmann 等^[7]研究了不同孔隙率下 4 种玻璃纤维复合材料层合板的纵向弹性模量,发现孔隙率对纵向弹性模量有较大的影响,并且随着孔隙率的增大,复合材料越容易出现微裂纹。张阿樱等^[8-9]通过实验研究发现,碳纤维/环氧树脂层压板在不同孔隙率下的拉伸强度和压缩强度随孔隙率增大而下降。Ricotta 等^[10]通过理论分析方法研究发现,裂纹附近小尺寸孔隙对纤维增强复合材料的影响比离裂纹较远处的大孔隙要大很多。Suo 等^[11]通过建立单颗粒和多颗粒有限元模型,研究了孔隙缺陷对 SiC/Al 复合材料力学性能的影响,结果表明当孔隙分布远离颗粒时,其对复合材料力学性能的影响会大大减小,并且在裂纹扩展过程中,裂纹通常沿着孔隙长轴方向扩展。

综上所述,目前国内外研究大多集中在孔隙缺陷对理想化纤维增强复合材料或对理想化颗粒增强铝基复合材料力学行为的影响,而孔隙缺陷对真实 SiC 颗粒增强 AZ91D 镁基复合材料力学行为研究未见报道。因此,本文采用有限元分析方法建立含孔隙缺陷的真实 SiC/AZ91D 镁基复合材料的有限元模型,研究不同孔隙率及孔隙形状对

SiC/AZ91D 镁基复合材料裂纹萌生和扩展的影响。

1 实验建模及方法

1.1 孔隙率测定

材料孔隙率 (Void content, VC) 是指材料内部孔隙体积占材料总体积的百分率。目前对于复合材料孔隙率的测定方法主要有渗透检测法^[12]、射线检测法^[13]、超声无损检测法^[14]、显微照相法^[15]等,这些方法所需测试设备相对较多,过程较复杂。本文采用测试方法简便、所需仪器易得的排水法^[16]测试孔隙率。测得的 SiC/AZ91D 镁基复合材料孔隙率数据如表 1 所示。

表 1 排水法测量的 SiC/AZ91D 复合材料孔隙率 (VC)
Table 1 Void content (VC) measurement for SiC/AZ91D composite material using drainage method

Sample serial number	VC/%
1	1.56
2	0.84
3	0.85
4	1.62
5	0.83
6	0.41
7	1.65
8	0.94
9	0.48
10	1.18

1.2 有限元模型建立

SiC 颗粒平均粒径为 4 μm,体积分数为 15vol%, AZ91D 镁合金和 SiC 颗粒的基本参数见表 2^[17]。

表 2 AZ91D 镁合金和 SiC 颗粒的基本参数
Table 2 Basic parameters of AZ91D magnesium alloy and SiC particles

Material	$\rho/(\text{kg}\cdot\text{m}^{-3})$	E/GPa	μ	σ_b/MPa
AZ91D	1 800	45	0.33	164
SiC	3 215	450	0.17	2 000
Notes: ρ —Material density; E —Modulus of elasticity; μ —Poisson's ratio; σ_b —Tensile strength.				

图 1 为 SiC 颗粒的 SEM 图像^[18]。可观察到 SiC 颗粒的原始形貌多为不规则的五边形和六边形。因此本文在模型建立过程中将 SiC 颗粒设计为不规则的五边形和六边形^[19]。

采用随机分布算法^[20],将真实形状的 SiC 颗粒随机分布到 AZ91D 镁合金基体中^[21-22],之后采

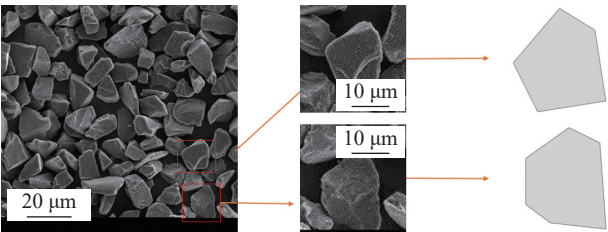


图1 SiC 颗粒的 SEM 图像及其建模

Fig. 1 SEM images and modeling of SiC particles

用随机吸附算法^[23]将孔隙率为 0.5%、1.0%、1.5% 这 3 种圆形孔隙在复合材料模型中生成，得到不同孔隙率的 SiC/AZ91D 镁基复合材料模型图，模型尺寸为 50 μm×50 μm，左侧中部开有深度为 5 μm 的缺口裂纹 (Notch crack)^[24]。根据 Griffith 破裂力学理论，可以估算出裂纹尖端的临界应力，从而推测材料的断裂韧性。

$$\sigma = \frac{K}{\sqrt{\pi a}} \tag{1}$$

其中： σ 为应力； K 为应力强度因子； a 为裂纹尖端的曲率半径。曲率半径越小，裂纹尖端应力越大；反之半径越大，尖端应力则越小。

裂纹尖端的曲率半径影响应力场的分布和集中程度。较小的曲率半径会导致裂纹尖端应力增加，应力集中更加显著，这会使材料更易发生塑性变形和开裂，从而降低强度。因此，较小的裂纹尖端曲率半径通常会导致较低的材料强度。

裂纹尖端的曲率半径对材料的断裂韧性也有显著影响。较大的曲率半径可以减小裂纹尖端周围的应力，降低其附近的应力集中程度，减少裂纹扩展的驱动力。这有助于提高材料的断裂韧性，使其能够更好地抵抗裂纹扩展并吸收更大的能量。

模型中预制裂纹的尖端曲率半径较小，因而裂纹尖端的应力较大，应力集中明显，目的在于

使预制裂纹从该处萌生及扩展，便于对裂纹萌生和扩展进行研究。

图 2 为不同孔隙率的 SiC/AZ91D 镁基复合材料模型，通过 ABAQUS 中质量属性计算得到 SiC 面积为 375 μm²，孔隙率为 0.5%、1.0%、1.5% 的孔隙面积分别为 12.5 μm²、25 μm²、37.5 μm²。

大变形和大断裂指材料在受力作用下发生裂纹扩展、破坏、分离等现象。在材料破坏时，周期性边界条件会引入人为的假设，从而导致结果与实际不符，不再适用于大变形和断裂问题^[25]。因此，需要使用其他类型的边界条件来模拟这种情况，在进行大变形和断裂问题模拟时，通常需要使用自由边界条件。自由边界条件是指在模拟中不考虑任何边界约束，允许材料在模拟区域外自由变形。在模拟材料断裂时，自由边界条件可以更好地模拟真实情况。因此，选择在模型上端施加拉伸位移载荷，下端为完全固定约束，侧向为自由边界条件，复合材料模型及网格划分和载荷施加如图 3 所示。图 3(a) 为含孔隙的 SiC/AZ91D 复合材料模型图，图 3(b) 为网格划分图，图 3(c) 为模型载荷施加图，上方箭头表示拉伸加载方向，下方为完全固定。网格全局尺寸为 0.0004，其中颗粒模型共有 35 379 个单元，18 674 个节点，界面单元共有 1 442 个四节点二维粘结单元 (COH2D4)，颗粒模型和 AZ91D 基体模型分别有 5 174 个和 30 205 个三结点线性平面应变三角形单元 (CPE3)。

为研究不同孔隙形状对复合材料拉伸过程中裂纹萌生扩展的影响，采用随机分布算法生成孔隙率为 1.5% 的复合材料模型，如图 4 所示，3 组模型仅孔隙形状不同，孔隙数量、分布及其孔隙率均保持一致。图 4(a) 中为圆形孔隙，半径为 1 μm，图 4(b) 和图 4(c) 中为椭圆形孔隙，椭圆的

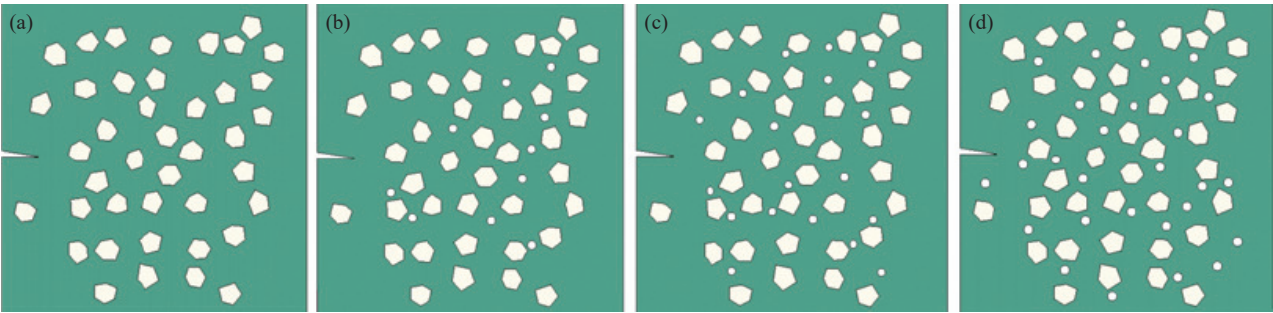


图2 不同孔隙率的 SiC/AZ91D 镁基复合材料模型: (a) VC=0 (理想状况); (b) VC=0.5%; (c) VC=1.0%; (d) VC=1.5%

Fig. 2 Modeling diagram of SiC/AZ91D magnesium-based composite materials with different void contents: (a) VC=0 (Ideal condition); (b) VC=0.5%; (c) VC=1.0%; (d) VC=1.5%

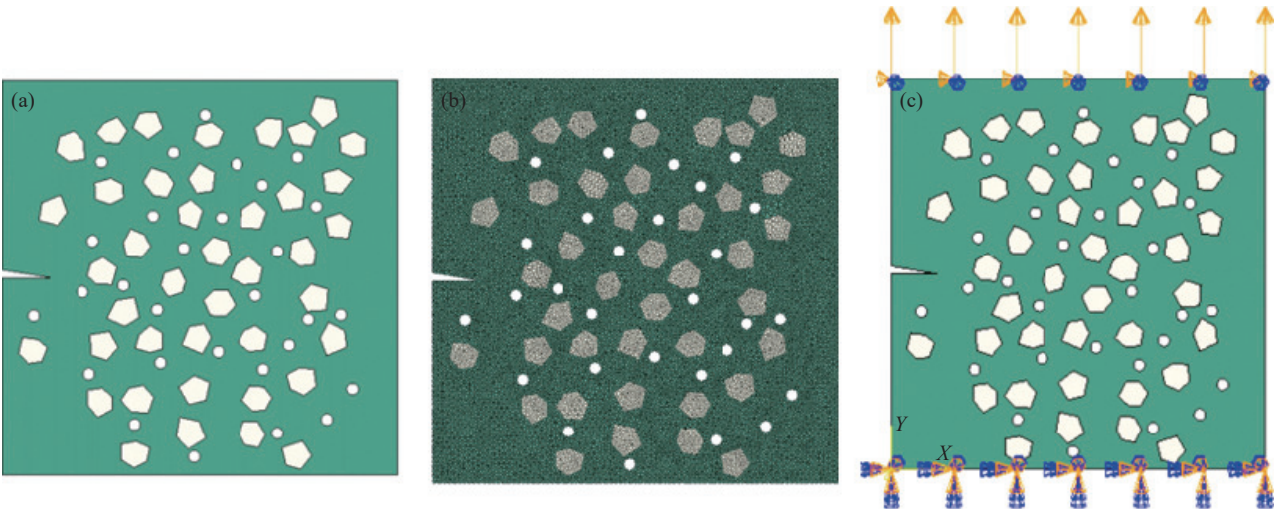


图 3 SiC/AZ91D 镁基复合材料模型及网格划分和载荷施加: (a) SiC/AZ91D 模型; (b) 网格划分; (c) 载荷施加

Fig. 3 Modeling, meshing and load application of SiC/AZ91D magnesium-based composite materials: (a) SiC/AZ91D model; (b) Meshing; (c) Load application

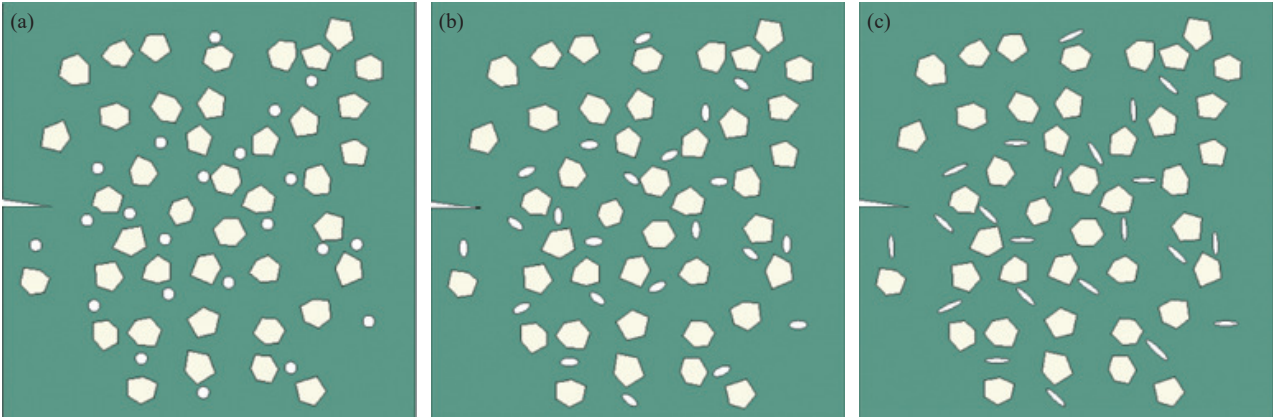


图 4 不同孔隙形状的 SiC/AZ91D 镁基复合材料模型: (a) 长径比 $r=1$; (b) $r=2$; (c) $r=4$

Fig. 4 Model of SiC/AZ91D magnesium-based composite materials with different pore shapes: (a) Aspect ratio of the pore length to width $r=1$; (b) $r=2$; (c) $r=4$

长半轴分别为 $1.414\text{ }\mu\text{m}$ 、 $2\text{ }\mu\text{m}$; 短半轴分别为 $0.707\text{ }\mu\text{m}$ 、 $0.5\text{ }\mu\text{m}$ 。故用其长半轴与短半轴长度的比值, 长径比 $r=1$ 、 $r=2$ 、 $r=4$ 分别表示 3 组含不同孔隙形状 的模型。

1.3 界面内聚力模型

本文采用内聚力模型作为界面层的简化模型^[26], 如图 5 所示。使用双线性模型计算界面层的物理属性^[27]。此模型同时考虑了损伤和断裂机制, 使用牵引-分离准则描述损伤行为。这种模型不仅计算效率高, 而且能够提供精确的预测结果。图 6 为双线性模型, 颗粒-基体界面层出现破损后即进入裂纹萌生扩展演化过程, 通过引入损伤量 D 来描述这一过程。 D 的取值范围为 $[0, 1]$, $D=0$ 时颗粒-基体界面层完好, $D=1$ 时开始形成微裂纹,

随着外部载荷的持续作用, 微裂纹会沿着单元边界持续扩展, 最终导致材料失效, D 的表达式如

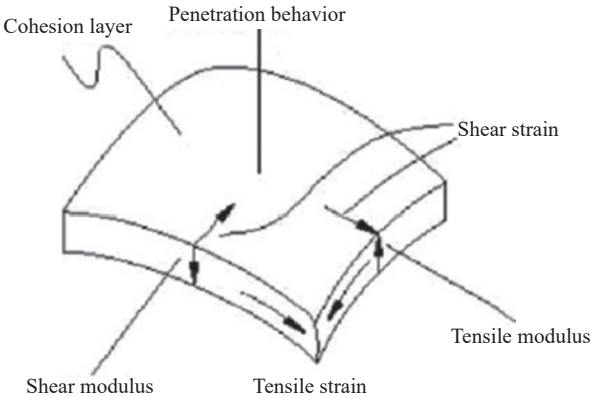


图 5 内聚力单元受力变形模型

Fig. 5 Force-deformation model of cohesive element

下所示^[28]:

$$D = \frac{\delta_m^f(\delta_m^{\max} - \delta_m^0)}{\delta_m^{\max}(\delta_m^f - \delta_m^0)}$$

(2)

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

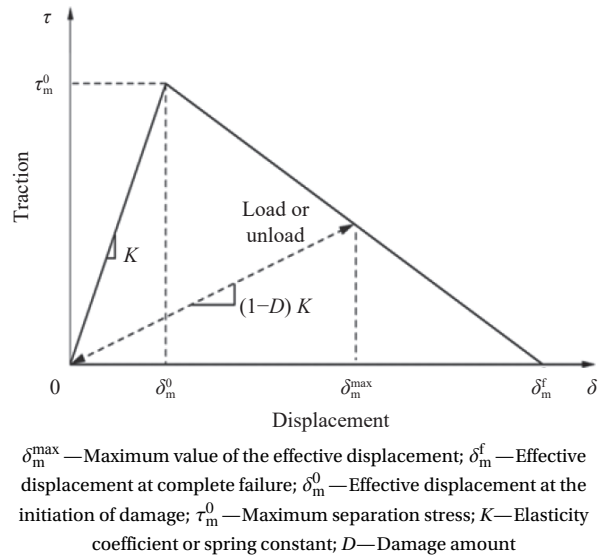


图6 双线性内聚力模型

Fig. 6 Bilinear cohesive zone model

根据 SiC/AZ91D 复合材料的界面特性，本文选取的内聚力单元起始准则为最大名义应力准则，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，界面损伤开始。界面损伤的表达式为^[29]

$$\max \left\{ \frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0}, \frac{t_t}{t_t^0} \right\} = 1$$

(3)

其中， t_n^0 、 t_t^0 分别为纯拉伸和纯剪切情况下的临界值。SiC/AZ91D 颗粒-界面的本构模型参数^[25]，如表 3 所示。

表 3 SiC/AZ91D 颗粒-界面的本构模型参数

Table 3 Constitutive model parameters of SiC/AZ91D particle-interface

t_n /MPa	t_t /MPa	$\delta_{\max}$ /mm	δ_f /mm
400	400	0.00015	0.00005

Notes: t_n —Interface normal nominal stress; t_t —Interfacial tangential nominal stress; $\delta_{\max}$ —Destruction displacement; δ_f —Material complete failure separation.

1.4 基体与颗粒的本构模型

在 ABAQUS 软件中可有多种方式来表示复合材料中 AZ91D 基体的本构模型，例如：Isotropic、

Kinematic、Johnson-Cook 等。其中 Johnson-Cook 模型能将实验中获得塑性应力、应变曲线处理成函数并描述材料的塑性，能够很好地解释裂纹扩展阶段所发生的变化。因此本文采用 Johnson-Cook 模型作为 AZ91D 基体的本构模型。其表达式为^[17]

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

(4)

其中： ε 为材料塑性应变； ε_0 为塑性应变敏感系数； C 为应变速率常数； T 为材料实验温度与室温的差值； m 为材料的温度敏感系数，由于本文是在室温环境下进行，故温度软化及应变率硬化对应力的影响可忽略不计，因此式 (4) 可简化为

$$\sigma = A + B\varepsilon^n$$

(5)

其中： A 为 AZ91D 基体在静载荷下的屈服强度； B 为硬化系数； n 为硬化指数。材料硬化阶段，塑性应变不断积累，当总累积应变满足一定值时，裂纹开始扩展。裂纹扩展阶段应变持续增大，当应力达到一定值后开始下降，假设损伤变量随着塑性位移发生线性变化，设置失效位移 u_f^{pl} ，其刚度损伤量的表达式为^[30]

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

(6)

其中： L 表示定义与积分点关联的特征长度； ε^{pl} 表示断裂等效塑性应变； u^{pl} 表示初始断裂的等效塑性位移。AZ91D 镁合金的各项材料参数，如表 4^[31]所示。

表 4 AZ91D 镁合金的 Johnson-Cook (J-C) 本构参数
Table 4 Johnson-Cook (J-C) constitutive model parameters for AZ91D magnesium alloy

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

Notes: A —Yield strength of AZ91D matrix under static load; B —Hardening constant; n —Hardening exponent; C —Strain rate constant; u_f^{pl} —Failure displacement.

在 ABAQUS 软件中，SiC 颗粒增强体设置为脆性材料，对于脆性材料可使用 Johnson-Holmquist (JH2)^[32] 模型对其进行描述，其表达式为

$$\sigma^* = \sigma_i^* - D(\sigma_i^* - \sigma_f^*)$$

(7)

其中： σ^* 为标准化等效应力， $\sigma^* = \sigma/\sigma_{\text{HEL}}$ ， σ 为实际的 Mises 等效应力， σ_{HEL} 为 Holmquist 弹性

极限状态下的等效应力; σ_i^* 为归一化的完整等效应力; σ_f^* 为归一化的断裂等效应力。 σ_i^* 和 σ_f^* 分别可由以下两式得出:

$$\sigma_i^* = A_0(P^* + T^*)^N (1 + C_0 \ln \varepsilon^*) \leq \sigma_i^{*\max} \tag{8}$$

$$\sigma_f^* = B_0(P^*)^M (1 + C_0 \ln \varepsilon^*) \leq \sigma_f^{*\max} \tag{9}$$

其中: $\sigma_i^{*\max}$ 表示归一化的最大完整等效应力; $\sigma_f^{*\max}$ 为归一化的最大断裂等效应力; ε^* 表示标准化应变率; P^* 表示标准化静水压力; T^* 表示最大标准化拉伸压力; A_0 、 B_0 、 C_0 、 M 、 N 为 SiC 材料的 JH2 模型参数,用于仿真模拟的本构模型及失效参数如表 5^[33] 所示。

表 5 SiC 颗粒本构模型及失效参数

Table 5 Constitutive model and failure parameters of SiC particles

Parameter	Value
G/GPa	193
A_0	0.96
B_0	0.35
C_0	0.009
M	1
N	0.65
T_1/MPa	750
$S_{\text{FMAX}}/\text{MPa}$	1 300
L_{HE}/MPa	11 700
$P_{\text{HEL}}/\text{MPa}$	5 130
D_1	0.48
D_2	0.48
K_1	220 000
K_2	361 000
K_3	0

Notes: G —Shear modulus; A_0 —Strength parameter before damage; B_0 —Strength parameter when damage occurs; C_0 —Strain rate constant; M —Pressure index when damage occurs; N —Pressure index when no damage occurs; T_1 —Cut-off pressure; S_{FMAX} —Maximum fracture strength; L_{HE} —Hugoniot elastic limit; P_{HEL} —Hugoniot elastic limit pressure; D_1 , D_2 —Fracture constant; K_1 , K_2 , K_3 —Material parameter.

2 模拟结果分析

2.1 孔隙率对 SiC/AZ91D 镁基复合材料力学性能及其裂纹萌生扩展的影响

图 7 为拉伸过程中孔隙率 0%、0.5%、1.0%、1.5% 的 SiC/AZ91D 镁基复合材料的应力-应变曲线。可知,线弹性阶段,不同孔隙率复合材料的应力-应变曲线几乎重合,说明复合材料的弹性模量并未发生明显变化。这是由于在线弹性阶段不同孔隙率复合材料的应力值相差不大,复合材料中的颗粒并没有发生明显的变形和破裂,其应力主要是由基体的弹性变形引起的。线弹性阶段孔隙率

为 0、0.5%、1.0%、1.5% 的复合材料应力值分别为 215.965 MPa、209.174 MPa、203.181 MPa、198.604 MPa。

图 8 为拉伸过程中不同孔隙率复合材料屈服应力值、抗拉强度和伸长率柱状图。可知,孔隙率对复合材料的屈服应力值、抗拉强度和伸长率存在影响,孔隙率为 0%、0.5%、1.0%、1.5% 的复合材料屈服应力值分别为 258.279、246.768、232.245 和 205.364 MPa;抗拉强度分别为 351.214、339.452、325.735 和 306.791 MPa;伸长率分别为 10.59%、9.98%、9.73% 和 9.29%。不同孔隙率 SiC/AZ91D 复合材料性能各不相同,孔隙率越大,其屈服应力值、抗拉强度及伸长率越小,原因是随着孔隙率增加,孔隙数目增多,复合材料有效

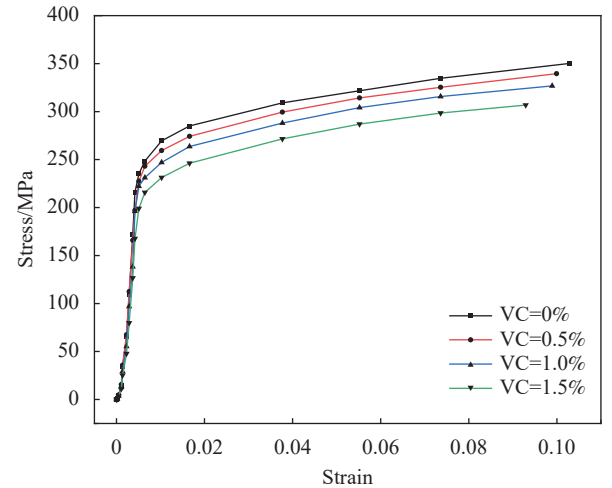


图 7 拉伸过程中含不同孔隙率 SiC/AZ91D 镁基复合材料应力-应变曲线

Fig. 7 Stress-strain curves of SiC/AZ91D magnesium-based composite materials with different void content during tensile process

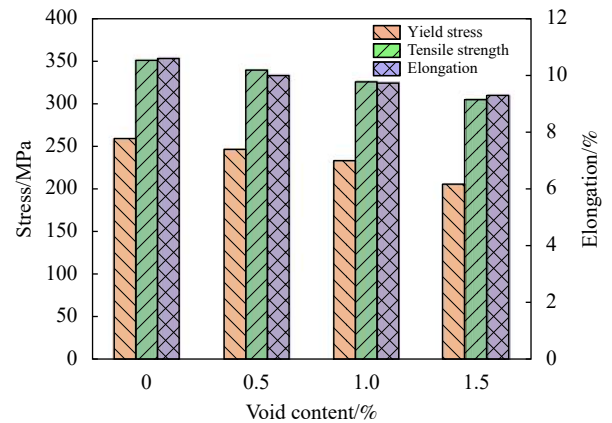


图 8 拉伸过程中不同孔隙率 SiC/AZ91D 复合材料屈服应力值、抗拉强度和伸长率

Fig. 8 Yield stress, tensile strength and elongation of SiC/AZ91D composite materials with different void contents during the tensile process

截面积降低，其承载能力减小，材料变形能力下降，伸长率降低。

孔隙存在会改变其所在区域的应力场分布，使施加载荷在基体-孔隙-颗粒的传递过程中，基体不能有效将载荷均匀分布至各颗粒。图 9 为模型 A、B、C 3 个方向示意图 (A 向：平行于施载方向；B 向：与施载方向呈 45° 夹角；C 向：垂直于施载方向)。图 10 为孔隙周围基体 3 个方向应力随施载时间变化曲线，时间段取应力加载至复合材料出现裂纹萌生前。由图 10 可知，孔隙周围 A、B 和 C 3 个方向基体最大应力值分别为 212、310.634、340.204 MPa。B 向和 C 向基体应力值随施载时间增长较快，最大应力值相差不大，但均远大于 A 向基体最大应力值，因此微裂纹更趋向于在这两个方向产生。

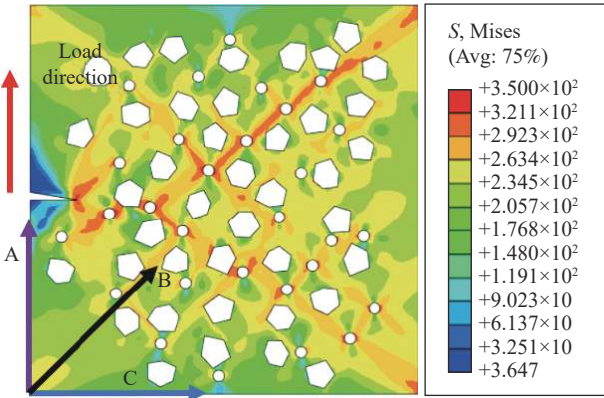


图 9 孔隙周围 A、B、C 方向示意图

Fig. 9 Schematic diagram of the A, B, and C directions around the void

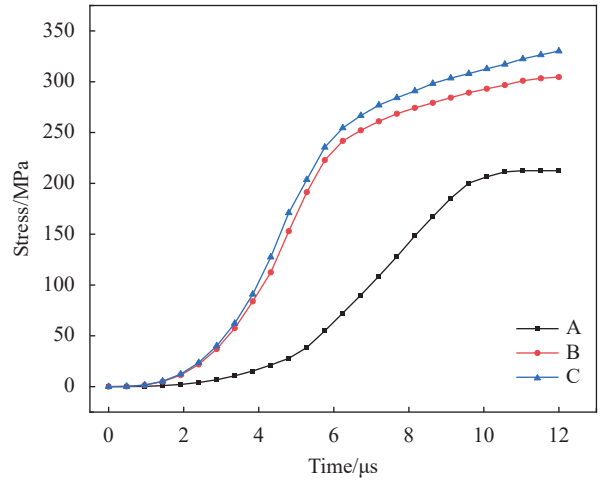


图 10 孔隙周围基体 A、B、C 方向应力随施载时间变化曲线

Fig. 10 Stress variation curves with respect to loading time in the A, B, and C directions of the matrix around the void

图 11 为含不同孔隙率 SiC/AZ91D 复合材料施载后裂纹长度随时间变化曲线，孔隙率为 0.5%、1.0%、1.5% 的复合材料裂纹萌生和断裂时间分别为施载后的第 13.1 μs、第 12.6 μs、第 9.82 μs 和第 31.8 μs、第 24.2 μs、第 21.1 μs。随着材料孔隙率的增加，裂纹萌生和断裂的时间均逐渐提前。说明孔隙率越大，其促进裂纹萌生和扩展作用越明显。原因是孔隙率大的复合材料中孔隙缺陷数量多，其整体强度大幅降低，在拉伸过程中孔隙缺陷处易诱发应力集中，从而使复合材料内部微裂纹萌生时间提前。孔隙率越大，裂纹扩展路径上穿过的孔隙数量越多，扩展过程中所遇阻力越小，裂纹越容易扩展，从而加速复合材料断裂。

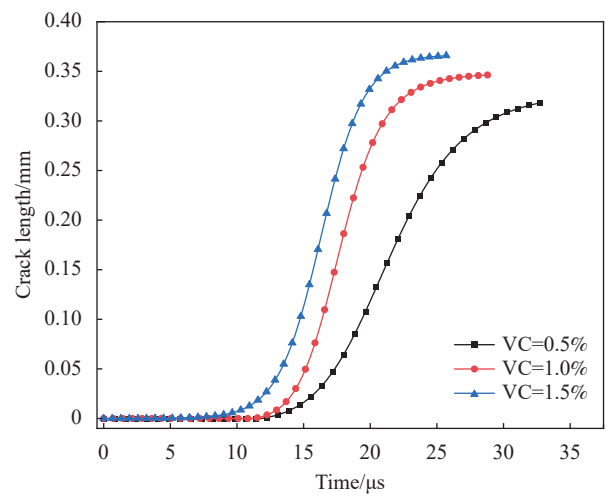


图 11 含不同孔隙率 SiC/AZ91D 复合材料裂纹长度随时间变化曲线

Fig. 11 Crack length variation curves with respect to time in SiC/AZ91D composite materials with different void contents

图 12 为含不同孔隙率的 SiC/AZ91D 复合材料裂纹扩展路径。无孔隙缺陷的 SiC/AZ91D 复合材料的裂纹萌生扩展机制是颗粒与基体交界处萌生微裂纹，微裂纹相互连接形成主裂纹绕开颗粒进行扩展致使材料断裂。而含孔隙缺陷的 SiC/AZ91D 复合材料的裂纹萌生扩展机制是孔隙周围萌生的微裂纹在扩展过程中，与颗粒和基体交界处产生的微裂纹相互连接，汇集成主裂纹绕开颗粒扩展。图 12(b)~12(d) 中裂纹路径周围区域应力较大，应力集中区域较密集，裂纹易从这些区域方向萌生和扩展，与图 10 分析吻合。

2.2 孔隙形状对 SiC/AZ91D 镁基复合材料力学性能及其裂纹萌生扩展的影响

图 13 为孔隙率 1.5% 时，含不同孔隙形状的 SiC/AZ91D 镁基复合材料的拉伸应力-应变曲线。

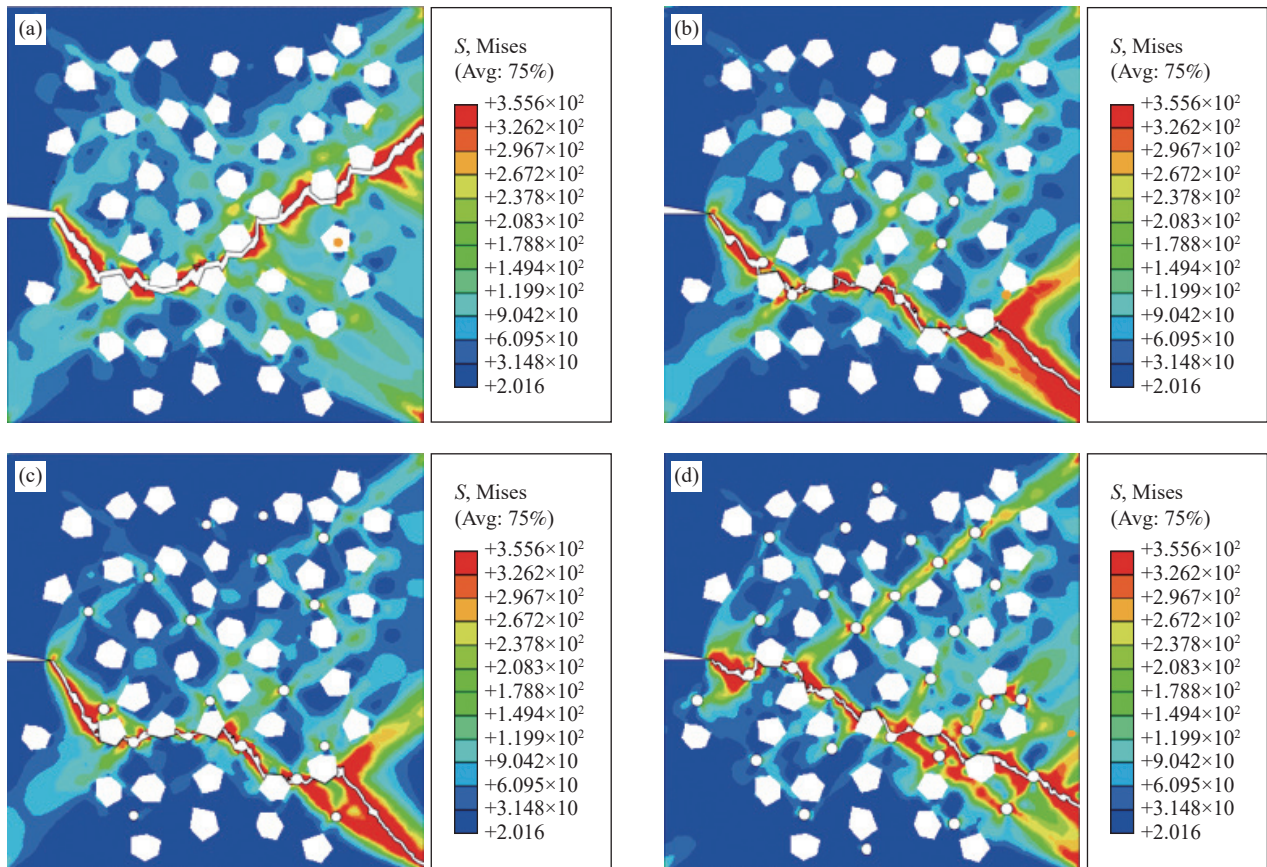


图 12 不同孔隙率的 SiC/AZ91D 复合材料裂纹扩展路径: (a) VC=0%; (b) VC=0.5%; (c) VC=1.0%; (d) VC=1.5%

Fig. 12 Crack propagation paths in SiC/AZ91D composite materials with different void contents: (a) VC=0%; (b) VC=0.5%; (c) VC=1.0%; (d) VC=1.5%

可见，在线弹性阶段，孔隙长径比 $r=4$ 的曲线并未与另外两条曲线完全重合，而是有一定的偏差，说明孔隙形状会对复合材料的弹性模量产生一定影响。随着孔隙长径比增加（孔隙越扁平），复合材料应力-应变曲线的峰值逐渐降低。图 14 为拉

伸过程中含不同孔隙形状复合材料抗拉强度和伸长率。可知，孔隙长径比 $r=1$ 、 $r=2$ 和 $r=4$ 时，复合材料抗拉强度分别为 315.364、301.955 和 278.684 MPa。孔隙长径比 $r=1$ 增加到 $r=4$ 时，复合材料抗拉强度减小了 11.74%，说明孔隙形状对复合材料抗拉强度有较大影响。原因是孔隙长径

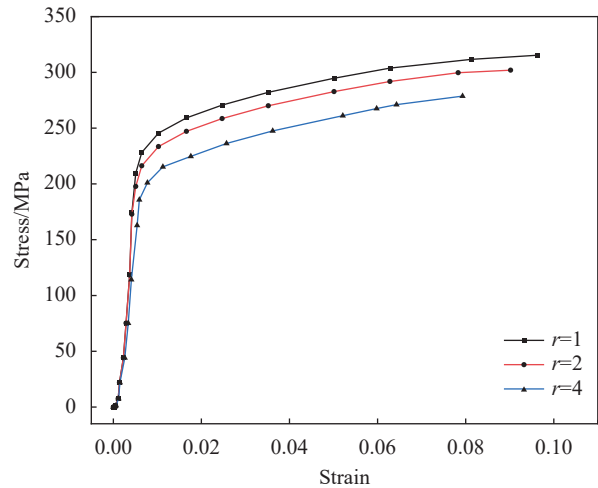


图 13 含不同孔隙形状的 SiC/AZ91D 复合材料的拉伸应力-应变曲线

Fig. 13 Stress-strain curves during tension of SiC/AZ91D composite materials with different void shapes

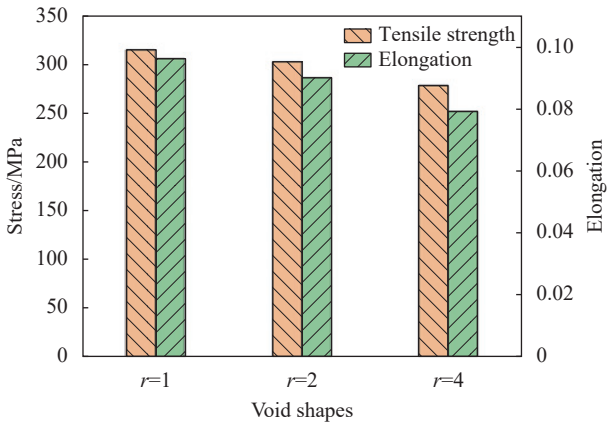


图 14 拉伸过程中含不同孔隙形状 SiC/AZ91D 复合材料抗拉强度和伸长率

Fig. 14 Tensile strength and elongation of SiC/AZ91D composite materials with different void shapes during the tensile process

比越大，孔隙越扁平，形状越尖锐，尖端的应力集中越严重，尖端处基体应力值越易超过基体极限强度，复合材料更易滋生微裂纹遭受破坏，故其承载能力随之降低。

图 15 为含不同孔隙长径比的 SiC/AZ91D 镁基复合材料施载后第 9.12 μs 相同区域的应力场。可知，当孔隙长径比 $r=1$ 即孔隙形状为圆形时，孔隙附近应力集中区域相对较小，应力场分布较均匀；孔隙长径比 $r=2$ 时，孔隙尖端附近，孔隙与颗粒之间，孔隙与孔隙之间均有较大范围应力集中现象；孔隙长径比 $r=4$ 时，孔隙尖端附近有大范围应力集中且尖端与颗粒之间的基体已萌生裂纹。

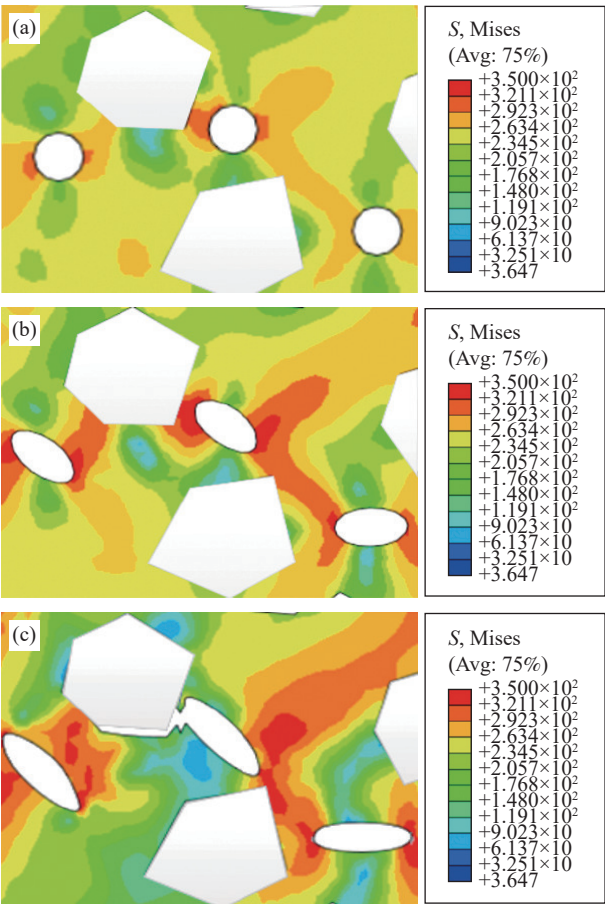


图 15 含不同形状孔隙的复合材料同一区域的应力场: (a) $r=1$; (b) $r=2$; (c) $r=4$

Fig. 15 Stress field in the same region of composite materials with different void shapes: (a) $r=1$; (b) $r=2$; (c) $r=4$

图 16 为含不同孔隙形状的 SiC/AZ91D 复合材料施载后裂纹长度随时间变化曲线。可知，含孔隙长径比 $r=1$ 、 $r=2$ 、 $r=4$ 的复合材料裂纹萌生和断裂时间分别为施载后的第 11.2 μs、10.5 μs、9.12 μs 和第 23.4 μs、19.6 μs、16.8 μs。随着孔隙长径比

增大，裂纹萌生和断裂的时间均逐渐提前。这说明孔隙长径比越大，其对裂纹萌生扩展的促进作用越明显。原因是长径比大的孔隙曲率变化大，材料在拉伸过程中，裂纹容易萌生在孔隙尖角应力集中处，应力场相互叠加严重，裂纹扩展迅速导致材料较快断裂；而长径比较小的孔隙曲率变化小，孔隙尖角处应力集中较小，裂纹不易在该处萌生，应力场相互叠加不严重，裂纹扩展较慢，因此材料断裂较慢。

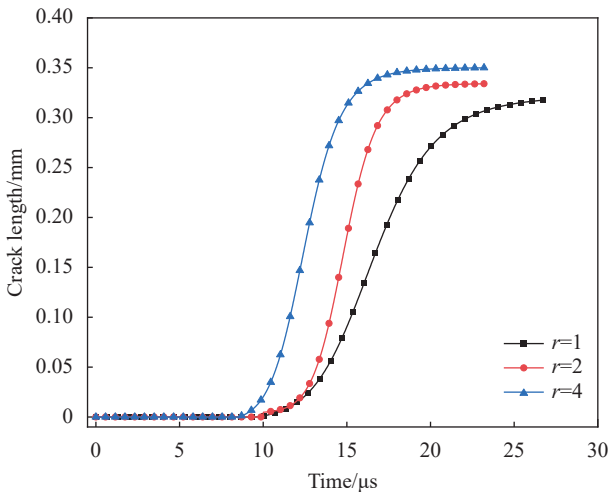


图 16 含不同孔隙形状 SiC/AZ91D 复合材料裂纹长度随时间变化曲线

Fig. 16 Crack length variation curves with respect to time in SiC/AZ91D composite materials with different void shapes

图 17 为含不同孔隙形状的 SiC/AZ91D 复合材料裂纹扩展路径。可知，无论孔隙长径比大小如何，裂纹倾向于在孔隙周围垂直于施载方向和与施载方向呈 45°方向萌生扩展，与颗粒和基体交界处产生的微裂纹相互连接绕开颗粒形成裂纹路径。图 17(a)~17(c) 中裂纹路径周围区域应力较大，应力集中区域较密集，裂纹易从这些位置萌生扩展。

3 实验验证

为使实验结果准确验证仿真结果，设计了二维拉伸片试样并进行了拉伸实验。试样设计及其实验条件具体如下：

- (1) 试样长度和宽度均远远大于其厚度，故试样可以用来表征二维特征；
- (2) 实际试样缺口深度与宽度比例与模拟中缺口深度与宽度比例保持一致 (均为 1 : 10)，单位为 mm，如图 18 和图 19 所示；
- (3) 实验加载过程中，试样的边界条件处于无约束状态，与模拟边界条件一致；

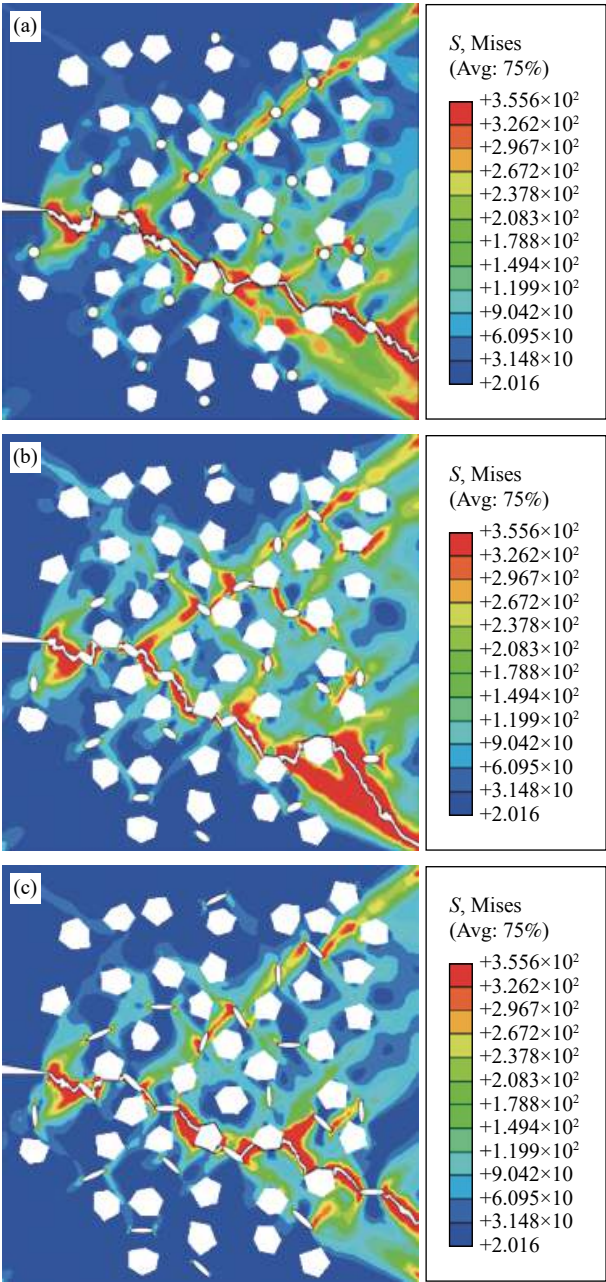


图 17 含不同形状孔隙的 SiC/AZ91D 复合材料的裂纹扩展路径: (a) $r=1$; (b) $r=2$; (c) $r=4$

Fig. 17 Crack propagation paths in SiC/AZ91D composite materials with different void shapes: (a) $r=1$; (b) $r=2$; (c) $r=4$

(4) 图 20 为实验使用的微机控制电子万能试验机(济南试金, 型号 WDW-E100D), 最大试验力为 100 kN, 精度优于 $\pm 0.5\%$, 拉伸应变速率为 4×10^{-3} mm/s, 实验过程中的加载速率设置为 3×10^{-3} mm/s。

利用 Origin 绘图软件绘制仿真及实验测得的含不同孔隙率复合材料的仿真-实验应力-应变曲线, 如图 21 所示。可知, 含 3 种不同孔隙率 ($VC=$

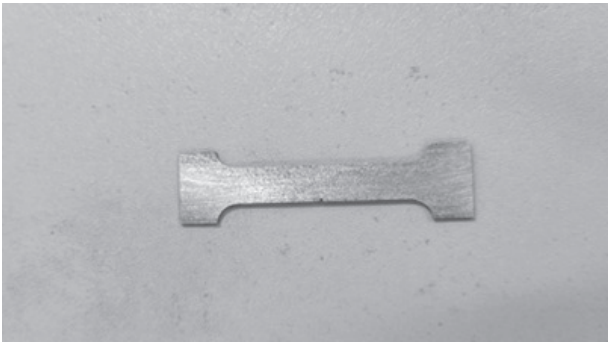


图 18 拉伸片试样
Fig. 18 Tensile sheet sample

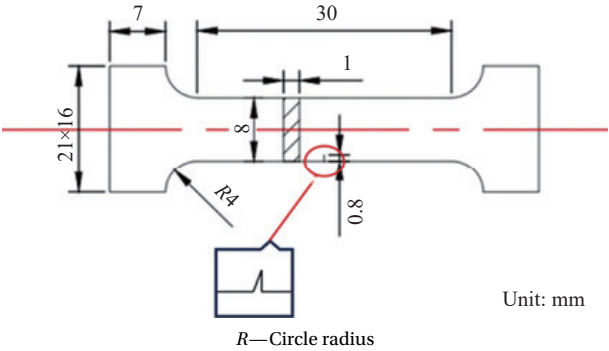


图 19 实验拉伸片试样尺寸
Fig. 19 Experimental tensile sheet sample size



图 20 实验使用的 WDW-E100D 微机控制电子万能试验机
Fig. 20 WDW-E100D microcomputer-controlled electronic universal testing machine used in the experiment

0.5%、1.0%、1.5%) 的 SiC/AZ91D 镁基复合材料仿真拉伸强度分别为 339.451、326.735、308.791 MPa,

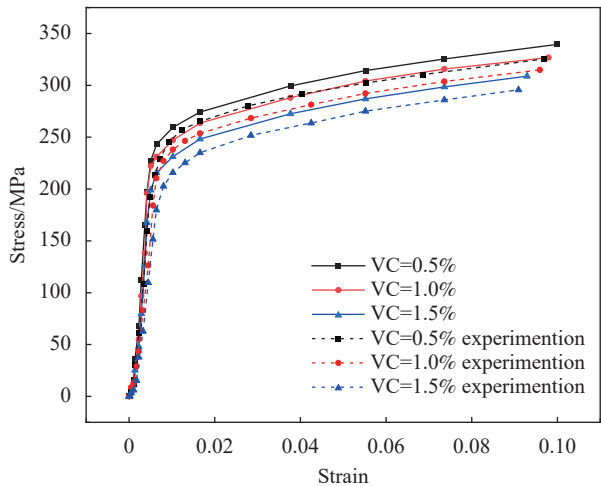


图 21 含不同孔隙率的 SiC/AZ91D 复合材料仿真与实验
拉伸应力-应变曲线对比

Fig. 21 Comparison of simulated and experimental stress-strain curves
during tensile testing of SiC/AZ91D composite materials
with different void contents

3 组数据的误差均小于 5%；拉伸实验测得的拉伸强度分别为 325.462、314.887、295.693 MPa，同样 3 组误差小于 5%，因此这种误差属于不同样品间的正常误差范围。

查阅参考文献 [34]，引入拟合优度指标 R_{NL} 来

判断仿真曲线的优劣与否。

$$R_{NL} = 1 - \sqrt{\frac{\sum (y_i - \hat{y}_i)^2}{\sum y_i^2}} \tag{10}$$

其中： $\sum (y_i - \hat{y}_i)^2$ 为残差平方； $\sum (y_i - \hat{y}_i)^2 / \sum y_i^2$ 为相对误差。根据原始数据与拟合曲线中的数据计算知 $R_{NL} \leq 1$ 。 R_{NL} 能够将残差平方和相对误差结合在一起，几何意义清晰且计算简单； R_{NL} 越接近于 1，表示曲线的拟合优度越好。

由图 21 和式 (10) 计算可知，在线弹性阶段，拟合优度 R_{NL} 为 0.963，仿真结果和实验结果吻合较好；在屈服阶段，拟合优度 R_{NL} 为 0.915，仿真结果和实验结果存在偏离，这种偏差可能是由于模型中未考虑复合材料微观组织存在缺陷造成的。综上所述，仿真结果与实验结果吻合度高，本文的仿真模型及其分析结果是可信可靠的。

通过仿真值与试验值差值/试验值计算得到误差，分别绘制出含不同孔隙率复合材料拉伸应力-应变误差带图，如图 22 所示，根据误差带面积对比可知，孔隙率 1.5% 的复合材料误差最大；孔隙率 1.0% 的复合材料误差次之；孔隙率 0.5% 的复合材料误差最小。

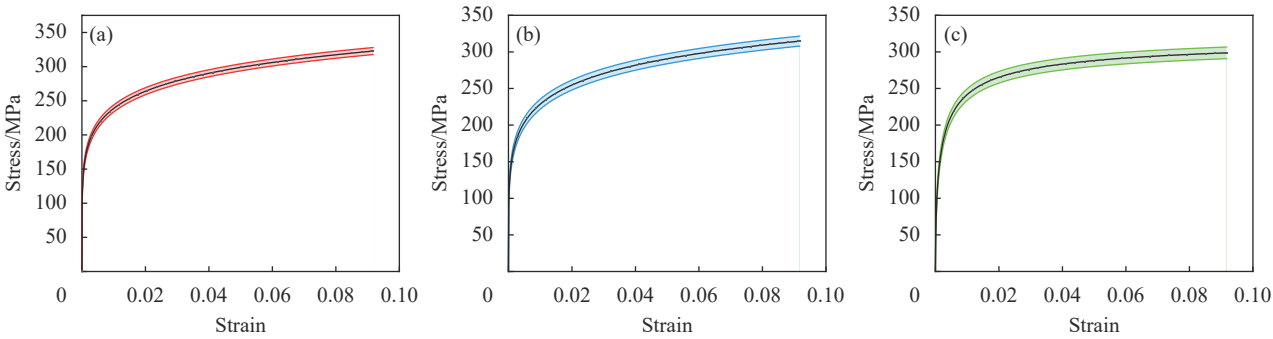


图 22 含不同孔隙率 SiC/AZ91D 复合材料拉伸应力-应变误差带图：(a) VC=0.5%；(b) VC=1.0%；(c) VC=1.5%

Fig. 22 Tensile stress-strain error band diagram of SiC/AZ91D composite materials with different void contents: (a) VC=0.5%; (b) VC=1.0%; (c) VC=1.5%

4 结论

(1) 孔隙率由 0% 增加到 0.5%，复合材料抗拉强度由 351.214 MPa 降低至 339.452 MPa，伸长率由 10.59% 减小至 9.98%；孔隙率由 0.5% 增加到 1.0%，抗拉强度由 339.452 MPa 降低至 325.735 MPa，伸长率由 9.98% 减小至 9.73%；孔隙率由 1.0% 增加到 1.5% 时，抗拉强度由 325.735 MPa 降低至 306.791 MPa，伸长率由 9.73% 减小至 9.29%。复合材料抗拉强度及其伸长率均随着孔隙率的增加而减小。

(2) 含孔隙长径比 $r=1$ 、 $r=2$ 、 $r=4$ 的复合材料

抗拉强度分别为 315.364 MPa、301.955 MPa、278.684 MPa，复合材料所含的孔隙越扁平，其抗拉强度越低。

(3) 施载过程中，裂纹倾向于垂直施载方向及其呈 45° 方向萌生；孔隙长径比越大，其尖端应力集中越严重，裂纹越倾向于从孔隙尖端基体处萌生，孔隙有利于裂纹萌生扩展。

参考文献：

[1] 褚兵强. 低能量冲击对含孔隙 CFRP 层合板力学性能的影响研

究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2011.

CHU Bingqiang. The effects of low-energy impact on the mechanical properties of carbon fiber reinforced polymer laminates with voids[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2011(in Chinese).

[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 Zhao. Research on ultrasonic detection and evaluation technique for porosity of carbon fiber composites[D]. Hangzhou: Zhejiang University, 2014(in Chinese).

[3] 李亚星, 李洪双, 陈普会. 考虑孔隙随机性的SiC/SiC复合材料力学性能参数概率分析[J/OL]. 应用力学学报: 1-12[2024-01-08].

LI Yaxing, LI Hongshuang, CHEN Puhui. Probability analysis of mechanical properties parameters of SiC/SiC composites considering pore randomness[J/OL]. Chinese Journal of Applied Mechanics: 1-12[2024-01-08](in Chinese).

[4] HONG Y, WANG W J, LIU J Q, et al. Effect of porosity and interface structures on thermal and mechanical properties of SiCp/6061Al composites with high volume fraction of SiC[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, 29(5): 941-949.

[5] GAO M Q, GUO E Y, CHEN Z N, et al. Revealing the role of micropore defects in tensile deformation of a B₄Cp/Al composite using an actual three-dimensional model[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 22: 3146-3155.

[6] CHAMBERS A R, EARL J S, SQUIRES C A, et al. The effect of voids on the flexural fatigue performance of unidirectional carbon fibre composites developed for wind turbine applications[J]. *International Journal of Fatigue*, 2006, 28(10): 1389-1398.

[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: Engineering*, 2015, 70: 184-188.

[8] 张阿樱. 孔隙率对碳纤维/环氧树脂层压板力学性能的影响[J]. 中国机械工程, 2010, 21(24): 3014-3018.

ZHANG A'ying. Experimental characterization of porosity and mechanical properties of carbon/epoxy composite laminates[J]. *China Mechanical Engineering*, 2010, 21(24): 3014-3018(in Chinese).

[9] 张阿樱, 张东兴. 不同孔隙率CFRP层合板冲击后力学性能试验表征[J]. 材料科学与工艺, 2014, 46(3): 54-60.

ZHANG A'ying, ZHANG Dongxing. Research on the static mechanical properties of CFRP laminates with different void contents[J]. *Materials Science and Technology*, 2014, 46(3): 54-60(in Chinese).

[10] RICOTTA M, QUARESIMIN M, TALREJA R. Mode I strain energy release rate in composite laminates in the presence of voids[J]. *Composites Science and Technology*, 2008, 68(13): 2616-2623.

[11] SUO Y Y, WANG B, JIA P R, et al. The effect of fabrication defects on the mechanical behaviors of metal matrix composites[J]. *Materialstoday Communications*, 2022, 25: 101663.

[12] 乔海燕, 任学冬, 史亦韦, 等. GH4169高温合金涡轮盘表面径轴向裂纹的渗透检测可行性[J]. *航空材料学报*, 2016, 36(6): 92-96.

QIAO Haiyan, REN Xuedong, SHI Yiwei, et al. Feasibility of penetrant detection of radial and axial cracks on the surface of GH4169 superalloy turbine disk[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2016, 36(6): 92-96(in Chinese).

[13] 李灼华. 射线检测在复合材料无损检测中的应用[J]. 科技传播, 2014, 6(3): 179, 175.

LI Zhuohua. Application of radiographic testing in nondestructive testing of composite materials[J]. *Science and Technology Communication*, 2014, 6(3): 179, 175(in Chinese).

[14] 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 Wenwei. Application of ultrasonic testing technology in welding and forming of metal materials[J]. *Shanxi Metallurgy*, 2022, 45(3): 264-265(in Chinese).

[15] 孟祥妹, 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 Xiangshu, LI Wusheng. Research on porosity testing technology and distribution law of unidirectional composite materials[J]. *High-tech Fiber and Application*, 2021, 46(4): 52-55(in Chinese).

[16] 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 Zhenbao, ZOU Debao, ZHANG Kun, et al. Measuring method of rock ore porosity[J]. *Journal of Jilin University (Earth Science Edition)*, 2011, 41(3): 921-924(in Chinese).

[17] 耿昆. SiCp/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 Kun. Finite element modeling and simulation of SiCp/Al composites based on micro view[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2017(in Chinese).

[18] 邱鑫. 挤压铸造SiCp/AZ91镁基复合材料的显微结构与性能[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2006.

QIU Xin. Microstructure and properties of squeeze cast SiCp/AZ91 magnesium matrix composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2006(in Chinese).

[19] 王涛. 高体积分数SiCp/Al复合材料高速铣削基础研究[D].

- 北京: 北京理工大学, 2015.
- WANG Tao. Fundamental study on high speed milling of high volume fraction SiCp/Al composite[D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2015(in Chinese).
- [20] 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.
- [21] 张磊刚. SiCp/Mg 多级纳米复合材料的压缩断裂特性研究[D]. 成都: 西南交通大学, 2018.
- ZHANG Leigang. Research on compressive fracture properties of SiCp/Mg hierarchical nanocomposites[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2018(in Chinese).
- [22] SU Y S, LI Z, YU Y, et al. Structural modeling and tensile simulation of graphene-reinforced metal matrix composites[J]. *Science China Materials*, 2018, 61(1): 112-124.
- [23] 梁超群, 尧军平, 李怡然, 等. SiC/AZ91D 镁基复合材料单轴压缩过程中裂纹萌生扩展机制[J]. 复合材料学报, 2023, 40(7): 4282-4293.
- LIANG Chaoqun, YAO Junping, LI Yiran, et al. Mechanism of crack initiation and propagation during uniaxial compression of SiC/AZ91D magnesium matrix composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2023, 40(7): 4282-4293(in Chinese).
- [24] 夏聪聪. 裂纹尖端拘束对单边缺口拉伸试样裂纹扩展阻力曲线影响研究[D]. 天津: 天津大学, 2021.
- XIA Congcong. Research on the effect of crack tip constraint on the crack propagation resistance curve of unilateral notched tensile specimens[D]. Tianjin: Tianjin University, 2021(in Chinese).
- [25] ZHANG J, OUYANG Q B, GUO Q, et al. 3D microstructure-based finite element modeling of deformation and fracture of SiCp/Al composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2016, 123: 1-9.
- [26] 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 Junlei. Study on mechanical behavior of particle reinforced magnesium matrix composites[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2018(in Chinese).
- [27] 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(S1): 85-94.
- LU Zixing. The cohesion model of composite material interface and its application[J]. *Journal of Solid Mechanics*, 2015, 36(S1): 85-94(in Chinese).
- [28] 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 Lin. Numerical analysis of mechanical properties of particle-reinforced composites based on microstructure[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2015(in Chinese).
- [29] 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, 12.
- ZHANG Jiong, QU Zhan, HUANG Qiqing, 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, 12(in Chinese).
- [30] 周圣杰. B4C/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 Shengjie. Research on deformation and fracture behavior of B4C/2024Al composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020(in Chinese).
- [31] 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 Shuang. Numerical simulation of mechanical properties of nano-reinforced magnesium matrix composites[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2017(in Chinese).
- [32] JOHNSON G R, HOLMQUIST T J. An improved computational constitutive model for brittle materials[J]. *AIP Conference Proceedings*, 1994, 309(1): 981-984.
- [33] XIANG D H, SHI Z L, FENG H, et al. Finite element analysis of ultrasonic assisted milling of SiCp/Al composites[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 105: 3477-3488.
- [34] 张世强. 曲线回归的拟合优度指标的探讨[J]. *中国卫生统计*, 2002, 19(1): 9-11.
- ZHANG Shiqiang. Study on the goodness-of-fit in dex of curve regression[J]. *China Health Statistics*, 2002, 19(1): 9-11(in Chinese).