复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica
Engineering Village

SiC/AZ91D镁基复合材料单轴压缩过程中裂纹萌生扩展机制

梁超群 尧军平 李怡然 肖鹏

Crack initiation and propagation mechanism during uniaxial compression of SiC/AZ91D magnesium matrix composites

LIANG Chaoqun, YAO Junping, LI Yiran, XIAO Peng

在线阅读 View online: https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20220922.003

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

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

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

Mg_2Si/AZ91D复合材料阻尼性能

Damping capacity of Mg_2Si/AZ91D composites

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

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

碳纳米管–Ti_3AlC_2/AZ91D复合材料的微观组织及力学性能

Micro–morphology and mechanical properties of carbon nanotubes–Ti_3AlC_2/AZ91D composites

复合材料学报. 2020, 37(7): 1649–1656 https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20191128.002

炭黑充填重塑粉土单轴压缩裂隙群体发展演化测试

Development of fissures in silt filled with carbon during uniaxial compression

复合材料学报. 2017, 34(3): 691–697 https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20160616.029

扫码关注微信公众号，获得更多资讯信息

复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica

第 40 卷 第 7 期 7 月 2023 年
Vol. 40 No. 7 Jul 2023

DOI：10.13801/j.cnki.fhclxb.20220922.003

SiC/AZ91D 镁基复合材料单轴压缩过程中裂纹萌生扩展机制

分享本文

梁超群，尧军平*，李怡然，肖鹏

（南昌航空大学 航空制造工程学院，南昌 330000）

摘 要：利用有限元分析软件 Abaqus 在有限元模型颗粒界面引入内聚力单元，研究了不同形状和不同体积分数 SiC 颗粒的 SiC/AZ91D 镁基复合材料在单轴压缩情况下裂纹萌生扩展机制。内聚力单元的引入避免了线弹性力学需要在试件中预制裂纹和裂纹尖端存在奇异性的弊端，提供了一种解决裂纹扩展问题的新手段。结果表明：圆形、原始形状和正方形颗粒 SiC/AZ91D 镁基复合材料抗压强度分别为 474.853 MPa、435.783 MPa 和 397.211 MPa；其裂纹萌芽和断裂时间分别为施载后第 15.6 μs、第 14.4 μs、第 12.6 μs 和第 22.2 μs、第 20.4 μs、第 18 μs；圆形颗粒复合材料裂纹扩展机制是基体损伤萌生的裂纹扩张导致材料断裂，而正方形和原始形状颗粒复合材料裂纹扩展机制是颗粒与基体交界处萌生裂纹，主裂纹和次生裂纹相互贯通，致使材料断裂；体积分数 10vol%、15vol% 和 20vol% 原始形状颗粒的 SiC/AZ91D 镁基复合材料裂纹萌芽和断裂时间分别在施载后第 15.6 μs、第 14.4 μs、第 11.4 μs 和第 22.2 μs、第 20.4 μs 和第 18 μs；颗粒体积分数的增加会加速 SiC/AZ91D 镁基复合材料的裂纹扩展过程。

关键词：SiC/AZ91D；有限元分析；内聚力模型；单轴压缩；裂纹扩展

中图分类号：TB331 **文献标志码**：A **文章编号**：1000-3851(2023)07-4282-12

Crack initiation and propagation mechanism during uniaxial compression of SiC/AZ91D magnesium matrix composites

LIANG Chaoqun , YAO Junping* , LI Yiran , XIAO Peng

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

Abstract: The crack initiation and propagation mechanism of SiC/AZ91D magnesium matrix composites with different shapes and volume fractions of SiC particles under uniaxial compression was investigated by using the finite element analysis software Abaqus to introduce a cohesive force element into the interface of the finite element model. The introduction of cohesive force element avoids the defects of prefabrication crack and singularity of crack tip in linear elasticity, and provides a new method to solve the problem of crack propagation. The results show that the compressive strengths of circular, original shape and square SiC/AZ91D magnesium matrix composites are 474.853 MPa, 435.783 MPa and 397.211 MPa, respectively. The time of crack initiation and fracture are 15.6 μs, 14.4 μs, 12.6 μs, 22.2 μs, 20.4 μs, 18 μs after loading, respectively. The crack propagation mechanism of circular particle composites is the crack propagation initiated by matrix damage, which leads to material fracture, while the crack propagation mechanism of square and original shape particle composites is the crack initiation at the junction of particle and matrix, and the primary crack and secondary crack are connected with each other, which lead to material fracture. The crack initiation and fracture time of SiC/AZ91D magnesium matrix composites with 10vol%, 15vol% and 20vol% original shape particles are 15.6 μs, 14.4 μs, 11.4 μs, 22.2 μs, 20.4 μs and 18 μs after loading,

收稿日期：2022-08-15; **修回日期**：2022-09-03 ; **录用日期**：2022-09-08 ; **网络首发时间**：2022-09-23 11:27:10
网络首发地址：https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20220922.003
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)
National Natural Science Foundation of China (52065046; 51661024); Jiangxi Key Research and Development Plan (20202BBEL53024)
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: yyyjpsz@126.com
引用格式：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. Crack initiation and propagation mechanism during uniaxial compression of SiC/AZ91D magnesium matrix composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2023, 40(7): 4282-4293(in Chinese).

respectively. The crack propagation process of SiC/AZ91D magnesium matrix composites is accelerated with the increase of particle volume fraction.

Keywords： SiC/AZ91D；finite element analysis；cohesion model；uniaxial compression；crack propagation

颗粒增强金属基复合材料的变形和断裂行为研究在通信、汽车和航空航天行业领域具有重要应用价值[1-2]。研究发现，增强体形状、分布方式和体积分数等颗粒特性对颗粒增强金属基复合材料损伤有较大影响[3-5]。因此，研究颗粒特性对颗粒增强金属基复合材料的裂纹萌生扩展机制具有重要的学术价值。

颗粒增强金属基复合材料的损伤主要为颗粒自身开裂、颗粒基体界面脱粘及基体损伤失效 3 种形式[6]。彭鹏[7] 采用粉末冶金 (PM) 法制备不同颗粒 (p) 尺寸 B_4C_p/6061Al 复合材料，观察复合材料中的裂纹扩展情况，发现断裂颗粒和损伤界面将作为初始裂纹，并沿着裂纹尖端的基体高应变区域扩展，最终形成主裂纹。Rahimian 等[8] 对不同颗粒尺寸 Al_2O_3 增强纯铝复合材料的力学性能进行研究，发现大尺寸增强颗粒将导致基体的晶粒尺寸增大，且在热压过程中更容易断裂，导致复合材料的孔隙率升高。崔岩等[9] 研究颗粒外形对 SiC_p/Al 复合材料微观组织和力学性能的影响，发现复合材料在颗粒尖锐棱角处存在较显著的应力集中，易发生断裂的现象。此外，李昆等[10] 研究了 SiC 颗粒体积分数对 SiC_p/A1 复合材料疲劳裂纹护展的影响。结果表明：随着 SiC 颗粒体积分数的增加，复合材料疲劳裂纹扩展抗力增加，但只有 SiC 颗粒体积分数为 15vol% 时，复合材料的疲劳裂纹护展抗力才优于基体。

综上所述，目前对铝基复合材料中裂纹萌生扩展机制研究较多，而对以 SiC 颗粒为增强相、AZ91D 镁合金为基体的镁基复合材料裂纹萌生扩展机制研究少有报道。因此，本文利用 Abaqus 软件建立 SiC/AZ91D 镁基复合材料的有限元分析模型，研究复合材料单轴压缩过程中裂纹萌生扩展机制，探讨了不同形状和不同体积分数 SiC 颗粒对复合材料在单轴压缩情况下裂纹萌生扩展机制。

1 实验建模和方法

1.1 SiC/AZ91D 镁基复合材料有限元模型建立

SiC 颗粒粒径为 5 μm，AZ91D 镁合金和 SiC 颗粒基本参数如表 1 所示[11-13]。

图 1 为 SiC 颗粒的 SEM 图像。可知，SiC 颗粒的原始形貌多数是不规则五边形和六边形，因此本文将 SiC 颗粒的形状设计为不规则五边形和六边形[14]。

表 1 AZ91D 镁合金和 SiC 颗粒的基本参数

Table 1 Basic parameters of AZ91D magnesium alloy and SiC particles

Material	ρ/(kg·m^{-3})	E/GPa	ν	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; ν—Poisson's ratio; σ_b—Tensile strength.

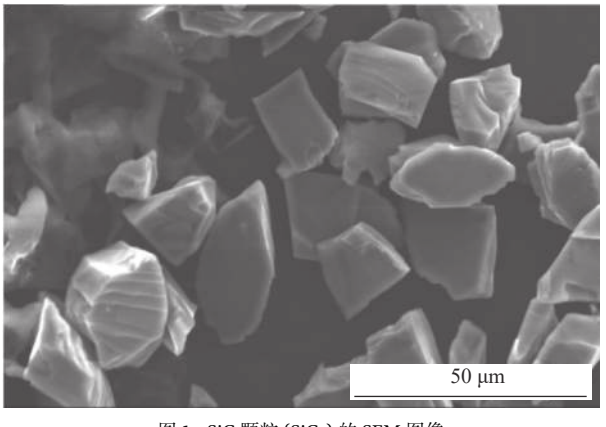


图 1 SiC 颗粒 (SiC_p) 的 SEM 图像

Fig. 1 SEM image of SiC particles (SiC_p)

采用 RSA 随机算法，使 SiC 颗粒随机分布在 AZ91D 镁合金基体中，得到两种复合材料二维有限元模型。第一种模型的颗粒形状分别为圆形、原始形状、正方形，体积分数为 15vol%；第二种模型的颗粒为原始形状，颗粒体积分数分别为 10vol%、15vol%、20vol%，通过 Abaqus 中质量属性计算得到体积分数 10vol%、15vol% 和 20vol% 的 SiC 颗粒面积分别为 250 μm^2、375 μm^2 和 500 μm^2。

模型尺寸为 50 μm×50 μm，网格全局尺寸 0.0004。其中，体积分数为 15vol% 原始形状颗粒的模型共有 34 322 个单元，17 920 个节点，界面单元有 1 016 个 COH2D4 四结点二维粘结单元 (四结点二维粘结单元)，颗粒模型和 AZ91D 基体模型分别有 4 922 和 28 384 个 CPE3 单元 (三结点线性平面应变三角形单元)。考虑到本文是大变形和大断裂的模型，周期性边界条件不再适用[15]，因此，选择在模型上端施加–3 μm 压缩位移载荷，下端为完全固定

约束，载荷施加时间是 30 μs，试件侧向为自由边界条件。图 2(a) 为颗粒模型图，图 2(b) 为网格划分图，图 2(c) 上方箭头为压缩加载方向，下方箭头为完全固定约束。

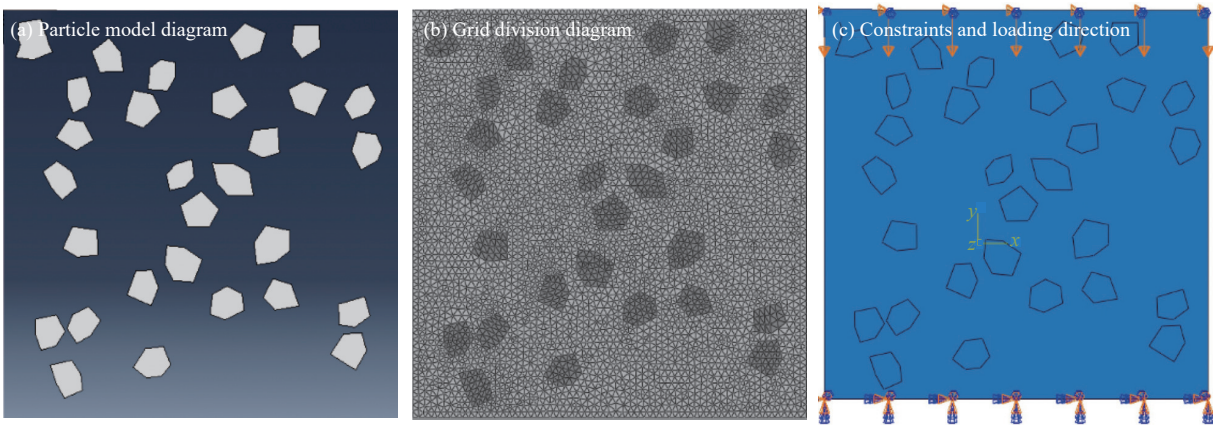
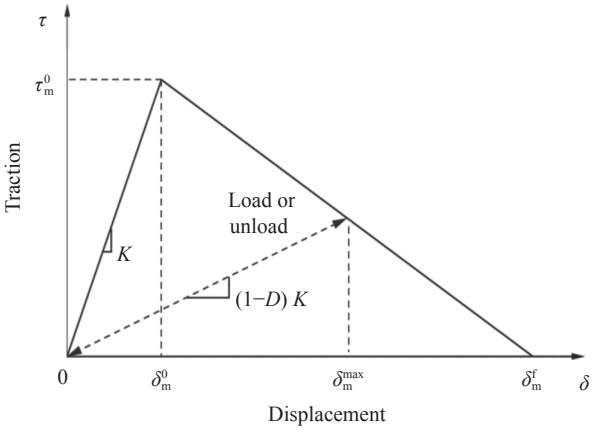


图 2　SiC_p/AZ91D 镁基复合材料颗粒模型建立及网格划分和载荷施加

Fig. 2　Establishment of particle model, meshing and load application of SiC_p/AZ91D magnesium matrix composites

1.2　界面内聚力模型

内聚力损伤模型通过界面周围材料之间的内聚力关系来模拟裂纹萌生和扩展[11]。因此本构关系使用内聚力模型 (CZM)，采用牵引-分离准则描述界面的损伤行为和双线性模型定义。图 3 为双线性内聚力模型[16]。



δ_m^{max}—Maximum value of the effective displacement; δ_m^f—Effective displacement at complete failure; δ_m^0—Effective displacement at the initiation of damage; τ_m^0—Maximum separation stress; K—Elasticity coefficient or spring constant; D—Damping coefficient

图 3　双线性内聚力模型[16]

Fig. 3　Bilinear cohesive zone model[16]

针对二维有限元模型，D 为损伤量，取值范围为 [0, 1]，0 表示单元未进入损伤状态，当内聚力单元到达损伤临界有效位移后，开始进入损伤演化阶段，随着界面分离位移增加，单元产生损伤；D=1 时，开始形成微裂纹，随着外载荷持续加载，微裂纹沿着单元边界持续扩展，最终导致材料失效。其表达式为[17]

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

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

本文选取的内聚力单元的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。其界面损伤表达式为[18]

$$\max\left\{\frac{<t_n>}{t_n^0},\frac{t_t}{t_t^0}\right\}=1 \tag{2}$$

式中：t_n^0、t_t^0分别为纯拉伸和纯剪切情况下的临界值；$<t_n>$代表界面上的法向应力值；t_t 表示界面上的剪切应力。

通过参考文献 [19] 得出 SiC_p/AZ91D 颗粒界面的本构模型参数如表 2 所示。

表 2　SiCp/AZ91D 颗粒界面的本构模型参数

Table 2　Constitutive model parameters of SiCp/AZ91D particle interface

t_n/MPa	t_t/MPa	δ_{max}/mm	δ_f/mm
400	400	0.00015	0.00005

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

1.3　AZ91D 镁合金基体的本构模型

Abaqus 可用多种方法表示复合材料中 AZ91D

基体的本构模型，例如：Isotropic、Kinematic、Johnson-Cook。其中 Johnson-Cook 模型能将实验所获得的塑性应力-应变 (σ-ε) 曲线处理成函数并描述材料的塑性，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。其中表达式为[20]

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

其中：ε_0 为应变率参考值；m 为温度敏感指数。由于在室温下进行，可以忽略温度软化及应变率硬化对应力的影响，因此公式简化为

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

式中：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；C 为应变速率常数。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。

裂纹开始扩展，应变继续增大，当应力到达一定值后开始下降。假设损伤变量随着塑性位移发生线性变化，设置失效位移$u_{\mathrm{f}}^{\mathrm{pl}}$，其刚度损伤量 D 表达式[21]：

$$D = \frac{L\varepsilon^{\mathrm{pl}}}{u_{\mathrm{f}}^{\mathrm{pl}}} = \frac{u^{\mathrm{pl}}}{u_{\mathrm{f}}^{\mathrm{pl}}} \tag{5}$$

通过参考文献 [22] 得出镁合金基体的 B 和 n，得到 AZ91D 镁合金静载情况下 A 为 164 MPa，B 为 600 MPa，n 为 0.283，C 为 0.021，$u_{\mathrm{f}}^{\mathrm{pl}}$为 0.00015，如表 3 所示。

表 3　AZ91D 镁合金的 Johnson-Cook (J-C) 本构参数

Table 3　Johnson-Cook (J-C) constittive model parameters for AZ91D magnesium alloy

A/MPa	B/MPa	n	C	$u_{\mathrm{f}}^{\mathrm{pl}}$/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; $u_{\mathrm{f}}^{\mathrm{pl}}$—Failure displacement.

1.4　SiC 增强体的本构模型

将 SiC 颗粒作为理想材料，在 Abaqus 中设 SiC 颗粒本构模型为脆性断裂准则，认定在脆性断裂中，当材料受到的最大主应力超过该材料的断裂强度时，即形成初始裂纹，其表达式如下：

$$G_{\mathrm{c}} = \rho(e_{\mathrm{nn}}^{\mathrm{ck}})G \tag{6}$$

式中：G_{c} 为损伤过程的剪切模量；G 为材料的原始剪切模量；$\rho(e_{\mathrm{nn}}^{\mathrm{ck}})$为损伤应变函数，与损伤应变 $e_{\mathrm{nn}}^{\mathrm{ck}}$关系为[23]

$$\rho\left(e_{\mathrm{nn}}^{\mathrm{ck}}\right) = \left(1 - \frac{e_{\mathrm{nn}}^{\mathrm{ck}}}{e_{\mathrm{max}}^{\mathrm{ck}}}\right)^p \tag{7}$$

式中，$e_{\mathrm{max}}^{\mathrm{ck}}$与 p 是材料参数。

由于碳化硅大多呈粉末状，对其压缩实验很难测试，因此引用文献 [24] 提供的实验参数，对碳化硅脆性本构模型进行定义，如表 4 所示。

表 4　SiC 颗粒的本构参数

Table 4　Constitutive parameters of SiC particles

$\sigma_{\mathrm{f}}^{\mathrm{p}}$/MPa	$e_{\mathrm{f}}^{\mathrm{p}}$/mm	$e_{\mathrm{max}}^{\mathrm{ck}}$/mm	p
2 000	0.2	0.2	2

Notes: $\sigma_{\mathrm{f}}^{\mathrm{p}}$—Tensile strength; $e_{\mathrm{f}}^{\mathrm{p}}$—Fracture strain; p and $e_{\mathrm{max}}^{\mathrm{ck}}$—Material parameters used to control the shear retention.

2　模拟结果分析

2.1　SiC 颗粒不同形状对 SiC/AZ91D 镁基复合材料裂纹萌生扩展的影响

图 4 建立了颗粒形状为圆形、原始形状及正方形的复合材料模型，探究不同形状 SiC 颗粒对复合材料裂纹萌生扩展的影响。

图 5 为不同颗粒形状的复合材料压缩应力-应变曲线。可知，线弹性阶段：圆形、原始形状和正方形颗粒的复合材料应力值分别为 232.196 MPa、220.619 MPa 和 202.322 MPa；屈服阶段：圆形、原始形状和正方形颗粒复合材料应力值分别为 279.747 MPa、256.639 MPa 和 224.522 MPa。无论是线弹性阶段还是屈服阶段，复合材料的应力值都随颗粒圆整度增大而增大，原因是载荷传递中，圆形颗粒能够将传递至颗粒的载荷较均匀地分布在颗粒与基体界面的交界处，减少颗粒与基体界面出现应力集中。

图 6 为压缩过程中不同形状颗粒 SiC/AZ91D 镁基复合材料的屈服强度和抗压强度。可知，颗粒形状对材料屈服强度和抗压强度都有一定影响，圆形、原始形状和正方形颗粒的复合材料抗压强度分别为 474.853、435.783 和 397.211 MPa。随颗粒形状愈发尖锐，复合材料的屈服强度和抗压强度均逐渐递减，原因是颗粒进入屈服阶段后，形状带尖角的颗粒造成的应力集中更容易使基体损伤，其中正方形颗粒造成的基体损伤最严重。

图 7 为圆形、原始形状和正方形颗粒的复合材料施载后裂纹长度随时间的变化曲线。由图可

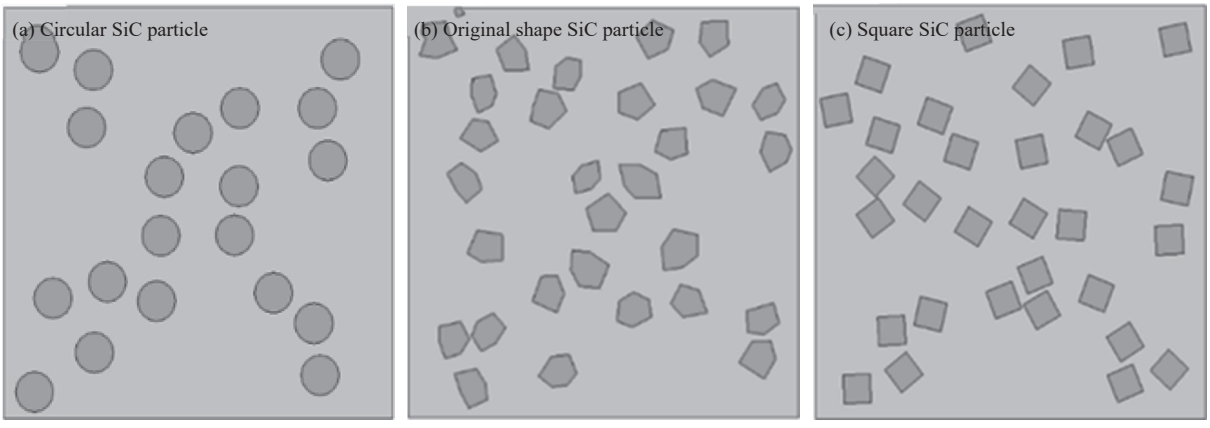


图 4　不同颗粒形状的 SiC/AZ91D 镁基复合材料模型图

Fig. 4　Model diagrams of SiC/AZ91D magnesium matrix composites with different particle shapes

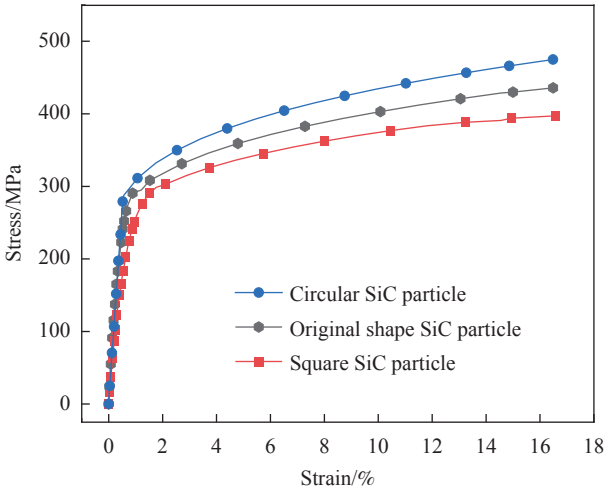


图 5　压缩过程中不同形状颗粒 SiC/AZ91D 镁基复合材料应力-应变曲线

Fig. 5　Stress-strain curves of SiC/AZ91D magnesium matrix composites with different particle shapes during compression

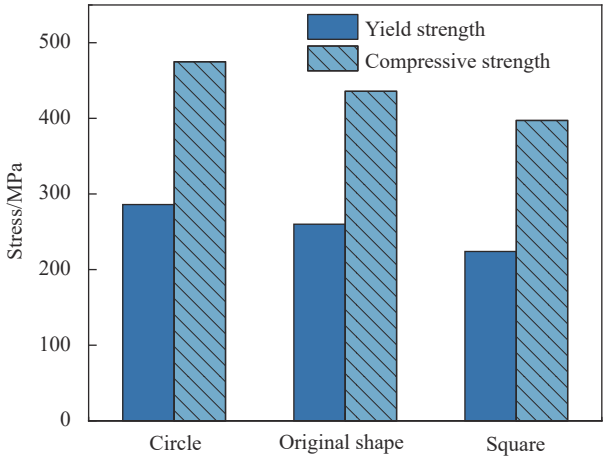


图 6　压缩过程中不同形状颗粒 SiC/AZ91D 镁基复合材料屈服强度和抗压强度柱状图

Fig. 6　Histogram of yield strength and compressive strength of SiC/AZ91D magnesium matrix composites with different particle shapes during compression

知，随着颗粒圆整度的提升，裂纹长度呈现出增长趋势，圆形、原始形状和正方形颗粒复合材料裂纹萌芽和断裂时间分别为施载后第 15.6 μs、第 14.4 μs、第 12.6 μs 和第 22.2 μs、第 20.4 μs、第 18 μs。圆形颗粒复合材料断裂最慢，原始形状颗粒复合材料断裂次之，正方形颗粒的复合材料断裂最快。圆形颗粒边界圆滑，颗粒与基体交界处不易出现应力集中，断裂根源在于颗粒所能承担的应力远远高于基体所能承受的极限强度，施载后其多数微裂纹萌生均来自基体损伤，基体损伤萌生裂纹，裂纹扩张过程中需要绕开颗粒合并为主裂纹，故裂纹扩展长度较长，扩展速率较慢；而正方形颗粒和原始形状颗粒边界较尖锐，颗粒尖角与基体交界处容易产生应力集中，该处应力很快达到甚至超过基体极限强度，导致该处基体中较易产生微裂纹，裂纹扩展速率较大，裂纹扩展过程中无需绕开颗粒合并连接为主裂纹，故裂纹扩展长度较短。

图 8 为圆形、原始形状和正方形颗粒的复合材料在第 15.6 μs、第 14.4 μs 和第 12.6 μs 裂纹萌芽情况。图 8(a) 为圆形颗粒复合材料裂纹萌芽发生在载荷施加后的第 15.6 μs；图 8(b) 为原始形状颗粒复合材料裂纹萌芽发生在载荷施加后的第 14.4 μs；图 8(c) 为正方形颗粒复合材料裂纹萌芽发生在载荷施加后的第 12.6 μs。可见，圆形颗粒复合材料裂纹萌芽处均出现在颗粒之间的基体中，而正方形颗粒和原始形状颗粒相较于圆形颗粒存在尖棱尖角，颗粒与基体界面存在严重的应力集中，故复合材料裂纹萌芽主要出现在与尖棱尖角

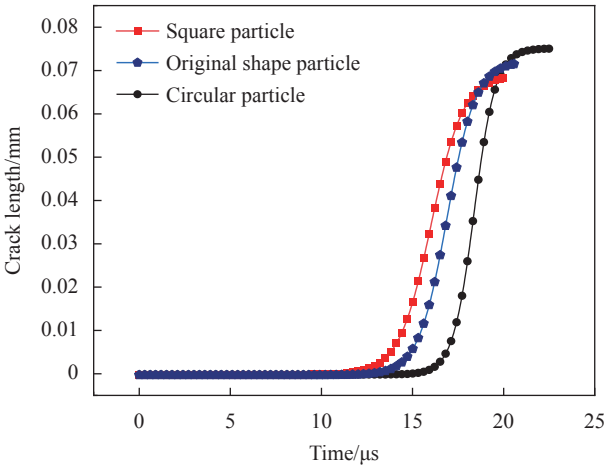


图 7 不同颗粒形状的 SiC/AZ91D 镁基复合材料裂纹长度随时间变化曲线

Fig. 7 Curves of crack length of SiC/AZ91D magnesium matrix composites with different particle shapes over time

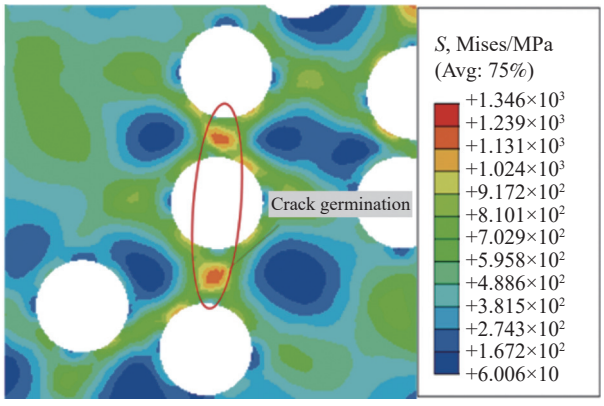
颗粒交界的基体处，也有的出现在颗粒间的基体中。

图 9 为圆形颗粒、原始形状颗粒和正方形颗粒复合材料施载后第 17.4 μs 的裂纹扩展情况。由图可知，当颗粒为圆形时 (图 9(a))，圆形颗粒边界与基体交界处并未存在明显应力集中，其多数微裂纹萌生均来自基体损伤，基体损伤导致的微裂纹相互连接贯通在基体中形成主裂纹，但多数圆形 SiC 颗粒附近基体未出现次生裂纹；颗粒为正方形 (图 9(c)) 或原始形状 (图 9(b)) 时，微裂纹首先在颗粒与基体交界处萌生，随后沿着相对于加载方向约 45°围绕着 SiC 颗粒边界或尖角处扩展，形成主裂纹。由于颗粒所能承载的应力远远高于基体所能承受的极限强度，因此裂纹在扩展至 SiC 颗粒边界或尖角处发生偏转并沿基体切应力最大方向扩展；颗粒尖角与基体交界处产生的应力集中一方面加速了复合材料中主裂纹形成，另一方面促进了次生裂纹的萌生与连接；圆形颗粒的存在对复合材料中裂纹扩展起到明显的抑制作用，而正方形和原始形状带有尖角形状的颗粒对复合材料中裂纹扩展起到一定的促进作用。

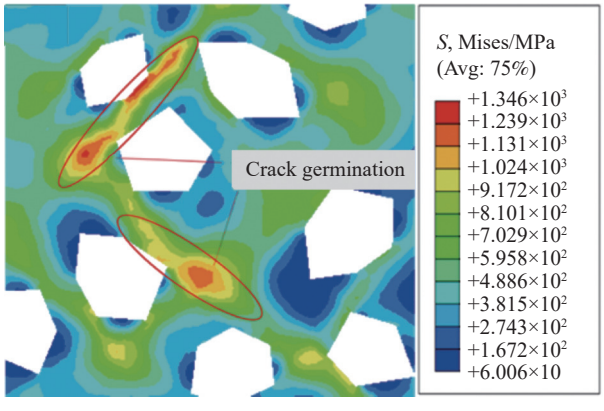
2.2 SiC 颗粒不同体积分数对 SiC/AZ91D 镁基复合材料裂纹萌生扩展的影响

为探究 SiC 颗粒体积分数对复合材料裂纹萌生扩展的影响，建立了体积分数为 10vol%、15vol% 和 20vol% 原始形状 SiC 颗粒的复合材料模型，如图 10 所示，颗粒随机分布在 AZ91D 基体中。

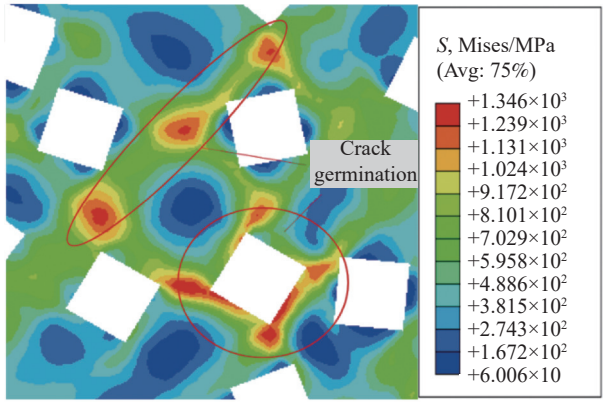
图 11 是体积分数 10vol%、15vol% 和 20vol% 原始形状颗粒的复合材料应力-应变曲线。可知，



(a) Germination of circular particles at 15.6 μs



(b) Germination of the original shape particles at 14.4 μs



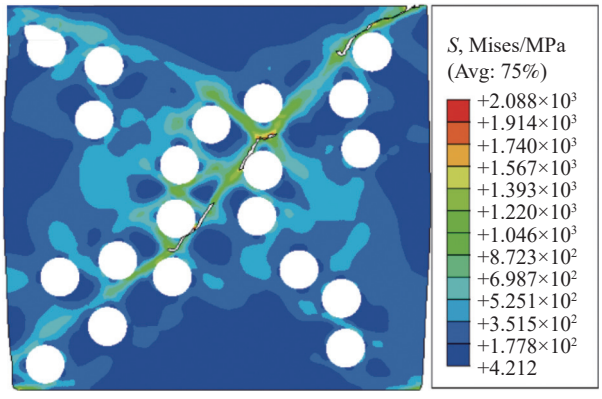
(c) Germination of square particles at 12.6 μs

S—Stress

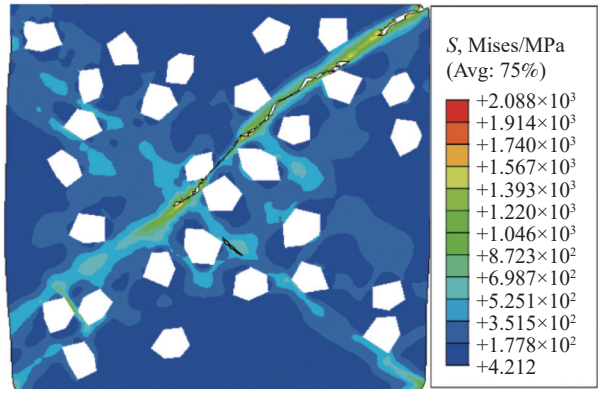
图 8 不同形状颗粒的 SiC/AZ91D 镁基复合材料在载荷施加后裂纹萌芽情况

Fig. 8 Crack germination of SiC/AZ91D magnesium matrix composites with particles of different shapes after loading

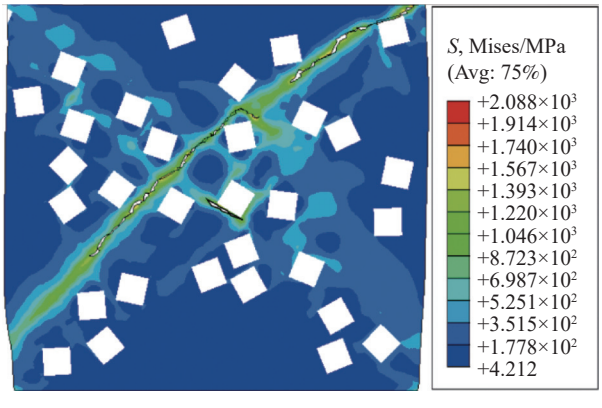
线弹性阶段，体积分数 10vol%、15vol% 和 20vol% 原始形状 SiC 颗粒的复合材料应力值分别为 216.514 MPa、220.619 MPa 和 227.640 MPa；屈服阶段，体积分数 10vol%、15vol% 和 20vol% 原始形状 SiC 颗粒复合材料屈服强度应力值分别为



(a) Circular particle expansion



(b) Original shape particle expansion



(c) Square particle expansion

图 9　不同形状颗粒的 SiC/AZ91D 镁基复合材料在载荷施加后裂纹扩展情况

Fig. 9　Crack growth of SiC/AZ91D magnesium matrix composites with particles of different shapes after loading

276.491 MPa、284.142 MPa 和 291.058 MPa。无论是线弹性阶段还是屈服阶段，在相同应变情况下，颗粒体积分数越大，复合材料应力值越大。原因是 SiC 颗粒承担了压缩过程中 AZ91D 镁基体传递的部分载荷，颗粒体积分数增加使更多 SiC 颗粒承担载荷且载荷均匀分布在颗粒上，进而导致在相同应变情况下复合材料能够承担更大应力，使复合材料的应力值随颗粒体积分数的增加而增大。

图 12 为不同体积分数 SiC 颗粒的复合材料抗压强度和压缩率柱状图。可知，颗粒体积分数从 10vol% 增加到 15vol%，复合材料抗压强度由 409.103 MPa 增加至 429.767 MPa，压缩率由 18.3% 减少至 15.6%；颗粒体积分数从 15vol% 增加到 20vol%，复合材料抗压强度由 429.767 MPa 减少至 388.983 MPa，压缩率由 15.6% 减少至 11.4%。复合材料抗压强度呈现出先增大后减小的趋势，压缩率呈现出逐步递减的趋势。原因是颗粒体积分数较小时 (颗粒体积分数≤15vol%)，SiC 颗粒承担了压缩过程中 AZ91D 镁基体传递的部分载荷，颗粒体积分数增加使更多 SiC 颗粒上承担了载荷且载荷均匀分布在颗粒上，导致复合材料能够承担更大应力，使复合材料抗压强度随颗粒体积分数的增加而增大；当 SiC 颗粒体积分数较大时 (颗粒体积分数≥15vol%)，多个颗粒之间间距较小，造成颗粒与颗粒之间尖角处的应力集中过大，导致在基体-界面-颗粒的载荷传递中，基体不能有效地将所承担的载荷均匀分担至颗粒，使颗粒尖角处承担的应力远大于基体极限强度，致使与其接触的基体损伤，颗粒体积分数增加反而导致复合材料抗压强度随之下降。随着复合材料中颗粒体积分数增加，其压缩率逐步递减，是由于增加了颗粒与基体交界面积，致使具有强化作用的晶界阻碍了复合材料压缩过程中的位错运动，导致其塑性降低。

图 13 为体积分数 10vol%、15vol% 和 20vol% 原始形状 SiC 颗粒的复合材料中裂纹长度随时间变化的曲线。可见，3 种颗粒体积分数的复合材料中裂纹扩展到一定程度致使复合材料全面失稳而迅速断裂，体积分数 10vol%、15vol% 和 20vol% 原始形状颗粒复合材料裂纹萌芽和断裂时间分别为施载后第 15.6 μs、第 14.4 μs、第 11.4 μs 和第 22.2 μs、第 20.4 μs 和第 18 μs。随着颗粒体积分数增加，裂纹萌芽和断裂时间均提前，说明颗粒体积分数的增加会加速复合材料的裂纹萌芽扩展断裂过程。原因是颗粒体积分数较小时 (颗粒体积分数≤15vol%)，增强颗粒较均匀地分布在基体内部并分担了部分载荷，应力值累积到基体抗压强度值速度较缓慢；当 SiC 颗粒体积分数较大时 (颗粒体积分数≥15vol%)，应力值迅速累积超过基

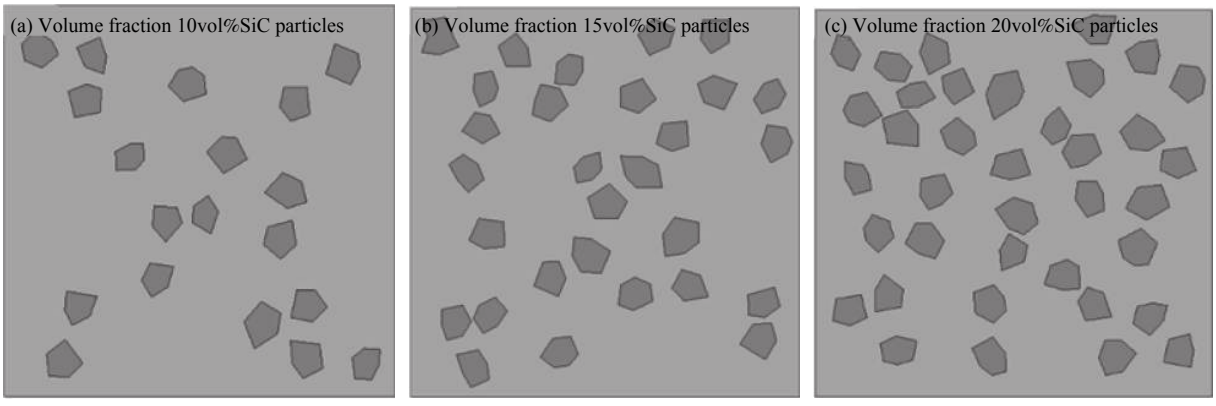


图 10　颗粒体积分数不同的 SiC/AZ91D 镁基复合材料模型图

Fig. 10　Model diagram of SiC/AZ91D magnesium matrix composites with different particle volume fraction

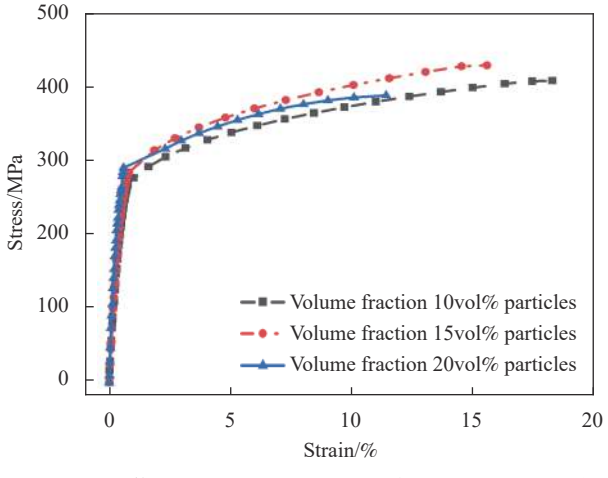


图 11　不同颗粒体积分数的 SiC/AZ91D 镁基复合材料压缩应力-应变曲线

Fig. 11　Compression stress-strain curves of SiC/AZ91D composites with different particle volume fractions

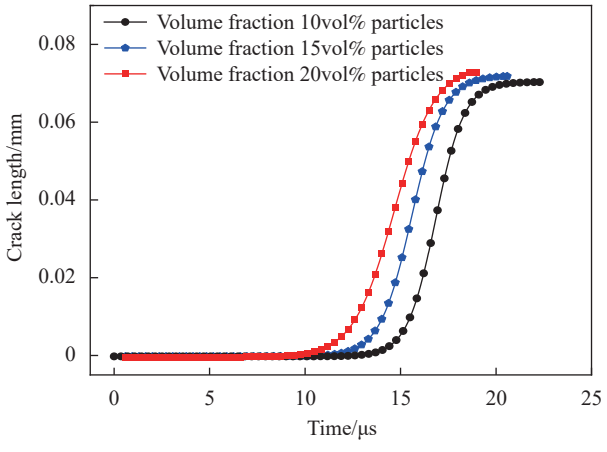


图 13　不同颗粒体积分数的 SiC/AZ91D 镁基复合材料裂纹长度随时间变化的曲线

Fig. 13　Curves of crack length versus time for SiC/AZ91D magnesium matrix composites with different volume fractions of particles

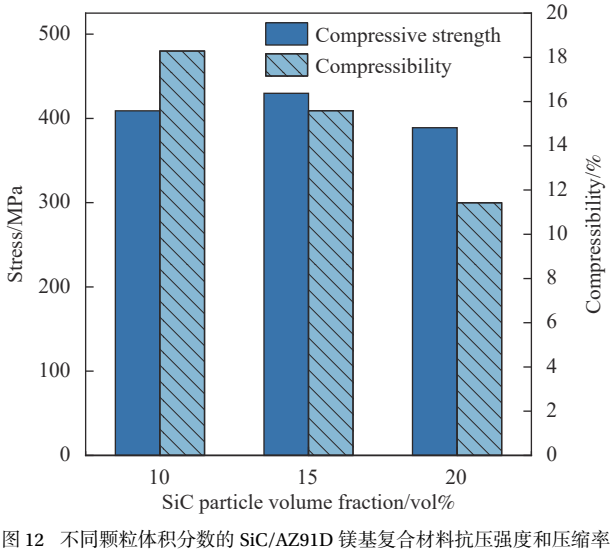


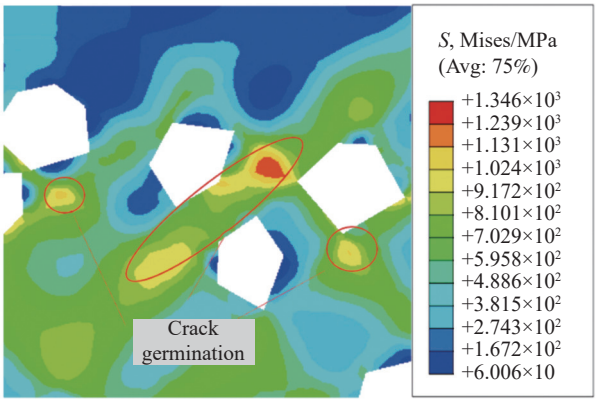
图 12　不同颗粒体积分数的 SiC/AZ91D 镁基复合材料抗压强度和压缩率

Fig. 12　Compressive strength and compressibility of SiC/AZ91D magnesium matrix composites with different particle volume fractions

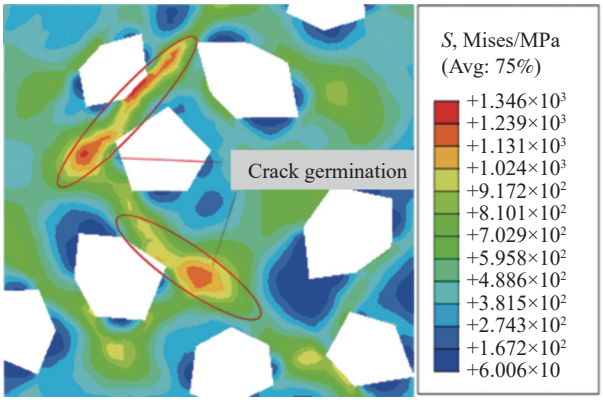
体抗压强度，微裂纹和次生裂纹数量增多，迅速连接、贯通并汇集成主裂纹导致复合材料断裂。

图 14 为原始形状颗粒体积分数 10vol%、15vol% 和 20vol% 的复合材料在载荷施加后第 15.6 μs、第 14.4 μs 和第 11.4 μs 时裂纹萌芽情况。由图可见，3 种颗粒体积分数的复合材料裂纹萌芽处均出现在颗粒尖角与基体界面较大应力集中的地方。产生这种现象的主要原因是复合材料压缩过程中颗粒尖棱尖角处容易产生应力集中，当 SiC 颗粒与基体界面处的应力达到基体极限强度时，裂纹将在该处基体中萌生，产生微裂纹。

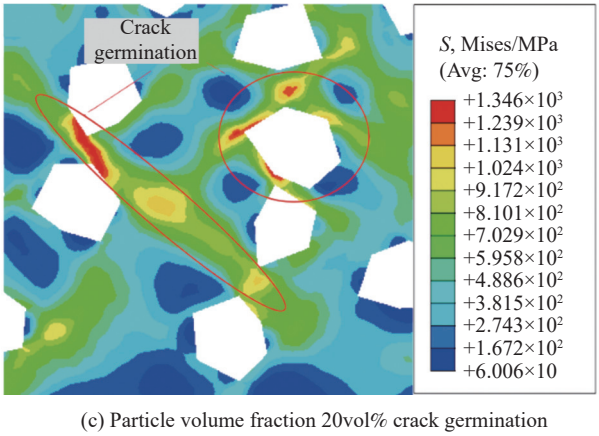
图 15 为原始形状颗粒体积分数 10vol%、15vol% 和 20vol% 的复合材料在载荷施加后第 17.4 μs 时裂纹扩展情况。由图可见，3 种颗粒体积分数的复合材料由于颗粒尖角与基体界面处较大应力集中导致基体损伤产生微裂纹，微裂纹沿



(a) Particle volume fraction 10vol% crack germination



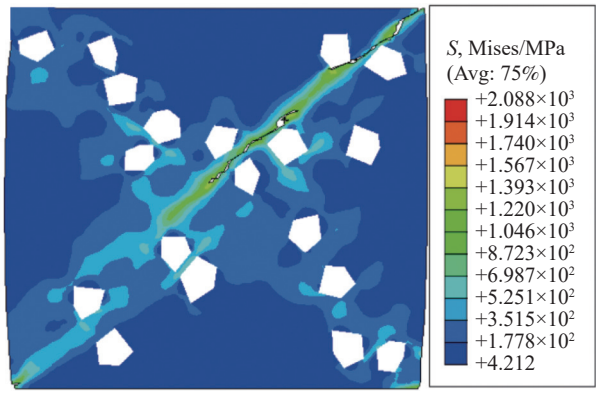
(b) Particle volume fraction 15vol% crack germination



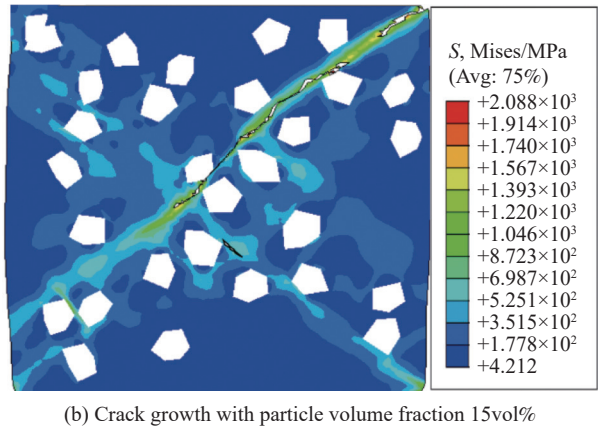
(c) Particle volume fraction 20vol% crack germination

图 14　不同颗粒体积分数的 SiC/AZ91D 镁基复合材料在载荷施加后裂纹萌芽情况

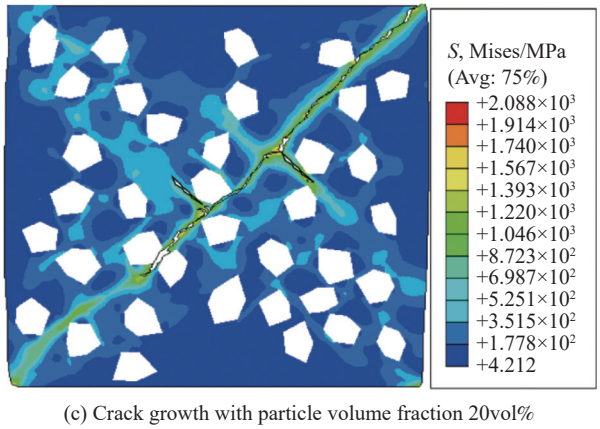
Fig. 14　Crack germination of SiC/AZ91D magnesium matrix composites with different volume fractions after loading



(a) Crack growth with particle volume fraction 10vol%



(b) Crack growth with particle volume fraction 15vol%



(c) Crack growth with particle volume fraction 20vol%

图 15　不同颗粒体积分数的 SiC/AZ91D 镁基复合材料在载荷施加后第 17.4 μs 裂纹扩展情况

Fig. 15　Crack growth of SiC/AZ91D magnesium matrix composites with different particle volume fraction at 17.4 μs after loading

相对于加载约 45°方向扩展，相互连接、汇集成为主裂纹；SiC 颗粒的存在对裂纹扩展起到明显的钉扎阻碍作用，裂纹沿切应力最大的途径扩展，由于 SiC 颗粒强度高，裂纹扩展驱动力不足以破坏 SiC 颗粒，只能沿颗粒周边扩展。颗粒体积分数 10vol% 的复合材料加载到 22.2 μs 时微裂纹汇集成为主裂纹导致材料断裂，颗粒体积分数 15vol% 的复合材料加载到 20.4 μs 时已经形成主裂纹且还伴有次生裂纹的产生致使材料断裂，颗粒体积分数 20vol% 的复合材料加载到 18 μs 时主裂纹和次生裂纹已经贯通连接，导致材料断裂。由此可见，3 种颗粒体积分数复合材料裂纹扩展情况是不同的，体积分数低的复合材料中微裂纹汇集成主裂

纹，没有次生裂纹产生，而体积分数高的复合材料中微裂纹不但汇集成主裂纹，还伴有次生裂纹产生，且主裂纹与次生裂纹相互贯通，致使复合材料断裂。

3 实验验证

图 16 为 SiC/Mg 复合材料准静态压缩后得到的断裂样品形貌图[25]。可以看到，实验样品呈现出显著的剪切破坏特征，立方体试样沿相对于加载方向约 45°方向断裂成两块，材料断裂表面没有明显的凸起，与模拟结果一致。

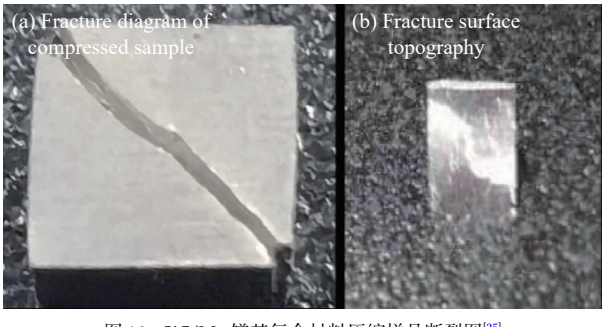


图 16 SiC/Mg 镁基复合材料压缩样品断裂图[25]

Fig. 16 Fracture diagram of compressive sample of SiC/Mg magnesium matrix composites[25]

所得到的模拟曲线优劣与否的标准是，在相同参数个数的条件下，模拟曲线值{$\hat{y}$}愈接近实验曲线值{y}，则认为曲线拟合度愈好。于是，查阅文献 [26] 引入一个拟合优度指标 R_{NL} 为

$$R_{NL}=1-\sqrt{\frac{\sum(y_i-\hat{y}_i)^2}{\sum y_i^2}} \tag{8}$$

其中：$\sum(y_i-\hat{y}_i)^2$为残差平方和；$\sum(y_i-\hat{y}_i)^2/\sum y_i^2$为相对误差。对于原始数据与所拟合的曲线提供的数据来说，显然有 $R_{NL}\leqslant 1$。R_{NL} 把残差平方和与相对误差有机地结合在一起，几何意义清晰且计算简单；R_{NL} 愈接近于 1，表示曲线的拟合优度愈好。

由图 17 数据和式 (8) 计算可知，线弹性阶段，R_{NL} 为 0.942，模拟结果和实验结果[27] 吻合较好；屈服阶段，R_{NL} 为 0.853，模拟结果和实验结果有点偏离，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的缺陷造成的。综上所述，模拟结果与实验结果吻合度高，本文的模拟模型及其分析结果是可信可靠的。

4 结 论

(1) 圆形、原始形状和正方形颗粒复合材料抗压强度分别为 474.853 MPa、 435.783 MPa 和 397.211 MPa；颗粒形状愈尖锐，复合材料的抗压强度愈小。

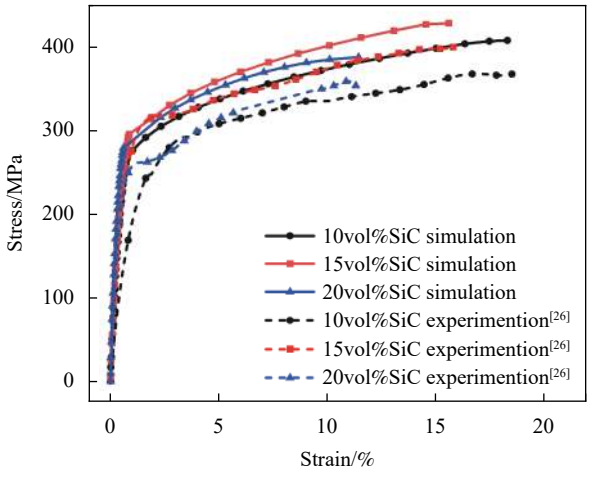


图 17 不同体积分数 SiC 颗粒增强 AZ91D 镁合金的模拟与实验压缩应力-应变曲线对比

Fig. 17 Comparison of simulated and experimental compressive stress-strain curves of AZ91D magnesium alloy reinforced by SiC particles with different volume fractions

(2) 圆形、原始形状和正方形颗粒的复合材料裂纹萌芽和断裂时间分别为施载后第 15.6 μs、第 14.4 μs、第 12.6 μs 和第 22.2 μs、第 20.4 μs、第 18 μs；圆形颗粒复合材料断裂最慢，原始形状颗粒复合材料断裂次之，正方形颗粒的复合材料断裂最快。

(3) 颗粒体积分数从 10vol% 增加到 15vol%，复合材料抗压强度由 409.103 MPa 增加至 429.767 MPa，压缩率由 18.3% 减少至 15.6%；颗粒体积分数从 15vol% 增加到 20vol%，复合材料抗压强度由 429.767 MPa 减少至 388.983 MPa，压缩率由 15.6% 减少至 11.4%；复合材料抗压强度呈现出先增大后减小的趋势，压缩率呈现出逐步递减的趋势。

(4) 原始形状颗粒体积分数 10vol%、15vol% 和 20vol% 的复合材料裂纹萌芽和断裂时间分别为施载后第 15.6 μs、第 14.4 μs、第 11.4 μs 和第 22.2 μs、第 20.4 μs 和第 18 μs；颗粒体积分数的增加会加速复合材料的裂纹扩展过程。

参考文献：

[1] AKINWEKOMI A D, LAW W C, TANG C Y, et al. Rapid microwave sintering of carbon nanotube-filled AZ61 magnesium alloy composites[J]. Composites Part B: Engineer-

ing，2016，93：302-309.

[2] 赵明明. 颗粒增强镁基复合材料力学性能的有限元数值分析[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2014.
ZHAO Mingming. Finite element numerical analysis of mechanical properties of particle reinforced magnesium matrix composites[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2014(in Chinese).

[3] 秦丽媛, 孟松鹤, 李金平, 等. 基于微观图像及内聚力模型的复合材料裂纹扩展模拟[J]. 固体火箭技术, 2017, 40(4)：501-505.
QIN Liyuan, MENG Songhe, LI Jinping, et al. Simulation of crack propagation in composite materials based on microscopic image and cohesion model[J]. Solid Rocket Technology，2017，40(4)：501-505(in Chinese).

[4] 何振鹏, 邓殿凯, 刘国峰, 等. 基于内聚力模型的复合材料裂纹扩展研究[J]. 复合材料科学与工程, 2022(1)：5-12.
HE Zhenpeng, DENG Diankai, LIU Guofeng, et al. Research on crack propagation of composite materials based on cohesive force model[J]. Composites Science and Engineering，2022(1)：5-12(in Chinese).

[5] 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).

[6] ARSENAULT R J, FISHMAN S, TAYA M. Deformation and fracture behavior of metal-ceramic matrix composite materials[J]. Progress in Materials Science，1994，38：1-157.

[7] 彭鹏. B_4Cp/6061Al复合材料力学性能与三维有限元力学模拟[D]. 大连: 大连理工大学, 2021.
PENG Peng. Mechanical properties and 3D finite element mechanical simulation of B_4Cp/6061Al composites[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2021(in Chinese).

[8] RAHIMIAN M, EHSANI N, PARVIN N, et al. The effect of particle size, sintering temperature and sintering time on the properties of Al-A1$_2O_3$ composites, made by powder metallurgy[J]. Journal of Materials Processing Technology，2009，209(14)：5387-5393.

[9] 崔岩, 倪浩晨, 曹雷刚, 等. SiC颗粒整形对高体分铝基复合材料力学性能的影响及有限元模拟[J]. 材料导报, 2019, 33(24)：4126-4130.
CUI Yan, NI Haochen, CAO Leigang, et al. Effect of SiC particle shaping on mechanical properties of high-volume aluminum matrix composites and finite element simulation[J]. Materials Reports，2019，33(24)：4126-4130(in Chinese).

[10] 李昆, 金晓东, 颜本达, 等. SiC颗粒体积分数对SiCp/Al复合材料疲劳裂纹扩展的影响[J]. 复合材料学报, 1992, 9(2)：83-88.
LI Kun, JIN Xiaodong, YAN Benda, et al. Volume fraction effect of SiC particles on fatigue crack propagation in SiCp/Al compoites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica，1992，9(2)：83-88(in Chinese).

[11] 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. Research on mechanical behavior of particle-reinforced magnesium matrix composites[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2018(in Chinese).

[12] SUGIMURA Y, SURESH S. Effects of SiC content on fatigue crack growth in aluminum alloys reinforced with SiC particles[J]. Metallurgical and Materials Transactions A，1992，23(8)：2231-2242.

[13] BORBÉLY A, BIERMANN H, HARTMANN O. FE investigation of the effect of particle distribution on the uniaxial stress-strain behaviour of particulate reinforced metal-matrix composites[J]. Materials Science and Engineering: A，2001，314(1-2)：34-45.

[14] 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).

[15] GALLI M, CUGNONI J, BOTSIS J, et al. Identification of the matrix elastoplastic properties in reinforced active brazing alloys[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing，2008，39(6)：972-978.

[16] 张成. 基于内聚力模型的双相TiAl合金裂纹扩展的多尺度模拟[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2021.
ZHANG Cheng. Multi-scale simulation of crack propagation in dual-phase TiAl alloys based on cohesion model[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology，2021(in Chinese).

[17] CUGNONI J, GALLI M. Representative volume element size of elastoplastic and elastoviscoplastic particle-reinforced composites with random microstructure[J]. Computer Modeling in Engineering & Sciences，2010，66(2)：165-186.

[18] 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).

[19] 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.

[20] 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. Simulation of SiCp/Al composites based on microscopic finite element construction[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2017(in Chinese).

[21] 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 Shengjie. Research on deformation and fracture behavior of B_4C/2024Al composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020(in Chinese).

[22] 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).

[23] 云龙. 基于多尺度内聚力模型的PRMMCs动态力学行为研究[D]. 武汉: 武汉理工大学, 2015.
YUN Long. Research on dynamic mechanical behavior of PRMMCs based on multi-scale cohesion model[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2015(in Chinese).

[24] SU Y S, LI Z, YU Y, et al. Composite structural modeling and tensile mechanical behavior of graphene reinforced metal matrix composites[J]. Science China Materials，2018，61(1)：112-124.

[25] 马英纯. 软相尺寸对SiC/Mg纳米复合材料压缩性能及破坏机理的影响[D]. 成都: 西南交通大学, 2021.
MA Yingchun. Effect of soft phase size on compressive properties and failure mechanism of SiC/Mg nanocomposites[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2021(in Chinese).

[26] 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).

[27] 杨柳. SiCp/B_4Cp增强AZ9ID镁基复合材料的制备及性能研究[D]. 南昌: 南昌航空大学, 2020.
YANG Liu. Preparation and properties of SiCp/B_4Cp reinforced AZ9ID magnesium matrix composites[D]. Nanchang: Nanchang Aviation University, 2020(in Chinese).