

引用格式: 陈国鑫, 尧军平, 梁超群, 等. 基于实际三维微观结构研究颗粒混杂对 SiC/AZ91D 复合材料力学行为及其变形失效机理的影响[J]. 中国材料进展, 2025, 44(8): 770-777.

CHEN G X, YAO J P, LIANG C Q, *et al.* Research on the Mechanical Behavior and Deformation Failure Mechanism of SiC/AZ91D Composites with Particles Mixing Based on Actual Three Dimensional Microstructure[J]. Materials China, 2025, 44(8): 770-777.

# 基于实际三维微观结构研究颗粒混杂对 SiC/AZ91D 复合材料力学行为及其变形失效机理的影响

陈国鑫, 尧军平, 梁超群, 李步炜, 李怡然

(南昌航空大学航空制造工程学院, 江西 南昌 330000)

**摘要:** 基于复合材料真实微观结构, 在颗粒与基体界面引入内聚力单元, 建立了3种不同颗粒混杂比增强的复合材料的有限元模型, 模拟研究了SiC颗粒混杂的SiC/AZ91D复合材料单轴压缩时的力学行为及其变形失效机理。结果表明: 等效粒径为5和10  $\mu\text{m}$ 的颗粒混杂增强的复合材料较单粒径颗粒增强的复合材料具有更高的屈服强度和抗压强度, 压缩率介于两种单粒径颗粒增强的复合材料之间, 颗粒混杂可以延缓复合材料裂纹萌生和裂纹扩展过程。随着5和10  $\mu\text{m}$ 的颗粒的体积混杂比增大, 复合材料的屈服强度、抗压强度和压缩率也随之增加, 颗粒混杂比越大, 越有利于抑制裂纹萌生扩展, 裂纹长度越长。颗粒混杂增强的复合材料裂纹萌生扩展机制是: 颗粒群尖角处应力集中程度较高, 导致基体受损形成微裂纹, 这些微裂纹沿着最大切应力方向扩展, 汇聚成主裂纹导致材料断裂。

**关键词:** 颗粒混杂; SiC/AZ91D 复合材料; 有限元模型; 单轴压缩; 裂纹萌生

**中图分类号:** TB333 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2025)08-0770-08

## Research on the Mechanical Behavior and Deformation Failure Mechanism of SiC/AZ91D Composites with Particles Mixing Based on Actual Three Dimensional Microstructure

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

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

**Abstract:** Based on the real microstructure of the mixed particles-reinforced composites, the cohesive unit was introduced at the interface between the particles and the matrix, three finite element models with different particles mixing ratios were established, the mechanical behavior during uniaxial compression and deformation failure mechanism of the SiC/AZ91D composites were studied. The results show that the yield strength and compressive strength of the mixed particles-reinforced composites with equivalent particle sizes of 5  $\mu\text{m}$  and 10  $\mu\text{m}$  are greater than those of the single-particle reinforced composites, and the compression ratio is in the range of those of the two single-particle reinforced composites, particles mixing can delay the initiation and propagation of cracks in composite materials. The larger the 5  $\mu\text{m}$  particle and 10  $\mu\text{m}$  particle mixing volume ratio, the higher the yield strength, compressive strength and compression ratio of the composite; with the particle mixing volume ratio increasing, the initiation and propagation of cracks are more suppressed, the final crack length is longer. The mechanism of crack initiation and propagation of the composite materials is due to the serious stress concentration at the boundary and sharp corner of SiC particles group, resulting in matrix damage and microcrack initiation, and microcracks propagate and converge into main crack along the maximum shear stress direction.

**Key words:** particles mixing; SiC/AZ91D composites; finite element model; uniaxial compression; crack initiation

收稿日期: 2023-10-23 修回日期: 2024-01-21

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52065046, 51661024);  
江西省科技重点研发计划资助项目(20202BBEL53024)

第一作者: 陈国鑫, 男, 1999年生, 硕士研究生

通讯作者: 尧军平, 男, 1965年生, 教授,

Email: yyyjpsz@126.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202310016

## 1 前言

颗粒混杂增强是一种常见的复合材料增强方式, 通

常是将不同尺寸、形状、化学成分或表面处理方式的颗粒混合在一起，通过相互作用增强基体材料的力学性能<sup>[1-3]</sup>。相比较只采用单一尺度颗粒进行增强的镁基复合材料，多尺度颗粒增强镁基复合材料在比刚度、比强度等方面具有优异综合性能，受到了人们的广泛关注<sup>[4-6]</sup>。因此，研究颗粒混杂增强镁基复合材料的力学损伤行为具有重要的应用价值。

目前研究颗粒增强金属基复合材料力学行为及其变形失效机理常见方法是基于增强颗粒的微观结构建立相应的复合材料有限元模型<sup>[7]</sup>，再进行三维有限元仿真。Zhang 等<sup>[8]</sup>借助 RSA 算法将粒径为 13  $\mu\text{m}$  的颗粒随机分布在金属基体中，研究了拉伸过程中 SiC/Al 复合材料的断裂机理，发现该复合材料的拉伸断裂是由应力集中引起的颗粒断裂和界面脱粘导致的，开裂或脱粘引起的空洞降低了复合材料的承载能力，加速了损伤积累过程；Peng 等<sup>[9]</sup>基于同步辐射 CT 成像结果，分别建立了含粒径为 20, 50 和 80  $\mu\text{m}$  的 3 种颗粒的复合材料的有限元模型，揭示了  $\text{B}_4\text{C}_p/6061\text{Al}$  复合材料的变形行为和损伤机理。结果表明，复合材料裂纹易萌生于断裂颗粒和损伤界面处，并向着基体高应变区域扩展，最终形成主裂纹。Gao 等<sup>[10]</sup>采用同步辐射 X 射线计算机显微断层扫描技术，建立了颗粒等效粒径为 50  $\mu\text{m}$  的  $\text{B}_4\text{C}_p/6061\text{Al}$  复合材料有限元模型，研究了微孔缺陷对  $\text{B}_4\text{C}_p/6061\text{Al}$  复合材料拉伸力学损伤行为的影响。模拟结果表明，开裂颗粒形成的孔洞和颗粒/基体界面附近的孔洞是基体损伤的起始位置，微孔缺陷不仅在力学性能中有重要影响，而且在裂纹扩展过程中也有重要影响。Williams 等<sup>[11]</sup>基于 SiC 颗粒实际的微观结构，建立了颗粒等效粒径为 8  $\mu\text{m}$  的 SiC/2080Al 复合材料的有限元模型，研究了 SiC 颗粒形貌对颗粒/基体界面脱粘的影响，结果发现带有尖角的颗粒对界面脱粘更加敏感，更容易导致颗粒尖角和基体界面处发生界面脱粘，产生微裂纹。

综上所述，众多学者对颗粒增强金属基复合材料力学行为及其变形失效机理的研究多集中于单一粒径颗粒增强铝基复合材料，而对多粒径颗粒混杂增强镁基复合材料的研究少见报道。因此，本文基于 SiC/AZ91D 复合材料真实微观结构，利用 Abaqus 软件建立了多粒径颗粒混杂 SiC/AZ91D 复合材料有限元分析模型，探讨了在单轴压缩情况下不同粒径颗粒混杂比对复合材料力学行为及其变形失效机理的影响。

## 2 建模方法

### 2.1 基于微观结构的有限元建模

图 1a 为 SiC 颗粒的 SEM 形貌，图 1b 是图 1a 中局部放大图，可知 SiC 颗粒的原始形貌多数是不规则多面

体<sup>[12]</sup>，因此本文将 SiC 颗粒的形状设计为不规则多面体，如图 1c 所示。

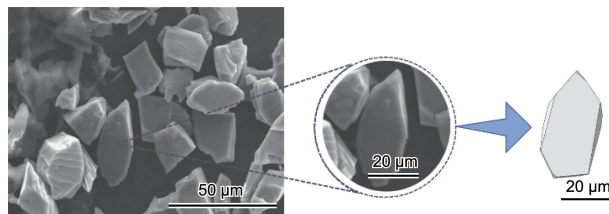


图 1 SiC 颗粒实际形貌及其建模

Fig. 1 Morphology of SiC particles and its modeling

图 2 所示为 SiC/AZ91D 镁基复合材料的显微组织照片，可以看出在 AZ91D 镁基体中，除了  $\alpha\text{-Mg}$  相，还存在  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  相以及 SiC 颗粒，并且  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  相及 SiC 颗粒的分布较为均匀，因此本文的有限元模型也将 SiC 颗粒的分布设定为随机均匀分布。综上，按照复合材料实际微观形貌，采用 RSA 随机算法，将三维颗粒随机沉积在金属基质立方体中，彼此不重叠。

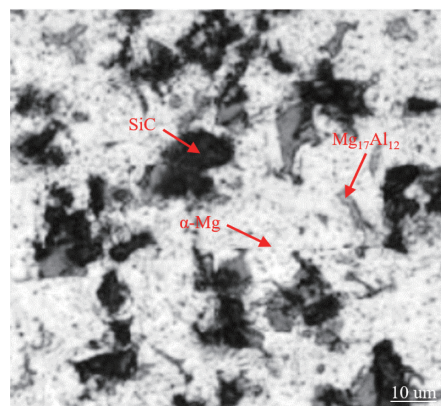


图 2 SiC/AZ91D 镁基复合材料的显微组织照片

Fig. 2 Microstructural image of SiC/AZ91D magnesium based composite material

图 3 为颗粒体积分数为 15%、不同颗粒混杂比 (5  $\mu\text{m}$  颗粒体积含量/10  $\mu\text{m}$  颗粒体积含量，下同) 下颗粒增强的 SiC/AZ91D 复合材料的有限元模型。表 1 为 AZ91D 镁合金基体和 SiC 增强颗粒的基本参数<sup>[13]</sup>。

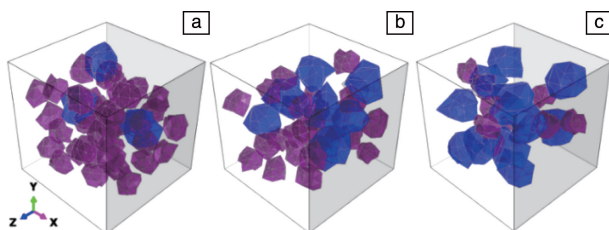


图 3 不同颗粒 (5  $\mu\text{m}$ +10  $\mu\text{m}$ ) 混杂比的 SiC/AZ91D 复合材料有限元模型: (a) 4:1, (b) 1:1, (c) 1:4

Fig. 3 Finite element model of SiC/AZ91D composite with different particle (5  $\mu\text{m}$ +10  $\mu\text{m}$ ) mixing ratios: (a) 4:1, (b) 1:1, (c) 1:4

表 1 AZ91D 镁合金和 SiC 颗粒的基本参数<sup>[13]</sup>Table 1 Basic parameters of AZ91D magnesium alloy and SiC particles<sup>[13]</sup>

Material	$\rho/(g \cdot cm^{-3})$	$E/GPa$	$\mu$	$\sigma_b/MPa$
AZ91D	1.800	45	0.33	164
SiC	3.215	450	0.17	2000

针对 3 种不同混杂比的有限元模型, 对每一种混杂比建立了 5 个 RVE 模型, 以避免模拟结果的随机性。图 4 是颗粒混杂比 4:1 的 5 个不同 RVE 模型的应力-应变曲线, 模拟结果显示 5 个应力-应变曲线差异不大, 表明了模拟结果的可靠性。

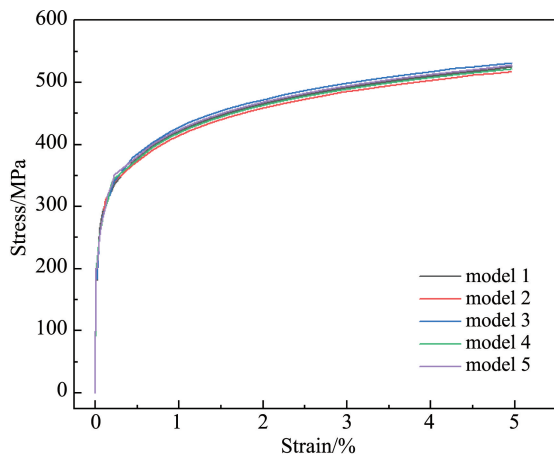


图 4 颗粒混杂比一样时(5 μm+10 μm(4:1))的 5 个不同 RVE 模型的应力-应变曲线

Fig. 4 Stress-strain curves of five different RVE models with the same particles mixing ratio (5 μm + 10 μm (4:1))

## 2.2 有限元网格划分和边界条件

有限元模型尺寸设置为 50 μm×50 μm×50 μm, 网格全局尺寸为 0.001 mm。3 种不同颗粒配比的有限元模型均有 859 249 个单元, 158 359 个节点, 其中界面单元有 26 508 个 COH3D6(四结点三维粘结单元), 颗粒模型和 AZ91D 基体模型分别有 150 616 和 682 125 个 C3D4(四结点线性四面体单元)。针对材料破坏, 传统的周期性边界条件会引入人为的假设, 从而导致计算结果与实际情况不符<sup>[8, 14]</sup>, 不再适用于大变形和断裂问题。因此, 需要使用其他类型的边界条件来模拟这种情况<sup>[15, 16]</sup>, 比如自由边界条件。自由边界条件意味着在模拟中不考虑任何边界约束, 而是允许材料在模拟区域外自由变形。在一些情况下, 例如模拟材料断裂时, 自由边界条件可以更好地模拟真实情况。因此, 本文将模型上表面节点耦合到一点 RP(施力点), 在模型上端一点 RP 沿 Y 轴施加 -5 μm 的压缩位移载荷, 加载时间为 25 μs, 下端为完全固定约

束, 试件侧向为自由边界条件。图 5a 为颗粒网格划分图, 图 5b 为 AZ91D 基体网格划分图, 图 5c 上方黄色箭头为压缩位移载荷加载方向, 下方箭头为完全固定约束。

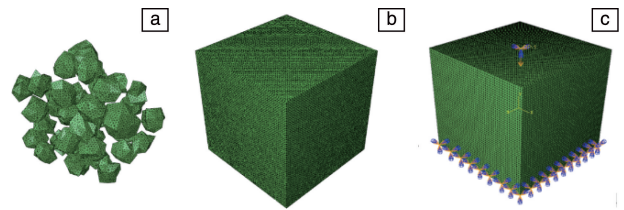


图 5 SiC/AZ91D 复合材料有限元模型中 SiC 颗粒网格划分(a)、AZ91D 基体网格划分(b)及边界条件(c)

Fig. 5 Meshing for SiC particles (a) and AZ91D matrix alloy (b) and boundary conditions (c) of SiC/AZ91D composite model

## 2.3 基体本构模型

本文采用 Johnson-Cook 模型来构建 AZ91D 镁合金基体有限元模型, 如式(1)所示<sup>[17]</sup>:

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

本文不考虑温度的因素, 因此可以忽略温度变化和应变率变化对实验应力的影响, 故式(1)可简化为:

$$\sigma = A + B\varepsilon^n \quad (2)$$

式中:  $A$  为 AZ91D 镁合金基体在静载荷下的屈服强度,  $B$  为硬化系数,  $n$  为硬化指数。材料在经历一定应变后开始硬化。随着应变的增加, 材料的强度会逐渐降低。因此, 当达到一定的累积应变时, 裂纹会开始扩展。随着裂纹扩展, 当材料内部的损伤不断积累并超过失效阈值时, 就会发生失效, 设置失效位移  $u_f^{pl}$ , 其刚度损伤量  $D$  可用式(3)计算<sup>[18]</sup>:

$$D = \frac{L\varepsilon^{pl}}{u_f^{pl}} = \frac{u^{pl}}{u_f^{pl}} \quad (3)$$

镁合金基体的 Johnson-Cook 本构模型参数如表 2 所示<sup>[19]</sup>。

表 2 AZ91D 镁合金的 Johnson-Cook 本构模型参数

Table 2 Johnson-Cook constitutive model parameters of AZ91D magnesium alloy

$A/MPa$	$B/MPa$	$n$	$u_f^{pl}/mm$
160	600	0.283	0.000 15

在 SiC/AZ91D 镁基复合材料的基本本构模型中按照表 2 进行参数设置, 模拟后得到 AZ91D 合金应力-应变曲线如图 6 所示, 可以看出, 模拟曲线与实验曲线吻合度较高, 说明 Johnson-Cook 本构模型的可靠性。

## 2.4 SiC 增强体的本构模型

Abaqus 中对于 SiC 颗粒设置为脆性材料, 对于脆性材料的本构模型主要有 JH1 模型和 JH2 模型以及 DP 模

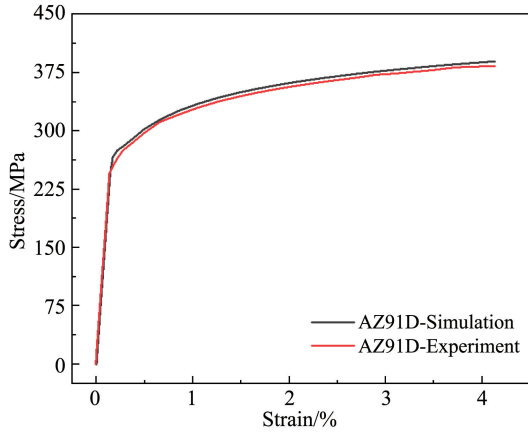


图 6 AZ91D 镁合金单轴压缩模拟与实验的应力-应变曲线  
Fig. 6 Simulated and experimental stress-strain curves of AZ91D magnesium alloy under uniaxial compression

型 3 种。其中 JH2 模型更加适用于高应变和大变形问题<sup>[20]</sup>，其表达式为：

$$\sigma^* = \sigma_i^* - D(\sigma_i^* - \sigma_f^*) \quad (4)$$

式中：标准化等效应力  $\sigma^* = \sigma/\sigma_{HEL}$ ， $\sigma$  为材料的真实应力， $\sigma_{HEL}$  为 Hugoniot 等效应力， $D$  为损伤变量，归一化完整等效应力  $\sigma_i^*$ 、归一化断裂等效应力  $\sigma_f^*$  可分别用式 (5) 和式 (6) 计算得到：

$$\sigma_i^* = A(P^* + T^*)^N(1 + \ln \dot{\epsilon}^*) \leq \sigma_i^{\max} \quad (5)$$

$$\sigma_f^* = B(P^*)^M(1 + C \ln \dot{\epsilon}^*) \leq \sigma_f^{\max} \quad (6)$$

式中： $\sigma_i^{\max}$  为未损伤部分的最大强度极限， $\sigma_f^{\max}$  为损伤部分的最大强度极限， $\dot{\epsilon}^*$  为标准化应变率， $P^*$  为标准化静水压力， $T^*$  为最大标准化拉伸压力， $A$  为未损伤前强度参数， $B$  为发生损伤时强度参数， $C$  为应变率常数， $N$  为未发生损伤时的压力指数， $M$  为发生损伤时的压力指数。

对 SiC 材料，其 JH2 本构模型参数如表 3 所示<sup>[20]</sup>。

表 3 SiC 的 JH2 本构模型参数<sup>[20]</sup>

Table 3 Silicon carbide parameters for JH2 constitutive model<sup>[20]</sup>

Parameter	Parameter value
HEL	11.7 GPa
$P_{HEL}$	5.13 GPa
$\sigma_f^{\max}$	12.2 GPa
$\sigma_f^{\min}$	1.3 GPa
$A$	0.96
$B$	0.43
$C$	0.009
$M$	1
$N$	0.65
$G$	193 GPa

Notes: HEL is Hugoniot elastic limit;  $P_{HEL}$  is Hugoniot elastic limit pressure;  $\sigma_f^{\max}$  is maximum strength limit of the damaged part;  $\sigma_f^{\min}$  is minimum strength limit of the damaged part;  $A$  is strength parameter before damage;  $B$  is strength parameter when damage occurs;  $C$  is strain rate constant;  $M$  is the pressure index when damage occurs;  $N$  is pressure index before damage;  $G$  is shear modulus

## 2.5 界面内聚力本构模型

内聚力模型可作为复合材料界面层的简化模型来模拟材料的损伤和断裂<sup>[21]</sup>。因此本文采用 Abaqus 中自带的双线性内聚力模型表征金属基体和增强颗粒之间的界面损伤行为<sup>[22]</sup>。图 7 为双线性内聚力本构模型<sup>[23]</sup>，模型分为初始损伤和损伤演化两个阶段，曲线中， $\tau_m^0$  为界面最大切应力， $G^c$  为断裂能， $K$  为初始刚度。

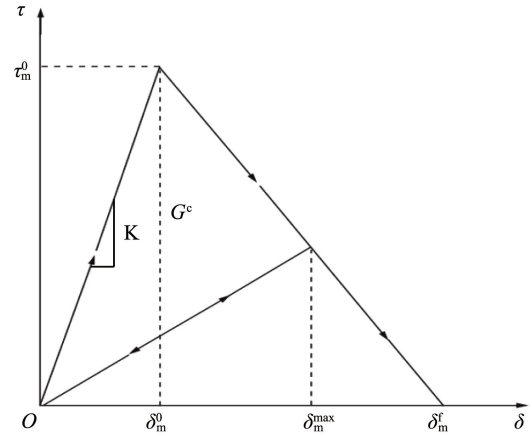


图 7 双线性内聚力本构模型<sup>[23]</sup>  
Fig. 7 Bilinear cohesion model<sup>[23]</sup>

本文选取的内聚力单元的起始准则为最大名义应力准则，其界面损伤表达式为<sup>[24]</sup>：

$$\max\left\{\frac{t_n}{t_n^0}, \frac{t_t}{t_t^0}\right\} = 1 \quad (7)$$

式中： $t_n^0$ 、 $t_t^0$  表示法向和剪切方向的应力最大临界值。

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，需引入损伤变量  $D$  来代表内聚力单元状态。损伤变量  $D$  的表达式为<sup>[25]</sup>：

$$D = \frac{\delta_m^f(\delta_m^{\max} - \delta_m^0)}{\delta_m^{\max}(\delta_m^f - \delta_m^0)} \quad (8)$$

式中： $\delta_m^f$  表示界面损伤导致的短暂张开位移， $\delta_m^{\max}$  表示法向方向上的破坏位移， $\delta_m^0$  表示初始位置法向位移。SiC/AZ91D 复合材料颗粒界面的本构模型参数如表 4 所示<sup>[8]</sup>。

表 4 SiC/AZ91D 复合材料颗粒界面的内聚力本构模型的参数<sup>[8]</sup>

Table 4 Bilinear cohesion model parameters for particle interface of SiC/AZ91D composite<sup>[8]</sup>

$t_n$ /MPa	$t_t$ /MPa	$\delta_m^{\max}$ /mm	$\delta_m^f$ /mm
400	400	0.000 15	0.000 05

## 3 结果与讨论

### 3.1 应力-应变关系

图 8 为不同颗粒混杂比增强的 SiC/AZ91D 复合材料

的应力-应变曲线。由图可知,复合材料的裂纹萌生扩展过程主要经历 3 个阶段, O—A 阶段为弹塑性阶段(线应变  $\varepsilon \in [0, 0.005]$ ), 复合材料中并未萌生微裂纹但是产生了塑性形变, 颗粒尖角产生了应力集中现象; A—B 阶段为裂纹萌生扩展阶段(线应变  $\varepsilon \in [0.005, 0.03]$ ), 复合材料中微裂纹已经萌生, 且在压应力作用下迅速扩展, 逐渐形成多条微裂纹; B—C 阶段为裂纹扩展断裂阶段(线应变  $\varepsilon \in [0.03, 0.05]$ ), 该阶段多条微裂纹扩展连在一起, 形成主裂纹, 主裂纹继续扩展直至复合材料断裂。

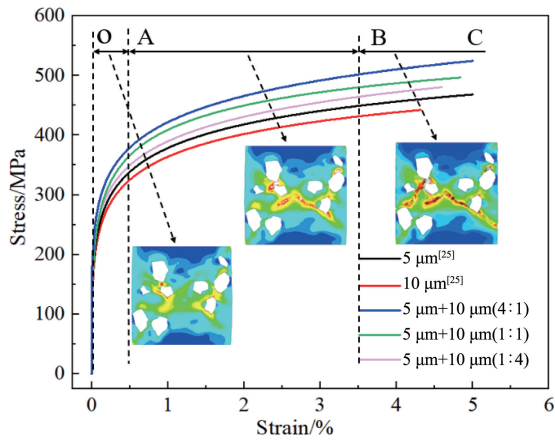


图 8 压缩过程中不同颗粒混杂比增强的 SiC/AZ91D 复合材料应力-应变曲线

Fig. 8 Stress-strain curves of SiC/AZ91D composites reinforced by different particle mixing ratios during compression

由图 9 可知, 含等效粒径为 5 和 10  $\mu\text{m}$  的 SiC 颗粒的复合材料屈服强度分别为 279.839 和 265.577 MPa, 抗压强度分别为 457.66 和 440.874 MPa, 压缩率分别为 5.061% 和 4.126%; 颗粒混杂比从 1:4 过渡至 1:1, 屈服强度从 288.207 增加至 297.156 MPa, 抗压强度从 463.278 增加至 481.980 MPa, 压缩率由 4.397% 增加至 4.633%; 颗粒混杂比从 1:1 过渡至 4:1, 屈服强度从 297.156 增加至 305.128 MPa, 抗压强度从 481.980 增加至 512.252 MPa, 压缩率由 4.633% 增加至 4.823%。颗粒混杂增强的复合材料屈服和抗压强度均大于单粒径颗粒增强的复合材料, 压缩率则介于两种单粒径颗粒增强的复合材料之间。随着颗粒混杂比的增加, 复合材料屈服、抗压强度和压缩率均呈现出增加的趋势。原因是, 等体积分数下, 颗粒混杂比越大, 颗粒数量越多, 堆积密度越大, 在基体-界面-颗粒的载荷传递中, 基体能够有效地将所承担的载荷均匀分配至颗粒, 使得复合材料强度随之增强。此外, 颗粒堆积密度越大, 颗粒与基体交界面面积越大, 变形时产生的位错密度越高, 强化效果越好, 复合材料承受载荷的能力越强, 塑性越好。

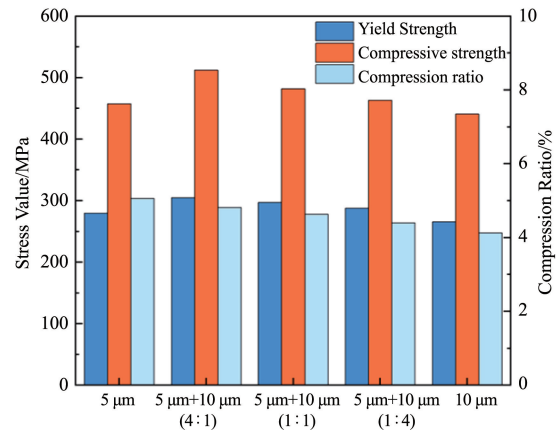


图 9 压缩过程中不同颗粒混杂比增强的 SiC/AZ91D 复合材料的屈服强度、抗压强度和压缩率

Fig. 9 Yield strength, compressive strength and compression ratio of SiC/AZ91D composites reinforced by different particle mixing ratios during compression

### 3.2 裂纹萌生和扩展行为

图 10 为模拟所得的不同颗粒混杂比增强的 SiC/AZ91D 镁基复合材料在载荷施加后裂纹萌芽情况。图 10a 显示颗粒混杂比为 1:4 时, 复合材料裂纹萌芽发生在载荷施加后的第 9.2  $\mu\text{s}$ ; 图 10b 显示颗粒混杂比为 1:1 时复合材料裂纹萌芽发生在载荷施加后的第 11.3  $\mu\text{s}$ ; 图 10c 显示颗粒混杂比为 4:1 时, 复合材料裂纹萌芽发生在载荷施加后的第 12.3  $\mu\text{s}$ 。如图 10 中红色椭圆框所标记, 裂纹萌芽主要出现在颗粒尖棱尖角处和大颗粒与小颗粒间的基体中。产生这种现象的原因是应力容易在颗粒尖棱尖角处累积, 在沿着切应力最大方向产生塑性形变过程中, 大小颗粒周围基体材料产生了位错失配, 在颗粒协同作用下形成局部剪切带, 随着变形量的增加, 剪切带扩展相连从而形成微裂纹。

图 11 为不同颗粒混杂比增强的复合材料施载后第 14  $\mu\text{s}$  的裂纹扩展情况。由图可知, 颗粒混杂比越小, 裂纹扩展程度越严重。微裂纹首先在颗粒与基体交界处萌生, 随后沿着大颗粒和小颗粒间的局部剪切带扩展, 形成主裂纹。这是因为应力更容易在颗粒尖角处集中, 后达到基体极限强度, 导致与颗粒接触的基体损伤产生微裂纹。随着颗粒混杂比的减小, 大颗粒、小颗粒与基体之间的弹性模量差异越大, 导致在界面附近产生大量的残余应力和残余应变, 使得界面附近形成高密度位错, 形成塑性应变区, 导致界面附近基体的塑性变形能力下降, 加速了基体中孔洞的形核、长大和聚合, 不能有效地钝化裂纹, 加速裂纹扩展过程。

### 3.3 多元线性回归分析

图 12 为单粒径颗粒增强和双粒径颗粒混杂增强的复

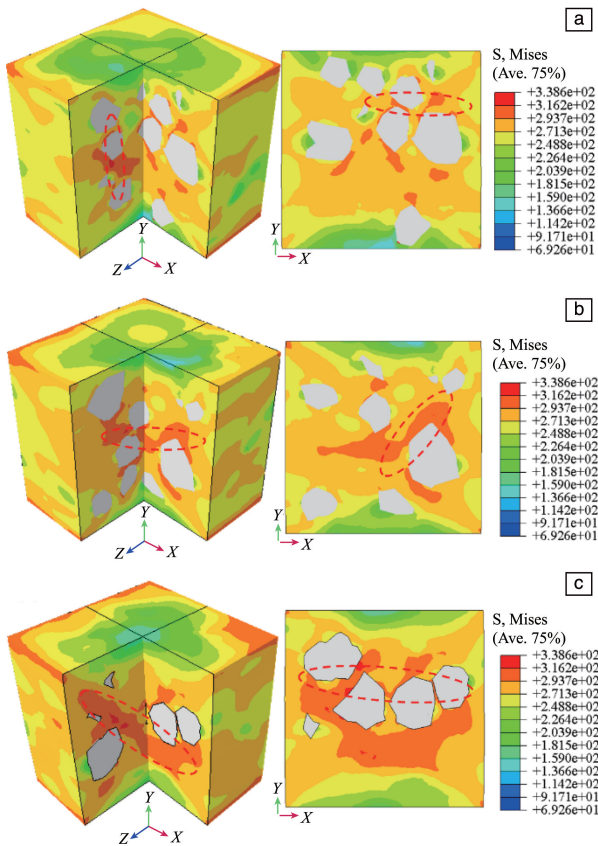


图 10 不同颗粒混杂比增强的 SiC/AZ91D 复合材料在载荷施加后裂纹萌芽情况：(a) 1:4, (b) 1:1, (c) 4:1

Fig. 10 Crack initiation of SiC/AZ91D composites reinforced by different particle mixing ratios after load application : (a) 1:4, (b) 1:1, (c) 4:1

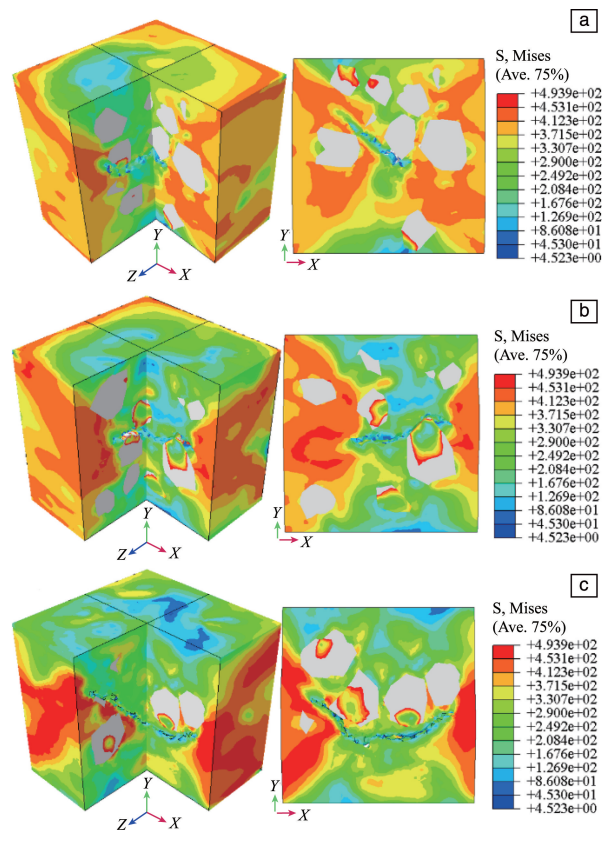


图 11 不同颗粒混杂比增强的 SiC/AZ91D 复合材料在载荷施加后裂纹扩展情况：(a) 4:1, (b) 1:1, (c) 1:4

Fig. 11 Crack propagation of SiC/AZ91D composites reinforced by different particle mixing ratios after load application: (a) 4:1, (b) 1:1, (c) 1:4

合材料施载后裂纹长度随压缩应变的变化曲线。由图可知，随着压缩载荷的施加，裂纹长度从零开始迅速增长，直到达到最大值，最终导致材料断裂。颗粒混杂比为 4:1 的复合材料裂纹长度最长，10  $\mu\text{m}$  单粒径增强的复合材料裂纹长度最短。随着复合材料颗粒混杂比的增加，裂纹长度越长。与单粒径增强的复合材料相比，双粒径颗粒混杂增强的复合材料裂纹萌芽和断裂时间均更晚，且随着颗粒混杂比的增加，裂纹萌芽和断裂时间愈发延迟。这说明多粒径颗粒的加入能够延缓复合材料的裂纹萌生扩展过程，颗粒混杂比越大越有利于抑制裂纹萌生扩展。原因是多粒径颗粒加入会提高颗粒与基体的界面结合能力，改变了颗粒周围的几何必须位错密度，提升了基体的强度。颗粒混杂比越大，颗粒堆叠密度越大，颗粒与基体的交界面积越多，界面结合强度越强，不易发生界面脱粘产生微裂纹，裂纹萌芽时间和断裂时间较晚。

虽然采用多粒径颗粒混杂增强的方法得到了性能更加优越的 SiC/AZ91D 复合材料，但是对于该复合材料中大颗粒和小颗粒各自对复合材料裂纹扩展长度的贡献并

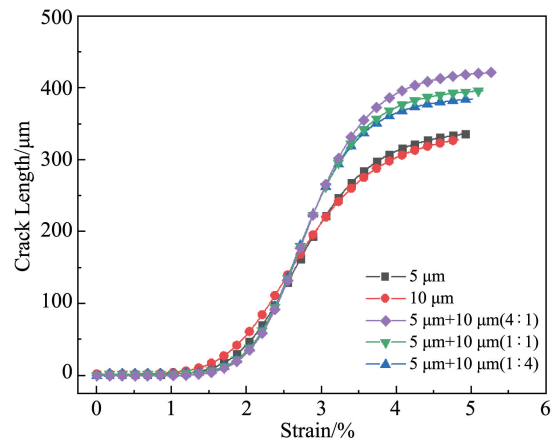


图 12 不同颗粒混杂比的 SiC/AZ91D 镁基复合材料裂纹长度随应变变化曲线

Fig. 12 Crack length variation curve of SiC/AZ91D magnesium matrix composites with different particle mixing ratios over strain

不十分清楚。因此，对图 12 数据进行回归分析，弄清各组对复合材料裂纹扩展长度的贡献。采用回归模型研究 SiC/AZ91D 复合材料裂纹扩展长度与 5 和 10  $\mu\text{m}$  颗粒

含量的相关关系, 其性能与组分的回归模型通式为:

$$Y = b_0 + b_1X_1 + b_2X_2 + \dots + b_nX_n \quad (9)$$

其中,  $Y$  为因变量,  $X_1, X_2, X_3 \dots X_n$  为自变量,  $b_0, b_1, b_2, \dots b_n$  是参数。

根据式(9)将图 12 数据进行回归分析, 得到如下回归方程:

$$Y = 323 + 10X_1 + 2X_2 \quad (10)$$

其中,  $Y$  代表裂纹长度,  $X_1$  代表  $5 \mu\text{m}$  颗粒含量,  $X_2$  代表  $10 \mu\text{m}$  颗粒含量。根据回归方程计算发现,  $X_1$  和  $X_2$  的标准化回归系数分别为 0.92 和 0.67, 表明  $5 \mu\text{m}$  颗粒含量对裂纹长度影响较大。因此, 当  $5 \mu\text{m}$  颗粒和  $10 \mu\text{m}$  颗粒混杂比为 4:1 时, 增强的复合材料裂纹扩展长度最长。

## 4 结 论

(1) 颗粒混杂增强的 SiC/AZ91D 复合材料裂纹萌生扩展过程主要经历 3 个阶段: 弹塑性阶段、裂纹萌生扩展阶段和裂纹扩展断裂阶段。

(2) 颗粒混杂增强的复合材料裂纹萌生扩展机制是, 由于 SiC 颗粒群尖角处应力集中程度严重, 导致基体损伤, 产生微裂纹, 微裂纹沿着切应力最大方向扩展汇集成主裂纹直至材料断裂。多粒径颗粒的加入能够延缓复合材料的裂纹萌芽扩展过程,  $5 \mu\text{m}$  颗粒和  $10 \mu\text{m}$  颗粒的混杂比越大, 越有利于抑制裂纹萌生扩展。

(3) 颗粒混杂增强的复合材料屈服强度和抗压强度均大于单粒径颗粒增强的复合材料, 压缩率则介于两种单粒径颗粒增强的复合材料之间, 且复合材料的小颗粒和大颗粒混杂比越大, 材料的屈服强度、抗压强度和压缩率越高。

(4) 回归分析得到裂纹长度与颗粒含量的关系为:  $Y = 323 + 10X_1 + 2X_2$  ( $X_1$  为  $5 \mu\text{m}$  颗粒含量,  $X_2$  为  $10 \mu\text{m}$  颗粒含量), 小颗粒含量越多, 即小颗粒和大颗粒的混杂比越大, 裂纹长度越长。

## 参考文献 References

- [1] 张胜利, 宋克兴, 国秀花, 等. 材料热处理学报[J], 2018, 39(8): 7-13.  
ZHANG S L, SONG K X, GUO X H, *et al.* Journal of Materials and Heat Treatment[J], 2018, 39(8): 7-13.
- [2] 庄伟彬, 宗亚平, 张跃波, 等. 材料科学与工程学报[J], 2013, 31(1): 1-5+141.  
ZHUANG W B, ZONG Y P, ZHANG Y B, *et al.* Chinese Journal of Materials Science and Engineering[J], 2013, 31(1): 1-5+141.
- [3] PARASHKEVOVA L, BONTCHEVA N, BABAKOV V, *et al.* Computational Materials Science[J], 2010, 50(2): 527-537.
- [4] 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.
- [5] WEI J L. Study on Mechanical Behavior of Granular-Reinforced Magnesium-Matrix Composites[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2018.
- [5] 李传鹏. 纳米碳化硅颗粒增强镁基复合材料的粉末冶金法制备及其力学性能[D]. 长春: 吉林大学, 2017.  
LI C P. Preparation and Mechanical Properties of Nano-Silicon Carbide Granule-Reinforced Magnesium Matrix Composites[D]. Changchun: Jilin University, 2017.
- [6] 俞洋, 苏益士, BERTHELOT Yann, 等. 中国材料进展[J], 2020, 39(3): 214-225.  
YU Y, SU Y S, BERTHELOT Y, *et al.* Materials China[J], 2020, 39(3): 214-225.
- [7] 湛家铭. 颗粒增强金属基复合材料变形与断裂行为的多尺度模拟[D]. 广州: 华南理工大学, 2022.  
ZHAN J M. Multi-Scale Simulation of Deformation and Fracture Behavior of Particle-Reinforced Metal Matrix Composites[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2022.
- [8] ZHANG J, OUYANG Q B, GUO Q, *et al.* Composites Science and Technology[J], 2016, 123: 1-9.
- [9] PENG P, GAO M Q, GUO E Y, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2020, 781: 139169.
- [10] GAO M N, GUO E Y, CHEN Z N, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2023, 22: 3146-3155.
- [11] WILLIAMS J J, SEGURADO J, LLORCA J, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2012, 557: 113-118.
- [12] 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 X. Microstructure and Properties of SiCp/AZ91 Magnesium Matrix Composites for Squeeze Casting[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2006.
- [13] SU Y S, LI Z, YU Y, *et al.* Science China Materials[J], 2018, 61(1): 112-124.
- [14] 张炯, 屈展, 黄其青, 等. 西安石油大学学报(自然科学版)[J], 2014, 29(3): 106-110.  
ZHANG J, QU Z, HUANG Q Q, *et al.* Journal of Xi'an Shiyou University(Natural Science Edition)[J], 2014, 29(3): 106-110.
- [15] CUGNONI J, GALLI M, JOHN B, *et al.* European Journal of Mechanics-A/Solids[J], 2012, 33: 31-38.
- [16] GALLIM, CUGNONI J, BOTSIS J, *et al.* Composites: Part A[J], 2008, 39: 972-978.
- [17] 耿昆. SiC/Al 复合材料基于微观的有限元建模模拟[D]. 上海: 上海交通大学, 2017.  
GENG K. SiC/Al Composites Finite Element Construction and Simulation Based on Microscopic Scopy[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2017.
- [18] 周圣杰. B<sub>4</sub>C/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. Study on Deformation and Fracture Behavior of B<sub>4</sub>C/2024Al Composites [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology,

- 2020.
- [19] 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.
- [20] 张小成. 基于压痕特性的碳化硅微铣削去除机理研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019.
- ZHANG X C. Study on the Removal Mechanism of Silicon Carbide Micro-Milling Based on Indentation Characteristics[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2019.
- [21] 丁云龙. 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.
- DING Y L. Research on Dynamic Mechanical Behavior of PRMMCs Based on Multi-Scale Cohesion Model[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2015.
- [22] 李怡然, 尧军平, 黄浩, 等. 塑性工程学报[J], 2023, 30(2): 185-196.
- LI Y R, YAO J P, HUANG H, *et al.* Chinese Journal of Plastic Engineering[J], 2023, 30(2): 185-196.
- [23] 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 C. Multi-Scale Simulation of Crack Propagation of Biphasic TiAl Alloy Based on Cohesion Model[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2021.
- [24] 梁超群, 尧军平, 李怡然, 等. 材料工程[J/OL], 2023. (2023-04-10) [2023-10-23]. <https://kns.cnki.net/kcms2/article/abstract?v=Qc2UN8NgW0t9WQAMFKdnJOHcE7XJBoBI96Dkq4MlpcEEXZOoL22pOXC0qw0beqU99qiwT13JGX8I0lp8mM3Nf57JgKAQe500WsxDp35bZRI3LmHc2U5l4gNWFv5ZxR9sSt6bOrzJMbELI-YAzMVxE-Aul2u0-bZhUtnJQ3ysssTFt4NsslCAmQ=&uniplatform=NZKPT&language=CHS>.
- LIANG C Q, YAO J P, LI Y R, *et al.* Materials Engineering[J/OL], 2023. (2023-04-10) [2023-10-23]. <https://kns.cnki.net/kcms2/article/abstract?v=Qc2UN8NgW0t9WQAMFKdnJOHcE7XJBoBI96Dkq4MlpcEEXZOoL22pOXC0qw0beqU99qiwT13JGX8I0lp8mM3Nf57JgKAQe500WsxDp35bZRI3LmHc2U5l4gNWFv5ZxR9sSt6bOrzJMbELI-YAzMVxE-Aul2u0-bZhUtnJQ3ysssTFt4NsslCAmQ=&uniplatform=NZKPT&language=CHS>.
- [25] 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.