

团聚颗粒对 SiC/AZ91D 复合材料裂纹萌生和扩展行为影响的研究

梁超群, 尧军平, 李怡然, 李步炜, 陈国鑫

(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 4 种不同颗粒团聚分布的有限元模型(均匀分布、三处团聚、两处团聚和一处团聚), 研究了颗粒团聚对 SiC/AZ91D 复合材料裂纹萌生和扩展机制的影响。结果表明: 当裂纹萌芽时, 应力在基体中分布很不均匀, 最大应力值出现在颗粒群尖角处, 颗粒团聚程度越严重, 裂纹萌生最大应力值越大; 当裂纹扩展时, 颗粒团聚程度越严重, 基体内最大应力值越大, 裂纹扩展程度越高; 当裂纹完全断裂时, 随着颗粒团聚程度的加剧, 颗粒应力最大值逐渐增加, 而基体应力最大值变化不大。颗粒团聚加速裂纹萌生扩展过程, 颗粒应均匀分布于基体中。复合材料裂纹萌生扩展机制是由于 SiC 颗粒群边界和尖角处应力集中严重, 导致基体损伤, 萌生微裂纹, 微裂纹沿着切应力最大方向扩展汇集成主裂纹。

关键词: 颗粒团聚; SiC/AZ91D; 有限元模型; 单轴压缩; 裂纹萌生; 裂纹扩展

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)06-1709-09

颗粒增强金属基复合材料具有高的比刚度、比强度、高温力学性能和耐磨性能等多种优越综合性能, 受到了人们的广泛关注^[1-3]。当颗粒尺寸小到微米尺度时, 增强颗粒润湿性很差, 颗粒间作用力(如范德华引力)使增强颗粒产生很大团聚倾向^[4]。因而研究颗粒分布对颗粒增强金属基复合材料裂纹萌生和扩展机制具有重要的应用价值。

在颗粒增强金属基复合材料裂纹萌生扩展机制方面, 国内外学者^[5-8]普遍采用将不同特性颗粒嵌入到晶胞有限元模拟方法研究。Zhang 等^[5]借助 RAS 算法建立颗粒均匀分布的三维有限元模型, 研究了拉伸过程中 SiC/Al 复合材料的断裂机制, 发现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引起的, 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; Zhou 等^[6]建立碳纳米管(CNT)和纳米 SiC 颗粒均匀分布的杂化有限元模型, 对复合材料进行了三维动态拉伸模拟。结果表明, 在塑性变形过程中, 微裂纹从界面萌生, 并在界面附近的基体中扩展。随着外载荷的不断增大, 微裂纹相互连接, 最终在复合材料中形成一条主裂纹和少量二次裂纹; Shen 等^[7]建立了均匀分布的碳纳米管 CNTs/Mg 复合材料有限元模型, 研究发现复合材料的初始损伤

发生在 CNTs 附近, 碳纳米管末端的应力集中随着拉伸载荷的增加而增加, 导致界面脱粘, 这是 CNTs/Mg 复合材料裂纹增长的主要形式; 魏俊磊等^[8]对短纤维和颗粒的真实、随机和复杂分布进行重构, 得到均匀分布的短纤维和颗粒杂化有限元模型, 研究了 2 种不同颗粒形状的短纤维/颗粒杂化复合材料的压缩性能。结果发现, 由于较大的局部应力, 裂纹源容易出现在短纤维断裂处和纤维基体脱粘界面处, 球形颗粒对混杂复合材料的力学性能增强更为有效。

综上所述, 众多学者对于裂纹萌生和扩展机制研究集中于建立颗粒均匀分布在基体中的理想化有限元模型, 而对于颗粒团聚分布的复合材料有限元模型少见报道。因此, 本工作基于 SiC/AZ91D 复合材料真实微观结构, 利用 Abaqus 软件建立了 SiC 颗粒团聚分布的 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颗粒团聚程度对复合材料裂纹萌生和扩展机制的影响。

1 实验

1.1 SiC/AZ91D 复合材料微观结构

本工作研究的 SiC/AZ91D 复合材料是由 AZ91D 镁合金和等效粒径为 10 μm 的 SiC 颗粒经挤压铸造制

收稿日期: 2023-06-05

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)

作者简介: 梁超群, 男, 1995 年生, 博士生, 南昌航空大学航空制造工程学院, 江西 南昌 330000, E-mail: 1750924887@qq.com

成, AZ91D 和 SiC 颗粒基本参数见表 1^[9-11]。SiC/AZ91D 复合材料的微观结构如图 1 所示。可观察到, 挤压铸造的 SiC/AZ91D 复合材料中 SiC 颗粒出现了不同程度的团聚现象, 标记为 A、B、C 和 D, 图中黑色是 SiC 颗粒, 其它是 AZ91D 镁合金基体。其中, A 为颗粒均匀分布的复合材料微观形貌, B 为颗粒三处团聚微观形貌, C 为颗粒两处团聚微观形貌, D 为颗粒集中团聚微观形貌。由此可见, 颗粒团聚程度由轻到重的顺序为: A<B<C<D。

1.2 基于微观结构的有限元建模

图 2a 为 SiC 颗粒的 SEM 形貌, 图 2b 是图 2a 中红色区域放大图。由图可知 SiC 颗粒的原始形貌多数是不规则多面体^[12], 因此将 SiC 颗粒的形状设计为不规则多面体, 如图 2c 所示。因此, 按照复合材料实际微观形貌, 将三维不规则多面体颗粒沉积在金属基质立方体中, 彼此不重叠。

复合材料中颗粒团聚程度不同的 4 种有限元模型如图 3 所示, 模型中颗粒等效粒径为 10 μm, 体积分数为 15%。为衡量颗粒聚集程度, 引入聚集指数 (cluster index, CI)^[13]来量化团聚现象, 利用颗粒之间的距离数据来计算复合材料中颗粒的聚集情况。其数学表达式为:

$$CI = \frac{\sum(\exp(-d_{ij}/d))}{\sum(\exp(-d_{kl}/d))} \quad (1)$$

表 1 AZ91D 镁合金和 SiC 颗粒的基本参数

Material	$\rho/\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	E/GPa	μ	σ_b/MPa
AZ91D	1800	45	0.33	164
SiC	3215	450	0.17	2000

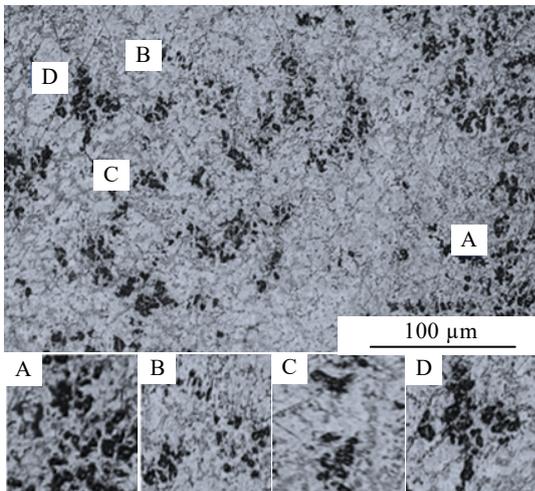


图 1 挤压铸造 SiC/AZ91D 复合材料微观形貌

Fig.1 Microstructures of squeeze-cast SiC/AZ91D composites

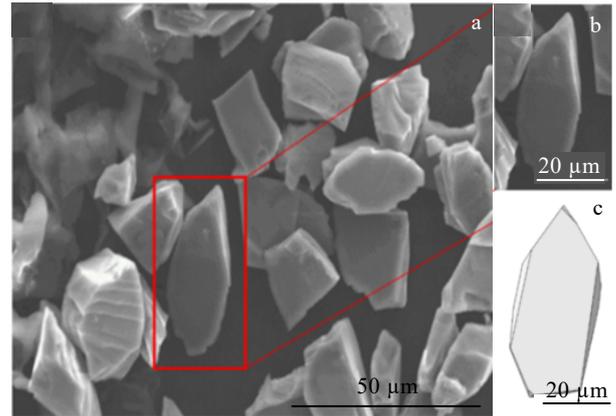


图 2 SiC 颗粒实际形貌及其建模

Fig.2 Actual morphology (a, b) and its modeling of SiC particles (c)

式中, d 为阈值距离, 该距离用于将颗粒分成聚集和非聚集 2 类; d_{ij} 表示第 i 个颗粒和第 j 个颗粒之间的距离, d_{kl} 表示第 k 个颗粒和第 l 个颗粒之间的距离。

$\sum(\exp(-d_{ij}/d))$ 表示所有距离小于等于阈值 d 的颗粒对之和, $\sum(\exp(-d_{kl}/d))$ 表示所有颗粒之间的距离之和。聚集指数 CI 越接近 0, 表示颗粒的分布越离散, 没有聚集现象, 而 CI 越接近 1, 则意味着颗粒之间有较强的聚集现象, 紧密堆积在一起。

图 3a 为颗粒均匀分布的复合材料有限元模型, 聚集指数 CI_a 为 0.153。图 3b 为颗粒三处团聚的有限元模型, 聚集指数 CI_b 为 0.642。图 3c 为颗粒两处团聚的有限元模型, 聚集指数 CI_c 为 0.709。图 3d 为颗粒严重团聚的有限元模型, 聚集指数 CI_d 为 0.836。

1.3 有限元网格划分和边界条件

模型尺寸为 $50\ \mu\text{m}\times 50\ \mu\text{m}\times 50\ \mu\text{m}$, 网格全局尺寸为 0.001。4 种不同颗粒分布的有限元模型均有 846273 个单元, 156353 个节点, 其中界面单元有 27074 个 COH3D6 (四结点三维粘结单元), 颗粒模型和 AZ91D 基体模型分别有 128127 和 691072 个 C3D4 (四结点线性四面体单元)。大断裂是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, 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^[5,14], 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^[15-16]。在进行大变形和断裂问题模拟时, 常常需要使用自由边界条件。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

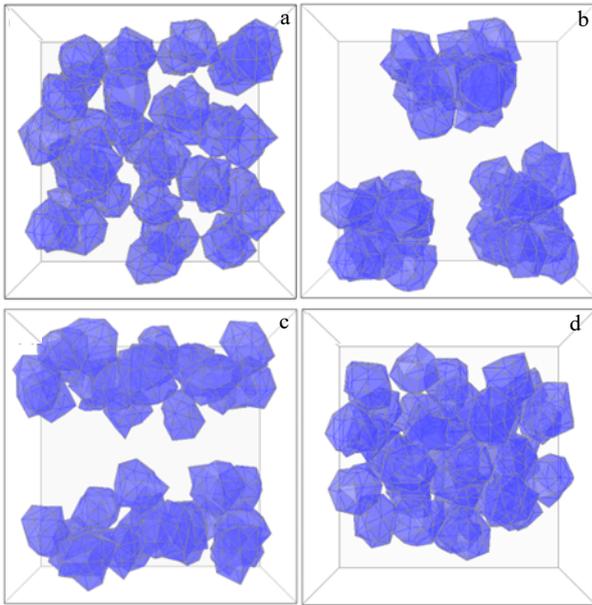


图 3 不同颗粒团聚程度的 SiC/AZ91D 复合材料模型

Fig.3 SiC/AZ91D composites model with different particle agglomeration degrees: (a) uniform, (b) three-clustering, (c) two-clustering, and (d) one-clustering

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，本研究将模型上表面节点耦合到一点 RP，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 15 μs，下端为完全固定约束，试件侧向为自由边界条件。图 4a 为颗粒网格划分图，图 4b 为 AZ91D 基体网格划分图，图 4c 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。

1.4 基体、颗粒的本构模型

Abaqus 可用多种方法表示 SiC/AZ91D 镁基复合材料中 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、应变曲线处理成函数并描述材料的塑性，很好的解释裂纹扩展这个阶段所发生的变化。因此采用 Johnson-Cook 模型作为 AZ91D 基体本构模型。其中表达式为^[15]：

$$\sigma = A + B\varepsilon^n \left[1 + C \ln\left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_0}\right) \right] (1 - T^{*m}) \quad (2)$$

由于本研究在室温下进行，可以忽略温度软化以及应变率硬化对应力影响，因此公式简化为：

$$\sigma = A + B\varepsilon^n \quad (3)$$

式中，A 为 AZ91D 基体在静载荷下的屈服强度；B 为硬化系数；ε 为有效应变速率；n 为应变硬化指数；

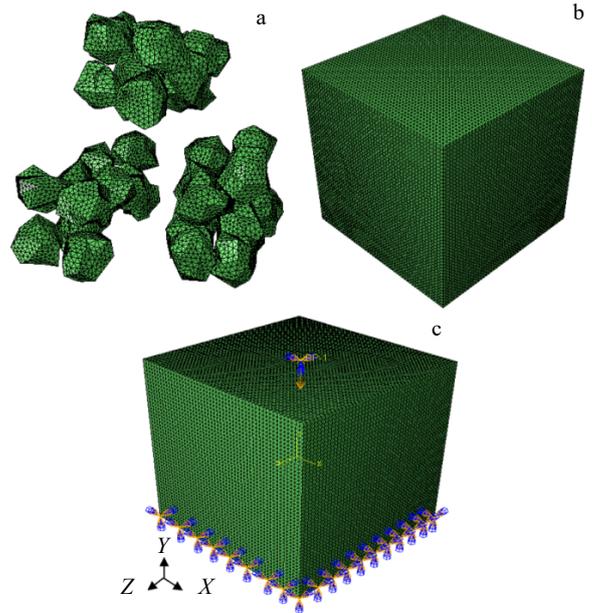


图 4 SiC/AZ91D 复合材料模型网格划分、边界条件

Fig.4 Meshing (a, b) and boundary conditions (c) of SiC/AZ91D composite model

C 为应变速率对材料行为的影响参数；ε₀ 为标准化有效塑性应变率；T* 为归一化温度；m 为温度对材料流动应力的影响参数。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，设置初始失效位移 u^{pl}，其刚度损伤量 D 表达式^[16]：

$$D = \frac{L\varepsilon^{pl}}{u_f^{pl}} = \frac{u^{pl}}{u_f^{pl}} \quad (4)$$

式中，L 为长度或特征长度尺度；ε^{pl} 为材料开始在塑性变形阶段的应变；u^{pl} 为初始失效位移；u_f^{pl} 为最终失效位移。

通过参考文献[17]得出镁合金基体的 B 硬化系数和 n 硬化指数，得到 AZ91D 镁合金静载情况下屈服强度为 164 MPa，硬化系数为 600 MPa，硬化系数 n 为 0.283，初始失效位移 u^{pl} 为 0.00015，如表 2 所示。

为了描述碳化硅颗粒的弹性响应和脆性断裂行为，使用 ABAQUS/Explicit 的脆性断裂模型。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：

$$G_c = \rho(e_{nn}^{ck})G \quad (5)$$

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，ρ(e_{nn}^{ck}) 为损伤应变函数，与损伤应变 e_{nn}^{ck} 关系为^[18]：

表 2 AZ91D 镁合金的 Johnson-Cook(J-C)本构参数

Table 2 Johnson-Cook(J-C) constitutive model parameters for AZ91D magnesium alloy

A/MPa	B/MPa	n	C	u_r^p/mm
164	600	0.283	0.021	0.00015

$$\rho(e_{nn}^{ck}) = (1 - \frac{e_{nn}^{ck}}{e_{max}^{ck}})^p \quad (6)$$

式中, e_{max}^{ck} 与 p 是材料参数。

本研究引用文献[5,19]提供的实验参数,对碳化硅脆性本构模型进行定义,如表 3 所示。表 3 中, σ_p^f 为 SiC 颗粒抗拉强度, e_p^f 为断裂应变, e_{max}^{ck} 与 p 是材料参数。

1.5 界面内聚力本构模型

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^[20],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。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 5 为双线性内聚力模型^[21],其中: δ_m^{max} 为最大有效位移值; δ_m^f 为完全破坏时的有效位移; δ_m^0 为损伤开始时的有效位移; τ_m^0 为最大分离应力。

针对三维有限元模型, 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

表 3 SiC 颗粒的本构参数

Table 3 Constitutive parameters of SiC particles

σ_p^f/MPa	e_p^f	e_{max}^{ck}	p
3000	0.2	0.2	2

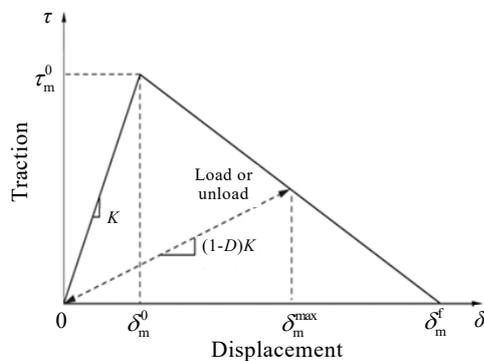


图 5 双线性内聚力模型

Fig.5 Bilinear cohesive zone model

着界面分离位移增加,单元产生损伤,损伤量等于 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^[22]:

$$D = \frac{\delta_m^f(\delta_m^{max} - \delta_m^0)}{\delta_m^{max}(\delta_m^f - \delta_m^0)} \quad (7)$$

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 为初始位移法向位移。

本研究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^[23]:

$$\max \left\{ \frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0}, \frac{t_t}{t_t^0} \right\} = 1 \quad (8)$$

通过参考文献[24]得出 SiC/AZ91D 颗粒界面的本构模型参数如表 4 所示。其中, t_n 为界面法向名义应力; t_t 为界面切向名义应力; δ^{max} 为破坏位移; δ^f 为材料完全破坏分离位移。

2 结果与讨论

2.1 不同颗粒团聚程度的 SiC/AZ91D 复合材料应力-应变关系

图 6 为不同颗粒团聚程度的 SiC/AZ91D 复合材料应力-应变曲线。由图 6 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 $\epsilon \in [0, 0.01]$] O—A 阶段前期,应力随着应变的增加而线性增加, OA 阶段后期,当达到压缩屈服点时,会发生塑性形变,应力应变曲线会出现明显的转折,此时在复合材料中,不会萌生微裂纹,而是颗粒尖角处应力逐渐累加产生应力集中现象。当达到基体极限破坏强度时,会萌生微裂纹, A 点变形图已在应力应变图中表示。此外,该阶段颗粒团聚程度不同,复合材料中微裂纹萌生平均应力大小也不同; A—B 阶段为裂纹萌生扩展阶段(线应变 $\epsilon \in [0.01, 0.045]$),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 点变形图已在应力应变图中表示; B—C 段为裂纹扩展断裂阶段(线应变 $\epsilon \in [0.045, 0.065]$),该阶段多条微裂纹扩展连在一起,形

表 4 SiC/AZ91D 颗粒界面的本构模型参数

Table 4 Constitutive model parameters of SiC/AZ91D particle interface

t_n/MPa	t_t/MPa	δ^{max}/mm	δ^f/mm
400	400	0.00015	0.00005

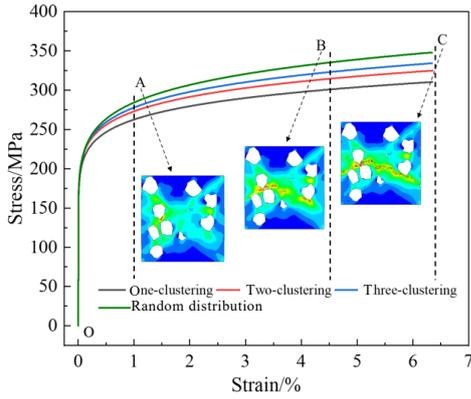


图 6 压缩过程中不同颗粒团聚程度的 SiC/AZ91D 复合材料应力-应变曲线

Fig.6 Stress-strain curves of SiC/AZ91D composites with different degrees of particle agglomeration during compression

成主裂纹，主裂纹继续扩展直至复合材料断裂，C 点变形图已在应力-应变图中表示。很明显，不同颗粒团聚程度的复合材料应力-应变响应在弹塑性前期 (O—A) 阶段几乎相似，在弹塑性(O—A)后期阶段、裂纹萌生扩展(A—B)阶段和裂纹扩展断裂(B—C)阶段，颗粒聚集程度越高，复合材料力学性能越差。原因是复合材料弹性模量对颗粒体积分数高度敏感而对颗粒分布不敏感^[14-15]，颗粒的聚集会扰乱应力在材料中的分布，聚集程度越严重，应力在颗粒尖角处累积越为迅速，越容易达到材料破坏强度。

图 7 为线应变 ϵ 分别为 0.01(裂纹萌生阶段)和 0.045(裂纹扩展阶段)时，不同颗粒团聚程度的 SiC/AZ91D 复合材料平均 Von Mises 应力和最大 Von Mises 应力柱状图。由图 7 可知，当线应变 ϵ 为 0.01

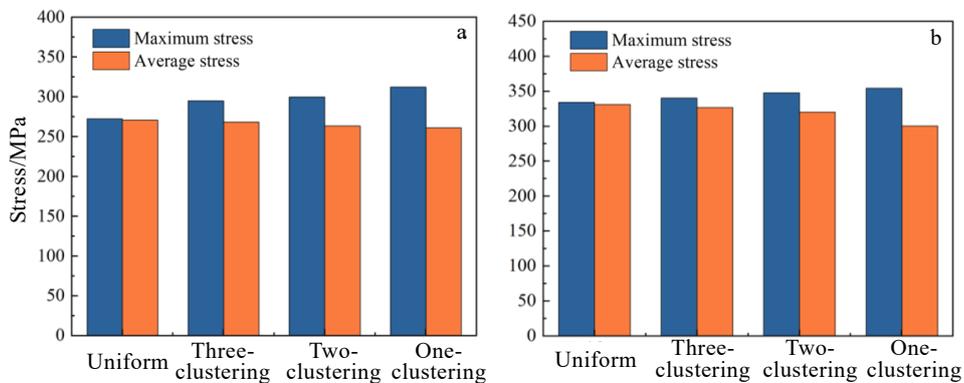


图 7 不同颗粒团聚程度的 SiC/AZ91D 复合材料的平均应力和最大应力柱状图

Fig.7 Histograms of average stress and maximum stress of SiC/AZ91D composites with different particle agglomeration degrees: (a) $\epsilon=0.01$ and (b) $\epsilon=0.045$

时，颗粒均匀分布的复合材料平均应力为 270.5 MPa，最大应力为 274.2 MPa；颗粒三处团聚的复合材料平均应力为 268.5 MPa，最大应力为 293.4 MPa；颗粒两处团聚的复合材料平均应力为 263.6 MPa，最大应力为 299.8 MPa；颗粒一处团聚的复合材料平均应力为 261.1 MPa，最大应力为 312.3 MPa。当线应变 ϵ 为 0.045 时，颗粒均匀分布的复合材料平均应力为 330.9 MPa，最大应力为 334.3 MPa；颗粒三处团聚的复合材料平均应力为 326.6 MPa，最大应力为 340.3 MPa；颗粒两处团聚的复合材料平均应力为 320.0 MPa，最大应力为 347.7 MPa；颗粒一处团聚的复合材料平均应力为 300.5 MPa，最大应力为 355.9 MPa。在裂纹萌生扩展过程中，随着颗粒团聚程度的加剧，复合材料的平均应力逐渐减小，最大应力逐渐增大。原因是颗粒不均匀分布不利于载荷在各个颗粒上均匀分布，削弱复合材料的整体性能，故颗粒越均匀分布在基体中，复合材料的平均应力越大。当颗粒发生团聚行为时，颗粒的尖角容易积累应力，团聚程度越严重，应力累积越迅速，抵抗形变的应力最大值就越大。

2.2 SiC/AZ91D 复合材料断裂时基体与颗粒的应力场分布

为了研究颗粒团聚程度对复合材料应力分布的影响，分别对基体和颗粒中应力场进行了模拟。图 8 为线应变为 0.065 (裂纹完全断裂) 时，颗粒团聚程度不同的复合材料中基体的 Von Mises 应力分布。由图 8 可知，基体压缩断面与加载方向夹角均约为 45°，颗粒均匀分布的复合材料基体最大应力值为 347.0 MPa；颗粒三处团聚的复合材料基体最大应力值为 347.5 MPa；颗粒两处团聚的复合材料基体最大应力值为 346.9 MPa；颗粒一处团聚的复合材料基体最大应力值为 347.7 MPa。结果表明，随着颗粒团聚程度

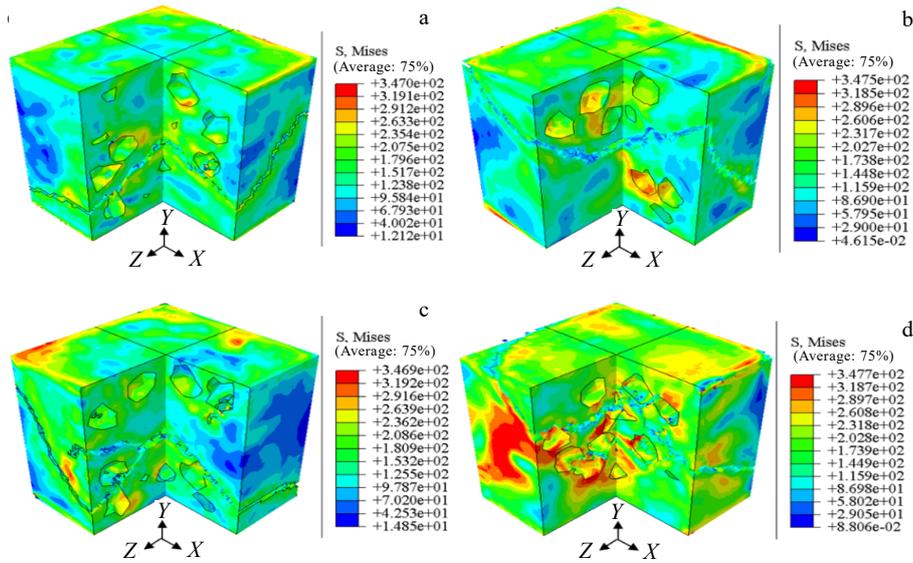


图 8 不同颗粒团聚程度 SiC/AZ91D 复合材料基体中 Von Mises 应力分布(MPa) ($\epsilon=0.065$)

Fig.8 Von Mises stress distribution in SiC/AZ91D composite matrix with different particle agglomeration degrees (MPa) ($\epsilon=0.065$): (a) uniform, (b) three-clustering, (c) two-clustering, and (d) one-clustering

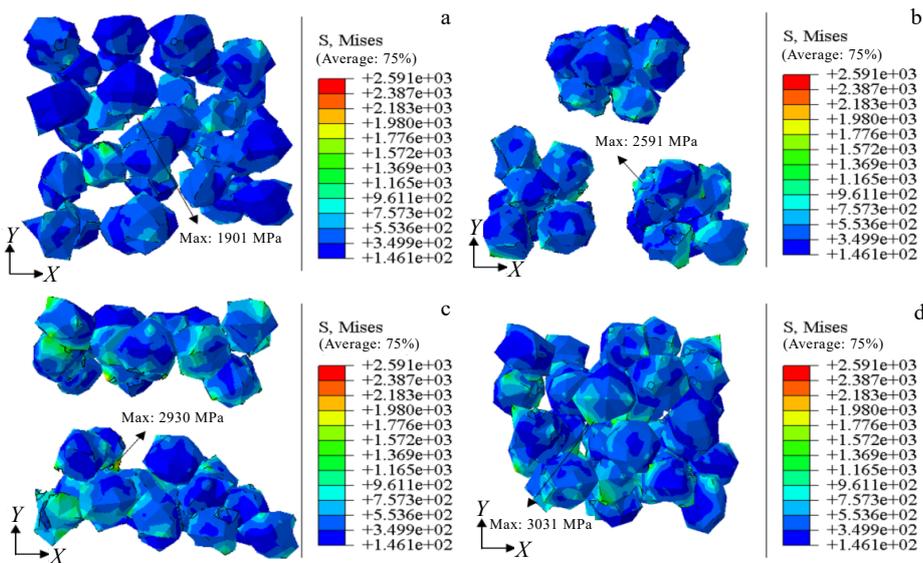


图 9 不同颗粒团聚程度 SiC/AZ91D 复合材料颗粒中 Von Mises 应力分布(MPa) ($\epsilon=0.065$)

Fig.9 Von Mises stress distribution in SiC/AZ91D composite particles with different particle agglomeration degrees (MPa) ($\epsilon=0.065$): (a) uniform, (b) three-clustering, (c) two-clustering, and (d) one-clustering

的加剧，基体承受应力最大值变化不大。随着颗粒团聚程度加剧，基体应力场分布愈发不均，颗粒间距缩短，颗粒尖端的应力值迅速提升，达到基体强度极限产生材料失效。

图 9 为线应变为 0.065（裂纹完全断裂）时，颗粒团聚程度不同的复合材料 SiC 颗粒的 Von Mises 应力

分布。由图 9 可知，Von Mises 应力最大值出现在颗粒尖角处，颗粒均匀分布的复合材料颗粒最大应力值为 1901 MPa；颗粒三处团聚的复合材料颗粒最大应力值为 2591 MPa；颗粒两处团聚的复合材料颗粒最大应力值为 2930 MPa；颗粒一处团聚的复合材料颗粒最大应力值为 3031 MPa。随着颗粒团聚程度加剧，颗粒最大

应力值逐渐增大。这是因为应力容易在颗粒尖角处聚集，随着颗粒团聚程度加剧，颗粒间距缩短，颗粒与基体之间载荷相互传递作用被削弱，颗粒承担的应力值越来越大，故颗粒最大应力值逐渐增大。由此可知，颗粒团聚越严重，颗粒承受的应力值越大，颗粒尖角处越容易积累应力，复合材料越容易失效。

2.3 不同颗粒团聚程度对 SiC/AZ91D 复合材料裂纹萌生的影响

众所周知，基体内最大 Von Mises 应力是导致裂纹萌芽和扩展的重要因素^[25]。最大 Von Mises 应力值

往往出现在复合材料颗粒与基体交界处，颗粒聚集影响基体内最大 Von Mises 应力值大小和分布。图 10 为线应变 $\epsilon=0.01$ 时，不同颗粒团聚程度的 SiC/AZ91D 复合材料裂纹萌芽情况。由图可知，在相同应变条件下，应力在基体中分布很不均匀，最大应力值出现在颗粒群尖角处，颗粒团聚越严重，裂纹萌生的最大应力值越大。这说明颗粒团聚容易诱发裂纹萌生。原因是载荷在基体—颗粒—基体传递过程中，颗粒分布越均匀，颗粒与基体交界处越不容易产生应力集中，基体中越不容易萌芽裂纹。

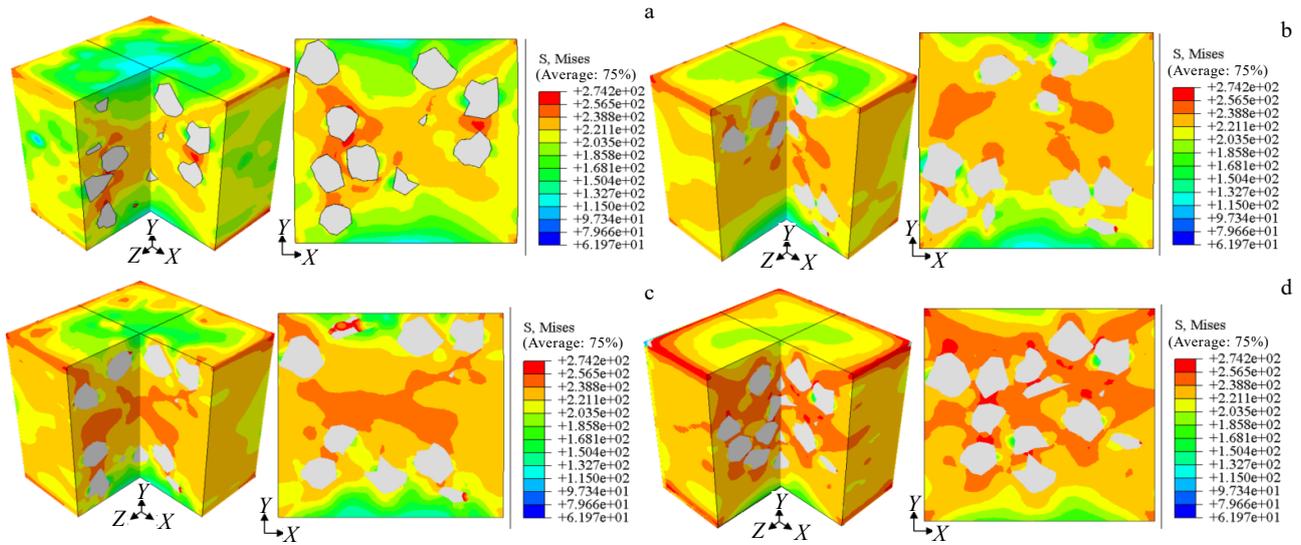


图 10 不同颗粒团聚程度的 SiC/AZ91D 复合材料裂纹萌芽情况

Fig.10 Crack initiation of SiC/AZ91D composites with different particle agglomeration degrees ($\epsilon=0.01$): (a) uniform, (b) three-clustering, (c) two-clustering, and (d) one-clustering

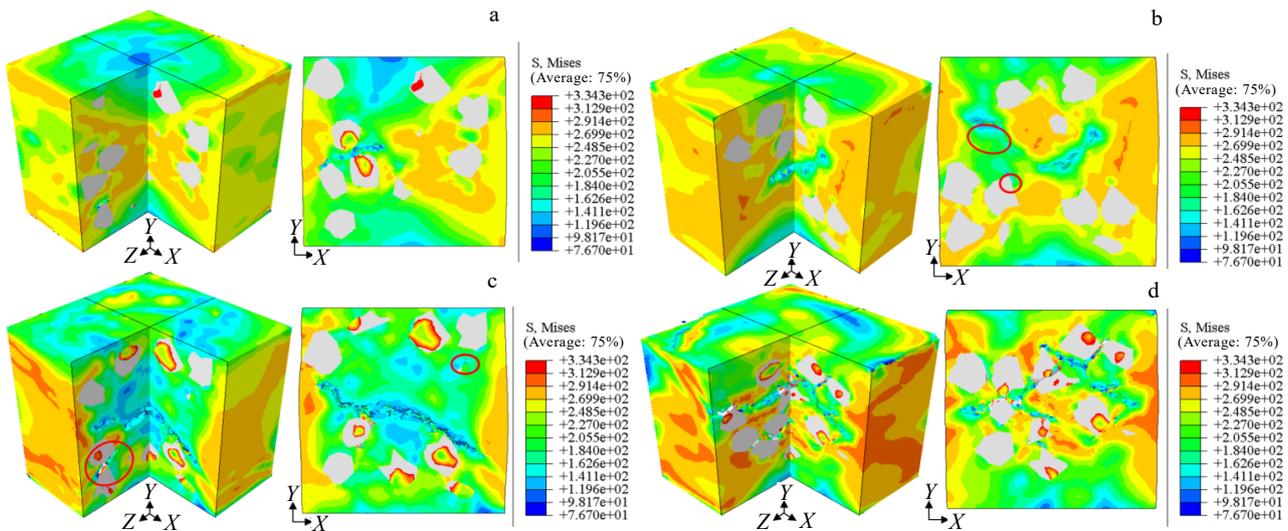


图 11 不同颗粒团聚程度的 SiC/AZ91D 复合材料裂纹扩展情况

Fig.11 Crack propagation of SiC/AZ91D composites with different particle agglomeration degrees ($\epsilon=0.045$): (a) uniform, (b) three-clustering, (c) two-clustering, and (d) one-clustering

2.4 不同颗粒团聚程度对 SiC/AZ91D 复合材料裂纹扩展的影响

图 11 为线应变 $\varepsilon=0.045$ 时, 不同颗粒团聚程度的 SiC/AZ91D 复合材料裂纹扩展情况。由图 11 可知, 在相同应变条件下, 颗粒团聚程度越严重, 基体内最大 Von Mises 应力值越大, 裂纹扩展程度越高。复合材料裂纹扩展机制是由于 SiC 颗粒群边界和尖角处应力集中严重, 导致基体损伤, 萌生微裂纹, 微裂纹沿着切应力最大方向扩展汇集成主裂纹。当颗粒分布较为均匀时, 载荷在由基体—颗粒—基体传递过程中, 平均分配到各个颗粒, 尽管颗粒与基体交界处存在应力集中, 但复合材料中应力场较均匀, 颗粒与基体交界处应力集中对基体损害最小; 当颗粒分布不甚均匀时(颗粒团聚数 ≥ 2), 微裂纹首先萌生于颗粒群尖角基体处, 多条微裂纹沿加载约 45° 方向扩展, 绕颗粒尖角或颗粒群边界形成一条主裂纹和少量次生裂纹; 颗粒团聚严重(团聚数=1)时, 颗粒间距小, 颗粒间相互制约, 颗粒群尖角处集中应力值超过基体极限强度, 基体损伤产生的微裂纹汇集成一条主裂纹和多条次生裂纹, 主裂纹和次生裂纹互相贯通, 致使复合材料断裂。

3 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-应变响应与颗粒团聚关联不大, 裂纹萌生扩展阶段, 颗粒团聚程度越高, 复合材料力学性能越差。

2) 裂纹萌生过程中, 裂纹萌芽易出现在颗粒群尖角处, 颗粒团聚越严重, 复合材料颗粒群尖角处的应力值越大, 越容易达到基体破坏强度产生力学损伤; 裂纹扩展过程中, 颗粒团聚程度越严重, 复合材料颗粒群尖角处集中应力值越容易超过基体极限强度, 次生裂纹越多, 裂纹扩展程度越高。

3) 当颗粒分布较为均匀时, 载荷在由基体—颗粒—基体传递过程中, 平均分配到各个颗粒, 尽管颗粒与基体交界处存在应力集中, 但复合材料中应力场较均匀, 颗粒与基体交界处应力集中对基体损害最小; 当颗粒分布不甚均匀时, 颗粒间距越小, 颗粒与基体之间载荷相互传递作用被削弱, 颗粒尖角处越容易积累应力, 复合材料越容易失效。

4) 颗粒团聚复合材料裂纹萌生和扩展机制是 SiC 颗粒群边界和尖角处应力集中严重, 导致基体损伤, 萌生微裂纹, 微裂纹沿着切应力最大方向扩展汇集成主裂纹, 主裂纹和次生裂纹互相贯通, 致使复合材料断裂; 颗粒团聚会加快裂纹萌生和扩展过程, 应尽量使颗粒在基体中均匀分布。

参考文献 References

- [1] Yuan Zhanwei(袁战伟), Ma Zhe(马哲), Shen Qiuyan(沈秋燕) et al. *China Materials Progress*(中国材料进展)[J], 2022, 41(5): 331
- [2] Akinwekomi A D, Law W C, Tang C Y et al. *Composites Part B*[J], 2016, 93: 302
- [3] Ma Changbing(马昌兵), Qiang Hongfu(强洪夫), Wu Wenming(武文明) et al. *Chinese Journal of Solid Mechanics* (固体力学学报)[J], 2022, 51(10): 3826
- [4] Long Kui(龙奎), Deng Yongjun(邓勇军), Chen Xiaowei(陈小伟) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(10): 3826
- [5] Zhang J, Ouyang Q B, Qiang G et al. *Composites Science and Technology*[J], 2016, 123: 1
- [6] Zhou X, Liu Z F, Su F et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(3): 636
- [7] Shen M J, Han B J, Ying T. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 924: 166589
- [8] Wei Junlei(魏俊磊). *Study on Mechanical Behavior of Granular Reinforced Magnesium Matrix Composites*(颗粒增强镁基复合材料力学行为的研究)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2018
- [9] Wang Z J, Qi L H, Wang G et al. *Mechanics of Materials*[J], 2016, 102(11): 90
- [10] Sugimura Y, Suresh S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1992, 23(8): 2231
- [11] Su Y S, Li Z, Yu Y et al. *Science China Materials*[J], 2018, 61(1): 112
- [12] Qiu Xin(邱鑫). *Microstructure and Properties of Extrusion Cast SiC_p/AZ91 Magnesium Matrix Composites* (挤压铸造 SiC_p/AZ91 镁基复合材料的显微结构与性能)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2006
- [13] Wei S, Fang H. *Remote Sensing of Environment*[J], 2016, 187: 476
- [14] Zhang Jiong(张炯), Qu Zhan(屈展), Huang Qiqing(黄其青) et al. *Journal of Xi'an Shiyou University* (Natural Science Edition)(西安石油大学学报, 自然科学版)[J], 2014, 29(3): 106
- [15] Galli M, Cugnoni J, Botsis J et al. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2008, 39(6): 927
- [16] Cugnoni J, Galli M. *Computer Modeling in Engineering and Sciences*[J], 2010, 66(2): 165
- [17] Geng Kun(耿昆). *Simulation of SiC_p/Al Composites Based on Micro-scale Finite Element Method* (SiC_p/Al 复合材料基

- 于微细观的有限元建模模拟[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2017
- [18] Zhou Shengjie(周圣杰). *Deformation and Fracture Behavior of B₄C/2024Al Composites*(B₄C/2024Al 复合材料变形断裂行为研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020
- [19] Zhou Shuang(周爽). *Numerical Simulation of Mechanical Properties of Nano-reinforced Magnesium Matrix Composites*(纳米增强体镁基复合材料力学性能数值模拟)[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2017
- [20] Yun Long(云龙). *Research on Dynamic Mechanical Behavior of PRMMCs Based on Multi-scale Cohesive Force Model*(基于多尺度内聚力模型的 PRMMCs 动态力学行为研究)[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2015
- [21] Wei Junlei(魏俊磊). *Study on Mechanical Behavior of Granular Reinforced Magnesium Matrix Composites*(颗粒增强镁基复合材料力学行为的研究)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2018
- [22] Zhang Cheng(张成). *Multi-scale Simulation of Crack Propagation in Duplex TiAl Alloy Based on Cohesive Force Model* (基于内聚力模型的双相 TiAl 合金裂纹扩展的多尺度模拟)[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2021
- [23] Weng Lin(翁琳). *Numerical Analysis of Mechanical Properties of Particle-reinforced Composites Based on Microstructure*(基于微观结构的颗粒增强复合材料力学性能数值分析)[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2015
- [24] Zhang Jiong(张炯), Qu Zhan(屈展), Huang Qiqing(黄其青) et al. *Journal of Xi'an Shiyou University(Natural Science Edition)* (西安石油大学学报, 自然科学版)[J], 2014, 29(3): 106
- [25] Borbély A, Biermann H, Hartmann O. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 313 (1): 34

Effects of Agglomeration Particles on Cracking Initiation and Propagation Behavior of SiC/AZ91D Composites

Liang Chaoqun, Yao Junping, Li Yiran, Li Buwei, Chen Guoxin

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

Abstract: Based on the real microstructure of composite materials, four finite element models with different particle aggregation distributions (uniform distribution, three-clustering, two-clustering, and one-clustering) were established by introducing cohesive element units at the interface between particles and matrix to investigate the influence of particle aggregation on the crack initiation and propagation mechanisms of SiC/AZ91D composite materials. The results show that when the crack initiates, stress distribution in the matrix is highly uneven, with the maximum stress occurring at the corners of the particle group. The more severe the particle aggregation, the greater the maximum stress value during crack initiation. As the crack propagates, the greater the degree of particle aggregation, the higher the maximum stress value in the matrix and the greater the extent of crack propagation. When the crack completely fractures, the maximum stress value of the particles gradually increases with the aggravation of particle aggregation, while the maximum stress value of the matrix remains relatively constant. Particle aggregation accelerates the crack initiation and propagation, and particles are uniformly distributed in the matrix. The crack initiation and propagation mechanism of composite materials is that the severe stress concentration at the boundaries and corners of the SiC particle group causes damage to the matrix, initiates microcracks, and then propagates along the direction of maximum shear stress to form the main crack.

Key words: particle aggregation; SiC/AZ91D; finite element model; uniaxial compression; crack initiation; crack propagation

Corresponding author: Yao Junping, Ph. D., Professor, School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330000, P. R. China, E-mail: yyyjpsz@126.com