

连续石墨纤维增强铝基复合材料准静态拉伸 损伤演化与断裂力学行为

周金秋, 王振军*, 杨思远, 蔡长春, 余欢, 徐志锋

(南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 南昌 330063)

摘要: 针对连续石墨纤维增强铝基(CF/Al)复合材料, 采用三种纤维排布方式的代表体积单元(RVE)建立了其细观力学有限元模型, 采用准静态拉伸试验与数值模拟结合的方法, 研究了其在轴向拉伸载荷下的渐进损伤与断裂力学行为。结果表明, 采用基体合金和纤维原位力学性能建立的细观力学有限元模型, 对轴向拉伸弹性模量和极限强度的计算结果与实验结果吻合良好, 而断裂应变计算值较实验结果偏低。轴向拉伸变形中首先出现界面和基体合金损伤现象, 随应变增加界面发生失效并诱发基体合金的局部失效, 最后复合材料因纤维发生失效而破坏, 从而出现界面脱粘后纤维拔出与基体合金撕裂共存的微观形貌。细观力学有限元分析结果表明, 在复合材料制备后纤维性能衰减而强度较低条件下, 改变界面强度和刚度对复合材料轴向拉伸弹塑性力学行为的影响较小, 复合材料中纤维强度水平是决定该复合材料轴向拉伸力学性能的主要因素。

关键词: 石墨纤维增强铝基复合材料; 细观力学; 损伤演化; 失效机制; 力学性能

中图分类号: TB331 文献标志码: A 文章编号: 1009-3851(2020)04-0907-12

Damage evolution and fracture behaviors of continuous graphite fiber reinforced aluminium matrix composites subjected to quasi-static tensile loading

ZHOU Jinqiu, WANG Zhenjun*, YANG Siyuan, CAI Changchun, YU Huan, XU Zhifeng

(National Defense Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology,

Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: According to the microstructure of the continuous graphite fiber reinforced aluminium matrix (CF/Al) composites, the micromechanical finite element model was established based on the representative volume element (RVE) with different fibre arrangements. The progressive damage and fracture behaviors of the CF/Al composites under axial tensile condition were investigated by quasi-static tensile testing and numerical simulation method. The results show that the axial tensile modulus and strength calculated by the micromechanical model with the diagonal quadrilateral fiber arrangement agree well with the experimental results, while the fracture strain is underestimated. At the first tensile stage, the interface damage initiates and accumulates. With the increase of strain, the interface damage induces the local interfacial debonding and matrix alloy failure at the middle stage. At the last stage, the occurrence of fiber failure leads to the eventual fracture of the composites, which results in a fracture surface with co-existence of matrix tearing and fiber pull out. According to the micromechanical calculation results, the influence of interfacial strength and stiffness on the axial tensile behavior is inapparent in the case of insufficient fiber strength, while the axial mechanical properties of the composite are primarily determined by the in-situ fiber ultimate strength.

Keywords: graphite fiber reinforced aluminium matrix composite; micromechanics; damage evolution; failure mechanism; mechanical properties

收稿日期: 2019-04-12; 录用日期: 2019-06-06; 网络出版时间: 2019-07-29 10:17

网络出版地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20190726.001>

基金项目: 国家自然科学基金(51765045; 51365043); 航空科学基金(2019ZF056013); 江西省研究生创新专项基金(YC2018012)

通讯作者: 王振军, 博士, 副教授, 硕士生导师, 研究方向为金属基复合材料 E-mail: wangzhj@nchu.edu.cn

引用格式: 周金秋, 王振军, 杨思远, 等. 连续石墨纤维增强铝基复合材料准静态拉伸损伤演化与断裂力学行为[J]. 复合材料学报, 2020, 37(4): 907-918.

ZHOU Jinqiu, WANG Zhenjun, YANG Siyuan, et al. Damage evolution and fracture behaviors of graphite fiber reinforced aluminium matrix composites subjected to quasi-static tensile loading[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2020, 37(4): 907-918 (in Chinese).

连续石墨纤维增强铝基(CF/Al)复合材料充分发挥石墨纤维高强度、高模量和基体铝合金的高韧性，具有密度低、比强度和比模量高及热膨胀系数低等优良的综合性能^[1]。现阶段关于CF/Al复合材料的研究，主要集中在制备工艺^[2-3]、微观组织^[4]、界面形成机制与控制^[5]等方面，而关于CF/Al复合材料承载变形中组元材料与界面渐进损伤累积及其对宏观断裂力学行为影响的研究并不多^[6]。掌握CF/Al复合材料承载时的微观损伤演变规律和断裂失效机制，不但可为复合材料组元和界面性能设计及制备工艺优化提供理论依据，也是该复合材料走向实际工程应用亟需解决的问题。

一般采用解析法或细观力学有限元法预测连续增强复合材料的力学响应并分析其变形机制。解析法(Eshelby法、Mori-Tanaka法及广义自洽模型等)虽然能够建立复合材料细观与宏观场量之间的关系，但不能给出细观场量的细节，也无法分析增强相形状、分布对宏细观力学响应的影响^[7-8]。细观力学有限元法通过建立复合材料代表性单元(RVE)并施加周期性边界条件计算获得细观应力与应变场，并采用均匀化方法计算获得宏观应力-应变响应，其优点在于能够同时获得细观应力-应变场和宏观力学响应特征，并可定量分析组分材料性能变化对宏观性能(模量、强度等)的影响规律。王小强^[9]采用细观力学有限元法研究了单向纤维增强树脂复合材料的纵向拉伸性能，并分析了其界面脱粘过程。吴志凯等^[10]建立了双向连续纤维增强复合材料(CBFRC)的代表体积单元模型，分析了界面性能对复合材料宏观等效弹性模量和抗拉强度

的影响。罗智^[11]通过模拟纤维增强树脂复合材料的纤维拔出过程，分析了其轴向拉伸变形时的界面损伤与失效行为。方光武等^[12]建立了SiC_f/Si陶瓷基复合材料的圆柱单元模型，采用多层界面应力传递模拟方法，分析了不同厚度和性能的界面相的应力传递和失效模式。综上所述，有关纤维增强树脂基和陶瓷基复合材料损伤断裂行为的细观力学数值模拟已有较多报道，但目前关于连续纤维增强金属基复合材料损伤与失效行为数值分析的研究还并不多^[13]。仅凭现有的实验手段还无法揭示基体合金、纤维与界面微观损伤与失效对复合材料宏观断裂力学行为的影响机制。

本文针对真空压力浸渗制备的CF/Al复合材料，在基体合金与纤维原位力学性能测试基础上，采用内聚力界面和基体合金延性损伤法则，建立其细观力学有限元模型，通过对复合材料轴向准静态拉伸变形的数值模拟和单轴拉伸试验，研究基体合金和界面的渐进损伤演化和纤维的失效行为，分析其对复合材料宏观断裂力学响应的影响机制。此外，基于建立的有限元模型，预测界面和纤维性能对复合材料轴向拉伸弹塑性力学行为的影响，以为CF/Al复合材料组分和界面性能设计及制备工艺优化提供理论依据。

1 实验材料与方法

本文研究对象为连续石墨纤维增强铝基(CF/Al)复合材料，以高强高模石墨纤维M40J作为增强体材料，其基本性能参数如表1所示，以铸造铝合金ZL301作为基体合金，其化学成分如表2所示。

表1 石墨纤维M40J基本性能参数

Table 1 Primary property parameters of graphite fiber M40J

Properties	Elastic modulus/GPa	Poisson's ratio	Tensile strength/MPa	Density/(g·cm ⁻³)	Ductility/%	Fiber diameter/μm
M40J	377	0.26	4 400	1.81	0.7	6

表2 铝合金ZL301的化学成分

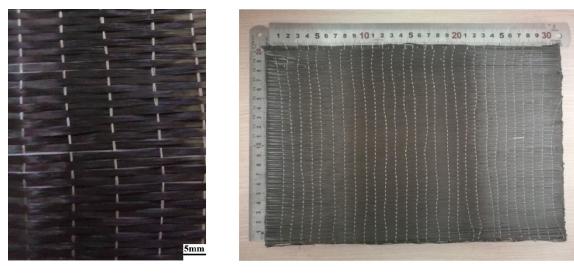
Table 2 Chemical composition of aluminum alloy ZL301

Element	Mg	Si	Cu	Mn	Ti	Al	wt%
Content	9.5—11.0	0.3	0.1	0.15	0.15	Balance	

采用无纬布单向叠层法制备单向纤维预制体，首先将石墨纤维M40J织造成无纬布，其纤维排布形貌如图1(a)所示；将无纬布进行单向叠层平铺形成纤维预制体，其形貌见图1(b)；用厚度均匀的石

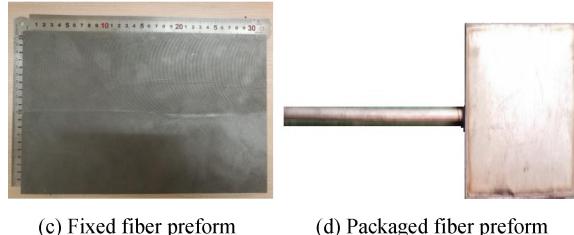
墨板将纤维预制体压紧至预定厚度并固定，见图1(c)；最后将其封装至不锈钢模具中，如图1(d)所示。采用真空辅助压力浸渗法制备CF/Al复合材料，具体制备工艺参数见表3。

制备出的复合材料板材尺寸为250 mm×150 mm×5 mm。按照GB/T 1447—2005标准^[14]用电火花线切割机加工拉伸试样，并在试样夹持端表面粘贴厚为1 mm的加强片，防止夹持端出现非正常开裂，如图2所示。采用美国英斯特朗公司的



(a) Wefless cloth

(b) Fiber preform



(c) Fixed fiber preform

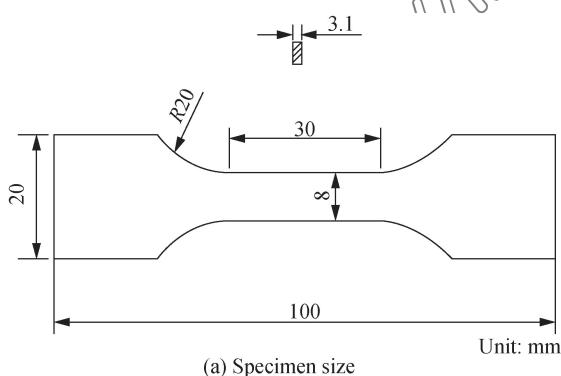
(d) Packaged fiber preform

图 1 封装前与封装后的石墨纤维 M40J 预制体

Fig. 1 Graphite fiber preform before and after packaged

表 3 石墨纤维增强铝基(CF/Al)复合材料真空压力浸渗制备工艺参数**Table 3 Vacuum assisted pressure infiltration processing parameters of graphite fiber reinforced aluminium matrix (CF/Al) composites**

Fiber temperature/°C	Melting temperature/°C	Holding time/min	Infiltration pressure/MPa
550	730	20	7



(a) Specimen size

(b) Specimen appearance

图 2 CF/Al 复合材料轴向拉伸试样及尺寸

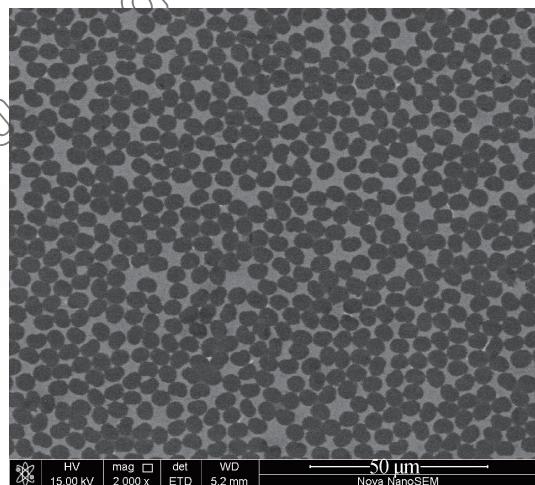
Fig. 2 Axial tensile specimen and size of CF/Al composites

INSTRON 8801 电液伺服试验机测试复合材料试样在室温下的轴向拉伸力学行为, 拉伸速率为 0.5 mm/min, 加载方向与纤维轴向一致。采用美国 FEI 公司的 Quanta 200 型扫描电镜(SEM)观察分析复合材料试样的微观组织和拉伸断口形貌。

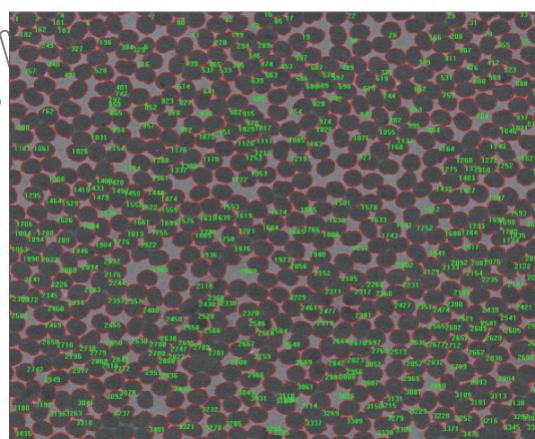
2 细观力学有限元模型

2.1 CF/Al 复合材料 RVE 模型

图 3(a)为真空压力浸渗法制备的 CF/Al 复合材料的显微组织结构。可以看出, 基体铝合金组织致密, 无缩孔缩松等铸造缺陷; 石墨纤维在复合材料基体合金中分布较均匀; 基体与纤维界面处未发现微观空洞和裂纹等缺陷。采用 Image-Pro Plus 软件对 CF/Al 复合材料显微组织(图 3(a))中的纤维区域进行选色和测量, 并在被测量纤维区域添加标记色和标记字符, 如图 3(b)所示, 根据测量获得



(a) Microstructure of CF/Al composites (SEM)



(b) Measurement of fiber area in microstructure

图 3 CF/Al 复合材料显微组织及纤维区域面积测试

Fig. 3 Microstructure and measurement of fiber area in CF/Al composites

的纤维区域面积和显微组织图总面积，计算得到复合材料中纤维体积分数约为 55vol%。

从 CF/Al 复合材料显微组织分析结果可以看出，纤维在基体合金中具有近似周期性均匀分布的特征，可通过合理选取 RVE 反映其微观结构特性，并利用均匀化方法分析其宏观力学特性，进而建立二者之间的关系^[15]。分别假设纤维在基体合金中具有对角正四边形、对角正六边形和正四边形排布方式，在纤维体积分数为 55vol% 的前提下建立三种纤维排布方式的 RVE 几何模型，如图 4 所示，并进一步分析不同纤维排布方式 RVE 建立的细观力学有限元模型对复合材料轴向拉伸应力-应变行为的计算和预测精度。

在纤维体积分数为 55vol% 的条件下，所建立的对角正四边形纤维排布 RVE 模型的边长 $b_1 = 10 \mu\text{m}$ ；对角正六边形纤维排布 RVE 模型的两边长分别为 $b_2 = 8.5 \mu\text{m}$ 和 $\sqrt{3}b_2 = 14.7 \mu\text{m}$ ；正四边形纤维排布 RVE 模型的边长 $b_3 = 7.2 \mu\text{m}$ 。以上三个 RVE 模型中纤维直径均为 6 μm。考虑到研究对象为连续纤维增强铝基复合材料，在周期性边界条件下 RVE 模型的轴向长度对计算结果不产生影响，为减少计算量，取 RVE 轴向长度 $a = 1 \mu\text{m}$ 。由于 RVE 模型中含有多个纤维/基体合金接触界面，为了减少因各材料部件节点分布不均匀而导致的界面网格不规则性，采用进阶算法的六面体为主的八节点线性(C3D8R)单元进行有限元分析，对三个 RVE 模型划分网格时设置全局网格尺寸为 0.2 μm。

在采用均匀化方法的条件下，对建立的复合材

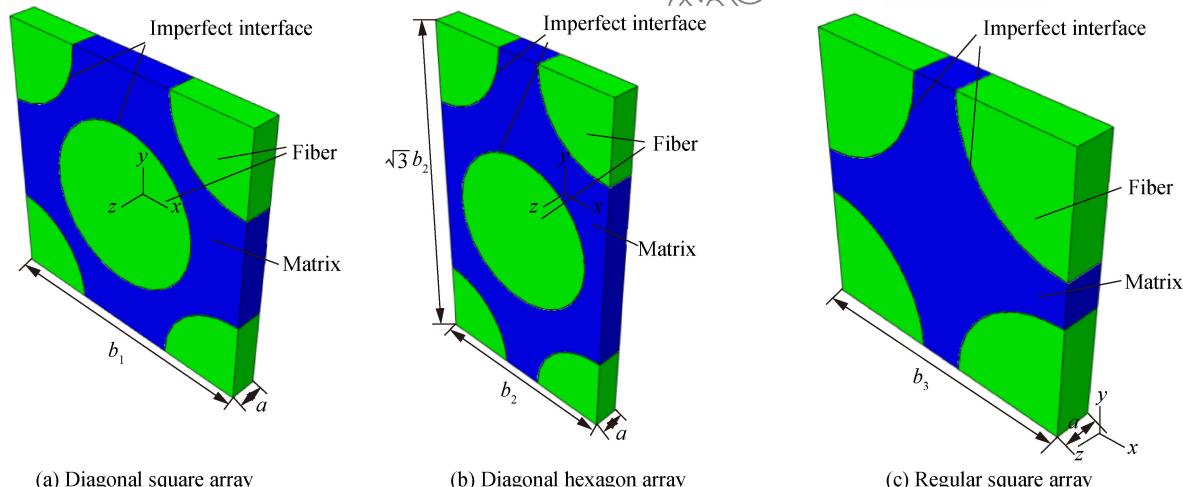


图 4 不同纤维排布方式下 CF/Al 复合材料的代表性体积单元(RVE)模型

Fig. 4 Representative volume element(RVE) models of CF/Al composites with different fiber arrays

料 RVE 边界上施加周期性位移边界条件，以满足相邻 RVE 边界上的应力连续性和位移协调条件^[16]。在连续纤维增强复合材料周期性细观结构中，RVE 模型具有平行且成对的边界表面。在一对边界表面上，施加的周期位移场表达式如下：

$$u_i^{j^+} = \bar{\epsilon}_{ik} x_k^{j^+} + u_i^* \quad (1)$$

$$u_i^{j^-} = \bar{\epsilon}_{ik} x_k^{j^-} + u_i^* \quad (2)$$

式中：上标 j^+ 和 j^- 表示总体坐标轴的正负方向； x_k^j 为 RVE 内任意点的坐标； $\bar{\epsilon}_{ik}$ 为 RVE 平均应变； u_i^* 为周期性位移修正量。 u_i^* 在周期性 RVE 的平行相对面上是相同的，式(1)与式(2)相减可得：

$$u_i^{j^+}(x, y, z) - u_i^{j^-}(x, y, z) = \bar{\epsilon}_{ik} (x_k^{j^+} - x_k^{j^-}) = \bar{\epsilon}_{ik} \nabla x_k^j \quad (3)$$

对于 RVE 模型的每组相对面而言， ∇x_k^j 为常数。即 $\bar{\epsilon}_{ik}$ 给定的情况下，式(3)的位移差为常值。式(3)不含周期性位移修正量 u_i^* ，在确定 RVE 模型后，在 ABAQUS 中通过添加多点约束(MPC)来实现周期性边界条件。

假设 RVE 模型在轴向拉伸位移载荷 U_x 作用下发生轴向变形，并在轴向上产生的支反力为 F_x ，则三种纤维排布方式 RVE 模型轴向拉伸时等效应变与应力计算公式为

对角正四边形纤维排布的 RVE 模型：

$$\begin{cases} \epsilon_{eq} = U_x/a \\ \sigma_{eq} = F_x/b_1^2 \end{cases} \quad (4)$$

对角正六边形纤维排布的 RVE 模型：

$$\begin{cases} \epsilon_{eq} = U_x/a \\ \sigma_{eq} = F_x/\sqrt{3}b_2^2 \end{cases} \quad (5)$$

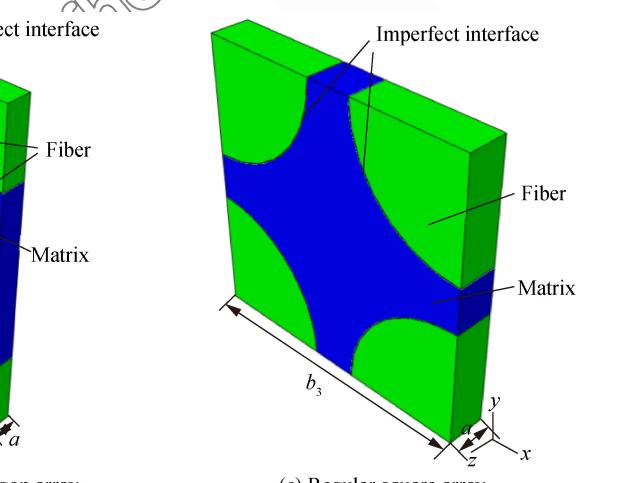


图 5 不同纤维排布方式下 CF/Al 复合材料的应力-应变曲线

Fig. 5 Stress-strain curves of CF/Al composites with different fiber arrays under uniaxial tensile loading

正四边形纤维排布的 RVE 模型:

$$\begin{cases} \varepsilon_{eq} = U_x/a \\ \sigma_{eq} = F_x/b_3^2 \end{cases} \quad (6)$$

2.2 CF/Al 复合材料界面损伤与失效模型

对真空辅助差压浸渗制备的镀镍 M40 纤维增强铝基复合材料界面微观组织的实验研究表明^[17], 液态浸渗中碳纤维和液态铝合金在高于 500℃ 环境中发生化学反应而在界面处生成非连续分布的 Al₄C₃ 相。本研究采用真空压力浸渗法制备的无镀层 M40J 纤维增强铝基复合材料界面产物微观组织如图 5 所示。可以看出, 界面处存在取向角度不规则和尺寸不均匀的针(棒)状 Al₄C₃ 相, 但基体合金 ZL301 中较高的 Mg 元素含量可一定程度抑制 Al₄C₃ 相的生长^[4], 其长度方向的尺寸较小(约 200 nm)。

从图 5 可以看出, CF/Al 复合材料实际是由纤维、基体合金和界面三种相组成, 大量实验研究表明界面微观结构对界面性能有重要影响, 而界面性能是影响复合材料性能的重要因素^[2-4, 18]。对于前者需建立考虑界面产物形态、尺寸及物理性能的界面层力学模型分析其内部应力状态和应力传递机制^[12]。考虑到 CF/Al 复合材料界面层厚度不规则且尺寸较小(约 200~300 nm), 且界面相具有复杂的微观结构特征和力学特性, 本文建立基体/界面/纤维构成的复合材料细观尺度单胞模型时, 不考虑界面层(相)微观结构对界面力学性能的影响, 将其简化处理为无厚度的“界面”并引入内聚力模型定义其损伤演化与脱粘等力学行为^[19-20]。采用内聚力模型中的牵引力-分离(Traction-Separation)双线性法则来描述复合材料承载时界面的损伤演变与失效行为^[6], 内聚力界面的力学行为包括弹性变形和

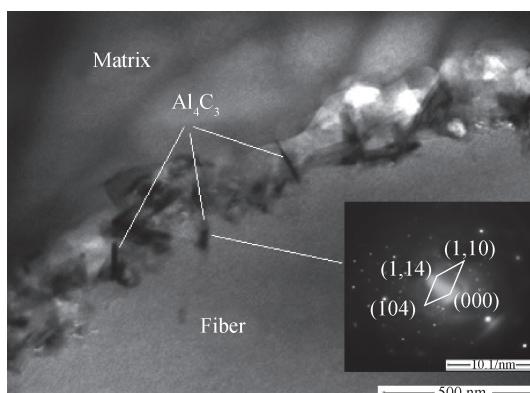


图 5 CF/Al 复合材料界面产物形态

Fig. 5 Morphology of interfacial product in CF/Al composites

损伤演化两个阶段, 如图 6 所示。

假设界面具有各向同性力学性能, 则界面单元在线弹性阶段的应力-位移关系为

$$\sigma_i = K\delta_i \quad (i = n, s, t) \quad (7)$$

界面单元的几何刚度矩阵系数:

$$K_i = (E_m + E_f)/2kd_0, \quad (i = n, s, t) \quad (8)$$

式中: σ_n 、 σ_s 、 σ_t 分别为法向、横向、切向应力分量(MPa); δ_n 、 δ_s 、 δ_t 分别为法向、横向、切向位移分量(mm); K 为界面单元的几何刚度矩阵(MPa/mm); E_m 和 E_f 分别为基体合金和纤维的弹性模量(MPa); d_0 为纤维直径(mm); k 为界面单元刚度因子, 无量纲。

对于单向纤维增强复合材料细观力学建模^[10], 可采用最大名义应力准则判断其界面的初始损伤:

$$\text{Max} \left\{ \frac{\langle \sigma_n \rangle}{\sigma_n^0}, \frac{\sigma_s}{\sigma_s^0}, \frac{\sigma_t}{\sigma_t^0} \right\} < 1 \quad (9)$$

式中: σ_n 、 σ_s 、 σ_t 分别为界面承受的法向应力和两个切向应力(MPa); σ_n^0 、 σ_s^0 、 σ_t^0 分别为界面法向应力和两个切向应力的阈值(MPa); $\langle \cdot \rangle$ 为麦考莱符号, 即界面承受压应力时不会发生损伤。将复合材料界面层视为各向同性材料且其强度与基体合金性能相关, 则式(9)中的界面法向和切向应力阈值可定义为

$$\sigma_i^0 = t\sigma_s \quad (i = n, s, t) \quad (10)$$

式中: σ_s 为基体合金屈服强度(MPa); t 为无量纲的界面强度因子^[6]。

基于牵引力-分离法则的内聚力界面模型中, 采用刚度折减法描述界面的损伤演化过程:

$$\sigma_i = (1 - d)\sigma_i^0 \quad (i = n, s, t) \quad (11)$$

式中: σ_i 为界面损伤后的法向、横向和切向应力分

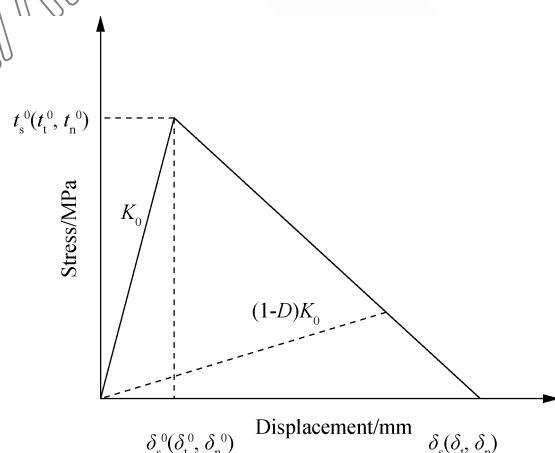


图 6 牵引力-分离法则示意图

Fig. 6 Schematic diagram of traction-separation law

量(MPa); $\bar{\sigma}_i$ 为按损伤前线弹性关系计算的界面法向、横向和切向应力分量(MPa); d 为界面刚度损伤因子:

$$d = \frac{\delta_{eq}^f (\delta_{eq} - \delta_{eq}^0)}{\delta_{eq} (\delta_{eq}^f - \delta_{eq}^0)} \quad (12)$$

$$\delta_{eq} = \sqrt{<\delta_n>^2 + (\delta_s)^2 + (\delta_t)^2} \quad (13)$$

式中: δ_n 、 δ_s 、 δ_t 分别表示界面在法向和两个切向上的位移增量(mm); δ_{eq}^f 为界面完全失效时的等效位移(mm); δ_{eq}^0 为界面初始损伤时的等效位移(mm); δ_{eq} 为变形时界面发生的等效位移(mm)。

2.3 基体合金损伤与失效模型

基体铝合金的力学性能是影响CF/Al复合材料轴向拉伸力学行为的重要因素^[1]。对基体铝合金性能的研究结果表明,其原位微观硬度约为铸态铝合金ZL301的1.37倍^[2],主要原因在于液态压力浸渗制备过程中基体合金压力下凝固形成了更细小的晶粒组织^[21]。因此,本研究根据铸态铝合金ZL301的单轴拉伸试验获得的应力-应变曲线^[6],将该曲线按照基体铝合金原位微观硬度强化比例(1.37倍)进行处理,作为CF/Al复合材料细观力学建模时基体铝合金的力学性能,如图7所示。

根据图7中基体合金的弹塑性力学特性,采用金属塑性损伤模型定义基体铝合金的初始损伤与损伤演化行为。图7中a-b段为基体合金线弹性变形阶段,应力-应变曲线的切线斜率为基体合金弹性模量 $E^m = \tan\alpha$,基体铝合金的屈服应力为 σ_Y ;图7中b-c段为基体合金屈服后的塑性变形阶段,其切线斜率为基体合金塑性变形时的硬化模量 $E_T^m = \tan\beta$ 。

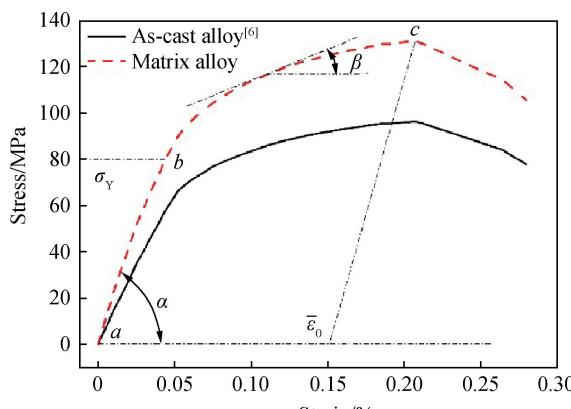


图7 铸态铝合金ZL301与基体铝合金拉伸应力-应变曲线

Fig. 7 Tensile stress-strain curves of the as-cast ZL301 and

the matrix alloy in composites

图7中c点的出现表明基体合金开始出现塑性变形损伤,其之后的过程为基体合金塑性损伤演化阶段。根据图7中基体铝合金的力学性能曲线,初始损伤对应的塑性应变 $\bar{\epsilon}_0 = 0.145\%$,最终失效时对应的塑性应变 $\bar{\epsilon}_f = 2\%$,线弹性模量 $E^m = \tan\alpha =$

$$63.7 \text{ GPa}, \text{加工硬化模量为 } E_T^m = \tan\beta = \frac{\int_b^c \tan\beta d\epsilon}{\epsilon_{bc}} = 24.85 \text{ GPa}, \text{极限强度 } \sigma_u^m = 131.1 \text{ MPa}.$$

根据金属材料的塑性损伤模型,损伤演化过程中材料的应力-应变本构关系为

$$\sigma_i = \begin{cases} (1-D)E & -\frac{(1-D)E}{\nu} & -\frac{(1-D)E}{\nu} \\ & (1-D)E & -\frac{(1-D)E}{\nu} \epsilon_i, \\ & \text{sym} & (1-D)E \end{cases} \quad (i = n, s, t) \quad (14)$$

式中: σ_i 为应力分量(MPa); ϵ_i 为应变分量; E 为弹性模量(GPa); ν 为泊松比; D 为无量纲的塑性损伤因子。

金属塑性损伤模型采用基于等效位移的损伤因子 D :

$$D = \frac{\bar{\epsilon} - \bar{\epsilon}_0}{\bar{\epsilon}_f - \bar{\epsilon}_0} \quad (15)$$

式中: $\bar{\epsilon}$ 为等效塑性应变; $\bar{\epsilon}_0$ 为初始损伤对应的等效塑性应变; $\bar{\epsilon}_f$ 为失效对应的等效塑性应变。

2.4 纤维失效模型

由于纤维具有不同的轴向和横向弹性常数和强度性能,本文采用横观各向同性材料模型来定义其断裂失效前的线弹性变形行为,石墨纤维的基本弹性参数如下:轴向弹性模量 $E_L^f = 377 \text{ GPa}$;横向弹性模量 $E_T^f = 19 \text{ GPa}$;轴向泊松比 $\nu_{LT}^f = 0.26$;横向泊松比 $\nu_{TT}^f = 0.3$ 。考虑纤维为横观各向同性材料,无法按照各向同性材料计算其轴向剪切模量,根据相关文献定义其轴向剪切模量 $G_{LT}^f = 8.9 \text{ GPa}$ ^[23-24],而纤维横向剪切模量则按照各向同性材料剪切模量公式^[25]计算如下: $G_{TT}^f = E_T^f / (2 + \nu_{TT}^f)$ 。

国内外关于单向纤维增强复合材料细观力学建模的研究结果表明^[11],可采用最大应力失效准则判定纤维横观各向同性破坏行为,复合材料变形中纤维不发生失效的条件是其轴向(L)和横向(T)的应力分量应小于其相应的极限强度,即

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_L/X_t < 1 \\ \sigma_T/Y_t < 1 \\ |\sigma_L/X_c| < 1 \\ |\sigma_T/Y_c| < 1 \\ |\tau_{LT}/S_{LT}| < 1 \\ |\tau_{TT}/S_{TT}| < 1 \end{array} \right. \quad (16)$$

式中: σ_L 为轴向应力分量; σ_T 为横向应力分量; τ_{LT} 为轴向剪切应力分量; τ_{TT} 为横向剪切应力分量; X_t 为轴向拉伸极限强度; Y_t 为横向拉伸极限强度; X_c 为轴向压缩极限强度; Y_c 为横向压缩极限强度; S_{LT} 为轴向剪切极限强度; S_{TT} 为横向剪切极限强度。本研究采用 Fortran 语言编写用户子程序实现基于最大应力的纤维失效分析, 首先调用纤维中每个单元积分点的应力分量, 然后在每个增量步中通过式(16)计算和判定复合材料中纤维的失效状态, 最后将失效状态以定义场变量的形式在后处理中显示。

前期实验研究^[26]发现, CF/Al 复合材料真空压力浸渗制备过程中, 高温液态铝合金与石墨纤维之间的界面反应会导致复合材料制备后石墨纤维强度的衰减, 复合材料中纤维的剩余强度约为原始纤维强度的 40%。因此, 本研究将石墨纤维原始的拉伸、压缩和剪切极限强度(表 4)均按照此比例进行折减, 并在纤维最大应力失效模型(式 16)中定义纤维的横观各向同性极限强度参数。

实际复合材料中纤维失效后即丧失承载能力, 但在细观力学数值模拟中为保证纤维单元的应力连续性, 本文假设纤维发生失效后仍满足横观各向同性本构关系, 但通过其弹性模量和剪切模量的折减表征其失效后的力学本构行为:

$$[C] = [S]^{-1} = \begin{bmatrix} \frac{1}{d_E E_T} - \frac{\nu_{TT}}{d_E E_T} - \frac{\nu_{LT}}{d_E E_L} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{1}{d_E E_T} - \frac{\nu}{d_E E_L} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\nu}{d_E E_L} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{1}{d_G G_{LT}} & 0 & 0 & 0 \\ \text{sym} & \frac{1}{d_G G_{LT}} & 0 & 0 \\ & & \frac{1}{d_G G_{TT}} & \end{bmatrix}^{-1} \quad (17)$$

式中, d_E 为弹性模量折减因子; d_G 为剪切模量折减因子。研究中通过对二者的调整和试算, 结果表明

表 4 石墨纤维 M40J 的原始强度性能参数^[23-24]Table 4 Primitive strength of M40J fiber^[23-24] MPa

	Tensile strength	Compression strength	Shear strength
Axial	$X_t = 4400$	$X_c = 2200$	$S_{LT} = 332.0$
Transverse	$Y_t = 169.5$	$Y_c = 576.0$	$S_{TT} = 233.6$

纤维失效建模时取 $d_E = 0.01$ 和 $d_G = 0.2$, 能够较好地表征复合材料中纤维失效行为, 且满足细观力学有限元计算时的收敛性。

3 结果与分析

3.1 CF/Al 复合材料细观力学有限元模型的计算误差

图 8 为基于三种纤维排布 RVE 建立的细观力学有限元模型对轴向拉伸力学行为计算结果与三次拉伸实验应力-应变曲线。可以看出, 复合材料单轴拉伸实验获得的应力-应变曲线具有相似的变化规律, 但其极限强度和断裂应变存在一定差别。对比计算与实验结果可以看出, 在拉伸应变量小于 0.22% 的变形阶段, 计算获得的应力响应曲线与实验曲线基本吻合, 但在应变超过 0.22% 后, 计算与实验曲线开始出现偏离, 所有实验曲线上应力随应变增大而呈现出缓慢增大的现象。这是由于 CF/Al 复合材料制备时, 其单向纤维预制体是由单向纤维布手工叠层法制备, 铺层过程中可能存在部分单向布纤维方向与拉伸轴向不一致的现象, 随着拉伸变形量增大, 这些偏轴纤维开始发生局部调整并逐渐趋向与拉伸轴线方向平行, 从而使复合材料宏观上表现出随拉伸变形量增加其应力增大速率有所下降的现象。

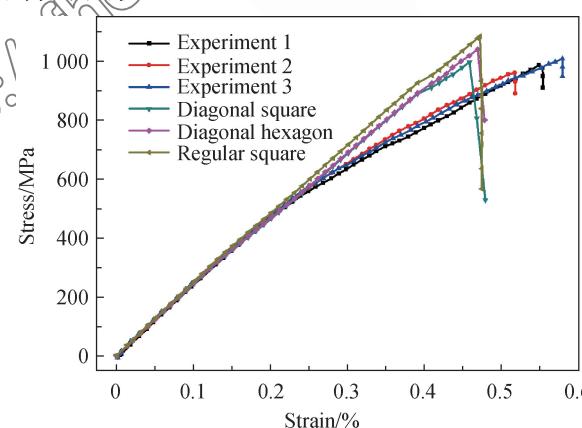


图 8 CF/Al 复合材料的三种 RVE 模型对轴向拉伸力学行为计算与实验结果

Fig. 8 Tensile mechanical behaviors calculated by three RVE models and the experimental curves of CF/Al composites

从图 8 还可以看出,采用不同纤维排布 RVE 建立的细观力学有限元模型计算得到的应力-应变曲线具有相似的特征。为了综合考察三种 RVE 模型对复合材料轴向拉伸力学性能的计算误差情况,将图 8 中三条实验曲线的极限强度、弹性模量和断裂应变的平均值作为基准,计算得到了三种 RVE 模型对轴向拉伸力学性能计算误差,如图 9 所示。可以看出,三种 RVE 模型对断裂应变的计算值均低于实验值,这是由于三种 RVE 模型中均假设纤维完全平行于拉伸轴向(图 4),未考虑预制体中少量偏轴纤维(图 1(a)~1(b))在复合材料轴向拉伸变形中的偏转和调整,从而造成断裂应变计算误差偏高。

此外,采用对角正四边形纤维排布 RVE 模型对弹性模量和极限强度的计算误差绝对值均显著低于对角正六边形和正四边形纤维排布 RVE 模型,而三者对断裂应变的计算误差则相当,综合比较可知,对角正四边形纤维排布 RVE 模型对轴向拉伸力学性能具有较高的计算精度。表 5 为对角正四边形纤维排布 RVE 模型对轴向拉伸力学性能的计算结果与实验

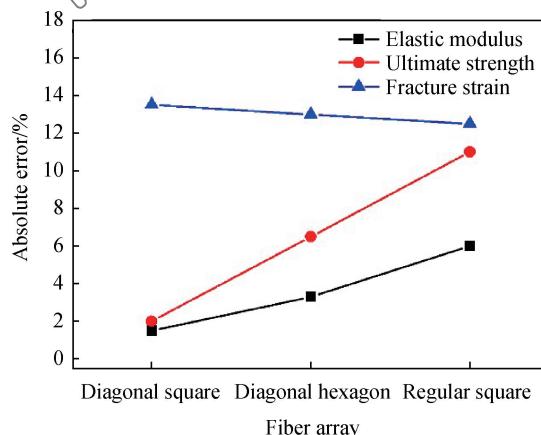


图 9 三种 RVE 模型对 CF/Al 复合材料轴向拉伸力学性能的计算误差

Fig. 9 Calculation errors of three RVE models for axial tensile mechanical properties of CF/Al composites

表 5 CF/Al 复合材料轴向拉伸力学性能计算与实验结果

Table 5 Experimental and calculated results of axial mechanical properties of CF/Al composites

	E_L/GPa	σ_L^u/MPa	$\epsilon_L^f/\%$
Experiment(avg.)	236.53	979.66	0.549
Calculated	233.25	995.81	0.476
Relative error/%	-1.387	1.649	-13.313

Notes: E_L —Elastic modulus in the axial direction; σ_L^u —Ultimate tensile strength in the axial direction; ϵ_L^f —Fracture strain in the axial direction.

结果平均值的对比,其中计算拉伸弹性模量时取应变量 $\epsilon_0 = 0.1318\%$,可以看出,轴向拉伸弹性模量和断裂极限强度的计算误差分别为 -1.387% 和 1.649% ,均在工程可接受的误差范围内。

3.2 CF/Al 复合材料损伤与断裂力学行为

图 10 为采用对角正四边形 RVE 建立的细观力学有限元模型对 CF/Al 复合材料轴向拉伸变形时界面、基体合金与纤维损伤演化与失效过程的数值模拟结果。结合复合材料轴向拉伸应力-应变曲线的数值模拟与实验结果(图 11),可以进一步分析细观损伤演化与累积对复合材料宏观断裂力学行为的影响。

在轴向拉伸变形初始阶段,当应变量增加到 0.0035% 时,纤维与基体合金之间的界面开始出现局部损伤,如图 10(a) 所示;随着拉伸变形过程的进行,在复合材料基体合金中开始发生局部不同程度的损伤现象(图 10(b)),这导致应变量为 0.1318% 时拉伸应力-应变曲线的切线模量出现轻微的下降,见图 11 中的 A 点。当应变量增加到 0.3918% 时,复合材料的局部界面开始失效(图 10(c)),随后靠近界面的基体合金也发生了局部失效现象(应变量为 0.4040%),如图 10(d) 所示。界面与基体合金的局部失效(图 10(c)~图 10(d) 中损伤值达到 1)引起了复合材料拉伸应力-应变曲线的切线模量显著下降并出现拐点(如图 11 中 C 点所示)。在拉伸变形最后阶段,随着拉伸载荷的进一步增加,复合材料中纤维应力集中超过了其断裂极限强度,部分纤维开始发生失效(图 10(e)),此时拉伸应力-应变曲线出现急剧下降,如图 11 中 D 点所示,这表明复合材料已完全失去承载能力。此后在极小的拉伸应变增量下纤维完全断裂(图 10(f)),此时拉伸应力-应变曲线上出现最后的拐点(图 11 中 E 点),复合材料表现出近似脆性断裂的力学特性。

在 CF/Al 复合材料轴向准静态拉伸过程中,拉伸载荷方向与碳纤维的排列方向一致,碳纤维与铝合金基体通过界面粘结,界面起着基体合金与纤维之间载荷应力的传递作用,碳纤维承担着主要的拉伸载荷。随着轴向拉伸应变增加,界面和基体合金先后产生损伤、损伤累积并最终发生完全失效,随后纤维承受的载荷超过其极限强度后发生断裂。在该过程中会发生纤维与基体合金界面脱粘、基体合金开裂及纤维断裂后从基体合金中拔出的现象,

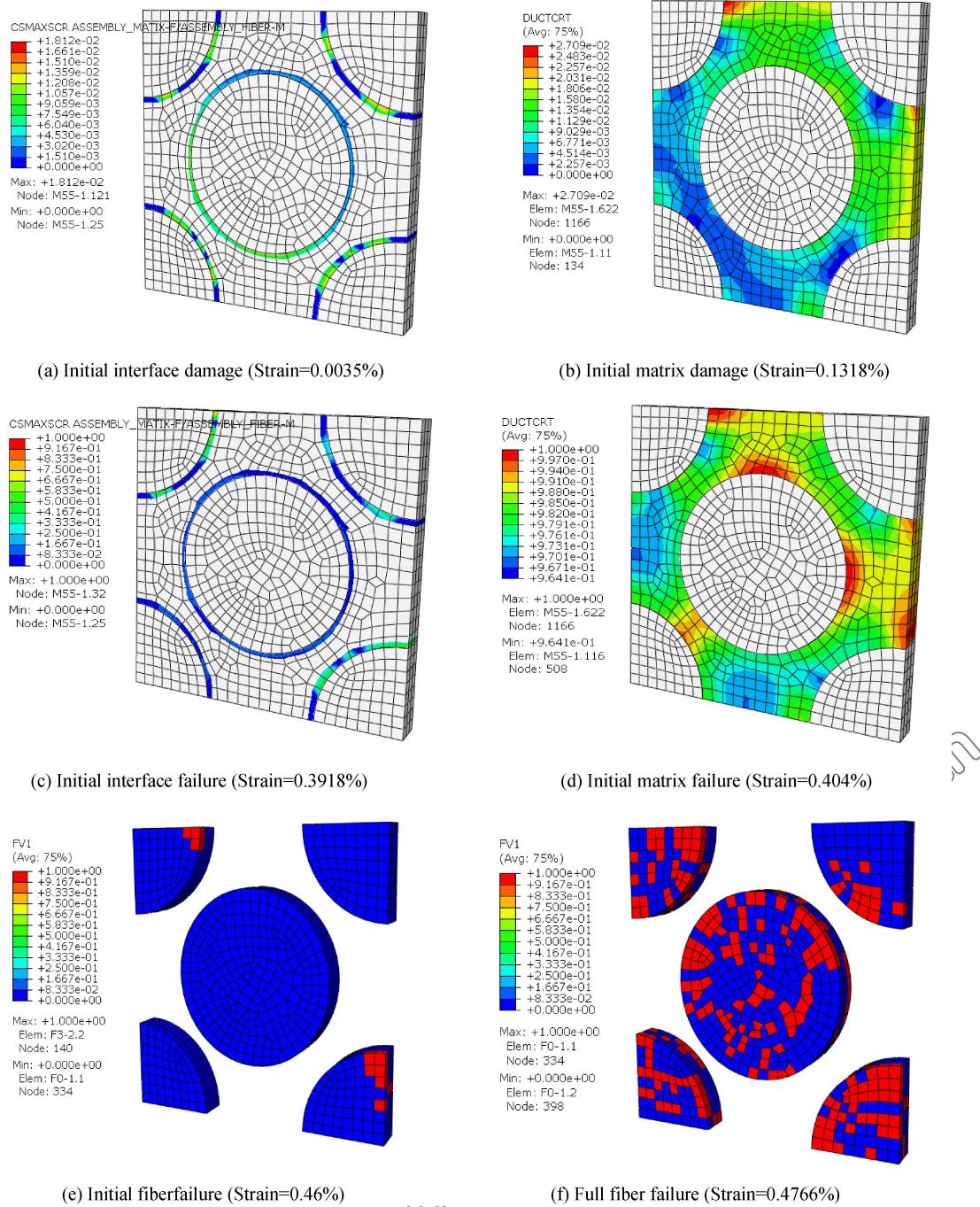


图 10 CF/Al 复合材料轴向拉伸变形时的微观损伤演化与失效过程

Fig. 10 Microscopic damage evolution and failure of CF/Al composites during axial tensile process

从而导致界面脱粘引起基体合金韧性撕裂和纤维断裂拔出现象共存的拉伸断口形貌, 如图 12 所示。

文献[17]对镀镍石墨纤维增强铝基复合材料弯曲破坏行为的研究表明, 镀镍层改善了纤维与基体合金润湿性而提高界面结合能力, 弯曲断口中部分拔出纤维周围仍包裹有铝合金, 纤维界面及其周围铝合金弯曲加载中未发生过早失效; 另外, 由于纤维

轴向拉伸强度高而剪切性能差, 弯曲载荷下部分纤维更易于过早剪切断裂, 并在随后拔出过程中引起界面和基体合金破坏, 因此弯曲断口表现出部分纤维拔出后形成界面脱粘和基体合金塑性撕裂的特征。

而相比以上镀镍石墨纤维增强铝基复合材料弯曲断口, 本文制备的无镀层石墨纤维增强铝基复合材料拉伸断口中纤维与基体合金发生了显著分离

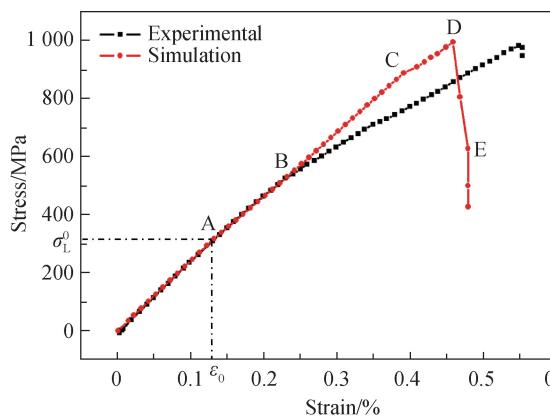
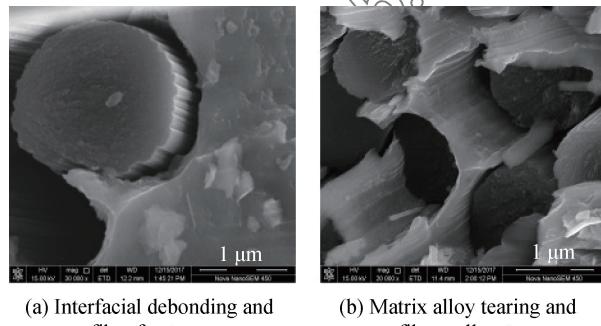


图 11 CF/Al 复合材料轴向拉伸应力-应变计算与实验曲线

Fig. 11 Calculated and experimental tensile stress-strain curves of CF/Al composites



(a) Interfacial debonding and fiber fracture

(b) Matrix alloy tearing and fiber pull-out

图 12 CF/Al 复合材料轴向拉伸断口微观形貌

Fig. 12 Axial tensile fracture micromorphologies of CF/Al composites

(图 12(a)),且纤维拔出长度较短而基体合金塑性撕裂特征更明显(图 12(b)),这说明无镀层条件下制备的 CF/Al 复合材料界面结合偏弱,在拉伸变形的中前期易于首先产生界面损伤脱粘并引发基体合金开裂,而轴向强度高的纤维因承受轴向拉伸载荷时并不易过早断裂,只是在变形后期界面和基体合金失效后才诱发纤维的断裂和拔出,这与 CF/Al 复合材料损伤与失效过程的细观力学分析结果一致。

3.3 界面与纤维性能对 CF/Al 复合材料轴向拉伸力学行为的影响

3.3.1 界面强度与刚度

在相同的基体合金和纤维性能条件下,分别将界面结合强度扩大 10 倍和缩小 10 倍,计算得到 CF/Al 复合材料轴向拉伸宏观应力-应变曲线如图 13(a)所示。可以看出,界面强度缩小 10 倍后 CF/Al 复合材料极限强度和断裂应变均有所下降,其中极限强度降低了 15.8 MPa,而断裂应变下降了

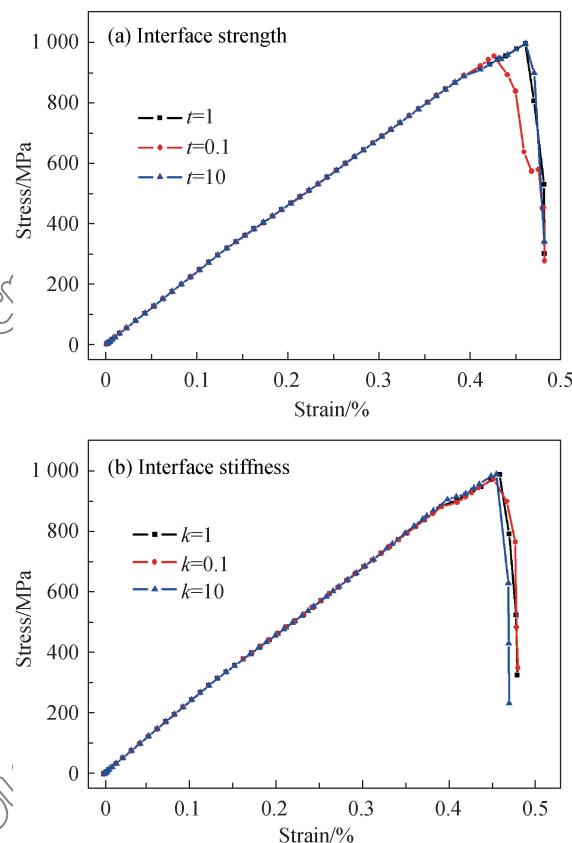


图 13 界面结合性能对 CF/Al 复合材料轴向拉伸力学行为的影响

Fig. 13 Effect of interface properties on axial tensile behaviors of CF/Al composites

约 0.02%。当界面强度扩大 10 倍后,CF/Al 复合材料轴向拉伸力学性能无明显变化,而且从图 13(a)可以看出三条轴向拉伸应力-应变曲线具有非常接近的变化规律,这说明在当前 CF/Al 复合材料纤维强度水平条件下,界面强度的改变对 CF/Al 复合材料轴向拉伸弹塑性力学行为的影响较小。

将复合材料界面刚度分别扩大 10 倍和缩小 10 倍,计算得到的 CF/Al 复合材料轴向拉伸宏观力学响应曲线如图 13(b)所示。可以看出,不同界面刚度的 CF/Al 复合材料轴向拉伸时具有非常接近的弹塑性力学行为,而且其断裂应变和极限强度几乎无变化,但最终的失效过程存在一定差别。从图 10(e)、图 10(f)和图 11 曲线 DE 段可知,CF/Al 复合材料最终失效是纤维开始出现局部失效到完全断裂的结果。从图 13(b)可见,不同界面刚度条件下开始失效到最终断裂对应的应变增量不同,界面刚度较弱时纤维从局部失效到完全断裂对应的应变增量为 0.0258%,而界面刚度较强时纤维从局部失效到完全断裂对应的应变增量为 0.0138%。这表明

界面刚度越大, 纤维从开始局部失效到完全断裂对应的应变增量越小, 复合材料越容易发生突然失效。

3.3.2 纤维性能

采用复合材料制备后的纤维力学性能(将表3中各项原始性能参数按40%折减)^[26], 并分别假设界面结合为不完美(存在损伤与失效)和完美(不发生损伤与失效)的条件下, 计算获得的CF/Al复合材料轴向拉伸力学行为曲线如图14中曲线A和B所示。可以看出, 即使在界面结合完美的情况下, 复合材料轴向拉伸宏观弹塑性力学响应及断裂应变、极限强度仍未发生明显改变, 唯一区别在于完美界面结合条件下轴向拉伸时复合材料突然完全失效, 不存在从开始失效到完全断裂的应变累计, 因此, 在CF/Al复合材料中纤维实际力学性能不足情况下, 界面结合性能不是决定CF/Al复合材料轴向拉伸力学性能的关键因素。

作为对比, 假设石墨纤维性能在复合材料制备中未发生衰减, 即假设其为理想纤维性能(见表3)的情况下, 采用不完美界面的细观力学模型计算得到的复合材料轴向拉伸应力-应变曲线如图14中曲线C所示。将其与曲线A对比可以看出, 在应变从0增加到0.46的变形阶段, 二者的轴向拉伸曲线表现出极其相似的变化规律, 但在理想纤维性能的条件下计算得到的轴向拉伸极限强度明显提高, 而且在设定的拉伸应变量范围内曲线C并未出现拐点和下降, 说明CF/Al复合材料具有极高的轴向断裂强度。由此表明, 纤维的力学性能是决定CF/Al复合材料轴向拉伸力学性能的关键因素, 采取避免或减轻纤维性能衰减的工艺措施是制备高

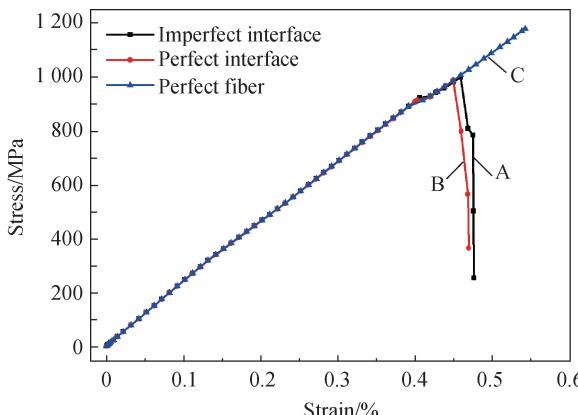


图14 纤维性能对CF/Al复合材料轴向拉伸力学行为的影响

Fig. 14 Effect of fiber property on axial tensile behaviors of

CF/Al composites

能CF/Al复合材料的重要技术手段。

4 结论

(1) 根据石墨纤维增强铝基(CF/Al)复合材料基体合金与纤维原位力学性能测试结果建立的细观力学有限元模型, 对轴向拉伸弹性模量、极限强度和断裂应变的计算误差分别为-1.387%、1.649%和-13.313%, 可在工程可接受误差范围内预测CF/Al复合材料轴向拉伸力学行为。

(2) 无镀层CF/Al复合材料界面结合偏弱, 其轴向拉伸时首先出现界面和基体合金损伤, 随应变增加界面发生失效并诱发基体合金的局部失效, 最后复合材料因纤维发生失效而破坏, 使拉伸断口呈现界面脱粘后纤维拔出与基体合金撕裂共存的微观形貌。

(3) 在CF/Al复合材料制备后纤维性能衰减而强度较低的条件下, 改变界面结合性能对复合材料轴向拉伸力学性能的影响较小, 改善和提高复合材料中纤维的力学性能是制备高性能CF/Al复合材料的关键因素。

参考文献:

- [1] RAWAL S P. Metal-matrix composites for space applications [J]. JOM, 2001, 53(4): 14-17.
- [2] ZHANG J, LIU S, LU Y, et al. Fabrication process and bending properties of carbon fibers reinforced Al-alloy matrix composites[J]. Journal of Materials Processing Tech, 2016, 231: 366-373.
- [3] MATSUNAGA T, OGATA K, HATAYAMA T, et al. Effect of acoustic cavitation on ease of infiltration of molten aluminum alloys into carbon fiber bundles using ultrasonic infiltration method[J]. Composites Part A : Applied Science and Manufacturing, 2007, 38(3): 771-778.
- [4] WANG X, JIANG D, WU G, et al. Effect of Mg content on the mechanical properties and microstructure of GRF/Al composite[J]. Materials Science & Engineering A, 2008, 497(1-2): 31-36.
- [5] 关志东, 刘德博, 李星, 等. 基于界面单元的复合材料层间损伤分析方法[J]. 复合材料学报, 2012, 29(2): 130-134.
- [6] GUAN Zhidong, LIU Debo, LI Xing, et al. Composite inter-laminar damage analysis based on cohesive element[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2012, 29(2): 130-134 (in Chinese).
- [7] 王振军, 田亮, 蔡长春, 等. CF/Al复合材料横向拉伸渐进损伤与弹塑性力学行为[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(3): 458-466.
- [8] WANG Zhenjun, TIAN Liang, CAI Changchun, et al. Progressive damage and elastic-plastic behavior of CF/Al com-

- posites during transverse tensile process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(3): 458-466 (in Chinese).
- [7] ZHOU Y X, YANG W, XIA Y M, et al. An experimental study on the tensile behavior of a unidirectional carbon fiber reinforced aluminum composite at different strain rates[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 362(1-2): 112-117.
- [8] 郑晓霞, 郑锡涛, 缪林虎. 多尺度方法在复合材料力学分析中的研究进展[J]. 力学进展, 2010, 40(1): 41-56.
- ZHENG Xiaoxia, ZHENG Xitao, GOU Linhu. The research progress on multiscale method for the mechanical analysis of composites[J]. Advances in Mechanics, 2010, 40(1): 41-56 (in Chinese).
- [9] 王小强. 基于内聚力模型的复合材料拉伸性能细观有限元分析[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2012.
- WANG Xiaoqiang. Meso-finite element analysis of the tensile properties of composites based on cohesive model[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2012 (in Chinese).
- [10] 吴志凯, 江五贵, 郑隆. 界面对双向纤维增强复合材料力学性能的影响[J]. 复合材料学报, 2017, 34(1): 217-223.
- WU Zhikai, JIANG Wugui, ZHENG Long. Interfacial effect on mechanical behaviors of bidirectional-fiber-reinforced composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2017, 34(1): 217-223 (in Chinese).
- [11] 罗智. 单向纤维增强复合材料的数值模拟研究[D]. 合肥: 中国科技大学, 2010.
- LUO Zhi. The numerical simulation of unidirectional fiber-reinforced composite[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2010 (in Chinese).
- [12] 方光武, 高希光, 宋迎东. 陶瓷基复合材料多层界面应力传递的有限元模拟[J]. 复合材料学报, 2018, 35(12): 3415-3422.
- FANG Guangwu, GAO Xiguang, SONG Yingdong. Finite element simulation of stress transfer through the multilayer interphase in ceramic matrix composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35(12): 3415-3422 (in Chinese).
- [13] 许久海, 徐志锋, 王振军, 等. 连续纤维增强铝基复合材料制备技术研究发展[J]. 铸造技术, 2010, 31(12): 1667-1670.
- XU Juhai, XU Zhifeng, WANG Zhenjun, et al. Progress in research on fabrication of continuous fiber reinforced aluminum matrix composites[J]. Foundry Technology, 2010, 31(12): 1667-1670 (in Chinese).
- [14] 中国国家标准化管理委员会. 纤维增强塑料拉伸性能试验方法: GB/T 1447—2005[S]. 北京: 中国标准出版社, 2005.
- Standardization Administration of the People's Republic of China. Fiber-reinforced plastics composites-Determination of tensile properties: GB/T 1447—2005 [S]. Beijing: China Standards Press, 2005 (in Chinese).
- [15] LI S. Boundary condition for unit cells from periodical microstructures and their implications[J]. Composites Science and Technology, 2008, 68(9): 1962-1974.
- [16] ZHANG Y, ELLYIN F, XIA Z. A unified periodical boundary conditions for representative volume elements of composites and applications[J]. International Journal of Solids & Structures, 2003, 40(8): 1907-1921.
- [17] 王振军, 陈智, 张良, 等. 真空辅助差压浸渗制备 CF/Al 复合材料的组织与性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2014, 34(3): 233-236.
- WANG Zhenjun, CHEN Zhi, ZHANG Liang, et al. Microstructure and mechanical properties of CF/Al composites fabricated by vacuum assisted differential-pressure infiltration technology[J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2014, 34(3): 233-236 (in Chinese).
- [18] 周储伟, 杨卫, 方岱宁. 内聚力界面单元与复合材料的界面损伤分析[J]. 力学学报, 1999, 31(3): 372-376.
- ZHOU Chuwei, YANG Wei, FANG Daining. Cohesive interface element and interfacial damage analysis of composites[J]. Journal of Mechanics, 1999, 31(3): 372-376 (in Chinese).
- [19] XU Q, LU Z. An elastic-plastic cohesive zone model for metal-ceramic interfaces at finite deformations[J]. International Journal of Plasticity, 2013, 41(2): 147-164.
- [20] 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. A simple review for cohesive zone models of composite interface and their applications[J]. Journal of Solid Mechanics, 2015, 36(s1): 85-94 (in Chinese).
- [21] 田亮. 连续 CF/Al 复合材料准静态拉伸细观损伤与断裂力学行为研究[D]. 南昌: 南昌航空大学, 2018.
- TIAN Liang. Research on microscopic damage and fracture behavior of the continuous fiber reinforced aluminum alloy composites subjected to quasi-static tensile loading[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2018 (in Chinese).
- [22] LEE E K, AMANO R S, ROHATGI P K. Metal matrix composite solidification in the presence of cooled fibers: Numerical simulation and experimental observation[J]. Heat & Mass Transfer, 2007, 43(8): 741-748.
- [23] KAWABATA S, KOTANI T, YAMASHITA Y. Measurement of the longitudinal mechanical properties of high-performance fibres[J]. Journal of the Textile Institute, 1995, 86(2): 347-359.
- [24] ZHOU Y, JIANG D, XIA Y. Tensile mechanical behavior of T300 and M40J fiber bundles at different strain rate[J]. Journal of Materials Science, 2001, 36(4): 919-922.
- [25] HULL D, CLYNNE T W. An introduction to composite materials: Toughness of composites[J]. Concise Encyclopedia of Composite Materials, 1996, 2(1): 44-49.
- [26] 聂明明, 徐志锋, 余欢, 等. 基体合金对连续石墨纤维 M40/Al 复合材料纤维损伤及断裂机制的影响[J]. 复合材料学报, 2016, 33(12): 2797-2806.
- NIE Mingming, XU Zhifeng, YU Huan, et al. Effect of matrix alloy on fiber damage and fracture mechanism of continuous graphite fiber M40/Al composite[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2016, 33(12): 2797-2806 (in Chinese).