

超薄微尺度碳纤维/TA1 复合层板的拉伸断裂行为

郭 宏¹, 王 耀^{1,2,3}, 宋国鹏¹, 程 娥¹, 赵丽滨¹, 胡 宁¹, 郎利辉⁴

(1. 河北工业大学 机械工程学院, 天津 300401; 2. 清华大学苏州汽车研究院 (相城), 江苏 苏州 215134; 3. 华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074; 4. 北京航空航天大学 机械工程及自动化学院, 北京 100191)

摘要: 基于三维 Hashin 失效准则、双线性牵引-分离法则、B-K 失效准则和韧性准则, 分别定义纤维增强复合材料层、Cohesive 粘结层、超薄 TA1 钛合金层 (0.04 mm) 的损伤本构模型, 采用 Abaqus/Explicit 模块并关联 VUMAT 子程序, 对该超薄 TiGr 碳纤维-钛合金层板进行准静态单向拉伸模拟, 并通过准静态拉伸试验对模拟结果进行了验证, 研究了超薄 TiGr 层板的单向拉伸变形规律。结果表明: 试验和有限元模拟得到的断裂位移分别为 1.60 和 1.53 mm, 二者的相对误差为 4.3%; 试验与模拟的拉伸断裂缺口部位均为试件圆角区域, 证明了有限元模型的准确性。并且, 纤维结构对其力学性能的影响比较大: 在拉伸前中期, 纤维层与金属层表现出较好的协同变形能力; 拉伸后期, 层板出现轻微分层现象, 其协同变形能力逐渐降低, 最终超薄 TiGr 层板各组层同时断裂。

关键词: 超薄 TiGr 层板; 断裂行为; 纤维层; 金属层; 本构模型; 准静态单向拉伸

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2022.10.011

中图分类号: TB333 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3940 (2022) 10-0072-10

Tensile fracture behavior for ultrathin micro scale carbon fibre/TA1 composite laminates

Guo Hong¹, Wang Yao^{1,2,3}, Song Guopeng¹, Cheng E¹, Zhao Libin¹, Hu Ning¹, Lang Lihui⁴

(1. School of Mechanical Engineering, Hebei University of Technology, Tianjin 300401, China;
2. Suzhou Automotive Research Institute (Xiangcheng), Tsinghua University, Suzhou 215134, China;
3. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China; 4. School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191, China)

Abstract: Based on 3D Hashin failure criteria, bilinear traction-separation criteria, B-K failure criteria and ductile criteria, the damage constitutive models of fiber-reinforced composite layer, Cohesive adhesive layer and ultrathin TA1 titanium alloy layer (0.04 mm) were defined respectively, and the quasi-static uniaxial tensile simulation of ultrathin TiGr laminates of carbon fiber-titanium alloy was carried out by Abaqus/Explicit module and VUMAT subroutine. Then, the simulation results were verified by quasi-static tensile test, and the uniaxial tensile deformation law of ultrathin TiGr laminates was studied. The results show that the fracture displacements obtained by test and finite element model are 1.60 and 1.53 mm, respectively. The relative error between the test and simulation results is 4.3%. Both the test and simulated tensile fracture notches are the fillet area of specimen, which proves the accuracy of the finite element model. In addition, the fiber structure has a great influence on its mechanical properties, in the early and middle stages of tensile, the fiber and metal layers show good cooperative deformation ability, while in the later stage of tensile, the laminates appear slight delamination, its cooperative deformation ability gradually decreases. Finally, all layers of ultrathin TiGr laminates are broken at the same time.

Key words: ultrathin TiGr laminates; fracture behavior; fiber layer; metal layer; constitutive model; quasi-static uniaxial tensile

纤维金属层板 (Fiber Metal Laminates, FMLs)

收稿日期: 2022-04-06; 修订日期: 2022-07-15

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (52005153); 中国博士后科学基金资助项目 (2022T150372, 2021M701962); 中央引导地方科技发展项目 (206Z1803G); 材料成形与模具技术国家重点实验室开放课题基金 (P2021-012)

作者简介: 郭 宏 (1998-), 男, 硕士研究生

E-mail: hggh2020@126.com

通信作者: 王 耀 (1986-), 男, 博士, 副教授

E-mail: bhwy2014@126.com

作为一种新型复合材料, 综合了纤维增强复合材料及金属材料的优点, 相比于单一金属板, 它具有强度高、阻燃性好、抗冲击性能强、损伤容限高、重量轻等优异性能。目前, FMLs 已在航空工业中得到了广泛应用, 是大型飞机机身、蒙皮、整流板等零部件的主要用材之一。近年来, 基于纤维和金属材料 FMLs 种类不断被开发, 常见的主要有芳纶纤维-铝合金层板 (ARALL)^[1]、玻璃纤维-铝合金层板 (GLARE)^[2]、碳纤维-铝合金层板 (CARE)^[3]、

碳纤维-钛合金层板 (TiGr)^[4]。

目前, 对于纤维金属层板的研究主要集中于飞机蒙皮、机身等尺寸较大的零部件上, 现有研究尚未探索其在微系统和微机电中的应用。微器件通常是采用微制造技术来实现的微型化系统器件, 由微器件打造的核心零部件已经在通讯、医疗、生物、航空等领域得到应用^[5]。而将传统纤维金属层板在平面及厚向尺寸上的微型化, 使其达到微米级, 从而进行微型板料制备及力学性能研究, 加之其优异的力学性能和耐高温、腐蚀等环境性能, 将纤维金属层板进一步拓展至微电子、医疗医学等领域, 其潜在应用价值很高。

超薄 FMLs^[6] 是由超薄金属板 (厚度为 10 ~ 100 μm)、纤维增强复合材料交替铺贴构成。由于 FMLs 在拉伸和弯曲方面表现出优良的性能, 同时随着国内外对高质量、低重量微器件的迫切需要, 越来越多学者投入到了相关研究。Kashani M H 等^[7]对两种比例尺寸 (1 和 1/2) 的 FMLs 进行了拉伸试验, 结果表明, 两种 FMLs 在弹性、塑性以及破裂位置和方式上均非常相似, 在此种尺度差异下对于 FMLs 的一般拉伸行为几乎没有影响。Carrillo J G 等^[8]为研究 FMLs 拉伸性能中的尺度效应, 对基于 Al 和 SRPP 的层合板分别按一维 (厚度)、二维 (面积)、三维 (所有尺寸) 缩放的试件进行了拉伸试验, 试验结果表明, 随着尺度缩放系数的增大, 按一维和三维缩放的试件的抗拉强度减小, 按二维缩放的试件的抗拉强度增加, 而这一效应影响的主要是尺寸较小的试件, 该作者分析了造成此结果的原因可能是在拉伸过程中出现的边缘分层现象。对比上述两位学者的研究, 说明只有在几何尺寸相对足够小的情况下, 尺度效应才会对 FMLs 的拉伸行为产生影响, 其影响主要包括力学性能、变形过程及断裂方式等。Mckown S^[9]以名义上恒定的复合材料体积分数为标准, 采用多层比例化的 FMLs 组成材料, 制备出具有不同尺度因子的 FMLs 试件, 并对其进行一系列拉伸、弯曲和低速落锤冲击试验, 试验结果表明, FMLs 的拉伸和弯曲性能及冲击阈值能均受到尺度效应的影响。Hallett S R 等^[10]研究了铺层角度及顺序对不同厚度 FMLs 的开孔拉伸强度的影响, 通过增加铺层厚度来增加层板厚度, 结果表明, 随着厚度的增加, FMLs 的强度显著下降, 并且其破坏模式从纤维撕裂转变为以分层为主。

上述研究已经证明了 FMLs 的几何尺寸对其

拉伸性能及变形过程有较大影响, 但对于拉伸变形规律还有待研究, 并且通过试验的方法难以观测。由于 FMLs 各层材料的异质性, 其失效机理尚不明确, 特别是对于超薄 FMLs 的平面尺寸及金属层厚度骤减的情况, 由于尺度效应的影响, 导致其力学性能及成形性能均难以预测。当前复合层板的性能预测方法主要包括理论法、解析法及有限元法^[11]。经典层合板理论 (Classic Laminate Theory, CLT)^[12]主要适用于织物复合材料层板, 对于超混杂 FMLs 的复杂失效行为通常难以适用; 金属体积分率理论 (Metal Volume Fraction, MVF)^[13]能够预测 FMLs 的平面应力、应变的演化趋势, 但由于其忽略了 FMLs 层间作用力的影响, 使得其结果预测值往往比试验值偏大。有限元法^[14]基于各材料损伤失效准则, 利用有限元软件对 FMLs 各组层分别建模, 同时利用有限元软件能够实时记录模型各区域应力、应变、位移等关键参数的功能, 能够较为准确地预测 FMLs 的损伤失效行为。目前, 许多学者均通过有限元法对复合材料进行性能及损伤预测, 研究结果均表明, 有限元法是一种适用范围广、预测精度高的方法。Pan L 等^[15]利用上述有限元方法建立了 PEEK/TA2 层合板物理模型, 并基于双线性牵引-分离法则定义了 FMLs 层间界面失效模型, 发现界面波纹结构对界面断裂韧性具有规律性影响, 这对 FMLs 制备时的表面处理设计具有一定的指导意义。Gargano A 等^[16]为了分析碳纤维增强聚合物层板在冲击波载荷作用下的动态响应, 利用 Abaqus 软件建立了层合板动态三维模型, 最终通过试验评估该模型的预测误差在 10% 以内, 此外该模型还可以准确地确定分层裂纹和断裂层板。Isbilir O 等^[17]通过建立碳纤维增强复合材料 (Carbon Fiber Reinforced Composite, CFC) 钻孔过程的三维有限元模型, 研究了切削速度和进给量对钻削的影响, 并通过试验验证了模型的准确性, 证明了有限元模拟技术是一种可行的、精确的、参数化的分析方法。Hur Y C 等^[18]利用有限元方法进行铝合金和碳纤维增强聚合物 (Carbon Fiber Reinforced Polymer, CFRP) 复合材料自冲铆接预测分析, 通过正交弹性、断裂模型和内聚力模型描述 CFRP 的损伤行为, 并将 CFRP 的冲压试验与有限元预测结果进行对比, 发现此模型的预测误差在 15% 以内, 并且该误差大小会受到 CFRP 顶板厚度的影响。James S

等^[19]使用有限元法建立了碳纤维增强聚合物 (CFRP) 和钛的层合板的超声波增材制造 (Ultrasonic Additive Manufacturing, UAM) 焊接三维模型, 揭示了 UAM 过程中各层间界面循环剪切应力和剪切应变的变化规律, 该研究结果有助于推动 UAM 焊接异种材料和复合材料的商业化进程。

虽然学者们已提出了大量模型并将其应用于复合材料的众多领域, 如上述的钻削、铆接、焊接等。但是还没有相关的数值模型来进行超薄 FMLs 的拉伸性能预测。本文以超薄 TA1 钛合金 (0.04 mm) 和常规厚度的碳纤维增强复合材料作为制备超薄 TiGr 层板的原材料, 并分别基于金属延性损伤模型、复合材料渐进损伤模型、界面内聚力本构模型建立了超薄 TiGr 层板的宏微观耦合模型。为了验证模型的准确性, 进行了超薄 TiGr 层板准静态单向拉伸试验, 并与有限元分析结果进行了比较。此外, 本文还利用该数值模型分析了层板断裂位置在断裂瞬间的应力、应变、减薄等演化路径, 讨论了关键点处 (断裂起始点) 层板各组层的真实应变演化规律。本文旨在通过有限元方法研究超薄 TiGr 层板准静态拉伸变形规律, 并为以后的 FMLs 微成形提供一定的参考价值。

1 试件制备与试验方法

1.1 试件材料

试件材料为 2/1 结构的超薄 TiGr 层板, 铺层方式为 TA1 钛合金/碳纤维预浸料/T A1 钛合金, 其中 TA1 钛合金的厚度为 0.04 mm, 碳纤维预浸料的型号为 GXC120 3K 200 g (平纹), 预浸料固化前的厚度为 0.2 mm。图 1 为各拉伸试件的制备及其尺寸, TA1 及预浸料拉伸试件分别采用线切割、手工切割制备。从图 1d 可以看出, 碳纤维材料中间段的经纱数量较少, 由于考虑到经纱宽度对试验结果可能造成影响, 因此, 在切割预浸料试件时应尽量避免出现单根经纱宽度非常小的情况。各组层材料的化学成分及力学性能参数如表 1、表 2 和表 3 所示。表 1 中, 1 方向为经向纤维方向, 2 方向为纬向纤维方向, 3 方向为纤维法向。

对 TA1 钛合金依次进行酒精擦拭、砂纸打磨, 如图 1a 所示, 超薄 TiGr 层板采用烘箱中温负压固化制成, 将 TiGr 层板置于压板和垫板之间, 上、下板可防止固化时部分树脂外溢导致 TiGr 层板与真空袋粘结而难以取件, 而且选择合适重量的上压板可防

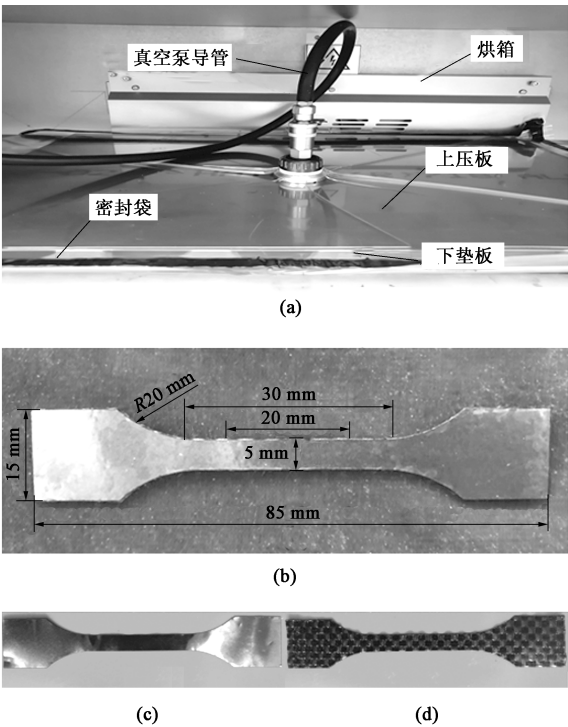


图 1 拉伸试件及其制备过程
(a) 制备过程 (b) 超薄 TiGr 层板拉伸试件 (c) TA1 拉伸试件
(d) 预浸料拉伸试件

Fig. 1 Tensile specimens and preparation process
(a) Preparation process (b) Tensile specimen of ultrathin TiGr laminates
(c) Tensile specimen of TA1 (d) Tensile specimen of prepreg

表 1 预浸料材料参数

Table 1 Material parameters of prepreg

参数	数值
密度 $\rho/(g \cdot mm^{-3})$	1.59
1 方向拉伸模量 E_{11}/MPa	9412.3
2 方向拉伸模量 E_{22}/MPa	9412.3
3 方向拉伸模量 E_{33}/MPa	9412.3
1-2 面泊松比 ν_{12}	0.34
1-3 面泊松比 ν_{13}	0.34
2-3 面泊松比 ν_{23}	0.34
1 方向拉伸强度 XT/MPa	564.62
2 方向拉伸强度 YT/MPa	564.62
1-2 面内剪切强度 S_{12}/MPa	94
1-3 面内剪切强度 S_{13}/MPa	94
2-3 面内剪切强度 S_{23}/MPa	94
层间剥离强度 N/MPa	35
1 方向剪切强度 S_1/MPa	35
2 方向剪切强度 S_2/MPa	35

止超薄 TiGr 层板在固化过程中出现分层或树脂外溢过多导致固化件质量不佳的情况。中温固化曲线如图2所

表 2 TA1 钛合金化学成分（%，质量分数）
Table 2 Chemical compositions of TA1 titanium alloy
（%，mass fraction）

元素	Ti	Fe	C	N	H	O	其他元素
标准值	基体	0.250	0.100	0.030	0.015	0.200	单个<0.1
测量值	基体	0.026	0.011	0.003	0.005	0.005	单个<0.4

表 3 TA1 钛合金材料参数
Table 3 Material parameters of TA1 titanium alloy

参数	密度/ (g·mm ⁻³)	杨氏模量/ MPa	泊松比	断裂应变	应力三轴度
数值	4.55	13685.3	0.46	0.2632	0.333

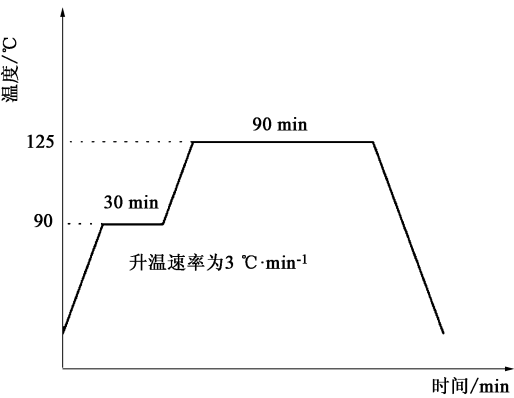


图 2 超薄 TiGr 层板的中温固化曲线
Fig. 2 Medium temperature curing curve of ultrathin TiGr laminates

示，真空袋中的压强为-0.8 MPa，最终制备得到的 TiGr 层板厚度为 0.4 mm。

1.2 试验设备及方法

准静态拉伸试验通过纺织玻璃纤维纱线断裂伸长试验机（由上海湘杰仪器仪表科技有限公司生产，型号为 XJ810）进行，如图 3 所示。本文制备的拉伸试件几何及标距尺寸均参考山东大学王广春教授团队进行的纯铜箔力学性能测试试验^[20]。试验的拉伸速度为 3 mm·min⁻¹，标距段长度为 20 mm，名义应变率为 0.0025 s⁻¹。拉伸试验从夹具上行开始，至 TiGr 层板完全断裂时试验结束，结合试验机记录的载荷及位移数据获得拉伸载荷-位移曲线。

2 超薄 TiGr 层板损伤本构模型及有限元仿真方法

2.1 金属延性损伤本构模型

TA1 属于 α 型钛合金，它具有高强度、低密度、较好的韧性及塑性等优良性能^[21]。对于韧性金

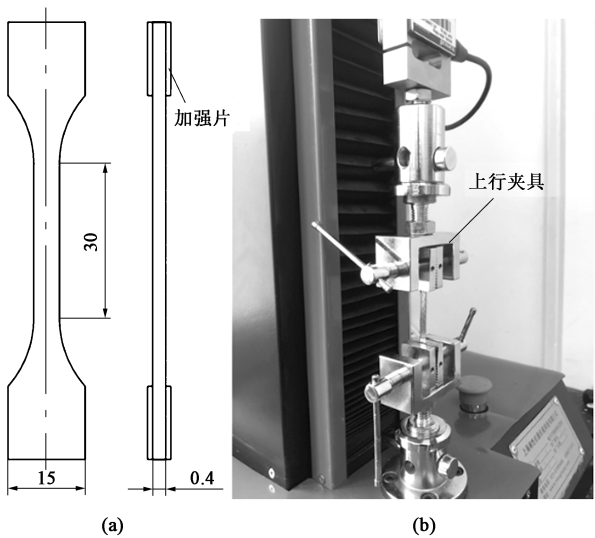


图 3 力学性能测试试件（a）和试验设备（b）
Fig. 3 Specimen (a) and equipment (b) of mechanical property test

属的损伤，Abaqus 假设材料的强度因受到损伤作用的影响逐渐下降，同时刚度随着损伤参数的增加而减小，在分析过程的任何时间段，其损伤判据公式为：

$$\sigma = (1 - D)\bar{\sigma} \tag{1}$$

式中： σ 为材料单元受损后的应力； $\bar{\sigma}$ 为材料单元失效前所受到的应力； D 为损伤变量，当 D 增加至 1 时， σ 为 0，意味着材料已失去承载能力，此时将从网格中删除失效的材料单元。

在使用 Abaqus 的金属延性损伤模型时，需要定义材料强度下降的范围，即断裂应变（Displacement at Failure）。此外，本文使用的 TA1 钛合金超薄板的厚度为 0.04 mm，根据陈炜等^[22]对不锈钢超薄板在不同厚度下的力学性能的研究，发现超薄板的拉伸性能在厚度上具有尺寸效应，其厚度对超薄板断裂能的影响尤为明显。因此，本文将断裂能作为 TA1 钛合金超薄板损伤演化结果的判据。同时，考虑应力三轴度作为一种状态参数。Bao Y 等^[23]发现应力三轴度主要以两种方式影响材料失效，一是阻碍金属的塑性变形，二是影响材料内部微孔洞的生长过程，在一定的加载速率下，应力三轴度是决定材料断裂应变大小的主要因素之一，其数值较小的地方正是材料容易发生断裂的区域。本文通过同时定义 TA1 钛合金超薄板的断裂能及应力三轴度来提高模型的预测精度。

2.2 纤维增强体损伤本构模型

2.2.1 渐进损伤本构模型

本文采用编织平纹碳纤维预浸料作为纤维增强体，考虑到该纤维材料可能会在平面内外各方向上

发生不同程度的变形,因此,本文采用基于弹性正交各向异性材料的应力-应变关系来判断纤维的损伤失效,具体公式如下:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{F}{\gamma} C_{11} & \frac{F}{\gamma} C_{12} & \frac{F}{\gamma} C_{13} & & & \\ \frac{F}{\gamma} C_{12} & \frac{F}{\gamma} C_{22} & \frac{F}{\gamma} C_{23} & & & \\ \frac{F}{\gamma} C_{13} & \frac{F}{\gamma} C_{23} & \frac{F}{\gamma} C_{33} & & & \\ & & & 2C_{44} & & \\ & & & & 2C_{55} & \\ & & & & & 2C_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} \end{pmatrix} \quad (2)$$

其中:

$$\begin{cases} C_{11} = E_{11}(1 - v_{23}v_{32})(1 - d_f) \\ C_{22} = E_{22}(1 - v_{13}v_{31}) \\ C_{33} = E_{33}(1 - v_{12}v_{21}) \\ C_{12} = E_{11}(v_{21} - v_{31}v_{23}) \\ C_{23} = E_{22}(v_{32} - v_{12}v_{31}) \\ C_{13} = E_{33}(v_{31} - v_{21}v_{32}) \\ F = (1 - d_f)(1 - d_m) \\ \gamma = v_{12}v_{21} + v_{23}v_{32} + v_{13}v_{31} + 2v_{21}v_{32}v_{13} \end{cases} \quad (3)$$

式中: σ_{ij} 为应力; ε_{ij} 为应变; $F/\gamma \cdot C_{ij}$ 为刚度矩阵系数; E_{ij} 为弹性模量; v_{ij} 为泊松比; d_f 为纤维方向损伤状态变量; d_m 为基质方向损伤状态变量。其中,下角标 1 表示经向纤维方向,2 表示纬向纤维方向,3 表示纤维法向。

其中, d_f 、 d_m 为非独立状态变量,其具体值取决于独立损伤状态变量,表达式如下:

$$d_f = 1 - (1 - d_{f1})(1 - d_{f2}) \quad (4)$$

$$d_m = 1 - (1 - d_{m1})(1 - d_{m2}) \quad (5)$$

$$d_s = 1 - (1 - d_{f1})(1 - d_{f2})(1 - d_{m1})(1 - d_{m2}) \quad (6)$$

式中: d_{f1} 、 d_{f2} 、 d_{m1} 、 d_{m2} 均为独立损伤状态变量,取值于 0~1 之间; d_s 为剪切损伤状态变量。

当 4 个独立损伤状态变量中有一个为非 0 值时, d_s 则不为 0; 当 4 个独立损伤状态变量其中有一个为 1 时, d_s 则必然为 1,1 代表复合材料彻底失效。同时,对于纤维方向的拉压损伤,二者只能发生其一,具体损伤情况由 σ_{11} 决定:当 $\sigma_{11} \geq 0$ 时,则发生纤维拉伸失效;当 $\sigma_{11} < 0$ 时,则发生纤维压缩失效。基质方向损伤同理。

独立损伤状态变量的具体求解过程可参考文献

[24]。上述各独立损伤状态变量的求解公式中引入了有限单元网格划分长度,考虑了单元特征尺寸对模型结果的影响,减小了由不同单元网格尺寸划分情况对预测结果造成的误差。

2.2.2 失效判据

纤维复合材料通常包括以下 4 种损伤失效模式^[25]:纤维拉伸失效、纤维压缩失效、基质拉伸失效、基质压缩失效。用于预测复合材料层板失效模式的判据主要有:Tsai-Hill 强度准则、Tsai-Wu 强度准则、Azzl-Tsai-Hill 强度准则、Hoffman 强度准则、Hashin 强度准则等^[26]。前 4 种强度准则均是基于纤维的拉压强度来对不同材料的破坏进行分析,而三维 Hashin 强度准则是基于以上 4 种损伤失效模式对复合材料的失效破坏进行分析,因此,本文采用 Hashin 强度准则作为纤维增强体的失效判据,其损伤判据如下。

当纤维拉伸失效时, $\sigma_{11} \geq 0$, 损伤判据为:

$$F_f^t = \left(\frac{\sigma_{11}}{X^T} \right)^2 + \alpha \left(\frac{\tau_{12}}{S^T} \right)^2 \geq 1 \quad (7)$$

当纤维压缩失效时, $\sigma_{11} < 0$, 损伤判据为:

$$F_f^c = \left(\frac{\sigma_{11}}{X^C} \right)^2 \geq 1 \quad (8)$$

当基质拉伸失效时, $\sigma_{22} \geq 0$, 损伤判据为:

$$F_m^t = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y^T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S^L} \right)^2 \geq 1 \quad (9)$$

当基质压缩失效时, $\sigma_{22} < 0$, 损伤判据为:

$$F_m^c = \left(\frac{\sigma_{22}}{2S^T} \right)^2 + \left[\left(\frac{Y^C}{2S^T} \right)^2 - 1 \right] \frac{\sigma_{22}}{Y^C} + \left(\frac{\tau_{12}}{S^L} \right)^2 \geq 1 \quad (10)$$

式中: F_f^t 、 F_f^c 分别为纤维拉伸、压缩失效变量; F_m^t 、 F_m^c 分别为基质拉伸、压缩失效变量; X^T 为经向拉伸强度; X^C 为经向压缩强度; Y^T 为纬向拉伸强度; Y^C 为纬向压缩强度; S^L 为纵向剪切强度; S^T 为横向剪切强度; α 为剪切应力对纤维拉伸起始损伤控制系数,本文取 $\alpha=1$; τ_{12} 为 1-2 面内剪切应力。

基于上述理论,在 Abaqus 用户材料子程序 VUMAT 中进行 TiGr 层板内纤维、基质渐进损伤模型的编写。

2.3 TiGr 层板内聚力本构模型

纤维/金属复合层板的常见损伤包括纤维断裂、基体断裂、界面分层等^[27],TiGr 层板内聚力本构模型主要用于描述碳纤维增强体与 TA1 钛合金超薄板间的分层失效。本文基于最大应力准则,采用双线性牵引-分离法则定义 0 厚度内聚力单元 (Cohesive

Element) 的本构响应, 以此来模拟 TiGr 层板的层间损伤失效。其损伤判据为:

$$\left(\frac{\tau_n}{N}\right)^2 + \left(\frac{\tau_1}{S_1}\right)^2 + \left(\frac{\tau_2}{S_2}\right)^2 \geq 1 \quad (11)$$

式中: τ_n 为纤维层法向应力; N 为层间剥离强度; τ_1 、 τ_2 分别为 1 方向和 2 方向剪切应力; S_1 、 S_2 分别为 1 方向和 2 方向剪切强度。

在定义上述材料损伤判据基础上, 引入 Benzeggagh-Kenane (B-K) 准则^[28]。B-K 准则定义了内聚力单元的断裂能随模式混合的变化过程, 该准则适用于三维复合材料混合断裂模式下的界面断裂失效, 该失效准则如下所示:

$$G_c = G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic}) \left(\frac{G_{II}}{G_T} \right)^\eta \quad (12)$$

式中: G_c 为混合模式下的能量释放率; G_{Ic} 、 G_{IIc} 分别为 I 型和 II 型剪切断裂能量释放率; G_{II} 为 II 型剪切方向的能量释放率; G_T 为全部能量释放率;

η 为 B-K 准则失效判据控制系数, 其值对复材分层预测结果具有一定影响, 本文选用 $\eta = 1.4$ 。

2.4 超薄 TiGr 层板有限元模型的建立

超薄 TiGr 层板有限元模型采用 1/2 对称结构建模, 上、下 2 层 TA1 钛合金及中间预浸料铺层均采用 C3D8R 三维实体单元, 两层 0 厚度的 Cohesive 层选择为 TA1 钛合金与预浸料的接触界面, 采用 COH3D8 三维粘结单元。考虑到 TiGr 层板所受的拉伸载荷仅在面内加载, 为了缩短计算时间, 各组层厚向网格单元均为 1 层, 同时为了保证计算精度, 每层的网格单元长宽需保证完全一致, 最终 TiGr 层板有限元模型的网格单元数量为 8840。在层板一夹持端施加固定约束条件, 另一夹持端设置耦合约束参考点, 对该参考点施加位移幅值, 采用 Abaqus/Explicit 求解器对 TiGr 层板准静态拉伸试验进行数值仿真。有限元计算模型及初始边界条件如图 4 所示。

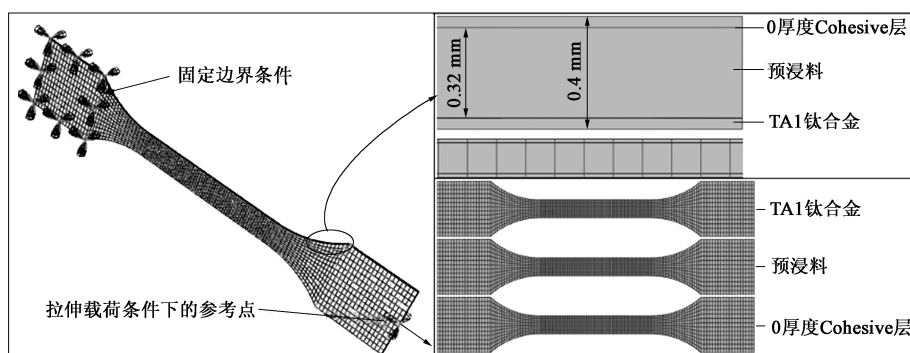


图4 超薄 TiGr 层板单轴准静态拉伸有限元计算模型

Fig. 4 Finite element calculation model of quasi-static uniaxial tensile for ultrathin TiGr laminates

3 结果与分析

3.1 试验结果与模拟结果的对比

由图 5 可知, 模拟所得的载荷-位移曲线与试验结果较为接近, 试验所得断裂位移为 1.60 mm, 模拟所得断裂位移为 1.53 mm。由此可以看出, 模拟所得断裂位移相比试验结果偏小, 两者的相对误差为 4.3%, 此误差可能是由于测试参数时材料存在一些缺陷, 但在模拟时认为材料不存在缺陷所导致的。图 6 为试验与模拟拉伸断裂缺口图, 其中图 6a 中试件左右夹持端均使用加强片。从图 6 可知, 该试验与模拟的拉伸断裂缺口位置相同, 均为圆角区域。综上可知, 采用所建立的有限元模型可准确预测超薄 TiGr 层板的准静态拉伸结果。

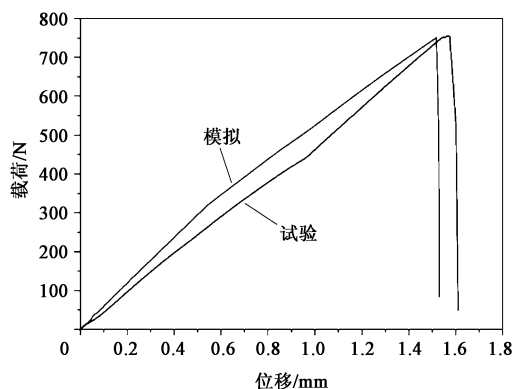


图5 试验与模拟拉伸载荷-位移曲线

Fig. 5 Load-displacement curves of tensile for test and simulation

3.2 超薄 TiGr 层板拉伸变形行为分析

根据现有常规尺寸 FMLs 的相关研究^[29-31], 在固化 FMLs 拉伸变形过程中, 纤维层是主要承力部

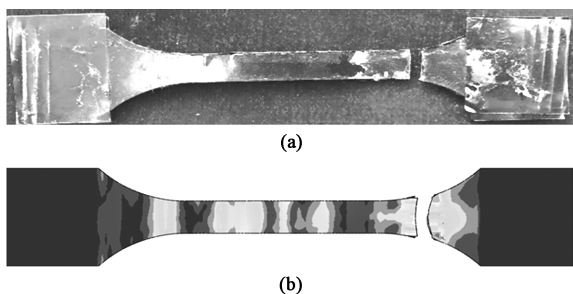


图 6 试验 (a) 与模拟 (b) 拉伸断裂图

Fig. 6 Tensile fracture diagrams of test (a) and simulation (b)

位, 因此, FMLs 的主要失效形式为纤维断裂, 断裂方式主要为达到纤维拉伸断裂极限后的纤维撕裂破坏。与上述 FMLs 试件不同, 本文制备超薄 TiGr 层板所需的碳纤维试件中间段仅有 2.5~3.0 根经纱。如图 7 所示, 试验与模拟中超薄 TiGr 层板的断裂缺口出现在试件圆角区域, 断裂起始位置为经纱与纬纱搭接交点处。从拉伸试件材料角度分析 (图 7), 造成上述现象的原因可能是由于经纱数量较少, 致使该纤维材料的纬向抵抗变形破坏能力较弱, 同时由于编织平纹纤维的经、纬纱弯曲程度较大, 从而降低了材料的面内力学性能^[32], 然后在该纤维断裂起始位置经纱的纬向宽度太小, 受到面内剪切作用力的影响, 最终导致超薄 TiGr 层板的拉伸断裂与上述常规尺寸 FMLs 出现不同现象。

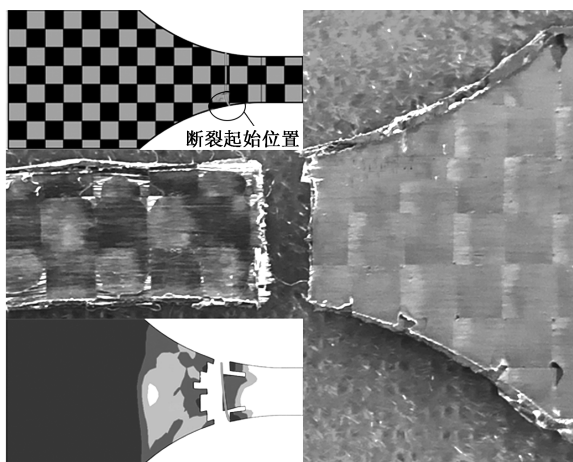


图 7 超薄 TiGr 层板的断裂缺口样貌

Fig. 7 Appearance of fracture notch for ultrathin TiGr laminates

从有限元模拟结果分析, 图 8、图 9 分别为纤维层在断裂瞬间其面内真应力、真应变及剪切应力、剪切应变云图, 其中: 真应力最大值为 431.1 MPa, 出现在纤维层中间段, 但其值远远小于纤维的抗拉强度; 剪切应力最大值为 81.51 MPa, 出现在纤维层圆角区域。但从断裂结果云图 (图 6b) 得知, 纤维失

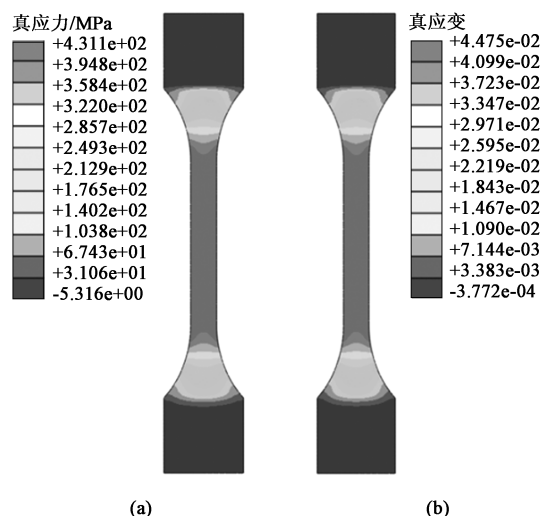


图 8 纤维层断裂瞬间真应力 (a) 及真应变 (b) 云图

Fig. 8 Cloud diagrams of true stress (a) and true strain (b) of fiber layer at moment of fracture

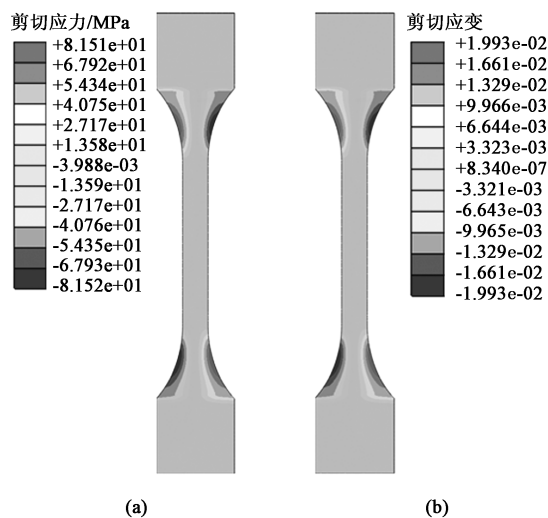


图 9 纤维层断裂瞬间剪切应力 (a) 及剪切应变 (b) 云图

Fig. 9 Cloud diagrams of shear stress (a) and shear strain (b) of fiber layer at moment of fracture

效位置处于圆角剪切应力集中区域, 而从本文纤维增强体损伤本构模型中可知, 纤维及基质断裂是由正应力和剪切应力共同作用的结果。将纤维断裂位置处的 $\sigma_{11} = 300$ MPa、 $\tau_{12} = 80$ MPa 代入式 (7) 可得:

$$F_f^t = \left(\frac{\sigma_{11}}{X^T} \right)^2 + \alpha \left(\frac{\tau_{12}}{S^T} \right)^2 = \left(\frac{300}{564.62} \right)^2 + \left(\frac{80}{94} \right)^2 = 1.006 \geq 1 \quad (13)$$

上述计算结果说明有限元模型中预浸料层已达到断裂条件, 因此, 由于在本文所述的拉伸过程中纤维面内剪切作用力占据了主导作用, 最终导致模拟结果中的最大真应力未达到纤维抗拉强度 564.62 MPa 即已断裂。综上分析, 也证明了该超薄

TiGr 层板的纤维结构对其力学性能的影响比较大。

从图 10 中可以看出, 在超薄 TiGr 层板拉伸断裂瞬间, 断裂区域两层 TA1 钛合金的变形过程几乎相同, 最大主应变变为 0.38 (图 10b、图 10c), 上层 TA1 钛合金中对应的 TiGr 层板断裂起始位置的减薄

率达到 37.5% (图 10d), 说明在纤维层断裂瞬间, 金属层及 Cohesive 粘结层也同时断裂。如图 11 所示, 图 11a 和图 11c 为上层 TA1 钛合金断裂瞬间厚向位移演化云图, 可知金属层的断裂起始位置及断裂路径与纤维层几乎相同。

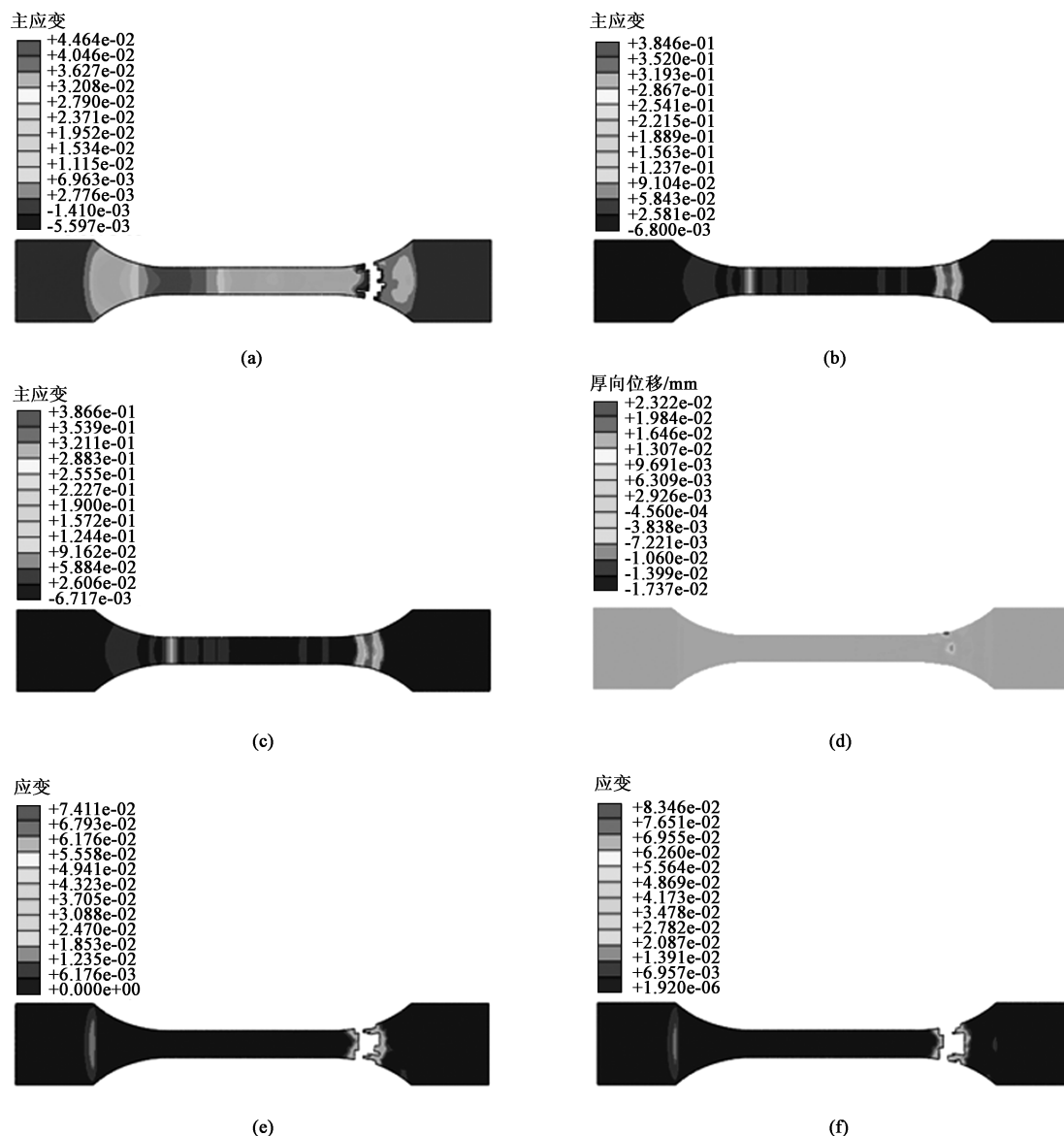


图 10 超薄 TiGr 层板断裂瞬间各层应变及厚度分布云图

(a) 纤维层的主应变 (b) 上层 TA1 钛合金的主应变 (c) 下层 TA1 钛合金的主应变 (d) 上层 TA1 钛合金的厚向位移
(e) 上层 Cohesive 层的应变 (f) 下层 Cohesive 层的应变

Fig. 10 Cloud diagrams of strain and thickness distributions for each layer of ultrathin TiGr laminates at moment of fracture titanium

(a) Principal strain of fiber layer (b) Principal strain of upper TA1 titanium alloy (c) Principal strain of lower TA1 titanium alloy
(d) Displacement in thickness direction of upper TA1 titanium alloy (e) Strain of upper Cohesive layer (f) Strain of lower Cohesive layer

图 12 展示了在拉伸过程中超薄 TiGr 层板断裂起始点处各组层的真应变随拉伸位移变化的规律。在拉伸位移达到 1.07 mm 之前, 纤维层与金属层能够进行较好地协同拉伸变形; 当拉伸位移超过 1.07 mm 之后, TiGr 层板未发生断裂, Cohesive 粘

结层也并未发生破坏, 但金属层与纤维层出现轻微分层现象, 此时纤维层与金属层的协同变形能力逐渐降低, 金属层以较快的应变增长速率发生变形; 当拉伸位移达到 1.523 mm 之后, 纤维与 Cohesive 层开始逐渐出现断裂破坏, 金属层同时也随之被拉

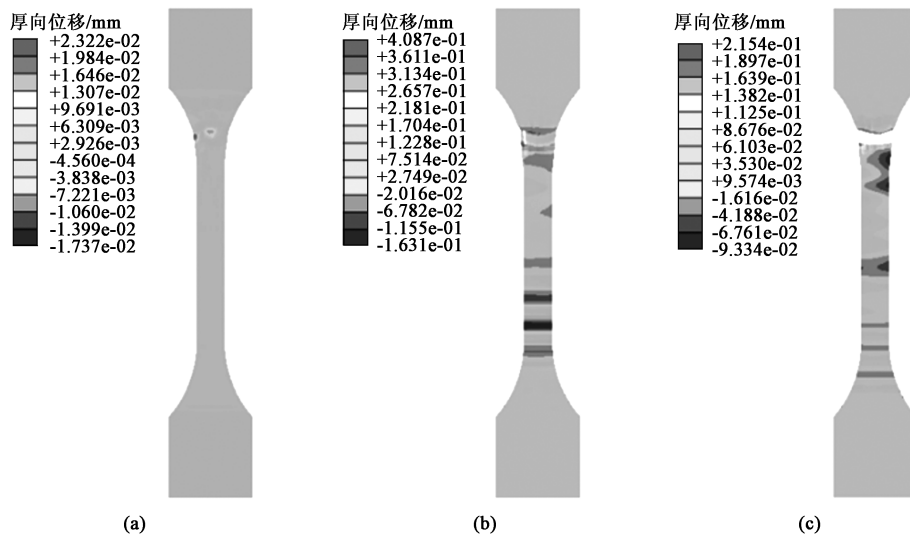


图 11 金属层断裂瞬间厚向位移演化云图

(a) 断裂前 (b) 断裂瞬间 (c) 断裂后

Fig. 11 Evolution nephograms of displacement in thickness direction for metal layer at moment of fracture

(a) Before fracture (b) Moment of fracture (c) After fracture

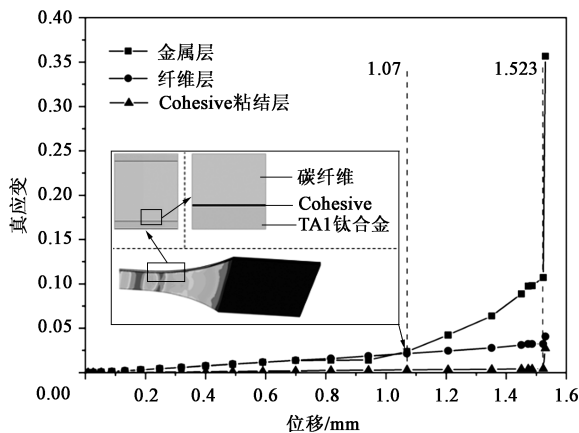


图 12 TiGr 层板断裂起始点各组层的真应变与拉伸位移曲线

Fig. 12 Curves of true strain and tensile displacement of each layer for TiGr laminates at the starting point of fracture

断,造成此结果的原因可能是金属层非常薄致使其承载能力较弱,在 Cohesive 粘结层断裂瞬间由于界面剪切作用力的影响,金属层在瞬间发生较大变形然后断裂,这也反映了在超薄 TiGr 层板中纤维依然是主要承力部位。而上述这一分层现象也从 Carrillo J G 等^[8]的 FMLs 尺度效应研究中得到了验证,几何尺寸及金属过薄的纤维/金属层合板在拉伸过程中容易出现边缘分层现象。综上分析,TiGr 层板过早失效的另一个解释是在拉伸过程中层合板出现了分层面,这种分层过程与 TA1 钛合金层太薄导致其在拉伸过程中产生面外弯曲有关,这一过程导致纤维损伤和层内应力集中,这些机制可能是导致碳纤维最终在圆角处提前失效的原因。

4 结论

(1) 模拟和试验得到的拉伸断裂缺口均为圆角区域,模拟所得的载荷-位移曲线与试验的相对误差为 4.3%,说明采用所建立的有限元模型能够准确模拟超薄 TiGr 层板的准静态拉伸试验。

(2) 与常规尺寸固化的 FMLs 试件相同的是,超薄 TiGr 层板在单向拉伸过程中的主要承力部位依然为纤维,主要失效形式为碳纤维断裂;与不同的是,超薄 TiGr 层板的最终断裂形式是碳纤维与 TA1 钛合金薄板同时断裂。

(3) 在拉伸位移到达 1.07 mm 前,TA1 钛合金与碳纤维具有较好的协同变形能力;拉伸位移超过 1.07 mm 后,TA1 钛合金与碳纤维出现轻微分层现象,并且其协同变形能力逐渐降低;当拉伸位移超过 1.523 mm 后,碳纤维与 Cohesive 粘结层逐渐断裂破坏的同时,TA1 钛合金的变形量瞬间增大直至断裂。

(4) 提高界面的粘结性能、改善纤维结构是提高超薄纤维/金属复合层板拉伸断裂极限的有效方法。

参考文献:

- [1] Marissen R. Fatigue crack growth predictions in Aramid reinforced aluminum laminates (ARALL) [J]. Journal of Aircraft, 2015, 25 (2): 135-140.
- [2] 郑兴伟,卢佳,庄欣,等.航空用玻璃纤维铝合金层板成形技术研究进展 [J].材料导报,2018,32 (S2): 413-418.
Zhen X W, Lu J, Zhuang X, et al. A review on the forming technology of aerospace glass-reinforced aluminum laminates [J]. Materials Reports, 2018, 32 (S2): 413-418.

- [3] Wu X T, Zhan L H, Huang M H, et al. Corrosion damage evolution and mechanical properties of carbon fiber reinforced aluminum laminate [J]. *Journal of Central South University*, 2021, 28 (3): 657-668.
- [4] Cortes P, Cantwell W J. The tensile and fatigue properties of carbon fiber-reinforced peek-titanium fiber-metal laminates [J]. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2004, 23 (15): 1615-1623.
- [5] 李成斌. 电铸铜、镍金属微器件的工艺研究 [D]. 大连: 大连理工大学, 2013.
Li C B. Process Study of Metal Micro Devices Fabricated by Copper or Nickel Electroforming [D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2013.
- [6] Wang Y, Hou Y Z, Liu Y, et al. Ultrasonic-assisted preparation-forming-curing process for ultra-thin micro-fiber metal laminates; Deformation characteristics [J]. *Materials & Design*, 2020, 195: 109019.
- [7] Kashani M H, Sadighi M, Mohammadkhah M, et al. Investigation of scaling effects on fiber metal laminates under tensile and flexural loading [J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part L: Journal of Materials: Design & Applications*, 2015, 229 (3): 189-201.
- [8] Carrillo J G, Cantwell W J. Scaling effects in the tensile behavior of fiber-metal laminates [J]. *Composites Science & Technology*, 2007, 67 (7): 1684-1693.
- [9] Mckown S. Investigation of scaling effects in fiber-metal laminates [J]. *Journal of Composite Materials*, 2008, 42 (9): 865-888.
- [10] Hallett S R, Jiang W G, Wisnom M R. Effect of stacking sequence on open-hole tensile strength of composite laminates [J]. *Aiaa Journal*, 2009, 47 (7): 1692-1699.
- [11] 陶杰, 李华冠, 潘蕾, 等. 纤维金属层板的研究与发展趋势 [J]. *南京航空航天大学学报*, 2015, 47 (5): 626-636.
Tao J, Li H G, Pan L, et al. Review on research and development of fiber metal laminates [J]. *Journal of Nanjing University of Aeronautics and Astronautics*, 2015, 47 (5): 626-636.
- [12] Chaphalkar P, Kelkar A D. Classical laminate theory model for twill weave fabric composites [J]. *Composites Part A: Applied Science & Manufacturing*, 2001, 32 (9): 1281-1289.
- [13] Moussavi-Torshizi S E, Dariushi S, Sadighi M, et al. A study on tensile properties of a novel fiber/metal laminates [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2010, 527 (18): 4920-4925.
- [14] Rathnasabapathy M, Mouritz A P, Orifici A C. Finite element modelling of the impact response of fibre metal laminates under tension preloading [J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2022, 157: 106930.
- [15] Pan L, Cao J M, Yapici U, et al. Fracture toughness of a corrugate interface between two dissimilar materials [J]. *Materials Research Innovations*, 2015, 19 (S6): 65-68.
- [16] Gargano A, Das R, Mouritz A P. Finite element modelling of the explosive blast response of carbon fibre-polymer laminates [J]. *Composites Part B: Engineering*, 2019, 177: 107412.
- [17] Isbilir O, Ghassemieh E. Finite element analysis of drilling of carbon fibre reinforced composites [J]. *Applied Composite Materials*, 2012, 19 (3): 637-656.
- [18] Hur Y C, Kim D, Lee K S, et al. Finite element analysis of self-piercing riveting of aluminum alloy and carbon fiber reinforced polymer composites [J]. *Iop Conference Series Materials Science and Engineering*, 2020, 967: 012049.
- [19] James S, Luz L D L. Finite element analysis and simulation study of CFRP/Ti stacks using ultrasonic additive manufacturing [J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 104 (1): 4421-4431.
- [20] 姚瑶. 微尺度下纯铜箔的力学性能及弯曲回弹研究 [D]. 济南: 山东大学, 2015.
Yao Y. Research on Mechanical Properties and Bending Spring-back of Pure Copper Foil Under Micro Scale [D]. Jinan: Shandong University, 2015.
- [21] 王飞龙, 张勇, 龙刚, 等. TA1 工业纯钛热物性参数测量及应用研究 [J]. *钢铁钒钛*, 2021, 42 (2): 48-52.
Wang F L, Zhang Y, Long G, et al. Thermal parameters measurement and application of TA1 industrial pure titanium [J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2021, 42 (2): 48-52.
- [22] 陈伟, 张杨, 丁毅, 等. 不锈钢超薄板力学性能的尺度效应 [J]. *塑性工程学报*, 2014, 21 (6): 71-74.
Chen W, Zhang Y, Ding Y, et al. Size effect of tensile property for ultrathin 304 stainless steel [J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2014, 21 (6): 71-74.
- [23] Bao Y, Wierzbicki T. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2004, 46 (1): 81-98.
- [24] Zhou J, Wen P, Wang S. Finite element analysis of a modified progressive damage model for composite laminates under low-velocity impact [J]. *Composite Structures*, 2019, 225: 111113.
- [25] Zhu L, Cao S, Zhang X, et al. Bending failure behavior of the glass fiber reinforced composite I-Beams formed by a novel bending pultrusion processing technique [J]. *Autex Research Journal*, 2022, 22 (2): 172-176.
- [26] 钱立伟. 热塑性连续碳/玻璃纤维车身部件动态冲击数值仿真研究 [D]. 大连: 大连理工大学, 2020.
Qian L W. Numerical Simulation Study on Dynamic Impact of Thermoplastic Continuous Carbon/Fiberglass Body Parts [D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2020.
- [27] 李西宁, 王悦舜, 周新房. 复合材料层合板分层损伤数值模拟方法研究现状 [J]. *复合材料学报*, 2021, 38 (4): 1076-1086.
Li X N, Wang Y S, Zhou X F. Status of numerical simulation methods for delamination damage of composite laminates [J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2021, 38 (4): 1076-1086.
- [28] 寇剑锋, 徐绯, 郭家平, 等. 黏聚力模型破坏准则及其参数选取 [J]. *机械强度*, 2011, 33 (5): 714-718.
Kou J F, Xu F, Guo J P, et al. Damage laws of cohesive zone model and selection of the parameters [J]. *Journal of Mechanical Strength*, 2011, 33 (5): 714-718.
- [29] 郎利辉, 张闰飞, 关世伟. 基于单向拉伸的 Glare 板力学性能测试 [J]. *精密成形工程*, 2018, 10 (6): 30-33.
Lang L H, Zhang Y F, Guan S W. Test on mechanical properties of Glare plate based on uniaxial tensile [J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2018, 10 (6): 30-33.
- [30] Sun J, Daliri A, Lu G, et al. Tensile behaviour of titanium-based carbon-fibre/epoxy laminate [J]. *Construction and Building Materials*, 2021, 281: 122633.
- [31] Sharma A P, Velmurugan R. The uni-axial tensile response of titanium-based fiber metal laminates [J]. *Journal of Physics Conference Series*, 2020, 1474: 1-13.
- [32] Hancox N L. Engineering mechanics of composite materials [J]. *Materials and Design*, 1996, 17 (2): 114-114.