高压物理学报

3D打印浆砌层合结构复合材料层间断裂韧性的数值模拟

孟祥生 武晓东 张海广

Numerical Simulation on Interlaminar Fracture Toughness of 3D Printed Mortar Laminated Composites

MENG Xiangsheng, WU Xiaodong, ZHANG Haiguang

引用本文:
孟祥生, 武晓东, 张海广. 3D打印浆砌层合结构复合材料层间断裂韧性的数值模拟[J]. 高压物理学报, 2020, 34(4):044206. DOI: 10.11858/gywlxb.20190827
MENG Xiangsheng, WU Xiaodong, ZHANG Haiguang. Numerical Simulation on Interlaminar Fracture Toughness of 3D Printed Mortar Laminated Composites[J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2020, 34(4):044206. DOI: 10.11858/gywlxb.20190827

在线阅读 View online: https://doi.org/10.11858/gywlxb.20190827

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

3D打印贝壳仿生复合材料的拉伸力学行为

Tension Mechanical Behavior of 3D Printed Composite Materials Inspired by Nacre

高压物理学报. 2020, 34(1): 014102 https://doi.org/10.11858/gywlxb.20190768

碳纳米管薄膜层间改性复合材料在不同应变率下的力学性能

Mechanical Properties of CFRP Composites with CNT Film Interlayer under Different Strain Rates

高压物理学报. 2019, 33(2): 024205 https://doi.org/10.11858/gywlxb.20180658

基于3D-DIC对爆炸作用下碳纤维层合板的变形研究

Deformation of Carbon Fiber Laminates underExplosion Based on 3D-DIC

高压物理学报. 2019, 33(6): 064201 https://doi.org/10.11858/gywlxb.20190739

晶体塑性有限元在材料动态响应研究中的应用进展

Advances in the Study of Dynamic Response of Crystalline Materials by Crystal Plasticity Finite Element Modeling

高压物理学报. 2019, 33(3): 030108 https://doi.org/10.11858/gywlxb.20190725

碳纤维增强复合材料层合板的抗冲击性能

Impulsive Resistance of the CFRP/Epoxy Laminate

高压物理学报. 2020, 34(2): 024101 https://doi.org/10.11858/gywlxb.20190822

<100> LiF高速冲击变形过程的晶体塑性有限元模拟

Crystal Plasticity Finite Element Simulation of High-Rate Shock Deformation Process of <100> LiF

高压物理学报. 2019, 33(1): 014101 https://doi.org/10.11858/gywlxb.20180551

DOI: 10.11858/gywlxb.20190827

3D 打印浆砌层合结构复合材料层间断裂韧性的数值模拟

孟祥生[1], 武晓东[1,2], 张海广[1]

(1. 太原理工大学机械与运载工程学院, 山西 太原 030024;
2. 中国辐射防护研究院核应急与核安全研究所, 山西 太原 030006)

摘要: 通过有限元数值模拟研究了 3D 打印浆砌层合结构复合材料的层间断裂韧性。首先建立了基于内聚力原理和位移控制加载法的 I 型和 II 型断裂韧性有限元模型, 模拟复合材料层间张开和错开的过程, 随后通过有限元数值模拟与模型试验对比分析, 验证了有限元数值方法的可靠性, 最后分析了复合材料初始裂纹长度、断裂韧性、起始界面刚度、界面强度、黏结层厚度以及净距等参数对 3D 打印浆砌层合结构复合材料层间力学性能的影响。研究结果表明: 对 I 型模型, 减小初始裂纹长度、增大断裂韧性和增大黏结层厚度均能提高层间承载能力, 起始界面刚度和界面强度的改变对拉伸力峰值无明显变化; 对 II 型模型, 减小初始裂纹长度、增强界面强度、增大断裂韧性和减小黏结层厚度均能提高层间承载能力, 起始界面刚度的改变对荷载-位移曲线无明显影响。

关键词: 复合材料; 断裂韧性; 有限元模拟; 浆砌层合结构; 3D 打印

中图分类号: O347.3; TB332 **文献标识码:** A

高性能轻质复合材料越来越多地应用于工程材料领域, 尤其是贝壳珍珠层的应用最广泛。贝壳珍珠层的最大优点是高强度和高抗破裂韧性, 这些优越性能得益于其独特的多层次微结构。珍珠层由体积分数为 95% 的文石碳酸钙和 5% 的有机质组成, 两者交叉堆叠成有序的层状结构[1], 即浆砌层合结构, 其中有机质的桥连作用以及诱导裂纹偏转作用强化了材料的韧性[2−3]。根据贝壳这种浆砌层合结构, 可制备具有硬材料基体和黏结层的复合材料。其多层次微结构如图 1[4] 所示。

鉴于贝壳珍珠层这种浆砌层合结构的诸多优点, 随之出现了很多浆砌结构材料制造技术, 其中 3D 打印技术作为新兴的制造技术, 被越来越多地用在工业生产和人们的生活中, 如航空航天中的机翼、生物材料中的牙齿等, 同时也使仿生浆砌层合结构复合材料的制备更方便。马骁勇等[5] 研究发现, 三维打印贝壳仿生结构断裂发生在类橡胶软材料内部, 因此浆砌层合结构内部层间的分层与脱黏对整体结构力学性能有着重要影响。而浆砌层合结构的软硬交替界面的力学性能可通

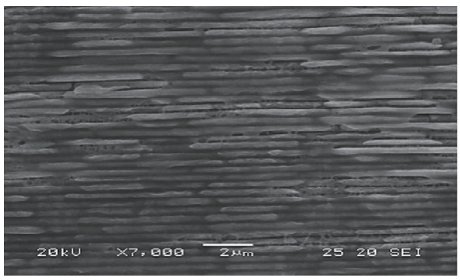


图 1 珍珠层微结构[4]

Fig. 1 Microstructure of nacre[4]

* 收稿日期: 2019-08-27; 修回日期: 2019-10-14

基金项目: 国家自然科学基金(11702185); 山西省高校创新科技项目(173230113-S)

作者简介: 孟祥生(1994—), 男, 硕士研究生, 主要从事仿贝壳珍珠层复合材料力学性能研究. E-mail: 1850428137@qq.com

通信作者: 武晓东(1983—), 男, 博士, 讲师, 主要从事复合材料动力学研究. E-mail: wuxiaodong@tyut.edu.cn

过分析复合材料的层间断裂韧性来研究，为此本工作着眼于 3D 打印复合材料层间断裂韧性。

近些年来，针对复合材料层间断裂韧性的有限元计算模型发展迅速。Xu 等[6] 的内聚力模型发展较完善，且具有自身的理论原理，广泛应用于复合材料断裂与分层破坏研究中。其中，许多学者将内聚力模型引入标准复合材料层间扩展试验模型中，如 Hosseini 等[7] 基于内聚力模型研究了编织玻璃环氧基复合材料的断裂韧性，Hua 等[8] 借助内聚力模型研究了玻璃钢铝层合板的非对称双悬臂梁，宗要武[9] 基于内聚力模型开展了钢纤维水泥基材料的界面性能分析。众多学者还将内聚力模型引入冲击载荷下复合材料分层损伤的有限元模拟中，较好地反映了复合材料结构分层损伤破坏的全过程。如 Alfaro 等[10] 基于内聚力模型研究了三维层合板的断裂和分层，Liu 等[11] 基于内聚力模型研究了层合板动态双悬臂梁，赵丽滨等[12]总结了纤维增强复合材料层合板分层行为研究进展以及内聚力方法。在上述模型基础上，本研究在内聚力模型中考虑了 3D 打印浆砌层合结构的裂纹萌生和扩展行为，并分析了模型参数的影响。

基于此，针对 3D 打印浆砌层合结构复合材料的 I 型和 II 型断裂韧性进行有限元模拟，通过有限元数值模拟与模型试验的对比分析，验证有限元模拟的正确性，随后考察初始裂纹长度、断裂韧性、起始界面刚度、界面强度、黏结层厚度以及净距对 3D 打印浆砌层合结构复合材料层间力学性能的影响。

1　层间断裂韧性的有限元模拟

1.1　内聚力本构模型及损伤判据

采用双线性拉伸分离准则来模拟黏结层接触面的黏性力学行为，其本构关系如图 2 所示。

用内聚力单元来模拟材料的损伤破坏过程，分为两个阶段：损伤起始和损伤演化[13]。

针对损伤起始，采用二次应力准则

$$\left(\frac{\langle\sigma_n\rangle}{N_{\max}}\right)^2+\left(\frac{\sigma_s}{S_{\max}}\right)^2+\left(\frac{\sigma_t}{T_{\max}}\right)^2=1 \tag{1}$$

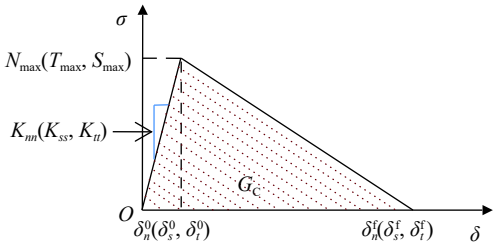


图 2　双线性拉伸分离准则

Fig. 2　Bilinear stretching separation criteria

式中：n 是单元法向，对应于 I 型断裂；s、t 是单元的两个切线方向，对应于 II 型和 III 型断裂；σ_n、σ_s、σ_t分别为法向和两个切向的应力，$N_{\max}$、$S_{\max}$、$T_{\max}$分别为法向和两个切向的峰值强度。

针对损伤演化，采用基于能量的损伤演化 BK 准则

$$G_{\mathrm{C}}=G_{\mathrm{IC}}+(G_{\mathrm{IIC}}-G_{\mathrm{IC}})\left(\frac{G_{\mathrm{shear}}}{G_{\mathrm{T}}}\right)^{\eta} \tag{2}$$

$$G_{\mathrm{shear}}=G_{\mathrm{II}}+G_{\mathrm{III}} \tag{3}$$

$$G_{\mathrm{T}}=G_{\mathrm{I}}+G_{\mathrm{shear}} \tag{4}$$

式中：G_{IC}、G_{IIC}分别为法向和 II 型切向的断裂韧性值，G_{I}、G_{II}、G_{III}分别为法向和两个切向的能量释放率，η为材料常数。

损伤起始后会有应力的变化，需要引入刚度弱化系数 D

$$D=\frac{\delta_m^{\mathrm{f}}(\delta_m^{\max}-\delta_m^0)}{\delta_m^{\max}(\delta_m^{\mathrm{f}}-\delta_m^0)} \tag{5}$$

$$\delta_m^0=\sqrt{\langle\delta_n\rangle^2+\delta_s^2+\delta_t^2} \tag{6}$$

$$\delta_m^{\mathrm{f}}=\frac{2G_{\mathrm{C}}}{\sqrt{\langle\sigma_n\rangle^2+\sigma_s^2+\sigma_t^2}} \tag{7}$$

式中: δ_m^0为破坏起始时单元节点的张开量, δ_m^f为破坏演化时节点的张开量, $\delta_m^{\max}$为在荷载历程中节点的最大张开量。

1.2　I 型和 II 型断裂韧性有限元数值模型

采用 ABAQUS 进行 I 型材料断裂韧性的有限元数值模拟, 如图 3 所示。数值模拟选用三维建模, 长 240 mm, 宽 37 mm, 初始裂纹长 32 mm。采用动态模拟准静态, 进行复合材料裂纹张开过程模拟, 边界条件: 保持试样右端固定, 在距试样左端 14 mm 处绑定一个铁片, 施加竖向位移荷载, 在铁片控制点处实现材料的张开。黏结层采用内聚力单元和扫略网格描述, 且布置局部边界种子, 尺寸为 0.5 mm。

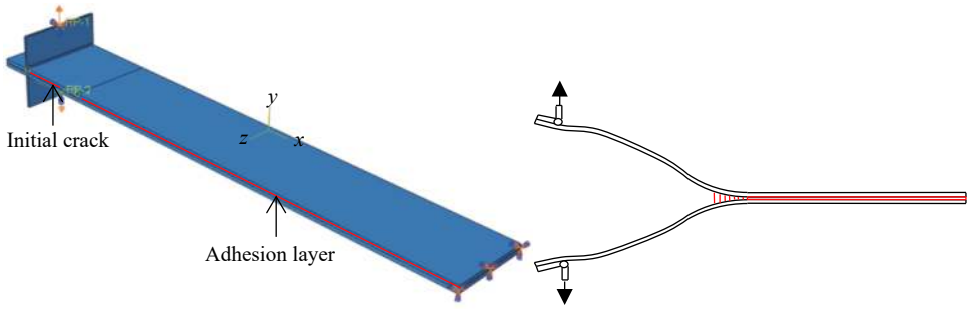


图 3　I 型有限元模型及示意图

Fig. 3　Finite element model and schematic of model-I

采用 ABAQUS 进行 II 型材料断裂韧性的有限元数值模拟, 如图 4 所示。数值模拟采用三维模型, 长 140 mm, 宽 25 mm, 净距 80 mm, 初始裂纹长 20 mm。采用动态模拟准静态, 进行复合材料裂纹错开过程模拟, 试样上表面中心线与参考点绑定, 其边界条件: 保持两个支座固定, 通过对参考点施加竖向位移荷载实现材料的错开。黏结层采用内聚力单元和扫略网格描述, 且布置局部边界种子, 尺寸为 0.5 mm。考虑到支座处和初始裂纹处上下表面的接触, 采用了通用接触。

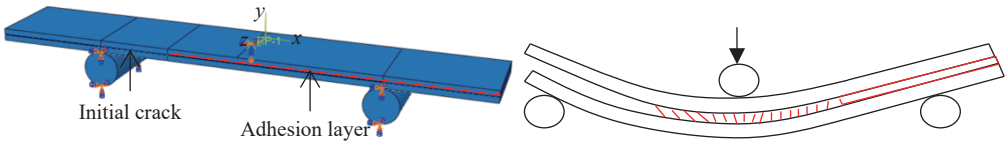


图 4　II 型有限元模型及示意图

Fig. 4　Finite element model and schematic of model-II

通过对实验数据结果的分析, 确定了内聚力模型层间断裂韧性和节点张开量。由图 2 的本构关系可知, 层间断裂韧性为图形与坐标轴围成的面积, 进而确定界面强度, 初始斜率为起始界面刚度。具体参数如表 1 所示, 其中 T 为黏结层厚度, K_{nn} 和 K_{ss} 为 I 型和 II 型模型的刚度参数。

表 1　内聚力参数

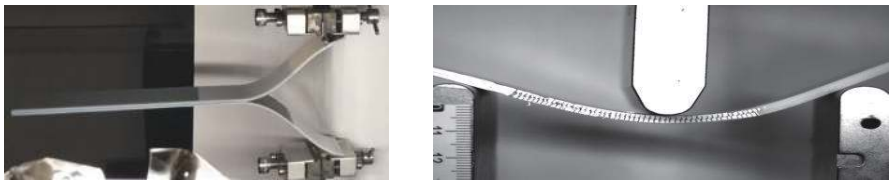
Table 1　Cohesive parameters

T/mm	$N_{\max}$/ MPa	$S_{\max}$/ MPa	G_{I}/(N·mm^{-1})	G_{II}/(N·mm^{-1})	K_{nn}/(N·mm^{-3})	K_{ss}/(N·mm^{-3})
0.16	0.35	2.0	0.40	0.73	15 625	31 250
0.20	0.50	2.5	0.55	0.65	12 500	25 000

1.3　数值模拟与实验结果对比验证

为了验证有限元计算结果的正确性, 进行了 I 型和 II 型断裂韧性的模型试验。试样由 Objet 260 Connex 3 光固化三维打印机制备。通过 SolidWorks 软件设计模型并导入三维打印机程序中, 然后利用双喷头 3D 打印机将模型打印成最终试样。试样尺寸与有限元模型尺寸一致, 试样上下两层硬材料采

用不透明灰色树脂材料 VeroGray，通过准静态实验，得到其弹性模量和泊松比分别为 1 250 MPa 和 0.3；中间黏结层采用类橡胶高分子材料 TangoBlack，通过准静态实验，得到其弹性模量和泊松比分别为 0.4 MPa 和 0.33。采用 ASTM D5528-01[14] 标准进行 I 型断裂韧性试验，如图 5(a) 所示，通过试样拉伸实现裂纹张开，得到荷载-位移曲线；采用 NASA/TM-2010-216838[15] 标准进行 II 型断裂韧性试验，如图 5(b) 所示，通过试样弯曲实现层间裂纹错开，得到荷载-位移曲线。



(a) Model-I　　(b) Model-II

图 5　断裂韧性测试试验照片

Fig. 5　Picture of fracture toughness test

DCB 和 ENF 试验与模拟结果的对比分别如图 6 和图 7 所示，其中 A 点和 B 点分别代表黏结层局部损伤起始点和损伤演化点[16–17]。由图 6 和图 7 可知，不同黏结层厚度的数值模拟结果与试验测量所得荷载-位移曲线具有相同的变化趋势。损伤起始点和损伤演化点的数值模拟结果与试验实测值吻合较好，从而验证了数值建模过程的可行性及模拟结果的可靠性。因此，本工作采用该建模方法进行后续数值模拟研究。

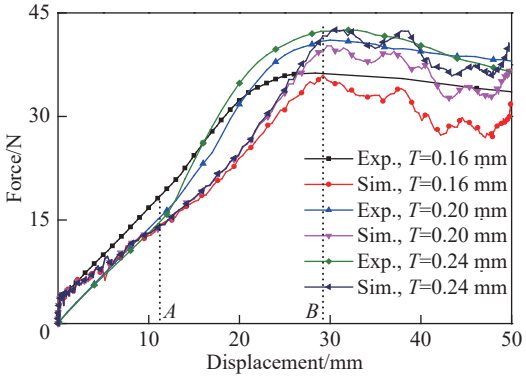


图 6　不同黏结层厚度的 I 型对比

Fig. 6　Comparison chart of different bonding layer thicknesses in model-I

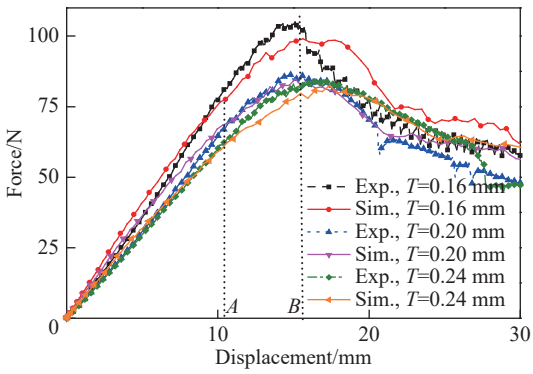


图 7　不同黏结层厚度的 II 型对比

Fig. 7　Comparison chart of different bonding layer thicknesses in model-II

对于 I 型试样，以黏结层厚度为 0.20 mm 的工况为例进行分析，如图 6 所示。由图 6 可知，荷载-位移曲线的数值模拟结果与实测值具有相同的变化趋势，且能较好地预测局部损伤起始点和损伤演化点，但因存在损伤致使试样实际变形大于数值模拟结果，所以数值模拟所得拉伸力比实测值略小。

对于 II 型试样，以黏结层厚度为 0.16 mm 的工况为例进行分析，如图 7 所示。可见，荷载-位移曲线的数值模拟结果与试验模型具有相同的变化趋势，且能较好地预测损伤起始点。损伤演化点的荷载变小，这是由于试验过程中试样产生微弱错动，一定程度上延缓了裂纹的损伤，增大了试样的弯曲力。

2　数值模拟结果分析

2.1　I 型数值模拟结果分析

针对中间黏结层厚度为 0.20 mm 的 I 型模拟结果进行初始裂纹长度、断裂韧性、起始界面刚度与界面强度的研究分析，并讨论黏结层厚度的影响。

2.1.1　初始裂纹长度的影响

不同初始裂纹长度 C 的荷载-位移曲线如图 8 所示。由图 8 可知, I 型试样荷载峰值所对应的位移随初始裂纹长度的增大而增大, 拉伸力峰值略有增大。由修正梁理论[14] 公式推断可知: 当断裂韧性不变时, 失效裂纹长度增大, 在拉伸力峰值增幅不大的情况下, 荷载峰值所对应的位移会增大。

此外, 在局部损伤起始点之前, 荷载增长速率随初始裂纹长度的增大而减小。如图 9 所示, 在损伤演化点之前, 达到损伤演化点的裂纹尖端开口位移 (CTOD) 相同, 裂纹长度增大 182%, 即由 22 mm 增大到 62 mm; 拉伸位移增大 160%, 即由 20 mm 增大到 52 mm, 表明试样的裂纹拉伸张开呈非线性, 这是由试样弯曲变形和尖端黏结层阻碍共同导致。在损伤演化后, 载荷下降速度随初始裂纹长度的增大而加快, 表明初始裂纹长度越小, 材料的韧性越强, 材料不会瞬时失去承载力。

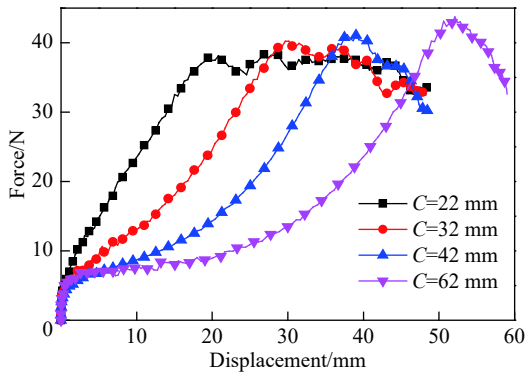


图 8　初始裂纹长度对 I 型荷载-位移曲线的影响

Fig. 8　Influence of initial crack length on model-I load-displacement curve

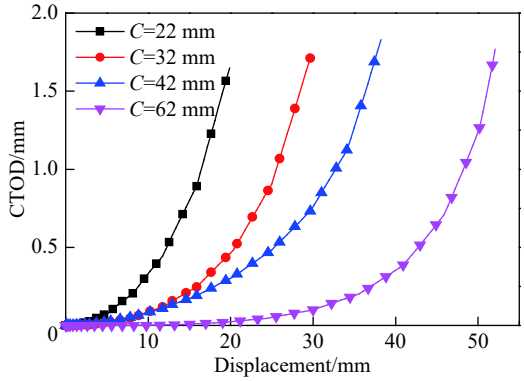


图 9　初始裂纹长度对裂纹尖端开口位移曲线的影响

Fig. 9　Influence of initial crack length on crack tip opening displacement curves

2.1.2　断裂韧性的影响

不同断裂韧性的荷载-位移曲线如图 10 所示。由图 10 可知, 拉伸力峰值随断裂韧性的增强而增大。这是由于断裂韧性增强, 层间抵抗破坏能力增大, 因此需要更大的拉伸力峰值使材料破坏。保持相同的断裂韧性增加值 0.1 N/mm, 则拉伸力峰值的增加幅度为 4 N, 说明断裂韧性对 I 型试样层间破坏具有显著影响。

2.1.3　起始界面刚度的影响

不同起始界面刚度的荷载-位移曲线如图 11 所示, K_{nn} = 12 500 N/mm^3 为模拟试样黏结层厚度为 0.20 mm 时的刚度参数值。由图 11 可知, 拉伸力峰值随起始界面刚度的增大而略有下降。这是由于起

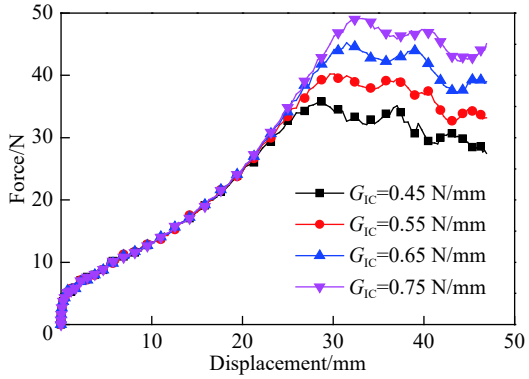


图 10　断裂韧性对 I 型荷载-位移曲线的影响

Fig. 10　Influence of fracture toughness on model-I load-displacement curve

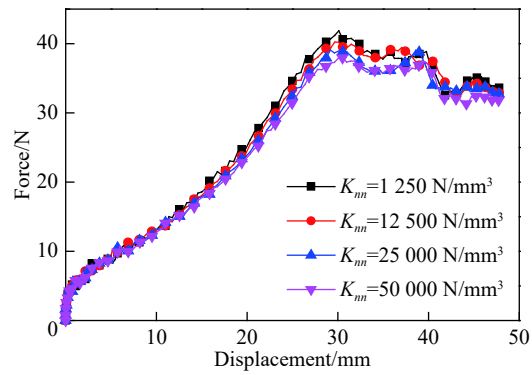


图 11　起始界面刚度对 I 型荷载-位移曲线的影响

Fig. 11　Influence of interface stiffness on model-I load-displacement curve

始界面刚度的改变仅影响破坏起始时的单元节点张开量，不会影响整体材料的破坏能。因此刚度参数值在一定范围内变化时，对荷载-位移曲线的影响并不显著。

2.1.4　界面强度的影响

不同界面强度的荷载-位移曲线如图 12 所示。由图 12 可知，拉伸力峰值随界面强度的增加无明显变化，而荷载峰值所对应的位移减小。这是由于界面强度越大，损伤演化时的节点错开量越小，导致试样破坏时张开位移变小，荷载峰值所对应的位移减小。

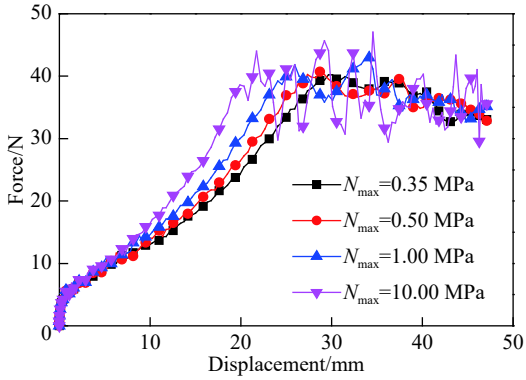


图 12　界面强度对 I 型荷载-位移曲线的影响

Fig. 12　Influence of interface strength on model-I load-displacement curve

2.1.5　黏结层厚度的影响

不同黏结层厚度的荷载-位移曲线如图 6 所示。由图 6 可知，拉伸力峰值随着黏结层厚度的增加而增加，且达到拉伸力峰值对应的位移增大。保持相同的黏结层厚度增加值 0.04 mm，则拉伸力峰值增量减小，由 4.72 N 降为 1.51 N。当黏结层厚度增加到一定程度后，拉伸力峰值将不会产生明显的增长。

2.2　II 型数值模拟结果分析

针对中间黏结层厚度为 0.16 mm 的 II 型模拟结果进行初始裂纹长度、断裂韧性、起始界面刚度、界面强度与净距的研究分析，并讨论黏结层厚度的影响。

2.2.1　初始裂纹长度的影响

不同初始裂纹长度 C 的荷载-位移曲线如图 13 所示。由图 13 可知，II 型试样的弯曲力峰值随初始裂纹长度的增大而减小。初始裂纹长度越小，起始刚度越大，达到弯曲力峰值后，黏结层产生破坏并引起弯曲力下降，且下降幅度较大。这是由于黏结层剪切力增大，层间损伤抵抗力增强，导致弯曲力峰值增大。当试样处于损伤演化后期，瞬时黏性层破坏长度较大，导致荷载骤然下降，曲线出现剧烈抖动。同样表明初始裂纹长度越小，材料的韧性越强，越不容易破坏，但材料破坏后承载力降幅很大。

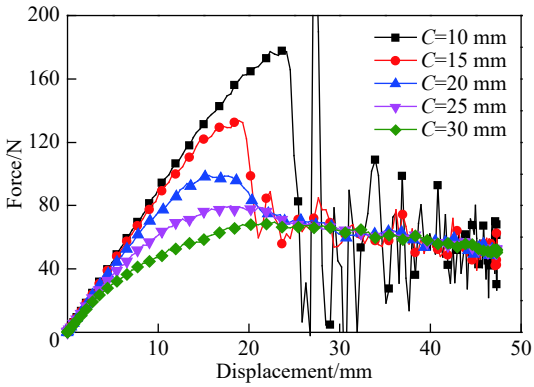


图 13　初始裂纹长度对 II 型荷载-位移曲线的影响

Fig. 13　Influence of initial crack length on model-II load-displacement curve

2.2.2　断裂韧性的影响

不同断裂韧性的荷载-位移曲线如图 14 所示。由图 14 可知，弯曲力峰值随断裂韧性的增加而增大。这是由于黏结层抵抗破坏的能力随断裂韧性的增强而增强，试样越不容易发生破坏。

此外，弯曲力峰值与断裂韧性之间的关系曲线如图 15 所示。由图 15 可知，保持相同的断裂韧性增加值 0.05 N/mm，弯曲力峰值增长率变化依次为 120、40、30，表明断裂韧性的增强对弯曲力峰值的影响越来越小。

2.2.3　起始界面刚度的影响

不同起始界面刚度的荷载-位移曲线如图 16 所示。由图 16 可知，荷载-位移曲线随起始界面刚度的增大无显著变化。这是由于起始界面刚度仅影响试样破坏起始时的单元节点错开量，不会影响整体试样的破坏能。

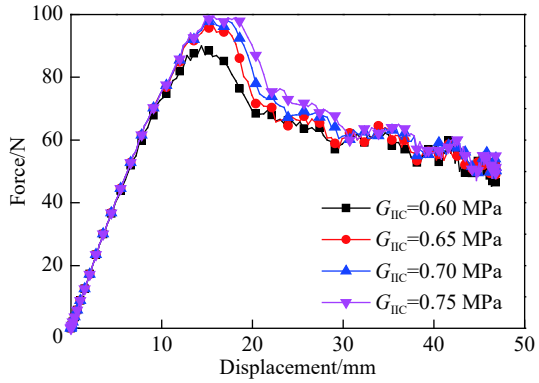


图 14　断裂韧性对 II 型荷载-位移曲线的影响

Fig. 14　Influence of fracture toughness on model-II load-displacement curve

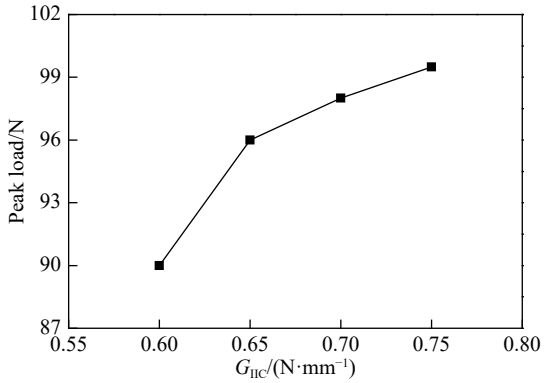


图 15　断裂韧性对应的荷载峰值变化曲线

Fig. 15　Loading peak curve corresponding to fracture toughness

2.2.4　界面强度的影响

不同界面强度的荷载-位移曲线如图 17 所示。由图 17 可知, 弯曲力峰值随界面强度的增加而增大。这是由于保持断裂韧性不变, 破坏演化阶段的节点错开量随起始界面刚度的增大而减小, 达到单元破坏所需的应力增大, 因此所需的外荷载增大。

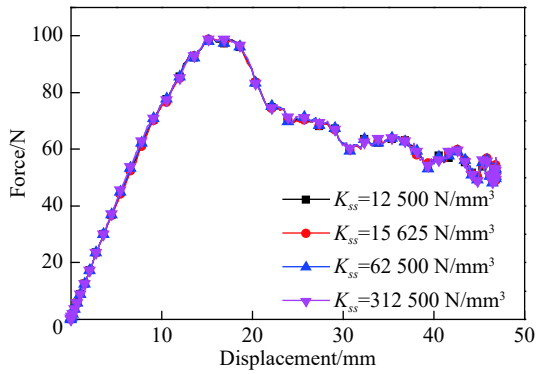


图 16　起始界面刚度对 II 型荷载-位移曲线的影响

Fig. 16　Influence of interface stiffness on model-II load-displacement curve

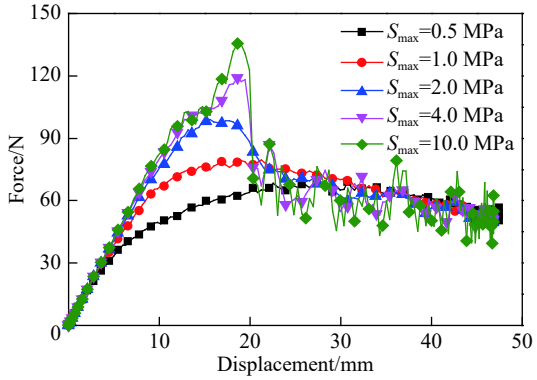


图 17　界面强度对 II 型荷载-位移曲线的影响

Fig. 17　Influence of interface strength on model-II load-displacement curve

图 17 中 S_{max} = 2.0 MPa 为模拟 II 型试样黏结层的应力参数值。可见, 当 S_{max} 大于 2.0 MPa 时, 节点错开量减小, 中间黏结层在达到损伤演化点前发生破坏, 导致曲线在弯曲力峰值点前出现抖动; 当 S_{max} 小于 2.0 MPa 时, 节点位移错开量增加, 中间黏结层能够抵挡损伤破坏, 曲线平滑。

2.2.5　净距的影响

不同净距 L 下的荷载-位移曲线如图 18 所示。由图 18 可知, 弯曲力峰值随净距的增大而减小, 荷载峰值对应的位移增大。

净距的改变影响了初始裂纹长度和试样跨距两部分。弯曲力峰值随初始裂纹长度的增大而减

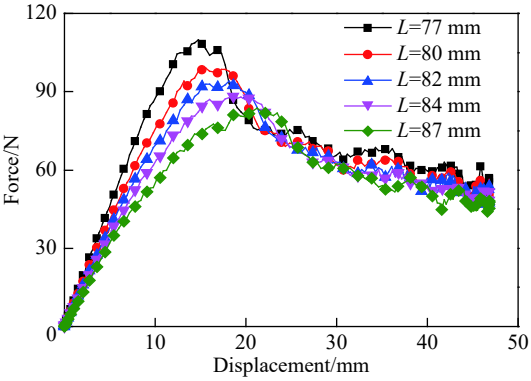


图 18　净距对 II 型荷载-位移曲线的影响

Fig. 18　Influence of clear distance on model-II load-displacement curve

小 (见图 13)。随着跨距增大, 试样整体抗弯刚度降低, 位移加载相同距离时所对应的弯曲力减小, 因此试样破坏时所对应的位移增大。因此初始裂纹长度和试样跨距共同导致了弯曲力峰值的减小以及荷载峰值对应位移的增大。

2.2.6　黏结层厚度的影响

不同黏结层厚度条件下的荷载-位移曲线如图 7 所示。由图 7 可知, 弯曲力峰值随黏结层厚度的增大而减小, 弯曲力峰值对应的位移在 15.5 mm 左右。保持相同的黏结层厚度增加值 0.04 mm, 则弯曲力峰值减小量降低, 由 17.93 N 降为 2.74 N。因此当黏结层厚度增大到一定程度后, 弯曲力峰值同样不会产生明显的增长。

3　结　论

通过有限元模拟对 3D 打印浆砌层合结构复合材料的 I 型和 II 型断裂韧性进行了分析, 研究了初始裂纹长度、断裂韧性、起始界面刚度、界面强度、黏结层厚度以及净距等参数对 3D 打印浆砌层合结构复合材料层间力学性能的影响, 得到以下结论。

(1) 对于 3D 打印浆砌层合结构复合材料 I 型模型, 减小初始裂纹长度、增加断裂韧性值以及增大黏结层厚度都能够增强材料韧性, 使层间具有较高的承载能力。其中损伤演化后荷载下降速度随初始裂纹长度的减小而平稳缓慢下降, 起始界面刚度和界面强度的改变对荷载峰值无显著变化, 界面强度的增大会引起载荷峰值对应位移的减小。

(2) 对于 3D 打印浆砌层合结构复合材料 II 型模型, 减小初始裂纹长度、增加断裂韧性、增强界面强度、减小黏结层厚度和减小净距都能够增强材料韧性, 使层间具有较高的承载能力。其中 II 型断裂韧性的增大对荷载峰值的影响越来越小; 净距的减小会引起载荷峰值对应位移的减小, 引起材料瞬间破坏; 起始界面刚度对试样层间性能无显著影响。

参考文献:

[1] SCHÄFFER T E, IONESCUZANETTI C, PROKSCH R, et al. Does abalone nacre form by heteroepitaxial nucleation or by growth through mineral bridges [J]. Chemistry of Materials, 1998, 10(8): 946–946.

[2] SHAO Y, ZHAO H P, FENG X Q, et al. Discontinuous crack-bridging model for fracture toughness analysis of nacre [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2012, 60(8): 1400–1419.

[3] 万欣娣, 任凤章, 刘平, 等. 贝壳珍珠层的研究现状 [J]. 材料导报, 2006, 20(10): 21–24.
WAN X D, REN F Z, LIU P, et al. Research status of shell nacre [J]. Materials Reports, 2006, 20(10): 21–24.

[4] BERTOLDI K, BIGONI D, DRUGAN W J. Nacre: an orthotropic and bimodular elastic material [J]. Composites Science and Technology, 2008, 68(6): 1363–1375.

[5] 马骁勇, 梁海弋, 王联凤. 三维打印贝壳仿生结构的力学性能 [J]. 科学通报, 2016, 61(7): 728–734.
MA X Y, LIANG H Y, WANG L F. Mechanical properties of three-dimensional printed shell biomimetic structures [J]. Science Bulletin, 2016, 61(7): 728–734.

[6] XU X P, NEEDLEMAN A. Void nucleation by inclusion debonding in a crystal matrix [J]. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 1993, 1(2): 111–132.

[7] HOSSEINI M R, TAHERI-BEHROOZ F, SALAMAT-TALAB M. Mode I interlaminar fracture toughness of woven glass/epoxy composites with mat layers at delamination interface [J]. Polymer Testing, 2019, 78: 105943.

[8] HUA X G, LI H G, LU Y, et al. Interlaminar fracture toughness of glare laminates based on asymmetric double cantilever beam (ADCB) [J]. Composites Part B: Engineering, 2019, 163: 175–184.

[9] 宗要武. 基于内聚力模型的钢纤维水泥基材料界面性能分析 [D]. 重庆: 重庆大学, 2018: 23–27.
ZONG Y W. Analysis of interfacial bonding properties of cement-based materials with steel fibers based on cohesive zone model [D]. Chongqing: Chongqing University, 2018: 23–27.

[10] ALFARO M V C, SUIKER A S J, RENÉ D B, et al. Analysis of fracture and delamination in laminates using 3D numerical

modelling [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2009, 76(6): 761–780.

[11] LIU Y, DER M F P, SLUYS L J. Cohesive zone and interfacial thick level set modeling of the dynamic double cantilever beam test of composite laminate [J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2018, 96: 617–630.

[12] 赵丽滨, 龚愉, 张建宇. 纤维增强复合材料层合板分层扩展行为研究进展 [J]. 航空学报, 2019, 40(1): 509–522.
ZHAO L B, GONG Y, ZHANG J Y. A survey on delamination growth behavior in fiber reinforced composite laminates [J]. Acta Aeronauticaet Astronautica Sinica, 2019, 40(1): 509–522.

[13] 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. Failure criterion of cohesion model and its parameter selection [J]. Mechanical Strength, 2011, 33(5): 714–718.

[14] American Society for Testing and Materials. Standard test method for mode Ⅰ interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites: ASTM D5528-01 [S]. West Conshohocken, PA: ASTM, 2007.

[15] O'BRIEN T K, JOHNSTON W M, TOLAND G J. Mode II interlaminar fracture toughness and fatigue characterization of a graphite epoxy composite material: NASA/TM-2010-216838 [R]. Hampton, VA: NASA, 2010.

[16] ARRESE A, BOYANO A I, DE G J, et al. A novel procedure to determine the cohesive law in DCB tests [J]. Composites Science and Technology, 2017, 152: 76–84.

[17] ARRESE A, INSAUSTI N, MUJIKA F, et al. A novel experimental procedure to determine the cohesive law in ENF tests [J]. Composites Science and Technology, 2019, 170: 42–50.

Numerical Simulation on Interlaminar Fracture Toughness of 3D Printed Mortar Laminated Composites

MENG Xiangsheng[1], WU Xiaodong[1,2], ZHANG Haiguang[1]

(1. *College of Mechanical and Vehicle Engineering*, *Taiyuan University of Technology*, *Taiyuan* 030024, *Shanxi*, *China*;
2. *Department of Nuclear Emergency and Safety*, *China Institute for Radiation Protection*, *Taiyuan* 030006, *Shanxi*, *China*)

Abstract: In this paper, the interlaminar fracture toughness of 3D printed mortar laminated composite was investigated by finite element numerical simulation. Firstly, finite element models of the model-I and model-II fracture toughness were established based on cohesive principle and displacement control loading method, and used to simulate the interlaminar opening and staggering process of composites. Then the reliability of the finite element numerical method was verified by compared with the experiment results. Finally, the effects of initial crack length, fracture toughness, initial interface stiffness, interface strength, bonding layer thickness and clear distance on the mechanical properties of 3D printed mortar laminated composite were analyzed. The results show that, for the model-I, reducing the initial crack length, increasing the fracture toughness and increasing the bonding layer thickness can improve interface bearing capacity; and the change of initial interface stiffness and interface strength has no effect on the peak value of tensile force. For the model-II, reducing the initial crack length, enhancing the interface strength, increasing the fracture toughness value and reducing the bonding layer thickness can improve the interface bearing capacity; and the change of the initial interface stiffness has no significant effect on the load-displacement curve.

Keywords: composite material; fracture toughness; finite element simulation; mortar laminated structure; 3D printing