三维打印贝壳仿生结构的力学性能

马骁勇^①, 梁海弋^{①*}, 王联凤^{②③}

① 中国科学技术大学, 中国科学院材料力学行为和设计重点实验室, 合肥 230027;

② 上海航天设备制造总厂, 上海 200245;

③ 同济大学材料科学与工程学院, 上海 200092

* 联系人, E-mail: hyliang@ustc.edu.cn

2015-03-20 收稿, 2015-04-20 修回, 2015-05-06 接受, 2015-10-29 网络版发表

中央高校基本科研业务费专项资金(WK20900500269, WK2480000001)和国家自然科学基金(11272303)资助

摘要 三维打印是当今最热门的快速成型方法. 随着三维打印技术的发展, 人们可以将灵感方便快捷地变成现实. 受天然贝壳珍珠层高强度高韧性的启发, 利用三维打印技术制备仿生复合材料, 结合拉伸实验及有限元方法研究微结构对复合材料断裂模式和断裂韧性的影响. 本文探索了利用立体光固化成型三维打印技术制备并研究仿生复合材料的科研模式, 在实验室条件下实现了电脑设计到人工合成的快速衔接.

关键词 三维打印, 仿生复合材料, 拉伸实验, 断裂, 有限元

三维打印作为一种重要的快速成型技术诞生于20世纪90年代中期, 具有成型速度快, 加工精度高和开发成本低等优点, 因此在科研教学、航空航天、生物医疗、机械加工等领域得到了快速的发展和应用, 被众多国内外媒体及研究人员誉为“第三次工业革命的重要生产工具”^[1~5]. 其中, 立体光固化成型(stereo lithography appearance, SLA)是精度较高的一种三维打印技术, 制造精度可达16 μm , 能够制作出几何复杂、细节精致、表面光滑的精密产品, 原理是用特定波长与强度的激光聚焦到光敏固化材料表面, 使之层层凝固, 最终叠加构成一个三维实体^[6,7]. 麻省理工学院的Buehler等人^[8]利用SLA三维打印技术, 第一次精确制备了微结构尺寸和形状可控的贝壳仿生结构, 并进行了力学强度研究. 随后该学院的Boyce教授^[9]也采用了SLA技术量化研究了分形仿生结构的力学性能.

本文在Buehler关于贝壳结构力学性能的初步研究基础上^[8], 使用SLA制备了仿贝壳珍珠层“砖-泥”

微结构^[10~13]拉伸试样, 通过拉伸实验研究其宏观的力学性能和断裂模式; 随后从细观尺度出发, 利用有限元软件建立二维周期性代表体积单元^[14](representative volume element, RVE)探索微结构尺寸及弹性模量对应力分布的影响; 最后分析拉伸试样的断裂过程和增韧方法.

1 拉伸实验

拉伸试样由美国Stratasys公司的Objet Connex350树脂光固化三维打印机生成, 打印精度为30 μm . 复合材料试样是由不透明蓝色硬材料(VeroBlue RGD840)和黑色类橡胶软材料(TangoBlack FLX973)2种基本材料组成. 这2种材料在弹性模量上有较大差别: 其中不透明蓝色硬材料的弹性模量为2470 MPa, 泊松比为0.3; 类橡胶软材料的弹性模量为5 MPa, 泊松比为0.47.

在综合考虑了天然贝壳珍珠层的结构比例和Connex350三维打印机制造精度和尺寸限制之后, 设

引用格式: 马骁勇, 梁海弋, 王联凤. 三维打印贝壳仿生结构的力学性能. 科学通报, 2016, 61: 728-734

Ma X Y, Liang H Y, Wang L F. Multi-materials 3D printing application of shell biomimetic structure (in Chinese). Chin Sci Bull, 2016, 61: 728-734, doi: 10.1360/N972015-00263

计打印了图1所示的典型拉伸试样(厚度为3 mm的矩形板状结构),用于研究砖块尺寸对整体材料性能的影响。图1(a)中浅色砖块为不透明蓝色硬材料,深色为类橡胶软材料。对于本文所有的样品,砖块单元宽度 W 为0.84 mm,软材料宽度 T 为0.21 mm,砖块单元长度 L 的尺寸参数及体积比见表1。Connex350三维打印机在双材料界面处采用数码混合打印技术,得到的界面为软硬材料交替过渡层,其界面强度高于软材料的强度。在后面的实验里(如图2(c)的断面图)可以清楚地看到,断裂只是发生在类橡胶材料内部,而软硬材料界面保持完整的黏结状态。

贝壳结构的拉伸实验和数据采集在英国LLOYD公司LS1型号的微力拉伸实验机进行,其最大量程为1000 N。实验过程中使用佳能7100型号相机以3 s每帧的速度进行实时的图像采集。为了在实验过程中有效的拉伸样品而不产生滑移,我们使用环氧树脂将1 mm厚铝片黏结在试样的夹持端。为了减小样品中类橡胶材料黏性的影响,采用了 0.0003 s^{-1} 的低应变率加载。

2 有限元模拟

采用ABAQUS有限元软件建立二维周期性代表体积单元(如图1(b)白色虚线区域),分析贝壳结构的

正应力与剪应力的分布及传递规律,讨论砖块几何尺寸和材料模量的影响。在有限元分析中,对代表性体积单元的边界节点施加周期性边界条件,并在水平方向施加拉伸载荷^[14]。为了与实验结果对比,有限元模型的砖块宽度 W 和软胶层厚度 T 分别为0.84和0.21 mm。定义砖块长宽比 $\lambda=L/W$,模拟中 λ 的取值范围为3~30。软硬材料采用各向同性的线弹性本构。软材料弹性模量和泊松比分别为 $E_1=5\text{ MPa}$ 和 $\nu_1=0.47$ 。硬材料的泊松比 $\nu_2=0.3$,其模量 E_2 取不同数值,以讨论不同软硬材料模量比值 $k=E_2/E_1$ 的影响。

3 实验结果与模拟结果分析

图2(a)是光固化三维打印复合材料拉伸实验的应力应变曲线图。从结果曲线可以看出,当长宽比 λ 大于6时,应力应变曲线的变化可以分为3个阶段(以长宽比 $\lambda=15$ 曲线为例)。

(1) 均匀拉伸阶段OA: 根据实验观察,此阶段内拉伸应力随应变增加而上升,随后部分砖块端部软胶出现较大拉伸应变,导致整体曲线斜率逐渐降低。

(2) 水平波动阶段AB: 随着拉伸增加,不同区域的砖块端部软胶逐次出现孔洞,断裂释放的砖块端部横向拉力向水平软胶层的剪力转移,整体曲线呈现波动状屈服段。

图1 光固化三维打印试样参数及单元受力图

Figure 1 The parameters of 3D printed sample and force analysis of RVE

表1 拉伸样品单元长度尺寸及砖块体积比

Table 1 The parameters of printed samples

复合材料试样	1 [#]	2 [#]	3 [#]	4 [#]	5 [#]
砖块长度 L (mm)	2.52	5.04	7.56	10.08	12.6
砖块的体积分数	73.85%	76.80%	77.84%	78.37%	78.69%

图2 拉伸试样的应力应变曲线(a)及断裂图片(b)~(e)
Figure 2 Stress-strain curves (a) and fracture profiles of samples ((b)~(e))

(3) B点之后的破坏阶段: 随着长宽比 λ 的变化, 拉伸试样会在局部发生沿软胶层的剪切破坏模式(图2(b), $\lambda=9$), 或者砖块拉伸的断裂模式(图2(d), $\lambda=15$), 以及剪切与拉伸同时破坏模式(图2(c), $\lambda=12$). 可以预计, 存在2个临界长宽比 λ , 界定这3种破坏模式.

下面, 我们根据实验结果和模拟结果分析上述受力破坏情况.

3.1 砖块长宽比和弹性模量比的影响

根据实验观察, 在拉伸的初始阶段, 试样呈现均匀变形过程. 因此我们可以仅考虑图1(c)中周期性代表体积单元的右半部, 用来分析样品的均匀变形情况. 图1(c)中砖块右侧端部受到的类橡胶层拉应力为

σ_e , 其破坏的临界值为 σ_e^f , 端部所受合力 $F_e = \int \sigma_e dy$; 砖块中间截面处受到拉应力为 σ_m , 其破坏的临界值为 σ_m^f , 中间截面合力 $F_m = \int \sigma_m dy$; 砖块的上下表面受到剪应力为 τ , 其破坏的临界值为 τ^f , 上下表面剪力均为 $F_\tau = \int \tau dx$, 由受力平衡得:

$$F_m = F_e + 2F_\tau. \quad (1)$$

由于“砖-泥”结构的破坏模式与(1)式中3种作用力的大小密切相关, 本文在线弹性情况下进行了不同砖块模量比 k 以及不同砖块长宽比 λ 的有限元模拟. 在拉伸应变为0.01的条件下, 得到如图3(a)所示的结果, 其中横坐标为砖块的长宽比 λ , 纵坐标 $\beta = F_e/F_m$ 表示端部拉力与中间截面拉力的比值, k 为砖块与软胶层的弹性模量比.

从图3(a)中可以看出, 在模量比 k 一定的情况下, 端部力比例 β 随着长宽比 λ 的增加逐渐减小并收敛到一个恒值. 由经典的剪滞理论(Shear Lag)^[15,16]可知: 切应力在砖块与类橡胶层的交界面上的分布受到模量比 k 和长宽比 λ 共同影响. 当模量比 k 一定时, 界面端部切应力分布形式为 $\exp(-\lambda/\lambda_c)$, λ_c 是与模量比 k 相关的衰减特征长度. 注意到 λ 值是以砖块宽度为基本长度单位的归一化砖块长度. 根据剪滞理论及图3(a)中曲线的收敛特征, 得到端部拉力所占比例 β 的拟合函数:

$$\beta(k, \lambda) = (1 - \beta_0(k))e^{-\frac{\lambda}{\lambda_c(k)}} + \beta_0(k), \quad (2)$$

其中, $\beta_0(k)$ 表示模量比为 k 时, 端部拉力比例 β 最终的收敛值; $\lambda_c(k)$ 代表模量比为 k 时, 端部拉力比例 β 曲线随长宽比 λ 衰减的特征长度. 图3(b)为根据模拟结果和(2)式绘制的 $\beta_0(k)$ 和 $\lambda_c(k)$ 随模量比 k 的变化曲线. 当

图3 有限元模拟的端部正应力比例变化(a)及其特征曲线(b)
Figure 3 Rescaled normal stress at brick end (a) and its characteristic curves (b) from FEM simulations

k 很大的时候, $\beta_0(k)$ 和 $\lambda_c(k)$ 趋于恒定值. 显然对应于 $\lambda \ll \lambda_c$, $\lambda \approx \lambda_c$, $\lambda \gg \lambda_c$ 3种不同砖块长度情况, 存在3种不同的受力破坏特征, 这恰好对应了图2中3种不同的破坏模式. 下面我们来推导相应的2个临界长度. 为方便, 取 $\overline{\tau^f}$, $\overline{\sigma_e^f}$, $\overline{\sigma_m^f}$ 为 τ , σ_e , σ_m 在相应作用面上的等效破坏极限.

对于较短的砖块(即 $\lambda \ll \lambda_c$), 考虑端部软胶一旦破坏时即发生水平软胶剪切破坏, 可以得到临界长度 $\lambda^* = \overline{\sigma_e^f} / (2\overline{\tau^f})$. 注意到其数值均为同一量阶, 故 $\lambda^* \sim O(1)$, 即要求此时的砖块长和宽接近. 当 $\lambda < \lambda^*$ 时, 样品将发生如图2(b)以水平软胶层剪切破坏为主导的拔出(对称)和W状(反对称)剪切破坏模式.

对于较长的砖块, 考虑端部软胶断裂即导致砖块断裂的情况, 有临界长度

$$\lambda^{**} = (1 - \beta_0) \overline{\sigma_m^f} / (2\overline{\tau^f}).$$

注意到 $\overline{\sigma_m^f} \gg \overline{\tau^f}$ 和 $\beta_0 \sim O(1)$, 因此 $\lambda^{**} \gg 1$, 即要求砖块的长远大于宽度. 当 $\lambda \gg \lambda^{**}$ 时, 样品将发生如图2(d)的砖块直线断裂破坏模式. 当 $\lambda^* < \lambda < \lambda^{**}$ 时, 样品发生如图2(c)的混合破坏模式.

从上述分析可知, 长宽比 λ 较小时, 端部拉力占中心截面拉力比例较大, 端部软胶的断裂易于引起剪切层破坏; 当长宽比 λ 较大时, 端部拉力占中心截面拉力比例较小且趋于收敛, 端部软胶断裂对整体结构影响较小, 但易于发生砖块中心截面的脆性断

裂. 这种破坏模式对 λ 的依赖性, 将允许我们通过设计不同砖块长度, 来调控贝壳结构的强度.

3.2 端部软胶层的裂纹形核

在图2(a)中可以看到, 应力应变曲线在A点后不再线性上升, 而是随着应变的增加出现水平波动, 对比实验图像我们发现, 在水平波动阶段出发生了端部软胶逐渐破坏的现象, 如图4(a)和(b)所示, 其中深色代表破坏区域. 当拉伸进行到AB段内, 首先发生了图4(a)中砖块拐角的软材料破坏; 随着拉伸的继续, 发生图4(b)的砖块端部软材料完全断裂.

图4(c)和(d)分别为破坏前OA段内的端部软胶区域剪切应力和拉伸应力的有限元模拟结果. 从图4(c)中我们发现, 由于剪滞作用, 砖块拐角处的软胶层存在剪切应力集中现象, 使得拐角处剪切应力在随后的拉伸中最先达到剪切破坏临界值, 导致图4(a)中拐角处的软材料受到剪切破坏; 在图4(d)中, 砖块端部软胶层的拉伸应力在其中心区域出现最大值, 导致后续拉伸的过程中, 出现图4(b)中软胶中心区域发生断裂.

当端部软胶层被破坏后, 砖块单元的受力平衡由(1)式变为

$$F_m = 2F_\tau. \quad (3)$$

此时砖块中心截面的拉应力与上下表面类橡胶材料的剪应力均未达到各自破坏的临界值, 仍然能够继续承受载荷, 使得总体应力随着应变继续上升.

图4 端部剪切应力与拉伸应力分布云图

Figure 4 The distribution of shear stress and tensile stress at brick ends

由有限元分析可知, 砖块中心截面受到左右两侧类橡胶层的剪切作用, 其剪应力影响最终全部累积到砖块的中心截面上, 且拉伸应力在中心截面的表层最大; 在上下表面类橡胶层内的剪切应力主要受到剪滞影响, 其最大值分布在类橡胶层的两端. 图5为此阶段的试样照片, 在拉伸与剪切互相转化的体系中, 仿贝壳珍珠层的长条形“砖-泥”微结构排布避免了由于端部开裂导致应力集中而产生局部破坏, 使得整体结构能继续均匀拉伸.

3.3 整体破坏

随着载荷的增加, 图5中软硬材料的 σ_m 和 τ 各自逐渐逼近破坏临界值. 根据3.1节的分析可知, 剪力大小受长宽比 λ 影响, λ 决定了 σ_m 和 τ 向各自破坏临界值的逼近速度, 也决定了试样的断裂模式和断裂韧性大小. 图2(b)是 $\lambda=9$ 的拉伸试样的断裂模式图, 该试样剪切作用面积小于 λ 为12和15时的试样, 在相同载荷情况下其单位面积上的剪应力更大. 所以随着载荷的增加, $\lambda=9$ 的拉伸试样剪切层软胶端部区域 τ 最先达到破坏临界值. 根据裂纹扩散的能量原理, 剪切层破坏的过程中, 裂纹选择抵抗最弱的路径进行扩展, 最终形成锯齿状裂纹. 当 $\lambda=15$ 时, 由上文的分析可知, 在 λ 较大时, 剪切作用面积较大, 相同载荷下, 单位面积上剪切应力较小. 所以随着载荷的增加, σ_m 逼近破坏临界值 σ_m^f 的速度更快, 最终发生了图2(d)所示的砖块中心截面脆性断裂. 当 $\lambda=12$ 时, 其断裂模式如图2(c)所示, 从图中可以看出其破坏模式既有软材料的剪切破坏又有砖块中心截面的脆性断裂. 所以断裂前, 随着载荷的增加, 其 σ_m 逼近破坏临界值速度与软胶端部区域 τ 达到破坏临界值的速度基本一致.

通过实验和模拟分析, 我们发现在目前立体光

固化成型打印材料性能的限制下, 可以通过控制微结构尺寸比例提高复合材料断裂韧性. 从图2(a)的应力应变曲线中我们得出当 $\lambda=15$ 时, 发生脆性断裂, 其应力应变曲线与X轴围成面积最小, 断裂韧性较差; 当 $\lambda=9$ 时, 只进行类橡胶层的剪切破坏, 但能够通过裂纹扩展吸收断裂能量, 其应力应变曲线与X轴围成面积适中, 断裂韧性一般; 当 $\lambda=12$ 时, σ_m 和 τ 同时逼近其破坏临界值, 其拉伸承载与剪切承载均得到充分利用, 其应力应变曲线与X轴围成面积最大, 断裂韧性最好. 经计算, 在只发生剪切破坏($\lambda=9$)时的断裂韧性为只发生脆性断裂($\lambda=15$)时的1.41倍, 而既发生剪切破坏又发生脆性断裂($\lambda=12$)的断裂韧性为只发生脆性断裂($\lambda=15$)时的1.88倍, 由此看出调节微结构尺寸控制破坏模式是目前增强光固化三维打印复合材料韧性的重要方法.

3.4 长宽比较小时的应力应变曲线分析

从表1可以看出, 在 λ 为3和6的情况下砖块所占体积比较小, 这与图2(a)中其弹性模量较低相对应. 由3.1节的分析可知, 在长宽比 $\lambda \leq \lambda^*$ 的情况下, 砖块在端部软胶发生的拉伸破坏容易引起砖块上下表面的剪切破坏. 从实验结果图6中可以发现, 由于样品制备时存在不完全光敏聚合可能, 导致某些区域的软胶层有效剪切强度较低. 从而在剪切破坏发生后, 砖块被拔出并产生局部孔洞, 致使拉伸试样以孔洞增大的形式失效, 因此其应力应变曲线只有上升下降阶段.

4 结论

本文利用立体光固化三维打印技术制备和研究仿生复合材料性能, 并通过有限元二维周期性代表体积单元模型分析其微结构内部的应力分布情况,

图5 砖块端部破坏后的拉伸试样

Figure 5 Detached bricks with fractured end rubber

图6 长宽比 λ 等于3的拉伸失效图

Figure 6 Tension induced local failure at $\lambda=3$

最后发现微结构尺寸对断裂模式和断裂韧性的影响关系,并针对目前的打印材料提出增强断裂韧性的方法.本次研究工作期望通过立体光固化成型三维打印技术推动复合材料研究的发展,同时随着复合材料的发展解决三维打印材料限制问题促进立体光固化成型技术应用的推广,实现互相促进的良性循环.

我们将根据本文的实验结果,完善微结构的设计来弥补打印材料性能的不足,为下一步进行高强度高韧性的二维多级仿生复合材料和三维仿生复合材料的三维打印制备和研究奠定基础.

参考文献

- 1 Sachs E M, Haggerty J S, Cima M J, et al. Three-dimensional printing techniques. U.S. Patent 5, 204, 055. 1993-04-20
- 2 Gross B C, Erkal J L, Lockwood S Y, et al. Evaluation of 3D printing and its potential impact on biotechnology and the chemical sciences. *Anal Chem*, 2014, 86: 3240–3253
- 3 Bak D. Rapid prototyping or rapid production? 3D printing processes move industry towards the latter. *Assembly Automat*, 2003, 23: 340–345
- 4 Houcai L, Jianhua M, Haitao L. A review of three dimensional printing technology and its application. *Mech Sci Tech Aerospace Eng*, 2008, 9: 015
- 5 Berman B. 3-D printing: The new industrial revolution. *Business Horizons*, 2012, 55: 155–162
- 6 Evans M A, Ian Campbell R. A comparative evaluation of industrial design models produced using rapid prototyping and workshop-based fabrication techniques. *Rapid Prototyp J*, 2003, 9: 344–351
- 7 Melchels F P W, Feijen J, Grijpma D W. A review on stereolithography and its applications in biomedical engineering. *Biomater*, 2010, 31: 6121–6130
- 8 Dimas L S, Bratzel G H, Eylon I, et al. Tough composites inspired by mineralized natural materials: computation, 3D printing, and testing. *Adv Funct Mater*, 2013, 23: 4629–4638
- 9 Lin E, Li Y, Ortiz C, et al. 3D printed, bio-inspired prototypes and analytical models for structured suture interfaces with geometrically-tuned deformation and failure behavior. *J Mech Phys Solids*, 2014, 73: 166–182
- 10 Cartwright J H E, Checa A G, Escribano B, et al. Spiral and target patterns in bivalve nacre manifest a natural excitable medium from layer growth of a biological liquid crystal. *Proc Natl Acad Sci USA*, 2009, 106: 10499–10504
- 11 Luz G M, Mano J F. Biomimetic design of materials and biomaterials inspired by the structure of nacre. *Philos T Roy Soc A*, 2009, 367: 1587–1605
- 12 Ji B, Gao H. Mechanical properties of nanostructure of biological materials. *J Mech Phys Solids*, 2004, 52: 1963–1990
- 13 Begley M R, Philips N R, Compton B G, et al. Micromechanical models to guide the development of synthetic “brick and mortar” composites. *J Mech Phys Solids*, 2012, 60: 1545–1560
- 14 Sun S L, Peng X Q, Guo Z Y, et al. Prediction on mechanical behavior of mres by using representative volume element approach (in Chinese). *J Funct Mater*, 2015, 4: 25 [孙书蕾, 彭雄奇, 郭早阳, 等. 基于 RVE 方法的磁流变弹性体力学行为的预测. *功能材料*, 2015, 4: 25]
- 15 Cox H L. The elasticity and strength of paper and other fibrous materials. *Br J Appl Phys*, 1952, 3: 72
- 16 Dasilva L F M, das Neves P J C, Adams R D, et al. Analytical models of adhesively bonded joints—Part I: Literature survey. *Int J Adhes Adhes*, 2009, 29: 319–330

Multi-materials 3D printing application of shell biomimetic structure

MA XiaoYong¹, LIANG HaiYi¹ & WANG LianFeng^{2,3}

¹ CAS Key Laboratory of Mechanical Behavior and Design of Materials, University of Science and Technology of China, Hefei 230027, China;

² Shanghai Aerospace Equipments Manufacturer, Shanghai 200245, China;

³ School of Materials Science and Engineering, Tongji University, Shanghai 200092, China

Additive manufacturing, or 3D printing, is a rapid prototyping method to fabricate 3D objects by depositing various materials layer by layer. Despite its industrial origin and significant commercial impact, 3D printing technique has found its great potential applications in engineering and scientific research. Here, we demonstrate its application in remodeling nacre-inspired bricked structure. Nacres have extraordinary mechanical properties, such as high fracture toughness and high strength-weight ratio, rooted from its brick-and-mortar structure, with Calcium carbonate platelets as hard bricks alternating with proteins layer as soft mortar. Although it is well proposed that the platelets and mortar serve jointly via shear-lag mechanism, experimental studies on the mechanical effects of brick geometry and stiffness ratio between brick and mortar have been limited.

With the help of 3D printing technology, we are now able to fabricate nacre-inspired structures with two types of UV-curable polymers, where stiff plastics as brick and soft rubber as mortar. The geometry of brick and mortar can be tuned in much wider range inaccessible to natural nacre. This allow us a thorough exploration in the parameter space, leading to an understanding of the naturally optimized values found in nacre samples. In the study, 5 samples with nacre-inspired brick-and-mortar composited structures are prepared by Object Connex350 (Stratasys, Inc.) 3D printer. The mortar thickness is taken as 0.21 mm limited by the precision of the printer, and the length-to-width ratio of the brick ranges from 3 to 15. These samples are subjected to tensile force until fracture and the whole process are recorded with time lapse camera. We see three distinct regimes of climbing, horizontal, and declining, which can be closely related to elastic deformation, end-rubber fracture, and horizontal-rubber fracture. For different length-to-width ratio, three different fracture modes are observed. When the ratio is small, zigzag tearing path appears across the width, leading to largest yielding strain and smallest yielding strength. When the ratio is intermediate, vertically linear fracture path jointed by inclined tearing arise, corresponding to longest flow horizontal plastic regimes. When the ratio is large, only vertically linear fracture path can be seen, corresponding to longest horizontal plastic regimes, resulting in largest yielding strength and smallest fracture strain. A scaling theory is developed to elucidate mechanism of the three regimes. As complementary to these experimental results, finite element simulation are carried out to explore the stress distribution associated with different parameters of the composited structures. The force ratio transferred by the end and horizontal rubber is seen to saturate exponentially to constant value as the brick-to-rubber stiffness ratio increases. We also find that stress singularity near the end rubber, where the initial crack nucleation appears in experiments. Our work presents a case study demonstrating the powerful strength in studying the mechanics of bio-inspired composited materials, which is unavailable otherwise.

3D printing, bionic composites, tensile test, fracture, FEM

doi: 10.1360/N972015-00263