



仿生异质结构的非线性力学与优化设计

王泽文¹, 吴开金^{1*}, 解丽丽¹, 何陵辉¹, 倪勇^{1,2*}

1. 中国科学技术大学工程科学学院近代力学系, 中国科学院材料力学行为与设计重点实验室, 合肥 230026;

2. 中国科学院力学研究所, 非线性力学国家重点实验室, 北京 100190

*联系人, 倪勇, E-mail: yni@ustc.edu.cn; 吴开金, E-mail: wukaijin@ustc.edu.cn

收稿日期: 2023-08-29; 接受日期: 2023-10-25; 网络出版日期: 2024-04-29

国家自然科学基金(编号: 12025206, 12202433)、博士后创新人才支持计划(编号: BX2021284)、安徽省自然科学基金(编号: 2208085QA25)、中国科学技术大学青年创新重点基金(编号: YD2090002010)和中国博士后面上基金(编号: 2022M723042)资助

摘要 轻质高强韧结构设计一直是力学和材料等学科交叉的前沿问题,也是工程应用的不懈追求.生物材料经历数百万年进化,兼具轻质、高强度和高韧性力学性能,成为高性能工程材料设计的模板.然而,生物材料往往具有跨尺度、多层级的复相结构和界面特征,会产生非线性、多过程的变形和断裂行为,进而决定强度和韧性等力学性能.如何发展定量的力学模型、阐明生物材料的结构-界面-强韧性力学性能间的关系,并为高性能仿生材料制备提供优化设计方案成了近期的研究前沿.本文以极具代表性的生物“砖泥交错结构”和“扭转纤维结构”为例,从力学模型和力学机制方面,首先梳理仿生异质结构代表性单元体(RVE)的非线性力学响应与其结构间的关联;然后讨论含主裂纹仿生异质结构的断裂行为及其与RVE结构间的关联;进一步,基于力学模型和机制,给出优化强度、韧性、抗冲击性和断裂韧性等性能的力学设计方案;最后,提出仿生异质结构非线性力学与优化设计中存在的挑战和未来的发展方向.

关键词 仿生异质结构, 非线性力学, 代表性单元体, 断裂力学, 优化设计

PACS: 46.50.+a, 61.43.-j, 62.20.Mk, 62.25.+g, 87.68.+z

1 引言

“更强、更韧、更轻、更兼备”是材料科学与工程领域的“奥林匹克格言”.强度(Strength)是指材料在屈服或失效前所能承受的单位面积最大荷载;韧性(Toughness)定义为材料或结构直至破坏时吸收能量的量度,可以被视为应力-应变曲线下的总面积;而断裂韧性(Fracture Toughness)量化描述了材料或结构抵抗

裂纹扩展的能力.然而,一个经典的材料设计难题是两个关键的力学性能(强度和韧性)往往是相互对立的^[1]:如图1(a)所示,均质结构材料往往表现出两种对立的线性力学行为,其中,坚硬材料总是脆的(高强度小变形),而韧性材料往往是弱的(大变形低强度).为突破强度和韧性间的对立性,力学和材料科学家和工程师提出异质结构材料^[2],即将两种及以上具有互补性能的材料有机组合.如图1(a)所示,异质结构材料通过

引用格式: 王泽文, 吴开金, 解丽丽, 等. 仿生异质结构的非线性力学与优化设计. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2024, 54: 254605
Wang Z W, Wu K J, Xie L L, et al. Nonlinear mechanics and optimization design of bioinspired heterostructures (in Chinese). Sci Sin-Phys Mech Astron, 2024, 54: 254605, doi: 10.1360/SSPMA-2023-0309

将软相和硬相以适当的比例和结构结合在一起, 表现出高强度和高韧性兼备的趋势, 为解决强度和韧性的对立性提供了可能性. 同时, 如图1(b)所示, 在断裂层面, 均质结构材料表现出较低的、恒定的断裂韧性且一般不随裂纹扩展而变化, 而异质结构材料表现出非线性增长的裂纹扩展阻力响应, 裂纹在异质结构材料中呈现曲折裂纹路径导致扩展阻力不断提高^[3-5]. 因此, 异质结构为综合提升强度、韧性和断裂阻力等力学性能提供了可行性. 同时, 异质结构材料具有丰富的设计空间, 通过定制组分、界面、尺寸、几何和排布等异质结构特征, 可以产生丰富的强度和韧性等组合特性. 然而, 这种异质结构特征的多样性也加剧了材料设计的复杂性: 异质结构材料性能(强度、韧性、断裂性能等)受其变形和断裂力学的制约, 而变形和断裂力学又在很大程度上受其异质结构特征的制约. 因此, 如何在原材料现有性能的基础上设计异质结构特征, 实现强度和韧性等力学性能的同时优化, 其中蕴藏了关键的非线性力学问题, 也是工程材料设计和制造的重要挑战.

自然材料在利用低性能组分实现卓越力学性能方面远远领先于工程材料(图2). 例如软体动物外壳、骨骼、甲壳类动物外骨骼等利用硬矿物质(文石片、羟基磷灰石等)和软聚合物(蛋白质、胶原蛋白等)等轻质组分, 通过构建多层次、跨尺度的异质结构(砖泥交错结构、扭转纤维结构等), 实现了超越其组分成百上千倍的强度和韧性等综合性能^[6-8]. “师法自然”, 这些生

物结构材料为实现“更强、更韧、更轻、更兼备”的工程材料设计提供了模板^[9-12]. 针对生物材料多层次、跨尺度的精密异质结构特征, 如何利用力学模型揭示结构-性能间的关系, 并将其应用于指导工程材料的设计和制造, 是力学、材料科学等领域的基础科学问题.

本文聚焦两种典型的高性能生物砖泥交错结构和扭转纤维结构, 总结生物材料的组分、界面、尺寸、几何和排布等关键异质结构特征, 首先从代表性体积元(RVE)层面, 阐述表征结构-性能间关联的非线性力学模型和力学机理; 然后, 针对含主裂纹的仿生异质结构, 讨论裂纹桥联、裂尖塑性和裂纹扭转等非线性断裂响应及其与RVE力学间的关联机制; 最后, 通过调控异质结构特征, 讨论实现强度、韧性、抗冲击性和裂纹扩展阻力等综合性能优化的力学设计方案.

2 高性能生物异质结构

“物竞天择, 适者生存”这一自然界中广泛存在的法则促使生物链中的各个物种不断进化. 经过长期自然选择, 许多生物已经进化出了能够克服材料强度-韧性固有矛盾的结构, 它们具有轻质高强、高韧性和高抗冲击性等优越的力学性能^[13-15].

图2(a)中展示了常见的生物材料与工程材料的强度与韧性, 相比于生物材料强度和韧性的高度同步化(图2(a)中绿色虚线), 目前工程材料的强度和韧性仍然

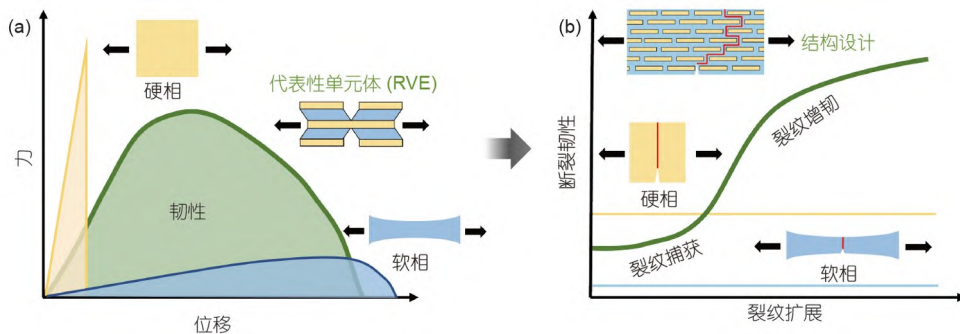


图1 (网络版彩图)生物材料的关键理念。(a)材料中引入非线性界面实现大变形与高韧性,其中(拉伸)韧性为材料或结构直至破坏时吸收的能量,即应力-应变曲线下的总面积;(b)裂纹受弱界面影响实现整体结构增韧,其中断裂韧性是材料或结构防止现有裂纹扩展能力的量度

Figure 1 (Color online) Key concepts in biomaterials. (a) Introduction of non-linear interfaces in the material to achieve large deformations and high toughness, where (tensile) toughness is the energy absorbed by the material or structure until failure, that is, the total area under the stress-strain curve; (b) overall structural toughening with cracks affected by weak interfaces, where fracture toughness is a measure of the ability of a material or structure to prevent existing cracks from propagating.

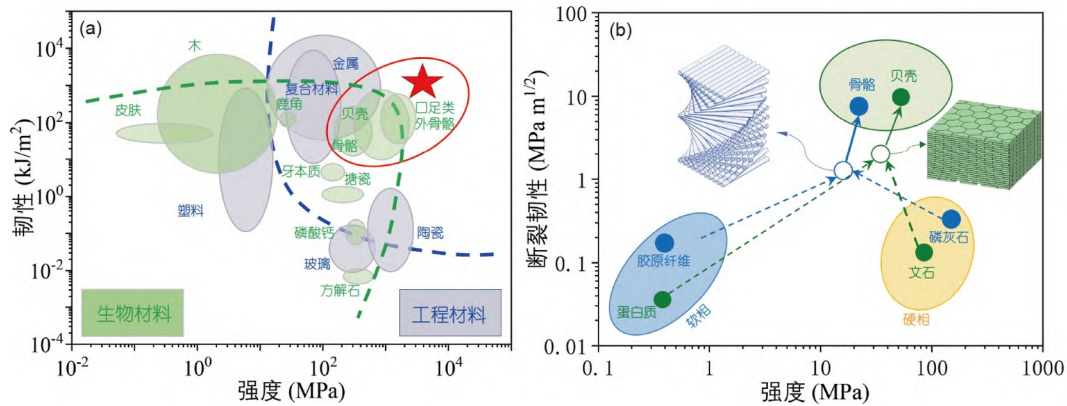


图2 (网络版彩图)生物材料与工程材料的强度和韧性. (a) 生物与工程材料的强度和韧性的Ashby图^[20]; (b) 生物结构材料表现出远超其组分的高韧性^[7,8,24]

Figure 2 (Color online) Comparative strength and toughness of biomaterials and engineering materials. (a) Ashby plot illustrating the strength and toughness of biological and engineering materials [20]; (b) biological structural materials demonstrate toughness significantly exceeding that of their individual components [7,8,24].

呈现出倒置矛盾关系(图2(a)中蓝色虚线),表明与生物材料相比,工程材料在强度与韧性同步优化方面还有极大的不足,这种不足的主要原因是生物材料在自然选择中进化出了多样的结构形式和界面特征^[16-19],这些结构与界面特征会导致显著的非线性力学行为,引入丰富的增韧机制,实现优越的性能^[6,20-24],因此生物材料结构-界面的非线性力学行为有待进一步发掘。

在众多生物结构中,最典型的是砖泥交错结构与扭转纤维结构。砖泥交错结构普遍存在于贝壳类动物外壳中,也称珍珠层结构,以其卓越的力学性能而闻名^[9,25]。实验观察发现,贝壳的强度和韧性可以比其组分提高数个量级^[26-29],例如贝壳的压缩强度可达500–700 MPa,拉伸强度约为180 MPa,这些性能主要源于贝壳内的砖泥交错结构。该结构将矿物薄片和软蛋白质基体交错排列,通过弹塑性界面、渐进失效、互锁、裂纹桥联、偏转等多种策略实现结构的有效增韧^[7,9,11,27,30,31]。另外,扭转纤维结构同样由软硬两种材质组合形成,已被证明可提供极强的抗冲击性能。由扭转纤维层合板组成的螳螂虾颚足依靠结构具有的裂纹扭转、模量梯度变化等多种增韧策略有效耗散能量^[13,32-35],可以在几毫秒内以10400g的加速度和14.7–23.5 m/s的速度冲击贝壳^[13,36],实现捕食。正如图2(b)所展示的,这两种极具代表性的生物结构通过多尺度、多层级的界面特征和结构形式将多种材质组合,实现了高强度、高韧性和高抗冲击性。下面将围绕这两种典型的高性能生物异质结构,详细介绍其界面特

征、结构形式与其中的非线性增韧机制。

2.1 砖泥交错结构

软体动物的壳普遍具有砖泥交错结构,鲍鱼壳就是一种典型的砖泥交错结构,其结构形式如图3(a)所示,包括外围棱柱层和内部的珍珠层^[9,11,37-39]。在靠近贝壳外表面一侧为棱柱层,厚度约为50 μm。研究表明,棱柱层主要由细长柱状方解石和厚度约为1 μm的有机相组成,平行于贝壳表面的横截面展现出蜂窝状结构。在贝壳受到冲击时,棱柱层往往展现出弹脆性,作为“牺牲层”的角色进行能量耗散^[40]。

与棱柱层相比,内部的珍珠层呈现出规则的砖泥交错结构(图3(b)),是砖泥交错结构理想的研究对象。珍珠层具有跨尺度的界面特征和结构形式,其主要由95%的文石(结晶碳酸钙)和5%的有机相(蛋白质)组成。令人惊讶的是,珍珠层的刚度与其矿物成分文石接近,而韧性比文石高出3000倍^[11,24,27-29,41-43]。珍珠层极强的韧性源于其砖泥交错结构,其中的砖块指密集堆积的泰森多边形文石片,长度约为5–10 μm,厚度约250 nm,文石片之间依靠约10 nm厚的生物聚合物层(泥)结合,文石片排列均匀、紧凑^[25]。在此基础上Barthelat等人^[44,45]发现文石砖块会呈现出波浪状形貌,紧凑的文石片排布使相邻的砖块间形成互锁界面(图3(c)),实现有效的应力传递,进一步增强了结构力学行为的非线性,显著提高珍珠层的韧性^[25]。

虽然在珍珠层的砖泥交错结构中有机聚合物成分

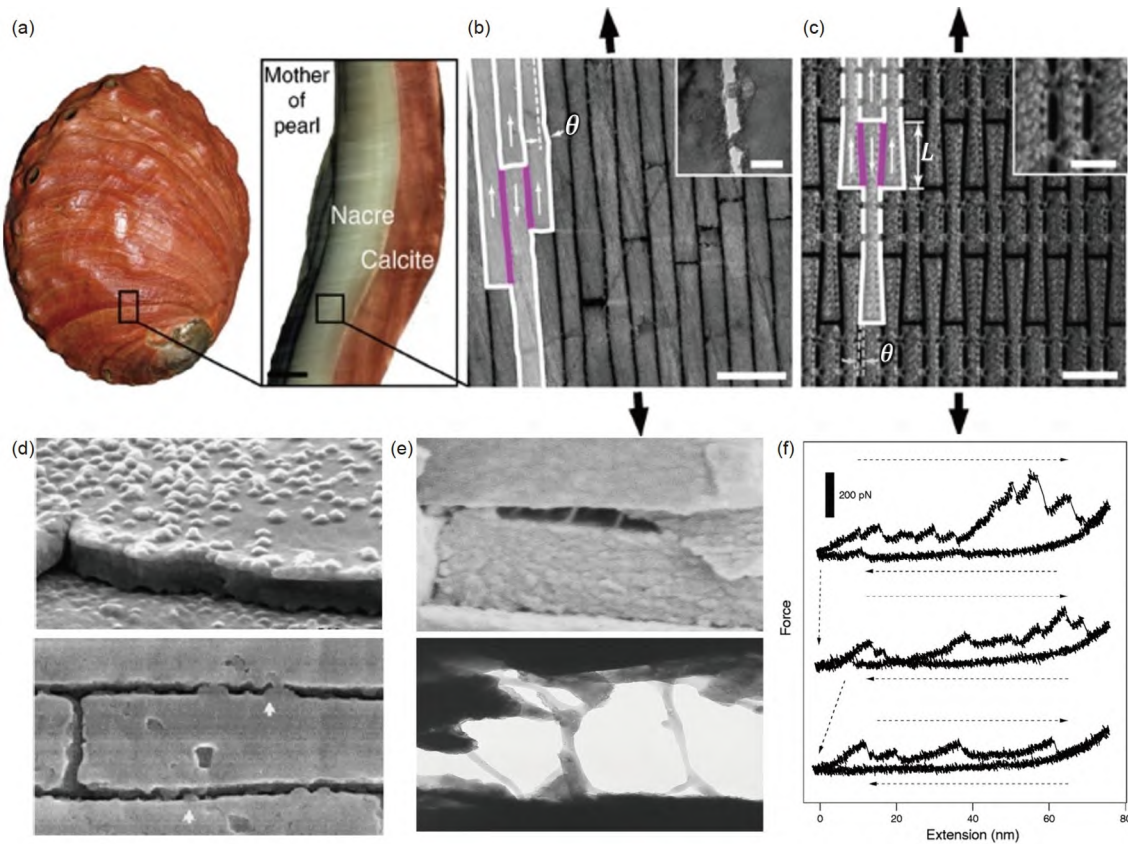


图 3 (网络版彩图)自然贝壳的结构特征和界面特征。(a) 红色鲍鱼壳, 插图为切开外壳的横截面^[25]; (b) 扫描电子显微镜展示的天然珍珠层的微纳米结构, 标尺为1 μm , 白色勾勒出一组砖块轮廓, 包括核心区与发生相对滑动的重叠区, 以洋红色表示, 插图显示砖块间的矿物桥, 标尺为100 nm ^[25]; (c) 珍珠层中存在的界面波纹互锁, 标尺为5 mm , 插图显示砖块间桥接细节, 标尺为2 mm ^[25]; (d) 珍珠层结构中的纳米粗糙体^[30,50]; (e) 新切开的鲍鱼壳扫描电子显微镜照片展示了珍珠层间的黏合韧带^[46]; (f) 拉动新鲜鲍鱼壳得到的锯齿状力-位移曲线^[46]

Figure 3 (Color online) Structural and interfacial characteristics of natural shells. (a) Red abalone shell, with an inset showing a cross-sectional view of the cut shell [25]; (b) scanning electron microscope (SEM) image of the micro-nanostructure of the natural nacre layer, scale bar 1 μm ; white outlines indicate a set of brick-like contours, including core and overlapping regions shown in magenta, inset shows mineral bridges between bricks, scale bar 100 nm [25]; (c) interlocking wave patterns present at interfaces within the nacre layer, scale bar 5 mm ; inset shows bridging details between bricks, scale bar 2 mm [25]; (d) nanoscale roughness in the nacre structure [30,50]; (e) SEM image of freshly cut abalone shell revealing adhesive toughening bands between nacre layers [46]; (f) sawtooth force-displacement curve obtained from pulling fresh abalone shell [46].

仅占珍珠层的5%, 但界面有机物被认为是珍珠层实现增韧的关键^[29,46-49]。Smith等人^[46]观察到珍珠层界面有机物可以发生大变形, 延伸至600 nm , 是原始层间距(约10 nm)的几十倍。同时, 图3(d)和(e)^[30,46,50]还显示了文石片表面存在的纳米粗糙体和矿物桥(宽度为10–30 nm , 间距为100–200 nm), 这些特征可以显著增强文石片砖块相互滑动时的界面阻力。

如图3(f)所示, 利用原子力显微镜对界面有机分子进行拉伸, 其力-位移曲线呈现出非线性锯齿状特征, 滞回曲线的包围面积表明存在显著的能量耗散, 这种

现象被归因于界面有机高分子链折叠域或环逐步被拉开, 其中展开分子链所需要的力低于分子链断裂所需要的力, 这种反复的分子链展开可以实现显著的塑性变形, 进而耗散大量能量, 这种有机聚合物塑性延伸机制普遍存在于生物结构材料界面中^[46,51,52]。

珍珠层的砖泥交错结构会产生复杂的裂纹扩展过程, 包括砖块的滑动、拔出等, 导致显著的非线性(图4(a)和(b))。砖块滑动会导致裂纹尖端形成桥联区, 同时裂纹周围的高应力使砖块在裂纹前沿和“尾流”区域形成大范围滑动(图4(c)), 耗散了大量能量^[7,53], 从而

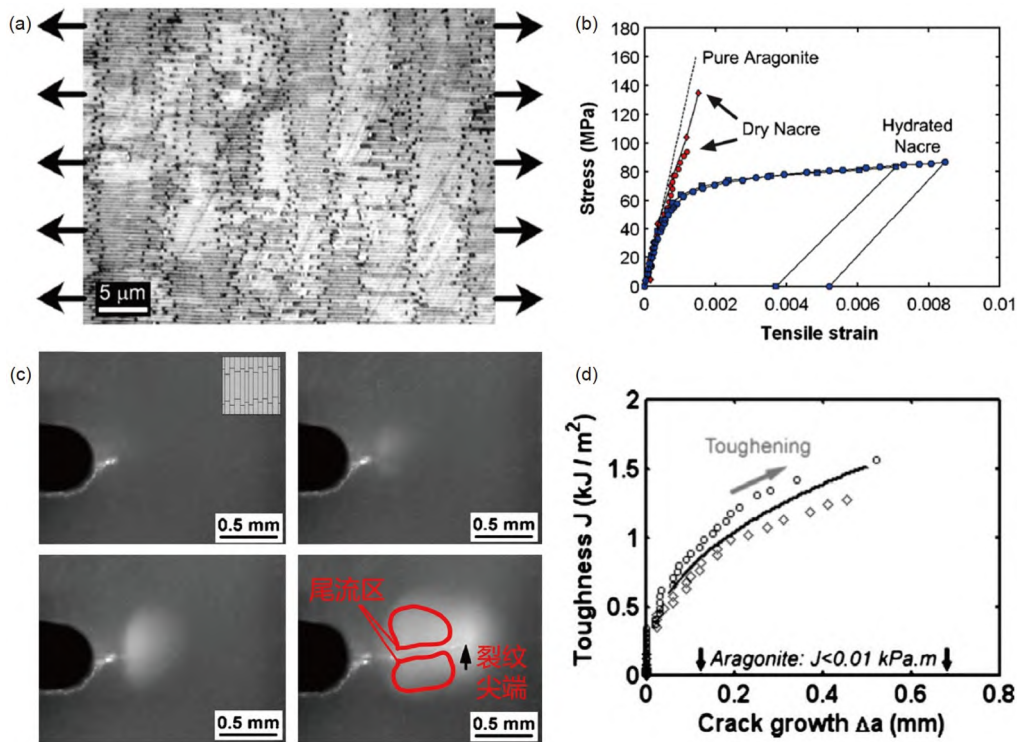


图4 (网络版彩图)自然贝壳断裂测试的形貌和力学性能. (a) 珍珠层样品拉伸实验的照片, 观察到明显的片剂滑动、拔出^[44]; (b) 珍珠层中砖块、干燥珍珠层、含水珍珠层的应力-应变曲线^[44]; (c) 含缺口的珍珠层样品断裂测试, 展现了裂纹扩展过程中的非线性区, 插图展示了砖块的方向, 黑色箭头指示了裂纹尖端位置^[45]; (d) 实验测得的珍珠层R曲线^[45]

Figure 4 (Color online) Morphology and mechanical property of natural shell fracture tests. (a) Photograph of tensile test on nacre layer sample, showing evident lamellar sliding and pull-out [44]; (b) stress-strain curves for bricks in nacre, dry nacre, and hydrated nacre [44]; (c) fracture test on notched nacre sample, revealing inelastic zones during crack propagation; inset shows the orientation of bricks, with black arrows indicating the crack tip position [45]; (d) experimentally measured fracture resistance curves for nacre [45].

使得结构如图4(d)所示, 呈现出上升的裂纹扩展阻力R曲线.

2.2 扭转纤维结构

虽然贝壳等生物外壳的砖泥交错结构具有优越的力学性能, 但它们经常成为口足类节肢动物的食物^[13,54-56]. 这是因为以螳螂虾为代表的口足类动物的颚足具有的扭转纤维结构表现出极高的断裂韧性和抗冲击性, 瞬间敲击力可高达1500 N, 且其颚足能够承受数千次的高能撞击^[36], 足以击碎鲍鱼壳的砖泥交错结构. 研究发现, 螳螂虾颚足也是无机与有机成分的组合体, 其主要组分是定向结晶的羟基磷灰石和纤维状几丁质^[13], 其优越的力学性能来源于结构形式与界面特征. Weaver等人^[13]发现螳螂虾颚足内组分和结构(纤维取向)的梯度分布导致其模量和硬度呈现从外到内逐渐减小的梯度变化, 在特定区域内呈现周期性振荡,

这一周期性振荡会进一步影响冲击时的应力分布、防止灾难性失效扩展以及促进裂纹扭转, 进而显著耗散能量. 如图5(a)所示, 扭转纤维结构主要由矿化纤维自组装形成, 其纤维层平行于结构外表面排列, 并围绕垂直于表面的轴旋转堆叠, 相邻纤维层取向相差特定螺旋角, 其大小约 6.2° – 22.5° , 多层纤维按恒定螺旋角进行堆叠, 最终产生 180° 的扭转, 定义为超层, 纤维层旋转 180° 的距离定义为节距. 纤维扭转分布的特性使断裂路径复杂化, 显著增强了结构力学响应的非线性与韧性.

此外, 还有许多生物中存在扭转纤维结构, 以巨骨舌鱼的鳞片为例, 扭转纤维结构使其鳞片能够产生复杂的裂纹扩展过程, 包括矿化层的破裂, 扭转纤维的拉伸、旋转、分层等, 提供多层防御, 有效抵御食人鱼的咬伤(图5(b))^[35]. 人骨同样具有扭转纤维结构, 骨骼中的扭转纤维片层为结构提供了显著的非线性断裂

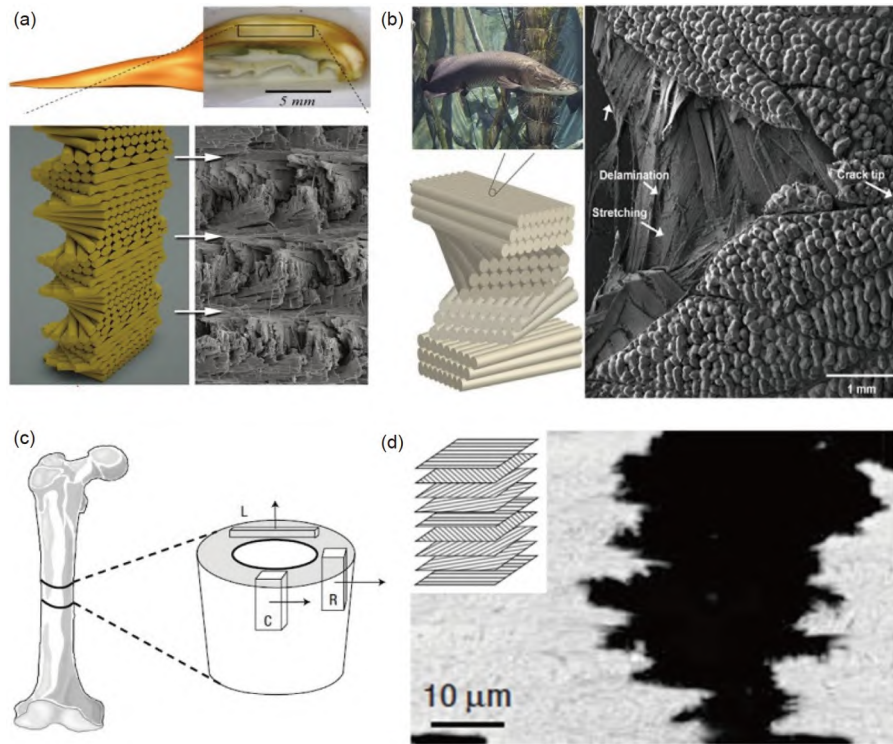


图 5 (网络版彩图)自然扭转纤维层合板结构的几何以及锯齿状断面特征. (a) 上图为口足类外骨骼切片^[33], 下图为扭转纤维结构三维模型与扫描电子显微镜断面照片^[13]; (b) 巨骨舌鱼鳞片具有扭转纤维结构, 可提供多层防护^[21,35]; (c) 人股骨结构示意图, 其中L, R, C分别表示纵向、径向、周向^[57]; (d) 三点弯实验中周向裂纹路径的扫描电子显微镜照片, 裂纹侧面展现出偏转和严重扭曲, 插图纤维排布示意图^[57]

Figure 5 (Color online) Geometry and serrated fracture features of natural twisted fiber laminates. (a) Top image shows a cross-section of cephalopod exoskeleton [33], and bottom image shows a 3D model of twisted fiber structure and SEM image of the fracture surface [13]; (b) scales of the Arapaima exhibit twisted fiber structures, providing multi-layered protection [21,35]; (c) schematic of human femur structure, where L, R, C represent longitudinal, radial, and circumferential directions, respectively [57]; (d) SEM image of circumferential crack paths in three-point bending tests, showing deflection and severe twisting; inset shows a schematic of fiber arrangement [57].

行为, 增强了结构的韧性, Peterlik等人^[57]对人股骨样品进行了三点弯曲测试, 拍摄了裂纹扩展路径的扫描电子显微镜照片, 观察到裂纹侧面呈现出偏转和严重的扭曲(图5(c)和(d)), 解释了结构从脆性到韧性的断裂行为转变.

目前, 仿生异质结构材料所展现的优越的力学性能已经促进了其在各种领域的广泛应用如航空航天、汽车和土木工程等^[8,9,41,58,59]. 但是, 由于生物结构材料固有的异质性、多尺度、多层次等特点, 仿生异质结构与传统材料的力学机理有根本的不同, 存在重要的非线性力学问题. 基于前述的内容, 如图6所示, 可以发现在结构界面尺度上主要的非线性因素包括有机高分子链导致的界面弹塑性、自愈合等性质, 砖块拔出导致的界面渐进失效, 砖块波浪状形貌产生的砖块互锁以及砖块排布情况等, 许多学者依靠代表性单元体

(RVE)对这些问题展开了深入的研究. 在代表性单元体研究的基础上, 研究人员进一步对含主裂纹的仿生异质结构的非线性断裂增韧行为进行了分析, 包括裂纹桥联、裂尖非线性区、裂纹偏斜与扭转等, 建立了许多表征生物结构材料的结构-界面-性能间关系的多尺度力学模型, 提炼出了实现强度、韧性和抗冲击性优化的关键结构形式与界面特征, 为高性能仿生结构材料的制备提供了力学设计方案.

3 仿生异质结构RVE的非线性力学

代表性单元体(RVE)力学在理解仿生异质结构的行为方面发挥着至关重要的作用. 这些结构受生物材料的启发, 由于其异质性和多尺度性质, 通常表现出复杂的非线性力学行为.

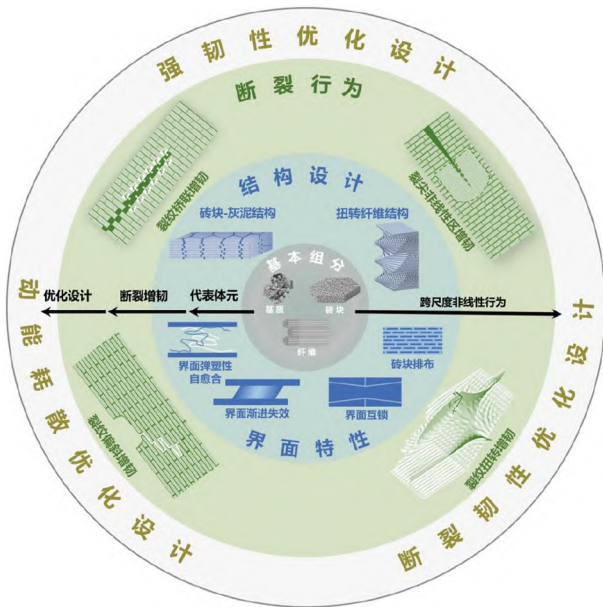


图 6 (网络版彩图)多尺度力学模型: 从组分到代表性单元体到断裂增韧到优化设计^[7,16,17,34]

Figure 6 (Color online) Multi-scale mechanical models: from components to representative volume elements to fracture toughening to optimized design [7,16,17,34].

在仿生异质结构的背景下, 代表性单元体力学可以帮助人们理解不同尺度(从分子到宏观)之间的相互作用, 以及这种相互作用如何影响材料的整体力学性能. 特别是, 代表性单元体的力学模型可以深入了解这些材料在复杂非线性条件下的行为, 为理解和预测仿生异质结构的行为提供了基础, 其通过捕获不同尺度和组件之间的复杂相互作用, 帮助设计和优化这些

高性能材料.

3.1 基本力学模型

为了准确描述砖泥交错结构背后的微观变形机理, 反映其材料性质等因素对力学性能的影响, 已经诞生了许多相应的力学模型. 其中最主要的力学模型是拉伸-剪切链模型或称张剪链模型(Tension-Shear Chain Model)与剪滞模型(Shear-Lag Model).

奥地利生物学家Jäger和Fratzl^[60]最早在2000年针对矿化胶原纤维中矿物颗粒交错排列的问题建立了Jäger-Fratzl模型. 在此基础上, Gao等人^[42]在2003年提出了张剪链模型来描述砖泥交错结构(图7(a)). 张剪链模型的主要思想是: 由于砖泥交错结构中硬相矿物片晶即砖块具有较大的纵横比, 且其弹性模量远大于界面中的软相蛋白质基体, 因此硬相为结构的主要承载相, 软相基体将硬相彼此紧密结合, 以剪切变形传递荷载, 砖块自身承载线性分布的正应力, 砖块两端的蛋白质基体承受的拉伸载荷可忽略, 假设砖块两侧的蛋白质基体中剪应力均匀分布. 砖泥交错结构在该思想下被简化为了由受张力硬相与受剪力软相组成的串联弹簧系统(图7(b)), 因此得名张剪链模型. 基于软相基体中剪应力均匀分布的假设, 得到砖块中的最大与平均正应力:

$$\sigma_{\max} = \rho\tau, \tag{1}$$

$$\bar{\sigma} = \rho\tau / 2, \tag{2}$$

其中, $\rho=L/h$ 为砖块的纵横比, L 为砖块的长度, h 为砖块的厚度, τ 为基体中的剪应力.

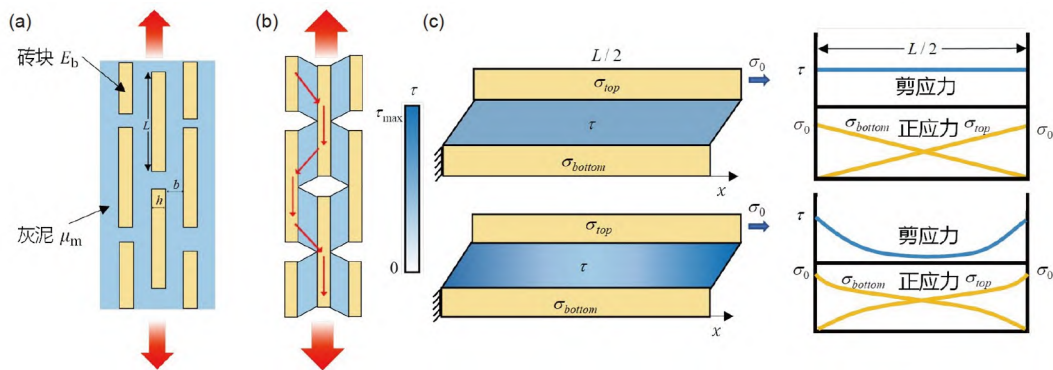


图 7 (网络版彩图)砖泥交错结构代表性单元体基本力学模型. (a) 砖泥交错结构模型^[42]; (b) 应力传递过程^[42]; (c) 张剪链模型与剪滞模型的应力分布

Figure 7 (Color online) Basic mechanical models of brick-and-mortar representative volume elements. (a) Model of the brick-and-mortar structure [42]; (b) stress transfer process [42]; (c) schematic of stress distributions in tension-shear chain models and shear-lag models.

进一步可以给出张剪链模型下的材料等效弹性模量 $E^{[42]}$:

$$\frac{1}{E} = \frac{4(1-\Phi)}{\mu_m \Phi^2 \rho^2} + \frac{1}{\Phi E_b}, \quad (3)$$

其中, Φ 为材料中砖块的体积分, E_b 为砖块杨氏模量, μ_m 为基体剪切模量.

张剪链模型能够有效地捕捉和描述砖泥交错结构中的力学行为, 但一些工作已经证明, 其对于软相基体中剪应力均匀分布的假设并不总是成立^[61-63]. 这一问题可以通过Cox^[64]在分析纤维材料强度时提出的剪滞模型来解决. Kotha等人^[65]基于剪滞模型推导了界面中剪应力分布的解析解, 指出当砖块与灰泥模量比较小, 界面剪力分布将不再均匀, 此时需使用剪滞模型.

剪滞模型仍假定硬相中只传递拉应力, 考虑到基体层厚度较小, 假定基体中的剪应力沿厚度方向均匀分布, 但沿砖块方向剪应力不再均匀分布, 从力的平衡出发, 如图7(c)所示, 可给出代表性单元体中的平衡方程:

$$\tau(x) = h \frac{d\sigma_{\text{top}}}{dx} = -h \frac{d\sigma_{\text{bottom}}}{dx}, \quad (4)$$

其中, $\tau(x)$ 为基体中的剪应力, σ_{top} 为代表性单元体中上部砖块的应力, σ_{bottom} 为代表性单元体中下部砖块的应力.

进一步, 假设基体处于纯剪切状态, 结合剪滞模型假设给出界面剪应力与剪应变分布:

$$\tau(x) = \mu_m \gamma(x), \quad (5)$$

$$\gamma(x) = \frac{u_1(x) - u_2(x)}{b}, \quad (6)$$

其中, u_1 和 u_2 分别为基体两侧砖块的位移, b 为基体层厚度.

假设砖块规则排布且重叠长度为 $L/2$, 进一步给出剪滞模型代表性单元体中应力分布与材料的等效弹性模量 $E^{[66]}$:

$$\sigma_{\text{top}}(x) = \frac{\sigma_0 \sinh(\lambda x / 2) \cosh(\lambda(x - L/4))}{\sinh(\lambda L / 4)}, \quad (7)$$

$$\sigma_{\text{bottom}}(x) = \sigma_{\text{top}}(L/2 - x), \quad (8)$$

$$\tau(x) = \frac{\sigma_0 h \lambda \cosh(\lambda(L/2 - x)/2)}{2 \sinh(\lambda L / 4)}, \quad (9)$$

$$E = \frac{E_b \lambda h L}{(2h + b)[\lambda L / 2 + 2 \coth(\lambda L / 4)]}, \quad (10)$$

其中, σ_0 为外载荷, $\lambda = \sqrt{\frac{2\mu_m}{E_b h b}}$.

剪滞模型与张剪链模型间的根本不同在于剪滞模型软相基体中的剪应力不再假定均匀分布, 显然剪滞模型能更准确地反应复杂情况. 需要指出的是, Chen等人^[61]推导了砖泥交错结构中应力传递与应力传递特征长度的解析表达, 并结合数值模拟给出了判断界面均匀剪力假设有效性的特征重叠长度, 发现当砖块重叠长度小于特征长度, 张剪链模型的假设仍然成立, 证明了张剪链模型假设的合理性, 张剪链模型与剪滞模型均被广泛地应用于砖泥交错结构的代表性单元体研究.

3.2 界面塑性

生物结构材料中的砖泥交错结构界面主要由蛋白质构成, 由于其中存在有机高分子链, 界面基体通常会展现出显著的塑性行为, 进而导致结构整体的非线性响应, 因此需要进一步发展界面塑性条件下的模型.

Kotha等人^[67]最早在剪滞模型中考虑了基体的理想弹塑性行为, 开发了描述砖块间应力传递的模型. Wei等人^[66]对界面塑性状态下的砖泥交错结构代表性单元体建立模型(图8(a))并进行了理论分析, 假设砖块为线弹性变形, 基体为理想的弹塑性材料, 如图8(b)所示, 当界面中的剪应力达到屈服应力 τ_f 时, 界面进入塑性变形阶段, 此时的剪切应变即为屈服应变 γ_c^e , 直到剪切应变达到破坏应变 γ_p^f 时发生剪切破坏失效. 在考虑界面塑性时, 代表性单元体中界面两侧会出现塑性区(图8(a)中深蓝色), 随着剪切变形的增大, 界面中心的弹性区将收缩, 同时塑性区成核并生长, 直至发生剪切失效. 在砖块重叠长度足够长的条件下, 界面将存在弹性区、塑性区和失效区三个部分, 需要注意的是, 由于失效区的成核与生长, 塑性区的长度将存在上限. 将对应的边界条件引入弹脆性剪滞模型的代表性单元体分析中, 可给出修正后的代表性单元体砖块受到外载荷的表达式^[66]:

$$\sigma_0 = \frac{4\tau_f}{h\lambda} \sqrt{\frac{2(\mu_m \gamma_p^f - \tau_f)}{\tau_f} + \tanh^2\left(\frac{\lambda L_1}{2}\right)}, \quad (11)$$

其中, τ_f 为界面屈服应力, γ_p^f 为界面破坏应变, L_1 为界面弹性区长度.

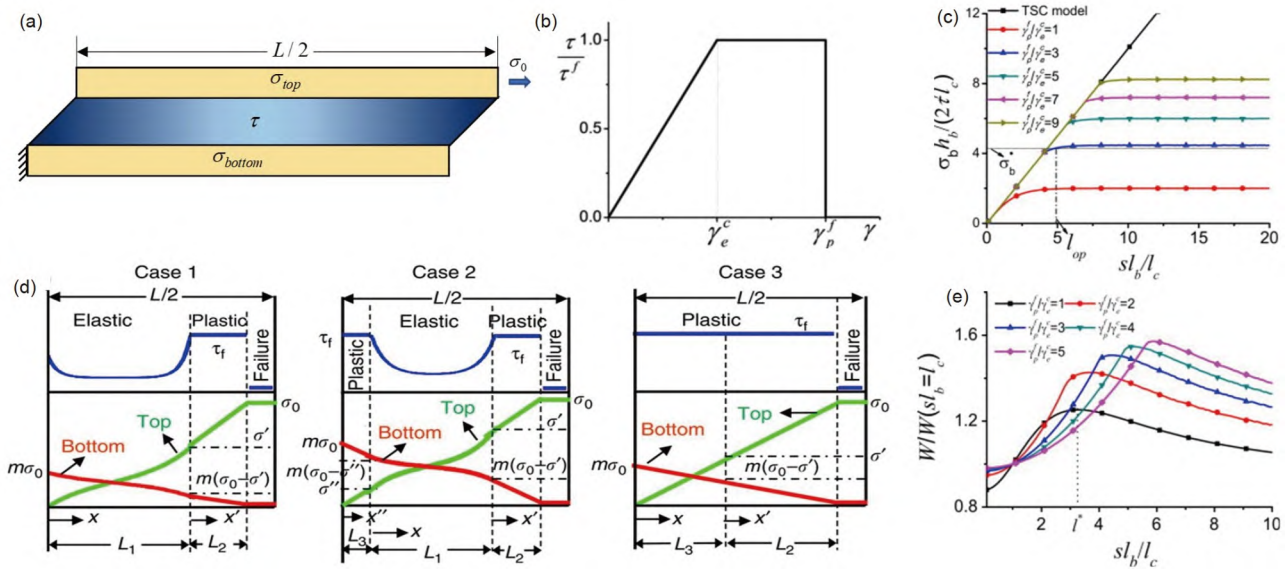


图 8 (网络版彩图)弹塑性界面. (a) 界面存在塑性区的代表性单元体; (b) 界面弹塑性本构^[71]; (c) 界面不同弹塑性程度下砖块中应力的代表性分布情况^[71]; (d) 3种可能的界面失效状态与应力分布^[72]; (e) 界面不同弹塑性程度下砖块重叠长度与韧性的关系^[71]

Figure 8 (Color online) Elastoplastic Interfaces. (a) Representative volume element with the presence of plastic zones at the interface; (b) constitutive behavior of elastoplastic interfaces [71]; (c) representative stress distribution in bricks under different degrees of elastoplasticity at the interface [71]; (d) three possible interface failure states and stress distributions [72]; (e) relationship between brick overlap length and toughness under different degrees of elastoplasticity at the interface [71].

同时, Wei等人^[66]还发现存在砖块重叠长度的临界值使结构的有效韧性最大化. He等人^[68]在此基础上研究了界面塑性条件下砖块重叠长度变化对砖泥交错结构代表性单元体应力分布的综合影响. 图8(c)展示了不同界面塑性本构与砖块重叠条件下, 界面开始失效时刻砖块中的最大应力, 它表明由于重叠长度增大导致界面剪应力不均匀分布, 界面两端的基体受到局部高剪应力破坏, 进而限制了砖块中的最大应力随着砖块重叠长度的增加而提高, 但界面塑性的存在能够抑制界面应力的局部化, 如图8(c)中绿色线所示, $\gamma_p^f/\gamma_e^c = 5$ 的塑性情况下, 在砖块重叠长度 sl_b 与特征长度比值达到约5.9之前, 剪滞模型的计算结果均与张剪链模型结果吻合良好, 而已有研究表明, 在此条件下如果不考虑界面塑性, 界面中的剪应力分布是高度不均匀的^[69,70], 张剪链模型应当失效, 有力地证明了塑性的存在实际上促进了界面剪力均匀分布. 同时, 图8(e)^[71]呈现了不同界面塑性条件下结构的韧性与砖块重叠长度的关系, 可以发现, 存在一个使结构韧性最大化的临界砖块重叠长度值, 而随着界面塑性的增加,

该临界值会逐渐增大, 相应的结构韧性也随之增大.

此前研究均假设代表性单元体中砖块的性质相同, 而Sakhavand等人^[72]最早分析了代表性单元体中上下砖块性质不同的情况. 由于砖块性质的不同, 砖块中的应力分布不再均匀, 塑性区不再从界面两端同时产生、发展, 可能存在三种代表性的情况: (1) 在左侧界面达到屈服应变前, 右侧已产生塑性区及失效区; (2) 两侧均产生塑性区, 中间存在弹性区, 但右侧塑性区首先发生失效; (3) 界面整体进入塑性状态, 界面从一侧开始失效. 上述由砖块性质不同导致的不同界面塑性失效模式进一步增加了结构的非线性响应, 图8(d)中展示了三种情况下界面与上下砖块中的应力分布情况.

界面塑性的存在也为砖泥交错结构引入了更多的失效机制, Begley等人^[73]分析发现界面塑性条件下通过调节砖块的重叠长度与砖块两端基体的黏接效果, 能够使砖块两端的垂直界面基体参与到结构承载中, 实现垂直界面屈服-水平界面屈服-垂直界面失效-水平界面失效的失效路径, 进一步增强结构响应的非线性, 实现更高的韧性.

3.3 界面自愈合

由于界面聚合物的复杂性, 在砖泥交错结构中界面除了展现出塑性, 在部分情况下还可以提供自愈合的本构行为. 例如石墨烯衍生材料通常具有逐层微结构, 单片跨度可以达数百微米, 而石墨烯片层间依靠官能团交联机制连接, 形成了典型的砖泥交错结构的代表性单元体^[74-77].

Liu和Xu^[78]通过在功能化石墨烯的逐层结构中引入长交联(LC)和短交联(SC)建立了石墨烯片层的力学分析代表性单元体(图9(a)), 其中 F_0 是施加在砖块上的牵引力, 在该牵引力的作用下, 长交联在剪切应变最大的砖块边缘的中心位置发生失效, 短交联则随着失效的进行再次重建, 实现自愈合. 图9(b)显示了界面典型的剪应力-应变曲线, 在考虑多种交联机制与交联的自修复情况下, 界面响应显示出了锯齿状且有滞回现象,

表明界面在自愈合的过程中耗散了能量. Liu等人^[78]发现若结构中只存在不发生自愈合重建现象的长交联, 结构的应力-应变曲线表现出明显的弹性行为, 正是短交联的自愈合使界面行为呈现出显著的非线性. 进一步, 他们对同时存在长短交联的结构强度进行了理论分析, 采用线性超弹性本构关系, 有效地预测了砖块尺寸较大且长短交联强度相差较小情况下, 含自愈合界面结构的强度(图9(c)).

类似地, He等人^[79]考虑了层状纳米复合材料中的非共价作用. 非共价作用或界面是一类可以动态破坏和重新形成的相互作用的总称, 包括范德华相互作用、 π - π 相互作用、牺牲离子键和氢键(H键)等. 非共价作用普遍强度较弱, 但它们的可修复性赋予非共价界面在大界面滑动距离上保持内聚力和结构完整性的能力, 对于在宏观尺度上实现大变形以及强大的增韧效果至关重要^[17]. 例如由于纤维素纳米纤维(CNF)之

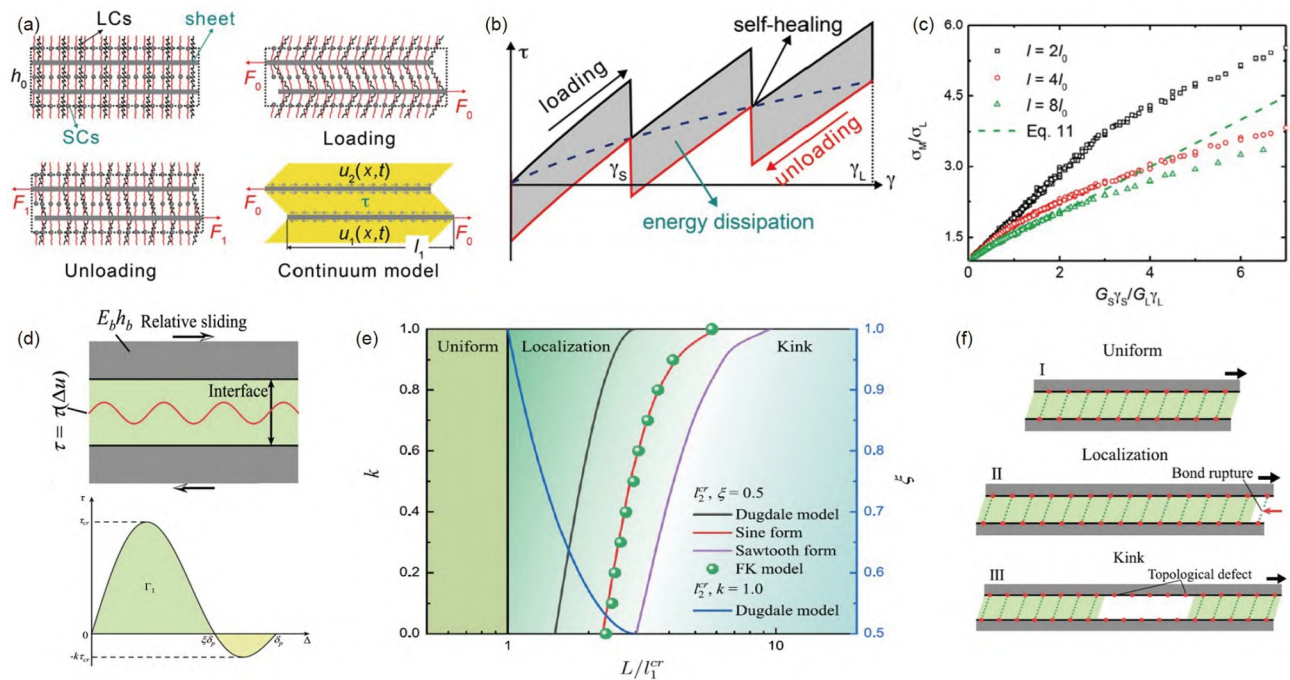


图 9 (网络版彩图)界面自愈合. (a) 由石墨烯片之间短交联(SC)和长交联(LC)组成的功能化石墨烯代表体元模型和加载条件^[78]; (b) 界面剪切本构示意图^[78]; (c) 不同石墨烯片材尺寸下结构强度增强与长、短交联剪应力比的关系^[78]; (d) 具有周期性界面本构的层压纳米复合材料代表体元及其单个周期本构的示意图^[79]; (e) 层压纳米复合材料不同界面参数及本构关系下变形模式的变化相图^[79]; (f) 3种不同的变形模式示意图^[79]

Figure 9 (Color online) Self-healing interfaces. (a) Representative volume element model and loading conditions for functionalized graphene composed of short cross-links (SC) and long cross-links (LC) between graphene sheets [78]; (b) schematic of interfacial shear constitutive behavior [78]; (c) relationship between structural strength enhancement and long/short cross-link shear stress ratios at different graphene sheet sizes [78]; (d) schematic of a representative volume element and its single periodic constitutive behavior for laminated nanocomposites with periodic interfacial constitutive behavior [79]; (e) phase diagram of deformation modes under different interface parameters and constitutive relationships in laminated nanocomposites [79]; (f) schematics of three different deformation modes [79].

间界面上存在能够自修复的大量氢键, 纤维素纳米纸显示出强度和韧性的同步增强^[80]. 木材细胞壁应力释放后的刚度和强度恢复也主要归因于纤维素分子链之间具有类似的可逆界面^[81], 纤维素分子链是环状葡萄糖分子的线性链, 其重复单元包含通过共价键连接的两个脱水葡萄糖环, 其中丰富的羟基可以在链内和链间形成丰富的氢键网络, 链内氢键稳定了纤维素链的连接并导致了纤维素链的线性构型, 而相邻纤维素分子之间的链间氢键在纤维素基材料的变形和破坏行为中起着关键作用, Zhu等人^[80]基于此构建了纤维束拉伸的分子模型, 模拟得到了锯齿状的势能-位移变化曲线, 同时给出了氢键断裂和重整过程.

非共价作用的自愈合特征通常会导致界面滑动过程中剪切应力的周期性和振荡^[82], He等人^[79]考虑了非共价界面剪切本构关系的典型形状, 在具有原子光滑度的规则界面, 例如双壁碳纳米管、二维层状材料、金属晶体和微观尺度的缝合结构中^[83-85], 如图9(d)所示的正弦形式的界面剪切本构关系最为常见, 可以用下式表示^[79]:

$$\tau = \tau_{cr} \sin\left(\frac{2\pi\Delta u}{\delta_p}\right), \quad (12)$$

其中, δ_p 为自愈合界面本构的周期, τ_{cr} 为剪切强度, Δu 则为砖块相对位移.

进一步, 由于周期性本构的显著非线性, 难以给出模型的理论解, 他们采用数值方法给出了代表体元外载荷的近似解, 取 $\eta = \frac{L}{2\delta_p}$ 以表征砖块长度 L 与含有的本构周期数的关系, 他们提出了 $\eta \sim 1$ 时, 砖块应力的最大值^[79]:

$$\sigma_0^{\max} \approx E_b \alpha^2 \eta, \quad (13)$$

$$\text{其中, } \alpha = \sqrt{\frac{\tau_{cr} \delta_p}{E_b h}}.$$

在此基础上, He等人^[79]通过代表性单元体分析, 给出了不同砖块重叠长度与本构参数所对应的界面非线性变形模式的相图(图9(e)), 三种变形模式如图9(f)所示, 分别为均匀变形、局域变形集中与缺陷处扭结, 而界面中缺陷堆积导致的扭结将界面分为小段, 进一步提高了结构的抗拉强度.

3.4 界面失效

此前介绍界面塑性情况时, 已经介绍了界面中的

失效区, 实际上学者普遍认为在砖泥交错结构中界面失效在提高结构韧性和损伤容限方面也发挥着重要作用^[1,4,86-88].

在砖泥交错结构中, 一旦界面两端的最大剪应力超过界面强度, 界面就会开始失效, 并且失效区域可以在界面内传播. 理论分析指出, 砖泥交错结构中砖块的纵横比存在一个临界值, 使砖块和界面同时发生均匀破坏^[42,61-63]. 另一项实验结果表明, 聚合物/纳米黏土砖泥交错结构在低纵横比纳米片的情况下表现出高韧性和界面失效, 而在高纵横比纳米片的情况下表现出优异的刚度和强度, 并伴随着结构失效模式从界面失效转变为砖块失效^[89]. 有趣的是, 即使在砖块未失效情况下, 也观察到结构力学响应的非单调尺寸依赖性, 表现出塑性行为^[90]. 为了解释砖泥交错结构中界面渐进失效的影响, Song等人^[91]从理论上阐明了界面失效的尺寸效应. 如图10(a)所示, 界面失效区被认为是脱黏区, 当满足失效准则时剪切应力降至零, 其内部是剪力集中区和无剪力区. 在弹脆性界面下, 他们给出了不同砖块重叠长度下的结构响应(图10(b)), 当重叠长度小于界面剪力均匀分布的特征长度 l_0 , 界面剪力均匀分布, 结构呈现出脆性破坏, 当重叠长度大于 l_0 时, 由于界面的渐进失效过程, 结构表现出塑性行为, 将此时的屈服应变记为 ε_y , 破坏应变记为 ε_f . 给出代表性单元体中的平均应力^[91]:

$$\bar{\sigma} = E_b \varepsilon_0 \tanh\left[\frac{2l_d}{l_0}(0.5 - 2\bar{\alpha})\right], \quad (14)$$

其中, $l_d = \frac{L}{2}$ 为分析的RVE砖块重叠部分长度, $\bar{\alpha} = \frac{a}{L}$ 为归一化失效区长度, $\varepsilon_0 = \tau^f \sqrt{\frac{b}{E_b \mu_m h}}$, $l_0 = \tau^f \sqrt{\frac{E_b h b}{\mu_m}}$, τ^f 为剪切强度.

图10(c)的结果表明, 随着砖块重叠长度的增加, 屈服应变将单调减小至特征应变值, 而破坏应变则先减小后增大, 最后收敛于2倍特征应变值, 这一现象表明, 尽管砖块与界面均为脆性, 但渐进的界面失效过程有助于砖泥交错结构实现非线性伪塑性行为, 结构的破坏应变可能远大于屈服应变. 另外, 当重叠长度较小时, 由于界面上剪力的均匀分布, 界面更趋向发生均匀同步破裂, 屈服应变与失效应变接近, 表现出脆性行为. 图10(d)绘制了重叠长度较大时, 随拉伸应变

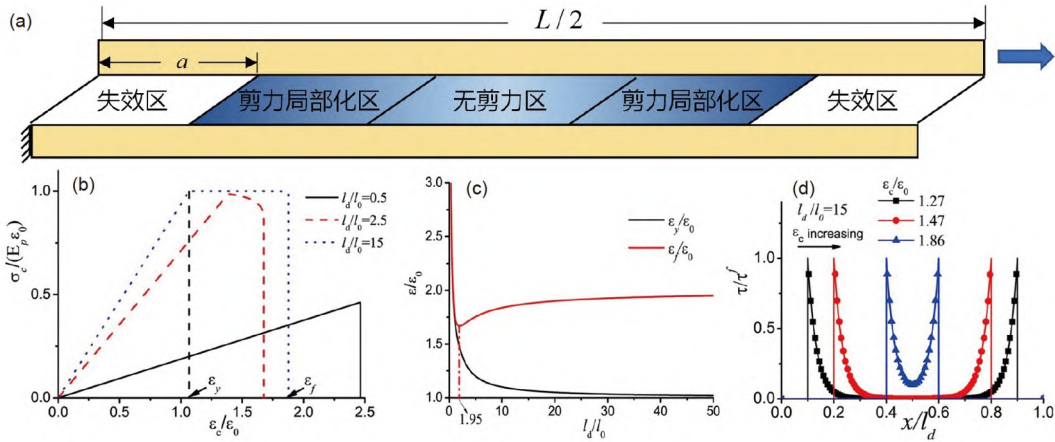


图 10 (网络版彩图)界面渐进失效^[91]. (a) 界面渐进失效时界面分区情况; (b) 不同砖块重叠长度下结构的无量纲应力-应变曲线, l_0 为表征界面剪力均匀的特征长度; (c) 砖块重叠长度影响的失效模式转变; (d) 渐进失效过程中界面剪应力分布变化

Figure 10 (Color online) Progressive interface failure^[91]. (a) Interface zoning during progressive failure; (b) dimensionless stress-strain curves for structures with different brick overlap lengths, where l_0 represents the characteristic length for uniform interfacial shear; (c) transition of failure modes influenced by brick overlap length; (d) changes in interfacial shear stress distribution during the progressive failure process.

增长, 界面渐进失效情况下的界面剪应力分布, 可以清楚地发现界面存在失效区、剪力集中区与无剪力区. 随着结构的拉伸, 界面剪应变逐步增大, 失效区稳定增长, 而无剪应力区逐渐减小至消失.

在此基础上, Yu 等人^[92]分析得出了预测界面渐进失效过程中应变局部化开始的解析公式, 指出当残余重叠长度小于临界值时, 裂纹将从稳定的界面渐进失效转变为不稳定失效, 将砖泥交错结构界面失效导致的屈服应变、失效应变、弹性和韧性等重要的特性与微观结构的几何形状联系起来.

3.5 互锁结构

除了界面高分子导致的界面特性, 在砖泥交错结构中砖块形状导致的界面互锁也被认为是结构非线性力学行为的重要因素, 能够有效提高结构的强度和韧性^[93,94].

砖块间的互锁主要依靠砖块表面波纹度或表面粗糙度实现, 通过增强相邻砖块相互作用提高结构的力学性能. 研究人员已经通过实验^[25,44,95,96]、数值模拟^[97-99]和少量理论分析^[100-102]对砖泥交错结构中的互锁结构进行了研究. Cui 等人^[103]基于张剪链模型进行了扩展, 基本思想是保持砖块两端厚度不变, 减小砖块中心的厚度, 以此来限制砖块的相对滑动, 形成互锁结构, 代表性单元体如图 11(a) 所示, 当砖块长度恒定时, 砖块的波纹度将完全由互锁角 α 决定, 在 $\alpha = 0$ 的

情况下退化回张剪链模型, 基于这些假设, 可以给出代表性单元体中几何参数间的关系^[103]:

$$H = 2h_B - 2l \tan \alpha + 2b, \quad (15)$$

其中, H 为代表体元的厚度, $2l$ 和 h_B 分别是砖块的长度与厚度, b 是界面的厚度, α 为互锁角.

他们进一步指出, 砖块的互锁角在材料的脆性韧性转变中起着重要作用, 导出了由互锁角导致的不同失效模式(界面失效、砖失效)转变下结构的强度^[103]:

$$\sigma^y = \begin{cases} \frac{\Phi l}{h_B - l \tan \alpha} \frac{\sigma_M^y}{\sqrt{3}}, & R < 1, \\ \frac{\Phi(h_B/2 - l \tan \alpha)}{h_B - l \tan \alpha} \sigma_B^y, & R > 1, \end{cases} \quad (16)$$

其中, σ_M^y 为基体的强度, σ_B^y 为砖块的强度, 砖块体积积分

$$\Phi = \frac{h_B - l \tan \alpha}{h_B - l \tan \alpha + b}, \quad \rho = \frac{2l}{h_B},$$

砖块中最大归一化应力 $R = \frac{\sigma_M^y}{\sqrt{3} \sigma_B^y} \frac{1}{1/\rho - \tan \alpha}$, 当 $R < 1$ 时结构失效由界面破坏主导, 导致韧性破坏, 当 $R > 1$ 时结构失效由砖块主导, 导致脆性破坏.

式(16)确定了砖泥交错互锁结构中实现强度韧性良好平衡的互锁角. 在此基础上, Cui 等人^[104]提出, 考虑到互锁结构复杂的结构形式, 需要考虑张剪链模型忽略的砖块两端受拉基体的作用. 他们分析了此时砖块中典型的应力分布、砖块力平衡条件与代表性单元

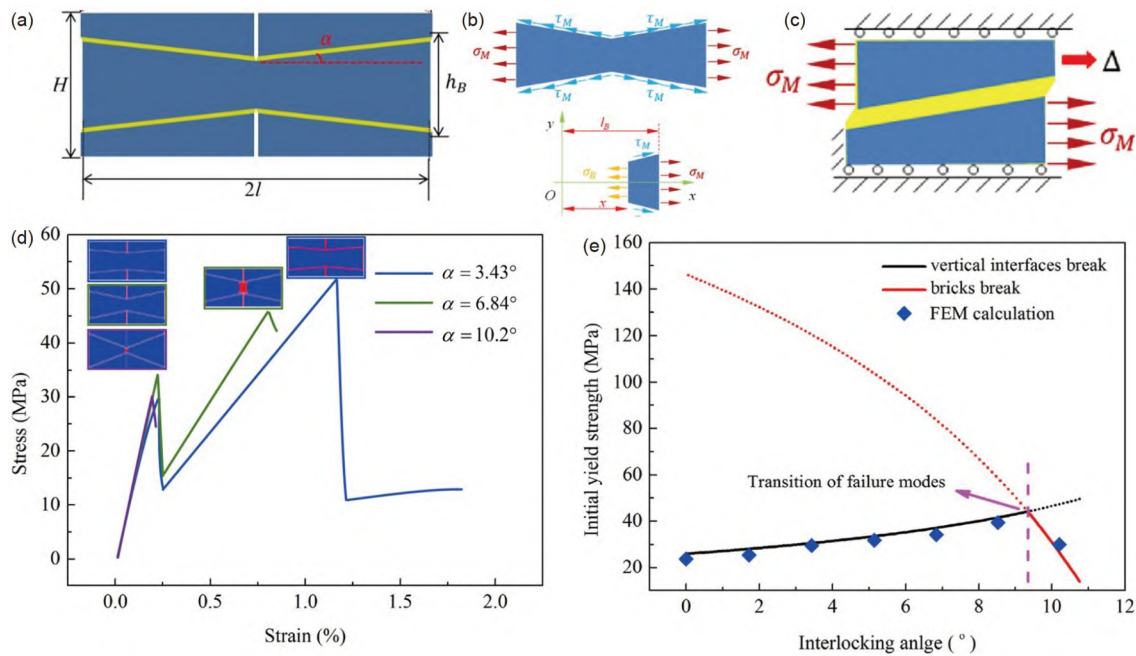


图 11 (网络版彩图)互锁结构模型与关键结果. (a) 引入互锁结构的砖块-灰泥结构模型^[103]; (b) 典型的砖块应力状态^[104]; (c) 互锁结构的代表性单元体^[104]; (d) 不同砖块互锁角度得到的结构应力-应变曲线, 插图为不同角度的失效状态^[104]; (e) 互锁结构初始屈服强度与互锁角的关系^[104]

Figure 11 (Color online) Interlocking structure models and key results. (a) Model of brick-and-mortar structure with introduced interlocking features [103]; (b) typical stress states in bricks [104]; (c) representative volume element of the interlocking structure [104]; (d) stress-strain curves for structures with different brick interlocking angles; insets show failure states at different angles [104]; (e) relationship between the initial yield strength of the interlocking structure and the interlocking angle [104].

体(图11(b), (c))并进行了相应的理论分析, 给出了砖块两端垂直界面失效与砖块失效两种失效模式对应的强度, 有限元计算给出了三种代表性砖块互锁角对应的应力-应变曲线与失效模式(图11(d)), 当砖块互锁角较小, 为 $\alpha=3.43^\circ$ 与 $\alpha=6.84^\circ$ 时, 砖块两端垂直界面首先失效, 进一步发展为互锁界面失效与砖块薄弱处失效, 呈现出锯齿状的非线性行为, 而当互锁角较大, $\alpha=10.2^\circ$ 时, 结构直接在砖块薄弱处失效, 发生脆性破坏. 如图11(e)所示, 存在一个失效模式转变的临界互锁角, 在该临界互锁角条件下砖泥交错互锁结构可以实现最大的强度.

此外, Askarinejad等人^[94]通过实验和有限元模拟发现了能够同时提高结构强度与韧性的互锁角. Ghazlan等人^[101]对具有互锁结构的砖泥交错结构进行了理论分析, 指出砖块的互锁角越大、重叠长度越小, 结构的能量吸收能力越高, 但相应的砖块也更容易失效, 还扩展到了界面为具有不同正弦波形状的情况, 通过调整波长得到了具有最高应变能密度的几何

参数.

3.6 结构排布

此前介绍的经典的张剪链模型、剪滞模型以及在其基础上发展起来的诸多模型都存在一个共同假设: 砖泥交错结构中砖块的排布规则. 实际上在生物结构中观察到的砖泥交错结构还存在阶梯交错、不均匀随机交错的形式^[41,105,106]. 这一现象启发了许多研究人员对砖泥交错结构中结构的排布情况开展研究. Zhang等人^[107]引入了表征砖块排布偏移的参数, 扩展了张剪链模型, 对规则有偏移排布、阶梯状周期排布和随机排布三种情况进行了理论分析并给出相应的结构强度与韧性. 图12(a)给出了不同砖块纵横比下三种结构的强度变化, 连续层状排布结构是强度最佳的分布, 但从图12(b)^[108]可以看出, 连续层状排布整体韧性远低于规则排布与阶梯状排布. 综合强度与韧性, 阶梯状周期排布能够实现最优的整体性能, 揭示了生物结构材料中存在众多阶梯砖泥交错结构的原因.

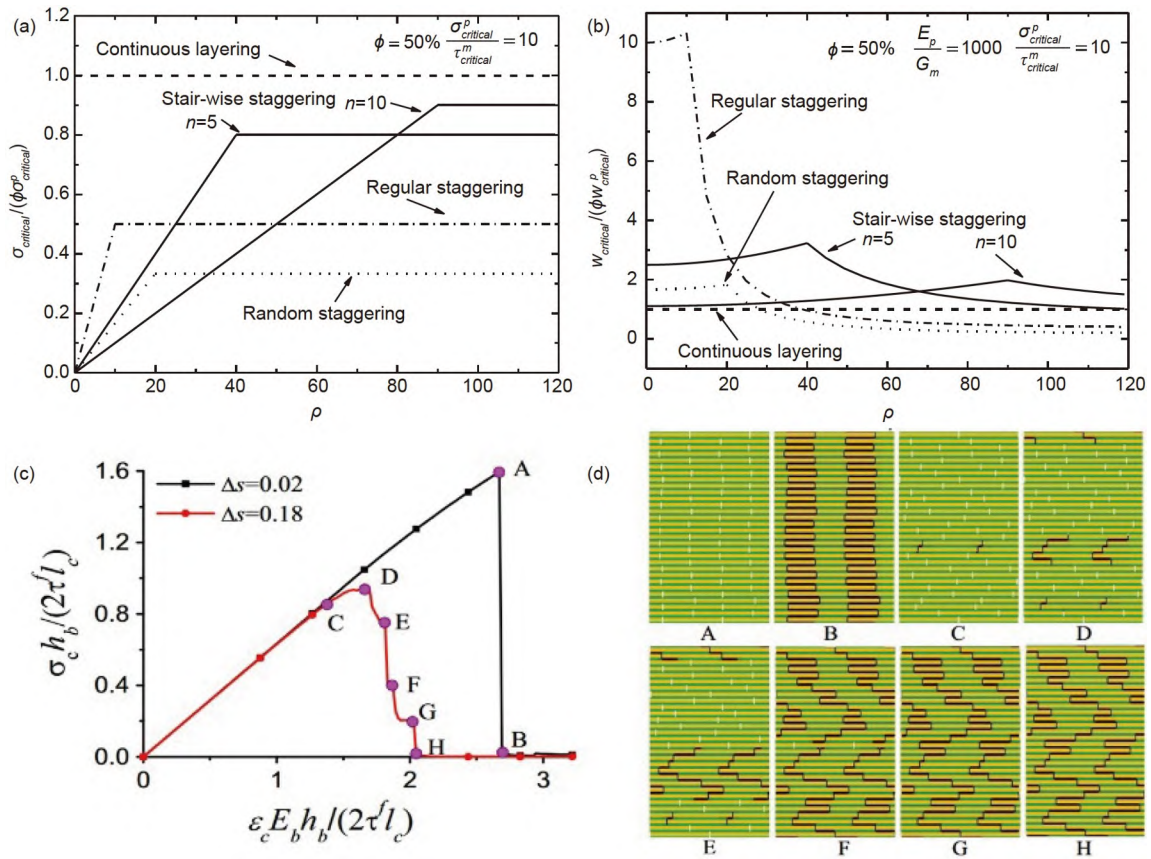


图 12 (网络版彩图) 结构排布对砖块的影响. 规则排布、阶梯状排布、随机排布和连续分层砖块-灰泥结构的强度(a)和韧性(b)与纵横比的关系^[108]; (c) 具有不同随机排布程度的结构应力-应变曲线; (d) 图(c)中标记各点的失效状态^[71]
Figure 12 (Color online) Influence of structural arrangement on bricks. Relationship between strength (a) and toughness (b) with aspect ratio in regularly arranged, stair-like arranged, randomly arranged, and continuously stratified brick-and-mortar structures [108]; (c) stress-strain curves for structures with varying degrees of random arrangement; (d) failure states marked at various points in (c) [71].

针对随机排布的砖泥交错结构性能, Ni等人^[71]向模型引入满足正态分布的砖块偏移量, 采用基于简单松弛方法的数值模拟开展了进一步研究, 给出了随机排布砖泥交错结构的力学响应. 图12(c)显示了仅改变砖块排布偏移随机量情况下的两条代表性响应曲线, 图12(d)则显示了曲线上对应各点的结构失效状态. 可以观察到砖块排布随机量较小、接近规则交错排布的结构展现出明显的脆性灾难性失效, 而在随机程度较大的排布结构中, 出现了渐进式失效模式, 强度相对更低但在响应曲线上展现出了明显的非线性.

一些研究人员关注到扭转纤维结构极具特色的结构排布形式, 对其结构排布导致的特性进行了分析. Zimmermann等人^[35]通过实验指出, 该结构中的纤维排布产生了四种主要的变形机制(图13), 分别是纤维间滑动导致纤维簇轴的旋转, 纤维拉伸导致纤维轴的

旋转, 纤维层内在受拉状态下可能会分离, 实现纤维的重定向, 纤维片层间的互相挤压导致各层重定向, 这四种变形机制互相协调形成的重定向机制为扭转纤维结构提供了显著的非线性响应, 增强了结构的抗断裂能力. 这一发现从结构排布角度为扭转纤维结构的非线性行为与优异性能分析提供了思路.

4 仿生异质结构的非线性断裂行为

当结构中存在初始裂纹、缺陷时, 由于生物结构材料中的跨尺度、多层级的结构形式和界面特征, 往往会产生复杂的增韧机制, 如裂纹桥联、裂纹偏斜、裂纹扭转等^[7,14,22,109-111], 上一节主要介绍的代表性单元体层面的结构非线性力学行为的研究为结构非线性断裂的多种增韧机制的分析提供了基础(图14), 从而

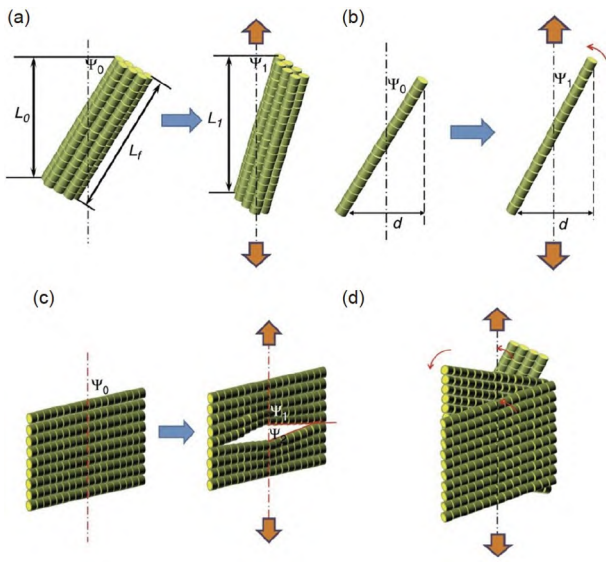


图 13 (网络版彩图) 扭转纤维结构中的变形和旋转机制^[35]. (a) 纤维簇轴的旋转; (b) 纤维轴的旋转; (c) 纤维分离旋转; (d) 互相挤压导致各层重定向

Figure 13 (Color online) Deformation and rotation mechanisms in Bouligand structures [35]. (a) Rotation of fiber clusters' axis; (b) rotation of individual fiber axis; (c) separation and rotation of fibers; (d) mutual compression leading to reorientation of layers.

为建立整体结构-界面-性能间的关系创造了可能. 下面将进一步介绍表征代表性单元体非线性与裂纹扩展非线性间跨层级关联的典型模型.

4.1 仿生砖泥交错结构的断裂行为

砖泥交错结构的高刚度依赖于砖块矿物片, 结构大部分载荷都由砖块承担, 因此结构的断裂韧性受砖块拉伸强度影响显著, 由此要求砖块具有尽可能高的

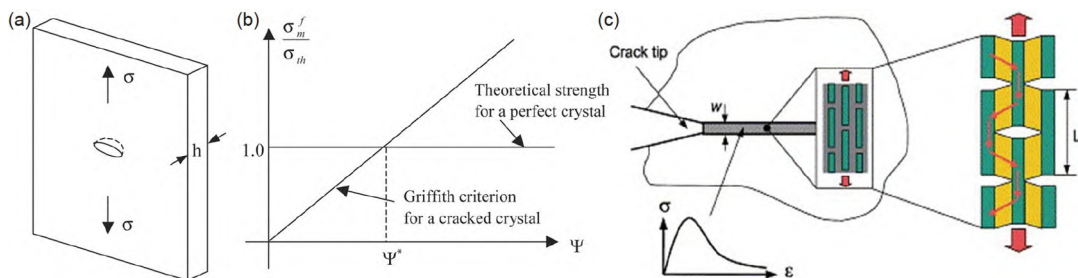


图 15 (网络版彩图) 砖泥交错结构的断裂行为分析: Dugdale模型、缺陷不敏感性. (a) 表面有裂纹的矿物晶片^[42]; (b) 根据格里菲斯准则计算的含裂纹矿物晶片与完美晶片强度比较^[42]; (c) 生物复合材料断裂能的Dugdale模型^[112]

Figure 15 (Color online) Analysis of fracture behavior in brick-and-mortar structures: Dugdale model and defect insensitivity. (a) Mineral flakes with surface cracks [42]; (b) comparison of the strength of cracked and perfect mineral flakes calculated based on Griffith's criterion [42]; (c) Dugdale model of fracture energy in biological composites [112].

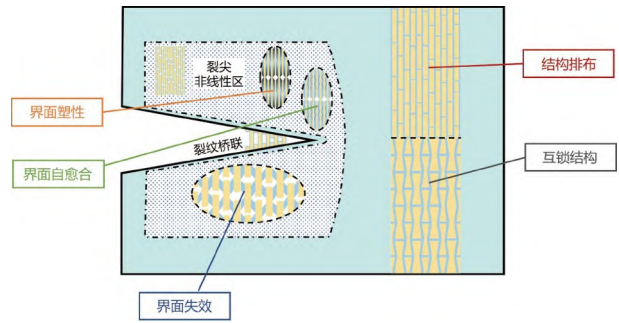


图 14 (网络版彩图) 含初始裂纹的砖块-灰泥结构中的代表性单元体性质

Figure 14 (Color online) Representative volume element properties in brick-and-mortar structures with initial cracks.

强度. 显然, 无缺陷的砖块能够承受接近理论值的应力, 但实际条件下必须考虑砖块中存在裂纹状缺陷的可能性(图15(a)). 含裂纹砖块的断裂强度可以根据格里菲斯准则进行计算, 图15(b)将计算结果与无缺陷砖块的强度进行了对比, 存在一个临界砖块厚度, 当砖块厚度低于该值时, 含缺陷砖块的断裂强度与无缺陷砖块相同, 与观测结果对比可发现生物砖泥交错结构中砖块的尺寸普遍满足该临界值要求, 揭示了生物砖泥交错结构中的砖块的缺陷不敏感性^[42].

在此基础上, 为进一步探明砖泥交错结构的断裂能, Gao等人^[112]将代表性单元体层面的张剪链模型与经典的Dugdale模型结合, 对结构断裂能进行了简单的估计, 假设裂纹尖端附近的断裂能耗散集中在预期裂纹扩展路径附近的局部条带内(图15(c)), 将张剪链模型的分析结果带入Dugdale模型的断裂能积分计算中, 给出了相应的断裂能表达式, 成功建立模型, 将结构的断裂能与代表性单元体中基体的体积分数、砖块的长

度、基体的有效应变、基体的应力联系起来。

砖泥交错结构中裂纹扩展时, 裂纹尖端存在大量砖块拔出现象, 在两个裂纹面间产生传递牵引力的桥梁作用, 形成裂纹桥联区(图16(a)). Barthelat和Espinoza^[45]实验观测了自然珍珠层弯曲断裂时的裂尖形貌, 发现随着载荷的增加, 裂纹尖端形成白色区, 证明裂尖存在砖块滑移(裂纹桥联)和非弹性变形迹象^[30,69]. 在裂纹开始扩展前, 裂尖附近的非弹性区域将显著增大, 并在裂纹最终扩展时非弹性区域宽度达到约1 mm, 随后裂纹以稳定的方式扩展而非灾难性破坏, 表明裂纹桥联是砖泥交错结构实现高韧性的关键机制, 通过改变砖块裂纹桥联区的应力分布和能量耗散有助于砖泥交错结构的高断裂韧性^[29,69].

为了准确描述裂尖桥联区的增韧作用, 必须选取适当的断裂准则, Shao等人^[88]选取了应力强度因子作为判断裂纹扩展的参数, 指出当裂尖第一块砖块拔出时, 此时不考虑裂尖桥联增韧作用, 如图16(a)的配置下, 无穷远应力导致的应力强度因子 K^∞ 应该等于根据实验数据推测的砖泥交错结构的固有韧性 $K^0 = 1 \text{ MPa m}^{1/2}$, 随着施加的应力不断增加, 裂尖越来越多的砖块将被拔出并在两个裂纹面间形成桥联区, 桥联区将不断延伸, 图16(a)中插图展示了此时的裂尖形貌, 桥联区的左端与右端分别可视为真实的裂纹尖端与虚拟裂纹尖端. 进一步将桥联区外部假设为均质各向同性的线弹性介质, 可以得到如图16(c)的模型, 在该模型中, 由于砖块的厚度远大于基体的厚度,

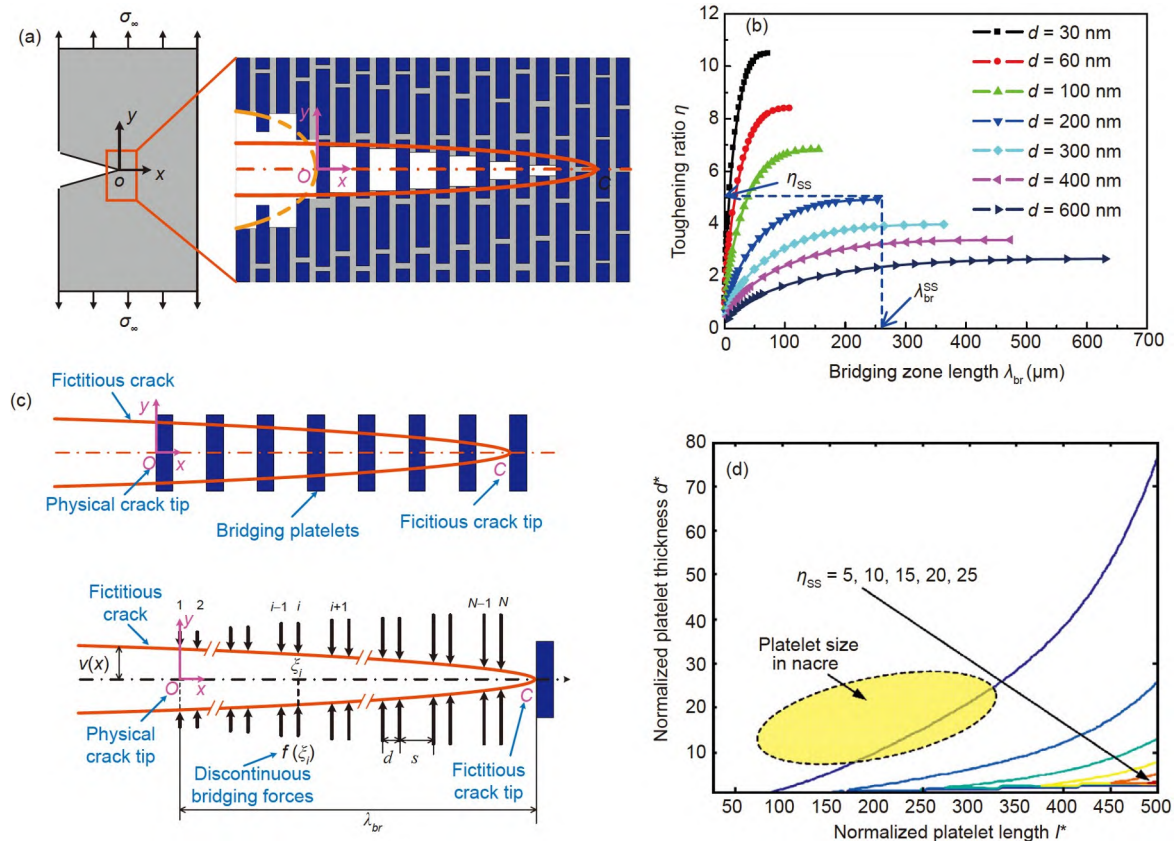


图 16 (网络版彩图)砖泥交错结构的断裂行为分析: 桥联模型^[88]. (a) I型裂纹配置图与具有离散桥联的裂纹示意图; (b) 不同砖块厚度与桥联区长度对增韧比的影响; (c) 结构中砖块被拔出, 在裂纹尖端后方形成桥联区, 桥联区的牵引力离散为集中力示意图; (d) 稳态增韧比与标准化砖块厚度、长度关系的等值线, 黄色区域为天然珍珠层常见砖块尺寸范围

Figure 16 (Color online) Analysis of fracture behavior in brick-and-mortar structures: crack bridging model^[88]. (a) Schematic of Type I crack configuration and crack with discrete bridging; (b) influence of different brick thicknesses and bridging zone lengths on the toughening ratio; (c) schematic showing bricks being pulled out in the structure, forming a bridging zone behind the crack tip, where the traction forces are discretized into concentrated forces; (d) contour lines of steady-state toughening ratio in relation to normalized brick thickness and length; the yellow region represents the common size range for bricks in natural nacre.

桥联力可被合理地视为一系列离散的集中力(图16(c)). 此时, 裂纹尖端的应力强度因子应当满足以下条件^[88]:

$$K^\infty + K^{\text{br}} = K^0, \quad (17)$$

其中, K^{br} 表示由于桥联导致的应力强度因子减小, 为负值, 计算表示如下^[113]:

$$K^{\text{br}} = -\sqrt{\frac{2}{\pi}} \int_0^{\lambda_{\text{br}}} \frac{\sigma_{\text{br}}(x)}{\sqrt{\lambda_{\text{br}} - x}} dx, \quad (18)$$

其中, σ_{br} 为桥联牵引力, λ_{br} 为桥联区长度.

基于对砖泥交错结构代表性单元体的分析结果, 上述模型能够有效地在考虑桥联增韧情况下描述砖泥交错结构中砖块几何尺寸、模量等诸多因素对结构断裂韧性的影响. 图16(b)展示了不同砖块厚度与桥联区长度对结构断裂韧性增韧比的影响, 增韧比随着桥联区的伸长而增加, 最终收敛于稳态增韧比, 当砖块厚度减小时, 相应的稳态增韧比将显著增大, 证明了桥联增韧机制强烈的尺寸效应. 图16(d)进一步给出了稳态增韧比与砖块归一化长度和厚度的关系, 预期的桥联增韧比越大, 砖块的尺寸选择范围就越窄, 进一步加深了对代表性单元体尺度特性与断裂性能间联系的认识.

除了使用应力强度因子来考虑结构的断裂韧性, Barthelat课题组^[87,114,115]、Wei课题组^[116]还从断裂力学 J 积分理论角度发展了分析增韧机制与结构特征间关系的断裂力学模型, 该模型假设裂纹稳定扩展(裂纹长度为 a)形成裂纹区(长度为 λ_{br}), 可以将整体断裂韧性表示为

$$J = J_0 + J_b + J_w, \quad (19)$$

其中, J 与远离裂尖的外部载荷相关, 表征材料的实际断裂韧性, 并与大多数实验中的测量结果相对应; J_0 为固有韧性, 反映了“砖块-灰泥”结构中由于“灰泥”的破坏而耗散的能量(即灰泥的断裂韧性); J_b 表征裂纹桥联的增韧作用; J_w 表征裂纹尾迹或非线性失效区的增韧效果.

与Shao等人^[88]仅考虑了裂尖桥联的增韧效果不同, Bekah等人^[117]的模型还考虑了裂尖非线性区的影响(图17(a)), 给出了由结构代表性单元体参数决定的断裂韧性表达式:

$$J = \frac{\frac{L}{h}}{2.5 - \left(\frac{u_{\text{max}}}{L}\right)\left(\frac{h}{L}\right)\left(\frac{E}{E_s}\right)} J_i, \quad (20)$$

其中, E 为代表体元的等效弹性模量, u_{max} 是界面内聚

力消失时的滑动距离, L 为砖块长度, h 为砖块厚度, $J_i = \tau_s u_{\text{max}}$ 为界面韧性.

从式(19)可以清楚地看出, 只有部分施加在结构上的能量被传递到裂纹尖端, 外部增韧作用 J_b 和 J_w “屏蔽”了裂纹尖端, 使其免受远场载荷的影响, 进而有效地增强材料宏观韧性. 此外, 图17(b)展示的裂纹扩展阻力曲线呈现上扬增长趋势, 表明随着裂纹扩展, 由于裂纹桥联区和非线性区的增韧作用, 需要更高的能量驱动裂纹进一步扩展, 避免了灾难性非稳定失效. 基于 J 积分模型同时考虑了裂纹桥联和非线性区增韧作用, 有效建立了断裂韧性强度与微结构参数间的关系(图17(c)), 与实验观测吻合良好.

进一步, Wei课题组^[116]基于“渔网”模型(图17(d))给出了裂尖桥联和非线性区更准确的应力分布, 进而建立砖泥交错结构中I型裂纹扩展时的多尺度断裂力学模型, 模型预测裂纹扩展阻力曲线与实验更加吻合(图17(e)), 并给出了不同参数条件下与裂纹扩展阻力曲线初始斜率成正比的撕裂模量的相图, 发现存在使结构撕裂模量最优的特征长度值(图17(f)). 为表征裂纹桥联区和非线性失效区的形貌特征, Abid等人^[114]发展了基于离散单元法的大尺度断裂模型, 模型探讨了砖块排列、界面性质和统计变化对砖泥交错结构的裂纹偏转、裂纹桥联、不同尺寸和形状的非线性变形区、瞬态和稳态裂纹扩展状态、裂纹扩展阻力曲线等综合性能的影响. Ge等人^[118]还基于桥联模型进一步考虑了砖块的界面互锁结构, 研究了互锁角对砖泥交错结构断裂韧性和裂纹桥联增韧效果的影响, 指出砖块的互锁角度是调节材料断裂模式的重要参数.

砖泥交错结构中的界面基体较软, 促使裂纹沿着弱界面进行偏斜, 从而产生曲折的裂纹路径^[119]. 研究表明, 裂纹偏斜可以放大裂纹扩展面积, 避免应力集中导致的灾难性失效, 从而显著增强结构韧性^[120,121]. 裂纹沿界面偏斜或穿越界面形成直裂纹是与砖块和灰泥的结构和材料性质密切相关的. He等人^[4]提出裂纹偏斜与穿越界面两种模式间的竞争关系可以用两者的能量释放率比值表征. 如图18(a)所示, 裂纹偏转(G_d)与穿越界面(G_p)的能量释放率之比可以表示为裂纹尖端前后的材料模量(E_1, E_2)的函数关系:

$$\frac{G_d}{G_p} = \frac{0.255}{1 - \alpha^{1.2}}, \quad (21)$$

其中, $\alpha = \frac{E_1 - E_2}{E_1 + E_2}$. 裂纹沿弱界面偏转的条件为

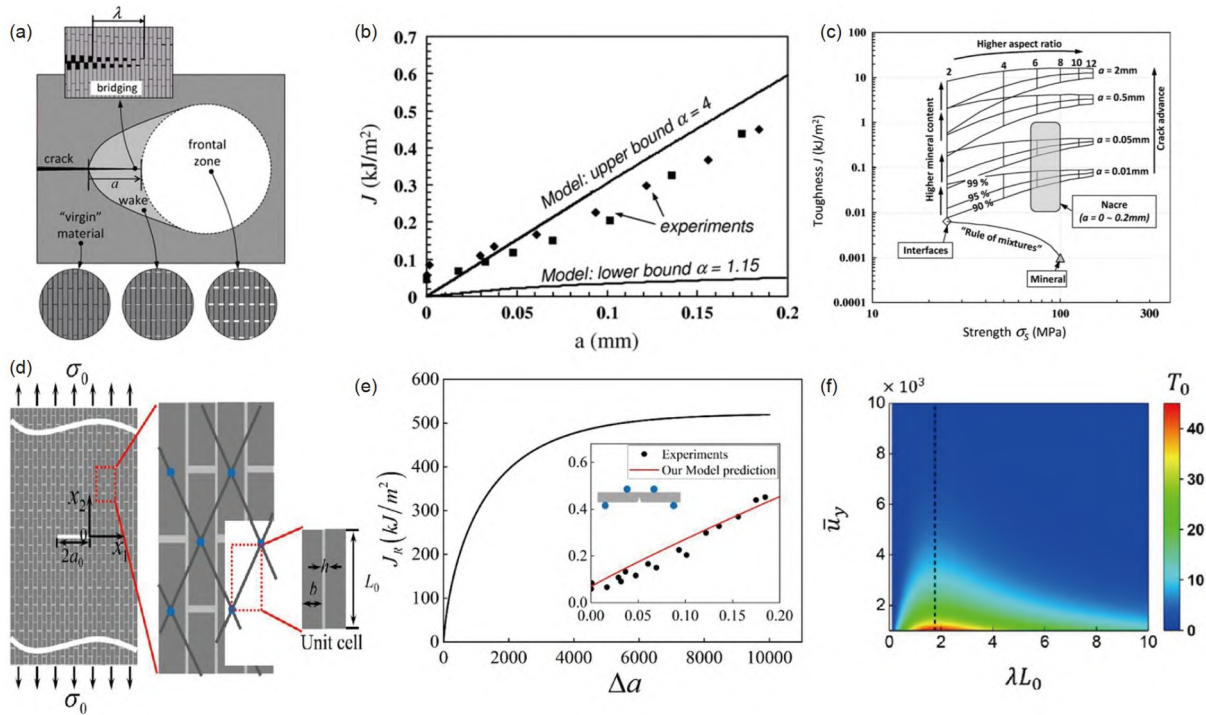


图 17 (网络版彩图) 砖泥交错结构的断裂行为分析: J 积分、渔网模型. (a) 裂纹周围发展的各种变形区域示意图^[117]; (b) J 积分模型与实验得到的裂纹扩展阻力曲线^[87]; (c) 红鲍鱼珍珠层及其成分的断裂韧性-强度图与 J 积分模型的预测^[87]; (d) 具有I型初始裂纹的砖块-灰泥结构材料与渔网模型的结构示意图, 节点为砖块中心, 节点的连线表示界面^[116]; (e) 红鲍鱼珍珠层裂纹扩展阻力曲线预测结果^[87], 插图为渔网模型裂纹扩展阻力曲线预测结果与四点弯实验结果对比^[116]; (f) 渔网模型预测撕裂模量与特征长度和无量纲界面屈服位移的相图^[116]

Figure 17 (Color online) Analysis of fracture behavior in brick-and-mortar structures: J -integral and fishnet models. (a) Schematic of various deformation zones developing around the crack [117]; (b) J -integral model compared with experimentally obtained fracture resistance curves [87]; (c) fracture toughness-strength plot for red abalone nacre and its components, compared with predictions from the J -integral model [87]; (d) structural schematic of brick-and-mortar material with Type I initial cracks and fishnet model; nodes represent brick centers and lines between nodes represent interfaces [116]; (e) predicted fracture resistance curves for red abalone nacre using the J -integral model [87]; inset shows comparison between fishnet model predictions and four-point bending experimental results [116]; (f) phase diagram of tear modulus versus characteristic length and dimensionless interface yield displacement predicted by the fishnet model [116].

$$\frac{G_d}{G_p} > \frac{R_m}{R_b}, \quad (22)$$

其中, R_m 和 R_b 分别为灰泥和砖块的断裂韧性.

上述公式表明砖块与基体间的高模量比可以促进裂纹偏斜, 而砖泥交错结构中砖块与灰泥间的模量比可高达2000–3000, 因此裂纹偏转是砖泥交错结构的主要增韧机制.

此外, 对于具有三层交错层状结构的海螺壳, 其断裂韧性是其矿物相断裂韧性的数千倍, 是珍珠层断裂韧性的约10倍, 这些卓越的力学性能与其内部微结构引起的裂纹偏斜增韧密切相关^[122,123]. 如图18(b)所示^[124], 海螺壳的分层结构巧妙地控制了裂纹扩展, 在内层形成的裂纹很难到达中间层, 因为它们偏斜到界

面上, 裂纹偏斜放大了有效裂纹面积以及避免了贯穿性灾难裂纹, 从而导致高韧性^[123]. 进一步, Gu等人^[124]利用3D打印技术构造了仿海螺壳交错层状结构, 大尺度重现了冲击荷载下裂纹偏斜现象. 如图18(b)中左图所示, 交错结构形式迫使裂纹在分层界面处不断改变方向形成曲折裂纹路径. 同时, 冲击作用下结构中不同位置会衍生出多条曲折裂纹, 从而显著耗散能量. 如图18(c)所示^[124,125], 为进一步分析动态载荷下裂纹偏斜与结构形式的关系, Gu等人^[124]给出了交错层状结构中裂纹偏斜到界面或裂纹穿越界面两种模式与界面倾斜角 β 间的函数关系:

$$\frac{G(\beta, v_2)}{G(\beta, v_1)} \geq \frac{\Gamma_m(v_2)}{\Gamma_{Ma}(v_1)}, \quad (23)$$

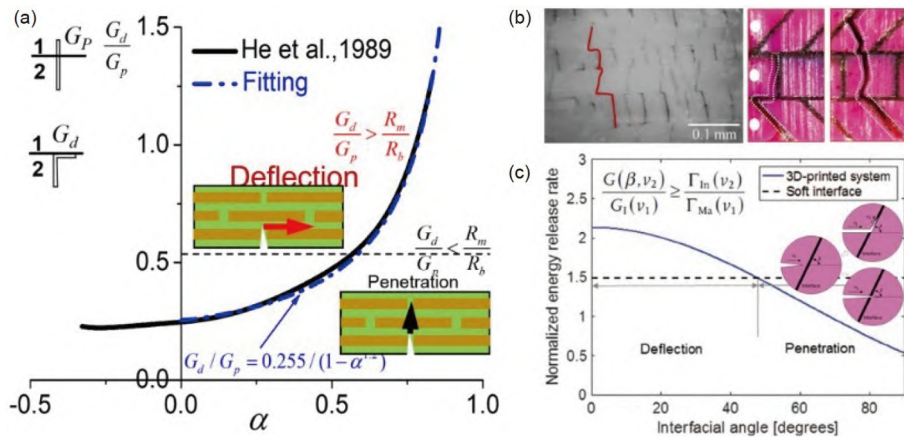


图 18 (网络版彩图)砖泥交错结构的断裂行为: 裂纹偏斜. (a) 裂纹沿界面偏转或穿越界面的判断准则^[4]; (b) 自然海螺壳以及 3D 打印仿海螺壳交错结构中裂纹沿倾斜界面的裂纹偏斜形貌^[27,124]; (c) 3D 打印仿海螺壳交错结构中裂纹偏转或穿越界面模式的能量与界面倾角间的关系, 插图分别为裂纹扩展速度及倾斜角影响的裂纹偏转和穿越界面形貌示意图^[124,125]
Figure 18 (Color online) Fracture behavior in brick-and-mortar structures: crack deflection. (a) Criteria for crack deflection along or across interfaces [4]; (b) crack deflection morphology along inclined interfaces in natural seashells and 3D-printed seashell-inspired interlocking structures [27,124]; (c) the relationship between the energy of crack deflection or crossing the interface mode and the interface inclination angle in the 3D printed conch shell-like staggered structure; inset is a schematic diagram of the crack deflection and crossing interface morphology affected by the crack propagation speed and tilt angle [124,125].

其中, $G(\beta, v_2)$ 和 $G_1(\beta, v_1)$ 分别为裂纹偏斜和穿越界面的能量释放率, v_1 和 v_2 分别为入射和偏斜裂纹速度, $\Gamma_{In}(v_2)$ 和 $\Gamma_{Ma}(v_1)$ 分别为界面和砖块的断裂韧性. 结果表明对于 3D 打印的仿海螺壳交错层状结构, 当 $\beta < 50^\circ$ 时, 裂纹偏斜到界面, 而 $50^\circ < \beta < 90^\circ$ 时裂纹会穿越界面. 综上, 裂纹桥联与偏斜机制均可以增强裂纹扩展阻力和提高能量耗散, 避免灾难性失效, 实现结构的高韧性.

4.2 仿生扭转纤维结构的断裂行为

经典断裂力学理论表明, 在混合加载条件如 I 型和 III 型混合加载下, 裂纹扭转扩展可以产生复杂的断面形貌, 扭转形貌放大有效裂纹扩展面积, 从而显著提高材料韧性^[126], 而在生物结构材料如扭转纤维结构中, 即使远场承受单一型载荷, 由于复杂的微结构形式, 裂尖也会产生复合型裂纹模式, 裂纹会沿着扭转界面进行扩展. 图 19(a)给出了扭转纤维结构中理想的扭转裂纹形貌示意图, 该形貌的形成是由于裂纹沿着扭转纤维间弱界面逐层扭转扩展, 裂尖平行于纤维, 该扩展模式显著放大了有效裂纹面积和扩展阻力. 进一步, Suksangpanya 等人^[34]发展了扭转裂纹扩展的断裂力学模型(图 19(a)和(b)), 模型基于线弹性断裂力学理论, 无法捕捉裂尖的非线性增韧作用, 但是与纯 I 型断裂相比, 该模型可以分析扭转裂纹几何引起的额外

增韧, 给出扭转裂纹的局部临界能量释放率与材料固有临界断裂能之比 $\frac{G_c}{G_c^m}$ 与扭转裂纹扭转角 ϕ 和倾斜角 α 之间的关系^[34]:

$$\frac{G_c}{G_c^m} = \left[C_1^2 + C_2^2 + \frac{1}{(1-\nu)} C_3^2 \right]^{-1}, \quad (24)$$

其中, C_1, C_2, C_3 分别为描述扭转裂纹几何的参数, 可以表示为扭转角 ϕ 和偏斜角 α 的函数.

基于上述断裂力学分析框架, 图 19(c)给出扭转裂纹的断裂韧性比随扭转角和倾斜角的变化, 从中可以看出 $\frac{G_c}{G_c^m} > 1$, 表明裂纹扭转的显著增韧作用. 进一步, 他们还利用 3D 打印构建了扭转纤维结构, 在宏观尺度呈现了裂纹扭转形貌, 还发现存在裂纹分叉现象, 重复性的裂纹扭转和分叉形成了锯齿状的扭转裂纹面形貌, 与生物样品的断裂形貌吻合良好^[33].

由于生物材料中结构和界面的跨尺度、多层次等特征, 同一生物材料失效过程中会同时存在多种增韧策略, 扭转纤维结构就是这种混合增韧现象的一个代表性例子. Meyers 课题组和 Ritchie 课题组^[21,127]研究发现 Arapaima 鱼鳞的扭转纤维结构中的混合增韧机制主要由界面脱黏、纤维桥联、裂纹扭转组成, 其中, 裂纹扩展过程中裂尖存在明显的纤维桥联区和非线性变形

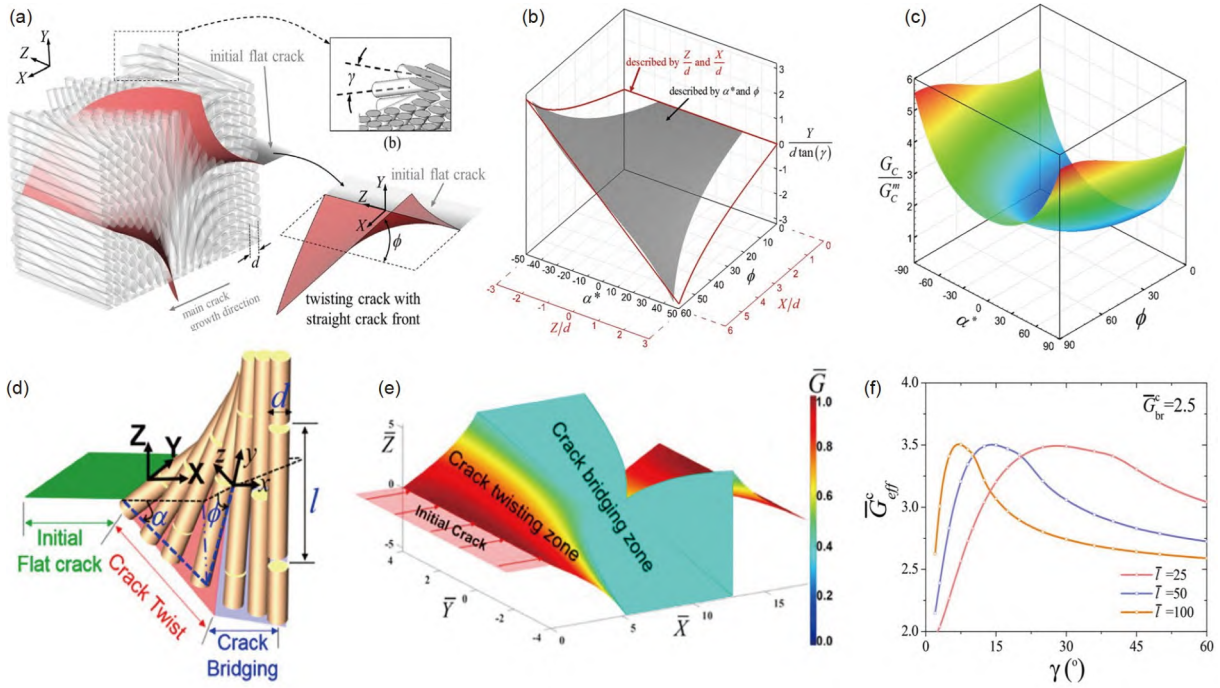


图 19 (网络版彩图)扭转纤维结构的断裂行为: 裂纹扭转、裂纹扭转和桥联组合. (a) 螳螂虾颚足内扭转纤维层合板(Bouligand)结构中扭转裂纹和断裂力学模型示意图^[34]; (b) 以归一化笛卡儿坐标表示的归一化扭转裂纹几何以及以扭转角 ϕ 和倾斜角 α 表示的等效几何^[34]; (c) 不同扭转角 ϕ 和倾斜角 α 下的局部和整体断裂能之比^[34]; (d) 同时考虑裂纹扭转和桥联的断裂力学模型示意图^[128]; (e) 裂纹尖端无量纲局部能量释放率和裂纹表面形貌^[128]; (f) 不同无量纲纤维长度下扭转纤维结构的有效断裂能和旋转角间的关系^[129]

Figure 19 (Color online) Fracture behavior in Bouligand structures: crack twisting and combined crack twisting and bridging. (a) Schematic of crack twisting and fracture mechanics in the Bouligand structure within the dactyl club of mantis shrimp [34]; (b) normalized crack geometry in Cartesian coordinates and equivalent geometry in terms of twist angle ϕ and inclination angle α [34]; (c) ratio of local to global fracture energy under different twist and inclination angles [34]; (d) fracture mechanics schematic considering both crack twisting and bridging [128]; (e) dimensionless local energy release rate at the crack tip and crack surface morphology [128]; (f) relationship between effective fracture energy and rotation angle for different dimensionless fiber lengths [129].

钝化区, 纤维层发生纤维重新定向、分离、分层、剪切、扭转和断裂的变形机制, 多重变形机制的协同作用实现高断裂韧性. 基于这一发现, Wu等人^[128]通过将砖泥交错结构中的桥联机制与扭转纤维结构结合, 设计了具有不连续纤维的扭转纤维结构(图19(d)), 这种混合结构形式导致了裂纹扭转和裂纹桥联耦合的断裂模式, 裂纹前端将主要被分为扭转区与桥联区, 裂纹扭转区的能量释放率可按如下计算^[128]:

$$G_t = \frac{1}{E} [k_1'^2(1-\nu^2) + k_2'^2(1-\nu^2) + k_3'^2(1+\nu)] \quad (25)$$

其中, k_1' , k_2' , k_3' 是用扭转角 ϕ 和倾斜角 α 描述的局部应力强度因子, E 为弹性模量, ν 为泊松比.

基于裂纹桥联模型, 裂纹桥联区的归一化能量释放率可按式计算^[128]:

$$\bar{G}_b = \frac{1}{(1+\eta)^2}, \quad (26)$$

其中, η 为裂纹桥联引起的增韧比.

结合式(25)和(26), 根据最大能量释放率断裂准则, 给出扭转不连续纤维结构的归一化能量释放率^[128]:

$$\bar{G} = \frac{G}{G_0} = \max(\bar{G}_t, \bar{G}_b), \quad (27)$$

其中, $G_0 = \frac{(1-\nu^2)(K^0)^2}{E}$ 为全局能量释放率, K^0 为I型裂纹的应力强度因子, $\bar{G}_t = \frac{G_t}{G_0}$, $\bar{G}_b = \frac{G_b}{G_0}$.

基于上述模型, 可以得到扭转不连续纤维结构裂纹尖端的局部能量释放率与相应的裂纹形貌(图19(e)).

基于上述模型, 可以得到扭转不连续纤维结构裂纹尖端的局部能量释放率与相应的裂纹形貌(图19(e)).

实验发现该结构总能量耗散对初始裂纹方向不敏感, 有力地证明了该结构中的裂纹扭转和裂纹桥联的混合增韧机制. 同时, Song等人^[129]也对考虑桥联与扭转机制的扭转纤维结构进行了研究, 给出了不同纤维长度下结构断裂能与每层纤维间扭转角 γ 的关系(图19(f)), 发现对不同的纤维长度, 曲线中出现的不同最优扭转角均与实验观测到的相应结构参数接近, 验证了裂纹桥联与扭转的共同作用.

此外, Fischer等人^[130]提出了计算扭转纤维结构裂纹驱动力的理论模型, 利用构型力的概念推导了代表扭转纤维结构的均质、各向同性材料中的裂纹驱动力, 指出扭转纤维结构中的裂纹驱动力受扭转角度和裂纹方向的影响, 存在一个扭转角和裂纹方向的特定组合使得裂纹驱动力被最小化. Yang等人^[131]研究了单扭转结构和双扭转结构的断裂行为与增韧机制, 表明双扭转结构具有更高的准静态断裂阻力和更低的内部损伤. Gao等人^[132]还研究了在不同物种软体动物壳中发现的独特微观螺旋结构, 特别是称为微观螺旋位错(μ -SD)的螺旋结构, 使用理论建模和有限元模拟分析了微观螺旋位错的机械行为, 发现生物材料中的微观螺旋位错可以增强材料耐刮擦能力, 具有与层状结构相比更高的韧性, 进一步揭示了自然如何演化产生高断裂韧性的材料.

5 仿生异质结构的断裂优化设计

针对仿生异质结构中跨尺度、多层级的结构形式、界面特征和增韧机制, 此前我们已经介绍了诸多揭示生物材料中结构-界面-性能之间关联机制的理论模型, 下面我们将介绍基于这些模型进行的多尺度力学优化, 实现高强度、高韧性、高抗冲击性的仿生材料制备的优化设计.

5.1 强韧性优化设计

生物结构材料的突出特点在于能够实现结构强度和韧性的同步优化, 基于对生物结构材料结构-界面-性能关联的研究, 研究人员在实现结构的强韧性同步优化设计方面已取得了许多成果.

从代表性单元体层级出发, Ni等人^[71]重点关注了砖块间的重叠长度, 指出存在一个特征长度 l_{op} , 当结构中的重叠长度为该临界值时, 结构的砖块与界面将

同时失效, 从而实现材料性能的充分利用, 实现结构强度最大化. 同时, 另外也存在一个特征长度 l^* , 能够实现结构韧性的最优化. 通过调整代表性单元体中的参数组合, 能够使得 $l_{op}=l^*$, 实现结构强度与韧性的同步优化. 图20(a)展示了 l_{op} 与 l^* 随两个特征参数变化关系图, 其中黑线上参数组合将允许砖块重叠长度同时等于 l_{op} 与 l^* , 可以看到天然珍珠层结构的参数组合最接近同步优化的曲线, 其他仿生砖泥交错结构材料远离强度韧性同步优化曲线, 从而揭示了珍珠层能够实现强度韧性同步优化而部分人造材料韧性高但强度较低的深层原因.

Barthelat^[70]同样从代表性单元体参数选择的角度出发, 考虑了如何实现砖泥交错结构刚度、强度和韧性的同步优化, 他通过理论分析简化最终选择界面剪切强度 $\bar{\tau}_i$ 与砖块体积分 ϕ 作为基本参数, 分别计算了结构弹性模量、强度、韧性与两参数间的关系, 进一步给出了如下的多目标优化函数:

$$f_c = \bar{E}_c^m \bar{\sigma}_c^n \bar{U}_c^k, \quad (28)$$

其中, \bar{E}_c , $\bar{\sigma}_c$, \bar{U}_c 分别是结构的无量纲模量、强度与韧性, m , n , k 分别是三个无量纲指数且满足 $m+n+k=1$. 通过调节三个指数的大小, 可以控制优化设计过程对不同性能的重视程度, 图20(b)给出了三个参数均取1/3时得到的目标函数相图, 可以看到存在优化点, 通过选取对应的参数即可实现性能同步优化. 从另一个角度出发, Barthelat还绘制了不同 m , n , k 组合条件下实现结构目标函数最优化时相应的最优结构、砖块体积分、界面强度和砖块重叠部分长宽比(图20(c)). 值得一提的是, 每个三角形中都存在一条曲线边界, 在该边界上方表示最优结构为纯界面材料而非砖泥交错结构, 表明砖泥交错结构只有在砖块体积分足够大、砖块与界面间强度比足够大的情况下才具有性能优势, 揭示了生物结构材料实现高性能的条件.

类似地, Sakhavand等人^[72]选择代表性单元体中表征砖块几何与模量相异性的参数 k 与表征界面性质的参数 λL 为基本参数, 对参数空间内结构的强度、韧性、刚度进行了全面搜索计算, 定义各项性能不小于最大值90%为性能优异, 将所有图叠加得到了图20(d), 其中绿色区域为强度、韧性同时优化区域, 绿色实线为弹性界面条件下结构强度和韧性均达到最大值90%

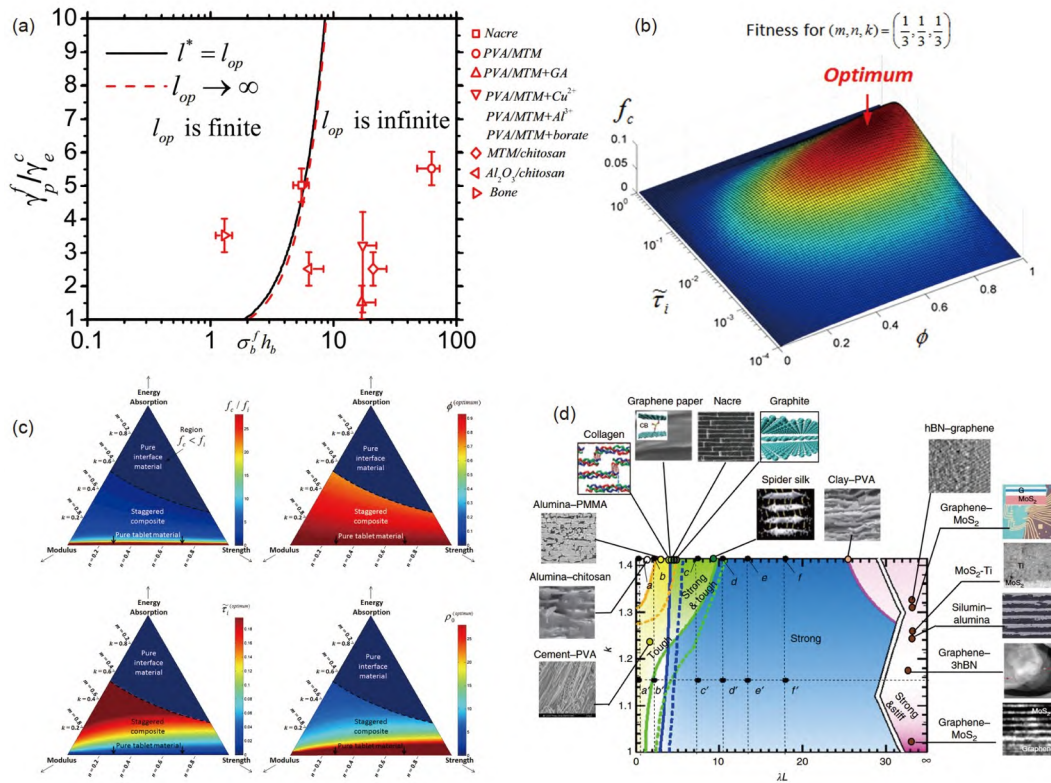


图 20 (网络版彩图) 砖块-灰泥结构的强度和韧性优化设计。(a) 判断强度-韧性同时优化点存在性的相图^[71]; (b) 结构弹性模量、强度、韧性权重分别取1/3时整体性能与界面强度和砖块体积分数的相图; (c) 结构弹性模量、强度、韧性所有权重组合条件 (m, n, k) 下的最佳结构、砖块体积分数、界面强度、砖块重叠部分纵横比^[70]; (d) 由两个通用无量纲参数决定的天然和仿生复合材料成分-结构-性能图^[72]

Figure 20 (Color online) Strength and toughness optimization design for brick-and-mortar structures. (a) Phase diagram for determining the existence of simultaneous strength-toughness optimization points [71]; (b) phase diagram of overall performance optimization versus interface strength and brick volume fraction with equal weightage (1/3 each) to elastic modulus, strength, and toughness. (c) Optimal structure, brick volume fraction, interface strength, and brick overlap aspect ratio under all weight combination conditions (m, n, k) of structural elastic modulus, strength, and toughness [70]. (d) component-structure-performance map determined by two universal dimensionless parameters for natural and biomimetic composite materials [72].

的临界值，而虚线则对应了 $C = \frac{\gamma_f - \gamma_y}{\gamma_y} = 2$ 时的理想弹性界面，其中 γ_f 为失效应变， γ_y 为屈服应变。此外 Wu 等人^[133] 还基于石墨烯砖泥交错结构的力学模型揭示了由于石墨烯片内拉伸性能的降低、层间剪切强度的增强和界面塑性的降低三者之间的平衡而出现的最佳交联密度，从而实现了结构强度、韧性的同步优化。

5.2 动能耗散优化设计

砖泥交错结构因其优异的抗冲击性能而常被作为动能耗散优化设计的重要模板之一。Wu 等人^[134] 进行了一项结合 3D 有限元模拟、3D 打印和落塔冲击测试的研究，分析砖块-灰泥结构抗冲击性，观察到如

图 21(a) 所示的一个最优界面强度，在该界面强度下能够实现最佳的动能耗散效果。进一步指出，在低速度或低界面强度下，结构主要通过层间分层来耗散冲击能量，随着冲击速度或界面强度的增加，层内径向裂纹扩展将变得显著。该最优界面强度能够同时激活结构中的层内径向裂纹扩展与层间分层破坏机制，两种机制共同作用得到了最优的动能耗散效果。

此外，受自然界珍珠层中存在残余应力的现象启发，Wu 等人^[135] 分析了预应力对砖泥交错结构动能耗散性能的影响，发现预应力能够通过促进砖块在砖泥交错结构中的滑动来增强结构的抗冲击性能，但过大的预应力会破坏砖泥交错结构的完整性，导致结构抗冲击性能下降，并存在一个临界预应力值，如图 21(b)

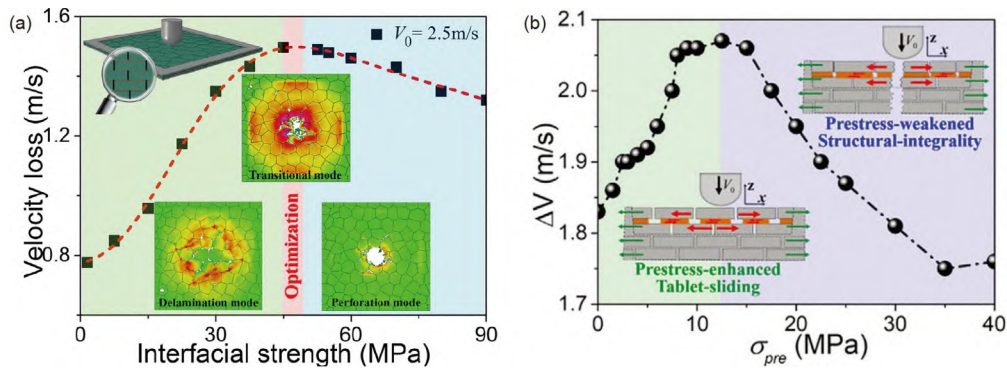


图 21 (网络版彩图) 砖块灰泥结构的动能耗散优化设计. (a) 不同界面强度下冲击速度损失, 插图为不同界面强度下的失效模式示意图^[134]; (b) 不同预应力下的冲击速度损失, 插图为不同预应力下的失效模式示意图^[135]

Figure 21 (Color online) Kinetic energy dissipation optimization design for brick-and-mortar structures. (a) Impact velocity loss under different interface strengths; inset shows failure modes under different interface strengths [134]; (b) impact velocity loss under different pre-stress conditions; inset shows failure modes under different pre-stress conditions [135].

所示, 在该预应力条件下, 砖块滑动增韧和预应力弱化结构完整性之间的协同效应导致了珍珠质结构的抗冲击性的最优化.

Liu 等人^[136]开发了动态剪滞模型分析砖泥交错结构的能量耗散. 他们发现, 针对较低动态荷载频率, 通过调整基体的结构参数与界面模量、黏度, 可以实现最优化的结构能量耗散, 且通过适当设计交错微观结构可以反复激活能量耗散过程, 显著地提高动能耗散. Zhu 等人^[137]在此基础上引入了三种典型的脉冲形式, 发现实现动能耗散最优化的最佳无量纲黏度与脉冲持续时间之间存在线性关系, 从而为最优化结构能量耗散的基体材料的选择提供了指南.

5.3 断裂韧性优化设计

含主裂纹的仿生异质结构裂纹尖端的复杂增韧机制为结构断裂韧性的优化设计提供了广阔的空间. 例如调节扭转微结构中裂纹桥联区的断裂能、纤维长度与扭转角, 可以有效地控制扭转纤维结构的失效模式(图22(a)). 在此基础上, 通过选择适当的参数组合, 同时激活裂纹桥联与裂纹扭转失效机制, 实现两种能量耗散机制间的协调, 能够实现结构整体断裂韧性的最优化(图22(b))^[128].

此外, Song 等人^[129]还注意到考虑裂纹桥联与扭转组合的情形下, 在扭转纤维结构中有一个使结构断裂能最优的扭转角. 他们指出结构断裂韧性是由局部能量释放率和裂纹表面积共同决定的, 与仅含裂纹桥联的增韧机制相比, 裂纹桥联和裂纹扭转的结合可

以显著扩大裂纹表面, 随着扭转角的增大, 裂纹表面积减小, 但局部能量释放率也减小, 因此, 基于裂纹表面积收缩和局部能量释放率降低之间的竞争可以实现断裂韧性最优化设计的最优扭转角. Liu 等人^[116]还基于“渔网”模型探索了砖泥交错结构中实现裂纹不敏感性的设计空间, 通过调节砖块的形态与界面成分, 能够有效地控制裂纹稳定性, 为设计具有高断裂韧性的复合材料提供了新的思路.

6 展望

本文总结了仿生异质结构非线性力学方面的进展, 聚焦砖泥交错结构和扭转纤维结构两种代表性仿生异质结构, 讨论了表征代表性单元体非线性力学响应与界面塑性、界面自愈、界面失效、结构互锁和结构排布等异质结构间内在关系的力学模型和力学机理; 进一步, 在断裂层面, 综述了表征裂尖塑性、裂纹桥联、裂纹扭转等非线性断裂行为的力学模型, 揭示了断裂韧性与异质结构代表性单元体特征间的关联机理; 基于上述非线性力学模型和力学机理, 给出了优化仿生异质结构强韧性、抗冲击性和断裂韧性等综合力学性能的仿生异质结构设计方案.

同时, 上述研究有望促进传统力学学科的发展. 在细观力学方面, 以砖泥交错结构和扭转纤维结构为代表的生物异质结构都具有从纳米尺度到宏观尺度的多个长度尺度. 为了深入了解这些结构如何影响整体力学性能, 研究人员需要开发更精细的细观力学模型和

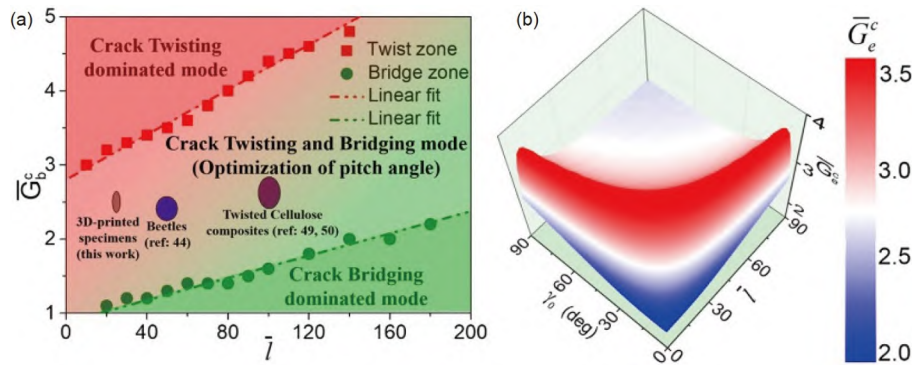


图 22 (网络版彩图) 扭转纤维结构的断裂韧性优化设计. (a) 由裂纹桥联区断裂能与纤维长度给出的断裂模式相图, 其中裂纹扭转与桥联组合失效模式区存在实现最优断裂韧性的临界倾斜角^[128]; (b) 扭转不连续纤维结构中断裂韧性与扭转角和纤维长度关系相图^[128]

Figure 22 (Color online) Fracture toughness optimization design for Bouligand structures. (a) Fracture mode phase diagram given by crack bridging zone fracture energy and fiber length, where a critical inclination angle exists for achieving optimal fracture toughness in the combined crack twisting and bridging failure mode [128]; (b) phase diagram of fracture toughness in relation to twist angle and fiber length in discontinuous twisted fiber structures [128].

理论, 弥合微观和宏观力学间的鸿沟. 通过模仿生物异质结构在细观尺度上的组织方式, 研究人员可以根据需求设计可调力学性能的材料. 在复合材料力学方面, 生物异质结构如珍珠层或竹子的纤维结构, 本质上均为复合材料. 研究大自然如何结合不同的材料组分和结构以获取优异的性能, 可为研究人员设计高性能复合材料提供模板. 此外, 复合材料的一大挑战是不同材料之间的界面作用, 大自然通过具有如珍珠层中的矿物桥等独特方法来实现牢固的界面, 这也为更好的复合材料设计提供了可能. 在断裂力学方面, 生物异质结构通常具有多种机制来防止或限制裂纹的生长. 相比传统的均质断裂模型, 生物异质结构的失效研究促进了非均质结构断裂模型的发展, 例如多种非均质特征引起的断裂模式耦合、断裂增韧机制等, 极大地拓展了非均质断裂力学的认识. 一些天然材料在损坏后具有自我修复的能力. 通过理解和模仿这些过程, 研究人员可以开发出更多能够自我修复的材料, 促进自愈断裂力学的发展. 仿生异质结构为推进这些传统力学分支学科提供了丰富的研究对象和灵感来源. 通过研究和模仿自然, 研究人员可以开发具有优越性能和新颖功能的材料和结构, 有望在航空航天、生物医学工程的各个行业中获得潜在应用.

需要指出的是, 尽管过去几十年来仿生材料力学和设计领域取得了长足的进步, 但仍存在以下挑战 (图23).



图 23 (网络版彩图) 仿生材料力学和设计领域的挑战
Figure 23 (Color online) Challenges in the field of biomimetic material mechanics and design.

(1) 多层次、跨尺度异质结构变形模式和力学信息传递机理. 生物材料优异力学性能与其特有多层级、跨尺度异质结构密切相关, 这些异质结构间存在近乎完美的多层次、跨尺度耦合关联. 因此, 需要深入挖掘从原子/分子尺度本构关系, 到代表性单元层面有效非线性力学响应, 再到宏观拓扑结构力学行为间的多尺度、跨层级关联. 特别是多级结构中的复杂

变形模式的交互作用与宏观裂纹扩展路径、断裂阻力间的关联, 对断裂控制、强韧化设计、抗疲劳分析具有重要意义. 近期Meng等人^[138]成功揭示了河蚌铰链中多尺度结构设计与成分固有特性相结合的耐疲劳设计策略, 展示了进一步完善多层次跨尺度变形与力学信息传递机理具有令人振奋的研究前景.

此外, 材料及其界面在各个尺度上的特性在决定异质结构的整体行为方面也起着至关重要的作用. 在原子和分子尺度上, 基本组分及其相互作用决定了材料的固有特性. 例如蜘蛛丝的强度和韧性源于其蛋白质的分子排列和键合. 在微观尺度上, 考虑纤维、基质和砖块等结构时, 这些微观结构单元的排列和相互作用变得尤为重要. 材料的微观结构, 例如复合材料中纤维的排列或金属中的晶界, 可以显著影响其力学、热和电性能. 在宏观尺度上, 材料或结构的几何形状对整体性能的影响变得显著. 从界面性能角度出发, 界面黏合的强度等性质决定了不同材料的力学作用协同效果, 在砖泥交错结构中, 硬相与软相间的界面保证了结构实现优异强度和韧性. 对于复合材料, 不同相(如基体和纤维)之间的应力传递效率至关重要, 如果界面较弱, 一方面界面缺陷使得复合材料可能会过早失效, 另一方面大自然常常巧妙地利用这些缺陷提高韧性. 例如珍珠层中矿物板的交错排列引入了“有缺陷”界面, 有助于偏转和钝化裂纹, 从而增强韧性. 许多天然异质结构中, 材料性能还存在梯度, 例如巨嘴鸟的喙具有材料特性梯度, 使其基部坚硬(用于强度), 而尖端则更加灵活(用于捕捉猎物), 这些区域之间的界面在确保平稳过渡和避免应力集中方面发挥着作用.

因此, 在仿生异质结构领域进一步研究不同尺度下材料及其界面性能, 对于理解多层次、跨尺度异质结构力学信息传递机理方面具有重要意义.

(2) 表征混合变形或断裂模式间竞争与协同作用的力学模型和机制. 生物异质材料多层次、跨尺度的结构和界面特征会导致丰富的变形和断裂损伤模式, 如拉伸变形、剪切变形、界面互锁、裂纹偏转和裂纹桥联等. 但是, 先前研究多关注于单一变形或断裂模式的强韧化力学行为, 而生物结构材料中同时存在的多种变形或断裂模式、多种模式间的竞争与协同强韧化作用及其与异质结构特征间的关联机制仍不清楚, 需要发展同时考虑多种变形或断裂模式的混合力学模型进行深入探索.

(3) 基于人工智能的仿生异质结构逆向设计. 仿生异质结构由于其多尺度、多层次结构间的强耦合、力学行为的强非线性, 涉及巨大的变量空间, 基于现有力学模型和数值方法实现全域的优化设计是一个巨大的挑战. 同时, 现有研究多局限于正设计, 即针对给定的异质结构特征, 建立力学模型进行特定单一结构参数的优化设计. 如何针对目标性能, 进行多种未知异质结构特征的逆向设计, 人工智能的快速发展为解决这些挑战提供了可能性. 利用生物观测、理论仿真、实验测试等获得的高通量结构-性能数据集, 训练机器学习模型, 对于宽域多变量、多目标性能进行优化设计. 同时, 在现有人工仿生材料数据的基础上, 加入生物进化、材料演化等更丰富的组分-结构-性能数据集, 实现针对目标力学性能的新型仿生异质结构逆向设计.

参考文献

- 1 Ritchie R O. The conflicts between strength and toughness. *Nat Mater*, 2011, 10: 817–822
- 2 Ashby M F. Hybrids to fill holes in material property space. *Philos Mag*, 2005, 85: 3235–3257
- 3 Clegg W J, Kendall K, Alford N M N, et al. A simple way to make tough ceramics. *Nature*, 1990, 347: 455–457
- 4 He M Y, Hutchinson J W. Crack deflection at an interface between dissimilar elastic materials. *Int J Solids Struct*, 1989, 25: 1053–1067
- 5 Mirkhalaf M, Dastjerdi A K, Barthelat F. Overcoming the brittleness of glass through bio-inspiration and micro-architecture. *Nat Commun*, 2014, 5: 3166
- 6 Meyers M A, McKittrick J, Chen P Y. Structural biological materials: Critical mechanics-materials connections. *Science*, 2013, 339: 773–779
- 7 Wegst U G K, Bai H, Saiz E, et al. Bioinspired structural materials. *Nat Mater*, 2015, 14: 23–36
- 8 Ortiz C, Boyce M C. Bioinspired structural materials. *Science*, 2008, 319: 1053–1054
- 9 Munch E, Launey M E, Alsem D H, et al. Tough, bio-inspired hybrid materials. *Science*, 2008, 322: 1516–1520
- 10 Nepal D, Kang S, Adstedt K M, et al. Hierarchically structured bioinspired nanocomposites. *Nat Mater*, 2023, 22: 18–35

- 11 Mayer G. Rigid biological systems as models for synthetic composites. *Science*, 2005, 310: 1144–1147
- 12 Yin Z, Hannard F, Barthelat F. Impact-resistant nacre-like transparent materials. *Science*, 2019, 364: 1260–1263
- 13 Weaver J C, Milliron G W, Miserez A, et al. The stomatopod dactyl club: A formidable damage-tolerant biological hammer. *Science*, 2012, 336: 1275–1280
- 14 Launey M E, Ritchie R O. On the fracture toughness of advanced materials. *Adv Mater*, 2009, 21: 2103–2110
- 15 Yao H, Dao M, Imholt T, et al. Protection mechanisms of the iron-plated armor of a deep-sea hydrothermal vent gastropod. *Proc Natl Acad Sci USA*, 2010, 107: 987–992
- 16 Ling S, Kaplan D L, Buehler M J. Nanofibrils in nature and materials engineering. *Nat Rev Mater*, 2018, 3: 18016
- 17 Barthelat F, Yin Z, Buehler M J. Structure and mechanics of interfaces in biological materials. *Nat Rev Mater*, 2016, 1: 16007
- 18 Bechthold M, Weaver J C. Materials science and architecture. *Nat Rev Mater*, 2017, 2: 17082
- 19 Liu Z, Meyers M A, Zhang Z, et al. Functional gradients and heterogeneities in biological materials: Design principles, functions, and bioinspired applications. *Prog Mater Sci*, 2017, 88: 467–498
- 20 Huang W, Restrepo D, Jung J, et al. Multiscale toughening mechanisms in biological materials and bioinspired designs. *Adv Mater*, 2019, 31: 1901561
- 21 Yang W, Quan H, Meyers M A, et al. Arapaima fish scale: One of the toughest flexible biological materials. *Matter*, 2019, 1: 1557–1566
- 22 Zimmermann E A, Ritchie R O. Bone as a structural material. *Adv Healthc Mater*, 2015, 4: 1287–1304
- 23 Ji B, Gao H. Mechanical principles of biological nanocomposites. *Annu Rev Mater Res*, 2010, 40: 77–100
- 24 Wegst U G K, Ashby M F. The mechanical efficiency of natural materials. *Philos Mag*, 2004, 84: 2167–2186
- 25 Espinosa H D, Juster A L, Latourte F J, et al. Tablet-level origin of toughening in abalone shells and translation to synthetic composite materials. *Nat Commun*, 2011, 2: 173
- 26 Tang Z, Kotov N A, Magonov S, et al. Nanostructured artificial nacre. *Nat Mater*, 2003, 2: 413–418
- 27 Kamat S, Su X, Ballarini R, et al. Structural basis for the fracture toughness of the shell of the conch strombus gigas. *Nature*, 2000, 405: 1036–1040
- 28 Currey J D, Landete-Castillejos T, Estevez J, et al. The mechanical properties of red deer antler bone when used in fighting. *J Exp Biol*, 2009, 212: 3985–3993
- 29 Jackson A P, Vincent J F V, Turner R M. The mechanical design of nacre. *Proc R Soc Lond B Biol Sci*, 1988, 234: 415–440
- 30 Wang R Z, Suo Z, Evans A G, et al. Deformation mechanisms in nacre. *J Mater Res*, 2001, 16: 2485–2493
- 31 Li X, Xu Z H, Wang R. *In situ* observation of nanograin rotation and deformation in nacre. *Nano Lett*, 2006, 6: 2301–2304
- 32 Grunenfelder L K, Suksangpanya N, Salinas C, et al. Bio-inspired impact-resistant composites. *Acta BioMater*, 2014, 10: 3997–4008
- 33 Suksangpanya N, Yaraghi N A, Pipes R B, et al. Crack twisting and toughening strategies in Bouligand architectures. *Int J Solids Struct*, 2018, 150: 83–106
- 34 Suksangpanya N, Yaraghi N A, Kisailus D, et al. Twisting cracks in Bouligand structures. *J Mech Behav BioMed Mater*, 2017, 76: 38–57
- 35 Zimmermann E A, Gludovatz B, Schaible E, et al. Mechanical adaptability of the Bouligand-type structure in natural dermal armour. *Nat Commun*, 2013, 4: 2634
- 36 Patek S N, Korff W L, Caldwell R L. Deadly strike mechanism of a mantis shrimp. *Nature*, 2004, 428: 819–820
- 37 Xu Y, Zhou J B, Song F. Research progress on microstructure and mechanical behavior of mother-of-pearl (in Chinese). *Adv Mech*, 2008, 38: 283–302 [许艺, 周俊兵, 宋凡. 珍珠母的微结构与力学行为研究进展. *力学进展*, 2008, 38: 283–302]
- 38 Espinosa H D, Rim J E, Barthelat F, et al. Merger of structure and material in nacre and bone-perspectives on de novo biomimetic materials. *Prog Mater Sci*, 2009, 54: 1059–1100
- 39 Zhang G S, Xie X D. Microstructure and genesis theory of shell nacre (in Chinese). *J Miner Petro*, 2000, 20: 11–16 [张刚生, 谢先德. 贝壳珍珠层微结构及成因理论. *矿物岩石*, 2000, 20: 11–16]
- 40 Zöllner D, Reich E, Zlotnikov I. Morphogenesis of biomineralized calcitic prismatic tissue in mollusca fully described by classical hierarchical grain boundary motion. *Cryst Growth Des*, 2017, 17: 5023–5027
- 41 Meyers M A, Chen P Y, Lin A Y M, et al. Biological materials: Structure and mechanical properties. *Prog Mater Sci*, 2008, 53: 1–206
- 42 Gao H, Ji B, Jäger I L, et al. Materials become insensitive to flaws at nanoscale: Lessons from nature. *Proc Natl Acad Sci USA*, 2003, 100: 5597–5600

- 43 Bonderer L J, Studart A R, Gauckler L J. Bioinspired design and assembly of platelet reinforced polymer films. *Science*, 2008, 319: 1069–1073
- 44 Barthelat F, Tang H, Zavattieri P, et al. On the mechanics of mother-of-pearl: A key feature in the material hierarchical structure. *J Mech Phys Solids*, 2007, 55: 306–337
- 45 Barthelat F, Espinosa H D. An experimental investigation of deformation and fracture of nacre-mother of pearl. *Exp Mech*, 2007, 47: 311–324
- 46 Smith B L, Schäffer T E, Viani M, et al. Molecular mechanistic origin of the toughness of natural adhesives, fibres and composites. *Nature*, 1999, 399: 761–763
- 47 Weiner S, Addadi L. Design strategies in mineralized biological materials. *J Mater Chem*, 1997, 7: 689–702
- 48 Song F, Bai Y L. Mechanical properties of mineral bridges and mother-of-pearl structures (in Chinese). *Mech Eng*, 1999, 21: 18–21 [宋凡, 白以龙. 矿物桥与珍珠母结构力学性能. *力学与实践*, 1999, 21: 18–21]
- 49 Song F, Bai Y L. Strengthening and toughening analysis of a class of biomaterial interfaces (in Chinese). *Sci China-Ser A*, 2001, 31: 1032–1037 [宋凡, 白以龙. 一类生物材料界面的强韧化分析. *中国科学(A辑)*, 2001, 31: 1032–1037]
- 50 Meyers M A, Lin A Y M, Chen P Y, et al. Mechanical strength of abalone nacre: Role of the soft organic layer. *J Mech Behav BioMed Mater*, 2008, 1: 76–85
- 51 Thompson J B, Kindt J H, Drake B, et al. Bone indentation recovery time correlates with bond reforming time. *Nature*, 2001, 414: 773–776
- 52 Fantner G E, Hassenkam T, Kindt J H, et al. Sacrificial bonds and hidden length dissipate energy as mineralized fibrils separate during bone fracture. *Nat Mater*, 2005, 4: 612–616
- 53 Barthelat F. Biomimetics for next generation materials. *Philos Trans A Math Phys Eng Sci*, 2007, 365: 2907–2919
- 54 Li X, Wang J, Du J, et al. Spear and shield: Survival war between mantis shrimps and abalones. *Adv Mater Inter*, 2015, 2: 1500250
- 55 Bouligand Y. Twisted fibrous arrangements in biological materials and cholesteric mesophases. *Tissue Cell*, 1972, 4: 189–217
- 56 Chen P Y, Lin A Y M, McKittrick J, et al. Structure and mechanical properties of crab exoskeletons. *Acta BioMater*, 2008, 4: 587–596
- 57 Peterlik H, Roschger P, Klaushofer K, et al. From brittle to ductile fracture of bone. *Nat Mater*, 2006, 5: 52–55
- 58 Yang W, Chen I H, Gludovatz B, et al. Natural flexible dermal armor. *Adv Mater*, 2013, 25: 31–48
- 59 Zhao H, Yang Z, Guo L. Nacre-inspired composites with different macroscopic dimensions: Strategies for improved mechanical performance and applications. *NPG Asia Mater*, 2018, 10: 1–22
- 60 Jäger I, Fratzl P. Mineralized collagen fibrils: A mechanical model with a staggered arrangement of mineral particles. *Biophys J*, 2000, 79: 1737–1746
- 61 Chen B, Wu P D, Gao H. A characteristic length for stress transfer in the nanostructure of biological composites. *Compos Sci Tech*, 2009, 69: 1160–1164
- 62 Zuo S, Wei Y. Effective elastic modulus of bone-like hierarchical materials. *Acta Mech Solid Sin*, 2007, 20: 198–205
- 63 Liu G, Ji B, Hwang K C, et al. Analytical solutions of the displacement and stress fields of the nanocomposite structure of biological materials. *Compos Sci Tech*, 2011, 71: 1190–1195
- 64 Cox H L. The elasticity and strength of paper and other fibrous materials. *Br J Appl Phys*, 1952, 3: 72–79
- 65 Kotha S P, Kotha S, Guzelsu N. A shear-lag model to account for interaction effects between inclusions in composites reinforced with rectangular platelets. *Compos Sci Tech*, 2000, 60: 2147–2158
- 66 Wei X, Naraghi M, Espinosa H D. Optimal length scales emerging from shear load transfer in natural materials: Application to carbon-based nanocomposite design. *ACS Nano*, 2012, 6: 2333–2344
- 67 Kotha S P, Li Y, Road T, et al. Micromechanical model of nacre tested in tension. *J Mater Sci*, 2001, 36: 2001–2007
- 68 He Z Z, Zhu Y B, Xia J, et al. Optimization design on simultaneously strengthening and toughening graphene-based nacre-like materials through noncovalent interaction. *J Mech Phys Solids*, 2019, 133: 103706
- 69 Currey J D. Mechanical properties of mother of pearl in tension. *Proc R Soc Lond B*, 1977, 196: 443–463
- 70 Barthelat F. Designing nacre-like materials for simultaneous stiffness, strength and toughness: Optimum materials, composition, microstructure and size. *J Mech Phys Solids*, 2014, 73: 22–37
- 71 Ni Y, Song Z, Jiang H, et al. Optimization design of strong and tough nacreous nanocomposites through tuning characteristic lengths. *J Mech Phys Solids*, 2015, 81: 41–57
- 72 Sakhavand N, Shahsavari R. Universal composition-structure-property maps for natural and biomimetic platelet-matrix composites and stacked heterostructures. *Nat Commun*, 2015, 6: 6523

- 73 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
- 74 An Z, Compton O C, Putz K W, et al. Bio-inspired borate cross-linking in ultra-stiff graphene oxide thin films. *Adv Mater*, 2011, 23: 3842–3846
- 75 Compton O C, Cranford S W, Putz K W, et al. Tuning the mechanical properties of graphene oxide paper and its associated polymer nanocomposites by controlling cooperative intersheet hydrogen bonding. *ACS Nano*, 2012, 6: 2008–2019
- 76 Kotov N A, Dékány I, Fendler J H. Ultrathin graphite oxide-polyelectrolyte composites prepared by self-assembly: Transition between conductive and non-conductive states. *Adv Mater*, 1996, 8: 637–641
- 77 Stankovich S, Dikin D A, Dommett G H B, et al. Graphene-based composite materials. *Nature*, 2006, 442: 282–286
- 78 Liu Y, Xu Z. Multimodal and self-healable interfaces enable strong and tough graphene-derived materials. *J Mech Phys Solids*, 2014, 70: 30–41
- 79 He Z Z, Zhu Y B, Wu H A. A universal mechanical framework for noncovalent interface in laminated nanocomposites. *J Mech Phys Solids*, 2022, 158: 104560
- 80 Zhu H, Zhu S, Jia Z, et al. Anomalous scaling law of strength and toughness of cellulose nanopaper. *Proc Natl Acad Sci USA*, 2015, 112: 8971–8976
- 81 Keckes J, Burgert I, Frühmann K, et al. Cell-wall recovery after irreversible deformation of wood. *Nat Mater*, 2003, 2: 810–813
- 82 Sinko R, Ketten S. Traction-separation laws and stick-slip shear phenomenon of interfaces between cellulose nanocrystals. *J Mech Phys Solids*, 2015, 78: 526–539
- 83 Liu M, Ye X, Bai Y, et al. Multi-scale analysis of the interaction in ultra-long carbon nanotubes and bundles. *J Mech Phys Solids*, 2020, 142: 104032
- 84 Malik I A, Barthelat F. Bioinspired sutured materials for strength and toughness: Pullout mechanisms and geometric enrichments. *Int J Solids Struct*, 2018, 138: 118–133
- 85 Malik I A, Mirkhalaf M, Barthelat F. Bio-inspired “jigsaw”-like interlocking sutures: Modeling, optimization, 3D printing and testing. *J Mech Phys Solids*, 2017, 102: 224–238
- 86 Cook J. A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems. *Proc R Soc Lond Ser Math Phys Sci*, 1964, 282: 508–520
- 87 Barthelat F, Rabiei R. Toughness amplification in natural composites. *J Mech Phys Solids*, 2011, 59: 829–840
- 88 Shao Y, Zhao H P, Feng X Q, et al. Discontinuous crack-bridging model for fracture toughness analysis of nacre. *J Mech Phys Solids*, 2012, 60: 1400–1419
- 89 Das P, Malho J M, Rahimi K, et al. Nacre-mimetics with synthetic nanoclays up to ultrahigh aspect ratios. *Nat Commun*, 2015, 6: 5967
- 90 Czél G, Pimenta S, Wisnom M R, et al. Demonstration of pseudo-ductility in unidirectional discontinuous carbon fibre/epoxy prepreg composites. *Compos Sci Technol*, 2015, 106: 110–119
- 91 Song Z Q, Ni Y, Peng L M, et al. Interface failure modes explain non-monotonic size-dependent mechanical properties in bioinspired nanolaminates. *Sci Rep*, 2016, 6: 23724
- 92 Yu Z, Liu J, Wei X. Unraveling crack stability and strain localization in staggered composites by fracture analysis on the shear-lag model. *Compos Sci Tech*, 2018, 156: 262–268
- 93 Djumas L, Molotnikov A, Simon G P, et al. Enhanced mechanical performance of bio-inspired hybrid structures utilising topological interlocking geometry. *Sci Rep*, 2016, 6: 26706
- 94 Askarinejad S, Choshali H A, Flavin C, et al. Effects of tablet waviness on the mechanical response of architected multilayered materials: Modeling and experiment. *Compos Struct*, 2018, 195: 118–125
- 95 Narducci F, Lee K Y, Pinho S T. Realising damage-tolerant nacre-inspired CFRP. *J Mech Phys Solids*, 2018, 116: 391–402
- 96 Katti K S, Katti D R, Pradhan S M, et al. Platelet interlocks are the key to toughness and strength in nacre. *J Mater Res*, 2005, 20: 1097–1100
- 97 Zhang Y, Yao H, Ortiz C, et al. Bio-inspired interfacial strengthening strategy through geometrically interlocking designs. *J Mech Behav BioMed Mater*, 2012, 15: 70–77
- 98 Flores-Johnson E A, Shen L, Guimatsia I, et al. Numerical investigation of the impact behaviour of bioinspired nacre-like aluminium composite plates. *Compos Sci Tech*, 2014, 96: 13–22
- 99 Flores-Johnson E A, Shen L, Guimatsia I, et al. A numerical study of bioinspired nacre-like composite plates under blast loading. *Compos Struct*, 2015, 126: 329–336
- 100 Barthelat F, Zhu D. A novel biomimetic material duplicating the structure and mechanics of natural nacre. *J Mater Res*, 2011, 26: 1203–1215

- 101 Ghazlan A, Ngo T D, Tran P. Influence of interfacial geometry on the energy absorption capacity and load sharing mechanisms of nacreous composite shells. *Compos Struct*, 2015, 132: 299–309
- 102 Al-Maskari N S, McAdams D A, Reddy J N. Modeling of a biological material nacre: Waviness stiffness model. *Mater Sci Eng-C*, 2017, 70: 772–776
- 103 Cui S, Lu Z, Yang Z. Effect of interlocking structure on mechanical properties of bio-inspired nacreous composites. *Compos Struct*, 2019, 226: 111260
- 104 Cui S, Yang Z, Lu Z. An analytical model for the bio-inspired nacreous composites with interlocked “brick-and-mortar” structures. *Compos Sci Tech*, 2020, 193: 108131
- 105 Fratzl P, Gupta H S, Paschalis E P, et al. Structure and mechanical quality of the collagen-mineral nano-composite in bone. *J Mater Chem*, 2004, 14: 2115–2123
- 106 Rho J Y, Kuhn-Spearing L, Zioupos P. Mechanical properties and the hierarchical structure of bone. *Med Eng Phys*, 1998, 20: 92–102
- 107 Zhang Z Q, Liu B, Huang Y, et al. Mechanical properties of unidirectional nanocomposites with non-uniformly or randomly staggered platelet distribution. *J Mech Phys Solids*, 2010, 58: 1646–1660
- 108 Zhang Z Q, Liu B, Huang Y, et al. Mechanical properties of unidirectional nanocomposites with non-uniformly or randomly staggered platelet distribution. *J Mech Phys Solids*, 2010, 58: 1646–1660
- 109 Yao H, Song Z, Xu Z, et al. Cracks fail to intensify stress in nacreous composites. *Compos Sci Tech*, 2013, 81: 24–29
- 110 Fratzl P, Kolednik O, Fischer F D, et al. The mechanics of tessellations-bioinspired strategies for fracture resistance. *Chem Soc Rev*, 2016, 45: 252–267
- 111 Pro J W, Barthelat F. The fracture mechanics of biological and bioinspired materials. *MRS Bull*, 2019, 44: 46–52
- 112 Gao H J, Ji B H, Buehler M J, et al. Flaw tolerant bulk and surface nanostructures of biological systems. *Mech Chem Biosyst*, 2004, 1: 37–52
- 113 Budiansky B, Amazigo J C. Toughening by aligned, frictionally constrained fibers. *J Mech Phys Solids*, 1989, 37: 93–109
- 114 Abid N, Pro J W, Barthelat F. Fracture mechanics of nacre-like materials using discrete-element models: Effects of microstructure, interfaces and randomness. *J Mech Phys Solids*, 2019, 124: 350–365
- 115 Abid N, Mirkhalaf M, Barthelat F. Discrete-element modeling of nacre-like materials: Effects of random microstructures on strain localization and mechanical performance. *J Mech Phys Solids*, 2018, 112: 385–402
- 116 Liu J, Yu Z, Wei X. A multiscale analytical framework for mode I crack in staggered composites. *J Mech Phys Solids*, 2020, 145: 104157
- 117 Bekah S, Rabiei R, Barthelat F. Structure, scaling, and performance of natural micro- and nanocomposites. *BioNanoScience*, 2011, 1: 53–61
- 118 Ge Y, Huang G. A mechanical model of the crack-bridging effect in nacre with interlocking interface. *Arch Appl Mech*, 2022, 92: 151–162
- 119 Song J, Fan C, Ma H, et al. Crack deflection occurs by constrained microcracking in nacre. *Acta Mech Sin*, 2018, 34: 143–150
- 120 Evans A G, Suo Z, Wang R Z, et al. Model for the robust mechanical behavior of nacre. *J Mater Res*, 2001, 16: 2475–2484
- 121 Xie Z, Yao H. Crack deflection and flaw tolerance in “brick-and-mortar” structured composites. *Int J Appl Mech*, 2014, 06: 1450017
- 122 Ballarini R, Heuer A H. Secrets in the shell: The body armor of the queen conch is much tougher than comparable synthetic materials. What secrets does it hold? *Am Sci*, 2007, 95: 422–429
- 123 Kamat S, Kessler H, Ballarini R, et al. Fracture mechanisms of the *Strombus gigas* conch shell: II-micromechanics analyses of multiple cracking and large-scale crack bridging. *Acta Mater*, 2004, 52: 2395–2406
- 124 Gu G X, Takaffoli M, Buehler M J. Hierarchically enhanced impact resistance of bioinspired composites. *Adv Mater*, 2017, 29: 1700060
- 125 Xu L R, Huang Y G, Rosakis A J. Dynamic crack deflection and penetration at interfaces in homogeneous materials: Experimental studies and model predictions. *J Mech Phys Solids*, 2003, 51: 461–486
- 126 Hull D. *Fractography: Observing, Measuring, and Interpreting Fracture Surface Topography*. Cambridge: Cambridge University Press, 1999. 69–87
- 127 Wang D, Zaheri A, Russell B, et al. Fiber reorientation in hybrid helicoidal composites. *J Mech Behav BioMed Mater*, 2020, 110: 103914
- 128 Wu K, Song Z, Zhang S, et al. Discontinuous fibrous Bouligand architecture enabling formidable fracture resistance with crack orientation insensitivity. *Proc Natl Acad Sci USA*, 2020, 117: 15465–15472
- 129 Song Z, Ni Y, Cai S. Fracture modes and hybrid toughening mechanisms in oscillated/twisted plywood structure. *Acta BioMater*, 2019, 91: 284–293
- 130 Fischer F D, Kolednik O, Predan J, et al. Crack driving force in twisted plywood structures. *Acta BioMater*, 2017, 55: 349–359

- 131 Yang F, Xie W, Meng S. Analysis and simulation of fracture behavior in naturally occurring Bouligand structures. *Acta BioMater*, 2021, 135: 473–482
- 132 Gao Y, Guo Z, Song Z, et al. Spiral interface: A reinforcing mechanism for laminated composite materials learned from nature. *J Mech Phys Solids*, 2017, 109: 252–263
- 133 Wu K, Song Z, He L, et al. Analysis of optimal crosslink density and platelet size insensitivity in graphene-based artificial nacles. *Nanoscale*, 2018, 10: 556–565
- 134 Wu K, Zheng Z, Zhang S, et al. Interfacial strength-controlled energy dissipation mechanism and optimization in impact-resistant nacreous structure. *Mater Des*, 2019, 163: 107532
- 135 Wu K, Song Y, Zhang X, et al. A prestressing strategy enabled synergistic energy-dissipation in impact-resistant nacre-like structures. *Adv Sci*, 2022, 9: 2104867
- 136 Liu J, Zhu W, Yu Z, et al. Dynamic shear-lag model for understanding the role of matrix in energy dissipation in fiber-reinforced composites. *Acta BioMater*, 2018, 74: 270–279
- 137 Zhu W, Liu J, Wei X. A multiscale model for the prediction of ballistic performance of fiber-reinforced composites. *Int J Impact Eng*, 2021, 154: 103889
- 138 Meng X S, Zhou L C, Liu L, et al. Deformable hard tissue with high fatigue resistance in the hinge of bivalve *Cristaria plicata*. *Science*, 2023, 380: 1252–1257

Nonlinear mechanics and optimization design of bioinspired heterostructures

WANG ZeWen¹, WU KaiJin^{1*}, XIE LiLi¹, HE LingHui¹ & NI Yong^{1,2*}

¹ CAS Key Laboratory of Mechanical Behavior and Design of Materials, Department of Modern Mechanics, School of Engineering Science, University of Science and Technology of China, Hefei 230026, China;

² State Key Laboratory of Nonlinear Mechanics, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China

*Corresponding authors (NI Yong, email: yni@ustc.edu.cn; WU KaiJin, email: wukaijin@ustc.edu.cn)

Designing lightweight structures with high strength and toughness is a fundamental scientific problem in mechanics and materials science and an everlasting theme in engineering applications. Through millions of years of evolution, biological materials have developed delicate structures with stronger, tougher and lighter mechanical properties, which have become templates for the design of high-performance engineering materials. However, biological materials are often composed of multiscale and hierarchical structures and interfaces that display nonlinear and multiprocess deformation and fracture behaviors, which in turn determine their mechanical properties, such as strength and toughness. The development of nonlinear mechanical models to elucidate the fundamental nonlinear structure-interface-property relationships in biological materials and to provide optimized designs for high-performance biomimetic materials is key nonlinear mechanical issues. This paper provides a featured review of the representative biological “brick and mortar staggered structure” and “twisted fibrous structure”. This review first discusses the nonlinear mechanical models and structure-interface-property mechanisms for representative volume element (RVE) of bioinspired heterostructures. Then, the fracture behaviors and their correlation with the mechanics of RVE are demonstrated in bioinspired heterostructures with cracks. Furthermore, based on the above mechanical models and mechanisms, some design schemes are proposed to optimize mechanical properties, such as strength, toughness, kinetic energy dissipation, and fracture toughness. Finally, the remaining challenges and future perspectives for the nonlinear mechanics and optimization design of bioinspired heterostructures are proposed.

bioinspired heterostructures, nonlinear mechanics, RVE, fracture mechanics, optimization design

PACS: 46.50.+a, 61.43.-j, 62.20.Mk, 62.25.+g, 87.68.+z

doi: [10.1360/SSPMA-2023-0309](https://doi.org/10.1360/SSPMA-2023-0309)