

文章编号: 1001-4888(2020)02-190-09

碳纤维/环氧树脂仿贝壳珍珠层结构 强韧机制与性能优化的实验研究^{*}

郑依豪¹, 张浩², 栾云博¹, 贾怀明¹, 李永存¹, 许峰², 张星远¹

(1. 太原理工大学 机械与运载工程学院国家级力学实验教学示范中心, 山西太原 030024;

2. 中国科学技术大学 中国科学院材料力学行为与设计重点实验室, 安徽合肥 230026)

摘要: 材料的轻量化设计在生产实践中具有重大意义, 将天然贝壳珍珠层结构应用到现有的高性能人工合成材料上, 能够获得性能更加优异的轻质高强结构材料。本文采用碳纤维/环氧树脂复合材料, 设计出了多种具有规则“砖-泥”交错叠层结构的仿贝壳珍珠层复合材料, 通过力学性能测试实验、微观结构表征及力学原理分析等对不同片层单元长度及不同单元搭接形式的材料在拉伸载荷下的力学行为进行了研究, 探索了其微观结构对材料强度和韧性的影响机制。结果表明, “砖-泥”交错叠层结构中“砖块”单元长度是影响材料强度和韧性的关键因素, 而在此基础上通过对片层搭接形式的优化设计, 可进一步改善其内部的应力分布与载荷传递机制, 从而实现其强度和韧性的进一步提升与有效调控。

关键词: 仿贝壳珍珠层; 碳纤维/环氧树脂; 微结构; 强韧机制

中图分类号: O341

文献标识码: A

DOI: 10.7520/1001-4888-20-028

0 引言

材料的轻量化技术对于节约资源和降低成本具有重大意义, 是目前汽车制造、医疗器械, 以及航空装备等尖端领域亟需掌握的关键技术。实现轻量化设计既要降低材料消耗, 还需满足结构的安全性和可控性, 这就对材料的强度、刚度和韧性等综合性能提出更高要求。目前, 研究者主要采用层压组装、熔炼、有机合成、发泡等方法来设计和制备轻量化材料^[1-3], 而通过模仿天然生物材料的微观结构则是实现材料和结构轻量化设计的有效途径之一^[4]。许多天然生物材料虽然物质构成简单, 但是通过一些精巧的“有机-无机”结构构成而能够拥有优异的力学性能, 这为轻质高强复合材料的设计提供了思路。在诸多天然生物材料中, 贝壳珍珠层因兼具高强、高韧的优异特性, 已成为当前高性能复合材料领域的研究重点。

Wegst 等对天然贝壳的结构和力学性能的研究表明^[5], 贝壳珍珠层主要由体积含量为 95% 的硬质碳酸钙文石片层与少量的柔性生物大分子, 按照规则的“砖-泥”交错叠层的形式排列而成, 其强度高达 90~180MPa, 其韧性是文石片层的 3000 多倍, 这一超常的力学性能主要得益于其软、硬物质间的协同作用及其内部独特的“砖-泥”交错叠层结构, 这种特殊的物质搭配和内部结构为轻量化复合材料的微结构设计和性能改善提供了思路^[6]。例如, Yao 等以壳聚糖和蒙脱土(MMT)为组分材料, 利用溶液共混

^{*} 收稿日期: 2020-02-19; 修回日期: 2020-03-15

基金项目: 国家自然科学基金(11722221, 11890683)资助, 山西省基础研究计划项目(201701D221015, 201801D221025)资助, 中央高校基本科研业务费专项资金(WK2090050040, WK2090050040, WK2090050043)资助

通讯作者: 李永存(1982-), 男, 博士, 副教授。主要研究领域: 实验固体力学。Email: liyongcun@tyut.edu.cn

许峰(1980-), 男, 博士, 教授。主要研究领域: 实验固体力学。Email: xufeng3@ustc.edu.cn

法将 MMT 纳米片水溶液与壳聚糖溶液混合,然后通过对混合后的溶液进行蒸发诱导自组装,获得了类贝壳珍珠层结构的 MMT/壳聚糖复合薄膜,该复合薄膜具有高度规整的“砖-泥”交错叠层结构,拥有比传统方法下所制得薄膜更好的力学性能(杨氏模量:10GPa;拉伸强度:100MPa)^[7]。Launey 等则利用定向冷冻的方式得到了层状陶瓷支架结构,然后将甲基丙烯酸甲酯(MMA)渗入支架形成有机层,制备出具有“砖-泥”结构的复合材料,其韧性是单一组分的 300 多倍^[8]。上述研究表明,通过结构的设计与调控,将这种由结构所带来的性能增益机制应用到现有的高性能人工合成材料上,将可能突破传统合成材料的性能极限,从而获得性能更加优异的轻质高强材料。

碳纤维/环氧树脂复合材料是目前应用极为广泛的结构材料之一,具有轻质、高强、可大规模生产等诸多优异特性。在实际应用中,树脂和纤维间通过相互协作,有效发挥各自优势,使碳纤维/环氧树脂复合材料具有良好的承载能力^[9-10]。然而,长碳纤维成本高、韧性差,难以应用在形状复杂的构件上;其次,环氧树脂虽可以起到固结保护纤维的作用,但其韧性不高,难以防御纤维的脆断;此外,若采用短碳纤维制备环氧树脂复合材料,由于纤维团聚和空间排布无序等因素^[11],其强度远远低于碳纤维材料的性能,这些因素严重制约了碳纤维/环氧树脂复合材料在更广阔领域中的应用。目前,碳纤维/环氧树脂复合材料的传统性能优化方法主要是通过提高纤维性能、改善纤维与基体间的界面结合,或提高环氧树脂韧性来实现^[12],而通过对其内部结构进行设计以实现其性能进一步提高的工作则鲜有报道。由于碳纤维具有超强的力学性能,其与环氧树脂具有良好的结合特性,且碳纤维与环氧树脂可加工性能好,通过编织、切割组装、真空抽滤、固化等工艺,易于制得结构复杂、纤维取向一致、分布均匀的构件,因此,以碳纤维作为增强材料,通过模仿贝壳珍珠层内部微观结构,有望充分发挥碳纤维和环氧树脂的性能优势,从而制备出具有优异力学性能的轻质复合材料。

本文以碳纤维/环氧树脂复合材料为原料,采用剪切、叠层组装及高温固化等工艺,制备出多种具有规则“砖-泥”交错叠层结构的仿贝壳珍珠层碳纤维/环氧树脂复合材料,并对其在拉伸载荷作用下的力学行为进行实验研究。同时,结合其内部微观结构的表征结果,辅以细观力学理论和有限元模拟等方法分析了其加载过程中的力学作用机制。结果表明,“砖-泥”交错叠层结构中的“砖块”单元长度对于其强度和韧性具有重要影响,而在此基础上通过改变“砖块”单元的搭接比例可进一步改善其内部的应力分布、载荷传递机制和材料的破坏形式,从而实现其强度和韧性的调控与优化。

1 实验材料和测试表征

1.1 试样制作与实验方法

试样制作采用的原材料为单向碳纤维预浸布,是碳纤维丝束和环氧树脂经过涂膜、热压、覆膜等工艺制成的。实验中所使用的材料为成品碳纤维预浸布(型号为 USN02000,购买于光威复材公司),其中碳纤维和环氧树脂的质量比为 40:60,固化成型后预浸布拉伸强度为 1000MPa,拉伸模量为 115GPa,层间剪切强度为 55MPa。

实验中,将宽度为 5mm,厚度为 0.03mm 的连续长碳纤维预浸布切割成不同长度(5mm、10mm、15mm、20mm、30mm、40mm、50mm)的短切碳纤维预浸布单元,如图 1 试件制作示意图所示,以单元片长度的 50%作为交错搭接长度,将材料以“砖-泥”交错结构叠层搭接 10 层,制成 100mm×5mm×0.3mm 的试件,经过压实和真空除泡后在 120℃温度条件下固化 90min,最后得到 7 组结构形式相同、单元长度不同的仿贝壳结构碳纤维/环氧树脂复合材料。此外,以相同的方法制备 1 组不经裁剪,直接由连续性长碳纤维预浸布层压制成的无单元组(No Cell)。

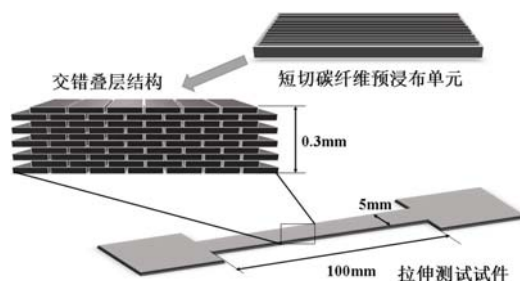


图 1 试件制作示意图

Fig.1 The fabrication of specimens

1.2 力学测试与表征

将制备得到的试件在 Instron3343 材料力学试验机上进行拉伸性能测试,加载速度为 2mm/min,每种样品的实验结果为 5 个试件测试结果的均值。材料拉伸断裂后的断面形貌在扫描电镜 SEM(型号: JEOL 7100F,加速电压:3kV)下进行表征。

2 结果与讨论

2.1 “砖块”单元长度对仿贝壳结构材料力学行为的影响机制

图 2(a)为碳纤维/环氧树脂复合片层材料以不同的“砖块”单元长度构成“砖-泥”交错叠层结构时的强度测试结果,图中横坐标表示单元长度,NO 代表无单元组。当单元长度为 5mm 时,材料的拉伸强度水平较低,为 498.27MPa;当其单元长度增加至 10mm 和 15mm(包括 15mm)时,其拉伸强度也分别逐渐增加至 518.83MPa 和 650MPa;当单元长度从 15mm 到 50mm 进一步增加的过程中,材料拉伸强度在 651.94MPa 和 692.98MPa 之间波动,这与无单元组所得到的 865.27MPa 拉伸强度水平尚有一定差距,显然该材料强度变化趋势与其由不同单元长度所构成的微观结构密切相关。由于在该结构中,碳纤维/环氧树脂片层是叠层结构中的“砖块”单元,而层间的环氧树脂则是连接片层的软质“泥”结构。在拉伸断裂过程中其内部破坏形式主要包括“砖块”单元的断裂、层间界面的脱粘等。图 3(a)~(c)为改变“砖-泥”交错叠层结构中“砖块”单元搭接比例后得到的 50%、33%和 10%搭接比例下材料的 SEM 表征

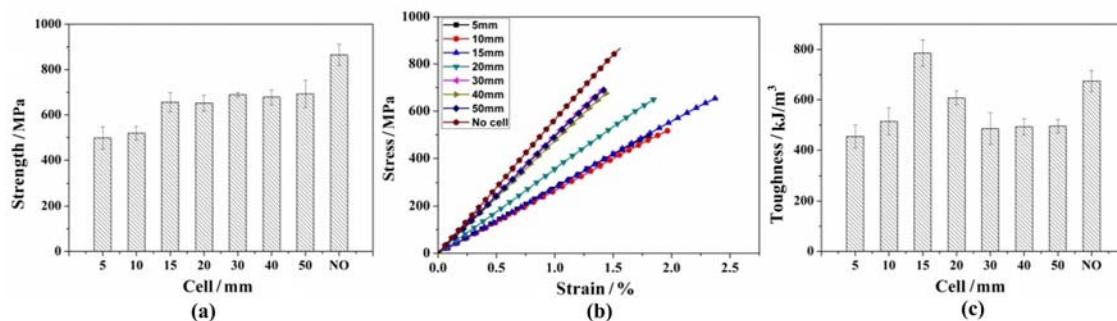


图 2 50%搭接比例下不同“砖块”单元长度材料的(a)拉伸强度;(b)应力—应变曲线;(c)韧性

Fig. 2 (a)The tensile strength; (b) the typical stress-strain curves; (c) the toughness of the composites of different length of “brick” element with 50% overlap ratio

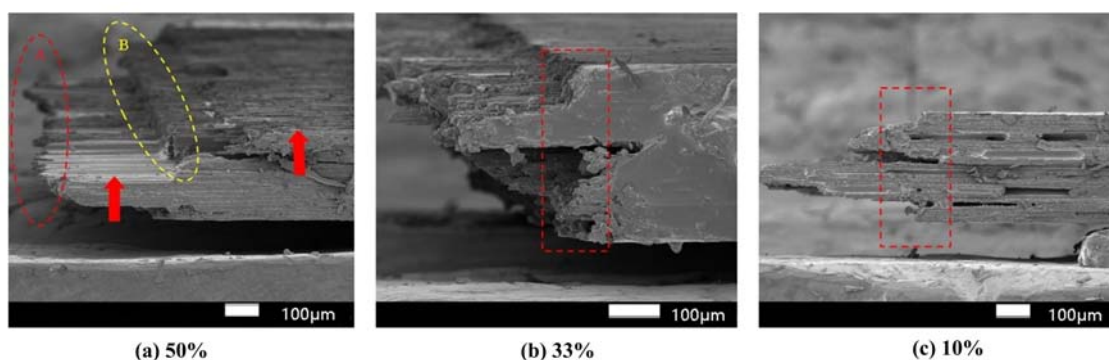


图 3 (a)50%; (b)33%; (c)10%搭接比例下材料的 SEM 表征

Fig. 3 SEM images of composite with the overlap ratio of (a)50%; (b)33%; (c)10%

结果(其中,图 3(b)、(c)将在 2.2 节中分析研究),图 3(a)为 50%搭接比例下材料的 SEM 表征,在不同单元层的断面上,可观测到原完整片层首尾对接处被拉开的整齐单元边界(如图中黄色矩形区域 B 所示),以及一些被拉断后参差不齐的断裂纤维(如图中红色椭圆区域 A 所示),这表明单元片层中的物质包括环氧树脂和碳纤维的应力已超过其承载极限从而发生断裂破坏。此外,在该“砖-泥”交错叠层结构中,任一平面铺层是由独立的“砖块”单元首尾相连对接而成的,而层间则是靠环氧树脂交错粘接实现的,所以各片层所承担的载荷主要通过层间环氧树脂进行传递。因此,层间界面脱粘主要是由于试件受

到拉伸载荷时,层间环氧树脂发生剪切变形,其剪应力超过强度极限而发生破坏造成的。由于环氧树脂的剪切强度低($\approx 55\text{MPa}$),因此层压形成的界面极易破坏,从而产生图 3(a)中所示的清晰平整的滑动脱粘界面(如箭头指示),这种剪切破坏往往会成为材料整体断裂破坏的诱因之一^[13]。

基于上述材料破坏模式的分析以及前期的研究成果^[15],本实验中的破坏模式可采用拉剪链理论^[16]进行分析,图 4(a)为拉剪链模型示意图,该模型认为软物质在材料拉伸过程中通过剪应变传递应力,而硬物质为拉力的承载主体,从而得到一种长链状简化模型。基于拉剪链模型,本文建立了“砖-泥”交错叠层结构模型,并通过有限元数值模拟方法(采用 ABAQUS 软件)对其在拉伸过程中的力学行为进行研究。模型中,“砖块”单元被赋予碳纤维/环氧树脂的材料属性,而连接片层的软质“泥”结构则相应地被赋予环氧树脂的材料属性。所有模型左端固定;右端受到拉伸方向的均布载荷,大小为 9MPa ,模型上下边界与拉伸测试实验时相同,不受任何约束。网格单元类型为 CPS4,其材料属性如表 1^[14]所示,模型中的应力分布结果如图 4(b)所示。

表 1 模型中各部分的材料属性

Tab. 1 Material properties of each part of the model

属性	杨氏模量/GPa		剪切模量/GPa		泊松比	拉伸强度/MPa	剪切强度/MPa	
	E_x	E_y	G_x	G_y			X_t	Y_t
碳纤维/环氧树脂	115	7.4	6.9	4.3	0.33	1000	30	33
环氧树脂	3.2		1.2		0.35	85	55	

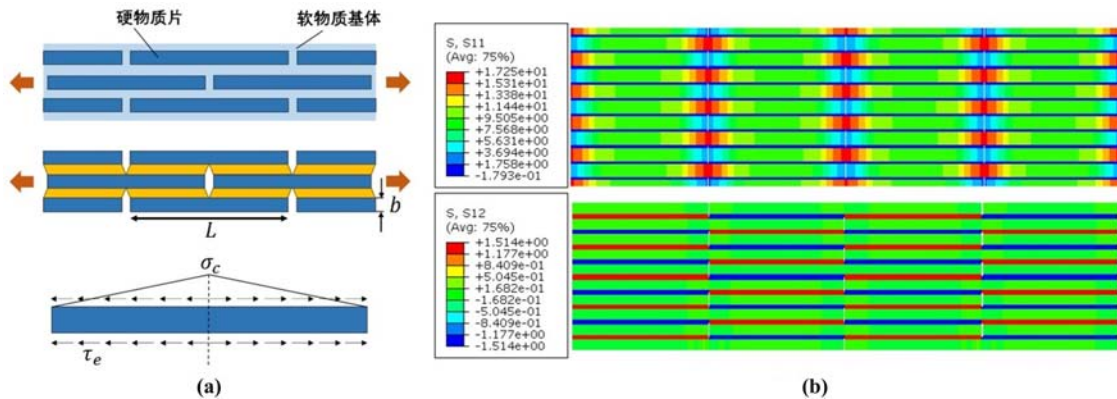


图 4 (a)拉剪链模型示意图; (b)模型中水平方向主应力 S11 和剪应力 S12 分布云图

Fig. 4 (a)Diagram of the tension-shear chain model; (b)the distribution of horizontal principal stress S11 and shear stress S12 in the model

图 4(b)为材料在水平方向主应力 S11 和平面内剪应力 S12 的分布云图,而对模型所施加的外载荷同样是沿着水平方向,因此两幅应力云图能够有效地展现在拉伸载荷下“砖块”单元和环氧树脂上所受到的正应力 σ_c 和 σ_e 以及剪应力 τ_c 和 τ_e ,显然“砖块”单元的两端几乎不受任何载荷,但其是拉力的主要承担者,且层间环氧树脂上的剪应力是均匀分布的,因此“砖块”单元的正应力沿着拉伸方向线性分布(如图 4(a)所示)。根据力的平衡方程,其最大值在片层中间截面,可得

$$\sigma_c = \frac{L\tau_e}{h} \quad (1)$$

式中, σ_c 是单元中间截面上的正应力; τ_e 是界面上环氧树脂所受到的剪应力; L 、 h 为单元的长度和厚度。因为材料厚度 h 固定,所以单元长度 L 为唯一变量。在外载荷增加过程中, σ_c 和 τ_e 同时增加,并满足式(1)比例关系,当 τ_e 或 σ_c 到达各自临界值 τ_c 或 σ_c 时,都将引起材料的破坏,这将导致不同的材料破坏情况:

(1)当单元长度较小时(如 5mm):由于 L 较小,所以 σ_c 也较小,在加载过程中 τ_e 将率先到达其临界值 τ_c 。而 $\sigma_c < \sigma_c$,所以单元中心处的最大应力还未达到其破坏应力。因此,位于层间的树脂将达到其

剪切应力极限而发生破坏,从而造成层间界面脱粘或直接诱发整个材料的断裂破坏。由此可知,该情况下并不能发挥材料的最佳性能,但是若增加 L ,则能在加载过程中延缓这种剪切破坏,使得 σ_c 达到更大值,从而提升材料的整体强度。

(2)当单元长度 L 继续增长时,在拉伸过程中将出现一种临界情况,即纤维中心位置处的拉应力和层间界面上环氧树脂中的剪应力几乎同时达到其强度极限而发生破坏,即

$$\sigma_{cr} = \frac{L\tau_{cr}}{h} \quad (2)$$

此时 $L=L_{cr}$ (L_{cr} 为单元的临界单元长度),这种情况下单元片层和层间的环氧树脂都能充分发挥其强度性能,避免层间环氧树脂的过早破坏,因此复合材料的整体拉伸强度将大幅提高。

(3)当 $L>L_{cr}$ 时:加载过程中,由于 L 的值较大,当 τ_c 的大小尚未达到其临界值 τ_{cr} ,而单元片层中心位置处的正应力将率先达到其应力极限,即 $\sigma_c=\sigma_{cr}$ 时而发生断裂,从而使材料整体发生破坏。当继续增大 L ,材料内部 σ_c 与 τ_c 之间依然保持该关系,即

$$\sigma_c = \frac{L\tau_c}{h} = \sigma_{cr} < \frac{L\tau_{cr}}{h} \quad (3)$$

因此,材料的强度水平始终由 $\sigma_c=\sigma_{cr}$ 这一条件主导,而片层单元正是拉力的主要承载主体,其实现最大强度性能即能够反映材料整体的强度水平,所以继续增加单元长度,材料的拉伸强度保持在同一水平无明显变化。

通过“砖-泥”交错叠层结构模型分析得到的结果与实验得到的图 2(a)中材料的拉伸强度变化趋势一致,随着单元长度 L 的增加,材料的强度变化呈现出了先逐渐提升至一定强度水平,然后维持小幅波动的两个阶段,在该变化中环氧树脂的剪切破坏在其中扮演了重要的角色。但值得注意的是:上述实验中所能实现的材料的最大强度都明显小于无单元组,该强度差距可能与同一铺层内独立单元间纤维不连续以及“砖-泥”结构的搭接比例等因素有关,相关问题将在下一节分析讨论。

关于材料的刚性特征,从拉伸时的应力—应变曲线图 2(b)中可以看出:单元长度为 5mm、10mm、15mm 和单元长度为 30mm、40mm、50mm 的材料分别拥有两组近似的弹性模量,而从整体趋势上看,随单元长度的增加,材料的弹性模量也逐渐增大。其中,由连续长碳纤维预浸布层压得到的无单元组的刚度最大。根据之前的分析,单元长度越小,层间的环氧树脂上的剪应力 τ_c 越容易在材料拉伸过程中达到强度极限。这同时也表明,在相同拉伸载荷下,其剪切应力 τ_c 越大,剪切应变也越大,而材料整体的拉伸应变则主要是由环氧树脂的剪切变形所引起的,因此材料整体的拉伸变形增大,刚度减小。而无单元组材料的拉伸应变则与碳纤维/环氧树脂片层的拉伸应变变量相同,都远小于其他组,因此刚度最大。

此外,材料在断裂过程中由于纤维和端部基体的断裂,以及产生的新的曲折界面将吸收大量的能量,而不同的单元长度将造成不同的破坏结果,从而对材料的韧性产生显著影响。材料的韧性特征可以用材料在破坏前的最大储能密度来表征,由应力—应变曲线图 2(b)可知,破坏前材料的应力应变之间为线弹性关系,储能密度可用应力—应变曲线下的面积表示^[17]。图 2(c)为不同单元长度下材料的韧性对比图,只有单元长度为 15mm 时材料的韧性超越了无单元组材料的韧性,这是因为其在保有较高强度水平的同时,也拥有较大的断裂应变,而其他情况下材料都无法同时拥有高强度和大断裂应变,无法得到更高的韧性性能。

2.2 调控“砖块”单元搭接比例,进一步改善材料力学性能

在 2.1 节的研究中分析了将“砖块”单元按中心交错搭建成仿贝壳珍珠层结构时材料的力学机制,表明“砖块”长度对材料的应力传递和破坏机制具有重要影响。实际上,在碳纤维/环氧树脂复合材料中其微观结构除了单元片层的长度之外,片层之间的搭接方式对材料的力学性能也有影响。为此,本文在 2.1 节的基础上继续探索了搭接比例对材料力学性能的影响机制。由于“砖块”单元长度对材料整体强度具有重要影响,所以表现出先“逐步提升”后“小幅波动”两个特征阶段。而在本节中,将进一步探索“砖块”单元的搭接比例对材料力学性能的影响。为更加充分地说明搭接比例而非“砖块”尺寸可能引起的力学性能差异,将分别在这两个阶段中选取片层为 10mm 和 40mm 的样品为代表,来进一步分析“砖

块”单元的搭接比例对材料力学行为的影响机制。图5为10mm和40mm两组不同搭接比例的材料和无单元组材料的拉伸强度、应力—应变曲线以及韧性结果,不同比例的搭接方式如图6(a) 50%、33%、10%三种搭接比例下的组装示意图所示。下面将逐一一对图5中展现出的材料的力学性能进行分析。图5(a)为这两组不同搭接比例的材料和无单元组材料的拉伸强度测试结果,横坐标中 Cell-Mis 表示不同单元长度和交错搭接比例,该结果展现出了显著的强度变化趋势。当搭接比例由10%增加到50%,单元长度为10mm的材料拉伸强度由747.4MPa降低至518.8MPa,而单元长度为40mm的材料拉伸强度由849.8MPa降低至678.2MPa,即:相同单元长度下,在一定范围内随着单元搭接比例的增加,材料的拉伸强度逐渐减小,但是这些材料的强度都无法达到无单元组的强度水平。图3为单元长度为10mm时,三种搭接比例下样品断面的扫描电镜表征结果,由图3(b)、(c)可以发现,材料在某一处集中断裂,形成了曲折不平齐的断裂截面(红色矩形区域)。为分析该强度变化的力学机理,本节基于有限元数值模拟方法,建立了10%、33%和50%三种搭接比例的“砖-泥”交错叠层结构模型,对其静态拉伸过程中的力学机制进行模拟分析,结果如图6(b)所示。

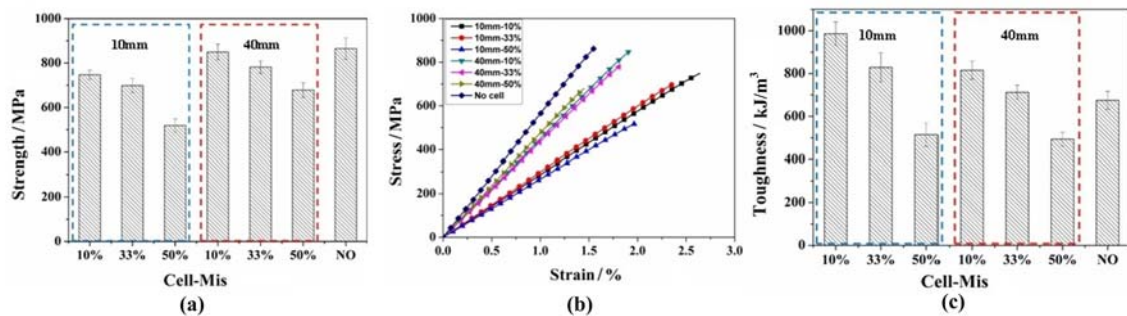


图5 两组不同搭接比例的材料和无单元组材料的(a)拉伸强度;(b)应力—应变曲线;(c)韧性

Fig. 5 (a) The tensile strength; (b) the typical stress-strain curves; (c) the toughness of two groups composite with different overlap ratio and the composite without element

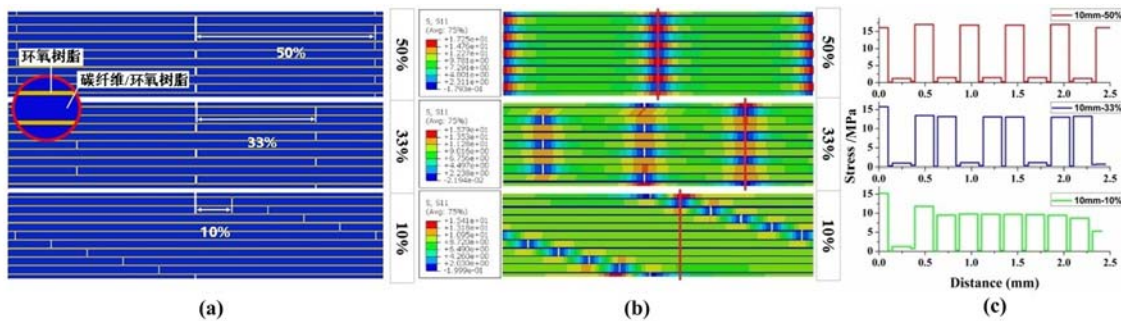


图6 10%、33%和50%三种搭接比例下的(a)组装示意图,

(b)水平方向主应力 S11 分布云图,(c)危险截面上的应力分布曲线图

Fig. 6 (a) Diagram of the assembly structure, (b) the distribution of horizontal principal stress S11,

(c) the stress distribution curve on dangerous section of composite with the overlap ratio of 10%, 33% and 50%

在三种不同搭接比例下,材料中的应力分布出现了一个明显特征:独立片层单元的两端几乎没有应力,即首尾相连的间断处无法承担拉伸载荷,这将使得与该间断位置相邻的片层承担更多载荷,从而出现明显的应力集中。如果垂直于拉伸方向的同一横截面内出现多个该类间断截面,那么该截面内连续片层上的正应力水平则更大。此外,由应力分布云图(图6(b))也可看出,在不对称搭接时,最大应力出现在材料外层的间断处附近,结合材料在拉伸实验中所观察到的真实断裂位置和断裂形式可确定该材料的危险断裂截面,即沿着如图6(b)中红线所示位置的断裂截面,而非大幅“之”字状偏折的断裂截面或者阶梯状偏折的断裂截面。图6(c)为沿危险断裂截面提取的应力变化曲线(单元长度为10mm),横坐标 Distance 为危险断裂截面上的材料距离截面上边界的距离,纵坐标表明在拉伸载荷相同时,沿着该截面上单元片层和层间环氧树脂上的正应力值,10%、33%和50%三种搭接情况下每个危险截面上

的最大应力值分别为 15.4MPa、15.7MPa 和 17.2MPa,基本在同一应力水平。当采用 10% 搭接比例时,在危险截面上共有 9 层单元作为承载主体来共同分担截面上的拉力,片层单元上平均拉应力为 9.83MPa。而在 33% 和 50% 搭接比例时,危险断裂截面上分担载荷的片层单元数量为 6 层和 5 层,对应的每层单元上的平均应力分别为 13.34MPa 和 16.76MPa,显然危险截面上分担拉力的单元层数越少,每层单元上的应力大小也就越大,两者呈反比例关系,材料就越容易发生破坏,这可能就是图 5(a) 中材料强度随搭接比例的增加而下降的重要原因。值得注意的是:在拉伸实验结果中,材料的拉伸强度在数值上并不是与危险截面上分担拉力的单元层数呈简单的线性相关。例如,无单元组材料在危险界面上分担拉力的层数为 10 层,理论上其强度应是 50% 搭接比例下强度数值的 2 倍,但实验中两者的强度却不满足该关系,其原因可能是:一方面,由于材料制备过程中,片层中的环氧树脂溢出至片层连接的端部,这部分环氧树脂在材料拉伸时将承担一部分载荷,但是在采用拉剪链模型时,将危险截面上承担该部分拉应力的环氧树脂忽略了,从而导致该交错叠层结构下材料整体强度的低估;另一方面,实验中的“砖块”单元是纤维增强环氧树脂复合结构,因此通过交错叠层组装后的材料实际为多级结构材料,而模拟当中将“砖块”单元碳纤维/环氧树脂简化为均匀的正交各向异性材料,每个单元片层在受到沿纤维方向的均布载荷时,碳纤维和环氧树脂同时变形,但是在实际情况中,由于在界面上的剪应力传递给片层时,在片层内部的应力由外向内传递,其内部的环氧树脂在形成应力梯度、传递剪应力和固结纤维等时的增强作用也被简化忽略,从而使材料整体强度被低估,该多级结构中的力学作用机制将在后续研究中进一步深入分析。

图 5(b) 为两组不同搭接比例的材料和无单元组材料的应力—应变曲线,可以看出:“砖-泥”交错叠层结构中单元的长度相同而单元搭接比例不同时,材料的刚度水平相近,单元长度越大,则刚度越大。其中,无单元组的刚度最大,这一刚度规律与 2.1 节中所分析的刚度规律相符,而搭接比例不是材料刚度主要的影响因素。图 5(c) 为两组不同搭接比例的材料和无单元组材料的韧性图,按照 10% 和 33% 比例搭接时其韧性都高于无单元组。虽然它们的强度都无法达到无单元组的强度值,但通过“砖-泥”交错叠层结构的设计,都使它们在保有一定水平的强度前提下,大幅提高了其在拉伸方向的变形能力,从而增加了材料的韧性。其中,单元长度为 10mm 且搭接比例为 10% 的结构,既在短单元长度下实现了高拉伸变形量,又在危险截面上拥有较多分担拉伸载荷的单元片层而保有了较高的强度水平,因此获得了实验组中最佳的韧性性能。

本文研究结果表明,将碳纤维/环氧树脂复合材料按照仿生贝壳珍珠层结构设计,由纤维增强结构按照“砖-泥”交错结构堆叠而成时,通过对单元长度和单元搭接比例等微观结构进行设计,能够保持连续性长碳纤维层压板相近强度的情况下进一步提高其韧性。本文研究结果为解决连续纤维增强复合材料韧性差的缺陷提供了有意义的探索,同时也可为轻质高性能多级结构复合材料的设计和提供一定的参考。

3 结 论

本文以碳纤维/环氧树脂为原料,以 50% 为搭接比例,通过改变微结构中单元长度制备出了多组具有规则“砖-泥”交错叠层结构的仿贝壳珍珠层碳纤维/环氧树脂复合材料,对其在拉伸载荷作用下的力学行为进行了研究;分析了“砖-泥”交错叠层结构中的“砖块”单元长度对于其强度和韧性的影响,并在此基础上探索了其他单元搭接比例下材料内部的应力分布、载荷传递机制和材料的破坏形式,结果表明:

(1) 50% 的搭接比例下,随着“砖块”单元长度 L 的增加,材料的拉伸强度变化呈现出了先逐渐提升至一定强度水平,然后维持小幅波动的两个阶段,在该过程中“砖-泥”交错叠层结构特殊的力学传导机制和环氧树脂的剪切破坏为材料力学性能的重要影响因素。此外,单元长度越大,材料的弹性模量越大,载荷下的拉伸变形能力越差,因此,单元长度为 15mm 时材料得到了最佳韧性性能,正是因为其在保有较高强度水平的同时,也获得了较好的拉伸变形能力。

(2) 在研究单元搭接比例对材料性能的影响时,以单元长度为 10mm 和 40mm 制作实验试样,单元

搭接比例为10%时材料的拉伸强度最大。这与“砖-泥”交错叠层结构中特有的危险断裂截面有关,该截面上参与分担载荷的片层单元数量越多,材料的强度越大。此外,相比于长度为40mm的单元所制作的材料,长度为10mm的单元所制作材料的拉伸变形能力更强,而单元搭接比例对材料拉伸性能的影响并不显著。因此,以10%为搭接比例,10mm为单元长度的“砖-泥”交错叠层结构通过改变单元搭接比例进一步提高了材料的韧性性能。

参考文献:

- [1] 范子杰, 桂良进, 苏瑞意. 汽车轻量化技术的研究与进展[J]. 汽车安全与节能学报, 2014(1):5-20 (FAN Zijie, GUI Liangjin, SU Ruiyi, et al. Research and development of automotive lightweight technology[J]. Journal of Automotive Safety and Energy, 2014(1):5-20 (in Chinese))
- [2] 王宇新, 顾元宪, 孙明, 等. 冲击载荷作用下多孔材料复合结构防爆理论计算[J]. 兵工学报, 2006, 27(2):375-379 (WANG Yuxin, GU Yuanxian, SUN Ming, et al. Blast-resistant calculation of compound structure with porous material under impact load[J]. Acta Armamentarii, 2006, 27(2):375-379 (in Chinese))
- [3] 王刚, 贡泽飞, 李贺, 等. 泡沫铝复合零件在汽车轻量化中的应用[J]. 热加工工艺, 2015(8):32-35 (WANG Gang, GONG Zefei, LI He, et al. Application of composite parts filled with aluminum foam material in vehicle lightweight[J]. Hot Working Technology, 2015(8):32-35 (in Chinese))
- [4] 刘克松, 江雷. 仿生结构及其功能材料研究进展[J]. 科学通报, 2009(18):59-73 (LIU Kesong, JIANG Lei. Research progress on biomimetic structural and functional materials[J]. Chinese Journal, 2009(18):59-73 (in Chinese))
- [5] Wegst U G K, Ashby M F. The mechanical efficiency of natural materials[J]. Philosophical Magazine, 84(21):2167-2186.
- [6] 蔡国斌, 俞书宏. 仿生纳米材料的设计与未来[J]. 生命科学, 2008(3):39-44 (CAI Guobin, YU Shuhong. The design and future of bio-inspired nanomaterials[J]. Chinese Bulletin of Life Sciences, 2008(3):39-44 (in Chinese))
- [7] Hongbin Yao, Zhihua Tan, Haiyu Fang, et al. Artificial nacre-like bionanocomposite films from the self-assembly of chitosan-montmorillonite hybrid building blocks[J]. Angewandte Chemie International Edition, 2010, 49(52):10127-10131.
- [8] Launey M E, Munch E, Alsem D H, et al. Designing highly toughened hybrid composites through nature-inspired hierarchical complexity[J]. Acta Materialia, 2009, 57(10):2919-2932.
- [9] Smith B L, Schäffer T E, Viani M, et al. Molecular mechanistic origin of the toughness of natural adhesives, fibres and composites[J]. Nature, 1999, 399:761-763.
- [10] 王振兴, 原梅妮, 李立州, 等. 贝壳珍珠母增韧机理研究进展[J]. 材料导报, 2015(15):102-106 (WANG Zhenxing, YUAN Meini, LI Lizhou, et al. Research progress of toughening mechanisms of nacre shell[J]. Materials Review, 2015(15):102-106 (in Chinese))
- [11] 陈永乐, 胡程耀, 霍冀川, 等. 环氧树脂/短切碳纤维复合材料性能研究[J]. 中国塑料, 2015(2):50-54 (CHEN Yongle, HU Chengyao, HUO Jichuan, et al. Properties of epoxy resin/short carbon fiber composites[J]. China Plastics, 2015(2):50-54 (in Chinese))
- [12] 唐见茂. 碳纤维树脂基复合材料发展现状及前景展望[J]. 航天器环境工程, 2010(3):269-280 (TANG Jianmao. Review of studies of carbon fiber resin matrix composites[J]. Spacecraft Environment Engineering, 2010(3):269-280 (in Chinese))
- [13] 卓航, 李是卓, 韩恩林, 等. 高强高模聚酰亚胺纤维/环氧树脂复合材料力学性能与破坏机制[J]. 复合材料学报, 2019, 36(9):2101-2109 (ZHUO Hang, LI Shizhuo, HAN Enlin, et al. Mechanical properties and failure mechanism of high strength and high modulus polyimide fiber/epoxy composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2019, 36(9):2101-2109 (in Chinese))
- [14] Abdel-Ghany A, Taha I, Ebeid S. Failure prediction of fiber reinforced polymer[J]. International Journal of Engineering and Technical Research, 2016, 4(2):115-120.
- [15] Yongcun Li, Zhicheng Xue, Yunbo Luan, et al. Improved mechanical performance of graphene oxide based artificial nacre composites by regulating the micro-laminated structure and interface bonding[J]. Composites

Science and Technology, 2019, 179:63—68.

- [16] Ji B, Gao H. Mechanical properties of nanostructure of biological materials[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2004, 52(9):1963—1990.
- [17] Zhang Z Q, Liu B, Huang Y, et al. Mechanical properties of unidirectional nanocomposites with non-uniformly or randomly staggered platelet distribution[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2010, 58(10):1646—1660.

Experimental study on the toughening mechanism and performance optimization of carbon fiber/epoxy based nacre-like structure

ZHENG Yi-hao¹, ZHANG Hao², LUAN Yun-bo¹, JIA Huai-ming¹,
LI Yong-cun¹, XU Feng², ZHANG Xing-yuan¹

(1. National Demonstration Center for Experimental Mechanics Education of Mechanical and Vehicle Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China; 2. CAS Key Laboratory of Mechanical Behavior and Design of Materials, University of Science and Technology of China, Hefei 230026, China)

Abstract: The lightweight design of materials is of great significance in production practice. The structure characteristic of shell nacre can be applied to the existing high performance synthetic materials to obtain the lightweight and high strength materials with better performance. In this paper, the carbon fiber/epoxy resin composites were used as raw materials to prepare a variety of nacre-like composites with regular “brick-mortar” staggered lamination structure. The mechanical behavior of these composite materials with different length and overlap ratios of lamellar elements under tensile loading was studied by means of mechanical property test experiment, microstructure characterization and mechanical analysis, and the influence of microstructure on the strength and toughness of materials was also explored. The results show that the length of the “brick” element in the “brick-mortar” staggered lamination structure is a key factor that may affect the strength and toughness of materials. On this basis, through the optimal design of the overlapping form of lamellar elements, the internal stress distribution and load transfer can be further improved, so as to realize the further enhancement and effective regulation of their strength and toughness.

Keywords: nacre-like structure; carbon fiber/epoxy composite; microstructure; toughening mechanism