三维编织复合材料冲击损伤分布的温度和结构效应

胡美琪, 孙宝忠, 顾伯洪*

东华大学纺织学院, 上海 201620

* E-mail: gubh@dhu.edu.cn

收稿日期: 2020-01-03; 接受日期: 2020-05-20; 网络版发表日期: 2020-06-10

国家自然科学基金(批准号: 51875099, 51675095)资助项目

摘要 三维编织复合材料是通过纤维束编织和基体成型制备得到的复合材料, 能以“近净成型”的方式实现材料结构一体化制造复杂外形结构件, 减少装配连接数量. 该材料已经在航空航天、高速车辆和重要民用设施中得到广泛应用. 我们采用高速摄影记录冲击变形过程, 用计算机断层扫描(CT)技术和有限元方法表征三维编织碳纤维/环氧树脂复合材料在多次冲击加载下的内部损伤分布与环境温度、细观结构间的关系. 研究发现, 温度增加, 树脂由脆性失效变为韧性失效, 界面黏结强度降低, 失效模式变为纤维/树脂界面开裂和树脂脱黏; 编织角增加, 失效模式由界面开裂转变为树脂脱黏开裂和界面开裂同时发生, 抗冲击容限提高, 吸收能量增加导致局部温升提高; 冲击次数增加, 冲击损伤的积累导致增强体变形、界面开裂和树脂脱黏有明显的累加效应.

关键词 三维编织复合材料, 编织结构, 温度效应, 冲击损伤

1 引言

三维编织复合材料中纤维束编织形成复杂外型三维整体结构, 具有较好的材料制造赋形和轻质高强特性, 已被广泛应用于重要飞行器等的生产制造领域^[1]. 在服役过程中高温环境和多次冲击是经常遇到的加载模式. 研究三维编织复合材料在不同温度和冲击载荷作用下的内部损伤分布将能直接应用于材料优化设计.

关于三维编织复合材料冲击损伤的已有研究包括三维四向编织复合材料横向冲击性质与温度和冲击速度的关系^[2]、冲击能量吸收下的复合材料结构特

征^[3-5]、高速冲击下的力学响应^[6], 但没有明确表征三维编织复合材料冲击损伤的内部分布和模式. 目前无损检测方法如计算机断层扫描(CT)技术已被用于研究准静态压缩下复合材料的结构特性^[7]、复合材料低速冲击下的损伤机制^[8,9]、机织复合材料的拉伸性能^[10]和弯曲性能^[11], 发现纤维增强聚合物复合材料在机械加载过程中的损伤演化和破坏机制, 但没有考虑三维编织复合材料在多次冲击加载下的细观结构和温度效应. 上述研究制约了三维编织复合材料构件在多次冲击和高低温环境下使用和服役可靠性的准确评估.

目前对三维编织复合材料多次冲击损伤已有一些研究进展^[12,13], 我们也发现了冲击剪切断裂机理^[14-16],

引用格式: 胡美琪, 孙宝忠, 顾伯洪. 三维编织复合材料冲击损伤分布的温度和结构效应. 中国科学: 技术科学, 2021, 51: 108–118

Hu M Q, Sun B Z, Gu B H. Temperature and structure effects on the impact damage distribution of 3D braided composites (in Chinese). Sci Sin Tech, 2021, 51: 108–118, doi: 10.1360/SST-2020-0003

但还没有扩展到三维编织复合材料在多次横向冲击加载作用下温度与结构的效应。我们采用CT扫描得到材料内部损伤分布形态, 结合有限元分析, 比较不同环境温度和冲击速度下两种编织结构复合材料的失效行为和损伤模式, 研究多次冲击加载下纤维束和树脂的应力分布及复合材料细观结构破坏机制, 发现温度和细观结构特征对多次冲击损伤的影响规律, 应用于不同环境温度下编织复合材料冲击损伤容限设计。

2 材料与方法

2.1 材料制备

三维编织碳纤维/环氧树脂复合材料梁是由T700-12K碳纤维束作为增强材料(东丽公司Toray®, 日本), 通过四步法1×1编织纱线组合为21×5的三维编织预成型体。通过真空辅助树脂传递模塑(VARTM)工艺制成复合材料, 树脂为JC-02A/JC-02B型环氧树脂(江苏常熟佳发化学有限责任公司)。表1是碳纤维和环氧树脂的力学参数。图1是三维编织预成型体和面编织角分别为30°和40°的复合材料, 平均厚度分别为5.9和6.3 mm, 平均宽度分别为27.2和25.8 mm, 体积分数分别为28.6%和30.8%。

2.2 试验方法

图2(a)是带有自主设计加热装置的改进型分离式霍普金森杆(SHPB)测试三维编织复合材料梁在不同环境温度和冲击速度下的横向冲击性能配置图。同时利用i-SPEED 716型高速摄影机(IX Cameras Ltd., 英国)对试件冲击过程中的损伤破坏状态进行记录, 频率为5万帧/秒。在冲击试验前, 将试件在加热装置中保温20 min, 之后迅速进行冲击试验以免热量损失, 相同条件下重复三次试验, 取平均值。冲击速度为8.8和19.4 m/s, 温度为室温(25°C)和150°C。

表1 碳纤维和环氧树脂的力学参数^{a)}

Table 1 Mechanical parameters of carbon fiber and epoxy resin

	E_{11} (GPa)	$E_{22}=E_{33}$ (GPa)	$G_{12}=G_{13}$ (GPa)	G_{23} (GPa)	$\nu_{12}=\nu_{13}$	ν_{23}	ρ (g/cm ³)	α_{11} ($\times 10^{-6}/K$)	$\alpha_{22}=\alpha_{33}$ ($\times 10^{-6}/K$)	T (°C)
Carbon fiber	230	14	9	5	0.25	0.3	1.78	-0.38	12	25
Epoxy resin		2.40		0.90					67.00	25
		0.02		0.01	0.33		1.13		80.85	150

a) E 表示弹性模量; G 表示剪切模量; ν 表示泊松比; ρ 表示密度; α 表示热膨胀系数

图1 (网络版彩图)三维编织预成型体和复合材料

Figure 1 (Color online) Photograph of 3-D braided preform and composite.

采用NanoVoxel 4000型X射线三维显微CT设备(天津三英精密仪器股份有限公司, 中国), 扫描冲击加载后复合材料试件的内部结构, 分析冲击损伤状态。

3 有限元分析

为节省计算时间, 建立编织复合材料细观结构和均质体相结合的全尺寸几何模型, 在冲击区域是细观结构几何模型, 在其他区域是等价均质体几何模型。利用CATIA软件建立材料冲击损伤区域的细观结构模型, 用HYPERMESH软件将细观部分与均质体部分网格共节点, 最后在商用软件ABAQUS中建模进行有限元计算, 横向冲击测试模型及其网格分布如图2(b)所示。编织角为30°和40°编织复合材料模型网格数量分别为460002和479582。复合材料梁采用两端固支的边界条件, 碳纤维束(根据以往的研究理论计算得到^[17]不同温度下的力学参数, 见表2)被认为是横观各向同性材料, 横截面为正六边形, 应力波由入射杆末端输入。入射杆和复合材料之间采用“少摩擦”和“硬”接触, “基于界面的黏结行为”定义纤维束和基体之间的界面接触。假定树脂为各向同性材料, 符合J2-各向同性硬化

图 2 (网络版彩图) (a) 含加热装置的改进型分离式霍普金森杆横向冲击测试配置图; (b) 横向冲击测试模型及网格分布

Figure 2 (Color online) (a) Configuration diagram for transverse impact test of modified split Hopkinson bar with heating device; (b) mesh schemes of transverse impact test model.

表 2 碳纤维束在不同温度下的力学参数

Table 2 Mechanical parameters of braided fiber tows at different temperatures

	T (°C)	E_{11} (GPa)	$E_{22}=E_{33}$ (GPa)	$G_{12}=G_{13}$ (GPa)	G_{23} (GPa)	$\nu_{12}=\nu_{13}$	ν_{23}	$\alpha_{11} (\times 10^{-6}/\text{K})$	$\alpha_{22}=\alpha_{33} (\times 10^{-6}/\text{K})$
Braided fiber tows	25	161.72	7.82	3.65	2.98	0.27	0.31	-0.08	37.25
	150	161.01	0.13	0.05	0.06			-0.38	42.86

塑性理论^[18~20]. 利用Hill各向异性塑性模型^[20,21]定义纤维束的屈服特性. 在有限元模拟中, 采用韧性准则和剪切准则^[22]模拟三维编织复合材料横向冲击作用下的损伤破坏过程. 损伤开始后, 材料刚度按照指定的损伤演化规律^[19]逐渐降解.

图3是前四个冲击波下载荷-位移曲线与冲击变形过程. 图3(a)是高速摄影记录的冲击变形过程, 图3(b)

是与图3(a)对应的四个冲击载荷-位移曲线, 其中有限元计算结果与试验结果相吻合, 图3(c)是25°C下编织角为30°和40°时编织复合材料冲击载荷-位移曲线, 图3(d)是编织角为40°时编织复合材料在25°C和150°C下冲击载荷-位移曲线. 冲击载荷峰值随编织角增大而增大, 随温度提高而减小, 随冲击速度明显增大. 冲击循环增加, 因为能量逐渐转化为动能和热能被消耗^[14,17],

图3 (网络版彩图)四个冲击波下的载荷-位移曲线。(a) 40°/25°C/8.8 m/s试件的冲击变形过程; (b) 40°/25°C/8.8 m/s试件试验与有限元结果对比; (c) 不同编织结构试验结果对比; (d) 不同环境温度和冲击速度下试验结果对比

Figure 3 (Color online) Load-displacement curves during four impact pulses. (a) Impact deformation process of 40°/25°C/8.8 m/s specimen; (b) comparison between the test results and the finite element results of 40°/25°C/8.8 m/s specimen; (c) comparison of test results of different braided structures; (d) comparison of test results under different ambient temperatures and impact velocities.

载荷峰值逐渐减小。

图4和图5为冲击加载后复合材料梁损伤区域的CT截面图和有限元计算结果的对比。

细观结构对损伤模式和裂纹的传播途径有显著影响。随着编织角增加, 复合材料增强体单位体积内纱线交织点增加, 结构更为紧密。图4所示为30°编织角试件经冲击点的横纵截面对比图, 相比于40°编织角试件(图5)变形更大, 损伤更严重。纵截面观察到靠近冲击面附近纤维束劈裂, 裂纹沿着纤维束间隙向冲击方向扩展(y方向), 形成Y字型的破坏缺口, 横截面CT图像观察到纤维束间劈裂脱黏、树脂开裂几乎贯穿整个冲击方向, 远离冲击点的纤维束由劈裂逐渐变为脱黏, 表面纤维束的部分纤维断裂, 应力波沿不同方向传播导致不同的损伤模式。从应力分布云图中可以看出, 界面失效后, 增强体和树脂承受载荷的作用显著降低, 应力分布差异相对减小。树脂升温主要集中在开裂失效处, 在材料开裂时大部分的塑性功转化为热能, 最高温度可达72°C, 小于树脂的玻璃化转变温度(T_g)^[23], 对材料的力学性质影响不明显。

冲击能量一部分在编织复合材料中以材料变形、

损伤形式消耗, 另一部分以热能形式消耗。由于在绝热剪切状态下不存在热交换, 材料局部温升明显, 环氧树脂基体温度升高, 温度分布与应力分布相互影响形成耦合效应^[17]。热力耦合分析中引入 β 项表示非弹性变形和损伤过程中耗散能产生的热量。碳纤维是温度不敏感材料, 因此只考虑环氧树脂的温度效应。在每一个增量步结束时, 温度可由式(1)计算得到:

$$\begin{aligned}\Delta T &= \Delta t \frac{r^{pl}}{\rho C} = \frac{\Delta t}{\rho C} \cdot \frac{1}{2\Delta t} \beta \Delta \varepsilon^{pl} \mathbf{n}(\boldsymbol{\sigma} + \boldsymbol{\sigma}_i) \\ &= \frac{\beta \Delta \varepsilon^{pl}}{2\rho C} \cdot \mathbf{n}(\boldsymbol{\sigma} + \boldsymbol{\sigma}_i),\end{aligned}\quad (1)$$

式中, r^{pl} 为热流, ρ 为材料密度, C 为材料比热容, β 为非弹性热系数($\beta=0.45$ ^[24]), $\boldsymbol{\sigma}$ 为应力张量, $\boldsymbol{\varepsilon}$ 为应变张量, $\mathbf{n}$ 定义塑形流方向。热应变和热应力可由式(2)和(3)计算得到:

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{th}} = \alpha(\theta, f_\beta)(\theta - \theta^0) - \alpha(\theta^l, f'_\beta)(\theta^l - \theta^0), \quad (2)$$

$$\boldsymbol{\sigma}^{\text{th}} = -\mathbf{C}(T)\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{th}}, \quad (3)$$

式中, θ 、 θ^0 和 θ^l 分别为当前温度、参考温度和起始温度, α 为热膨胀系数, f_β 和 f'_β 分别为场变量的当前值和

图 4 (网络版彩图) 30°/25°C/19.4 m/s 试件横纵截面的 CT 图像对应的损伤演化、绝热温升、应力分布云图

Figure 4 (Color online) Tomographic sections of 30°/25°C/19.4 m/s samples and corresponding damage development, temperature evolution and stress distribution.

图 5 (网络版彩图) 不同环境温度和冲击速度下 40° 编织角试件截面 CT 图像对应的损伤演化、绝热温升、应力分布云图

Figure 5 (Color online) Tomographic sections of samples and damage development and temperature evolution under different conditions.

初始值, $C(T)$ 为材料在温度 T 下的刚度矩阵。

编织角为 40° 时的复合材料细观结构 (图 5) 比 30° 时编织复合材料 (图 4) 致密, 在 40° 编织角试件纤维损伤

相对减少, CT 图观察到冲击面的树脂脱黏甚至剥落, 靠近冲击面的表面纤维束劈裂, 界面开裂集中于树脂富集区域并沿阻抗最小方向扩展, 背部树脂由于遭受

拉伸应力而产生沿着冲击方向的裂纹, 紧密编织结构阻碍了裂纹的继续扩展. 靠近背部的纱线应力比靠近冲击面的应力更大, 拉伸应力造成的界面损伤比压缩应力造成的界面损伤更为严重. 编织角增大后增强体变为承受载荷的主体, 树脂温升主要集中在冲击点背部, 温度最高为 97°C , 大于 30° 编织角试件的局部温升.

冲击速度对损伤模式和破坏形态有显著影响. 冲击速度减小后, 试件损伤变形明显减少, 主要损伤模式为界面开裂和树脂开裂, 纱线无明显损伤, 界面损伤主要集中在遭受压缩应力的冲击面和拉伸应力的背面的表面编织纱线, 从CT图像中观察到树脂裂纹将表面编织纱与内部编织纱分层. 冲击速度减小导致冲击

能减少, 载荷峰值减小, 应力分布云图与 19.4 m/s 下的分布相似, 靠近背部的编织纱承受的拉伸应力较大, 增强体是承受载荷的主体. 树脂温升主要集中在冲击点附近和背部, 最高温度仅为 36.5°C , 远低于 19.4 m/s 冲击速度下的温升.

环境温度增加使得材料的力学性质弱化, 碳纤维束受温度影响不明显. 150°C 超过了树脂的 T_g (约为 110°C), 树脂力学性质在温度超过 T_g 后迅速减弱, 韧性大大增强, 观察到试件沿冲击方向的变形增大, 冲击面的树脂剥落脱黏, 表面纤维束劈裂, 整个横截面上存在界面开裂, 这与室温下树脂的开裂情况完全不同. 图6是横截面有限元计算结果, 左列是界面损伤分布, 颜色

图 6 (网络版彩图) 三维编织复合材料梁在不同条件下横截面的界面损伤、绝热温升和能量吸收对比

Figure 6 (Color online) Comparison of interface damage, temperature evolution and energy absorption of 3-D braided composite beams under different conditions

越深损伤越严重; 右列是绝热温升和能量吸收. 发现界面损伤几乎分布于整个截面, 贯穿冲击方向, 树脂随着温度的升高由脆性失效变为韧性失效. 增强体所承载的应力较为均匀, 且明显大于树脂的应力, 高温下增强体仍然是承受载荷的主体, 抵抗冲击变形, 说明紧密的细观结构提高抗冲击容限, 树脂温升主要集中在冲击点附近以及背部表面编织纱和内部编织纱的间隙, 温度高达 160°C , 远超过树脂的 T_g , 高温区域树脂的应力和模量降低, 导致塑性功减小, 进而导致温升下降, 界面黏结强度降低. 材料的热应力受环境温度和编织结构的影响, 温升又受材料应力的影响, 形成一个封闭的热机械耦合循环^[25].

通过有限元计算发现, 在冲击循环过程中升温后试件的损伤模式明显改变, 图7为 40° 编织角试件在不同温度下前四个冲击循环的损伤演化和应力分布图. 从纵截面中观察到, 树脂的应力集中分布随时间的变

化发生明显改变, 冲击循环增加, 应力集中区域从冲击方向(y方向)逐渐向两边扩展(z方向). 室温下, 树脂的应力集中导致第四个冲击循环时破坏开裂, 树脂的韧性损伤从第一个冲击循环下产生, 冲击面及背面承载较大的韧性损伤, 且靠近背面韧性损伤严重; 但在 150°C 下, 树脂应力集中在上下两个表面, 与室温下有显著差异, 树脂韧性损伤从第二个冲击循环产生, 集中在冲击面及背面, 且没有贯穿整个截面. 温度升高导致材料韧性增强, 从纱线的韧性损伤中观察到升温后损伤程度减小.

4 试验分析

图8是试件冲击后的宏观破坏形态和经冲击点处的CT截面图. 图8(a)为 $30^{\circ}/25^{\circ}\text{C}/19.4\text{ m/s}$ 试件实验结果与有限元结果对比. 宏观图像观察到冲击表面树脂粉

图7 (网络版彩图)冲击后复合材料梁的宏观破坏形态及CT截面图. (a) $30^{\circ}/25^{\circ}\text{C}/19.4\text{ m/s}$ 试件试验与有限元结果对比; (b) 不同横截面处的损伤形态

Figure 7 (Color online) Damage morphologies and tomographic sections of samples. (a) Comparison between the test results and the finite element results of $30^{\circ}/25^{\circ}\text{C}/19.4\text{ m/s}$ specimen; (b) comparison of different cross sections.

与纤维束的界面开裂,冲击背面的纤维束断裂失效。主要失效模式是纤维束断裂和界面开裂脱黏。有限元结果呈现出树脂开裂,纱线由于挤压产生错位滑移,影

响了原有的编织结构,使得抗冲击性能减弱,相比于大编织角试件能量吸收减少(图6),进一步使得绝热温升减小。

图8(b)是冲击后30°/25°C/19.4 m/s试件不同横截面处的损伤形态。从冲击点处到损伤区域边缘取5个横截面,相邻横截面间隔2.2 mm。不同的横截面展现出不同的损伤模式。A-A截面到E-E截面,变形越来越大,损伤越来越严重。经冲击点处的横截面E-E,界面开裂分布于整个截面,靠近冲击面的纤维束间脱黏劈裂严重,背面纤维束断裂。D-D截面远离冲击点,背面的纤维束没有完全失效,部分纤维断裂。B-B截面和C-C截面靠近冲击面纤维束劈裂,上部分比下部分损伤严重,树脂开裂使得表面纤维束与内部纤维束分层。A-A截面界面开裂主要分布在表面纤维束层。

图9展现出相同细观结构在不同冲击速度和温度下的损伤形式。

40°/25°C/8.8 m/s: 材料损伤减小,试件宏观整体完好,有许多宏观裂纹,即冲击背面树脂沿着编织纱方向开裂。观察CT图像,观察到试件内部有许多微裂纹,主要集中在靠近冲击面的表面编织纱与内部编织纱间,以及内部冲击方向上有界面开裂。主要失效模式是界

面开裂。由于冲击速度的减小,能量吸收降低至34.9 J,界面损伤程度和温升也减小,说明冲击速度对材料的冲击损伤影响最为显著。

40°/25°C/19.4 m/s: 宏观图像中观察到冲击面树脂脱黏,冲击背面由于遭受拉伸应力而产生的横向裂纹,以及沿着编织纱线方向的裂纹。冲击速度增大,试件损伤区域增大。CT图中观察到靠近冲击点附近的纤维束间劈裂,界面开裂,相比于150°C下的试件,树脂韧性较差,表面树脂存在脆裂失效,脆性特征明显。主要失效模式是树脂脱黏开裂和界面开裂。由图6可知,试件主要的界面损伤区域与小编织角试件树脂开裂处相对应,但抗冲击容限提高,能量吸收增加,所能承受的载荷峰值增大,绝热温升也增大。

40°/150°C/19.4 m/s: 环境温度增加后,材料韧性增强,宏观图像中观察到树脂背面没有拉伸应力导致的横向裂纹,冲击表面的树脂脱黏剥落,增强体结构完整。观察CT图像,表面纤维束间劈裂,树脂韧性特征明显,随温度升高界面黏结强度降低,界面开裂均匀分布于整个截面。主要失效模式是树脂脱黏剥落和界面开裂。界面损伤几乎布满整个截面,与CT结果相对应,能量吸收相比于室温下略有降低,导致温升也相对减小。

图9 (网络版彩图)冲击后40°编织角试件的宏观破坏形态及经冲击点的CT截面图

Figure 9 (Color online) Damage morphology and tomographic sections of 40° samples after impact.

5 结论

利用CT和有限元方法研究三维编织复合材料在四个连续冲击波加载下损伤的结构和温度效应. 30°编织角的试件, 绝热温升主要集中在截面形成的Y字型破坏缺口处, 界面失效后, 增强体和树脂应力分布差异减小; 40°编织角的试件, 绝热温升主要集中于试件背面的拉伸失效局部区域, 界面开裂区域多、失效部分

少, 增强体承载大部分冲击应力, 与基体之间的应力差异增大, 树脂裂纹沿编织方向扩展. 试件温度增加, 树脂由脆性失效变为韧性失效, 树脂的韧性损伤从内部逐渐转移到试件的上下表面, 增强体损伤区域也从内部扩展到上下表面. 冲击加载中塑性功转化的热能主要集中在冲击点附近的树脂和临近背部表面的编织纱/基体界面区域. 局部温升导致界面黏结强度降低, 损伤严重, 失效模式变为树脂脱黏剥落和界面开裂.

参考文献

- Gu Q, Quan Z, Yu J, et al. Structural modeling and mechanical characterizing of three-dimensional four-step braided composites: A review. *Compos Struct*, 2019, 207: 119–128
- Li W, Fang G, Li W, et al. Role of mesoscopic features on thermochemical ablative behavior of 3D C/C braided composites. *Int J Heat Mass Transfer*, 2019, 144: 118602
- Yang Y, Zhang L, Guo L, et al. Dynamic response and research of 3D braided carbon fiber reinforced plastics subjected to ballistic impact loading. *Compos Struct*, 2018, 206: 578–587
- Yan S, Guo L Y, Zhao J Y, et al. Effect of braiding angle on the impact and post-impact behavior of 3D braided composites. *Strength Mater*, 2017, 49: 198–205
- Gao B, Ren Y, Jiang H, et al. Sensitivity analysis-based variable screening and reliability optimisation for composite fuselage frame crashworthiness design. *Int J Crashworth*, 2019, 24: 380–388
- Tan H, Xu S, Huang X, et al. The impact damage simulation and experimental verification of the macro finite element model of 3D four direction braided composites. *Acta Mater Compos Sin*, 2018, 35: 1139–1148 [谭焕成, 许善迎, 黄雄, 等. 三维四向编织复合材料宏观有限元模型冲击损伤仿真及试验验证. *复合材料学报*, 2018, 35: 1139–1148]
- Quan Z, Larimore Z, Qin X, et al. Microstructural characterization of additively manufactured multi-directional preforms and composites via X-ray micro-computed tomography. *Compos Sci Tech*, 2016, 131: 48–60
- Samal S, Kolinova M, Rahier H, et al. Investigation of the internal structure of fiber reinforced geopolymer composite under mechanical impact: A micro computed tomography (μ CT) study. *Appl Sci*, 2019, 9: 516
- Luo C, Cao H, Huang X. Numerical simulation of low velocity impact response of three dimensional sandwich composites with different core material heights. *J Tex Res*, 2019, 40: 48–54. [罗超, 曹海建, 黄晓梅. 不同芯材高度三维夹芯复合材料抗低速冲击响应的数值模拟. *纺织学报*, 2019, 40: 48–54]
- Perrier A, Touchard F, Chocinski-Arnault L, et al. Quantitative analysis by micro-CT of damage during tensile test in a woven hemp/epoxy composite after water ageing. *Compos Part A-Appl Sci Manufact*, 2017, 102: 18–27
- Zhou W, Yin H F, Shang Y J, et al. Failure behavior and damage visualization of thick carbon/aramid hybrid woven composites under flexural loading conditions. *Nondestruct Test Eval*, 2020, 35: 139–157
- Zhou H, Hu D, Gu B, et al. Transverse impact performance and finite element analysis of three dimensional braided composite tubes with different braiding layers. *Compos Struct*, 2017, 168: 345–359
- Zhou H, Li C, Zhang L, et al. Micro-XCT analysis of damage mechanisms in 3D circular braided composite tubes under transverse impact. *Compos Sci Tech*, 2018, 155: 91–99
- Hu M, Zhang J, Sun B, et al. Finite element modeling of multiple transverse impact damage behaviors of 3-D braided composite beams at microstructure level. *Int J Mech Sci*, 2018, 148: 730–744
- Li Y, Sun B, Gu B. Impact shear damage characterizations of 3D braided composite with X-ray micro-computed tomography and numerical methodologies. *Compos Struct*, 2017, 176: 43–54
- Li Y, Zhang W, Gideon R K, et al. Finite element analyses on punch shear behaviors of three-dimensional braided composites at microstructure

- level. *Int J Damage Mech*, 2017, 26: 968–988
- 17 Hu M, Liu S, Zhang J, et al. Multiple transverse impact damage behaviors of 3-D-braided composite beams under room and high temperatures. *Int J Damage Mech*, 2020, 29: 715–747
- 18 Poniznik Z, Nowak Z, Basista M. Numerical modeling of deformation and fracture of reinforcing fibers in ceramic-metal composites. *Int J Damage Mech*, 2017, 26: 711–734
- 19 Zhou H, Hu D, Zhang W, et al. The transverse impact responses of 3-D braided composite I-beam. *Compos Part A: Appl Sci*, 2017, 94: 158–169
- 20 Wu X, Zhang Q, Gu B, et al. Influence of temperature and strain rate on the longitudinal compressive crashworthiness of 3D braided composite tubes and finite element analysis. *Int J Damage Mech*, 2017, 26: 1003–1027
- 21 Wan Y, Wang Y, Gu B. Finite element prediction of the impact compressive properties of three-dimensional braided composites using multi-scale model. *Compos Struct*, 2015, 128: 381–394
- 22 Hooputra H, Gese H, Dell H, et al. A comprehensive failure model for crashworthiness simulation of aluminium extrusions. *Int J Crashworth*, 2004, 9: 449–464
- 23 Dong K, Zhang J, Cao M, et al. A mesoscale study of thermal expansion behaviors of epoxy resin and carbon fiber/epoxy unidirectional composites based on periodic temperature and displacement boundary conditions. *Polym Test*, 2016, 55: 44–60
- 24 Pan Z, Sun B, Shim V P W, et al. Transient heat generation and thermo-mechanical response of epoxy resin under adiabatic impact compressions. *Int J Heat Mass Transfer*, 2016, 95: 874–889
- 25 Zhang W, Gu B, Sun B. Thermal-mechanical coupling modeling of 3D braided composite under impact compression loading and high temperature field. *Compos Sci Tech*, 2017, 140: 73–88

Temperature and structure effects on the impact damage distribution of 3D braided composites

HU MeiQi, SUN BaoZhong & GU BoHong

College of Textiles, Donghua University, Shanghai 201620, China

Three-dimensional braided composite materials are prepared by fiber bundle braiding and composite material forming. These materials can realize the integration of material structure to manufacture complex structural parts in a near net-shape way and reduce the number of assembly connections. This material has been widely used in the aerospace industry, high-speed vehicles, and important civil facilities. Computed tomography (CT) and finite element method (FEM) were used to characterize the relationship between the internal damage distribution of 3D braided carbon fiber/epoxy resin composites under multiple transverse impact loading, ambient temperature, and microstructure. It is determined that with an increase in the temperature, the failure mode of resin changes from brittle failure to ductile failure, the interface bond strength decreases, and the failure mode changes to fiber/resin interface cracking and resin debonding. With an increase in the braiding angle, the failure mode changes from interface cracking to resin debonding cracking; interface cracking simultaneously occurs, impact tolerance increases, and local temperature increases with an increase in the absorbed energy. With an increase in the number of impacts, the accumulation of impact damage leads to the clear cumulative effect of reinforcement deformation, interface cracking, and resin debonding.

three-dimensional braided composites, braided structure, temperature effect, impact damage

doi: [10.1360/SST-2020-0003](https://doi.org/10.1360/SST-2020-0003)