

# 真空热循环对碳/双马来酰亚胺 复合材料低速冲击性能的影响

Effects of vacuum thermal cycle on low velocity  
impact properties of carbon fiber/BMI  
composites

高 禹<sup>1</sup>, 刘 京<sup>1</sup>, 王 进<sup>2</sup>, 王柏臣<sup>1</sup>, 崔 旭<sup>1</sup>, 包建文<sup>3</sup>

(1 沈阳航空航天大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110136;

2 沈阳飞机设计研究所, 沈阳 110035;

3 先进复合材料国防科技重点实验室, 北京 100095)

GAO Yu<sup>1</sup>, LIU Jing<sup>1</sup>, WANG Jin<sup>2</sup>, WANG Bai-chen<sup>1</sup>,

CUI Xu<sup>1</sup>, BAO Jian-wen<sup>3</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering, Shenyang  
Aerospace University, Shenyang 110136, China; 2 Shenyang

Aircraft Design & Research Institute, Shenyang 110035,

China; 3 National Key Laboratory of Advanced

Composites, Beijing 100095, China)

**摘要:** 对 T700/HT280 复合材料进行真空热循环处理( $-140\sim 180\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $10^{-3}\text{ Pa}$ ), 分别测试真空热循环处理前后复合材料的质损率、动态力学性能和低速冲击性能。采用宏观目视、超声 C 扫描和有限元分析对低速冲击损伤状况进行分析、表征和模拟。结果表明, 随真空热循环次数的增加, 由于发生析气效应, T700/HT280 复合材料及基体树脂的质损率先急剧升高然后趋于平缓。经历真空热循环处理后 T700/HT280 复合材料出现了一定程度的后固化、热老化和局部界面脱粘。低冲击能时主要损伤模式为基体树脂受到压缩, 高冲击能时主要损伤模式转化为基体开裂、复合材料分层。有限元模拟结果与实验结果吻合。随冲击能量的增大, 复合材料吸收能增加。冲击能量为  $30\sim 40\text{ J}$  条件下, 吸收能可以有效地表征出真空热循环对复合材料的环境损伤效应。

**关键词:** 碳/树脂基复合材料; 真空热循环; 低速冲击性能; 动态力学热分析(DMA); 有限元模拟; 超声 C 扫描

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2019.000694

**中图分类号:** TB332 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2020)07-0154-08

**Abstract:** The T700/HT280 composites were subjected to vacuum thermal cycling ( $-140\sim 180\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $10^{-3}\text{ Pa}$ ). The mass loss rate, dynamic mechanical properties and low-speed impact of composites were tested before and after vacuum thermal cycling respectively. The visual observation, ultrasonic C-scan and finite element (FE) analysis were used to analyze, characterize and simulate the low-speed impact damage. The results show that the mass loss rates of T700/HT280 composites and matrix resin are increased rapidly and then level off with the increase of the number of vacuum thermal cycles, which is due to the gassing effect. After the vacuum thermal cycle treatment, T700/HT280 composites show some degree of post-cure, thermal aging and partial interface debonding. The main damage mode at low impact energy is that the matrix resin is compressed. However, matrix cracking and delamination are deemed as the damage mode at high impact energy. The FE simulation results are consistent with the experimental results. As the impact energy increases, the absorption energy of the composites is increased. Under the condition of  $30\sim 40\text{ J}$  impact energy, the absorption energy can effectively characterize the environmental damage effects of vacuum thermal cycle on composites.

**Key words:** carbon/resin-based composites; vacuum thermal cycling; low-speed impact property; dynamic mechanical thermal analysis (DMA); finite element (FE) simulation; ultrasonic C-scan

“十三五”我国航天新发展战略包括:载人空间站、人造卫星、深空探测。要求航天器长寿命、高可靠、高精度、多用途,有的要求运行时间达十几年之久,这对航天器所采用的材料性能提出愈来愈多、愈来愈高的要求。航天器从运输、发射、入轨、返回地面,要经受各种环境的考验,特别是在轨服役期间,要受到高真空、热循环、高温、低温、带电粒子辐照、微流星与空间碎片、原子氧等多种极端而苛刻的空间环境因素作用<sup>[1-6]</sup>。

碳纤维增强高性能树脂基复合材料不仅具有密度小、比强度和比刚度高等特点,而且在真空条件下质损率低,热膨胀系数小,在航天领域得到越来越广泛的应用<sup>[7-9]</sup>。碳/高性能树脂基复合材料在航天器上主要用作各种结构件,如天线结构、太阳能电池基板结构、光学遥感器结构、中心承力筒、桁架、承力杆件等<sup>[10]</sup>。这些结构件大多直接裸露于空间环境下经受各种环境因素的综合作用。低地球轨道热循环温度场一般在 $-120\sim 120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 范围内变化,航天器绕轨一周需运行约 $90\text{ min}$ <sup>[6]</sup>。由于增强纤维与基体树脂之间的热膨胀系数相差一个数量级以上,在这种交变温度场的作用下,复合材料内部会产生交变热应力和热应变,导致材料受到损伤,力学性能和尺寸稳定性下降<sup>[11-12]</sup>。另外,航天器运行环境的气体压力一般小于 $10^{-5}\text{ Pa}$ 。真空环境对聚合物基复合材料的作用主要是产生析气,造成质量损失,进而使其力学性能降低<sup>[13]</sup>。目前,随着航天器结构中复合材料的用量比例越来越大,其应用范围从非主承力构件逐渐扩展到主承力构件,提高复合材料抗冲击、抗疲劳、抗蠕变性能成为航天领域的迫切需求。环境损伤与动态载荷和长期恒定载荷进行耦合后,会加剧复合材料构件变形、失效的进程,从而成为制约整机可靠性与寿命的瓶颈。

本工作主要研究 T700/HT280 复合材料经真空热循环处理后,其动态力学性能及低速冲击损伤特征的变化规律。以期为新型航天器材料的选择提供参考,并为航天器可靠性及寿命的提高提供一定的理论依据。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 材料制备

实验材料为北京航空材料研究院研发的 HT280 树脂和日本东丽公司生产的 T700 碳纤维,其中 HT280 树脂是由烯丙基双酚 A 改性的双马来酰亚胺树脂。T700/HT280 复合材料中碳纤维体积分数约占 60%,铺层顺序为 $[45/0/-45/90]_{3s}$ ,采用真空袋成

型工艺制备。具体工艺流程如图 1 所示,室温下以 $1.5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的速率升温至 $130\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,保温 $60\text{ min}$ ,并在此过程施加 $0.1\text{ MPa}$ 压力;以 $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的速率升温至 $160\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,保温 $60\text{ min}$ ,并施压力至 $0.3\text{ MPa}$ ;以 $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的速率升温至 $180\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,保温 $120\text{ min}$ ;以 $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的速率升温至 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,保温 $120\text{ min}$ ;最后以 $1.5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的速率降温至 $60\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,然后出罐;出罐后再在 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下保温 $5\text{ h}$ 。HT280 树脂浇铸体制备时采用真空脱泡方法去除材料内部的气孔,具体的固化工艺与 T700/HT280 复合材料固化工艺相同。

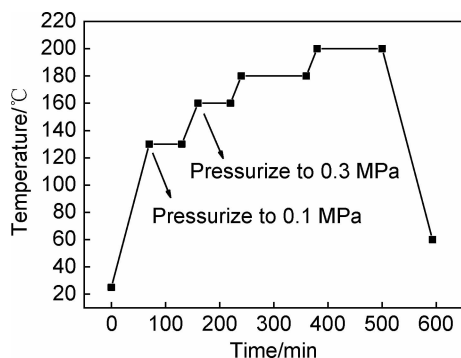


图 1 材料制备工艺流程图

Fig. 1 Flow chart of material preparation process

### 1.2 实验设备及方法

真空热循环实验所用的设备型号为 GZKD-01。该设备是由加热系统、真空系统、压缩机制冷系统、液氮制冷系统及自动控制系统组成,可模拟飞行器在轨道运行期间所经历的高真空及冷热交变循环的环境。工作室热循环温度在 $-180\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 之间连续可调,真空度压强值不高于 $2.1\times 10^{-3}\text{ Pa}$ 。实验过程中,试样无外加载荷,温度的循环范围为 $-140\sim 180\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,当温度到达上限( $180\text{ }^{\circ}\text{C}$ )或下限( $-140\text{ }^{\circ}\text{C}$ )时保温 $20\text{ min}$ ,并使真空度压强值保持在不高于 $10^{-3}\text{ Pa}$ ,循环周期为 $70\text{ min}$ 。热循环温度与时间的关系曲线如图 2 所示。使用 Sartorius 精密电子天平对试样进行称重。每次称量重复 3 次,取其平均值,并按式(1)计算 T700/HT280 复合材料和 HT280 树脂在真空热循环环境下的质量损失率:

$$M_{\text{loss}} = \frac{M_0 - M_t}{M_0} \times 100\% \quad (1)$$

式中: $M_{\text{loss}}$ 为试样的质量损失率,%; $M_0$ 为试样的原始质量,g; $M_t$ 为真空热循环后试样的质量,g。

使用 Q800 型动态力学热分析仪对经历真空热循环处理前后 T700/HT280 复合材料及其基体树脂的动态力学性能进行了测试。加载方式为单悬臂梁,频率为 $1\text{ Hz}$ ,升温速率为 $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。低速冲击实验采用

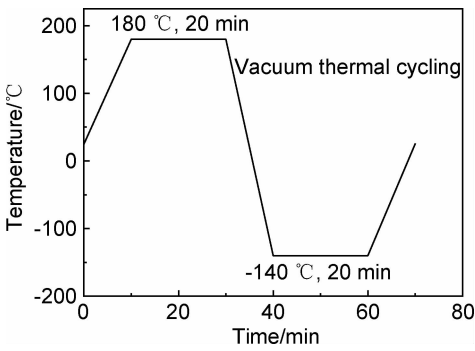


图 2 真空热循环处理的温度与时间曲线

Fig. 2 Temperature and time curve of vacuum thermal cycle treatment

Instron9350 落锤冲击设备, 冲头为直径 16 mm 的半球形锤头, 冲击物总质量为 5 kg。落锤冲击实验方法参照 ASTM D7136 标准, 试样尺寸为 150 mm×100 mm×3 mm。使用 SM-J3B-500 型超声 C 扫描仪对材料内部损伤进行了测试, 探头为 10 MHz 水浸聚焦式探头, 扫描精度为 0.05 mm。利用 ABAQUS 软件对冲击过程进行数值模拟。

2 结果与分析

2.1 质量损失

图 3 所示分别为 HT280 基体树脂和多向铺层 T700/HT280 复合材料经过真空热循环处理后其质损率的变化情况。由图 3 可知, 基体树脂的质损率随着循环次数的增加先迅速上升, 经过约 25 次循环时达到峰值 0.42%, 而后趋于平缓。T700/HT280 复合材料的质损率始终比基体树脂小, 但整体趋势相似。当循环约 33 次时, 复合材料的质损率达到峰值 0.17%, 而后趋于平缓。

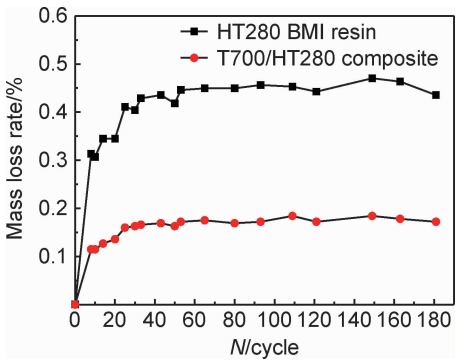


图 3 HT280 基体树脂和 T700/HT280 复合材料质损率曲线

Fig. 3 Loss rate curves of HT280 matrix resin and T700/HT280 composites

损失的原因是发生了析气效应, 材料内部所含水分及材料制备时残留的微量有机溶剂等小分子物质不断析出导致质量减少<sup>[14]</sup>, 进而导致材料的性能及尺寸稳定性都有一定程度的下降。由于材料内部小分子物质含量有限, 故真空热循环处理一段时间后, 析气效应达到平衡, 质损率曲线趋于平缓。T700/HT280 复合材料中树脂基体体积分数约占 40%, 根据图 3 中的实验数据可知, 达到析气平衡时, 复合材料的质损率主要来源于树脂基体产生的质损。

2.2 动态力学性能分析

图 4 所示为真空热循环前后 HT280 基体树脂的储能模量( $E'$ )与损耗因子( $\tan\delta$ )温度谱。由图 4 可知, 真空热循环处理后树脂的储能模量有所降低,  $\tan\delta$  峰向高温方向移动, 峰值降低,  $\tan\delta$  峰对应温度及峰值如表 1 所示。基体树脂经真空热循环处理后,  $\tan\delta$  峰所对应的温度(玻璃化转变温度  $T_g$ )升高, 表明真空热循环长期累积热效应导致基体树脂交联密度升高, 出现较为明显的后固化效应。后固化虽然会引起基体树脂的  $T_g$  升高, 但是对储能模量不应有明显的影响, 甚至可能降低储能模量<sup>[15]</sup>。因此, 经历真空热循环处理后基体树脂储能模量的变化主要反映的是基体树脂

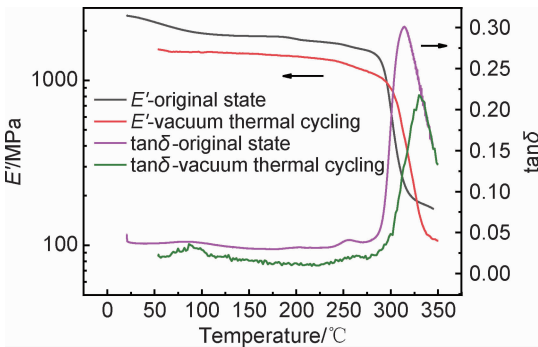


图 4 真空热循环前后 HT280 树脂的储能模量( $E'$ )与损耗因子( $\tan\delta$ )温度谱

Fig. 4 Storage modulus ( $E'$ ) and loss factor ( $\tan\delta$ ) temperature spectra of HT280 resin before and after vacuum thermal cycling

表 1 真空热循环前后基体树脂及 T700/HT280 复合材料的  $\tan\delta$  峰对应温度及峰值

Table 1 Temperature and peak temperature of  $\tan\delta$  peak of T700/HT280 composites and matrix resin before and after vacuum thermal cycling

Material	Sample	$\tan\delta$ peak corresponds to temperature/°C	$\tan\delta$ peak
Resin	Original state	313.53	0.290
	Vacuum thermal cycling	330.01	0.218
Composite	Original state	281.32	0.101
	Vacuum thermal cycling	289.88	0.126

的后固化效应。与原始态相比,真空热循环处理后  $\tan\delta$  峰值有所降低,表明基体树脂出现了一定程度的热老化。

图 5 所示为真空热循环前后多向铺层 T700/HT280 复合材料的  $E'$  与  $\tan\delta$  温度谱图。由图 5 可知,真空热循环处理之后复合材料的  $E'$  有所提高, $\tan\delta$  峰向高温方向移动,峰值和峰宽增加。 $\tan\delta$  峰对应温度及峰值如表 1 所示。

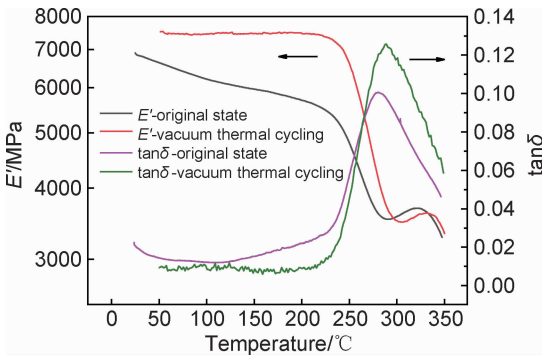


图 5 真空热循环前后 T700/HT280 复合材料的储能模量( $E'$ )与损耗因子( $\tan\delta$ )温度谱

Fig. 5 Storage modulus ( $E'$ ) and loss factor ( $\tan\delta$ ) temperature spectra of T700/HT280 composites before and after vacuum thermal cycling

在真空热循环环境实验中,交变温度场为  $-140\sim 180\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,且在高温和低温阶段分别保温  $20\text{ min}$ ,所以经历真空热循环后复合材料的树脂基体会因长期累积热效应使其交联密度升高发生后固化, $\tan\delta$  峰对应温度将增大,同时热老化效应将使  $\tan\delta$  峰值下降。交变温度场作用下纤维/基体界面处将产生热错配内应力,导致复合材料的界面产生脱粘,其结果是使材料的  $\tan\delta$  峰对应温度出现下降, $\tan\delta$  峰值呈现升高。复合材料  $\tan\delta$  峰的变化是由基体树脂和界面共同决定的,从真空热循环前后复合材料的 DMA 结果可知,真空热循环使复合材料出现了一定程度的后固化和局部界面脱粘。相对于基体树脂而言,复合材料的  $E'$  温度谱同样是基体树脂和界面综合作用的结果。因此,经历真空热循环处理后复合材料  $E'$  的提高归因于热老化效应。在经历真空热循环之后,在发生玻璃化转变之前随 DMA 测试温度的增加,经历真空热循环处理后复合材料的储能模量基本不变,并呈现微小的增加趋势,也表明真空热循环处理使其产生了一定程度的热老化。

2.3 低速冲击损伤表征

图 6 所示为真空热循环处理前后 T700/HT280 复合材料层合板在不同低速冲击能量作用下产生损伤的对比照片,具体凹坑深度如表 2 所示。

由图 6(a)和(c)可知,试样受到  $13.35\text{ J}$  能量冲击时,试样正面和背面均无明显可视损伤。冲击能量增大到  $30\text{ J}$ ,试样正面受冲击中心处产生一定深度圆形凹陷,背面有少量纤维崩裂突出。冲击能量为  $50\text{ J}$  时,试样正面不仅出现圆形凹陷,还出现了沿铺层方向的裂纹,背面沿  $45^{\circ}$  方向有部分纤维因受到冲击作用而产生崩裂。当能量达到  $60\text{ J}$  时,试样受到贯穿式的损伤。试样正面因受强烈冲击产生明显凹陷并伴有树脂及纤维断裂的碎末,试样背面有大量纤维沿  $45^{\circ}$  方向崩裂,在冲击中心处呈现状似圆锥形的突起,该处纤维发生了断裂。由图 6(b)和(d)可知,随着冲击能量的增加,经历真空热循环处理后试样的冲击损伤特征演化规律与原始态相类似。结合表 2 的数据进一步分析可知,除了最小( $13.35\text{ J}$ )和最大( $60\text{ J}$ )冲击能量之外,在确定的冲击能量条件下,经历真空热循环处理后试样的冲击损伤状况均比原始态严重,特别是在  $50\text{ J}$  条件下,经历真空热循环处理后试样侧面出现分层现象,表明经历真空热循环处理后材料的抗冲击性能下降。

图 7 所示为利用超声 C 扫描表征真空热循环处理前后 T700/HT280 复合材料受到不同能量冲击时其内部实际的损伤状况。由图 7 可知,随着冲击能量的增加,复合材料内部的实际损伤范围越来越大,损伤区域的形状各不相同。冲击能量为  $13.35\text{ J}$  时,宏观上试样表面没有明显损伤,实际上内部已经出现状似圆形的损伤,这主要是基体树脂受到挤压产生的损伤。当能量增大到  $30\text{ J}$  时,损伤区域不再是圆形,而是逐渐转变成不规则形状,表明基体树脂因受冲击而破碎,增强纤维发生断裂。冲击能量继续增大,纤维沿  $45^{\circ}$  方向发生断裂,能量越大,纤维断裂的数量越多,冲击能量达到  $60\text{ J}$  时在冲击中心造成贯穿式的损伤。对比图 7(a)和(b)可以看出,在确定冲击能量条件下,经历真空热循环处理后试样的损伤区域均比原始态大,表明真空热循环导致的环境损伤效应使材料的抗低速冲击能力下降。

2.4 有限元模拟

利用 ABAQUS 软件对冲击过程进行了数值模拟,冲击引起的损伤为分层损伤和基体与纤维的损伤。模拟冲击能量为  $13.35\text{ J}$ ,分析步长时间为  $0.007\text{ s}$ ,借助瞬态动力显式分析,引入 Hashin 准则<sup>[16]</sup>作为损伤判据,Cohesive 单元采用 B-K 开裂准则:

(1)纤维断裂

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2}{S_i}\right)^2 \geq 1 \tag{2}$$

式中: $\sigma_{11}, \sigma_{12}, \sigma_{13}$  分别为对应方向的平面应力; $X_T$  为纤维方向的拉伸强度; $S_i$  为纤维失效的剪切强度。



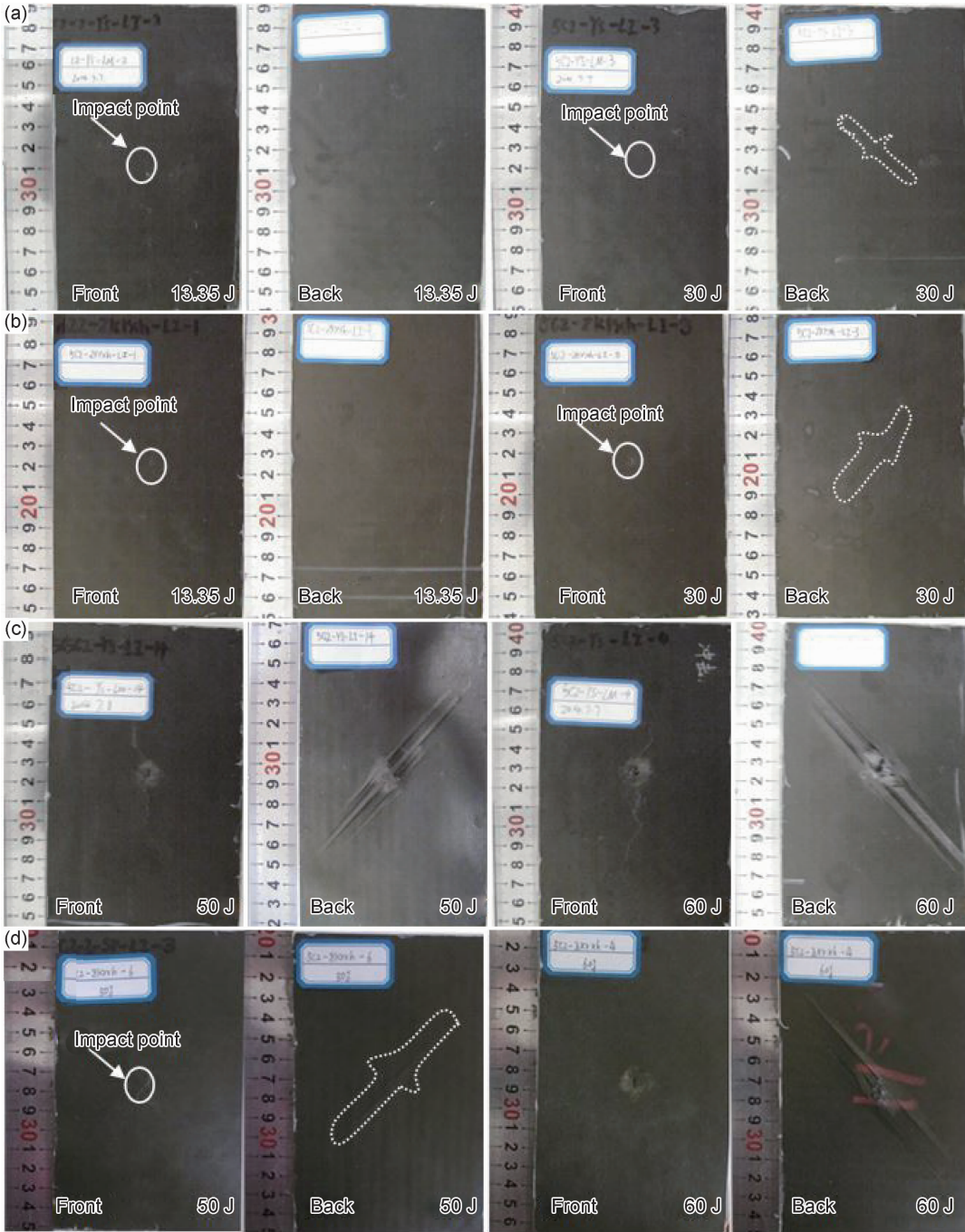


图 6 经历真空热循环处理前后试样不同低速冲击能量作用下的宏观损伤对比图

(a),(c)原始态;(b),(d)真空热循环

Fig. 6 Comparison of macroscopic damage under different low-speed impact energy of samples before and after vacuum thermal cycling  
(a),(c)original state;(b),(d)vacuum thermal cycling

(2)基体开裂

$$\left(\frac{\sigma_{22}}{Y_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_{23}}\right)^2 \geq 1, \sigma_{22} \geq 0 \quad (3)$$

式中: $\sigma_{22}, \sigma_{23}$  分别为对应方向的平面应力; $Y_T$  为垂直纤维方向拉伸强度; $S_{12}$  为层合板平面剪切强度; $S_{23}$  为层合板横截面的剪切强度。

(3)基体挤裂

$$\frac{1}{4} \left[ \left( \frac{-\sigma_{22}}{S_{12}} \right)^2 + \frac{Y_C^2}{4S_{12}^2} \frac{\sigma_{22}}{Y_C} - \frac{\sigma_{22}}{Y_C} + \frac{\sigma_{12}}{S_{12}} \right]^2 \geq 1, \sigma_{22} < 0 \quad (4)$$

式中: $Y_C$  为垂直纤维方向的压缩强度。

模型尺寸为 150 mm×100 mm×3 mm,铺层顺序

表 2 不同低速冲击能量作用下经历真空热循环前后试样的凹坑深度对比

Table 2 Concave depth comparison of samples before and after vacuum thermal cycling under different low-speed impact energy		
Impact test	Impact energy/J	Pit depth/mm
Original state	13.35-30	Not obvious,0-0.15
	40	0.17-0.21
	50	1.43
	60	Through
Vacuum thermal cycling	13.35-30	Not obvious,0-0.4
	40	0.55
	50	Cracking on the side,1.1-1.3
	60	Through

为 $[45/0/-45/90]_{3s}$ ,共计 24 层,密度为  $1678\text{ kg/m}^3$ ,模型采用的层合板单元类型为 S4R,靠近球接触的位置未进行单元细化,共计 22801 个节点,单元总数 22500 个,球的单元类型为 C3D10M,共计 3450 个节点,2206 个单元,冲头质量为 5 kg,材料为 T700/HT280 复合材料,模拟分析结果如图 8 所示,第 1 层与第 24 层对比结果如图 9 所示,模拟分析结果与实验结果比较如图 10 所示。

由图 8 可知,利用有限元分析可以表征出 T700/HT280 复合材料受到 13.35 J 冲击时材料内部的损伤状况。由图 9 可知,复合材料受到冲击时,背面的损伤比正面的严重。宏观目视和超声 C 扫描也证实了这

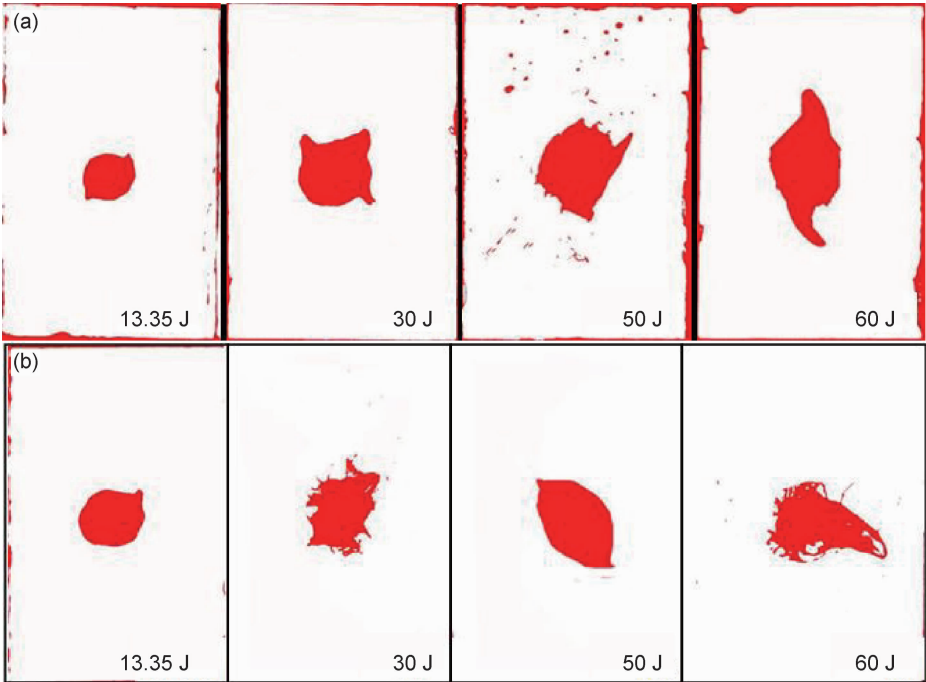


图 7 真空热循环前后 T700/HT280 复合材料在不同低速冲击能量下超声 C 扫描图像  
(a)原始态;(b)真空热循环

Fig. 7 Ultrasonic C-scan images of T700/HT280 composites under different low-speed impact energy before and after vacuum thermal cycling (a)original state;(b)vacuum thermal cycling

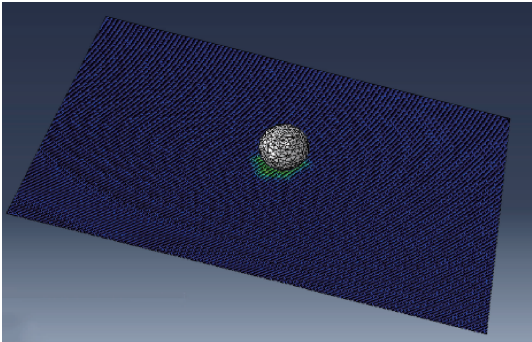


图 8 模拟分析结果图

Fig. 8 Simulation analysis result graph

一结果。由图 10 可知,模拟损伤的位置与形状与实际超声 C 扫描结果基本相同。表明借助 ABAQUS 有限元模拟软件可以对实验结果起到很好的预测、分析作用。

### 2.5 低速冲击吸收能

落锤冲击实验中,通过调节落锤的高度获得所需冲击能。由于落锤下降过程中会受到空气阻力等因素影响,故利用落锤刚与复合材料层合板接触时的冲击速率与离开时的瞬时脱离速率获得动能差,作为冲击吸收能( $U$ )。

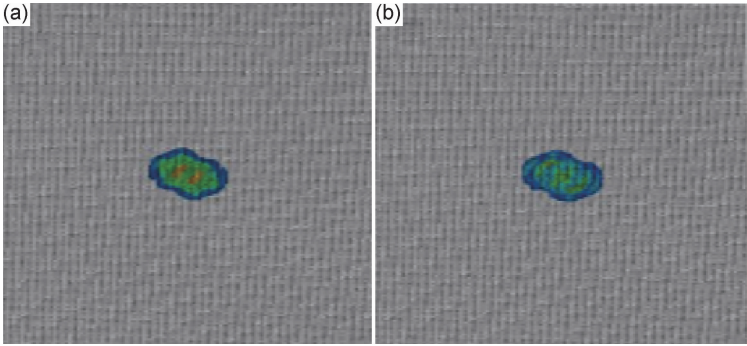


图 9 第 1 层(a)与第 24 层(b)对比图  
Fig. 9 Comparison of layer 1(a) and layer 24(b)

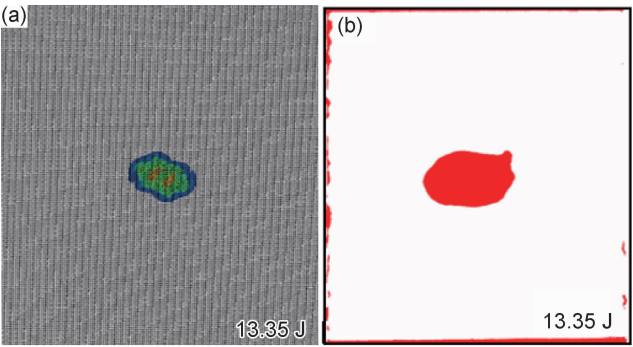


图 10 模拟分析结果(a)与超声 C 扫描实际结果(b)比较  
Fig. 10 Comparison of simulated analysis results(a) with actual results of ultrasonic C-scan(b)

$$U = \frac{1}{2} M (V_1^2 - V_2^2) \quad (5)$$

式中： $M=5\text{ kg}$ ，为落锤的质量； $V_1$  为冲击速率， $\text{m/s}$ ； $V_2$  为瞬时脱离速率， $\text{m/s}$ 。

图 11 所示为不同冲击能量条件下真空热循环前后 T700/HT280 复合材料的冲击吸收能。由图 11 可知，随冲击能量的增大，材料的冲击吸收能不断增大，并且当冲击能量达到 30 J 时吸收能迅速增大，表明冲击损伤主要破坏模式由树脂基体的压缩转变为复合材料的分层和纤维断裂。对比真空热循环前后试样的冲击吸收能变化可以看出，冲击能量为 13.35 J 和 20.01 J 时，吸收能大致相等，原因是此时冲击主要对材料树脂基体造成损伤。冲击能量增大至 30~40 J 时，冲击造成的损伤主要以树脂基体的压缩和复合材料的分层为主，材料在经过真空热循环处理后，树脂基体出现热老化并且复合材料界面出现脱粘，遭受冲击时冲击裂纹容易在层间萌生并拓展为分层，所以吸收能明显高于原始态材料的吸收能。当冲击能量达到 60 J 时，真空热循环前后材料的冲击吸收能大致相等，原因是试样发生贯穿损伤，此时主要损伤模式为纤维断裂。由此可知，选择冲击能量 30 J 至 40 J 时，吸收能可以有效

地表征出真空热循环对复合材料的环境损伤效应。

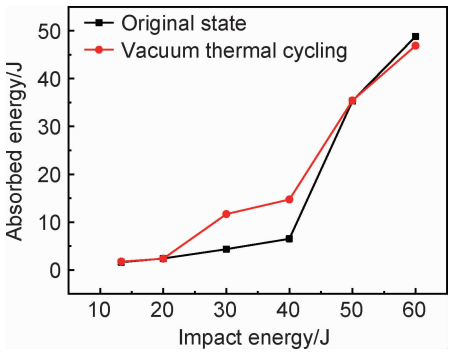


图 11 真空热循环处理前后不同冲击能量条件下吸收能变化曲线  
Fig. 11 Absorption energy change curves under different impact energy before and after vacuum thermal cycling

### 3 结论

- (1)随着真空热循环次数的增加，T700/HT280 复合材料及其基体树脂的质损率先急剧上升，后逐渐趋于平缓，这主要归因于材料的真空析气效应。
- (2)经历真空热循环处理后 T700/HT280 复合材料出现了一定程度的后固化、热老化和局部界面脱粘。
- (3)随冲击能量的增大，材料的受损伤区域逐渐变大。低冲击能时主要损伤模式为基体树脂受到压缩，高冲击能时主要损伤模式转化为基体开裂、复合材料分层。能量增大至 60 J 后，造成贯穿式损伤，冲击中心点处增强纤维发生断裂。
- (4)利用有限元模拟可以表征 T700/HT280 复合材料层板受到一定能量冲击时的损伤状况。模拟分析结果与超声 C 扫描结果进行对比，二者受冲击的损伤位置与形状相似，有限元模拟可以在一定程度上对材料受冲击状况进行很好的分析预测。
- (5)随冲击能量的增大，真空热循环处理后 T700/HT280 复合材料的吸收能增加。在冲击能量为 30~40 J 条件下，吸收能可以有效地表征真空热循环对复



合材料的环境损伤效应。

### 参考文献

- [1] AN J, ZHANG W, YANG D S. Atomic oxygen environment analysis technology for low earth orbit spacecraft[C]//Prognostics & System Health Management Conference. Harbin: IEEE, 2017.
- [2] WANG H D, MA G Z, XU B S, et al. The erosion effect of Kapton film in a ground-based atomic oxygen irradiation simulator[J]. Journal of Wuhan University of Technology(Mater Sci Ed), 2014, 29(6): 1277-1282.
- [3] ZHANG X, MAO L, DU J, et al. Atomic oxygen erosion resistance of sol-gel oxide films on Kapton[J]. Journal of Sol-Gel Science and Technology, 2014, 69(3): 498-503.
- [4] MINTON T K, WRIGHT M E, TOMCZAK S J, et al. Atomic Oxygen effects on POSS polyimides in low earth orbit[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2012, 4(2): 492-502.
- [5] MLYNCZAK M G, HUNT L A, MAST J C, et al. Atomic oxygen in the mesosphere and lower thermosphere derived from SABER: algorithm theoretical basis and measurement uncertainty[J]. Journal of Geophysical Research: Atmospheres, 2013, 118(11): 5724-5735.
- [6] 都亨, 叶宗海. 低轨道航天器空间环境手册[M]. 北京: 国防工业出版社, 1996: 397-520.  
DU H, YE Z H. Handbook for space environment of low orbit spacecraft[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1996: 397-520.
- [7] TANG J M, LEE S K. Recent progress of applications of advanced composite materials in aerospace industry[J]. Spacecraft Environment Engineering, 2010, 27(5): 552-557.
- [8] ZHENG N, HE J M, ZHAO D, et al. Improvement of atomic oxygen erosion resistance of carbon fiber and carbon fiber/epoxy composite interface with a silane coupling agent[J]. Materials & Design, 2016, 109: 171-178.
- [9] 王迎芬, 刘刚, 彭公秋, 等. 国产 T700 级碳纤维/双马来酰亚胺树脂复合材料界面性能[J]. 材料工程, 2018, 46(4): 140-145.  
WANG Y F, LIU G, PENG G Q, et al. Interfacial properties of domestic T700 grade carbon fiber/bismaleimide resin composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(4): 140-145.
- [10] 陈祥宝, 张凤翻. 先进树脂基结构复合材料的发展[J]. 材料工程, 1996(6): 5-12.  
CHEN X B, ZHANG F F. Development of advanced resin-based structural composites[J]. Journal of Materials Engineering, 1996(6): 5-12.
- [11] GAO Y, HE S, YANG D Z, et al. Effect of vacuum thermo-cycling on physical properties of unidirectional M40J/AG-80 composites[J]. Composites: Part B, 2005, 36(4): 351-358.
- [12] SHIN K B, KIM C G, HONG C S, et al. Prediction of failure thermal cycles in graphite/epoxy composite materials under simulated low earth orbit environments[J]. Composites: Part B, 2000, 31: 223-235.
- [13] 高禹, 王钊, 陆春, 等. 高性能树脂基复合材料典型空天环境下动态力学行为研究现状[J]. 材料工程, 2015, 43(3): 106-112.  
GAO Y, WANG Z, LU C, et al. Research status of dynamic mechanical behavior of high performance resin matrix composites in typical space environment[J]. Journal of Materials Engineering, 2015, 43(3): 106-112.
- [14] 高禹, 张志松, 王柏臣, 等. 空天飞行器用炭/双马复合材料环境损伤行为的研究现状[J]. 高分子材料科学与工程, 2013, 29(6): 165-168.  
GAO Y, ZHANG Z S, WANG B C, et al. Research status of environmental damage behavior of carbon/BMI composites for aerospace vehicles[J]. Polymer Materials Science and Engineering, 2013, 29(6): 165-168.
- [15] 过梅丽. 高聚物与复合材料的动态力学热分析[M]. 北京: 化学工业出版社, 2002: 196-198.  
GUO M L. Dynamic mechanical thermal analysis of polymers and composites[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2002: 196-198.
- [16] LONG S C, YAO X H, ZHANG X Q. Delamination prediction in composite laminates under low-velocity impact[J]. Composite Structures, 2015, 132: 290-298.

**基金项目:**国家自然科学基金(51373102);辽宁省高等学校国(境)外培养基金(2018LNGXGJWPY-YB008)

**收稿日期:**2019-07-24;**修订日期:**2019-10-14

**通讯作者:**高禹(1971—),男,教授,博士,主要从事碳/树脂基复合材料在空间环境因素作用下损伤效应及机理的研究.联系地址:辽宁省沈阳市沈北新区道义南大街 37 号沈阳航空航天大学材料科学与工程学院(110136),E-mail:syczq05@163.com

(本文责编:解 宏)