

国产高模量碳纤维复合材料耐冷热冲击性能研究

赵婉彤¹, 张明^{2*}, 赵臻璐¹, 李波¹, 卫宇璇¹, 陈维强¹, 刘佳¹

(1. 北京卫星制造厂有限公司, 北京 100094; 2. 中国空间技术研究院, 北京 100094)

摘要:低轨道航天器由于反复进出地球阴影区, 会受到频繁的冷热冲击, 因此研究冷热冲击对低轨航天器用高模量碳纤维 CCM40J/氰酸酯复合材料力学性能与质量损失率的影响十分重要。对 CCM40J/氰酸酯复合材料进行了冷热冲击试验, 对不同冷热冲击次数后的 CCM40J/氰酸酯复合材料进行了力学性能测试和质量损失测试, 并采用 SEM、FTIR、XPS 等分析比较了冷热冲击前后复合材料样品的表面形貌、微观结构和化学组成等。结果表明, 经过 500 次冷热冲击后, CCM40J/氰酸酯复合材料的拉伸强度、拉伸模量、弯曲强度、弯曲模量和层间剪切强度分别降低 0.90%、2.13%、3.72%、2.70% 和 6.49%, 质量损失率远低于 1%, 且没有发生新的化学反应, 满足航天器的应用需求。

关键词:高模量碳纤维; 聚合物基复合材料; 冷热冲击; 质量损失; 力学性能

中图分类号: TB35; V258

文献标志码: A

文章编号: 1006-7086(2023)03-0300-08

DOI: 10.3969/j.issn.1006-7086.2023.03.013

Thermal Shock Resistance of Domestic High Modulus Carbon Fiber Composites

ZHAO Wantong¹, ZHANG Ming^{2*}, ZHAO Zhenlu¹, LI Bo¹, WEI Yuxuan¹, CHEN Weiqiang¹, LIU Jia¹

(1. Beijing Spacecrafts Manufacturing Co., Ltd., Beijing 100094, China;

2. China Academy of Space Technology, Beijing 100094, China)

Abstract: Spacecrafts in low earth orbit are subjected to frequent thermal shocks due to repeated entry and exit of the Earth's shadow area. Therefore, it is very important to study the impact of thermal shock on the mechanical properties and mass loss rate of domestic high modulus carbon fiber/cyanate ester composites used in low orbit spacecrafts. In this paper, the thermal shock tests of CCM40J/cyanate ester composites have carried out, the mechanical properties and mass loss of CCM40J/cyanate ester composites after different thermal shock times have tested, and the effects of thermal shocks on CCM40J/cyanate ester composites have analyzed by SEM, FTIR and XPS. The results show that the tensile strength, tensile modulus, flexural strength, flexural modulus and interlaminar shear strength of CCM40J/cyanate ester composites decrease by 0.90%, 2.13%, 3.72% and 6.49% respectively after 500 thermal shocks. At the same time, the mass loss ratio of CCM40J/cyanate ester composites is far less than 1%, and no new chemical reaction take place.

Key words: high modulus carbon fiber; polymer-matrix composites; thermal shock; mass loss; mechanical properties

0 引言

低轨航天器温度变化范围随轨道高度、季节和隔热措施的不同而有较大差别, 一般在-160~120 °C 范围内变化。低轨道航天器由于反复进出地球阴影区会受到多次冷热冲击, 按照一个轨道周期约 90 min 计算, 一个工作寿命为 30 年的航天器在轨服役期间

要承受 17 500 次左右的极限温度变化的冷热冲击^[1]。这种长期温度变化会使航天器的结构材料产生热应力, 致使材料疲劳^[2], 系统可靠性降低, 直接影响航天器在轨寿命。当热应力足够大时, 树脂基体中便会产生微裂纹^[3]。大的热变形可使航天器上的太阳能电池阵结构在轨展开困难, 还会影响大型抛

收稿日期: 2023-01-31

作者简介: 赵婉彤, 硕士研究生, 主要从事碳纤维增强树脂基复合材料性能研究。E-mail: 1079373795@qq.com

通信作者: 张明, 研究员, 博士生导师, 主要从事复合材料研究。E-mail: nanwang20041208@sina.com

引文信息: 赵婉彤, 张明, 赵臻璐, 等. 国产高模量碳纤维复合材料耐冷热冲击性能研究[J]. 真空与低温, 2023, 29(3): 300-307.

ZHAO W T, ZHANG M, ZHAO Z L, et al. Thermal shock resistance of domestic high modulus carbon fiber composites[J].

Vacuum and Cryogenics, 2023, 29(3): 300-307.

物面天线结构的尺寸精度^[1]。因此,研究冷热冲击对碳纤维增强树脂基复合材料的影响至关重要。

几十年来,国内外针对空间环境对材料的侵蚀与破坏进行了大量的研究^[4-14]。美国NASA和俄罗斯的空间搭载试验结果表明,树脂基复合材料直接暴露在空间环境中,其断裂韧性会下降,拉伸、弯曲和层间剪切强度都有不同程度的降低,出现明显的质量损失和放气现象^[15-17]。其中,冷热冲击对纤维增强树脂基复合材料的影响尤为重要^[18-21]。Meng等^[22]研究了低温效应与热循环对高强度碳纤维增强环氧树脂基复合材料内部微缺陷与力学性能的影响。Jamshidi等^[23]研究了冷热冲击对玻璃纤维增强聚酯复合材料孔隙率和力学性能的影响。Pieniak等^[24]研究了冷热冲击对消防头盔用玻璃纤维增强聚酰胺基复合材料拉伸强度、弯曲强度和冲击强度的影响。

为了提高低轨航天器用CCM40J/氰酸酯复合材料的可靠性,本文通过地面试验模拟冷热冲击环境,研究冷热冲击对CCM40J/氰酸酯复合材料的力学性能、质量损失、表面和微观结构等的影响,并利用SEM、FTIR、XPS等手段测试分析CCM40J/氰酸酯复合材料的微观结构变化,为CCM40J碳纤维在空间结构上的应用提供试验依据。

1 试验材料及方法

1.1 复合材料及试验样品制备

试验用复合材料由增强体和树脂基体组成,其中,增强体为高模量碳纤维CCM40J(威海拓展纤维有限公司生产),拉伸模量为377 GPa,拉伸强度为4.41 GPa;树脂基体为氰酸酯BS-4(北京卫星制造厂有限公司生产)。

采用热熔浸渍法制备CCM40J/氰酸酯预浸料,裁剪、铺叠后用真空袋-热压罐工艺固化。复合材料中纤维体积分数为60 vol.%。

按照拉伸试验、弯曲试验等要求制备试验样品,拉伸试样尺寸为230 mm×12.5 mm×1 mm,有效试样不少于5个;弯曲试样尺寸为150 mm×12.5 mm×2 mm,有效试样不少于5个;层间剪切试样尺寸为20 mm×10 mm×2 mm,有效试样不少于5个。

1.2 冷热冲击试验

试验设备为DZF-6050型真空干燥箱和液氮罐,低温段时试样直接浸泡在液氮中。

冷热冲击参数:温度区间为-196~+150℃(涵盖低轨航天器的极限温度,并留有一定裕度);在+150℃环境下保持30 min;-196℃液氮中保持15 min;冲击

次数:100、200、300和500次。

当冷热冲击次数分别达到100、200、300和500次后,对材料进行性能测试。

1.3 测试分析方法

1.3.1 力学性能测试

分别按照GB/T 3354-2014、GB/T 3356-2014和JC/T 773-2010的要求,在Istron-5569电子万能材料试验机上测试CCM40J/氰酸酯复合材料的拉伸性能、弯曲性能和层间剪切强度。

1.3.2 真空环境下质量损失测试

在德国Sartorius MC21S高精度电子天平上称量冷热冲击试验前后试样在真空环境下的质量损失。天平精度为10⁻⁶ g,每个试样测量6次,取平均值。试样的质量损失率根据式(1)进行计算:

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

式中: M_{loss} 为试样的质量损失率,%; M_t 为热冲击试验后试样的质量,g; M_0 为原始试样的质量,g。

1.3.3 微观结构和冷热冲击损伤分析

采用PhenomG2Pro型扫描电镜(SEM)对冷热冲击前后复合材料断面及表面微观形貌进行分析,加速电压为15 kV。

采用美国尼高利公司NEXUS-470型傅立叶红外光谱仪(FTIR)测试冷热冲击前后复合材料试样的分子结构和化学组成,红外光谱仪的分辨率为4 cm⁻¹,光谱扫描范围为400~4 000 cm⁻¹,采用溴化钾压片法制样。用Perkin-Elmer PHI-5700 ESCA光电子能谱仪(XPS)表征冷热冲击前后复合材料试样的表面元素组成和化学态。分析室压力为2.4×10⁻⁶ Pa,用C1s 284.6 eV做能量校准。

2 结果与讨论

2.1 冷热冲击对复合材料宏观力学性能的影响

2.1.1 冷热冲击对复合材料拉伸性能的影响

冷热冲击对CCM40J/氰酸酯复合材料拉伸强度和模量的影响如图1和图2所示。从图中可以看出,100次冷热冲击后,与没有经过冷热冲击的原始试样相比,拉伸强度增加了16 MPa,拉伸模量也比原始试样高出2 GPa。之后,拉伸强度和模量随着冷热冲击次数的继续增加呈下降的趋势,达到最大次数500次时,抗拉强度和模量分别比原始试样降低了2.12%和2.21%。总体上,拉伸强度和模量没有显著变化,表明材料在冷热冲击作用下没有出现损坏或其他因素引起的性能急剧变化。

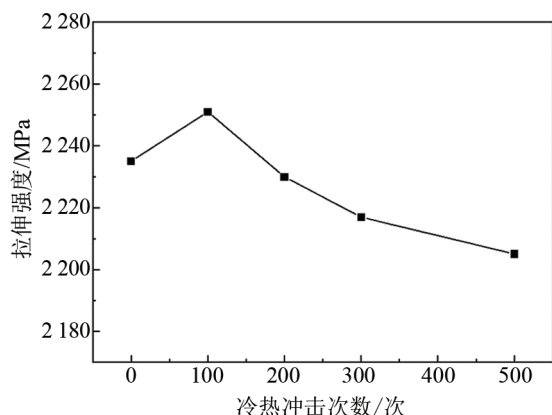


图1 拉伸强度随冷热冲击次数的变化

Fig. 1 Variations of tensile strength with number of thermal shocks

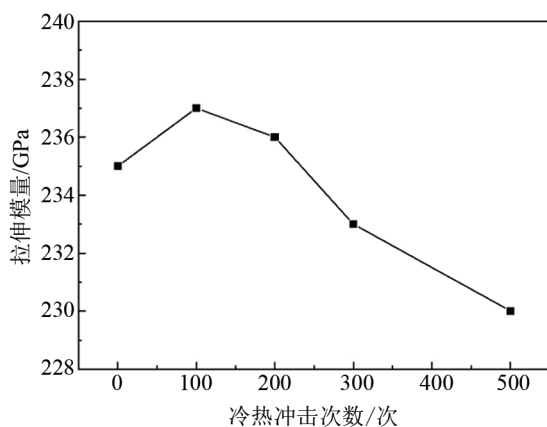


图2 拉伸模量随冷热冲击次数的变化

Fig. 2 Variations of tensile modulus with number of thermal shocks

冷热冲击温度的变化对复合材料的影响可以分为两类。第一,温度升高导致树脂基体内部和界面区域进一步固化反应,材料的固化度提高,交联

密度增大,使得树脂基体的刚度增大,进而提高了复合材料的力学性能,同时,碳纤维与树脂基体之间化学键增多^[25-27]使界面性能得到改善。第二,由于碳纤维与树脂基体的热膨胀系数存在差异,频繁的温度变化导致复合材料的界面应变不匹配,造成碳纤维与树脂基体脱黏,反复的膨胀和收缩使机械疲劳加剧^[21]。同时,冷热冲击的快速温度变化引起的速冷、速热,在复合材料内部会产生温度梯度,加剧上述影响^[28]。在冷热冲击过程中,这两类影响的相互作用最终决定复合材料的性能。

冷热冲击前半段(冷热冲击次数 ≤ 100),随着冲击次数的增加,拉伸强度也持续增加。但是,由于冷热冲击的次数较少,热应力与热应变带来的力学性能损伤也较小,而氰酸酯树脂基体后固化效应导致的树脂基体性能提升更明显,对复合材料力学性能提高的影响更大。也就是说,在冷热冲击的前半段,影响复合材料性能的主要因素是氰酸酯树脂基体的后固化效应。在冷热冲击的高温阶段,树脂的交联度稍有增加^[29],使得基体的拉伸强度和模量增加,最终使复合材料的整体性能提高^[30]。在冷热冲击的后半段($100 < \text{冷热冲击次数} \leq 500$),随着冲击次数的增加,材料的拉伸强度和模量均呈下降的趋势。这是由于碳纤维与氰酸酯树脂热膨胀系数的不匹配使复合材料产生了热应力与热应变,造成界面处热疲劳^[31],出现一定程度的脱黏,最终导致复合材料性能下降。但这种下降并不是持续的,从图中可以看出,随着冲击次数的继续增加,性能下降趋于平缓。这是由于部分界面的脱黏不会发展到整个界面,大部分界面保持良好的黏接,因此,材料的拉伸性能趋于稳定。

图3是冷热冲击前后拉伸断口形貌的SEM图像。

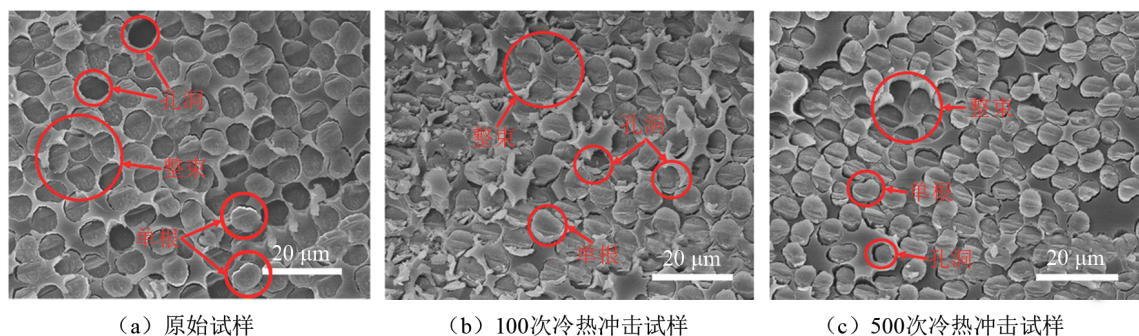


图3 冷热冲击前后试样拉伸断面SEM形貌

Fig. 3 SEM micrographs of tensile fracture of sample before and after thermal shock

从图3可以看出,随着冷热冲击次数的增加,断面的整体不平整度增大。原始试样断口较为平整,单根纤维及整束纤维拔出后留下的孔洞较少,表明

界面性能较好,能牢牢粘住纤维。500次冲击后,断面参差不齐的部分增多,整束和单根纤维被拔出后留下的孔洞较深,孔洞数增加,但也有一些区域的

形貌与原始试样类似,较平整。这表明,部分区域的界面结合强度下降。此外,随着冷热冲击次数的增加,断口的粗糙度增加,原来的整体纤维束平断口变为参差不齐的断口。对比冷热冲击前后的试样界面还可以发现,原始试样和100次冷热冲击后试样断口的纤维与基体界面整体结合比较完好,部分裸露的纤维表面还附有少许基体树脂,表明界面结合比较牢固。随着冲击次数的增加,纤维与基体结合处出现一些缝隙,拔出的纤维比原始试样多,断口端面越来越不平整,表明界面结合强度出现一定程度的下降。

2.1.2 冷热冲击对复合材料弯曲性能的影响

冷热冲击对CCM40J/氰酸酯复合材料弯曲强度和模量的影响如图4和图5所示。

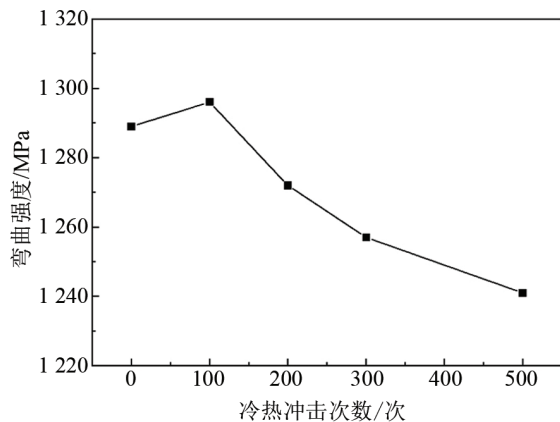


图4 弯曲强度随冷热冲击次数的变化

Fig. 4 Variations of flexural strength with number of thermal shocks

从图中可以看出,弯曲强度与模量的变化规律较为相似,都是先上升后下降,100次时达到最大值,与原始试样相比,分别增大了7 MPa和2 GPa。此后,随着冲击次数的增加,弯曲强度和模量下降。当冷热冲击达到最大次数500次时,复合材料试样的弯曲

强度和模量分别比原始试样降低了3.72%和3.07%。

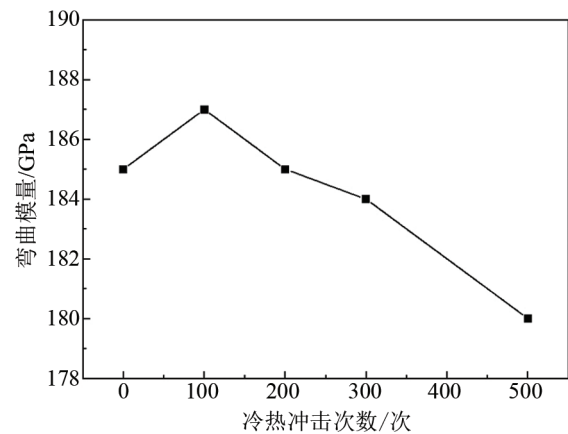


图5 弯曲模量随冷热冲击次数的变化

Fig. 5 Variations of flexural modulus with number of thermal shocks

总体来说,两者的下降幅度不大,因此材料的性能仍保持稳定。从三点弯曲试验时的受力分析可知,弯曲时试样上部承受压缩应力作用,下部受拉伸应力作用^[32]。说明影响材料拉伸和压缩性能的因素也影响着弯曲性能。上节研究表明,随着冷热冲击次数的增加,氰酸酯树脂的固化度有少许增加,使得树脂基体的性能进一步提升,表现为弯曲强度和模量呈上升趋势。随后,弯曲强度和模量的下降与部分纤维和基体界面的脱黏有关。

图6是冷热冲击前后试样弯曲断面的SEM形貌。从图可以看出,随着冷热冲击次数增加,拉伸部分的断面更加不平整。原始试样图6(a)中,断口整体较为平整,有一定数量的单根纤维拔出后的小孔洞,整束纤维拔出后的凹坑较少、较浅,界面结合较强。经历500次冷热冲击后(图6(c)),断口发生显著的变化,出现了大量拔出后的纤维和大量较深的孔洞与凹坑。

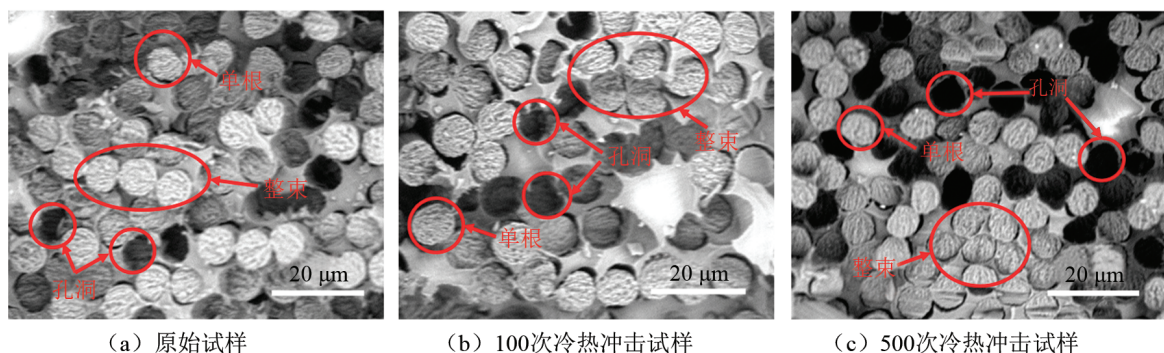


图6 冷热冲击前后试样弯曲断面SEM形貌

Fig. 6 SEM micrographs of bending fractures of sample before and after thermal shock

随着冷热冲击次数增加,在弯曲试样的拉伸区域,断面参差不齐的程度增加。通过对比可以明显发现,原始试样中,纤维与基体的结合较为紧密,随着冷热冲击次数的增加,纤维与基体的脱黏程度增加。观察拔出纤维的表面发现,500次时纤维表面很光滑,这也表明,纤维与基体出现了剥离,使得材料弯曲时,拉伸部分性能下降,进而影响了整体的弯曲强度。

2.1.3 冷热冲击对复合材料层间剪切强度的影响

冷热冲击对 CCM40J/氰酸酯复合材料层间剪切强度的影响如图 7 所示。试样的剪切强度随着冷热冲击次数的增加先增大后降低,100 次时达到最大值,比原始试样增加了 2 MPa,500 次的剪切强度比原始试样的下降了 6.49%。层间剪切强度在一定程度上反映材料的界面结合情况,因此可以说,冷热冲击对 CCM40J/氰酸酯树脂的界面性能影响较小。

图 8 为不同次数冷热冲击后的层间剪切断面 SEM 形貌。由图 8 可知,随着冷热冲击次数的增加,纤维与树脂基体的结合处出现一定的脱黏现象。但层间剪切测试发现,100 次冲击剪切强度没有下降,反而略有上升。这首先是由于冷热冲击只会使结合不好的界面脱黏,结合较好的界面则不受影响,因而整体上来看,脱黏的界面只占很少数的部

分,大多数界面仍然结合良好,因此剪切强度没有下降。其次,材料成型过程中的温度变化使纤维与基体处出现一定的残余应力^[33],导致界面结合不是理想状态,从而影响了材料的最终性能^[34]。在冷热冲击的前半段(冲击次数 ≤ 100),微裂纹的产生使残余应力得以释放^[20,35],界面结合强度增加,复合材料的层间强度得到一定的提升。

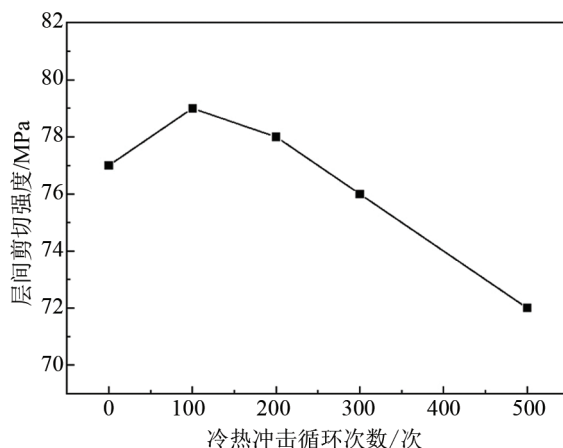


图 7 层间剪切强度随冷热冲击次数的变化

Fig. 7 Variations of interlaminar shear strength with number of thermal shocks

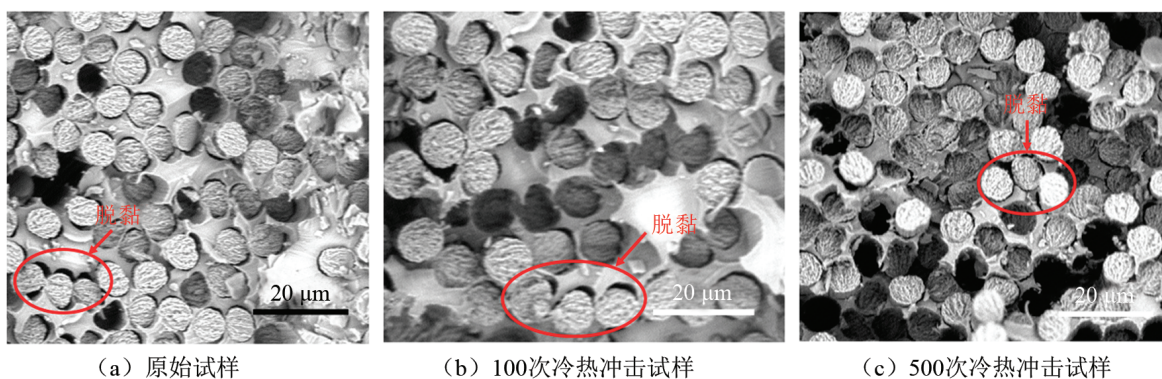


图 8 冷热冲击前后试样层间剪切断面 SEM 形貌

Fig. 8 SEM micrographs of interlayer shear fractures of sample before and after thermal shock

2.1.4 复合材料冷热冲击力学性能损伤机制分析

从图 9 可以看出,原始试样的表面上,纤维与纤维之间由树脂填充着,纤维与树脂基体的结合较为紧密。随着冷热冲击次数的增加,纤维之间树脂的剥离程度增加,出现较深的小缝,同时纤维与树脂基体的结合界面出现一定程度的脱黏现象。

综上所述,由于试样表面经过机械切割,切割时的强烈振动对材料产生了破坏,切割面附近残留了大量的微裂纹与变形,同时,经过冷热冲击,在热交变与热应力共同作用下,表面残碎的树脂脱落,

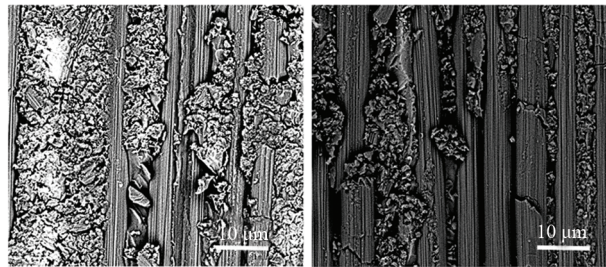
纤维显露,微裂纹进一步扩展,纤维间出现微裂缝,使材料的力学性能受到一定的影响。

2.2 冷热冲击对复合材料质量损失率的影响

2.2.1 冷热冲击对复合材料质量损失率的影响

图 10 为 CCM40J/氰酸酯复合材料质量损失率与冷热冲击次数的关系,不难发现,随着冷热冲击次数的增加,CCM40J/氰酸酯复合材料的质量损失率逐渐增大。当冷热冲击次数为 500 次时,质量损失率最大,为 0.000 5%,但仍小于 1%,符合航天器选材要求。冷热冲击作用下树脂基复合材料的质量损

失可能是由于材料所吸附的水分等杂质^[36]及材料制备时残留的微量有机小分子^[37]逐渐挥发所导致的。



(a) 原始试样 (b) 500次冷热冲击试样

图9 冷热冲击前后试样的表面SEM形貌

Fig. 9 SEM surface morphologies of sample before and after 500 thermal shocks

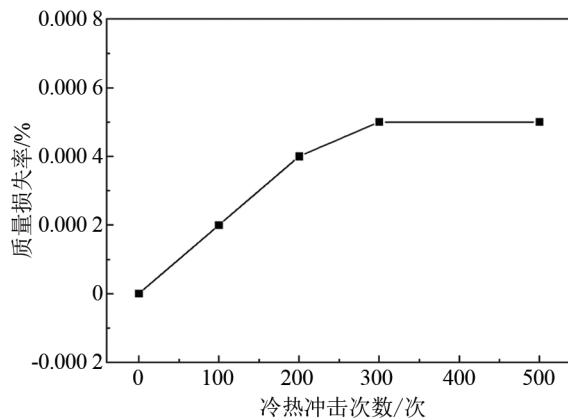


图10 CCM40J/氰酸酯复合材料质量损失率与冷热冲击次数关系

Fig. 10 The relationship between the mass loss ratio of sample and the number of thermal shocks

2.2.2 复合材料冷热冲击质量损失机制分析

图11为原始试样与冷热冲击500次后试样材

料的红外光谱(FTIR)比较。可以看出,冷热冲击前后,各特征峰的位置不变。 $2\,271\text{ cm}^{-1}$ 处的氨基和 $1\,558\text{ cm}^{-1}$ 处的三嗪环吸收峰变化不大。这表明冷热冲击前后没有新的基团生成,只是树脂内的小分子发生进一步的交联。

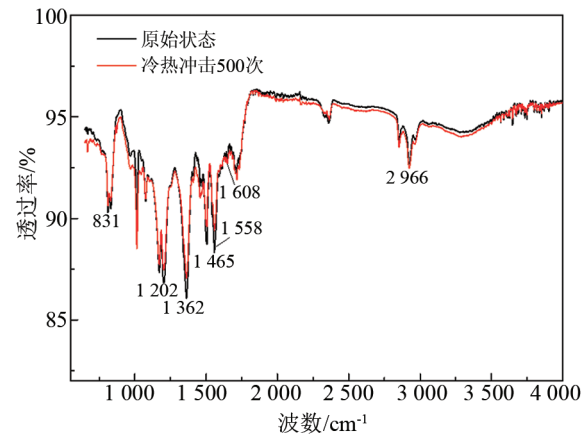


图11 冷热冲击前后试样的红外光谱比较

Fig. 11 FTIR spectra of sample before and after 500 thermal shocks

X射线光电子能谱(XPS)是以X射线为探针检测由表面出射的光电子来获取表面信息的。假定材料近表面给定区域内元素成分均匀,由XPS全扫描谱可以估算元素谱峰强度,由此可对材料表面成分进行半定量分析。

图12为冷热冲击前后复合材料试样的C1s谱图。表1给出了原始和冷热冲击500次后复合材料试样的C1s谱的分峰结果,包括C—C、C—O和C—N化学键的结合能、半高宽(FWHM)和各特征峰所占的面积百分比。

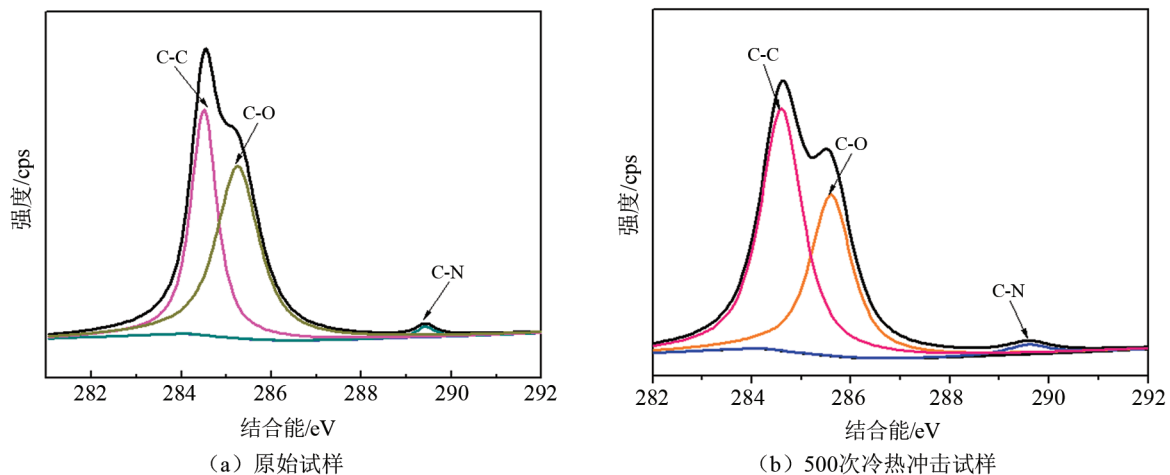


图12 冷热冲击前后复合材料的C1s谱图

Fig. 12 XPS C1s of sample before and after 500 thermal shocks

从表 1 可以看出, C1s 谱中三种化学键的特征峰所占面积的变化不大, 说明冷热冲击对氰酸酯

分子结构中的 C—C 键、C—O 键和 C—N 键的影响不大。

表 1 冷热冲击前后复合材料的 C1s 谱分峰结果

Tab. 1 XPS C1s of sample before and after 500 thermal shocks

试样	化学键	结合能/eV	FWHM/eV	面积比/%
原始试样	C—C	284.7	1.12	57.9
	C—O	285.6	2.53	38.4
	C—N	289.0	1.54	3.7
500 次冷热冲击试样	C—C	284.7	1.27	58.6
	C—O	285.6	2.65	39.1
	C—N	289.0	1.70	2.3

FTIR 和 XPS 分析表明, CCM40J/氰酸酯复合材料在冷热冲击中未发生化学变化, 性能变化主要是由交联密度的变化引起的, 树脂的主要结构无明显变化。复合材料贮存时吸附的水分等杂质^[36]及制备时残留的微量有机小分子^[37]在冷热冲击中逐渐挥发, 导致材料出现少量(0.000 5%)质量损失。

3 结论

(1) 冷热冲击对 CCM40J/氰酸酯复合材料的拉伸强度和模量、弯曲强度和模量以及层间剪切强度的影响不大, 随着冲击次数增加, 材料的力学性能呈先上升后下降的趋势;

(2) 随着冷热冲击次数的增加, CCM40J/氰酸酯复合材料的质量损失率增加, 但整体质损率远小于 1%, 主要由所吸附的水分、气体、溶剂和小分子助剂挥发所致, 符合航天器选材要求。

参考文献:

- [1] 湛永钟, 张国定. 低地球轨道环境对材料的影响[J]. 宇航材料工艺, 2003, 33(1): 1-5.
- [2] SZYSZKOWSKI W, KING J. Stress concentrations due to thermal loads in composite materials[J]. Computers & Structures, 1995, 56(2/3): 345-355.
- [3] PAPANICOLAOU G C, XEPAPADAKI A G, TAGARIS G D. Effect of thermal shock cycling on the creep behavior of glass-epoxy composites[J]. Composite Structures, 2009, 88(3): 436-442.
- [4] 吴树环, TENNYSON R C. 复合材料的空间环境模拟[J]. 真空与低温, 1986(2): 42-44.
- [5] 薛玉雄, 杨生胜, 把得东, 等. 空间辐射环境诱发航天器故障或异常分析[J]. 真空与低温, 2012, 18(2): 63-70.
- [6] 李鸿勋. 空间环境和污染对光学器件的影响[J]. 真空与低

温, 2014, 20(6): 364-368.

- [7] 盛磊, 陈萍. 环氧纳米复合材料的空间环境性能研究[J]. 宇航材料工艺, 2004, 34(2): 62-65.
- [8] 赵臻璐, 陈维强, 张玉生, 等. BHM3 碳纤维及其氰酸酯基复合材料耐原子氧侵蚀性能[J]. 宇航学报, 2016, 37(5): 625-630.
- [9] 孔静, 李岩, 刘泊天, 等. 30% SiCp/Al 复合材料空间服役温度环境适应性研究[J]. 航天器环境工程, 2022, 39(3): 242-247.
- [10] HAN J H, KIM C G. Low earth orbit space environment simulation and its effects on graphite/epoxy composites[J]. Composite Structures, 2006, 72(2): 218-226.
- [11] 柴朋军, 王嵘, 徐晋伟, 等. 空间环境复合材料的性能研究与表征[J]. 复合材料学报, 2016, 33(7): 1468-1474.
- [12] 陈维强, 张玉生, 黎昱, 等. 国产高模量碳纤维抗真空紫外辐照性能试验研究[J]. 航天器环境工程, 2013, 30(4): 397-400.
- [13] 陶积柏, 陈维强, 张玉生, 等. γ 射线辐照对高模量碳纤维及碳纤维/氰酸酯复合材料性能的影响[J]. 复合材料学报, 2018, 35(7): 1810-1815.
- [14] 陶积柏, 陈维强, 朱大雷, 等. 国产高模量碳纤维复合材料空间环境适应性[C]//第三届中国国际复合材料科技大会, 2017.
- [15] GROSSMAN E, GOUZMAN I. Space environment effects on polymers in low earth orbit[J]. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms, 2003, 208: 48-57.
- [16] BECHEL V T, KIM R Y. Damage trends in cryogenically cycled carbon/polymer composites[J]. Composites Science and Technology, 2004, 64(12): 1773-1784.
- [17] 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: Engineering*, 2000, 31(3): 223–235.
- [18] KIM R Y, CRASTO A S, SCHOEPPNER G A. Dimensional stability of composite in a space thermal environment[J]. *Composites Science and Technology*, 2000, 60(12): 2601–2608.
- [19] PARK S Y, CHOI H S, CHOI W J, et al. Effect of vacuum thermal cyclic exposures on unidirectional carbon fiber/epoxy composites for low earth orbit space applications[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2012, 43(2): 726–738.
- [20] WANG S, DONG S, GAO Y, et al. Comparison of the mechanical deterioration behavior of C/BMI composite under hygro-thermal or vacuum-thermal cycling[J]. *Composites, Part A. Applied science and manufacturing*, 2019, 119: 235–245.
- [21] SHISHEVAN F A, AKBULUT H. Effects of thermal shock cycling on mechanical and thermal properties of carbon/basalt fiber-reinforced intraply hybrid composites[J]. *Iranian Journal of Science and Technology: Transactions of Mechanical Engineering*, 2018, 43: 441–449.
- [22] MENG J, WANG Y, YANG H, et al. Mechanical properties and internal microdefects evolution of carbon fiber reinforced polymer composites; cryogenic temperature and thermocycling effects[J]. *Composites Science and Technology*, 2020, 191(1/2): 108083.
- [23] JAMSHIDI Z, HEJAZI S M, SHEIKHZADEH M, et al. Analysis of impacts of thermal shocks on mechanical properties of E-glass fiber reinforced polyester composites[J]. *Journal of Composite Materials*, 2021, 55(25): 3687–3698.
- [24] PIENIAK D, WALCZAK A, OSZUST M, et al. Influence of thermal shocks on residual static strength, impact strength and elasticity of polymer-composite materials used in fire-fighting helmets[J]. *Materials*, 2021, 15(1): 57.
- [25] ZHENG X, FEI J, GU Y, et al. Constructing interfacial path for enhancing mechanical and thermal performances of carbon fiber/cyanate ester resin composite[J]. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, 2021, 617: 126311.
- [26] TANG L, YANG Z, TANG Y, et al. Facile functionalization strategy of PBO fibres for synchronous improving the mechanical and wave-transparent properties of the PBO fibres/cyanate ester laminated composites[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2021, 150: 106622.
- [27] MARIETA C, SCHULZ E, IRUSTA L, et al. Evaluation of fiber surface treatment and toughening of thermoset matrix on the interfacial behaviour of carbon fiber-reinforced cyanate matrix composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2005, 65(14): 2189–2197.
- [28] RAY B C. Adhesion of glass/epoxy composites influenced by thermal and cryogenic environments[J]. *Journal of Applied Polymer Science*, 2006, 102(2): 1943–1949.
- [29] KHALILI S M R, NAJAFI M, ESLAMI-FARSANI R. Effect of thermal cycling on the tensile behavior of polymer composites reinforced by basalt and carbon fibers[J]. *Mechanics of Composite Materials*, 2017, 52(6): 807–816.
- [30] RAY B C. Study of the influence of thermal shock on interfacial damage in thermosetting matrix aramid fiber composites[J]. *Journal of Materials Science Letters*, 2003, 22(3): 201–202.
- [31] PAPANICOLAOU G C, BOUBOULAS A S, ANIFANTIS N K. Thermal expansivities in fibrous composites incorporating hybrid interphase regions[J]. *Composite Structures*, 2009, 88(4): 542–547.
- [32] LOKESH YADHAV B R, GOVINDARAJU H K, KIRAN M D, et al. Three-point bending and impact behaviour of carbon/epoxy composites modified with titanium dioxide nanoparticles[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2021, 43(2): 1755–1761.
- [33] 何靓, 朱攀星, 徐小伟, 等. 复合材料残余应力与固化变形机理及控制研究进展[J]. *复合材料科学与工程*, 2022(7): 121–128.
- [34] GENIDY M S, MADHUKAR M S, RUSSELL J D. A feedback system to obtain an optimum cure cycle for thermoset matrix composites[C]//29th International SAMPE Technical Conference, 1997.
- [35] GAO Y, HE S, YANG D Z, et al. Effect of vacuum thermocycling on physical properties of unidirectional M40J/AG-80 composites[J]. *Composites Part B-Engineering*, 2005, 36(4): 351–358.
- [36] 田文平, 肖军, 李金焕, 等. 复合材料光学镜面用氰酸酯基体树脂评价[J]. *热固性树脂*, 2016, 31(3): 39–44.
- [37] 刘娇文, 高战蛟, 周欣欣, 等. 冷热循环对 M40 碳纤维/氰酸酯复合材料影响的试验研究[J]. *航天器环境工程*, 2014, 31(6): 631–634.

(责任编辑:任 妮)