

国产 T700 级碳纤维表面特性对 BMI 复合材料 湿热性能的影响

Effect of Surface Properties of Domestic T700 Grade Carbon Fiber on Hygrothermal Performance of BMI Composites

中航工业北京航空制造工程研究所 王迎芬 彭公秋
中航复合材料技术中心 谢富原 罗云峰

[摘要] 分别采用 SEM、AFM、XPS 和 TGA 对两种国产 T700 碳纤维和国外东丽 T700S 碳纤维的表面形貌、表面化学特性以及碳纤维上浆剂耐热性进行了表征,通过纤维性能转化率的计算,考查了 T700 碳纤维/双马复合材料的界面粘结性能,并通过 T700 碳纤维/双马复合材料湿热条件处理前后的 0° 拉伸强度和层间剪切强度测试对复合材料的耐湿热性能进行了表征。研究发现 T700 碳纤维的表面粗糙度和活性官能团含量等表面特性对双马复合材料的界面粘结性能具有显著影响,进而在一定程度上影响着双马复合材料的耐湿热性能。研究结果表明:国产 T700 碳纤维/双马树脂复合材料的耐湿热性优于国外同类 T700 碳纤维双马复合材料。

关键词: T700 级碳纤维 复合材料 界面 力学性能 湿热处理

[ABSTRACT] To analyze the hygrothermal performance of domestic T700 grade carbon fiber/BMI composites, scanning electronic microscopy (SEM), atomic force microscopy (AFM), X-ray photoelectron spectroscopy (XPS), thermogravimetry analysis (TGA) are selected to characterize the surface morphology as well as surface chemical properties of carbon fibers and the heat resistance of sizing agent, and the 0° tensile strength and ILSS of composites before and after hygrothermal treatment is investigated. The results show that the surface roughness and the content of the reactive functional groups of carbon fibers have an important influence to the interfacial bonding properties of composites, simultaneously, they also impact on the hygrothermal of the BMI composites to some extent. All the results indicate that hygrothermal performance of domestic T700 grade carbon fiber/BMI composites is superior to Toray T700S carbon fiber/BMI composites.

Keywords: T700 grade carbon Fiber Composites

Interface Mechanical properties Hygrothermal treatment

碳纤维增强树脂基复合材料(CFRP)由于具有比刚度和比强度高、密度小、耐腐蚀、耐疲劳以及可设计性强等一系列优异的性能而被广泛应用于航空航天、能源和汽车等行业^[1-4]。复合材料的机械性能通常依靠纤维和树脂的性能,而良好的界面结合可以提高复合材料的结构整体性,使载荷有效地从基体传递到纤维。

尽管先进树脂基复合材料具有良好的耐腐蚀、抗疲劳等性能,但有研究表明,在特定的环境,如温度、湿度及紫外光等存在时都会使其力学性能降低,影响其使用寿命^[5-6],其中先进树脂基复合材料主要的腐蚀失效形式为湿热老化^[7-9]。在潮湿环境及温度等湿热老化的协同作用下,先进树脂基复合材料会被腐蚀,其树脂基体和树脂/碳纤维界面会遭到不同程度的破坏,导致复合材料力学性能明显下降。近年来,国内外关于碳纤维表面特性对复合材料性能的影响也有许多研究。代志双等^[10]研究了 T300B 和 T700SC 碳纤维经去浆前后纤维的表面特性以及纤维与环氧树脂之间的界面情况,结果表明:纤维经去浆之后其表面的活性碳原子含量减少,但其与环氧树脂之间的活性碳原子含量增大。Nursel Dilsiz 等^[11]研究了未上浆和上浆后的碳纤维表面,结果表明除浆之后纤维表面的含氧官能团减少,且含氧官能团多的碳纤维复合材料,其界面粘结性好。宋伟等^[12]研究了碳纤维表面粗糙度对环氧树脂基复合材料界面的影响,表明碳纤维表面粗糙度增加,复合材料界面粘结强度增加。张如良等^[13]的研究表明碳纤维表面沟槽较明显、含氧官能团较多,可提高复合材料的界面粘结性能和湿热老化性能。虽然国内外关于碳纤维表面特性对复合材料界面性能和湿热性能的影响已有不少研究,但大多是基于国产 T300 级或国外碳纤维复合材料的研究,因此研究国产 T700 级碳纤维表面特性对复合材料湿热老化性能的影响具有重要的意义。

本文研究了3种T700级碳纤维表面物理形貌和化学特性,分析了碳纤维上浆剂的傅里叶红外光谱(FTIR)和热失重(TG);分别对国产碳纤维A、B及东丽T700S碳纤维增强QY9611双马树脂复合材料进行湿热处理,研究了湿热处理前后复合材料的力学性能。

1 试验部分

1.1 原材料

试验选取3种T700级碳纤维A、B、C,其中国产碳纤维A,12K,密度 $1.80\text{g}/\text{cm}^3$,强度 4851.35MPa ;国产碳纤维B,3K,密度 $1.79\text{g}/\text{cm}^3$,强度 5173.88MPa ;东丽T700S碳纤维C,12K,密度 $1.80\text{g}/\text{cm}^3$,强度 5300MPa ,日本东丽公司生产。国产碳纤维A和B采用湿法纺丝工艺,T700S碳纤维采用干喷湿纺工艺。碳纤维上浆剂通过索氏萃取器在 75°C 丙酮溶液中萃取,萃取时间为6h,将萃取后的上浆剂在 80°C 烘箱中烘干2h。树脂基体为QY9611,北京航空制造工程研究所制备。碳纤维/QY9611复合材料采用预浸料热压罐成型工艺,室温下抽真空,升温至 125°C 保温1h, 185°C 保温1h, 200°C 保温5h,制得的3种复合材料分别记为S-A、S-B和S-C。复合材料湿热处理条件为 100°C 水煮48h。

1.2 测试表征

1.2.1 扫描电子显微镜(SEM)

采用英国CamScan公司Apollo 300扫描电子显微镜观察碳纤维表面形貌,测试之前对样品进行喷金处理。

1.2.2 原子力显微镜(AFM)

采用俄罗斯NT-MDT公司的Solver P47型AFM进行碳纤维表面形貌观察,将碳纤维单丝用双面胶固定在载玻片上面,使碳纤维保持伸直状态,扫描范围为 $5\mu\text{m}\times 5\mu\text{m}$ 。

1.2.3 X射线光电子能谱仪(XPS)

采用美国ThermoFisher公司的ESCALAB250型XPS测试碳纤维表面的元素组成和表面官能团。X射线器为单色器Al K α (200W),用C1s(B.E=285.0eV)做标准,首先进行宽谱扫描,然后对C峰、O峰、N峰和Si峰分别进行高精度窄谱扫描,确定碳纤维表面的化学元素含量。C谱以285.0eV校准,通过有机化合物中不同C1s的化学位移来确定碳纤维表面的官能团^[11-12]。

1.2.4 傅里叶红外光谱(FTIR)

采用Thermo Nicolet红外测试仪对萃取的上浆剂进行红外光谱分析,利用FW-4A型粉末压片机制样,测试试样采用KBr压片法。

1.2.5 热失重分析(TGA)

采用德国NETZSCH公司的TG分析仪在高纯 N_2

气的保护下对上浆剂进行热失重分析,升温速率为 $10^\circ\text{C}/\text{min}$ 。

1.2.6 力学性能测试

0° 拉伸强度按ASTM D3039标准进行测试,复合材料铺层为 $[0]_8$,试验件尺寸 $250\text{mm}\times 15\text{mm}\times 1\text{mm}$,试验件两端贴玻璃钢加强片,加强片尺寸 $56\text{mm}\times 15\text{mm}\times 1.5\text{mm}$,万能材料试验机加载速率为 $2\text{mm}/\text{min}$ 。

层间剪切强度按ASTM D2344标准测试,复合材料铺层 $[0]_{24}$,试验件尺寸 $20\text{mm}\times 6\text{mm}\times 3\text{mm}$,万能材料试验机加载速率为 $2\text{mm}/\text{min}$ 。

复合材料湿热处理前力学性能测试条件为室温干态,湿热处理后力学性能测试环境为 150°C 。

2 结果与讨论

2.1 碳纤维表面形貌特征

采用扫描电子显微镜(SEM)和原子力显微镜

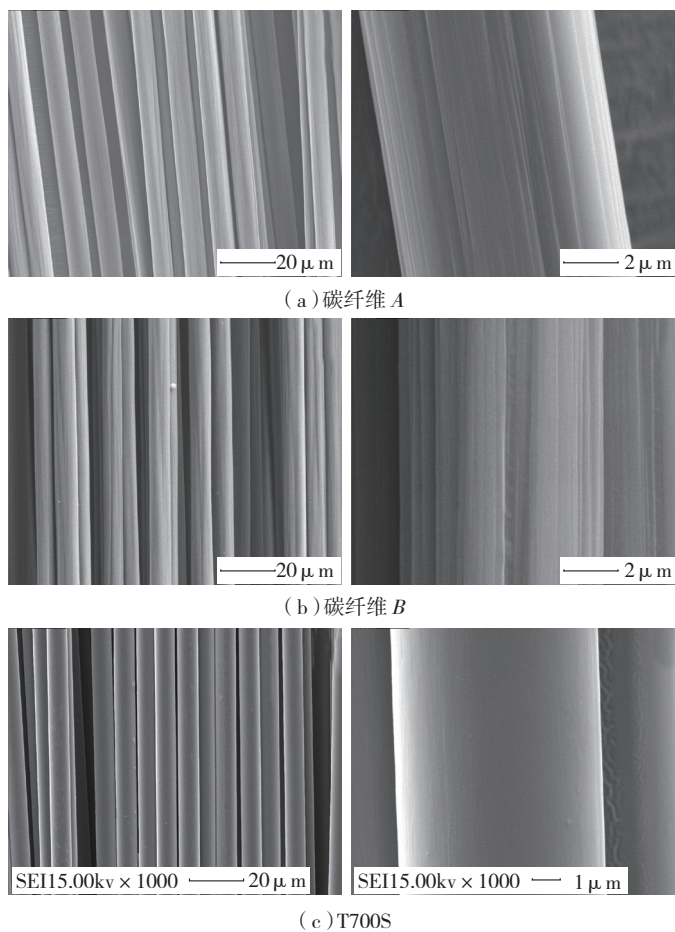
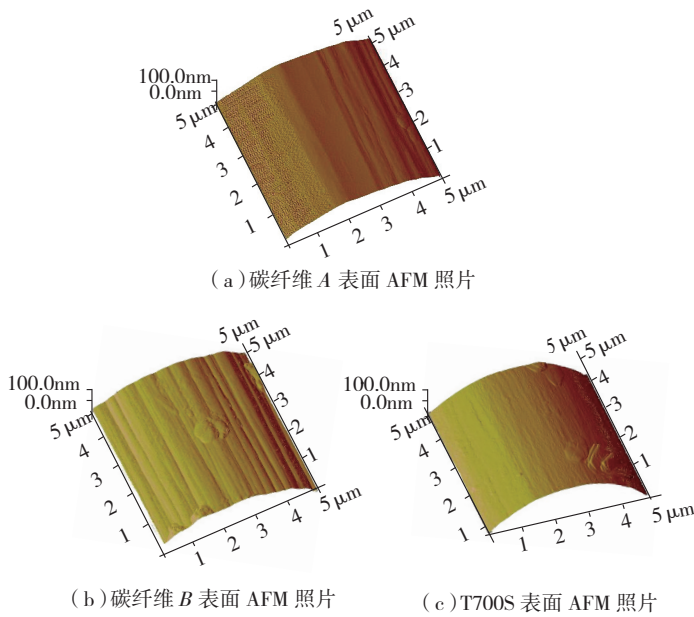


图1 3种碳纤维表面SEM照片

Fig.1 SEM images of carbon fibers surface

(AFM)分别对3种碳纤维进行表面形貌测试,图1为碳纤维表面SEM照片,图2为碳纤维表面AFM照片。



(a) 碳纤维 A 表面 AFM 照片

(b) 碳纤维 B 表面 AFM 照片

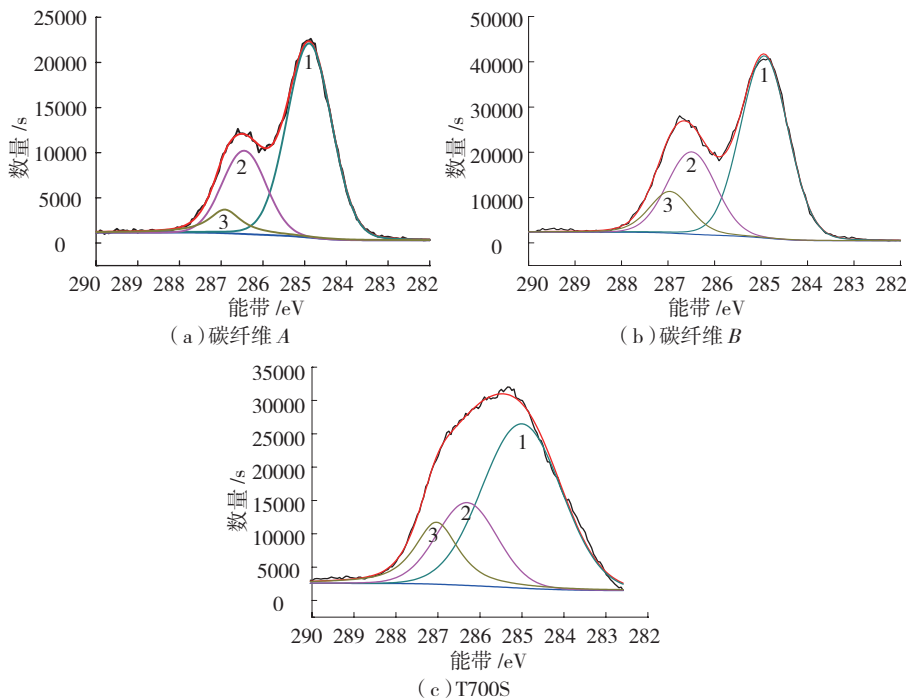
(c) T700S 表面 AFM 照片

图2 三种碳纤维表面AFM照片

Fig.2 AFM images of carbon fibers surface

表1 碳纤维表面化学元素组成

样品	C1s		O1s		N1s		Si2p	
	BE/eV	AC/%	BE/eV	AC/%	BE/eV	AC/%	BE/eV	AC/%
A	285.0	80.27	533.0	17.52	400.4	0.79	102.6	1.42
B	285.0	74.92	533.1	20.79	400.5	0.61	102.4	3.46
T700S	285.0	78.17	532.8	16.57	400.4	1.74	102.4	3.52



(a) 碳纤维 A

(b) 碳纤维 B

(c) T700S

图3 碳纤维表面C1s元素的XPS拟合峰

Fig.3 Curve fitting C1s photoelectron peaks of carbon fibers

从图 1 中可以看出 T700S 由于采用干喷湿纺工艺,其碳纤维表面比较光滑,沟槽很浅且均匀,表面有上浆剂颗粒存在;碳纤维 A 和 B 由于采用湿法纺丝工艺,碳纤维表面沟槽较深。其中碳纤维 B 表面沟槽分布深浅不一,总体比 A 和 T700S 表面的沟槽都深,同样碳纤维 B 表面有少许上浆剂颗粒存在;碳纤维 A 表面沟槽分布较均匀,其沟槽深度介于碳纤维 B 和 T700S 之间。从图 2 的 AFM 照片可以得到同样的结果,可以看出碳纤维 B 和 T700S 表面有上浆剂颗粒存在,经萃取除去上浆剂的碳纤维表面通过原子力显微镜观察仍有凸起的颗粒存在,这可能是由于萃取过程中残存的部分上浆剂或(和)上浆剂与碳纤维原丝表面活性化学官能团反应引起的。凸起的颗粒会增加碳纤维表面的粗糙度,碳纤维 A、B 和 T700S 表面粗糙度值分别为 34.8nm、46.5nm 和 30.7nm,可以看出碳纤维 B 表面粗糙度最大, T700S 最小,碳纤维 A 介于两者之间。根据复合材料界面的粘结理论,碳纤维表面粗糙度越大,则机械锚定力越大,在一定程度上可以提高复合材料界面粘结性能^[14-16]。

2.2 碳纤维表面化学组成

通过 XPS 对 3 种碳纤维表面进行测试分析,碳纤维表面元素含量(AC)和能带(BE)如表 1。碳纤维 A、B 和 T700S 表面均含有 C、O、N、Si 4 种元素,其中, C 元素和 O 元素是碳纤维表面的主要化学元素。

图 3 为 3 种碳纤维表面 C1s 元素的 XPS 拟合峰。碳纤维的 C1s 拟合分峰所包含的官能团(C-OH 或 C-OR; C=O)及其含量如表 2。与 O 原子相连的碳原子属于活性碳原子,可以由 Peak2 和 Peak3 获得;与 C 原子或 H 原子相连的碳原子属于惰性碳原子,由 Peak1 获得。由表 2 可知 3 种碳纤维表面都含有 C-OH 或 C-OR、C=O 官能团。由于 -C-OH、-C-OR 或 -C=O 这些活性含氧官能团较少,因此碳纤维 A 的活性碳原子含量最低;碳纤维 B 和 T700S 的活性碳原子含量几乎相当。由图 4 中 FTIR 可知三种碳纤维表面的化学官能团种类基本相同,其中 3 种碳纤维表面除了含有 -C-OH (3450 cm⁻¹)或 -C-OR (1044 cm⁻¹)、-C=O (1727 cm⁻¹)官

表2 碳纤维C1s谱峰拟合结果

样品	Peak1		Peak2		Peak3		Activated Carbon/%
	-C-C-or-C-H		-C-OH-or-C-OR		-C=O		
	BE/eV	PC/%	BE/eV	PC/%	BE/eV	PC/%	
A	285.0	65.39	286.6	26.37	287.0	8.23	34.60
B	285.0	59.99	286.6	27.11	287.1	12.90	40.01
T700S	285.0	59.68	286.3	23.57	287.1	16.75	40.32

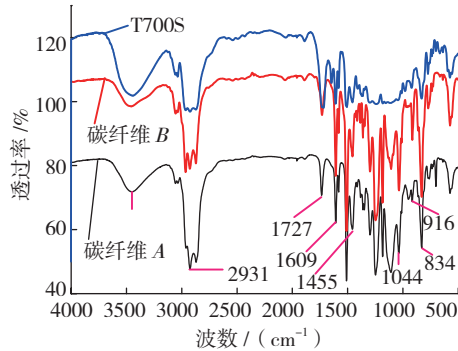


图4 3种碳纤维表面上浆剂的FTIR

Fig.4 FTIR image of 3 different sizing of carbon fibers surface

能团外,还含有环氧基团(916 cm^{-1})。碳纤维表面活性官能团的含量是预测碳纤维与树脂基体之间粘结性能的一个重要因素,即化学键理论。碳纤维表面的活性官能团有利于碳纤维与树脂之间形成化学键,提高复合材料界面粘结强度^[17]。

2.3 碳纤维上浆剂热失重分析(TGA)

图5为采用热失重分析仪测试的三种碳纤维上浆剂在 N_2 气氛中的热分解行为,萃取的上浆剂在80℃烘箱中烘干2h,TGA分析结果如表3。从表3可以看出3种碳纤维上浆剂在200℃之前耐热性相当,在

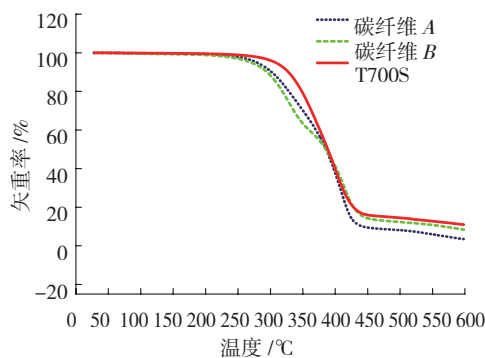


图5 3种碳纤维上浆剂TGA图

Fig.5 TGA image of 3 different carbon fibers sizing

表3 3种碳纤维上浆剂的耐热性比较

样品	起始分解温度/℃ (切线法)	失重5%的温度/℃	200℃时的失重率/%	300℃时的失重率/%	400℃时的失重率/%
A	289.6	271.5	0.67	10.12	63.87
B	291.1	269.5	1.14	11.90	60.03
C	332.3	306.1	0.64	3.81	60.80

200℃~385℃之间日本东丽T700S碳纤维上浆剂的耐热性明显高于两种国产碳纤维上浆剂,而国产碳纤维A的上浆剂的耐热性又略高于国产碳纤维B的上浆剂。由于3种碳纤维上浆剂在200℃之前耐热性相当,因此对复合材料的耐湿热性能影响不显著。

2.4 复合材料力学性能

复合材料良好的界面结合可有效地将载荷从树脂传递到纤维,从而使增强纤维发挥最大的承载作用。利用混合定理,通过复合材料纤维体积含量与相应碳纤维的拉伸强度得到复合材料理论拉伸强度值,结合复合材料实际 0° 拉伸强度可得纤维性能转化率,其也可以作为衡量复合材料界面结合强弱的因素之一^[17],纤维性能转化率按公式(1)计算。

$$\eta = \frac{\sigma_c}{\sigma_f \times V_f} \times 100\% \quad (1)$$

式中: η —纤维性能转化率(%); σ_f —碳纤维拉伸强度(MPa); V_f —纤维体积含量(%); σ_c —复合材料实际 0° 拉伸强度(MPa)。

图6为3种碳纤维复合材料理论拉伸强度与实际拉伸强度对比图。图中可见国产碳纤维B的纤维性能转化率最高,相对于理论拉伸强度其复合材料实际拉伸强度的保持率为88.31%,S-C复合材料实际拉伸强度的保持率为81.40%,国产碳纤维A的纤维性能转化率最低,其复合材料实际拉伸强度的保持率仅为75.54%。S-B复合材料由于具有最高的表面粗糙度和较多的活性官能团,其实际拉伸强度的保持率较高。然而复合材料的实际拉伸强度相对于理论拉伸强度的保持率仅维持在70%~90%之间,并非达到理论上的100%,这与很多因素有关,如基体树脂、复合材料成型工艺、纤维断裂伸长率以及树脂与纤维之间的界面匹配等。

图7为3种不同碳纤维增强双马树脂基复合材料的层间剪切性能,S-A的层间剪切强度为112 MPa,S-B为123 MPa,S-C则为104 MPa。层间剪切强度与AFM和XPS结果一致,纤维表面的沟槽越深,粗糙度越大,复合材料的层间剪切强度越大,碳纤维表面含氧官能团越多,复合材料的层间剪切强度越大^[13],因此,T700S碳纤维表面虽然活性官能团含量较多,但基于其碳纤维表面较光滑,则其层间剪切强度均小于两种国产碳纤维复合材料,但T700S碳纤维

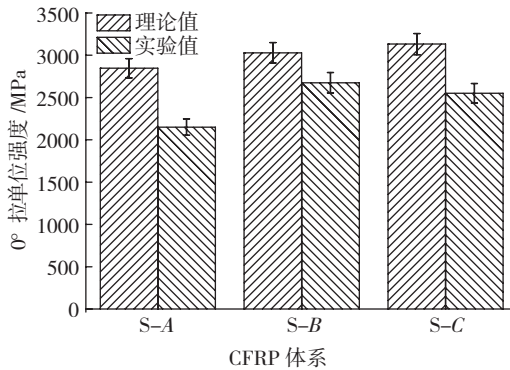


图6 3种碳纤维复合材料0° 拉伸性能

Fig.6 0° tensile strength of 3 different CFRP

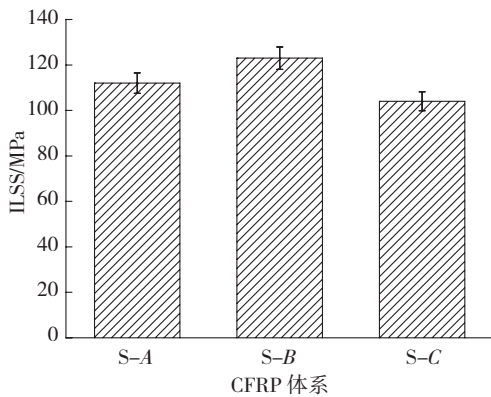
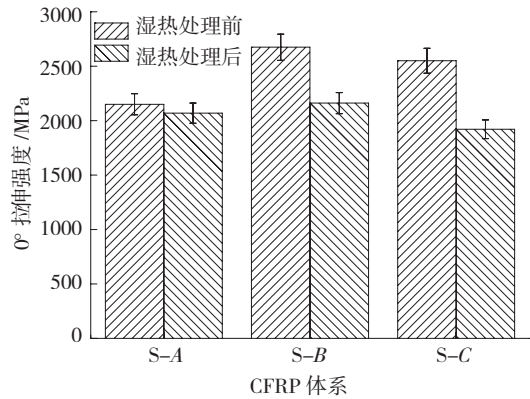
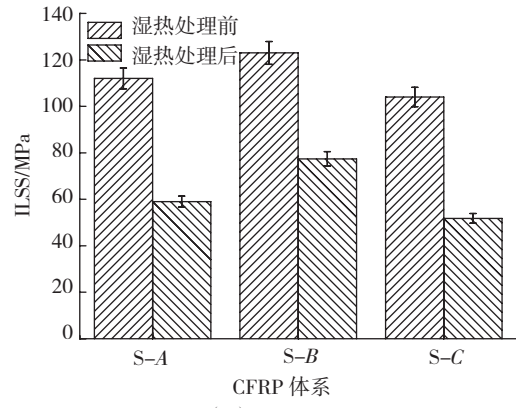


图7 3种碳纤维增强复合材料的ILSS性能

Fig.7 ILSS of 3 different CFRP



(a) 0° 拉伸强度



(b) 0° ILSS

图8 3种碳纤维增强复合材料的湿热性能

Fig.8 Hygrothermal performance of 3 different CFRP

复合材料的层间剪切强度值仍然不低,这与其碳纤维表面活性官能团含量最高密切相关。表明碳纤维表面机械锚定作用和活性官能团含量对其复合材料界面粘结性能都具有显著的影响。

2.5 湿热老化性能

湿热老化性能是影响复合材料使用性能的一个重要因素,一定的温度不仅可以加速复合材料的吸湿,而且会引起复合材料的热降解或热氧化老化,吸入的水分会使基体塑化进而减弱基体与纤维之间的界面^[9,18]。图8为3种复合材料的湿热老化性能。

从图8中可以看出湿热老化对0°拉伸强度的影响低于层间剪切强度。湿热处理后复合材料S-A、S-B和S-C的0°拉伸强度的保持率分别为96.23%、80.79%和75.36%,两种国产碳纤维增强双马树脂基复合材料湿热处理后的0°拉伸强度的保持率均高于东丽T700S碳纤维增强双马树脂基复合材料,且三者保持率均高于75%;复合材料S-A、S-B和S-C的层间剪切强度的保持率分别为52.68%、62.93%和49.81%,两种国产碳纤维增强复合材料的保持率均高于东丽T700S碳纤维增强复合材料,S-B复合材料基于其碳纤维表面机械锚定作用最强和碳纤维表面活性官能团含量较高的共同作用,因此湿热处理后其复合材料层间剪切强度的保持率最高。综合

0°拉伸强度和层间剪切强度的湿热性能考虑,湿热老化对由基体或界面控制的复合材料力学性能影响显著,而对由纤维控制的力学性能影响不显著^[13],因此,复合材料层间剪切强度湿热处理后的保持率只有50%左右。

3 结论

通过研究3种碳纤维的表面物理化学性能及其增强双马树脂基复合材料的湿热老化性能可以得到以下结论:(1)T700碳纤维的表面特性对双马复合材料的界面粘结性能具有显著影响。碳纤维表面越粗糙,表面活性官能团含量越高,则复合材料的界面粘结强度越高。(2)复合材料的界面粘结性能影响着复合材料的湿热性能,复合材料界面粘结性能越好,则其耐湿热性越好。因此T700碳纤维的表面特性直接影响着双马复合材料的耐湿热性。(3)国产T700级碳纤维双马复合材料的耐湿热性优于国外同类T700碳纤维双马复合材料。

参考文献

[1] Yao L R, Li M, Wu Q, et al. Comparison of sizing effect of T700 grade carbon fiber on interfacial properties of fiber/BMI and fiber/epoxy. Applied Surface Science, 2012, 263: 326-333.

(下转第97页)

在进行静力强刚度试验时,由于舵翼面的蒙皮和内部筋条都是薄板,不易采用常规的分区打孔加载方式,一般采用胶布带加载或气囊加载方式。该加载方式可以比较真实模拟舵翼面在实际飞行中承受不均匀分布的面载,对舵翼面进行全面的强刚度考核。

在结构验证中必须考虑舵面和全弹的颤振特性。可采用 MSC.Nastran 软件中的气弹模块,建立舵面和全弹的颤振模型,采用 SPF/DB 舵面与舵机安装后实测地面模态数据,修正颤振模型后进行颤振分析,以确定舵面的配重状态和加强梁的最终布局型式。

SPF/DB 舵翼面的质量和结构完整性是其在空空导弹上获得应用的关键所在。质量保证工作主要取决于零件的复杂程度和所承受的工作应力状态。简单的 SPF/DB 构件只需进行尺寸检验、金相检验和破坏试验^[3],对于空空导弹用 SPF/DB 舵翼面,则需开展更多的质量保证检验项目,需对舵翼面产品生产全过程进行监控。根据产品的具体特点,一般应进行如下检验项目:(1)原材料检验、理化分析及力学性能测试;(2)随炉式样钛板扩散件撕裂力学性能测试;(3)产品外观质量检验;(4)产品结构尺寸检验;(5)产品质量质心检验;(6)产品 X 光无损探伤检验;(7)产品超声波探伤检测;(8)强刚度检测。除此之外,如果对某项 SPF/DB 产品有怀疑,还可进行下列抽样检查:金相、壁厚检查、气体含量和机械性能。麦道公司的检验方法是:目测表面的完整性,然后用超声波检验结构完整性和零件的厚度;用 X 射线照相检查内部加强筋和成形情况,然后进行液体渗透,检验成形时可能出现的裂纹。

3 结论

钛合金 SPF/DB 舵翼面研制是结构设计、成形工艺、强刚度以及产品所要求的综合性能的组合选择,是不断分析和验证的过程;其中结构设计、成形工艺、验证试验、质量控制是舵翼面研制中的关键技术问题,目前试制出的产品已通过地面静力强刚度试验和大过载飞行弹道的试验考核,验证了钛合金 SPF/DB 工艺方法在先进空空导弹上应用的可行性;随着空空导弹飞行速度、机动过载和减轻结构重量要求的提高,钛合金 SPF/DB 舵翼面成形技术可望在导弹研制中得到更广泛的应用。

参考文献

- [1] 王哲. 钛合金超塑成形 / 扩散连接技术在飞机结构上的应用. 钛工业进展, 1999(3):23-25.
- [2] 曹运红. 钛合金成型工艺在飞航导弹上的应有研究. 飞航导弹, 2002(7):51-61.
- [3] 李志强, 郭和平. 超塑成形 / 扩散连接技术的应用与发展现状. 航空制造技术, 2004(11):50-53.

(责编 亿霖)

(上接第 94 页)

- [2] Luo Y F, Zhao Y, Duan Y X, et al. Surface and wettability property analysis of CCF300 carbon fibers with different sizing or without sizing. *Material and Design*, 2011, 32: 941-946.
- [3] Rezaei F, Yunus R, Ibrahim N A, Effect of fiber length on thermomechanical properties of short carbon fiber reinforced polypropylene composites, *Mater. Des.*, 2009, 30: 260-263.
- [4] Kamik S R, Gaitonde V N, CAMPOS R J, et al. Delamination analysis in high speed drilling of carbon fiber reinforced plastics (CFRP) using artificial neural network model, *Mater. Des.*, 2008 (29): 1768-1776.
- [5] 余治国, 杨胜春, 宋笔锋. T700 和 T300 碳纤维增强环氧树脂基复合材料耐湿热老化性能的对比如. *机械工程材料*, 2009, 6(33): 48-51.
- [6] 过梅丽, 肇研, 许凤和. 先进聚合物基复合材料的老化研究 - I. 热氧老化. *航空学报*, 2000, 21(4): 62-65.
- [7] Kumar B G, Singh R P, Nakamura T. Degradation of carbon fiber-reinforced epoxy composites by ultraviolet radiation and condensation. *Journal of Composite Materials*, 2002, 36(24): 2713-2733.
- [8] Selzer R, Friedrich H K. Influence of water up-take on inter-laminar fracture properties of carbon fibre-reinforced polymer composites. *Journal of Materials Science*, 1995 (30): 334-338.
- [9] Selzer R, Friedrich K. Mechanical properties and failure behavior of carbon fibre-reinforced polymer composites under the influence of moisture. *Composites*, 1997, 28A: 595-604.
- [10] Dai Z S, Shi F H, Zhang B Y, et al. Effect of sizing on carbon fiber surface properties and fibers/epoxy interfacial adhesion. *Applied Surface Science*, 2001, 257: 6980-6985.
- [11] Dursel D S, Wightman J P. Surface analysis of desized and sized carbon fiber. *Carbon*, 1999, 37(7): 1105-1114.
- [12] Song W, Gu A J, Liang G Z, et al. Effect of the surface roughness on interfacial properties of carbon fibers reinforced epoxy resin composites. *Applied Surface Science*, 2011, 257: 4069-4074.
- [13] Zhang R L, Huang Y D, Liu L, et al. Effect of the molecular weight of sizing agent on the surface of carbon fibers and interface of its composites. *Applied Surface Science*, 2011, 257: 1840-1844.
- [14] Dilsiz N, Weightman J P. Surface analysis of unsized and sized carbon fibers. *Carbon*, 1999, 37: 1105-1114.
- [15] Kim T H, Vijayalakshmi S, Son S J, et al. A combined study of preparation and characterization of carbon molecular sieves for carbon dioxide adsorption from coals of different origin. *Journal of Industrial*, 2003 (9): 481-487.
- [16] Donnet J B, Bansal R C. *Carbon F. 2nd Edition*, Marcel Dekker, Inc., New York, 1990.
- [17] Felix N. Nguyen, Yoshifumi Nakayama, Daigo Kobayashi, et al. Carbon fiber's surface and its effects on an interphase formation for ultimate adhesion-related performance. *SAMPE 2012*. Baltimore America. May 21-May 24.
- [18] Seizer R, Friedric K. Mechanical properties and failure behaviour of carbon fibre-reinforced polymer composites under the influence of moisture. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 1997, 28(6): 595-604.

(责编 亿霖)