引用格式：邢宇，倪洪江，雷帅，等. 聚酰亚胺上浆碳纤维增强聚酰亚胺复合材料[J]. 材料工程，2026，54(7)：290-297.
XING Yu，NI Hongjiang，LEI Shuai，et al. Polyimide-sized carbon fiber reinforced polyimide composite[J]. Journal of Materials Engineering，2026，54(7)：290-297.

聚酰亚胺上浆碳纤维增强聚酰亚胺复合材料

邢　宇[1,2]，倪洪江[1,2*]，雷　帅[1,2]，张代军[1,2]，李　军[1,2]
（1 中国航发北京航空材料研究院，北京 100095；2 先进复合材料国防科技重点实验室，北京 100095）

摘要：针对航空发动机对聚酰亚胺复合材料的应用需求，开展聚酰亚胺上浆碳纤维增强聚酰亚胺复合材料制备与性能研究。采用三乙胺将聚酰胺酸盐化实现水溶性，制备得到水性聚酰亚胺上浆剂。采用聚酰亚胺上浆剂对碳纤维进行上浆，并建立了水性聚酰亚胺上浆碳纤维制备工艺。完成了聚酰亚胺上浆碳纤维增强聚酰亚胺复合材料制备与表征。复合材料内部质量良好，层间剪切强度达到 120 MPa，玻璃化转变温度为 426 ℃，并且在 400 ℃热老化 100 h 后的失重率仅有 5.90%，表现出优异的耐温性能和界面性能。

关键词：聚酰亚胺；上浆剂；碳纤维；复合材料；耐温性；界面强度
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000619　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000619
中图分类号：TB332　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)07-0290-08

Polyimide-sized carbon fiber reinforced polyimide composite

XING Yu[1,2]，NI Hongjiang[1,2*]，LEI Shuai[1,2]，ZHANG Daijun[1,2]，LI Jun[1,2]
（1 AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials，Beijing 100095，China；
2 National Key Laboratory of Advanced Composites，Beijing 100095，China）

Abstract：To address the application demands of aerospace engines for polyimide composite materials，the preparation and properties of polyimide-sized carbon fiber-reinforced polyimide composites are investigated. By utilizing triethylamine to saltify polyamic acid for water solubility，a water-based polyimide sizing agent is successfully developed. Carbon fiber is sized with polyimide sizing agent. A preparation process is established for waterborne polyimide-sized carbon fiber. The preparation and characterization are completed for polyimide composites reinforced with polyimide-sized carbon fiber. The composite shows good internal quality. Its interlaminar shear strength reaches 120 MPa，and the glass transition temperature is 426 ℃. The mass loss ratio is only 5.90% after thermal aging at 400 ℃ for 100 h. The composite exhibits excellent temperature resistance and interfacial performance.

Key words：polyimide；sizing agent；carbon fiber；composites；temperature resistance；interface strength

树脂基复合材料具有高比强度、高比模量，应用于航空发动机可实现良好的减重，提升发动机结构设计空间，促进发动机性能提升，先进树脂基复合材料用量已逐渐成为评价航空结构先进性的标志[1-4]。随着发动机性能不断提升，对材料服役温度提出了更为苛刻的要求，聚酰亚胺(polyimide，PI)复合材料具有耐高温、耐低温、抗疲劳、耐腐蚀等特点，是航空发动机冷端高温部件的理想选材[5-7]。

聚酰亚胺复合材料是以聚酰亚胺树脂为载体不断发展的，基体树脂的耐温等级在一定程度上决定了复合材料的耐温能力。聚酰亚胺树脂经过多年的发展，主要分为降冰片烯(NA)封端和苯乙炔苯酐(PEPA)封端两类聚酰亚胺。NA 封端聚酰亚胺中 PMR-15 树脂是典型代表，以 PMR-15 为树脂基体制备的碳纤维复合材料耐温能力达 280 ℃以上，已应用于各种航空结构件，包括超高速风扇叶片、F404 外涵机匣、F101 DFE 内涵道前段、PW1120/PW1130 喷管外罩等[8-11]，PMR-15 树脂的成功研发证明了聚酰亚胺

复合材料是一种优异的工程材料。为了满足更高温度的使用需求，在PMR-15的基础上通过分子结构优化，形成了改性NA封端聚酰亚胺树脂体系，包括RP-46、DMBZ-15、PMR-Ⅱ、AFR-700B等[12-15]。基于NA封端聚酰亚胺的研制基础，PEPA封端聚酰亚胺树脂因良好的热稳定性和工艺性受到了广泛的关注[16]。PETI-5是第一种研制成功的PEPA封端聚酰亚胺树脂，其综合性能优异，可在177 ℃长期应用[17-18]。通过用PEPA封端剂替代PMR-Ⅱ中的NA封端剂和优化分子量，研究者成功开发了AFR-PE-4树脂体系，按玻璃化转变温度评估，其复合材料最高使用温度约为350 ℃[19]。随着苯乙炔基封端聚酰亚胺不断发展，研究发现采用常规有机结构优化改性对其热稳定性提升效果有限。利用有机无机杂化提升聚酰亚胺复合材料耐温性的研究相继报道，主要方式包括在分子结构中引入笼状倍半硅氧烷(POSS)、硅氧烷及碳硼烷等[20-25]。P^{2}SI® 900HT是一款已经商业化的无机杂化聚酰亚胺树脂基体，纯树脂的玻璃化转变温度达到489 ℃(tanδ)，该系统显示出卓越的韧性、优异的介电性能、低毒性，即使暴露在704 ℃后也能保持机械完整性[26-27]。

上浆剂是复合材料的重要组成部分，具有碳纤维集束和提高碳纤维表面活性以及浸润性的作用[28-30]。上浆剂在复合材料界面处连接碳纤维与树脂基体，主导载荷及温度在复合材料内部的传递。通过上浆剂分子结构优化、化学改性等手段，加强复合材料界面处的物理啮合以及化学键合，在改善复合材料界面性能方面证实存在显著效果[31-34]；在复合材料耐温性能方面，上浆剂也存在明显影响，复合材料应用于高温环境，上浆剂耐温能力不足则会导致界面处暴露的上浆剂成为高温侵蚀点，加剧复合材料性能衰减，损伤复合材料高温耐久性。目前，工业用碳纤维仍普遍采用环氧上浆剂，其耐温性远低于耐高温树脂基体。此外，环氧上浆剂受自身耐温性以及表面化学特性等因素影响，其在部分耐高温复合材料成型工艺中并未表现出良好的适配性，相关研究在耐高温热塑性复合材料中已有报道[35-38]；同样在热固性聚酰亚胺复合材料成型过程中环氧上浆剂也存在不利影响。前期研究发现采用环氧上浆碳纤维制备的聚酰亚胺复合材料玻璃化转变温度较纯树脂基体大幅降低，环氧上浆剂会严重损伤聚酰亚胺复合材料耐温性能。因此，对于提升聚酰亚胺复合材料耐温性能而言，除提高基体树脂耐温等级外，碳纤维上浆剂对其影响也不容忽视。

随着航空事业的快速发展，涡轮前温度不断攀升导致发动机材料的耐温性要求逐渐苛刻，提升聚酰亚胺复合材料耐温性能一直是领域内的研究重点。本工作从上浆剂适配性优化角度出发，开展聚酰亚胺上浆碳纤维增强聚酰亚胺复合材料制备与性能研究，成功研制了水性聚酰亚胺上浆剂，建立了水性聚酰亚胺上浆碳纤维制备工艺，研制的聚酰亚胺复合材料表现出优异的耐温性能和界面性能。本成果有望进一步推进耐高温聚酰亚胺复合材料在航空发动机中的工程化应用。

1　实验材料与方法

1.1　实验材料和测试

聚酰亚胺树脂，EC-380A型，为北京航空材料研究院自制，树脂溶液质量浓度为45%(质量分数，下同)；三乙胺，分析纯，采购自国药集团化学试剂有限公司；聚酰亚胺上浆剂为北京航空材料研究院自制；未上浆碳纤维，CCF800-US型，购自威海拓展纤维有限公司。

1.2　聚酰亚胺上浆剂合成

在三口烧瓶中加入二胺单体和有机溶剂，并通入氮气在室温下搅拌，待二胺单体完全溶解后加入二酐单体，置于冰水浴环境下搅拌8 h以上得到聚酰胺酸(PAA)溶液。采用去离子水将PAA沉淀，并反复冲刷3遍后置于室温下自然晾干。根据PAA中羧基与三乙胺(TEA)比例1∶2，配制PAA-TEA水性上浆剂，制备过程如图1所示。

1.3　聚酰亚胺上浆碳纤维预浸料制备

采用聚酰亚胺上浆剂进行碳纤维上浆后，通过湿法缠绕的方式制备碳纤维预浸料。碳纤维经导辊引出，进入树脂槽浸渍树脂溶液后缠绕于辊筒。缠绕速度设定为5 r/min，纤维绕滚筒1周横向走刀为3 mm，缠绕完成后继续空转20 min挥发溶剂，随后取下冷藏保存，将上浆后的碳纤维命名为CCF800-PIS。预浸料的干树脂含量为(36±2)%，单层厚度约为0.145 mm。

1.4　复合材料成型

采用热压罐工艺制备聚酰亚胺复合材料。将铺贴好的预浸料真空封装后进行梯度升温完成预处理，最高处理温度200 ℃，保温时间2 h。预处理完成后，更换高温辅料，将预制坯体真空封装，置于热压罐内升温固化。最高固化温度380 ℃，保温2 h，最大固化压力2 MPa。

1.5　测试与表征

采用电子扫描显微镜(Sigma 300型)观察碳纤维及复合材料微观形貌。采用原子力显微镜(NanoIR3-

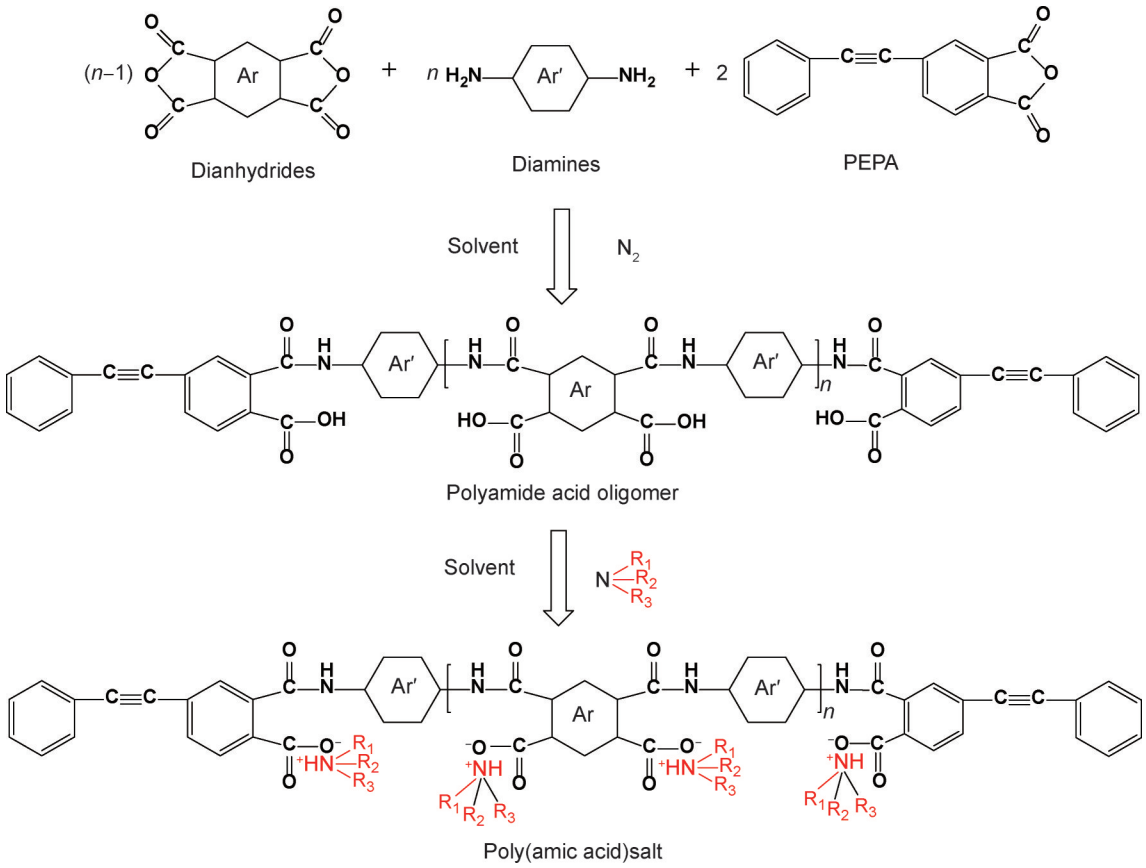


图1 聚酰亚胺上浆剂的制备

Fig.1 Synthesis of polyimide sizing agent

AFM 型)观察碳纤维表面轮廓变化,扫描范围为 2 μm×2 μm。采用X射线光电子能谱(VG Scientific ESCALab220i-XL 型)测量碳纤维表面元素含量,探测深度一般在样品表面8 nm以内,主要对碳纤维表面C、N、O元素进行扫描。采用红外光谱仪(IS50)分析聚酰亚胺上浆剂分子结构。采用热失重分析仪(TGA550型)表征聚酰亚胺上浆剂耐温性能,在N_2气氛下按20 ℃/min升温测试。采用动态热机械分析仪(DMA 242E型)表征聚酰亚胺上浆剂及碳纤维复合材料的玻璃化转变温度,聚酰亚胺上浆剂采用薄膜拉伸模式,碳纤维复合材料采用双悬臂夹具模式,在N_2气氛下按5 ℃/min升温测试。通过热老化测试,计算复合材料老化失重率,表征复合材料耐热稳定性。通过复合材料层间剪切强度测试,表征复合材料界面强度,测试依据ASTM D2344。

2 结果与分析

2.1 聚酰亚胺上浆剂制备与表征

水性聚酰亚胺上浆剂是采用TEA将聚酰亚胺前驱体PAA盐化的方式实现水溶性。为考察上浆剂中PAA的盐化溶解性,本工作配制1%~5%固含量(PAA/(PAA+TEA+H_2O))的PAA-TEA水溶液,静置12 h后观察发现水溶液中PAA均可以完全溶解,如图2所示,并且在室温静置1个月后未发现沉淀。结果表明,PAA经TEA盐化后在水中具有良好的溶解性和稳定性,满足碳纤维上浆的使用需求。

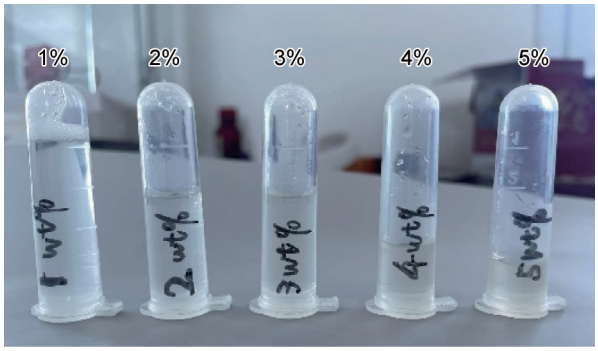


图2 聚酰亚胺上浆剂溶解性测试

Fig.2 Solubility testing of the PI sizing agent

采用PAA盐化水溶液上浆后需进行加热处理,去除上浆剂中的水分,同时完成亚胺化使其呈膜状包裹碳纤维,从而具备集束、耐磨等效果。为探究上浆后

碳纤维处理工艺，开展了PAA盐化水溶液涂膜测试，通过观察水溶液在升温过程中的变化，反映碳纤维表面上浆剂的状态，测试过程如图3所示。测试结果表明，上浆剂的成膜状态与处理温度关系密切，提高上浆碳纤维处理温度，促进碳纤维表面PAA热亚胺化，有助于上浆剂成膜。

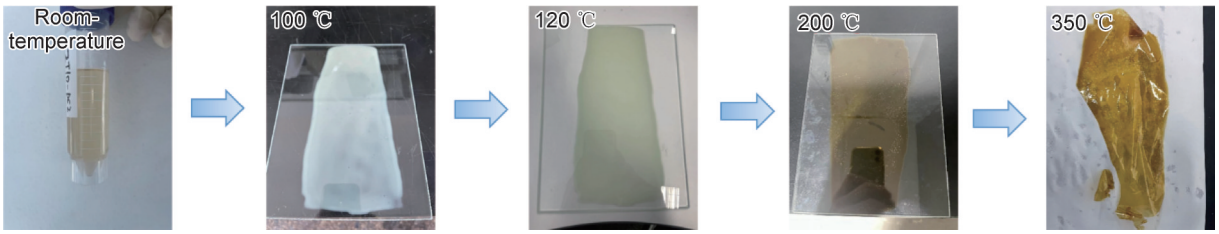


图3　聚酰亚胺上浆剂涂膜测试

Fig.3　Film-forming tests of PI sizing agent

对亚胺化后聚酰亚胺上浆剂进行表征，图4给出了上浆剂的红外谱图以及DMA和TG曲线。红外光谱中可以明显观察到—C═O在1712、1776 cm^{-1}附近出现的对称及不对称吸收峰，以及—C—N在1365 cm^{-1}附近的特征吸收峰，表明酰亚胺环已成功形成。此外，聚酰亚胺上浆剂的玻璃化转变温度为296 ℃，5%热分解温度达到573 ℃，聚酰亚胺上浆剂具有优异的耐温性能。

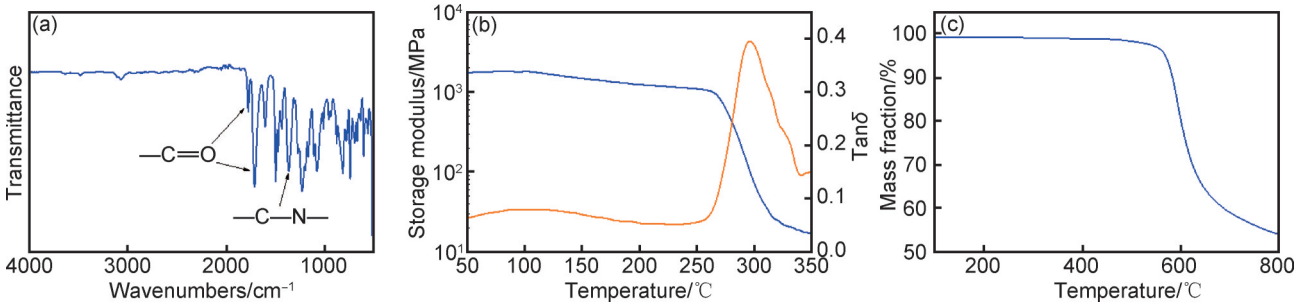


图4　聚酰亚胺上浆剂表征　(a)红外谱图；(b)DMA曲线；(b)TG曲线

Fig.4　Characterization of PI sizing agent　(a)infrared spectrum；(b)DMA curves；(c)TG curve

2.2　聚酰亚胺上浆碳纤维制备与表征

碳纤维上浆后应保持良好的集束性和柔韧性，聚酰亚胺上浆剂不同于环氧类上浆剂，受其刚性骨架结构影响，上浆后碳纤维更易发硬，因此控制碳纤维表面聚酰亚胺上浆剂的含量尤为重要。本工作配制了不同固含量的聚酰亚胺上浆剂溶液，截取未上浆碳纤维开展碳纤维试上浆，观察上浆后碳纤维状态变化。通过测量碳纤维上浆前后质量，计算碳纤维表面聚酰亚胺上浆剂含量，计算结果如表1所示。

计算结果表明，碳纤维表面聚酰亚胺上浆剂含量与上浆剂水溶液固含量呈正相关，如图5所示。通过调节上浆剂水溶液固含量可以控制上浆后碳纤维表面聚酰亚胺上浆剂含量。碳纤维表面上浆剂含量过高时，上浆碳纤维明显变硬，无法自然弯折；碳纤维表面上浆剂含量过低时，上浆碳纤维发散，不利于后续加工。观察发现，碳纤维表面聚酰亚胺上浆剂含量控制在2%左右时，上浆碳纤维的整体效果较好。

聚酰亚胺上浆后碳纤维表面形貌如图6所示。受湿法纺丝工艺影响，碳纤维表面呈沟槽形貌，聚酰亚胺上浆后碳纤维表面形貌未发生明显变化。进一步通过AFM观察发现碳纤维表面轮廓高度变化存在差异，未上浆碳纤维在测量区域(2 μm×2 μm)两端的高度更低，在区域中间位置的高度更高，轮廓高度落差

表1　碳纤维对聚酰亚胺上浆剂吸附量

Table 1　Adsorption capacity of carbon fiber on polyimide sizing agent

PAA content/%	Unsized-CF/g	Sized-CF/g	m_{PAA}/m_{PAA+CF}/%	m_{PI}/m_{PI+CF}/%
5	0.0544	0.2468	15.03	14.14
4	0.0597	0.2692	12.31	11.56
3	0.0652	0.2641	8.38	7.85
2	0.0544	0.2242	5.88	5.49
1	0.0502	0.1734	2.40	2.23
0.8	0.0471	0.1654	1.97	1.84
0.5	0.0627	0.2967	1.83	1.71
0.2	0.0485	0.1630	0.47	0.44

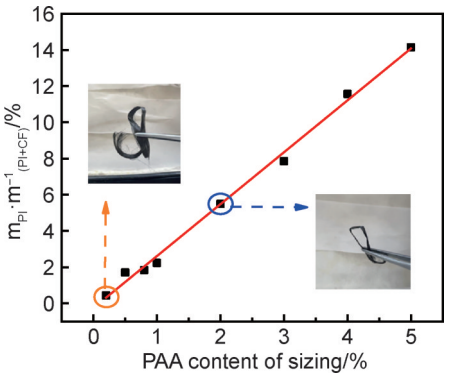


图 5 碳纤维对聚酰亚胺上浆剂吸附测试

Fig.5 Adsorption testing of carbon fiber on PI sizing agent

较大，而聚酰亚胺上浆后碳纤维在区域内的高度变化相对平缓，如图 7(a)所示。这种变化应该是由于聚酰亚胺上浆剂上浆后碳纤维直径增加，AFM 测量区域内平面度提高所导致。

碳纤维表面 XPS 测试结果如图 7(b)所示，聚酰亚胺上浆剂上浆后碳纤维表面 N 元素含量增加。未上浆碳纤维表面 N 原子分数为 2.99%，应是碳纤维制备过程中聚丙烯腈含有的 N 元素残留；聚酰亚胺上浆剂上浆后碳纤维表面 N 原子分数为 3.60%，N 元素应为表面聚酰亚胺上浆剂所携带。综合上浆后碳纤维表面高度轮廓及 N 元素含量的变化，可以证明聚酰亚胺上浆剂已成功吸附在碳纤维表面。

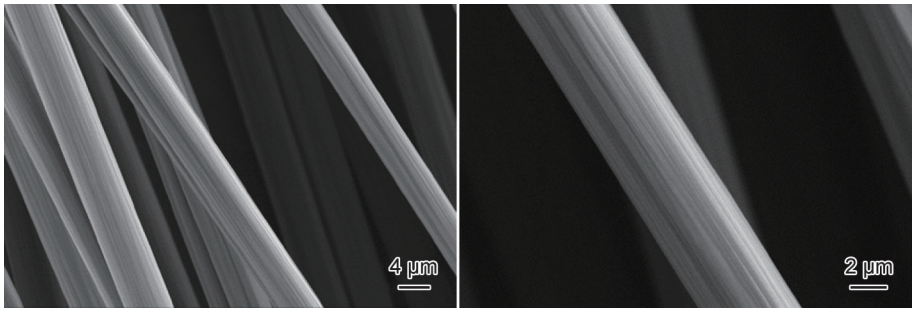


图 6 聚酰亚胺上浆碳纤维表面形貌

Fig.6 Surface morphology of carbon fiber coated by PI sizing

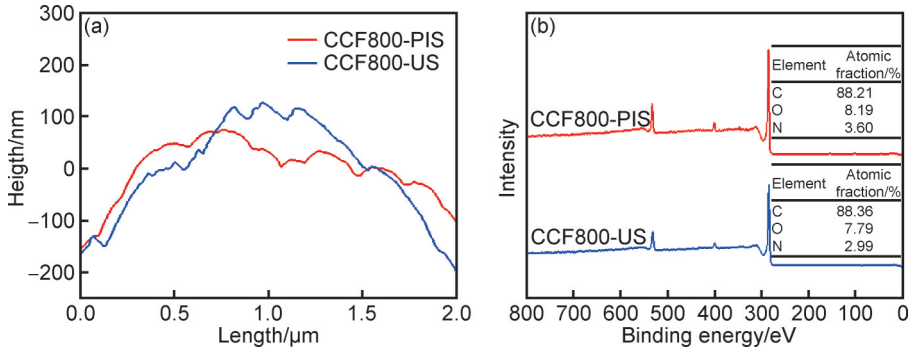


图 7 聚酰亚胺上浆碳纤维(CCF800-PIS)与未上浆碳纤维(CCF800-US)对比

(a)表面轮廓高度；(b)表面元素含量

Fig.7 Comparison of PI sizing coated carbon fiber (CCF800-PIS) and unsized carbon fiber(CCF800-US)

(a)surface profile height; (b)surface element content

2.3 聚酰亚胺上浆碳纤维复合材料制备与表征

采用热压罐工艺制备聚酰亚胺上浆碳纤维复合材料，制备过程如图 8 所示。制备的聚酰亚胺复合材料经检测内部质量均匀，无分层、孔隙等可检缺陷，质量良好。

对复合材料的耐温性能进行了表征，图 9 给出了复合材料 DMA 测试曲线以及热老化失重曲线。聚酰亚胺上浆碳纤维复合材料的玻璃化转变温度达到 426 ℃，与聚酰亚胺基体树脂水平接近，复合材料在 400 ℃热老化 100 h 后失重率仅有 5.90%。聚酰亚胺上浆剂耐温等级高，采用聚酰亚胺上浆剂可提升聚酰亚胺复合材料界面耐温性，同时聚酰亚胺上浆剂与基体树脂相容性更好，聚酰亚胺上浆碳纤维拥有良好的树脂浸润性，制备的聚酰亚胺复合材料表现出优异的耐温性能和耐热稳定性。

在界面性能方面，聚酰亚胺上浆剂可以连接碳纤维与树脂基体，保持优异的界面结合强度，经检测，聚酰亚胺上浆碳纤维复合材料的层间剪切强度达到 120

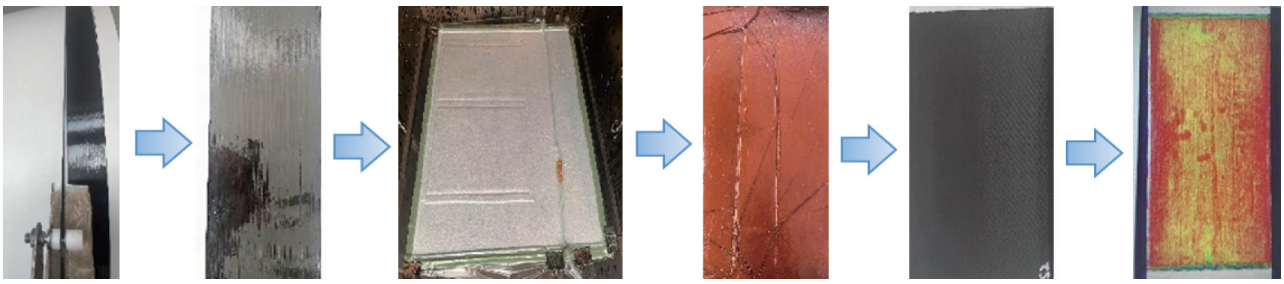


图 8　聚酰亚胺上浆碳纤维复合材料制备

Fig.8　Preparation of PI sizing carbon fiber reinforced polyimide composite

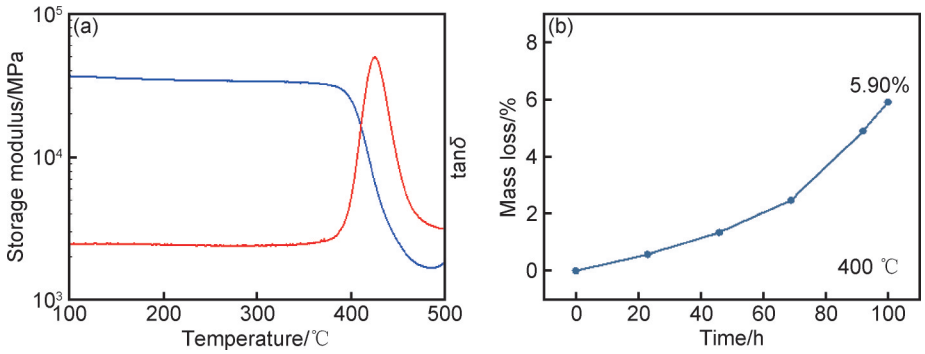


图 9　聚酰亚胺上浆碳纤维复合材料特性

(a)DMA 测试曲线;(b)热老化失重曲线

Fig.9　Characterization of PI sizing carbon fiber reinforced polyimide composite

(a)DMA curves;(b)thermal aging mass loss curve

MPa,离散系数 3.42%。破坏后复合材料表面和断面形貌如图 10 所示,复合材料内部碳纤维周围有大量树脂包裹,承载破坏后纤维表面仍有大量树脂粘接,复合材料断口形貌也表明碳纤维与树脂基体包裹紧密,且承载破坏后未观察到明显的纤维拔出、脱粘等形貌,表明碳纤维与树脂基体之间界面结合优异。

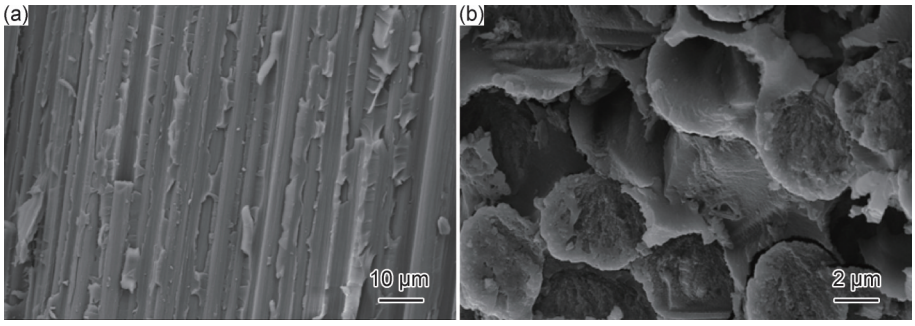


图 10　聚酰亚胺上浆碳纤维复合材料 SEM 图

(a)表面形貌;(b)断面形貌

Fig.10　SEM images of PI sizing carbon fiber reinforced polyimide composite

(a)surface morphology;(b)sectional morphology

3　结论

(1)采用三乙胺将聚酰胺酸盐化的方式成功研制了水性聚酰亚胺上浆剂。上浆剂具有良好的碳纤维上浆工艺性,并且耐温性能优异,5% 热分解温度达到 573 ℃。

(2)碳纤维表面聚酰亚胺上浆剂含量与上浆剂水溶液固含量呈正相关。通过调节上浆剂水溶液固含量,控制碳纤维表面上浆剂含量在 2% 左右,上浆后碳纤维表现出良好的集束性和柔韧性。

(3)制备了聚酰亚胺上浆碳纤维增强聚酰亚胺复合材料。复合材料内部质量良好,层间剪切强度达到

120 MPa,复合材料玻璃化转变温度达到426 ℃并且在400 ℃热老化100 h后的失重率仅有5.90%,表现出优异的耐温性能和界面性能。

参考文献

[1] 陈祥宝.聚合物基复合材料手册[M].北京:化学工业出版社.
Chen X B. Polymer-matrix composite handbook [M]. Beijing: ChemicalIndustryPress,2004.

[2] MARSH G.Aero engines lose weight thanks to composites[J].Reinforced Plastics,2012,56(6):32-35.

[3] 包建文,陈祥宝.发动机用耐高温聚酰亚胺树脂基复合材料的研究进展[J].航空材料学报,2012,32(6):1-13.
BAO J W, CHEN X B. Advance in high temperature polyimide resin matrix composites for aeroengine[J].Journal of Aeronautical Materials,2012,32(6):1-13.

[4] HOLMES M.Aerospace looks to composites for solutions[J].Reinforced Plastics,2017,61(4):237-241.

[5] YANG S Y,JI M.Polyimide matrices for carbon fiber composites [M]//Advanced Polyimide Materials.Amsterdam:Elsevier,2018:93-136.

[6] 倪洪江,李军,邢宇,等.航空发动机用T800级碳纤维增强聚酰亚胺复合材料制备及性能[J].复合材料科学与工程,2022(5):46-51.
NI H J,LI J,XING Y,et al.Preparation and properties of T800-class carbon fiber reinforced polyimide composite for aero engine [J].Composites Science and Engineering,2022(5):46-51.

[7] 倪洪江,邢宇,戴霄翔,等.航空发动机用聚酰亚胺树脂基复合材料固化工艺及热稳定性能[J].材料工程,2022,50(7):102-109.
NI H J,XING Y,DAI X X,et al.Curing process and thermal stability of polyimide-matrix composite for aero-engines[J].Journal of Materials Engineering,2022,50(7):102-109.

[8] CAVANO P J, WINTERS W E. Fiber reinforced PMR polyimide composites:19780017189[R/OL].1978-5-15.https://ntrs.nasa.gov/citations/19780017189.

[9] SERAFINI T T .Aerospace applications of PMR polyimide composites:19860042992[R/OL].1985-2-01. https://ntrs.nasa.gov/citations/19860042992

[10] POVEROMO L M. Polyimide composites: Application histories: 19860001819[R/OL].1985-9-1.https://ntrs.nasa.gov/citations/19860001819.

[11] BOWLES K J, JAYNE D, LEONHARDT T A, et al.Thermal stability relationships between PMR-15 resin and its composites: 19940017015 [R/OL]. 1993-10-1. https: //ntrs. nasa. gov/citations/19940017015.

[12] CHUANG K C, BOWLES K J, PAPADOPOULOS D S, et al. A high T(sub g) PMR polyimide composites (DMBZ-15): 20000056866[R/OL].2000-1-1. https://ntrs.nasa.gov/citations/20000056866.

[13] HUTAPEA P, YUAN F G. The effect of thermal aging on the Mode-Ⅰ interlaminar fracture behavior of a high-temperature IM7/LaRC-RP46 composite[J].Composites Science and Technology,1999,59(8):1271-1286.

[14] GAO S Q,CH WANG X,HU A J,et al.Preparation and properties of PMR-Ⅱ polyimide/chopped quartz fibre composites[J]. High Performance Polymers,2000,12(3):405-417.

[15] RUSSELL J D,KARDOS J L.Modeling the imidization kinetics of AFR700B polyimide[J].Polymer Composites,1997,18(1):64-78.

[16] HERGENROTHER P M,SMITH J G.Chemistry and properties of imide oligomers end-capped with phenylethynylphthalic anhydrides[J].Polymer,1994,35(22):4857-4864.

[17] HOU T H. Processing and properties of fiber reinforced polymeric matrix composites: I. IM7/LARC(TM)-PETI-7 polyimide composites: 19960014630 [R/OL]. 1995-12-1. https://ntrs.nasa.gov/citations/19960014630.

[18] ARMANIOS E A, BUCINELL R B, WILSON D W, et al. Effects of resin consolidation on the durability of IM7/PETI-5 composites [J]. Journal of Composites Technology and Research, 2001,23(1):28.

[19] LI Y T, MORGAN R J. Thermal cure of phenylethynyl-terminated AFR-PEPA-4 imide oligomer and a model compound [J]. Journal of Applied Polymer Science, 2006, 101(6): 4446-4453.

[20] VIJ V, HADDAD T S, YANDEK G R, et al. Synthesis of aromatic polyhedral oligomeric SilSesquioxane (POSS) dianilines for use in high-temperature polyimides[J]. Silicon, 2012, 4(4): 267-280.

[21] LEE A. Durability characterization of POSS-based polyimides and carbon-fiber composites for air force-related applications[R]. Michigan:Michigan State University,2007.

[22] SEURER B, VIJ V, HADDAD T, et al. Thermal transitions and reaction kinetics of polyhederal silsesquioxane containing phenylethynylphthalimides [J]. Macromolecules, 2010, 43(22): 9337-9347.

[23] YIN Y H, SONG J F, ZHAO G, et al. Improving the high temperature tribology of polyimide by molecular structure design and grafting POSS[J].Polymers for Advanced Technologies,2022,33(3):886-896.

[24] HUANG J C, HE C B, XIAO Y, et al. Polyimide/POSS nanocomposites:interfacial interaction,thermal properties and mechanical properties[J].Polymer,2003,44(16):4491-4499.

[25] LINCOLN J E, MORGAN R J, CURLISS D B. Effect of matrix chemical structure on the thermo-oxidative stability of addition cure poly(imide siloxane) composites[J]. Polymer Composites, 2008,29(6):585-596.

[26] P^{2}SI-900HT-Datasheet[Z/OL].https://proofresearch.com/wp-content/uploads/2020/11/PROOF-ACD_data_sheet_900HT_update_10-16-15v2-correct.pdf

[27] KRISHNAMACHARI P, LOU J Z, SANKAR J, et al. Characterization of fourth-generation high-temperature discontinuous fiber molding compounds[J].International Journal of Polymer Analysis and Characterization,2009,14(7):588-599.

[28] YUAN X M, ZHU B, CAI X, et al. Improved interfacial adhesion in carbon fiber/epoxy composites through a waterborne epoxy resin sizing agent[J].Journal of Applied Polymer Science, 2017,

134(17):44757.

[29] AOKI R, YAMAGUCHI A, HASHIMOTO T, et al. Preparation of carbon fibers coated with epoxy sizing agents containing degradable acetal linkages and synthesis of carbon fiber-reinforced plastics (CFRPs) for chemical recycling[J]. Polymer Journal, 2019, 51(9):909-920.

[30] LI N, CHEN J L, LIU H S, et al. Effect of preheat treatment on carbon fiber surface properties and fiber/PEEK interfacial behavior [J]. Polymer Composites, 2019, 40(S2):E1407-E1415.

[31] JONES F R. A review of interphase formation and design in fibre-reinforced composites[J]. Journal of Adhesion Science and Technology, 2010, 24(1):171-202.

[32] CHEN C Y, ZHANG C, ZHAO Z Q, et al. Effect of fiber reinforcement and fabrication process on the dynamic compressive behavior of PEEK composites[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2019, 155:170-177.

[33] ROBERT M, ROY R, BENMOKRANE B. Environmental effects on glass fiber reinforced polypropylene thermoplastic composite laminate for structural applications[J]. Polymer Composites, 2010, 31(4):604-611.

[34] 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[J]. Applied Surface Science, 2011, 257(9): 4069-4074.

[35] YAVUZ Z, ÖZ Y, ECE R E, et al. Investigation of sizing materials for carbon fiber reinforced thermoplastic composites[J]. Journal of Thermoplastic Composite Materials, 2025, 38(5): 1799-1817.

[36] CHEN Y, PRASAD V, YASAR M, et al. Enhancing interfacial performance and fracture toughness of carbon fibre reinforced thermoplastic composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2024, 187:108434.

[37] DUCHOSLAV J, UNTERWEGER C, STEINBERGER R, et al. Investigation on the thermo-oxidative stability of carbon fiber sizings for application in thermoplastic composites[J]. Polymer Degradation and Stability, 2016, 125:33-42.

[38] RUDZINSKI S, HÄUSSLER L, HARNISCH C, et al. Glass fibre reinforced polyamide composites: thermal behaviour of sizings [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2011, 42(2):157-164.

基金项目:国家科技重大专项(J2019-Ⅳ-0013)

收稿日期:2025-11-04;**录用日期**:2025-11-28

通讯作者:倪洪江(1987—),男,研究员,博士,主要从事聚酰亚胺材料及树脂基复合材料的研究,联系地址:北京 81 信箱 3 分箱(100095),E-mail:nihongjiang@iccas.ac.cn

(本文责编:齐　新)