http://pmse.scu.edu.cn

模压成型关键工艺参数对连续碳纤维增强聚苯硫醚复合材料成型质量与力学性能的影响

林鸿宇[1]，杨 洋[2]，王孝军[3,4]，杨 杰[3,4]

（1. 四川大学 高分子科学与工程学院，四川 成都 610065；2. 上海飞机制造有限公司，上海 201324；
3. 四川大学 分析测试中心，四川 成都 610064；4. 先进高分子材料全国重点实验室（四川大学），四川 成都 610065）

摘要：文中以碳纤维增强聚苯硫醚单向预浸带（CF/PPS）为研究对象，对其低成本模压成型工艺进行了初步探索，通过模压成型制备了CF/PPS复合材料，采用金相显微镜分析和力学性能测试探究了不同成型工艺对准各向同性复合材料层合板成型质量及力学性能的影响。结果表明，当成型温度为320 ℃，成型压力为0.9 MPa，保压时间为15 min时，CF/PPS层合板质量缺陷最少，力学性能优异。从机理上分析了成型工艺对纤维增强复合材料结构的影响，进而对性能的影响。结果表明，较低的成型温度、成型压力和保压时间使得树脂在Z轴方向上流动不充分，导致层间固结程度低；而过高的成型温度和成型压力会加强树脂的横向流，导致出现了纤维屈曲、相邻层间纤维夹角变化等现象，对CF/PPS层合板的成型质量产生不利影响。研究结果可为CF/PPS热塑性复合材料应用于航空结构的材料和工艺选择提供基础数据和技术参考。

关键词：热塑性复合材料；模压成型；聚苯硫醚；力学性能；成型工艺；质量缺陷
中图分类号：TB332 **文献标识码：**A **文章编号：**1000-7555（2025）06-0105-11

连续纤维增强复合材料（CFRP）具有比强度和比刚度高、质量轻、耐腐蚀、耐久性和抗疲劳性优异等优点，广泛应用于运动器材、生物医疗、航空航天等领域[1]。相较于连续纤维增强热固性复合材料（CFRTC），连续纤维增强热塑性复合材料（CFRTP）具有可逆的热、力学和流变特性，拥有优异力学性能、可长时间保存、可回收、可焊接等优势[2,3]。聚苯硫醚（PPS）作为一类高性能热塑性树脂，在航空航天领域具有巨大的应用前景，空客公司在其多个型号飞机的机翼前缘使用了大量的复合材料，其中空客A340-500/600机翼前缘内部的固定肋和空客A350XWB飞机机身角片结构使用的是GF/PPS复合材料，采用热压成型工艺制备，相较于铝合金制件，实现结构减重20%[4]。目前，热塑性复合材料的成型技术主要有热压罐、拉挤成型、自动铺放成型、模压成型、3D打印成型等。与上述方法相比，模压成型工艺具有生产效率高、产品精度高、成型周期短、成本低等优势。近年来，国内外学者对CFRTP的模压成型工艺进行了大量研究[5,6]。姜正飞等[7]采用模压成型法制备了纺织结构碳纤维增聚苯硫醚（CF/PPS）复合材料层压板，通过纤维改性处理和模压工艺优化，在最佳工艺参数下制得的层压板拉伸强度为762.31 MPa，弯曲强度为720.93 MPa，层间剪切强度为58.90 MPa，冲击强度为46.18 kJ/m^2。赵乐等[8]通过播磨铺层法交替铺放CF织物和PPS树脂膜制备了CF/PPS复合材料，研究了不同结晶温度下PPS的晶体结构对CF/PPS复合材料性能的影响，结果表明，在230 ℃等温结晶，形成了高结晶度的小尺寸晶

doi: 10.16865/j.cnki.1000-7555.2025.0094
收稿日期：2025-01-21
基金项目：上海市2022年度“科技创新行动计划”高新技术领域项目（22511102400）
通讯联系人：王孝军，主要高性能热塑性复合材料开发、高性能聚合物产业化合成开发等，E-mail: wangxj@scu.edu.cn；
杨洋，主要从事热塑性复合材料先进工艺与材料研究，支持航空材料国产化工程验证等，E-mail: yangyang1@comac.cc

粒，有效提高了复合材料的界面粘接和刚性。

单向连续纤维增强热塑性复合材料（UD-CFRTP）成型时缺少经纬纤维之间的束缚，处于相对自由的状态，诸多相互耦合的成型因素会影响UD-CFRTP的成型结果，其变形机理也相对复杂，目前的研究主要针对编织纤维增强复合材料，针对单向纤维增强复合材料模压成型的研究较少。本文针对航空主承力结构高效低成本制造的需求，探索了CF/PPS单向复合材料的模压成型工艺，对比了不同工艺方法对成型质量和性能的影响，分析其形成原因进而对工艺方法进行优化，识别掌握关键工艺参数控制方法，提高了单向CFRTP制件的成型质量，最大程度降低了成型成本，为其工程应用奠定了基础。

1 实验部分

1.1 试剂与仪器

本文使用的热塑性复合材料是Toray Cetex TC1100标准模量碳纤维增强聚苯硫醚（PPS）单向预浸料，预浸料标称厚度为0.21 mm，树脂质量分数为34%，幅宽为305 mm。增强纤维为Hexcel HexTow® AS4A碳纤维。该材料符合空客、波音和其他机身OEMs的结构应用资格。

除CF/PPS预浸料以外，本文采用的其他原材料及主要仪器设备厂家和型号规格如Tab.1所示。

1.2 热塑性复合材料层合板的制备

本文采用热模压工艺制备CF/PPS热塑性复合材料层合板，其主要工艺流程包括预浸料的裁切，预浸料的铺放，热压，冷却和脱模5个步骤，如Fig.1(a)所示。

1.2.1 *预浸料的裁切*：对预浸料进行裁切，依据所需层合板大小和铺层方向，将预浸料裁切为0°及90°铺层所需的305 mm×305 mm的正方形片材及诺干45°铺层所需的三角形和五边形片材，保证相邻相同方向铺层接缝位置相距不低于30 mm。

1.2.2 *预浸料的铺放*：铺层方式采用准各向同性铺层方式，即$[0/45/90/-45]_{2s}$对称铺层，使用超声点焊的方式将各层初步固定，焊接位置位于边缘10 mm内；对于需要拼接的部分铺层，允许材料对接，接缝不超过2 mm；不允许材料搭接。如Fig.1(c)所示，将初步固定预浸料使用聚酰亚胺隔离膜包覆，对层压板的边缘进行封装。

1.2.3 *热压成型与冷却*：按照Fig.1(b)工艺曲线进行热压和冷却，设定15 ℃/min的升温速率，升温到加工温度后保温5 min，完成保温后以5 ℃/min进行降温。当温度降至50 ℃以下后脱模，由于隔离膜的存在，脱模过程并无障碍。本文考察了不同的加工温

Tab. 1 Main raw materials and equipments

Item	Product specification/model	Manufacturer
Anhydrous acetone	CPM/ZPM500	
Mold release	LOCTITE® FREKOTE® 770-NC	Henkel
Release film	RCBS	Airtech
Hot press machine	XLB-D/Y600×600	Shanghai Dehong
Ultrasonic welding instrument	HC-HG-28800	Hangzhou Hechuang
Digital display card gauge	0~50 mm×250 mm	Shanghai Yayan
Surface grinding machine	SMART-B818	Chevalier
Electromechanical test systems	C45.305(300 kN)	MTS
Ultrasonic flaw detector	EPOCH 600	OLYMPUS
Metallographic microscope	StructureExpert	Struers
Differential scanning calorimeter	Mettler Toledo	Mettler
Hot stage microscope	DM4 P	Leica
Rheometer	Discovery HR-20	TA instruments

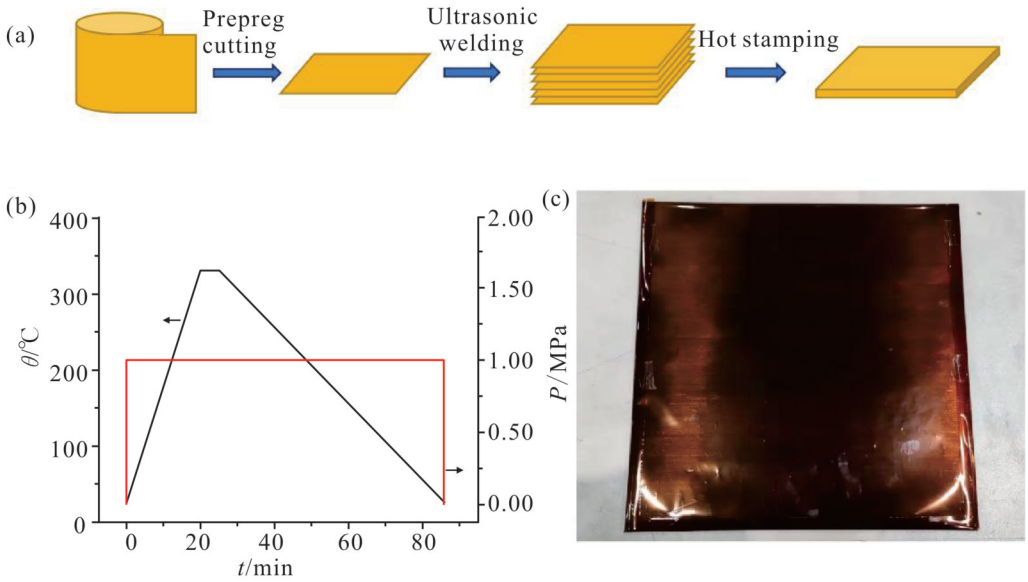


Fig. 1 (a) Preparation process of CF/PPS composite laminate; (b) typical hot press molding curing cycle for CF/PPS composite laminate; (c) polyimide release film coated CF/PPS multilayer prepreg

度(290 ℃,310 ℃,320 ℃,330 ℃,350 ℃)、压力(0.5 MPa,0.9 MPa,1.0 MPa,1.1 MPa,1.2 MPa)、保温时间(5 min,15 min,30 min)对CF/PPS复合材料成型质量和性能的影响,如Tab.2所示。

Tab. 2 Different process parameters setting

Process	Process parameter
Temperature/℃	290 , 310 , 320 , 330 , 350
Pressure/MPa	0.5 , 0.9 , 1.0 , 1.1 , 1.2
Time/min	5 , 15 , 30

1.3 测试与表征

1.3.1 热行为分析:使用差示扫描量热法(DSC)表征CF/PPS复合材料的熔融与结晶行为,采用氮气作为保护气氛,升温速率为15 K/min,降温速率为5 K/min。使用热台偏光显微镜表征CF/PPS复合材料的结晶形貌,升温速率为15 K/min,降温速率为5 K/min,降温过程中每5 s拍摄一张照片,选择晶体出现后第160 s的照片,使用ImageJ软件对晶粒尺寸进行测量。

1.3.2 力学性能测试:依据ASTM D3039纤维增强塑料拉伸性能试验方法标准,将贴有加强片的矩形试样(250 mm×25 mm×3 mm)安装在万能试验机中,夹具间距为170 mm,施加载荷并绘制应力-应变曲线,试验共测试有效试样6件;依据SACMA 01测试标准纤维增强塑料压缩性能试验方法,将矩形试样(10 mm×9 mm×3 mm)安装在万能试验机中,施加载荷并记录,直至材料发生破坏,获得材料的压缩强度和压缩模量,试验共测试有效试样6件;依据ASTM D7264纤维增强塑料弯曲性能试验方法,利用三点加载的方法测试矩形试样(117 mm×13 mm×3 mm)在一定加载条件下的弯曲性能,跨距为96 mm(跨厚比为32:1),试验共测试有效试样6件;依据ASTM D2344纤维增强塑料短梁法测定层间剪切强度,试样(20 mm×10 mm×3 mm)放置于短梁剪切强度测试模具的2个支座之间,支座间距为12 mm,试验共测试有效试样6件。

1.3.3 金相显微镜分析:依据国标GB/T 3365-2008,对准各向同性层压板沿垂直于纤维轴向的横截面各取3个横截面长为20 mm,宽为10 mm的试样,总计12个,使用金相显微镜拍摄全尺寸断面。

1.3.4 无损检测:对层压试板进行100%面积的超声A型扫描无损检测,检测尺寸不小于30 mm²的分层缺陷,对缺陷区域使用铅笔标记。

1.3.5 厚度测定:使用符合要求的双平面可调式千分尺,离层合板边缘至少30 mm处,取层合板表面均匀分布的10个点测量板的厚度,计算其算术平均值。

2 结果与讨论

2.1 复合材料成型工艺对复合材料成型质量的影响

褶皱缺陷作为复合材料层合结构制造过程中的典型工艺缺陷，其本质特征在于增强纤维在基体中的空间排布失稳引发的畸变。这种缺陷表现为单层或多层纤维增强体在面内/面外方向发生不可逆的波浪状屈曲，导致层合板出现局部厚度变异[9]；这种褶皱是由纤维的弯曲、扭曲及纤维层间偏移所造成的一种状态，其产生的原因主要有：(1)模压过程中纤维在树脂流挤压作用下出现层间滑移变形；(2)纤维层受外部压不匀产生层间扭曲变型；(3)其他人为原因，如：层间夹杂、贴模面存在异物等导致复合材料褶皱的形成。褶皱对复合材料尺寸精度、表观质量、力学性能和使用寿命都有影响，会造成复材零部件无法在正常条件下使用。为了研究复合材料成型工艺对其表观质量和内部缺陷的影响，通过调节复合材料成型温度、成型压力和保压时间，制备了CF/PPS复合材料准各向同性层合板，通过A型超声扫描、金相显微镜等方法对CF/PPS复合材料的成型质量进行了评价。

2.1.1 成型温度对成型质量的影响：首先研究了CF/PPS预浸料的热性能，对预浸料的结晶性能进行表征，结果如Fig.2(a)所示。可以发现在不同加工温度下PPS基体结晶行为有巨大的差异，在330 ℃和350 ℃的熔融温度时，其晶体尺寸达到了100，在310 ℃的熔融温度时晶体尺寸约为15，290 ℃时仅有细小晶粒。从DSC图像（Fig.2(b)）可以看到，290 ℃熔融温度时结晶峰值温度为246.58 ℃，结晶度为31.6%，远低于310 ℃时的46.4%，这种现象源于结晶过程中产生的一种名为“自成核”的特殊成核机制[10]，在较低的熔融温度存在部分未完全熔融的晶体片段，这些片段在结晶过程中充当晶核，因此，形成了大量小而密的结晶，相较于完整的结晶状态，这种自成核行为可以有效增强复合材料的韧性。PPS树脂在不同温度的流变性能如Fig.2(c)所示，可见在熔融温度（280 ℃）后，树脂黏度大幅下降，在290 ℃后保持降低的黏度，超过330 ℃后，由于PPS树脂的热氧交联行为，黏度略有上升。

结合上述预浸料的性能，在成型温度范围290~350 ℃内研究温度（成型压力均为1.1 MPa）对CF/PPS复合材料层合板成型的影响。当成型温度超过320 ℃时，随温度升高，面内弯曲程度越发严重，在330 ℃时出现严重的面外弯曲和面内剪切导致的纤维屈曲现象(Fig.3(a)和Fig.3 (b))。进一步对其产生

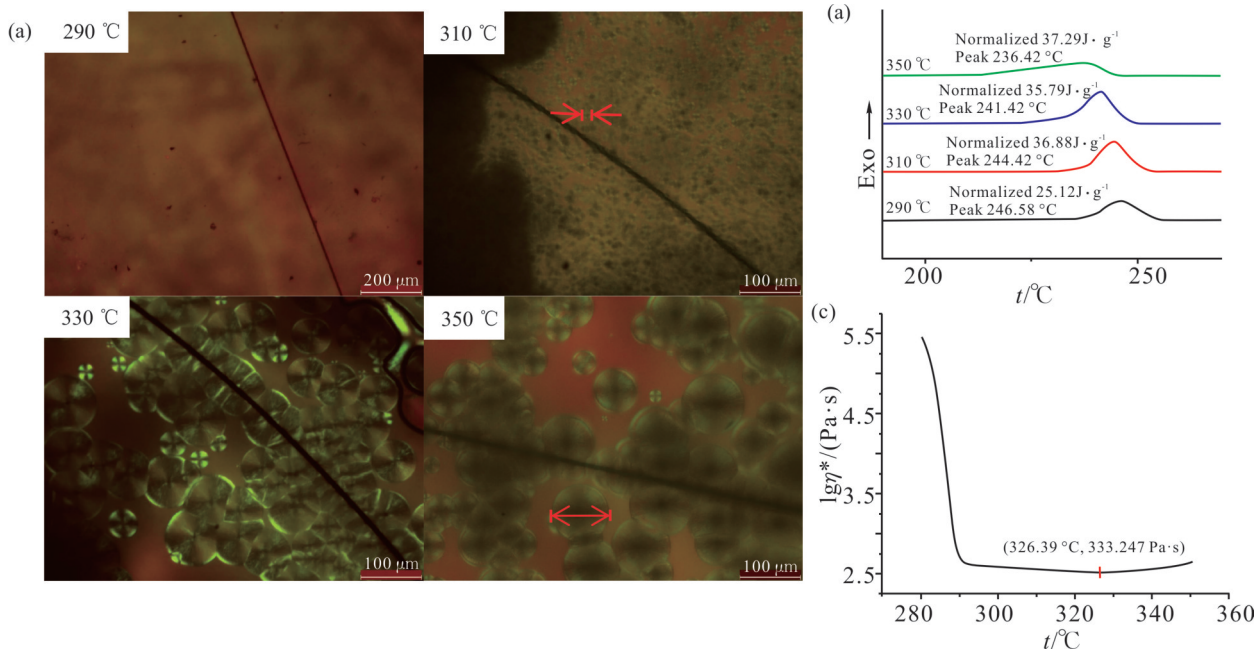


Fig. 2 (a) Change of CF/PPS crystal morphology with melting temperature; (b) change of crystallization temperature and crystallinity of CF/PPS with melting temperature; (c) variation of rheological properties of PPS with temperature

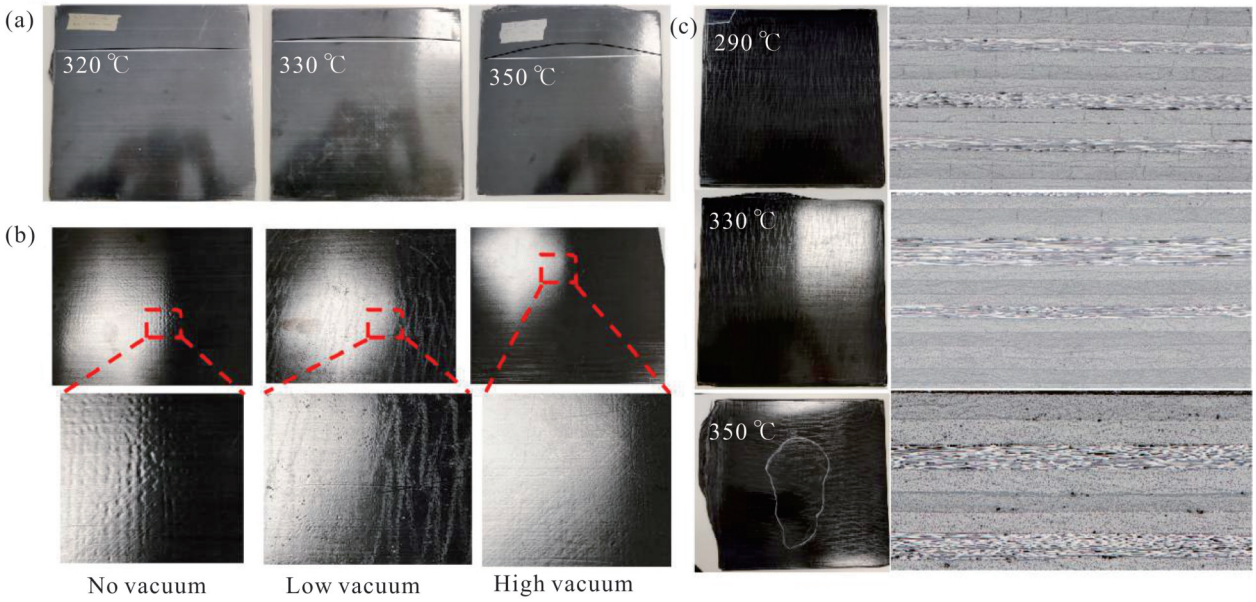


Fig. 3 (a) Effect of temperature on fiber in-plane curvature; (b) influence of vacuum degree on the surface quality of CF/PPS composite laminate; (c) influence of temperature on the surface and internal quality of CF/PPS composite laminate

机理进行研究,在同等实验条件下,使用不同的透气毡结合真空环境,发现在外部负压的情况下,面外弯曲情况有明显好转,在以岩棉为透气毡的低真空条件下,表面聚集有大量针孔气泡,在以多孔玻璃纤维毡为透气毡的高真空条件下,纤维面外弯曲有明显好转,产生面外弯曲的主要原因为气体在试板表面的聚集。Fig.3(c)为该温度下A型超声扫描信号响应情况,在310~330 ℃成型温度范围内,未见明显分层缺陷情况,但350 ℃试板中间出现大面积缺陷,未检测到底波,这是过高的模压温度造成的。层合板内部预浸带铺层角度不同,由于不同角度铺层在复合材料层合板内部X,Y和Z轴热导率不同,使热量在内部积累,导致树脂相局部及界面处理剂发生热降解而产生缺陷[11]。金相显微镜结果印证了上述猜想,在350 ℃试板中间出现大量圆形气孔。而在290 ℃的试板PPS树脂在模压成型过程中黏度高、流动性欠佳,不利于相邻预浸带表面树脂的相互粘接,导致出现局部分层缺陷。此外,该温度金相显微镜结果出现大量纵向裂纹,符合复合材料横向压缩特征,关于单向带复合材料横向压缩破坏的早期研究报告指出,在横向压缩时,裂纹从纤维平行的平面内产生直至破坏[12]。在较高黏度下发生类似于塑性状态下的横向压缩破坏机制[13],导致纵向裂纹的形成。

2.1.2 成型压力对成型质量的影响:在前述研究基础上,选择成型温度330 ℃,研究成型压力对CF/PPS复合材料层合板成型质量的影响,结果如Fig.4所示。当成型压力为0.5 MPa时,试板表观质量良好,未见明显的纤维屈曲,但从金相显微镜结果可知,存在大量扁平的孔隙缺陷,这种缺陷主要是由未排出的气体杂质在层间区域聚集所致。进一步增加载荷,孔隙产生了一系列演变,如孔隙变形、重新分配、与裂纹融合等现象[14]。随着复合材料层合板成型压力的提高,孔隙压力(即挥发气体压力)低于树脂流体的内压(即$P_{孔隙}<P_{树脂流体}$),孔隙被压缩,数量显著减少[15]。如Fig.5(a)所示,过高的压力存在严重的溢料问题,当法向力作用于可变形材料平行试板,会在试板内部产生压力梯度,产生横向流动[16]。由于纤维不可拉伸,这种横向流动在纤维轴向方向上不会导致纤维变形,仅部分树脂熔体会沿着纤维方向挤出。但纤维径向的压力梯度会使得高粘度树脂流体携带着纤维发生大面积的横向变形,并发生严重挤料现象[17]。为避免这一现象,本文采用聚酰亚胺隔离膜封装方式,这种灵活的封边方式可以用一套模具完成多种不同尺寸的层合板成型,并在使用压力内限制边缘溢料。在外加封装的情况下,溢料导致的变形受到约束,但靠近边缘区域会产生反向流,使

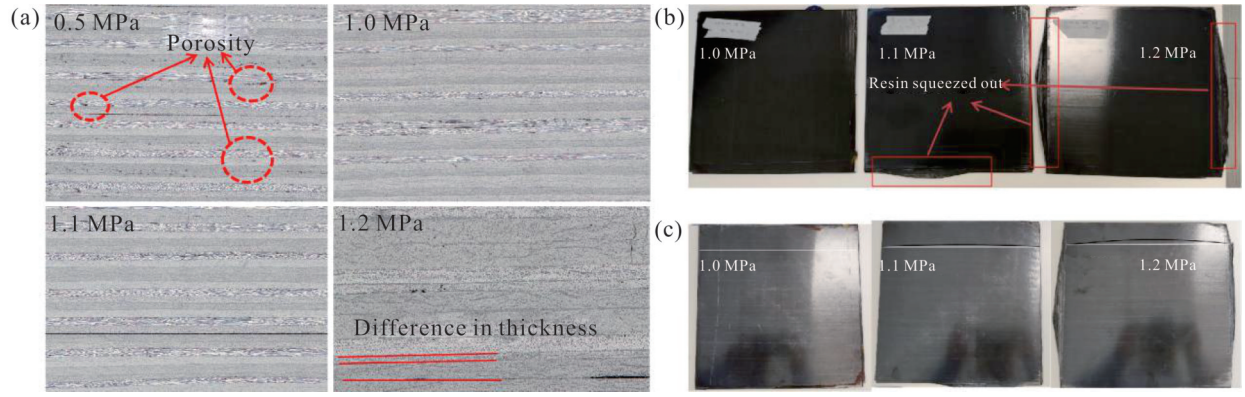


Fig. 4 (a) Influence of molding pressure on the internal quality of CF/PPS composites; (b) effect of molding pressure on resin overflow; (c) influence of molding pressure on fiber surface bending of composite materials

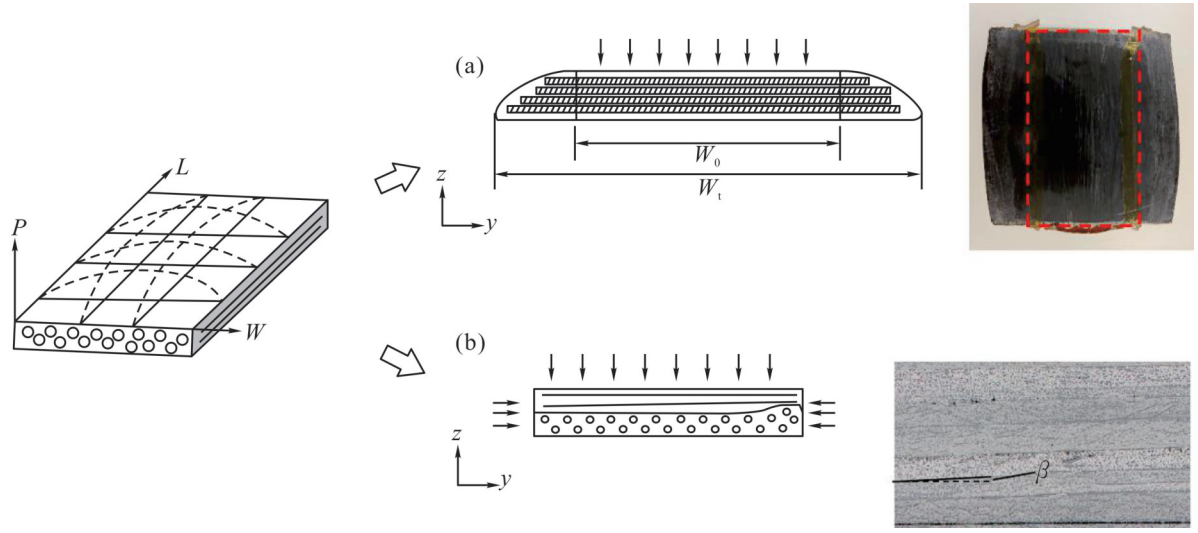


Fig. 5 Pressure distribution and material variation in molding high-performance thermoplastic composites: (a) influence of open boundary; (b) influence of closed boundary

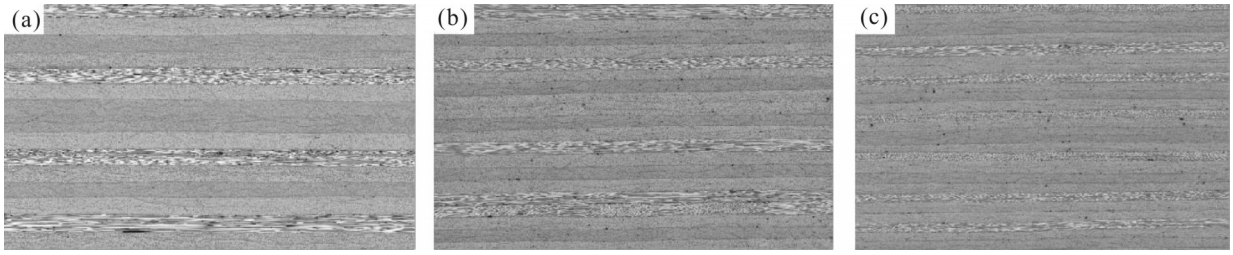


Fig. 6 Effect of pressure holding time on internal quality of composite materials: (a) 5 min; (b) 15 min; (c) 30 min

树脂和纤维在这一区域堆积，导致复合材料内部纤维屈曲并且单层厚度不均一，如Fig.5(b)所示。

2.1.3 保压时间对成型质量的影响：选择成型温度为330 ℃，成型压力为1.1 MPa，研究保压时间对CF/PPS复合材料层合板成型质量的影响，结果如Fig.6所示。过高温度导致的孔隙和过高压力导致的单层厚度不均一问题同样存在于较长保压时间的试板中，根据Williams- Landel- Ferry (WLF)方程和Arrhenius方程，聚合物和弹性体的热机械和黏弹特性的特征温度随变形频率的变化而变化[18,19]，过长的保压时间等效于过高的模压温度，导致树脂逐渐从模具中压出，材料内部出现贫胶现象，或者会导致树脂分解进而出现孔隙缺陷。5 min保压时间未见孔隙缺陷，15 min保压时间的孔隙率约为0.579%，30

min保压时间的孔隙率约为0.714%。

2.2　复合材料成型工艺对复合材料力学性能的影响

2.2.1　模压温度对复合材料力学性能的影响:在热塑性复合材料成型过程中,温度是一个需要考虑的重要条件,温度的升高可以降低树脂的熔融黏度。根据Darcy定律[20]

$$\begin{cases} v_x = -\dfrac{S_x}{\mu}\dfrac{\partial p_r}{\partial x} \\ v_y = -\dfrac{S_y}{\mu}\dfrac{\partial p_r}{\partial y} \\ v_z = -\dfrac{S_z}{\mu}\dfrac{\partial p_r}{\partial z} \end{cases} \tag{1}$$

式中:v_x,v_y,v_z——分别为基体在纤维网络x,y,z方向上的微流速率,m/s;S_x——分别为基体在纤维网络x,y,z方向上的渗透率,m^2;μ——树脂黏度,Pa·s;P_r——树脂压力,Pa。在不考虑其他因素的情况下,树脂的熔融黏度越低,层间树脂交换越充分,树脂的二次浸渍也越充分。因此,提高温度在一定程度上有利于树脂对纤维的浸润和层间界面的增强,能提高复合材料的力学性能。但是,温度过高也会带来不利的影响,前文提到的过高的温度引发树脂分解产生孔隙,对复合材料的成型质量造成不利影响,其次,随着树脂黏度的降低,受压下整体横向流使纤维发生大面积弯曲,同时局部流动导致纤维屈曲和结节,纤维准直度的变化会极大地影响复合材料的力学性能。

从Fig.7(a)中可以看出,随着温度不断升高,CF/PPS复合材料层合板的拉伸强度和模量先升高后降低,在320 ℃达到峰值,当温度超过320 ℃时,开始逐渐下降。随着温度的升高,树脂的熔融黏度降低,其对纤维的浸润速率加快,在有效时间内对纤维的浸润更加充分,因此,在较低的温度范围内,拉伸强度增加,但是当温度过高时,树脂发生了分解产生孔隙,孔隙的出现使层合板受横向拉力时裂纹从孔隙处开始生长,最终抵达纤维和树脂界面,破坏二者界面,使拉伸强度进一步下降。此外,在纵向拉伸载荷作用下,试验件在褶皱区域发生了拉-弯耦合变形,纤维断裂逐渐从褶皱凹陷一侧向褶皱凸起一侧扩展,最终完全失效[21]。

对于压缩强度(Fig.7(b)),与拉伸强度相似,CF/PPS复合材料层合板的压缩模量随温度升高而升高,在320 ℃达到峰值,当温度超过320 ℃时,开始逐渐下降,但压缩破坏的失效机理与拉伸破坏失效机理存在区别。基本上,轴压破坏始于局部错位纤维的旋转,纤维剪切基体,导致基体剪切模量减小(基体的非线性应力响应),导致相邻纤维组进一步局部旋转,最终使纤维沿2个平行平面断裂[22]:

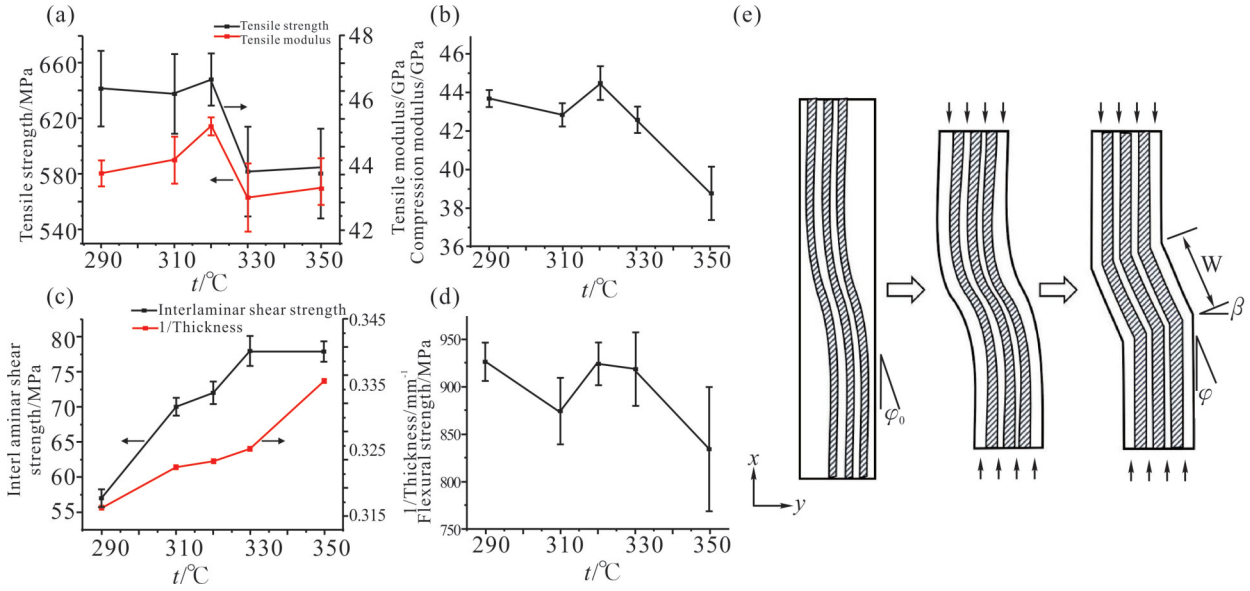


Fig. 7　Influence of molding temperature on mechanical properties of CF/PPS composites: (a) tensile properties; (b) compression properties; (c) interlaminar shear properties; (d) bending properties; (e) influence mechanism of micro-buckling on axial compression failure

$$\sigma_c = \frac{\tau_y^*}{\phi_0} \quad (2)$$

$$\tau_y^* = \tau_y\left[1 + \left(\sigma_{Tc}/\tau_y\right)^2 \tan^2\beta\right]^{1/2} \quad (3)$$

式中：σ_z——复合材料的压缩强度，MPa；Φ_0——初始扭曲角；τ_y^*——横向屈服应力，MPa；τ_y——剪切屈服应力，MPa。初始存在的纤维屈曲会加剧这一过程，因此，330 ℃与350 ℃试验件的纤维屈曲极大地降低了层合板的压缩强度。

对于层间剪切强度(Fig.7(c))，越高的温度越有利于层间融合，此外，随温度提高，平均单层厚度减小，这使得相对于名义厚度层间剪切强度略有提高。

在三点弯曲强度测试过程中，复合材料试验件上下分别受到拉伸和压缩2种作用力，内部受到剪切作用力，能够反映复合材料的综合力学性能，从Fig.7(d)可见，在320 ℃时，弯曲强度达到923.98 MPa，虽然略低于290 ℃时的926.67 MPa，但相对于350 ℃的835.04 MPa，提高10.65%。综合多种力学性能考虑，对CFPPS复合材料层合板制件来说，最佳的成型温度为320 ℃。对于需要二次加工的试板，可以使用290 ℃成型温度。

2.2.2 模压压力对复合材料力学性能的影响：压力对CF/PPS复合材料力学性能的影响作用是多重的，当成型压力升高，拉伸强度和层间剪切强度呈现先升高后下降的趋势，而压缩强度逐步升高。这与复合材料内部缺陷的变化规律一致。Fig.8为复合材料力学性能随成型压力变化曲线。成型压力增大，复合材料层合板层间树脂粘接紧密，层合板紧密结合，分层缺陷减少，孔隙缺陷被压缩，复合材料的性能提高。但另一方面，当成型压力过大时，树脂溢料和纤维弯曲都会导致力学性能下降。这种溢料导致的层间剪切强度的变化尤为明显，对于模压时边缘封边的层合板，在挤压下边缘给予的剪切力使得层合板发生扭曲，形成具有一定角度的褶皱，这种褶皱在短梁剪切强度试验时会加剧层间破坏。而过低的压力会导致层间压实程度不均一，造成只有部分区域固结的情况，因此层间剪切强度较低，且数据波动大，变异系数达到11.21%。综上所述，CF/PPS复合材料的最佳成型压力为0.9 MPa。

2.2.3 保压时间对复合材料力学性能的影响：模压成型过程中，要在一定温度及压力下保持一段时间，让树脂尽可能对纤维进行充分的浸渍，填充材料内的空隙，并且使纤维尽可能均匀地分散在树脂中，以达到复合材料的最佳性能。Fig.9为复合材料力学性能随保压时间延长的变化曲线。从图中可以看出，随着保压时间的延长，复合材料的拉伸强度先升高后减小，而剪切强度和压缩强度随保压时间的延长而增加，但超过15 min后提升并不明显，到后来有很

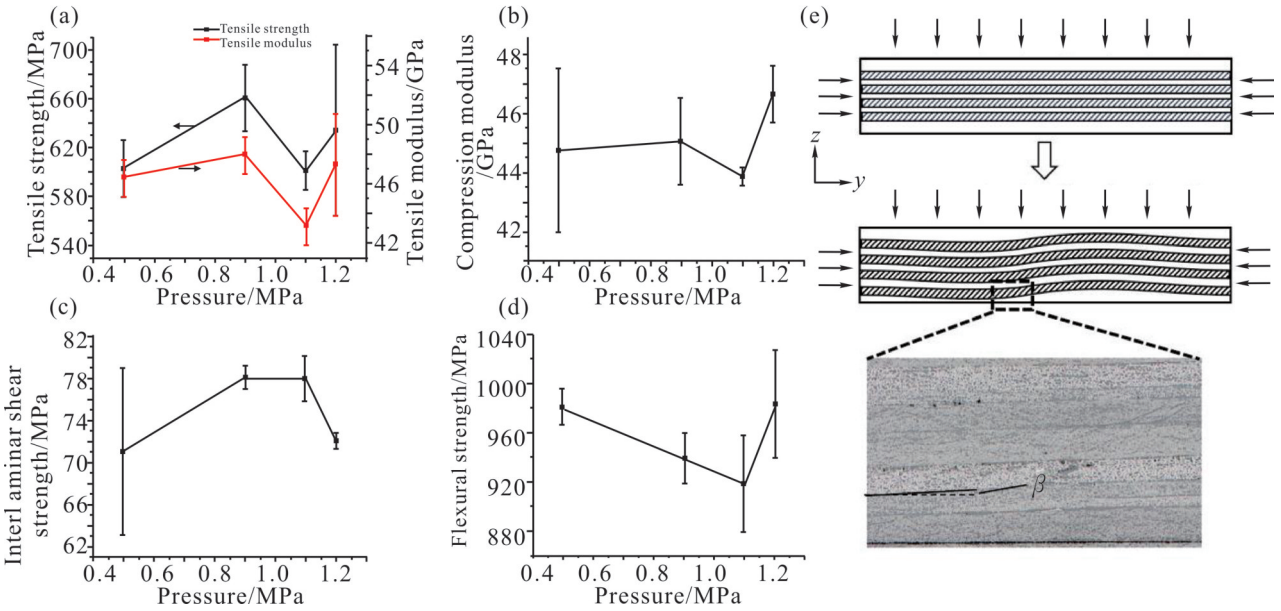


Fig. 8 Influence of molding pressure on mechanical properties of CF/PPS composites: (a) tensile properties; (b) compression properties; (c) interlaminar shear properties; (d) bending properties; (e) causes of folding in laminates

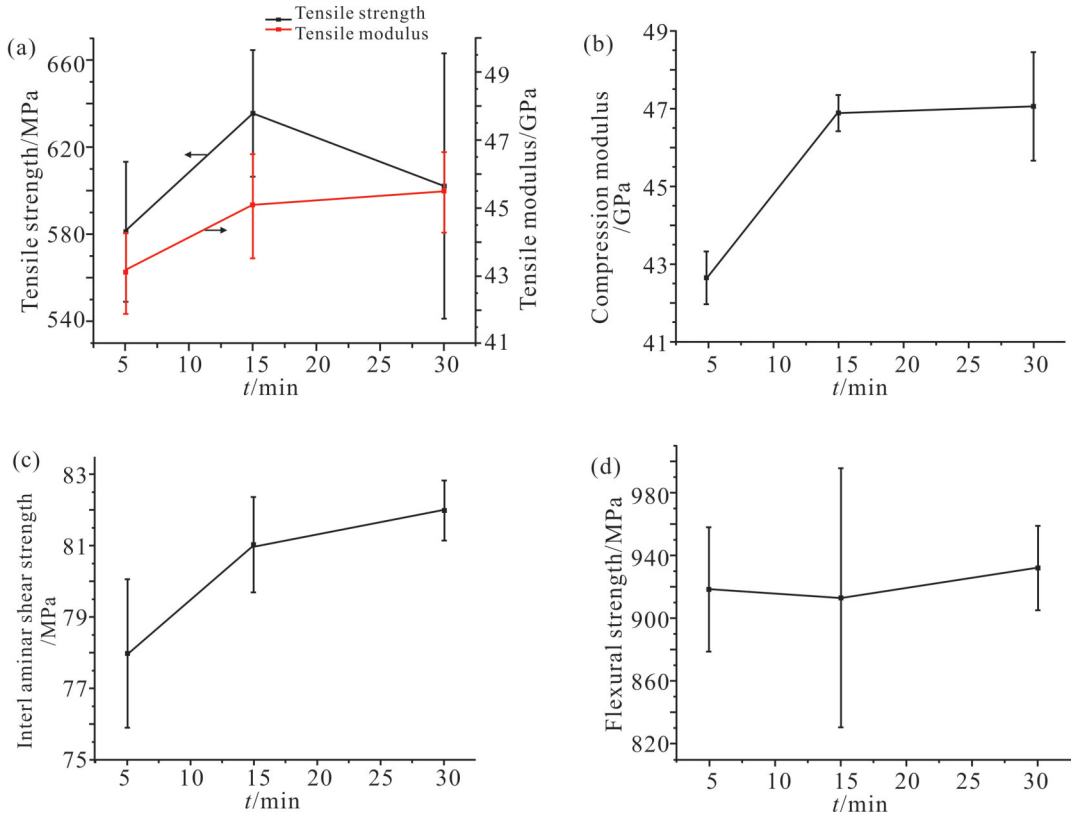


Fig. 9 Influence of pressure holding time on mechanical properties of CF/PPS composites: (a) tensile properties; (b) compression properties; (c) interlaminar shear properties; (d) bending properties

明显的下降。这是因为在保压初期,随着时间的延长,树脂逐渐对纤维浸润,弥补了空隙及缺陷,但是时间过长导致封边袋破裂部分溢料及树脂分解,进而导致材料性能下降,保压时间逐渐延长时,层间剪切强度的数据离散性减小,但拉伸强度、弯曲强度和压缩模量的的数据离散度明显增加,说明材料的性能变得不稳定。综上所述,复合材料的最佳成型时间为15 min。

3　结论

本文以CF/PPS单向带预浸料备体系为研究对象,对其低成本模压成型工艺进行了初步探索,对温度、压力和时间等关键工艺参数进行调控,将不同工艺参数层合板成型质量和性能进行对比,分析其原因,主要结论如下:在层压板成型过程中树脂流动是影响成型质量的关键,较低温度和压力及保压时间使得树脂在z轴方向上流动不充分,导致层间固结程度低,层压板层间剪切强度分别下降26.92%,8.97%和3.66%;在一定范围内,提高成型温度、成型压力和保压时间有利于提高CF/PPS复合材料层合板二次浸渍和层间融合提高成型质量。而过高的温度和压力会导致过强的横向流,导致纤维屈曲、孔隙产生、相邻层间纤维夹角变化等现象,对CF/PPS层合板的成型质量和力学性能产生不利影响。对于CF/PPS复合材料平板制件,推荐的层合板模压成型的工艺组合为成型温度320 ℃,成型压力0.9 MPa,成型时间15 min,该工艺下可以获得高力学性能和纤维准直度排布的CF/PPS复合材料层合板。

参考文献:

[1] 杨珍菊. 国外复合材料行业进展与应用(下)[J]. 纤维复合材料, 2017, 34(3): 36-39.
Yang Z J. Progress and application of foreign composite materials industry (Part III)[J]. Fiber Composites, 2017, 34(3): 36-39.

[2] 罗云烽, 王高鹏, 程文礼, 等. 复合材料快速成型技术研究综述[J]. 纤维复合材料, 2023, 40(2): 96-102.
Luo Y F, Wang G P, Cheng W L, *et al*. Review on rapid

prototyping technology of composite materials[J]. Fiber Composites,2023, 40(2): 96-102.

[3] Li H, Chen C, Yi R, *et al*. Ultrasonic welding of fiber-reinforced thermoplastic composites: a review[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2022, 120: 29-57.

[4] 史晓辉. 基于热压成型工艺的热塑性复合材料在民机上的应用[J]. 科技视界, 2019(9): 4-6.
Shi X H. Applications of thermoplastic composites based on thermoforming process for commercial aircraft[J]. Science & Technology Vision, 2019(9): 4-6.

[5] Newcomb B A. Processing, structure, and properties of carbon fibers[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2016, 91: 262-282.

[6] 郭聪, 陈福龙, 李红, 等. 单向碳纤维预浸料模压热固化工艺及其对力学性能的影响规律[J]. 航空科学技术, 2022, 33(1): 107-118.
Guo C, Chen F L, Li H, *et al*. Compression molding and curing process of unidirectional carbon fiber composite and its effect on mechanical property[J]. Aeronautical Science & Technology, 2022, 33(1): 107-118.

[7] 姜正飞, 朱姝, 孙泽玉, 等. 纺织结构碳纤维增强聚苯硫醚基复合材料的制备与力学性能[J]. 复合材料学报, 2013(S1): 112-117.
Jiang Z F, Zhu S, Sun Z Y, *et al*. Preparation and mechanical properties of carbon fiber fabric reinforced polyphenylene sulfide composite[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2013(S1): 112-117.

[8] 赵乐, 陆承志, 王少飞, 等. 碳纤维增强聚苯硫醚复合材料结晶结构与性能调控[J]. 工程塑料应用, 2022, 50(1): 72-77.
Zhao L, Lu C Z, Wang S F, *et al*. Control of crystal structure and performances of carbon fiber reinforced polyphenylene sulfide composite[J]. Engineering Plastics Application, 2022, 50(1): 72-77.

[9] Murtagh A M, Lennon J J, Mallon P J. Surface friction effects related to press forming of continuous fibre thermoplastic composites[J]. Composites Manufacturing, 1995, 6: 169-175.

[10] 任毅, 李洲洋, 李心果, 等. 自成核行为在CF/PPS复合材料中的差异性与普适性[J]. 合成纤维, 2024, 53(4): 65-74.
Ren Y, Li Z Y, Li X G, Difference and universality of self-nucleation behavior in CF/PPS composites[J]. Synthetic Fiber in China,2024, 53(4): 65-74.

[11] Yan P. Investigation on thermal degradation mechanism of poly (phenylene sulfide)[J]. Polymer Degradation and Stability, 2022, 197: 109863.

[12] Agarwal B, Broutman L, Agarwal B, *et al*. Analysis and performance of fiber composites[M]. 2nd ed. John Wiley & Sons, 1990.

[13] González C, Llorca J. Mechanical behavior of unidirectional fiber- reinforced polymers under transverse compression: microscopic mechanisms and modeling[J]. Composites Science and Technology, 2007, 67: 2795-2806.

[14] Campbell F C, Mallow A R, Browning C E. Porosity in carbon fiber composites an overview of causes[J]. Journal of Advanced Materials, 1995, 26: 18-33.

[15] 盛磊. 纤维复合材料中孔隙的起因评述[J]. 航天返回与遥感, 1996(2): 42-53.
Sheng L. An overview of causes on porosity in fiber composites [J]. Spacecraft Recovery & Remote S-ensing,1996(2): 42-53.

[16] Barnes J A, Cogswell F N. Transverse flow processes in continuous fibre- reinforced thermoplastic composites[J]. Composites, 1989, 20: 38-42

[17] Salek M. Effect of processing parameters on the mechanical properties of carbon/PEKK thermoplastic composite materials [D]. Montreal: Concordia University, 2005.

[18] Williams M L, Landel R F, Ferry J D. The temperature dependence of relaxation mechanisms in amorphous polymers and other glass- forming liquids[J]. Journal of the American Chemical Society, 1955, 77: 3701-3707.

[19] Manfred A. The connection between the parameters of WLF equation and of Arrhenius equation[J]. Propellants, Explosives, Pyrotechnics, 2019, 44: 696-705

[20] Xie J, Wu J, Zhou X. Research on compression molding process of carbon fiber reinforced polymer[J]. IOP Conference Series: Earth and Environmental Science, 2021, 693: 012067.

[21] 凌圣博, 姚启, 王乐蓬, 等. 褶皱缺陷对复合材料拉伸性能的影响规律: 试验及数值模型[J]. 力学学报, 2024, 56(6): 1740-1751.
Ling S B, Yao Q, Wang L P, *et al*. Influence of wrinkle on the tensile properties of composite laminates: experiments and numerical mode[J]. Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics, 2024, 56(6): 1740-1751.

[22] Budiansky B. Micromechanics[J]. Computers & Structures, 1983, 16: 3-12.

Influence of Key Process Parameters on the Molding Quality and Mechanical Properties of Continuous Carbon Fiber-Reinforced Polyphenylene Sulfide Composites

Hongyu Lin[1], Yang Yang[2], Xiaojun Wang[3,4], Jie Yang[3,4]

(*1. College of Polymer Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China; 2. Shanghai Aircraft Manufacturing Company, Shanghai 201324, China; 3. Analytical and Testing Center, Sichuan University, Chengdu 610064, China; 4. National Key Laboratory of Advanced Polymer Materials, Sichuan University, Chengdu 610065, China*)

ABSTRACT: Carbon fiber reinforced polyphenylene sulfide (CF/PPS) unidirectional tape was selected as research subject to investigate its cost-effective molding process. The CF/PPS composite material was fabricated through die-molding techniques. Through metallographic analysis and mechanical property testing, the influence of various molding processes on the quality and mechanical properties of isotropic composite laminates was systematically explored. The results indicate that when the molding temperature is 320 °C, the molding pressure is 0.9 MPa, and the holding time is 15 min, the CF/PPS laminates exhibit minimal quality defects and superior mechanical properties. Additionally, the impact of the molding process on the structure and properties of fiber-reinforced composites was analyzed from a mechanistic perspective. It is found that low molding temperatures, pressures, and holding time result in insufficient resin flow in the *Z*-axis direction, leading to poor interlayer consolidation. Conversely, high molding temperatures and pressures enhance the transverse flow of resin, causing fiber buckling and changes in fiber angles between adjacent layers, which adversely affect the molding quality of CF/PPS laminates. These findings provide fundamental data and technical references for material and process selection in the application of CF/PPS thermoplastic composites in aerostructures.

Keywords: thermoplastic composites; compression molding; polyphenylene sulfide; mechanical properties; molding process; quality defect