

固化工艺参数对国产 T800 增强高韧性复合材料性能的影响

李 伟¹, 张晨乾^{2*}, 叶宏军², 包建文²

(1. 昌河飞机工业(集团)有限责任公司工程技术部, 景德镇 333000;

2. 中国航空业集团公司基础技术研究院复合材料技术中心, 北京 101300)

摘要: 针对 AC531/CCF800H 高韧性复合材料在 0.2 MPa+真空(-0.07 MPa)条件下出现的固化缺陷问题,采用流变仪表征法分析了 AC531 树脂在不同温度条件下的黏度变化及其流动特性。AC531/CCF800H 预成型体固化过程中,AC531 树脂在纤维层间的流动可以用 Darcy 定理来描述。利用 Darcy 定理可知 AC531/CCF800H 复合材料内部的孔隙率随着固化压力的增加而减小,浸渍实验结果表明两者近似呈线性关系。织物和单向带替代铺层的 A 扫检测结果表明 AC531/CCF800H 复合材料在固化过程中,以面内流动为主。根据不同固化压力条件下 AC531/CCF800H 复合材料的内部质量及力学性能测试结果可知,有效固化压力是影响 AC531/CCF800H 复合材料内部质量的关键影响因素。其有效固化压力应至少为 0.3 MPa,继续提高压力对其常温力学性能影响不大,但可以降低制件内部的孔隙率,减小制件的单层厚度。

关键词: 高韧性复合材料; 高强中模碳纤维; 固化工艺; 力学性能

中图分类号: TB332 **文献标识码:** A **文章编号:** 2096-8000(2020)06-0098-07

T800H 复合材料具有高比刚度、高比强度、抗疲劳、抗冲击等优异性能,其拉伸强度、模量、抗冲击韧性等主要力学性能较 T300 级复合材料有了大幅度提升,是我国新一代航空航天飞行器实现轻质、高效、耐腐蚀、长寿命的关键基础材料。欧美等发达国家已经建立了新一代的 T800H 材料体系,并在军用和民用先进飞行器的主承力结构中广泛应用,而国内的相关研究工作尚处于起步阶段。

高性能环氧树脂基体是最早开发应用也是用量最大的飞机结构复合材料的树脂基体,被广泛应用于飞机机翼、翼梁、整体垂尾等机体主承力结构中。但是,环氧树脂基体抗冲击能力不足严重影响了其在新一代飞行器和其他新技术领域的进一步应用^[1-4]。

热塑性增韧剂改性是提高环氧树脂韧性的主要方法,这种改性方法在新一代高韧性环氧树脂的研制中得到了广泛的应用^[5-8]。AC531 树脂是由中航工业基础技术研究院研制的新一代热塑性增韧剂改性的高韧性环氧树脂基体,与国产 CCF800H 纤维增强体匹配后的冲击后压缩强度高达 350 MPa,与 T300、T700 级复合材料相比,能够进一步减轻复合材料结构的重量。但是增韧剂的引入对树脂基体的粘度及工艺特性等会产生重要的影响^[9-15]。

本文针对 AC531/CCF800H 高韧性复合材料在 0.2 MPa+真空(-0.07 MPa)条件下出现的缺陷问题,研究了 AC531 树脂基体在不同温度条件下的流变特性及树脂基体在复合材料成型过程中的流动性。讨论了相同保温时间下,保温温度对树脂黏度的影响,并研究了不同的固化压力对 AC531/CCF800H 复合材料 Z 向流动特性的影响。同时对不同固化压力条件下,AC531/CCF800H 复合材料内部质量和基本力学性能进行了研究,从而为 AC531/CCF800H 复合材料在不同固化压力条件下的制造工艺选择提供技术基础。

1 实验

1.1 原材料

AC531 树脂、AC531/CCF800H 预浸料、AC531/CF8611 预浸料均由中航基础技术研究院复材中心生产,CF3031 织物、CCF800H 纤维、CF8611 织物均由威海光威集团生产。

1.2 复合材料层板的制备

为了验证压力及环境气氛对 AC531/CCF800H 预浸料中 AC531 树脂沿复合材料 Z 轴方向的流动性、复合材料内部质量及力学性能的影响,首先在预

收稿日期: 2019-09-05

作者简介: 李伟(1989-),男,学士,工程师,主要从事复合材料成型方面的研究。

通讯作者: 张晨乾(1983-),男,博士,高级工程师,主要从事复合材料成型工艺方面的研究,13552781573@163.com。

浸料的表面放置 1 层(1#试样)和 2 层(2#试样) CF3031 织物。在 0.2 MPa 压力+真空(-0.095 MPa)下按照层压板标准的工艺条件进行固化,对 AC531 树脂在 AC531/CCF800H 复合材料内部的流动特性及其对纤维增强体的浸润能力进行定性分析。然后选择 AC531/CCF800H 预浸料表面放置两层织物的试样,在真空(-0.095 MPa)条件下,分别选择不同固化压力(0.1 MPa、0.2 MPa、0.3 MPa、0.5 MPa),以同样的升温速率(1.5 ℃/min)升温至 120 ℃保温 60 min,然后降温至 60 ℃,对第二层 CF3031 织物进行热揭取,并进行称重,对 AC531 树脂第二层 CF3031 织物的浸渍量进行定量分析。最后分别选取 0.25 MPa+真空(-0.07 MPa);0.4 MPa+空气;0.2 MPa+真空(-0.07 MPa)三种固化条件进行固化,并与 0.60 MPa+真空(-0.095 MPa)条件下固化得到的 AC531/CCF800H 材料进行对比。所有固化过程中的温度要求为:(115±5) ℃保温 60 min,然后升温至 (180±5) ℃保温 180 min,升温速率为(0.5~2) ℃/min,以不大于 3 ℃/min 的降温速率降至 60 ℃以下^[15]。

1.3 测试方法

1.3.1 AC531 树脂黏度测试

利用美国 TA instruments 公司生产的 TA-AR2000 型 DSC 分析仪,通过该仪器测定树脂基体的动态黏温曲线,使用直径为 25 mm 的铝质圆盘夹具,取 3 g 左右的样品均匀涂敷在下平板上,采用振动模式,应变为 10%,振动频率为 1 Hz,两平板之间的间隙为 1 mm。选择 4 组新鲜的 AC531 树脂进行 DSC 测试,升温条件为:以 2 ℃/min 的升温速率分别升温至相应的保温温度(100 ℃、110 ℃、120 ℃、130 ℃),保温 60 min,继续以 2 ℃/min 升温至 200 ℃。

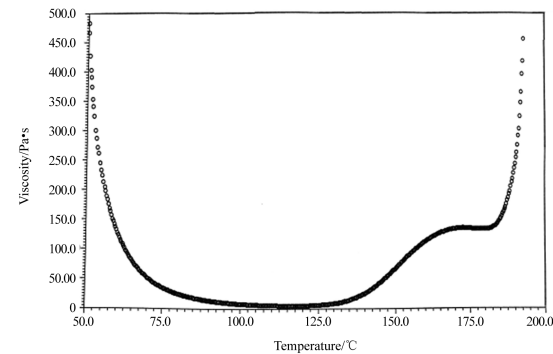
1.3.2 内部质量、厚度及力学性能的测试

采用 Masterscan 超声波 C 扫描仪检测复合材料的内部质量,采用中航复合材料有限责任公司生产的 FCC-A-1 超声波 A 扫描仪检测复合材料的内部质量进行 A 扫描检测。试样的厚度使用 MiniTest2100 测厚仪进行测量。采用金相光学显微镜对 AC531/CCF800H 复合材料层压板的孔隙率进行观测,分别按 ASTM D790、ASTM D3039、ASTM D6641、ASTM D2344 测试复合材料的弯曲、拉伸、压缩和层间剪切性能。

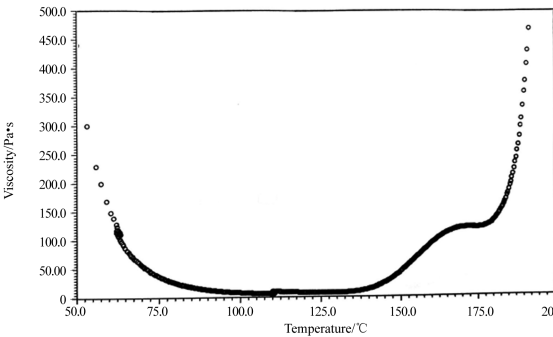
2 结果与讨论

2.1 AC531 树脂的黏温特性

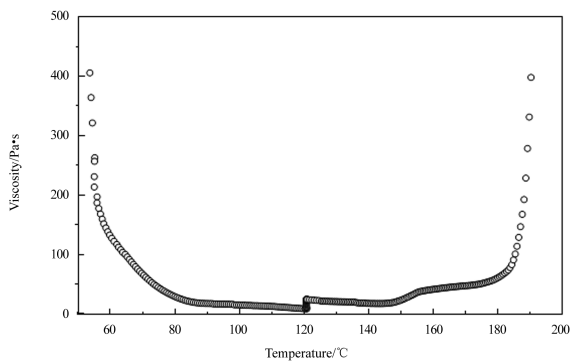
图 1 所示为 AC531 树脂在不同温度条件下保温 60 min 的黏温曲线,从图中可以看出 AC531 树脂在 100 ℃、110 ℃保温 60 min 后,树脂的黏度仍然保持在 5 Pa·s~10 Pa·s 之间,对树脂后续的流变无影响。在 120 ℃保温 60 min 后,黏度开始升高,树脂的黏度为 4.8 Pa·s~21 Pa·s,对后续流变开始产生影响。在 130 ℃保温 60 min 后,树脂的黏度显著升高,从 9 Pa·s 迅速上升至 130 Pa·s,对后续流变有显著的影响。在低于 85 ℃时,树脂的黏度为 30 Pa·s 左右,黏度较大,不利于树脂基体的流动及对纤维的浸润。因此,AC531 树脂的保温台阶应设在 90 ℃~110 ℃的温度范围内。在此范围内树脂基体具有良好的流动性,能够充分完成对纤维的浸润。但是,热塑性增韧剂与 AC531 树脂基体形成了互溶共融体,并最终在此期间完成在一定条件下分相的过程。由于热塑性增韧剂受热熔融后的黏度较大,互溶后有可能对热固性环氧树脂基体的流动特性产生一定的影响,尤其是沿复合材料 Z 轴方向上的流动,并影响最终的复合材料内部质量及纤维体分。因此,有必要对 AC531 树脂在 AC531/CCF800H 复合材料固化过程中沿 Z 轴方向上的流动特性进行研究^[16]。



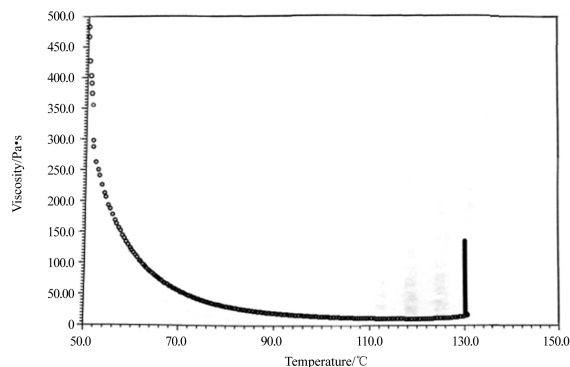
(a) 100 ℃/60 min



(b) 110 ℃/60 min



(c) 120 °C/60 min



(d) 130 °C/60 min

图1 AC531 树脂不同温度条件下的黏温曲线(保温 60 min)

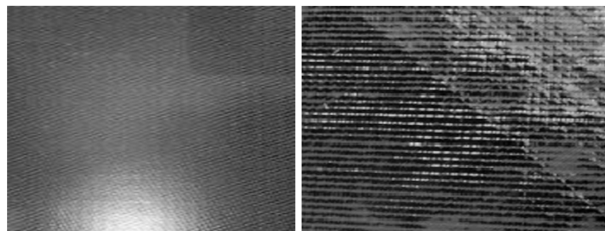
Fig. 1 Viscosity-temperature curve of AC531 resin isothermal treated at different temperature for 60 min

2.2 AC531 树脂在复合材料成型中的流动特性及层间分布

2.2.1 AC531 树脂的 Z 向流动特性

图 2 所示分别为 1#试样和 2#试样的浸渍实验结果。从图中可以看出,AC531 树脂在标准工艺条件下能够少量完成对单层织物的浸润,两层碳布表面则无明显的树脂出现。由此可见 AC531 树脂不能完成对第二层织物的浸润。这说明 AC531 树脂基体在复合材料内部的流动以层内微程流动为主,沿 Z 轴方向的短程流动性比较低,而长程流动很弱。也正是这一流动性特点,可有效控制预浸料树脂复合材料成型过程中的流动性,从而精确控制复合材料的厚度公差。因此,作为一种零吸胶的预浸料,在 AC531/CCF800H 预浸料的制造过程中,应尽量使 AC531 树脂对 CCF800H 纤维增强体完全浸渍,以保证复合材料制件内树脂基体的均匀分布;避免复合材料的固化过程中,由于树脂体系的低流动性所导致的树脂基体的非均匀分布,以及通过抽真空排除

预浸料夹杂气泡的方法变得困难,从而使复合材料制件的内部形成空隙甚至分层缺陷,并最终影响复合材料的力学性能。然而树脂基体的低流动性能能够避免树脂的层间流动所导致的树脂基体沿 Z 轴方向上的浓度梯度分布,这能在一定程度上抑制由树脂基体的梯度分布所引起的复合材料制件的固化变形^[16],尤其是曲面拐角结构的复合材料。



(a) 1#试样

(b) 2#试样

图 2 不同厚度织物的浸渍实验结果

Fig. 2 Dipping test results for fabric with different thickness

在固化成型过程中,复合材料预成型体经历了纤维增强体的压实和树脂流动的过程,通常树脂及内部气泡排出的过程可用 Darcy 定律来描述。在三维流动中,Darcy 定律可以用式(1)描述:

$$\begin{cases} v_x = -\frac{S_x}{\mu} \frac{\partial P_r}{\partial x} \\ v_y = -\frac{S_y}{\mu} \frac{\partial P_r}{\partial y} \\ v_z = -\frac{S_z}{\mu} \frac{\partial P_r}{\partial z} \end{cases} \quad (1)$$

式中: S_x 、 S_y 、 S_z 分别为纤维网络在 x 、 y 、 z 各方向上的渗透率; μ 为树脂粘性; P_r 为树脂压力。由式 1 可知,树脂的流动速率与树脂的黏度成反比,当树脂的黏度较大时,其流动能力减弱。由于热塑性增韧剂的分子量大、粘性高,与 AC531 树脂中热固性的环氧基体相互交融,使得 AC531 树脂的实际黏度要大于流变仪测得的表观黏度,导致树脂基体中的气泡在真空作用下随树脂一起流动和在树脂基体内部的流动非常困难,增加固化压力能够提高树脂的流动性。表 1 所示为不同有效固化压力条件下,AC531 树脂对第二层 CF3031 织物的浸渍量。从表中可以看出,有效固化压力从 0.2 MPa 提高到 0.3 MPa,树脂的浸渍量显著提高,为原来的 2.6 倍左右。这表明 0.2 MPa 时,预浸料的层间并不能被完全压实,使得 AC531 树脂在层间的表观流动性更弱。在有效

固化压力从 0.3 MPa 增加到 0.6 MPa 的过程中,浸渍量随有效固化压力的增加近似成比例增加。这表明在复合材料压实的情况下,AC531 树脂的流动特性仍然可用 Darcy 定律来描述。

表 1 不同固化压力条件下 AC531 树脂
对第二层 CF3031 织物的浸渍量

Table 1 Impregnation of AC531 resin for second layer CF3031 fabric under different effective curing pressures				
有效固化压力/MPa	0.2	0.3	0.4	0.6
浸渍量/g	0.58	1.51	2.08	3.28

2.2.2 AC531 树脂流动性对复合材料层间树脂分布的影响

复合材料预成型体内部的气泡通常用两种方式消除:当树脂基体的流动性较好时,气泡在外界真空及固化压力的共同作用下,可以沿着复合材料预成型体的三个方向排出;当树脂基体的流动性较低时,未被真空排除的微量夹杂气泡主要在有效固化压力的作用下,在树脂固化收缩的过程中,被压缩成对复合材料性能影响很小的微孔。对于高韧性的 AC531/CCF800H 系列复合材料来说,大部分夹杂空气在真空条件下在成型初期通过预成型体层间和层内贯穿通道排除,残余的少量内部气泡应该是通过被压缩成微孔的方式消除。AC531/CCF800H 单向带复合材料、AC531/CCF800H 单向带、AC531/CCF8611 织物混杂铺层平板的 A 扫描图像可以证明这一点。图 3(a)所示为试验件铺层为[45/0/45/90/0/0/90/45]₄的单向带的 A 扫无损检测图,图中仅在单向带平板的表面和底面出现了反射波,将子结构单元[45/0/45/90/0/0/90/45]₄中的最后一个铺层[45],替换为[45]的 AC531/CF8611 织物预浸料,进行铺贴固化,得到的 A 扫图像如图 3(b)所示。

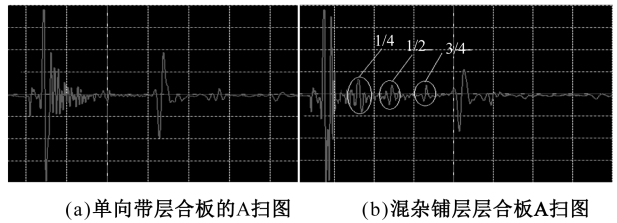


图 3 AC531/CCF800H 单向及混杂铺层层合板的 A 扫图
Fig. 3 A-scan diagram of AC531/CCF800H unidirectional and hybrid ply laminates

图 3(b)所示单向带和织物的混杂铺层中,有织物铺层存在的位置处,即厚度方向的 1/4、1/2、3/4 处均有明显的反射波形出现,表明该位置处树脂的质量分数发生了变化,由于织物预浸料与单向带预浸料的纤维体积含量不同,而且 AC531 树脂的流动性低,只能在预浸料的层内微程流动,使树脂并没有通过固化过程中的流动来实现在整个层合板中的均匀分布,导致织物预浸料层的树脂含量偏高。这也与 Z 向流动性分析结果相吻合。

2.3 固化压力对复合材料内部质量的影响

由于 AC531/CCF800H 复合材料内部的气泡主要是以压缩成微孔的方式被消除掉的,而封闭在层合板内部的微孔可以看成为理想气体,根据热力学第一定律,理想气体在温度不变的条件下,压力和体积成反比。要想减小微孔的尺寸,必须增加其所受的压力,即提高固化时的有效压力,才能够有效缩小内部微孔尺寸,提高内部质量。因此,AC531/CCF800H 复合材料应该对压力的敏感性比较高,它决定了 AC531/CCF800H 复合材料制件的最终内部质量。

为了进一步提高 AC531/CCF800H 复合材料的工艺适应性,本节研究了临界固化压力条件下,不同压力状态下的有效固化压力对 AC531/CCF800H 复合材料性能的影响,在临界(0.2 MPa+真空(-0.095 MPa))压力点附近(有效压力为 0.3 MPa),分别选取了 3 种典型压力条件:0.25 MPa+真空(-0.07 MPa);0.4 MPa+空气;0.2 MPa+真空(-0.07 MPa),有效固化压力分别为 0.32 MPa、0.3 MPa、0.27 MPa,其对应的固化后复合材料的超声 C 扫描检测结果分别如图 4(a)至图 4(c)所示。

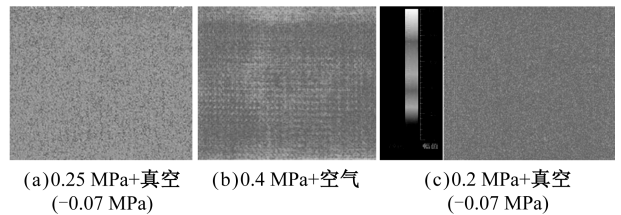


图 4 不同压力条件下的 AC531/CCF800 复合材料的 C 扫结果

Fig. 4 Internal quality of AC531/CCF800H composite laminates cured at different pressure

从图中颜色和反射幅值可以看出:图 4(a)和图 4(b)中试样的结构比较均匀;而图 4(c)中,试样的颜色分布范围很大,表明内部结构存在多层次分布。在 3 块平板中分别取部分典型试样在光学电镜下放大 40 倍进行分析,发现前两块试样内部树脂和纤维增强体分布均匀,无可见气孔,见图 5(a)和图 5(b),而图 4(c)所示试样的层间局部分布着大量可见气孔,见图 5(c),且气泡主要密集分布在贴近成型模具表面的一侧,说明该压力条件下试样未被完全压实。这表明 AC531/CCF800 复合材料在临界成型压力附近对压力比较敏感,当有效压力低于 0.3 MPa 时,复合材料内部的气孔难以通过加压的方式消除;当固化压力高于 0.3 MPa 时,内部的残余气孔能够被消除。此时,采用空气或真空气氛对内部气孔的消除并无显著影响。

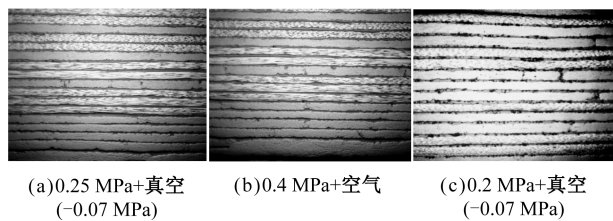


图 5 不同固化压力条件下的 AC531/CCF800H 复合材料的内部形貌

Fig. 5 Internal morphology of AC531/CCF800H composite laminates cured at different pressure

对 0.4 MPa+空气固化压力条件下得到的试样的孔隙率进行检测,见图 6(a),并与 0.6 MPa+真空(-0.095 MPa)条件下得到的复合材料的孔隙率进行对比,见图 6(b)。从图中可以看出,在更高分辨率光镜下进行观察,前者能够观察到许多微孔分布在层间,计算可得切样孔隙率在 0~0.84%之间,而后者在相同的条件下切样孔隙率在 0~0.44%之间。

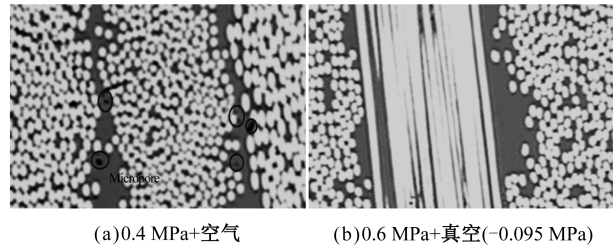


图 6 不同固化压力条件下试样的孔隙率

Fig. 6 Porosity of specimens under different curing pressure conditions

对三种固化压力条件及 0.6 MPa+真空(-0.095 MPa)条件下固化得到的复合材料平板试验件的厚度和孔隙率进行测量,结果如表 2 所示。

表 2 不同固化压力条件下 AC531/CCF800H 复合材料的厚度和孔隙率

Table 2 Thickness and porosity of AC531/CCF800H composite under different curing pressure conditions

测试内容	固化压力			
	0.2 MPa+真空	0.4 MPa+空气	0.25 MPa+真空	0.6 MPa+真空
	(-0.07 MPa)		(-0.07 MPa)	(-0.095 MPa)
平均厚度/mm	0.155	0.145	0.145	0.141
孔隙率/%	≥5	0~0.84	0~0.88	0~0.44

从表 2 中可以看出,随着固化压力的增加,固化后得到的 AC531/CCF800H 复合材料平板的厚度和切样孔隙率均降低。固化压力由 0.2 MPa+真空(-0.07 MPa)增加到 0.25 MPa+真空(-0.07 MPa),无论是试样厚度还是孔隙率的值都有较大的提升。随后固化压力增加到 0.6 MPa+真空(-0.095 MPa),虽然两者均继续降低,但降幅明显减小。这表明固化压力由 0.2 MPa+真空(-0.07 MPa)增加到 0.25 MPa+真空(-0.07 MPa),试样的厚度和孔隙率变化显著降低。当固化压力增加到 0.6 MPa+真空(-0.095 MPa)时,试样的最大孔隙率降为 0.25 MPa+真空(-0.07 MPa)时的 1/2。

2.4 固化压力对复合材料力学性能的影响

为了分析不同固化条件对复合材料常规力学性能的影响,对上述四种工艺条件下固化的复合材料的常温力学性能进行了测试表征,结果如表 3 所示。从表中可以看出,当固化压力为 0.2 MPa+真空(-0.07 MPa)时,材料的常温力学性能要明显低于其他三种固化压力,且测试值的波动幅度很大。而其他压力条件下材料的常温力学性能并无显著的差异。这表明有效固化压力在 0.3 MPa 及以上,才能得到常温力学性能稳定的 AC531/CCF800H 复合材料制件。

表 3 不同压力条件下 AC531/CCF800H 复合材料的力学性能

Table 3 Mechanical properties of AC531/CCF800H composite laminates at different curing pressure

固化压力	0°弯曲强度 /MPa	0°拉伸强度 /MPa	0°压缩强度 /MPa	层间剪切 强度/MPa
0.2 MPa+真空 (-0.07 MPa)	1257±67.8	1854±87.5	984±102.6	42.4±11.43
0.25 MPa+真空 (-0.07 MPa)	2093±50.1	2609±72.2	1669±45.9	97.8±4.36
0.4 MPa+空气	1987±33.4	2618±54.7	1576±60.5	94.7±4.13
0.6 MPa+真空 (-0.095 MPa)	2059±46.5	2695±73.8	1596±57.4	99.5±5.21

3 结 论

(1)在 90 ℃ ~ 110 ℃ 的范围内,AC531 树脂基体的黏度能够保持在 5 Pa·s~10 Pa·s 的范围内,具有较好的流动性,能够较好地完成对纤维基体的充分浸渍,AC531/CCF800H 复合材料的保温台阶应设在该温度范围内;

(2)AC531 树脂在 120 ℃ 保温 60 min 后仍能保持较低的黏度,能够保证其对纤维的充分浸润,但是 Z 向流动试验及混杂铺层的 A 扫检测的结果表明,由于热塑性增韧剂的影响,导致 AC531 树脂的流动性较低,在 AC531/CCF800H 复合材料的固化过程中,树脂以面内微程流动为主,但是当制件被压实后,增大固化压力能够近似线性增加 AC531 树脂沿 Z 向的流动量;

(3)固化压力对 AC531/CCF800H 复合材料的内部质量和常温力学性能有着重要的影响,当有效固化压力低于 0.3 MPa 时,AC531/CCF800H 复合材料的内部出现大量的气孔,且厚度与其他压力相比,至少厚约 7%,室温力学性能与标准压力相比降低至少 40%。当有效固化压力在 0.3 MPa 及以上时,材料的内部质量和常温力学性能趋于稳定。但更高的固化压力可以降低 AC531/CCF800H 复合材料的层厚和孔隙率。

参考文献

[1] 张明,安学锋,唐邦铭,等. 高性能双组份环氧树脂固化动力学研究和 TTT 图绘制[J]. 复合材料学报, 2006, 23(1): 17-25.

[2] 陈蔚,成理,张晨乾,等. CCF300/5228A 复合材料 RFI 成型工艺参数[J]. 航空材料学报, 2014, 34(6): 54-61.

[3] 郑澎,张彦飞,赵贵哲,等. 风电叶片用环氧树脂固化动力学特性及力学性能的研究[J]. 玻璃钢/复合材料, 2011(2): 8-11.

[4] Agrawal S, Singh K K, Sarkar P K. A comparative study of wear and friction characteristics of glass fibre reinforced epoxy resin, sliding under dry, oil-lubricated and inert gas environments[J]. Tribology International, 2016, 96: 217-224.

[5] Yang S, Wang J, Huo S, et al. Synthesis of a phosphorus/nitrogen-containing compound based on maleimide and cyclotriphosphazene and its flame-retardant mechanism on epoxy resin[J]. Polymer Degradation & Stability, 2016, 126: 9-16.

[6] 张晨乾,陈蔚,叶宏军,等. 具有双峰反应特性的高韧性双马来酰亚胺树脂固化动力学和 TTT 图[J]. 材料工程, 2016, 44(10): 17-23.

[7] Naffakh M, Dumon M, Gérard J F. Study of a reactive epoxy-amine resin enabling in situ dissolution of thermoplastic films during resin transfer moulding for toughening composites[J]. Composites Science and Technology, 2006, 66(10): 1376-1384.

[8] 贾文品,周金利,余木火,等. 聚醚砜增韧环氧树脂的力学性能及固化体系相分离[J]. 玻璃钢/复合材料, 2017(3): 5-10.

[9] 杨帆,贾悦欣,张然,等. 聚合物/热塑性弹性体/纳米无机粒子三元复合材料的增韧研究进展[J]. 材料导报, 2014, 28(13): 112-116.

[10] Anoshkin A N, Pisarev P V, Shipunov G S. Prediction of the mechanical characteristics of reinforced thermoplastic composite materials used in aviation[J]. Materials Science Forum, 2019, 945: 801-806.

[11] Sabzevari S M, Alavi-Soltani S, Minaie B. Effect of thermoplastic toughening agent on glass transition temperature and cure kinetics of an epoxy prepreg[J]. Journal of Thermal Analysis & Calorimetry, 2011, 106(3): 905-911.

[12] 龚颖,张佐光,顾铁卓,等. 热压工艺参数对单向复合材料层板密实状态的影响[J]. 复合材料学报, 2006, 23(1): 12-16.

[13] 吴金剑,谢佳武,王志娟,等. F-48 环氧树脂改性双酚 A 型聚酯酸酯树脂的研究[J]. 材料导报, 2014, 28(14): 91-94.

[14] Anthony S M, Granick S. Image analysis with rapid and accurate two-dimensional gaussian fitting[J]. Langmuir, 2009, 25(14): 8152-8160.

[15] 钟翔峙,张代军,包建文,等. 热塑性树脂含量对 CCF800H 碳纤维环氧复合材料 I 型层间断裂韧度的影响[J]. 材料工程, 2017, 45(8): 55-61.

[16] 程文礼,邱启彪,陈静. 热压罐成型复合材料固化变形机理及控制研究[J]. 材料导报: 纳米与新材料专辑, 2012, 26(2): 410-414.

EFFECT OF CURING PROCESS PARAMETERS ON THE PROPERTIES OF HIGH TOUGHNESS COMPOSITES REINFORCED BY DOMESTIC T800 CARBON FIBER

LI Wei¹, ZHANG Chen-qian^{2*}, YE Hong-jun², BAO Jian-wen²

(1. Engineering Technology Department of Changhe Aircraft Industry (Group) Co., Ltd., Jingdezhen 333000, China; 2. AVIC Composite Technology Centerline, Beijing 101300, China)

Abstract: The viscosity and flow characteristics of AC531/CCF800H high toughness composites under 0.2 MPa+vacuum (−0.07 MPa) conditions were analyzed by the rheological instrument method. During the curing process of AC531/CCF800H preform, the flow of AC531 resin between fibre layers can be described by Darcy's theorem. According to the Darcy theorem, the porosity in the AC531/CCF800H composite decreases with the increase of the curing pressure. The results of the impregnation experiment show that there is a linear relationship between the porosity and the curing pressure. The results of A scanning for fabric and unidirectional tape replacement showed that AC531/CCF800H composites were mainly in-plane flow during curing. According to the test results of the internal and mechanical properties of AC531/CCF800H composites under different curing pressure, it is found that the effective curing pressure is the key factor affecting the internal quality of AC531/CCF800H composites. The effective curing pressure should be at least 0.3 MPa, and the continuous increase of pressure has weak effect on the mechanical properties at normal temperature, but it can reduce the internal porosity and reduce the single layer compression thickness of the parts.

Key words: high toughness composites; high-strength medium modulus carbon fiber; curing process; mechanical properties

(上接第 97 页)

STUDY ON TENSILE PROPERTIES OF CARBON FIBER COMPOSITE TUBE-ALUMINUM ALLOY ADHESIVE JOINT

WANG Hua^{1,2}, WANG Xi-jie^{1,2}, WANG Zeng-jia^{1,2}

(1. Xi'an Carbon Materials Co., Ltd., Xi'an 710089, China;

2. National and Local Union Engineering Research Center of High-performance Carbon Fiber Manufacture and Application, Xi'an 710089, China)

Abstract: The influence of bonding length, adhesive layer thickness and external tightening firmware on the failure load for a carbon fiber composite tube-aluminum alloy joint connected by adhesive were investigated through tensile tests. The results show that the failure load increases with the bonding length first but decreases from a critical bonding length, while it decreases with the adhesive layer thickness monotonously. As the bonding length and adhesive layer thickness increase, the dominant mechanism for the rupture of the joint is shifted from the failure of the composite material and partial of the adhesive layer to the failure of tube-adhesive interfacial bonding and overall adhesive layer. By applying a tightening firmware on the adhesive surface, the stripping stress caused by some additional bending moments can be cancelled, thereby the joint gets strengthened. With a bonding length of 100 mm, an adhesive layer thickness of 0.01 mm~0.02 mm and three unevenly spaced fasteners, the adhesive joint can withstand a maximum load of up to 255 kN.

Key words: carbon fiber composite tube; adhesive; tensile properties; failure load; composites