

真空成型碳纤维/环氧树脂基复合材料性能研究

周长庚^{1,2} 荀国立¹ 李小兵² 叶宏军¹

(1 中国航空制造技术研究院复合材料技术中心, 北京 101300)

(2 中航复合材料有限责任公司, 北京 101300)

文 摘 对固化温度、保温平台及隔离材料对真空成型碳纤维/环氧树脂基复合材料(CCF300/BA9913)的孔隙率和力学性能的影响进行了研究。结果表明,在较高的固化温度(125 ℃保温2 h)条件下,CCF300/BA9913固化后力学性能和耐湿热性能更加优异。同时在树脂最低黏度所处温度附近(85 ℃),增加0.5 h的保温平台,有利于降低CCF300/BA9913固化后的孔隙率,提高材料力学性能。封装时,采用有孔聚四氟乙烯膜和半透膜,可提高固化过程中的导气效率,有利于材料力学性能的提高。其0°拉伸强度、压缩强度、弯曲强度和层间剪切强度分别达到1 896、1 387、1 668、89.0 MPa

关键词 真空成型,复合材料,力学性能,孔隙率

中图分类号:TB332

DOI:10.12044/j.issn.1007-2330.2021.03.011

Properties of Vacuum Formed Carbon /Epoxy Matrix Composites

ZHOU Changgeng^{1,2} XUN Guoli¹ LI Xiaobing² YE Hongjun¹

(1 Composite Technology Center of China Academy of Aeronautical Manufacturing Technology, Beijing 101300)

(2 AVIC Composite Corporation Ltd., Beijing 101300)

Abstract The effects of cured temperature, insulation platform and isolation material on the porosity and mechanical properties of vacuum formed CCF300/BA9913 resin matrix carbon composites were studied. The results show that CCF300/BA9913 get better mechanical properties and heat resistance after curing at 125 ℃ for 2 h. The porosity decreases and mechanical properties of the cured CCF300/BA9913 increases by adding 0.5 h insulation platform near the temperature (85 ℃) for lowest viscosity. The porous polytetrafluoroethylene film and semi permeable film are used to improve the air permeability during curing process and increase the mechanical properties of cured CCF300/BA9913 composite. The 0° tensile strength, 0° compressive strength, 0° flexural strength and interlaminar shear strength are 1 896 MPa, 1 387 MPa, 1 668 MPa, 89.0 MPa.

Key words Vacuum forming, Composite, Mechanical properties, Porosity

0 引言

树脂复合材料由于具有轻质高强的特点,以及可设计性强、耐腐蚀、耐疲劳性能优良等,其应用范围越来越广泛。在航空航天领域,先进树脂基复合材料的应用范围已经由次承力结构如整流罩、舵面结构等逐渐应用到飞机的机翼、机身壁板,火箭的整体筒段、燃料储箱等大型的主承力结构^[1-3]。随着树脂复合材料的应用越来越广泛,对低成本的复合材料体系及其成型工艺的需求也越来越旺盛。通常在航空航天领域,复合材料大型结构件的主要成型工艺为预浸料-热压罐成型,采用这种成型工艺的复合材料构件具有力学性能高、孔隙率低和质量稳定性

好的特点,但是由于要使用热压罐,其制造成本也是非常之高。而树脂基复合材料的真空成型,由于成型过程采用烘箱(固化炉)而不需要使用热压罐,通常烘箱(固化炉)的成本为同样尺寸的热压罐成本的10%~20%,所以其制造成本相对要低很多,采用真空成型的复合材料构件具有较大的成本优势,对设备要求较低,适合无人机、飞艇、浮空器、商业化中小型火箭和微纳卫星等方面的应用^[4-6]。

当然,采用真空成型的复合材料相比热压罐成型的复合材料由于成型压力低,所以孔隙率相对较高,力学性能相对较低。航空航天复合材料结构件孔隙率一般控制在2%以下,一般采用真空成型的复

收稿日期:2021-02-07

第一作者简介:周长庚,1989年出生,硕士,工程师,主要从事复合材料及其工程应用研究工作。E-mail:changgeng89@126.com

合材料孔隙率大于2%,甚至高于5%^[6]。所以如何降低内部孔隙率、提高力学性能是真空成型复合材料主要研究方向。国内外学者主要集中在真空成型成型过程中的孔隙率和纤维浸渍的控制、孔隙形成机制、成型工艺性及成型后力学性能分析等方面^[7-11]。文献[12-14]提出了一种碳纤维复合材料真空浸渍与热压固化成型工艺方法,结合了真空成型与模压成型的优点,并研究了在成型过程中树脂对纤维的浸渍以及气泡的排除对复合材料成型质量的影响。

复合材料真空成型过程中,降低内部孔隙率主要通过树脂凝胶之前排除在铺叠过程中包裹的微量气体、预浸料的挥发分和成型过程中释放的其他微量气体,以及提高树脂对纤维的浸渍性。本文采用不同成型工艺参数(温度、保温时间、保温平台)和封装方式对中温碳纤维/环氧树脂基复合材料(CCF300/BA9913)的孔隙率及力学性能的影响进行研究,拟为该型号材料在无人机、飞艇、浮空器、商业化中小型火箭和微纳卫星上的应用提供支撑。

1 实验

1.1 材料

采用国产300级碳纤维/环氧树脂单向带预浸料(CCF300/BA9913),该预浸料采用单面覆膜,树脂为中航复合材料有限责任公司生产的增韧环氧树脂BA9913,该预浸料体系为中温固化,预浸料相关信息见表1。

表1 CCF300/BA9913预浸料信息

Tab. 1 The information of CCF300/BA9913 prepreg

| 单层厚度 /mm | 面密度 /g·m ⁻² | 纤维性能 | | |
|-------------|---------------------------|---------------|-------|-------------|
| | | σ /MPa | E/GPa | δ /% |
| 0.125 | 200 | 3500 | 230 | 1.5 |

1.2 成型工艺

为研究不同工艺参数对CCF300/BA9913预浸料体系固化后力学性能的影响,分别设定以下固化工艺制度,如表2所示。

表2 不同固化工艺制度的工艺参数

Tab. 2 Process parameters of different curing process

| 名称 | 工艺参数 |
|-------|---------------------------------------|
| 固化制度1 | 真空-0.1 MPa, 110 °C保温3 h |
| 固化制度2 | 真空-0.1 MPa, 125 °C保温2 h |
| 固化制度3 | 真空-0.1 MPa, 85 °C保温0.5 h, 110 °C保温3 h |
| 固化制度4 | 真空-0.1 MPa, 85 °C保温0.5 h, 125 °C保温2 h |

实验件成型固化时,实验件表面辅助材料的放置顺序为可剥布、隔离膜、聚四氟乙烯玻璃布,然后再放置均压板、透气毡和真空袋,封装示意图见图1。

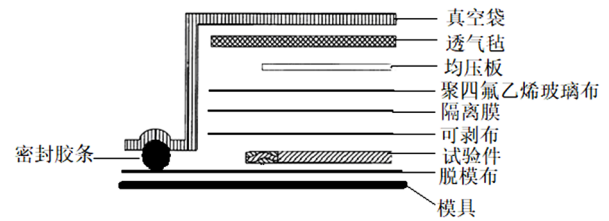


图1 实验件封装示意图

Fig. 1 The diagram of package for test piece

为了研究封装过程中隔离膜对材料固化后性能的影响,从4种固化工艺制度中,选择性能最好的一种固化工艺制度,在固化过程使用无孔聚四氟乙烯膜、有孔聚四氟乙烯膜和半透膜三种不同隔离膜。其余三种工艺制度均采用无孔聚四氟乙烯膜作为隔离膜。

1.3 测试标准

实验件测试标准如表3所示。

表3 实验件测试标准

Tab. 3 Standard for test pieces

| 测试类型 | 测试标准 | 测试类型 | 测试标准 |
|------|-------------|--------|-------------|
| 拉伸 | ASTM D 3039 | 孔隙率 | ASTM D 2734 |
| 压缩 | ASTM D 6641 | 纤维体积分数 | ASTM D 3171 |
| 弯曲 | ASTM D 7264 | T_g | ASTM D 7028 |
| 层间剪切 | ASTM D 2344 | | |

测试环境分别为室温干态RTD(24 °C,实验件干态)和高温湿态ETW(70 °C,实验件测试前浸泡在70 °C的水中,并将装水的容器置于70 °C,相对湿度85%的恒温湿热箱中7 d)

2 结果与分析

2.1 固化温度对CCF300/BA9913复合材料的影响

为了研究不同固化温度条件下CF300/BA9913复合材料固化后的性能,分别选择固化工艺制度1(110 °C保温3 h)和2(125 °C保温2 h)对CCF300/BA9913复合材料进行固化。两种固化条件下实验件的力学性能如表4所示。

两种固化制度固化的CCF300/BA9913复合材料的孔隙率、纤维体积分数和 T_g (DMA、损耗峰峰值)测试结果见表5。

从表4可知,采用固化制度1和2制造的实验件性能在常温干态测试条件下0°/90°拉伸性能、0°/90°压缩性能、0°弯曲性能、层间剪切性能基本一致,而在高温湿态测试条件下,采用固化制度2制造的实验件的力学性能相对采用固化制度1的更高。这是由于采用较高的固化温度,树脂固化更加充分,在湿热条件下,进入树脂体系内部的水分子相对较小,水分

子的增塑效应较小,故较高温度下固化的实验件耐 湿热性能相对高一些。

表4 采用固化制度1、2的CCF300/BA9913复合材料力学性能

Tab. 4 Mechanical Properties of CCF300/BA9913 composite with curing process 1 and process 2

| 固化制度 | 测试状态 | 0°拉伸 | | 90°拉伸 | | 0°压缩 | | 90°压缩 | | 0°弯曲强度 /MPa | 层间剪切强度/MPa |
|------|------|---------------|----------|---------------|----------|---------------|----------|---------------|----------|-------------|------------|
| | | σ /MPa | E /GPa | σ /MPa | E /GPa | σ /MPa | E /GPa | σ /MPa | E /GPa | | |
| 1 | RTD | 1848 | 123 | 58.8 | 7.86 | 1210 | 112 | 161 | 7.49 | 1518 | 69.4 |
| | ETW | 1610 | 115 | 30.9 | 5.69 | 972 | 93 | 79 | 5.02 | 1106 | 32.8 |
| 2 | RTD | 1852 | 124 | 59.8 | 7.94 | 1229 | 114 | 167 | 7.64 | 1532 | 71.3 |
| | ETW | 1641 | 118 | 34.8 | 6.01 | 1012 | 106 | 90 | 5.89 | 1196 | 39.0 |

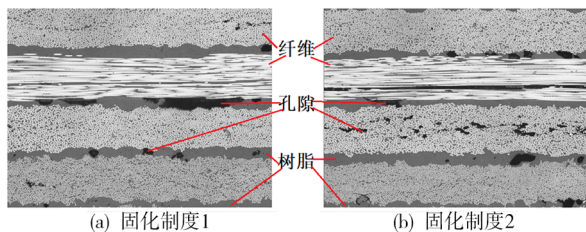
表5 采用固化制度1和2的CCF300/BA9913复合材料的物理性能

Tab. 5 Physical properties of CCF300/BA9913 composite cured by process 1 and process 2

| 固化制度 | 试样状态 | 孔隙率/% | 纤维体积分数/% | T_g /°C |
|------|------|-------|----------|-----------|
| 1 | 干态 | 2.0 | 60.2 | 147 |
| | 湿态 | - | - | 126 |
| 2 | 干态 | 1.9 | 60.1 | 151 |
| | 湿态 | - | - | 135 |

从表5可知,在固化制度1和2下,固化后试样的孔隙率分别为2.0%、1.9%(孔隙率试样显微照片如图2所示),纤维体积分数分别为60.2%和60.1%, T_g 分别为147和151 °C,基本一致。从图2中可以看出,树脂对纤维浸润较好,在层间和层内存在少量微小孔隙,这是由于采用单面覆胶的预浸料真空成型时,由铺叠包裹的气体和大部分的挥发分在树脂熔融流动前,在真空负压作用下沿着碳纤维的干丝排除于复合材料叠层坯料之外。随着温度升高,树脂熔融,处于低黏度流体状态,在真空负压的作用下,树脂在层间和层内流动,实现树脂对纤维的浸润包裹。剩余的少量气体及树脂固化过程中的挥发分由于不能排除,在真空压力和树脂流动的作用下,气泡被压碎、分散于复合材料的层内和层间,这些和层内少部分纤维没有充分被树脂浸渍造成的空洞,最终在固化后形成少量孔隙。

试样经过高温湿热处理以后,两种固化制度下



注:图中白色部分为碳纤维,灰色部分为树脂,黑色部分为孔隙。
图2 采用固化制度1和固化制度2的试样微观照片

Fig. 2 The metallographic photograph of sample cured by process 1 and process 2

固化的样品的 T_g 均有明显的下降,分别下降21和16 °C。这是因为湿热条件下,水分子进入树脂交联网络和纤维和树脂的界面相中^[15-16],一方面水分子在树脂交联网络中充当“增塑剂”的角色,使得树脂交联网络中链段的次级运动能力和分子自由体积增大,另一方面进入界面相的水分子降低了纤维和树脂之间的黏结力,这两种作用使材料的 T_g 降低,0°压缩强度/模量、90°压缩强度/模量、弯曲强度、层间剪切强度等性能下降明显。同时,在固化制度2下,试样在湿热条件下的 T_g 下降相对较小,这是由于在固化制度2下,由于固化温度更高,树脂交联密度相对更大,这样使得渗入树脂基体和界面相的水分子相对较少,水分子的增塑作用较小,所以 T_g 下降较小。

2.2 保温平台对CCF300/BA9913复合材料的影响

通常采用真空成型固化的复合材料,在固化升温的过程中选择适合的温度进行一定时间的保温处理,有利于复合材料内部树脂对纤维的浸渍和内部微量气体、挥发分的排除。依据CCF300/BA9913预浸料的黏温特性,树脂在80~90 °C处于低黏度平台,所以选择保温温度为85 °C,保温时间为0.5 h,形成固化工艺制度3和4。这两种固化条件下CCF300/BA9913实验件的力学性能如表6所示。这两种固化制度下固化的CCF300/BA9913复合材料的孔隙率、纤维体积分数和 T_g (DMA法、损耗峰峰值)结果见表7。

从表6可知,通过增加保温平台后,在固化制度3和4条件下固化的CCF300/BA9913复合材料的力学性能分别较在固化制度1和2条件下有所提高,尤其是压缩强度、弯曲强度和层间剪切性能提高较多。由于复合材料内部孔隙率在高于0.9%后,孔隙率的升高对复合材料力学性能的影响增大^[16]。

固化制度3和4固化的试样孔隙率分别为1.5%和1.4%,较固化制度1和2固化的CCF300/BA9913复合材料孔隙率降低25%和26%(显微图片见图3)。从图3可以看出,孔隙相对图2明显减少,而且孔隙主要分布在层间,层内基本无孔隙,这说明复合材料在固化过程中气体/挥发分的排除更充分,树脂对纤

纤维的浸渍也更加充分。这是由于在树脂处于低黏度时,增加保温平台,使得树脂在层内和层间的流动时间加长,树脂可以更加充分浸渍碳纤维,这样由于浸渍不充分形成的空洞减少。同时在低黏度保温时,由于真空负压的作用,在树脂中剩余的气体和挥发

分得以从树脂中向外扩散以及随树脂流动至铺层表面和边缘,最终排除。所以,增加保温平台后,CCF300/BA9913的孔隙率降低较明显,同时材料相应力学性能提高较为显著。

表6 采用固化制度3、4 CCF300/BA9913复合材料的力学性能

Tab. 6 Mechanical properties of CCF300/BA9913 composite cured by process 3 and process 4

| 固化制度 | 测试状态 | 0°拉伸 | | 90°拉伸 | | 0°压缩 | | 90°压缩 | | 0°弯曲强度 /MPa | 层间剪切强度/MPa |
|------|------|---------------|----------|---------------|----------|---------------|----------|---------------|----------|-------------|------------|
| | | σ /MPa | E /GPa | σ /MPa | E /GPa | σ /MPa | E /GPa | σ /MPa | E /GPa | | |
| 3 | RTD | 1872 | 128 | 65.9 | 8.55 | 1334 | 129 | 180 | 8.32 | 1611 | 87.5 |
| | ETW | 1679 | 120 | 36.5 | 6.21 | 1038 | 104 | 94 | 6.03 | 1224 | 40.1 |
| 4 | RTD | 1881 | 129 | 66.3 | 8.68 | 1361 | 121 | 188 | 8.83 | 1642 | 88.1 |
| | ETW | 1712 | 128 | 40.2 | 7.01 | 1104 | 111 | 110 | 6.96 | 1301 | 45.3 |

表7 采用固化制度3和4的CCF300/BA9913复合材料物理性能

Tab. 7 Physical properties of CCF300/BA9913 composite cured by process 3 and process 4

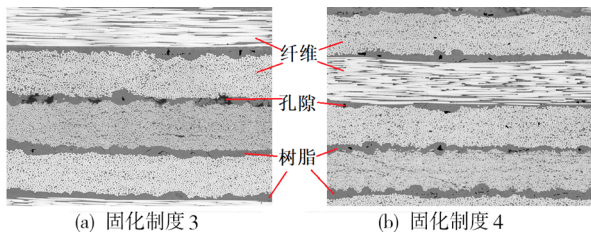
| 固化制度 | 试样状态 | 孔隙率/% | 纤维体积分数/% | T_g /°C |
|------|------|-------|----------|-----------|
| 3 | 干态 | 1.5 | 60.4 | 152 |
| | 湿态 | - | - | 133 |
| 4 | 干态 | 1.4 | 60.6 | 155 |
| | 湿态 | - | - | 142 |

是因为保温平台增加了树脂对纤维的浸润,使得纤维与树脂之间的界面相更加稳定,同时孔隙的降低,使得渗入材料内部的水分减小,降低了湿热条件下水分子对界面相的破坏程度^[17]。

综上,在树脂固化前的低黏度平台增加适当的保温平台,有助于预浸料内部气孔、挥发分的排除,以及有助于树脂与纤维之间的浸润,所以适当的保温平台能有效提高CCF300/BA9913复合材料的力学性能和耐湿热性能。这对CCF300/BA9913结构件的真空成型具有借鉴意义,尤其是厚度较大的构件成型,更应该增加适当的保温平台,在排除内部气孔/挥发分,促进树脂对纤维的浸润的同时还能有效降低最终固化的反应热,防止大厚度区局部的过热现象。

2.3 隔离膜对CCF300/BA9913复合材料的影响

复合材料真空成型过程中增加固化过程中的导气是提高材料成型质量的有效手段。为了研究不同隔离膜对CCF300/BA9913复合材料真空成型后的性能影响,选择固化制度4,分别在封装过程中采用无孔聚四氟乙烯隔离膜、有孔聚四氟乙烯膜、半透膜膜作为隔离材料,对固化后的试样的部分力学性能、孔隙率和纤维体积分数进行测试,结果分别见表8、表9。



注:图中白色部分为碳纤维,灰色部分为树脂,黑色部分为孔隙。
图3 采用固化制度3和4的试样显微照片

Fig. 3 The metallographic photograph of sample cured by process 3 and process 4

同时,增加保温平台后,CCF300/BA9913复合材料试样在经过高温湿态处理后,材料力学性能比没有保温平台的试样的高温湿态力学性能要高。其原因

表8 不同隔离膜对CCF300/BA9913力学性能的影响¹⁾

Tab. 8 Mechanical properties of CCF300/BA9913 composites cured with different isolating membrane

| 隔离膜 | 0°拉伸 | | 90°拉伸 | | 0°压缩 | | 90°压缩 | | 0°弯曲强度 /MPa | 层间剪切强度 /MPa |
|-----|---------------|----------|---------------|----------|---------------|----------|---------------|----------|-------------|-------------|
| | σ /MPa | E /GPa | σ /MPa | E /GPa | σ /MPa | E /GPa | σ /MPa | E /GPa | | |
| 1 | 1881 | 129 | 66.3 | 8.68 | 1361 | 121 | 188 | 8.83 | 1642 | 88.1 |
| 2 | 1896 | 130 | 69.2 | 8.92 | 1387 | 122 | 194 | 8.97 | 1686 | 89.0 |
| 3 | 1892 | 129 | 68.9 | 8.78 | 1373 | 121 | 191 | 8.91 | 1673 | 89.2 |

注:1)隔离膜1、2、3分别代表无孔聚四氟乙烯隔离膜、有孔聚四氟乙烯膜、半透膜膜;测试条件为室温干态。

表9 不同隔离膜对CCF300/BA9913复合材料的物理性能影响

Tab. 9 Physical properties of CCF300/BA9913 composite cured with different isolating membrane

| 隔离膜 ¹⁾ | 孔隙率/% | 纤维体积分数/% | $T_g/^\circ\text{C}$ |
|-------------------|-------|----------|----------------------|
| 1 | 1.4 | 60.6 | 155 |
| 2 | 1.2 | 61.0 | 156 |
| 3 | 1.2 | 60.8 | 156 |

注:1)隔离膜1、2、3分别代表无孔聚四氟乙烯隔离膜、有孔聚四氟乙烯膜、半透膜膜。

实验结果表明,采用有孔聚四氟乙烯膜、半透膜,能进一步降低CCF300/BA9913复合材料固化后的孔隙率,同时对力学性能有所提高,其 0° 压缩强度、弯曲强度和层间剪切强度最高分别达到1 387、1 686、89.2 MPa。同时由于采用有孔聚四氟乙烯膜,在排气同时少部分树脂通过膜上小孔流出被脱模布(聚四氟乙烯玻璃布)吸收,导致固化后的树脂含量减少,纤维体积分数小幅度提高。

在真空成型过程中,应用有孔的隔离膜或者半透膜,能增加预浸料表层与脱模布之间的层间导气以及在脱模材料的层内导气,有利于气体/挥发分的排除,促进树脂在层间的流动,使得树脂对碳纤维浸渍更充分,从而降低了材料内部孔隙率,提高了材料力学性能。需要说明的是,由于BA9913为增韧树脂,其最低黏度相对较大,即使使用有孔隔离膜,流出的树脂有限,对材料固化树脂含量的影响有限。所以,在工程应用中,考虑到半透膜的成本较低和可展性相对较差,可以考虑优先使用有孔聚四氟乙烯膜作为隔离膜,当然,若对成型后零件的树脂含量、零件厚度控制有特殊严格要求的情况下,则应用半透膜作为隔离材料。

2.4 孔隙率对CCF300/BA9913复合材料的影响

对不同孔隙率的CCF300/BA9913的层间剪切强度、 0° 弯曲强度和压缩强度进行对比(表10),发现,随着孔隙率的降低,CCF300/BA9913复合材料的层间剪切强度、弯曲强度和 0° 压缩强度增加。

表10 不同孔隙率的CCF300/BA9913的力学性能

Tab. 10 Mechanical properties of CCF300/BA9913 with different porosity

| 孔隙率/% | 层间剪切强度/MPa | 0° 弯曲强度/MPa | 0° 压缩强度/MPa |
|-------|------------|--------------------|--------------------|
| 2.0 | 69.4 | 1518 | 1210 |
| 1.9 | 71.3 | 1532 | 1229 |
| 1.5 | 87.5 | 1611 | 1334 |
| 1.4 | 88.1 | 1642 | 1361 |
| 1.2 | 89.0 | 1686 | 1387 |

纤维增强树脂基复合材料受载时,纤维作为主要的承载相承受由基体传递的有效载荷,是主承力相。而树脂基体主要作用是通过界面以剪切变形的方式将载荷传递并分散到增强纤维上,并对纤维形成保护。当树脂对纤维充分浸渍并在纤维表面浸润,并且树脂内部均匀无缺陷时、纤维在层间分布均匀时,树脂可以充分传递复合材料之间纤维之间的应力,使得纤维的增强效应得到最大发挥。而当树脂对纤维浸渍不完全,在界面形成空洞时,载荷不能充分传递到纤维上,会造成局部的应力集中。而在树脂相中的孔隙,使得树脂承受剪切应变的能力降低,降低了树脂传递并分散载荷的能力。当复合材料体系受到较大载荷时,材料内部树脂相和界面处的孔隙都成为树脂基体内部的微裂纹的萌生点,随着载荷的增大,孔隙处形成的裂纹扩展成裂纹,裂纹进一步生长扩展,直至材料破坏失效。所以,随着CCF300/BA9913复合材料孔隙率的增加,材料的承载能力降低,其层间剪切强度、 0° 弯曲强度和 0° 压缩强度都下降。

3 结论

采用单面覆胶的CCF300/BA9913预浸料进行真空成型,制得孔隙率较低、力学性能较高的CCF300/BA9913复合材料。研究了不同固化工艺参数、封装方法与封装工艺材料对CCF300/BA9913复合材料的孔隙率及力学性能的影响,结论如下:

(1) CCF300/BA9913复合材料真空成型,采用 125°C 的固化温度,在 85°C 保温0.5 h,成型的复合材料孔隙率较低、力学性能和耐湿热性能相对较好;

(2) 在CCF300/BA9913复合材料真空成型过程中适当增加保温平台可以增加树脂对纤维的浸润性,促进树脂内气体/挥发分的排除,降低材料的孔隙率。在封装过程中用有孔聚四氟乙烯膜和半透膜均可提高固化过程中的导气,可进一步降低孔隙率;

(3) 真空成型的CCF300/BA9913复合材料的力学性能随着材料内部孔隙率的降低而提高,材料内部的孔隙导致树脂传递并分散载荷的能力降低,并在受载过程中成为微裂纹的萌生点,降低了复合材料的承载能力。

参考文献

[1] 杜善义. 先进复合材料与航空航天[J]. 复合材料学报, 2007, 24(1): 1-12.

DU S Y. Advanced composite materials and aerospace engineering[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2007, 24(1): 1-12.

[2] 赵云峰,孙宏杰,李仲平. 航天先进树脂基复合材料制造技术及其应用[J]. 宇航材料工艺, 2016, 46(4): 1-7.

- ZHAO Y F, SUN H J, LI Z P. Manufacturing technology and its application of aerospace advanced polymer matrix composites [J]. *Aerospace Materials & Technology*, 2016, 46(4): 1-7.
- [3] 王恒生, 程艳婷. 复合材料在航天领域中的研究与应用进展[J]. *化工科技*, 2013, 21(2): 67-70.
- WANG H S, CHENG Y T. Advance on research and application of the composite materials in the aerospace engineering [J]. *Science & Technology in Chemical Industry*, 2013, 21(2): 67-70.
- [4] 吴志恩. 飞机复合材料构件成本问题的技术分析及改进措施[J]. *航空制造技术*, 2019(15): 50-52.
- WU Z E. Technical analysis and improvement for cost of aircraft composite structure [J]. *Aviation Manufacturing Technology*, 2019(15): 50-52.
- [5] 杨茂伟, 刘建, 刘振濮, 等. 非热压罐成型低孔隙率复合材料技术研究进展[J]. *宇航材料工艺*, 2016, 45(6): 21-25.
- YANG M W, LIU J, LIU Z P, et al. Research progress of out of autoclave technology for low porosity composite [J]. *Aerospace Materials & Technology*, 2016, 46(6): 21-25.
- [6] 唐见茂. 航空航天复合材料非热压罐成型研究进展[J]. *航天器环境工程*, 2014, 31(6): 577-583.
- TANG J M. Progress in the out of autoclave process in aerospace composites [J]. *Spacecraft Environment Engineering*, 2014, 31(6): 577-583.
- [7] 陈帅金, 徐辰, 吴国庆, 等. 非热压罐预浸料制备及成型工艺研究[J]. *玻璃钢/复合材料*, 2017(3): 90-95
- CHEN S J, XU C, WU G Q, et al. Study on the preparation and curing process of OOA prepregs [J]. *FRP/Composite*, 2017(3): 90-95.
- [8] 袁超, 程文理, 陈静. 复合材料非热压罐成型孔隙率研究[J]. *玻璃钢/复合材料*, 2019(12): 89-92.
- YUAN C, CHENG W L, CHEN J. Research of out of autoclave composite porosity [J]. *FRP/Composite*, 2019(12): 89-92.
- [9] 周长庚, 荀国立, 王文贵, 白金鹏. 修理用低温固化复合材料(CF3031/LTC80)的工艺及性能研究[J]. *纤维复合材料*, 2020(2): 3-8.
- ZHOU C G, XUN G L, WANG W G, et al. Process and performance of low temperature curing composite (CF3031/LTC80) for repair [J]. *Fiber Composites*, 2020(2): 3-8.
- [10] SCOTT L, STEVE H, JIM S. Vacuum bag only processing; improving prepreg out-time and porosity for large composite structure [C]//Society for the Advancement of Material and Process Engineering (SAMPE). Seattle, WA: 2010.
- [11] GRUNENFELDER L, NUTT S R. Void formation in composite prepregs-effect of dissolved moisture [J]. *Composites Science and Technology*, 2010, 70(16): 2304-2309.
- [12] GRUNENFELDER L, CENTEA T, HUBERT P, et al. Effect of room-temperature out time on tow impregnation in an out-of-autoclave prepreg [J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2013, 45(1): 119-126.
- [13] 马玉钦, 任晓雨, 师阳, 等. 碳纤维复合材料真空浸渍与热压固化成型方法: CN109049761B [P]. 2020-10-27
- MA Y Q, REN X Y, SHI Y, et al. Vacuum impregnation and hot-pressing of carbon fiber composites: CN109049761B [P]. 2020-10-27.
- [14] MA Y Q, WANG J, ZHAO Y, et al. A new Vacuum pressure infiltration CFRP method and preparation experimental study of composite [J]. *Polymers*, 2020, 12(2): 419.
- [15] MA Y Q, WANG J, MA J, et al. Calculation and experimental study on critical infiltration pressure of resin in 3D carbon fiber preform [J]. *Physica Status Solidi A: Applications and Materials Science*, 2020, <https://doi.org/10.1002/pssa.202000130>.
- [16] 于洪明, 游慧鹏, 陈江平, 等. 纤维增强树脂基复合材料空隙的研究 [J]. *材料科学*, 2017, 7(1): 25-31.
- YU H M, YOU H P, CHEN J P, et al. Research on voids of fiber reinforced polymer composite [J]. *Material Sciences*, 2017, 7(1): 25-31.
- [17] 王迎芬, 彭公秋, 李国丽, 等. T800H碳纤维表面特性及T800H/BA9918复合材料湿热性能研究 [J]. *材料科学与工艺*, 2015, 23(4): 115-120.
- WANG Y F, PENG G Q, LI G L, et al. Study on surface characteristic of T800H carbon fiber and hygrothermal performance of T800H/BA9918 composite [J]. *Materials Science and Technology*, 2015, 23(4): 115-120.