

影响纤维增强树脂基复合材料层合板疲劳性能的主要因素*

Main Influential Factors of Fatigue Properties of Fiber Reinforced Composites Laminates

沈阳航空航天大学航空航天工程学部 高禹 王钊 卢少微
北京航空材料研究院 包建文 郭扬
哈尔滨工业大学材料科学与工程学院 董尚利



高禹

教授,工学博士。主要研究方向为空间环境因素作用下先进树脂基复合材料的损伤效应及机理;聚合物基复合材料动态力学行为及损伤机理;聚合物基复合材料低成本制备与应用技术。发表学术论文 40 余篇。

优化复合材料铺层方式,改善增强纤维与树脂基体的热匹配,严格控制复合材料内部残余应力的分布可以显著增强复合材料的抗疲劳性能,提高复合材料构件的安全可靠性和使用寿命。

纤维增强树脂基复合材料作为新型的结构材料,具有比强度高、比刚度大、质量轻、耐腐蚀、成型工艺性好、结构可设计等诸多优点,因此广泛应用于汽车、船舶、建筑、航空、航天等诸多领域^[1-5],尤其是在航空航天工业中的应用日益增多。作为结构材料使用的复合材料疲劳问题早已引起了人们的关注,并进行了大量的试验研究和理论分析工作。在长期循环载荷的作用下,结构材料的力学性能会降低,导致构件出现故障或失效,特别是对于纤维增强树脂基复合材料来说,其树脂基体属于粘弹性材料,若发生蠕变或应力松弛,复合材料的强度和模量均会下降。因此,作为结构材料使用的纤维增强树脂基复合材料的力学性能数据是型号

设计选材的重要依据之一。影响纤维增强树脂基复合材料疲劳性能的因素很多,包括复合材料的组分及组分特性、铺层方式、界面残余应力、循环载荷的方式、载荷的频率、载荷的大小、环境的湿度和温度等。

本文综述了纤维增强树脂基复合材料层合板的环境因素、铺层方式以及界面残余应力对其疲劳性能的影响,以为纤维增强树脂基复合材料的优化设计提供有益的参考。

环境因素对纤维增强树脂基复合材料层合板疲劳性能的影响

纤维增强树脂基复合材料的界面是增强纤维与基体树脂两相中间区域并使两相彼此相连的、具有特殊

* 国家自然科学基金项目(51073094)、航空科学基金项目(2011ZF54019)、辽宁省高等学校杰出青年学者成长计划项目(LJQ2011013)和国防基础科研项目(A3520110006)资助。

结构与组成的中间相。它不仅是连接增强材料与基体的桥梁,也是外加载荷从基体向纤维增强材料传递的纽带,同时其强度也是复合材料中最薄弱的区域,引起了众多研究者的关注。界面的组成特征、结合方式以及界面结合强度的大小对复合材料的力学性能、破坏行为及疲劳寿命具有重大的影响。界面的最佳结合强度是使复合材料力学性能达到最优的前提条件。在一般情况下,界面结合强度得到提高,会使复合材料传递外载荷的能力得到加强,但这会以损失材料的韧性作为代价。减小界面粘合强度可以提高材料的韧性,但纤维增强树脂界面粘合强度的降低会导致复合材料的分层或纤维从树脂基体中拔出。因此,需要选择适合的界面粘合强度,才能实现既保证复合材料的力学性能达到设计要求,又能保证其韧性不受影响。过强的界面粘接反而会使复合材料抗疲劳性能下降,只有当复合材料具有适合粘接强度的界面时,才具有较好的抗疲劳性能^[6-7]。一般情况下,环境因素对纤维增强树脂基复合材料层合板疲劳性能的影响主要体现为环境因素对复合材料界面和树脂基体的影响。高温、湿热、低温、真空、热循环及空间辐照等环境条件下对纤维增强树脂基复合材料力学性能方面的研究结果可以为我们分析复合材料疲劳试验数据提供有益的帮助。

目前,针对高温(一般 200℃和 200℃以上)和热氧对界面和树脂基体的影响研究比较多。例如, M. Akay 等人^[8]把碳纤维增强双马来亚酰胺树脂分别放置于 210℃、230℃和 250℃环境下老化 2000h,发现基体树脂质量不断减少,导致复合材料整体质量减少,界面出现老化,层间剪切强度逐渐降低。Adrian Lowe 等人^[9]认为不同的温度对应着材料不同的老化机理。他们在试验中发现,碳纤维增强双马来亚酰胺树脂复

合材料在高温 204℃时的老化速度较 250℃时快,认为是由于在 250℃环境下,复合材料的表面碳化,发生了相关的化学变化而形成交联结构,因此阻碍了复合材料的老化。M.C. Lafarie-Frenot 等人^[10]分别在恒温有氧、热循环无氧和热循环有氧 3 种环境下对碳纤维/环氧树脂复合材料层合板的破坏情况做了详细研究。结果发现,有氧的 2 种环境下,复合材料发生氧化,树脂质量减少,并且恒温与热循环条件下复合材料质损率相近。恒温环境条件下,氧化作用主要集中在材料表面,热循环环境条件下,氧化破坏起于试样的边缘,然后向层合板内部扩展。无氧环境中,材料没有发生以上情况。Yu Gao 等人^[11]研究了真空热循环对 M40J/AG-80 环氧树脂复合材料力学性能的影响,温度范围为 -180~140℃,循环 300 次,真空度为 10^{-5} Pa。结果表明,在真空和热负荷的作用下,复合材料界面的破坏不断积累,大部分的力学性能退化发生在循环前期。真空热循环导致了纤维增强树脂复合材料界面性能的下降,进而会对复合材料疲劳性能产生影响。

湿热和低温环境会影响复合材料的力学性能,许多国内外学者对二者的影响程度和效果作了详细研究。冯青等人^[12]研究了水煮、70℃水浸以及 70℃/85% 相对湿度 3 种不同湿热条件对碳纤维/环氧复合材料力学性能的影响。结果表明,复合材料层合板的层剪强度下降主要受吸湿率控制,湿应力和湿应变主要由吸湿率决定。不同湿热条件下,相同吸湿率的复合材料的层剪性能是等效的,吸湿是复合材料力学性能下降的主要原因。Pei Sun 等人^[13]研究了温度和循环湿热作用对碳纤维增强双马来亚酰胺树脂复合材料层间剪切强度的影响。认为高温会使纤维与树脂之间脱粘形成空隙,加速了吸湿率,加快了复合材料力学性能的下

降速度。随着复合材料吸湿含量的增加直至饱和,材料的层间剪切强度不断下降并趋于平衡。B.C. Ray^[14]认为高温不仅可以加快材料内部水分的扩散提高吸湿率,还可以改善材料的局部内应力。温度、老化时间和吸湿率都是影响界面强度的因素。Xinying Lv 等人^[15]也认为复合材料中的水分和微裂纹是导致界面层间剪切强度下降的直接原因,表面发生的一些化学变化是由于热氧条件引起的。而 Ying Wang 和 Thomas H. Hahn^[16]通过用原子力显微镜(AFM)观察到了碳纤维增强树脂基复合材料在湿热环境下界面发生的变化。

王绍权^[17]以 T700/6421BMI 复合材料为研究对象,采用液氮长期浸渍的方法模拟低温环境,利用多种现代材料分析测试手段,研究了液氮浸渍时间对碳/双马复合材料力学性能和热物理性能的影响。研究结果表明, T700/6421BMI 复合材料横向拉伸强度和弯曲强度随着液氮浸渍时间的延长呈现先下降后上升的趋势,短梁剪切强度在长期液氮浸渍后出现明显下降。总冲击功(A_k)和裂纹扩展功(A_p)在液氮浸渍初期有所提升后趋于稳定,裂纹形成功(A_i)在液氮浸渍初期有所下降后趋于稳定。DMA 分析结果表明, T700/6421BMI 复合材料的界面粘接随着液氮浸渍时间的延长而受到破坏,这可能是导致该复合材料力学性能变化的原因之一。Peter Ifju 等人^[18]描述了复合材料低温下的残余应力、残余应变和热膨胀系数,提出重要方法,积累了大量试验数据。

另外,空间环境因素对纤维增强树脂基复合材料层合板的力学性能也会产生明显的影响。Yu Gao 等人^[19-20]研究了空间带电粒子辐照对 M40J/AG-80 环氧树脂复合材料力学性能与表面化学结构的影响。结果表明,能量小于 200keV 的质子和电子辐照均会使复合材料的力学性能

发生明显的变化,质子辐照会使材料表面发生碳化,而电子辐照会使材料表面出现放电烧蚀。

由此可以看出,环境因素对纤维增强树脂基复合材料层合板疲劳性能的影响是十分显著的。因此,在测试复合材料疲劳性能之前,必须根据材料服役过程涉及的环境因素,通过合理的环境因素裁剪,先对复合材料进行环境模拟试验,然后再测试其疲劳性能,这样得到的数据才能够作为构件设计的性能参数。一般情况下,许多环境因素都会使纤维增强树脂基复合材料层合板发生一定程度的化学老化和物理老化,借助相关老化机理研究结果,可以揭示复合材料疲劳性能演化规律,为复合材料构件服役寿命的预测提供参考。

铺层方式对纤维增强树脂基复合材料层合板力学疲劳性能的影响

纤维增强树脂基复合材料层合板铺层方式主要包括纤维铺层方向和铺层数量上的不同两类方式。对于不同铺层方式的复合材料层合板,其力学性能、疲劳载荷作用下内部产生的损伤形式和疲劳寿命的递减率等都不相同。

杨忠清^[21]对6种工程中常见铺层方式的层合板进行了力学性能测试和疲劳试验,这6种铺层的方式分别为 $[0]_8$ 、 $[90]_8$ 、 $[0/90_2/0]_8$ 、 $[45/-45_2/45]_8$ 、 $[45/0_2/-45]_8$ 、 $[45/0/-45/90]_8$ 。研究表明,层合板静拉伸强度随着 0° 层的增加而单调增加,在 0° 层纤维相同的条件下,其他铺层纤维方向与拉伸方向夹角越小,其拉伸强度越大。层合板疲劳试验寿命值的分散程度也各不相同,其中除 $[45/0/-45/90]_8$ 层合板疲劳寿命的分散性较小外,其他5种层合板的分散性均较大。层合板 $[0]_8$ 的断裂是沿纤维方向产生裂纹,最后纤维断裂至试件破坏,且断裂位置的随机性较大。层

合板 $[90]_8$ 的断裂为平行纤维方向开裂,基体断裂至试件破坏。层合板 $[0/90_2/0]_8$ 在寿命前期发生 90° 单向板的破坏,到寿命后期发生 0° 单向板纤维断裂破坏。层合板 $[45/-45_2/45]_8$ 沿纤维方向产生裂纹,最后基体开裂至试件断裂。在层合板 $[45/0_2/-45]_8$ 的疲劳寿命前期, 45° 、 -45° 单向板基体开裂破坏,至寿命后期, 0° 单向板发生纤维断裂,此时试件破坏。在层合板 $[45/0/-45/90]_8$ 的疲劳寿命前期,发生 90° 单向板基体破坏,随后 45° 、 -45° 单向板沿纤维方向基体开裂破坏,至寿命后期 0° 单向板发生纤维断裂,此时试件破坏。

大量的试验结果表明, 0° 铺层方向的复合材料在单一方向的力学性能最好。 $[0/45/-45/90]_8$ 铺层设计的复合材料的综合力学性能较好,应用范围较为广泛^[22]。对于纵向刚度较大的正交异性板, 0° 方向铺层的比例比另外两种的要大,破坏时刚度临界值分散性较大,其疲劳寿命分散性也较大。随着应力水平的降低,各种铺层复合材料的分散性变化不尽相同,准各向同性板的疲劳寿命分散性一般不变或稍有增大,而各向异性板疲劳寿命分散性则随应力水平的降低而有所降低^[23]。

杨端^[24]以单向玻璃纤维增强树脂基复合材料为研究对象,研究了铺层数量(3~6层)对材料拉-拉疲劳性能的影响。研究表明,当单向玻璃纤维布铺层数越大,其拉-拉疲劳曲线斜率的绝对值越大,拉伸模量的下降速率越为迅速。同时,在同一应力水平下,复合材料层合板试件所能承受的疲劳循环次数也随铺层数量的增加呈减小的趋势,即拉-拉疲劳寿命在减小。根据使用结果可以认为,随着玻璃纤维布层数的增加,树脂与纤维之间不完全浸透的可能性大大增加,尤其在玻璃纤维布与布之间很容易因为空气的存留形成无数的微小孔隙,这些孔隙导致复合材

料层合板存在缺陷,进而使复合材料层合板拉-拉疲劳性能下降。

董卫卫和黄故^[25]研究了4种不同铺层方式,分别为 $[0]$ 、 $[0/90]$ 、 $[0/45/45/0]$ 和 $[45/0/-45/90]$ 对复合材料冲击性能的影响。结果表明,铺层方式对最大载荷时能量的吸收有显著的影响, $[0/90]$ 铺层形式的试样对冲击能量的吸收性能优于其他3种形式。表明应尽量形成均衡铺设,当遭受冲击载荷时能够均匀扩散载荷,从而提高材料的耐冲击性能。

综上所述,优化铺层设计,选定合适的铺层方式,对提高复合材料层合板抗疲劳性能极其重要。

残余应力对纤维增强树脂基复合材料层合板力学疲劳性能的影响

复合材料的残余应力主要包括热残余应力和吸湿残余应力,是由于纤维与树脂基体的热膨胀系数不同,在加工固化或吸湿等过程中体积收缩率不同导致的。高水平的残余应力在长期循环条件下很可能导致复合材料出现疲劳损伤及失效等严重后果。

高禹等人^[26]利用二维有限元模型对单向T700碳纤维/3234环氧树脂复合材料内部热应力分布进行了数值模拟,同时测试了T700/3234复合材料经不同次数真空热循环后的拉伸强度。研究表明,随热循环次数增加,基体应力单调下降,界面应力先下降后上升,25次热循环后变化趋于平缓。界面区域内热应力最大,且产生明显的应力集中(图1)。图2所示为树脂富集区(节点12269)、树脂贫集区(节点11967)、碳纤维与树脂界面(节点11248)及碳纤维内(节点9685)的应力与热循环次数关系曲线。由图可知,随热循环次数的增加,树脂富集区和树脂贫集区的应力均表现为单调下降的变化趋势,热循环次数进一步增加后变

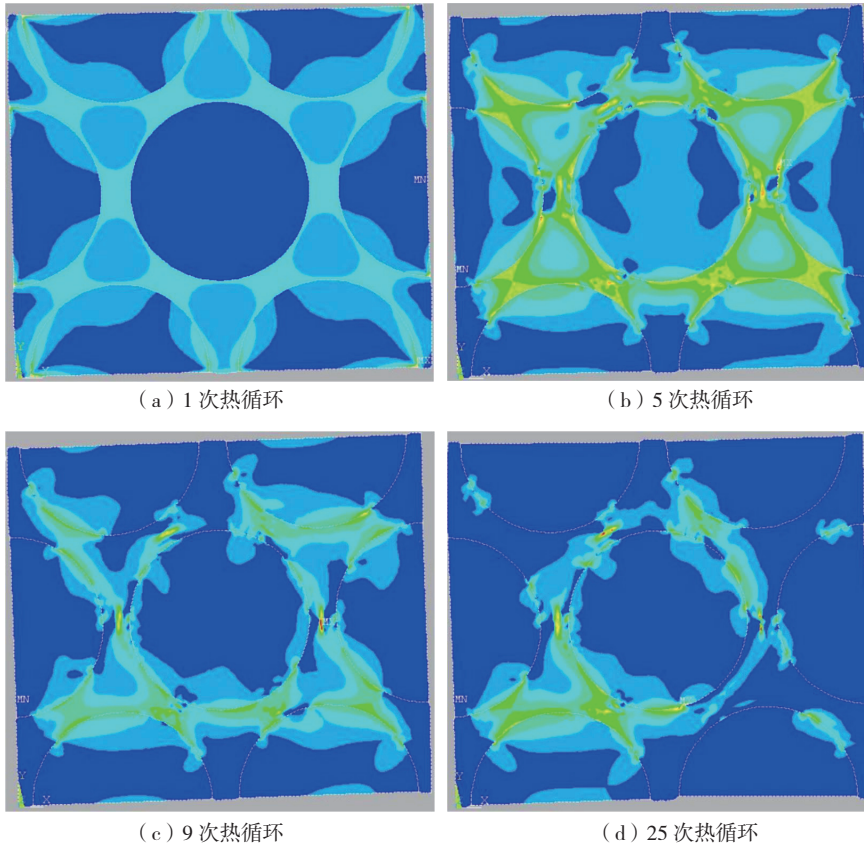


图1 不同热循环次数的Von mises stress分布云图

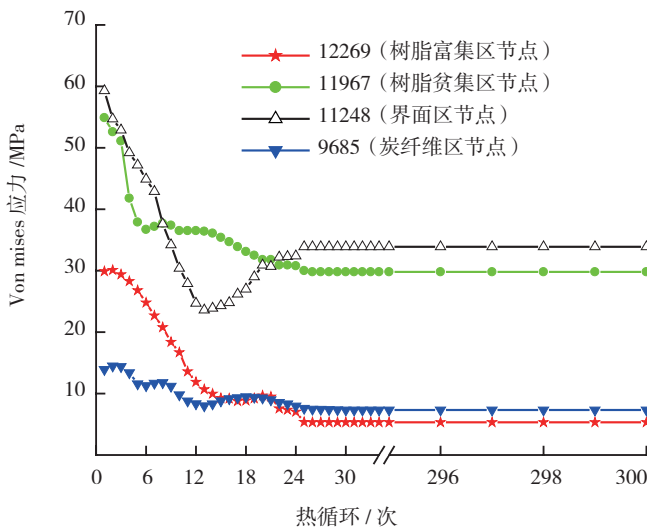


图2 热循环次数对各点Von mises应力的影响

化趋于平缓。树脂贫集区的应力数值明显高于树脂富集区的应力数值。图3所示为真空热循环次数对单向T700/3234复合材料90°拉伸强度的影响。模拟的界面节点11248处的热应力变化趋势与图3所示的试

验结果进行了对比,二者具有较好的一致性,说明部分界面出现脱粘是复合材料在热循环作用下产生损伤的主要原因,同时,也表明所建立的有限元数值模型对揭示复合材料热循环损伤效应机理提供了一种有效的

研究方法。为降低材料的残余应力,并提出有效的解决方法,对残余应力的检测和模拟分析是必不可少的。

Zhang Boming 等人^[27]利用复合材料中纤维和树脂的热膨胀系数不同,以碳纤维作传感器,运用实时电阻观察法进行试验和理论分析,得出了详细的残余应力分布。樊建平和张斌^[28]运用三维有限元模型分析了环氧树脂基复合材料由温度差引起的残余应力分布的特点,考察了不同的纤维体积分数、温度差和附加界面层对残余应力的影响。结果表明,纤维体积分数的增加有助于减小纤维轴线方向的残余应力水平,进而改善复合材料中残余应力的分布。随着制备温度的升高,基体应力水平基本不变,纤维应力水平随制备温度的升高而线性增加。附加界面层通过自身承担部分应力,能有效降低纤维的应力水平,实现对纤维的保护作用。

徐立波^[29]利用固化时残余应力的发展模型来优化加工条件,包括降低固化温度,延长平台时间,减缓冷却速率,采用新的固化周期以减小和控制残余应力。岳广全等人^[30]采用单束纤维拉伸法监测了热固性树脂基复合材料纤维上沿纤维方向固化残余应力的形成过程,得到了固化工艺温度历程对纤维上固化残余应力的影响规律。

黄远等人^[31]采用ABAQUS有限元软件计算复合材料中水分分布的变化,模拟材料的吸湿行为,对碳纤维增强环氧树脂基单向复合材料吸湿残余应力进行了研究。研究表明,降低材料吸湿、脱湿水平,减少吸湿、脱湿循环次数,减小环境的湿度差和适当的环境温度等,都是避免材料产生吸湿集中应力,提高纤维和树脂基体之间的界面强度的有效方法。

另外, M.Y. Quek^[32]从几何学的角度对一定长度单根纤维增强树脂复合材料模型进行了残余应力的分析。分析结果表明,复合材料界面张

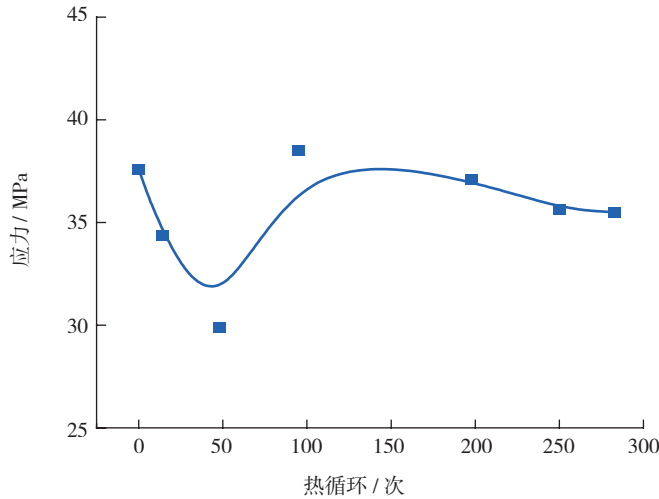


图3 真空热循环次数对单向T700/3234复合材料90° 拉伸强度的影响

力会促进材料的径向破坏,剪切应力会促使界面脱粘,并且二者在外界载荷下会不断积累增大,直至材料界面失效。随着纤维长度的增加,最大剪切应力的位置会沿着纤维方向转移到纤维的端部,对最大张应力的变化没有影响。树脂基体半径越大,热残余应力相对越小。基体模量越低,剪切力和张力的数值越小。对复合材料纵向的分析结果表明,纤维与树脂热膨胀系数的差异会产生热应力,树脂的泊松比对材料的热应力分布没有明显的影响。

值得注意的是,一般情况下纤维增强树脂基复合材料中增强纤维与树脂基体的热膨胀系数差异很大,这将导致复合材料在制备过程中必然要产生残余热应力。特别是对于制备工艺性较差的双马来酰亚胺(Bismaleimide, BMI)树脂基复合材料来说,固化时产生的残余热应力更容易使材料内部产生缺陷。Kobayashia^[33]等人的研究表明,碳/双马来复合材料在制备时就容易在材料(特别是多向铺层材料)内部产生微裂纹。这样在疲劳载荷作用下制备时产生的微裂纹就会成为裂纹源,进而导致材料受到损伤。

结束语

纤维增强树脂基复合材料以其

优异的性能越来越受人们的关注,应用的领域越来越广泛。纤维增强树脂基复合材料的力学性能是构件设计重要的基础参数,它决定了构件的安全可靠性和使用寿命。影响纤维增强树脂基复合材料疲劳性能的因素很多,因此在进行复合材料构件设计时应充分考虑其抗疲劳性能可能发生的变化。复合材料制备时,在固化工艺确定的前提下,铺层方式是影响其疲劳性能的主要因素。复合材料构件服役时,界面性能和环境因素是主要影响因素,而残余应力是从制备、服役直至最终失效始终需要考虑的影响因素。因此,优化复合材料铺层方式,改善增强纤维与树脂基体的热匹配,严格控制复合材料内部残余应力的大小及分布可以显著增强复合材料的抗疲劳性能,提高复合材料构件的安全可靠性和使用寿命。

参考文献

[1] 蒋鞠慧,陈敬菊. 复合材料在轨道交通上的应用与发展. 玻璃钢/复合材料, 2009(6):81-85.
 [2] 陈向前,刘伟庆,方海. 纤维增强复合材料模板在桥梁工程中的应用与发展. 世界桥梁, 2012, 40(1):70-73.
 [3] Toldy A, Szolnoki B, Marosi G. Flame retardancy of fibre-reinforced epoxy resin composites for aerospace applications. Polymer Degradation and Stability, 2011(96): 371-376.

[4] 赵云峰. 先进纤维增强树脂基复合材料在航空航天工业中的应用. 军民两用技术与产品, 2010(1):4-6.

[5] Kumar S, Reddy K V V S M, Kumar A, et al. Development and characterization of polymer - ceramic continuous fiber reinforced functionally graded composites for aerospace application. Aerospace Science and Technology, 2012: 1-7.

[6] 刘宇艳,黄玉东,刘立洵等. 界面性能对单向碳纤维/环氧复合材料弯曲疲劳性能的影响. 物理测试, 2003 (1):5-8.

[7] 孙丽莉,贾玉玺,孙胜,等. 界面强度对纤维复合材料破坏及力学性能的影响. 山东大学学报, 2009, 39(2):101-103.

[8] Akay M, Spratt I G R, Meenan B. The effects of long-term exposure to high temperatures on the ILSS and impact performance of carbon fibre reinforced bismaleimide. Composites Science and Technology, 2003(63): 1053-1059.

[9] Lowe A, Fox B, Otieno-Alego V. Interfacial ageing of high temperature carbon/bismaleimide composites. Composites: Part A, 2002(33): 1289-1292.

[10] Lafarie-Frenot M C, Rouquié S, Ho N Q, et al. Comparison of damage development in C/epoxy laminates during isothermal ageing or thermal cycling. Composites: Part A, 2006(37): 662-671.

[11] Gao Y, He S, Yang D, et al. Effect of vacuum thermo-cycling on physical properties of unidirectional M40J/AG-80 composites. Composites Part B-Engineering. 2005(36): 351-358.

[12] 冯青,李敏,顾轶卓,等. 不同湿热条件下碳纤维/环氧复合材料湿热性能实验研究. 复合材料学报, 2010, 27(6):16-20.

[13] Sun P, Zhao Y, Luo Y, et al. Effect of temperature and cyclic hygrothermal aging on the interlaminar shear strength of carbon fiber/bismaleimide (BMI) composite. Materials and Design, 2011(32): 4341-4347.

[14] Ray B C. Temperature effect during humid ageing on interfaces of glass and carbon fibers reinforced epoxy composites. Journal of Colloid and Interface Science, 2006(298): 111-117.

本文共有参考文献 33 篇,因篇幅所限,未能一一列出,如有需要,请向本刊编辑部索取。(责编 亦非)