

环境温度对压电纤维复合材料性能的影响



分享本文

张炯炯¹, 袁晰², 闫明洋², 张少峰², 陈卓^{*1}, 张斗^{*2}

(1. 中南大学 航空航天学院, 长沙 410083; 2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘要: 针对压电纤维复合材料在航天、航空领域的应用, 研究极端环境温度对复合材料性能的影响。首先制备了基于锆钛酸铅 (PZT) 陶瓷的压电纤维复合材料, 然后测试环境温度对压电纤维复合材料电学阻抗、自由应变、驱动性能和力学性能的影响。结果表明, 环境温度对压电纤维复合材料的阻抗相位角差值有显著影响。随着环境温度的升高, 压电纤维复合材料的自由应变和悬臂梁驱动性能均先增加后减小, 环境温度为 20℃ 时性能最佳, 样品的最大纵向自由应变为 604.0×10^{-6} , 驱动铝板悬臂梁产生的顶端位移为 0.789 mm。当环境温度为 -88℃ 和 80℃ 时, 样品最大纵向自由应变分别为 20℃ 时的 46.9% 和 51.3%, 顶端位移分别为 20℃ 时的 79.6% 和 83.7%。当环境温度从 -88℃ 升高至 80℃ 时, 压电纤维复合材料的抗拉强度逐渐提升。

关键词: 压电纤维复合材料; 环境温度; 自由应变; 驱动性能; 力学性能

中图分类号: TB332 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2021)02-0583-08

Effect of ambient temperature on the properties of piezoelectric fiber composites

ZHANG Jiongiong¹, YUAN Xi², YAN Mingyang², ZHANG Shaofeng², CHEN Zhuo^{*1}, ZHANG Dou^{*2}

(1. School of Aeronautics and Astronautics, Central South University, Changsha 410083, China; 2. State Key laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: As the piezoelectric fiber composites have exhibited important applications in the areas of aerospace and aviation, it is necessary to investigate the effects of extreme environmental temperatures on their properties. In this study, the lead zirconate titanate (PAT) piezoelectric fiber composite was prepared, and the electrical impedance, free strain, actuation performance and mechanical properties of piezoelectric fiber composite were tested at different ambient temperatures. The results show that the phase angle difference of piezoelectric fiber composite changes at different ambient temperatures. Both the free strain and the actuation performance of piezoelectric fiber composite increase at first and then decrease as the ambient temperature increases. When the ambient temperature is 20℃, the longitudinal strain of the sample is 604.0×10^{-6} , and the tip displacement generated by driving the aluminum plate is 0.789 mm. The maximum longitudinal free strains of the samples at -88℃ and 80℃ are reduced to 46.9% and 51.3% respectively, comparing with the value at 20℃, while the tip displacements are reduced to 79.6% and 83.7% respectively. When the ambient temperature increases from -88℃ to 80℃, the mechanical properties of piezoelectric fiber composites also increase.

Keywords: piezoelectric fiber composite; ambient temperature; free strain; actuation performance; mechanical properties

在航空航天、现代化军事、通信等领域, 智能压电材料、电磁材料已得到广泛应用^[1-2], 其中智能压电材料因兼具驱动和传感性能, 已成为近年来的研究热点之一。压电陶瓷由于机电响应速

度快、驱动力大等特点^[3], 被广泛用作传感或驱动器。但陶瓷本身的脆性大、难以变形等缺点极大地限制了其在曲面结构件中的应用。压电纤维复合材料的概念由美国麻省理工学院智能材料和

收稿日期: 2020-04-13; 录用日期: 2020-06-06; 网络首发时间: 2020-06-17 14:28:42

网络首发地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20200617.001>

基金项目: 国家自然科学基金 (U19A2087); 粉末冶金国家重点实验室自主课题

通信作者: 陈卓, 博士, 副教授, 研究方向为高分子吸能复合材料及多孔材料的制备 E-mail: cz2009@csu.edu.cn;

张斗, 博士, 教授, 研究方向为压电、铁电陶瓷及复合材料与应用研究 E-mail: dzhang@csu.edu.cn

引用格式: 张炯炯, 袁晰, 闫明洋, 等. 环境温度对压电纤维复合材料性能的影响 [J]. 复合材料学报, 2021, 38(2): 583-590.

ZHANG Jiongiong, YUAN Xi, YAN Mingyang, et al. Effect of ambient temperature on the properties of piezoelectric fiber composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2021, 38(2): 583-590(in Chinese).

结构实验室首次提出^[4], 压电纤维复合材料是将压电陶瓷纤维与聚合物进行复合, 克服了传统压电陶瓷的不足, 具有高柔性、大应变等显著优势。压电纤维复合材料不仅具有高压电性能, 同时也具有较好的柔性、较大的变形量及优异的驱动性能。因此, 已在军事和民用领域广泛应用, 如飞机机翼变形控制^[5-6]、管道结构健康监测^[7]、振动抑制^[8-9]、能量采集^[10-11]等。

压电纤维复合材料因其优异的性能和广泛的应用前景, 引起了许多科研工作者的关注。LIN等^[12]制备了方形陶瓷纤维和圆形陶瓷纤维, 对比了不同纤维形状的压电纤维复合材料的应变及驱动性能的差异。陈子琪等^[13]对纤维厚度和体积分数对压电纤维复合材料应变性能的影响进行了研究。陈海燕等^[14]和WU等^[15]研究了改性环氧树脂相对压电纤维复合材料驱动性能的影响。Bowen等^[16]通过改变叉指状电极的结构参数, 研究了叉指状电极对压电纤维复合材料性能的影响。

目前, 对压电纤维复合材料的研究主要集中于复合材料本身的组成成分上, 而对压电纤维复合材料在应用时所处极端环境温度条件下发生的性能变化研究较少且极少数在低温条件下进行。当压电纤维复合材料应用于航空航天结构与器件中时, 面临着极端的环境温度条件, 如航天器在太空中工作时所处环境温度范围约为 $-100\sim 100^{\circ}\text{C}$ 。Pandey等^[17]利用模拟分析和实验相结合, 研究了不同温度下压电纤维复合材料的使用寿命情况, 发现复合材料的使用寿命随着温度的升高而降低。Henslee等^[18]研究了压电纤维复合材料在不同温度下的使用寿命, 结果表明工作温度的降低或升高都会缩短压电纤维复合材料的使用寿命。Hobeck等^[19]在不同温度下对压电纤维复合材料的性能稳定性进行测试, 研究了循环过程中驱动性能的变化规律, 结果表明温度的改变会增加复合材料达到性能稳定状态的时间。当压电纤维复合材料在极端环境温度下工作时, 压电陶瓷相的压电活性也会受到影响而发生改变。Kungl等^[20]通过向锆钛酸铅(PZT)陶瓷中掺杂不同含量的La、Sr, 研究了应变特性与温度的关系, 发现材料的剩余应变随着温度的升高而逐渐减小。Webber等^[21]研究了PZT陶瓷的应变大小与温度的关系, 发现随着温度的升高应变减小。Senousy等^[22]通过实验和结果模拟分析相结合, 测试了不同温度下

PZT陶瓷的电滞回线, 发现电滞回线的大小随着温度的升高而改变。

基于压电纤维复合材料在航空航天领域的应用, 详细研究压电纤维复合材料在低温下的性能演变规律十分必要。本文系统研究了环境温度对压电纤维复合材料电学、驱动和力学性能的影响, 为压电纤维复合材料在极端环境温度下的应用提供了研究基础。

1 实验材料及方法

制备压电纤维复合材料, 采用PZT-5H陶瓷片(山东淄博宇海电子陶瓷有限公司), 分子式为 $\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$, 介电常数为3 200、压电常数 d_{33} 为 $500\times 10^{-12}\text{C/N}$; 聚合物相为Araldite2020环氧树脂(美国Huntsman公司), A、B双组分混合质量比为10:3, 透明液体, 黏度为 $0.15\text{Pa}\cdot\text{s}$, 拉伸剪切强度为23 MPa。利用切割-填充法制备PZT/树脂复合层, 再利用环氧树脂对PZT/树脂复合层和叉指状电极进行封装。将封装后的压电纤维复合材料放于硅油中, 施加电压进行极化, 其中极化电场为 4kV/mm , 极化时间为20 min, 极化温度为 80°C 。

采用美国MTS万能力学拉伸试验机对压电纤维复合材料进行力学性能测试。采用美国Agilent 4294A阻抗分析仪进行阻抗性能测试。采用自行搭建的测试平台进行其他性能测试, 如图1(a)为不同环境温度下压电纤维复合材料自由应变测试平台, 自由应变测试平台的最小精度为 0.1×10^{-6} , 响应时间为0.5 ms。测试压电纤维复合材料的自由应变时, 在样品有效面积的中心位置分别粘贴垂直于纤维方向和平行于纤维方向的应变片, 通过对样品施加一定大小和频率的交流驱动电压, 测试出不同环境温度下压电纤维复合材料的横向自由应变和纵向自由应变。通过测试驱动1 mm厚的Al悬臂梁产生的顶端位移值, 来表征压电纤维复合材料的驱动性能。将粘贴有压电纤维复合材料的Al板, 一端固定在测试平台的基座上, 另一端悬于空中。通过悬空端Al板上方的激光位移传感器采集振动, Al板的位移变化值通过NI-labview数据采集系统对位移信号与电信号进行匹配处理, 驱动性能测试平台如图1(b)所示。驱动性能测试平台的最小精度为 $6\text{ }\mu\text{m}$, 响应时间为0.05 ms。

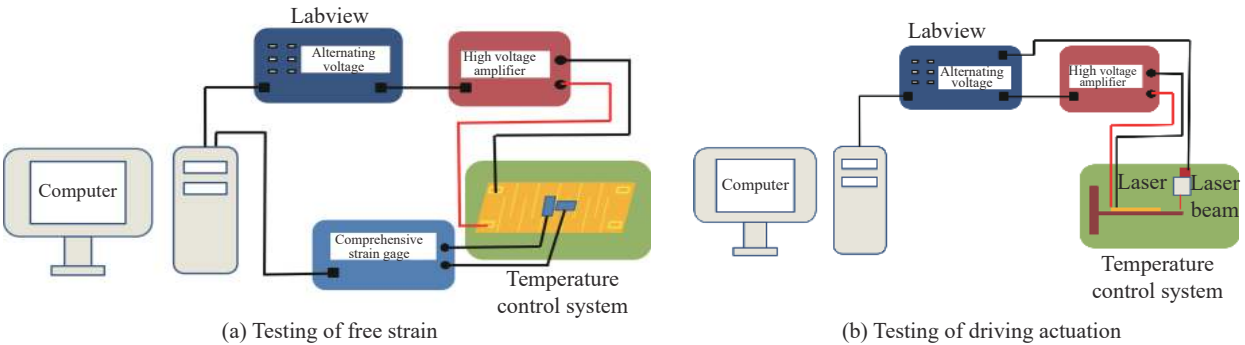


图1 测试平台原理图

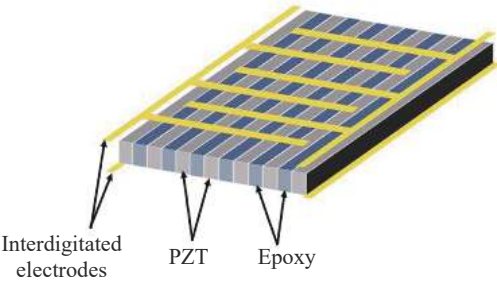
Fig. 1 Test platform schematic

2 结果与讨论

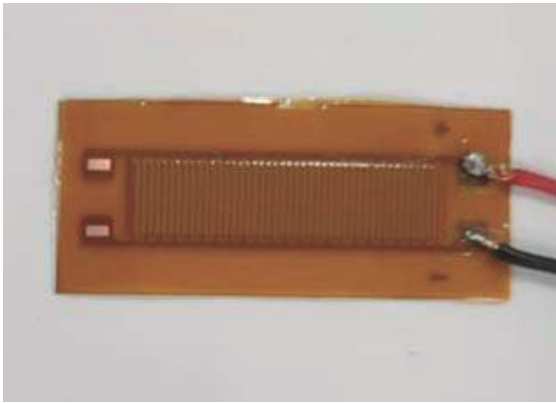
2.1 压电纤维复合材料的结构

图 2(a) 为压电纤维复合材料的结构示意图。可以看出，压电陶瓷纤维、环氧树脂和电极之间结合需紧密，叉指状电极的上下电极需对齐。压

电纤维复合材料的结构完整性和各相之间的紧密结合性，保证了压电纤维复合材料良好的驱动性能。本实验测试采用的压电纤维复合材料的实物图如图 2(b) 所示，其有效尺寸为 28 mm×7 mm。



(a) Structure schematic



(b) Sample image

PZT—Lead zirconate titanate

图2 压电纤维复合材料

Fig. 2 Piezoelectric fiber composites

2.2 环境温度对压电纤维复合材料阻抗性能的影响

图 3 是压电纤维复合材料的电学阻抗性能与环境温度的关系图。图 3(a)~3(c) 为环境温度 -88℃、20℃、80℃ 时，压电纤维复合材料的阻抗、相位角与频率之间的关系。在低温和高温环境条件下，压电纤维复合材料的谐振频率基本保持不变，但是其相位角差值会发生变化，相位角差值大小表示压电纤维复合材料的极化程度^[23]。当环境温度为 -88℃、20℃、80℃ 时，压电纤维复合材料的相位角差值分别为 24.5°、39.8°、20.5°，在 20℃ 下相位角差值最大。由图 3(d) 可知，当环境温度从 -88℃ 升高至 80℃ 时，复合材料的相位角差值随着温度的升高先增加后减小。当环境温度为 10℃

时，相位角差值达到最大为 40.4°。由于陶瓷相的活性在低温或高温下都会下降，引起压电常数 d_{33} 变化^[24]。同时环氧树脂的存在也会影响压电纤维复合材料的频率特性，并且放大温度的影响效应^[25]。因此，环境温度的改变会影响压电纤维复合材料的极化程度，低温或高温环境下都会逐渐减弱，具体表现为压电纤维复合材料相位角差值的减小。

2.3 环境温度对压电纤维复合材料应变及驱动性能的影响

当环境温度为 20℃，驱动电压大小为 -400~1 200 V 时，研究了不同驱动电压频率下对压电纤维复合材料的纵向自由应变和横向自由应变的影

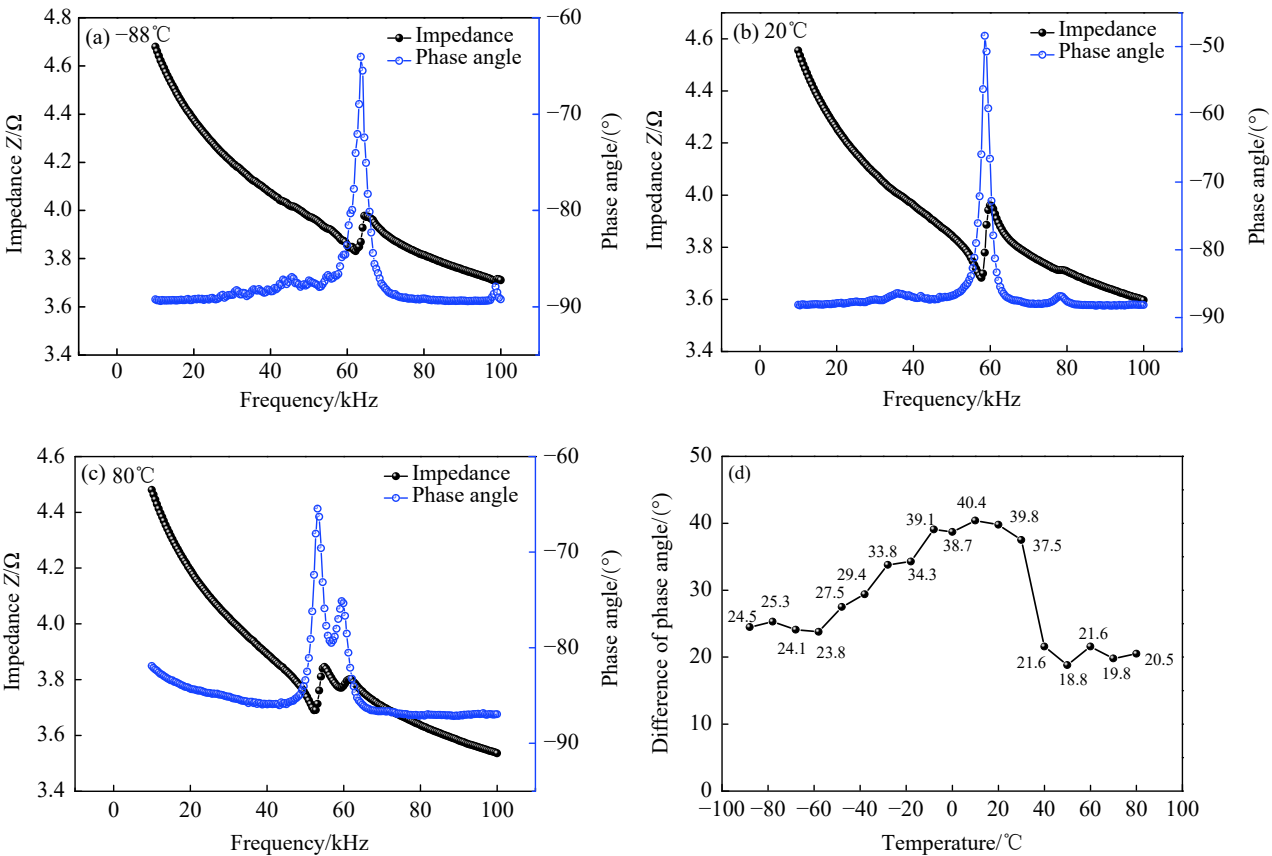


图3 不同环境温度下压电纤维复合材料的阻抗频谱曲线及相位角差值与环境温度的关系

Fig. 3 Impedance spectra of piezoelectric fiber composites with different temperatures and phase angles of different ambient temperatures

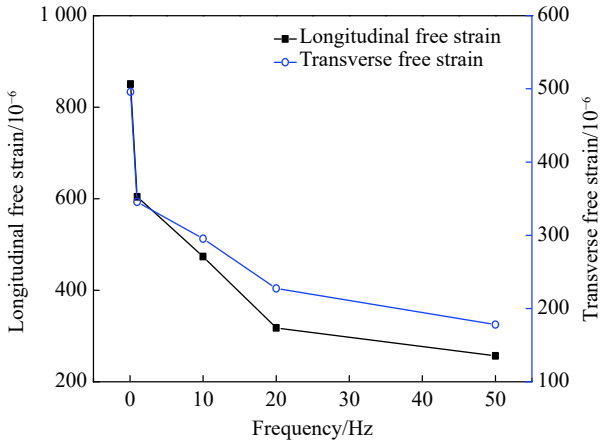


图4 压电纤维复合材料的纵向自由应变和横向自由应变频谱图

Fig. 4 Free strain spectra of piezoelectric fiber composites in longitudinal and transverse directions

响,如图4所示。可知,随着驱动电压频率的增大,压电纤维复合材料的自由应变逐渐减小。当电压频率为0.1 Hz时,压电纤维复合材料的纵向应变为 850.5×10^{-6} ,横向应变为 496.0×10^{-6} 。当电压频率为1 Hz、10 Hz、20 Hz、50 Hz时,压电纤维复合材料的纵向应变分别为 604.0×10^{-6} 、 $473.5\times$

10^{-6} 、 317.8×10^{-6} 、 256.7×10^{-6} ,相比0.1 Hz时分别降低了29.0%、44.3%、62.6%、69.8%。当电压频率为1 Hz、10 Hz、20 Hz、50 Hz时,压电纤维复合材料的横向应变分别为 345.5×10^{-6} 、 295.4×10^{-6} 、 227.5×10^{-6} 、 178.1×10^{-6} ,相比0.1 Hz时分别降低了30.3%、40.4%、54.1%、64.1%。低频下压电纤维复合材料的自由应变值大于高频下的自由应变值,这种现象可以归因于压电陶瓷压电效应的频率依赖性^[26]。压电陶瓷的压电效应主要源于原子能级晶格变形的内在影响和非180°电畴运动的外在影响^[27-28],在较低的电压频率下,影响压电纤维复合材料应变的主要是非180°电畴的运动。随着频率的增大,非180°电畴进行重新排列的时间减少,导致电畴的宽度减小,陶瓷的压电性能降低^[29],引起的压电响应变弱,表现为压电纤维复合材料的自由应变减小。

在驱动电压大小为-400~1 200 V、驱动电压频率为1 Hz时,不同环境温度下压电纤维复合材料纵向及横向自由应变如图5所示。随着环境温度的升高,压电纤维复合材料的自由应变先增大后

减小。在相同的电压和频率下驱动，环境温度为20℃时压电纤维复合材料比其他温度下具有更高的纵向应变，环境温度为-10℃时复合材料具有更高的横向应变，主要是由于粘贴在压电纤维复合材料表面的应变片引起的差异。本研究中压电纤维复合材料的宽度明显小于其长度，测试用的横向应变片与复合材料的宽度相当，会影响复合材料的变形特性，导致横向应变与纵向应变的变化差异，但从图中可看出两者的数值随温度变化的整体趋势相同。环境温度为20℃时压电纤维复合材料的纵向应变和横向应变分别为 604.0×10^{-6} 和 345.5×10^{-6} ，而环境温度为-88℃时复合材料的纵向应变和横向应变仅为该值的46.9%和77.7%，环境温度为80℃时复合材料的纵向应变和横向应变仅为该值的51.3%和79.6%。在驱动电压和频率相同的条件下，压电纤维复合材料中各相的活性及整体的极化程度还与环境温度有关。在低温条件下，压电纤维复合材料的电畴偏转受到影响，压电陶瓷相的活性降低^[30-31]。同时温度降低时，导致环氧树脂的刚度增加，压电纤维复合材料整体的柔性降低、变形能力减弱。因此，产生的自由应变大幅度下降。在高温条件下，压电纤维复合材料的极化程度同样也会受到影响。压电陶瓷相的热膨胀随温度的升高而增大^[24]，树脂相的黏弹性效应对压电纤维复合材料整体响应的影响会增加^[32]。温度升高时，树脂相会发生软化、硬度降低，粘结性变差^[33]，同时部分压电转换能量会被软化的树脂相吸收，从而导致压电纤维复合材料产生的自由应变减小。

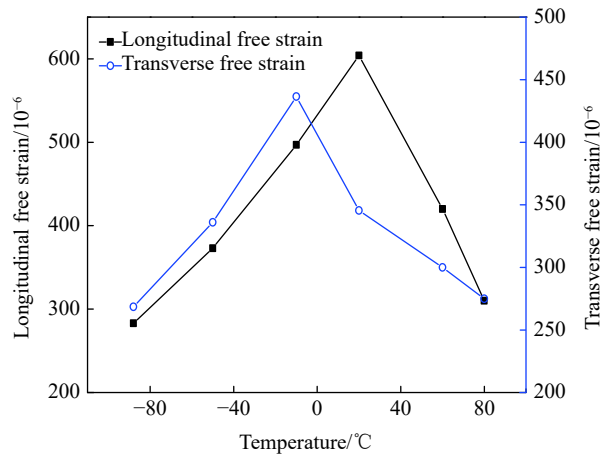


图5 不同环境温度下压电纤维复合材料的纵向自由应变和横向自由应变

Fig. 5 Free strain performances of piezoelectric fiber composites in longitudinal and transverse directions at various temperatures

为了进一步研究环境温度对压电纤维复合材料自由应变的影响，将所得应变结果代入式(1)和式(2)^[34]计算复合材料的等效横向压电系数 d_{31} 和等效纵向压电系数 d_{33} ：

$$\frac{S_1}{V} = \frac{d_{31}}{s} \tag{1}$$

$$\frac{S_3}{V} = \frac{d_{33}}{s} \tag{2}$$

其中： V 是驱动电压； s 是叉指电极的相邻指间距； S_1 和 S_3 是复合材料的横向应变和纵向应变。

实验所用电压 $V=1.6\text{ kV}$ ， $s=600\text{ }\mu\text{m}$ ，将材料参数代入可计算得出不同温度下压电纤维复合材料的等效压电系数。计算选取的驱动电压-400~1 200 V和频率1 Hz为压电纤维复合材料一般工作时的条件。当环境温度为20℃时，压电纤维复合材料在准静态0.1 Hz工作条件下的等效纵向压电系数 d_{33} 为 $319\times10^{-12}\text{ C/N}$ ，等效横向压电系数 d_{31} 为 $186\times10^{-12}\text{ C/N}$ 。图6是压电纤维复合材料的等效横向压电系数 d_{31} 和等效纵向压电系数 d_{33} 与环境温度的关系。由于压电纤维复合材料在准静态0.1 Hz工作条件下的自由应变大于1 Hz时，因此1 Hz下计算出的压电纤维复合材料的等效压电系数小于0.1 Hz时。压电纤维复合材料的等效压电系数变化趋势与自由应变相同，由图6可知，随着环境温度从-88℃升高至80℃，压电纤维复合材料的等效横向压电系数 d_{31} 和等效纵向压电系数 d_{33} 均先增大后减小。当环境温度为20℃时，压电纤维复合材料的等效横向压电系数 d_{31} 为 $130\times10^{-12}\text{ C/N}$ ，

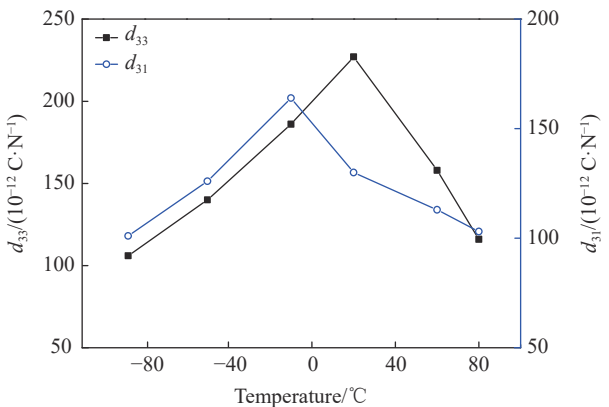


图6 不同环境温度下压电纤维复合材料的等效纵向压电系数 d_{33} 和等效横向压电系数 d_{31}

Fig. 6 Equivalent piezoelectric coefficients of piezoelectric fiber composites in longitudinal d_{33} and transverse d_{31} directions at various temperatures

等效纵向压电系数 d_{33} 为 227×10^{-12} C/N。而环境温度为 -88°C 和 80°C 时等效横向压电系数 d_{31} 分别为 101×10^{-12} C/N 和 103×10^{-12} C/N, 等效纵向压电系数 d_{33} 分别为 106×10^{-12} C/N 和 116×10^{-12} C/N。Hooker^[24] 研究了纯 PZT-5H 陶瓷在 $-150 \sim 250^\circ\text{C}$ 温度范围内的横向压电系数 d_{31} 和纵向压电系数 d_{33} 值, 变化趋势与本研究的相同。这说明环境温度的改变会影响压电纤维复合材料的等效压电系数。

通过自搭建的顶端位移测试平台, 对压电纤维复合材料施加大小为 $-400 \sim 1\,200$ V、频率为 1 Hz 的交流电压, 使其驱动 1 mm 厚的 Al 悬臂梁。压电纤维复合材料顶端位移与环境温度的关系如图 7 所示。可知, 当环境温度从 -88°C 升高至 20°C 时, 压电纤维复合材料的顶端位移随着温度的升高而增大; 当环境温度从 20°C 升高至 80°C 时, 压电纤维复合材料的顶端位移随着温度的升高而减小。 20°C 时驱动产生的顶端位移值为 0.789 mm, 而环

境温度为 -88°C 时复合材料驱动 Al 板产生的顶端位移值仅为该值的 79.6%, 环境温度为 80°C 时复合材料驱动 Al 板产生的顶端位移值仅为该值的 83.7%。由于压电材料在外加电场作用下会产生逆压电效应, 因此压电纤维复合材料会发生形变, 从而具有驱动性能。不同环境温度下, 压电纤维复合材料驱动性能整体变化趋势的原因和自由应变变化的原因类似, 但是在顶端位移测试中, 低温下压电纤维复合材料是通过环氧树脂和 Al 悬臂梁之间黏接的, 对压电纤维复合材料性能的影响因素更多, 因此在低温时产生的顶端位移相对较小。在 -88°C 升高至 20°C 时, 压电纤维复合材料驱动 Al 板产生的顶端位移变化差别较大, 且在 -50°C 时位移值减小, 是由于 Al 悬臂梁在低温使用时会发生收缩; 同时压电纤维复合材料粘贴在 Al 悬臂梁上所用的环氧树脂在温度较低时, 也会发生硬化, 进一步减弱了复合材料的变形能力。

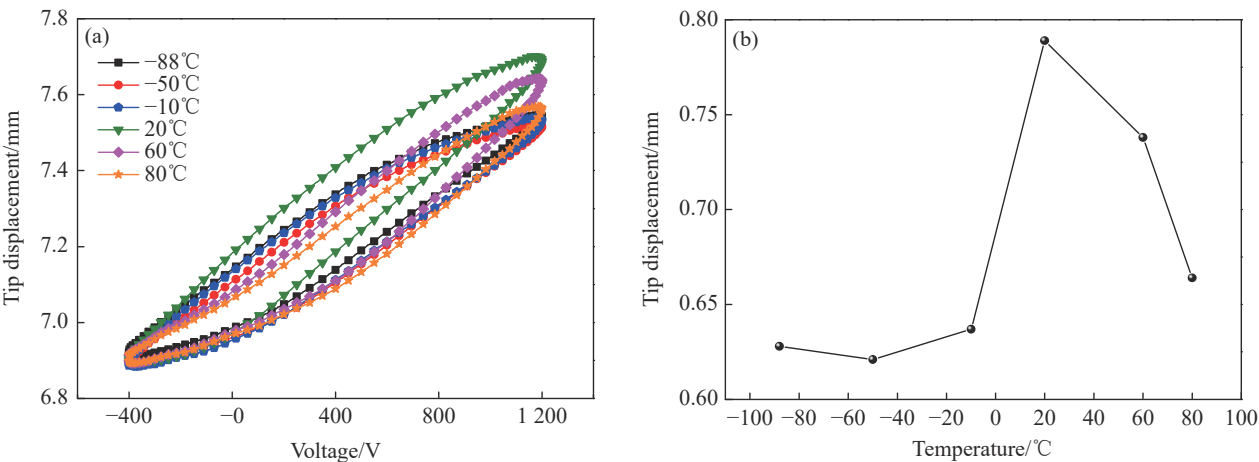


图7 不同环境温度下压电纤维复合材料的顶端位移

Fig. 7 Tip displacement of piezoelectric fiber composites with different ambient temperatures

2.4 环境温度对压电纤维复合材料力学性能的影响

在不同环境温度下对压电纤维复合材料进行了抗拉强度测试, 测试方法为沿其纤维长度方向进行拉伸, 得到拉伸应力-位移曲线, 如图 8 所示。压电纤维复合材料一般粘贴在结构表面使用, 当结构发生较大弯曲变形时, 结构表面承受的轴向应力会增加, 进而复合材料也需承受较大应力, 会导致复合材料断裂失效。可以看出, 随着环境温度的升高, 压电纤维复合材料的抗拉强度也增大。当环境温度为 -88°C 时, 压电纤维复合材料的抗拉强度为 41.2 MPa; 当环境温度为 20°C 时, 压电纤维复合材料的抗拉强度为 68.8 MPa, 该值

是环境温度为 -88°C 时的 1.67 倍; 当环境温度为 80°C 时, 压电纤维复合材料的抗拉强度为 71.3 MPa, 该值是环境温度为 -88°C 时复合材料的 1.73 倍, 同时也高于环境温度为 20°C 时复合材料的抗拉强度值。在低温条件下, 树脂相会发生脆化, 抗拉强度降低^[35-36], 从而压电纤维复合材料的力学性能降低。在高温条件下, 树脂相会发生软化, 聚合物分子链间的结合力减弱, 分子链的运动性增强, 与固化后未能反应的支链基团进行再交联, 聚合物间的交联密度增加, 复合材料柔性增大, 韧性提高。随着温度的升高, 复合材料中树脂相的软化程度也越高, 当达到断裂极限后, 由于树

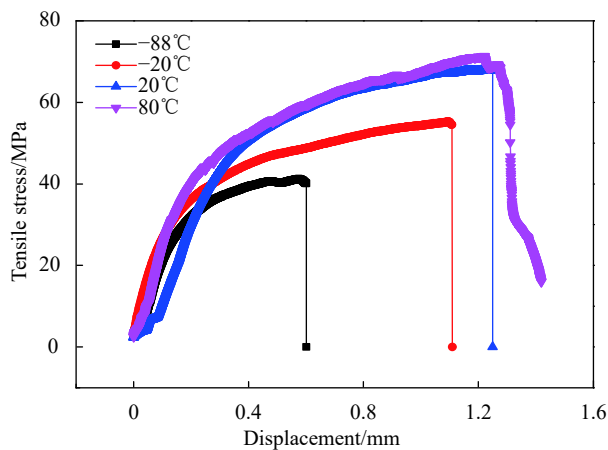


图 8 不同环境温度下压电纤维复合材料的拉伸应力-位移曲线
Fig. 8 Tensile stress-displacement curves of piezoelectric fiber composites at different ambient temperatures

脂相的黏连，会导致断裂程度的不完全。在拉伸应力-位移图中表现为达到最大拉伸应力后，位移值还在继续增加。

3 结论

(1) 当环境温度升高时，压电纤维复合材料的电学和应变及驱动性能先升高后降低，环境温度为 20℃ 时，复合材料的相位角差值为 39.8°，纵向和横向应变分别为 604.0×10^{-6} 和 345.5×10^{-6} ，产生的顶端位移为 0.789 mm，均高于-88℃ 低温和 80℃ 高温时压电纤维复合材料产生的应变及顶端位移。

(2) 压电纤维复合材料的力学性能随着温度的升高而升高，抗拉强度值在环境温度为 80℃ 时达到最大为 71.3 MPa。

(3) 压电纤维复合材料在高低温环境下未失效，仍然可以工作，但各项性能均有下降。未来将针对如何提高复合材料的温度稳定性方面开展工作，提高其在极端环境下的工作性能，促进其在航天、航空及民用领域的应用。

参考文献:

[1] 宋维力. 智能电磁材料与结构综述[J]. 表面技术, 2020, 49(2): 12-17.
SONG W L. Review of smart electromagnetic materials and structures[J]. Surface Technology, 2020, 49(2): 12-17(in Chinese).
[2] 王希晰, 曹茂盛. 低维电磁功能材料研究进展[J]. 表面技术, 2020, 49(2): 18-28.
WANG X X, CAO M S. Low-dimensional electromagnetic functional materials[J]. Surface Technology, 2020, 49(2): 18-28(in Chinese).

[3] 沈星, 冯伟, 李仁. 具有大驱动位移的复合结构型PZT压电陶瓷[J]. 复合材料学报, 2005, 22(6): 44-48.
SHEN X, FENG W, LI R. Large-displacement PZT piezoelectrics with composite structure[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2005, 22(6): 44-48(in Chinese).
[4] HAGOOD N W, KINDEL R, GHANDI K, et al. Improving transverse actuation of piezoceramics using interdigitated surface electrodes[C]//Smart Structures and Materials 1993: Smart Structures and Intelligent Systems. Albuquerque: SPIE, 1993: 341-352.
[5] BILGEN O, FLORES E I, FRISWELL M I. Optimization of surface-actuated piezocomposite variable-camber morphing wings[C]//ASME 2011 Conference on Smart Materials, Adaptive Structures and Intelligent Systems. Scottsdale: ASME, 2011: 315-322.
[6] BILGEN O, KOCHERSBERGER K B, INMAN D J. Novel, bi-directional, variable camber airfoil via macro-fiber composite actuators[J]. Journal of Aircraft, 2010, 47(1): 303-314.
[7] THIEN A B, CHIAMORI H C, CHING J T, et al. The use of macro-fibre composites for pipeline structural health assessment[J]. Structural Control & Health Monitoring, 2010, 15(1): 43-63.
[8] WANG X M, ZHOU W Y, XUN G B, et al. Dynamic shape control of piezocomposite-actuated morphing wings with vibration suppression[J]. Journal of Intelligent Material Systems and Structures, 2018, 29(3): 358-370.
[9] CHAI Y Y, SONG Z G, LI F M. Active aerothermoelastic flutter suppression of composite laminated panels with time-dependent boundaries[J]. Composite Structures, 2017, 179: 61-76.
[10] SHI Y, HALLETT S R, ZHU M L. Energy harvesting behaviour for aircraft composites structures using macro-fibre composite: Part I-Integration and experiment[J]. Composite Structures, 2017, 160: 1279-1286.
[11] PLACZEK M, KOKOT G. Modelling and laboratory tests of the temperature influence on the efficiency of the energy harvesting system based on MFC piezoelectric transducers[J]. Sensors, 2019, 19(7): 1558.
[12] LIN X J, ZHOU K C, BUTTON T W, et al. Fabrication, characterization and modeling of piezoelectric fiber composites[J]. Journal of Applied Physics, 2013, 114(2): 027015.
[13] 陈子琪, 朱松, 林秀娟, 等. 纤维厚度和体积分数对压电纤维复合物应变性能的影响[J]. 无机材料学报, 2015, 30(6): 571-575.
CHEN Z Q, ZHU S, LIN X J, et al. Effects of fiber thickness and volume fraction on the strain performance of piezoelectric fiber composites[J]. Journal of Inorganic Materials,

- 2015, 30(6): 571-575(in Chinese).
- [14] 陈海燕, 林秀娟, 陈子琪, 等. TiO_2 含量对压电纤维复合材料抗拉及驱动应变性能的影响[J]. *无机材料学报*, 2015, 30(2): 165-170.
- CHEN H Y, LIN X J, CHEN Z Q, et al. Influence of TiO_2 content on the tensile and actuation properties of piezoelectric fiber composites[J]. *Journal of Inorganic Materials*, 2015, 30(2): 165-170(in Chinese).
- [15] WU M L, YUAN X, LUO H, et al. Enhanced actuation performance of piezoelectric fiber composites induced by incorporated BaTiO_3 nanoparticles in epoxy resin[J]. *Physics Letters A*, 2017, 381(19): 1641-1647.
- [16] BOWEN C R, NELSON L J, STEVENS R, et al. Optimisation of interdigitated electrodes for piezoelectric actuators and active fiber composites[J]. *Journal of Electroceramics*, 2006, 16(4): 263-269.
- [17] PANDEY A, AROCKIARAJAN A. Fatigue study on the actuation performance of macro fiber composite (MFC): Theoretical and experimental approach[J]. *Smart Materials and Structures*, 2017, 26(3): 035018.
- [18] HENSLEE I A, MILLER D A, TEMPERO T. Fatigue life characterization for piezoelectric macrofiber composites[J]. *Smart Materials and Structures*, 2012, 21(10): 105037.
- [19] HOBECK J D, OWEN R B, INMAN D J. Residual thermal effects in macro fiber composite actuators exposed to persistent temperature cycling[J]. *Applied Physics Letters*, 2016, 108(11): 111901.
- [20] KUNGL H, HOFFMANN M J. Temperature dependence of poling strain under high electric fields in LaSr-doped morphotropic PZT and its relation to change in structural characteristics[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(17): 5780-5791.
- [21] WEBBER K G, AULBACH E, KEY T, et al. Temperature-dependent ferroelastic switching of soft lead zirconate titanate[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(15): 4614-4623.
- [22] SENOUSY S, RAJAPAKSE R K, GADALA M S. A temperature-dependent two-step domain-switching model for ferroelectric materials[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(20): 6135-6145.
- [23] ZHOU C R, LIU X Y. Effect of B-site substitution of complex ions on dielectric and piezoelectric properties in $(\text{Bi}_{1/2}\text{Na}_{1/2})\text{TiO}_3$ piezoelectric ceramics[J]. *Materials Chemistry & Physics*, 2008, 108(3): 413-416.
- [24] HOOKER M W. Properties of PZT-based piezoelectric ceramics between -150 and 250°C , NASA/CR-1998-208708[R]. Washington: NASA, 1998.
- [25] ATITALLAH H B, OUNAIES Z, MULIANA A. Temperature and time dependence of the electro-mechanical properties of flexible active fiber composites[J]. *Smart Materials and Structures*, 2016, 25(4): 045002.
- [26] MASYS A J, REN W, YANG G, et al. Piezoelectric strain in lead zirconate titanate ceramics as a function of electric field, frequency, and dc bias[J]. *Journal of Applied Physics*, 2003, 94(2): 1155-1162.
- [27] DRAGAN D. Ferroelectric, dielectric and piezoelectric properties of ferroelectric thin films and ceramics[J]. *Reports on Progress in Physics*, 1998, 61: 1267-1324.
- [28] HALL D A. Review nonlinearity in piezoelectric ceramics[J]. *Journal of Materials Science*, 2001, 36: 4575-4601.
- [29] LI B, CAO M S, LIU J, et al. Domain structure and enhanced electrical properties in sodium bismuth titanate ceramics sintered from crystals with different morphologies[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2016, 99(7): 2316-2326.
- [30] ZOU D J, DU C C, LIU T J, et al. Effects of temperature on the performance of the piezoelectric-based smart aggregates active monitoring method for concrete structures[J]. *Smart Materials and Structures*, 2019, 28(3): 035016.
- [31] SHARMA S, VIG R, KUMAR N. Temperature compensation in a smart structure by application of DC bias on piezoelectric patches[J]. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 2016, 27(18): 2524-2535.
- [32] BRUNNER A J, BIRCHMEIER M, MELNYKOWYCZ M M, et al. Piezoelectric fiber composites as sensor elements for structural health monitoring and adaptive material systems[C]//6th International Conference on Advanced Composites. Greece: Journal of Intelligent Material Systems and Structures, 2009: 1045-1055.
- [33] WANG X Y, YUAN X, WU M L, et al. Effect of epoxy resin on the actuating performance of piezoelectric fiber composites[J]. *Sensors*, 2019, 19(8): 1809.
- [34] NELSON L J, BOWEN C R, STEVENS R, et al. Modelling and measurement of piezoelectric fibres and interdigitated electrodes for the optimisation of piezofibre composites[C]//Smart Structures and Materials 2003 Conference. San Diego: SPIE, 2003: 556-567.
- [35] 刘新, 武湛君, 何辉永, 等. 单向碳纤维增强树脂基复合材料的超低温力学性能[J]. *复合材料学报*, 2017, 34(11): 2437-2445.
- LIU X, WU Z J, HE H Y, et al. Cryogenic mechanical properties of unidirectional carbon fiber reinforced epoxy composite[J]. *Acta Materialia Composita Sinica*, 2017, 34(11): 2437-2445(in Chinese).
- [36] LI H, CHEN G, SU H, et al. Effect of the stoichiometric ratio on the crosslinked network structure and cryogenic properties of epoxy resins cured at low temperature[J]. *European Polymer Journal*, 2019, 112: 792-798.