高 分 子 通 报
POLYMER BULLETIN

研究论文 / Research Article DOI: 10.11687/j.issn1003-3726.2026.26374

硅橡胶/铝纤维复合材料的填料长径比与导热各向异性

景齐帅[1] 倪 昊[1] 刘立桐[1] 陈 超[1,2*] 李伟博[1] 魏朝阳[1,2] 张群朝[1,2] 施德安[1,2*]

([1]湖北大学材料科学与工程学院 高分子材料湖北省重点实验室 武汉 430062)
([2]湖北江城实验室 武汉 430205)

摘 要 随着电子器件向小型化和高功率密度发展，提高硅橡胶复合材料的导热性能并调控其结构与力学性能成为需求。硅橡胶(SR)本征热导率较低，需引入高导热填料构建导热通路。相比颗粒填料，一维铝纤维具有高热导率、低密度、低成本和高长径比等优势。本研究以直径约16 μm的商用连续铝纤维为原料，通过剪切制备长径比分别为190、375、560和940的短切铝纤维(CAFs)，采用机械共混和热压硫化工艺制备了填充量体积分数为5%~15%的SR/CAF复合材料，研究填充量、长径比及取向结构对其导热和力学性能的影响。结果表明，CAFs在热压过程中发生面内取向，复合材料呈现显著的导热各向异性。随着长径比由190增加至560，纤维搭接和导热网络逐渐增强；当长径比进一步增加至940时，纤维分散性降低，导致导热网络有效性下降。结合Agari模型与Nan模型，分析了导热网络连续性及填料–基体界面热阻，并进一步讨论了纤维取向对导热各向异性的影响，建立了网络连续性(C_f)与长径比之间的经验关系。当填充体积分数为15%时，SR/CAF560的面内热导率达到2.647 $W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$，较纯SR提高15.2倍，约为铝颗粒复合材料的8.9倍。该研究揭示了铝纤维长径比、取向结构与网络连续性对导热各向异性的协同作用，为低填充、低成本高导热硅橡胶复合材料的设计提供了参考。

关键词 短切铝纤维；硅橡胶；长径比；导热各向异性；热界面材料

Effect of Aluminum Fiber Aspect Ratio on Thermal Conductivity Anisotropy of Silicone Rubber Composites

Qi-shuai Jing[1], Hao Ni[1], Li-tong Liu[1], Chao Chen[1,2*], Wei-bo Li[1], Zhao-yang Wei[1,2], Qun-chao Zhang[1,2], De-an Shi[1,2*]
([1] *Hubei Key Laboratory of Polymer Materials, School of Materials Science and Engineering, Hubei University, Wuhan 430062*)
([2] *Hubei Jiangcheng Laboratory, Wuhan 430205*)

Abstract With the miniaturization and increasing power density of electronic devices, improving the thermal conductivity of silicone rubber composites while tailoring their structure and mechanical properties is of great significance. In this study, commercial continuous aluminum fibers with a diameter of approximately 16 μm were chopped into fibers with aspect ratios of 190, 375, 560, and 940. Silicone rubber/chopped aluminum fiber (SR/CAF) composites with volume fraction of 5%−15% CAFs were prepared by mechanical mixing and hot-press vulcanization. The effects of filler loading, aspect ratio, and fiber orientation on the thermal and dynamic mechanical properties were investigated. The CAFs preferentially aligned in the in-plane direction during hot pressing, resulting in pronounced thermal conductivity anisotropy. Increasing the aspect ratio promoted fiber contact and thermal pathway formation, whereas an excessively high aspect ratio reduced dispersion uniformity and network effectiveness. Combined analysis using the Agari and Nan models quantified the thermal-network continuity, filler-matrix interfacial thermal resistance, and fiber

高分子共混与复合体系专题; 2026-08-10 收稿, 2026-09-30 录用, 2026-11-18 网络出版
基金项目: 湖北省科技创新平台计划(基金号 2025CSA067); 武汉市自然科学基金聚力计划先进封装创新发展联合基金(基金号 2026040101030012)
* 通信联系人: 陈超, E-mail: chenchao@hubu.edu.cn; 施德安, E-mail: deanshi2012@hubu.edu.cn

orientation, and established an empirical relationship between network continuity and fiber aspect ratio. At 15% loading, SR/CAF560 achieved an in-plane thermal conductivity of 2.647 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$, corresponding to a 15.2-fold increase over neat SR and approximately 8.9 times that of the SR/aluminum particle composite at the same loading. These results provide guidance for designing low-cost, highly thermally conductive silicone rubber composites at low filler loadings.

Keywords Chopped aluminum fibers; Silicone rubber; Aspect ratio; Thermal conductivity anisotropy; Thermal interface materials

引用: 景齐帅, 倪昊, 刘立桐, 陈超, 李伟博, 魏朝阳, 张群朝, 施德安. 硅橡胶/铝纤维复合材料的填料长径比与导热各向异性. 高分子通报, doi: 10.11687/j.issn1003-3726.2026.26374

Citation: Jing, Q. S.; Ni, H.; Liu, L. T.; Chen, C.; Li, W. B.; Wei, Z. Y.; Zhang, Q. C.; Shi, D. A. Effect of aluminum fiber aspect ratio on thermal conductivity anisotropy of silicone rubber composites. *Polymer Bulletin* (in Chinese), doi: 10.11687/j.issn1003-3726.2026.26374

热硫化硅橡胶具有良好的耐热性、耐老化性和成型性能，是导热及热界面材料中常用的弹性体基体。然而，其本征热导率较低，仅约为0.2 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$，难以满足高功率电子器件不断增长的散热需求。因此，在提高热导率的同时兼顾材料的柔性，是导热硅橡胶材料设计的重要问题[1,2]。

近年来，高导热有机硅复合材料的研究主要集中于球形Al、Al_2O_3等颗粒填料的高填充、多粒径级配及表面调控。例如，96 wt% Al_2O_3/硅橡胶体系的热导率可达到8.4 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$[3]，高填充$Al_2O_3$/AlN杂化填料可进一步达到13.06 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$[4]；通过调控球形$Al_2O_3$的粒径分布，还可有效改善高填充硅橡胶(SR)体系的流变性能[5]。此外，高填充球形铝/聚二甲基硅氧烷(Al/PDMS)复合材料的热导率也可达到约4.30 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$[6]。上述研究表明，高填充颗粒体系能够获得较高的整体热导率，但其导热网络的形成通常依赖较高的填料体积分数，往往伴随体系黏度增加和力学性能变化等问题。因此，如何利用填料几何结构在较低填充量下提高导热网络构筑效率，引起了研究人员的广泛关注。

与球形颗粒相比，高长径比一维填料可通过轴向延伸、相互搭接和交叉接触形成较长尺度的导热网络，并可在加工过程中发生取向，从而调控复合材料不同方向的导热性能[7~9]。目前，碳纤维[10,11]、碳纳米管[12]、银纳米线[13]、SiC纳米线[14]和ZnO晶须[15,16]等一维填料已被用于导热复合材料。然而，不同一维填料仍存在各自的应用限制。例如，普通PAN基碳纤维的热导率相对有限，而高导热碳纤维通常需要采用沥青基或高度石墨化结构；碳纳米管、银纳米线及部分陶瓷纳米线虽然具有较高长径比，但其比表面积和表面能较大，在高黏弹性聚合物基体中容易发生团聚。此外，大量填料–基体界面会增加界面热阻，复杂制备工艺和较高成本也限制了其实际应用[17~20]。

微米铝纤维兼具铝材料本身的热物性特点和一维纤维的几何结构特征。铝具有较高热导率、较低的密度和成本[21]。将其制备成微米级纤维后，可利用较高长径比增加填料间线状接触和交叉搭接的概率，在较低填充量下构建长程导热通路。与此同时，相较于纳米尺度一维填料，微米铝纤维的比表面积较低，可在一定程度上减少单位体积复合材料中的填料–基体界面面积。然而，纤维长径比不仅影响填料间的接触与搭接，同时也会影响其在加工过程中的分散、取向和重排行为，因此其对导热网络形成的作用仍需系统研究。

微米级金属纤维作为新型工业材料，已在过滤、防静电、电磁屏蔽、导电塑料和复合材料增强等领域得到应用，表明其具有较好的材料制备和工程应用基础[22,23]。然而，目前将微米铝纤维作为聚合物导热填料的研究仍较少，其结构参数与导热网络形成之间的关系尚不明确。特别是在混炼、模压和热压硫化过程中，纤维受到剪切流动和压缩作用后容易产生取向，其长径比不仅影响纤维间的接触，还可能改变面内和厚度方向导热通路的连续性。因此，系统研究微米铝纤维长径比、分散状态、搭接网络及加工取向之间的关系，对于理解其导热各向异性形成机制具有重要意义。

基于此，本研究选用直径约16 μm的商用连续铝纤维，通过手工剪切获得长径比分别为190、375、560和940的短切微米铝纤维(chopped aluminum fibers，CAFs)，并将其引入热硫化硅橡胶制备导热复合材料。通过比较不同长径比铝纤维的分散、搭接、取向行为，以及复合材料面内和厚度方向的热导率影响，重点研究纤维长径比对网络形成和导热各向异性的影响，并结合导热模型分析网络连续性和纤维取向对整体导热性能的影响，为低填充量微米纤维导热

硅橡胶材料的结构设计提供参考。

1 实验部分

1.1 实验原料

高温硫化硅橡胶(HTV，HD-9540，密度1.12 g·cm^{-3})和硫化剂2,5-二甲基-2,5-二(叔丁基过氧基)己烷均购自江苏明珠硅橡胶有限公司。连续铝纤维购自江苏沃德赛模具科技有限公司，平均直径约为16 μm，密度为2.7 g·cm^{-3}。球形铝颗粒购自河南远洋科技有限公司，平均粒径约为16 μm，密度为2.7 g·cm^{-3}，纯度为99.9%。

1.2 SR/CAF和SR/AlP复合材料的制备

将直径约16 μm的连续铝纤维按预定长度裁切，获得长度分别为3、6、9和15 mm的短切铝纤维，对应长径比分别约为190、375、560和940。

按照硅橡胶与硫化剂质量比100:1.2称取HTV生胶和硫化剂，并在开炼机中于室温下混合均匀。随后，将混合胶料与一定量CAFs加入密炼机，在室温、转子转速100 r·min^{-1}条件下混炼30 min。CAFs的填充体积分数分别为5%、10%和15%。

将混炼后的胶料置于型腔尺寸为10 mm × 10 mm × 1 mm (长×宽×厚)的模具中进行硫化成型。首先在平板硫化机中于170 °C、10 MPa条件下热压硫化 10 min，随后置于鼓风烘箱中，在200 °C下后硫化4 h，得到不同长径比铝纤维填充的SR/CAF复合材料，分别记为SR/CAF 190、SR/CAF 375、SR/CAF 560 和 SR/CAF 940。纯硅橡胶采用相同工艺制备，作为对照样品。

为比较填料形貌对复合材料性能的影响，选用平均粒径约16 μm、与铝纤维直径相当的球形铝颗粒(aluminum particles，AlP)作为对照填料，并采用与SR/CAF复合材料相同的混炼和硫化工艺制备硅橡胶/铝颗粒(SR/AlP)复合材料。

1.3 测试与表征

1.3.1 微观形貌测试

采用场发射扫描电子显微镜(SEM，Zeiss Sigma 500)观察铝纤维、球形铝颗粒及复合材料断面形貌。测试前，将样品固定于导电胶上，喷金200 s。测试电压为15 kV。

采用光学显微镜(Eelipse LV-100)观察复合材料的表面和断面形貌。断面样品经液氮脆断后固定于载玻片上，表面样品直接置于载玻片上观察，放大倍数为100倍。

1.3.2 导热性能测试

采用激光导热仪(LFA-467)在25 °C下测试复合材料的热扩散系数α，样品表面均喷涂石墨，以增强光吸收和红外发射能力。厚度方向测试样品尺寸为10 mm × 10 mm × 1 mm (长×宽×厚)。面内热扩散率采用叠层样品夹具进行测试。将长、宽、高为10 mm × 2 mm × 1 mm的条状试样绕长度方向旋转90°后，并排拼接10片，形成10 mm × 10 mm × 2 mm的组合试样。

复合材料的热导率(k)由公式(1)计算出：

$$k = \alpha \times \rho \times C_{\mathrm{p}} \tag{1}$$

式中，α为热扩散系数，mm^2·s^{-1}；ρ为复合材料密度，g·cm^{-3}；C_{p}为比热容，J·g^{-1}·K^{-1}。复合材料的理论密度和比热容分别按照组分的体积分数和质量分数采用混合定则计算：

$$\rho = V_{\mathrm{m}}\rho_{\mathrm{m}} + V_{\mathrm{f}}\rho_{\mathrm{f}} \tag{2}$$

$$C_{\mathrm{p}} = \omega_{\mathrm{m}}C_{\mathrm{p,m}} + \omega_{\mathrm{f}}C_{\mathrm{p,f}} \tag{3}$$

式中，V_{m}、V_{f}分别为基体和填料的体积分数；ω_{m}和ω_{f}分别为其质量分数，%；ρ_{m}和ρ_{f}分别为其密度，g·cm^{-3}；$C_{\mathrm{p,m}}$和$C_{\mathrm{p,f}}$分别为其比热容，J·g^{-1}·K^{-1}。

硅橡胶和填料的比热容采用示差扫描量热仪(DSC Q2000，TA Instruments)以蓝宝石为标准样，通过三步法测定，并按公式(4)计算：

$$C_{\mathrm{p,s}} = C_{\mathrm{p,ref}} \times \frac{m_{\mathrm{ref}} \times (Q_{\mathrm{s}} - Q_{\mathrm{b}})}{m_{\mathrm{s}} \times (Q_{\mathrm{ref}} - Q_{\mathrm{b}})} \tag{4}$$

式中，$C_{\mathrm{p,\,s}}$和$C_{\mathrm{p,\,ref}}$分别为样品和蓝宝石标准样的比热容，J·g^{-1}·K^{-1}；m_{s}和m_{ref}分别为样品和蓝宝石标准样的质量，g；Q_{s}、Q_{ref}和Q_{b}分别为样品、蓝宝石标准样和空坩埚的DSC热流信号，mW。

1.3.3 动态力学性能

采用动态力学分析仪(DMA Q800，TA Instruments)测试硅橡胶及其复合材料的动态力学性能。测试采用拉伸模式，在30 °C、1 Hz条件下进行应变扫描，应变范围为0.01%~10%，记录储能模量(E')随应变的变化。

1.3.4 拉伸性能测试

采用万能材料试验机(INSTRON 68TM-10)测试硅橡胶及其复合材料的静态拉伸性能。采用断裂拉伸模式，拉伸速率为500 mm·min^{-1}，试样尺寸为50 mm × 10 mm × 1 mm (长 × 宽 × 厚)，记录拉伸强度和断裂伸长率。每组样品测试8个平行试样，测试结果以平均值和标准偏差表示。

2 结果与讨论

2.1 复合材料微观结构和导热性能

图1展示了原材料和CAFs体积填充量为15%的SR/CAF复合材料的形貌。未固化SR胶料呈柔性块状(图1a)，原始CAFs则呈连续纤维束形态(图1b)。SEM结果表明，CAFs具有典型的一维纤维结构，直径约

为16 μm (图1c)；作为对照的铝颗粒呈近球形，平均粒径约为16 μm (图1d)。由图1(e)~1(h)可见，不同长径比的CAFs在SR基体中整体分布较为均匀，并在热压硫化过程中形成明显的面内优先取向。样品表面主要呈现沿面内延伸的条带状纤维特征，而截面则主要观察到纤维端点及少量线状轮廓，进一步表明CAFs主要沿样品面内排列。与此同时，纤维在面内未表现出明显的单一取向，而是呈平面内随机分布。随着CAFs长径比由190增加至560，纤维间的接触和交叉搭接逐渐增多，促进了面内连续网络的形成。当长径比进一步增加至940时，可见纤维及其搭接结构的密度反而有所降低，这可能与长纤维分散难度增加、局部聚集以及混炼过程中发生断裂有关。上述形貌结果表明，热压成型使CAFs在SR基体中形成明显的面内取向，其搭接网络结构受到纤维长径比的影响。

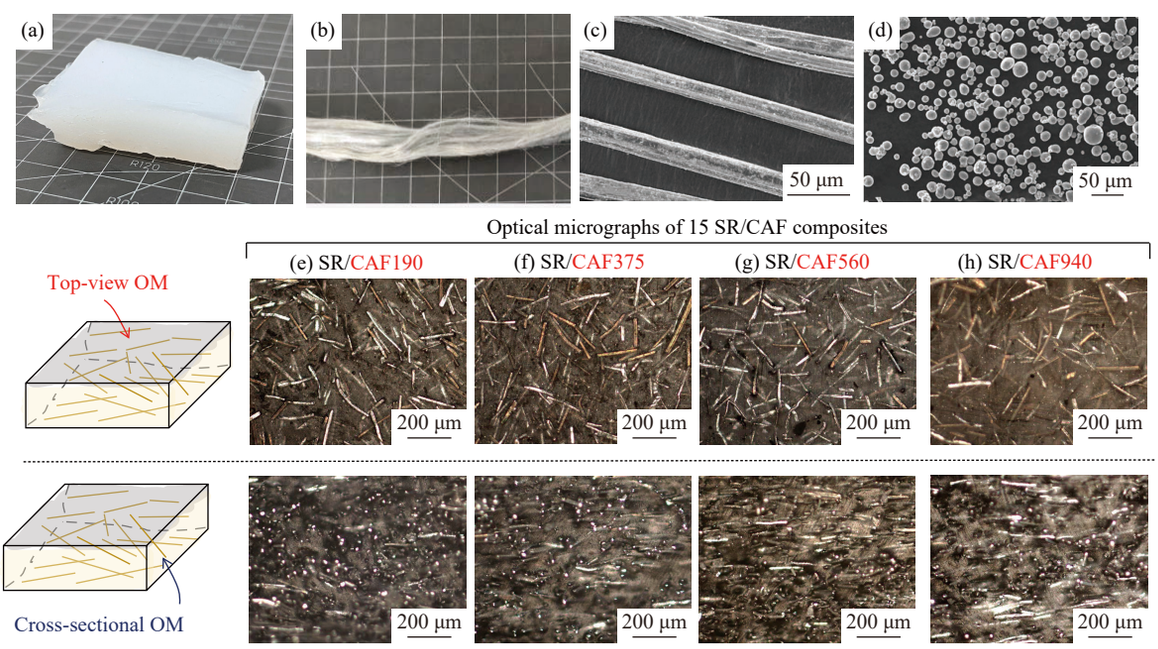


图 1 原材料及SR/CAF复合材料的形貌表征：(a)未固化SR胶料和(b)微米铝纤维的数码照片；(c, d)微米铝纤维和铝颗粒的SEM图；(e~h)不同长径比的SR/CAF复合材料的表面及截面光学显微图，依次为SR/CAF190、SR/CAF375、SR/CAF560和SR/CAF940，上排为表面图，下排为截面图

Fig. 1 Morphologies of the raw materials and SR/CAF composites: (a, b) Digital photographs of the uncured SR compound and Al fibers; (c, d) SEM images of the Al fibers and Al particles; (e−h) Surface and cross-sectional optical micrographs of SR/CAF190, SR/CAF375, SR/CAF560, and SR/CAF940 containing 15% CAFs. The upper and lower rows show the surface and cross-sectional views, respectively

如图2所示，填料体积分数和短切铝纤维长径比对硅橡胶复合材料的导热性能、填料分布及导热各向异性具有显著影响。随着填料体积分数由5%增加至15%，厚度方向热导率($K_{\perp}$)均逐渐升高，但不同长径比SR/CAF复合材料之间的差异较小(图2a)。相比之下，面内热导率($K_{\parallel}$)对填料体积分数和长径比的影响更加敏感(图2b)。在相同填充量下，SR/CAF复合材料的面内热导率均明显高于SR/AlP复合材料，说明CAFs在热压过程中形成的面内取向结构有利于沿平面传热。随着CAFs长径比由190增加至560，复合材料的面内热导率逐渐提高，15% SR/CAF560的$K_{\parallel}$达到2.65 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$；长径比进一步增至940后$K_{\parallel}$反而降至约2.10 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$。

SEM结果表明(图2c)，SR/CAF190中纤维有效接触和搭接不足，存在局部基体富集区。随着长径比增加，纤维的空间延伸能力增强，纤维间的交叉和搭接逐渐增多，SR/CAF560表现出较为充分且均匀的纤维接触。对于SR/CAF940，过长纤维增加了混合与分散的难度，局部出现纤维聚集。

由于CAFs主要沿面内方向排列，SR/CAF复合材料表现出明显的导热各向异性(图2d)。在填料体积分数为15%时，SR/CAF190、SR/CAF375、SR/CAF560和SR/CAF940的导热各向异性系数($K_{\parallel}/K_{\perp}$)分别约为6.7、7.1、8.3和6.8。其中，SR/CAF560具有最佳的面内导热性能和导热各向异性。综合导热性能与微观形貌可知，适宜的纤维长径比有利于提高纤维间的有效接触和面内传热效率，而长径比过大则可能因局部聚集和分布不均而削弱导热增强效果。

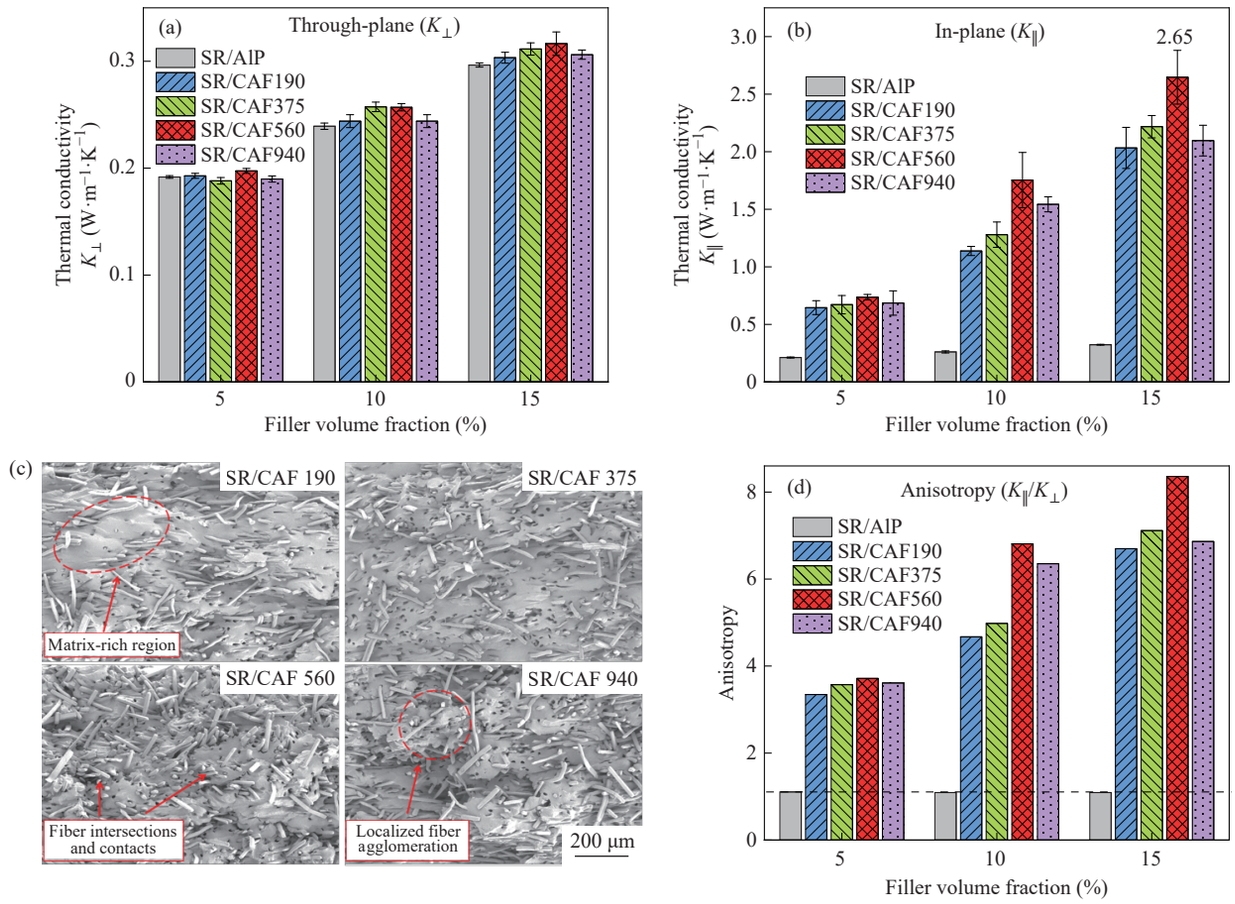


图 2 不同填料体积分数和CAFs长径比下硅橡胶复合材料的导热性能、形貌及各向异性：(a)厚度方向热导率$K_\perp$；(b)面内热导率$K_\parallel$；(c)体积分数为15% SR/CAF复合材料的SEM照片；(d)导热各向异性系数$K_\parallel/K_\perp$

Fig. 2 Thermal conductivity, micromorphology and anisotropy of SR/CAF composites with varying filler loadings and CAFs aspect ratios: (a) Through-plane thermal conductivity, $K_\perp$; (b) In-plane thermal conductivity, $K_\parallel$; (c) SEM morphologies of SR composites 15% CAFs; (d) Thermal conductivity anisotropy factor $K_\parallel/K_\perp$

为综合比较复合材料导热性能与密度，采用密度归一化热导率($K_\parallel/\rho$)作为评价指标。该指标反映材料在单位密度下所能实现的面内热导率，数值越高，表明材料在保持较低密度的同时具有较高导热性能。由表1可知，SR/CAF560的密度归一化热导率达到1.95 W·m^{-1}·K^{-1}/(g·cm^{-3})，高于多种已报道的一维导热填料(超高分子量聚乙烯、碳纤维、银纳米线、氧化锌晶须)填充的聚合物导热复合材料，处于较高水平[7,24~29]。这主要归因于铝纤维较高的本征热导率、较低的密度以及高长径比结构所形成的连续面内导热通路。其中，SR/CAF560在较低填充量下实现了较好的导热增强效果及轻量化需求的平衡。

电子器件的工作温度会随功率负载和散热条件发生变化，需要分析复合材料导热性能随温度变化的规律。聚合物复合材料的温度依赖性热传输行为受到基体、填料及界面等多种因素的共同影响。其中，聚合物基体的热传输与分子链结构有序性、链间相互作用以及热振动传播与散射等因素密切相关，温度变化还会引起材料比热容和热扩散系数的变化[30~32]。如图3(a)所示，SR和Al的比热容均随温度升高而逐渐增加。进一步测试了15% SR/CAF560复合材料在25、50和90 °C下的面内及厚度方向的热扩散系数(α)，并根据$k=\alpha\times\rho\times C_p$计算相应温度下的热导率。

如图3(b)所示，随着温度由25 °C升高至90 °C，SR/CAF560复合材料的面内和厚度方向热扩散系数均有所降低，而热导率则呈小幅增加趋势。其中面内热导率由约2.65 W·m^{-1}·K^{-1}提高至2.86 W·m^{-1}·K^{-1}，厚度方向热导率变化较小。这表明复合材料热导率随温度的变化是热扩散系数和比热容共同作用的结果：虽然升温使热扩散系数有所下降，但比热容的增加对其产生了一定补偿，最终使热导率小幅提高。同时，在25~90 °C范围内复合材料仍保持明显的导热各向异性，说明CAFs形成的面内搭接导热网络在该温度范围内仍能保持，未出现明显的导热性能衰减。

表 1 本工作与已报道聚合物复合材料的面内热导率和密度归一化热导率对比

Table 1 Comparison of the in-plane and density-normalized thermal conductivities of the present SR/CAF composite with reported polymer composites

Filler and loading [a]	Polymer matrix	$K_{\parallel}$ ($W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$)	$K_{\parallel}/\rho$	Ref.
30% UHMWPE [b]	EVA	2.47	2.65	[24]
50% PAN CF [c]	Epoxy	3.00	1.98	[25]
20% SCF [b]	PEEK	0.61	0.44	[26]
40% BN/AgNWs@Ni [b]	Epoxy	0.72	0.47	[7]
10% m-SiC + 5% BN [c]	Epoxy	1.17	0.79	[27]
30% *h*-BN [b]	Silicone rubber	1.48	1.12	[28]
30% ZnO@BN [b]	PI	2.23	1.31	[29]
15% CAF 560 [c]	Silicone rubber	2.65	1.95	This work

[a] UHMWPE: ultra-high-molecular-weight polyethylene; EVA: ethylene-vinyl acetate copolymer; PAN: polyacrylonitrile; CF: carbon fiber; SCF: short carbon fiber; PEEK: poly(ether ether ketone); BN: boron nitride; AgNWs: silver nanowires; SiC: silicon carbide; ZnO: zinc oxide; PI: polyimide; SR: silicone rubber; CAF: chopped aluminum fiber. [b] Refers to the mass fraction. [c] Refers to the volume fraction.

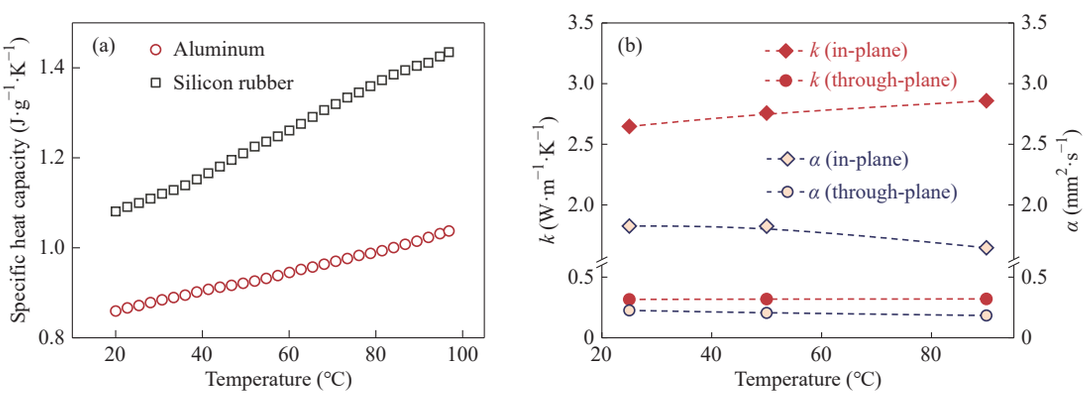


图 3 温度对材料热物性及SR/CAF560复合材料导热性能的影响：(a) SR和Al的比热容；(b)体积分数填充量15% SR/CAF560复合材料在不同温度下的面内和厚度方向热扩散系数及热导率

Fig. 3 Effect of temperature on the thermophysical properties and thermal transport of SR/CAF560 composites: (a) Specific heat capacities of SR and Al; (b) In-plane and through-plane thermal diffusivities and thermal conductivities of the 15% SR/CAF560 composite at different temperatures

2.2 导热模型与各向异性分析

为进一步揭示填料结构与复合材料导热性能之间的关系，采用Bruggeman、Agari和Nan模型对实验结果进行分析。Bruggeman模型可用于预测随机、各向同性分散两相体系的有效热导率，并作为无明显取向和网络效应时的理论基准；Agari模型用于表征导热网络的连续性；Nan模型则综合考虑纤维长径比、取向程度和界面热阻。通过模型预测与实验结果的对比，分析铝纤维搭接、网络形成和面内取向对导热性能及各向异性的影响。

Bruggeman模型除了用于预测复合材料的热导率，还可以评估非球形填料的球形度[33]。对于球形填料，Bruggeman模型的表达式为

$$1 - V_f = \left(\frac{K_f - K_c}{K_f - K_m}\right)\left(\frac{K_m}{K_c}\right)^{\frac{1}{3}} \tag{5}$$

式中，K_c、K_m和K_f分别为复合材料、基体和填料的热导率，$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$；$V_f$为填料的体积分数，%。

为考虑非球形填料的形状效应，引入形状因子n，采用修正Bruggeman模型：

$$1 - V_f = \left(\frac{K_f - K_c}{K_f - K_m}\right)\left(\frac{K_m}{K_c}\right)^{\frac{1}{n}} \tag{6}$$

形状因子n与填料球形度Ψ之间的关系为：

$$\Psi = 3/n \tag{7}$$

式中，Ψ为与填料具有相同体积的球体表面积与填料实际表面积之比。对于球形填料，Ψ=1和n=3，修正模型退化为球形填料的Bruggeman模型。拟合实验热导率可获得等效形状因子n，进而估算填料的等效

球形度。需要指出的是，该拟合参数不仅受填料几何形状影响，还可能反映填料取向、分散状态、相互搭接及界面热阻等因素，因此不应将其直接等同于由几何尺寸计算得到的真实球形度。

图4比较了SR/CAF复合材料厚度方向和面内热导率的实验结果与修正Bruggeman模型拟合结果。模型中等效球形度Ψ用于表征填料几何形状对复合材料导热行为的影响，Ψ越小，表明填料形状偏离球形越明显。对于厚度方向，CAF190、CAF375和CAF560对应的等效球形度分别约为0.910、0.833和0.811，随长径比增加仅小幅降低(图4a)。由于CAFs主要沿样品面内取向，当纤维长径比增加，纤维长度的增加主要体现为其在样品平面内的延伸和搭接，而沿样品厚度方向的跨距离变化相对较小，因此不同长径比样品的厚度方向热导率差异较小。相比之下，面内方向的Ψ分别约为0.167、0.159和0.143，明显低于厚度方向，并随长径比增加而降低，表明纤维长径比对面内传热更为敏感(图4b)。厚度方向与面内方向拟合所得Ψ的明显差异，该结果与前述形貌观察到的CAFs面内取向形貌特征一致。

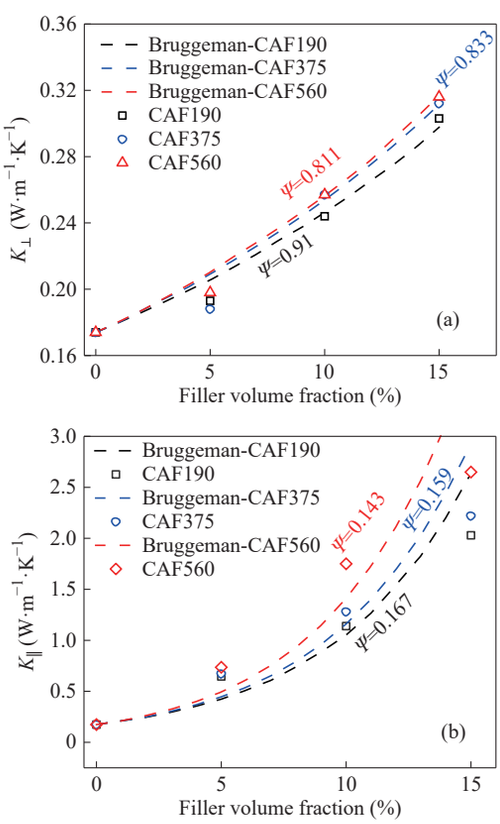


图 4 修正Bruggeman模型对SR/CAF复合材料热导率的拟合结果：(a)厚度方向热导率($K_\perp$)；(b)面内热导率($K_\parallel$)

Fig. 4 Experimental and fitted thermal conductivities of SR/CAF composites based on the modified Bruggeman model: (a) through-plane thermal conductivity ($K_\perp$); (b) in-plane thermal conductivity ($K_\parallel$)

由于SR/CAF复合材料具有显著的导热各向异性，单独采用面内或厚度方向热导率均难以反映其整体传热能力。参考文献的方法[34]，采用面内和厚度方向热导率的几何平均值定义等效热导率K_{eq}：

$$K_{eq} = \sqrt{K_\parallel K_\perp} \tag{8}$$

该参数将面内和厚度方向的导热性能整合为单一标量，可用于比较不同CAFs长径比和填充量下复合材料的综合导热能力。不同SR/CAF复合材料的K_{eq}结果列于表2。随着CAFs体积分数增加，各复合材料的K_{eq}均明显提高；在相同填充量下，SR/CAF560表现出最高的K_{eq}，说明该长径比在复合材料面内和厚度方向导热性能之间实现较好的平衡。

表 2 SR/CAF复合材料在不同填充量下的等效热导率K_{eq}

Table 2 Equivalent thermal conductivity K_{eq} of SR/CAF composites with different filler contents

Filler volume fraction (%)	K_{eq} of SR/CAF composites (W·m^{-1}·K^{-1})			
	SR/CAF 190	SR/CAF 375	SR/CAF 560	SR/CAF 940
5%	0.348	0.360	0.381	0.361
10%	0.527	0.573	0.671	0.615
15%	0.785	0.831	0.915	0.802

以TC_E作为复合材料的等效标量热导率K_c，可采用Agari模型分析不同长径比填料体系形成连续导热网络的相对能力[35,36]。为进一步描述CAFs长径比的作用，采用归一化热导率的Agari模型[37]：

$$\lg\left(\frac{K_c}{C_1 K_m}\right) = V_f C_f \lg\left(\frac{K_f}{C_1 K_m}\right) \tag{9}$$

本研究中以TC_E作为复合材料的等效标量热导率K_c。其中，C_1反映填料引入对聚合物基体结构的影响，C_f为填料网络连续性参数，根据图5(a)拟合结果，SR/AlP、SR/CAF 190、SR/CAF 375和SR/CAF 560的C_1分别为0.97、1.09、1.10 和1.12，对应的C_f分别为0.64、1.38、1.45和1.56。随着CAFs长径比增加，C_f逐渐增大，表明纤维长径比增加有利于提高导热网络的连续性。在此基础上，进一步建立C_f与纤维长径比L/D之间的经验关系(图5b)：

$$C_f = C_{f,0} + A\left[\lg\left(\frac{L}{D}\right)\right]^B \tag{10}$$

式中，$C_{f,0}$为L/D=1时的网络连接性参数，取0.64；A反映长径比对导热连接能力的增强幅度，B表征该影响的非线性程度。拟合得到A=0.53，B=0.81。

因此，在本研究考察的长径比和填充量范围内，长径比修正的Agari经验模型可表示为

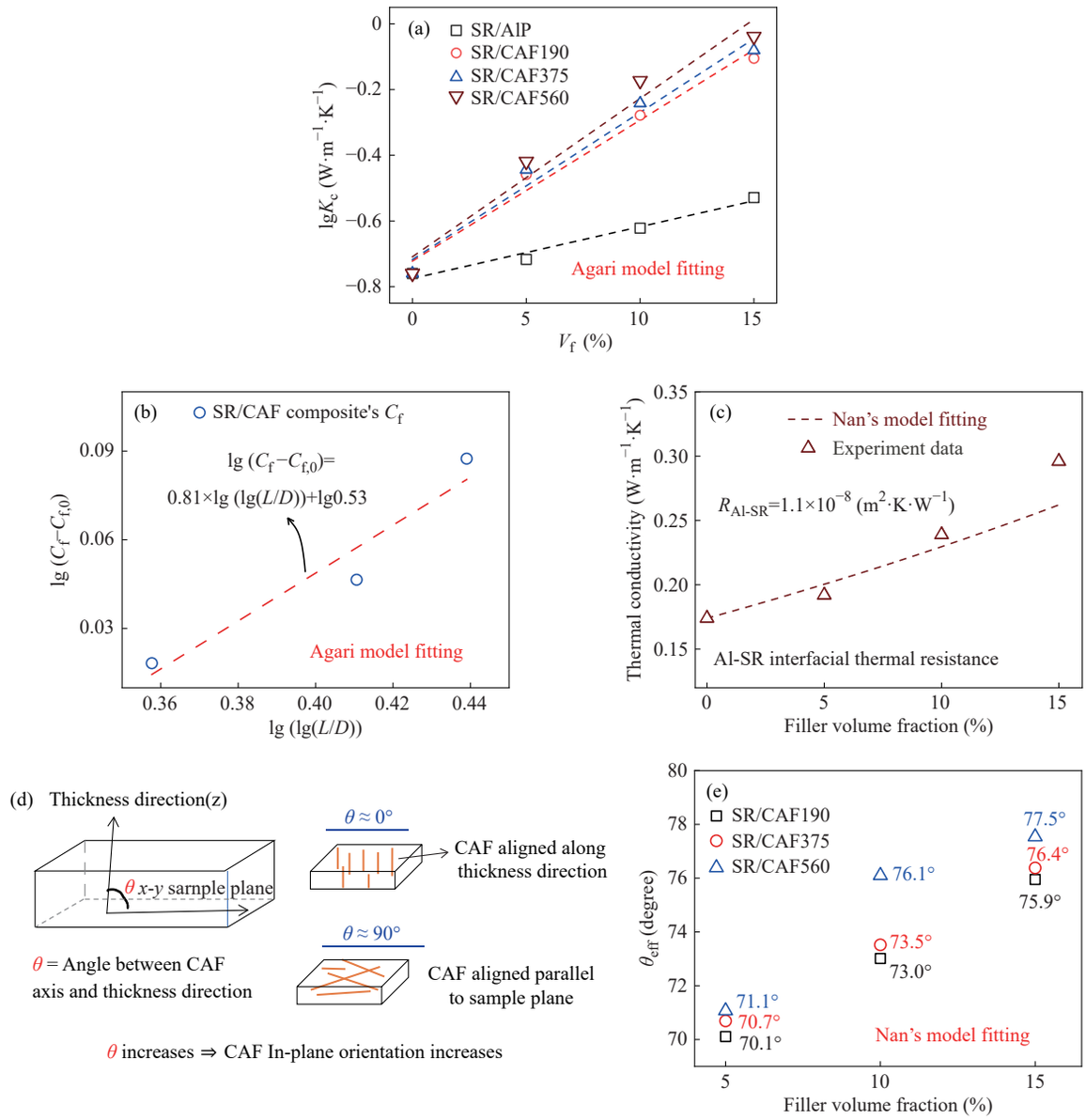


图 5 Agari模型和Nan模型对SR/CAF复合材料导热行为的分析：(a) Agari模型对SR/AlP和SR/CAF复合材料等效热导率的拟合；(b)网络连续性参数C_f与CAFs长径比的关系及经验拟合；(c) SR/AlP复合材料热导率的实验结果及Nan模型拟合；(d) CAFs取向角θ_{eff}定义示意图；(e)不同CAFs长径比和填充量下Nan模型拟合得到的θ_{eff}

Fig. 5 Analysis of the effective thermal conductivity of SR/CAF composites using Agari model and Nan model: (a) Agari-model fitting of the effective thermal conductivity of SR/AlP and SR/CAF composites with different CAF aspect ratios; (b) relationship between the network continuity parameter$C_f$and CAF aspect ratio, together with the empirical fitting; (c) experimental thermal conductivity of SR/AlP composites and Nan-model fitting; (d) schematic definition of the CAF orientation angle θ_{eff}; (e) θ_{eff} obtained from Nan-model fitting for SR/CAF composites with different CAF aspect ratios and filler loadings

$$\lg\left(\frac{K_c}{C_1 K_m}\right) = V_f\left[0.64 + 0.53\left(\lg\frac{L}{D}\right)^{0.81}\right]\lg\left(\frac{K_f}{C_1 K_m}\right) \quad (11)$$

由于SR/CAF940中出现了局部聚集、分布不均及可能的纤维断裂，其导热性能不再随初始长径比单调提高，因此未将其纳入上述长径比经验关系的拟合。

Agari模型主要用于表征填料形成连续导热通路的相对能力，但不能描述纤维取向对复合材料不同方向热导率的影响。考虑到CAFs的面内取向是导致SR/CAF复合材料导热各向异性的重要因素，进一步采用Nan有效介质模型分析纤维的取向状态[33,38,39]。该模型综合考虑填料体积分数、几何形状、取向分布以及填料–基体界面热阻等因素。需要指出的是，Nan模型中的取向状态由二阶取向参数⟨cos$^2\theta$⟩表征，而非纤维取向角的算术平均值。本文将其换算为等效取向角(θ_{eff})：

$$\theta_{eff} = \arccos\sqrt{\langle\cos^2\theta\rangle} \quad (12)$$

式中, θ为CAFs长轴与样品厚度方向，即样品平面法线之间的夹角；$\langle\cos^2\theta\rangle$为取向角余弦平方的统计平均值，无量纲；$\theta_{\mathrm{eff}}$为根据$\langle\cos^2\theta\rangle$计算得到的等效取向角，单位为°；$\theta_{\mathrm{eff}}$仅表征填料取向分布的等效特征，并非所有纤维取向角的算术平均值。

$$K_{11}^{*}=K_{22}^{*}=K_{\mathrm{m}}\frac{2+f\left[\beta_{11}(1-L_{11})(1+\langle\cos^2\theta\rangle)+\beta_{33}(1-L_{33})(1-\langle\cos^2\theta\rangle)\right]}{2-f\left[\beta_{11}L_{11}(1+\langle\cos^2\theta\rangle)+\beta_{33}L_{33}(1-\langle\cos^2\theta\rangle)\right]} \tag{13}$$

$$K_{33}^{*}=K_{\mathrm{m}}\frac{1+f\left[\beta_{11}(1-L_{11})(1-\langle\cos^2\theta\rangle)+\beta_{33}(1-L_{33})\langle\cos^2\theta\rangle\right]}{1-f\left[\beta_{11}L_{11}(1-\langle\cos^2\theta\rangle)+\beta_{33}L_{33}\langle\cos^2\theta\rangle\right]} \tag{14}$$

式中，K_{11}^{*}和K_{22}^{*}分别为复合材料沿1、2方向的有效热导率，K_{33}^{*}为沿3方向的有效热导率，单位均为W·m^{-1}·K^{-1}；其中1、2方向对应样品面内方向，3方向对应样品厚度方向。

$$\beta_{ii}=\frac{K_{ii}^{c}-K_{\mathrm{m}}}{K_{\mathrm{m}}+L_{ii}(K_{ii}^{c}-K_{\mathrm{m}})} \tag{15}$$

$$K_{ii}^{c}=\frac{K_{\mathrm{p}}}{1+\dfrac{\gamma L_{ii}K_{\mathrm{p}}}{K_{\mathrm{m}}}} \tag{16}$$

$$L_{11}=L_{22}=\frac{p^2}{2(p^2-1)}-\frac{p}{2(p^2-1)^{\frac{3}{2}}}\cosh^{-1}p,\quad L_{33}=1-2L_{11} \tag{17}$$

$$\gamma=(2+1/p)\alpha,\ p=\frac{\alpha_3}{\alpha_1},\ p\geqslant 1 \tag{18}$$

式中，L_{ii}为与填料几何形状有关的无量纲因子；p为填料长径比，无量纲；α_3为填料平均长度；α_1为填料直径，单位均为m。

$$\alpha=\frac{R_{\mathrm{b}}K_{\mathrm{m}}}{\alpha_1},\ p\geqslant 1 \tag{19}$$

式中，R_{b}为填料–基体界面热阻，m^2·K·W^{-1}。

SR/AlP复合材料热导率的实验值及Nan模型拟合结果如图5(c)所示，拟合得到界面热阻R_{b}为1.1×10^{-8} m^2·K·W^{-1}。由于AlP与CAFs具有相同的化学组成和相近的直径特征尺寸，本研究将二者的界面热阻近似认为相同，并将该拟合值用于后续SR/CAF复合材料取向角的计算。

在固定界面热阻后，利用Nan模型对不同长径比和填充量SR/CAF复合材料的面内热导率与厚度方向热导率进行分析，并根据$K_{\parallel}/K_{\perp}$比值得到等效取向角度θ_{eff}。当θ_{eff}接近0°时，CAFs主要沿厚度方向取向；当θ_{eff}接近90°时，CAFs趋于平行于试样平面。因此，θ_{eff}越大，CAFs的面内取向程度越高(图5d)。

随着CAFs填充量体积分数由5%增加至15%时，CAF190的θ_{eff}由约70.1°增大至75.9°，CAF375由约70.7°增大至76.4°，CAF560由约71.1°增大至77.5°。在相同填充量下，θ_{eff}总体上随CAFs长径比增加而增大(图5e)。例如，在15%体积分数填充量下，CAF190、CAF375和CAF560的θ_{eff}分别约为75.9°、76.4°和77.5°。这表明，提高CAFs长径比和填充量均有利于其在热压过程中沿试样平面取向，Nan模型也进一步量化了CAFs面内取向程度的变化。

综合上述模型分析，修正Bruggeman、Agari和Nan模型分别从填料形貌、导热网络连续性以及空间取向3个层面对实验结果进行了互补分析。结果表明，CAFs长径比的增加有利于导热网络的构建，而热压工艺诱导的面内取向进一步强化了面内导热，二者协同促进了SR/CAF复合材料面内热导率和导热各向异性的提升。

2.3 CAFs对复合材料力学性能的影响

为研究CAFs长径比和填充量对复合材料模量及填料网络的影响，采用DMA应变扫描测试储能模量E'随应变的变化。低应变下的E'反映材料的初始刚度，其中填料接触、搭接及填料–基体约束均可对模量产生贡献；随着应变增加，部分纤维接触结构发生滑移和分离，使填料网络对模量的贡献降低。因此，E'的应变依赖性可用于表征填料网络完整状态。

图6(a)给出了不同CAF560填充量下复合材料的E'的应变曲线。随着CAF560体积分数填充量由5%增加至15%，0.01%应变下的E'由约6.7 MPa依次增加至16.4和25.1 MPa。CAFs含量增加，刚性纤维的承载贡献增强，同时纤维平均间距减小、相互搭接增多，使复合材料的整体刚度显著提高。随着应变增加，各样品的E'均逐渐下降，且高填充量样品的下降更加明显，表现出类似填充橡胶佩恩效应的应变软化行为。这说明随着CAFs体积分数增加，更完整的纤维填料网络对低应变模量的贡献增强，同时其对应变作用也更加敏感。

图6(b)比较了体积分数15%填充量下不同长径比SR/CAF、SR/AlP复合材料及纯SR的DMA应变扫描结果。在0.01%应变下，SR/CAF190、SR/CAF375和SR/CAF560的E'分别约为19.5、21.6和25.1 MPa，均明显高于SR/AlP复合材料的5.2 MPa和纯硅橡胶的2.8 MPa。相同填充量下，高长径比CAFs更易通过

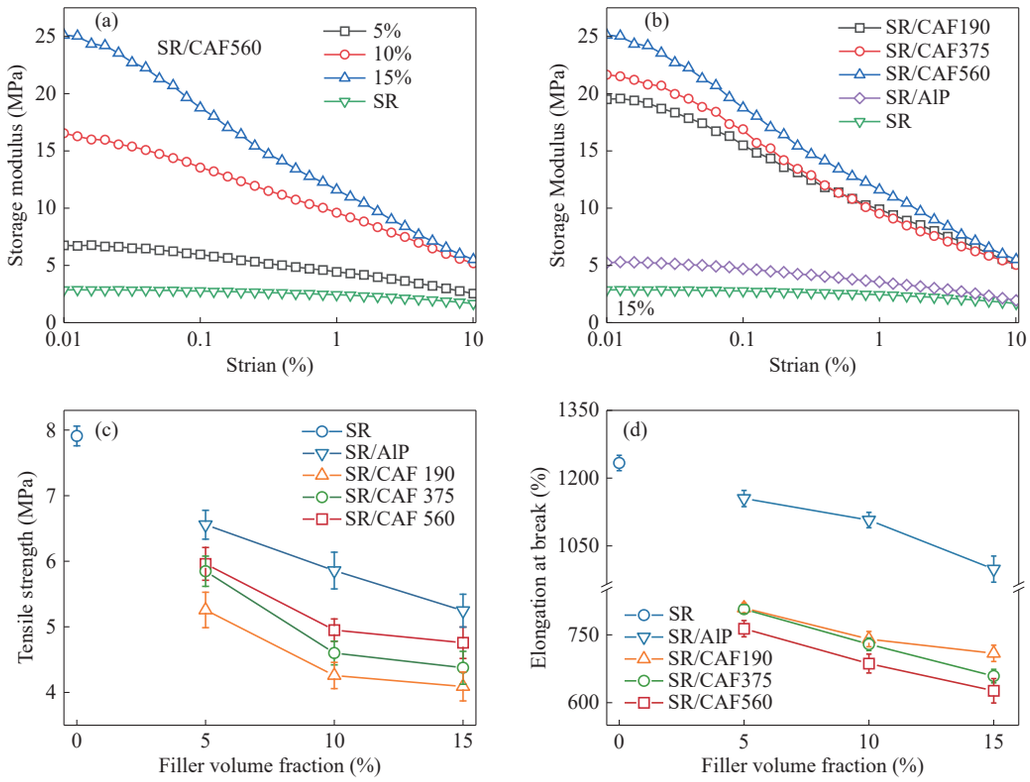


图 6 CAFs填充量和长径比对SR复合材料力学性能的影响：(a)不同填充量的SR/CAF 560复合材料的储能模量随应变的变化关系图；(b)体积分数填充15%不同长径比SR/CAF及SR/AlP复合材料的储能模量随应变的变化关系图；(c)拉伸强度；(d)断裂伸长率

Fig. 6 Effects of CAF loading and aspect ratio on the mechanical properties of SR composites: (a) Storage modulus versus strain for SR/CAF 560 composites with different filler contents; (b) Storage modulus versus strain for neat SR, 15% SR/CAF composites and SR/AlP particle composites; (c) Tensile strength; (d) Elongation at break

接触和搭接形成纤维网络，对基体变形产生较强约束，因此表现出更高的低应变模量。

随着CAFs长径比由190增加至560，复合材料的低应变E'及模量衰减幅度均逐渐增大，说明CAFs网络的承载作用和应变敏感性同步增强。SR/CAF560表现出最高的低应变模量。

为定量比较不同体系的应变软化程度，定义储能模量的下降幅度为

$$\triangle E' = E'_{0.01\%} - E'_{10\%} \tag{20}$$

考虑到应变范围0.01%~10%跨越3个数量级，进一步定义单位对数应变区间内的表观软化速率：

$$K_p = \frac{\triangle E'}{\lg(10/0.01)} = \frac{\triangle E'}{3} \tag{21}$$

式中，K_p为单位对数应变区间内的表观储能模量下降率，MPa。如表3所示，15%的SR/CAF560具有最高的低应变模量、$\triangle E'$和K_p，表明其形成了最显著的应变敏感型CAFs网络。相比之下，纯SR和SR/AlP模量衰弱较少，说明球形铝颗粒形成连续物理网络能力有限。

上述DMA结果反映了复合材料在动态应变下的力学响应。为进一步评价CAFs对材料宏观静态力学性能的影响，对不同填料类型、填充量及CAFs长径比的复合材料进行了拉伸测试，结果如图6(c)和6(d)所示。纯SR的拉伸强度约为7.9 MPa，断裂伸长率约为1233%。随着填料体积分数由5%增加至15%，SR/AlP和SR/CAF复合材料的拉伸强度和断裂伸长率均逐渐降低，其中CAFs体系下降更为明显。这主要与刚性纤维对基体大尺度变形的约束，以及纤维端部、填

表 3 SR/CAF复合材料的储能模量与应变软化参数

Table 3 Storage modulus and strain-softening parametes of SR/CAF composites

Sample	$E'_{0.01\%}$ (MPa)	$E'_{10\%}$ (MPa)	$\triangle E'$ (MPa)	K_p (MPa)
Pure SR	2.8	1.6	1.2	0.4
SR/CAF560-5%	7.9	2.7	5.2	1.7
SR/CAF560-10%	14.0	4.5	9.5	3.1
SR/CAF560-15%	25.1	5.5	19.6	6.5
SR/CAF190-15%	19.5	5.1	14.4	4.8
SR/CAF375-15%	21.6	5.0	16.6	5.5
SR/AlPs-15%	5.2	1.9	3.3	1.1

料–基体界面和局部聚集区域引起的应力集中有关。

对不同长径比CAFs进行比较可以发现，长径比由190增加至560，复合材料的拉伸强度总体有所提高，而断裂伸长率逐渐降低。较长的CAFs更容易相互搭接，并在拉伸过程中传递载荷，因此有利于提高复合材料的拉伸强度；但同时，形成的纤维网络会限制硅橡胶基体的拉伸变形，使材料的断裂伸长率降低。综合DMA和拉伸结果可以看出，CAFs的加入使复合材料在小变形下模量增加，但同时降低了其大变形能力。

3 结论

系统研究了CAFs填充量和长径比对硅橡胶复合材料纤维网络、取向行为、导热性能及力学性能的影响。CAFs在热压硫化过程中形成明显的面内优先取向，并通过纤维间的接触和交叉搭接构建导热通路。随着CAFs长径比由190增加至560，纤维搭接增多，导热网络连续性增强，复合材料的面内热导率和导热各向异性显著提高。当体积分数填充量为15%时，SR/CAF560的面内热导率达到2.647 $W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$，各向异性系数达到8.35。长径比进一步增加至940后，纤维在混炼和成型过程中的分散受到限制，局部聚集和网络不均匀性增加，导热性能不再继续提高。

Agari模型表明，增强网络连续性系数C_f随CAFs长径比增加而提高；Nan模型得到的等效取向角θ_{eff}进一步表明，CAFs的面内取向是产生明显导热各向异性的重要结构因素。DMA结果显示，随着CAFs体积分数和长径比增加，复合材料的低应变模量及应变软化程度提高，说明纤维网络对材料刚度的贡献及其应变敏感性增强。拉伸测试则表明，CAFs网络提高了材料在小应变下的模量，但同时限制了其大尺度拉伸变形。总体而言，合理调控微米铝纤维的长径比、搭接网络及加工取向，可在较低填充量下提高导热网络构筑效率并实现显著的定向导热增强，为低填充定向导热硅橡胶复合材料的结构设计提供参考。

参 考 文 献

1 Yang, D.; Wei, Q. G.; Li, B. Y.; Yu, L. Y.; Ni, Y. F.; Zhang, L. Q. High thermal conductive silicone rubber composites constructed by strawberry-structured Al_2O_3-PCPA-Ag hybrids. *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, **2021**, 142, 106260.

2 Liu, D. X.; Chi, H. T.; Ma, C. G.; Song, M. Y.; Zhang, P.; Dai, P. B. Improving in-plane and out-of-plane thermal conductivity of polyimide/boron nitride film with reduced graphene oxide by a moving magnetic field induction. *Compos. Sci. Technol.*, **2022**, 220, 109292.

3 Liu, J. P.; Fang, Z. M.; Bao, C. L. Studies on 8.4 W/m·K thermally conductive silicone rubber with high compressibility, high electrical insulation, high thermal reliability, and low cost. *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, **2024**, 180, 108100.

4 Wei, S. S.; Lai, Y. H.; Zhang, S. T.; Lin, Q.; Wu, Y.; Hu, X.; Wang, Y. E.; Dou, Y. H.; Dong, H.; Song, Y. J.; Qu, Z. R.; Wu, C. Highly thermal conductive and flexible silicone paste filled with alumina and aluminum nitride hybrid fillers. *Surf. Interfaces*, **2025**, 72, 107291.

5 Wang, Y.; Liu, T. L.; Zhang, H.; Luo, N.; Chen, F.; Fu, Q. Effect of spherical alumina crystalline phase content and particle size distribution polydispersity on the properties of silicone rubber composites. *Compos. Sci. Technol.*, **2023**, 243, 110273.

6 Xie, X. C.; Fan, J. F.; Zeng, C.; Ou, K.; Ma, Y. B.; Lv, G. H.; Xu, J. B.; Sun, R.; Zeng, X. L. Thermally conductive under-liquid adhesives *via* the synergistic effect of intrinsic interfacial toughness and mechanical dissipation. *Mater. Horiz.*, **2025**, 12(18), 7606−7617.

7 Wang, Y.; Gu, A.; Wei, Z. Q.; Zhao, Z. B.; Cong, H. M.; Yan, C. Magnetic-induced dynamically enhanced in-plane or out-of-plane thermal conductivity of BN/AgNWs@Ni/epoxy composites. *Ceram. Int.*, **2023**, 49(18), 30248−30256.

8 He, X. X.; Ou, D.; Wu, S. Y.; Luo, Y.; Ma, Y.; Sun, J. Y. A mini review on factors affecting network in thermally enhanced polymer composites: filler content, shape, size, and tailoring methods. *Adv. Compos. Hybrid Mater.*, **2022**, 5(1), 21−38.

9 Yuan, Y. Q.; Li, M. Y.; Wang, B. K.; Niu, M. Y.; Liao, M. Z.; Sun, C.; Ge, Y. Y.; Cao, W. B.; Wang, Q. Tree-ring-inspired Si_3N_4 nanowires/epoxy composites: scalable direct scaffold construction and enhanced thermal conductivity at low filler content. *J. Alloys Compd.*, **2026**, 1065, 187822.

10 Jiang, T.; Wang, Y.; Xiang, L. X.; Tang, B.; Shi, S. S.; Jiang, C. X.; Li, R. B.; Li, Y. F.; Yu, W.; Wu, X. F.; Li, W. G.; Zhao, Y. T.; Sun, K.; Fan, R. H.; Yu, J. H. High-performance carbon/carbon composites with enhanced thermal conductivity *via* polyacrylonitrile fiber and pyrolytic carbon synergies. *J. Alloys Compd.*, **2025**, 1027, 180620.

11 Leang, D.; Jeong, H. M.; Lee, C. Highly anisotropic, thermally conductive, and stretchable carbon fiber/nanotube elastomer composite fabricated *via* a multilayer float assembly method. *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **2025**, 17(25), 36971−36981.

12 Zhou, J. W.; Yu, Z. X.; Lv, Y. R.; Wang, C.; Hu, P.; Liu, Y. Highly thermal conductivity of PVA-based nanocomposites by constructing MWCNT-BNNS conductive paths. *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, **2022**, 163, 107195.

13 Yang, G.; Zhang, X. D.; Pan, D.; Zhang, W.; Shang, Y.; Su, F. M.; Ji, Y. X.; Liu, C. T.; Shen, C. Y. Highly thermal conductive poly(vinyl alcohol) composites with oriented hybrid networks: silver nanowire bridged boron nitride nanoplatelets. *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **2021**, 13(27), 32286−32294.

14 Chen, F.; Pang, X. Y.; Zhang, Z. P.; Rong, M. Z.; Zhang, M. Q. Thermally conductive, healable glass fiber cloth reinforced polymer composite based on *β*-hydroxyester bonds crosslinked epoxy with improved heat resistance. *Chinese J. Polym. Sci.*, **2024**, 42(5), 643−654.

15 Chen, G.; Li, L. F.; Gao, P. F.; Ma, X. Preparation and performance of epoxy resin-based thermal conductive composites with different morphologies of ZnO. *J. Sol Gel Sci. Technol.*, **2023**, 107(2), 375−387.

16 Wolfsgruber, N.; Tanda, A.; Archodoulaki, V. M.; Burgstaller, C. Influence of filler type and content on thermal conductivity and mechanical properties of thermoplastic compounds. *Polym. Eng. Sci.*, **2023**, 63(4), 1094−1105.

17 Abbas, M.; Septevani, A. A.; Yurid, F.; Joshi, A.; Gupta, M.; Rangappa, S. M.; Madhu, G. M.; Sriariyanun, M.; Siengchin, S.; Baranitharan, P. Thermal interface polymer-based composites materials: a critical review. *Multiscale Multidiscip. Model. Exp. Des.*, **2025**, 8(3), 191.

18 Ghaffari-Mosanenzadeh, S.; Aghababaei Tafreshi, O.; Dammen-Brower, E.; Rad, E.; Meysami, M.; Naguib, H. E. A review on high thermally conductive polymeric composites. *Polym. Compos.*, **2022**, 43(2), 692−711.

19 Ma, H. Q.; Gao, B.; Wang, M. Y.; Yuan, Z. Y.; Shen, J. B.; Zhao, J. Q.; Feng, Y. K. Strategies for enhancing thermal conductivity of polymer-based thermal interface materials: a review. *J. Mater. Sci.*, **2021**, 56(2), 1064−1086.

20 Tan, J. F.; Zhang, Y. Thermal conductive polymer composites: recent progress and applications. *Molecules*, **2024**, 29(15), 3572.

21 张宁,郭强,石文鹏,徐应林,许昆鹏,董奇伟,潘书刚. 连续铝纤维制备尼龙6导热复合材料. 高分子材料科学与工程, **2016**, 32(4), 159−162.

22 Lin, M. J.; Ma, H. H.; Shen, Z. W.; Wan, X. Z. Effect of aluminum fiber content on the underwater explosion performance of RDX-based explosives. *Propellants Explos. Pyrotech.*, **2014**, 39(2), 230−235.

23 Zhou, Y. C.; Bai, Y. Y.; Yu, K.; Kang, Y.; Wang, H. Excellent thermal conductivity and dielectric properties of polyimide composites filled with silica coated self-passivated aluminum fibers and nanoparticles. *Appl. Phys. Lett.*, **2013**, 102(25), 252903.

24 Berenguer, J. P.; Berman, A.; Quill, T.; Zhou, T.; Kalaitzidou, K.; Cola, B.; Bougher, T.; Smith, M. Incorporation of polyethylene fillers in all-polymer high-thermal-conductivity composites. *Polym. Bull.*, **2021**, 78(7), 3835−3850.

25 Bard, S.; Schönl, F.; Demleitner, M.; Altstädt, V. Copper and nickel coating of carbon fiber for thermally and electrically conductive fiber reinforced composites. *Polymers*, **2019**, 11(5), 823.

26 Li, D. Y.; Li, H.; Mao, Z. B.; Zhang, Y. H.; Li, T.; Wang, B. Heat transfer mechanism and thermal conductivity prediction in short carbon fiber reinforced polymer composites. *Int. J. Heat Mass Transf.*, **2024**, 235, 126180.

27 Sima, W.; Pang, W. L.; Sun, P. T.; Yuan, T.; Yang, M.; Li, Z. P.; Wang, H. F. Cactus-like double-oriented magnetic SiC and BN networks leading to simultaneously enhanced dielectric strength and thermal conductivity of epoxy composites. *Ceram. Int.*, **2023**, 49(12), 19950−19959.

28 Song, J. B.; Zhang, K. L.; Guo, Z. H.; Liang, T. Q.; Chen, C.; Liu, J.; Shi, D. A. *h*-BN orientation degree on the thermal conductivity anisotropy of their silicone rubber composites: a quantitative study. *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, **2023**, 166, 107389.

29 Chi, H. T.; Liu, D. X.; Ma, C. G.; Song, M. Y.; Zhang, P.; Dai, P. B. Simultaneously enhanced in-plane and out-of-plane thermal conductivity of a PI composite film by tetraneedle-like ZnO whiskers and BN nanosheets. *ACS Appl. Polym. Mater.*, **2023**, 5(9), 6909−6919.

30 Kong, Q. Q.; Zhang, J. L.; Zhang, K.; Wang, S. S.; He, M. K.; Guo, Y. Q.; Gu, J. W. Recyclable side-chain azobenzene-based semicrystalline polymer films with outstanding intrinsic thermal conductivity and photoresponsive actuation. *Angew. Chem. Int. Ed.*, **2025**, 64(37), e202512721.

31 Zhang, K.; Zhang, J.; An, J.; Gu, J. Unravelling the intrinsic thermal conduction mechanism through phonon transport pathway engineering of long-range ordered block copolymers. *Chem Sci*, **2025**, 17(25), 12499−12511.

32 Zhang, K.; Zhang, J. L.; Dang, L.; Wu, Y. H.; He, M. K.; Guo, H.; Shi, X. T.; Qiu, H.; Gu, J. W. High intrinsic thermal conductivity and low dielectric constant of liquid crystalline epoxy resins with fluorine-containing semi-IPN structures. *Sci. China Chem.*, **2025**, 68(6), 2615−2627.

33 Nan, C. W.; Birringer, R.; Clarke, D. R.; Gleiter, H. Effective thermal conductivity of particulate composites with interfacial thermal resistance. *J. Appl. Phys.*, **1997**, 81(10), 6692−6699.

34 Ohmura, T.; Tsuboi, M.; Tomimura, T. Estimation of the mean thermal conductivity of anisotropic materials. *Int. J. Thermophys.*, **2002**, 23(3), 843−853.

35 Agari, Y.; Ueda, A.; Tanaka, M.; Nagai, S. Thermal conductivity of a polymer filled with particles in the wide range from low to super-high volume content. *J. Appl. Polym. Sci*., **1990**, 40(5−6), 929−941.

36 Agari, Y.; Uno, T. Estimation on thermal conductivities of filled polymers. *J. Appl. Polym. Sci.*, **1986**, 32(7), 5705−5712.

37 Agari, Y.; Ueda, A.; Nagai, S. Thermal conductivity of a polymer composite. *J. Appl. Polym. Sci.*, **1993**, 49(9), 1625−1634.

38 Bryning, M. B.; Milkie, D. E.; Islam, M. F.; Kikkawa, J. M.; Yodh, A. G. Thermal conductivity and interfacial resistance in single-wall carbon nanotube epoxy composites. *Appl. Phys. Lett.*, **2005**, 87(16), 161909.

39 Chuang, P. Y.; Huang, M. J. Model and simulation predictions of the thermal conductivity of compact random nanoparticle composites. *Int. J. Heat Mass Transf.*, **2013**, 61, 490−498.