中国科学: 物理学 力学 天文学 2026 年 第 56 卷 第 12 期: 124606
SCIENTIA SINICA Physica, Mechanica & Astronomica physcn.scichina.com
《中国科学》杂志社 SCIENCE CHINA PRESS
论 文 固体力学中材料变形和失效: 新现象、新理论专题

SA/PAAS水凝胶纤维溶胀-交联驱动的微结构与力学性能演化

金山, 刘夏*, 饶威*, 杨庆生*

北京工业大学力学系, 北京 100124
*联系人, 刘夏, E-mail: liuxia@bjut.edu.cn; 饶威, E-mail: rw@bjut.edu.cn; 杨庆生, E-mail: qsyang@bjut.edu.cn

收稿日期: 2025-12-24; 接受日期: 2026-02-04; 网络出版日期: 2026-10-16
国家自然科学基金(编号: 12572170)资助项目

摘要 本文通过湿纺法制备了海藻酸钠/聚丙烯酸钠(SA/PAAS)复合水凝胶纤维, 研究了溶胀与交联竞争机制对其微结构及力学性能的调控作用. 结果表明, 该竞争机制驱动纤维经历表面交联主导-内部溶胀塑化-网络均匀致密的三阶段演变, 从异质核壳结构逐步发展为均匀致密的双网络离子交联结构; 伴随这一过程, 纤维的最大强度提升至3.48 MPa、韧性达1.83 MJ m^{-3}, 实现了强度与韧性的协同提升, 并表现出显著的应变率敏感性与高阻尼性能(能量耗散系数>66%). 本研究揭示了溶胀/交联竞争-结构演化-性能输出的内在构效关系, 为设计高性能生物基纤维提供了理论依据.

关键词 海藻酸钠/聚丙烯酸钠, 水凝胶纤维, 溶胀-交联, 力学性能, 动态黏弹性

PACS: 68.37.Ef, 81.07.-b, 61.41.+e

1 引言

水凝胶是一类由亲水性高分子链通过物理或化学交联形成的三维网络材料, 以其高含水率、优异的生物相容性及可控的降解性, 在生物医学、柔性电子与智能材料等领域展现出重要的应用潜力[1,2]. 在众多水凝胶体系中, 天然多糖基水凝胶因其良好的环境友好性与生物可降解性而备受关注, 其中海藻酸钠(SA)作为一种从褐藻中提取的天然线性多糖, 其分子链由β-D-甘露糖醛酸(M)和α-L-古洛糖醛酸(G)单元交替构成[3–5], 可通过温和的离子交联快速成胶, 是构建生物相容性水凝胶的常用基质. 然而, 纯SA水凝胶普遍存在力学强度低、韧性不足的问题, 严重限制了其在可穿戴传感、智能纺织品、生物医学缝线及组织工程支架等领域的实际应用.

为突破上述力学性能瓶颈, 将水凝胶结构设计为一维纤维形态已成为一种有效的增强策略. 近年来, 研究者已陆续开发出湿法纺丝[6]、微流控纺丝[7]及3D打印[8]等多种水凝胶纤维制备技术. 这些研究表明, 水凝胶纤维不仅继承了本体材料的高含水率与生物相容性, 还兼具纤维材料的高比表面积、柔韧性和可编织性, 有利于发展轻质、柔性且功能可调的结构-功能一

引用格式: 金山, 刘夏, 饶威, 等. SA/PAAS水凝胶纤维溶胀-交联驱动的微结构与力学性能演化. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2026, 56: 124606
Jin S, Liu X, Rao W, et al. Swelling-crosslinking-driven microstructural and mechanical evolution in SA/PAAS hydrogel fibers (in Chinese). Sci Sin-Phys Mech Astron, 2026, 56: 124606, doi: 10.1360/SSPMA-2025-0651

© 2026《中国科学》杂志社

体化材料[9,10]. 尽管如此, 目前水凝胶纤维的制备仍面临若干关键挑战: (1) 性能难以协同提升, 多数研究侧重于单一性能优化, 难以同时实现高强度、高韧性与良好的刺激响应性[11]; (2) 结构调控精度不足, 纤维内部多孔与取向结构缺乏有效控制, 导致性能波动大、重复性差[12]; (3) 规模化制备存在矛盾, 实验室精细制备方法难以连续化放大, 而传统纺丝技术又常牺牲材料均匀性[13]. 这些瓶颈共同制约了水凝胶纤维从实验室研究走向工程化应用.

在众多纤维成型工艺中, 湿法纺丝因工艺可控性强、原料适应性广且易于连续化生产, 被视为实现高性能水凝胶纤维规模化制备的可行路径[14]. 该技术通过将聚合物溶液挤入含交联剂的凝固浴, 利用瞬时物理凝胶化或化学交联完成纤维固化, 其纺丝参数与交联动力学的匹配性直接决定纤维的微观结构与宏观性能[15]. 基于上述优点, 部分学者已经利用该技术对SA水凝胶进行纤维化, 并取得了一系列的成果. 然而, 这些研究表明, 尽管湿法纺丝已用于SA水凝胶的纤维化, 但纯SA体系仍存在两大关键问题: 一是SA纺丝液黏度极高(如1%溶液黏度可达1000–1200 mPa s), 导致可纺性差, 纺丝过程难以精确控制; 二是原生纤维力学性能不足, 强度与韧性难以满足实际需求[16,17]. 针对上述问题, 研究者常采用共混改性策略, 通过引入合成高分子与SA构建复合体系以提升可纺性与力学性能[18,19]. 聚丙烯酸钠(PAAS)是一种具有大量羧酸根基团(–COO$^-$)的水溶性聚电解质, 是其中一种有效的共混组分. 当PAAS与SA共混时, 其分子链不仅能有效调节SA纺丝液的流变性质, 降低加工难度, 其自身丰富的羧酸根基团还能与凝固浴中的Ca^{2+}发生额外的离子交联反应, 从而增强网络结构[6]. 研究表明, 在该复合体系中, SA链上的G单元可优先与Ca^{2+}形成经典的蛋盒(Egg-Box)结构, 构成初始交联网络的骨架[20]; 随后, PAAS链上更多的羧酸基团进一步与Ca^{2+}配位, 协同构建一个更为致密、牢固且稳定的双网络交联结构[21,22]. 这种协同交联效应被认为是显著提升复合水凝胶纤维力学性能的关键.

值得注意的是, 现有利用湿法纺丝制备此类复合纤维的研究, 多侧重于纺丝液组成或单一工艺参数的调整, 对纺丝过程中凝固浴处理这一关键阶段的动力学机制缺乏系统调控与深入解析. 其中, 凝固浴浸泡时间直接调控离子交换、溶剂扩散与交联反应的动力学进程, 是影响纤维最终结构与性能的核心工艺变量[23,24]. 基于此, 本文选取凝固浴浸泡时间作为核心调控变量, 系统研究其对SA/PAAS纤维交联过程与结构演化的影响规律, 以期为湿纺水凝胶纤维的工艺优化与性能设计提供理论依据. 在湿法纺丝工艺中, 凝固浴浸泡时间的关键作用已被诸多研究间接证实. 例如, 在制备壳聚糖纤维时, 通过调整在三聚磷酸钠(STPP)凝固浴中的浸泡时间(10–60 min), 可有效优化纤维的力学结构与性能[25]. 但研究也指出, 过度浸泡会导致纤维表面过度交联, 反而损害其生物相容性与功能特性(如药物缓释性能). 为优化这一过程, 学者尝试通过引入添加剂等方式来改善凝固浴内的交联动力学. 例如, Lee等人[26]在制备AgNP/海藻酸钙导电纤维时, 关键在于控制离子交换时间, 将Ag^+引入纤维骨架; Zhu和Liu[27]在纺丝液中添加交联剂丁烷四羧酸(BTCA), 并通过控制高温凝固浴中的浸泡时间引发反应; Sun等人[28]和Bi等人[29]也分别通过调控凝固浴组分或pH值, 间接影响交联速率与有效浸泡时间. 这些研究均表明, 浸泡时间是调控湿纺纤维最终性能不可忽视的关键参数.

现有研究主要关注最终性能, 而缺乏对浸泡时间驱动的结构演化路径及其对动态力学行为影响的系统机制解析. 虽然普遍认知表明水凝胶力学行为具有应变率依赖性[30], 且在循环加载下存在能量耗散与应力软化现象[31,32], 但针对由特定浸泡时间所构筑的纤维内部微观结构, 如何具体影响并调控这些动态黏弹性与疲劳行为, 目前尚缺乏清晰的机理阐释. 此外, 过度浸泡易导致纤维脆性增加等问题, 因此明确最优浸泡时间窗口及其深层作用机制, 对于平衡纤维力学性能、耐久性与功能性至关重要. 针对上述问题, 本文以海藻酸钠/聚丙烯酸钠(SA/PAAS)复合体系为模型, 采用湿法纺丝技术制备离子交联型水凝胶纤维, 系统研究凝固浴浸泡时间对纤维交联进程、微观结构及性能的影响规律. 通过调控浸泡时间, 系统分析纤维从凝胶态到干燥态的结构演化路径, 阐明溶胀-交联竞争机制对纤维网络结构的调控作用; 结合形貌观察、溶胀测试及化学结构表征, 阐明浸泡时间-微观结构-宏观性能之间的构效关系; 进一步通过考察纤维在不同应变率下的力学响应以及循环加卸载过程中的能量耗散行为, 揭示浸泡时间对纤维动态黏弹性与疲劳特性的影响机制, 最终实现高强度、高韧性及高阻尼特性的

协同优化, 为高性能生物基水凝胶纤维的可控制备与工艺设计提供理论依据和实践指导.

2　湿纺法制备水凝胶纤维

本研究采用的主要材料如下: 海藻酸钠, 提取自巨型棕色海藻, 其1%水溶液在25°C下的黏度为1000–1200 mPa s, 化学组成中甘露糖醛酸(M)与古洛糖醛酸(G)单元的含量比例约为1:1; 聚丙烯酸钠水溶液, 固含量为45 wt%, 重均分子量(M_w)约为8000; 以及纯度高于93%的氯化钙, 作为交联剂使用. 实验过程中所有溶液均采用去离子水配制.

纤维通过湿法纺丝工艺制备, 如图1所示. 首先, 将海藻酸钠溶于去离子水中, 配制质量分数为3 wt%的均一溶液. 随后, 向该溶液中定量加入聚丙烯酸钠水溶液, 调节体系中PAAS的含量至40 wt% (以SA干重为基准). 混合过程在室温下持续机械搅拌以确保组分均匀分散, 随后将所得纺丝原液静置30 min以完成脱气. 本实验所用凝固浴为0.12 mol L^{-1} $CaCl_2$水溶液. 在倒入凝固槽前, 采用磁力搅拌器以200 r min^{-1}转速持续搅拌60 min, 以确保$CaCl_2$完全溶解并使离子浓度在溶液中均匀分布. 在纺丝过程中, 凝固浴保持静态放置, 避免额外搅拌干扰射流的稳定成型.

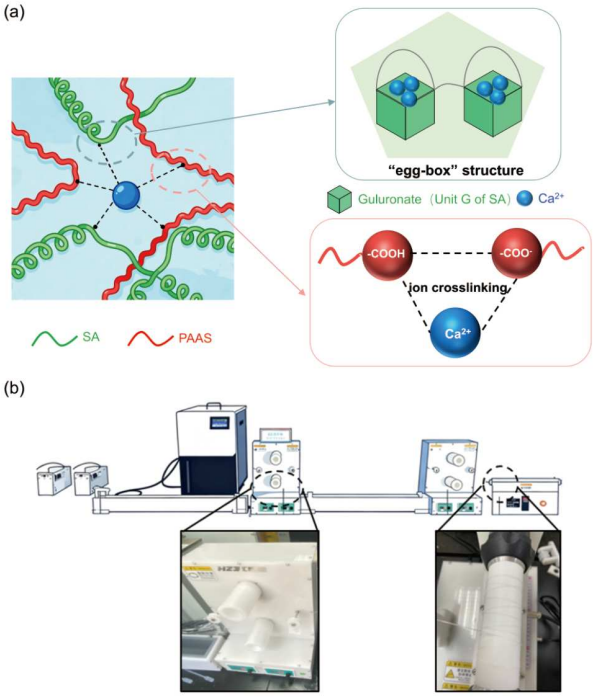


图 1　(网络版彩图) (a) SA/PAAS纤维内部交联结构; (b) 湿法纺丝过程及装置示意图

Figure 1　(Color online) (a) Internal crosslinking structure of SA/PAAS fibers; (b) schematic diagram of wet spinning process and apparatus.

纺丝过程在图1(b)所示的装置中进行. 脱气后的纺丝原液经HZ-SF-03湿法纺丝机系统配套的高推力微量注射泵输送, 通过内径为0.2 mm、长度为50 mm的平口注射针头, 垂直挤入温度为30°C、浓度为0.12 mol L^{-1}的氯化钙凝固浴中. 液流在凝固浴中通过离子交联作用瞬时凝胶化并固化成型. 初步成型的凝胶纤维由一组HZ-QS-01型牵伸机(直径为65 mm)牵引出凝固浴, 随后导入充满去离子水的清洗槽中, 以去除纤维表面残留的钙离子及其他可溶物. 清洗后的纤维再经另一组牵伸机调整张力, 最终由HZ-SJ-01型纤维收卷机收集, 获得连续的SA/PAAS纤维. 具体的纺丝工艺参数汇总于表1.

本实验选取0, 6, 12, 24, 30和36 h作为凝固浴浸泡时间梯度, 其设置依据参考湿法纺丝制备海藻酸盐水凝胶纤维的相关研究[33], 0–24 h是纤维从表面快速交联到内部网络均质化的典型演化区间, 该阶段可完整捕捉表面交联主导-内部溶胀塑化-网络均匀致密的三阶段结构演变特征; 进一步延长浸泡时间至30和36 h, 旨在验证纤维交联网络的演化饱和性, 明确过度浸泡

表 1　SA/PAAS纤维湿法纺丝工艺参数

Table 1　SA/PAAS fiber wet spinning process parameters

工艺步骤	参数名称	参数值/条件	说明
纺丝液配置	SA浓度	3 wt%	溶于去离子水
	PAAS含量	40 wt%	基于体系总质量调节
	搅拌条件	室温、持续搅拌	确保混合均匀
	脱气时间	30 min	静置去除气泡
纺丝过程	注射器针头内径	0.2 mm	毛细管规格
	注射器针头长度	50 mm	毛细管规格
	挤出温度	30°C	纺丝液挤出环境
凝固浴条件	凝固浴组成	0.12 mol L^{-1} $CaCl_2$溶液	交联固化介质
	浸泡条件	完全浸入、持续浸泡	直至纤维固化
后处理	牵伸机直径	65 mm	牵引与引出设备
	清洗介质	去离子水	去除残留凝固浴成分
	收集方式	纤维收卷机	实现连续化收集

对纤维微观结构及力学性能的影响边界. 本研究的时间梯度设置与同类水凝胶纤维制备的工艺参数选取逻辑一致, 确保了实验结果的可比性与可靠性.

从分子尺度阐释其交联机制(图1(a)), 纤维内部网络的形成是一个多步协同过程. 首先, 凝固浴中的钙离子(Ca^{2+})优先与海藻酸钠分子链上的古洛糖醛酸(G)单元配位, 形成经典的蛋盒结构[20], 构成了整个交联网络的一级刚性骨架. 在此基础上, 聚丙烯酸钠链上丰富的羧酸根基团($-COO^-$)以及部分未解离的羧基(–COOH)进一步与Ca^{2+}发生广泛的离子配位. PAAS长链与前述的SA网络相互贯穿[6], 从而构建出致密的第二重交联网络. 这种由SA-Ca^{2+}蛋盒结构作为初级骨架、PAAS-Ca^{2+}配位作为次级增强相的双网络协同模型, 显著提升了交联网络的密度与稳定性, 是赋予该复合纤维高强度与高韧性等卓越力学性能的根本原因.

3　浸泡引发的宏观形貌与微结构演变

3.1　不同浸泡时间的SA/PAAS纤维形貌演变

为深入探究纤维在凝固浴浸泡过程中的结构演变, 首先, 采用配备数码摄像系统的尼康Eclipse 50i-POL光学显微镜, 对纤维样品的宏观形貌进行观察并精确测定其直径. 将纤维样品平铺于载玻片上, 于适当放大倍数下采集光学显微图像. 利用图像分析软件, 沿纤维轴向选取至少五个不同位置测量其直径, 最终结果以平均值±标准差表示, 用以分析浸泡过程中纤维尺寸的演变规律. 随后, 为在微观尺度下直接观察纤维表面形貌的演变, 采用扫描电子显微镜(SEM)直接观察不同浸泡时间纤维样品的表面微观结构. 样品制备过程如下: 将纤维固定于导电碳带上, 经液氮淬冷(30 s)后, 转移至真空室进行冷冻干燥以保持其水凝胶态结构. 干燥后的样品在−90°C下升华10 min, 随后进行喷金处理(电流10 mA, 时间60 s). 最后, 使用日立SU8010型SEM, 在3.0 kV的加速电压下, 对样品表面形貌进行观测.

为深入揭示凝固浴浸泡过程中纤维微观结构的动态演变规律, 本研究从宏观尺度对其溶胀行为进行了系统表征. 纤维在凝固浴中的溶胀行为直接反映了水分子的渗透与扩散过程, 并与内部交联网络的演化密切相关. 为定量表征纤维在不同浸泡阶段的溶胀特性, 本研究引入了湿基含水率这个关键参数. 湿基含水率(ω)定义为

$$\omega=\frac{W_\omega-W_d}{W_\omega}\times 100\%, \tag{1}$$

其中, W_d为干态纤维总质量, W_ω为湿态纤维总质量. 为了更为直观测量溶胀过程对纤维几何尺寸的影响, 我们还采用了配备数码摄像系统的光学显微镜对不同浸泡时间下的纤维形貌进行了观察. 通过图像分析软件对纤维直径进行测量, 获得了其随浸泡时间的演变规律.

如图2所示, 随着浸泡时间从0 h增长至24 h, 纤维形貌始终保持完整, 其直径呈现持续而规律的增长: 从初始的0.20 mm逐渐增加至0.23 mm (6 h), 0.26 mm (12 h), 0.28 mm (18 h), 最终达到0.31 mm (24 h). 这一直径的单调递增直观反映了水分子在浸泡过程中持续渗入并撑开高分子网络的宏观过程. 与上述形貌变化相对应, 纤维的含水率(ω)与纤维直径均随浸泡时间呈现显著上升趋势(图2). 值得注意的是, 在浸泡时间较长、纤维直径较大的阶段(如18–24 h), 含水率上升幅度放缓, 吸水行为趋近饱和平衡. 这表明随着浸泡的深入, 水分子不仅持续渗入, 而且可能进一步促进高分子链变得更为松散, 进一步导致网络空间的扩张, 从而在宏观上表现为更为显著的溶胀. 综上, 纤维在凝固浴中经历了一个持续的、时间依赖的溶胀过程, 直接反映了水分子扩散与高分子网络响应之间的动态平衡.

为系统阐明凝固浴浸泡时间对SA/PAAS纤维结构演变的调控机制, 本研究通过宏观尺寸测量与微观形

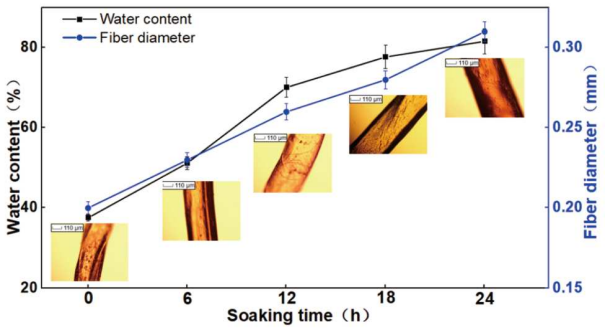


图 2　(网络版彩图) SA/PAAS纤维在不同浸泡时间下的含水率与直径变化及光学显微镜图像

Figure 2　(Color online) Changes in moisture content and diameter of SA/PAAS fibers at different soaking times and optical microscope images.

貌观察相结合的多尺度表征方法，揭示了从表面快速交联收缩到内部溶胀主导扩展，最终实现网络均质化与致密化的完整结构演化路径. 在浸泡初期(0–6 h)，结构演变由表面快速交联主导. SEM图像显示纤维表面形成粗糙、多皱褶的形貌(图3). 这归因于挤出纤维表层聚合物链与凝固浴中Ca^{2+}的瞬时、优先配位，导致表层急剧收缩与固化，形成一层非均匀的致密交联壳层[34]. 此阶段的宏观溶胀效应较弱，光学显微镜观测证实纤维直径仅从0.20 mm缓慢增长至0.23 mm (图2). 基于SEM形貌与溶胀行为的综合推断, 这种刚性壳层在受力过程中或可成为主要承力单元，理论上有望使纤维整体呈现模量与强度上升的趋势；而芯部网络交联程度不足所导致的显著壳-芯结构差异, 可能会造成应力在界面处集中，在一定程度上对材料宏观变形能力与韧性的提升形成潜在限制.

进入浸泡中期(6–18 h)，主导机制转变为内部溶胀. 随着水分子持续大量渗入，内部网络在渗透压作用下显著膨胀. 光学显微镜定量观测到纤维直径进入快速增长期, 从0.23 mm增至0.28 mm (图2), 含水率显著上升, 直接证实了强烈的溶胀效应. 这一宏观膨胀过程在微观形貌上得到直观体现：SEM图像显示，初期形成的表面皱褶被水分子的撑开作用逐渐抚平，纤维表面趋于平滑(图3)[35]. 溶胀作用使高分子链段获得充分伸展与运动能力，宏观上倾向于表现出模量降低的软化现象. 同时, 链段活动性的增强, 有望使材料在拉伸时通过大范围的链滑移与重排实现能量耗散.

进入浸泡后期(18–24 h)后，结构演化进入交联-溶胀-重排动态平衡阶段. 光学显微镜显示纤维直径仍保

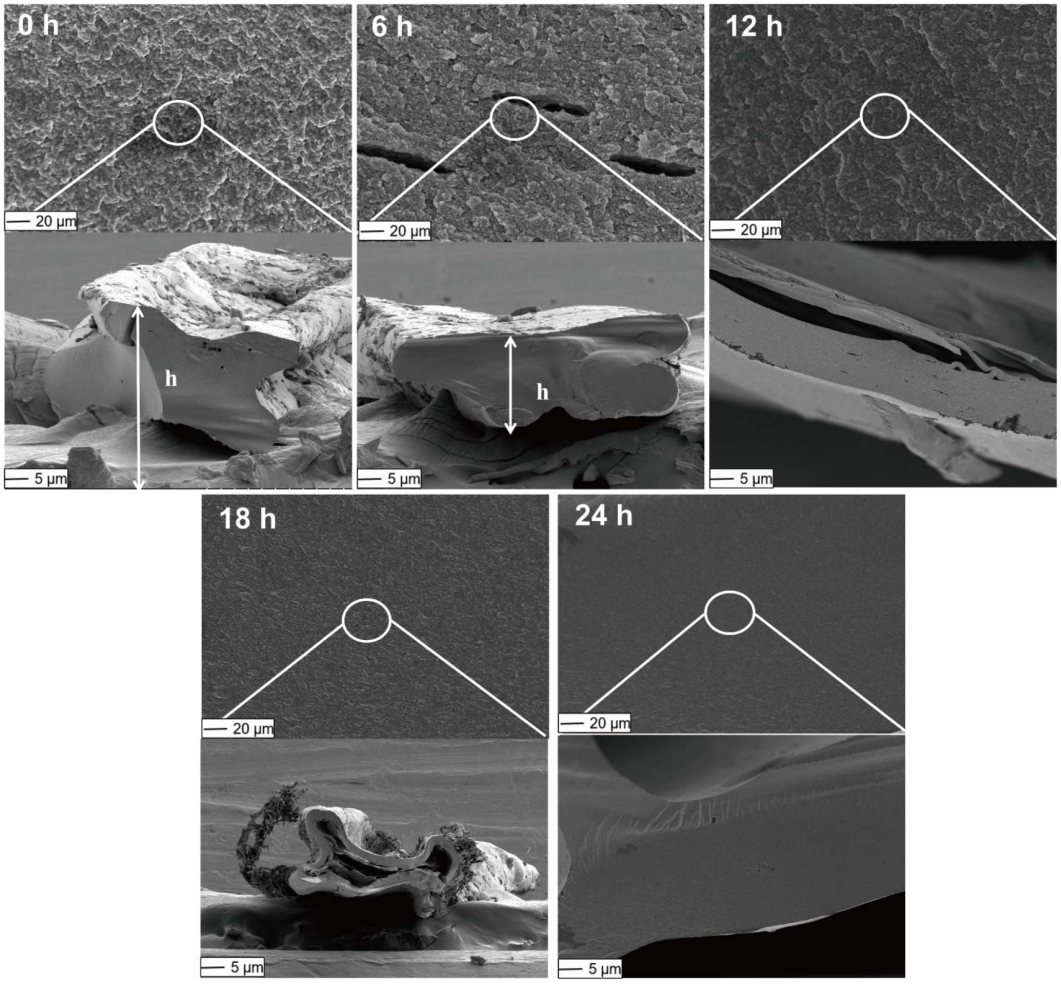


图 3　不同浸泡时间SA/PAAS纤维的SEM图像
Figure 3　SEM images of SA/PAAS fibers at different soaking times.

持明显增长, 于24 h达到0.31 mm并趋于稳定(图2), 表明溶胀接近饱和. 与此同时, 在水的增塑与传输作用下, Ca^{2+}得以更深入、均匀地扩散至纤维内部, 与SA的G单元及PAAS链上更多的羧酸根基团进行充分配位, 同时诱导高分子链发生弛豫与重构. SEM图像最终呈现出纤维表面形成致密、光滑且均匀的形貌(图3), 标志着均质、完整的三维交联网络构建完成[36]. 结合SEM观察与溶胀行为的综合分析, 末期形成的均匀致密微观结构, 有望为力学性能的协同提升提供潜在的结构基础: 一方面, 完善且均匀的交联网络有助于模量与强度的进一步强化; 另一方面, 该结构有利于缓解局部应力集中, 使材料在承载时能通过更均匀的变形耗散能量, 从而兼顾韧性表现.

3.2　不同浸泡时间的SA/PAAS纤维分子结构特征

为探究浸泡过程中纤维内部化学结构与相互作用的变化, 采用傅里叶变换红外光谱(FTIR)进行分析. 将完全干燥的纤维样品研磨后, 与溴化钾(KBr)粉末按1:100的质量比混合、压片. 使用Thermo Scientific Nicolet iS50型FTIR光谱仪进行测试, 参数设置为: 扫描次数32次, 分辨率4 cm^{-1}, 扫描波数范围400–4000 cm^{-1}. 通过分析特征吸收峰的强度与位移, 评估氢键等分子间相互作用的形成与变化.

FTIR分析从分子相互作用层面, 为理解纤维宏观力学行为的三阶段演变提供了直接的化学键合证据. 如图4(a)–(c)所示, 光谱特征的系统性变化与浸泡时间密切相关, 清晰揭示了离子交联主导向水分子增塑, 再向均匀网络平衡转变的分子机制. 在浸泡初期(0–6 h), 光谱中最显著的变化是位于~1600和~1400 cm^{-1}处的羧酸根($–COO^-$)不对称与对称伸缩振动峰明显向高波数移动(图4(c)). 这直接证实了聚合物链上的Na^+被凝固浴中的Ca^{2+}取代, 形成了更强的离子交联键合, 其典型结构即海藻酸钠G单元与Ca^{2+}配位构成的蛋盒结构[20]. 此阶段分子尺度上交联密度的急剧增加, 有望为宏观上纤维模量与拉伸强度的改善提供关键化学基础. 同时, 位于1025–1030 cm^{-1}附近的C–O–C键振动峰强度增强, 反映了糖环结构因交联固定而运动受限[37,38], 这与网络结构趋向刚性的变化相符.

随着浸泡进入中期(6–18 h), 主导机制转为水分子增塑: 3200–3300 cm^{-1}处的O–H伸缩振动峰显著加宽(图4(b)), 源于Ca^{2+}配位破坏原有链间氢键, 同时大量水分子渗入并与亲水基团形成动态氢键网络[39]. 该效应使链间作用力重组、链段运动能力增强, 为宏观材料软化及延展性提升提供了分子层面的解释.

浸泡后期(18–24 h), FTIR各特征峰的位移与峰形均趋于稳定(图4(a)–(c)), 这表明Ca^{2+}配位与水分子氢键缔合均达到动态平衡. 均匀且稳定的双网络交联结构已然形成. 这种均质化网络可实现更有效的载荷传递, 缓解应力集中, 是末期力学性能协同强化的分子基础.

综上所述, 凝固浴浸泡过程实质是Ca^{2+}由表及里扩散并与SA/PAAS双网络体系逐步、分级结合的过程. 交联增强-水分子增塑-动态平衡是驱动纤维结构演化的三类主导分子作用: 初期交联增强构建刚性外壳, 中期水分子增塑引发网络重构, 后期动态平衡形成均匀稳定的双网络. 这一结论与前述的微观形貌观察(SEM)、宏观溶胀行为分析相互印证, 共同构成了一个逻辑严谨、从宏观到微观再到分子尺度的完整证据链, 系统阐明了浸泡时间调控纤维结构与性能的内在原理.

4　SA/PAAS纤维的静、动态力学性能

本文所有力学试验均在室温(23°C±2°C)、相对湿度为50%±5%的标准环境下进行, 测试设备选用IBTC-300型原位力学试验机. 试验前对SA/PAAS纤维样品进行尺寸校准, 两端用砂纸轻微粗化后以专用夹具固定, 确保夹持段无滑移. 拉伸试验以0.1 s^{-1}的应变率进行单轴拉伸加载, 直至样品断裂. 为保证数据可靠性, 每组样品平行测试3次, 通过试验机配套数据采集系统记录完整的应力-应变曲线. 基于该曲线可进一步计算SA/PAAS纤维的断裂强度、断裂伸长率、弹性模量等关键力学性能参数, 为后续材料性能分析提供数据支撑.

4.1　SA/PAAS纤维的静态拉伸力学性能

为系统评估凝固浴浸泡时间对纤维力学行为的调控规律, 本研究通过拉伸测试获取了不同浸泡时间下纤维的完整力学响应. 图5展示了系列化测试结果: 图5(a)对比了纯SA纤维与SA/PAAS纤维在相同浸泡时间下的应力-应变曲线; 图5(b)–(e)分别量化了浸泡时间对纤维拉伸强度、断裂韧性、杨氏模量及断裂应变的

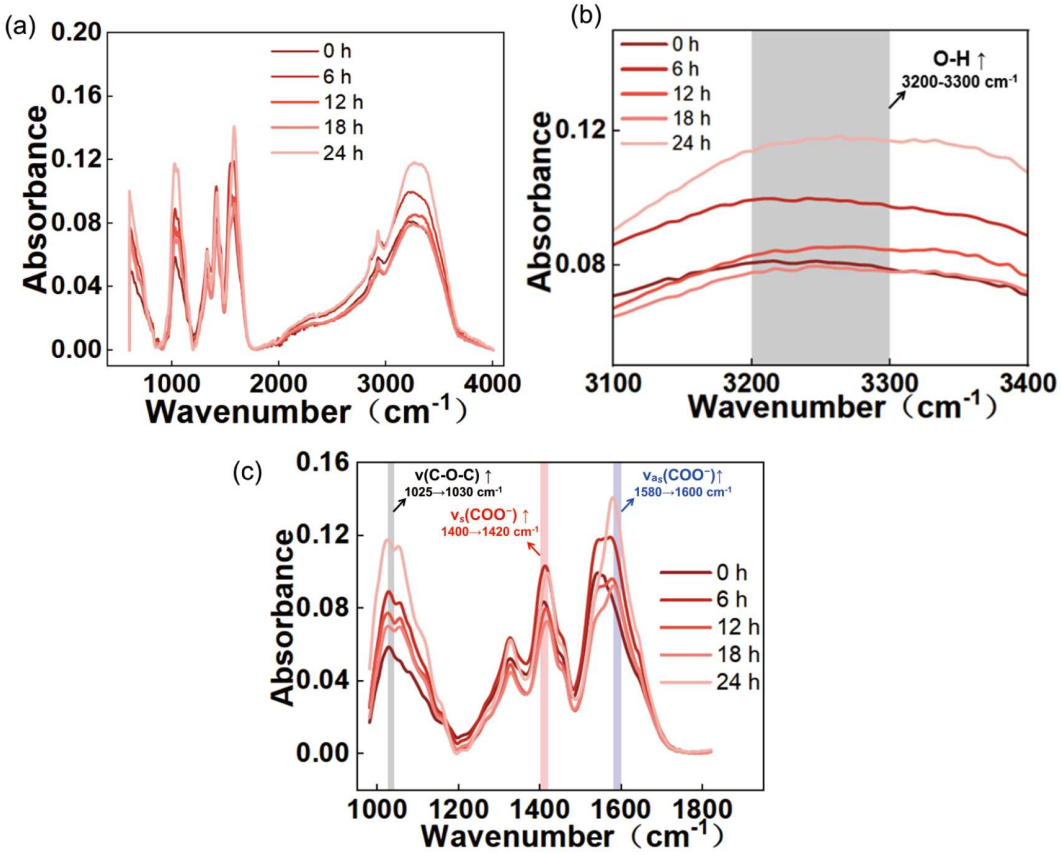


图 4　(网络版彩图) (a) 不同浸泡时间下纤维的FTIR全谱; (b) FTIR光谱在3100–3400 cm^{-1}局部放大图; (c) FTIR光谱在1000–1800 cm^{-1}局部放大图

Figure 4　(Color online) (a) Full FTIR spectra of fibers at different soaking times; (b) localized enlargement of FTIR spectrum at 3100–3400 cm^{-1}; (c) localized enlargement of FTIR spectrum at 1000–1800 cm^{-1}.

影响; 图5(f)则将本工作所得最优性能置于文献报道的水凝胶纤维强度-韧性Ashby图中进行对比定位. 基于图5(a)可以发现, 在相同工艺条件下, 添加40 wt% PAAS的复合纤维其应力-应变曲线完全包覆于纯SA纤维之上, 证实了PAAS引入对力学性能的普适性增强作用. 这一结果为后续聚焦于该复合体系、系统改变浸泡时间以优化性能提供了依据.

基于SA/PAAS体系, 图5(b)–(e)揭示了浸泡时间(0, 6, 12, 18, 24 h)对各项力学参数的精细调控. 如图5(b)所示, 拉伸强度随浸泡时间呈非单调的三阶段演化: 在初期(0–6 h)从2.34 MPa快速增至2.86 MPa; 中期(6–18 h)进入2.70–2.86 MPa间的平台期; 后期(18–24 h)再次显著上升, 于24 h达到峰值3.48 MPa. 与之关联的杨氏模量(图5(d))呈现出相似但更为复杂的变化趋势: 在0–6 h内由3.74 MPa上升至4.47 MPa, 随后在6–18 h期间下降约38.75%, 最终在18–24 h内回升至4.38 MPa. 模量先升后降再升的波动, 可能反映了网络在溶胀-交联竞争下刚性与柔性的动态调整.

在浸泡初期(0–6 h), 拉伸强度与杨氏模量的同步上升, 可结合SEM (图3)与红外光谱(图4(c))表征结果阐释. 刚性壳层的形成构成主要承力结构, 同时交联网络刚性的初步提升, 共同驱动强度与杨氏模量呈现增长趋势. 在中期(6–18 h), 拉伸强度进入平台期, 杨氏模量则出现显著下降, 这一变化与水分子增塑效应(图4(b))及微观结构的演化密切相关. 链段运动能力增强、网络柔性上升, 同时纤维溶胀(图2)引发结构软化, 共同导致强度维持稳定而模量下降. 至后期(18–24 h), 拉伸强度与杨氏模量再次回升, 与SEM (图3)表征的均匀致密微观结构及红外光谱(图4)反映的充分交联反应直接相关. 均匀致密交联网络的形成提升了载荷

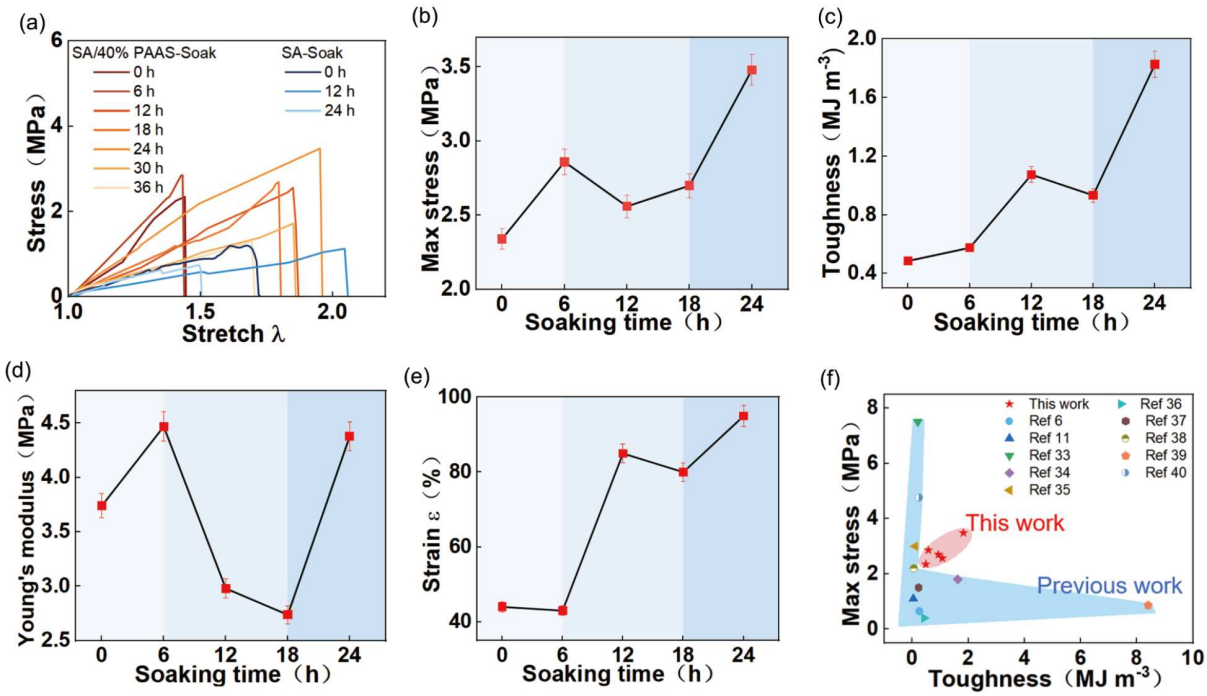


图 5　(网络版彩图)不同浸泡时间下SA/PAAS纤维的力学性能. (a) 含/不含PAAS的SA纤维在不同浸泡时间下的应力-伸长量曲线. SA/PAAS 纤维不同浸泡时间下的(b)断裂应力, (c)韧性, (d)杨氏模量和(e)断裂应变. (f) SA/PAAS纤维与其他水凝胶纤维[6,11,33,39–45]的力学性能对比

Figure 5　(Color online) Mechanical properties of SA/PAAS fibers at different soaking times. (a) Stress-stretch curves of SA fibers with/without PAAS at different soaking times. (b) Stress, (c) toughness, (d) Young's modulus, and (e) strain of SA/PAAS fibers under different soaking times. (f) Comparative mechanical properties of SA/PAAS fibers and other hydrogel fibers [6,11,33,39–45].

传递效率, 完全交联反应则增强了网络刚性与稳定性, 最终促成强度与模量的二次跃升.

与强度、模量的变化不同, 纤维的断裂韧性(断裂能, 图5(c))与延展性(断裂应变, 图5(e))展现出更强的协同增长趋势. 在浸泡初期(0–6 h), 韧性由0.49 MJ m^{-3} 增至0.58 MJ m^{-3}, 此时断裂应变稳定在约44%, 韧性提升主要源于强度增加. 通过SEM (图3)分析可知, 此阶段尚未观察到明显的微观结构不均一性, 这种相对稳定的微观状态为强度的小幅提升提供了结构支撑, 进而主导了韧性的初步增长. 在中期(6–18 h), 断裂应变大幅提升(从43%至80%以上), 驱动韧性实现跨越式增长(最高至1.07 MJ m^{-3}). 微观结构均质化(图3)减少了应力集中, 同时链段运动能力增强拓展了变形空间, 共同构成韧性跃升的核心驱动力. 至后期(18–24 h), 断裂应变进一步增至95%, 同时韧性于24 h达到最大值1.83 MJ m^{-3}, 标志着材料在保有高强度的同时实现了高延展性, 从而获得了优异的综合增韧效果. 均匀致密交联网络(图3)实现了高效载荷传递与均匀能量耗散, 且网络刚性与链段运动能力达成平衡(图4), 最终促成强度、延展性与韧性的协同优化.

值得注意的是, 当浸泡时间进一步延长至30和36 h, 纤维的力学性能呈现衰减趋势(图5(a)), 其断裂强度与断裂应变均显著低于24 h样品的峰值. 这一现象表明, 在达到最优的溶胀-交联-重排动态平衡后, 持续的浸泡将引发破坏性过程. 过度溶胀可能过度拉伸并稀释已形成的交联网络, 而长期的离子环境也可能诱发部分交联点的解离或重组, 共同导致网络结构的弱化与性能衰退. 这一观察明确了该体系在所述工艺条件下的性能边界, 将24 h确定为理想的浸泡时长.

为进一步凸显浸泡时间对纤维性能的调控作用, 将本研究中性能最优的纤维(浸泡24 h)与文献报道的多种水凝胶纤维进行对比(图5(f), Ashby图)[6,11,33,39–45]. 该纤维的数据点位于图表右上方区域, 表明其在强度与韧性两个关键指标上实现了良好平衡与协同提升. 尽管部分文献体系在单一性能上可能更为突出, 但本研究通过调控浸泡时间所实现的溶胀-交联动态平衡,

使纤维在保持较高强度(~3.48 MPa)的同时，其韧性(~1.83 MJ m^{-3})仍处于同类生物基纤维的先进水平. 这凸显了本研究工艺策略在实现力学性能均衡优化方面的独特潜力.

4.2 SA/PAAS纤维的动态力学行为

为进一步探究上述高强高韧纤维的宏观力学机理, 揭示其动态承载与能量耗散特性, 本文对其应变率敏感性进行了系统表征. 应变率响应是评估黏弹性材料内部网络松弛行为与动态力学性能的关键指标，尤其可反映离子交联水凝胶中键合可逆性、链段活动性及水分迁移对宏观力学行为的影响[46]. 为此，本研究选取经24 h浸泡优化的SA/PAAS纤维, 在0.001, 0.01和0.1 s^{-1}三种应变率下进行单轴拉伸测试，旨在通过其应力-应变响应与断裂行为的率相关性, 阐明该纤维在动态加载下的力学演变规律及其结构根源. 如图6(a)所示，SA/PAAS纤维的力学性能表现出显著的应变率依赖性，这一系列行为明确印证了其作为典型黏弹性材料的本质，并证实了纤维在经过24 h浸泡后已完全转变为离子交联水凝胶纤维.

应变率相关的力学响应进一步揭示了SA/PAAS纤维实现高强高韧性能的结构机理. 如图6(b)所示, 随着应变率从0.001 s^{-1}提高至0.1 s^{-1}，纤维的拉伸强度由1.126 MPa显著提升至2.968 MPa，同时杨氏模量从1.33 MPa增至5.48 MPa，表明在高应变率下材料仍保持并增强了其高强度与高刚性特征. 这一率硬化行为主要源于其均匀致密的离子交联网络: 在快速加载时，动态离子键与高分子链来不及发生充分重排, 网络瞬时承载能力增强, 从而在外力作用下表现出优异的即时抗拉性能[47]. 尽管断裂伸长量随应变率提高有所下降(从3.41降至1.65), 但能量吸收(韧性)却从0.85 MJ m^{-3}显著上升至2.33 MJ m^{-3} (图6(c)). 这说明在高应变率下, 该纤维的能量耗散能力不降反升，进一步印证了其高韧性本质. 其机理在于均匀网络能迅速传递应力，促使更多离子交联点同步参与可逆断裂与重组，同时内部水分子在快速变形中产生显著的黏性阻力，共同实现了高效的机械能耗散[48]. 这一变形过程表明，该纤维在不同应变率下均能协同维持较高的强度、刚度与能量吸

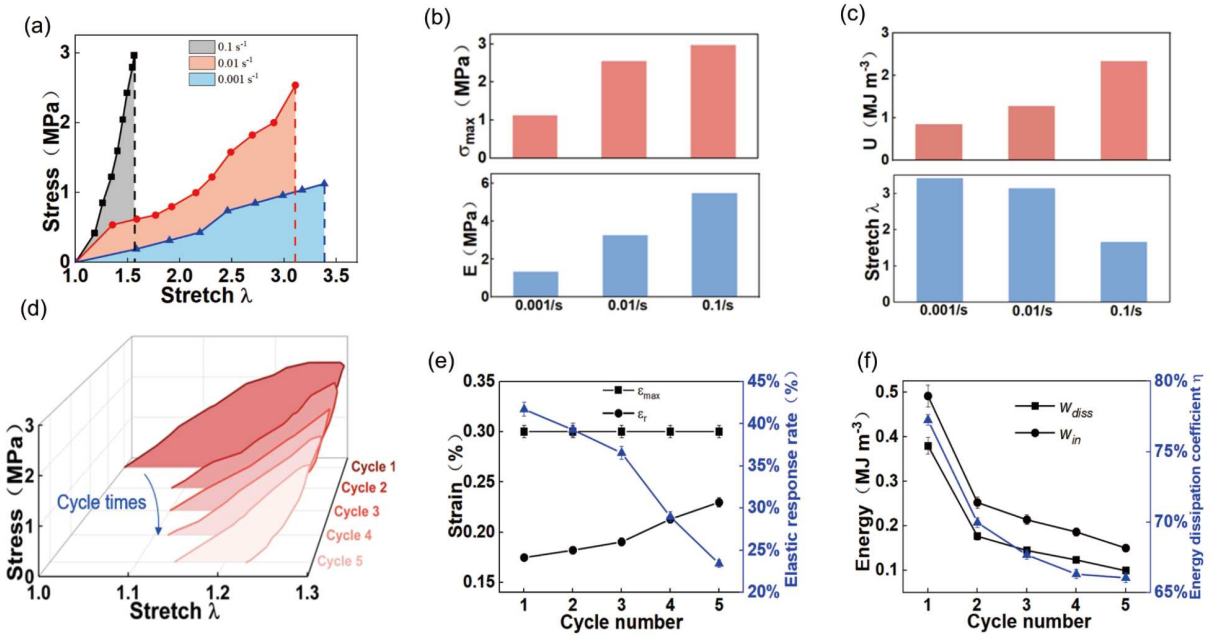


图 6　(网络版彩图) SA/PAAS纤维不同应变率测试下的(a)应力-伸长量曲线, (b)应变率-应力(σ_{max})-杨氏模量(E)图和(c)应变率-能量吸收(U)-伸长量图. SA/PAAS纤维加卸载测试下的(d)应力-伸长量曲线, (e)循环次数-应变-弹性回复率曲线和(f)循环次数-能量-能量耗散系数曲线

Figure 6　(Color online) (a) Stress-stretch curve, (b) strain rate-stress (σ_{max})-Young's modulus (E) diagram, and (c) strain rate-energy absorption (U)-stretch diagram of SA/PAAS fiber testing at different strain rates. (d) Stress-stretch curve, (e) cycle count-strain-elastic recovery rate curve, and (f) cycle count-energy-energy dissipation coefficient curve of SA/PAAS fiber loading and unloading.

收能力，这不仅体现了其作为离子交联水凝胶的典型黏弹性，更从动态力学角度证实：通过浸泡调控所构建的均匀致密网络结构，是同时实现高强、高韧及优异动态性能的关键所在.

为进一步评估高强高韧SA/PAAS纤维在动态服役条件下的结构稳定性与能量耗散特性，本文对其进行了循环加卸载测试. 材料的疲劳与阻尼行为与其内部动态交联网络的可逆性、链段重排及损伤演化密切相关，是决定其在长期或反复受力场景中可靠性的关键[49]. 在0.01 s^{-1}的应变率下对纤维进行五次连续加卸载循环, 通过分析应力-应变滞回环的演变、残余应变累积及能量耗散行为，从动态力学角度阐释其网络弹性、损伤容限与高韧性的微观机理. 为了有效地表征纤维的残余应变累积及能量耗散行为，分别定义了纤维的弹性回复率与能量耗散系数, 即

$$a = \frac{\varepsilon_{\max} - \varepsilon_r}{\varepsilon_{\max}} \times 100\%, \tag{2}$$

$$\eta = \frac{W_{\text{diss}}}{W_{\text{in}}} \times 100\%, \tag{3}$$

其中，a是材料网络的回弹性或弹性恢复能力，ε_r是材料在本次循环的不可逆(塑性)变形程度，$\varepsilon_{\max}$是材料在本次循环的最大变形程度. W_{diss}是本次循环的耗散能量，代表了本次循环中，材料以非共价键断裂、分子链永久滑移等形式不可逆耗散掉的能量. W_{in}是本次循环的输入能量, 代表了本次循环中, 外界对材料所作的机械功. η量化了材料在单次循环中将输入能量转化为耗散能量的效率, 值越高, 说明材料阻尼性能越好, 减震吸能能力越强.

测试结果表明，纤维在循环加载下不仅表现出显著的Mullins效应，还具有显著的高阻尼特性(图6(d)), 这与其基于离子配位的动态交联网络本质直接相关. 具体而言，随循环次数增加，残余应变ε_r逐渐累积(图6(e))，同时弹性回复率相应下降. 这一现象说明, 每次循环均会对网络造成部分不可逆损伤，如弱离子键或氢键的断裂、分子链的永久滑移等，从而导致网络回弹性能逐渐软化，并呈现出一定的塑性特征[32]. 尽管网络在循环中逐渐软化，输入能量与耗散能量均逐次减小(图6(f))，但能量耗散系数η始终维持在较高水平. 这意味着材料在每次循环中仍能高效地将输入的机械功转化为热能等耗散能量，表现出优异的阻尼性能. 其机理在于: 即便部分弱键发生断裂, 网络中大量动态的Ca^{2+}配位键仍可在外力作用下发生可逆的断裂与重组，同时内部水分子在循环变形中持续产生黏性阻力, 二者协同实现了持续的能量耗散[50]. 因此, 材料在累积损伤的同时，依然保持了良好的能量耗散能力与耐疲劳特性. 综上，循环加卸载行为从动态载荷角度进一步证实，本研究通过调控浸泡时间所构建的均匀离子交联双网络，不仅赋予纤维优异的静态力学性能，更使其具备良好的结构弹性与损伤容限. 该网络在循环应力下通过动态键合的可逆解离与重组，实现了能量的持续高效耗散，从而在动态及长期载荷下仍能保持可靠的力学表现.

5　结论

本研究通过系统调控湿法纺丝工艺中的凝固浴浸泡时间, 成功实现了SA/PAAS复合水凝胶纤维力学性能的协同优化. 研究发现, 凝固浴浸泡时间是调控纤维结构与性能的关键工艺参数. 通过控制浸泡时间, 可引导纤维经历表面交联主导-内部溶胀塑化-网络均匀致密三阶段结构演变, 进而实现力学性能从强化、增韧到强韧协同的转变. 在浸泡时间为24 h时，纤维获得最优综合性能，其拉伸强度、断裂韧性及杨氏模量分别达到3.48 MPa, 1.83 MJ m^{-3}和4.38 MPa. 进一步微观研究揭示, 纤维的高性能源于其均匀致密的双网络结构. 该结构由SA与Ca^{2+}形成的蛋盒交联骨架和PAAS参与的离子配位网络共同构成, 在静态与动态载荷下均表现出良好的应力传递与能量耗散能力. 应变率敏感性测试表明纤维具备显著的率强化效应与高能量吸收特性；循环加卸载测试进一步证实其具有高且稳定的能量耗散系数(约66%), 体现出优异的抗疲劳与阻尼性能.

本研究从工艺-结构-性能关联的角度，阐明了通过控制动力学过程实现材料性能可控制备的途径. 通过简单调控浸泡时间即可在不引入复杂化学改性的前提下实现性能协同优化，从而提升工作对湿纺水凝胶纤维规模化制备的指导价值. 该策略不仅为高性能生物基水凝胶纤维的开发提供了理论依据与工艺参考, 也为面向可穿戴设备、柔性传感及生物医用等领域的动态承载纤维材料设计提供了可借鉴的方法学思路. 未来工作可进一步探索多场耦合条件下浸泡时间的调控机制，以及该工艺在连续化、规模化纺丝中的应用潜力, 以推动该类材料走向实际应用.

参考文献

1 Kasai R D, Radhika D, Archana S, et al. A review on hydrogels classification and recent developments in biomedical applications. Int J Polym Mater Polym Biomater, 2022, 72: 1059–1069

2 Guo Y, Wang M, Zhang Y, et al. Advanced hydrogel material for colorectal cancer treatment. Drug Deliver, 2024, 32: 2446552

3 George A, Sanjay M R, Srisuk R, et al. A comprehensive review on chemical properties and applications of biopolymers and their composites. Int J Biol Macromol, 2020, 154: 329–338

4 Vieira M G A, da Silva M A, dos Santos L O, et al. Natural-based plasticizers and biopolymer films: A review. Eur Polym J, 2011, 47: 254–263

5 Farokhi M, Jonidi Shariatzadeh F, Solouk A, et al. Alginate based scaffolds for cartilage tissue engineering: A review. Int J Polym Mater Polym Biomater, 2019, 69: 230–247

6 Li S, Chandra Biswas M, Ford E. Dual roles of sodium polyacrylate in alginate fiber wet-spinning: Modify the solution rheology and strengthen the fiber. Carbohydr Polyms, 2022, 297: 120001

7 Du X, Li Q, Wu G, et al. Multifunctional micro/nanoscale fibers based on microfluidic spinning technology. Adv Mater, 2019, 31: 1903733

8 Chen G, Liang X, Zhang P, et al. Bioinspired 3D printing of functional materials by harnessing enzyme-induced biomineralization. Adv Funct Mater, 2022, 32: 2113262

9 Shuai L, Guo Z H, Zhang P, et al. Stretchable, self-healing, conductive hydrogel fibers for strain sensing and triboelectric energy-harvesting smart textiles. Nano Energy, 2020, 78: 105389

10 Ayatullah Hosne Asif A K M, Rahman M, Sarker P, et al. Hydrogel fibre: Future material of interest for biomedical applications. J Text Sci Technol, 2019, 05: 92–107

11 Li M, Chen X, Li X, et al. Wearable and robust polyimide hydrogel fiber textiles for strain sensors. ACS Appl Mater Interfaces, 2021, 13: 43323–43332

12 Shao L, Hou R, Zhu Y, et al. Pre-shear bioprinting of highly oriented porous hydrogel microfibers to construct anisotropic tissues. Biomater Sci, 2021, 9: 6763–6771

13 Wan Z, Ma P, Yu P, et al. Continuous dual-network alginate hydrogel fibers with superior mechanical and electrical performance for flexible multi-functional sensors. Int J Biol Macromol, 2024, 273: 133151

14 Zhou Z, Chen S, Han Z, et al. Continuous preparation of the record strength and toughness hydrogel fibers with a homogeneous crosslinked network by microcrystalline dispersed growth. Adv Funct Mater, 2025, 35: 2415354

15 Kong L, Ziegler G R. Fabrication of κ-carrageenan fibers by wet spinning: Spinning parameters. Materials, 2011, 4: 1805–1817

16 Guo X, Wang Y, Qin Y, et al. Structures, properties and application of alginic acid: A review. Int J Biol Macromol, 2020, 162: 618–628

17 Wang B, Wan Y, Zheng Y, et al. Alginate-based composites for environmental applications: A critical review. Crit Rev Environ Sci Tech, 2019, 49: 318–356

18 Rashtchian M, Hivechi A, Bahrami S H, et al. Fabricating alginate/poly(caprolactone) nanofibers with enhanced bio-mechanical properties via cellulose nanocrystal incorporation. Carbohydr Polyms, 2020, 233: 115873

19 He Y, Zhang N, Gong Q, et al. Alginate/graphene oxide fibers with enhanced mechanical strength prepared by wet spinning. Carbohydr Polyms, 2012, 88: 1100–1108

20 Wang Y, Zhao Y, He J, et al. Doubling growth of egg-box structure during Calcium-mediated molecular assembly of alginate. J Colloid Interface Sci, 2023, 634: 747–756

21 Sarkar A K, Pal A, Ghorai S, et al. Efficient removal of malachite green dye using biodegradable graft copolymer derived from amylopectin and poly(acrylic acid). Carbohydr Polyms, 2014, 111: 108–115

22 Xu C, Yan Y, Tan J, et al. Biodegradable nanoparticles of polyacrylic acid-stabilized amorphous $CaCO_3$ for tunable pH-responsive drug delivery and enhanced tumor inhibition. Adv Funct Mater, 2019, 29: 1808146

23 Saarai A, Sedlacek T, Kasparkova V, et al. On the characterization of sodium alginate/gelatine-based hydrogels for wound dressing. J Appl Polym Sci, 2012, 126: E79

24 Boateng J, Burgos-Amador R, Okeke O, et al. Composite alginate and gelatin based bio-polymeric wafers containing silver sulfadiazine for wound healing. Int J Biol Macromol, 2015, 79: 63–71

25 Pati F, Adhikari B, Dhara S. Development of ultrafine chitosan fibers through modified wetspinning technique. J Appl Polym Sci, 2011, 121:

1550–1557
26 Lee T H, Kim J H, Lee J Y. Fabrication of highly conductive fibers by metal ion-exchange using a simply modified wet-spinning process. Macromol Res, 2018, 25: 1230–1236
27 Zhu P, Liu J. Preparation and properties of cross-linked regenerated cellulose fibers. J Text Sci Eng, 2018, 08: 354
28 Sun J, Guo J, Qian Y, et al. Humidity-responsive guar gum fibers by wet spinning. Langmuir, 2022, 38: 15327–15339
29 Bi X, Li J, Guo J, et al. A novel *in-situ* crosslinking wet spinning method for promoting the strength of CNC/alginate fiber. Polymer, 2025, 325: 128313
30 Luo K, Upadhyay K, Subhash G, et al. Transient-state rheological behavior of poly(ethylene glycol) diacrylate hydrogels at high shear strain rates. Macromolecules, 2019, 52: 5860–5871
31 Khoushabi A, Wyss C S, Caglar B, et al. Tailoring swelling to control softening mechanisms during cyclic loading of PEG/cellulose hydrogel composites. Compos Sci Tech, 2018, 168: 88–95
32 Bai R, Yang J, Suo Z. Fatigue of hydrogels. Eur J Mech-A Solids, 2019, 74: 337–370
33 Zhang Q, Huang Z, Jiang H, et al. “Bamboo-like” strong and tough sodium alginate/polyacrylate hydrogel fiber with directional controlled release for wound healing promotion. Carbohydr Polyms, 2025, 347: 122761
34 Zhang R, Lei L, Song Q, et al. Calcium ion cross-linking alginate/dexamethasone sodium phosphate hybrid hydrogel for extended drug release. Colloids Surfs B-Biointerfaces, 2019, 175: 569–575
35 bt Ibrahim S F, Mohd Azam N A N, Mat Amin K A. Sodium alginate film: The effect of crosslinker on physical and mechanical properties. IOP Conf Ser-Mater Sci Eng, 2019, 509: 012063
36 Liu X, Wu Z, Jiang D, et al. A highly stretchable, sensing durability, transparent, and environmentally stable ion conducting hydrogel strain sensor built by interpenetrating Ca^{2+}-SA and glycerol-PVA double physically cross-linked networks. Adv Compos Hybrid Mater, 2022, 5: 1712–1729
37 Chhatbar M U, Prasad K, Chejara D R, et al. Synthesis of sodium alginate based sprayable new soft gel system. Soft Matter, 2012, 8: 1837–1844
38 Sharma S, Sanpui P, Chattopadhyay A, et al. Fabrication of antibacterial silver nanoparticle-sodium alginate-chitosan composite films. RSC Adv, 2012, 2: 5837–5843
39 Yan M, Shi J, Tang S, et al. Strengthening and toughening sodium alginate fibers using a dynamically cross-linked network of inorganic nanoparticles and sodium alginate through the hydrogen bonding strategy. New J Chem, 2021, 45: 10362–10372
40 Bai Z, Jiang J, Zhu H, et al. Multi-network PVA/SA aerogel fiber: Unveiling superior mechanical, thermal insulation, and extreme condition stability. Polym Degrad Stab, 2024, 223: 110734
41 Han Y, Zhou Z, Bao D, et al. Quantitative study on the performance of CMCS/SA composite fibers by regulating the hydrogen bonding proportions. New J Chem, 2022, 46: 12864–12872
42 Dong L, Ren M, Wang Y, et al. Sodium alginate-based coaxial fibers synergistically integrate moisture actuation, length tracing, humidity sensing, and electric heating. Mater Horiz, 2024, 11: 4769–4780
43 Zhang Z, Bai Z, Che J, et al. Double-crosslinked sodium alginate fibers with flame-retardant and super-hydrophilic properties for enhanced mechanical performance. J Mater Sci, 2025, 60: 14820–14836
44 Cui L, Lu Y, Wang J, et al. High-performance sodium alginate fiber-reinforced polyvinyl alcohol hydrogel for artificial cartilage. Coatings, 2025, 15: 893
45 Zdiri K, Cayla A, Elamri A, et al. Alginate-based bio-composites and their potential applications. J Funct Biomater, 2022, 13: 117
46 Li X, Roth C C, Mohr D. Machine-learning based temperature- and rate-dependent plasticity model: Application to analysis of fracture experiments on DP steel. Int J Plast, 2019, 118: 320–344
47 Liu H, Guan S, Wang P, et al. Super tough anti-freezing and antibacterial hydrogel with multi-crosslinked network for flexible strain sensor. Small, 2025, 21: 2407870
48 Feng S, Liu Z, Yang J, et al. Effect of the shape of hydrogel samples on their stretch-fracture properties. J Appl Polym Sci, 2023, 141: e55139
49 Shi W, Zhou T, He B, et al. Dynamic-bond-mediated chain reptation enhances energy dissipation of elastomers. Angew Chem Int Ed, 2024, 63: e202401845
50 Diani J, Fayolle B, Gilormini P. A review on the Mullins effect. Eur Polym J, 2009, 45: 601–612

Swelling-crosslinking-driven microstructural and mechanical evolution in SA/PAAS hydrogel fibers

JIN Shan, LIU Xia*, RAO Wei* & YANG Qingsheng*

Department of Mechanics, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China
**Corresponding authors (LIU Xia, email: liuxia@bjut.edu.cn; RAO Wei, email: rw@bjut.edu.cn; YANG Qingsheng, email: qsyang@bjut.edu.cn)*

In this study, sodium alginate/sodium polyacrylate (SA/PAAS) composite hydrogel fibers were fabricated via wet spinning. We investigated how the competition between swelling and crosslinking regulates the fiber's microstructure and mechanical properties. Results show that this competition drives the fiber through a three-stage evolution: surface crosslinking dominance–internal swelling plasticization–network homogenization and densification, transforming the fiber from a heterogeneous core-shell structure into a homogeneous, dense double-network ionically crosslinked architecture. Concomitantly, the fiber achieves a synergistic enhancement of strength and toughness, with a maximum strength of 3.48 MPa and toughness of 1.83 MJ m^{-3}, along with notable strain-rate sensitivity and high damping capacity (energy dissipation coefficient > 66%). This work reveals the intrinsic structure-property relationship of swelling/crosslinking competition–structural evolution–performance output, providing a theoretical basis for the design of high-performance bio-based fibers.

sodium alginate/sodium polyacrylate, hydrogel fibers, swelling-crosslinking, mechanical properties, dynamic viscoelasticity

PACS: 68.37.Ef, 81.07.-b, 61.41.+e

doi: 10.1360/SSPMA-2025-0651