·综述·

高强韧水凝胶纤维研究进展

马 萁 李维政* 严 锋*

(苏州大学材料与化学化工学部 苏州 215123)

摘要：水凝胶纤维是以水凝胶为基体、呈纤维形态的一类智能材料，其融合了水凝胶材料的高含水量、生物相容性等多元特性，以及纤维结构所特有的优异力学延展性与可编织性。随着新一代柔性电子、智能传感及可穿戴器件向轻量化、高柔性、长服役寿命方向快速迭代，对水凝胶纤维的力学强度、韧性及结构稳定性也提出了更高要求。本文首先综述了高强度高韧性水凝胶纤维的常用制备方法；其次，系统分析了调控水凝胶纤维机械性能的主要策略，包括化学交联、物理交联以及微观有序结构的构建等；随后，介绍了高强韧水凝胶纤维在柔性电子、高性能光纤、智能纺织品和阻尼纱线等领域的应用；最后，对高强度高韧性水凝胶纤维未来发展所面临的挑战与机遇进行了展望。

关键词：水凝胶纤维；制备工艺；力学性能；物理交联；有序结构

Research Progress on High-strength and High-toughness Hydrogel Fibers

MA Qi, LI Wei-zheng*, YAN Feng*

(*College of Chemistry Chemical Engineering and Materials Science, Soochow University, Suzhou 215123*)

Abstract: Hydrogel fibers are hydrogel-based smart materials with fiber morphologies. They integrate the diverse properties of hydrogel materials, such as high water content and biocompatibility, with the exceptional mechanical properties and wearability inherent to fibrous structures. With the new generation of flexible electronics, smart sensors, and wearable devices rapidly evolving towards lightweight, highly flexible, and long-service-life designs, higher demands are required on the mechanical strength, toughness, and structural stability of hydrogel fibers. This paper first reviews the common preparation methods for high-strength, high-toughness hydrogel fibers. Subsequently, it systematically analyzes the major strategies for regulating the mechanical properties of hydrogel fibers, including chemical cross-linking, physical cross-linking, and the construction of micro-ordered structures. Subsequently, it introduces the applications of high-strength, high-toughness hydrogel fibers in fields such as flexible electronics, high-performance optical fibers, smart textiles, and damping yarns. Finally, the challenges and opportunities for the future development of high-strength, high-toughness hydrogel fibers are discussed.

Keywords: Hydrogel fibers; Preparation methods; Mechanical properties; Physical cross-linking; Ordered structure

引用：马萁, 李维政, 严锋. 高强韧水凝胶纤维研究进展. 高分子通报, **2026**, 39(1), 153–177.

Citation: Ma, Q.; Li, W. Z.; Yan, F. Research progress on high-strength and high-toughness hydrogel fibers. *Polym. Bull.* (in Chinese), **2026**, 39(1), 153–177.

高分子水凝胶专题；2025-10-20 收稿，2025-11-19 录用，2025-12-22 网络出版

基金项目：国家自然科学基金(基金号 52333002，22522508，52403166)，江苏省碳达峰碳中和科技创新专项基金(基金号 BK20220007)，江苏省自然科学基金(基金号 BK20240823)

* 通信联系人：李维政，E-mail: wzli@suda.edu.cn；严锋，E-mail: fyan@suda.edu.cn

doi: 10.14028/j.cnki.1003-3726.2025.25.305

水凝胶，一种由亲水性聚合物网络构筑、富含水分的“软湿”材料，因其与生物组织相适配的力学性能、优异的生物相容性、可调的理化性质及刺激响应性，在生物医学工程和柔性电子等诸多前沿领域展现出巨大的应用潜力。然而，传统水凝胶受限于其块体形态，在承受高机械载荷、复杂形变或处于动态力学载荷环境等严苛条件时，其实际应用与性能发挥受到严重制约。纤维作为自然界和工程领域中承载应力的基本单元和理想形态，具有独特优势。一维结构赋予了纤维高长径比、优异的力学性能以及易于编织/集成的特性。然而，传统的合成纤维质地坚硬，与生物界面的机械匹配性差，在体内应用中易引发显著的免疫排斥反应。基于此，水凝胶纤维，一种兼具水凝胶本征特性(如高含水量、生物相容性等)与纤维结构特征(如高长径比、优异力学性能等)的材料应运而生并展现出显著优势。这种材料融合了水凝胶与纤维结构的双重优势，为构建复杂仿生结构(如人工肌肉、神经束、血管网络)及功能织物提供了理想的材料基元。同时，其纤维形态易于集成导电、传感和导光等功能组分，是下一代智能可穿戴设备及生物电子界面的理想载体，有望克服传统刚性纤维的局限性，成为生物医学、传感及光电等领域的理想候选材料[1~4]。

为进一步拓展水凝胶纤维的应用范围，开发高性能、高韧性水凝胶纤维已成为该研究领域最活跃、最具吸引力的前沿方向之一。研究者们致力于开发先进纺丝技术、探索新型增强机制，在保持水凝胶固有生物相容性、高含水率等优点的同时，赋予其媲美甚至超越天然肌腱、合成纤维的卓越力学性能(如高强度、高韧性、高延展性和优异抗疲劳性)和丰富的功能特性[5~8]。这一领域的蓬勃发展，不仅深化了对水凝胶微观网络结构与宏观力学行为间构效关系的理解，更显著拓宽了其在高强度生物医用材料(如人工韧带、缝合线)、可拉伸/自愈合电子器件、自适应驱动与传感和先进柔性防护装备等领域的应用前景[9~17]。

本综述旨在系统梳理近年来高性能高韧性水凝胶纤维研究领域的重要进展。详细评述当前制备水凝胶纤维的主流技术，包括模板法、提拉纺丝法、直接挤出法、微流控纺丝法、湿法纺丝法以及动态聚合技术等，重点分析其制备原理、技术特点及各自的优势与局限，深入剖析影响水凝胶纤维力学性能的关键因素，阐述如何通过精准调控交联网络结构和构建微观有序性，实现其高强度、高模量、高韧性(如高断裂能、高疲劳阈值)，总结了水凝胶纤维的核心设计原则与强化机制。最后，重点介绍了具有导电、传感和导光等功能的智能水凝胶纤维在柔性电子、高性能光纤、智能纺织品以及阻尼纱线等领域的创新应用。通过系统梳理该领域的研究脉络与前沿动态，本综述期望为高性能仿生纤维的基础研究提供新视角，为高性能高韧性水凝胶纤维材料的设计与制备注入新思路。

1 水凝胶纤维的制备工艺和方法

水凝胶纤维作为一种集柔性、生物相容性与功能可设计性于一体的先进材料，其结构参数(如直径)与功能特性高度依赖于制备工艺。当前主流技术主要包括模板法、提拉纺丝法、挤出法、微流控法、湿法纺丝法和动态聚合纺丝技术等，这些方法通过精准调控成型过程，实现了纤维从微米至纳米尺度的可控制备及多样化核–壳复合结构设计。本章将系统梳理水凝胶纤维制备的核心方法，剖析不同技术的作用机制与应用体系，为面向不同需求的水凝胶纤维材料的设计建立工艺路径优化的依据。

1.1 模板法

制备水凝胶纤维最常见、最普遍的策略之一是模板法。模板法利用模板内预先设计好的微通道结构来引导水凝胶前驱体溶液成型，并通过原位交联固化形成纤维，其核心原理是物理限域成型。将含有单体、聚合物、交联剂、引发剂或可凝胶化物质(如海藻酸钠、明胶等)的水凝胶前驱体溶液注入模板的微通道中。溶液依靠毛细作用力或外加压力填充整个通道。在微通道的限制下，对前驱体溶液进行光聚合、热聚合或物理交联(离子交联)，使其发生凝胶化，形成水凝胶纤维。待纤维凝胶化完全或具有一定强度后，将已成型的水凝胶纤维从微通道中取出，从而得到目标水凝胶纤维(图1a)。模板法具有制备过程简单、尺寸和形貌精确以及材料兼容性相对广泛的优点，可用于制备直径100~3000 μm的纤维。常用的模板又可分为硬模板(玻璃毛细管、微流控芯片等)和软模板(聚氯乙烯管、硅胶管、牺牲模板等)[18~20]。例如，Wang等[21]将含有聚乙烯醇(PVA)

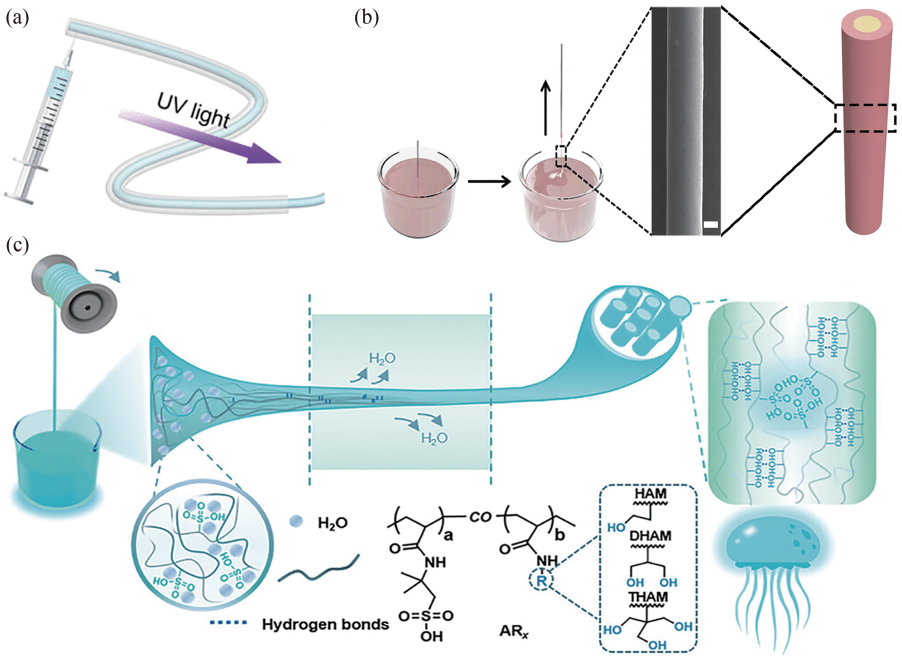
(15 wt%)，羟乙基纤维素(1.0 wt%)以及温敏颗粒(5 mg·mL^{-1})的溶液注入内径为 0.8 mm 的聚氯乙烯管中，经过3次冻融循环后，利用聚氯乙烯管在丙酮等极性溶剂中溶胀特性进行脱模，成功制备出直径为0.8 mm的水凝胶纤维。

然而，模板法受限于模板本身尺寸，单次制备的纤维长度有限，生产效率相对较低。且随着纤维长度增加，脱模变得困难，过程中易发生断裂、变形或表面损伤等，不利于维持纤维结构完整，进而影响纤维的力学性能。此外，当前驱体溶液黏度过高时，难以完整填充微细通道，使得制备的纤维内部存在气泡等缺陷，严重影响纤维的机械性能。因此，研究人员正致力于优化脱模策略、发展连续化生产工艺并探索新兴的纤维制备技术。

1.2　提拉纺丝法

制备水凝胶纤维另一简单方法是提拉纺丝法。提拉纺丝法利用表面光滑的棒材(如玻璃棒、金属棒或聚四氟乙烯棒)直接从高浓度高分子溶液中拉出水凝胶纤维，在剪切力的作用下，聚合物链发生取向重排，随后纤维在空气中借助溶剂挥发过程干燥定型，最终形成具有鞘−芯结构的高强度、高韧性水凝胶纤维。在提拉纺丝中，相较于其他棒材，高抛光金属棒能提供极致光滑的表面，有助于形成均匀、无扰动的初始液桥，从而提升纤维成型的一致性，减少纤维缺陷。同时，金属表面优异的耐磨性确保了其在反复使用和清洁后，仍能长期保持初始光洁度，保障了实验的长期可重复性。提拉纺丝过程与蜘蛛丝纺丝过程类似，纤维直径可通过调节棒材浸润深度实现线性控制，范围可达10~500 μm。该方法制备纤维的关键在于制备具有一定黏弹性和可塑性的“软凝胶”溶液。因此，该方法适用于高黏度、高分子量的软凝胶体系，并需将其交联度控制在较低水平。这样，溶液在被拉出时，既能保持足够的流动性与延展性，又能具备必要的强度以承受拉伸力而不破裂[22]。

例如，Dou 等[23]采用乙烯基修饰的二氧化硅纳米粒子作为交联剂，通过调控自由基聚合中交联剂的浓度，成功制备了适用于多种单体(如丙烯酸(PAA)、2-丙烯酰胺-2-甲基丙磺酸(AMPS)等)的可溶性纳米凝胶。随后，结合金属丝拉制工艺，并利用湿纤维在空气中因内外层水分挥发速率差异导致的结构变化，获得了具有纳米组装单元的分层结构纤维(图1b)。为实现提拉法的连续化纺丝，使用电动机提供牵引力并同步收集已纺纤维，最终成功制备了总长度达 2880 m的连续纤维。Wen 等[24]将高含水量的AMPS单体溶液与含有多重氢键基团的单体进行共聚，并对所得共聚物进行提拉纺丝，成功制备出具有聚集诱导发光(AIE)特性的发光纤维。通过精确调控共聚物浓度及氢键链段的分



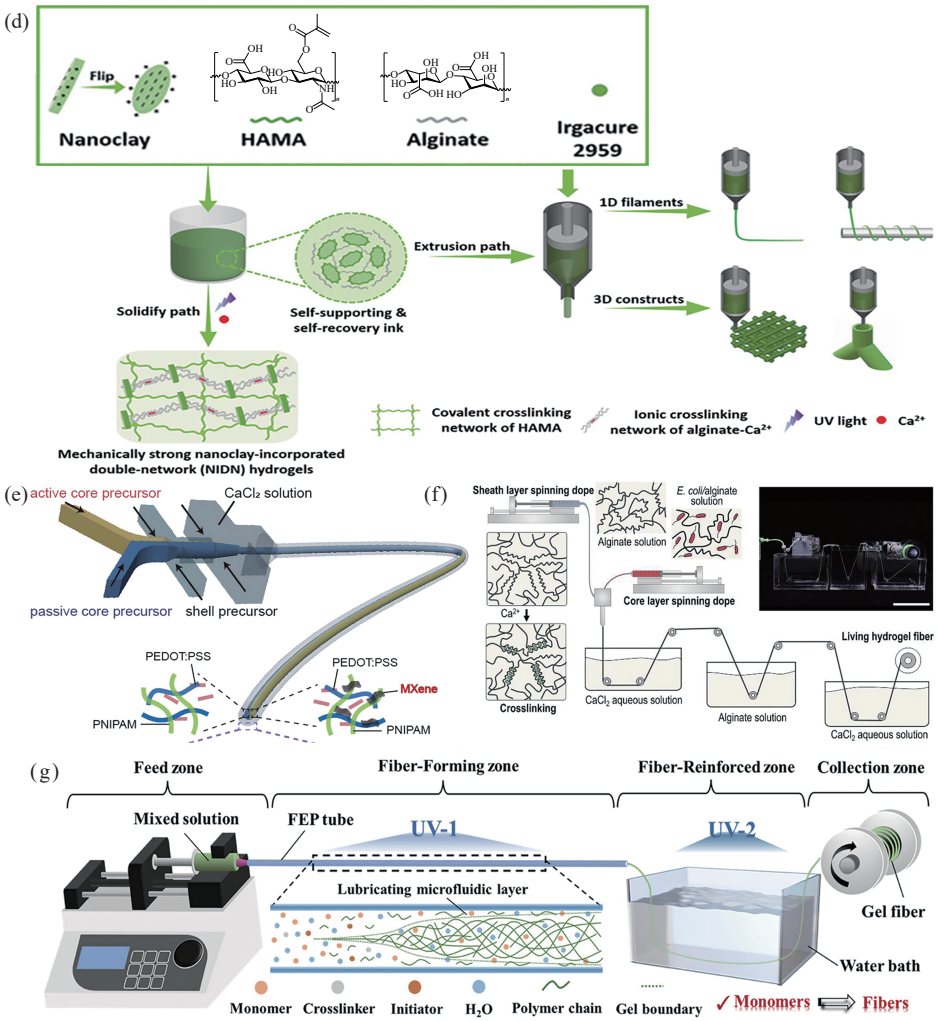


图 1 (a)模板法制备水凝胶纤维的示意图[20] (2021 American Chemical Society 版权许可);(b)提拉纺丝法制备具有分层结构纤维的示意图[23] (开放获取,2019作者版权许可);(c)提拉法制备具有 AIE 特性的发光纤维的示意图[24] (2024 Wiley-VCH GmbH 版权许可);(d)挤出式 3D 打印工艺制备水凝胶纤维的示意图[28] (2021 Wiley-VCH GmbH 版权许可);(e)微流控纺丝法制备 Janus 微纤维示意图[29] (2025 American Chemical Society 版权许可);(f)同轴湿法纺丝法制备具有皮芯结构的海藻酸钠凝胶纤维示意图[31] (2023 Wiley-VCH GmbH 版权许可);(g)动态聚合技术制备 P(AA-*co*-AM)/Fe^{3+} 水凝胶纤维的示意图[35] (开放获取,2023作者版权许可)

Figure 1 (a) Schematic illustration of hydrogel fiber preparation *via* the template method (Reprinted with permission from Ref. [20]; Copyright (2021) American Chemical Society); (b) Schematic illustration of layered-structure fiber preparation *via* the pull-spinning method [23] (Open Access, Copyright (2019) the Author(s)); (c) Schematic illustration of hydrogel fiber preparation *via* the extrusion-based 3D printing process (Reprinted with permission from Ref. [24]; Copyright (2024) Wiley-VCH GmbH); (d) Schematic illustration of the pull-out method for preparing luminescent fibers with AIE properties (Reprinted with permission from Ref. [28]; Copyright (2021) Wiley-VCH GmbH); (e) Schematic illustration of microfluidic spinning for preparing Janus microfibers (Reprinted with permission from Ref. [29]; Copyright (2025) American Chemical Society); (f) Schematic illustration of coaxial wet spinning for preparing sodium alginate gel fibers with a skin-core structure (Reprinted with permission from Ref. [31]; Copyright (2023) Wiley-VCH GmbH); (g) Schematic illustration of dynamic polymerization technique for preparing P(AA-*co*-AM)/Fe^{3+} hydrogel fibers [35] (Open Access, Copyright (2023) the Author(s))

子设计,优化后的纤维展现出 1017 MPa 的超高强度和优异的光致发光性能。该纤维兼具持久荧光发射、表面光滑及细胞相容性等优点,适用于手术缝合领域,为开发兼具高强度和多功能性的新型缝合线提供了新的设计思路(图 1c)。

综上所述,这种基于表面光滑的棒材从高黏度溶液中提拉纺丝的方法,在制备具有内部高度取向结构和鞘–芯结构的水凝胶纤维方面具有显

著优势。该方法所得纤维兼具优异的机械性能与可调控的微米级直径。然而，该方法仅适用于分子链间能形成强相互作用的聚合物浓溶液体系。

1.3　直接挤出法

挤出法的核心原理是利用注射器或料筒推进时产生的压力，驱动高分子溶液或分散体通过细小喷嘴(针头)，以生产连续纤维[25]。该过程主要受挤出速率和针头尺寸控制。根据高分子溶液体系及其交联方式，挤出纺丝可分为2类：一类是将高分子溶液先进行交联再挤出，挤出后直接获得水凝胶纤维；另一类则是先挤出高分子溶液以形成连续细流，再通过交联使其固化，最终形成凝胶态纤维。接下来将分别对这两类方法进行详细阐述。

直接挤出法与拉丝纺丝法类似，需预先构建强度合适有支撑结构的水凝胶网络体系。该网络主要依赖离子键、氢键和分子间作用力等弱相互作用形成，因而具有一定的延展性和可加工性。在外力驱动下，水凝胶经针头挤出形成特定直径的纤维。纤维直径主要受针头内径控制，但因高分子聚合物的离模膨胀效应(Barus效应)，实际直径通常略大于针头内径。通过精确调控挤出速率可有效抑制离模膨胀，从而提升纤维直径的均一性。Zhang等[26]在聚多巴胺-聚丙烯酰胺/2-丙烯酰胺-2-甲基丙磺酸水凝胶体系中，引入锂皂石与海藻酸盐复合物作为物理交联“微桥”，与大分子链均匀融合，制得了室温下无需紫外光固化、可直接挤出成型的自支撑结构。阴离子海藻酸盐和锂皂石表面间的静电相互作用抑制了凝胶过早共价交联，确保了挤出打印过程的流畅性。当墨水流过喷嘴尖端时，剪切力推动锂皂石薄片以及大分子链发生取向重排，沿流动方向高度有序排列，最终成功连续挤出直径与锥形喷嘴内径几乎相同的理想细丝。Sina等[27]利用疏水性聚乙二醇(PPG)和亲水性聚乙二醇基聚氨酯(HPU)之间的阻滞相分离，成功制备了HPU-PPG凝胶纤维。将PPG加入HPU乙醇/水(体积比95/5)混合溶剂中，由于亲疏水性不同可立即引发溶胶-凝胶相转变，得益于乙醇的快速挥发特性，纺丝纤维在空气中实现原位固化，有效维持了其结构完整性。先交联后挤出的直接挤出法要求凝胶体系具备适宜的可加工性，以确保顺利通过喷嘴挤出。该策略通常采用交联密度受限的凝胶体系，但这会削弱分子链间相互作用，导致所得纤维的力学性能显著受限。

为制备具有良好力学性能的水凝胶纤维，Guo等[28]采用挤出式3D打印工艺，实现了挤出−固化原位同步(图1d)。水凝胶前驱液经喷嘴挤出形成连续细丝。在此过程中，体系利用物理交联剂纳米黏土与聚合物链间的相互作用，精确调控前驱液的黏弹性与流变行为，以确保纤维形态在挤出时能稳定维持。随后，通过紫外光照引发自由基聚合，使液态细丝转化为具有共价交联网络的凝胶态纤维。使用3D工艺打印出的各种直丝、弹簧状环以及复杂三维结构均具有高形状保真度和良好机械强度。这种紫外光辅助固化的挤出式3D打印工艺，可实现高度有序、亚毫米级分辨率且生物相容性优异的水凝胶纤维的制备，为组织工程支架及生物载药运输等应用提供了先进材料平台。

1.4　微流控纺丝法

微流控纺丝技术通过精密控制微米级通道内的流体，实现微/纳米尺度水凝胶纤维的制备。在微通道内，纺丝液与凝固液以平行层流形式流动，两者互不混合，仅依靠分子/离子扩散在层流界面发生反应。通过气压阀、电场或拉伸辊调节流速，可控制纤维直径并实现单分散液滴切割或连续成纤。通道尺寸直接决定了纤维直径(范围为数微米至数百微米)，并能一步成型实心、空心、核−壳、Janus及螺旋等多种复杂结构。该方法要求水凝胶在微流控芯片内完成全部固化，因此纤维的固化时间通常需小于1 s。Cao等[29]开发了一种基于微流控纺丝技术的Janus结构微纤维，其通过由二维材料(MXene)和温敏聚合物(PNIPAM)构成的光热响应型主动层/与自修复水凝胶壳层的协同设计，实现了近红外光驱动下6 s快速弯曲、5 min室温自修复及高灵敏度压阻传感的多功能集成。该材料可在无黏合剂条件下组装成仿生致动器(如微型花朵、触觉传感器)，为智能软体机器人及人机交互系统提供了驱动−感知一体化的创新解决方案(图1e)。综上所述，微流控纺丝技术在构建结构复杂的水凝胶纤维方面具有显著优势。然而，该技术在应对高固含量、高黏度体系或含颗粒体系时，存在微通道堵塞风险。此外，采用高精度微加工的芯片制备纤维成本高昂，且由此制得的凝胶纤维也往往需要通过后拉伸处理或引入增强相(如纳米纤维、双网络结构)等手段来进一步提升其力学性能。

1.5 湿法纺丝法

湿法纺丝是制备水凝胶纤维最常用和最重要的方法之一，尤其适用于在高温下不稳定或无法熔融的天然或合成高分子材料(如壳聚糖、海藻酸钠、纤维素、明胶、聚乙烯醇等)。其核心原理是高分子溶液细流进入凝固浴后，基于细流溶液与凝固浴间的双扩散作用，发生相分离或(及)交联反应(即凝胶化)，诱导高分子链聚集交联，从而将液态溶液细流固化为具有三维网络结构的初生水凝胶纤维。

湿法纺丝的关键在于溶液细流在凝固浴中完成凝胶化定型。常用的凝固浴主要分为2类。一类是非溶剂凝固浴，该类凝固浴通常选用与水互溶但与高分子链不互溶的物质作为凝固介质，如甲醇、丙酮等有机溶剂或硫酸钠(Na_2SO_4)等盐溶液。当高分子溶液细流进入此类凝固浴时，溶液中的溶剂(如水)向凝固浴扩散，同时凝固浴中的非溶剂向细流内部扩散。这种双扩散作用导致细流内高分子浓度急剧升高、溶解度下降，从而发生相分离(液−液相分离或液−固相分离)，促使高分子链聚集并形成固态结构的纤维。Cao等[30]通过微通道集成湿法纺丝技术，结合抗溶剂诱导相分离方法，实现了兼具韧性、弹性和导电性的层状杂化水凝胶纤维的一步法连续纺制。纺丝原液通过一个定制设计的纺丝喷嘴挤出，形成了中间为高度缠绕的长链聚丙烯酸钠(PANa)组成的机械弹性层(M层)，两侧为多壁碳纳米管(MWCNTs)和延伸的长链PANa混合而成的电气功能层(E层)。随后纤维进入凝固浴固化，并通过电动辊连续收集。凝固浴中选用甲醇作为反溶剂，因其对水的亲和力高于PANa中的羧酸根基团。在凝固过程中，甲醇迅速萃取出水凝胶纤维内部的水分，驱动相分离，促使聚电解质链发生聚集和构象转变，从而实现纤维固化。

另一类凝固浴是交联剂凝固浴。此类凝固液中含有能诱导高分子链间发生物理或化学交联的物质。纺丝细流浸入后，交联反应迅速发生，促使高分子网络形成与凝胶固化同步进行，从而获得水凝胶纤维。例如，Peng等[31]使用同轴纺丝技术连续制备了皮−芯结构海藻酸钠凝胶纤维，并创新性地在芯层植入活细菌生物传感器，通过实时监测细菌表达的荧光蛋白信号强度，实现了对水体污染物的即时监测。如图1(f) 所示，以含大肠杆菌细胞的2 wt%海藻酸钠(SA)水溶液作为芯层纺丝液，4 wt% SA溶液作为皮层纺丝液。大肠杆菌的短杆状形态在纺丝过程中诱导细菌轴向有序排布，并在流经旋转管道时进一步沿流动方向取向。随后，通过同轴喷头将双组分纺丝液挤出至含5 wt%氯化钙溶液的凝固浴中。在此过程中，钙离子迅速扩散至纺丝液内，引发海藻酸盐中钠离子和钙离子间的离子交换。钙离子与海藻酸分子发生螯合交联，连接无定形海藻酸链形成网络结构。该工艺实现了高度均匀的海藻酸钠凝胶纤维的连续化生产，在10~17 $mm\cdot s^{-1}$卷绕速度下，3 h内可制备长度约100 m的连续纤维。

为显著提升凝胶纤维的力学性能，Zhou等[32]采用了一种双重凝固浴策略，将制备好的PVA纤维依次浸入乙醇凝固浴和高浓度盐溶液凝固浴进行分步固化。在乙醇凝固浴中，作为非溶剂的乙醇通过快速溶剂交换诱导聚合物链段发生密集缠结并局部结晶，形成密集且分布相对均匀的交联位点(以微晶为主)。随后，在盐析凝固浴(高浓度盐溶液)中，盐离子通过霍夫迈斯特效应(Hofmeister effect)促进体系内固有微晶的进一步生长。得益于乙醇浴预固化形成的致密化结构为盐离子提供了更多作用位点，该盐析凝固过程得以显著加速，最终实现结晶网络的协同强化。

湿法纺丝法在结构调控方面具有显著优势。在非溶剂凝固浴中，双扩散诱导的相分离过程能够自发形成多孔结构，有效提升了水凝胶纤维的物质传输效率；而在交联剂凝固浴中，离子交联剂、化学交联剂(如戊二醛)或功能性纳米粒子(如MCNTs、MXene)则可原位引入纤维网络，实现高效的功能化集成[33]。此外，该技术还能通过定制化喷丝头设计灵活构筑复杂形态，如中空结构、多腔室构型以及双层或多层复合结构的特种纤维，充分展现了其结构设计的多样性。

1.6 动态聚合技术

近年来，随着纺丝技术不断发展，开发了一种以反应−成型同步为核心的动态聚合纺丝技术。该技术与湿法纺丝类似，但在纺丝喷头处安装了紫外光源设备，实现了预凝胶溶液在纺丝成型过程中的原位同步聚合。动态聚合纺丝技术以含有交联剂、引发剂或功能性添加剂(纳米粒子、药物、导电填料等)的单体或低聚物溶液为纺丝原液，拓宽了功能纤维的设计窗口。Hou等[34]首次提出并

使用该工艺成功制备了具有优异的快速吸水性能的聚乙二醇二丙烯酸酯(PEGDA)水凝胶纤维。他们将PEGDA与光引发剂按质量比5:1000均匀混合，配制纺丝前驱液。随后通过计量泵将前驱液垂直挤入水浴，挤出的液柱在水下通过紫外光照射进行光聚合，动态固化为连续纤维。此过程成功实现了纺丝液挤出−纤维固化动态同步连续成型。同时，使用滚筒装置收集纤维并提供牵引力以细化纤维直径。在该方法中，水凝胶纤维的直径可以通过纺丝参数如挤出速度、卷绕速度和低聚物浓度来调节。

基于对预凝胶溶液的优化，该制备方法为构建多重网络结构的功能性水凝胶纤维提供了有效途径。Wu等[35]利用疏水模具诱导区域非均相聚合，开发一种通用的自润滑纺丝策略，成功制备了兼具共价网络与离子交联网络的双网络凝胶纤维。具体而言，首先将含有交联剂和光引发剂的丙烯酸(AA)与丙烯酰胺(AAM)共混水溶液进行动态光聚合连续纺丝，在紫外光照射下引发纤维内部PAA和PAAM的聚合反应，形成第一层共价交联网络，纤维尺寸、聚合度及机械性能可通过调节进料速度精确调控。随后，将初生纤维浸入氯化铁($FeCl_3$)溶液，借助羧基与 Fe^{3+} 的配位作用构建第二层离子交联网络，同时实现纤维硬化，最终获得力学性能和导电性能优异的 P(AA-*co*-AAM)/Fe^{3+} 水凝胶纤维(图1g)。得益于动态聚合纺丝技术的高度可调性，该策略能够自下而上地构建具有不同尺寸和功能的 P(AA-*co*-AAM)/Fe^{3+} 水凝胶纤维柔性传感器，包括一维应变传感器、二维方向传感器、三维压力传感器和水下通信传感器，充分展现了此类纤维在柔性电子领域的巨大潜力。

动态聚合纺丝技术通过原位集成聚合与纺丝过程，实现了水凝胶纤维的同步合成与功能化设计，在可穿戴电子、自适应组织工程支架及软体机器人等领域展现出独特优势。然而，由其动态特性导致的网络稳定性不足与力学强度局限，仍是该技术亟待突破的核心挑战。

2　影响水凝胶纤维机械性能的主要因素

2.1　交联网络结构的调控

水凝胶纤维的力学性能，包括强度、韧性、延展性及疲劳抗性，高度依赖于其交联网络结构的设计。致密的交联网络能够有效抵御外部应力，赋予纤维更高的强度；然而，过高的交联密度往往会导致材料脆性增加，从而显著降低韧性。作为力学性能的核心骨架，交联网络的精准调控是突破强度−韧性矛盾的关键。本节将聚焦微观尺度，系统阐述如何通过共价交联、物理交联及其协同作用的精准设计调控网络结构，以平衡强度与韧性的冲突，进而实现高性能水凝胶纤维的构建。

2.1.1　共价交联网络

共价键作为水凝胶纤维网络中的核心化学交联方式，其高键能(150~400 $kJ\cdot mol^{-1}$)使交联点可充当应力传递节点与刚性骨架，有效抵抗材料形变。因此，纤维的极限断裂强度与杨氏模量均与共价交联密度呈正相关，可通过调控交联剂官能度与浓度精准调节力学性能[36]。然而，过度交联会导致交联密度过高，引发脆性断裂，显著削弱形变能力与韧性，阻碍其在柔性电子、生物医学等领域的应用。这一现象在Kong等[37]的研究中得到验证：为模拟达尔文树皮蜘蛛丝独特的微观结构，他们将*N,N'*-羰基二咪唑作为活化剂引入复合体系，通过其与纤维素纳米晶体表面及PVA链上的羟基反应形成酯键，成功触发二者间的共价交联，构建出一种稳定的“纳米晶渔网”结构，从而实现对PVA纤维的有效改性。结果表明，适量引入纳米晶可制得兼具高强度与高韧性的纤维，其拉伸强度可达约1200 MPa，性能与天然蜘蛛丝相当，而过量的纳米晶则会导致纤维韧性下降(图2a)。

由高键能共价键交联的水凝胶纤维通常强度较高，韧性较差，断裂伸长率较小。此外，传统C—C单键交联的不可逆特性使纤维断裂后永久失效，无法实现自愈合。通过引入动态共价键(如二硫键、硼酸酯键)，利用其可逆断裂耗能机制，可制备兼具一定强度、韧性及自修复特性的水凝胶纤维[38]。Tan等[39]基于丁二酮二聚氨基甲酸酯(DOU)基团的共价交联，制备了可用于多功能离子电子学的自愈合离子凝胶纤维(DOU-IG纤维)(图2b)，所得DOU-IG纤维表现出0.76 MPa的拉伸强度和784%的拉伸性。

2.1.2　金属配位键/离子键

金属配位键/离子键作为水凝胶纤维中一类重要、高效、动态且多功能的交联机制，对纤维的力学性能有着显著的影响。这类键通常具有较高的键能，不仅能大幅提升纤维的断裂强度、杨氏模

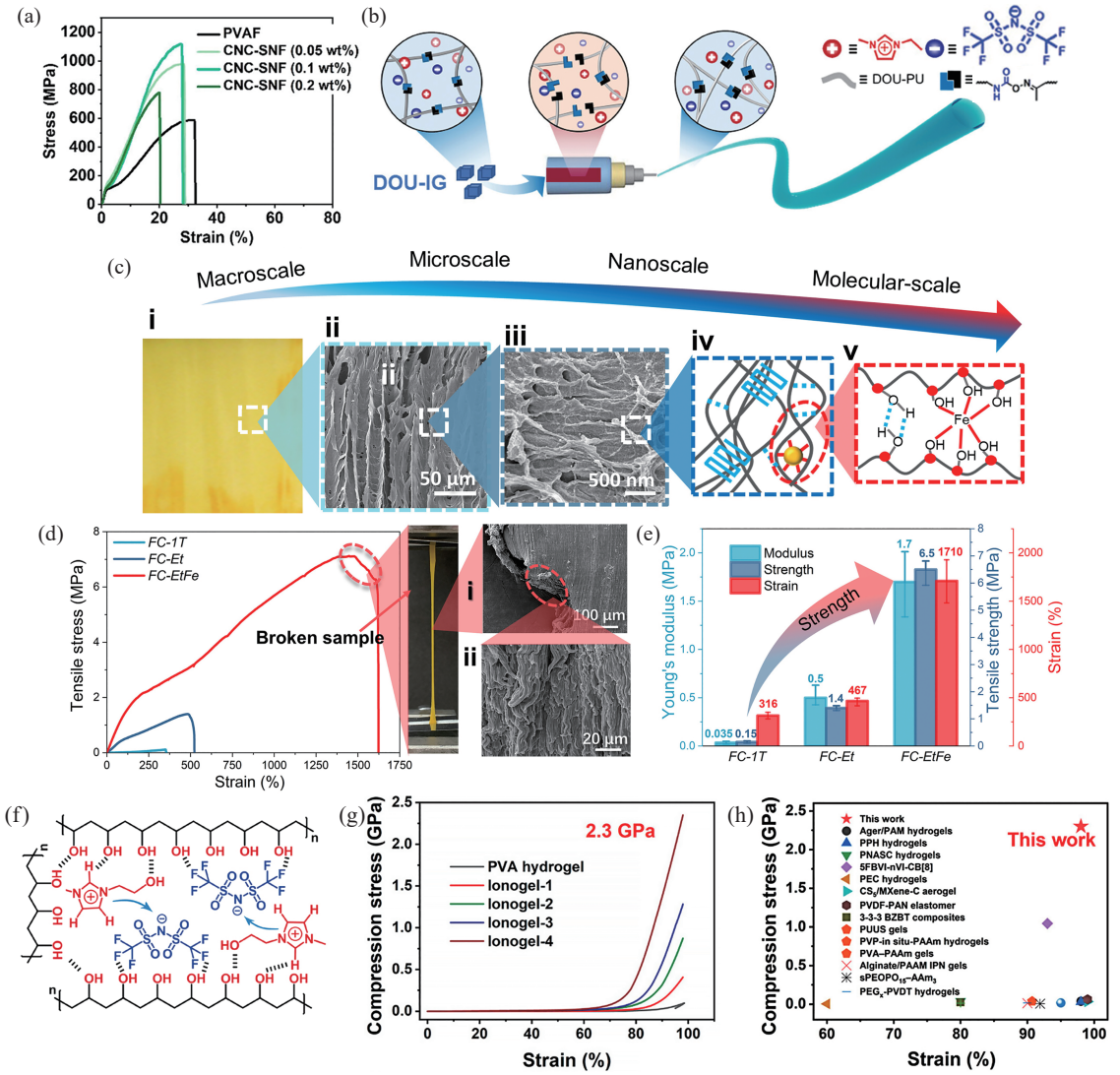


图 2 (a)交联密度对纤维力学性能的影响[37] (2023 American Chemical Society 版权许可);(b)动态共价交联构建的 DOU-IG-30 纤维制备示意图[39] (2023 Wiley-VCH GmbH 版权许可);(c)多尺度层次结构的坚韧 PVA 水凝胶纤维的分级结构和聚合物链相互作用示意图[44];(d)浸泡了 $FeCl_3$ 乙醇溶液的 PVA 水凝胶纤维(FC-EtFe)断裂强度显著增强至 7.11 MPa,断裂应变高达 1623%。强度是 FC-Et (1.40 MPa)的 5.1 倍,FC-1T(0.11 MPa)的 64.6 倍[44];(e)多尺度层次结构的坚韧 PVA 水凝胶纤维的机械性能随乙醇溶剂交换时间和随后的 Fe^{3+} 离子增强过程而显著上升[44] (开放获取,2023 the American Association for the Advancement of Science 版权许可);(f)高强度抗冲击离子凝胶内部聚合物链和离子液体相互作用示意图[45];(g)高强度抗冲击离子凝胶的极限压缩强度可达 2.3 GPa,远高于未处理的 PVA 水凝胶[45];(h)离子凝胶的压缩应力和应变与现有抗压缩材料的比较[45] (开放获取,2025作者版权许可)

Figure 2 (a) Effect of crosslink density on fiber mechanical properties (Reprinted with permission from Ref. [37], Copyright (2023) American Chemical Society); (b) Schematic illustration of DOU-IG-30 fiber preparation *via* dynamic covalent crosslinking (Reprinted with permission from Ref. [39]; Copyright (2023) Wiley-VCH GmbH); (c) Schematic of hierarchical structure and polymer chain interactions in tough PVA hydrogel fibers with multiscale hierarchies[44]; (d) PVA hydrogel fibers (FC-EtFe) immersed in $FeCl_3$ ethanol solution exhibit significantly enhanced fracture strength to 7.11 MPa and fracture strain reaching 1623%. This represents a 5.1- times increase over FC-Et (1.40 MPa) and a 64.6- times increase over FC-1T (0.11 MPa)[44]; (e) Mechanical properties of tough PVA hydrogel fibers with multiscale hierarchical structures markedly improve with ethanol solvent exchange duration and subsequent Fe^{3+} ion enhancement[44] (Open Access, Copyright (2023) The American Association for the Advancement of Science); (f) Schematic illustrating interactions between polymer chains and ionic liquids within high-strength impact-resistant ionogels[45]; (g) Ultimate compressive strength of high-strength impact-resistant ionogels reaching 2.3 GPa, substantially exceeding untreated PVA hydrogels[45] ; (h) Comparison of compressive stress and strain in ionogels versus existing compressive-resistant materials[45] (Open Access, Copyright (2025) the Author(s))

量和韧性，还能赋予水凝胶纤维独特的刺激响应性、自修复性以及优异的抗疲劳性能[40,41]。此类交联机制在仿生材料(如模拟贻贝足丝、蜘蛛丝)和高性能智能纤维的设计中备受关注[42,43]。

与氢键、疏水作用等作用力相比，金属配位键和离子键的键能仅次于共价键。因此，由这些键形成的强而致密的交联网络赋予材料较强的刚性，从而获得优异的力学性能。此外，相较于离子键，金属配位键具有方向性和多齿配位能力，能在材料内部构建更为致密的三维网络。这种网络结构能有效抵抗外力破坏，均匀分散应力，从而制备出高强度的水凝胶纤维。得益于金属配位键/离子键的动态可逆特性，由这类键构成的高密度动态交联网络在受到外力变形时，能够优先断裂并耗散大量能量，从而抑制裂纹扩展。在循环载荷下，断裂的配位键可在卸载或低应力阶段快速重组，有效恢复网络交联密度，维持结构完整性。Guo等[44]通过将定向冷冻的PVA纤维浸入添加了$FeCl_3$的乙醇溶液中，成功制备了多尺度层次结构的坚韧PVA水凝胶纤维(FC-EtFe)。$FeCl_3$乙醇溶液中游离的Fe^{3+}和PVA聚合物链上的羟基之间可以发生铁氧配位反应，导致了更多的聚合物链聚集，进一步增加了PVA链间的物理交联度(图2c)。与未添加$FeCl_3$乙醇浸泡后的纤维相比，添加了$FeCl_3$的纤维强度是未添加的5.1倍，且随着Fe^{3+}的加入，纤维模量明显增加(图2d和2e)。同样地，离子键也具有增强增韧的特性。Wang等[45]提出了一种溶剂增韧策略，在溶剂离子液体中构建高度相互作用的离子键网络，借助离子键缓慢的解离−位移动力学，制备出高强度、高韧性的玻璃态PVA离子凝胶(图2f)。该离子凝胶的极限压缩应力可达2.3 GPa(在98%压缩应变下)，显著高于现有报道的水凝胶、离子凝胶及弹性体(图2g)。即使在如此高的压缩强度下，其仍能保持优异的韧性(韧性达1219.3 $MJ\cdot m^{-3}$)。当受到外力冲击时，能量通过高度相互作用的离子键耗散，使得玻璃态离子凝胶在快速冲击下表现出冲击硬化和高效的抗冲击性能。这种基于大量金属配位键/离子键构建高强度、高韧性材料的策略，不仅彰显了这类高键能键的应用潜力，更为制备高强度、高韧性的水凝胶纤维开辟了新思路(图2h)。

当纤维断裂后，断裂面处的离子基团在重新接触时能自发重建金属配位键/离子键，恢复局部力学连接。相较于氢键，离子键/金属配位键(特别是多价金属离子与多齿配体形成的键合)形成的交联强度更高，因此修复后的力学性能恢复率通常更高、更快，甚至能在室温水环境下实现高效修复(如儿茶酚-Fe^{3+}体系)[46]。这种基于金属配位键/离子键的“牺牲键”机制，赋予水凝胶纤维以高韧性、优异的抗疲劳性、高效的自修复性以及良好的能量耗散能力。这些特性对于设计具备阻尼性能的纤维至关重要。通过合理调控配位键的动态性(如解离速率)，可实现韧性与弹性恢复的优化平衡。该类纤维可被织入运动服装、鞋垫及防护装备内衬，用以构建高性能柔性防护系统。其优异的阻尼特性能够有效吸收并耗散运动冲击能量，在为人体提供保护的同时，确保了穿戴的透气与舒适。此外，该材料还可进一步编织成大型织物或复合材料，应用于建筑隔震层、精密仪器运输包装等领域，为这些场景提供轻质且适应性更强的减震解决方案。在生物医学领域，基于金属配位/离子键的动态交联网络在生理环境中易受竞争性离子和pH波动的影响，导致网络过早解体，这限制了其在人工韧带等要求长期力学稳定性的场景中的应用。然而，正是这种环境响应的动态特性，使其在智能药物释放和可降解植入材料等领域展现出独特优势。通过合理设计，其不稳定性可被转化为按需释放药物或在完成组织修复后主动降解的智能行为。

2.1.3　多重氢键

氢键作为一种键能相对较低的物理相互作用(通常低于金属配位键和离子键)，这使得其更容易断裂和重组。尽管单个氢键的强度有限，但基于多重氢键作用构建的高密度氢键网络，通过协同增强效应和分级断裂机制，突破了单氢键在强度与稳定性方面的局限，展现出类共价键的强交联能力，能显著提升纤维的弹性模量和抗拉强度。同时，氢键的可逆断裂特性实现了可控能量耗散和高效自修复，从而赋予水凝胶纤维超强的韧性和快速自修复性能。因此，构建多重氢键网络已成为制备高强度、高韧性水凝胶纤维的重要策略之一[47~50]。以聚乙烯醇为例，通过多次冻融循环、高温退火或盐溶/盐析处理，可诱导其内部形成致密的分子间氢键网络，显著提升材料的抗拉强度与可拉伸性。

氢键的形成具有显著pH依赖性，当体系pH

发生变化时，羧基/氨基的质子化程度将会直接影响氢键密度，进而调控纤维的力学性能。高质子化的羧基(－COOH)可作为强氢键供体/受体，形成致密的分子间氢键网络，显著提升纤维的刚性、模量和强度。反之，低质子化的羧酸根阴离子(－COO^-)丧失了提供质子的能力，氢键形成能力大幅减弱，导致网络解离，纤维软化及模量下降。氢键的解离过程同样受温度调控，升温促使氢键断裂造成纤维模量降低。这种动态模量响应特性，揭示了多重氢键网络在构建pH/温度响应智能驱动器中的应用潜力。He等[8]通过酸碱来调节PAA链的解离程度，精准调控聚合物链柔性以优化自组装过程。采用扫描电子显微镜(SEM)研究PAA纤维的表面形态和纵向截面的纳米纤维(图3a)，当pH较低时，由于强酸的添加导致聚合物链氢键减少，解离度较低，观察到径向长度较宽的松散且模糊的纳米纤维。随着解离度的逐渐增加，氢键密度加强，表面微条纹的宽度降低，显示出对齐、更密集和更细的纳米纤维，随后随着解离度的进一步增加，氢键形成能力减弱，宽度又重新增大，并最终消失。利用PAA纤维在较高解离度时，其分子链亲水性增强，有效促进了纳米纤维结构的自组装形成。该方法成功在聚电解质纤维中构建超细纳米纤维网络，最终制备出强度在0.53~1.83 GPa、韧性在70~238 $MJ\cdot m^{-3}$范围内连续可调的PAA纤维(图3b)。基于熵增效应与氢键温度响应机制的协同作用，纤维在热刺激下展现出类蜘蛛丝般卓越的热致收缩行为，驱动应力高达65 MPa，功密度达2.77 $J\cdot g^{-1}$ (图3c和3d)。这种类人造蜘蛛丝的PAA纤维可以实现多功能人造肌肉、智能纤维、软机器人和其他仿生应用。

此外，氢键网络的稳定性高度依赖体系含水量，水分子会与聚合物链竞争氢键位点。高含水量环境下过量水分子将侵入氢键网络，破坏其结构完整性。Shi等[51]报道了一种氢键纳米约束策略，利用吸湿性阳离子聚电解质与PMAA间的离子复合作用，进一步稳固并优化了纳米限域复合结构，制备出一种高强度、自修复、抗裂纹水凝胶纤维。同样的，Liang等[52]基于氢键纳米约束结构，成功制备出抗拉强度高达525 MPa的PAAM纤维，展现出卓越的力学性能。因此，通过纳米限域空间保护或拓扑结构设计策略屏蔽水分子干扰成为增强氢键网络稳定性的关键途径。

2.1.4 其他作用力

除上述主要交联机制外，静电相互作用、疏水作用及主–客体相互作用也是构建水凝胶纤维内部网络结构的常见物理作用力。其中，静电相互作用主要通过带相反电荷基团间的静电吸引力形成物理交联；疏水作用则驱动水性环境中的两亲性聚合物疏水链段(疏水微区)自发聚集，形成纳米级物理交联点；而主–客体相互作用(如环糊精与金刚烷)凭借主体分子空腔与匹配客体分子的特异性识别和瞬时结合，构建动态的弱物理交联网络。这些弱的非共价相互作用通常需与共价交联网络或较强的物理交联机制协同作用，进一步增强水凝胶纤维的强度与韧性[53,54]。

Sun等[55]报道了一种具有屈曲鞘–芯结构人造蜘蛛丝，其机械强度和韧性分别达到了1.61 GPa和466 $MJ\cdot m^{-3}$ (图3f和3g)。这种屈曲结构是通过循环拉伸-释放训练使用聚轮烷纳米滑轮对水凝胶纤维进行梳理来实现的。在多次循环训练后，纤维核心中的聚合物链呈现轴向排列，而纤维鞘则呈现出屈曲的形态(图3e)。此外，该人造蜘蛛丝还展现出显著的超收缩行为，其驱动行程高达82%，能量密度达到1.89 $kJ\cdot kg^{-1}$。

同样的，Xiao等[4]设计了一种双网络滑环拓扑结构水凝胶纤维(Alg1-SR0.5-Fiber)。该材料在第一层海藻酸钠配位网络的基础上，引入了由丙烯酸化β-环糊精与丙烯酰胺共聚形成的长链，并通过胆汁酸与之发生主–客体相互作用，构建出可聚合的假轮烷滑环拓扑网络，从而显著提升了聚合物的拉伸性能。在拉伸过程中，滑环结构为分子链提供了可滑动空间，增强链段移动能力，有效促进能量耗散，进而实现机械性能的可调控与疲劳耐受性的提升。实验结果表明，具有滑环结构的Alg1-SR0.5-Fiber的断裂伸长率达到纯化学交联Alg1-PEGDA0.25-Fiber的2.5倍，韧性为其3.2倍。此外，链间滑动性还赋予纤维良好的回弹性，显现出其在传感领域的应用潜力。综上所述，结合静电相互作用、疏水作用及主–客体相互作用等多种动态作用，可实现优异且可调控的力学性能，是构建高强度高韧性水凝胶纤维的有效策略之一。

2.2 微观有序结构的调控

水凝胶纤维力学性能的突破性进展源于其微观有序结构的精准设计与调控。有序结构不仅可

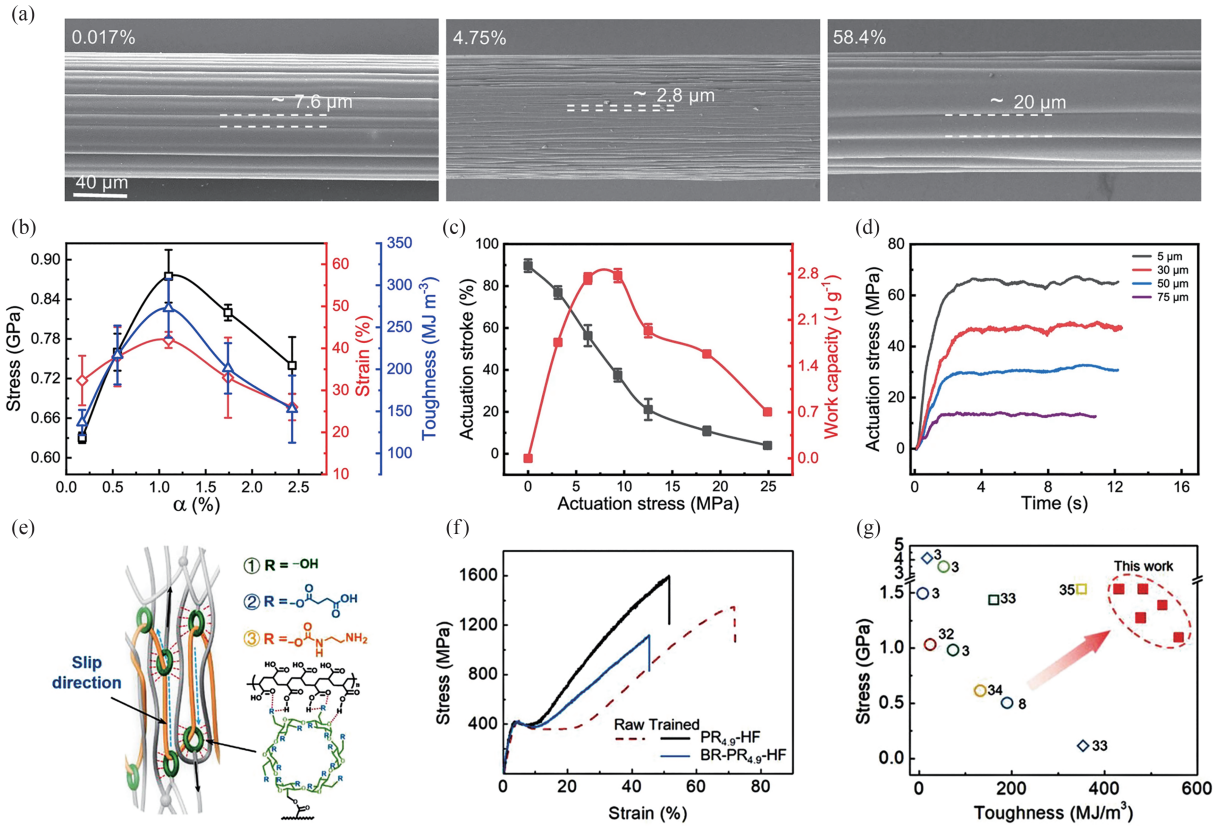


图 3　(a)不同解离度下聚丙烯酸纤维表面微条纹变化的 SEM 图像[8]；(b)不同解离度下聚丙烯酸纤维的应力应变曲线[8]；(c)解离度为 1.1% 时，直径为 5 μm 的聚丙烯酸纤维在 100 ℃ 下的致动冲程和功率[8]；(d)解离度为 1.1% 的聚丙烯酸纤维从 25 ℃ 加热至 120 ℃ 过程中，其收缩致动应力随时间的变化曲线[8] (开放获取，2024作者版权许可)；(e)具有屈曲鞘芯结构人造蜘蛛丝的示意图[55]；(f)具有屈曲鞘芯结构人造蜘蛛丝的机械强度和韧性可达 1.61 GPa 和 466 MJ·m^{-3} [55]；(g)具有屈曲鞘芯结构人造蜘蛛丝的机械强度与现有纤维材料的比较[55] (2023 Wiley-VCH GmbH)

Figure 3　(a) SEM images of surface micro-striations on poly(acrylic acid) fibers at different dissociation degrees[8]; (b) Stress-strain curves of poly(acrylic acid) fibers at different dissociation degrees[8]; (c) Actuation stroke and power of a 5 μm diameter poly(acrylic acid) fiber at 100 ℃ with a dissociation degree of 1.1%[8]; (d) Time-dependent variation of contraction actuation stress for a poly(acrylic acid) fiber with a dissociation degree of 1.1% during heating from 25 ℃ to 120 ℃[8] (Open Access, Copyright (2024) the Author(s)); (e) Schematic diagram of artificial spider silk with a buckling sheath-core structure[55]; (f) Mechanical strength and toughness of artificial spider silk with a buckling sheath-core structure reaching 1.61 GPa and 466 MJ·m^{-3}[55]; (g) Comparison of mechanical strength between artificial spider silk with buckling sheath-core structure and existing fiber materials (Reprinted with permission from Ref. [55]; Copyright (2023) Wiley-VCH GmbH)

作为高效的物理交联位点，还能通过应力耗散机制显著增强交联网络的稳定性，从而全面提升水凝胶纤维的机械性能。本小节系统阐述了多重交联协同机制、分子/纳米尺度聚集结构及多级取向结构等关键有序结构的构建原理，并深入分析了基于自组装策略与仿生结构设计的微观有序化方法对力学性能的强化机制。

2.2.1　双网络

双网络结构通常以刚性、脆性的第一网络作为牺牲性骨架，而以多重交联机制构成的柔软、韧性的第二网络。其中，高键能的共价交联网络构成刚性骨架，提供基础强度保障；同时，动态可逆交联键(如离子键、氢键)通过牺牲性断裂有效分散应力，这种基于多重交联机制的双网络结构通过协同整合共价键的高稳定性、离子键的动态可逆性及物理相互作用的能量耗散能力，成为突破水凝胶纤维力学性能瓶颈的核心策略[56]。

Ren等[57]受细胞外基质结构的启发，开发了一种基于热塑性聚氨酯(TPU)和 PVA 的纳米纤维状水凝胶复合材料。该材料以刚性的TPU纳米纤维骨架为支撑，甲酸交联的PVA水凝胶作为弹性基质，二者交织形成网络，并通过静电相互作用

将银纳米颗粒和MXene纳米片整合其中。这种独特的共价双网络结构与组分间的静电引力协同作用，使纤维复合材料同时具备较高的拉伸强度和断裂伸长率。Kong等[37]通过向PVA纤维中分别引入刚性的纤维素纳米晶和可滑移的聚轮烷作为2种独立的交联点，成功构建了双网络结构。在该结构中，纤维素纳米晶作为刚性交联点形成第一重网络，显著提升了纤维的力学强度；而聚轮烷则作为“滑轮”单元，通过其独特的机械互锁滑移效应形成第二重能量耗散网络。这2种网络协同作用，有效解决了材料增强与增韧之间的矛盾，从而同步实现了纤维强度与应变的提升。

2.2.2 聚集结构

聚集结构对水凝胶纤维的性能具有多尺度调控作用。基于交联的亲水性聚合物网络构建的水凝胶纤维，经后处理干燥可显著提升其力学强度与模量。在干燥过程中，含水量降低会驱动分子链发生致密化重构与动态聚集，同步优化纤维的力学行为、传质特性及刺激响应性。需要强调的是，干燥动力学参数，如干燥时间、干燥速率等，将直接决定相分离结构。延长干燥时间，软相(无定形区)含水量逐步降低，硬相(聚集区)含量升高，进一步增强纤维强度，但同时牺牲了其韧性。因此，为制备强度−韧性协同提升的高性能纤维，须精准调控硬相(结晶/聚集域)与软相(溶胀无定形区)的比例及空间分布[58]。

结晶结构作为聚合物网络的另一核心聚集微区特征，可直接调控水凝胶纤维的力学行为、溶胀特性、环境响应性及长期稳定性[59~61]。其对力学性能的增强主要源于高刚度的纳米增强相和高效耗散能量的双重作用。首先，结晶区是由聚合物链段规整排列形成的致密、有序微区。这些微区通过氢键等强分子间作用力结合，其结合能远高于链段间的物理缠结或单一离子键。在受力过程中，结晶区充当坚固的锚定点，能有效限制聚合物链的滑移，从而抵抗材料的宏观形变。随着结晶度的提高，水凝胶纤维的弹性模量和屈服强度显著增强。结晶区作为刚性结构，可大幅提升凝胶网络的整体刚性。其次，结晶结构在外力作用下其本身或界面可充当“牺牲键”。当纤维受载至临近断裂时，结晶区会发生熔解、崩解或与无定形区脱离，该过程需消耗较高能量，从而有效耗散外力做功，延缓裂纹扩展。此外，即使部分结晶区遭到破坏，周围的化学交联网络仍可维持整体结构完整性，使材料具备良好的损伤容限。因此，结晶结构的存在不仅显著提升了纤维的力学强度，也有效抑制了裂纹的快速扩展，从而增强其韧性。通常，随着结晶度提升与取向优化，纤维的拉伸强度、弹性模量和尺寸稳定性显著增强。

溶剂交换、盐溶液浸泡、多次冻融循环及退火工艺是诱导纳米结晶畴定向生长并提升聚合物结晶度的常见策略。这些方法通过不同机制调控分子链排列与聚集态结构，从而有效改善纤维的力学性能。溶剂交换与盐溶液处理主要基于霍夫梅斯特效应。特定离子通过调节溶液离子强度与水合作用，促使PVA分子链发生脱水收缩与溶剂结构重组，进而加速链段重排，增强结晶度与聚集态有序性，最终提高纤维抗拉强度。冻融循环依赖低温阶段水分子凝固形成冰晶并持续生长，从而挤压并浓缩聚合物链段，迫使分子链紧密接触。在多次融化过程中，弱氢键区域被破坏，而强氢键区域得以保留，通过“解离−重排”机制实现链段动态优化，形成更有序的结晶结构，提升纤维机械性能。退火工艺则通过热驱动促使分子链运动与重排，将非晶区逐步转化为晶区，增加结晶比例，从而显著增强纤维的抗拉强度与模量。同时，热处理有助于释放纺丝过程中形成的内应力，减少结构缺陷，提高纤维的尺寸稳定性与整体性能一致性。Kim等[62]利用氰帕酰胺纳米纤维(CY-ANFs)和PVA的协同工程，通过溶剂交换诱导凝胶化，在1 min内迅速形成纤维形式的各向异性结构(图4a)。这些水凝胶纤维在高达80 wt%含水量时，展现出约17.9 MPa的优异强度，超过了天然肌腱的机械性能(强度和模量分别约为10和100 MPa) (图4b)。Zhou等[32]通过盐析、取向和退火等多重方法进一步调控交联相的尺寸和取向程度，实现了PVA水凝胶纤维强度从0.32~141.66 MPa跨越3个数量级的变化(图4c和4d)。

聚集结构作为同时充当刚性交联点与高效牺牲键的关键多级结构，赋予了水凝胶纤维卓越的力学性能。通过精确调控其聚集程度、尺寸及空间分布，并与取向结构等策略协同整合，能够实现对水凝胶纤维模量、强度及韧性的显著提升。

2.2.3 取向结构

近年来，仿生策略的兴起为突破水凝胶纤维

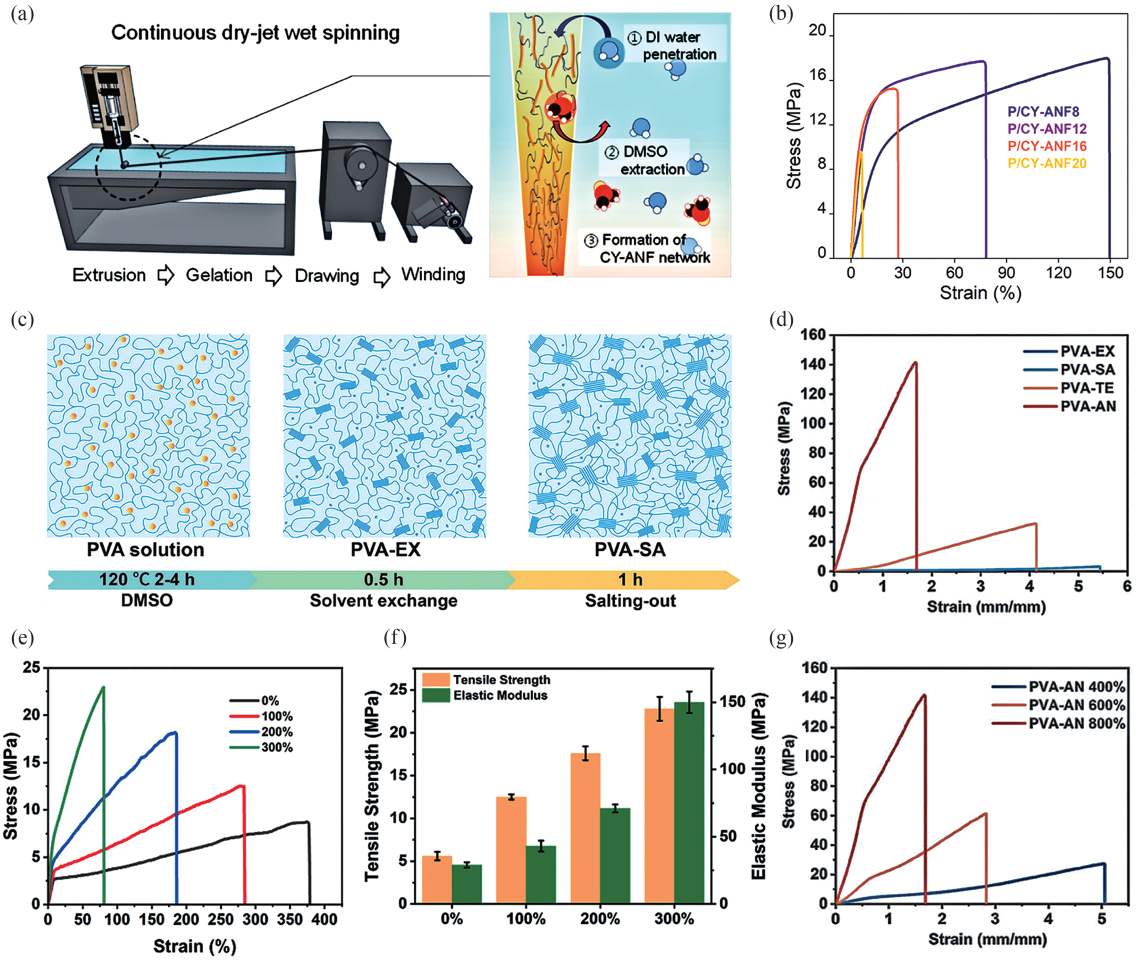


图 4　(a)用于制备 P/CY-ANF 水凝胶纤维的干射湿纺系统和非溶剂诱导凝胶化机制[62]；(b)含水量高达 80 wt % 时，P/CY-ANF 水凝胶纤维的应力应变曲线[62] (2025 American Chemical Society 版权许可)；(c) PVA 水凝胶纤维在盐析和溶剂交换后不同阶段的晶体结构示意图[32]；(d)多重方法处理后的 PVA 水凝胶纤维拉伸强度跨越了 3 个数量级的变化[32] (2024 Wiley-VCH GmbH 版权许可)；(e)经过不同预拉伸应变处理后的疏水性低共熔凝胶纤维的拉伸应力应变曲线[67]；(f)不同预拉伸应变处理后的疏水性低共熔凝胶纤维拉伸应力和杨氏模量的对比[67] (2025 American Chemical Society 版权许可)；(g)预拉伸比例分别为 400%、600% 和 800% 的 PVA-AN 纤维的拉伸强度变化[32] (2024 Wiley-VCH GmbH 版权许可)

Figure 4　(a) Dry-to-wet spinning system for preparing P/CY-ANF hydrogel fibers and the non-solvent-induced gelation mechanism[62]; (b) Stress-strain curves of P/CY-ANF hydrogel fibers at water contents up to 80 wt% (Reprinted with permission from Ref. [62]; Copyright (2025) American Chemical Society); (c) Schematic of crystal structures of PVA hydrogel fibers at different stages following salting-out and solvent exchange[32]; (d) Tensile strength of PVA hydrogel fibers treated by multiple methods spanning three orders of magnitude (Reprinted with permission from Ref. [32]; Copyright (2024) Wiley-VCH GmbH); (e) Tensile stress-strain curves of hydrophobic eutectic gel fibers subjected to different pre-stretch strain treatments[67]; (f) Comparison of tensile stress and Young's modulus for hydrophobic eutectic gel fibers after varying pre-stretch strain treatments (Reprinted with permission from Ref. [67]; Copyright (2025) American Chemical Society); (g) Tensile strength variation of PVA-AN fibers with pre-stretch ratios of 400%, 600% and 800% (Reprinted with permission from Ref. [32]; Copyright (2024) Wiley-VCH GmbH)

力学性能的瓶颈提供了关键思路。受天然蛛丝、蚕丝等高性能纤维的启发，在水凝胶纤维内部构建类似的取向结构，成为提升其力学性能的有效途径。通过引导聚合物链、纳米纤维或微晶等结构单元的有序排列，特别是沿纤维轴向方向的有序排列，可实现对纤维力学行为的精准调控，从而显著增强其力学性能[63~65]。

取向结构对力学性能的增强主要源于多尺度能量耗散机制的协同作用。在分子尺度上，高度取向的聚合物链在承受轴向拉伸时，应力能够直

接传递至由共价键构成的主链，从而显著提高纤维的杨氏模量与拉伸强度。在超分子尺度上，有序排列的次级相互作用(如氢键、离子键等)可作为“牺牲键”，在外力作用下发生优先断裂，耗散能量，延缓裂纹扩展，赋予材料优异的韧性。此外，若体系中引入纳米颗粒或结晶区等刚性单元，它们可作为应力集中点，有效耗散能量，钝化裂纹尖端，通过协同增强效应，显著提升纤维的整体强度、韧性及抗撕裂性能[66]。

在纤维制备过程或成型后引入外力场(如拉伸力场、流体力场)，是构建内部取向结构的有效策略之一。通过外力迫使聚合物链、纳米晶等结构单元发生定向排列，可实现对纤维微观结构的有效调控。其中，拉伸力场作为最常用的手段，通常在纤维固化后施加可控拉伸，诱导分子链和纳米晶沿轴向有序排列，从而提高取向度、增强凝胶网络，并显著改善其力学性能。

例如，经单轴预拉伸处理的PAA基水凝胶纤维，在拉伸过程中聚合物链沿轴向定向排列，并在干燥阶段通过分子间氢键在受限构型下自组装，使其拉伸强度提升约 0.1 GPa。Du等[67]通过预拉伸调控聚合物内部晶体纳米簇的排列，使疏水性低共熔凝胶纤维的杨氏模量相较于未处理样品提高了4倍(图4e和4f)。Zhou等[32]对聚乙烯醇(PVA-AN)纤维进行拉伸取向处理，发现其直径明显减小，表明聚合物网络发生轴向排列与致密化，同时链间氢键作用增强，力学性能显著提升。图4(g) 展示了预拉伸比例分别为 400%、600%和800%的PVA-AN纤维的拉伸强度变化，结果显示随着预拉伸比的增大，纤维拉伸强度逐步提高。

因此，取向结构是调控和优化水凝胶纤维力学性能的重要策略之一。通过仿生设计，实现了分子到宏观尺度上取向结构的精确构筑，制备了具有高强度、高模量和超高韧性的新一代水凝胶纤维，为开发先进生物医用材料、高性能柔性电子器件和智能纺织品奠定了坚实的基础。

2.3 含水量的调控

水凝胶纤维作为一种典型的软物质材料，其含水量是影响力学性能的核心变量。通常来说，含水量的上升会导致聚合物网络密度的下降，水分子作为塑化剂，屏蔽了链间的范德华力等物理相互作用，使得分子链滑移更为容易。这一微观机制在宏观上表现为纤维弹性模量与拉伸强度的显著降低。而含水量过低，虽能暂时提升模量与强度，却往往以牺牲韧性为代价，致使纤维硬化、脆化，难以在柔性电子、阻尼纱线及智能织物等应用中承受复杂的力学载荷。因此，协调因含水量变化而引发的强度与韧性之间的内在矛盾，是实现高强韧水凝胶纤维制备的关键问题。

目前，通过设计鞘–芯结构并对纤维进行干燥处理，是有效调控其力学性能的主流方法之一。其核心原理在于利用鞘层与芯层组分的非同步干燥特性，在空气中自然干燥时，鞘层优先失水，形成低含水量、高模量和高强度的刚性外壳；而芯层失水较慢，作为含水量较高的柔性内核，保证了材料的延展性。这种外刚内柔的层级结构构造，实现了强度、模量与韧性的良好平衡。此外，如2.1.3小节所述，通过纳米限域或拓扑结构设计，是强化高含水量水凝胶纤维力学性能的另一关键路径。其核心在于利用由此产生的多重氢键，大幅增强水分子与聚合物网络的相互作用，从而实现水分子的固定，将自由水转变为结合水。与自由水相比，被固定的结合水难以蒸发，这不仅赋予了水凝胶纤维优异的机械性能，也维持了纤维的高含水量。

然而，在实际应用中，水凝胶纤维曝露于大气环境时不可避免发生由失水或吸水所引起的体积变化与性能波动。体积的变化不仅会导致器件结构失稳、界面剥离，更会引起其力学性能(如模量、韧性)与功能特性(如离子电导率)的显著漂移，严重制约其实际可用性。因此，提升水凝胶纤维的环境稳定性已成为推动其走向实用化的关键挑战。通过在水凝胶纤维表面构筑一层疏水性聚合物(如聚氨酯、聚二甲基硅氧烷)屏障，是实现环境稳定的直接有效方法。这种策略虽能有效延缓水分流失，却常以牺牲材料的透气性、柔软性或本体功能为代价。为应对水凝胶纤维在透气性、柔软性与环境稳定性之间难以兼顾的固有挑战，发展本征抗干燥策略已成为关键研究方向。该策略旨在从材料设计的源头入手，通过调控其内在化学结构与网络相互作用，从根本上提升其稳定性，而非依赖外部封装。一种策略是在体系中引入保水组分，如甘油、聚乙二醇等多元醇或者吸湿性离子液体，通过其强吸湿性降低水的活度，延缓失水或吸水现象的发生，保证水凝胶纤维的稳定性；另一种策略则是选取疏水性单体，构建疏水相互

作用主导的网络，通过增强聚合物与水的结合能，提升其环境稳定性。此外，还可利用水凝胶的吸水特性，引入刺激响应型组分，使纤维能依据环境湿度变化触发预设的形态或功能转变，例如开发可随湿度自适应调节隔热性能或孔径结构的智能织物，从而将水分敏感性转化为可控的功能优势。

3　水凝胶纤维的应用场景

水凝胶纤维作为水凝胶材料的一维化、连续化形态，不仅继承了本体水凝胶的高含水量、优异生物相容性、可调力学性能和刺激响应性等核心优势，更因其独特的纤维结构(高长径比、大比表面积、良好的柔韧性、可编织性、取向性调控能力)而开辟了全新的应用场景。本小节探讨了水凝胶纤维在柔性电子、光传导、智能纺织物以及阻尼纱线等不同领域中应用。

3.1　柔性电子

传统的本征导电纤维，如碳纤维、不锈钢纤维等，虽具备优异的导电性(电导率可达10^4~10^6 S/m)与较高的耐温性，但其作为导体材料，存在明显的力学局限：断裂伸长率极低(通常<2%)，且杨氏模量极高(通常在数十至数百GPa，如碳纤维>200 GPa)[68~70]。这种极高的刚性与人体软组织(模量约 kPa~MPa)之间存在巨大的力学差异，导致其在柔性电子和可穿戴应用中佩戴舒适性差，并易因力学失配而引起信号干扰。另一种常用的方法是将导电物质(如银纳米线、导电聚合物)通过浸渍或涂覆方式负载于传统纱线表面[71,72]。该方法虽可制备出电导率稳定、实用性强的导电纱线，但其导电层仅存在于纤维表面，在反复弯折、揉搓等机械应力下极易发生疲劳脱落，不仅导致电学性能衰减，更严重影响器件的长期使用可靠性与耐用性。相比之下，将高导电材料(如离子液体、银纳米线、碳纳米管、液态金属等)引入水凝胶基质中，所制备的水凝胶基导电纤维则展现显著的优势[73]。此类纤维不仅继承了水凝胶自身的高拉伸性(断裂伸长率通常可达100%~800%)、可调的模量(0.1~1.0 MPa)特性，更能实现与人体皮肤完美的力学匹配，确保器件在动态变形下仍能贴合紧密。这为用户提供了真正“无感”且舒适的穿戴体验，同时保证了信号采集的长期稳定性[74]。这类水凝胶应变传感器的工作原理在于，当材料受到应变时，其内部网络结构发生形变，导致网络内导电通路(如离子传输路径或导电填料接触状态)发生变化。这种微观结构的改变在宏观上表现为材料电容或电阻的显著变化。通过精确检测这些信号的变化，即可实现对各类生物信号(如肌电、心电和运动等)的传感与监测[75,76]。

Zhu等[77]将碳纳米管掺入由聚乙烯醇-海藻酸钠-单宁酸(PVA-SA-TA)组成的双网络复合水凝胶基质中，制备了柔性导电PVA基水凝胶纤维。随后，将该纤维集成到可穿戴传感器中，依赖拉伸过程中，纤维同时发生长度增加和横截面积减小，导致电阻显著变化，成功实现了对多种人体动作，如手指弯曲、书写、皱眉以及吞咽等细微活动的高灵敏度检测(图5a)。这种依赖纤维的几何形变效应的传感机制产生的电阻变化很有限，存在应变灵敏度低和检测限不足的问题。Liu等[78]提出了一种纳米相分离工程构建多重动态响应氢键网络新策略，基于形变时不同纳米相区域氢键断裂的差异化响应机制，成功制备了具有多尺度分层纳米相分离网络的PVA基有机水凝胶纤维。这种纤维兼具超低检测下限与宽检测范围的优势，能够高精度地捕捉诸如脉搏波等细微生理信号变化，适用于人体运动的实时监测，在健康监护领域具有应用潜力(图5b)。人体桡动脉脉搏波主要由五个成分构成：叩击波(P波，源于心脏搏动)、反射切迹(W)、潮汐波(T波，来源于手部反射)、双切迹(V)以及舒张波(D波，源于身体下部)。在运动过程中，由于体循环状态的变化，T波会逐渐消失；而在恢复阶段，随着血管弹性、心率及血流速度从高水平逐渐恢复至正常，D波可能减弱甚至完全消失。运动前后T波与D波的这些细微变化，能够被PVA基有机水凝胶纤维灵敏地捕捉，充分展现了水凝胶纤维在获取高质量脉搏波信号、支撑实时医疗健康监测方面的优异能力。

3.2　高性能光纤

传统石英光纤因其极高的杨氏模量(70~85 GPa)与极低的断裂应变(1%~5%)[79~81]，与人体软组织(模量约kPa~MPa级，应变常>50%)存在显著的力学失配。这种刚性且易脆的特性，使其在微小弯曲或拉伸下便易发生断裂，难以适应生物体内的动态环境。此外，植入体内后，其坚硬光滑的表面常被识别为异物，引发持续的慢性炎症反应，严重限制了其长期生物应用。相比之下，水凝胶

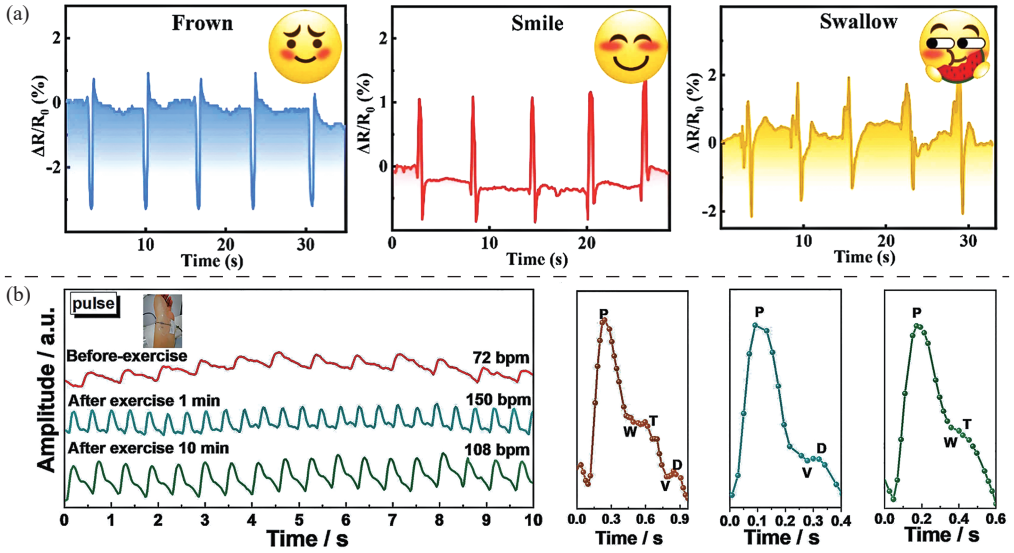


图 5 (a)柔性导电 PVA 基水凝胶纤维集成的传感器用于检测皱眉、微笑、吞咽等不同的人体动作[77] (2024 Elsevier B.V. 版权许可)；(b)具有多尺度分层纳米相分离网络的 PVA 基有机水凝胶纤维对脉搏波等细微生理信号变化的高精度捕捉[78] (2020 American Chemical Society 版权许可)

Figure 5 (a) Flexible conductive PVA-based hydrogel fiber-integrated sensors for detecting various human motions such as frowning, smiling, and swallowing (Reprinted with permission from Ref. [77]; Copyright (2024) Elsevier B.V.); (b) High-precision capture of subtle physiological signal changes like pulse waves by PVA-based organic hydrogel fibers featuring multi-scale hierarchical nano-phase-separated networks (Reprinted with permission from Ref. [78]; Copyright (2020) American Chemical Society)

光纤凭借其高透明性及与生物组织高度匹配的力学性能，有效突破了传统光纤在生物相容性、模量与柔韧性方面的瓶颈。更重要的是，水凝胶光纤可作为多功能平台，集成光热治疗等功能。基于这些卓越特性，水凝胶光纤为实现光电子器件与生物组织的无缝、直接集成提供了可行的技术路径，在活体生物成像和脑机接口等前沿领域展现出巨大的应用潜力。纤芯−包层双层构型是水凝胶基光纤实现光传导所必需的光学结构。该设计利用全反射原理引导光线在纤维内传输。其中，芯层需采用高折射率材料，例如由高浓度的聚合物网络或掺杂了纳米粒子等这类高折射率物质的水凝胶基质构成。而包层则应选用低折射率材料，如低交联度的水凝胶。为确保光线有效发生全反射并减少光学损耗，芯层与包层之间的折射率差应大于或等于 0.02。此外，高透明度和纤维直径的均一性也是制备水凝胶光纤的关键因素。使用高纯度单体制备尺寸均匀的纤维，并避免杂质及发色团掺杂，可有效降低光的吸收与散射损耗，从而提升光传输效率。最后，考虑到水凝胶光纤在体内应用的环境，它们还需具备与生物组织相匹配的力学性能，以及良好的抗溶胀变形和抗脱水能力。

Chen 等[82]通过大规模集成均相动态交联纺丝技术，制备了一种温度自适应水凝胶光纤波导(temperature-adaptive hydrogel fiber optical waveguide, THFOW)。皮层采用氯化钙交联的海藻酸钠水凝胶；芯层选择具有热响应机制的*N*-异丙基丙烯酰胺作为功能单体，*N*,*N*-二甲基丙烯酰胺作为亲水成分，通过双键自由基聚合，制得了结构均匀和高透明度的 THFOW。当温度低于 THFOW 的较低临界溶解温度(LCST)时，THFOW 展现出优异的光传播性能(图 6a)，能够高效地将外部近红外激光传输至体内病灶部位，精确作用于肿瘤区域进行光热治疗。当肿瘤部位温度接近 THFOW 的 LCST 时，芯层聚合物网络与周围水分子发生相分离，导致其透明度显著下降，阻碍光在 THFOW 中的传播(图 6b 和 6c)，迫使传输的近红外激光向周围组织散射。当温度冷却后，THFOW 光导性能几乎完全恢复，展现出良好的可循环性。这种独特的温度响应机制使得肿瘤部位的温度能够在 THFOW 的 LCST 附近得到调控，既确保有效杀死癌细胞，又能防止因温度过高而对邻近正常组织造成严重损伤(图 6d)。

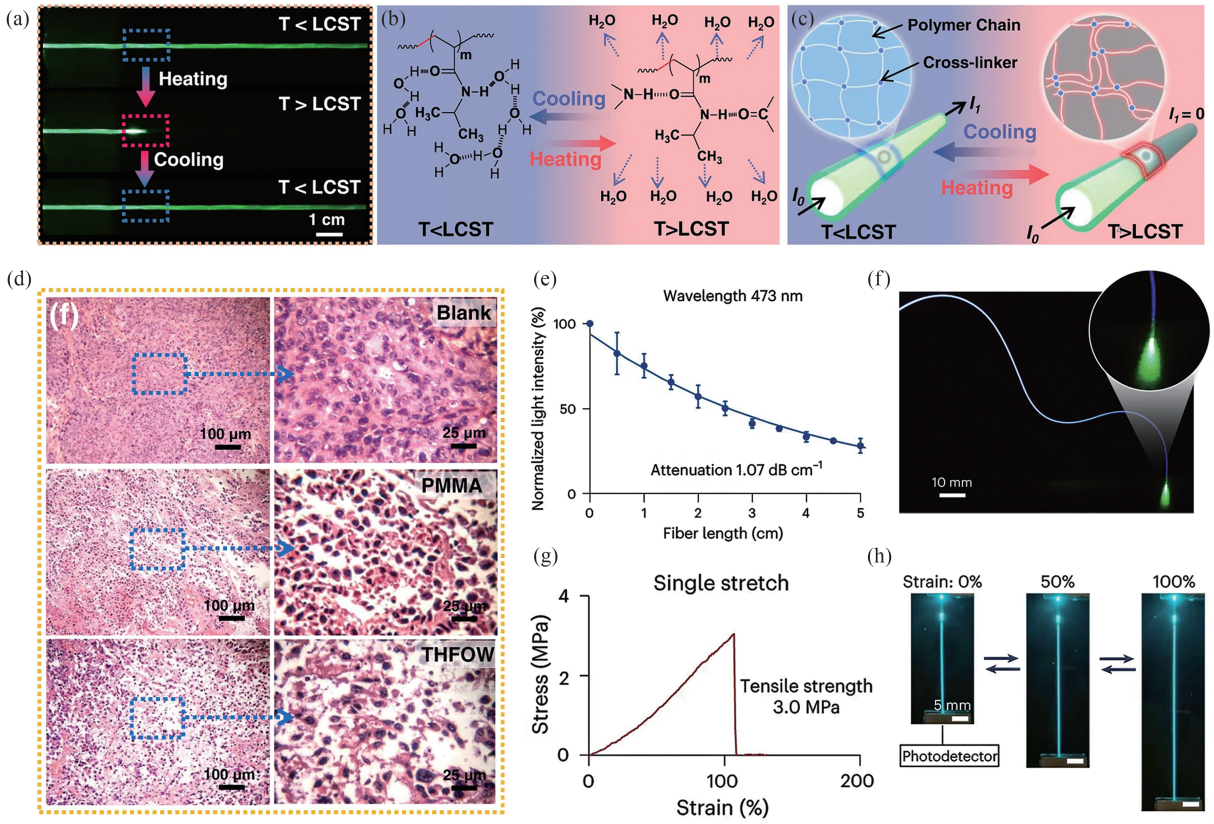


图 6　(a) THFOW 纤维温度在 LCST 附近加热冷却过程光传输能力的变化[82]；(b) THFOW 纤维热敏特性机理图[82]；(c) THFOW 纤维热敏特性示意图[82]；(d)小鼠经具有热敏特性的 THFOW 纤维光热治疗后空白组、实验组和对照组经染色后的肿瘤切片对比图[82] (开放获取，2022作者版权许可)；(e)由短二氧化硅段与 PVA 构成的水凝胶光纤具有 1.07 dB·cm^{-1} 的低光学损耗[83]；(f)变形的 PVA 水凝胶光纤传输蓝光的图像[83]；(g) PVA 水凝胶光纤的应力-应变曲线[83]；(h) PVA 水凝胶光纤在不同拉伸应变下传输蓝光的图像[83] (开放获取，2023作者版权许可)

Figure 6　(a) Variation in optical transmission capability of THFOW fibers during heating and cooling near the LCST [82]; (b) Schematic illustrating the thermosensitive mechanism of THFOW fibers [82]; (c) Schematic illustration of the thermosensitive properties of THFOW fibers [82]; (d) Comparison of tumor sections stained after photothermal therapy with thermosensitive THFOW fibers in blank, experimental, and control groups of mice [82] (Open Access, Copyright (2022) the Author(s)); (e) Hydrogel optical fiber composed of short silica segments and PVA exhibiting low optical loss of 1.07 dB·cm^{-1} [83]; (f) Image of deformed PVA hydrogel optical fiber transmitting blue light [83]; (g) Stress-strain curve of PVA hydrogel fiber [83]; (h) Image of blue light transmission through PVA hydrogel fiber under varying tensile strains [83] (Open Access, Copyright (2023) the Author(s))

考虑到水凝胶光纤在实际应用中易因反复形变而发生疲劳断裂，Liu 等[83]设计了一种具有优异抗疲劳性能的芯包层结构水凝胶纤维。该纤维由短二氧化硅段与 PVA 构成，并通过化学交联与退火工艺将无定形 PVA 转化为纳米晶域。这些聚合物纳米晶域的形成，使所得 PVA 水凝胶纤维兼具多项优异性能——1.07 dB·cm^{-1} 的低光学损耗，3 MPa 的拉伸强度，1.6 MPa 的高杨氏模量以及抗 30000 次 1.4 MPa 的拉伸循环(图 6e~6g)。图 6(j)展示了水凝胶纤维在循环机械拉伸条件下的光学传输行为，模拟了其在实际运动过程中所承受的机械载荷。在小鼠实验中，植入该水凝胶光纤后，在黄光刺激下通过光遗传学技术抑制体感神经通路，有效缓解了小鼠的热敏感性和机械异常性疼痛。

水凝胶光纤同样适用于生物传感器的传感元件。与基于电导率变化的应变传感器相比，光信号具有更高的稳定性，有效规避了电信号传感器易受电磁干扰、水下漏电风险等电气安全问题，从而拓宽了生物传感器的应用范围。Wang 等[84]提出了一项创新策略，利用聚合低共熔溶剂(PDES)单体制备出疏水性阶梯折射率聚合物

光纤(CPOF)。该光纤具有10 MPa的拉伸强度和0.77 dB·cm^{-1}的光学损耗(图7a和7c)，对不同波长的红色、绿色和蓝色激光在可见区域均具有高效的光传播能力(图7b)。基于该疏水光纤构建的传感器在水下环境中表现优异，传感特性稳定，为水下运动监测、环境检测及软体机器人等领域的应用开辟了新途径(图7d)。

3.3 智能纺织品

传统智能纺织品难以同时满足主动温控、透湿性和耐久性需求，环境骤变导致的热/冷应激反应甚至可能引发医疗风险。具有智能刺激响应特性的水凝胶纤维正引领传统纺织品向智能化方向演进。其中，温度和湿度作为影响人体穿着舒适度的关键环境因素，成为智能调控的重点目标。在纤维中引入温敏组分(如聚*N*-异丙基丙烯酰胺、聚*N*-乙烯基己内酰胺等)或吸湿性物质(盐或甘油等)，可开发出具有温度或湿度响应性的水凝胶纤维。这类纤维当环境温度或湿度发生变化时，纤维内部的亲/疏水链段构象或吸水量随之改变，进而调控其网络交联密度。这种微观结构的动态调整最终导致纤维宏观物理性能(如溶胀度、透气性、导热性)的显著变化，从而实现对环境变化的智能响应[85]。

此外，将感知功能融入纺织品，使其能够精确

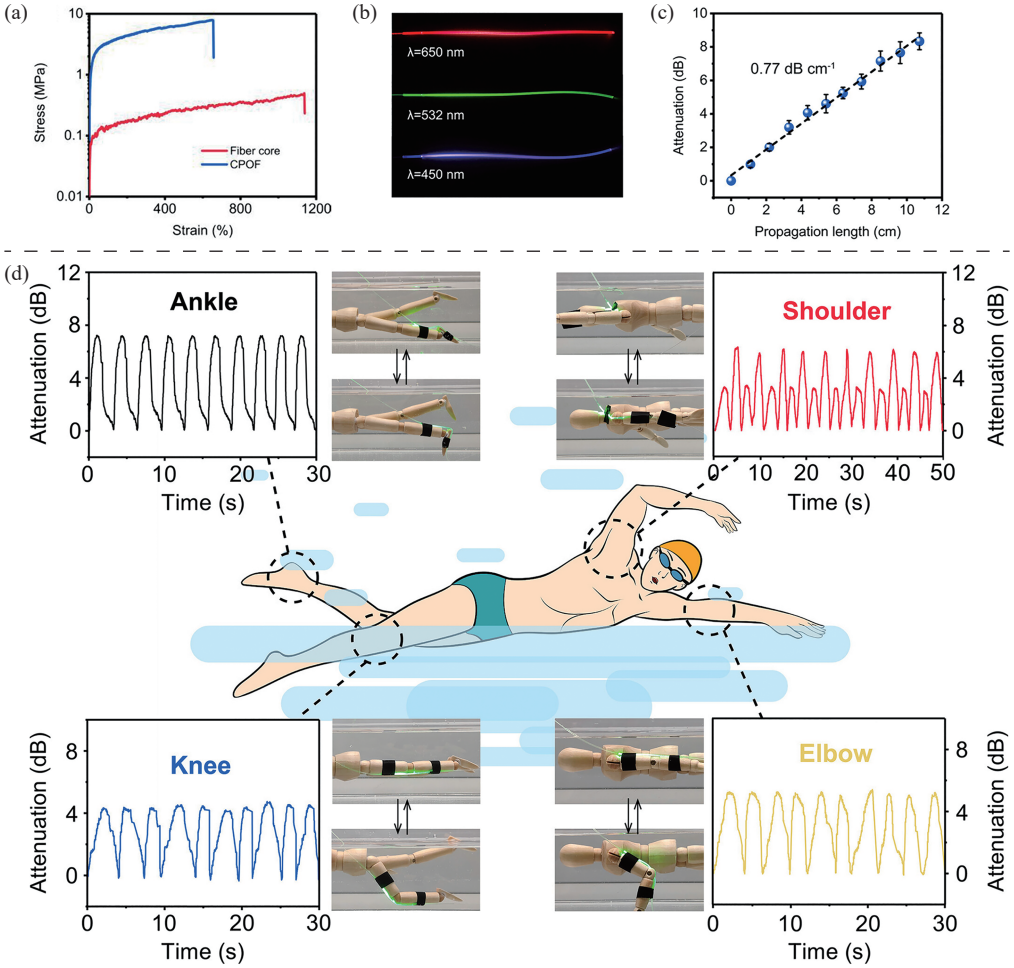


图 7 (a) CPOF 纤维的力学性能曲线；(b)不同波长的红色、绿色和蓝色激光在 CPOF 纤维中传播的光学图像；(c)通过截断法测量的 CPOF 纤维的光传播衰减；(d)用于监测水下运动的 CPOF 传感器。模拟人重复游泳的动作，记录脚踝、肩膀、膝盖和肘部四个部位的光衰减的变化[84] (2025 American Chemical Society 版权许可)

Figure 7 (a) Mechanical property curve of CPOF fiber; (b) Optical images of red, green and blue lasers propagating through CPOF fiber at different wavelengths; (c) Optical attenuation in CPOF fiber measured by the truncation method; (d) CPOF sensor for monitoring underwater motion. Simulated human repetitive swimming motions recorded changes in optical attenuation at four locations: ankle, shoulder, knee, and elbow (Reprinted with permission from Ref. [84]; Copyright (2025) American Chemical Society)

定位人体触感并帮助人类识别与应对各类危险，是智能纺织品的另一重要应用领域。Lu等[86]利用天然蚕丝纤维素、离子液体([Emim]BF_4)和甘油，开发了一种兼具高强度、导电性和稳定性的蚕丝基离子水凝胶(SIH)纤维。该纤维得益于与天然蚕丝相似的半结晶及取向结构，以及[Emim]BF_4、甘油和水的塑化作用。经预拉伸后，纤维可实现高达55 MPa的拉伸强度和530%的延伸率(图8a)。同时，[Emim]BF_4赋予了纤维可与导电水凝胶相媲美的高电导率。当离子液体浓度达到2.0 mol·L^{-1}时，SIH纤维表现出稳定且高达0.45 S·m^{-1}的离子电导率(图8b)。随着离子液体的进一步增加，SIH纤维的导电性增加速率减缓，这主要归因于在高浓度离子液体溶液中，带相反电荷的离子之间增强的相互作用阻碍了离子迁移。基于此优异导电性，集成SIH纤维的传感电路能对多种刺激产生瞬时且特征性的电信号响应：火烧导致纤维分解碳化，引发电流骤升后归零，标志结构失效；水浸促使纤维吸水膨胀并增强离子迁移能力，表现为电流瞬时增大，并在持续水滴作用下呈现阶梯式跃升；利器切割造成纤维瞬间断裂与导电路径中断，电流立即降至0；手指触摸则触发特征性脉冲信号(图8c和8d)。这些显著差异化的电流响应模式使集成SIH纤维的纺织品能够精准检测

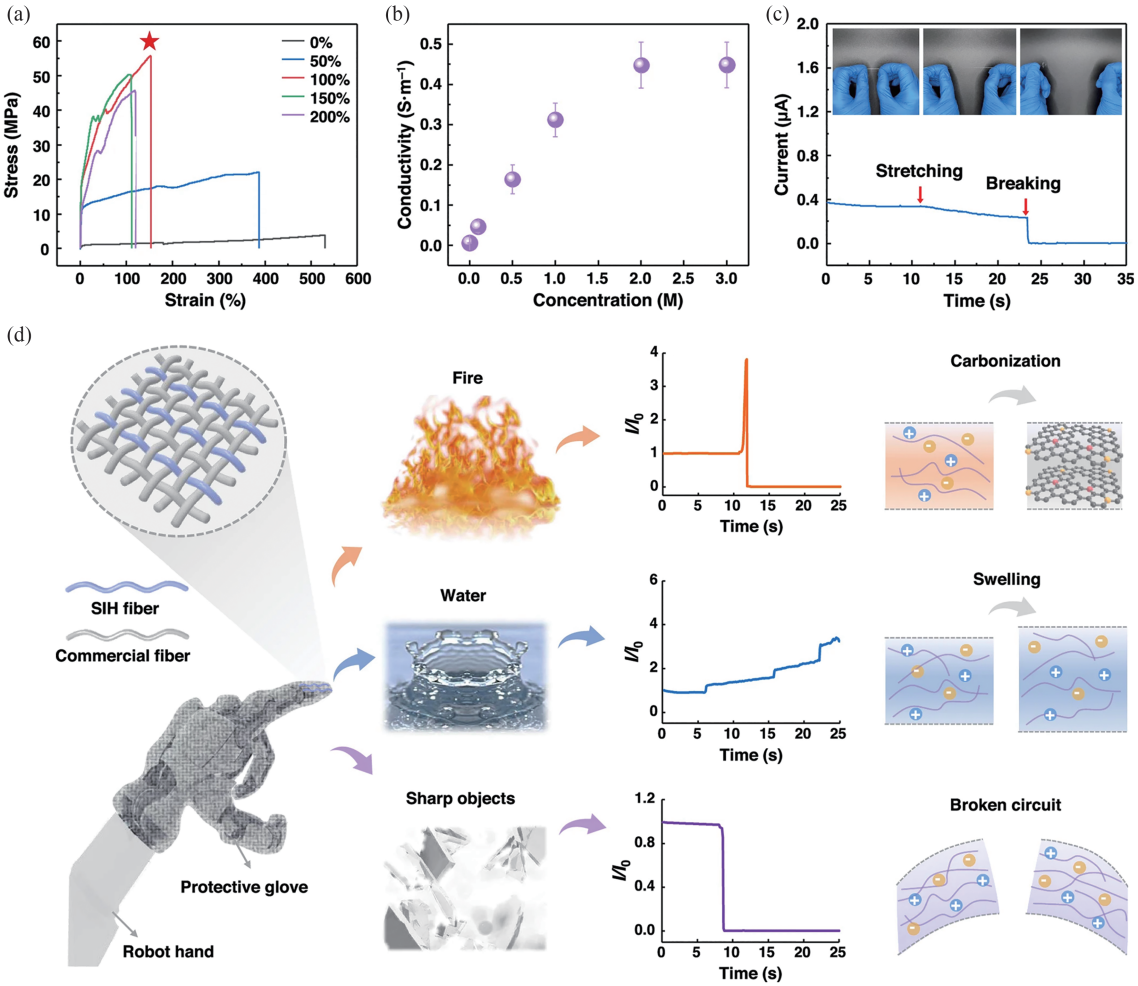


图 8　(a)不同预拉伸应变下 SIH 纤维的应力-应变曲线；(b) SIH 纤维的离子导电率随离子液体浓度的变化；(c)当 SIH 纤维被拉伸时电流的变化；(d)集成 SIH 纤维的传感电路对火烧、水浸、利器损伤等刺激产生的瞬时且特征性的电信号响应[86](开放获取，2024作者版权许可)

Figure 8　(a) Stress-strain curves of SIH fibers under different pre-stretch strains; (b) Ionic conductivity of SIH fibers versus ionic liquid concentration; (c) Current variation during stretching of SIH fibers; (d) Transient and characteristic electrical signal responses of integrated SIH fiber sensing circuits to stimuli including fire exposure, water immersion, and sharp-object damage[86] (Open Access, Copyright (2024) the Author(s))

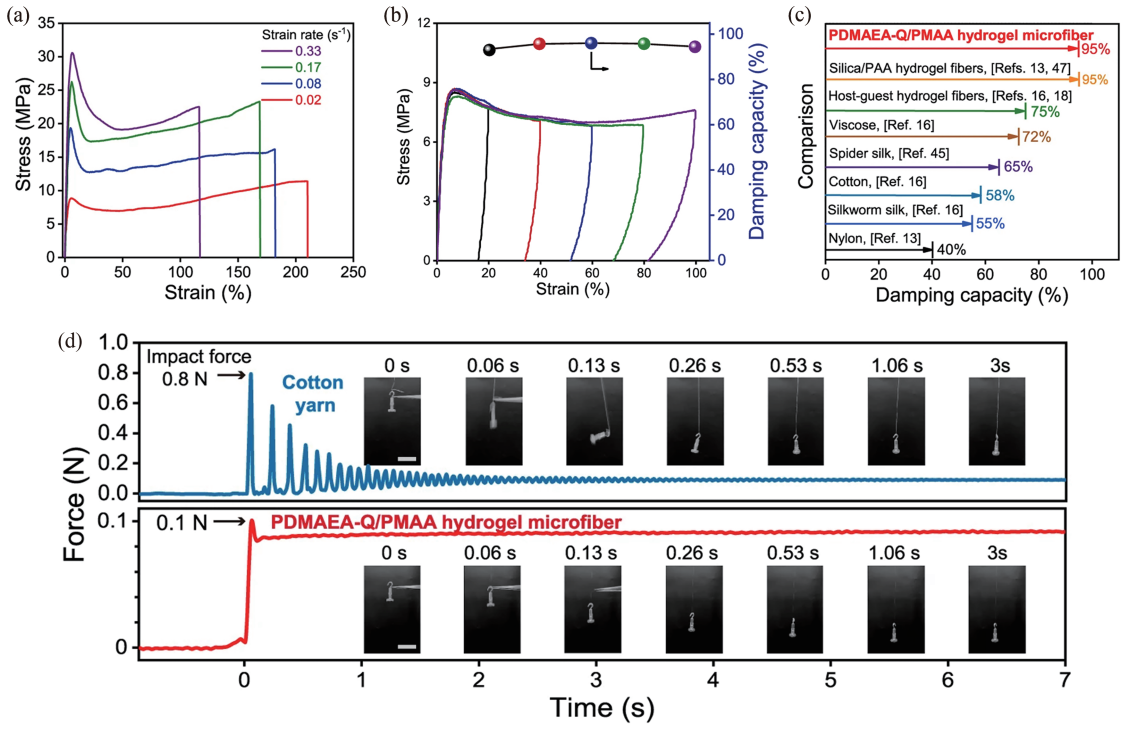
并区分外部危险(如火烧、水浸、利器损伤)及人体触感(如手指触摸),成功构建出具备智能感知功能的纺织品系统。

3.4 阻尼纱线

凭借优异的力学性能,水凝胶纤维在能量耗散与减震领域展现出巨大潜力,正逐步成为阻尼纱线的理想候选材料。其主要作用机制为在共价交联水凝胶网络中引入大量具有动态可逆特性的键(如氢键、离子键),从而构建物理交联网络。这一双重交联机制不仅赋予了聚合物网络高度耗散能量的特点,同时显著提升了材料的力学性能。更为重要的是,兼具柔性与韧性的水凝胶纤维在承受冲击时,不仅能耗散能量,还能通过大变形有效吸收部分冲击能,从而保护受冲击物体。

Shi等[51]受蜘蛛纺丝以及蛛丝纳米约束结构的启发,在聚甲基丙烯酸(PMAA)链中引入另一种吸湿性、带正电的聚电解质(如聚二烯丙基二甲基氯化铵,PDDA)。利用水蒸发诱导自组装技术,促使PMAA链自发形成具有强氢键簇的纳米约束结构。得益于这种纳米约束效应对氢键的强化作用,所得水凝胶超细纤维展现出优异的力学性能,在 0.02 s 的应变速率下,水凝胶超细纤维的拉伸强度为11.6 MPa,杨氏模量高达428 MPa(图9a)。同时,该纤维还具有超高的能量耗散能力及高阻尼性能,在20%~100%的应变范围内具有明显的滞后曲线,阻尼容量可达约95%,耗散能量可达7 MJ·m^{-3}(图9b)。如此高的阻尼性能显著超过了蜘蛛丝以及大多数天然纤维与合成纤维(图9c)。在自由落体物体(10 g)引起的时间分辨力振荡实验中,相同条件下,水凝胶超细纤维产生的震荡冲击力仅为0.1 N,是典型阻尼容量为约58%的棉纱所产生的最大冲击力(0.8 N)的1/8,证实了水凝胶超细纤维的优异阻尼性能(图9d)。

Liang等[52]通过同样的水蒸发诱导自组装技术,成功制备了具有皮–芯结构和氢键纳米簇的PAAM水凝胶纤维。随后,通过预拉伸和扭转工艺进一步调控了氢键纳米簇的取向排列,显著增强了纤维基质中的氢键纳米簇网络,从而获得了具有卓越力学性能的水凝胶微纤维。这种加捻水凝胶超细纤维展现出高达525 MPa的拉伸强度和高达384 MJ·m^{-3}的韧性,其阻尼能力可达99%。该性能显著优于天然蜘蛛丝及多种主流合成能量耗散材料,例如:常规水凝胶(约100 MJ·m^{-3}, 约78%)、合成蜘蛛丝(344.7 MJ·m^{-3}, 95%)和缓冲泡沫材料(1.72 MJ·m^{-3}, 80%)(图9e和9f)。为验证其实际应用潜力,使用该超细纤维构建了减震网。实验表明,该网能有效捕获从15 cm高度坠落的乒乓球,充分证明了其在减震场景中的优异阻尼



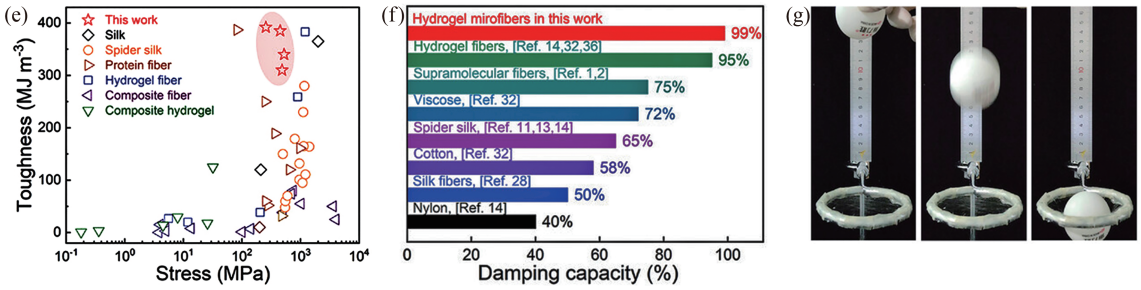


图 9　(a)在不同应变速率下，PMAA 水凝胶超细纤维的应力-应变图 [51]；(b) PMAA 水凝胶超细纤维循环加载 – 卸载曲线图及对应的阻尼容量[51]；(c) PMAA 水凝胶超细纤维与其他典型阻尼纤维材料的阻尼容量比较[51]；(d) PMAA 水凝胶超细纤维与棉纱缓冲下自由落体物体引起的时间分辨力振荡实验[51] (开放获取，2023作者版权许可)；(e) PAAM 水凝胶纤维与其他典型材料韧性与强度的比较[52]；(f) PAAM 水凝胶纤维与其他典型阻尼纤维材料的阻尼容量比较[52]；(g)使用 PAAM 水凝胶超细纤维构建的减震网能有效捕获移动物体并降低冲击力[52] (开放获取，2024作者版权许可)

Figure 9　(a) Stress-strain diagram of PMAA hydrogel microfibers at different strain rates [51]; (b) Cyclic loading-unloading curve and corresponding damping capacity of PMAA hydrogel microfibers [51]; (c) Comparison of damping capacity between PMAA hydrogel microfibers and other representative damping fiber materials [51]; (d) Time-resolved oscillation experiment of a free-falling object cushioned by PMAA hydrogel microfibers and cotton yarn [51] (Open access, Copyright (2023) the Author(s)); (e) Comparison of toughness and strength between PAAM hydrogel fibers and other representative materials [52]; (f) Comparison of damping capacity between PAAM hydrogel fibers and other representative damping fiber materials [52]; (g) Shock-absorbing nets constructed using PAAM hydrogel microfibers effectively capture moving objects and reduce impact forces [52] (Open Access, Copyright (2024) the Author(s))

性能(图9g)。此外，超细纤维在承受外力冲击时发生显著变形而未立即断裂，展现了其良好的吸收和耗散冲击能量机制。

水凝胶纤维凭借仿生纳米约束结构赋予的超高阻尼性能与力学韧性，为新一代智能阻尼纱线提供了解决方案。未来，水凝胶纤维阻尼纱线有望在多个领域实现突破性应用，尤其在追求轻量化、柔性化、智能化及生物相容性的场景中前景广阔。例如，通过材料设计与工艺优化，可开发用于卫星柔性支架振动抑制的轻量化阻尼纱线；在生物医疗领域，则能制备仿生阻尼人工韧带，用于替代或修复生物组织。多学科交叉将进一步推动该技术在跨领域应用中的拓展。

4　总结

高强度高韧性水凝胶纤维凭借其优异的柔软性、生物相容性以及出色的力学性能，已成为研究与应用中备受瞩目的重要材料。通过多样且灵活的结构与功能化设计，并结合多尺度协同增强策略，包括物理交联(如离子键、氢键、纳米晶生成)、化学交联以及双网络结构构建等，水凝胶纤维不仅实现了力学性能的颠覆性突破，还极大地拓展了其在柔性电子、光学传输、智能纺织品以及阻尼纱线等领域的应用前景。

本文旨在对水凝胶纤维的研究进展进行系统综述，以期为未来的结构设计与功能化发展提供指导。首先概述了水凝胶纤维的制备工艺。针对不同状态的前驱体溶液和不同结构设计的需求，选择合适的制备方法对于实现规模化连续生产至关重要。随后深入探讨了影响水凝胶纤维力学性能的关键因素，并重点阐释了如何通过网络结构设计策略制备高性能水凝胶纤维。这直接决定了高强度高韧性水凝胶纤维的形成。最后，详细介绍了水凝胶纤维的广泛应用前景。

虽然这些水凝胶纤维展现出优越的力学性能、韧性和组织相容性，但其在实际应用中仍存在环境稳定性不足、抗疲劳机制欠缺、产业化制备技术尚不成熟等亟待解决的问题。随着研究的不断深入，未来应着力于探索和优化水凝胶纤维的制备方法与功能化策略，开发更多绿色可持续的规模化制备工艺，并加强跨学科交叉研究，以推动水凝胶纤维的更广泛应用。

参考文献

1　Dong, J. H.; Wang, L.; Chen, Y.; Xu, B. Y.; Tang, H.; Zhao, Z. Q.; Lin, W. K.; Hu, H. J.; Li, P. H.; Cao, R. F.; Wang, L.; Zhang, L.; She, Y. L.; Deng, B. Y.; Sun, W. Y.; Chen, C.; Li, D. W. Vortex-inspired hydrodynamic

drafting spinning platform for large-scale preparation of hydrogel fibers. *Adv. Fiber Mater*., **2024**, 6(6), 1710–1728.

2 Sun, T. T.; Liang, Y. F.; Ning, N. Y.; Wu, H. G.; Tian, M. Strain-insensitive stretchable conductive fiber based on helical core with double-network hydrogel. *Adv. Fiber Mater*., **2025**, 7(3), 882–893.

3 Zhao, W. Q.; Shao, F.; Sun, F. Q.; Su, Z. H.; Liu, S. Y.; Zhang, T.; Zhu, M. F.; Liu, Z. F.; Zhou, X. Neuron-inspired sticky artificial spider silk for signal transmission. *Adv. Mater*., **2023**, 35(32), 2300876.

4 Xiao, H.; Lai, X. T.; Xiong, X. R.; Jiang, Z. T.; Jia, Y. G.; Liu, H.; Huang, W.; Wu, G.; Zhu, X. X. Double-network slide-ring topological hydrogel fibers: fabrication and sensor application. *Small*, **2025**, 21(18), 2501558.

5 Mei, G. K.; Su, Z. H.; Liu, N.; Qu, J. L.; Liu, X.; Qian, D.; Zhou, X.; Liu, Z. F. Robust artificial spider silk *via* synergistic cross-linking of slide-ring and covalent bonds. *Macromolecules*, **2025**, 58(19), 10738–10751.

6 Du, B. Y.; Wu, Y. B.; Lu, S. F.; Yang, Z. Q.; Huang, S. Y. Spider-silk-inspired heterogeneous supramolecular network with strain-stiffening, high damping capacity, and supercontraction. *Adv. Funct. Mater*., **2023**, 33(50), 2306071.

7 Graham, J. J.; Subramani, S. V.; Yang, X. Y.; Russell, T. M.; Zhang, F. Z.; Keten, S. Charting the envelope of mechanical properties of synthetic silk fibers through predictive modeling of the drawing process. *Sci. Adv*., **2025**, 11(10), eadr3833.

8 He, W. Q.; Wang, M. L.; Mei, G. K.; Liu, S. Y.; Khan, A. Q.; Li, C.; Feng, D. Y.; Su, Z. H.; Bao, L. L.; Wang, G.; Liu, E. Z.; Zhu, Y. T.; Bai, J.; Zhu, M. F.; Zhou, X.; Liu, Z. F. Establishing superfine nanofibrils for robust polyelectrolyte artificial spider silk and powerful artificial muscles. *Nat. Commun*., **2024**, 15(1), 3485.

9 Zhang, C.; Xiao, P.; Zhang, D.; Ni, F.; Gu, J. C.; Liu, Q. Q.; Kuo, S. W.; Chen, T. Wet-spinning knittable hygroscopic organogel fibers toward moisture-capture-enabled multifunctional devices. *Adv. Fiber Mater*., **2023**, 5(2), 588–602.

10 Liu, Y. J.; Song, Y. Z.; Wu, P. Y. Self-evolving hierarchical hydrogel fibers with circadian rhythms and memory functions. *Adv. Mater*., **2024**, 36(32), 2404506.

11 Sung, C.; Nam, K. S.; Kim, Y.; Kang, H.; Kim, K.; Yoon, C.; Lee, S.; Chung, A.; Kang, J.; Park, Y. G.; Park, A. J.; Butt, H.; Yuk, H.; Park, S. Thermally drawn multifunctional all-hydrogel fibers for anti-fibrotic and multimodal neural interfaces. *Adv. Mater*., **2025**, e11634.

12 Chen, X. M.; Feng, Y. H.; Zhang, P.; Ni, Z. P.; Xue, Y.; Liu, J. Hydrogel fibers-based biointerfacing. *Adv. Mater*., **2025**, 37(4), 2413476.

13 Chen, G. Y.; Yang, Z. W.; Pan, H. Y.; Zhang, J.; Guo, Y.; Zhou, Z. Y.; Zheng, J. H.; Zhang, Z. Q.; Cao, R.; Hou, K.; Zhu, M. F. A review of hydrogel fiber: design, synthesis, applications, and futures. *Chem. Rev*., **2025**, 125(13), 5991–6056.

14 Chen, Z. W.; Chen, J.; Ge, H. H.; Gao, Q.; Zhu, J. D.; Zhu, C. H.; Gao, C. X. Unique core-shell organogel/hydrogel fibers with tunable assembly structures for personal thermal management and human motion detection. *Chem. Eng. J*., **2025**, 518, 164807.

15 Song, J. C.; Chen, S.; Sun, L. J.; Guo, Y. F.; Zhang, L. Z.; Wang, S. L.; Xuan, H. X.; Guan, Q. B.; You, Z. W. Mechanically and electronically robust transparent organohydrogel fibers. *Adv. Mater*., **2020**, 32(8), 1906994.

16 陈蕤, 常晓华, 韩媛媛, 赵桂艳, 朱雨田. 水凝胶基柔性应变传感材料设计及研究进展. 高分子通报, **2025**, 38(8), 1193–1208.

17 Chen, S. F.; Yao, W. F.; Ding, Z. D.; Du, J. Y.; Wang, T. N.; Xiao, X.; Zhang, L. N.; Yang, J.; Guan, Y.; Chen, C. J.; Tao, Y.; Li, M. Q.; Wang, H. X.; Hei, Z. Q. Injectable electrospun fiber-hydrogel composite delivery system for prolonged and nociceptive-selective analgesia. *Adv. Fiber Mater*., **2024**, 6(5), 1428–1445.

18 Zhai, Y. D.; Gong, C.; Chen, J. H.; Chang, C. Y. Magnetic-field induced asymmetric hydrogel fibers for tough actuators with programmable deformation. *Chem. Eng. J*., **2023**, 477, 147088.

19 Ding, H. J.; Wu, Z. X.; Wang, H.; Zhou, Z. J.; Wei, Y. M.; Tao, K.; Xie, X.; Wu, J. An ultrastretchable, high-performance, and crosstalk-free proximity and pressure bimodal sensor based on ionic hydrogel fibers for human-machine interfaces. *Mater. Horiz*., **2022**, 9(7), 1935–1946.

20 Wang, X. C.; Chen, G. X.; Cai, L.; Li, R. A.; He, M. H. Weavable transparent conductive fibers with harsh environment tolerance. *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **2021**, 13(7), 8952–8959.

21 Wang, X. D.; Wang, X. Y.; Pi, M. H.; Ran, R. High-strength, highly conductive and woven organic hydrogel fibers for flexible electronics. *Chem. Eng. J*., **2022**, 428, 131172.

22 He, W. Q.; Qian, D.; Wang, Y.; Zhang, G. H.; Cheng, Y.; Hu, X. Y.; Wen, K.; Wang, M. L.; Liu, Z. F.; Zhou, X.; Zhu, M. F. A protein-like nanogel for spinning hierarchically structured artificial spider silk. *Adv. Mater*., **2022**, 34(27), 2201843.

23 Dou, Y. Y.; Wang, Z. P.; He, W. Q.; Jia, T. J.; Liu, Z. J.;

Sun, P. C.; Wen, K.; Gao, E. L.; Zhou, X.; Hu, X. Y.; Li, J. J.; Fang, S. L.; Qian, D.; Liu, Z. F. Artificial spider silk from ion-doped and twisted core-sheath hydrogel fibres. *Nat. Commun*., **2019**, 10, 5293.

24 Wen, K.; Zhang, C.; Zhang, G. H.; Wang, M. L.; Mei, G. K.; Zhang, Z. Z.; Zhao, W. Q.; Guo, W. J.; Zhou, Q.; Liu, E. Z.; Zhu, Y. T.; Bai, J.; Zhu, M. F.; Wang, W.; Liu, Z. F.; Zhou, X. Jellyfish-inspired artificial spider silk for luminous surgical sutures. *Adv. Mater*., **2024**, 36(36), 2314158.

25 Li, Y. H.; Poon, C. T.; Li, M. X.; Lu, T. J.; Pingguan-Murphy, B.; Xu, F. Chinese-noodle-inspired muscle myofiber fabrication. *Adv. Funct. Mater*., **2015**, 25(37), 5999–6008.

26 Zhang, L.; Du, H. F.; Sun, X.; Cheng, F.; Lee, W. H.; Li, J. H.; Dai, G. H.; Fang, N. X.; Liu, Y. M. 3D printing of interpenetrating network flexible hydrogels with enhancement of adhesiveness. *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **2023**, 15(35), 41892–41905.

27 Naficy, S.; Le, T. Y. L.; Oveissi, F.; Lee, A.; Hung, J. C.; Wise, S. G.; Winlaw, D. S.; Dehghani, F. Highly porous, biocompatible tough hydrogels, processable *via* gel fiber spinning and 3D gel printing. *Adv. Mater. Interfaces*, **2020**, 7(3), 1901770.

28 Guo, Z. W.; Dong, L. N.; Xia, J. J.; Mi, S. L.; Sun, W. 3D printing unique nanoclay-incorporated double-network hydrogels for construction of complex tissue engineering scaffolds. *Adv. Healthc. Mater*., **2021**, 10(11), 2100036.

29 Cao, X. C.; Chen, R.; Wang, Z. S.; Zhang, H. Q.; Ma, X. T.; Bao, F. B. Microfluidic spun self-healable Janus-core composite microfibers as smart fiber actuators. *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **2025**, 17(13), 20225–20235.

30 Cao, P. L.; Wang, Y.; Yang, J.; Niu, S. C.; Pan, X. L.; Lu, W. H.; Li, L. H.; Xu, Y. M.; Cui, J. B.; Ho, G. W.; Wang, X. Q. Scalable layered heterogeneous hydrogel fibers with strain-induced crystallization for tough, resilient, and highly conductive soft bioelectronics. *Adv. Mater*., **2024**, 36(48), 2409632.

31 Peng, R. X.; Ba, F.; Li, J.; Cao, J. Y.; Zhang, R.; Liu, W. Q.; Ren, J.; Liu, Y. F.; Li, J.; Ling, S. J. Embedding living cells with a mechanically reinforced and functionally programmable hydrogel fiber platform. *Adv. Mater*., **2023**, 35(42), 2305583.

32 Zhou, Z.; Chen, S. Y.; Han, Z. L.; Qu, X. Y.; Deng, L. L.; Song, J. L.; Zhang, T.; Guan, M. Y.; Wang, H. P. Continuous preparation of the record strength and toughness hydrogel fibers with a homogeneous crosslinked network by microcrystalline dispersed growth. *Adv. Funct. Mater*., **2025**, 35(7), 2415354.

33 Yang, Q. Y.; Xu, Z.; Fang, B.; Huang, T. Q.; Cai, S. Y.; Chen, H.; Liu, Y. J.; Gopalsamy, K.; Gao, W. W.; Gao, C. MXene/graphene hybrid fibers for high performance flexible supercapacitors. *J. Mater. Chem. A*, **2017**, 5(42), 22113–22119.

34 Hou, K.; Wang, H. Y.; Lin, Y. Y.; Chen, S. H.; Yang, S. Y.; Cheng, Y. H.; Hsiao, B. S.; Zhu, M. F. Large scale production of continuous hydrogel fibers with anisotropic swelling behavior by dynamic-crosslinking-spinning. *Macromol. Rapid Commun*., **2016**, 37(22), 1795–1801.

35 Wu, S. J.; Gong, C. H.; Wang, Z. C.; Xu, S. J.; Feng, W.; Qiu, Z. M.; Yan, Y. R. Continuous spinning of high-tough hydrogel fibers for flexible electronics by using regional heterogeneous polymerization. *Adv. Sci*., **2023**, 10(36), 2305226.

36 Chen, G. Y.; Xu, S. M.; Zhang, Z. Q.; Guo, Y.; Zheng, J. H.; Yang, J. L.; Pan, J.; Hou, K.; Zhu, M. F. Modulus self-adaptive hydrogel optical fiber for long-term modulation of neural activity. *Chin. Chem. Lett*., **2025**, 36(7), 110440.

37 Kong, Z.; Hou, Y. Z.; Gu, J. F.; Li, F. C.; Zhu, Y. B.; Ji, X. Y.; Wu, H. G.; Liang, J. J. Biomimetic ultratough, strong, and ductile artificial polymer fiber based on immovable and slidable cross-links. *Nano Lett*., **2023**, 23(13), 6216–6225.

38 Hua, J. C.; Liu, C.; Fei, B.; Liu, Z. F. Fibers from dynamic acylhydrazone bonding and. *Gels*, **2022**, 8, 101.

39 Tan, H.; Sun, L. J.; Huang, H. F.; Zhang, L. Z.; Neisiany, R. E.; Ma, X. P.; You, Z. W. Continuous melt spinning of adaptable covalently cross-linked self-healing ionogel fibers for multi-functional ionotronics. *Adv. Mater*., **2024**, 36(13), 2310020.

40 Li, W. Z.; Li, L. L.; Liu, Z. Y.; Zheng, S. J.; Li, Q. N.; Yan, F. Supramolecular ionogels tougher than metals. *Adv. Mater*., **2023**, 35(30), 2301383.

41 Li, L. L.; Wang, X. W.; Gao, S. N.; Zheng, S. J.; Zou, X. Y.; Xiong, J. F.; Li, W. Z.; Yan, F. High-toughness and high-strength solvent-free linear poly(ionic liquid) elastomers. *Adv. Mater*., **2024**, 36(7), 2308547.

42 Wu, S. J.; Liu, Z.; Gong, C. H.; Li, W. J.; Xu, S. J.; Wen, R.; Feng, W.; Qiu, Z. M.; Yan, Y. R. Spider-silk-inspired strong and tough hydrogel fibers with anti-freezing and water retention properties. *Nat. Commun*., **2024**, 15, 4441.

43 Xiao, Y.; Yang, Z.; Guo, B. L.; Wu, B. H.; Liu, R. R.; Zhang, S. K.; Zhao, P.; Ruan, J.; Lu, X. Y.; Liu, K.; Chen, D. Strong and tough biofibers designed by dual crosslinking for sutures. *Adv. Funct. Mater*., **2024**, 34(14), 2313131.

44 Guo, X.; Dong, X. Y.; Zou, G. J.; Gao, H. J.; Zhai, W. Strong and tough fibrous hydrogels reinforced by

multiscale hierarchical structures with multimechanisms. *Sci. Adv*., **2023**, 9(2), eadf7075.

45 Wang, J. Y.; Zhang, S. L.; Li, L. L.; Wang, X. L.; Xiong, J. F.; Li, Q. N.; Li, W. Z.; Yan, F. Glassy ionogels with high compressibility and strength for impact protection. *Proc. Natl. Acad. Sci. USA*, **2025**, 122(15), e2417978122.

46 Chen, W.; Kumari, J.; Yuan, H. B.; Yang, F.; Kouwer, P. H. J. Toward tissue-like material properties: Inducing *in situ* adaptive behavior in fibrous hydrogels. *Adv. Mater*., **2022**, 34(37), 2202057.

47 Li, L. L.; Li, W. Z.; Wang, X. L.; Zou, X. Y.; Zheng, S. J.; Liu, Z. Y.; Li, Q. N.; Xia, Q. M.; Yan, F. Ultra-tough and recyclable ionogels constructed by coordinated supramolecular solvents. *Angew. Chem. Int. Ed*., **2022**, 61(50), e202212512.

48 Xiong, J. F.; Duan, M. Z.; Zou, X. Y.; Gao, S. N.; Guo, J. N.; Wang, X. W.; Li, Q. N.; Li, W. Z.; Wang, X. L.; Yan, F. Biocompatible tough ionogels with reversible supramolecular adhesion. *J. Am. Chem. Soc*., **2024**, 146(20), 13903–13913.

49 Li, W. Z.; Li, L. L.; Zheng, S. J.; Liu, Z. Y.; Zou, X. Y.; Sun, Z.; Guo, J. N.; Yan, F. Recyclable, healable, and tough ionogels insensitive to crack propagation. *Adv. Mater*., **2022**, 34(28), 2203049.

50 Ma, Q.; Xiong, J. F.; Zhou, Y. W.; Zhang, S. L.; Wang, J. Y.; Li, W. Z.; Zou, X. Y.; Yan, F. Predicting fatigue damage in hydrogels through force-induced luminescence enhancement. *Adv. Mater*., **2024**, 36(52), 2413874.

51 Shi, Y. K.; Wu, B. H.; Sun, S. T.; Wu, P. Y. Aqueous spinning of robust, self-healable, and crack-resistant hydrogel microfibers enabled by hydrogen bond nanoconfinement. *Nat. Commun*., **2023**, 14(1), 1370.

52 Liang, J. Y.; Xu, J. S.; Zheng, J. X.; Zhou, L. J.; Yang, W. P.; Liu, E. Z.; Zhu, Y. T.; Zhou, Q.; Liu, Y.; Wang, R.; Liu, Z. F. Bioinspired mechanically robust and recyclable hydrogel microfibers based on hydrogen-bond nanoclusters. *Adv. Sci*., **2024**, 11(23), 2401278.

53 Xiong, J. F.; Wang, X. W.; Li, L. L.; Li, Q. N.; Zheng, S. J.; Liu, Z. Y.; Li, W. Z.; Yan, F. Low-hysteresis and high-toughness hydrogels regulated by porous cationic polymers: the effect of counteranions. *Angew. Chem. Int. Ed*., **2024**, 63(1), e202316375.

54 Li, W. Z.; Wang, X. L.; Liu, Z. Y.; Zou, X. Y.; Shen, Z. H.; Liu, D.; Li, L. L.; Guo, Y.; Yan, F. Nanoconfined polymerization limits crack propagation in hysteresis-free gels. *Nat. Mater*., **2024**, 23(1), 131–138.

55 Sun, J. K.; Guo, W. J.; Mei, G. K.; Wang, S. L.; Wen, K.; Wang, M. L.; Feng, D. Y.; Qian, D.; Zhu, M. F.; Zhou, X.; Liu, Z. F. Artificial spider silk with buckled sheath by nano-pulley combing. *Adv. Mater*., **2023**, 35(32), 2212112.

56 Li, Q. N.; Li, W. Z.; Liu, Z. Y.; Zheng, S. J.; Wang, X. W.; Xiong, J. F.; Yan, F. Poly(ionic liquid) double-network elastomers with high-impact resistance enhanced by cation-π interactions. *Adv. Mater*., **2024**, 36(13), 2311214.

57 Ren, Z.; Guo, F.; Wen, Y.; Yang, Y.; Liu, J. X.; Cheng, S. Strong and anti-swelling nanofibrous hydrogel composites inspired by biological tissue for amphibious motion sensors. *Mater. Horiz*., **2024**, 11(22), 5600–5613.

58 Huang, S. Z.; Liu, X. Y.; Lin, S. T.; Glynn, C.; Felix, K.; Sahasrabudhe, A.; Maley, C.; Xu, J. Y.; Chen, W. X.; Hong, E.; Crosby, A. J.; Wang, Q. B.; Rao, S. Y. Control of polymers' amorphous-crystalline transition enables miniaturization and multifunctional integration for hydrogel bioelectronics. *Nat. Commun*., **2024**, 15(1), 3525.

59 Chen, Y. T.; Sun, X. N.; Luo, L. B.; Li, H. X.; Chen, N.; Yan, C. Q.; Liu, X. Y.; Li, J. S.; Qin, M.; Qin, J. Q.; Cheng, P. Super strong and tough PVA hydrogel fibers based on an ordered-to-disordered structural construction strategy targeting artificial ligaments. *Adv. Funct. Mater*., **2025**, 35(8), 2415737.

60 Wang, Z.; Xu, X. Y.; Zhang, K.; Tan, R. J.; Zhang, S.; Su, Y. P.; Hu, J. L. Continuous phase separation induced tough hydrogel fibers with ultrahigh conductivity for multidimensional soft electronics. *Adv. Funct. Mater*., **2025**, 35(3), 2413478.

61 Lu, Z.; Xue, H. Y.; He, X.; Qiao, B. W.; Li, K.; Zhang, P.; Wei, H. Q.; Gao, L. Y.; Zhang, J. J.; Guo, B. L.; Yu, Y. Charge-conversion-induced complexation toughening of adaptive and degradable protein optical fibers for interventional cancer therapy. *ACS Materials Lett*., **2024**, 6(10), 4854–4864.

62 Jeong, K.; Kim, H.; Hyeong, C.; Seong, L.; Hyeon, K.; Lee, G. H.; Gi, C.; Eom, Y. Rapid fabrication of tendon-inspired ultrastrong, water-rich hydrogel fibers: Synergistic engineering of cyano-p-aramid nanofibers and poly(vinyl alcohol). *ACS Nano*, **2025**, 19(8), 8316–8327.

63 Wei, P. L.; Chen, T.; Chen, G. Y.; Hou, K.; Zhu, M. F. Ligament-inspired tough and anisotropic fibrous gel belt with programed shape deformations *via* dynamic stretching. *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **2021**, 13(16), 19291–19300.

64 Xu, Z.; Chen, H.; Yang, H. B.; Yao, X.; Qin, H. L.; Cong, H. P.; Yu, S. H. Hierarchically aligned heterogeneous core-sheath hydrogels. *Nat. Commun*., **2025**, 16, 400.

65 Liu, Y. J.; Zhang, J. L.; Wu, P. Y. Hierarchically structured bioinspired fibers shaped by liquid droplets.

Adv. Funct. Mater., **2024**, 34(10), 2311704.

66 Li, W. Z.; Zheng, S. J.; Zou, X. Y.; Ren, Y. Y.; Liu, Z. Y.; Peng, W. S.; Wang, X. L.; Liu, D.; Shen, Z. H.; Hu, Y.; Guo, J. N.; Sun, Z.; Yan, F. Tough hydrogels with isotropic and unprecedented crack propagation resistance. *Adv. Funct. Mater*., **2022**, 32(43), 2207348.

67 Du, D. Y.; Kaneko, T.; Dong, W. F.; Chen, M. Q.; Shi, D. J. Biomimetic spinning of strong and hyperstable eutectogel fibers for multifunctional ionotronics. *ACS Appl. Polym. Mater*., **2025**, 7(5), 3202–3213.

68 崔美荣，吕雅玲，钱鑫，郝梦圆，张永刚，沈江南. MXene典型特性及其在碳纤维复合材料中应用的研究进展. 高分子通报, **2025**, 38(1), 58–74.

69 Li, P.; Wang, Z. Q.; Cai, G. F.; Zhao, Y. J.; Deng, Z. H.; Wang, B.; Li, Z.; Ming, X.; Gao, W. W.; Xu, Z.; Xu, Z. P.; Liu, Y. J.; Gao, C. High-performance graphene-based carbon fibres prepared at room temperature *via* domain folding. *Nat. Mater*., **2025**. DOI: 10.1038/s41563-025-02384-7.

70 Sharma, A.; Amin, M. M.; Aziz, M. A.; Siddiquee, M. N. Production of high tensile strength bio-based carbon fibers: Advances, challenges, and emerging applications. *Chem*., **2025**, 20(16), e00144.

71 Ma, H.; Gao, Y.; Liu, W.; Farha, F. I.; Zhang, K.; Guo, L. M.; Xu, F. J. Light-weight strain sensor based on carbon nanotube/epoxy composite yarn. *J. Mater. Sci*., **2021**, 56(23), 13156–13164.

72 Zhang, Y. J.; Zhang, G. W.; Dong, Y. Q.; Wu, Y. C.; Yu, L. Q.; Bai, Y. X. Interfacial modulation of polydopamine–reduced graphene oxide for achieving highly conductive and strong graphene/CottonComposite yarn toward smart wearable devices. *Adv. Fiber Mater*., **2024**, 6(6), 1798–1812.

73 Liu, Y.; Omar, R.; Li, G.; Zhou, P. C.; Zhang, Y. J.; Yan, W. Q.; Haick, H.; Guo, C. F.; Someya, T.; Wang, Y. Adaptable conductive hydrogel-enabled soft electronics. *Prog. Mater. Sci*., **2026**, 157, 101590.

74 Wang, X. W.; Zheng, S. J.; Xiong, J. F.; Liu, Z. Y.; Li, Q. N.; Li, W. Z.; Yan, F. Stretch-induced conductivity enhancement in highly conductive and tough hydrogels. *Adv. Mater*., **2024**, 36(25), 2313845.

75 Yao, D. J.; Wang, W. Y.; Wang, H.; Luo, Y. B.; Ding, H. J.; Gu, Y. Q.; Wu, H. J.; Tao, K.; Yang, B. R.; Pan, S. W.; Fu, J.; Huo, F. W.; Wu, J. Ultrasensitive and breathable hydrogel fiber-based strain sensors enabled by customized crack design for wireless sign language recognition. *Adv. Funct. Mater*., **2025**, 35(10), 2416482.

76 Tamayol, A.; Akbari, M.; Zilberman, Y.; Comotto, M.; Lesha, E.; Serex, L.; Bagherifard, S.; Chen, Y.; Fu, G. Q.; Ameri, S. K.; Ruan, W. T.; Miller, E. L.; Dokmeci, M. R.; Sonkusale, S.; Khademhosseini, A. Flexible pH-sensing hydrogel fibers for epidermal applications. *Adv. Healthc. Mater*., **2016**, 5(6), 711–719.

77 Zhu, W. W.; Wang, S. W.; Lu, Y.; Yang, W. S.; Ge, S. B.; Lou, Z. C.; He, S. J.; Jiang, S. H.; Han, J. Q. High-toughness multifunctional conductive hydrogel fibers *via* microfluidic spinning for flexible strain sensor. *Ind. Crops Prod*., **2024**, 222, 119598.

78 Liu, H.; Chen, Z. J.; Lin, X.; Zhang, X.; Cai, Y.; Zhang, Y. M.; Sun, B.; Mei, X. M.; Lyu, W.; Kaner, R. B.; Zhu, M. F.; Liao, Y. Z. A nanophase separation strategy toward organohydrogel fibrous sensors with ultralow detection limit and high strain sensitivity. *Chem. Mater*., **2024**, 36(12), 6100–6113.

79 Lacour, S. P.; Courtine, G.; Guck, J. Materials and technologies for soft implantable neuroprostheses. *Nat. Rev. Mater*., **2016**, 1, 16063.

80 Yuk, H.; Lu, B. Y.; Zhao, X. H. Hydrogel bioelectronics. *Chem. Soc. Rev*., **2019**, 48(6), 1642–1667.

81 Anderson, J. M.; Rodriguez, A.; Chang, D. T. Foreign body reaction to biomaterials. *Semin. Immunol*., **2008**, 20(2), 86–100.

82 Chen, G. Y.; Hou, K.; Yu, N.; Wei, P. L.; Chen, T.; Zhang, C. H.; Wang, S.; Liu, H. M.; Cao, R.; Zhu, L. P.; Hsiao, B. S.; Zhu, M. F. Temperature-adaptive hydrogel optical waveguide with soft tissue-affinity for thermal regulated interventional photomedicine. *Nat. Commun*., **2022**, 13(1), 7789.

83 Liu, X. Y.; Rao, S. Y.; Chen, W. X.; Felix, K.; Ni, J. H.; Sahasrabudhe, A.; Lin, S. T.; Wang, Q. B.; Liu, Y. Y.; He, Z. G.; Xu, J. Y.; Huang, S. Z.; Hong, E.; Yau, T.; Anikeeva, P.; Zhao, X. H. Fatigue-resistant hydrogel optical fibers enable peripheral nerve optogenetics during locomotion. *Nat. Methods*, **2023**, 20(11), 1802–1809.

84 Wang, X. C.; Li, R. A.; Jiang, Z. H.; He, M. H. Self-healing flexible fiber optic sensors for safe underwater monitoring. *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **2025**, 17(2), 4067–4074.

85 Cao, L. Q.; Sun, T. T.; Zhao, H. R.; Shang, M. H.; Wang, L. J.; Jiang, W. An actuatable ionogel thermoelectric fiber with aligned mesogens-induced thermopower for four-dimensional dynamically adaptive heat harvesting. *Nat. Commun*., **2025**, 16(1), 5445.

86 Lu, H. J.; Zhang, Y.; Zhu, M. J.; Li, S.; Liang, H. R.; Bi, P.; Wang, S.; Wang, H. M.; Gan, L. L.; Wu, X. N.; Zhang, Y. Y. Intelligent perceptual textiles based on ionic-conductive and strong silk fibers. *Nat. Commun*., **2024**, 15(1), 3289.