·综述·

超高分子量聚乙烯凝聚态结构及加工工艺研究进展

蒿标标[1*] 杨玮婧[1] 时鹏飞[2] 黄 河[1] 申宏鹏[1] 李 磊[1*]

([1]国家能源集团宁夏煤业煤炭化学工业技术研究院 宁夏 750411)
([2]天津科技大学化工与材料学院 天津 300222)

摘要：综述了超高分子量聚乙烯(UHMWPE)凝聚态链结构特征、改性优化策略和加工工艺的现状和进展，指出了温度控制、抗氧剂、辐照灭菌、熔体预处理、发泡、交联、分步拉伸及复合改性等工艺对分子链结晶度、缠结度、取向度、晶片形态等微观结构和力学性能的作用规律。不同工艺所制备UHMWPE具有不同的应用领域，如橡胶改性、电池隔膜、人工关节及高强度轻量化材料等。通过上述总结，对未来UHMWPE凝聚态结构、加工体系探索和高值化、功能化、差异化方向的开发有一定的借鉴意义。

关键词：超高分子量聚乙烯；凝聚态结构；加工工艺

Recent Advances in Condensed State Structure and Processing Technologies of Ultra-high Molecular Weight Polyethylene

HAO Biao-biao[1*], YANG Wei-jing[1], SHI Peng-fei[2], HUANG He[1], SHEN Hong-peng[1], LI Lei[1*]

([1]*Institute of Coal Chemical and Industry Technology, Ningxia Coal Co. Ltd, China Energy, Ningxia 750411*)
([2]*College of Chemical Engineering and Material Science, Tianjin University of Science and Technology, Tianjin 300222*)

Abstract: This review summarizes the current status and recent advances in the condensed-state chain structure characteristics, modification optimization strategies, and processing technologies of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE). Furthermore, factors such as temperature control, antioxidant incorporation, irradiation sterilization, melt pretreatment, foaming, crosslinking, stepwise stretching, and composite modification strategies were systematically investigated, and the regulatory rules governing the relationships between these factors and molecular chain crystallinity, chain entanglement density, orientation degree, and lamellar morphology were elucidated. UHMWPE produced via different processes exhibits distinct applications, such as rubber modification, battery separators, artificial joints, and high-strength lightweight materials. Based on these summaries, this review provides valuable insights for future exploration of condensed-state structures of UHMWPE, processing systems, and development of high-value, functionalized, and differentiated applications.

Keywords: Ultra-high molecular weight polyethylene; Condensed state structure; Processing technologies

引用：蒿标标, 杨玮婧, 时鹏飞, 黄河, 申宏鹏, 李磊. 超高分子量聚乙烯凝聚态结构及加工工艺研究进展. 高分子通报, **2026**, 39(5), 735–748.

Citation: Hao, B. B.; Yang, W. J.; Shi, P. F.; Huang, H.; Shen, H. P.; Li, L. Recent advances in condensed state structure and processing technologies of ultra-high molecular weight polyethylene. *Polym. Bull.* (in Chinese), **2026**, 39(5), 735–748.

2025-12-08 收稿，2026-02-12 录用，2026-03-30 网络出版
基金项目：国家重点研发计划(项目号 2024YFB3817200)，国家能源集团科技创新项目(项目号 GJNY-23-53)
* 通信联系人：蒿标标，E-mail: 20110377@ceic.com；李磊，E-mail: 15054269@ceic.com
doi: 10.14028/j.cnki.1003-3726.2026.25.358

超高分子量聚乙烯(UHMWPE)通常指分子量大于10^6 g/mol的线性结构聚乙烯(PE)，密度范围为0.92~0.96 g/cm^3。作为一种重要的热塑性工程塑料，UHMWPE具有耐磨性好、抗冲击强度高、耐低温、耐化学腐蚀和绝缘性好等特性，广泛应用于国防军工、航空航天、医疗器械、新能源和新材料等领域。在高分子凝聚态结构上，UHMWPE的分子链会发生扭曲、旋转和折叠等现象，最后得到半结晶性的结构。由于UHMWPE极高的分子量，分子链之间存在大量的缠结，链缠结甲基的质量约为2000 g/mol (约71个重复单元有2个缠结)，这严重限制了其机械性能和可加工性[1,2]。目前，多数的研究仍主要集中于对UHMWPE催化体系和其力学性能的改性优化[3~9]。

1 UHMWPE凝聚态结构

由于UHMWPE高缠结的拓扑结构限制，平均摩尔分子量每增加10倍，则剪切黏度增加1000倍，使得其加工过程面临巨大挑战[10]。

有研究表明，当UHMWPE高于平衡熔融温度时，将会形成“解缠结的非平衡熔体”；但也有部分研究认为低缠结半结晶聚合物熔融后存在“熔体记忆”这一观点。Litvinov等[11]提出了不一致的观点，流变学实验未能检测到“解缠的平衡熔体”，指出了前期报道中核磁共振(NMR)数据的不准确性，并详细阐释了UHMWPE熔体的瞬时恢复(链爆炸)和缓慢恢复(熔体记忆效应)2种机制。示差扫描量热分析(DSC)数据表明，在熔融状态下，最初20 min成核速率急速下降，这归因于局部简单链缠结的形成。而后期速率缓慢下降，这是由于链端段形成的缠结扩散和多重拓扑形链缠结的形成。关于缠结熔体是否真实存在有2种互补的观点，分别基于拓扑缠结和周围链限制而导致横向运动的连续管模型。目前，多数研究认为在熔融态中晶体边缘链段脱离，而中间部分则在熔体中保持完整，缠结密度随时间缓慢增加，并在最后阶段发生链爆炸，使得其平均缠结密度瞬间达到平衡。

1.1 UHMWPE结构相组成

Barron等[12]探究了UHMWPE的相组成，通过结合DSC、广角X射线衍射(WAXS)、小角X射线衍射(SAXS)，以及拉曼光谱法检测了结晶度随时间的变化，认为其组成包括结晶相、非结晶相和界面全反式非晶相。在辐照和老化过程中，界面相内全反式相可能更有利于某些类型的重排，为进一步结晶提供了原料，从而导致原始晶片细化和新小晶体的形成，这与Premanth等的观点一致[13]。Galeski等[14]发现UHMWPE的压缩成型过程诱导了片晶取向，片晶优先平行于压缩面排列，其微观结构由小的胚胎球组成，片晶呈辐射状排列，横向尺寸为300~700 nm。

1.2 UHMWPE凝聚态结构与加工条件之间的关联

Deng等[15]探究了拉伸过程中温度对预存串晶UHMWPE薄膜结构的演变。如图1所示，原位二维小角X射线散射(2D-SAXS)表明，拉伸应变为60%时，在110和120 ℃下光束阻挡器两侧出现清晰的哑铃散射信号，表明部分晶体结构破坏并形成新的晶体结构。而在130 ℃时仅观察到较强的梭形散射信号，这是由于高温有利于非晶区分子链运动而导致的。当拉伸应变增加至120%时，所有温度下均出现串晶−晶片结构的条纹散射信号和双哑铃形散射信号，表明原始片晶发生断裂或熔融后再结晶，形成新的串晶−晶片结构。二维广角X射线散射(2D-WAXS)表明，拉伸应变为40%时，在较低温度(110和120 ℃)下其(110)晶面出现双弧衍射信号，晶体结构发生断裂，导致片晶倾斜。而在130 ℃时信号微弱，片晶主要发生熔融行为，表明高温有利于晶片数量和横向尺寸的增加，在持续拉伸过程中难以完全转化为串晶。

Bartczak等[16]通过高压结晶和退火工艺对UHMWPE非晶组分链拓扑结构进行了调控，样品中片晶随机分布，没有低分子量线性PE典型的球晶形态，片晶横向尺寸约为1 μm。但晶片厚度随施加的压力有较大改变，低压条件下样品片晶的厚度低于20 nm，而高压样品的片晶厚度约为200 nm。Uehara等[17]探究了不同结晶条件下UHMWPE的分子运动和形态之间的关联，熔融结晶会产生球晶结构，溶液结晶会形成分离的片晶结构，而新生UHMWPE粉末则显示为微晶颗粒与纤维组成的“蛛网”型结构。由自由感应衰减(FID)宽线谱图可见，随着温度的逐步提升，UHMWPE晶相弛豫过程存在3个阶段(图2)。第一阶段，光谱宽度保持恒定，该过程晶区/无定形区边界分子运动活化；第二阶段，光谱积分宽度

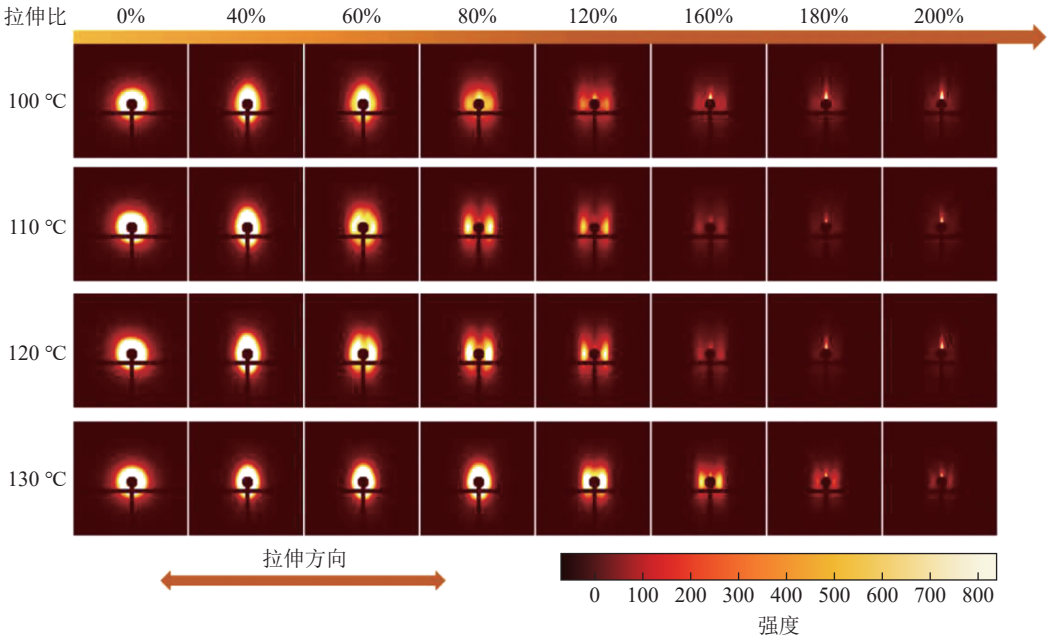


图 1　不同温度下UHMWPE薄膜拉伸过程的2D-SAXS图[15] (2023 Elsevier 版权许可)

Figure 1　2D-SAXS image of the stretching process of UHMWPE film at different temperatures (Reprinted with permission from Ref. [15]; Copyright (2023) Elsevier)

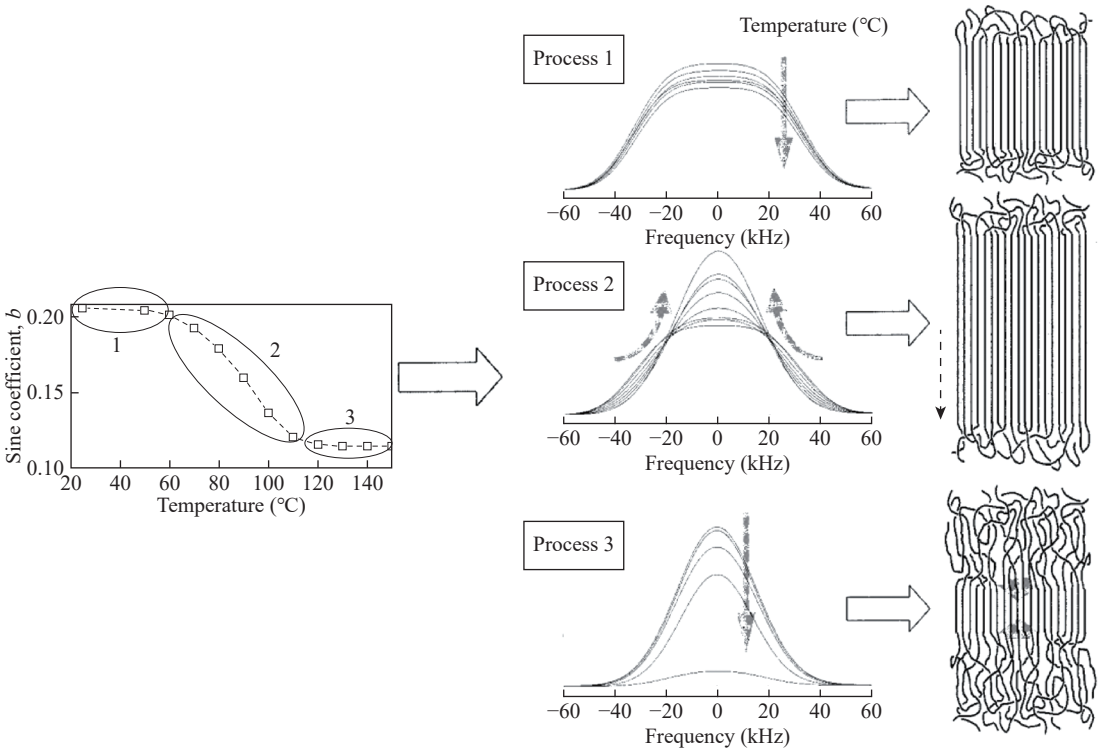


图 2　UHMWPE在不同温度区间弛豫过程中的自由感应衰减(FID)宽线谱图[17] (2000 American Chemical Society版权许可)

Figure 2　Free induction decay (FID) spectrum of UHMWPE during relaxation processes in different temperatures (Reprinted with permission from Ref. [17]; Copyright (2000) American Chemical Society)

变窄，该过程晶区分子发生链滑移和再结晶；第三阶段，光谱宽度保持恒定且峰值降低，该过程部分晶体迅速熔融，结晶组分减少直至完全熔融。与溶液结晶样品相比，熔融结晶样品表面较高的缠结密度则会阻碍边界弛豫，因此在熔点以下难以出现层增厚现象。

Vanhutten等[18]探究了UHMWPE凝胶纺丝在高温拉伸过程中的微观形貌变化，在拉伸比为1.35~6.90时，细丝表面为团块/球形/层状板片节点和纤维连接的孔洞形态(图3a~3c)。在拉伸比为7.90~27.70时，更多纤维从节点中被拉出，纤维长度增加，节点数量和体积相应减小(图3d~3f)。在108 ℃条件下以极低速率(0.12 m/min)拉伸可抑制片层被破坏，展现出较为规则的层片束状形态，当拉伸比高达27.70时片层节点消失，少量球状物则是由纤维断裂收缩而形成(图3f)。Yu等[19]探究了工业生产线中凝胶纺丝UHMWPE纤维在未拉伸(S1)、预拉伸和萃取(S2)和高温分步拉伸(S3~S5)等5个成型阶段的结构特征。热拉伸前(S2)样品仅出现1个熔融峰，而较高拉伸阶段(S3~S5)样品出现2个熔融峰。从S1至S2阶段，样品熔点(T_m)由124.9 ℃提升至142.5 ℃，这可能是由于萃取后溶剂化晶体消失而导致。在第一次高温拉伸后，S3阶段样品的T_m由142.5 ℃微升至147.2 ℃，表明链结构中折叠链晶体向原纤晶体转变。而在S3~S5阶段，尽管总拉伸比由24.2扩增至54.5，但样品T_m和结晶度(X_c)相对保持恒定，高温下稳定性较差的晶体在多步拉伸过程中倾向于熔融并重组为更稳定的晶体(表1)。此外，2D-WAXD谱图显示S3-S5阶段还出现一个新的衍射环，对应单斜晶相的(010)晶面，表明在多步热拉伸过程中发生了相转变。

Petrov等[20]建立了一个UHMWPE均相聚合的理论模型，推测了聚合过程中缠结长度和链长之间的关联、聚合速率和引发剂浓度对链缠结的影响等因素。在第一阶段，链段各自独立增长至达到临界链长度，临界链长较高则会导致材料较高的缠结长度；第二阶段，链段相互缠绕生长，引发剂比例较低将会导致链局部塌缩或全部坍塌。Hawke等[21]将管模型与分子动力学模拟相结合，探讨了UHMWPE在非平衡熔体状态下的流变响应能力(图4)。假设多数缠结在结晶成核之前形成，在加热过程中，晶体末端区域缠结迅速转变为非缠结熔体，而晶体核心保持解缠状态，形成

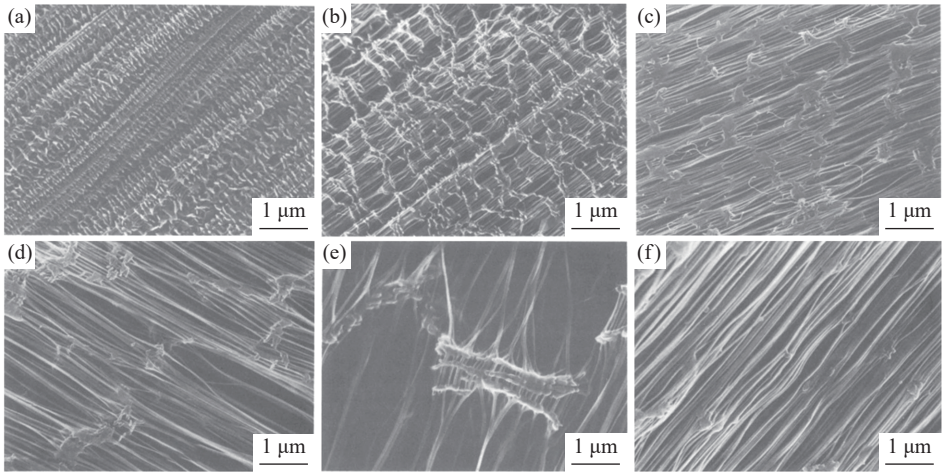


图3 UHMWPE纤维在不同拉伸比时的SEM图：(a) 1.35、(b) 3.00、(c) 6.90、(d) 7.90、(e) 8.70和(f) 27.70[18] (1985 Springer版权许可)

Figure 3 SEM images of UHMWPE fibers at different strain ratios: (a) 1.35, (b) 3.00, (c) 6.90, (d) 7.90, (e) 8.70, (f) 27.70 (Reprinted with permission from Ref. [18]; Copyright (1985) Springer)

表1 UHMWPE纤维在不同成型阶段的条件及参数

Table 1 Conditions and parameters for UHMWPE fibers at different forming stages

样品	成型阶段	拉伸温度(%)	拉伸比(%)	总拉伸比(%)	有效直径(μm)	线性密度(dtex)
S1	未拉伸	–	0	0	279.7	176.4
S2	预拉伸和萃取	60-100	5.5	5.5	52.4	18.1
S3	第一步拉伸	145	4.4	24.2	26.5	4.4
S4	第二步拉伸	151	1.5	36.3	22.5	2.9
S5	第三步拉伸	151	1.5	54.5	17.4	1.9

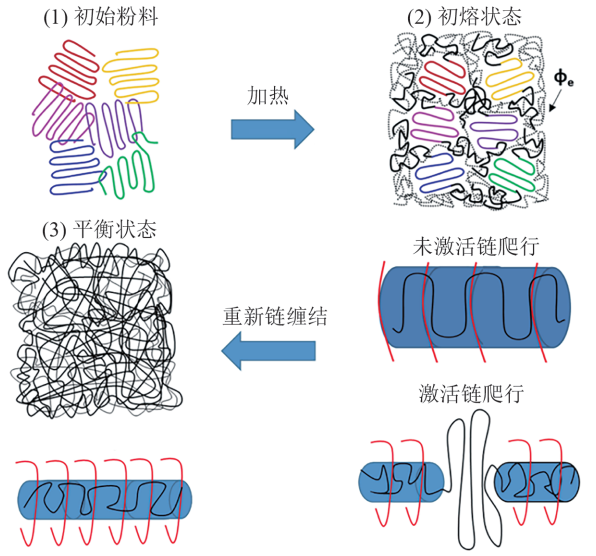


图 4　管模型中UHMWPE熔体重新缠结示意图[21] (2020 American Chemical Society 版权许可)

Figure 4　Schematic of UHMWPE melt re-entanglement in a tube model (Reprinted with permission from Ref. [21]; Copyright (2020) American Chemical Society)

异质新生熔体。随着时间的推移，这种处于非平衡、亚稳态的熔体最终恢复至缠结度均衡状态。

Zhang等[22]探究了不同分子量UHMWPE样品微观结构对耐磨性能的影响规律。分子量较高会降低样品磨损系数K，且这一下降趋势在分子量高于3×10^6 g/mol时减缓(图5)。随着样品分子量升高，其片层厚度减小、结晶度降低，但晶体尺寸不存在明显差异。在晶态−无定形过渡区，更多的链缠结网络能够将试样表面和次表面区域的承载应力传递和分散至更广泛区域，进而提升UHMWPE的耐磨性能。样品表面粗糙度归因于“成型粗糙度”和“结晶粗糙度”，分子量的增加会导致熔体流动性降低，成型粗糙度增加。结晶粗糙度源于表面或表面附近结晶聚集体的形成，高分子量样品分子链的流动性较低，结晶过程受到干扰，导致结晶粗糙度降低。因此，样品的整体表面粗糙度随分子量的增加而呈现出先升高后降低的趋势。

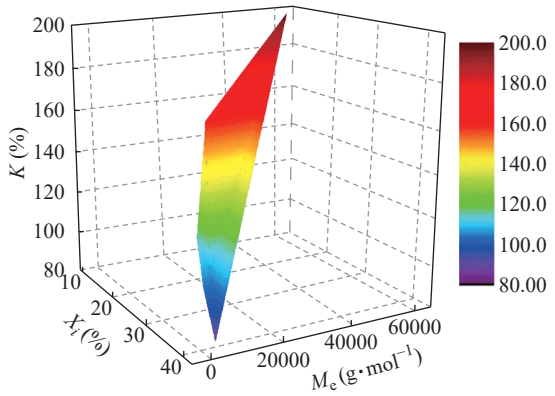


图 5　磨损系数(K)与缠结平均分子量(M_e)和界面质量分数(X_i)综合效应三维图[22] (2019 American Chemical Society 版权许可)

Figure 5　Three-dimensional plot of the combined effects of the wear coefficient (K) on the entanglement average molecular weight (M_e) and interfacial mass fraction (X_i) (Reprinted with permission from Ref. [22]; Copyright (2019) American Chemical Society)

2　UHMWPE改性优化

2.1　辐照灭菌工艺对UHMWPE性能的影响

Goldman等[23]发现γ射线和电子束辐照显著增加了UHMWPE的氧化，而环氧乙烷灭菌和未灭菌样品几乎无氧化。此外，原始结晶度较高的材料氧化现象更严重，这与高分子材料中所形成自由基密切相关。相关学者对这一现象提出了2种理论：(1) Higgens等[24]认为辐照产生的自由基在结晶区的迁移率远低于非晶区，但非晶区中活跃的自由基能够立即重新结合或交联，而不是形成过氧自由基导致进一步氧化；(2) Birkinshaw等[25]认为材料的高结晶度源于晶片密度的增加(非片层厚度增加)，而晶片连接分子密度对自由基有决定性作用，高结晶度材料更容易被氧化。目前，关于这一主导因素仍未有明确的定论。

Meyer等[26]研究了循环拉伸应变对辐照灭菌前后UHMWPE的形态演变和机械松弛的影响，表明塑性应变随着应变压力和循环次数的增加而增大，而密度则随残余应变的增加呈现为线性下降趋势。此外，γ射线辐照灭菌会使得UHMWPE变脆，导致微孔、裂纹和应力发白等现象产生。

2.2　抗氧化剂对UHMWPE性能的影响

辐照后的UHMWPE基质中一般都存在仲烷基自由基(·HCR_2)、烯丙基自由基(·$CH_2-CH=CH_2$)和过氧化自由基(·OOR)等。烷基自由基具有很高的迁移速率，并且可以在聚合物主链中迁移，而过氧自由基则处于固定的位置，流动性受限[27]。Bracco等[28]考察了维生素E及其衍生物对UHMWPE材料的抗氧化性能的影响，酚羟基的消耗会导致其抗氧化性得到了相应的提升，在90 ℃时，抗氧化性能与维生素E初始含量成正比，

而与辐照过程中酚羟基的消耗无关。鉴于聚合物本体中氧气含量较少，因此认为酚羟基主要和烷基自由基反应，而且更多是和过氧自由基反应。Oral等[29,30]的研究表明，在惰性气体与聚合物熔点以下，维生素E在无定形区域扩散，UHMWPE结晶区域得以保留，从而维持了UHMWPE的机械性能。Kharitonov等[31]探究了UHMWPE的不同氟化方式，通过F_2气体或紫外辅助氟化生成CF_2基团，形成层状结构，并产生长寿命的过氧自由基和氟烷基自由基；XeF_2处理则优先生成CHF基团，表面形成纳米球状结构，且仅检测到氟烷基自由基(图6)。该策略在UHMWPE表面引入憎水、憎油且化学惰性的CF_2基团，能够显著提升其抗氧化能力。

2.3 成型工艺对UHMWPE性能的影响

由于UHMWPE相对分子量极高，其熔体特性和普通塑料截然不同，在加工成型中面临较多困难，例如：(1) UHMWPE熔体黏度极高，流动性极差，难以挤出或注塑；(2) UHMWPE熔体临界剪切速率低、易破裂，在热塑过程中易出现裂纹和脱层现象；(3) UHMWPE自摩擦系数极低，在进料过程中易发生打滑现象。

Kelly等[32]总结了几种加工工艺，采用直接压缩成型法(DCM)，能够使得UHMWPE在颗粒烧结过程中保持其形状，但由于该工艺难以均匀施压，可用于制备过滤用多孔材料，通过改变压实和烧结阶段压力，可以改变颗粒间的孔隙率。拉姆挤出法可被视为一种连续压缩成型工艺，当柱塞反向运动时，新鲜粉料会流入空腔，但与熔融法不同，该工艺中柱塞挤出机的背压是由压实粉末的摩擦阻力形成，并非模具通道的收缩导致。这2种工艺加工的UHMWPE力学性能类似，所得到的半成型制品具有易塑性。

Jauffres等[33]探究了高速压实(HVC)工艺对UHMWPE微观结构和力学性能的影响规律。DSC数据显示HVC-UHMWPE具有两个熔融峰，这归因于保留了高结晶度的初始相和熔融再结晶相，且再结晶过程将会导致整体结晶度从70%下降至55%。工艺参数的改变能够影响结晶度和晶片厚度，进而调控HVC-UHMWPE的屈服应力和断裂应力。如图7所示，再结晶过程会使得颗粒表面形成微纤维，进而主导塑性形变，其比例与断裂应变和断裂生长率成正相关。

Kanamoto等[34,35]探究了UHMWPE粉料的两阶段拉伸工艺。即使初始样品是脆性的，但在膨胀挤出后仍具有延展性，当第一共挤出阶段膨胀比(EDR)约为6时，可显著提高第二拉伸阶段的拉伸性和拉伸效率。与固态挤出和单轴拉伸工艺导致的单轴取向不同，两段拉伸的方法会产生类似单晶的纹理，并且所制备薄膜具有延展性好、取向度高和模量强度较高的特征[35]。Wu等[36]探究了UHMWPE在湿法和干法拉伸过程中的形变及成孔机理，在双轴拉伸比λ=5×5时，凝胶膜(湿法)逐渐从半透明转变为透明，其过程无空化行为发生，而萃取膜(干法)在形变过程中转变为完全不透明化，表明薄膜中形成了大量空穴，且拉伸比λ超过5×5时易断裂。萃取膜制备的薄膜孔隙在拉伸过程中快速增加，在拉伸比λ=5×5时高达94%(凝胶膜约30%)，证实了干法拉伸中空化效应占据主导作用这一观点。孔隙率随拉伸比的增大而扩张，空穴周围的局部应力可能会导致部分片晶破碎并形成更厚的片晶，使得厚度方向有更好的连接性。而在湿法拉伸过程中，液体石蜡分子会填充UHMWPE无定形相中的自由体积，空化效应被抑制，晶体破碎并沿拉伸平面取向，厚度方向的晶体受到强剪切作用，导致厚度方向的连接性降低(图8)。

Christakopoulos等[37]探究了溶液结晶和熔融

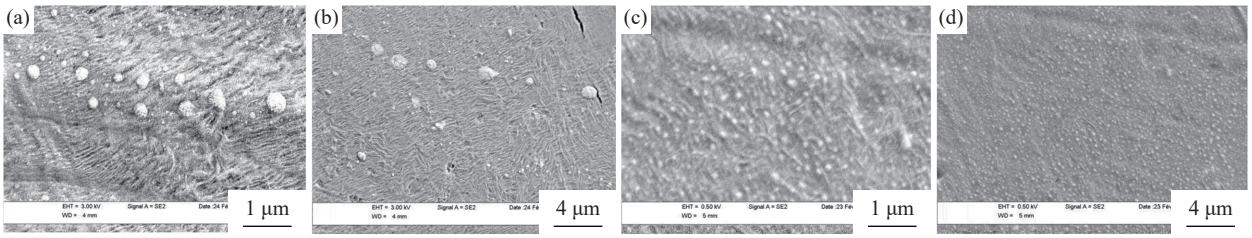


图6 XeF_2处理聚合物表面形貌：(a) 20 ℃，1天；(b) 20 ℃，3天；(c) 40 ℃，1天；(d) 40 ℃，3天[31] (2011 Wiley 版权许可)

Figure 6 Surface morphology of polymers treated with XeF_2: (a) 20 ℃, 1 day; (b) 20 ℃, 3 days; (c) 40 ℃, 1 day; (d) 40 ℃, 3 days (Reprinted with permission from Ref. [31]; Copyright (2011) Wiley)

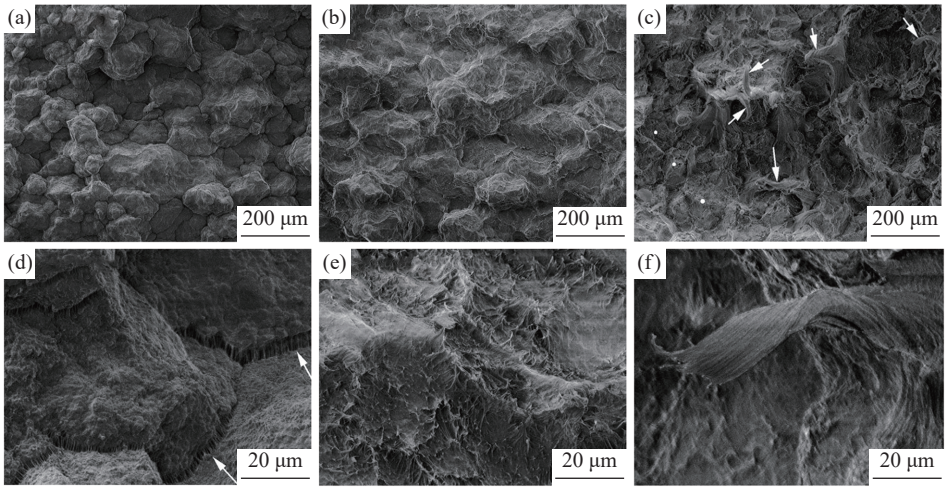


图 7　高速压实工艺中脆性断裂(a, d)、10%应变断裂(b, e)和40%应变断裂(c, f)样品断口形貌[33] (2007 Elsevier 版权许可)

Figure 7　Fracture surfaces of specimens subjected to brittle fracture (a, d), 10% strain fracture (b, e), and 40% strain fracture (c, f) during high-speed compaction (Reprinted with permission from Ref. [33]; Copyright (2007) Elsevier)

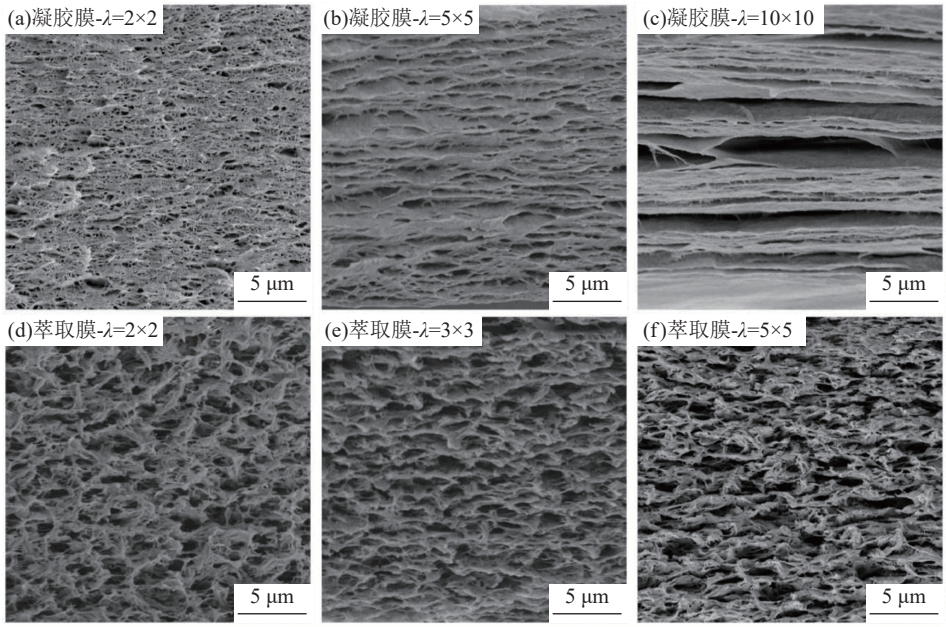


图 8　凝胶膜(a~c)和萃取膜(d~f)在不同拉伸比下冷冻干燥后的截面图[36] (2021 Elsevier 版权许可)

Figure 8　Cross-sectional views of gel membranes (a–c) and extraction membranes (d–f) after freeze-drying at different stretching ratios (Reprinted with permission from Ref. [36]; Copyright (2011) Elsevier)

结晶2种工艺对UHMWPE薄膜凝聚态结构的影响规律。在熔融过程中，低缠结样品发生剧烈重排，晶间非晶层厚度从2 nm显著提升至13 nm，该过程中链折叠和重组也可能导致潜在链缠结的形成。Christakopoulos等[37]认为缠结点包括非晶相缠结点和晶体诱导缠结点，共同决定了聚合物的力学性能。相比于缓慢平衡的熔体记忆效应，该研究指出在无定形限域内局部转变为无规线团构象，因此更加认可局部链爆炸机制这一观点。Atwood等[38]阐述了UHMWPE高度交联退火材料的抗疲劳裂纹扩展能力大于高度交联重熔材料，但结合退火工艺处理可能使材料更易于氧化。Turell等[39]探究了结晶条件对UHMWPE形态和力学性能的影响。在高温条件(120 ℃)退火时，结晶动力学较慢，聚合物链有更多时间解缠并纳入生长的晶片中，因此其晶片层更厚，且结晶度最高。而淬火工艺则会导致快速成核，所得UHMWPE结晶度低，且晶片较薄。该研究发现等温结晶工艺较淬火结晶工艺所制备UHMWPE的拉伸模量显著提高，但淬火后的再回火工艺展示

出最高的拉伸强度，这可能是由于回火过程中晶体片层的数量、大小以及无定形区域中链构象的差异而导致(图9)。

Fouad等[40]认为预热处理能提升UHMWPE的结晶度，导致其力学性能和储能模量提升，而损耗模量相对不受影响。通过高温熔融的策略，Fu等[41]使UHMWPE断裂生长率从401%提升至1061%，抗冲击强度从127 kJ/m^{2}增加至175 kJ/m^2，显著提高了材料的强度和韧性。该研究表明，影响UHMWPE形态和性能的主要因素在于颗粒边界处链缠结的自由扩散增加和链断裂2个过程。在320 ℃的高温条件下，得到了超韧性UHMWPE，致使其在液氮冷冻环境中仍不会发生脆性断裂，断裂面显示出韧性撕裂和非常长的纤维，这可能是由于消除颗粒边界而导致的。

Huang等[42]探究了线性低缠结UHMWPE的熔融加工和结构调控，通过10%超低分子量聚乙烯(ULMWPE)共混的策略，以替代添加流动改性助剂。在注塑成型过程中施加剪切流，可对其结构进行调控，诱导出现大量互交锁的“烤肉串”结构和取向片晶，显著提升了力学性能(图10)。采用低聚乙烯作为溶剂，Ianniello等[43]根据时间依赖扩散/双蠕动模型，将蠕变柔量(熔体黏弹性)转化为动态模量，建立了其与UHMWPE分子量之间的关联，评估结果与GPC分析数据保持良好吻合性。

Lepage等[44]探究了表面交联对防弹衣用UHMWPE织物力学性能的影响，采用近程含氟双重氮型交联剂，经热激活可形成酸性较强的卡宾物种，进而发生C－H插入反应(图11)。当交联剂质量分数为1%时，织物抗撕裂强度提升约1倍，且能使弹道极限V_{50}速度显著提升，由478 m/s升至496 m/s。在该过程中，交联剂的低熔点、低结晶度和低挥发性是其应用的关键前提，否则可能会导致交联失效。此外，交联过程不会改变织物的透气性，对更轻便、安全软质防弹衣的设计具有一定的指导意义。

以对二甲苯为溶剂，Su等[45]通过简单的热致相分离法，仅添加UHMWPE粉末为均匀溶液，再经冷冻干燥即可制备超轻、超疏水且具有隔热性的多功能UHMWPE泡沫(图12)。该泡沫具有均匀分布的蜂窝状多孔结构，Foam-1孔隙率高达99.2%，密度低至8.23 mg/cm^3，水接触角大于150°，在水面漂浮可承载自身重量154倍的物体(图12a和12b)。所有泡沫对多种有机溶剂均显示出优异的吸附能力(28~85 g/g)，其中Foam-1对CCl_4的吸附量为85 g/g，对环己烷吸附量为51 g/g。Foam-3展示出优异的隔热性能，当温度从80 ℃升至130 ℃时，泡沫表面温度仅从36.6 ℃提升至46.3 ℃，展现出了一定的商业应用前景。

通常，温度升高会导致CO_2气体在聚合物中的溶解度降低，成核数量相对减少，使得泡孔尺寸增加且泡孔密度降低。但也有部分报道认为饱和压力增加会导致CO_2气泡成核数量增加，降低聚合物熔体的表面能，进而导致孔泡尺寸减小，泡孔密度增加[46,47]。借助超临界二氧化碳(SC-CO_2)优异的扩散性、溶解性、低黏度和表面张力低等特点，Wang等[48]探究了SC-CO_2预处理对UHMWPE纤维性能的影响。由图13可见，经SC-CO_2处理的纤维表面更加平整，结构分层排列和分子间缠结网络更为紧密。该预处理工艺能够降低

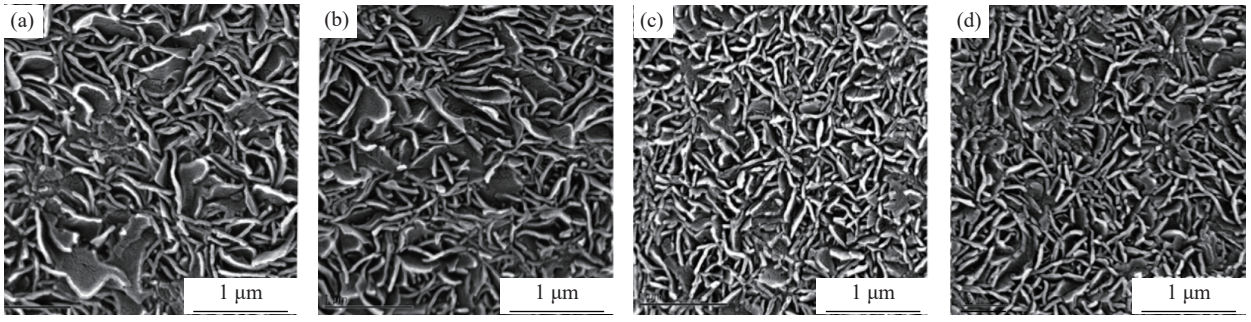


图 9 未交联材料(a)、高度交联退火材料(b)、中度交联再熔材料(c)和高度交联再熔材料(d)的片层结构[39] (2004 Elsevier 版权许可)

Figure 9 Lamellar structure of uncrosslinked material (a), highly crosslinked annealed material (b), moderately crosslinked remelted material (c), and highly crosslinked remelted material (d) (Reprinted with permission from Ref. [39]; Copyright (2004) Elsevier)

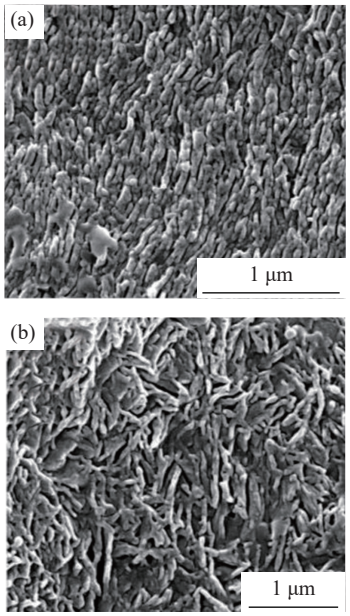


图 10　注塑成型UHMWPE断裂面外层取向片层(a)和内外夹层间的无序片层(b)[42] (2017 Elsevier 版权许可)

Figure 10　Outer-layer oriented lamellae (a) and disordered lamellae between inner and outer layers (b) on the fracture surface of injection-molded UHMWPE (Reprinted with permission from Ref. [42]; Copyright (2017) Elsevier)

UHMWPE纤维在热拉伸过程中的分解速率和缠结密度，进而使其拉伸强度提高10.3%，达到30.11 cN/dtex (图13c和图13d)。

以CO_2为发泡剂，Liu等[49]探究了温度和压力对UHMWPE泡沫孔结构的影响规律。发泡温度低于145 ℃时，泡孔尺寸随发泡温度的升高而增大，更高的温度则导致泡孔洞破裂且尺寸变小。如图14所示，在加热阶段发泡工艺中，当温度低于130 ℃时，UHMWPE仍存在大量晶体并作为主要的异相成核点，与较高压力(20.68 MPa)相比，在13.79 MPa饱和压力下所得UHMWPE泡沫具有最大密度($6.55\times10^6/cm^3$)和最小平均泡孔(43.2 μm)。而在降温发泡工艺中，较高的饱和压力会使得CO_2在熔体中的溶解度增加，增强基体塑性，气泡生长阻力减小，更易生长，且气泡会发生破裂及合并，相较于饱和压力为13.79 MPa时，熔体在20.68 MPa饱和压力下展现出更大的平均泡孔直径和更低的泡孔密度。综上，UHMWPE发泡的本质是基于成核点与熔体基质的物性导致的，而不是单一温度或压力的影响，这对UHMWPE泡沫材料的进一步探索具有一定的指导意义。

2.4　UHMWPE复合材料的制备

Bhattacharyya等[50]制备了分散有氧化石墨烯的UHMWPE复合膜材料，在氧化还原过程中，剥离的石墨烯薄片会阻碍聚合物的结晶排列[51]。该策略通过引入纳米填充剂，使得其应变屈服力从12.6 MPa提升至22.2 MPa，拉伸模量从864 MPa提升至1236 MPa，但其断裂伸长率从58%降低至28%。Deng等[52]将UHMWPE纤维料加入至UHMWPE粉料的热压缩成型过程中，得到了自增强UHMWPE本体复合材料，可显著降低其蠕变柔量，同时抗蠕变性能也得到了显著提升。通常，蠕变变形主要发生在早期，可以理解为冷拉伸和分子链应力取向的加载，会使材料对形变更具抵抗

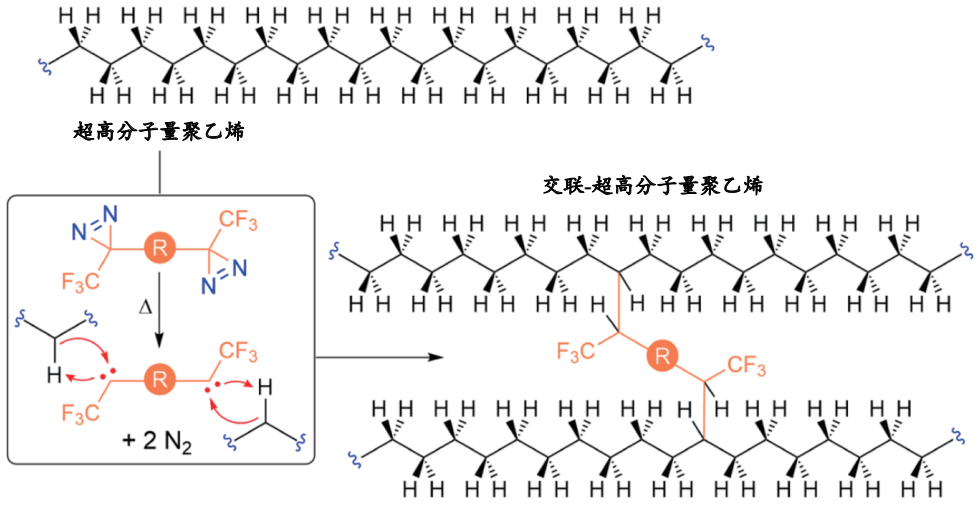


图 11　双(重氮杂环丙烷)化合物交联UHMWPE作用机理[44] (2021 American Chemical Society 版权许可)

Figure 11　Mechanism of crosslinking UHMWPE by bis(diazohelicopropane) compounds (Reprinted with permission from Ref. [44]; Copyright (2021) American Chemical Society)

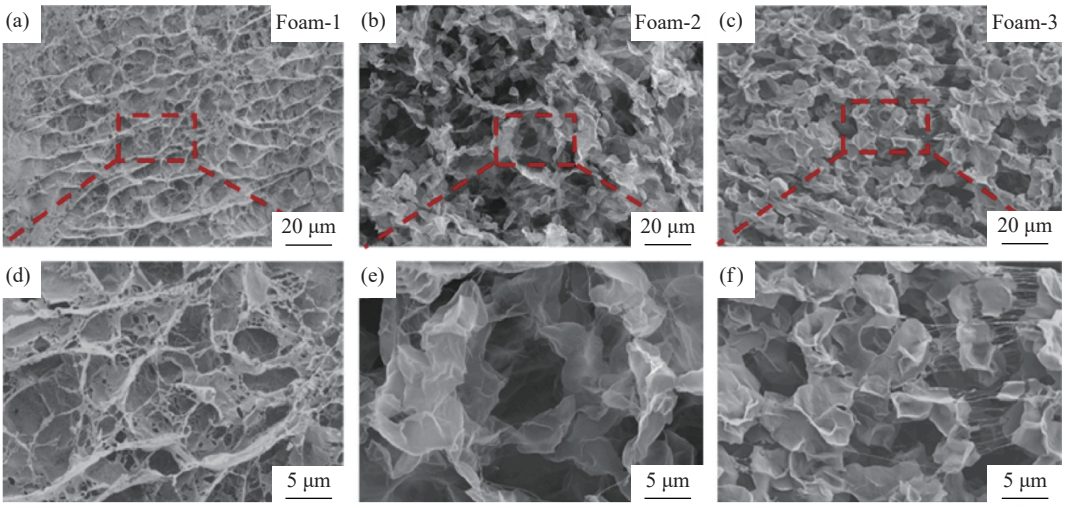


图 12 不同规格UHMWPE泡沫的SEM图：(a, b) 2.5 mg/mL、(c, d) 5.0 g/mL和(e, f) 7.0 mg/mL[45](2021 Elsevier 版权许可)

Figure 12 SEM images of UHMWPE foams of different specifications: (a, b) 2.5 mg/mL, (c, d) 5.0 g/mL, and (e, f) 7.0 mg/mL (Reprinted with permission from Ref. [45]; Copyright (2021) Elsevier)

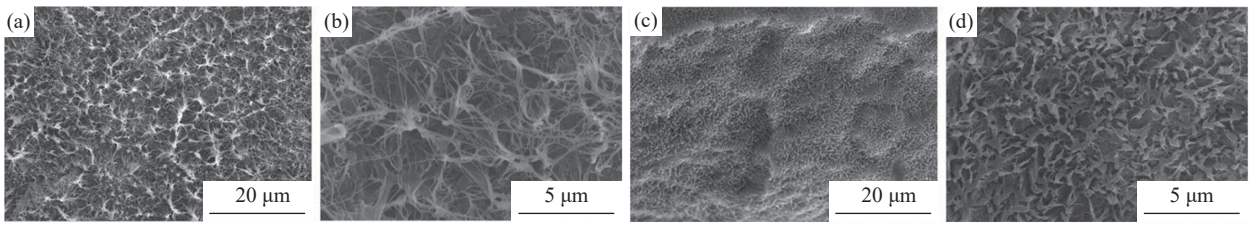


图 13 UHMWP纤维截面图：(a, b)未经SC-CO_2处理；(c, d)经SC-CO_2预处理[48] (2021 Springer Nature 版权许可)

Figure 13 Cross-sectional view of UHMWP fibers: (a, b) untreated; (c, d) SC-CO_2 pretreated (Reprinted with permission from Ref. [48]; Copyright (2021) Springer Nature)

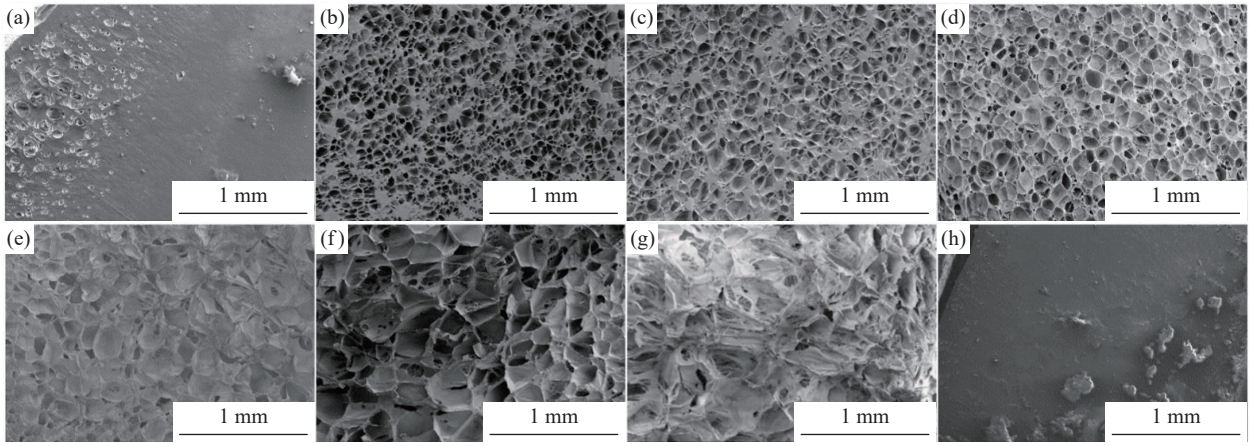


图 14 加热发泡工艺不同温度下制备UHMWPE泡沫的SEM图：(a) 125 ℃；(b) 130 ℃；(c) 135 ℃；(d) 140 ℃；(e) 145 ℃；(f) 150 ℃；(g) 155 ℃；(h) 170 ℃[49] (2021 Elsevier 版权许可)

Figure 14 SEM images of UHMWPE foam prepared at different temperatures during the heated foaming process: (a) 125 ℃; (b) 130 ℃; (c) 135 ℃; (d) 140 ℃; (e) 145 ℃; (f) 150 ℃; (g) 155 ℃; (h) 170 ℃ (Reprinted with permission from Ref. [49]; Copyright (2021) Elsevier)

力。在半结晶性聚合物中，由于压缩载荷会减少自由体积，通常使得压缩应变应力小于拉伸应变应力。但该复合材料中聚乙烯纤维的结晶度高于80%，取向度高，有限的非晶相则意味着更少的自由体积，因此其压缩蠕变应力高于拉伸蠕变应力。Sui等[53]使用HDPE作为无定形相共混改性对

UHMWPE性能进行了调控，由于两者之间良好的相容性，HDPE能够充分地渗透至UHMWPE无定形缠结网络和孔隙中。当UHMWPE/HDPE比例为1:1时，得到兼具耐磨性和力学性能的UHMWPE/HDPE共混材料，其拉伸强度高达52.12 MPa，断裂伸长率高达700%，在侵蚀实验中质量损失仅为0.04 g，远低于纯HDPE(损失为0.267 g)。

Tao等[54]制备了UHMWPE含量为20 wt%的HDPE/UHMWPE共混材料，并通过2D-SAXS和2D-WAXS图谱对其微观结构进行了探究(UHPE1，M_w=2.81×10^6 g/mol、UHPE2，M_w=1.51×10^6 g/mol、UHPE3，M_w=1.71×10^6 g/mol)。如图15a所示，2D-SAXS图谱赤道方向的散射图代表串晶结构，研究表明SUPE1、SUPE2和SUPE3试样中均存在串晶结构，而SUPE3具有高度缠结状态和高熔体强度，导致其分子链难以卷曲延伸为串晶结构，因此串晶结构含量最低。在2D-WAXS图谱中，试样SUPE1和SUPE2的衍射环呈现明显的弧形聚集，表明其分子链具有高度取向。而纯HDPE和SUPE3的衍射环相对较弱，表明较长的分子链和扩散能力是取向形成的先决条件(图15b)。

Arzhakova等[3]采取环境诱导晶间微裂化的策略，将油相(分散相)和水相(连续相)分别染色，混合形成高水含量的油包水乳液，进而拉伸而制备了基于UHMWPE的多孔纳米材料。在正庚烷溶剂中拉伸时样品的孔隙率逐渐增加，在拉伸应变ε=250%时孔隙率达到45%，平均孔径D_p从2 nm (ε=100%)增加至5.5 nm (ε=250%)，且拉伸过程中孔隙率分布均匀。在蒸发除去溶剂和退火过程中，样品保持了良好的力学性能，拉伸模量从530 MPa降低至480 MPa，屈服应力从21.4 MPa降低至17.6 MPa。通过在油包水乳液中进行拉伸这一策略，从而改变孔隙形态及凝聚态结构，可能为其拓展更多的应用[6]。

3　UHMWPE的应用发展

综上，在UHMWPE的加工过程中，工艺参数的细微调控可对其凝聚态结构与宏观性能产生关键影响。降低分子链的缠结程度，能够有效降低UHMWPE的熔体黏度，改善其加工流动性。预构筑串晶模板与低缠结加工条件的协同作用，可显著抑制分子链的缠结行为，促进晶体的外延生长，该策略对于相对高分子质量的UHMWPE加工具有重要的指导意义。热梯度拉伸工艺有助于产品形成更高的取向度与更规整的晶体结构，从而大幅度提升材料的拉伸强度与模量。同时，基于UHMWPE制备的系列复合材料，兼具轻量化与高强度的优异特性，在高端装备制造、生物医用等领域展现出广阔的应用前景。

由于不同型号UHMWPE分子量差异明显且加工方式具有多样性，导致其主要应用包括以下几个方向：(1)制成挤出料，通常仍具有良好的加

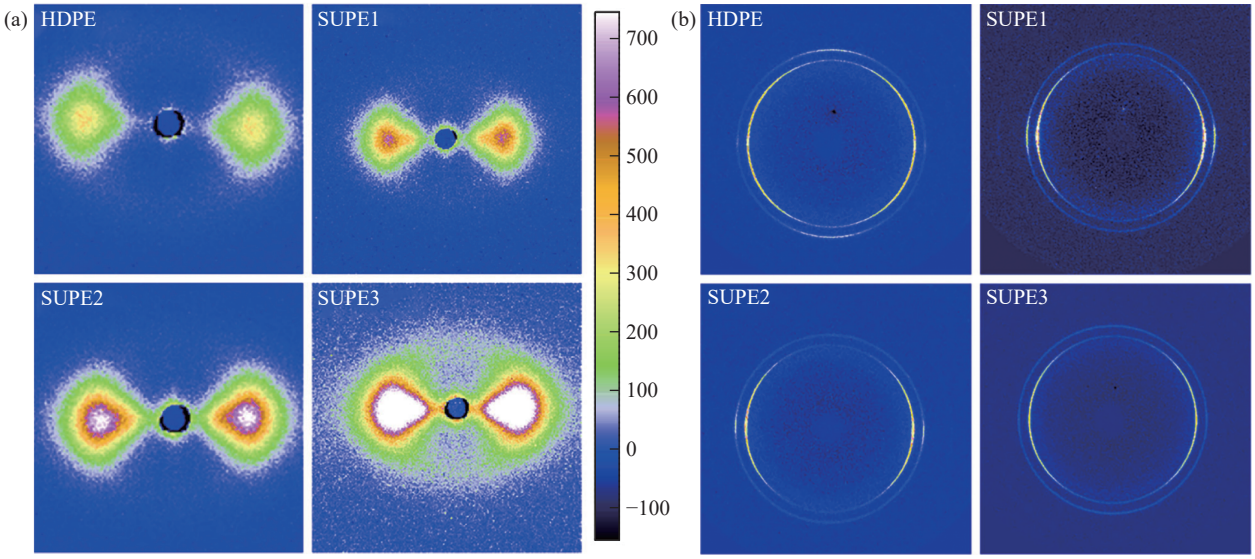


图 15　注塑样品HDPE和HDPE/UHMWPE共混物的2D-SAXS图(a)和2D-WAXS图(b)[54] (2021 Wiley 版权许可)

Figure 15　2D-SAXS patterns (a) and 2D-WAXS patterns (b) of injection-molded samples of HDPE and HDPE/UHMWPE mixtures (Reprinted with permission from Ref. [54]; Copyright (2021) Wiley)

工性能，可应用于橡胶改性；(2)制成纤维纺丝料，拉伸强度和模量性能优异，可用于制备防弹衣、海洋绳缆和防切割手套等；(3)制成电池隔膜料，该物料需具有纯度高、力学性能好、热稳定性高以及适当的孔隙率等特征，从而保证电池的安全性、循环寿命和倍率性能等；(4)制成人工关节料，该物料需具备纯度极高、耐磨性强和自润滑性好等特征，目前仍未能得到有效的国产化替代；(5)制成轻量化材料，随着人形机器人和低空飞行器等的发展，UHMWPE或因其价格优势，可能会取代部分高强度轻量化材料如碳纤维(CF)、芳纶(AF)和聚醚醚酮(PEEK)等在该领域中的市场。

4 展望

目前，超高分子量聚乙烯仍展示出一定的发展态势，但存在严重的结构性问题，中低端通用料产能过高，而高端产品(如抗蠕变型、耐切割型)相对不足。近年来，对新型催化体系的开发并未取得显著的进展，当前研究多集中于对Z-N催化剂等现有体系的微调，或对加工工艺进行优化，以进一步改善UHMWPE的链结构和相应性能。综上，未来的发展方向可以从以下几个层面进行拓展：

(1)进一步探索UHMWPE结晶度、取向度、缠结度、晶片厚度、结晶形态和微观形貌等凝聚态结构与产品性能的直接关联性；(2)持续改进预处理及加工成型工艺，综合调控产品的凝聚态结构，得到分子链结晶相-无定形相可调控型特征产品；(3)推进高端化及差异化产品，向超高模量UHMWPE和功能化材料(如泡沫化UHMWPE、交联化UHMWPE)等方向转型升级；(4)拓展UHMWPE下游应用，推动其在人形机器人、军工、新能源汽车、医疗植入物等高端领域的应用。

参考文献

1 Romano, D.; Ronca, S.; Rastogi, S. A hemi-metallocene chromium catalyst with trimethylaluminum-free methylaluminoxane for the synthesis of disentangled ultra-high molecular weight polyethylene. *Macromol. Rapid Commun.*, **2015**, 36(3), 327–331.

2 de Gennes, P. G. Entangled polymers. *Phys. Today*, **1983**, 36(6), 33–39.

3 Arzhakova, O. V.; Nazarov, A. I.; Solovei, A. R.; Dolgova, A. A.; Kopnov, A. Y.; Chaplygin, D. K.; Tyubaeva, P. M.; Yarysheva, A. Y. Mesoporous membrane materials based on ultra-high-molecular-weight polyethylene: from synthesis to applied aspects. *Membranes*, **2021**, 11(11), 834.

4 Basko, A.; Pochivalov, K. Current state-of-the-art in membrane formation from ultra-high molecular weight polyethylene. *Membranes*, **2022**, 12(11), 1137.

5 Basko, A. V.; Pochivalov, K. V.; Lebedeva, T. N.; Yurov, M. Y.; Zabolotnov, A. S.; Gostev, S. S.; Yushkin, A. A.; Volkov, A. V.; Bronnikov, S. V. Effect of polymer molecular weight on the structure and properties of ultra-high-molecular-weight polyethylene membranes prepared *via* controlled swelling. *Polymers*, **2025**, 17(15), 2044.

6 Lermontov, S. A.; Maksimkin, A. V.; Sipyagina, N. A.; Malkova, A. N.; Kolesnikov, E. A.; Zadorozhnyy, M. Y.; Straumal, E. A.; Dayyoub, T. Ultra-high molecular weight polyethylene with hybrid porous structure. *Polymer*, **2020**, 202, 122744.

7 Collins Rice, C. G.; Evans, A.; Turner, Z. R.; Wattoom, J.; O'Hare, D. Strategies for enhancing the processability of UHMWPE. *Ind. Chem. Mater.*, **2025**, 3(2), 178–190.

8 Shelly, D.; Lee, S. Y.; Park, S. J. Compatibilization of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) fibers and their composites for superior mechanical performance: a concise review. *Compos. Part B Eng.*, **2024**, 275, 111294.

9 Smith, B. B.; Roy, A.; Ritchie, R. O.; Pruitt, L. A. Characterization of the fatigue threshold behavior of UHMWPE. *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.*, **2026**, 173, 107220.

10 Wu, Y. D.; Lu, W. C.; Yu, Y. L.; Ma, M. H.; Ren, W. K.; Xu, L. Z.; Gao, G. F. Dynamic response mechanisms of thin UHMWPE under high-speed impact. *Thin Walled Struct.*, **2024**, 205, 112391.

11 Litvinov, V.; Christakopoulos, F.; Lemstra, P. J. Disentangled melt of ultrahigh-molecular-weight polyethylene: fictitious or real. *Macromolecules*, **2024**, 57(8), 3719–3730.

12 Barron, D.; Birkinshaw, C. Ultra-high molecular weight polyethylene—Evidence for a three-phase morphology. *Polymer*, **2008**, 49(13-14), 3111–3115.

13 Premnath, V.; Bellare, A.; Merrill, E. W.; Jasty, M.; Harris, W. H. Molecular rearrangements in ultra high molecular weight polyethylene after irradiation and long-term storage in air. *Polymer*, **1999**, 40(9), 2215–2229.

14 Galeski, A.; Bartczak, Z.; Vozniak, A.; Pawlak, A.; Walkenhorst, R. Morphology and plastic yielding of ultrahigh molecular weight polyethylene. *Macromolecules*, **2020**, 53(14), 6063–6077.

15 Deng, B.; Chen, L.; Zhong, Y. S.; Li, X. K.; Wang, Z.

B. The effect of temperature on the structural evolution of ultra-high molecular weight polyethylene films with pre-reserved shish crystals during the stretching process. *Polymer*, **2023**, 267, 125690.

16 Bartczak, Z. Effect of chain entanglements on plastic deformation behavior of ultra-high molecular weight polyethylene. *J. Polym. Sci. Part B Polym. Phys.*, **2010**, 48(3), 276–285.

17 Uehara, H.; Yamanobe, T.; Komoto, T. Relationship between solid-state molecular motion and morphology for ultrahigh molecular weight polyethylene crystallized under different conditions. *Macromolecules*, **2000**, 33(13), 4861–4870.

18 van Hutten, P. F.; Koning, C. E.; Pennings, A. J. The plastic deformation of ultra-high molecular weight polyethylene. *J. Mater. Sci.*, **1985**, 20(5), 1556–1570.

19 Yu, L. X.; Bao, J. N.; Wang, G. Q.; Lu, W. Y.; Chen, W. X. Structure and properties of gel-spun ultra-high molecular weight polyethylene fibers obtained from industrial production line. *J. Appl. Polym. Sci.*, **2021**, 138(44), 51317.

20 Petrov, A.; Rudyak, V. Y.; Kos, P.; Chertovich, A. Polymerization of low-entangled ultrahigh molecular weight polyethylene: analytical model and computer simulations. *Macromolecules*, **2020**, 53(16), 6796–6808.

21 Hawke, L. G. D.; Romano, D.; Rastogi, S. Nonequilibrium melt state of ultra-high-molecular-weight polyethylene: a theoretical approach on the equilibrium process. *Macromolecules*, **2019**, 52(22), 8849–8866.

22 Zhang, H.; Zhao, S. C.; Xin, Z.; Ye, C. L.; Li, Z.; Xia, J. C. Wear resistance mechanism of ultrahigh-molecular-weight polyethylene determined from its structure-property relationships. *Ind. Eng. Chem. Res.*, **2019**, 58(42), 19519–19530.

23 Goldman, M.; Lee, M.; Gronsky, R.; Pruitt, L. Oxidation of ultrahigh molecular weight polyethylene characterized by Fourier transform infrared spectrometry. *J. Biomed. Mater. Res.*, **1997**, 37(1), 43–50.

24 Higgins, J.; Roesener, D. Evaluation of free radical reduction treatments for UHMWPE. In: Transactions of The Annual Meeting-Orthopaedic Research Society, **1996**, 485–485.

25 Birkinshaw, C.; Buggy, M.; Daly, S.; O'Neill, M. Mechanism of ageing in irradiated polymers. *Polym. Degrad. Stab.*, **1988**, 22(3), 285–294.

26 Meyer, R. W.; Pruitt, L. A. The effect of cyclic true strain on the morphology, structure, and relaxation behavior of ultra high molecular weight polyethylene. *Polymer*, **2001**, 42(12), 5293–5306.

27 Brunella, V.; Bracco, P.; Carpentieri, I.; Paganini, M. C.; Zanetti, M.; Costa, L. Lifetime of alkyl macroradicals in irradiated ultra-high molecular weight polyethylene. *Polym. Degrad. Stab.*, **2007**, 92(8), 1498–1503.

28 Bracco, P.; Brunella, V.; Zanetti, M.; Luda, M. P.; Costa, L. Stabilisation of ultra-high molecular weight polyethylene with Vitamin E. *Polym. Degrad. Stab.*, **2007**, 92(12), 2155–2162.

29 Oral, E.; Christensen, S. D.; Malhi, A. S.; Wannomae, K. K.; Muratoglu, O. K. Wear resistance and mechanical properties of highly cross-linked, ultrahigh-molecular weight polyethylene doped with vitamin E. *J. Arthroplasty*, **2006**, 21(4), 580–591.

30 Oral, E.; Wannomae, K. K.; Rowell, S. L.; Muratoglu, O. K. Diffusion of vitamin E in ultra-high molecular weight polyethylene. *Biomaterials*, **2007**, 28(35), 5225–5237.

31 Kharitonov, A. P.; Simbirtseva, G. V.; Bouznik, V. M.; Chepezubov, M. G.; Dubois, M.; Guérin, K.; Hamwi, A.; Kharbache, H.; Masin, F. Modification of ultra-high-molecular weight polyethylene by various fluorinating routes. *J. Polym. Sci. Part A Polym. Chem.*, **2011**, 49(16), 3559–3573.

32 Kelly, J. M. Ultra-high molecular weight polyethylene. *J. Macromol. Sci., Polym. Rev.*, **2002**, 42(3), 355–371.

33 Jauffrès, D.; Lame, O.; Vigier, G.; Doré, F. Microstructural origin of physical and mechanical properties of ultra high molecular weight polyethylene processed by high velocity compaction. *Polymer*, **2007**, 48(21), 6374–6383.

34 Kanamoto, T.; Ohama, T.; Tanaka, K.; Takeda, M.; Porter, R. S. Two-stage drawing of ultra-high molecular weight polyethylene reactor powder. *Polymer*, **1987**, 28(9), 1517–1520.

35 Kanamoto, T.; Tsuruta, A.; Tanaka, K.; Takeda, M.; Porter, R. S. Super-drawing of ultrahigh molecular weight polyethylene. 1. Effect of techniques on drawing of single crystal mats. *Macromolecules*, **1988**, 21(2), 470–477.

36 Wu, Y. Q.; Yang, F.; Cao, Y.; Xiang, M.; Kang, J.; Wu, T.; Fu, Q. Investigation on cavitation behavior of ultrahigh molecular weight polyethylene during stretching in wet process and dry process. *Polymer*, **2021**, 230, 124081.

37 Christakopoulos, F.; Bersenev, E.; Grigorian, S.; Brem, A.; Ivanov, D. A.; Tervoort, T. A.; Litvinov, V. Melting-induced evolution of morphology, entanglement density, and ultradrawability of solution-crystallized ultrahigh-molecular-weight polyethylene. *Macromolecules*, **2021**, 54(12), 5683–5693.

38 Atwood, S. A.; Van Citters, D. W.; Patten, E. W.; Furmanski, J.; Ries, M. D.; Pruitt, L. A. Tradeoffs amongst fatigue, wear, and oxidation resistance of cross-linked ultra-high molecular weight polyethylene. *J.*

Mech. Behav. Biomed. Mater., **2011**, 4(7), 1033–1045.

39 Turell, M. B.; Bellare, A. A study of the nanostructure and tensile properties of ultra-high molecular weight polyethylene. *Biomaterials*, **2004**, 25(17), 3389–3398.

40 Fouad, H.; Mourad, A. I.; Barton, D. C. Effect of pre-heat treatment on the static and dynamic thermo-mechanical properties of ultra-high molecular weight polyethylene. *Polym. Test.*, **2005**, 24(5), 549–556.

41 Fu, J.; Ghali, B. W.; Lozynsky, A. J.; Oral, E.; Muratoglu, O. K. Ultra high molecular weight polyethylene with improved plasticity and toughness by high temperature melting. *Polymer*, **2010**, 51(12), 2721–2731.

42 Huang, Y. F.; Xu, J. Z.; Zhang, Z. C.; Xu, L.; Li, L. B.; Li, J. F.; Li, Z. M. Melt processing and structural manipulation of highly linear disentangled ultrahigh molecular weight polyethylene. *Chem. Eng. J.*, **2017**, 315, 132–141.

43 Ianniello, V.; Costanzo, S.; Pasquino, R.; Ianniruberto, G.; Troisi, E.; Tervoort, T. A.; Grizzuti, N. Determination of the molecular weight distribution of ultrahigh molecular weight polyethylene from solution rheology. *J. Rheol.*, **2022**, 66(5), 1079–1088.

44 Lepage, M. L.; Takaffoli, M.; Simhadri, C.; Mandau, R.; Gashti, M. P.; Nazir, R.; Mohseni, M.; Li, W.; Liu, C.; Bi, L. T.; Falck, G.; Berrang, P.; Golovin, K.; Milani, A. S.; DiLabio, G. A.; Wulff, J. E. Influence of topical cross-linking on mechanical and ballistic performance of a woven ultra-high-molecular-weight polyethylene fabric used in soft body armor. *ACS Appl. Polym. Mater.*, **2021**, 3(11), 6008–6018.

45 Su, M.; Pan, Y. M.; Zheng, G. Q.; Liu, C. T.; Shen, C. Y.; Liu, X. H. An ultra-light, superhydrophobic and thermal insulation ultra-high molecular weight polyethylene foam. *Polymer*, **2021**, 218, 123528.

46 Goel, S. K.; Beckman, E. J. Generation of microcellular polymeric foams using supercritical carbon dioxide. I: Effect of pressure and temperature on nucleation. *Polym. Eng. Sci.*, **1994**, 34(14), 1137–1147.

47 Tsivintzelis, I.; Angelopoulou, A. G.; Panayiotou, C. Foaming of polymers with supercritical CO_2: an experimental and theoretical study. *Polymer*, **2007**, 48(20), 5928–5939.

48 Wang, Y.; Fu, J. B.; Yu, J. R.; Song, Q. Q.; Zhu, J.; Wang, Y.; Hu, Z. M. Dissolving of ultra-high molecular weight polyethylene assisted through supercritical carbon dioxide to enhance the mechanical properties of fibers. *Adv. Fiber Mater.*, **2022**, 4(2), 280–292.

49 Liu, J.; Qin, S. X.; Wang, G.; Zhang, H. B.; Zhou, H. P.; Gao, Y. Batch foaming of ultra-high molecular weight polyethylene with supercritical carbon dioxide: influence of temperature and pressure. *Polym. Test.*, **2021**, 93, 106974.

50 Bhattacharyya, A.; Chen, S.; Zhu, M. Graphene reinforced ultra high molecular weight polyethylene with improved tensile strength and creep resistance properties. *Express Polym. Lett.*, **2014**, 8(2), 74–84.

51 Pang, W. C.; Ni, Z. F.; Chen, G. M.; Huang, G. D.; Huang, H. D.; Zhao, Y. W. Mechanical and thermal properties of graphene oxide/ultrahigh molecular weight polyethylene nanocomposites. *RSC Adv.*, **2015**, 5(77), 63063–63072.

52 Deng, M.; Latour, R. A.; Ogale, A. A.; Shalaby, S. W. Study of creep behavior of ultra-high-molecular-weight polyethylene systems. *J. Biomed. Mater. Res.*, **1998**, 40(2), 214–223.

53 Sui, Y.; Qiu, Z. J.; Liu, Y.; Li, J. C.; Cui, Y.; Wei, P.; Cong, C. B.; Meng, X. Y.; Zhou, Q. Ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE)/high-density polyethylene (HDPE) blends with outstanding mechanical properties, wear resistance, and processability. *J. Polym. Res.*, **2023**, 30(6), 222.

54 Tao, G.; Chen, Y. M.; Mu, J. S.; Zhang, L. T.; Ye, C. L.; Li, W. Exploring the entangled state and molecular weight of UHMWPE on the microstructure and mechanical properties of HDPE/UHMWPE blends. *J. Appl. Polym. Sci.*, **2021**, 138(30), 50741.