http://pmse.scu.edu.cn

热牵伸对 UHMWPE/HDPE/油酸改性埃洛石纳米管共混纤维不同温度下抗蠕变性能的影响

唐文斌[1], 戴启胜[2], 周 梦[1], 徐 婷[1], 吴金山[2], 戴启波[2], 徐荷澜[1], 侯秀良[1]
(1. 江南大学 纺织科学与工程学院, 江苏 无锡 214122; 2. 盐城优和博新材料有限公司, 江苏 盐城 224345)

摘要: 为解决超高分子量聚乙烯(UHMWPE)纤维抗蠕变性能差的问题,文中采用熔融纺丝法制备了 UHMWPE/高密度聚乙烯/油酸改性埃洛石纳米管共混纤维(UHMWPE/HDPE/HNTs-OA),并在 115 ℃进行不同倍数的热牵伸,研究了热牵伸对共混纤维在常温及 70 ℃时抗蠕变性能与结构的影响。结果表明,经过 7 倍热牵伸的 UHMWPE/HDPE/HNTs-OA 共混纤维,在常温时,360 h 后蠕变率从 7.20%降至 4.93%,在 70 ℃时,20 min 后蠕变率由 1.4%降至 0.4%,玻璃化转变温度从 87.2 ℃提升至 118.9 ℃,热变形温度从 74.3 ℃提升至 115.4 ℃,软化温度从 98.0 ℃提升至 135.3 ℃。埃洛石纳米管的加入与热牵伸对提高 UHMWPE/HDPE/HNTs-OA 共混纤维的抗蠕变性能均具有明显作用。

关键词: 超高分子量聚乙烯;埃洛石纳米管;抗蠕变;热牵伸;热稳定性
中图分类号: TQ342^{+}.94 **文献识别码:** A **文章编号:** 1000-7555(2026)06-0096-10

超高分子量聚乙烯(UHMWPE)具有高强度、高耐磨、耐腐蚀等优异特性,但存在抗蠕变性差、耐热性差等缺陷,严重限制了其应用[1,2]。提高 UHMWPE 抗蠕变性能在国防、民用等领域具有重要意义[3]。

限制分子链滑移是提升抗蠕变性能的重要途径[4]。无机材料共混与热牵伸是目前主要的改性方法。无机材料,包括碳纳米管(CNTs)[5,6]、纳米二氧化硅[7]、氧化铝[8]、云母[9]等,均可以提高纤维的力学性能。Liu[6]和 Li[10]等采用凝胶纺丝法分别制备了 UHMWPE/CNTs 复合纤维、UHMWPE/羟基磷灰石(HA)复合材料,研究了其在各种应力下的蠕变及恢复行为,并构建了相应的蠕变模型; Li[11]和 Wang[12]等用干法纺丝方法制备了 UHMWPE 纤维,经多级高倍率热牵伸工艺后,研究了其纤维形貌、力学性能、热性能及结晶过程的变化,结果表明,当牵伸比达 40 倍,牵伸温度为 140 ℃时可提高纤维的抗蠕变性能。纤维在高温下被拉伸,取向度和结晶度提高,分子链间物理交联作用增强[13,14]。

笔者[15]采用埃洛石纳米管(HNTs)作为填充物与 UHMWPE 粉末共混,制备了 UHMWPE/HDPE/HNTs-OA 共混纤维,发现 HNTs-OA 的引入能提高共混纤维的耐热性及力学性能,当 HNTs-OA 添加量为 4%时,共混纤维的热变形温度提升了 29.4 ℃,玻璃化转变温度提升了 33.9 ℃,软化温度提升了 52.9 ℃,拉伸强度提升了 29.9%。HNTs 是一种中空管状纳米材料,凭借其独特管状结构和较高比表面积,可以与 UHMWPE 基体形成强界面结合,有助于应力传递并限制分子链滑移,从而提高抗蠕变性能,值得深入研究。

本文研究了 UHMWPE/HDPE/HNTs-OA 共混纤维经过热牵伸,在常温和 70 ℃时的蠕变行为[16,17],探讨了添加 HNTs-OA 的共混纤维热牵伸对 UHMWPE 纤维抗蠕变性能的作用,为制备抗蠕变

doi: 10.16865/j.cnki.1000-7555.2026.0088
收稿日期: 2025-06-23
基金项目: 2024 年度盐城市重点研发计划(YCBG2024037)
通讯联系人: 侯秀良, 主要从事功能纺织材料研究, E-mail: houxiuliang@163.com

UHMWPE 复合纤维提供了简单、可行的方法。

1　实验部分

1.1　实验原料

超高分子量聚乙烯:1×10^6 黏均分子量,工业级,上海铠阳塑化有限公司;高密度聚乙烯(HDPE):工业级,江苏宝文塑化有限公司;埃洛石纳米管:纯度>99.5%,古丈县山磷石语矿产品有限公司;油酸(OA):分析纯,上海迈瑞尔生化科技有限公司;聚乙烯蜡:分析纯,苏州格瑞特医药技术有限公司;抗氧化剂 B215:工业级,巴斯夫化工有限公司。

1.2　试样制备与热牵伸方法

1.2.1　*共混纤维的制备*:依据笔者之前的制备方法[15],将 0.16 g OA 滴入 100 mL 去离子水中,以 200 r/min 搅拌 5 min,然后加入 2 g HNTs,在 100 ℃的油浴锅中以 1000 r/min 磁力搅拌 0.5 h,所得悬浮液静置 0.5 h 后抽滤,用过量无水乙醇洗涤,除去多余 OA。所得滤渣在 70 ℃的真空干燥箱中干燥 10 h,经充分研磨,得到 OA 改性的 HNTs,命名为 HNTs-OA。采用熔融纺丝法制备 UHMWPE/HDPE/HNTs-OA 共混纤维与对照样 UHMWPE/HDPE 共混纤维,分别简称为 UHMWPE/HNTs 与 UHMWPE 共混纤维,UHMWPE 与 HDPE 的质量比为 8∶2,HNTs-OA 质量为共混纤维的 4%。

1.2.2　*共混纤维的热牵伸方法*:采用烘箱与自制牵伸装置,通过控制牵伸力与热牵伸时间使共混纤维牵伸到相应倍数,在 115 ℃分别牵伸 3 倍、5 倍和 7 倍,分别命名为 UHMWPE/HDPE-3,UHMWPE/HDPE-5,UHMWPE/HDPE-7 和 UHMWPE/HDPE/HNTs-3,UHMWPE/HDPE/HNTs-5,UHMWPE/HDPE/HNTs-7,分别简化为 UHMWPE-3,UHMWPE-5,UHMWPE-7 和 UHMWPE/HNTs-3,UHMWPE/HNTs-5,UHMWPE/HNTs-7。

1.3　测试与表征

1.3.1　*拉伸性能测试*:常温采用织物强力机(YG028 型,宁纺集团有限公司)对共混纤维进行拉伸测试。夹持距离为 100 mm,拉伸速度为 50 mm/min。数据统计分析通过 SPSS 软件完成,显著性水平 $\alpha=0.05$。

70 ℃的拉伸性能采用动态力学热分析仪(DMA,Q800 型,美国 TA 仪器公司)进行测试。预加张力为 0.001 N,以 1 N/min 拉伸直至纤维断裂。

1.3.2　*抗蠕变性能测试*:采用织物强力机对共混纤维进行常温、短时间抗蠕变性能测试。夹持距离为 100 mm,拉伸速度为 20 mm/min,施加载荷为纤维断裂强力的 40%,蠕变时间分别为 10 min,20 min 和 30 min。

采用悬挂法对共混纤维进行常温、长时间定负荷抗蠕变性能测试。初始距离为 30 mm,恒定载荷为 1 N,测试时间为 360 h。开始 24 h 每 1 h 获取 1 组数据,前 120 h 每 12 h 获取 1 组数据,后 240 h 每 24 h 获取 1 组数据,一共 42 组数据点。蠕变率(Creep)计算如式(1)所示

$$\text{Creep}=\frac{l_1-l_0}{l_0} \tag{1}$$

式中:l_1——纤维在某一时间节点蠕变后的长度;l_0——纤维蠕变前的长度。

70 ℃的抗蠕变性能、弹性恢复率采用 DMA 测试。测试模式为静态拉伸模式,恒定载荷为 1 MPa,蠕变时间为 20 min,然后撤回施加载荷,弹性恢复时间为 10 min。弹性恢复率(Elastic recovery rate)计算公式如式(2)所示

$$\text{Elastic recovery rate}=\frac{l_3-l_2}{l_3-l_0} \tag{2}$$

式中:l_0——纤维蠕变前长度;l_3——纤维 20 min 蠕变后长度;l_2——纤维去除施加载荷后,在某一时间节点蠕变恢复后的长度。

1.3.3　*玻璃化转变温度、热变形温度及软化温度测试*:采用 DMA 利用动态拉伸模式测试共混纤维的储能模量(E')和损耗模量(E'')。测试温度从 50 ℃升至 140 ℃,升温速率为 5 ℃/min,振荡频率为 1 Hz,应变幅度为 0.2%。E'' 与 E' 比值即为损耗因子($\tan\delta$),玻璃化转变温度(T_g)为 $\tan\delta$ 曲线峰值对应的温度。

采用 DMA 利用静态拉伸模式测试共混纤维的软化温度和热变形温度。测试温度从 20 ℃升到 140 ℃,测试过程中样品负重 0.01 N,升温速率为 5 ℃/min。

1.3.4　*结晶度及晶粒尺寸测试*:采用差示扫描量热仪(DSC,METTLER DSC3+型,瑞士梅特勒-托利多公司)测试共混纤维的结晶性能。测试在氮气中进

行。样品以 10 ℃/min 从 30 ℃升到 200 ℃,然后以 10 ℃/min 降至 30 ℃,再以 10 ℃/min 从 30 ℃升到 200 ℃。

采用 X 射线衍射仪(XRD, D2 PHASER A26-X1-A2E0B2A 型,德国布鲁克 AXS 有限公司)测试样品的晶面衍射峰,并计算不同纤维的晶粒尺寸。扫描范围为 5°~70°(2θ),扫描速率为 10(°)/min。

2 结果与讨论

2.1 不同热牵伸倍数共混纤维在常温与 70 ℃的拉伸性能分析

Tab.1 是不同热牵伸倍数 UHMWPE 和 UHMWPE/HNTs 共混纤维在常温时的线密度、拉伸强度和断裂伸长率。常温时,UHMWPE-7 较于 UHMWPE,拉伸强度提升了 59.6%,断裂伸长率下降了 23.1%;加入 HNTs-OA 后,UHMWPE/HNTs-7 比 UHMWPE-7 拉伸强度提升了 28.4%,断裂伸长率下降了 19.0%;UHMWPE/HNTs-7 相较于 UHMWPE/HNTs,拉伸强度提升了 66.6%,断裂伸长率下降了 48.2%。

Tab.2 是不同热牵伸倍数 UHMWPE 和 UHMWPE/HNTs 共混纤维分别在常温和 70 ℃的弹性模量和屈服强度。常温时,UHMWPE-7 较于 UHMWPE,弹性模量提升了 85.4%,屈服强度提升了 85.8%;加入 HNTs-OA 后,UHMWPE/HNTs-7 比 UHMWPE-7 弹性模量和屈服强度提升了 82.2% 和

Tab. 1 Tensile strength and elongation at break of UHMWPE and UHMWPE/HNTs blended fibers with different hot draw multiples at room temperature

Sample	Linear density/tex	Room temperature	
		Tensile strength/MPa	Elongation at break/%
UHMWPE	72.5±1.3	491.6±39.3^{a}	11.7±0.9^{a}
UHMWPE-3	58.0±2.1	568.6±32.6^{b}	12.3±1.1^{ab}
UHMWPE-5	37.2±1.7	675.7±37.9^{c}	10.3±1.2^{bc}
UHMWPE-7	16.0±1.2	784.7±35.6^{d}	9.0±1.2^{c}
UHMWPE/HNTs	69.3±2.9	604.4±21.3^{a}	14.1±0.9^{a}
UHMWPE/HNTs-3	55.0±2.4	646.4±23.7^{b}	9.8±1.6^{b}
UHMWPE/HNTs-5	34.4±1.7	847.4±40.9^{c}	9.0±0.5^{b}
UHMWPE/HNTs-7	11.0±1.1	1007.2±46.3^{c}	7.3±0.8^{c}

note:a, b, and c all refer to the results of SPSS one-way ANOVA. Identical letters indicate no significant difference between groups, while different letters indicate a significant difference

Tab.2 Elastic modulus and yield strength of UHMWPE and UHMWPE/HNTs blended fibers before and after hot drawing at room temperature and 70 ℃

Sample	Room temperature		70 ℃	
	Elastic modulus/GPa	Yield strength/MPa	Elastic modulus/GPa	Yield strength/MPa
UHMWPE	8.2	380.1	1.9	261.2
UHMWPE-7	15.2	706.3	3.1	357.2
UHMWPE/HNTs	12.1	478.4	3.4	397.2
UHMWPE/HNTs-7	27.7	979.7	4.5	433.5

38.7%;UHMWPE/HNTs-7 较于 UHMWPE/HNTs 的弹性模量提高了 128.9%,屈服强度提升了 104.8%,高刚度及高屈服强度可使纤维在长期负载下更不易发生蠕变变形。70 ℃时 UHMWPE-7 的弹性模量和屈服强度比 UHMWPE 分别提高了 63.2% 和 36.8%;UHMWPE/HNTs-7 比 UHMWPE-7 弹性模量和屈服强度提升了 45.2% 和 21.4%;UHMWPE/HNTs-7 较于 UHMWPE/HNTs 的弹性模量提高了 32.4%,屈服强度提升了 9.1%。HNTs-OA 作为无机纳米材料,其管状结构与高比表面积与基体间可形成较强界面结合,热牵伸使分子链在高温和拉伸应力作用下解缠结并沿拉伸方向高度取向,形成伸直链晶体[18],提高了纤维的力学性能。

2.2　不同热牵伸倍数共混纤维在常温时的抗蠕变性能分析

2.2.1　短时间抗蠕变性能分析:Tab.3 是不同热牵伸倍数前后 UHMWPE 和 UHMWPE/HNTs 共混纤维在常温时,恒应力为断裂载荷 40% 时的蠕变率变化。由 Tab.3 看出,当蠕变时间达 1800 s 时,蠕变率从 UHMWPE 的 9.39% 下降到 UHMWPE-7 的 2.44%;当加入 HNTs-OA 后,UHMWPE/HNTs-7 相较于 UHMWPE/HNTs,蠕变率从 5.40% 下降到 1.86%。

Tab. 3　Creep rate of UHMWPE and UHMWPE/HNTs blended fibers at different time before and after hot drawing at room temperature

Sample	Creep/%		
	600 s	1200 s	1800 s
UHMWPE	3.00±0.13	5.94±0.81	9.39±0.49
UHMWPE-3	2.86±0.06	4.06±0.19	5.65±0.40
UHMWPE-5	1.87±0.08	3.09±0.07	3.99±0.22
UHMWPE-7	1.29±0.13	2.27±0.18	2.44±0.30
UHMWPE/HNTs	2.63±0.12	4.69±0.24	5.40±0.49
UHMWPE/HNTs-3	2.23±0.11	3.47±0.13	3.67±0.31
UHMWPE/HNTs-5	1.65±0.11	2.74±0.24	2.99±0.12
UHMWPE/HNTs-7	0.95±0.19	1.59±0.38	1.86±0.19

2.2.2　长时间抗蠕变性能分析:Fig.1 是热牵伸前后 UHMWPE 和 UHMWPE/HNTs 共混纤维在常温时,以 1 N 的恒定载荷蠕变 360 h,蠕变率随时间变化的曲线。在长时间蠕变下,共混纤维蠕变率呈现出先急速增大后趋于稳定的趋势。其中,当蠕变时间达到 360 h 时,蠕变率从 UHMWPE 的 11.53% 降至 UHMWPE/HNTs-7 的 6.43%;加入 HNTs-OA,UHMWPE/HNTs-7 相较于 UHMWPE/HNTs,蠕变率由 7.20% 下降至 4.93%。抗蠕变性能随热牵伸及 HNTs-OA 的添加而提升,并且随着时间延长,抗蠕变性能差异越明显。这是因为热牵伸提高了取向度,减弱了分子链间相互滑移,HNTs-OA 的加入使分子链之间形成了机械互锁,从而改善了抗蠕变性能[19]。

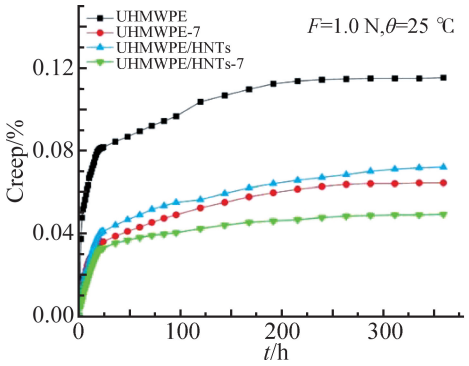


Fig. 1　Constant-force creep curves of UHMWPE and UHMWPE/HNTs blended fibers before and after hot drawing after 360 h

2.3　热牵伸前后共混纤维动态力学性能分析

Fig.2 是热牵伸前后 UHMWPE 和 UHMWPE/HNTs 共混纤维的储能模量、损耗模量及损耗因子随

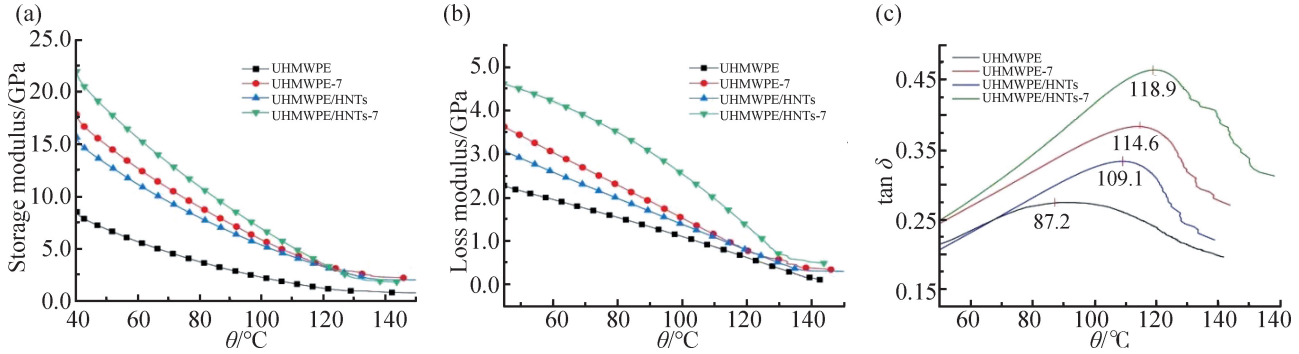


Fig. 2 (a) Storage modules, (b) loss modules and (c) tanδ-temperature curves of UHMWPE and UHMWPE/HNTs blended fibers before and after hot drawing

温度的变化曲线。随着温度升高,共混纤维的 E' 和 E''不断下降,tan δ 先增大后减小,其峰值对应的温度即为玻璃化转变温度。热牵伸及 HNTs-OA 的添加,使 E' 和 T_g 有显著提升。常温时,与 UHMWPE 相比,UHMWPE-7 的 E'提升了 109.2%,70 ℃时,E'提升了 130.7%,T_g 从 87.2 ℃提升至 114.6 ℃,加入 HNTs-OA 后,UHMWPE/HNTs-7 较于 UHMWPE/HNTs,E'提升了 40.0%,70 ℃时,E'提升了 38.9%,T_g 从 109.1 ℃提升至 118.9 ℃。常温和 70 ℃时 E'提高,纤维弹性增大,抑制了蠕变过程中的链滑移,HNTs-OA 的添加与热牵伸对共混纤维抗蠕变均有明显作用,使其在高温条件下抗蠕变性能仍然显著[20]。

2.4 热牵伸前后共混纤维热变形温度及软化温度分析

Fig.3 是静态拉伸模式下热牵伸前后 UHMWPE

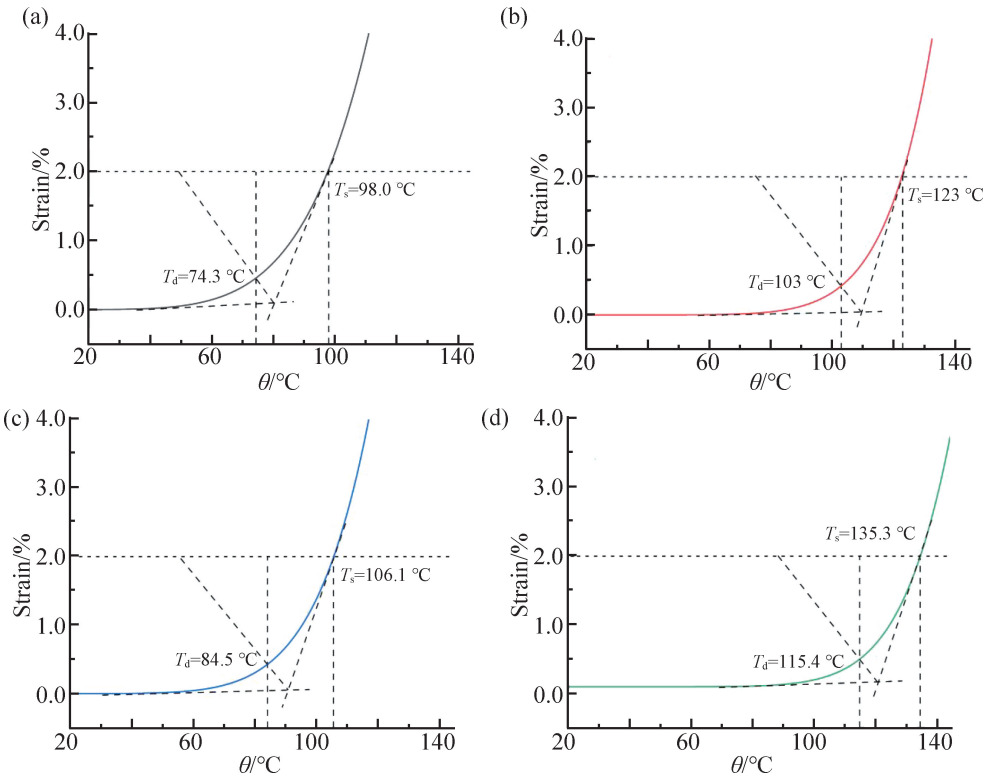


Fig. 3 Softening temperature and heat distortion temperature of (a) UHMWPE, (b) UHMWPE-7, (c) UHMWPE/HNTs and (d) UHMWPE/HNTs-7 blended fibers

和 UHMWPE/HNTs 共混纤维的热变形温度(T_d)和软化温度(T_s)曲线。T_d 是纤维受热开始出现变形的温度,T_s 是纤维在恒应力(0.01 N)载荷下,形变达到 2%时的温度。由 Tab.4 可知,T_d 从 UHMWPE 的 74.3 ℃提升至 UHMWPE-7 的 103.0 ℃,T_s 从 98.0 ℃提升至 123.0 ℃;随着 HNTs-OA 的添加,UHMWPE/HNTs-7 较于 UHMWPE/HNTs,T_d 从 84.5 ℃提升至 115.4 ℃,T_s 从 106.1 ℃提升至 135.3 ℃。2 种温度显著提高使共混纤维在高温时仍有较好的力学稳定性,热稳定性增强,延长纤维高温使用寿命[21]。由于 70 ℃低于玻璃化转变温度、热变形温度及软化温度,因此,采用 70 ℃(大部分 UHMWPE 纤维极限使用温度)作为蠕变实验温度。

Tab.4　Glass transition temperature, heat distortion temperature and softening temperature of blended fibers before and after hot drawing

Sample	T_g/℃	T_d/℃	T_s/℃
UHMWPE	87.2	74.3	98.0
UHMWPE-7	114.6	103.0	123.0
UHMWPE/HNTs	109.1	84.5	106.1
UHMWPE/HNTs-7	118.9	115.4	135.3

2.5　热牵伸前后共混纤维 70 ℃,1 MPa 下的抗蠕变性能分析

Fig.4 是热牵伸前后 UHMWPE 和 UHMWPE/HNTs 共混纤维在 70 ℃,1 MPa 恒应力下的蠕变及弹性恢复曲线。20 min 内,纤维在 1 MPa 恒应力作用下,伸长率由急速增加转变为缓慢增加,当撤回 1 MPa 力后,共混纤维立即产生瞬时回复,随着时间延长,共混纤维仍继续回复,但回复速率逐渐减慢。UHMWPE-7 的 20 min 蠕变率较 UHMWPE,由 1.4%降至 0.6%,弹性回复率由 38.9%提升至 46.4%;加入 HNTs-OA 后,UHMWPE/HNTs-7 较于 UHMWPE/HNTs,蠕变率由 0.9%降至 0.4%,弹性恢复率由

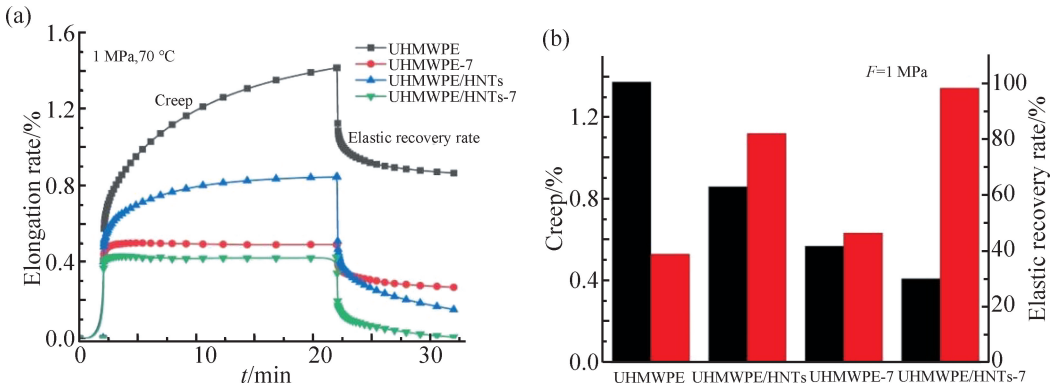


Fig. 4　(a) Elongation rate-time curves of UHMWPE and UHMWPE/HNTs blended fibers before and after hot drawing at a constant stress of 1 MPa; (b) creep rate at 20 min and elastic recovery rate at 30 min

82.1% 提升至 98.4%。经过热牵伸,HNTs-OA 在 UHMWPE 分子链间形成了物理交联,减少了蠕变滑移,且 HNTs-OA 减少了 UHMWPE 的应力集中,使应力得到分散,从而提高了共混纤维的弹性回复能力。

2.6　热牵伸前后共混纤维结晶度分析

Fig.5 是热牵伸前后 UHMWPE 和 UHMWPE/HNTs 共混纤维的 DSC 曲线,相应参数如 Tab.5 所示。与 UHMWPE 相比,其余共混纤维熔点均有提升,其中,UHMWPE/HNTs-7 的熔点(T_m)由 131.9 ℃提升至 144.1 ℃,结晶度(X_{c1})也有显著提升,从 46.5%达到 62.4%。在 115 ℃热牵伸,纤维的取向度提高,而 HNTs-OA 作为纳米管,可作为异相成核点,促进 UHMWPE 分子链在其表面有序排列并形成晶体,从而提高结晶度,使熔点提高。热牵伸与 HNTs-OA 的结合可加速晶体生长并优化取向排列[22]。

Fig.6 是热牵伸前后 UHMWPE 和 UHMWPE/HNTs 共混纤维的 XRD 曲线,相应参数如 Tab.6 所示。其结果与 DSC 所分析结论一致。UHMWPE 和 UHMWPE/HNTs 纤维均只出现 2 个衍射峰,说明热

牵伸及 HNTs-OA 的添加并未改变 UHMWPE 的物相结构。通过 Scherer 公式(式(3,4))计算不同纤维的结晶度($X_{c,WAXD}$)和垂直于晶粒平面的平均晶粒厚度(晶粒尺寸,D)。可以看出,晶粒直径随着 HNTs-OA 的添加和热牵伸有所增大,说明取向度增大[23]。

$$X_{c,WAXD}=\frac{S_c}{S_a+S_c} \tag{3}$$

式中:S_c 和 S_a——分别是共混纤维 WAXD 谱图中结晶峰面积和非结晶峰面积。

$$D=\frac{K\lambda}{\beta\cos\theta} \tag{4}$$

式中:K——0.9(Scherrer 因子);λ——0.15406 nm(X 射线波长);β——半峰全宽;θ——衍射角。

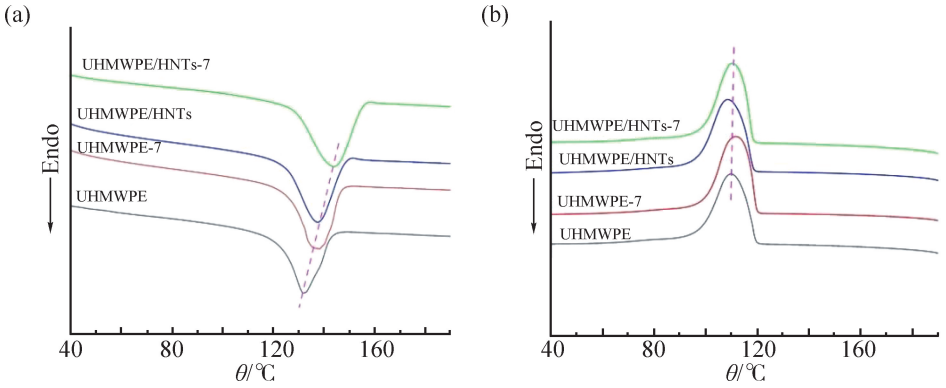


Fig. 5 DSC curves of UHMWPE and UHMWPE/HNTs blended fibers before and after hot drawing: (a) melting; (b) crystallization

Tab. 5 DSC characteristics parameters of UHMWPE and UHMWPE/HNTs blended fibers before and after hot drawing

Sample	T_m/℃	ΔH_m/(J·g^{-1})	X_{c1}/%	T_c/℃	ΔH_c/(J·g^{-1})
UHMWPE	131.9	136.4	46.5	109.8	162.0
UHMWPE-7	136.0	156.1	53.3	111.6	164.2
UHMWPE/HNTs	138.0	161.2	55.0	108.3	165.6
UHMWPE/HNTs-7	144.1	191.6	62.4	109.9	167.3

note: melting temperature (T_m), melting enthalpy (ΔH_m), percent crystallinity (X_{c1}) for the melting; crystallization temperature (T_c), crystallization enthalpy (ΔH_c) for the crystallization

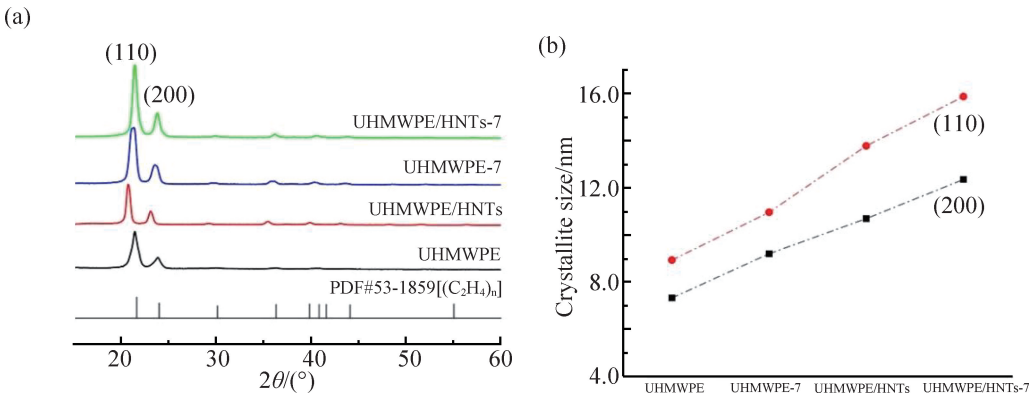


Fig. 6 XRD results of UHMWPE and UHMWPE/HNTs blended fibers before and after hot drawing: (a) XRD patterns; (b) grain size

Tab. 6　Crystallinity and grain size of UHMWPE and UHMWPE/HNTs blended fibers before and after hot drawing

Sample	X_{c2}/%	$D(110)$/nm	$D(200)$/nm
UHMWPE	49.4	7.3	8.9
UHMWPE-7	53.2	9.2	11.0
UHMWPE/HNTs	57.2	10.7	13.8
UHMWPE/HNTs-7	64.6	12.3	15.9

3　结论

(1)115 ℃热牵伸对 UHMWPE 纤维抗蠕变性能有积极作用,主要源于热牵伸诱导了分子链高度取向与结晶结构完善,有效抑制了链段滑移。UHMWPE-7 与 UHMWPE 对比表明,常温时在恒应力为断裂载荷的 40%、蠕变 1800 s 以及在 1 N 恒定载荷、蠕变 360 h 后,蠕变率均显著下降;70 ℃在 1 MPa 恒应力下 20 min 后蠕变率由 1.4%降至 0.6%。

(2)HNTs-OA 对 UHMWPE 纤维抗蠕变有积极作用,并且在 70 ℃时仍有显著抗蠕变效果。HNTs-OA 添加后与纤维基体间有良好界面结合,可提高共混纤维在高温时的耐热性,并限制分子链的运动。UHMWPE/HNTs-7 与 UHMWPE/HNTs 对比表明,常温时在恒应力为断裂载荷的 40%、蠕变 1800 s 以及在 1 N 恒定载荷下蠕变 360 h 后,蠕变率均显著下降;70 ℃在 1 MPa 恒应力下 20 min 后蠕变率由 0.9%降至 0.4%。

(3) HNTs-OA 的添加与热牵伸均可提高 UHMWPE 纤维的热稳定性能,玻璃化转变温度由 87.2 ℃提升至 135.3 ℃,热变形温度由 74.3 ℃提升至 115.4 ℃,软化温度由 98.0 ℃提升至 135.3 ℃,纤维结晶度提高,由 46.5% 提升至 62.4%,晶粒尺寸增大。研究结果为改善 UHMWPE 纤维的抗蠕变性能及其应用拓展提供了参考。

参考文献:

[1] Huang A M, Su R J, Liu Y Q. Effects of a coupling agent on the mechanical and thermal properties of ultrahigh molecular weight polyethylene/nano silicon carbide composites[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2013, 129: 1218-1222.

[2] Ye Z, Luo L, Pan H, *et al*. Research status and analysis of ultra-high molecular weight polyethylene fiber and its composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2022, 39: 4286-4309.

[3] Xiong B J, Chen Z X, Kang J. Micro-macro scale relationship in creep deformation of ultra high molecular weight polyethylene[J]. Chinese Journal of Polymer Science, 2021, 39: 1665-1672.

[4] Gote R P, Van D E J, Zhao J Y, *et al*. Influence of molecular weight and entanglement density on the creep response of the uniaxially drawn tapes of dis-UHMWPE[J]. Macromolecules, 2023, 56: 6903-6919.

[5] Li J, Xu G F. The effect of CNT grafting on the mechanical properties of the UHMWPE fiber/HDPE composite[J]. Surface and Interface Analysis, 2024, 56: 720-729.

[6] Liu X X, Zhang S H, Xu X J, *et al*. Study on the creep and recovery behaviors of UHMWPE/CNTs composite fiber[J]. Fibers and Polymers, 2013, 14: 1635-1640.

[7] Yeh J T, Wang C K, Huang L K, *et al*. Ultradrawing and ultimate tenacity properties of ultrahigh molecular weight polyethylene composite fibers filled with nanosilica particles with varying specific surface areas[J]. Journal of Nanomaterials, 2015, 2015: 146718.

[8] Cao J S, Wang H M, Cao C L, *et al*. Simultaneously enhanced mechanical properties and thermal properties of ultrahigh-molecular-weight polyethylene with polydopamine-coated α-alumina platelets[J]. Polymer International, 2019, 68: 151-159.

[9] 何振强, 薛平, 戚晓芸. 无机填料增强改性超高相对分子质量聚乙烯的研究[J]. 中国塑料, 2012, 26(11): 50-55.
He Z Q, Xue P, Qi X Y. Study on the reinforcement and modification of ultra-high molecular weight polyethylene with inorganic fillers[J]. China Plastics, 2012, 26(11): 50-55.

[10] Li F, Gao L L, Gao H, *et al*. The mechanical properties and modeling of creep behavior of UHMWPE/nano-HA composites[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2017, 26: 4514-4521.

[11] Li F Q, Li X. Macromolecular structure development of dry-spinning UHMWPE fibers through the industrial high-ratio hot-drawing process[J]. Journal of Engineered Fibers and Fabrics, 2024, 19: 1-14.

[12] Wang X W, Zheng H, Sun Y F. Study on structures and properties of ultra-hot drawing UHMWPE fibers fabricated via dry spinning method[J]. Journal of Polymer Engineering, 2018,

38: 863-870.

[13] Ivan'kova E, Vasilieva V, Myasnikova L, *et al*. Comparison of structure formation upon drawing of gel-cast and melt-crystallised UHMWPE films[J]. e-Polymers, 2013, 2: 605-618.

[14] Eun J H, Kim D H, Jang I U, *et al*. A study on mechanical properties and thermal properties of UHMWPE/MWCNT composite fiber with MWCNT content and draw ratio[J]. Journal of Engineered Fibers and Fabrics, 2022, 17: 1-10.

[15] 唐文斌, 周梦, 吴金山, 等. 高耐热 UHMWPE/HDPE/HNTs-OA 共混纤维制备及性能[J]. 高分子材料科学与工程, 2026, 42(2): 131-140.
Tang W B, Zhou M, Wu J S, *et al*. Preparation and properties of high heat-resistant UHMWPE/HDPE/HNTs-OA blended fibers[J]. Polymer Materials Science & Engineering, 2026, 42(2): 131-140.

[16] Firouzi D, Youssef A, Amer M, *et al*. A new technique to improve the mechanical and biological performance of ultra high molecular weight polyethylene using a nylon coating[J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2014, 32: 198-209.

[17] Bao J W, Yan Z P, Wang Y W, *et al*. Study on the effect of the molding process and service temperature on the mechanical properties and low-velocity impact performance of the ultra-high molecular weight polyethylene fiber laminates[J]. Advanced Engineering Materials, 2024, 26: 202301590.

[18] 郑硕, 王勇军, 金依林, 等. 超高强型超高分子量聚乙烯纤维多级热拉伸过程中的蠕变行为[J]. 现代纺织技术, 2024, 32(10): 85-93.
Zheng S, Wang Y J, Jin Y L, *et al*. Creep behavior of ultra-high-strength ultra-high-molecular-weight polyethylene fibers during multi-stage thermal stretching[J]. Modern Textile Technology, 2024, 32(10): 85-93.

[19] Yang C G, Tao D C, Wang F, *et al*. Ultrahigh-molecular-weight polyethylene fibers with excellent creep resistance derived from an online-tailored fish-skeleton-like molecular structure[J]. Macromolecules, 2024, 57: 6848-6859.

[20] Fouad H. Effect of Long-term natural aging on the thermal, mechanical, and viscoelastic behavior of biomedical grade of ultra high molecular weight polyethylene[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2010, 118: 17-24.

[21] 潘刚伟. 基于热诱导的全立构高分子量聚乳酸纤维的制备及其性能研究[D]. 无锡: 江南大学, 2017.
Pan G W. Preparation and performance study of thermally induced fully stereoregular high molecular weight polylactic acid fibers[D]. Wuxi: Jiangnan University, 2017.

[22] An M F, Xu H J, Lv Y, *et al*. The influence of chitin nanocrystals on structural evolution of ultra-high molecular weight polyethylene/chitin nanocrystal fibers in hot-drawing process[J]. Chinese Journal of Polymer Science, 2016, 34: 1373-1385.

[23] 李志尧. 超高分子量聚乙烯纤维在线制备及蠕变性能调控研究[D]. 武汉: 武汉纺织大学, 2024.
Li Z Y. Online preparation of ultra-high molecular weight polyethylene fibers and control of creep properties[D]. Wuhan: Wuhan Textile University, 2024.

Effect of Hot Drawing on the Creep Resistance of UHMWPE/HDPE/HNTs-OA Blended Fibers at Different Temperatures

Wenbin Tang[1], Qisheng Dai[2], Meng Zhou[1], Ting Xu[1], Jinshan Wu[2], Qibo Dai[2], Helan Xu[1], Xiuliang Hou[1]

(*1. School of Textile Science & Engineering, Jiangnan University, Wuxi 214122, China;*
2. UHP FIBER(CHN), INC, Yancheng 224345, China)

ABSTRACT: To address the poor creep resistance of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) fibers, in this study, melt spinning was employed to prepare UHMWPE/high-density polyethylene/oleic acid-modified halloysite nanotube blended fibers (UHMWPE/HDPE/HNTs-OA). The fiber underwent thermal drawing at 115 ℃ with varying draw ratios. The effects of thermal drawing on the creep resistance and structure of this blended fiber at room temperature and 70 ℃ were investigated. Compared with UHMWPE/HDPE, the creep of UHMWPE/HDPE/HNTs-OA blended fibers after 7-fold hot drawing decreases from 7.20% to 4.93% at room temperature after 360 h, and from 1.4% to 0.4% at 70 ℃ after 20 min. The glass transition temperature increases from 87.2 ℃ to 118.9 ℃, the heat deflection temperature increases from 74.3 ℃ to 115.4 ℃, and the softening temperature increase from 98.0 ℃ to 135.3 ℃. The addition of halloysite nanotubes and hot drawing both significantly enhance the creep resistance of UHMWPE/HDPE/HNTs-OA fibers.

Keywords: ultra-high molecular weight polyethylene; halloysite nanotubes; creep resistance; hot drawing; thermal stability