

doi:10.3969/j.issn.1001-3539.2017.11.019

热拉伸过程中 PE-UHMW/PE-HD 共混纤维的晶体结构演变*

王非,刘丽超,薛平,贾明印,王苏炜

(北京化工大学塑料机械及塑料工程研究所,北京 100029)

摘要:将超高分子量聚乙烯(PE-UHMW)与高密度聚乙烯(PE-HD)按照质量比为6:4进行共混熔融纺丝,并对初生丝进行高倍热拉伸制得PE-UHMW/PE-HD共混纤维。利用广角X射线衍射、差示扫描量热、声速取向试验等方法研究了PE-UHMW/PE-HD共混纤维在热拉伸过程中的晶体结构演变过程。研究显示,随着热拉伸过程的进行,纤维的分子链沿纤维的轴向取向度逐渐增加,熔融峰温度逐渐升高,结晶度逐渐增加;沿径向的晶粒尺寸逐渐减小,而沿轴向的晶粒尺寸逐渐增加,即形成了更细长的晶粒;晶体的取向度逐渐增加。当拉伸倍数由1增大至6时,上述现象变化显著,当拉伸倍数由9增至15时,上述现象变化缓慢。与PE-HD共混后的纤维结晶度、晶体取向度和分子链取向度更高,晶粒更加细长。

关键词:超高分子量聚乙烯;高密度聚乙烯;共混;熔融纺丝;晶体结构

中图分类号: TQ342+.6 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3539(2017)11-0098-06

Crystal Structure Evolution of PE-UHMW/PE-HD Blend Fibers During Hot-drawing Process

Wang Fei, Liu Lichao, Xue Ping, Jia Mingyin, Wang Suwei

(Institute of Plastic Machinery and Engineering, Beijing University of Chemical Technology, Beijing 100029, China)

Abstract: The ultra-high molecular weight polyethylene (PE-UHMW) / high-density polyethylene (PE-HD) blend as-spun filaments were prepared by melt spinning method, and the mass ratio of the PE-UHMW and PE-HD in the blend was 6 : 4. The as-spun filaments were hot drawn to obtain PE-UHMW / PE-HD fibers. The crystal structure evolution of the fibers during the hot-drawing process was studied by the means of wide-angle X-ray diffraction, differential scanning calorimetry, sound velocity orientation test and so on. The results show that, with the hot-drawing ratios increasing, the molecular chain orientation degree along the axial direction, melt peak temperature and crystallinity of the fibers gradually increase, the grain size in the radial direction gradually decreases and in the axial direction gradually increases, indicating that thinner grains is formed during the hot-drawing process, and the crystal orientation degree of the fibers gradually increases also. The variation trend of the above phenomenon is obvious with the hot-drawing ratios increasing from 1 to 6 and slow with the hot-drawing ratios increasing from 9 to 15. Blending with PE-HD can improve the crystallinity, crystal orientation degree and molecular chain orientation degree of the fibers, and form the thinner grains.

Keywords: ultra-high molecular weight polyethylene; high-density polyethylene; blend; melt spinning; crystal structure

超高分子量聚乙烯(PE-UHMW)纤维、芳纶纤维和碳纤维并称为世界上的三大纤维^[1]。由于PE-UHMW纤维具有低密度和高强度的优点,PE-UHMW纤维被广泛应用于医疗、航天、体育、运输、军事、工程以及其它领域^[2]。目前,工业化生产PE-UHMW纤维的方法仅有凝胶纺丝法。但是,有机溶剂和萃取剂的存在使得凝胶纺丝法不可避免的具有高成本、低产量、环境污染和生产过程复杂等缺点。熔融纺丝法的出现早于凝胶纺丝法,由于不需要溶解与萃取环节,因此熔融纺丝法具有低成本、高产量、无污染和生产过程简单等优点^[3]。目前熔融纺丝法已广泛应用于聚酯纤维^[4-8]、聚丙烯纤维^[9-11]以及其它纤维的工业化生产。由于PE-UHMW原

料具有极高的分子量,极长的分子链缠结在一起,导致其原料在熔融状态下具有极高的黏度,在进行熔融纺丝时,会出现熔体破裂等不稳定现象,使得纤维无法进行后续牵伸过程,从而无法获得具有较优力学性能的纤维制品。因此,PE-UHMW原料需要进行流动改性才可以进行熔融纺丝。笔者通过试验性研究发现,经双螺杆挤出造粒的PE-UHMW原料可以在专用挤出机上进行熔融纺丝,但其初生丝制品依然存在轻微的熔体破裂现象,经二次牵伸所制备

* 国家自然科学基金项目(51673021),双一流建设专项经费项目(PY201609)

联系人:薛平,研究员,博导,主要研究方向为高聚物加工改性

收稿日期:2017-09-11

的纤维的晶体结构与力学性能均无法达到最优化。所以,针对 PE-UHMW 原料高黏度的特性,还需要添加其它助剂进行原料改性。

目前,主要有两种类型的助剂用于熔融纺丝 PE-UHMW 原料的改性,其中一种改性材料是纳米无机材料,常用的纳米无机材料为纳米蒙脱土和二氧化钛(TiO_2),纳米蒙脱土的添加可以使 PE-UHMW 的分子链进行解缠结并沿轴向伸展^[12-14]; TiO_2 则可以嵌入毛细管的内壁,从而有效阻止了壁面滑移现象,使得纺丝可以顺利进行^[15]。另外一种改性材料是常规低分子量聚合物,如低密度聚乙烯^[16]、线型低密度聚乙烯^[17] 以及其它聚烯烃^[18],上述常规聚合物与 PE-UHMW 进行共混后可以有效改善 PE-UHMW 的流动性,使得熔融纺丝过程可以顺利进行。

由于纳米材料与 PE-UHMW 原料的界面结合性较差,将其添加进 PE-UHMW 原料前需要先对纳米材料进行界面改性处理,因此降低了生产效率,使纺丝过程复杂化;另外,纳米材料在 PE-UHMW 高黏度熔体内的分散性较差,从而影响纤维的结构与性能。而高密度聚乙烯(PE-HD)作为常规聚合物与 PE-UHMW 有较好的相容性,且改性过程简便,因此采用 PE-UHMW 与 PE-HD 共混的方法,通过熔融纺丝法制备 PE-UHMW/PE-HD 共混初生丝,对初生丝进行高倍热牵伸以制备 PE-UHMW/PE-HD 共混纤维。利用广角 X 射线衍射(WAXD)、差示扫描量热(DSC)、声速取向试验等方法研究了 PE-UHMW/PE-HD 共混纤维的结晶度、取向度和晶粒尺寸等在热拉伸过程中的演变过程,以及 PE-HD 对共混纤维晶体结构的改善作用。

1 实验部分

1.1 原料

PE-UHMW: GUR4012,粉体,相对分子质量为 1.5×10^6 ,德国 Ticona 公司;

PE-HD: 5000S,熔体流动速率 $0.9 \text{ g}/10 \text{ min}$,中国石化北京燕山分公司。

1.2 主要仪器及设备

高速混合机: SHR-25A 型,张家港市永利机械有限公司;

同向双螺杆挤出造粒机: KS20 型,昆山科信橡塑机械有限公司;

单螺杆熔融纺丝试验机: 30×25 型,上海三垒塑料机械制造有限公司;

热牵伸机: 自制;

声速取向试验仪: SCY-III 型,东华大学;

DSC 仪: DSC2 型,瑞士梅特勒-托利多公司;

WAXD 仪: AXS D8 型,德国布鲁克公司;

X 射线衍射(XRD)仪: EMPYREAN 型,荷兰帕纳科公司。

1.3 PE-UHMW/PE-HD 共混纤维的制备

根据笔者前期试验研究发现,PE-UHMW 与 PE-HD 的质量比为 6/4 时,所制备的共混纤维拥有较优的晶体结构与力学性能,因此将 PE-UHMW 与 PE-HD 的质量比确定为 6/4。将称量好的物料在高速混合机中混合 10 min,高速混合机转速为 $1440 \text{ r}/\text{min}$ 。将混合好的物料与纯 PE-UHMW 分别经同向双螺杆挤出机挤出造粒,螺杆转速为 $200 \text{ r}/\text{min}$,挤出机 5 个区的温度为 $160 \sim 300^\circ\text{C}$ 。将 PE-UHMW/PE-HD 共混纤维记为 UH,纯 PE-UHMW 纤维记为 U。

采用单螺杆熔融纺丝试验机对物料进行熔融纺丝,挤出机各段温度为 $160 \sim 300^\circ\text{C}$,喷丝板温度为 310°C ,喷丝孔直径为 0.6 mm 。初生丝经卷绕机收卷,初拉伸倍数为 9。将所制备的初生丝在自制的热牵伸设备上牵伸,牵伸温度为 80°C ,牵伸倍数分别为 3, 6, 9, 12, 15。

1.4 测试与表征

(1) 声速取向测试。

采用声速取向试验仪,以倍长法测定试样的声速值(C),通过式(1)计算试样的声速取向因数(f_s):

$$f_s = \left(1 - \frac{C_m^2}{C^2}\right) \times 100 \quad (1)$$

式中: C_m ——聚乙烯无规取向时的声速值,取 $1.65 \text{ km}/\text{s}$ ^[19];

C ——试样的声速值, km/s 。

(2) 热性能及结晶度测试。

将试样在 N_2 氛围下通过 DSC 仪测试,试样质量为 5 mg 左右,温度由 25°C 升至 250°C ,升温速率为 $10^\circ\text{C}/\text{min}$,得到试样的 DSC 曲线后,通过式(2)计算试样的结晶度(X_c):

$$X_c = \frac{\Delta H_m}{\Delta H_m^0} \times 100\% \quad (2)$$

式中: ΔH_m ——测试样品的熔融热焓, J/g ;

ΔH_m^0 ——100% 结晶聚乙烯的熔融热焓,取 $290.0 \text{ J}/\text{g}$ ^[20-21]。

(3) 晶粒尺寸及晶体取向度测试。

(110), (200) 以及 (020) 晶面的晶粒尺寸采用 WAXD 仪测试, 铜靶, 波长为 0.1542 nm, 扫描范围为 5°~50°, 扫描速度为 10°/min; (002) 晶面的晶粒尺寸以及晶体取向度采用 XRD 仪测试, 铜靶, 波长为 0.1542 nm, 扫描范围为 70°~78°, 扫描速度为 0.013°/min。固定 $2\theta=21.4^\circ$ 进行方位角 β 扫描, 扫描范围为 $-90^\circ\sim 90^\circ$, 扫描速度为 0.1°/min。垂直于晶面 (hkl) 的晶粒尺寸 (L_{hkl}) 由谢乐公式 (3) 计算得出:

$$L_{hkl} = \frac{\lambda}{H \cos \theta} \quad (3)$$

式中: λ ——X 射线的波长;

H ——衍射峰的半高宽;

θ ——布拉格角。

晶体的取向度 (f_c) 可根据式 (4) 和 (5) 得出:

$$f_c = \frac{1}{2}(3 \cos^2 \varphi - 1) \quad (4)$$

$$\cos^2 \varphi = \frac{\int_{-\pi/2}^{\pi/2} I_{hkl} \sin \varphi \cos^2 \varphi d\varphi}{\int_{-\pi/2}^{\pi/2} I_{hkl} \sin \varphi d\varphi} \quad (5)$$

式中: φ ——方位角;

I_{hkl} ——(110) 晶面的衍射强度。

当 f_c 取值为 0, 1 和 $-1/2$ 时, 分别代表晶体完全不取向、完全取向与完全沿垂直方向取向。

2 结果与讨论

2.1 PE-UHMW/PE-HD 共混纤维的分子链取向

声速取向测试的结果不依赖于样品的结晶度, 因此 f_s 反映了样品内部分子链的取向程度。图 1 为不同拉伸倍数下纤维的声速取向试验测试结果。

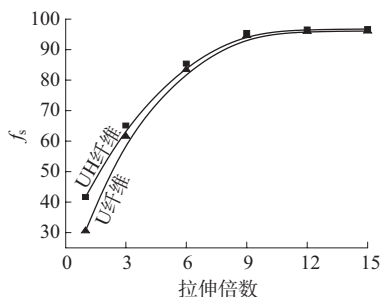


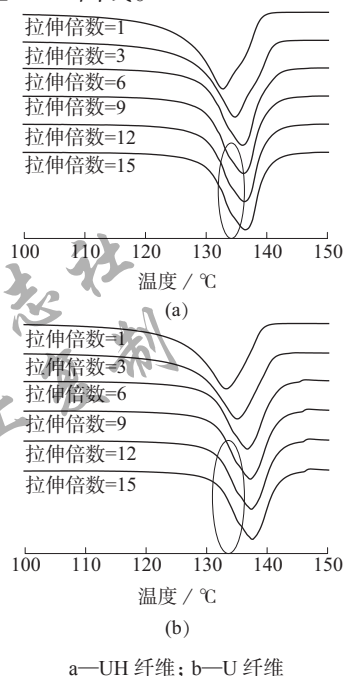
图1 UH纤维和U纤维的声速取向试验结果

由图1可见, 拉伸倍数由1增至6时, 纤维的 f_s 有明显的升高, 当拉伸倍数由6增至9时, f_s 的升高趋势减弱, 而当拉伸倍数由9增至15时, 纤维的 f_s 上升趋势不明显, 基本保持不变。该部分结果说明, 在热拉伸过程中, 纤维内部的大部分分子链取向主要发生在拉伸倍数为1~9时, 当拉伸倍数超过9后,

纤维内部仅进行小部分分子链的取向行为。通过图1可以看出, UH共混纤维的 f_s 在拉伸过程中始终高于U纤维。这是因为PE-HD较短的分子链的加入, 使得PE-UHMW极长的分子链缠结度降低, 在拉伸过程中更易于沿拉伸方向进行取向。

2.2 PE-UHMW/PE-HD 共混纤维的热性能与结晶度

图2为不同拉伸倍数下UH纤维和U纤维的第一次升温DSC曲线。



a—UH纤维; b—U纤维

图2 UH纤维和U纤维的第一次升温DSC曲线

由图2可见, 随着拉伸倍数的增加, UH纤维和U纤维的曲线均向右偏移, 并且当拉伸倍数超过6时, 在熔融峰的左侧出现一个“抖动”现象(图2中椭圆形标记区域)。出现该“抖动”的原因是当拉伸倍数超过6时, 纤维内部的分子链已经逐渐伸展且沿轴向取向(图1所示)。这些伸展、取向的分子链所形成的晶体结构导致了吸热峰左侧“抖动”的出现。

第一次升温过程中UH纤维和U纤维的熔融峰温度 T_{m1} 和结晶度 X_{c1} 列于表1。通过表1的数据可以看出, 随着拉伸倍数的增加, UH纤维和U纤维的 T_{m1} 和 X_{c1} 逐渐升高。其中, 拉伸倍数由1增至3时, 纤维的 X_{c1} 升幅较低; 当拉伸倍数由3增至9时, 纤维的 X_{c1} 有明显的升高, UH纤维的 X_{c1} 由58.98%升至64.02%, U纤维的 X_{c1} 由55.75%升至62.53%; 当拉伸倍数由9增至15时, 纤维的 X_{c1} 增幅减缓, 最后趋于稳定, UH纤维的最终 X_{c1} 为64.14%, U纤维的最终 X_{c1} 为62.83%。结合2.1节

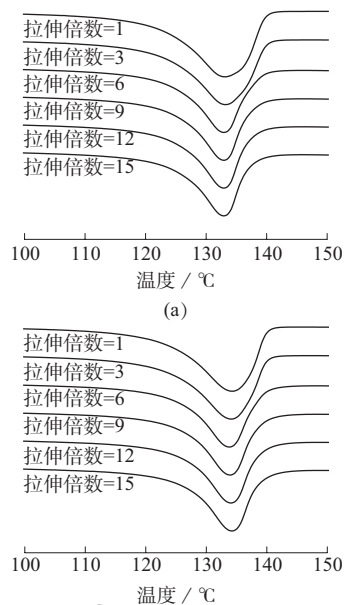
数据分析可知,当拉伸倍数低于 6 时,纤维内部分子链处于被拉伸的初始阶段,分子链取向度虽然明显升高,但由于此时的分子链取向程度还不够完全,所以该阶段由伸展的分子链所形成的晶体区域并不多,导致纤维的 X_{c1} 增加较小。当拉伸倍数由 6 增加至 9 时,分子链的取向度处于较高水平并且继续增加至一较高水平,纤维内部无定型区的无规分子链被拉伸取向,形成新的结晶区域,所以该阶段纤维的 X_{c1} 明显升高。当拉伸倍数超过 9 时,分子链的取向度已接近最大值,所以此时的 X_{c1} 只有少量的增加。在拉伸过程中,相同的拉伸倍数下 UH 纤维的 X_{c1} 均大于 U 纤维,这是由于 UH 纤维内部分子链的伸展、取向程度高于 U 纤维,从而更易形成晶体结构,提高了共混纤维的 X_{c1} 。

表 1 UH 纤维和 U 纤维的熔融峰温度与结晶度

纤维类型	热拉伸倍数	$T_{m1}/^{\circ}\text{C}$	$X_{c1}/\%$	$T_{m2}/^{\circ}\text{C}$	$X_{c2}/\%$
UH	1	132.8	58.01	133.2	52.6
	3	134.7	58.98	133.1	53.3
	6	136.0	62.15	133.0	52.8
	9	136.2	64.02	132.9	53.1
	12	136.3	64.11	133.0	53.6
	15	136.5	64.14	133.1	54.3
U	1	133.2	54.58	134.3	53.2
	3	135.0	55.75	134.2	53.8
	6	136.7	60.44	133.9	54.1
	9	137.2	62.53	134.0	54.4
	12	137.3	62.81	134.2	53.9
	15	137.5	62.83	134.3	54.8

注: T_{m1} , X_{c1} , T_{m2} , X_{c2} 分别为第一次和第二次升温过程的熔融峰温度和结晶度。

图 3 为不同拉伸倍数下 UH 纤维和 U 纤维的第二次升温 DSC 曲线。由图 3 可见,在第二次升温过程中,纤维的 DSC 曲线变化不如第一次升温过程明显,在熔融峰的左侧也未出现“抖动”现象。第二次升温过程中 UH 纤维和 U 纤维的熔融峰温度 T_{m2} 和结晶度 X_{c2} 列于表 1。表 1 中, UH 纤维的 T_{m2} 基本保持在 133°C , U 纤维的 T_{m2} 基本保持在 134°C , 两组纤维在第二次升温过程中的 T_{m2} 基本没有变化。与 T_{m2} 相似, UH 纤维和 U 纤维的 X_{c2} 也基本没有变化。出现上述现象的原因是在第一次升温过程中纤维内部形成的晶体结构大部分被破坏,部分伸展的分子链重新缠结,而第二次升温过程中没有热拉伸作用在纤维上,纤维内部的分子链没有被拉伸,所以也没有新的晶体结构形成。UH 纤维的 T_{m2} 和 X_{c2} 与 U 纤维的差别不明显,说明 PE-HD 改善 PE-UHMW/PE-HD 共混纤维的作用基于热拉伸过程。

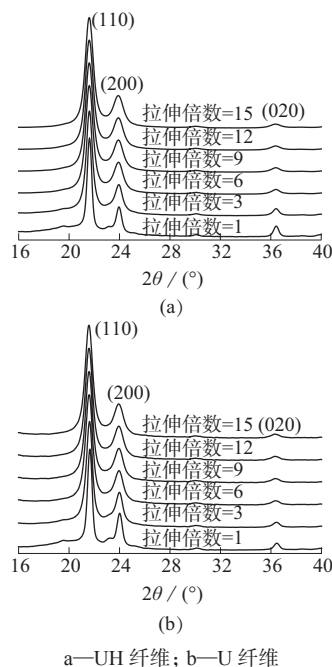


a—UH 纤维; b—U 纤维

图 3 UH 纤维和 U 纤维的第二次升温 DSC 曲线

2.3 PE-UHMW/PE-HD 共混纤维的晶粒尺寸及晶体取向度

图 4 为不同拉伸倍数下 UH 纤维和 U 纤维的 WAXD 曲线。由图 4 可见,两组纤维的曲线在 $2\theta=21^{\circ}, 24^{\circ}$ 以及 36° 附近出现衍射峰, 分别对应 (110) 晶面、(200) 晶面和 (020) 晶面。随着拉伸倍数的增加, 各晶面衍射峰的半高宽逐渐增加。



a—UH 纤维; b—U 纤维

图 4 UH 纤维和 U 纤维的 WAXD 曲线

两组纤维的晶粒尺寸列于表 2。由表 2 可见, 随着拉伸倍数的增加, 两组纤维的 L_{110} , L_{200} 和 L_{020}

逐渐下降、而 L_{002} 逐渐升高。其中,当拉伸倍数由 1 增至 6 时,晶粒径向尺寸 (L_{110} , L_{200} 和 L_{020}) 的下降和轴向尺寸 (L_{002}) 的升高较为明显,而当拉伸倍数由 9 增至 15 时,晶粒径向尺寸的下降和轴向尺寸的升高变缓慢,最后趋于平缓。在拉伸的初始阶段(拉伸倍数由 1 增至 6 时),纺丝过程中所形成的晶体结构在拉伸作用下被破坏,并且沿拉伸方向进行重组,形成了沿轴向更加细长的晶体结构。拉伸中期(拉伸倍数由 6 增至 9 时),晶粒的重组过程基本完成,新的更加细长的晶粒成为了纤维内部的主要结构。拉伸后期(拉伸倍数由 9 增至 15 时),仅发生最后的重组进程,晶粒沿径向略微收缩,沿轴向略微伸长。在完成最终的热拉伸过程后,UH 纤维的 L_{002} 大于 U 纤维,而 UH 纤维的 L_{110} 和 L_{200} 小于 U 纤维,二者的 L_{020} 基本相等,表明 UH 纤维的晶粒形状沿轴向更加细长,即 PE-HD 的加入,使得 PE-UHMW/PE-HD 共混纤维的晶粒在重组过程中更易形成较细长的形状。

表 2 UH 纤维和 U 纤维的晶粒尺寸

纤维类型	热拉伸倍数	L_{110}	L_{200}	L_{020}	L_{002}
UH	1	25.6	21.1	22.0	12.5
	3	19.2	16.1	16.5	21.6
	6	15.1	12.1	12.2	28.9
	9	14.3	10.6	10.7	35.7
	12	13.9	10.4	10.7	37.1
	15	13.4	10.2	10.5	37.8
U	1	25.3	21.9	22.5	11.9
	3	21.3	16.2	16.9	16.8
	6	17.8	13.8	12.8	24.5
	9	15.5	12.6	10.6	32.2
	12	15.3	12.5	10.4	34.9
	15	15.2	12.5	10.3	35.7

图 5 为两组纤维的晶体 f_c 。由图 5 所示,当拉伸倍数由 1 增至 6 时,UH 纤维和 U 纤维的 f_c 明显升高,分别由 0.72 和 0.65 升至 0.95 和 0.93;当拉伸倍数由 9 增至 15 时, f_c 的升高趋势趋于平缓,并最终保持在一稳定值。在热拉伸过程中,一方面无定型区的无规分子链会沿轴向被拉伸,形成沿轴向排列的晶体,另一方面,经拉伸重组后的细长晶粒也

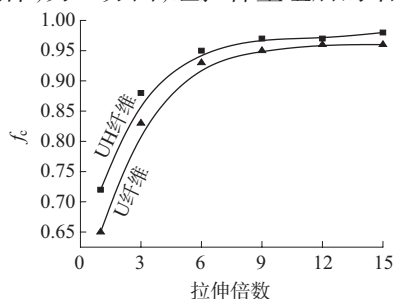


图 5 UH 纤维和 U 纤维的晶体取向度

更易在径向上压缩以及在轴向上排列,促使纤维内部的晶体沿轴向的取向度升高。同时还可以看到,在相同的拉伸倍数下,UH 纤维的 f_c 大于 U 纤维,这是由于 UH 纤维的分子链取向度较高同时其内部的晶粒更加细长,因此其内部的晶体结构沿轴向的取向度较高。

3 结论

(1) PE-UHMW/PE-HD 共混纤维和纯 PE-UHMW 纤维的分子链取向度、结晶度、晶体取向度均随着热拉伸倍数的增加而升高;在热拉伸过程中,纤维的晶粒尺寸在径向上收缩,在轴向上伸长,最终形成了沿轴向更细长的晶粒;纤维晶体结构的变化在热拉伸倍数由 1 增至 6 时明显,在热拉伸倍数由 9 增至 15 时缓慢。

(2) PE-HD 的加入可以有效改善 PE-UHMW/PE-HD 共混纤维的分子链取向度,更高的分子链取向度也提高了 PE-UHMW/PE-HD 共混纤维的结晶度,拉伸倍数为 15 时,UH 纤维的结晶度为 64.14%;PE-UHMW/PE-HD 共混纤维的晶粒在拉伸重组时更易形成沿轴向细长的晶粒形状;较高取向度的分子链和沿轴向更细长的晶粒形状导致 PE-UHMW/PE-HD 共混纤维的晶体沿轴向排列的取向度高于纯 PE-UHMW 纤维。

(3) PE-UHMW/PE-HD 共混纤维和纯 PE-UHMW 纤维的第二次升温 DSC 曲线差别基本消失,表明上述 PE-HD 对 PE-UHMW/PE-HD 共混纤维结构的改善作用发生在热拉伸过程中。

参考文献

- [1] 杨福萍,李福才,刘璐萍.三大高性能纤维的发展及应用浅析[J].中国纤检,2012(5):78-80.
Yang Fuping, Li Fucui, Liu Luping. The development application of three kinds high performance fiber[J]. China Fiber Inspection, 2012(5):78-80.
- [2] 王皓,候志辉,李炜. UHMWPE 树脂及其纤维应用现状和发展前景[J].高科技纤维与应用,2015,40(1):19-23.
Wang Hao, Hou Zhihui, Li Wei. The application and trend of UHMWPE resin and its fiber[J]. Hi-Tech Fiber & Application, 2015,40(1):19-23.
- [3] 袁雯,李文刚,王有富,等.熔纺 UHMWPE 纤维结构和力学性能初探[J].合成纤维工业,2013,36(4):42-44.
Yuan Wen, Li Wengang, Wang Youfu, et al. Structure and mechanical properties of melt-spun UHMWPE fiber[J]. China Synthetic Fiber Industry, 2013,36(4):42-44.
- [4] Ghoreishian S M, Norouzi M, Fereydooni A, et al. Optimization of melt-spinning parameters of poly(ethylene terephthalate) partially

- oriented multi-filament yarn in an industrial scale:Central composite design approach[J]. *Fibers and Polymers*, 2017, 18(7):1 280–1 287.
- [5] Didaneab N, Devaux E. Fire performances comparison of back coating and melt spinning approaches for PET covering textiles[J]. *Polymer Degradation & Stability*, 2012, 97(7):1 083–1 089.
- [6] Tomisawa R, Ikaga T, Kim K H, et al. Effect of melt spinning conditions on the fiber structure development of polyethylene terephthalate[J]. *Polymer*, 2017, 116:367–377.
- [7] Didane N, Giraud S, Devaux E, et al. Development of fire resistant PET fibrous structures based on phosphinate-POSS blends[J]. *Polymer degradation and stability*, 2012, 97(6):879–885.
- [8] Didane N, Giraud S, Devaux E, et al. Thermal and fire resistance of fibrous materials made by PET containing flame retardant agents[J]. *Polymer degradation and stability*, 2012, 97(12):2 545–2 551.
- [9] Esthappan S K, Kuttappan S K, Joseph R. Thermal and mechanical properties of polypropylene / titanium dioxide nanocomposite fibers[J]. *Materials & Design*, 2012, 37:537–542.
- [10] Kang D W, Ryu S H. Orientation of carbon nanotubes in polypropylene melt[J]. *Polymer International*, 2013, 62(2):152–157.
- [11] Gao Y, Zong G, Bai H, et al. Combined effects of stretching and nanofillers on the crystalline structure and mechanical properties of polypropylene and single-walled carbon nanotube composite fibers[J]. *Chinese Journal of Polymer Science*, 2014, 32(2):245–254.
- [12] Zhang Q, Wang Q, Chen Y. Structure evolution of ultra high molecular weight polyethylene / montmorillonite nanocomposite fibers prepared by melt spinning[J]. *Journal of Applied Polymer Science*, 2013, 130(6):3 930–3 936.
- [13] Zhang Q, Wang Q, Chen Y. Extended chain crystals of ultra high molecular weight polyethylene fiber prepared by melt spinning[J]. *Journal of Engineered Fibers & Fabrics*, 2015, 10(3):103–109.
- [14] 甄万清, 王庆昭, 吴进喜, 等. 熔融纺丝法制备 UHMWPE / MMT 复合纤维的研究 [J]. *合成纤维*, 2011, 40(3):5–9.
- Zhen Wanqing, Wang Qingzhao, Wu Jinxi, et al. The preparation of UHMWPE / MMT composite fiber by melt spinning process[J]. *Synthetic Fiber in China*, 2011, 40(3):5–9.
- [15] Tam Y T, Aminuddin N, Young J A. Melt spinning blends of UHMWPE and HDPE and fibers made therefrom:US8057897[P]. 2011-07-14.
- [16] 任意, 胡建国. 一种采用超高分子量聚乙烯与低密度聚乙烯共混熔融制备高强聚乙烯纤维的方法 :CN101230501A[P]. 2008-07-30.
- Ren Yi, Hu Jianguo. Method for preparing high-strength polyethylene fibre by employing blended melting of UHMWPE and LDPE:CN101230501A[P]. 2008-07-30.
- [17] 陈成泗, 许史安, 刘琪. 超高分子量聚乙烯纤维制备方法 :CN 102002769A[P]. 2011-04-06.
- Chen Chengsi, Xu Shian, Liu Qi. Preparation method of ultra-high molecular weight polyethylene fiber:CN102002769A[P]. 2011-04-06.
- [18] 黄伟, 王晓春, 杨中开, 等. UHMWPE / 聚烯烃共混物的性能及其熔融纺丝研究 [J]. *合成纤维工业*, 2015, 38(6):43–48.
- Huang Wei, Wang Xiaochun, Yang Zhongkai, et al. Properties and melt spinning process of UHMWPE / polyolefin blend[J]. *China Synthetic Fiber Industry*, 2015, 38(6):43–48.
- [19] 张宇峰, 贾广霞, 吴世臻, 等. UHMW-PE 冻胶丝超拉伸工艺的研究 [J]. *天津工业大学学报*, 1996(2):18–22.
- Zhang Yufeng, Jia Guangxia, Wu Shizhen, et al. Study on the drawing process of the UHMW-PE gel fiber[J]. *Journal of Tianjin Polytechnic University*, 1996(2):18–22.
- [20] Patel A K, Trivedi P, Balani K. Processing and mechanical characterization of compression-molded ultrahigh molecular weight polyethylene biocomposite reinforced with aluminum oxide[J]. *Journal of NanoScience, NanoEngineering & Applications*, 2014, 4(3):1–11.
- [21] Cimmino S, Pace E D, Martuscelli E, et al. High density polyethylene / hydrogenated oligo(cyclopentadiene) blends:Tensile stress-strain behavior[J]. *Journal of Polymer Science Part B Polymer Physics*, 2003, 33(12):1 723–1 730.

索尔维推出用于 TPO 和增强型塑料的光稳定剂

在第 19 届 SPE TPO 汽车工程聚烯烃会议上,索尔维推出了一款最新的光稳定剂 Cyasorb Cyxtra V9900,该稳定剂能够使得热塑性聚烯烃(TPO)和增强塑料满足政府规定的节能和减少二氧化碳排放量的需求。正是政府出台的这些新规定使得汽车工业对于这些材料的需求越来越大。

索尔维的新一代 Cyasorb Cyxtra V9900 稳定剂符合全球所有汽车防光规定,并且符合低 VOC 排放、低雾化、低气味、零油漆附着等规定。

索尔维附加技术全球市场总监 Andrea Landuzzi 称:“到 2025 年,美国对于新车型的平均燃料标准将从每加仑 39 英里增加至 50 英里,而欧洲 OEM 厂商到 2020 年必须减少二

氧化碳排放量至 95 g/km。汽车行业正在使用 TPO 和碳纤维增强塑料来满足这一标准。索尔维正在积极帮助客户,了解他们的产品规格并且通过我们的技术,来把这些规范转化为成功的产品和应用。”虽然,目前市场上的稳定剂能够对塑料提供某种程度的保护,但是索尔维的这款 Cyasorb Cyxtra V9900 稳定剂不仅能够提供进一步的保护,而且能够在成本效益和耐久性能之间达到一个最佳的平衡。

Cyasorb Cyxtra V9900 稳定剂为索尔维光稳定剂产品系列中的一员,该系列还包括 Cyasorb Cynergy Solutions V 系列产品等。这些稳定剂产品能够广泛应用于汽车行业的应用,如保险杠、门板、座椅靠背、仪表面板、通风口等。

(PUWORLD)