

doi:10.3969/j.issn.1001-3539.2020.07.001

PE-UHMW 分子量对 PE-HD/PE-UHMW 复合材料形态及性能影响

周飞¹, 张岩², 何雪莲²

(1. 中国石化上海石油化工股份有限公司, 上海 200540; 2. 华东理工大学多相结构材料化学工程重点实验室, 上海 200237)

摘要: 将超高分子量聚乙烯 (PE-UHMW) 与高密度聚乙烯 (PE-HD) 分子量之比分别设为 4.6 : 1, 12.5 : 1, 25 : 1 和 50 : 1, 在溶液中实现分子链均匀混合, 再借助超声辅助挤出设备熔融共混制备 PE-HD/PE-UHMW 复合材料, 研究了 PE-UHMW 分子量对复合材料力学性能的影响机制。结果发现由于 PE-UHMW 的分子链很长, 其分子之间的缠结密度增大, 分子间具有较大的摩擦力, 分子链弛豫时间变长, 中心纤维核增长变多, 因此, 随着 PE-UHMW 分子量的增大, 复合材料体系越能够在成型过程中形成更丰富的串晶结构, 而且在拉伸破坏过程中, 更容易发生球晶的破碎重结晶, 形成单一取向的串晶结构, 因此, 复合材料的屈服强度和断裂强度均增大; 且 PE-UHMW 对 PE-HD 的分子链约束性更强, 弹性更好, 导致其断裂伸长率较大。

关键词: 聚乙烯; 流变; 结晶动力学; 拉伸流场; 串晶

中图分类号: TQ 321 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3539(2020)07-0001-07

The Effect of PE-UHMW Molecular Weight on the Morphology and Properties of PE-HD/PE-UHMW Composites

Zhou Fei¹, Zhang Yan², He Xuelian²

(1. SINOPEC Shanghai Petrochemical Company Limited, Shanghai 200540, China; 2. China Shanghai Key Laboratory of Multiphase Material Chemical Engineering, East China University of Science and Technology, Shanghai 200237, China)

Abstract : The molecular weight ratios of PE-UHMW and PE-HD were designed to be 4.6 : 1, 12.5 : 1, 25 : 1 and 50 : 1 respectively. The molecular chains were uniformly mixed in the solution, and then the PE-HD/PE-UHMW composite was prepared by melt blending with the aid of ultrasonic assisted extrusion equipment. The influence mechanism of the molecular weight of PE-UHMW on the mechanical properties of the composite was studied. The results show that the molecular chain of PE-UHMW is very long, the entanglement density between the molecules increases, the friction force between the molecules increases, the relaxation time of the molecular chain becomes longer, and the growth of shish nucleus becomes more. Thus, with the increase of molecular weight of PE-UHMW, the composite system can form more abundant shish-kebab structure in the forming process, and spherulites are more likely to occur in the tensile failure process. As a result, the yield strength and break strength of the composite increase gradually, and PE-UHMW is more restrictive and elastic to the molecular chain of PE-HD, which results in a larger elongation at break.

Keywords : polyethylene ; rheology ; crystallization kinetics ; extensional flow ; shish-kebab

外加流场能够改变聚合物分子链的运动方式, 加速聚合物的结晶, 并改变聚合物的结晶形态, 诱导聚合物形成高取向结构, “核-壳”结构, 串晶结构^[1-2], 导致聚合物具有更高的密度、模量、硬度和低透过性及低热膨胀系数^[3-4]。流场诱导晶体结构的转变是非线性的, 具有一个临界转变点, 一旦超过

这个临界值, 晶体结构会发生质变。J. K. Keum^[5] 和 Shen Bo 等^[6] 报道包括熔融焓、剪切应力、剪切速率、应变和功等一系列控制因素对流场诱导结晶的影响。S. Kimata 等^[7] 和 A. I. Isayve 等^[8] 也研究了分子本征结构对临界转变点的影响, 发现高分子量部分是串晶结构, 是晶核和片晶形成的关键影响因素。

基金项目: 国家自然科学基金面上项目 (51573048)

通讯作者: 何雪莲, 副教授, 主要从事高分子材料研究 E-mail : hexl@ecust.edu.cn

收稿日期: 2020-05-07

引用格式: 周飞, 张岩, 何雪莲. PE-UHMW 分子量对 PE-HD/PE-UHMW 复合材料形态及性能影响 [J]. 工程塑料应用, 2020, 48(7) : 1-7.

Zhou Fei, Zhang Yan, He Xuelian. The effect of PE-UHMW molecular weight on the morphology and properties of PE-HD/PE-UHMW composites[J]. Engineering Plastics Application, 2020, 48(7) : 1-7.

超声波可以在瞬间产生很高的区域温度和压力,促使聚合物分子链变形或断裂产生大分子链自由基,甚至促使官能团之间发生化学反应^[9-10]。因此,笔者设计了超高分子量聚乙烯(PE-UHMW)与高密度聚乙烯(PE-HD)分子量之比分别为4.6:1, 12.5:1, 25:1和50:1,通过溶液共混得到分子水平分散的PE-HD与PE-UHMW的混合物,借助超声辅助挤出设备共混,制备PE-HD/PE-UHMW复合材料,研究了PE-UHMW含量和分子量对复合材料的相容性、晶体形态和物理、拉伸性能的影响,以及其对串晶结构形成及在拉伸过程中串晶结构形态演变的作用。

1 实验部分

1.1 主要原料

PE-HD: DMDA8920, 重均分子量(M_w)=120 kg/mol, 昆仑石化有限公司;

PE-UHMW: HR546775A, M_w =550 kg/mol, 埃克森美孚化工公司;

PE-UHMW: M_w =1500 kg/mol, 中国石化齐鲁石油化工公司;

PE-UHMW: M_w =3000 kg/mol, 湖南中泰特种装备有限公司;

PE-UHMW: M_w =6000 kg/mol, 湖南中泰特种装备有限公司。

1.2 主要仪器及设备

超声双螺杆挤出机: SHJ-20型, 南京杰亚挤出装备公司;

微型注塑器: MiniLab II型, 德国HAAKE公司;

超声波发射器: FS-6000型, 上海生析超声仪器公司;

压片机: GT-7014-P型, 中国GOTECH有限公司;

高温流变仪: ARES型, 美国TA仪器公司;

差示扫描量热(DSC)仪: DSC200型, 美国TA仪器公司;

扫描电子显微镜(SEM): JSM-6360LV型, 日本电子株式会社;

万能材料试验机: Instron3367型, 美国Instron公司。

1.3 试样制备

称取2.0 g PE-UHMW和98.0 g PE-HD, 置

于1000 mL三口烧瓶中, 再倒入600 mL的二甲苯。然后, 将烧瓶置于油浴中, 通入高纯氮30 min, 以防加热时间过长, 导致分子链热氧化降解, 以60 r/min的速度搅拌, 加热到150℃, 恒温4 h至PE-UHMW充分溶解。产物趁热用乙醇絮凝, 冷却抽滤, 并真空干燥。产物按PE-UHMW的黏均分子量为550, 1500, 3000, 6000 kg/mol, 分别命名为H/UH55-2.0, H/UH150-2.0, H/UH300-2.0, H/UH600-2.0。

将溶液共混得到的PE-HD/PE-UHMW混合物用超声双螺杆挤出机熔融共混并挤出造粒^[11]。主机分七段温度设置为170, 175, 180, 190, 180, 170, 160℃, 以及机头温度为160℃; 两根螺杆的转速设置为200 r/min。上下两套超声波发射器的功率均设置为600 W。

将约3 g粒料放入微型注塑机的腔内, 加热腔温度170℃, 模具温度为室温。注塑压力为100 MPa, 注塑20 s。注塑成哑铃型样条, 尺寸宽为3.89 mm, 厚为3.53 mm。

1.4 性能测试与结构表征

(1) 高温流变性能及分散性。

将粒料压制直径2 cm、厚2 mm的样片, 置于高温流变仪上, 在170℃下进行测试。应变为10%, 频率范围0.01~100 Hz。记录黏度和模量随频率变化的曲线。

(2) 结晶行为。

称取约5.0 mg的PE-HD/PE-UHMW复合材料, 用DSC仪测试其结晶行为。先以20℃/min升温到160℃, 恒温5 min, 之后以50℃/min降温至116℃, 等温结晶30 min, 使其结晶完全;

以25℃/min从0℃加热至自成核温度(从80℃到125℃, 每隔5℃一个温度), 恒温5 min, 充分自成核, 再以50℃/min迅速降温至0℃, 结晶完全。

(3) 复合材料的断面形态。

将PE-HD/PE-UHMW复合材料样品放入液氮中, 短时间取出淬断。淬断的样品置于刻蚀液(浓硫酸/高锰酸钾/磷酸混合液)中, 静置浸泡2 h, 取出用双氧水冲洗干净样品, 刻蚀完成。将干燥后的样品断面用喷金处理, 采用SEM观察复合材料的断面形貌。测试电压15 kV, 放大至10000倍观察。

(4) 拉伸性能。

拉伸性能按照 GB/T 1040.1-2018 测试,载荷为 20 kN,拉伸速率为 20 mm/min。

2 结果与讨论

2.1 分子量对复合材料流变性能的影响

考察了 PE-UHMW 质量分数为 2.0% 时, PE-UHMW 的分子量分别为 550, 1500, 3000, 6000 kg/mol, 即 PE-UHMW 与基体 PE-HD 的分子量之比分别为 4.6 : 1, 12.5 : 1, 25 : 1 和 50 : 1 时, PE-UHMW 的分子量对复合材料流变行为的影响。

图 1 是 PE-UHMW 质量分数为 2.0% 时, PE-HD/PE-UHMW 复合材料的储能模量 (G') 和损耗模量 (G'') 和复数黏度 (η^*) 随频率变化的对数图。

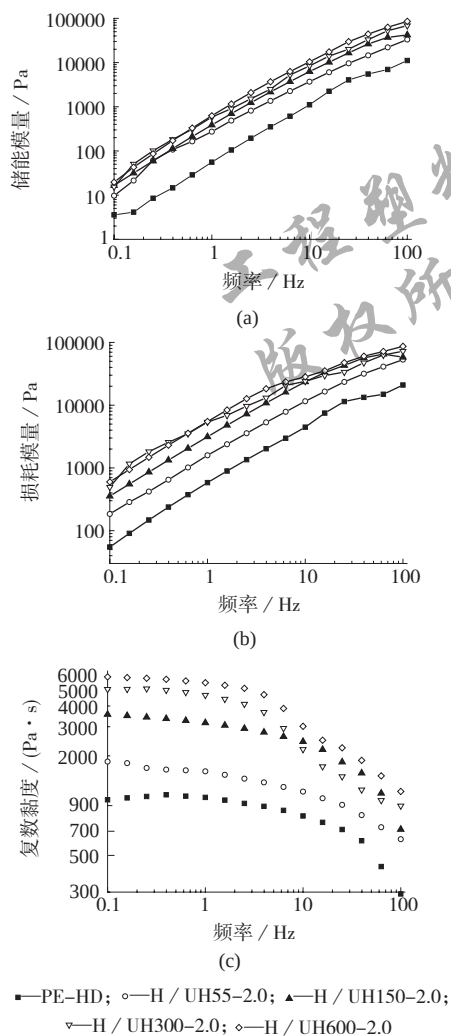


图1 PE-HD/PE-UHMW 复合材料的储能模量、损耗模量和复数黏度随频率变化的对数图

由图 1 可知,随着 PE-UHMW 分子量的增大, PE-HD/PE-UHMW 复合材料的储能模量和损耗模量逐渐增大,当分子量从 1500 kg/mol 增加到 6000 kg/mol 时, G' 和 G'' 的增加趋势逐渐变缓。可以推测, PE-UHMW 的分子链很长,其分子之间的缠结密度增大,分子间具有较大的摩擦力,因此,其储能模量和损耗模量均较大。但是,随着分子量进一步增大,缠结程度趋近饱和,因此模量变化趋势变缓。同时,复合材料表现出明显的剪切变稀行为,而且分子缠结导致分子链约束作用增强,其复数黏度也随着分子量的增大而增大。

2.2 PE-UHMW 分子量对 PE-HD/PE-UHMW 复合材料分散性的影响

为了考察 PE-UHMW 的分子量对 PE-HD/PE-UHMW 复合材料的分散性和两相相容性的影响,当 PE-UHMW 的质量分数为 2.0% 时, PE-UHMW 的分子量从 550 kg/mol 逐渐增大到 6000 kg/mol 时,绘制了 PE-HD/PE-UHMW 复合材料的 Van Gorp 曲线 (损耗角 - 复数模量)、Han 曲线 (损耗模量 - 储能模量) 和 Cole-Cole 曲线 (复数黏度的实部 - 虚部),如图 2 所示。由图 2 可以看到, Van Gorp 曲线形状相近, Han 曲线近乎重合, Cole-Cole 曲线呈单峰,且变化趋势相同,这均说明 PE-HD/PE-UHMW 复合材料微观相结构基本相同,没发生相分离, PE-UHMW 在 PE-HD 基体内分散均匀,基本达到分子水平的均匀分散^[12-13]。另外,从图 2a 可以看到,随着分子量增大,相同损耗角下的复数模量变大,这说明 PE-UHMW 分子链变长,临界缠结浓度有所下降。

2.3 PE-UHMW 分子量对 PE-HD/PE-UHMW 复合材料结晶行为的影响

图 3 是 PE-UHMW 的质量分数为 2.0% 时, PE-HD/PE-UHMW 复合材料在 116℃ 时的等温结晶热流随时间变化曲线,以及 Avrami 曲线。Avrami 曲线是将图 3a 经方程 (1) 变换得到,根据斜率和截距可以计算结晶参数,列于表 1。

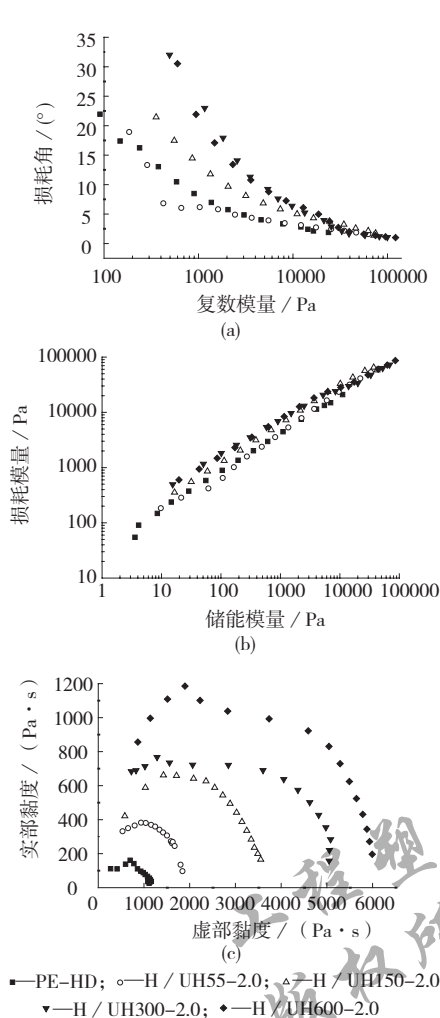
$$\ln\{-\ln[1-X(t)]\} = \ln K + n \ln t \quad (1)$$

式中: $X(t)$ ——聚合物在时刻 t 的相对结晶度, %;

K ——结晶速率常数,与温度有关;

n ——Avrami 指数,与成核和晶体生长模式相关。

PE-HD/PE-UHMW 复合材料的 Avrami 指数约在 2 左右,随着 PE-UHMW 分子量的增加, n 略



a—Van Gurrp 曲线; b—Han 曲线; c—Cole-Cole 曲线

图2 PE-HD/PE-UHMW 复合材料的 Van Gurrp 曲线、Han 曲线和 Cole-Cole 曲线

有增大,这说明其成核和结晶模式相近。另外,随着 PE-UHMW 分子量增大,其结晶速率先增大后减小,当 PE-UHMW 的分子量达到 3000 kg/mol 时结晶速率最大,这主要是由于长的分子链易成核,随 PE-UHMW 分子量增大结晶加快,但当 PE-UHMW 分子量过大时,链缠结程度变大,不利于晶体生长,所以结晶速率有所下降。

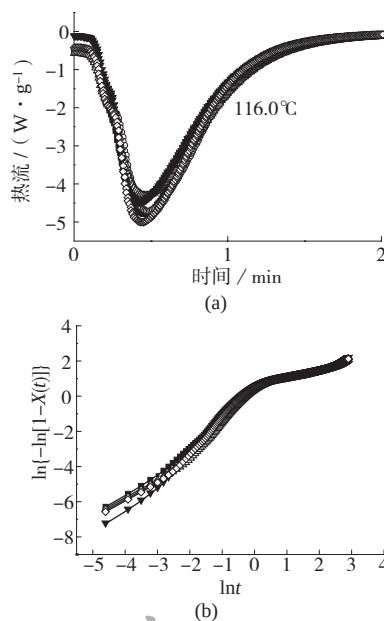
另外,还按照 Thomas-Gibbs 公式 [式 (2)],计算了平均片晶厚度 (L_c),结果见表 1。

$$L_c = \frac{2\alpha T_{m0}}{\Delta H_v (T_{m0} - T_0)} \quad (2)$$

式中: L_c ——聚乙烯的片晶厚度, nm ;

T_{m0} ——当聚乙烯片晶厚度为无穷大 (理想状态) 时的熔融温度,取值为 418 K ;

T_0 ——聚乙烯片晶厚度为 L_c 时的熔融温度,



■—PE-HD; ○—H / UH55-2.0; △—H / UH150-2.0;
 ▼—H / UH300-2.0; ◇—H / UH600-2.0
 a—等温结晶曲线; b—Avrami 曲线

图3 复合材料的等温结晶曲线及 Avrami 曲线

K ;
 α ——聚乙烯片晶的表面自由能,其值为 0.07 J/m² ;
 ΔH_v ——聚乙烯片晶的单位体积熔融焓,取值为 2.88×10^8 J/m³。

表1 PE-HD/PE-UHMW 复合材料的 $n, K, t_{1/2}^n$ 以及 L_c

样品	n	K	$t_{1/2} / s$	L_c / nm
PE-HD	1.89	0.68	0.63	23.7
H / UH55-2.0	1.98	0.62	0.65	26.4
H / UH150-2.0	2.05	0.63	0.65	27.9
H / UH300-2.0	2.34	1.33	0.49	28.5
H / UH600-2.0	2.14	0.83	0.57	28.8

注: $t_{1/2}$ ——半结晶时间。

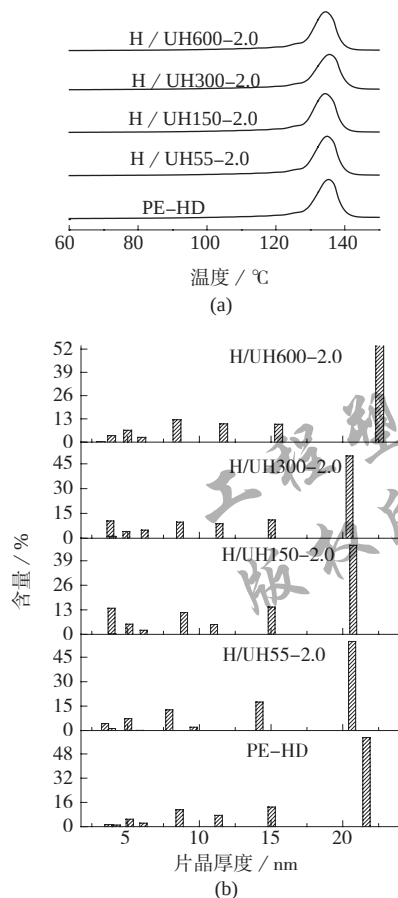
由于 PE-UHMW 具有更高的分子量,更长的分子链,链缠结密度大,分子链迁移慢,更容易成核,临界折叠尺寸较大,缠结的 PE-HD 也在 PE-UHMW 形成的晶核表面折叠结晶,因此,加入 PE-UHMW 之后,复合材料形成的片晶尺寸更厚。还可以看到,随着 PE-UHMW 分子量增大,片晶增厚,当分子量为 6000 kg/mol 时,片晶最厚。

2.4 PE-UHMW 分子量对 PE-HD/PE-UHMW 复合材料片晶厚度及分布的影响

对于聚烯烃,不同分子拓扑结构的分子链结晶能力存在一定的差异,如分子链长短和支链结构都会影响分子链的结晶,结晶能力强的分子链能在更高的温度下成核结晶。连续自成核-退火热分级

(SSA)是通过在一定温度下使具有成核能力的分子链自成核,之后充分结晶,区分出不同结晶能力的分子链。对于 PE-HD,分子链越长,结晶温度越高,形成的片晶越厚,对应的片晶熔融温度也越高^[14-15]。

图4为 PE-HD/PE-UHMW 复合材料的 SSA 曲线和片晶厚度及分布图。由于 PE-UHMW 具有更长的分子链,链缠结密度大,分子链迁移慢,临界折叠尺寸较大,加入 PE-UHMW 之后,复合材料形成的片晶尺寸变厚,当分子量为 6000 kg/mol 时,具有最厚的片晶,而较低温度下片晶厚度相差不大。



a—SSA 曲线; b—片晶厚度及分布图

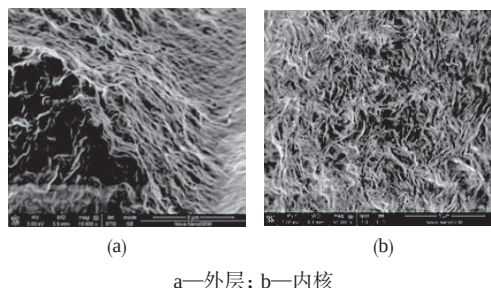
图4 PE-HD/PE-UHMW 复合材料的 SSA 曲线和片晶厚度及分布图

2.5 PE-UHMW 对注塑过程中串晶结构形成的影响

(1) PE-UHMW 对串晶结构的影响。

图5是 PE-UHMW 分子量为 6000 kg/mol 时, PE-HD/PE-UHMW 复合材料表面和内核区域的 SEM 照片。外层由于流道的剪切作用,具有明显的取向串晶和纤维晶结构,内核则是完全无序的局部取向和球晶结构。

串晶结构是一种形似羊肉串的取向结晶结构:高分子量级成核形成中心纤维轴,低分子量级则在



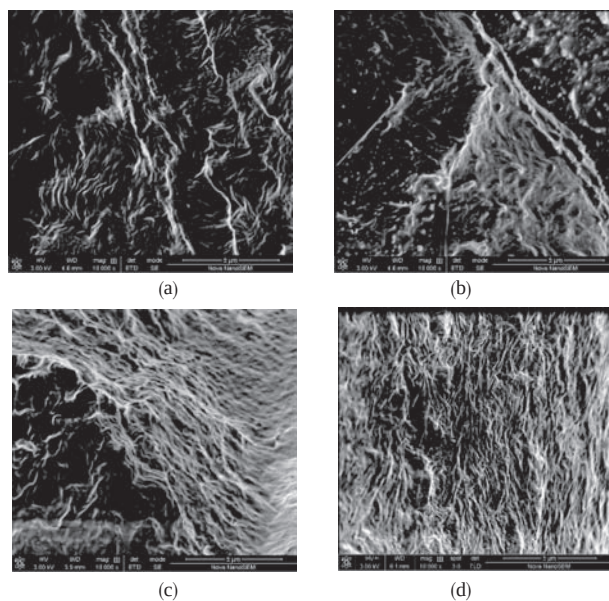
a—外层; b—内核

图5 PE-HD/PE-UHMW 的复合材料断面的 SEM 照片 ($\times 10\,000$)

纤维晶侧面折叠附生结晶形成片晶,片晶之间平行排列形成复杂的互锁结构。如果外力作用足够大,串晶结构也可以发展成纤维晶。

(2) PE-UHMW 对中心纤维核形成的影响。

图6是 PE-UHMW 不同分子量时, PE-HD/PE-UHMW 复合材料断面 SEM 照片, PE-UHMW 质量分数为 2.0%。对于 PE-HD/PE-UHMW 复合材料,当 PE-UHMW 的分子量较低时,既形成了丰富的串晶结构,又残余少量球晶结构,而且整体取向程度较差。随着 PE-UHMW 的分子量逐渐增大,分子链变长,黏度增大,分子链弛豫时间变长,中心纤维核增长变多,因此,形成的串晶变多,球晶含量降低。当分子量达到 3000 kg/mol 时,球晶几乎消失,中心纤维核变长,多取向逐渐消失。当分子量达到 6000 kg/mol 时,中心纤维核变得纤长而致密,串晶结构沿注塑方向单一取向。可以看出, PE-UHMW 对中心纤维核的形成起着决定作用。



a—H/UH55-2.0; b—H/UH150-2.0;
c—H/UH300-2.0; d—H/UH600-2.0

图6 PE-HD/PE-UHMW 复合材料的断面结构 SEM 照片 ($\times 10\,000$)

(3) PE-UHMW 对片晶结构的影响。

根据公式 (3) 计算了非晶区的厚度 (L_a), 列于表 2。

$$L_a = \frac{\rho_c L_c}{\rho_a} \frac{1 - X_c}{X_c} \quad (3)$$

式中: ρ_a ——非晶区密度, 860 g/dm^3 ;

ρ_c ——理想状态的晶区密度, 1000 g/dm^3 ;

X_c ——结晶度, %。

表 2 注塑前后复合材料的晶区和非晶区厚度

样品	L_c/nm		L_a/nm	
	注塑前	注塑后	注塑前	注塑后
PE-HD	17.1	17.1	2.3	4.2
H/UH55-2.0	17.3	16.3	2.3	4.7
H/UH150-2.0	17.4	16.4	2.3	4.8
H/UH300-2.0	17.4	16.5	2.3	4.6
H/UH600-2.0	17.9	17.1	2.0	4.5

从表 2 可以看到, 注塑后片晶变薄, 非晶区厚度增加, 但分子量对片晶和非晶区厚度的影响不大。这说明 PE-UHMW 在串晶结构形成中主要影响中心纤维核的形成和取向。

2.6 拉伸过程中串晶结构的形态演变

屈服是外力破坏过程中, 球晶发生初始变化的阶段, 伴随着片晶滑移, 错层运动等不可逆变化, 对半结晶聚合物的物理力学性能有着重要的影响。不同形变时 H/UH150-2.0 的 X_c 和 L_c 列于表 3。

表 3 复合材料 H/UH150-2.0 的部分结晶性能参数

形变/%	$X_c/\%$	L_c/nm
0	77.9	17.5
5	69.4	13.5
15	70.6	15.4
140	63.5	17.8

从表 3 可以看到, 在整个拉伸过程中, 结晶度一直降低。在塑性屈服的过程中, 球晶破坏, 片晶错层滑移, 破碎变薄, 但在成颈阶段, 由于片晶重新取向结晶, 虽然结晶度降低, 但片晶逐渐增厚。图 7 为 PE-HD/PE-UHWM 复合材料表面形貌的 SEM 照片。结合图 7 可以发现, PE-UHMW 的加入, 使破坏的球晶附着在 PE-UHMW 的长链上, 沿拉伸方向延展, 形成取向串晶结构。当 PE-UHMW 的分子量大于 1500 kg/mol 时, 发生塑性屈服之后, 球晶已经完全与取向串晶融合。这也证实, PE-UHMW 的长链能够促使破碎的球晶在外力作用下重结晶, 形成纤长致密的中心纤维核, 从而形成单一取向的串晶结构, 发生应变硬化有助于最终力学性能的提高。

2.7 PE-UHMW 对复合材料拉伸性能的影响

表 4 列出了 PE-HD/PE-UHMW 复合材料的

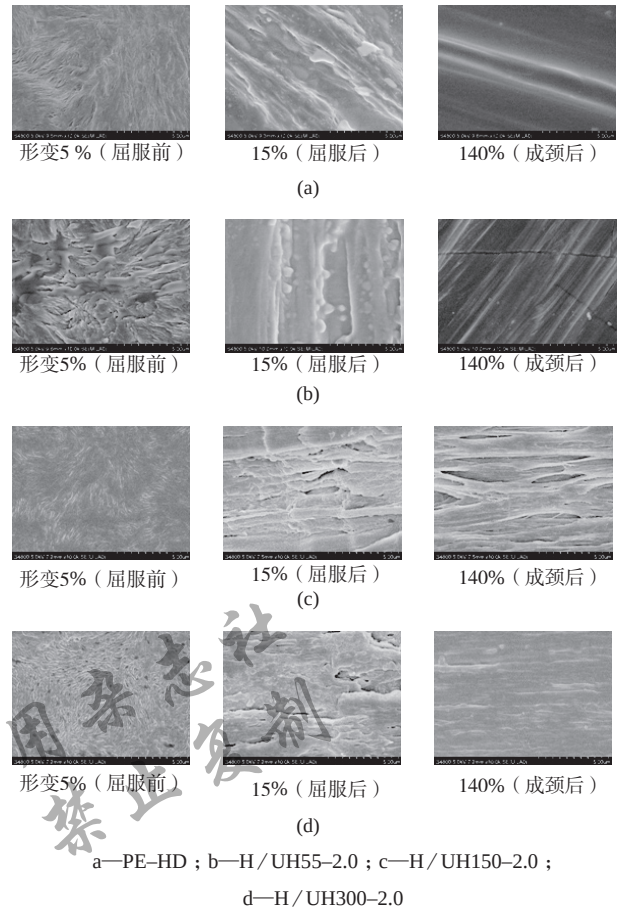


图 7 复合材料在拉伸过程中的表面形貌变化图 ($\times 10000$)

拉伸性能 (屈服强度、断裂强度和断裂伸长率)。因为 PE-UHMW 分子量越大, 越能够在成型过程中形成更丰富的串晶结构, 而且在拉伸破坏过程中, 更容易发生球晶的破碎重结晶, 形成单一取向的串晶结构, 因此, 复合材料的屈服强度和断裂强度均增大; 且 PE-UHMW 对 PE-HD 的分子链约束性更强, 弹性更好, 导致其断裂伸长率较大。

表 4 PE-HD/PE-UHMW 复合材料的拉伸性能

样品	屈服强度/MPa	断裂强度/MPa	断裂伸长率/%
PE-HD	28.3	17.2	120
H/UH55-2.0	29.8	19.5	720
H/UH150-2.0	30.1	19.0	580
H/UH300-2.0	30.4	20.2	550

3 结论

PE-UHMW 的分子链很长, 其分子之间的缠结密度增大, 分子间具有较大的摩擦力, 分子链弛豫时间变长, 中心纤维核增长更多, 因此, 随着 PE-UHMW 分子量的增大, PE-HD/PE-UHMW 复合材料越能够在成型过程中形成更丰富的串晶结构, 而且在拉伸破坏过程中, 更容易发生球晶的破碎重结晶, 形成单一取向的串晶结构, 因此, PE-HD/

PE-UHMW 复合材料的屈服强度和断裂强度均增大;且 PE-UHMW 对 PE-HD 的分子链约束性更强,弹性更好,使 PE-HD/PE-UHMW 复合材料的断裂伸长率提高。

参考文献

- [1] Nie Yiying, Zhao Yunfeng, Matsuba G, et al. Shish-kebab crystallites initiated by shear fracture in bulk polymers[J]. *Macromolecules*, 2018, 51(2):480-487.
- [2] Somani R H, Yang Ling, Hsiao B S, et al. Shear-induced precursor structures in isotactic polypropylene melt by in-situ rheo-SAXS and rheo-WAXD studies[J]. *Macromolecules*, 2002, 35(24):9 096-9 104.
- [3] Yang Jinghui, Wang Chaoyu, Wang Ke, et al. Direct formation of nanohybrid shish-kebab in the injection molded bar of polyethylene / multiwalled carbon nanotubes composite[J]. *Macromolecules*, 2009, 42(18):7 016-7 023.
- [4] Vogel R, Boldt R, Mrigan R. Shear-induced shish-kebab structures in isotactic polypropylene using acicular precipitated calcium carbonate as whisker[J]. *Polymer Engineering and Science*, 2013, 54(9):2 057-2 063.
- [5] Keum J K, Feng Zuo, Hsiao B S. Formation and stability of shear-induced shish-kebab structure in highly entangled melts of PE-UHMW / PE-HD blends[J]. *Macromolecules*, 2008, 41(13):4 766-4 776.
- [6] Shen Bo, Liang Yongri, Kornfield J A. Mechanism for shish formation under shear flow: An interpretation from an in situ morphological study[J]. *Macromolecules*, 2013, 46(4):1 528-1 542.
- [7] Kimata S, Sakurai T, Nozue Y. Molecular basis of the Shish-kebab morphology in polymer crystallization[J]. *Science*, 2007, 316:1 014-1 017.
- [8] Isayve A I, Kumar R, Lewis T D. Ultrasound assisted twin screw extrusion of polymer-nanocomposites containing carbon nanotubes[J]. *Polymer*, 2009, 50(1):250-260.
- [9] Olicares S G. Extrusion with ultrasound applied on intumescent flame retardant polypropylene[J]. *Polymer Engineering and Science*, 2013, 53(9):2 018-2 026.
- [10] Chen Guangshun, Guo Shaoyun, Li Huilin. Ultrasonic improvement of the compatibility and rheological behavior of high-density polyethylene / polystyrene blends[J]. *Journal of Applied Polymer Science*, 2002, 86(1):23-32.
- [11] Pan Xuefeng, Shi Jiujia, Jin Yulong, et al. Hierarchical structure manipulation of UHMWPE / HDPE fibers through in-reactor blending with Cr / V bimetallic catalysts[J]. *Composites Science and Technology*, 2019, 175(3):46-54.
- [12] Lyu Yang, Pang Janguang, Gao Zijian, et al. Characterization of the compatibility of PVC / PLA blends by aid of rheological responses[J]. *Polymer*, 2019, 176:20-29.
- [13] Unger T, Klocke L, Herrington K, et al. Investigation of the rheological and mechanical behavior of Polypropylene / ultrahigh[J]. *Polymer Testing*, 2020, 86:106 442-106 450.
- [14] He Xuelian, Zha Xiaojuan, Zhu Xiao, et al. Effect of short chain branches distribution on fracture behavior of polyethylene pipe resins[J]. *Polymer Testing*, 2018, 68:219-228.
- [15] Strelnikov I A, Zubova E A. Shear-induced martensitic transformations in crystalline polyethylene: Direct molecular-dynamics simulations[J]. *Physical Review*, 2019, B 99:134 104-134 110.

优惠销售中国工程塑料复合材料技术研讨会《论文集》及论文集光盘

中国合成树脂供销协会加工与应用分会为了配合 2000~2019 年先后召开的中国工程塑料复合材料技术研讨会,共编辑、出版了 20 本《论文集》。其内容涉及工程塑料及通用塑料的合成与改性、加工、应用、测试、模具、设备新技术,以及文献综述、评论等,突出了我国工程塑料行业发展规划、热点分析。现尚有部分《论文集》,以及应广大读者要求加工制作的论文集光盘,现以优惠价格(含邮费)销售,欢迎订阅。

1. 2004~2019 年中国工程塑料复合材料技术研讨会《论文集》,优惠价 400 元/套。

2. 2000~2019 年中国工程塑料复合材料技术研讨会论文集光盘,优惠价 300 元/盘。本光盘除收录 2000~2019 年 20 本《论文集》的全部内容外,还包括约 4 000 人次的会议代表通讯录。

邮局汇款:

收款地址:济南市天桥区田庄东路 3 号

收款单位:《工程塑料应用》杂志社

邮编:250031

电话:(0531)85878223 85878057 85878278

传真:(0531)85947355

银行汇款:

户名:山东非金属材料研究所

开户银行:济南市工商银行经十一路支行

帐号:1602001229014425546

网上订阅: <http://www.epa1973.net>