

doi:10.3969/j.issn.1001-3539.2018.05.009

基于分子动力学模拟的环氧/多层石墨烯界面拉伸性能

郭志婧¹, 刘伟帅², 曹晓雪¹

(1. 中北大学材料科学与工程学院, 太原 030051; 2. 北京北方车辆集团有限公司, 北京 100072)

摘要: 采用分子动力学模拟方法研究了环氧/多层石墨烯 (MLG) 复合材料的拉伸性能。通过计算拉伸过程中体系的平均势能 (PMF), 最大力 ($F_{\max}$) 以及最大 PMF 所对应的拉伸位移来分析环氧/MLG 复合材料界面的粘附性能。通过研究体系在拉伸过程中的微观结构和质量密度等的变化, 揭示了环氧/MLG 复合材料在拉伸作用下的界面失效机理。环氧/MLG 复合材料在拉伸外力作用下, 随着拉伸距离增大, 拉伸力先线性增大, 达到最大值 99.68 (kcal/mole Å) 之后, 开始下降; 当拉伸距离为 25 Å 时, 拉伸力降为 0, 此时环氧从 MLG 上完全脱离。进一步通过计算拉伸过程中环氧基体中 4 个不同区域分子的均方位移和均方回转半径, 分析了拉伸过程中环氧基体中分子的运动特性和规律。

关键词: 分子动力学; 拉伸性能; 石墨烯; 粘附性能; 界面

中图分类号: TQ323.5 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3539(2018)05-0042-06

Interfacial Tensile Properties of Epoxy/Multilayer Graphene Based on Molecular Dynamics Simulation

Guo Zhijing¹, Liu Weishuai², Cao Xiaoxue¹

(1. School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China;

2. Beijing North Vehicle Group Corporation, Beijing 100072, China)

Abstract: A study based on molecular dynamics simulation was conducted to investigate the effect of epoxy/multilayer graphene (MLG) composite interface layer on tensile properties of composites. Potential of mean force, pulling force and pulling distance was calculated which analysis the adhesion behavior at the multilayer graphene epoxy/(MLG) composite interface. The mechanism of interface failure of epoxy/MLG composites under tension was revealed by studying the microstructure and mass density of the system during the tension process. Under the action of external forces, the tensile force of epoxy/MLG composites increased linearly with the tension displacement increasing. After reaching a maximum of 99.68 (kcal/mole Å), it began to decrease. When the stretching distance is 25 Å, the tensile force dropped to 0 and epoxy detached from the MLG at this time. Furthermore, the movement characteristics and regularities of epoxy molecules in the tension process were analyzed by calculating the mean square displacement and the mean square rotation radius of the four different areas of epoxy matrix during the tension process.

Keywords: molecular dynamic; tension property; graphene; adhesion property; interface

多官能团耐高温环氧树脂 4,4'-二氨基二苯甲烷四缩水甘油醚 (TGDDM) 与 4,4'-二氨基二苯胺 (DDM) 因交联固化后具有高强度、高模量、耐高温的特点, 所以常被作为复合材料的基体广泛应用于航空航天等特殊高端领域中。石墨烯作为纳米填充材料的研究已经相当普遍, 并在改善聚合物力学、热性能方面已经取得了许多成果^[1-3]。聚合物/石墨烯纳米复合材料质轻且具有优异的电学、力学以及热学性能, 可以应用于飞机、航空航天和电子设备等

领域中, 因而在材料工业中受到广泛的关注。近年来, 越来越多的研究者做了大量关于石墨烯对聚合物力学改性方面的研究。N. D. Alexopoulos 等^[4]在环氧树脂中添加低浓度 (< 1.0%) 的填料改性石墨烯, 从而获得环氧/石墨烯纳米复合材料, 实验结果显示, 石墨烯优异的分散性增加了纳米复合材料的极限拉伸强度和断裂韧性。

界面间载荷传递效率对复合系统力学性能起到了决定性的作用, 复合材料界面失效的微观机理

通讯作者: 郭志婧, 硕士, 主要从事分子动力学模拟研究 E-mail: zj-guo@qq.com

收稿日期: 2018-02-28

引用格式: 郭志婧. 基于分子动力学模拟的多层石墨烯/环氧界面拉伸性能[J]. 工程塑料应用, 2018, 46(5): 42-47.

Guo Zhijing. Interfacial tensile properties of epoxy/multilayer graphene based on molecular dynamics simulation[J]. Engineering Plastics Application, 2018, 46(5): 42-47.

非常复杂,而传统的实验手段很难实现微观机理的研究,所以计算模拟方法被广泛地应用到纳米复合材料领域,它可以解决实验不能完成的研究内容。近年来,越来越多的研究者通过分子动力学模拟(MD)方法对复合材料的力学性能进行探索,结果发现 MD 不仅可以获得聚合物及其复合材料拉伸力随位移的变化,且能够表征界面附近环氧树脂交联网络的微观结构变化,可以揭示微观结构变化对材料力学性能的影响规律。D. Hossain^[5]使用 MD 模拟研究无定形聚乙烯的变形机制。研究结果显示聚乙烯分子间的相互作用和链内扭转机制在变形中起重要作用。Yang Shaorui 等^[6]研究了环氧/铜复合材料的应力与应变的关系,揭示其变形和破坏行为,并预测了界面抗拉强度。R. Rahman 等^[7]研究了交联度、石墨烯含量、分散性以及堆积形式等对环氧材料力学性能的影响。笔者通过对环氧/多层石墨烯(MLG)进行拉伸模拟计算,分析了体系在拉伸过程中,环氧树脂交联网络微观结构的变化情况,揭示了拉伸过程中分子链的运动规律。

1 模拟方法

采用 MD 模拟方法对拉伸过程进行研究。初始模型均在 Material Studio (MS) 软件中构建,然后将模型导入大规模原子分子并行模拟器(LAMMPS)软件中进行进一步的平衡及拉伸模拟。

1.1 势函数的选择

所有模拟过程均采用 COMPASS 力场,在该力场中采用 Lennard-Jones(9-6) 势和库伦势为原子间的非键相互作用势,其中 Lennard-Jones(9-6) 势函数的表达式为:

$$E_{ij} = \epsilon_{ij} \left[2 \left(\frac{\sigma_{ij}}{r_{ij}} \right)^9 - 3 \left(\frac{\sigma_{ij}}{r_{ij}} \right)^6 \right] \quad r_{ij} < r_c \quad (1)$$

其中 ϵ_{ij} 是势井深度, σ_{ij} 是作用势等于 0 时原子间的距离, r_{ij} 是粒子之间的距离, r_c 是原子间范德华力相互作用可忽略的截断半径,笔者选取 r_c 为 10 Å。

1.2 模型的构建

建模过程如图 1 所示,基于 Hu Yueqi 等^[8]方法,将单个石墨烯晶胞 ($a=2.459\,507\text{Å}$, $b=4.259\,991\text{Å}$, $c=3.4\text{Å}$) 通过 Supercell 建立 $20a \times 10b \times 4c$ 的 MLG 结构,层间距设定为 3.4 Å。然后根据 TGDDM 与 DDM 的分子结构式(如图 2 所示),运用 MS 软件构建了包含 65 条 TGDDM 和 65 条 DDM (官能团比为 1 : 1) 的共混物无定型分子模型,模型初始密

度设定为 0.5 g/cm^3 。通过 Build Layer 构建未交联的环氧/MLG 层模型,然后在 600 K 温度下进行 250 ps 的恒温恒体积(NVT)和 250 ps 的恒温恒压强(NPT)的 MD 模拟,以消除体系的内应力,控制压强为 0.1 MPa,以获得密度合理的未交联的环氧/MLG 分子模型。

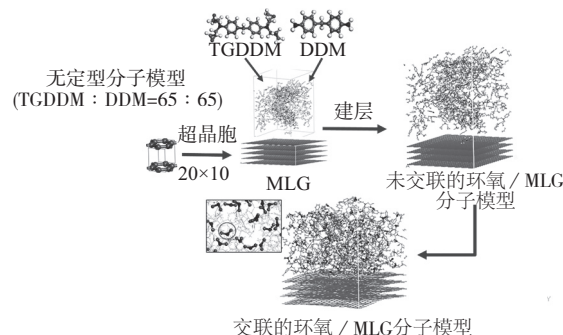
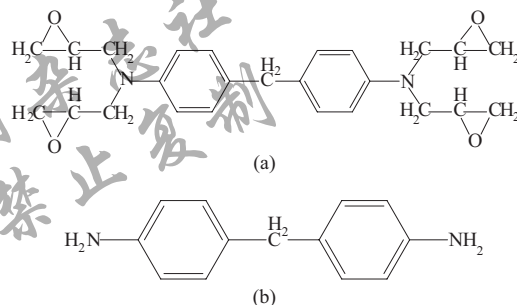


图 1 建模过程示意图



a—TGDDM 分子式; b—DDM 分子式

图 2 TGDDM 和 DDM 分子式

经过平衡后未交联的环氧/MLG 分子模型还需要根据固化反应机理进行交联,以形成高度交联的环氧/MLG 结构模型。TGDDM 环氧基团上的 CH_2 与 DDM 上的胺基为反应基团,一般可认为环氧树脂与胺类固化剂的固化反应机理主要包含两个反应,反应机理如图 3 所示:(1) 环氧基开环与固化剂上的伯胺基团加成反应生成仲胺;(2) 环氧基团开环与仲胺基团反应生成叔胺,氧原子与氢原子形成羟基。为了使得模拟更加易于实现,首先引入三个假设^[9]:(1) 伯胺氢与仲胺氢的活性相同;(2) 高温环境下的酯化反应可以忽略不计;(3) 反应是扩散控制的。根据上述反应机理和假设,基于文献[9-11],将经过平衡的未交联的环氧/MLG 分子模型在 600 K 下进行交联,设定反应发生的最小截断半径为 3.5 Å,最大截断半径为 12.5 Å,最终获得交联度为 89% 的环氧/MLG 分子模型,交联后的模型尺寸为 $48\text{Å} \times 42\text{Å} \times 89\text{Å}$ 。

然后对交联后的模型进行进一步平衡。模拟过程如下:首先对初始构型进行 2000 步几何优化,接

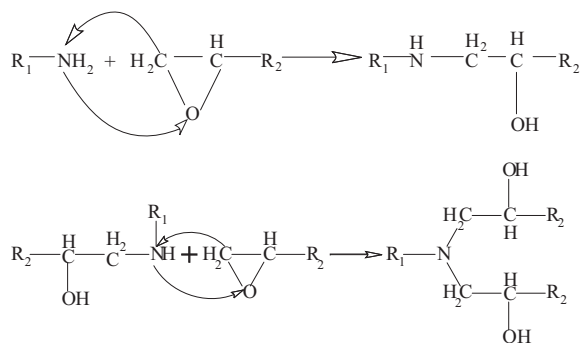


图3 固化反应机理示意图

着在温度为 600 K 时进行 200 ps 的 NVT 动力学模拟,以保证体系温度逐步趋于稳定。再进行 600 K 下 200 ps 的 NPT 动力学模拟。接着以 1 K/10 ps 的速率进行 3 ns 长时间 600 ~ 300 K 的 NPT 降温动力学模拟,最后在 300 K 温度下进行 500 ps 的 NPT 模拟以保证体系在常温条件下进行充分的平衡。

1.3 拉伸分子动力学模拟

拉伸分子动力学方法主要模仿原子力显微镜实验,通过构建虚拟弹簧在模拟过程中对模型施加外力(或谐振势)。近年来拉伸分子动力学模拟(SMD)也越来越受到研究者的青睐,Peng Defeng 等^[12]以碳纳米管与硅基底为研究对象,对模拟系统的吸附性能展开研究;Yan Hui 等^[13]从微观角度模拟了油滴在孔内的位移以及移动过程变化;Hu Yueqi 等^[8]解释了碳纳米填料对填料/基体界面、体变形以及失效行为的影响。从上述研究中可以看出,SMD 方法适用于研究复合材料体系的拉伸变形过程。因此笔者选取拉伸分子动力学方法对环氧/MLG 复合材料平衡体系进行了单轴拉伸模拟。拉伸模拟示意图如图 4 所示,将体系中交联环氧树脂区域除去固定区域的其余部分平均等分成 4 个不同区域。

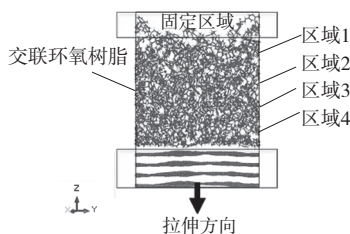


图4 拉伸模拟示意图

在 NVT 系综下,温度为 300 K,沿 Z 方向进行拉伸,边界条件采用周期性边界(p p s),固定环氧基体最上端(沿 Z 方向)的环氧原子,选择采用与原子力显微镜中悬臂相似的弹性系数 $k_0=3.475 \text{ N/m}$ 进行模拟^[8]。时间步长选取 1 fs,拉伸速度选取

2 m/s,每 1000 步对弹簧所测的平均拉伸力进行统计平均,获得不同时刻的力-位移曲线。

2 结果与讨论

2.1 环氧/MLG 界面粘附性能

环氧基体中加入 MLG 后,其拉伸弹性模量、拉伸强度、弯曲强度等力学性能会存在明显改变。而其改变的程度与环氧/MLG 界面结构及界面的粘结作用有着重要的联系。为了分析环氧/MLG 界面的粘结行为,引入了粘附能(E_{Adh}),最大拉伸力(F_{max})以及最大平均势能(PMF)所对应的拉伸位移(D_p)三个描述性特征^[14]。其中 E_{Adh} 可以通过最大 PMF 除以界面区域面积获得。 F_{max} 是 MLG 从环氧基体分离时需要的最大力。三个描述性特征示意图如图 5 所示。从图 5 可看出,随着拉伸距离的增大,拉伸力先线性增加,拉伸位移约为 2.46 Å 时,拉伸力达到最大值 99.68 (kcal/mole Å),之后拉伸力下降至 0。拉伸过程中 PMF 最大值为 1176.14 (kcal/mole)。通过 PMF 与 MLG 从环氧完全分离时的界面区域面积的比值计算得到 E_{Adh} 为 0.60 (kcal/mole Å²)。

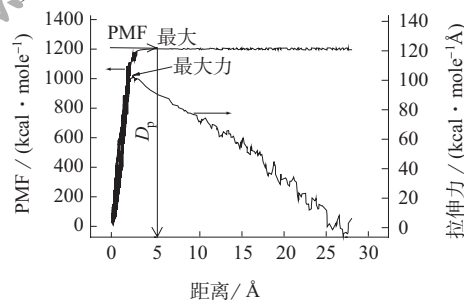


图5 粘附行为的三个描述性特征示意图

2.2 拉伸过程中结构的改变

为了进一步考察在拉伸模拟过程中环氧/MLG 复合材料界面附近环氧交联网络微观结构的变化以及这些结构的改变对拉伸变形的影响。观察了环氧/MLG 复合材料体系在不同时刻下的结构变化,如图 6 所示。由于笔者构建的交联模型中基体树脂的交联度较高,结构均一,分子间结合的比较紧密,当环氧/MLG 复合材料受外力作用时,在聚合物基体内不会出现明显的变形、孔洞等缺陷,随着拉伸距离的增大,拉伸力线性增加,MLG 与环氧之间的距离逐渐增大,当 289 ps 时,环氧/MLG 复合材料的拉伸力达到最大;超过 289 ps 之后,拉伸力逐渐降低,MLG 与环氧之间的距离进一步增大,直到环氧从 MLG 脱离。由于体系未完全交联,所以游离小分子会吸附在石墨烯表面。实验研究表

明,环氧/MLG复合材料受到拉伸力作用下^[15-18],在石墨烯附近易产生应力集中,而石墨烯界面层为刚性层,受外力时界面层不易发生变形而无抑制银纹扩展的能力,并且MLG与环氧之间仅存在物理吸附,MLG与环氧界面粘结作用较小,易在界面附近发生脱粘破坏。

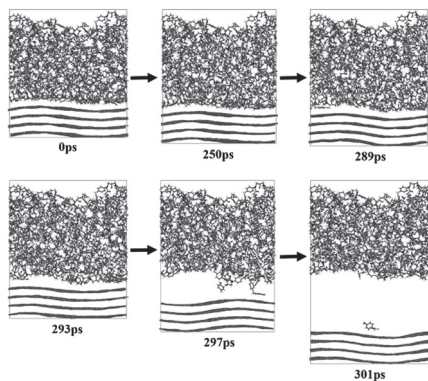


图6 拉伸过程中原子结构变化图

2.3 拉伸过程中质量密度的变化

为了进一步分析拉伸过程中界面附近环氧树脂网络的微观结构变化,笔者又计算了拉伸过程中沿Z轴方向模型质量密度的变化情况。

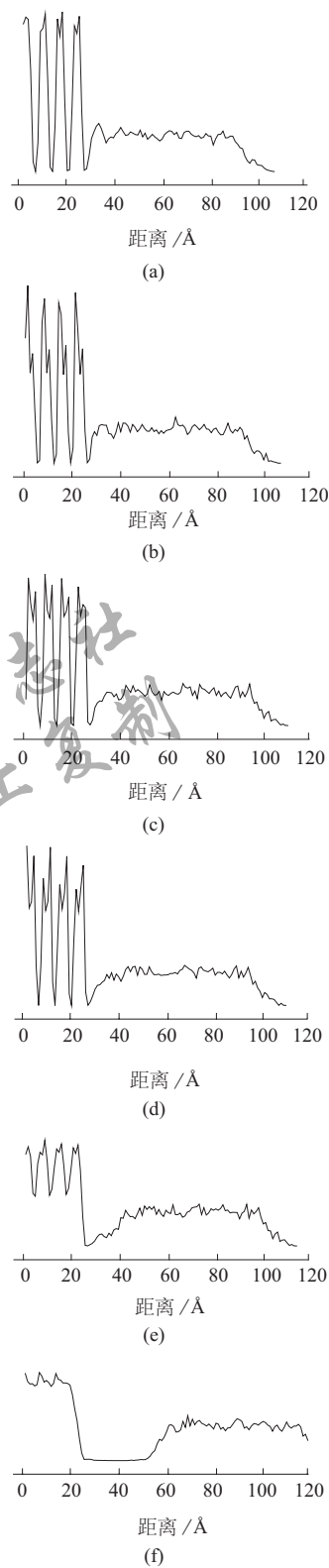
图7给出了沿拉伸方向下,环氧/MLG复合材料在不同时刻质量密度的分布图。如图7a所示,拉伸前,环氧/MLG界面附近环氧的质量密度与环氧基体其它部分的质量密度并不完全相同。在32 Å处,有一小峰,此处(界面处)环氧分子密度大于环氧基体的其它部分的密度。界面处环氧分子密度所对应峰与最上层石墨烯密度所对应峰之间的距离约为8 Å;随着拉伸逐渐进行,在250 ps时(图8b),界面处环氧分子首先被拉开,密度峰值随之下降;在289 ps时(图8c),界面处环氧分子的密度与环氧基体其他部分的密度趋于一致,此时拉伸强度达到最大值;289 ps后,环氧/MLG界面相互作用开始减弱,峰值进一步降低;随着界面距离的不断增加,MLG从环氧脱离。

2.4 拉伸过程中分子的运动特性

粒子位移平方的平均值称为MSD,MSD是反映高分子链段运动能力的重要参数,在一定程度上可以反映原子的运动情况。其定义为:在动力学过程中,体系内原子自起始位置起不停地运动,任意时刻各原子的位置都不相同,表达式如下:

$$MSD = R(t) = \langle |\vec{r}(t) - \vec{r}(0)|^2 \rangle \quad (1)$$

(1)式中, $\vec{r}(t)$ 和 $\vec{r}(0)$ 分别表示 t 时刻和初始时刻粒子 i 的位置,括号表示平均值。

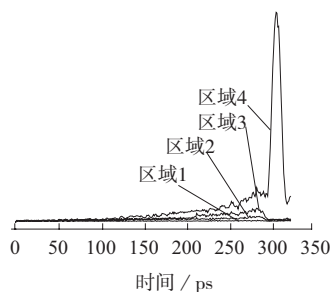


a—0 ps ; b—250 ps ; c—289 ps ; d—293 ps ; e—297 ps ; f—301 ps

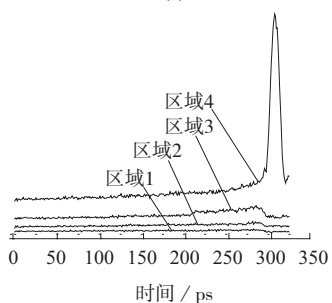
图7 沿拉伸方向环氧/MLG复合材料在不同时刻质量密度分布图

将除去固定层的环氧基体平均分成4个不同区域(见图8)。通过分析拉伸过程中四个不同区域MSD和均方回转半径(R_g)的变化情况,进一步研究

环氧/MLG复合材料拉伸过程中界面附近原子的运动行为。



(a)



(b)

a—均方位移 (MSD); b—均方回转半径 (R_g)

图8 四个区域在拉伸过程中均方位移与均方回转半径随时间的变化

图8a中给出了拉伸过程四个不同区域MSD的变化情况。通过观察在拉伸方向MSD随时间的变化曲线,发现环氧/MLG复合材料受外力拉伸时,在初始阶段(0~289 ps),四个不同区域的MSD曲线数值随时间在不断增加,说明环氧/MLG复合材料界面在达到最大拉伸强度之前,四个不同区域的环氧分子受到拉伸力的促进作用,其运动能力在不断增强;289 ps后,拉伸力对四个不同区域分子链运动能力的影响减弱,MSD曲线数值逐渐减小。同时越靠近界面MSD值越大。说明越靠近界面区域的环氧分子的运动能力越强,拉伸时越容易发生变形。但由于区域四中有未固化的小分子,在300 ps以前未固化的小分子在环氧树脂基体中,受到其周围分子的束缚较大,分子运动能力较低,界面失效后未固化的小分子从树脂基体中脱出,受到的束缚变小,分子运动能力急剧增大,但随后未固化的小分子附着在石墨烯上,随石墨烯一起运动,运动能力又急剧下降。

R_g 是表征原子构象的重要参数,一定程度上也可直接反映原子的运动情况。它的定义是:假定高分子链中包含许多链单元,每个链单元的质量为 m_i , r_i 是一个矢量,它代表从高分子链的质心到第 i 个链单元的距离, r_i^2 对质量 m_i 的平均则得到均方

回转半径,表达式如下:

$$\langle R_g^2 \rangle = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \langle (r_i - r_{cm})^2 \rangle \quad (3)$$

式(3)中 r_{cm} 是质心离开原点的矢量; r_i 是各链单元离开原点的矢量。

图8b中给出了拉伸过程中四个不同区域 R_g 的变化情况。通过观察在拉伸方向 R_g 随时间的变化曲线,发现环氧/MLG复合材料受外力拉伸时,在初始阶段(0~289 ps),区域1和区域2的 R_g 曲线数值随时间基本不发生变化,区域3和区域4的 R_g 曲线数值随时间在不断增加且区域4的 R_g 曲线数值比区域3的大,说明界面附近环氧分子的构象在发生变化且变化幅度较其他区域大。同时也进一步证明靠近界面附近的环氧分子更易发生运动。

3 结论

笔者通过采用MD方法对环氧/MLG界面粘附性能进行模拟计算并分析体系在拉伸过程中界面附近环氧树脂交联网络的微观结构的变化以及这些结构的改变对界面拉伸性能的影响。

(1) 环氧/MLG复合材料在拉伸外力作用下,随着拉伸距离增大,拉伸力先线性增大,达到最大值99.68 (kcal/mole Å)之后,开始下降;当拉伸距离为25 Å时,拉伸力降为0,此时环氧完全从MLG上脱离。

(2) 环氧/MLG复合材料在拉伸外力作用下,环氧/MLG复合材料界面区域的环氧分子更易发生变形和运动。

参考文献

- [1] Kuilla T, Bhadra S, Yao D, et al. Recent advances in graphene based polymer composites[J]. Progress in Polymer Science, 2010, 35(11):1350-1375.
- [2] Balandin A A, Ghosh S, Bao W, et al. Superior thermal conductivity of single-layer graphene[J]. Nano Letters, 2008, 8(3):902-907.
- [3] Cong Huaiping, Chen Jiafu, Yu Shuhong. Graphene-based macroscopic assemblies and architectures: an emerging material system[J]. Chemical Society Reviews, 2014, 43(21):7295-7325.
- [4] Alexopoulos N D, Paragkamian Z, Poulin P, et al. Fracture related mechanical properties of low and high graphene reinforcement of epoxy nanocomposites[J]. Composites Science and Technology, 2017, 150:194-204.
- [5] Hossain D, Tschopp M A, Ward D K, et al. Molecular dynamics simulations of deformation mechanisms of amorphous polyethylene[J]. Polymer, 2010, 51(25):6071-6083.
- [6] Yang Shaorui, Gao Feng, Qu Jianmin. A molecular dynamics

- study of tensile strength between a highly-crosslinked epoxy molding compound and a copper substrate[J]. Polymer, 2013, 54(18):5 064-5 074.
- [7] Rahman R, Haque A. Molecular modeling of crosslinked graphene-epoxy nanocomposites for characterization of elastic constants and interfacial properties[J]. Composites Part B: Engineering, 2013, 54(9):353-364.
- [8] Hu Yueqi, Ding J L. Effects of morphologies of carbon nanofillers on the interfacial and deformation behavior of polymer nanocomposites-A molecular dynamics study[J]. Carbon, 2016, 107:510-524.
- [9] Wu Chaofu, Xu Weijian. Atomistic molecular simulations of structure and dynamics of crosslinked epoxy resin [J]. Polymer, 2007, 48(19):5 802-5 812.
- [10] Xin Dongrong, Han Qiang. Investigation of moisture diffusion in cross-linked epoxy moulding compound by molecular dynamics simulation[J]. Molecular Simulation, 2013, 39(4):322-329.
- [11] Yang Shaorui, Qu Jianmin. Computing thermomechanical properties of crosslinked epoxy by molecular dynamic simulations[J]. Polymer, 2012, 53(21):4 806-4 817.
- [12] Peng Defeng, Jiang Wugui, Peng Chuan. Steered molecular dynamics simulation of peeling a carbon nanotube on silicon substrate[J]. Acta Physica Sinica, 2012, 61(14):321-328.
- [13] Yan Hui, Yuan Shiling. Molecular dynamics simulation of the oil detachment process within silica nanopores[J]. The Journal of Physical Chemistry C, 2016, 120(5):2 667-2 674.
- [14] Min K, Kim Y, Goyal S, et al. Interfacial adhesion behavior of polyimides on silica glass: A molecular dynamics study[J]. Polymer, 2016, 98:1-10.
- [15] 周彦豪,陈涛. 短纤维/橡胶界面粘合的研究[J]. 合成橡胶工业, 1992, 15(6):329-332.
- Zhou Yanhao, Chen Tao. Interfacial adhesion of short fiber / rubber[J]. China Synthetic Rubber Industry, 1992, 15(6):329-332.
- [16] 杨伏生,周安宁. 聚合物增强增韧机理研究进展[J]. 中国塑料, 2001, 15(8):6-10.
- Yang Fusheng, Zhou Anning. Research progress in toughening and reinforcing mechanism of polymers[J]. China Plastics, 2001, 15(8):6-10.
- [17] 李东明,漆宗能. 碳酸钙增强聚丙烯复合材料的断裂韧性[J]. 高分子材料科学与工程, 1991, 7(2):18-25.
- Li Dongming, Qi Zongneng. The fracture toughness CaCO₃ reinforced polypropylene composite[J]. Polymeric Materials Science and Engineering, 1991, 7(2):18-25.
- [18] 高尚林,牟其伍. UHMW-PE 纤维/环氧树脂界面破坏机理[J]. 高分子材料科学与工程, 1992, 8(5):61-65.
- Gao Shanglin, Mu Qiwu. The mechanism of UHMW-PE fiber / epoxy resin interface failure[J]. Polymeric Materials Science and Engineering, 1992, 8(5):61-65.

欢迎订阅 2018 年《工程塑料应用》、《化学分析计量》及合订本光盘

邮发代号 24-42, 24-138 全国各地邮局均可订阅

也可直接通过邮局或银行汇款向《工程塑料应用》杂志社订阅《工程塑料应用》、《化学分析计量》及合订本光盘,请注明订阅期刊/光盘的名称、收件人、邮编及地址。

《工程塑料应用》国内外公开发行的全国性塑料专业技术类刊物,月刊,大 16 开本,每月 10 日出版。本刊为中文核心期刊,是中国合成树脂供销协会会刊,荣获首届、第二届、第三届全国期刊奖等多项国家、省部级优秀期刊奖,入选美国化学文摘(CA)千种表。2018 年定价 15 元/期,全年 180 元。目前杂志社尚有部分 2000 年以来的单册和合订本库存,如需订阅,请联系杂志社。

《化学分析计量》国内外公开发行的全国性分析、计量专业技术类刊物,双月刊,大 16 开本,单月 20 日出版。本刊为中国科技核心期刊,荣获多项省部级优秀期刊奖,入选美国化学文摘(CA)千种表。2018 年定价 15 元/期,全年 90 元。目前杂志社尚有部分 2000 年以来的单册和合订本库存,如需订阅,请联系杂志社。

《工程塑料应用》、《化学分析计量》合订本光盘 杂志社已将《工程塑料应用》自创刊号(1973 年)至 2017 年底共 45 卷 338 期的期刊电子化,并制成合订本光盘,现公开发售;同时也将《化学分析计量》自创刊号(1992 年)至 2017 年底

共 26 卷 121 期的期刊电子化,并制成合订本光盘,现公开发售。合订本光盘既可按作者、文题、关键词、年、期等分类查阅各期刊已发表的所有科技文章和科技信息的全文,又可根据读者自定义的关键词进行全文检索,非常方便、实用。《工程塑料应用》合订本光盘优惠售价 550 元;《化学分析计量》合订本光盘优惠售价 250 元。

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

账 号:1602001229014425546

网上订阅: <http://www.epa1973.com>