

分子复合材料的研究与开发动态

韩哲文 陆志豹 吴平平

(华东理工大学高分子材料系, 上海, 200237)

提要 由于刚性棒状杂环高分子的出现才导致分子复合材料概念的产生。本文综述了近10年的研究和开发动态, 介绍了能作为分子复合材料的增强剂、基体树脂以及研究和开发几种典型的分子复合材料, 例如全芳族、聚酰胺热塑性树脂基及耐高温热塑性树脂基分子复合材料的制备和性能, 最后预示了复合材料的开发前景。

关键词 聚苯撑苯并二噻唑(PBZT), 刚棒聚合物, 复合材料, 分子复合材料

1 分子复合材料的概念

美国空军材料实验室的 T. E. Helminiak^[1,2]在1975年首次将宏观纤维增强原理扩展到以刚性棒状聚合物分子增强柔性基体树脂的体系, 提出了分子复合材料(Molecular Composite)的概念。又由于作为增强剂分子必须是刚性棒状高分子, 因此又应称为刚棒分子复合材料(Rigid Rod Molecular Composite, 简称RRMC)。1983年陶氏化学公司(Dow Chemical Co.)的黄文芳(Wen-Fang Hwang)等人^[3]用刚性棒状聚合物聚苯撑苯并二噻唑(PBZT)增强半柔性链聚合物聚2,5(6)-苯并咪唑(ABPBI)。研究了得到的复合材料的力学性能和形态结构, 首次验证了分子复合材料的存在。高柳素夫^[4~6]用刚性链聚合物聚对苯二甲酰对苯二胺(PPTA)作为增强剂, 研究了它对尼龙-6、尼龙-66、聚氯乙烯、丁腈橡胶、ABS树脂的增强效果。结果表明, 不到5%的刚性链成分就足以使基体的强度提高2倍以上, 模量提高3倍以上, 比纤维用量在30%以上的宏观纤维增强效果还明显。然而这种复合材料远没有达到分子分散水平, 只属于微观复合材料(Microcomposite)。

与传统的纤维增强复合材料相比, 分子复合材料具有以下几方面优点。由于增强剂和树脂基的界面不是宏观的, 而是超微观的, 甚至是分子水平的, 其界面的面积非常大, 能减少应力

集中, 因而消除了纤维和树脂基间界面粘接问题。消除了增强剂和树脂基两种物质热膨胀系数不匹配问题, 能充分发挥增强剂分子内在的优异力学性能、高环境稳定性和高耐热性能。同时分子复合材料不需要预制成型, 能对多种类型的成型加工技术有广泛的选择余地。与传统的“纤维和胶粘剂”复合材料相比, 可能更经济。

分子复合材料的开发应用前景有: 能开发出高性能的工程塑料、高性能复合纤维、高级复合材料的基体树脂, 替代纤维增强复合材料^[7]。

2 分子复合材料的增强剂

实际上分子复合材料的思想是短纤维增强复合材料(chopped fiber composite)向分子水平的延伸。其增强剂应是具有高长径比(aspect ratio)的刚性直棒状分子。如图1中的PBZT、PBZO刚性棒状芳杂环聚合物是满足上述要求



韩哲文 教授, 1963年毕业于中国科学技术大学高分子化学和物理系, 1966年于本校高分子化学专业研究生毕业。曾获得国家教委科技进步三等奖。主要从事有机金属高分子化学、液晶高分子化学、聚合和共聚合机理和动力学方面的研究, 曾去日本冈山理科大学进行有机金属化学研究。已发表学术论文60余篇, 现任《高分子学报》杂志编委, 简历被收集在1993年版亚太地区名人录中。

的一类分子。表1列出了各种高性能纤维的力学性能。刚棒分子纤维(如PBZT和PBZO)的单轴拉伸强度和模量远远超过了所有其它用在复合材料上的纤维品种。有机纤维的一个不足之处,就是压缩强度太低,包括PBZT、PBZO、PPTA(Kevlar 49)和凝胶纺丝聚乙烯(PE-Spectra 1000)等,其压缩强度比碳纤维(T 300)和玻璃纤维(E-glass)低两个数量级。而在有机纤维中作为分子水平的增强剂来说,PBZT和PBZO的拉伸强度要比PE高得多,PE在溶液状态下,不能保持所希望的伸直链。而PPTA具有相当大的相关长度,但比刚棒分子的固有刚性和强度要小得多。而PBZT和PBZO的分子必须具有足够高的长径比,才能在分子复合材料中发挥其增强效率,这就需要合成足够高分子量的聚合物。

所有全芳族的刚棒聚合物的玻璃化温度 T_g 或熔点 T_m 都高于其分解温度,聚合物本身无法热加工成型。因此刚棒分子复合材料必需在溶液状态下共混,形成分子分散程度的刚棒分子、柔性分子和溶剂的三元体系,在溶液状态下加工成型,两种聚合物分子在沉淀剂存在下迅速凝聚出来,形成冻结状态的分子复合材料。刚棒聚合物分子均匀分散在柔性基体聚合物连续相

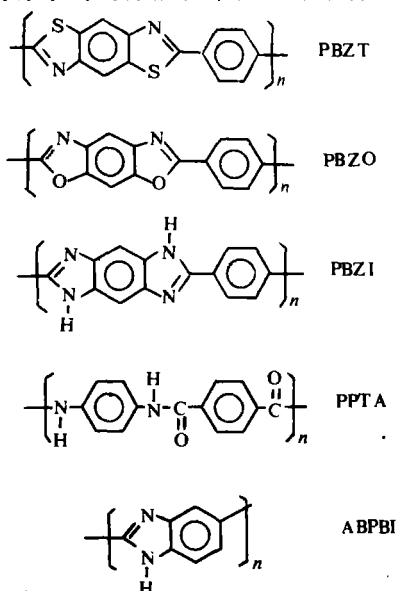


图1 PBZT、PBO、PBZI、PPTA 和 ABPBI 的化学结构

表1 高性能纤维的力学性能

纤维	模量		强度, GPa		伸长率	密度
	理论值	实测值	拉伸	压缩	%	g/cm ³
PBZT	615	328	4.2	0.027	1.6	1.58
PBZO	635	363	5.8	0.021	1.6	1.58
30PBZT/ 70ABPBI	184	120	1.3		1.4	1.58
Graphite	1100	237	3.3	2.9	1.0	1.76
T300						
PPTA - Ke- vlar149	220	186	3.5	0.033	1.2	1.47
E-glass		76	2.0	2.0	2.5	2.6
PE - Spectra 1000	300	174	3.0	0.017		0.97

中,在没有相分离的前提下,达到刚棒分子的最佳增强效果^[8]。到目前为止,最适合的刚棒分子聚合物仍只有PBZT和PBZO,其最佳溶剂是甲基磺酸(MSA)或多聚磷酸(PPA)。

3 分子复合材料的基体树脂

能供选择的分子复合材料的基体树脂应是非常多的。然而能与刚棒分子增强剂构成分子复合材料或微观复合材料的树脂必须满足以下几方面要求。首先,树脂基必须在强酸溶剂(MSA、PPA)中可溶和稳定,这是分子复合材料加工所必须的。再有,树脂基必须能经受高温热处理,能耐热和是热氧稳定的。还有,树脂基必须具有一定的韧性,能经受住这类材料的应力下预加工和后续的热压下加工的要求。

在已经研究的分子或微观复合材料体系中,选用的树脂基有全芳杂环聚合物(如前面提的ABPBI),这是半刚性或半柔性聚合物。还有聚酰胺类(如尼龙-6、尼龙-66、尼龙-4、尼龙-6等)。还有一类耐高温的热塑性聚合物[如聚醚醚酮(PEEK)、聚醚酮酮(PEKK)、耐高温的聚酰亚胺等聚合物](如Avimid K和N)。目前还在寻求更多的聚合物,或用共聚物作为树脂基进行研究和评价。

为使分子复合材料具有易加工性,采用热塑性树脂是一个努力方向。其次为配合刚棒聚

合物的高性能,尤其是耐高温性,开发具有高玻璃化温度, T_g 和耐溶剂稳定性的树脂基,以使分子复合材料具有高温使用性,例如使用温度的目标水平可为 121 °C、177 °C、229 °C 和 315 °C。

4 典型的几类分子复合材料的制备和性能

4.1 全芳族分子复合材料

最早研究的体系是由刚棒和半柔性分子组成的全芳杂环聚合物复合材料。聚苯撑苯并二咪唑和聚2,5(6)-苯并咪唑(PBZT/ABPBI)是第一个验证了分子复合材料存在的体系,基体的性能有所提高(表2),但没达到分子复合材料所预期的水平。原因是这共混体系的制备是共溶在甲基磺酸中、在真空蒸发器内浇铸在玻璃器皿中蒸发溶剂成膜,在蒸发过程中产生了大尺寸的相分离,将分子水平的增强潜力损失了。第一个成功的分子复合材料是由30%的PBZT和70%的ABPBI组成的体系,是由Huang等人^[5]首先加工制备和表征,而后被Krouse等人研究^[9]。Huang应用Flory^[10]的刚棒状聚合物的相平衡理论解释了刚棒均聚物和共混物的相行为,预示刚棒聚合物在溶液中有一个临界浓度 C_{cr} 。当超过 C_{cr} 时,液晶微区(Liquid crystalline domain)将从均相溶液中析出,产生相分离。Huang等系统地测定了刚棒组分(PBZT)、半柔性组分(ABPBI)和溶剂(MSA)的三组分相图。为尽量避免相分离,首先在临界浓度以下配成溶液成均相,然后在快速凝聚的条件下使溶液过渡到固态,保留刚棒组分在半柔性组分中的分子分散,并被冻结下来。通过加工技术的动力学过程克服热力学相分离。Huang等人用30 PBZT/70 ABPBI的稀溶液,经干喷湿纺加工技术,使刚棒分子增强剂以分子水平分散在基体聚合物中,经过中和、干燥和热处理,所得的分子复合材料薄膜和纤维成光学透明的。即使产生一些相分离,其相分离微区小于光学显微镜(OM)的分辨尺寸,甚至小于扫描电子显微

镜(SEM)的分辨界限。用广角X射线衍射(WAXS)研究表明,即使有液晶相分离出来,其尺寸也小于5nm,因此形态学研究结果证实了刚棒分子复合材料概念的成立。同时30 PBZT/70 ABPBI薄膜和纤维也有极好的力学性能(表2)。

表2 几个刚棒分子复合材料体系的力学性能

材料	E 理论 GPa	E 实测 GPa	拉伸强 度 GPa	伸长率 %
30 PBZT/70 ABPBI				
浇铸 ABPBI		1.0	0.080	
浇铸膜($C < C_{cr}$)		3.1	0.092	15
浇铸膜($C > C_{cr}$) + 55% Draw		9.7	0.24	3
30 PBZT/70 ABPBI				
共混物				
PBZT 纤维	615	328	3.3	1.6
ABPBI 纤维		36	1.1	5.2
原丝纤维($C < C_{cr}$)	184	120	1.3	1.4
原丝纤维($C < C_{cr}$)		11	0.31	13
挤出膜($C < C_{cr}$)	87	88	0.92	2.4
浇铸膜		1.1	0.035	5.6
30 PBZT/70 ABPBT				
共混物				
ABPBT 纤维		36	1.1	5.2
原丝纤维($C < C_{cr}$)	184	120	1.3	1.4
PBZT/Nylon				
Nylon 6		0.9	0.051	5.3
25/75原丝纤维	154	36	0.35	7.0
($C < C_{cr}$)				
30/70原丝纤维	185	31	0.35	2.4
($C < C_{cr}$)				
50/50原丝纤维	308	80	0.88	1.4
($C < C_{cr}$)				
60/40原丝纤维	370	80	0.90	1.4
($C < C_{cr}$)				
5 PPTA/95 Nylon				
原丝纤维($C < C_{cr}$)	11	1.7	0.058	2.4

C—共混高聚物溶液的浓度; C_{cr} —产生液晶相时共混高聚物溶液的临界浓度。

按复合材料力学性能的混合定律(rule of mixtures),刚棒分子PBZT的理论预测模量为615 GPa,则30PBZT/70ABPBI的单轴取向的理论模量应为184GPa,表2给出的原丝实测模量大约是理论预测值的60%^[9],这乃接近理想

分子复合材料的模量。比理论值低的原因和宏观 PBZT 纤维实测模量低于理论值的原因类似,是由于 PBZT 棒状分子取向不够完全,有缺陷,和分散不够均匀所致。进一步改进加工过程可以提高复合材料的力学性能。

分子复合材料的另一个实例是 PBZT/ABPBT 的共混体系^[10]。ABPBT 是半刚性聚 2,5(6)-苯并噻咪聚合物,所得复合材料纤维的力学性能非常好(表2)。

上述这一类全芳杂环分子复合材料虽具有优异的性能,但没有低于分解温度的玻璃转变温度,因此不能用热加工技术使之再成型加工,只能在最初溶液成型时的形状下使用。要想改进其加工性,只能通过热塑性基体树脂来解决。

4.2 热塑性树脂基分子复合材料

开发热塑性树脂基分子复合材料的第一个尝试,是在美国空军材料实验室由 Hwang 等人报导的 PBZT/尼龙共混体系^[11],随后引起了很多研究者的兴趣^[12~14]。Du Pont 公司的研究者们在与美国空军签署的开发 PBZT/热塑性基体分子复合材料的合同中,也以尼龙为开发对象,以达到易加工、商品化的目标^[15]。

Du Pont 公司纤维部的高级结构材料技术中心(Advanced Structural Materials Technology Center of the Fibers Department of E. I. de Nemours & Co., Inc.)选择了6种热塑性聚酰胺树脂进行研究,并从4个方面考察研究的结果:一是了解这些树脂在强酸溶济中的溶解度和稳定性。二是与增强剂 PBZT 的物理和化学相容性,例如界面、空隙、相分离等聚态特征,溶度参数是否相近,PBZT 和基体树脂的界面粘合性等。三是考察制备出的分子复合纤维的性能(例如拉伸性能、取向程度和密度等)。四是加工成单轴取向的试样(Uni-directional Bar)进行性能测定,例如弯曲强度、模量和短梁剪切强度(Short Beam Shear Strength, SBSS)等。PBZT 和树脂基的相容性是关键,通常分子复合材料原丝经热处理后的力学性能随相容性增加而提

高。

根据溶液浓度的不同,纺丝溶液可以是各向同性的,也可以是各向异性的。当溶液浓度低于临界浓度 C_{cr} 时,溶液粘度随浓度增加而迅速提高(图2)。由于 PBZT 是溶致性液晶分子,浓度超过 C_{cr} (约3.5%)时(室温),溶液的粘度反而迅速下降。在更高的浓度下趋向一个平台,此时溶液呈两相。在前面一个体系已经提到,为得到增强剂分子接近分子分散的复合材料,纺丝溶液必须是均相的,浓度要低于临界浓度。Du Pont 公司开发了相应的混合溶剂或四元体系工艺技术^[16](quaternary process),不仅消除了早期工艺生产中的一些问题^[17],而且获得几点工艺上的好处。例如根据基体树脂不同而使工艺

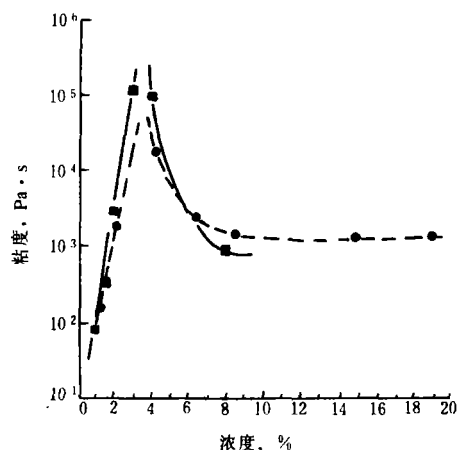


图2 PBZT 在 PPA 或 MSA 溶剂的溶解粘度

□—23℃,MSA 甲基磺酸;●—170℃,PPA 多聚磷酸

表3 三元和四元体系分子复合纤维的拉伸性能

	三元体系		四元体系		性能提高 倍数
PBZT 含量, wt%	30~70,	60	69		
低于 C_{cr}					
强度, GPa	0.56~0.74	0.89	1.4		1.6~2.5
模量, GPa	60	80	120		1.5~2.0
高于 C_{cr}					
强度, GPa	0.04		2.3		55
模量, GPa	4.2		200		48
高于或低于 C_{cr} 的					
性能比例					
强度, GPa	0.08		1.16		
模量, GPa	0.07		1.65		

过程具有可变性。表3列出了新旧工艺的比较,在低于临界浓度时,四元体系得到的分子复合纤维性能比三元体系的高1.5到2.5倍;而高于临界浓度时,新工艺的性能要比旧工艺的高48到55倍。

高性能纤维,无论是PBZT本身,还是复合材料纤维,只能在绳索、缆线或软盔甲(如防弹衣盔等)方面得到应用。

图3表示了PBZT/尼龙分子复合纤维的力学性能,已达到或略超过碳纤维/环氧树脂复合材料性能,并且达到了PBZT本身模量的混合定律的预测值($330 \text{ GPa} \times 60\% = 198 \text{ GPa}$)。将这复合纤维直接缠绕在H型模板上,经热压制成条状复合材料试样进行弯曲、压缩和短梁剪切性能测定,其性能已达到传统的PBZT/环氧树脂复合材料的水平。但与无机纤维复合材料比较,其弯曲和压缩强度差得很多,而拉伸和压缩模量达到或略超过碳纤维复合材料水平。当然PBZT是电绝缘体,因此在高模量非导体和耐腐蚀为主的应用方面是超过了碳纤维。使用热塑性树脂基还有一个优点是复合材料能再加工。单取向的分子复合试样测试后,破坏的试样能再热压成型,其弯曲和短梁剪切强度性能有100%的恢复。当然,可修复性的最敏感的测试应该是测定拉伸强度的恢复程度。

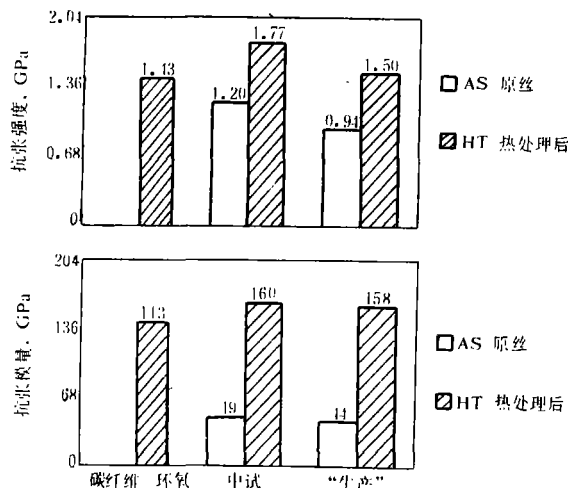


图3 PBZT/尼龙分子复合纤维与碳纤维/环氧树脂
单取向复合材料的拉伸性能比较

Du Pout 公司的研究者们已使纺丝热处理工艺从实验室规模放大到“生产”规模,进行了很多次60磅级的生产纺丝批料,得到一次25磅290股1000丹尼尔分子复合多股丝。从“生产”规模得到的分子复合纤维的拉伸性能和热处理后的中试规模的样品一样好(图3)。从“生产”出来的分子复合丝加工成各种取向的板,送到了波音高级集团公司(Boeing Advanced Systems)进行全面力学、电学和光学测定,以期给分子复合材料以全面综合评价。看来商业开发前景极好。

4.3 耐高温热塑性树脂基复合材料

对于很多航空航天高技术应用来说,需要的复合材料要比通常的聚酰胺基有更高的使用温度和更好的耐溶剂性及环境稳定性。因此在美国空军的合同要求下,另一组 Du Pout 公司纤维部的高级结构材料技术中心的研究者们努力开发耐高温热塑性树脂基分子复合材料,并向商业技术的可行方向推进。如上所述,使用 Du Pout 公司的纺丝工艺,采用更实用的高于临界浓度的体系,增强剂 PBZT 并不是分子分散,而是形成微观分数,其刚棒聚合物微区具有1000~10000对 $<30 \text{ \AA}$ 的长径比。只要长径比足够大,其微观复合材料(Microcomposite)纤维的拉伸性能会比所谓的分子复合材料还要好。W. M. Sanford 和 G. M. Pririlutski^[18]选用聚醚醚酮(PEEK)及 Du Pont 公司牌号为 Avimid * K 和 N 的聚酰胺胶这3种热塑性基体树脂,进行微观复合材料的开发研究,以期在简化加工工艺和提高使用温度上获得突破,其使用温度的目标水平为121℃、177℃、229℃和315℃。

微观复合材料的制备过程是,首先用干喷湿纺技术,将共混溶液纺成复合纤维预制品。然后在一平板上将预制品纤维缠绕、形成沿纤维轴单向密排。再压制成紧密结合的片,类似于通常复合材料的预制品。最后片被切成要求尺寸的片基,堆积成层压片,使用热压技术加工成为复合材料层压板。

PEKK 是半结晶热塑性树脂,其使用温度为中等,相当于3501-6环氧树脂或 PEEK,玻璃

化温度为156℃,耐溶剂性能非常好,能溶解和稳定存在于PBZT的强酸溶液中。从60PBZT/40PEKK的酸性溶液干喷湿纺成10股45丹尼尔的微观复合材料预制品,经热处理其拉伸强度达1.4~2.2 GPa,模量为130~170 GPa,断裂伸长为0.5%~1.2%。按混合定律(60%的体积分数),其PBZT增强剂的强度和模量为3.5 GPa/270 GPa,已达到PBZT本身纤维的性能水平。

按上述加工过程将预制纤维热压成 $15.24 \times 1.27 \text{ cm}^2$ 的单取向试样。60 PBZY/40 PEKK复合试样的力学性能与其他复合材料相比,如图4和图5所示。可以看出其拉伸性能和弯曲模量、压缩模量是与常规的PBZT纤维和中等模量的碳纤维T300增强的复合材料相当。而弯曲强度和压缩强度比碳纤维的低得多,这是有机纤维普遍存在的不足。该复合材料已热压成 $25.4 \times 38.1 \times 0.254 \text{ cm}^3$ 薄板,由波音高级集团公司进行综合性能评价。

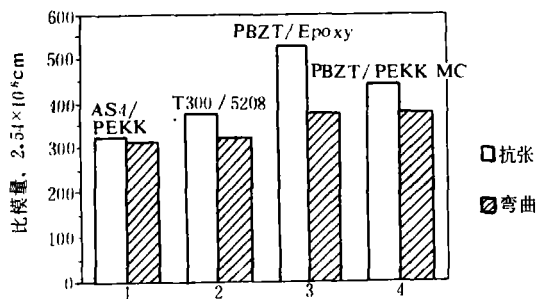


图4 PBZT/PEKK分子复合材料与通常复合材料的比模量比较

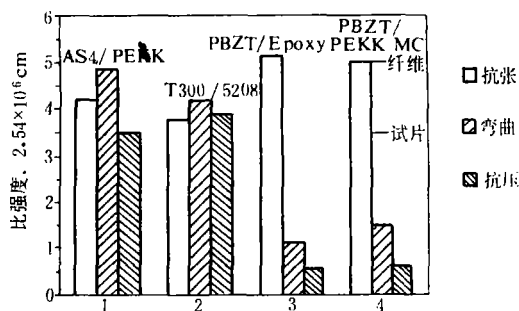


图5 PBZT/PEKK分子复合材料与通常复合材料的比强度比较

5 分子复合材料的开发前景

开发分子复合材料的推动力主要来源于在工程结构材料的应用前景。上述介绍的一些研究成果很鼓舞人心,使得资助单位仍在继续大量投资,吸引了更多的研究者从化学、物理和工艺的角度逐一解决开发过程中的一个个难题,使刚棒分子复合材料逐渐推向商品化进程,工业化前景极为乐观。

刚棒分子复合材料作为结构材料能在4个方面有很好的开发前景。首先是直接替代纤维增强复合材料,它比传统的PBZT类纤维增强复合材料加工简易,而且其热塑性树脂基复合材料能再加工和修复,同时其性能并不弱于传统的复合材料。其次是用作高性能工程塑料,通常的高级工程塑料[如PEEK、聚酰亚胺(Tolon)、聚醚亚胺(Avimid)、聚砜(Udel)、聚芳醚(Xydar)等]模量大约为3.5 GPa,拉伸强度为0.01 GPa, PBZT的分子复合材料中很多品种的机械性能比其高5到10倍,甚至更好。有了PBZT分子增强后,其玻璃化温度还会再提高,其工作温度能比通常工程塑料高100℃,甚至更高。其耐溶剂性能和耐环境稳定性也有所提高。这对汽车工业的复杂形状的构件、航空航天工业的高比性能,耐高温是极关键的。再次是高性能纤维或薄膜,虽然在机械性能方面按配料比有些损失,但改善了韧性,增加一些弯曲,压缩和短梁剪切性能。最后一个开发方面是做高模量、高韧性复合型基体树脂,用在连续或短纤维宏观复合材料上。复合材料的机械性能本是由纤维组分提供,但基体树脂机械性能优异,也能略提高复合材料性能和使用温度有非常明显的提高,能集中更多方面的高性能。

很明显,刚棒分子复合材料已从实验室规模走到工业实验室的“生产”规模,实现商业化还有一些难点要解决,还有许多潜力要开拓。但其商业化前景是不容置疑的。

6 参考文献

1 Helminiak T E, et al. Am. Chem. Soc. Poly. Preprints,

- 1975, 16:659
- 2 Helminiak T E, et al. U. S. Pat. Appl. 902525(1978); U. S. Patent 4207407(1980)
- 3 Hwang W - F, Helminiak T E, et al. J. Macromol. Sci. Phys, 1983, B22, 231
- 4 Takayanagi M, et al. UK Pat. Appl. GB 2008598, (1977)
- 5 Takayanagi M. Pure Appl. Chem, 1983, 55(5): 819
- 6 Takayanagi M, K. Goto. J. Appl Polym Sci, 1984, 29: 2547
- 7 Krause S J, Hwang W - F, Mat. Res. Soc. Symp. Proc, 1990, Vol. 171, 131
- 8 Helminiak T E. Contemporary Topics in Polymer Science, 1989, Vol. 6 Multiphase Macromolecular Systems, by Culbertson B M, Plenum Press, 17
- 9 Krause S J, Helminiak T E, et al. J. Polymer Sci, Polym. Physics Ed, 1986, 24: 1991
- 10 Hwang W - F Helminiak T E, et al. Poly Eng. and Sci, 1983, 23: 784
- 11 Hwang W - F, Helminiak T E, et al. ACS Preprints, Org Coat and Plast Chem. 1983, 48: 922
- 12 Mickliffe S M, et al. J. Appl. Polym Sci, 1987, 34: 931
- 13 Nehme O, et al. J. Appl. Polym, Sci, 1985, 35: 1955
- 14 Krause S J. et al. Elect. Mic. Soc Am. Proc, 1988, 46: 748
- 15 Uy W C, et al. Mat. Res. Soc. Symp Proc. 1990, Vol 171, 153
- 16 Uy W C. U. S. Patent, 4810735 (7 March 1989)
- 17 Hwang W - F Helminiak T E, et al. U. S. Pat, 4631318(23 December 1986)
- 18 Sanford W M, Prilutski G M. Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 1990, Vol. 171, 147

Research and Development of Molecular Composites

Han Zhewen, Lu Zhibao, Wu Pingping

(Department of Polymer Science and Engineering, East China University of Chemical Technology, Shanghai, 200237)

Summary As rigid rod aromatic heterocyclic polymers were synthesized, the concept of molecular composite was pioneered. This paper describes research and development of molecular composite which are dispersions of the rigid rod polymer molecules as a reinforcement in a matrix of flexible coil polymers, for the recent 10 years. The synthesis and properties of a several typical molecular composite systems, for instance, all aromatic, polyamide, and high temperature stable thermoplastic matrixes systems are introduced, The prognosis of the developed processes for commercial viability appears very good.

Key word Poly(*p* - phenylene benzobisthiazole) (PBZT), Rigid - Rod Polymer, Molecular Composite

(上接第196页)

31 Lazurkin, J. Polym. Sci, 1958, 30: 595

Physical Ageing and Cohesional Chain Entanglement of Polymers

Shen Deyan, Qian Renyuan

(Institute of Chemistry, Academia Sinica, Beijing, 100080)

Summary A new chain entanglement viewpoint of polymer, that is the local inter-chain cohesion in the glassy state as a kind of cohesional chain entanglement, was used to explain the mechanism of the endothermic peak of aged polymers in DSC measurement and stress yielding in uniaxial stretching process.

Key words chain entanglement, physical ageing, conformational relaxation, stress yielding, infrared spectroscopy