

聚合物强度和断裂研究的动向

沈静姝

(中国科学院化学研究所,北京,100080)

提要 本文概述了聚合物强度和断裂的主要研究内容,介绍了近年来国内外文献资料中从不同的研究角度对它们进行研究的概况和动向。

关键词 聚合物强度,聚合物断裂,聚合物破坏

材料的工程应用需要掌握有关材料变形和破坏的知识。聚合物由于重量轻、成本低、加工容易及具有其它材料所没有的一些特殊性质,因而在工程领域中获得了越来越多的应用。但是,聚合物材料的结构比金属和其它小分子材料复杂得多,而且在应用中热塑性材料常添加稳定剂、填料和增塑剂,热固性树脂除了单独使用外还常作为复合材料和橡胶的基材。对聚合物进行工程设计时首先需要了解它们的刚性和强度以及它们对力学加载的响应,特别是它们是如何依赖于加载的温度、时间或速度的。聚合物材料在工程应用中的重要问题就是韧性和耐久性,必须考虑材料经过多长时间、以什么方式发生破坏,这就是研究聚合物强度和断裂的主要目的。

1 研究内容

高分子材料强度和断裂的主要研究内容是:

(1) 高分子材料的理论强度;影响材料强度的结构因素和加工工艺因素;提高材料强度的方法;根据不同的使用目的,对材料进行强度设计时必须考虑的模量、屈服强度、破坏强度、抗冲强度、蠕变强度、疲劳强度、由环境或化学药品造成的应力银纹化或应力开裂;

(2) 高分子材料的屈服过程与塑性形变的唯象理论和微观机理;

(3) 银纹产生的条件、形态与结构,银纹发

展的微观机理,银纹的力学特性;银纹与裂纹、断裂、屈服、蠕变、应力松弛和疲劳行为之间的相互关系;

(4) 高分子材料的断裂类型及其微观机理,线性断裂力学的应用,Griffith理论与断裂判据,非线性断裂力学与J积分的应用,裂纹增长特性及断裂面的组织形态学;

(5) 冲击破坏与冲击强度、冲击特性的评价方法,几种标准试验方法的力学原理,冲击强度与结构的关系;

(6) 概率论、速度过程理论和成核理论用于研究高分子材料的断裂和强度;

(7) 材料的环境应力开裂、耐候性、耐药品性;

(8) 材料的动态屈服、蠕变及蠕变破坏;

(9) 材料的疲劳特性、疲劳裂纹的发生和发展及疲劳断裂面的形态学特征。

综上所述,研究高分子强度和断裂的内容极为广泛、丰富,涉及很多学科。不同的研究者从不同的角度、用不同的方法进行研究,如果能按照下述的几个研究方面对高分子材料的强度和断裂进行系统而深入研究,则会对本领域获得全面的了解⁽¹⁾。

(1) 原子分子理论;

(2) 材料形态学;

(3) 连续介质力学;

(4) 包含数理学的唯象理论;

(5) 热力学和统计力学;

- (6) 概率统计理论;
- (7) 环境对材料的影响;
- (8) 材料试验;
- (9) 设计学。

下面将分别概述近年来在这些研究方面的动态。

2 国内外的研究现状

2.1 原子分子理论方面

从原子、分子的微观水平上看,所有的聚合物有强烈的各向异性和不均匀性。分子量、分子链的柔性和刚性、链的取向、晶区中的缺陷(即位错)等等都会对高分子材料的强度、屈服、形变和断裂机理产生十分重要的影响。

聚合物断裂必须产生新的表面,它由主价键或次价键的断开而发生。在分子水平上(1~10nm)可发生两个基本不同的局部破坏现象:链的滑移和键的断裂。使它们发生破坏的应力范围也是不同的,而且也受链的取向程度及是否存在缠结或交联的影响。目前已能用实验方法从分子的角度定量地确认在形变过程中一部分高分子链会被拉断。Kausch^[2]已详细而又全面地叙述了断裂现象的分子机理,但尚未达到能对宏观的断裂强度进行定量说明的阶段。

很低分子量的玻璃态聚合物象冷冻液体一样脆,当分子量达到临界值 M_c (如聚甲基丙烯酸甲酯的 M_c 为 3000),则不同的分子之间允许缠结,材料的韧性就会急剧增加。断裂面的形态也发生相应的变化,分子量大于 $2M_c$ 则分子之间进一步由于缠结而能在破坏过程中形成银纹。从分子机理角度提出了银纹产生和发展的模型^[3],对银纹的结构和稳定性及其与分子量、分子缠结的关系有了相当多的研究^[4,5]。也有研究指出,聚合物及其共混物中的银纹化/屈服行为是由链缠结密度 V_c 和链的特征比 $C \propto$ 这两个链参数决定的^[6]。分子量高的聚合物,断裂应力和疲劳寿命较长。已建立了断裂强度判据,并在理论上预言了聚乙烯(PE)、聚甲基丙烯酸甲酯(PMMA)、聚苯乙烯(PS)和聚氯乙烯(PVC)

的主链键断裂力和断裂时链段的拉伸比^[7]。

聚合物的分子量在 $10^5 \sim 5 \times 10^5$ 范围内 Izod 抗冲断裂韧性会有迅速的增加;在 10^6 以上则基本不再变化,有的会略为降低;宽的分子量分布能改善抗冲韧性。

对柔性、半柔性和刚性棒状聚合物的分子结构与强度之间的关系有了更好的了解。分子可动性对断裂强度的影响与分子可动性的温度依赖性直接有关,链的可动性增加则链发生滑移和解缠结,试样发生延性形变,从而导致断裂强度和断裂韧性减小。在同一温度下,化学上不同的分子链有非常不同的分子可动性,然而若是选各自的玻璃化温度 T_g 作为参考温度,则有下列共同特征:在 $T \ll T_g$, 弹性模量 $E \gg 4.5$ GPa 则呈脆性行为;在 $T < T_g$, 弹性模量 E 在 2~4 GPa 之间,则呈半延性行为;在 $T < T_g$, $E < 1.5$ GPa, 则材料呈延性行为;在 $T > T_g$ 时材料呈橡胶弹性行为^[8]。

从液晶溶液、液晶液体、柔性高分子量聚合物溶液得到超高强度纤维这一动向,重新引起了对单轴取向聚合物的理论强度的兴趣。已经对具有最简单结构的聚乙烯,从理论上计算每个分子在应力下的强度和完全伸直链分子的总体强度,并指出对于 PE 仍可能在目前的超强水平上进一步改善强度^[9]。

与屈服和断裂现象不同,弹性模量是小形变的参量,主要反映分子水平上结构的形变,比较容易与分子结构相联系。拉伸聚合物的模量随形变程度而显著增加,近年来制备高模量聚合物的加工工艺得到了发展^[10,11],在很多情况下是形成各向异性熔体或溶液后,用纤维成型技术开发了多种高模量纤维。

已经证明在取向或超取向的纤维中,微纤之间的应力传递是一个很重要的强度限定参数。那末具有宏观尺寸的单晶应当会有更好的强度,高模量聚双乙炔(Poly-diacetylene)晶体已经制作出来^[12],它与超高取向 PE 纤维不同,聚双乙炔单晶纤维实际上完全没有蠕变,它们的强度依赖于纤维的直径,这是因为应力集中

产生于纤维表面,从这里开始产生破坏、断裂。

为了分别对半结晶性聚合物和非晶聚合物的小形变和大形变进行分子机理上的解释,已经提出了一些理论和模型,其中也包括热固性材料的屈服和流动的分子模型^[2]。热固性高分子和弹性体,其分子形变受交联度的强烈影响,分子的可动性随交联而减小,断裂伸长也降低。高交联树脂的断裂表面象镜面一样光滑,表明粘性流动、大尺寸的塑性形变以及裂纹尖端的银纹化现象都受到了阻止,除很低交联度外,抗张强度也随交联的增加而递减,应力强度因子也有相同的趋热。

聚合物断裂可能导致结构的变化,已有人从力化学的角度进行了系统的阐述^[13]。

2.2 材料形态学的研究方面

主要是研究高分子的所谓二次结构或高次结构与强度、形变和断裂的关系。均聚物的高次结构有如结晶的形态;片晶的尺寸、分布状态;结晶度或取向度。对于一部分材料,其微晶的尺寸实际上已经可以控制,而对全部的高分子材料则尚未有理想的结果。

结晶聚合物的超分子结构(即高次结构)对形变和断裂的影响已有不少的报导。片晶的尺寸分布会影响材料中应力的分布、裂纹的形成和发展以及材料最终力学行为。片晶内或多或少会有缺陷、折叠和缠结在一起的分子,由片晶组成球晶、串晶或伸直链结晶,在其间还有非晶区,因而半结晶聚合物在微观上是十分复杂的,从而导致应力和应变会有很大的局部变化,它与片晶、球晶的尺寸和完整性、tie 分子(即片晶之间的连结分子)的数目和取向直接有关。断裂机理可以是延性的或半脆性的,断裂往往沿球晶边界或晶粒之间的开裂处发展。半结晶聚合物的形态对疲劳行为(疲劳裂纹的发展)的影响也已进行了研究^[14]。

结晶度受分子内部参数(如链的化学结构、支化和规整度、结晶超结构的性质和程度)的影响,也受热历史的影响,一般说来,结晶度高则断裂韧性变小。

取向使结晶聚合物能得到高模量和高强度纤维〔如聚乙烯和 Kevlar 纤维(芳纶)〕。对玻璃态聚合物,通过挤出或注射也会产生取向,但取向对模量和断裂强度的影响要小一些。高度预取向的某些玻璃态聚合物则有显著的成纤断裂倾向。

到目前为止对热位伸聚合物中裂纹的发展还了解不多,只有一些定性的分析。在热拉伸方向上模量是增加的;在低拉伸比时,对垂直于拉伸方向上的裂纹而言,应力强度因子也是迅速增加的;在平行于拉伸方向上则略有减少。当银纹化受到抑制时,断裂韧性随分子取向而减少,导致脆性非稳态断裂。在平行于取向方向,则银纹化更容易发生,而这时应变强度因子剧烈减小。取向对抗冲强度的影响与抗拉试验的结果相同,但影响更为显著,数据仅有定性的意义。对疲劳行为的影响也已有研究^[15]。

关于材料塑性形变的机理,已在形态学观察的基础上提出了各种模型,但尚未有一种已完全定论。非晶高分子或由结晶相与非晶相混合在一起的结晶性高分子,它们开始屈服和破坏都是由于高次结构或形态的不均一性,因此必须从微观的应力集中角度来研究破坏开始及裂纹发展的难易性与形态的关系。在扫描电镜下直接观察拉伸断裂的过程,已经启迪了产生破损和断裂的机理。在热固性材料中已证明在微米尺寸的结构和形态,象分子尺寸范围的纯化学参数一样重要。

由各类不同的高分子材料组合起来的具有各种功能性(特别是力学性能)的高分子共混物及由高分子材料和无机材料组合起来的各种复合增强材料,近 20 年来有很大的发展。前者特别是含有橡胶材料的(如 ABS 工程塑料、高抗冲聚苯乙烯等),对它们优良的抗冲机理已从形态学的角度进行了解释。聚合物复合材料中的刚性粒子增强理论也有了较好的发展^[16]。研究表明,非弹性体增韧有可能成为制备高强度、高韧性工程塑料的一种新途径^[17]。聚合物共混体脆-韧转变的逾渗研究也取得了进展^[18]。对于复

合材料,所谓的不均匀性特别重要,因为它们断裂方式会随不同的应力值和加载时间而发生变化,因此要预言它们的长期行为,就必须仔细分析短时间试验的数据。

加工条件会大大影响材料的形态结构从而会影响强度和断裂行为。例如用 SEM 研究注射成型的聚丙烯试样的皮层形态对疲劳裂缝发展的影响表明,加工导致的皮层结构有自增强效应^[19]。

2.3 连续介质力学方面

可以把聚合物固体作为均一的力学连续介质看待,它对应力和应变以可以预言的方式作出响应。在工程应用中这种方法是常用的,断裂力学研究就是基于假定研究对象是连续介质,它早已在金属材料中应用。20 年前开始应用该方法于聚合物,在近 15 年内,对聚合物及其胶粘剂和复合材料已建立了断裂力学方面的较牢固的基础,并已经证明在研究具有裂纹或缺口形缺陷的高分子材料的断裂判据或疲劳裂纹、蠕变裂纹的传播行为方面非常有效^[20~22]。用此方法可评价聚合物对断裂的阻抗,它也广泛用于表征材料的韧性,详细解释材料韧性的优劣,预言材料的长期性能。

当聚合物可作为弹性材料处理时,如在很低温度下或较高的加载速度下,或是高交联度的热固性聚合物和 IPN(互穿网络聚合物),则可用线性断裂力学或非线性断裂力学来处理^[23,24]。已经对聚合物中应力强度因子和断裂韧性作了定义,指出了正确应用的条件,也研究了聚合物中裂纹的产生和发展,并建立了一些从临界应力强度因子、断裂能来估算裂纹发展速度的定量或定性的方法。对于热固性聚合物的动态和静态疲劳性能仍了解得比热塑性聚合物少,必须进一步研究。

由于聚合物有粘弹性,对力学响应有时间依赖性,因此从断裂力学来定义的断裂韧性 K_{IC} 和断裂能 G_c 将有时依赖性,常表达为开裂速度的函数。

聚合物受剪切屈服时,可用熟知的屈服判

据来描述,不过要略作修改,例如要考虑时间依赖性。断裂力学导出的塑性理论也能用于聚合物,但必须是有条件的。这是因为热塑性聚合物的形变模式会发生改变,这时能量通过银纹化而耗散,银纹化需要判据,它们在高应力下形成于裂纹的前端周围,在某些情况下伴随有其它微成孔过程,因此在金属方面所发展的方法不一定全能用于聚合物,必然会有条件限制,线弹性断裂力学的尺寸判据和 J 积分方法的应用就是例子。J 积分是一个能量输入参数,在研究弹性-塑性材料的断裂行为中可用作产生裂纹的判据。Williams 已经阐述了 J 积分的基本原理和外推积分方法,并指出了问题的复杂性。利用这些原理对一些通用聚合物的破坏起始条件、慢速的裂纹发展及稳定性、高速负载下的断裂行为进行了较详细的讨论,一些特殊的分析结果见文献[22]。

由于电镜技术的发展,对断裂面形态学的研究取得了很大的进展。已经研究了不同的断裂方式的断面所具有的各种特征形态,在材料的开裂速度、裂纹发展的模型、损坏、屈服与断口组织形态的联系方面进行了很多工作,试图从局部应力诱导开裂模型、开裂速度和应力强度因子及聚合物的柔性来说明断面上的各种特征^[13]。用分形法研究断面形态的工作也已经开始^[25]。

2.4 包含数理学的唯象理论研究方面

让我们来举连续介质力学的数理塑性学的例子。高分子材料开始屈服或开始塑性形变的力学条件,就若干种材料而言是和金属材料一样的,因此对 Tresca 或 Mises 条件作些适当修改后就可以应用。但是在多数情况下,高分子材料开始塑性形变的应力条件伴随着明显的结构变化,因而是非常复杂的。例如在表现应变软化的倾向之后,由于高分子链的取向而再次表现出应变硬化的倾向,这在高分子材料中并不少见。

对延性聚合物由局域化的屈服失稳塑性变形引发产生的以颈缩台阶沿试件扩展为标志的

冷拉变形的力学状态条件和特性已经进行了讨论^[26]。

尽管对应硬化与不均匀塑性形变之间的关系目前正在用唯象理论进行研究,但应变硬化的程度随高分子材料的种类和材料的热历史而发生复杂的变化是早已知道的事实。目前尚不能定量地描述应变硬化,特别是要用数理塑性学中两个比较大的理论(应变增分理论或全应变理论)来处理的话,两个理论的基本假定对高分子适用到什么程度,必须进一步作考虑。

Ahmad^[27]汇集了工程聚合物有关形变和断裂的实验数据和简化的理论模型,提出用图来表示、归纳它们对应力的非弹性响应,识别了脆性断裂是由银纹化或剪切带引发的、塑性终止于延性断裂、冷拉伸、橡胶态和粘性流动、纯弹性形变及绝热加热影响形变等等不同的状态。已经证明很多商品聚合物(如聚甲基丙烯酸甲酯、聚苯乙烯、聚碳酸酯、聚丁烯和环氧树脂)的数据都能满足每种状态的简化的本构方程,这些方程用来作图,对于抗拉和压缩试验,可以把强度与在相当宽的范围内变化的温度、应变速率相互联系起来。

2.5 热力学和统计力学的研究方面

此方面对橡胶的形变理论已取得很大的成功,橡胶弹性理论已发展得很完善。对一般的高分子材料的破坏问题,从结构的角度来进行统计力学的理论分析也已经有不少工作。这个理论的梗概是:考虑承受应力的分子链的局部分布随时间减少,当达到支撑负荷的临界值,就发生断裂,这就是断裂时间的统计力学处理。在非晶高分子中分子是无规缠结的,只在 T_g 以上允许链局部运动,对这样的状态,断裂时间的统计力学是适用的,而对于玻璃态或结晶高分子则不适用。目前已尝试用热力学方法对结晶高分子塑性形变开始的机制进行探讨。

Kausch 提出所有的宏观破坏过程是一个速度过程。最基本的断裂事件是次价键或主价键热活化破坏,这些事件积累在一起导致裂纹或受力试样的断裂。他从分子参数的角度出发,

详细讨论了聚合物链最终的形变、力学形成自由基的动力学和反应动力学、均匀形变和断裂中分子链断裂的作用、非均匀形变中的分子链、银纹和裂纹的产生和发展以及断裂韧性和能量释放速率的分子解释,特别是对各种断裂的分子速度过程理论作了非常详细和全面的介绍^[2]。也已有一些文献中讨论了聚合物材料的断裂与其它的有时间依赖性的过程之间的关系,例如物理老化对断裂的影响。另外,热活化速度过程理论可成功地描述非填充热固性材料的屈服行为。

2.6 概率统计理论的研究方面

材料内部的固有缺陷(包括裂纹和杂质)会导致应力集中,使试样过早发生脆性断裂。固有缺陷(裂纹)的最大尺寸由材料的断裂应力和应力强度因子所决定。另外,试样的几何形状和加工时残留在内部的内张力及其分布都会大大影响材料的强度和断裂行为及寿命。已经证实半结晶性聚合物在结晶过程的后半期,由于结晶和熔体密度的差异将导致体积收缩,球晶之间和球晶内片晶之间会产生微小的银纹或裂纹^[28,29],它们的存在对强度有重要影响。热塑性聚合物往往用注塑或模压加工,试样内会有熔接线存在。熔接线与主材之间往往会有区别而带来的缺陷,影响强度,在这方面已有很多著作讨论不同的加工温度、加工方法对熔接强度的影响。

断裂强度的概率论处理方法是存在材料中的缺陷的强度分布函数来求最小值分布的极值统计学问题。即使是在高分子中,也只有对橡胶的断裂强度的概率论的解析取得了进展,第一渐近分布或第三渐近分布可以与实验值对应。也有些情况下 Weibull 分布可以适用,但是什么样的分布函数最具有普遍的适用性,目前尚无定论。上述仅是把空间的缺陷分布作为对象进行静态的概率处理,引入了时间因素而发展起来的则称为概率过程理论。该理论最早是由横堀提出的,Coleman 作了一系列研究,把这种方法部分地引入对纤维的断裂研究中,最终

他提出了缺陷的串联并联模型,由此尝试对实际的纤维断裂问题适用到什么程度,尚不清楚。

目前一般的高分子材料的断裂强度与概率统计理论还对不上号。在单纯的强度试验中,在尽量避免材质不均匀性和实验条件变动的情况下收集起来的大量数据,也仍然包括了有关缺陷与断裂之间关系的大量信息,因此这个处理方法也还是很重要的,需要进一步发展。

2.7 环境对材料影响的研究方面

高分子材料应用于工业上,环境对它的影响是个大问题。过去一直在进行这方面的研究,例如聚乙烯、聚碳酸酯的应力开裂或橡胶的臭氧龟裂等等问题。

对应力和环境同时作用下的破坏问题,虽然已进行了各种研究(如环境的化学作用、应力的状态、分子量、结晶度的影响等等),但是因为这些现象过于复杂,对断裂机理的综合分析进展还不太大。此外,象疲劳这类在动态应力下的环境与破坏问题,实验例子也有了一些^[30]。即使在纯粹的循环应力作用下高分子链也会发生断裂,因此有人把高分子疲劳称为力学-化学老化。如果在能带来化学老化的环境下进行力学疲劳,就会使材料的强度和耐久性更显著地下降。

溶剂诱导使聚合物变脆^[31]。在较高的应变下,很多聚合物(PVC、PE、PP 等等)会由打开小空洞而发生形变,形变区域显现白色,这种现象称为应力白化(亦即内部银纹化)。在某些活性环境物质(如液体、油脂及某些气体)的存在下会使聚合物的银纹化大大加速。一般认为银纹化剂必须能扩散到聚合物中去,增加链的可动性而促进银纹产生,也促进银纹的破裂。

2.8 材料试验的研究方面

希望能把各国企业内已积累的各种数据公开,以便能把在各种条件下作为设计资料使用的标准数据编集成参考书,因为即便是同一种高分子材料,由于制造厂商不同,强度、特性都会有所变化,这已是人所共知的事。由于高分子

材料没有象金属材料那样的品质规范,就必须根据各公司的产品说明书来选择材料和材质,这从高分子材料的使用立场上来说是非常不方便的。测试方法的研究,有一部分是从各国的标准来进行的,如 ASTM 标准、JIS 标准或 ISO 标准。从高分子物理的立场上来看,有人认为用这些标准方法得到的结果没有多大意义,例如抗冲试验常用的 Izod 法、Charpy 法和 Fee falling dart 法,这 3 种方法的工业意义是不相同的,目前还没有很好地进行讨论。

2.9 设计学的研究方面

尽管这是一个试图把高分子材料作为工业材料来广泛应用的领域,但这方面的研究还很薄弱。不过随着高分子材料越来越广泛地被应用,也就在某种程度上积累了一些各别的经验,并且了解到一些应用方面的特性要求。把这些综合起来,强度设计必须既考虑材料的共性,又考虑某一用途所要求的特性,实现从宏观的强度设计上溯到微观的材料设计或分子设计,是本研究方法的最终目标。

3 参考文献

- 1 成 郁夫. 高分子材料强度学. 东京: オーム社, 1982. 6~9
- 2 Kausch H H. Polymer Fracture (2nd Ed.). Berlin: Springer - Verlag, 1987
- 3 Michler G H. Contribution of Crazing to the Toughness of Amorphous and Semicrystalline Polymer. Nakromol. Chem, Macromol. Symp, 1991, 41: 39
- 4 Yang A C - M, Kramer E J, Kuo C C, Phoenix S L. Crazes in Diluted Entanglement Networks of Polystyrene. Macromolecules, 1986, 19(7): 2020
- 5 Berger L L. On the Mechanism of Craze Fibril Breakdown in Glassy Polymers. Macromolecules, 1990, 23(11): 2926
- 6 Wu S. Predicting Chain Conformation and Entanglement of Polymers from Chemical Structure. Polymer Engineering and Science, 1992, 32(12): 823
- 7 Mikos A G, Peppas N A. polymer Chain Entanglements and Brittle Fracture. III. Critical Fracture Strength of Macromolecular Materials. J. Mater. Sci. Lett., 1989, 8 (7): 833
- 8 Kausch H H, Stalder B. Structural Effects in Polymer Fracture. Herrmann K P and Larsson H (editors), Frac-

- ture of Non - Metallic Materials, Dordrecht/Boston: D Reidel Publishing Company, 1987, 291~308
- 9 Prevorsek D C. Ultimate Properties, Uniaxial Systems. *Encycl. Polym. Sci. Eng.*, Kroschwitz J I (editor), New York: Wiley, 1990 Suppl. vol, 803-21
 - 10 Zachariades A E, Porter R S (Editors). The Strength and Stiffness of Polymers. New York/Basel: Marcel Dekker Inc., 1983. 1~50
 - 11 Lewin M, Preston. Handbook of Fiber Science and Technology Vol. II High Technology Fibers Part B. New York: Marcel Dekker Inc, 1989
 - 12 Calotis C, Read R T, Yenag P H J, Young R T, Chalmers I F, Bloor D. High - Modulus Polydiacetylene Single - Crystal Fibers. *J. Polymer Sci, Polym. Phys. Ed.*, 1984, 22 (9): 1589
 - 13 Sohna J. Mechanochemistry of Polymers. *Progress in Polymer Sci.*, 1989, 14 (4): 488
 - 14 Runt J, Jacq M, Yeh J T, Gallagher K P. Morphology and Fatigue Crack Propagation in Crystalline Polymers. *Polymer Preprints*, 1988, 29(2): 134
 - 15 Kaita N, Takahara A, Kajiyama T. Effect of Orientation of Molecular Chains on Fatigue Behavior of Solid - State Extruded High - Density Polyethylene. *Polymer Preprints*, 1988, 29 (2): 130
 - 16 Ahmed S, Jones F R. A Review of Particulate Reinforcement Theories for Polymer Composites, *J. Materials Sci.*, 1990, 25: 4933
 - 17 李东明, 漆宗能. 非弹性体增韧-聚合物增韧的新途径. *高分子通报*, 1989, (1): 32
 - 18 李强, 郑文革, 漆宗能, 朱晓光, 蔡忠龙. 聚合物共混体系脆韧转变的逾渗阈值及其分散度的关系. *中国科学 B 辑*, 1992, (3): 236
 - 19 Karger - Kocsis J, Friedrich K. Effect of Skin - Core Morphology on Fatigue Crack Propagation in Injection - Molded Polypropylene Homopolymer. *Int. J. Fatigue*, 1989, 11 (3) 161
 - 20 Kinloch A J, Young R T. *Fracture Behaviour of Polymers*. London/New York: Applied Science Publishers Ltd, 1983
 - 21 Willams J G. *Fracture Mechanics of Polymers*. New York: Ellis Horwood, 1984
 - 22 Herrmann K P, Larsson L H (editors). *Fracture of Non - Metallic Materials*. Dordrecht/Boston: D. Reidel Publishing Company, 1987. 227~256
 - 23 Kaiser T. Highly Crosslinked Polymers. *Progress in Polymer Sci.*, 1989, 14 (3) 416
 - 24 Laurienzo P, Malinconico M, Ragosta G Volpe M. Synthesis and Impact Behavior of PMMA/Ethylene - Vinyl Acetate Copolymer Interpenetrated Blands. *Angew Makromol. Chem.*, 1989, 170: 137
 - 25 何天白. 聚合物材料断面的分形特征. 高分子材料形变损伤与破坏学术讨论会论文集, 中国 宁波, 1992. 223
 - 26 朱锡雄. 高聚物冷拉变形的力学状态分析, 高分子材料形变损伤与破坏学术讨论会文集, 中国 宁波, 1992. 77
 - 27 Ahmad Z B, Ashby M F. Failure - Mechanism Maps for Engineering polymers. *J. Mater. Sci.*, 1988, 23: 2037
 - 28 Galeski A, Piorkowska E, Koenczoel L, Baer E. Acoustic Emission During Crystallization of Polymers. *J. Polym. Sci., Part B: Polym. phys.*, 1990, 28: 1171
 - 29 沈静姝, 任宏燕, 徐荣嵘, 崔珊玉. 聚丙烯熔体结晶过程中声发射源的实验研究. *材料科学进展*, 1992, 6 (4): 337
 - 30 Chen C C, Shen J, Sauer J A. Effects of Sorbed Water on Properties of Low and High Molecular Weight PMMA: I. Fatigue Performance. *Polymer*, 1985, 26 (1): 89
 - 31 Berger L L. Solvent - induced Embrittlement in a Crystallizable Polyarylate. *J. Polym. Sci, Part B: Polym. Phys.*, 1989, 27 (8): 1629

Strength and Fracture of Polymers

Shen Jingshu

(Institute of Chemistry, Academia Sinica, Beijing 100080)

Summary A review with 31 references on strength and fracture studies of polymers with emphasis on sketch and tendency by various research approaches.

Key words Polymer strength, Polymer fracture, Polymer failure