研究综述

# 软材料粘接结构界面破坏研究综述

朱忠猛 杨卓然 蒋 晗2)

(西南交通大学力学与工程学院,应用力学与结构安全四川省重点实验室,成都 610031)

**摘要** 软材料已经在软机器人、生物医学及柔性电子等各个领域得到广泛的应用.实际应用中,软材料多需要 粘附于不同类型的基底上,与之共同组成工程构件进而实现特定的功能,粘接界面性能对构件的结构完整性与 功能可靠性起着关键性作用.本文对目前软材料粘接结构界面破坏行为方面的研究进行了系统总结.首先通过 与传统粘接结构的对比,指出了"软界面"与"软基体"两种软材料粘接结构界面破坏行为的独特性及其物理本 质.接着分别总结了"软界面"与"软基体"两种粘接结构界面破坏行为的实验表征方面的研究成果,对界面及基 体黏弹性耗散对界面破坏机理的影响分别进行了分析.然后从理论角度,介绍了针对两种软材料粘接结构界面 破坏行为的理论分析方法,并对已建立的相关理论模型进行了总结.之后以内聚力模型方法为基础,介绍了软 材料粘接结构界面破坏行为数值模拟方面的相关研究进展.最后基于已有的研究成果,提出了目前研究所面临 的挑战,并对可能的软材料粘接结构界面破坏的未来研究方向进行了讨论和展望.

关键词 软材料,粘接,界面,脱粘

中图分类号: O346.1 文献标识码: A doi: 10.6052/0459-1879-21-131

# REVIEW OF INTERFACIAL DEBONDING BEHAVIOR OF ADHESIVE STRUCTURES WITH SOFT MATERIALS<sup>1)</sup>

Zhu Zhongmeng Yang Zhuoran Jiang Han<sup>2)</sup>

(Applied Mechanics and Structure Safety Key Laboratory of Sichuan Province, School of Mechanics and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

**Abstract** Soft material has been widely used in soft robots, biomedicine, flexible electronics and other fields. In practical applications, soft material generally needs to be adhered to different types of substrate forming adhesive structures to accomplish specific functions. The interfacial performance of the adhesive system plays a key role in structural integrity and functional reliability. In this paper, the research efforts on the interfacial debonding behavior of adhesive structures with soft materials are systematically reviewed and summarized. The adhesive structures with soft materials can be classified into two types: (1) adhesive structures with "soft interface" in which stiff adherends are bonded by soft adhesives owning strong energy dissipative, typically viscoelastic, properties; (2) adhesive structures with "soft adherends" in which one or both of the adherends are significantly energy dissipative. In this paper, firstly, the specific mechanical characteristics and physical nature of the interfacial debonding behavior of the adhesive structures. Secondly, the experimental characterization of the interfacial debonding behaviors of the adhesive structures with "soft materials are analyzed by comparing with those of the traditional "hard" adhesive structures.

2021-03-31 收稿, 2021-06-12 录用, 2021-06-12 网络版发表.

1) 国家自然科学基金 (11872322), 四川省应用基础研究重点项目 (2019YJ0231) 和西南交通大学博士生创新基金 (D-CX201835) 资助项目. 2) 蒋晗, 教授, 主要研究方向: 高分子材料力学性能, 表面破坏与损伤. E-mail: jianghan@swjtu.edu.cn

**引用格式:** 朱忠猛,杨卓然,蒋晗.软材料粘接结构界面破坏研究综述.力学学报,2021,53(7):1807-1828

Zhu Zhongmeng, Yang Zhuoran, Jiang Han. Review of interfacial debonding behavior of adhesive structures with soft materials. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2021, 53(7): 1807-1828

ᄺᄨ

interface" and "soft adherend" are summarized respectively. The effects of viscoelastic dissipative property of the adhesive interface and bulk adherends on the interfacial debonding mechanisms are analyzed respectively. Thirdly, the theoretical analysis methods for the interfacial debonding behavior of the adhesive structures with soft materials are reviewed and the relative theoretical models are summarized. Fourthly, the research progress of the numerical simulation, mainly based on the cohesive zone model (CZM) method, of the interfacial debonding behavior of the adhesive structures with soft materials is reviewed. Finally, based on the existing research progress, the challenges of the current research are put forward and the prospect of possible future research opportunities on the interfacial debonding behavior of adhesive structures with soft materials is discussed.

Key words soft material, adhesive, interface, debonding

# 引 言

因其特有的低模量和能量耗散等"软"的特性以 及优异的"小激励大响应"等特征,多种多样的软材 料,如水凝胶、介电弹性体以及聚甲基氧硅烷等被 广泛应用在软机器人、生物医学和柔性电子等各个 领域[1-4]. 近些年, 软材料的力学行为已经成为学术 界和工业界广泛关注的热点之一.在实际应用中,软 材料一般需要粘附于某种基底材料上,与之共同组 成具有特定功能的结构.如在软机器人设计中,通过 叠加多层软材料制备的层合结构可以制作强韧的气 动腔,为软机器人的移动提供动力[2];柔性电子器件 需要紧密贴合在皮肤上以进行稳定的数据采集和传 输[3]等.在这些应用中,软材料与不同类型基底之间 粘接界面的性能对产品功能的稳定实现起着关键性 作用.一旦界面发生损伤或破坏,会对粘接结构的完 整性以及器件功能的可靠性造成严重损害.因此,针 对软材料粘接界面破坏行为的研究具有重要的理论 指导意义与工程应用价值.

过去几十年,软材料粘接结构的界面破坏行为 已经得到了国际国内学者广泛的关注.一些高质量 的综述性文章也陆续发表<sup>[5-8]</sup>,如 Creton 等<sup>[5]</sup> 针对软 材料断裂以及压敏胶粘接界面破坏行为的系统综 述,许巍等<sup>[7]</sup> 针对粘结界面破坏机理的较为全面的 总结,陈少华等<sup>[8]</sup> 针对粘附接触力学及薄膜/基底界 面力学的系统总结等.上述综述论文对粘接结构界 面力学行为的研究进行了较为深入的总结和评述, 然而研究对象偏重于传统的由金属、塑料等"硬"质 材料组成的粘接结构,较少涉及由具有显著大变 形、黏弹性耗散特征的软材料借助软黏合剂等与不 同基底构成的粘接结构.鉴于此,本文将系统地总结 软材料粘接结构界面破坏行为的实验、理论与数值 模拟研究,从软材料粘接结构界面破坏行为的独特 性出发,重点讨论软材料基体的独特力学行为及粘 接界面的能量耗散特性对界面破坏的影响,并基于 已有研究进展,对未来可能的软材料粘接结构界面 破坏的研究方向进行展望.

本文內容结构如下:第1节通过与传统"硬"质 粘接结构的对比,介绍软材料粘接结构界面破坏行 为的独特性及其物理来源;第2节总结软材料粘接 结构界面破坏行为的实验研究进展;第3节在实验 表征工作的基础上,回顾与总结针对软材料粘接结 构界面破坏的理论分析方法,并对已建立的相关理 论模型进行总结;第4节介绍基于内聚力模型 (cohesive zone model, CZM)方法的软材料粘接结构界面 破坏行为数值模拟分析的相关进展;第5节基于已 有的研究成果,提出目前研究所面临的挑战,并对可 能的软材料粘接结构界面破坏的未来研究方向和内 容进行讨论和展望;第6节结语.

### 1 软材料粘接结构界面破坏的独特性

在粘接结构中,被粘物与粘接基底之间可借助 黏合剂 (厚度一般为 10~300  $\mu$ m<sup>[5]</sup>) 连接或通过化学 键/物理相互作用直接连接,如图 1 所示.为避免歧 义,与许巍等<sup>[7]</sup> 的定义类似,本文首先规定所讨论的 粘接界面泛指被粘物与粘接基底之间所有起到连接 作用的界面相,而非狭义的被粘物与黏合剂/基底之 间的界面.从断裂力学的角度,粘接界面的破坏可以 被看作是一种特殊的具有确定路径的断裂行为.传 统上,粘接结构的界面破坏行为常使用经典的线弹 性断裂力学理论 (如 Griffith 理论等) 来描述<sup>[9]</sup>. 对线 弹性材料组成的粘接结构,根据 Griffith 理论,当界 面裂纹扩展单位面积时,形成新表面所需要的表面 能  $w = U_w - U_{el}$ .其中,  $U_w$ 是外部加载功,  $U_{el}$ 是材料

1808

弹性应变能,  $w = \gamma_1 + \gamma_2 - \gamma_{12}$ 为 Dupré界面粘附功,  $\gamma_1, \gamma_2$ 分别是两个粘接表面的热力学表面能,  $\gamma_{12}$ 为界 面能. 界面裂纹扩展的能量释放率可以表示为

$$G = \frac{\partial U_{\rm w}}{\partial A} - \frac{\partial U_{\rm el}}{\partial A} = w \tag{1}$$

其中 A 为粘接面积. 对弹性固体而言, 形成紧密接触的最小要求是单位接触面积黏合剂中储存的弹性应变能不超过 Dupré粘附功<sup>[10-12]</sup>.



Fig. 1 Schematic diagram of peeling of different adhesive structures

对于由脆性陶瓷、玻璃或韧性金属、聚碳酸酯 等材料通过环氧树脂胶等硬质黏合剂连接组成的粘 接结构 (即"硬"质粘接结构,如图 1(a)所示),虽然界 面裂纹尖端附近较小的区域内可能出现非弹性/非 线性行为,并可能伴随部分塑性或黏弹性耗散(也称 为小尺度屈服<sup>[5]</sup>),但在该区域以外,界面、被粘物基 体材料始终满足线弹性变形规律,线弹性断裂力学 依然能够描述该类界面破坏过程.此时,粘附功w可 用界面粘接能 Γ 来替换, Γ 包含裂尖局部的塑性或 黏弹性耗散,界面裂纹扩展的能量释放率可以表示为

$$G = \frac{\partial U_{\rm w}}{\partial A} - \frac{\partial U_{\rm el}}{\partial A} = \Gamma \tag{2}$$

通过压敏胶等软黏合剂连接的,由"硬"质被粘 物与粘接基底组成的粘接结构称为"软界面"粘接结 构, 如图 1(b) 所示. 依据 Dahlquist 的经验准则<sup>[13]</sup>, 软 黏合剂在1Hz时储能模量不超过0.1MPa,在大变 形下的力学响应一般具有显著的非线性特征. 这就 使得"软界面"粘接结构在界面破坏过程中,裂尖可 能发生显著钝化,基于线弹性断裂力学推导的裂尖 应力场分布不再适用[14-16].然而,即使在这种情况下, 如果黏合剂依然保持弹性变形,塑性或黏弹性耗散 仅限于裂尖附近较小(远小于材料宏观尺寸)的区 域,能量方法依然适用.由于软黏合剂变形过程中分 子网络的相互摩擦, 黏弹性耗散十分显著, 这些耗散 不仅存在于界面裂纹尖端区域,也大量发生于块体 黏合剂内部.此时,传统实验方法所直接获取的界面 粘接能 (Г可能要比w高几个量级) 就不再是一个只 与材料本征性能有关的参数,而与结构响应直接相 关,每种具体的加载构型(如剥离角度、剥离速度 等)都对应一个特定的表观粘接能<sup>[5]</sup>.

"软基体"粘接结构是指由高弹体或水凝胶等软 材料作为被粘物基体,通过软黏合剂或直接的化学/ 物理键与硬/软粘接基底连接组成的粘接结构,如 图 1(c)所示.一般软材料的弹性模量在 10<sup>3</sup>~10<sup>7</sup> Pa 之间,具有典型的大变形、非线性甚至黏弹性特性. 基体材料的非线性特征使得基于线弹性假设推导的 界面破坏理论,在描述软材料粘接结构的界面破坏 行为时会带来极大误差.同时,由于基体的厚度可能 远大于黏合剂,基体的黏弹性耗散也可能远超黏合 剂,对表观粘接能起主控作用,此时,只考虑黏合剂 能量耗散所建立的一系列理论也就难以准确描述界 面破坏行为.

相对于"软界面"粘接结构,"软基体"粘接结构 界面破坏问题更加复杂.首先,界面与基体都可能具 有的大变形、非线性和黏弹性特性对界面破坏的影 响难以在实验中进行有效分离,破坏机理以及性能 参数很难得到准确的表征.另外,软材料基体与软黏 合剂性能对界面破坏可能的耦合影响也进一步提高 了破坏机理分析与理论建模的难度.

本文重点关注软黏合剂与软材料基体的非线性 与能量耗散特征对软材料粘接结构界面破坏行为的 影响,系统梳理该领域的研究脉络,并总结现有研究 的重要进展,探讨亟待进一步深入研究的主题,对未 来软材料粘接结构界面破坏方面的研究提出建议.

### 2 软材料粘接结构界面破坏的实验研究

源于粘接结构的广泛使用以及粘接界面破坏的 普遍发生,针对粘接结构界面破坏行为的研究已经 开展了数十年,并且得到了长足的发展.早期研究主 要针对具体的粘接结构进行力学行为测试.在这一 阶段,大量的实验数据得以积累,后期对界面破坏机 理的深入探索又促进了理论分析以及数值模拟工作 的蓬勃发展<sup>[7]</sup>.本章对软材料粘接结构界面破坏行 为方面的实验研究进行总结.

软材料粘接结构界面性能的强弱一般可用界面 粘接能来表征<sup>[5]</sup>.表观界面粘接能可以通过剥离与 拉拔两种具有代表性的测试方式得到.表观界面粘 接能的大小不仅决定于被粘物基体、黏合剂的力学 性能,同时也受到加载模式等的影响.对"软界面"粘 接结构,基体变形较小且一般限于弹性,粘接能主要 由黏合剂性能决定;对"软基体"粘接结构,基体变形 显著,并可能伴随大量的能量耗散,对表观界面粘接 能的影响不可忽略.本章将基于剥离与拉拔两种方 式,介绍上述两种粘接结构界面破坏行为的实验研 究进展.

#### 2.1 "软界面"粘接结构界面破坏

对于"软界面"粘接结构,被粘物基体变形一般 限于弹性,可以通过剥离测试来方便地观察界面稳 态破坏过程,结合稳态剥离力与剥离速率之间的关 系,分析界面稳态破坏机理.剥离测试是分析软黏合 剂稳态破坏过程的理想方法,通过将黏合剂固接在 一个可以弯曲但难以伸长(或伸长很小)的背板上, 以一定的角度和速度将黏合剂与背板同时从刚性基 底上剥离(图 2(a)),通过稳态剥离力(图 2(b))来计 算表观界面粘接能.由于基体材料的拉伸刚度远大 于黏合剂,其拉伸变形一般可以忽略,因此,除极小 的剥离角度以外,能量释放率可以表示为<sup>[17-19]</sup>

$$G = \frac{F}{b} (1 - \cos \theta) \tag{3}$$

其中 b 是背板的宽度, F 是稳态剥离力, θ 是剥离角度. 对于界面裂纹的稳态扩展行为, 能量释放率就对应了表观界面粘接能. 在实际工程应用中, 界面粘接能多通过 90°或 180°下的剥离实验测试.

"软界面"粘接结构的表观界面粘接能主要与黏 合剂流变学性能、表面相互作用强度、黏合剂几何 条件 (如厚度) 和加载工况 (剥离角度)等因素有关.



Fig. 2 Schematic diagram of peeling and typical force-displacement curve

过去几十年间,学者们借助剥离实验,对以上因素对 "软界面"粘接结构界面破坏行为的影响开展了系统 地研究.通过大量的不同角度与温度下的剥离测试, 学者一致发现,剥离力(与表观界面粘接能等价)随 速率和温度变化的实验数据,可以用与描述黏合剂 块体材料线性黏弹性相同的时温等效原理叠加到一 条主曲线上<sup>[20-24]</sup>,这也表明剥离过程中的能量耗散 主要源于黏合剂的线性黏弹性.随着黏合剂厚度的 增大,界面破坏过程中黏合剂黏弹性耗散增加,表观 界面粘接能随之提高<sup>[25-27]</sup>.随着剥离角度的增加,界 面粘接能逐渐降低<sup>[28-31]</sup>.剥离速率的提高则可能引 起界面破坏模式的改变,随剥离速率的加快,界面粘 接能先逐渐增加至峰值,之后逐渐下降,伴随着界面 破坏模式由稳态破坏转变为不稳定的黏-滑破坏<sup>[32-34]</sup>.

虽然剥离测试的实验过程较为简单,但由于背板与黏合剂变形的耦合,界面裂纹前缘区域黏合剂的应变分布十分复杂,难以进行实时观察和表征,难以分析黏合剂真实的变形与失效机理.由于表观界面粘接能与黏合剂厚度以及剥离角度都相关<sup>[25,34]</sup>,如果黏合剂真实的变形与失效机理不清楚,实验所获取的界面粘接能就只能用来进行定性的对比,无法作为界面性能严格的表征.

界面破坏过程中黏合剂变形与失效机理可通过 拉拔测试来分析. 拉拔测试适用于对黏合剂的独立 表征,实验中将圆柱形的平面或半球形压头以一定的速度从黏合剂中匀速拉出(图 3(a)),通过名义应力-应变曲线(图 3(b))计算界面粘接能.



名义应力-名义应变曲线的形状还可以揭示变 形细节,结合对界面破坏过程的实时观察,对黏合剂 的变形与失效机理进行分析.如图 4(b)所示,黏合剂 与(粗糙)基底材料的粘接面不可避免地存在不同程 度的缺陷,比如界面残留的一些小气泡等.随着载荷 的施加,这些缺陷逐渐形成空洞并不断扩大.在后续 加载过程中,由于黏合剂性能的差异,界面可能有两 种不同的破坏机理:(1)界面破坏,即空洞以裂纹形 式沿界面发展;(2)黏合剂块体破坏,对应内聚破坏, 即空洞沿平行于拉伸应力的方向发展最终形成纤维 结构<sup>[35-41]</sup>.

假设黏合剂材料的力学性能满足 Neo-Hookean 形式, 块体破坏与界面破坏机理两者间的转变可用  $\Gamma/E_a$ 与 $h_a$ 的关系来定性估计, 其中,  $E_a$ 与 $h_a$ 分别为黏合 剂的弹性模量与厚度. 对极弱的粘接界面 ( $\Gamma/E_a \ll h_a$ ),



(b) 界面破坏机理
(b) Interfacial debonding mechanism
①均匀变形; ②空洞形成; ③空洞生长; ④界面破坏; ⑤块体破坏
①homogeneous deformation; ②formation of cavities;
③growth of cavities; ④interfacial debonding; ⑤bulk fracture

图 4 拉拔测试典型名义应力-应变曲线及界面破坏机理<sup>[5]</sup>

Fig. 4 Typical nominal stress-strain curve of probe-tack

test and interfacial debonding mechanism<sup>[5]</sup>

(5)

4

初始缺陷处形成的空洞沿界面发展并相互融合形成 宏观裂纹,最终引起黏合剂完全脱离基底材料表面. 对一般的压敏胶材料 (*Г*/*E*<sub>a</sub> < *h*<sub>a</sub>),空洞首先在块体黏 合剂内部发展,随着界面能量释放率增加到一个较 高的临界值 (与软材料大变形性能相关),满足界面 裂纹扩展的准则<sup>[36]</sup>,黏合剂块体破坏向界面破坏转 变.对高界面强度压敏胶 (*Г*/*E*<sub>a</sub> > *h*<sub>a</sub>),界面上的任何 初始缺陷都倾向于在块体黏合剂中发展,界面扩展 不再发生<sup>[42-43]</sup>.实验也表明,当块体黏合剂模量较 低、黏合剂与基底间界面相互作用较强时,块体破 坏机理更容易发生<sup>[44]</sup>,形成的纤维形貌强烈依赖于 黏合剂的黏弹性能<sup>[45]</sup>.

空洞在界面或块体黏合剂内部扩展的不同机理 会导致能量耗散的巨大差异.对黏合剂块体破坏,围 绕空洞的黏合剂材料沿加载方向显著伸长,会产生 大量能量耗散,且空洞不会融合.对界面破坏,多个 界面缺陷处萌生的细小裂纹会相互融合,此时块体 黏合剂只发生很小的变形,能量耗散也较小. 最近, Pandey 等<sup>[46]</sup>从实验的角度建立了剥离测 试与拉拔测试之间的联系:剥离测试中,剥离前缘纤 维的最大应变、平均应力和界面粘接能分别与拉拔 测试中纤维最大应变、平均平台应力与界面粘接能 基本一致,表明黏合剂的黏弹性性能是影响界面粘 接的关键因素,通过一种测试也可以对另一种测试 结果进行合理的估计和预测.

对于"软界面"粘接结构, 黏合剂的流变学性能 是决定表观界面粘接能的主控因素. 通过对黏合剂 的流变学以及宏观断裂机理的分析, 可以对粘接结 构界面破坏进行有效的评估. 虽然在有限角度剥离 时, 界面的微观失效机理已经通过对剥离前缘纤维 区域的实时观察以及拉拔实验得以理解, 但对剪切 型 (如 0°剥离) 破坏, 纤维结构是否形成以及具体的 形成过程依然难以进行有效的实验观测. 在这方面, 荧光成像技术、同步辐射光源、核磁共振等先进的 原位观察技术有望发挥一定的作用. 采用这些技术, 可以对不同类型软材料粘接结构在不同加载模式下 的界面破坏行为进行更深入、全面地观测和表征, 系统理解界面破坏的真实物理机理.

#### 2.2 "软基体"粘接结构界面破坏

"软基体"粘接结构的界面破坏主要通过剥离测 试进行表征.通常用于测试界面粘接强度的搭接剪 切实验也可以用于"软基体"粘接结构界面粘接能的 测试.搭接剪切实验通过加载曲线的峰值载荷确定 界面粘接能.当采用搭接剪切实验时,界面粘接能与 粘接长度有关,取决于背板与软材料各自变形对系 统总变形的贡献<sup>[47-48]</sup>.与剥离相比,搭接剪切实验更 容易受到预制裂纹制作工艺的影响.通过预制较长 (超过缺陷敏感尺寸)的裂纹,同时进行预加载使裂 纹发生一定扩展之后再进行断裂韧性测试,可以显 著减小数据分散性<sup>[47-49]</sup>.

剥离过程中剥离力的大小不仅决定于界面性 能,更与基体材料的力学性能紧密相关.若被粘物基 体具有强黏弹性,其在界面破坏过程中的能量耗散 会使得表观界面粘接能显著增加,甚至引起界面破 坏模式的改变.

黏弹性薄膜、胶带在刚性基底上的剥离行为能 够直观展现出基体材料的黏弹性性能对剥离行为的 影响.研究表明,随着剥离速率的提高,基体的黏弹 性耗散逐渐增加,引起剥离力的提高<sup>[17,19]</sup>.增加基体 厚度,基体刚度随之提高,剥离力也逐渐增加<sup>[19]</sup>.基 底表面粗糙度的增加会通过增加实际接触面积来 提高剥离力水平<sup>[19]</sup>.剥离角度与表面粗糙度等因素 对剥离力的影响与剥离前缘纤维区域的大小呈正相 关<sup>[19,50]</sup>.

对于"软基体"粘接结构界面破坏机理的深入分 析关键在于理解界面破坏过程中能量耗散的分布情况.根据 Creton 等的分析,聚乙烯醇缩丁醛高弹体在 双层刚性基底间进行 0°剥离的过程中,界面裂纹前 缘的能量耗散可分为如图 5(a)所示 4 个区域<sup>[51]</sup>:区 域①位于界面裂纹尖端局部,耗散源于界面相互作 用的破坏以及高弹体基体的局部非均匀变形;区域 ②内高弹体发生快速大变形拉伸,施加在该区域的 大部分外力功均被高弹体黏弹性变形耗散掉;区域 ③为变形过渡区,该区域内高弹体应变率低于快速 拉伸区,存在一定的黏弹性耗散;区域④内高弹体只 发生刚性位移,不产生黏弹性耗散.

在界面 0°剥离过程中, 假设外力所做总功完全 转化为高弹体的黏弹性耗散与裂尖附近局部耗散两



Fig. 5 Distribution of the energy dissipation during zero degree peeling and separation of the energy dissipated near the crack front and in the bulk elastomer<sup>[51]</sup>

部分. 当逐渐减小高弹体的厚度至接近零, 通过外力 总功随高弹体厚度的变化曲线 (一般可假设为线性), 可以估算裂尖附近的局部耗散 (曲线截距) 与高弹体 应变能密度 (曲线斜率), 如图 5(b) 所示, 通过该方法 可以对裂尖附近局部耗散与高弹体能量耗散进行有 效的分离<sup>[51]</sup>. 从分析结果可以发现, 此时, 高弹体的 黏弹性耗散是决定表观界面粘接能的主控因素.

在对简单加载工况下界面破坏行为的研究基础 上,一些更复杂的加载工况和界面行为对界面破坏 的影响也引起了学者们的关注,有实验表明,界面摩 擦引起的能量耗散也对界面破坏影响显著[52-54].在 0°剥离情形下,若剥离后软材料基体与基底间存在 较强的界面摩擦, 稳态剥离过程中剥离力可能随着 剥离距离的增加而不断提高[54].另外,在低于界面破 坏临界剥离力的恒定载荷作用下,由于基体材料的 黏弹性特征,界面会发生显著的延迟破坏[55].尤其值 得注意的是,当基体承受低于界面破坏临界伸长的 恒定伸长作用时,界面也可能发生延迟破坏[56],此 时,界面裂纹前缘应力随时间的重分配可能是主因. 界面的初始缺陷会对界面粘接的稳定性产生影响. 通过对粘接结构进行适宜的循环预拉伸训练,可以 有效降低界面缺陷的影响,提高界面破坏的临界能 量释放率[56].

在另外一些"软基体"粘接结构,比如创可贴或 柔性医用元件与人体组织的粘接中,虽然粘接基底 材料 (如人体皮肤)并不直接承受外界载荷,但其典 型的软材料特征也是需要考虑的重要因素.比如在 医用胶带的撕脱过程中,皮肤局部发生较大的变形 难以避免,这对皮肤伤口的愈合是不利的[57],系列实 验结果也证实皮肤的大变形黏弹性对创可贴在皮肤 上的剥离行为影响显著[57-60]. 通过系统分析剥离角 度、速度与个体差异等因素对医用胶带在皮肤表面 剥离行为的影响, Plaut 等<sup>[58-59]</sup> 发现 90°剥离时, 剥离 力随加载率的提高显著增加,伴随皮肤变形程度的 增加;剥离力随剥离角度的增加逐渐减小,在~150° 时达到最低值,当剥离角为180°时,皮肤局部非均匀 变形减小,剥离力的率相关性亦不明显.其他学者利用 橡胶等材料模拟人体皮肤,研究医用胶带在皮肤上 的剥离行为,也发现了类似的规律[60].以上结果对医 用胶带的合理、可控的撕脱操作提供了很好的指导.

基底材料的黏弹性也可能造成界面破坏模式的 改变. Renvoise 等<sup>[61-62]</sup> 对比压敏胶与刚性或黏弹性 基底分别组成的粘接结构的界面破坏行为,发现当 黏合剂与刚性基底连接时,由于黏合剂本身的黏弹 性,随着剥离速率的提高,界面破坏模式由内聚破坏 逐渐演化为黏合剂与基底之间的界面破坏,并伴随 着剥离力的下降;当速率继续提高,剥离力继续下 降,界面破坏呈现不稳定的黏-滑破坏形式;在极快 的剥离速率下,界面破坏转变为黏合剂与弹性背板 间的界面破坏.当黏合剂与黏弹性软基底连接时,黏 合剂与基底间的界面破坏不再发生,随着剥离速率 的不断提高,界面破坏模式从内聚破坏直接转变为 不稳定的黏-滑破坏进而转变为黏合剂与弹性背板 间的界面破坏.

此外, 基底材料的黏弹性还会带来界面稳态扩展与瞬态剥离两种模式的分化. Sugizaki 等<sup>[63-64]</sup> 通 过实验观察到, 当剥离角度较小、基底材料模量较 小且厚度较大时, 界面破坏更倾向于瞬态模式, 剥离 速率的提高会进一步促进瞬态剥离的发生. 当剥离 角度较大 (160°~180°), 由于基底大变形的不稳定 性, 稳态破坏逐渐演化为不稳定的黏-滑破坏模式, 引起剥离力的周期性波动.

对于"软基体"粘接结构, 合理分离基体材料与 界面性能对界面破坏行为的影响是准确分析其破坏 机理的关键. 除了单独对基体材料、界面性能进行 性能表征测试, 目前还缺乏有效分离基体与界面黏 弹性特性对界面破坏影响的实验手段, 难以进一步 为表观界面粘接能的率、温度相关性的分析以及理 论建模提供依据.

## 3 软材料粘接结构界面破坏的理论分析

对粘接结构界面破坏行为的理论分析,目前常 有两种处理方式:一是将黏合剂视为一层有厚度的 材料,考虑其弹性、黏弹性等材料性质以及损伤、 断裂等力学行为,建立可描述黏合剂材料在外界载 荷下变形与失效过程的力学模型.这种方式在对拉 拔实验中(以及剥离前缘)纤维的伸长与断裂过程进 行理论分析时较为方便;二是用零厚度的内聚力模 型来表征界面层,假设界面粘接层的应力应变场在 厚度方向均匀分布,不同位置的应力应变与厚度无 关.目前,基于断裂力学的界面破坏模型大多以第二 种处理方式为基础.

#### 3.1 "软界面"粘接结构界面破坏

对"软界面"粘接结构界面破坏行为的理论研究

大多基于剥离行为.通过建立稳态剥离力与剥离速率的关系,直观展现黏合剂流变学性能与大变形特征对剥离行为的影响.在早期理论分析中,一般将剥离区域黏合剂假设为一系列相互平行的绳股,类比剥离前缘经常看到的纤维结构,数学上用弹性或黏弹性模型来描述<sup>[34,65-68]</sup>.

Kaelble 首先提出粘接界面剥离理论,基于能量 平衡建立了描述稳态剥离的理论模型. 该模型考虑 线性黏弹性的黏合剂,得到了黏接区域黏合剂层应 力分布的解析解:考虑法向与剪切应力相互独立,并 分别在裂纹前缘产生应力集中,随着与前缘的距离 的增加均呈现指数衰减 (如图 6 所示),衰减长度与 黏合剂厚度成比例,也与背板和黏合剂的模量比相 关,该理论已经得到了众多实验的验证<sup>[20, 28, 69-70]</sup>. 根 据 Kaelble 模型,界面粘接能随黏合剂厚度的增加而 增加,这表明界面粘接能应该包含整个黏合剂层变 形的影响,也暗示了黏合剂的流变学性能比黏合剂 与背板/基底间界面性能更重要.

Gent 和 Petrich 同时考虑黏合剂内聚破坏与界







面破坏两种失效机理,分析了180°剥离行为中黏合剂大变形非线性行为对界面破坏的影响<sup>[21]</sup>,指出对两种具有相似线性黏弹性但大变形行为差异明显的黏合剂,剥离力曲线会显著不同,该预测也得到了实验验证<sup>[34]</sup>.在实验工作基础上,Derail考虑弹性背板的弯曲以及黏合剂黏弹性,基于临界伸长的断裂准则建立了剥离行为的理论模型,发现耗散强烈依赖于内聚区域黏合剂的极限伸长<sup>[22-23]</sup>.

根据学者们的研究, 黏合剂黏弹性会引起界面 黏接能显著的剥离速率相关性, 这一关系可以经验 性地表示为<sup>[44]</sup>

$$\Gamma(v) = \Gamma_0 \left[ 1 + \phi(\alpha_{\rm T} v) \right] \tag{4}$$

其中 $\Gamma_0$ 是极小裂纹扩展速度下的粘接能阈值,即界 面本征断裂能, $\phi(\alpha_{\Gamma}v)$ 是速度相关的耗散因子.根据 目前广泛使用的 Lake-Thomas 的假设<sup>[71]</sup>,本征断裂 能对应单位面积断裂面上一层高分子链的断裂所消 耗的能量 (对于界面破坏机理, $\Gamma_0$ 考虑为黏合剂与基 底间的界面相互作用).如果界面只有范德华力, $\Gamma_0$ 可以简化为 Dupré黏附功 w. 对一般的高聚物粘接界 面,分子链可能的跨界面的相互扩散增加了界面相 互作用水平,甚至形成缠结等拓扑结构,由于扩散分 子链的拔出<sup>[72-73]</sup>或断裂前强键 (比如共价键<sup>[74-75]</sup>,氢 键或偶极相互组用<sup>[76-77]</sup>)约束下链的伸长, $\Gamma_0$ 可能远 大于 w. 黏合剂与基底间摩擦所引起的额外剪切对  $\Gamma_0$ 的贡献,也可能显著增加剥离力.这些情况在理论 建模时都需要特别考虑.

¢(α<sub>T</sub>v) 决定于黏合剂的黏弹性性能, 对该性能 的准确表征可以用于耗散因子的定量确定. 结合时 温等效原理, 还可基于特定工况下的耗散因子对其 他温度与加载率下的耗散因子进行定量估计, 进而 对界面粘接能的温度与加载率相关性进行预测.

针对拉拔测试中名义应力应变的理论研究也取 得了一定进展.应力应变关系与空洞形成和生长过 程的联系是理论建模的重点,而黏合剂的强黏弹性 特征以及有限伸长则是对该过程进行理论建模的难 点所在.早期研究工作中把黏合剂看成弹性固体,探 究固体内部空洞的平衡态结构以及界面较弱时界面 空洞的萌生与生长过程<sup>[78]</sup>.然而这些研究并没有得 到诸如最大应变、粘接能等重要变量的解析表达. 之后,Takahashi等<sup>[79]</sup>结合空洞生长准则,同时考虑 薄黏合剂层的几何限制,对拉拔过程中的力学响应 进行了讨论. Glassmaker 等<sup>[80]</sup>考虑滑动引起的纤维

1815

脱粘,对界面破坏的最后阶段进行了建模.最近, Yamaguchi等<sup>[81-82]</sup>提出了处理非线性薄膜中局部压 力场与块体空洞生长的耦合问题的动态模型,在后 续研究中进一步将 Persson模型进行推广,得到了空 洞尺寸演化及各重要力学变量的解析表达式<sup>[83]</sup>.

#### 3.2 "软基体"粘接结构界面破坏

"软基体"粘接结构的界面破坏行为受界面性能 与软材料被粘物基体性能两部分因素的影响,对其 进行的理论分析可建立在线弹性体与刚性基底粘接 界面剥离过程的分析基础上.

软材料基体的超弹、黏弹性能对界面破坏的影 响在小角度剥离 (如 0°剥离) 时更明显. 根据 Ponce 等[54]的分析,对于单位宽度的线弹性体,界面破 坏模式依赖于粘接长度1与"载荷传递长度" hag =  $\sqrt{(Eh)/(E_ah_a)}$ 相对大小,其中 E, E<sub>a</sub>, h 和 h<sub>a</sub>分别为线 弹性体与黏合剂的弹性模量和厚度. 若 l < liag, 当施 加的载荷超过界面破坏的临界载荷时,粘接界面会 发生瞬态破坏[54]. 瞬态破坏的临界载荷可表达成  $P_{c} = \sqrt{\Gamma} \cdot \sqrt{A/C}$ ,其中 $\Gamma$ , *A* 和*C* 分别是界面粘接能, 粘接面积和线弹性体的柔度[84-86]. 当粘接长度达到 或超过lag,界面破坏模式变为稳态剥离,破坏临界 载荷不再增加. Kendall<sup>[87-88]</sup> 考虑稳态剥离过程中外 力功完全转化为弹性体的弹性储能与界面粘接能, 建立了稳态剥离的理论模型,发现剥离力 $P_c$ 与 $\sqrt{2Eh\Gamma}$ 成正比,其中 E 和 h 分别是弹性体的弹性模量和厚 度.该结果在实际应用中被广泛用于描述压敏胶的 稳态剥离过程.为了统一瞬态破坏与稳态剥离的描 述, Mojdehi 等<sup>[89]</sup> 将瞬态破坏临界载荷的表达式进 行了一般化处理,写成 $P_{c} \sim \sqrt{\Gamma} \cdot \sqrt{\partial A / \partial C}$ ,可同时描 述瞬态破坏与稳态剥离行为.对由软材料基体构成 的粘接系统, lag 一般较小, 稳态剥离是最常见的界 面破坏形式.

当界面发生有限角度剥离,基体的弯曲变形可能会对界面剥离产生影响<sup>[18]</sup>.理论分析发现,薄膜弯曲刚度对剥离力的影响在剥离初始阶段比较显著,进入稳态剥离后,薄膜拉伸弹性能的影响逐渐增加<sup>[90-91]</sup>. 如果考虑软材料基体的超弹性,利用基于线弹性假设的 Kendall 模型来预测界面的稳态剥离会引入极大的误差,且误差会随着剥离角度的减小进一步增大<sup>[92-93]</sup>.

具有黏弹性的软材料从刚性基底上剥离时,剥 离力表现出强烈的速度相关性. Chen 等<sup>[17]</sup> 提出了描 述线性黏弹性薄膜从刚性基底上剥离的理论模型, 建立了能量释放率与裂纹扩展速度之间的关系.基 于 Chen 的理论框架, Peng 等<sup>[19]</sup>预测了黏弹性薄膜 从刚性基底剥离时, 黏弹性能量释放率的剥离速率 和角度相关性, 该研究唯象地假设了剥离力的速率 依赖性, 而薄膜非线性黏弹性能与剥离力之间的关 系尚未明确建立. Huang 等<sup>[94]</sup>分析了黏弹性体与弹 性薄膜粘接界面的破坏过程, 基于对时相关的中性 面的解析表达, 计算了与时间相关的界面裂纹扩展 的能量释放率, 进而预测了 3 种不同的界面裂纹扩 展状态.

Zhu 等<sup>[55]</sup>基于能量方法分别建立了黏弹性、超 弹性及黏超弹性基体在刚性基底上进行 0°剥离的理 论模型,对不同类型粘接结构界面率相关性剥离力 与载荷保持下的界面延迟破坏进行了理论预测,并 建立了界面破坏相图.如图 7(a)所示,由于基体的黏 超弹性耗散,在较高的加载率下,瞬时剥离力会显著 提高.随着加载率的降低,瞬时剥离力逐渐趋向于基 体完全松弛后的松弛剥离力.当基体承受瞬时剥离 力以下的恒定载荷作用时,由于基体的黏弹性松弛 效应,界面破坏所需的剥离力逐渐下降,当降至与施 加的载荷相同时,界面可能会发生延迟破坏.如图 7(b) 所示,基体黏-超弹性越强,加载率越高,延迟破坏对 应的载荷范围越广.

针对界面与基体性能对界面破坏的耦合影响, Zhao 等<sup>[95-96]</sup> 基于对水凝胶粘接界面破坏的实验与 数值模拟研究提出,表观界面粘接能 $\Gamma$ 由界面本征断 裂能 $\Gamma_0$  与水凝胶基体内部的能量耗散 $\Gamma_D$  两部分组 成,如图 8(a) 所示.基体耗散 $\Gamma_D$  会显著提升 $\Gamma$ ,而较 强的 $\Gamma_0$  也会引起界面附近更大范围内基体材料的能 量耗散,进一步促进 $\Gamma$ 的提升(图 8(b)).此时, $\Gamma$ 与  $\Gamma_0$ 的关系可以表示为

$$\Gamma = \Gamma_0 \left( \frac{1}{1 - \chi h_{\text{max}}} \right) \tag{5}$$

其中,  $\chi$  是无量纲的系数,  $h_{max}$  为基体材料的最大耗散比.

当粘接基底可变形甚至伴随能量耗散,基底力 学性能对剥离行为的影响值得关注. Menga 等<sup>[97]</sup>研 究了弹性薄膜在弹性基底上的 V 形剥离过程,考虑 基底的弹性应变能,将 Kendall 模型进行了推广.由 于剥离过程中部分外力功转化为基底的弹性能,表 观界面粘接能得到一定提升. Afferrante 等<sup>[98]</sup>针对弹







Fig. 7 Zero degree peeling of a visco-hyperelastic tape on a rigid substrate<sup>[55]</sup>

性薄膜在黏弹性基底上的稳态剥离,基于格林函数 方法,得到了剥离力的解析解,发现界面稳态剥离只 能在某一载荷阈值下发生,该阈值的存在同时也限 制了可实现的界面裂纹扩展速度的范围.后续研 究<sup>[99]</sup>还发现,通过引入多个基底黏弹性特征时间,可以更有效地调控基底能量耗散,进而更好地实现 对界面破坏模式的有效调控.在恒定界面粘接能假 设下,针对不同粘接结构界面剥离行为的理论模型 如表1所示,这些模型为多种粘接结构的合理使用和优化设计提供了有力的指导.

在现有大部分针对软材料粘接界面破坏的理论

研究中,界面本征断裂能 $\Gamma_0$ 一般都被认为是恒定的,然而界面失效的物理本质尚未得到完全的理解, $\Gamma_0$ 与加载率、温度等是否相关也存在一定争议.Chaud-





Fig. 8 Relation among the apparent adhesion energy  $\Gamma_{\rm t}$  the interfacial intrinsic fracture energy  $\Gamma_0$  and bulk energy dissipation  $\Gamma_{\rm D}$  in hydrogel<sup>[96]</sup>

Adhesive structure	Theoretical model	Feature	Reference
linear elastic adherend/ rigid substrate	$\left(\frac{F}{w}\right)^2 \frac{1}{2Et} + \frac{F}{w}(1 - \cos\theta) - \gamma = 0$ $\frac{F}{w} = \sqrt{2Et\gamma}$	Considering bending and extension of the adherend	[87]
		Steady-state 0° peeling	[88]
	$F = \sqrt{\gamma_s} \sqrt{\frac{A}{C}}$	Catastrophic 0° peeling	[84-85]
	$F = \sqrt{\gamma_{\rm s}} \sqrt{\frac{\partial A}{\partial C}}$	Steady-state and catastrophic 0° peeling	[89]
linear elastic adherend/ linear elastic substrate	$\frac{F}{w} = \sqrt{2\gamma \frac{E_2 t_2}{E_1 t_1} (E_1 t_1 + E_2 t_2)}$	Steady-state 0° peeling	[87]
hyperelastic adherend/ rigid substrate	$\frac{F}{w}(\lambda - \cos\theta) - U(\lambda) - \gamma = 0$	Considering bending and extension of hyperelastic beam	[93]
viscoelastic adherend/ rigid substrate	$G = G_0 \left[ 1 + \left( \frac{v}{v_0} \right)^n \right]$	Phenomenological description	[100]
	$G = \frac{F}{w} \left( 1 - \cos\theta + g_{\rm b} + \frac{F}{E_0 A} g_{\rm m} \right)$	$g_b, g_m$ related to the viscoelastic property of the adherend	[37]
	$\frac{F}{w} = \sqrt{2E_{\infty}t\gamma}\sqrt{1 + \left(\frac{E_0}{E_{\infty}} - 1\right)\exp\left(-\frac{t}{\tau}\right)}$	Steady-state 0° peeling	[55]
isco-hyperelastic adherend/ rigid substrate	$\frac{F}{w} = \mu^* t \left( \lambda_{\rm c} - \lambda_{\rm c}^{-2} \right)$	Steady-state 0° peeling	[55]
linear elastic adherend/ viscoelastic substrate	$\hat{F}(1 - \cos \theta) + \left[\frac{1}{2} - \frac{E}{E_0}f_v(\hat{V})\right]\hat{F}^2 - \hat{\gamma} = 0$	$f_v$ related to the visco-hyperelastic property of the substrate	[98]
elastomeric adherend/ elastomeric substrate	$G = U_{\rm b}(\lambda^{\prime\prime}) - U_{\rm s}(\lambda^{\prime}) + \frac{F}{W}(\lambda^{\prime} - \lambda^{\prime\prime})$	$U_{\rm b}, U_{\rm s}$ determined through experiment	[101]

#### 表1 剥离模型总结(恒定界面粘接能)

hury 等<sup>[102-103]</sup> 探索了黏合剂分子链热激活断裂机制 引起的界面本征断裂能的率相关性, 建立了界面破 坏临界能量释放率模型, 发现断裂能随着分子链拉 伸速率的提高而增加, 利用该模型成功描述了聚甲 基氧硅烷与玻璃粘接界面的率相关破坏问题. 在后 续研究中, 该思想也被推广到高聚物断裂<sup>[104]</sup> 以及粘 接界面的剪切破坏<sup>[56]</sup> 的描述.

虽然多数"软界面"粘接结构界面破坏的理论研 究都是唯象地引入界面粘接能的速度相关性,但软 黏合剂带来的粘接能的率相关性已经得到了普遍的 重视,演化规律也能得到有效的理论描述.但由于界 面本征断裂机制尚不清楚,界面附近能量耗散机制 较为复杂,同时,对粘接件基体的大变形黏弹性特性 进行简洁的理论描述和准确的解析求解也有较大难 度,目前"软基体"粘接结构界面破坏的理论研究仍 远未完善.此外,基体与界面能量耗散可能的耦合机 制以及缺乏充足的分离实验数据也进一步加大了理 论建模与模型验证的难度.

## 4 软材料粘接结构界面破坏的数值模拟研究

#### 4.1 界面破坏问题常见的数值模拟方法

对于粘接结构界面破坏问题,常用的数值模拟 方法主要有两类:一类基于断裂力学,以虚拟裂纹闭 合技术为代表;另一类基于损伤力学,以内聚力模型 方法为代表.

虚拟裂纹闭合技术是应用最为广泛的模拟裂纹 扩展的方法之一<sup>[105-108]</sup>.虚拟裂纹闭合技术假设在裂 纹扩展中释放的能量等于将裂纹闭合回到其原始构 型所需做的功,能量释放率通过裂纹尖端处的力和 位移信息计算.虚拟裂纹闭合技术的特点是以独立 的能量分量形式计算自相似的裂纹扩展过程.但是, 裂纹的萌生以及小裂纹的发展是不可被预测的,并 且由于虚拟裂纹闭合技术中能量释放率与特征长 度(常与单元网格尺寸相联系)有关,所以必须依托 强大的网格优化技术来描述裂纹扩展过程<sup>[109-110]</sup>.

内聚力模型方法最早由 Dugdale<sup>[111]</sup>和 Barenblatt<sup>[112]</sup>提出,之后 Hillerborg 等<sup>[113]</sup>引入拉伸强度作 为损伤萌生准则,扩展到描述裂纹从萌生到扩展的 过程.内聚力模型方法认为界面裂纹尖端附近会形 成内聚力损伤区域,该方法的核心就是建立损伤区 域界面张开位移与牵引力的关系.内聚力模型及其 参数的确定对于准确描述界面裂纹问题非常关键, 但是大多数模型参数难以简单地通过实验确定<sup>[105]</sup>. 与虚拟裂纹闭合技术相比,内聚力模型方法克服了 线弹性的局限性,在模拟复杂界面裂纹扩展上更具 优势.同时,内聚力模型对于网格的节点空间坐标信 息要求不高,更易于进行有限元实现<sup>[114]</sup>.此外,内聚 力模型描述裂纹从萌生到扩展的过程是基于显式的 损伤机制,可以跟踪整个扩展过程并能描述局部的 材料软化现象.从描述裂纹问题的完整性,数值实现 的难易程度以及求解过程的计算成本考虑,针对大 多数的界面破坏问题,内聚力模型相比虚拟裂纹闭 合技术更具优势.

最近十几年,扩展有限元方法<sup>[115]</sup>在断裂问题的 模拟方面也得到了很好的应用和发展.扩展有限元 方法不需要网格来匹配不连续的几何形状,可以描 述裂纹沿任意路径的扩展,很好地克服了虚拟裂纹 闭合技术和内聚力模型需要预先设定裂纹路径以及 要求高质量的网格排布的局限性.但考虑到大多数 粘接界面裂纹扩展路径并非完全任意,且扩展有限 元方法求解难度高,对非线性问题也有一定的局限 性等缺点,对于粘接结构界面破坏问题,内聚力模型 方法仍是最适合也最常用的方法.因此,本文将重点 针对基于内聚力模型方法的软材料粘接结构界面破 坏问题的模拟工作进行总结和评述.

# **4.2** 基于内聚力模型方法的"软界面"粘接结构界面破 坏的模拟分析

内聚力模型方法是否能准确描述界面破坏行 为,首先依赖于内聚力模型的合理性,同时决定于模 型在求解时的收敛性. Alfano 等[116-117] 探究了如图 9 所示的双线性、线性-抛物线、指数和梯形等内 聚力本构形式在描述双悬臂梁结构断裂行为时的准 确性及计算收敛性,发现指数形式在计算准确性上 表现最佳,但如果综合考虑模拟的准确性和计算成 本,双线性模型是更为合理的选择, Camanho 等<sup>[118]</sup> 通过对双悬臂梁、缺口弯曲以及混合模式弯曲加载 模式下断裂问题的模拟以及与实验结果的对比,验 证了双线性模型在描述 I 型、II 型以及混合型界面 破坏问题时都具有较高的准确性. Turon 等[119] 基于 严格的热力学框架提出了考虑断裂模式混合比的内 聚力模型,由于其易于构建、满足热力学框架并且 可基于合理的物理机理和实验现象来描述复杂应力 状态下的界面力学响应,该模型得到广泛的应用和



发展<sup>[120-122]</sup>. Park 等<sup>[123]</sup> 对基于势函数的内聚力模型 进行了详细综述,特别对各模型描述混合模式界面 破坏问题的局限性进行了讨论,对该类模型的改进 方向和未来发展做出了探讨.

"软界面"粘接结构界面破坏的率相关性是其最 显著的特征之一. 由于涉及到界面模型本身的物理 机理以及计算效率和收敛性,如何合理地将率相关 性引入界面模型十分重要.最直接的方法是唯象地 将界面内聚能、界面强度或最大张开位移等关键参 数表示为与加载率相关的函数,该方法主要适用于 动力学问题,但主要的困难是参数众多且难以通过 实验确定,对于复杂工况的描述能力有限[124-126].其 次,可在界面损伤的表达式中引入加载率的影响[127]. 这种方法严格满足热力学框架,对于较为复杂的加 载条件和失效模式都有较好的描述能力,但由于模 型一般较为复杂,模型的数值实现存在较大难度,对 复杂的材料非线性问题,模型的适用性也较弱[128]. 此外,可将内聚力模型与已有描述实体材料变形行 为率相关特性的理论模型相结合来描述界面牵引力 与张开位移的率相关行为[129]:其中一类是借鉴描述 流体[130] 或者高聚物塑性流动[131] 的描述方法,将界 面牵引力表示为与加载率相关的形式,这种方法一 般通过引入反映一定物理机制的内变量来描述界面 失效[131]. 另一类则借鉴经典线性黏弹性模型中的应 力应变形式来描述界面牵引力和张开位移的关系[132-133] 该方法具有描述界面破坏率相关性的能力,但由于 经典黏弹性模型单一特征时间的限制,使得其仅适 用于特定的加载率范围.这一不足可通过将标准线 性黏弹性模型修改为分数阶形式来改进,可描述的 加载率范围可以得到有效扩展(如图 10)<sup>[134-135]</sup>. Giraldo-Londoño 等<sup>[136]</sup> 也采用类似的方法对橡胶类材料 在较大加载率范围内的混合断裂模式进行了成功的 模拟.





rates using different viscoelastic CZM models

界面的局部非线性大变形对界面应力状态和破 坏模式会产生显著影响. Hui 等<sup>[137]</sup> 对线弹性背板在 刚性基底上的 0°剥离过程进行了有限元模拟, 界面 层采用超弹性的实体单元来描述, 研究发现, 界面层 的超弹性性质对"载荷传递长度"的影响不大, 但当 变形较大时, 界面层的切向和法向应力数值都非常 大, 并且伴随着不可忽略的横向拉伸应力和静水张 力 (如图 11 所示). 如考虑有限粘接长度<sup>[138]</sup>, 界面层 的体积应力分量甚至会超过剪切应力, 造成界面空 洞的产生继而引发破坏. 此时, 该问题中的界面破坏 就不再是单纯的界面 II 型断裂问题.

在内聚力模型研究方面,目前考虑界面大变形 的工作还较少,考虑到大变形可能产生的网格畸变 造成的计算不收敛等问题,如何在内聚力模型中有 效考虑界面大变形进而准确地模拟界面破坏行为还 需要更深入地探讨.



力

 $\overline{x}$ (c) 黏合剂/基底间界面横向拉伸应力随位置的变化 (c) Lateral normal stress along the adhesive/substrate interface

7.5

10.0 12.5 15.0



(b) 黏合剂/基底间界面剪切应力随位置的变化 (b) Shear stress along the adhesive/substrate interface



(d) 黏合剂/基底间界面静水张力随位置的变化 (d) Hydrostatic pressure along the adhesive/substrate interface

图 11 0°剥离中超弹性黏合剂/基底间应力分布[137]



# 4.3 基于内聚力模型方法的"软基体"粘接结构界面破 坏的模拟分析

0

0

2.5

5.0

针对"软基体"粘接结构的界面破坏行为,借助 有限元模拟首先可以对理论分析结果进行必要的验 证,此外,还能够对复杂载荷下结构的界面破坏机理 讲行分析.

基体超弹性对界面破坏的影响已经在现有的模 拟研究中得到一定的考虑,在此基础上可以进一步 讨论加载角度[139] 和速度[140] 的影响. 对于压剪载荷 等复杂载荷下的破坏行为[141],也能通过模拟的手段 得到能量释放速率与裂纹扩展长度的关系,为理论 分析提供验证和指导。

基体的能量耗散特性对界面破坏行为的影响也 得到了一定的模拟研究. Seshadri 等[142] 采用有限元 模拟对黏弹性薄膜与刚性基底粘接结构界面破坏的 理论分析结果进行了验证,证实了不同加载速度下 的界面裂纹扩展能量释放率可以通过完全松弛模量 与瞬时模量的比值进行描述. Zhang 等[95] 采用考虑 Mullins 效应的超弹性本构模型描述水凝胶的力学 行为,用双线性内聚力模型描述界面性能,模拟了水 凝胶粘接结构的界面破坏,发现表观界面粘接能与 界面内聚能线性相关,水凝胶基体损伤时的能量耗 散对表观界面粘接能的影响可能高于界面内聚能本 身(取决于基体厚度). 值得注意的是, 有模拟研究发 现,对于基体材料较厚的情况,厚度方向上应变率可 能发生梯度分布[143],这对理论分析建模提出了更高 的要求.

由于软材料基体的大变形特征以及基体与界面 性能可能的不匹配,界面破坏过程可能会伴随多种 类型的基体或界面失稳现象,对于弱界面粘接的情 况,刚体与软基体粘接界面在缺陷处的部分脱离会 产生周期性的波状界面分离现象<sup>[144-146]</sup>. Mukheriee 等[147-149] 首先利用有限元研究了波状界面分离现象 的形成过程与界面的粘接能和软基体厚度、模量、 强度的关系,之后基于内聚力模型方法模拟了二维 情况下柔性板在软材料基底上的剥离行为,研究了 几何约束参数及界面参数对界面破坏的影响,完善 了由界面破坏产生的失稳临界条件.

对于软材料基体与刚性基底强界面粘接的情 况,当软基体内部静水张力达到某临界值,可能会从

缺陷处萌生空洞,随着载荷的持续施加空洞逐渐生 长形成空洞失稳.若空洞的萌生和生长受到抑制,可 能会造成软基体自身的手指状失稳或与基底粘接界 面附近的边缘条状失稳[150-151].软基体内部空洞的形 成受到初始缺陷大小和气泡内压的影响<sup>[152-154]</sup>.Fu 等[152]结合实验与理论预测了不同缺陷尺寸对空洞 形成的影响,为进一步理解和避免空洞失稳提供了 指导. Lin 等[151, 155] 结合理论与有限元模拟分析了基 体几何尺寸对失稳现象的影响,基体手指状失稳在 横向约束作用下会进一步促进空洞失稳,造成非单 调递增的应力应变响应,通过增加基体刚度可抑制 该失稳的发生. Zhong 等<sup>[156]</sup> 发现将连续的粘接层分 割为离散的粘接层,可以有效抑制空洞失稳.同时, 拉伸加载下非单调的力学响应也可以转变为单调响 应,进而避免"跳跃"失稳的发生.此外,粘接层的柔 度和延展性以及循环加载下的滞后效应也可以通过 合理设计离散粘接层的数量或几何形式来进行调 控,该研究通过简单的方法实现了对复杂失稳现象 的有效抑制以及对粘接层力学行为的按需调控,为 实际粘接层以及软粘接接头的设计提供了十分有益 的指导.

目前,对"软基体"粘接结构界面破坏的模拟分 析的重点和难点都集中在如何准确地描述"软基体" 的黏弹性和大变形两个特性.已有研究主要针对简 单的粘接结构,讨论部分材料参数和几何参数对界 面破坏的影响,作为理论分析结果的佐证,缺乏对复 杂材料组合粘接结构界面破坏机理的深入分析.在 大变形方面,虽然已有模拟研究已经对基体非线性 大变形进行了一定的考虑,但针对基体大变形对复 杂载荷下界面破坏行为的影响的分析还不够深入, 同时,界面破坏与基体局部可能产生的非均匀变形 之间的耦合影响也值得深入分析.利用有限元方法 的优势,也可对基体和界面能量耗散对界面破坏的 耦合影响进行深度的挖掘,进而更加全面深入地揭 示"软基体"粘接结构界面破坏的机理.

对于软材料粘接结构界面破坏行为的有限元模 拟研究,模拟准确性、收敛性和计算效率是最主要 的考虑因素.目前商用有限元软件中已有的内聚力 模型对最简单的"硬"质粘接结构界面破坏行为尚可 以进行较为合理的模拟,但对软材料粘接结构界面 破坏行为的模拟则难以准确实现.大量挑战性的工 作还需要开展:如建立考虑界面大变形黏弹性特征 的内聚力模型、确定复杂应力状态下界面损伤萌生 或失效的判据以及局部大变形下数值迭代算法的优 化等.这些难题得到合理解决才能够更好地模拟具 有强非线性、率相关等复杂特性的软材料粘接结构 的界面破坏问题.

## 5 挑战与展望

虽然目前软材料粘接结构界面破坏行为的研究 已经取得了一定的进展,但在实验、理论与数值模 拟各方面仍面临诸多挑战.软材料粘接结构界面破 坏的实验研究已取得较为丰硕的成果.基于剥离测 试,能够对不同加载工况和环境条件下的表观界面 粘接能进行定量表征,同时结合剥离前缘的微观观 察及拉拔测试,对界面破坏机理进行分析.然而,小 角度加载下"软基体"粘接结构界面破坏机理的实验 观察与分析尚不充分;同时,也缺乏对界面本征断裂 能的率、温度相关性的准确的实验表征等.也源于 此,对软材料基体与界面性能对界面破坏的耦合影 响的分析也受到了相应的限制.

在恒定界面粘接能假设下,基于能量方法的界 面破坏理论已得到较为深入的研究,不同类型软材 料粘接结构都已建立了对应的界面破坏理论,为实 际工程应用提供了有力的支持和指导.然而,在"软 基体"粘接结构界面破坏的理论分析中,界面粘接能 的率、温度相关性还未得到充分的重视.虽然基于 热激活断裂机制的理论模型能够直观地描述界面本 征断裂能与分子链拉伸速度的关系,但界面分子链 拉伸速度与宏观加载速度之间存在尺度差异,界面 附近分子链断裂区域范围也尚存争议.

准确高效的数值模拟研究对于软材料粘接结构 界面破坏机理的分析至关重要.现有数值模拟工作 多基于内聚力模型方法来分析材料、几何参数对界 面破坏行为的影响,考虑界面粘接能率相关性的内 聚力模型多唯象地引入性能参数或损伤变量的率相 关性,较少考虑界面微观破坏机理.对于疲劳<sup>[157-160]</sup>、 表面摩擦磨损<sup>[161-165]</sup>及长期载荷、位移保持<sup>[55-56, 166-168]</sup> 等复杂加载模式下的软材料粘接结构界面破坏问 题,有限元模拟具有一定的优势,但目前这些研究还 面临着界面损伤萌生及失效准则难以确定等问题, 研究进展较为有限.

面对这些挑战,目前正在开展的一些更深层次 的研究有望在未来针对特定问题在一定程度上给出 更进一步的答案,一些面向应用的研究更是对目前 基础研究的成果进行了广泛的探索和利用,未来也 值得关注.

(1) 软材料变形和断裂过程的可视化表征手段. 随着机械化学研究的发展,近期利用力敏闭 (mechanophore) 进行软材料断裂[169-172] 或界面破坏[173] 过程 可视化表征的研究得到迅猛发展.将力敏团分子嵌 入聚合物主链中,在机械载荷的作用下,随着力敏团 的断裂或构象改变会激活多种光学反应,例如变 色、发出荧光等[174],基于此可以实现对微观断裂行 为的可视化.虽然目前定量表征的准确性仍有待提 高,但已有研究依然明确表明:裂尖分子链的断裂范 围远大于 Lake-Thomas 预测的断裂面附近一排高分 子链<sup>[170]</sup>,针对不同温度与加载率下的软材料断裂过 程的实验表征更是证明软材料黏弹性与本征断裂存 在强耦合[170],分子链本征断裂在总断裂能中的占比 被严重低估. 对于由 PSA 等软黏合剂组成的粘接结 构的界面破坏行为,对界面黏接能的理论建模需要 重新评估发生分子链本征断裂的区域大小以及断裂 过程的温度、加载率相关性,常用的恒定界面粘接 能假设应该被修正.关于机械化学工具在软材料断 裂以及其他方面的发展和应用可参考 Chen 等[174] 的综述文章.

(2) 基于界面破坏机理的异质软材料的强韧粘 接策略. 得益于水凝胶材料的飞速发展以及水凝胶 粘接结构在科技、工业领域的广泛应用, 基于水凝 胶粘接的异质软材料强韧粘接策略已经引起学者们 的广泛关注. 水凝胶与异质软材料的强韧粘接需要 化学、拓扑与力学的协同<sup>[175]</sup>: 水凝胶高聚物网络与 其他软材料的分子网络之间需要借助化学手段构建 共价键或强非共价键等实现强界面相互作用. 合理 的界面拓扑的设计, 能够保证界面破坏过程中发生 强界面相互作用破坏的同时, 又能尽可能引发粘接 基体的非弹性能量耗散. 这些能量耗散可以通过在 粘接件基体中引入损伤、相变或黏弹性等力学机制 来实现.

水凝胶与异质软材料之间界面的强相互作用与 拓扑结构可以通过多种方法来建立.水凝胶与聚甲 基氧硅烷等一般高弹体的界面强粘接可以通过表面 改性来实现<sup>[96,176]</sup>,在高弹体表面引入活性基团(可 以借助表面引发剂<sup>[177-178]</sup>),使水凝胶前驱体在高弹 体表面的固化过程中,高聚物网络与活性基团间形 成共价键或高分子配合物,进而实现强粘接<sup>[96,176]</sup>. 对于已经制备好的水凝胶,可以在水凝胶与软材料 前驱体中加入特定化学物质进行块体改性<sup>[179-181]</sup>,使 两者在固化过程中自发形成强粘接.对于不能进行 化学改性的生物组织,可以借助与水凝胶以及生物 组织都能形成强键接的桥接高聚物,建立两者间的 强粘接<sup>[182]</sup>.对不含特定功能基团,不能实现强键接 的软材料,可借助特殊的粘接高聚物,通过扩散作用 分别与水凝胶及软材料形成拓扑缠结网络,进而实 现强粘接<sup>[183-185]</sup>.此外,针对硬黏合剂由于限制软材 料大变形不适用于软材料粘接的问题,可通过喷雾 等方法,在粘接界面形成离散的微小岛状粘接区域, 在实现强粘接的同时,岛间软材料依然允许发生大 变形<sup>[186]</sup>.

值得注意的是,随着墨水直写等 3D 打印技术的 发展,多种水凝胶与软材料的打印手段相继被提 出<sup>[187-189]</sup>,打印过程中水凝胶与其他软材料间的强韧 粘接对打印结构的完整性及长期稳定性至关重要. 以 Liu 等<sup>[180]</sup>的方法为代表的块体改性方法十分适 用于这种多层水凝胶与软材料以任意顺序相互堆叠 同时需要界面强粘接的情况.此外,Yang 等<sup>[188]</sup>也提 出了行之有效的块体改性方法,能够保证水凝胶与 其他软材料间良好的界面粘接性能,进而保证打印 结构的优异力学性能.Zhao 等<sup>[189]</sup>提出的基于微凝 胶的方法能实现水凝胶与多种软材料以及无机固体 的强韧粘接,且是对多种水凝胶都普遍适用的方法, 对 3D 打印水凝胶更广泛的工程应用具有重要意义. 针对水凝胶的强韧粘接策略,Yang 等<sup>[175]</sup>给出了详 尽的综述.

(3) 按需、可控粘接/脱粘设计. 对于某些应用, 如爬墙机器人, 机械抓手, 医用胶带等, 不仅需要界 面能够强韧粘接, 还要求在特定情形下时, 界面能够 方便容易地脱开. 因此, 按需、可控脱粘设计也引起 了学者们广泛的兴趣. 在该领域, 现有研究集中在脱 粘临界载荷可强弱转换的可转换粘接方面, 通过对 界面附近粘接状态、粘接面积以及界面/基体力学 行为的调控, 可以有效实现强、弱粘接的转换, 转换 比 (强粘接与弱粘接界面破坏临界载荷之比), 可高 达 10<sup>5[190]</sup>. 然而现有转换机制都需要特定的触发激 励, 如光、热等<sup>[190]</sup>, 难以针对所有材料进行广泛推 广. 此外, 针对某些应用需要对界面脱粘速度或破坏 模式进行调控的更高程度的要求, 目前研究讨论也 第7期

不够充分.针对可转换粘接的详细内容可参考 Croll 等<sup>[190]</sup>的综述.

#### 6 结语

软材料已经在软机器人、生物医学以及柔性电 子等各个领域得到广泛应用,考虑到对以水凝胶为 代表的多种软材料的性能调控与功能设计日臻成 熟,未来软材料还会有更加广阔的工程应用前景.针 对软材料粘接结构界面破坏行为的深入研究,能够 为软材料的合理使用与优化设计提供关键的理论支 持与工程指导.本文系统总结了现有软材料粘接结 构界面破坏行为的实验、理论与数值模拟研究进 展,重点讨论了界面黏弹性以及软材料基体的大变 形能量耗散特性对界面破坏行为的影响.虽然已有 研究已经取得了显著进展,但在疲劳、表面摩擦等 复杂加载下界面的脱粘或失稳机理的实验表征,基 体、界面能量耗散耦合效应的理论描述以及复杂结 构在复杂加载下界面脱粘或失稳机理的模拟分析等 方面还存在诸多挑战. 真实服役环境下基体与界面 可能的老化等行为又会进一步增加研究的复杂性. 同时,实际工程应用中脱粘,失稳或老化等不同机理 很可能同时发生甚至存在耦合,这些也都增加了界 面破坏行为研究的难度. 然而, 随着对该领域关注的 日益增加以及采用不同方法从不同角度切入开展研 究的逐步深入,相信以上难题都会逐步得到解决,在 为软材料粘接结构更为广泛的应用提供有力支撑的 同时,不断推动界面力学学科的发展.

#### 参考文献

- Kim DH, Lu N, Ma R, et al. Epidermal electronics. *Science*, 2011, 333(6044): 838-843
- 2 Ilievski F, Mazzeo AD, Shepherd RF, et al. Soft robotics for chemists. *Angewandte Chemie*, 2011, 50(8): 1890-1895
- 3 Minev IR, Musienko P, Hirsch A, et al. Electronic dura mater for long-term multimodal neural interfaces. *Science*, 2015, 347(6218): 159-163
- 4 Lu G, Ding Z, Wei Y, et al. Anisotropic biomimetic silk scaffolds for improved cell migration and healing of skin wounds. ACS Applied Materials & Interfaces, 2018, 10(51): 44314-44323
- 5 Creton C, Ciccotti M. Fracture and adhesion of soft materials: a review. *Reports on Progress in Physics*, 2016, 79(4): 046601
- 6 Wahab MMA. Fatigue in adhesively bonded joints: a review. International Scholarly Research Notices, 2012, 2012: 1-25
- 7 许巍,陈力,张钱城,等.粘结界面力学行为及其表征.中国科学: 技术科学, 2012, 42(12): 1361-1376 (Xu Wei, Chen Li, Zhang Qiancheng, et al. Mechanical behavior of the adhesvie interface and

its characterization. *Scientia Sinica Technologica*, 2012, 42(12): 1361-1376 (in Chinese))

- 8 陈少华, 彭志龙, 姚寅, 等. 表面黏附及表面输运的最新研究进展. 固体力学学报, 2016, 37(4): 291-311 (Chen Shaohua, Peng Zhilong, Yao Yin, et al. The latest research progress in surface adhesion and transportation. *Chinese Journal of Solid Mechanics*, 2016, 37(4): 291-311 (in Chinese))
- 9 Griffith AA. The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society A*, 1921, 221(582-593): 163-198
- 10 Greenwood JA, Williamson JBP. Contact of nominally flat surfaces. Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, 1966, 295(1442): 300-319
- 11 Fuller KNG, Tabor D. The effect of surface roughness on the adhesion of elastic solids. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 1975, 345(1642): 327-342
- 12 Persson B, Bucher F, Chiaia B. Elastic contact between randomly rough surfaces: Comparison of theory with numerical results. *Physical Review B*, 2002, 65(18): 184106
- 13 Dahlquist CA. Pressure-sensitive adhesives. *Treatise on Adhesion* and Adhesives, 1969, 2: 219-260
- 14 Lin Y, Hui C. Cavity growth from crack-like defects in soft materials. *International Journal of Fracture*, 2004, 126(3): 205-221
- 15 Shull KR, Creton C. Deformation behavior of thin, compliant layers under tensile loading conditions. *Journal of Polymer Science Part B*, 2004, 42(22): 4023-4043
- 16 Shull KR. Fracture and adhesion of elastomers and gels: Large strains at small length scales. *Journal of Polymer Science Part B*, 2006, 44(24): 3436-3439
- 17 Chen H, Feng X, Huang Y, et al. Experiments and viscoelastic analysis of peel test with patterned strips for applications to transfer printing. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2013, 61(8): 1737-1752
- 18 Peng Z, Chen S. Effect of bending stiffness on the peeling behavior of an elastic thin film on a rigid substrate. *Physical Review E*, 2015, 91(4): 042401
- 19 Peng Z, Wang C, Chen L, et al. Peeling behavior of a viscoelastic thin-film on a rigid substrate. *International Journal of Solids and Structures*, 2014, 51(25-26): 4596-4603
- 20 Kaelble DH. Theory and analysis of peel adhesion: Rate-temperature dependence of viscoelastic interlayers. *Journal of Colloid Science*, 1964, 19(5): 413-424
- 21 Gent AN, Petrich RP. Adhesion of viscoelastic materials to rigid substrates. Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, 1969, 310(1502): 433-448
- 22 Derail C, Allal A, Marin G, et al. Relationship between viscoelastic and peeling properties of model adhesives. Part 1. cohesive fracture. *Journal of Adhesion*, 1997, 61(1-4): 123-157
- 23 Derail C, Allal A, Marin G, et al. Relationship between viscoelastic and peeling properties of model adhesives. Part 2. the interfacial fracture domains. *Journal of Adhesion*, 1998, 68(3-4): 203-228
- 24 Yarusso DJ. Quantifying the relationship between peel and rheology for pressure sensitive adhesives. *Journal of Adhesion*, 1999, 70(3-4): 299-320
- 25 Gardon JL. Peel adhesion. I. some phenomenological aspects of the

力

test. Journal of Applied Polymer Science, 1963, 7(2): 625-641

- 26 Gardon JL. Peel adhesion. II. a theoretical analysis. *Journal of Applied Polymer Science*, 1963, 7(2): 643-665
- 27 Kaelble DH. Theory and analysis of peel adhesion: adhesive thickness effects. *Journal of Adhesion*, 1992, 37(1-3): 205-214
- 28 Kaelble DH. Theory and analysis of peel adhesion: bond stresses and distributions. *Transactions of the Society of Rheology*, 1960, 4(1): 45-73
- 29 Gent AN, Kaang SY. Effect of peel angle upon peel force. *Journal of Adhesion*, 1987, 24(2-4): 173-181
- 30 Williams JG. Root rotation and plastic work effects in the peel test. Journal of Adhesion, 1993, 41(1-4): 225-239
- 31 Williams JA, Kauzlarich JJ. The influence of peel angle on the mechanics of peeling flexible adherends with arbitrary load-extension characteristics. *Tribology International*, 2005, 38(11): 951-958
- 32 Maugis D, Barquins M. Stick-slip and Peeling of Adhesive Tapes. Adhesion 12. New York: Springer. 1988: 205-222
- 33 Ciccotti M, Giorgini B, Vallet D, et al. Complex dynamics in the peeling of an adhesive tape. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 2004, 24(2): 143-151
- 34 Villey R, Creton C, Cortet P, et al. Rate-dependent elastic hysteresis during the peeling of pressure sensitive adhesives. *Soft Matter*, 2015, 11(17): 3480-3491
- 35 Lakrout H, Sergot P, Creton C. Direct observation of cavitation and fibrillation in a probe tack experiment on model acrylic pressuresensitive-adhesives. *Journal of Adhesion*, 1999, 69(3-4): 307-359
- 36 Creton C, Hooker JC, Shull KR. Bulk and interfacial contributions to the debonding mechanisms of soft adhesives: extension to large strains. *Langmuir*, 2001, 17(16): 4948-4954
- 37 Deplace F, Carelli C, Mariot S, et al. Fine tuning the adhesive properties of a soft nanostructured adhesive with rheological measurements. *Journal of Adhesion*, 2009, 85(1): 18-54
- 38 Zosel A. The effect of fibrilation on the tack of pressure sensitive adhesives. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 1998, 18(4): 265-271
- 39 Gay C, Leibler L. Theory of tackiness. *Physical Review Letters*, 1999, 82(5): 936-939
- 40 Chikina I. Cavitation in Adhesives. *Physical Review Letters*, 2000, 85(21): 4546-4549
- 41 Gay C. Stickiness-some fundamentals of adhesion. *Integrative and Comparative Biology*, 2002, 42(6): 1123-1126
- 42 Brown KR, Creton C. Nucleation and growth of cavities in soft viscoelastic layers under tensile stress. *European Physical Journal E*, 2002, 9(1): 35-40
- 43 Creton C, Hu G, Deplace F, et al. Large-strain mechanical behavior of model block copolymer adhesives. *Macromolecules*, 2009, 42(20): 7605-7615
- 44 Maugis D, Barquins M. Fracture mechanics and the adherence of viscoelastic bodies. *Journal of Physics D*, 1978, 11(14): 1989-2023
- 45 Tanguy F, Nicoli M, Lindner A, et al. Quantitative analysis of the debonding structure of soft adhesives. *European Physical Journal E*, 2014, 37(1): 1-12
- 46 Pandey V, Fleury A, Villey R, et al. Linking peel and tack performances of pressure sensitive adhesives. *Soft Matter*, 2020, 16(13): 3267-3275
- 47 Wang Y, Nian G, Yang X, et al. Lap shear of a soft and elastic ad-

hesive. Mechanics of Materials, 2021, 158: 103845

- 48 Wang YC, Yang XX, Nian GD, et al. Strength and toughness of adhesion of soft materials measured in lap shear. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2020, 143(2020): 103988
- 49 Wang Y, Yin T, Suo Z. Polyacrylamide hydrogels. III. Lap shear and peel. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2021, 150: 104348
- 50 Villey R, Cortet PP, Creton C, et al. In-situ measurement of the large strain response of the fibrillar debonding region during the steady peeling of pressure sensitive adhesives. *International Journal of Fracture*, 2017, 204(2): 175-190
- 51 Elzière P, Dalle-Ferrier C, Creton C, et al. Large strain viscoelastic dissipation during interfacial rupture in laminated glass. *Soft Matter*, 2017, 13(8): 1624-1633
- 52 Newby BZ, Chaudhury MK. Effect of interfacial slippage on viscoelastic adhesion. *Langmuir*, 1997, 13(6): 1805-1809
- 53 Amouroux N, Petit J, Léger L, et al. Role of interfacial resistance to shear stress on adhesive peel strength. *Langmuir*, 2001, 17(21): 6510-6517
- 54 Ponce S, Bico J, Roman B. Effect of friction on the peeling test at zero-degrees. *Soft Matter*, 2015, 11(48): 9281-9290
- 55 Zhu Z, Xia Y, Jiang C, et al. Investigation of zero-degree peeling behavior of visco-hyperelastic highly stretchable adhesive tape on rigid substrate. *Engineering Fracture Mechanics*, 2020, 241: 107368
- 56 Zhu Z, Xia Y, Li J, et al. Rate dependent shear debonding between a highly stretchable elastomer and a rigid substrate: Delayed debonding and pre-stretch effect. *Engineering Fracture Mechanics*, 2019, 222: 106743
- 57 Chivers RA. Easy removal of pressure sensitive adhesives for skin applications. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 2001, 21(5): 381-388
- 58 Karwoski A, Plaut R. Experiments on peeling adhesive tapes from human forearms. *Skin Research and Technology*, 2004, 10(4): 271-277
- 59 Plaut RH. Two-dimensional analysis of peeling adhesive tape from human skin. *The Journal of Adhesion*, 2010, 86(11): 1086-1110
- 60 Steven-Fountain A, Atkins A, Jeronimidis G, et al. The effect of flexible substrates on pressure-sensitive adhesive performance. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 2002, 22(6): 423-430
- 61 Renvoise J, Burlot D, Marin G, et al. Peeling of PSAs on viscoelastic substrates: a failure criterion. *The Journal of Adhesion*, 2007, 83(4): 403-416
- 62 Renvoise J, Burlot D, Marin G, et al. Adherence performances of pressure sensitive adhesives on a model viscoelastic synthetic film: a tool for the understanding of adhesion on the human skin. *International Journal of Pharmaceutics*, 2009, 368(1-2): 83-88
- 63 Sugizaki Y, Shiina T, Tanaka Y, et al. Effects of peel angle on peel force of adhesive tape from soft adherend. *Journal of Adhesion Science and Technology*, 2016, 30(24): 2637-2654
- 64 Sugizaki Y, Suzuki A. Unsteady peeling accompanied by oscillations of adhesive tape from a soft adherend. *Soft Matter*, 2019, 15(35): 7080-7088
- 65 Verdier C, Piau J, Benyahia L. Peeling of acrylic pressure sensitive adhesives: cross-linked versus uncross-linked adhesives. *Journal of*

1824

第7期

Adhesion, 1998, 68(1-2): 93-116

- 66 Urahama Y. Effect of peel load on stringiness phenomena and peel speed of pressure-sensitive adhesive tape. *Journal of Adhesion*, 1989, 31(1): 47-58
- 67 Chiche A, Zhang W, Stafford CM, et al. A new design for highthroughput peel tests: statistical analysis and example. *Measurement Science and Technology*, 2005, 16(1): 183-190
- 68 Ito K, Shitajima K, Karyu N, et al. Influence of the degree of crosslinking on the stringiness of crosslinked polyacrylic pressure sensitive adhesives. *Journal of Applied Polymer Science*, 2014, 131(11): 40336
- 69 Kaelble DH. Peel adhesion: influence of surface energies and adhesive rheology. *Journal of Adhesion*, 1969, 1(2): 102-123
- 70 Kaelble D, Ho C. Biaxial bond stress analysis in peeling. *Transac*tions of the Society of Rheology, 1974, 18(2): 219-235
- 71 Lake G, Thomas A. The strength of highly elastic materials. Proceedings of the Royal Society of London Series A Mathematical Physical Sciences, 1967, 300(1460): 108-119
- 72 Schach R, Tran Y, Menelle A, et al. Role of chain interpenetration in the adhesion between immiscible polymer melts. *Macromolecules*, 2007, 40(17): 6325-6332
- 73 Jones RaL. Polymers at Surfaces and Interfaces. Cambridge University Press, 1999
- 74 Ahagon A, Gent A. Effect of interfacial bonding on the strength of adhesion. *Journal of Polymer Science: Polymer Physics Edition*, 1975, 13(7): 1285-1300
- 75 Ahagon A, Gent A. Threshold fracture energies for elastomers. Journal of Polymer Science: Polymer Physics Edition, 1975, 13(10): 1903-1911
- 76 Ahn D, Shull KR. Effects of methylation and neutralization of carboxylated poly(n-butyl acrylate) on the interfacial and bulk contributions to adhesion. *Langmuir*, 1998, 14(13): 3637-3645
- 77 Ahn D, Shull KR. Effects of substrate modification on the interfacial adhesion of acrylic elastomers. *Langmuir*, 1998, 14(13): 3646-3654
- 78 Persson B, Albohr O, Heinrich G, et al. Crack propagation in rubber-like materials. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 2005, 17(44): R1071
- 79 Takahashi K, Yamagata Y, Inaba K, et al. Characterization of tack strength based on cavity-growth criterion. *Langmuir*, 2016, 32(14): 3525-3531
- 80 Glassmaker N, Hui C, Yamaguchi T, et al. Detachment of stretched viscoelastic fibrils. *The European Physical Journal E*, 2008, 25(3): 253-266
- 81 Yamaguchi T, Morita H, Doi M. Modeling on debonding dynamics of pressure-sensitive adhesives. *The European Physical Journal E*, 2006, 20(1): 7-17
- 82 Yamaguchi T, Doi M. Debonding dynamics of pressure-sensitive adhesives: 3D block model. *The European Physical Journal E*, 2006, 21(4): 331-339
- 83 Yamaguchi T, Creton C, Doi M. Simple model on debonding of soft adhesives. *Soft Matter*, 2018, 14(30): 6206-6213
- 84 Bartlett MD, Croll AB, King DR, et al. Looking beyond fibrillar features to scale gecko - like adhesion. *Advanced Materials*, 2012, 24(8): 1078-1083
- 85 Bartlett MD, Croll AB, Crosby AJ. Designing bio inspired adhes-

ives for shear loading: from simple structures to complex patterns. *Advanced Functional Materials*, 2012, 22(23): 4985-4992

- 86 King DR, Crosby AJ. Optimizing adhesive design by understanding compliance. ACS Applied Materials & Interfaces, 2015, 7(50): 27771-27781
- 87 Kendall K. Thin-film peeling-the elastic term. *Journal of Physics* D: Applied Physics, 1975, 8(13): 1449
- 88 Kendall K. Crack propagation in lap shear joints. Journal of Physics D: Applied Physics, 1975, 8(5): 512
- 89 Mojdehi AR, Holmes DP, Dillard DA. Revisiting the generalized scaling law for adhesion: role of compliance and extension to progressive failure. *Soft Matter*, 2017, 13(41): 7529-7536
- 90 Yin H, Chen S, Liang L, et al. Quantitative prediction of the whole peeling process of an elastic film on a rigid substrate. *Journal of Applied Mechanics*, 2018, 85(9): 091004
- 91 Yin H, Liang L, Wei Y, et al. Determination of the interface properties in an elastic film/substrate system. *International Journal of Solids and Structures*, 2020, 191: 473-485
- 92 Eremeyev VA, Naumenko K. A relationship between effective work of adhesion and peel force for thin hyperelastic films undergoing large deformation. *Mechanics Research Communications*, 2015, 69: 24-26
- 93 He L, Lou J, Kitipornchai S, et al. Peeling mechanics of hyperelastic beams: bending effect. *International Journal of Solids and Structures*, 2019, 167: 184-191
- 94 Huang Y, Yuan J, Zhang Y, et al. Interfacial delamination of inorganic films on viscoelastic substrates. *Journal of Applied Mechanics*, 2016, 83(10): 101005
- 95 Zhang T, Yuk H, Lin ST, et al. Tough and tunable adhesion of hydrogels: experiments and models. *Acta Mechanica Sinica*, 2017, 33(3): 543-554
- 96 Yuk H, Zhang T, Lin S, et al. Tough bonding of hydrogels to diverse non-porous surfaces. *Nature Materials*, 2016, 15(2): 190-196
- 97 Menga N, Afferrante L, Pugno N, et al. The multiple V-shaped double peeling of elastic thin films from elastic soft substrates. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2018, 113: 56-64
- 98 Afferrante L, Carbone G. The ultratough peeling of elastic tapes from viscoelastic substrates. *Journal of the Mechanics and Physics* of Solids, 2016, 96: 223-234
- 99 Pierro E, Afferrante L, Carbone G. On the peeling of elastic tapes from viscoelastic substrates: designing materials for ultratough peeling. *Tribology International*, 2020, 146: 106060
- 100 Chaudhury MK. Rate-dependent fracture at adhesive interface. *The Journal of Physical Chemistry B*, 1999, 103(31): 6562-6566
- 101 Ghatak A, Vorvolakos K, She H, et al. Interfacial rate processes in adhesion and friction. *The Journal of Physical Chemistry B*, 2000: 4018-4030
- 102 Lavoie SR, Long R, Tang T. Rate dependent fracture of a double cantilever beam with combined bulk and interfacial dissipation. *International Journal of Solids and Structures*, 2015, 75: 277-286
- 103 Feng X, Meitl MA, Bowen AM, et al. Competing fracture in kinetically controlled transfer printing. *Langmuir*, 2007, 23(25): 12555-12560
- 104 Tang J, Li J, Vlassak JJ, et al. Adhesion between highly stretchable materials. *Soft Matter*, 2016, 12(4): 1093-1099
- 105 Tay T. Characterization and analysis of delamination fracture in

报

composites: an overview of developments from 1990 to 2001. *Applied Mechanics Reviews*, 2003, 56(1): 1-32

力

- 106 Krueger R. Virtual crack closure technique: history, approach, and applications. *Applied Mechanics Reviews*, 2004, 57(2): 109-143
- 107 Raju I. Calculation of strain-energy release rates with higher order and singular finite elements. *Engineering Fracture Mechanics*, 1987, 28(3): 251-274
- 108 Shivakumar K, Tan P, Newman Jr J. A virtual crack-closure technique for calculating stress intensity factors for cracked three dimensional bodies. *International Journal of Fracture*, 1988, 36: 43-50
- 109 Raju I, Crews Jr J, Aminpour M. Convergence of strain energy release rate components for edge-delaminated composite laminates. *Engineering Fracture Mechanics*, 1988, 30(3): 383-396
- 110 Davidson BD, Gharibian SJ, Yu L. Evaluation of energy release rate-based approaches for predicting delamination growth in laminated composites. *International Journal of Fracture*, 2000, 105(4): 343-365
- 111 Dugdale DS. Yielding of steel sheets containing slits. Journal of the Mechanics Physics of Solids, 1960, 8(2): 100-104
- 112 Barenblatt GI. The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture. *Advances in Applied Mechanics*, 1962, 7(1): 55-129
- 113 Hillerborg A, Modéer M, Petersson PE. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cement Concrete Research*, 1976, 6(6): 773-781
- 114 Robinson P, Besant T, Hitchings D. Delamination Growth Prediction Using a Finite Element Approach. European Structural Integrity Society. Elsevier. 2000: 135-147
- 115 Belytschko T, Black T. Elastic crack growth in finite elements with minimal remeshing. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 1999, 45(5): 601-620
- 116 Alfano G, Crisfield MA. Finite element interface models for the delamination analysis of laminated composites: mechanical and computational issues. *International Journal for Numerical Meth*ods in Engineering, 2001, 50(7): 1701-1736
- 117 Alfano G. On the influence of the shape of the interface law on the application of cohesive-zone models. *Composites Science and Technology*, 2006, 66(6): 723-730
- 118 Camanho PP, Davila CG, De Moura M. Numerical simulation of mixed-mode progressive delamination in composite materials. *Journal of Composite Materials*, 2003, 37(16): 1415-1438
- 119 Turon A, Camanho PP, Costa J, et al. A damage model for the simulation of delamination in advanced composites under variablemode loading. *Mechanics of Materials*, 2006, 38(11): 1072-1089
- 120 Xu XP, Needleman A. Void nucleation by inclusion debonding in a crystal matrix. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 1993, 1(2): 417-418
- 121 Mcgarry JP, Máirtín éó, Parry G, et al. Potential-based and non-potential-based cohesive zone formulations under mixed-mode separation and over-closure. Part I: Theoretical analysis. *Journal of the Mechanics Physics of Solids*, 2014, 63: 336-362
- 122 Park K, Paulino GH, Roesler JR. A unified potential-based cohesive model of mixed-mode fracture. *Journal of the Mechanics Physics of Solids*, 2009, 57(6): 891-908
- 123 Park K, Paulino GH. Cohesive zone models: a critical review of

traction-separation relationships across fracture surfaces. *Applied Mechanics Reviews*, 2011, 64(6): 060802

- 124 Corigliano A, Mariani S, Pandolfi A. Numerical modeling of ratedependent debonding processes in composites. *Composite Structures*, 2003, 61(1-2): 39-50
- 125 Gozluklu B, Coker D. Modeling of dynamic crack propagation using rate dependent interface model. *Theoretical Applied Fracture Mechanics*, 2016, 85: 191-206
- 126 Fager LO, Bassani J. Stable crack growth in rate-dependent materials with damage. *Engineering Materials and Technology*, 1993, 115(3): 256-261
- 127 Corigliano A, Allix O. Some aspects of interlaminar degradation in composites. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 2000, 185(2-4): 203-224
- 128 Corigliano A, Ricci M. Rate-dependent interface models: formulation and numerical applications. *International Journal of Solids Structures*, 2001, 38(4): 547-576
- 129 Giraldo-Londoño O, Spring DW, Paulino GH, et al. An efficient mixed-mode rate-dependent cohesive fracture model using sigmoidal functions. *Engineering Fracture Mechanics*, 2018, 192: 307-327
- 130 Rahul-Kumar P, Jagota A, Bennison S, et al. Polymer interfacial fracture simulations using cohesive elements. *Acta Materialia*, 1999, 47(15-16): 4161-4169
- 131 Allen DH, Searcy CR. A micromechanical model for a viscoelastic cohesive zone. *International Journal of Fracture*, 2001, 107(2): 159-176
- 132 Liechti KM, Wu JD. Mixed-mode, time-dependent rubber/metal debonding. *Journal of the Mechanics Physics of Solids*, 2001, 49(5): 1039-1072
- 133 Xu C, Siegmund T, Ramani K. Rate-dependent crack growth in adhesives: I. Modeling approach. *International Journal of Adhesion Adhesives*, 2003, 23(1): 9-13
- 134 Musto M, Alfano G. A novel rate-dependent cohesive-zone model combining damage and visco-elasticity. *Computers Structures*, 2013, 118: 126-133
- 135 Musto M, Alfano G. A fractional rate dependent cohesive zone model. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 2015, 103(5): 313-341
- 136 Giraldo-Londoño O, Paulino GH, Buttlar WG. Fractional calculus derivation of a rate-dependent PPR-based cohesive fracture model: theory, implementation, and numerical results. *International Journal of Fracture*, 2019, 216(1): 1-29
- 137 Hui CY, Liu Z, Minsky H, et al. Mechanics of an adhesive tape in a zero degree peel test: effect of large deformation and material nonlinearity. *Soft Matter*, 2018, 14(47): 9681-9692
- 138 Liu Z, Minsky H, Creton C, et al. Mechanics of zero degree peel test on a tape—effects of large deformation, material nonlinearity, and finite bond length. *Extreme Mechanics Letters*, 2019, 32: 100518
- 139 Mohammed I, Charalambides M, Kinloch A. Modelling the interfacial peeling of pressure-sensitive adhesives. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 2015, 222: 141-150
- 140 Mohammed I, Charalambides M, Kinloch A. Modeling the effect of rate and geometry on peeling and tack of pressure-sensitive adhesives. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 2016, 233: 85-94

- 141 Jagota A, Bennison S, Smith C. Analysis of a compressive shear test for adhesion between elastomeric polymers and rigid substrates. *International Journal of Fracture*, 2000, 104(2): 105-130
- 142 Seshadri M, Saigal S, Jagota A, et al. Scaling of fracture energy in tensile debonding of viscoelastic films. *Journal of Applied Physics*, 2007, 101(9): 093504
- 143 Pelfrene J, Van Dam S, Van Paepegem W. Numerical analysis of the peel test for characterisation of interfacial debonding in laminated glass. *International Journal of Adhesion Adhesives*, 2015, 62: 146-153
- 144 Ghatak A, Chaudhury MK. Adhesion-induced instability patterns in thin confined elastic film. *Langmuir*, 2003, 19(7): 2621-2631
- 145 Chakrabarti A, Chaudhury MK. Direct measurement of the surface tension of a soft elastic hydrogel: exploration of elastocapillary instability in adhesion. *Langmuir*, 2013, 29(23): 6926-6935
- 146 Chaudhury MK, Chakrabarti A, Ghatak A. Adhesion-induced instabilities and pattern formation in thin films of elastomers and gels. *The European Physical Journal E*, 2015, 38(7): 1-26
- 147 Mukherjee B, Dillard DA, Moore RB, et al. Debonding of confined elastomeric layer using cohesive zone model. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 2016, 66: 114-127
- 148 Mukherjee B, Batra RC, Dillard DA. Effect of confinement and interfacial adhesion on peeling of a flexible plate from an elastomeric layer. *International Journal of Solids and Structures*, 2017, 110: 385-403
- 149 Mukherjee B, Dillard DA, Batra RC. On preferential debonding during demolding of a sandwiched elastomeric layer. *International Journal of Solids and Structures*, 2019, 170: 123-141
- 150 Shull KR, Flanigan CM, Crosby AJ. Fingering instabilities of confined elastic layers in tension. *Physical Review Letters*, 2000, 84(14): 3057
- 151 Lin S, Mao Y, Radovitzky R, et al. Instabilities in confined elastic layers under tension: Fringe, fingering and cavitation. *Journal of the Mechanics Physics of Solids*, 2017, 106: 229-256
- 152 Fu Y, Lu H, Nian G, et al. Size-dependent inertial cavitation of soft materials. *Journal of the Mechanics Physics of Solids*, 2020, 137: 103859
- 153 Gent A, Park B. Failure processes in elastomers at or near a rigid spherical inclusion. *Journal of Materials Science*, 1984, 19(6): 1947-1956
- 154 Gent A. Cavitation in rubber: a cautionary tale. *Rubber Chemistry Technology*, 1990, 63(3): 49-53
- 155 Lin S, Mao Y, Yuk H, et al. Material-stiffening suppresses elastic fingering and fringe instabilities. *International Journal of Solids Structures*, 2018, 139: 96-104
- 156 Zhong D, Liu J, Xiang Y, et al. Effect of partition on the mechanical behaviors of soft adhesive layers. *Journal of Applied Mechanics*, 2019, 86(6): 061003
- 157 Ni X, Chen C, Li J. Interfacial fatigue fracture of tissue adhesive hydrogels. *Extreme Mechanics Letters*, 2020, 34: 100601
- 158 Zhang W, Gao Y, Yang H, et al. Fatigue-resistant adhesion I. Longchain polymers as elastic dissipaters. *Extreme Mechanics Letters*, 2020, 39: 100813
- 159 Zhang W, Hu J, Yang H, et al. Fatigue-resistant adhesion II: Swell tolerance. *Extreme Mechanics Letters*, 2021, 43: 101182
- 160 Liu J, Lin S, Liu X, et al. Fatigue-resistant adhesion of hydrogels.

Nature Communications, 2020, 11(1): 1071

- 161 Zhu Z, Cheng Q, Jiang C, et al. Scratch behavior of the aged hydrogenated nitrile butadiene rubber. *Wear*, 2016, 352: 155-159
- 162 Yashima S, Takase N, Kurokawa T, et al. Friction of hydrogels with controlled surface roughness on solid flat substrates. *Soft Matter*, 2014, 10(18): 3192-3199
- 163 Pan YS, Xiong DS, Ma RY. A study on the friction properties of poly (vinyl alcohol) hydrogel as articular cartilage against titanium alloy. *Wear*, 2007, 262(7-8): 1021-1025
- 164 Gong JP. Friction and lubrication of hydrogels—its richness and complexity. *Soft Matter*, 2006, 2(7): 544-552
- 165 Freeman ME, Furey MJ, Love BJ, et al. Friction, wear, and lubrication of hydrogels as synthetic articular cartilage. *Wear*, 2000, 241(2): 129-135
- 166 Karobi SN, Sun TL, Kurokawa T, et al. Creep behavior and delayed fracture of tough polyampholyte hydrogels by tensile test. *Macromolecules*, 2016, 49(15): 5630-5636
- 167 Bouklas N, Landis CM, Huang R. Effect of solvent diffusion on crack-tip fields and driving force for fracture of hydrogels. *Journal* of *Applied Mechanics*, 2015, 82(8): 081007
- 168 Wang X, Hong W. Delayed fracture in gels. *Soft Matter*, 2012, 8(31): 8171-8178
- 169 Stratigaki M, Baumann C, Van Breemen LC, et al. Fractography of poly (N-isopropylacrylamide) hydrogel networks crosslinked with mechanofluorophores using confocal laser scanning microscopy. *Polymer Chemistry*, 2020, 11(2): 358-366
- 170 Slootman J, Waltz V, Yeh CJ, et al. Quantifying rate- and temperature-dependent molecular damage in elastomer fracture. *Physical Review X*, 2020, 10(4): 041045
- 171 Matsuda T, Kawakami R, Nakajima T, et al. Crack tip field of a double-network gel: visualization of covalent bond scission through mechanoradical polymerization. *Macromolecules*, 2020, 53(20): 8787-8795
- 172 Chen Y, Yeh CJ, Qi Y, et al. From force-responsive molecules to quantifying and mapping stresses in soft materials. *Science Advances*, 2020, 6(20): eaaz5093
- 173 Parameswar AV, Dikshit KV, Movafaghi S, et al. Mechanochemistry activated covalent conjugation reactions in soft hydrogels induced by interfacial failure. ACS Applied Materials & Interfaces, 2021, 13(1): 1486-1492
- 174 Chen Y, Mellot G, Van Luijk D, et al. Mechanochemical tools for polymer materials. *Chemical Society Reviews*, 2021, 50(6): 4100-4140
- 175 Yang J, Bai R, Chen B, et al. Hydrogel adhesion: a supramolecular synergy of chemistry, topology, and mechanics. *Advanced Functional Materials*, 2020, 30(2): 1901693
- 176 Cha C, Antoniadou E, Lee M, et al. Tailoring hydrogel adhesion to polydimethylsiloxane substrates using polysaccharide glue. *Angewandte Chemie International Edition*, 2013, 52(27): 6949-6952
- 177 Yu Y, Yuk H, Parada GA, et al. Multifunctional "hydrogel skins" on diverse polymers with arbitrary shapes. *Advanced Materials*, 2019, 31(7): 1807101
- 178 Yuk H, Zhang T, Parada GA, et al. Skin-inspired hydrogel-elastomer hybrids with robust interfaces and functional microstructures. *Nature Communications*, 2016, 7(1): 1-11
- 179 Cheng S, Yang C, Yang X, et al. Dual-primer adhesion of polymer

第7期

报

力

networks of dissimilar chemistries. *Extreme Mechanics Letters*, 2020, 38: 100756

- 180 Liu Q, Nian G, Yang C, et al. Bonding dissimilar polymer networks in various manufacturing processes. *Nature Communications*, 2018, 9(1): 1-11
- 181 Hu X, Nian G, Liang X, et al. Adhesive tough magnetic hydrogels with high Fe3O4 content. ACS Applied Materials & Interfaces, 2019, 11(10): 10292-10300
- 182 Li J, Celiz A, Yang J, et al. Tough adhesives for diverse wet surfaces. *Science*, 2017, 357(6349): 378-381
- 183 Gao Y, Chen J, Han X, et al. A universal strategy for tough adhesion of wet soft material. *Advanced Functional Materials*, 2020, 30(36): 2003207
- 184 Yang J, Bai R, Suo Z. Topological adhesion of wet materials. Advanced Materials, 2018, 30(25): 1800671
- 185 Yang H, Li C, Tang J, et al. Strong and degradable adhesion of hy-

drogels. ACS Applied Bio Materials, 2019, 2(5): 1781-1786

- 186 Chen B, Yang J, Bai R, et al. Molecular staples for tough and stretchable adhesion in integrated soft materials. *Advanced Healthcare Materials*, 2019, 8(19): 1900810
- 187 Wallin TJ, Simonsen LE, Pan W, et al. 3D printable tough silicone double networks. *Nature Communications*, 2020, 11(1): 4000
- 188 Yang H, Li C, Yang M, et al. Printing hydrogels and elastomers in arbitrary sequence with strong adhesion. *Advanced Functional Materials*, 2019, 29(27): 1901721
- 189 Zhao D, Liu Y, Liu B, et al. 3D printing method for tough multifunctional particle-based double-network hydrogels. ACS Applied Materials & Interfaces, 2021, 13(11): 13714-13723
- 190 Croll AB, Hosseini N, Bartlett MD. Switchable adhesives for multifunctional interfaces. *Advanced Materials Technologies*, 2019, 4(8): 1900193