

高压物理学报

GAOYA WULI XUEBAO

1987 年 9 月创刊

2019 年主题专刊

· 高压下材料动态响应实验研究 ·

目 次

材料层裂研究的主要进展	周洪强, 张凤国, 潘 昊, 何安民, 王 裴
烧结钎铁硼的层裂强度及断裂机理	万 印, 王焕然, 初广香, 任春影
飞秒激光烧蚀典型金属表面产生冲击波膨胀研究	魏 健, 张 彬, 刘 晖, 张 航
压剪载荷作用下 TB6 钛合金的动态力学性能	邹学韬, 张晓晴, 姚小虎
硅橡胶拉伸行为的应变率相关性测试和表征	郭玲梅, 汪 洋, 徐伟芳
碳纳米管薄膜层间改性复合材料在不同应变率下的力学性能	李周仪, 胡振, 汪浩康, 索 涛
球形孔开孔泡沫铝的力学特性及准静态压缩变形机制	王永欢, 徐 鹏, 范志强, 王壮壮
聚苯乙烯泡沫材料的动态压缩特性	雷忠琦, 姚小虎, 龙舒畅, 常建虎, 王海波
冲击荷载下植物纤维增强高聚物复合材料的力学性能	马东方, 马伯翰, 张幸鏊
纤维金属层合板的抗爆性能及失效机理	张 磊, 马小敏, 李如江, 李 鑫, 吴桂英
基于 3D-DIC 对爆炸作用下碳纤维层合板的变形研究	刘青青, 郭保桥, 石 晨, 陈鹏万
CFRP 层合板低速冲击响应及损伤特性研究	
.....	廖斌斌, 周建武, 林 渊, 贾利勇, 王栋亮, 花争立, 郑津洋, 顾超华
GFRP 增强圆钢管在低速冲击荷载作用下的应变率效应	武启剑, 支旭东
《高压物理学报》2019 年主题专刊名录	《高压物理学报》编辑部



官方网站: www.gywlxb.cn

官方邮箱: gaoya@caep.cn

联系电话: 0816-2490042



《高压物理学报》2019 年主题专刊名录

- ✧ 高压物性实验研究
- ✧ 高压物性的计算与模拟
- ✧ 高压合成新材料
- ✧ 高压地球科学
- ✧ 高压实验技术
- ✧ 高压下材料动态响应的计算与模拟
- ✧ 高压下材料动态响应实验研究
- ✧ 脆性材料的动态响应
- ✧ 界面不稳定性
- ✧ 高压科学应用——炸药起爆及安全性
- ✧ 高压科学应用——水下爆炸
- ✧ 高压科学应用——侵彻与防护
- ✧ 高压科学应用——气相爆炸

★ 获取地址：<http://www.gywlxb.cn/topics>

材料层裂研究的主要进展

周洪强, 张凤国, 潘 昊, 何安民, 王 裴

(北京应用物理与计算数学研究所, 北京 100094)

摘要:层裂是一种重要的动态损伤破坏现象,由物质界面的反射稀疏波相互作用引起,其细观尺度上的物理机制是微损伤(即微孔洞和微裂纹)的成核、生长和汇合。围绕美国物理学会 George E. Duvall 冲击压缩科学奖的3位获奖者 Grady、Curran 和 Johnson 的相关工作,概述层裂现象的一些主要研究进展,简要介绍层裂现象的研究历史,以期更深刻地理解那些著名的层裂物理模型和实验技术。此外,报道了最近取得的最新研究成果,阐述了冻结不同损伤水平状态的双层靶层裂实验技术与 Hopkinson 压杆共通的工作原理。针对微损伤成核和生长断裂破碎模型 NAG/FRAG 在数学上的不一致性和在物理上的不完备性,指出对于延性材料的层裂过程,只要微孔洞成核的累积数目密度满足尺寸的指数分布、微孔洞半径的生长速度与半径呈线性关系,就能够得到解析形式的损伤度演化方程,该修正模型 MNAG 在数学上是一致的,在物理上是完备的;对于白以龙等建立的欧拉形式的微损伤数目守恒方程,指出计算损伤度不必显式求解该方程,损伤度的表达式一般通过拉格朗日形式的微损伤数目守恒方程获得;针对损伤度函数模型或封加坡模型,以更加简洁的方法进行了推导。

关键词:层裂损伤;层裂强度;双层靶层裂技术;NAG/FRAG 模型;Carroll-Holt-Johnson 模型;Gurson 模型;Grady 模型;封加坡模型

中图分类号:O347.3

文献标识码:A

层裂 (Spallation) 或崩落 (Scabbing) 是由压缩应力波在物质界面反射的稀疏应力波相互作用引起的材料动态损伤破坏现象,首先由 Bertram Hopkinson 开展研究,故也称 Hopkinson 断裂^[1-3]。层裂在细观尺度上的物理机制是微损伤的成核、生长和汇合:脆性材料和小黏性液态材料层裂的微损伤主要是微裂纹,延性材料和大黏性液态材料层裂的微损伤主要是微孔洞^[4-5]。从统计的角度,层裂材料可视为由微损伤和致密的基体材料或细观材料组成的宏观连续体材料,因此建立含损伤的宏观材料本构关系便成为主要的研究目标^[6]。在基体材料本构关系已知的情形下,发展含损伤的宏观材料本构关系涉及两方面内容:一是建立损伤演化模型,包括确定描述层裂损伤破坏程度的物理内变量损伤度,以及给出损伤度的演化方程;二是将层裂损伤破坏效应的影响(即损伤度)引入基体材料本构关系。斯坦福研究所 (SRI) 的研究人员首先描述了具有当前意义的含损伤宏观材料本构关系:Erlich 等^[5]给出了常应变率加载下液态材料甘油在层裂过程中的拉应力-时间曲线,Shockey 等^[7]给出了常应变率加载下脆性材料 Armco 铁在层裂过程中的拉应力-比容路径曲线。

图1显示典型延性金属层裂过程中拉应力-孔隙度路径曲线的拓扑结构,给出了微孔洞成核、生长和汇合3个不同演化阶段的应力状态,其中纵坐标为拉应力,横坐标为孔隙度(微孔洞的体积分数)。孔隙度常作为延性材料的损伤度,用于表征层裂损伤破坏程度,其取值范围为[0,1],有时为了表征材料内部的固有缺陷而采用一个大于零的小值作为初始孔隙度。图1中点A表示应力达到微孔洞成核的

* 收稿日期:2018-10-22;修回日期:2019-01-10

基金项目:科学挑战专题(TZ2018001)

作者简介:周洪强(1970—),男,博士,副研究员,主要从事材料动态损伤破坏研究。

E-mail: zhouhq@iapcm.ac.cn

临界阈值,材料内部的固有缺陷被激活,初始孔隙度作为初值赋予孔隙度;此后新微孔洞通过基体与二相粒子界面的脱粘或二相粒子的断裂而产生,并随着材料塑性变形而生长。曲线 AB 表示微孔洞演化的早期阶段,由于这一阶段累积的孔隙度太小,微孔洞演化引起的软化效应和其他机制引起的软化效应(如基体的热软化)尚不足以抵御材料强度,材料处于硬化状态,应力随孔隙度的增长而增长。 B 点达到应力峰值(样品中层裂面上的应力峰值通常定义为层裂强度),材料开始失稳,表明微孔洞演化引起的软化效应及其他机制引起的软化效应与材料强度达到了动态平衡;此后由于孔隙度迅速增长,材料处于软化状态,应力随孔隙度的增长而减小。曲线 BC 表示微孔洞处于孤立生长阶段,微孔洞之间仅通过材料宏观力学量的改变而发生联系。虚曲线 CD 表示微孔洞演化的汇合阶段,汇合阶段是一个雪崩式的瞬变过程,微孔洞之间通过直接连接或孔间韧带局部失稳汇合机制发生强烈的相互作用,直至贯通联结成宏观裂纹,材料发生动态破碎而形成若干碎片,材料的承载能力趋于零。图1给出的是完全层裂面上的应力-孔隙度关系,非完全层裂面上的应力可以从图1中曲线上任意一点向下直接卸载为零。另外,将图1中的孔隙度变换成时间或与材料损伤演化相关的其他物理量,拉应力路径曲线的拓扑结构也可用于描述脆性材料和液态材料的层裂过程。

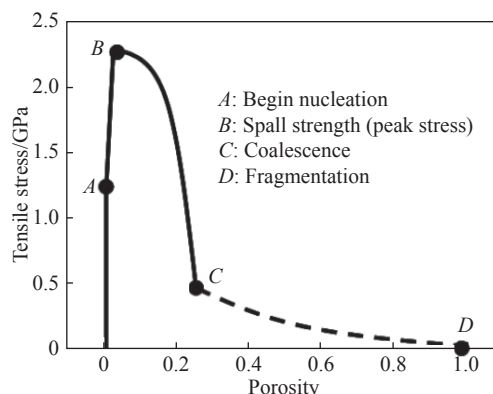


图1 典型延性金属层裂过程中应力-孔隙度关系

Fig. 1 Typical stress-porosity relationship for the spall of ductile metals

层裂是一个非线性很强的材料动态损伤演化过程,拉应力路径依赖于材料微结构、加载条件和温度条件:样品材料的温度和加/卸载熔化状态可以通过预加温方式和调节加载强度方式得以实现,加载条件(如加载脉冲的强度和宽度直接影响加载应变率和材料温度)在实验上能够精确控制,然而材料微结构(如晶粒尺寸、二相粒子和杂质的含量等)如何影响层裂损伤过程尚不能准确把握。拉应力路径无法由实验直接测量,含损伤宏观材料本构关系只能依据一定的理论假设从样品自由速度剖面 and 回收样品金相观测等实验结果反演获得,相关的研究论文和技术报告汗牛充栋,一些重要工作和研究进展得到了学术界的认可,部分成果参见文献[6, 8–15]。从应力波传播信息及其残留在样品中的金相结果反推含损伤宏观材料的本构关系属于反问题,由于缺乏有效的手段将材料微结构与动态损伤演化过程紧密地联结起来,至今还不存在广泛公认的含损伤宏观材料本构关系和层裂损伤演化模型^[16],虽然经历百余年的努力,但研究现状仍处于百家争鸣的发展阶段。

美国物理学会主办的凝聚介质冲击压缩会议(SCCM)连续多届将 George E. Duvall 冲击压缩科学奖授予层裂研究的佼佼者:2007年第15届会议的获奖者是圣地亚国家实验室(SNL)的 Dennis E. Grady^[17],他建立了描述材料层裂破碎的能量平衡理论^[18];2009年第16届会议的获奖者是 SRI 的 Donald R. Curran^[19],他和同事建立了著名的成核生长/破碎(Nucleation and Growth to Fragmentation, NAG/FRAG)模型^[6];2011年第17届会议的获奖者是洛斯阿拉莫斯国家实验室(LANL)的 James N. Johnson^[20],他建立了描述延性材料层裂过程的 Carroll-Holt-Johnson 模型^[21],并和同事首先将描述准静态损伤断裂过程的 Gurson 模型用于描述延性材料的层裂过程^[22–23]。本文以上述冲击压缩科学奖为切入点,结合本课题组的工作成果,侧重延性金属的动态损伤破坏,对层裂现象的研究历史和一些主要进展进行简要介绍、评论总结和修正推广,最后展望需要持续深入的研究工作。

1 含损伤宏观延性材料本构关系

本文中的公式除非特别指出,一律采用 Einstein 求和约定。

考虑含损伤宏观延性材料在拉伸应变率 $\dot{\epsilon}_{ij}$ 作用下的动态变形过程(其中 $i, j = 1, 2, 3$,表示3个应力

或应变方向), 将 Cauchy 应力率 $\dot{\sigma}_{ij}$ 分解为静水压力率和偏应力率两部分

$$\dot{\sigma}_{ij} = -\dot{p}\delta_{ij} + \dot{s}_{ij} \quad (1)$$

式中: p 和 s_{ij} 分别为含损伤宏观延性材料的压力和偏应力, δ_{ij} 为 Kronecker 符号。

偏应力率由线弹性假设给出

$$\dot{s}_{ij} = 2G(\dot{\epsilon}_{ij} - \dot{\epsilon}_{ij}^p) \quad (2)$$

式中: G 、 $\dot{\epsilon}_{ij}$ 、 $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ 和 $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ 分别为含损伤宏观延性材料的剪切模量、偏应变率、偏塑性应变率和塑性应变率, $\dot{\epsilon}_{ij} = \dot{\epsilon}_{ij} - \dot{\epsilon}_{kk}\delta_{ij}/3$, $\dot{\epsilon}_{ij}^p = \dot{\epsilon}_{ij}^p - \dot{\epsilon}_{kk}^p\delta_{ij}/3$ 。含损伤宏观延性材料剪切模量的表达式由 Mackenzie^[24] 于 1950 年给出

$$G = G_{s0} \left(1 - D \cdot \frac{20G_{s0} + 15K_{s0}}{8G_{s0} + 9K_{s0}} \right) \quad (3)$$

式中: G_{s0} 和 K_{s0} 分别为基体材料的初始剪切模量和初始体积模量。Johnson^[21] 于 1981 年将 (3) 式修正为

$$G = G_{s0}(1 - D) \left(1 - D \cdot \frac{12G_{s0} + 6K_{s0}}{8G_{s0} + 9K_{s0}} \right) \quad (4)$$

有时也采用如下假设^[25]

$$G = G_{s0}(1 - D) \quad (5)$$

确定含损伤宏观延性材料塑性应变率的方式有两种。

(1) 采用关联塑性模型, 如 Gurson 模型^[26], 塑性应变率由正交流动法则得到

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \lambda \frac{\partial F^{\text{Gurson}}}{\partial \sigma_{ij}} \quad (6)$$

式中: λ 为塑性因子变化率, F^{Gurson} 为 Gurson 屈服面函数, Rajengran-Dietenberger-Grove (RDG) 模型也有类似形式的屈服面函数^[27]。给定屈服面函数 F^{Gurson} 之后, 可由质量守恒方程将孔隙度 D 的变化率写成塑性应变率 $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ 的表达式

$$\dot{D} = (1 - D)\dot{\epsilon}_{kk}^p \quad (7)$$

(7) 式的物理意义显示微孔洞体积贡献了塑性应变的球量部分。

(2) 采用非关联塑性模型, 如 Carroll-Holt-Johnson 模型^[21], 偏塑性应变率由正交流动法则得到

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \lambda \frac{\partial F^{\text{non-Gur}}}{\partial \sigma_{ij}} \quad (8)$$

式中: $F^{\text{non-Gur}}$ 为非 Gurson 屈服面函数, 通常是一类连续介质损伤力学模型, 如 Curran 等^[4, 6] 和封加坡等^[28] 采用的 $F^{\text{non-Gur}} = \sigma_e - (1 - 4D)Y_{s0}$ 、Johnson^[21] 采用的 $F^{\text{non-Gur}} = \sigma_e - (1 - D)Y_{s0}$, 其中 $\sigma_e = \sqrt{3s_{ij}s_{ij}/2}$ 为含损伤宏观延性材料的 von Mises 等效应力, Y_{s0} 为基体材料的初始屈服强度。给定屈服面函数 $F^{\text{non-Gur}}$ 之后, 还需确定孔隙度演化方程 (如 Carroll-Holt-Johnson 模型^[21]、NAG/FRAG 模型和封加坡模型^[4, 6, 28]), 随后可由质量守恒方程将塑性应变率的球量部分写成孔隙度变化率的表达式

$$\dot{\epsilon}_{kk}^p = \frac{\dot{D}}{1 - D} \quad (9)$$

于是含损伤宏观延性材料的塑性应变率可写为

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \dot{\epsilon}_{ij}^p + \frac{1}{3}\dot{\epsilon}_{kk}^p\delta_{ij} = \lambda \frac{\partial F^{\text{non-Gur}}}{\partial \sigma_{ij}} + \frac{1}{3}\dot{\epsilon}_{kk}^p\delta_{ij} \quad (10)$$

含损伤宏观延性材料的状态方程称为 P - α 模型, 由 Carroll 和 Holt^[29] 于 1972 年采用细观力学方法给出

$$p = p(\rho, e) = (1 - D)p_s(\rho_s, e_s) \quad (11)$$

式中: $p(\rho, e)$ 、 $\rho = \rho_s(1 - D)$ 和 e 分别为含损伤宏观延性材料的状态方程、质量密度和比内能, $p_s(\rho_s, e_s)$ 、

ρ_s 和 e_s 分别为基体材料的状态方程、质量密度和比内能。假定表面能的影响可以忽略, $e \approx e_s$, 由能量守恒方程得到

$$\dot{e} = \frac{\sigma_{ij}\dot{\epsilon}_{ij}}{\rho} \quad (12)$$

Curran 等^[4]首先同时应用损伤模型和 $P-\alpha$ 状态方程模拟延性金属的层裂, 以刻画材料损伤状态与材料状态方程之间的耦合效应。

上述含损伤宏观延性材料本构关系和能量守恒方程构成了微分-代数方程的初值问题: 在应变驱动的计算机数值模拟程序中, 首先通过动量守恒方程确定应变率, 然后采用标准弹塑性本构模型数值积分算法对初值问题进行求解^[30]。

数值模拟程序中对断裂单元的处理方式及单元断裂后的应力赋值过程应视为层裂损伤演化模型的一部分, 而不仅仅看作一种特定的数值计算方法。由于现有的任何实验手段都难以对微孔洞的汇合阶段进行定量测量, 无法为物理模型提供直接的实验验证, 为此很多层裂损伤演化模型忽略了汇合阶段而采用临界孔隙度断裂判据: 一旦某网格单元的孔隙度达到了临界孔隙度, 就认为该单元发生了宏观断裂。将图 1 中 C 点汇合开始时的坐标定义为临界孔隙度和临界应力, 汇合阶段真实的应力路径即为沿图 1 中虚曲线 CD 从临界应力松弛到零; 作为一种近似, 可以将真实路径上任意一点的应力取为单元断裂开始时的应力值, 然后由数值模拟程序自动更新断裂单元的应力。

2 材料层裂研究历史

2.1 能量平衡破碎理论

2.1.1 层裂现象的发现和应用

20 世纪初, Hopkinson 对炸药接触爆轰钢板实验进行了研究, 通过引爆附着在钢板一面的硝化棉炸药, 观察到在钢板自由面一侧产生层裂片的现象, 正确解释了钢板层裂的应力波相互作用机制, 同时注意到动载荷作用下材料脆性的增大, 认识到在动态条件和准静态条件下材料破坏具有很大的区别^[1-3,8,10]。

1914 年, Hopkinson 设计了压杆装置的雏形, 以测量炸药接触爆轰或子弹射击长杆一端时所产生的压力-时间关系曲线^[3]。图 2 是 Hopkinson 压杆装置的示意图^[31-32]: 装置主体由一个长的圆柱形弹性压杆和一个短的圆柱形弹性测时器 (Time Piece) 组成, 压杆和测时器之间的接触面不承受拉应力。压杆装置的工作过程如下: 炸药接触爆轰或子弹射击产生的压缩波沿着压杆和测时器向右传播, 并在测时器右边的自由面反射形成稀疏波, 稀疏波沿着测时器和压杆向左传播, 当入射压缩波和反射稀疏波相叠加后在接触面处出现净拉应力时, 由于接触面不承受拉应力, 测时器带着陷入其中的动量脱离压杆向右飞去, 测量悬置在右方的单摆受到测时器撞击后的摆动, 便可以算出测时器的动量; 多次改变测时器的厚度, 就能够确定入射压缩波的形状和强度。1949 年, Kolsky^[33]基于相同的原理改进 Hopkinson 压杆, 建成了今天的分离式 Hopkinson 压杆 (Split Hopkinson Pressure Bar, SHPB, 也称 Kolsky 杆) 实验技术, 用以研究高应变率下材料的动力学行为和动态本构关系。

测时器的飞离原理是 Hopkinson 压杆装置工作的基础: 压杆和测时器组成双层靶, 靶中物质界面的层裂强度为零或两者的接触面不承受拉应力, 物质界面层裂或接触面分离阻截了来自测时器自由面的稀疏波, 测时器成为层裂片并带着陷入其中的动量飞离压杆; 测时器厚度的变化改变了物质界面发生层裂的时间, 从而改变了稀疏波在靶中的作用时间, 测时器捕获的动量发生相应变化。

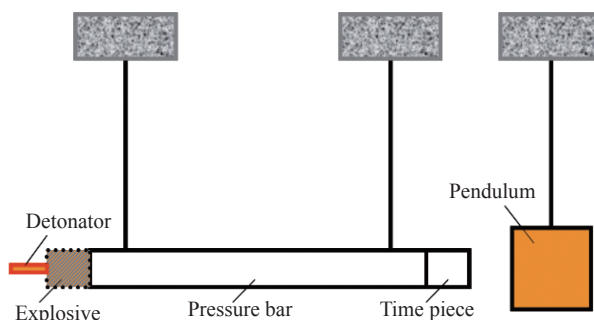


图 2 Hopkinson 压杆示意图

Fig. 2 Schematic of Hopkinson bar

以测时器的飞离原理为基础的实验技术有着广泛的应用。炸药平面波发生器驱动飞片实验就是一例: 飞片飞离炸药可获得极高的速度, 由于高速飞片撞击下可产生极高的压力, 比炸药接触爆轰所能达到的压力高得多, 因而在材料高压状态方程研究中具有重要的应用^[32]。第 2 个例子是层裂实验中常常采用的组合靶方式, 用以确保动态损伤破坏过程发生在一维应变条件下^[34]: 垂直于冲击方向在样品外侧嵌套一个动量吸收器 (Momentum Trap), 使物质界面层裂强度为零, 调节靶中各部分的几何尺寸, 使物质界面先于靶的其他部位发生层裂, 动量吸收器成为层裂片并带着陷入其中的动量脱离样品向外膨胀; 动量吸收器发挥了类似测时器的作用, 阻截侧向稀疏波对样品的进一步作用, 保证样品动态变形的应变一维性。第 3 个例子是冲击样品回收实验中采用的组合靶方式, 用以确保样品不发生拉伸损伤破坏^[35-36]: 平行于冲击方向在样品非碰撞面一侧附着一块层裂板 (Spall Plate, 也称动量吸收器), 垂直于冲击方向在样品和层裂板外侧嵌套一个动量吸收器, 使物质界面层裂强度为零, 调节靶中各部位的几何尺寸, 使物质界面或层裂板内部先于靶的其他部分发生层裂, 外侧动量吸收器、层裂板或层裂板产生的层裂片发挥类似测时器的作用, 阻截侧向稀疏波和来自层裂板自由面的稀疏波对样品的进一步作用, 保证样品不承受较大的拉应力作用; 由于动量吸收器或层裂板产生的层裂片有效地捕获了动量, 减轻了稀疏波对样品的作用, 样品没有发生拉伸损伤破坏, 仅保留了冲击压缩过程的残余影响, 便于采用 SHPB 等实验技术研究冲击加载对回收样品材料动态本构关系的影响。然而, 上述例子的实验技术没有利用动量吸收器和层裂板厚度的变化, 而 Hopkinson 压杆装置充分发挥了测时器厚度改变的益处。

冻结不同损伤水平状态一直是层裂实验研究追求的目标, 例如平板碰撞层裂实验通常采用固定样品厚度并改变飞片厚度的方式, 调节压缩波脉冲宽度, 以控制样品中拉应力作用时间和损伤演化进程, 然而不同压缩波脉冲宽度的实验结果之间并无直接关联^[37-38]。2008 年, 朱建士院士设想了一种冻结层裂损伤演化过程的双层靶实验技术^[39]: 如图 3(a) 所示, 双层靶由相同材料的样品和层裂板组成, 层裂板沿着冲击方向附在样品非碰撞面一侧, 靶的厚度保持不变, 样品和层裂板接触面不承受拉应力或两者界面的层裂强度为零, 调节靶中各部分的几何尺寸, 使界面先于靶中其他位置发生层裂, 层裂板发挥了类似测时器的作用, 阻截来自层裂板自由面的稀疏波对样品的进一步作用; 层裂板厚度的变化改变了物质界面发生层裂的时间, 从而改变了稀疏波和拉应力在样品中的作用时间, 控制了损伤演化进程。经贺红亮的报告后, 秦承森进一步提出沿冲击方向在双层靶碰撞面一侧再附着一片层裂板, 将双层靶技术扩展为三层靶技术。由于层裂板脱离样品的时间早于样品发生层裂的时间, 层裂板不仅阻截了来自本身自由面的稀疏波, 同时阻截了样品中应力波向层裂板的传播, 上述实验方法不利于样品层裂过程的光学测量; 另外, 贺红亮发现某些工程因素会使上述实验方法在轻气炮实验装置上不易实施。2010 年, 周洪强建议将层裂板沿冲击方向附在样品碰撞面一侧, 如图 3(b) 所示; 在贺红亮的不懈努力下, 修正后的双层靶技术在轻气炮实验装置上得以实现^[39-40]。无疑, 双层靶技术也可以应用于炸药爆轰或激光辐照等加载方式下的层裂实验。

双层靶技术必将成为一种主要的层裂实验手段, 追溯历史蓦然回首, 如何通过控制稀疏波作用时间而冻结损伤状态, 竟然可以从层裂研究的源头找到答案, 只是时光已经流逝了一百多年。

2.1.2 最大拉应力准则

Hopkinson 利用层裂应力波相互作用机制发明的压杆装置为标定炸药爆轰产物产生的载荷脉冲提供了一种简单而又有科学根据的方法, 考虑到 20 世纪初应变片、示波器和光学测量技术尚未问世, 人

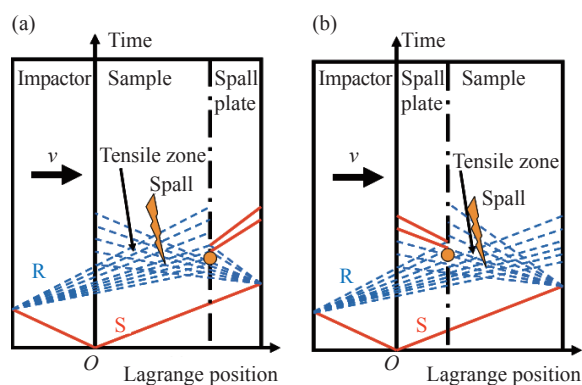


图 3 采用双层靶技术的平板碰撞层裂实验中应力波动力学示意图

Fig. 3 Wave dynamics of plate impact experiment for spallation using the double target technique

们不得不为 Hopkinson 的天才创意和巧妙设计所折服^[31]。

当固体金属层裂区域的物质由原先的密实介质演化为疏松的含损伤的多孔材料时,力学性能将发生变化^[41-42];熔化金属的层裂(微层裂)碎片将构成表面喷射物的一种主要来源^[43-45]。1943年和1944年, Mott^[46-47]为评估炸弹毁伤效果研究了外爆过程中膨胀环和圆柱壳爆裂时的碎片尺寸问题。由于层裂现象可以在一维应变条件下产生,理论分析和实验实现相对容易,因此层裂问题的研究始终被作为认识其他材料动态损伤破坏模式的一条方便途径。自20世纪50年代起,层裂研究开始进入繁盛时期。

1951年, Rinehart^[48]推广材料静态拉伸断裂准则,提出了最大拉应力准则:拉应力达到层裂强度时材料发生层裂,层裂强度即是层裂位置应力路径曲线上的峰值,需要由动态断裂实验来测定。1954年, Rinehart^[49]采用声学近似方法建立了层裂强度公式

$$\sigma_{\text{spall}} = \rho_{s0} C_{s0} (u_{\text{max}} - \bar{u}_{\text{spallflyer}}) \quad (13)$$

式中: σ_{spall} 为层裂强度, ρ_{s0} 和 C_{s0} 分别为材料的初始密度和初始体声速, $\bar{u}_{\text{spallflyer}} = (u_{\text{max}} + u_{\text{min}})/2$ 为层裂片的平均速度, u_{max} 和 u_{min} 分别为样品自由面速度的最大值和最小值。20世纪50年代,轻气炮的使用、显微和金相观察结果表明了层裂强度是一个与时间相关的物理量,但是由于缺乏有效的理论和实验手段,人们只能相当粗略地将层裂划分为初始层裂、中间层裂和完全层裂,没能提出更合理的物理模型^[9]。20世纪60年代,各种包含时效的准则型层裂判据和层裂强度的解析表达式被提出。例如, Whiteman^[50]和 Skidmore^[51]提出的应力率准则,层裂强度与应力率的平方根成线性关系

$$\sigma_{\text{spall}} = A + B \left(\frac{\Delta\sigma}{\Delta t} \right)^{1/2} \quad (14)$$

式中: σ 和 t 分别为拉应力和时间, A 为材料静态拉伸强度, B 为材料参数。还有 Breed 等^[52]提出的应力梯度准则:层裂强度与应力梯度的平方根成线性关系

$$\sigma_{\text{spall}} = A + B_1 \left(\frac{\Delta\sigma}{\Delta x} \right)^{1/2} \quad (15)$$

式中: x 为空间距离, B_1 为材料参数。此外, Thurston 和 Mudd^[53]提出了修正的应力梯度准则

$$\sigma_{\text{spall}} = A + B_1 \left(\frac{\Delta\sigma}{\Delta x} \right)^m \quad (16)$$

式中: m 为材料参数。20世纪70年代, Rybakov^[54]采用声学近似方法得到

$$\sigma_{\text{spall}} = \frac{1}{2} \rho_{s0} C_{s0} \Delta u_{\text{fs}} \quad (17)$$

式中: $\Delta u_{\text{fs}} = u_{\text{max}} - u_{\text{min}}$ 为样品自由面回跳速度。为了更好地拟合实验,人们采用声学近似方法给出了一些修正公式^[55-58]。

层裂是微损伤演化动力学决定的连续过程,微损伤成核和生长初期的应力加载历史决定了层裂强度,上述在瞬态层裂假定基础上建立的解析公式只是对真实层裂强度的近似。以目前广泛使用的(17)式为例,公式中实验测量的样品自由面回跳速度包含了以层裂面拉应力达到层裂强度时刻为起点的某个时间段内层裂片中损伤演化的信息,材料密度和体声速却因采用基体材料的初始值而没有包含这些信息,因此(17)式计算的层裂强度是近似值,任何修正也都是近似的。对于不同的实验,(17)式的计算结果可能是发散的,发散性来自于层裂面上真实层裂强度的不同以及层裂片中损伤演化状态的差异:中低应力三角形脉冲和矩形脉冲加载下无氧化紫铜(OFHC)的真实层裂强度变化不大,但层裂片中损伤演化状态的差异却可以使两种加载方式的计算层裂强度相差近两倍^[59-60]。陈大年等^[58]采用数值模拟方法,比较瞬时层裂准则和损伤演化模型的计算结果,评估声学近似公式的有效性。本文将上述双层靶层裂实验技术推广应用于数值模拟,给出另一种简便有效的评估方法:首先采用适当的损伤演化模型确定样品中的层裂面;然后沿层裂面将样品剖分成两片,在层裂面上预置层裂强度并采用瞬时

层裂准则进行描述,在样品其他位置上采用损伤演化模型进行描述;最后通过数值模拟由声学近似公式计算层裂强度,比较公式计算的层裂强度和层裂面预置的层裂强度,若两者差别在许可范围内便可断定计算公式是有效的。

最大拉应力准则是一种特殊形式的损伤演化模型,以延性材料层裂为例,可以改写为

$$D = \begin{cases} 0 & \sigma < \sigma_{\text{spall}} \\ D_{\text{tensile}} & \sigma \geq \sigma_{\text{spall}} \end{cases} \quad (18)$$

式中: $D_{\text{tensile}} \in [0, 1]$, 其在数值模拟程序中的处理方式可以依照临界孔隙度断裂判据。显然,只有当 $D_{\text{tensile}} = 1$ 时,最大拉应力准则才能算是瞬时断裂判据。

2.1.3 能量平衡破碎理论

层裂强度常作为参数出现在材料数据表或数据库中,然而为了拟合多发实验或多次层裂的同一发实验,在数值模拟过程中往往需要对层裂强度进行人工调节,整个模拟过程貌似数值游戏,实质上是一项物理活动,其原因在于层裂强度是一个与动力学过程相关的物理量而非材料常数。层裂强度与加载应变率密切相关,对于一大类金属材料,拟合实验结果可得到函数关系^[54]

$$\sigma_{\text{spall}} = b_0(\dot{\varepsilon})^{b_1} \quad (19)$$

式中: $\dot{\varepsilon}$ 为体积拉伸应变率, b_0 和 b_1 为材料参数。1988 年, Grady^[18] 采用断裂力学方法建立了层裂的能量平衡破碎理论,给出层裂强度和层裂碎片平均尺寸与应变率的函数关系。

Grady 理论梗概如下^[18]。考虑在常体积拉伸应变率作用下一个体胞或宏观微元的破碎过程,假设满足层裂条件时体积微元瞬时破碎成尺寸相同的球形碎片,碎片直径由境界条件确定。

(1) 层裂条件。弹性能和局部动能之和大于或等于碎片过程中消耗的能量,即

$$W_e + W_K \geq W_{\text{spall}} \quad (20)$$

式中: $W_e = p_s^2 / (2\rho_{s0}C_{s0}^2)$ 为弹性能密度, $W_K = \rho_{s0}\dot{\varepsilon}^2 d^2 / 120$ 为局部动能密度, d 为球形碎片直径, W_{spall} 为层裂过程消耗的能量密度。对于脆性材料的层裂, $W_{\text{spall}} = 3k_c^2 / (\rho_{s0}C_{s0}^2 d)$, k_c 为材料断裂韧度;对于延性材料的层裂, $W_{\text{spall}} = Y_s D_c$, Y_s 为基体材料流应力或屈服强度, D_c 为临界孔隙度, Grady 取 D_c 为 0.15;对于小黏性液态材料的层裂或微层裂, $W_{\text{spall}} = 6\gamma/d$, γ 为材料表面张力。

(2) 境界条件 (Horizon Condition)。假定微损伤生长速度峰值为材料初始体声速,同时假定碎片尺寸与微损伤的尺寸相当,境界条件表示为

$$d \leq 2C_{s0}t \quad (21)$$

式中: t 为材料的拉伸应力作用时间,零时刻为拉伸应力阶段的时间起点。

对于线弹性材料,压力和拉伸体积应变率呈线性关系, $p_s = -\rho_{s0}C_{s0}^2 t$, 此时在 (20) 式和 (21) 式中取等号并略去局部动能的贡献,可以得到层裂强度、球形碎片直径和层裂时刻的解析表达式。对于脆性材料的层裂,该解析表达式为

$$\sigma_{\text{spall}} = -p_s = (3\rho_{s0}C_{s0}k_c^2\dot{\varepsilon})^{1/3}, \quad d = 2\left(\frac{\sqrt{3}k_c}{\rho_{s0}C_{s0}\dot{\varepsilon}}\right)^{2/3}, \quad t_{\text{spall}} = \frac{1}{C_{s0}}\left(\frac{\sqrt{3}k_c}{\rho_{s0}C_{s0}\dot{\varepsilon}}\right)^{2/3} \quad (22)$$

对于延性材料的层裂,则为

$$\sigma_{\text{spall}} = (2\rho_{s0}C_{s0}^2 Y_s D_c)^{1/2}, \quad d = \left(\frac{8Y_s D_c}{\rho_{s0}\dot{\varepsilon}^2}\right)^{1/2}, \quad t_{\text{spall}} = \left(\frac{2Y_s D_c}{\rho_{s0}C_{s0}^2\dot{\varepsilon}^2}\right)^{1/2} \quad (23)$$

对于小黏性液态材料的层裂或微层裂,为

$$\sigma_{\text{spall}} = (6\rho_{s0}C_{s0}^3\gamma\dot{\varepsilon})^{1/3}, \quad d = \left(\frac{48\gamma}{\rho_{s0}\dot{\varepsilon}^2}\right)^{1/3}, \quad t_{\text{spall}} = \frac{1}{C_{s0}}\left(\frac{6\gamma}{\rho_{s0}\dot{\varepsilon}^2}\right)^{1/3} \quad (24)$$

对于非线性弹性材料的情形以及体积拉伸应变率不是常数的情形,层裂强度和碎片平均尺寸无法由 (20) 式和 (21) 式解析得到,必须采用数值方法进行计算^[45]。

能量平衡破碎理论对物理事实做了诸多近似,不能细致描述材料的失稳过程,是一种终态的瞬时断裂模型,在材料动态破碎研究领域有着广泛的应用^[61],尤其在液态材料的层裂破碎研究中占据独特的地位^[45, 62]。NAG/FRAG 等模型虽然详尽描述了微损伤的成核和生长过程,但同样缺乏对微损伤汇合过程的细致刻画,在确实需要了解破碎碎片的数目和尺寸分布的情形下,这类建立在物理基础上的损伤演化模型因太复杂反倒不如较为唯象的能量平衡破碎理论应用更多^[63]。

2.2 NAG/FRAG 模型

2.2.1 Tuler-Butcher 模型和 Davison-Stevens 模型

层裂面或层裂位置即是样品中首先发生拉应力卸载的位置,将首次层裂面与样品自由面之间的层裂片称为主层裂片,其他两两层裂面之间的层裂片称为次层裂片。利用最大拉应力准则,能够比较准确地找出样品中首次发生层裂的位置,计算主层裂片的厚度^[64];但是,该判据仅把层裂划分为是与否来处理,没有包含层裂损伤演化机制,尽管在使用时人为区分了初始层裂、中间层裂和完全层裂来弥补这种处理的不足,但是计算所得次层裂片厚度仍是不适当的。实验结果表明^[44, 64-65]:在三角形脉冲加载下,样品主层裂片飞出后常有许多块厚度小一个数量级以上的次层裂片跟随飞出,在首次层裂面的后方存在一个布满层裂面的层裂区;当三角形脉冲足够陡、样品层裂强度足够小(样品处于液态)时,层裂区布满了雾状的层裂破碎碎片。离散型层裂准则无法解释这个实验事实,必须采用能够描述损伤连续累积演化过程的物理模型^[45, 64],自 20 世纪 60 年代起定量金相学为损伤累积理论的发展提供了实验基础。

1964 年,美国 SNL 的 Butcher 等^[66]从准静态常拉应力下屈服或断裂滞后的概念出发首先提出了损伤累积模型

$$e^{\alpha_B \sigma} \tau_B = K_{TB} \text{ 或 } \sigma^{\lambda_{TB}} \tau_B = K_{TB} \quad (25)$$

式中: τ_B 为拉应力持续时间, α_B 、 λ_{TB} 和 K_{TB} 为材料常数。1968 年, Tuler 和 Butcher^[67]修正 (25) 式,得到非常拉应力下积分型损伤累积模型

$$K_{TBD}(\tau_{TB}) = \int_0^{\tau_{TB}} \left[\frac{\sigma(t) - \sigma_{sp0}}{\sigma_{sp0}} \right]^{\lambda_{TB}} dt = K_{TB} \quad (26)$$

式中: $\sigma(t)$ 为层裂面上拉应力历史, τ_{TB} 为层裂发生时刻, σ_{sp0} 为材料常数, $\sigma(t)$ 为达到 σ_{sp0} 时损伤 K_{TBD} 开始累积, K_{TBD} 达到 K_{TB} 时材料发生层裂。20 世纪 70 年代初, SNL 的 Davison 和 Stevens^[68-69]提出损伤累积理论,并引入层裂损伤 (Spall Damage) 的概念,将其定义为可以随时空连续演化的场变量,并进一步引入累积的概念以刻画层裂损伤的演化

$$\dot{D}_{DS} = \varphi_{DS}(\sigma, D_{DS}) \quad (27)$$

(27) 式根据右端函数 φ_{DS} 是否依赖于损伤度 D_{DS} 而分别称为复合累积公式和简单累积公式。

上述损伤累积理论属于连续介质损伤力学模型,其中 Davison-Stevens 模型的建立标志着层裂研究主流从准则型层裂判据向损伤演化模型的转向;然而,由于层裂损伤或损伤度是唯象的,没有确切的物理意义,其演化方程需要大量实验才能确定,因此该模型没有得到进一步的发展。

2.2.2 NAG/FRAG 模型及其修正

损伤累积理论的另一项代表性工作是 20 世纪 70 年代初提出的 NAG/FRAG 细观损伤力学模型。Curran 等^[4, 6, 13, 70]采用细观统计方法描述微裂纹、微孔洞和微剪切带 3 种微损伤的成核和生长演化过程,给出了损伤度随时间演化的递推解析公式。以延性材料层裂为例,概述 NAG/FRAG 模型如下。

从层裂损伤区域取一个体胞或宏观微元,体胞中细观微孔洞的尺寸是随机分布的,且微孔洞的数目足够多,将真实材料中微孔洞的不规则形状理想化为球形, Curran 等^[4, 6, 13]根据实验观察和他人的理论分析假定微孔洞的累积数目密度始终保持指数分布形式

$$N(a, t) = N(0, t) \exp\left(-\frac{a}{a_{lg}}\right) \quad (28)$$

式中: a 为微孔洞的半径, $N(a, t)$ 为半径大于 a 的微孔洞的数目密度, $N(0, t)$ 为体胞单位初始体积中微孔洞的总数目, $a_{1g} = a_{1g}(t)$ 为当前时刻微孔洞数目密度分布的特征尺寸。(28) 式也作为评估完全层裂破碎碎片尺寸的数目密度分布公式^[4, 6]。为了保持微孔洞累积数目密度 $N(a, t)$ 的形式不变, a/a_{1g} 必须保持为常数

$$\frac{\dot{a}}{a} = \frac{\dot{a}_{1g}}{a_{1g}} \quad (29)$$

因此, 问题归结为确定微孔洞总的数目密度 $N(0, t)$ 和微孔洞半径 a 的生长方程。通过系统的初始层裂实验观测, Curran 等^[4, 6, 13] 获得了微孔洞的成核累积数目密度方程、成核率方程和生长方程

$$N_n(a, t) = N_n(0, t) \exp\left(-\frac{a}{a_{1n}}\right) \quad (30)$$

$$\dot{N}_n(0, t) = \dot{N}_{n0} \exp\left(\frac{-p_s - p_{n0}}{p_{n1}}\right) \quad (31)$$

$$\dot{a} = a \cdot \frac{-p_s - p_{g0}}{4\eta} \quad (32)$$

式中: 物理量带下标“n”表示该量与微孔洞的成核过程相关, $N_n(a, t)$ 为半径大于 a 的微孔洞成核的数目密度, $N_n(0, t)$ 为体胞单位初始体积中微孔洞成核的总数目, 材料常数 a_{1n} 为微孔洞成核数目密度分布的特征尺寸, p_{n0} 为微孔洞平均成核应力, p_{g0} 为微孔洞平均生长应力, $\dot{N}_{n0}$ 和 p_{n1} 为微孔洞成核相关的材料参数, η 为材料黏性。忽略惯性效应后, 生长方程 (32) 式也可以通过修正 Rayleigh-Plesset 方程得到^[6]。于是, Curran 等考察一个计算时间步长区间 $[t, t + \Delta t]$ 中微孔洞的成核和生长方程, 得到了孔隙度随时间演化的递推解析公式

$$V_v^{t+\Delta t} = V_v^t + \Delta V_v^n + \Delta V_v^g \quad (33)$$

式中: $V_v^{t+\Delta t}$ 和 V_v^t 分别为 $t + \Delta t$ 和 t 时刻的孔隙度, ΔV_v^n 和 ΔV_v^g 分别为时间区间内微孔洞成核和生长所引起的孔隙度增加。 $\Delta V_v^g = \int_0^\infty \frac{4\pi}{3} a^3 \frac{dN(a, t + \Delta t)}{da} da - \int_0^\infty \frac{4\pi}{3} a^3 \frac{dN(a, t)}{da} da = V_v^t \exp\left[\frac{3\Delta t(-p_s - p_{g0})}{4\eta}\right] - V_v^t$, $\Delta V_v^n = \int_0^\infty \frac{4\pi}{3} a^3 \frac{dN_n(a, t + \Delta t)}{da} da = 8\pi\Delta t a_{1n}^3 \dot{N}_n(0, t) = 8\pi\Delta t \dot{N}_{n0} a_{1n}^3 \exp\left(\frac{-p_s - p_{n0}}{p_{n1}}\right)$, 于是

$$V_v^{t+\Delta t} = 8\pi\Delta t \dot{N}_{n0} a_{1n}^3 \exp\left(\frac{-p_s - p_{n0}}{p_{n1}}\right) + V_v^t \exp\left[\frac{3\Delta t(-p_s - p_{g0})}{4\eta}\right] \quad (34)$$

上述孔隙度 V_v 定义为体胞单位初始体积内的微孔洞总体积, 孔隙度 D 定义为体胞单位当前体积内的微孔洞总体积, 两者的关系为

$$D = \frac{V_v}{1 + V_v} \quad (35)$$

NAG/FRAG 模型取得了很大的成功, 然而它并不完美, 批评主要集中于该模型的经验性强、拟合参数多且过于繁复^[9]。1993 年, 黄筑平等^[10] 指出 NAG/FRAG 模型的两个指数分布形式 (28) 式和 (30) 式是相互矛盾的, 严格说来该模型是不成立的。2013 年, 周洪强等^[71] 对该模型进行修正, 得到了数学上一致、物理上完备的 MNAG 模型。(28) 式和 (29) 式对微孔洞累积数目密度分布形式及其分布特征尺寸生长方式的两个假定是多余的, 在 MNAG 模型中, 仅由 (30) 式~(33) 式便可推导出孔隙度方程 (34) 式, 同时得到 $t + \Delta t$ 时刻微孔洞的累积数目密度

$$N(a, t + \Delta t) = \dot{N}_n(0, t) \Delta t \exp\left(-\frac{a}{a_{1n}}\right) + \sum_i \dot{N}_n(0, t_i) \Delta t_i \exp\left(-\frac{a}{a_{1g}^{t_i}}\right) \quad (36)$$

式中: $t_i + \Delta t_i \leq t$; 等号右边第 1 项和第 2 项分别为时间区间 $[t, t + \Delta t]$ 以及 $[t_i, t_i + \Delta t_i]$ 内成核的微孔洞对 $t + \Delta t$ 时刻微孔洞累积数目密度分布的贡献, $a_{1g}^{t_i} = a_{1g}^{t_i}(t + \Delta t)$ 为时间区间 $[t_i, t_i + \Delta t_i]$ 内成核的微孔洞在

$t + \Delta t$ 时刻的数目密度分布的特征参数, 自动满足生长方程 $\dot{a}_{\text{lg}}^t / a_{\text{lg}}^t = \dot{a} / a$ 。显然, 对于理想微孔洞系统^[72-73], 如果采用如下成核率方程和生长方程 (其中 $\hat{S}_{\text{para}}$ 为基体材料的力学性质, $\hat{\sigma}(t)$ 为含损伤宏观材料的 Cauchy 应力)

$$\dot{N}_{\text{n}}(0, t) = \dot{N}_{\text{n}}(D, \hat{\sigma}(t), \hat{S}_{\text{para}}) \quad (37)$$

$$\dot{a} = A_{\text{MNAG}}(D, \hat{\sigma}(t), \hat{S}_{\text{para}})a \quad (38)$$

则不难将 MANG 模型推广为更一般的形式。

2.3 Carroll-Holt-Johnson 模型和 Gurson 模型

2.3.1 微损伤数目密度演化方程

NAG/FRAG 模型的建立标志着层裂研究主流向细观损伤演化模型的转向。20 世纪 90 年代初, 白以龙等^[72-73]针对微裂纹系统分析了微损伤演化的一般规律, 根据微损伤数目平衡原理, 结合微损伤演化的动力学方程, 得到微损伤数目密度演化的微分方程

$$\frac{\partial n}{\partial t} + \frac{\partial(n\dot{a})}{\partial a} = \dot{n}_{\text{n}} \quad (39)$$

式中: a 为微损伤的尺寸, $n = n(a, t)$ 为微损伤的数目密度, $\int_0^\infty n da$ 为 t 时刻体胞单位当前体积内微损伤的总数目, $n_{\text{n}} = n_{\text{n}}(a, t)$ 为微损伤成核的数目密度, $\int_0^\infty n_{\text{n}} da$ 为 t 时刻体胞单位当前体积内微损伤的总数目。(39) 式的初始条件和边界条件分别为 $n(a, 0) = 0$ 和 $n(0, t) = n(\infty, t) = 0$ 。显然, 只要知道了微损伤成核的数目密度, 由 (39) 式和微损伤的生长方程, 就可以确定损伤度 (孔隙度)^[72-73]

$$D = \int_0^\infty \frac{4\pi}{3} a^3 n da \quad (40)$$

白以龙等^[72-74]首先通过拟合实验结果确定了微损伤成核的数目密度和微损伤的生长方程, 然后采用数值方法直接求解 (39) 式得到微损伤的数目密度, 最后由 (40) 式得到损伤度。然而, 一般情形下这种做法的计算量可以比拟对损伤演化过程的直接数值模拟。微损伤数目密度演化方程 (39) 式是建立在欧拉空间的守恒方程, 其拉格朗日形式可写为 $dn/dt = \dot{n}_{\text{n}}$ 。由 (40) 式推导损伤度公式的通常做法是采用拉格朗日形式的微损伤数目守恒方程, 且往往不需要预先求出微损伤数目密度的显式表达式^[38, 75-78], 我们在构造 MNAG 模型时采用了这种通常的做法。求解损伤度不需要显式求解微损伤数目密度演化方程 (39) 式, 就如同拉氏数值模拟程序不需要显式求解欧拉形式的质量守恒方程, 微损伤数目和质量守恒方程总是自动成立的。

一般情形下, 采用细观统计方法无法得到解析形式的损伤度演化方程, 除非适当选取特殊形式的微损伤成核数目密度和微损伤生长方程^[71]。存在一种特殊情形——瞬时成核模式, 即全部微损伤在同一时刻以相同尺寸瞬时成核, 且此后以相同速度生长, 于是总能由解析形式的微损伤生长方程得到解析形式的损伤度演化方程, 著名的 Carroll-Holt-Johnson 模型和 Gurson 模型即是在瞬时成核模式下推导得到的延性材料损伤演化模型, 在统计意义上最为简单。封加坡模型实质上也是在瞬时成核模式下推导得到的延性材料层裂损伤演化模型: 利用微损伤数目密度演化方程 (39) 式构造损伤演化模型, 但是没有明确指明微孔洞成核的数目密度分布形式, 为了得到解析形式的孔隙度演化方程, 作了一系列近似, 实际上隐式地指向了瞬时成核模式。

封加坡模型最初被称为损伤度函数模型, 本文以更简洁的方式构造该模型及其修正形式。在瞬时成核模式下, 体胞或宏观微元由包含单个微损伤的基体材料组成, 孔隙度表示为

$$D = \frac{V_{\text{void}}}{V_{\text{RVE}}} = \frac{V_{\text{void}}}{V_{\text{solid}} + V_{\text{void}}} \quad (41)$$

式中: V_{void} 、 V_{solid} 和 $V_{\text{RVE}} = V_{\text{solid}} + V_{\text{void}}$ 分别为微孔洞、基体材料和体胞的体积, 于是

$$\dot{D} = \frac{\dot{v}_{\text{void}}}{v_{\text{RVE}}} - D \cdot \frac{\dot{v}_{\text{RVE}}}{v_{\text{RVE}}} \quad (42)$$

在推导微孔洞生长方程时通常假定基体材料不可压缩, $\dot{v}_{\text{RVE}} = \dot{v}_{\text{void}}$, 于是 (42) 式化为

$$\dot{D} = (1 - D) \cdot \frac{\dot{v}_{\text{void}}}{v_{\text{RVE}}} \quad (43)$$

(43) 式即 (7) 式和 (9) 式, 是质量守恒方程的一种表达式。封加坡等^[28]认为, 球形微孔洞表面积消耗的能量由微孔洞周围球壳中基体材料的弹性能提供, 球壳体积增长的速度与微孔洞表面积和基体材料的体波声速成正比, 由此得到微孔洞生长方程

$$\dot{v}_{\text{void}} = \frac{3v_{\text{void}}C_{s0}(p_s^2 - p_{\text{fg0}}^2)}{4\gamma K_{s0}} \quad (44)$$

式中: p_{fg0} 为微孔洞生长的临界应力。将 (44) 式代入 (42) 式, 得到封加坡模型的孔隙度生长方程

$$\dot{D} = \frac{3C_{s0}D(p_s^2 - p_{\text{fg0}}^2)}{4\gamma K_{s0}} - D \cdot \frac{\dot{v}_{\text{RVE}}}{v_{\text{RVE}}} \quad (45)$$

将 (44) 式代入 (43) 式, 得到修正的孔隙度生长方程

$$\dot{D} = \frac{3C_{s0}D(1 - D)(p_s^2 - p_{\text{fg0}}^2)}{4\gamma K_{s0}} \quad (46)$$

2.3.2 Carroll-Holt-Johnson 模型

微损伤的生长方程可以通过拟合实验结果的方法确定^[6], 也可以根据力学基本原理采用细观力学方法得到。1965 年, Knowles 和 Jakub^[79] 首先研究了静水压力拉伸加载下有限大弹性材料中单个球形微孔洞的生长过程; 1972 年, 美国劳伦斯利弗莫尔国家实验室 (LLNL) 的 Carroll 和 Holt^[80] 首先利用空心球壳模型研究了静水压力压缩加载下弹塑性材料中单个球形微孔洞的塌缩过程。它们是建立微孔洞动态生长方程的先驱工作, 为发展延性材料层裂损伤演化模型开辟了新的道路。为了描述多孔材料对冲击压缩加载的动态响应, Carroll 和 Holt 不仅发展了描述微孔洞动态压缩过程的 Carroll-Holt 模型, 还对 Herrmann^[81] 提出的多孔材料 P - α 状态方程的最初形式进行了修正, 建立了多孔材料 P - α 状态方程的最终形式^[29]。在 SNL 期间, Johnson 曾在 Herrmann 和 Davison 领导下工作^[82], 意识到在稀疏波拉伸加载下密实基体材料中新生微孔洞的生长过程在某种意义上可以视为在冲击波压缩加载下多孔材料中旧有微孔洞的塌缩过程的反面, 两种物理现象可以采用相同的物理模型描述。1981 年, Johnson^[21] 首先利用 Carroll-Holt 模型和 P - α 状态方程描述延性金属的层裂过程。

Carroll-Holt-Johnson 模型概述如下。体胞或宏观微元为一同心球壳: 球壳内外半径分别为 a 和 b 、初值分别为 a_0 和 b_0 , 球壳上任意一点到球心的距离为 r , 球壳外边界上施加球对称的静水压力 p_s , 球壳内边界上施加自由边界条件。在球壳生长或塌缩过程中, 假定球壳形状保持不变, 基体材料全部进入塑性状态且不可压缩。由于基体材料不可压缩, 球壳上任意一点的运动方程可以表示其上所有点的运动, 并简化为常微分方程^[21, 80]

$$\tau_{\text{CHJ}}^2 Q(\ddot{D}, \dot{D}, D) = p_s - 2 \cdot \text{sign}(p_s) \int_a^b \frac{\sigma_{\text{es}}}{r} dr \quad (47)$$

$$\tau_{\text{CHJ}}^2 = \frac{1}{3} \rho_{s0} a_0^2 \left(\frac{1 - D_0}{D_0} \right)^{2/3}, \quad Q(\ddot{D}, \dot{D}, D) = \ddot{D} \cdot \frac{D^{1/3} - 1}{D^{1/3}(1 - D)^{5/3}} + \dot{D}^2 \cdot \frac{1 - 2D + 11D^{4/3}}{6D^{4/3}(1 - D)^{8/3}} \quad (48)$$

式中: $\tau_{\text{CHJ}}^2 Q(\ddot{D}, \dot{D}, D)$ 为惯性项, 初始孔隙度 $D_0 = (a_0/b_0)^3$, 孔隙度 $D = (a/b)^3$, σ_{es} 为基体材料的 von Mises 等效应力。当初始孔隙度与最后的孔隙度相比极小时, 忽略体胞球壳基体材料的弹性和弹塑性变形, 认为基体材料瞬时进入完全塑性状态, $\sigma_{\text{es}} = Y_s$, (47) 式简化为^[21]

$$\tau_{\text{CHJ}}^2 Q(\ddot{D}, \dot{D}, D) = p_s - 2 \cdot \text{sign}(p_s) \int_a^b \frac{Y_s}{r} dr \quad (49)$$

显然, 孔隙度生长方程形式的数目等于基体材料塑性本构方程形式的数目, (49) 式对基体材料的塑性本构方程没有约束, 可以采用非常复杂的具体形式以包含微孔洞生长的各种影响因素^[83-85], 然而太复杂的基体材料塑性本构方程会使模型的计算量趋近于材料损伤演化的直接计算而不便应用^[86]。只有少数具有特殊形式的基体材料塑性本构方程才能使 (49) 式等号右边的积分项化为解析形式: 最初 Carroll 和 Holt 采用了理想塑性模型^[80]; Johnson 采用如下形式的黏塑性本构方程

$$Y_s = Y_{s0} + \frac{3}{2} \eta \dot{\gamma}_s^p \quad (50)$$

式中: $\dot{\gamma}_s^p$ 为基体材料的剪切塑性应变率, 则 (49) 式化为

$$\tau_{\text{CH}}^2 Q(\ddot{D}, \dot{D}, D) = p_s + \text{sign}(p_s) \cdot \left[\frac{2}{3} Y_{s0} \ln D - \dot{D} \cdot \eta \left(\frac{1-D_0}{D_0} \right)^{2/3} \frac{D^{5/3} (1-D_0^{2/3} D^{1/3})}{(1-D)^{17/3}} \right] \quad (51)$$

1986 年, Perzyna^[87] 在基体材料塑性本构方程中引入了应变硬化项; 1992 年, Cortes^[88] 给出了所有能够使 (49) 式积分项化为解析形式的基体材料塑性本构方程的基本形式, LANL 的 Tonks 等^[89] 曾利用其中的一种形式模拟延性金属的层裂

$$Y_s = Y_{s0} + \sigma_{s0T} \left(\frac{\dot{\epsilon}_{se}^p}{\dot{\epsilon}_{s0T}} \right)^{1/n_T} \quad (52)$$

$$\dot{D} = \frac{3}{2} \dot{\epsilon}_{s0T} D (1-D) \left[\frac{-3p_s/2 + Y_{s0} \ln D}{\sigma_{s0T} n_T (1-D^{n_T})} \right]^{n_T} \quad (53)$$

式中: σ_{s0T} 、 $\dot{\epsilon}_{s0T}$ 和 n_T 为材料常数, (53) 式中忽略了惯性效应对孔隙度生长的影响, 也称为 Tonks 模型。

为了弥补瞬时成核模型的不足, 将微孔洞成核的贡献直接折中为孔隙度, 并与微孔洞生长贡献的孔隙度进行数值累加^[87]

$$\dot{D} = \dot{D}_{\text{nucleation}} + \dot{D}_{\text{growth}} \quad (54)$$

式中: D_{growth} 为微孔洞生长方程计算的孔隙度, $D_{\text{nucleation}}$ 为微孔洞成核贡献的孔隙度。Curran 等^[6] 据此给出了微孔洞成核热激活机制的具体表达式, 并总结大量的实验结果, 指出了 3 种微损伤成核机制, 即应力控制、应变控制和热激活成核机制。Perzyna^[87] 也据此给出了微孔洞成核热激活机制的具体表达式

$$\dot{D}_{\text{nucleation}} = \frac{h(D)}{1-D} \left(\exp \frac{m_p |\sigma - \sigma_{np}|}{k_B T_s} - 1 \right) \quad (55)$$

式中: $h(D)$ 为描述微孔洞相互作用的材料成核函数, m_p 为材料常数, σ_{np} 为微孔洞成核临界应力, k_B 为 Boltzmann 常数, T_s 为基体材料的温度。

Johnson 利用 (51) 式考察了惯性效应对微孔洞生长过程的影响, 发现塑性流动而非惯性效应控制了微孔洞的早期生长过程, 于是将孔隙度动态演化方程 (51) 式近似为准静态条件下生长方程, 即 VG (Void Growth) 模型^[21]

$$\dot{D} = -\frac{1}{\eta} \cdot \left(\frac{D_0}{1-D_0} \right)^{2/3} D^{1/3} (1-D)^{5/3} (p_s - a_{s0} \ln D) \quad (56)$$

式中: a_{s0} 为材料常数。Johnson 采用 (56) 式和 (51) 式分别对 OFHC 的平板碰撞中间层裂实验进行了数值模拟, 两种方法的模拟结果与实验结果符合很好。

1992 年, Ortiz 和 Molinari^[90] 研究了静水压力拉伸加载下有限大弹塑性材料中单个球形微孔洞的生长过程, 指出应变率和应变硬化效应控制了微孔洞的早期生长过程, 惯性效应主导了微孔洞的后期生长过程。然而, 从实用的角度出发, 通常的做法是调节材料参数将惯性效应折中进入材料黏性效应中, 对微损伤动态生长模型进行准静态近似^[87]。除了 VG 模型, NAG/FRAG 模型、MNAG 模型和 Tonks 模型等实际上也都是微损伤准静态生长模型。于是, 本意为描述材料损伤准静态生长过程的物理模型也可以用来模拟层裂损伤动态演化过程, 相比于微孔洞动态生长模型, 这些模型的优势之一是显式计及了偏应力和应力三轴度对微孔洞生长过程的影响。

2.3.3 Gurson 模型

1968 年, McClintock^[91] 首先研究了周向轴对称载荷作用下无限大弹塑性基体材料中单个圆柱形微孔洞的准静态生长过程, 得到非线性固体材料中微孔洞生长的唯一精确解; 1969 年, Rice 和 Tracey^[92] 研究了轴对称载荷作用下无限大刚塑性基体材料中单个球形微孔洞的准静态生长过程, 得到微孔洞生长的近似解; 1975 年, Gurson^[93] 利用空心球壳模型研究了轴对称载荷作用下刚塑性基体材料中单个球形微孔洞的准静态生长过程, 首先得到含损伤宏观材料的塑性本构方程。Gurson 模型标志着细观损伤力学的建立, 是细观力学和固体材料本构关系发展史上的一个里程碑, 改变了以往对细观尺度上本构模型均匀化之后在宏观尺度上只能得到相同形式本构模型的状态^[94]。拓展 Gurson 的工作存在两种方式: 第一种方式是利用 Gurson 的细观分析方法, 研究微孔洞形状和基体材料本构模型对微孔洞生长过程的影响^[95-99]; 第二种方式是将微孔洞形状和基体材料本构模型的影响唯象地引入 Gurson 模型^[100-103]。采用第二种方式得到的 Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) 模型已是计算力学领域的基本损伤演化模型之一^[104-105], 已编制成程序模块嵌入 ABAQUS 等大型有限元商业软件, 作为预测模型工具应用于许多工程问题^[94]。1988 年, Johnson 和 Addessio^[22] 首先采用 GNT 模型对 OFHC 的平板碰撞中间层裂实验进行了数值模拟, 将 GNT 模型和 P - α 状态方程等组合在一起, 称为 TEPLA (TEnsile PLAsticity) 模型; 为了克服损伤软化引起的数值模拟结果对网格单元尺寸的依赖性, 他们将应变率效应引进经典塑性本构模型, 在 TEPLA 模型中分别加入 Duvaut-Lions^[23] 和 Perzyna 过应力黏塑性模型 (基体材料采用 Johnson-Cook 黏塑性本构模型描述)^[106]。

Gurson 模型概述如下。对于轴对称载荷作用下含球形微孔洞的理想塑性基体材料, Gurson 最初导出的含损伤宏观材料的屈服面函数为^[26,93]

$$F^{\text{Gurson}} = \sigma_e^2 - Y_s^2 \left[1 - 2D \cosh \left(-\frac{3p}{2Y_s} \right) + D^2 \right] = 0 \quad (57)$$

Gurson 模型要求含损伤宏观材料的塑性变形服从正交流动法则: 塑性应变率由 (6) 式求解, 孔隙度由 (7) 式求解。在 (57) 式中引入更一般形式的基体材料塑性本构方程^[100]

$$Y_s = Y_{s0} \left(1 - \frac{E_{s0}}{Y_{s0}} \varepsilon_{se}^p \right)^{n_{G0}} \quad (58)$$

式中: E_{s0} 为基体材料的杨氏模量, n_{G0} 为材料常数, 基体材料的等效塑性应变 ε_{se}^p 由细观尺度上的塑性耗散和宏观尺度上的塑性耗散相等的条件得到

$$(1-D) Y_s \dot{\varepsilon}_{se}^p = \sigma_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij}^p, \quad \dot{\varepsilon}_{se}^p = \frac{\sigma_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij}^p}{(1-D) Y_s} \quad (59)$$

(59) 式是一个近似公式, 假定了空心球壳体胞上每一点基体材料的塑性耗散均相同。孔隙度随时间的演化表示为 (54) 式^[100], 包括已有微孔洞生长的贡献和新微孔洞成核的贡献两部分, 其中微孔洞生长的贡献由 (7) 式得到, 即

$$\dot{D}_{\text{growth}} = (1-D) \dot{\varepsilon}_{kk}^p \quad (60)$$

微孔洞成核的贡献表示为

$$\dot{D}_{\text{nucleation}} = A_\sigma (\dot{\sigma}_{se} - \dot{p}_s) + A_\varepsilon \dot{\varepsilon}_{se}^p \quad (61)$$

(61) 式等号右边第 1 项和第 2 项分别表示应力和应变控制微孔洞成核的贡献。1980 年, Chu 和 Needleman^[107] 假定微孔洞成核临界应力和临界应变服从正态分布

$$A_\sigma = \frac{f_{n\sigma}}{s_\sigma \sqrt{2\pi}} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\sigma_{se} - p_s - \sigma_{n\sigma}}{s_\sigma} \right)^2 \right], \quad A_\varepsilon = \frac{f_{n\varepsilon}}{s_\varepsilon \sqrt{2\pi}} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\varepsilon_{se}^p - \varepsilon_{n\varepsilon}}{s_\varepsilon} \right)^2 \right] \quad (62)$$

式中: $f_{n\sigma}$ 和 $f_{n\varepsilon}$ 为材料中二相粒子的体积分, $\sigma_{n\sigma}$ 和 $\varepsilon_{n\varepsilon}$ 分别为微孔洞成核的平均应力和应变, s_σ 和 s_ε 为分布的方差。空心球壳体胞模型只是部分计及了微孔洞之间的相互作用, 为了进一步考虑相互作用的影响, 将含损伤宏观材料的屈服面函数 (57) 式修正为

$$F^{\text{GTN}} = \sigma_c^2 - Y_s^2 \left[1 - 2q_1 D^* \cosh \left(-\frac{3q_2 p}{2Y_s} \right) + q_1^2 D^2 \right] = 0 \quad (63)$$

$$D^*(D) = \begin{cases} D & D \leq D_c \\ D_c + \frac{1/q_1 - D_c}{D_f - D_c} (D - D_c) & D_c < D \leq D_f \\ 1/q_1 & D > D_f \end{cases} \quad (64)$$

1981 年, Tvergaard^[101] 引入并通过数值模拟确定了参数 q_1 和 q_2 , 通常取 $q_1 = 1.5$, $q_2 = 1$; 1984 年, Tvergaard 和 Needleman^[102] 引入孔隙度函数 D^* 描述微孔洞汇合至最终破坏阶段中孔隙度对材料承载能力的影响, 参数 D_c 和 D_f 分别对应于微孔洞汇合和材料断裂时的孔隙度, 通常取 $D_c = 0.15$, $D_f = 0.25$ 。

Gurson 模型及其修正通称为 Gurson 类模型, 为发展材料损伤演化模型指明了方向。1987 年, Rousselier 采用连续介质损伤力学方法建立了描述延性材料断裂过程的另一种主要物理模型, 然而没有人用来描述层裂过程^[108]; 1989 年, Rajendran 等^[27] 为了描述延性材料的层裂过程, 采用类似于 Rousselier 的方法发展了 RDG 模型。Rousselier 模型、RDG 模型和 GTN 模型具有相同的基本结构和形似的含损伤材料宏观屈服面函数。

3 结 束 语

2017 年冲击压缩科学奖的获奖者 Meyers 和 Aimone 对 1983 年以前层裂研究的历史和主要成果进行了比较系统的总结和评述, 黄筑平等则对 1993 年以前层裂研究的理论成果做了最为全面而广泛的系统综述。本文围绕 3 位冲击压缩科学奖获奖者 Grady、Curran 和 Johnson 有关层裂现象的工作, 对上述两篇综述文献拾遗补缺, 对层裂研究的一些主要进展修正推广或厘清发展脉络和发展渊源, 所得主要结果列举如下。

(1) 双层靶实验技术是近十年才出现的一项冻结层裂损伤演化过程的新技术, 其与 Hopkinson 压杆有相同的工作原理, Hopkinson 首先利用层裂现象的应力波作用机制设计了 Hopkinson 压杆, 双层靶实验技术则利用层裂现象的应力波作用机制研究层裂现象本身, 其他一些实验装置也运用了这个原理。然而, 不同研究方向、不同实验装置的发明人, 可能以为自己独创了一种新技术, 事前和事后未必确切知晓无意中利用了 Hopkinson 早已发现的测时器飞离工作原理, 本文对这一问题进行了梳理; 随后进一步将双层靶层裂实验技术应用于数值模拟, 评估层裂强度的近似解析计算公式的有效性。

(2) 黄筑平等指出 Curran 等构造的损伤演化模型 NAG/FRAG 在物理上是不完备的, 周洪强等曾就此公开问题对 NAG/FRAG 模型进行修正, 并得到物理上完备的 MNAG 模型。事实上, 对于延性材料的层裂过程, 只要微孔洞成核的累积数目密度满足指数分布, 且微孔洞半径的生长速度与半径成线性关系, 损伤度演化方程的形式就是解析的。

(3) 白以龙等建立了欧拉形式的微损伤数目守恒方程, 本文指出损伤度的计算可以不必显式求解此演化方程, 就如同拉氏数值程序不需要显式求解欧拉形式的质量守恒方程, 损伤和质量互为反面, 此时微损伤数目和质量自动满足守恒方程。

(4) 封加坡模型历来被认为是从白以龙等建立的微损伤数目密度演化方程出发导出的细观统计损伤演化模型, 事实上它隐式地采用了瞬时成核模式, 本文以更加简洁的方式推导了该模型。

(5) Meyers 和 Aimone 列表指出 Rinehart 之后对层裂研究起关键作用的 3 个单位是 LANL、SNL 和 SRI, 当时 LANL 的工作量最少而能够后来居上, Johnson 做出了主要贡献。Johnson 早年在 SNL 从事多孔材料冲击塌缩过程研究, 首先觉察到描述微孔洞塌缩过程的 Carroll-Holt 模型和 P - α 状态方程也可以用来描述延性金属层裂现象中微孔洞的生长过程, 并从实用角度出发, 首先使用描述微孔洞准静态生长的 Gurson 模型或 GTN 模型模拟延性金属层裂现象中微孔洞的动态生长过程。

材料层裂研究是一个重要而困难的课题, 对于固体材料的层裂已经开展广泛的实验和理论研究, 认识相对比较清楚, 本文所述大多指固体材料层裂的研究进展, 特别是中低压冲击加载下延性材料层

裂的研究进展,对于高温固体材料和液体材料的层裂研究则相对欠缺,目前仍处于积累实验数据、探索物理规律的阶段。Meyers 和 Aimone 曾注意到苏联研究人员有关金属材料层裂强度对温度依赖性的公开报道,俄罗斯科学院的通讯院士 Kanel 更因研究温度对层裂强度等材料力学性能的影响获得了 2013 年的冲击压缩科学奖。实验结果表明,固体金属的层裂强度并非温度的单调函数,但在室温之上,钢、铅和铜等固体金属的层裂强度是温度的降函数,由此结合准静态条件下理想流体的拉伸断裂强度为零的结论,可以设想材料熔化后或液体材料的层裂强度的下限趋近于零,液体材料在三角形脉冲加载下易形成连续喷涌的云雾状层裂破碎区。近年来金属熔化后的层裂愈发受到重视^[43-45, 109-110];实验上已经发展了质子照相等多种观测技术,然而这些实验技术仍存在不足,一方面它们只能给出完全层裂动态破碎的终态图像而不能提供层裂损伤演化的过程信息,另一方面其测量精度仍有提高的空间;理论上虽然可采用 Rayleigh-Plesset 方程和修正的 Carroll-Holt-Johnson 模型描述液体材料中的微孔洞生长过程,但层裂破碎状态尚需 Grady 能量平衡破碎理论等终态唯象模型来描摹,因此,要想改变当前这种终态物理模型-终态实验结果相互猜度的研究模式,需要发展新的实验技术冻结损伤演化过程,为建立物理基础上的损伤演化模型提供指引。

参考文献:

- [1] HOPKINSON B. Brittleness and ductility [M]. London: Cambridge University Press, 1910: 64–76.
- [2] HOPKINSON B. The pressure of a blow [J]. *Nature*, 1912, 88(2207): 531–536.
- [3] HOPKINSON B. A method of measuring the pressure produced in the detonation of high explosives or by the impact of bullets [J]. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, 1914, 213213A: 437–456.
- [4] SEAMAN L, CURRAN D R, SHOCKEY D A. Computational models for ductile and brittle fracture [J]. *Journal of Applied Physics*, 1976, 47(11): 4814–4826.
- [5] ERLICH D C, WOOTEN D C, CREWDSON R C. Dynamic tensile failure of glycerol [J]. *Journal of Applied Physics*, 1971, 42(13): 5495–5502.
- [6] CURRAN D R, SEAMAN L, SHOCKEY D A. Dynamic failure of solids [J]. *Physics Reports*, 1987, 147(5/6): 253–388.
- [7] SHOCKEY D A, SEAMAN L, CURRAN D R, et al. A computational model for fragmentation of Armco iron under ballistic impact [R]. Aberdeen Proving Ground, MD: SRI International for the U. S. Ballistic Research Laboratories, 1973.
- [8] MEYERS M A, AIMONE C T. Dynamic fracture (spalling) of metals [J]. *Progress in Materials Science*, 1983, 28(1): 1–96.
- [9] 白以龙. 冲击载荷下材料的损伤和破坏 [M]//王礼立, 余同希, 李永池. 冲击动力学进展. 合肥: 中国科学技术出版社, 1992: 34–57.
BAI Y L. Material damage and failure under shock loading [M]//WANG L L, YU T X, LI Y C. *Advances in Dynamic Mechanics*. Hefei: University of Science and Technology of China Press, 1992: 34–57.
- [10] 黄筑平, 杨黎明, 潘客麟. 材料的动态损伤和失效 [J]. *力学进展*, 1993, 23(4): 433–467.
HUANG Z P, YANG L M, PAN K L. Dynamic damage and failure of materials [J]. *Advances in Mechanics*, 1993, 23(4): 433–467.
- [11] GRADY D E, KIPP M E. Dynamic fracture and fragmentation [M]//ASAY J R, SHAHINPOOR M. *High-Pressure Shock Compression of Solids*. New York: Springer-Verlag, 1993: 265–322.
- [12] DAVISON LEE, GRADY D, SHAHINPOOR M. High-pressure shock compression of solids II: dynamic fracture and fragmentation [M]. New York: Springer-Verlag, 1996.
- [13] ANTOUN T, SEAMAN L, CURRAN D R, et al. Spall fracture [M]. New York: Springer-Verlag, 2002.
- [14] GRADY D. Dynamic fragmentation of solids [M]//HORIE Y. *Shock Wave Science and Technology Reference Library: Vol. 3, Solids II*. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2009: 169–276.
- [15] KANEL G I. Spall fracture: methodological aspects, mechanisms and governing factors [J]. *International Journal of Fracture*, 2010, 163(1): 173–191.
- [16] CHEN X, ASAY J R, DWIVEDI S K, et al. Spall behavior of aluminum with varying microstructures [J]. *Journal of Applied Physics*, 2006, 99(2): 023528.

- [17] ELERT M, FURNISH M D, CHAU R, et al. Shock compression of condensed matter-2007 [C]//New York: AIP Conference Proceedings, 2008: 955.
- [18] GRADY D E. The spall strength of condensed matter [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1988, 36(3): 353–384.
- [19] ELERT M, BUTTLER W T, FURNISH M D, et al. Shock compression of condensed matter-2009 [C]//New York: AIP Conference Proceedings, 2010: 1195.
- [20] ELERT M, BUTTLER W T, BORG J P, et al. Shock compression of condensed matter-2011 [C]. New York: AIP Conference Proceedings, 2012: 1426.
- [21] JOHNSON J N. Dynamic fracture and spallation in ductile solids [J]. *Journal of Applied Physics*, 1981, 52(4): 2812–2825.
- [22] JOHNSON J N, ADDESSIO F L. Tensile plasticity and ductile fracture [J]. *Journal of Applied Physics*, 1988, 64(12): 6699–6712.
- [23] JOHNSON J N, ADDESSIO F L. Rate-dependent ductile failure model [J]. *Journal of Applied Physics*, 1993, 74(3): 1640–1648.
- [24] MACKENZIE J H. The elastic constants of a solid containing spherical holes [J]. *Proceedings of the Physical Society B*, 1950, 63(1): 2–11.
- [25] ZUO Q H, RICE J R. An implicit algorithm for a rate-dependent ductile failure model [J]. *Journal of Applied Physics*, 2008, 104(8): 083526.
- [26] GURSON A L. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: part I—yield criteria and flow rules for porous ductile media [J]. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1977, 99(1): 2–15.
- [27] RAJENDRAN A M, DIETENBERGER M A, GROVE D J. A void growth-based failure model to describe spallation [J]. *Journal of Applied Physics*, 1989, 65(4): 1521–1527.
- [28] FENG J P, JING F Q, ZHANG G R. Dynamic ductile fragmentation and the damage function model [J]. *Journal of Applied Physics*, 1997, 81(6): 2575–2578.
- [29] CARROLL M, HOLT A C. Suggested modification of the P - α model for porous materials [J]. *Journal of Applied Physics*, 1972, 43(2): 759–761.
- [30] SIMO J C, HUGHES T J R. Computational inelasticity [M]. New York: Springer-Verlag, 1998.
- [31] 余同希. Hopkinson 杆和 Hopkinson 的故事 [J]. *力学与实践*, 2013, 35(3): 97–99.
- YU T X. Hopkinson bar and the stories of Hopkinson [J]. *Mechanics in Engineering*, 2013, 35(3): 97–99.
- [32] 王礼立. 应力波基础 [M]. 2 版. 北京: 国防工业出版社, 2005: 57–58.
- WANG L L. The base of stress wave [M]. 2nd ed. Beijing: Defense Industry Press, 2005: 57–58.
- [33] KOLSKY H. An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading [J]. *Proceedings of the Royal Society B*, 1949, 62(11): 676–700.
- [34] THISSELL W R, ZUREK A K, MACDOUGALL D A S, et al. The effect of material cleanliness on dynamic damage evolution in 10100 Cu [C]// FURNISH M D, THADHANI N N, HORIE Y. Shock Compression of Condensed Matter-2001. New York: AIP Conference Proceedings, 2002: 475–478.
- [35] REED R P, SCHUSTER D M. Filament fracture and postimpact strength of boron-aluminum composites [J]. *Journal of Composite Materials*, 1970, 4(4): 514–525.
- [36] GRAY III G T. Influence of shock-wave deformation on the structure/property behavior of materials [M]//ASAY J R, SHAHINPOOR M. High-Pressure Shock Compression of Solids. New York: Springer-Verlag, 1993: 187–215.
- [37] LLORCA F, ROY G. Metallurgical investigation of dynamic damage in tantalum [C]//FURNISH M D, GUPTA Y M, FORBES J W. Shock Compression of Condensed Matter-2003. New York: AIP Conference Proceedings, 2004: 589–592.
- [38] CZARNOTA C, JACQUES N, MERCIER S, et al. Modeling of dynamic ductile fracture and application to the simulation of plate impact tests on tantalum [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2008, 56(4): 1624–1650.
- [39] 洪滔. 高强动载荷下延性金属损伤演化研究: 2009A0101007 [R]. 绵阳: 中国工程物理研究院, 2012.
- HONG T. Study on the damage evolution of ductile metals under high-rate and high-pressure loading: 2009A0101007 [R]. Mianyang: China Academy of Engineering Physics, 2012.
- [40] 裴晓阳, 彭辉, 贺红亮, 等. 加载应力幅值对高纯铜动态损伤演化特性研究 [J]. *物理学报*, 2015, 64(5): 054601.
- PEI X Y, PENG H, HE H L, et al. Study on the effect of peak stress on dynamic damage evolution of high pure copper [J]. *Acta Physica Sinica*, 2015, 64(5): 054601.

- [41] RHODES R. Introduction [M]//The Los Alamos Primer: the First Lectures on How to Build an Atomic Bomb, 1992.
- [42] REED B C. The history and science of the manhattan project [M]. Berlin: Springer-Verlag, 2014: 307–308.
- [43] ANDRIOT P, CHAPRON P, LAMBERT V, et al. Influence of melting on shocked free surface behaviour using Doppler laser interferometry and X-ray densitometry [C]//ASAY J R, GRAHAM R A, STRAUB G K. Shock Waves in Condensed Matter-1983. North-Holland, Amsterdam, 1984: 227–230.
- [44] HOLTkamp D B, CLARK D A, FERM E N, et al. A survey of high explosive-induced damage and spall in selected metals using proton radiography [C]//FURNISH M D, GUPTA Y M, FORBES J W. Shock Compression of Condensed Matter-2003. New York: AIP Conference Proceedings, 2004: 477–482.
- [45] SIGNOR L, DE RESSÉGUIER T, DRAGON A, et al. Investigation of fragments size resulting from dynamic fragmentation in melted state of laser shock-loaded tin [J]. [International Journal of Impact Engineering](#), 2010, 37(8): 887–900.
- [46] MOTT N F. Transcription and facsimiles of reports of N. F. Mott [M]//GRADY D. Fragmentation of Rings and Shells. Berlin: Springer-Verlag, 2006: 203–373.
- [47] MOTT N F. Fragmentation of shell cases [J]. Proceedings of the Royal Society, 1947, 189A(1018): 300–308.
- [48] RINEHART J S. Some quantitative data bearing on the scabbing of metals under explosive attack [J]. [Journal of Applied Physics](#), 1951, 22(5): 555–560.
- [49] RINEHART J S. Behaviour of metals under impulsive loads [M]. Cleveland: American Society for Metals, 1954: 151.
- [50] WHITEMAN P. Preliminary report on the effect of stress rate on the dynamic fracture of steel, brass and aluminum: UNDEX445 [R]. Britain: Atomic Weapons Research Establishment, 1962.
- [51] SKIDMORE I C. Introduction to shock waves in solids [J]. Applied Materials Research, 1965, 4(3): 131–140.
- [52] BREED B R, MADER C L, VENABLE D. Technique for the determination of dynamic-tensile-strength characteristics [J]. [Journal of Applied Physics](#), 1967, 38(8): 3271–3275.
- [53] THURSTON R S, MUDD W L. Spallation criteria for numerical computation: LA4013XAB [R]. Los Alamos Scientific Laboratories, 1968.
- [54] RYBAKOV A P. Spall in non-one-dimensional shock waves [J]. [International Journal of Impact Engineering](#), 2000, 24(10): 1041–1082.
- [55] GATHERS G R. Determination of spall strength from surface motion studies [J]. [Journal of Applied Physics](#), 1990, 67(9): 4090–4092.
- [56] CHHABILDAS L C, BARKER L M, ASAY J R, et al. Relationship of fragment size to normalized spall strength for materials [J]. International Journal of Impact Engineering, 1990, 10(1): 107–124.
- [57] KANEL G I, RAZORENOV S V, UTKIN A V. Spallation in solids under shock-wave loading: analysis of dynamic flow, methodology of measurements, and constitutive factors [M]//DAVISON LEE, GRADY D, SHAHINPOOR M. High-Pressure Shock Compression of Solids II: Dynamic Fracture and Fragmentation, New York: Springer-Verlag, 1996.
- [58] 陈大年, 俞宇颖, 尹志华, 等. 对于层裂强度传统测定方法有效性的讨论 [J]. [工程力学](#), 2006, 23(1): 62–68.
CHEN D N, YU Y Y, YIN Z H, et al. On the validity of the traditional methodology of spall strength measurement [J]. [Engineering Mechanics](#), 2006, 23(1): 62–68.
- [59] HIXSON R S, GRAY III G T, RIGG P A, et al. Dynamic damage investigations using triangular waves [C]//FURNISH M D, GUPTA Y M, FORBES J W. Shock Compression of Condensed Matter-2003. New York: AIP Conference Proceedings, 2004: 469–472.
- [60] KOLLER D D, HIXSON R S, GRAY III G T, et al. Influence of shock-wave profile shape on dynamically induced damage in high-purity copper [J]. [Journal of Applied Physics](#), 2005, 98(10): 103518.
- [61] KIPP M E, GRADY D E. Experimental and numerical studies of high-velocity impact fragmentation [M]//DAVISON L, GRADY D, SHAHINPOOR M. High-Pressure Shock Compression of Solids II: Dynamic Fracture and Fragmentation. New York: Springer-Verlag, 1996: 282–339.
- [62] GRADY D E. Spall and fragmentation in high-temperature metals [C]//DAVISON L, GRADY D, SHAHINPOOR M. High-Pressure Shock Compression of Solids II: Dynamic Fracture and Fragmentation. New York: Springer-Verlag, 1996: 219–236.
- [63] CURRAN D R, SEAMAN L. Simplified models of fracture and fragmentation [C]//DAVISON L, GRADY D, SHAHINPOOR M. High-Pressure Shock Compression of Solids II: Dynamic Fracture and Fragmentation. New York: Springer-Verlag, 1996: 340–365.

- [64] 朱兆祥, 李永池, 王肖钧. 爆炸作用下钢板层裂的数值分析 [J]. 应用数学和力学, 1981, 2(4): 353–368.
ZHU Z X, LI Y C, WANG X J. Numerical analysis of the spallation of steel target under the explosive loading [J]. Applied Mathematics and Mechanics, 1981, 2(4): 353–368.
- [65] MCQUEEN R G, MARSH S P. Ultimate yield strength of copper [J]. *Journal of Applied Physics*, 1962, 33(2): 654–665.
- [66] BUTCHER B M, BARKER L M, MURSON D E, et al. Influence of stress history on time-dependent spall in metals [J]. *AIAA Journal*, 1964, 2(6): 977–990.
- [67] TULER F R, BUTCHER B M. A criterion for the time dependence of dynamic fracture [J]. The International Journal of Fracture Mechanics, 1968, 4(4): 431–437.
- [68] DAVISON L, STEVENS A L. Continuum measures of spall damage [J]. *Journal of Applied Physics*, 1972, 43(3): 988–994.
- [69] DAVISON L, STEVENS A L. Thermomechanical constitution of spalling elastic bodies [J]. *Journal of Applied Physics*, 1973, 44(2): 668–674.
- [70] CURRAN D R. Mesomechanical modeling of fracture [C]//ELERT M, BUTTLER W T, FURNISH M D, et al. Shock Compression of Condensed Matter-2009. New York: AIP Conference Proceedings, 2010: 3–10.
- [71] 周洪强, 张凤国. 层裂损伤成核和生长模型的修正 [J]. 兵工学报, 2013, 34(Suppl 1): 50–52.
ZHOU H Q, ZHANG F G. The modified damage nucleation and growth model for ductile spall [J]. *Acta Armamentarii*, 2013, 34(Suppl 1): 50–52.
- [72] 柯孚久, 白以龙, 夏蒙芬. 理想微裂纹系统演化的特征 [J]. *中国科学 A 辑*, 1990(6): 621–631.
- [73] KE F J, BAI Y L, XIA M F. Evolution of ideal micro-crack system [J]. *Science in China (A)*, 1990, 33(12): 1447–1459.
- [74] 白洁, 夏蒙芬, 柯孚久, 等. 损伤统计演化方程的性质和数值模拟 [J]. *力学学报*, 1999, 31(1): 38–48.
BAI J, XIA M F, KE F J, et al. Properties of the statistical damage evolution equation and its numerical simulation [J]. *Acta Mechanica Sinica*, 1999, 31(1): 38–48.
- [75] MOLINARI A, WRIGHT T W. A physical model for nucleation and early growth of voids in ductile materials under dynamic loading [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2005, 53(7): 1476–1504.
- [76] CZARNOTA C, MERCIER S, MOLINARI A. Modeling of nucleation and void growth in dynamic pressure loading, application to spall test on tantalum [J]. *International Journal of Fracture*, 2006, 141(1): 177–194.
- [77] WRIGHT T W, RAMESH K T. Dynamic void nucleation and growth in solids: a self-consistent statistical theory [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2008, 56(2): 336–359.
- [78] JACQUES N, CZARNOTA C, MERCIER S, et al. A micromechanical constitutive model for dynamic damage and fracture of ductile materials [J]. *International Journal of Fracture*, 2010, 162(1): 159–175.
- [79] KNOWLES J K, JAKUB M T. Finite dynamic deformations of an incompressible elastic medium containing a spherical cavity [J]. *Archive for Rational Mechanics and Analysis*, 1965, 18(5): 367–378.
- [80] CARROLL M M, HOLT A C. Static and dynamic pore-collapse relations for ductile porous materials [J]. *Journal of Applied Physics*, 1972, 43(4): 1626–1636.
- [81] HERRMANN W. Constitutive equation for the dynamic compaction of ductile porous materials [J]. *Journal of Applied Physics*, 1969, 40(6): 2490–2499.
- [82] JOHNSON J N. Memories of shock wave research at Sandia [M]//ASAY J R, CHHABILDAS L C, LAWRENCE R J, et al. Impactful Times: Memories of 60 Years of Shock Wave Research at Sandia National Laboratories. Gewerbestrasse: Springer International Publishing AG, 2017: 435–437.
- [83] WILKERSON J W, RAMESH K T. A dynamic void growth model governed by dislocation kinetics [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2014, 70(1): 262–280.
- [84] WILKERSON J W, RAMESH K T. Unraveling the anomalous grain size dependence of cavitation [J]. *Physical Review Letters*, 2016, 117(21): 215503.
- [85] WILKERSON J W. On the micromechanics of void dynamics at extreme rates [J]. *International Journal of Plasticity*, 2017, 95(1): 1–22.
- [86] BECKER R. Direct numerical simulation of ductile spall failure [J]. *International Journal of Fracture*, 2017, 208(1): 5–26.
- [87] PERZYNA P. Internal state variable description of dynamic fracture of ductile solids [J]. *International Journal of Solids and Structures*, 1986, 22(7): 797–818.
- [88] CORTES R. The growth of microvoids under intense dynamic loading [J]. *International Journal of Solids and Structures*, 1992,

- 29(11): 1339–1350.
- [89] TONKS D L, VORTHMAN J E, HIXSON R, et al. Spallation studies on shock loaded U-6 WT PCT NB [C]//FURNISH M D, CHHABILDAS L C, HIXSON R S. Shock Compression of Condensed Matter-1999. New York: AIP Conference Proceedings, 2000: 329–332.
- [90] ORTIZ M, MOLINARI A. Effect of strain hardening and rate sensitivity on the dynamic growth of a void in a plastic material [J]. *Journal of Applied Mechanics*, 1992, 59(1): 48–53.
- [91] MCCLINTOCK F A. A criterion for ductile fracture by the growth of holes [J]. *Journal of Applied Mechanics*, 1968, 35(2): 363–371.
- [92] RICE J R, TRACEY D M. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1969, 17(3): 201–217.
- [93] GURSON A L. Plastic flow and fracture behavior of ductile materials incorporating void nucleation, growth, and interaction [D]. Rhode Island: Brown University, 1975.
- [94] LI S F, WANG G. Introduction to Micromechanics and Nanomechanics [M]. Singapore: World Scientific Publishing Private Limited, 2008: 267–280.
- [95] LEE B J, MEAR M E. Studies of the growth and collapse of voids in viscous solids [J]. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1994, 116(3): 348–358.
- [96] HSU C Y, LEE B J, MEAR M E. Constitutive models for power-law viscous solids containing spherical voids [J]. *International Journal of Plasticity*, 2009, 25(1): 134–160.
- [97] GOLOGANU M, LEBLOND J B, PERRIN G, et al. Recent extensions of Gurson's model for porous ductile metals [M]//SUQUET P. Continuum Micromechanics. New York: Springer, 1997: 61–130.
- [98] BENZERGA A A, BESSON J. Plastic potentials for anisotropic porous solids-A/solids [J]. *European Journal of Mechanics*, 2001, 20(3): 397–434.
- [99] KERALAVARMA S M, BENZERGA A A. A constitutive model for plastically anisotropic solids with non-spherical voids [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2010, 58(6): 874–901.
- [100] GURSON A L. Porous rigid-plastic materials containing rigid inclusion-yield function, plastic potential, and void nucleation [C]//TAPLIN D M R. Proceeding of the Fourth International Conference on Fracture. Toronto: Pergamon Press, 1977: 357–364.
- [101] TVERGAARD V. Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions [J]. *International Journal of Fracture*, 1981, 17(4): 389–407.
- [102] TVERGAARD V, NEEDLEMAN A. Analysis of cup-cone fracture in a round tensile bar [J]. *Acta Metallurgica*, 1984, 32(1): 157–169.
- [103] PARDOEN T, HUTCHINSON J W. An extended model for void growth and coalescence [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2000, 48(12): 2467–2512.
- [104] TVERGAARD V. Material failure by void growth to coalescence [M]//HUTCHINSON J W, WU T Y. Advances in Applied Mechanics. Amsterdam: Academic Press, 1990, 27: 83–151.
- [105] BENZERGA A A, LEBLOND J B. Ductile fracture by void growth to coalescence [M]//AREF H, VAN DER GIESSEN E. Advances in Applied Mechanics. Amsterdam: Academic Press, 2010, 44: 169–305.
- [106] ADDESSIO F L, ZUO Q H, MASON T A, et al. Model for high-strain-rate deformation of uranium-niobium alloys [J]. *Journal of Applied Physics*, 2003, 93(12): 9644–9654.
- [107] CHU C, NEEDLEMAN A. Void nucleation effects in biaxially stretched sheets [J]. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1980, 102(3): 249–256.
- [108] ROUSSELIER G. Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture [J]. *Nuclear Engineering and Design*, 1987, 105(1): 97–111.
- [109] 陈永涛, 任国武, 汤铁钢, 等. 爆炸加载下金属样品的熔化破碎现象诊断 [J]. *物理学报*, 2013, 62(11): 116202.
CHEN Y T, REN G W, TANG T G, et al. Experimental diagnostic of melting fragments under explosive loading [J]. *Acta Physica Sinica*, 2013, 62(11): 116202.
- [110] SIGNOR L, DRAGON A, ROY G, et al. Dynamic fragmentation of melted metals upon intense shock wave loading. Some modeling issues applied to a tine target [J]. *Archives of Mechanics*, 2008, 60(4): 323–343.

Main Progress in Research on Material Spalling

ZHOU Hongqiang, ZHANG Fengguo, PAN Hao, HE Anmin, WANG Pei

(*Institute of Applied Physics and Computational Mathematics, Beijing 100094, China*)

Abstract: Spallation is an important damage and failure mechanism produced by the interactions of decompression waves from the material interfaces, and is mesoscopically attributed to the nucleation, growth and coalescence of microdamages (microvoids and microcracks). Based on the works of Grady, Curran and Johnson, who respectively won George E. Duvall Shock Compression Science Award of the American Physical Society in 2007, 2009 and 2011, this paper gives a review of the progress and brief history for dynamic material spall. Further physical insights may be obtained based on those known physical models and experimental techniques for dynamic material spallation. In the meantime, some valuable results obtained are presented as follows. (1) Experimental technique of double layer targets, used to freeze the state of spall damage, is based on the same basic physical principle of Hopkinson pressure bar. (2) The nucleation, growth to fragmentation (NAG/FRAG) model, which is mathematically inconsistent and physically incomplete, is modified by inheriting the same size exponential distribution and nucleation rate from the original model by assuming the growth rate of microvoid's radius proportional to the microvoid's radius for ductile spall. A modified nucleation and growth (MNAG) model is obtained. The MNAG model is mathematically consistent and physically closed, and owns an analytical damage evolution equation. (3) It is pointed out that the damage can usually be obtained from the equation of microdamage's number for Lagrangian formulation rather than from the equation for Eulerian formulation presented by Bai Yilong *et al.* (4) The damage function model or the Feng-Jiapo model is derived by a simpler way.

Keywords: spall damage; spall strength; double target technique for spallation; NAG/FRAG model; Carroll-Holt-Johnson model; Gurson model; Grady model; Feng-Jiapo model

烧结钕铁硼的层裂强度及断裂机理

万 印, 王焕然, 初广香, 任春影

(宁波大学冲击与安全工程教育部重点实验室, 浙江 宁波 315211)

摘要: 利用一级气体炮对烧结钕铁硼 (Nd-Fe-B) 永磁材料进行平板撞击实验, 实现一维应变下的层裂; 采用激光干涉测速技术, 测量样品自由面粒子速度历史, 确定了冲击压缩后层裂强度与加载应力的关系。结果表明: 加载应力在 0.375~2.512 GPa 范围内时, 层裂强度随着加载应力的增加先增加后减小, 存在一个阈值, 当加载应力超过该阈值时, 材料发生压缩损伤, 层裂强度随之减小。通过扫描电子显微镜观察样品断口形貌, 发现在冲击载荷下烧结钕铁硼出现明显的穿晶断裂。

关键词: 烧结钕铁硼; 层裂强度; 断裂机理; 穿晶断裂

中图分类号: O347.1; TM273

文献标识码: A

烧结钕铁硼永磁材料具有优越的磁性能, 广泛应用于诸多领域, 如航空航天、机械加工、电子计算机等。其中基于 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 合金的爆炸驱动脉冲电源被认为是最有效的紧凑型脉冲电源^[1]。对于烧结钕铁硼永磁材料, 人们关注的重点是其磁性能, 对其力学性能的研究则相对较少, 尤其是动态力学性能。然而, 在现代精密仪器中经常用到烧结钕铁硼, 如汽车、导弹制导、国防通讯设备, 这些仪器在使用过程中常常承受外力作用, 要求其具有一定的抗冲击性能, 因此研究烧结钕铁硼在冲击压缩下的动态行为和断裂机理具有很高的学术意义和应用价值。李岩峰等^[2]在一级轻气炮系统对 Nd-Fe-B 磁体进行了冲击压缩实验, 研究了退磁现象; 李巧燕等^[3]采用二级轻气炮, 测量了钕铁硼永磁体在 19~78 GPa 压力范围内的冲击压缩特性。

本课题组在前期工作中利用 MTS 万能试验机和分离式霍普金森压杆 (Split Hopkinson Pressure Bar, SHPB) 研究了烧结钕铁硼在准静态下的抗弯强度和弹性模量^[4]以及在单轴压缩下的动态断裂^[5]; 此外还开展了动态巴西圆盘试验^[6], 研究了烧结钕铁硼的断裂过程, 根据弹性理论得到了其拉伸强度, 并利用扫描电子显微镜 (Scanning Electron Microscope, SEM) 观察其微观结构。本研究将利用一级气体炮开展烧结钕铁硼在高应变率、一维平面冲击加载下的层裂实验, 利用激光干涉测速技术 VISAR (Velocity Interferometer System for Any Reflector) 测量自由面粒子速度历史, 确定其层裂行为, 最后利用 SEM 观察断口微观形貌, 分析烧结钕铁硼在冲击波作用下的断裂机理。

1 实验方案和原理

采用宁波大学的一级气体炮进行冲击加载实验, 图 1 为实验装置示意图。采用铝制弹托驱动飞片, 飞片采用有机玻璃 (PMMA) 和铝合金 (LY12) 两种材料, 直径均为 42.5 mm。通过改变弹丸的速度和飞片的材质, 实现较大范围的加载应力。利用测速探针测量飞片的撞击速度, 利用 VISAR 测量样品自由面粒子速度历史。

层裂是材料的一种动态失效形式, 是由稀疏 (膨胀) 波相互作用产生拉应力而形成的^[7]。层裂原理

* 收稿日期: 2019-03-25; 修回日期: 2019-04-22

基金项目: 国家自然科学基金 (11572164)

作者简介: 万 印 (1993—), 男, 硕士研究生, 主要从事冲击动力学研究. E-mail: 1049570443@qq.com

通信作者: 王焕然 (1976—), 男, 博士, 副教授, 主要从事冲击动力学研究. E-mail: wanghuanran@nbu.edu.cn

如图2所示。飞片以速度 V 撞击样品,在飞片和样品内产生冲击压缩波;压缩波到达飞片和样品自由面时反射稀疏波,随后稀疏波在样品内相遇,相互作用产生拉伸应力;当拉伸应力超过材料的强度极限时,样品发生破坏,即发生层裂;层裂形成后,从新产生的自由面上反射稀疏波,使拉伸应力降低;当稀疏波到达样品自由面时,下降的自由面粒子速度曲线立即回跳,这便是发生层裂行为的信号。根据带有层裂信号的自由面速度曲线,通过(1)式确定样品的层裂强度^[8],即

$$\sigma_{sp} = \frac{1}{2} \rho_0 c_L (u_{f,max} - u_{f,min}) \quad (1)$$

式中: $u_{f,max}$ 和 $u_{f,min}$ 是出现第1次回跳信号前自由面粒子速度的最大值和最小值, σ_{sp} 为层裂强度, ρ_0 为样品的初始密度, c_L 为样品的弹性纵波声速。

实验材料采用牌号为N42的烧结钕铁硼块状磁体,由宁波市三环钕铁硼磁业有限公司提供,采用未充磁的粉末冶金方法制备。通过电火花线切割方式,加工成直径为40 mm、厚度为4 mm的圆形样品,样品的厚度方向即磁化方向,也是冲击压缩方向,最后利用砂纸对样品表面进行打磨抛光。烧结钕铁硼的实测平均密度 ρ_0 为7.544 g/cm³,泊松比 ν 取0.24,弹性模量 E 为155 GPa,根据

$$c_L = \left[\frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \frac{E}{\rho_0} \right]^{1/2} \quad (2)$$

可得一维应变下钕铁硼样品的弹性纵波声速 $c_L=4.921$ km/s^[7]。表1列出了两种飞片材料参数,其中 c_{0i} 、 λ_i 为Hugoniot关系常数, ρ_{0i} 为飞片的初始密度。

2 实验结果与分析

烧结钕铁硼样品的层裂实验结果如表2所示,其中加载应力 σ 根据飞片和样品碰撞时的动量守恒及冲击界面上连续性条件计算得到。计算时,飞片采用流体力学模型,烧结钕铁硼样品采用线弹性模型^[10]。

$$\sigma_i = \rho_{0i}(c_{0i} + \lambda_i u_i) u_i \quad (3)$$

$$\sigma_s = \rho_{0s} c_L u_s \quad (4)$$

$$\sigma_s = \sigma_i = \sigma, \quad u_s + u_i = V \quad (5)$$

式中: u 为粒子速度, V 为飞片撞击速度, ρ_0 为初始密度,下标 i 和 s 分别表示飞片和样品。

由自由面速度 u_f 可以得到粒子速度,按忽略熵增的方法处理,则有^[11]

$$u_f = u + u_r \approx 2u \quad (6)$$

式中: u_r 表示由中心稀疏波引起的附加质点速度。

层裂实验实测样品的自由面速度剖面如图3所示。可以看出,烧结钕铁硼在飞片撞击下发生了层裂破坏,所有实测曲线均有明显的层裂信号,如图3中黑色箭头所示。在冲击载荷下烧结钕铁硼的层

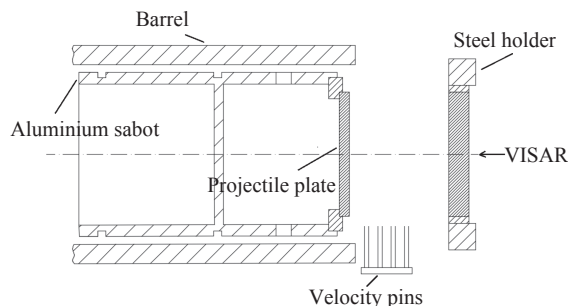


图1 实验装置示意图

Fig. 1 Schematic of experimental setup

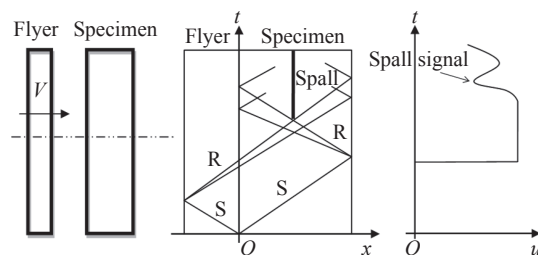


图2 层裂原理示意图

Fig. 2 Schematic illustration of spall process

表1 飞片材料的 Hugoniot 参数^[9]

Table 1 Hugoniot parameters of flyers^[9]

Material	$\rho_{0i}/(\text{g} \cdot \text{cm}^{-3})$	$c_{0i}/(\text{km} \cdot \text{s}^{-1})$	λ_i
PMMA	1.186	2.65	1.54
LY12	2.784	5.37	1.29

裂强度与加载应力的关系如图 4 所示。可见: 层裂强度随着加载应力的增加先增大后减小; 存在一个明显的临界应力, 约为 1.7 GPa, 当加载应力超过该临界应力时, 材料的层裂强度就会减小。该临界应力值同时反映了冲击载荷下材料是否发生压缩损伤, 如图 3 中 06 号实验所测自由面速度曲线所示, 在速度上升过程中, 接近峰值时速度突然变缓, 说明材料在压缩过程中发生压缩损伤, 材料开始由弹性向非弹性转化, 导致材料的层裂强度减小。

表 2 烧结钕铁硼层裂实验参数和结果

Table 2 Parameters and results of spall experiments for Nd-Fe-B

Exp. No.	Material of flyer	Thickness of flyer/mm	$V/(m \cdot s^{-1})$	Thickness of sample/mm	σ/GPa	σ_{sp}/GPa
01	PMMA	1.17	122.67	3.99	0.375	0.209
02	PMMA	1.16	173.99	3.99	0.550	0.249
03	PMMA	1.17	230.72	3.96	0.739	0.263
04	LY12	2.28	146.33	3.95	1.591	0.274
05	LY12	2.33	161.90	3.90	1.737	0.313
06	LY12	2.28	190.89	3.94	2.092	0.251
07	LY12	2.34	230.73	3.95	2.512	0.224

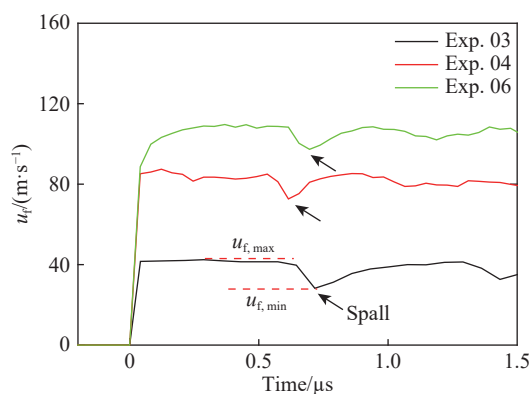


图 3 层裂实验样品的自由面速度剖面

Fig. 3 Free surface velocity profile of the sample in the spall experiment

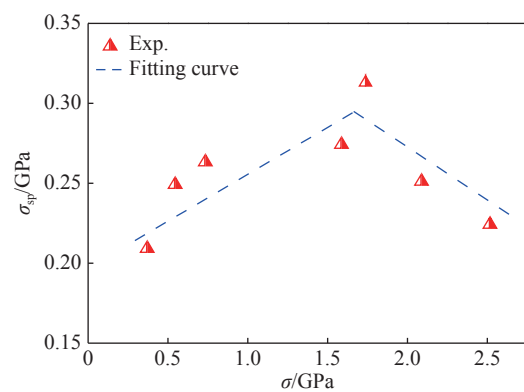


图 4 层裂强度与加载应力的关系

Fig. 4 The relationship between spall strength and impact stress

通过 SEM 对冲击压缩实验后烧结钕铁硼样品的断口进行观察, 如图 5 所示, 可见晶粒表面非常光滑, 断口比较平整, 表现出脆性断裂的明显特征。另外, 从图 5(b) 中可以看出, 微裂纹处有明显的穿晶断裂。

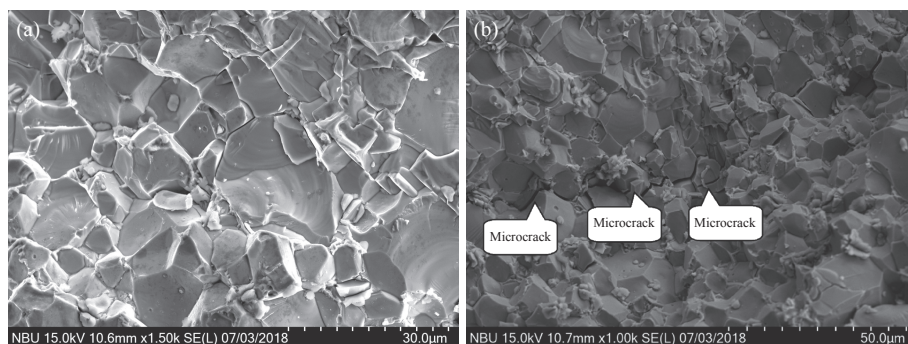


图 5 断口的 SEM 图像

Fig. 5 SEM images of the fractured surface

对比之前工作中烧结钕铁硼的断口形貌发现,在准静态下的三点弯曲实验中烧结钕铁硼主要是沿晶断裂^[4],在动态巴西圆盘试验中出现穿晶断裂现象^[6],而本实验中在微裂纹处出现多处穿晶断裂。准静态压缩下断口表面极不平整,充满了尖锐的边缘,这是由于晶界的强度较弱,裂纹沿着晶粒边界传播,说明在低加载速率下沿晶断裂在材料失效过程中占主导地位。随着加载速率的升高,穿晶断裂越来越明显,说明当加载速率小于某个临界值时,微裂纹沿晶界传播,导致断口不均匀,即沿晶断裂;当加载速率大于某个临界值时,由于裂纹尖端附近释放的应变能显著增大,导致其前面的单个晶粒分裂,这时断口非常平整、光滑,即穿晶断裂。因此,冲击波加载下烧结钕铁硼的失效过程是由两者共同控制下的沿晶断裂和穿晶断裂。

3 结 论

在一级气体炮平面冲击压缩实验中,采用 VISAR 测量了烧结钕铁硼样品在冲击载荷下的自由面速度历史,得到了烧结钕铁硼在 0.375~2.512 GPa 范围内的层裂强度;分析了层裂强度与加载应力的关系,发现存在一个临界应力阈值(约 1.7 GPa),当加载应力大于该阈值时,材料发生压缩损伤,导致烧结钕铁硼的层裂强度减小。观察烧结钕铁硼断口微观形貌发现,冲击波加载下烧结钕铁硼有明显的穿晶断裂,失效过程由沿晶断裂和穿晶断裂共同控制,而在准静态下则由沿晶断裂控制。研究结果有助于进一步了解烧结钕铁硼在冲击加载下的损伤和破坏。

参考文献:

- [1] SHKURATOV S I, TALANTSEV E F, BAIRD J, et al. Miniature explosively driven high-current transverse-shock-wave ferromagnetic generators [J]. *IEEE Transactions on Plasma Science*, 2010, 38(8): 1784–1793.
- [2] LI Y F, ZHU M G, LI W, et al. The impact induced demagnetization mechanism in NdFeB permanent magnets [J]. *Chinese Physics Letters*, 2013, 30(9): 097501.
- [3] 李巧燕, 施尚春, 杨金文, 等. 钕铁硼的冲击压缩特性 [J]. *高压物理学报*, 2007, 21(2): 210–214.
LI Q Y, SHI S C, YANG J W, et al. Shock compression behavior of Nd₂Fe₁₄B [J]. *Chinese Journal of High Pressure Physics*, 2007, 21(2): 210–214.
- [4] 雷国华, 王焕然, 万印, 等. 基于 DIC 方法的烧结钕铁硼弯曲试验研究 [J]. *宁波大学学报(理工版)*, 2018, 31(3): 51–55.
LEI G H, WANG H R, WAN Y, et al. Sintered Nd-Fe-B bending test using DIC method [J]. *Journal of Ningbo University (Natural Science & Engineering Edition)*, 2018, 31(3): 51–55.
- [5] WANG H, WAN Y, CHEN D, et al. Dynamic fracture of sintered Nd-Fe-B magnet under uniaxial compression [J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2018, 456: 358–367.
- [6] WANG H, REN C, WAN Y, et al. Experimental study on fracture process of sintered Nd-Fe-B magnets during dynamic Brazilian tests [J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2019, 471: 200–208.
- [7] MEYERS M A. Dynamic behavior of materials [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2006: 27–28.
- [8] GRADY D E, KIPP M E. High-pressure shock compression of solids [M]//ASAY J R, SHAHINPOOR M. New York: Springer-Verlag New York Inc., 1993: 265.
- [9] MARSH S P. LASL shock Hugoniot data [M]. California: University of California Press, 1980: 166, 446.
- [10] 孙占峰, 贺红亮, 李平, 等. AD95 陶瓷的层裂强度及冲击压缩损伤机理研究 [J]. *物理学报*, 2012, 61(9): 367–372.
SUN Z F, HE H L, LI P, et al. The spall strength and shock compressive damage of AD95 ceramics [J]. *Acta Physica Sinica*, 2012, 61(9): 367–372.
- [11] 王礼立, 胡时胜, 杨黎明, 等. 材料动力学 [M]. 合肥: 中国科技大学出版社, 2017: 82–83.
WANG L L, HU S S, YANG L M, et al. Dynamic mechanics of materials [M]. Hefei: University of Science and Technology of China Press, 2017: 82–83.

Spall Strength and Fracture Mechanism of Sintered Nd-Fe-B

WAN Yin, WANG Huanran, CHU Guangxiang, REN Chunying

(*Key Laboratory of Impact and Engineering of Ministry of Education, Ningbo University, Ningbo 315211, China*)

Abstract: The plate impact experiment was carried out through use of one-stage gas gun platform to study the spall of sintered Nd-Fe-B magnet subjected to one-dimensional loading. The free-surface velocity profile was measured using fiber velocity interferometer system for any reflector, and the spall strength was determined. The main results show that spall strength increases and then decreases when the impact stress increases from 0.377 GPa to 2.512 GPa. The reason is attributed to compression damage of the material when the impacted stress exceeds a stress threshold. Furthermore, the fractured morphology of sinter Nd-Fe-B was analyzed by scanning electron microscopy and the transgranular fracture was observed.

Keywords: sintered Nd-Fe-B; spall strength; fracture mechanism; transgranular fracture

飞秒激光烧蚀典型金属表面产生冲击波膨胀研究

魏 健¹, 张 彬¹, 刘 晖², 张 航³

(1. 四川大学电子信息学院, 四川 成都 610065;

2. 西安工程大学机电工程学院, 陕西 西安 710048;

3. 中国工程物理研究院流体物理研究所, 四川 绵阳 621999)

摘要: 利用时间分辨阴影成像技术进行飞秒激光烧蚀金属表面研究可以直观获取飞秒激光烧蚀金属表面产生冲击波膨胀过程的图像。通过对比飞秒激光烧蚀金属铝、铜、铁靶表面的冲击波膨胀形式发现: 金属铜、铁表面的冲击波均以球面波形式传播; 由于受到烧蚀物质喷溅的影响, 铝靶表面垂直方向的冲击波传播形式由球面波转化为柱面波。

关键词: 飞秒激光; 冲击波; 超快阴影成像; 金属烧蚀

中图分类号: O347.5

文献标识码: A

激光技术是20世纪的重大发明之一, 以激光技术为基础的相关产业随之蓬勃发展起来, 为工业制造、生物医学、航空航天以及国防科技等重要领域注入新的活力。激光加工是国家可持续发展战略相关产业的重要支撑技术之一, 涉及新材料开发、新工艺研制、智能制造等。利用激光的高强度能量, 可以实现多种材料的熔覆、焊接、切割和表面改性。飞秒激光因具有超快时间特性和超强峰值功率的特点, 在激光加工技术领域凸显出独特的优势, 例如局部聚焦特性、多光子非线性和超精细加工。

飞秒激光烧蚀金属是激光加工技术领域的一个重要研究方向, 因其涉及等离子体形成、冲击波演化以及双温度模型等机理, 成为国内外多个研究团队的关注热点, 特别是对多种在线观测技术的发展 and 直接获取飞秒激光烧蚀金属的超快过程的研究, 极大促进了飞秒激光烧蚀金属技术的进一步发展。1996年, 英国埃塞克斯大学 Evans 等^[1]进行了飞秒激光烧蚀金属铝驱动冲击波研究, 测得约 10^{14} W/cm² 激光能量下的冲击压力。2000年, 美国洛斯阿拉莫斯国家实验室的 Gahagan 等^[2]利用飞秒激光烧蚀金属薄膜, 并结合频域测速技术, 获得了自由面粒子速度和冲击波速度。基于飞秒激光泵浦探测原理发展的时间分辨阴影成像技术具有同步性好、时间分辨率高和操作简易等优点, 成为国内外激光烧蚀领域研究飞秒激光烧蚀金属超快动力学过程的强有力工具。2014年, Connell 等^[3]利用时间分辨阴影成像技术观察飞秒激光烧蚀金膜产生等离子体膨胀和原子气快速蒸发的过程。美国普渡大学 Zhao 等^[4]开展了金属铜靶的飞秒激光烧蚀实验, 观测到铜靶表面随时间延迟变化的等离子体羽辉。南开大学 Zhang 等^[5-6]研究了飞秒激光烧蚀铝靶的超快过程, 利用相爆原理进行飞秒激光作用于金属铝的物理机制解释, 并进行了不同大气压力下飞秒激光烧蚀金属铝靶的实验研究, 验证了烧蚀冲击波产生与周围气压的关系。不仅如此, 2013年该团队还提出了飞秒激光烧蚀金属铝、铜靶的冲击温度研究模型^[7]。2014年, 上海交通大学 Li 等^[8]研究飞秒激光作用于铝靶表面时的瞬态强电场, 提出了“三层”模型, 为超快电子衍射技术奠定了基础。金属材料在飞秒激光作用下的多种理论研究模型也被提出, 包括电子输运性质^[9]、表面热特性^[10]等。作为典型金属材料的代表, 铝靶的飞秒激光烧蚀研究已经比较充分, 而常见的金属材料, 如铜、铁的飞秒激光烧蚀研究相对较少。

* 收稿日期: 2019-03-08; 修回日期: 2019-03-31

基金项目: 国家自然科学基金(11872058); 超光滑表面无损检测安徽省重点实验室开放课题(CGHBWJSJC06)

作者简介: 魏 健(1986—), 男, 硕士研究生, 主要从事超快激光诊断技术研究. E-mail: wj_skx@126.com

通信作者: 张 彬(1969—), 女, 博士, 教授, 主要从事高功率激光技术、非线性光学等研究.

E-mail: zhangbinff@sohu.com

本研究通过建立时间分辨阴影成像平台,获得飞秒激光烧蚀金属铝、铜、铁3种金属表面产生的冲击波、物质喷溅等物理图像,结合冲击波传播模型分析3种金属表面的冲击波传播方式,解释冲击波传播方式存在差异的原因,并获得不同能量密度的飞秒激光烧蚀下铝靶表面的冲击波膨胀、物质喷溅图像,掌握飞秒激光烧蚀铝靶的能量密度调控规律。

1 实验装置

基于飞秒激光抽运-探测原理的超快阴影成像系统原理如图1所示。飞秒激光器(型号: Legend Elite, Coherent)出射的飞秒激光(脉宽 130 fs, 中心波长 800 nm, 重复频率 1 kHz)由分束镜(1:1)分成两束。其中一束作为泵浦光,通过延迟线后引入显微镜系统,并由 10 倍物镜(NA=0.25)聚焦。实验中,调整样品台高度,使抽运光(烧蚀光)的几何焦点进入金属表面以下约 0.5 mm 处;另一束飞秒激光作为探测光(照明光),通过一块厚度为 1 mm 的倍频晶体将波长倍频至 400 nm,从侧面照射泵浦光烧蚀石英玻璃区域。增强电荷耦合相机(ICCD, 型号: Dicam Pro, PCO)的最短曝光时间为 2 ns, 因此采集的图像具有极高的信噪比。实验中将 ICCD 的曝光时间控制为 0.999 ms, 一方面可以使每次 ICCD 打开后只拍摄一幅飞秒激光脉冲作用的图像, 另一方面可以增大采集到图像的机率。利用延时触发器(DG535)连接飞秒激光器和 ICCD, 对飞秒激光脉冲输出和图像采集进行同步性控制。每触发一次 DG535, 飞秒激光器即发射一个飞秒脉冲, ICCD 就获得一幅阴影成像图; 然后通过放置样品的三维移动台, 更换新的烧蚀位置; 再根据实验要求, 延长或缩短时间延迟线, 即设定烧蚀激光脉冲与照明激光脉冲之间的时间延迟; 最后再次操作 DG535 触发飞秒激光器发射一个飞秒激光脉冲, 同时通过 ICCD 拍摄图像。如此重复, 通过将 ICCD 获得的阴影成像图按时间延迟顺序从短至长排列, 即可以获得飞秒激光烧蚀材料的连续过程。如果设置时间延迟为纳秒时间尺度, 且时间分辨率优于皮秒量级, 那么通过这些阴影成像图组成的过程将是飞秒激光烧蚀材料的超快成像过程。实验中, 固定烧蚀飞秒激光功率为 5 mW, 对应的烧蚀能量密度约 1.6 J/cm^2 。该超快成像系统的时间分辨率取决于飞秒激光脉宽和延迟线的精度, 优于 0.3 ps。实验选择 Al、Cu 和 Fe 共 3 种金属样品, 尺寸均为 $20 \text{ mm} \times 0.5 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ (对应图1中 x 、 y 、 z 方向), 激光烧蚀表面平行于 xy 平面。

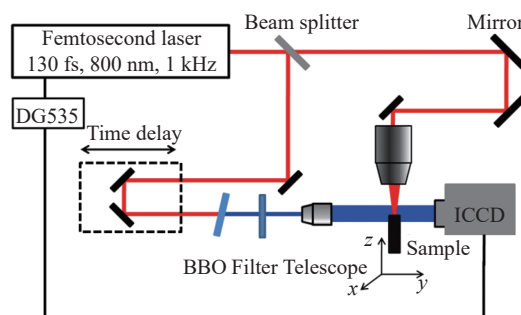


图1 时间分辨阴影成像系统实验装置

Fig. 1 Experimental setup of time-resolved shadowgraph imaging system

2 飞秒激光烧蚀金属表面冲击波膨胀研究

2.1 飞秒激光烧蚀金属铝表面冲击波膨胀过程

以金属铝为实验样品,在飞秒激光烧蚀金属铝表面获得的冲击波演化图像如图2所示。通过图2可以看出,在烧蚀的初始阶段(0~0.3 ns),金属铝表面产生黑色稠密等离子体团,随着时间延迟的增加逐渐膨胀。与飞秒激光烧蚀其他固体材料^[11-12]类似,首先由金属中的自由电子吸收飞秒激光能量产生高频振动,振动产生的能量通过声子弛豫传递给晶格,进一步产生相爆和等离子云团。稠密等离子体在ICCD中呈黑色阴影的主要原因是稠密等离子体内包含大量的电子、原子、离子等粒子对照明光形成吸收和散射。当时间延迟逐渐增加至0.5 ns,稠密等离子团逐渐变得稀疏、透明,说明稠密等离子体在这个时间尺度开始慢慢弛豫,向外挤压周围空气,形成半圆冲击波轮廓,向内稠密等离子膨胀挤压Al晶格,并将能量传输至晶格中。时间延迟为0.7~1.5 ns阶段,半圆形冲击波继续向外膨胀。冲击波轮廓分两层:内层呈黑色,外层呈高度透明。说明冲击波内层可能含有电子、离子等,密度高;外层与周围空气进行充分的能量交换,从而逐渐冷却,密度降低。在此阶段,向内挤压晶格的等离子体膨胀过

程达到极限,无法进一步向铝靶内部传输,而铝靶内部开始逐渐出现反作用力,方向与激光传输方向相反。时间延迟 2.5 ns 后,冲击波继续向外膨胀,此时铝表面开始出现喷射物,并随着时间延迟增加,喷射物逐渐增多,说明铝靶内部晶格的反作用力正推动烧蚀点的物质向外喷出。由于时间延迟较短,烧蚀点区域的能量还来不及向周围传递,因此喷溅物的温度依然较高,且包含铝碎屑、铝原子、铝离子及电子等物质。时间延迟为 3.5 ns 时,可以在喷溅物的表面呈现另一个冲击波轮廓,该冲击波主要是由于喷溅物的温度较高,喷射时再次挤压周围空气所致。初步观察,第一个冲击波呈现半圆形,而由喷溅物所致的冲击波轮廓呈现椭圆形,沿激光传输方向的半径略大。

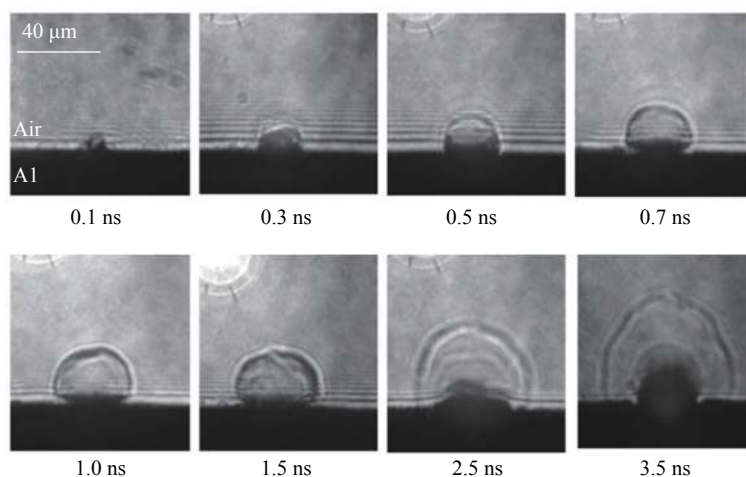


图 2 飞秒激光烧蚀金属 Al 表面产生冲击波膨胀成像

Fig. 2 Time-resolved shadowgraph imaging of ultrafast shockwave evolution induced by femtosecond laser ablation on Al target

2.2 飞秒激光烧蚀金属铜、铁表面冲击波膨胀过程

与飞秒激光烧蚀金属铝的实验条件相同,将铝样品更换为铜样品,观察铜靶烧蚀的冲击波,结果如图 3 所示。烧蚀前两阶段的现象与铝一致:在烧蚀的初始阶段(0~0.3 ns),在铜表面观察到半圆形黑色稠密等离子团;时间延迟 0.5~1.5 ns 阶段,同样包含半圆形冲击波的膨胀与表面附近的等离子体扩散。不同的是在 2.5 ns 以后,金属铜表面几乎观测不到碎屑飞溅,所以也未观测到二次冲击波的产生。

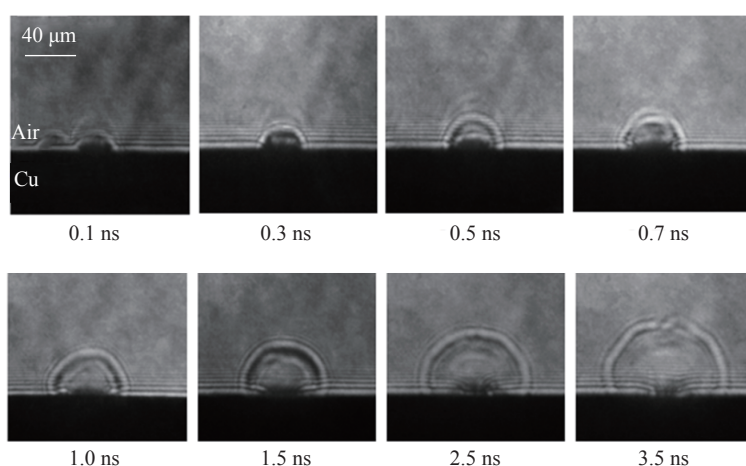


图 3 飞秒激光烧蚀金属 Cu 表面冲击波膨胀成像

Fig. 3 Time-resolved shadowgraph imaging of ultrafast shockwave evolution induced by femtosecond laser ablation on Cu target

图 4 所示为飞秒激光烧蚀金属铁的表面冲击波演化图像。金属铁靶表面冲击波与金属铜表面冲击波演化现象极为相似:可以分为表面稠密等离子体膨胀、冲击波膨胀等阶段,但也未观测到碎屑飞溅过程。

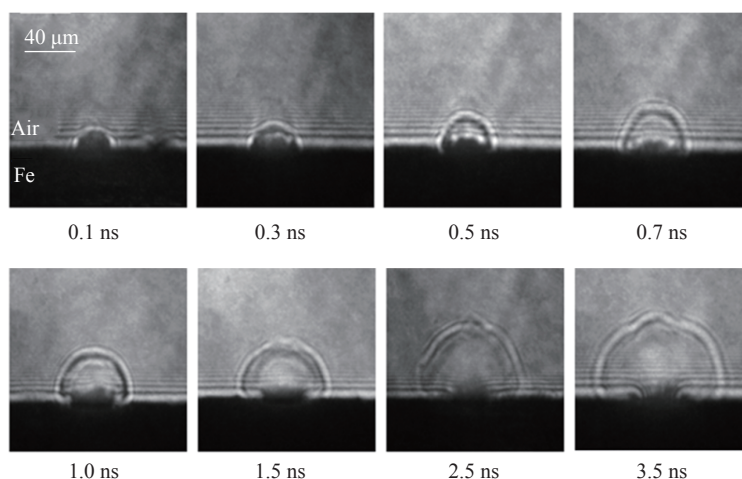


图4 飞秒激光烧蚀金属Fe表面冲击波膨胀成像

Fig. 4 Time-resolved shadowgraph imaging of ultrafast shockwave evolution induced by femtosecond laser ablation on Fe target

2.3 飞秒激光烧蚀金属表面冲击波膨胀动力学分析

飞秒激光烧蚀3种金属产生冲击波的动力学分析主要依据 Sedov-Taylor 理论^[13]

$$R = \lambda \left(\frac{E}{\rho} \right)^{1/(2+\beta)} t^{2/(2+\beta)} \quad (1)$$

式中: R 为冲击波传播距离; λ 为常数, 近似为 1; E 为冲击波释放能量; ρ 为空气密度; t 为时间延迟; $\beta=3$ 时冲击波为球面波传播, $\beta=2$ 时冲击波为柱面波传播, $\beta=1$ 时冲击波为平面波传播。通过(1)式对冲击波轮廓随时间变化数据进行拟合, 可以对照 Sedov-Taylor 理论辨别冲击波的类型。

图5所示为金属铝、铜、铁在水平(R)和竖直(L)方向的冲击波传播距离随时间延迟的动力学过程。在实验延时 0.3~3.5 ns 内, 金属铝、铜、铁在 R 方向的冲击波平均传播速度分别为 15.8、13.4 和 14.2 km/s; 金属铝、铜、铁在 L 方向上的冲击波平均传播速度分别为 23.1、15.3 和 15.0 km/s。由图5(a)可见, 铝、铜、铁3种金属 R 方向上冲击波数据拟合斜率分别为 0.38、0.36 和 0.38, 接近 0.4, 对应 Sedov-Taylor 理论中的 $\beta=3$, 因此在 R 方向冲击波为球面波传输; 而在 L 方向, 铝、铜、铁3种金属的冲击波数据拟合斜率分别为 0.46、0.41 和 0.42, 分别对应 Sedov-Taylor 理论中的 $\beta=2$ 、 $\beta=3$ 和 $\beta=3$, 如图5(b)所示。3种金属表面冲击波传播数据在 L 方向拟合的斜率均大于 R 方向, 说明 L 方向的传输动力学过程与 R 方向存在差异。其中, 铝表面 L 方向的冲击波传播形式逐渐接近柱面波, 这主要是因为当飞秒激光烧蚀铝表面时, 后续阶段有稠密等离子体飞溅出来, 形成对冲击波内沿的二次挤压, 即喷溅物质对冲击波内沿挤

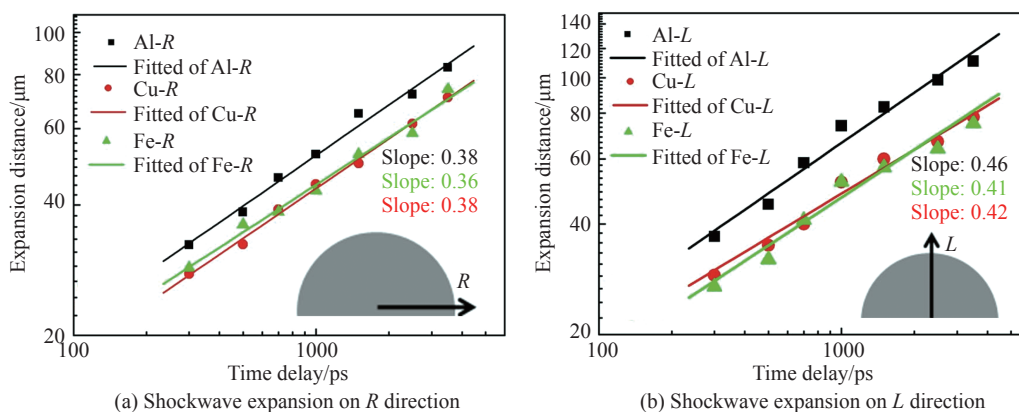


图5 飞秒激光烧蚀Al、Cu和Fe金属表面冲击波膨胀动力学分析

Fig. 5 Ultrafast dynamics of shockwave induced by femtosecond laser ablation on metal surface of Al, Cu and Fe

压过程中, 将能量传递至冲击波前沿, 加速了冲击波前沿的传输。而在铜和铁中, 由于物质喷射较少, 因此对冲击波内沿挤压较小, 冲击波传播不受物质喷射的影响, 依然以球面波形式传播, 物质的喷射量可以通过比较图 2 和图 3 中 3.5 ns 对应图像看出。由于物质喷射主要在垂直于金属表面的方向, 因此 R 方向的冲击波传播特性不受物质喷射过程的影响。

3 飞秒激光能量密度对金属烧蚀现象的影响

为研究不同烧蚀能量密度下冲击波的膨胀过程, 选择铝作为实验对象, 将烧蚀飞秒激光的能量密度分别调整为 1.2、1.6 和 2.3 J/cm², 得到不同烧蚀能量密度下的冲击波演化, 如图 6 所示。虽然烧蚀能量密度大小有差异, 但烧蚀过程中的变化趋势保持一致: 初始阶段为稠密等离子体膨胀, 中期为冲击波膨胀, 几纳秒后发生碎屑飞溅。但是, 在相同时间延迟下, 不同烧蚀能量密度的具体烧蚀现象不同。0.2 ns 延迟时: 烧蚀能量密度为 1.2 J/cm² 时, 只能在铝表面观察到稠密等离子体的微微凸起; 烧蚀能量密度增长到 1.6 J/cm² 后, 烧蚀区域增大, 稠密等离子体表面产生冲击波; 在 2.3 J/cm² 烧蚀能量密度下, 烧蚀区域进一步增大, 稠密等离子体与冲击波分离距离更大。这说明: 较高的烧蚀能量密度对冲击波的产生有推动作用; 随着时间延迟的延长, 高能量密度下的冲击波轮廓明显大于低能量密度下的冲击波轮廓; 在 3.5 ns 后, 高能量密度烧蚀下的碎屑飞溅程度明显高于低能量密度下的碎屑飞溅程度, 说明在高能量密度下, 金属铝中的电子获得激光的能量较多, 形成等离子体的浓度高, 并且对铝晶格的挤压强度大, 从而产生了大量的碎屑飞溅。

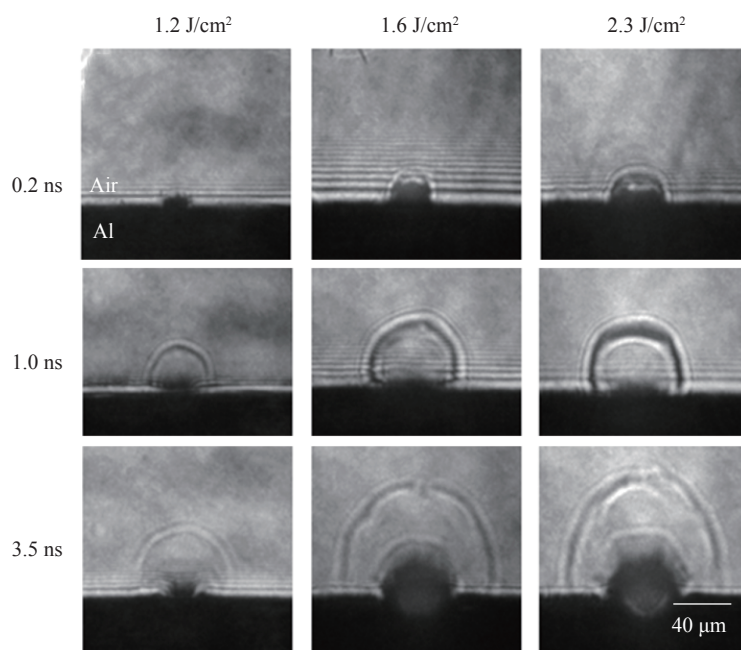


图 6 不同能量密度飞秒激光烧蚀 Al 表面的冲击波膨胀成像

Fig. 6 Ultrafast shock wave expansion on Al surface under femtosecond ablating with different pulse energy

4 结 论

(1) 建立了时间分辨阴影成像系统, 通过该系统直观获取飞秒激光烧蚀金属铝、铜、铁表面的冲击波膨胀和物质喷射过程图像, 掌握了飞秒激光烧蚀加工材料的原位观察和诊断能力。

(2) 在 1.6 J/cm² 能量密度下, 飞秒激光烧蚀金属铝、铜、铁 3 种金属表面冲击波传输速度可达 10⁴ m/s 量级。通过 Sedov-Taylor 理论分析 3 种金属表面冲击波的传输形式发现, 在铜、铁表面的冲击波以球面波形式传播, 而在铝表面竖直方向上冲击波接近柱面波形式传播。分析认为, 导致不同金属表面冲击波传播形式差异的主要原因是铝表面竖直方向上有大量物质喷射。

(3) 研究不同能量密度飞秒激光烧蚀铝的图像发现, 高能量密度的飞秒激光烧蚀可以大幅推动冲击波的膨胀过程。

参考文献:

- [1] EVANS R, BADGER A D, FALLIÈS F, et al. Time- and space resolved optical probing of femtosecond-laser-driven shock waves in aluminum [J]. *Physical Review Letters*, 1996, 77(16): 3359–3362.
- [2] GAHAGAN K T, MOORE D S, FUNK DAVID J, et al. Measurement of shock wave rise times in metal thin films [J]. *Physical Review Letters*, 2000, 85(15): 3205–3208.
- [3] CONNELL G O, DONNELLY T, LUNNEY J G. Nanoparticle plume dynamics in femtosecond laser ablation of gold [J]. *Applied Physics A*, 2014, 117(1): 289–293.
- [4] ZHAO X, SHIN Y C. A two-dimensional comprehensive hydrodynamic model for femtosecond laser pulse interaction with metals [J]. *Journal of Physical D: Applied Physics*, 2002, 45(10): 105201.
- [5] ZHANG N, ZHU X, YANG J, et al. Time-resolved shadowgraphs of material ejection in intense femtosecond laser ablation of aluminum [J]. *Physical Review Letters*, 2007, 99(16): 167602.
- [6] WU Z, ZHU X, ZHANG N. Time-resolved shadowgraphic study of femtosecond laser ablation of aluminum under different ambient air pressure [J]. *Journal of Applied Physics*, 2011, 109(5): 053113.
- [7] 王文婷, 张楠, 王明伟, 等. 飞秒激光烧蚀金属靶的冲击温度 [J]. *物理学报*, 2013, 62(21): 210601.
WANG W T, ZHANG N, WANG M W, et al. Shock temperature of femtosecond laser ablation of solid target [J]. *Acta Physica Sinica*, 2013, 62(21): 210601.
- [8] LI R Z, ZHU P, CHEN L, et al. Investigation of transient surface electric field induced by femtosecond laser irradiation of aluminum [J]. *New Journal of Physics*, 2014, 16(10): 103013.
- [9] 许孝芳, 李晓良, 王庆伟, 等. 三束飞秒激光辐照下铜膜内电子非平衡热输运 [J]. *红外与激光工程*, 2019, 48(2): 0206001.
XU X F, LI X L, WANG Q W, et al. Non-equilibrium heat transport of electron in Cu films irradiated by three femtosecond laser beams [J]. *Infrared and Laser Engineering*, 2019, 48(2): 0206001.
- [10] 倪晓昌, 王清月, 梁建国. 飞秒脉冲参量影响金属表面热特性的研究 [J]. *光子学报*, 2006, 35(1): 1–4.
NI X C, WANG Q Y, LIANG J G. The thermal character analysis of the femtosecond laser pulse parameters' effect on metal surface [J]. *Acta Photonica Sinica*, 2006, 35(1): 1–4.
- [11] 刘国栋, 罗福, 王贵兵. 飞秒激光辐照下硅薄膜的飞傅里叶能量输运研究 [J]. *高压物理学报*, 2007, 21(2): 183–187.
LIU G D, LUO F, WANG G B. Non-Fourier energy transport in silicon thin films during femtosecond laser heating [J]. *Chinese Journal of High Pressure Physics*, 2007, 21(2): 183–187.
- [12] FEINAEUGLE M, ALLONCLE A P, DELAPORTE P, et al. Time-resolved shadowgraph imaging of femtosecond laser-induced forward transfer of solid materials [J]. *Applied Surface Science*, 2012, 258(22): 8475–8483.
- [13] SEDOV L I. Similarity and dimensional methods in mechanics [M]. Boca Raton, FL: CRC Press, 1993.

Shockwave Expansion on Typical Metal Surface Ablated by Femtosecond Laser

WEI Jian¹, ZHANG Bin¹, LIU Hui², ZHANG Hang³

(1. College of Electronics and Information Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China;

2. School of Mechanical and Electrical Engineering, Xi'an Polytechnic University, Xi'an 710048, China;

3. Institute of Fluid Physics, CAEP, Mianyang 621999, China)

Abstract: Shadowgraphs of shockwave expansion could be directly obtained by time-resolved shadowgraph imaging system when femtosecond ablating metal surface. The shock wave expansion on Cu and Fe surface obeys spherical propagation compared with that on Al target. Due to the influence of material ejection, the shockwave expansion on Al surface changes from spherical propagation to cylindrical propagation.

Keywords: femtosecond laser; shock wave; ultrafast shadowgraph imaging; metal ablation

压剪载荷作用下 TB6 钛合金的动态力学性能

邹学韬, 张晓晴, 姚小虎

(华南理工大学土木与交通学院, 广东 广州 510641)

摘要: 钛合金以其轻质高强的优异力学性能被广泛应用于航空航天领域。使用 Instron 万能材料试验机和分离式霍普金森压杆, 对 TB6 钛合金进行准静态和动态力学性能实验, 得到了压缩、拉伸和压剪载荷作用下 TB6 钛合金的准静态和动态应力-应变曲线, 构建了单轴压缩和纯剪切两种应力状态下的 Johnson-Cook 动态本构模型。结果表明, TB6 钛合金的屈服应力表现出明显的拉压不对称性、应变率强化和热软化效应。使用拉压不对称因子, 修正了 von Mises 屈服准则, 修正的屈服准则可很好地预测 TB6 钛合金的准静态和动态屈服行为。

关键词: TB6 钛合金; 压剪载荷; 分离式霍普金森压杆; 动态力学性能; 本构模型

中图分类号: O347.3

文献标识码: A

TB6 钛合金是我国在美国 Ti-1023 钛合金 (Ti-10V-2Fe-3Al) 基础上自主开发的一种高强韧近 β 型合金, 既有诸多亚稳 β 钛合金的优点, 又有 $(\alpha+\beta)$ 两相钛合金的固有特性, 具有比强度高、断裂韧性好、淬透截面大、各向异性小、锻造温度低、抗应力腐蚀能力强等优点^[1], 广泛应用于航空航天飞行器结构中。航空航天飞行器工作时处于高速状态, 受力复杂, 且面临鸟撞等高速冲击的威胁, 因此有必要研究其在压剪等复杂应力状态下的动态力学行为。

近年来, 众多学者对 TB6 钛合金的本构关系开展了研究, 加深了对其力学行为的理解。吴琳等^[2]基于参数逐步回归法建立了 TB6 钛合金在不同温度范围的 Arrhenius 幂函数型本构关系。雷力明等^[3]通过研究铸态 TB6 钛合金的高温热变形行为, 建立了考虑应变的流变应力影响的 Arrhenius 双曲正弦型本构关系。段园培等^[4]基于摩擦修正了 TB6 钛合金流变应力曲线, 建立了 Arrhenius 双曲正弦型热流变本构关系。Wu 等^[5]通过研究 TB6 钛合金在超高周疲劳状态下的 S-N 曲线和微观裂纹, 揭示了应变比和应力水平对 S-N 曲线和裂纹萌生机理的影响。Li 等^[6]通过显微压痕试验, 研究了 TB6 钛合金的弹性模量、显微硬度等力学参数, 并采用幂函数型应力-应变方程建立了微压痕塑性本构关系。当前关于 TB6 钛合金的研究主要集中在高温环境下低应变率压缩加载的热流变应力-应变关系和疲劳性能, 缺少高应变率以及压剪等复杂应力状态下的本构关系和屈服准则研究。

本工作通过准静态和霍普金森压杆 (Split Hopkinson Pressure Bar, SHPB) 实验, 研究 TB6 钛合金在压剪复杂应力状态下的动态力学性能, 通过分析其力学性能的应变率相关性, 建立高应变率范围的 Johnson-Cook 本构模型, 最后通过引入拉压不对称因子修正 von Mises 屈服准则, 得到一种适用于描述 TB6 钛合金高应变率屈服行为的修正屈服准则。

1 实验方法

为探讨不同应力状态下 TB6 钛合金的准静态和动态力学性能, 分别对圆柱压缩试样、压剪试样 (SCS)^[7] (开槽角度 15°、30°和 45°) 和帽型纯剪切试样开展准静态和 SHPB 动态实验。试样材料为冷轧

* 收稿日期: 2019-01-17; 修回日期: 2019-01-28

基金项目: 国家自然科学基金 (11672110, 11472110)

作者简介: 邹学韬 (1993—), 男, 硕士研究生, 主要从事冲击动力学研究. E-mail: zouxu@outlook.com

通信作者: 姚小虎 (1974—), 男, 博士, 教授, 主要从事爆炸与冲击动力学研究. E-mail: yaohx@scut.edu.cn

退火 TB6 钛合金板材, 使用线切割和 CNC 雕刻机加工成圆柱压缩试样、压剪试样和帽型纯剪切试样, 如图 1 所示。在本实验中, 压剪试件的尺寸为: 截面直径 d 为 4 mm, H 为 1.25 mm, 斜槽厚度 T 为 2 mm; 帽型纯剪切试样的尺寸为: $w_1=4.00$ mm, $w_2=4.10$ mm, $h=2.00$ mm, 试样的厚度 $\delta=5.00$ mm。

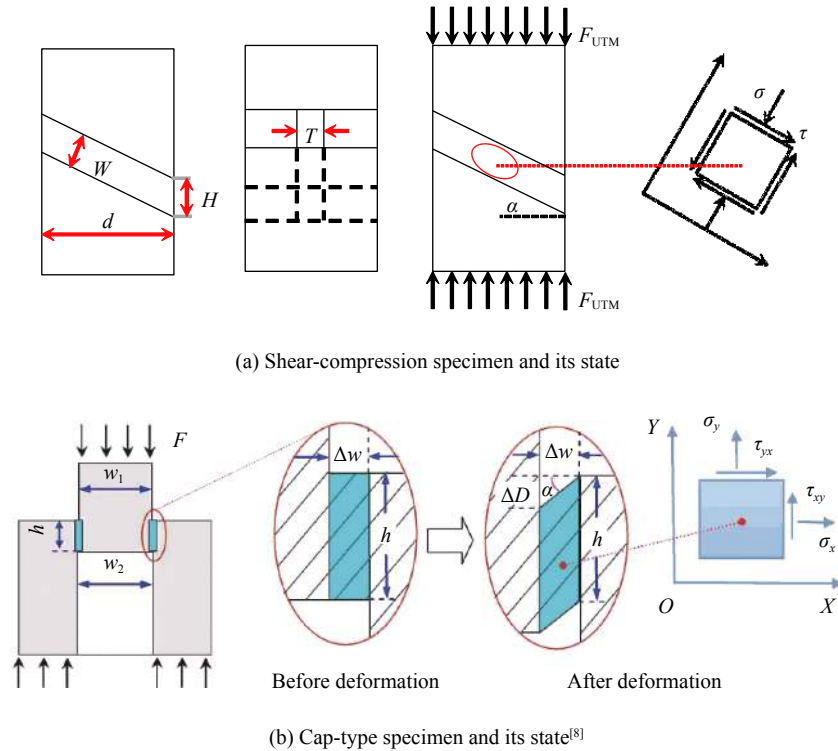


图 1 压剪试件和帽型试件的应力状态

Fig. 1 Stress of shear-compression and cap-type specimens

1.1 试样准备及受力状态分析

Rittel 等^[7]对圆柱试样加工不同角度的斜槽, 实现金属材料大应变范围的压剪应力加载。Jin 等^[9]分析了压剪试样的应力状态, 如图 1(a) 所示。将内力沿斜槽分解成正应力和剪应力, 得到正应力和剪应力的表达式

$$\sigma = F_{\text{UTM}} \cos^2 \alpha / (dT) \quad (1)$$

$$\tau = F_{\text{UTM}} \cos \alpha \sin \alpha / (dT) \quad (2)$$

式中: F_{UTM} 为压缩载荷, σ 和 τ 分别为正应力和剪应力, d 为截面直径, T 为斜槽厚度, α 为斜槽角度。与应力相同, 将位移沿斜槽分解, 得到正应变和剪应变的表达式

$$\varepsilon_n = \Delta D \cos^2 \alpha / H \quad (3)$$

$$\gamma = \Delta D \cos \alpha \sin \alpha / H \quad (4)$$

式中: ε_n 和 γ 分别为正应变和剪应变, ΔD 为试样压缩位移。

帽型纯剪切试样如图 1(b) 所示。受帽型纯剪切试样在加载过程中的几何特征和结构变形的影响, 剪切应力区的应力状态并不是理想的纯剪切状态, 剪切区应力状态如图 1(b) 右图所示。周刚毅等^[8]研究发现, 实验设计时帽型试样满足平面应变条件, 当受迫剪切区受剪方向接近最大剪切方向时, 可以认为该帽型试样在加载过程中近似处于平面纯剪切状态。

剪切区剪应力和剪应变为

$$\tau = F_{\text{UTM}} / A = F_{\text{UTM}} / (2\delta h) \quad (5)$$

$$\gamma = \Delta\theta \approx \tan\theta = \Delta D / \Delta w \quad (6)$$

式中: A 为剪切区的剪切面积, δ 为帽型试样厚度, h 为设计剪切区高度, Δw 为剪切变形区宽度。

1.2 SHPB 动态实验

SHPB 通过调整入射波形实现材料的恒应变率动态加载, 广泛应用于金属、陶瓷、PMMA 等材料的高应变率动态力学性能研究。SHPB 主要由空气枪、子弹、入射杆、透射杆、试样、光电测速器、超动态应变仪、数字化存储器、吸能器等部分组成。

对于金属等塑性明显的韧性材料, 根据一维应力波假定, 可利用二波法^[10]得到试样两端的动态压缩载荷 $F_{\text{UTM}}(t)$ 和压缩位移 $\Delta D(t)$

$$F_{\text{UTM}}(t) = E_{\text{bar}} A_{\text{bar}} \varepsilon_i(t) \quad (7)$$

$$\Delta D(t) = -2C_0 \int_0^t \varepsilon_r(t) dt \quad (8)$$

式中: ε_r 和 ε_i 分别为入射杆和透射杆上测得的反射应变和透射应变, E_{bar} 和 A_{bar} 分别为杆的弹性模量和截面积, C_0 为杆中应力波波速。

在压剪和纯剪切等复杂应力加载过程中, 应变并非单向应变, 因此用等效应变量化不同加载状态的等效应变率。假设材料不可压缩, 得到 Mises 等效应变和等效应变率为

$$\varepsilon_{\text{eq}} = \sqrt{\frac{2}{3} \varepsilon_{ij} \varepsilon_{ij}} = \sqrt{\varepsilon_n^2 + \frac{1}{3} \gamma^2} \quad (9)$$

$$\dot{\varepsilon}_{\text{eq}} = \frac{3\varepsilon_n \dot{\varepsilon}_n + \gamma \dot{\gamma}}{\sqrt{9\varepsilon_n^2 + 3\gamma^2}} \quad (10)$$

式中: ε_n 为正应变, γ 为剪应变, $\dot{\varepsilon}_n$ 为正应变率, $\dot{\gamma}$ 为剪应变率。

2 实验结果及讨论

2.1 准静态压缩实验

所有准静态压缩实验都在 Instron 万能材料试验机上进行, 应变率为 0.001 s^{-1} 。为了获得压剪试样压剪应力区和帽型纯剪切试样剪切区的应变, 采用工业相机拍摄准静态压缩实验过程中试样的变形过程, 利用 GOM Correlate 软件获得试样的应变场分布。

图 2 为利用二维图像相关法 (DIC-2D) 得到的压剪试样压剪应力区和帽型纯剪切试样剪应力区的准静态应变场。可见, 压剪试样斜槽端部出现应变集中, 而压剪应力区、纯剪切应力区的应变近似均匀, 可以对试样进行 SHPB 动态压缩实验。选取相同平面上的 3 个点, 计算平均应变。对应变-时间曲线进行线性插值, 并与载荷-时间曲线对应, 得到单轴压缩、压剪、纯剪切和拉伸状态的应力-应变关系。

准静态正应力-应变曲线如图 3 所示: 准静态压缩下, TB6 钛合金的单轴压缩屈服应力为 939 MPa, 进入塑性阶段后应力强化, 强度达到 1152 MPa; 单轴拉伸屈服应力为 773 MPa, 塑性阶段强度为 893 MPa; 准静态单轴压缩和拉伸明显出现不对称性; 随着斜槽角度的增大, 正应力减小。

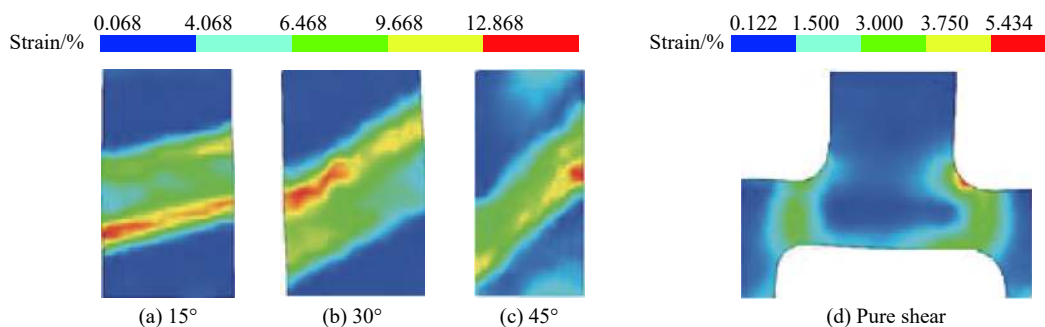


图 2 试件应变云图

Fig. 2 Nephograms of strain distribution in specimens

准静态切应力-应变曲线如图4所示:纯剪切加载时剪应力最大,屈服应力为495 MPa;塑性阶段同样出现应力强化现象,强度达到567 MPa;斜槽角度越大,加载过程中剪切作用越强,剪应力越大。

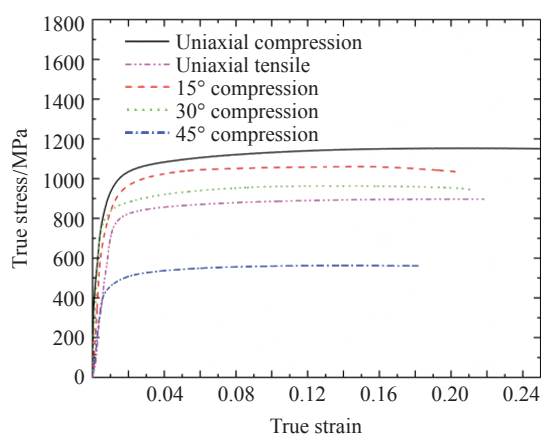


图3 准静态正应力-应变曲线

Fig. 3 Quasi-static normal stress-strain curve

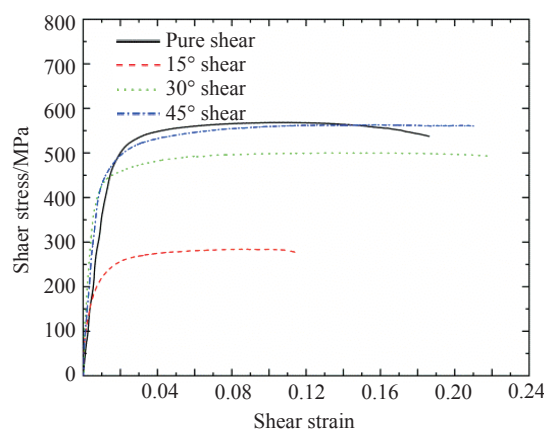


图4 准静态切应力-应变曲线

Fig. 4 Quasi-static shear stress-strain curve

2.2 SHPB 动态压缩实验

SHPB 动态压缩实验中,子弹、入射杆和透射杆的长度分别为200、1200和1200 mm,杆和子弹的直径均为14 mm。采用TB6圆形薄片作为入射波整形片,实现试样加载过程中的变形均匀和应力平衡。图5显示实验得到的典型波形。可见,单轴压缩反射波出现材料热软化效应所特有的波形,而压剪加载的反射波未出现明显的热软化现象。

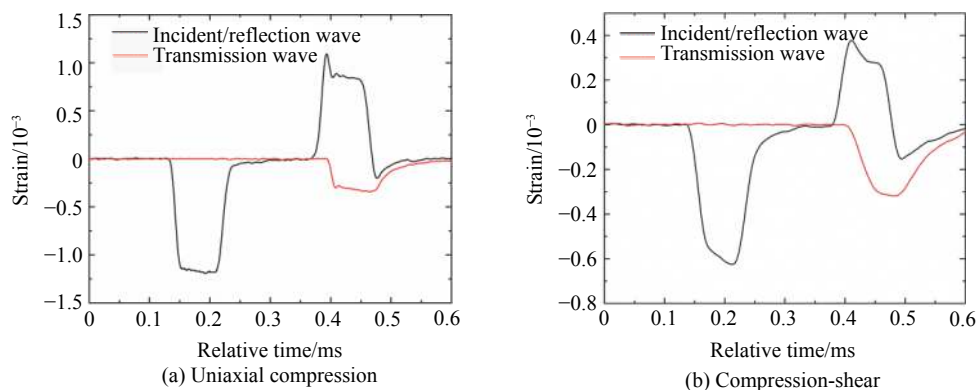


图5 SHPB 实验典型波形

Fig. 5 Typical waves of SHPB experiments

图6为动态单轴压缩、压剪和纯剪切3种应力状态下SHPB动态压缩实验得到的应力-应变曲线,其中图6(a)为单轴压缩应力状态下的正应力-应变曲线,图6(b)为纯剪切应力状态下的剪应力-应变曲线,图6(c)、图6(e)和图6(g)为不同斜槽角度压剪应力状态下的正应力-应变曲线,图6(d)、图6(f)和图6(h)为不同斜槽角度剪切试样的剪应力-应变曲线。3种应力状态的正应力具有明显的应变率相关性,屈服强度随应变率的升高而增加。由图6(a)可知,高应变率单轴压缩加载下,材料进入塑性阶段后,应力首先开始强化,随着应变增加,绝热温升引起的热软化效应使材料强度下降,并保持应力平台。对比不同斜槽角度的正应力-应变曲线和剪应力-应变曲线可知,随着斜槽角度的增大,正应力分量的屈服强度减小,而剪应力分量的屈服强度增大,说明通过改变斜槽角度可以改变试样的应力状态。

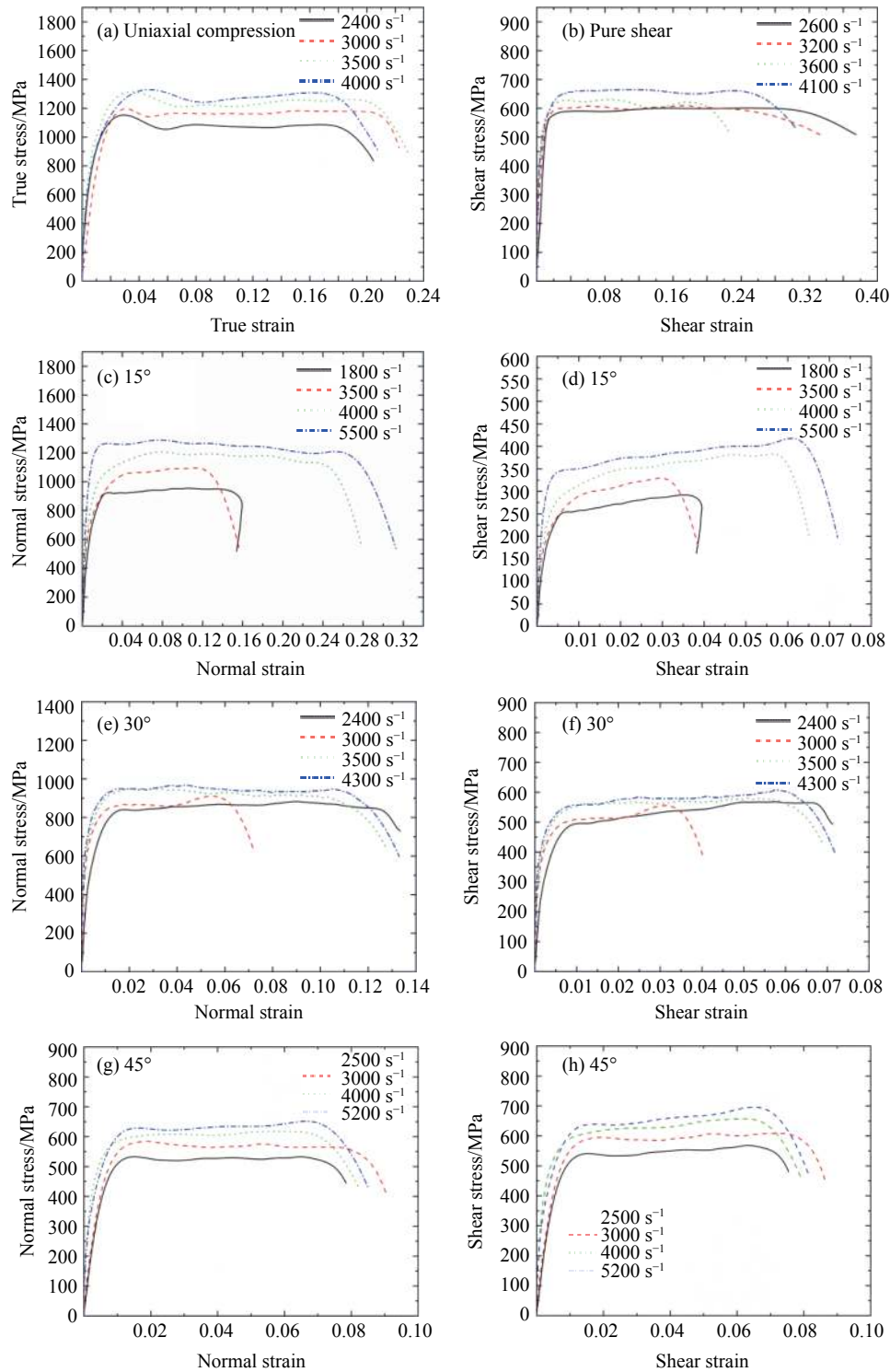


图 6 SHPB 动态压缩应力-应变曲线

Fig. 6 Stress-strain curves of TB6 titanium alloy under SHPB dynamic compression

3 本构模型

3.1 Johnson-Cook 本构模型

工程上常用热-黏塑性本构模型描述金属材料的动态力学响应, 常见的热-黏塑性本构模型有 Zerrilli-Armstrong 模型、Johnson-Cook (J-C) 模型^[1]和 Steinberg-Guinan 模型。考虑到 J-C 模型能够较好

地描述材料的应变硬化、应变率强化和热软化效应,本研究采用 J-C 模型对 TB6 钛合金单轴压缩和纯剪切动态应力-应变曲线进行拟合,其表达式为

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*) (1 - T^{*m}) \quad (11)$$

式中: σ 为塑性流变应力; A 为参考应变率下的屈服应力; B 和 n 为拟合参数; ε 为塑性应变; C 为应变率敏感系数; $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$, $\dot{\varepsilon}$ 和 $\dot{\varepsilon}_0$ 分别为等效应变率和参考应变率; $T^* = (T - T_0)/(T_m - T_0)$, T_0 、 T 和 T_m 分别为参考温度、变形温度和材料的熔点, T_0 和 T_m 分别取 293 K 和 1800 K。

单轴压缩 J-C 动态本构拟合时,以准静态应变率 $\dot{\varepsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$ 为参考应变率, $A = 939 \text{ MPa}$, 拟合得到 $B = 326.6 \text{ MPa}$, $n = 0.24$, $C = -0.016 \text{ } 33 + 8.56 \times 10^{-6} \dot{\varepsilon}$ 。采用同样方法拟合纯剪切 J-C 本构, $\dot{\varepsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$, $A = 495 \text{ MPa}$, 拟合得到 $B = 92.5 \text{ MPa}$, $n = 0.21$, $C = 0.0227 - 1.375 \times 10^{-5} \dot{\varepsilon} + 2.995 \times 10^{-9} \dot{\varepsilon}^2$ 。

金属材料在高应变率压缩变形过程中伴随着显著的热-力耦合效应,导致应力的热软化,在较小的时间和空间尺度上该过程为绝热过程。准静态压缩曲线可看作等温曲线,高应变率下的动态压缩曲线可看作绝热曲线,高应变率下的应变硬化率实际上是应变硬化率效应和绝热温升引起的热软化效应的综合反映^[12]。理论上认为,金属材料的绝热温升由塑性变形过程中的塑性功转化而成,温升 ΔT 为

$$\Delta T = \beta W_p / (\rho c_p) \quad (12)$$

$$W_p = \int_0^{\varepsilon_p} \sigma_p d\varepsilon_p \quad (13)$$

式中: β 为热转化效率,一般取 0.9; W_p 为塑性功; ρ 为材料密度,取 4.47 g/cm^3 ; c_p 为定压比热容,取 $0.576 \text{ J/(g} \cdot \text{K)}$; σ_p 和 ε_p 分别为塑性应力和塑性应变。

如图 7 所示,动态加载过程中绝热温升与塑性应变近似呈线性关系,且与应变率相关。以往人们在研究材料的温升软化时只考虑温升与应变率的关系,使得拟合 J-C 模型参数 m 时无法准确地表示屈服应力。绝热温升曲线的拟合公式为

$$\text{单轴压缩} \quad \Delta T_{uc} = f(\dot{\varepsilon})\varepsilon = (809.95 - 0.49\dot{\varepsilon} + 1.823 \times 10^{-4}\dot{\varepsilon}^2 - 2.004 \times 10^{-8}\dot{\varepsilon}^3)\varepsilon \quad (14)$$

$$\text{纯剪切} \quad \Delta T_{ps} = f(\dot{\varepsilon})\varepsilon = (112.31 + 0.0077\dot{\varepsilon} - 6.79 \times 10^{-7}\dot{\varepsilon}^2 + 1.326 \times 10^{-9}\dot{\varepsilon}^3)\varepsilon \quad (15)$$

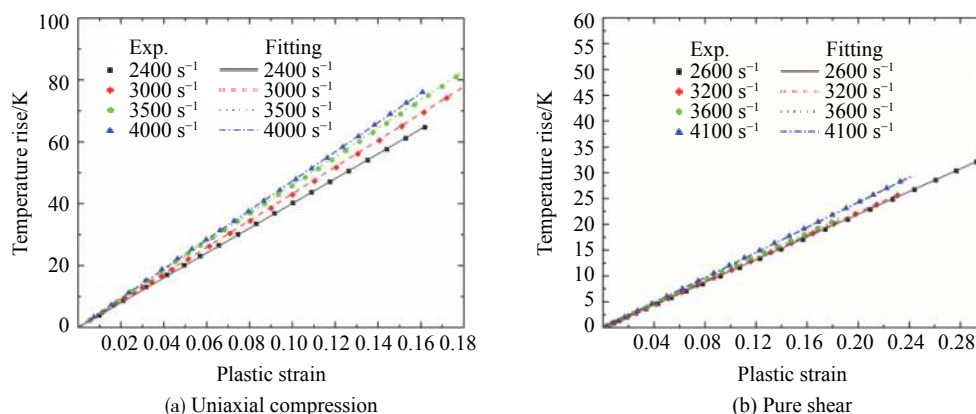


图 7 绝热温升曲线

Fig. 7 Time history of temperature rise during adiabatic process

高应变率加载过程中变形温度 T 等于绝热温升 ΔT , 将 (14) 式和 (15) 式代入 (11) 式, 拟合参数 m , 取平均值。J-C 模型拟合参数列于表 1。

图 8 为不同应变率加载下单轴压缩和纯剪切 J-C 模型拟合结果与 SHPB 动态压缩实验曲线的对比。拟合曲线很好地表现了 TB6 的初始屈服应力和应力的热软化现象, 且相对偏差在 5% 以内。可以认为, 该本构模型有效地预测了 TB6 钛合金在室温下的单轴压缩和纯剪切高应变率加载。拟合得到的完整 J-C 本构关系为

$$\sigma_s = (939 + 326.6\varepsilon^{0.24})[1 + (-0.01633 + 8.56 \times 10^{-6}\dot{\varepsilon})\ln\dot{\varepsilon}^*] \left[1 - \left(\frac{\Delta T_{uc}}{1780} \right)^{0.66118} \right] \quad (16)$$

$$\tau_s = (495 + 92.5\varepsilon^{0.21})[1 + (0.0227 - 1.375 \times 10^{-5}\dot{\varepsilon} + 2.995 \times 10^{-9}\dot{\varepsilon}^2)\ln\dot{\varepsilon}^*] \left[1 - \left(\frac{\Delta T_{ps}}{1780} \right)^{0.65548} \right] \quad (17)$$

表 1 J-C 模型参数拟合结果

Table 1 Fitting results of J-C model parameters

Condition	A/MPa	B/MPa	n	m
Uniaxial compression	939	326.6	0.24	0.661 18
Pure shear	495	92.5	0.21	0.655 48

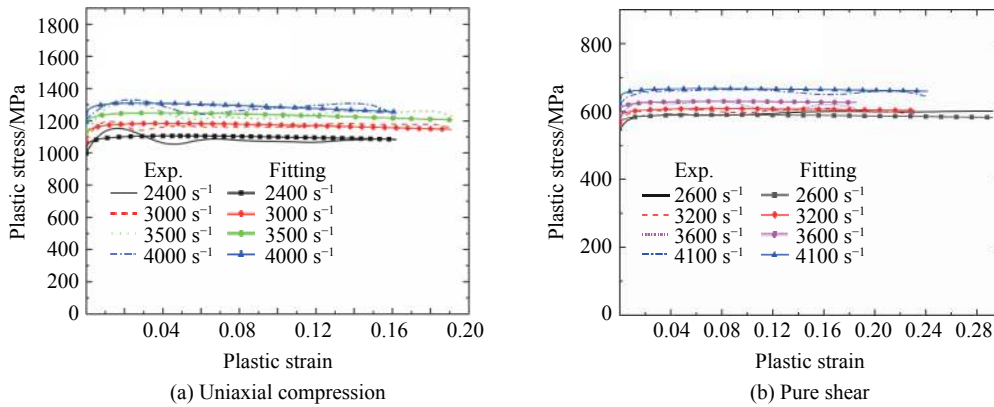


图 8 不同应变率下 J-C 模型预测与实验结果的比较

Fig. 8 Stress-strain curves at different strain rates from experiments and J-C model fitting

3.2 屈服准则

Tresca 最大剪应力准则和 von Mises 畸变能准则是目前应用最广泛的各向同性屈服准则。然而, 大量实验结果表明, 钛合金表现出明显的拉压不对称性, 传统的 Tresca 和 von Mises 屈服准则无法准确地描述钛合金在复杂应力状态下的屈服行为。材料在不同应力状态下的力学响应与偏应力第三不变量 J_3 有关。Cazacu 等^[13] 基于 J_3 偏应力不变量提出了拉压不对称因子, 由此描述材料力学的不对称行为。Khan 等^[14] 针对 Ti-6Al-4V 钛合金提出一种新型的拉压不对称因子 $G(\sigma)$ 。本研究基于拉压不对称因子 $G(\sigma)$ 和 von Mises 屈服准则, 构建一种新的修正 von Mises 屈服准则。屈服函数为

$$\phi = f(\sigma)G(\sigma) = 1 \quad (18)$$

$$f(\sigma) = 3J_2/\sigma_s^2 \quad (19)$$

$$G(\sigma) = \exp[-c(\xi + 1)] = 1 \quad (20)$$

式中: $f(\sigma) = 1$ 为 von Mises 屈服函数; σ_s 为单轴压缩屈服应力; $\xi = \cos(3\theta) = \frac{27}{2} \cdot \frac{J_3}{(3J_2)^{3/2}}$ 为 Lode 参数, 其中 θ 为 Lode 角; c 为拉压不对称系数。

纯剪切加载时, $\xi = 0$, $J_2 = \tau_s^2$, 于是 (18) 式简化为

$$\exp(-c) = \sigma_s^2/(3\tau_s^2) \quad (21)$$

式中: τ_s 为纯剪切屈服剪应力。对 (21) 式等号两边取自然对数, 得到拉压不对称系数 c 为

$$c = -2\ln\left(\frac{\sigma_s}{\sqrt{3}\tau_s}\right) \quad (22)$$

由此得到屈服函数

$$\phi = \frac{3J_2}{\sigma_s^2} \exp \left[2 \ln \left(\frac{\sigma_s}{\sqrt{3}\tau_s} \right) (\xi + 1) \right] = 1 \quad (23)$$

联合(18)式、(19)式和(23)式,可以得到完整的等向强化拉压不对称屈服准则。

如图9中的初始屈服面所示,准静态加载下屈服面能够准确地预测TB6钛合金的单轴压缩、纯剪切和单轴拉伸3种应力状态的屈服应力,并能很好地预测压剪应力状态的屈服应力;在高应变率范围内,屈服面仍能很好地预测材料的屈服应力。由图10可见,高应变率加载下TB6钛合金首先经历应力强化阶段,随后塑性流变应力未出现强化,很好地预测了材料单轴压缩、压剪和纯剪切3种应力状态下塑性阶段的应力流动。

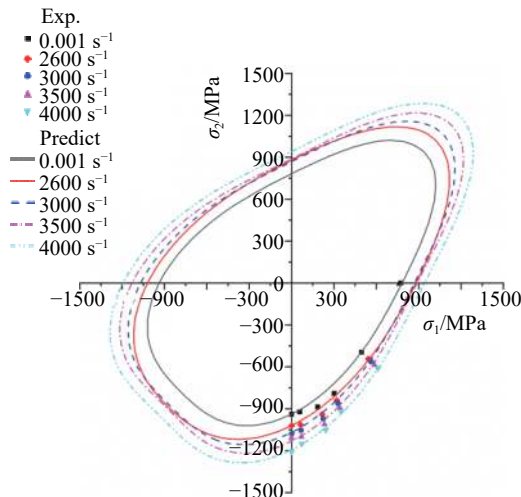


图9 不同应变率下的初始屈服面

Fig. 9 Initial yield surface at different strain rates

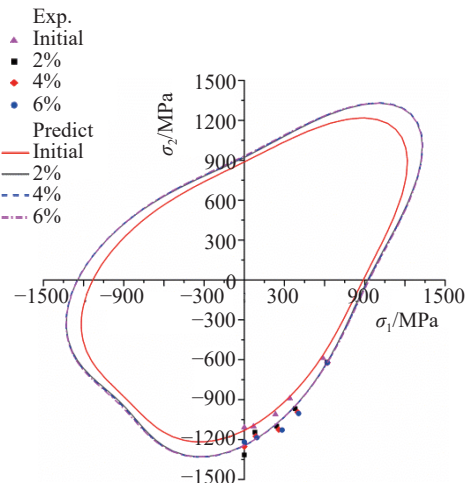


图10 应变率3500 s⁻¹下的后继屈服面

Fig. 10 Succeeding yield surface at strain rate of 3500 s⁻¹

4 结 论

利用 Instron 万能材料试验机和 SHPB, 对 TB6 钛合金进行了单轴、压剪和纯剪切3种应力状态的准静态和动态加载实验,得到了不同应力状态的准静态和动态应力-应变曲线,通过分析实验结果,得到如下结论:(1)TB6钛合金具有良好的塑性,准静态压缩下表现出明显的应力强化效应,高应变率单轴压缩下温升热软化效应显著,塑性应力在强化后迅速软化,而压剪加载和纯剪切加载下,材料没有表现出明显的热软化现象;(2)针对单轴加载和纯剪切加载,通过改进的J-C本构模型拟合,得到了与实验结果拟合程度较好的J-C参数,模型预测结果与实验结果的相对误差小于5%;(3)根据Khan等提出的拉压不对称因子 $G(\sigma)$ 和von Mises屈服准则,提出一种新的修正von Mises屈服准则,该屈服准则能够很好地描述TB6钛合金的动态压剪力学行为和拉压不对称性。

参考文献:

- [1] 欧阳德来. TB6和TA15钛合金 β 组织演变及动态再结晶行为研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2011: 1-2
- [2] 吴琳, 王克鲁, 鲁世强. 基于逐步回归法的TB6钛合金本构关系研究[J]. 热加工工艺, 2010, 39(8): 29-35.
WU L, WANG K L, LU S Q. Study on constitutive relationship of TB6 alloy based on stepwise regression method[J]. Hot Working Technology, 2010, 39(8): 29-35.
- [3] 雷力明, 黄旭, 黄利军. 铸态TB6钛合金热变形行为及本构关系[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(Suppl 1): 377-380.
LEI L M, HUANG X, HUANG L J. Hot deformation behavior and constitutive relationship of as-cast TB6 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(Suppl 1): 377-380.

- [4] 段园培, 黄仲佳, 余小鲁. 基于摩擦修正的 TB6 合金流变应力行为研究及本构模型建立 [J]. 稀有金属, 2014, 38(2): 202–209.
DUAN Y P, HUANG Z J, YU X L. Flow stress behavior and constitutive model of as-cast TB6 titanium alloy based on friction correction [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2014, 38(2): 202–209.
- [5] WU Y, LIU J, WANG H, et al. Effect of stress ratio on very high cycle fatigue properties of Ti-10V-2Fe-3Al alloy with duplex microstructure [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(7): 1189–1195.
- [6] LI J, LI F G, MA X K, et al. Micromechanical study of the forged Ti-1023 titanium alloy by micro-indentation [C]//Key Engineering Materials. Trans Tech Publications, 2018, 765: 160–165.
- [7] RITTEL D, LEE S, RAVICHANDRAN G. A shear-compression specimen for large strain testing [J]. *Experimental Mechanics*, 2002, 42(1): 58–64.
- [8] 周刚毅, 董新龙, 付应乾. 不同加载状态下 TA2 钛合金绝热剪切破坏响应特性 [J]. 力学学报, 2016, 48(6): 1353–1361.
ZHOU G Y, DONG X L, FU Y Q. An experimental study on adiabatic shear behavior of TA2 titanium alloy subject to different loading condition [J]. Chinese Journal of Theoretical & Applied Mechanics, 2016, 48(6): 1353–1361.
- [9] JIN T, ZHOU Z, SHU X, et al. Effects of strain rate on PMMA failure behavior [J]. *Applied Physics A*, 2016, 122(1): 7.
- [10] 宋立, 胡时胜. SHPB 数据处理中的二波法与三波法 [J]. 爆炸与冲击, 2005, 25(4): 368–373.
SONG L, HU S S. Two-wave and three-wave method in SHPB data processing [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2005, 25(4): 368–373.
- [11] JOHNSON G R, COOK W H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures [C]//Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistic, 1983: 541–547.
- [12] 徐天平, 王礼立, 卢维娟. 高应变率下钛合金 Ti-6Al-4V 的热-粘塑性特性和绝热剪切变形 [J]. 爆炸与冲击, 1987, 7(1): 1–8.
XU T P, WANG L L, LU W X. The thermo-visco plasticity and adiabatic shear deformation for a titanium alloy Ti-6Al-4V under high strain rates [J]. *Explosion and Shock Waves*, 1987, 7(1): 1–8.
- [13] CAZACU O, PLUNKETT B, BARLAT F. Orthotropic yield criterion for hexagonal closed packed metals [J]. *International Journal of Plasticity*, 2006, 22(7): 1171–1194.
- [14] KHAN A S, YU S, LIU H. Deformation induced anisotropic responses of Ti-6Al-4V alloy Part II: a strain rate and temperature dependent anisotropic yield criterion [J]. *International Journal of Plasticity*, 2012, 38(4): 14–26.

Dynamic Behavior of TB6 Titanium Alloy under Shear-Compression Loading

ZOU Xuetao, ZHANG Xiaoqing, YAO Xiaohu

(School of Civil Engineering and Transportation, South China University of Technology, Guangzhou 510641, China)

Abstract: Titanium alloy is widely used in aerospace industry due to its excellent mechanical properties of high strength and light weight. In this paper, a quasi-static and dynamic tests of TB6 titanium alloy has been implemented with an Instron universal material testing machine and a split Hopkinson pressure bar (SHPB). Quasi-static and dynamic stress-strain curves of TB6 titanium alloy under compression, tension and shear-compression loads were obtained. Based on the data of experiment, we have established Johnson-Cook dynamic constitutive model under uniaxial compression and pure shear. The results show that, the yield stress of TB6 titanium alloy exhibits obvious tension-compression asymmetry, strain rate hardening and thermal softening effects. The von Mises yield criterion is modified by considering the asymmetric factor of tension and compression. The modified yield criterion has been proved to be accurate and suitable for predicting the quasi-static and dynamic yield behaviors of TB6 titanium alloy.

Keywords: TB6 titanium alloy; shear-compression load; split Hopkinson pressure bar; dynamic mechanical properties; constitutive model

硅橡胶拉伸行为的应变率相关性测试和表征

郭玲梅^{1,2}, 汪 洋³, 徐伟芳^{1,2}

- (1. 中国工程物理研究院总体工程研究所, 四川 绵阳 621999;
2. 工程材料与结构冲击振动四川省重点实验室, 四川 绵阳 621999;
3. 中国科学技术大学工程科学学院, 安徽 合肥 230026)

摘要: 为了研究硅橡胶在不同应变率下的冲击拉伸响应, 对硅橡胶板材进行了应变率为 0.001 s^{-1} 的准静态单向拉伸测试、应变率为 15 s^{-1} 的中应变率单向拉伸测试以及应变率分别为 350 s^{-1} 和 1400 s^{-1} 的高应变率单向拉伸测试。实验结果表明, 硅橡胶的单向拉伸力学行为呈现出明显的非线性弹性和应变率相关性特征。在实验结果的基础上, 提出了一个可用于描述硅橡胶在不同应变率下拉伸力学响应的宏观唯象黏超弹性本构模型。该模型假设硅橡胶在拉伸加载下的力学响应是超弹性响应和黏弹性响应的组合, 其一维流变学形式可以简述为一个超弹性的弹簧和一个松弛时间率相关的 Maxwell 体的并联。模型拟合结果与实验结果的对比显示, 该模型能有效表征硅橡胶在大应变率范围内的非线性拉伸力学行为。

关键词: 硅橡胶; 拉伸行为; 应变率相关性; 本构表征; 黏超弹性本构模型

中图分类号: O345

文献标识码: A

硅橡胶是一种具有优异的高/低温稳定性以及较好机械性能的高分子聚合物, 常用于车辆和防护结构等工程领域, 在使用过程中极有可能受到冲击载荷的作用, 因此有必要开展硅橡胶动态力学行为的研究。目前硅橡胶材料的力学行为研究多集中在准静态加载^[1-3]下, 而针对其动态力学行为的研究也大多集中在压缩力学行为^[4-5]方面。胡时胜等^[4]研究了泡沫硅橡胶的冲击压缩力学性能, 选用半导体应变片代替传统的电阻应变片解决了透射波信号微弱、信噪比低的问题, 最终得到泡沫硅橡胶材料在不同应变率下的冲击压缩响应, 实验结果表明: 泡沫硅橡胶材料的冲击压缩性能具有强烈的应变率相关性。赵习金等^[5]对硅橡胶进行了冲击压缩力学性能实验, 发现硅橡胶的冲击压缩力学行为表现出明显的应变率相关性, 其模量和应力极值均随着应变率的升高而增大。Shergold 等^[6]在对硅橡胶进行压缩性能测试的同时, 还进行了准静态下的单向拉伸测试, 对比结果显示, 硅橡胶材料的力学行为存在明显的拉压不对称性。因此, 为了全面了解硅橡胶材料的力学行为, 有必要对其进行动态拉伸力学行为研究。

橡胶类材料的力学行为既包含非线性弹性和应变率相关性, 还包含 Mullins 效应、迟滞效应、温度相关性等, 其中非线性弹性是其最基本的力学行为特征。由于橡胶力学行为的复杂性, 通常将率无关的非线性弹性行为和率相关的弹性行为进行解耦并分别加以描述, 即分别采用超弹性本构模型和黏弹性本构模型来表征其非线性的弹性行为和率相关的弹性行为。超弹性本构从应变能密度函数出发, 常表达为主伸长比或者变形张量的不变量的函数^[7], 按理论基础的不同又可分为分子网络模型^[8-10]和唯

* 收稿日期: 2018-10-18; 修回日期: 2019-06-03

基金项目: 国家自然科学基金(U1230103)

作者简介: 郭玲梅(1991—), 女, 博士, 助理研究员, 主要从事材料动态力学行为研究。

E-mail: guolm@mail.ustc.edu.cn

通信作者: 汪 洋(1968—), 男, 博士, 教授, 主要从事材料动态力学行为研究。

E-mail: yangwang@ustc.edu.cn

象模型^[11-13]两类:前者基于分子统计力学,具有明确的物理含义;而后者是经验型公式,往往具有更简洁的形式。Maxwell 模型和 Kelvin 模型是最基本的黏弹性模型,在此基础上发展出的标准三元件模型得到了广泛的应用,王礼立等^[14]选取一个非线性弹簧和两个 Maxwell 体并联构建了 ZWT 模型,能同时准确描述材料在准静态和动态加载下的应力-应变响应。

本工作利用 Instron-E3000 材料试验机、液压伺服中应变率材料试验机以及旋转盘式间接杆杆型分离式霍普金森拉杆(Split Hopkinson Tensile Bar, SHTB)对硅橡胶分别实施低、中、高应变率下的拉伸力学行为研究,基于实验结果提出一个宏观唯象本构模型,以表征硅橡胶在大应变率范围内的拉伸力学行为。

1 低-中-高应变率单向拉伸实验

实验选用甲基乙烯基硅橡胶,其代号为 MVQ,是日本信越化工公司生产的 KE951 型号硅橡胶生胶经由 190 ℃ 高温硫化得到的厚度为 3 mm 的黑色板材。

硅橡胶在准静态加载下的单向拉伸测试在 Instron-E3000 材料试验机上进行。试样形状为等宽长条形,长度为 140 mm,除夹持段外为 70 mm,试样宽度为 14 mm。橡胶类材料不可采用夹式引伸仪测量实验过程中的变形信息,因而采用自动网格法^[15]这一非接触式光学测量方法进行位移测量。相较于全息干涉法、云纹法等其他非接触式光测方法,自动网格法对操作环境无特殊的防震要求,且只需要白光光源,光路简单易操作。该方法通过 CCD 实时记录实验过程中布置在试件表面的网格点阵的运动,通过数字图像相关技术自动识别和比较变形前后的点阵图像,最终获得不同时刻试件中的变形场信息。该方法主要包含 3 个步骤:试件表面网格点阵的制作、网格点阵的拍摄以及数字图像的后处理。

中应变率单向拉伸测试在液压伺服的中应变率材料试验机上进行,试样形状亦为等宽长条形,为了和试验机夹持端匹配,试样宽度设置为 12 mm,试样夹持段长度为 25 mm。

高应变率单向拉伸测试在旋转盘式间接杆杆型 SHTB 上进行,试样形状为平板哑铃型(如图 1 所示),试样由橡胶裁刀配合冲片机冲压制得。鉴于硅橡胶低模量、低波阻抗的特性,本课题组发展了针对橡胶类材料的高应变率拉伸测试技术^[16]。该技术利用前置金属短杆解决了实验过程中加载脉冲形状控制以及恒应变率加载的问题;采用半导体应变片(灵敏度系数约为 120)代替普通应变片(灵敏度系数约为 2),有效提升了透射信号的信噪比,同时结合铝透射杆,有效解决了透射波信号弱的问题。

硅橡胶材料“软”的特征导致其不能采用螺纹连接的方式,又由于其表面活性基团少、表面能小,难以找到快速有效的胶粘连接方式,故发展了一种机械连接方式(如图 2 所示),用于实现硅橡胶和实验杆的有效连接。为了确保在拉伸加载过程中试样不会从夹持段中滑出,需要将试件沿厚度方向由 3 mm 夹紧至 2 mm,这将在试件连接段(即夹持段)端部到试验段产生一个厚度从 2 mm 到 3 mm 的过渡段。该段内的变形情况是非均匀的,且处于复杂应力状态(称之为端部效应),因此实验过程中不能简单地按照两个夹持段端部(即入射杆右端和透射杆左端)之间的标距计算试件的工程应变,即实验中基于入射/透射杆端的相对位移获得的工程应力-工程应变曲线并非试件材料真实的本构响应。为此建立了应变修正关系对实测的应变

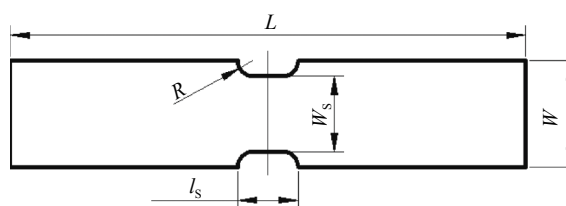


图 1 动态拉伸用试样

Fig. 1 Specimen for impact tensile test

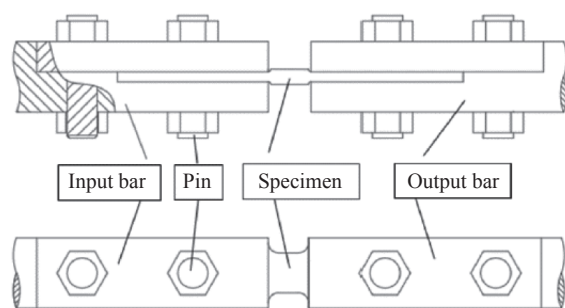


图 2 试样与入射/透射杆连接方式示意图

Fig. 2 Schematic of the connection between the sample and the input/output bar

信息进行修正。准静态测试时, 利用自动网格法测得的结果是材料的真实响应, 通过建立高应变率实验中采用短试件(长细比小)获得的应力-应变测试曲线与准静态实验中长试件(长细比大)的应力-应变测试结果之间的转换关系, 对高应变率实验结果进行标定。本研究中假设端部效应的影响与应变率无关, 利用 Instron E3000 材料试验机对准静态试样和高应变率试样(采用和高应变率实验时相同的连接方式)进行应变率为 0.001 s^{-1} 的单向拉伸测试, 其中准静态试样的应变信息由自动网格法测量, 而高应变率试样的应变信息由夹头位移计算得到。对比二者的实验结果, 得到高应变率试样的应变标定关系为 $\varepsilon_{\text{calibrated}} = 1.08\varepsilon_{\text{measured}}$, 即伸长比满足 $\lambda_{\text{calibrated}} - 1 = 1.08(\lambda_{\text{measured}} - 1)$ 。

通过实验探索和简单的数值模拟, 最终确定了动态试样的尺寸为: 试验段宽度 $W_s = 8 \text{ mm}$ 、长度 $l_s = 8 \text{ mm}$ 、倒角 $R = 2 \text{ mm}$, 试样夹持段和实验杆相匹配, 宽度为 14 mm , 试样总长度为 68 mm 。经验证, 该尺寸设计可以很好地满足 SHTB 的一维测试原理。试样中的平均工程应力、平均工程应变和平均工程应变率可根据入射/透射杆上的应变信息计算得到, 其计算公式如下

$$\sigma_s(t) = \frac{EA}{2A_s} [\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t) + \varepsilon_t(t)] \quad (1)$$

$$\varepsilon_s(t) = \frac{C_0}{l_s} \int_0^t [\varepsilon_i(\tau) - \varepsilon_r(\tau) - \varepsilon_t(\tau)] d\tau \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon}_s(t) = \frac{C_0}{l_s} [\varepsilon_i(t) - \varepsilon_r(t) - \varepsilon_t(t)] \quad (3)$$

式中: E 和 A 分别为入射/透射杆的弹性模量和横截面积, A_s 为试件的横截面积, C_0 为杆中的应力波波速, $\varepsilon_i(t)$ 和 $\varepsilon_r(t)$ 分别为入射波和反射波经过时入射杆上的应变历史, $\varepsilon_t(t)$ 为透射波经过时透射杆上的应变历史。

2 实验结果与讨论

基于前述的橡胶类材料高应变率拉伸测试技术, 对硅橡胶进行了应变率分别为 350 s^{-1} 和 1400 s^{-1} 的单向拉伸测试。图 3 所示为入射杆和透射杆上应变片实测得到的入射波、反射波以及透射波信号, 可以看到入射脉冲平稳光滑, 透射波信噪比满足测试精度要求。图 4 为应变率-时间曲线, 可见基本实现了恒应变率加载。图 5 给出了应变率为 350 s^{-1} 工况下的重复性曲线。硅橡胶的高应变率单向拉伸测试结果和金属材料相比表现出较差的重复性, 为此, 每个工况至少进行了 5 次有效实验, 并选取其中一条作为该工况下的代表性曲线。

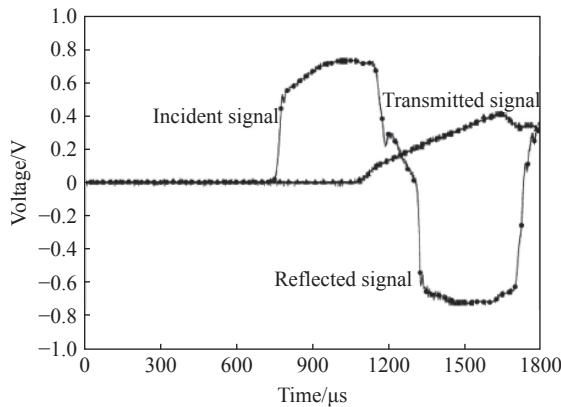


图 3 实测的入射、反射和透射波波形

Fig. 3 Measured incident, reflected, and transmitted wave waveforms

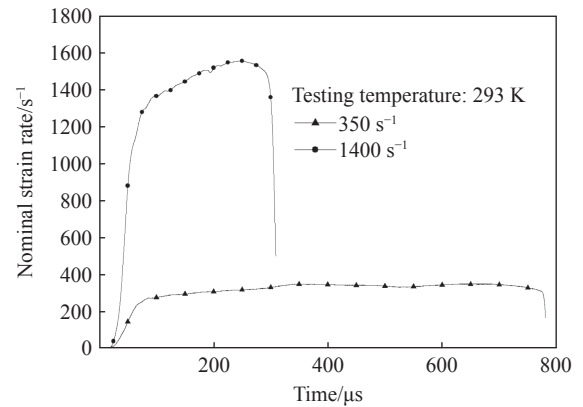


图 4 应变率-时间曲线

Fig. 4 Strain rate-time curve

硅橡胶在低-中-高应变率单向拉伸加载下的工程应力-伸长比曲线如图 6 所示。为了更直观地考察硅橡胶拉伸力学行为的应变率相关性, 图 7 中给出了给定应变下应力随应变率变化曲线。从图 6 中

可以看到: 曲线的切线模量随着应变的增大呈现下降的趋势, 试样卸载后的残余变形极小, 硅橡胶的拉伸力学响应呈现典型的非线性弹性; 随着应变率的升高, 模量和定伸长应力均上升, 表现出应变率硬化的特征。

运用自动网格法可以同时测量纵、横两个方向的变形信息这一优势, 考察了硅橡胶的泊松效应。对于理想不可压缩材料, 在各项同性假设前提下, 试样中的体积变化与主伸长比满足 $\Delta V/V_0 = \lambda_1 \lambda_2 \lambda_3 - 1 = \lambda_1 \lambda_2^2 - 1 = 0$, 可得 $\lambda_2 = 1/\sqrt{\lambda_1}$ 。利用自动网格法测得准静态下的横向-纵向伸长比结果, 并与理论结果对比(如图8所示), 结果显示硅橡胶在实验所测的变形范围内可近似为不可压缩材料。

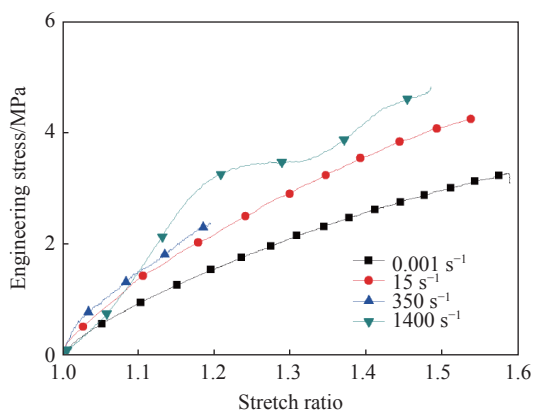


图6 不同应变率下硅橡胶工程应力-伸长比曲线

Fig. 6 Engineering stress-stretch ratio of silicone rubber at various strain rates

根据理论基础的不同, 超弹性本构模型可分为分子网络模型和唯象模型两大类。由于唯象模型相较于分子网络模型具有形式简单、参数少的优势, 因此采用唯象超弹性模型对硅橡胶非线性弹性响应进行表征。最具代表性的唯象本构模型是 Rivlin 提出的多项式模型^[12], 其应变能密度函数表达式为

$$W = \sum_{i+j=1}^N C_{ij}(I_1 - 3)^i(I_2 - 3)^j \quad (4)$$

式中: I_1 、 I_2 分别为应变张量的第一和第二不变量, C_{ij} 为材料参数。众多学者在此基础上分别取不同的低阶项得到了一系列简化模型, 如取 $N=1$, 则可得经典的 Mooney-Rivlin (MR) 模型。本研究最终采用修正 MR 模型对硅橡胶的非线性弹性行为进行表征, 该模型将 MR 模型中 I_2-3 的一次项变更为指数形式

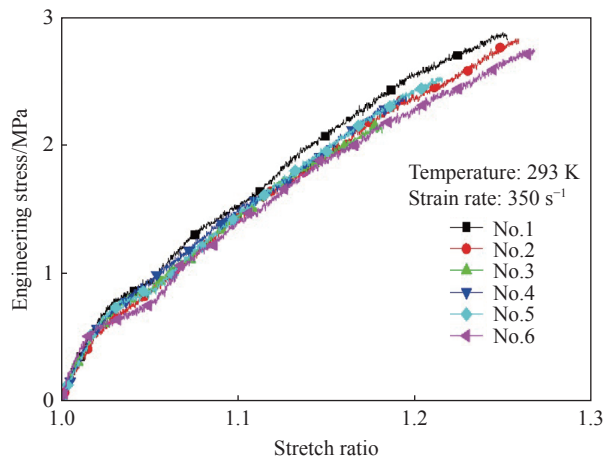


图5 350 s⁻¹ 应变率下的重复性曲线

Fig. 5 Repeatability curves at the strain rate of 350 s⁻¹

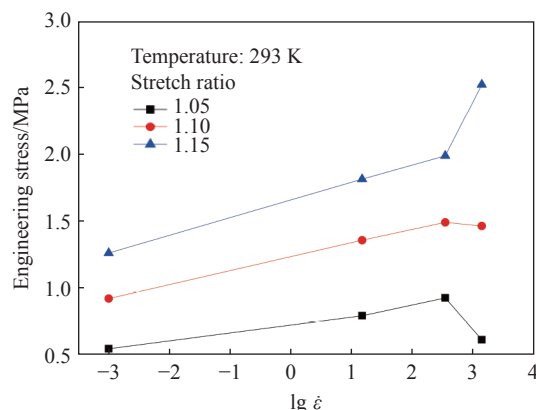


图7 定伸长应力随对数应变率变化关系

Fig. 7 Stress at a given stretch ratio varying with logarithm of strain rate

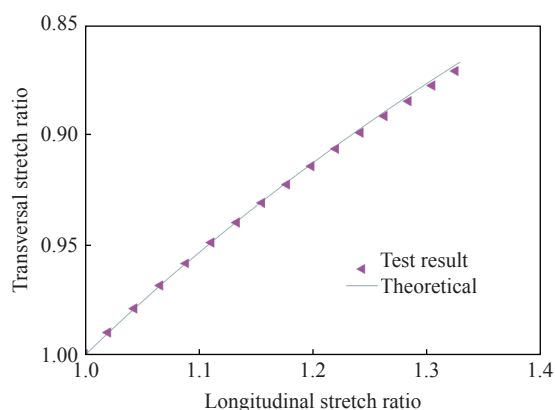


图8 可压缩性测试结果

Fig. 8 Test result of compressibility

$$W = C(I_1 - 3) + \frac{a}{b+1}(I_2 - 3)^{b+1} \quad (5)$$

式中: C 、 a 、 b 为模型参数。相应地, 不可压缩假设下单轴拉伸加载时工程应力(σ_n)-伸长比(λ)的表达式为

$$\sigma_n = 2\lambda \left(1 - \frac{1}{\lambda^3}\right) \left(\frac{\partial W}{\partial I_1} + \frac{1}{\lambda} \frac{\partial W}{\partial I_2} \right) = 2 \left(\lambda - \frac{1}{\lambda^2} \right) \left[C + \frac{a}{\lambda} (I_2 - 3)^b \right] \quad (6)$$

线性黏弹性模型由于形式简单而得到广泛的应用。以最常用的 Maxwell 模型为例, 其在恒应变率加载下的应力-应变关系可以表达为

$$\sigma_{\text{Maxwell}} = E_0 \dot{\epsilon} \theta \left(1 - e^{-\frac{\epsilon}{\dot{\epsilon} \theta}} \right) \quad (7)$$

式中: E_0 为 Maxwell 体中弹簧的模量; θ 为松弛时间, 表示 Maxwell 体在外力卸载以后恢复到原始状态所需要的时间。通过对 θ 作用机理的研究发现, 一个固定松弛时间的 Maxwell 体能够有效描述应变率跨度在两个数量级之内的黏弹性应力-应变响应, 在此跨度区间之外描述能力较差。经典的三元件模型(采用一个 Maxwell 体模型和一个弹簧并联的形式)运用广泛, 然而由于只采用了一个固定松弛时间的 Maxwell 体, 所以仅能描述材料在应变率跨度为两个数量级范围内的黏弹性力学响应。ZWT 模型^[14]将两个 Maxwell 体并联, 分别表征高聚物材料在准静态和高应变率下的黏弹性力学响应, 可以有效地描述材料在准静态和高应变率加载下的黏弹性力学响应。对于本研究所涉及的加载应变率范围 ($10^{-3} \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$), 则必须引入 3 个 Maxwell 体, 这会导致模型形式过于复杂、模型参数过多, 给模型参数的准确确定带来困难。

采用一个率相关的 Maxwell 体模型描述硅橡胶拉伸力学行为的黏弹性特征, 其松弛时间表达为应变率的函数

$$\theta = \theta_0 (\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_0)^{-\beta} \quad (8)$$

最终得到一个唯象黏超弹性模型, 其一维流变学形式如图 9 所示, 即一个超弹性的弹簧和一个松弛时间率相关的 Maxwell 体的并联, 分别对应硅橡胶单向拉伸力学行为的非线性弹性响应和黏弹性响应, 其中超弹性模型使用修正 MR 模型。超弹性模型和率相关 Maxwell 体以及黏超弹性模型的表达式分别为

$$\sigma_{\text{visco}} = E_0 \dot{\epsilon} \theta \left(1 - e^{-\frac{\epsilon}{\dot{\epsilon} \theta}} \right) \quad (9)$$

$$\sigma_{\text{hyper}} = 2 \left(\lambda - \frac{1}{\lambda^2} \right) \left[C + \frac{a}{\lambda} (I_2 - 3)^b \right] \quad (10)$$

$$\sigma = \sigma_{\text{visco}} + \sigma_{\text{hyper}} \quad (11)$$

为方便计, 统一表达为伸长比 λ ($\lambda = 1 + \epsilon$) 的函数, 则有

$$\sigma = 2 \left(\lambda - \frac{1}{\lambda^2} \right) \left[C + \frac{a}{\lambda} \left(2\lambda + \frac{1}{\lambda^2} - 3 \right)^b \right] + E_0 \lambda \theta \left(1 - e^{-\frac{\lambda-1}{\lambda \theta}} \right) \quad (12)$$

为简单计, (8) 式中特征应变率 $\dot{\epsilon}_0$ 取为 0.001 s^{-1} , 采用非线性最小二乘法对硅橡胶在不同应变率下的工程应力-伸长比曲线进行拟合, 得到拟合结果与实验结果的对比如图 10

所示, 相应的模型参数值见表 1。由图 10 可见, 模型结果和实验结果具有较好的重合性, 对于 1400 s^{-1}

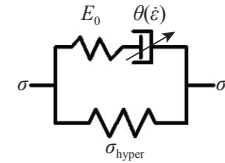


图 9 黏超弹性模型示意图

Fig. 9 Schematic of the visco-hyperelasticity constitutive model

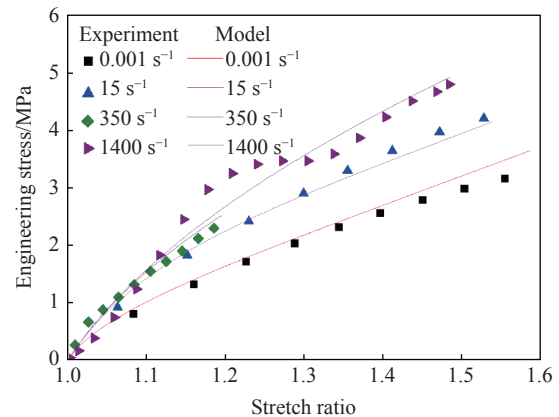


图 10 模型拟合结果与实验结果对比

Fig. 10 Comparison between model fitting and experimental results

应变率的实验结果,模型结果亦能很好地体现实验曲线的变化趋势,说明本研究提出的以率相关的 Maxwell 体并联修正 MR 模型得到的唯象黏超弹性模型能很好地描述硅橡胶材料在大应变率跨度内的黏超弹性变形特征。

表 1 模型参数值
Table 1 Parameter values

C/MPa	a/MPa	b	E_0/MPa	θ_0/s	β
2.862	-2.383	0.170	14.02	31.69	0.756

3 结 论

(1)通过改进的 SHTB 测试技术,可以准确地获得硅橡胶在高应变率加载下的拉伸力学响应,对比硅橡胶在低-中-高应变率下的单向拉伸测试结果可知:硅橡胶的拉伸力学行为具有显著的非线性特征和明显的应变率敏感性。

(2)将超弹性弹簧和松弛时间率相关的 Maxwell 体并联构建了一个唯象黏超弹性模型,二者分别对应于材料率无关的超弹性响应和率相关的黏弹性响应,模型拟合结果和实验结果的对比显示该唯象模型能很好地表征硅橡胶在大应变率范围内拉伸力学行为的非线性和应变率相关性特征。

参考文献:

[1] MEUNIER L, CHAGNON G, FAVIER D, et al. Mechanical experimental characterization and numerical modelling of an unfilled silicone rubber [J]. *Polymer Testing*, 2008, 27(6): 765–777.

[2] MACHADO G, CHAGNON G, FAVIER D. Induced anisotropy by the Mullins effect in filled silicone rubber [J]. *Mechanics of Materials*, 2012, 50: 70–80.

[3] BENEVIDES R O, NUNES L C S. Mechanical behavior of the alumina-filled silicone rubber under pure shear at finite strain [J]. *Mechanics of Materials*, 2015, 85: 57–65.

[4] 胡时胜, 王正道, 赵立中. 泡沫硅橡胶动态力学性能的实验研究 [J]. *高分子材料科学与工程*, 1999, 15(2): 113–115.
HU S S, WANG Z D, ZHAO L Z. Experimental study of dynamic mechanical behaviors of silicone rubber foam [J]. *Polymer Materials Science and Engineering*, 1999, 15(2): 113–115.

[5] 赵习金, 卢芳云, 林玉亮. 硅橡胶的动态压缩实验和力学性能研究 [J]. *高压物理学报*, 2004, 18(4): 328–332.
ZHAO X J, LU F Y, LIN Y L. Research on dynamic compressive testing and mechanical properties of silicon rubber [J]. *Chinese Journal of High Pressure Physics*, 2004, 18(4): 328–332.

[6] SHERGOLD O A, FLECK N A, RADFORD D. The uniaxial stress versus strain response of pig skin and silicone rubber at low and high strain rates [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2006, 32(9): 1384–1402.

[7] TRELOAR L R G. The physics of rubber elasticity [M]. New York: Oxford University Press, 1975.

[8] KILIAN H G, UNSELD K. Rubber elasticity and network structure [J]. *Colloid and Polymer Science*, 1986, 264(1): 9–18.

[9] WU P D, GIESSEN E V D. On improved network models for rubber elasticity and their applications to orientation hardening in glassy polymers [J]. *Journal of the Mechanics & Physics of Solids*, 1993, 41(3): 427–456.

[10] ARRUDA E M, BOYCE M C. A three-dimensional constitutive model for the large stretch behavior of rubber elastic materials [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1993, 41(2): 389–412.

[11] OGDEN R W. On constitutive relations for elastic and plastic materials [D]. Cambridge: University of Cambridge, 1970.

[12] RIVLIN R S. Large elastic deformations of isotropic materials IV: further developments of the general theory [J]. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical Physical & Engineering Sciences*, 1948, 241: 379–397.

[13] ANAND L. On H. Hencky’s approximate strain-energy function for moderate deformations [J]. *Journal of Applied Mechanics*, 1979, 46(1): 78–82.

[14] 黄德进, 孙紫建, 王礼立. 高聚物材料动态本构关系对 PP/PA 共混物的应用研究 [J]. *材料工程*, 2006(3): 3–5.
HUANG D J, SUN Z J, WANG L L. Study on PP/PA blended material by polymer dynamic constitutive relation [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2006(3): 3–5.

[15] 吕亚男, 郭玲梅, 邓志方, 等. 基于自动网格法的硅橡胶温度相关的拉伸力学行为 [J]. *高分子材料科学与工程*, 2016, 32(2): 104–108.

- LÜ Y N, GUO L M, DENG Z F, et al. Temperature-dependent tensile behavior of silicon rubber using automated grid method [J]. *Polymer Materials Science and Engineering*, 2016, 32(2): 104–108.
- [16] 郭玲梅, 吕亚男, 邓志方, 等. 硅橡胶动态拉伸力学性能的实验研究 [J]. *北京理工大学学报(自然科学版)*, 2016, 36(Suppl 1): 111–113, 130.
- GUO L M, LÜ Y N, DENG Z F, et al. Experimental study on dynamic tensile properties of silicone rubber [J]. *Transactions of Beijing Institute of Technology*, 2016, 36(Suppl 1): 111–113, 130.

Experimental Investigation and Modeling of Strain-Rate Dependence on Tensile Behavior of Silicone Rubbers

GUO Lingmei^{1,2}, WANG Yang³, XU Weifang^{1,2}

(1. *Institute of Systems Engineering, CAEP, Mianyang 621999, China;*

2. *Shock and Vibration of Engineering Materials and Structures Key Laboratory of Sichuan Province, Mianyang 621999, China;*

3. *School of Engineering Science, University of Science and Technology of China, Hefei 230026, China)*

Abstract: To investigate the impact tensile response of silicone rubber subjected to different strain rates, quasi-static uniaxial tension tests at the strain rate of 0.001 s^{-1} , moderate strain-rate tensile tests at the strain rate of 15 s^{-1} and high strain-rate tensile tests at the strain rates of 350 and 1400 s^{-1} were performed. Experimental results show that the tensile behavior of the filled silicone rubber exhibits apparent nonlinear elastic characteristic and strain-rate sensitivity. A phenomenological visco-hyperelastic constitutive model was proposed based on the obtained responses. The model is composed of a hyper-elastic spring and a Maxwell element with rate-dependent relaxation time, corresponding to hyper-elasticity and viscoelasticity respectively. The model results have good agreement with the experimental data, indicating that the model has the ability to describe the nonlinear and rate-dependent tension behavior of the filled silicone rubber.

Keywords: silicone rubber; tensile behavior; strain-rate dependence; constitutive modeling; visco-hyperelastic constitutive model

DOI: 10.11858/gywlxb.20180658

碳纳米管薄膜层间改性复合材料 在不同应变率下的力学性能

李周仪^{1,2,3}, 胡振彪^{1,2,3}, 汪浩康^{1,2,3}, 索涛^{1,2,3}

(1. 西北工业大学航空学院, 陕西 西安 710072;

2. 陕西省冲击动力学及工程应用重点实验室, 陕西 西安 710072;

3. 冲击动力学及其工程应用国际联合研究中心, 陕西 西安 710072)

摘要: 将浮动催化化学气相沉积法制备的碳纳米管膜作为碳纤维层间改性材料, 采用热压成型工艺制备了碳纳米管膜/碳纤维/环氧树脂混杂复合材料, 并对其进行准静态 II 型断裂韧性实验以及准静态和动态压缩实验。碳纳米管膜层间改性后, 复合材料的 II 型断裂韧性比未改性材料提高约 60%, 扫描电镜图像显示增韧机理主要是碳纳米管对基体的桥联。压缩实验结果表明, 准静态压缩下碳纳米管膜改性材料在面内和面外两个方向的压缩强度都得到一定提高, 动态面外压缩时改性后材料的压缩强度提高约 9%, 但是动态面内压缩时压缩强度没有提高, 断口形貌显示这主要是碳纳米管膜内的分层所致。

关键词: 碳纳米管薄膜; 层间改性; 霍普金森压杆; 高应变率

中图分类号: O347.3

文献标识码: A

碳纤维复合材料在近几十年来的发展突飞猛进, 广泛应用于航空航天、汽车、武器、电子产品等领域。与铝合金、钢等传统材料相比, 碳纤维增强树脂基复合材料具有比强度高、比刚度高、抗疲劳良好等特点, 其密度仅为传统结构钢的 1/5, 钛合金的 1/3, 铝合金的 1/2, 很好地满足结构轻量化需求^[1]; 然而纤维增强树脂基复合材料存在层间韧性低、抗冲击损伤能力不足等缺点, 尤其在服役过程中受到低能量冲击时, 易发生分层损伤。因此, 需要通过一些层间增韧手段提高层间韧性。目前, 主要的增韧方式有: 颗粒增韧^[2]、薄膜增韧^[3]、纤维增韧^[4]。

碳纳米管(Carbon Nanotubes, CNTs)于 1991 年被首次发现^[5], 其弹性模量可达 1.34 TPa, 强度达 200 GPa, 同时还具有长径比大、比表面积高、电学性能优异等优点, 是复合材料增强增韧及功能化的理想材料^[6]。近年来, 一些研究者将 CNTs 作为增韧相与纤维树脂基混合制备成混杂复合材料, 不同程度地提高了层间性能。Rong 等^[7]将 CNTs 添加到环氧树脂中对树脂进行改性, 然后与碳纤维复合, 结果表明: 当 CNTs 的质量分数为 1% 时, I 型断裂韧性提高 13%, II 型断裂韧性提高 28%; 但是, 随着碳纳米管含量继续提高, 树脂的黏度急剧增大, CNTs 发生团聚, 造成树脂灌注困难, 所形成的材料内部出现孔穴, 导致材料性能降低。Zeng 等^[8]为了解决 CNTs 在树脂中的团聚问题, 将 CNT 阵列垂直置于碳纤维预浸料铺层间, 发现层合板层间的剪切性能和断裂韧性大大提高, 但是其制备工艺复杂, 不利于工业领域的大规模应用。为了避免以上两种问题, 近年来研究者们提出了将碳纳米管膜(Carbon Nanotube Film, CNTF)以插层形式插入层间的方法进行层间增韧。利用浮动催化化学气相沉积(Floating Catalyst Chemical Vapor Deposition, FCCVD)方法^[9]制备的 CNTF, 其内部 CNT 相互交联形成具有自支撑结构的网络, 通过控制

* 收稿日期: 2018-10-15; 修回日期: 2018-11-29

基金项目: 国家自然科学基金(11772268, 11522220, 11272267, 11527803)

作者简介: 李周仪(1993—), 女, 博士研究生, 主要从事冲击动力学研究. E-mail: lizhouyi1993@163.com

通信作者: 索涛(1979—), 男, 博士, 教授, 主要从事冲击动力学研究. E-mail: suotao@nwpu.edu.cn

CNT 的沉积时间可以获得不同面密度的 CNTF, 制备工艺简单, 在提高 CNT 含量的同时避免了上述问题, 可直接用于复合材料制备。

本研究将利用 FCCVD 法制备的 CNTF 对碳纤维树脂基复合材料进行层间增韧; 然后进行准静态 II 型断裂韧性实验, 分析 CNTF 对断裂韧性的影响及作用机理; 最后进行准静态和动态面内及面外方向的压缩实验, 分析材料的失效模式及 CNTF 对压缩性能的影响。

1 实 验

1.1 实验材料

CNTF 由 FCCVD 法^[9]制备。该方法采用乙醇作为碳源, 将碳源与催化剂及促进剂按一定比例混合, 以氢气和氩气为载体输送到高温反应炉中, 碳源在高温下发生裂解形成碳纳米管, 碳纳米管在高温反应炉的另一端进行原位沉积, 最后喷洒乙醇溶液, 形成连续均匀的 CNTF。本实验所用 CNTF 的厚度为 10 μm , 面密度为 6.02 g/m^2 。用于制备压缩试样的碳纤维预浸料采用 3k、T300 的二维编织预浸料, 树脂为环氧树脂, 树脂的质量分数为 42%, 材料的弹性模量为 200 GPa, 拉伸强度为 3.0 GPa。采用 12k、T700 的单向预浸料制备 II 型断裂韧性试样, 树脂为环氧树脂, 质量分数为 40%, 材料的弹性模量为 230 GPa, 拉伸强度为 4.9 GPa。

1.2 试样制备

为了制备 II 型断裂韧性试样, 将单向碳纤维预浸料按 $[0^\circ]_{36}$ 铺层方式手工铺层, 在第 18 层与第 19 层之间铺一层 CNTF, 并在 CNTF 上铺一层聚四氟乙烯 (PTFE) 薄膜作为预制裂纹, PTFE 膜的厚度为 10 μm , 宽度为 75 mm。预成型体铺设完毕后装入真空袋中密封, 放入热压罐中进行热压固化, 热压固化工艺如图 1 所示。热压完毕后, 用划片切割机对制备的层合板进行切割, 采用端部缺口弯曲 (ENF) 试样, 尺寸依照 ASTM-D7905 标准^[10], 如图 2 所示。

制备压缩试样时总共铺设 20 层二维编织预浸料, 在相邻两层预浸料之间铺设一层 CNTF, 铺层方式如图 3 所示, 铺设完毕后将预成型体放入真空袋中密封, 然后在热压罐中热压固化, 固化工艺见图 1。热压完成后将层合板切割为 5 mm $\times$ 5 mm $\times$ 5 mm 的小立方体试样, 如图 3 所示。

1.3 实验方法

II 型断裂韧性实验采用 ASTM-D7905 标准中的柔度校正方法, 利用 10 kN 万能试验机进行测试, 相同实验重复进行 5 组, 以得到可靠的实验结果。首先筛选试样, 选取尺寸符合标准的试样进行试验。在试样一侧涂抹白色修正液, 晾干后标记距离裂纹尖端长度 a (20、30 和 40 mm)。两次柔度校正实验中, 取 $a=20$ mm 和 $a=40$ mm, 加载速率为 1 mm/min, 加载至所需载荷后卸载; 断裂实验中, 取 $a=30$ mm, 加载速率为 1 mm/min, 加载至载荷开始下降时卸载。两次柔度校正实验中的载荷峰值根据下式进行预估

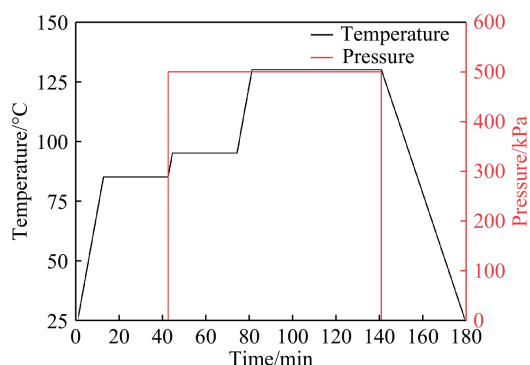


图 1 热压工艺图

Fig. 1 Schematic diagram of hot pressing

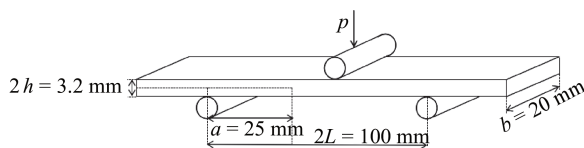


图 2 ENF 试样及加载方式

Fig. 2 ENF specimen and the proposed loading method

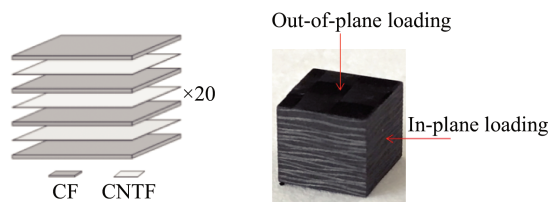


图 3 层合板铺层和试样在压缩实验中的受载方向

Fig. 3 Illustration of interlayered ply sequences and the specimen with two loading directions during the compression tests

$$p_j = \frac{2b}{3a_j} \sqrt{G_{IIC} E_{I_f} h^3} \quad (1)$$

式中: p_j 为载荷峰值, b 为试验件宽度, a_j 为距裂纹尖端长度, G_{IIC} 为 II 型断裂韧性预估值, E_{I_f} 为试样弯曲模量, h 为试样厚度的 1/2, 下标 $j=1, 2$ 。对所获得的数据进行处理。首先通过最小二乘法求出 3 组实验的柔度 C , 其中: 对于柔度实验 ($a=20 \text{ mm}, 40 \text{ mm}$), 为了消除实验初始存在的非线性段, 载荷选取大于 90 N 的数据; 对于断裂实验, 载荷选取大于 90 N 且小于 1/2 最大载荷值的数据, 根据下式求出柔度校正系数 A 和 m 。

$$C = A + ma^3 \quad (2)$$

然后, 由 (3) 式确定备选断裂韧性 G_Q , 其中 $a_0=30 \text{ mm}$, $p_{\max}$ 为断裂实验最大载荷。

$$G_Q = \frac{3mp_{\max}^2 a_0^2}{2b} \quad (3)$$

接着, 根据 (4) 式对备选断裂韧性进行评估

$$G_{Q,j} = \frac{(p_j a_j)^2}{(p_{\max} a_0)^2} \times 100\% \quad (4)$$

如果所得的两个 $G_{Q,j}$ 值都满足 $15\% \leq G_{Q,j} \leq 35\%$, 则认为备选断裂韧性有效; 如果不满足, 用 G_Q 替换 (1) 式中的 G_{IIC} , 修正柔度校正实验的载荷峰值。

在面内和面外两个方向分别对试样进行压缩, 其中面内方向指纤维所在平面方向, 面外方向指垂直于层合板方向, 如图 3 中红色箭头所示。准静态压缩实验在 DNS 万能试验机上进行, 应变率为 10^{-3} s^{-1} 。动态压缩实验采用分离式霍普金森压杆 (Split Hopkinson Pressure Bar, SHPB) 进行测试。每种工况进行 4 组重复性实验。SHPB 装置主要由气室、子弹、入射杆、透射杆、数据采集器等组成, 图 4 为装置示意图。

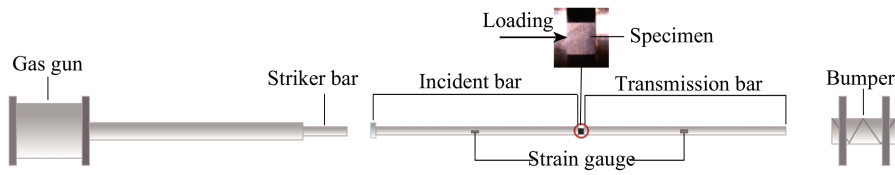


图 4 SHPB 装置示意图

Fig. 4 Schematic diagram of SHPB

气室充气完成后, 打开开关发射子弹, 子弹撞击入射杆, 在入射杆中形成压缩波; 压缩波传到入射杆与试样的界面后, 一部分继续通过试样传到透射杆中, 另一部分发生反射, 沿着入射杆传播。利用入射杆和透射杆上粘贴的电阻应变片, 可以获得入射波、反射波和透射波信号。为了防止入射波与反射波发生叠加, 将应变片粘贴在入射杆和透射杆的中间位置。根据一维应力波理论^[1], 试样的应力、应变和应变率可表示为

$$\begin{cases} \sigma_s = E_b \left(\frac{A_b}{A_s} \right) \varepsilon_t \\ \dot{\varepsilon} = - \left(\frac{2C}{l} \right) \varepsilon_r \\ \varepsilon = \left(\frac{2C}{l} \right) \int \varepsilon_r dt \end{cases} \quad (5)$$

式中: σ_s 、 ε 和 $\dot{\varepsilon}$ 分别为试样的工程应力、应变和应变率, ε_r 和 ε_t 分别为反射应变和透射应变, C 为杆的纵波波速, A_b 和 E_b 为杆的横截面积和弹性模量, l 和 A_s 分别为试样的长度和横截面积。

由于树脂基复合材料具有脆性的特点, 试样与入射杆的波阻抗不匹配, 入射波的上升沿非常短, 试样无法达到应力平衡, 为此需要对入射波进行整形, 增大入射波上升沿时间, 使试样两端在加载过程中达到应力平衡。本实验采用铝片作为整形片, 不同应变率所用的整形片尺寸如表 1 所示。

表1 整形片尺寸

Table 1 Sizes of pulse shaping slices

$\dot{\epsilon}/s^{-1}$	Size of pulse shaping slice/(mm×mm×mm)			
	CF/EP (In-plane)	CNTF/CF/EP (In-plane)	CF/EP (Out-of-plane)	CNTF/CF/EP (Out-of-plane)
600	6×7×0.8	6×7×0.8		
1200	10×10×0.8	10×10×0.8	7×7×1.0	7×7×1.0
2500			5×6×0.8	5×6×0.8

整形后,试样内部均达到应力平衡。图5所示为改性后的试样在 $1000 s^{-1}$ 应变率下面外压缩时的应力-应变曲线和应变率时程曲线,可见试样从被加载到破坏均处于恒应变率,说明试样内部应力达到平衡。

在动态实验过程中,利用高速相机(Phantom v711)对加载过程进行拍摄,观察试样的变形过程,拍摄帧率为 2×10^5 幅/秒,即两幅之间的时间间隔为 $5 \mu s$ 。

2 结果与讨论

2.1 CNTF 层间改性对 II 型断裂韧性的影响

图6为CF/EP和CNTF/CF/EP层合板的 G_{IIC} 试验力-位移曲线。从图6中可以看出:对于CF/EP复合材料,层间裂纹起裂载荷为1.2 kN,位移为1.6 mm;而对于CNTF/CF/EP复合材料,裂纹起裂载荷为1.7 kN,位移为2.5 mm。裂纹临界开裂点载荷与临界位移的提高,说明CNTF/CF/EP层间裂纹起裂需要吸收更多的能量。通过1.3节所述方法,计算得到CF/EP和CNTF/CF/EP的II型起裂韧性分别为1.200和1.817 kJ/m²,说明加入CNTF后 G_{IIC} 提高了约60%。

实验后,利用扫描电镜(SEM)观察断面,如图7所示。II型断裂下树脂基复合材料存在两种典型的破坏模式^[12]:一种是CF/EP层间区域在滑移型断裂载荷作用下由于受到剪应力作用而在树脂区形成连续韧带,基体树脂断裂为锯齿状,如图7(a)箭头所示;另一种是纤维和基体界面在剪应力作用下发生的开裂,如图7(b)箭头所示。层间加入CNTF之后,树脂破坏后的形貌截然不同,树脂表面变得粗糙不平,说明裂纹在加入CNT的树脂中扩展消耗了更多的能量。从图7(c)箭头所指区域可以看到,CNT从树脂中拔脱,并将树脂裂纹桥联,从而阻碍了裂纹的进一步扩展。图7(d)所示纤维被树脂和CNT包裹,说明加入CNT可以使树脂和纤维连接得更紧密,避免裂纹沿着纤维-基体界面快速扩展,而只能在树脂内部较缓慢地传播。

2.2 CNTF 层间改性对压缩性能的影响

两种材料在准静态面内、面外方向压缩载荷作用下的应力-应变曲线如图8所示。从图8中可以看到:层间加入CNTF后,两个方向的材料压缩性能都得到不同程度的提升;面内方向上改性试样的压缩强度比未改性试样提高约26%,而在面外方向上改性试样压缩强度的提高效果不明显,提高约4%;面外方向上两种材料的压缩强度均高于面内方向的压缩强度。

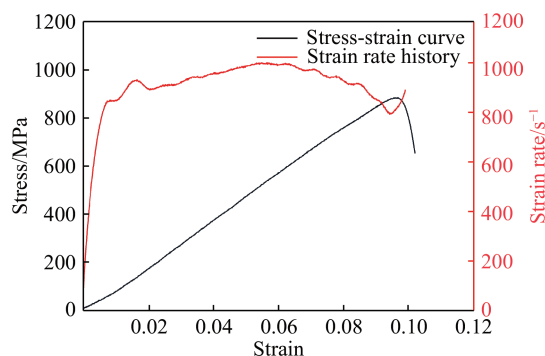


图5 典型应力-应变曲线和应变率时程曲线

Fig. 5 Typical stress-strain curve and strain rate history

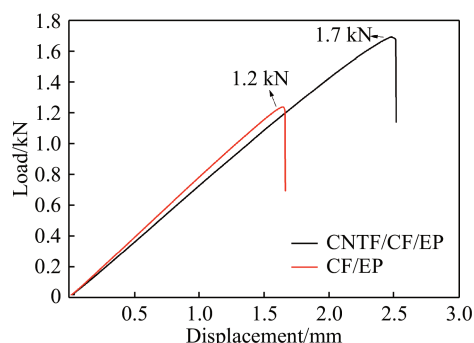


图6 CNTF/CF/EP与CF/EP II型断裂试验的载荷-位移曲线

Fig. 6 Load-displacement curve for G_{IIC} tests of CNTF/CF/EP and CF/EP

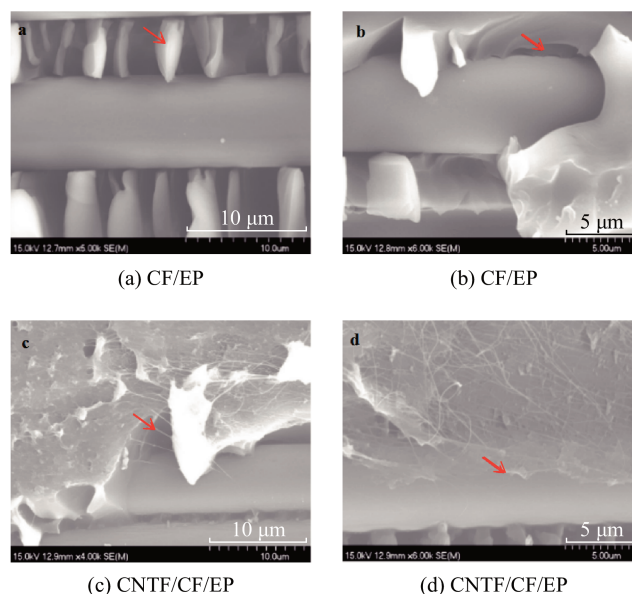


图 7 CF/EP 和 CNTF/CF/EP 试样的断口形貌

Fig. 7 Fracture graphs of CF/EP and CNTF/CF/EP specimens

压缩实验结果列于表 2。从表 2 中可以发现, 面外方向压缩时, 层间加入 CNTF 可以提高材料的压缩强度。以 2500 s^{-1} 应变率为例, 其应力-应变曲线见图 9, 可见: 加入 CNTF 后, 压缩强度提高约 9%, 能量吸收提高约 14.3%, 其中能量吸收通过应力对应变求积分计算得到, 积分上限为最大应力值。在高应变率面外压缩加载下, 复合材料的主要破坏模式为基体中裂纹的形成和扩展, 应力-应变曲线中的非线性段代表基体开裂和纤维-基体的脱粘^[13]。图 10 显示利用高速相机拍摄的试样变形破坏过程, 每幅图片编号与图 9 中曲线上的字母相对应。从图 10(a) 中可以看到: $20 \mu\text{s}$ 时, CF/EP 试样层间树脂发生了明显的开裂, 如编号 a 中红色箭头所示, 而编号 e 中 CNTF/CF/EP 层间树脂没有明显的裂纹产生; 随着试样中应力水平的增加, CF/EP 内部产生了大量微裂纹, 这些微裂纹不断扩展形成更大的损伤区域, 同时从编号 c 中(红色圆圈)可以看到纤维被劈裂, 试样不断被压溃, 如编号 b、c、d 所示。从图 10(b) 可以看出: 对于 CNTF/CF/EP, 由于层间加入了具有网络结构的 CNTF, 有效地推迟了基体裂纹的产生, 并阻碍裂纹的扩展, 使复合材料层与层之间被连接得更紧密, 从编号 f 和编号 g 中可以看到, 试样中没有产生大规模裂纹, 且裂纹扩展得相对平缓, 试样没有明显被压溃, 因此材料的压缩强度和能量吸收都得到有效的提高。

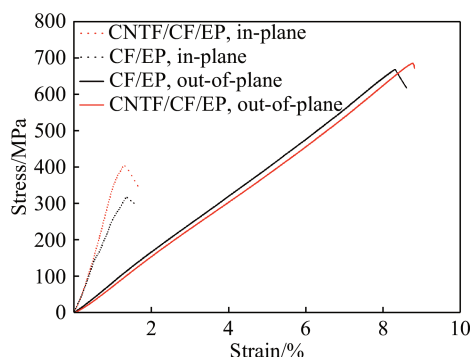


图 8 准静态加载下 CF/EP 和 CNTF/CF/EP 的应力-应变曲线

Fig. 8 Stress-strain curves of CF/EP and CNTF/CF/EP under static loading

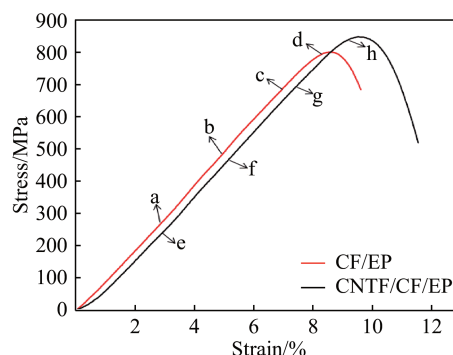
图 9 2500 s^{-1} 面外压缩下 CF/EP 和 CNTF/CF/EP 的应力-应变曲线Fig. 9 Stress-strain curves of CF/EP and CNTF/CF/EP under 2500 s^{-1} out-of-plane compression

表 2 CF/EP 与 CNTF/CF/EP 在不同应变率下的压缩强度与消耗能量
Table 2 Compression strength and dissipated energy of CF/EP and CNTF/CF/EP

Specimen	Loading method	Strain rate/s ⁻¹	Compression strength/MPa	Dissipated energy/(N·mm ⁻²)
CF/EP	Out-of-plane	10 ⁻³	670.8±5	28.024
CF/EP	Out-of-plane	1000	843.3±20	37.943
CF/EP	Out-of-plane	2500	799.5±10	35.724
CNTF/CF/EP	Out-of-plane	10 ⁻³	687.3±4	29.847
CNTF/CF/EP	Out-of-plane	1000	881.1±9	43.347
CNTF/CF/EP	Out-of-plane	2500	847.1±15	40.853
CF/EP	In-plane	10 ⁻³	321.0±5	2.370
CF/EP	In-plane	600	621.4±5	8.681
CF/EP	In-plane	1000	676.3±12	9.140
CNTF/CF/EP	In-plane	10 ⁻³	405.8±6	2.790
CNTF/CF/EP	In-plane	600	699.3±10	8.743
CNTF/CF/EP	In-plane	1000	646.0±16	9.544

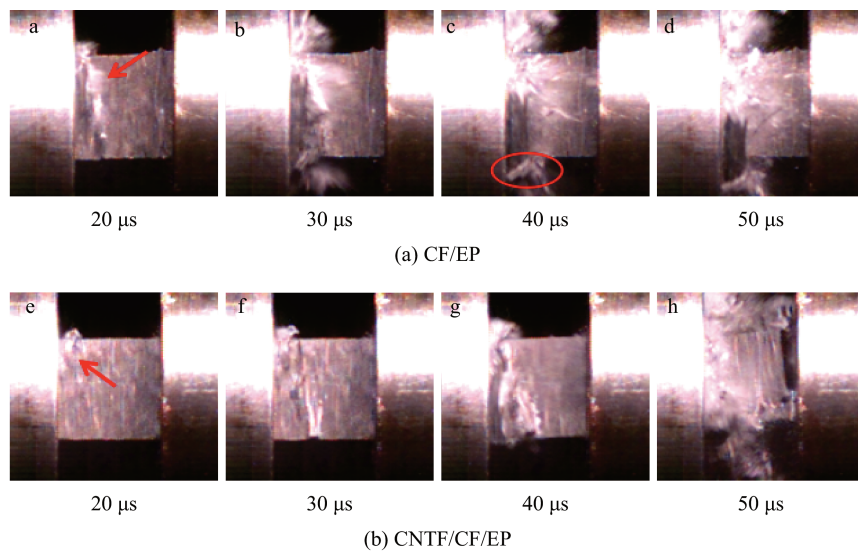


图 10 面外压缩下 CF/EP 和 CNTF/CF/EP 的破坏过程

Fig. 10 Damage of CF/EP and CNTF/CF/EP under out-of-plane compression

同样,对两种材料在面内方向也进行了动态压缩实验。分析表 2 中数据发现,加入 CNTF 对面内压缩性能影响不明显,甚至有所降低。600 s⁻¹ 应变率下的应力-应变曲线如图 11 所示。可见,改性材料的压缩强度提高了约 10%,但是能量吸收却几乎没有变化,这归因于失效应变的降低。高速相机拍摄的面内压缩过程如图 12 所示。10 μs 时,CF/EP 中纤维发生了部分屈曲,发生屈曲部分的层间有微小分层,而 CNTF/CF/EP 中纤维承受载荷,一小部分纤维发生损伤(见图 12 编号 e 红圈中所示),且试样内部没有产生分层,说明 CNTF 很好地将层与层连接,有效地推迟层间树脂区裂纹产生,延缓分层发

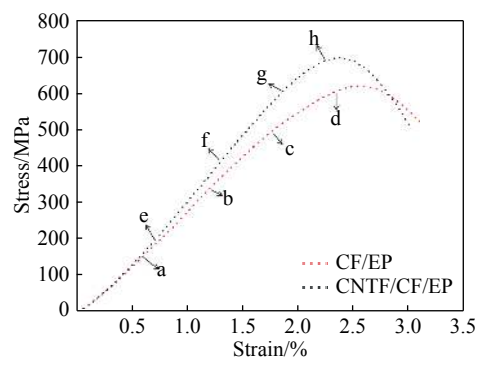


图 11 600 s⁻¹ 面内压缩下 CF/EP 和 CNTF/CF/EP 的应力-应变曲线

Fig. 11 Stress-strain curves of CF/EP and CNTF/CF/EP under 600 s⁻¹ in-plane compression

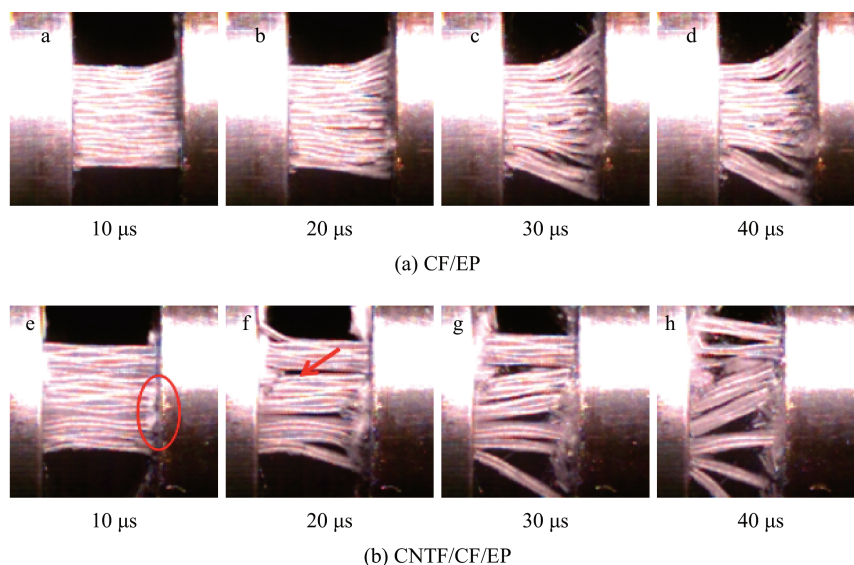


图 12 面内压缩下 CF/EP 和 CNTF/CF/EP 的破坏过程

Fig. 12 Damage of CF/EP and CNTF/CF/EP under in-plane compression

生。20 μs 时,从图 12 编号 f 中看到 CNTF/CF/EP 内部分层很明显,纤维逐步被压溃;相同时刻 CF/EP 中(见图 12 编号 b)纤维继续发生屈曲,分层程度较 CNTF/CF/EP 试样弱。直至接近承载极限(40 μs 时),CNTF/CF/EP 已完全分裂为碎块,部分纤维被压溃,而 CF/EP 中纤维屈曲变形明显。对比两种材料的失效模式:CF/EP 的主要破坏模式为纤维屈曲,其失效应变高;而 CNTF/CF/EP 的主要破坏模式为纤维压溃和分层,故其压缩强度较高,但失效应变低。为了分析 CNT/CF/EP 试样分层的原因,对所有试样断口进行 SEM 观测,结果如图 13 所示。可以看到,所有断口上均有连续的 CNT 分布,且几乎没有树脂颗粒,说明 CNTF 中树脂浸润不充分,导致分层发生在其内部。FCCVD 法制备的 CNTF 本身具有多层性^[14]特点,它是由 CNTs 原位沉积多层后得到的,同时由于采用乙醇溶液对沉积的膜进行收缩,使得膜内 CNTs 缠绕得更加致密,不利于树脂的浸润。所以虽然 CNTF 在一定程度上避免裂纹的产生和扩展,但是随着试样中应力水平的提高,其不能继续抵抗内部缺陷引发的裂纹。

2.3 层间改性材料的应变率效应

从图 14 可以看出:随着应变率的提高,CNTF/CF/EP 材料在面内和面外压缩下都表现出明显的应变率效应,面内方向压缩时压缩强度从 10^{-3} s^{-1} 应变率下的 405 MPa 变为 1000 s^{-1} 下的 646 MPa,面外方向压缩时从 10^{-3} s^{-1} 下的 687 MPa 变为 2500 s^{-1} 下的 847 MPa。准静态压缩下,载荷作用时间较长,随着加载的进行,裂纹首先在试样内部原始缺陷区域成核并扩展,由于加载速率小于裂纹成核和扩展速率,裂纹有足够的时间沿着试样内部应力集中区进行扩展,试样中产生的裂纹越来越多,最终导致试样失稳破坏。动态压缩时,载荷作用时间短,通常只有几十微秒,裂纹最开始在试样内部最薄弱区成核,在裂纹扩展的同时试样继续受到动态加载,应力水平提高,导致在试样内部其他承载能力弱的区域有新的裂纹成核,进而形成多个裂纹成核区,并且裂纹沿多条路径扩展,直至裂纹达到饱和,试样失效。应变率效应的产生主要是材料失效模式变化所致^[15]。高应变率下,不断有新的裂纹成核和扩展,消耗了作用在试样上的能量,为了使试样破坏,需要更高的应力水平,因而材料的压缩强度随应变率的提高而

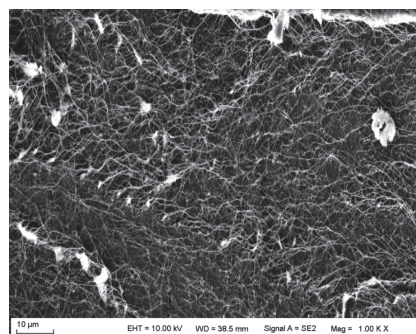


图 13 CNTF 改性试样破坏后断口的微观图像

Fig. 13 Microscope photo of fracture surface of CNTF interlayered specimen after damage

增大,宏观上表现为材料的应变率效应。此外,高应变率下裂纹成核增加和裂纹扩展都消耗能量,所以材料的韧性也随着应变率的提高而增大。

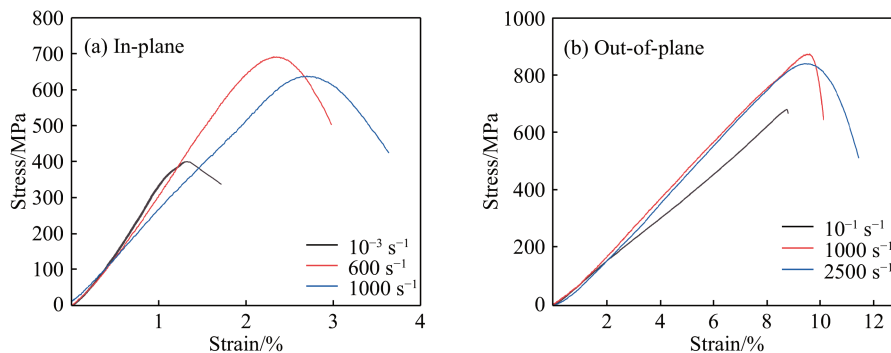


图 14 不同应变率下面内和面外压缩时 CNTF/CF/EP 的应力-应变曲线

Fig. 14 Stress-strain curves of CNTF/CF/EP under in-plane and out-of-plane compressions at different strain rates

3 结 论

对比了 CNTF 改性后的碳纤维复合材料与未改性材料的 II 型断裂韧性,以及两种材料在面内和面外两个方向、不同应变率下的压缩性能,得到以下结论:(1)层间加入 CNTF 后,材料的 G_{IIC} 提高 60%, SEM 结果显示增韧机理是 CNT 对基体树脂的桥联,从而避免纤维-树脂脱粘;(2)准静态下 CNTF/CF/EP 在面内方向的压缩强度提高 26%,面外方向的压缩强度提高不明显,约为 4%,并且面外方向的压缩强度高于面内方向的压缩强度;(3)面外方向动态压缩时, CNTF/CF/EP 的压缩强度提高约 9%,能量吸收提高约 14%,提升的原因主要是 CNT 对层间裂纹产生和扩展的阻碍作用,面内方向动态压缩时, CNTF/CF/EP 的压缩性能没有提高, CNTF 主导的层间分层和纤维压溃是其主要失效模式,分层是造成 CNTF/CF/EP 压缩性能未提高的原因;(4)改性碳纤维树脂基复合材料在面内和面外压缩载荷作用下都具有明显的应变率效应。

参考文献:

- [1] HAO J W. Technology situation and development trends of advanced resin matrix composites [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2001, 3(216): 22–25.
- [2] PHAM S, BURCHILL P J. Toughening of vinyl ester resins with modified polybutadienes [J]. *Polymer*, 1995, 36(17): 3279–3285.
- [3] CARLSSON L A, AKSOY A. Analysis of interleaved end-notched flexure specimen for measuring mode II fracture toughness [J]. *International Journal of Fracture*, 1991, 52(1): 67–77.
- [4] 董慧民, 益小苏, 安学锋, 等. 纤维增强热固性聚合物基复合材料层间增韧研究进展 [J]. *复合材料学报*, 2014, 31(2): 273–285.
DONG H M, YI X S, AN X F, et al. Development of interleaved fibre-reinforced thermoset polymer matrix composites [J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2014, 31(2): 273–285.
- [5] IJIMA S. Helical microtubules of graphitic carbon [J]. *Nature*, 1991, 354(6348): 56–58.
- [6] CHOU T W, GAO L, THOSTENSON E T, et al. An assessment of the science and technology of carbon nanotube-based fibers and composites [J]. *Composites Science and Technology*, 2010, 70(1): 1–19.
- [7] ASHRAFI B, GUAN J W, MIRJALILI V, et al. Comparison of chemical vapor deposition and chemical grafting for improving the mechanical properties of carbon fiber/epoxy composites with multi-wall carbon nanotubes [J]. *Composites Science and Technology*, 2011, 71: 1569–1578.
- [8] ZENG Y, CI L, CAREY B J, et al. Design and reinforcement: vertically aligned carbon nanotube-based sandwich composites

- [J]. *ACS Nano*, 2010, 4(11): 6798–6804.
- [9] ZHANG Z C, GU Y Z, WANG S K, et al. Enhanced dielectric and mechanical properties in chlorine-doped continuous CNT sheet reinforced sandwich polyvinylidene fluoride film [J]. *Carbon*, 2016, 107: 405–414.
- [10] Standard test method for determination of the mode II interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites: ASTM D7905/D7905M-14 [S]. 2001.
- [11] 卢芳云, 陈荣, 林玉亮, 等. 霍普金森杆实验技术 [M]. 北京: 科学出版社, 2013: 30–31.
- [12] DAELEMANS L, VAN DER HEIJDEN S, DE BAERE I, et al. Nanofibre bridging as a toughening mechanism in carbon/epoxy composite laminates interleaved with electrospun polyamide nanofibrous veils [J]. *Composites Science and Technology*, 2015, 117: 244–256.
- [13] HAQUE A, ALI M. High strain rate responses and failure analysis in polymer matrix composites—an experimental and finite element study [J]. *Journal of Composite Materials*, 2005, 39(5): 423–450.
- [14] LI T, LI M, GU Y, et al. Mechanical enhancement effect of the interlayer hybrid CNT film/carbon fiber/epoxy composite [J]. *Composites Science and Technology*, 2018, 166: 176–182.
- [15] CHEN X, LI Y, ZHI Z, et al. The compressive and tensile behavior of a 0/90 C fiber woven composite at high strain rates [J]. *Carbon*, 2013, 61: 97–104.

Mechanical Properties of CFRP Composites with CNT Film Interlayer under Different Strain Rates

LI Zhouyi^{1,2,3}, HU Zhenbiao^{1,2,3}, WANG Haokang^{1,2,3}, SUO Tao^{1,2,3}

(1. School of Aeronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. Shaanxi Key Laboratory of Impact Dynamics and Its Engineering Application, Xi'an 710072, China;

3. Joint International Research Laboratory of Impact Dynamics and Its Engineering Application, Xi'an 710072, China)

Abstract: Carbon nanotube film prepared by floating catalyst chemical vapor deposition (FCCVD) method was used as interlayer toughening material for carbon fiber reinforced laminated composites. The carbon nanotube film/carbon fiber/epoxy hybrid (CNTF/CF/EP) composites were prepared by hot pressing and cut into two dimensions respectively for compression and type II fracture toughness test. It has been observed that the type II fracture toughness is improved by 60% due to the carbon nanotube interlayers. Scanning electron microscope results suggest that the bridging of matrix cracks by carbon nanotubes leads to a higher type II fracture toughness. The results of compression experiments indicate that the compressive strength in both in-plane and out-of-plane directions is enhanced to some extent under quasi-static compression due to the carbon nanotube interlayers. Moreover, the enhancement in compressive strength which is as high as 9% out-of-plane direction can be achieved under high strain rates after modifying the interlayer structures with carbon nanotubes. However, there is no increase of compressive strength during dynamic compression in in-plane direction, and the fracture morphology shows that the primary reason is due to the internal delamination of the carbon nanotube films.

Keywords: carbon nanotube film; interlaminar toughening; split Hopkinson pressure bar; high strain rate

球形孔开孔泡沫铝的力学特性及 准静态压缩变形机制

王永欢, 徐 鹏, 范志强, 王壮壮

(中北大学理学院, 山西 太原 030051)

摘要: 对胞孔形态和尺寸较为一致的球形孔泡沫铝开展静-动态压缩实验, 利用数字图像相关法研究了泡沫铝在准静态压缩过程中的宏观和介观变形机理。结果表明: 球形孔泡沫具有明显的应变率效应, 随着应变率的增加, 平台应力及屈服强度增加, 吸能效率也有所提高。由于胞元壁厚不均匀和孔壁缺陷的随机分布, 泡沫铝在压缩过程中会出现多条局部变形带, 单个胞孔表面在孔壁缺陷处也会出现应变集中带。胞元孔的变形模式主要有3种, 轴向压缩、剪切、扭转加剪切复合变形, 且整体变形带处的孔壁破坏模式以剪切变形为主, 孔壁的变形模式又与孔壁自身厚度以及加载方向有关。

关键词: 数字图像相关; 球形孔泡沫铝; 准静态压缩; 变形机制; 应变率效应

中图分类号: O347; TB34

文献标识码: A

泡沫铝作为一种新型功能与结构材料在近几年被广泛应用。其自身独特的多孔结构决定了它具有低密度、高孔隙率和大的比表面积。这些特性使它具有隔音降噪、缓冲吸能等多种作用, 被广泛应用于航空航天、国防军事、汽车防护等领域。已有研究表明: 泡沫材料在压缩过程中的应力-应变曲线呈现明显的3个阶段, 分别是线弹性阶段、塑性平台阶段和密实阶段^[1], 其中塑性平台阶段是由于胞孔大量坍塌产生的, 该过程能够吸收较多的能量, 胞孔的破坏模式呈现多样化, 因此研究泡沫铝胞孔的破坏模式及微观变形机理对提高泡沫铝的吸能效率有着重要意义。

泡沫铝变形过程中往往呈现出典型的不均匀压缩特性, 利用数字散斑和图像相关方法研究其变形特征具有全场性和直观性等优点^[2-3]。魏志强等^[4]利用高速摄影技术对泡沫铝的分离式霍普金森压杆(SHPB)实验进行了跟踪拍摄, 发现利用图像处理软件分析所得到的应变结果与 SHPB 后处理得到的应变结果基本一致。Jung 等^[5]利用数字图像相关法对 Ni/Al 复合开孔泡沫铝的微观变形进行了研究, 发现这种方法可以有效地观察到泡沫铝的微观变形。房亮等^[6]通过数字图像相关法研究了闭孔泡沫铝的压缩力学行为, 认为闭孔泡沫铝在弹性范围内受压时具有较高的线性度, 且发现单个孔的变形特征与孔壁的形态有关。章超等^[7]基于数字图像相关法的原理对泡沫铝的冲击压缩过程进行了拍摄跟踪, 结果表明在压缩过程中会随机产生多个变形带, 形状主要有斜“T”型和“V”型。Kadkhodapour 等^[8]、杨福俊等^[9]在对闭孔泡沫铝变形的研究中发现, 泡沫铝的宏观变形受单个胞体变形的影响, 且单个胞体的变形模式与胞体的形状以及胞体分布的随机性有关。在泡沫铝研究中以闭孔泡沫铝较多^[10-12]。潘艺等^[13]认为基体材料和相对密度影响泡沫铝的变形特性, 且变形特性也与胞孔分布的随机性有关。Mu 等^[14]提出胞体的变形与自身的形态有关, 且存在4种失效模式。杨宝等^[15]通过观察冲击过程中试件的变形图, 发现泡沫铝在动态下的破坏模式与准静态下的类似, 变形破坏模式有节点旋转变形、悬臂壁弯曲变形、剪切变形破坏、水平曲壁压弯变形以及斜向细孔壁屈曲变形等。

* 收稿日期: 2018-03-28; 修回日期: 2018-04-09

基金项目: 国家自然科学基金(11602233); 山西省青年基金(201701D221018)

作者简介: 王永欢(1994—), 女, 硕士, 多孔材料力学性能与行为研究. E-mail: 1076348032@qq.com

通信作者: 徐 鹏(1969—), 男, 博士, 教授, 主要从事侵彻、爆炸过程测试及结构力学行为的计算机模拟研究. E-mail: ncitlpx@nuc.edu.cn

球形孔开孔泡沫铝由于胞元尺寸和形状统一,在各个方向上的力学性能基本一致,闭孔泡沫铝相对密度较低,且陈永涛等^[16]认为相对密度对吸能效率的极值影响较小,并得出闭孔泡沫铝单位体积吸收的能量低于开孔泡沫铝的结论。对开孔泡沫铝应变率效应的研究结果不一: Deshpande^[17]、Mukai^[18]等的研究表明,开孔泡沫铝对应变率不敏感;程和法等^[19]认为泡沫铝的压缩性能具有明显的应变率效应,且应变率越高,吸能效果越好。球形孔开孔泡沫铝由于存在孔壁,兼具通孔和闭孔泡沫铝的特征,可以在某些特殊应用中发挥缓冲耗能的作用。然而,球形孔开孔泡沫铝在压缩载荷下的力学性能、变形特征和细观机理尚不清楚,传统泡沫铝在由变形集中带演化主导的应力平台阶段内材料整体和胞元孔的变形如何影响球形孔泡沫铝的力学行为也亟需研究。基于此,本研究首先针对球形孔开孔泡沫铝的静-动态力学性能进行实验研究,再利用数字图像相关技术对其在准静态压缩下的介观变形机制进行分析。

1 静-动态力学性能和行为实验

实验材料选用北京强业泡沫金属公司提供的球形孔开孔泡沫铝,基体材料为纯铝,采用造孔剂渗流法制备,胞孔直径6 mm,壁面连通孔孔径1~2 mm,试样密度0.9~1.0 g/cm³。静态力学性能实验的试样尺寸为 $\phi 30$ mm $\times$ 35 mm,采用电子万能试验机测试。动态力学性能实验分别采用落锤试验机和SHPB,试样尺寸分别为 $\phi 30$ mm $\times$ 35 mm和 $\phi 30$ mm $\times$ 20 mm。落锤质量约40 kg,冲击高度约1.2 m,锤头上安装加速度传感器测量冲击过程中的加速度,并通过积分换算得到工程应力-应变曲线。SHPB装置杆件直径为50 mm,子弹、入射杆和透射杆长度分别为1.0、2.5和2.5 m,考虑到泡沫材料的透射波信号较弱,采用半导体应变计测量透射波。另外,为研究准静态加载下泡沫铝和胞元孔的具体变形模式,采用GOM 5M三维全场动态测量系统拍摄球形开孔泡沫铝的准静态压缩过程,基于ARAMIS软件对采集图片进行图像处理,获得位移场和应变场信息。实验装置见图1。实验所用两部相机的焦距均为400 mm,分辨率为2 448 $\times$ 2 050像素,标定视场尺寸为44 mm $\times$ 55 mm。考虑到泡沫铝表面不规则,散斑实验采用矩形试样,尺寸为35 mm $\times$ 35 mm $\times$ 35 mm,在观测面喷涂黑白相间随机分布的散斑场(见图2)。加载速率1 mm/min,图像采集间隔为2 s。



图1 三维全场应变测量系统
Fig. 1 Three dimensional full-field strain measurement system



图2 泡沫铝试样及喷散斑后试样
Fig. 2 Foamed aluminum sample and speckle sample

2 实验结果与讨论

2.1 力学性能分析

对泡沫铝力学性能进行分析,图3(a)为准静态压缩过程中泡沫铝的应力-应变曲线,可知:曲线较为光滑平缓,与胞元孔结构和尺寸一致性较高有关;平台阶段较为平稳,主要是由于孔壁厚度较大,胞元孔坍塌时承载能力没有突然降低,体现了球形孔泡沫铝的优点。

动态实验曲线由相同应变率下3组实验曲线的平均值获得,且取0.05应变下的应力为屈服应力^[20]。

对比不同应变率下的应力-应变曲线(图 3(b))可知, 屈服强度在应变率为 0.001 s^{-1} 时为 8.592 MPa , 随着应变率的增大, 屈服强度增大, 在应变率为 $2\,200 \text{ s}^{-1}$ 时为 15.387 MPa , 增大了 80% 。为了定量分析能量吸收特性^[20], 对比可知 20% 应变对应的流动应力从 14.205 MPa 增大到 18.236 MPa , 提高了 28% , 吸收能量从 2.03 MJ/m^3 增大到 2.78 MJ/m^3 , 增加了 40% 。文献[21]指出泡沫铝的平台应力接近应变量为 0.2 时的流动应力, 可见该泡沫铝的静、动态力学性能差异显著, 存在明显的应变率效应, 且动态冲击下泡沫铝具有更高的屈服强度, 能吸收更多能量, 动态吸能效率的提高说明球形孔泡沫铝具有优异的力学性能, 更有利于其作为高速缓冲吸能结构的芯层。

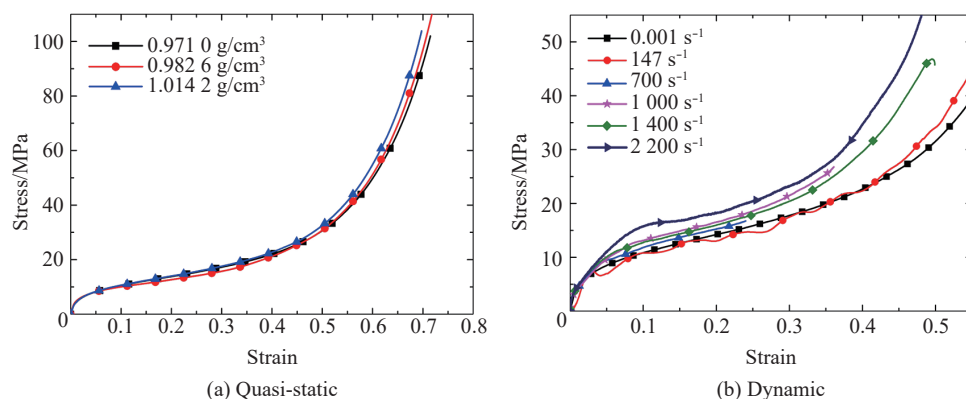


图 3 泡沫铝的压缩应力-工程应变曲线

Fig. 3 Compressive stress-engineering strain curve of aluminum foam

2.2 变形模式分析

图 4 为球形开孔泡沫铝压缩过程位移场, 可见, 在压缩时间 $t=173.070 \text{ s}$ 时(见图 4(b))虚线位置出

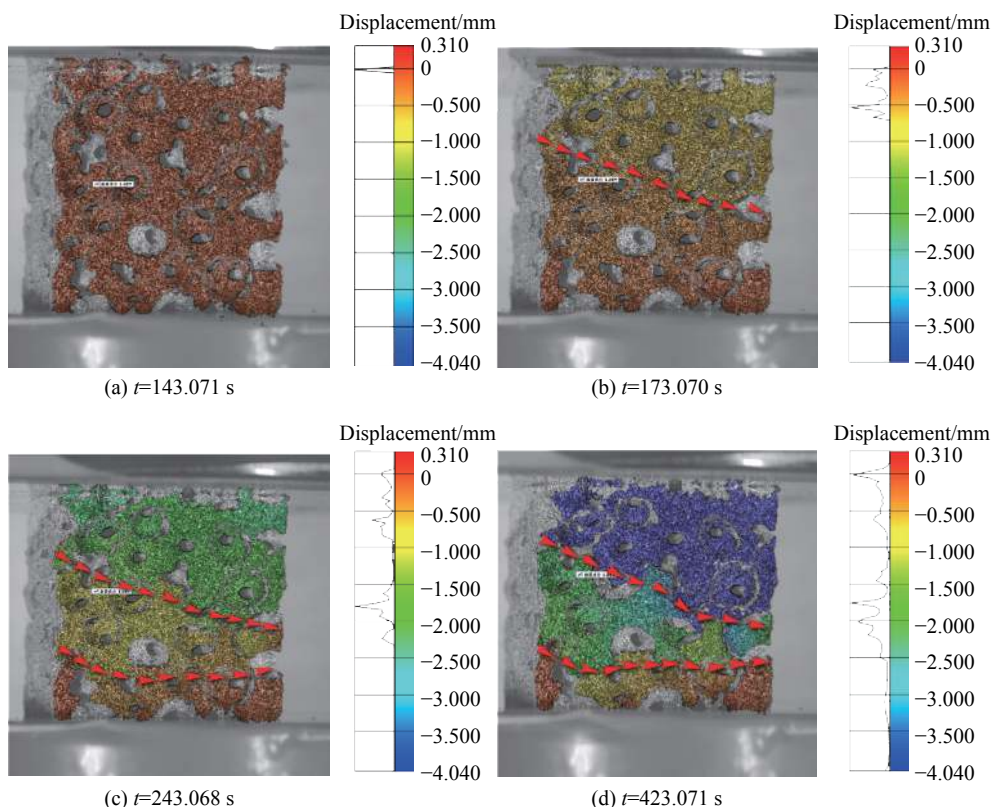


图 4 压缩过程泡沫铝表面位移场分布

Fig. 4 Displacement field distribution of foamed aluminum surface during compression

现一条局部变形带,随着加载的进行出现第二条变形带(图4(c)、4(d))。局部变形带的产生是泡沫铝胞孔不同形式的坍塌造成的,与胞孔的分布以及孔壁的位置有关,最先发生坍塌的胞孔组成了第一条变形带,这种现象与闭孔泡沫铝相似,都是局部变形带的产生和演化导致材料应力-应变曲线出现典型的平台阶段。由图3中泡沫铝的应力-应变曲线可知,在平台阶段泡沫铝吸收大量能量,这一阶段就是胞孔大量坍塌出现局部变形带的过程。

通过观察与统计胞孔破坏模式,发现胞孔的变形模式主要有3种,如图5所示,其中:图5(a)为孔壁屈曲变形,图5(b)中的孔发生了扭转变形,图5(c)显示在压缩时孔壁既发生扭转变形又存在剪切变形。这与文献[9]中提到的闭孔泡沫铝胞孔的变形模式类似。

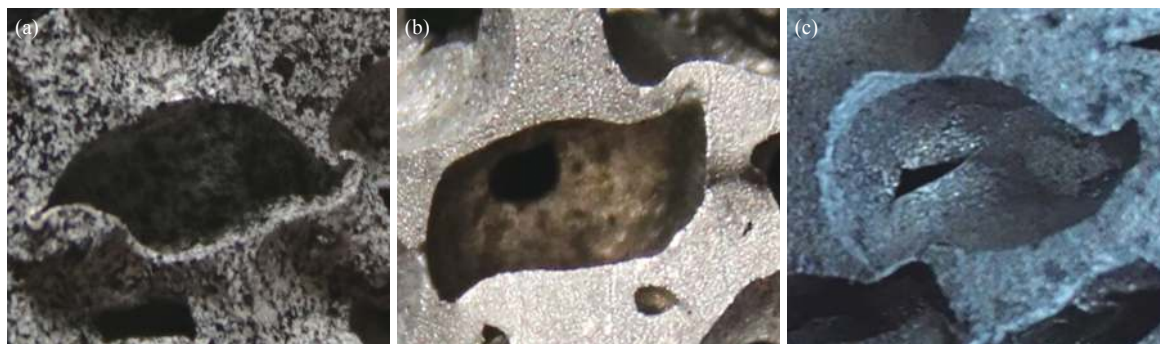


图5 胞孔的变形模式

Fig. 5 Deformation mode of cell

为了分析泡沫铝的介观变形机制,选取单个孔的应变场(图6(a))进行分析。图6(c)为孔的侧面图,可以看出是一个半球形。由该胞孔的应变场(图7)可以看出,在加载时间为173.070 s时,在胞孔壁上的通孔边界处出现一条变形带;继续加载时,在同一起始位置出现第二条变形带,且变形带上应变较大,单个胞孔在压缩变形过程中的应变分布存在很明显的均匀性。两条变形带的起始位置相同,都是从胞孔上通孔的缺陷处开始,即图6(b)红框中的缺口,且胞孔向后凸起,导致在压缩过程中变形沿着局部变形带发生屈曲;在压缩时间为473.120 s时(见图7(d))缺口变深,胞孔局部变形带就是由于缺口处的应力集中造成的,且多数胞孔情况类似。由此可知,开孔泡沫铝在压缩过程中单个胞体孔壁上由于孔壁缺陷处的应力集中会出现多条变形带,且由于孔壁的凸起,导致胞孔轴向屈曲。

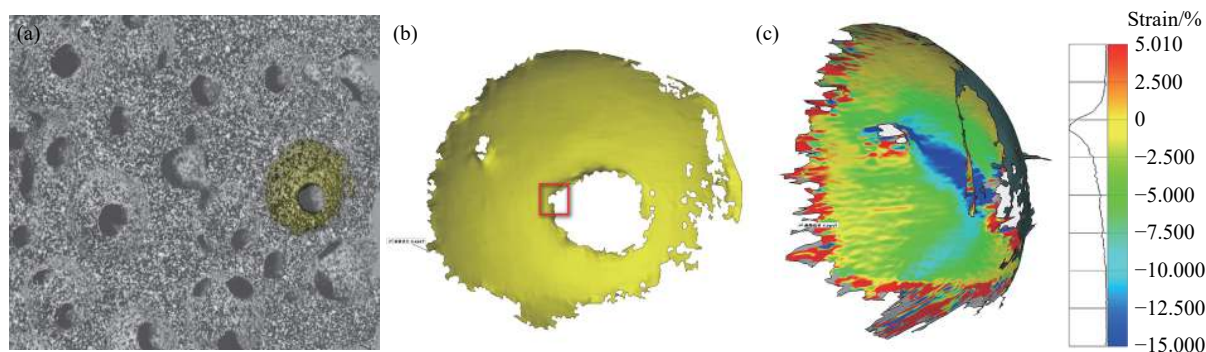


图6 单胞孔位置与其孔的侧面应变场

Fig. 6 Location of the single cell on its surface and lateral strain field map on the side of the cell

为了分析孔壁的变形模式,选取如图8所示3个厚度不同、方向不同的孔壁组成的区域,单个孔壁呈现“U”型,该结构在泡沫铝中较为普遍,且1区孔壁在变形带处,“U”型孔壁的断裂与破坏直接导致了孔的坍塌变形。在3个孔壁上各选几个点(图8(b)),由分析软件计算出各点的应变-时间曲线,如图9所示。1区上的点既有压应变又有拉应变,在加载时间273.063 s后孔壁有了明显破坏,而在孔壁破

坏的过程中,由图 9(b)与图 10(d)都可以看出此时点 7 有较大的拉应变,达到 30%,而点 6 上压应变较大,因此 1 区孔壁在破坏过程中受到过大拉应力,且最终断裂,过程中存在剪切破坏。在 153.071 s 时,3 区上的点 1、2、3、4 都为压应变,呈线性增大,即孔壁变形模式为孔壁屈曲变形,2 区上的点 8、9、10 处既存在压应变又存在拉应变,且 2 区在 1 区孔壁破坏并最终断裂前变形很小,在 1 区断裂后其变形明显,孔壁上点的拉应变增大,因此可以判断该孔壁是由于 1 区孔壁破坏造成的扭转与剪切的复合变形。可见在泡沫铝的压缩过程中胞孔的变形模式是由于孔壁变形的多样化造成的,孔壁的变形模式主要有孔壁屈曲变形、剪切、扭转加剪切复合变形 3 种,最先发生破坏的孔壁变形模式为剪切变形。

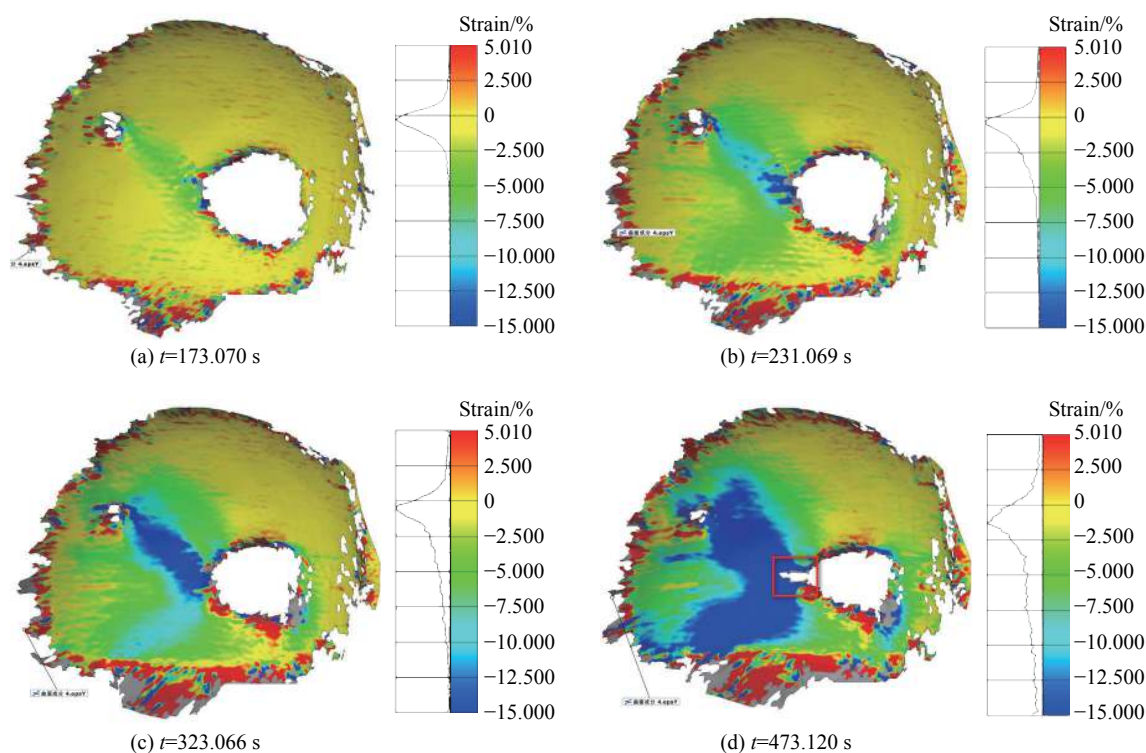


图 7 单胞压缩过程应变场分布

Fig. 7 Distribution of strain field on the surface of a single cell during compression

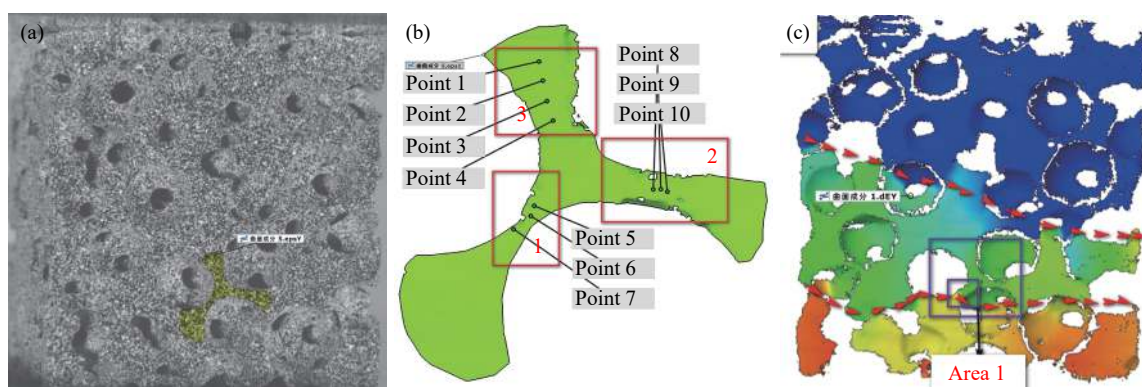


图 8 泡沫铝观测面不同位置孔壁

Fig. 8 Hole wall at different positions on the observation surface of aluminum foam

经过以上对宏观与介观的分析可以发现,整体变形带的产生与胞孔的变形有关,胞孔的变形模式由孔壁的变形模式决定,孔壁的破坏直接造成了胞孔的坍塌,而胞孔的坍塌又明显地反映出局部变形带的存在。孔壁的 3 种变形模式决定了胞孔的变形模式,且局部变形带本身由最先发生破坏的孔壁连

接而成,对多组实验的统计表明,多条变形带上孔壁的破坏模式以剪切破坏为主。孔壁的变形模式与孔壁的厚度以及方向有关,3种变形模式中剪切变形最不稳定,导致孔壁最先破坏,并出现局部变形带。

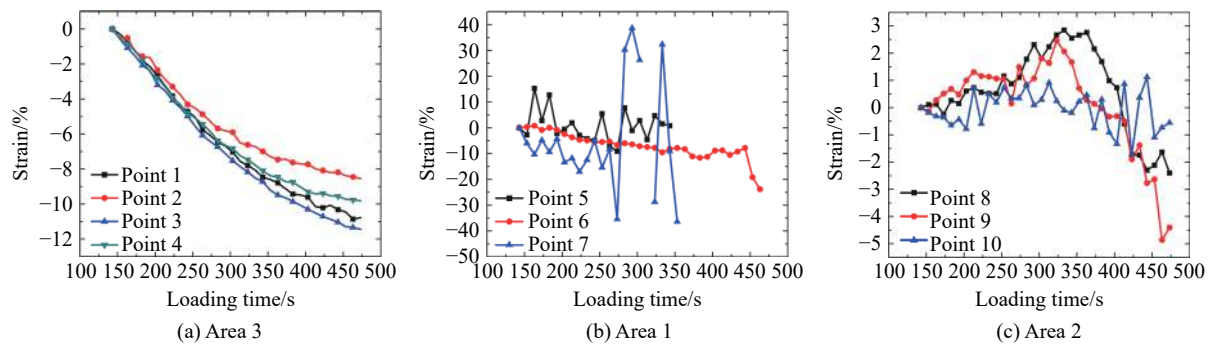


图 9 孔壁各点应变-时间曲线

Fig. 9 Strain-time curve of each point on the hole wall of foamed aluminum

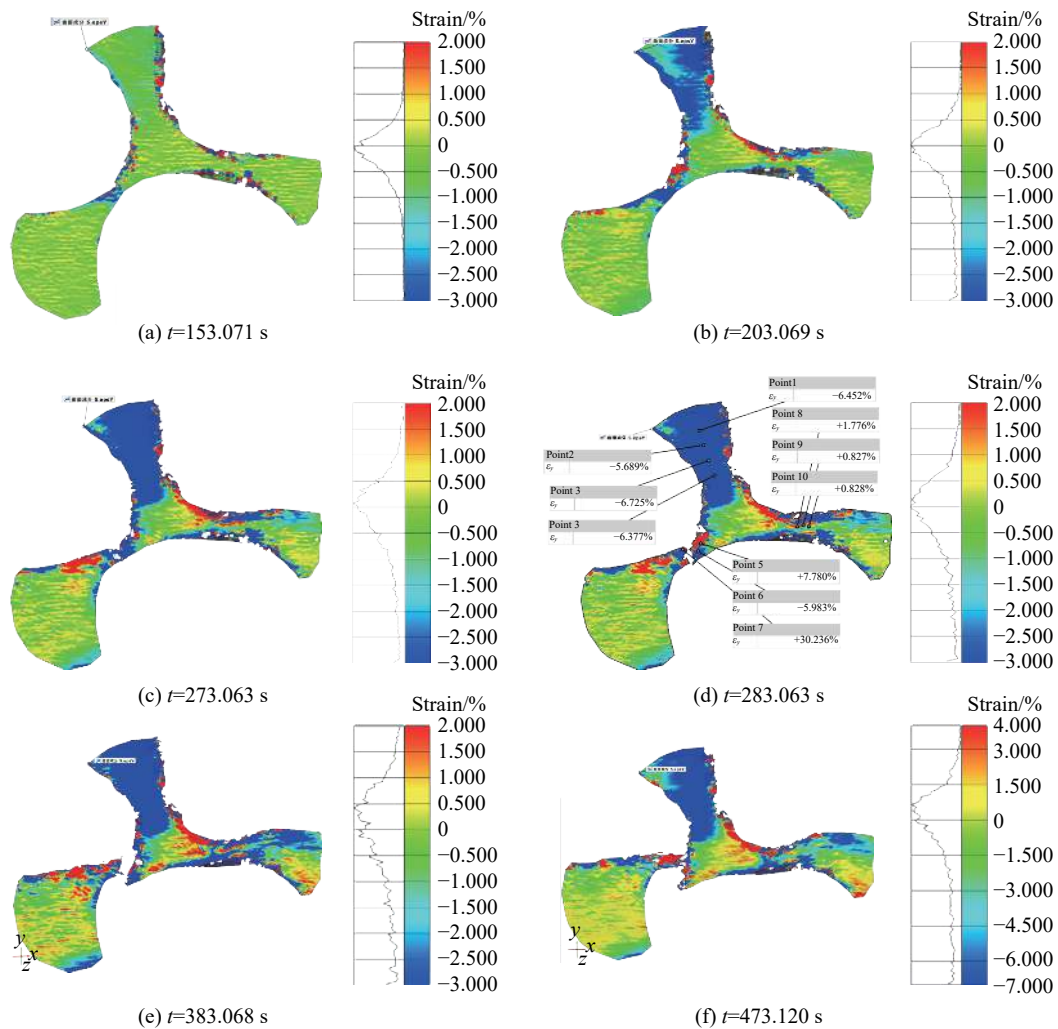


图 10 孔壁不同时刻应变场分布

Fig. 10 Strain field distribution of aluminum foam wall at different time

3 结 论

利用三维全场应变测量系统全面分析了球形开孔泡沫铝在准静态压缩下的介观变形,得到以下结论。

(1)球形孔开孔泡沫铝具有明显的应变率效应,随着应变率的增加,屈服强度增加,平台段提高,且从准静态到应变率为 $2\,000\text{ s}^{-1}$ 的过程中,应变在0.2时能量吸收增加40%。

(2)球形孔开孔泡沫铝在细观结构和变形行为上接近于传统闭孔泡沫金属,变形集中带的产生和演化主导了材料的屈服平台阶段行为,局部变形带的产生机理与闭孔泡沫铝类似。

(3)单个胞体在压缩过程中会在孔壁缺陷处出现局部变形带,且不止一条,主要是由于缺陷位置经过压缩后出现的应力集中造成的。

(4)胞孔的变形模式主要有3种,屈曲变形、剪切变形、扭转加剪切复合变形;主要由孔壁的3种变形模式决定,孔壁的变形模式与孔壁的厚度以及加载方向有关。

参考文献:

- [1] 王展光,褚旭明,何德坪,等.强度、吸能与韧性兼容的新型球形孔泡沫纯铝[J].东南大学学报(自然科学版),2007,37(6): 985–989.
WANG Z G, CHU X M, HE D P, et al. New type of spherical of pores Al foam possessing strength, energy absorption and toughness [J]. *Journal of Southeast University (Natural Science Edition)*, 2007, 37(6): 985–989.
- [2] 王怀文,亢一澜,谢和平.数字散斑相关方法与应用研究进展[J].力学进展,2005,35(2): 195–203.
WANG H W, KANG Y L, XIE H P. Advance in digital speckle correlation method and its application [J]. *Advances in Mechanics*, 2005, 35(2): 195–203.
- [3] 陈忠,陈教豆.基于双目立体视觉与数字散斑图像相关的全场振动测量[J].振动与冲击,2015(13): 121–126.
CHEN Z, CHEN J D. Full-field vibration measurement based on binocular stereo vision and digital speckle image correlation [J]. *Journal of Vibration and Shock*, 2015(13): 121–126.
- [4] 魏志强,黄小清,杨宝,等.应用高速摄影机对泡沫铝在 SHPB 实验过程的变形跟踪与分析[J].实验力学,2011,26(2): 117–123.
WEI Z Q, HUANG X Q, YANG B, et al. Tracking of aluminum foam deformation in SHPB experiment by using high-speed camera [J]. *Journal of Experimental Mechanics*, 2011, 26(2): 117–123.
- [5] JUNG A, WOCKER M, CHEN Z, et al. Micro tensile testing of open-cell metal foams—experimental setup, micromechanical properties [J]. *Materials & Design*, 2015, 88: 1021–1030.
- [6] 房亮,唐兆琛,杨福俊,等.数字图像相关方法在闭孔泡沫铝压缩试验中的应用[J].实验力学,2008,23(2): 162–168.
FANG L, TANG Z C, YANG F J, et al. Compressive test of closed-cell aluminum foam based on digital image correlation method [J]. *Journal of Experimental Mechanics*, 2008, 23(2): 162–168.
- [7] 章超,徐松林,王鹏飞.基于数字图像相关方法对冲击载荷下泡沫铝全场变形过程的测试[J].实验力学,2013,28(5): 629–634.
ZHANG C, XU S L, WANG P F. Test of aluminum foam deforming process under impact load based on digital image load based on digital image correlation method [J]. *Journal of Experimental Mechanics*, 2013, 28(5): 629–634.
- [8] KADKHODAPOUR J, RAEISI S. Micro–macro investigation of deformation and failure in closed-cell aluminum foams [J]. *Computational Materials Science*, 2014, 83(2): 137–148.
- [9] 杨福俊,唐兆琛,朱莉,等.闭孔泡沫铝特征统计及其变形行为实验研究[J].东南大学学报(自然科学版),2009,39(2): 250–254.
YANG F J, TANG Z C, ZHU L, et al. Experimental study on cellular structure statistical analysis and uniaxial deformation behavior of closed-cell aluminum foam [J]. *Journal of Southeast University (Natural Science Edition)*, 2009, 39(2): 250–254.
- [10] 李忠献,张茂轩,师燕超.闭孔泡沫铝的动态压缩性能试验研究[J].振动与冲击,2017,36(5): 1–6.
LI Z X, ZHANG M X, SHI Y C. Tests for dynamic compressive performance of closed-cell aluminum foams [J]. *Journal of Vibration and Shock*, 2017, 36(5): 1–6.
- [11] 章超.数字图像相关方法在动态测试中的应用[D].合肥:中国科学技术大学,2014: 41–58.
ZHANG C. Application of digital imaging correlation in dynamic testing [D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2014: 41–58.
- [12] 朱烨飞,孙雨果.单轴压缩载荷下闭孔泡沫铝的变形机制[J].复合材料学报,2017,34(8): 1810–1816.
ZHU Y F, SUN Y G. Deformation mechanism of closed-cell aluminum foam under uni axial compression [J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2017, 34(8): 1810–1816.

- [13] 潘艺, 胡时胜, 蒋家桥, 等. 泡沫铝泡孔动态变形特性研究 [J]. *爆炸与冲击*, 2004, 24(5): 407–412.
PAN Y, HU S S, JING J Q, et al. Dynamic deform ability of cell in aluminum foams [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2004, 24(5): 407–412.
- [14] MU Y, YAO G, LIANG L, et al. Deformation mechanisms of closed-cell aluminum foam in compression [J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(6): 629–632.
- [15] 杨宝, 汤立群, 刘逸平, 等. 冲击条件下泡沫铝的细观变形特征分析 [J]. *爆炸与冲击*, 2012, 32(4): 399–403.
YANG B, TANG L Q, LIU Y P, et al. Meso deformation characteristics analysis of aluminum foam under impact [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2012, 32(4): 399–403.
- [16] 陈永涛, 楼志华, 郑钢铁. 开孔和闭孔泡沫铝的力学与吸能特性研究 [J]. *高能量密度物理*, 2006(2): 47–49.
CHEN Y T, LOU Z H, ZHENG G T. Study on mechanics and energy absorption characteristics of open and closed cellular aluminum foam [J]. *High Energy Density Physics*, 2006(2): 47–49.
- [17] DESHPANDE V S, FLECK N A. High strain rate compressive behavior of aluminum alloy foams [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2000, 24(3): 277–298.
- [18] MUKAI T, KANAHASHI H, MIYOSHI T, et al. Experimental study of energy absorption in a close-celled aluminum foam under dynamic loading [J]. *Scripta Materialia*, 1999, 40(8): 921–927.
- [19] 程和法, 黄笑梅, 许玲. 泡沫铝的动态压缩性能和吸能性研究 [J]. *兵器材料科学与工程*, 2003, 26(5): 37–43.
CHENG H F, HUANG X M, XU L. Influence of TIG dressing on micro structure and fracture toughness of welding joint [J]. *Ordance Material Science and Engineering*, 2003, 26(5): 37–43.
- [20] 王志华. 泡沫铝合金动态力学性能及其吸能机理的研究 [D]. 太原: 太原理工大学, 2005: 41–42.
WANG Z H. Studies on the dynamic mechanical properties and energy absorption of aluminum alloy foams [D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2005: 41–42.
- [21] WANG P, XU S, LI Z, et al. Experimental investigation on the strain-rate effect and inertia effect of closed-cell aluminum foam subjected to dynamic loading [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2015, 620: 253–261.

Mechanical Characteristics and Quasi-Static Compression Deformation Mechanism of Open-Cell Aluminum Foam with Spherical Cells

WANG Yonghuan, XU Peng, FAN Zhiqiang, WANG Zhuangzhuang

(College of Science, North University of China, Taiyuan 030051, China)

Abstract: In this work we investigated the quasi-static and dynamic compression of spherical cell aluminum foam with homogeneous pore morphology and size. We identified the deformation mechanisms of the aluminum foam in the quasi-static compression at both macroscopic and mesoscopic levels using digital image correlation. The results showed that the compressive strength, plateau stress and energy absorption were significantly improved by increasing the loading strain rate, that is, the spherical cell aluminum foam exhibited obvious strain rate sensitivity. Because of the inhomogeneous cell wall thickness and the random distribution of cell wall defects, the deformation bands dominated the compressive behavior during the compression process, and the strain concentration zones were observed on the single cell hole where the cell wall defects were identified. Meanwhile we examined the implications of compressive behaviors operating on the mesoscopic cell walls and the formation of macroscopic deformation bands. The deformation modes of cells mainly fell into 3 types, i.e. axial compression, shear, torsion and shear combined deformation. The failure mode of the cell walls throughout the deformation zone was mostly determined by shear deformation, which was obviously related with the cell wall thickness and the loading direction.

Keywords: digital image correlation; spherical cell aluminum foam; quasi-static compression; deformation mechanism; strain rate effect

聚苯乙烯泡沫材料的动态压缩特性

雷忠琦¹, 姚小虎¹, 龙舒畅¹, 常建虎², 王海波²

(1. 华南理工大学土木与交通学院力学系, 广东 广州 510640;

2. 合肥美的电冰箱有限公司, 安徽 合肥 230601)

摘要: 通过万能材料试验机和落锤式冲击试验装置, 对发泡聚苯乙烯泡沫材料进行准静态和动态压缩试验, 探讨密度和加载速率对材料动态压缩特性的影响。基于落锤试验数据, 考虑密度相关性, 通过修正得到恒定应变率下材料动态本构关系的经验公式。基于 LS-DYNA 中的 MAT57 和 MAT163 以及 ABAQUS 中的 Low Density Foam 和 Crushable Foam 4 种材料模型, 建立了适用于有限元仿真的发泡聚苯乙烯泡沫本构模型。通过模拟落锤冲击过程, 对比试验结果发现: MAT163 和 Crushable Foam 模型能较好地预测材料动态响应和能量吸收性能, 验证了动态本构模型的可靠性, 并且这两种特定的材料模型在模拟发泡聚苯乙烯泡沫冲击碰撞时具有良好的适用性。

关键词: 聚苯乙烯泡沫; 应变率; 密度; 动态压缩特性; 本构模型

中图分类号: O347.1

文献标识码: A

聚合物泡沫材料作为一种在冲击碰撞中起增强防护作用的优质缓冲吸能材料被广泛应用于汽车碰撞、物流包装、运动装备以及军事应用中^[1]。聚合物泡沫的最重要特性是密度低、能量吸收效率高。在使用聚合物泡沫进行防护以及应用有限元技术进行工程设计时, 需要深入了解其力学性能, 尤其是冲击载荷下的压缩力学性能^[2]。聚合物泡沫应用于家电的物流包装时, 有诸多类型, 而发泡聚苯乙烯 (Expanded Polystyrene, EPS) 泡沫材料作为大多数家电包装的选择, 具有隔热性能好、防潮、耐久性好、导热系数低、成本低等诸多特点^[3]。随着人们对 EPS 泡沫材料的不断研究, 对其力学性能有了较深的了解。EPS 是一种典型的闭孔泡沫材料, 其力学响应可通过三段式变形区间^[4]表征。第 1 阶段为线性弹性区, 变形较小 (应变小于 5%), 通常以胞壁弯曲或扭曲以适应变形; 第 2 阶段为平台区, 在较稳定的应力下材料的应变范围很大, 主要与胞壁屈曲有关, 对应受压过程中大部分能量吸收; 第 3 阶段为密实区, 此时胞元被压实, 胞壁之间彼此接触, 应变的持续增加导致应力急剧上升, 材料刚度也发生显著增大。聚合物泡沫材料的密度是影响其性能的重要因素, 密度的不同导致泡沫微观结构的差异性^[5]。同样, 大多数聚合物泡沫也表现出变形速率敏感性, 研究表明该速率敏感性与基体材料的黏弹性有关^[1,6]。对于结构碰撞、包装跌落等冲击事件, 材料的应变率一般在 $1 \sim 10^2 \text{ s}^{-1}$ 之间; 而军事应用中, 应变率可能超过 10^3 s^{-1} ^[1]。因此, 需要对 EPS 泡沫材料在不同应变率下的动态压缩特性展开深入研究。

王志亮等^[7]采用霍普金森压杆对 3 种不同密度的 EPS 泡沫进行冲击试验, 获得了材料在高应变率下的动态特性曲线、能量吸收性能和破坏特征, 结果表明泡沫的密度和加载应变率对 EPS 泡沫的吸能和压缩特性有较大影响。Chen 等^[6]对 EPS 泡沫进行了静/动态压缩和拉伸试验, 获得了大量的试验数据, 得到了中、低不同应变率下两种不同密度 EPS 泡沫的应力-应变曲线、弹性模量和能量吸收系数

* 收稿日期: 2018-10-15; 修回日期: 2018-11-12

基金项目: 国家自然科学基金 (11672110)

作者简介: 雷忠琦 (1993—), 男, 硕士, 主要从事冲击动力学研究. E-mail: lzq000@foxmail.com

通信作者: 姚小虎 (1974—), 男, 博士, 教授, 博士生导师, 主要从事冲击动力学及纳米力学研究.

E-mail: yaoxh@scut.edu.cn

等,并在试验数据的基础上得到了一些经验关系,但没有解释如何运用这些试验数据。Ling 等^[8-10]基于万能材料试验机和落锤试验装置开发了一种新的试验平台,独立获得了EPS泡沫材料的压缩和剪切力分量,实现了压-剪联合加载试验,获得了大量数据,并与纯压缩加载下的材料响应特性进行了对比;同时采用有限元分析方法进行数值模拟,对比实验结果发现,准静态数值模型很好地预测了EPS泡沫材料的变形响应,但在动态加载条件下,只有屈服应力的预测相对准确。Shah 等^[11]通过对EPS泡沫进行准静态压缩试验,获得了材料在低应变率($8.3 \times 10^{-3} \sim 8.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)下的压缩特性曲线,应用该结果,通过LS-DYNA模拟长杆弹冲击EPS泡沫试验,较准确地预测了材料变形和失效响应。Ozturk 等^[12]用LS-DYNA和ABAQUS模拟EPS泡沫在压缩载荷下循环加-卸载过程,利用试验结果校准LS-DYNA中MAT57材料的形状因子和滞回效应参数,预测出较精确的结果。然而,这些泡沫材料模型并未考虑应变率效应。姚小虎等^[13]通过落锤试验,基于ABAQUS中的Low Density Foam材料模型,建立了发泡聚乙烯(EPE)的本构模型,该模型适用于密度低、压缩弹性高的聚合物泡沫材料,并由此预测了冰箱跌落过程中聚合物泡沫包装材料的能量吸收以及冰箱的抗跌落冲击能力。

本研究通过准静态和动态压缩试验,探讨EPS泡沫材料特性与密度、应变率的关系。考虑密度相关性,通过修正获取材料在恒定应变率下动态本构关系的经验公式。基于有限元软件LS-DYNA中的MAT57和MAT163以及ABAQUS中的Low Density Foam和Crushable Foam 4种不同材料模型,建立适用于有限元仿真的EPS泡沫材料本构模型,最后通过模拟落锤冲击试验进行对比验证。

1 试验

对于不同的应变率范围,需要采用不同的试验方法确定材料的力学特性。传统的伺服液压装置能够测试的应变率范围为 $10^{-5} \sim 1 \text{ s}^{-1}$,一般用于材料的准静态力学性能测试;落锤式冲击试验装置通过控制下落物体的释放高度,可获得 $1 \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ 的中应变率;对于 10^3 s^{-1} 以上的高应变率,则需要应用分离式霍普金森压杆(SHPB)等技术^[14]。

考虑到EPS泡沫作为包装缓冲吸能材料的应用背景,本研究主要探讨材料在中低应变率下的力学特性。为此,利用INSTRON万能材料试验机、落锤式冲击试验装置,分别进行准静态和动态压缩试验,探讨不同密度EPS泡沫材料(EPS20(20 kg/m^3)、EPS25(25 kg/m^3)、EPS28(28 kg/m^3))的准静态和动态压缩力学特性。

1.1 准静态压缩试验

所有准静态压缩测试都在万能材料试验机上进行,试样尺寸均为 $100 \text{ mm} \times 100 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$ 。准静态单轴压缩试验在 10^{-3} s^{-1} 和 10^{-2} s^{-1} 两种应变率下进行,对应的横梁移动速率分别为 3 mm/min 和 30 mm/min 。为了获取材料密实阶段的特性曲线,所有试样的轴向压缩应变均达到80%以上。根据试验获得的力-位移数据,利用试样尺寸将其转换为名义应力-应变数据。每种试验工况取3块试样进行测试,结果取平均值。

1.2 动态压缩试验

动态压缩试验在落锤式冲击试验装置上进行。固定落锤质量,调节落锤下落高度 H 以控制冲击速率。落锤冲头的下接触面需覆盖试样表面,使试样内部受力均匀。采用加速度传感器进行数据采集,获得EPS泡沫的力-位移曲线。选用尺寸为 $100 \text{ mm} \times 100 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$ 的立方体试样。表1列出了落锤冲击试验工况。每种试验工况取3块试样进行测试,结果取平均值。

表1 EPS落锤试验工况
Table 1 Experimental conditions of EPS

Size of specimen/(mm×mm×mm)	Density of EPS/(kg·m ⁻³)	Mass of drop-hammer/kg	Drop height/m
100×100×20	20, 25, 28	9.8648	0.2, 0.5, 0.8

2 试验结果与讨论

2.1 准静态压缩力学性能

图 1 显示了准静态压缩试验前后试样变形情况。对比发现, 试验后 EPS 泡沫材料未出现横向膨胀现象, 并且横截面积始终保持不变, 验证了 EPS 泡沫材料的弹性泊松比和塑性泊松比均接近零、压缩时材料体积不守恒等性质。卸载后, EPS 泡沫存在残余变形。

不同应变率准静态压缩下 EPS28 泡沫材料的典型应力-应变曲线如图 2 所示。准静态压缩结果符合预期, 具有较强的可重复性。从图 2 中可以看出: EPS 泡沫材料存在典型的三段式变形区域, 即线弹性区、平台区、密实区; EPS 泡沫表现出一定程度的应变率相关性, 随着应变率的增大, 平台区相同应变处应力值增加, 密实区相同载荷下应变值减小, 材料更早出现强化特征进入密实阶段。

如图 3 所示, EPS 泡沫材料的应力-应变曲线表现出密度相关性。不同密度的 EPS 泡沫展示出变化趋势相似的平台区和密实区; 但是, 与应变率相关性不同, 密度增大时, 材料的弹性模量增大。可见, 密度是影响 EPS 泡沫弹性模量的重要因素。

2.2 动态压缩力学性能

每种落锤试验工况重复 3 次, 得到 EPS 泡沫在冲击下的力-位移数据。由于在较大的冲击速率下, 测试系统结构的惯性效应使载荷值出现显著的波动现象, 因此利用 Origin 采用多点平均法对原始数据进行处理, 得到合理、平滑的应力-应变曲线。尽管这种测试方法存在一定限制, 但是该方法为中等应变率下材料动态力学压缩特性研究提供了关键数据。典型的冲击速度下 EPS25 泡沫的应力-应变曲线如图 4 所示。3 种高度对应 3 种初始冲击速度: $H=0.2\text{ m}$ (1.980 m/s)、 $H=0.5\text{ m}$ (3.132 m/s)、 $H=0.8\text{ m}$ (3.960 m/s)。随着冲击速度的增加, 泡沫材料的平台应力值增大, 表现出动态压缩行为的应变率相关性, 但是弹性模量并没有明显变化。

3 种不同密度 EPS 泡沫在同一冲击速度 (3.960 m/s, $H=0.8\text{ m}$) 下的应力-应变曲线如图 5 所示。随着密度增大, 材料表现出更大的弹性模量和更高的平台区应力值, 说明密度是影响 EPS 泡沫动态压缩特性的重要因素。EPS 材料单位体积吸收能量的计算公式如下

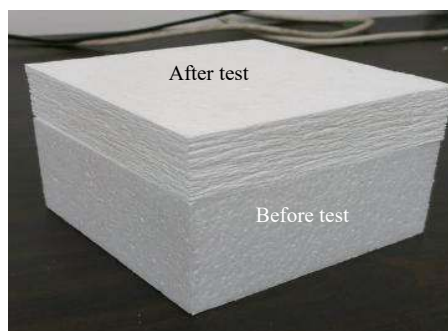


图 1 试样变形前后对比

Fig. 1 Comparison of deformation before and after test

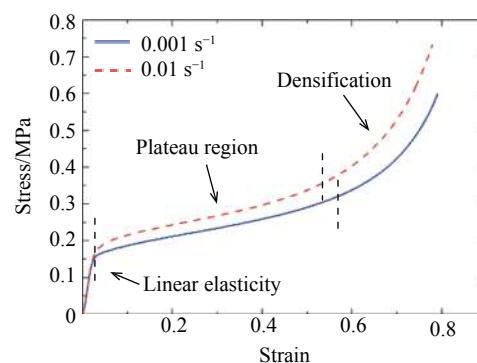


图 2 在不同应变率准静态压缩下 EPS28 泡沫的应力-应变曲线

Fig. 2 Stress-strain curve of EPS28 foam under quasi-static compression test with different strain rates

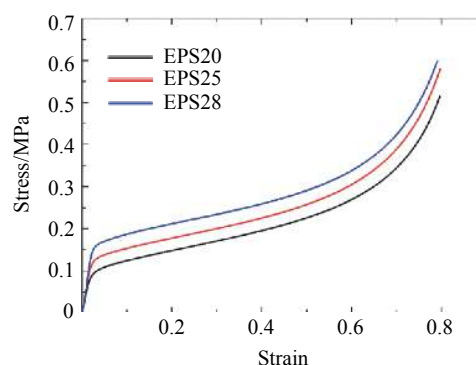


图 3 不同密度 EPS 泡沫在准静态 (0.001 s^{-1}) 压缩下的应力-应变曲线

Fig. 3 Stress-strain curves of EPS foam with different densities under quasi-static compression test (0.001 s^{-1})

$$\frac{E_a}{V} = \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon \quad (1)$$

式中: E_a 为材料吸收的总能量, 单位体积的能量吸收即为当前变形下应力-应变曲线所围成的几何面积。密度较小的泡沫(EPS20)的平台应力较低, 在相同冲击动能作用下, 更容易进入致密段, 即需要更大的变形吸收相同的能量; 相反, 密度较大的泡沫(EPS28)的平台区应力值更大, 在较小的变形下便能吸收相同的能量。对比图4和图5, 以EPS25为参考发现: 在动态加载条件下, 随着密度增大, 平台应力的增量更大, 说明密度对EPS泡沫材料的影响较应变率更显著。

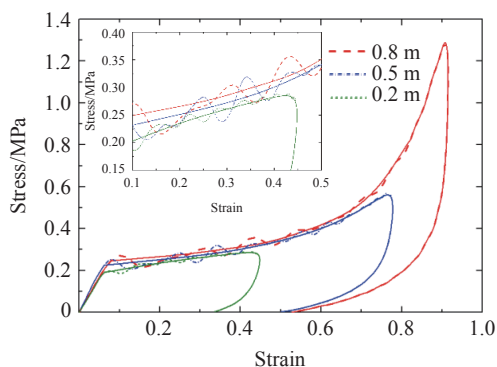


图4 EPS25在不同速度冲击下的应力-应变曲线

Fig. 4 Stress-strain curve of EPS25 under different impact velocities

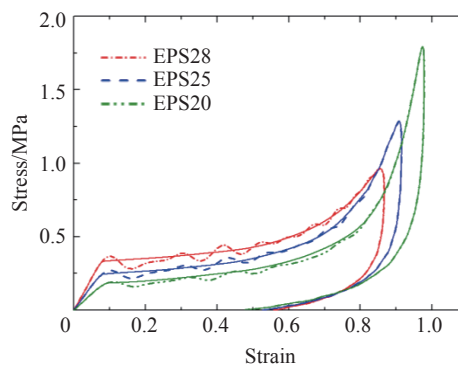


图5 不同密度EPS泡沫在3.960 m/s冲击下的应力-应变曲线

Fig. 5 Stress-strain curve of EPS foam with different densities under the impact velocity of 3.960 m/s

2.3 恒定应变率下的动态压缩力学性能

为了表征EPS泡沫材料的动态压缩特性, 需要对其动态本构关系进行研究。然而, 在落锤冲击试验中, 从冲头下落挤压泡沫, 到在EPS泡沫的反作用下减速直至停止, 试验测得的应变率在初始接触时为最大值, 随后不断减小直至趋于零, 整个加载过程中不同时刻试样的应变率是变化的。为了准确地建立EPS泡沫在动态加载下的本构关系, 需要以恒定应变率形式定义应力-应变关系曲线。根据Nagy等^[15]、Zhang等^[16]的工作, 任意应变处的应力 σ 可以表示为应变率 $\dot{\varepsilon}$ 的函数, 即

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0(\varepsilon) \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{n(\varepsilon)} \quad (2)$$

$$n(\varepsilon) = a + b\varepsilon \quad (3)$$

式中: $\sigma_0(\varepsilon)$ 为参考准静态应变率 $\dot{\varepsilon}_0$ 下的名义应力响应, 本试验中参考准静态应变率 $\dot{\varepsilon}_0 = 0.001 \text{ s}^{-1}$; $n(\varepsilon)$ 是与应变相关的幂指数; a 和 b 为材料常数。为了得到材料常数 a 和 b , 绘制不同应变水平下的应力-应变率关系。由于大部分能量在平台区耗散, 且不同应变率下应力平台段以自相似形式向外发展, 因而在不考虑密实段后期的情况下对该模型作进一步简化, 并引入压缩动态增长因子 (Compression Dynamic Growth Factor, CDIF)

$$\text{CDIF} = \frac{\sigma(\varepsilon)}{\sigma_0(\varepsilon)} = \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^n \quad (4)$$

CDIF 即动态应力与准静态应力的比值, 表示高应变率下应力的增加。在本研究中, $\sigma(\varepsilon)$ 选取应力-应变曲线平台段20%应变和30%应变处的应力, 分别为 $\sigma_{0.2}$ 和 $\sigma_{0.3}$, 在该应变下材料已经进入稳定的平台区, 并且远离致密区。通过确定动态增长因子与应变率之间的函数关系, 可以确定材料在不同应变率下的本构关系。

Ouellet等^[1]给出了EPS泡沫材料在高应变率下的测试结果; Chen等^[6]结合试验发现几种密度不同的泡沫材料的CDIF呈现相似的变化趋势, 并认为被测EPS材料的CDIF与密度无关。这种做法可能忽略了密度是EPS泡沫材料性能的重要影响因素这一事实。表2和表3列出了本试验中3种不同密度EPS泡沫材料的CDIF测试结果。

表 2 EPS 在 20% 应变处的应力与压缩动态增长因子

Table 2 Stress and CDIF of EPS at 20% strain

EPS28			EPS25			EPS20		
Strain rate/s ⁻¹	Stress/MPa	CDIF	Strain rate/s ⁻¹	Stress/MPa	CDIF	Strain rate/s ⁻¹	Stress/MPa	CDIF
0.001	0.212	1.000	0.001	0.178	1.000	0.001	0.144	1.000
0.01	0.244	1.147	0.01	0.197	1.102	0.01	0.159	1.100
76.50	0.282	1.325	80.25	0.235	1.319	87.00	0.170	1.180
140.50	0.314	1.478	144.00	0.251	1.408	148.50	0.182	1.262
184.75	0.352	1.657	188.25	0.266	1.492	191.00	0.199	1.379

表 3 EPS 在 30% 应变处的应力与压缩动态增长因子

Table 3 Stress and CDIF of EPS at 30% strain

EPS28			EPS25			EPS20		
Strain rate/s ⁻¹	Stress/MPa	CDIF	Strain rate/s ⁻¹	Stress/MPa	CDIF	Strain rate/s ⁻¹	Stress/MPa	CDIF
0.001	0.235	1.000	0.001	0.201	1.000	0.001	0.162	1.000
0.01	0.269	1.144	0.01	0.222	1.104	0.01	0.177	1.095
54.75	0.305	1.298	63.25	0.261	1.302	76.00	0.195	1.201
129.00	0.335	1.427	134.75	0.273	1.358	142.00	0.207	1.280
174.75	0.371	1.580	181.50	0.285	1.422	185.75	0.221	1.362

通过拟合发现 CDIF 与应变率的对数呈双线性关系, 如图 6 所示。随着密度的增大, CDIF 越大, 应变率效应越显著。CDIF 与应变率的关系可用如下经验公式表示。

$$CDIF_{(EPS28)} = \begin{cases} 1.2043 + 0.068 \lg \dot{\epsilon}, & 10^{-3} \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} < 112 \text{ s}^{-1} \\ -1.4545 + 1.364 \lg \dot{\epsilon}, & \dot{\epsilon} \geq 112 \text{ s}^{-1} \end{cases} \quad (5)$$

$$CDIF_{(EPS25)} = \begin{cases} 1.1966 + 0.065 \lg \dot{\epsilon}, & 10^{-3} \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} < 118 \text{ s}^{-1} \\ -0.0389 + 0.661 \lg \dot{\epsilon}, & \dot{\epsilon} \geq 118 \text{ s}^{-1} \end{cases} \quad (6)$$

$$CDIF_{(EPS20)} = \begin{cases} 1.1233 + 0.041 \lg \dot{\epsilon}, & 10^{-3} \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} < 122 \text{ s}^{-1} \\ -0.5837 + 0.858 \lg \dot{\epsilon}, & \dot{\epsilon} \geq 122 \text{ s}^{-1} \end{cases} \quad (7)$$

通过对该经验公式进行插值, 得到不同应变率下的 CDIF, 利用参考准静态应变率下的应力-应变曲线, 得到恒定应变率下动态压缩应力-应变曲线。以 EPS28 为例, 其动态压缩本构曲线如图 7 所示。

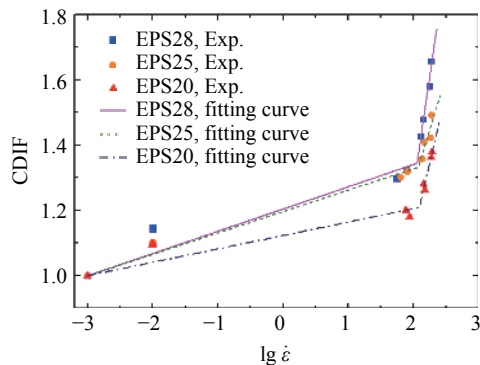


图 6 不同密度 EPS 的应变率与 CDIF 的关系

Fig. 6 Strain rate vs. CDIF for EPS with different densities

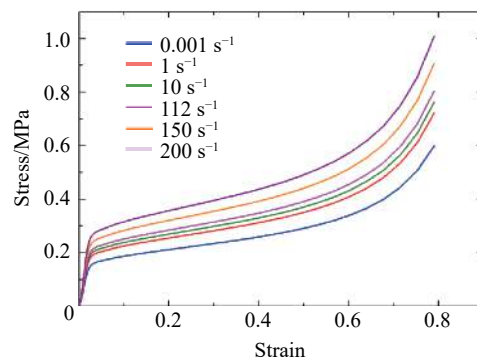


图 7 恒定应变率下 EPS28 的动态压缩本构曲线

Fig. 7 Dynamic compression constitutive curve of EPS28 under constant strain rate

3 本构模型

ABAQUS 和 LS-DYNA 是两种常用于处理冲击问题的有限元程序包, 其内置诸多聚合物泡沫材料模型。本研究选用 4 种不同的材料模型, 以模拟 EPS 泡沫材料的冲击试验, 并将模拟结果与试验数据进行对比。

3.1 基于 ABAQUS 的本构模型

在 ABAQUS 材料库中选择 Low Density Foam 和 Crushable Foam 作为 EPS 泡沫的材料模型。

Low Density Foam 模型能够较好地模拟低密度、高压压缩的弹性体泡沫, 泡沫材料加/卸载后无残余变形。加载时, 该模型要求输入材料的单轴拉伸和压缩名义应力-应变曲线, 同时考虑率相关性, 还需给出不同应变率下的应力-应变曲线。根据试验结果, 输入图 7 所示率相关动态加载曲线。典型的率相关应力-应变曲线如图 8 所示, 其中包含加载和卸载曲线。模型默认泡沫材料的泊松比为零。另外 Low Density Foam 提供材料拉伸失效截止应力, 当最大主应力达到拉伸失效截止应力时, 材料失效, 单元删除, 从而为拉伸失效提供一种可行的方法。材料拉伸失效应力见表 4。

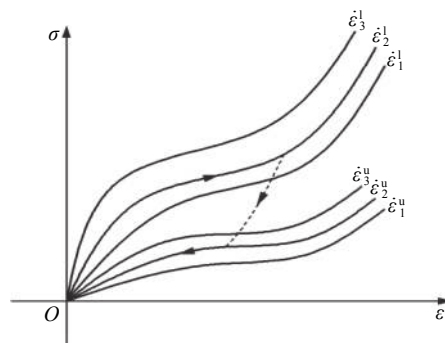


图 8 率相关加/卸载应力-应变曲线

Fig. 8 Rate-dependent loading/unloading stress-strain curves

表 4 基于 Crushable Foam 模型的 EPS28 材料参数

Table 4 EPS28 material parameters based on crushable foam model

Elastic parameters			Plastic parameters				
Poisson's ratio	Modulus/MPa	Density/(kg·m ⁻³)	Plastic Poisson's ratio	Stress/MPa	Plastic strain	Yield stress ratio	Strain rate/s ⁻¹
0	6.213	28	0	0.168	0	1	0.001
				0.219	0.227	1.204	1
				0.265	0.498	1.273	10
				0.341	0.871	1.343	112
				0.446	1.186	1.514	150
				0.599	1.465	1.685	200

Crushable Foam 模型能够较好地模拟可压碎泡沫, 模型默认材料所产生的变形不是瞬时可恢复的, 将其理想化为短时间内的塑性变形。该模型假定材料为各向同性硬化, 即材料在单轴拉伸和压缩时具有相同的力学行为。同时 Crushable Foam 模型需要静水压作用下的初始屈服应力, 以确定任意应力加载下的三维屈服曲面。屈服面代表了偏应力平面内的一系列米塞斯圆。在 p - q 子午应力平面中(其中 p 为静水压应力, q 为米塞斯应力), 屈服面表示中心在原点的椭圆。各向同性硬化模型的屈服面函数定义为

$$F = \sqrt{q^2 + \alpha^2 p^2} - B = 0 \quad (8)$$

该屈服面以几何自相似方式演化, 如图 9 所示。椭圆在 q 轴上的大小 $B = \alpha p_c$, 其中 p_c 为静水压屈服应力。形状因子 α 由单轴压缩的初始屈服应力 σ_c^0 和静水压的初始屈服应力 p_c^0 通过下式计算得到

$$\alpha = \frac{3k}{\sqrt{9 - k^2}} \quad (9)$$

$$k = \frac{\sigma_c^0}{p_c^0} \quad (10)$$

屈服面的演化受等效塑性应变控制, 因此硬化曲线需由单轴压缩屈服应力-塑性应变关系描述。该关系通过单次加载试验测得的名义应力-应变曲线转化得到。根据试验结果(见 图 1), 认为泡沫弹性段和塑性段的泊松比为零, 故屈服应力即工程应力, 则单轴塑性应变 $\varepsilon_{\text{axial}}^p$ 可通过下式计算得到

$$\varepsilon_{\text{axial}}^p = \ln(1 + \varepsilon_{\text{nom}}) - \frac{\sigma}{E} \quad (11)$$

式中: ε_{nom} 为工程应变 (压缩为负), E 为准静态下

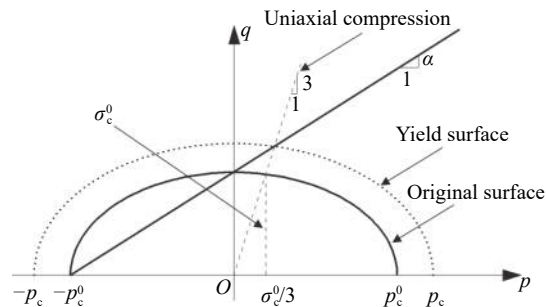


图 9 各项同性硬化模型的屈服面演化

Fig. 9 Evolution of yield surface for isotropic hardened models

的弹性模量。Crushable Foam 模型需与线弹性材料模型共同使用。卸载行为为完全弹性卸载, 存在残余变形。Crushable Foam 模型给出了两种描述材料率相关行为的方法^[17]: 一种是利用 Cowper-Symonds 幂律关系, 拟合塑性应变率 $\dot{\varepsilon}^p$ 与屈服应力比之间的关系曲线, 获得材料的动态本构模型; 另一种则以表格形式输入材料的动态本构模型。本研究采用第 2 种方法, 具体参数由试验测出, 详见 表 4。根据 Ozturk^[18] 的研究, 测定 EPS30 的压缩屈服应力比为 1.1, 将该值用于 EPS28。

3.2 基于 LS-DYNA 的本构模型

LS-DYNA Version 970 为聚合物泡沫材料提供了多种计算用材料模型^[19]。考虑 EPS 的应变率相关性, 选择 MAT57(Mat Low Density Foam)和 MAT163(Mat Modified Crushable Foam)材料模型。

MAT57 模型与 ABAQUS 中的 Low Density Foam 模型相似, 对低密度高压缩性泡沫的模拟效果较好, 可定义拉伸失效破坏, 并通过形状因子和滞后因子控制卸载行为, 通过线性黏弹性定义应变率效应, 表达式如下

$$\sigma_{ij}^t = \int_0^t g_{ijkl}(t-\tau) \frac{\partial \varepsilon_{kl}}{\partial \tau} d\tau \quad (12)$$

式中: $g_{ijkl}(t-\tau)$ 为松弛函数; σ_{ij}^t 为应力张量的增量, σ_{ij}^f 为上一时刻应力张量, 故该时刻的应力张量为 $\sigma_{ij} = \sigma_{ij}^f + \sigma_{ij}^t$ 。定义松弛函数 $g(t) = E_d e^{-\beta_1 t}$, 其中 E_d 为杨氏松弛模量, β_1 为衰减系数。故一维材料动态本构方程为

$$\sigma = \frac{E_d}{\beta_1} \dot{\varepsilon} (1 - e^{-\frac{\beta_1 \varepsilon}{\dot{\varepsilon}}}) + \sigma_0 \quad (13)$$

该模型中材料密度、弹性模量、名义应力-应变曲线由试验数据直接给出, 拉伸失效应力、粘滞阻尼系数、形状因子、卸载滞后因子由文献 [8-9] 获得, 杨氏松弛模量 E_d 和衰减系数 β_1 通过试验数据拟合 (13) 式得到, 详见 表 5。

表 5 基于 LS-DYNA MAT57 模型的 EPS28 材料参数

Table 5 EPS28 material parameters based on LS-DYNA MAT57 model

Density/ (kg·m ⁻³)	Modulus/ MPa	Poisson's ratio	Tension cut-off stress/MPa	Viscous coefficient	Shape factor	Hysteretic unloading factor	E_d /MPa	β_1
28	6.213	0	1	0.1	10	0.1	0.36	169.23

Mat163 与 ABAQUS 中的 Crushable Foam 模型类似, 应用于可压碎泡沫建模, 其中考虑了应变率效应, 并且卸载为完全线弹性。材料的率效应通过一系列率相关的应力-应变曲线定义。如图 10 所示, 每条曲线定义了不同应变率下的屈服应力与体积应变的关系。单轴加载下, 体积应变-屈服应力曲线即名义应力-应变曲线, 由 图 7 给出。表 5 列出了其他所需材料参数。

3.3 本构模型验证

建立如图 11 所示的落锤冲击试验有限元模型, 选择 3 种不同冲击速度工况进行计算。EPS 泡沫下

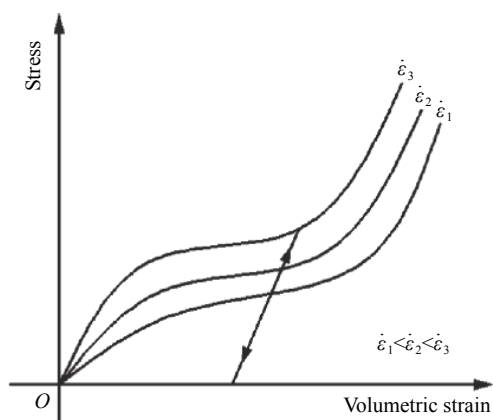


图 10 率相关加载应力-应变曲线及弹性卸载行为

Fig. 10 Rate-dependent loading stress-strain curves and elastic unloading behavior

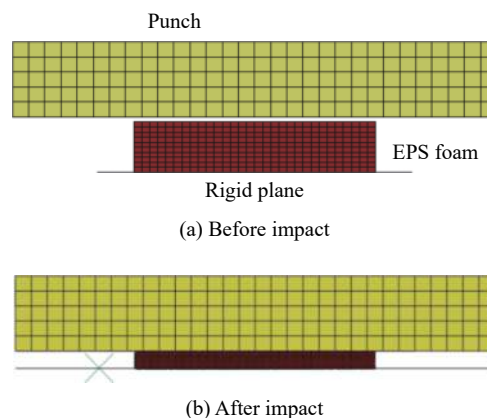
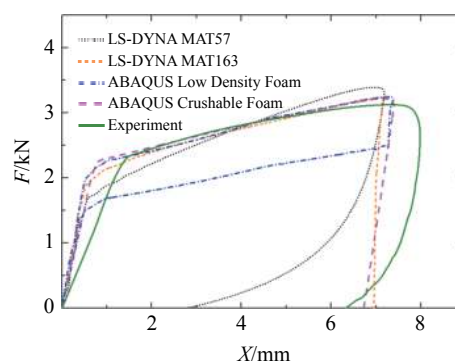
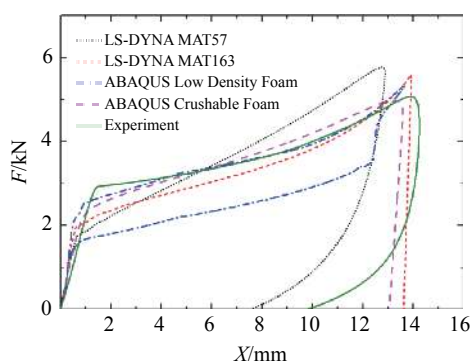
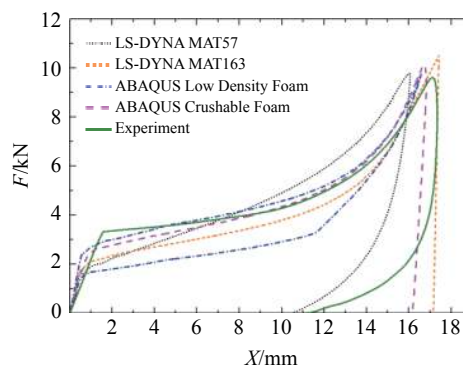


图 11 EPS 泡沫有限元模型变形前后对比

Fig. 11 Comparison of EPS foam FEA model before and after deformation

表面与地面接触,上表面与冲头接触,两种接触面均采用自动面面接触算法。将冲头视为刚体,质量与试验工况一致。LS-DYNA 分析中,为了避免高压下材料局部单元出现畸变,导致负体积错误而计算终止,在泡沫材料内部设置单元间接触,并采用常应力单元。ABAQUS 分析中,采用线性减缩积分单元,并增强沙漏控制。

图 12、图 13 和图 14 给出了各工况下力-位移响应曲线的试验与计算结果对比。响应曲线可分为两部分:加载段和卸载段。在加载段, MAT163、Low Density Foam、Crushable Foam 3 种模型的本构关系均基于 EPS 泡沫在恒定应变率下的动态本构曲线,因此所获得的动态响应曲线吻合较好,能很好地预测峰值载荷,验证了所建立材料动态本构模型的正确性。然而,对于 MAT57 模型,因其通过黏弹性物理模型导出材料的率相关本构关系,因此对于预测 EPS 泡沫材料的加载行为有一定差异。在卸载段,4 种材料模型在预测 EPS 卸载响应时明显不同,其原因在于: MAT57 模型使用卸载滞回因子和形状因子的

图 12 $H=0.2$ m 时 EPS28 仿真结果与试验结果对比
Fig. 12 Simulated and experimental results comparison of $H=0.2$ m for EPS28图 13 $H=0.5$ m 时 EPS28 仿真结果与试验结果对比
Fig. 13 Simulated and experimental results comparison of $H=0.5$ m for EPS28图 14 $H=0.8$ m 时 EPS28 仿真结果与试验结果对比
Fig. 14 Simulated and experimental results comparison of $H=0.8$ m for EPS28

校准方法,通过修正其参数,卸载曲线趋势基本一致;Low Density Foam 默认卸载沿着输入的最低应变率加载曲线进行,同时变形可全部恢复,对比可知该方法不能预测真实试验时 EPS 泡沫存在残余变形的行为;Crushable Foam 和 MAT163 模型默认材料为弹性卸载,保留部分残余变形,与试验结果吻合。因此 LS-DYNA MAT163 和 ABAQUS Crushable Foam 在预测 EPS 泡沫材料的冲击响应特性和加/卸载行为方面具有良好的适用性。

利用 LS-DYNA MAT163 和 ABAQUS Crushable Foam 两种较优模型,模拟 EPS 泡沫材料的缓冲吸能特性,对于预测其他受保护结构的抗冲击破坏能力尤为重要。表 6 列出了 EPS 能量吸收计算值与试验测试值的对比,可见相对误差在 7% 以内,证明了吸能特性预测结果的可靠性。

表 6 MAT163 和 Crushable Foam 预测的吸收能量与试验结果对比

Table 6 MAT163 and Crushable Foam predicted results compared with the test results for absorbed energy

H/m	Absorbed energy/J			Relative error/%	
	Test	MAT163	Crushable Foam	MAT163	Crushable Foam
0.2	19.192	17.949	18.416	6.48	4.04
0.5	46.172	45.087	46.479	2.35	0.66
0.8	71.514	71.308	72.410	0.29	1.25

4 结 论

采用万能材料试验机、落锤式冲击试验装置,对 3 种不同密度的 EPS 泡沫材料进行准静态和动态压缩试验,结果表明:EPS 泡沫材料表现出密度相关性和应变率相关性;随着密度和应变率的增大,应力-应变曲线的平台区应力值增大,而密实区在相同载荷下的应变值减小;密度对平台应力的影响相较于应变率更显著;弹性模量随密度增大变化明显,但随应变率增大几乎不发生变化。基于准静态和动态试验数据,发现不同密度 EPS 泡沫材料的动态增长因子均与应变率的对数呈双线性关系,考虑密度相关性,通过修正获得了 EPS 泡沫材料在恒定应变率下动态本构关系的经验公式。

基于 LS-DYNA 中的 MAT57 和 MAT163 以及 ABAQUS 中的 Low Density Foam 和 Crushable Foam 4 种材料模型,建立了 EPS 泡沫的本构模型,并用于落锤试验仿真计算。对比试验数据发现, MAT163 和 Crushable Foam 模型在预测 EPS 泡沫的冲击特性响应和材料加/卸载行为时吻合较好,所得材料吸能特性的相对误差均在 7% 以内。该结果验证了材料动态本构模型的可靠性,所建立的本构模型能较好地描述材料动态压缩特性,同时表明这两种特定的材料模型在模拟 EPS 泡沫冲击碰撞时具有良好的适用性。

参考文献:

- [1] OUELLET S, CRONIN D, WORSWICK M. Compressive response of polymeric foams under quasi-static, medium and high strain rate conditions [J]. *Polymer Testing*, 2006, 25(6): 731–743.
- [2] CRONIN D S, OUELLET S. Low density polyethylene, expanded polystyrene and expanded polypropylene: strain rate and size effects on mechanical properties [J]. *Polymer Testing*, 2016, 53: 40–50.
- [3] HORVATH J S. Expanded polystyrene (EPS) geofoam: an introduction to material behavior [J]. *Geotextiles and Geomembranes*, 1994, 13(4): 263–280.
- [4] GIBSON L, ASHBY M. Cellular solids: structure and properties [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1997.
- [5] SAINT-MICHEL F, CHAZEAU L, CAVAILLÉ J Y, et al. Mechanical properties of high density polyurethane foams: I. effect of the density [J]. *Composites Science and Technology*, 2006, 66(15): 2700–2708.
- [6] CHEN W, HAO H, HUGHES D, et al. Static and dynamic mechanical properties of expanded polystyrene [J]. *Materials & Design*, 2015, 69: 170–180.
- [7] 王志亮, 诸斌. EPS 泡沫冲击压缩和吸能特性试验研究 [J]. *建筑材料学报*, 2013, 16(4): 630–636.

- WANG Z L, ZHU B. Experimental study on impact compression and energy-absorbing property of expanded polystyrene foam [J]. *Journal of Building Materials*, 2013, 16(4): 630–636.
- [8] LING C, IVENS J, CARDIFF P, et al. Deformation response of EPS foam under combined compression-shear loading. Part I: experimental design and quasi-static tests [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2018, 144: 480–489.
- [9] LING C, IVENS J, CARDIFF P, et al. Deformation response of EPS foam under combined compression-shear loading. Part II: high strain rate dynamic tests [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2018, 145: 9–23.
- [10] LING C, CARDIFF P, GILCHRIST M D. Mechanical behaviour of EPS foam under combined compression-shear loading [J]. *Materials Today Communications*, 2018, 16: 339–352.
- [11] SHAH Q H, TOPA A. Modeling large deformation and failure of expanded polystyrene crushable foam using LS-DYNA [J]. *Modelling and Simulation in Engineering*, 2014: 1.
- [12] OZTURK U E, ANLAS G. Finite element analysis of expanded polystyrene foam under multiple compressive loading and unloading [J]. *Materials & Design*, 2011, 32(2): 773–780.
- [13] 姚小虎, 任会兰, 林荣, 等. 聚合物泡沫材料动态力学性能及其能量吸收研究 [J]. *高压物理学报*, 2012, 26(5): 531–536.
- YAO X H, REN H L, LIN R, et al. Study on dynamic mechanical properties and energy absorption of polymeric foams [J]. *Chinese Journal of High Pressure Physics*, 2012, 26(5): 531–536.
- [14] 郭伟国, 李玉龙, 索涛. 应力波基础简明教程 [M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2007: 120–154.
- [15] NAGY A, KO W L, LINDHOLM U S. Mechanical behavior of foamed materials under dynamic compression [J]. *Journal of Cellular Plastics*, 1974, 10(3): 127–134.
- [16] ZHANG J, KIKUCHI N, LI V, et al. Constitutive modeling of polymeric foam material subjected to dynamic crash loading [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 1998, 21(5): 369–386.
- [17] ABAQUS analysis user's manual version 2017 [M]. ABAQUS Inc., 2017.
- [18] OZTURK U E. Mechanical behavior of low density polymeric foams under multiple loading and unloading [D]. Turkey: Bogazici University, 2008.
- [19] LS-DYNA theory manual version Vol. R7.1 [M]. Livermore: Livermore Software Technology, 2006.

Dynamic Compression Characteristics of Polystyrene Foam Materials

LEI Zhongqi¹, YAO Xiaohu¹, LONG Shuchang¹, CHANG Jianhu², WANG Haibo²

(1. *Department of Engineering Mechanics, School of Civil Engineering and Transportation,*

South China University of Technology, Guangzhou 510640, China;

2. Hefei Midea Refrigerator Division, Hefei 230601, China)

Abstract: The quasi-static and dynamic compression tests of expanded polystyrene (EPS) foam material were carried out through a universal material tester and a drop-weight impact machine. The density and loading rate effects of the dynamic compression characteristics for the polystyrene foam material were discussed. By considering the density correlation, the empirical formula of dynamic constitutive relation under constant strain rate was modified based on the drop-weight test data. The constitutive model of EPS foam was established based on the material finite element models of MAT57, MAT163 in LS-DYNA, and Low Density Foam and Crushable Foam in ABAQUS. By simulating the impact process of drop-weight and comparing with the test results, it shows that MAT163 and Crushable Foam model can predict the dynamic response and energy absorption performance better. The results verify the reliability of the dynamic constitutive model. Meanwhile, it shows that these two specific material models have good applicability in simulating the impact problem of EPS foam.

Keywords: polystyrene foam; strain rate; density; dynamic compression characteristics; constitutive model

DOI: 10.11858/gywlxb.20180656

冲击荷载下植物纤维增强高聚物复合材料的力学性能

马东方^{1,2}, 马伯翰², 张幸铨¹

(1. 宁波大学科学技术学院, 浙江 宁波 315211;

2. 宁波大学力学与材料科学研究中心, 浙江 宁波 315211)

摘要: 植物纤维代替人造纤维作为填充体的增强高聚物复合材料可用于汽车、航空航天等工业。选用一定含量的植物纤维及其他填充材料增强高聚物复合材料, 在万能材料试验机和分离式霍普金森杆实验装置上进行不同应变率下准静态和动态冲击拉伸及压缩实验。结果显示, 在植物纤维中加入少量的纳米黏土颗粒和长玻璃纤维能够较大地提高复合材料的力学性能。使用扫描电子显微镜对不同应变率拉伸下的回收试件断口进行微观分析, 揭示了植物纤维增强高聚物复合材料在不同应变率下的断裂特性。

关键词: 植物纤维; 高聚物复合材料; 分离式霍普金森杆; 断裂特性

中图分类号: O347.3

文献标识码: A

纤维增强高聚物复合材料具有良好的力学性能, 广泛应用于航空、汽车、体育运动等工业中^[1-2]。较为常见的植物纤维(如亚麻纤维、大麻纤维、黄麻纤维等)与传统的人造纤维(玻璃纤维、碳纤维)相比, 具有更好的力学性能, 同时还具有价格低、密度小、易成型、能降解且可循环再生等优点。近年来, 植物纤维代替传统的人造纤维增强高聚物复合材料引起了众多研究者的兴趣。然而, 亲水基的植物纤维与憎水基复合材料基体之间很难融合。为了改善二者之间的混合, 通常采用化学方法(碱液、乙酰、硅烷等)对植物纤维表面进行修饰^[3-7], 同时加入偶联剂——马来酸酐(MAPP)改性热塑性基体材料, 使植物纤维与基体材料通过挤塑或压塑等方法进行充分混合^[8-10]。

目前对纤维增强复合材料尤其是植物纤维增强高聚物复合材料的研究, 大多集中在植物纤维的表面处理以及准静态拉伸、压缩及剪切的力学性能上^[11-13]。Ahmad等^[14]发现复合材料的拉伸性能随着植物纤维含量的增加而变好。Sain等^[15]研究了准静态荷载下低分子量的MAPP对各类植物纤维(如牛皮纸浆、大麻等)增强聚丙烯的影响, 结果显示, 合适含量的MAPP能有效增强复合材料的拉伸性能。然而, 由复合材料制成的结构构件经常遭受高速冲击或爆炸荷载, 为准确描述冲击荷载下的结构响应, 需要精确获得复合材料的动态力学性质, 另外结构构件的最终断裂往往是动态过程, 因此有必要对植物纤维增强高聚物复合材料在冲击荷载下的力学特性进行研究。

本研究采用Instron万能材料试验机及分离式Hopkinson拉伸(SHTB)和压缩(SHPB)实验系统, 研究一定含量经表面修饰后的植物纤维增强聚丙烯复合材料在不同应变率下的力学性能。为改善植物纤维与热塑性基体材料之间的粘结强度并使植物纤维均匀分散在基体材料中, 在填料中加入少量经修饰的纳米黏土颗粒(M-clay)和长玻璃纤维(LGF)。利用扫描电子显微镜(SEM)观测典型回收试件的断口表面形貌, 揭示植物纤维增强高聚物复合材料在不同应变率下的断裂特性。

* 收稿日期: 2018-10-15; 修回日期: 2018-12-21

基金项目: 国家自然科学基金(11502074)

作者简介: 马东方(1981—), 男, 博士, 讲师, 主要从事结构与材料动态响应研究。

E-mail: madongfang@nbu.edu.cn

1 复合材料制备

选用较常用的植物纤维——黄麻(Jute)作为增强材料,基体为热塑性材料聚丙烯(PP)。为使亲水基的植物纤维与憎水基的基体材料之间更好地融合,使用三乙氧基硅烷及三甲氧基甲硅烷修饰黄麻纤维。将经硅烷表面处理后的黄麻纤维与聚丙烯在双螺杆热注塑机中进行混料。需要注意的是,为使材料充分融合,需要调节各个单元块的温度及螺杆速度,混料时尽量避免黄麻植物纤维长时间经受高温。采用热挤注机将混合好的复合材料挤注成型,加工成如图 1 和图 2 所示的试件。受挤注模具的限制,需先将复合材料挤注成片状样品,然后切割加工成如图 1(b)和图 1(c)所示的试件,用于 SHPB 和 SHTB 实验。

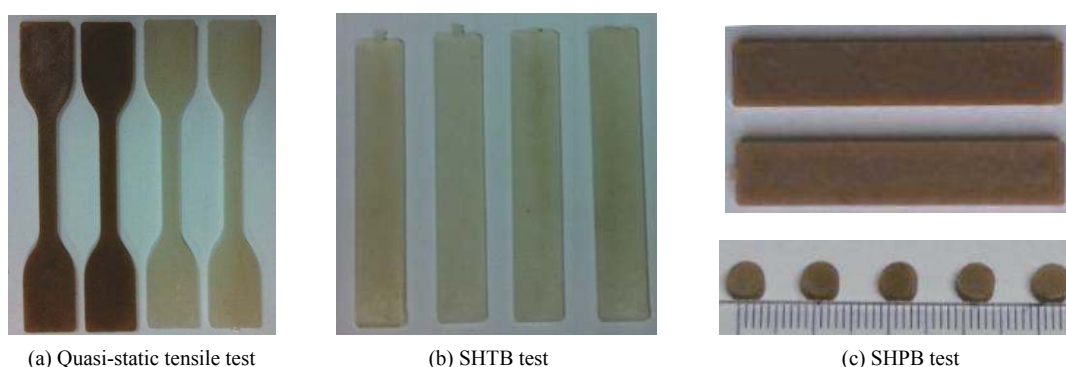


图 1 复合材料挤注成型试件

Fig. 1 Extrusion molding composite specimens

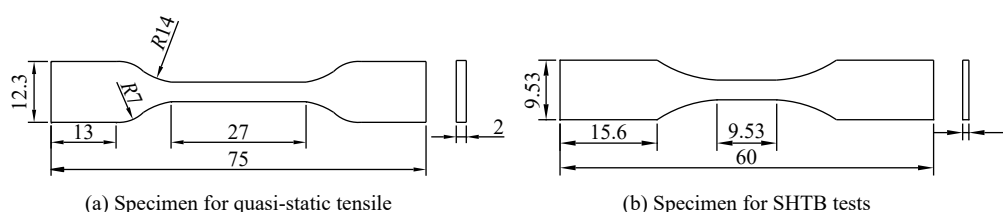


图 2 试件几何尺寸(单位: mm)

Fig. 2 Dimensions of specimens (Unit: mm)

经测试发现,经表面修饰后的植物纤维与基体材料的粘结强度不高,且植物纤维极易从基体材料中拔出,这可能是由于黄麻纤维在热塑性基体材料中分散不均匀,容易发生簇团。为解决该问题,在基体材料中加入少量的经硅烷修饰并用环氧树脂插入的纳米黏土颗粒(M-clay)。

曾广胜等^[16]研究发现,植物纤维增强复合材料的抗拉性能随着纤维含量的增加而增强,但纤维含量超过一定量时,复合材料的抗拉性能反而降低。经过反复的配比及试验发现,当植物纤维的质量分数为 30% 时,可以得到比较理想的增强效果,与我们的试验结果基本一致。据此,本研究选用质量分数为 30% 的经修饰后的黄麻纤维,分别添加少量的纳米黏土颗粒(质量分数 5%)和长玻璃纤维(质量分数 4%)等填充材料,与聚丙烯充分混合成不同的复合材料,然后分别采用 Instron 万能材料试验机和 SHTB、SHPB 实验系统,进行不同填料增强的聚丙烯复合材料在不同应变率下的力学性能研究。

2 准静态和动态拉伸及压缩实验

采用 Instron 万能材料试验机,对不同填料增强复合材料进行准静态拉伸和压缩实验,应变率均控制在 10^{-3} s^{-1} 。采用接触式引伸计同步测量试件在准静态拉伸过程中的平均应变。

采用 SHTB 实验系统进行高应变率下植物纤维增强高聚物复合材料的冲击拉伸实验。SHTB 实验

系统中, 采用高压气体驱动长度为 400 mm 的子弹, 在长度为 4700 mm、直径为 19 mm 的入射杆及相同直径的透射杆中产生拉伸波, 入射杆和透射杆上的应变片记录入射、反射和透射脉冲信号, 由动态应变仪将其转化成电信号。考虑到透射信号较弱, 用灵敏度较高的半导体应变片增强透射信号。因复合材料板条试件无法直接与中空的入射杆及透射杆连接, 采用与入射杆及透射杆直径相同、材料接近的特殊转化夹具将试件与杆连接, 如图 3 所示。特殊夹具包括两部分: 带有刻槽的部分用螺杆与入射杆、透射杆连接, 用高强度胶将板条试件粘在刻槽内, 为避免应力集中, 仅将试件的矩形段与夹具粘结; 将夹具的另一部分与带刻槽的部分用高强胶粘结。为近似满足 SHTB 实验中某一段时间内试件的应力和应变处于均匀状态, 对板条试件进行优化设计, 优化后的试件尺寸如图 2 所示。优化后的板条试件在 SHTB 装置上进行不同应变率 ($100 \sim 1200 \text{ s}^{-1}$) 下的动态拉伸实验, 通过调节高压气室的气压改变子弹的冲击速度。

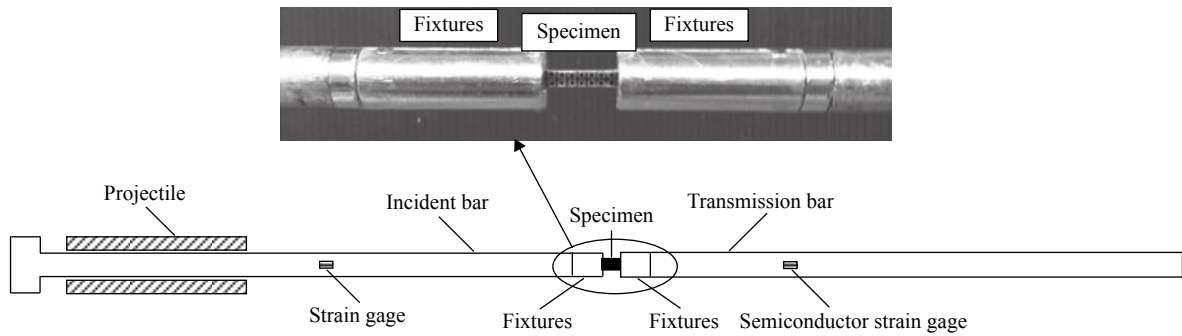


图 3 SHTB 实验装置示意图

Fig. 3 Schematic diagram of SHTB experimental setup

采用 SHPB 实验系统对直径为 6 mm、高度为 3.2 mm 的圆柱形试件进行高应变率冲击压缩实验, 其中入射杆、透射杆及吸收杆的直径均为 14 mm。实验过程中, 通过调节气室压力改变圆柱形子弹的冲击速度。

基于一维弹性波理论^[17], SHTB 和 SHPB 实验中试件的应力 $\sigma(t)$ 、应变 $\varepsilon(t)$ 和应变率 $\dot{\varepsilon}(t)$ 由下式给出

$$\sigma(t) = \frac{A_0}{A_s} E_0 \varepsilon_t(t) \quad (1)$$

$$\varepsilon(t) = -\frac{2C_0}{L_s} \int_0^t \varepsilon_r(t) dt \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = -\frac{2C_0}{L_s} \varepsilon_r(t) \quad (3)$$

式中: $\varepsilon_r(t)$ 和 $\varepsilon_t(t)$ 分别为反射波和透射波的应变信号, A_0 为入射杆和透射杆的横截面面积, L_s 和 A_s 分别为试件有效段的长度和横截面积, C_0 为入射杆和透射杆的弹性波速。

3 准静态和动态实验结果

使用 Instron 万能材料试验机对不同填料增强的高聚物复合材料进行准静态拉伸和压缩实验。为了减小材料不均匀以及实验过程引入的误差, 对每种复合材料分别选取 5 个有效结果进行平均, 不同材料的准静态拉伸、压缩的应力-应变曲线如图 4 所示。结果显示, 加入少量经修饰后的纳米黏土颗粒和长玻璃纤维后, 复合材料的抗拉强度有较大提升, 并且压缩性能也有所改善, 断裂应变无明显降低。

采用 SHTB 和 SHPB 实验装置分别进行植物纤维增强高聚物复合材料在不同应变率下的冲击拉伸及压缩实验。由于板条试件与 SHTB 实验装置由专门夹具连接, 冲击拉伸过程中除了试件有效段发生变形之外, 板条试件的过渡段和夹具也可能发生变形。为了精确测量试件有效段的应变, 采用非接触式应变测量方法。申海艇等^[18] 分析了数字图像相关性全场应变方法与采用 (2) 式所得应变之间的差

异,并验证了数字图像相关性全场应变分析在SHTB实验中的有效性。据此,引入参数 K 对(2)式进行修正并加以验证,修正后的结果为 $\varepsilon(t) = -\frac{2KC_0}{L_s} \int_0^t \varepsilon_r(t) dt$ 。为了得到真实可靠的实验结果,对不同填料增强复合材料在相同应变率下进行多次重复实验,将相同应变率下的10次有效实验数据进行平均,典型的实验结果如图5所示。填充材料及应变率均对复合材料的应力-应变曲线有较显著的影响,植物纤维

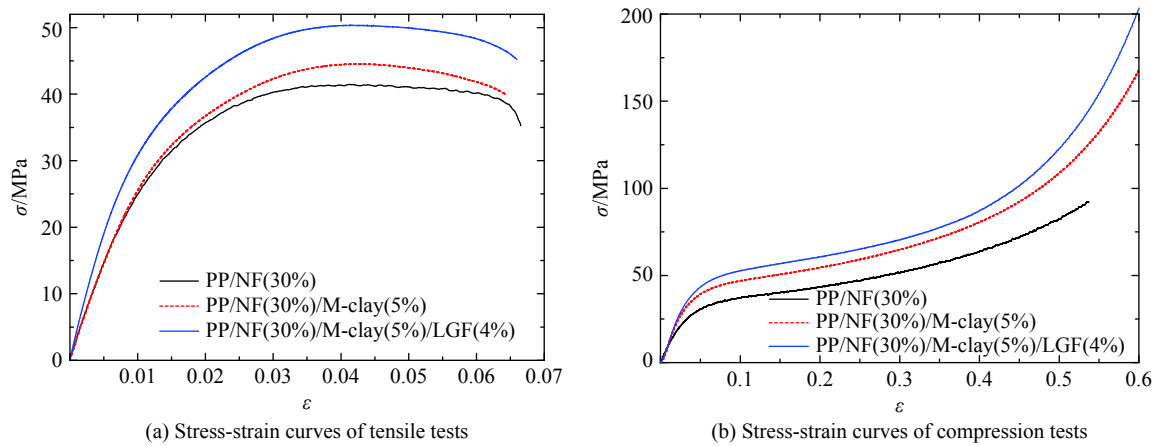


图4 含不同填料的植物纤维增强高聚物复合材料的典型准静态实验结果

Fig. 4 Typical quasi-static experimental results of natural fiber reinforced PP composites with different fillings

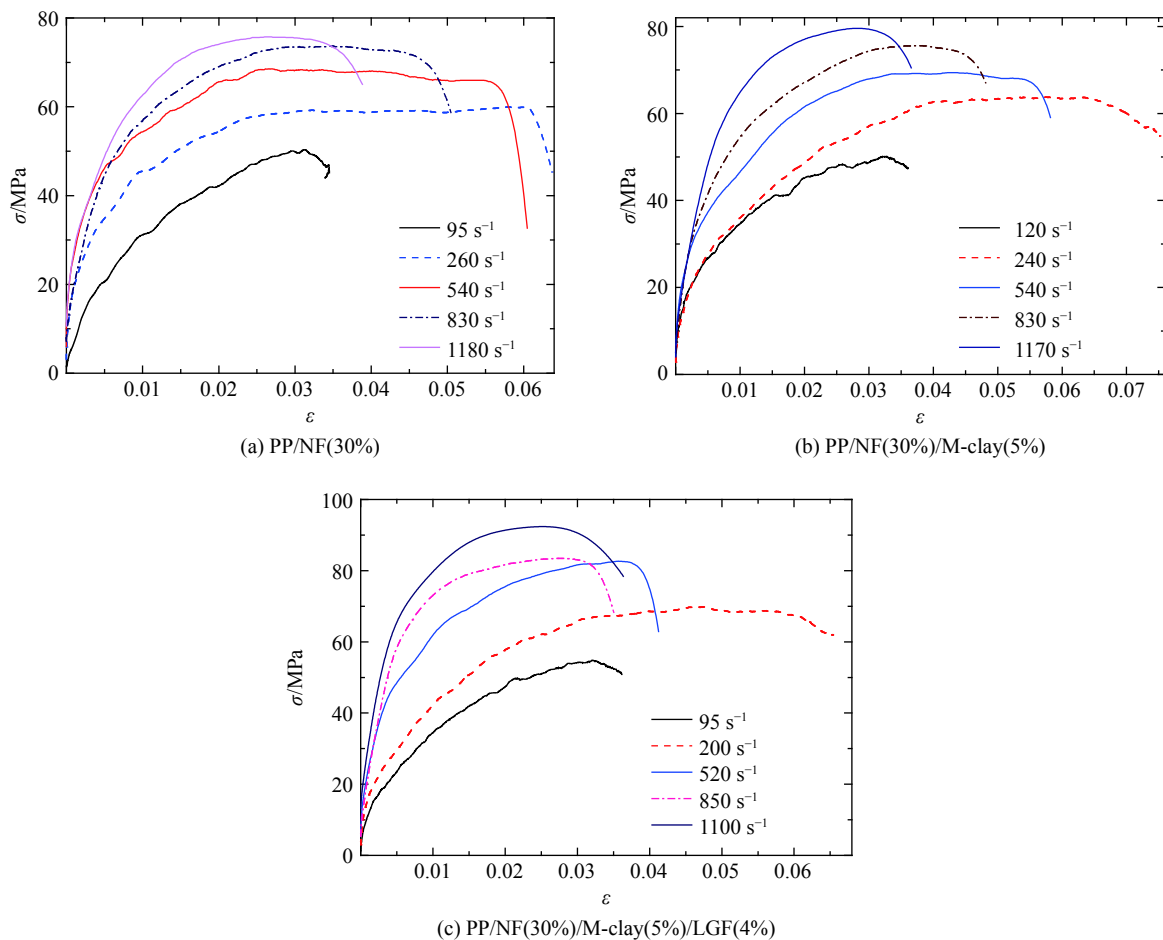


图5 不同应变率下含不同填料的植物纤维增强高聚物复合材料典型SHTB实验结果

Fig. 5 Typical SHTB experimental results of natural fiber reinforced PP composites with different fillings at different strain rates

维增强高聚物复合材料的拉伸性能均随着应变率的增加而增加,而失效应变则随之降低。需要指出的是:图 5 中当应变率在 100 s^{-1} 左右时,首次冲击荷载下复合材料板条试件没有发生断裂,应力-应变曲线的陡降是由于 SHTB 实验的应力历史引起(试件在实验中遭受多次冲击拉伸)。当 SHTB 实验中子弹的冲击拉伸速度较大时,首次冲击作用下试件被拉伸致断裂;而当应变率超过 200 s^{-1} 后,应力-应变曲线的陡降则是由于试件断裂造成的。加入少量纳米黏土颗粒后,植物纤维增强高聚物复合材料的力学性能有一定程度提高,但增强效果达不到传统纤维增强效果,在 30% 的黄麻纤维内加入 5% 经修饰后的纳米黏土颗粒及少量的长玻璃纤维之后,相同的应变率下其抗拉强度较前者提高 15%~20%,并且延性并无明显降低。

为了进一步研究植物纤维增强热塑性基体材料的力学性能,在 SHPB 实验系统中进行冲击压缩实验。由于试件与入射杆、透射杆之间的接触较为紧密,实验过程中只有圆柱形试件产生变形。此外,试件的直径与入射杆及透射杆直径差别较大,很难用非接触式应变测量系统准确测量。因此,植物纤维及其填料增强的不同高聚物复合材料实验中的应力、应变及应变率由(1)式~(3)式给出。不同应变率下,不同复合材料典型的应力-应变曲线如图 6 所示。可以看出:植物纤维增强高聚物复合材料压缩性能的应变率效应也较为明显;植物纤维中增添一定量的纳米黏土颗粒可提高复合材料的抗压性能,而在填料中添加少量的长玻璃纤维对抗拉性能的提高并不显著。

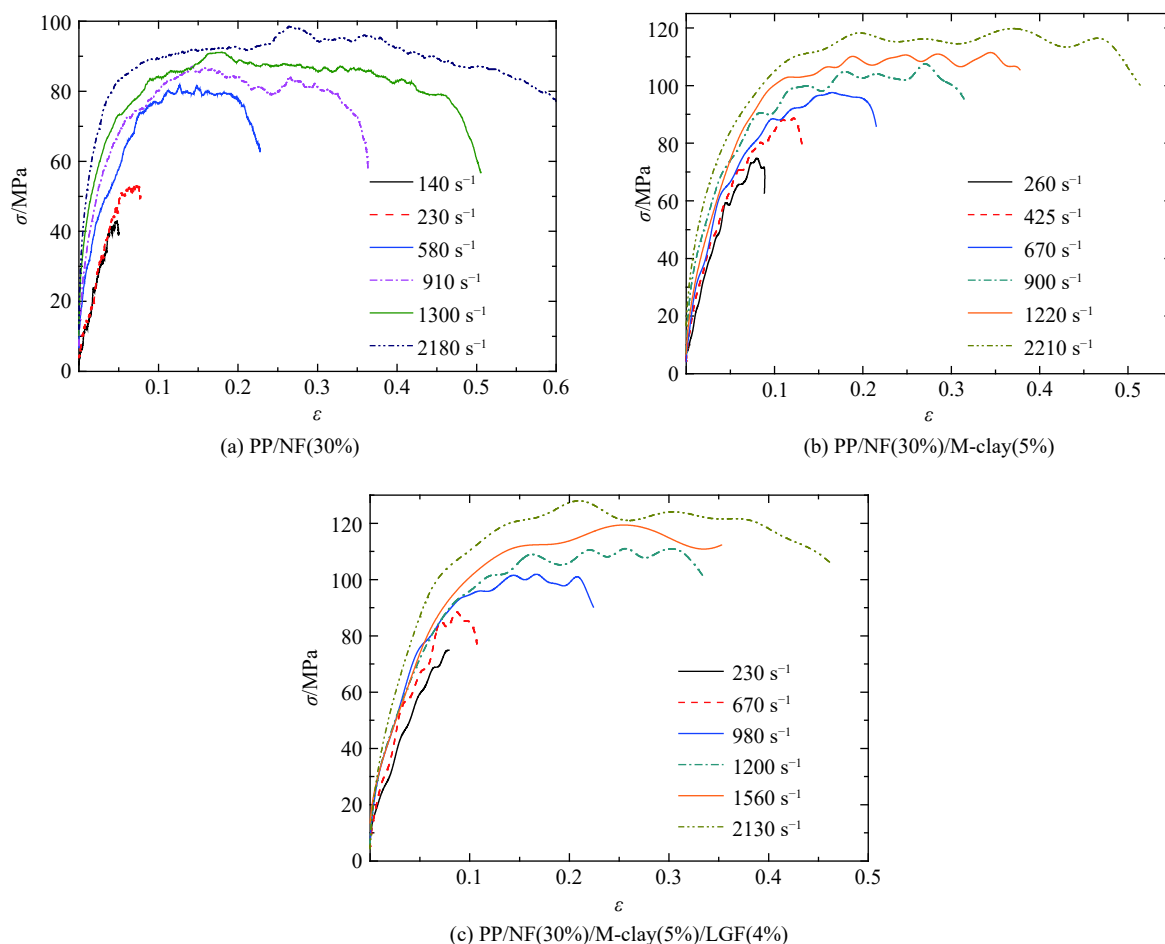


图 6 不同应变率下含不同填料的植物纤维增强高聚物复合材料的典型 SHPB 实验结果

Fig. 6 Typical SHPB experimental results of natural fiber reinforced PP composites at different strain rates

4 复合材料的断裂特性分析

通过观察不同应变率拉伸实验后回收的典型试件发现,试件拉伸断口比较平直,且断裂位置随

机。为了进一步研究植物纤维增强高聚物复合材料的断裂特性,采用 SEM 观测回收试件的断口,典型结果如图 7 所示。需要说明的是,在较低的拉伸应变率(小于 200 s^{-1})下,首次冲击拉伸下板条试件没有发生断裂,为此本研究只列出首次拉伸荷载下发生断裂的试件断口 SEM 图像。准静态拉伸下,不同填料增强的高聚物复合材料的断口均出现较多的韧窝。这可能是由于热塑性基体材料在拉伸过程中首先发生变形,纤维与基体发生相互作用,当荷载不大时,纤维没有被拔出或拉断,而是随着基体材料共同变形;随着荷载的逐渐增加,基体材料达到极限承载力后发生失效,荷载主要由纤维承担,最终纤维被拉断或拔出,在断口上留下韧性基体材料的失效韧窝。然而,随着应变率的增加,试件断口上的韧窝逐渐消失,断口呈现脆性断裂标志的河流状,并且长玻璃纤维和植物纤维被拉断或拔出得越来越多。同时发现,植物纤维增强高聚物复合材料在拉伸过程中植物纤维被拔出或撕裂,并且随着应变率的增加,纤维被撕裂的数量逐渐增多。这是由于基体材料的强度较低,部分纤维迅速承担大部分荷载而达到其失效条件,纤维断裂或被拔出,而此时基体材料来不及参与变形,使得断口表面没有出现韧窝。从图 7 中也可以看出,增加纳米黏土颗粒后,植物纤维与基体材料之间的结合更加紧密,少量的长玻璃纤维还能增加高聚物复合材料的抗拉强度。

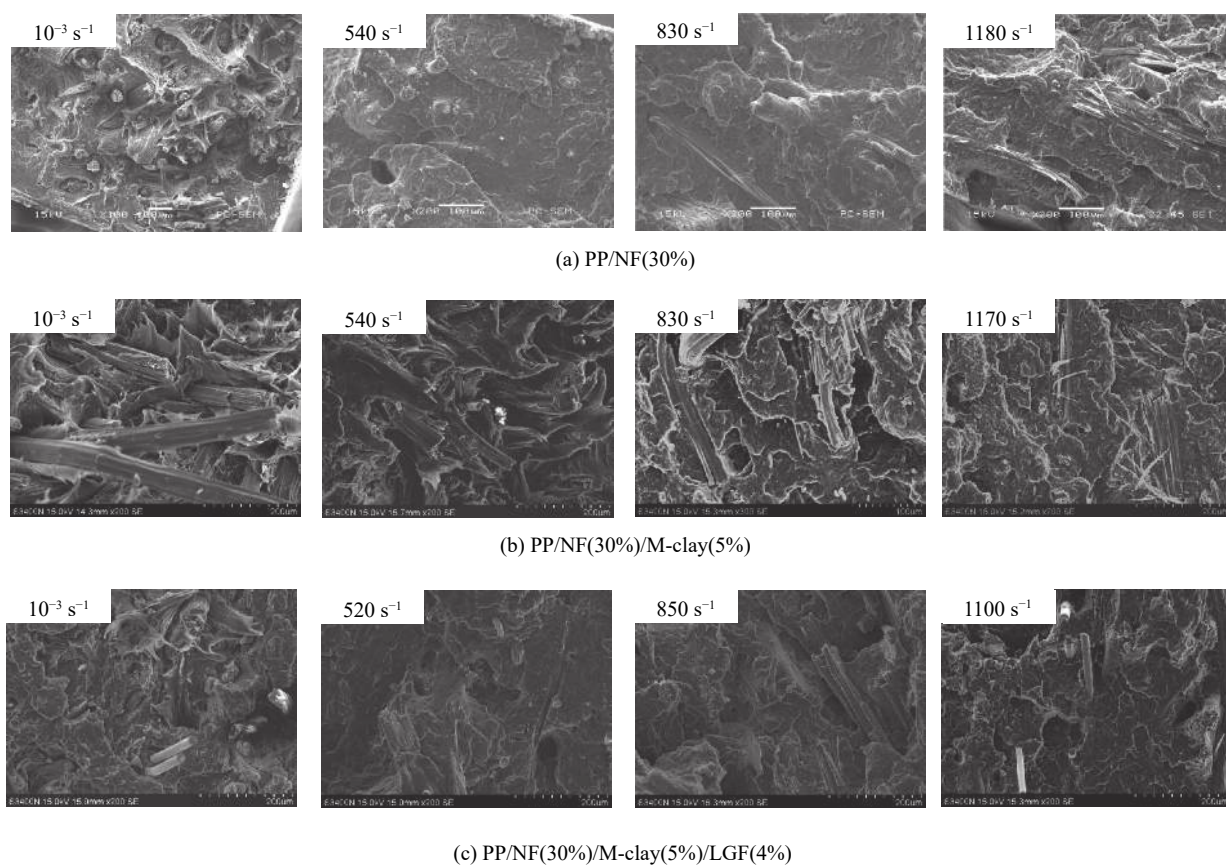


图 7 不同应变率下典型拉伸实验后回收试件断裂表面的 SEM 图像

Fig. 7 SEM images of fracture surface of recovered tensile specimens at different strain rates

植物纤维增强高聚物复合材料 SHPB 实验的典型回收试件形貌如图 8 所示。可见,准静态实验中试件并没有压碎,而呈现出延性材料的特性。在 SHPB 实验中,试件均发生不同程度的破坏;随着应变率的增加,破坏程度增加,并且破坏始于试件中心,随后向周围蔓延,断裂面与水平面的夹角约为 40° 。

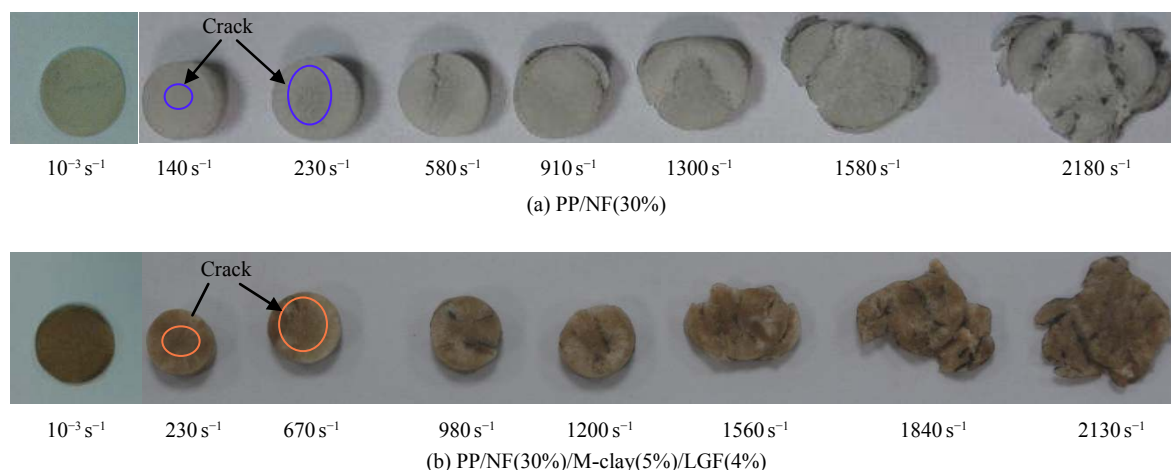


图 8 不同应变率下典型的压缩实验回收试件

Fig. 8 Typical recovered specimens of dynamic compressive tests at different strain rates

5 结 论

采用双螺杆挤出机将经表面处理的植物纤维及其他增强材料与聚丙烯均匀混合形成复合材料, 由热挤注机加工成型。采用万能材料试验机及 SHTB、SHPB 实验装置, 对一定含量的植物纤维及其他填充材料增强聚丙烯复合材料进行准静态和动态拉伸及压缩实验, 用 SEM 观测典型回收试件的断裂表面, 得到以下主要结论:

(1) 在一定量的植物纤维中加入少量经修饰后的纳米黏土颗粒和长玻璃纤维等填料, 能够明显提高聚丙烯复合材料的抗拉性能, 植物纤维增强高聚合物复合材料的拉伸强度及失效时的应变均与应变率相关;

(2) 在填充材料中添加少量的纳米黏土颗粒可以提高复合材料的抗压强度, 并且随着应变率的增加, 破坏程度增加, 而破坏开始于试件中心, 随后向周边蔓延, 断裂面与水平面的夹角约为 40° ;

(3) 准静态拉伸致断裂的断口形貌与冲击荷载下的断口形貌完全不同, 准静态拉伸断裂伴随韧性断裂特征, 而冲击拉伸断裂则更多表现为脆性断裂特性。

参考文献:

- [1] AL-HAIK M S, GARMESTANI H, SAVRAN A. Explicit and implicit viscoplastic models for polymeric composite [J]. *International Journal of Plasticity*, 2004, 20(10): 1875–1907.
- [2] KONTOU E, KALLIMANIS A. Thermo-visco-plastic behaviour of fibre-reinforced polymer composites [J]. *Composites Science and Technology*, 2006, 66(11/12): 1588–1596.
- [3] VALADEZ-GONZALEZ A, CERVANTES-UC J M, OLAYO R, et al. Chemical modification of henequen fibers with an organosilane coupling agent [J]. *Composites Part B: Engineering*, 1999, 30(3): 321–331.
- [4] RAY D, SARKAR B K, RANA A K, et al. Effect of alkali treated jute fibres on composite properties [J]. *Bulletin of Materials Science*, 2001, 24(2): 129–135.
- [5] MISHRA S, MISRA M, TRIPATHY S S, et al. Graft copolymerization of acrylonitrile on chemically modified sisal fibers [J]. *Macromolecular Materials and Engineering*, 2001, 286(2): 107–113.
- [6] JOSEPH K, THOMAS S, PAVITHRAN C. Effect of chemical treatment on the tensile properties of short sisal fibre-reinforced polyethylene composites [J]. *Polymer*, 1996, 37(23): 5139–5149.
- [7] VAN DE WEYENBERG I, IVENS J, DE COSTER A, et al. Influence of processing and chemical treatment of flax fibres on their composites [J]. *Composites Science and Technology*, 2003, 63(9): 1241–1246.
- [8] LEE B H, KIM H J, YU W R. Fabrication of long and discontinuous natural fiber reinforced polypropylene biocomposites and

- their mechanical properties [J]. *Fibers and Polymers*, 2009, 10(1): 83–90.
- [9] TUNGJITPORNKULL S, SOMBATSOMPOP N. Processing technique and fiber orientation angle affecting the mechanical properties of E-glass fiber reinforced wood/PVC composites [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209(6): 3079–3088.
- [10] LI X, PANIGRAHI S, TABIL L G. A study on flax fiber-reinforced polyethylene biocomposites [J]. *Applied Engineering in Agriculture*, 2009, 25(4): 525–531.
- [11] SHOKRIEH M M, OMIDI M J. Tension behavior of unidirectional glass/epoxy composites under different strain rates [J]. *Composite Structures*, 2009, 88(4): 595–601.
- [12] HARGITAI H, RÁCZ I, ANANDJIWALA R D. Development of hemp fiber reinforced polypropylene composites [J]. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2008, 21(2): 165–174.
- [13] FACCA A G, KORTSCHOT M T, YAN N. Predicting the tensile strength of natural fibre reinforced thermoplastics [J]. *Composites Science and Technology*, 2007, 67(11/12): 2454–2466.
- [14] AHMAD I, BAHARUM A, ABDULLAH I. Effect of extrusion rate and fiber loading on mechanical properties of Twaron fiber-thermoplastic natural rubber (TPNR) composites [J]. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2006, 25(9): 957–965.
- [15] SAIN M, SUHARA P, LAW S, et al. Interface modification and mechanical properties of natural fiber-polyolefin composite products [J]. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2005, 24(2): 121–130.
- [16] 曾广胜, 徐成, 林瑞珍, 等. 植物纤维增强聚丙烯复合材料力学性能的研究 [J]. *包装学报*, 2011, 3(1): 44–47.
- ZENG G S, XU C, LIN R Z, et al. Exploration of mechanical performances of fiber reinforced PP composites [J]. *Packaging Journal*, 2011, 3(1): 44–47.
- [17] WANG L L. Foundation of stress wave [M]. Oxford, UK: Elsevier, 2007: 17–22.
- [18] 申海艇, 蒋招秀, 王贝壳, 等. 基于超高速相机的数字图像相关性全场应变分析在 SHTB 实验中的应用 [J]. *爆炸与冲击*, 2017, 37(1): 15–20.
- SHEN H T, JIANG Z X, WANG B K, et al. Full field strain measurement in split Hopkinson tension bar experiments by using ultra-high-speed camera with digital image correlation [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2017, 37(1): 15–20.

Mechanical Properties of Natural Fiber Reinforced Polymer Composites under Impact Loading

MA Dongfang^{1,2}, MA Bohan², ZHANG Xingqiang¹

(1. College of Science & Technology, Ningbo University, Ningbo 315211, China;

2. Mechanics and Materials Science Research Center, Ningbo University, Ningbo 315211, China)

Abstract: Natural fiber, replacing conventional reinforced as its various advantages, often are embedded in weaker material for reinforcing the materials. Natural fiber reinforced polymer composites are widely used in application of automotive construction, aerospace, etc. as special engineering material because of outstanding mechanical properties. In this paper, the uniaxial tension and compression tests of polymer composites filled with constant content natural fiber and other filler were examined on universal testing machine and split Hopkinson bar at different strain rates. The test results show that the mechanical properties of natural fiber reinforced polymer composite are significantly improved by additional modified nano clay and long glass fiber. The fracture surface of recovered specimen of different strain rates were observed by using scanning electron microscope (SEM), and the tensile failure characteristics was revealed.

Keywords: natural fiber; polymer composite; split Hopkinson bar; failure characteristics

纤维金属层合板的抗爆性能及失效机理

张磊¹, 马小敏¹, 李如江², 李鑫¹, 吴桂英¹

(1. 太原理工大学力学学院, 山西 太原 030024;

2. 中北大学化工与环境学院, 山西 太原 030051)

摘要: 采用爆炸冲击摆锤系统, 对玄武岩纤维-铝合金层合板和碳纤维-铝合金层合板进行了爆炸加载实验。实验中通过改变炸药质量获得不同的加载冲量, 分析了载荷冲量、结构组合形式以及纤维类型对纤维金属层合板变形/失效模式的影响。实验中观察到分层、基质失效、金属撕裂、塑性大变形等典型的变形失效模式。实验结果表明: 随着冲量的增加, 纤维金属层合板中铝合金层的塑性变形以及纤维层的损伤区域不断增大; 纤维金属层合板相对于单一的金属层合板具有更优异的抗冲击性能。

关键词: 纤维金属层合板; 爆炸载荷; 变形/失效模式; 抗爆性能

中图分类号: O382.1

文献标识码: A

随着高新技术的发展以及材料一体化设计新理念的日趋成熟, 同时具备高比强度、高比刚度以及优良耐腐蚀和耐疲劳性等特性的超混杂复合材料在航空航天、汽车工业、国防科技等高新技术领域得到了广泛应用。纤维-金属层合板(Fiber Metal Laminates, FML)是金属或合金材料与纤维复合材料通过交替层铺, 在特定温度和压力作用下结合而成的新型超混杂复合材料。近年来, 结构在爆炸载荷作用下的动力响应逐渐成为热点问题, 然而对于轻质材料或复合材料在爆炸载荷作用下动力响应的实验报道却较少。FML结合了纤维的抗疲劳性和高比强度以及金属的高断裂韧性和优良的抗冲击性能的特点^[1-5], 在许多高新技术领域得到了广泛应用。纤维-金属层合结构的概念早在1950年就被提出, 经过几十年的发展, 人们已经对其基本静力学行为和低速冲击下的动力学行为有了一定的了解^[6-7], 但是强动载荷下的动力学行为研究却相对较少^[8-10]。Lemanski等^[11-12]研究了玻璃纤维铝合金层合板在局部爆炸加载下的动力响应, 探究了层叠方式对结构响应的影响。Fleisher^[13]研究了FML行李箱的抗爆性, 发现它可以承受空难级别的爆炸, 显示了复合材料结构的巨大潜力。Bikakis等^[14]利用ANSYS/LS-DYNA软件分析了不同等级铝合金对FML冲击损伤响应的影响, 并与实体板的抗弹性能进行对比, 发现采用7075-T6铝合金作为金属层时FML具有最佳弹道性能。Yaghoubi等^[15]通过实验和数值模拟研究了不同厚度的GLARE 5纤维金属梁的弹道冲击性能, 结果表明弹道极限相对于金属体积分数和试样厚度呈抛物线趋势变化, 同时GLARE 5梁中铝层弯曲、拉伸以及界面脱粘等失效模式对冲击能量的吸收起到重要作用。Sitnikova等^[16]通过Abaqus/Explicit创建FML有限元模型, 研究了FML在局部爆炸载荷下的穿孔失效, 模拟中得到了基于薄GFPP(Glass Fiber Reinforced Polypropylene)层的FML动态失效模式, 例如拉伸撕裂以及铝层与GFPP层之间的多重剥离, 揭示了背面铝的模拟失效与GFPP损伤模式之间的相关性。古兴瑾等^[17]推导了复合材料应变率相关的三维本构关系, 并将其用于复合材料层板

* 收稿日期: 2018-05-18; 修回日期: 2018-08-17

基金项目: 山西省自然科学基金(201701D221012); 国家自然科学基金(11772215)

作者简介: 张磊(1994—), 男, 硕士研究生, 主要从事复合材料力学行为研究。

E-mail: 1073268909@qq.com

通信作者: 吴桂英(1962—), 女, 教授, 博士生导师, 主要从事弹塑性力学研究。

E-mail: wgy2005112@163.com

高速冲击损伤的数值模拟。马小敏^[18]通过 Kevlar/Epoxy 复合材料层合板的平头弹冲击实验和有限元数值模拟,分析了其在不同冲量下的变形失效模式以及不同结构的抗冲击性能。李鑫等^[19]对玄武岩纤维/铝合金层合板进行了弹道实验,发现在质量相当的情况下,其抗弹性能与芳纶纤维/铝合金层合板相当。陈琪等^[6]对 GLARE 层板的基本力学性能、抗冲击性能、挤压性能、疲劳性能等研究现状进行了综述,指出目前关于 GLARE 动力学特性研究的不足,需要进行系统深入的探讨。

本研究采用冲击摆锤系统对玄武岩纤维-铝合金层合板以及碳纤维-铝合金层合板进行爆炸加载实验。实验中通过改变炸药质量获得不同的加载冲量,对不同冲量作用下 FML 的变形失效模式进行分析,探讨不同配置 FML 的动力响应,并对比碳纤维和玄武岩纤维对 FML 抗爆性能的影响。

1 实 验

1.1 材料及试件

实验中所采用的玄武岩纤维布由德国 Incotology 公司提供,型号 FGMW0002;碳纤维布由美国 Hexcel 公司提供,型号 HexForceTM 282;铝合金薄板材料为 Al-6061。3 种材料的力学性能见表 1,其中: ρ 为面密度, σ_b 为抗拉强度, E 为杨氏模量, h 为厚度, σ_s 为屈服强度, ε 为断裂伸长率, ν 为泊松比;碳纤维布和玄武岩纤维布的 σ_b 、 E 、 ε 均对应其单纤维的材料属性。

表 1 材料属性
Table 1 Mechanical property of materials

Material	Type	$\rho/(\text{g}\cdot\text{m}^{-2})$	σ_b/GPa	E/GPa	h/mm	σ_s/MPa	$\varepsilon/\%$	ν
Aluminum alloy	Al-6061	810	0.124	68.9	0.30	103	12.0	0.33
Carbon fiber cloth	HexForceTM 282	197	4.654	231	0.26		1.8	
Basalt fiber cloth	FGMW0002	210	4.300	100	0.15		3.1	

实验中所用 FML 采用真空辅助成型方法制作,如图 1 所示。先将 Al-6061 铝合金板进行表面清洗,均匀涂抹底涂剂 (Primer94, 3M),增加与复合材料的粘结强度;固化剂与 5015 环氧树脂按照 3 : 10 的比例进行混合并搅拌均匀,放入真空干燥机中抽真空 20 min,去除搅拌时混入的气泡;然后将铝板和纤维布进行叠层铺设,其中平纹编织玄武岩纤维布和碳纤维布的铺层方向相同,并且纤维方向与铝板边缘平行;将树脂均匀涂抹在每层中,在真空袋中抽真空去除多余树脂,并进行 24 h 常温固化,随后放入 80 °C 恒温箱中进行 16 h 的固化;为了适应实验所用的夹具,对加工好的试件进行水切割,得到尺寸为 300 mm×300 mm 的 FML。为便于对比,采用相同方法制作具有相同厚度的 3 层铝合金层板。试件编号、质量(m_s)及厚度(H)列于表 2,其中:A 代表铝合金,B 代表玄武岩纤维,C 代表碳纤维,角标代表纤维布或铝板层数, m_e 为炸药质量。

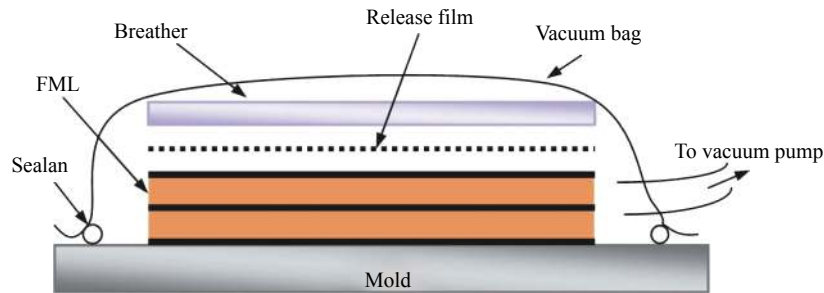


图 1 真空辅助成型工艺说明

Fig. 1 Illustration of vacuum bagging process

表 2 FML 爆炸实验结果
Table 2 Experimental results of FMLs

Sample configuration	m_s/g	H/mm	m_e/g	$I/(N \cdot s)$	γ/mm
A ₃	218.2	0.94	5.0	5.07	
A/B ₂ /A	223.8	0.95	5.0	5.42	36.95
A/B ₂ /A	203.2	0.91	3.0	4.32	29.96
A/B ₂ /A	214.8	0.94	1.0	1.16	5.01
A/C ₂ A	220.2	1.02	5.0	5.35	32.55
A/C ₂ A	225.3	1.07	3.0	4.23	26.64
A/C ₂ A	214.8	1.05	1.0	1.69	4.36
A/B ₂ /A/B ₂ /A	424.6	1.71	9.0	13.13	28.41
A/B ₂ /A/B ₂ /A	398.5	1.67	7.0	8.39	17.57
A/B ₂ /A/B ₂ /A	406.2	1.67	5.0	5.31	8.21
A/C ₂ /A/C ₂ /A	349.4	1.86	9.0	12.96	24.88
A/C ₂ /A/C ₂ /A	348.5	1.85	7.0	8.32	21.35
A/C ₂ /A/C ₂ /A	348.6	1.84	5.0	5.06	6.24

1.2 实验装置

实验装置采用自行设计的弹道冲击摆锤系统,如图 2 所示,系统主要由前端夹具、中部的工字型钢梁及尾部的平衡配重组成。夹具为正方形,其外部边长为 400 mm,内部边长为 250 mm。为了保证在运动过程中摆锤能够保持平动,整个系统由 4 根钢丝悬挂在空中。试件由 8 根螺栓固定在前端的夹具上。圆柱形塑性炸药和起爆雷管放置在试件正前方,距离试件 50 mm,起爆点位于炸药正后方。在摆锤尾部设置激光位移传感器(Micro-Epsilon LD1625-200),通过记录摆锤运动过程的位移时程曲线计算出摆锤所受冲量,进而根据试件的受载面积计算出试件受到的冲量(I)^[20]。试件被夹具固定之后,爆炸冲击波的有效加载面积为 250 mm×250 mm。

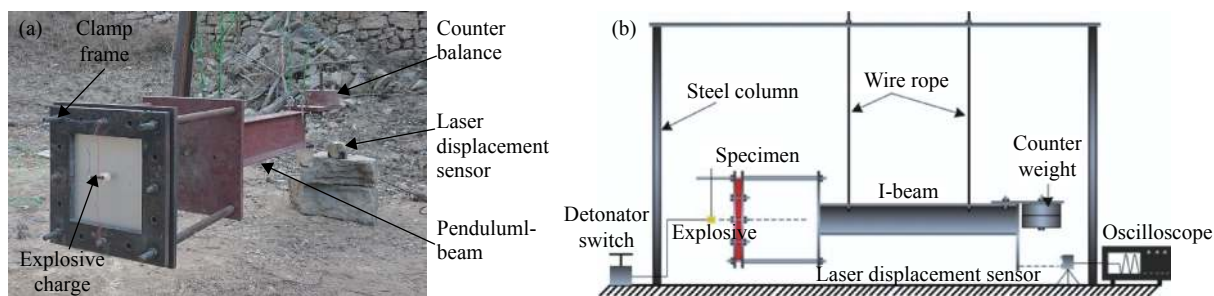


图 2 弹道摆锤系统

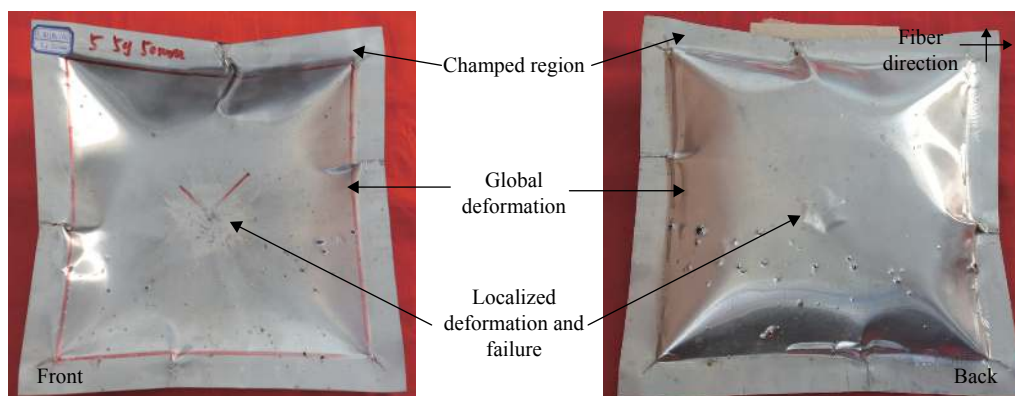
Fig. 2 Four-cable ballistic pendulum system

2 实验结果及分析

实验中共测试了 5 组试件,包括 2/1、3/2 的玄武岩纤维-铝合金层合板和碳纤维-铝合金层合板以及 3 层纯铝板。实验结束后,使用轮廓仪测得试件的最终挠度 γ ,实验结果列于表 2。

2.1 典型的变形/失效模式

实验中发现大部分试件出现类似的变形/失效模式,图 3 给出了试件 A/B₂/A 在 5.42 N·s 冲量下典型的变形/失效模式,可见试件可分为 3 个变形区域。

图 3 FML 典型的变形/失效模式 ($A/B_2/A$, $I=5.42 \text{ N}\cdot\text{s}$)Fig. 3 Typical deformation/failure modes of FML ($A/B_2/A$, $I=5.42 \text{ N}\cdot\text{s}$)

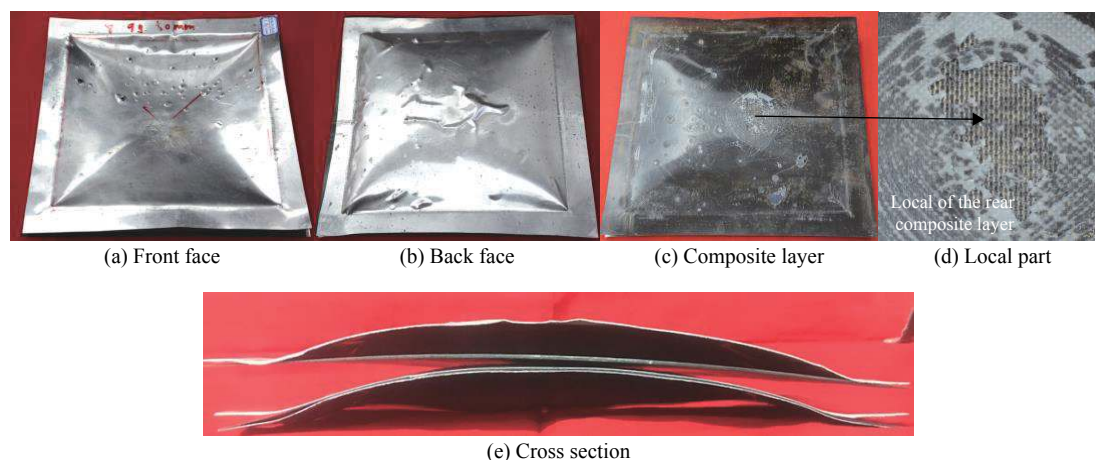
(1) 夹持区域: 此区域被夹持, 由于夹具与 FML 之间的摩擦力较小, 在结构变形过程中并不能保证完全固支, 两者会发生相对面内滑动, 因此在此区域有时会发生局部颈缩/屈曲。

(2) 整体变形区域: 在爆炸载荷作用下, 试件裸露部分形成轴对称塑性大变形, 同时在对角线方向出现明显的塑性绞线。

(3) 局部变形区域: 在载荷强度较大的中心区域, 当爆炸加载时会观察到损伤, 如铝合金层的局部凸起、纤维与金属的分层剥离、内部复合材料层的基质开裂、纤维断裂等。

本实验所得变形/失效模式与 Langdon 等^[12]在 GLARE 层板爆炸实验所得结果存在一定区别, 主要原因是本实验采用空中爆炸加载而非接触爆炸加载, 因此结构中心所受最大载荷明显减小, 不会出现中心区域的局部严重破坏, 包括纤维的大量断裂、金属撕裂等。而在空中爆炸加载下, 结构受载面积增大, 结构表现出明显的整体变形模式。

图 4 给出了冲量为 $13.13 \text{ N}\cdot\text{s}$ 时, $A/B_2/A/B_2/A$ 层合板的前后面板、复合材料层及横截面的变形/失效模式。可以看到, 层合板的整体变形/失效模式与图 3 相似, 由于厚度增加, 在弯曲和法向拉伸波的共同作用下, 铝合金层出现塑性大变形, 背面铝层产生了比前铝层更大的塑性变形; 粘结层完全失效, 铝板与背面复合材料层之间发生剥离; 复合材料层并未发生明显的整体变形, 局部中心在爆炸载荷下出现了明显的基质失效, 但是纤维因其高拉伸强度并未出现明显断裂。

图 4 在 $13.13 \text{ N}\cdot\text{s}$ 冲量下 $A/B_2/A/B_2/A$ 的变形/失效模式Fig. 4 Deformation/failure pattern of $A/B_2/A/B_2/A$ under the impulse of $13.13 \text{ N}\cdot\text{s}$

2.2 冲量对变形/失效模式的影响

图 5 给出了 A/C₂/A 前、后面板在不同冲量(1.69、4.23、5.35 N·s)加载下的变形失效模式。当冲量较小时,由于炸药量较少,雷管没有全部熔化,因此层合板出现了较多破片穿透的孔洞;随着药量的增大,雷管破片在高温高压起爆过程中被熔融消耗,因此层合板上破片穿孔数量明显减少。当冲量为 1.69 N·s 时,可以看到层合板仅出现较小的塑性变形,塑性铰线不明显;当冲量增大到 4.23 N·s 时,层合板出现较大的整体变形,对角区域出现明显的塑性铰线,靠近边界处发生剪切变形,同时在边界区域出现一定的颈缩现象;随着冲量增加至 5.35 N·s,试件整体变形继续增大,塑性铰线沿对角线逐渐向板中央移动。铝板局部变形区域出现凸起,呈现不规则多边形,这一现象与 Langdon 等^[12]在 GLARE 板的爆炸实验中所观察到的结果一致,主要由试件后面板和复合材料层完全分离所导致。

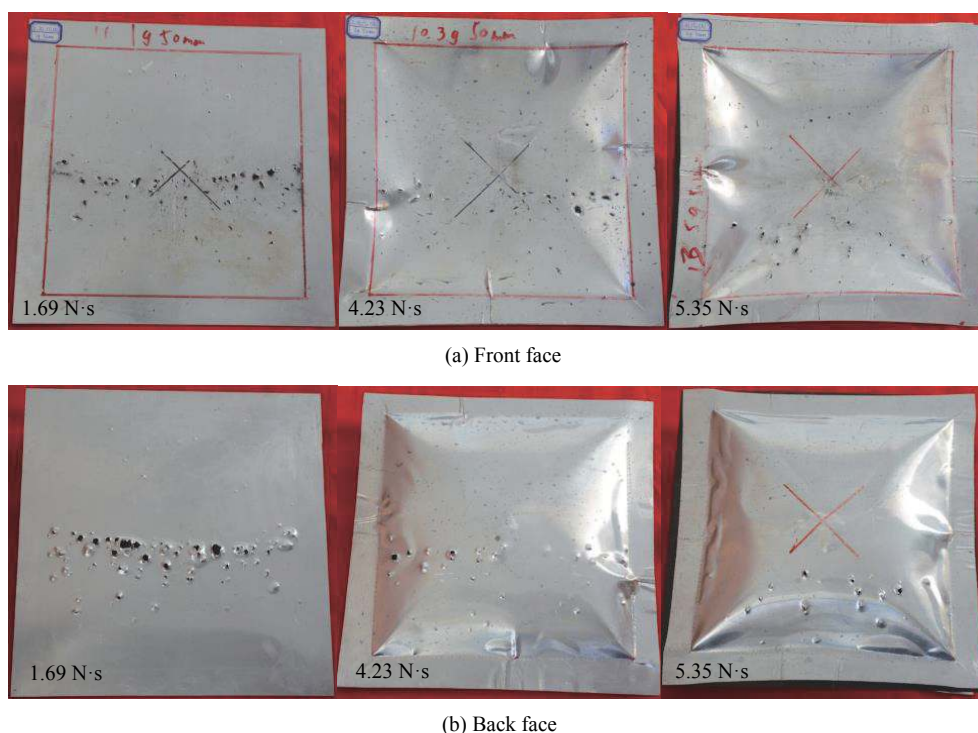


图 5 不同冲量下碳纤维铝合金层合板 A/C₂/A 前后面板变形/失效模式

Fig. 5 Deformation/failure modes of front and back faces of carbon fiber aluminum-alloy laminate A/C₂/A under different impulses

图 6 分别给出了不同冲量下 A/B₂/A 试件和 A/C₂/A/C₂/A 试件的横截面变形剖面。从图 6 中可以看到:层合板的变形具有连续性和对称性,两种试件均在局部爆炸加载区域出现铝合金层的塑性变形和粘结层的失效,未发生侵彻破坏。随着冲量的增加,可以观察到 A/B₂/A 试件的整体变形区域范围和最终挠度增大,如图 6(c)(冲量为 5.42 N·s 时 A/B₂/A 的剖面放大图)所示,可见 FML 内部出现复合材料层的基质失效;A/C₂/A/C₂/A 试件的损伤区域范围增加,后铝板层的最终残余挠度增大,铝合金层与复合材料层的分层损伤由中心向两端延伸,整体变形区域和夹持区域的分层逐渐明显。

图 7 给出了不同层合板背面的变形轮廓。从图 7 中可以观察到,玄武岩纤维-铝合金层合板和碳纤维-铝合金层合板的后面板均表现出:中心区域的局部变形最大,逐渐向两边延伸;随着冲量的增大,两端出现剪切变形,纤维-铝合金层合板的损伤区域逐渐增大。从表 2 中的最终挠度可以看到,在相同冲量加载下,相同配置的碳纤维-铝合金层板的整体变形小于玄武岩纤维-铝合金层板,表现出更优异的抗爆性能。

从变形/失效模式可以看出, FML 在爆炸载荷作用下的主要能量耗散方式是:铝合金层的塑性大变

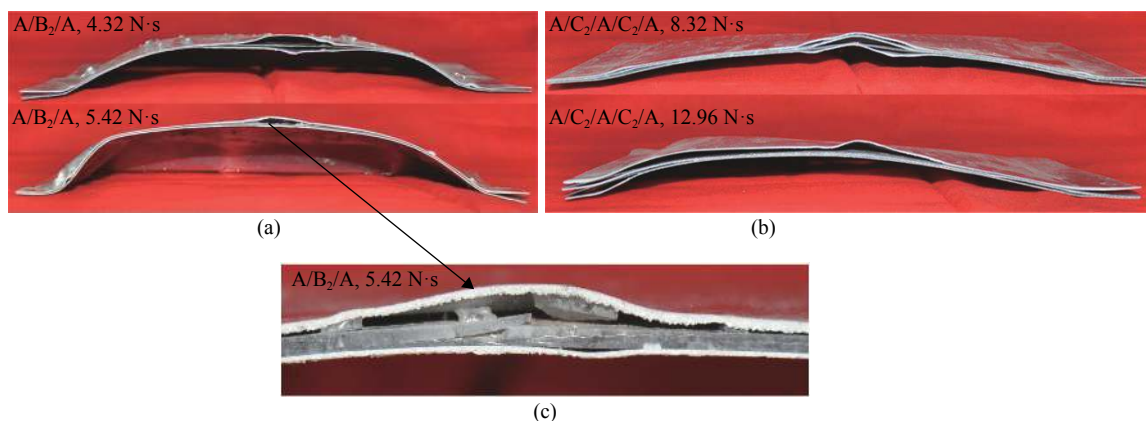
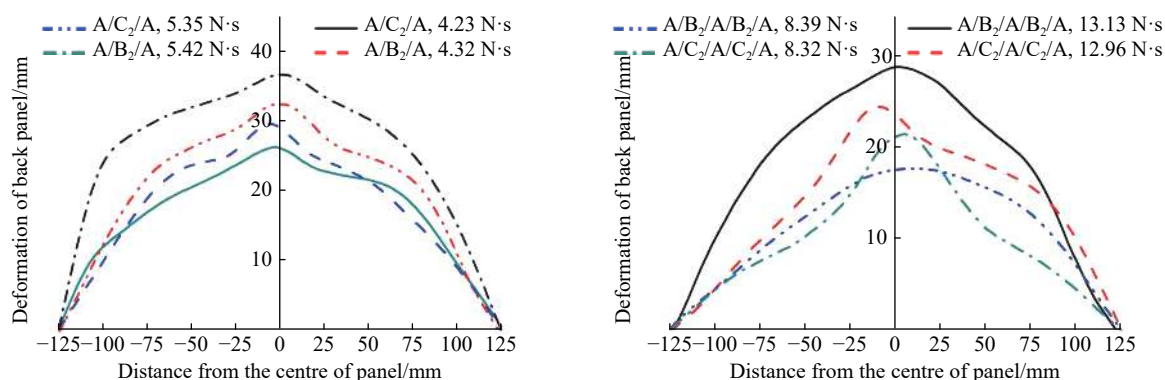
图6 不同冲量下 A/B₂/A 和 A/C₂/A/C₂/A 背面铝板变形剖面Fig. 6 Deformation profile of back aluminum face of A/B₂/A and A/C₂/A/C₂/A under different impulses

图7 纤维-铝合金层合板背面铝层变形轮廓

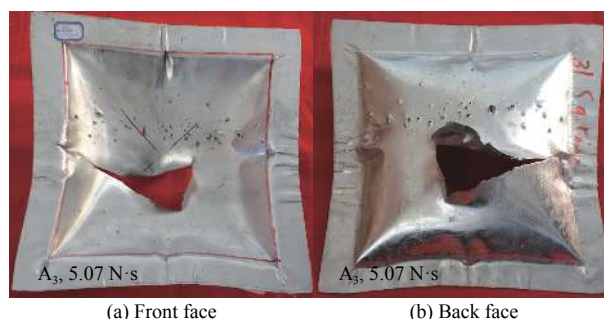
Fig. 7 Deformation profile of aluminum layer on the back of fiber-aluminum alloy laminate

形以及局部破坏、纤维复合材料层的基质失效和纤维断裂、复合材料层的内部分层以及金属层和复合材料层的剥离。实验中所观察到的 FML 动态失效模式与 Sitnikova 等^[16]的模拟结果相同,进一步验证了 FML 在爆炸载荷作用下的能量耗散方式。在小冲量作用下, FML 因其较高的强度,没有发生明显的变形,因此其耗散能量较少;随着冲量的增加,上述变形失效方式将逐渐参与到能量耗散过程中,直至结构完全破坏。

2.3 不同层合板抗爆性能对比

图8为冲量 5.07 N·s 时 A₃(3 层铝板)的变形失效模式。可以看出: A₃ 试件的铝合金层已经被穿透,整体变形区域出现塑性大变形且向下凹陷,局部变形区域金属失效,呈现出三角形撕裂区域。对比图3, A/B₂/A 试件中的铝合金层发生塑性大变形,整体变形区域沿对角线向下凹陷,局部变形区域铝合金层未撕裂,出现一个不规则多边形凸起,该损伤由铝合金层与复合材料层剥离所致。

图9给出了不同冲量下单位质量 FML 后面板最终残余挠度的对比。从图9中可以看到,随着冲量的增加, FML 后面板的最终挠度不断增加,单位质量碳纤维-铝合金层合板的最终挠度相

图8 铝合金层合板 A₃ 的变形/失效模式 (I=5.07 N·s)Fig. 8 Deformation/failure modes of A₃ under impulse I=5.07 N·s

对较小,表现出较好的抗冲击性能。但是由于碳纤维复合材料的弹性模量与铝合金相差较大,变形过程中界面应力较大,从而更容易发生脱胶并出现局部大变形(中间凸起)。

3 结 论

采用冲击摆锤系统对 FML 在爆炸载荷作用下的变形失效模式进行实验研究,分析了不同面板配置、不同冲量下玄武岩纤维-铝合金层合板和碳纤维-铝合金层合板的抗爆性能,得到以下主要结论:

- (1) 在爆炸载荷下试件可分为 3 个变形失效区域,即夹持区域、整体变形区域和局部变形区域,其能量耗散方式包括金属塑性大变形、金属纤维间的分层和剥离、基质破裂和纤维断裂等;
- (2) 随着载荷冲量的增加,试件的整体变形区域范围和最终挠度增大,局部塑性变形也逐渐增大,层合板的内部出现分层、剥离、基质失效等;
- (3) 由于碳纤维的抗拉强度高、密度小,因此碳纤维-铝合金层合板比玄武岩纤维-铝合金层板具有更优异的抗爆性能。

参考文献:

- [1] KRISHNAKUMAR S. Fiber metal laminates-the synthesis of metals and composites [J]. *Material and Manufacturing Process*, 1994, 9(2): 295-354.
- [2] VOGELANG L B, VLOT A. Development of fibre metal laminates for advanced aerospace structures [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2000, 103(1): 1-5.
- [3] VILLANUEVA G R. Processing and characterisation of the mechanical properties of novel fibre-metal laminates [D]. Liverpool: University of Liverpool, 2002.
- [4] VILLANUEVA G R, CANTWELL W J. The high velocity impact response of composite and FML-reinforced sandwich structures [J]. *Composites Science and Technology*, 2004, 64(1): 35-54.
- [5] CANTWELL W J. The mechanical properties of fibre-metal laminates based on glass fibre reinforced polypropylene [J]. *Composites Science and Technology*, 2000, 60(7): 1085-1094.
- [6] 陈琪, 关志东, 黎增山. GLARE 层板性能研究进展 [J]. *科技导报*, 2013, 31(7): 50-56.
- [7] CHAI G B, MANIKANDAN P. Low velocity impact response of fibre-metal laminates-a review [J]. *Composite Structures*, 2014, 107(3): 363-381.
- [8] LANGDON G S, NURICK G N, KARAGIOZOVA D, et al. Fiber-metal laminate panels subjected to blast loading [M]//*Dynamic Failure of Materials and Structures*. Boston: Springer, 2009: 269-296.
- [9] SOUTIS C, MOHAMED G, HODZIC A. Modelling the structural response of GLARE panels to blast load [J]. *Composite Structures*, 2011, 94(1): 267-276.
- [10] MOHAMED G F A, SOUTIS C, HODZIC A. Blast resistance and damage modelling of fibre metal laminates to blast loads [J]. *Applied Composite Materials*, 2012, 19(3/4): 619-636.
- [11] LEMANSKI S L, NURICK G N, LANGDON G S, et al. Behaviour of fibre metal laminates subjected to localised blast loading-Part II: quantitative analysis [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2007, 34(7): 1223-1245.
- [12] LANGDON G S, LEMANSKI S L, NURICK G N, et al. Behaviour of fibre-metal laminates subjected to localised blast loading: Part I-experimental observations [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2007, 34(7): 1202-1222.
- [13] FLEISHER H J. Design and explosive testing of a blast resistant luggage container [J]. *Structures under Shock & Impact IV*,

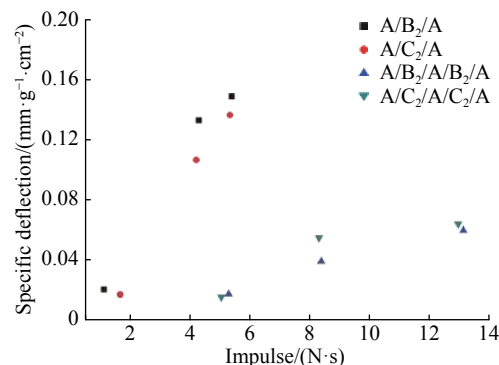


图 9 单位质量 FML 后面板残余挠度

Fig. 9 Specific deflection of FML with different impulses

- 1996.
- [14] BIKAKIS G S E, DIMOU C D, SIDERIDIS E P. Ballistic impact response of fiber-metal laminates and monolithic metal plates consisting of different aluminum alloys [J]. *Aerospace Science and Technology*, 2017, 69: 201–208.
- [15] YAGHOUBI A S, LIAW B. Thickness influence on ballistic impact behaviors of GLARE 5 fiber-metal laminated beams: experimental and numerical studies [J]. *Composite Structures*, 2012, 94(8): 2585–2598.
- [16] SITNIKOVA E, GUAN Z W, SCHLEYER G K, et al. Modelling of perforation failure in fibre metal laminates subjected to high impulsive blast loading [J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2014, 51(18): 3135–3146.
- [17] 古兴瑾, 许希武. 纤维增强复合材料层板高速冲击损伤数值模拟 [J]. *复合材料学报*, 2012, 29(1): 150–161.
- GU X J, XU X W. Numerical simulation of high speed impact damage of fiber reinforced composite laminates [J]. *Journal of Composite Materials*, 2012, 29(1): 150–161.
- [18] 马小敏. 芳纶纤维层合板的冲击力学行为 [D]. 太原: 太原理工大学, 2015.
- [19] LI X, YAHYA M Y, BASSIRI NIA A, et al. Dynamic failure of fibre-metal laminates under impact loading-experimental observations [J]. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2016, 35(4): 305–319.
- [20] 敬霖, 王志华, 赵隆茂. 爆炸荷载作用下结构冲量的测量 [J]. *实验力学*, 2009, 24(2): 151–156.
- JING L, WANG Z H, ZHAO L M. Measurement of impulse acted on a structure subjected to blast loading [J]. *Journal of Experimental Mechanics*, 2009, 24(2): 151–156.

Anti-explosion Performance and Failure Mechanism of Fiber-Metal Laminates

ZHANG Lei¹, MA Xiaomin¹, LI Rujiang², LI Xin¹, WU Guiying¹

(1. *College of Mechanics, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China;*

2. *Institute of Chemical and Environmental Sciences, North Central University, Taiyuan 030051, China)*

Abstract: In this work we performed blast loading tests on basalt fiber-aluminum alloy laminates and carbon fiber-aluminum alloy laminate using an explosion impact pendulum system and obtained different loading impulses by changing the quality of the explosive, thereby analyzing the influences of load impulse, structure combination and fiber type on the deformation/failure mode of fiber metal laminates and revealing the laminates' typical failure modes such as delamination, matrix failure, metal tear and plastic deformation. The experimental results showed that the plastic deformations of the aluminum alloy layer in the fiber metal laminate and the damage area of the fiber layer increase with the increase of the impulse, and the fiber metal laminates have better impact resistance than that of the single metal laminate.

Keywords: fiber metal laminate; blast load; deformation/failure modes; blast resistance

基于3D-DIC对爆炸作用下 碳纤维层合板的变形研究

刘青青, 郭保桥, 石晨, 陈鹏万

(北京理工大学爆炸科学与技术国家重点实验室, 北京 100081)

摘要: 针对3种不同铺层的碳纤维复合材料层合板, 设计了开放式爆炸加载实验, 研究不同的炸药质量和爆炸距离下层合板的动态力学行为。基于两台高速相机, 搭建了高速三维变形场的实验测量系统, 记录层合板在爆炸作用下动态变形过程。通过三维数字图像相关方法(3D-DIC)软件计算得到层合板在冲击波作用下的动态位移场和应变场。研究发现: 层合板在弱冲击波作用下只发生弹性变形, 正交铺层和准均质铺层均表现出良好的抗冲击能力; 在强冲击波作用下层合板会产生分层、基体开裂、纤维断裂等形式的损伤, 铺层顺序对损伤形式有很大影响。

关键词: 碳纤维层合板; 三维数字图像相关方法; 爆炸; 损伤; 破坏

中图分类号: O347.1; TB332

文献标识码: A

碳纤维增强复合材料(Carbon Fiber Reinforced Plastics, CFRP)由于具有比强度高、质量轻、比模量高、耐腐蚀等优点, 在很多领域得到广泛应用^[1]。在航空领域, CFRP的使用量更是衡量飞行器先进程度的重要指标。军用飞机在战斗过程中, 导弹、高射火炮等武器产生的冲击波和高速破片对飞机的安全造成严重威胁。相对于金属材料, 碳纤维增强树脂复合材料的脆性更强, 爆炸产生的冲击波对CFRP机体结构更容易造成损伤。飞机在服役期间, CFRP的老化和损伤会导致材料力学性能减退, 在面对破片高速撞击或冲击波作用时, 其力学性能受到挑战。

爆炸冲击过程在时间上是一个强烈非线性的复杂过程, 爆炸产生的冲击波和高速运动的飞片会带来极大的破坏作用^[2]。爆炸冲击载荷作用下材料和结构的响应与防护是爆炸力学研究的热点, 但研究爆炸条件下材料和结构的变形与破坏存在较大困难, 动态变形与破坏测试更是实验测量领域的难点。

基于应变计的电测法是变形测量的传统方法^[3], 但是这种方法只能获得少数几个点的信息, 无法获得被测表面的位移场和应变场等, 因而难以对爆炸和冲击过程进行全面分析。数字图像相关方法(Digital Image Correlation, DIC)^[4-8]是一种基于物体表面散斑图像灰度分析的光测方法, 通过比较变形前后物体表面的两幅数字图像, 从而获得物体运动和变形信息。由于测量过程简单, 且能获得整个被测表面的位移场和应变场信息, 所以非常适合包括高速变形场测量在内的现场实时测量。DIC技术自20世纪80年代建立以来^[4], 在理论和算法上不断改进和完善, 已经发展得相对成熟^[9-11], 并且在力学研究的许多方面得到了成功的应用。美国南卡大学的Sutton等^[12]使用高速3D-DIC研究爆炸载荷下平板动态变形过程, 成功地量化测量了爆炸过程中平板的爆炸应变, 得出了玻璃纤维复合板的动态屈服强度曲线; 美国桑迪亚国家实验室的Cooper等^[13]也成功将高速3D-DIC技术应用到壳体爆炸领域中; 英

* 收稿日期: 2019-03-11; 修回日期: 2019-04-26

基金项目: 国家自然科学基金(11472047)

作者简介: 刘青青(1990—), 女, 硕士研究生, 主要从事碳纤维复合材料在冲击作用下力学行为研究。

E-mail: 1154571045@qq.com

通信作者: 郭保桥(1977—), 男, 博士, 讲师, 主要从事实验力学和冲击动力学研究。

E-mail: baoqiao_guo@bit.edu.cn

国帝国理工大学的 Arora 等^[14]用高速 3D-DIC 方法测量了不同组成结构的三明治板材在爆炸冲击下的变形场,分析了三明治结构承受爆炸冲击的能力。本工作把 3D-DIC 测量方法引入 CFRP 在开放式爆炸加载作用下的动态变形与破坏情况研究中,分析爆炸条件和铺层顺序对层合板损伤形式的影响,为 CFRP 的实际使用提供理论参考。

1 实验材料及方法

1.1 材料参数

CFRP 采用 T300 系列单向纤维布,基体为环氧树脂,采用真空热压工艺压制成型。层合板铺层方式如表 1 所示,以下简称 A、B、C 型。每种铺层的层合板尺寸为 400 mm×400 mm×3 mm,每层厚度 0.125 mm,共 24 层,层合板密度为 1.76 g/cm³,纤维体积分数为 72%,层合板的力学性能参数如表 2 所示,其中 E 、 G 、 ν 分别是弹性模量、剪切模量和泊松比。在层合板的周边开有直径为 12 mm 的圆孔,通过法兰盘安装在设计好的固定装置上,实验过程中对试验件采用四周完全固定的方式进行夹持,层合板用于测量的尺寸为 300 mm×300 mm×3 mm,安装示意图如图 1 所示。

表 1 碳纤维层合板铺层方式
Table 1 Lamination of carbon fiber laminates

Material type	Laying method	Thickness/mm
A	$[0^\circ]_{24}$	3.00
B	$[0^\circ/90^\circ/45^\circ/-45^\circ/-45^\circ/45^\circ/90^\circ/0^\circ]_3$	3.00
C	$[45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ/45^\circ]_3$	3.00

表 2 复合材料单层板的弹性力学参数
Table 2 Elastic parameters of composite laminates

E_{11}/GPa	E_{22}/GPa	E_{33}/GPa	G_{12}/GPa	G_{13}/GPa	G_{23}/GPa	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}
131.00	10.20	10.20	6.30	6.30	3.91	0.25	0.25	0.38

1.2 实验装置及方法

爆炸实验装置如图 2 所示,3D-DIC 测量系统由两台 Fastcam SA5 高速相机组成,为了实现在爆炸条件下两台高速相机的图像同步采集,该测量系统还包括同步触发装置、照明装置、用高强度有机玻璃制作的系统防护装置,其中两台高速相机呈一定角度聚焦并观测试样表面的同一区域。当实验开始时,启动同步触发装置,同步触发电雷管和 3D-DIC 观测系统,两台相机同时记录一系列成对的变形图片,并以 8 bit 的形式输出储存。

基于 3D-DIC 测量原理^[7-10],通过对比激光喷射散斑、滚轮散斑质量后,采用黑色马克笔人工制作散斑的方法,在实验之前对材料制作了高质散斑场。实验过程中采用压缩型 TNT 圆柱状炸药,当量分别为 20 g 和 35 g。炸药在层合板的正后方,即炸药的圆心与层合板的几何中心在一条直线上。由于拍摄速度越快,图像分辨率越低,因此在保证图像分辨率和拍摄速度的情况下,采用的拍摄频率为 35 000 幅/秒,图像的分辨率为 320×568 像素。实验所用炸药的质量以及炸药中心到层合板的距离如表 3 所示。

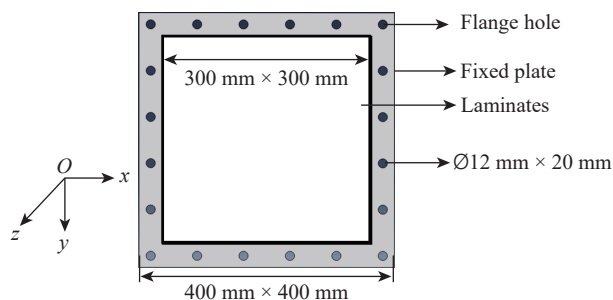


图 1 层合板的安装示意图
Fig. 1 Schematic diagram of the installation of laminate

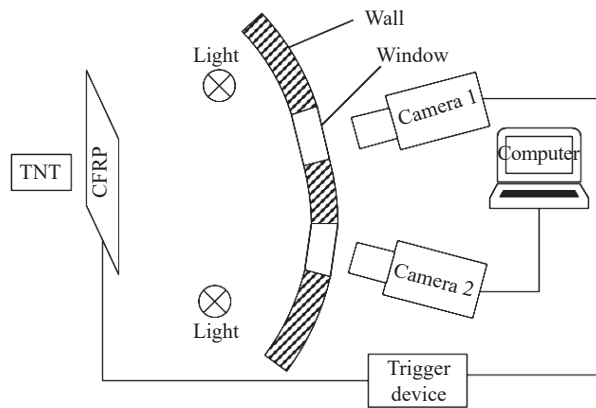


图 2 测量系统示意图

Fig. 2 Schematic diagram of the measurement system

表 3 不同类型的层合板实验参数

Table 3 Experimental parameters of different types of laminates

Test No.	Laminate type	Explosive mass/g	Explosion distance/mm
1	A	20	350
2	B	20	350
3	B	35	210
4	C	20	350
5	C	20	100

2 实验结果分析

使用 VIC-3D 软件处理测量系统采集到的样品板表面散斑图像时,两个相机的共同观测区域被称为相机视场(Field of View, FOV), DIC 计算所选择的相关匹配区域被称为相关计算区域(Area of Interest, AOI),样品变形图像的计算区域选择如图 3 所示。其中 AOI 的尺寸为 320×568 像素,计算所选的相关子区的大小为 29×29 像素,步长为 3(每隔 2 个像素点计算一步)。为了便于对板变形过程进行分析和比较,在计算区域提取中心点 A 作为特征点,过中心点平行于 y 轴方向的直线 BC 作为特征直线,对其变形数据进行深入分析。

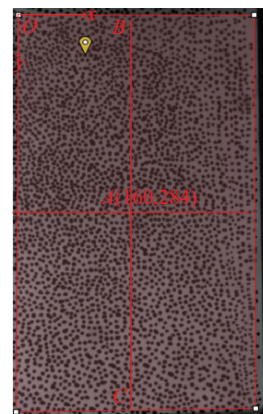


图 3 计算区域选择

Fig. 3 Calculation area selection

2.1 弱冲击波作用下层合板的动态力学响应分析

对 A 型、B 型、C 型 3 种不同类型的层合板均进行了 TNT 当量为 20 g、炸药球心到层合板中心距离为 350 mm 的爆炸实验。宏观分析层合板损伤情况如表 4 所示。

如图 4 所示, A 型板为单向铺层,抵抗冲击波的能力最弱,在炸药产生的冲击波刚接触层合板的瞬间,层合板中心点位置即发生了剧

表 4 层合板宏观损伤情况

Table 4 Macroscopic damage of the laminates

Test No.	Macroscopic form of destruction
1	2 penetrating cracks and 5 obvious cracks
2	No visible crack
4	No visible crack

烈的变形。随着冲击波强度的增大,层合板在中心处产生沿纤维方向的断裂并且被直接穿透。在冲击过程中,单向铺层的层合板沿纤维方向的刚度最大,垂直于纤维方向的刚度最小,致使分层和裂纹扩展沿纤维方向比垂直纤维方向的速度快,材料均在沿纤维方向产生最长裂纹。由于夹持装置给予材料一定的预紧力作用,在靠近夹持装置的位置,层合板出现了裂纹,并直接被穿透。爆炸结束后,总共产生了5条明显可见的裂纹,其中中心处和靠近夹持装置处裂纹最为严重,导致材料直接断裂,断裂的方向均为沿纤维方向。

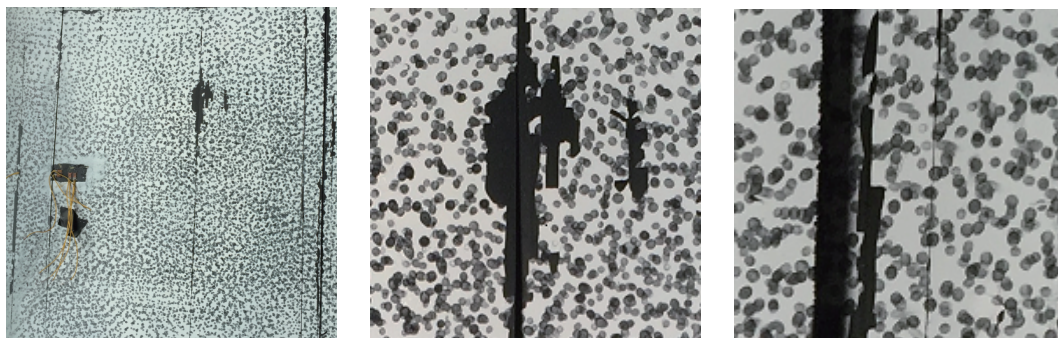


图4 A型层合板表面破坏损伤形态

Fig. 4 Damage form on the surface of plate A

经过3D-DIC软件对采集的图像进行处理,得到A型层合板的离面位移场,如图5所示。在时间 $t=1.57$ ms时,冲击波刚开始接触层合板,中心点位移 w 开始增大;仅过了0.2 ms,层合板中心和靠近夹持装置的部分已经沿纤维方向被穿透,可见单向铺层的层合板抗冲击强度很弱。实验数据处理结果与肉眼观察得到的层合板的损伤情况相同。

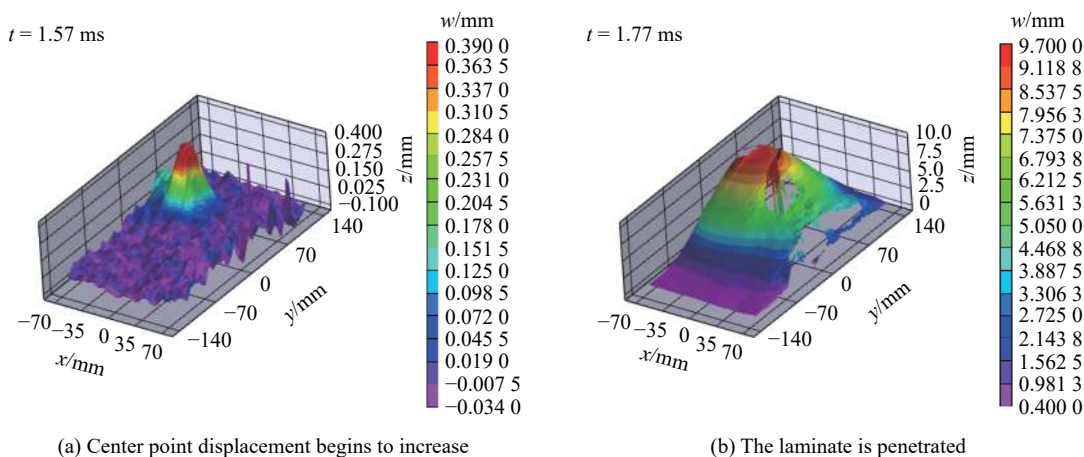


图5 A型板位移场变化

Fig. 5 Variation of the displacement field of the plate A

B型层合板的位移场变化规律如图6所示,其破坏情况与A型板完全不同。如图6(b)所示,爆炸过程中,由于冲击波高速传播,部分散斑脱落,但对整个层合板变形的分析没有太大影响。爆炸结束后,材料没有产生任何肉眼可见的裂纹和损伤。分析结果显示:当 $t=0.17$ ms时,炸药产生的冲击波刚开始接触层合板,中心点位移急剧上升;在 $t=0.74$ ms时,层合板达到最大离面位移14.9 mm;随后位移进入振荡状态,但最大和最小位移逐渐减小,振荡幅度越来越小,直到慢慢变为零。由此可见,层合板可以完全吸收此爆炸条件下冲击波产生的能量。由图6(f)可知,整个冲击波传播过程非常迅速,当 $t=31.7$ ms时,层合板的位移已几乎变为零,材料未发生损伤,整个受冲击过程只在弹性范围内变化。

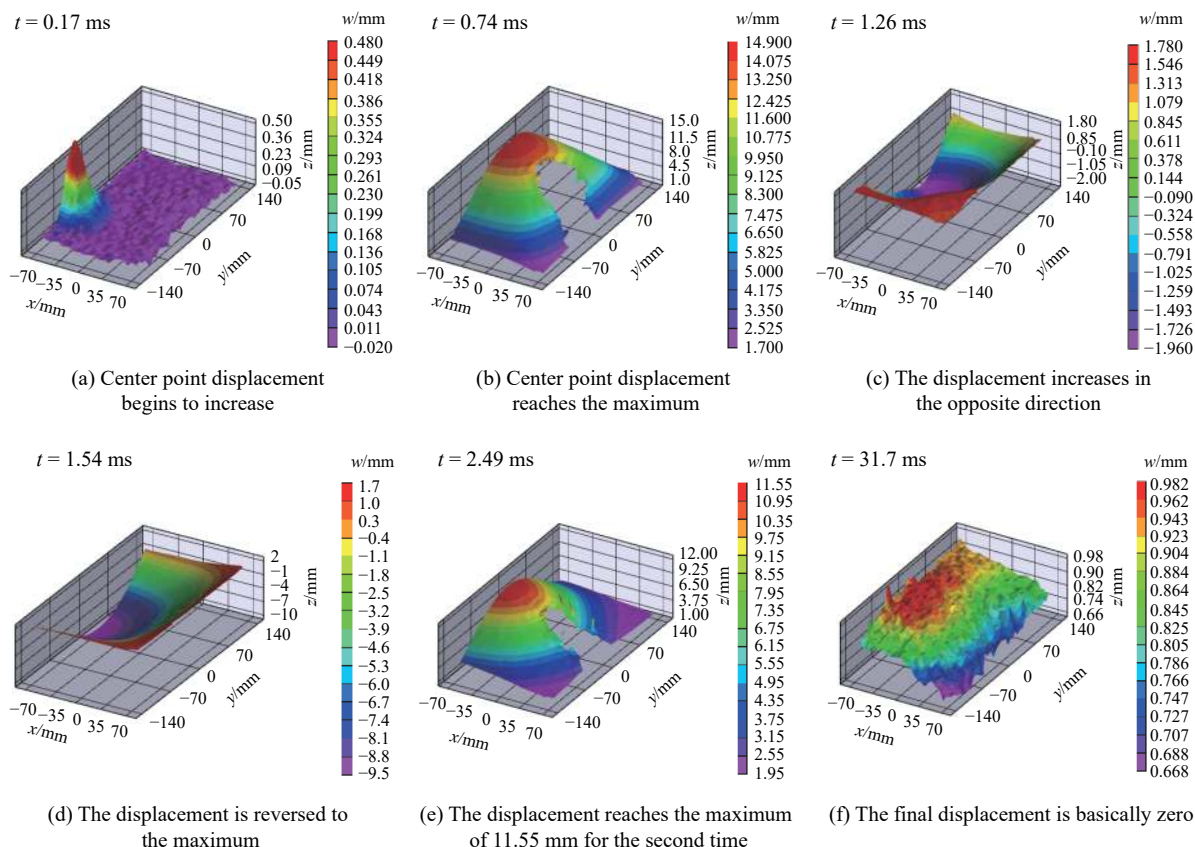


图 6 B 型层合板位移场变化图

Fig. 6 Displacement field change of plate B

选取 B 板中心点, 其位移变化曲线如图 7 所示。触发雷管引爆炸药后, 冲击波开始传播, 中心点位移沿直线上升, 最大值为 14.9 mm。随后, 冲击波沿中心向四周扩散, 中心点位移逐渐减小, 但是冲击波形成的反射波使层合板的位移沿反方向增大, 最大值为 9.5 mm。冲击波第二次传播, 使中心点的位移沿正方向增大, 第二次达到最大位移 11.55 mm, 如此循环往复。整个过程中材料没有发生任何塑性变形, 只发生了弹性变形。

C 型板的整个变形过程与 B 型板非常相似。由于爆炸有所延迟, C 型板在 $t=1.23$ ms 时才开始产生变化, 最大位移和 B 型板相同。图 8 为两种板中心点最大主应变随时间变化的曲线。二者的变化规律相同, 反映出 CFRP 良好的抗冲击能力。C 型板的最大主应变高于 B 型板, 最大值相差 0.001 2, 可见

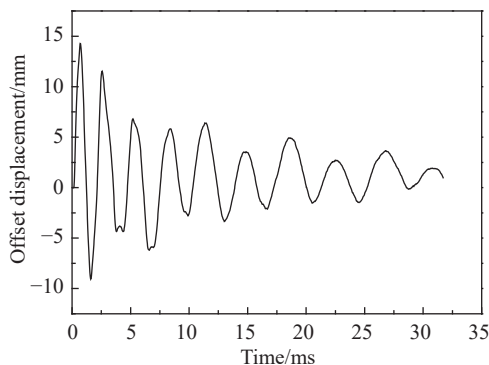


图 7 中心点的位移随时间变化曲线

Fig. 7 Displacement curve over time of a point near the center

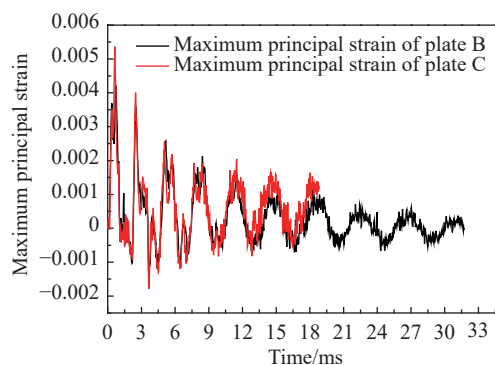


图 8 B、C 型板中心点最大主应变随时间变化的曲线

Fig. 8 Curve of maximum principal strain over time at the center point of plates B and C

B型板的弹性性能优于C型板,在不发生破坏的情况下对冲击能量的吸收更强,与层合板的设计原则^[15],即在表面铺设织物或 $\pm 45^\circ$ 层可以改善层合板抗压缩和抗冲击性能的理论相符。

选取对B型板和C型板过中心点竖直方向的线段,分析其位移变化规律,如图9所示。在中心点位移上升的第一阶段,B、C两种铺层的层合板变形规律虽然很接近,但并不完全相同。B型板的离面位移曲线上升速度小于C型板,说明B型板吸收冲击能量的性能优于C型板,和图8得到的主应变的比较结果一致。

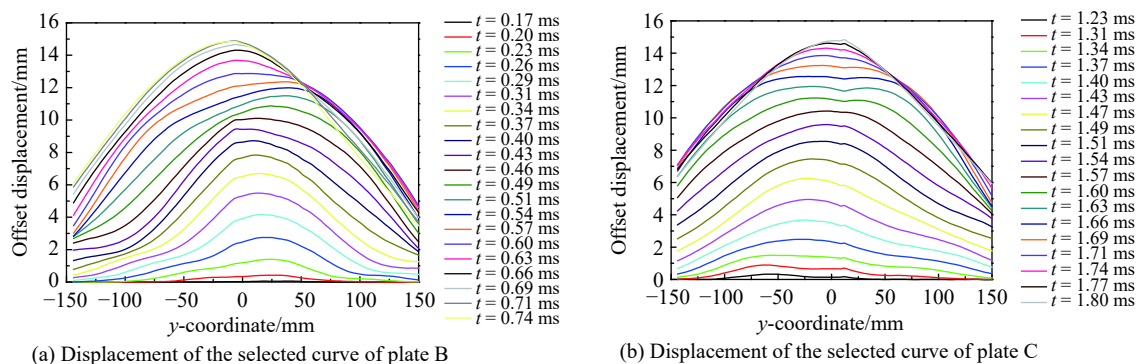


图9 B型和C型板所选曲线的位移变化对比

Fig. 9 Comparison of displacement changes of selected curves from plates B and C

2.2 强冲击波作用下层合板的损伤分析

为了进一步分析炸药质量和距离对层合板破坏的影响,以及层合板在强度更高的冲击波作用下的损伤机理,对B型板进行了TNT当量为35 g、炸药圆心到层合板中心点距离为210 mm的爆炸实验,对C型板进行了TNT当量为20 g、炸药距离为100 mm的爆炸实验,分析其损伤及破坏情况。

实验结果如图10所示,层合板均产生了一定程度的损伤破坏,其中B型层合板的损伤情况更为严重,出现了纤维断裂、基体开裂、纤维拔出、脱粘、分层等损伤。C型层合板在不改变炸药质量、只缩短距离的条件下,出现了分层损伤,由于受一定的预紧力作用,在边缘出现了分层和翘曲,表面有沿纤维方向的断裂,但是没有纤维拔出,在实验过程中出现了散斑脱落。

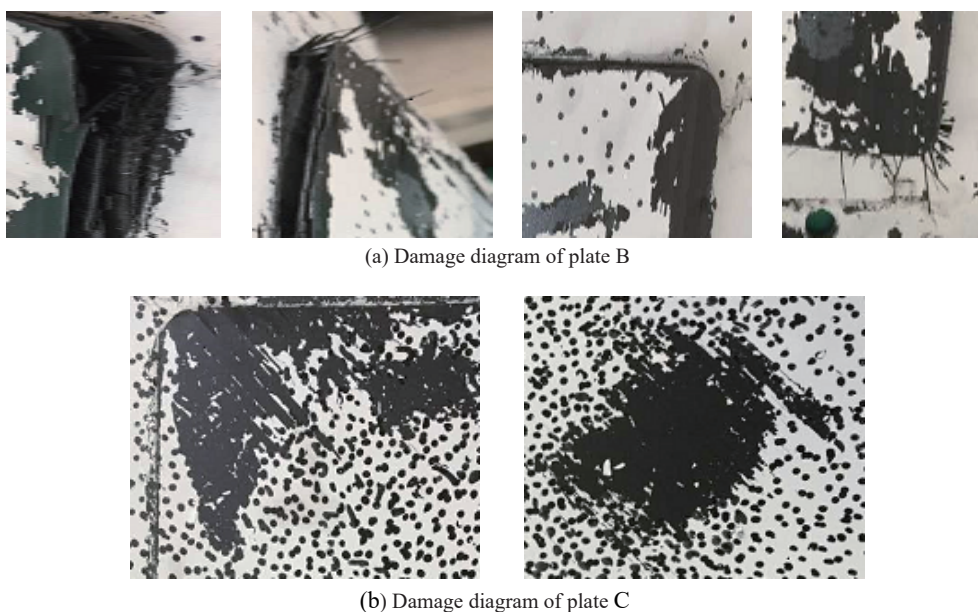


图10 B型和C型板损伤表面形态

Fig. 10 Surface damage morphology of plates B and C

图11为B型板中心点的位移变化曲线。当 $t=1.17\text{ ms}$ 时,冲击波接触层合板,中心点位移沿直线迅速上升,但在 $t=1.57\text{ ms}$ 时,层合板的周边已经出现分层、脱粘。此时层合板内部已经发生了损伤,纤维渐渐拔出,所以位移沿曲线上升到最大值。当 $t=1.77\text{ ms}$ 时,位移达到最大值 24.3 mm 。随后层合板的位移下降,往复循环3次后,位移处于相对稳定的状态,不再有大范围的波动,说明层合板内部出现了严重的纤维断裂、分层、脱粘等破坏,爆炸结束形成如图10所示的形态。正如文献[16]所说,层合板的失效过程是损伤不断累积、刚度逐渐退化、应力不断重新分布的动态过程,所以在实际应用中,对层合板的设计尤为重要。

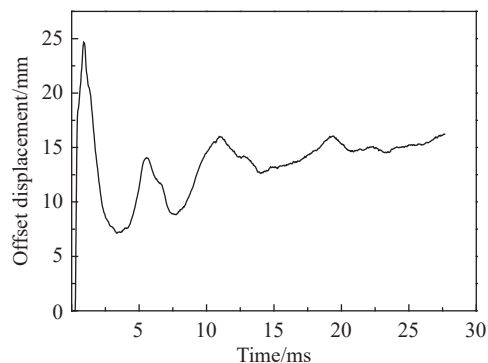


图11 中心点位移随时间变化曲线

Fig. 11 Displacement curve of center point over time

3 结 论

(1)复合材料层合板在受高速冲击过程中,首先产生沿纤维方向的微小裂纹,随着冲击波的传播,裂纹逐渐增长,从而产生分层,分层面的基体挤裂导致纤维断裂,铺层不同,产生的裂纹方向不同。

(2)正交铺层和准均质铺层的层合板在受到高速冲击波作用时,弹性范围内变化规律相同,均表现出良好的抗冲击波能力,在非弹性范围内前者容易发生纤维拔出、分层等损伤,45°铺层在首末位置有利于改善层合板的抗冲击性能。

(3)把高速3D-DIC测量方法引入爆炸冲击的测量研究中,通过实验测量得到材料的三维变形场,分析CFRP在极端载荷下的动态力学响应,可为CFRP在冲击波作用下的安全防护及可靠性提供指导。

参考文献:

- [1] DVORAK G J, LAWS N. Mechanics of composite materials [M]. Washington D. C.: Scripta Book Co., 1975.
- [2] 恽寿榕, 赵衡阳. 爆炸力学 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2005.
YAN S Y, ZHAO H Y. Explosion mechanics [M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2005.
- [3] 张如一, 沈观林, 李朝弟. 应变电测与传感器 [M]. 北京: 清华大学出版社, 1999.
ZHANG R Y, SHEN G L, LI C D. Strain electrical measurement and sensor [M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1999.
- [4] PETERS W H, RANSON W F. Digital imaging techniques in experimental stress analysis [J]. Optical Engineering, 1981, 21(3): 427-431.
- [5] MA S P, JIN G C. Digital speckle correlation method improved by genetic algorithm [J]. Acta Mechanica Solida Sinica, 2003, 16(4): 366-373.
- [6] 王怀文, 亢一澜, 谢和平. 数字散斑相关方法与应用研究进展 [J]. 力学进展, 2005, 35(2): 195-203.
WANG H W, KANG Y L, XIE H P. Research progress in digital speckle correlation methods and applications [J]. Advances in Mechanics, 2005, 35(2): 195-203.
- [7] PAN B, ASUNDI A, XIE H M, et al. Digital image correlation using iterative least squares and pointwise least squares for displacement field and strain field measurements [J]. Optics and Lasers in Engineering, 2009, 47(7/8): 865-874.
- [8] PAN B, LI K. A fast digital image correlation method for deformation measurement [J]. Optics and Lasers in Engineering, 2011, 49(7): 841-847.
- [9] MICHAEL A M A, ORTEU J J, SCHREIER H W. Two-dimensional and three-dimensional computer vision [M]//Image correlation for shape, motion and deformation measurements. Springer US, 2009.
- [10] PAN B, QIAN K, XIE H, et al. Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement: a review [J]. Measurement Science & Technology, 2009, 20(6): 062001.

- [11] PAN B. Recent progress in digital image correlation [J]. *Experimental Mechanics*, 2011, 51(7): 1223–1235.
- [12] TIWARI V, SUTTON M A, MCNEILL S R, et al. Application of 3D image correlation for full-field transient plate deformation measurements during blast loading [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2009, 36(6): 862–874.
- [13] COOPER M A, SKAGGS M N, REU P L. High-speed stereomicroscope digital image correlation of rupture disc behavior [M]// *Advancement of Optical Methods in Experimental Mechanics: Volume 3*. Springer International Publishing, 2016.
- [14] ARORA H, HOOPER P, DEAR J. The effects of air and underwater blast on composite sandwich panels and tubular laminate structures [J]. *Experimental Mechanics*, 2011, 52(1): 59–81.
- [15] 王耀先. 复合材料力学与结构设计 [M]. 上海: 华东理工大学出版社, 2012.
WANG Y X. Composite mechanics and structural design [M]. Shanghai: East China University of Science and Technology Press, 2012.
- [16] 张丽, 李亚智, 张金奎. 复合材料层合板在低速冲击作用下的损伤分析 [J]. *科学技术与工程*, 2010, 10(5): 1170–1174.
ZHANG L, LI Y Z, ZHANG J K. Damage analysis of composite laminates under low velocity impact [J]. *Science Technology and Engineering*, 2010, 10(5): 1170–1174.

Deformation of Carbon Fiber Laminates under Explosion Based on 3D-DIC

LIU Qingqing, GUO Baoqiao, SHI Chen, CHEN Pengwan

(*State Key Laboratory of Explosion Science and Technology, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China*)

Abstract: An open explosion loading experiment was designed for three differently laminated carbon fiber composite laminates to study the dynamic mechanical behavior of the laminates under different explosive masses and explosive distances. Based on two high-speed cameras, an experimental measurement system for high-speed three-dimensional deformation field was built, and the images of the dynamic deformation process of the laminates under the action of the explosion were recorded. The dynamic displacement field and strain field of the laminates under the shock wave were calculated by 3D-DIC software. The results show that the laminates only undergo elastic deformation under low shock wave, and the orthogonal layer and the quasi-homogeneous layer have good impact resistance; under the action of high shock wave, the laminates will cause damage in the form of delamination, matrix cracking, fiber breakage, etc. The order of the layup has a great influence on the form of damage.

Keywords: carbon fiber reinforced laminate; 3D-DIC; blasting loading; damage; failure

CFRP 层合板低速冲击响应及损伤特性研究

廖斌斌¹, 周建武², 林 渊³, 贾利勇⁴, 王栋亮¹, 花争立¹, 郑津洋^{1,5}, 顾超华¹

(1. 浙江大学化工机械研究所, 浙江 杭州 310027;

2. 西北工业大学机电学院, 陕西 西安 710072;

3. 陆军工程大学野战工程学院, 江苏 南京 210042;

4. 中航工业第一飞机设计研究院, 陕西 西安 710089;

5. 浙江大学流体动力与机电系统国家重点实验室, 浙江 杭州 310027)

摘要: 为了研究碳纤维增强复合材料 (Carbon Fiber Reinforced Plastics, CFRP) 层合板低速冲击力学性能, 开展了铺层顺序为 $[45_4/-45_4]_{4T}$ 的 CFRP 层合板落锤低速冲击试验。研究了条形冲锤冲击角度和半球形冲锤直径两个影响因素下的 CFRP 层合板低速冲击力学响应, 同时通过凹坑深度和分层损伤面积研究了层合板低速冲击损伤特性。试验结果表明: 当条形冲锤冲击角度与层合板表面纤维方向平行时以及以较小直径的半球形冲锤冲击时, 最大中心位移和能量耗散较大, 凹坑深度和分层面积也较大; 在冲锤直径和冲击角度两个单因素变量下, 凹坑深度与分层损伤面积成正比; 直径为 10 mm 的半球形冲锤冲击层合板时, 在凹坑区域存在明显的纤维断裂; 14 mm 和 16 mm 半球形冲锤冲击时, 损伤虽目视可见, 但未见明显纤维断裂。

关键词: 碳纤维增强复合材料层合板; 低速冲击; 损伤特征; 凹坑深度; 分层损伤面积

中图分类号: O347.1; V214.8

文献标识码: A

复合材料因其高比强度、高比刚度和高疲劳抗力, 广泛运用在航空航天、军工和新能源汽车等领域^[1-2]。碳纤维增强复合材料 (Carbon Fiber Reinforced Plastics, CFRP) 层合板在制造和使用维护过程中, 不可避免地会受到冲击载荷, 如工具跌落、冰雹撞击等^[1-4]。CFRP 层合板对低速冲击十分敏感, 受到低速冲击后易产生分层、基体开裂和纤维断裂等损伤^[5-7], 导致结构强度和疲劳性能大幅下降^[8-10]。因此, 研究 CFRP 层合板的低速冲击意义重大, 故开展了 CFRP 层合板低速冲击响应及损伤特性相关研究。

现有研究发现, 冲锤参数明显影响层合板的低速冲击力学行为^[11-15]。Mitrevski 等^[11] 通过对比半球形、锥形等冲锤形状下的层合板力学响应, 发现能量耗散、峰值冲击力和冲击接触时间明显依赖于冲锤形状; 此外还发现钝的冲锤造成更大的损伤面积, 并且显著降低层合板的拉伸强度。Amaro^[12]、Icten^[13] 等研究了冲锤直径对低速冲击力学性能的影响, 发现冲锤直径显著影响层合板的能量耗散和穿透阈值。事实上, 在冲锤冲击的各个参数中, 冲击角度对层合板的损伤特性也有显著的影响。然而, 现有冲击角度相关研究主要关注冲锤冲击方向与层合板法向之间的夹角^[14-15], 并未关注条形冲锤等非圆形冲锤冲击方向与层合板表面纤维方向之间的夹角, 而后者在复合材料低速冲击载荷下很可能发生。

在层合板低速冲击损伤特性研究方面, 低速冲击后的凹坑深度和分层损伤面积均是层合板损伤状态的重要特征。Sebaey^[16]、Wang^[17] 等研究了分层损伤面积与低速冲击能量之间的对应关系。Shi^[18]、Xu^[19] 等研究发现冲击面的凹坑深度与冲击能量正相关。然而, 目前的研究对凹坑深度和分层损伤面积这两种参量之间的关系关注较少, 同时未对条形冲锤冲击角度和半球形冲锤直径等因素对凹坑深度和分层损伤面积的影响规律进行深入研究。

* 收稿日期: 2018-12-12; 修回日期: 2018-12-25

基金项目: 国家重点研发计划 (2017YFC0805601)

作者简介: 廖斌斌 (1992—), 男, 博士研究生, 主要从事复合材料冲击动力学研究. E-mail: hjslbb@zju.edu.cn

通信作者: 郑津洋 (1964—), 男, 博士, 教授, 主要从事先进能源承压设备研究. E-mail: jyzh@zju.edu.cn

本研究针对铺层顺序为 $[45_4/-45_4]_{4T}$ 的 CFRP 层合板,开展落锤低速冲击试验,探讨条形冲锤冲击角度和半球形冲锤直径两个影响因素下的 CFRP 层合板低速冲击力学性能,同时通过凹坑深度和分层损伤面积研究层合板的损伤特性,为更有效地提升复合材料抗冲击特性提供指导。

1 材料与试验方法

1.1 CFRP 层合板制备

铺层顺序为 $[45_4/-45_4]_{4T}$ 的 CFRP 层合板由 T300/YH69 单向预浸料通过热压罐固化成型制成。单向预浸料厚度为 0.12 mm,整个铺设过程在温度为 $(25 \pm 2)^\circ\text{C}$ 、相对湿度为 $40\% \pm 5\%$ 的环境中完成。使用水切割技术,从固化的原始试样中得到尺寸为 $230\text{ mm} \times 50\text{ mm}$ 的试样,试样的平均厚度为 3.75 mm。

1.2 夹持方式

夹具包括上盖板、导向板、橡胶垫和支撑板,如图 1 所示。两个橡胶垫置于上盖板和试样之间,使层合板在冲击过程中与橡胶垫紧密贴合。

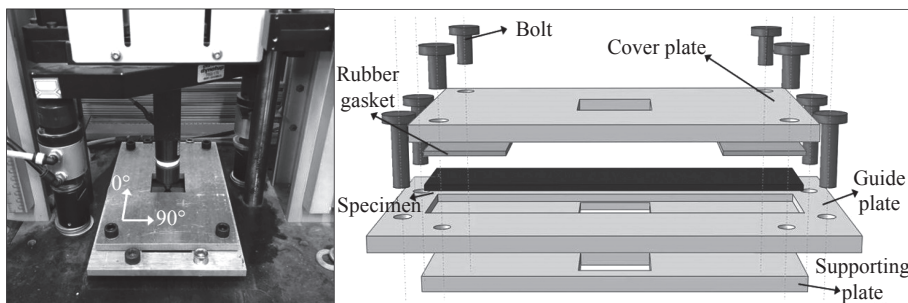


图 1 试验装置及夹具

Fig. 1 Testing machine and the fixture

1.3 冲 锤

为了研究冲锤参数对层合板低速冲击力学行为的影响,使用条形冲锤和半球形冲锤,如图 2 所示。其中条形锤头的长度为 19 mm,侧面直径为 4.8 mm。半球形冲锤的直径分别为 10、14 和 16 mm,共 3 个半球形冲锤。

1.4 试验步骤

根据 ASTM D7136^[20] 在 Instron Dynatup 9250HV 落锤冲击试验机上进行落锤低速冲击试验,如图 1 所示,试样通过图 1 的夹具固支。试验过程中,采用防二次冲击装置防止冲锤重复冲击。冲锤的总质量为 5.607 kg。在冲击过程中,使用数据采集装置记录冲击力-时间曲线、中心位移曲线和能量曲线等。每个试样的凹坑深度在冲击后的 10 min 通过高精度激光位移传感器 LK-GD500 测得。试样的试验安排如表 1,其中 S 表示条形冲锤, H 表示半球形冲锤。条形冲锤冲击角度分别与层合板 0° 方向成

表 1 低速冲击测试安排

Table 1 Low-velocity impact test arrangements

Test	Key factor	Type	Impactor parameter	Impactor energy/J	Impactor velocity/ ($\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$)	Times
1	Impactor angle	S_{-45}	Strip impactor, -45°	10	1.88	2
		S_0	Strip impactor, 0°			
		S_{45}	Strip impactor, 45°			
2	Impactor diameter	H_{10}	Hemispherical impactor, 10 mm	10	1.88	2
		H_{14}	Hemispherical impactor, 14 mm			
		H_{16}	Hemispherical impactor, 16 mm			

-45° 、 0° 和 45° 夹角, 冲击角度 β 如图 3 所示。层合板 0° 方向为层合板长度方向, 如图 1 所示。条形冲锤冲击时, 层合板冲击面及非冲击面与半球形冲锤冲击时相反, 即冲击面的表面纤维方向为 -45° 。

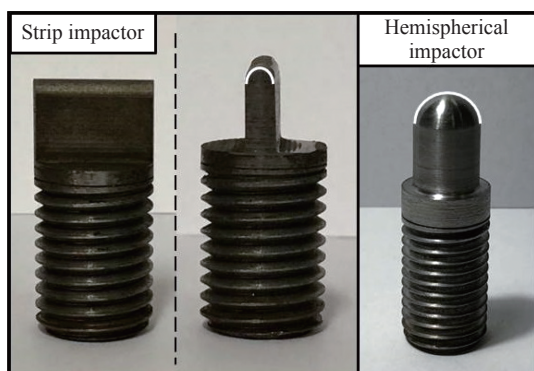


图 2 条形冲锤和半球形冲锤

Fig. 2 Strip impactor and hemispherical impactor

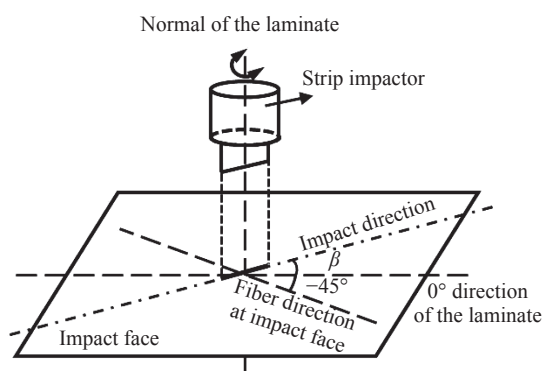


图 3 条形冲锤冲击角度

Fig. 3 Impactor angle of the strip impactor

2 试验结果与分析

2.1 试样损伤检测

通过 C 扫获得的分层损伤云图如图 4 所示。冲击后试样冲击面的损伤形貌如图 5 所示。低速冲击后层合板的凹坑深度和分层损伤面积如表 2 所示。

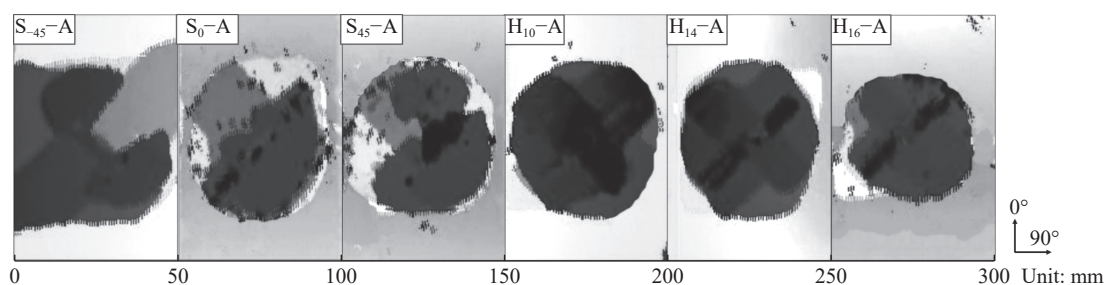


图 4 冲击后试样 C 扫图

Fig. 4 C-scan results of all types of specimens after impact

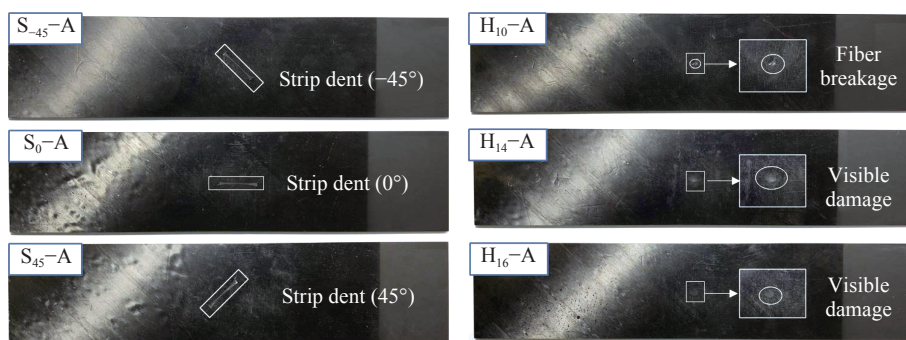


图 5 冲击后冲击面的损伤形貌

Fig. 5 Damage at the impact face after impact

(1) 冲击角度

$S_{-45}-A$ 、 S_0-A 和 $S_{45}-A$ 分别为条形冲锤沿着 -45° 、 0° 、 45° 冲击角度冲击的典型试样, 其中 A 表示平行试验中具有代表性的典型试样。试验结果表明, 冲击角度对层合板的凹坑深度和分层损伤面积均有显著的影响, 这与靠近冲击面的 4 层 -45° 纤维的方向有关。当冲锤沿着试样的 45° 方向冲击时, 冲击方

向与表面纤维方向垂直,表面的4层纤维承受较大的载荷,使凹坑深度较小;当冲锤沿着试样的 -45° 方向冲击时,冲击方向与表面纤维方向平行,表面的4层纤维承受相对较小的载荷,使基体损伤加剧,凹坑深度较大;当冲锤沿着试样的 0° 方向冲击时,冲击方向与表面纤维方向成 45° ,凹坑深度为 0.19 mm ,介于上述两个冲击角度之间,如表2所示。通过对分层损伤面积的统计, S_{-45} -A层合板的分层损伤面积为 2147 mm^2 ,分别比 S_0 -A和 S_{-45} -A高20.4%和23%,如图4和表2所示。

表2 冲击损伤测试结果

Table 2 Summary of the impact test results

Specimen	Dent depth/mm	Delamination damage area/mm ²	Specimen	Dent depth/mm	Delamination damage area/mm ²
S_{-45}	0.22	2147	H_{10}	0.30	1613
S_0	0.19	1710	H_{14}	0.23	1553
S_{45}	0.17	1651	H_{16}	0.21	1230

(2) 冲锤直径

H_{10} -A、 H_{14} -A 和 H_{16} -A 分别为直径 10、14 和 16 mm 的半球形冲锤冲击的典型试样。 H_{10} -A 试样的凹坑深度为 0.30 mm ,分别比 H_{14} -A 和 H_{16} -A 试样的凹坑深度高23.3%和21.0%。通过对分层损伤面积进行统计, H_{10} -A 试样的分层损伤面积为 1613 mm^2 ,分别比 H_{14} -A 和 H_{16} -A 试样的分层面积高3.7%和23.0%。这主要是由于10 mm直径的冲锤与层合板之间的接触面积小,较大的集中力产生更加严重的纤维和基体损伤,使凹坑深度较大,同时分层损伤也更严重。

此外,在不同直径冲锤的冲击下,冲击面冲击区域的损伤状态也均有不同。10 mm冲锤冲击时,冲击区域存在明显的纤维断裂环,而14 mm和16 mm冲锤冲击时表面损伤虽目视可见,但没有明显的纤维断裂。10 mm冲锤冲击过程中,越接近凹坑中心的区域垂直于层合板的载荷越大,如图6(a)所示;当垂直于层合板的载荷超过纤维强度,纤维发生断裂,如图6(b)所示。曲率较大的10 mm冲锤冲击时,随

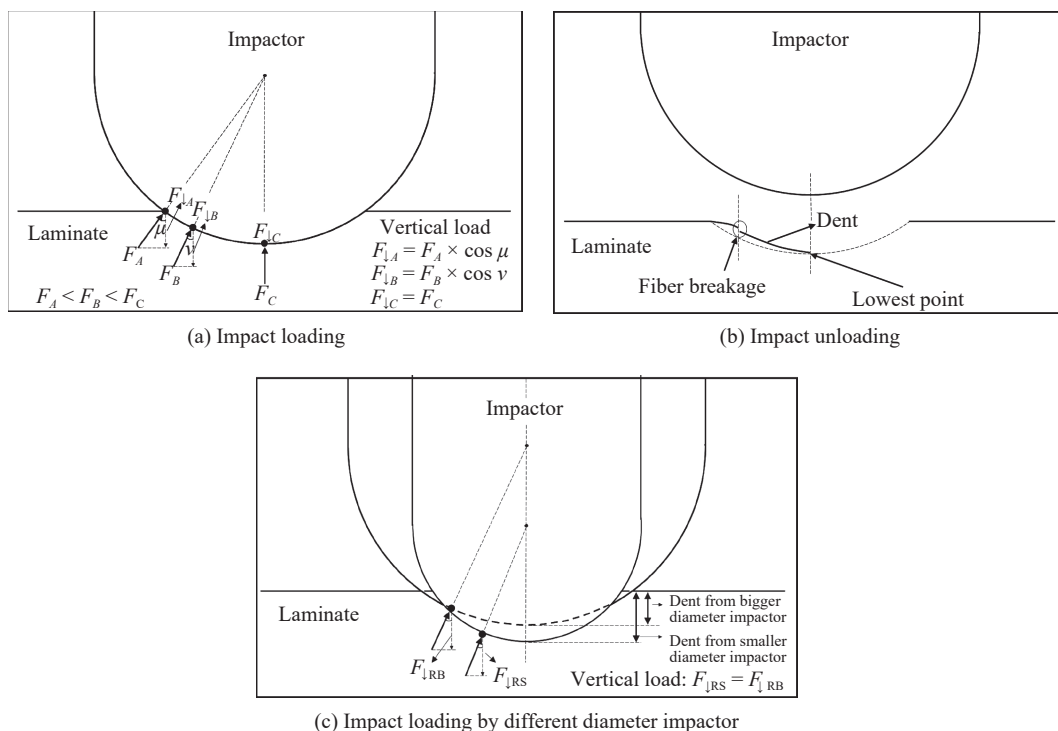


图6 冲锤加载示意图

Fig. 6 Sketch of the impactor loading

着与冲击中心距离的增大,垂直于层合板的载荷变化比 14 mm 和 16 mm 冲锤冲击时更加明显,如图 6(c) 所示,使用 10 mm 冲锤冲击时更易产生纤维断裂。

凹坑深度和分层损伤面积是层合板低速冲击损伤的重要特征。将不同冲击角度和冲锤直径下各层合板的凹坑深度和分层损伤面积进行归纳,如表 2 所示。通过对比发现,在冲击角度和冲锤直径单因素变量下,凹坑深度与分层损伤面积成正相关。层合板主要通过层内损伤(基体开裂、纤维断裂和纤维/基体脱粘)和层间损伤(分层)两种损伤方式耗散能量。凹坑深度主要反映层内损伤状态,分层损伤面积主要反映层间损伤状态。上述现象反映:当冲击角度平行于表面纤维方向以及冲锤直径减小时,层内损伤和层间损伤均更加严重。

2.2 冲击力-时间响应

条形冲锤和半球形冲锤冲击层合板的冲击力-时间曲线如图 7 所示,冲击力用 F 表示,时间用 t 表示。可见每种情况下平行试验的冲击力-时间曲线基本一致,选用平行试验-1(即 Experiment 1)作为典型试样。图 8(a)和图 8(b)分别为条形冲锤和半球形冲锤冲击下典型试样的冲击力-时间曲线。在弹性阶段,冲击力线性增加直至达到损伤初始阈值 F_H ,此时初始分层损伤导致层合板刚度开始改变^[1,3]。因此,损伤初始阈值 F_H 可作为层合板抵抗初始分层的重要参数^[1,3]。损伤初始阈值 F_H 之后,曲线发生波动,这主要由层内和层间损伤演化导致。在达到峰值冲击力 F_{max} 后,冲锤开始回弹,冲击力卸载至零。

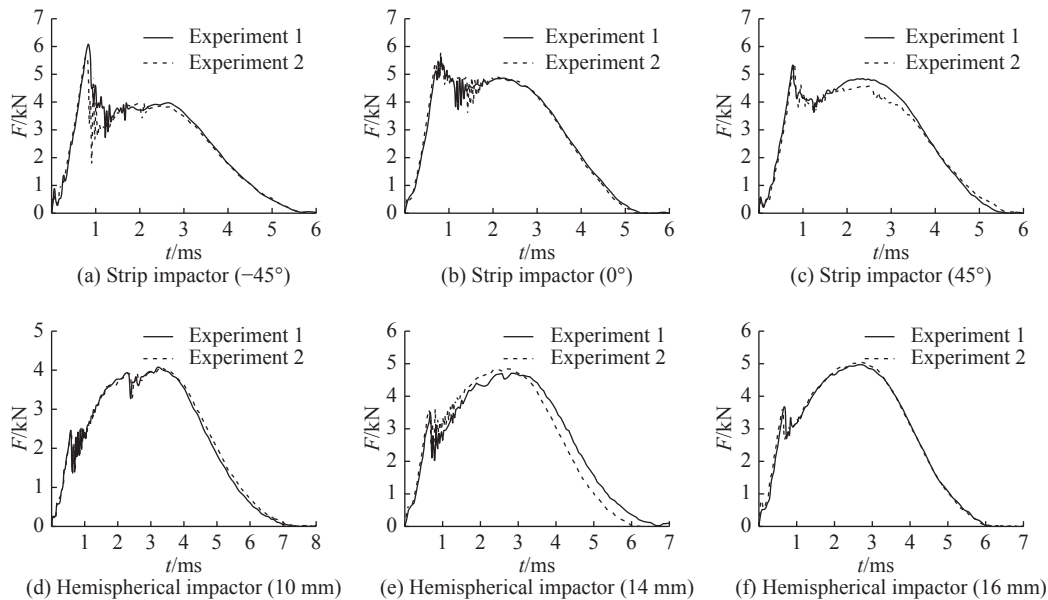


图7 各试样的冲击力-时间曲线

Fig. 7 Impact force-time curves of each specimens

如图 8(a) 所示,条形冲锤沿着 -45° 方向冲击的损伤初始阈值 $F_{H, S-45}$ 为 6158 N,比沿着 0° 方向冲击的损伤初始阈值 $F_{H, S0}$ 和沿着 45° 方向冲击的损伤初始阈值 $F_{H, S45}$ 分别高 9.7% 和 13.1%。然而,峰值冲击力 $F_{max, S-45}$ 为 3970 N,比 $F_{max, S0}$ 和 $F_{max, S45}$ 低 23% 和 22%。这是由于当条形冲锤沿着 -45° 冲击时,刚开始冲锤与表面的 -45° 纤维平行接触,使此阶段的冲击抗力较大,需要较大的加载才会导致初始分层,当冲锤向下移动时,与冲锤垂直的 45° 纤维也参与承载,此时冲击抗力增加并不明显,使峰值冲击力较小;当条形冲锤沿着 45° 冲击时,层合板的冲击抗力与上述相反,使损伤初始阈值较小,峰值冲击力较大;当条形冲锤沿着 0° 冲击时,层合板的冲击抗力介于上述两者之间。10 mm 冲锤冲击时损伤初始阈值 $F_{H, H10}$ 为 2580 N,比 14 mm 冲锤冲击的损伤初始阈值 $F_{H, H14}$ 和 16 mm 冲锤冲击的损伤初始阈值 $F_{H, H16}$ 分别低 35% 和 43%;峰值冲击力 $F_{max, H10}$ 为 4080 N,较 $F_{max, H14}$ 和 $F_{max, H16}$ 小 15% 和 22%,如图 8(b) 所示。这是由于 16 mm 直径的冲锤冲击时,较大的接触面积减少了纤维及基体与冲锤的接触应力,从而提升

了冲击抗力;而10 mm冲锤的接触面积较小且集中在冲击区域,使试样损伤更加严重,冲击抗力减小。此外,10 mm冲锤的冲击力-时间曲线在接近峰值冲击力时出现了载荷的突然下降,这是由于纤维断裂导致,与图5中10 mm冲锤观察到的纤维断裂现象一致。

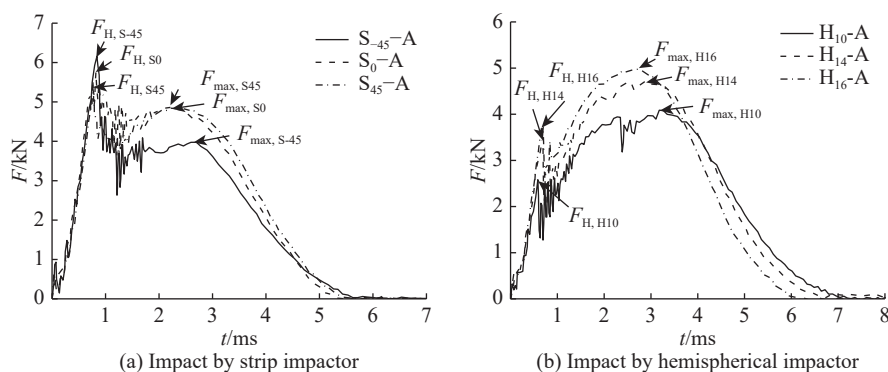


图8 条形冲锤和半球形冲锤冲击下典型试样的冲击力-时间曲线

Fig. 8 Typical impact force-time curves under strip and hemispherical impactors impact

2.3 冲击力-中心位移响应

图9(a)和图9(b)分别为条形冲锤和半球形冲锤冲击下典型试样的冲击力-中心位移曲线,其中中心位移用 d 表示。曲线分为A、B、C三个阶段,分别对应试样的损伤初始阶段、损伤演化阶段和回弹阶段。阶段A为试样的弹性阶段,即从加载开始直到损伤达到损伤初始阈值 F_H 。阶段B为冲击过程中的损伤演化阶段,分层、纤维和基体损伤使冲击力产生波动,直至达到最大中心位移。阶段C为试样的回弹阶段,储存在试样的弹性能开始释放,当冲击力为零时,冲锤与层合板分离时的冲锤位移为残余中心位移。

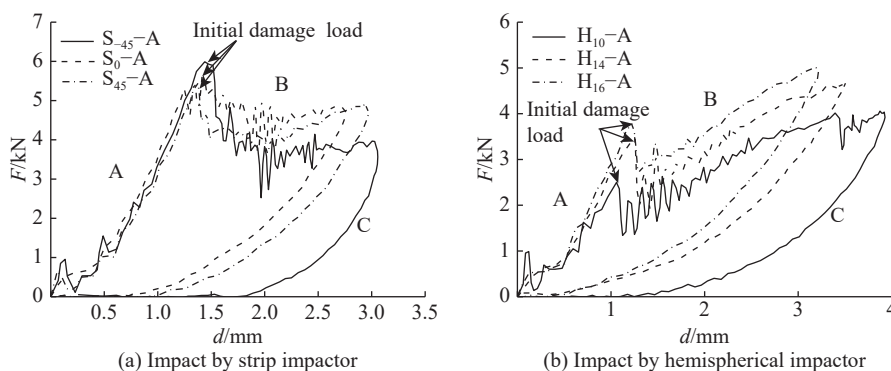


图9 条形冲锤和半球形冲锤冲击下典型试样的冲击力-中心位移曲线

Fig. 9 Typical impact force-central displacement curves under strip and hemispherical impactors impact

条形冲锤和半球形冲锤冲击下,冲击力-中心位移曲线的阶段A、B和C有着明显的界限。条形冲锤和半球形冲锤的最大中心位移和残余中心位移均存在明显差异。条形冲锤沿着 -45° 冲击产生的最大中心位移和残余中心位移最大,这是由于 -45° 方向冲击时阶段B的区域更大,产生的损伤更加严重,更多的能量通过层合板损伤耗散。10 mm直径的半球形冲锤产生的最大中心位移为3.92 mm,比14 mm和16 mm直径的冲锤高10.6%和17.9%。可见10 mm直径冲锤冲击过程中阶段B的区域更大,层内损伤和层间损伤更加严重,与图4和图5观察到的试验现象一致。此外,10 mm直径的冲锤冲击下较严重的损伤会导致储存到层合板的弹性回弹能量更小,残余中心位移更大。

2.4 能量-时间响应

图10(a)和图10(b)分别为条形冲锤和半球形冲锤冲击下典型试样的能量-时间曲线。当冲锤开始

接触试样时,能量耗散开始出现,试样吸收冲锤的动能出现变形。当冲锤达到最低点时,所有的动能一部分转变为试样的应变能,一部分由损伤、摩擦等方式耗散。随后,冲锤开始回弹,弹性卸载发生,试样可恢复的弹性应变能转化为冲锤的动能,直至冲锤与层合板分离。曲线的最终能量值代表层合板总能量耗散,总能量耗散主要是层合板的各损伤能量耗散的总和。

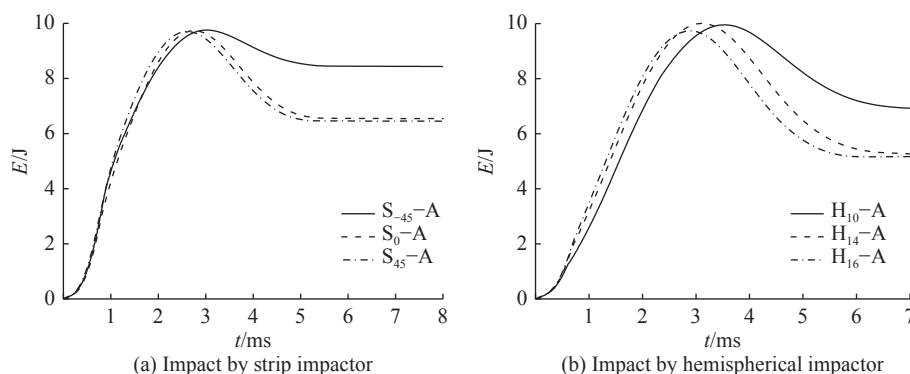


图 10 条形冲锤和半球形冲锤冲击下典型试样的能量-时间曲线

Fig. 10 Typical energy-time curves under strip and hemispherical impactors impact

如图 10(b) 所示, 3 种直径半球形冲锤冲击下, 达到峰值能量的时刻存在明显的差别。10 mm 和 16 mm 直径的冲锤峰值能量时刻相差 0.63 ms。在冲击过程中产生的损伤会减少层合板的横向刚度, 从而直接影响冲锤的加速度。因此, 3 种直径冲锤冲击下, 损伤的差异会导致达到峰值能量的时刻存在明显的差异。此外, 对比图 10(a) 和图 10(b), 半球形冲锤冲击下达到峰值能量时刻的差异比条形冲锤以 3 种冲击角度冲击时更加明显。

由图 10 可得条形冲锤沿着 -45° 冲击角度冲击时, 层合板的能量耗散为 8.43 J, 比 0° 和 45° 冲击时层合板的能量耗散高。能量耗散反映了层合板的损伤状态, 由此可见沿着 -45° 冲击时损伤更加严重, 与图 4 和表 2 所示的凹坑深度和分层损伤面积的试验结果一致。10 mm 直径的半球形冲锤冲击时, 层合板的能量耗散为 6.91 J, 比 14 mm 和 16 mm 冲锤冲击时的能量耗散高 24.9% 和 25.2%。这说明 10 mm 直径冲锤冲击时产生的损伤最大, 与图 4 和图 5 的试验现象一致。冲击角度和冲锤直径分别通过不同的方式影响总能量耗散。冲击角度通过冲锤与表面纤维不同的接触方式造成不同的损伤状态来影响总能量耗散, 冲锤直径通过冲锤与层合板不同的接触面积造成损伤来影响总能量耗散。

3 结 论

以铺层顺序为 $[45_4/-45_4]_{4T}$ 的 CFRP 层合板为研究对象, 通过低速冲击落锤试验, 研究了条形冲锤冲击方向和半球形冲锤直径两个影响因素下的 CFRP 层合板低速冲击力学性能, 同时通过凹坑深度和分层损伤面积研究了层合板损伤特性。

(1) 冲击角度和冲锤直径对低速冲击力学响应和损伤特性都有显著的影响, 主要通过改变冲锤与层合板的接触条件实现。当条形冲锤的冲击方向平行于表面纤维方向时, 会产生较大的损伤初始阈值、较小的峰值冲击力, 最大中心位移和能量耗散也较大; 当较小直径的半球形冲锤冲击时, 产生的损伤初始阈值和峰值冲击力较大, 最大中心位移和能量耗散也较大。

(2) 当条形冲锤的冲击方向平行于表面纤维方向时, 凹坑深度和分层损伤面积较大; 当半球形冲锤的直径较小时, 凹坑深度和分层损伤面积较大。在冲锤直径和冲击角度两个单因素变量下, 凹坑深度与分层损伤面积成正相关关系。

(3) 10 mm 半球形冲锤冲击层合板时, 在凹坑区域存在明显的纤维断裂。14 mm 和 16 mm 半球形冲锤冲击时, 损伤虽目视可见, 但未见明显的纤维断裂。

参考文献:

- [1] LIU P F, LIAO B B, JIA L Y, et al. Finite element analysis of dynamic progressive failure of carbon fiber composite laminates under low velocity impact [J]. *Composite Structures*, 2016, 149: 408–422.
- [2] LIAO B B, LIU P F. Finite element analysis of dynamic progressive failure properties of GLARE hybrid laminates under low-velocity impact [J]. *Journal of Composite Materials*, 2018, 52(10): 1317–1330.
- [3] SCHOEPNER G A, ABRATE S. Delamination threshold loads for low velocity impact on composite laminates [J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2000, 31(9): 903–915.
- [4] YANG B, WANG Z, ZHOU L, et al. Experimental and numerical investigation of interply hybrid composites based on woven fabrics and PCBT resin subjected to low-velocity impact [J]. *Composite Structures*, 2015, 132: 464–476.
- [5] WAN Y, DIAO C, YANG B, et al. GF/epoxy laminates embedded with wire nets: a way to improve the low-velocity impact resistance and energy absorption ability [J]. *Composite Structures*, 2018, 202: 818–835.
- [6] 钊李昕, 王秋成, 陈光耀. 碳纤维复合材料低速冲击特性及损伤分析研究 [J]. 机电工程, 2016, 33(7): 815–821.
TOU L X, WANG Q C, CHEN G Y. Analysis on low velocity impact performance and damage behavior of carbon fiber composite beam [J]. *Journal of Mechanical & Electrical Engineering*, 2016, 33(7): 815–821.
- [7] 竺铝涛, 张发. 碳纤维复合材料层压板低速冲击试验研究 [J]. 航空发动机, 2015, 41(1): 85–88.
ZHU L T, ZHANG F. Experimental investigation of low-speed impact for carbon fiber composite laminate [J]. *Aeroengine*, 2015, 41(1): 85–88.
- [8] TAN W, FALZON B G, CHIU L N S, et al. Predicting low velocity impact damage and compression-after-impact (CAI) behaviour of composite laminates [J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2015, 71: 212–226.
- [9] DUBARY N, BOUVET C, RIVALLANT S, et al. Damage tolerance of an impacted composite laminate [J]. *Composite Structures*, 2018, 206: 261–271.
- [10] 姚振华, 李亚智, 刘向东, 等. 复合材料层合板低速冲击后剩余压缩强度研究 [J]. 西北工业大学学报, 2012, 30(4): 518–523.
YAO Z H, LI Y Z, LIU X D, et al. Effectively calculating residual compressive strength of composite laminate after impact(CAI) [J]. *Journal of Northwestern Polytechnical University*, 2012, 30(4): 518–523.
- [11] MITREVSKI T, MARSHALL I H, THOMSON R, et al. The effect of impactor shape on the impact response of composite laminates [J]. *Composite Structures*, 2005, 67(2): 139–148.
- [12] AMARO A M, REIS P N B, MAGALHÃES A G, et al. The effect of the impactor diameter and boundary conditions on low velocity impact composites behavior [J]. *Applied Mechanics and Materials*, 2007, 7/8: 217–222.
- [13] ICTEN B M, KIRAL B G, DENIZ M E. Impactor diameter effect on low velocity impact response of woven glass epoxy composite plates [J]. *Composites Part B: Engineering*, 2013, 50: 325–332.
- [14] ANSARI M M, CHAKRABARTI A. Effect of boundary condition and impactor nose angle on impact behaviour of FRP composite: experimental and FE analyses [J]. *Materials Today: Proceedings*, 2017, 4(9): 9645–9649.
- [15] XIE W B, ZHANG W, KUANG N H, et al. Experimental investigation of normal and oblique impacts on CFRPs by high velocity steel sphere [J]. *Composites Part B: Engineering*, 2016, 99: 483–493.
- [16] SEBAEY T A, GONZÁLEZ E V, LOPES C S, et al. Damage resistance and damage tolerance of dispersed CFRP laminates: effect of ply clustering [J]. *Composite Structures*, 2013, 106: 96–103.
- [17] WANG H R, LONG S C, ZHANG X Q, et al. Study on the delamination behavior of thick composite laminates under low-energy impact [J]. *Composite Structures*, 2018, 184: 461–473.
- [18] SHI Y, SWAIT T, SOUTIS C. Modelling damage evolution in composite laminates subjected to low velocity impact [J]. *Composite Structures*, 2012, 94(9): 2902–2913.
- [19] XU Z, YANG F, GUAN Z W, et al. An experimental and numerical study on scaling effects in the low velocity impact response of CFRP laminates [J]. *Composite Structures*, 2016, 154: 69–78.
- [20] ASTM International. Standard test method for measuring the damage resistance of a fiber-reinforced polymer matrix composite to a drop-weight impact event: ASTM D7136/D7136M-15 [S]. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2015.

Low-Velocity Impact Behavior and Damage Characteristics of CFRP Laminates

LIAO Binbin¹, ZHOU Jianwu², LIN Yuan³, JIA Liyong⁴, WANG Dongliang¹,
HUA Zhengli¹, ZHENG Jinyang^{1,5}, GU Chaohua¹

(1. Institute of Process Equipment, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China;

2. School of Mechanical Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

3. College of Field Engineering, PLA Army Engineering University, Nanjing 210042, China;

4. First Aircraft Institute of Aviation Industry Corporation, Xi'an 710089, China;

5. State Key Laboratory of Fluid Power and Mechanical Systems, Hangzhou 310027, China)

Abstract: Low-velocity impact tests were performed for the $[45_4/-45_4]_{4T}$ carbon fiber reinforced plastics (CFRP) laminates for exploring the low-velocity impact behaviors. The effects of impact angle of strip impactor and impactor diameter of hemispherical impactor on the impact responses of laminates are studied. Besides, the damage characteristics are evaluated by dent depth and delamination damage area simultaneously. The experimental results show that larger maximum center displacement and more energy dissipation can be caused when the impact direction of the strip impactor is parallel to the fibers in the surface plies and the impactor diameter is smaller. The dent depth and delamination damage area are also larger at the two situations above. In addition, the dent depth is positive correlated with the delamination damage area under single factor variables of impact angle and impactor diameter. There has significant fiber break around the impact area under the impact of 10 mm hemispherical impactor, but no obvious fiber break appears around the impact area for 14 mm and 16 mm impactors.

Keywords: carbon fiber reinforced plastic laminates; low-velocity impact; damage characteristics; dent depth; delamination damage area

GFRP 增强圆钢管在低速冲击荷载作用下的应变率效应

武启剑^{1,2}, 支旭东^{1,2}

(1. 哈尔滨工业大学结构工程灾变与控制教育部重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150090;
2. 哈尔滨工业大学土木工程防灾减灾工信部重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150090)

摘要:讨论了玻璃纤维/环氧树脂复合材料 (Glass Fiber Reinforced Plastic, GFRP) 增强 Q235 圆钢管在低速冲击荷载作用下的应变率效应。通过轴压试验和轴向低速冲击试验获得了试件在准静态和低速冲击状态下的力学响应 (轴向荷载及轴向位移), 为后续仿真工作提供了依据。编写了可以考虑初始失效、损伤演化及应变率效应的 GFRP 材料子程序 (VUMAT), 并基于 ABAQUS 对构件的轴压及轴向冲击过程进行了仿真再现。通过仿真将不考虑应变率效应、只考虑钢管应变率效应、只考虑 GFRP 应变率效应、考虑钢管及 GFRP 应变率效应 4 种情况下的结果进行了对比分析。

关键词:应变率效应; 钢管; 玻璃纤维/环氧树脂复合材料; 低速冲击试验; 有限元模拟

中图分类号: O383.3; TU398.9

文献标识码: A

建筑结构在施工和服役期间, 除受到自重、风等常规荷载的作用外, 还有可能遭遇冲击、碰撞等偶然低速冲击荷载的作用, 而降低建筑结构在此类荷载作用下连续倒塌风险的一个有效措施就是增强结构构件的承载能力和耗能能力。纤维增强树脂复合材料 (FRP) 具有较高的比强度及比吸能 (材料的强度及吸能与其表观密度之比), 同时具有良好的环境耐受能力^[1], 采用 FRP 增强钢结构中常用的建筑圆钢管可以很好地综合两种材料的特点, 使复合而成的构件在具有较高承载能力和耗能能力的同时具有较轻的质量和较好的环境耐受能力, 因此在土木工程领域具有良好的应用前景。

近年来, 国内外学者针对 FRP 增强金属构件在低速冲击、碰撞等荷载作用下的响应开展了大量研究。Zhi 等^[2]针对高强 GFRP (Glass Fiber Reinforced Plastic) 增强 Q235B 圆钢管构件在轴向低速冲击荷载作用下的响应进行了试验及仿真研究, 分析了 GFRP 壁厚、钢管壁厚、冲击速度、试件长度等因素对试件极限承载能力和耗能能力的影响; Batuwitige 等^[3]采用 CFRP 材料增强了方钢管构件, 并针对其轴向抗冲击性能开展研究, 发现 CFRP 材料对增强方钢管构件的轴向耗能能力有很好的效果; Alam 等^[4]提出了 CFRP 增强钢管的侧向冲击仿真方法, 发现 CFRP 材料可以显著限制钢管构件的塑性位移发展; 李洋等^[5]研究了横向冲击荷载作用下 GFRP-钢组合悬臂梁的响应, 发现包裹 2.7 mm 厚 GFRP 能有效地降低钢管的冲击作用; Kadhim 等^[6-7]针对 CFRP 增强钢管构件在侧向冲击荷载作用下的响应展开了试验研究, 讨论了加载速率对试件性能的影响, 发现 CFRP 的增强效果在较高加载速率下更为明显。

此外, 随着对冲击等偶然荷载的研究成为热点, 材料的动态力学行为也引起了广泛关注。金属材料对应变率效应较为敏感, 一般采用 J-C 模型^[8]或 Z-A 模型^[9]进行模拟, 其中 J-C 模型由于可以同时考虑应变率效应、温度效应及应力三轴度而被后续学者广泛应用及改进^[10-12]。对于 FRP 材料, 由于其力

* 收稿日期: 2018-10-16; 修回日期: 2018-11-06

基金项目: 国家自然科学基金 (51478144)

作者简介: 武启剑 (1991—), 男, 博士研究生, 主要从事从事大跨空间结构研究. E-mail: 951064631@qq.com

通信作者: 支旭东 (1977—), 男, 博士, 教授, 主要从事大跨空间结构研究. E-mail: zhixudong@hit.edu.cn

学性能较为复杂,目前关于其在低速冲击荷载作用下损伤演化的研究多基于 Hashin 准则^[13]或 Puck 准则^[14]展开,忽略了应变率效应的影响^[15-16]。

本研究首先通过轴压试验及轴向低速冲击试验的结果对比,分析了 GFRP 增强建筑圆钢管构件的应变率效应敏感性;随后通过仿真的方法,将不考虑应变率效应、只考虑钢管应变率效应、只考虑 GFRP 应变率效应以及考虑钢管及 GFRP 应变率效应 4 种情况下的结果进行对比分析。

1 试验方案及结果分析

缠绕成型具有生产效率高、产品性能好的优点,同时对于 GFRP 增强圆钢管构件,其内部钢管可以直接充当芯模而不需要脱模,适合土木领域的大规模应用。因此,本研究采用此种成型工艺进行了试件的加工,且 GFRP 采用性价比较高的 S2-1200 玻璃纤维增强 E-51 环氧树脂,钢管采用应用较广泛的 Q235B 直缝圆焊管。试件的符号说明及实物图如图 1 所示,其中 D 为钢管外径, t 为壁厚, θ 和 n 为 GFRP 缠绕角度和层数, t_c 为 GFRP 层厚度, L 为试件长度, v 为冲击速度。为对比分析构件在准静态及低速冲击情况下的应变率效应,针对设计尺寸如表 1 所示的构件,分别开展了轴压试验和低速冲击试验。相较准静态轴压试验,冲击试验的数据采集更为困难,试件的响应更为剧烈,故为验证试验方案的可重复性,对于试件 D-58-1.5-30-3.0 开展了 3 组重复试验。

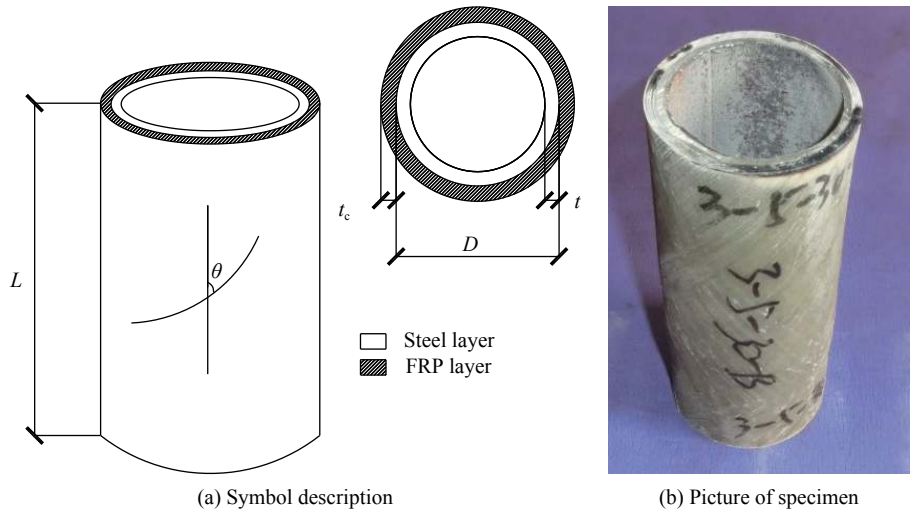


图 1 试件符号说明及实物图
Fig. 1 Symbol description and pictures of specimen

表 1 试件设计尺寸
Table 1 Design size of tested specimens

Specimen	$D \times t / (\text{mm} \times \text{mm})$	$[\theta / (^\circ)]_n$	t_c / mm	L / mm	Type of test	$v / (\text{m} \cdot \text{s}^{-1})$	Maximum strain rate/ s^{-1}
S-58-1.5-30	58.0×1.5	$[30/-30]_3$	2.0	100.0	Compression		
S-58-2.0-90	58.0×2.0	$[90]_6$	2.0	100.0	Compression		
D-58-1.5-30-3.0	58.0×1.5	$[30/-30]_3$	2.0	100.0	Impact	3.0	9.5
D-58-1.5-30-4.5	58.0×1.5	$[90]_6$	2.0	100.0	Impact	4.5	21.1
D-58-2.0-90-4.5	58.0×2.0	$[90]_6$	2.0	100.0	Impact	4.5	21.1

1.1 试验方案

轴压试验中,试件的两端采用钢槽配合 α 高强石膏进行嵌固,同时在其下部支座的 4 个角点处布置 4 个竖向位移计(LVDT),用来测量其轴向压缩量。试验的加载过程通过 30 t 液压千斤顶配合反力系统

实现,加载装置如图 2 所示。轴压试验采用先力控制后位移控制的方式进行加载,加载工艺流程如下:(1)荷载达到峰值之前,力加载速度为 5 kN/min;(2)荷载达到峰值后,改为位移控制加载,加载速度减为 1 mm/min。

低速冲击试验在哈尔滨工业大学落锤式冲击试验系统上完成,此试验系统可以满足不同冲击质量(400.19~1063.30 kg)及不同冲击高度(0~20.6 m)的试验要求。本研究所进行的低速冲击试验采用的冲击能量为 4052.03 和 1800.90 J,即落锤质量为 400.19 kg,冲击速度分别为 3.0 和 4.5 m/s。试验过程中,试件的底部采用钢槽及 α 高强石膏锚固,其位移及冲击荷载分别采用磁栅线位移测量系统及 60 t 压电式力传感器进行测量,试验装置如图 3 所示。

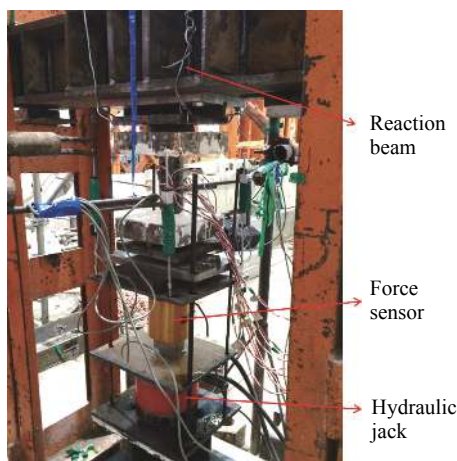


图 2 轴压试验系统

Fig. 2 Compression test system

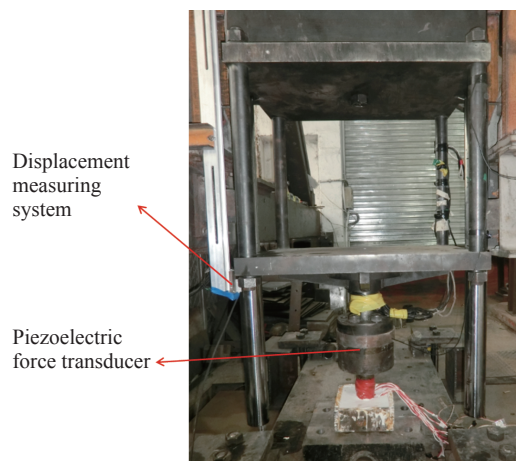


图 3 落锤试验系统

Fig. 3 Drop hammer test system

1.2 试验结果对比分析

试件 D-58-1.5-30-3.0 的 3 组重复试验结果及其平均结果如图 4 所示。考虑到冲击荷载的特性,试验所得曲线存在较大的波动,但整体而言试验结果仍存在良好的可重复性。

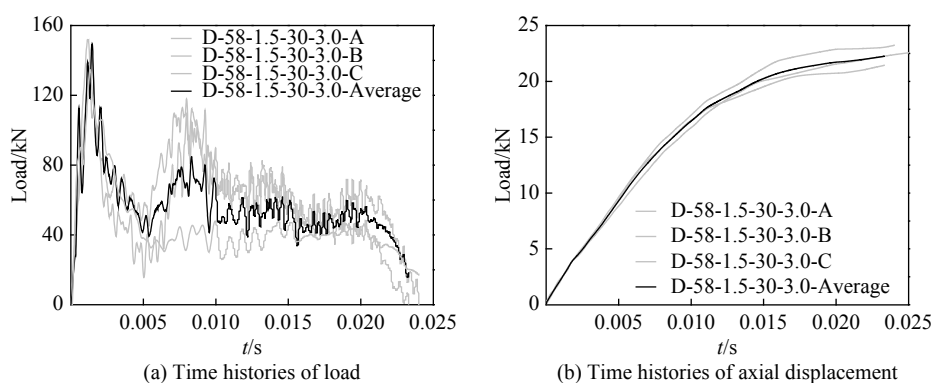


图 4 D-58-1.5-30-3.0 的重复试验结果

Fig. 4 Repeated test results of D-58-1.5-30-3.0

轴压试验与轴向低速冲击试验的结果(荷载-轴向位移曲线)对比如图 5 所示,得到以下结论:(1)在两种荷载作用下,试件的弹性段刚度相差不多,表明在低速冲击范围内,GFRP 增强钢管构件的弹性段刚度对于应变率效应不敏感;(2)随着冲击速度的增加(冲击速度为 3.0 和 4.5 m/s 时对应的最大应变率分别为 9.5、21.1 s^{-1}),GFRP 增强钢管构件的峰值荷载有所增加,且大于承受准静态轴压荷载作用的试件,表明在低速冲击范围内,构件的强度对于应变率效应较为敏感;(3)试件的荷载-位移曲线在低

速冲击荷载作用下具有相似的形状及趋势,仅破坏位移有所增大,表明冲击速度的增加对试件的失效模式影响不大。

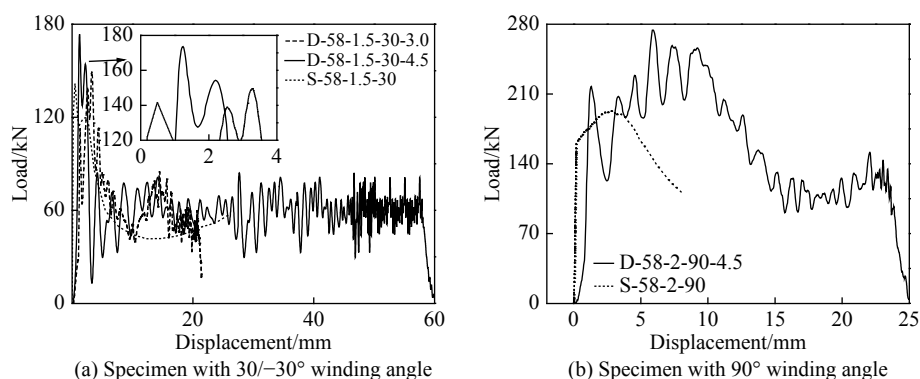


图5 轴压试验及低速冲击试验结果对比

Fig. 5 Comparison of test results between compression test and low-velocity impact test

然而,由于在试验过程中不可避免地存在一些不可控参数,如试件实际几何尺寸与设计几何尺寸的差异、试件初始缺陷的差异以及试件组成材料性能的差异等,故仅通过试验并不能很好地分析应变率效应对试件性能的影响。鉴于上述原因,本研究提出了可考虑钢材及GFRP应变率效应的仿真方法,开展了关于GFRP增强圆钢管构件的应变率效应分析。

2 有限元模拟方法及验证

2.1 有限元模型

在仿真中,试件的各层依次建模,并通过一阶特征值屈曲的形式施加由实测得到的最大初始缺陷,同时为了简化分析,将试件的锚固段简化为刚域,有限元模型如图6所示。对于准静态轴压过程,采用ABAQUS的Explicit(显式)求解器进行拟静力分析,即缓慢地施加外力以消除惯性效应,通常拟静力分析中的加载时间取构件最低阶模态周期的10倍以上^[17],对于本研究试件,加载时间取为0.1 s。此外,为与轴压试验吻合,试件两端采用了固接的边界条件,并在其顶部采用光滑步骤(Smooth Step)以位移的形式施加轴压荷载。对于冲击过程,为与实际试验吻合,试件采用了底部固接顶部自由的边界条件,并建立了与实际落锤相同的模型(如图7所示)对试件模型施加冲击荷载。

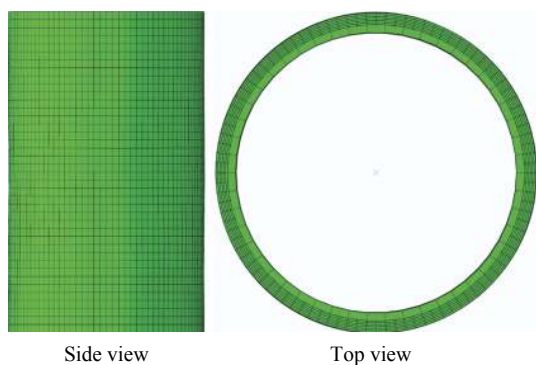


图6 GFRP增强圆钢管有限元模型

Fig. 6 Finite element model of GFRP reinforced circular steel tube

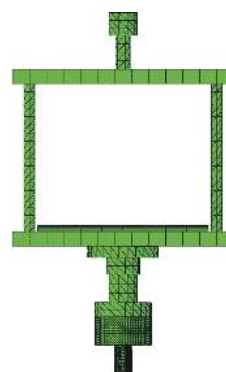


图7 落锤有限元模型

Fig. 7 Finite element model of drop hammer

2.2 材料本构模型

在ABAQUS中,一般采用Isotropic Elasto-Plasticity模型^[17]模拟钢材的准静态力学行为,所需参数通过材性试验获得,如图8所示。在低速冲击仿真中,为讨论钢材的应变率效应,采用J-C模型^[8],即

$$\begin{cases} \sigma = (A + B\varepsilon_{eq}^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*)(1 - T^{*m}) \\ \varepsilon_f = [D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*)](1 + D_4 \ln \dot{\varepsilon}^*)(1 + D_5 T^*) \end{cases} \quad (1)$$

式中: A 、 B 、 C 、 m 、 n 及 $D_1 \sim D_5$ 均为材料有关系数, 如表 2、表 3 所示。材性参数均来源于 Zhi 等^[2]的研究。

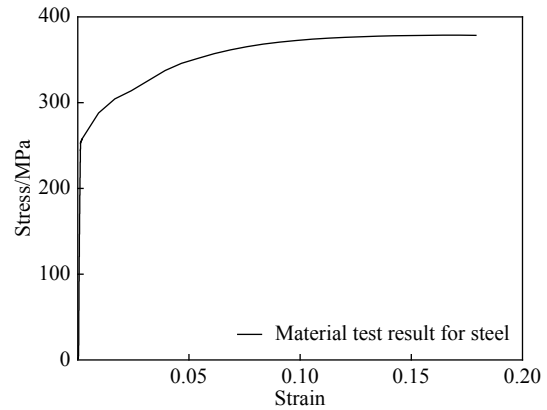
GFRP 具有正交各向异性的材料特点, 其本构模型较为复杂, 本研究在文献 [2] 提出的关于 GFRP 增强钢管在冲击荷载作用下仿真方法(失效模式及损伤演化法则如表 4 所示, GFRP 材料力学参数如表 5 所示, 各层间界面性能如表 6 所示)的基础上, 引入了 Shokrieh 等^[18]关于 GFRP 应变率效应的模型

$$M(\dot{\varepsilon}) = \alpha + \beta \dot{\varepsilon}^\gamma \quad (2)$$

式中: α 为 GFRP 单向板材性参数, β 及 γ 为应变率效应系数, 如表 7 所示。

表 2 Johnson-Cook 模型参数^[2]Table 2 Parameters of the Johnson-Cook model^[2]

A/MPa	B/MPa	n	m	T_m/K	T_r/K
272.28	899.7	0.94	0.1515	1795	293

图 8 钢管材性试验结果^[2]Fig. 8 Material test result for steel tube^[2]表 3 Johnson-Cook 断裂准则参数^[2]Table 3 Parameters of the Johnson-Cook fracture criterion^[2]

D_1	D_2	D_3	D_4	D_5
-43.408	44.608	0.016	0.0145	-0.046

表 4 初始失效准则及损伤演化法则^[2]Table 4 Initial failure criteria and damage evolution laws^[2]

Failure modes	Initial failure criteria	Damage evolution laws
Fiber tensile failure	$F_1^t = \left(\frac{\sigma_1}{X_t}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_4}{S_{12}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_6}{S_{13}}\right)^2 \geq 1$	$D_1^t = \frac{\varepsilon_1^{ft}}{\varepsilon_1^{ft} - \varepsilon_1^{it}} \left(1 - \frac{\varepsilon_1^{it}}{\varepsilon_1}\right)$
Fiber compression failure	$F_1^c = \left(\frac{\sigma_1}{X_c}\right)^2 \geq 1$	$D_1^c = \frac{\varepsilon_1^{fc}}{\varepsilon_1^{fc} - \varepsilon_1^{ic}} \left(1 - \frac{\varepsilon_1^{ic}}{\varepsilon_1}\right)$
Resin tensile failure	$F_2^t = \left(\frac{\sigma_2}{Y_t}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_4}{S_{12}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_5}{S_{23}}\right)^2 \geq 1$	$D_2^t = \frac{\varepsilon_2^{ft}}{\varepsilon_2^{ft} - \varepsilon_2^{it}} \left(1 - \frac{\varepsilon_2^{it}}{\varepsilon_2}\right)$
Resin compression failure	$F_2^c = \left(\frac{\tau_{nt}(\theta)}{S_{23}^A + \mu_{nt}\sigma_n(\theta)}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{nl}(\theta)}{S_{12} + \mu_{nl}\sigma_n(\theta)}\right)^2 \geq 1$	$D_2^c = \frac{\gamma_r^f}{\gamma_r^f - \gamma_r^i} \left(1 - \frac{\gamma_r^i}{\gamma_r}\right)$
Stretch in-layer delamination	$F_3^t = \left(\frac{\sigma_3}{Z_t}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_6}{S_{13}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_5}{S_{23}}\right)^2 \geq 1$	$D_3^t = \frac{\varepsilon_3^{ft}}{\varepsilon_3^{ft} - \varepsilon_3^{it}} \left(1 - \frac{\varepsilon_3^{it}}{\varepsilon_3}\right)$
Compression in-layer delamination	$F_3^c = \left(\frac{\sigma_3}{Z_c}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_6}{S_{13}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_5}{S_{23}}\right)^2 \geq 1$	$D_3^c = \frac{\varepsilon_3^{fc}}{\varepsilon_3^{fc} - \varepsilon_3^{ic}} \left(1 - \frac{\varepsilon_3^{ic}}{\varepsilon_3}\right)$

表 5 GFRP 单向板材料性能^[2]Table 5 Material properties of GFRP unidirectional laminate^[2]

Modulus/GPa	Poisson's ratio	Strength/MPa	Fracture energy/(N·mm)
$E_1=41.29$; $E_2=E_3=4.21$;	$\nu_{12}=\nu_{13}=0.31$;	$X_t=884.5$; $X_c=837.17$; $Y_t=Z_t=37.38$;	$\Gamma_1^t = 28.25$; $\Gamma_1^c = 80.1$;
$G_{12}=G_{13}=3.16$; $G_{23}=3.0$	$\nu_{23}=0.42$	$Y_c=Z_c=145$; $S_{12}=S_{13}=44.765$; $S_{23}=50.88$	$\Gamma_2^t = \Gamma_3^t = 0.36$; $\Gamma_2^c = \Gamma_3^c = 7.24$

表 6 界面性能参数^[2]

Table 6 Parameters of cohesive behavior^[2]

Elastic properties/GPa	Strength/MPa	Fracture toughness/(N·mm ⁻¹)	B-K parameter
$K_{nn}=4210$; $K_{tt}=3160$; $K_{ss}=3160$	$T_n=37.380$; $T_t=44.765$; $T_s=44.765$	$G_n=0.36$; $G_t=1.33$; $G_s=1.33$	$\eta=2.6$

表 7 GFRP 应变率效应模型所需参数

Table 7 Parameters for the model considering the strain rate effect of GFRP

Parameter	α	β	γ	Parameter	α	β	γ
E_{11} /GPa	41.29	1.139	0.276	X_t /MPa	837.17	7.721	0.886
E_{22} /GPa	4.21	0.437	0.262	Y_t /MPa	37.38	13.088	0.131
G_{12} /GPa	3.16	-0.941	0.054	Y_c /MPa	145	0.11	1.278
X_c /MPa	881.5	7.721	0.886	S /MPa	44.756	15.656	0.086

因此得到了可用于模拟 GFRP 6 种初始失效模式(纤维拉伸/压缩失效、树脂拉伸/压缩失效以及层内拉伸/压缩失效)及相应损伤演化,并能考虑 GFRP 应变率效应的 VUMAT 子程序,流程图如图 9 所示。此外,冲击过程中认为落锤保持弹性,其材料性能定义为 $E=217$ GPa, $\mu=0.3$; 落锤与试件之间的接触采用罚刚度方法进行模拟,取平均摩擦系数为 0.3。

2.3 有限元模拟结果验证

轴压试件的边界条件为两端嵌固,而低速冲击试件的边界条件为一端嵌固一端自由,故其破坏模式存在一些差异。以 S-58-1.5-30 及 D-58-2.0-90-4.5 为例,前者在跨中部位发生外部 GFRP 的树脂断裂及内部钢管的叠缩,而后者则在顶部发生了包括钢管叠缩、树脂断裂、纤维断裂及 GFRP 层内分层失效的破坏,这些破坏模式通过本文介绍的有限元模拟方法可以得到很好的仿真,如图 10 所示。此外, S-58-1.5-30 及 D-58-2.0-90-4.5 的仿真及试验荷载-位移曲线对比如图 11 所示,可知有限元模拟结果与试验结果在弹性段及荷载下降段均吻合良好,为后续关于应变率的分析奠定了基础。

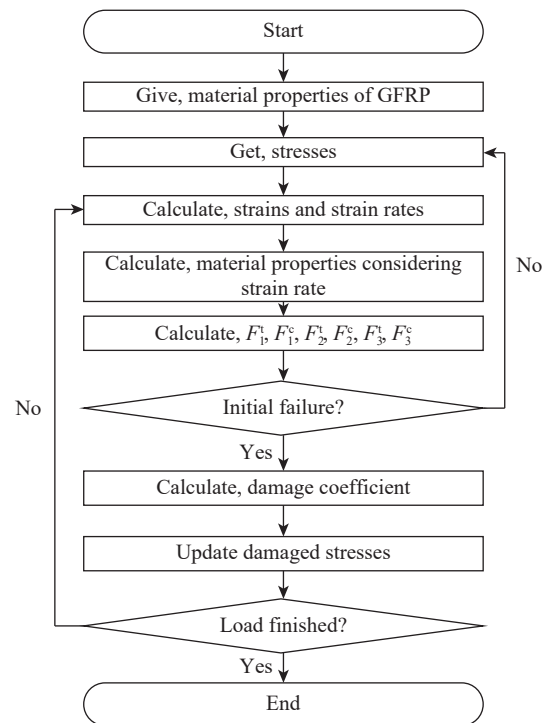


图 9 VUMAT 子程序算法

Fig. 9 Computational algorithm of the VUMAT subroutine

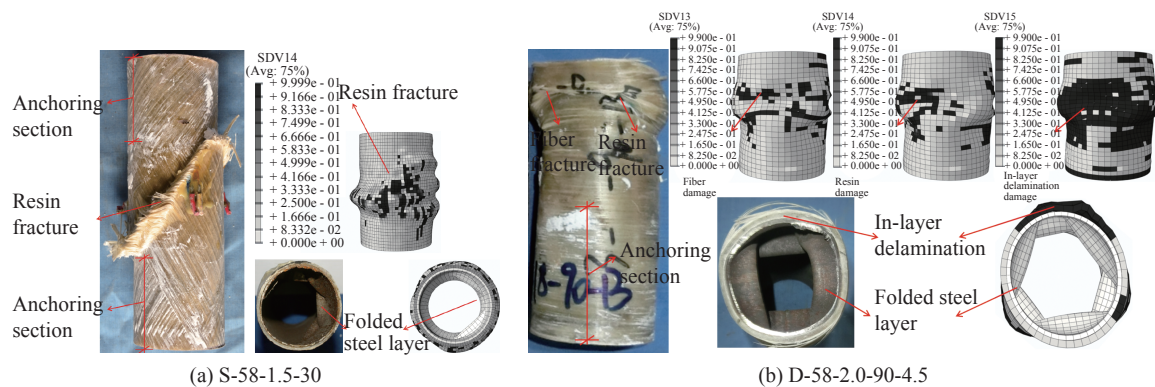


图 10 仿真与试验试件损伤模式对比

Fig. 10 Comparison between simulation and measured damage modes

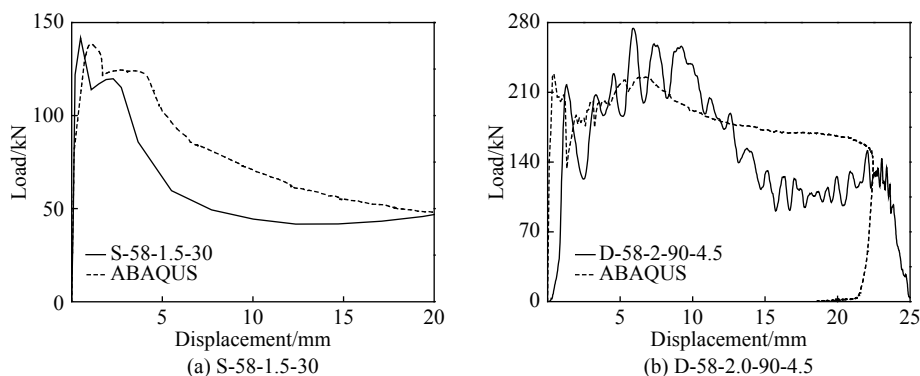


图 11 仿真及试验荷载-位移曲线对比

Fig. 11 Compared load-displacement curves between simulation and low-velocity impact test

3 应变率效应分析

由 Zhi 等^[2]的研究结果可知,对于发生叠缩式破坏的 GFRP 增强圆钢管试件,缠绕角度为 90° 时具有较好的耗能能力,故针对缠绕角度为 90° 的试件展开应变率效应分析。图 12 所示为试件 D-58-2.0-90-4.5 在不同情况下的仿真结果对比,包括考虑钢管及 GFRP 应变率效应、仅考虑钢管应变率效应、仅考虑 GFRP 应变率效应以及不考虑应变率效应 4 种情况。通过对比得到如下结论:(1)考虑应变率效应后试件的承载能力(如图 12(a)所示)及耗能能力(相同轴向位移下消耗的能量,如图 12(b)所示)均有所提高,故在低速冲击荷载作用下,试件的应变率效应不应忽略;(2)同时考虑 GFRP 及钢管应变率效应时的结果最大,但比仅考虑钢管应变率效应时的结果提升不多,由此可知在低速冲击范围内,钢管的应变率效应对于构件的影响更为显著。

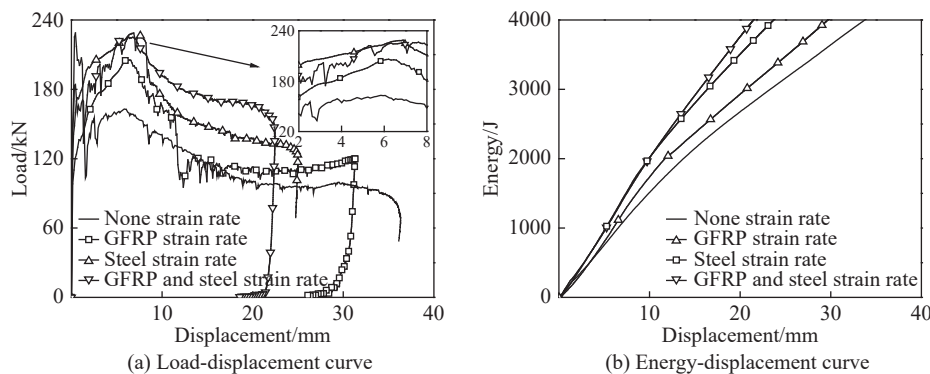


图 12 D-58-2.0-90-4.5 在不同情况下的仿真结果

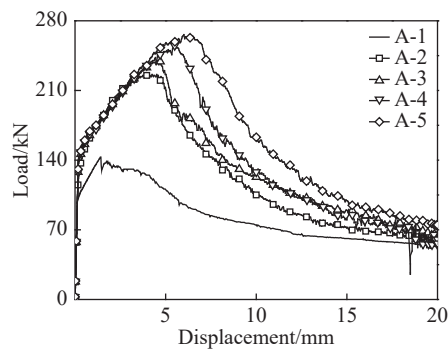
Fig. 12 Simulated results of D-58-2.0-90-4.5 with different situations

为进一步讨论低速冲击范围内,应变率效应对 GFRP 增强圆钢管试件性能的影响,针对恒定速率加载过程开展了一系列有限元模拟研究,试件设计参数及加载工况如表 8 所示。对比试件 A-1~试件 A-5 的仿真结果(图 13)可以得到如下结论:(1)试件在准静态及动态轴压荷载作用下具有相似的荷载-位移曲线形式,说明材料应变率效应对试件破坏模式的影响不大;(2)除准静态过程外,其余试件的荷载上升段随加载速率的增大变化不大,但峰值荷载明显增大,说明材料应变率效应与试件极限强度有正相关的关系,但对试件刚度影响不大;(3)随着加载速率增大,试件的耗能能力明显增大。此外,通过不同的钢管及 GFRP 壁厚试件结果的对比(图 14)可知,在低速冲击范围内,钢管壁厚较大试件的峰值荷载及耗能能力随着加载速率增大具有更明显的增大效果,表明相对 GFRP 而言,钢管的应变率效应更为明显。

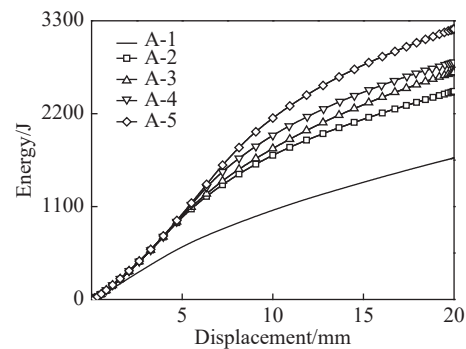
表 8 仿真试件设计

Table 8 Design of simulated specimens

Specimen	D/mm	t/mm	$[\theta/(\circ)]_n$	t_c/mm	L/mm	Displacement/mm	Loading speed/ $(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$
A-1	58.0	2.0	$[90]_6$	2.0	100	20.0	Quasi-static
A-2	58.0	2.0	$[90]_6$	2.0	100	20.0	2.0
A-3	58.0	2.0	$[90]_6$	2.0	100	20.0	4.0
A-4	58.0	2.0	$[90]_6$	2.0	100	20.0	6.0
A-5	58.0	2.0	$[90]_6$	2.0	100	20.0	8.0
B-1	58.0	2.0	$[90]_6$	3.0	100	20.0	Quasi-static
B-2	58.0	2.0	$[90]_6$	3.0	100	20.0	2.0
B-3	58.0	2.0	$[90]_6$	3.0	100	20.0	4.0
B-4	58.0	2.0	$[90]_6$	3.0	100	20.0	6.0
B-5	58.0	2.0	$[90]_6$	3.0	100	20.0	8.0
C-1	58.0	3.0	$[90]_6$	2.0	100	20.0	Quasi-static
C-2	58.0	3.0	$[90]_6$	2.0	100	20.0	2.0
C-3	58.0	3.0	$[90]_6$	2.0	100	20.0	4.0
C-4	58.0	3.0	$[90]_6$	2.0	100	20.0	6.0
C-5	58.0	3.0	$[90]_6$	2.0	100	20.0	8.0



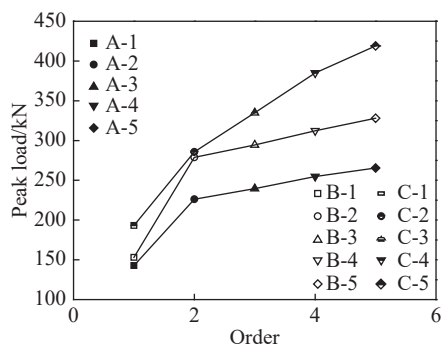
(a) Load-displacement curve



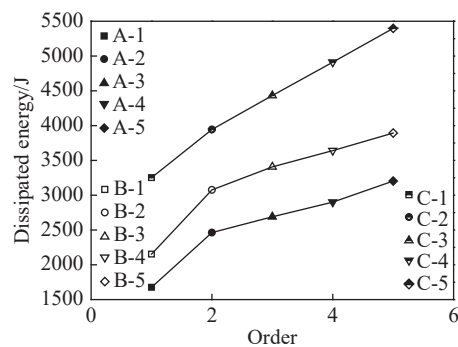
(b) Energy-displacement curve

图 13 试件 A-1~A-5 的仿真结果

Fig. 13 Simulated results of A-1-A-5



(a) Peak load



(b) Dissipated energy

图 14 仿真结果对比

Fig. 14 Comparison of simulated result

4 结 论

通过试验结果对比可知, 由于应变率效应的影响, 在低速冲击荷载作用下, GFRP 增强圆钢管构件的强度较承受准静态轴压荷载的构件有明显提升。介绍了一种可以考虑 GFRP 及钢材应变率效应的有限元仿真方法, 并通过数值模拟对比分析了考虑钢管及 GFRP 应变率效应、仅考虑钢管应变率效应、仅考虑 GFRP 应变率效应以及不考虑应变率效应 4 种情况下试件的性能, 得到在低速冲击荷载作用下, 试件应变率效应不应忽略, 且相较 GFRP 而言, 钢管的应变率效应对于构件的影响更为明显。最后, 通过一组仿真研究进一步讨论了应变率效应对构件的影响, 得出结论: (1) 材料应变率效应对试件破坏模式影响不大; (2) 材料应变率效应与试件极限强度有正相关的关系, 但对试件刚度影响不大; (3) 随着加载速率增大, 试件的耗能能力明显增大。

参考文献:

- [1] 岳清瑞, 杨勇新. 纤维增强复合材料加固结构耐久性研究综述 [J]. 建筑结构学报, 2009, 30(6): 8–15.
YUE Q R, YANG Y X. Introduction to durability of concrete strengthened with fiber reinforced polymers [J]. Journal of Building Structures, 2009, 30(6): 8–15.
- [2] ZHI X D, WU Q J, WANG C. Experimental and numerical study of GFRP-reinforced steel tube under axial impact loads [J]. International Journal of Impact Engineering, 2018, 122: 23–37.
- [3] BATUWITAGE C, FAWZIA S, THAMBIRATNAM D, et al. Impact behaviour of carbon fibre reinforced polymer (CFRP) strengthened square hollow steel tubes: a numerical simulation [J]. Thin-Walled Structures, 2018, 131: 245–257.
- [4] ALAM M I, FAWZIA S. Numerical studies on CFRP strengthened steel columns under transverse impact [J]. Composite Structures, 2015, 120: 428–441.
- [5] 李洋, 王俊, 刘伟庆. 纤维复合材料-钢组合柱侧向冲击试验和有限元仿真分析 [J]. 钢结构, 2017, 32(2): 21–26.
LI Y, WANG J, LIU W Q. Experimental study and FE simulation of the anti-impact performance of GFRP-steel column subjected to transverse impact [J]. Steel Construction, 2017, 32(2): 21–26.
- [6] KADHIM M M A, WU Z J, LEE S C. Loading rate effects on CFRP strengthened steel square hollow sections under lateral impact [J]. Engineering Structures, 2018, 171: 874–882.
- [7] KADHIM M M A, WU Z J, LEE S C. Experimental study of CFRP strengthened steel columns subject to lateral impact loads [J]. Composite Structures, 2018, 185: 94–104.
- [8] JOHNSON G R, COOK W H. A constitutive model and data for metals subjected to large Strains, high strain rates and high temperatures [C]//Proceedings of the Seventh International Symposium on Ballistics. The Hague, Netherlands, 1983: 1–7.
- [9] ZERILLI F J, ARMSTRONG R W. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations [J]. Journal of Applied Physics, 1987, 61(5): 1816–1825.
- [10] LIN L, FAN F, ZHI X D. Dynamic constitutive relation and fracture model of Q235A steel [J]. Applied Mechanics and Materials, 2013, 274: 463–466.
- [11] ZHANG D N, SHANGGUAN Q Q, XIE C J, et al. A modified Johnson-Cook model of dynamic tensile behaviors for 7075-T6 aluminum alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 619: 186–194.
- [12] TAN J Q, ZHAN M, LIU S, et al. A modified Johnson-Cook model for tensile flow behaviors of 7050-T7451 aluminum alloy at high strain rates [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 631: 214–219.
- [13] HASHIN Z. Failure criterion for unidirectional fiber composite [J]. Journal of Applied Mechanics, 1980, 47: 329–334.
- [14] PUCK A, SCHURMANN H. Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models [J]. Composites Science and Technology, 2001, 62: 1633–1662.
- [15] SINGH H, NAMALA K K, MAHAJAN P. A damage evolution study of E-glass/epoxy composite under low velocity impact [J]. Composites Part B: Engineering, 2015, 76: 235–248.
- [16] LIAO B B, LIU P F. Finite element analysis of dynamic progressive failure of plastic composite laminates under low velocity impact [J]. Composite Structures, 2017, 159: 567–578.
- [17] Dassault Systèmes Simulia Corp. ABAQUS 6.11 user's manual [Z]. Providence, RI: Dassault Systèmes Simulia Corp, 2011.

- [18] SHOKRIEH M M, KARAMNEJAD A. Investigation of strain rate effects on the dynamic response of a glass/epoxy composite plate under blast loading by using the finite difference method [J]. *Mechanics of Composite Materials*, 2014, 50(3): 295–310.

Strain Rate Effect of GFRP-Reinforced Circular Steel Tube under Low-Velocity Impact

WU Qijian^{1,2}, ZHI Xudong^{1,2}

(1. *Key Laboratory of Structures Dynamic Behavior and Control of the Ministry of Education, Harbin Institute of Technology, Harbin 150090, China;*

2. *Key Laboratory of Smart Prevention and Mitigation of Civil Engineering Disasters of the Ministry of Industry and Information Technology, Harbin Institute of Technology, Harbin 150090, China*)

Abstract: This paper discussed the strain rate effect of glass fiber/epoxy resin composite (GFRP)-reinforced Q235 circular steel tube under low-velocity impact load. Firstly, the responses (axial load and displacement) of GFRP-reinforced steel tube under quasi-static and low-velocity impact load were obtained through axial compression tests and low-velocity impact tests respectively, which provided gist for the subsequent simulation. Secondly, a VUMAT subroutine considered initial failure modes, damage evolution and strain rate effect of GFRP was introduced; then the axial compression and low-velocity impact processes were simulated. Finally, the results under 4 situations (ignoring strain rate effect, considering the strain rate effect of steel tube, considering the strain rate effect of GFRP and considering the strain rate effect of both steel tube and GFRP) was compared using simulation.

Keywords: strain rate effect; steel tube; glass fiber/epoxy resin composite; low-velocity impact test; finite element simulation