

摘要

纤维增强复合材料由于比强度高、吸能好的特点而被广泛的应用于航天、航空以及工程防护领域。三维结构复合材料在厚度方向引入了增强纤维，克服了层合板易分层、冲击容限低的缺点，可以有效的改善材料力学性能，提高材料的抗弹道性能，因此得到了越来越广泛的关注和研究。

本文以 Kevlar 纤维/乙烯基树脂、无碱 E 玻璃纤维/乙烯基树脂三维正交机织复合材料为研究对象，展开一系列的实验研究。利用 MTS 开展了准静态实验，包括面内经向和纬向的拉伸实验和面内和离面的压缩实验；利用 SHPB 开展了动态实验，包括离面方向的冲击压缩实验，得到材料的应力应变关系，对不同方向上材料的应变率效应和强度效应进行了分析，得到了材料应变率相关的强度模型，并分析了材料在不同加载条件下的破坏模式。

考虑 3D-OWC 的结构特点，在假设纤维束横截面为矩形截面、纤维为基体均为线弹性材料的基础上，建立了单胞模型，利用该模型，推导出纤维体积分数和织造参数之间的关系，并利用材料力学方法推导出弹性模量计算公式。纤维体积分数和弹性模量计算公式简单明了，计算值和实验值较为吻合，适合工程应用。

弹道研究方面，对两种材料进行了 600-1100m/s 范围内的弹道侵彻实验，研究并对比了两种材料的弹道性能，分析了 3D-OWC 的破坏模式，并详细讨论 Z 纱对吸能机制的影响；在各向异性本构模型中引入损伤场，结合 Hashin 材料强度模型，利用商业有限元软件 LS-Dyna 开展 3D-OWC 材料弹道侵彻数值模拟研究，计算了弹体的剩余速度和侵彻速度时间曲线，并结合面内 x 方向纤维和面内基体损伤发展的模拟结果，分析了材料的破坏模式，进行了非常有意义的研究工作。

关键字：纤维增强 三维正交 Kevlar 无碱 E 玻璃纤维 弹道冲击 侵彻 LS-DYNA 数值模拟

Abstract

The fiber-reinforced composites are widely used in aviation and defense engineering because they have good specific strength and energy-absorption capability. Three-dimensional composite structure can overcome the defects of traditional laminates which are apt to delaminate and have low impact tolerance. The main reason is that there are reinforced fibers along the thickness direction, which can improve the composite's mechanical property and enhance its anti-penetration ability. So, the three-dimensional composites are widely used and researched.

The purposes of this paper are aimed at the study of the mechanical behavior and ballistic performance of Kevlar/Vinyl and E-glass/Vinyl 3D orthogonal woven composites. Quasistatic experiments are carried out on MTS equipment, which include the tensile trials along the warp and weft direction in-plane and compressive trials of in-plane and out-plane directions, and the dynamic experiments by SHPB device are also carried out, mainly the compressive trials of out-plane. The relation curves of stress and strain are got; the strain rate effect and strength effect, and the damage modes under different load conditions are analyzed. The composites' strength models are established by simulating the experimental data.

Further, a unit-cell model is adopted, considering the structure feature and on the hypothesis that the cross-section of fiber-bundle is rectangle. On the basis of this model, the relationship of fiber volume fraction and woven parameters are built, and the formula of elasticity module is deduced. Both of them have simplified format than those in references and the values computed by them matches the experimental values. They are very fitting to use in engineering application.

The ballistic researches are also taken in this paper. The shock velocity varies from 600m/s to 1100m/s in the experiments. The ballistic properties of these two 3D composites as mentioned above are compared and the effect of reinforced fiber along thickness direction to the composites' damage modes is discussed. Furthermore, the numerical simulation of ballistic experiment is studied in LS-Dyna software, the orthogonal constitutive equation with damage tensors and Hashin criterion are used. The residual velocity of the bullet is calculated and fitted to the experimental values, the composite's damage modes are also studied by observing the damage development of the fiber along x direction and the matrix in in-plane. All these research studied are very meaningful to the three-dimensional composite.

Keywords: Fiber-reinforced; Three-dimension; Kevlar; E-glass; Ballistic, Penetration; Orthogonal woven; LS-Dyna; Numerical simulation

论文原创性和授权使用声明

本人声明所呈交的学位论文,是本人在导师指导下进行研究工作所取得的成果。除已特别加以标注和致谢的地方外,论文中不包含任何他人已经发表或撰写过的研究成果。与我一同工作的同志对本研究所做的贡献均已在论文中作了明确的说明。

本人授权中国科学技术大学拥有学位论文的部分使用权,即:学校有权按有关规定向国家有关部门或机构送交论文的复印件和电子版,允许论文被查阅和借阅,可以将学位论文编入有关数据库进行检索,可以采用影印、缩印或扫描等复制手段保存、汇编学位论文。

保密的学位论文在解密后也遵守此规定。

作者签名: 余育苗

2008年6月3日

致 谢

在本文完成之际，将我最诚挚的谢意献给导师王肖钧教授。三年来，导师渊博的知识、坚实的理论知识功底、敏锐的洞察力、严谨的治学态度、一丝不苟的敬业精神和和蔼可亲的待人态度给我留下了深刻的印象，并将使我终身受益。在此表示衷心的感谢和祝福。

在三年的学习生活中，我也得到了李永池、胡秀章、郭扬、王志亮等老师的许多帮助和建议，他们给了我很多的启发和指点，在此也表示衷心的感谢。

感谢实验室的姚磊、周钟、董杰、曹结东、王吉、王元博、于少娟、赵凯、范书群、刘永胜、李建光、王峰、王志海、邓世春、朱志刚、张泰、卞梁、蒋东、金挺、古先广、劳俊、吴立朋、刘国军、刘原栋、景铮、苗丰、王林、黄瑞源、章杰、沈玲燕、段世伟、李建阳等师兄师妹，与他们朝夕相处的愉快时光是我研究生生涯不可磨灭的美好记忆。

感谢我的父母和弟弟，他们对我始终如一的支持和期望是我不断前进的动力，我的每一点一滴成绩都有他们的默默支持与付出。

此外，在我的学习和生活中，得到了许多老师、朋友、同学的帮助和关怀，在此无法一一列出，谨向他们表示我衷心的感谢。

最后，本文研究工作得到国家自然科学基金项目(10572134)和国防科技重点实验室基金项目(51453030205ZK0101)的资助，在此也一并表示感谢。

第一章 绪论

1.1 引言

复合材料是由两种或多种不同性质的材料用物理或化学方法在宏观尺度上组成的具有新性能的材料,其性能一般都优于其组分材料的性能,甚至一些性能是原组分材料所没有的。复合材料主要由基体相和增强相两种组分构成,基体相通常采用各种树脂或金属、非金属材料,而增强相则采用各种纤维或颗粒等材料。增强材料在复合材料中起主要的作用,提供刚度和强度,基本控制其性能。基体材料更多的起到配合作用,用于支持和固定增强材料,传递载荷,保护增强材料。复合材料的力学性能一般比金属材料复杂得多,主要由材料的不均匀性,各向异性等因素导致。复合材料由于其比强度和比刚度较高,力学性能具有可设计性、抗疲劳性能强、减震性能好等优点而被广泛的研究并应用于各个领域^[1]。

近代复合材料最重要的有两类:一类是纤维增强复合材料,如层合复合材料和三维复合材料;另一类是颗粒增强复合材料,如建筑工程中广泛采用的混凝土以及高强度陶瓷复合材料。纤维增强复合材料是一种高性能材料,它在力学性能、物理性能和化学性能等方面都明显优于单一材料,是复合材料发展中的重要一支,具有密度低,强度高的优点,被广泛用于航空航天、建筑以及军事领域。现在使用较多的增强纤维有玻璃纤维、碳纤维、芳纶纤维、乙烯纤维以及陶瓷纤维等,基体主要有树脂基体、金属基体和陶瓷基体。

纤维增强复合材料经历了由单向板到层合板,再到三维结构复合材料的发展过程^[2]。单向板通常指单层结构的层合板,其在某一方向上具有增强纤维。由于力学性能改善有限,一般不单独使用,而是作为层合板的基本单元。层合板可以由多层单向板以一定的角度相互错开堆积而成,例如堆积角度为 90/0/-90/0, 0/90/0/-90/0, 90/45/0/-45/-90。由不同的纤维单向板,不同的铺层角度可以组合成不同的层合板,因此层合板的力学性能具有很强的设计性。

后来人们发展了由编织层组成的层合板,在编织层内纤维以一定角度相互交叉编织(例如同种或不同种类型纤维以 90° 进行编织),然后用树脂基体将所有编织层利用物理或化学方法进行热固处理形成层合板。这种编织层结构的纤维通过纤维交点进行载荷的传递,使得更多的纤维参与承载作用,有效的提高了层合板的整体力学性能,具有较好的抗冲击性能,被广泛的应用于航空航天、国防以及工程/人体防护工程等。但是层合板只是用物理或化学方法将编织层相互“叠加”在一块,各编织层之间的强度主要由树脂和纤维编织层的粘结强度决定。当受到

拉应力时,由于粘结强度低,层合板在厚度方向很容易分层,这使得材料的抗冲击能力有限。于是人们希望通过在厚度方向上引入增强纤维来改善厚度方向力学性能不足的缺点,而伴随着三维纺织技术的出现,三维结构复合材料得到了实现和发展,并得到越来越广泛的关注。

目前主要的三维纺织技术有三维编织、机织和针织三种,其生产的复合材料相应的被称为三维编织、机织、针织复合材料^[3]。编织工艺是指一组纱线沿 0° 方向延伸,所有的纱线都偏移一个适当的角度,互相交织在一起形成织物(图1-1a)。针织工艺是指纱线沿着 0° 或 90° 采用成圈的方法交织在一起形成织物(图1-1b)。机织工艺是两组纱线分别沿着 0° 和 90° 延伸并相互交织在一起形成织物。在织物内与边缘平行的 0° (或平行于织机机深方向)排列的纱线称为经纱,与边缘垂直成 90° (或垂直于织机机深方向)排列的纱线称为纬纱,经纱和纬纱或

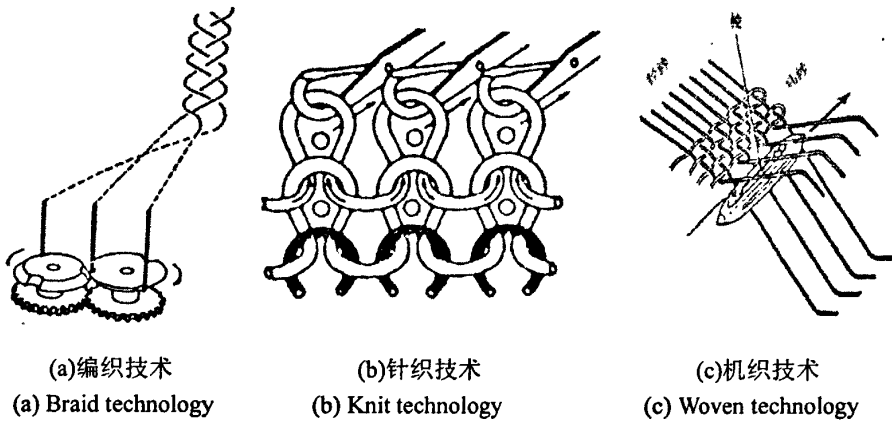


图 1-1. 三维纺织技术

Fig.1-1 3D textile technology

单独形成织物叠层,或在同一织物层内互相浮沉交织形成织物层(图1-1c)。在三维机织技术中,主要有角联结构和正交结构两种,而每种结构又包括分层接结和贯穿接结两种方式,如图1-2所示。

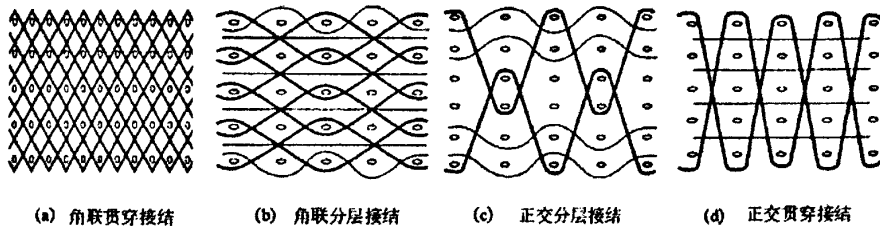


图 1-2 四种常见机织结构

Fig.1-2 Four kinds of woven structures

角联结构是指厚度方向增强纤维以偏离离面方向一定角度或分层接结或贯穿接结而形成的机织结构,正交结构是指厚度方向纤维以平行于离面方向或分层接结或贯穿接结所形成的机织结构。正交贯穿结构技术简单,操作方便,价格成

本低, 是最有前景的三维机织技术之一, 其生产的三维正交机织复合材料(3D Orthogonal Woven Composite, 简称 3D-OWC)在空间上有三组相互正交的纤维束, 分别为面内的经纱(warp yarn), 纬纱(weft yarn)以及离面的 Z 纱(Z yarn), 每束纱均包含了成千上万根取向一致的纤维, Z 纱将经纱层和纬纱层形成的叠层在 z 方向上贯穿起来形成一个三维的整体, 从而有效地提高了层间抗冲击损伤的能力。

三维复合材料得到了全世界学者的广泛关注和研究, 但是复合材料的力学性能与纤维类型, 纺织技术, 成型方法, 以及实验手段有很大关系, 研究不很成熟, 甚至有相互矛盾的地方。另外由于复合材料的不均匀性和各向异性, 使得关于复合材料的本构理论研究工作存在相当难度。因此, 三维复合材料有许多研究的工作需要继续。

1.2 粘塑性本构关系

材料本构关系是材料性能研究中的一个重要内容。它表征了材料在复杂应力状态、复杂加载历程、多种应变率等因素影响下各种物理参量间的定量关系。它是研究各种变形体力学问题的基本依据, 也是使给定的动力学问题微分方程组得以封闭的不可缺少的条件。绝大多数复合材料的冲击响应都呈现出不同程度的时率相关性特征, 在冲击载荷作用下的变形都同时包含可恢复的瞬态线弹性变形和不可恢复的粘滞性塑性变形, 因此可以用粘弹塑性本构模型来描述。近几十年来, 国内外学者对材料的塑性本构开展了广泛的研究, 其中最为常用的是所谓 Drucker 公设和 Il'yushin 公设。

Drucker 公设如下: 对于处在某一应力状态 σ_0 下的材料单元, 施加外部作用使之产生塑性变形并随后卸除其所加应力, 则在这一应力循环中, 附加应力 $\sigma(t) - \sigma_0$ 所做之功是非负的。根据此公设, Drucker 给出用应力表示应变的本构关系。这种本构关系有如下缺点:

- 1) 对理想和应变软化的材料并不适用;
- 2) 其用应力表示应变的本构关系在动态数值计算程序中应用起来也不方便, 因为一切动态有限元或有限差分的程序的计算流程是先求出 Δt 期间的增量应变, 然后以增量形式的本构关系求出 Δt 期间的增量应力, 因而用于计算的应该是更为方便的由 $d\epsilon$ 表达 $d\sigma$ 的增量型本构关系;
- 3) 只有对非弹塑性耦合材料, 即材料的塑性变形不影响其弹性行为的材料才是成立的。

由于 Drucker 公设所建立的本构关系的缺陷, 人们又以 Il'yushin 公设和应变空间中的加载函数为基础建立了增量应变表达增量应力的弹塑性本构关系。

Il'yushin 公设可陈述为：在弹塑性材料的一个应变循环内，外部应力所做的功是非负的。如果做功是正的，表示有塑性变形，如果做功是零，则表示只有弹性变形发生。根据此公设，Il'yushin 给出用应变表示应力的本构关系，它同时适用于稳定（理想和应变硬化）材料和不稳定（应变软化）的材料，说明了在应变空间表述本构关系的优越性。但是通常实验中所得的以及在实践中所应用的加载函数都是在应力空间中表述的，而由此将其转化为应变空间中的加载函数，在实用上也是非常麻烦的。而且，此本构关系也只对非弹塑性耦合和时率无关材料才适用。

考虑到弹塑性本构关系本质上是增量型的，我们最关心的主要是每一微过程中增量应变和增量应力间的对应关系，而不是每一状态的所谓弹性应变和塑性应变，因而可抛弃弹性增量应变和塑性增量应变的考虑，而直接由每一微过程中可逆增量应变和不可逆增量应变的概念出发，跳过耦合张量，而直接建立弹塑性耦合材料的增量型本构关系。正是基于这一思想，李永池教授提出了一个修正的 Drucker 公设，在此基础上给出了一个新的以应力加载面为基础、以增量应变表达增量应力的弹塑性本构关系^[4]。它不仅适用于稳定和不稳定材料，也适用于弹塑性耦合材料，而且由于是用增量应变表示增量应力，因此也方便于在数值计算中使用。

对于粘弹塑性材料，常用的本构模型有 Bodner 模型和 Johnson-Cook 模型。S.R.Bodner 和 Y.Parton^[5]将应变率分为弹性和非弹性应变两部分，给出了一个应变硬化粘塑性本构模型：

$$\sigma = (A + B\varepsilon)\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^m \quad (1-1)$$

Bodner 模型适用于各向同性材料，该模型不依赖屈服准则和加卸载条件，能方便地应用于增量计算之中。而 G.R.Johnson 和 W.H.Cook^[6]于 1983 年提出了 Johnson-Cook 粘塑性本构模型：

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)\left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\left(1 - \frac{T}{T_{melt}}\right) \quad (1-2)$$

式中： A 、 B 、 C 、 n 为待定系数， $\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率。该模型不但考虑了应变硬化效应、应变率硬化效应，也考虑了热软化效应的影响，且参数少，易于计算。

1.3 三维正交机织复合材料研究概况

如前所述，纤维增强层合板由于具有冲击容限低，易分层等缺点，人们转而开发三维复合材料，随着三维纺织技术的实现和各种结构的三维复合材料的出现，三维复合材料的性能得到了广泛的研究。主要有动静态力学性能实验(包括低应变率下的 MTS 实验，中高应变率下的 SHPB、LGG 以及弹道冲击实验)，材

料弹性常数及纤维体积分数的计算,材料细观结构模型的建立以及细观几何参数与宏观力学性能间的关系研究等。纤维增强复合材料的弹道侵彻实验研究主要包括材料的冲击响应、破坏机制分析、吸能模型的建立和数值计算等。

Cox^[7]研究了石墨/环氧树脂 3D-OWC 在拉伸、压缩、弯曲作用下的破坏机理,指出材料的拉伸破坏主要源于纤维束的脆断和拔出,压缩破坏主要由皱损区产生分层所引起,而弯曲破坏则呈现上述两种破坏形态的综合。

Callus^[8, 64]等观察到三维机织复合材料在拉伸过程中的非线性行为,认为可用三个斜率不同的直线段加以描述。第一个直线段为小变形阶段,直线段终了出现第一个屈服点;在第二个直线段内,纤维束出现垂直于拉伸方向的裂纹,直线段终了出现第二个屈服点;在第三个直线段内,纤维束中开始出现拉伸方向的裂纹,直到面内纤维和增强纤维出现局部脱粘。

Tan^[9-11]对碳纤维/环氧树脂 3D-OWC 进行了大量实验研究,测得面内经向和纬向的杨氏模量、泊松比、拉伸破坏应力和应变等,揭示了面内纬向杨氏模量比经向高,但是拉伸破坏应变却比经向低,纬向拉伸破坏强度比经向稍高一点。并且通过电镜扫描观察断裂面,对材料的破坏进行较为详细的讨论。并在此基础上,建立 3D-OWC 的单元模型,并利用有限元方法计算了弹性常数,进行了许多有指导意义的工作。

戎琦^[12]等对 3D-OWC 及机织层合板进行了拉伸和压缩实验,比较了两种复合材料刚度和强度的差异,发现两种材料的拉、压应力应变关系近似为直线关系,具有脆性破坏的特点,并且发现 3D-OWC 的拉、压破坏强度高于层合板,对这一现象进行了简单的分析。

Kuo^[13]研究了机织过程对 3D-OWC 力学性能的影响^[6]。

王均^[14]对玻璃纤维/乙烯基树脂 3D-OWC 进行了拉伸与弯曲力学性能研究,并分析了破坏模式,发现 3D-OWC 可以有效的阻止分层破坏,而且纬向力学性能明显好于经向。

杨彩云^[15]阐述了适用于三维机织复合材料纤维体积含量测定的 3 种新方法,称量法、理论模型法、数字图像分析法,分析每一种方法的使用范围,并指出图像分析法是今后的发展方向。

周储伟等^[16]建立了三维机织复合材料多尺度的粘弹性分析模型,构造了微观尺度纱线束胞元和细观尺度复合材料周期结构胞元两级有限元模型,由微观尺度胞元分析得到纤维束的弹性常数,再带入细观尺度胞元计算出复合材料的平均弹性常数,计算结果和实验值具有较好的吻合性。由于复合材料实验的复杂性以及实验条件的有限性,有些材料常数无法由实验测得,因此建立 3D-OWC 的微观/细观胞元进行弹性常数的有限元计算具有重要的意义。

蔡敢为^[17]建立了三维正交机织复合材料单胞模型,该单胞模型为一个单位体积模型,纤维的横截面积为正方形,面积大小为该方向上纤维体积分数的大小,利用该单胞模型,推导了拉伸弹性模量和主泊松比计算公式,但是拉伸弹性模量的计算公式极其复杂,不利于工程应用。

郭兴峰^[18, 19]以经纱、纬纱为直线, Z 纱为正弦和直线组合的曲线,建立了 3D-OWC 的几何结构模型,建立了以织物参数为未知量的非线性方程组,用数值计算方法得到近似解,计算了纤维体积分数。并且讨论了三维正交机织织物参数对纤维体积分数的影响,发现经纱纬纱粗度比的增大或间距的比的减小,使得纤维的体积含量增大。其考虑 Z 纱在表面弯曲的真实状态,利用正弦函数来描述弯曲的状态,对我们的研究工作给予了一定的启发。

顾伯洪^[20-22]等对玻璃纤维和 Twaron 芳纶纤维的混杂纤维 3D-OWC 进行了准静态压缩实验和 SHPB 实验,研究了能量吸收机理,发现能量吸收随着速度的提高而提高,准静态下破坏表现为正面的压缩破坏和背面的拉伸破坏,而在冲击下的破坏表现为基体碎裂,纤维断裂,并且没有发现分层现象。此外,还提出了基于纤维力学性质的织物弹道冲击破坏分析模型;在国内率先对 3D-OWC 开展了有意义的研究工作。

Gu^[23]等对三维机织复合材料的两种结构,角联结构和正交结构,展开了厚度方向上的一系列的拉伸实验,发现机织结构对拉伸强度和稳定性具有很大影响,对两种结构的 3D-OWC 的有点进行了很好的分析。

陈利民^[24]讨论了防弹复合材料的防弹机理,并讨论了织物种类、结构、编织方式等对弹道性能的影响;

徐静怡^[25]对三维编织复合材料进行弹道实验,分析了材料的宏观和细观破坏模式,发现入射面以基体剪切、压缩破坏为主要模式,而出射面以纤维的拉伸破坏为主要模式;

张佐光^[26, 27]通过大量实验,研究了四种纤维复合材料弹道吸能随面密度、弹速、成型压力、基体含量的变化规律;揭示出不同纤维复合材料在不同条件下的防弹能力,对防弹复合材料的设计具有参考意义。

Brandt^[28]等回顾了不同结构的三维复合材料的力学性能,比较了面内性能,损伤容限,能量吸收和断裂力学性能。陈述了 3D 结构对材料性能为加强作用,并且通过实验比较了不同结构的的力学性能差异。

Rosenberg^[29]总结了长杆弹侵彻层合板的数值模拟工作,重点考察了长杆弹的力学性能对侵彻深度的影响,而不像以往考察靶板性质对侵彻的影响,考虑了杆弹的压缩、拉伸强度、弹性模量、融化温度、最大等效塑性应变对侵彻深度的影响,最后发现杆弹的热软化对侵彻深度具有较大的影响,而弹性模量和层裂强

度的影响则可以忽略。这是弹道侵彻研究工作中别具一格的研究。

王元博^[30]等对 Kevlar/环氧树脂层合板进行了较为系统研究,包括动静态下材料的本构行为,材料的弹道性能研究。并建立层合板的弹道模型,利用连续损伤本构模拟了弹道冲击过程,对三维复合材料的弹道研究有很好的参考意义。

James^[31]等考察了玻璃纤维 3D-OWC 在冲击载荷下的损伤,这些损伤通过外表面和内表面的可视破坏损伤,材料的变形,残余压缩强度等体现,进行了一些有意义的分析工作。

Karim^[32]在他的博士论文中详细的讨论了高应变率下碳纤维增强复合材料的本构模型和材料强度失效准则,对纤维增强复合材料的本构和强度模型做了很好的总结。

Teng^[33]等开展了杆弹侵彻靶板的数值模拟,系统地评估了六种失效模式,这六种失效模式为 Wilkins, Johnson-Cook, 最大剪切应力,修正的 Cockcroft -Latham, 最大断裂应变和 Bao-Wierzbicki 失效模式。对这几种失效模式各自的特点和缺点进行了详细的分析。

Batra^[34]等利用复合材料连续损伤模型对单向纤维增强层合板进行了详细的冲击研究,通过引入三个内变量分析三种损伤模式,这三种损伤模式为纤维/基体剥离、纤维断裂、基体碎裂。重点分析了重点考察了材料种类、几何常数、堆层秩序等对损伤的发展和传播以及材料吸能的影响。这对我们进行 3D-OWC 的损伤研究有很好的参考意义。

练军^[35]在三维编织复合材料的真实几何结构基础上建立细观有限元模型,分析了弹道冲击性能,利用 LS-Dyna 计算剩余速度,模拟靶板弹道侵彻过程,对破坏模式进行了简单了分析。

Morye^[36], Silva^[37]等建立理论分析模型,并对纤维增强层合板进行了数值计算工作。

Baucom^[38]等对 E 玻璃纤维的层合板和 3D-OWC 进行了一系列低速冲击实验,考察了两者破坏损伤差异,指出三维材料比层合板具有更好的抗弹性能;

Goldberg 和 Stouffer^[39]发展了环氧树脂聚合物的应变率相关模型,得到了应变率相关的非弹性本构方程,并应用于聚合物复合材料的微观分析中。在 LS-DYNA 中采用了 Hashin 准则进行了算例分析,发现和实验结果符合很好。

Gama 和 Gillespie^[40]发展了 LS-DYNA 中复合材料连续损伤材料模型,模拟 3D-OWC 的弹道侵彻过程。

Simon^[41]和 Yao^[42]开展了开展了三维机织复合材料的数值模拟工作,发展了弹道侵彻模型,预测弹道剩余速度。

虽然国内外学者对三维机织复合材料进行了广泛的研究,但是这些研究工作

以三维角联结构复合材料为主，而对 3D-OWC 的研究有限^[3]。考虑到 3D-OWC 力学性能受许多因数影响，如纤维类型，基体类型、织物结构，成型方法、测试技术等，使得目前关于 3D-OWC 的研究结果差异较大。而对于计算纤维体积分数和弹性常数的方法，或计算公式复杂，不便于工程应用；或只适合某种特定材料，应用范围有限。另外，弹道性能与三维结构类型、增强纤维类型、基体百分比、弹道实验条件等有很大关系，所以 3D-OWC 的研究有待继续。由于复合材料的不均匀性和各向异性，在弹道侵彻数值模拟方面还存在许多困难，包括材料本构的确定、强度模型的选取等，使得对 3D-OWC 的弹道侵彻模拟研究较少，仍具有许多有意义的工作需要开展。

本文主要以 Kevlar 纤维/乙烯基树脂、无碱 E 玻璃纤维/乙烯基树脂 3D-OWC 为研究对象，展开一系列的实验研究，准静态下 MTS 实验包括面内经向和纬向的拉伸实验和面内和离面的压缩实验，高应变率下的 SHPB 实验包括了离面方向的冲击压缩实验，得到了应力应变关系，对不同方向上材料的应变率效应和强度效应进行了分析，并分析了材料在不同加载条件下的破坏模式，通过对实验数据的分析和拟合，得到了材料应变率相关的本构模型。根据 3D-OWC 的结构特点，在假设纤维束横截面为矩形截面的基础上，建立了单胞模型，利用该模型，推导出纤维体积分数和织物参数之间的关系，并利用材料力学方法推导出弹性模量计算公式。弹道实验方面，对两种材料进行了 600-1100m/s 范围内的弹道侵彻实验，研究并对比了两种材料的弹道性能，分析了 3D-OWC 的破坏模式，并详细讨论 Z 纱对吸能机制的影响；在各向异性本构模型中引入损伤场，结合 Hashin 材料强度模型，利用商业有限元软件 LS-Dyna 开展 3D-OWC 材料弹道侵彻数值模拟工作，计算了弹体的剩余速度和侵彻速度时间曲线，并结合面内 x 方向纤维和面内基体损伤发展的模拟结果，分析了材料的破坏模式，进行了非常有意义的研究工作。

1.4 本文的主要内容

本文在前人工作的基础上，继承和发展了有关 3D-OWC 的研究工作。这些研究工作主要如下述：

第二章，在前人经验和工作的基础上，分析介绍了含损伤材料粘塑性本构关系研究的发展状况。并且从内变量出发，分析描述了不同因素的变量对含损伤材料热粘塑性本构关系的一般形式的影响。给出了几种典型模型的含损伤材料热粘塑性本构关系的具体形式。

第三章，开展了 Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC，无碱 E 玻璃纤维/乙烯基树脂

3D-OWC 两种复合材料一系列的动静态力学实验, 这些实验包括 MTS 准静态实验、Hopkinson 压杆实验、球形弹和柱形弹弹道侵彻实验等。得到 3D-OWC 的许多力学性能参数, 以及弹道冲击性能和破坏特点。

第四章, 通过对 3D-OWC 的结构研究, 取其一个最小的重复性单元为研究对象, 建立了单胞模型。根据此模型, 推导出了纤维体积分数和织物参数的关系, 并在假设纤维束横截面为矩形, 纤维和基体均为线弹性材料的前提下, 利用材料力学方法得到杨氏模量与材料参数及纤维体积分数的关系式。

第五章, 对球形弹弹道侵彻 Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 进行数值模拟研究。球形弹采用了 Gruneisen 状态方程和 Johnson-Cook 强度模型, 靶板采用了引入损伤场的正交各向异性本构模型, 并结合 Hashin 失效准则, 模拟了弹道侵彻过程, 计算了剩余速度, 并结合面内纤维和基体的损伤发展分析了 3D-OWC 的破坏机制和特点。

第六章, 全文总结和展望, 总结了全文工作, 对取得的一些成果进行概述, 并对以后的研究工作进行展望。

第二章 热粘塑性本构研究

2.1 热粘塑性本构关系的研究

本构关系是力学的一个基本关系。它表征了材料在复杂应力状态、加载历程、多种应变率和复杂环境因素影响下各种物理参量间的定量关系。这种取决于物质内部组织构造的固有关系的数学表达式(本构方程),是材料自身物理和力学特性的体现,是动力学问题微分方程组得以封闭的不可缺少的条件。绝大多数材料的冲击响应都呈现出不同程度的时率相关性特征,其在冲击载荷作用之下的变形都同时包含可恢复的瞬态弹性变形和不可恢复的粘滞性塑性变形,即本构关系可由弹粘塑性模型来描述。

理论研究和实际应用中,人们往往关心介质中冲击波的强度以及整个应力波的演化。在弹粘塑性材料这种耗散介质中,波的传播和相互作用的过程是一个状态均匀化及能量耗散的过程。状态均匀化将导致塑性冲击波后方的应力陡度变小而波形平缓化即发生弥散;能量耗散将导致塑性应力波强度的衰减。弥散和吸收是应力波传播中的基本特征,它与介质的本构关系、几何构形、结构的拓扑等密切相关。深入研究材料的率相关本构形式以及其中材料参数对应力波演化规律的影响,不但在武器效应和工程防护等方面有直接的应用价值,而且可对新材料的设计和改进行提供科学依据。在工程领域中,它还可以帮助人们预测并根据需要来控制冲击波的强度以及应力波形的发展,预测或控制波所引起的破坏。

对一种新型材料来说,了解其力学性能的最好方法就是建立其在各种载荷条件下的本构关系。经典塑性理论在材料的力学性能与应变率无关的基本假定下,发展了一系列率无关本构方程,并成功应用于解决某些实际问题。但事实上,一系列实验表明,在动载荷情况下,应力-应变关系是收到应变率影响的。现代工业的发展提出了对描述材料真实力学性能的本构模型的迫切要求,而计算机科学的飞速发展使得成功应用反映材料真实力学性能的本构模型成为可能。

传统的增量塑性理论中使用屈服面和加载面的概念来区别弹性状态与塑性状态,材料由初始弹性状态开始进入塑性状态的条件称为屈服条件,其边界弹性范围称为屈服面,数学表达式则称为屈服函数;进入塑性状态后,由于强化效应,使得后继弹性范围不但与初始弹性范围不同,而且自身也是随着强化程度而变化的。后继弹性范围的边界称为后继屈服面,其数学表达式称为加载函数。数十年来,研究工作者基于各种动态实验事实,运用唯象理论方法,宏观与微观结合的

方法等,提出了各种不同的率相关本构模型,并且很多塑性本构关系中的一般性质可以从一些基本假设推导出来,其中用得最多的是所谓的 Drucker 公设和 Il'yushin 公设。

Drucker 公设描述如下:对于处在某一应力状态下的材料单元,借助一个外部作用在其原有的应力状态下,缓慢施加并卸除掉一组附加应力,则在此附加应力的施加与卸除的循环内,外部做的功是非负的,即:

$$W_0 = (\sigma - \sigma_0 + \frac{1}{2} d\sigma) : d\varepsilon^p \quad (2-1)$$

如果 σ_0 处在加载面之内,即 $\sigma - \sigma_0 \neq 0$,在上式中略去高阶小项,得:

$$(\sigma - \sigma_0) : d\varepsilon^p \geq 0 \quad (2-2)$$

并由此可推出应力加载面的外凸性和确定塑性增量沿应力加载面外法向的正交法则:

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \quad \lambda \geq 0 \quad (2-3)$$

λ 为塑性流动因子,如果考虑到上式中的等号,可以把只产生弹性变形的情况看作 $d\lambda = 0$,因而对 $d\lambda$ 的限制为 $d\lambda \geq 0$ 。如果 σ 取在加载面上,即 $\sigma - \sigma_0 = 0$,从(2-2)式得:

$$d\sigma : d\varepsilon^p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma} : d\sigma = d\lambda \partial f \geq 0, \partial f \equiv \frac{\partial f}{\partial \sigma} : d\sigma \quad (2-4)$$

该式也称为 Drucker 稳定性条件,满足这个条件的材料叫稳定材料。它表明:满足 Drucker 公设的材料一定是稳定材料,而对稳定材料塑性变形的发展($d\lambda > 0$)必然对应着加载面的扩大($\partial f > 0$, 硬化材料)或等面流动($\partial f = 0$, 理想塑性)。根据塑性变形发展时的一致性条件,即:

$$df = \frac{\partial f}{\partial \sigma} : d\sigma + \frac{\partial f}{\partial \varepsilon^p} : d\varepsilon^p + \frac{\partial f}{\partial k} \frac{\partial k}{\partial \varepsilon^p} : d\varepsilon^p = 0 \quad (2-5)$$

联合正交法则(2-3)式,可以得到:

$$d\lambda = \frac{1}{h} \frac{\partial f}{\partial \sigma} : d\sigma \quad (2-6)$$

$$\text{其中: } h = -\left(\frac{\partial f}{\partial \varepsilon^p} + \frac{\partial f}{\partial k} \frac{\partial k}{\partial \varepsilon^p}\right) : \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad (2-7)$$

$$\text{于是有: } d\varepsilon^p = \frac{1}{h} \frac{\partial f}{\partial \sigma} \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma} : d\sigma\right) = \frac{1}{h} \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma} \frac{\partial f}{\partial \sigma}\right) : d\sigma \quad (2-8)$$

如果 C 表示材料的弹性柔度张量，它是一个完全对称的四阶张量，对于非弹性耦合的材料，有：

$$d\varepsilon^e = C : d\sigma \quad (2-9)$$

$$\text{则有: } d\varepsilon = d\varepsilon^e + d\varepsilon^p = \left(C + \frac{1}{h} \frac{\partial f}{\partial \sigma} \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right) d\sigma \quad (2-10)$$

(2-10)式便是从 Drucker 公设出发得到的塑性本构关系，所依据的是人们通常由实验所得到的并在理论上惯于采用的应力空间中的加载函数，但存在以下缺陷：

1) 只适用于处理稳定材料，对非稳定材料不能处理。这是因为，当应力初态在屈服面上或离屈服面很近时，应力循环并非总是可以实现，同时不受约束的理想塑性体，只要应力状态保持在屈服面上，塑性变形就可以任意发展。从以上推导过程也可以看出，对理想塑性材料有：

$$\frac{\partial f}{\partial \sigma} : d\sigma = df = 0 \text{ 及 } h = 0 \text{ (因为 } \frac{\partial f}{\partial \varepsilon^p} = 0, \frac{\partial \zeta_a}{\partial \varepsilon^p} = 0 \text{)}, \text{ 故由(2-6)确定塑性应变增量发}$$

展的参数 $d\lambda$ 成为 0/0 型而不能确定，因此无法对给定的 $d\sigma$ 由(2-8)得到 $d\varepsilon^p$ 。

2) 由于所得到的以应力增量 $d\sigma$ 表达应变增量 $d\varepsilon$ 的本构关系，对动态数值方法来说也不便于应用。事实上，一切动态有限元或有限差分的程序计算流程中，都是先求出 Δt 期间的增量应变 $d\varepsilon$ ，再通过增量形式本构关系求出 Δt 期间的增量应力 $d\sigma$ 。

3) 只有对非弹塑性耦合材料，即材料的塑性变形不影响其弹性行为的材料才是成立的。

根据 Drucker 公设描述可以得到应力表示应变的本构关系，但是却对理想和软化材料不适用，用 de 表示的增量型本构计算起来也不方便，并且只有在材料的塑性变形不影响其弹性行为时才成立。因此人们以 Il'yushin 公设和应变空间中的加载函数为基础建立了增量应变表达增量应力的弹塑性本构模型。Il'yushin 公设可以描述为：弹塑性材料的一个应变循环内，外部作用作的功是非负的。Il'yushin 公设给出的本构关系同时适用于稳定材料和不稳定材料，但是对于时率相关材料 and 弹塑性耦合材料，此公设有很大局限性。

对于时率相关材料，通常采用超应力粘塑性本构关系和由 Bodner 提出的没有屈服面的粘塑性模型。这些模型中的应变率的确立是在实验或经验上的累积以及经典塑性本构的基础上的，受人为因素的影响较大。考虑到弹塑性本构关系实质上是增量型的，因此可以考虑直接由每一微过程中可逆增量型应变和不可逆增量型应变的概念出发，跳过耦合张量直接建立弹塑性耦合材料的增量型本构关系。基于这种思想，李永池教授提出了一个修正的 Drucker 公设：从处于加载面内的任一弹性状态出发，将材料加载至加载面上某一状态，然后继续加载使材料

产生足够小的塑性变形，再卸载至原来应力状态，在这一应力循环中附加应力的功是非负的。根据这一公设建立了一个既适合于稳定和不稳定材料，又适用于弹塑性耦合材料的，以增量应变表达增量应力的弹塑性本构模型。

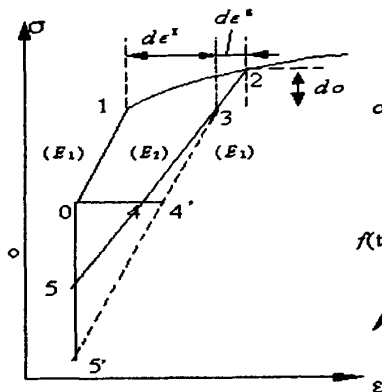


图 2-1 一维应力下的应力循环

Fig.2-1 Stress cycle of 1D stress

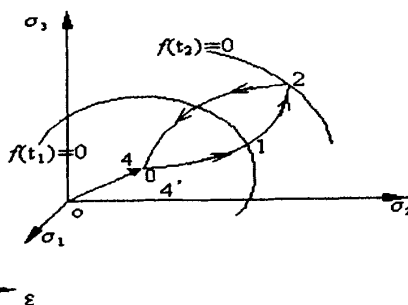


图 2-2. 一般应力空间中的应力循环

Fig.2-2 stress cycle in stress space

根据修正的广义 Drucker 公设，对弹塑性耦合材料有：

$$W_{\sigma} = \int_0^1 (\sigma - \sigma_0) : d\epsilon \geq 0 \quad (2-11)$$

积分、略去高阶小后我们可以得到：

$$W_{\sigma} = (s_1 - s_0) : de' + \frac{1}{2} ds : de' - \frac{1}{2} (s_1 - s_0) : dC : (s_1 - s_0) \geq 0 \quad (2-12)$$

其中 $dC = C_2 - C_1 = \frac{\partial C}{\partial \zeta_a} d\zeta_a$ ，当 dC 半正定时，可以得到：

$$(s_1 - s_0) : de' \geq 0 \quad (2-13)$$

由上面的不等式可得到在应力空间中加载面 $f = 0$ 处是外凸的曲面；如果加载面在某应力点处是光滑的，则相应的塑性应变增量率必指向加载面在该点的外法向。对于含损伤材料等有可能出现材料失稳的情况，但仍然满足修正的 Drucker 公设。

2.2 含损伤的热粘塑性本构关系一般形式

材料由初始弹性状态开始进入塑性状态的条件，称为屈服条件。屈服条件的数学表达式叫做屈服函数。一般材料的力学性能具有时率、温度、以及损伤等相关性，可以采用其中的某一个因子直接表达时，一般相关的屈服准则表达为：

$$\Phi(\sigma, \dot{\zeta}, \xi_\alpha, D, T) = 0 \quad (2-14)$$

其中应变率因子 $\dot{\zeta}$ 是不可逆应变率 $\dot{\varepsilon}'$ 的函数:

$$\dot{\zeta}_\beta = Y_\beta(\dot{\varepsilon}') \quad (\beta=1, 2, \dots, m) \quad (2-15)$$

由广义正交法则:

$$\dot{\varepsilon}' = \lambda \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma} \quad (2-16)$$

可以得到:

$$\begin{cases} \Phi(\sigma, \dot{\zeta}, \xi_\alpha, D, T) = 0 \\ \dot{\zeta}_\beta = Y_\beta(\lambda \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma}) \end{cases} \quad (\beta=1, 2, \dots, m) \quad (2-17)$$

由(2-17)可得到:

$$\dot{\zeta}_\beta - Y_\beta(\lambda \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma}(\sigma, \dot{\zeta}, \xi_\alpha, D, T)) \equiv \Psi_\beta(\sigma, \dot{\zeta}, \xi_\alpha, D, T, \lambda) \quad (\beta=1, 2, \dots, m) \quad (2-18)$$

理论上, 可以解出 m 个 $\dot{\zeta}_\beta = \dot{\zeta}_\beta(\sigma, \xi_\alpha, D, T, \lambda)$, 代回(2-14)可得:

$$F(\sigma, \xi_\alpha, D, T, \lambda) = 0 \quad (2-19)$$

上式为塑性流动率因子 λ 的隐式方程。而通过对(2-14)式进行合理推导, 可以得到显式形式:

$$\Phi(\sigma, \dot{\zeta}, \xi_\alpha, D, T) \equiv f(\sigma, \xi_\alpha, D, T) - \dot{\zeta} = 0 \quad (2-20)$$

将正交法则代入(2-15), 可得:

$$\dot{\zeta}_\beta = Y_\beta(\dot{\varepsilon}') = Y_\beta(\lambda \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma}) \quad (2-21)$$

由(2-20)知 $\frac{\partial f}{\partial \sigma}(\sigma, \xi_\alpha, D, T)$ 只是 $(\sigma, \xi_\alpha, D, T)$ 的函数, 于是(2-20)可变为:

$$f(\sigma, \xi_\alpha, D, T) - Y_\beta(\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma}(\sigma, \xi_\alpha, D, T)) = 0 \quad (2-22)$$

上式也是关于 λ 的隐式方程, 当应变率因子 $\dot{\zeta}$ 为不可逆应变率 $\dot{\varepsilon}'$ 的一次奇次函数时, 则可以由上式求得:

$$\lambda = f(\sigma, \xi_\alpha, D, T) / \gamma(\frac{\partial f}{\partial \sigma}) \equiv \lambda(\sigma, \xi_\alpha, D, T) \quad (2-23)$$

此即是 λ 的显式表达式, 对于上式给定函数 f 和 γ 之后, λ 便完全是材料内外状态量的函数。求出 λ 之后, 利用正交法则即可求得不可逆应变流动速率 $\dot{\varepsilon}'$, 并进

而由胡克定律通过可逆应变速率 $\dot{\varepsilon}^R$ ，求得应力率 $\dot{\sigma}$ 。

$$\dot{\varepsilon}^I = \lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad (2-24)$$

$$\dot{\sigma} = E : \dot{\varepsilon}^R = E : (\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}^I) = E : (\dot{\varepsilon} - \lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma}) \quad (2-25)$$

相应量的增量形式表示式为：

$$d\lambda = f(\sigma, \xi_\alpha, D, T) dt / y \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma} \right) \quad (2-26)$$

$$d\varepsilon^I = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad (2-27)$$

$$d\sigma = E : (d\varepsilon - d\varepsilon^I) \quad (2-28)$$

(2-24) 至 (2-28) 即是含损伤材料热粘塑性本构关系的一般形式。E 为瞬态弹性杨氏模量。

由于其应用上的重要性和常用性，考虑当应变率因子 ζ 取为常用的等效不可逆应变率 $\bar{\dot{\varepsilon}}^I$ 时：

$$\zeta = \bar{\dot{\varepsilon}}^I \equiv \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^I : \dot{\varepsilon}^I} \quad (2-29)$$

$$f(\sigma) \equiv g(\bar{\sigma}), \text{ 其中 } \bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} s : s} \quad (2-30)$$

则(2-23)给出：

$$\lambda = g(\bar{\sigma}) / \sqrt{\frac{2}{3} \frac{\partial g}{\partial \sigma} : \frac{\partial g}{\partial \sigma}} = g(\bar{\sigma}) / \sqrt{\frac{2}{3} g'(\bar{\sigma}) \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \sigma} : g'(\bar{\sigma}) \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \sigma}} \quad (2-31)$$

由 $\bar{\sigma}^2 = \frac{3}{2} s : s$ 可得 $\frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} \frac{s}{\bar{\sigma}}$ ，代入上式可以求得：

$$\lambda = \frac{g(\bar{\sigma})}{g'(\bar{\sigma})} \quad (2-32)$$

$$\dot{\varepsilon}^P = \lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} g(\bar{\sigma}) \frac{s}{\bar{\sigma}} \quad (2-33)$$

因为 $S_{kk} = 0$ ，所以 $\dot{\varepsilon}_{kk}^P = 0$ ，其物理意义为 Mises 材料塑性体应变等于零或塑性体应变不可压缩，继而有：

$$\varepsilon^P = \frac{1}{3} \varepsilon_{kk}^P \delta + e^P = e^P \quad (2-34)$$

$$\dot{\sigma} = E : \dot{\varepsilon}^e = E : (\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}^P) = E : (\dot{\varepsilon} - \frac{3}{2} \dot{\varepsilon}^P \frac{s}{\bar{\sigma}}) \quad (2-35)$$

上式即为以应力加载面为基础、以增量应变表达增量应力的含损伤的粘塑性本构

常用关系式，它是以应力加载面为基础的、适用于硬化、理想、软化以及弹塑性耦合材料的并且适合于计算的本构关系。

2.3 两种典型的含损伤的热粘塑性本构关系

2.3.1 Johnson-cook 热粘塑性本构

Johnson 和 Cook 于 1983 年提出了著名的 Johnson-Cook 本构模型^[6]，这是一个纯经验型本构方程，但是因为方程简单清晰地把应变、应变率等联系起来，并且形式上直观简单、待定参数少、拟合参数容易，在实验条件范围内基本反映材料的动态特性，因此应用比较广泛。Johnson-Cook 粘塑性本构关系可以表示为：

$$\bar{\sigma} = (A + B\bar{\epsilon}^{p'}) (1 + C \ln \dot{\epsilon}^*) (1 - T^{*m}) \quad (2-36)$$

$$\dot{\epsilon}^* = \begin{cases} \dot{\bar{\epsilon}}^p / \dot{\epsilon}_0 & \dot{\bar{\epsilon}}^p \leq \dot{\bar{\epsilon}}^p_{lim} \\ \dot{\bar{\epsilon}}^p_{lim} / \dot{\epsilon}_0 & \dot{\bar{\epsilon}}^p > \dot{\bar{\epsilon}}^p_{lim} \end{cases}, \quad T^* = \frac{T - T_r}{T_m - T_r}$$

其中 A 、 B 、 C 为需要实验确定的材料参数。 $\dot{\epsilon}_0$ 是参考应变率， $\dot{\bar{\epsilon}}^p_{lim}$ 是极限应变率， T_r 、 T_m 分别是室温和材料融化温度。该本构模型各参数物理意义明确，通用性非常广，通过取不同的材料参数组合，可以很方便地成为弹性、理想弹塑性、线性硬化弹塑性、幂硬化弹塑性和流体弹塑性模型。

由于该粘塑性本构的方便性，我们可以提出了一种改进的 Johnson-Cook 粘塑性本构模型：

$$\bar{\sigma} = (A + B\bar{\epsilon}^{p'}) (1 + C \ln \dot{\epsilon}^*) (1 - D) \quad (2-37)$$

只考虑损伤、应变率中的一项或任意几项的一般非线性模型等都可看成(2-36)式的蜕化形式。

令 $Y^* = (A + B\bar{\epsilon}^{p'}) (1 - D)$ ， Y^* 表示参考应变率下的屈服应力。代入(2-37)式可得：

$$\bar{\sigma} = Y^* (1 + C \ln(\dot{\bar{\epsilon}}^p / \dot{\epsilon}_0)) \quad (2-38)$$

当 $\dot{\bar{\epsilon}}^p$ 趋向于无穷大时，(2-38)式可以化为如下形式：

$$\dot{\bar{\epsilon}}^p = \dot{\epsilon}_0 \exp\left[\frac{1}{C} \left(\frac{\bar{\sigma}}{Y^*} - 1\right)\right] \equiv g(\bar{\sigma}, \bar{\epsilon}^p, D) \quad (2-39)$$

由上式可以得到 Johnson-Cook 粘塑性本构关系中 $g(\bar{\sigma})$ 的具体形式。其物理意义

为等效塑性应变率 $\dot{\bar{\epsilon}}^p$ 是相对超应力 $(\frac{\bar{\sigma}}{Y^*}-1)$ 的指数函数。再利用(2-32)、(2-33)和

(2-34)式便可得 $\dot{\lambda}$, $\dot{\bar{\epsilon}}^p$, $\dot{\sigma}$:

$$\dot{\lambda} = CY(\bar{\epsilon}^p, D) \quad (2-40)$$

$$\dot{\bar{\epsilon}}^p = \dot{\epsilon} - \frac{3}{2} \dot{\epsilon}_0 \exp\left[\frac{1}{C} \left(\frac{\bar{\sigma}}{Y^*} - 1\right)\right] \frac{s}{\bar{\sigma}} \quad (2-41)$$

$$\dot{\sigma} = E : \dot{\epsilon}^e = E : (\dot{\epsilon} - \dot{\bar{\epsilon}}^p) = E : \left(\dot{\epsilon} - \frac{3}{2} \dot{\epsilon}_0 \exp\left[\frac{1}{C} \left(\frac{\bar{\sigma}}{Y^*} - 1\right)\right] \frac{s}{\bar{\sigma}}\right) \quad (2-42)$$

(2-42)式即是改进型 Johnson-Cook 含损伤热粘塑性本构的具体形式。其塑性流动因子 $\dot{\lambda}$ 与应力状态无关, 而只是内变量和损伤的函数, 且与其屈服应力 $Y^*(\bar{\epsilon}^p, D)$ 成比例。

2.3.2 Bodner-Partom 粘塑性模型

1975 年 Bodner 和 Partom^[5] 提出了著名的本构模型, 这是是将位错力学的结果与连续介质力学相结合而提出来的。它是一种无屈服面的本构理论, 假设弹性和粘塑性变形同时发生加载和卸载的各个阶段, 也就是变形的各个阶段上既有弹性变形也有粘塑性变形, 这两种变形始终耦合在一起, 因此不要求什么屈服准则和加载、卸载条件。Bodner-Partom 粘塑性模型的屈服准则可表达为:

$$\begin{cases} \bar{\sigma} = Y^*(\bar{\epsilon}^p, D, T) \exp\left(\frac{1}{n} \ln \frac{\dot{\bar{\epsilon}}^p}{\dot{\epsilon}_0}\right) \\ \dot{\bar{\epsilon}}^p = \dot{\epsilon}_0 \left(\frac{\bar{\sigma}}{Y^*(\bar{\epsilon}^p, D, T)}\right)^n \equiv g(\bar{\sigma}, \bar{\epsilon}^p, D, T) \\ Y^* = Y + \frac{EE'}{E - E'} \bar{\epsilon}^p \end{cases} \quad (2-43)$$

其中 Y 、 E 、 E' 分别为材料拉伸时的屈服应力、弹性模量和弹塑性模量。(2-43)式物理意义是: 等效塑性应变率 $\dot{\bar{\epsilon}}^p$ 是相对等效应力 $\bar{\sigma}/Y^*$ 的幂函数。由(2-32)和(2-43)可得到:

$$\dot{\lambda} = \frac{\dot{\sigma}}{n} \quad (2-44)$$

并由(2-29)、(2-43)式可得:

$$\dot{\bar{\epsilon}}^p = \frac{3}{2} \dot{\epsilon}_0 \left[\frac{\bar{\sigma}}{Y^*}\right] \frac{s}{\bar{\sigma}} \quad (2-45)$$

因此有:

$$\dot{\sigma} = E : \dot{\epsilon}^e = E : (\dot{\epsilon} - \dot{\bar{\epsilon}}^p) = E : \left(\dot{\epsilon} - \frac{3}{2} \dot{\epsilon}_0 \left[\frac{\bar{\sigma}}{Y^*}\right] \frac{s}{\bar{\sigma}}\right) \quad (2-46)$$

上式即为 Bodner-Partom 含损伤热粘塑性模型的具体形式。这个模型的优点是不要求屈服面的存在并且不区分加、卸载，对于数值计算相当方便。但值得注意的是，对此种材料，其塑性流动因子 $\dot{\lambda}$ 与 $\bar{\sigma}$ 成比例，但与内变量和损伤无关。

Johnson-Cook 模型和 Bodner-Partom 模型由于物理意义清晰，参数易于由实验确定，故在冲击动力学领域得到广泛应用。

2.4 纤维增强复合材料本构关系研究

由于高应变率下纤维和基体的不同力学特性和复杂的相互作用，以及界面效应等因素的影响，复合材料的本构模型研究还比较有限。

纤维增强复合材料既可被视为非均质材料，也可被视为均质材料，这主要取决于分析时观察问题的尺度。相应地，处理问题的方法通常有细观力学方法和宏观唯象方法。细观力学方法将复合材料视为非均质材料，通过各组分材料的性能及其细观结构来描述复合材料的宏观性能。由于复合材料复杂的细观结构（例如界面结构及内缺陷、多相结构等）以及复杂的损伤演化过程（例如基体开裂，界面脱粘及纤维断裂等等），细观力学方法在描述复合材料的力学响应时遇到了很大的困难。尚未取得令人满意的成果，即便建立了个别本构模型，也因为或形式复杂或针对某一特定材料而难以应用。目前较常采用的方法是建立在连续介质力学基础上的宏观唯象方法，它假定材料是均匀的，通过弹塑性理论、连续损伤力学和内变量理论，采用宏观应力、应变来描述材料在不同加载条件下的整体力学响应，该方法虽然不能反映材料内部细观结构的演化过程，但形式简单，便于分析使用。

在研究金属材料的动态力学行为时，人们提出过多种形式的经验型本构模型，例如 Cowper 和 Symonds^[43] 建立的动态流动应力与静态流动应力的关系：

$$\sigma_d = \sigma_s(1 + a\dot{\varepsilon}^b) \quad (2-47)$$

其中参数 a , b 由实验确定。T. Tay 等^[44] 借用了上述研究思路，将冲击载荷下复合材料的应力 σ 分解为两部分：

$$\sigma = \sigma_s + \sigma_d \quad (2-48)$$

其中 σ_s 为静应力，服从线弹性应力应变关系， $\sigma_s = E_0 \varepsilon$ ， E_0 为准静态杨氏模量； σ_d 为动应力，与应变率相关，可表示为 $\sigma_d = E_d \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^p$ ，参数 E_d 、 n 、 p 由动态实验确定。这种纯经验型本构方程数学形式简单，待定参数少，基本反映了材料的动态特性，因而较常采用。但它也有明显的弱点，式中参数尤其是 E_d 的物理意义很不明确，只能由实验结果的拟合获得。T. Tay 拟合了其应变的关系：

$$E_d = A(e^{-k_1 \varepsilon} - e^{-k_2 \varepsilon}) + C \quad (2-49)$$

为了克服纯经验型的本构模型弱点,人们常借助于连续损伤力学或塑性力学理论描述复合材料的动态力学行为。

在研究玻璃纤维/树脂单向层合板的冲击拉伸性能时,夏源明等^[45]认为材料内部的损伤(例如基体开裂,界面脱粘,纤维断裂)是导致材料非线性行为的原因,提出了如下的弹脆性损伤本构关系:

$$\sigma = E\varepsilon(1 - D) = E\varepsilon \exp[-\alpha(E\varepsilon)^\beta] \quad (2-50)$$

式中 E 为拉伸模量, α 、 β 为Weibull分布参数,它们与应变率 $\dot{\varepsilon}$ 有关, D 为损伤变量, $D = 1 - \exp[-\alpha(E\varepsilon)^\beta]$ 。该模型给出了不同应变率下单向层合板的拉伸应力-应变关系,所预测的应力-应变曲线的上升段与实验较吻合,下降段的偏差则较大。汪洋^[46]根据Kevlar/环氧层合板的冲击拉伸实验结果对上述模型进行了修正,提出了强度分布的双Weibull的统计分布函数,给出了与实验吻合得较好的应力-应变曲线。

从比较成熟的塑性力学理论出发,描述动态加载下复合材料的非线性力学行为也是常用的方法。经典的粘塑性模型都是在研究金属的动态本构关系时发展起来的,例如过应力模型, Bondar 和 Partom 的模型^[47]。过应力的概念是 Malvern 为解释高应变率对金属棒中应力波传播的影响而提出的。复合材料的粘塑性模型多是通过对上述模型的修正得到的,其中比较典型的是 C. T. Sun 和 J. K. Chen^[48]利用过应力的概念,引入塑性势函数,从非相关流动法则出发,建立了纤维增强复合材料的粘塑性本构模型。随后 Thiruppukuzhi^[49]将其进一步发展,推广到三维应力状态。Thiruppukuzhi 提出了如下形式的三维塑性势函数:

$$2f(\sigma_{ij}) = a_{22}\sigma_{22}^2 + a_{33}\sigma_{33}^2 + 2a_{23}\sigma_{22}\sigma_{33} + 2a_{44}\sigma_{23}^2 + 2a_{55}\sigma_{13}^2 + 2a_{66}\sigma_{12}^2 \quad (2-51)$$

上式暗含着沿纤维方向(即1方向)材料无塑性变形的假定,同时不考虑拉压间的差异。式中正交参数 a_{66} 可通过面内拉伸或压缩实验确定,其余参数则要通过厚度方向的力学行为实验确定。如果假定层合板为横观各向同性材料,则上述塑性势函数便退化为

$$2f(\sigma_{ij}) = (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + 4\sigma_{23}^2 + 2a_{66}(\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2) \quad (2-52)$$

总应变率 $\dot{\varepsilon}_{ij}$ 可分解为弹性和塑性两部分: $\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^e + \dot{\varepsilon}_{ij}^p$,其中弹性部分 $\dot{\varepsilon}_{ij}^e$ 服从广义 Hooke 定律:

$$\begin{Bmatrix} \dot{\varepsilon}_{11}^e \\ \dot{\varepsilon}_{22}^e \\ \dot{\varepsilon}_{33}^e \\ \dot{\gamma}_{23}^e \\ \dot{\gamma}_{13}^e \\ \dot{\gamma}_{12}^e \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \dot{\sigma}_{11} \\ \dot{\sigma}_{22} \\ \dot{\sigma}_{33} \\ \dot{\sigma}_{23} \\ \dot{\sigma}_{13} \\ \dot{\sigma}_{12} \end{Bmatrix} \quad (2-53)$$

式中 S_{ij} 为弹性柔度张量的分量；塑性部分 ε_{ij}^p 可由非相关流动法则确定

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \quad (2-54)$$

式中比例因子 $\dot{\lambda}$ 可通过 J. K. Chen^[50] 提出的分析方法求出。该方法中等效力 $\bar{\sigma}$ 、等效塑性应变率 $\bar{\varepsilon}^p$ 以及 $\dot{\lambda}$ 分别为

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3f} = \left[\frac{3}{2} ((\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + 4\sigma_{23}^2 + 2a_{66}(\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2)) \right]^{1/2} \quad (2-55)$$

$$(\bar{\varepsilon}^p)^2 = \frac{2}{3} \left[\frac{(\dot{\varepsilon}_{22}^p - \dot{\varepsilon}_{33}^p)^2}{4} + \frac{(\dot{\gamma}_{23}^p)^2}{4} + \frac{(\dot{\gamma}_{13}^p)^2}{2a_{66}} + \frac{(\dot{\gamma}_{12}^p)^2}{2a_{66}} \right] \quad (2-56)$$

$$\dot{\lambda} = \frac{3 \bar{\varepsilon}^p}{2 \bar{\sigma}} = \frac{3 \dot{\bar{\sigma}}}{2 H_p \bar{\sigma}} \quad (2-57)$$

式中 H_p 是粘塑性模量，定义为 $H_p = \frac{\dot{\bar{\sigma}}}{\dot{\bar{\varepsilon}}^p}$ 。

为了确定粘塑性模量，需要建立等效应力—应变关系，假设它可用如下的幂指数函数来描述：

$$\bar{\varepsilon}^p = \chi (\bar{\varepsilon}^p)^m (\bar{\sigma})^n \quad (2-58)$$

式中系数 χ ， m ， n 可由低应变率 ($10^{-4} \sim 1/s$) 下面内偏轴拉伸实验确定。由粘塑性模量 H_p 的定义，可得到

$$H_p = \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \bar{\varepsilon}^p} = \frac{1}{n \chi (\bar{\varepsilon}^p)^m (\bar{\sigma})^{n-1}} \quad (2-59)$$

进而由式 (2-57) 确定 $\dot{\lambda}$ 。将 $\dot{\lambda}$ 和 f 代入式 (2-54)，便可求得塑性应变率 $\dot{\varepsilon}_{ij}^p$ 。与弹性应变率 $\dot{\varepsilon}_{ij}^e$ 的表达式 (2-53) 相结合，Thiruppukuzhi 给出了如下形式的总体本构关系：

$$\begin{Bmatrix} \dot{\epsilon}_{11} \\ \dot{\epsilon}_{22} \\ \dot{\epsilon}_{33} \\ \dot{\gamma}_{23} \\ \dot{\gamma}_{13} \\ \dot{\gamma}_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22}^{ep} & S_{23}^{ep} & S_{24}^{ep} & S_{25}^{ep} & S_{26}^{ep} \\ S_{13} & S_{23}^{ep} & S_{33}^{ep} & S_{34}^{ep} & S_{35}^{ep} & S_{36}^{ep} \\ 0 & S_{24}^{ep} & S_{34}^{ep} & S_{44}^{ep} & S_{45}^{ep} & S_{46}^{ep} \\ 0 & S_{25}^{ep} & S_{35}^{ep} & S_{45}^{ep} & S_{55}^{ep} & S_{56}^{ep} \\ 0 & S_{26}^{ep} & S_{36}^{ep} & S_{46}^{ep} & S_{56}^{ep} & S_{66}^{ep} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \dot{\sigma}_{11} \\ \dot{\sigma}_{22} \\ \dot{\sigma}_{33} \\ \dot{\sigma}_{23} \\ \dot{\sigma}_{13} \\ \dot{\sigma}_{12} \end{Bmatrix} \quad (2-60)$$

虽然上式是通过低应变率下的面内偏轴拉伸实验确定的,但将它预测的曲线与动态实验结果(应变率 500~1000/s)作比较,仍符合得较好。然而该模型仅适用于描述材料的面内力学行为,而复合材料用作防护材料时,所受冲击载荷往往是沿厚度方向,因此我们更关心材料在厚度方向上的力学行为,这恰恰是该模型不能表征的。

目前纤维增强复合材料的动态力学性能实验基本以一维实验为主,在此基础上建立的本构模型通常只适用该方向上的力学响应。实际应用时,材料总是处于复杂应力状态下,因而,将一维的经验型本构关系扩展至三维一般应力状态下是非常必要的。然而,由于纤维增强复合材料的各向异性以及拉压模量、拉压强度不对等的特点,使得这种扩展远比各向同性材料困难。

2.5 纤维增强复合材料强度模型

近 20 年来对纤维增强复合材料中各种损伤模式的产生和演化的研究取得了很大的进步,对破坏的发展有了较好的认识。而对损伤(破坏)发展的分析一般分为两步:第一是选择合适的破坏准则;第二是出现破坏后,对材料刚度下降给出一个合适的描述。通常用到的破坏准则是最大应力准则、最大应变准则、Hoffman 准则, Tsai-Wu 准则和 Hashin 准则。

最大应力准则和最大应变准则是两个较早创立的经典强度准则,该准则认为当材料主方向上的某个应力或应变分量达到相应方向上的强度或极限应变时,材料便发生破坏。由于其物理含义明确,数学表达简单,一开始曾被广泛采用。但该准则与实验相比有较大的出入,不是理想的强度准则。

Hill^[51]从数学形式上将各向同性材料的 Von Mises 屈服准则推广到正交各向异性材料,即:

$$F_1(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + F_2(\sigma_2 - \sigma_3)^2 + F_3(\sigma_3 - \sigma_1)^2 + F_4\sigma_{12}^2 + F_5\sigma_{23}^2 + F_6\sigma_{31}^2 = 0 \quad (2-61)$$

假设破坏前应力应变遵循线弹性关系,则该屈服准则可作为材料的强度准则,此时式中系数 $F_i(i=1,2,\dots,6)$ 为表征正交各向异性材料性能的强度参数。Tsai 进而将这些强度参数与可用简单实验确定的基本强度联系起来,提出所谓的

Tsai-Hill 准则, 其基本思想—利用应力分量的多项式来表征材料破坏所处的临界状态—被广为采纳。

Tsai-Hill 准则考虑了材料正交各向异性的特点, 可以说是材料强度准则中的一个较为完整的判据。但是大量的实验表明, 纤维增强复合材料在材料主方向上的拉压强度并不相等, 某些材料厚度方向的拉压强度相差竟达几倍之多, 这是 Tsai-Hill 准则所不能考虑的。为此, Hoffman 在 Tsai-Hill 工作的基础上, 考虑到拉压性能的不同, 增加了应力分量的一次项 $F_i\sigma_i$ 。

Tsai 和 Wu^[52]发展了应力空间强度准则的广义形式, 提出了一个张量多项式准则:

$$F_i\sigma_i + F_{ij}\sigma_i\sigma_j + F_{ijk}\sigma_i\sigma_j\sigma_k + \dots = 1 \quad (2-62)$$

式中 F_i 、 F_{ij} 、 F_{ijk} ……(i,j,k=1,2,3)为材料的强度参数, 在工程设计中, 通常只需取前两项。与 Tsai-Hill 准则相比, Tsai-Wu 强度准则增加了代表各种强度的附加特征项, 改善了对实验结果的预测能力, 因而更有普遍性。

实际上, 由于纤维增强复合材料的多相结构, 其破坏模式是复杂多样的, 例如拉伸导致的纤维断裂、压缩导致的纤维屈曲以及横向拉伸和剪切联合作用导致的分层等等。因而, 对于不同的复合材料, 或者不同的应力状态, 可以有截然不同的破坏形式和机理。因此, 试图用一个统一的破坏准则来概括如此复杂多样的破坏现象是困难的。

Hashin^[53]指出, 期望得到复合材料在整个应力空间都光滑的临界破坏面是不切实际的, 他认为可以将破坏包络面视为应力空间分片连续的曲面。因而, 对于层合材料, Hashin 提出了一个如下的破坏准则:

$$\text{纤维的拉伸破坏 } (\sigma_1 > 0) \quad \left(\frac{\sigma_1}{S_{1t}}\right)^2 + \frac{\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2}{S_{12}^2} \geq 1 \quad (2-63)$$

$$\text{纤维的压缩破坏 } (\sigma_1 < 0) \quad \sigma_1 \geq S_{1c} \quad (2-64)$$

基体的拉伸破坏 $(\sigma_2 + \sigma_3 > 0)$:

$$\left(\frac{\sigma_2 + \sigma_3}{S_{2t}}\right)^2 + \frac{\sigma_{23}^2 - \sigma_2\sigma_3}{S_{23}^2} + \frac{\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2}{S_{12}^2} \geq 1 \quad (2-65)$$

基体的压缩破坏 $(\sigma_2 + \sigma_3 < 0)$:

$$\left[\left(\frac{S_{2c}}{2S_{23}}\right)^2 - 1\right] \frac{(\sigma_2 + \sigma_3)}{S_{2c}} + \frac{(\sigma_2 + \sigma_3)^2}{4S_{23}^2} + \frac{\sigma_{23}^2 - \sigma_2\sigma_3}{S_{23}^2} + \frac{\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2}{S_{12}^2} \geq 1 \quad (2-66)$$

其中 S_{1t} 、 S_{1c} 沿纤维方向的拉伸、压缩强度; S_{2t} 、 S_{2c} 垂直于纤维方向的拉伸、压缩强度, S_{12} 、 S_{23} 为剪切强度。

与前述准则相比, Hashin 准则考虑到了不同加载方式导致的不同破坏模式, 在一定程度上反映了复合材料多种复杂的破坏模式, 因此是目前研究中广为采用的强度准则。它可能更适合纤维增强复合材料。

当材料的某个方向的应力或耦合结果超过允许值时, 将出现某种破坏, 强度随之降低。常用的强度弱化方法有: 整体折扣、有限折扣和残余性质法^[54]。

2.6 本章小结

在前人经验和工作的基础上, 分析介绍了含损伤材料热粘塑本构关系的研究发展状况。并且从内变量出发, 分析描述了不同因素的变量对含损伤材料热粘塑性本构关系的一般形式的影响。给出了两种典型模型的含损伤材料热粘塑性本构关系的具体形式。并综述了复合材料本构关系研究的现状, 介绍了目前复合材料研究中常用的几种强度准则, 为第五章的弹道侵彻数值模拟打下了基础。

第三章 三维正交机织复合材料实验研究

3.1 三维正交机织复合材料准静态实验研究

国内外学者对3D-OWC的力学行为进行了许多研究,这些工作主要包括动静态材料力学性能的实验与理论研究、细观结构模型的建立以及细观几何参数与宏观力学性能间的关系研究等。如Cox研究了石墨/环氧树脂3D-OWC在拉伸、压缩、弯曲作用下的破坏机理^[7],Tan对碳纤维/环氧树脂3D-OWC进行了大量实验研究,并提出有限元分析模型^[9-11],Kuo研究了机织过程对3D-OWC力学性能的影响^[13]。国内对3D-OWC研究起步较晚,主要工作有顾伯洪进行的混杂纤维3D-OWC的面内冲击压缩实验和吸能性能研究^[20],王均对玻璃纤维/乙烯基树脂3D-OWC进行的拉伸与弯曲实验研究^[14],蔡敢为以三向纤维体积分数为参数所建立材料性能的细观模型^[17]等等。由于3D-OWC的力学性能受许多因数影响,如纤维类型,基体类型、织物结构,成型方法、测试技术等,使得目前关于3D-OWC的研究结果差异较大,因此还有许多工作需要继续^[62]。本章节主要针对Kevlar纤维/乙烯基树脂3D-OWC展开一系列的实验研究,对不同方向材料的应变率效应和材料强度进行分析,并在此基础上,根据3D-OWC纤维的铺设方式特点,推导出一组可以计算3D-OWC材料弹性模量的公式。

3.1.1 实验概述

实验材料为Kevlar/乙烯基树脂3D-OWC,见图3-1,(a)为试件的表面结构,(b)为z向结构。其中Kevlar29纤维的密度为 1.44g/cm^3 ,经向、纬向、z向上的纤维纱线粗细分别为628tex,628tex,314tex,而三个方向的纤维含量分别约为25%,25%,10%。基体为854乙烯基树脂。生产厂家提供的纤维和基体性能参数见表3-1。

3D-OWC的整体结构如图3-2所示。图中x、y、z分别表示面内经向、纬向和厚度z方向。经纱和纬纱均为平直铺设,经纱层和纬纱层按照 $0^\circ/90^\circ$ 互相叠层,Z纱将叠层贯穿起来形成3D-OWC结构,然后再灌注树脂成型。

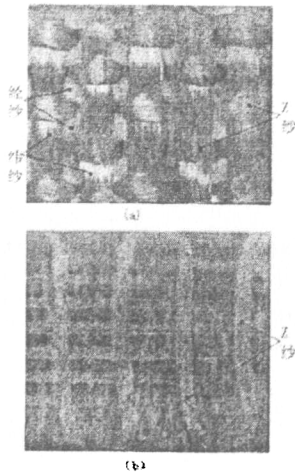


图 3-1. Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC
Fig.3-1 Kevlar/Vinyl 3D-OWC

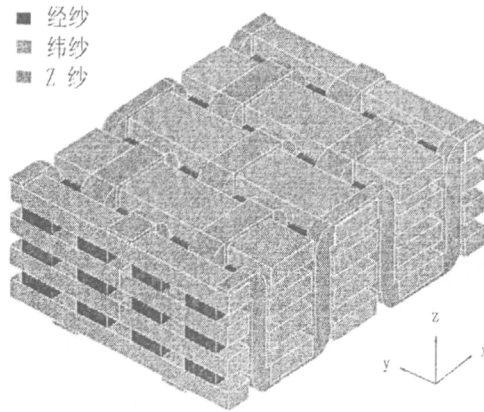


图 3-2. 3D-OWC 结构示意图
Fig.3-2 Sketch of 3D-OWC

表 3-1 纤维和基体性能参数

Tab.3-1 Property parameters of fiber and resin

性能	方向	Kevlar29	854 乙烯基树脂
拉伸强度	纵向	2.8Gpa	82Mpa
拉伸弹性模量	纵向	70Gpa	3.28Gpa
	横向	6.2Gpa	3.28Gpa
压缩强度	纵向/横向	-	115Mpa
压缩弹性模量	纵向/横向	-	3.7Gpa

实验在中国科学技术大学材料重点实验室 MTS810 材料实验机上进行(见图 3-3), 包括面内经向、纬向的拉伸实验; z 向及面内的压缩实验。拉伸试件采用 GB/T1040.4-2006^[75]标准, 见图 3-4; 压缩试件为立方柱试件。

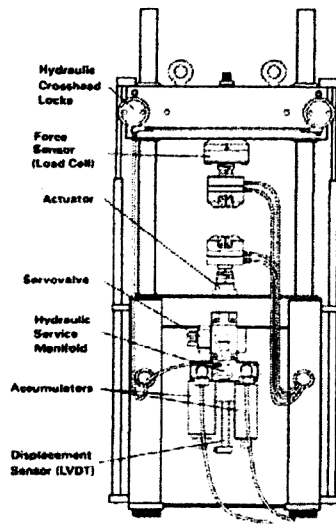


图 3-3. MTS810 材料实验机
Fig.3-3 MTS810 device

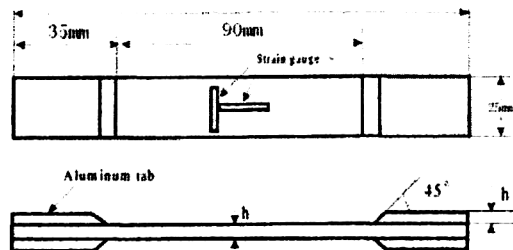


图 3-4. 拉伸实验试件尺寸图
Fig.3-4 Size of sample for tensile trials

3.1.2 实验结果和讨论

1. 拉伸实验

图 3-5, 图 3-6 分别为试件在低应变率下面内经向和纬向拉伸实验所得到的 $\sigma-\varepsilon$ 曲线。表 3-2 为根据拉伸实验所确定的材料力学性能参数, 其中弹性模量为 $\sigma-\varepsilon$ 曲线的初始切线模量。

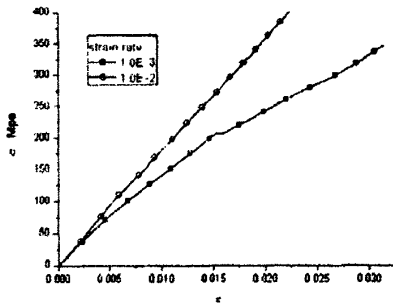


图 3-5 经向拉伸 $\sigma-\varepsilon$ 曲线

Fig.3-5 tensile $\sigma-\varepsilon$ curve along warp yarn

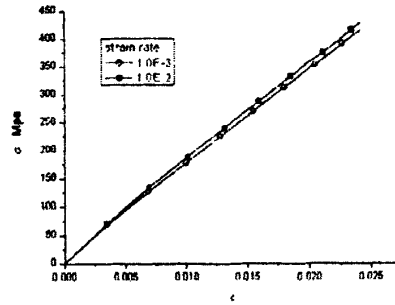


图 3-6 纬向拉伸 $\sigma-\varepsilon$ 曲线

Fig.3-6 tensile $\sigma-\varepsilon$ curve along weft yarn

表 3-2 Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 拉伸实验的力学性能参数

Tab.3-2 Mechanical property parameters of Kevlar/vinyl of tensile trial

	应变率(/s)	弹性模量(Gpa)	破坏应力(Mpa)	破坏应变
经向拉伸	1.00E-03	16.12	347	0.029
	1.00E-02	18.35	390	0.023
纬向拉伸	1.00E-03	16.83	416	0.024
	1.00E-02	18.15	428	0.025

从实验结果可以看出,

(a) 不论是经向还是纬向拉伸, $\sigma-\varepsilon$ 关系都呈现出良好的类线性, 这是因为不论在经纱层还是纬纱层中, 纤维基本上是伸直的, 载荷主要作用在纤维上, 基体对承载的贡献比较小, 而 Kevlar29 纤维的线弹性特点决定了 Kevlar/乙烯基树脂 3D-WC 的拉伸类线性行为^[63]。

(b) 纬向的拉伸破坏强度比经向稍高一些, 这和文献 9、14 是一致的; 并且在经向拉伸时, $\sigma-\varepsilon$ 曲线具有一定的应变率相关性, 而纬向拉伸则没有明显的应变率效应。这是因为 Kevlar 纤维在低应变率下为应变率不敏感材料^[11], 而纬向纤维受 Z 纱影响有限, 比经向纤维更趋于平直。因此在纬向拉伸时, 更多的体现了纤维本身的性能, 因而没有明显的应变率效应, 而且破坏强度比经向高; 但在经向拉伸时, 经向纤维受到了 Z 纱的影响, 实验结果体现了两者的耦合效应, 产生了一定的应变率相关性。

由于制作 z 向拉伸试件困难很大, 因而没有进行该方向上的拉伸实验。但有

理由相信，Z 纱的存在将使得 3D-OWC 的 z 向拉伸强度要比相应的层合板高。

2. 压缩实验

图 3-7, 图 3-8 分别为不同应变率下 Z 向压缩和面内压缩实验所得到的 $\sigma - \varepsilon$ 曲线图。表 3-3 为根据压缩实验所得到的材料力学性能参数，其中弹性模量为 $\sigma - \varepsilon$ 曲线的初试切线斜率。

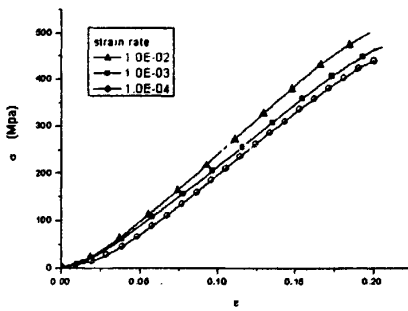


图 3-7. z 向压缩 $\sigma - \varepsilon$ 曲线

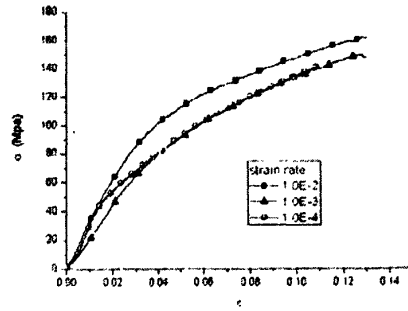


图 3-8. 面内压缩 $\sigma - \varepsilon$ 曲线

Fig.3-7 Compressive $\sigma - \varepsilon$ along z direction Fig.3-8 Compressive $\sigma - \varepsilon$ curve of interface

表 3-3 Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 压缩实验的力学性能参数

Tab.3-3 Mechanical property parameters of Kevlar/vinyl of compression trial

		应变率(/s)	弹性模量(Gpa)	破坏应力(Mpa)	破坏应变
压缩	Z 向压缩	1.00E-04	2.34	416	0.212
		1.00E-03	2.58	440	0.206
		1.00E-02	2.65	488	0.198
	面内压缩	1.00E-04	2.78	139	0.128
		1.00E-03	2.98	162	0.138
		1.00E-02	3.02	146	0.114

从实验结果可以看出，

(a) 不论是 z 向压缩还是面内压缩， $\sigma - \varepsilon$ 曲线都表现出非线性特征，这和乙烯基树脂的非线性行为密切相关。另外，不论 z 向压缩还是面内压缩， $\sigma - \varepsilon$ 曲线都呈现一定的应变率相关性，这和树脂为应变率相关材料有关。从中我们也可以看出，在压缩实验中， $\sigma - \varepsilon$ 曲线形式上基本上反应了基体的特点，说明纤维在压缩实验中的表现有限。

(b) z 向压缩的破坏应力远大于面内的压缩破坏应力，后者略大于乙烯基树脂的压缩破坏强度（见表 3-1）。分析其原因，我们认为是 Z 纱起了重要作用。沿 z 向压缩时，经纱层和纬纱层相互正交的纤维束对于阻止试件发生剪切破坏具有积极的作用，使得其极限强度达到基体破坏强度的近 4 倍。然而在面内压缩时，由于 Z 纱并没有和经向/纬向纤维形成层层正交机织的结构，因此它对抵抗剪切破

坏的作用没有面内纤维强，而且面内纤维在压缩时，容易发生屈曲，从而使得面内的压缩强度较低。此外，z 向纤维含量低也是导致面内强度小的重要原因。因此要提高面内强度，除了改进 z 向纤维束的编织方式外，适当地提高 z 向纤维含量也是必要的。但对于实际工程应用而言，冲击载荷主要是沿 z 向作用在材料上的，因此 z 向的抗压强度是最主要的强度指标。

3.2 三维正交机织复合材料中高应变率实验研究

3.2.1 实验方法和设备介绍

SHPB(Separated Hopkinson Press Bar)分离式霍普金森压杆实验装置及数据采集处理系统如图 3-9 所示^[55]。当子弹以某一速度撞击输入杆时，在杆内产生一个入射压缩波，试件在该应力脉冲作用下产生高速变形，与此同时，在输入和输出杆中分别产生反射压缩波和向前的透射压缩波。

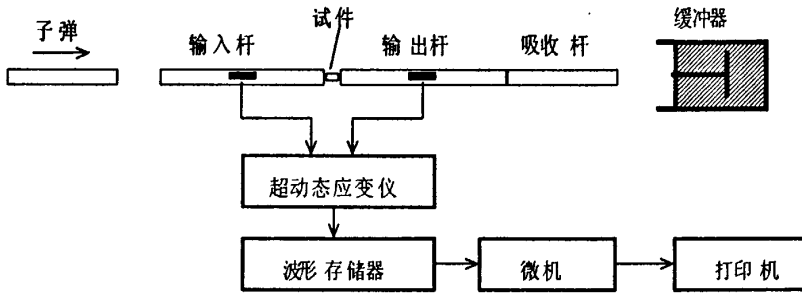


图 3-9 分离式霍普金森压杆装置示意图

Fig.3-9 SHPB device

实验建立在二个基本假定基础上，即一维假定(又称平面假定)和均匀性假定。根据一维假定，我们可以直接利用一维应力波理论确定试件的应变率 $\dot{\epsilon}(t)$ 应变 $\epsilon(t)$

和应力 $\sigma(t)$ ：

$$\dot{\epsilon}(t) = \frac{c}{l_0}(\epsilon_i - \epsilon_r - \epsilon_t) \quad (3-1)$$

$$\epsilon(t) = \frac{c}{l_0} \int_0^t (\epsilon_i - \epsilon_r - \epsilon_t) dt \quad (3-2)$$

$$\sigma(t) = \frac{A}{2A_0} E(\epsilon_i + \epsilon_r + \epsilon_t) \quad (3-3)$$

式中的应力、应变均是以压为正， E 、 c 、 A 分别为压杆的弹性模量、弹性波速和

横截面积。 A_0 、 l_0 分别为试件的初始横截面面积和初始长度。根据均匀性假定和一维应力波理论， $\varepsilon_i + \varepsilon_r = \varepsilon_i$ ，代入公式后可得到更为简单的形式。进而可得到试件在某一应变率下的动态应力应变关系：

$$\dot{\varepsilon}(t) = -\frac{2c}{l_0} \varepsilon_r \quad (3-4)$$

$$\varepsilon(t) = -\frac{2c}{l_0} \int_0^t \varepsilon_r dt \quad (3-5)$$

$$\sigma(t) = \frac{A}{2A_0} E \varepsilon_i \quad (3-6)$$

实验在压杆直径 $\Phi=14.5\text{mm}$ 的 SHPB 测试系统上进行，我们选用钢杆(波阻抗为 39.0 M Kg/sm^2)。入射波和反射波的信号通过输入杆的电阻应变片记录，透射波信号由输出杆上的电阻应变片记录。改变撞击杆的撞击速度可以改变撞击应力的大小。撞击应力的大小直接与应变率有关，因此可以通过改变撞击速度得到不同应变率下的实验曲线。

3.2.2 实验结果与讨论

实验时采用的是与准静态压缩实验相同的试件尺寸。通过调节气压，改变子弹的撞击速度，进而控制应变率的大小。所得试件的典型应力—应变曲线如图 3-10 和 3-11 所示。表 3-4 和 3-5 列出了试件的应变率 $\dot{\varepsilon}$ 及相对应的破坏强度 σ_{\max} 、破坏应变 ε'_p 和最大应变 ε_{\max} 。

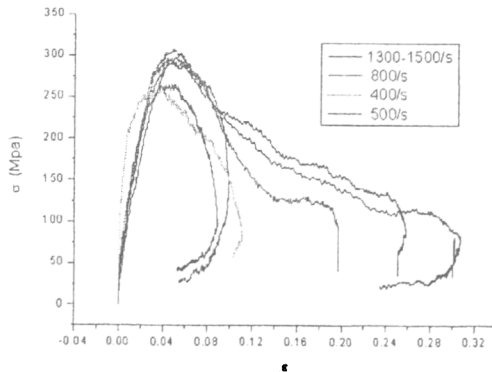


图 3-10 离面压缩应力应变曲线

Fig.3-10 Compressive $\sigma - \varepsilon$ of out-plane

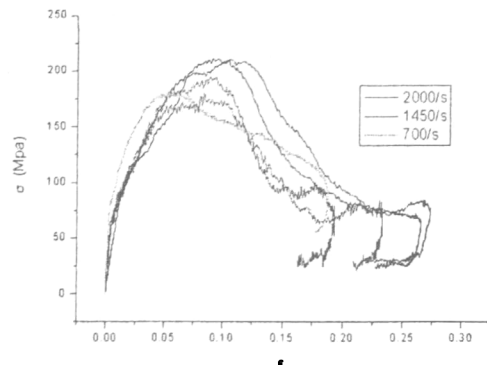


图 3-11 面内压缩应力应变曲线

Fig.3-11 Compressive $\sigma - \varepsilon$ of in-plane

实验结果表明：Kelvar/乙烯基树脂 3D-OWC 在高应变率加载下应变率效应不明显，破坏应力随应变率提高有适当增加。

表 3-4 不同应变率下离面动态压缩数据

Tab. 3-4 Compressive trial of out-plane at diff. strain rate

Value strain rate	σ_{\max} (Mpa)	ϵ_p	ϵ_{\max}
1300-1500/s	305.7	0.048	0.307
800/s	289.7	0.047	0.097
500/s	262.4	0.037	0.089
400/s	257.6	0.037	0.112

表 3.5 不同应变率下面内动态压缩数据

Tab. 3-5 Compressive trial of in-plane at diff. strain rate

Value strain rate	σ_{\max} (Mpa)	ϵ_p	ϵ_{\max}
2000/s	210.3	0.088	0.273
1450/s	193.7	0.091	0.231
700/s	177.6	0.057	0.188

从图 3-10 和 3-11 可以看出 Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 材料属应变率不太敏感材料, 无论是压缩屈服强度还是破坏应变都随应变率变化不太明显; 我们假定面内加载和离面加载的破坏强度满足同一应变率硬化规律:

$$Y_y' = Y_y \left(1 + \alpha \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \quad (3-7)$$

其中 $\dot{\epsilon}_0$ 为参考应变率, Y_y 是参考应变率对应的屈服强度, α 为应变率硬化系数, 则由表 3-4 和 3-5 中的实验数据可以求得式(3-7)中的全部材料参数, 如下表所示。

表 3-6 本构拟合参数

Tab.3-6 Parameters of simulating

	Y_y (MPa)	$\dot{\epsilon}_0$ (/s)	α
面内加载	128.2	100	0.202
离面加载	200.5	100	0.202

3.3 三维正交机织复合材料弹道实验研究

纤维增强复合材料的弹道性能研究主要包括材料的冲击响应、破坏机制、吸能模型的建立和数值计算等。国内外这方面的工作有, 徐静怡^[25]对三维编织复合材料进行弹道实验, 分析了材料的宏观和细观破坏模式, 发现入射面以基体剪切、压缩破坏为主要模式, 而出射面以纤维的拉伸破坏为主要模式; 陈利民^[24]讨论了防弹复合材料的防弹机理, 并讨论了织物种类、结构、编织方式等对弹道性能的影响; 张佐光^[27]通过大量实验, 研究了四种纤维复合材料弹道吸能随面密度、弹

速、成型压力、基体含量的变化规律；练军^[35]建立细观有限元模型，并利用 LS-Dyna 计算剩余速度，模拟靶板弹道侵彻过程；王元博等^[30]分析了弹形、靶厚对 Kevlar 层合板弹道性能的影响，并考察了破坏模式；Morye^[36], Silva^[37]等建立理论分析模型，并对纤维增强层合板进行了数值计算工作。Baucom^[38]等对 E 玻璃纤维的层合板和 3D-OWC 进行一系列低速冲击实验，考察了两者破坏损伤差异，指出三维材料比层合板具有更好的抗弹性能；顾伯洪^[21]等研究了混杂纤维 3D-OWC 的冲击性能和吸能机制；Gama 和 Gillespie^[40]发展了 LS-DYNA 中复合材料连续损伤材料模型，模拟 3D-OWC 的弹道侵彻过程。

虽然纤维增强复合材料的弹道性能得到广泛的研究，但考虑到复合材料的复杂性，例如其弹道性能与增强纤维类型，基体百分比，材料结构，弹道实验条件等有关，尤其是 3D-OWC 的弹道研究工作较少，许多研究的工作仍有待继续。本文以 Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 和无碱 E 玻璃纤维/乙烯基树脂 3D-OWC 为研究对象，开展了一系列的弹道冲击实验，研究了两种材料的弹道性能，分析了 3D-OWC 的破坏模式，并详细讨论 Z 纱对吸能机制的影响，为后续弹道模型研究和数值计算打下基础。

3.3.4 纤维集合体防弹材料的防弹机理

这里纤维集合体防弹材料主要是指以纤维为主体的柔性防弹材料，是软体防弹的主体材料。主要包括用作防弹衣的织物防弹材料和 80 年代后期出现的单向柔性复合材料。纤维集合体防弹材料在低速冲击条件下(弹速小于 250m/s)内，很多问题属于结构动力学问题，局部的凹陷或侵彻与结构的总变形紧密联系在一起，典型的弹体侵彻和响应时间在毫秒级别。而在弹道冲击条件下(0.5-2km/s)，对于碰撞区的很小范围内(一般以 2-3 倍弹径为典型)的材料来说，由材料/结构的本构方程所决定的结构响应变得次要，而由惯性效应(应力波导致结构中应力分布的不均匀)和应变率效应(加载速率的改变导致材料性能发生变化)所控制的局部响应变得十分重要。典型的弹体侵彻和响应时间都在微秒量级。冲击速度、弹体结构、防弹材料的结构和性能对防弹材料的吸能机制，以及变形和破坏机制，都有巨大的影响。纤维集合体防弹材料的能量吸收机制主要包括：

(1) 面内和面外的能量吸收

织物或叠层织物受到弹体冲击时，不同于静态或准静态条件下织物受到横向力作用，弹道冲击时应变率很高(根据冲击速度的不同而不同，在 500m/s 左右的弹击速度下，材料的应变速率在 500-1500S⁻¹ 左右)，由于惯性的存在、织物中的纱线受到的应变是不均匀的，应力以应力或应变波的形式向外传播。弹体和织物

的相互作用可以这样描述：直接和弹体接触的纱线受到冲击后产生两种应变波，一种是沿着纱线方向的纵向波，一种是沿着弹体速度方向的横向波，见图 3-12 所示。纵向波使得和弹体直接接触的纱线产生应变，应变以纵向波速向外传递，在纵向波波前的纱线没有任何应变，随着冲击过程的延续，纱线上越来越多的部分受到应力或应变的作用。由于织物中纱线与纱线的交叉，至二级和弹体接触的纱线上的横波会传递给与之交叉的不和弹体直接接触的纱线，导致一部分不和弹体直接接触的纱线也产生应变。在横向波和纵向波的作用下，导致织物向前运动的纱线形成一个锥形的区域，在弹体的冲击作用下，锥形区域不断扩大，越来越多的纱线受到应变而参与横向运动。弹体的动能于是转变为纱线的应变能(面内能量吸收和锥形区域内横向运动的纱线的动能(面外能量吸收)，直到弹体贯穿或者被织物所拦截。

在假定纤维为线弹性体的情况下，对于无限长不受约束纱线，受到速度为 v 的弹体横向冲击后产生的横向波速、纵向波速及其与弹体冲击速度之间的关系分别为^[22]：

$$v = c\sqrt{2\varepsilon\sqrt{\varepsilon(1+\varepsilon)} - \varepsilon^2} \tag{3-8}$$

$$c = \sqrt{E/\rho} \tag{3-9}$$

$$u = c(\sqrt{\varepsilon(1+\varepsilon)} - \varepsilon) \tag{3-10}$$

式中 v 为弹体冲击速度， c 为纤维束纵向波速， u 为横向波前速度， E 为纤维束模量， ρ 为纤维束密度， ε 为纤维束的应变。

从以上关系式可以看出，在其他条件相同情况下，纤维模量越高，密度越小，纵向波速就越高，参与面内能量吸收的纤维的区域就越大，而且横向波速也越高，锥形区域就越大，参与面外能量吸收的纤维区域也增加。还可以看出，当纤维中的应变为断裂应变时，就代表纤维的临界速度(和纤维的模量和断裂应变有关)，当冲击速度高于临界速度时，纤维断裂，不再变形。例如实验测得锦纶的临界速度约为 450m/s，Kevlar29 纤维的临界冲击速度约为 900m/s。由于织物中交织点的存在或织物边界(固支或自由)的影响，纱线中的应力会发生投射和反射，这也会影响织物对弹体的动能吸收能力。

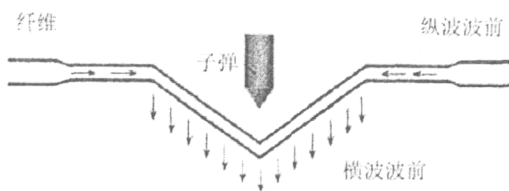


图 3-12 横波和纵波

Fig.3-12 Longitudinal and transverse wave

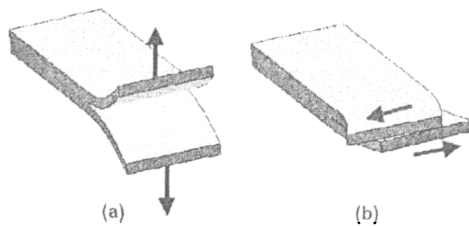


图 3-13 分层模式，a)模式 1；b)模式 2

Fig. 3-13 Delamination a) Mode 1; b) Mode 2

(2) 分层与纤维抽拔吸能

在弹体冲击载荷作用下,在弹体的直接挤压和横向运动下产生面内和面外载荷,面内载荷会导致复合材料的剪切分层(模式2分层),面外载荷会导致复合材料的正应力分层(模式1分层),见图3-13。而且在冲击条件下,会发生明显的应力波反射导致的复合材料靶板背部的正应力分层。这种分层的特点是,弹体一冲击接触靶板,便在靶板厚度方向产生一压缩应力波,压缩应力波比弹体侵彻运动速度高得多,压缩应力波到达靶板背部表面后反射产生一个强的拉伸应力波,这样在弹体还未触及靶板背部时,靶板背面便会在此拉伸应力波作用下产生分层。这种应力波分层和匀质材料背部的应力波反射导致的层裂机理相同。

分层发生(层间)和纤维抽拔(层内)的难易程度与纤维与树脂的界面状态有关,防弹复合材料的界面粘结力应当适中选择。界面太弱,复合材料靶板容易分层,不利于弹体动能的吸收,而且靶板背部鼓包严重(如层合复合材料);界面太强;则大量的基体破坏,而纤维却大部分完好,不能充分发挥纤维的拉伸断裂能量吸收能力。

(3) 弹体变形吸能

除了织物的面内应变能和面外动能吸收这两种主要的能量吸收机制外,在弹体与织物相互作用过程中,弹体会发生变形,这种变形会消耗弹体的一部分动能。另外弹体变形后会引引起和弹体直接接触的纱线的根数增加,从而有利于织物对弹体动能的吸收,所以可变形体对材料的侵彻能力低于不可变形体。

(4) 摩擦和发热吸能

不和弹体直接接触的纱线会发生滑移,弹体在穿透前层防弹织物时会与其发生摩擦,此时的摩擦也吸收一部分弹体的动能,但是此时不和弹体直接接触的纱线上的应变和横向移动速度会随着纱线滑移而下降。此外,由于弹体的变形,纱线与纱线之间的摩擦,纱线和弹体之间的摩擦会产生热量,这也是一个吸能机制。

(5) 应变率效应

不同的材料有着不同的应变率效应,即高应变率下材料的力学性能和吸能效应不同于准静态,从而对弹体能量吸收的多少或对材料的防弹性能产生影响。一般的有机合成纤维在高应变率下都有强度提高、模量提高和断裂拉伸下降的趋势,模量提高有利于能量的扩散,纤维断裂功一般也会稍有增加,纤维在高应变率下的能量吸收能力也会随之增加。如超高分子量聚乙烯纤维为典型的应变率敏感材料。

3.3.2 防弹性能表征及测试

弹体冲击靶板的过程受到弹体和受冲击材料的性能和结构的影响,如弹体几何尺寸(长度、直径、头部形状)、弹体材质(钢质、铅质)、弹体性能(硬度、强度、密度);靶板材料(材料组分及结构)、靶板几何尺寸(厚度、直径)、靶板边界条件(固支、自由);冲击速度、弹体着靶角度、弹体飞行稳定性等。防弹材料的防弹性能表征可以采取各种不同的指标来进行研究。主要有能量吸收(EA),弹道性能指数(BPI)、临界速度(V_c)和弹道极限(BL)等。

(1) 能量吸收 EA

能量吸收(EA)是指防弹材料对动能弹体的能量吸收能力。在非贯穿情况下为弹体的动能,在贯穿情况下则为弹体贯穿靶前后的动能差值。一般情况下,防弹材料的能量吸收能力越高,则防弹性能越好。但是弹道冲击过程受到各种各样因素的制约,能量吸收并不是一个精确的指标。不同质量、不同速度、不同口径的弹体可以具有相同的动能,但是其对防弹材料的侵彻能力却是不同的。弹体一定的情况下,防弹材料对该弹体的能量吸收能力才准确反应了该防弹材料对该种弹体的弹道防护能力。

(2) 弹道性能指数 BPI

为了消除防弹材料的厚度或密度的影响,有时采用弹道性能指数(BPI)或比吸收能(SEA)来定义材料的防弹性能。其物理意义是单位面积质量的防弹材料吸收弹体的动能值,能量吸收值除以靶板面密度即为 BPI 或 SEA。在弹体一定情况下,该指标可以有效对比防弹材料的防弹能力, BPI 或 SEA 越高的材料具有越高的防弹能力。

(3) 临界速度 V_c

临界速度(V_c),即临界穿透速度,该速度是防护材料恰好能够防住特定弹体的速度值。临界速度可以通过确定性方法,即通过建立适当的物理模型(物理学守恒定律和材料本构方程)来得到。但是由于偏微分方程的复杂性,一般采用简化方法。最常用的简单物理模型为能量守恒方程。在该模型中为了简化分析,一般假定弹体是非变形刚性体,根据弹体入射动能等于靶板吸收动能和弹体剩余动能的能量守恒原理,得到弹体剩余速度为零时的临界弹体入射动能,从而得到弹-靶系统的临界穿透速度。

J. P. Lambert[54]将更为普遍的临界速度表示为:

$$V_r = \begin{cases} 0 & 0 \leq V_i \leq V_c \\ \alpha(V_i^p - V_c^p)^{1/p} & V_i > V_c \end{cases} \quad (3-11)$$

式中 V_r 为弹体剩余速度, V_s 为弹体的入射速度, V_c 为临界速度, α 和 p 为常数。对于不变形弹体, $p=2$ 。 α 和 p 可以通过给定弹体和给定靶板进行一系列入射速度和剩余速度回归模拟得到。

值得注意的是, 随着弹体冲击靶板速度的提高, 靶板的能量吸收形式、破坏形式和弹体的变形形式会发生变化, 此时得到的只能是一个近似的临界速度。另外, V_r - V_s 曲线的初始阶段, 及在 V_c 附近的曲线变化很剧烈。此时终点弹道特性区域概率性统计特征不是确定性的。所以采用确定性方法其实不能准确得到临界速度。于是出现测定临界速度的不确定性方法, 即概率统计的方法。这种方法其实也是临界速度本质的反应(临界速度可以理解为贯穿的最低速度或不发生贯穿的最高速度, 但是对于确定的弹-靶系统, 两者并不相等), 它并不是一个 100% 唯一确定的值, 而是一个概率统计值, 此时的临界速度和 V_0 (穿透概率为 0 时的速度)具有相同的意义或数值。 V_0 的确定方法通常比 V_50 确定方法复杂。其关键还是在于得到 V_50 和特定弹-靶系统的贯穿概率分布标准偏差, 在此基础上, 根据概率统计理论得到 V_0 的值, 一般以 V_50 减去三倍或四倍的标准偏差来估算。

(4) 弹道极限 BL

弹道极限(BL)描述弹体对防弹材料的冲击速度和贯穿防弹材料的贯穿概率之间的关系。它不仅可以用来标定防弹材料对某些弹体的防弹性能, 也可以用来评价动能弹体对某些材料的侵彻贯穿能力。

对于特定的弹-靶系统, 随着弹体入射速度的升高, 可以根据弹击结果得到三个速度区域: 绝对不贯穿速度区、贯穿与不贯穿并存速度区(即所谓混合速度区)和绝对贯穿速度区。在混合速度区内的任何速度都可以作为弹道极限来表征防弹材料的防弹性能。弹道极限在该速度区中不同速度下的贯穿/非贯穿概率来标示, 如贯穿概率为 90%时速度为 V_{90} , 贯穿概率为 0 时的速度为 V_0 , 贯穿概率为 50%的速度为 V_{50} 等。其中最重要的弹道极限为 V_{50} 和 V_0 , 而最常用的弹道极限就是 V_{50} 。因为在 V_{50} 附近概率统计曲线(一般情况下贯穿概率曲线为正态分布或标准高斯分布曲线)具有最大的斜率, 因此具有最高的精确度。 V_{50} 弹道极限一般通过两种射击方法来得到。即上下速度调整法和 Langlie 方法。

a) 上下速度调整射击法

该方法为北约标准 STANAG2920《个体防弹材料的弹道测试方法》和美军标准 MIL-STD-662F《装甲 V_{50} 弹道测试方法标准》采用的射击方法。其采用在预计的 V_{50} 附近得到相同发数的最高非贯穿和最低贯穿速度, 然后通过速度平

均来估算防弹材料的 V50 值。该方法适用于混合速度区范围不超过 27m/s 的防弹材料。其步骤为, 首先根据以往经验来估算待测防弹材料的 V50 值, 然后开始第一发射击, 若第一发为完全贯穿, 改变装药量使得第二发速度比第一发降低 30m/s(至少 15m/s);若第一发为部分贯穿, 则第二发的速度应提高 30m/s, 这样得到贯穿结果相反的两发射击后, 之后的射击在前一发的基础上提高或降低 15m/s, 直到得到所需的一定速度范围内完全贯穿和非贯穿的发数。

b) Langlie 射击方法

对于混合速度区不确定或者事前没有经过射击实验, 不知道 V50 的大概范围的防弹材料, 可以采用 Langlie 射击方法来得到确定弹道极限。Langlie 射击方法也是美军测试评价司令部防弹材料测试步骤 TOP2-2-710 所规定的 V50 测试射击方法。该方法采用 12 发有效射击进行测试。首先设定一个完全贯穿和部分贯穿不可能发生的射击速度上限和下限。第一发射击的弹体速度选定在设定的上下限的中值, 如果第一发导致完全贯穿, 第二发射击速度则选定在第一发和设定的速度下限的中值; 如果第一发为部分贯穿, 那么第二发射击的速度选在第一发和设定的速度上限的中值, 如果第一发和第二发的射击结果相反, 则第三发射击速度选为前两发的中值; 如果第一发和第二发的射击结果一致, 则第三发选在第二发和速度下限的中值(若前两发射击结果为完全贯穿), 或者第二发和速度上限的中值(若前两发射击结果为部分贯穿), 以后依次类推。

3.3.3 实验介绍

实验材料为 Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 和 E 玻纤/乙烯基树脂 3D-OWC, 其中的纤维分别为杜邦公司的 Kevlar29 高性能纤维和无碱 E-玻璃纤维, 基体采用上海富晨公司的 854 标准型环氧乙烯基树脂, 该树脂具有较高延伸率和韧性。两种复合材料的密度分别为 $1.29\text{g}/\text{cm}^3$ 、 $1.89\text{g}/\text{cm}^3$, 材料加工和弹道实验均在中国兵器工业集团第 53 研究所进行, 该所弹道实验室的弹道冲击速度范围为 200m/s-1500m/s, 并且可以进行 V50 测定。

两种复合材料靶板厚度主要有 3.5mm, 4.5mm, 8.5mm 三个系列。子弹采用 45#钢弹, 弹形有球形弹和柱形弹两种, 柱形弹形状及尺寸见图 3-14。子弹质量分别为 4.6g 和 2.6g, 子弹由弹托装载, 弹托用于稳定发射时子弹的方向性。弹道枪为 53 式 7.62mm 标准弹道枪。实验速度从 600m/s-1100m/s, 平均每隔 100m/s 取一个速度点, 每个速度点均有 3 个有效数据, 速度通过装药量来控制。弹道实验装置如图 3-15 所示。

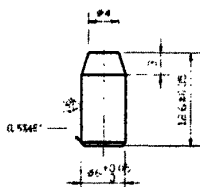


图 3-14 柱形弹尺寸

Fig.3-14 Size of cylindrical bullet

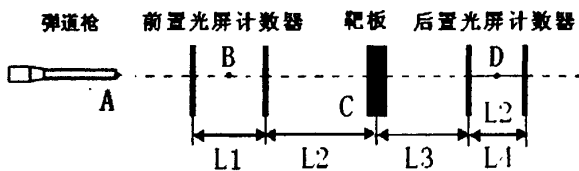


图 3-15 弹道实验装置

Fig.3-15 Ballistic experiment device

子弹随弹托在 A 点出膛后，弹托自行脱落，子弹以一定的速度继续飞行，经过前置光屏计数器，测得子弹在 B 点速度，然后以着靶速度 V_i 冲击复合材料靶板 C，弹道贯穿后，以剩余速度 V_r 出靶，并且通过后置光屏计数器，测得子弹在 D 点速度。

由于高速运动的子弹在空气中运动时速度会有所衰减，衰减程度主要由实验条件决定，如空气扰动和弹形，我们采用速度衰减经验公式(3-12)，利用 B、D 两点的速度反推出 V_i 和 V_r 。

球形弹速度衰减公式: $V_x = V_0 e^{-\alpha x}$ 其中 $\alpha = 1.102E-2$ (3-12a)

柱形弹速度衰减公式: $V_x = V_0 e^{-\alpha x}$ 其中 $\alpha = 4.833E-3$ (3-12b)

表 3-7 和表 3-8 分别为 Kevlar/乙烯基树脂和无碱 玻璃纤维/乙烯基树脂 3D-OWC 在不同弹形、不同着靶速度下的实验数据。

表 3-7 Kevlar/乙烯基树脂弹道侵彻实验数据

Tab.3-7 Data of Kevlar/vinyl 3D-OWC of diff. thickness at diff. Vel. by diff. bullets

材料	弹形	厚度	着靶速度 V_i (m/s)	剩余速度 V_r (m/s)	吸能(J)
Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC	球形弹	3.5mm	601	573	74
			730	701	93
			836	807	107
			940	910	125
			1060	1027	155
		4.5mm	598	551	122
			731	681	159
			821	774	169
			940	894	190
			1057	1012	209
		8.5mm	598	498	247
			699	609	265
			826	736	316
			930	843	347
			1069	983	397

	柱形弹	4.5mm	657	616	117
			788	749	135
			907	866	164
			1018	975	193
			1156	1110	235
		8.5mm	651	581	194
			788	724	218
			901	836	254
			1026	949	342
			1142	1057	421

表 3-7 无碱 E 玻璃纤维/乙烯基树脂弹道侵彻实验数据

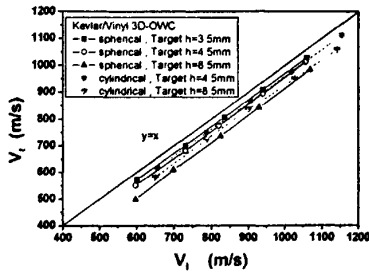
Tab.3-7 Data of E-glass/vinyl 3D-OWC of diff. thickness at diff. Vel. by diff. bullets

材料	弹形	厚度	着靶速度 Vi (m/s)	剩余速度 Vr (m/s)	吸能 (J)
无碱 E 玻纤/乙烯基树脂 3D-OWC	球形弹	3.5mm	591	551	105
			713	673	126
			812	769	152
			938	897	170
			1060	1018	198
		4.5mm	606	533	186
			705	634	215
			816	746	244
			960	892	283
			1048	980	312
	8.5mm	603	470	322	
		705	583	356	
		812	691	411	
		929	806	480	
		1057	937	539	
	柱形弹	4.5mm	655	601	153
			775	714	202
			875	815	230
			993	924	297
			1161	1094	343
8.5mm		657	556	274	
		773	662	360	
		916	823	361	
		1048	919	570	
		1139	998	680	

3.3.4 结果和分析

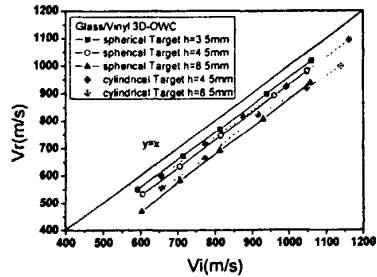
1 着靶速度 V_i 与剩余速度 V_r 关系

利用球形弹和柱形弹冲击两种复合材料靶板的着靶速度 V_i 和剩余速度 V_r 数据, 可以得到图 3-16 所示的 V_i - V_r 关系图。



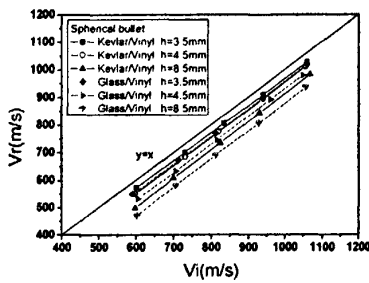
(a) Kevlar 靶板 不同弹形比较

(a) Kevlar target, comparison of diff. bullets



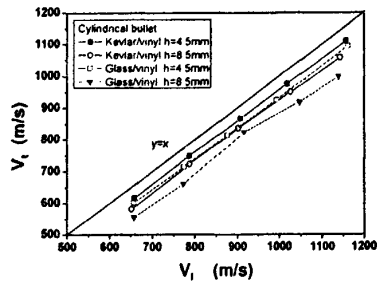
(b) 玻纤靶板 不同弹形比较

(b) E-glass target, comparison of diff. bullets



(c) 球形弹 不同材料比较

(c) Spherical bullet, comparison of diff. target



(d) 柱形弹 不同材料比较

(d) Cylindrical bullet, comparison of diff. target

图 3-16 V_i - V_r 关系图

Fig.3-16 V_i - V_r relationship

可以得到:

(I) 所有的 V_i - V_r 曲线基本上都平行于直线 $y=x$, 这与 V_i 在远离弹道极限速度时, V_i - V_r 是保持线性关系的结论是一致的。

对于子弹小变形的弹道侵彻, 可以认为子弹的动能认为是子弹剩余动能和靶板吸收能量的总和。其能量守恒方程为:

$$\frac{1}{2} m_p V_i^2 = \frac{1}{2} m_p V_r^2 + \frac{1}{2} m_p V_{50}^2 \quad (3-13)$$

其中 m_p 为子弹质量, 由上式可得:

$$V_r / V_i = \sqrt{1 - (V_{50} / V_i)^2} \quad (3-14)$$

可知, 当着靶速度 V_i 越大时, V_r/V_i 的值就越趋于 1, 并且可以预测, 直线 $y=x$ 为 V_r - V_i 关系的渐近线。

(II) 对于相同厚度的靶板和着靶速度, 球形弹的剩余速度比柱形弹的剩余速度

要小,这说明材料吸收了更多的球形弹动能,因此材料对球形弹的抗弹道侵彻能力要强于柱形弹。这是因为,与球形弹相比,柱形弹前端的圆台有利于子弹直接攻入靶板材料,和弹体接触的靶板纤维较少,导致参与吸收弹体能量的纤维有限,这一点也可以从后面的破坏分析看出。

(III) 另外从图(c)、(d)中知道,对于同样的弹形和靶板厚度,当着靶速度一样时,Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 的剩余速度比 E 玻纤/乙烯基树脂的剩余速度要大,说明前者的吸能效果没有后者好。即前者侵彻能力没有后者强。

2 弹道极限(BL)

弹道极限(BL)描述弹体对防弹材料的冲击速度和贯穿防弹材料的贯穿概率之间的关系。它不仅可以用来标准防弹材料对某些弹体的防弹性能,也可以用来评价动能弹对某些材料的侵彻贯穿能力。最常用的弹道极限就是贯穿概率为 50% 的速度 V_{50} 。

1) V_{50} 估算

工程中通常采用最常用的简单物理模型,即能量守恒方程,对 V_{50} 进行估算。在该模型中为了简化分析,一般假定弹体是非变形的刚性体。由能量守恒原理知,子弹的入射动能是子弹剩余动能和靶板吸收能量的总和。从 (3-13) 可以得到:

$$V_{50} = \sqrt{V_I^2 - V_R^2} \tag{3-15}$$

根据前文实验结果,我们得到的球形弹和柱形弹侵彻不同厚度靶板的 V_{50} 估算结果如图 3-17 所示。

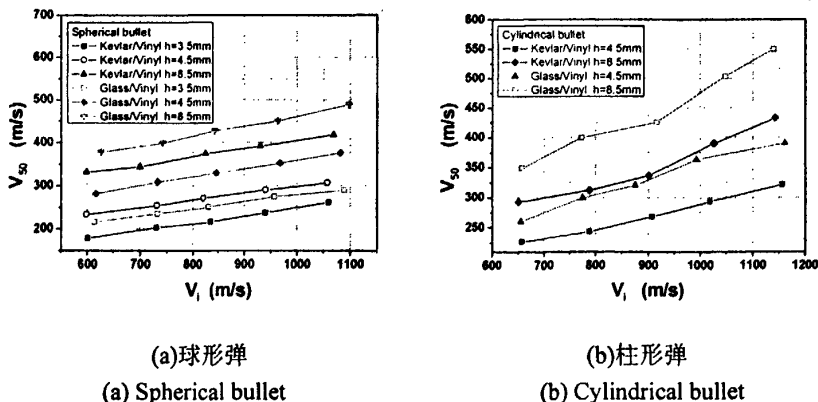


图 3-17 V_{50} - V_i 关系

Fig. 3-17 V_{50} - V_i relationship

从图中可以看出,不论 Kevlar/乙烯基树脂还是玻璃纤维/乙烯基树脂材料,对同一厚度的靶板,球形弹侵彻时,当冲击速度从 600m/s 提高到 1050m/s 时,

靶板的 V50 估算值也相应地提高将近 100m/s；当柱形弹侵彻薄靶时，V50 只是相应的提高了 75m/s 左右，而在侵彻厚靶时，V50 却提高了 150m/s。这些差异主要和纤维增强复合材料的吸能机制有关。

事实上在侵彻过程中，我们可以把靶板吸收的能量归结为以下几项：

$$E_T = E_{Damage}^{Material} + E_{KE}^{Laminate} + E_{Loss}^{Material} \quad (3-16)$$

等式右边分别表示材料损伤吸收的能量，材料动能，材料碎片动能。

另一方面，靶板吸能还可以表达为：

$$E_T = \frac{1}{2} m_p V_{50}^2 + \frac{1}{2} m_E V_R^2 \quad (3-17)$$

等式右边第一项表示贯穿靶板所需要的临界能量，第二项则是靶板碎片 m_E 以剩余速度带走的能量。事实上在简单的物理模型中并没有考虑到材料碎片(包括基体崩裂和纤维断裂碎片)所带走的能量和子弹塑性变形所吸收的能量，而是人为的把这些能量计算在靶板吸收的能量中，另外也没有考虑材料的应变率效应和靶板的厚度效应，从而导致 V50 估算过高。值得注意的是，在柱形弹侵彻实验中，尤其是高速侵彻厚靶实验，从回收的子弹可以明显的观察到子弹的蘑菇头塑性变形，甚至蘑菇头外表面有烧蚀的痕迹，见图 3-18。这是导致柱形弹高速侵彻厚靶时得到的 V50 估算值远大于低速侵彻估算值的主要原因。

另外，从图 3-17 还可以看出，不同弹形的子弹对同一厚度靶板侵彻，球形弹的 V50 比柱形弹的要高，这也说明了靶板对球形弹的抗侵彻能力比对柱形弹的抗侵彻能力强。

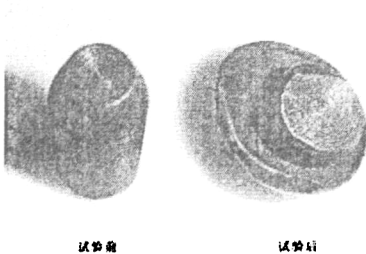


图 3-18 柱形弹变形

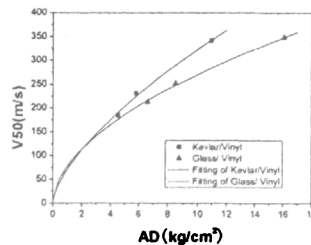


图 3-19 V50-AD 关系拟合

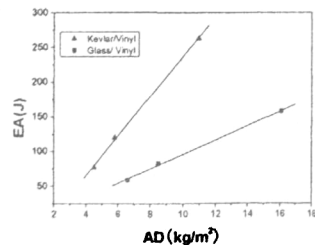


图 3-20 EA-AD 关系

Fig3-18 Defor. of cylindrical bullet Fig.3-19 Simul. of V50-AD Fig.3-20 EA-AD relationship

2) V50 测量

为了得到不同靶板的弹道极限，我们采用 Langlie 射击方法进行 V50 实验。由于实验条件有限，我们只进行了球形弹冲击不同厚度靶板的 V50 实验，主要是因为球形弹弹道轨迹稳定，弹速易于控制，实验结果如表 3-8。并根据 B.L.Lee 和 J.W.Song[55]的经验公式(3-18)进行数据拟合，拟合参数见表 3-9。拟合结果见图 3-19。

$$V50 = k \cdot AD^b \quad (3-18)$$

表 3-8 球形弹侵彻不同靶板 V50 实验值

Tab.3-8 Experimental value of diff. targets by spherical bullet

靶板材料	Kevlar/乙烯基树脂			E-玻璃纤维/乙烯基树脂		
	靶板厚度	3.5mm	4.5mm	8.5mm	3.5mm	4.5mm
V50 实验结果 (m/s)	185	231	342	213	252	349

表 3-9 V50-AD 关系拟合参数

Tab.3-9 Parameters of simulation of V50-AD relationship

靶板	k	b
Kevlar/乙烯基树脂	69.83	0.668
E 玻纤/乙烯基树脂	77.78	0.541

3) 弹道性能指数(BPI)

为了消除靶板厚度或密度的影响,有时采用弹道性能指数(BPI)来对比不同材料的防弹性能。其物理意义是单位面积质量的防弹材料吸收动能弹体的动能值,能量吸收值 EA 除以靶板面密度 AD 即为 BPI。在弹体一定情况下,该指标可以有效对比防弹材料的防弹能力, BPI 或 SEA 越高的材料具有越高的防弹能力。

根据 V50 和 AD 的关系,可以得到球形弹冲击下两种靶板的吸能 EA 与面密度 AD 关系,如图 3-20 所示。对于相同的面密度, Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 吸收的能量大于 E-玻璃纤维/乙烯基树脂,即说明了前者的弹道性能常数 BPI 高于后者, Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 具有更好的弹道性能。

3. 破坏形式

我们以球形弹弹道冲击靶板为例,分析三维正交机织复合材料的破坏模式,图 3-21、3-22 表示球形弹以 940m/s 速度弹道冲击 8.5mm 靶板的破坏形貌图。

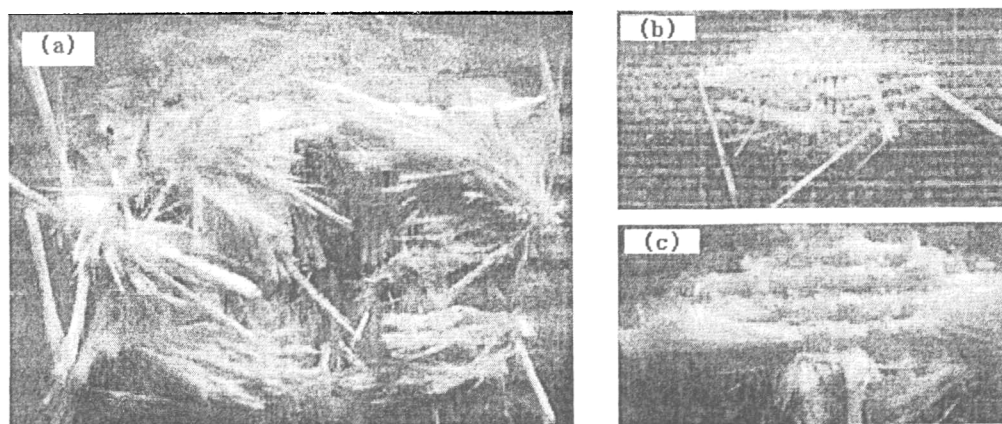
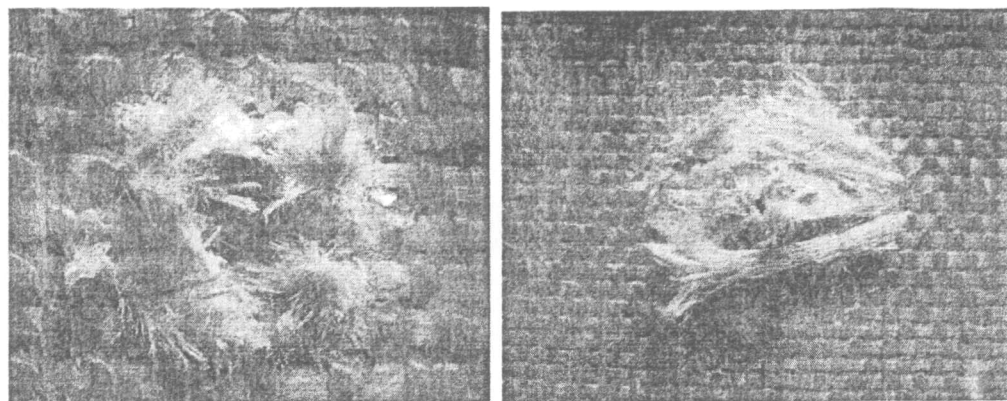


图 3-21 玻纤 3D-OWC 破坏形貌 (a) 迎弹面 (b) 背面 (c) 背面纤维拉伸拔丝

Fig. 3-21 E-glass 3D-OWC Damage pattern (a) Front face (b) Back face (c) Fibers extracted



(a) 靶板正面破坏形式
(a)Damage of front-surface

(b) 靶板背面破坏形式
(b)Damage of back-surface

图 3-22 Kevlar3D-OWC 破坏形貌

Fig.3-22 Damage of Kevlar/Vinyl3D-OWC

球形弹侵彻靶板时，在迎弹面子弹 2 倍直径范围内，靶板破坏严重，主要有基体崩裂、表面附近的纤维有整齐的剪切断面，并有明显的开坑，迎弹面呈现出以压缩剪切破坏为主的模式(图 3-21a)，和文献 25 类似。这是因为子弹着靶时，纤维和基体在高应变率下受到压缩剪切的联合作用，基体开裂，进而发生崩落，而纤维则被剪断。同时在子弹 4 倍直径范围内，可以观察到基体裂纹；在靶板背面，可以明显的看到面内纤维被拉伸拔丝(图 3-21b、c 及图 3-22b)，尤其是表面纤维拔丝严重，这说明靶板背面以拉伸破坏为主，这一点和文献 25 也是一致的。除了在背面有基体碎裂区以外，还可以明显的看到面内纤维的损伤区(图 3-21b 及图 3-22b)，并且纬向的条形损伤区比经向范围大，这是由 3D-OWC 材料机织结构所决定的。面内纬向纤维比经向纤维更为平直，纬向纤维先达到破坏，纤维丝依次被拉伸拔丝，载荷被转移到其他未损纤维，并且通过纱线结点传递给经纱，引起更多的纤维拉伸破坏，吸收更多的能量。

与球形弹侵彻相比，柱形弹侵彻靶板时，在迎弹面有更明显的基体崩裂区，而没有明显的开坑，靶板受影响区域较小，约为子弹直径的 2 倍。在背面只有少许纤维被拉伸拔丝，这说明参与能量吸收的纤维根数有限，也是靶板对其抗侵彻能力不如球形弹的主要原因。

与文献 30、38 中纤维增强层合材料层合板弹道实验相比，3D-OWC 材料破坏模式具有以下的特点：

- 1) 没有出现分层破坏模式。这主要是由于 Z 向纤维的存在，提高了面内强度，有效阻止了面内分层。
- 2) 靶板背面没有形成鼓包。因此 3D-OWC 有更好的防护效果。
- 3) 弹道冲击时，受损伤区域远小于层合材料，因此 3D-OWC 可以更大限度地发挥材料的吸能效果。

3.3.5 3D-OWC 材料吸能机制分析

根据 3.3.1 节中关于纤维集合体防弹材料的防弹机理的描述,可以知道面内和面外的能量吸收、分层与纤维抽拔吸能是纤维增强复合材料的主要吸能机制。而且从公式(3-8)至(3-10)可以知道,在其他条件相同情况下,纤维模量越高,密度越小,纵向波速就越高,参与面内能量吸收的纤维的区域就越大,而且横向波速也越高,锥形区域就越大,参与面外能量吸收的纤维区域也增加。

对于实验靶板而言,Kevlar29纤维束的杨氏模量为70Gpa,密度为1.44g/cm³,而无碱E玻璃纤维的杨氏模量为73Gpa,密度为2.54g/cm³,对于同样的球形弹冲击而言,Kevlar29的纵向波速大于无碱E玻璃纤维,从而Kevlar/乙烯基树脂3D-OWC中参与能量吸收的纤维区域更大,吸收的子弹能量更多,这也是其弹道性能常数高于E玻璃纤维/乙烯基树脂的原因之一。由于Z向纤维的存在,其将面内各纤维层贯穿起来形成一个整体,极大束缚了纤维层在z的运动。从破坏图片来看,3D-OWC并没有像层合材料那样出现背面鼓包现象,这就说明了面外能量吸收有限,面内能量吸收机织才是3D-OWC的主要吸能机制。

分层发生(层间)和纤维抽拔(层内)的难易程度与面内强度有关,如纤维与树脂的界面强度。防弹复合材料的界面粘结力应当适中选择。界面太弱,复合材料靶板容易分层,不利于弹体动能的吸收,而且靶板背部鼓包严重,如层合复合材料。而对于3D-OWC复合材料,由于Z向纤维的存在,z方向上的拉伸强度将不再由纤维层和基体的粘结强度控制,而是由Z向纤维的拉伸强度控制,这就极大地限制了因拉伸应力波造成的分层破坏模式1的出现。另外Z向纤维的剪切强度也远大于乙烯基树脂的剪切强度,从而提高了面内的剪切强度,限制了分层破坏模式2的出现。

3.4. 本章小结

在本章中我们利用MTS装置和SHPB装置开展了Kevlar/乙烯基树脂3D-OWC的力学性能研究,并且对Kevlar/乙烯基树脂和E玻纤/乙烯基树脂3D-OWC进行了弹道冲击性能研究。

在准静态拉伸实验中,不论是经向还是纬向拉伸, $\sigma-\varepsilon$ 关系都呈现出良好的类线性;经向拉伸时, $\sigma-\varepsilon$ 曲线具有一定的应变率相关性,而纬向拉伸则没有明显的应变率效应;纬向的拉伸破坏强度比经向稍高一些,这和文献9、26是一致的。在准静态压缩实验中,不论是z向压缩还是面内压缩, $\sigma-\varepsilon$ 曲线都表现出非线性特征;z向压缩时, $\sigma-\varepsilon$ 曲线呈现一定的应变率相关性,即随着应变

率的增大,破坏应力也随之增大;面内压缩时, $\sigma-\varepsilon$ 曲线并没有明显的应变率效应;z向压缩的破坏应力远大于面内的压缩破坏应力,而后者仅略大于乙烯基树脂的压缩破坏强度(见表 3-3)。

在 SHPB 实验中, Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 材料属应变率不太敏感材料,无论是压缩屈服强度还是破坏应变都随应变率变化不太明显。

在弹道侵彻实验中,发现对同种材料而言,材料对球形弹的抗侵彻能力比对柱形弹的抗侵彻能力高;对于同种弹形,同等厚度靶板而言, E-玻璃纤维/乙烯基树脂的抗侵彻能力比 Kevlar/乙烯基树脂高,但是通过对吸能与面密度的拟合曲线发现,对于同等面密度的两种靶板,前者的弹道性能常数却低于后者;通过对破坏模式的分析,发现迎弹面以压缩剪切破坏为主,而背面则以纤维拉伸破坏模式为主,并且没有出现分层、鼓包等破坏并对这些破坏模式的产生进行了分析。

第四章 纤维体积分数和弹性常数计算

纤维体积分数是纤维在纤维增强复合材料中所占的体积百分比,它是表征复合材料力学性能的主要指标之一,它对材料的拉伸模量、剪切模量以及泊松比等有很大影响,同时它作为三维复合材料设计与计算的一个重要参数,与织物参数,如纤维种类,纤维束粗度,机织密度密切相关。科学地进行预测和推算织物的纤维体积分数,研究纤维体积分数和编织参数之间的关系,对指导 3D-OWC 的生产和设计具有重要意义。同时,弹性常数的预测也是主要研究内容之一,而弹性模量作为材料的主要弹性常数,其与纤维性能和纤维的体积分数均有密切关系。

目前国内外学者在研究 3D-OWC 纤维体积分数和弹性常数方面的工作主要有,郭兴峰利用三向纤维束尺寸和单胞单元尺寸推导了纤维体积分数计算公式,并讨论了织物参数对纤维体积分数的影响^[18-19];蔡敢为在单位体积内以三向纤维体积分数为纤维束横截面积建立细观模型,并预测弹性常数^[17];Tan 对碳纤维/环氧树脂 3D-OWC 进行了大量实验研究,并提出弹性常数计算的有限元分析模型等等^[9-11]。然而这些计算纤维体积分数和弹性常数的方法,或计算公式复杂,不便于工程应用;或只适合某种特定的材料,应用范围有限。因此,3D-OWC 的纤维体积分数以及弹性常数预测方面要有很多工作有待继续。本节在假设纤维束横截面为矩形的基础上,建立单胞模型,推导出纤维体积分数和织物参数之间的关系,并利用材料力学方法推导出三向弹性模量计算公式。

4.1 纤维体积分数计算

4.1.1 纤维体积分数公式推导

纤维体积分数是表征三维机织复合材料性能的一个重要指标,其测量方法一般采用称量法、理论模型法、数字图像分析法^[15]。其中理论模型法是主要的研究方法,它在建立 3D-OWC 的单胞模型基础上,得到纤维体积分数和织物参数之间的关系。通过建立该关系式,我们可以在生产中利用织物参数控制纤维体积分数,也可以根据已知的织物参数对纤维体积分数进行工程估算。

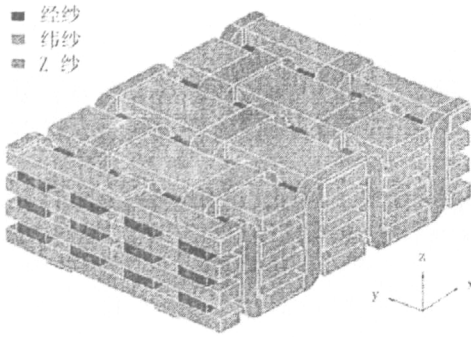


图 4-1. 3D-OVC 的结构
Fig.4-1 Structure of 3D-OVC

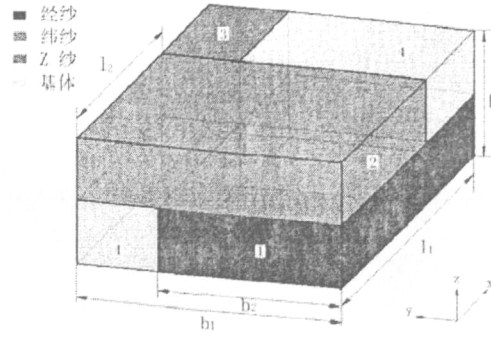


图 4-2. 3D-OVC 单胞模型
Fig.4-2 Cell model of 3D-OVC

我们根据三维正交机织复合材料的结构特点, 见图 4-1, 在假设纤维束横截面为矩形的基础上, 取一个最小的具有代表性的重复单元为研究对象, 即单胞单元, 如图 4-2 所示。图中 1、2、3 分别表示经纱束、纬纱束、Z 纱束, 4 表示基体。 x 、 y 、 z 分别表示经向、纬向、 z 向。设经纱、纬纱、Z 纱粗度分别为 $Tex(x)$, $Tex(y)$, $Tex(z)$, Tex 表示 1km 长的纱线束所具有的质量克数; 经纱束和纬纱束的机织密度分别为 $d(x)$, $d(y)$, d 表示 $10\text{cm} \times 10\text{cm}$ 机织物内经/纬纱束根数; 设单层厚度为 h 。则单元中纤维体积分数 V_f 可以表示为:

$$V_f = \frac{V_x + V_y + V_z}{V} = \frac{S_x}{A_x} + \frac{S_y}{A_y} + \frac{2S_z}{A_z} \quad (4-1)$$

其中 $V_i (i = x, y, z)$ 表示 i 向纤维的体积, V 表示单胞单元的体积; $S_i, A_i (i = x, y, z)$ 分别表示垂直 i 轴的 i 向纤维横截面积和单元横截面积。而 S_i 可以表示为:

$$S_i = \frac{Tex(i)}{10^5 E_i \cdot \rho_i} (\text{cm}^2) \quad (4-2)$$

其中 $Tex(i)$ 表示 i 方向的纤维粗度; E_i 表示 i 向纤维纱束中纤维所占的体积百分比, 一般而言, 纤维束并不是完全由纤维组成, E 的值通常在 0.55-0.75 之间; ρ_i 表示 i 方向纤维的密度 (g/cm^3)。在这里, 三个方向可以为不同种类的纤维。

$$A_x = b_1 \cdot h; A_y = l_1 \cdot h; A_z = b_1 \cdot l_1 \quad (4-3)$$

式中 b_1, l_1 分别为单胞单元经向和纬向的特征尺寸, 其与机织密度通常有以下关系:

$$b_1 = 10/d(x); l_1 = 10/d(y) \quad (4-4)$$

于是将(4-2)-(4-4)代入(4-1)中, 于是得到,

$$V_f = \frac{Tex(x) \cdot d(x)}{10^6 E_x \cdot \rho_x \cdot h} + \frac{Tex(y) \cdot d(y)}{10^6 E_y \cdot \rho_y \cdot h} + \frac{2 \cdot Tex(z) \cdot d(x) \cdot d(y)}{10^7 E_z \cdot \rho_z} \quad (4-5)$$

等式右边三项分别为经向、纬向、 z 向的纤维体积分数。式中织物参数 Tex , d , E 以及 ρ 均为已知, h 可以通过测量单胞单元的尺寸而得到。该公式可以用于计算纤维束横截面为矩形的 3D-OWC 纤维体积分数, 而对三个方向上的纤维类别没有要求。该公式和文献[3]中利用纤维束和单胞单元几何尺寸推导出的纤维体积分数计算公式相比, 形式上更为简洁, 而且由于需要测量单胞参数的只有纱层高度 h , 减少了更多的人为测量所带来的误差。

4.1.2 算例及误差分析

我们利用济南 53 所制作的 Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 进行纤维分数的计算验证。在该复合材料中, 经纱层为 7 层, 纬纱层为 6 层, Kevlar29 的密度为 1.44g/cm^3 , 纤维束中纤维的体积百分比 E 为 0.75, 经纱、纬纱、 Z 纱的粗度分别为 628, 628, 314 tex 。经纱和纬纱的机织密度均为 40 根/10cm。表 4-1 为纤维束和单胞单元的几何尺寸平均值。将数据代入(4-5)式可得纤维体积分数。计算值和实测值的对比见表 4-2。

表 4-1 纤维束和单胞单元的几何尺寸
Tab.4-1 Geometrical size of fiber bound and cell

	b_1	b_2	l_1	l_2	h
几何尺寸 mm	2.52	1.32	2.52	1.32	0.48

表 4-2 纤维体积分数的计算值和实测值对比
Tab.4-2 Calculated value and experimental value of fiber fraction volume

	V_{fx}	V_{fy}	V_{fz}	V_f
计算值	24.2%	24.2%	9.3%	57.3%
实测值	25.3%	24.7%	10.2%	60.2%

从表 4-2 中可以看出, 纬向纤维的体积分数计算值和实测值比较接近, 而经向和 Z 向纤维的体积分数计算值比实测值低。我们认为原因如下:

- (1) 实际的 3D-OWC 中经纱层总比纬纱层多一层, 这一点差异在计算中并没有体现出来, 这是导致经向的计算值比实测值小的主要原因。
- (2) 由于 Z 纱在材料的表面处是弯曲的, 计算长度比真实长度要小; 另外, 少计算一层经纱层使得同样少计算一层厚度的 Z 纱, 这些都是导致计算值比实测值偏小的主要原因。然而总体而言, 纤维的体积分数计算值和测量值吻合较好。

4.2 弹性模量计算

4.2.1 单胞模型建立及公式推导

将图 4-2 所示的单胞单元按照纤维束的几何尺寸特点划分为 8 个部分, 如图 4-3 所示。利用纤维束和单胞单元的几何尺寸, 三向纤维体积分数也可以表示为:

$$\begin{aligned} V_{fx} &= b_2 / (2b_1) \\ V_{fy} &= l_2 / (2l_1) \\ V_{fz} &= (1 - 2V_{fx})(1 - 2V_{fy}) \end{aligned} \quad (4-6)$$

其中 l_1, b_1 分别表示单胞单元 x, y 方向的尺度, b_2, l_2 分别表示单元内经纱束和纬纱束的宽度。

假设纤维束和基体均为线弹性材料, 因此 3D-OWC 单元体也是线弹性的。由此我们可以根据力平衡条件和变形协调条件, 由纤维体积分数以及它们各自的弹性模量求出单元的弹性模量。

设 x 向横截面上作用有应力 σ_x , 若以 $\sigma_{ix} (i=1, \dots, 8)$ 分别表示图 4-3 所示单元第 i 组份沿 x 向的应力分量, 则对图 4-3 所示的单胞而言有:

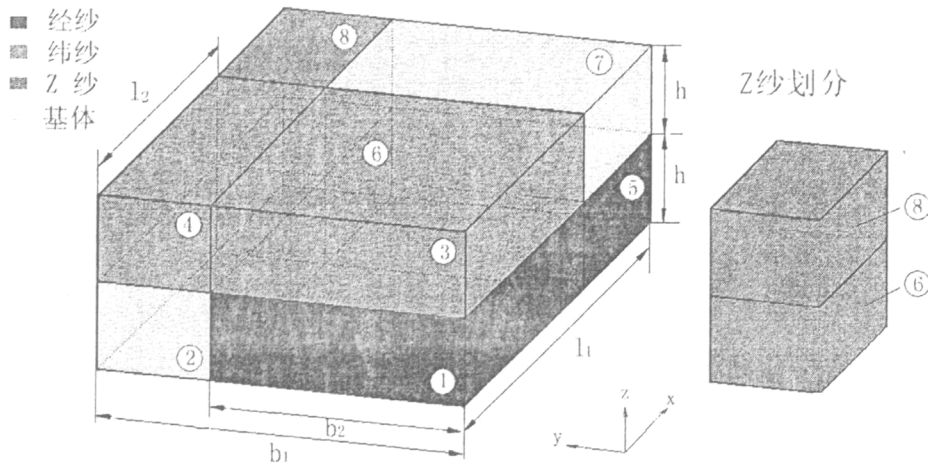


图 4-3. 3D-OWC 单胞模型

Fig.4-3 Cell model of 3D-OWC

$$\sigma_x \cdot (b_1 \cdot 2h) = \sigma_{1x} \cdot (b_2 \cdot h) + \sigma_{2x} \cdot (b_1 - b_2) \cdot h + \sigma_{3x} \cdot (b_2 \cdot h) + \sigma_{4x} \cdot (b_1 - b_2) \cdot h \quad (4-7)$$

在交界面上, x 向力平衡条件:

$$\sigma_{1x} = \sigma_{5x}; \sigma_{2x} = \sigma_{6x}; \sigma_{3x} = \sigma_{7x}; \sigma_{4x} = \sigma_{8x}; \quad (4-8)$$

设单元体的截面在变形过程中保持为平面, 则有变形协调条件:

$$\begin{aligned}
 \varepsilon_x \cdot l_1 &= \varepsilon_{1x} \cdot l_1 + \varepsilon_{3x} \cdot (l_1 - l_2) \\
 &= \varepsilon_{2x} \cdot l_1 + \varepsilon_{6x} \cdot (l_1 - l_2) \\
 &= \varepsilon_{3x} \cdot l_1 + \varepsilon_{7x} \cdot (l_1 - l_2) \\
 &= \varepsilon_{4x} \cdot l_1 + \varepsilon_{8x} \cdot (l_1 - l_2)
 \end{aligned} \tag{4-9}$$

式中 ε_{ix} ($i=1, \dots, 8$) 表示第 i 组分沿 x 方向的应变分量。

$$\text{由于单元是线弹性的, 因此, } \sigma_x = E_x \cdot \varepsilon_x \tag{4-10}$$

纤维束和基体也是线弹性的, 故有,

$$\begin{aligned}
 \sigma_{1x} &= E_f \cdot \varepsilon_{1x}; \sigma_{5x} = E_f \cdot \varepsilon_{5x}; \\
 \sigma_{3x} &= E_f \cdot \varepsilon_{3x}; \sigma_{4x} = E_f \cdot \varepsilon_{4x}; \sigma_{6x} = E_f \cdot \varepsilon_{6x}; \sigma_{8x} = E_f \cdot \varepsilon_{8x}; \\
 \sigma_{2x} &= E_m \cdot \varepsilon_{2x}; \sigma_{7x} = E_m \cdot \varepsilon_{7x};
 \end{aligned} \tag{4-11}$$

式中 E_m 表示基体弹性模量, E_f 和 E_f 分别表示纤维束纵向和横向的弹性模量。

联立解(4-7)-(4-11), 并利用公式(4-6), 可以得到:

$$E_x = E_f V_{fx} + \frac{E_m E_f (1 - 2V_{fx})}{4E_f V_{fy} + 2E_m (1 - 2V_{fx})} + \frac{E_m E_f (1 - V_{fx}) + E_f^2 V_{fx}}{4E_m V_{fy} + 2E_f (1 - 2V_{fx})} \tag{4-12}$$

同理可得:

$$E_y = E_f V_{fy} + \frac{E_m E_f (1 - 2V_{fy})}{4E_f V_{fx} + 2E_m (1 - 2V_{fy})} + \frac{E_m E_f (1 - V_{fy}) + E_f^2 V_{fy}}{4E_m V_{fx} + 2E_f (1 - 2V_{fy})} \tag{4-13}$$

$$E_z = E_f V_{fz} + 4E_f V_{fx} V_{fy} + \frac{4E_m E_f}{E_m + E_f} (1 - V_{fx} - V_{fy} - V_{fz}) \tag{4-14}$$

式(4-12)-(4-14)指出, i 方向弹性模量除了与该方向上纤维束的弹性模量有关外, 同时还与基体的弹性模量及其他两个方向纤维的横向弹性模量和体积分数有关。

4.2.2 算例对比分析

我们注意到在目前可供查找的文献中, 主要有蔡敢为和Т а р н о п о л в с к и й 提出过弹性常数的单胞模型以及计算公式。蔡敢为[17]在单位体积内将 x 、 y 、 z 三向纤维体积分数作为三组纤维束的横截面面积, 与本文类似的思想导出了一组表达式较为复杂的模量估算公式。他给出的弹性模量计算公式如下:

$$\begin{aligned}
 E_x &= V_{fx} E_{fx} + \frac{\sqrt{V_{fx}} (1 - \sqrt{V_{fy}}) E_{ff} E_m}{(1 - \sqrt{V_{fx}}) E_{ff} + \sqrt{V_{fx}} E_m} + \frac{\sqrt{V_{fy}} (1 - \sqrt{V_{fx}}) E_{ff} E_m}{(1 - \sqrt{V_{fy}}) E_{ff} + \sqrt{V_{fy}} E_m} \\
 &+ \frac{\sqrt{V_{fy}} \sqrt{V_{fx}} E_{ff} E_m}{(\sqrt{V_{fy}} + \sqrt{V_{fx}}) E_m + (1 - \sqrt{V_{fy}} - \sqrt{V_{fx}}) E_{ff}} + [(1 - \sqrt{V_{fy}})(1 - \sqrt{V_{fx}}) - V_{fx}] E_m
 \end{aligned} \tag{4-15}$$

$$E_y = V_{fz} E_{fz} + \frac{\sqrt{V_{fx}}(1-\sqrt{V_{fx}})E_{fT}E_m}{(1-\sqrt{V_{fx}})E_{fT} + \sqrt{V_{fx}}E_m} + \frac{\sqrt{V_{fz}}(1-\sqrt{V_{fz}})E_{fT}E_m}{(1-\sqrt{V_{fz}})E_{fT} + \sqrt{V_{fz}}E_m} \quad (4-16)$$

$$+ \frac{\sqrt{V_{fx}}\sqrt{V_{fz}}E_{fT}E_m}{(\sqrt{V_{fx}} + \sqrt{V_{fz}})E_m + (1-\sqrt{V_{fx}} - \sqrt{V_{fz}})E_{fT}} + [(1-\sqrt{V_{fx}})(1-\sqrt{V_{fz}}) - V_{fz}]E_m$$

$$E_z = V_{fx} E_{fx} + \frac{\sqrt{V_{fz}}(1-\sqrt{V_{fz}})E_{fT}E_m}{(1-\sqrt{V_{fz}})E_{fT} + \sqrt{V_{fz}}E_m} + \frac{\sqrt{V_{fx}}(1-\sqrt{V_{fx}})E_{fT}E_m}{(1-\sqrt{V_{fx}})E_{fT} + \sqrt{V_{fx}}E_m} \quad (4-17)$$

$$+ \frac{\sqrt{V_{fx}}\sqrt{V_{fz}}E_{fT}E_m}{(\sqrt{V_{fx}} + \sqrt{V_{fz}})E_m + (1-\sqrt{V_{fx}} - \sqrt{V_{fz}})E_{fT}} + [(1-\sqrt{V_{fx}})(1-\sqrt{V_{fz}}) - V_{fx}]E_m$$

而Т а р н о п о л в с к и й^[56]在研究三维正交复合材料时,利用平均化方法提出修正基体法,将三维复合材料通过修正的基体模型化成二维结构,提出一个统一化的模量计算公式:

$$E_i = V_i E_f + \frac{E_m(1+V_k)[(1-V_i-V_j)^2 V_i + ((1+V_i+V_j)V_j]}{(1-V_k)(1-V_i-V_j)(V_i+V_j)} \quad (4-18)$$

其中 E_f , E_m 分别为纤维和基体的弹性常数, $i, j, k \in \{x, y, z\}$,且 $i \neq j \neq k$, V_i 是 i 方向纤维增强体积分数。我们采用两个算例进行推导公式和公式(4-15)-(4-18)的有效性对比。

算例一:

我们利用济南 53 所研制的 Kevlar/乙烯基树脂三维正交机织复合材料进行验证,纤维和基体的力学性能参数见表 4-3。拉伸实验在中国科学技术大学材料重点实验室 MTS810 材料实验机上进行,由于材料制备难度大,无法制作出厚度方向的拉伸试件,我们只进行了 3D-OWC 面内经向、纬向的拉伸实验。

表 4-3. 纤维和基体性能参数

Tab.4-3 Property parameters of fiber and resin

	方向	Kevlar29	854 乙烯基树脂
拉伸强度	纵向	2.8Gpa	82.0Mpa
拉伸弹性模量	纵向	70.0Gpa	3.28Gpa
	横向	6.2Gpa	3.28Gpa

算例二:

文献^[57]为一篇关于 3D-OWC 的实验报告论文, Hirokawa 对日本 Shikibo 公司研制的 T300 纤维 3D-OWC 进行了一系列的实验研究,得到许多实验数据。我们利用这些数据进行验证。在文献[57]中,两种材料的纤维体积分数均为 60%,第

一种材料在 x, y, z 三向的纤维体积含量比为 26:64:10; 第二种材料在 x, y, z 三向的纤维体积含量比为 28:69:3。材料性能参数为: $E_f = 221Gpa$ 、 $E_f = 14Gpa$ 、 $E_m = 3.5Gpa$ 。两个算例的结果对比见表 4-4。

表 4-4 3D-OWC 材料的弹性模量比较(单位: Gpa)

Tab.4-4 Comparison of calculated-Elastic module of different models

方向	算例 1		算例 2-材料 1		算例 2-材料 2	
	经向	纬向	经向	经向	经向	纬向
文献 17	20.71	20.62	36.78	87.89	42.3	94.71
文献 56	24.46	23.28	42.28	90.06	45.12	97.65
本文	20.83	20.65	40.23	88.39	43.33	94.55
实验	18.35	18.15	38.4	79.5	44.3	104.1

由表中数据可知, 本文公式和文献[17]的估算结果比较接近, 均比修正基体法好, 和实验测量值较为吻合。计算误差主要和以下因素有关, 如基体和纤维之间是否接触良好, 成型过程中预压的大小, Z 纱在试件表面的弯曲等。从公式表达式上来说, 本文公式比文献[17]中公式简洁, 更便于工程应用。

4.3 本章小结

本节以三维正交机织复合材料为研究对象, 在假设纤维束横截面为矩形的基础上, 建立了 3D-OWC 的单胞模型, 并得到纤维体积分数和织物参数之间的关系, 并在此基础上利用材料力学方法推导了弹性模量的表达式。纤维体积分表达式和弹性模量公式分别比文献[17]和[56]简单明了, 而且物理意义明确, 便于工程应用。并利用 Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 进行验证, 公式计算值均和测量值较为吻合, 这说明计算公式具有一定的正确性和适用性。

第五章 Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 弹道侵彻数值模拟

LS-DYNA 是世界上著名的通用动态有限元分析软件,能够模拟冲击力学中的各种复杂问题,特别适合求解各种二维、三维的高速碰撞、爆炸等非线性瞬态动力问题,被广泛应用于航空航天、交通运输、武器研制和开发等领域,解决了许多工程实际问题。该软件较好地解决了几何非线性(大位移、大转动和大应变)、材料非线性和接触非线性等计算难题,因此具有很强的适用性和广泛的应用背景。目前 LS-DYNA 已被整合入通用有限元分析软件 ANSYS,因而在建模、网格划分以及约束的施加等方面的工作可借助 ANSYS 强大的前处理器完成,其本身只作为求解器用于问题的求解,通过自带的后处理器 LS-PREPOST 显示数值模拟结果。在本节中,利用 LS_DYNA 开展 Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 的弹道侵彻数值模拟。

5.1 控制方程和有限元离散

5.1.1 控制方程及有限元离散

连续介质力学守恒定理给出的基本方程有:

$$\text{质量守恒: } \dot{\rho} + \rho \nabla \cdot \tilde{\mathbf{v}} = 0 \quad (5-1)$$

$$\text{动量守恒: } \rho \dot{\tilde{\mathbf{v}}} = \nabla \cdot \tilde{\boldsymbol{\sigma}} + \tilde{\mathbf{b}} \quad (5-2)$$

$$\text{能量守恒: } \dot{E} = \tilde{\boldsymbol{\sigma}} : \nabla \tilde{\mathbf{v}} \quad (5-3)$$

ρ 、 $\tilde{\mathbf{v}}$ 和 E 分别表示质点的密度、速度和单位体积的比内能, $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}$ 为 Cauchy 应力张量, $\tilde{\mathbf{b}}$ 为单位体积的体力,“ $\dot{\cdot}$ ”表示对时间的随体微商, ∇ 为 Hamilton 算子。

方程(5-1)~(5-3)的离散采用空间域和时间域分别离散的半离散化思想,首先对空间域进行有限元的离散。当用 Lagrange 有限元方法对上述基本方程进行离散时,质量守恒方程(5-1)将是自动满足的,因此无需对它建立离散方程。

设有限元插值函数为 $\tilde{N}(\tilde{\mathbf{x}})$, 由半离散化思想知,速度场可表示为:

$$\tilde{\mathbf{v}}(\tilde{\mathbf{x}}, t) = \tilde{N}(\tilde{\mathbf{x}}) \tilde{\mathbf{u}}(t) \quad (5-4)$$

式中 $\tilde{\mathbf{u}}(t)$ 表示由节点速度构成的列向量,它只是时间 t 的函数。倘若解域 Ω 内共有 J 个离散节点,则

$$\tilde{\mathbf{u}}(t) = \{\tilde{u}_1(t), \tilde{u}_2(t), \dots, \tilde{u}_J(t)\}^T \quad (5-5)$$

其中 $\tilde{u}_I(t), I=1,2,\dots,J$ 表示节点 I 的速度向量。以虚速度 $\delta\tilde{v}$ 点乘方程(5-2), 在解域 Ω 内积分, 利用分部积分和 Gauss 定理可以得到:

$$\int_{\Omega} \delta\tilde{v}^T \rho \dot{\tilde{v}} d\Omega + \int_{\Omega} \delta\tilde{\varepsilon}^T \tilde{\sigma} d\Omega = \int_{\Omega} \delta\tilde{v}^T \tilde{b} d\Omega + \int_{\Gamma} \delta\tilde{v}^T \tilde{\tau} d\Gamma \quad (5-6)$$

式中 $\tilde{\sigma}$ 和 $\tilde{\varepsilon}$ 是以行向量表示的应力张量和应变张量, Γ 表示解域 Ω 的外边界。(5-6)式实际上代表了虚功原理, 它表示在控制体 Ω 内, 惯性力和内应力所作的虚功应当与外力(包括体力和面力)所作的虚功相平衡。由节点虚速度的任意性, 我们立即可以得到一组以有限元节点加速度 $\dot{\tilde{u}}(t)$ 为未知量的线形代数方程组,

$$\tilde{M} \cdot \dot{\tilde{u}} = \tilde{f}^{\text{int}} + \tilde{f}^{\text{ext}} \quad (5-7)$$

其中 \tilde{M} 称为质量矩阵,

$$\tilde{M} = \int_{\Omega} \tilde{N}^T \rho \tilde{N} d\Omega \quad (5-8)$$

\tilde{f}^{int} 是作用在单元节点上与单元应力相平衡的内力矢量,

$$\tilde{f}^{\text{int}}(t) = - \int_{\Omega} \tilde{B}^T(\tilde{x}) \tilde{\sigma}(\tilde{x}, t) d\Omega \quad (5-9)$$

\tilde{B} 称为梯度矩阵, 是插值函数的空间导数,

$$\tilde{B}(\tilde{x}) = \nabla \tilde{N}(\tilde{x}) \quad (5-10)$$

\tilde{f}^{ext} 是作用在单元节点上的节点外力,

$$\tilde{f}^{\text{ext}}(t) = \int_{\Omega} \tilde{N}(\tilde{x})^T \tilde{b}(\tilde{x}, t) d\Omega + \int_{\Gamma} \tilde{N}(\tilde{x})^T \tilde{\tau}(\tilde{x}, t) d\Gamma \quad (5-11)$$

引入应变率张量和旋转张量,

$$\dot{\tilde{\varepsilon}} = \frac{1}{2}(\nabla \tilde{v} + \tilde{v} \nabla) \quad (5-12)$$

$$\tilde{w} = \frac{1}{2}(\nabla \tilde{v} - \tilde{v} \nabla) \quad (5-13)$$

则能量方程(5-3)式可以写成,

$$\dot{E} = \tilde{\sigma} : \dot{\tilde{\varepsilon}} \quad (5-14)$$

上式只含时间导数, 不含空间导数, 因此不需要进行空间域的有限元离散。倘若考虑时间方向上的某一微过程, 则上式成为,

$$\Delta E = \tilde{\sigma} : \Delta \tilde{\varepsilon} \quad (5-15)$$

(5-15)式是对每个单元成立的标量方程, 当求得单元应力张量和应变增量后, 立即可以通过该式求出该单元的内能增量。于是有,

$$E^{n+1} = E^n + \Delta E \quad (5-16)$$

从而完成一个时间步长的计算流程。因此能量方程在计算中十分简单和方便。

在对运动方程进行求解时，为了简化计算流程和提高计算效率，通常采用所谓集中质量矩阵代替(5-7)式。集中质量矩阵是把单元总质量平均地分配到所有节点上，即：

$$M_I = \sum M_I^e \quad M_I^e = \frac{1}{N} \int_{\Omega_e} \rho d\Omega \quad (5-17)$$

式中 I 表示节点号， M_I^e 表示与节点 I 相关的单元 Ω_e 对节点 I 的质量贡献。 N 表示单元节点数。集中质量法的最大好处是将质量阵 \tilde{M} 对角化，

$$\tilde{M} = \begin{bmatrix} M_1 & & & \\ & M_2 & & \\ & & \ddots & \\ & & & M_J \end{bmatrix} \quad (5-18)$$

在 Lagrange 有限元计算里，节点质量 M_I 是常数，不随时间而变。将上式代入(5-7)式，运动方程便成为，

$$M_I \ddot{\tilde{u}}_I(t) = \tilde{f}_I(t) \quad (I=1,2,\dots,J) \quad (5-19)$$

$\ddot{\tilde{u}}_I$ 表示节点 I 的加速度向量， \tilde{f}_I 表示节点 I 的节点力向量，它是节点内力和外力之和， $\tilde{f}_I = \tilde{f}_I^{int} + \tilde{f}_I^{ext}$ ，(5-19)式是对节点成立的代数方程，对每一个节点独立地运用上式便可求出该点的加速度。

倘若微过程的时间增量为 Δt ，我们可以通过中心差分方法由加速度求出节点速度，

$$\tilde{u}_I^{n+\frac{1}{2}} = \tilde{u}_I^{n-\frac{1}{2}} + \dot{\tilde{u}}_I^n \Delta t \quad (5-20)$$

然后通过插值函数 $\tilde{N}(\tilde{x})$ ，构造单元速度场，

$$\tilde{v}^{n+\frac{1}{2}}(\tilde{x}) = N_I(\tilde{x}) \tilde{u}_I^{n+\frac{1}{2}} \quad (5-21)$$

从而求出应变率张量，应变增量和应变张量，

$$\dot{\tilde{\epsilon}}^{n+\frac{1}{2}} = \frac{1}{2} (\nabla \tilde{v} + \tilde{v} \nabla)^{n+\frac{1}{2}} \quad (5-22a)$$

$$\Delta \tilde{\epsilon} = \dot{\tilde{\epsilon}}^{n+\frac{1}{2}} \Delta t \quad (5-22b)$$

$$\tilde{\epsilon}^{n+1} = \tilde{\epsilon}^n + \Delta \tilde{\epsilon} \quad (5-22c)$$

对于纤维增强复合材料，根据计算流程，可以相应地求出单元应力张量。有了新时间层上的应力张量、应变张量和内能，循环上述过程就可求解冲击动力学问题。

5.1.2 沙漏控制

高速冲击有限元分析本身是高度非线性的问题，涉及到材料非线性、几何非线性以及接触非线性。通过有限元方法处理高度非线性问题的困难之处就在于计算耗时过多。考虑到单元计算在整个数值运算中所占的比重，采用单点积分能极大地节省计算成本，提高运算效率。但是单点积分有可能引起沙漏变形模式，即除刚体变形模式之外的零能模式。如果任由沙漏变形自由发展，可造成单元的严重扭曲，从而降低计算精度，减少时间步长，甚至导致计算中断。

为此，程序中引入了抗沙漏变形措施，其具体做法是在单元节点处，沿 x_i 方向引入沙漏粘性阻力，

$$f_{ik} = -a_k h_j \Gamma_{jk} \quad (5-23)$$

其中 $h_j = \sum_{k=1}^8 \dot{x}_i^k \Gamma_{jk}$ 为沙漏模态的模，负号表示沙漏阻尼分量 f_{ik} 的方向与沙漏模态的变形方向相反， $a_k = Q_{hg} \rho V_e^{\frac{2}{3}} C / 4$ ，其中 V_e 为单元体积， C 为材料声速， Q_{hg} 通常取 0.05~0.15， ρ 为当前密度。引入沙漏粘性阻力后，可以有效地抑制各种沙漏变形模式的发展，从而解决网格畸变过于严重造成的计算问题。

5.1.3 人工体积粘性

高速碰撞在结构内部产生冲击波，形成压力、密度、速度等物理量的不连续，给求解动力学微分方程组带来困难。

连续体的有限元模拟无法在数学上反映不连续区域的传播。当采用一种不具有算法阻尼的时间积分来计算时，将会有严重的振荡伴随波阵面。究其原因，是由于有限元的有限频谱造成的。为了抑制伴随波阵面的振荡，引入了如下形式的人工体积粘性：

$$q = \begin{cases} \rho l (C_0 l - C_1 a \dot{\epsilon}_v) & \dot{\epsilon}_v < 0 \\ 0 & \dot{\epsilon}_v \geq 0 \end{cases} \quad (5-24)$$

其中 C_0 、 C_1 为无量纲常数，参考值为 1.5、0.06， l 为特征长度，对于三维实体单元 $l = \sqrt[3]{V}$ ， V 为单元体积， a 为声速。

5.2. 子弹材料模型

球形弹采用 Gruneisen 状态方程和考虑应变率效应、温度软化效应的 Johnson-Cook 强度模型，见公式 5-25、5-26。在 LS-Dyna 中对应的关键字分别为：*EOS_GRUNEISEN 和 *MAT_JOHNSON_COOK，材料主要参数见表 5-1、5-2，计算中采用 g-cm-us 单位制。

$$p = \frac{\rho_0 C^2 \mu [1 + (1 - \frac{\gamma_0}{2}) - \frac{a}{2} \mu^2]}{[1 - (S_1 - 1)\mu]} + (\gamma_0 + \alpha \mu) \quad (5-25)$$

$$\sigma_y = (A + B \bar{\epsilon}^n) (1 + c \ln(\bar{\epsilon}^p / \bar{\epsilon}_0^p)) (1 - ((T - T_{room}) / (T_{melt} - T_{room}))^m) \quad (5-26)$$

表 5-1 子弹 Gruneisen 状态方程参数
Tab.5-1 Parameters of Gruneisen EOS of bullet

C	S_1	γ_0	α
0.4569	1.49	2.17	0.46

表 5-2 子弹 Johnson-Cook 方程参数
Tab.5-2 Parameters of Johnson-Cook of bullet

ρ	G	A	B	N	C	m	T_{Melt}	T_{Room}
7.83	0.77	7.92E-03	5.10E-03	0.26	1.40E-02	1.03	1793	294

5.3. 靶板材料模型

在以往数值分析中，常把纤维复合材料看作弹脆性材料，假设它在破坏前始终保持线弹性，采用最大应力准则或最大应变准则来判断材料的破坏，认为一旦材料发生破坏后，刚度和强度瞬时降为零。这样的本构模型与实际情况有很大出入，影响了数值分析结果的可信性。通过引入损伤场，建立 3D-OWC 带损伤的正交各向异性本构关系，并采用 Hashin 失效准则进行屈服判断。在 LS-Dyna 中可以通过关键字 *MAT_COMPOSITE_DMG_MSC 进行设置。

5.3.1 正交各向异性本构模型

由于材料的各向异性特征和损伤的多样性，我们采用具有各向异性特征的损伤张量 $\omega_i (i = 1, 2, \dots, 6)$ 来描述其损伤行为，它以坐标方向定义，因此考虑了不同损伤模式间的耦合作用。于是正交各向异性本构见公式 (5-27)；结合材料力学性能实验结果（见第三章），计算中用到的材料常数列于表 5-3。

$$\begin{Bmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \epsilon_3 \\ \epsilon_4 \\ \epsilon_5 \\ \epsilon_6 \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{(1-\omega_1)E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & -\frac{\nu_{31}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{(1-\omega_2)E_2} & -\frac{\nu_{32}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{(1-\omega_3)E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{(1-\omega_4)G_{12}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{(1-\omega_5)G_{23}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{(1-\omega_6)G_{31}} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{Bmatrix} \quad (5-27)$$

表 5-3 材料弹性常数
Tab.5-3 Elastic constants of 3D-OWC

ρ	E_1	E_2	E_3	ν_{21}	ν_{31}	ν_{32}	G_{12}	G_{23}	G_{31}
1.29	0.184	0.184	0.102	0.14	0.08	0.08	0.08	0.08	0.047

5.3.2 Hashin 准则和损伤模式

Hashin 准则考虑到了不同加载方式导致的不同破坏模式,在一定程度上反映了复合材料多种复杂的破坏模式,因此是目前研究中广为采用的失效准则。复合材料损伤可分为纤维损伤和基体损伤两种,每种损伤又由于加载方式的不同而存在不同的模式,主要有以下四类:

I 纤维的拉伸/剪切损伤

1 方向(纤维方向)的拉伸作用首先会导致强度较小的纤维发生断裂,断裂纤维中的应力则通过基体以剪应力的形式传递给未断裂纤维,随着应力的进一步增长,越来越多的纤维发生断裂或拔出。此外,横向冲击作用下 3 方向(厚度方向)的剪切作用会使纤维拉直,从而造成纤维的损伤。这种由拉应力和剪应力联合作用引起的损伤称为纤维的拉伸/剪切损伤,它可通过下式判别:

$$f_1 = \left(\frac{\hat{E}_1 \langle \varepsilon_1 \rangle}{S_{1T}} \right)^2 + \left(\frac{\hat{G}_{31} \varepsilon_{31}}{S_{1FS}} \right)^2 - r_1^2 = 0 \quad (5-28)$$

考虑到面内正交的纤维可以是性质不同的两种纤维,故与 1 方向类似,2 方向同样有:

$$f_2 = \left(\frac{\hat{E}_2 \langle \varepsilon_2 \rangle}{S_{2T}} \right)^2 + \left(\frac{\hat{G}_{32} \varepsilon_{32}}{S_{2FS}} \right)^2 - r_2^2 = 0 \quad (5-29)$$

式中 $\langle \rangle$ 为 Macaulay 括号, S_{1T} 、 S_{2T} 分别为 1、2 方向的拉伸强度, S_{1FS} 、 S_{2FS} 则为 1、2 方向的剪切强度,假设了 $S_{2FS}/S_{1FS} = S_{2T}/S_{1T}$ 。 r_i ($i=1,2$) 表示模式 i 下的损伤程度,它有判别式(5)、(6) 确定,是大于 1 的正数。下述 r_3 至 r_7 与此相同。

II 纤维的压缩损伤

1) 纤维的面内压缩损伤

1 或 2 方向的压缩作用引起的纤维损伤称为纤维的面内压缩损伤,这种损伤模式更多地取决于纤维的稳定性,它所导致的破坏主要表现为纤维的屈曲。纤维屈曲会减小纤维的有效承载面,从而引起材料承载能力的下降。判据如下:

$$f_3 = \left(\frac{\hat{E}_1 \langle -\varepsilon_1 \rangle}{S_{1C}} \right)^2 - r_3^2 = 0, \quad \varepsilon_1' = \varepsilon_1 + \varepsilon_3 \frac{E_3}{E_1} \quad (5-30)$$

$$f_4 = \left(\frac{\hat{E}_2 \langle -\varepsilon_2' \rangle}{S_{2C}} \right)^2 - r_4^2 = 0, \quad \varepsilon_2' = \varepsilon_2 + \varepsilon_3 \frac{E_3}{E_2} \quad (5-31)$$

式中 S_{1C} 、 S_{2C} 分别为 1 方向和 2 方向的压缩强度。此外，3 方向的压缩作用对纤维的面内压缩损伤也有贡献，因此 ε_1' 、 ε_2' 中考虑了 ε_3 对该方向应变的影响。

2) 纤维的离面压缩损伤

当 3 方向受到高速弹丸冲击时，弹与靶的接触区会产生强烈的剪切和压缩作用。该方向上压缩作用引起的损伤，称之为纤维的离面压缩损伤。判据如下：

$$f_5 = \left(\frac{\hat{E}_3 \langle -\varepsilon_3 \rangle}{S_{3C}} \right)^2 - r_5^2 = 0, \quad (5-32)$$

式中 S_{3C} 为 3 方向的压缩强度。

III 基体的面内损伤

聚合物基复合材料断口的细观分析发现，在面内剪切力作用下，纤维间的树脂会形成一系列锯齿状裂纹，这种剪切裂纹引起的基体损伤为基体的面内损伤，其判据如下：

$$f_6 = \left(\frac{\hat{G}_{12} \varepsilon_{12}}{S_{12}} \right)^2 - r_6^2 = 0, \quad (5-33)$$

式中 S_{12} 为材料的面内剪切强度。

IV 基体的离面损伤(分层损伤)

3 方向的基体损伤为基体的离面损伤，它取决于该方向上拉应力和剪应力的共同作用，在纤维增强层合板中，它通常导致分层现象的出现。判别如下：

$$f_7 = \left\{ \left(\frac{\hat{E}_3 \langle \varepsilon_3 \rangle}{S_{3T}} \right)^2 + \left(\frac{\hat{G}_{23} \varepsilon_{23}}{S_{23}} \right)^2 + \left(\frac{\hat{G}_{31} \varepsilon_{31}}{S_{31}} \right)^2 \right\} - r_7^2 = 0 \quad (5-34)$$

式中 S_{3T} 是 3 方向的拉伸强度， S_{23} 、 S_{31} 为剪切强度。

由以上判据可以知道：

- 1) 损伤面 f_1 、 f_2 、 \dots 、 f_i 是定义在应变空间的二次曲面，它是材料进入损伤的判据。损伤面之内的区域被认为是弹性区。
- 2) 材料服从线弹性本构关系，诸式中的应力应变均呈线弹性。其性能的劣化是通过材料弹性模量的弱化—即有效模量来实现的。

材料参数绝大部分来源于实验（见第三章），个别参数源于经验值或相关文献^[70-74]。上述式子中的材料参数见表 5-4。

表 5-4. LS-Dyna 中 Kevlar/乙烯基树脂材料参数
Tab.5-4 Parameters of Kevlar/Vinyl 3D-OWC in LS-Dyna

S_{11}	S_{1c}	S_{21}	S_{2c}	S_{31}	S_{3c}	SFS	S_{12}	S_{23}	S_{31}
4.2E-3	1.6E-3	3.6E-3	1.4E-3	2.0E-3	4.8E-3	2.4E-3	1.8E-3	1.8E-3	1.8E-3

5.3.3 损伤演化计算

损伤的产生和发展是通过损伤演化规律来描述的。复合材料不同模式损伤的演化不是完全独立的，它们之间存在着相互作用。例如，当纤维受到拉伸作用时，由于纤维的刚度和强度远高于基体，拉应力在纤维中的传递几乎不受基体是否受损的影响，但是拉应力作用下纤维的伸长却会引起基体损伤的发展和积累。损伤变量 ω 的演化率通过如下的方程来表示：

$$\dot{\omega}_i = \sum_j \phi_j q_{ij} \tag{5-35}$$

式中 $\dot{\omega}_i (i=1,2,\dots,6)$ 对应于 Voigt 记法表示的损伤变量的演化率， $j=1,2,\dots,7$ 为不同损伤模式， q_{ij} 称为损伤耦合张量，它指出了不同损伤模式对该方向损伤发展的贡献； ϕ_j 为损伤增长函数，描述了单个损伤模式 j 的发展速率，与相应的损伤面 f_j 、损伤阈值 r_j 有关，反映了损伤面 f_j 在应变空间的发展规律。

对应上述 7 种损伤模式， $[q]$ 可以表示成：

$$[q] = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 1 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 1 & 1 & 0 & 1 \\ 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 \end{bmatrix} \tag{5-36}$$

将(5-36)代入(5-35)可得不同损伤变量的演化方程，例如，

$$\dot{\omega}_1 = \phi_1 + \phi_3 + \phi_5 \tag{5-37}$$

它表示 1 方向纤维拉/剪损伤、纤维面内损伤和 z 向损伤都会对 1 方向的宏观损伤产生影响。

损伤增长函数 ϕ_i 描述了损伤模式 i 的发展速率，它与损伤面 f_i 相关。在应变空间，损伤的增长将引起损伤面 f_i 的扩展，因而 ϕ_i 必随 f_i 的发展而增长。将损伤面 f_i 视为类似于塑性力学中的屈服面，则可假定只有当应变增量 $\dot{\epsilon}_j$ 具有沿损伤面扩展方向(f_i 的法线方向)的非负分量时，即 $\sum_j \partial f_i \dot{\epsilon}_j / \partial \epsilon_j > 0$ ，损伤才开始积累(如图 5-1 所示)，否则，损伤状态保持不变。

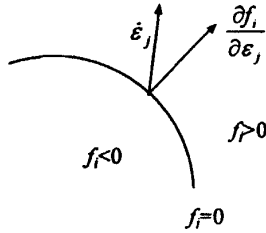


图 5-1. 损伤面法线与应变增量方向的关系

Fig.5-1 Relation between damage-surface and direction of strain increment

于是 ϕ_i 可以表示为:

$$\phi_i = \sum_j \gamma_i \frac{\partial f_i}{\partial \epsilon_j} \dot{\epsilon}_j \quad (\text{不对 } i \text{ 求和}) \quad \left(\frac{\partial f_i}{\partial \epsilon_j} \dot{\epsilon}_j > 0 \text{ 时} \right) \quad (5-38)$$

式中 γ_i 是描述损伤模式 i 损伤发展速度的一个参数, 它由损伤状态确定。C. F. Yen^[61] 提出 $\gamma_i = f_i^{m-1}$, 这样损伤增长函数 ϕ_i 取决于损伤面 f_i 以及应变发展方向。

实际计算时, 若已知当前时刻的应力、应变和损伤状态, 首先可由运动方程和几何关系求出新时刻的应变率和应变。然后由 5.3.2 中的损伤判据确定材料是否进入损伤以及进入哪一类的损伤。当材料满足损伤判据(5-51)损伤才会发展, 按(5-38)求出 ϕ_i , 再由(5-35)给出的损伤演化方程求出损伤量 ω_i , 从而得到有效模量, 进而由受损材料的本构关系求出新时刻的应力, 于是新时刻的应力、应变和损伤状态确定。然后通过(5-28)~(5-34)式更新判别条件及应变空间的损伤面。循环上述过程, 就可实现该本构模型在数值计算中的求解。

5.3.4 破坏后行为的描述

复合材料的损伤破坏模式是多种多样的, 当某种模式损伤的发展导致材料发生相应形式的破坏时, 材料的整体承载能力并不一定完全丧失, 这取决于损伤的具体模式以及后继的加载方式。因此对材料力学行为的描述除了包括对破坏前行为的描述和破坏判据的建立外, 还应考虑材料的破坏后行为。人们在这方面进行了大量的研究, 提出了多种不同的方法处理破坏后行为^[58, 59]。Chang^[60]等提出过所谓的“层折扣”法。该方法认为不同模式的破坏会引起铺层力学性能的弱化, 表现为对应承载能力的丧失, 从而引起复合材料整体承载力的下降。具体说来, 不同破坏模式引起的破坏后行为可描述为:

- 1) 纤维的拉/剪破坏将引起纤维的断裂, 这会导致该方向上承载能力的完全丧失, 例如 x_1 方向发生纤维断裂时, 则取 $S_{1T} = S_{1C} = S_{1FS} = 0$ 。
- 2) 与纤维的拉/剪破坏不同, 当纤维发生面内或离面压缩破坏时, 对应方向上的承载能力并不会完全丧失, 它取决于后继加载的形式。假设 x_1 方向纤维发生压

缩破坏, 当受到后继的压缩作用时, 材料仍有一定的残余承载能力, $S_{1C}=S_{1RC}$, 其中 S_{1RC} 为残余压缩强度; 而当受到后继的拉伸作用时, 材料将沿着更新后的有效模量卸载至零应力状态, 拉伸承载能力完全丧失, 即 $S_{1T}=0$ 。

3) 基体的面内破坏仅导致面内剪切性能的下降, 即 $S_{12}=0$ 。

4) 当基体发生离面破坏时, 材料的面内承载能力保持不变, 厚度方向(x_3 方向)的承载力下降则与加载的形式有关, 例如当受到拉伸作用, 即 $\sigma_3 > 0$ 时, 基体裂纹张开, x_3 方向应力均降为 0, 即 $\sigma_3 = \tau_{31} = \tau_{23} = 0$, 该方向的承载能力完全丧失, $S_{3T}=S_{31}^{(0)}=S_{23}^{(0)}=0$; 当受到压缩作用, 即 $\sigma_3 < 0$ 时, 基体裂纹闭合以允许正应力 σ_3 的通过, 此时剪切强度 $S_{31}^{(0)}=S_{23}^{(0)}=0$, 剪应力 τ_{23} 和 τ_{13} 降至 0, 卸载时, 材料则沿更新后的有效剪切模量降至零应力和零应变状态。

考虑了上述破坏后行为的模型给出的拉伸和压缩应力—应变曲线如图 5-2 所示。(a) 为单调加载时的应力—应变曲线, 破坏发生前, 材料的力学行为保持线弹性; 破坏发生后, 材料表现出明显的应变软化行为。(b) 为循环加载时的应力—应变曲线, 可以看到材料的卸载和反向加载均沿着更新后的有效模量。

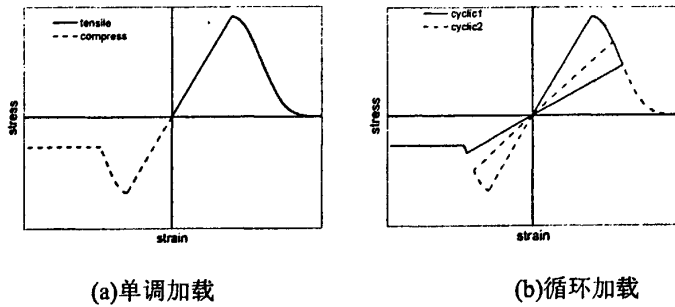


图 5-2 模型预测的应力—应变曲线

图 5-3 为模型给出的剪切应力—应变曲线, 其中图 (a) 对应的正应力为拉应力(基体裂纹张开), (b) 对应的正应力为压应力(基体裂纹闭合), 两者的区别在于后继的压缩作用使得基体裂纹闭合, 因此材料仍有一定的残余承载能力。

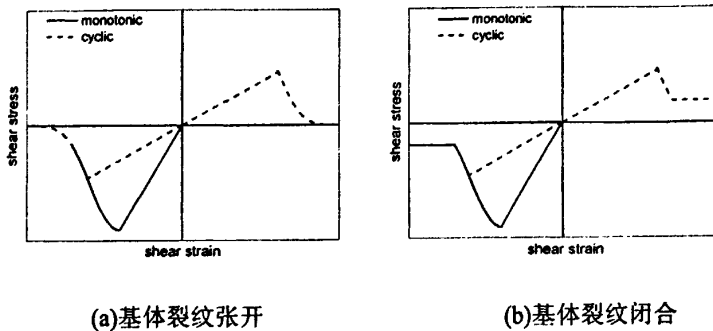


图 5-3 模型预测的剪切应力—应变关系

5.3.5 应变率效应的影响

弹道冲击的基本特点是高应变率，高应变率下防弹复合材料例如 Twaron 纤维和 Kevlar 纤维复合材料的力学行为通常有明显的应变率效应，因而在模型中考虑应变率效应是非常必要的。

我们假设应变率硬化效应可通过对数函数的形式来描述，并且假定所有方向上材料强度的应变率效应都可以统一地表示成如下的形式：

$$S = S_0 \left(1 + C \ln \frac{|\dot{\epsilon}|}{\dot{\epsilon}_0} \right) \quad (5-39)$$

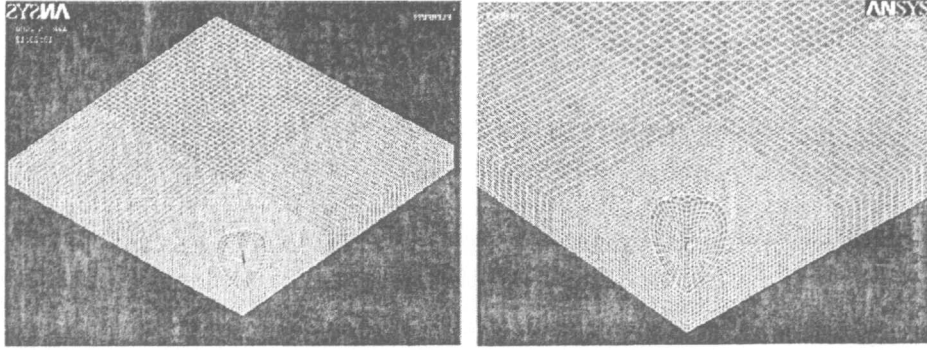
其中 S 为当前应变率下的强度， S_0 为与参考应变率 $\dot{\epsilon}_0$ 对应的参考强度， C 为应变率硬化系数。

5.4 材料建模

考虑到弹靶系统几何形状和材料行为的对称性，仅需对其四分之一建模，并引入对称边界条件。采用带沙漏控制模式的单点积分八节点六面体单元，使用结构化网格离散模型。与四面体单元相比，结构化的六面体单元网格虽然缺乏一定的灵活性，但划分出的单元比较规则，并且具有更高的计算精度，由于不像四面体单元那么刚硬，对结构的描述也更接近实际情况，同时单点积分的使用保证了较快的运算速度，节省了存贮空间，而沙漏控制模式则有利于抑制单点积分所引起的物理上不可能的零能模式(沙漏变形模式)。

距离靶板中心四倍弹径的范围采用了较细密的网格，在此范围之外的单元沿面内方向按比例逐渐加大。虽然这种渐进的网格划分方式会使所建单元具有较高的长宽比，有可能导致计算精度的下降，但由于弹道冲击下，弹靶作用时间极短，变形主要集中在靶板中心几个弹径的范围内，此范围之外的靶板变形较小，因而问题并不严重，由此所节省的单元数量却很可观，提高了运算速度。

以球形弹侵彻 4.5mm 厚靶板为例，如图 5-5 所示。给出了相应的有限元模型，靶板面内面积为 50mm*50mm，网格密化区域为 20mm*20mm。模型中总共有单元 45100 个，其中靶板占有单元 44100 个。对于 3.5mm、8.5mm 厚度的靶板，靶板单元数目沿厚度方向成比例增减。



(a) 整体图 (a) Globe
(b) 局部放大图 (b) Local amplified

图 5-4 球形弹侵彻 4.5mm 厚靶板的有限元离散模型
Fig.5-4 Meshing of ballistic impact of 4.5mm target by spherical bullet

5.5 数值模拟结果和分析

5.5.1 剩余速度

图 5-5 给出了三组不同厚度靶板弹道侵彻的计算值和实验值比较,从图中可以看出,对于 3.5mm, 4.5mm 厚度的靶板,计算值和实验值符合的很好,而对于 8.5mm 厚度的靶板,低速时计算值和实验值吻合较好,在高速时大概有 3.68%-4.02%的误差,这可能与试件制备不很均匀有关。不过总的说来,计算结果和试验结果较为一致。

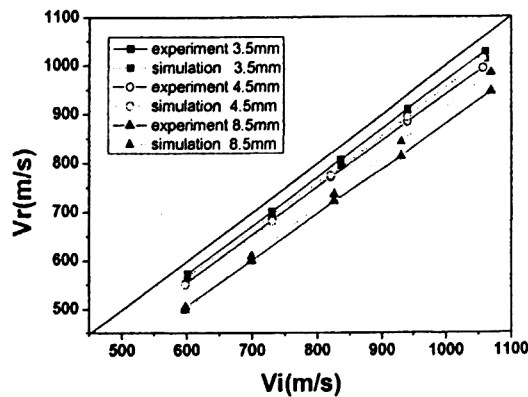


图 5-5 不同厚度靶板的剩余速度模拟比较
Fig.5-5 Simulating residual velocity of targets of diff. thickness

5.5.2 侵彻速度的时间历程曲线

侵彻速度 V_p 是高速碰撞研究中的重要内容之一,它关系到弹丸的侵彻规律

及最终穿深，是评估弹丸贯穿能力和靶板抗弹性能的重要指标。但由于实验技术限制，目前还难以在实验中直接测量侵彻速度，于是数值模拟成为了很好的研究手段。

为了便于比较不同初速的侵彻效果，速度均取成 V_p/V_i 的无量纲形式。图 5-6(a)-(c)表示不同厚度靶板在不同着靶速度 V_i 下侵彻速度 V_p 的计算结果，图 5-6(d)为三种厚度靶板在侵彻速度为 600m/s 左右的计算对比结果。可以看出，侵彻初期，弹丸的侵彻速度近似成线性下降，这说明处于定常侵彻阶段，弹体的负加速度几乎保持不变。随着侵彻的发展，弹体的侵彻阻力也相应减小，于是负加速度降低，侵彻速度的下降变缓，直至贯穿，曲线趋于一个稳定的平台。

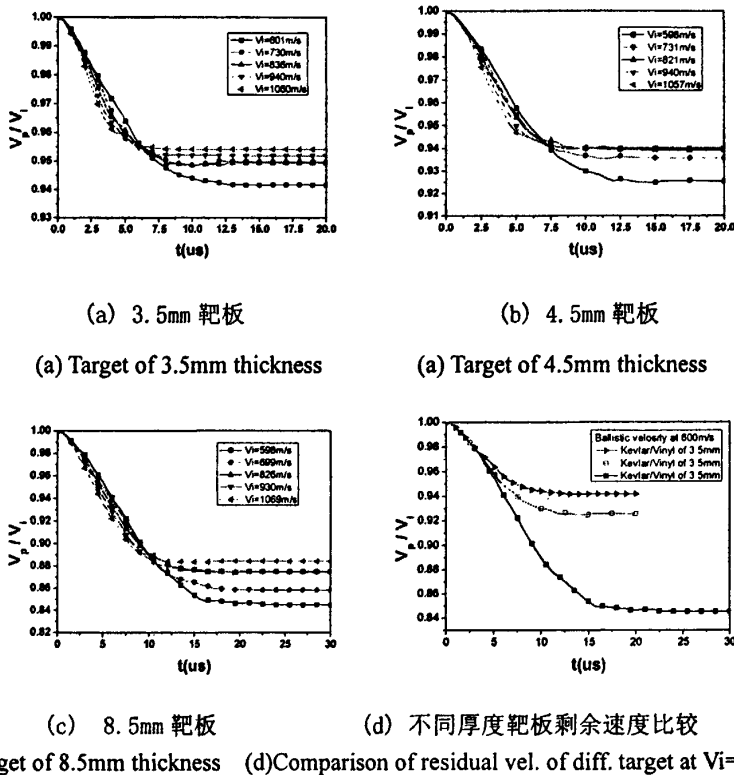


图 5-6 球形弹侵彻速度变化曲线

Fig.5-6 Curves of time history of penetration-velocity

5.5.3 损伤发展

LS-Dyna 通过历史变量来显示损伤的发展，*MAT_COMPOSITE_DMG_MSC 提供了 6 种模式的损伤历史变量，他们分别是 x、y 方向纤维破坏，整体纤维断裂破坏，基体离面破坏，基体面内破坏，分层破坏。由于篇幅有限，我们以球形弹 699m/s 弹道冲击 8.5mm 靶板为例，分析 3D-OWC 的 x 向纤维损伤和面内基

体损伤发展。

(I) x 向纤维损伤

图 5-7 为不同时刻 x 方向纤维拉伸/剪切破坏图。球形弹着靶时 ($t=3\mu\text{s}$)，迎弹面附近的 x 向纤维受到压缩剪切作用，迎弹面以压缩剪切破坏为主要破坏模式；随着侵彻的深入，横向应力波在靶板背面反射为拉伸波，靶板背面 x 向纤维出现一定的损伤区 ($t=9\mu\text{s}$)，并随着子弹侵彻深度的加大而扩大 ($t=12\mu\text{s}$)，直到背面纤维发生拉伸断裂 ($t=18\mu\text{s}$)，并有断裂的纤维碎片飞出 ($t=24, 30\mu\text{s}$)。

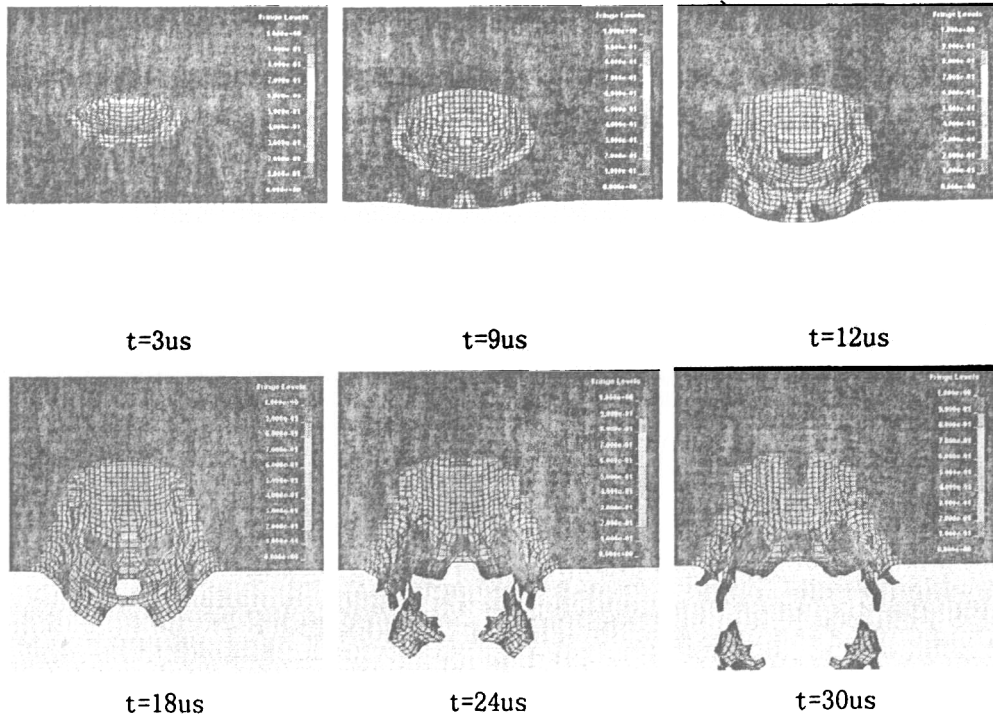


图 5-7 不同时刻 x 方纤维损伤图

Fig.5-7 Damage of x fiber at dif. time

此外通过损伤分布图可以看出，球形弹侵彻靶板有两个明显的作用区域，一个是靶板正面附近的压缩剪切区域，该区域内纤维以压缩剪切破坏为主；另一个为靶板背面附近的拉伸区，该区域内的纤维均以拉伸破坏为主，这和文献 25 的破坏模式研究是一致的。

(II) 面内基体损伤

图 5-8 为不同时刻面内基体损伤图。在弹道侵彻初始时，和子弹接触的接触面附近的基体受到压缩作用，形成一个损伤区 ($t=6\mu\text{s}$)，由于横向压缩波速远大于侵彻速度，在其作用下，损伤区进一步加大 ($t=9\mu\text{s}, 12\mu\text{s}$)，横向波在背面的反射和子弹侵彻的深入进一步加剧了损伤的发展，在靶板背面大量基体达到损伤极限，发生剥离，并随着表面纤维的拉伸断裂而形成碎片 ($t=18, 24, 30\mu\text{s}$)。

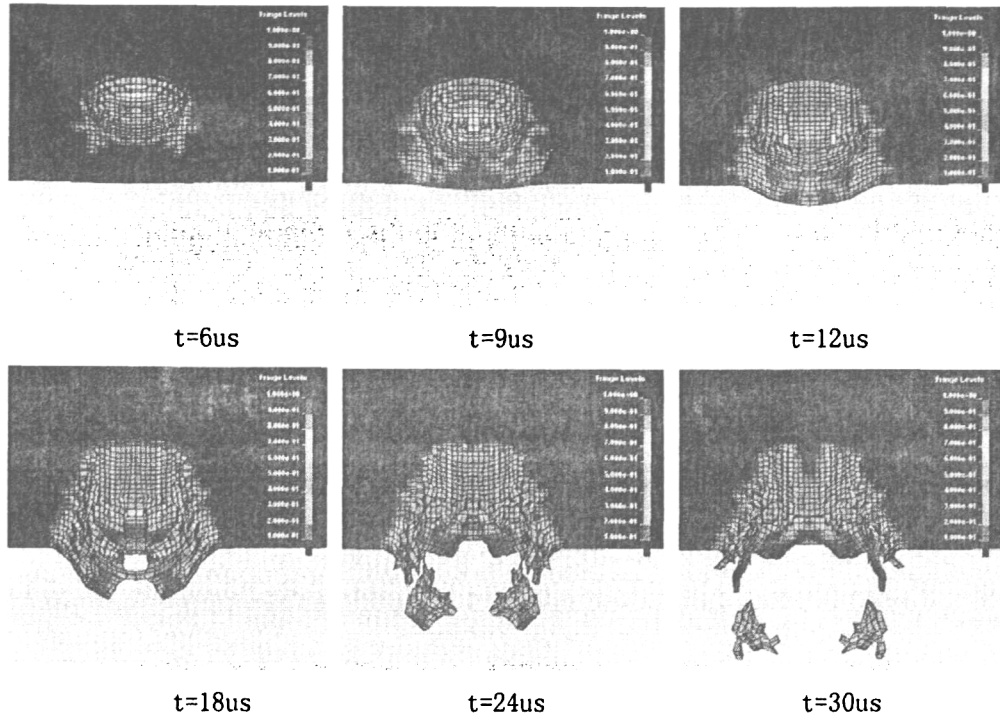


图 5-8 不同时刻面内基体损伤图

Fig.5-8 Damage of inter-face at dif. time

5.6 本章小结

在本章中，我们开展了球形弹弹道侵彻 Kevlar/乙烯基树脂 3D-OWC 靶板的有限元数值模拟，并且通过与实验结果比较，验证了数值计算的可行性。

在数值模拟中，子弹材料采用 Johnson-Cook 模型和 Gruneisen 状态方程控制；而靶板根据准静态实验应力应变曲线呈现线弹性的特点，采用线弹性各向异性本构，通过引入损伤场来体现材料的损伤弱化作用，材料的强度模型采用了 Hashin 准则，该准则充分考虑了不同加载方式导致的不同破坏模式，在一定程度上反映了复合材料多种复杂的破坏模式。

再现了球形弹丸侵彻三组不同厚度靶板的过程，给出了不同厚度靶板在不同入射速度下，侵彻速度随时间的变化规律，并发现具有明显的定常侵彻过程；剩余速度的计算值和实验值具有很好的一致性；模拟了面内 x 方向纤维和面内基体的损伤演化过程，发现在靶板表面附近材料以压缩剪切为主要破坏模式，靶板背面以拉伸破坏为主要模式；并且发现在侵彻过程中具有明显的压缩剪切区和拉伸区。

第六章 全文总结和展望

6.1 全文总结

本文对三维正交机织复合材料开展了较为系统的研究,这些研究工作和创新之处主要如下:

1. 针对两种新型三维正交机织复合材料, Kevlar/乙烯基树脂和 E-玻璃纤维/乙烯基树脂,开展了较为系统的有关材料力学行为和抗弹性能的实验研究,包括准静态下的 MTS 实验、高应变率下的 SHPB 实验以及弹道侵彻实验。实验中发现,材料在厚度方向压缩和面内经向拉伸时,具有一定的应变率相关性,并且厚度方向的压缩强度远大于面内压缩强度;球形弹和柱形弹侵彻 3D-OWC 靶板的弹道试验指出,相同面密度下, Kevlar/乙烯基树脂吸收的能量大于 E-玻璃纤维/乙烯基树脂,而相同厚度下,前者却不如后者;材料在弹道侵彻下没有分层和鼓包情况出现;并且从实验回收的子弹发现,球形弹没有明显变形,而柱形弹却出现蘑菇头变形,外表面并具有明显的烧蚀迹象。
2. 建立了三维正交机织复合材料的单胞模型,该模型充分既考虑了三维正交结构的特点,通过对这一代表性单元的分析,获得了纤维体积分数和机织参数之间的关系,计算结果和实验结果基本一致。该关系式既可以用于指导 3D-OWC 材料的工业生产,也可以用于求出理论分析和数值计算时所需的材料纤维体积分数。此外,还根据所建立的单胞模型,在假定纤维和基体为线弹性材料、纤维束横截面为矩形的基础上,推导了弹性常数计算公式。该公式计算结果和实验值较为吻合,并且形式比已有参考文献上给出的计算公式要简单明了,因此便于工程应用。
3. 利用商业有限元软件,开展了球形弹侵彻 Kevlar/乙烯基树脂靶板的数值模拟计算,在计算值,球形弹采用粘塑性 Johnson-Cook 模型和 Gruneisen 状态方程,靶板采用了带损伤场的正交各向异性本构模型和 Hashin 失效准则,再现了弹道侵彻过程。剩余速度的计算结果与实验值吻合很好。通过计算获得的面内纤维和面内基体的损伤演化过程,分析了三维正交机织复合材料的破坏机制,指出在靶板正面,材料以压缩剪切损伤为主;而靶板背面,则以拉应力引起的纤维断裂损伤为主。这一点与弹道实验观察到的现象相吻合。数值模拟计算的成功是对三维正交机织复合材料弹道侵彻研究的有意义尝试。

6.2 未来展望

由于复合材料的不均匀性和各向异性,以及力学性能和结构类型、纤维类型、纤维含量、实验手段、分析方法甚至实验条件等有关,使得目前复合材料的研究具有一定的困难。本文虽然对这些问题进行了一些研究工作,但是还十分有限。将来的进一步研究工作包括:

1. 实验部分的 SHPB 实验数据不太理想,究其原因可能是由于试件尺寸太小导致有效承载纤维少而不能反应整体结构的响应,另外小试件导致的试件不均匀性更加明显,这对试验结果也产生了一些影响。因此希望以后能继续开展这方面的实验,采用只有大试件,在杆径为 53mm 的 SHPB 装置上进行实验。
2. 在数值计算中,有个别参数的选取比较主观。这主要是由于实验条件所限,没有进行相关参数的测定工作。因此希望能开展相关的补充实验,包括 45° 拉伸实验、面内剪切强度实验、厚度方向上的拉伸试验等,使数值计算中一些材料参数具有可靠性。
3. 在弹道实验和数值模拟中,损伤破坏的观察有些唯象,难免有些偏颇。希望可以对试件进行电镜扫描分析,从微观角度上观察三维正交机织复合材料的破坏模式,这对进一步建立弹道模型有直接的指导作用。
4. 由于时间和个人能力有限,尚未对 3D-OWC 的弹道侵彻模型进行研究,而弹道模型的建立对弹道极限的预测具有重要意义。目前关于纤维增强层合板的弹道模型研究比较多,而对于三维复合材料的弹道模型研究十分有限。希望以后能够在这方面继续研究。

参考文献

1. 沈观林, 胡更开编著, 复合材料力学, 清华大学出版社, 2006
2. Antonio Miravete, 3D textile reinforcements in composite materials, CRC Press, 1999
3. 杨桂, 敖大新等, 编织结构复合材料制作、工艺及工业实践, 科学出版社, 1999
4. 李永池, 王肖钧等, 橡胶基玻纤增强复合材料抗贯穿特性的近似分析方法, 爆炸与冲击, 13(4) 1993.
5. S.R.Bodner, Y.Partom, "Constructive Equations for Elastic-Viscoplastic Strain-Hardening Materials", Journal of Applied Mechanics, June, pp :385-389, 1975.
6. Gordon R. Johnson, William H. Cook, "A constructive Model and Data for Metals Subjected to Large Strain rate and High Temperature", Proc.7th. Int. Symp. on Ballistics, pp:541-547, 1983.
7. Cox BN, Daskhah MS etc. Failure mechanisms of 3D woven composite in tension, compression and bending. Acta Metall Mater 1994;42(12):3967-84
8. Callus P, Coman F, Leong K H, Tensile behavior and damage progression in multilayer woven glass/vinyl composites. In Scott M L ed. Proceedings of ICCM-11(Vol.5), Gold Coast, 1997-07:14-18, 36-46
9. Ping Tan etc, Behavior of 3D orthogonal woven CFRP composite. Part 1. Experimental investigation, Composite A 31(2000) 259-271
10. Ping Tan etc, Behavior of 3D orthogonal woven CFRP composites. Part II. FEA and analytical modeling approaches, Composite A 31(2000) 273-281
11. Ping Tan, Liyong Tong etc. Micromechanics models for the elastic constants and failure strengths of plain weave composites, Composite Structures 47 (1999) 797-804
12. 戎琦, 邱夷平, 二维和三维机织复合材料的力学性能实验研究, 纤维复合材料, 2006, 6: 13-16
13. Wen-Shyong Kuo, Tse-Hao Ko etc, Effect of weaving process on compressive behavior of 3D woven composites, Composite, A: 38(2007) 555-565
14. 吴华利, 王钧等, 三维正交机织复合材料的力学性能, 高科技纤维与应用, 2007, 8: 19-22
15. 杨彩云等, 三维机织复合材料纤维体积含量计算方法, 固体火箭技术, 2005, 28(3), 224-227
16. 周储伟, 张音旋, 三维机织复合材料多尺度粘弹性分析, 复合材料学报, 2007, 24 (5): 125-129
17. 蔡敢为, 三维正交纤维复合材料弹性性能细观力学分析, 华中理工大学学报, 1996, 4: 67-70
18. 郭兴峰等, 三维正交机织物参数对纤维体积含量的影响, 复合材料学报, 2004, 21(2):123-127
19. 郭兴峰等; 三维正交机织物结构的几何模型, 复合材料学报, 2005, 22 (4):183-187

20. Baozhong Sun, Bohong Gu, Xin Ding, Compressive behavior of 3D angle-interlock woven fabric composite at various strain rates, *Polymer Testing* 24(2005) 447-454
21. Yunsong Luo, Bohong Gu etc. Transverse impact behavior and energy absorption of three-dimensional orthogonal hybrid woven composites, *Comp. Stru* 81 (2007) 202-209
22. 顾伯洪, 织物弹道贯穿性能分析计算, *复合材料学报*, 2002, 19(6): 93-96
23. Huang Gu, Zhong Zhili, Tensile behavior of 3D woven composites by using different fabric structures, *Materials and Design* 23(2002)671-674
24. 陈利民, 织物特性对防弹复合材料弹道性能的影响, *纤维复合材料*, 1995, 9: 6-10
25. 徐静怡, 顾伯洪, 编织复合材料弹道冲击破坏形态及模式, *弹道学报*, 2002, 14(2): 39-43
26. 张佐光, 霍刚等, 纤维复合材料的弹道吸能研究, *复合材料学报*, 1998, 15(2): 74-81
27. 张佐光, 沈建明等, 航空用防弹复合材料弹道极限速度的估算, *航空学报*, 2000, 4: 90-95
28. J. Brandt, K. Drechsler, Mechanical performance of composite based on various three-dimensional woven-fiber performs, *Composite Science and Technology* 56(1996) 381-386
29. Z. Rosenberg and E. Dekel, A computational study of the relations between material properties of long-rod penetrators and their ballistic performance, In. *J. Impact. Engng.* 1998, 21(4): 283-296
30. 王元博, 纤维增强层合材料的抗弹性能和破坏机理研究, 中国科学技术大学博士论文, 2006
31. James Leblanc etc, Shock loading of three-dimensional woven composite materials, *Composite Structures*, 79(2007): 344-355
32. Mohammed R. Karim, Constitutive modeling and failure criteria of carbon-fiber reinforced polymers under high strain rates. PhD paper, University of Akron, 2003
33. X.Teng, T. Wierzbicki, Evaluation of six fracture models in high velocity perforation. *Engineering Fracture Mechanics* 73 (2006) 1653 - 1678
34. R.C.Batra, N.M.Hassan, Blast resistance of unidirectional fiber reinforced composites, *Composites, B*: 39(2008) 513-536
35. 练军, 顾伯洪, 三维编织复合材料弹道冲击细观结构模型的有限元计算, 2006, 18(3): 79-83
36. S.S.Morye etc, Modelling of the energy absorption by polymer composites upon ballistic impact, *Composite Science and Technology*, 60 (2000) 2631-2642
37. M.A.G.Silva, C. Cismasiu etc, Numerical simulation of ballistic impact on composite laminates, *Int. J. of Imp. Eng.* 31(2007)289-306
38. J.N.Baucom, M.A.Zikry, Low-velocity impact damage progression in woven E-glass composite systems, *Composite, A*: 36(2005) 358-664
39. Robert K. Goldberg, Donald C. Stouffer, Strain rate dependent modeling of polymer matrix composites, 14th Annual Technical Conference, Dayton, Ohio, 1999.

40. Gama, Bazle A. Gillespie Jr. etc. Ballistic impact damage modeling and experimental validation on a 3-D orthogonal weave fabric composite. International SAMPE Symposium and Exhibition, SAMPE 2005: New Horizons for Materials and Processing Technologies - Conference Proceedings, 2005, p 1161-1175
41. Simon Chan, Zouheir Fawaz etc, Ballistic limit prediction using a numerical model with progressive damage capability, *Composite Structure* 77(2007)466-474
42. Lan Yao, Xin Wang etc, Modeling and experimental certification of dielectric constants for three-dimensional woven composites, *Composites Sci. and Tech.* Accepted paper, 2008
43. G Cowper, P Symonds, Strain hardening and strain rate effects in the impact loading of canti -lever beams, Tech. Report No.28, ONR Contr. No.562(10), Div. of Engng., Brown University, Providence, RI, 1957.
44. T E Tay, H G Ang, et al. An empirical strain rate-dependent constitutive relationship for glass-fibre reinforced epoxy and pure epoxy. *Composite Structures*, 1995, 33:201-210.
45. Xia Yuanming, Wang Xing. Constitutive equation for unidirectional composites under tensile impact, *Composite Science and Technology*, 1996, 56:155-160.
46. Yang Wang, Yuanming Xia. The effects of strain rate on the mechanical behaviour of kevlar fibre bundles: an experimental and theoretical study. *Composites PartA*, 1998, 29:1411-1415.
47. S Bonder, Y Parton, *J. Appl. Mech.*, 1975, 42:385-389.
48. C T Sun, J K Chen. A simple flow rule for characterizing nonlinear behavior of fiber composites. *Journal of composite Materials*, 1989, 23:1009-1020.
49. S V Thiruppukuzhi, C T Sun. Model for the strain-rate-dependent behavior of polymer composites. *Composites Science and Technology*, 2001, 61:1-12.
50. J K Chen, C T Sun. A plastic potential function suitable for anisotropic fiber composites, *J. Compos. Mater.*, 1993, 27:1379-1390.
51. R Hill. A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic materials. *Pro. Roy. Soc. Ser. A*, 1948, 193, 281-297.
52. S W Tsi, E M Wu. A general theory of strength for anisotropic materials. *J. Composite Materials*, 1971, 5:58-80.
53. Z. Hashin. Failure criteria for unidirectional fiber composites, *J. Appl. Mech.*, 1980, 47:329-334.
54. M N Nahas. Survey of failure and post-failure theories of laminated fiber-reinforced compo -sites, *Journal of Composites Technology and Research*, 1986, 8(4):138-153.
55. 王礼立, 朱兆祥, 应力波基础, 国防工业出版社, 2005
56. Т а р н о п о л в с к н и Ю М, Elastic Mechanical Properties of 3D Orthogonal Fiber-reinforced Composite, *Polymer Mechanics*, 1973, (5) : 853 –860
57. Hirokawa T, Yasuda J, Wasaki Y. The characteristics of 3D orthogonal woven fabric reinforced composite. In Stinson J. ed. 36th International SAMPE Symposium. California. April 15-18, 1991. California: Society for Advancement of Material and Process Engineering, 1991. 151-159

58. J P Lambert, ARBRL-MR-02828. Ballistic Research Laboratory, Aberdeen Proving Ground, MD, 1978.
59. B L Lee, J W Song, et al. Failure of spectra polyethylene fibre-reinforced composites under ballistic impact loading. *Journal of Composite Materials*, 1994, 28(13):1202-1226.
60. F K Chang, K Y Chang. Post-failure analysis of bolted composite joints in tension or shear-out mode failure, *Journal of Composite Materials*, 1987, 21:809-833.
61. C F Yen, A Caiazzo. Innovative processing of multifunctional composite armor for ground vehicles, ARL-CR-484, U.S. Army Research Laboratory, Aberdeen Proving Ground, MD, 2001.
62. 易洪雷, 丁辛. 三维机织复合材料力学性能研究进展, *力学进展*, 2001, 31(2): 161-171
63. Jeff Garrett, Outglassing measurements on Kevlar29-10, Outglassing Services International, 2003
64. P.J.Callus etc, Tensile properties and failure mechanisms of 3D woven GRP composites, *Composite*, A: 30(1999)1277-1287
65. 冼杏娟, 纤维增强复合材料的破坏机理, *力学进展*, 1986, 25(5):229-235
66. D C Prevorsek, H B Chin. Spectra composite armor: dynamics of absorbing the kinetic energy of ballistic projectiles. 34th International SAMPE Symposium, 1989:1780-1790.
67. Y S Reddy, J N Reddy. Three-dimensional finite element progressive failure analysis of composite laminates under axial extension, *Journal of Composites Technology and Research*, 1993, 15(2):73-87.
68. N.K.Naik, High strain rate behavior of woven fabric composite under compressive loading, *Mat. Sci. and Eng. A* 474(2008)301-311
69. 邢誉峰, 田金梅, 三维正交机织复合材料单胞特征单元及其应用, *航空学报*, 2007, 7 (4): 881-885
70. M. Grujicic, B pandurangan etc, Acomputer analysis of ballistic performance of ligh-weight hybrid composite armors, *Applied Surface Science* 253(2006) 730-745
71. Rimantas Barauskas, Ausra Abraitene, Computational analysis of impact of a bullet against the multilayer fabrics in LS-DYNA, *Int. J. of Imp. Eng.* 34(2007)1286-1305
72. V.B.C.Tan, T.W.Ching, Computational simulation of fabric armour subjected to ballistic impacts, *Int. J. of Imp. Eng.* 32(2007)1737-1751
73. J. Lopez-Puente etc, Experimental and numerical analysis of normal and oblique ballistic impacts on thin carbon/epoxy woven laminates, *Composite*, A: 39(2008)374-387
74. Okenwa I. Okoli, The effects of strain rate and failure modes on the failure energy of fiber reinforced composites, *Composite Structures*, 54 (2001) 299-303
75. GB/T 1040.4-2006, 塑料 拉伸性能的测定 第4部分: 各向同性和正交各项异性纤维增强复合材料的试验条件
76. P.J.Maudlin, S.K.Schiferl, Computational anisotropic plasticity for high-rate forming applications, *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.* 131(1996) 1-30