

# 陶瓷基复合材料 力学行为研究进展

## Research Progress of Mechanical Behaviors of Ceramic Matrix Composites

西北工业大学力学与土木建筑学院 王波 矫桂琼 杨成鹏 郭洪宝 李潘



王波

博士、副教授。主要研究方向为复合材料力学,研究内容包括陶瓷基复合材料的损伤本构、失效判据以及连接性能等。

陶瓷基复合材料(Ceramic Matrix Composites, CMC)具有高比模量、高比强度以及良好的耐高温、耐腐蚀等特点,在航空航天领域具有广阔的发展前景。根据增韧方式的不同,陶瓷基复合材料可以分为颗粒、晶须、层状和连续纤维增韧陶瓷基复合材料;根据复合材料基体不同,可以分为玻璃基、氧化物基和非氧化物基复合材

以C/SiC和SiC/SiC复合材料为典型代表的连续纤维增韧陶瓷基复合材料,因为其在高温环境下稳定且优异的力学性能,以及类似于金属材料的韧性断裂破坏行为,使得其在某些特定的材料使用领域,如航空航天领域,具有无可替代的重要地位。

料<sup>[1]</sup>;其中连续纤维增韧非氧化物陶瓷基复合材料具有最为广阔的应用前景。C/SiC和SiC/SiC复合材料由于具有稳定的高强度C、SiC纤维,又具有高模量和抗氧化性能优良的CVI-SiC基体,再加上纤维与基体之间的热解碳界面层可以保证材料在多重损伤机制下表现出良好的韧性破坏,使其成为了最典型的连续纤维增韧非氧化物陶瓷基复合材料的代表。此材料体系主要应用于航空发动机燃烧室、导向叶片、尾喷管和航天发动机燃烧室、喷管等高温结构部件。

连续纤维增韧陶瓷基复合材料的制造方法主要包括化学气相渗透(Chemical Vapor Infiltration, CVI)、先驱体转化法、先驱体浸渍裂解(PIP)等。在国内,西北工业大学利

用CVI工艺,以T300编织物为预制体,成功制备出了2D、2.5D和3D C/SiC复合材料;其中,2D平纹编织C/SiC复合材料的轴向拉伸模量达到了100GPa,拉伸强度达到了350MPa[2]。国防科技大学通过10周期的浸渍-裂解方法成功制备了三维编织碳纤维增强碳化硅复合材料[3]。本文主要介绍采用CVI工艺制备的连续纤维增韧碳化硅陶瓷基复合材料(CMC-SiC)的性能表征与评价、性能预测、本构关系以及失效判据的研究进展情况。

### 陶瓷基复合材料的力学性能 表征和评价

根据材料自身及其工程应用的特点,陶瓷基复合材料力学性能表征

及评价主要包括材料在常温、高温环境下的弹性性能、承载强度以及损伤失效进程的描述和判断。

### 1 基本力学性能表征

依据结构使用设计需要,陶瓷基复合材料的基本力学性能表征参量包括弹性模量和强度两大类。3D、2.5D 和 2D 编织 CMC-SiC 复合材料都基本具有正交各向异性特征,其独立的工程弹性常数有 9 个(3 个拉伸弹性模量  $E_1, E_2, E_3$ ; 3 个泊松比  $\nu_{12}, \nu_{23}, \nu_{31}$ ; 3 个剪切弹性模量  $G_{12}, G_{23}, G_{31}$ ), 对于两个平面编织角相等的 3D 陶瓷基复合材料和平纹编织陶瓷基复合材料,独立的工程弹性常数可减少为 6 个。描述陶瓷基复合材料的强度参量也有 9 个(3 个拉伸强度  $X_{t1}, X_{t2}, X_{t3}$ ; 3 个压缩强度  $X_{c1}, X_{c2}, X_{c3}$ ; 3 个剪切强度  $S_{12}, S_{23}, S_{31}$ ), 对于两个平面编织角相等的 3D 陶瓷基复合材料和平纹编织陶瓷基复合材料,强度参量可减少为 6 个。

此外,在材料筛选方面,还需要弯曲性能来考察材料的拉伸和压缩性能,选取断裂韧性 KIC 来考察材料的断裂性能,选取层间剪切强度来考察材料的层间性能。

陶瓷基复合材料力学性能表征和评价所需参量的获得方法主要有两种: 试验方法( ASTM 测试方法等)和理论计算(单胞模型法等)。陶瓷基复合材料力学性能表征和评价所需参量的 ASTM 测试方法由表 1 给出。表 1 中测得参量的物理意义分别为: 面内拉伸模量  $E_{t1}, E_{t2}$ ; 拉伸强度  $X_{t1}, X_{t2}$ ; 压缩模量  $E_{c1}, E_{c2}$ ; 压缩强度  $X_{c1}, X_{c2}$ ; 拉、压泊松比  $\nu_{t12}$  和  $\nu_{c12}$ ; 沿厚度方向的拉伸强度  $X_{t3}$ , 压缩强度  $X_{c3}$ ; 面内的剪切模量  $G_{12}$ , 剪切强度  $S_{12}$ ; 层间剪切强度  $S_{31}$ ; 弯曲模量  $E_b$ , 弯曲强度  $X_b$ 。设计所需要的其他数据不能通过试验的方法得到,分别是  $E_3, \nu_{23}, \nu_{31}, G_{23}, G_{31}, S_{23}$ ; 这是由于 CVI 工艺制备的陶瓷基复合材料都为薄壁形状,因此与厚度方向相关的

表1 材料力学性能参量的ASTM测试方法

测试环境	试验名称	参照标准	测得参量
室温	拉伸试验	ASTM-C1275/C1468	$E_{t1}, E_{t2}, X_{t1}, X_{t2}, \nu_{t12}, X_{t3}$
	压缩试验	ASTM-C1358	$E_{c1}, E_{c2}, X_{c1}, X_{c2}, \nu_{c12}, X_{c3}$
	面内剪切试验	ASTM-C1469	$G_{12}, S_{12}$
	层间剪切试验	ASTM-C1292	$S_{31}$
高温	弯曲试验	ASTM-C1314	$E_b, X_b$
	高温拉伸	ASTM-C1359	$E_{t1}, E_{t2}, X_{t1}, X_{t2}$
	高温层间剪切	ASTM-C1425	$S_{31}$

几个性能参量难以通过试验方法获得。除了室温下得不到的 6 个性能参量,由于测试手段和材料氧化等原因,高温下还无法测得  $X_{t3}, \nu_{t12}, G_{12}, S_{12}$  等。对于上述不能通过试验方法获得的性能参量则需要通过建立理论计算模型进行预测。

### 2 损伤表征

通过 CVI 工艺制备的陶瓷基复合材料内部存在许多原生微裂纹和微孔洞,以及材料自身损伤特性,导致材料在载荷作用下会发生基体开裂、界面脱粘、纤维断裂等一系列复杂的损伤演化过程,确定复合材料的损伤模式是公认的难题之一。

目前,关于陶瓷基复合材料的损伤检测主要分为两类。一类是在试验前后的处理阶段,可以采用各种透视探伤技术,主要有 X 射线法<sup>[4]</sup>、射线计算机断层扫描法(CT)<sup>[5]</sup>、红外检测法<sup>[6]</sup>和超声法<sup>[7]</sup>,探明材料已有的初始缺陷或加载损伤的分布形态等,辅助分析材料的损伤失效进程,其中红外和超声损伤检测效果较好。另一类是与力学试验同步进行的实时无损检测方法,如声发射技术和电阻测量法。Morscher<sup>[8]</sup>利用声发射频谱分析研究了各个加载阶段的损伤模式,并探讨了材料内部损伤对弹性模量和声波传播速度的影响。潘文革<sup>[9]</sup>利用声发射技术分析二维编织 C/SiC 复合材料拉伸损伤演化过程和损伤机制,将拉伸损伤过程分为 3 个阶段并采用声发射多参数分析得到各个阶段的损伤类型和损伤程度。杜双明等<sup>[10]</sup>通过测量疲劳试验过程中

3D C/SiC 复合材料电阻变化规律建立了电阻变化率与疲劳周次变化的模型,成功描述了材料在疲劳过程中的损伤演化进程。

## 陶瓷基复合材料弹性性能和热物理性能的预测模型

### 1 弹性性能

对于使用连续纤维织物作为增韧相的复合材料,一般根据织物的重复构型特点,从复合材料中选取具有力学行为特征代表性的局部子结构,即单胞;并通过单胞模型进行理论计算,进而对复合材料进行弹性性能预测。单胞预测模型一般分为二维和三维两种。

对于二维织物增韧树脂基复合材料,有纤维束弯曲单胞模型和桥连单胞模型,前者适用于平纹织物复合材料,后者适用于缎纹织物复合材料;对于三维织物增韧树脂基复合材料,有纤维倾角模型。上述模型都是依据经典层合板理论进行的弹性性能预测。对于陶瓷基复合材料,一方面纤维模量低于基体模量,另一方面纤维在制备完成后模量有较大幅度下降,而且存在较大比例的孔洞。因此,上述模量不能直接用于陶瓷基复合材料。

娄立飞<sup>[11]</sup>基于纤维倾角模型,在考虑陶瓷基复合材料独有的特征后建立了三维编织 C/SiC 复合材料的单胞模型,预报了纵向弹性性能。陶亮等<sup>[12]</sup>研究了孔洞的形态与分布,给出了孔洞模型,使用两次等效的均匀化工程方法计算了材料的有

效弹性模量。孔春元<sup>[13]</sup>采用双尺度模型对 2.5D C/SiC 复合材料进行刚度预测,取得较好的效果。李龙<sup>[14]</sup>通过选择恰当的代表体积单元建立了针刺陶瓷基复合材料弹性性能预测的单胞模型,并考虑了孔隙率对基体和纤维束性能的影响,预测结果与试验值吻合较好。杨振宇<sup>[15]</sup>、李典森<sup>[16]</sup>等通过建立复杂三维编织复合材料单胞模型,通过理论计算的方法也对具有特定编织结构的复合材料弹性性能进行了预测。

## 2 热物理性能

陶瓷基复合材料一般在高温环境中使用,因此需要考虑陶瓷基复合材料的热膨胀系数、热传导系数等热物理性能。对于热膨胀系数的理论预测,Chamis<sup>[17]</sup>利用应力平衡方法,得到了横向均质纤维增韧单向复合材料的热膨胀系数公式,取得较好的效果和精度。Ganesh<sup>[18]</sup>考虑织物结构的二维特性和间隙,提出了二维模型,并探讨了织物几何参数对材料面内热膨胀系数的影响。张青<sup>[19]</sup>研究了不同高温处理前后 3D C/SiC 复合材料热膨胀系数的变化规律。聂荣华<sup>[20]</sup>提出了一种预测二维编织 C/SiC 复合材料面内热膨胀系数的单胞模型,并通过试验进行了验证。李宏等<sup>[21]</sup>研究了 2.5D C/SiC 复合材料在不同温度下纵向、横向的热膨胀系数和厚度方向的热扩散系数,表明 CVD SiC 涂层可以提高材料的热扩散系数 1~2 倍。卢子兴等<sup>[22]</sup>建立了三维全五向细观结构单胞参数化模型,通过施加合理的边界条件,计算得到了三维全五向编织复合材料的弹性常数、热传导系数和热膨胀系数,预测结果与试验结果吻合较好。

## 陶瓷基复合材料的非线性本构关系

### 1 陶瓷基复合材料损伤行为研究

纤维增强陶瓷基复合材料在拉伸载荷作用下表现出明显的非线性

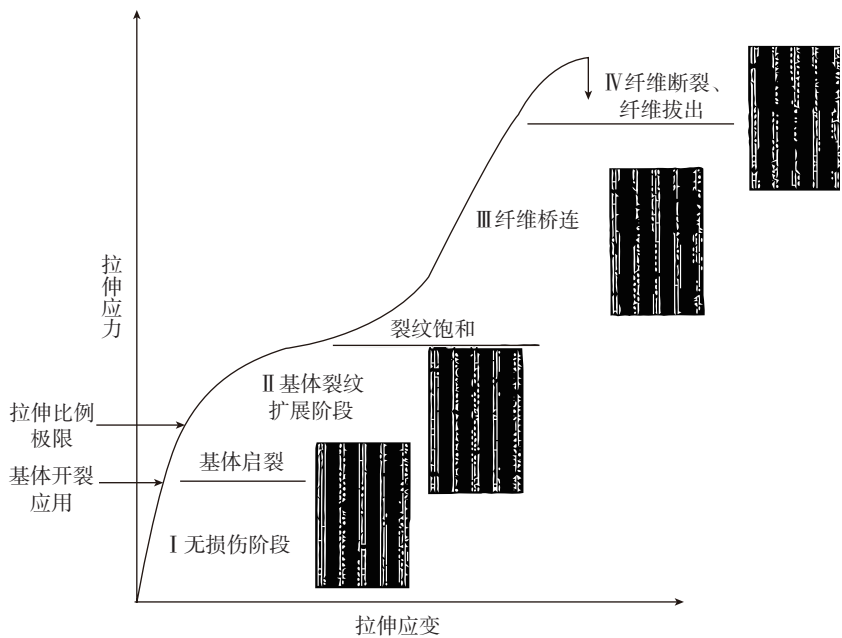


图1 单向陶瓷基复合材料拉伸应力-应变曲线示意图

特征,材料内部不断产生损伤,直到材料最终破坏。理想单向陶瓷基复合材料的拉伸应力-应变曲线可以分成 4 个阶段<sup>[23]</sup>,如图 1 所示。

第 I 阶段为线弹性段,新裂纹没有产生而且制备过程中产生的微裂纹没有扩展,对应于宏观应力-应变曲线上的线性段,复合材料刚度可以通过混合率求得;随载荷增加,逐渐进入第 II 阶段,此时开始产生新的微裂纹,原有裂纹也开始扩展,裂纹数目增多,材料刚度下降;当载荷进一步增大,裂纹趋向均匀分布,裂纹密度(单位长度上的裂纹数目)成为一个稳定值,裂纹达到饱和;第 III 阶段开始于基体裂纹饱和,通过纤维桥连,不发生进一步损伤,表现为一段直线,直线斜率对应复合材料刚度,取决于纤维模量以及纤维体积含量;第 IV 阶段纤维开始断裂,断裂后的纤维逐渐从基体中拔出,由于纤维在基体中沿轴向和径向都受到压缩,所以纤维在拔出过程中还受到界面摩擦力的作用,对应于载荷下降的过程,这一阶段决定复合材料的强度。复合材料的强度取决于纤维的统计强度和界面摩擦力。部分陶瓷基复

合材料可能只出现其中的一个或几个阶段,便发生断裂。

Evans<sup>[24]</sup>研究了纤维增强陶瓷基复合材料的增韧机理和损伤演化过程,得出 C/SiC 复合材料的增韧机理包括裂纹扩展、裂纹偏转、纤维桥连和纤维断裂等。梅辉等<sup>[25]</sup>通过单向拉伸和分段式加卸载试验,研究发现二维编织 C/SiC 复合材料的损伤模式包括基体开裂、横向纤维束开裂、界面层脱粘、纤维断裂、层间剥离和纤维束断裂等。

### 2 陶瓷基复合材料损伤本构关系研究

材料的非线性损伤本构关系可以帮助我们更好地了解材料本身的力学性质,因此研究纤维增强陶瓷基复合材料的本构关系有着十分重要的意义。在这些问题上,国内外学者均做了许多有意义的工作,并得到一些重要的结论。

近年来,损伤力学发展为两个分支:连续损伤力学和细观损伤力学。对于复杂结构,用细观方法确定材料本构通常十分困难。更多的文献从宏观角度出发采用连续损伤力学方法,建立材料的损伤本构模型,对材料非线性行为进行分析。其中较为

典型的模型有 LMT-Cachan 模型<sup>[26]</sup>和 ONERA 模型<sup>[27-29]</sup>。

Camus 等<sup>[30]</sup>采用应变等价假设基于柔度变化定义了损伤变量,通过广义损伤热力学力描述损伤之间的耦合行为,然后通过试验确定损伤变量的变化规律,得到材料的损伤演化模型及损伤本构关系。模型要求材料为损伤弹性,对 CVI 工艺制备的二维机织 SiC/SiC 复合材料的力学响应能够较好的描述。这种方法通过裂纹闭合应力简便描述材料的损伤,没有对残余应变进行具体分析。Paihes<sup>[31]</sup>采用弹塑性力学方法研究 3D-C/C 复合材料的本构关系,把材料的残余应变当作塑性应变处理。

弹塑性理论在延性材料的研究过程中已经形成了多个弹塑性本构模型,由于延性材料的损伤一般为各向同性损伤,因此这些弹塑性模型大多不考虑损伤或者只考虑各向同性损伤<sup>[32]</sup>。在混凝土材料研究中建立了考虑弹塑性与损伤耦合的本构模型,在这些模型中定义了各向异性损伤,但一般不考虑材料的初始各向异性特性<sup>[33]</sup>。目前,关于材料初始各向异性与各向异性损伤耦合的各向异性损伤本构模型研究较少<sup>[34]</sup>,针对 CMC-SiC 复合材料的弹塑性损伤本构模型鲜有报道<sup>[35]</sup>。

由于国内纤维增强陶瓷基复合材料制备工艺的制约,我国对纤维增强陶瓷基复合材料的研究基本是从 20 世纪 90 年代初开始的。在纤维增强陶瓷基复合材料本构关系研究方面,国内还没有形成公认模型。常岩军等<sup>[36]</sup>在连续损伤力学框架下提出了平纹编织 C/SiC 复合材料的正交各向异性损伤本构模型,该模型考虑了残余应变和损伤各向异性两个引起材料非线性响应的主要因素。李俊等<sup>[37]</sup>基于二维编织 C/SiC 复合材料的基本力学试验,建立了该材料的宏观正交各向异性非线性损伤本构模型。模型以应变作为变量,采用

简单函数形式描述材料在单轴拉伸和面内剪切加载下的应力-应变关系,以及卸载时的刚度变化。

### 陶瓷基复合材料的强度失效判据

复合材料的失效判据众多,其中被广泛承认和应用的有最大应力(应变)准则、蔡-希尔准则、霍夫曼准则和蔡-吴张量准则,但上述准则都是唯象强度理论,不涉及复合材料的具体损伤形式、过程和机理。Hashin 考虑纤维和基体失效的不同建立了 Hashin 判据,之后有很多学者根据复合材料不同的损伤形式提出自己的失效准则<sup>[38-40]</sup>,但多数都是针对普通树脂基复合材料的。与上述不同的是陶瓷基复合材料在拉伸和剪切的载荷下,力学响应应具有明显的非线性特征。

对于连续纤维增强陶瓷基复合材料在复杂应力状态下的力学行为和强度失效判据的研究较少。Weigel<sup>[41]</sup>建立了 2D-C/SiC 复合材料损伤和失效的细观模型,分析了材料在拉伸、压缩和剪切作用下的细观失效机理。国内的管国阳等<sup>[42]</sup>对 2D-C/SiC 复合材料在拉剪复杂应力状态下的强度特性进行了试验研究,考虑材料拉压强度的差异提出了一个椭圆形唯象失效判据。王翔等<sup>[43]</sup>通过试验研究了 2D-C/SiC 复合材料在拉剪和压剪复杂应力状态下的力学行为,并定性讨论材料的损伤和失效模式。杨成鹏等<sup>[44]</sup>在基于损伤等效原理,针对线性损伤和非线性损伤,未考虑应力交互作用的蔡-吴判据的基础上,建立了一种基于损伤的强度理论,即“D 失效判据”理论,其研究表明,陶瓷基复合材料在复杂应力状态下内部会产生较大程度的损伤,使得其应力-应变行为表现出明显的非线性特征。

### 结束语

以 C/SiC 和 SiC/SiC 复合材料为

典型代表的连续纤维增韧陶瓷基复合材料,因为其在高温环境下稳定且优异的力学性能,以及类似于金属材料韧性断裂破坏行为,使得其在某些特定的材料使用领域,如航空航天领域,具有无可替代的重要地位。目前,关于此体系材料的常温基本力学性能及行为,基本损伤失效进程和失效类型,简单唯象失效判据等方面的研究已经取得了一定的成果,但是仍然有许多薄弱环节和不足之处。今后,有关连续纤维增韧陶瓷基复合材料力学性能的研究重点和方向主要是:

(1) 材料在不同类型载荷作用下表现出的损伤响应,尤其是面内剪切损伤;以及在复杂载荷作用下材料拉伸损伤和压缩损伤与剪切损伤之间的相互耦合效应。

(2) 在考虑不同类型损伤相互耦合的前提下,研究并提出完备的材料损伤本构模型以及复杂载荷作用下的损伤失效强度准则。

(3) 材料在高温环境下的力学性能表征和评价,以及材料常温理论体系在高温环境下的适用性,是材料高温力学理论体系提出与建立的前提。

### 参考文献

- [1] 张立同, 成来飞. 连续纤维增韧陶瓷基复合材料可持续发展战略探讨. 复合材料学报, 2007, 24(2): 1-6.
- [2] 常岩军, 矫桂琼, 张克实, 等. 3D-C/SiC 复合材料拉伸性能的声发射研究. 复合材料学报, 2010, 27(6): 82-87.
- [3] 周长城, 周新贵, 张长瑞, 等. 制备工艺对碳纤维增强碳化硅复合材料结构和力学性能的影响. 稀有金属, 2005, 29(5): 666-669.
- [4] Moura de M F S F, Goncalves J P M. Modelling the interaction between matrix cracking and delamination in carbon - epoxy laminates under low velocity impact. Composites Science and Technology, 2004, 64: 1021-1027.

本文共有参考文献 44 篇, 因篇幅有限, 未能一一列出, 如有需要, 请向本刊编辑部索取。

(责编 深蓝)