

# C/SiC 复合材料在航空发动机环境中损伤机理研究

## Damage Mechanisms of C/SiC Composite Materials in Simulated Aeroengine Environment

西北工业大学超高温结构复合材料重点实验室 栾新刚 姚改成 梅 辉 成来飞

**[摘要]** 以航空发动机中等载荷静止部件的服役环境为应用背景,通过等效模拟系统和高温风洞系统结合的方法深入研究 C/SiC 复合材料在航空发动机环境中的损伤机理,研究了温度、燃气速率、应力对加速系数的影响,以及预制体结构和燃气速率对耦合环境氧化的影响,并且可以通过计算承载区域的氧化速率来实现初步的寿命预测。

**关键词:** C/SiC 复合材料 燃气速率 加速系数 等效模拟系统 高温风洞系统

**[ABSTRACT]** Aiming to the application for static load components in high temperature aeroengine service environments, the damage mechanism of C/SiC composite is investigated using the equivalent simulation system (ES) combined with the wind tunnel system (WS). The effects of temperature, gas rate and stress on acceleration factor of degradation of C/SiC are studied. The influences of preform structure and gas rate on stressed oxidation are also carried out. The results can be used for preliminary life prediction through the calculation of oxidation rate of bearing area.

**Keywords:** C/SiC composite Gas rate Acceleration factor Equivalent simulation system Wind tunnel system

航空发动机是飞机的核心,是飞机机动性、航程、可靠性、经济性及环境影响的决定性因素之一。没有好的发动机,就不可能有先进的飞机。因此,航空发动机研制速度决定整个飞机研制速度,航空发达国家都把发动机作为优先发展的技术并列为国家或国防关键技术计划<sup>[1-2]</sup>。

21 世纪军用航空推进系统的发展,主要是大幅度提高发动机推重比<sup>[3-5]</sup>。为了达到这一目标,就必须尽量减轻发动机重量和提高发动机推力。增大发动机推力的主要途径是提高发动机工作温度,特别是涡轮进口温度。

纤维增强陶瓷基复合材料作为高温结构材料,尤其作为航空航天飞行器需要承受极高温度的特殊部位结

构用材料(例如燃烧室浮壁、喷管等)具有很大的潜力。与传统材料相比,纤维增强陶瓷基复合材料有耐高温、高比强、高比模、低密度等优点,有很好的耐磨性和耐化学腐蚀性,尤其是它具有类似金属的断裂行为,对裂纹不敏感,不会发生灾难性损毁,因此被列为新一代航空发动机材料的发展重点<sup>[6-7]</sup>。其中,C 纤维增韧 SiC 陶瓷基复合材料因其耐高温、高强度、低密度、热膨胀小、导热性好、具有较高的高温强度和抗腐蚀等特点,已取代高温抗蠕变性能较低的 CAS、LAS 等玻璃陶瓷和抗氧化性能较差的碳基材料,成为高温结构材料的首选<sup>[8]</sup>。

航空发动机环境的突出特点是环境因素多,作用时间长,对材料性能影响复杂且缓慢。航空发动机环境可以分为热物理化学环境和复杂应力环境<sup>[8]</sup>。热物理化学环境不仅包含氧气、水蒸气、碳氧化物、碳化化合物、硫化物和熔盐等化学成分,还包含高温、高压和高速气流等。复杂应力环境则包括弯曲、拉伸、剪切、压缩、冲击、热震疲劳、机械振动、持久蠕变等。已有的研究表明<sup>[9-10]</sup>,燃气流速、燃气温度、氧分压、水分压和腐蚀剂浓度是热物理化学环境的控制因素,而持久蠕变、机械疲劳和热震疲劳是复杂应力环境的控制参数。燃气压力不是独立的环境控制参数,其影响在本构关系中的温度和压力因素中反映。燃气流速是环境控制因素,由于燃气流速很高,能对燃气流速进行模拟最好最直接的设备是高温风洞。一方面,风洞的运行费很高,往往在经济上无法承担。另一方面,不可能利用试验模拟设备同时对燃气成分和燃气流速进行模拟。解决这一矛盾的最佳途径就是把试验模拟平台分为等效模拟系统和风洞模拟系统,用等效模拟系统进行大量的性能演变试验,用风洞模拟系统进行验证和标定。

本文的研究是以航空发动机中等载荷静止部件的服役环境为应用背景,深入研究 C/SiC 复合材料在航空发动机环境中的损伤机理,建立损伤模型,并实现初步的寿命预测。

## 1 试验过程

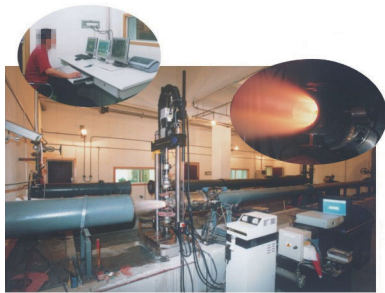
### 1.1 试验设备

航空发动机热结构材料环境性能试验模拟系统如

图 1 所示,其包括等效模拟系统图 1 (a)和高温风洞模拟系统图 1 (b),其主要技术参数如表 1 所示。该系统设备由 Instron 液压伺服万能试验机、高温环境箱、燃气风洞及其控制系统和损失信息采集系统等组成,其详细



(a) 等效模拟系统



(b) 高温风洞模拟系统

图 1 航空发动机热结构材料环境性能试验模拟平台

Fig.1 Testing simulation system for aeroengine environment

表 1 航空发动机热结构材料环境性能试验模拟平台技术参数表

	等效模拟系统	风洞模拟系统
热物理化学环境	1600℃ 氧分压:0~0.1MPa 水分压: 0~0.05MPa 腐蚀介质浓度:0~300ppm	1650℃ 氧分压:0~0.05MPa 水分压: 0~0.05MPa 腐蚀介质浓度:1000ppm
复杂应力环境	低频疲劳:1~10Hz,各种波形 蠕变; 疲劳 / 蠕变; 最大载荷:10t	低频疲劳:1~10Hz,各种波形 蠕变; 疲劳 / 蠕变; 最大载荷:2.5t
热震环境	200 ↔ 1300℃ ,1000℃ /min	300 ↔ 1650℃ ,2000℃ /min
演变信息在线获取	应变、电阻、声发射	

性能参数见参考文献 [11]。

高温风洞模拟系统反映了真实航空发动机地面试车的试验条件。理论上,等效模拟系统和高温风洞系统之间的区别仅在于前者的气氛是静态的,后者具有一定的燃气流速。流速是环境控制因素之一,而风洞的运行费用还比较高。解决这一矛盾的最佳途径就是运用等效模拟系统进行大量低成本的高温等静态气流环境下材料性能损伤演变时态,再用少量高温风洞系统试验进行验证和标定<sup>[12]</sup>。

### 1.1.1 等效环境模拟设备

试验设备为等效环境模拟系统,采用石墨电阻加

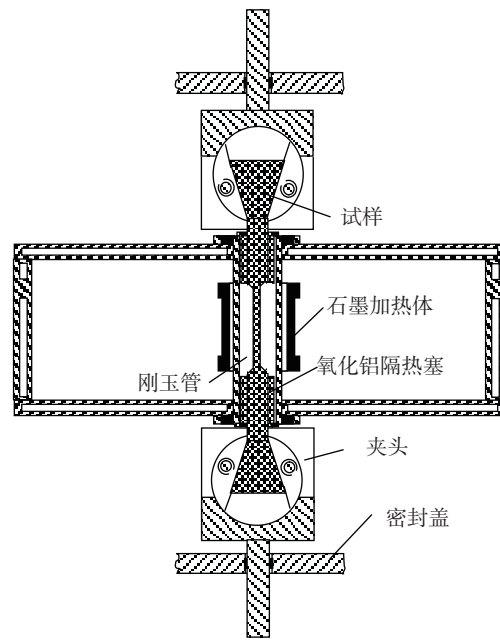


图 2 等效环境模拟试验试样安装示意图

Fig.2 Sketch of specimen setting during stress-oxidation or corrosion at high temperatures

热环境箱实现高温腐蚀介质长寿命恒温加热,采用 Instron 万能试验机对试样进行加载。试验安装图如图 2 所示。试验设备的主要恒温加热性能指标:工作温度为 1500℃;加热速率为 10℃ /min;炉膛均温区 Ø 20

mm × 20 mm。

### 1.1.2 高温风洞模拟设备

试验设备为高温风洞系统,试验前按图 3 安装试样,试样的标距位于燃气中心位置。风洞点成功并稳定到试验温度后,夹紧试样,给定试验应力开始试验,应力由 Instron 试验机提供和控制。

试验连续进行到试样断裂,试验就算结束。试验结束后利用三点弯曲法测定试样在空气中的剩余弯曲强度。

### 1.2 材料制备

本文选用日本东丽公司(Toray Industries, Inc.

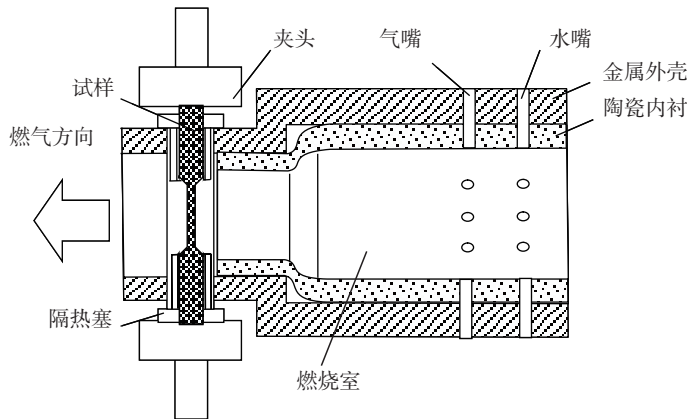


图3 风洞环境模拟试验试样安装示意图

Fig.3 Sketch of specimen setting during stress-oxidation in high temperature combustion

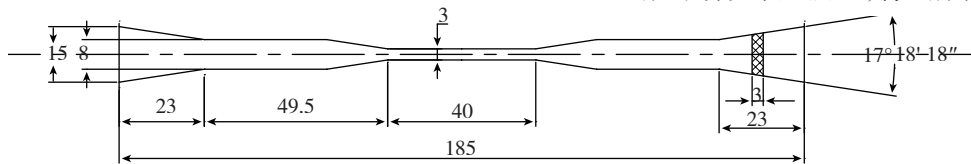


图4 高温环境试验试样的形状与尺寸

Fig.4 Geometry and dimensions of the as-received 2D C/SiC composites sample for high temperature environment testing

Tokyo, Japan)生产的 T300 碳纤维及其平纹布制备 2D C/SiC 和 3D C/SiC。具体步骤如下:

#### (1) 纤维预制体的制备。

采用 0/90° 平纹纤维束叠层的方法制备 2D 纤维预制体,碳纤维之间由 SiC 基体进行连接并有少量的穿刺纤维束。预制体中纤维的体积百分数控制在 40%~45% 的范围内(3D 纤维预制体通过两步法获得)。

#### (2) PyC 界面层的制备。

采用等温-低压化学气相渗透工艺(I-LCVI)在纤维表面原位沉积一层热解碳(PyC)界面层,其厚度约 0.2 μm。沉积参数为:温度为 960℃,压力为 5kPa,时间为 20h,氩气流量为 200mL/min,丙烯流量为 15mL/min。

#### (3) SiC 基体的制备。

采用 I-LCVI 工艺在纤维预制体内沉积 SiC 基体。沉积参数为:温度为 1000℃,压力为 5kPa,氢气流量为 350mL/min,氩气流量为 350mL/min,氢气与三氯甲基硅烷(CH<sub>3</sub>SiCl<sub>3</sub>, MTS)的流量之比为 10,时间为 120h。

#### (4) 试样的制备。

将复合材料板材沿长度方向磨成各种形状和尺寸的试样。

#### (5) SiC 涂层的制备。

采用化学气相沉积工艺(CVD)在试样表面沉积 2~3 层 SiC 涂层,每层的厚度大约为 20 μm。沉积参数为:温度为 1000℃,压力为 5kPa,氢气流量为 350mL/min,氩气流量为 350mL/min,氢气与三氯甲基硅烷(CH<sub>3</sub>SiCl<sub>3</sub>, MTS)的流量之比为 10,时间为 20h。

### 1.3 试验过程

高温风洞试验(等效模拟试验)采用如图 4 所示的试样,研究燃气温度、燃气速度和应力 3 种环境控制性参数对 2D 和 3D C/SiC 性能的影响,具体试验条件如表 2 所示,将试样在上述燃气速度,燃

气出口温度,蠕变应力下试验直至试样断裂。(对于等效模拟试验只是在其他条件不变的情况下,去掉燃气气氧来进行试验)

按照计算控制燃气的温度和速度,同时利用计算的燃气成分进行等效模拟试验。

## 2 结果和分析

### 2.1 温度对 2D C/SiC 复合材料寿命的影响

图 5 给出了 2D C/SiC 在气氛组分与含量一致的环境中,燃气速度为 285m/s,30%UTS 应力下的寿命-温度曲线。两种寿命-温度曲线的共同特点是:

(1) 2D C/SiC 在两种环境中的寿命均在 900℃ 出现最低值,这一温度称为寿命变化的临界温度,用  $T_c$  表示。在临界温度,两种环境中的寿命相当,都在 200min 左右。寿命随温度变化主要与在不同温度下材料基体裂纹的开展以及该温度下碳氧反应的活化能有关。温度很低时,尽管基体存在裂纹,但是扩散到材料内部的氧化性气体与碳相发生反应的活化能很低,性能下降缓

表2 高温试验参数

温度 / °C	压力 / MPa	流量 / ( m <sup>3</sup> · s <sup>-1</sup> )	成分 / %			
			O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	CO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub> O
700;900; 1200;1300;1400; 1500;1700	40;60;80; 100;120;146; 160;240	184;229;285; 310; 341	8.30	74.59	7.88	9.32

慢。只有当温度上升到一个比较合适的临界点  $T_c$  时, 即  $900^\circ\text{C} < T_p = 1000^\circ\text{C}$ , 基体裂纹没有完全闭合, 涂层和基体 SiC 无法生成大量的无定性氧化硅封填裂纹, 氧化性环境气体仍然可以透过这些张开的裂纹进入到材

料内部, 而碳氧反应的活化能随着温度的上升而增高, 大量的承载碳纤维被氧化, 性能迅速下降。当温度继续升高时, 裂纹闭合, 同时 SiC 基体和涂层能够形成致密的无定性氧化硅封填裂纹, 材料氧化被抑制, 寿命随着温度增加而增加。因此  $T_c$  是上述两种机制, 即反应控制向扩散机制转变的临界温度。

(2)  $T < 900^\circ\text{C}$  时, 裂纹宽度较大, 碳氧反应速度随温度增加而增加, 两种环境中的寿命随着温度的升高不断减小;  $T > 900^\circ\text{C}$ , 碳氧反应由反应控制转变为扩散控制, 两种环境中的寿命随着温度的升高不断增加。但是在两个温度区间, 两种环境中的寿命减小和增加的幅度不同。

(3) 2D C/SiC 在两种环境中的寿命数据的误差棒宽度随温度升高而增大, 即分散程度随着温度的升高而增大。这表明, 寿命增加的同时, 可靠性不断下降。2D C/SiC 通常基体裂纹在  $900^\circ\text{C}$  以上开始闭合, 承载的碳纤维氧化过程被抑制, 从而可以获得更高的寿命。但随着温度的不断升高, 复合材料中制备缺陷, 如表面开气孔、针刺孔等对氧化的作用不断显现出来, 由于这些制备缺陷具有很大的随机性, 获得的寿命也具有很大的波动性。

## 2.2 燃气流速对 2D C/SiC 复合材料寿命的影响

图 6 给出了风洞环境中的 2D C/SiC 的寿命分布。其中, 图 6 (a) 是相同燃气流量条件下材料寿命随温度的变化, 图 6 (b) 是全部风洞环境的寿命数据进行整理后的散点分布图。风洞的试验参数控制极为复杂。不同温度下, 要保证燃气速度相同, 需要调节空气流量  $Q$ 。相同空气流量条件下, 不同的燃气温度对应的速度也不一样, 且随着温度的升高速度增大。固定空气流量, 研究温度和速度同时提高对寿命的影响, 如图 6 (a) 所示。可以看到, 当空气流量  $Q = 79$ , 蠕变应力为 30%UTS 时, 2D C/SiC 的寿命随着温度和速度的同时增加呈现类指数减小规律。与图 5 (b) 相比, 存在明显的差别。

图 6 (b) 是固定燃气速度条件下, 单一因素温度对寿命的影响, 进气量  $Q$  与燃气温度和速度不同, 并不是环境控制性变量参数, 它的大小可以从燃气速度  $V$  和温度  $T$  上得到体现。图 6 (a) 说明, 燃气温度越高, 速度越大, 性能下降越快, 寿命越低, 加速系数就越大。同样, 从图 6 (b) 中, 寿命的散点分布可以看到, 高温高速下材料寿命主要集中在该图的右下位置, 具有较低的寿命。尽管相同速度下, 在  $1400^\circ\text{C}$  能够获得比在  $1200^\circ\text{C}$

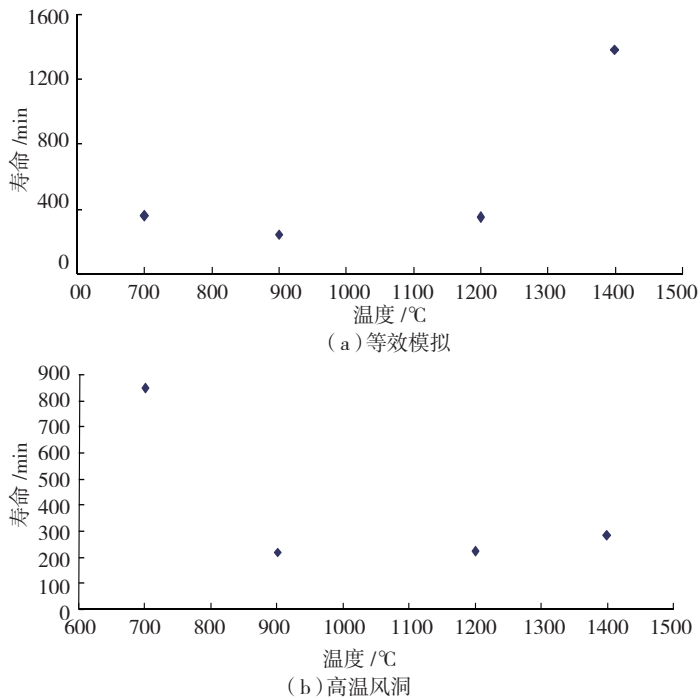


图5 温度对2D C/SiC 寿命的影响

Fig.5 Effect of temperature on the life of 2D C/SiC composites

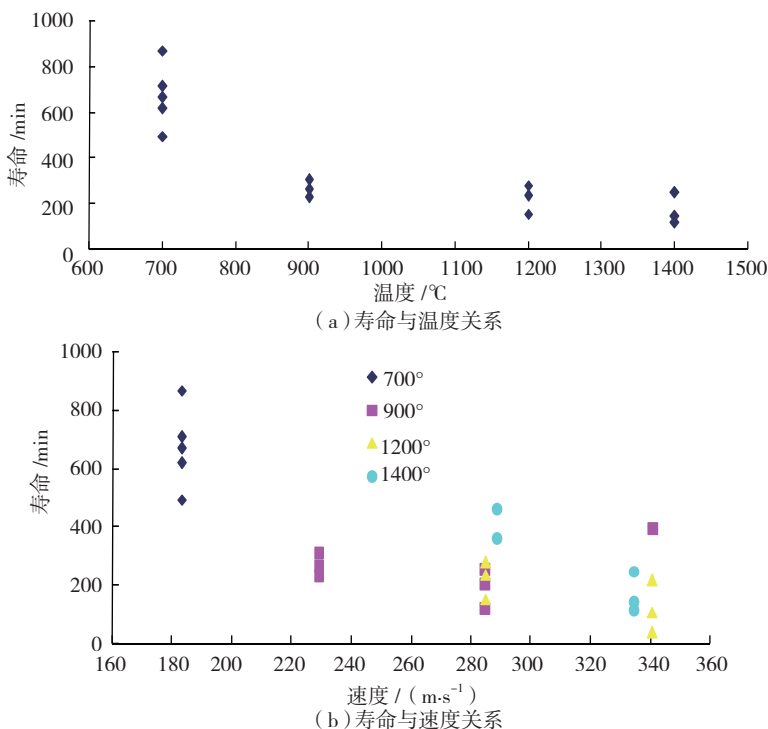


图6 2D C/SiC风洞环境中的寿命与温度和速度的关系

Fig.6 Under WS, relationships between the life of 2D C/SiC composites and temperature, and gas velocity

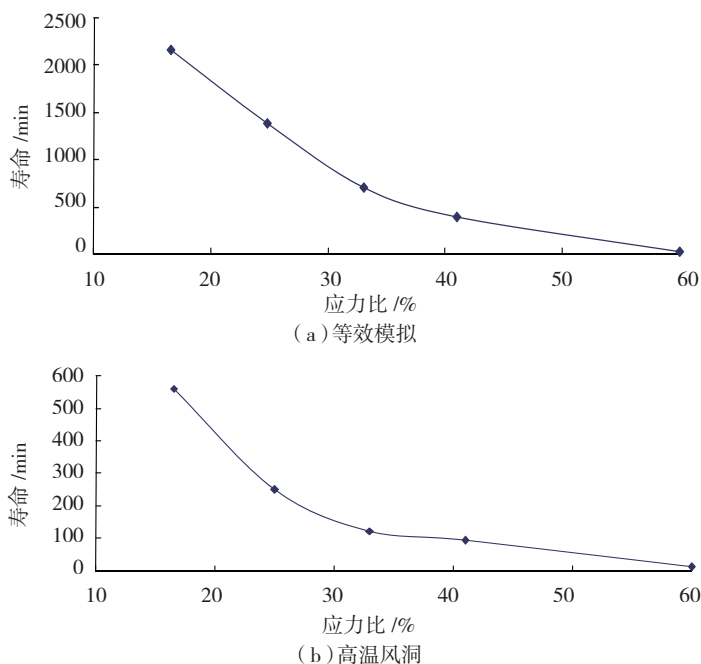


图7 应力对2D C/SiC 寿命的影响

Fig.7 Effect of stress on the life of 2D C/SiC composites

更高的寿命,但是相同的等效环境条件下,前者寿命比后者高很多,因此,高温高速下风洞环境对损伤演变的加速作用依然明显。

### 2.3 应力对加速系数的影响

图7给出了在等效环境和风洞环境中,2D C/SiC 的寿命随应力的变化曲线对比。很明显,两种环境中的寿

命—应力曲线具有相似的类型指数变化规律,即随着应力比的不断提高,寿命呈指数规律减小。这与大多数材料寿命与应力水平的关系一致。所不同的是,等效模拟环境中的寿命基本上都高于风洞环境中的寿命。在低应力情况下( $\sigma = 16\%$  UTS),等效模拟环境中静态气氛能够使 SiC 在 1300℃ 时生成大量的氧化膜,封填裂纹,从而使复合材料具有很高的寿命,一般超过 36h。高温风洞环境中,高温高速燃气作用加速了 SiC 的氧化消耗,从而使复合材料在低应力下性能快速衰减,寿命一般不会超过 10h。在高应力情况下( $\sigma = 60\%$  UTS),C/SiC 涂层和基体裂纹被拉开很大,即便是在等效模拟系统中,静态气氛大量氧化 SiC 生成的氧化硅也无法封填裂纹,两种环境中碳相氧化机制相同,并且 1300℃ 高温下,碳相一旦暴露就立即氧化,因此,在高应力条件下,两种环境中寿命基本一致,加速系数接近 1。

此外,从图7可以看出,在低应力下,其加速因子  $F > 1$ ,且随着应力的增加加速因子不断增加,即应力加速损伤演化的程度愈发显著,但存在一个临界应力  $\sigma_0$ ,使得加速系数达到最大值  $F_{max}$ ,随着应力继续增加,达到高应力区域时,此时加速因子将会不断降低,最终一直到达  $F=1$ ,即两种环境下材料的寿命达到基本一致。

### 2.4 预制体结构对 3D C/SiC 燃气应力耦合环境氧化损伤的影响

复合材料氧化由气体扩散机理控制时,氧化进程受缺陷或裂纹的尺寸和扩散路径的曲折度控制,预制体结构也会影响 C/SiC 的燃气应力耦合环境氧化。

图8显示了归一化应力对 2D C/SiC 复合材料燃气应力耦合环境氧化断口形貌的影响。图7的局部非均匀氧化断口形貌说明:归一化应力为 0.30 时,2D 复合材料的氧化是由气体扩散机理控制的;图8(b)的局部均匀氧化断口形貌说明:归一化应力为 0.37 时,2D 复合材料的氧化由 C 相反应与气体扩散混合机理控制。也就是说归一化应力小于 0.4 时,2D C/SiC 与 3D C/SiC 具有相同的氧化机理。

图9显示了预制体结构对复合材料 1300℃ 燃气应力耦合环境中拉伸强度下降速率的影响。由图9可知 1300℃ 燃气应力耦合环境中,氧化由气体扩散机理控制时,3D C/SiC 复合材料的归一化拉伸强度下降速率始终比 2D C/SiC 的归一化拉伸强度下降速率低,而且其差值与外加拉应力的的大小无关。3D C/SiC 复合材料的强度下降速率更低是因为其预制体结构更复杂,也就是说气体扩散路径的曲折度更高,气体向复合材料内部扩散的实际路径更长,C 相的氧化速度更慢。强度下降速率差

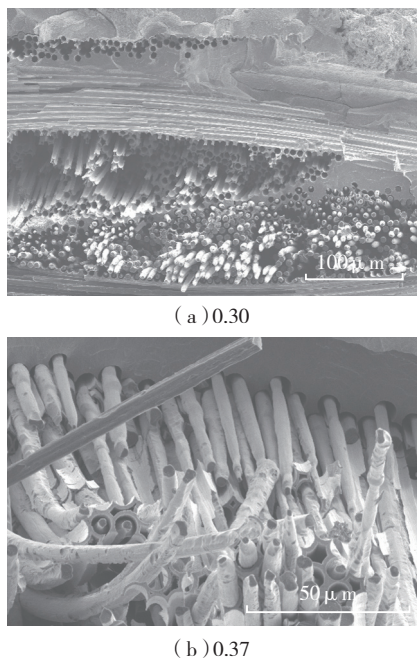


图8 归一化应力对2D C/SiC复合材料燃气应力耦合环境氧化后的断口形貌的影响

Fig.8 Fracture section of 2D C/SiC after exposed in the combustion gas at 1300℃ with the normalized peak strength

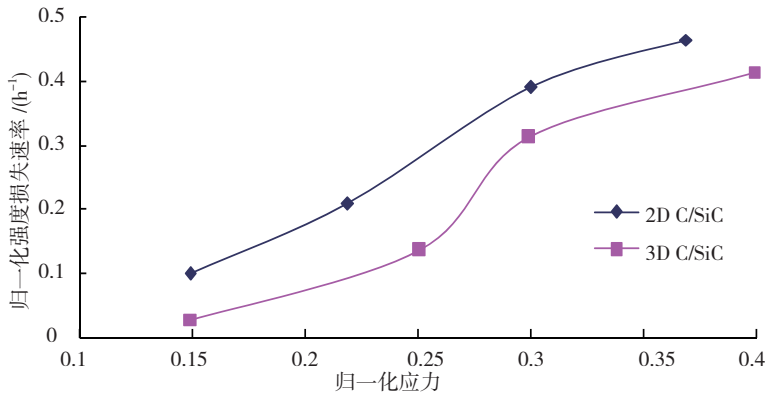


图9 预制体结构对复合材料1300℃燃气应力耦合环境中拉伸强度下降速率的影响  
Fig.9 Effect of preform structure on normalized tensile strength loss rate after stressed oxidation in 1300℃ combustion environment

值与外加应力无关则说明制备工艺相同的条件下,复合材料内气体扩散路径的曲折度与预制体结构唯一相关。

由于 3D C/SiC 预制体具有一定的编织角  $\alpha$ ,当预制体轴向受力时总有一部分纤维不能有效承载。有效承载纤维量与总纤维量的比例可以用下式计算:

$$P_{ef} = \cos(\alpha) \quad (1)$$

式中,  $P_{ef}$  为纤维承载分数。本文所用 3D C/SiC 复合

## 2.5 燃气流速对 3D C/SiC 应力氧化的加速

风洞环境是湿氧、应力和燃气流速的耦合环境,等效环境只是湿氧和应力的耦合环境。在保证水分压、氧分压和应力相同的条件下,可研究燃气流速对 3D C/SiC 应力氧化损伤的影响。

表 3 对比了 3D C/SiC 的等效环境和风洞环境应力氧化结果。由表 3 可知,燃气流速大大加速了复合材料的应力氧化速度。在 1200℃湿氧和归一化应力为 0.3 的条件下,3D C/SiC 的氧化由气体扩散机理控制,燃气流速对复合材料强度下降的加速非常显著,加速倍数高达 239 倍。

在 1200℃湿氧和归一化应力为 0.4 的条件下,3D C/SiC 的氧化由 C 相反应和气体扩散混合控制,燃气流速对复合材料强度下降的加速明显降低,加速倍数只有 5.03 倍。这说明高速燃气导致的流动传质速率远大于扩散传质速率,大大增加了进入复合材料内部的气体总量,从而加速复合材料的氧化。但传质速度的提高对 C 相反应速度的影响却比较小。因此,可断定 C 相反应机理控制时间越长,则燃气流速对强度下降速率的影响越小。

表3 3D C/SiC的等效环境和风洞环境应力氧化结果对比

试验参数		静态环境		燃烧环境		$\frac{\overline{R}_{sl,c}}{\overline{R}_{sl,s}}$
温度 /°C	$\sigma_{nps}$ /MPa	$R_{sl,c}$ /(MPa·h <sup>-1</sup> )	$\overline{R}_{sl,s}$	$R_{sl,c}$ /(MPa·h <sup>-1</sup> )	$\overline{R}_{sl,c}$	
1200	0.3	7.4	0.9	393.5	215.1	239
		-3.1		87.7		
		-1.7		164.3		
1300	0.4	26.2	33.7	61.5	169.5	5.03
		29.1		337.7		
		45.8		109.2		

注:(1)  $\sigma_{nps}$  归一化应力;(2)  $R_{sl,s}$  等效环境中的强度下降速率;(3)  $R_{sl,c}$  燃气环境中的强度下降速率;(4)  $\overline{R}_{sl,s}$  等效环境中的平均强度下降速率;(5)  $\overline{R}_{sl,c}$  燃气环境中的平均强度下降速率。

材料预制体的编织角为 22°,其纤维承载分数为 0.93。由于 0°/90° 叠层的 2D 预制体只有一半纤维能有效承载,纤维承载分数为 0.5。两者的纤维承载分数之比为 1.854。由图 9 可推算出 2D C/SiC 的归一化强度下降速率是 3D C/SiC 的 1.85 倍。因此,氧化由气体扩散控制时 C/SiC 复合材料的强度下降速率与纤维承载分数存在如下关系:

$$R_{nsl}^2 \cdot R_{ef}^2 = R_{nsl}^3 \cdot R_{ef}^3 = c \quad (2)$$

$$R_{nsl} = C \cdot \frac{1}{P_{ef}} \quad (3)$$

式中,  $R_{nsl}$  为归一化强度下降速率 (MPa/h), C 为常数,上标 2,3 分别代表 2D C/SiC 和 3D C/SiC,各参数都是无量纲量。

燃气流速不仅加速了复合材料的强度下降速率,而且改变了复合材料在应力氧化过程中的伸长特点。如图 10 所示,在 1300℃燃气和归一化应力为 0.4 的条件下,燃气流速加速了复合材料的氧化进程,导致复合材料没有时间调整应力分布,不再出现“表观硬化”现象,而是持续伸长。由于复合材料的氧化是分区域的,而且区域大小取决于外加应力,在相同归一化应力下,相同复合材料具有相同的承载区域。由图 10 中的 C2 和 S2 长度可知,相同的承载区域在不同环境中的承载时间不同,燃气流速对氧化的加速明显减少了承载区域的承载时间。图 10 中,C2 大约为 0.54h,S2 大约为 2.75h,  $S2/C2=5.09$ 。这说明相同承载区域在等效环境中的承载时间是其在燃气环境中的 5.09 倍,也就是说燃气流速

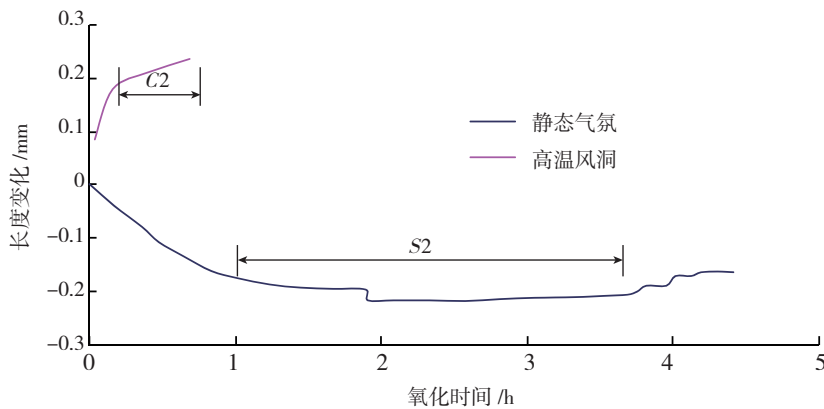


图10 3D C/SiC的等效环境和风洞环境应力氧化伸长对比

Fig.10 Comparisons of length change of 3D C/SiC during stressed oxidation between in static environment and in combustion environment

将复合材料的氧化速率提高了 5.09 倍,刚好和燃气流速对复合材料强度下降速率的加速倍数相当,再次证明复合材料的强度下降和截面积损伤是成正比的。这也说明复合材料承载区域的氧化速率与复合材料整体的氧化速率相同。因此,可通过计算承载区域的氧化速率来预测复合材料的整体寿命。

### 3 结论

(1) 2D C/SiC 蠕变过程在等效环境与高温风洞环境中均存在一个临界温度(900℃),当温度低于 900℃时,此时加速系数  $F < 1$ ,即燃气流速可以抑制损伤演化;当温度高于 900℃时,此时加速系数  $F > 1$ ,即燃气流速可以加速损伤演变。此外,2D C/SiC 在两种环境中的寿命数据的误差棒宽度随温度升高而增大,即分散程度随着温度的升高而增大。

(2) 燃气温度越高,燃气流速越大,对 2D C/SiC 性能下降越快,使其寿命降低,加速系数变大。即高温高速下风洞环境对损伤演变的加速非常显著。

(3) 在 1300℃下,等效模拟和高温风洞试验表明,在低应力下,其加速因子  $F > 1$ ,且随着应力的增加加速因子不断增加,即应力加速损伤演化的程度愈发显著,但存在一个临界应力  $\sigma_0$ ,使得加速系数达到最大值  $F_{max}$ ,随着应力继续增加,达到高应力区域时,此时加速因子将会不断降低,最终一直到达  $F=1$ ,即在高应力区,两种环境下材料的寿命达到基本一致。

(4) 复合材料氧化由气体扩散机理控制时,氧化进程受缺陷或裂纹的尺寸和扩散路径的曲折度控制,预制体结构也会影响 C/SiC 的燃气应力耦合环境氧化。且当归一化应力小于 0.4 时,2D C/SiC 与 3D C/SiC 具有相同的氧化机理。1300℃燃气应力耦合环境中,氧化由气体扩散机理控制时,由于 3D C/SiC 预制体结构更复杂,

其气体扩散路径的曲折度更高,气体向复合材料内部扩散的实际路径更长,C相的氧化速度更慢,从而使得 3D C/SiC 复合材料的归一化拉伸强度下降速率始终比 2D C/SiC 的归一化拉伸强度下降速率低。

(5) 3D C/SiC 的等效环境和风洞环境应力氧化结果表明,燃气流速大大加速了复合材料的应力氧化速度。并且,高速燃气导致的流动传质速率远大于扩散传质速率,大大增加了进入复合材料内部的气体总量,从而加速复合材料的氧化。但传质速度的提高对 C 相反应速度的影响却比较小。因此,可断定 C 相

反应机理控制时间越长,则燃气流速对强度下降速率的影响越小。

(6) 燃气流速不仅加速了复合材料的强度下降速率,而且改变了复合材料在应力氧化过程中的伸长特点。试验表明,复合材料的强度下降和截面积损伤是成正比的。这也说明复合材料承载区域的氧化速率与复合材料整体的氧化速率相同。因此,可通过计算承载区域的氧化速率来预测复合材料的整体寿命。

### 参考文献

- [1] 樊庆和. 未来战斗机发动机技术研制进展. 航空兵器, 2002(2): 40-43.
- [2] 瞿立生. 新一代战斗机发动机计划. 国际航空, 2000(1): 34-35.
- [3] 刘大响. 高性能航空发动机的发展对材料技术的要求. 燃气涡轮试验与研究, 1998, 11(3): 1-5.
- [4] 傅恒志. 未来航空发动机材料面临的挑战与发展趋势. 航空材料学报, 1998, 18(4): 52-61.
- [5] 李志广. 国外第四代歼击机发动机的特点和我们应如何发展的意见. 航空发动机, 1996(3): 1-8.
- [6] Trabandt U, Wulz H G, Schmid T. CMC for hot structures and control surfaces of future launchers. Key Eng Mater, 1999, 164-165: 445-450.
- [7] 张立同, 成来飞, 徐永东. 新型碳化硅陶瓷基复合材料的研究进展. 航空制造技术, 2003, 26(1): 24-32.
- [8] 梅辉. 2D C/SiC 在复杂耦合环境中的损伤演变和失效机制 [D]. 西安: 西北工业大学, 2007.
- [9] 栾新刚. 高温腐蚀环境 SiC-C/SiC 的性能演变规律与损伤机理研究 [D]. 西安: 西北工业大学, 2002.
- [10] 张立同, 成来飞, 徐永东. 新型碳化硅陶瓷基复合材料的研究进展. 航空制造技术, 2003, (1): 24-32.
- [11] Cheng L, Xu Y, Zhang L, et al. Corrosion of 3D-C/SiC composite in salt vapor environment. Carbon, 2002, 40(6): 877-882.
- [12] 张立同, 成来飞, 徐永东, 等. 连续显微增韧陶瓷基复合材料的环境性能模拟. 硅酸盐学报, 2007, 35(S1): 101-106.

(责编 亦非)