

# SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料的水淬失效行为及模拟分析

焦健<sup>1,2\*</sup>, 姜卓钰<sup>1,2</sup>, 高晔<sup>1,2</sup>, 周怡然<sup>1,2</sup>, 王嘉琪<sup>1,2</sup>

1. 中国航发北京航空材料研究院先进复合材料科技重点实验室, 北京 100095

2. 中国航发北京航空材料研究院表面工程研究所, 北京 100095

**摘要** 采用先驱体浸渍裂解(PIP)工艺制备了不同尺寸的SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料,对复合材料的物理性能及水淬性能进行研究,并通过ABAQUS有限元模拟对水淬过程进行分析。结果表明,正交铺层的SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料的弯曲强度为553 MPa,层间拉伸强度为19.2 MPa。采用该复合材料进行水淬实验时,3次循环后出现明显裂纹,随着水淬次数的增加,裂纹发生扩展。样品尺寸增加时,S8和S12在水淬过程中均出现纵向基体裂纹,其中S12样品一端的5/6层出现沿纤维0°方向开裂的现象,因此S12在水淬过程中表现出更为复杂的开裂模式。通过有限元分析发现,水淬过程中,S4和S8样品6/7层裂纹出现了先开裂后闭合的趋势,这可能是该样品中主裂纹扩展“挤占”次裂纹空间所致。通过对样品在水淬过程中的应力计算,发现样品尺寸增大时,由于温度梯度引起的热应力增加,S8和S12样中的应力接近40 MPa,因此出现了基体开裂现象。

**关键词** SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料;PIP工艺;水淬试验;有限元模拟

SiC<sub>f</sub>/SiC (silicon carbide fiber reinforced silicon carbide matrix) 复合材料是在SiC基体中引入SiC连续纤维作为增强体制备的一种复合材料。连续SiC纤维的引入,可有效克服SiC基体的脆性特点,同时SiC基体具有耐磨、耐高温、抗蠕变、耐腐蚀、抗烧伤等优点,因此SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料成为发动机热端部件的首选材料<sup>[1-3]</sup>。但由于陶瓷基体的脆性

和纤维、界面层及基体各组分之间性能的不匹配,使热震性能成为复合材料的重要指标<sup>[4-5]</sup>,因此SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料的热震性能将成为考核、应用的关键。

目前, SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料热震性能的公开研究较少,许多学者基于热循环试验对树脂基复合材料、ZrB<sub>2</sub>/C/SiC 复合材料及氧化物陶瓷基复合材料的抗热震性能进行了研究。Gupta 等<sup>[6]</sup>研究了碳纤

收稿日期:2022-03-24;修回日期:2022-05-04

作者简介:焦健,研究员,研究方向为陶瓷基复合材料,电子信箱:jian.jiao@biam.ac.cn

引用格式:焦健,姜卓钰,高晔,等. SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料的水淬失效行为及模拟分析[J]. 科技导报, 2023, 41(9): 36-42; doi: 10.3981/j.issn.1000-7857.2023.09.004

维增强环氧树脂复合材料中孔隙对热震性能的影响,发现复合材料中孔隙周围易于形成应力集中而对裂纹形成及扩展具有明显的影响。Zrida等<sup>[4]</sup>研究了碳纤维增强聚酰亚胺复合材料不同次数热循环后的裂纹密度,发现热循环高温对其抗热震性能影响较大。Zhang等<sup>[7]</sup>对2.5D-C/SiC复合材料热循环后拉伸性能的衰减进行了研究,发现C/SiC复合材料的拉伸强度可以维持40次热循环。Han等<sup>[8]</sup>对ZrB<sub>2</sub>-SiC<sub>n</sub>p复合材料的热震性能进行研究,结果表明纳米SiC粉体的引入有助于提高ZrB<sub>2</sub>的抗热震性能。Yang等<sup>[9-10]</sup>对氧化物/氧化物陶瓷基复合材料的热冲击性能进行了研究,结果表明,该材料在热冲击下的损伤机制为分层和微裂纹,随着热冲击循环次数的增加,基体裂纹密度增大,导致材料性能不断退化。Gui等<sup>[11]</sup>对ZrB<sub>2</sub>-SiC-C<sub>f</sub>复合材料的热震性能进行了研究,发现ZrB<sub>2</sub>-SiC-C<sub>f</sub>抗热冲击性能明显优于ZrB<sub>2</sub>-SiC。Wang等<sup>[12]</sup>对ZrB<sub>2</sub>-SiC陶瓷在不同淬火介质中的热震行为进行了研究,结果表明,试验温度下,水冷样品的强度下降更加明显,因此水淬考核更为苛刻。

基于现有研究基础,本研究采用先驱体浸渍裂解(Polymer Infiltration Pyrolysis, PIP)工艺制备的SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料为研究对象,对不同尺寸SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料试样水淬失效过程进行研究。探索尺寸对层间起裂行为的影响规律,并结合有限元模拟的方法进行失效机理分析,为SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料的考核及应用提供参考。

## 1 试验方法

### 1.1 样品制备

SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料的制备:在SiC纤维表面浸渍聚碳硅烷(Polycarbosilane, PCS)先驱体制备SiC纤维预浸料;裁剪12层预浸料按[0/90/0]<sub>12</sub>平铺于成型模具中,铺层如图1所示;热压固化制备出平板试件;高温烧结后采用先驱体浸渍裂解工艺(PIP)进行致密化,浸渍-裂解一次为一个循环,循环9次制备出SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料平板试件。

水淬试样制备:将SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料平板切

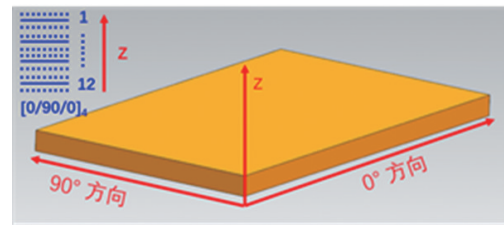


图1 SiC<sub>f</sub>/SiC试样铺层示意

割为45 mm×4 mm×3 mm、45 mm×8 mm×3 mm、45 mm×12 mm×3 mm这3种尺寸的样品以备水淬试验所用。将3种尺寸样品分别标记为S4、S8和S12。

### 1.2 测试表征

试样的密度和显气孔率采用排水法测试;弯曲强度采用MTS810材料试验系统测试,参照标准为《GB/T 6569—2006精细陶瓷弯曲强度试验方法》;层间拉伸强度采用MTS810材料试验系统测试,参照标准为《GB/T 8642—2002热喷涂抗拉结合强度的测定》;采用Nova Nano SEM450扫描电子显微镜(SEM)对样品微观形貌进行观察;采用ZWSP-4K CN光学显微镜对样品形貌进行观察。

### 1.3 水淬试验

马弗炉(型号:MF-1700-1)升温到1200℃,将3种尺寸的样品放入马弗炉中,保温10 min。保温结束后,将试样取出并迅速投入水(室温)中。待试样充分降温后,从水中取出擦干,观察并记录试样状态,完成一次水淬循环试验。随后将样品再次放入马弗炉进行水淬循环试验。

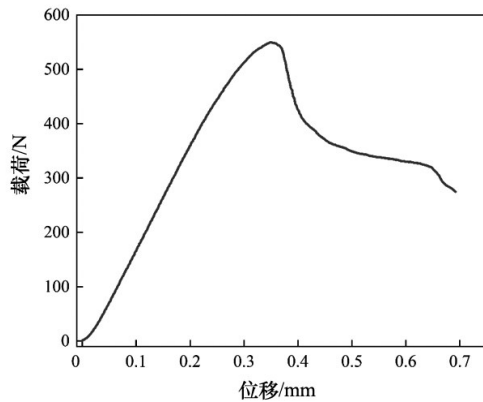
## 2 试验结果与讨论

### 2.1 SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料力学性能

表1为SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料的基本物理性能测试。由表1可见, SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料的弯曲强度为553 MPa,层间拉伸强度为19.2 MPa。图2为SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料弯曲性能测试过程中典型的载荷-位移曲线。由图2可见,在初始受载阶段,本样品表现出准弹性的应变过程。达到最大载荷后,当位移进一步增加时,载荷随位移增大缓慢降低,因此其趋向于韧性断裂<sup>[13]</sup>。

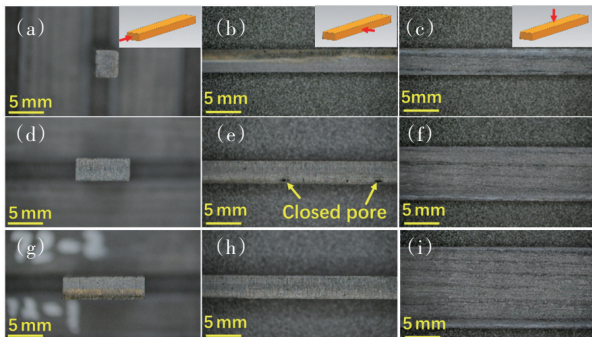
表1 SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料的物理性能

样品名称	密度/(g·cm <sup>-3</sup> )	纤维体积分数/%	弯曲强度/MPa	模量/GPa	层间拉伸强度/MPa
SiC <sub>f</sub> /SiC复合材料	2.52	32	553	150	19.2

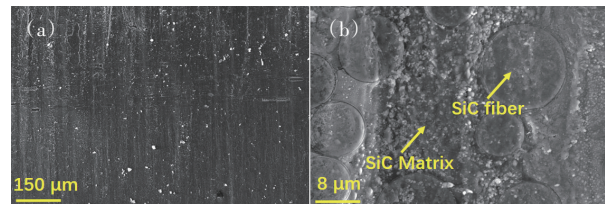
图2 SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料的载荷-位移曲线

## 2.2 水淬试验结果

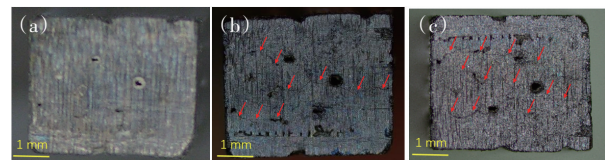
3种尺寸样品的表面照片如图3所示。其中图3(a)~(c)分别对应尺寸为S4样品的端部、侧边及上表面的放大形貌,其观察方向分别为图3(a)~(c)的插图中红色箭头方向。基于相同方向观察S8和S12样品的放大形貌,分别如图3(d)~(f)和图3(g)~(i)所示。

图3 不同尺寸样品的放大形貌:(a)~(c)为S4;  
(d)~(f)为S8;(g)~(i)为S12

由图3可见,在水淬试验前,样品表面无裂纹、分层等明显缺陷,但由于PIP浸渍致密化过程中,PCS浸渍不充分的区域容易形成封闭孔<sup>[14]</sup>,因此,图3(e)中样品侧边有一定的孔隙。图4为水淬试样端部微观形貌。由图4(a)可见水淬试样端部切口平整,无明显起伏。图4(b)中可见,样品中SiC纤维与基体结合紧密,SiC基体未出现裂纹等缺陷。

图4 SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料样品的端部微观形貌

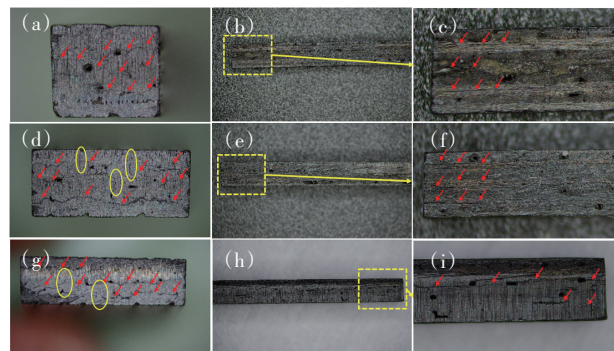
S4样品水淬后的端部照片如图5所示。可见水淬3次后,S4样品端部出现裂纹。其中,6/7层的主裂纹已经发生明显扩展,3/4层和9/10层仅出现边角裂纹。水淬8次后,6/7层的主裂纹贯穿样品截面,3/4层以及9/10层的裂纹进一步扩展。这表明水淬次数增加时,裂纹扩展造成S4样品的损伤加重。8次水淬后,复合材料中的裂纹损伤充分暴露。



(a) 未水淬;(b) 3次水淬;(c) 8次水淬

图5 S4样品的表面形貌

图6为水淬8次后3种样品的照片。其中,图6(a)~(c)、图6(d)~(f)和图6(g)~(i)分别对应为S4、S8和S12样品的端部、侧边低倍和高倍照片。由图6可见,水淬8次后,3种样品端部均出现裂纹。其中,S4样品中6/7层间的主裂纹贯穿试样横截面;S8样品中,6/7层的两侧出现了边角裂纹,贯穿裂纹

图6 水淬8次后样品表面形貌:(a)~(c)为S4;  
(d)~(f)为S8;(g)~(i)为S12

出现在3/4层和9/10层间;S12样品中6/7层出现了贯穿裂纹,3/4层和9/10层出现了边角裂纹。此外,S8和S12样品的端部可以观察到由于基体开裂引起的纵向裂纹(分别在图6(d)和6(g)中圈内标记)。由侧面照片观察可见,从3种样品中裂纹沿试样中 $0^\circ$ 纤维方向发生扩展,此外,S12样品在试样另一端的5/6层间出现了沿 $0^\circ$ 纤维方向扩展的裂纹(图6(h)~(i))。

水淬8次后3种样品表面均暴露出不同尺寸的孔隙(图6)。复合材料试样中孔隙的存在会阻碍试样中的温度扩散,从而使导热系数有所降低<sup>[15-16]</sup>;但并不是所有孔隙都会对其水淬性能产生影响。如图7所示,试样中层间开裂未沿着孔隙进行扩展,且孔隙边缘也未产生大量微裂纹,但当裂纹扩展层有孔隙时,裂纹扩展到孔隙处将发生偏转。

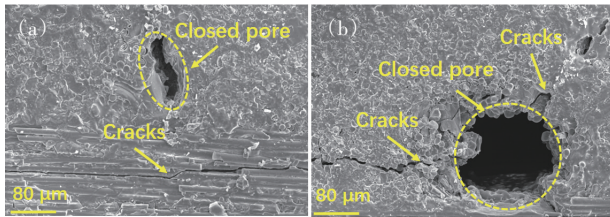


图7 水淬后SiC/SiC复合材料的断口形貌

综上,3种样品在水淬试验过程中的失效模式略有差异。S4样品的失效行为主要以层间开裂为主,水淬8次后,6/7层明显开裂。S8和S12样品出现层间开裂和基体开裂2种失效模式。其中,S8样品层间开裂主要存在于第3/4和9/10层。S12样品经过8次水淬后,6/7层间的主裂纹已经完全贯穿试样横截面。与前2种样品不同的是,S12样品在试样另一端的5/6层间出现了沿 $0^\circ$ 纤维方向扩展的裂纹,因此可见S12表现出更为复杂的开裂模式。

### 2.3 有限元模拟结果

对SiC/SiC复合材料的水淬过程进行有限元分析,与温度相关的材料性能参数为:在20~1200℃温度范围内,比热容为0.8~1.0 J/(g·℃),热导率为3.0~2.3 W/(m·℃),线膨胀系数为 $2.0\sim 5.7\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ <sup>[17-18]</sup>。SiC/SiC复合材料面内 $0^\circ/90^\circ$ 方向的模量分别为150 GPa和35 GPa,泊松比分别为0.2和0.15<sup>[18-20]</sup>。层间性能采用内聚力模型(cohesive zone model)进

行描述<sup>[21]</sup>,损伤累计选取二次应力准则,相关参数为:面外拉伸强度 $\sigma_n^0$ 为16.1 MPa;s向面内剪切强度 $\sigma_s^0$ 为38.5 MPa;t向面内剪切强度 $\sigma_t^0$ 为38.5 MPa;面外拉伸断裂能 $G_n^c$ 为3.8 J·m<sup>-2</sup>;s向面内剪切断裂能 $G_s^c$ 为23 J·m<sup>-2</sup>;t向面内剪切断裂能 $G_t^c$ 为23 J·m<sup>-2</sup><sup>[22]</sup>。

采用有限元软件Abaqus/Standard建立数模,各数模含12层。每层单元根据局部坐标系定义材料方向为 $0^\circ$ 或 $90^\circ$ ,单元类型为C3D8RT。建立模型的有限元网格如图8所示。对称面设置位移对称边界条件,其余外表面与水介质(温度25℃)直接接触,整体模型初始温度为1200℃。

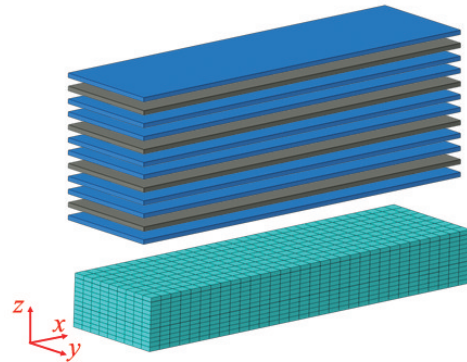


图8 试样有限元模型示意

对3种样品在水淬过程中的温度场进行模拟,计算结果如图9所示。可见试样边角与水介质接触面积最大,其温度变化最剧烈,当时间步长为1

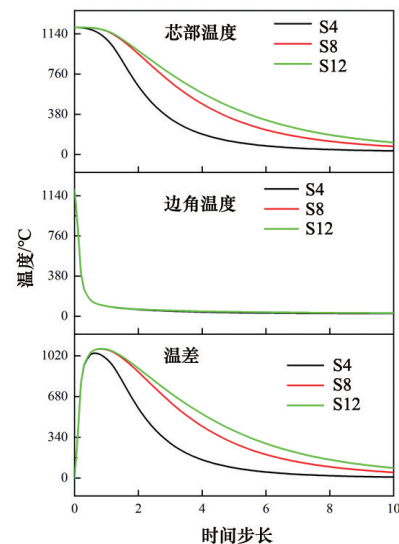


图9 模拟得到的试样芯部及边角温度变化曲线

时,3种样品的边角温度均降至约 $100^{\circ}\text{C}$ 。由于 $\text{SiC}/\text{SiC}$ 复合材料热导率较低,芯部温度变化较为平缓,当时间步长为10时,3种样品的芯部温度分别降至 $120^{\circ}\text{C}$ 、 $60^{\circ}\text{C}$ 和 $30^{\circ}\text{C}$ 。芯部及边角的温差随时间步长的增加呈先升后降的趋势。其中,S4样品在时间步长为0.6时温差达到最大值为 $1041^{\circ}\text{C}$ ,S8和S12的样品在时间步长为0.8时温差达到最大值,约为 $1080^{\circ}\text{C}$ 。因此,样品尺寸增加时,芯部和边角的温差也明显增加。

同时,图9中在时间步长为1之前,温差均达到最大值。因此,在对层间开裂位移进行模拟时,将求解时间设置为1。不同求解时间S4样品的层间开裂位移模拟结果如图10所示。可以看出,时间为0.4时,该试样的6/7层开裂成为主裂纹,3/4层和9/10层出现开裂迹象。当时间为1时,3/4层、9/10层裂纹发生扩展。结合试验结果可见,模拟得到的S4样品的层间开裂行为与试验结果相吻合。

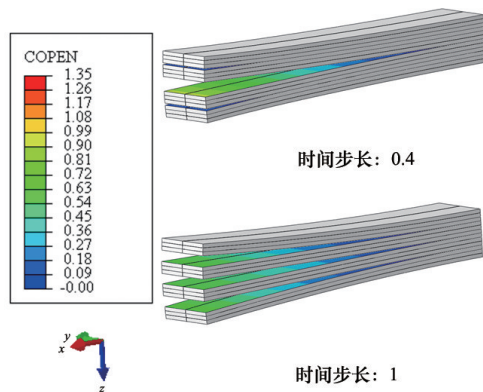


图10 S4样品在不同求解时间的模拟结果(单位:mm)

3种样品层间开裂位移模拟结果如图11所示。可见在时间步长为1时,与S4样品相比,S8和S12样品的层间开裂现象具有明显的不同。S8样品的开裂主要发生在3/4层和9/10层之间,6/7层间的开裂位移明显偏小,表明该样品中水淬开裂过程优先发生在3/4层和9/10层,这与试验中观察到的裂纹位置吻合。S12样品一端的6/7层间发生了明显的开裂位移,另一侧在5/6层间出现了沿 $0^{\circ}$ 纤维方向扩展的裂纹,3/4层和9/10层有裂纹出现,但扩展不明显。

为了进一步对层间开裂行为随时间的变化进行阐述,选取不同尺寸试样典型特征点(图11中标

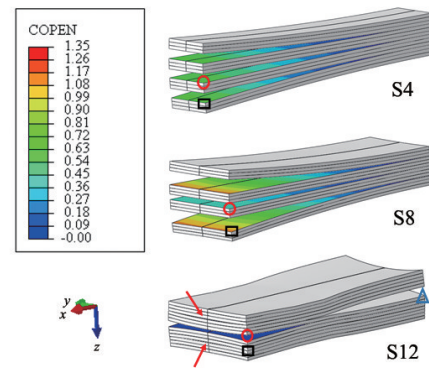


图11 S4、S8和S12在不同求解时间的模拟结果  
(单位:mm)

识点),计算特征点处开裂位移随求解时间的变化如图12所示。随着求解时间的增加,S4样品先发生6/7层开裂(对应图12中S4样品红色曲线),随后裂纹有闭合后再开裂的趋势,其3/4层或9/10层在时间步长为0.5后逐渐开裂,并在时间为0.8后有闭合趋势,这可能是由于主裂纹的扩展“挤占”了已开裂的次裂纹的空间,导致次裂纹层间开裂位移减小。S8样品同样先发生6/7层开裂(对应图12中S8样品红色曲线),其6/7层裂纹和9/10层裂纹开裂位移趋势与S4样品类似。不同的是,在时间为1时,S8样品中6/7层开裂程度小于9/10层。S12样品中6/7层开裂程度逐渐增大,9/10层开裂后闭合。在时间步长为1时,6/7层开裂程度明显大于9/10层。此外,该样品另一端,在5/6层间出现了沿 $0^{\circ}$

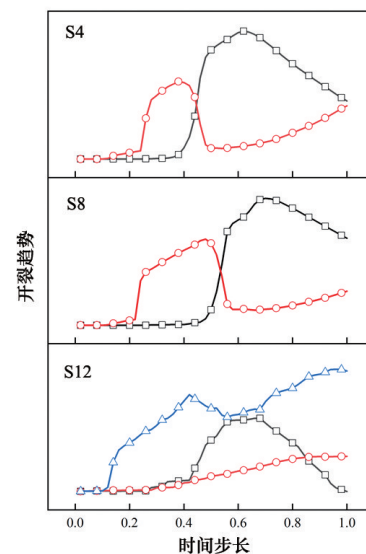


图12 S4、S8和S12的层间开裂趋势

纤维方向的裂纹,开裂程度整体上成增大趋势。这表明S12样品在水淬过程中的开裂模式更为复杂,损伤程度更为严重。3种样品开裂位置及形式的差异可能是由于不同尺寸样品中温度梯度差异,使样品在水淬过程中出现不同程度的热变形所致。

图13为时间步长为1时,3种尺寸样品的S22应力计算结果。可见S4样品边角处出现应力最大值,约为17 MPa,尚未达到基体开裂强度。S8样品和S12样品中,局部区域的应力接近40 MPa,超过基体开裂强度,因此,在水淬热应力的作用下,基体将先于纤维产生破坏,从而导致复合材料层间无纤维增韧、强度较低的区域形成裂纹。水淬循环次数增加时,裂纹密度增加且发生扩展<sup>[10]</sup>。

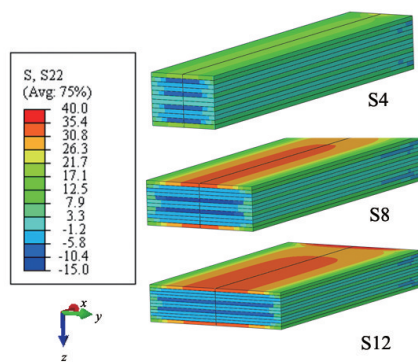


图13 S4、S8和S12的S22应力

### 3 结论

1) PIP工艺制备的SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料水淬试验结果表明,水淬3次数后,复合材料端部出现微小裂纹。当水淬次数增加时,裂纹持续扩展造成复合材料样品的损伤加重。

2) 3种样品中,S4以层间开裂为主,S8和S12出现层间开裂和基体开裂2种形式。

3) 通过有限元模拟发现,SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料水淬过程出现的裂纹存在开裂后闭合现象。与S4和S8不同的是,在模拟时间内,S12样品中6/7层和5/6层沿0°纤维方向的开裂趋势逐渐增加,表现出更为复杂的开裂模式,表明该尺寸试样在水淬过程中的损伤更为严重。

4) 水淬过程中试样内部温差随试样尺寸的增加

大而增加,导致样品内部热应力增大。S12样品中局部区域热应力接近40 MPa,导致样品中出现基体开裂现象。

### 参考文献(References)

- [1] Katoh Y, Snead L L, Henager C H, et al. Current status and recent research achievements in SiC/SiC composites [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2014, 455(1-3): 387-397.
- [2] Jones R H, Giancarli L, Hasegawa A, et al. Promise and challenges of SiC/SiC composites for fusion energy applications[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2002, 307(3): 1057-1072.
- [3] 焦健, 陈明伟. 新一代发动机高温材料—陶瓷基复合材料的制备、性能及应用[J]. *航空制造技术*, 2014(7): 62-69.
- [4] Zrida H, Fernberg P, Ayadi Z, et al. Micro cracking in thermally cycled and aged Carbon fibre/polyimide laminates[J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 94(1): 121-130.
- [5] 陈雨敏, 索相波, 王安哲, 等. ZrB<sub>2</sub>基超高温陶瓷材料抗热震性能及热震失效机制研究进展[J]. *硅酸盐学报*, 2018, 46(9): 1235-1242.
- [6] Gupta S K, Hojjati M. Thermal cycle effects on laminated composite plates containing voids[J]. *Journal of Composite Materials*, 2019, 53(4): 489-501.
- [7] Zhang C, Zhao M, Liu Y, et al. Tensile strength degradation of a 2.5D-C/SiC composite under thermal cycles in air[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2016, 36(12): 3011-3019.
- [8] Han W B, Zhou S B, Zhang J H. Single-cycle thermal shock resistance of ZrB<sub>2</sub>-SiC<sub>n</sub>p ceramic composites[J]. *Ceramics International*, 2014, 40(10): 16665-16669.
- [9] Yang Z, Liu H. Effects of thermal aging on the cyclic thermal shock behavior of oxide/oxide ceramic matrix composites[J]. *Materials Science and Engineering*, 2020, 769(2): 138494.1-138494.8.
- [10] Yang Z, Liu H. A continuum damage mechanics model for 2-D woven oxide/oxide ceramic matrix composites under cyclic thermal shocks [J]. *Ceramics International*, 2020, 46(5): 6029-6037.
- [11] Gui K, Hu P, Hong W, et al. Microstructure, mechanical properties and thermal shock resistance of ZrB<sub>2</sub>-SiC-C<sub>f</sub> composite with inhibited degradation of carbon fibers[J].

- Journal of Alloys and Compounds, 2017, 706: 16–23.
- [12] Wang C A, Wang M F. Thermal shock behavior of ZrB<sub>2</sub>-SiC ceramics with different quenching media[J]. Frontiers of Materials Science, 2013, 7(2): 184–189.
- [13] He Q C, Li H J, Yin X M, et al. Microstructure, mechanical and anti-ablation properties of SiC<sub>m</sub>/PyC core-shell networks reinforced C/C-ZrC-SiC composites fabricated by a multistep method of chemical liquid-vapor deposition-Science Direct[J]. Ceramics International, 2019, 45(16): 20414–20426.
- [14] Li S, Zhang Y, Han J, et al. Fabrication and characterization of SiC whisker reinforced reaction bonded SiC composite[J]. Ceramics International, 2013, 39(1): 449–455.
- [15] 庞旭明, 周剑秋, 杨晶歆, 等. 含孔隙及界面热阻的复合材料有效导热系数[J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(8): 1668–1674.
- [16] 陆思达, 高希光, 宋迎东. 基于有限元法的平纹编织 C/SiC 复合材料等效导热系数预测方法[J]. 航空动力学报, 2014, 29(7): 1574–1582.
- [17] Li Z X, Li X Q, Zhang B X, et al. Enhanced thermal and mechanical properties of optimized SiC<sub>f</sub>/SiC composites with in-situ CNTs on PyC interface-science Direct [J]. Ceramics International, 2020, 46(11): 18071–18078.
- [18] 刘伟峰. SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料的制备及导热性能研究[D]. 湖南: 国防科学技术大学, 2006.
- [19] 赵爽, 杨自春, 周新贵. 先驱体浸渍裂解结合化学气相渗透工艺下二维半和三维织构 SiC/SiC 复合材料的结构与性能[J]. 材料导报, 2018, 32(16): 2715–2718.
- [20] 王亦菲, 刘伟峰, 马青松. PIP 法制备 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料导热性能影响因素研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(增刊 2): 466–469.
- [21] Liu J G, Liu W, Wang J X. Influence of interfacial adhesion strength on formability of AA505/polyethylene/AA5052 sandwich sheet[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22: s395–s401.
- [22] 寇剑锋, 徐绯, 郭家平, 等. 黏聚力模型破坏准则及其参数选取[J]. 机械强度, 2011, 33(5): 714–718.

## Water quenching failure behavior of SiC<sub>f</sub>/SiC composites and simulation analysis

JIAO Jian<sup>1,2\*</sup>, JIANG Zhuoyu<sup>1,2</sup>, GAO Ye<sup>1,2</sup>, ZHOU YiRan<sup>1,2</sup>, WANG Jiaqi<sup>1,2</sup>

1. National Key Laboratory of Advanced Composites, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China
2. Surface Engineering Division, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China

**Abstract** As one of the key performance indicators of composites, thermal shock performance may be related to sample size. In order to explore the thermal shock performance of SiC<sub>f</sub>/SiC composites, high temperature water quenching experiments at 1,200°C were conducted with SiC<sub>f</sub>/SiC rectangle composite samples prepared by polymer infiltration pyrolysis (PIP) process. In addition, the above water quenching experiments were simulated by ABAQUS finite element software. In this study, three samples (i.e., S4, S8, S12) from SiC<sub>f</sub>/SiC composites with bending strength and interlaminar tensile strength of 553 MPa and 19.2 MPa, respectively were taken as the subjects of water quenching experiments. During the water quenching experiments, the samples started to form microcracks after 3 cycles, which expanded with the increase of the number of cycles. After 8 cycles, matrix cracks started to appear in S8 and S12 while a crack was observed extending along the 0° fiber direction in 5/6 layer at one end of S12. According to the finite element analysis results, the cracks in the 6/7 layers of S4 and S8 were firstly cracked and then closed, which might be due to space occupation of the secondary cracks caused by main cracks's propagation. The outcomes of stress calculation demonstrated that the thermal stress of the samples in this study increased with the increase of sample size due to the temperature gradient. The thermal stresses in S8 and S12 reached 40 MPa, resulting matrix cracks and extension.

**Keywords** SiC<sub>f</sub>/SiC laminates; PIP process; water quenching; finite element simulation ●



(责任编辑 王丽娜)