

文章编号: 2009-0123(2010)03-0597-06

# 界面层参数对陶瓷基复合材料单轴拉伸行为的影响

孙志刚, 李龙彪, 朱 彬, 宋迎东

(南京航空航天大学 能源与动力学院, 南京 210016)

**摘 要:** 采用细观力学方法研究了界面层参数对陶瓷基复合材料单轴拉伸行为的影响. 在剪滞模型基础上提出了考虑界面相与界面层效应的力学简化模型, 结合临界基体应变能准则、最大剪应力准则、临界纤维应变能准则确定基体裂纹间距、界面脱黏长度和纤维失效百分数, 对考虑界面层影响的陶瓷基复合材料拉伸应力-应变曲线进行了模拟, 讨论了界面层体积分数、弹性模量及泊松比对拉伸行为的影响, 并与试验结果进行了对比, 发现考虑界面层及界面相的影响时, 界面脱黏和纤维失效段应力-应变曲线与试验数据更接近, 预测效果更好.

**关 键 词:** 陶瓷基复合材料; 界面层; 基体开裂; 界面脱黏; 纤维失效; 应力-应变曲线; 剪滞模型

**中图分类号:** V231. 96

**文献标识码:** A

## Effect of interface layer parameters on uniaxial tensile behavior of ceramic matrix composites

SUN Zhi-gang, LI Long-biao, ZHU Bin, SONG Ying-dong

(College of Energy and Power Engineering,

Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

**Abstract:** The effect of interface layer parameters on the uniaxial tensile stress-strain behavior of ceramic matrix composites has been investigated using micro-mechanic approach. The simplified micro-mechanic model, which considered the effects of the interface layer on the mechanical properties of fiber reinforced ceramic composites, was proposed based on the classic shear-lag model. The critical matrix strain energy criterion, maximum interface shear stress criterion and the critical fiber strain energy criterion were used to determine the matrix crack space, interface debonding length and the fiber failure fraction. The stress-strain curve was modeled with consideration of the effects of interface layer. And the influences of interface layer volume fraction, elastic modulus and Poisson ratio on the stress-strain curve were also discussed. The stress-strain curve predicted by the present analysis with compared the experimental data, and it was found that the interface debonding and fiber failure part of the tensile stress-strain curve agree well with the experimental data on consideration of the effect of interface layer or interface phase.

**Key words:** ceramic matrix composites; interface layer; matrix cracking;

interface debonding; fiber failure; stress-strain curve, shear-lag model

陶瓷基复合材料具有高强度、高硬度、高弹性模量、热化学稳定性等优异性能, 因此是制造推质

比 10 以上航空发动机的理想耐高温结构材料<sup>[1]</sup>. 许多学者对单向纤维增强陶瓷基复合材料单

**收稿日期:** 2009-03-04; **修订日期:** 2009-09-30

**基金项目:** 973 计划; 航空科学基金(05C52013, 2009ZB52028); 南京航空航天大学博士学位论文创新与创优基金(BCXJ08-85); 江苏省普通高校研究生创新基金(CX08B-1338); 高校博士点基金(20070287039)

**作者简介:** 孙志刚(1976-), 男, 辽宁绥中人, 副教授, 主要从事航空发动机结构、强度与振动的研究.

轴拉伸行为进行了研究<sup>[2-7]</sup>, Parr 等<sup>[3]</sup>将剪滞模型与纤维失效模型相结合分析了纤维属性对单向陶瓷基复合材料单轴拉伸行为的影响. 李龙彪等<sup>[4]</sup>将单向陶瓷基复合材料单轴拉伸应力-应变曲线分为无损伤、基体开裂和界面脱黏段、纤维失效段, 采用细观力学方法对陶瓷基复合材料单轴拉伸应力-应变曲线进行了模拟. 在上述模型中, 均采用剪滞模型分析复合材料细观应力场分布, 但均未引入界面层, 界面性能对陶瓷基复合材料单轴拉伸行为的影响也仅体现在界面剪应力和界面脱黏能上.

剪滞模型能简单有效的对陶瓷基复合材料出现损伤后的细观应力场进行分析, Hedgepeth<sup>[8]</sup>首先将剪滞滞理论应用于单向复合材料. Aveston 等<sup>[9]</sup>采用剪滞模型分析了纤维增强脆性基复合材料初始基体开裂问题. Budiansky 等<sup>[10]</sup>对剪滞模型进行了修正, 考虑了基体剪切变形对基体轴向应力的影响, 结合能量平衡法分析了陶瓷基复合材料初始基体开裂问题. Chiang<sup>[11]</sup>在 BHE<sup>[10]</sup>剪滞模型基础上, 考虑了纤维泊松收缩对纤维轴向应力及界面剪应力的影响, 分析了纤维泊松效应对陶瓷基复合材料初始开裂的影响. Okabe 等<sup>[12]</sup>建立了三维剪滞模型, 结合蒙特卡罗方法预测了纤维增强复合材料的拉伸强度.

本文在经典剪滞模型基础上提出了考虑界面层效应的力学简化模型, 结合基体开裂、界面脱黏和纤维失效准则, 模拟了单向陶瓷基复合材料单轴拉伸应力-应变曲线, 讨论了界面层体积分数、弹性模量、泊松比对单向陶瓷基复合材料单轴拉伸行为的影响.

1 理 论

1.1 剪滞模型

取单向陶瓷基复合材料特征体元如图 1,

$\sigma_f(x)$ ,  $\sigma_i(x)$ ,  $\sigma_m(x)$  分别为纤维、界面层和基体的轴向正应力;  $\tau_f(x)$ ,  $\tau_m(x)$  分别为纤维/界面层、界面层/基体界面的剪应力;  $q_1(x)$ ,  $q_2(x)$  分别纤维/界面层、界面层/基体界面的压应力; 纤维、界面层和基体的外径分别为  $r_f$ ,  $r_m$ ,  $R_m$ ; 纤维、界面层和基体的体积分数分别为  $v_f$ ,  $v_i$ ,  $v_m$ ; 界面层厚度为  $t = r_m - r_f$ . 由定义

$$\begin{aligned} v_f &= r_f^2 / R_m^2, \\ v_m &= (R_m^2 - r_m^2) / R_m^2, \\ v_f + v_m + v_i &= 1 \end{aligned}$$

当复合材料无损伤时, 纤维、界面层和基体的轴向应力为

$$\begin{aligned} \sigma_o &= \frac{E_f}{E_c} \sigma + \sigma_f^T \\ \sigma_o &= \frac{E_i}{E_c} \sigma + \sigma_i^T \\ \sigma_{mo} &= \frac{E_m}{E_c} \sigma + \sigma_m^T \end{aligned} \tag{1}$$

式中  $E_f$ ,  $E_i$ ,  $E_m$ ,  $E_c$  分别为纤维、界面层、基体和复合材料的弹性模量,  $\sigma_f^T$ ,  $\sigma_i^T$ ,  $\sigma_m^T$  分别为纤维、界面层和基体的轴向残余热应力.

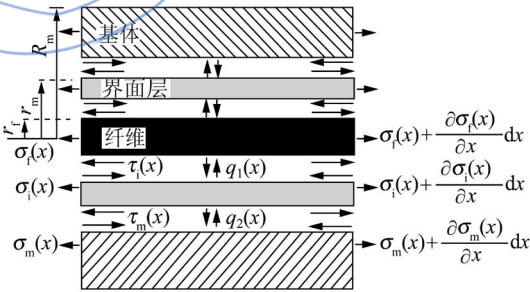


图 1 考虑界面层的特征体元

Fig. 1 Representative volume element with interface layer

当基体开裂、界面脱黏后(图 2), 纤维、界面层和基体的轴向应力以及界面层剪应力为

$$\sigma_f(x) = \begin{cases} 2 \tau_i e^{-k(x-d)} / (k r_f) + \sigma_o, & x \in [d, L] \\ -2 \tau_i x / r_f + \sigma_o, & x \in [0, d] \end{cases} \tag{2}$$

$$\sigma_i(x) = \begin{cases} 2 u \left( 1 - \xi_m \right) \tau_i e^{-k(x-d)} / (k r_i u) + \sigma_o, & x \in [d, L] \\ 2 u \left( 1 - \xi_m \right) \tau_i x / (u r_i), & x \in [0, d] \end{cases} \tag{3}$$

$$\sigma_m(x) = \begin{cases} -2 u \xi_m \tau_i e^{-k(x-d)} / (k r_i u_m) + \sigma_{mo}, & x \in [d, L] \\ 2 u \xi_m \tau_i x / (u r_i), & x \in [0, d] \end{cases} \tag{4}$$

$$\tau(x) = \begin{cases} \tau_i e^{-k(x-d)}, & x \in [d, L] \\ \tau_i, & x \in [0, d] \end{cases} \tag{5}$$

式中  $\tau$  为纤维/界面层界面剪应力,  $d, L$  分别为界面脱黏长度和半基体裂纹间距,  $\xi_m, k$  分别为剪滞参数<sup>[1]</sup>.

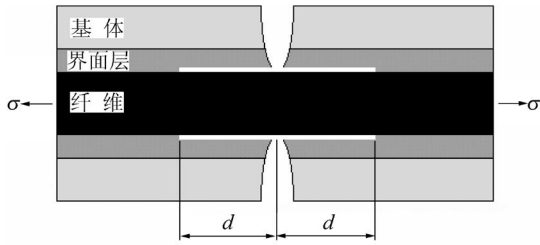


图 2 基体开裂和界面脱黏下的特征体元

Fig. 2 Representative volume element under matrix cracking and interface de-bonding

### 1.2 基体开裂

Solti 等<sup>[7]</sup>提出采用临界基体应变能模拟单向陶瓷基复合材料基体开裂过程.当应力增加到初始基体开裂应力  $\sigma_{cr}$  时,随应力增加,新基体裂纹将不断在已存在基体裂纹间距中出现,假设基体应变能存在一个临界值,当基体应变能超过临界值时,多余的基体能量将通过新基体裂纹产生和界面脱黏等损伤机制耗散掉(图 3).

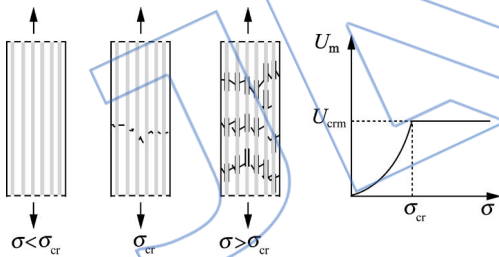


图 3 临界基体应变能准则

Fig. 3 Critical matrix strain energy criterion

定义基体应变能  $U_m$  为

$$U_m = \frac{1}{2 E_m} \int_m \int_m \sigma_m(z) dz dA_m \quad (6)$$

式中  $A_m$  为代表性体积单元中基体横截面积.

将式(4)代入式(6)中得到基体应变能  $U_m$  为

$$U_m = \frac{A_m \sigma_{mo}^2}{2 E_m} \left[ 2L + \frac{2}{k} \left( e^{-kL} - e^{kL} \right) - \frac{1}{2k} \left( e^{-2kL} - e^{2kL} \right) \right] \quad (7)$$

定义临界基体应变能  $U_{crm}$  为

$$U_{crm} = \frac{1}{2} k_m A_m L_{init} \frac{\sigma_{mocr}^2}{E_m} \quad (8)$$

式中  $k_m$  为临界基体应变能参数,一般取  $k_m \in (0,$

1),  $L_{init}$  为临界应力  $\sigma_{cr}$  下的裂纹间距,  $\sigma_{mocr}$  为

$$\sigma_{mocr} = \frac{E_m}{E_c} \sigma_{cr} + \sigma_m^T \quad (9)$$

令

$$U_m(\sigma > \sigma_{cr}, L, d) = U_{crm}(\sigma_{cr}, L_{init}) \quad (10)$$

从上式可以看出,当  $\sigma_{cr}$  和  $L_{init}$  确定后,就可以得到  $\sigma > \sigma_{cr}$  时的基体裂纹间距.

### 1.3 界面脱黏

在基体开裂过程中,界面将脱黏.最大界面剪应力准则假设当界面剪应力超过界面黏结强度时界面将发生脱黏<sup>[2]</sup>

$$\tau(x)_{max} = \tau_{ult} \quad (11)$$

式中  $\tau_{ult}$  为界面黏结强度.将式(5)给出的纤维/基体界面剪应力分布代入式(11)的右端,即能确定纤维/基体界面脱黏长度.

### 1.4 纤维失效

采用双参数威布尔分布描述纤维断裂,定义纤维失效体积百分数为  $D$ ,纤维断裂取决于纤维应变能,即<sup>[5]</sup>

$$D = 1 - \frac{1}{\exp \left[ \left( 1 - \frac{U_{crf}}{U_f} \right)^{m_f} \right]} \quad (12)$$

式中  $U_{crf}$  为临界纤维应变能,  $U_f$  为纤维应变能,  $m_f$  为纤维威布尔模量.

纤维失效与基体失效完全不同,当基体开裂时,纤维将承担额外载荷,而当纤维失效体积百分比达到临界值时,额外的载荷将使得复合材料失效.定义临界纤维失效体积百分比为  $D^*$ ,当  $D > D^*$  时,复合材料失效.

## 2 应力-应变曲线模拟

为了模拟陶瓷基复合材料单轴拉伸应力-应变曲线,分别采用两种本构关系确定其应力-应变关系,当复合材料无损伤时,采用混合率来计算复合材料应变

$$\varepsilon_c = \frac{\sigma}{E_c} \quad (13)$$

当基体应变能达到临界值时,基体出现裂纹、界面发生脱黏,通过式(5)和式(11)确定界面脱黏长度,通过式(7)~式(10)确定基体裂纹间距;当基体裂纹达到饱和后,通过式(12)确定纤维失效体积百分数  $D$ ,当纤维失效体积百分比达到临界值  $D^*$  时,复合材料失效.当复合材料出现损伤时,假设基体裂纹等间隔分布,此时复合材料的应变为

$$\epsilon_c = \frac{1}{E_t L} \int \sigma(x) dx - \frac{\sigma}{E_t} \tag{14}$$

式中  $\sigma(x)$  依赖于复合材料的损伤状态(基体裂纹、界面脱黏和纤维失效),将引入界面层的剪滞模型与失效准则相结合就可以确定各个损伤阶段纤维轴向应力分布.图 4 给出了确定复合材料应力-应变曲线的流程图.图 5 给出了采用本文的方法预测的单轴拉伸应力-应变曲线,从图中可以看出,其单轴拉伸应力-应变曲线分为无损伤段、基体开裂段、界面脱黏段和纤维失效段 4 部分.

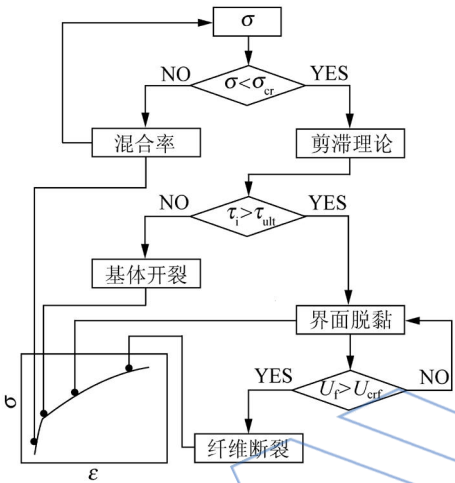


图 4 单向陶瓷基复合材料应力-应变曲线模拟流程图

Fig. 4 Flow chart of the stress-strain curve simulation of the unidirectional ceramic matrix composite

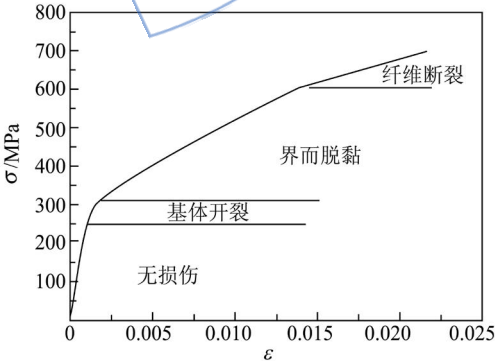


图 5 陶瓷基复合材料单轴拉伸应力-应变曲线

Fig. 5 Uniaxial tensile stress-strain curve of ceramic matrix composites unidirectional ceramic matrix composite

3 讨 论

本文以 SiC/ LAS<sup>[10]</sup> 单向陶瓷基复合材料的实验数据为基本依据,讨论界面层体积分数、弹性

模量和泊松比对陶瓷基复合材料单轴拉伸行为的影响.

图 6 中给出了界面层体积分数  $v_i = 0, 0.06, 0.08, 0.10$  对单向陶瓷基复合材料单轴拉伸应力-应变曲线的影响,从图 6 可以看出,随着界面层体积分数增加,相同应力下,界面脱黏和纤维失效段应变增加,最终失效应变增加.因此,增加界面层体积分数,将使得陶瓷基复合材料非线性更加明显.

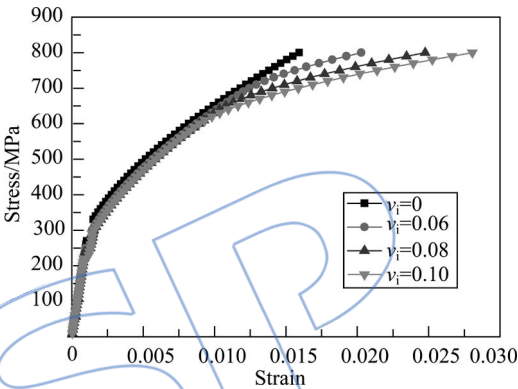


图 6 界面层体积分数对应力-应变曲线的影响

Fig. 6 Influence of interface layer volume fraction on stress-strain curve

图 7 给出了界面层体积分数  $v_i = 0.06$  情况下,界面层弹性模量对单向陶瓷基复合材料单轴拉伸应力-应变曲线的影响,从图中可以看出,增加界面层弹性模量将增加陶瓷基复合材料弹性模量,但在纤维失效段,增加界面层弹性模量将使得陶瓷基复合材料出现明显的非线性现象,陶瓷基复合材料的拉伸失效应变增加.

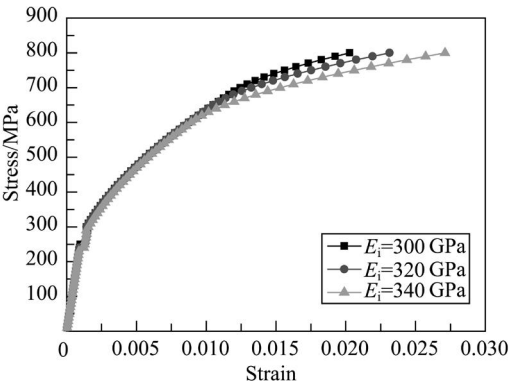


图 7 界面层弹性模量对应力-应变曲线的影响

Fig. 7 Influence of interface layer elastic modulus on stress-strain curve

图 8 给出了界面层体积分数  $v_i = 0.06$ ,  $E_i = 300$  GPa 情况下,界面层泊松比对单向陶瓷基复合材料单轴拉伸应力-应变曲线的影响,从图中可以看出,增加界面层泊松比将使得陶瓷基复合材料失效应变减小.

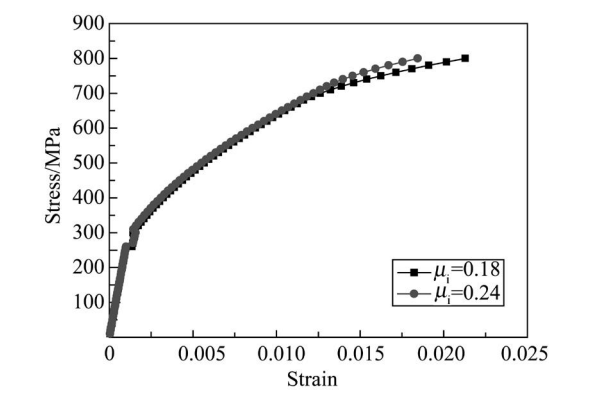


图 8 界面层泊松比对应力-应变曲线的影响  
Fig.8 Influence of interface layer Poisson ratio on the stress-strain curve

4 试验对比

按照本文提出的考虑界面层及界面相效应的

陶瓷基复合材料单轴拉伸应力-应变曲线模拟方法对室温下单向 SiC/ calcium-aluminosilicate (简称为 SiC/ CAS)<sup>[13]</sup> 单轴拉伸力学行为进行预测,并与试验结果进行对比,对比结果见图 9,材料参数见表 1.从图 9 中可以看出,考虑界面层及界面相的影响时,界面脱黏段和纤维失效段应力-应变曲线与试验数据更接近,预测效果更好.

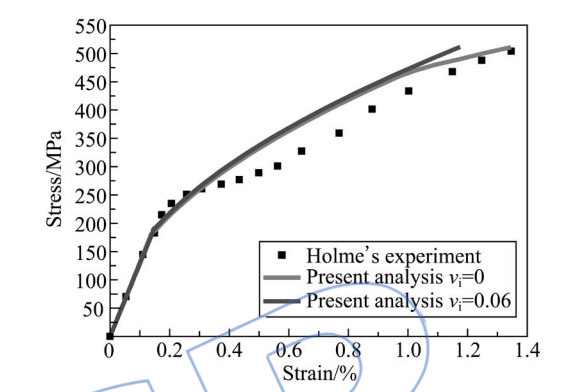


图 9 室温下 SiC/ CAS 单轴拉伸试验与本文预测应力-应变曲线  
Fig.9 Experimental and predicted stress-strain curve of SiC/CAS at room temperature

表 1 SiC/ CAS 材料特性表<sup>[11]</sup>  
Table 1 Material properties of SiC/ CAS<sup>[11]</sup>

| Specimen | $E_i$ / GPa | $E_m$ / GPa | $E_f$ / GPa | $v_i$ | $\pi/\mu\text{m}$ | $\tau_i$ / MPa | $\tau_{ult}$ / MPa | $m$ |
|----------|-------------|-------------|-------------|-------|-------------------|----------------|--------------------|-----|
| SiC/ CAS | 190         | 90          | 200         | 0.34  | 8                 | 15             | 220                | 2   |

5 结 论

- 1) 提高界面层体积分数,陶瓷基复合材料单轴拉伸应力-应变曲线界面脱黏段和纤维失效段非线性偏转更明显,单轴拉伸失效应变增加.
- 2) 提高界面层弹性模量,纤维和基体间界面载荷传递能力增加,陶瓷基复合材料单轴拉伸应力-应变曲线界面脱黏和纤维失效段非线性偏转更加明显,单轴拉伸失效应变增加.
- 3) 提高界面层泊松比,陶瓷基复合材料单轴拉伸失效应变减小.

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[J].复合材料学报,2007,24(2):1-6.  
ZHANG Litong, CHENG Laifei. Discussion on strategies of sustainable development of continuous fiber reinforced ceramic matrix composites[J]. Acta Materiae Compositae

Sinica, 2007, 24(2):1-6. (in Chinese)  
[ 2 ] 朱彬.界面对陶瓷基复合材料力学性能的影响分析[D].南京:南京航空航天大学,2007.  
ZHU Bin. Analyzing on the influence of interface on mechanical capabilities of ceramic matrix composites [D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2007. (in Chinese)  
[ 3 ] Parr R, Valles J L, Danzer R. Influence of fiber properties on the mechanical behavior of unidirectionally-reinforced ceramic matrix composites[J]. Materials Science and Engineering, 1998, A250:209-216.  
[ 4 ] 李龙彪,宋迎东,孙志刚.单向纤维增强陶瓷基复合材料单轴拉伸力学行为研究[J].复合材料学报,2008,25(4):154-160.  
LI Longbiao, SONG Yingdong, SUN Zhigang. Uniaxial tensile behavior of unidirectional ceramic matrix composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2008, 25(4):154-160. (in Chinese)  
[ 5 ] 李龙彪,宋迎东,孙志刚.纤维泊松收缩对陶瓷基复合材料基体裂纹演化的影响[J].航空动力学报,2008,23(12):

- 2196-2201.
- LI Longbiao, SONG Yingdong, SUN Zhigang. Influence of fiber Poisson contraction on matrix cracking of ceramic matrix composites[J]. Journal of Aerospace Power, 2008, 23(12):2196-2201. (in Chinese)
- [6] 高希光,宋迎东,孙志刚. 陶瓷基复合材料高精度宏细观统一本构模型研究[J]. 航空动力学报, 2008, 23(9): 1617-1622.
- GAO Xiguang, SONG Yingdong, SUN Zhigang. Multi-scale constitute model for ceramic composite by high fidelity generaloized method of cell[J]. Journal of Aerospace Power, 2008, 23(9):1617-1622. (in Chinese)
- [7] Solti J P, Mall S, Robertson D D. Modeling damage in unidirectional ceramic-matrix composites[J]. Composites Science and Technology, 1995, 54:55-66.
- [8] Hedgepeth J M. Stress concentration for filamentary structuresm[R]. NASA TND-882, 1961.
- [9] Aveston J, Cooper G A, Kelly A. Single and multiple fracture, the properties of fiber composites [C]// Conference Proceedings on the Properties of Fiber Composites, National Physical Laboratory. Guildford, UK: IPC Science and Technology Press Ltd., 1971:15-26.
- [10] Budiansky B, Hutchinson J W, Evans A G. Matrix fracture in fiber-reinforced ceramics[J]. Journal of Mechanics Physics and Solids, 1986, 34(2):167-189.
- [11] Chiang Y C. The influence of Poisson contraction on matrix cracking stress in fiber reinforced ceramics[J]. Journal of Materials Science, 2001, 36:3239-3246.
- [12] Okabe T, Takeda N, Kamoshida Y, et al. A 3D shear-lag model considering micro-damage and statistical strength prediction of unidirectional fiber-reinforced composites[J]. Composites Science and Technology, 2001, 61:1773-1787.
- [13] Holmes J W, Cho C. Frictional heating in a unidirectional fiber-reinforced ceramic composite[J]. Journal of Materials Science Letters, 1992, 11(1):41-44.