

多层界面相陶瓷基复合材料裂纹偏转机制模拟

方光武¹, 高希光^{2,3}, 宋迎东^{2,3}

(1. 安徽工业大学 机械工程学院, 安徽 马鞍山 243002;

2. 南京航空航天大学 能源与动力学院

航空发动机热环境与热结构工信部重点实验室, 南京 210016;

3. 南京航空航天大学 能源与动力学院 江苏省航空动力系统重点实验室, 南京 210016)

摘 要: 针对多层界面相陶瓷基复合材料(CMCs)裂纹偏转机制进行了有限元模拟。在圆柱单胞模型中,按照界面相各亚层的实际厚度建立多层界面相几何模型,然后赋予各亚层对应的组分材料参数,获取轴对称有限元模型。在此基础上,采用虚拟裂纹闭合技术(VCCT)分别计算基体裂纹在界面相处偏转与穿透两种情形的能量释放率 G_d 和 G_p ,根据断裂力学准则实现对裂纹在多层界面相内部偏转机制的分析。可以看出:各向异性界面相比各向同性界面相内部的 G_d/G_p 比值更大,更利于裂纹偏转的发生;总厚度相同的多层界面相与单层界面相相比,其内部的 G_d/G_p 比值更高,裂纹在其内部发生偏转的机会更多,且五层界面相(PyC/SiC/PyC/SiC/PyC)比三层界面相(PyC/SiC/PyC)更利于裂纹发生偏转。

关 键 词: 陶瓷基复合材料; 多层界面相; 裂纹; 偏转; 虚拟裂纹闭合技术(VCCT)

中图分类号: V231.95; TB332 **文献标志码:** A

Simulation of the crack deflection mechanism for ceramic matrix composites with multilayer interphase

FANG Guangwu¹, GAO Xiguang^{2,3}, SONG Yingdong^{2,3}

(1. School of Mechanical Engineering,

Anhui University of Technology, Ma'anshan Anhui 243002, China;

2. Key Laboratory of Aero-engine Thermal Environment and Structure, Ministry of Industry and Information Technology, College of Energy and Power Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China;

3. Jiangsu Province Key Laboratory of Aerospace Power System, College of Energy and Power Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

Abstract: The crack deflection mechanism in ceramic matrix composites (CMCs) with multilayer interphase was simulated by finite element method. The sub-layers of interphase were created according to their real thickness within a cylinder unit-cell model to describe the

收稿日期:2019-03-11

基金项目:国家重点研发计划(2017YFB0703200);安徽省高等学校自然科学研究项目(KJ2018A0057);

“航空发动机热环境与热结构”工业和信息化部重点实验室开放基金(CEPE2018006);

国家自然科学基金(51575261,51675266)

作者简介:方光武(1989—),男,讲师,博士,主要从事航空发动机结构强度、CMCs疲劳损伤研究。

引用格式:方光武,高希光,宋迎东. 多层界面相陶瓷基复合材料裂纹偏转机制模拟[J]. 航空动力学报,2019,34(8):1805-1812.
FANG Guangwu,GAO Xiguang,SONG Yingdong. Simulation of the crack deflection mechanism for ceramic matrix composites with multilayer interphase[J]. Journal of Aerospace Power,2019,34(8):1805-1812.

microstructure of multilayer interphase of CMCs. The finite element method was applied to analyze the stress by defining different material properties for the interphase sub-layers. The energy release rates G_d and G_p for two cases, i. e. penetration and deflection, were calculated by the virtual crack closure technique (VCCT). After all, a simulation method for crack deflection in the multilayer interphase was developed. It can be seen that the anisotropic interface is more conducive to the occurrence of crack deflection than the isotropic interface phase as the value of G_d/G_p is higher. There is more chance for crack deflection in the multilayer interface phase than the monolayer interphase with same thickness according to the distribution of G_d/G_p in the interphase. Hence, the crack deflection is easier in the (PyC/SiC/PyC/SiC/PyC) interphase compared with the (PyC/SiC/PyC) interphase.

Key words: ceramic matrix composites; multilayer interphase; crack; deflection; virtual crack closure technology(VCCT)

增韧机理研究是实现陶瓷材料在工程应用中安全可靠的重点所在。其中,采用连续纤维作为增强相制备而成的纤维增强陶瓷基复合材料(ceramic matrix composites,简称 CMCs)是一种在航空发动机热端部件等领域具有光明应用前景的高温结构材料^[1-4]。对 CMCs 微观结构失效过程的研究表明,裂纹在纤维/基体界面相处的偏转机制是 CMCs 增韧机理的核心问题^[5-6]。

当 CMCs 承受外部载荷作用时,陶瓷基体往往先于增强纤维发生失效,其损伤形式为基体开裂。这些基体裂纹扩展至界面相处时,将面临两种选择,穿透界面继续扩展,或者发生偏转。裂纹的偏转与否将直接影响 CMCs 的最终失效形式和力学响应^[7-8]。影响裂纹偏转与否的因素则包括界面两侧组分的弹性参数差异、界面强度以及热残余应力等^[9]。从这个角度来说,分析裂纹在界面相处的偏转机制是实现界面相优化,进而提高 CMCs 力学性能的一个重要手段。

对于裂纹在 CMCs 界面相偏转机制,研究者们开展了大量研究^[10-11]。Carrère 等^[12]采用渐进法获取了裂纹扩展至 CMCs 基体/界面相等界面处的能量释放率,并分析了界面相组分的断裂性能对裂纹偏转机制的影响。Lacroix 等^[13]根据能量平衡的思想,通过计算裂纹偏转前后的系统总能量差,计算了 CMCs 裂纹在界面相发生偏转的能量释放率,并分析了裂纹偏转过程。Pompidou 等^[14]则对 CMCs 裂纹偏转的 Cook & Gordon 机制进行了分析,并对比了不同成分界面相的裂纹偏转机制。刘鹏飞等^[15]采用虚拟裂纹闭合技术(VCCT)计算了裂纹在 CMCs 界面相扩展的能量释放率,并分析了组分弹性参数等因素对裂纹偏转的影响。

最近十几年来,随着 CMCs 制备工艺的发展,纤维/基体界面相的设计得到了很大发展,出现了多种制备工艺、多种成分和多种结构的界面相^[16]。其中,由不同材料(如热解碳(PyC)和 SiC)交叠形成层状结构的多层界面相是研究重点之一,通常表示为(X/Y) n 。多层界面相由多个不同物质的亚层组成,这些亚层内部以及亚层之间的界面都可能发生裂纹偏转,即引入了更多的能量耗散机制,避免 CMCs 的灾难性失效^[17]。因此,深入理解多层界面相裂纹偏转机制是问题的关键所在。相关研究者^[18-19]对多层界面相的细观失效机制进行了一系列的实验研究,并分析了相关影响因素。但是,对于多层界面相裂纹偏转机制的模型研究尚少。

综上,多层界面相是 CMCs 非常有前途的界面结构之一,对其偏转机制的研究将有益于对其增韧机制的深入理解,并对多层界面相 CMCs 的设计及优化具有一定指导意义。参照单层界面相裂纹偏转机制的相关研究,本文建立了多层界面相 CMCs 裂纹偏转机制的分析模型,模型中考虑了各界面亚层的成分、厚度和结构特性,全面分析和比较了界面相厚度以及界面结构对裂纹偏转的影响。

1 方 法

1.1 圆柱单胞有限元模型

依据代表体单元的细观力学思想,采用圆柱单胞模型来描述 CMCs 细观结构。在假设基体裂纹均匀分布的前提下,选取包含单根纤维和周围界面相与基体的圆柱单胞作为代表体,并将基体裂纹放置于单胞中部。如图 1 所示,本文建立

的圆柱单胞模型中直接按相应界面相亚层的厚度建立明确的界面相,并假设界面亚层之间以及界面相与纤维、基体之间初始完好结合。 L_c 为单胞长度, R_c 为单胞半径, R_f 为纤维半径, t_i 为界面相总厚度, t_s 为界面相亚层厚度。

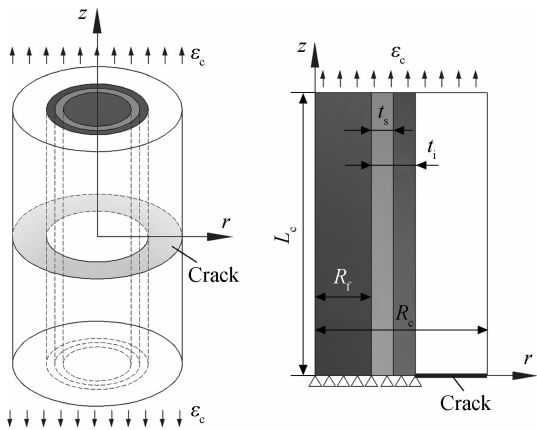


图 1 多层界面相 CMCs 圆柱单胞模型
Fig. 1 Unit-cell model for CMCs with multilayer interphase

显然,上述 CMCs 圆柱单胞具有轴对称特性,可以将问题简化为轴对称问题。圆柱单胞模型所施加的边界条件为

$$\begin{cases} \mathbf{u}(r,0) = [0,0]^T & 0 < r \leq R_f \\ \mathbf{u}(r,L_c) = [0,\epsilon_c \times L_c]^T & 0 < r \leq R_c \end{cases} \quad (1)$$

式中 $\mathbf{u}$ 为位移向量, $\epsilon_c \times L_c$ 为施加在复合材料端部的位移载荷。

选取受到广泛研究的 $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ 体系 CMCs 作为研究对象。其中,连续 SiC 纤维的常见型号有 Nicalon/Hi-Nicalon 系列、Sylramic 系列以及国防科大的 KD 系列等,其直径通常在 $10 \sim 14 \mu\text{m}$ 。制备成 $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ 复合材料后,纤维体积分数通常在 $20\% \sim 60\%$ 。参照相关文献[16,20],本文建立的 CMCs 圆柱单胞几何尺寸选取如表 1 所示。 L_c 和 R_c 分别为单胞的长度和半径, R_f 为纤维半径, φ_f 为纤维体积分数。

$\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ 复合材料中纤维与基体均视为各向同性材料。目前,在 CMCs 中常采用的多层界面相主要有 $(\text{PyC}/\text{SiC})_n$ 和 $(\text{BN}/\text{SiC})_n$ 等体系。本文中涉及的界面相成分包括 PyC、BN 和 SiC 三种。其中,PyC 界面相由层状石墨化碳和无定形碳组成,可以视为横观各向同性材料;BN 界面相力学特性表现为各向同性;SiC 界面相为取向混乱的小晶粒组成,也可视为各向同性材料。参照文献[20-21],材料特性如表 2 所示。 E_z 和 E_r

分别为各组分 z 和 r 方向的弹性模量, G_{rz} 为 rz 平面的切变模量, ν_{rz} 和 $\nu_{r\theta}$ 分别为 rz 、 $r\theta$ 平面的泊松比。

表 1 $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ 复合材料圆柱单胞几何参数
Table 1 Geometry parameters of unit-cell of $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ composites

参数	数值
$L_c/\mu\text{m}$	20
$R_c/\mu\text{m}$	10
$R_f/\mu\text{m}$	6.5
$\varphi_f/\%$	42

表 2 $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ 复合材料中各组分的力学特性
Table 2 Mechanical properties of the constituents in $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ composites

组分	E_z/GPa	E_r/MPa	G_{rz}/GPa	ν_{rz}	$\nu_{r\theta}$
SiC 纤维	200	200	80	0.25	0.25
SiC 基体	251	251	108	0.16	0.16
PyC 界面相	80	12	36	0.12	0.20
BN 界面相	10	10	4.55	0.10	0.10
SiC 界面相	80	280	125	0.12	0.12

根据上述圆柱单胞模型选取方法,按照相应几何参数、组分材料参数,便可建立包含多层界面相的 CMCs 圆柱单胞的轴对称有限元模型。

1.2 裂纹扩展能量释放率计算

对于 CMCs 裂纹偏转机制的研究中,首先需要建立获取裂纹扩展至界面处的尖端场的计算方法,如本文中建立的有限元模型;在此基础上,通过计算裂纹穿透与偏转两种情形的尖端场,并建立断裂力学准则,对裂纹的穿透/偏转进行分析。其中,最常应用的裂纹偏转准则[22]为

$$\frac{G_d}{G_p} > \frac{G_d^c}{G_p^c} \quad (2)$$

式中 G_d 和 G_p 分别为裂纹发生偏转和扩展所引起的能量释放率,上标 c 则表示临界能量释放率。

可以看出,比值 G_d/G_p (也可称为相对能量释放率)是 CMCs 裂纹偏转机制分析中一个重要参数。基体裂纹扩展至 CMCs 界面相时,裂纹偏转可能发生于基体/界面相界面(M/I 界面)、纤维/界面相界面(F/I 界面),也可能发生于界面相内部。对于界面相内部的裂纹偏转位置,本文进行了简化,单层界面相中仅考虑界面相几何中面位

置(Imid 界面, $r=R_t+t_i/2$);多层界面相则考虑各界面相亚层之间的界面以及各界面相亚层的中面位置。这样一来,在进行裂纹偏转机制模拟时,仅需计算裂纹扩展至上述裂纹偏转位置时的相对能量释放率 G_d/G_p ,然后根据偏转准则进行分析。图 2 给出了裂纹在界面相处发生穿透/偏转的示意图,图中 a_d 和 a_p 分别为裂纹穿透和偏转的扩展长度。

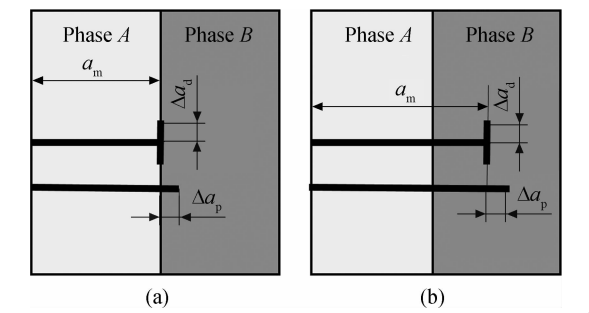


图 2 CMCs 裂纹在界面相穿透/偏转示意图
Fig. 2 Diagram for crack penetration/deflection within interphase of CMCs

影响 CMCs 界面相处相对能量释放率 G_d/G_p 的因素主要包括界面相厚度、界面相成分以及界面相结构等。此外,裂纹扩展长度 a_d 和 a_p 也会影响能量释放率的数值。本文选取 $a_d=a_p$,首先对 CMCs 裂纹扩展能量释放率与裂纹扩展长度之间的关系进行了分析。

图 3 给出了单层 PyC 界面相 CMCs 中,裂纹扩展至 M/I 界面时,能量释放率随裂纹扩展长度的变化规律。其中,裂纹扩展能量释放率采用基于有限元方法的 VCCT 技术进行求解。可以看出,随着裂纹扩展长度的减小,穿透能量释放率和偏转能量释放率均不断增大;而相对能量释放率则随之减小,并在 $a_d=a_p<0.01\mu\text{m}$ 后,趋于一常数。上述结果与文献[12]中结论一致,这表明:采

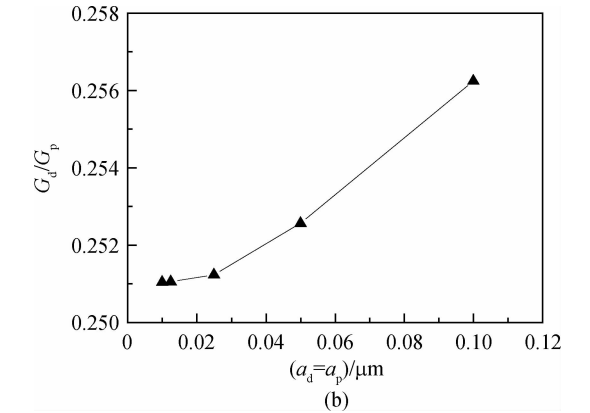
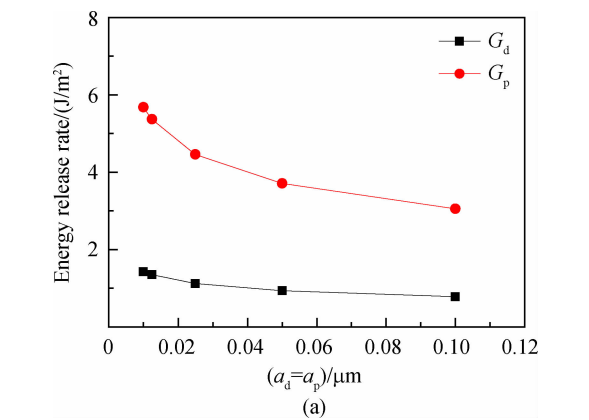


图 3 单层 PyC 界面相 CMCs 能量释放率随裂纹扩展长度变化关系
Fig. 3 Variation of energy release rate versus crack growth length for CMCs with monolayer PyC interphase

用数值方法获取 G_d/G_p 数值时,为了获得满足要求的精度,选取的裂纹扩展长度应足够小。本文的后续分析中均选取 $a_d=a_p=0.01\mu\text{m}$ 。

2 结果与讨论

为了更全面地分析多层界面相结构对 CMCs 裂纹偏转机制地影响,分别考虑了界面相厚度、界面相成分以及多层界面相结构等因素的影响。以 $\text{SiC}_t/\text{SiC}_m$ 复合材料为研究对象,通过对比不同界面相特征下裂纹扩展至界面相处的 G_d/G_p 比值,对 CMCs 裂纹偏转机制进行分析。首先,对比了不同厚度的 PyC 单层界面相的计算结果;其次,对比了相同厚度下 PyC 和 BN 两种不同成分界面相的计算结果;最后,对比了 PyC 单层界面相和 (PyC/SiC/PyC) 三层界面相、(PyC/SiC/PyC/SiC/PyC) 五层界面相的计算结果。

对于 $(\text{PyC}/\text{SiC})_n$ 多层界面相的制备则表明,PyC 和 SiC 界面相的厚度通常为 $0.1\sim1.0\mu\text{m}$ 量级。

2.1 SiC_t/SiC_m 复合材料界面相厚度对 G_d/G_p 的影响

图 4 给出了包含不同厚度 PyC 单层界面相的 $\text{SiC}_t/\text{SiC}_m$ 复合材料能量释放率计算结果。其中,图 4(a)~图 4(c)分别对应裂纹扩展至 M/I 界面、Imid 界面和 F/I 界面时的穿透能量释放率 G_p 与偏转能量释放率 G_d 随界面相厚度的变化规律。可以看出,当裂纹扩展至 M/I 界面时, G_d 和 G_p 均随界面相厚度的增大而增大,并趋于常数。当裂纹扩展至 Imid 界面时,随着界面相厚度的增

大, G_d 不断减小并趋于稳定, 而 G_p 则不断增大并趋于稳定。当裂纹扩展至 F/I 界面时, G_d 和 G_p 均随界面相厚度的增大而迅速减小, 并趋于常数。需要指出的是, 在上述能量释放率随界面相厚度的变化规律中, 当 $t_i < 0.2 \mu\text{m}$ 时, 能量释放率变化较为剧烈; 当时 $t_i > 0.2 \mu\text{m}$, 能量释放率随厚度的变化十分平缓。图 4(d) 则对比了三个偏转位置的相对能量释放率 G_d/G_p 随界面相厚度的变化关系。可以看出, 随着界面相厚度的增大, M/I 界面和 Imid 界面处的 G_d/G_p 比值不断减小; 而 F/I 界面处的 G_d/G_p 比值不断增大; 且数值上 F/I 界面相处 G_d/G_p 比值明显大于 M/I 界面和 Imid 界面处。可以推断: 对于较薄的 PyC 界面相, 裂纹

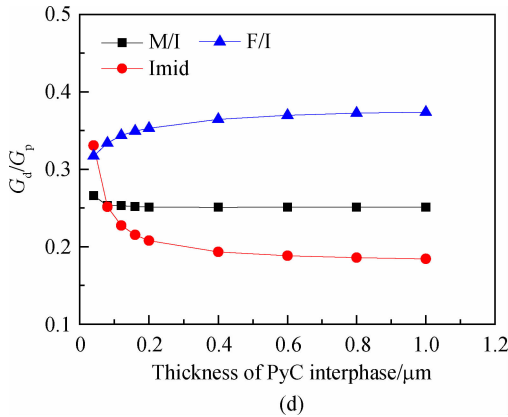
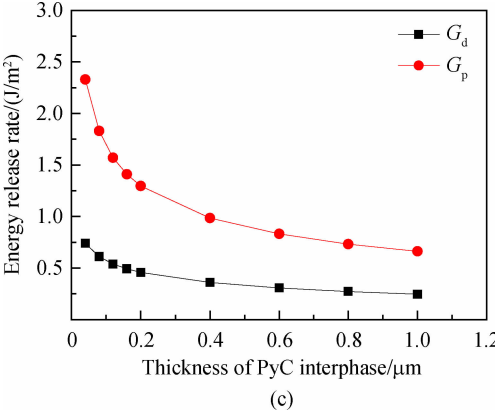
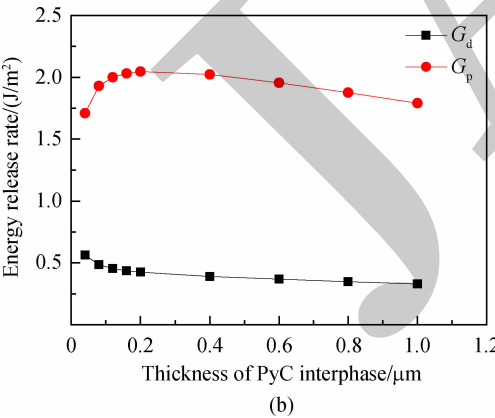
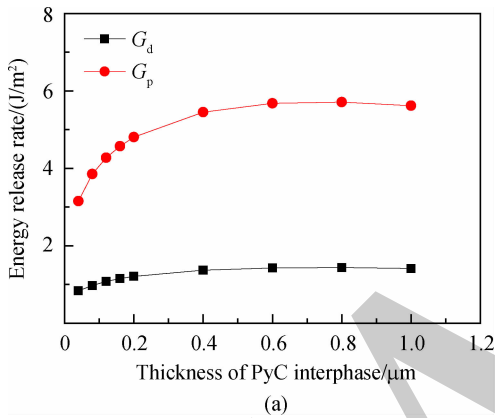


图 4 不同厚度单层 PyC 界面相 $\text{SiC}_t/\text{SiC}_m$ 复合材料的 G_d/G_p 比值分布
Fig. 4 Distribution curves of G_d/G_p for $\text{SiC}_t/\text{SiC}_m$ composites with different thickness of monolayer PyC interphase

在 M/I 界面及 Imid 界面处发生偏转的可能性更大; 对于较厚的界面相, 裂纹在 F/I 界面处发生偏转的可能性更大。上述结论与相关实验研究^[18-19]的结果一致。

2.2 $\text{SiC}_t/\text{SiC}_m$ 复合材料界面相成分对 G_d/G_p 的影响

图 5 给出了包含 PyC 和 BN 两种不同成分界面相的 CMCs 内部 G_d/G_p 沿纤维径向的分布曲线。两种情形下都提取了三个界面处的 G_d/G_p 比值: M/I 界面 ($t_i = R_f + t_i$), Imid 界面 ($t_i = R_f + t_i/2$) 和 F/I 界面 ($t_i = R_f$)。可以看出, 两种成分界面相下 G_d/G_p 沿纤维径向整体分布趋势一致, 除了 $t_i = 0.04 \mu\text{m}$ 的情形, G_d/G_p 均在 F/I 界面处达到最大值, 其次是 M/I 界面, 在 Imid 界面处最小; 当 $t_i = 0.04 \mu\text{m}$ 时, G_d/G_p 则在 Imid 界面处达到最大值。这表明, 对于 PyC 和 BN 这一类柔软界面相(弹性模量明显低于纤维和基体), G_d/G_p 的分布规律类似, 在一定厚度范围内, 裂纹在 M/I 界面和 F/I 界面发生偏转的可能性都较大。

从图 5 中还可以看出, 在数值上, BN 界面相内 G_d/G_p 比值要明显大于 PyC 界面相。这是因为, 本文选取的 BN 为各向同性材料, 而 PyC 为各向异性材料, 泊松效应在 BN 界面相内部及 M/I 界面、F/I 界面引起的纤维径向应力要明显高于 PyC 界面相。各向同性的 BN 界面相在失效特性上也表现出各向同性, 所以在 $G_d/G_p < 1$ 时, 裂纹在其内部均不会发生偏转。各向异性的 PyC 界面相则不同, 虽然其 G_d/G_p 比值要明显低于 BN 界面相, 但其在较低的 G_d/G_p 比值时即可满足偏

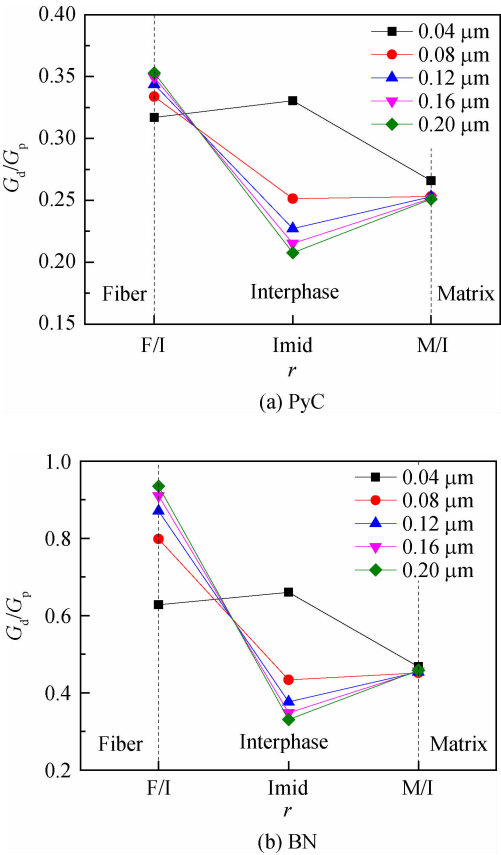


图 5 不同成分界面相 $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ 复合材料的 G_d/G_p 比值径向分布对比

Fig. 5 Comparison between the distributions of G_d/G_p along radial direction for $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ composites with different interphase

转准则。因此,对于同为柔软材料的各向异性 PyC 界面相和各向同性 BN 界面相,裂纹在 PyC 界面相内部发生偏转的可能性要远高于 BN 界面相。

2.3 $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ 复合材料界面相结构对 G_d/G_p 的影响

图 6 给出了 (PyC/SiC/PyC) 和 (PyC/SiC/PyC/SiC/PyC) 两种不同结构界面相的裂纹扩展相对能量释放率计算结果。假设上述两种界面相的总厚度相同, $t_i = 0.6 \mu\text{m}$; 两种界面相内部各亚层厚度均匀分布, 分别为 $t_{s,3} = 0.2 \mu\text{m}$ 和 $t_{s,5} = 0.12 \mu\text{m}$ 。将它们的计算结果分别与厚度也为 $0.6 \mu\text{m}$ 的单层 PyC 界面相结果进行对比。对于多层界面相, 分别计算了 M/I 界面、F/I 界面、各亚层界面 (Is/Is 界面) 以及各亚层几何中面 (Is-mid 界面) 处的相对能量释放率 G_d/G_p 。图 6(a) 对比了 (PyC/SiC/PyC) 三层界面相与单层 PyC 界面相内 G_d/G_p 的计算结果。可以看出, 单层 PyC 界面相与三层界面相在 M/I 界面和 F/I 界

面处的 G_d/G_p 比值基本相等; 三层界面相内存在一处 Is/Is 界面上的 G_d/G_p 比值大于 M/I 界面, 表明在该处发生偏转的可能性更大; 三层界面相内 Ismid 界面处的 G_d/G_p 比值大于单层界面相内 Imid 界面, 表明裂纹在三层界面相亚层内部发生偏转的可能性也更大。图 6(b) 对比了 (PyC/SiC/PyC/SiC/PyC) 五层界面相与单层 PyC 界面相内 G_d/G_p 的计算结果。可以看出, 单层 PyC 界面相与五层界面相在 M/I 界面和 F/I 界面处的 G_d/G_p 比值基本相等; 五层界面相内存在两处 Is/Is 界面上的 G_d/G_p 比值大于 M/I 界面, 这表明在这两处发生裂纹偏转的可能性更大; 五层界面相内 Is-mid 界面处的 G_d/G_p 比值大于单层界面相内 Imid 界面, 表明裂纹在五层界面相亚层内部发生偏转的可能性也更大。

对比图 6(a) 和图 6(b) 还可以看出, 五层界面相内的 G_d/G_p 数值要普遍高于三层界面, 而且其沿纤维径向的分布规律也更为复杂。这表明多层

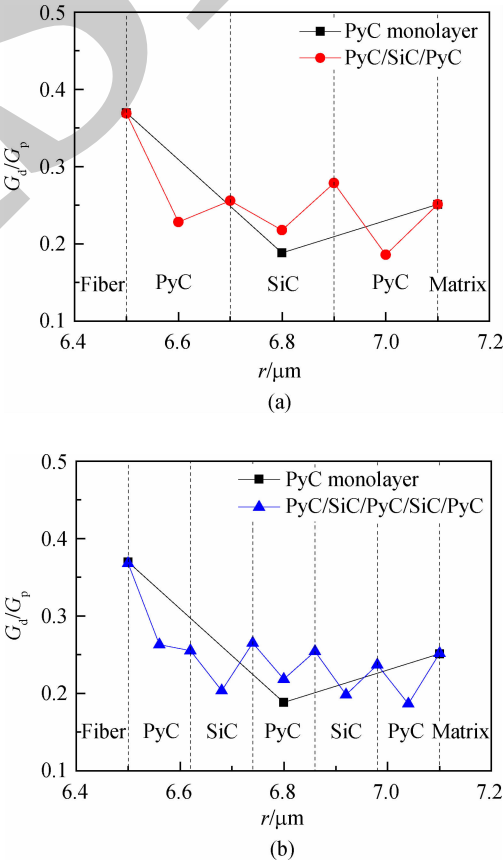


图 6 不同界面相结构 $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ 复合材料的 G_d/G_p 比值径向分布对比

Fig. 6 Comparison between the distributions of G_d/G_p along radial direction for $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ composites with different interphase structure

界面相引入了更多的裂纹偏转机会,随着界面相亚层数目的增加,也使得偏转机制更为复杂。采用本文对 G_d/G_p 数值分布的计算方法,可以按照需求对多层界面相内结构进行优化分析。

3 结 论

- 1) 根据 G_d/G_p 随着 CMCs 界面相厚度的变化规律可以看出,对于较薄的 PyC 界面相,裂纹在 M/I 界面及 I 中面处发生偏转的可能性更大;对于较厚的 PyC 界面相,裂纹在 F/I 界面处发生偏转的可能性更大。这表明,通过合理配置 PyC 界面相厚度可以实现对裂纹偏转位置的控制。
- 2) 对于同为柔软材料的各向异性 PyC 界面相和各向同性 BN 界面相,对比 CMCs 内部 G_d/G_p 径向分布规律发现,在一定厚度范围内,裂纹在 M/I 界面和 F/I 界面发生偏转的可能性都较大;但裂纹在 PyC 界面相内部发生偏转的可能性要远高于 BN 界面相。
- 3) 总厚度相同的 (PyC/SiC/PyC) 和 (PyC/SiC/PyC/SiC/PyC) 两种不同结构界面相的 G_d/G_p 比值,与单层 PyC 界面相在 F/I 界面和 M/I 界面基本相等;但前两种多层界面相在 Is/Is 界面处和 Ismid 界面处的 G_d/G_p 比值要普遍高于单层界面相,且五层界面相 G_d/G_p 比值径向分布规律比三层界面相更为复杂,表明 (PyC/SiC)_n 体系多层界面引入了更多的裂纹偏转机会,随着界面相层数的增加,其偏转机制更为复杂。

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 on continuous fiber reinforced ceramic matrix composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2007, 24(2): 1-6. (in Chinese)

[2] HUTCHINSON J W, JENSEN H M. Models of fiber debonding and pullout in brittle composites with friction [J]. Mechanics of Materials, 1990, 9(2): 139-163.

[3] NASLAIN R R, PAILLER R J F, LAMON J L. Single- and multilayered Interphases in SiC/SiC Composites exposed to severe environmental conditions: an overview[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2010, 7(3): 263-275.

[4] 方光武,宋迎东,高希光.层合陶瓷基复合材料多尺度应力-应变计算模型[J].航空动力学报,2017,32(6):1375-1380.
FANG Guangwu, SONG Yingdong, GAO Xiguang. Multi-scale stress-strain calculation model of laminated ceramic

matrix composites[J]. Journal of Aerospace Power, 2017, 32(6): 1375-1380. (in Chinese)

[5] 方光武,高希光,宋迎东.单向纤维增强陶瓷基复合材料界面滑移规律[J].复合材料学报,2013,30(4):101-107.
FANG Guangwu, GAO Xiguang, SONG Yingdong. Interface slip distribution of unidirectional fiber-reinforced ceramic matrix composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2013, 30(4): 101-107. (in Chinese)

[6] BRAGINSKY M, PRZYBYLA C P. Simulation of crack propagation/deflection in ceramic matrix continuous fiber reinforced composites with weak interphase via the extended finite element method[J]. Composite Structures, 2016, 136(2): 538-545.

[7] MEYER P, WAAS A M. Mesh-objective two-scale finite element analysis of damage and failure in ceramic matrix composites[J]. Integrating Materials and Manufacturing Innovation, 2015, 4(1): 1-18.

[8] GAO Xiguang, FANG Guangwu, SONG Yingdong. Hysteresis loop model of unidirectional carbon fiber-reinforced ceramic matrix composites under an arbitrary cyclic load [J]. Composites Part B: Engineering, 2014, 56(1): 92-99.

[9] KABEL J, YANG Y, BALOOCH M, et al. Micro-mechanical evaluation of SiC-SiC composite inter-phase properties and debond mechanisms[J]. Composites Part B: Engineering, 2017, 131(12): 173-183.

[10] 刘鹏飞,陶伟明,郭乙木,等. SiC 纤维增强复合材料基体裂纹偏移机理的有限元分析[J]. 复合材料学报, 2006, 23(3): 146-152.
LIU Pengfei, TAO Weiming, GUO Yimu, et al. Finite element analysis of matrix crack deflection mechanisms in fiber-reinforced composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2006, 23(3): 146-152. (in Chinese)

[11] MARTIN E, POITOU B, LEGUILLON D, et al. Competition between deflection and penetration at an interface in the vicinity of a main crack [J]. International Journal of Fracture, 2008, 151(2): 247-68.

[12] CARRÈRE N, MARTIN E, LAMON J. Influence of the interphase and associated interfaces on the deflection of matrix cracks in ceramic matrix composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2000, 31(11): 1179-1190.

[13] LACROIX C, LEGUILLON D, MARTIN E. The influence of an interphase on the deflection of a matrix crack in a ceramic-matrix composite[J]. Composites Science and Technology, 2002, 62(4): 519-523.

[14] POMPIDOU S, LAMON J. Analysis of crack deviation in ceramic matrix composites and multi-layers based on the Cook and Gordon mechanism[J]. Composites Science and Technology, 2007, 67(10): 2052-2060.

[15] LIU P F, YANG Y. Finite element analysis of the competition between crack deflection and penetration of fiber-reinforced composites using virtual crack closure technique [J]. Applied Composite Materials, 2014, 21(5): 759-771.

[16] 于海蛟. 多层界面制备、表征及其对 SiC_f/SiC 复合材料性能的影响[D]. 长沙:国防科学技术大学,2011.
YU Haijiao. Fabrication and characterizations of multilayer interfaces and their effects on bulk properties of SiC_f/SiC composites[D]. Changsha: National University of Defense Technology,2011. (in Chinese)

[17] NASLAIN R R. The design of the fibre-matrix interfacial zone in ceramic matrix composites[J]. Composites Part A: Applied Science & Manufacturing, 1998, 29 (9/10): 1145-1155.

[18] COONS T P, REUTENAUER J W, MERCADO A, et al. The characterization of an oxide interfacial coating for ceramic matrix composites[J]. Materials Science and Engineering A: Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2013, 573(3): 190-196.

[19] BERTRAND S, PAILLER R, LAMON J. SiC/SiC minicomposites with nanoscale multi-layered fibre coatings[J]. Composites Science and Technology, 2001, 61(3): 363-367.

[20] BERTRAND S, FORIO P, PAILLER R, et al. Hi-Nicalon/SiC minicomposites with (Pyrocarbon/SiC)_n nanoscale multilayered interphases[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1999, 82(9): 2465-2473.

[21] ISMAR H, STREICHER F. Modelling and simulation of the mechanical behavior of ceramic matrix composites as shown by the example of SiC/SiC[J]. Computational Materials Science, 1999, 16(1/2/3/4): 17-24.

[22] AHN B K, CURTIN W A, PARTHASARATHY T A, et al. Criteria for crack deflection/penetration criteria for fiber-reinforced ceramic matrix composites[J]. Composites Science and Technology, 1998, 58(11): 1775-1784.

(编辑:叶 青)