

可计及温度与层状结构影响的超高温陶瓷基复合材料涂层残余热应力理论表征模型

王如转¹, 罗春希¹, 李定玉¹, 邢安¹, 贾碧¹, 李卫国²

(1.重庆科技学院, 重庆 401331; 2.重庆大学, 重庆 400030)

摘要: **目的** 创建可计及温度与层状结构共同影响的超高温陶瓷基复合材料涂层与基体层因热不匹配导致的残余热应力的理论表征模型。**方法** 基于经典的层合板理论与超高温陶瓷基复合材料热物理性能参数对温度的敏感性研究, 引入温度和层状结构对涂层与基体层所受残余热应力的影响, 形成各层残余热应力温度相关性的理论表征方法, 并以 ZrB_2-SiC 复合材料涂层为例, 利用该理论方法系统地研究了各种控制机制对残余热应力的影响及其随温度的演化规律。**结果** 超高温陶瓷基复合材料涂层与基体层所受的残余热应力随着温度的变化而变化, 涂层热膨胀系数与基体层热膨胀系数差别越大, 变化幅度越大。当涂层材料热膨胀系数大于基体层材料热膨胀系数时, 涂层材料遭受残余拉应力, 基体层材料遭受残余压应力; 随着涂层厚度的增加, 涂层所受拉应力减小, 而基体层所受压应力增大; 当涂层材料热膨胀系数小于基体层材料热膨胀系数时, 涂层材料遭受残余压应力, 基体层材料遭受残余拉应力; 随着涂层厚度的增加, 涂层所受压应力减小, 而基体层所受拉应力增大。低温下, 各层所受残余热应力对层厚与每层材料组成的变化比较敏感, 随着温度的升高, 敏感性降低。**结论** 对于涂层材料, 应设计涂层材料的热膨胀系数小于基体层材料的热膨胀系数, 使涂层遭受残余压应力, 这不仅能够降低材料表面产生裂纹的危险, 同时可以抑制表面已有缺陷的扩展。同时应当设计相对较小的涂层厚度, 以增大涂层所受的残余压应力, 降低基体层所受的残余拉应力, 有效提高整体材料在不同温度下的强度性能。

关键词: 超高温陶瓷基复合材料涂层; 残余热应力; 热不匹配; 温度; 层状结构; 理论模型

中图分类号: TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)01-0043-06

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.01.006

Theoretical Characterization Model for the Residual Thermal Stress in Ultra-high Temperature Ceramic Matrix Composite Coatings under Effects of Temperature and Laminated Structures

WANG Ru-zhuan¹, LUO Chun-xi¹, LI Ding-yu¹, XING An¹, JIA Bi¹, LI Wei-guo²

(1.Chongqing University of Science and Technology, Chongqing 401331, China;

2.Chongqing University, Chongqing 400030, China)

ABSTRACT: The work aims to build a theoretical characterization model for residual thermal stresses due to thermal mismatch

收稿日期: 2018-10-31; 修订日期: 2018-12-12

Received: 2018-10-31; Revised: 2018-12-12

基金项目: 国家自然科学基金项目 (11602044, 11602043); 重庆市自然科学基金项目 (cstc2017jcyjAX0158)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China (11602044, 11602043) and the Natural Science Foundation Project of CQ CSTC (cstc2017jcyjAX0158)

作者简介: 王如转 (1986—), 男, 博士, 讲师, 主要研究方向为先进复合材料制备及其高温力学性能表征。邮箱: wrz@cqu.edu.cn

Biography: WANG Ru-zhuan (1986—), Male, Doctor, Lecturer, Research focus: preparation of advanced composite materials and characterization of their high-temperature mechanical properties. E-mail: wrz@cqu.edu.cn

between the ultra-high temperature ceramic matrix composite coatings under the effects of temperature and laminated structure and the matrix layer. Based on the classical lamination theory and the sensitivities of thermo-physical properties parameters of ultra-high temperature ceramic matrix composites to temperature, the combined effects of temperature and laminated structures were introduced into the residual thermal stress of coating and matrix layer to form the theoretical characterization method for temperature-dependent residual thermal stress. $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ composite coatings were taken as example to study the effects of varieties of control mechanisms on the residual thermal stresses and the evolutions with temperature in detail by the theoretical method. The residual thermal stresses in the ultra-high temperature ceramic matrix composite coatings and the matrix layer changed with the variation of temperature. The bigger the difference between the thermal expansion coefficients of coating and matrix layer was, the greater the range of variation was. When the thermal expansion coefficient of coatings was bigger than that of the matrix layer, the coatings suffered from the residual tensile stresses, and the matrix layer suffered from the residual compressive stress. With the increase of thickness of coating, the residual tensile stresses in coating decreased, while the residual compressive stress in matrix layer increased. When the thermal expansion coefficient of coatings was smaller than that of the matrix layer, the coatings suffered from the residual compressive stresses, and the matrix layer suffered from the residual tensile stress. With the increase of thickness of coating, the residual compressive stresses in coating decreased, while the residual tensile stress in matrix layer increased. At low temperature, the residual thermal stresses in the coatings and matrix layer were sensitive to temperature, while the sensitivities decreased as the temperature increased. Therefore, the thermal expansion coefficient of the coating should be designed to be smaller than that of the matrix layer, as to make the residual compressive stress in the coating. This can not only reduce the danger of the formation of surface flaw of materials, but also restrain the propagation of the existing surface flaw. Additionally, the relative smaller thickness of the coatings can be designed. This can increase the residual compressive stress in coatings and decrease the residual tensile stress in matrix layer, leading to the effective improvement of strength performance of the monolithic materials under different temperatures.

KEY WORDS: ultra-high temperature ceramic matrix composite coatings; residual thermal stresses; thermal mismatch; temperature; laminated structures; theoretical model

超高温陶瓷是以 ZrB_2 、 TaC 、 HfN 、 HfB_2 、 ZrC 过渡金属化合物为主的复合陶瓷体系, 其熔点可达 $3000\text{ }^\circ\text{C}$ 以上, 具有很好的化学和物理稳定性, 是目前超高温领域最有前途的材料之一^[1-4]。此外, 添加增强相可以显著提高超高温陶瓷材料的力学性能和抗氧化性能^[5-8]。超高温陶瓷基复合材料因其具有较高的断裂强度、断裂韧性、硬度及抗氧化性能等而备受关注。目前, 超高温陶瓷基复合材料作为涂层被广泛地应用于航空航天领域的热防护部件 C/C 复合材料、 C/SiC 复合材料与超高温陶瓷基复合材料自身等, 以提高基体材料的抗氧化性能、抗烧蚀性能及应用稳定性^[9-13]。

超高温陶瓷基复合材料涂层与基体材料的热膨胀系数往往不同, 当从烧结温度开始降低时, 各层由于热不匹配会产生残余热应力。当残余热应力达到涂层材料的断裂强度时会使涂层材料内部产生微裂纹, 同时较大的残余热应力还容易使界面产生裂纹, 甚至引起层间脱落的现象^[14-15]。因此, 在研究涂层材料的强度性能时, 必须考虑残余热应力的影响。目前由于试验条件的限制, 很难通过试验确定残余热应力的影响, 而且考虑到应用于航空航天飞行器热防护材料在使役历程中要经历复杂的热环境以及材料热物理性能参数对温度的敏感性, 残余热应力会随着温度的变

化而发生复杂的变化, 这更加剧了试验研究的难度。目前鲜有关于超高温陶瓷基复合材料涂层在不同温度下, 因各层热不匹配导致的残余热应力的试验研究; 此外, 关于温度影响的超高温陶瓷基复合材料涂层所遭受的残余热应力理论表征模型的报道也较少。鉴于航空航天飞行器热防护材料在使役历程中经常伴随复杂的温度变化, 导致其热物理性能参数发生变化, 同时考虑到超高温陶瓷基复合材料涂层使用时必须达到高精度设计要求, 以提高其应用可靠性, 目前迫切需要开展超高温陶瓷基复合材料涂层遭受残余热应力的温度相关性理论表征模型。

本文基于经典的层合板理论与材料热物理性能参数对温度的敏感性研究, 建立了可计及温度与层状结构共同影响的对称结构超高温陶瓷基复合材料涂层与基体层所遭受的残余热应力的理论表征模型, 进一步系统地研究了各种控制机制对残余热应力的影响及其随温度的演化规律, 并为涂层材料及层状结构的设计提供了理论支撑与技术指导。

1 理论模型的推导

本文研究的物理模型如图 1 所示, 中间层为陶瓷材料基体层, 表面层为超高温陶瓷基复合材料涂层。

针对该对称涂层材料，当温度从烧结温度发生变化时，由于涂层材料和基体层材料热膨胀系数的不同，各层会产生残余热应力。基于经典的层合板理论，针对如图 2 所示的具有 $2n+1$ 层对称结构的多层材料，材料 1 层和材料 2 层所受的因层间热不匹配导致的残余热应力可通过 (1)、(2) 式计算获得^[16]：

$$\sigma_{\text{res1}} = -\frac{nE_1E_2d_2(\alpha_2 - \alpha_1)(t_s - t_r)}{n(1 - \nu_1)E_2d_2 + (n+1)(1 - \nu_2)E_1d_1} \quad (1)$$

$$\sigma_{\text{res2}} = \frac{(n+1)E_1E_2d_1(\alpha_2 - \alpha_1)(t_s - t_r)}{n(1 - \nu_1)E_2d_2 + (n+1)(1 - \nu_2)E_1d_1} \quad (2)$$

式中， σ_{res1} 为材料 1 层所受残余热应力； σ_{res2} 为材料 2 层所受残余热应力； E_1 和 E_2 分别为材料 1 和材料 2 的弹性模量； α_1 和 α_2 分别为材料 1 和材料 2 的热膨胀系数； ν_1 和 ν_2 分别为材料 1 和材料 2 的泊松比； d_1 和 d_2 分别为材料 1 层和材料 2 层的厚度； t_s 为烧结温度； t_r 为室温。

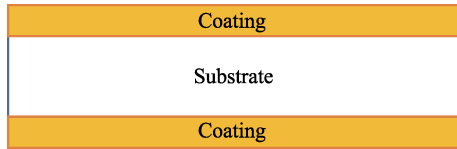


图 1 对称涂层结构示意图

Fig.1 Schematic diagram of symmetrical coatings

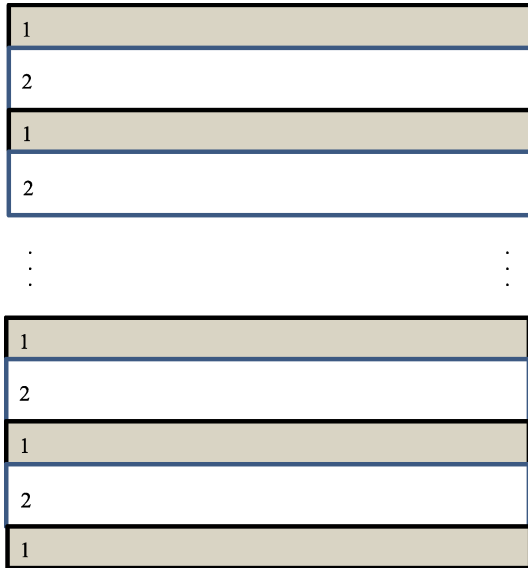


图 2 对称层状结构图

Fig.2 Schematic diagram of symmetrical laminated structure

基于公式 (1) 和公式 (2)，取 $n=1$ ，可得图 1 所示的涂层和基体层所受的因层间热不匹配导致的残余热应力理论模型，如式 (3)、(4) 所示：

$$\sigma_{\text{res1}} = -\frac{E_1E_2d_2(\alpha_2 - \alpha_1)(t_s - t_r)}{(1 - \nu_1)E_2d_2 + 2(1 - \nu_2)E_1d_1} \quad (3)$$

$$\sigma_{\text{res2}} = \frac{2E_1E_2d_1(\alpha_2 - \alpha_1)(t_s - t_r)}{(1 - \nu_1)E_2d_2 + 2(1 - \nu_2)E_1d_1} \quad (4)$$

但上述模型没有考虑温度对相关材料性能参数的影响。陶瓷基复合材料的热物理性能参数对温度非常敏感，因此涂层材料与基体层材料的热物理性能参数会随着温度的变化而变化，进而影响每层所受的残余热应力。考虑到超高温陶瓷基复合材料涂层作为航空航天飞行器热防护材料时所面临的复杂的高温使役环境，当建立残余热应力理论表征模型时，必须考虑使役温度的影响。涂层陶瓷基复合材料与基体材料的弹性模量、热膨胀系数与泊松比等物理性能参数可通过复合材料性能的复合准则获得。基于陶瓷基复合材料热物理性能参数的温度相关性与复合准则，涂层材料和基体层材料的温度相关性弹性模量、热膨胀系数与泊松比可由式 (5) — (10) 表示：

$$E_1(t) = E_m(t)V_m^1 + E_p(t)V_p^1 \quad (5)$$

$$E_2(t) = E_m(t)V_m^2 + E_p(t)V_p^2 \quad (6)$$

$$\alpha_1(t) = \frac{\alpha_m(t)E_m(t)V_m^1 + \alpha_p(t)E_p(t)V_p^1}{E_m(t)V_m^1 + E_p(t)V_p^1} \quad (7)$$

$$\alpha_2(t) = \frac{\alpha_m(t)E_m(t)V_m^2 + \alpha_p(t)E_p(t)V_p^2}{E_m(t)V_m^2 + E_p(t)V_p^2} \quad (8)$$

$$\nu_1(t) = \nu_m(t)V_m^1 + \nu_p(t)V_p^1 \quad (9)$$

$$\nu_2(t) = \nu_m(t)V_m^2 + \nu_p(t)V_p^2 \quad (10)$$

其中， $E_m(t)$ 和 $E_p(t)$ 分别代表各层材料基体相和添加的增强相的温度相关性弹性模量； $\alpha_m(t)$ 和 $\alpha_p(t)$ 分别代表各层材料基体相和添加的增强相的温度相关性热膨胀系数； $\nu_m(t)$ 和 $\nu_p(t)$ 分别代表各层材料基体相和添加的增强相的温度相关性泊松比； V_m^1 和 V_p^1 分别为涂层材料的基体相和增强相的体积分数； V_m^2 和 V_p^2 分别为基体层材料的基体相和增强相的体积分数； t 为使役温度。

联立公式 (3) — (10)，引入材料热物理性能参数的温度相关性的影响，可得涂层与基体层所受的因层间热不匹配导致的残余热应力的温度相关性理论表征模型：

$$\sigma_{\text{res1}}(t) = -\frac{E_1(t)E_2(t)d_2(\alpha_2(t) - \alpha_1(t))(t_s - t_r)}{(1 - \nu_1(t))E_2(t)d_2 + 2(1 - \nu_2(t))E_1(t)d_1} \quad (11)$$

$$\sigma_{\text{res2}}(t) = \frac{2E_1(t)E_2(t)d_1(\alpha_2(t) - \alpha_1(t))(t_s - t_r)}{(1 - \nu_1(t))E_2(t)d_2 + 2(1 - \nu_2(t))E_1(t)d_1} \quad (12)$$

2 结果及分析

利用上述推导的针对对称涂层材料的温度相关性残余热应力模型，系统地研究了层厚与各层材料组成相的体积分数等对涂层与基体层所受残余热应力的影响及其随温度的演化规律。本研究中，涂层材料以 $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ 复合材料为例，基体层材料以 SiC 陶瓷添加 ZrB_2 增强相的复合材料为例。为了便于计算与分析，模型预测过程中用到的 ZrB_2 和 SiC 材料的温

度相关性弹性模量与热膨胀系数皆是基于实验测试数据所得的公式, 如式(13)~(16)所示^[17-19]:

$$E_m^{\text{ZrB}_2}(t) = 450.0 - 2.54t \exp\left(-\frac{t_m}{t}\right) + 1.9(t - 0.363t_m + |t - 0.363t_m|) \exp\left(-\frac{t_m}{t}\right) \quad (13)$$

$$E_p^{\text{SiC}}(t) = 410 - 0.04(t + 273.15) \exp\left(-\frac{962}{t + 273.15}\right) \quad (14)$$

$$\alpha_m^{\text{ZrB}_2}(t) = (2.33 + 0.006 \times (t + 273.15) - 0.2 \times 10^{-5} \times (t + 273.15)^2) \times 10^{-6} \quad (15)$$

$$\alpha_p^{\text{SiC}}(t) = (-1.8276 + 0.0178(t + 273.15) - 1.5544 \times 10^{-5}(t + 273.15)^2 + 4.5246 \times 10^{-9}(t + 273.15)^3) \times 10^{-6} \quad (0^\circ\text{C} \leq t < 1000^\circ\text{C}) \quad (16)$$

$$\alpha_p^{\text{SiC}}(t) = 5.0 \times 10^{-6} \quad (t \geq 1000^\circ\text{C}) \quad (17)$$

在本工作中, 考虑到温度对材料的泊松比影响很小, 计算过程中用到的材料泊松比都为室温下的值 (ν_{ZrB_2} 为 0.25, ν_{SiC} 为 0.19)^[8]。基于 ZrB_2 -SiC 涂层材料报道中常见的烧结温度^[9-13], t_s 取 1900°C ; 基体层厚度 d_2 取 $3000 \mu\text{m}$ 。

图3为对应不同基体层材料 SiC 体积分数的涂层所受的残余热应力与温度的关系曲线。计算过程中, 根据目前报道的超高温陶瓷基复合材料及其涂层材料的常见相关信息^[9-13], V_p^1 取 0.3, d_1 取 $300 \mu\text{m}$ 。从图3可以看出, 对应任一基体层材料的 SiC 体积分数, 涂层所受的残余热应力皆随着温度的升高而发生变化。当涂层材料和基体层材料热膨胀系数相差不大时 (V_p^2 取为 0.1、0.2、0.4), 变化幅度较小。当温度较低时 (400°C 以下), 残余热应力随着温度的升高而快速下降; 当温度继续升高时, 温度的变化对残余热应力的影响变得非常小。当涂层材料和基体层材料的热膨胀系数相差较大时 (V_p^2 取 0.6、0.8、1.0), 涂层所受的残余热应力随着温度的上升, 呈现了较为复杂的变化趋势: 当温度上升至 400°C 左右时, 残余热应力迅速下降; 当温度处于 400°C 至 800°C 的区间内时, 残余热应力对温度非常不敏感; 而当温度升至 800°C 以上时, 残余热应力又出现了明显的下降趋势。上述现象主要是因为材料的热膨胀系数与弹性模量等两个热物理性能参数的温度相关性所导致的。从图3还可看出, 低温下涂层所受的残余热应力对每层的组成比较敏感, 随着温度的升高, 敏感性降低。

图3表明, 当基体层材料的热膨胀系数小于涂层材料的热膨胀系数时, 涂层将遭受残余拉应力; 当两层的热膨胀系数相差较大时, 涂层将遭受很大的拉应力。例如当 V_p^2 取 1.0 时, 室温下涂层所受的拉应力将达到 1200 MPa 左右, 即使当温度达到 1000°C 时, 残余拉应力仍然可达到 500 MPa , 这对于涂层材料与整体的层状材料是非常危险的。陶瓷基复合材料作为典

型的脆性材料, 其对表面裂纹非常敏感, 涂层所受的拉应力容易使材料表面产生裂纹。同时, 高温下材料强度性能衰减严重, 这更加大了涂层材料破坏的危险性。而且, 当拉应力达到一定值时, 还可能会诱发层间断裂。因此, 当设计涂层材料时, 我们可选择涂层材料的热膨胀系数小于基体层材料的热膨胀系数, 使涂层受残余压应力, 这不仅能够降低材料表面产生裂纹的危险, 同时可以抑制表面已有缺陷的扩展, 有效提高材料的断裂强度。

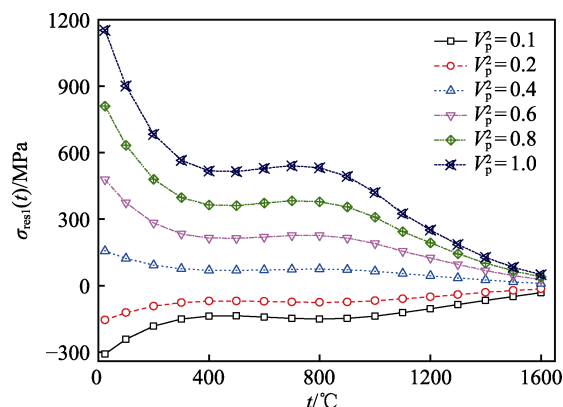


图3 不同 SiC 体积分数基体层材料的涂层所受残余热应力与服役温度关系曲线

Fig.3 Relation curve between residual thermal stress in coating for given SiC volume fraction of materials of matrix layer and service temperature

图4为对应不同基体层材料 SiC 体积分数的基体层所受残余热应力与温度的关系曲线。计算过程中, V_p^1 取 0.3, d_1 取 $300 \mu\text{m}$ 。类似于图3的结论, 图4也表明当涂层材料和基体层材料的热膨胀系数相差较大时 (V_p^2 取 0.6、0.8、1.0), 基体层所受的残余应力对温度比较敏感: 当温度升至 400°C 左右时, 残余热应力衰减严重; 随着温度的继续升高, 残余热应力值变化不大; 当温度高于 1000°C 时, 残余热应力又出现比较大的下降趋势。当涂层材料和基体层材料的热膨胀系数相差不大时, 只有当温度较低时, 残余热应力对温度较为敏感, 高温下, 温度的变化对残余热应力数值影响非常小。从图4还可看出, 低温下, 基体层所受残余热应力对各层材料组分较为敏感; 高温下, 残余热应力对各层材料组分不敏感。对比图3和图4可知, 在现有计算条件下, 当设计涂层材料热膨胀系数小于基体材料热膨胀系数时, 涂层材料会受到相对较大的残余压应力, 基体层材料会受到残余拉应力, 但是其拉应力值相对很小。因此, 当设计涂层材料时, 为保证整体层状材料具有较高的断裂强度, 应当选择其热膨胀系数小于基体层材料热膨胀系数。

图5为对应不同涂层厚度的涂层所受残余热应力与温度的关系曲线。计算过程中, V_p^1 取 0.3, V_p^2 取 0.6, 此时涂层材料热膨胀系数大于基体层材料热膨

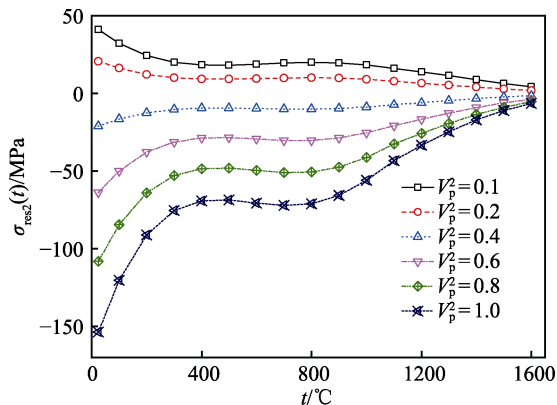


图 4 对应不同 SiC 体积分数基体层材料的基体层所受残余热应力与服役温度关系曲线

Fig.4 Relation curve between residual thermal stress in matrix layer for given SiC volume fraction of materials of matrix layer and service temperature

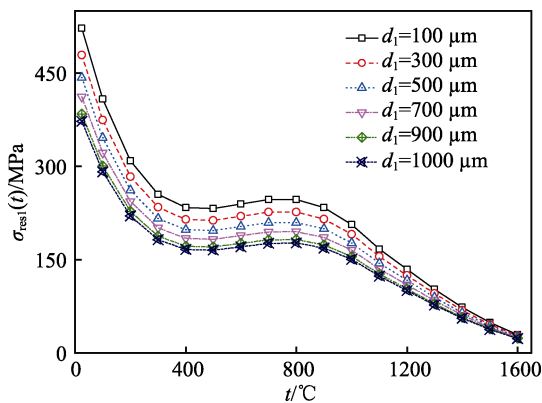


图 5 对应不同涂层厚度的涂层所受残余热应力与服役温度关系曲线 (\$V_p^1\$ 取 0.3, \$V_p^2\$ 取 0.6)

Fig.5 Relation curve between residual thermal stress in coating for different given thickness and service temperature (\$V_p^1\$ is 0.3 and \$V_p^2\$ is 0.6)

胀系数, 涂层材料遭受残余拉应力。从图中可以看出, 随着涂层厚度的增加, 涂层所受的残余拉应力降低。低温下, 涂层所受的残余拉应力对涂层厚度较为敏感, 随着温度的升高, 敏感性降低。高温下, 涂层厚度的变化对残余应力影响很小。对于某些涂层材料热膨胀系数大于基体层材料热膨胀系数的层状材料而言, 应当增加涂层厚度, 尽可能地降低涂层所受残余拉应力的值, 进而提高材料的断裂性能及应用稳定性。

图 6 为对应不同涂层厚度的基体层所受残余热应力与温度的关系曲线。计算过程中, \$V_p^1\$ 取 0.3, \$V_p^2\$ 取 0.6。从图 6 可以看出, 随着涂层厚度的增加, 基体层所受的残余压应力增大。低温下基体层所受的残余应力对涂层厚度较为敏感, 高温下敏感性变小。图 6 还表明基体层所受压应力对温度的敏感性受涂层厚度的影响, 涂层厚度越小, 其敏感性越低。结合图 5 和图 6 可得, 当涂层材料热膨胀系数大于基体层材料热膨胀系数时, 应当增加涂层厚度, 以降低涂层所受残余拉应力的值, 增加基体层所受残余压应力的值。

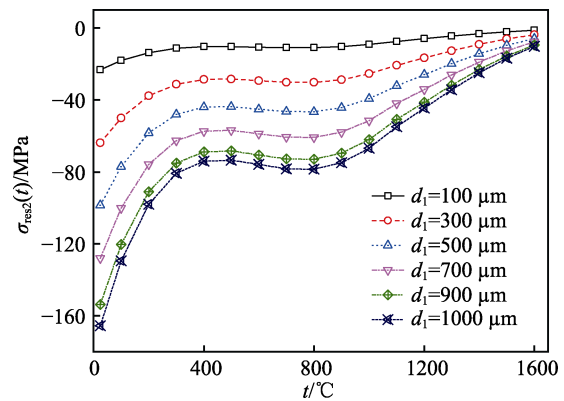


图 6 对应不同涂层厚度的基体层所受残余热应力与服役温度关系曲线 (\$V_p^1\$ 取 0.3, \$V_p^2\$ 取 0.6)

Fig.6 Relation curve between residual thermal stress in matrix layer for different given thickness and service temperature (\$V_p^1\$ is 0.3 and \$V_p^2\$ is 0.6)

图 7 为 \$V_p^1\$ 取 0.3, \$V_p^2\$ 取 0.2 时, 对应不同涂层厚度的涂层所受残余热应力与温度的关系曲线。此时涂层材料热膨胀系数小于基体层材料热膨胀系数, 涂层材料遭受残余压应力。图 7 表明, 随着涂层厚度的增加, 涂层所受的残余压应力减小。低温下, 涂层所受的残余压应力对涂层厚度较为敏感, 随着温度的升高, 敏感性降低。

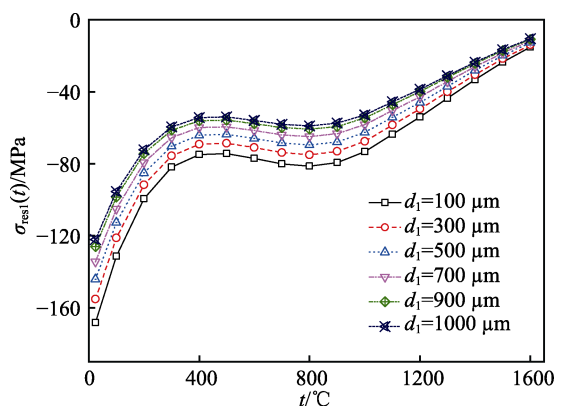


图 7 对应不同涂层厚度的涂层所受残余热应力与服役温度关系曲线 (\$V_p^1\$ 取 0.3, \$V_p^2\$ 取 0.2)

Fig.7 Relation curve between residual thermal stress in coating for different given thickness and service temperature (\$V_p^1\$ is 0.3 and \$V_p^2\$ is 0.2)

图 8 为 \$V_p^1\$ 取 0.3, \$V_p^2\$ 取 0.2 时, 对应不同涂层厚度的基体层所受残余热应力与温度的关系曲线。从图 8 可以看出, 随着涂层厚度的增加, 基体层所受的残余拉应力增大。低温下基体层所受的残余应力对涂层厚度更为敏感。图 8 同样表明基体层所受残余应力对温度的敏感性受涂层厚度的影响, 涂层厚度越小, 其敏感性越低。结合图 7 和图 8 可得, 当涂层材料热膨胀系数小于基体层材料热膨胀系数时, 应当选择相对较小的涂层厚度, 以增加涂层所受残余压应力的值, 降低基体层所受的残余拉应力, 提升整体材料的断裂性能。

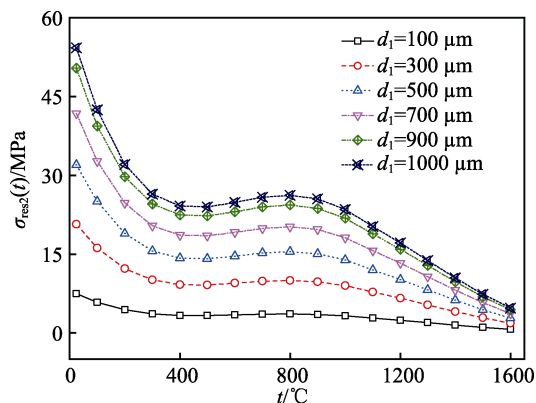


图 8 对应不同涂层厚度的基体层所受残余热应力与服役温度关系曲线 (V_p^1 取 0.3, V_p^2 取 0.2)

Fig.8 Relation curve between residual thermal stress in matrix layer for different given thickness and service temperature (V_p^1 is 0.3 and V_p^2 is 0.2)

3 结论

1) 建立了可计及温度与层状结构共同影响的对称结构超高温陶瓷基复合材料涂层与基体层所受残余热应力的理论表征模型。

2) 随着温度的升高, 各层所受的残余热应力发生了较为复杂的变化, 其变化幅度与各层材料组成有关。涂层材料热膨胀系数与基体层材料热膨胀系数差别越大, 变化趋势越明显。

3) 当涂层材料热膨胀系数大于基体层材料热膨胀系数时, 涂层材料会遭受残余拉应力。当两层的热膨胀系数差别较大时, 残余拉应力会达到很高的值 (如算例中的 1200 MPa), 即使在高温下, 残余拉应力仍然很大。此时, 应当增加涂层厚度, 以降低涂层所受残余拉应力的值, 增加基体层所受残余压应力的值。

4) 当设计涂层材料时, 为保证整体层状材料具有较高的强度性能, 应当选择其热膨胀系数小于基体层材料热膨胀系数的涂层, 同时选择相对较小的涂层厚度, 以增加涂层所受的残余压应力, 降低基体层所受的残余拉应力。

参考文献:

- [1] OPEKA M M, TALMY I G, WUCHINA E J, et al. Mechanical, thermal, and oxidation properties of refractory hafnium and zirconium compounds[J]. Journal of the European ceramic society, 1999, 19: 2405-2414.
- [2] GASCH M, ELLERBY D, IRBY E, et al. Processing, properties and arc-jet oxidation of hafnium diboride/ silicon carbide ultra high temperature ceramics[J]. Journal of materials science, 2004, 39: 5925-5937.
- [3] MONTEVERDE F, SCATTEIA L. Resistance to thermal shock and to oxidation of metal diborides-SiC ceramics for aerospace application[J]. Journal of the American ce-

- ramic society, 2007, 90: 1130-1138.
- [4] LI W G, YANG F, FANG D N. The temperature-dependent fracture strength model for ultra-high temperature ceramics[J]. Acta mechanica sinica, 2010, 26: 235-239.
- [5] NEUMAN E W, HILMAS G E, FAHRENHOLTZ W G. Mechanical behavior of zirconium diboride-silicon carbide ceramics at elevated temperature in air[J]. Journal of the European ceramic society, 2013, 33: 2889-2899.
- [6] NEUMAN E W, HILMAS G E, FAHRENHOLTZ W G. Mechanical behavior of zirconium diboride-silicon carbide-boron carbide ceramics up to 2200 °C[J]. Journal of the European ceramic society, 2015, 35: 463-476.
- [7] NEUMAN E W, HILMAS G E, FAHRENHOLTZ W G. Ultra-high temperature mechanical properties of a zirconium diboride-zirconium carbide ceramic[J]. Journal of the American ceramic society, 2016, 99: 597-603.
- [8] WANG R Z, LI W G, JI B H, et al. Fracture strength of the particulate-reinforced ultra-high temperature ceramics based on a temperature dependent fracture toughness model[J]. Journal of the mechanics and physics of solids, 2017, 107: 365-378.
- [9] JIA Y J, LI H J, FENG L, et al. Ablation behavior of rare earth La-modified ZrC coating for SiC-coated carbon/carbon composites under an oxyacetylene torch[J]. Corrosion science, 2016, 104: 61-70.
- [10] BLUM Y D, MARSCHALL J, HUI D, et al. Thick protective UHTC coatings for SiC-based structures: Process establishment[J]. Journal of the American ceramic society, 2008, 91: 1453-1460.
- [11] CARNEY C M. Ultra-high temperature ceramic-based composites, comprehensive composite materials II[M]. Amsterdam: Elsevier Press, 2018: 281-292.
- [12] LI Q G, WANG Z, SHI G P, et al. In situ reactive fabrication of ZrC-SiC coating on Cf/ZrC-SiC composite[J]. Journal of Asian ceramic societies, 2015, 3: 178-182.
- [13] REN J C, ZHANG Y L, HU H, et al. Oxidation resistance and mechanical properties of HfC nanowire-toughened ultra-high temperature ceramic coating for SiC-coated C/C composites[J]. Applied surface science, 2016, 360: 970-978.
- [14] MOON M W, JENSEN H M, HUTCHINSON J W, et al. The characterization of telephone cord buckling of compressed thin films on substrates[J]. Journal of the mechanics and physics of solids, 2002, 50: 2355-2377.
- [15] LEE A, CLEMENS B M, NIX W D. Stress induced delamination methods for the study of adhesion of Pt thin films to Si[J]. Acta materialia, 2004, 52: 2081-2093.
- [16] CHARTIER T, MERLE D, BESSON J L. Laminar ceramic composites[J]. Journal of the European ceramic society, 1995, 15: 101-107.
- [17] LI W G, WANG R Z, LI D Y, et al. A model of temperature-dependent young's modulus for ultrahigh temperature ceramics[J]. Physics research international, 2011, 2011: 1-3.
- [18] SNEAD L L, NOZAWA T, KATOH Y, et al. Handbook of SiC properties for fuel performance modelling[J]. Journal of nuclear materials, 2007, 371: 329-377.
- [19] HAN J C, WANG B L. Thermal shock resistance of ceramics with temperature dependent material properties at elevated temperature[J]. Acta materialia, 2011, 59: 1373-1382.