

激光冲击金属黏结层高温热循环 应力演化规律的有限元模拟

王瑞涵^a, 花银群^a, 叶云霞^{a,b,*}, 蔡杰^{a,c}, 戴峰泽^a

(江苏大学 a.机械工程学院 b.微纳光子与太赫兹技术研究院
c.先进制造与现代装备技术工程研究院, 江苏 镇江 212013)

摘要: **目的** 探索激光冲击 (LSP) 对高温热循环 (反复升温、保温和降温) 过程中热障涂层中的热生长氧化物 (TGO) 表面及 TGO/黏结层 (BC) 界面应力分布的影响规律。**方法** 基于真实 TGO 形貌, 建立有限元模型, 从应力演化角度分析 LSP 改性 (LSPed) 与未改性 (Non-LSPed) 试样危险区域的失效形式; 使用拉曼光谱法 (RFS) 对氧化后的金属黏结层进行残余应力测试。**结果** TGO 应力分布随着形貌的起伏呈现相应的起伏变化。TGO 表面压应力最大值出现在波峰位置, 经 10 次热循环后 LSPed 试样 TGO 表面 S11 (平行于涂层表面的正应力) 压应力最大值大于 Non-LSPed 试样, 经 50 次热循环后 LSPed 试样 TGO 表面压应力最大值远小于 Non-LSPed 试样; 随着热循环次数的增加, 2 类试样 TGO/BC 界面 S11 应力的差别变小。LSPed 试样 TGO 表面 S22 (垂直于涂层表面的应力) 应力随着热循环次数的增加逐渐增大, 但 S22 拉应力小于 250 MPa, 应力总体偏低。TGO/BC 界面 S22、S12 (平行于涂层表面的剪切应力) 应力随循环次数的变化规律基本一致, 经 10 次热循环后, LSPed 试样的 S22、S12 应力均大于 Non-LSPed 试样; 经 50 次热循环后, 2 类试样界面的 S22、S12 应力相差不大。**结论** 文中构建的 TGO 应力有限元仿真模型, 模拟结果与测试结果吻合。LSP 通过调控 TGO 生长速度, 可以有效缓解 TGO 生长过程中应力的剧烈变化, 大幅降低 TGO 表面 S11 和 S12 应力最大值, 进而降低 TGO 表面产生垂直于表面贯穿裂纹和剪切破坏的风险, LSP 对 TGO 表面 (TGO/BC 界面) 应力状态的影响较小。

关键词: 激光冲击; 热循环; 热生长氧化物; 黏结层; 应力分布; 有限元仿真

中图分类号: TG178 **文献标志码:** A **文章编号:** 1001-3660(2024)01-0123-12

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2024.01.012

Finite Element Simulation of the Stress Evolution of the Laser Shock Peening Metallic Bond Coat in High Temperature Thermal Cycles

WANG Ruihan^a, HUA Yinqun^a, YE Yunxia^{a,b,*}, CAI Jie^{a,c}, DAI Fengze^a

(a. School of Mechanical Engineering, b. Institute of Micro-Nano Optoelectronic and Terahertz Technology, c. Institute of Advanced Manufacturing and Modern Equipment Technology, Jiangsu University, Jiangsu Zhenjiang 212013, China)

收稿日期: 2022-11-24; 修订日期: 2023-03-22

Received: 2022-11-24; Revised: 2023-03-22

基金项目: 国家自然科学基金 (U1933124); 江苏省重点研发产业前瞻项目 (BE2020037); 镇江市重点研发计划 (GY2019005)

Fund: National Natural Science Foundation of China (U1933124); Key Research and Development Program of Jiangsu Province (BE2020037); Key Research and Development Program of Zhenjiang City (GY2019005)

引文格式: 王瑞涵, 花银群, 叶云霞, 等. 激光冲击金属黏结层高温热循环应力演化规律的有限元模拟[J]. 表面技术, 2024, 53(1): 123-134.

WANG Ruihan, HUA Yinqun, YE Yunxia, et al. Finite Element Simulation of the Stress Evolution of the Laser Shock Peening Metallic Bond Coat in High Temperature Thermal Cycles[J]. Surface Technology, 2024, 53(1): 123-134.

*通信作者 (Corresponding author)

ABSTRACT: The work aims to investigate the effect of laser shock peening (LSP) on the stress distribution of thermally grown oxide (TGO) surface and TGO/BC interface during high temperature thermal cycles. Based on the real TGO morphology, the experimentally obtained TGO thicknesses for different times during thermal cycles were fitted, the material transformation method was used to simulate the thickening process of TGO during thermal cycles, a finite element model was established, and two forms of failure in the hazardous area of LSP-modified (LSPed) and non-LSP-modified (Non-LSPed) specimens were analyzed from the perspective of stress evolution. Then, the residual stress test of the oxidized metal bond coats was performed by Raman spectroscopy (RFS). The overall compressive stress on the surface of the TGO increased with the number of thermal cycles and the stress distribution of the TGO exhibited corresponding fluctuations with the topography. The maximum compressive stress on the upper surface of the TGO occurred at the peak, the compressive stress decreased and gradually changed to a tensile stress from the peak to the valley. After 10 thermal cycles, the maximum value of S11 compressive stress on the TGO surface of the LSPed specimen was greater than that of the Non-LSPed specimen, and after 50 thermal cycles, the maximum value of TGO compressive stress on the TGO surface of the LSPed specimen was much smaller than that of the Non-LSPed specimen. As the number of thermal cycles increased, the difference between the S11 stress values at the TGO/BC interface of the two types of specimens became smaller. The maximum values of S22 tensile stress on the TGO surface and at the TGO/BC interface were concentrated in the peak region, and the maximum values of S12 shear stress were located in the peak-waist region midway between the peak and the valley of the wave. The S22 stress on the surface of the TGO of the LSPed specimen increased gradually with the number of thermal cycles, but the S22 tensile stress value was less than 250 MPa and the stress value was generally low. The pattern of changes in S22 and S12 stresses at the TGO/BC interface with the number of cycles was basically the same: after 10 thermal cycles, the S22 and S12 stresses in the LSPed specimens were greater than those in the Non-LSPed specimens; and after 50 thermal cycles, there was little difference in the S22 and S12 stresses at the interface between the two types of specimens. The simulation results obtained from the TGO stress finite element simulation model constructed are consistent with the test results. By regulating the growth rate of TGO, LSP can effectively alleviate the drastic change of stress during the TGO growth process, greatly reduce the maximum S11 and S12 stress on the surface of TGO, and then reduce the occurrence of penetrating cracks perpendicular to the surface and shear failure on the surface of TGO and has little effect on the stress state of the surface of TGO (TGO/BC interface).

KEY WORDS: laser shock peening; thermal cycle; thermally grown oxide; bond coat; stress distribution; finite element simulation

随着航空发动机性能的进一步提升, 涡轮叶片的承载温度越来越高。为了满足涡轮叶片严苛的工作环境要求, 热障涂层 (TBCs) 技术应运而生^[1-3]。典型的热障涂层由陶瓷层 (TC) 和黏结层 (BC) 构成, 其中表层的陶瓷层主要起到隔热作用; 位于底层的黏结层主要用于改善陶瓷层与基体的热力学匹配问题, 同时提高涂层的抗氧化性能^[1-4]。

研究表明^[5], 黏结层作为核心过渡层, 对热障涂层的耐久性起到了至关重要的作用, 研究黏结层的氧化对于预测热障涂层寿命具有重要意义。热障涂层在服役过程中, 外界氧透过陶瓷层会与黏结层中的金属元素发生氧化反应, 在黏结层与陶瓷层之间生成热生长氧化物 (TGO)^[6]。当 TGO 以 Al_2O_3 为主时, 致密的 Al_2O_3 能有效抑制其他氧化物的生成, 并降低 TGO 的生长速率, 可以提高涂层的高温氧化性能和热循环寿命。随着服役时间的增加, TGO 的厚度不断增大, 在冷热交变载荷下所积累的热应力不断增大, 过大的 TGO 内应力导致裂纹的萌生扩展, 最终导致涂层剥落和失效^[7-8]。由此可见, 关注涂层在服役过程中 TGO

内部应力的演化, 对于优化涂层制备工艺及预测涂层寿命至关重要。目前, 实验手段难以直接测量 TBCs 系统内部应力的演化过程, 数值仿真成为研究的重要手段^[9-11]。

激光冲击 (LSP) 是一种表面强化技术, 通过作用于材料表面, 使其产生塑性变形, 形成高水平的残余压应力, 深度可达数百微米, 从而提高材料的性能^[12]。最近的研究表明^[13-14], LSP 可以增大材料表层位错孪晶密度、诱发晶粒细化等。在氧化过程中, 高密度微观组织缺陷为元素的扩散提供了通道, 有助于在氧化初期快速形成致密的保护性氧化膜, 从而提高材料后续的抗氧化性能。Hua 等^[15-16]通过 LSP 处理镍基高温合金, 研究发现, 经 LSP 处理后试样的高温氧化性能优于原始试样。Zhou 等^[17]利用 LSP 处理 Ni-34Al-0.1Dy 合金, 发现经 LSP 处理后合金氧化膜的厚度降低。Yang 等^[18]采用 LSP 技术对电弧离子镀 (AIP) 制备的 NiCoCrAlY 涂层进行处理, 研究表明, LSP 提高了 NiCoCrAlY 涂层的抗高温氧化性能。尽管前人的实验研究初步表明, LSP 可以调控 TGO 生长速

率,但是 LSP 对 TGO 内部和界面应力,以及对 TGO 完整性的影响规律和机理尚未见相关报道。

基于此,文中建立了未经激光冲击改性(Non-LSPed)和激光冲击改性(LSPed)涂层的 TGO 生长有限元模型。仿真 2 类试样在热循环过程中 TGO 表面和 TGO/BC 界面的应力分布,进而判断涂层的失效倾向和模式,据此分析 LSP 对黏结层表面 TGO 完整性和保持性的影响机理和规律。仿真基于 ABAQUS 有限元软件进行。在热循环过程中,通过转变材料参数的方式来模拟 TGO 的增厚过程。通过实验手段提取 TGO 的最初形貌,在仿真过程中 TGO 的生长速率模型源于实验。

1 方法

1.1 研究路线

通过 Abaqus 软件建立有限元模型,以模拟 2 类试样 TGO 的生长,并对应力进行分析。通过实验测量应力,以验证仿真得到的规律,具体研究路线如图 1 所示。在仿真方面,利用激光共聚焦三维轮廓仪(3D-LSM)提取真实的 TGO 形貌,并建立模型,完成有限元分析计算。在实验方面,首先选用电子束物理气相沉积法(EB-PVD)制备涂层,然后通过 LSP 对其进行改性,之后对 2 类试样进行高温热循环实验,最后利用拉曼光谱法(RFS)对不同次数热循环的试样进行测量,并与仿真结果进行比较。

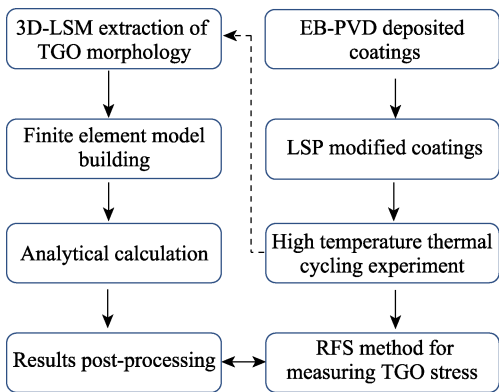


图 1 研究路线示意图
Fig.1 Schematic diagram of the research route

1.2 涂层制备与改性

选用 EB-PVD 沉积 NiAlHf 涂层,基体为镍基高温合金,尺寸为 $\phi 15\text{ mm}\times 3\text{ mm}$ 。在沉积前对基体进

行打磨,并采用丙酮清洗。采用 UE205 实验室型 EB-PVD 设备沉积 NiAlHf 涂层,在真空度为 10^{-3} Pa 的环境下,利用高能电子束轰击 NiAlHf 合金靶材,使其蒸发,并沉积到加热至 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的基体上,沉积厚度为 $40\sim 50\text{ }\mu\text{m}$ 。最后,将制备好的涂层置于真空热处理炉(真空度为 10^{-3} Pa)中,并在 $1\text{ }050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下退火 4 h ,随后炉冷,以消除制备过程中产生的内应力。

采用 Nd+:YAG 激光冲击强化设备进行激光冲击强化实验^[18]。吸收层选用厚度为 $100\text{ }\mu\text{m}$ 的黑胶带,约束层采用 2 mm 的流动水。采用 3 J 能量的 3 次冲击方案。激光冲击工艺参数如表 1 所示。

1.3 循环氧化实验及热应力测试

根据 HB 5258—2000《钢及高温合金的抗氧化性测定试验方法》,采用 KSL-1400X 型高温电阻炉对 2 类涂层进行热循环氧化实验,试样不随炉升温降温。一共进行了 50 次热循环,其中 1 次热循环指在炉内保持 $1\text{ }200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下 1 h ,然后在空气中冷却 5 min 。

在热循环实验后,通过 RFS 测量 TGO 残余应力^[19-20],所用仪器为 LabRAM HR Evolution 高分辨率拉曼光谱仪,激光波长为 532 nm (50 mW),光斑直径为 $1\text{ }\mu\text{m}$ 。根据 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的 R2 峰与应力的关系,换算获得 TGO 表面残余应力。TGO 应力 σ_{ij} 与 R2 峰频移值相关联,见式(1)^[21-22]。

$$\sigma_{ij}=\frac{\Delta\theta}{\Pi_{ij}}$$

(1)

式中: $\Delta\theta$ 为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的主峰(R2 峰)频移值,无应力时 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的 R2 标准位置在 $14\text{ }432\text{ cm}^{-1}$ 处,作为计算荧光频率偏移量的标准。用实测值与 R2 标准值进行比较,得到试样 R2 峰频移值, Π_{ij} 为应力谱系数,取 $5.07\text{ cm}^{-1}\cdot\text{GPa}^{-1}$ ^[19]。

如图 2 所示^[23],对于不同阶段和参数的每个 TGO 表面,以 $10\text{ }\mu\text{m}$ 的间隔沿直线取 11 个点进行测量。在测量完成后,利用 3D-LSM 对 RFS 测试区域进行表征,确定具体的路径剖面,从而实现基于不同阶段 TGO 真实微观形貌的应力测量,并与仿真所提取的主应力(S_{11} 应力)进行比较。

1.4 仿真方法

1.4.1 几何模型

为了得到更加实际的应力分布情况,利用 3D-LSM 提取涂层表面轮廓(如图 3a 所示),再通过 Photoshop、CorelDraw 软件得到经矢量化处理后的图片(如图 3b 所示),最后将所得图片导入三维软

表 1 激光冲击参数
Tab.1 LSP parameters

Wavelength/nm	Pulsewidth/ns	Spot diameter/mm	Energy/J	Overlapping/%	Power density/(GW·cm ⁻²)
1 064	15	3	3	30	2.83

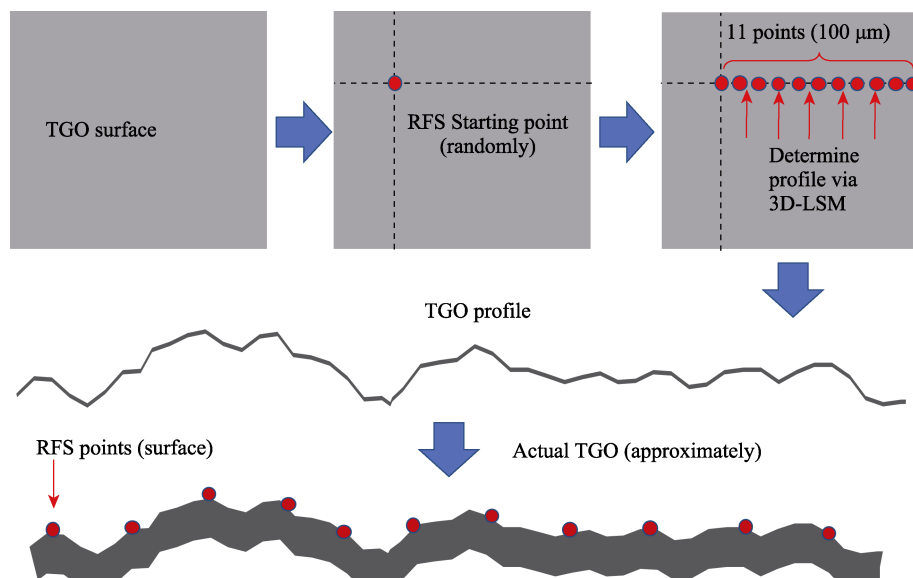
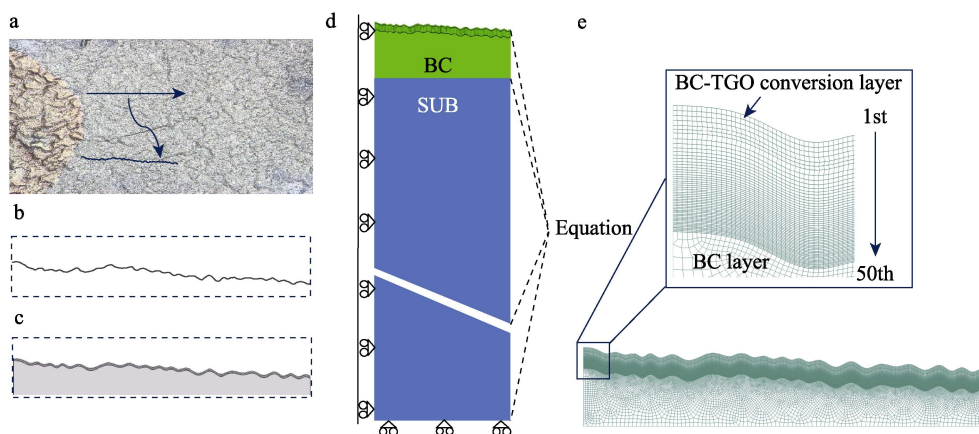
图 2 基于真实微观形貌的 TGO 应力测量示意图^[23]Fig.2 Schematic diagram of TGO stress measurement based on real micro-morphology^[23]

图 3 基于真实 TGO 形貌模型示意图

Fig.3 Schematic diagram of model based on real TGO morphology

件 UG, 按实际尺寸缩放处理后导入 Abaqus 软件中, 建立 TGO 的最初形态模型 (如图 3c 所示)。模型由 BC 和 SUB 组成, BC 的厚度为 $40\ \mu\text{m}$, SUB 的厚度为 $3\ \text{mm}$ 。其中, 在 BC 顶部设置了若干 BC-TGO 转换层, 如图 3e 所示。

1.4.2 TGO 生长模型

TGO 厚度随时间的变化一般满足式 (2)^[24]。

$$h = A \cdot t^n \quad (2)$$

式中: h 为 TGO 的总厚度; A 为氧化因子; n 为 TGO 生长氧化指数。

由于 2 类试样在不同高温热循环次数下的 TGO 厚度不同, 因此可以根据涂层截面扫描电镜 (SEM) 图片, 利用 ImageJ 软件测量 10、20、50 次热循环后 TGO 的平均厚度, 计算见式 (3)。

$$h = \frac{S_{\text{TGO}}}{L_{\text{TGO}}} \quad (3)$$

式中: S_{TGO} 为 TGO 的面积; L_{TGO} 为 TGO 的长度。

通过式 (3) 拟合得到 TGO 厚度随循环次数的变化关系, 据此设置模型中每层 BC-TGO 转换层的厚度, 以实现 TGO 厚度的实际变化。实验得到的 2 类试样经不同次数热循环后对应的 TGO 截面 SEM 照片如图 4a~f 所示, 给出了 TGO 的平均厚度。据此拟合出式 (4)、(5)。与式 (4)、(5) 对应的 TGO 厚度变化曲线如图 4g 所示。

$$h = 0.03N^{1.30} \text{ (Non-LSP)} \quad (4)$$

$$h = 0.80N^{0.47} \text{ (LSP)} \quad (5)$$

式中: N 为热循环次数。

1.4.3 材料参数

在这里假设各层材料均匀, 且各向同性。由于 SUB 的蠕变和塑性对 TGO 应力的影响很小, 所以 SUB 被认为是弹性的^[25]。TGO、BC 均采用弹塑性本构模型。材料参数与温度有关, 各层材料参数参考文献[26-28]。为了更准确地分析涂层应力, 采用 Norton 蠕变方程, 引入材料的蠕变性能^[29-30], 见式 (6)。

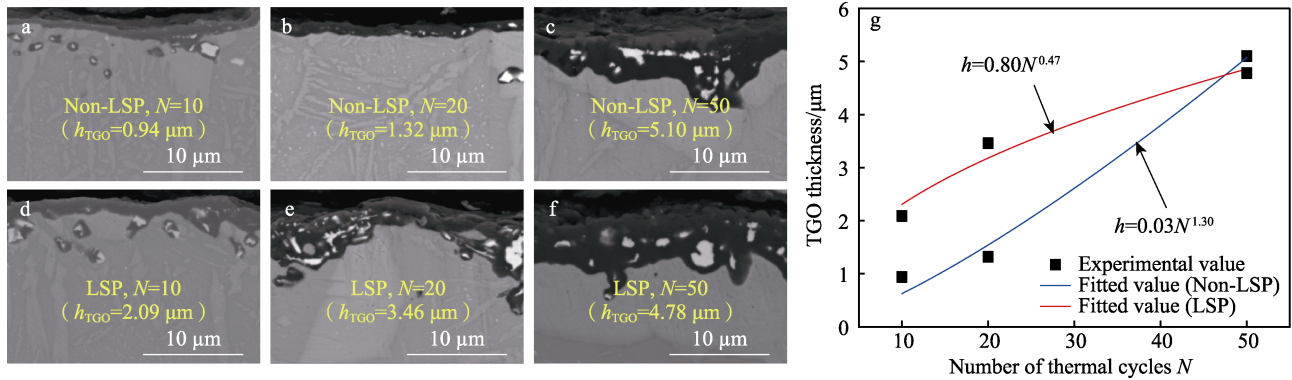


图 4 TGO 厚度随热循环次数的变化

Fig.4 Variation of TGO thickness with the number of thermal cycles

$$\dot{\epsilon}_{cr} = B \cdot \sigma^n \quad (6)$$

式中: $\dot{\epsilon}_{cr}$ 为蠕变应变率; B 为蠕变因子; σ 为等效应力; n 为幂指数。蠕变参数为温度相关量, 参考文献[31]。

1.4.4 温度载荷与边界条件

热循环条件如图 5 所示。在热循环前, 将模型内部设置为零应力状态, 模型初始温度为 20 °C。采用第 1 类温度边界条件, 不考虑涂层与外界的热对流和热辐射效应。

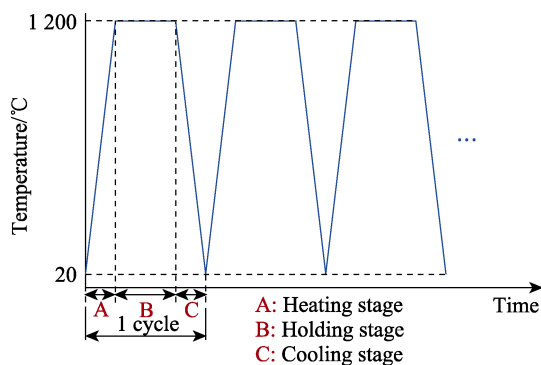


图 5 热循环条件

Fig.5 Thermal cycling conditions

边界条件设置如图 3d 所示。模型左侧限制 x 方向移动, 即 $U_1=0$ 。模型底部限制 y 方向移动, 即 $U_2=0$ 。模型右侧采用方程约束, 使得涂层边缘各个点沿 x 方向的位移相同[32]。

2 结果与讨论

2.1 TGO 整体应力分布

基于体积变化和热膨胀失配, 在 TGO 中产生了很大的残余应力, 这是在 TGO 界面处及附近形成微裂纹的主要原因。由此, 有必要研究 TGO 内部的生长应力状态和 TGO/BC 界面附近的应力分布。经过不同次数热循环后涂层 S11 应力分布云图图 6 所示, 可

以看出, 经过热循环后, TGO 表面整体主要呈现压应力。由于系统降温时, TGO 热膨胀系数小于 BC 热膨胀系数, TGO 收缩速度慢于 BC 收缩速度, 因此 BC 受到拉应力, 而 TGO 受到压应力。

为了验证仿真模型的合理性, 采用如图 2 所示的方法测量 2 类试样经 10、20、50 次热循环后表面的 TGO 残余应力。通过拉曼光谱仪, 测量得到了不同次数循环氧化后 TGO 表面 11 个点的光谱图, 如图 7 所示。根据式 (1) 可以计算得到每个点应力, 取其平均值, 并与仿真结果进行对比, 如图 8 所示。可见, 2 种试样 TGO 表面残余应力随着热循环次数的增加而增大, 实验结果与仿真结果吻合。

2.2 TGO 表面和 TGO/BC 界面 S11 应力

2.2.1 TGO 表面 S11 应力

S11 应力表示平行于涂层表面的正应力, 其性质和大小决定了涂层的失效形式。如图 9 中 A 点所示位置, 如果 S11 为拉应力, 则容易产生贯穿 TGO 的垂直裂纹。如图 9 中 B 点所示位置, 如果 S11 为压应力, 则容易产生褶皱翘曲[33]。

经热循环 10、20、50 次后, TGO 表面 S11 应力分布如图 10a、b、c 所示, 可见 TGO 表面总体上呈现压应力状态, 且 TGO 形貌对应力分布具有重要影响, TGO 表面应力分布随着形貌的起伏呈现相应的起伏变化。典型位置处的 S11 应力随形貌的变化如图 10c 插图所示, 可见压应力最大值出现在 TGO 表面波峰位置。从波峰到波谷, 压应力逐渐减小, 局部波谷甚至转变为拉应力, 如图 10 中星点所示。结合图 9 可知, TGO 表面波峰位置容易产生褶皱翘曲, 而波谷位置倾向于产生裂纹。

在氧化过程中, LSP 在金属材料内部引入了更多的位错孪晶等缺陷, 为氧化过程中元素的扩散提供了更多通道, 使得氧化初期 LSP 试样在黏结层表面迅速形成了较厚的氧化膜[18], 如图 4 所示。在氧化早期 (如图 10a 所示, 循环氧化 10 次), LSPed 试样 TGO 表面的压应力最大值大于 Non-LSPed 试样。另一方

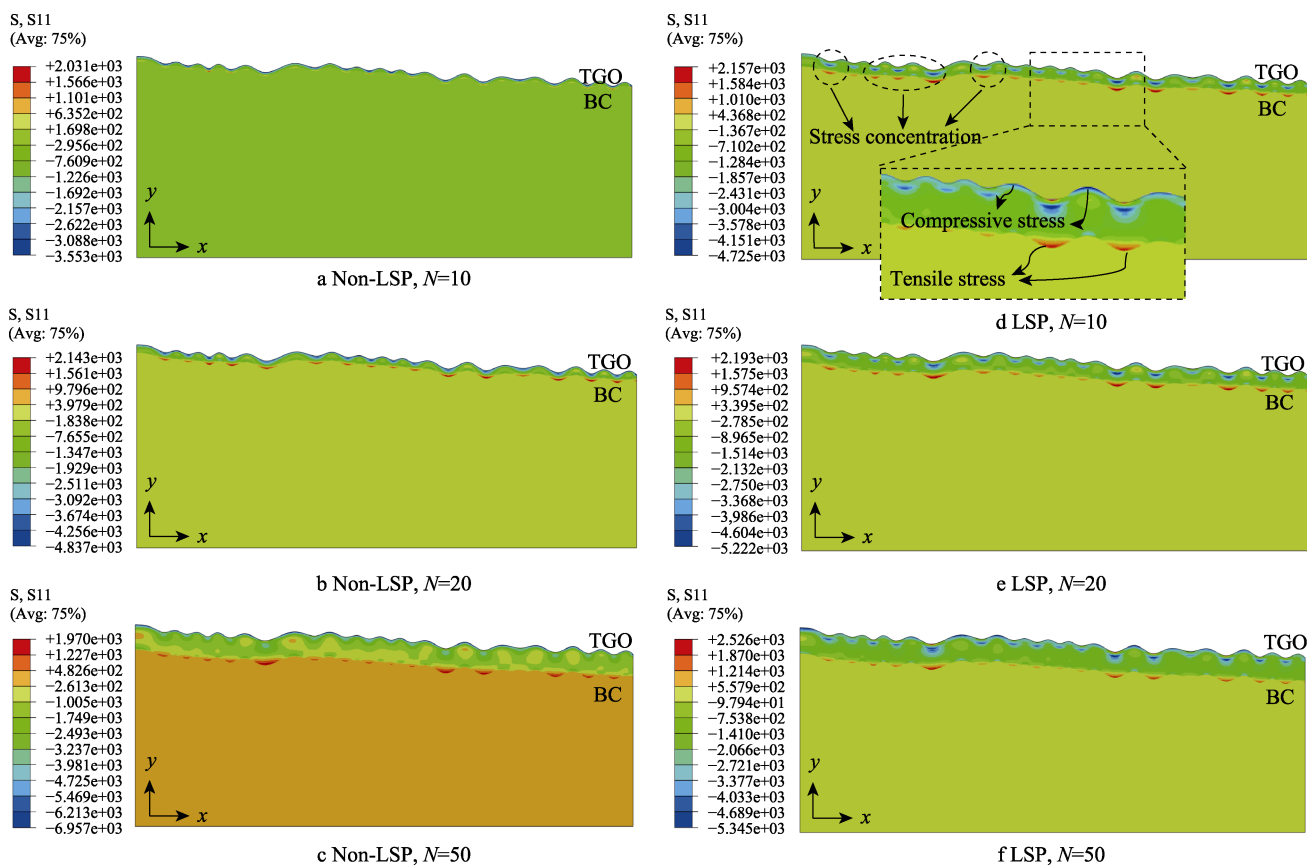


图6 不同次数热循后环涂层整体 S11 应力分布

Fig.6 Distribution of overall S11 stress in the coat after different times of thermal cycles

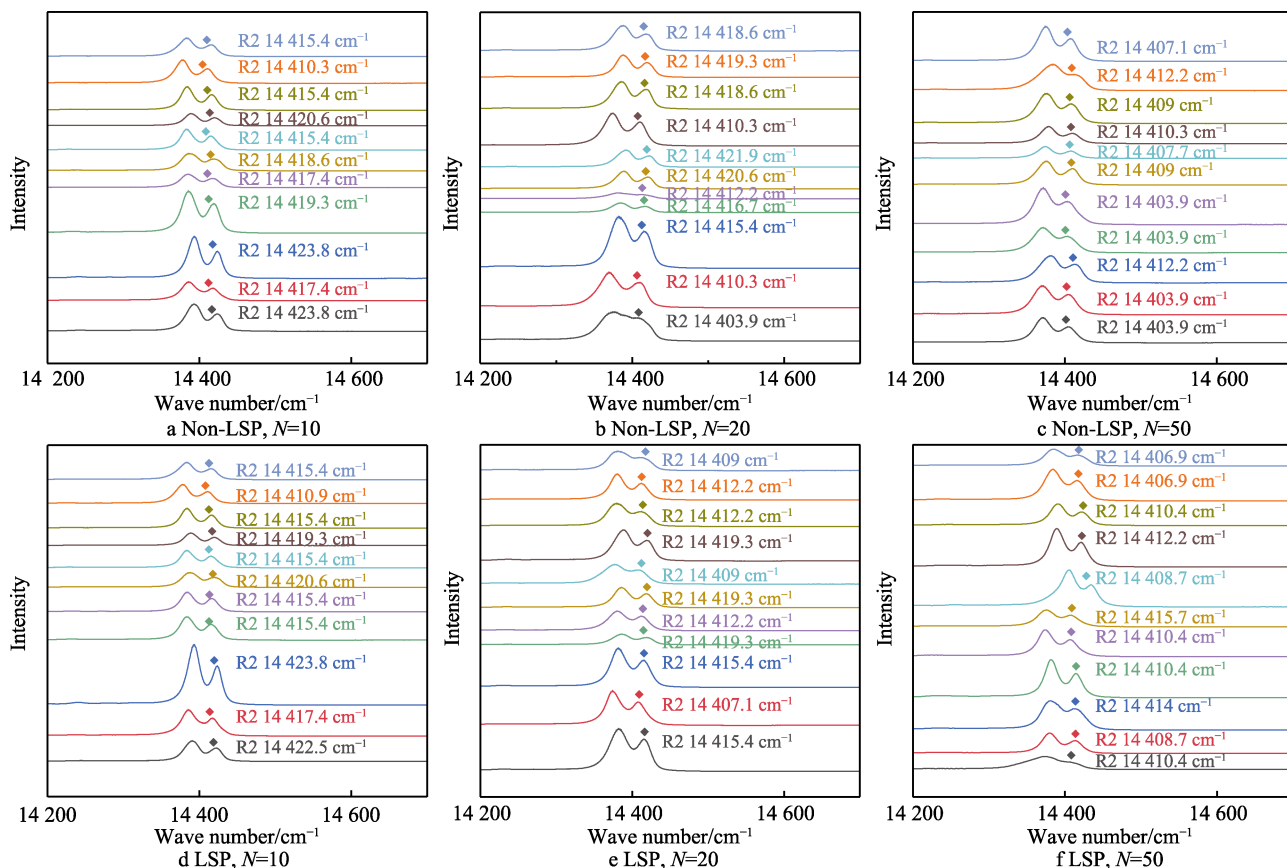


图7 不同次数热循环 TGO 拉曼光谱

Fig.7 Raman spectra of TGO after different times of thermal cycles

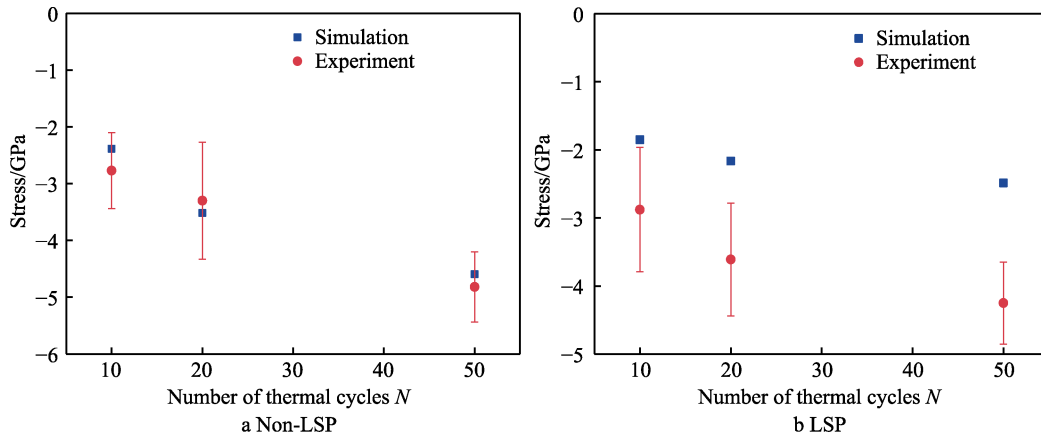


图 8 TGO 表面平均应力仿真与实验结果对比

Fig.8 Comparison of simulation and experimental results of average stress on TGO surface

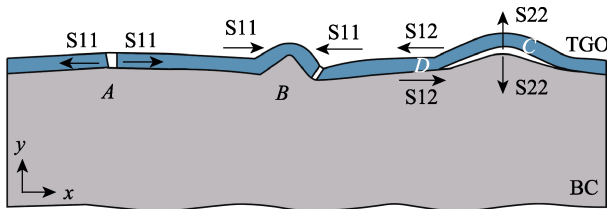


图 9 TGO-BC 系统失效机制示意图

Fig.9 Diagram of the failure mechanism of the TGO-BC system

面, LSPed 试样在早期快速形成了致密的氧化膜, 在后期会对试样形成保护作用, 因此随着循环次数的增加, LSPed 试样的氧化速度明显慢于 Non-LSPed 试样, 如图 4 所示。在后期氧化过程中, Non-LSPed 试样 (如图 10b、c 所示) TGO 表面的 S11 压应力快速增大。与 Non-LSPed 试样相比, LSPed 试样 TGO 表面的 S11 应力最大值随着循环次数增加的增幅较小。在循环 50 次时, LSPed 试样压应力最大值远小于 Non-LSPed 试样。由此可见, 通过 LSP 改性调控 TGO 的生长速度, 可以有效减小 TGO 表面 S11 压应力的增加速度和压应力幅值, 降低涂层发生褶皱、屈曲剥落的风险。

2.2.2 TGO/BC 界面 S11 应力

在热循环 10、20、50 次后, TGO/BC 界面 S11 应力分布如图 10d、e、f 所示。与表面类似, 界面形貌对应力分布具有重要影响, 应力分布随着界面形貌的起伏呈现相同周期的起伏变化。如图 10f 中插图所示, 压应力最大值同样出现在界面波峰位置, 而拉应力最大值出现在界面波谷位置。从波峰到波谷, 压应力逐渐减小, 逐渐转变为拉应力。同样说明, 界面波峰部位容易产生褶皱翘曲, 波谷位置倾向于产生裂纹。由于受到 BC 的约束, 因此随着循环次数的增大, 界面整体应力并不像表面一样大幅增长, 而是维持在一定范围内。随着循环次数的增加, 2 类试样的 S11 应力的差别变小, 表明经多次热循环后 LSP 对

TGO/BC 界面 S11 应力的影响逐渐减弱。

2.3 TGO 表面和 TGO/BC 界面 S22 应力

2.3.1 TGO 表面 S22 应力

如图 9 中 C 点所示, 过大的 S22 拉应力导致 TGO 内部及 TGO/BC 界面发生了垂直方向的层裂失效^[34]。在热循环 10、20、50 次后, TGO 表面 S22 应力分布图 11a~c 所示。与 S11 应力类似, 表面形貌对 S22 应力分布也具有重要影响。如图 11c 插图所示, 拉应力最大值集中在波峰区域, 压应力的最大值位于峰腰位置。由此说明, 波峰位置 TGO 表层容易出现拉伸层裂破坏。

随着循环次数的增加, 2 类试样 TGO 表面应力幅值均逐渐增大, 但是 LSPed 试样表面 S22 应力的增速较小。由此进一步说明, LSPed 试样在早期快速形成的致密氧化膜在后期氧化过程中对试样起到了保护作用, 有效减小了后续氧化过程中应力的急剧变化。与 S11 应力相比, TGO 表层的 S22 拉应力总体上偏低, S22 应力对 TGO 表面失效的影响较小。

2.3.2 TGO/BC 界面 S22 应力

经热循环 10、20、50 次后, TGO/BC 界面 S22 应力分布如图 11d~f 所示。界面处 S22 应力随着形貌的起伏呈现相应周期的变化。与表面不同的是, 界面压应力的最大值主要集中在波谷区域, 波峰呈现拉应力, 表明界面波峰位置容易出现层裂现象。

经 10 次热循环后, LSPed 试样 TGO/BC 界面部分区域 S22 拉应力大于 Non-LSPed 试样。经 20~50 次热循环后, 2 类试样界面 S22 拉应力相差不大。由此可推测, 在氧化后期 LSP 对引起界面层裂的 S22 应力的影响不大。

2.4 TGO 表面和 TGO/BC 界面 S12 应力

2.4.1 TGO 表面 S12 应力

如图 9 中 D 点所示, 平行于涂层表面的 S12 应

力导致涂层发生了剪切破坏^[34]。在热循环 10、20、50 次后, TGO 表面 S11 应力分布如图 12a~c 所示。

如图 12c 插图所示, 表面 S12 最大值波峰与波谷中间的峰腰区域容易发生剪切破坏。

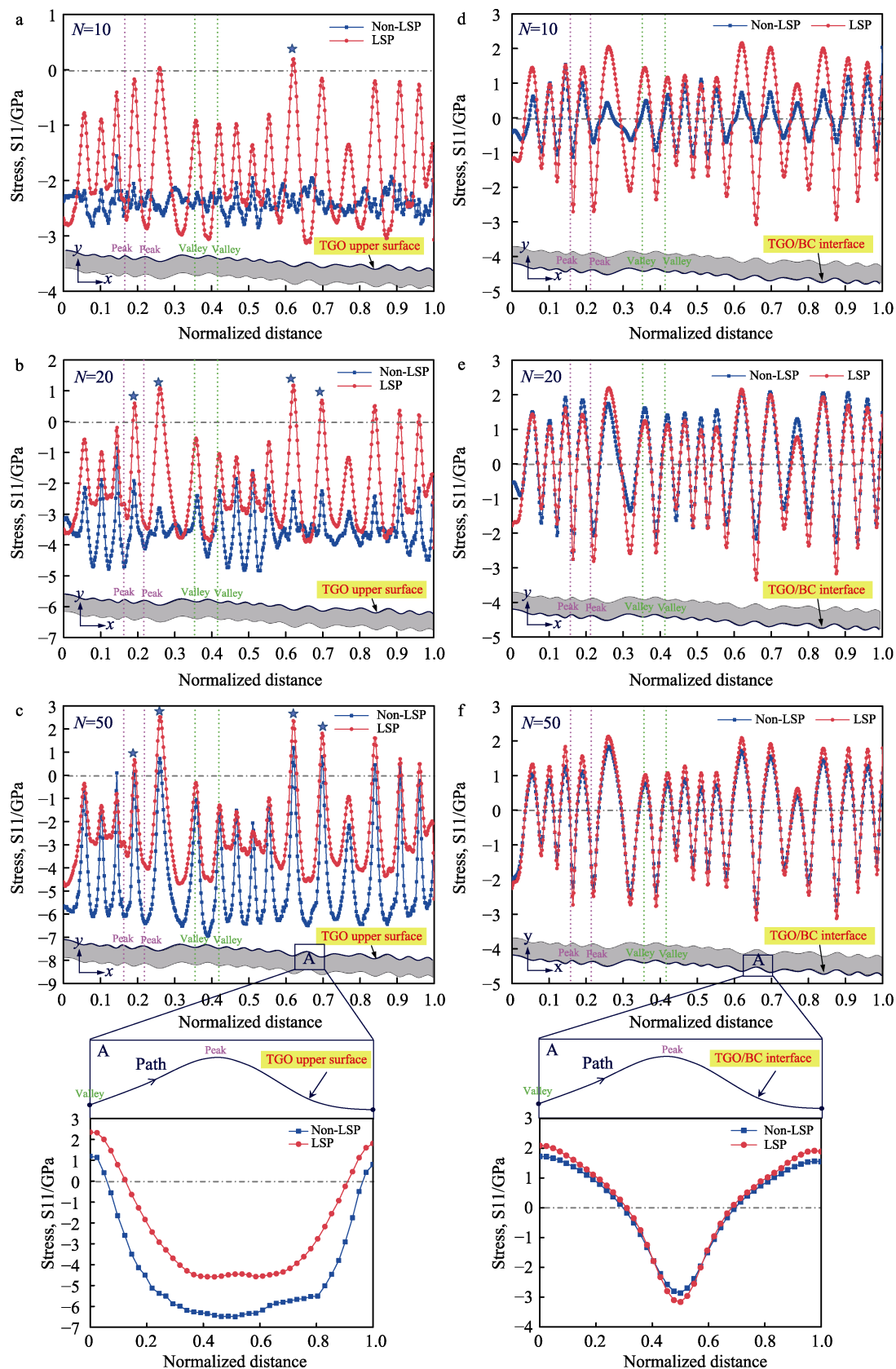


图 10 不同次数热循环 TGO 表面 (a~c) 与 TGO/BC 界面 (d~f) S11 应力分布
Fig.10 S11 stress distribution on TGO surface (a~c) and at TGO/BC interface (d~f)
after different times of thermal cycles

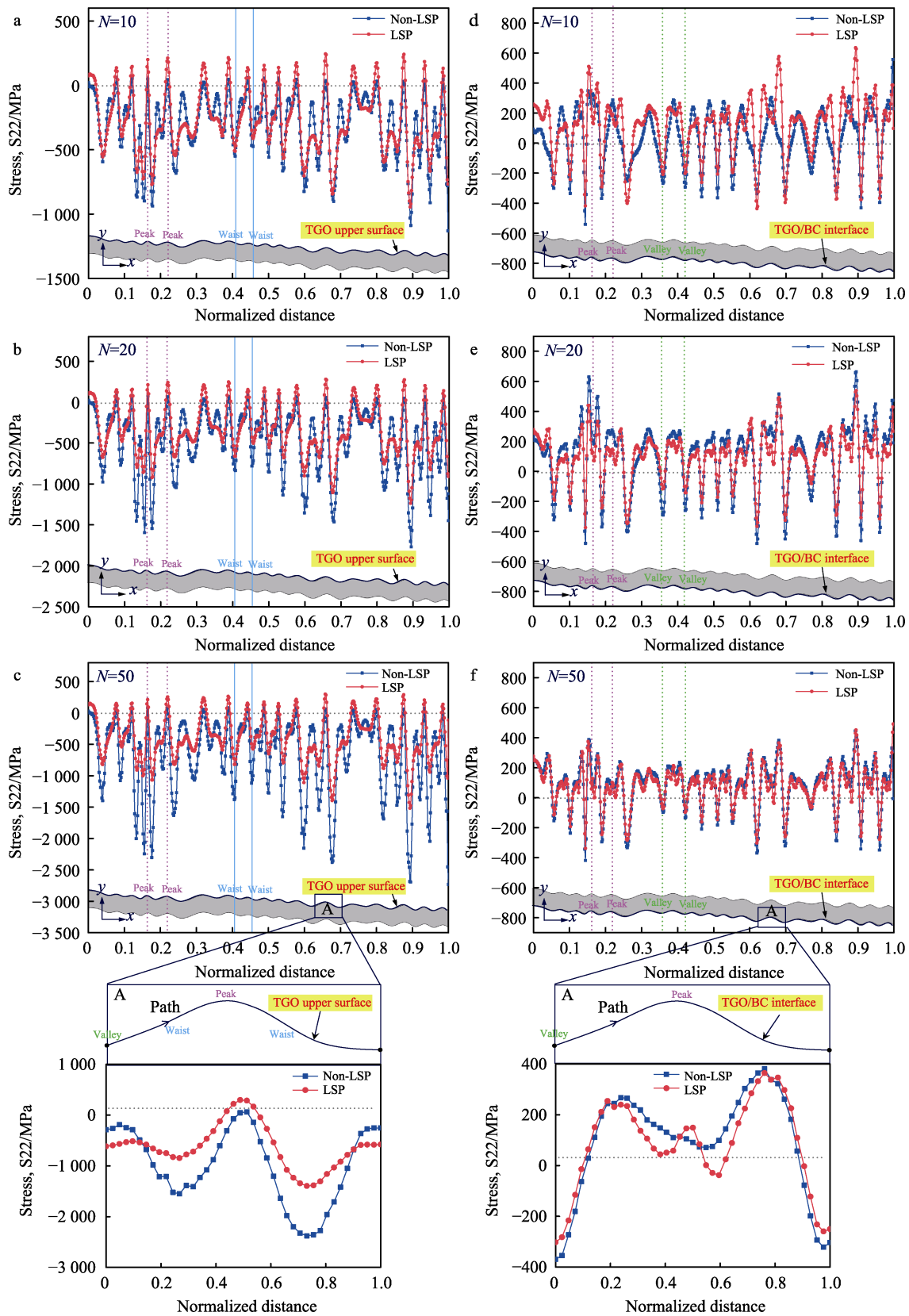


图 11 不同次数热循环 TGO 表面 (a~c) 与 TGO/BC 界面 (d~f) S22 应力分布

Fig.11 S22 stress distribution on TGO surface (a-c) and at TGO/BC interface (d-f) after different times of thermal cycles

经 10 次热循环后, 2 类试样表面 S12 应力分布基本一致。经 50 次热循环后, LSPed 试样相较于 Non-LSPed 试样, TGO 表面 S12 应力最大值明显减小,

说明 LSP 可以降低 TGO 表面发生剪切失效的风险。

2.4.2 TGO/BC 界面 S12 应力

经热循环 10、20、50 次后, TGO/BC 界面 S12

应力分布如图 12d~f 所示, 总体来看与界面处 S22 应力的分布规律类似。随着热循环次数的增加, 界面 S12 应力变化不大。如图 12f 插图所示, 界面 S12 应

力最大值位于峰腰区域。经 10、20、50 次热循环后, 界面 S12 应力分布规律与 S22 应力基本一致。经 50 次热循环后, 2 类试样界面 S12 应力相差不大。由此

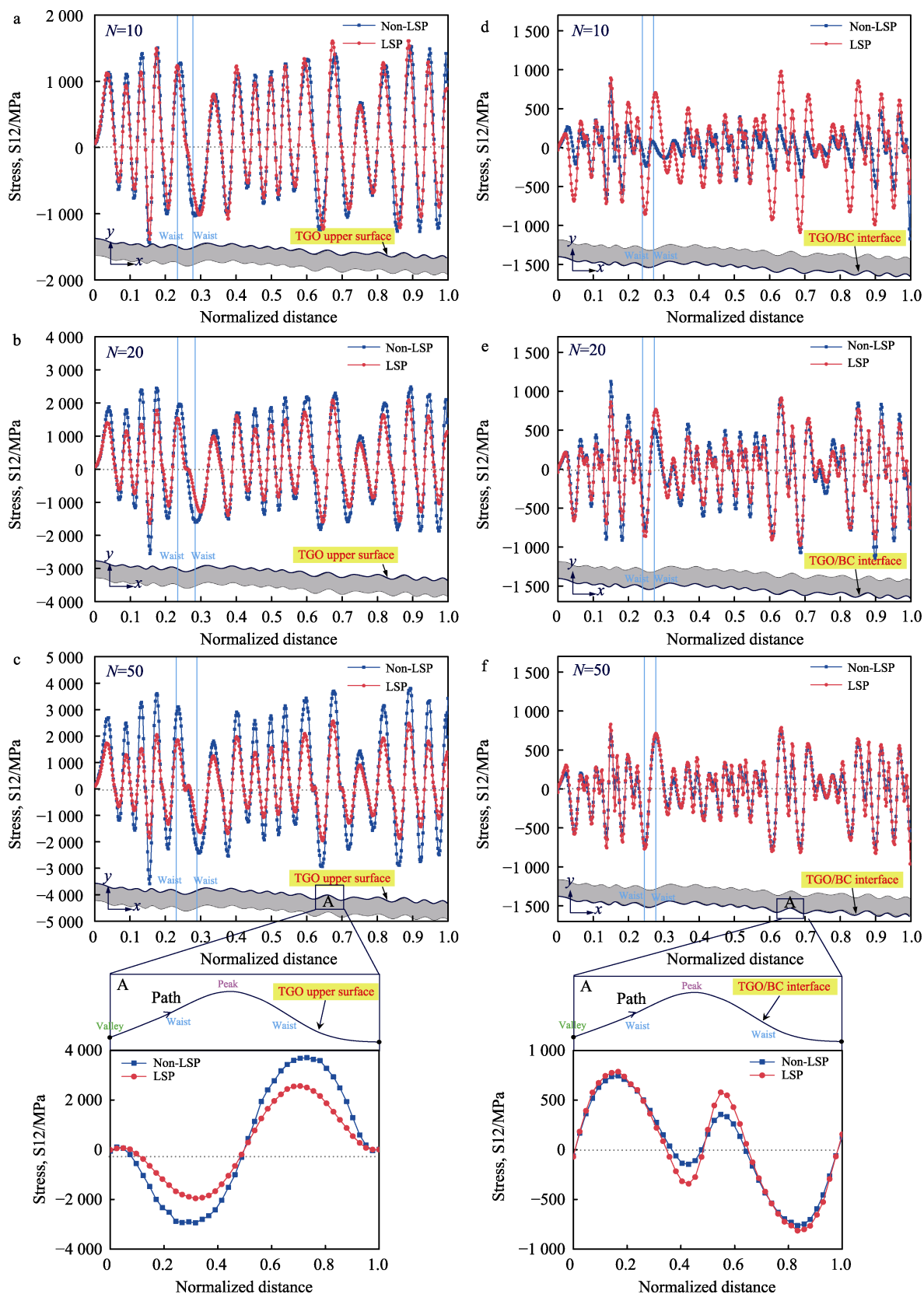


图 12 不同次数热循环 TGO 表面 (a~c) 与 TGO/BC 界面 (d~f) S12 应力分布

Fig.12 S12 stress distribution on TGO surface (a-c) and at TGO/BC interface (d-f) after different times of thermal cycles

可见, 在氧化后期 LSP 对造成涂层界面剪切破坏的 S12 应力的影响不大。

3 结论

在抗氧化过程中, 金属黏结层生成的 TGO 的内部及界面的应力状态对其服役寿命有着重要影响。LSP 是改性黏结层、调控 TGO 生长过程的新型、有效的手段。基于实验手段的限制, 采用仿真方法是研究应力演化及影响因素的重要手段。文中基于有限元仿真, 研究了 LSP 对热循环过程中 TGO 表面及 TGO/BC 界面应力分布规律的影响, 具体结论如下。

1) 基于真实的 TGO 形貌, 通过材料转换, 实现动态生长, 构建了 TGO 应力仿真有限元模型, 仿真结果与实验结果吻合。

2) LSP 通过调控 TGO 生长速度, 可以有效缓解 TGO 表面 S11 应力 (平行于表面正应力)、S22 应力 (垂直于表面)、S12 应力 (表面剪切应力) 的增大速度, 避免 TGO 的应力在生长过程中发生剧烈变化。激光冲击可以大幅降低 TGO 表面的 S11 拉应力和压应力, 以及 S12 应力的最大值, 进而降低 TGO 表面产生垂直于表面的贯穿裂纹和剪切破坏的风险。

3) LSP 对 TGO/BC 界面应力状态的影响较小。

参考文献:

- [1] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Thermal Barrier Coatings for Gas-Turbine Engine Applications[J]. Science, 2002, 296(5566): 280-284.
- [2] THAKARE J G, PANDEY C, MAHAPATRA M M, et al. Thermal Barrier Coatings—A State of the Art Review[J]. Metals and Materials International, 2021, 27(7): 1947-1968.
- [3] 姬梅梅, 朱时珍, 马壮. 航空航天用金属表面热防护涂层的研究进展[J]. 表面技术, 2021, 50(1): 253-266.
JI M M, ZHU S Z, MA Z. Advances in the Research of Thermal Protective Coatings on Aerospace Metal Surface[J]. Surface Technology, 2021, 50(1): 253-266.
- [4] 刘嘉航, 吕哲, 周艳文, 等. 热障涂层先进陶瓷材料研究进展[J]. 表面技术, 2022, 51(7): 42-52.
LIU J H, LYU Z, ZHOU Y W, et al. Research Progress of Advanced Ceramic Materials for Thermal Barrier Coatings[J]. Surface Technology, 2022, 51(7): 42-52.
- [5] 蔡杰, 姚逸铭, 高杰, 等. 强流脉冲电子束作用下多弧离子镀 NiCoCrAlYSiHf 涂层改性机理及循环氧化行为研究[J]. 航空制造技术, 2022, 65(17): 117-126.
CAI J, YAO Y M, GAO J, et al. Modification Mechanism and Thermal Cycling Oxidation Behavior of Arc Ion Plated NiCoCrAlYSiHf Coating Irradiated via High-Current Pulsed Electron Beam[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(17): 117-126.
- [6] CHEN W R, WU X, MARPLE B R, et al. TGO Growth Behaviour in TBCS with APS and HVOF Bond Coats[J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202(12): 2677-2683.
- [7] EVANS H E. Oxidation Failure of TBC Systems: An Assessment of Mechanisms[J]. Surface and Coatings Technology, 2011, 206(7): 1512-1521.
- [8] WANG R, DONG T S, DI Y L, et al. High Temperature Oxidation Resistance and Thermal Growth Oxides Formation and Growth Mechanism of Double-Layer Thermal Barrier Coatings[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 798: 773-783.
- [9] RANJBAR-FAR M, ABSI J, MARIAUX G, et al. Simulation of the Effect of Material Properties and Interface Roughness on the Stress Distribution in Thermal Barrier Coatings Using Finite Element Method[J]. Materials & Design, 2010, 31(2): 772-781.
- [10] ZHU W, ZHANG Z B, YANG L, et al. Spallation of Thermal Barrier Coatings with Real Thermally Grown Oxide Morphology under Thermal Stress[J]. Materials & Design, 2018, 146: 180-193.
- [11] 刘扬, 全昌彪, 杨晓光, 等. TGO 非均匀增长对热障涂层应力演化和破坏机理的影响[J]. 航空动力学报, 2020, 35(6): 1140-1148.
LIU Y, QUAN C B, YANG X G, et al. Effect of Non-Uniform Growth of TGO on Stress Development and Failure Mechanism of Thermal Barrier Coatings[J]. Journal of Aerospace Power, 2020, 35(6): 1140-1148.
- [12] 黄潇, 曹子文, 常明, 等. 激光冲击强化对 TC4 钛合金单面修饰激光焊接接头疲劳性能的影响[J]. 中国机械工程, 2018, 29(1): 104-109.
HUANG X, CAO Z W, CHANG M, et al. Effects of Laser Shock Processing on Fatigue Performances of TC4 Titanium Alloy Single-Side Laser Modification Welding Joints[J]. China Mechanical Engineering, 2018, 29(1): 104-109.
- [13] CAO J D. Laser Shock Processing Improving the High Temperature Oxidation Resistance of the Aluminized Coating on GH202 by Pack Cementation[J]. Applied Surface Science, 2019, 493: 729-739.
- [14] WU L J, LUO K Y, LIU Y, et al. Effects of Laser Shock Peening on the Micro-Hardness, Tensile Properties, and Fracture Morphologies of CP-Ti Alloy at Different Temperatures[J]. Applied Surface Science, 2018, 431: 122-134.
- [15] HUA Y Q, RONG Z, YE Y X, et al. Laser Shock Processing Effects on Isothermal Oxidation Resistance of GH586 Superalloy[J]. Applied Surface Science, 2015, 330: 439-444.
- [16] CAO J D, ZHANG J S, HUA Y Q, et al. Improving the High Temperature Oxidation Resistance of Ni-Based Superalloy GH202 Induced by Laser Shock Processing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 243: 31-39.
- [17] ZHOU B Y, HE J, ZHOU Q J, et al. Effects of Laser

- Shock Processing on Θ - Al_2O_3 to $\text{A-Al}_2\text{O}_3$ Transformation and Oxide Scale Morphology Evolution in $(\gamma'+\beta)$ Two-Phase Ni-34Al-0.1Dy Alloys[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 109: 157-166.
- [18] YANG H, HUANG X, GUO J S, et al. High Temperature Oxidation Resistance of Arc Ion Plating NiCoCrAlY Coating Modified via Laser Shock Peening[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 911: 164708.
- [19] HAN Y J, YE F X, LU G X, et al. Residual Stress Evolution of Thermally Grown Oxide in Thermal Barrier Coatings Deposited Onto Nickel-Base Superalloy and Iron-Base Alloy with Thermal Exposure Ageing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 584: 19-27.
- [20] LIMARGA A M, VA'SSEN R, CLARKE D R. Stress Distributions in Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings under Thermal Cycling in a Temperature Gradient[J]. *Journal of Applied Mechanics*, 2011, 78(1): 011003.
- [21] MA Q, CLARKE D R. Stress Measurement in Single-Crystal and Polycrystalline Ceramics Using Their Optical Fluorescence[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1993, 76(6): 1433-1440.
- [22] HE J, CLARKE D R. Determination of the Piezospectroscopic Coefficients for Chromium-Doped Sapphire[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1995, 78(5): 1347-1353.
- [23] YAO Y M, CAI J, GAO J, et al. Thermal Cycling Behavior and Stress Distribution in TGO Layer of MCrAlYX-Type Coatings via High-Current Pulsed Electron Beam Modification[J]. *Applied Surface Science*, 2022, 605: 154674.
- [24] EVANS A G, MUMM D R, HUTCHINSON J W, et al. Mechanisms Controlling the Durability of Thermal Barrier Coatings[J]. *Progress in Materials Science*, 2001, 46(5): 505-553.
- [25] BIALAS M. Finite Element Analysis of Stress Distribution in Thermal Barrier Coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2008, 202(24): 6002-6010.
- [26] LIU A G, WEI Y H. Finite Element Analysis of Anti-Spallation Thermal Barrier Coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2003, 165(2): 154-162.
- [27] CHEN H, ZHOU X M, DING C X. Investigation of the Thermomechanical Properties of a Plasma-Sprayed Nanostructured Zirconia Coating[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2003, 23(9): 1449-1455.
- [28] ZHOU C G, WANG N, XU H B. Comparison of Thermal Cycling Behavior of Plasma-Sprayed Nanostructured and Traditional Thermal Barrier Coatings[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 452/453: 569-574.
- [29] YU Q M, CEN L. Residual Stress Distribution along Interfaces in Thermal Barrier Coating System under Thermal Cycles[J]. *Ceramics International*, 2017, 43(3): 3089-3100.
- [30] RANJBAR-FAR M, ABSI J, MARIAUX G, et al. Effect of Residual Stresses and Prediction of Possible Failure Mechanisms on Thermal Barrier Coating System by Finite Element Method[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2010, 19(5): 1054-1061.
- [31] RANJBAR-FAR M, ABSI J, MARIAUX G, et al. Crack Propagation Modeling on the Interfaces of Thermal Barrier Coating System with Different Thickness of the Oxide Layer and Different Interface Morphologies[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(10): 4961-4969.
- [32] SHEN Q, YANG L, ZHOU Y C, et al. Models for Predicting TGO Growth to Rough Interface in TBCS[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 325: 219-228.
- [33] JIANG J S, XU B Q, WANG W Z, et al. Finite Element Analysis of the Effects of Thermally Grown Oxide Thickness and Interface Asperity on the Cracking Behavior between the Thermally Grown Oxide and the Bond Coat [J]. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 2017, 139(2): 022504.
- [34] WEI Z Y, CAI H N. Comprehensive Effects of TGO Growth on the Stress Characteristic and Delamination Mechanism in Lamellar Structured Thermal Barrier Coatings[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(2): 2220-2237.