

陶瓷-金属多层涂层不同温度 循环冲击损伤特征与演化规律

汪世广¹, 何卫锋¹, 黄达¹, 李才智¹, 蔡振兵², 王学德¹, 张一豪¹

(1. 空军工程大学 等离子体动力学重点实验室, 西安 710038;

2. 西南交通大学 摩擦学研究所, 成都 610031)

摘要: **目的** 探讨环境温度对陶瓷-金属多层涂层冲击损伤的影响, 获得不同温度条件下涂层的冲击损伤特征, 揭示陶瓷-金属涂层在温度与循环冲击共同作用下的失效机理, 为多层涂层的设计和使用提供参考。**方法** 首先使用可调温度的速度控制型单颗粒循环冲击设备, 对陶瓷-金属多层涂层在不同温度 (35、200、350、500 °C) 下进行垂直冲击试验。采用白光干涉仪、光学显微镜和扫描电镜观察冲击坑的形貌和微观结构, 结合不同温度时涂层纳米硬度和弹性模量来分析其损伤机理。**结果** 温度较低 (35、200 °C) 时, 圆周裂纹是涂层的主要损伤形式, 涂层冲击坑深度在达到稳定后增长缓慢; 温度较高 (350、500 °C) 时, 涂层损伤特征由圆周裂纹向径向裂纹和剥落转化, 冲击坑深度的增长速度较快。当温度从 35 °C 提高到 500 °C 时, 涂层纳米硬度从 31.22 GPa 下降到 11.18 GPa, H^3/E^2 从 38.38×10^{-2} GPa 下降到 2.85×10^{-2} GPa, 涂层的峰值冲击力和能量吸收率分别从 167.8 N 和 72.44% 增长到 184.6 N 和 82.37%, 加剧涂层的损伤, 使涂层冲击坑深度从 4.74 μm 增长到 11.58 μm 。**结论** 陶瓷-金属多层涂层的冲击损伤特征和性能受温度影响, 温度升高使得涂层的纳米硬度和韧性 H^3/E^2 同时降低, 循环冲击条件下的峰值冲击力和能量吸收率均增大, 相同循环次数时, 将增大涂层的冲击损伤深度。

关键词: 多层陶瓷-金属涂层; 温度; 循环冲击; 冲击损伤; 能量吸收率; 径向裂纹

中图分类号: TG668 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2022)01-0060-09

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2022.01.006

Damage Characteristics and Evolution of Multilayer TiN/Ti Coatings under Cyclic Impact with Different Temperatures

WANG Shi-guang¹, HE Wei-feng¹, HUANG Da¹, LI Cai-zhi¹,
CAI Zhen-bing², WANG Xue-de¹, ZHANG Yi-hao¹

(1. Science and Technology on Plasma Dynamics Laboratory, Air Force Engineering University, Xi'an 710038, China;

2. Tribology Research Institute, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

ABSTRACT: The work aims to explore the effect of temperature on the impact wear of ceramic-metal multilayer coatings, to

收稿日期: 2021-03-19; 修订日期: 2021-07-22

Received: 2021-03-19; Revised: 2021-07-22

作者简介: 汪世广 (1997—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为航空压气机叶片抗冲蚀涂层技术。

Biography: WANG Shi-guang (1997—), Male, Postgraduate, Research focus: erosion resistance coating technology for aircraft compressor blade.

通讯作者: 何卫锋 (1977—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为材料的表面强化和表面防护。

Corresponding author: HE Wei-feng (1977—), Male, Doctor, Professor, Research focus: surface reinforcement and surface protection of materials.

引文格式: 汪世广, 何卫锋, 黄达, 等. 陶瓷-金属多层涂层不同温度循环冲击损伤特征与演化规律[J]. 表面技术, 2022, 51(1): 60-68.

WANG Shi-guang, HE Wei-feng, HUANG Da, et al. Damage Characteristics and Evolution of Multilayer TiN/Ti Coatings under Cyclic Impact with Different Temperatures[J]. Surface Technology, 2022, 51(1): 60-68.

obtain the impact wear characteristics and to reveal the failure mechanism of ceramic metal coatings under the combined action of temperature and cyclic impact. According to these results, it provides a reference for the design and use of multilayer coatings. Firstly, the vertical impact tests of ceramic-metal multilayer coatings at different temperatures (35 °C, 200 °C, 350 °C, 500 °C) were carried out by using a single particle cyclic impact equipment with adjustable temperature unit. Then the morphology and microstructure of the impact crater were observed by white light interferometer, optical microscope and scanning electron microscope. Finally, the damage mechanism of the coating was analyzed by combining the nano-hardness and elastic modulus of the coating at different temperatures. It has been found that at relatively low temperature (35 °C, 200 °C), the circular crack is the main damage form of the coating, and the impact pit depth of the coating increases slowly after reaching stability. At higher temperatures (350 °C and 500 °C), the damage characteristics of the coating changed from circular cracks to radial cracks and spalling, and the depth of impact pits increased rapidly. When the temperature increases from 35 °C to 500 °C, the nano-hardness decreased from 31.22 GPa to 11.18 GPa, and the H^3/E^2 decreased from 38.38×10^{-2} GPa to 2.85×10^{-2} GPa. The peak impact force and energy absorption rate of the coating increase from 167.8 N, 72.44% to 184.6 N, 82.37%, respectively, resulting in the aggravation of the damage degree of the coating. And the impact pit depth of the coating increases from 4.74 μm to 11.58 μm . The impact damage characteristics and properties of ceramic-metal multilayer coatings are affected by temperature. With the increase of temperature, the nano-hardness and toughness of ceramic-metal multilayer coatings decrease, the peak impact force and energy absorption rate increase. And the impact damage depth of the coating will be increased at the same impact cycles.

KEY WORDS: ceramic-metal multilayer coating; temperature; cyclic impact; impact damage; energy absorption rate; radial crack

当直升机在沙漠中飞行时,大量的砂粒会被吸入发动机中,这些砂粒会对压气机叶片产生冲蚀(冲击磨损),导致压气机叶片损坏,缩短航空发动机寿命,增加维修成本和油耗^[1-2]。航空发达国家普遍采用在叶片表面沉积陶瓷-金属涂层的方式来减小砂粒冲蚀带来的损伤^[3-4],比如 TiN/Ti、CrN/Cr 涂层等。魏荣华等人^[5]发现 TiSiCN 纳米复合结构涂层能大幅提高试件的抗砂粒冲蚀性能。实际上,涂层由于硬度较高、耐磨性好,抵抗砂粒切削的能力强,但陶瓷涂层脆性大,经常发生疲劳剥落而失效^[6]。Finnie^[7]提出微切削理论,当刚性粒子冲击金属材料表面时,不断切削材料造成冲蚀损伤。该理论能够比较准确地解释低冲蚀角度下的损伤规律,但在冲蚀角度大于 40°时,计算结果总是低于实验值。Bitter^[8-9]改进了微切削在高角度冲蚀条件下与试验结果严重不符的情况,提出了冲蚀变形磨损理论。该理论将冲蚀损伤分成变形损伤和切削损伤两部分,总损伤为两者线性叠加。变形损伤为材料在粒子冲击下发生塑性变形并累积到一定程度后表层受到的破坏。切削损伤即为材料被粒子切削而造成的材料去除。研究表明,砂粒对叶片的冲蚀主要是冲击和磨损的耦合作用,在入射低角度下砂粒对叶片表面主要是切削作用,而高入射角度下则以砂粒对叶片冲击作用为主^[10]。目前,主要通过两种方式来提高涂层韧性,一是在硬质涂层中添加延性金属,形成多元涂层;二是在硬质涂层中间交替沉积延性层,形成多层涂层。其中多层涂层可以有效打断柱状晶的生成,减小应力集中,抵挡冲击载荷,减少裂纹的形成和涂层剥落^[11]。Onur^[12]对比了 TiN、TiAlN 单层和

TiAlN/TiN 多层陶瓷薄膜,发现多层涂层的抗磨损性能最好。Bemporad 等^[13]采用 PVD 工艺制备了 Ti/TiN 多层薄膜,优化 Ti 层厚度可以显著改善薄膜的结合力、硬度和耐磨性。Gachon 等^[14]进行了单层 W、WN 和多层 W/WN 涂层的冲蚀考核,研究发现多层 W/WN 涂层的抗冲蚀性能明显优于其他两种单层涂层。Feuerstein 等^[15]采用真空阴极弧离子镀制备了 TiN/TiN_{1-x} 多层涂层,并与单层 CrC、WC 和 TiN 涂层进行了性能对比。结果表明, TiN/TiN_{1-x} 多层涂层的冲蚀率最低,且 20°冲蚀角度下冲蚀率低于 90°。在硬质涂层抗冲击试验方面, O. Knotek 等人^[16]率先开发了一种循环冲击试验机,力的大小和频率在冲击试验中可以单独控制,材料在峰值拉应力区发生破坏。Bouzakis 等^[17]改进了力控制型重复冲击设备,利用程序控制接触过程中瞬态接触力按照特定的形式加载和卸载。其采用该设备对 Ti₄₀Al₆₀N 涂层进行不同冲击力振幅、周期的重复冲击试验,并结合球-涂层压入的有限元数值计算,确定了疲劳极限应变和应变率。随后,循环冲击条件(如冲击速度、冲击次数等)对涂层损伤的影响得到了大量研究。Zhu^[18]、Abdollah^[19]、Iwai^[20]等用力控制重复冲击装置,研究了冲击角度、冲击速度和最大法向载荷对涂层抗冲击性能的影响,发现冲击速度会改变涂层的损伤模式,当超过最大法向冲击载荷和冲击循环的临界极限时,涂层受到高度破坏。然而,在这些研究中,仅仅对冲击初始条件与冲击磨损结果的关系进行了探索,冲击过程中峰值力、能量吸收率的变化对于磨损量的影响关系缺乏深入研究。

对航空发动机来说,受燃烧室影响,压气机叶片

的工作温度高达 500 ℃, 在温度和粒子冲击作用下, 金属-陶瓷多层涂层服役环境恶劣, 而国内外相关研究较少, 涂层损伤规律和失效机理尚不清楚。为了探讨陶瓷-金属多层涂层在不同环境温度下的循环冲击损伤特征, 揭示涂层的失效机理, 本文采用可调温度的速度控制型单颗粒重复冲击设备对陶瓷-金属多层涂层进行循环冲击实验, 通过力和速度传感器得到冲击过程中的动力学响应, 利用白光干涉仪对冲击坑轮廓测量分析, 研究环境温度与垂直循环冲击共同作用下, 陶瓷-金属多层涂层的损伤行为和演化规律。

1 试验

1.1 涂层结构的设计与制备

选择广泛使用的 TC4 钛合金作为基体, 利用金属蒸汽真空弧 (MEVVA) 离子源注入与磁过滤真空阴极弧 (FCVA) 沉积复合技术, 在其表面制备陶瓷-金属多层涂层。本文以研究较多的多层 TiN/Ti 涂层为例进行研究。在制备多层 TiN/Ti 涂层前, 先在基体上注入一层钛结合层, 以增强涂层的结合力。图 1 为涂层结构示意图。涂层为 4 层 TiN/Ti 涂层, 其中

单层 Ti 层的厚度为 150 nm, 记为 L-S (150), 涂层总厚度为 6 μm。

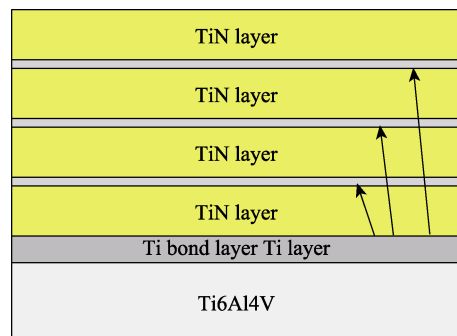


图 1 多层 TiN/Ti 涂层结构示意图

Fig.1 Schematic diagram of TiN/Ti multilayer coating

在涂层制备前, 对基体材料进行一系列前处理。使用线切割将试样尺寸切割为 50 mm×10 mm×3 mm, 随后使用 400—2000 目砂纸对试样的表面逐级打磨, 并使用 0.02 μm 的 Al₂O₃ 抛光膏抛光, 之后依次使用丙酮和酒精对 TC4 基体进行超声波清洗, 干燥 N₂ 吹干。制备涂层时, 采用 99.999% 高纯钛靶, N₂ 纯度为 99.99%, N₂ 流量为 15 mL/min。具体工艺参数如表 1 所示, 表中第 3、4 步交替重复得到 4 层 TiN/Ti 涂层。

表 1 涂层制备过程和工艺参数

Tab.1 The preparation parameters of TiN/Ti multilayer coating

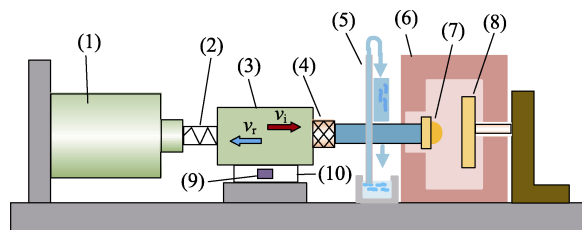
Steps	Process	Injecting voltage/kV	Dose/($\times 10^{17} \text{cm}^{-2}$)	Arc current/A	Bias voltage/V	Deposition time/min
1	Ti ⁺ injection	8	1.68			
2	Ti bond layer			100	-350	14
3	TiN layer			100	-350	25.5
4	Ti interlayer			100	-350	3.5

1.2 表征与测试方法

用原子力显微镜 (INNOVA 型, Bruker 公司, 德国) 测量涂层表面粗糙度。使用扫描电镜 (VEGA3 型, TESCAN 公司, 捷克) 对涂层截面进行观察, 并利用能谱仪分析薄膜成分及相应厚度。利用划痕仪 (WS-2005 型) 测量涂层与基体之间的结合力, 划痕仪压头为金刚石压头, 其锥角为 120°, 尖端半径 $R=0.2 \text{ mm}$ 。划痕加载力最大值设置为 80 N, 加载速率为 80 N/min, 划痕长度为 5 mm。采用 (VHX-7000 型, KEYENCE 公司, 中国) 超景深光学显微镜观测涂层的划痕形貌, 在放大倍数为 500 倍下对划痕进行拼接。使用纳米压痕仪 (NanoTest Vantage 型, MML 公司, 英国) 测试涂层的纳米硬度和弹性模量, Berkovich 型压头。为减小基体对压入过程的影响, 设置压入深度小于涂层厚度的 10%^[21]。最大加载、加载率、保载时间分别为 100 mN、1 mN/s 和 5 s, 分别在 35、200、350、500 ℃ 温度下进行测试, 为减小测量误差, 每组温度共重复 9 次。通过 Oliver-Pharr 方法计算涂层的硬度和弹性模量^[22]。

1.3 试验设备与条件

本文采用速度控制型单颗粒循环冲击设备, 在 35、200、350、500 ℃ 环境温度下, 对多层 TiN/Ti 涂层进行不同冲击次数的冲击试验^[23-24], 冲击次数分别为 20、200、2000、10 000 次。设备结构如图 2 所示, 设备中的传感器将记录冲击过程中的冲击力和往返速度, 通过加热装置控制环境温度。试验中, 选择直径为 2.38 mm 的 Si₃N₄ 小球进行冲击, 冲击块的质量



(1) Voice coil motor, (2) Damping punch, (3) Impact block, (4) Force sensor, (5) Cooling system, (6) Heating device, (7) Impact ball, (8) Samples, (9) Velocity sensor, (10) Liner guide

图 2 速度控制型单颗粒循环冲击设备

Fig.2 Speed-controlled single particle cycle impact equipment

为 252.5 g, 速度设置为 120 mm/s, 初始冲击动能均为 1.818 mJ。最后, 利用白光干涉仪测量冲击坑的磨损深度、面积和体积。

2 结果及分析

2.1 涂层表征

对涂层进行观察, 图 3 为原子力显微镜测试结果, 图 4 是通过扫描电镜和能谱仪观察到的涂层截面形貌。涂层表面均方根粗糙度值 (Root Mean Square, RMS) 可从 AFM 形貌中获得, 本文所制备的多层 TiN/Ti 涂层的 RMS 粗糙度为 4.74 nm, 处在较低水平。由图 4 可见, 多层 TiN/Ti 涂层的总厚度约为 6.08 μm , Ti 层和 TiN 层交错堆积, L-4 (150) Ti 中间层厚度为设计厚度 150 nm。

图 5 为涂层的划痕形貌。ASTM 标准 C1624-05 中定义了不同级别的临界载荷 (L_c) 对应的划痕损伤形貌特征。临界载荷 L_{c1} 和 L_{c2} 分别定义为涂层第一

次裂纹萌生和局部剥落时的载荷值^[25]。本文选择 L_{c2} 作为表征涂层与基体结合力的评价指标, 并在图中通过红色箭头标出。可以看到, L-4 (150) 涂层的结合力大小为 45.4 N。

图 6 展示了涂层在不同环境温度下纳米压痕硬度、弹性模量和 H^3/E^2 值的变化规律。 H^3/E^2 即抵抗塑性变形能力, 通过硬度 3 次方与弹性模量平方的比值计算得到。高的 H^3/E^2 意味着对裂纹的萌生和扩展有很高的抵抗力。它被许多学者认为是表征涂层摩擦学性能的参数^[21,26]。从图 6a 中可以看出, 随着环境温度的升高, 涂层的硬度呈现明显下降的趋势, 而弹性模量值变化较小, 相比于 35 $^{\circ}\text{C}$ 下的 31.29 GPa, 环境温度为 200、350、500 $^{\circ}\text{C}$ 下的涂层硬度分别降低为 24.33、19.84、11.18 GPa, 分别降低了 22.24%、36.59%、64.27%。此外, 较高环境温度下涂层的 H^3/E^2 值显著下降, 其结果如图 6b 所示。室温下涂层的 H^3/E^2 值为 38.38×10^{-2} GPa, 而环境温度为 500 $^{\circ}\text{C}$ 时, 涂层的 H^3/E^2 值为 2.85×10^{-2} GPa, 降低 92.57%。

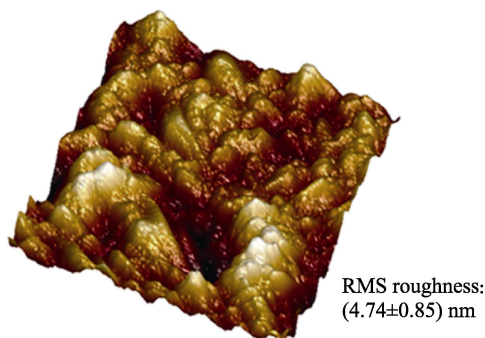


图 3 多层 TiN/Ti 涂层的表面形貌
Fig.3 Surface morphology of coating

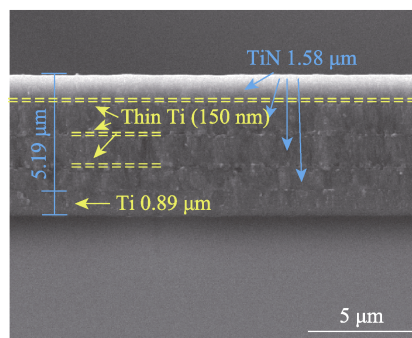


图 4 多层 TiN/Ti 涂层的 SEM 截面形貌
Fig.4 SEM cross-sectional morphology of the coating



图 5 多层 TiN/Ti 涂层的划痕形貌
Fig.5 Scratch morphology of TiN/Ti multilayer coating

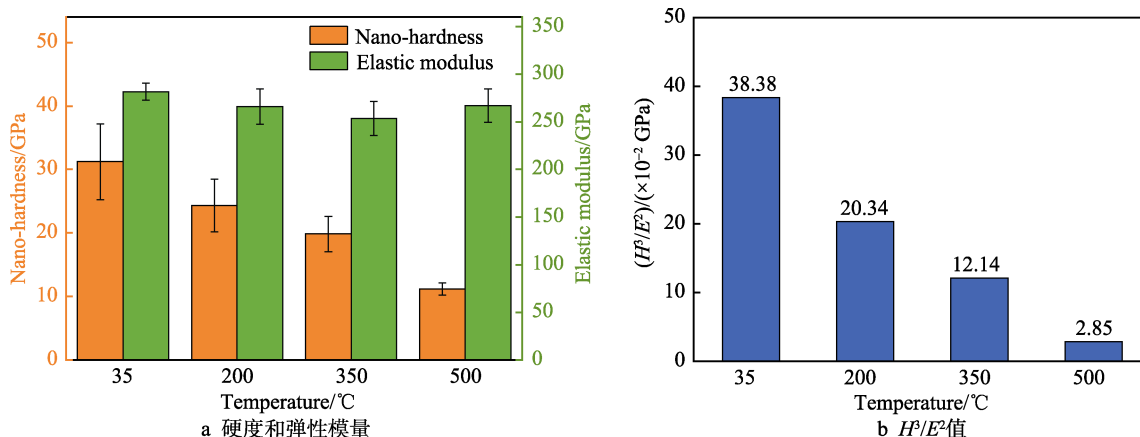


图 6 不同温度下 TiN/Ti 涂层的纳米压痕结果
Fig.6 Nano-indentation results of TiN/Ti coating at different temperatures: (a) hardness and elastic modulus; (b) H^3/E^2

2.2 不同温度下涂层抗冲击损伤特征

图7展示了涂层在不同温度下进行 10^4 冲击后冲击坑点云图和冲击坑深度变化。冲击坑的面积随温度升高明显增大,当环境温度增大到 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,冲击坑的面积达到最大值并且接近常温下冲击坑面积的两倍。从图7e可以看出,环境温度越高,涂层冲击损伤越严重,这与其温度升高时硬度和 H^3/E^2 值降低有关^[27]。

图8为L-4(150)涂层在不同环境温度下第10 000次冲击时冲击力与接触时间的变化规律。温度对涂层接触时间的影响不大。冲击过程中,接触时间

为 $0.53\sim 0.56\text{ ms}$ 时,在 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下,接触时间最小,为 0.53 ms 。当温度升高时,冲击力峰值出现小幅度增长,在 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下达到最大,为 184.6 N 。在冲击过程中,冲击块以某一速度撞击试件表面,此时冲击块有一个初始动能 E_i ,当撞击结束后,冲击块反弹,此时有一个返回动能 E_r ,在撞击过程中损失的动能 $E_{\Delta}=E_i-E_r$,将这一部分能量视作碰撞中涂层吸收的能量,进而计算出能量吸收率 $\delta=E_{\Delta}/E_i$,将其作为一个参数,衡量涂层的抗冲击性能。如图9所示,涂层在不同环境温度下冲击时,能量吸收率在 $72.44\%\sim 82.37\%$ 之间。能量吸收率随着温度的增大而增大。

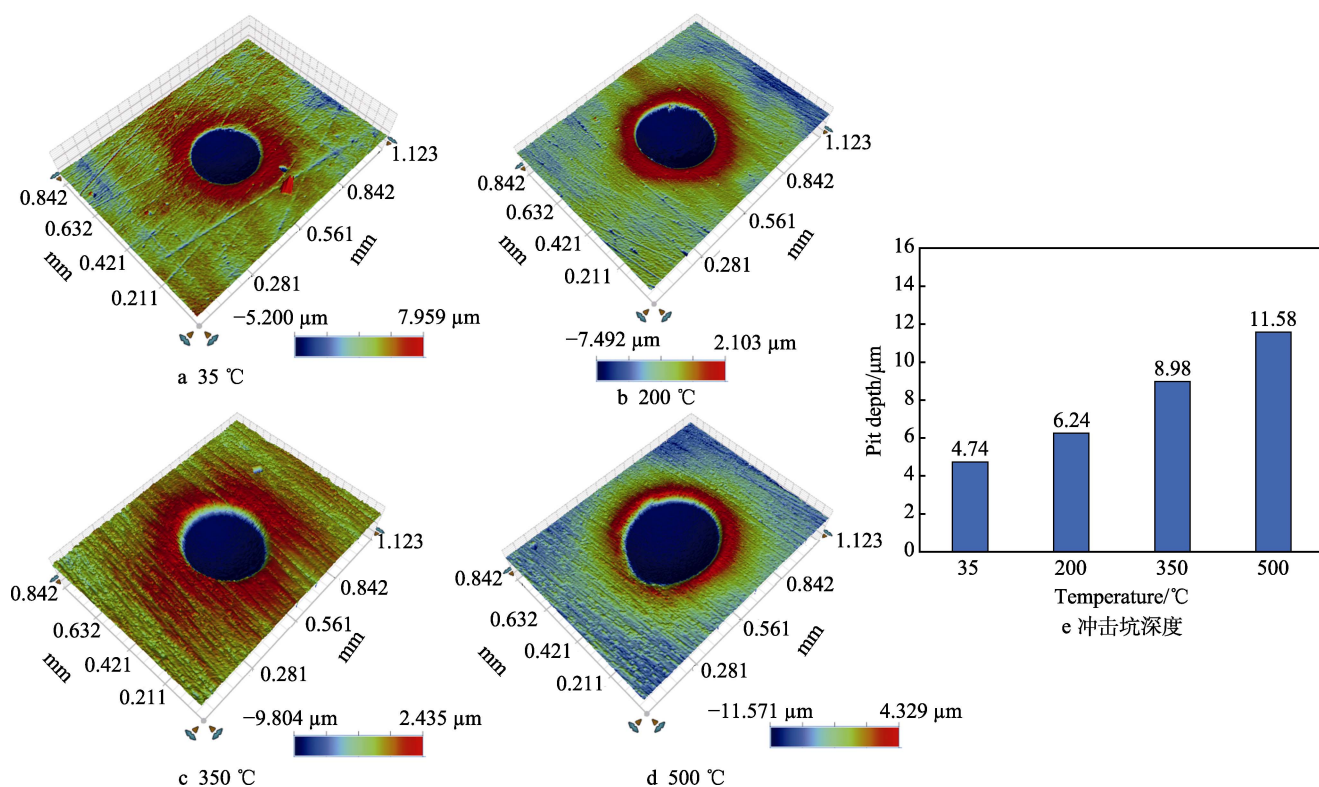


图7 涂层的冲击表面形貌
Fig.7 Impact surface morphology of coating: (e) pit depth

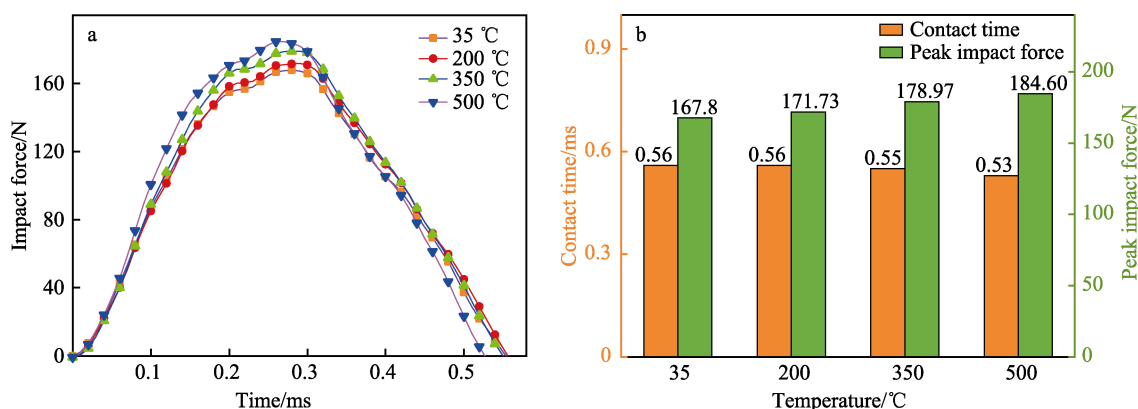


图8 多层 TiN/Ti 涂层的冲击力响应
Fig.8 Impact response of TiN/Ti multilayer coating

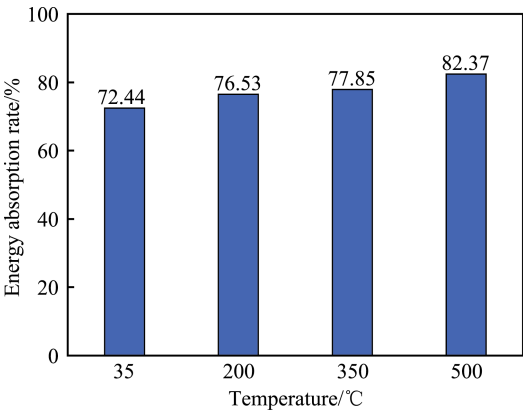


图 9 能量吸收率
Fig.9 Energy absorption rate

图 10 展示了不同环境温度下进行 10 000 次循环冲击后多层 TiN/Ti 涂层的微观形貌和能谱图。分别在 500、1500、5000 倍放大倍数对冲击坑整体、边缘

和中心的损伤区域进行观察。在冲击坑的边缘均能看到圆周裂纹，圆周裂纹的形成与涂层表面产生的拉应力有关，在冲击过程中，由于屈服应力低，基体将发生变形，涂层被拉伸以跟随基体位移，然而硬质涂层通常较脆，无法始终跟随基体变形，因此涂层产生裂纹以降低应力^[28]。此外，在 4 种环境温度循环冲击下，均在涂层表面发现了一些碎屑。当温度升高后，在冲击坑中心区域形成裂纹，裂纹扩展和聚合，最终导致涂层块状剥落如图 10d 所示。在 350、500 °C 下冲击后，样品中心可以看到涂层成片状剥落，与裂纹交叉导致的块状剥落不同，这种剥落较薄，数量较多。与常温下冲击的结果不同，200、350、500 °C 下冲击后，涂层在圆周裂纹的周边也出现了不同程度的剥落，这是拉应力导致的涂层剥落^[29]。如图 10c、d 所示，多层 TiN/Ti 涂层在较高环境温度（350、500 °C）下出现径向裂纹，并且主要分布在冲击坑边缘以外的区

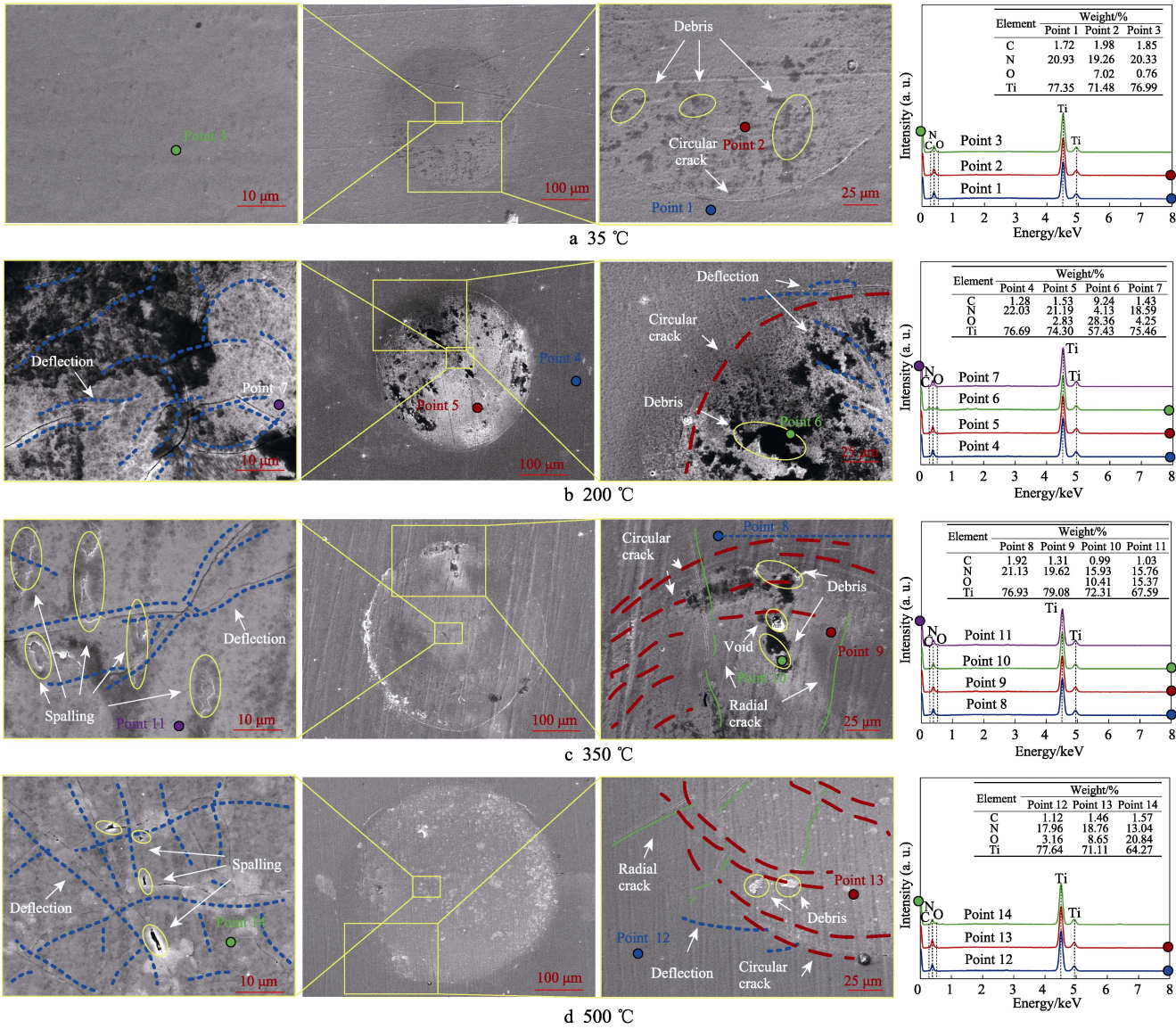


图 10 涂层冲击损伤微观形貌
Fig.10 Micro-morphology of impact damage

域,呈现从内往外辐射状。根据 Fischer-Cripps^[30]提出的接触应力理论,冲击坑接触区域为压应力区域,而边缘以外区域为拉应力区域,径向裂纹被认为是由压应力向拉应力的应力转变引起的^[31],由于较高环境温度下涂层表面应力状态发生变化,加剧了径向裂纹的形成,进而引起涂层失效。通过能谱分析结果可以看到,在冲击坑中央区域,35、200、350、500℃下的O元素质量分数增大,分别为0.76%、4.25%、15.37%、20.84%。氧元素产生较大差异主要是由温度的差异引起的。Ti原子与O原子结合会生成TiO₂相,胡树兵等人^[32]在500~700℃环境下研究了TiN涂层的氧化行为,发现在相同保温时间下,随着温度的升高,氧化膜质量增大。许建平等^[33]也发现了类似的结果,他们研究了TiN涂层在400~700℃环境下的氧

化行为。结果表明,随着氧化温度的升高,TiN涂层的氧化增重逐渐增加。另外,由于温度升高,涂层的硬度会下降,抵抗塑性变形的能力也下降,在同一冲击下,损伤加剧,裂纹增多,进一步加剧了材料的氧化。

因此,环境温度的升高造成了涂层循环冲击性能衰退,产生径向裂纹、裂纹分叉和微区剥落等不同于常温冲击时的损伤特征。

2.3 不同冲击次数下涂层的演化规律

用500倍超景深光学显微镜观察涂层的冲击坑形貌,如图11所示。随着冲击次数的增加,涂层冲击坑面积变大,圆周裂纹突出,在冲击坑内部,磨屑堆积,疲劳累积导致涂层损伤加剧。

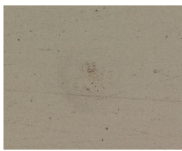
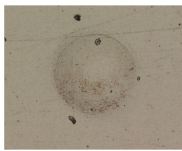
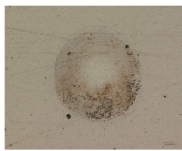
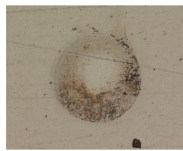
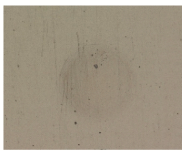
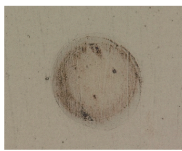
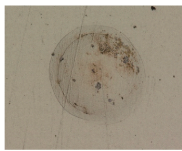
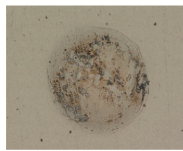





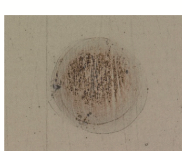
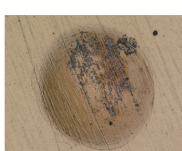

Temperature/℃	Impact cycles				
	20	200	2000	10 000	
35					200 μm
200					200 μm
350					200 μm
500					200 μm

图11 涂层冲击损伤形貌

Fig.11 Impact damage morphology of coating

在不同环境温度下,涂层冲击坑深度随着冲击次数增加的变化规律如图12a所示。冲击坑深度在200次之前,深度增加迅速,200次之后,深度增加放缓。另外200次冲击时,冲击坑深度随温度变化不明显,随着冲击次数的增大,试件在较高温度下的冲击时间变长,冲击坑深度也随着温度的升高而增大。利用冲击坑深度增加率(Increasing rate of depth, IRD)描述涂层冲击坑深度随冲击次数增加而增加的幅度,具体公式为:

$$IRD_i = \frac{h_i - h_{i-1}}{N_i - N_{i-1}} \quad (1)$$

式中, i 为冲击实验的4个冲击阶段($i=1, 2, 3, 4$),其对应冲击次数为 N_i (N_i 分别为20、200、2000、10 000次),第 i 个冲击阶段完成时的冲击坑深度用 h_i 表示。

通过公式(1)计算得到不同环境温度下涂层冲击坑深度增加率IRD,如图12b所示。所有温度下冲击坑深度增加率均随着冲击次数的增加而减小。冲击次数为20时,IRD最大,为0.10~0.22 μm/次;冲击次数为2000~10 000时,冲击坑IRD下降明显,均低于 1×10^{-3} μm/次。在35℃和200℃的冲击过程中,涂层经历200次循环冲击后,冲击坑深度近乎达到最

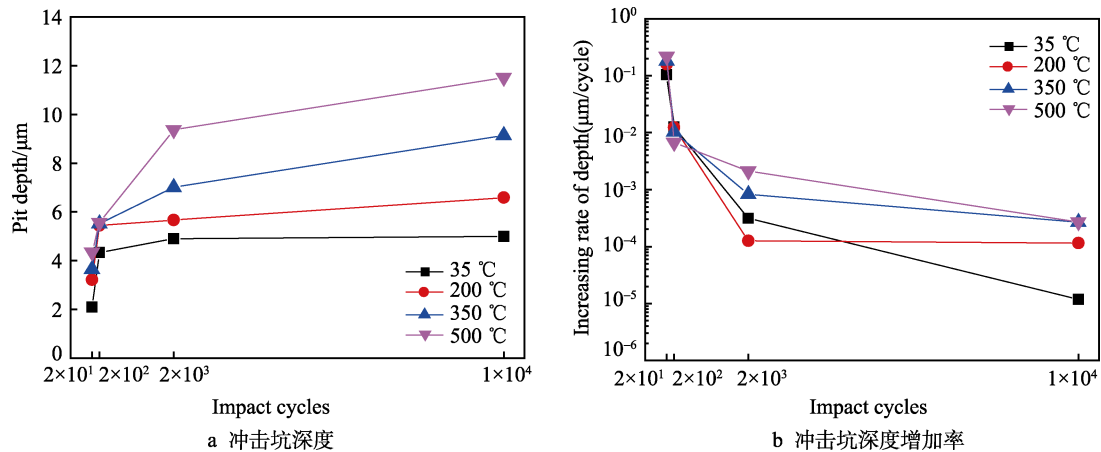


图 12 不同温度下冲击次数对冲击磨损的影响

Fig.12 Effect of impact times on impact wear at different temperatures: (a) pit depth; (b) increasing rate of depth

大值。在 350 °C 和 500 °C 的环境下, 涂层在 200 次冲击后, 冲击坑深度仍保持一个较大的增长, 这是因为在较高的温度下, 涂层力学性能下降, 随着冲击次数的增大, 试件长时间处于较高温度环境, 使得涂层损伤严重。

3 结论

本文使用带加热装置的单颗粒循环冲击设备对多层 TiN/Ti 涂层进行循环冲击试验。通过分析涂层的冲击动态响应、损伤程度和损伤特征, 得到了多层 TiN/Ti 涂层在不同环境温度下的循环冲击性能和损伤演化规律。主要结论如下:

1) 多层 TiN/Ti 涂层的硬度和 H^3/E^2 值均随着环境温度的升高而降低。环境温度从 35 °C 变化到 500 °C 时, 纳米压痕硬度从 31.22 GPa 下降到 11.18 GPa, H^3/E^2 从 38.38×10^{-2} GPa 下降到 2.85×10^{-2} GPa。

2) 在 10 000 次循环冲击下, 随着环境温度从 35 °C 增长到 500 °C, 涂层的冲击力峰值和能量吸收率分别从 167.8 N 和 72.44% 增长到 184.6 N 和 82.37%, 导致冲击坑深度从 4.74 μm 增加到 11.58 μm。

3) 温度升高使得多层 TiN/Ti 涂层循环冲击损伤特征发生改变, 当环境温度为 35、200 °C 时, 涂层在循环冲击后主要产生了圆周裂纹; 当温度升高到 350、500 °C 后, 涂层除了出现圆周裂纹外, 其冲击区域还存在裂纹的扩展和聚合, 并且出现大量的剥落, 在圆周裂纹附近产生径向裂纹。

参考文献:

- [1] ALQALLAF J, ALI N, TEIXEIRA J A, et al. Solid Particle Erosion Behaviour and Protective Coatings for Gas Turbine Compressor Blades—A Review[J]. Processes, 2020, 8(8): 984.
- [2] HE Guang-yu, SUN Dan-yang, CHEN Jiao, et al. Key

Problems Affecting the Anti-Erosion Coating Performance of Aero-Engine Compressor: A Review[J]. Coatings, 2019, 9(12): 821.

- [3] TABAKOFF G S W. Study of CVD and PVD Coatings for Turbomachinery Life Predictions[C]//Heat Treating and Surface Engineering. USA: ASM Heat Treating Society, 2003: 453-462.
- [4] DENG Jian-xin, WU Feng-fang, LIAN Yun-song, et al. Erosion Wear of CRN, TiN, CrAlN, and TiAlN PVD Nitride Coatings[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2012, 35: 10-16.
- [5] ABD EL-RAHMAN A M, WEI Rong-hua, RAAIF M, et al. Effect of N₂/TMS Gas Ratio on Mechanical and Erosion Performances of Ti-Si-C-N Nanocomposite Coatings[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2020, 29(5): 3324-3333.
- [6] ZHANG Hong-hong, LI Ze-qing, MA Chuan-sheng, et al. The Anti-Sand Erosion Performance of TiN Films Fabricated by Filtered Cathodic Vacuum Arc Technique at Different Nitrogen Flow Rates[J]. Ceramics International, 2019, 45(8): 10819-10825.
- [7] FINNIE I. The Mechanism of Erosion of Ductile Metals[C]//Proceedings of the 3rd US National Congress of Applied Mechanics. Texas: [s. l.], 1958.
- [8] BITTER J G A. A Study of Erosion Phenomena Part I[J]. Wear, 1963, 6(1): 5-21.
- [9] BITTER J G A. A Study of Erosion Phenomena: Part II[J]. Wear, 1963, 6(3): 169-190.
- [10] 何光宇, 李应红, 柴艳, 等. 航空发动机压气机叶片砂尘冲蚀防护涂层关键问题综述[J]. 航空学报, 2015, 36(6): 1733-1743.
- [11] HE Guang-yu, LI Ying-hong, CHAI Yan, et al. Review of Key Issues on Coating Against Sand Erosion of Aero-Engine Compressor Blade[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2015, 36(6): 1733-1743.
- [11] 曹鑫, 王冠, 何卫锋, 等. TC4 钛合金与多层 TiN/Ti 涂层的砂尘冲蚀损伤试验[J]. 航空动力学报, 2016, 31(9): 2218-2225.

- CAO Xin, WANG Guan, HE Wei-feng, et al. Sand Erosion Damage Test on TC4 Titanium Alloy and TiN/Ti Multilayer Coating[J]. Journal of Aerospace Power, 2016, 31(9): 2218-2225.
- [12] ÇOMAKL O. Improved Structural, Mechanical, Corrosion and Tribocorrosion Properties of Ti₄₅Nb Alloys by TiN, TiAlN Monolayers, and TiAlN/TiN Multilayer Ceramic Films[J]. Ceramics International, 2021, 47(3): 4149-4156.
- [13] BEMPORAD E, SEBASTIANI M, PECCHIO C, et al. High Thickness Ti/TiN Multilayer Thin Coatings for Wear Resistant Applications[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 201(6): 2155-2165.
- [14] GACHON Y, IENNY P, FORNER A, et al. Erosion by Solid Particles of W/W-N Multilayer Coatings Obtained by PVD Process[J]. Surface and Coatings Technology, 1999, 113(1-2): 140-148.
- [15] FEUERSTEIN A, KLEYMAN A. Ti-N Multilayer Systems for Compressor Airfoil Sand Erosion Protection[J]. Surface and Coatings Technology, 2009, 204(6-7): 1092-1096.
- [16] KNOTEK O, BOSSERHOFF B, SCHREY A, et al. A New Technique for Testing the Impact Load of Thin Films: The Coating Impact Test[J]. Surface and Coatings Technology, 1992, 54-55: 102-107.
- [17] BOUZAKIS K D, MALIARIS G, MAKRIMALLAKIS S. Strain Rate Effect on the Fatigue Failure of Thin PVD Coatings: An Investigation by a Novel Impact Tester with Adjustable Repetitive Force[J]. International Journal of Fatigue, 2012, 44: 89-97.
- [18] ZHU Xiao-dong, DOU Hai-lin, BAN Zhi-gang, et al. Repeated Impact Test for Characterization of Hard Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2007, 201(9-11): 5493-5497.
- [19] ABDOLLAH M F B, YAMAGUCHI Y, AKAO T, et al. Deformation-Wear Transition Map of DLC Coating under Cyclic Impact Loading[J]. Wear, 2012, 274-275: 435-441.
- [20] IWAI Y, HONDA T, YAMADA H, et al. Evaluation of Wear Resistance of Thin Hard Coatings by a New Solid Particle Impact Test[J]. Wear, 2001, 251(1-12): 861-867.
- [21] LI Qing-lin, SHI Shao-miao, LI Xia, et al. Study on Low Velocity Cyclic Impact Wear of Amorphous Carbon Films with Different Mechanical Properties[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 402: 126339.
- [22] OLIVER W C, PHARR G M. An Improved Technique for Determining Hardness and Elastic Modulus Using Load and Displacement Sensing Indentation Experiments[J]. Journal of Materials Research, 1992, 7(6): 1564-1583.
- [23] LIN Yu, CAI Zhen-bing, LI Zheng-yang, et al. Study on the Abrasive Wear Behavior of Laser Shock Peening Ti-6Al-4V Titanium Alloy under Controlled Cycling Impact[J]. Wear, 2019, 426-427: 112-121.
- [24] WU Song-bo, CAI Zhen-bing, LIN Yu, et al. Effect of Abrasive Particle Hardness on Interface Response and Impact Wear Behavior of TC17 Titanium Alloy[J]. Materials Research Express, 2018, 6(1): 016521.
- [25] ZHONG Zhi-qiang, ZHANG Li, ZHOU Lei, et al. Cutting Performances and the Related Characteristics of CVD Coated Hardmetal Inserts Changed by Post-Treatments[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018, 70: 162-168.
- [26] LI Ze-chao, WANG Yong-xin, CHENG Xiao-ying, et al. Continuously Growing Ultrathick CrN Coating to Achieve High Load-Bearing Capacity and Good Tribological Property[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2018, 10(3): 2965-2975.
- [27] HE Dong-qing, LI Wen-sheng, WANG Li-ping, et al. Impact Wear Behavior of WC/a-C Nanomultilayers[J]. Materials Research Express, 2019, 6(11): 116443.
- [28] BANTLE R, MATTHEWS A. Investigation into the Impact Wear Behaviour of Ceramic Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 1995, 74-75: 857-868.
- [29] ZHA Xu-ming, JIANG Feng, XU Xi-peng. Investigating the High Frequency Fatigue Failure Mechanisms of Mono- and Multilayer PVD Coatings by the Cyclic Impact Tests[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 344: 689-701.
- [30] WRIGGERS P. Introduction to Contact Mechanics[M]. Berlin: Springer, 2006.
- [31] ZHANG Hai-bo, FANG Z Z. Characterization of Quasi-Plastic Deformation of WC-Co Composite Using Hertzian Indentation Technique[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2008, 26(2): 106-114.
- [32] 胡树兵, 梅志, 李志章, 等. 离子镀 TiN 涂层的高温氧化特性[J]. 中国有色金属学报, 1999, 9(S1): 204-208.
HU Shu-bing, MEI Zhi, LI Zhi-zhang, et al. Oxidation Properties of Tin Coating by Ion Plating at High Temperature[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1999, 9(S1): 204-208.
- [33] 许建平, 王国星, 王佳杰, 等. 多弧离子镀 TiN 涂层高温氧化特性[J]. 焊接技术, 2020, 49(11): 14-16.
XU Jian-ping, WANG Guo-xing, WANG Jia-jie, et al. High Temperature Oxidation Characteristics of Multi-Arc Ion Plating TiN Coatings[J]. Welding Technology, 2020, 49(11): 14-16.