doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20210225001

激光冲击强化前处理对 TiN/Ti 涂层/基体 疲劳性能的影响*

曹 鑫¹ 何卫锋² 汪世广² 唐 琳¹ 刘景元³ 胡家兴³
(1.中国空气动力研究与发展中心高速空气动力研究所 绵阳 621000;
2.空军工程大学等离子体动力学重点实验室 西安 710038;
3.空军航空大学航空作战勤务学院 长春 130022)

摘要:采用磁过滤阴极真空弧技术在 TC4 钛合金表面沉积抗冲蚀多层梯度 TiN/Ti 涂层,沉积前对基体进行激光冲击强化前处理。采用原子力显微镜、纳米压痕和划痕仪表征了试件的表面形貌、基本力学性能等,对试件的疲劳性能进行了考核,并分析了疲劳断口形貌。结果表明,LSP 前处理在 TC4 表面形成了厚度约为 300 µm,具有高硬度和残余压应力的硬化层。TC4 合金基体的平均疲劳强度为 373.8 MPa,制备 TiN/Ti 涂层后试件的疲劳强度为 363.7 MPa,较基体略有降低。增加 LSP 前处理 后试件的疲劳强度为 411.9 MPa,较 TiN/Ti 涂层试件提高 13.3%,较无涂层试件提高 10.2%。TiN/Ti 涂层可以抑制表面上的裂纹萌生并减缓其扩展速率,但在拉伸过程中发生破碎而与基体发生剥离,裂纹抑制效果有限,且涂层的破裂促进了裂纹扩展。采用 LSP 前处理后,TC4 表面形成的硬化层增加裂纹萌生难度,且提高的结合强度可降低裂纹扩展速率。 关键词: TiN/Ti 涂层;激光冲击强化; Ti-6AI-4V 合金;疲劳性能

Effect of Laser Shock Peening Pretreatment on Thefatigue Properties of TiN/Ticoating/Substrate

CAO Xin¹ HE Weifeng² WANG Shiguang² TANG Lin¹ LIU Jingyuan³ HU Jiaxing³ (1. High Speed Aerodynamics Institute,

China Aerodynamics Research and Development Center, Mianyang 621000, China;

2. Science and Technology on Plasma Dynamics Laboratory,

Air Force Engineering University, Xi' an 710038, China;

3. Aviation Operations Service College, Air Force Aviation University, Changchun 130022, China)

Abstract: The anti-erosion TiN/Ti coating with multilayer gradient structure was prepared on the surface of TC4 titanium alloy by filtered cathodic vacuum arc (FCVA) deposition method. The substrate is subjected to laser shock strengthening pretreatment before deposition. The surface morphologies and mechanical properties of the specimens were characterized by atomic force microscope, nanoindentation, and scratch tester. The fatigue properties of the specimens were evaluated and the fatigue fracture morphologies were analyzed. The results showed that the LSP pretreatment formed a hardened layer with a thickness of about 300 µm, high hardness, and residual compressive stress on the surface of TC4. The average fatigue strength of the TC4 alloy is 373. 8 MPa, and the fatigue strength of the sample after preparing the TiN/Ti coating is 363. 7 MPa, which is slightly lower than that of the original substrate. The fatigue strength of the sample after LSP-pretreatment is 411. 9 MPa, which is 13. 3% higher than that of the TiN/Ti coated sample and 10. 2% higher than that of the uncoated sample. TiN/Ti coating can inhibit the initiation of cracks on the surface and slow down its growth rate. However, the crack suppression effect is limited when the TiN/Ti coating is broken and peels off from the substrate during the tensile process, and the break of the coating promotes the crack propagation. After LSP pretreatment, the hardened layer formed on the surface of TC4 further crack suppression effect initiation, and the increased bonding strength can reduce the crack growth rate. **Keywords**: TiN/Ti coating; laser shock peening; Ti-6Al-4V alloy; fatigue property

^{*} 国家科技重大专项资助项目(2017-VII-0102-0107)。

Fund: Supported by National Science and Technology Major Project (2017-VII-0102-0107). 20210225 收到初稿, 20210326 收到修改稿

0 前言

钛合金因具有高强度/高重量比和优异的耐腐 蚀性能,在航空工业中得到广泛应用^[1]。但由于钛 合金抗砂尘冲蚀性能较差^[2],在沙漠或其他恶劣环 境中服役时,航空发动机压气机叶片易承受冲蚀损 伤^[3],破坏了发动机的结构完整性,降低了安全与 可靠性^[45]。压气机叶片表面制备硬质涂层是提高 其抗砂尘冲蚀性能的有效方法^[6],基于 TiN 的多层 抗冲蚀涂层已应用于航空发动机叶片^[7]。 Feuerstein 等设计了一种 TiN/TiN_{1-x} 多层涂层^[8],可 显著增强 Ti-6Al-4V 合金的抗冲蚀性能。此外,诸 如 TiAlN、TiSiCN 等多元氮化物抗冲蚀涂层也相继 提出^[9-11]。

硬质涂层可提高基体的抗冲蚀性能,但航空发 动机压气机叶片工作时高速旋转,承受巨大的离心 力,因此长期服役过程受到周期性交变载荷作用而 发生疲劳损伤。疲劳问题是造成机械零件断裂的最 主要原因之一^[12],因此研究人员开展了硬质涂层对 基材材料疲劳行为影响的研究。COSTA 等^[13-14]报 道了 Ti-6Al-4V 钛合金表面采用 PVD 技术制备 TiN、 CrN 及 DLC 涂层后,疲劳强度降低;HVOF 技术制备 的 WC-10%Co-4%C 涂层也降低了基体的疲劳强度, 尤其是在高循环疲劳试验中降幅显著^[15]。卡萨尔 等^[16]研究了旋转弯曲疲劳试验中 EB-PAPVD 制备的 TiN 涂层对基体疲劳性能的影响。研究表明,TiN 涂 层促进了裂纹的产生并降低了耐久极限。

为了提高涂层试件的疲劳性能,可在涂层沉积 前进行基体前处理。常见的前处理工艺如喷砂和喷 丸处理^[15,17-19]等,可在基体表面引入残余压应力,有 利于疲劳强度的提高。但同时也可能造成表面缺 陷,例如凹痕、颗粒嵌入等,这些缺陷将易导致疲劳 裂纹的产生。激光冲击强化(Laser shock peening, LSP)是一种有效改善材料表面性能的处理技术,包 括提高表面硬度、耐磨性和疲劳性能等^[20-23]。与喷 砂和喷丸相比,LSP 提高疲劳性能效果更显著,且表 面几乎无缺陷引入。目前,LSP 前处理与抗冲蚀涂 层复合的研究工作少有报道。

文中采用激光冲击强化技术对基体进行前处理 后进行抗砂尘冲蚀 TiN/Ti 涂层制备,针对压气机叶 片工作中的拉伸交变载荷,对涂层试件进行疲劳考 核,研究激光冲击强化前处理对 TiN/Ti 涂层试件疲 劳性能的影响,并结合断口形貌特征,探究涂层试件 在交变载荷作用下的损伤机理及激光冲击强化提高 TiN/Ti 涂层试件疲劳性能的机制。

1 试验

1.1 激光冲击强化前处理与涂层制备

选取 Ti-6Al-4V 钛合金作为基体材料,该材料 主要应用于航空发动机的压气机叶片和叶盘,是一 种 α+β 相的双相结构材料。表 1 为该钛合金基体 材料在室温下的力学性能。

表1 室温下的力学性能

Table 1 Static mechanical properties at room temp	perature
---	----------

M . 1	Yield Strength Tensile limit		Poisson's ratio	
Material	$\sigma_{0.2}/\mathrm{MPa}$	$\sigma_{ m b}/{ m MPa}$	$\nu(\%)$	
Ti-6Al-4V alloy	881	1 025	0.34	

根据国家标准 GB/T 3075-2008 中拉伸疲劳试 件相关尺寸要求,对 TC4 合金样品进行切割加工, 具体试件尺寸如图 1 所示。易知在加载过程中,试 件圆弧区域的工作应力最大,因此确定圆弧区域为 激光冲击强化区域。进行表面处理前,将基材材料 进行研磨并抛光至表面粗糙度 *Ra*<0.1 μm。激光 冲击强化试验在西安天瑞达公司 YD60-M165 成套 设备上进行。在 LSP 处理过程中,使用厚度约 1 mm 的水层作为约束层,试件表面粘贴约 100 μm 厚的铝 箔作为吸收层,其物理过程示意如图 2a 所示^[24]。 根据前期研究^[25],确定了激光强化强化的工艺参 数,具体见表 2。选用的激光波长 λ 为 1064 nm,脉 宽内采用高斯时间分布。采用双面对冲工艺,冲击 次数为两次,光斑搭接方式及光斑冲击路径如图 2b 所示。



图 1 疲劳试件尺寸示意图



表 2 激光冲击强化工艺参数

 Table 2
 Process parameters of laser shock peening

Energy <i>E</i> /J	Spot diameter Φ/mm	Overlap rate(%)	Pulse width τ/ns	Pulse frequency <i>f</i> /Hz
4	2.4	50	20	1

LSP 处理之后,采用磁过滤阴极真空弧 (FCVA)技术在试件双面均进行抗冲蚀涂层制备。 涂层选择前期研究中抗冲蚀性能最优的梯度结构涂 层 MLG-4,该涂层包含两层 TiN 层、两层 Ti 层以及 三层梯度层,厚度分别约为4.5 μm、0.5 μm 和 0.5 μm,总厚度约为11.5 μm,涂层的具体结构及 制备过程参考文献[26]。将复合 LSP 和涂层制备 的试件记作 LC。为了对比研究 LSP 前处理对试件 疲劳性能的影响,对未经 LSP 前处理的疲劳试件也 进行相同结构涂层的制备,并记作 NC。



图 2 激光冲击强化原理及光斑路径示意图^[24] Fig. 2 Schematic diagrams of LSP principle and shock path

1.2 结构表征及力学性能测试

为研究激光冲击强化前处理对涂层/基体性能 的影响,对涂层试件的微观形貌及力学性能进行了 观察与表征。采用原子力显微镜(Anton paar tosca 400)对试件的表面形貌、表面粗糙度进行观察与测 量,测量区域面积为5 µm×5 µm。采用纳米压痕仪 (Agilent nano-indenter G200) 对涂层表面硬度进行 测试,压痕深度选择1000 nm。原始 TC4 钛合金及 LSP 处理后 TC4 钛合金的表面硬度采用相同参数 测量。每个样品随机选择6个位置进行测试,取其 平均值。采用 HX-1000TM 型维氏显微硬度计测量 试件的硬度随深度分布规律,测量前需进行截面试 件制备。采用线切割将试件切为两部分后对粘,并 进行镶嵌,再研磨、抛光,获得截面试件。TC4 试件 深度为零时的硬度值,即为试件表面硬度,直接测量 试件表面获得。涂层试件定义涂层/基体界面处深 度为零,通过截面试件测得。同一深度测3个点,取 其平均值作为该深度的硬度值。试验载荷为 200 g, 持续10s,试验温度为室温。

采用 PROTO 公司的 LXRD 型残余应力仪测试

不同试件残余应力随深度分布,测试选择同倾固定 $Ψ_{\chi}\theta-\theta$ 对称扫描法。选用 Cu 靶, 衍射线为 Cu-Kα, 波长为1.541 nm。选择(213)衍射晶面,衍射角20 为142°,侧倾角度分别为0°、±5.03°、±13.6°、±20°。 扫描步距为0.10°/s,计数时间为1s。每个深度至 少测3个点,若差异较大,则增加至5个点,去除偏 差较大的点,取平均值。涂层试件定义涂层/基体界 面处深度为零,无涂层试件定义试件表面处深度为 零。为获取不同深度的应力分布,采用电解抛光剥 离的方法逐层去除表面材料,到达相应的深度。抛 光机型号为 PROTO 公司的 POLISHER 8818V-3,电 解液的成分(体积分数)为 10% HClO₄ + 90% CH₃OH。涂层试件先用 pH 值在 10~11 的过氧化 氢、EDTA和氢氧化钠组成的化学溶液腐蚀去表面 涂层。涂层内应力(σ /MPa)测试采用 Stoney 公 式[27]进行计算,其方程为

$$\sigma = \frac{1}{6} \cdot \frac{E_s h^{2s}}{(1 - \nu_s) \cdot h_c} \cdot \left(\frac{1}{R_2} - \frac{1}{R_1}\right) \qquad (1)$$

式中, E_s 为基体的弹性模量, h_s 为基体的厚度, ν_s 为基体材料的泊松比, h_c 为涂层厚度。 R_1 和 R_2 分别为涂层沉积前后基体的曲率半径,采用 Talysurf 5P-120轮廓仪测量获得。基体沉积之前被认作是平面,因而 R_1 值为无限大。采用划痕测试仪(Anton paar revetest)对涂层与基体的结合力进行测量,测试参数如下:划痕长度为5 mm,加载速率为98 N/min,加载速度为10 mm/min,开始载荷为1 N,最终载荷为100 N。

1.3 疲劳试验

采用逐级加载(Step-loading test method)的试验 方法,确定试件的高周疲劳强度。逐级加载方法由 MAXWELL 等^[28]基于线性累积损伤理论提出并发 展,该方法对于每一个试件均能确定出其疲劳强度 (超过一级载荷时)。逐级加载试验具体试验方法 参见文献^[29]。拉伸高周疲劳考核试验在电磁激振 高频疲劳试验机 QBG-100 上开展。第一级应力载 荷水平设为 300 MPa,后续试件根据试验情况进行 调整,步长为 30 MPa,应力比为 0.1,循环次数为 10⁶,加载频率根据试件自身属性进行自适应控制, 其范围为90~105 Hz。试件分为原始 TC4 钛合金基 体、NC及LC试件,每组试件为6个。疲劳试验后 对试件进行超声波清洗,采用扫描电镜(SEM, Hitachi SU-8010)对 TC4 钛合金基体及涂层试件的 疲劳断口进行观察,比较不同状态试件的疲劳损伤 特征,探究拉伸交变载荷作用下涂层试件的疲劳损 伤机理。

2 结果与讨论

2.1 表面形貌

3种不同状态试件(TC4、NC、LC)的 AFM 表面 微观形貌如图 3 所示,由图可知,TiN/Ti 涂层表面 致密,这是由于沉积过程中磁过滤弯管可将中性大 颗粒及液滴过滤并去除^[26]。不同工艺试件表面微 观形貌相似,无明显差异,表明 FCVA 涂层沉积及复 合工艺对原始试件微观形貌影响较低。由 AFM 形 貌计算获得 3 种试件的表面局部均方根粗糙度值 (Root mean square, RMS),分别为 13.4 nm、 14.4 nm 和 14.5 nm,数值差异较小且均处在极低水 平,表明 LSP 前处理对 TiN/Ti 涂层表面粗糙度几乎 无不利影响。



图 3 3 种不同状态样品的表面形态 Fig. 3 Surface morphology of samples in three different states

2.2 力学性能

图 4 为原始 TC4、LSP、NC(TiN/Ti)及 LC(LSP+ TiN/Ti)试件的硬度测试结果。硬度值随深度变化 的规律如图 4a 所示,由图可知,基体的表面硬度为 299.5Hv,且随深度保持不变。制备 TiN/Ti 涂层之 后,界面处基体的硬度提高至 319.5HV,提高了 6.7%,这是由于涂层制备过程中元素扩散导致^[30]。 深度大于 80 μm 后,两者硬度分布接近,表明此时 元素扩散作用几乎消失。LSP 处理后,试件表面硬 度提高到 372.25 HV,提高了 24.3%,但随着深度的 增加,硬度值迅速降低。在深度为150 μm 左右处, 硬度下降速率减慢;在深度为 300 μm 左右时,硬度 值趋于稳定,与基体硬度相当。上述结果表明,LSP 形成了约300 µm 厚的硬化层,硬度的增加是由于 LSP 处理后发生塑性变形而引起微观组织变化所导 致^[31]。LC 试件界面处基体的硬度进一步提高,这 同样是由于制备 TiN/Ti 涂层过程中元素扩散造成。

表面硬度如图 4b 所示,TiN/Ti 试件表面硬度约 为(30.37±0.45) GPa,根据硬度换算关系(1 GPa≈ 100 HV),可知其硬度远高于原始基体。LSP+TiN/ Ti 试件表面硬度为(31.21±0.3) GPa。LSP 前处理 后基体表面形成的硬化层为 TiN/Ti 涂层提供更好 的载荷支撑,对硬度值有一定贡献。但由于压入深 度不足涂层厚度的 1/10,基体表面硬度对最终测量 值的影响微弱。因而,LSP+TiN/Ti 试件的表面硬度 值与 TiN/Ti 涂层试件相近。

图 5a 为残余应力随深度的分布结果,由图可知,原始 TC4 试件的表面残余应力值为 8.23 MPa,





处于拉应力状态。随着深度的增加,残余应力值变 化不大。LSP 处理后,试件表面残余应力值为 -497.9 MPa,可见 LSP 在试件表面引入较高的残余 压应力。在深度为 50 µm 时,残余压应力增至最 大,为-521.3 MPa。当深度进一步增加时,残余压 应力逐渐降低。当深度约为 400 µm 时,残余应力 与原始试件趋于一致,表明 LSP 引入的残余压应力 影响深度最高可达 400 µm。TiN/Ti 涂层试件的应 力随深度分布与原始试件相似。LSP+TiN/Ti 试件 表现出与 LSP 试件类似的应力变化规律,但略低于 LSP 试件的应力值,表明 LSP 前处理引入的硬化层 在涂层沉积过程中较为稳定,几乎未发生应力松弛。





涂层试件的内部应力及 TC4 钛合金表面应力结 果如图 5b 所示,TiN/Ti 涂层及复合工艺 TiN/Ti 涂层 的内部残余应力分别为-3 952 MPa 和-4 125 MPa, 均处于压缩状态。涂层中的残余压应力一般认为是 由沉积过程中的原子喷丸效应引起的^[32]。复合工 艺 TiN/Ti 涂层的内部残余应力与无 LSP 前处理 TiN/Ti 涂层比较相近,表明 LSP 前处理对涂层自身 性能影响不大。

两种工艺 TiN/Ti 涂层的划痕形貌如图 6 所示, 根据 ASTM 标准 C1624-05,采用临界载荷 L_c2 对结 合力进行定量评估,并在图中用红色箭头标出。对于 未经 LSP 前处理 TiN/Ti 涂层,其结合力为 54.9 N。 经 LSP 前处理的 TiN/Ti 涂层,其结合力增加至 79.1 N。LSP 在 TC4 基体表面形成的硬化层可抑制 TiN/Ti 涂层下方基体的塑性变形^[33],并且具有与涂 层相同的应力状态(残余压应力),有利于于降低界 面处的应力集中^[34],提高垂直载荷下涂层的抗破裂 能力。上述这两个因素共同作用下,涂层与基体的 结合力显著提高。



图 6 划痕形貌 Fig. 6 Scratch morphologies

2.3 疲劳性能

TC4 钛合金基体与 TiN/Ti 涂层试件的拉伸疲 劳加载参数及疲劳强度结果如表 3、4 所示。由表 3 可知,试件 TC4-8 在第一级加载步骤中失效,数据 无效。计算可得,TC4 钛合金基体的平均拉伸疲劳 强度为 373.8 MPa。由表 4 可知,TiN/Ti 涂层试件 NC-8 在第一级加载步骤中失效,数据无效。计算 可得,TiN/Ti 涂层试件的平均拉伸疲劳强度为 363.7 MPa,与TC4 钛合金基体疲劳强度相比略有 降低。

LSP 前处理 TiN/Ti 涂层试件的拉伸疲劳加载 参数及试验结果见表 5。由表可知,该组试件疲劳 强度数据的离散度几乎不变。试件 LC-11 在第一 级加载步骤中失效,故数据无效,取剩余数据计算得

表 3 TC4 钛合金基体拉伸疲劳加载参数及试验结果 Table 3 Tensile fatigue loading parameters and test results of TC4 titanium alloy specimens

	0	· ·		• •	
Sample No.	Starting stress level/MPa	Loading steps	$\Delta\sigma/\mathrm{MPa}$	$N_{\rm f}$ /cycles	$\sigma_{ m FS}/{ m MPa}$
TC4-1	300	5	30	321.2	399.64
TC4-2	360	1	30	292. 2	-
TC4-3	330	2	30	249.3	337.48
TC4-4	330	4	30	180	395.40
TC4-5	330	4	30	210. 4	396. 31
TC4-6	330	2	30	333.3	334

1	25	5

	衣 4	IIN/II 冻层1	式针拉伸波方。	旧软梦敛及证	,短结未	
Table 4	Tensile fa	tigue loading	parameters an	d test results	of TiN/	Ti specimens

Sample No.	Starting stress level/MPa	Loading steps	$\Delta\sigma/\mathrm{MPa}$	$N_{\rm f}/{ m cycles}$	$\sigma_{ m FS}/{ m MPa}$
NC-1	330	1	30	426.3	-
NC-2	300	4	30	348	370. 44
NC-3	300	3	30	257.4	337.72
NC-4	300	4	30	221	366. 63
NC-5	330	4	30	8.2	390. 25
NC-6	330	2	30	774	353. 22

表 5 LSP+TiN/Ti 涂层试件拉伸疲劳加载参数及试验结果

Table 5	Tensile fatigue loading	parameters and	test results of	LSP+TiN/	Tispeciments

Sample No.	Starting stress level/MPa	Loading steps	$\Delta\sigma/\mathrm{MPa}$	$N_{\rm f}$ /cycles	$\sigma_{ m FS}/{ m MPa}$
LC-1	300	4	30	949. 3	388.48
LC-2	360	4	30	886	446. 58
LC-3	330	4	30	63.2	391.90
LC-4	360	4	30	102. 2	423.07
LC-5	360	1	30	544. 1	-
LC-6	330	4	30	655.2	409.66

平均拉伸疲劳强度为 411.9 MPa,相比于原始 TC4, 提高了 10.2%;相比于无 LSP 前处理工艺对照组, 提高了 13.3%。上述结果表明,增加 LSP 对基体的 前处理后,涂层试件的拉伸疲劳强度均有提高。 LSP 前处理工艺是有效提高基体制备涂层后疲劳性 能的技术方法。

疲劳试验后采用扫描电镜对 TC4 钛合金基体 及涂层试件的疲劳断口进行观察。图 7 是 TC4 钛 合金基体试件的宏观断口形貌及不同区域微观形 貌。图 7a 中宏观断口形貌呈现出明显的疲劳纹路。



(a) Macroscopic fracture morphology

(b) Fatigue crack source region



(c) Crack propagation region

(d) Instantaneous fracture region

图 7 TC4 钛合金试件疲劳断口形貌 Fig. 7 Fatigue fracture morphologies of the TC4 titanium alloy specimen

试件受载时,金属材料内部滑移系统受到的剪切力 增加,当达到临界分解切应力时,该区域滑移系统开 始发生滑移。随着疲劳加载的持续进行,滑移系统 逐渐联合成裂纹,在较少的平行平面上前进,形成了 疲劳纹路[35]。根据不同特征,疲劳断口可分为裂纹 源区、裂纹扩展区和瞬间断裂区[36]。裂纹源区如 图 7b 为所示,可以推断基体的裂纹源位于断口的左 下角,且位于试件的表面。试件受载时同一横截面 处的应力水平保持一致,在内部无杂质的情况下, 试件表面易由于机械加工留下的微小缺陷形成局 部应力集中,从而导致裂纹在试件表面萌生。裂 纹萌生之后,呈放射状向材料内部扩展。图7c为 基体裂纹扩展区的微观形貌,表现出典型的解理 特征,存在大量解理台阶和解理面,以及疲劳条带 和大量的二次裂纹。关于二次裂纹的形成机理, 相关研究认为是因为在材料内部第二相及晶界处 易存在应力集中,从而导致材料容易沿裂纹所处 平面发生撕裂而形成^[36],但目前还未有普遍公认 的模型。图7d是基体疲劳瞬间的微观形貌,呈现 出大量韧窝特征。

图 8 为 TiN/Ti 涂层试件疲劳断口形貌,其中 图 8a 为宏观形貌。与基体试件类似,涂层试件断 口也呈现出明显的疲劳纹路,可推断出裂纹源位

于试件的左端偏上位置。图 8b 为裂纹源区微观 形貌,可以看出裂纹源处涂层已经完全剥落。疲 劳加载过程中,涂层与基体均受到轴向拉伸应力, TiN/Ti涂层的延展率相对于基体更低,相同循环 拉伸应力下界面变形不匹配,易产生应力集中而 形成裂纹源[37]。虽然涂层中存在较大的残余压应 力,能够抵消部分拉应力,但涂层材料的延展率较 低,在循环拉伸应力下仍发生了破裂,并与基体发 生分层后完全剥落,无法继续抑制裂纹在界面处 萌生,且涂层破裂的同时存在促进裂纹向基体扩 展的可能^[38]。裂纹源之外的涂层与基体结合较 好,表明裂纹源的涂层剥落后,裂纹主要向基体内 部扩展,涂层对疲劳性能的影响减弱。因此,制备 TiN/Ti涂层后试件的拉伸疲劳强度小幅下降。 图 8c 是 TiN/Ti 涂层试件裂纹扩展区的微观形貌. 可以看出,涂层与基体结合良好,界面处及涂层中 无明显裂纹。由上可知,涂层对基体疲劳裂纹扩 展阶段的影响很低。图 8d 为疲劳瞬断边缘区域 的微观形貌,可以看出基体区域存在大量韧窝特 征。右侧边缘侧面存在破碎的涂层,这是在试件 最终断裂过程中,剩下承载材料的截面积大幅降 低,应力大幅增加,涂层在超高应力载荷水平下, 由于自身的脆性而发生了破碎。





(b) Fatigue crack source region



图 8 TiN/Ti 涂层试件疲劳断口形貌 Fig. 8 Fatigue fracture morphologies of the TiN/Ti specimen

图 9 为 LSP 前处理 TiN/Ti 涂层试件的拉伸疲 劳断口形貌。其中,图 9a 为宏观形貌,由断口纹 路可以看出裂纹源位于试件右上角,且为单一疲 劳源。图 9b 为裂纹源区 Region A 微观形貌,可以 看出裂纹源仍在界面处,但由前述结果可知,LSP 前处理在 TC4 表面形成一层硬化层,可降低基体 与涂层的变形不匹配度,提高界面处抵抗裂纹萌 生能力。与无 LSP 前处理 TiN/Ti 涂层试件不同, 涂层并未完全剥落,这是由于经 LSP 前处理后,基 体硬度提高,增加了涂层的自支撑能力,且提高了 涂层与基体的结合力。裂纹形成后向外扩展时, 由于涂层内及硬化层内均为压应力,可抑制裂纹 的扩展^[15,19]。图 9c 是裂纹扩展区 Region B 附近 的微观形貌,可以看出涂层与基体结合紧密。在 基体内部,可观察到二次裂纹存在。综上,经 LSP 前处理后,界面处的裂纹萌生及后续裂纹扩展均 受到抑制,因而 LSP 提高了 TiN/Ti 涂层试件的拉 伸疲劳强度。



(a) macroscopic fracture morphology

(b) Fatigue crack source region

(c) Crack propagation region

图 9 LSP 前处理 TiN/Ti 涂层试件拉伸疲劳断口形貌 Fig. 9 Fatigue fracture morphologies of the LSP+TiN/Ti specimen

3 结论

研究了激光冲击强化前处理对 TC4 基体制备 TiN/Ti 涂层后疲劳性能的影响,结合断口特征,探 究了梯度涂层/基体的疲劳损伤机理及激光冲击强 化前处理提高梯度涂层试件疲劳性能的机制,主要 结论如下。

(1) LSP 前处理在 TC4 钛合金表面形成约 300 μm 厚的硬化层,且该硬化层在涂层沉积过程中 性能稳定。TC4 钛合金基体表面硬度从 299.5 HV 提高至 372.2 HV,表面应力由低拉应力状态转变为 -497.9 MPa 的压应力状态,涂层与基体的结合力从 54.9 N 提高到 79.1 N。

(2) TC4 钛合金基体的平均拉伸疲劳强度为 373.8 MPa, TiN/Ti 涂层试件为 363.7 MPa, 较基体 略有降低。LSP 前处理后 TiN/Ti 涂层试件平均拉 伸疲劳强度为 411.9 MPa, 较 TiN/Ti 试件提高 13.3%, 较基体提高 10.2%。

(3) 原始 TC4 拉伸疲劳裂纹源位于试件表面。 梯度 TiN/Ti 涂层内部存在较高的残余压应力,具有 一定抗裂纹萌生能力,涂层试件的拉伸疲劳裂纹源 位于基体与涂层界面处。拉伸过程中,TiN/Ti 涂层 破碎并与基体发生剥离,裂纹抑制效果有限,且涂层 的破裂促进了裂纹扩展。 (4) LSP 前处理在 TC4 基体表面引入的高残余 压应力硬化层,裂纹萌生难度增加。同时,降低了界 面的变形不匹配度,提高了涂层与基体的结合力,从 而减缓了裂纹在界面处的扩展速率。

参考文献

- [1] PROUDHON H, SAVKOVA J, BASSEVILLE S, et al. Experimental and numerical wear studies of porous reactive plasma sprayed Ti-6Al-4V/TiN composite coating [J]. Wear, 2014, 311(1); 159-166.
- [2] YANG Q, MCKELLAR R. Nanolayered CrAlTiN and multilayered CrAlTiN-AlTiN coatings for solid particle erosion protection [J]. Tribology International, 2015, 83: 12-20.
- [3] JOHHANNES V D W, NURICK A. Erosion of dust-filtered helicopter turbine engines Part I: Basic theoretical considerations
 [J]. Journal of Aircraft, 1995, 32(1): 106-111.
- PEPI M, SQUILLACIOTI R, PFLEDDERER L, et al. Solid particle erosion testing of helicopter rotor blade materials [J]. Journal of Failure Analysis and Prevention, 2012, 12 (1): 96-108.
- [5] SUZUKI M, INABA K, YAMAMOTO M. Numerical simulation of sand erosion phenomena in rotor/stator interaction of compressor[J]. Journal of Thermal Science, 2008, 17(2): 125-133.
- [6] IMMARIGEON J P, CHOW D, PARAMESWARAN V R, et al. Erosion testing of coatings for aero engine compressor components
 [J]. Advanced Performance Materials, 1997, 4(4): 371-388.

- [7] CAI F, HUANG X, YANG Q. Mechanical properties, sliding wear and solid particle erosion behaviors of plasma enhanced magnetron sputtering CrSiCN coating systems [J]. Wear, 2015, 324-325: 27-35.
- [8] FEUERSTEIN A, KLEYMAN A. Ti-N multilayer systems for compressor airfoil sand erosion protection [J]. Surface & Coatings Technology, 2009, 204(6-7): 1092-1096.
- [9] YANG Q, SEO D, ZHAO L, et al. Erosion resistance performance of magnetron sputtering deposited TiAlN coatings
 [J]. Surface & Coatings Technology, 2004, 188: 168-173.
- [10] CAO X, HE W F, HE G Y, et al. Sand erosion resistance improvement and damage mechanism of TiAlN coating via the bias-graded voltage in FCVA deposition [J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 378: 125009.
- [11] WEI R H, LANGA E, RINCON C, et al. Deposition of thick nitrides and carbonitrides for sand erosion protection [J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 201(7): 4453-4459.
- [12] BONORA R G, VOORWALD H J C, CIOFFI M O H, et al. Fatigue in AISI 4340 steel thermal spray coating by HVOF for aeronautic application[J]. Procedia Engineering, 2010, 2(1): 1617-1623.
- [13] COSTA M Y P, CIOFFI M O H, VENDITTI M L R, et al. Fatigue fracture behavior of Ti-6Al-4V PVD coated[J]. Procedia Engineering, 2010, 2(1): 1859-1864.
- [14] COSTA M Y P, VENDITTI M L R, CIOFFI M O H, et al. Fatigue behavior of PVD coated Ti-6Al-4V alloy [J]. International Journal of Fatigue, 2011, 33(6): 759-765.
- [15] COSTA M Y P, VENDITTI M L R, VOORWALD H J C, et al. Effect of WC-10% Co-4% Cr coating on the Ti-6Al-4V alloy fatigue strength [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 507(1): 29-36.
- [16] CASSAR G, AVELAR-BATISTA W J C, BANFIELD S, et al. Evaluating the effects of plasma diffusion processing and duplex diffusion/PVD-coating on the fatigue performance of Ti-6Al-4V alloy [J]. International Journal of Fatigue, 2011, 33 (9): 1313-1323.
- [17] GONZÁLEZ-HERMOSILLA W A, CHICOT D, LESAGE J, et al. Effect of substrate roughness on the fatigue behavior of a SAE 1045 steel coated with a WC-10Co-4Cr cermet, deposited by HVOF thermal spray[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(24): 6551-6561.
- PUCHI-CABRERA E S, STAIA M H, ORTIZ-MANCILLA M J, et al. Fatigue behavior of a SAE 1045 steel coated with Colmonoy 88 alloy deposited by HVOF thermal spray [J]. Surface & Coatings Technology, 2010, 205(4): 1119-1126.
- [19] VOORWALD H J C, VIEIRA L F S, CIOFFI M O H. Evaluation of WC - 10Ni thermal spraying coating by HVOF on the fatigue and corrosion AISI 4340 steel [J]. Procedia Engineering, 2010, 2(1): 331-340.
- ZHANG X C, ZHANG Y K, LU J Z, et al. Improvement of fatigue life of Ti-6Al-4V alloy by laser shock peening [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527 (15): 3411-3415.

- [21] BARLETTA M, RUBINO G, GISARIO A. Adhesion and wear resistance of CVD diamond coatings on laser treated WC-Co substrates[J]. Wear, 2011, 271(9): 2016-2024.
- [22] LI Y H, ZHOU L C, HE W F, et al. The strengthening mechanism of a nickel-based alloy after laser shock processing at high temperatures [J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2013, 14(5): 055010.
- [23] CORREA C, RUIZ DE LARA L, DÍAZ M, et al. Effect of advancing direction on fatigue life of 316L stainless steel specimens treated by double-sided laser shock peening [J]. International Journal of Fatigue, 2015, 79: 1-9.
- [24] CAO X, HE W F, LIAO B, et al. Effect of TiN/Ti coating combined with laser shock peening pre-treatment on the fatigue strength of Ti-6Al-4V titanium alloy [J]. Surface & Coatings Technology, 2020, 403: 126393.
- [25] 李翔. 激光冲击强化钛合金高周疲劳试验与寿命预测[D]. 西安: 空军工程大学, 2018.
 LI X. High-cycle fatigue test and life prediction of the titanium alloy processed by laser shock peening[D]. Xi'an: Air Force Engineering University, 2018. (in Chinese)
- [26] CAO X, HE W F, LIAO B, et al. Sand particle erosion resistance of the multilayer gradient TiN/Ti coatings on Ti6Al4V alloy [J]. Surface & Coatings Technology, 2019, 365: 214-221.
- [27] LV Y, JI L, LIU X, et al. Influence of substrate bias voltage on structure and properties of the CrAlN films deposited by unbalanced magnetron sputtering[J]. Applied Surface Science, 2012, 258(8): 3864-3870.
- [28] MAXWELL D C, NICHOLAS T. Rapid method for generation of a Haigh diagram for high cycle fatigue [J]. ASTM Special Technical Publication, 1999, 29: 626-641.
- [29] LUO S H, NIE X F, ZHOU L C, et al. High cycle fatigue performance in laser shock peened TC4 titanium alloys subjected to foreign object damage [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2018, 27(3): 1466-1474.
- [30] MORITA T, HIRANO Y, ASAKURA K, et al. Effects of plasma carburizing and DLC coating on friction-wear characteristics, mechanical properties and fatigue strength of stainless steel[J].
 Materials Science and Engineering A, 2012, 558: 349-355.
- [31] LUO S H, LI Y H, ZHOU L C, et al. Surface nanocrystallization of metallic alloys with different stacking fault energy induced by laser shock processing [J]. Materials & Design, 2016, 104: 320-326.
- [32] XI Y, GAO K, PANG X, et al. Film thickness effect on texture and residual stress sign transition in sputtered TiN thin films[J]. Ceramics International, 2017, 43(15): 11992-11997.
- [33] MORITA T, ANDATSU K, HIROTA S, et al. Effect of hybrid surface treatment composed of plasma nitriding and DLC coating on friction coefficient and fatigue strength of stainless steel[J]. Materials Transactions, 2013, 54(5): 732-737.
- [34] CAI J B, WANG X L, BAI W Q, et al. Bias-graded deposition and tribological properties of Ti-contained a-C gradient composite film on Ti6Al4V alloy [J]. Applied Surface Science, 2013,

279: 450-457.

- [35] 周磊. 高温合金涡轮叶片激光冲击强化原理与技术研究
 [D]. 西安:空军工程大学, 2011.
 ZHOU L. Research on the principle and technology of laser shock peening for superalloy turbine blades [D]. Xi'an: Air Force Engineering University, 2011. (in Chinese)
- [36] 周留成. 激光冲击复合强化机理及在航空发动机涡轮叶片上的应用研究[D]. 西安: 空军工程大学, 2014.
 ZHOU L C. Research on laser shock compound strengthening mechanism and its application to aero-engine turbine blades[D].
 Xi'an: Air Force Engineering University, 2014. (in Chinese)
- [37] DOBRZANSKI L A, LUKASZKOWICZ K. Erosion resistance

and tribological properties of coatings deposited by reactive magnetron sputtering method onto the brass substrate[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 157-158: 317-323.

[38] PUCHI-CABRERA E S, MATÍNEZ F, HERRERA I, et al. On the fatigue behavior of an AISI 316L stainless steel coated with a PVD TiN deposit [J]. Surface & Coatings Technology, 2004, 182(2): 276-286.

作者简介:曹鑫(通信作者),男,1991年出生,工程师,博士。主要 研究方向为金属表面处理与防护。

E-mail:studentcaoxin@163.com