

# 金属表面 HVOF 碳化钨金属陶瓷涂层的疲劳寿命研究进展

姬寿长<sup>1,2</sup>, 李京龙<sup>1</sup>, 陈丹<sup>3</sup>, 李争显<sup>2</sup>, 杨海斌<sup>2</sup>

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室 摩擦焊接陕西省重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(3. 河南工程学院 机械工程学院, 河南 新郑 451191)

**摘要:** 由超音速火焰喷涂 (HVOF) 制备的碳化钨金属陶瓷涂层, 具有接近完全致密、结合强度高、硬度高等优势。本文综述了金属表面 HVOF 碳化钨金属陶瓷涂层疲劳寿命的研究现状, 并分析了产生疲劳裂纹的原因, 影响疲劳寿命的原因有涂层与基体的性能差异、喷砂引入的缺陷、残余应力及涂层制备工艺等。改进措施有涂层设计、基体不做喷砂或喷丸替代等改变前处理工艺、获得或提高涂层压应力、减少碳化物的分解、合理的工艺参数 (如高的速度)、合适的涂层厚度、选用高含量粘结物的碳化钨金属陶瓷粉末、合适的涂层后处理方法等。

**关键词:** HVOF; 碳化钨金属陶瓷涂层; 疲劳; 研究现状

中图分类号: TG174.453

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)12-4539-14

超音速火焰喷涂 (high velocity oxy-fuel spray, HVOF spray), 即高速氧燃料火焰喷涂, 是一种常用的热喷涂技术, 是基于高粒子速度获得高性能涂层的原理, 利用燃气 (丙烷、氢气等) 或液体燃料 (航空煤油等) 与高压氧气在特制的燃烧室内或在特殊的喷嘴中燃烧产生并经拉Laval管压缩、引出后形成高温、高压、高速的燃烧焰流, 粉末沿着轴向或径向由非氧化性的氮气等气体送入焰流中加热, 粉末被熔融或熔化并加速, 熔融颗粒撞击在基体表面铺展并快速凝固, 连续沉积形成涂层<sup>[1-8]</sup>。当焰流速度达到超音速时, 焰流中可观察到明显的马赫锥, 如图 1<sup>[2]</sup>。HVOF具有粒子飞行速度高、沉积速度快等优点, 制备的涂层接近完全致密 (孔隙率可低于1%)、结合强度可大于70 MPa。

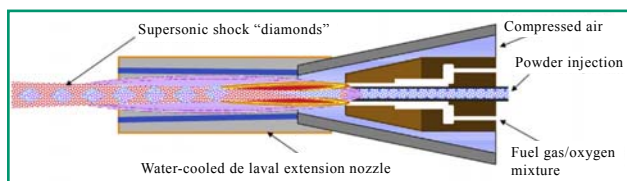


图1 超音速火焰喷涂原理简图

Fig.1 Schematic presentation of HVOF spray<sup>[2]</sup>

碳化钨硬质合金由德国人Karl Schroter于1923年发明, 在WC粉末中加入10%~20%的Co作为粘结剂以粉末冶金的方法制成的新型硬质合金<sup>[9]</sup>。碳化钨金属陶瓷系列涂层 (WC-Co、WC-CoCr等) 是由高硬度的WC及韧性金属Co、CoCr等组成, 具有高硬度、高耐磨性能、良好的耐蚀性<sup>[10,11]</sup>。碳化钨金属陶瓷涂层的制备方法主要包括等离子喷涂和超音速火焰喷涂, 其中超音速火焰喷涂具有较低的温度和高速的焰流优势, 所制备的碳化钨金属陶瓷涂层硬度高、孔隙率低、氧化物和脱碳少、耐磨性好。因此超音速火焰喷涂可制备厚度可控的梯度耐磨涂层, 也可快速在大面积的金属表面制备性能优良的碳化钨金属陶瓷涂层, 不存在电镀硬Cr类似的环境污染问题 (产生含致癌的Cr<sup>6+</sup>酸雾、含有Cr<sup>6+</sup>的废水), 在替代电镀硬Cr方面具有优势和潜力<sup>[1-8]</sup>。

国内外学者对HVOF制备碳化钨金属陶瓷涂层开展了大量的工艺研究, 致力于降低孔隙率、提高结合强度, 改善耐磨性等, 如采用不同粒度的粉末、工艺制备碳化钨金属陶瓷涂层; 也系统地开展了HVOF在铝基体、钛基体、钢铁基体等不同金属上的碳化钨金属陶瓷涂层的沉积行为, 研究了孔隙率、结合强度、硬度、耐磨性、耐蚀性、高温氧化、力学等性能<sup>[1-2, 6-17]</sup>。

收稿日期: 2021-07-22

基金项目: 国家自然科学基金 (51975480, 52075449); 国家自然科学基金航天联合基金 (U1737205)

作者简介: 姬寿长, 男, 1981 生, 博士生, 教授级高工, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 摩擦焊接陕西省重点实验室, 陕西 西安 710072, 电话: 029-86230194, E-mail: jscnin@163.com

HVOF 制备碳化钨金属陶瓷涂层在航空器上得到了大量的应用,其占比达到 35%<sup>[3]</sup>,如在航空器的滑轨、液压阀杆、活塞杆、柱塞、舱门插销、阻力板等部件上制备了耐磨涂层,这些部件主要面对的是单一环境的耐磨问题。对于飞机传动系统旋翼轴、尾浆轴、中尾浆毂尾减输出法兰盘等应用部件,涉及接触界面的往复磨损、震动、高速旋转的交变载荷、疲劳等多种因素耦合的复杂工况,因此对整体疲劳性能提出了更高的要求。这些构件上的碳化钨金属陶瓷涂层的疲劳性能不仅关乎其本身的使用安全<sup>[8]</sup>,也影响到航空器的安全性和总体寿命。因此,探讨分析 HVOF 制备碳化钨金属陶瓷涂层后对疲劳寿命的影响尤为关键。本文综述了金属表面 HVOF 碳化钨金属陶瓷涂层的研究现状、影响疲劳寿命的原因,及提高疲劳寿命的措施。

### 1 降低疲劳寿命的研究现状及影响因素

HVOF制备的碳化钨金属陶瓷涂层与金属基体的结合主要为机械结合,这一特点决定了两者的结合是弱界面结合,应对疲劳寿命影响较小,但是涂层与基体的薄弱界面为裂纹扩展提供了阻力最小的通道。大量研究表明,超音速火焰喷涂碳化钨金属陶瓷涂层会降低材料的疲劳寿命和疲劳强度<sup>[13,18-37]</sup>。

#### 1.1 涂层制备后降低疲劳寿命的研究现状

Voorwald<sup>[13]</sup>, Ibrahim<sup>[18]</sup>, Nascimento<sup>[19]</sup>等学者在 AISI 4340 高强钢上分别制备了电镀硬 Cr、HVOF 碳化钨金属陶瓷涂层,并和原始基体的疲劳性能进行对比,发现电镀硬 Cr 和 HVOF 均降低了疲劳性能。其中 Nascimento<sup>[19]</sup>的研究结果具有典型性,其在 AISI 4340 高强钢上采用 HVOF 制备碳化钨金属陶瓷涂层和电镀硬 Cr (EHC)。基体、EHC、HVOF 碳化钨的疲劳性能见图 2。可见,电镀硬 Cr、HVOF 碳化钨金属陶瓷涂层疲劳性能均降低;相比电镀硬 Cr,喷涂碳化钨金属陶瓷涂层疲劳寿命较高,但仍低于基体。

电镀硬 Cr、HVOF 碳化钨金属陶瓷涂层后疲劳性能均降低;相比电镀硬 Cr,喷涂碳化钨金属陶瓷涂层疲劳寿命较高,但仍低于原始基体。

Nascimento<sup>[19]</sup>对HVOF喷涂层的应力进行分析,发现涂层中不同位置的应力状态不同,涂层的应力从外表面到基体侧分布是:从拉应力转变为压应力。残余应力的存在是影响疲劳寿命的关键因素<sup>[20]</sup>,HVOF 喷涂后金属基体主要为压应力,但涂层中的残余应力既有压应力又有拉应力。尽管靠近金属基体侧涂层为压应力,疲劳测试过程中外加应力与涂层中残余应力在整个疲劳体内的叠加导致局部应力强化,这样容易

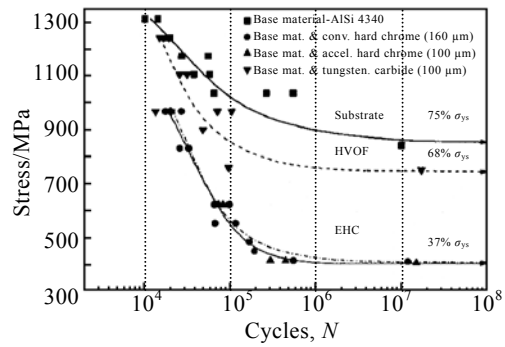


图 2 基体、EHC 和 HVOF 碳化钨 R=0.1 的 S-N 曲线

Fig.2 S-N curves of substrate, EHC and HVOF WC with R=0.1<sup>[19]</sup>

导致疲劳裂纹的产生和扩展,符合 Paris'Law<sup>[21]</sup>定律  $[da/dN=C(\Delta K)^m]$ 。Prasad<sup>[22]</sup>在 A356.2 铝上制备了 WC-Co 涂层,研究了涂层裂纹的萌生和发展,发现裂纹萌生于涂层表面(见图 3a),裂纹沿涂层向基体的纵深发展(见图 3b)。HVOF 制备涂层中存在的孔洞、未熔颗粒、氧化物等夹杂,这些夹杂物是裂纹或形核起始点,极大影响了 Paris'Law 的 C、m 值。

Padilla<sup>[23]</sup>研究了不同温度下HVOF碳化钨金属陶瓷涂层的疲劳性能。在室温下,碳化钨金属陶瓷涂层的存在使材料的抗疲劳性能降低了10%左右。477 K 时, Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub>涂层和WC涂层可使材料的疲劳性能分别降低了7%和15%;在700 K时, Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub>涂层和WC涂层使疲劳性能分别降低30%和60%;同种材料的碳化钨金属陶瓷涂层,在相同检测条件下,更厚的碳化钨金属陶瓷涂层降低疲劳性能更多。Voorwald<sup>[13]</sup>发现相比原始基体,HVOF制备WC10Co4Cr、WC-17Co会降低基体疲劳性能,但WC10Co4Cr涂层相比WC-17Co有更好的耐蚀性和疲劳性能,说明不同的喷涂材料对疲劳寿命影响不同。

HVOF制备WC10Co4Cr、WC-17Co会降低基体疲劳性能,但WC10Co4Cr涂层相比WC-17Co有更好的耐蚀性和疲劳性能,说明不同的喷涂材料对疲劳寿命影响不同。

González-Hermosilla<sup>[24]</sup>在 1045 钢上采用 HVOF 制备 WC10Co4Cr 涂层,研究了喷砂对疲劳性能的影响。作者分别用 SiC 砂纸磨平、喷 1 mm 砂粒、喷 3 mm 砂粒 3 种方式对基体进行粗化。从图 4 中样品涂层与基体结合界面可以看出,砂纸磨平样涂层与基体的结合界面平直,无孔洞等缺陷;随着砂粒粒径的增加,基体起伏度(粗糙度)增加,同时有砂粒嵌入到基体表面。

对3种样品进行S-N测试, 相比SiC砂纸磨平的基体, 2种喷砂基体疲劳寿命明显降低。3 mm砂粒样品相比1 mm的样品, 疲劳性能降低更多, 这是由于喷砂引入了表面缺陷, 即所谓的缺口效应<sup>[25]</sup>。Hernández<sup>[25]</sup>、Puchi-Cabrera<sup>[26]</sup>、Baragetti<sup>[27]</sup>等学者发现在HVOF之前进行喷砂粗化, 可提高表面粗糙度, 增强涂层与基体的结合强度。在高应力状态下, 疲劳测试初期, 高结合强度能够提高疲劳寿命, 能显著延迟疲劳裂纹的萌生; 但随着疲劳次数的增加, 喷砂的缺口效应以及嵌入基体的砂粒引起应力集中等问题, 使喷砂面成为裂纹萌生的根源。

Puchi-Cabrera<sup>[26]</sup>研究了喷砂前处理对疲劳寿命的影响, 其在 7075-T6 上采用 HVOF 制备 WC-12Co 涂层, 分别对基体进行了抛光、GB(喷砂)、GB+HVOF 等处理, 并分别在空气、3%(质量分数)的 NaCl 液中进行 S-N 测试。研究发现喷砂降低疲劳寿命, 喷砂之后 HVOF 制备碳化钨金属陶瓷涂层, 疲劳寿命进一步下降。Hernández<sup>[25]</sup>、Puchi-Cabrera<sup>[26]</sup>、Baragetti<sup>[27]</sup>、Nieminen<sup>[28]</sup>等学者发现无论是铝基还是钢基, 喷砂会降低疲劳寿命, 在喷砂的样品上 HVOF 制备碳化钨金属陶瓷涂层后, 将进一步降低疲劳寿命, 其结果见图 5, 这是由于喷砂之后产生缺口效应, 涂层与基体界面处的孔洞、微裂纹放大了喷砂所引起的缺口效应成为

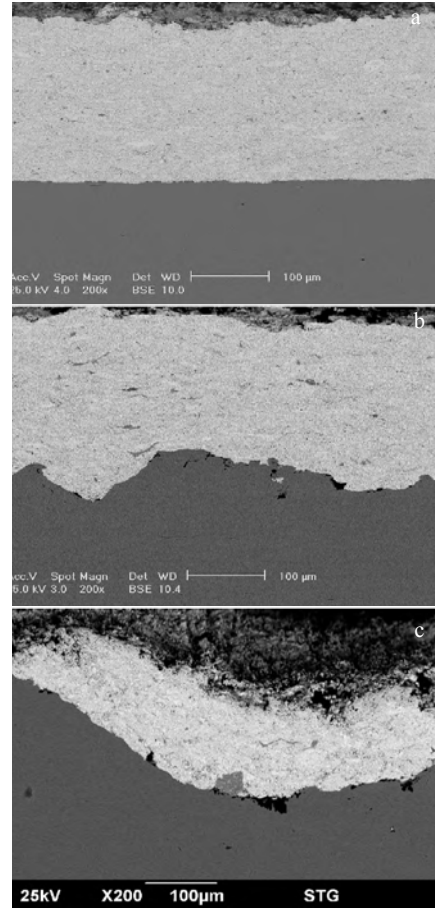


图 4 3种制备工艺的HVOF喷涂形貌  
Fig.4 Morphologies of HVOF WC with three different preparation processes: (a) SiC abrasive papers, (b) <1 mm, and (c) <3 mm<sup>[24]</sup>

疲劳裂纹源; 疲劳加载过程中涂层中的夹杂、氧化物、孔洞、裂纹及微裂纹等缺陷, 在外加力的作用下, 出现局部开裂和剥落。Prasad<sup>[22]</sup>、Nieminen<sup>[28]</sup>研究发现在荷载增加的情况下, 喷涂层由于网状裂纹的形成而受到损伤, 裂纹形成与扩散主要是在层间和粒间不完全融合的区域进行。超音速火焰喷涂碳化钨试样形成裂纹后, 这些裂纹扩展迅速而清晰, 径向裂纹导致灾难性失效<sup>[29]</sup>。因此, 涂层中未熔颗粒、孔洞、裂纹及微裂纹、层间结合等缺陷均成为缺陷源。

### 1.2 影响疲劳寿命降低的因素分析

#### 1.2.1 涂层与基体之间的性能差异

表 1<sup>[30]</sup>是铝、钢基体与其上 HVOF 制备的 WC-Co 涂层性能。可见 HVOF 碳化钨金属陶瓷涂层金属与与基体的杨氏模量、泊松比等性能存在较大差距, 加之两者之间硬度差距大, 因此碳化钨金属陶瓷涂层与基体性能有着本质的差异。

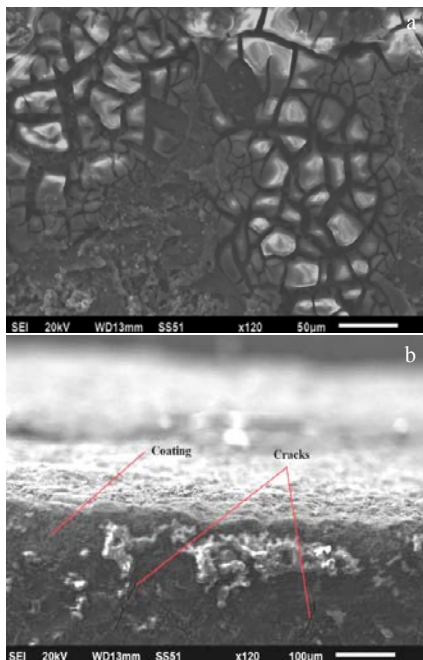


图 3 涂层不同部位的裂纹照片  
Fig.3 SEM images of the crack of the coating: (a) surface and (b) cross section<sup>[22]</sup>

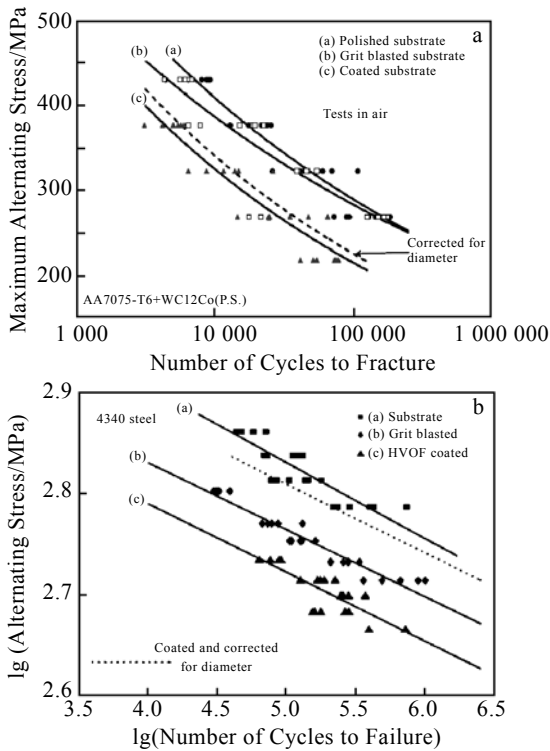


图5 基体、喷砂与HVOF涂层的应力与循环次数关系

Fig.5 Relationship between stress and the number of cycles of substrate, grit blasted substrate, and HVOF coated substrate: (a) 7075-T6 aluminum and (b) 4340 steel<sup>[26]</sup>

表 1 不同材料的性能

Table 1 Properties of different materials<sup>[30]</sup>

Material	Young's modulus/GPa	Poisson's ratio
6061-T6511	70	0.33
WC-Co on aluminum	180	0.27
4130(Q&T, 48HRC)	117	0.33
WC-Co on steel	190	0.29

疲劳寿命对航空器的安全性尤为关键，疲劳裂纹发展有3个阶段，分别是萌生阶段（低速区）、中速区和高速区。碳化钨为硬质涂层，在高周疲劳和微动疲劳等疲劳的作用期间，容易萌生裂纹。对于裂纹的萌生机理，认为测试样受弯曲应力或扭转应力及其组合应力作用时，表面应力最大，测试样截面上处处承受均匀拉伸应力，但测试样外表面和外表的涂层不受约束，易于变形，这为裂纹萌生提供了优于基体内部晶粒的条件，裂纹往往出现在基体表面和涂层<sup>[30,31]</sup>。

碳化钨金属陶瓷涂层在疲劳结束后会存在涂层剥落现象，难以判定裂纹的起源点。García<sup>[31]</sup>探讨了碳化钨金属陶瓷涂层裂纹萌生源，采用激光对涂层进行处理后测试疲劳性能，结果见图 6。涂层与基体界面

处存在微小裂纹，大裂纹起源于涂层表面，贯穿到基体。对于HVOF碳化钨金属陶瓷涂层，碳化钨金属陶瓷和基体存在较大的物理性能差距，两者的弹性模量有着较大的差距。碳化钨金属陶瓷为硬质涂层，在高周疲劳和微动疲劳作用期间，受弯曲应力或扭转应力及其组合应力作用时，表面应力最大，容易萌生裂纹，即受拉伸载荷作用，截面上处处承受均匀的拉伸应力。但表面碳化钨金属陶瓷涂层不受约束，易于变形，这为裂纹萌生提供了优于内部晶粒的条件，裂纹往往也在涂层面上出现。

疲劳裂纹萌生机理通常认为疲劳裂纹在金属构件的表面萌生。裂纹萌生条件是：(1) 界面上应变严重失调形成裂纹源；(2) 表面夹杂物、加工缺陷、基体界面开裂、化学偏析区形核。对于HVOF碳化钨金属陶瓷涂层，喷涂碳化钨金属陶瓷和基体两者弹性模量等存在较大的物理性能差距，加之涂层中存在夹杂、孔隙等缺陷，这些均成为疲劳裂纹萌生的位置。当疲劳亚微观裂纹形成后，这些亚微观裂纹将连接形成微观疲劳裂纹，构成了裂纹形成的第1阶段；随后裂纹继续沿着与载荷约成45°角的最大切应力方向扩展，当裂纹扩展到与载荷方向垂直时，即进入疲劳断裂的裂纹扩展阶段。

### 1.2.2 喷砂引入缺陷

Padilla<sup>[23]</sup>研究发现，相比抛光的原始基体，喷砂、喷砂+HVOF碳化钨金属陶瓷涂层明显降低疲劳寿命。喷砂后，疲劳寿命的降低在94.6%~73.7%之间，喷砂+HVOF碳化钨金属陶瓷涂层后疲劳寿命降低在96.4%~92.1%之间变化。表2是AISI 4140基体及喷砂后的强度变化<sup>[23]</sup>。可见喷砂对强度影响较大，说明喷砂在提高结合的同时，引入了大量的缺陷，而喷砂后制备涂层，强度有更大的降低。Hernandez<sup>[25]</sup>指出，喷砂之后，一些喷砂颗粒留在了基体表面，使得应力集中存在并成为疲劳裂纹的成核点。

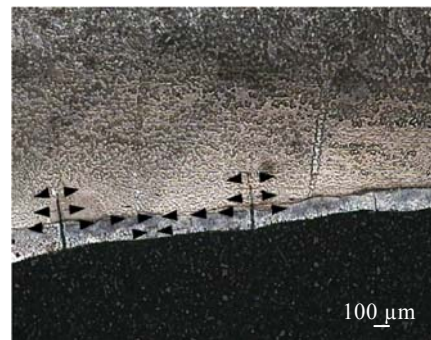


图 6 疲劳后HVOF+激光处理样品

Fig.6 HVOF sprayed and laser treated samples after the fatigue test<sup>[31]</sup>

表 2 不同处理状态的材料性能

Table 2 Mechanical properties of the materials tested under different conditions<sup>[23]</sup>

Material	Yield strength/MPa	Ultimate tensile strength/MPa
As-polished	817±8	952±9
Grit blasted	805±5	905±58
Grit blasted and coated	695±39	750±28

材料的裂纹源主要有3种,分别为材料内部夹杂、表面损伤及表面夹杂,疲劳主裂纹源是这3种裂纹源竞争的结果。常规超音速火焰喷涂前,需对基体进行喷砂粗化处理,这样利于涂层的机械结合。疲劳裂纹与材料的性质、裂纹起始处的几何条件、环境等因素有关,在环境和应力限定的情况下,材料起始处的几何条件就尤为重要。喷砂粗化后,基体为非均匀面,喷砂所形成的表面有大量的起伏和尖锐角,这种人为处理增加了喷涂层与基体结合的表面积,但在金属表面制造了缺陷,构成了裂纹起始的几何条件,即疲劳源,不利于整体疲劳寿命。当表面夹杂物或者损伤成为表面裂纹源时,喷砂引起的表面缺陷,加剧并放大了基体表面的原有加工缺陷,进一步降低了疲劳寿命。

周克崧团队<sup>[32,33]</sup>在飞机起落架300M钢上采用HVOF制备了WC-17Co和WC-10Co4Cr涂层,发现WC-10Co4Cr涂层的300M钢比WC-17Co涂层的300M钢的统计疲劳寿命低。喷砂后镶嵌在300M钢表面的氧化铝颗粒成为主疲劳裂纹源,HVOF碳化钨金属陶瓷涂层在300M钢表面产生较大的残余压应力,可抑制裂纹的扩展,对提高疲劳寿命有利;另一方面喷砂所造成的损伤和砂粒镶嵌在基体中,导致喷砂处理对基体的疲劳寿命有明显的负面作用。其研究发现,喷砂镶嵌在300M钢表面的刚玉颗粒,是疲劳主裂纹源,从而造成基体寿命的大幅下降。

刘道新课题组<sup>[34-36]</sup>深入研究了HVOF涂层对基体疲劳寿命的影响,研究了喷砂、喷丸等处理对基体完整性及寿命的影响,认为喷砂处理引入了残余压应力,喷砂致使样品疲劳显著下降,是由于沉积过程的高温热效应松弛了该应力场,致使喷砂表面缺口效应突显。

### 1.2.3 残余应力对疲劳寿命的影响

HVOF喷涂碳化钨金属陶瓷涂层残余应力一直是业内人士的一个研究热点,工业生产中以标准“N”型Almen试样表征碳化钨金属陶瓷涂层的残余应力,研究中有XRD、中子衍射、盲孔法等多种方法进行表征。

涂层的残余应力主要由相变等引起的内应力、溶滴第一冷却过程导致的骤冷应力以及涂层与基体共同冷却导致热应力、高能颗粒冲击等多种因素叠加而成<sup>[37-41]</sup>。涂层残余应力是导致涂层失效的一个关键因素,对涂

层疲劳寿命有着重要的影响,大量研究表明:涂层残余应力是涂层开裂或剥落失效的驱动力<sup>[39-43]</sup>。Souza<sup>[44]</sup>研究发现碳化钨金属陶瓷涂层内部残余应力对疲劳寿命有显著影响。

涂层试样疲劳断裂过程如下:在有较多缺陷的涂层薄弱区先开裂,当应力循环次数足够大后,临近涂层开裂的基材表面形成疲劳裂纹,在拉应力和剪切应力作用下,裂纹扩展直至断裂。涂层自身强度、界面结合强度及基材表面状态直接影响疲劳裂纹的形成。一般喷涂层的强度都远低于基材,且涂层与基体为机械结合,涂层的弹性模量及热物理参数与基材差别较大,致使两者结合强度低;喷涂前的喷砂预处理增加应力集中源以及喷涂的热影响都导致疲劳裂纹的形成和疲劳寿命的降低<sup>[39-43]</sup>。

碳化钨金属陶瓷涂层和基体的物理性能和弹性模量存在较大的差距,加之HVOF制备的碳化钨金属陶瓷涂层具有残余拉应力、孔洞型缺陷,表面粗糙度大,韧性低,这些均对疲劳寿命产生不利影响。Voorwald<sup>[13]</sup>研究了不同部位的应力状态,发现基体和涂层/基体界面处的应力为压应力,而涂层为拉应力。这些拉应力的存在,使裂纹更容易萌生并得到扩展。Baumann<sup>[45]</sup>用HVOF分别制备了WC-12Co纳米粉、细粉、微米粉。研究发现,细的WC-12Co粉末可获得最大的压应力(纳米粉-200 MPa、微米粉-300 MPa、细粉-580 MPa),其涂层层间结合最好、粗糙度最低。

### 1.2.4 涂层制备工艺参数等因素对疲劳寿命的影响

在超音速火焰喷涂过程中,碳化钨金属陶瓷颗粒在焰流中颗粒外表面粘结材料和WC之间的粘结材料熔化,WC碎化并处于固态,这种熔化或熔融的粉末总体是以液固两相状态沉积形成涂层<sup>[39-42]</sup>。喷涂过程中由于脱碳和分解等问题,伴生 $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ 、 $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ 等 $\eta$ 相、 $\text{W}_2\text{C}$ 、W等物相,研究发现这些物质的存在引起了局部应力的增加<sup>[37]</sup>。这些相的存在,增加了涂层的脆性,降低了韧性和疲劳寿命。 $\text{W}_2\text{C}$ 生成物依附于WC颗粒的边缘部<sup>[46]</sup>,W有明显的界限,这种脱碳产物分布见图7<sup>[47]</sup>,可见其分布不均匀,这种不均匀性在疲劳测试中易引起局部应力集中。WC的脱碳产物有W和

表 3 不同部位残余应力状态

Table 3 Residual stress of the coating surface, interface coating/substrate and substrate (MPa)<sup>[13]</sup>

Specimen	Coating surface	Interface coating/substrate	Substrate
1	301.9	-709.6	-177.4
2	230	-457.5	-453.9
3	332.7	-687.7	-258.5

W<sub>2</sub>C, W是bcc结构, 晶格常数 $a=0.3165$  nm; W<sub>2</sub>C<sup>[47]</sup>有 $\beta$ -W<sub>2</sub>C (hexagonal,  $a=0.3002$  nm)、 $\beta'$ -W<sub>2</sub>C (rhombohedral,  $a=0.4728$  nm)、 $\beta''$ -W<sub>2</sub>C (trigonal,  $a=0.2985$  nm)、 $\varepsilon$ -W<sub>2</sub>C(hexagonal,  $a=0.2906$  nm)等物相; Co与WC在氧环境中的反应产物 $\eta$ (cubic)有Co<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C( $a=1.1112$  nm)、Co<sub>2</sub>W<sub>4</sub>C( $a=1.0897$  nm)、Co<sub>6</sub>W<sub>6</sub>C( $a=1.0896$  nm)。由此可见, 这些反应物、分解物与Co( $\varepsilon$ -Co, hcp  $a=0.25071$  nm;  $\alpha$ -Co, fcc,  $a=0.35446$  nm)、WC(cubic,  $a=0.4252\sim 0.4265$  nm)的晶体结构和晶格常数有较大的差异, 它们极大地增大了涂层的内应力, 降低了疲劳寿命。

从图7可以看出HVOF碳化钨金属陶瓷涂层中存在大量的孔隙(堆叠形成)、孔洞(凝固形成)、夹杂等缺陷, 这些成为疲劳裂纹萌生的位置。Klünsner<sup>[48]</sup>研究发现碳化钨金属陶瓷涂层的断裂行为取决于涂层中材料的不均匀性或裂纹产生的缺陷的大小。Kiilakoski<sup>[37]</sup>发现涂层与基体的薄弱界面为裂纹扩展提供了阻力最小的通道, 层间粘聚力是韧性的最薄弱环节。超音速火焰喷涂颗粒的速度和熔融状态对涂层中孔隙和孔洞有着重要的影响, Liu<sup>[49]</sup>研究发现高的速度可以压缩孔隙、减少孔隙率(速度提高后, 孔隙率从1.5%降低至0.9%)。低的温度高的速度可减少涂层凝固的孔洞及脱碳引起的夹杂等, 而喷涂颗粒的速度和温度强烈地依赖于氧气与燃料的总流量和总压力。此外, 在WC颗粒平均尺寸固定的情况下, Co等金属

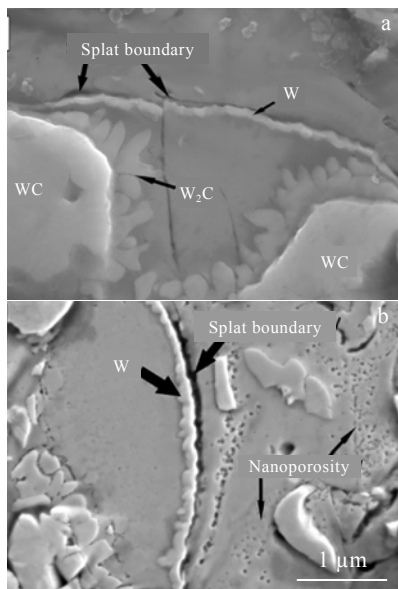


图 7 WC的反应产物及孔洞在涂层中的分布

Fig.7 Distributions of WC products (a) and pores (b) in the coating<sup>[47]</sup>

粘结剂含量也可影响涂层孔隙尺寸和缺陷密度<sup>[48]</sup>, 粘结剂含量越高, 越利于沉积颗粒的铺展变形。除了粉末的粒度、形状等对涂层结构有较大的影响, 颗粒中包覆的碳化钨颗粒的尺寸及形状对涂层的形成也有影响<sup>[50,51]</sup>。图8为WC颗粒回弹损失原理图<sup>[50]</sup>。从图8中可以看出, 包覆的碳化钨对涂层铺展形成有较大的影响, 大的碳化钨颗粒在回弹后, 部分保留在涂层中, 这些较大尺寸、不规则的颗粒成为疲劳源或为裂纹的扩展提供通道。

## 2 提高疲劳寿命的措施

### 2.1 通过设计梯度涂层以提高疲劳寿命

涂层抗裂纹扩展能力非常重要<sup>[37]</sup>, 因为结构件的疲劳往往是由微小裂纹扩展引起的。Villalobos-Gutiérrez<sup>[52]</sup>在AA6063-T6铝合金上HVOF制备WC10Co4Cr, 在并空气和3%(质量分数)NaCl溶液2种测试环境中测试了疲劳寿命, 结果见图9<sup>[52]</sup>。结果表明, 疲劳寿命的提高是由于喷涂过程引入了能阻碍疲劳裂纹扩展的压缩残余应力; 喷涂中碳化钨粉末没有发生脱碳产生W<sub>3</sub>Co<sub>3</sub>C、W<sub>2</sub>C等相, 也意味着不会产生内聚应力<sup>[53]</sup>; 同时, HVOF沉积的高速碳化钨颗粒没有引起铝合金基体的静态力学性能和硬度变化。图10是涂层S-N测试后的形貌<sup>[52]</sup>, 裂纹在涂层中扩展遇到Co-Cr产物有一定的绕行, 说明涂层中离散的Co-Cr阻止了裂纹的扩展, 可见这种分散涂层对裂纹扩展能起到阻碍作用。图11是涂层硬度测试<sup>[56]</sup>, 涂层总体呈现梯度变化, 这种梯度涂层有利于疲劳寿命。因此制备离散的硬度梯度涂层可有效提高疲劳寿命。

Berger<sup>[54]</sup>研究发现, 通过提高16MnCr15基体硬度以减少HVOF碳化钨金属陶瓷涂层与基体的硬度差距可提高整体疲劳寿命, 结果见图12。采用淬火等方式提高基体硬度, 该方法处理后涂层-基体结合界面没有出现大的裂纹, 只有表面出现少量裂纹, 而分脱层是失效的主要原因。涂层厚度增加也在一定程度利于整体疲劳寿命的提高, 但需要将基体硬度提高与涂层厚度进行关联优化, 从而改善疲劳寿命。

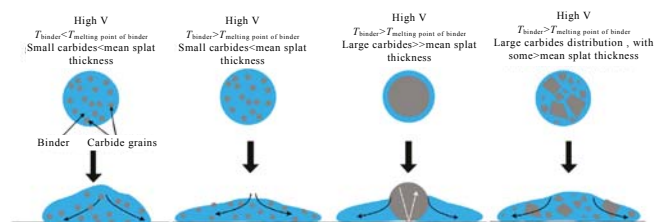


图 8 WC颗粒回弹损失原理图

Fig.8 Mechanism schematics of carbon loss by WC rebounding<sup>[50]</sup>

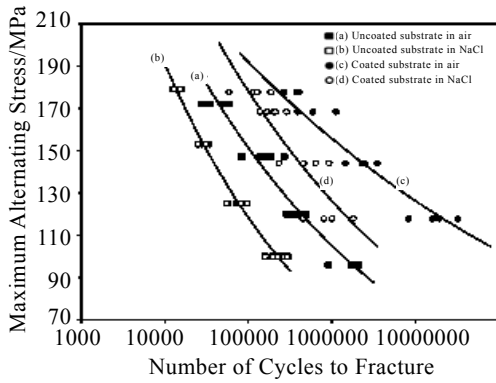


图 9 基体及涂层在空气、3%的 NaCl 溶液中的 S-N 曲线  
Fig.9 S-N curves of the substrate and coating in air and 3% NaCl<sup>[52]</sup>

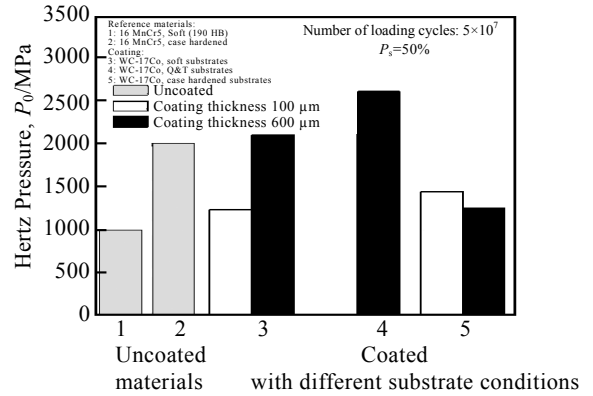


图 12 不同工艺下涂层的赫兹应力  
Fig.12 Hertz pressures of the coatings under different process conditions<sup>[54]</sup>

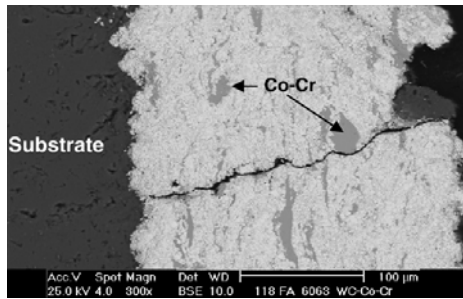


图 10 涂层 S-N 测试后的裂纹形貌

Fig.10 Morphology of the crack of the coating after S-N test<sup>[52]</sup>

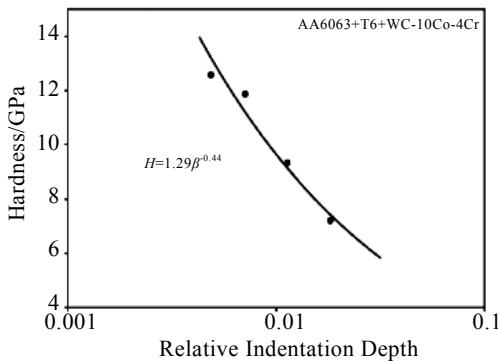


图 11 涂层硬度测试

Fig.11 Hardness test of the coating<sup>[52]</sup>

## 2.2 通过调整预处理工艺以提高疲劳寿命

### 2.2.1 不做喷砂预处理

Puchi-Cabrera<sup>[55]</sup>等人采用 HVOF 在原始 7075-T6 铝基体和抛光的 7075-T6 铝基体上制备了 WC-10Co-4Cr 涂层, 研究发现 HVOF 喷涂之前缺乏喷砂前处理不会大幅影响硬度、结合强度等性能。其分别在空气和 3%的 NaCl 液中进行了 S-N 测试, 图 13 是 3%NaCl 溶液中基体和未经喷砂的 WC-10Co4Cr 的 S-N 曲线<sup>[55]</sup>。研究发现未经喷砂和涂层抛光, 疲劳寿

命有所提高。Baragetti<sup>[56]</sup>在 7075-T6 铝合金上利用 HVOF 制备了 WC/C 涂层, 测试了在大气环境和甲醛下的 7075 基体和带碳化钨金属陶瓷涂层的疲劳寿命, 发现 2 种环境中粗糙基体的涂层大幅度降低了疲劳寿命, 光滑基体上制备的涂层有利于疲劳寿命的提升。Villalobos-Gutiérrez<sup>[57]</sup>对 AA6063-T6 铝合金未进行喷砂处理, 在 AA6063-T6 铝合金上采用 HVOF 制备了 WC-10Co-4Cr 涂层, 结果表明制备的涂层疲劳寿命在大气环境和 3.5%NaCl 环境中均有所提高。这是由于 HVOF 在喷涂过程中高速熔融及半熔融的碳化钨颗粒冲击铝基体, 引起铝表面微区硬度的变化。喷涂的过程也引入了能阻碍疲劳裂纹扩展的压缩残余应力, 同时避免了喷砂所引入的缺口效应。

### 2.2.2 以喷丸预处理替代喷砂预处理以改善疲劳寿命

喷砂处理是增加材料表面粗糙度的常用方法, 可提高涂层与基体的结合性能, 但极大地降低了疲劳寿命<sup>[58-60]</sup>。

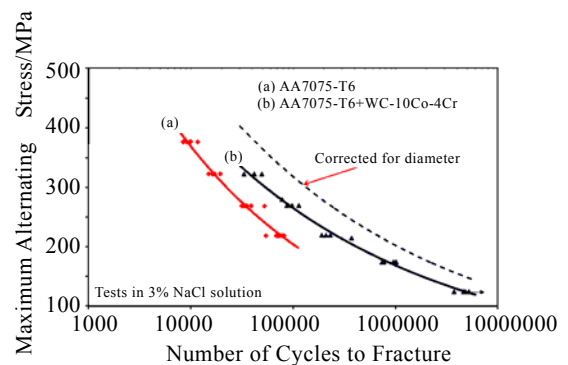


图 13 7075-T6 铝合金及 7075-T6+WC-10Co-4Cr 涂层应力与循环次数关系

Fig.13 S-N curves of 7075-T6 aluminum alloy and 7075-T6+WC-10Co-4Cr coating<sup>[55]</sup>

Puchi-Cabrera<sup>[26]</sup>用未喷砂的方法虽然提高了疲劳寿命,但是以牺牲结合强度为代价。众所周知,喷丸强化是一种广泛应用于提高材料疲劳寿命的表面处理方法。在冷喷涂中有冷喷涂前喷丸、原位喷丸、冷喷涂后喷丸等3种喷丸方法<sup>[61,62]</sup>,均能在一定程度上提高疲劳寿命。在超音速火焰喷涂中有喷涂前喷丸处理<sup>[34-36,63]</sup>和喷涂后喷丸处理<sup>[13]</sup>。

Bonora<sup>[63]</sup>等人以喷丸代替喷砂,在AISI 4340钢上采用HVOF喷涂WC-CrC-Ni涂层,研究了涂层及喷丸对疲劳的影响。与原始基材相比,未做喷丸的HVOF涂层材料的疲劳寿命降低。原因是喷涂过程中在涂层中产生的氧化物、未熔融的颗粒、夹杂物以及孔隙率影响了微裂纹的产生和扩展。喷丸后样品整体的疲劳寿命显著提高,这是由于在金属基材上引入了残余压应力而使裂纹在金属基体扩展变得困难。采用喷丸处理实现了应力的完全转变,由拉引力变为压应力,疲劳强度极限由750 MPa提高到了850 MPa,约提高了13.3%<sup>[14]</sup>。

喷砂易导致材料表面的缺口效应,而钛合金对缺口特别敏感,因此刘道新课题组<sup>[34-36]</sup>研究了喷丸替代喷砂作为预处理提高疲劳寿命的可行性。研究了喷丸(SP)、喷砂(GB)、SP+HVOF WC-17Co、GB+HVOF WC-17Co对TC21钛合金疲劳的影响(图14)<sup>[36]</sup>。从图14可以看出,喷丸相比喷砂,可以很好地改善TC21的疲劳寿命。图15是涂层断裂裂纹照片<sup>[36]</sup>。可以看出喷砂样的裂纹贯穿到基体,而喷丸后没有出现沿涂层到基体的贯穿裂纹,表明喷丸很好地增强了裂纹的闭合性。

Voorwald等人<sup>[13]</sup>分别在经过抛光的AISI4340钢上和抛光后再喷丸强化的AISI4340钢上采用HVOF制备厚度为200 μm的WC-10Ni涂层,研究了喷丸对涂层应力的影响。经过喷丸之后具体数值见表 4。可见,涂层的应力由拉应力变为压应力,这种压应力的存在使喷

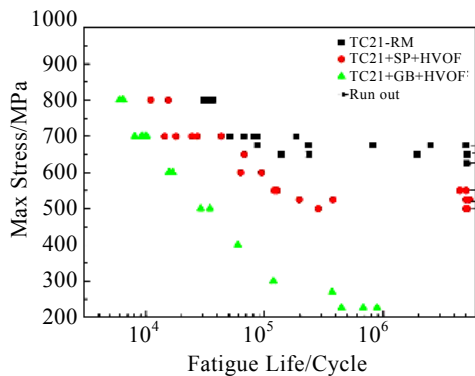


图14 不同工艺对TC21钛合金疲劳寿命的影响

Fig.14 Effects of different processes on fatigue life of TC21 titanium alloy<sup>[36]</sup>

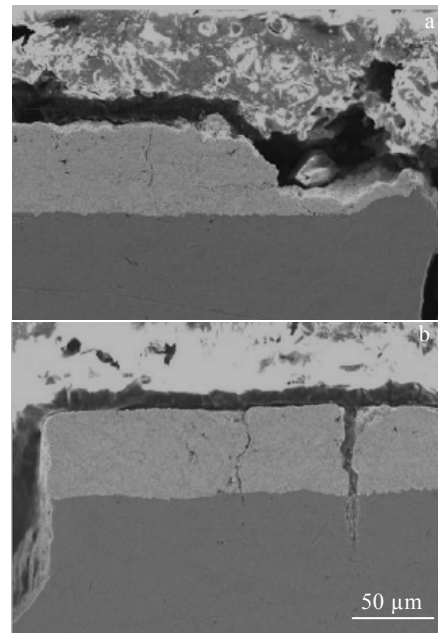


图15 不同工艺的疲劳断裂样形貌

Fig.15 Fatigue fracture morphologies of the coatings under different processes: (a) shot peening+HVOF and (b) grit blasted+HVOF<sup>[36]</sup>

丸可以有效阻止裂纹涂层向基体的扩展。认为喷丸增加了压应力,喷丸硬化区能够阻挡源自涂层中的裂纹向基体扩展。

虽然喷丸替代喷砂可以提高疲劳寿命,但是相比喷砂,喷丸后基体表面粗糙度较低,而HVOF涂层与基体是机械结合这一特征决定了仅采用喷丸作为预处理这一方法制备的涂层与基体的结合性较差,故该方法有一定的局限性。

### 2.3 通过涂层压应力以提高疲劳寿命

Selvadurai<sup>[64]</sup>在C45钢上采用HVOF制备了WC-12Co涂层,研究发现超音速火焰喷涂工艺参数(基体温度、燃料与助燃剂比例、喷距、焰流速度等)对碳化钨金属陶瓷涂层的应力有很大的影响,大的残余拉应力将导致涂层分层和层裂。

在超音速喷涂碳化钨金属陶瓷涂层过程中,如果喷枪温度相对较低,熔融和半融化颗粒在金属基体上的撞击会产生显著的喷丸应力<sup>[65]</sup>,会产生一定的残余压应力。研究发现<sup>[2,3,17,66]</sup>,残余压应力能阻碍超音速火焰喷涂的裂纹扩展,比具有残余拉应力拥有更高的结合强度和疲劳寿命。通过提高超音速火焰喷涂速度获得高能颗粒,它们起到了喷丸的作用,该方法提高了残余压应力,对阻止涂层内或涂层与基体之间界面处的裂纹萌生起到了重要作用,因此提高了疲劳寿命<sup>[67]</sup>。



表4 不同工艺下涂层应力

Table 4 Coating stress under different processes

No.	Depth/mm	Stress/MPa	
		AISI4340+WC-10Ni	Shot peened AISI4340+WC-10Ni
1	0.00	30	-400
2	0.02	-	-550
3	0.04	-	-500
4	0.07	-	-270
5	0.10	50	-130
6	0.13	-	-150
7	0.16	-	-170
8	0.20	-	-150

RMcGrann<sup>[68]</sup>在 6061-T6511 铝合金上采用 3 种 HVOF 方法制备了厚度为 200 μm 的 WC-17Co 涂层，获得了高、中、低 3 种压应力状态，其中，高压应力状态下的涂层寿命最高，其疲劳寿命与原始 6061-T6511 基体相当。Nguyen<sup>[69]</sup>研究发现，涂层厚度在一定范围内，测试样的疲劳强度随涂层厚度的增加而增加，这是由于所引入的较大残余压应力，特别是基体与涂层界面附近残余压应力，对裂纹的萌生和扩展产生了一定的阻碍作用。

Smith 等人<sup>[70]</sup>在 AISI 1008 钢上制备了 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr、WC-Co、WC-NiCr 等 3 种涂层，分别用不同的超音速火焰喷涂系统模拟制备高、中、低了 3 种能量沉积状态，

涂层厚度为 300 μm。同种粉末、不同能量状态的涂层产物基本相同，但高能量的涂层更致密、硬度更高、残余压应力更大。图 16 是不同能量状态下不同粉末的 S-N 曲线。可见，高能量状态的涂层疲劳寿命优于原始基体。

研究发现涂层厚度对应力也有影响<sup>[71,72]</sup>。在同种金属基体材料上利用超音速火焰喷涂碳化钨金属陶瓷涂层，相同检测条件下，厚的碳化钨金属陶瓷涂层比薄的涂层对疲劳寿命影响更大，厚碳化钨金属陶瓷涂层疲劳寿命降低得更多<sup>[32]</sup>。

Wang<sup>[71]</sup>制备了不同厚度的涂层，发现涂层厚度增加到一定程度 (0.5 mm)，涂层应力由压应力变为拉应力。Stokes<sup>[72]</sup>在 AISI 316L 不锈钢上 HVOF 喷涂不同厚度的 WC-Co 涂层，厚度分别是 0.2、0.6、1、2、2.5、3 mm。采用 Clyne's method、XRD、Hole-drilling 3 种方法测得残余应力数据差距不大，XRD 分析数据居中。表 5 是不同厚度涂层的 XRD 应力数据<sup>[72]</sup>。可以看出随着厚度的增加，涂层表面压应力逐渐增大，界面处涂层的拉应力逐渐变大，涂层总体拉应力呈增长态势，即厚度越厚，涂层总体则呈现为拉应力，该拉应力是厚碳化钨金属陶瓷涂层难以制备的原因，也是喷涂后基材变形的原因。0.6~1.0 mm 的厚度区间是所希望的压应力范围，故涂层厚度设计非常重要。

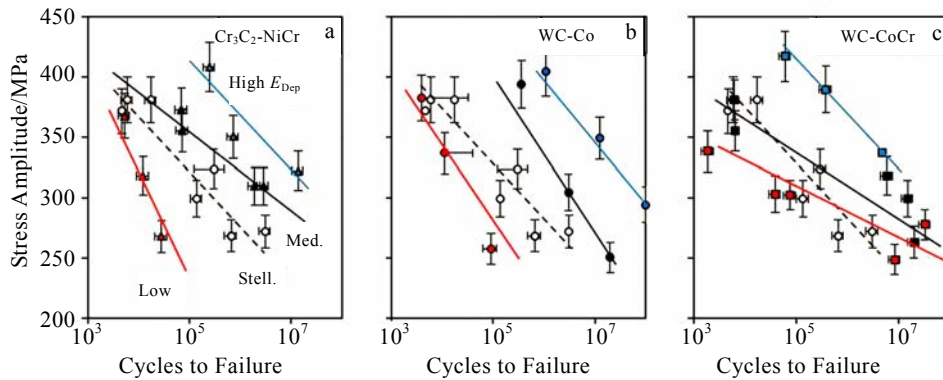


图 16 不同能量状态下不同粉末的 S-N 曲线

Fig.16 S-N curves of different powders under different energy states: (a) Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr (b) WC-Co, and (c) WC-CoCr

表 5 不同厚度涂层的 XRD 应力值

Table 5 XRD stress values of coatings with different thicknesses<sup>[72]</sup>

Stress/MPa (+tensile stress, -compressive stress)	Deposit thickness/mm						
	0.2	0.6	1	1.2	2	2.5	3
Top of deposit	+82	+15	+7	-5	-25	-74	-120
Deposit interface	-32	-72	-77	+75	+79	+85	+90
Substrate interface	+40	+150	+87	-55	-70	-75	-78
Bottom of substrate	+8	-157	-94	+60	+65	+75	+78
Change across deposit	-114	-87	-84	+80	+104	+159	+210

## 2.4 通过提高涂层性能以提高疲劳寿命

### 2.4.1 提升喷涂速度等工艺参数措施可提高疲劳寿命

低温高速的颗粒在金属基体超音速火焰喷涂沉积时可产生喷丸效果<sup>[65]</sup>，该种颗粒与超音速火焰喷涂焰流速度、喷涂距离等具体参数有关。高的焰流速度则依靠调节超音速火焰喷涂的氧气压力、氮气压力、氧燃料比等工艺参数。

Nieminen<sup>[28]</sup>研究发现 Co<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C、Co<sub>6</sub>W<sub>6</sub>C 等因脱碳产生的 η 等脆性相的减少有利于抗疲劳寿命的提高。因此在喷涂的过程中需控制工艺，尽量减少这类脱碳

物质的产生。有学者<sup>[52,73-75]</sup>认为提高 HVOF 的压力，即高压 HVOF 喷涂碳化钨金属陶瓷涂层可提高焰流速度，缩短粉末在焰流中滞留的时间，达到减少粉末脱碳的效果；或者采用 HVAF（high velocity air-fuel）替代 HVOF（high velocity oxy-fuel）降低焰流温度，同时又拥有高的速度，较低的火焰温度降低了粉末脱碳可能性、较高的颗粒速度提高了压应力，同时低温高速焰流也可更好地碎化喷涂颗粒，涂层有更好的韧性。因此，可以改善涂层抗疲劳剥落性能，提高疲劳寿命。

Vackel<sup>[12]</sup>在 1018 钢上使用 DJ-2600（DJ-A）和 JP-5120（DJ-B）喷涂设备采用 HVOF 制备 WC10Co4Cr 涂层，结果见图 17<sup>[12]</sup>。2 种喷枪使用的粉末、送粉速度均相同，但是 DJ-B 比 DJ-A 温度高。这 2 种喷枪获得的涂层均未产生碳化钨的分解和脱碳问题。由此可见，在一定范围内，温度较高的工艺参数制备的涂层性能相对较好。相比低温熔化工艺，高温涂层具有更好的残余压应力和更优异的疲劳寿命。

有学者<sup>[76-81]</sup>认为提高颗粒速度对涂层的致密性和粘结性有积极作用，并利于涂层的韧性。Varis<sup>[81]</sup>研究了不同粒度和喷涂参数对涂层应力的影响，结果见图 18。其选用的是 WC-10Co-4Cr 粉末，3 种粉末的粒度分布基本相同，D3 粉末的平均尺寸和密度更大，同一种工艺下，D3 粉末的残余压应力最大，可见应力总体为压应力。针对 D3 粉末，从 P1 到 P6 O<sub>2</sub>助燃剂与 H<sub>2</sub>燃料的比例逐渐减低，对应的焰流速度也逐渐减低。随着焰流速度的降低，涂层的残余压应力降低，当残余压应力降到一定值时，总应力表现为拉应力。因此，提高超音速火焰喷涂的焰流速度是提高涂层疲劳寿命的有效手段。

Nieminen<sup>[28]</sup>研究发现致密的微结构利于疲劳寿命的提高。Ibrahim<sup>[18]</sup>在 AISI 4340 上采用 HVOF 制备了 WC-17Co 涂层，提高了疲劳寿命。认为提高喷涂速度会降低涂层孔隙率，使涂层密度近似于 WC-Co 的理论密度；另外，该涂层引入了高的残余压应力，涂层

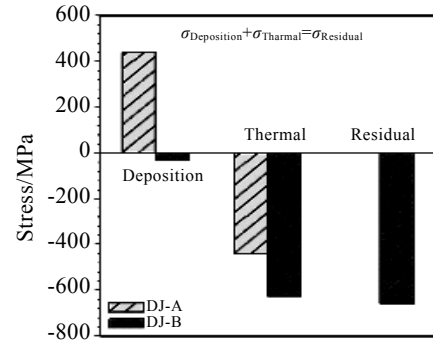


图 17 不同工艺下的 WC-10Co-4Cr 涂层应力

Fig. 17 Stress of the WC-10Co-4Cr coatings under different processes

与基体有较好匹配性；此外，还提出刚度系数是衡量涂层与基体匹配性的指标之一。

由于喷涂工艺参数对涂层应力、疲劳等性能有较大影响，同时调节工艺参数又导致涂层的厚度、耐磨性等方面的变化，因此需要将涂层制备工艺各项参数进行耦合，选用最优喷涂参数以获得高质量压应力涂层，从而提高材料整体的疲劳寿命<sup>[78-80]</sup>。

#### 2.4.2 选择合适的粉末可改善疲劳寿命

周夏凉等人<sup>[82]</sup>研究发现纳米结构涂层具有晶粒细小、韧性好、抗疲劳剥落性能好等特点，总体性能优于微结构涂层。Lekatou<sup>[83]</sup>采用纳米、常规微米 WC-12Co 粉末分别在 7075 铝上制备了金属碳化钨陶瓷涂层。研究发现，通过纳米颗粒获得的涂层呈现出纳米、亚微米和微米级碳化钨粒子分散在纳米晶/非晶 Co(W, C)基体中的混合结构。虽然纳米颗粒 WC-12Co 涂层在喷涂的过程中脱碳相比常规微米 WC-12Co 涂层多，但纳米涂层的碳化钨更为细小，显微气孔率略低，显微硬度较高，韧性较高，涂层间的结合界面和与基体的结合界面更好。但 Baumann<sup>[45]</sup>研究发现粉末

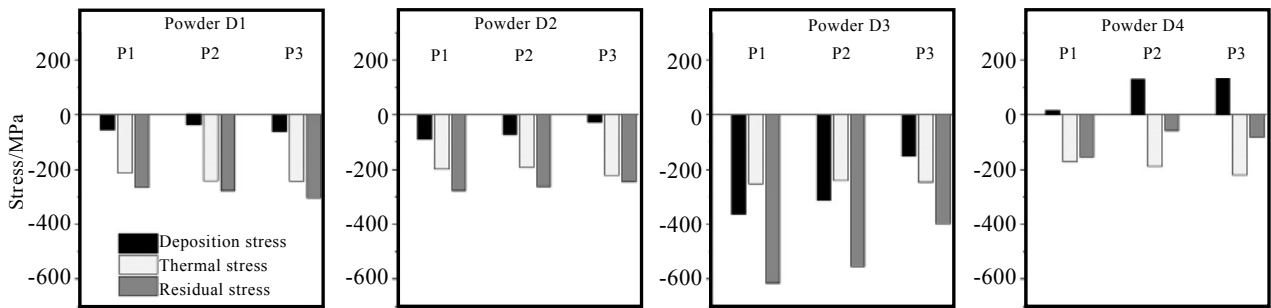


Fig. 18 不同粉末和喷涂参数对涂层表面沉积应力、热应力和最终残余应力的影响

Fig. 18 Effect of powder and spraying parameters on the deposition stress, thermal stress and final residual stress of the surface of the coatings<sup>[81]</sup>

与工艺要有好的耦合, 如耦合不好, 纳米粉涂层比微米粉涂层更容易出现裂纹。Kubiak<sup>[84]</sup>用HVOF分别制备了WC-12Co纳米粉、细粉、微米粉, 研究发现细的WC-12Co粉末可获得最大的压应力, 涂层层间结合最好<sup>[85]</sup>、粗糙度最低<sup>[86]</sup>。

Lamana<sup>[10]</sup>研究发现通过增加粘结相的含量, 可以缩减孔隙率, 同时增加涂层韧性<sup>[87]</sup>。随着粘结相的增多, 涂层中出现的粘结条带有利于疲劳寿命的提高。Nieminen<sup>[28]</sup>研究了 WC-12Co、WC10Co4Cr、WC-17Co 等不同材料的疲劳寿命, 发现 WC-17Co 疲劳寿命最佳。随着粘结剂含量的增多, 相应的涂层硬度降低, 涂层的疲劳寿命提高, 这是由于金属粘结剂含量高, 涂层具有较高的韧性和延展性。在金属碳化物陶瓷中, 碳化铬金属陶瓷的硬度低于碳化钨金属陶瓷, 这种硬度的降低将利于疲劳寿命, Hernandez<sup>[25]</sup>研究了不同温度下 HVOF 碳化钨金属陶瓷涂层和碳化铬涂层的疲劳寿命。在室温下, 碳化钨金属陶瓷涂层的存在使材料的抗疲劳性能降低了 10%左右。477 K 时, Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub> 金属陶瓷涂层和 WC 金属陶瓷涂层可使材料的疲劳性能分

别降低 7%和 15%; 在 700 K 时, Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub> 金属陶瓷涂层和 WC 金属陶瓷涂层使疲劳性能分别降低 30%和 60%。上述研究表明, 降低涂层硬度也可提高疲劳寿命。

#### 2.4.3 合理的涂层后处理可提高疲劳寿命

Ghosh<sup>[88]</sup>、Zhang<sup>[89]</sup>通过激光微扫描处理提升了碳化钨金属陶瓷涂层表面的光洁度, 降低了孔隙率, 提高了疲劳寿命。如果进行激光重熔处理, 会降低涂层的弹性极限, 一些局部分布的高含氧熔池也是裂纹萌生中心, 致使疲劳寿命下降<sup>[90]</sup>。Wang<sup>[91]</sup>选用最优热处理工艺将涂层的孔隙率降低至原始涂层的25%, 极大地提高了硬度、结合强度等涂层性能, 也提高了涂层疲劳寿命。Tillmann<sup>[92]</sup>采用大进给磨削 (HFM) 技术对超音速火焰喷涂纳米 WC-12Co 制备的碳化钨金属陶瓷涂层进行磨削和抛光等加工, 图 19a 是 2 种不同状态金属基体及在其上制备的 WC-12Co 涂层, 图 19b 是经过 HFM 加工和抛光后的基体和涂层<sup>[90]</sup>。对比发现该涂层后加工方法大幅提高了压应力, 而压应力的增加意味着疲劳寿命的提高。

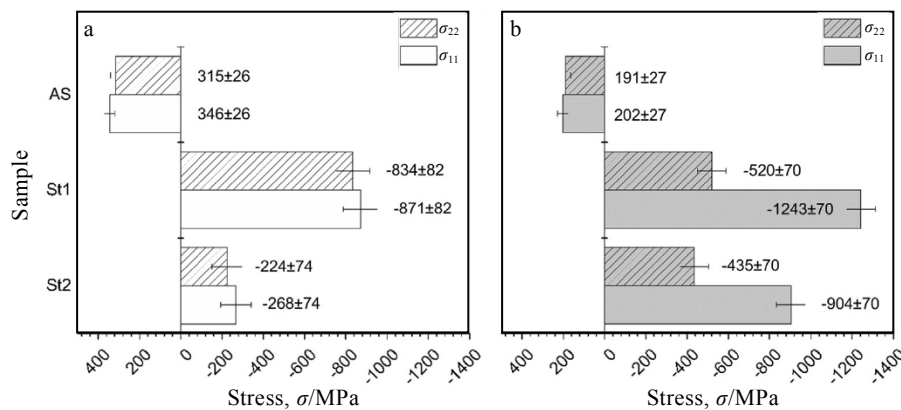


图 19 HFM 工艺对残余应力的影响

Fig. 19 Influence of the HFM process on the residual stress after milling: (a) as-sprayed surface and (b) polished surface<sup>[90]</sup>

### 3 结束语

超音速火焰喷涂碳化钨金属陶瓷在航空器的部件上有大量的需求, 涂层对部件疲劳寿命的影响决定了航空器的安全性和总体寿命。影响寿命的原因主要有: 超音速火焰喷涂碳化钨金属陶瓷涂层与金属基体的杨氏模量、泊松比、硬度等性能差异大, 决定了涂层易于萌生裂纹; 涂层中存在未熔颗粒、孔洞、裂纹及微裂纹、层间结合等缺陷均成为缺陷源; 喷砂在提高涂层与金属基体的结合强度的同时, 引入了缺陷, 造成了应力集中, 有缺口效应, 这种效应加剧并放大了金属基体表面的原有加工缺陷, 进一步降低了总体的疲

劳寿命; 涂层的凝固冷却、相变等产生了残余应力, 随着涂层的增厚, 总体的应力由压应力逐渐变化为拉应力, 相比薄涂层, 较厚的涂层能大大降低材料的疲劳性能; 涂层制备过程中的相变产物与原材料的性能有较大的差异、凝固收缩的孔洞等均对疲劳产生了较大影响。

虽然金属碳化钨陶瓷涂层存在诸多缺陷, 与基体性能差异大等问题, 但采用一定手段可以提高疲劳寿命, 主要包括: 通过涂层设计和制备离散的硬度梯度涂层; 基体不做喷砂前处理或以喷丸替代喷砂作为前处理, 避免缺口效应; 采用合适的喷涂工艺, 获得或提高涂层压应力; 对基体进行硬化处理; 减少碳化物

的分解、合理的工艺参数（如高的速度）、合适的厚度层、选用高含量粘结物的碳化钨金属陶瓷粉末、合适的涂层后处理方法等。

#### 参考文献 References

- [1] Singh H, Kaur M, Bala N. *High Velocity Oxy-Fuel Spraying and Surface Finish*[M]. Canada: Elsevier Ltd Press, 2017
- [2] Vuoristo P. *Thermal Spray Coating Processes*[M]. Amsterdam: Elsevier Ltd Press, 2014
- [3] Pawlowski L. *The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings: Second Edition*[M]. USA: John Wiley & Sons, 2008
- [4] Albaladejo-Fuentes V, Martos A, Silvello A *et al. Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*[J], 2021(5): 1
- [5] Li Changjiu(李长久). *Thermal Spray Technology(热喷涂技术)*[J], 2018, 10(4): 1
- [6] Zhou Kesong(周克崧), Deng Chunming(邓春明), Liu Min(刘敏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2009, 38(4): 671
- [7] Xu Binshi(徐滨士), Li Changjiu(李长久), Liu Shican(刘世参) *et al. China Surface Engineering(中国表面工程)*[J], 1998(1): 3
- [8] Qiao L, Wu Y P, Hong S *et al. Ceramics International*[J], 2021, 47(2): 1829
- [9] Ortner H M, Ettmayer P, Kolaska H *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2015, 49(3): 3
- [10] Lamana M S, Pukasiewicz A G M, Sampath S. *Wear*[J], 2018, 398(3): 209
- [11] Matikainen V, Koivuluoto H, Vuoristo P. *Wear*[J], 2020, 446-447: 203 188
- [12] Vackel A, Sampath S. *Surface and Coatings Technology*[J], 2017, 315(4): 408
- [13] Voorwald H J C, Vieira L F S, Cioffi M O H. *Procedia Engineering*[J], 2010, 2(4): 331
- [14] Sun Ce(孙策), Lu Guanxiong(陆冠雄), Guo Lei(郭磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2016, 45(3): 749
- [15] Varis T, Suhonen T, Ghabchi A *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2014, 23(6): 1009
- [16] Padmavathi G, Sarada B N, Shanmuganathan S P *et al. Materials Today*[J], 2020, 27(10): 2152
- [17] Javed M A, Ang A S M, Bhadra C M *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 418(7): 127 239
- [18] Ibrahim A, Berndt C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 456(5): 114
- [19] Nascimento M P, Souza R C, Miguel I M *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2001, 138(4): 113
- [20] Hassani-Gangaraj S, Moridi A, Guagliano M *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2014, 62: 67
- [21] Paris P, Erdogan F. *Journal of Fluids Engineering*[J], 1963, 85: 528
- [22] Prasad D S, Radha P T, Shoba C *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 767: 988
- [23] Padilla K, Velásquez A, Berríos J A *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2002, 150: 151
- [24] González-Hermosilla W A, Chicot D, Lesage J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527 : 6551
- [25] Hernández L, Oliveira F, Berríos J A *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2000, 133-134 : 68
- [26] Puchi-Cabrera E S, Staia M H, Santana Y Y *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2013, 220: 122
- [27] Baragetti S, Gerosa R, Villa F. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2016, 164: 106
- [28] Nieminen R, Vuoristo P, Niemi K *et al. Wear*[J], 1997, 212: 66
- [29] Kiilakoski J, Langlade C, Koivuluoto H *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2019, 371(8): 245
- [30] Stokes J, Looney L. *Surface and Coatings Technology*[J], 2004, 177: 18
- [31] García J R, Fernández J E, Cuertos J M *et al. Engineering Failure Analysis*[J], 2011, 18(7) : 1750
- [32] Deng Chunming(邓春明), Liu Min(刘敏), Zhou Kesong(周克崧) *et al. Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2007, 27(4): 14
- [33] Deng Chunming(邓春明), Liu Min(刘敏), Zhou Kesong(周克崧) *et al. Materials for Mechanical Engineering(机械工程材料)*[J], 2010, 34(1): 1
- [34] Du Dongxing(杜东兴), Liu Daoxin(刘道新), Meng Baoli(孟保利) *et al. Science China(中国科学)*[J], 2013(5): 545
- [35] Du Dongxing(杜东兴), Liu Daoxin(刘道新), Meng Baoli(孟保利) *et al. Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2013, 33(5): 13
- [36] Du Dongxing(杜东兴). *Thesis for Doctorate(博士论文)*[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2014
- [37] Kiilakoski J. *Thesis for Doctorate(博士论文)*[D]. Tampere: Tampere University, 2020
- [38] Zoei M S, Sadeghi M H, Salehi M. *Surface & Coatings Technology*[J], 2016, 307(11): 886
- [39] Mcgrann R, Greving D J, Shadley J R *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 1998, 7(4): 546

- [40] Venter A M, Luzin V, Maraisa D *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2020, 87(2): 105 101
- [41] Zoei M S, Sadeghi M H, Salehi M. *Surface and Coatings Technology*[J], 2016, 307(11): 886
- [42] Bolelli G, Lusvarghi L, Varis T *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2008, 202(6): 4810
- [43] Taha-al Z Y, Hashmi M S, Yilbas B S. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2009, 209(4): 3172
- [44] Souza R C, Voorwald H J C, Cioffi M O H. *Surface and Coatings Technology*[J], 2008, 203(11): 191
- [45] Baumann I, Hagen L, Tillmann W *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 405: 126 716
- [46] Azizpour M J, Tolouei-Rad M. *Ceramics International*[J], 2019, 45: 13934
- [47] Katranidis V, Gu S, Reina T R *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2017, 328: 499
- [48] Klünsner T, Lube T, Gettinger C *et al.* *Acta Materialia*[J], 2020, 188(4): 30
- [49] Liu S W, Wu H J, Xie S M *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 408(2): 25
- [50] Matthews S, Ansbro J, Berndt C C *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 856(3): 157 464
- [51] Li C J, Ji G C, Wang Y Y *et al.* *Thin Solid Films*[J], 2002, 419(1-2): 137
- [52] Villalobos-Gutiérrez C J, Gedler-Chacón G E, Barbera-Sosa J G L. *Surface and Coatings Technology*[J], 2008, 202(6): 4572
- [53] Wang H B, Li Y N, Mark G *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 387(4): 125 533
- [54] Berger L M, Lipp K, Spatziera J *et al.* *Wear*[J], 2011, 271: 2080
- [55] Puchi-Cabrera E S, Staia M H, Ortiz-Mancilla M J *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2010, 205(4): 1119
- [56] Baragetti S, Gerosa R, Villa F. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2016, 164: 106
- [57] Villalobos-Gutiérrez C J, Gedler-Chacón G E, Barbera-Sosa J G L *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2008, 202(6): 4572
- [58] Abbas M, Smith G M, Munroe P R. *Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 409(3): 126 832
- [59] Cervellon A, Ormastroni L M B, Hervier Z *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2021, 142(1): 105 962
- [60] Yang J F, Qu K, Yang J L. *Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 205(1): 126 662
- [61] Li W Y, Cao C C, Yin S. *Progress in Materials Science*[J], 2020, 110: 100 633
- [62] Li Wenya(李文亚), Cao Congcong(曹聪聪), Yang Xiawei(杨夏炜) *et al.* *Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2019, 47(11): 53
- [63] Bonora R G, Voorwald H J C, Cioffi M O H *et al.* *Procedia Engineering*[J], 2010, 2(4): 1617
- [64] Selvadurai U, Hollingsworth P, Baumann I *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2015, 268(4): 30
- [65] Bansal P, Shipway P H, Leen S B. *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2006, 15(11): 570
- [66] Matikainen V, Koivuluoto H, Vuoristo P *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2018, 27(4): 680
- [67] Varis T, Suhonen T, Calonius O *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2016, 305(11): 123
- [68] RMcGrann R T, JGreving D, RShadley J *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 1998, 108(10): 59
- [69] Nguyen V P, Dang T N, Cuong C L *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2020, 29(7): 1968
- [70] Smith G M, Gildersleeve E J, Luo X T *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2020, 387(4): 125 536
- [71] Wang T G, Zhao S S, Hua W G *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527: 454
- [72] Stokes J, Looney L. *Surface and Coatings Technology*[J], 2004, 177: 18
- [73] Fu L, Zhou X L, Chen X M *et al.* *Corrosion & Protection*[J], 2019, 40(4): 240
- [74] Gujba A K, Mahdipoor M S, Medraj M. *Wear*[J], 2021, 484-485(11): 203 914
- [75] Fantozzi D, Matikainen V, Uusitalo M *et al.* *Corrosion Science*[J], 2019, 160(11): 108 166
- [76] Ahmed R. *Wear*[J], 2002, 253(8): 473
- [77] Matikainen V, Peregrina S R, Ojala N *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2019, 370: 196
- [78] Sun Z, Zhu S G, Dong W W *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 421(3): 127 289
- [79] Costa M Y P, Venditti M L R, Voorwald H J C *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 507: 29
- [80] Wang H B, Li Y N, Gee M *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 387(4): 125 533
- [81] Varis T, Suhonen T, Jokipii M *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 388(4): 125 604
- [82] Zhou Xialiang(周夏凉), Chen Xiaoming(陈小明), Wu Yanming(吴燕明) *et al.* *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy(粉末冶金材料科学与工程)* [J], 2018, 23(2): 124

- [83] Lekatou A, Sioulas D, Karantzalis A E *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2015, 236(8): 539
- [84] Kubiak K, Fouvry S, Marechal A M *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2006, 201(12): 4323
- [85] Kiilakoski J, Langlade C, Koivuluoto H *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2019, 371(8): 245
- [86] Yang J F, Qu K, Yang J L. *Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 405(1): 126 662
- [87] Testa V, Morelli S, Bolelli G *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2020, 402(11): 126 308
- [88] Ghosh G, Sidpara A, Bandyopadhyay P P. *Encyclopedia of Renewable and Sustainable Materials*[J], 2020(1): 658
- [89] Zhang S H, Cho T Y, Yoon J H *et al.* *Materials Science and Engineering B*[J], 2009, 162(5): 127
- [90] Yilbas B S, Arif A F M, Gondal M A. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2005, 164(5): 95
- [91] Wang T, Ye F X. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2018, 71(2): 92
- [92] Tillmann W, Hagen L, Stangier D *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2019, 374(9): 448

## Research Progress on Fatigue Life of HVOF Tungsten Carbide Cermet Coating

Ji Shouchang<sup>1,2</sup>, Li Jinglong<sup>1</sup>, Chen Dan<sup>3</sup>, Li Zhengxian<sup>2</sup>, Yang Haiyu<sup>2</sup>

(1. Shaanxi Key Laboratory of Friction Welding Technologies, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

(3. School of Mechanical Engineering, Henan University of Engineering, Xinzheng 451191, China)

**Abstract:** High velocity oxygen fuel (HVOF) sprayed WC cermet coating possesses high hardness, high bonding strength and nearly full-density, which are the candidates of EHC (electrolytic hard chromium). In the present paper, the research status quo of the influence of HVOF sprayed WC coating on the fatigue life of the substrate was summarized and the reasons of crack initiation and fatigue life decrease were also analyzed. The factors affecting the fatigue life are as follows: the difference between the coating and the substrate in properties, the defects introduced by grit blasting, residual stress and coating preparation. The improvement measures include coating gradient design, change of the pre-treatment such as shot peening replacing grit blasting, obtaining or increasing the coating compressive stress, reducing the decomposition of carbide, reasonable process parameters (such as high speed), proper coating thickness, applying WC powder with high content of binder, appropriate post-treatment of the coating.

**Key words:** HVOF (high velocity oxy-fuel); tungsten carbide coating; fatigue; research status

---

Corresponding author: Li Jinglong, Ph. D., Professor, Shaanxi Key Laboratory of Friction Welding Technologies, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-86230194, E-mail: lijinglg@nwpu.edu.cn