

喷丸强化因素对 Ti 合金微动疲劳抗力的作用*

刘道新

何家文

(西北工业大学民航工程学院, 西安 710072) (西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049)

摘要 探讨了喷丸强化 (SP) 三因素 (残余压应力引入、表面粗糙度增大和表面加工硬化) 在改善 Ti 合金微动疲劳 (FF) 性能中的作用规律和机制。结果表明, SP 引入表层残余压应力和导致粗糙度增大均对提高 Ti 合金 FF 抗力起重要作用, 前者的作用大于后者, 且二者之间存在协同作用效应, 即 SP 表面因粗糙度增大而减缓了表层残余压应力的衰减。SP 引入的表面残余压应力主要通过增加裂纹闭合力、抑制 FF 裂纹早期扩展来提高 FF 抗力。在表面应力集中严重的接触几何条件下, 裂纹扩展控制 FF 过程, 此时 SP 层残余压应力的作用更加显著。

关键词 Ti 合金, 微动疲劳, 喷丸强化, 残余应力, 摩擦磨损, 裂纹闭合

中图分类号 TG115

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2001)02-0156-05

EFFECT OF SHOT PEENING FACTORS ON FRETTING FATIGUE RESISTANCE TITANIUM ALLOY

LIU Daoxin

Civil Aviation Engineering College, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072

HE Jiawen

State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049

Correspondent: LIU Daoxin, associate professor. Tel: (029)8495451, Fax: (029)8492850,

E-mail: Liudaor@nwpu.edu.cn

Manuscript received 2000-06-05, in revised form 2000-11-28

ABSTRACT The effects of the three factors, i.e., compressive residual stress (CRS), surface roughness (SR) and micro-structure hardening in shot peened (SP) surface on fretting fatigue (FF) resistance were evaluated. The mechanisms of SP on FF were investigated. The experimental results show that the compressive residual stress and surface roughness are predominant factors in improving FF resistance of Ti alloy, and CRS plays more important role than SR which decreases decaying of CRS. Compressive residual stress induced by SP arrests the crack into closure and slow growth. When the contact stress plays a dominant role in FF, the crack propagation controls FF process and the effect of CRS is more remarkable than other factors of SP.

KEY WORDS titanium alloy, fretting fatigue, shot peening, residual stress, friction and wear, crack closure

Ti 合金耐磨性能差, 对微动疲劳 (FF) 损伤十分敏感, 由此影响其在航空工业中的应用。通过表面涂层和改性技术来提高 Ti 合金抗摩擦磨损和抗疲劳性能, 可达到增强其微动疲劳抗力的目的, 然而近期研究表明^[1,2], 无论单独还是复合处理均难以超过单一喷丸 (SP) 处理, 其原因是对 SP 提高 Ti 合金 FF 抗力的作用机制认识不够清楚, 因此, 仔细分析 SP 对 FF 抗力的作用规律和机制,

是提高 Ti 合金 FF 抗力的关键。SP 三因素 (即在材料表层引入残余压应力 (σ_r)、引起表面加工硬化 (WH) 和表面粗糙度增大或表面粗糙化 (SR)) 中, 残余压应力对提高材料 FF 抗力有重要作用是公认的, 而表面加工硬化和表面粗糙化的作用尚无统一的认识。Waterhouse^[3,4] 发现表面粗糙化的作用依赖于 SP 三因素分离方法, Mutoh 等^[5] 则认为 WH 和 SR 对 FF 作用不大, 即使在 500 °C 时, 表层引入残余压应力仍是 SP 提高 12Cr-Mo-W-V 钢 FF 抗力的主要机制。文献 [6] 的结果表明, 喷丸虽然仍能改善 500 °C 时 Ti6Al5Zr 合金的微动疲劳性能, 但却对其常规疲劳 (PF) 抗力无明显影响, 即 SP 对材料 FF 和 PF 的作用规律和机制不同, 同时, 以往的实验在 SP 强

* 航空科学基金资助项目 98H53086

收到初稿日期: 2000-06-05, 收到修改稿日期: 2000-11-28

作者简介: 刘道新, 男, 1962 年生, 副教授, 博士

化三因素分离方法上尚存在不少问题, 如 Waterhouse^[4] 通过施加 0.5%—1% 的恒应变以消除 SP 引入的表层残余压应力, 而实验表明施加恒应变或恒应力对材料 FF 性能有显著的影响^[7], 因此, SP 三因素对改善材料微动疲劳性能的作用机制仍需进一步的实验研究。

另外, 文献 [8] 研究结果表明, 材料的 FF 抗力与 FF 实验方法和条件密切相关, 以往的研究认为 SP 是提高 Ti 合金 FF 抗力的最佳表面处理, 可能还受实验方法的影响。基于上述研究背景, 本文拟进一步探讨喷丸强化因素对 Ti 合金 FF 抗力的作用规律和机制, 研究 FF 实验条件对喷丸强化作用的影响, 旨在为充分发挥 SP 改进材料 FF 性能的潜力提供依据。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料与 FF 实验方法

疲劳试样选用退火态 Ti6Al4V 板材, 厚度 3.4 mm, 化学成分 (质量分数, %, 下同) 为: Al 6.70, V 4.21, Fe 0.10, O 0.14, Si 0.07, C 0.03, N 0.015, H 0.003, 余量为 Ti。力学性能为: $\sigma_{0.2}=1010$ MPa, $\sigma_b=1080$ MPa, $\delta=15\%$, $\psi=41\%$ 。Ti 合金微动垫和微动桥所用材料同疲劳试样。

微动疲劳实验在瑞士 AMSLER HFP5100 型高频疲劳试验机上进行 (试验机额定载荷为 100 kN)。根据航空发动机压气机盘-叶片配合面应用背景选择拉-拉疲劳加载。为探讨接触几何对 FF 行为的影响, 本文选取柱面/平面、平面/平面两种接触方式进行 FF 研究。FF 实验装置和 FF 试样形状参见文献 [8]。采用两种装夹方式, 分别实现柱面-平面接触和平面-平面接触, 平面-平面接触区面积为 $2\text{ mm} \times 6\text{ mm}$, 柱面-平面接触区面积和接触区应力分布取决于柱面半径、接触材料弹性模量和接触区压力大小, 在弹性接触条件下, 由 Hertz 理论给出。

微动区位移依靠试样拉-拉疲劳过程中, 试样表面弹性变形相对于微动垫或微动桥足位置改变来实现。调整微动垫在试样表面的位置或微动桥跨距, 即可改变微动位移幅度。接触区正压力采用应力环法施加。

实验条件: 实验均在室温 (20 ± 5 °C) 大气环境下进行, 相对湿度为 50%—60%。依据疲劳循环应力 (σ)-寿命 (N) 曲线, 循环最大应力 σ_{\max} 除特别说明外, 均取 550 MPa, 载荷波型为正弦波, 频率 70 Hz, 应力比 $R=0.1$ 。FF 寿命取三个平行试样的平均值。

1.2 喷丸强化因数的分离

将喷丸强化三因素完全分离较为困难, 基于文献 [9] 的研究基础及有关的资料, 本文采用下述方法分离 SP 三因素:

(1) SP+P(polished): 利用 1000 号水砂纸仔细打磨 SP 试样表面, 至丸坑基本消失, 再用 HNO_3+HF 溶液

轻微浸蚀, 消除砂纸打磨对试样表层的影响, 该处理拟去除 SP 表面 SR 的影响。

(2) SP+P+A(annealed): 将 SP+P 试样在 500 °C 退火 1 h 后轻微浸蚀, 以除去表面氧化膜的影响, 该处理拟只保留 SP 的加工硬化作用

(3) SP+A: 将 SP 试样在 500 °C 退火 1 h 后轻微浸蚀, 以除去表面氧化膜的影响, 该处理拟消除 SP 引入的表面残余压应力, 而尽可能不影响表面粗糙度 Ra 及加工硬化的作用。

(4) SP+A(V, vacuum): 将 SP 试样在 500 °C 真空退火 1 h, 以消除 SP 引入的表面残余压应力, 该处理与 SP+A 不同之处在于此时无表面氧化作用, 以核实 SP+A 处理的可靠性。

图 1 为 X 射线应力分析仪所测 SP 与 SP+A 试样表面残余应力沿层深分布情况, 可以看到 500 °C 退火 1 h 可使 SP 试样极表面残余应力几乎完全去除, 而次表层仍约有 300 MPa 的残余压应力。图 2 对比了基材 (BM)、SP、SP+P、SP+P+A 和 SP+A 五种表面状态试样表面残余应力 (σ_r)、表面粗糙度 (Ra) (由 TAYLOR-HOBSON 表面轮廓仪测定)、表面加工硬化 (以 X 射线衍射峰半高宽度表示) 情况, 均以 SP 状态为比较基准。可以看到, 采用上述几种表面处理, 基本上可以将 SP 三因素分离开

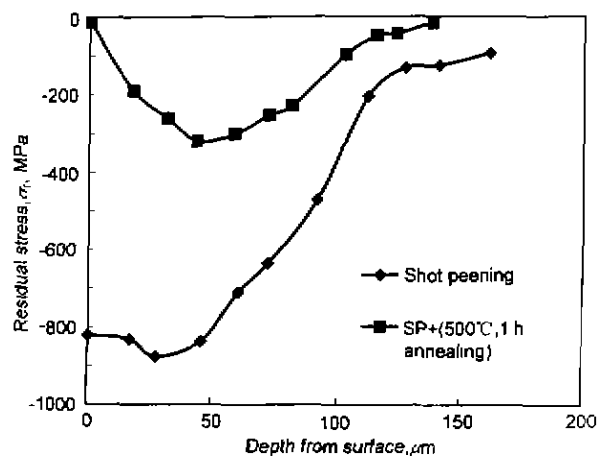


图 1 喷丸和喷丸后退火试样残余应力分布

Fig.1 Residual stress distributions of two shot peened statuses for Ti6Al4V specimen

2 实验结果与讨论

2.1 Ti6Al4V 合金 FF 行为及喷丸形变强化的影响

图 3 为 Ti6Al4V 合金常规疲劳 (PF) 及微动疲劳的 $\sigma_{\max}-N$ 曲线 (图中箭头表示试样未断), 表明了喷丸强化的影响。微动疲劳接触几何选取微动桥 (直角) 结构的平面/平面情况, 桥足跨距 S 取 16 mm, 当 $\sigma_{\max}=550$ MPa 时, 微动位移幅约为 $25\ \mu\text{m}$; 名义接触压应力 (即压力除以名义接触面积) 控制为 85 MPa。可以看到, 退火态

Ti6Al4V 合金对微动疲劳十分敏感, 微动疲劳极限下降为常规疲劳极限值的 50%。喷丸强化使 Ti6Al4V 合金常规疲劳极限提高 15%, 而使其微动疲劳极限提高 50%, 即 SP 改善 Ti 合金 FF 抗力的作用更显著。SP 对材料高周 PF 性能的改善作用, 主要归于材料表层引入残余压应力和表面加工硬化两个因素, 表面粗糙度增加引起的微动缺口效应一般不利于材料的 PF 性能^[4], 而 SP 强化三因素对改善材料 FF 抗力均有不同程度的有益作用, 将在下面讨论。

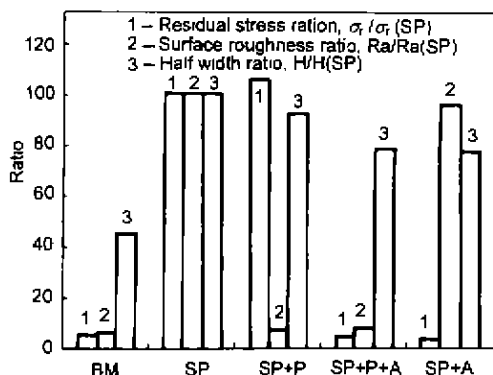


图 2 不同表面处理试样表面残余压应力、粗糙度和加工硬化情况的比较
Fig.2 Effects of surface treatment on residual stress, surface roughness and half width of XRD profile (BM: base material, SP: shot peened, P: polished, A: annealed)

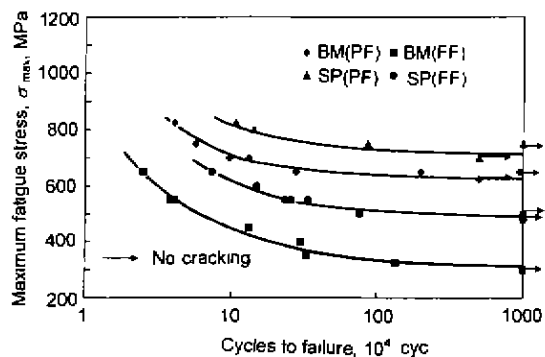


图 3 Ti6Al4V 合金常规疲劳、微动疲劳 $\sigma_{max}-N$ 曲线
Fig.3 $\sigma_{max}-N$ curves of fatigue and fretting fatigue for Ti6Al4V with and without shot peening

2.2 喷丸强化因素对微动疲劳行为的影响

图 4 为恒应力幅 ($\sigma_{max}=550$ MPa, $R=0.1$) 条件下喷丸试样及喷丸后处理试样的微动疲劳寿命实验结果 (采用方足微动垫, 接触压应力为 85 MPa, 位移幅度为 25 μm)。微动疲劳寿命比为: SP: (SP+P): (SP+A(V)): (SP+A): (SP+P+A): BM=6.9 : 3.9 : 2.3 : 2.2 : 2 : 1。即喷丸件微动疲劳寿命最高, 喷丸件表面抛光或退火处理均使微动疲劳抗力降低, 而退火处理使微动疲劳抗力降

低的更显著, 真空退火与大气中退火处理无明显不同。图 4 中标出每种表面处理主要起作用的 SP 因素。SP+P 与 SP 的表面粗糙度 Ra 不同, 可看到 SP 引入的表面粗糙度对提高材料微动疲劳抗力有重要作用; SP-A(或 SP-A(V)) 与 SP+P+A 的残余应力 σ_r 、加工硬化程度 H 接近, 不同的也是 Ra, 但两种表面状态试样的 FF 寿命却较接近。比较两组试样 FF 行为的差异, 可知 Ra 的作用与残余应力存在状况有关。比较 SP 与 (SP+P), (SP+A)(或 SP+A(V)) 可看到, SP 引入的表面残余压应力较表面粗糙度 Ra 对提高材料微动疲劳抗力的作用更大。SP+P+A 与未作表面处理试样 (BM) 比较, 可看到 SP 表面加工硬化作用也对改善材料微动疲劳抗力有一定作用, 但从图 1 看, 500 C 退火 1 h, 并未使 SP 试样表层残余压应力完全消除, 这部分残余压应力仍对提高 FF 寿命有贡献, 因此, 表面加工硬化对 FF 的实际作用比图 4 所示的情况低。表面加工硬化是通过阻止裂纹萌生来提高材料 FF 抗力的, 由于 Ti6Al4V 本身加工硬化能力不是十分显著 (SP 表面显微硬度仅增大 20%), 故 SP 表面加工硬化作用在改善 Ti 合金的 FF 性能中为次要因素, 即 SP 三因素对 FF 性能的改进作用按 H, Ra, σ_r 顺序增大, 其中残余压应力的作用最为显著。另外, SP+P 与 SP+P+A 的不同是 σ_r , 但二者的 FF 寿命差异却明显低于 SP 与 SP+A 或 SP+A(V) 试样 FF 寿命的差异, 这同样表明残余压应力对 FF 性能的作用也与表面粗糙度 Ra 有关。

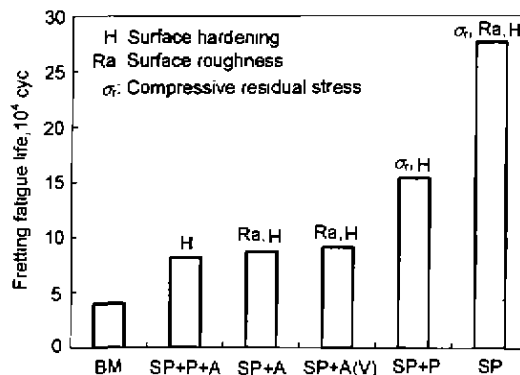


图 4 不同表面处理试样的微动疲劳寿命 (方足微动垫)
Fig.4 Fretting fatigue lives of Ti6Al4V with different surface treatments (square type pad: the main factors shown on the top of every rectangle)

图 5 为利用柱面微动垫评定 SP 三因素对 Ti6Al4V 合金 FF 寿命影响的实验结果, 外加疲劳应力和微动位移幅与图 4 一致, 接触区 Hertzian 峰值应力为 350 MPa, FF 寿命比为: SP: (SP+P): (SP+A): (SP+P+A): BM=4.1: 2.8: 1.9: 1.7: 1, 即抛光和退火均使 SP 试样的微动疲劳抗力降低, 其变化规律与方足微动垫时的情况

一致,不同的是柱面微动垫下 SP 对微动疲劳性能的改进效果不及方足微动垫情况,尤其是 σ_r 的作用在方足微动垫情况下更显著,这进一步表明方足微动垫下 FF 过程主要由裂纹扩展控制。

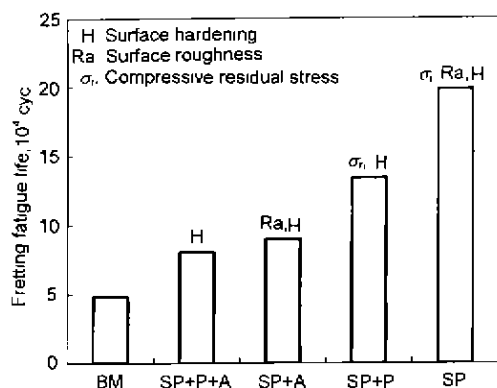


图5 不同表面处理试样的微动疲劳寿命(柱面微动垫)

Fig.5 FF lives of Ti6Al4V with different surface treatments (cylindrical pad, slip amplitude: 25 μ m, peak Hertzian pressure: 350 MPa)

2.3 残余压应力对微动疲劳的作用

残余压应力通过增大裂纹闭合力而抑制裂纹早期扩展,是 SP 提高材料常规疲劳强度的主要机制^[9]。研究表明,SP 引入的残余压应力在 FF 过程中仍主要通过抑制裂纹扩展而起作用。图 6 所示为直流电位法所测 FF 裂纹深度(以裂纹两侧电位降表示)随疲劳循环周次的变化情况,可以看到未经喷丸处理的试样(BM),裂纹一经萌生即迅速扩展,而喷丸强化试样的裂纹随疲劳循环周次缓慢增长,快速扩展阶段占总寿命的比例相对较低,残余压应力对 FF 裂纹第 I 阶段的扩展路径方向有影响,由于 SP 引入的表层残余应力使疲劳主应力方向向垂直于试样表面方向偏移,故当残余压应力存在时,裂纹扩展的第 I 阶段与试样表面间的夹角 θ 小于无残余压应力存在的情况。表 1 对比了表面粗糙度相近的 SP+P, SP+P+A 和

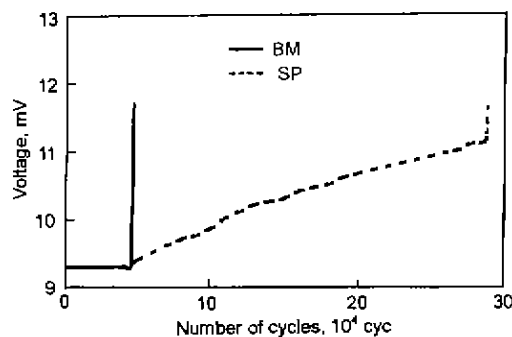


图6 直流电位法所测 FF 裂纹生长规律(方足微动垫)

Fig.6 FF crack growth determined by electrical potential method (square type pad)

表 1 残余应力对 FF 裂纹阶段 I 扩展方向的影响
Table 1 Residual stress and FF crack orientation in stage I

Surface condition	BM	SP+P	SP+P+A
σ_r , MPa	44	875	20
θ , deg	58	33	55

BM 三种表面状态试样的 θ 值,即说明了这一点

FF 裂纹萌生受疲劳应力、接触应力(由摩擦力、接触压力和接触几何等决定)和滑移区-非滑移区交界处的局部磨损影响,磨损造成局部应力集中而成为裂纹萌生源,SP 引入的表层残余压应力既削弱了有效 FF 驱动应力,同时也可减缓微动磨损作用,因此,残余压应力 σ_r 对 FF 裂纹的萌生也有一定延缓作用,这一点与常规疲劳有所不同^[9]。Janusz 的研究表明^[10],800 MPa 的残余压应力使 LH15 轴承钢微动磨损速率降低 70%,而 800 MPa 的残余张应力,使同一材料的微动磨损速率增加 40%。残余压应力还可以减缓腐蚀磨损,因压应力有降低金属材料化学活性的作用。

2.4 表面粗糙度 Ra 对微动疲劳的作用

表面粗糙度 Ra 通常对常规疲劳的影响作用较小而被忽视,然而,本文研究表明 Ra 对微动疲劳有重要影响,而且所起作用与表面残余应力状态有关,当存在残余压应力时,Ra 的作用显著;当残余压应力去除时,Ra 的作用明显降低,这表明 Ra 与残余应力 σ_r 之间有协同作用效应存在。Waterhouse 的实验表明,抛光 SP 试样表面会降低 SP 对 FF 抗力的增强效果^[3],而 SP 后退火消除残余压应力,SP 导致的 Ra 增大反而有损于 FF 性能^[4],这同样说明了 Ra 与 σ_r 之间存在协同作用。关于表面粗糙度对材料微动疲劳损伤行为的影响机制尚不十分清楚。Bramhall 认为微动接触区必须包含足够的真实接触体积,方能萌生可扩展性 FF 裂纹,表面粗糙度大,真实接触体积减小,故 FF 寿命提高^[11]。这一观点在本文研究中得到了实验证实,即采用柱面微动垫,其它实验条件保持一致,仅改变柱面曲率半径,使接触区真实接触面积减小,由此导致 Ti 合金 FF 寿命增加(图略),但仅从这一点还说明不了 Ra 和 σ_r 之间的协同作用。Waterhouse 则认为材料表面粗糙度增大,使凸峰点承受微动作用,而应力集中点处在谷底,因而微动损伤得以缓解,这一说法通过试件表面机械加工出平行微型槽而改善了材料的 FF 抗力得以支持^[12],但这仍然解释不了 Ra 与 σ_r 的协同作用。为揭示 Ra 与 σ_r 在影响材料 FF 抗力中的交互影响,本文采用圆角微动桥夹持在一面抛光、一面未抛光的 SP 微动疲劳试样上,进行 FF 实验,以测定表面粗糙度对喷丸引入的残余压应力在 FF 过程中的衰减情况的影响,图 7 所示为 FF 实验进行了 $1.0 \cdot 10^9$ 次循环后,在 FF 作用区表面所测残余应力的大小,可以看

到粗糙表面 (SP 后不作处理) 下残余压应力衰减缓慢, 而光滑表面 (SP+P) 下残余压应力衰减程度大. 即 Ra 增大有利于减缓 SP 引入的表面残余压应力的衰减, 由此即可解释 Ra 和 σ_r 之间的协同作用. 表面粗糙度大使 σ_r 衰减减缓的原因来自两个方面, 一方面是粗糙表面将微动局限于微凸体峰顶, 对表层的往复循环扰动作用强度降低. Nowell 和 Hills 的理论研究结果表明^[13], 粗糙表面较光滑表面的剪切强度低即支持上述论点. 实验对微动过程中摩擦系数 μ 的测定表明, SP 表面 μ 值约为 0.45, 而 SP+P 或 BM 试样表面 μ 值约为 0.6; 球-盘摩擦磨损试验也同样证明 SP 表面 μ 值低于 SP+P 表面, 即实验上也证实了上述论点. 另一方面是因 SP 表面 μ 值低, 表面磨损作用程度低, SP 表层耐久性长, 同时表面温升小, 故 σ_r 衰减程度低. 通过上述分析可看到, 当喷丸未使表面产生损伤性缺陷时, SP 表面粗糙度增大利于材料 FF 抗力的提高, SP 表面 Ra 不仅对 FF 裂纹萌生有影响, 而且对裂纹早期扩展也有一定作用.

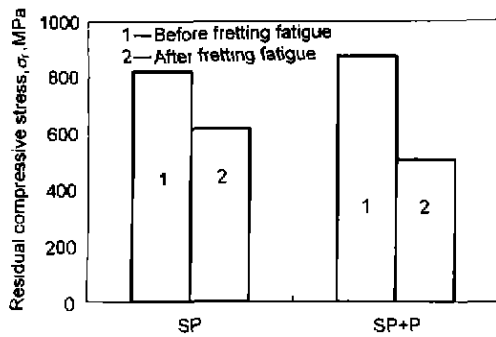


图 7 SP 试样表面微动疲劳前后的残余应力大小

Fig. 7 Relaxation of compressive residual stress for SP and SP+P specimens (square type pad, slip amplitude: 25 μm , nominal normal pressure: 85 MPa)

3 结论

(1) 喷丸强化 (SP) 三因素对 Ti 合金 FF 抗力均有改进作用, 且依表面加工硬化、表面粗糙度增加、引入表层残余压应力的顺序增加, 即 SP 引入的表层残余压应力是 SP 提高 FF 抗力最为重要的因素, 而 SP 表面加工硬

化对 FF 抗力的作用处于次要地位. SP 三因素对 FF 抗力的作用受微动接触几何影响, 在应力集中程度较严重的接触几何下, 残余压应力的作用更显著

(2) SP 引入的表层残余压应力 σ_r 主要通过增加裂纹闭合力、延缓 FF 裂纹早期扩展来提高 Ti 合金 FF 抗力. SP 表面粗糙度增加与引入的表层残余压应力对 FF 抗力有交互作用, SP 表面粗糙度增大, 使真实接触面积减小, FF 裂纹萌生几率降低, 表面剪切强度下降, 从而减轻了 FF 作用, 并减缓了 SP 表面残余压应力的衰减, 当残余压应力不存在时, 表面粗糙度的作用下降.

参考文献

- [1] Chakravarty S, Koul A K. *J Met.* 1995; (4): 31
- [2] Koul A K, Wakkace W, Bibby M. In: Patnaik P C ed *Proceedings of the 82nd Meeting of the AGARD SMP on "Tribology for Aerospace Systems"*, Lisboa: NATO Pub. 1996: 51
- [3] Waterhouse R B. In: Niku-Lari A ed, *Advances in Surface Treatment*, New York: Pergamon Press, 1987: 511
- [4] Waterhouse R B, Trowsdale A J. *J Phys D: Appl Phys*, 1992; 25: A236
- [5] Mutoh Y, Satoh T. In: Waterhouse R B, Lindley T C eds, *Fretting fatigue, ESES 18*, London: Mechanical Engineering Publishing, 1994: 389
- [6] Hoepfner D, Adibnazari S, Moesser M W. *AD-A280 310*, 1994
- [7] Fouvry S, Kapsa P H, Vincent L, Van Dang K. *Wear*, 1996: 195: 21
- [8] Liu D X, Tang B, Chen H, He J W, Jean-Pierre C. *Surf Coat Technol*, 1999; 116-119: 234
- [9] He J W, Hu N S, Zhang D Q. *Acta Metall Sin*, 1992; 28: A404
(何家文, 胡奈赛, 张定铨. 金属学报, 1992; 28: A404)
- [10] Janusz L. In: Waterhouse R B, Niku-Lari A eds, *Metal Treatments Against Wear, Corrosion, Fretting, and Fatigue*, New York: Pergman Press, 1988: 87
- [11] Waterhouse R B. *Fretting Fatigue, Barkling*. London: Applied Science Publishing, 1981: 203
- [12] Waterhouse R B. In: Zhou Z R ed, *International Symposium on Fretting*, Chengdu: Southwest Jiaotong University Press, 1998: 1
- [13] Nowell D, Hills D A. *J Tribology*, 1989; 111: 175