

引用格式：谭晓明，张丹峰，战贵盼，等。海洋环境与疲劳载荷联合作用下喷丸超高强度钢损伤机制[J]. 航空学报, 2020, 41(8): 223631. TAN X M, ZHANG D F, ZHAN G P, et al. Damage mechanism of shot peened ultra-high strength steel under combined action of marine environment and fatigue load[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2020, 41(8): 223631 (in Chinese). doi: 10.7527/S1000-6893.2020.23631

海洋环境与疲劳载荷联合作用下喷丸超高强度钢损伤机制

谭晓明^{*}，张丹峰，战贵盼，王德

海军航空大学青岛校区，青岛 266041

摘要：舰载机起落架结构既要遭受海洋大气、海上盐雾和海浪飞溅等严酷海洋环境的侵蚀作用，又要承受较大的弹射起飞/拦阻着舰载荷，在海洋环境与疲劳载荷联合作用下超高强度钢起落架结构承载能力显著劣化，对使用安全构成严重挑战。针对超高强度钢喷丸和未喷丸两种试验件，基于舰载机服役的海洋环境，开展了腐蚀+疲劳交替试验和预腐蚀疲劳试验研究，得到了疲劳寿命变化规律，通过粗糙度、晶粒度、显微硬度、残余应力和疲劳断口分析，揭示了喷丸对疲劳寿命增强的作用机制、腐蚀+疲劳损伤交替作用机制和预腐蚀疲劳损伤作用机制。结果表明，喷丸强化后疲劳寿命平均增幅为93.1%；对于喷丸试验件，深度约为20 μm的轻微点蚀，导致疲劳寿命衰减幅度达到30%；喷丸强化与腐蚀两者之间存在着此消彼长的竞争机制；腐蚀+疲劳交替作用损伤机制对该型超高强度钢造成的疲劳寿命衰减要比预腐蚀疲劳损伤机制严重得多，加速腐蚀试验时间相同的条件下前者疲劳寿命为后者的47%~54%。

关键词：超高强度钢；海洋环境；喷丸；腐蚀；疲劳寿命；损伤机制

中图分类号：V215

文献标识码：A

文章编号：1000-6893(2020)08-223631-09

舰载机在服役过程中，超高强度钢起落架结构既要遭受海洋大气、海上盐雾和海浪飞溅的侵蚀作用，又要承受较大的弹射起飞/拦阻着舰载荷，海洋环境与疲劳载荷联合作用导致结构承载能力劣化，对使用安全构成严重挑战^[1]。2002年3月美国海军一架F-14航母舰载机在地中海进行飞行训练时发生了一起因起落架折断而机毁人亡的重大事故，其原因是前起落架支柱外筒发生了局部腐蚀，随后美国海军暂停了所有该型飞机的战训任务，经普查后发现80%的该型舰载机起落架支柱发生了麻点状局部点蚀^[2]。所以，在海洋环境和大载荷的联合作用下舰载机起落架的使用安全应当高度重视。

近二三十年来国内外研究学者^[3-15]针对飞机结构铝合金材料腐蚀和腐蚀疲劳方面从宏观和微

观层面开展了系统深入研究，在腐蚀和腐蚀疲劳宏微观机理、疲劳寿命衰减规律和使用寿命评估等方面得到许多有意义的结论，直接指导了飞机结构设计、寿命评定和使用维修，取得了较好的军事经济效益。贺小帆等^[3-5]针对铝合金材料，开展了实验室加速腐蚀试验研究，表征了腐蚀行为规律；国外学者Kones等和国内学者陈跃良等^[6-15]针对2000和7000系列航空铝合金研究了腐蚀疲劳和预腐蚀疲劳机理，将腐蚀损伤等效为初始裂纹，运用断裂力学方法估算了疲劳寿命。文献[16-19]针对超高强度钢开展了应力腐蚀研究，李松梅等^[20]研究了应力比和腐蚀环境对超高强度钢AerMet100疲劳裂纹扩展的影响。总之，对飞机结构超高强度钢开展的研究主要集中在应力腐蚀开裂方面，对腐蚀疲劳损伤机制的研究相对较

少,然而超高强度钢的腐蚀疲劳损伤机制与铝合金材料有很大差别,铝合金的相关研究结论不能直接用于超高强度钢。所以,针对舰载机起落架超高强度钢材料开展服役海洋环境及疲劳载荷联合作用下的损伤机制研究十分必要,为舰载机起落架结构使用维修和寿命评定提供技术支持。

本文基于舰载机服役的海洋环境,针对23Co14Ni12Cr3MoE超高强度钢喷丸和未喷丸2种表面状态,开展腐蚀+疲劳交替作用和预腐蚀疲劳2种作用模式下损伤机制研究,得到疲劳

寿命变化规律,通过残余应力分析和断口分析,揭示喷丸对疲劳寿命增强的作用机制、腐蚀+疲劳损伤交替作用机制和预腐蚀疲劳损伤作用机制。

1 试验研究

1.1 试验件

试验件材料为23Co14Ni12Cr3MoE超高强度钢,化学成分如表1所示。该超高强度钢金相组织主要为板条状马氏体和奥氏体,如图1所示。

表1 化学成分

Table 1 Chemical components

C	Ni	Co	Cr	Mo	Si	Mn	Fe
0.23%	11.73%	13.85%	3.13%	1.25%	0.10%	0.10%	69.61%

试验件结构形式为单边半圆形缺口试验件,厚度5 mm,具体尺寸如图2所示,试验件有喷丸和未喷丸2种表面处理状态。试验件缺口表面、截面和上下表面研磨、打磨、精抛光至9级光洁度。通过采用NANOVEA公司生产的ST-400三维非接触式表面形貌仪测量知,未喷丸试验件表面粗糙度为0.47 μm,喷丸后表面粗糙度增大到0.93 μm。

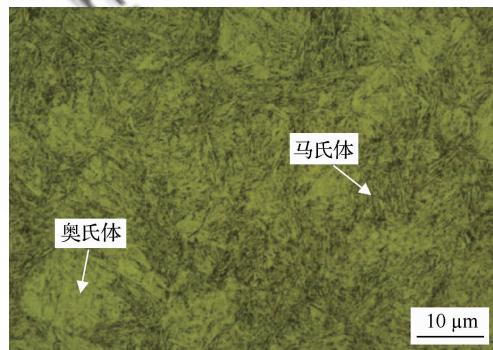


图1 金相组织

Fig. 1 Metallurgical structure

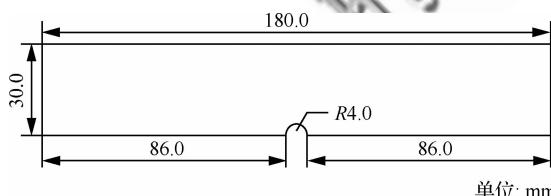


图2 试验件示意图

Fig. 2 Specimen scheme

1.2 预腐蚀疲劳试验

1.2.1 预腐蚀试验

军用飞机服役时间一般达二三十年,甚至更长,严酷服役环境对舰载机结构可靠性和使用寿命起着重要作用。为了考核服役环境对结构材料的影响,工程上一般的做法是,基于实测的环境要素数据编制环境谱,得到服役环境要素随时间的变化历程;根据腐蚀损伤模式一致和腐蚀损伤程度等效的原则,编制得到当量加速试验环境谱;采用实验室加速腐蚀试验方法,分析研究服役环境对结构材料疲劳寿命的影响。

根据实测得到的舰载机服役环境数据,借鉴文献[21]给出的当量折算关系,经过当量折算得到实验室条件下的加速腐蚀试验谱,加速腐蚀试验当量1a包括280次干湿交替循环,每次干湿交替循环中包括酸性盐溶液浸泡5 min和溶液外烘烤12 min,合计79 h 20 min,如图3所示。

加速腐蚀溶液的配置:①采用分析纯NaCl和去离子水配置成质量百分比浓度为5%的加速腐蚀溶液;②加入适量稀释后的硫酸,使配置的加速腐蚀溶液pH=4.0±0.2。

根据如图3所示的加速腐蚀试验环境谱,采用ZJF-75G周浸腐蚀试验箱在实验室内开展0~6a加速腐蚀试验。



图 3 加速腐蚀试验环境谱

Fig. 3 Accelerated corrosion test environment spectrum

1.2.2 疲劳试验

根据 GB/T 3075—2008《金属材料-疲劳试验-轴向力控制方法》^[22],载荷波形为正弦波,根据该型超高强度钢的疲劳性能及其高周疲劳对应的载荷水平,选取疲劳载荷峰值 $\sigma_{max} = 0.33\sigma_b = 650$ MPa,应力比 $r=0.06$,加载频率 $f=10$ Hz。

采用 MTS810 液压伺服疲劳试验机,针对预腐蚀等效于 0a、2a、3a、4a 和 6a 的试验件进行预腐蚀疲劳试验,直至试验件断裂,得到不同程度预腐蚀试验件的疲劳寿命。

1.3 腐蚀+疲劳交替试验

腐蚀和疲劳交替试验就是先进行腐蚀试验后进行疲劳试验,即腐蚀试验和疲劳试验交替进行,直至试验件断裂。

1.3.1 腐蚀试验

根据图 3 所示的加速试验环境谱,按照 1.2.1 节的要求开展加速 a/7 的腐蚀试验,即干湿交替 40 次循环,每次循环为 17 min,包括酸性 NaCl 溶液浸泡 5 min 和溶液外烘烤 12 min,试验时间为 11 h 20 min。

1.3.2 疲劳试验

按照 1.2.2 节的要求开展疲劳试验,疲劳加载 10 000 次循环。

按照 1.3.1 节和 1.3.2 节的要求依次开展腐蚀试验和疲劳试验,先后交替进行,直至试验件断裂,得到试验件经历的腐蚀试验时间和疲劳寿命。

试验件断裂后用保护膜裹紧保护好,放置于干燥器中,以备后期观察分析。

2 试验结果

2.1 腐蚀+疲劳交替试验寿命

针对 6 件喷丸和 6 件未喷丸试验件开展了腐蚀+疲劳交替试验,得到疲劳试验寿命,试验结果如表 2 所示。

表 2 腐蚀疲劳试验寿命

Table 2 Corrosion fatigue testing life

试验件类型	试验寿命/次循环	平均累积腐蚀时间	平均寿命/次循环
喷丸	69 282, 59 394,		
	61 545, 62 442,	0.98a	63 654
	64 538, 64 724		
未喷丸	35 603, 32 032,		
	30 022, 34 074, 32 859, 33 228	0.57a	32 970

根据表 2 知,喷丸试验件的腐蚀+疲劳交替试验寿命均值为 63 654 次,未喷丸试验件的腐蚀+疲劳交替试验寿命均值为 32 970 次,未喷丸试验件疲劳寿命明显低于喷丸试验件的疲劳寿命,表面喷丸强化后的试验件平均腐蚀疲劳寿命增幅为 93.1%。

2.2 预腐蚀疲劳交替试验寿命

针对喷丸和未喷丸试验件分别开展了不同预腐蚀试验时间(0a、2a、3a、4a 和 6a)的疲劳试验,得到试验寿命,每类试验件数量为 5~7 件,得到不同腐蚀时间下试验寿命平均值,如图 4 所示。

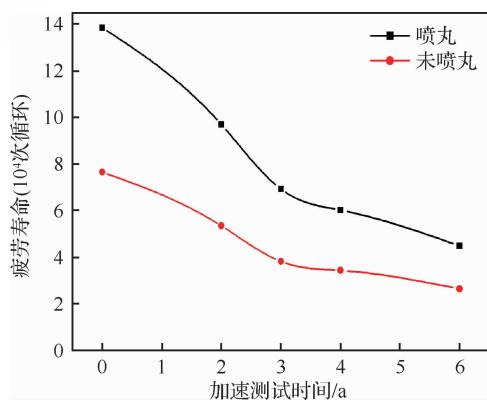


图 4 预腐蚀疲劳试验寿命

Fig. 4 Pre-corrosion fatigue life

根据图 4 可知,随着预腐蚀时间增长,腐蚀损伤加重,喷丸和未喷丸试验件疲劳寿命都呈现大幅度衰减的趋势,喷丸试验件疲劳寿命衰减速率明显要比未喷丸试验件疲劳寿命衰减速率快得多。以加速腐蚀 3a 为分界线,疲劳寿命衰减速率大致呈 2 个明显的阶段,即加速腐蚀时间小于 3a 时喷丸和未喷丸试验件疲劳寿命衰减速率非常快;当加速腐蚀时间大于 3a 时,喷丸和未喷丸试验件疲劳寿命衰减速率变缓;对于喷丸试验件,腐蚀的初期阶段疲劳寿命衰减速率较大,当量加速腐蚀 2a 试验件疲劳寿命衰减到未腐蚀试验件疲劳寿命的 70% 左右。这也证明了即使是起落架支柱轻微的麻点状局部点蚀,也能导致起落架折断的灾难性事故,这与 2002 年 3 月美国海军 F-14 舰载机毁人亡的事故原因是吻合的。

2.3 对比分析

经对比腐蚀+疲劳交替试验和预腐蚀疲劳交替试验两者试验结果知,前者试验寿命远小于后者。

对于喷丸试验件,在腐蚀+疲劳交替试验中经历的加速腐蚀时间为 0.98a,平均疲劳寿命为 63 654 次循环;根据图 4 知,对于预腐蚀疲劳试验,当预腐蚀试验时间为 1a 时,疲劳寿命约为 11 780 次循环,前者仅为后者的 54%。

对于未喷丸试验件,在腐蚀+疲劳交替试验中经历的加速腐蚀时间为 0.57a,平均疲劳寿命为 32 970 次循环;根据图 4 知,对于预腐蚀疲劳试验,当预腐蚀试验时间为 0.57a 时,疲劳寿命约为 70 035 次循环,前者仅为后者的 47%。由此可见,腐蚀+疲劳交替作用的损伤机制对该型超高强度钢造成的使用寿命衰减要比预腐蚀疲劳损伤机制严重得多,前者疲劳寿命仅为后者的 47%~54%。

所以,现役舰载机在使用维护中起落架结构要尽量避免出现腐蚀+疲劳交替损伤模式,建议采取如下维护措施,一是保持表面防护体系完好,若损伤及时修复;二是每次超低空海上飞行后和遭受飞溅海水侵蚀后,要及时清洗,去除起落架结构表面盐分。通过采取以上维护措施,可以有效保证起落架结构使用寿命衰减速率大大降低,从而可以进一步保证舰载机的起降安全。

3 损伤机制

通过粗糙度、晶粒度、显微硬度、残余应力和疲劳断口分析,揭示了喷丸对疲劳寿命增强的作用机制、腐蚀+疲劳损伤交替作用机制和预腐蚀疲劳损伤作用机制。

3.1 喷丸对疲劳寿命增强的作用机制

3.1.1 残余应力分析

借助 USG_S2_AN_P1.2 超声波残余应力测试仪测量了试验件表面的残余应力,测试参数设置为:激励电压 280 V,脉冲频率 2 000 Hz,激励阻尼 100 ohms,脉冲宽度 200 ns,激励能量 200 μJ,高通截止频率 1.0 MHz,增益 53 dB。采用电解抛光逐层去除材料的方法,测量不同深度的残余应力;每个深度选取 4 个测试点,取其平均值作为该深度的残余应力表征值。

图 5 为喷丸和未喷丸试验件残余应力分布情况。可以看出,未喷丸试验件表面存在轻微的残余压应力,这主要是由试验件的切削加工造成的。喷丸强化后,试验件表面的残余压应力值为 -557 MPa,在距表面 0~75 μm 的深度范围内,残余压应力先减小后增加,在 75 μm 时达到最大值 -571 MPa,形成的残余压应力层深度约为 265 μm。

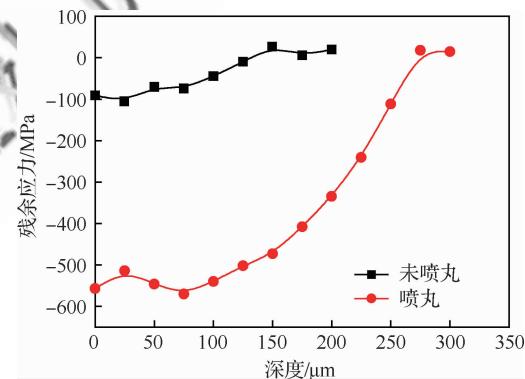


图 5 残余应力分布

Fig. 5 Residual stress distribution

3.1.2 喷丸强化对疲劳裂纹萌生机制的影响

未腐蚀未喷丸试验件疲劳断口裂纹源为单个角裂纹,裂纹由源区开始呈 1/4 椭圆放射状向试

验件内部扩展,如图 6 所示。

未腐蚀喷丸试验件疲劳断口有多个裂纹源,分别位于试验件中间部位和缺口倒角处,裂纹由源区开始分别呈半椭圆和 1/4 椭圆放射状向试验件内部扩展,如图 7 所示。分析其原因,由于喷丸后在试验件表面形成微坑,粗糙度变大,各微坑处应力集中系数增大,从而引起疲劳裂纹从多处萌生,疲劳断口呈多源疲劳模式。

3.1.3 喷丸对未腐蚀疲劳试验件疲劳寿命增强的作用机制

喷丸对于超高强度钢疲劳性能的影响主要归因于粗糙度、晶粒度、显微硬度和残余应力等因素的联合作用。

1) 粗糙度

通过采用 PRB 系列白光干涉三维形貌仪对喷丸前后试验件表面粗糙度进行检测知,喷丸强化后试验件表面粗糙度增加,未喷丸时粗糙度为 $0.47 \mu\text{m}$,喷丸后表面粗糙度增大到 $0.93 \mu\text{m}$ 。喷丸后粗糙度增加,可能的裂纹萌生源增多,疲劳裂纹萌生概率增大,引起疲劳寿命减小。

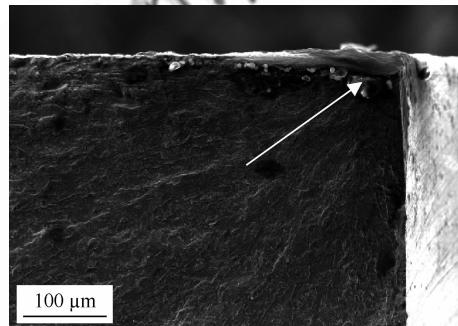


图 6 未腐蚀未喷丸试验件疲劳断口

Fig. 6 Fractograph for unpeened pristine specimen

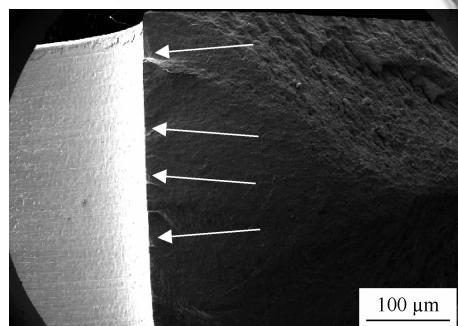


图 7 未腐蚀喷丸试验件裂纹源区形貌

Fig. 7 Fractograph for shot peened pristine specimen

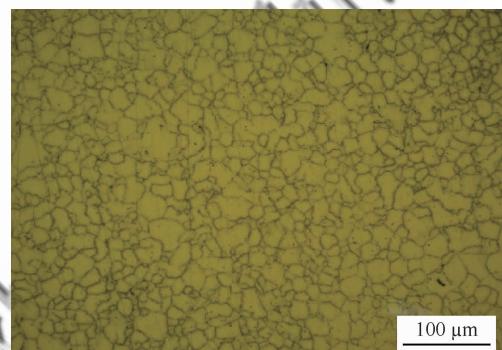
2) 晶粒度

图 8 所示是喷丸前后试样晶粒图。结果表明,喷丸前试样存在较多尺寸较大的晶粒,如图 8(a)所示;喷丸后,试样表面晶粒得到了细化,尺寸较大的晶粒数量明显减少,如图 8(b)所示。

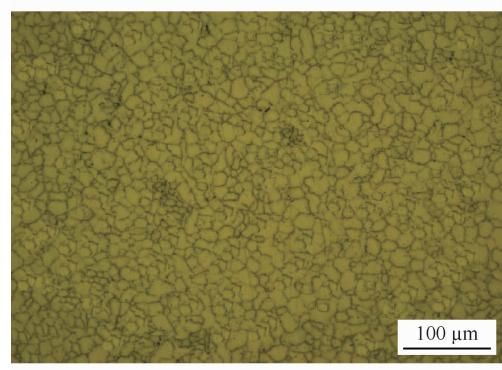
根据 GB/T 6394—2017《金属平均晶粒度测定方法》^[23]计算得出试验件喷丸前后的晶粒度级别数 G 分别为 8.5 和 9.5。喷丸后,试验件表面晶粒明显得到了细化,尺寸较大的晶粒数量明显减少。晶粒的细化可增加组织位错运动的阻力,提高材料的硬度,阻碍交变载荷作用下组织的往复滑移,降低裂纹萌生和扩展的速率,引起疲劳寿命增加。

3) 显微硬度

采用 HV-1000A 显微硬度计对试验件表面及深度方向的维氏硬度进行测量。未喷丸试件显微硬度变化范围较小,在 $434 \sim 467 \text{ HV}$ 之间,表面显微硬度略大于试验件内部,这是由试验件在加工时的轻度加工硬化导致的。喷丸强化后,试



(a) 未喷丸



(b) 喷丸

图 8 喷丸和未喷丸试验件晶粒图

Fig. 8 Grain sizes of specimen unpeened and shot peened

验件表面的硬度变化范围增大,在 $437\sim495$ HV之间,形成的硬化层深度约 $200\mu\text{m}$,表层显微硬度显著增加,达到495 HV。喷丸造成材料表面发生循环塑性流变,表层位错形成滑移、塞积,产生位错缠结,阻碍了位错的运动,使试验件表面形成了一定深度的硬化层,引起疲劳寿命增加。

4) 残余应力

喷丸强化后残余压应力层约为 $265\mu\text{m}$,残余压应力最大值达到 -571 MPa ,残余压应力降低了材料的疲劳应力水平,抑制了疲劳裂纹的萌生和扩展,引起疲劳寿命增加。

在以上这些因素的联合作用下,表面喷丸强化后试验件疲劳寿命大幅增加。

3.1.4 喷丸强化与腐蚀损伤的竞争机制

预腐蚀时间相同时,喷丸试验件疲劳寿命明显大于未喷丸试验件疲劳寿命;随着腐蚀时间的增长,喷丸试验件和未喷丸试验件两者疲劳寿命差距由大变小,如图4所示。分析其原因是,是喷丸强化与腐蚀损伤两者竞争机制导致的。当预腐蚀损伤程度较轻时,喷丸强化的残余压应力层较厚,此时喷丸强化起着主导作用,喷丸对疲劳寿命增强作用明显;随着腐蚀程度加重,腐蚀坑深度变大,喷丸强化的残余压应力层厚度减薄,喷丸强化的增寿作用不断劣化。所以,喷丸强化与腐蚀损伤两者之间存在着此消彼长的竞争机制,随着腐蚀损伤加重,喷丸强化的增寿作用减小,反之变大。

通过宏微观腐蚀形貌分析知,该型超高强度钢腐蚀初期($0\sim3\text{a}$)为局部点蚀,然后快速转变为全面均匀腐蚀,这与航空铝合金的腐蚀行为有很大差别。借助科士达三维光学显微镜对腐蚀损伤进行观测知,当量加速腐蚀 2a 时,最大腐蚀深度将近达到 $20\mu\text{m}$,而喷丸强化后试验件表面的残余压应力值为 -557 MPa ,在距表面 $0\sim75\mu\text{m}$ 的深度范围内残余压应力处在 $-571\sim-557\text{ MPa}$ 之间。所以,即使是初期阶段的局部点蚀也显著劣化了喷丸强化的增寿作用,与图4所示的结果相吻合,在腐蚀初期($0\sim3\text{a}$),喷丸试验件疲劳寿命衰减速率明显要比未喷丸试验件快得多。

3.2 腐蚀+疲劳损伤交替作用机制

经分析知,喷丸试验件的断口整体相对较平齐,剪切唇区较小;未喷丸试验件的断口多呈倾斜状断面,且与轴向的夹角近 45° ,断口有较明显的剪切唇区;腐蚀+疲劳交替试验件断口上出现明显絮状腐蚀产物,呈现明显的腐蚀+疲劳损伤交替作用机制,如图9所示,而预腐蚀疲劳试验件断口没有发现腐蚀产物。这说明腐蚀+疲劳交替试验中裂纹扩展速率相比预腐蚀疲劳试验更为迅速,这与2.2节中“腐蚀+疲劳交替试验寿命仅为预腐蚀疲劳寿命的 $47\%\sim54\%$ ”的结论是吻合的。

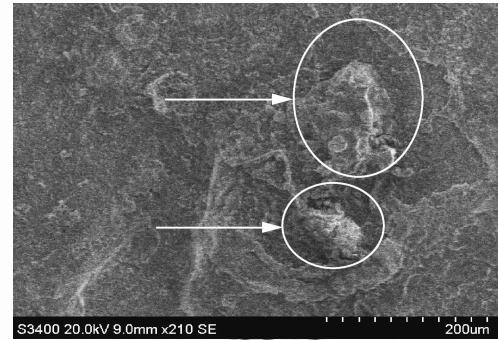


图9 腐蚀+疲劳交替试验件断口腐蚀产物

Fig. 9 Fracture surface corrosion product of corrosion-fatigue alternate specimen

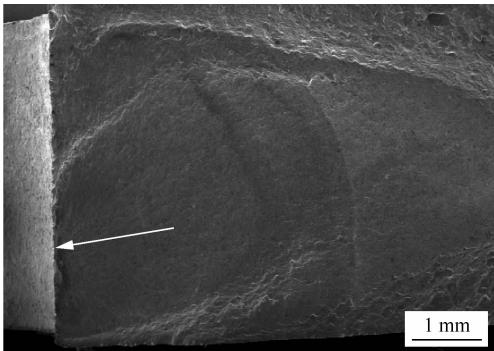
3.3 预腐蚀疲劳损伤作用机制

通过针对预腐蚀的未喷丸和喷丸试验件疲劳断口分析知,疲劳裂纹萌生于多个或者单个腐蚀坑;随着加速腐蚀试验时间增长,疲劳裂纹源数量减少;同一腐蚀损伤程度,喷丸试验件裂纹源数量要明显少于未喷丸试验件裂纹源数量,如图10(a)所示,腐蚀 3a 的喷丸试验件裂纹源为单个腐蚀坑,如图10(b)所示,腐蚀 3a 的未喷丸试验件裂纹源数为4个腐蚀坑。

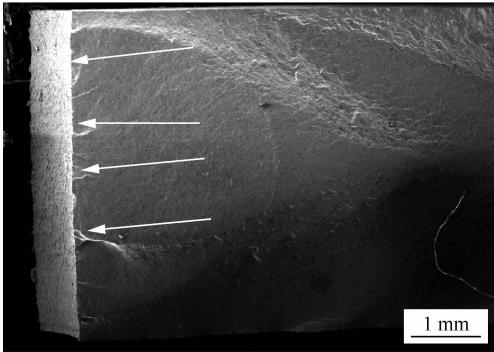
分析其原因,喷丸强化明显增强了超高强度钢的耐腐蚀性能,喷丸试验件相比未喷丸试验件腐蚀坑明显小而少,导致粗糙度也有较大差别。例如,当量加速腐蚀 3a 时,未喷丸和喷丸试验件表面粗糙度分别为 $5.67\mu\text{m}$ 和 $4.16\mu\text{m}$,前者为后者的1.36倍。

增寿作用减小,反之变大。

参 考 文 献



(a) 喷丸



(b) 未喷丸

图 10 腐蚀 3a 试验件疲劳断口形貌

Fig. 10 Fractograph for corrosion specimen 3a

4 结 论

1) 腐蚀初期为局部点蚀,然后快速转变为全面均匀腐蚀;试验件表面深度为 $20 \mu\text{m}$ 的轻微点蚀,能导致疲劳寿命大幅度衰减,达到 30% 左右。

2) 喷丸强化后超高强度钢试验件残余压应力最大值达到 -571 MPa ,残余压应力层深度约为 $265 \mu\text{m}$,喷丸强化后疲劳寿命平均增幅为 93.1%。

3) 腐蚀+疲劳交替作用的损伤机制对该型超高强度钢造成的使用寿命衰减要比预腐蚀疲劳损伤机制严重得多,加速腐蚀试验时间相同条件下前者疲劳寿命仅为后者的 47%~54%。

4) 随着预腐蚀时间增长,腐蚀损伤的加重,喷丸和未喷丸试验件疲劳寿命都不同程度的衰减,喷丸试验件疲劳寿命衰减速率明显要比未喷丸试验件疲劳寿命衰减速率快得多,两者疲劳寿命的差别由大变小。

5) 喷丸强化与腐蚀损伤者两者存在着此消彼长的竞争机制,随着腐蚀损伤加重,喷丸强化的

- [1] 谭晓明, 陈跃良, 段成美. 飞机结构搭接件腐蚀三维裂纹扩展特性分析[J]. 航空学报, 2005, 26(1): 66-69.
TAN X M, CHEN Y L, DUAN C M. Analysis of growth characterization of 3-D cracks in corroded lap joints of aircraft structure[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2005, 26(1): 66-69 (in Chinese).
- [2] TAN X M, CHEN Y L, JIN P. Corrosion fatigue life prediction of aircraft structure based on fuzzy reliability approach[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2005, 18(4): 346-351.
- [3] 张丹峰, 谭晓明, 陈跃良. 海洋环境下飞机结构腐蚀疲劳研究现状[J]. 装备环境工程, 2009, 6(2): 5-8.
ZHANG D F, TAN X M, CHEN Y L. Research progress of corrosion fatigue of aircraft structure under marine environment [J]. Equipment Environmental Engineering, 2009, 6(2): 5-8 (in Chinese).
- [4] BROOKS C L, SIMPSON D. Integrating real time age degradation into the structural integrity process[C]//Proceedings AGARD Workshop on Fatigue in the Presence of Corrosion, 1998.
- [5] 贺小帆, 梁超. 腐蚀退化加速因子模型与分析[J]. 机械强度, 2010, 32(2): 299-304.
HE X F, LIANG C. Model and analysis on the acceleration corrosion factor[J]. Journal of Mechanical Strength, 2010, 32(2): 299-304 (in Chinese).
- [6] 李玉海, 贺小帆, 陈群志. 铝合金试件腐蚀深度分布特性及变化规律研究[J]. 北京航空航天大学学报, 2002, 28(1): 98-101.
LI Y H, HE X F, CHEN Q Z. Investigation on distribution and variable rule for corrosion depth of aluminum alloy specimen[J]. Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 2002, 28(1): 98-101 (in Chinese).
- [7] 李旭东, 穆志韬, 孔光明. 金属腐蚀形貌的分形表征[J]. 理化检验(物理分册), 2014, 50(9): 639-642.
LI X D, MU Z T, KONG G M. Fractal characterization of corrosion morphology of metallic material[J]. Physical Testing and Chemical Analysis (Part A: Physical Testing), 2014, 50(9): 639-642 (in Chinese).
- [8] JONES K, SHINDE S R, CLARK P N, et al. Effect of prior corrosion on short crack behavior in 2024-T3 aluminum alloy[J]. Corrosion Science, 2008, 50: 2588-2595.
- [9] JONES K, HOEPPNER D W. Prior corrosion and fatigue of 2024-T3aluminum alloy[J]. Corrosion Science, 2006, 48: 3109-3122.
- [10] BIRBILIS N, CAVANAUGH M K, BUCHHEIT R G.

- Electrochemical behavior and localized corrosion associated with Al₇Cu₂Fe particles in aluminum alloy 7075-T651[J]. Corrosion Science, 2006, 48: 4202-4215.
- [11] HARLOW D G, ROBERT P W. Probability modeling and material microstructure applied to corrosion and fatigue of aluminum and steel alloys[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2009, 76: 695-708.
- [12] 陈跃良, 卞贵学, 衣林, 等. 腐蚀和疲劳交替作用下飞机铝合金疲劳性能及断裂机理研究[J]. 机械工程学报, 2010, 48(20): 70-76.
CHEN Y L, BIAN G X, YI L, et al. Research on fatigue characteristic and fracture mechanics of aluminum alloy under alternate action of corrosion and fatigue[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2010, 48 (20): 70-76 (in Chinese).
- [13] 谭晓明, 张丹峰, 卞贵学, 等. 腐蚀对新型高强度铝合金疲劳裂纹萌生机制及扩展行为的作用研究[J]. 机械工程学报, 2014, 50(20): 76-83.
TAN X M, ZHANG D F, BIAN G X. Effect of corrosion damage on fatigue crack initiation mechanism and growth behavior of high strength aluminum alloy[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2014, 50(20): 76-83 (in Chinese).
- [14] 谭晓明, 张丹峰, 陈跃良. 基于微观结构的2B06铝合金全寿命概率模拟[J]. 航空学报, 2012, 33 (8): 1434-1439.
TAN X M, ZHANG D F, CHEN Y L. Probabilistic simulation approach for holistic life of aluminum alloy 2B06 based on material microstructure[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2012, 33 (8): 1434-1439 (in Chinese).
- [15] QUESNAY D L, UNDERHILL P R, BRITT H J. Fatigue crack growth from corrosion damage in 7075-T651 aluminium alloy under aircraft loading[J]. International Journal of Fatigue, 2003, 25: 371-377.
- [16] JONES K, HOEPPNER D W. The interaction between pitting corrosion, grain boundaries, and constituent particles during corrosion fatigue of 7075-T6 aluminum alloy [J]. International Journal of Fatigue, 2009, 31: 686-692.
- [17] NEWMAN J C J. Fatigue-life calculations on pristine and corroded open-hole specimens using small-crack theory [J]. International Journal of Fatigue, 2009, 31: 1246-1253.
- [18] 刘建华, 田帅, 李松梅, 等. 新型超高强度钢应力腐蚀断裂行为研究[J]. 航空学报, 2011, 32(6): 1164-1170.
LIU J H, TIAN S, LI S M, et al. Stress corrosion crack of new ultrahigh strength steel[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2011, 32 (6): 1164-1170 (in Chinese).
- [19] 张晓云, 刘明, 汤智慧, 等. 40CrNi2Si2MoVA 超高强度钢海洋大气环境腐蚀行为研究[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2014, 26(5): 413-419.
ZHANG X Y, LIU M, TANG Z H, et al. Marine atmospheric corrosion of 40CrNi2Si2MoVA high strength steel [J]. Corrosion Science and Protection Technology, 2014, 26(5): 413-419 (in Chinese).
- [20] 李松梅, 吴凌飞, 刘建华. 应力比和腐蚀环境对超高强度钢AerMet100疲劳裂纹扩展的影响[J]. 航空材料学报, 2014, 34(3): 74-80.
LI S M, WU L F, LIU J H. Effect of load ratio and corrosion on fatigue behavior of AerMet100 ultrahigh strength steel [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(3): 74-80 (in Chinese).
- [21] 刘文珽, 李玉海. 飞机结构日历寿命体系评定技术[M]. 北京: 航空工业出版社, 2004.
LIU W T, LI Y H. The calendar life system evaluation technology of aircraft structures [M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2004 (in Chinese).
- [22] 中国国家标准化管理委员会. 金属材料-疲劳试验-轴向力控制方法: GB/T 3075—2008 [S]. 北京: 中国国家标准化管理委员会 2008.
Standardization Administration of China. Metallic materials-fatigue testing-axial force controlled method: GB/T 3075—2008 [S]. Beijing: Standardization Administration of China, 2008 (in Chinese).
- [23] 中国国家标准化管理委员会. 金属平均晶粒度测定方法: GB/T 6394—2017 [S]. 北京: 中国国家标准化管理委员会, 2017.
Standardization Administration of China. Determination of estimating the average grain size of metal: GB/T 6394—2017 [S]. Beijing: Standardization Administration of China, 2017 (in Chinese).

(责任编辑: 张晗)

Damage mechanism of shot peened ultra-high strength steel under combined action of marine environment and fatigue load

TAN Xiaoming*, ZHANG Danfeng, ZHAN Guipan, WANG De

Qingdao Branch of Naval Aeronautical University, Qingdao 266041, China

Abstract: The landing gear structure of carrier-based aircraft is subject to not only erosion by marine atmosphere, salt spray and sea wave splashes, but also large ejection take off and arresting landing load. Under the combined action of marine environment and fatigue load, the bearing capacity of ultra-high strength steel landing gear structure is significantly deteriorated, posing a serious challenge to its safe use. Based on the marine environment in which the carrier-based aircraft is in service, corrosion fatigue tests were conducted on two kinds of test specimens of ultra-high strength steel: shot peened and unpeened. The variation rule of fatigue life was obtained. Through the analysis of roughness, grain size, micro-hardness, residual stress and fatigue fracture, the action mechanism of shot peening on fatigue life enhancement, the mechanism of alternate action of corrosion and fatigue damage and the mechanism of pre-corrosion fatigue damage were revealed. The results show an average increase of 93.1% in fatigue life after shot peening. For the shot peened specimen, a slight pitting with a depth of about 20 μm results in a fatigue life decay of about 30%. A competition mechanism exists between shot peening and corrosion. The damage mechanism of alternating corrosion and fatigue has a considerably more serious effect on the service life of the ultra-high strength steel than the pre-corrosion fatigue damage mechanism. Under the same conditions, the fatigue life of the former is only 47%-54% of that of the latter.

Keywords: ultra-high strength steel; marine environment; shot peening; corrosion; fatigue life; damage mechanism

Received: 2019-11-03; **Revised:** 2020-01-06; **Accepted:** 2020-02-17; **Published online:** 2020-02-29 15:36

URL: <http://hkxb.buaa.edu.cn/CN/html/20200822.html>

* **Corresponding author.** E-mail: txm_qd@126.com