

AF1410 与 300M 钢的腐蚀冲击疲劳行为

Corrosion Impact Fatigue Behavior of AF1410 Steel and 300M Steel

杨东方, 赵振业 (北京航空材料研究院, 北京 100095)

YANG Dong-fang, ZHAO Zhen-ye
(Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

摘要: 根据舰载飞机起落架的服役条件提出了腐蚀冲击疲劳概念和试验方法。考察了两种起落架材料在盐水中的腐蚀冲击疲劳行为, 包括冲击疲劳寿命、裂纹萌生与扩展速率。尽管两种材料在空气中的冲击疲劳寿命几乎相等, 但 300M 钢在盐水中的冲击疲劳寿命下降幅度较大。在盐水介质中, 氢脆加速 300M 钢冲击疲劳裂纹的萌生和扩展。局部塑性变形区优先腐蚀促使 AF1410 钢的裂纹萌生, 盐水对 AF1410 钢的裂纹扩展速率没有影响。

关键词: 腐蚀冲击疲劳; AF1410 钢; 裂纹扩展速率

中图分类号: TG142 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381 (2003) 01-0003-03

Abstract: According to the severe service conditions of landing gear on carrier-based aircraft, a concept and a test method of corrosion impact fatigue were described. The corrosion impact fatigue behaviors of AF1410 steel and 300M steel were experimentally investigated, including impact fatigue life, fatigue crack initiation and fatigue crack propagation. The decrease in impact fatigue life of 300M steel in 3.5% NaCl solution is greater than that of AF1410 steel, even though they have almost equal impact fatigue life in air. The process of fatigue crack initiation and fatigue crack propagation in 300M steel are promoted in saltwater by a localized hydrogen embrittlement mechanism. Fatigue crack initiation in AF1410 steel is assisted in the aggressive environment by pitting corrosion occurring at the localized plastic deformation zone. Fatigue crack propagation rate of AF1410 steel is not affected by salt aqueous.

Key words: corrosion impact fatigue; AF1410 steel; crack propagation rate

为保证因脱钩而着陆失败时能够重新起飞, 舰载飞机在甲板的着陆速度不小于起飞速度, 着陆速度的垂直分量在 12.86m/s 以上, 飞机起落架承受强烈的冲击载荷^[1,2]; 舰载环境 (盐雾和海水) 是严重的腐蚀环境^[3]。针对舰载飞机起落架材料的服役条件, 本工作在冲击疲劳试验系统基础上^[4], 设计了循环盐水 (3.5% 质量分数) 腐蚀装置, 以考察材料的腐蚀冲击疲劳。

超高强度低合金结构钢 300M, 抗拉强度达 1965MPa, 从上世纪 60 年代至今一直是主要的飞机起落架材料。Ni-Co 高合金超高强度钢 AF1410 的抗拉强度为 1689MPa, 断裂韧性 K_{Ic} ($187\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) 和抗应力腐蚀断裂性能 K_{ISCC} ($71\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) 高于 300M 钢 ($K_{Ic} = 71\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, $K_{ISCC} = 16\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), 从上世纪 90 年代起被用作飞机起落架材料^[1,2]。为给设计选材及使用提供参考, 本工作研究了 300M 和 AF1410 钢在空气介质和 3.5% (质量分数) 盐水介质中的冲击疲劳行为, 包括: 起始寿命、裂纹扩展寿命、总寿命及裂纹扩展速率, 并初步探讨了腐蚀冲击疲劳机理。

1 实验方法

实验在具有自行设计循环盐水系统的 DSWO-150 型冲击疲劳试验机上进行。冲击能量为 $125\text{kg}\cdot\text{mm}$, 冲击频率为 7.5Hz。实验系统工作部分示意图如图 1 所示。试样规格为 $130\text{mm}\times10\text{mm}\times12.5\text{mm}$, 沿

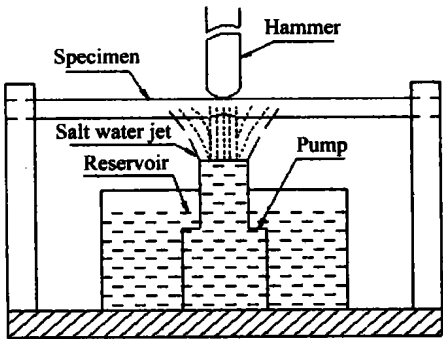


图 1 腐蚀冲击疲劳试验装置示意图

Fig.1 Schematic diagram of device for corrosion impact fatigue

试样高度方向的下方用光学磨床开深 1.25mm，150° 的 V 型缺口。实验材料的化学成分见表 1。

表 1 AF1410 和 300M 的化学成分
Table 1 Chemical compositions of AF1410 steel and 300M steel

alloy	C	Ni	Co	Cr	Mo	Mn	V	Si
300M	0.4	1.8	—	0.85	0.4	0.7	0.1	1.6
AF1410	0.16	10	14	2	1	—	—	—

实验材料的热处理工艺如下：

AF1410: 860 加热 1h，油淬+ 73 冰冷处理+ 510 加热 5h 空冷。

300M: 870 加热 1h，油淬+ 315 回火两次。

用 30 倍、分辨率为 0.01mm 的读数显微镜测量对应不同冲击周次 N 的裂纹长度 a 。定义：(1) 试样两侧裂纹平均长度为 0.2mm 时的 N 值为冲击疲劳裂纹的起始寿命 N_i ；(2) 试样被冲断时的 N 值为冲击疲劳总寿命 N_t ；(3) 裂纹扩展寿命 $N_p = N_t - N_i$

2 实验结果

2.1 冲击疲劳寿命

300M 和 AF1410 钢在空气介质和 3.5%NaCl 水溶液中的冲击疲劳寿命数据见表 2。

表 2 冲击疲劳寿命数据
Table 2 Experimental data of impact fatigue

		N_i	N_p	N_t	air N_{300M} N_{AF1410}	salt water N_{300M} N_{AF1410}
300M	air	12650	10128	22778	93%	67.6%
300M	salt water	7415	7323	14738		
AF1410	air	10515	14125	24640		
AF1410	salt water	7700	14101	21801		

图 2 是两种材料在两种介质中冲击疲劳萌生、扩展与总寿命的比较。

由表 2 和图 2 可知 300M 和 AF1410 钢的总寿命在空气介质中相差不大。盐水介质与冲击载荷交互作用下，两种材料在盐水中的疲劳寿命有不同程度降低，300M 钢在盐水中的疲劳起始寿命和裂纹扩展寿命仅是其在空气中相应寿命的 60% 左右；AF1410 钢在盐水介质中的疲劳起始寿命是其在空气中的 73%，但其裂纹扩展寿命几乎没有变化。这样，在盐水介质中，300M 钢的总寿命下降幅度很大，300M 钢的总寿命仅是 AF1410 钢总寿命的 2/3，尽管 300M 的抗拉强度大于 AF1410 钢。

2.2 裂纹扩展速率

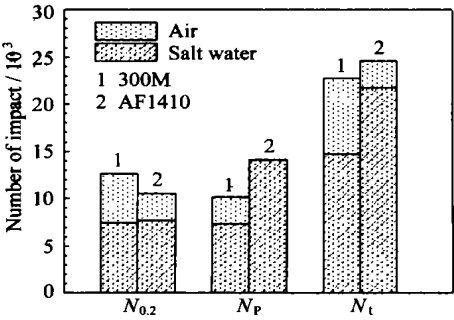


图 2 AF1410 和 300M 在空气和盐水中的冲击疲劳寿命 N_i, N_p, N_t 的比较

Fig. 2 Impact fatigue life N_i, N_p, N_t of AF1410 and 300M in air and salt water

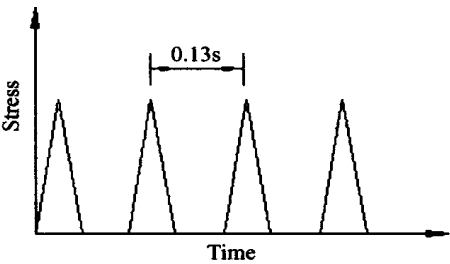


图 3 冲击疲劳载荷谱示意图

Fig. 3 Schematic diagram of loading spectrum used in impact fatigue tests

实验条件下，冲击载荷波形如图 3，为单向载荷。应力强度因子范围 ΔK 根据以下公式计算^[5]：

$$\Delta K = \frac{AE}{BW} F\left(\frac{a}{W}\right)$$
 (1)

$$F\left(\frac{a}{W}\right) = 1.754\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/4} \left(\frac{a}{W}\right)^{1/2} T$$
 (2)

$$T = 1.96 - 2.75\left(\frac{a}{W}\right) + 13.66\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 23.98\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 25.22\left(\frac{a}{W}\right)^4$$
 (3)

式中 A 为冲击能量， E 为弹性模量， B 为试样宽度， W 为试样高度， a 为缺口深度与裂纹长度之和。

根据试验的裂纹长度 a 和冲击次数 N ，采用标准程序计算裂纹扩展速率 da/dN 。

图 4 分别是 AF1410 与 300M 钢在空气和盐水介质中的 $da/dN \sim \Delta K$ 曲线。两种材料在两种介质中，疲劳裂纹扩展速率 da/dN 均随应力强度因子范围 ΔK 增大而提高，曲线上没有平台区，在实验条件下应力强度因子范围较大，裂纹扩展处于快速阶段^[6]。由图 4a 看出，300M 钢在盐水中的 $da/dN \sim \Delta K$ 曲线位于其在空气中的 $da/dN \sim \Delta K$ 的左上方，即盐水环境中 300M 钢的裂纹扩展速率较大，显然盐水与冲击载荷交互作用加速了 300M 钢裂纹扩展。由图 4b 可见，AF1410 钢在盐水和空气中的 $da/dN \sim \Delta K$ 曲线几乎

重合,即在两种介质中 AF1410 钢的裂纹扩展速率相等,盐水不影响 AF1410 钢的裂纹扩展速率。这与同类钢 AerMet100 的腐蚀疲劳行为相同,即在较高频率(大于 5Hz)和较高应力强度因子范围下,疲劳裂纹扩展速率对盐水环境不敏感^[7]。

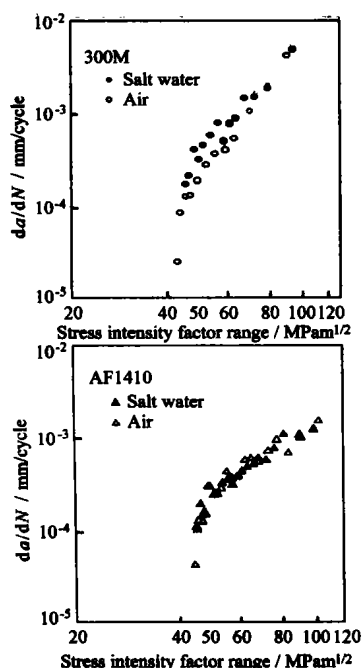


图4 300M 和 AF1410 钢在盐水和空气中的裂纹扩展速率 $da/dN \sim$ 应力强度因子范围 ΔK 曲线

Fig. 4 Impact fatigue crack propagation rate da/dN versus stress intensity factor range ΔK for 300M and AF1410 steel in air and 3.5%NaCl solution

3 分析与讨论

3.1 3.5% NaCl 水溶液对腐蚀冲击疲劳裂纹萌生的影响机理

实验结果显示,盐水与冲击载荷交互作用促使 300M 和 AF1410 钢冲击疲劳裂纹早期萌生。

300M 钢应力集中敏感性很强,且随强度的提而增大^[3]。实验条件下,300M 的强度达 1965MPa,高冲击载荷作用下,在试样缺口处易产生大的应力集中。盐水介质中,氢脆敏感性与应力集中有关,高应力梯度和高位错密度是氢离子上坡扩散的良好通道,应力集中处的试样表面容易析出大量氢离子,并产生阳极分解,分解产物使塑性变形不能在同一滑移面进行,促使 300M 钢冲击疲劳裂纹早期萌生。

AF1410 钢组织中有细小弥散的共格可变形碳化物 $M_{23}C_6$ ^[8],见图 5,在外力作用下应变集中在 $M_{23}C_6$ 碳化物附近,变形集中区产生驻留滑移带。在空气中裂纹萌生在驻留滑移带处。在盐水中,由于电化学作用,腐蚀优先发生在驻留滑移带处,并产生蚀坑。蚀坑又增加了驻留滑移带密度,促使裂纹早期萌生。

3.2 3.5% NaCl 水溶液对腐蚀冲击疲劳裂纹扩展的影响机制

由图 4a 可知,盐水介质中裂纹扩展速率较大。文献[3]指出氢在 300M 钢中的裂纹扩展激活能与氢在该钢中的扩散激活能相近,为氢离子沿晶界向裂纹尖端塑性区扩散提供了驱动力,氢离子在尖端聚集,并产生氢化物使晶界脆化,从而加速裂纹的扩展。

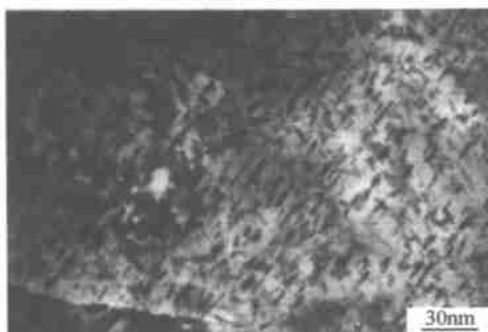


图5 AF1410 钢中的 $M_{23}C_6$ 碳化物

Fig. 5 TEM micrograph showing $M_{23}C_6$ particles in AF1410 steel

由图 4b 可知,AF1410 在盐水中的裂纹扩展速率几乎与空气中的裂纹扩展速率相等。这是因为促进该钢腐蚀疲劳裂纹早期萌生的塑性变形区优先腐蚀形成蚀坑机制,在疲劳裂纹扩展过程中不起作用。由于塑性区与裂尖有一定的距离,又因为在高应力强度因子范围区,裂纹扩展速率很大,塑性变形区不断前移,盐水没有机会与塑性变形区接触,使得盐水中的裂纹扩展几乎与空气中的裂纹扩展速率相同。

4 结论

(1) 在空气介质中,300M 与 AF1410 钢的冲击疲劳寿命相近,而在盐水介质中 300M 的腐蚀冲击疲劳寿命比 AF1410 钢低 1/3。

(2) 对于 300M,盐水环境与冲击载荷交互作用,使该钢的冲击疲劳萌生寿命与裂纹扩展寿命降低,这可能与氢脆有关。

(3) 对于 AF1410,盐水环境与冲击载荷交互作用,仅使冲击疲劳萌生寿命降低,而不影响疲劳裂纹扩展。

参考文献

- [1] E W Lee, C E Neu and J Kozol. Al-Li Alloys and Ultrahigh-Strength Steels for U S Navy Aircraft [J]. JOM, 1990, (5): 11—14.
- [2] W M Garrison. Ultrahigh-Strength Steels for Aerospace Applications [J]. JOM, 1990, (5): 20—24.

善接头性能。这主要是由于压力提高，Al 合金与 Cu 接触更加紧密，从而提高了元素的扩散能力。本研究中，对于 Cu 与铝合金的扩散连接接头来讲，压力从 10MPa 增加到 20MPa，接头性能则从 5MPa 增加到 14.6MPa；而表面镀 Ni 的 Cu 与纯铝的扩散连接接头，接头性能则从 2.7MPa 左右提高到 10.9MPa。

3 结论

- (1) 固相扩散连接是一种适用于异种材料连接的有效方法，通过在连接接口形成 Al-Cu 金属间化合物，形成有效连接；搭接一定长度，能够获得与母材相同承载能力的接头。
- (2) 表面镀 Ni 工艺不但能够有效阻止 Al 和 Cu 之间形成脆性的金属间化合物，而且 Al 和 Ni 之间形成了良好的扩散连接，有效改善了接头性能。
- (3) 材料组合、母材状态以及连接工艺参数对 Al 合金与 Cu 的扩散连接存在着明显的影响。

参考文献

[1]

B P 里亚博夫. 铝及铝合金与其它金属的焊接 [M] . 北京: 宇航出版社, 1990: 2.

[2]

何康生, 曹雄夫. 异种金属连接 [M] . 北京: 机械工业出版社, 1986: 405.

[3]

Aritoshi M, Okita K, Enjo T, et al. Friction welding of oxygen free copper to pure aluminum[J]. Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 1991 9 (4): 3—10.

[4]

Abbasi M, et al. An investigation on cold roll welding of copper to aluminum using electrical resistivity [J] . Materials Research and Advanced Techniques, 2001, 92 (5): 423—430.

[5]

Izuma T, et al. Improvement of the bonding strength of Al/ Cu transition joint made by single-shot explosive welding technique using Cu intermediate plate [J] . Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 1994 12 (1): 77—81.

[6]

Li Ya-Jiang, Wu Hui-Qiang, et al. Numeric simulation of thickness of intermetallic compounds in interface zone of diffusion bonding for Cu and Al [J] . Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition), 2001, 11 (6): 908—911.

收稿日期: 2002-06-06
作者简介: 孟胶东 (1948-), 男, 高级工程师, 联系地址: 北京市青云航空仪表有限公司军品技术部 (100086)。

(上接第 5 页)

[3]

C E Jaske, J H Payer, et al. Corrosion Fatigue of Metals in Marine Environments [M] . Battelle Press, 1981, 1—3, 81—83.

[4]

S Maity and B K Sarkar. Impact Fatigue of a Porcelain Ceramic [J] . Int J Fatigue, 1995, 17 (2): 107—109.

[5]

杨峥. 用多次冲击法测定金属断裂韧性 [J] . 金属学报, 1978, 14, (4): 409—419.

[6]

S Suresh. 材料的疲劳 [M] . 王中光等译. 北京: 国防工业出

版社, 1993, 204—223.

[7]

H M Lee, S M Allen. Coarsening Resistance of M₂C Carbides in Secondary Hardening Steels [J] . Metall Trans, 1991, 22A, 2877—2885.

基金项目: 航空基金资助项目
收稿日期: 2002-07-30; 修改日期: 2002-11-22
作者简介: 杨东方 (1966-), 男, 博士后, 研究员, 联系地址: 北京市 81 信箱 9 分箱 (100095)。

(上接第 18 页)
Ti⁴⁺ (TiO₂) Ti³⁺ (Ti₃O₅ 或 Ti₂O₃) 和 Ti²⁺ (TiO)。开始时 Ti³⁺ 的比例较 Ti²⁺ 大, 但随后 Ti²⁺ 的比例就比 Ti³⁺ 高, 也就是越接近基体, TiO 的比例越多。

表 2 Ti-2Al-2.5Zr 表面氧化膜 Ar⁺ 刻蚀不同时间后 Ti⁴⁺, Ti³⁺ 和 Ti²⁺ 所占百分比的变化

Table 2 The change of percentage of Ti⁴⁺, Ti³⁺ and Ti²⁺

刻蚀时间/ min	0	75	90	105	120	140	180
Ti ⁴⁺ / %	100	82.9	73.1	71.9	68.6	64.6	62.5
Ti ³⁺ / %	0	11.5	17.9	18.4	20.9	23.4	21.3
Ti ²⁺ / %	0	5.6	9.0	9.7	10.5	12.0	16.2

从图 2、图 3 和图 4 并结合图 1, 可以清楚地看出, 300 pH9 水质中钛合金的氧化膜主要由 Al₂TiO₅, TiO₂, Ti₃O₅, Ti₂O₃, TiO 交迭构成。

3 结论

300 pH9 水蒸汽中氧化 13000h, Ti-2Al-2.5Zr 钛合金样品在表面形成了稳定的厚 800nm 的 TiO₂ (Ti⁴⁺) 氧化层, 这一氧化膜中还含有由 TiO₂ 和 Al₂O₃ 有限固溶形成的 Al₂TiO₅, 随深度的增加出现了 Ti³⁺ (Ti₃O₅、Ti₂O₃) 和 Ti²⁺ (TiO)。结合 XRD 测试结果, 氧化膜主要由 Al₂TiO₅, TiO₂, Ti₃O₅, Ti₂O₃和 TiO 组成, 其中几乎没有锐钛型和金红石型 TiO₂, 只有板钛型 TiO₂。

参考文献

[1]

邓炬, 丁振涛, 杨冠军, 等. 稀有金属, 1997; 21: 88.

[2]

丁振涛, 等. 稀有金属材料及工程, 1999, 12 (6): 340.

[3]

丁振涛, 等. 稀有金属材料及工程, 2000, 4 (2): 86.

[4]

Liu Peiying, Tao Ye, Pei Gen, et al. Surface and Coatings Technology, 2000, 128-129: 89-93.

[5]

莫畏, 等. 钛冶金 [M] . 北京: 冶金工业出版社, 1979.

基金项目: 中国核动力研究设计院核燃料及材料国家级重点实验室资助项目
收稿日期: 2000-10-31
作者简介: 封向东 (1950-), 男, 副教授, 联系地址: 四川大学物理系 (610064)。