

钛合金保载疲劳失效特征及敏感性判定方法

邱建科¹, 席国强¹, 马英杰¹, 吉海宾¹, 雷家峰¹,
黄爱军², Rugg David³, 杨锐¹

(1. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 宝钢集团中央研究院, 上海 200940)

(3. Rolls-Royce plc, Derby DE24 8BJ, UK)

摘要: 钛合金在航空发动机上使用时存在保载疲劳失效现象。钛合金保载疲劳寿命显著低于普通疲劳寿命且其断裂特征有别于普通疲劳。本文通过系统的实验研究, 从疲劳断口、二次裂纹以及应变积累等方面总结了保载疲劳的失效特征。研究对象涵盖了保载敏感性强、弱以及无的钛合金类型。利用上述总结的特征, 给出了判定钛合金保载疲劳失效及敏感性强弱的方法。

关键词: 钛合金; 保载疲劳; 保载敏感性; 断裂特征; 失效分析

中图分类号: TG146.2*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)05-124-05

钛合金作为一类轻质高强材料, 在航空航天领域应用广泛。其中, 近 α 型和 $\alpha+\beta$ 型钛合金由于具有优异的抗蠕变和疲劳综合性能被用于制造航空发动机的压气机盘、风扇盘及其叶片等部件^[1,2]。对这些重要部件的疲劳寿命进行准确预测是保证航空飞行器飞行安全的关键。

钛合金存在低周保载疲劳断裂问题。低周保载疲劳 (Low Cycle Dwell Fatigue, LCDF) 是指在峰值应力下保持一段时间的梯形波疲劳。与普通低周疲劳 (Low Cycle Fatigue, LCF, 三角波或正弦波) 相比, 保载疲劳更接近于飞行器实际飞行载荷谱。在相同应力条件下, LCDF 与 LCF 相比疲劳寿命显著降低的现象称为保载效应 (Dwell Effect)。钛合金保载疲劳失效现象最早发现于 20 世纪 70 年代, 英国 Rolls-Royce 公司提供给美国洛克希德 (Lockheed) 公司 TriStar 飞机的 RB211 发动机上, 两件由近 α 型 IMI685 合金制造的风扇盘发生了保载疲劳失效, 失效时疲劳寿命远低于预期服役寿命^[3]。

保载敏感性 (保载效应) 强弱通常用以下式子来评价:

$$\text{Life debit} = \frac{N^{\text{LCF}}}{N^{\text{LCDF}}} \quad (1)$$

式中, N^{LCF} 为低周疲劳寿命, N^{LCDF} 为低周保载疲劳寿命。

保载敏感性的影响因素众多, 主要可分为两类: 一是合金类型、显微组织及微结构等内部因素^[2,4-6], 其中

微结构的存在是导致近 α 型和 $\alpha+\beta$ 型钛合金产生保载效应的最直接原因; 二是材料应力状态、所处的峰值应力水平、保载时间以及峰谷值应力比等外部因素^[7], 增加峰值应力和延长保载时间都会加剧保载效应。

虽然保载效应的有无及强弱可以从疲劳寿命降低程度得到最直接反映, 但研究发现影响疲劳寿命降低程度的因素除了保载效应本身, 还受其他非保载疲劳机制影响。比如, 当疲劳测试所选择的峰值应力高于材料屈服强度时, LCDF 寿命也会出现严重降低, 但这并不是由保载疲劳机制所引起^[8]; 另外, 除了 LCDF 寿命, 保载敏感性程度还取决于作为参照的 LCF。研究表明, 决定 LCF 寿命的显微组织参数与 LCDF 不同。因此, LCDF 失效及其效应强弱单从寿命降低的程度来判定变得困难, 甚至有时得出不正确的结论。LCDF 影响因素众多, 而真正的保载疲劳失效只有在特定的内外因素共同作用下才会出现。准确判定钛合金室温保载疲劳失效行为, 对指导保载疲劳影响因素和机理研究, 钛合金选材、组织控制以及最终性能评价都具有重要意义。

本实验选择 Ti-6Al-2Sn-4Zr-xMo ($x=2\sim 6$, 质量分数, %, 下同; Ti624x) 合金开展保载疲劳实验研究, 从疲劳断口、二次裂纹以及应变积累等三方面比较了保载疲劳与普通疲劳失效特征差异, 并通过 Ti624x 合金展示了钛合金保载效应的强弱变化过程及相应特征。最后, 利用上述总结的失效特征, 给出了判定钛

收稿日期: 2016-12-18

基金项目: 国家自然科学基金 (51401221, 51171195)

作者简介: 邱建科, 男, 1987 年生, 博士, 助理研究员, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, E-mail: jkqiu@imr.ac.cn

合金保载疲劳失效及敏感性强弱的方法，以期为实验研究和工程失效分析提供借鉴和指导。

1 实验

按照 Ti-6Al-2Sn-4Zr-xMo (x=2~6) 合金名义成分，采用三次真空自耗熔炼制备 Ti624x 合金铸锭。测定各合金 T_{β} 相变点，分别为 987, 975, 967, 947, 937 °C。Ti624x 铸锭先后经历单相区 ($T_{\beta}+150$ °C) 小变形，两相区 (30% 初生 α 相含量所对应温度) 大变形，制备出适于研究保载效应的显微组织类型^[9]。

疲劳测试选择各合金的 $0.95\sigma_{0.2}$ 作为峰值应力，应力比 $R=0$ 。LCF 波形为 1s-1s，LCDF 波形为 1s-120s-1s-1s，如图 1 所示。

疲劳试样工作段直径为 8 mm，夹持引伸计 (标距 10 mm) 采集疲劳过程中应变随循环周次的变化。利用金相显微镜 (KEYENCE 基恩士、ZEISS-Axiovert 200 MAT) 和扫描电子显微镜 (S-3400N 钨灯丝) 观察疲劳断口及纵剖面二次裂纹特征。

2 结果与讨论

随 Mo 元素含量从 x=2 到 6，Ti624x 合金保载敏感性依次为 7.9、4.0、3.5、2.8 和 2.9。近 α 型的 Ti6242 合金保载敏感性最强。下面将首先利用 Ti6242 合金，阐述 LCDF 与 LCF 在疲劳断口、二次裂纹以及应变积累等方面的不同断裂特征；然后利用 Ti624x 合金模型材料，阐述不同保载敏感性条件下所对应的 LCDF 断裂特征，并以此作为钛合金保载敏感性强弱的判定依据。

2.1 保载疲劳失效特征

2.1.1 疲劳断口

Ti6242 合金的 LCF 和 LCDF 断口如图 2 所示。由图可以看出，LCF 断口呈现疲劳裂纹萌生于试样表面 (萌生区域为断口右侧较明亮区域)，为常规疲劳机制引起失效；LCDF 断口为亚表面多点萌生，断口上的亮点为保载疲劳裂纹的萌生扩展区域。

比较 LCF 和 LCDF 断口上裂纹萌生区域还可发

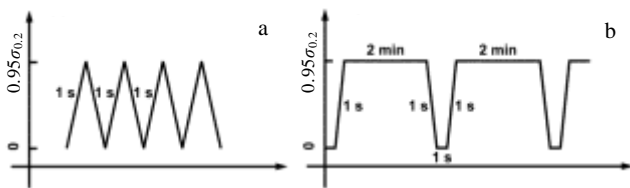


图 1 疲劳测试波形示意图

Fig.1 Fatigue test waveforms of LCF (a) and LCDF (b), with peak applied stress, R ratio, frequency and dwell time

indicated

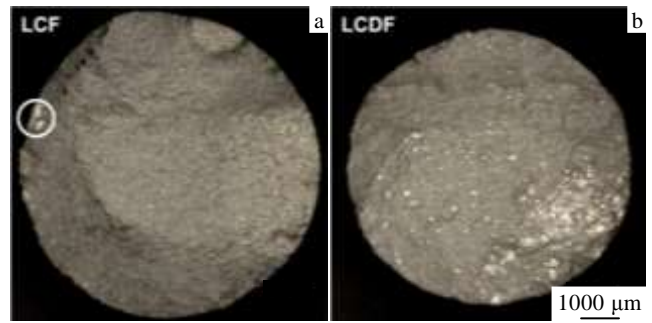


图 2 Ti6242 合金 LCF 和 LCDF 疲劳断口的体视光学显微镜照片

Fig.2 Optical microscope images of LCF (a) and LCDF (b) failure modes of Ti6242 alloy (the white circle in LCF image marks the scratch by the extensometer)

现，LCDF 的裂纹萌生区域要比 LCF 更明亮。虽然两类疲劳的裂纹萌生区域都是由 α 相的准解理小平面对构成，但 LCF 的小平面与应力轴倾斜相交，而 LCDF 的小平面与应力轴近似垂直，具体特征如图 3 所示。从图 3 可以看出，LCF 断口上的小平面对区域起伏较大，而 LCDF 断口上的小平面对区域整体比较平坦 (裂纹萌生小平面对除外)，故在体视光学显微镜下 LCDF 断口的萌生区域显示更加明亮。

研究表明^[6,10]，LCF 断口上的解理小平面对主要为沿基面滑移带开裂形成，萌生小平面对的空间取向偏离应力轴 $\sim 25^\circ$ ，扩展小平面对偏离应力轴 $\sim 22^\circ \sim 41^\circ$ ；LCDF 断口上萌生小平面对为基面开裂与普通疲劳一致，扩展小平面对的空间取向为近似垂直于应力轴，晶体取向为沿偏离基面 $\sim 10^\circ$ 的晶面开裂 (可能为 $\{10\bar{1}7\}$)。

对于保载效应强弱不同的 LCDF 断口，有 3 种不同的断裂模式^[9]，如图 4 所示。保载敏感性强的合金 (如 Ti6242)，断口为亚表面多点萌生，裂纹萌生区域面积较大。保载敏感性相对较低的合金 (如 Ti6243)，断口为亚表面萌生和表面萌生两类特征共存，同时亚

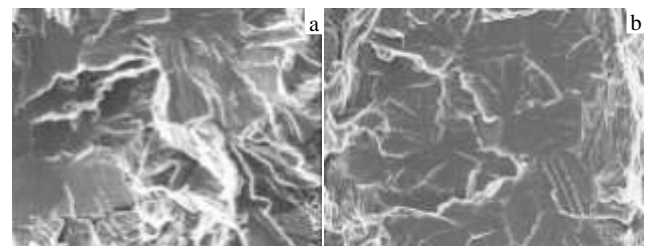


图 3 Ti6242 合金 LCF 和 LCDF 断口上裂纹萌生区域解理小平面的扫描电镜照片

Fig.3 SEM images of the facets in the crack initiation region on

LCF (a) and LCDF (b) fracture surfaces of Ti6242 alloy 表面萌生区域的数量显著减少。Ti6243 合金的断裂特征表明,此时该合金的疲劳失效由 LCF 和 LCDF 机制共同作用导致,同时也意味着 Ti6243 合金正在从保载疲劳失效机制转向普通疲劳失效机制。Ti6244 到 Ti6246 合金的 LCDF 断口,呈现表面萌生特征,与 LCF 断口一样。可以看出,LCDF 断口上亚表面明亮区域所占面积的多少在一定程度上反映了保载敏感性的强弱。

2.1.2 二次裂纹

图 5 为 Ti6242 合金 LCF 和 LCDF 疲劳断口纵剖面二次裂纹形貌。可以看出,LCF 产生的二次裂纹为常见裂纹形貌,与应力轴呈大约 45°,沿高施密特因子 (Schmid Factor) 的滑移系开裂;而 LCDF 的二次

裂纹与应力轴近似垂直。晶体取向表征结果显示,图 5a 中的二次裂纹多沿 α 相的基面开裂^[9, 11],与常规钛合金疲劳开裂情况吻合^[12,13]。图 5b 中的二次裂纹产生于硬取向微织构条带, α 相 $\langle 0001 \rangle$ 方向偏离应力轴 0°~25°均可认为是利于产生保载疲劳裂纹的硬取向范围^[14-16]。研究表明,在 LCDF 加载条件下,虽然硬取向晶粒产生了基面滑移并形成明显的基面滑移带^[16,17],但开裂并不沿基面而是沿偏离基面~10°的高指数面发生,关于该现象产生的机制目前尚不明确。

一般认为, α 相软硬取向间发生应力重分配使硬取向上产生额外的附加应力,是导致保载疲劳裂纹产生的原因。利用晶体塑性有限元^[18-21]和分子动力学^[22,23]等模拟手段研究发现,相邻 α 晶粒的晶体取向组合和加载方式对晶粒间局部应力、应力重分配程度和损伤开裂方式

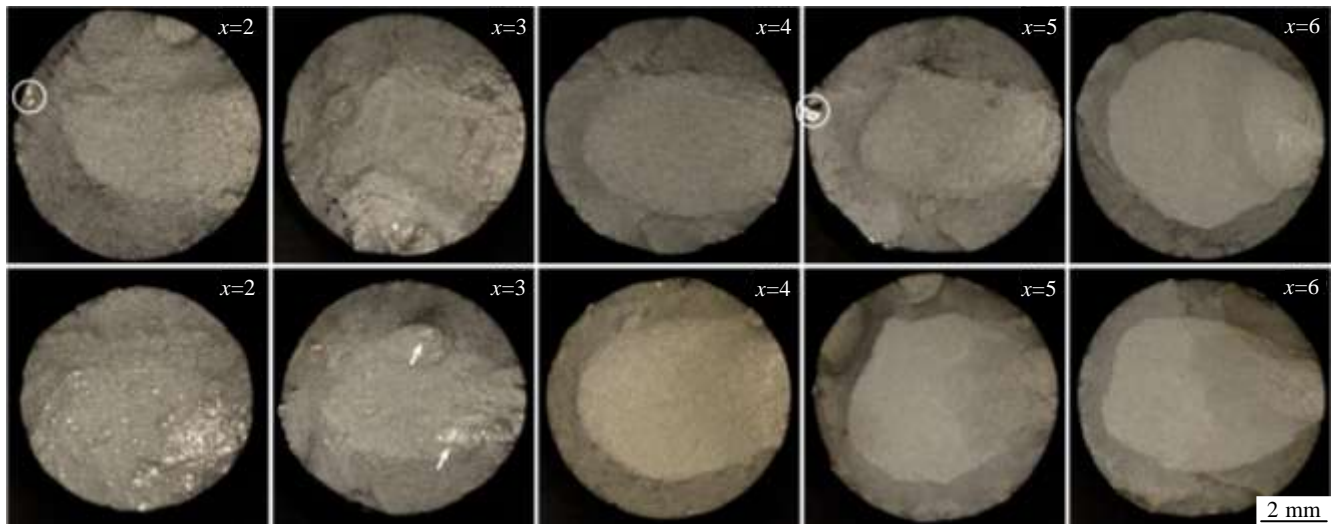


图 4 Ti624x 合金疲劳断口的体视光学显微镜照片^[9]

Fig.4 Optical microscope images of LCF (top row) and LCDF (bottom row) failure modes of Ti624x alloys (the white arrows in the bottom row indicate the dwell crack initiations)^[9]

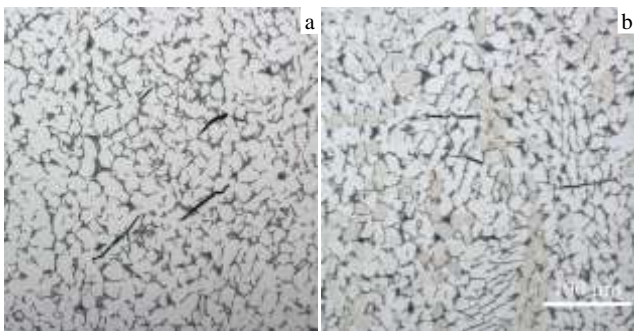


图 5 Ti6242 合金 LCF 和 LCDF 疲劳断口纵剖面二次裂纹形貌^[11]

Fig.5 Secondary cracks from the longitudinal sections of Ti6242 alloy fatigue fractures of LCF (a) and LCDF (b) (loading

direction is vertical)^[11] 都将产生影响,进而影响保载疲劳开裂行为。

保载敏感性较弱的 Ti6243 合金,在 LCDF 加载条件下,与应力轴倾斜相交和近似垂直的二次裂纹均出现。对于保载不敏感的合金,如 Ti6244、Ti6245 和 Ti6246,LCDF 的二次裂纹为倾斜形貌,与 LCF 一致。可以看出,二次裂纹形态在一定程度上也反应了保载敏感性的强弱。

2.1.3 应变积累

图 6 为 Ti6242 合金在 LCF 和 LCDF 加载条件下塑性应变积累随循环周次的变化情况。对于保载敏感性强的合金,LCDF 条件下的应变积累速率和应变积

累量均明显大于 LCF。对于保载敏感性较弱的合金(如 Ti6243), 其应变积累速率和积累量相比于敏感性强的合金(如 Ti6242) 都有所降低; 而对于保载不敏感的

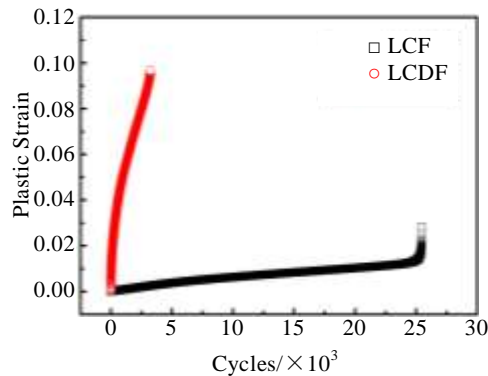


图 6 Ti6242 合金 LCF 和 LCDF 加载条件下塑性应变积累
Fig.6 Plastic strain accumulation during LCF and LCDF for Ti6242 alloy

合金(如 Ti6244、Ti6245 和 Ti6246), LCDF 条件下的应变积累进一步下降, 接近于 LCF^[9]。Ti624x 合金在 LCF 条件下的应变积累情况类似, 均维持较低水平。总之, 低保载敏感性的合金对应低的塑性应变积累速率和积累量; 高保载敏感性的合金对应的塑性应变积累速率高、积累量大。

一般认为, LCDF 条件下产生的较大应变积累, 源于峰值应力保持阶段的室温蠕变或者蠕变疲劳的交互作用。在钛合金中, 当 Al 元素质量分数超过~4.0%时, α 相内的位错滑移会由均匀波状滑移转向平面滑移^[24-27]。平面滑移在晶内的交互作用弱, 易于产生长距离滑移。由于晶粒尺寸决定了位错滑移距离, 所以钛合金中 α 相尺寸及含量会影响 LCDF 过程中的应变积累。

Neeraj 等人^[24,25]的研究结果认为, 钛合金存在室温蠕变效应与其低的应变强化指数有关(钛合金: 0.03~0.07, 其他商用材料: 0.1~0.5), 低的应变强化指数是由于短程有序引起位错平面滑移的结果。针对 Ti624x 合金的研究结果表明, 该系列合金的应变强化行为极为相似^[16], 故单从应变强化指数来解释 Ti624x 合金室温蠕变效应和保载效应的差异理由并不充分。导致 Ti624x 合金塑性应变积累和保载敏感性差异的因素还应该包括 α 相尺寸和含量、 α_2 相以及微织构等。

2.2 保载疲劳失效及敏感性判定方法

本实验通过 Ti624x 合金总结了保载效应强弱不同时所对应的 LCDF 失效特征。反之, 利用疲劳断口以及二次裂纹等信息可以判定钛合金的保载疲劳失效及其敏感性强弱。具体过程如下:

1) 利用光学显微镜对疲劳失效后的钛合金断口进

行低倍(5~30倍)观察, 通过比较断口上不同区域的相对明暗程度, 来确定疲劳裂纹的萌生位置(相对较明亮的区域为疲劳裂纹萌生位置^[28]);

2) 如果疲劳裂纹仅萌生于试样表面, 则可以判定为非保载疲劳失效; 如果有疲劳裂纹萌生于试样亚表面或内部, 则可能存在保载疲劳失效(且萌生位置越明亮存在保载疲劳失效的可能性越大);

3) 利用扫描电子显微镜对疲劳裂纹萌生区域的解理小平面对进行观察, 确定萌生区域解理小平面的形貌特征。如果解理小平面的形貌为表面光滑、解理小平面与应力轴有一定夹角(~30°~60°)且解理小平面之间或相互平行或倾斜相交(小平面对区域的整体形貌不处于与应力轴相垂直的平面), 则为非保载疲劳引起; 解理小平面的形貌若为具有“人”字形花样、解理小平面与应力轴基本垂直(~80°~100°)且解理小平面对区域的整体形貌较为平坦, 则可进一步确定为保载疲劳引起;

4) 判定钛合金疲劳失效是否由保载疲劳引起, 还可根据断口纵剖面的二次裂纹形貌进行判定, 若二次裂纹均为与应力轴倾斜相交(~30°~60°)则为非保载疲劳(即普通低周疲劳)引起; 若存在二次裂纹与应力轴基本垂直(~80°~100°)则可判定为由保载疲劳引起。

已经确定为具有保载疲劳机制引起的失效后, 可进一步判定保载敏感性的强弱。敏感性强弱判定方法为: 根据由保载疲劳机制引起的断口表面明亮区域所占面积的多少以及二次裂纹中基本垂直应力轴($\pm 10^\circ$)形貌的裂纹所占比例(可按长度计算)来判定保载效应的强弱, 面积越多、比例越大者, 保载敏感性越强。

3 结 语

1) 对于保载敏感性强的钛合金, 保载疲劳与普通疲劳在疲劳断口、二次裂纹以及应变积累方面存在明显不同的失效特征。具体表现为, 保载疲劳断口的裂纹萌生于试样亚表面或内部, 二次裂纹与应力轴近似垂直, 塑性应变积累速率和积累量明显大于普通疲劳。

2) 通过 Ti624x 模型材料总结了保载效应强弱变化所对应的失效特征, 利用上述特征可以判定钛合金保载敏感性强弱, 即根据由保载疲劳引起的明亮区域所占面积的多少以及二次裂纹中基本垂直应力轴($\pm 10^\circ$)形貌的裂纹所占比例来判定, 面积越多、比例越大者, 保载敏感性越强。

参考文献 References

- [1] Leyens C, Peters M. *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*[M]. Wiley, 2003
- [2] Lütjering G, Williams J C. *Titanium*[M]. Heidelberg, Berlin:

- Springer, 2007
- [3] Bache M R. *International Journal of Fatigue*[J], 2003, 25: 1079
- [4] Kassner M, Kosaka Y, Hall J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30A: 2383
- [5] Sinha V, Mills M J, Williams J C *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37A: 1507
- [6] Pilchak A L, Williams J C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42A: 1000
- [7] Bache M R, Cope M, Davies H M *et al. International Journal of Fatigue*[J], 1997, 19: S83
- [8] Qiu J K, Ma Y J, Ji H B *et al. Proceedings of the 12th World Conference on Titanium*[C], Beijing: Science Press, 2011: 1202
- [9] Qiu J K, Ma Y J, Lei J F *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45A: 6075
- [10] Pilchak A L, Williams J C. *Fatigue of Materials: Advances and Emergences in Understanding*[C], Houston, Texas: Wiley, 2010: 327
- [11] Qiu J K, Ma Y J, Lei J F *et al. Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*[C], San Diego, California: Wiley, 2015: 941
- [12] Qiu J K, Feng X, Ma Y J *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2016, 83: 150
- [13] Bridier F, Villechaise P, Mendez J. *Acta Materialia*[J], 2008, 56: 3951
- [14] Uta E, Gey N, Bocher P *et al. Journal of Microscopy*[J], 2009, 233: 451
- [15] Gey N, Bocher P, Uta E *et al. Proceedings of the 12th World Conference on Titanium*[C], Beijing: Science Press, 2011: 879
- [16] Qiu Jianke(邱建科). *Doctor Dissertation*(博士论文)[D]. Shenyang: The University of Chinese Academy of Sciences, 2015
- [17] Pilchak A, Brandes M, Williams R *et al. Proceedings of the 12th World Conference on Titanium*[C], Beijing: Science Press, 2011: 993
- [18] Hasiya V, Ghosh S, Mills M J *et al. Acta Materialia*[J], 2003, 51: 4533
- [19] Dunne F P E, Walker A, Rugg D. *Proceedings of the Royal Society A*[J], 2007, 463: 1467
- [20] Dunne F P E, Rugg D, Walker A. *International Journal of Plasticity*[J], 2007, 23: 1061
- [21] Ghosh S, Chakraborty P. *International Journal of Fatigue*[J], 2013, 48: 231
- [22] Wang H, Xu D S, Yang R *et al. Proceedings of the 12th World Conference on Titanium*[C], Beijing: Science Press, 2011: 1219
- [23] Wang H, Zhou G, Qiu J K *et al. Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*[C], San Diego, California: Wiley, 2015: 1893
- [24] Neeraj T, Mills M J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 319: 415
- [25] Neeraj T, Hou D H, Daehn G S *et al. Acta Materialia*[J], 2000, 48: 1225
- [26] Williams J C, Baggerly R G, Paton N E. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33: 837
- [27] Blackburn M J, Williams J C. *Transaction of American Society for Metals*[J], 1969, 62: 398
- [28] Zhong Qunpeng(钟群鹏), Zhao Zihua(赵子华). *Fractography*(断口学)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006

Characteristics of Dwell Fatigue Failures and Method for Assessing the Dwell Sensitivity of Titanium Alloys

Qiu Jianke¹, Xi Guoqiang¹, Ma Yingjie¹, Ji Haibin¹, Lei Jiafeng¹, Huang Aijun², Rugg David³, Yang Rui¹

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. Baosteel Central Research Institute, Baosteel Co. Ltd., Shanghai 200940, China)

(3. Rolls-Royce plc, Derby DE24 8BJ, UK)

Abstract: Titanium alloys have come up against dwell fatigue failures during service in the aircraft engine. In contrast to normal continuous cycling, dwell fatigue is manifested by a significant reduction in fatigue life and has distinct failure characteristics. Through the systematic experimental research, where research objects covered from highly susceptible to unsusceptible titanium alloys, the characteristics of dwell fatigue failures have been summarized from three aspects, including the fatigue fracture, secondary crack and strain accumulation. According to the summarized failure characteristics, the method for identifying the dwell fatigue failure and assessing the dwell sensitivity has been put forward.

Key words: titanium alloy; dwell fatigue; dwell sensitivity; fracture characteristic; failure analysis

Corresponding author: Lei Jiafeng, Ph. D., Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971958, E-mail: jflel@imr.ac.cn